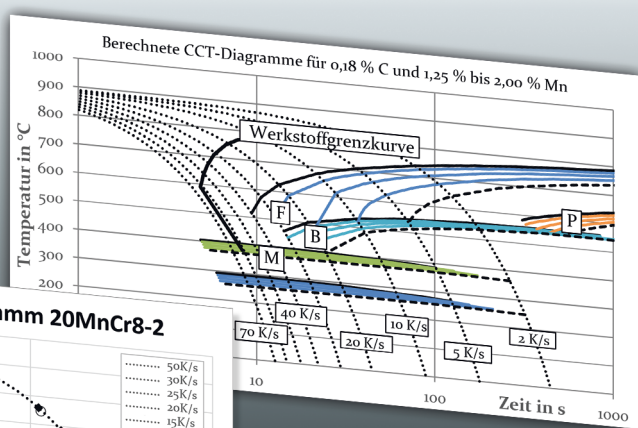
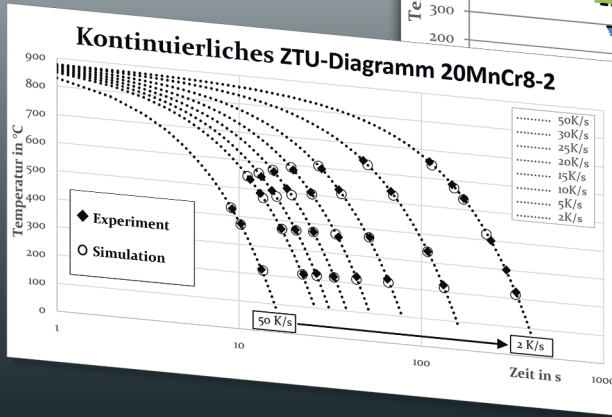
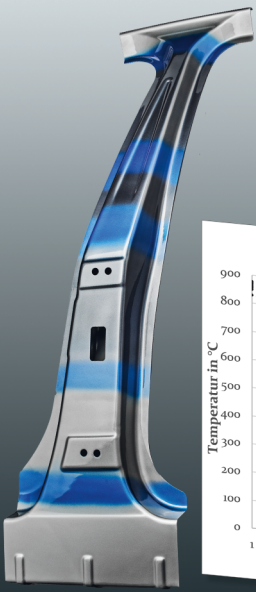




FAU Studien aus dem Maschinenbau 447

Benedikt Göddeke

Methode zur Auswahl eines alternativen
Blechwerkstoffes für flexibel gewalzte
und direkt warmumgeformte
Karosseriestrukturebauteile

Benedikt Göddeke

Methode zur Auswahl eines alternativen Blechwerkstoffes für flexibel gewalzte und direkt warmumgeformte Karosseriestrukturebauteile

FAU Studien aus dem Maschinenbau

Band 447

Herausgeber/-innen:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp

Prof. Dr.-Ing. habil. Tino Hausotte

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. Sebastian Müller

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

Benedikt Göddeke

Methode zur Auswahl eines alternativen Blechwerkstoffes für flexibel gewalzte und direkt warmumgeformte Karosseriestrukturbauteile

Dissertation aus dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie (LFT)
Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Erlangen
FAU University Press
2024

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.

Kontakt: Benedikt Göddeke, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, (ROR <https://ror.org/oof7hpc57>)

Bitte zitieren als

Göddeke, Benedikt. 2024. *Methode zur Auswahl eines alternativen Blechwerkstoffes für flexibel gewalzte und direkt warmumgeformte Karosserie-strukturbauteile*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 447. Erlangen: FAU University Press. DOI: 10.25593/978-3-96147-763-0

Das Werk, einschließlich seiner Teile, ist urheberrechtlich geschützt.
Die Rechte an allen Inhalten liegen bei ihren jeweiligen Autoren.
Sie sind nutzbar unter der Creative-Commons-Lizenz BY-NC.

Der vollständige Inhalt des Buchs ist als PDF über OPEN FAU der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg abrufbar:
<https://open.fau.de/home>

Verlag und Auslieferung:
FAU University Press, Universitätsstraße 4, 91054 Erlangen

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-762-3 (Druckausgabe)
eISBN: 978-3-96147-763-0 (Online-Ausgabe)
ISSN: 2625-9974
DOI: 10.25593/978-3-96147-763-0

**Methode zur Auswahl eines alternativen
Blechwerkstoffes für flexibel gewalzte und direkt
warmumgeformte Karosseriestrukturbauteile**

Der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität
Erlangen-Nürnberg

zur
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Benedikt Göttsche, M.Sc.

aus Schmallingenberg

Als Dissertation genehmigt
von der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der mündlichen
Prüfung: 07. Februar 2024

Gutachter/in: Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein
Prof. Dr.-Ing. Bernd-Arno Behrens, Leibniz
Universität Hannover

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit innerhalb der Prozessentwicklung der Mubea Tailor Rolled Blanks GmbH am Standort Attendorn. Diese Arbeit wurde wissenschaftlich durch die Leiterin des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie (LFT) der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein, betreut.

Mein besonderer Dank gilt Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein für die Übernahme des Hauptreferats, Ihre stets engagierte Betreuung und konstruktiven fachlichen Diskussionen, ohne diese Unterstützung hätte ich diese Dissertation nicht erstellen können. Des Weiteren gilt Ihr mein Dank für Ihr Vertrauen, dass ich eigenständig die notwendigen wissenschaftlichen Untersuchungen an ihrem Lehrstuhl für Fertigungstechnologien in Erlangen durchführen konnte.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Bernd-Arno Behrens, Professor am Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM) an der Leibniz Universität Hannover, danke ich sehr herzlich für sein Interesse an meiner Arbeit und die Übernahme des Korreferats. Bei Prof. Dr. Peter Felfer und Prof. Dr.-Ing. habil. Hinnerk Hagenah möchte ich mich für Ihre Tätigkeit als fachfremder Gutachter sowie als Prüfungsvorsitzender bedanken.

Im Weiteren bedanke ich mich bei Herrn Dr. Christoph Schneider und Herrn Dr.-Ing. Jörg Brecht für das mir entgegengebrachte Vertrauen, außerdem für die Möglichkeit, diese Arbeit im Rahmen meiner Tätigkeit im Unternehmen erstellen zu dürfen. Beide Herren haben mich stets motiviert und mich bei auftretenden Hindernissen tatkräftig unterstützt. Herrn Dr.-Ing. Jörg Brecht möchte ich insbesondere für die fachliche Unterstützung und vor allem für die persönliche Förderung danken.

Weiterhin möchte ich an dieser Stelle allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern der Muhr und Bender KG und auch denen des Lehrstuhls für Fertigungstechnologien, die zum positiven Gelingen dieser Dissertationsschrift beigetragen haben, meinen Dank aussprechen.

Zudem gilt mein Dank den zahlreichen Studenten, welche durch Ihre studentischen Arbeiten und Mitarbeit in der Abteilung der Prozessentwicklung der Tailor Rolled Products direkt oder indirekt zum Erfolg dieser Dissertation beigetragen haben.

Mein ganz besonderer Dank gilt meinen Eltern, die mir die Möglichkeit einer akademischen Ausbildung eröffnet haben und stets eine wichtige Stütze in meinem Leben sind. Für die Unterstützung und das Verständnis des im Rahmen dieser Arbeit erforderlichen Engagements gilt mein besonderer Dank meiner Frau Franziska und unserer Tochter Johanna. Nur durch diesen Rückhalt war es möglich diese Arbeit zu verfassen. Für die notwendige Unterstützung, die hilfreichen Ratschläge und das Verständnis, dass ich an vielen privaten Terminen nicht teilnehmen konnte, danke ich ebenfalls meinem Schwiegervater Jürgen, meinem Bruder Sebastian und seiner Familie sowie meinen Freunden.

Siedlinghausen im Februar 2024

Benedikt Götdeke

Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis	ix
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik und Forschung.....	3
2.1 Warmumformung von höchstfesten Vergütungsstählen	3
2.2 Verfahrenstechnologien der Warmumformung.....	5
2.2.1 Direkte Warmumformung.....	5
2.2.2 Indirekte Warmumformung.....	6
2.2.3 Gradierte Bauteileigenschaften in der Warmumformung.....	7
2.2.4 Alternative Prozesstechnologien der Warmumformung	9
2.3 Werkstoffkonzepte für die Warmumformung.....	11
2.3.1 Mangan-Bor-Stähle in der Warmumformung	11
2.3.2 Mikrolegierte Stähle in der Warmumformung.....	14
2.3.3 Alternative Werkstoffkonzepte für die Warmumformung	15
2.4 Halbzeugbeschichtungen in der Warmumformung	18
2.4.1 Aluminium-Silizium-Beschichtung	18
2.4.2 Zink-Beschichtung.....	19
2.5 Numerische Simulation des Presshärteprozesses.....	20
2.5.1 Thermomechanische Prozessrandbedingungen	21
2.5.2 Werkstoffkenngrößen	25
2.6 Zusammenfassende Bewertung des Stands der Technik und Forschung.....	28
3 Zielsetzung und Methodik.....	31
4 Verwendete Versuchswerkstoffe, Versuchseinrichtungen und Software	33
4.1 Verwendete Versuchswerkstoffe	33
4.2 Verwendete Versuchseinrichtungen und experimentelle Methoden....	36
4.2.1 Methode zur Ermittlung des Abkühlverhaltens einer TRB®-Platine	36
4.2.2 Methode zur Charakterisierung des Warmzugverhaltens	37
4.2.3 Methode zur Analyse der Umformeigenschaften.....	38
4.2.4 Methode zur Charakterisierung der Gefügeumwandlung.....	39
4.2.5 Methoden zur Analyse der resultierenden Gefügeeigenschaften	44
4.2.6 Simulative Methoden zur Validierung der ermittelten Ergebnisse.....	45

5	Abkühlverhalten eines Tailor Rolled Blanks im Prozess der direkten Warmumformung	49
5.1	Ermittlung der Emissionsgrade der eingesetzten TRB®-Halbzeuge	49
5.2	Berechnungsansatz zur Bestimmung der Umformstarttemperatur	52
5.3	Validierung der Annahmen des einfachen Berechnungsmodells anhand einer Finite-Elemente Simulation des Abkühlverhaltens	66
6	Bewertung und Auswahl alternativer Werkstoffsysteme	71
6.1	Gegebene Randbedingungen aus der Funktions- und Prozessauslegung	71
6.1.1	Ableitung der Werkstoffanforderungen aus der Bauteilfunktionsauslegung	71
6.1.2	Ableitung der Werkstoffanforderungen aus der geplanten Zielprozessführung	75
6.2	Ermittlung und Bewertung der Werkstoffkenngrößen	82
6.3	Auswahl und Vorstellung des ausgewählten Werkstoffsystems	99
7	Effiziente Ermittlung der Werkstoffumformeigenschaften	103
7.1	Experimentelle Untersuchung der Warmfließeigenschaften	104
7.2	Bewertung und Extrapolation der Warmfließeigenschaften	106
7.3	Ermittlung der Fließortkurve zur Beschreibung des Fließbeginns	110
8	Effiziente Ermittlung der Gefügeumwandlungskinetik	115
8.1	Einfluss des flexiblen Walzens auf die Gefügeumwandlung	115
8.2	Korrelation Versuchsaufbau zur Anforderung des Referenzprozesses	121
8.3	Beschreibung der resultierenden Gefügeumwandlung	124
8.3.1	Ermittlung und Beschreibung der diffusionslosen Umwandlungskinetik	125
8.3.2	Ermittlung und Beschreibung der diffusionsabhängigen Umwandlungskinetik	128
9	Validierung der erarbeiteten Methode zur Werkstoffauswahl	137
9.1	Validierung der Umformeigenschaften am Napfzugversuch	138
9.2	Validierung der Gefügeumwandlungskinetik für kontinuierliche Abkühlraten	150
9.3	Validierung der Methode am ausgewählten Referenzbauteils	158
10	Vorgehensweise zur Auswahl und Charakterisierung eines alternativen Werkstoffsystems in der Warmumformung	169
11	Zusammenfassung und Ausblick	173
12	Summary and Outlook	177

Literaturverzeichnis.....	181
Anhang.....	201

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

<i>Symbol</i>	<i>Einheit</i>	<i>Beschreibung</i>
a	mm^2/s	Temperaturleitfähigkeit
c	-	Variable zur Fließkurvenapproximation
$c_{(CR)}$	-	Korrekturfaktor der abkühlratenabhängigen Anpassung der Umwandlungskinetik
c_1	$\text{W}/\text{m}^2\mu\text{m}^4$	Naturkonstante
c_2	μmK	Naturkonstante
c_m	-	Variable zur Fließkurvenapproximation
c_n	-	Variable zur Fließkurvenapproximation
c_p	J/kgK	Spezifische Werkstoff-Wärmekapazität
$d_{(CR)}$	-	Korrekturfaktor der abkühlratenabhängigen Anpassung der Umwandlungskinetik
e	-	Eulersche Zahl
g	m/s^2	Erdbeschleunigung
k_f	MPa	Fließspannung
k_{f0}	MPa	Anfangsfließspannung
m	-	Variable im Fließkriterium nach Hill90
m_p	kg	Platinenmasse
$m_{(\text{Tong})}$	-	Variable zur Fließkurvenapproximation
m_o	-	Variable zur Fließkurvenapproximation
n	-	Avrami-Exponent
n_B	-	Keimbildungsmechanismus Bainit
n_F	-	Keimbildungsmechanismus Ferrit
$n_{(\text{Tong})}$	-	Variable zur Fließkurvenapproximation
n_o	-	Variable zur Fließkurvenapproximation

$\dot{q}_g$	W/m ²	Wärmequelle, -senke
$\dot{q}_{\text{Leitung}}$	W/m ²	Wärmestromdichte bei Wärmeleitungsverlusten
r_o	-	Anisotropiekennwert in Walzrichtung
r_{90}	-	Anisotropiekennwert senkrecht zur Walzrichtung
s_{Austenit}	μm	Hebelarmlänge des Austenits
s_{Ferrit}	μm	Hebelarmlänge des Ferrits
s_o	mm	Anfangsblechdicke
t	s	Zeit
t_o	s	Anfangszeitpunkt
x	mm	Positionslänge
x_a	-	Zur Verfügung stehender Restaustenitanteil
x_{eq}	-	Equilibriumsanteil der Gefügephase
x_{eqB}	-	Equilibriumsanteil der Gefügephase Bainit
x_{eqF}	-	Equilibriumsanteil der Gefügephase Ferrit
x_i	-	Gefügephase
x_M	-	Werkstoffgefügeanteil der Martensitphase
A_{80}	%	Bruchdehnung unter Verwendung einer A ₈₀ -Zugprobe
$A_{p(\text{konv.})}$	m ²	Platinenoberfläche für Konvektionsverluste
$A_{p(\text{Leitung})}$	m ²	Platinenoberfläche für Wärmeleitungsverluste
$A_{p(\text{rad.})}$	m ²	Platinenoberfläche für Strahlungsverluste
A_{rad}	m ²	Energieaustauschfläche bei Wärmestrahlung
B	m	Platinenbreite

B_s	K	Bainitstarttemperatur
C	-	Variable zur Fließkurvenapproximation
CE	-	Kohlenstoffäquivalent
F_N	N	Normalkraft
F_R	N	Reibungskraft
Hv_B	-	Bainithärte nach Vickers
Hv_{F+P}	-	Ferrit- und Perlithärte nach Vickers
Hv_M	-	Martensithärte nach Vickers
K	-	Variable zur Fließkurvenapproximation
L	mm	Platinenlänge
$L_{konv.}$	m	Charakteristische Übertrömlänge
$L_{konv.erzw.}$	m	Platinenlänge in Anströmrichtung
M	-	Variable zur Fließkurvenapproximation
M_s	K	Martensitstarttemperatur
M^S	W/m ²	Ideale Energieausstrahlung
$M_{\lambda w}^S$	W/m ² μm	Spektrale flächenspezifische Energieausstrahlung
$Nu_{lam,erzw.}$	-	Nusselt-Zahl für laminare Strömungen bei erzwungener Konvektion
$Nu_{lam,frei}$	-	Nusselt-Zahl für laminare Strömungen bei freier Konvektion
$Nu_{turb,erzw.}$	-	Nusselt-Zahl für turbulente Strömungen bei erzwungener Konvektion
$Nu_{turb,frei}$	-	Nusselt-Zahl für turbulente Strömungen bei freier Konvektion
$Q_{(Tong)}$	-	Variable zur Fließkurvenapproximation
$\dot{Q}_{konv}$	J/s	Wärmestrom bei Konvektionsverlusten
$\dot{Q}_{Leitung}$	J/s	Wärmestrom bei Wärmeleitungsverlusten
$\dot{Q}_{rad}$	J/s	Wärmestrom bei Strahlungsverlusten

$\dot{Q}_s$	J/s	Wärmeenergiefluss
$\dot{Q}_v$	J/s	Änderung der verrichteten Arbeit
R	J/molK	Gaskonstante
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	Dehngrenze oder Streckgrenze
$T_{(Tong)}$	-	Variable zur Fließkurvenapproximation nach Tong
T	K	Temperatur
T_o	K	Starttemperatur im Ähnlichkeitsmodell bei $x > 0$
T_{Ofen}	K	Ofenaustrittstemperatur
T_p	K	Platinentemperatur
T_R	°C	Referenztemperatur im Modell Lechler
T_S	K	Starttemperatur im Ähnlichkeitsmodell bei $x = 0$
T_u	K	Umgebungslufttemperatur
T_{WKZ}	K	Werkzeugtemperatur
T_η	K	Temperatur der Ähnlichkeitsvariable
$\dot{U}$	J/s	Änderung der Energie eines geschlossenen Systems
V	m ³	Volumen
V_R	°C/h	Abkühlrate bei 700 °C
$\alpha_{konv.}$	W/m ² K	Wärmeübergangskoeffizient bei Konvektionsverlusten
$\alpha_{konv.erzw.}$	W/m ² K	Wärmeübergangskoeffizient für erzwungene Konvektion
$\alpha_{konv.frei}$	W/m ² K	Wärmeübergangskoeffizient für freie Konvektion
$\alpha_{Leitung}$	W/m ² K	Wärmeübergangskoeffizient bei Wärmeleitung

α_M	-	Werkstoffkonstante Koistinen-Marburger
$\alpha_{\text{rad.}}$	W/m ² K	Wärmeübergangskoeffizient bei Wärme- strahlung
β	-	Variable zur Fließkurvenapproximation
β_L	1/K	Volumenausdehnungskoeffizient Luft
ε	-	Proportionalitätsfaktor // Emissionsgrad
η	-	Ähnlichkeitsvariable
λ	W/mK	Werkstoffwärmeleitfähigkeit
λ_{Fluid}	W/mK	Wärmeleitfähigkeit des umgebenden Flu- ids
λ_w	μm	Wellenlänge
μ	-	Reibzahl
ν	m ² /s	Kinematische Viskosität des Fluids
ρ	kg/m ³	Werkstoffdichte
σ_1	MPa	Hauptspannungen
σ_2	MPa	Nebenspannungen
σ_{SB}	W/m ² K ⁴	Stefan-Boltzmann-Konstante
τ	-	Koeffizient Keimbildungsrate und Wachs- tumsgeschwindigkeit
τ_B	-	Koeffizient Keimbildungsrate und Wachs- tumsgeschwindigkeit Gefügephase Bainit
τ_F	-	Koeffizient Keimbildungsrate und Wachs- tumsgeschwindigkeit der Gefügephase Ferrit
ϕ	-	Dehnung
$\dot{\phi}$	s ⁻¹	Dehnrate
ϕ_H	-	Hauptdehnungen
ϕ_N	-	Nebendehnungen
ω	m/s	Geschwindigkeit
ΔT	K	Temperaturunterschied

Abkürzung	Beschreibung
A_{c1}	Temperatur, Beginn der Austenitbildung
A_{c3}	Temperatur, Beginn der homogenen Austenitbildung
AHSS	Advanced High Strength Steel / Höherfeste Mehrphasenstähle
AlSi	Aluminium-Silizium
A_{r3}	Temperatur, Beginn Ferritbildung
As	Chemisches Element Arsen
B	Chemisches Element Bor
B_s	Bainit-Start-Temperatur
C	Chemisches Element Kohlenstoff
CAE	Computer Aided Engineering
CCD	Lichtempfindlicher Bildsensor / Charge Coupled Device
CCT	Continuous Cooling Temperature Diagram
CNC	Computerized Numerical Control
CO_2	Kohlenstoffdioxid
Cr	Chemisches Element Chrom
Cu	Chemisches Element Kupfer
DSI	Firma Dynamic Systems Inc.
FE	Finite Elemente
FEM	Finite Elemente Methode
Gr	Grashof-Zahl
HNO_3	Salpetersäure
Hv	Härte nach Vickers
Hv_B	Bainithärte nach Vickers
Hv_{F+P}	Ferrit- und Perlithärte nach Vickers

Hv _M	Martensithärte nach Vickers
IEHK	Institut für Eisenhüttenkunde RWTH Aachen
IFUM	Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen – Leibniz Universität Hannover
JMAK	Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov
kfz	Flächenzentriertes kubisches Gitter
kN	Kilonewton
krz	Raumzentriertes kubisches Gitter
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
M _f	Martensit-Finish-Temperatur
MGA	Mubea-Galvannealed / Verfahren nach DE102012110972B3
M _L	Messlänge der Dilatationsprobe
Mn	Chemisches Element Mangan
Mo	Chemisches Element Molybdän
M _s	Martensit-Start-Temperatur
Ni	Chemisches Element Nickel
NiCr-Ni	Nickel-Chrom Nickel Thermoelement
Nu	Nusselt-Zahl
Nu _{kombi}	Kombinierte Nusselt-Zahl
Pr	Prandtl-Zahl
Ra	Rayleigh-Zahl
Re	Reynolds-Zahl
RWTH	Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule
SEP	Stahl-Eisen-Prüfblatt
Si	Chemisches Element Silizium
TiN	Titannitrid
TKSE	thyssenkrupp Steel Europe AG

TRB®	Tailor Rolled Blank // Tailor Rolled Blanks
TT	Tailored-Tempering
TTT	Time Temperature Transformation
TWB	Tailor Welded Blanks
V	Chemisches Element Vanadium
W	Chemisches Element Wolfram
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung

1 Einleitung

Der fortschreitende Klimawandel und der damit einhergehende Einfluss auf die Menschheit und ihre Lebensbedingungen haben das aktuelle Bewusstsein einer notwendigen nachhaltigen ökologischen Verantwortung geschaffen [1]. Als Hauptursache für die Erderwärmung und dem damit verbundenen Klimawandel kann der Ausstoß von Treibhausgasen benannt werden [2]. Im Jahr 2018 wurden in Deutschland 82,9 % aller Treibhausgase durch die Verbrennung von fossilen Brennstoffen verursacht, wodurch Kohlendioxid (CO₂) Emissionen entstehen [3]. Damit diese Treibhausgasemissionen erfolgreich und nachhaltig reduziert werden können, sind nationale und internationale Regulierungen des Treibhausgasausstoßes – verallgemeinert CO₂-Ausstoßes – notwendig. Daher werden beispielsweise in der Europäischen Union, durch die EU-Verordnung Nr. 443/2009, die Automobilhersteller zur Einhaltung eines durchschnittlichen CO₂-Ausstoßwertes von 95 g/km, bezogen auf 95 % ihres Neufahrzeugportfolios ab dem Jahr 2020, angehalten [4]. Die Neufassung dieser EU-Verordnung regelt die weitere Minderung des Ausstoßwertes um 37,5 % ab dem Jahr 2030. Durch die Umstellung des Testverfahrens bezieht sich diese prozentuale Reduzierung auf das Vergleichsjahr 2021 [5]. Aktuelle Analysen der Automobilisten zeigen, dass etwa 80 % der Fahrzeugemissionen in einem Fahrzeuglebenszyklus durch den Betrieb des Fahrzeugs entstehen [6] und der Kraftstoffverbrauch des Fahrzeugs als entscheidender Hebel zur Reduzierung der CO₂-Emission angesehen werden kann. Die Reduzierung des Kraftstoffverbrauchs gelingt durch die Reduzierung der Luft- und Rollwiderstände sowie der Massenträgheitsmomente [7]. Das Fahrzeugeigengewicht bietet, neben der Verbesserung der Aerodynamik und Minimierung der Reibung und Eigenmassen im Antriebsstrang, ein hohes Potenzial zur Reduzierung dieser Fahrwiderstände. Mit etwa 40 % der Fahrzeuggesamtmasse besitzt die Fahrzeugkarosserie ein erhebliches Gewichtseinsparpotenzial [7]. Darüber hinaus führt die Reduzierung der Karosseriemasse zu sekundären Leichtbaupotenzialen [8]. Modellrechnungen zufolge können durch die Reduzierung von 100 kg des Fahrzeuggesamtgewichts etwa 8,8 - 11,7 g CO₂-Emission pro Kilometer eingespart werden [9].

Aus diesen Gründen verfolgen die Automobilhersteller den Lösungsansatz, durch aktuelle Leicht- und Mischbaustrategien die Fahrzeugkarosserie weiter im Gewicht zu reduzieren [10]. Die notwendige Wirtschaftlichkeit erfordert jedoch den Einsatz von höher- und höchstfesten Stahlwerkstoffen in der heutigen Fahrzeugkarosserie [11]. Dabei ermöglicht die Erhöhung der

Werkstofffestigkeit prinzipiell die Reduzierung der Bauteilblechdicke und somit wird die Karosseriemasse verringert, dies führt aber unweigerlich zu Fertigungsnachteilen bei der Blechumformung. Diese Fertigungsnachteile können durch höhere benötigte Umformkräfte, ein geringeres Umformvermögen und einer stärkeren Bauteilrückfederung nach der Umformung benannt werden [12]. Die Kompensation dieser Nachteile wird heute durch das Fertigungsverfahren der Warmumformung erreicht. Aus diesem Grund hat sich dieses Verfahren in der letzten Dekade weltweit zur Herstellung von Strukturkomponenten der passiven Sicherheit etabliert.

Die zukünftig weiter steigenden Anforderungen an die CO₂-Ausstoßreduzierung führen zu weiterhin konsequenten Leichtbaukonstruktionen der Fahrzeugkarosserie. Deshalb werden auch in Zukunft zum einen anwendungsorientierte Eigenschaftseinstellungen der heutigen warmumgeformten Strukturbauteile weiterverfolgt und zum anderen eine weitere Substitution heutiger Kaltformstrukturbauteile durch den Prozess der Warmumformung umgesetzt. Daher müssen für die nächste Generation der warmumgeformten Karosseriekomponenten die wesentlichen drei Kernbereiche, die Konstruktion des Strukturbauteils, die Prozessführung der Warmumformung und die verwendeten Stahllegierungen mehr als jemals zuvor auf die angestrebten Bauteileigenschaften angepasst werden.

Der Stand der Technik beschreibt aktuell keine Vorgehensweise, welche dieses Zusammenspiel in der Entwicklung erläutert. Daher muss für einen effizienteren Entwicklungsablauf eine Methode erarbeitet und beschrieben werden, welche zum einen die Randbedingungen der Zielprozessführungen berücksichtigt und zum anderen einen wirtschaftlichen Entwicklungsprozess darstellt. Im Rahmen dieser Arbeit wird aus diesem Grund eine Methode erarbeitet, die es ermöglicht, eine Werkstoffauswahl durchzuführen und anhand einer vereinfachten Materialcharakterisierung den frühzeitigen Nachweis eines erfolgreichen Zielkonzeptes zu erbringen. Die erarbeitete Methode dient der effizienten Werkstoffauswahl und Erstcharakterisierung von alternativen Werkstoffkonzepten im Prozess der heutigen direkten Warmumformung. Dazu werden zunächst die Randbedingungen des Zielprozesses bei gegebener Konstruktion des Strukturbauteils ermittelt und anschließend in der Werkstoffauswahl berücksichtigt. Abschließend wird eine effiziente Methode zur Werkstoffcharakterisierung erarbeitet, welche die frühzeitige Bewertung der Kompatibilität von Zielwerkstoff und Zielprozess ermöglicht. Die Arbeit schließt mit der Validierung der Methode am Beispiel einer warmumgeformten flexibel gewalzten Fahrzeug-B-Säule.

2 Stand der Technik und Forschung

In diesem Kapitel werden der Stand der Technik und die aktuellen Forschungsaktivitäten im Themengebiet der Warmumformung von Karosseriestrukturbauteilen beschrieben. Zunächst sind die Vorteile und die Einsatzgebiete der Warmumformung erläutert. Im Anschluss werden, ausgehend von den verschiedenen Verfahrenstechnologien zur Herstellung von warmumgeformten Strukturkomponenten, die eingesetzten Werkstoffkonzepte und die zwei wichtigsten Halbzeugbeschichtungen vorgestellt. Zudem ist die numerische Prozessabbildung und insbesondere der Wärmeübergang im Prozess der Warmumformung beschrieben. Dieses Kapitel schließt mit einer kurzen Zusammenfassung des vorgestellten Stands der Technik.

2.1 Warmumformung von höchstfesten Vergütungsstählen

Die Einhaltung der ökologischen Gesetzesanforderungen wird von den Automobilherstellern derzeit maßgeblich durch die Reduzierung der Fahrwiderstände verfolgt. Die Gewichtseinsparung des gesamten Kraftfahrzeugs stellt neben der Reduzierung der Reibung im Antriebsstrang derzeit den größten Stellhebel dar [7]. Die Fahrzeugkarosserie bietet mit etwa 40 % dazu das größte Gewichtseinsparpotenzial [7]. Durch die Verwendung von verschiedensten Materialien kann das Karosseriegewicht durchaus verringert werden [13], jedoch führt die Einbeziehung von wirtschaftlichen Aspekten aktuell weiterhin zu dem Einsatz von hochfesten Stahlwerkstoffen in der Fahrzeugkarosserie. Darüber hinaus konnte in den Studien InCar®plus [14], ULSAB [15] und NewSteelBody [16] nachgewiesen werden, dass der Einsatz von hoch- und höherfesten Stahlwerkstoffen erhebliche Gewichtseinsparungen in der Fahrzeugkarosserie ermöglicht. Die Applikation dieser hoch- und höchstfesten Stahlwerkstoffe führt – bei identischer Belastung – zur Reduzierung der eingesetzten Blechdicke des Karosseriestrukturelements. Die hohen Festigkeiten werden durch den Einsatz von hochpreisigen Legierungselementen erreicht und führen zu steigenden Herausforderungen in der Verarbeitung. Die höheren Festigkeiten verursachen einen Anstieg der benötigten Umformkraft und erzeugen eine größere Rückfederung der Bauteile nach der Umformung. Diese beiden Eigenschaften erfordern aufwendige und kostenerhöhende Maßnahmen in der Ausführung der Umformwerkzeuge. Das Rücksprungverhalten, das bedingt durch die höhere Streckgrenze der hoch- und

höchstfesten Werkstoffe verursacht wird, erfordert konzeptionelle Maßnahmen zur Einhaltung der geometrischen Randbedingungen und führt daher häufig zur Erzeugung von Überbiegungen durch den Einsatz von beweglichen Werkzeugschiebern [17].

Eine technische Möglichkeit, um das Rücksprungverhalten und die Umformbarkeit zu verbessern sowie die hohen Umformkräfte zu reduzieren, bietet die Erhöhung der Umformtemperatur [18]. Die Eigenschaft der Temperatur, die Fließeigenschaften der metallischen Werkstoffe zu beeinflussen, wird durch verschiedene Vorgänge beschrieben. Als ursächlich werden thermisch aktivierte Versetzungsbewegungen oder bei erhöhten Temperaturen ablaufende dynamische Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge benannt [19].

Diese beiden Nachteile, das Rücksprungverhalten und die hohen benötigten Umformkräfte, werden durch das Fertigungsverfahren der Warmumformung kompensiert. Der Prozess der Warmumformung bietet einerseits den Vorteil, durch die Umformung bei erhöhten Temperaturen die Umformkraft und das Rücksprungverhalten zu reduzieren und ermöglicht andererseits, durch vorherige Austenitisierung und abschließende Härtung im geschlossenen Umformwerkzeug, eine homogene Werkstoffeigenschaft im Endbauteil. Generell sind durch das Verfahren der Warmumformung höhere Endbauteilfestigkeiten als im konventionellen Kaltumformverfahren erreichbar [20]. Die Zugfestigkeit der in der Warmumformung prozessierten Strukturbauteile beträgt in der Regel circa 1500 MPa.

Durch die Erwärmung des Werkstoffs im Prozess der Warmumformung wird die im Anlieferungszustand vorhandene kubisch raumzentrierte (krz) Struktur, das ferritisch-perlitische Werkstoffgefüge, in eine kubisch flächenzentrierte (kfz) Kristallstruktur, den Austenit, homogen umgewandelt. Die Umformung erfolgt im unterkühlten Austenit bei Temperaturen von etwa 700 °C und erfordert, aufgrund der geringen Festigkeit und Verfestigung, geringe Umformkräfte. Durch Einhaltung einer Abkühlrate von mindestens 27 K/s steigt abschließend zusätzlich die Werkstofffestigkeit durch die diffusionslose Kristallgitterverzerrung – die Martensitbildung.

Das Presshärteverfahren, welches erstmals im Jahr 1984 innerhalb der automobilen Anwendung für die Herstellung der Seitenaufprallträger des Saab 9000 [21] eingesetzt wurde, kombiniert somit zum einen die Vorteile der Umformung unter erhöhten Temperaturen und zum anderen die Steigerung der Bauteilfestigkeiten durch die Härtung des eingesetzten Blechwerkstoffs. Seither hat sich der Einsatz von warmumgeformten Bauteilen

in der Automobilindustrie bewährt und unterliegt seit der ersten Integration in die Strukturbauteile des VW Passat [22] einem rasant steigenden Marktanteil im Volumensegment.

2.2 Verfahrenstechnologien der Warmumformung

Im Prozess der Warmumformung werden, ausgehend von einer für die Umformung abgeleiteten Formschnittkontur, im Wesentlichen vier Prozessschritte bis zum fertigen Endbauteil durchlaufen. Diese vier Prozessschritte können allgemein wie folgt benannt werden: Das Erwärmen oder Austenitisieren der Formschnitte in Abhängigkeit des eingesetzten Werkstoffs und der verwendeten Oberflächenbeschichtung, das Umformen der Formschnittplatte zur Bauteilkontur, das Härten der endgeformten Strukturbauteile und das Beschneiden der umgeformten Bauteile zur abschließenden Funktionserfüllung. Nach dem aktuellen Stand der Technik gibt es in Abhängigkeit der Prozessführung unterschiedliche Verfahren der Warmumformung, welche im Folgenden beschrieben werden.

2.2.1 Direkte Warmumformung

Die direkte Warmumformung ist eine weltweit eingesetzte Herstellungsvariante für pressgehärtete Strukturbauteile. In diesem Verfahren wird die Umformung und Härtung der Strukturbauteile direkt miteinander in einem einzigen Umform- und Härtewerkzeug vereint. Aus diesem Grund ist die direkte Warmumformung durch eine kurze Prozessroute gekennzeichnet.

Im Wesentlichen erfolgt in diesem Prozess, in Abhängigkeit von der Blechdicke und Halbzeugoberfläche, die Austenitisierung der eingesetzten Halbzeugplatte bei 900 °C bis 950 °C. Die Ofenverweilzeit liegt im Zeitintervall zwischen fünf bis acht Minuten [23]. Der Austenitisierung folgt ein vollautomatisierter Transfer der Platte in das Warmumformungswerkzeug. Diese Transferzeit sollte aufgrund der thermischen Abkühlung der Platte so kurz wie möglich gestaltet werden. Derzeitige Transferzeiten betragen zwischen 6 s und 12 s und resultieren in Abhängigkeit von der verwendeten Blechdicke und Beschichtung in einer Umformstarttemperatur von 600 °C bis 800 °C. Die Umformung und Härtung erfolgt in einem wassergekühlten Umformwerkzeug, wobei die notwendige Abkühlung zur Härtung des Blechwerkstoffs unter Aufbringung einer hydraulischen Druckkraft durch die Umformpresse, im unteren Totpunkt für mehrere Sekunden, erzeugt wird. Die Werkzeugstähle der Umformwerkzeuge der direkten Warmumformung werden dabei thermisch und verschleißtechnisch höchst belastet.

Die Wechselwirkung der heißen Umformplatinen an der Werkzeugoberfläche und die kalten Kühlwasserbohrungen im Inneren des Werkzeugstahls erfordern zudem eine hohe Thermoschockbeständigkeit bei gleichzeitiger hoher Warmfestigkeit. Darüber hinaus ist eine hohe Werkstoffzähigkeit aufgrund der bei der Umformung wirkenden Kräfte erforderlich. Außerdem unterliegen die Werkzeugstähle durch die hohe auftretende Reibung während der Umformung einem hohen adhäsiven und kohäsiven Verschleiß [24]. Der Einsatz von reibungsminderndem Schmierstoff ist aufgrund der hohen Platinentemperaturen nur bedingt möglich und aktuell ebenso unüblich wie das Aufbringen einer Werkzeugoberflächenbeschichtung. Eingesetzte Werkzeugwerkstoffe sind daher Warmarbeitsstähle wie beispielsweise der Werkzeugstahl CR7V-L der Firma Kind&Co [25].

Das vollständig gehärtete Bauteil wird bei Temperaturen zwischen 180 – 200 °C automatisiert aus dem Umformwerkzeug entnommen. Der abschließende Bauteilbeschnitt erfolgt, falls nötig, durch CNC gesteuerte Laserschneidanlagen, kann aber auch mittels Werkzeugbeschnittstufen in einem separaten Arbeitsgang ausgeführt werden [26].

2.2.2 Indirekte Warmumformung

Die Prozesskette der indirekten Warmumformung ist dadurch gekennzeichnet, dass die Umformung und Härtung voneinander – in zwei unterschiedliche Prozessschritte – getrennt sind. Die Umformung der ebenen Blechplatine wird analog zum heutigen Prozess der Kaltumformung durchgeführt und anschließend, nach vollständiger Austenitisierung des bereits vorgeformten Bauteils, findet die abschließende Bauteilhärtung in einem gekühlten Härtewerkzeug statt. Im Prozess der indirekten Warmumformung kann dabei die zu erreichende Endbauteilkontur bereits vollständig oder zu 90 - 95 % im Prozessschritt der Kaltumformung erfolgen.

In diesem Verfahren wird die Bauteilgeometrie durch mehrere Umformoperationen erzeugt. Anschließend werden die Austenitisierung, die Härtung und ggf. der finale Endbauteilbeschnitt durchgeführt. Der voestalpine phs-ultraform®-Prozess stellt eine leicht differenzierte Prozessführung zur ursprünglich eingeführten indirekten Warmumformung dar. Kennzeichnend ist, dass dabei die Endbeschnittkontur ebenfalls noch vor der Austenitisierung in das kaltumgeformte Strukturbauteil eingebracht wird. Auf die nach der Härtung eingebrachten Beschnitte kann dadurch vollständig verzichtet werden [27].

Im Vergleich zur direkten Warmumformung steht der Kostenvorteil der Beschnittintegration während der Kaltumformung dem notwendigen

Mehraufwand für die Austenitisierung von bereits umgeformten Bauteilen entgegen. Denn sowohl für den Ofendurchlauf als auch für die Positionierung der bereits umgeformten Strukturbauteile wird ein bauteilspezifischer Warenträger benötigt. Des Weiteren können im Prozess der indirekten Warmumformung keine Aluminium-Silizium beschichteten Blechhalbzeuge (Abschnitt 2.4.1) verwendet werden, da diese am weitesten verbreitete Oberflächenbeschichtung eine schlechte Kaltumformbarkeit aufweist. Das Verfahren der indirekten Warmumformung bietet im Gegensatz zur direkten Warmumformung die Möglichkeit, ein zinkbeschichtetes Halbzeug (Abschnitt 2.4.2) mit den Vorteilen der Warmumformung zu prozessieren.

2.2.3 **Gradierte Bauteileigenschaften in der Warmumformung**

Die Anforderungen an die aktuellen und zukünftigen Fahrzeugkarosseriestrukturen führen zu einer maßgeschneiderten Eigenschaftsgradierung der warmumgeformten Strukturkomponenten [28]. Aktuell werden diese Anforderungen zum einen durch belastungsorientierte Bauteilquerschnitte und zum anderen durch unterschiedliche Werkstofffestigkeiten innerhalb eines Strukturbauteils berücksichtigt.

2.2.3.1 **Tailor Rolled Blanks als Halbzeug für die Warmumformung**

Eine Möglichkeit, das Gewicht der warmumgeformten Strukturbauteile zu verringern, kann durch eine belastungsorientierte Blechdickenverteilung erfolgen. Dazu werden die weniger belasteten Teilbereiche eines Strukturbauteils in ihren Bauteildicken, somit die Bauteilmasse, reduziert. Der Herstellungsprozess dieser Tailor Rolled Blanks (TRB®) beruht auf einem Kaltwalzprozess, welcher durch eine integrierte Regelung die hochdynamische Variation des Walzspaltes ermöglicht. Als Ausgangsmaterial für diesen „flexiblen Walzprozess“ werden unbeschichtete oder beschichtete Warm- und Kaltbänder verwendet. Die zu walzende Zielblechdicke wird durch die CAE-Bauteilauslegung festgelegt und durch Verwendung einer Walzspaltregelung permanent während des Walzprozesses mit dem aktuell erzeugten Walzprofil abgeglichen. Bei detektierten Abweichungen werden die Walzparameter entsprechend automatisiert abgeändert. Die verwendete Walzspaltregelung ermöglicht die Einhaltung einer Blechdickentoleranz von $\pm 50 \mu\text{m}$ entlang des variierenden Blechdickenverlaufs. Die einzelnen Blechdickenplateaus werden durch kontinuierliche Blechdickenübergänge verbunden und erzeugen somit eine homogene Span-

nungsverteilung im Crashlastfall. Bei der abschließenden TRB®-Formschnittproduktion werden die eingewalzten Blechdickenverteilungen erneut gemessen und der Bandvorschub entsprechend der relativen Lage der Blechdicken zur Formschnittkontur geregelt. Die erzeugten Formschnittplatten können technisch der direkten und indirekten Warmumformung zugeführt werden. Bei Verwendung der Tailor Rolled Blanks in der indirekten Warmumformung wird das flexibel gewalzte Coil vor der Formschnittproduktion rekristallisierend gegläht. Im Serienprozess der Warmumformung werden Tailor Rolled Blanks derzeit sowohl unbeschichtet als auch mit Aluminium-Silizium-Beschichtung eingesetzt. Darüber hinaus werden ebenfalls, analog zu Bauteilen mit kontinuierlicher Blechdicke, partielle Bauteileigenschaften am Endbauteil erzeugt [29].

2.2.3.2 Partielle Bauteileigenschaften innerhalb eines monolithischen Funktionsbauteils

Die warmumgeformten Strukturbauteile sind im Crashlastfall verschiedenen Funktionsanforderungen ausgesetzt. Zum einen sollen sie den Schutz vor dem Eindringen von Komponenten in den Fahrgastraum bieten und zum anderen soll die Crashenergie durch gezielte plastische Verformung abgebaut werden. Diese beiden Funktionsanforderungen stehen allgemein im physikalischen Gegensatz zueinander. Deshalb werden Strukturkomponenten, welche beide Anforderungen erfüllen müssen, durch Abwandlungen in der Prozessführung mit heterogenen Materialeigenschaften produziert. Die Strukturbauteile mit partiell unterschiedlichen Endbauteileigenschaften werden übergeordnet als Tailored Tempered Bauteile betitelt [30]. Die weitere Einteilung der partiellen Warmumformung erfolgt hinsichtlich ihrer Halbzeugtemperatur [31] und Bauteiltemperatur [32] sowie der zeitlichen Abfolge [33] im Warmumformungsprozess.

Zur Erstellung dieser gradierten Bauteileigenschaften wird der Prozess der direkten Warmumformung dahingehend abgeändert, dass entweder eine angepasste Temperaturführung während der Austenitisierung und/oder der Abkühlphase des Strukturbauteils erfolgt oder ein abschließender zusätzlicher Anlassprozess durchgeführt wird. Der zeitliche Eingriff in die Prozesskette zur Erzeugung der partiellen Eigenschaften kann somit vor, während oder nach dem eigentlichen Umformungsprozess geschehen. Auf eine weitere Vorstellung der verschiedenen Prozessführungen wird an dieser Stelle verzichtet.

2.2.3.3 Partielle Bauteileigenschaften durch lasergeschweißte Halbzeugplatinen

Eine andere Möglichkeit zur Erzeugung von partiell unterschiedlichen Endbauteileigenschaften bietet der Einsatz einer lasergeschweißten Halbzeugplatine. In diesem Prozess werden mindestens zwei Formschnittplatinen zu einem gemeinsamen Formschnitt, der gleichzeitig das eingesetzte Halbzeug für die Warmumformung darstellt, mittels Laserschweißnaht zusammengefügt. Dabei können die eingesetzten Halbzeuge aus unterschiedlichen Blechdicken oder unterschiedlichen Stahlwerkstoffen oder einer Kombination aus beidem bestehen [7]. Diese Blechhalbzeuge werden als Tailor Welded Blanks (TWB) bezeichnet und sind in Abschnitt 2.3.2 hinsichtlich ihrer eingesetzten Werkstoffe beschrieben.

2.2.4 Alternative Prozesstechnologien der Warmumformung

Aktuell werden neben der direkten und indirekten Warmumformung ebenfalls Entwicklungsansätze präsentiert, die das Ziel einer Verbesserung der Wirtschaftlichkeit und/oder Bauteilfunktionalität verfolgen [34]. Die Gemeinsamkeit dieser vorgestellten alternativen Prozesstechnologien der Warmumformung liegt in der Verwendung eines alternativen Werkstoffkonzeptes zum standardmäßig verwendeten Werkstoff, dem 22MnB5.

2.2.4.1 voestalpine phs-directform®

Der Bedarf an warmumgeformten Strukturbauteilen im Nassbereich der Karosserie kann aktuell nur durch den indirekten Warmumformungsprozess (Abschnitt 2.2.2) bedient werden. Die Vorteile der kürzeren Prozesskette der direkten Warmumformung wird bislang aufgrund von auftretenden Mikrorissen bei der Bauteilumformung nicht genutzt [35]. Die Ursache der Mikrorissbildung ist die Umformung der noch flüssigen Zinkphasen unter hoher Temperatur [36]. Der Lösungsansatz des phs-directform®-Prozesses liegt in der Durchführung der Umformung bei Temperaturen unterhalb von 600 °C. Die Abkühlung auf diese Umformstarttemperaturen erfolgt durch die Installation einer Vorabkühlstation zwischen Ofenauslauf und Umformpresse [37].

Die Umformung und Härtung einer auf 500 °C - 600 °C vorabgekühlten Platine wird nur unter Verwendung des umwandlungsverzögernden Werkstoffs 20MnB8 [38] ermöglicht. Die chemische Zusammensetzung dieses Werkstoffs wird in [39] aufgeführt. Weitere Details dieser Prozessführung sind in der Patentschrift [40] beschrieben.

2.2.4.2 Multistep-Warmumformungsprozess

Die Implementierung von zinkbeschichteten, warmumgeformten Strukturbauteilen sowie die weitere Steigerung der Wirtschaftlichkeit sind die Hauptziele des Multistep-Warmumformungsprozesses [34]. Dazu beinhaltet dieser Prozess eine Erweiterung der Platinenvorabkühlung durch ein erstes ebenes Abkühlwerkzeug innerhalb der Umformpresse. Weiterhin ist innerhalb der eingesetzten Transferpresse – nach der Umformung – mindestens eine Bauteilbeschnittstufe integriert, bevor das Bauteil final abkühlt. Durch die Platinenvorabkühlung wird die Herstellung eines direkt warmumgeformten Strukturbauteils mit Zinkbeschichtung ermöglicht [41]. Eine vollständige Integration der Bauteilbeschnitte nach dem Prinzip eines mehrstufigen Transferwerkzeugs erhöht die Wirtschaftlichkeit des Prozesses.

Zur Erfüllung der notwendigen Werkstoffrestriktionen bei eingesetzter Vorabkühlung und zusätzlicher Unterbrechung der Umformung und Bauteilabkühlung wird ebenfalls ein alternativer Stahlwerkstoff verwendet. Die aktuellen Veröffentlichungen lassen jedoch derzeit die genaue Werkstoffzusammensetzung aus, in [42] wird der Werkstoff als 22MnB9 betitelt.

2.2.4.3 „Quench and Partitioning“ Prozess

Die Warmumformung ermöglicht durch die Steigerung der Bauteilfestigkeit eine Reduzierung der notwendigen Blechdicke und somit eine Verringerung der eingesetzten Bauteilmasse. Die Steigerung der Festigkeit bewirkt allerdings eine geringere Werkstoffduktilität. Jedoch muss in Abhängigkeit von der Bauteilfunktion, neben der Intrusionsvermeidung, die Crashenergie mittels gezielter Verformung abgebaut werden können. Die Erzeugung der dazu benötigten duktilen Bauteilbereiche wird heute durch die Herstellung der Strukturbauteile mittels partieller Presshärteverfahren (Abschnitt 2.2.3) erreicht. Diese Herstellungsverfahren führen aufgrund der möglichen Kohlenstoffdiffusion zu einer geringeren Verspannung der Werkstoffmatrix und dadurch zur Abnahme der Bauteilfestigkeiten. Der ideale Leichtbauwerkstoff für crashbelastete Strukturkomponenten ermöglicht jedoch eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig hoher Duktilität. Zur Erfüllung dieser Zieleigenschaften wird in den letzten Jahren intensiv an einer alternativen Prozessführung unter Verwendung von alternativen Werkstoffsystemen geforscht. Die Prozessführung des Quenching and Partitioning scheint dabei der favorisierte Lösungsansatz in aktuellen Forschungs- und Entwicklungsarbeiten zu sein [43].

Dieser „Quench and Partitioning“ Prozess ermöglicht durch die gezielte Erzeugung von zwei Werkstoffphasen – in der Regel Martensit und Restaustenit – eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig hoher Duktilität. Der Prozess ist wesentlich durch die Trennung von Umformung und finaler Gefügekonditionierung gekennzeichnet. Der vollständigen Austenitisierung folgt eine unterbrochene Abkühlung im Umformwerkzeug (Initial Quenching). Bei dieser ersten Abkühlung wandeln etwa 65 % - 75 % des homogenen Austenits in Martensit um. Die verbleibenden etwa 25 % - 35 % des unterkühlten Austenits werden in einer nachfolgenden Wärmebehandlung isotherm gehalten (Partitioning), bevor der Werkstoff abschließend auf Raumtemperatur (Final Quenching) abgekühlt wird [44]. Bei dieser finalen Abkühlung kann sich ebenfalls erneut ein martensitisches Gefüge ausbilden, weshalb die Endbauteilstruktur aus bis zu drei Gefügebestandteilen zusammengesetzt sein kann. Der nach der ersten Abkühlung verbleibende Austenit ist ebenfalls durch den Partitioning-Prozess als stabilisierter Restaustenit in der Werkstoffmatrix gebunden. Die einstufige Unterbrechung der Abkühlung ermöglicht für den Werkstoff 22MnB5 Festigkeiten von 1600 MPa bei 13 % Bruchdehnung. Ein alternatives Werkstoffsystem mit höherem Kohlenstoff-, Mangan- oder Molybdängehalt (Abschnitt 2.3.3) wird zur Erfüllung dieser Zieleigenschaften verwendet.

2.3 Werkstoffkonzepte für die Warmumformung

Die Entwicklungsaktivitäten der Automobilindustrie verfolgen das allgemeine Ziel, die zukünftigen Fahrzeugkarosserien ökologischer und ökonomischer herstellen zu können und zeitgleich den steigenden Ansprüchen an die passive Sicherheit zu entsprechen. Vor diesem Hintergrund wurde ebenfalls in den letzten Jahren der Einsatz eines alternativen Werkstoffkonzepts vorgestellt. Als Beispiel dienen Publikationen eines Stahlherstellers [20], eines Unternehmens aus der Automobilzulieferindustrie [34], einer Universität [45] und einer Forschungseinrichtung [46]. In diesem Abschnitt werden die verschiedenen untersuchten Werkstoffkonzepte mit ihren unterschiedlichen Zielaufgaben vorgestellt.

2.3.1 Mangan-Bor-Stähle in der Warmumformung

Aktuell wird überwiegend der borlegierte Vergütungsstahl 22MnB5 (1.5528) in der Warmumformung von Karosseriestrukturteilen verwendet. Aufgrund des globalen Bedarfs und den Forderungen einer lokalen Materialdistribution bieten heute verschiedene Stahlhersteller diesen Werkstoff, teilweise unter leichten Abänderungen der chemischen

Zusammensetzung, mit eigenen Produktbezeichnungen an. Tabelle 1 zeigt eine Übersicht der recherchierten Werkstoffbezeichnungen des 22MnB5 mit Zuordnung des produzierenden Stahlherstellers.

Tabelle 1: Bezeichnungen und chemische Zusammensetzungen 22MnB5

Stahlhersteller	Produktbezeichnung	Chemische Zusammensetzung (Massenanteil in %)						
		C	Si	Mn	Cr	Al	Ti	B
Arcelor-Mittal	Usibor®1500 [47]	0,25	0,40	1,40	< 1,00	0,01 - 0,10	<0,12	0,005
Nippon-Steel	NSCS22CBNM [48]	0,20 - 0,25	<0,035	1,10-1,40	<0,5	<0,080	-	0,0010-0,0050
Posco	1470HPF [49]	0,20	0,25	1,25	0,20	0,03	-	0,003
Boasteel	B1500HS [50]	0,23	0,25	1,25	0,19	-	-	0,003
Tata	HQ1500 [51]	0,20 - 0,25	0,20 - 0,30	1,10 - 1,30	0,10 - 0,30	0,020 - 0,060	0,002 - 0,004	0,002 - 0,0035
Thyssen-Krupp	MBW®1500 [20]	0,25	0,40	1,40	0,05	0,015	0,05	0,005
Salzgitter	22MnB5 [52]	0,21 - 0,25	0,15 - 0,40	1,10 - 1,35	0,10 - 0,25	< 0,080	0,015 - 0,045	0,0015 - 0,0050
voestalpine	HT1500PS [53]	0,20 - 0,30	0,15 - 0,30	1,10 - 1,35	0,15 - 0,30	0,020 - 0,060	0,020 - 0,050	0,0015 - 0,0050
SSAB	Docol 1500 Bor [54]	0,20 - 0,25	0,15 - 0,35	1,10 - 1,35	<0,35	-	-	0,0020 - 0,0050
Bezeichnung	Werkstoffnummer	Chemische Zusammensetzung (Massenanteil in %)						
		C	Si	Mn	Cr	Al	Ti	B
22MnB5	1.5528	0,19-0,25	≤ 0,40	1,10-1,40	≤ 0,030	0,020-0,0060	0,02-0,05	0,0008 - 0,0050

Die Abänderungen des Legierungskonzeptes sind marginal und können in der Werkstoffnummer 1.5528 in Anlehnung an die DIN EN 10083-1 und die DIN EN 10263-4 zusammengefasst werden. Die generelle Eignung dieses Werkstoffs für die Warmumformung liegt in den durch die Legierungselemente bestimmten Eigenschaften begründet. So verzögern die Legierungselemente Mangan und Bor die diffusionsabhängige Gefügeumwandlung auf eine kritische Abkühlrate von etwa 25 K/s [55] und ermöglichen somit

eine vollständige Martensitbildung im Prozess des direkten und indirekten Presshärtens. Die kritische Abkühlrate beschreibt die kontinuierliche Abkühlung pro Sekunde, mit welcher der Werkstoff gerade noch vollständig martensitisch umwandelt. Bei niedrigeren Abkühlraten werden Gefügebestandteile von Ferrit, Perlit und dem Zwischenstufengefüge Bainit gebildet. Die Abhängigkeit der resultierenden Gefügeumwandlungen von den aufgebrachten kontinuierlichen Abkühlraten wird in kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (CCT) dargestellt. Neben den abkühlratenabhängigen Gefügephasenanteilen können die Martensitstarttemperatur (M_s) mit etwa 400 °C und die Martensitfinishtemperatur (M_f) von etwa 230 °C [46] aus diesem Diagramm abgelesen werden. Das Werkstoffkonzept des 22MnB5 ermöglicht somit die seriensichere Herstellung von warmumgeformten Strukturelementen mit den gewünschten mechanischen Zieleigenschaften von etwa 1500 MPa Zugfestigkeit [56] mit einer ertragbaren Bruchdehnung von 5 % bis 6 % [57].

Höhere Werkstofffestigkeit durch den Einsatz von Mangan-Bor-Stählen

Die weitere Erhöhung der Festigkeiten der warmumgeformten Karosseriekomponenten kann beispielsweise durch die Erhöhung des Kohlenstoffgehalts des eingesetzten Werkstoffsystems erreicht werden [58]. Verschiedene Stahlhersteller haben dazu angepasste Mangan-Bor-Stähle zur Verwendung in der Warmumformung von Karosseriestrukturen vorgestellt. Die thyssenkrupp Steel Europe AG untersucht die Werkstoffe MBW[®]1700 [59] und MBW[®]1900 [60], wobei der Werkstoff MBW[®]1900 bereits im Stahlportfolio der thyssenkrupp Steel Europe AG (TKSE) aufgenommen ist. Die ArcelorMittal bietet Usibor[®] 2000 [61], ebenso wie POSCO 2000HPF [49] für Kundenversuche an. Der Stahlhersteller SSAB aus Schweden führt dazu Docol 1800 Bor [62] in seinem Sortiment und erarbeitet derzeit Docol 2000 Bor [63]. Außerdem untersucht voestalpine einen Werkstoff der Festigkeit von 2000 MPa [53]. Der japanische Stahlhersteller Nippon-Sumitomo konnte bereits die höheren Festigkeiten des SQ1800 am Beispiel des Frontbumpers des Mazda CX-5 vorstellen [48] und stellt ebenfalls eine höhere Festigkeit mit dem SQ2000 in Aussicht.

Höhere Werkstoffduktilität durch den Einsatz von Mangan-Bor-Stählen

Die hohen Festigkeiten der warmumgeformten Strukturkomponenten bewirken eine geringe Duktilität und somit ein Risiko zum frühzeitigen Versagen von crashbelasteten Bauteilen, welche zugleich Crashenergien durch gezielte Verformung absorbieren müssen. Als Beispiel zeigt die thyssenkrupp Steel Europe AG für ihre Werkstoffe 22MnB5, 28MnB5 und 34MnB5

eine Zunahme der Zugfestigkeit von 1535 MPa über 1740 MPa auf 1920 MPa, bei einer einhergehenden Reduzierung der Bruchdehnung A_{80} von 5,7 % auf 4,2 % [64].

In der Regel nimmt die Duktilität von metallischen Werkstoffen mit geringeren Festigkeiten stetig zu. Die Verringerung der Festigkeit kann durch die einfache Reduzierung des Kohlenstoffgehalts erreicht werden [58]. Die Mangan-Bor-Konzepte MBW₁₄₀₀ und MBW₈₀₀ [65] und 15MnB6 [66] wurden seitens der thyssen-krupp Steel Europe AG diesbezüglich vorgestellt. Der Werkstoff Ductibor® 1000 [67] von ArcelorMittal bietet ebenfalls eine Werkstoffalternative mit identischem Lösungsansatz. Dieser Werkstoff wird zusätzlich mit Mangan legiert, da ansonsten die Reduzierung des Kohlenstoffgehalts zur verkürzten Inkubationszeit der diffusionsabhängigen Gefügephasen führt und die einzuhaltende kritische Abkühlgeschwindigkeit [68] nicht gewährleistet wird. Aus den aufgeführten Beispielen wird ersichtlich, dass die Werkstoffbezeichnungen der Stahlhersteller in der Regel, die nach der Warmumformung resultierende Zugfestigkeit beinhaltet.

Neben den Stahlproduzenten hat beispielsweise ebenfalls das Institut für Eisenhüttenkunde (IEHK) der RWTH Aachen die Eignung von alternativen Mangan-Bor-Stählen hinsichtlich einer Verbesserung des Festigkeits-Duktilitäts-Verhältnisses untersucht. Jedoch können bei Bewertung des Dehnungsindex $TS\%$ keine signifikanten Verbesserungen der Werkstoffe 8MnCrB₃, 27MnCrB₅-2 und 37MnB₄ im Vergleich zum 22MnB₅ festgestellt werden. Als Alternative zum heutigen 22MnB₅ wird innerhalb dieser Untersuchung abschließend der Werkstoff 37MnB₄ vorgeschlagen [69].

2.3.2 Mikrolegierte Stähle in der Warmumformung

Die mikrolegierten Werkstoffsysteme dienen der Duktilitätserhöhung von Teilbereichen innerhalb eines warmumgeformten Strukturbauteils. Dazu werden diese Werkstoffe mittels Laserschweißnaht an den Mangan-Bor-Stahl 22MnB₅ (1.5528) gefügt und im Verbund der direkten Warmumformung zugeführt. Für diese lasergeschweißten Platinen, auch Tailor Welded Blanks genannt, wurde von Merklein et al. [70] der Werkstoff HX₃₄₀LAD als geeignetes mikrolegiertes Zielkonzept vorgestellt. Die Eignung von mikrolegierten Werkstoffsystemen beschreiben ebenfalls Stopp et al., sie stellen die Eigenschaften des H₃₀₀LAD und H₃₄₀LAD gegenüber [71]. Die Stahllieferanten TKSE, ArcelorMittal und voestalpine bieten in diesem Zusammenhang die Werkstoffe MBW®₅₀₀ und MBW®₆₀₀ [20] bzw. Ductibor® 450 und Ductibor® 500 [67] und phs-ultraform 490 [53] für den Serieneinsatz an.

2.3.3 Alternative Werkstoffkonzepte für die Warmumformung

Die in diesem Abschnitt aufgeführten Werkstoffkonzepte geben einen Überblick über die Forschung und Entwicklung der alternativen Werkstoffstähle für die Warmumformung. Dazu werden zunächst martensitische Edelstahlkonzepte vorgestellt, diesen Edelstahlkonzepten schließen sich universitäre Untersuchungen zu Mehrphasenstählen und Mittelmanganstählen an, bevor abschließend weitere Aktivitäten im Bereich der alternativen Werkstoffkonzepte und eingesetzten Legierungen für den „Quench and Partitioning“ Prozess vorgestellt werden.

Edelstahlkonzepte

Martensitische Edelstähle werden nach DIN EN 10027-2 im Bereich der chemisch beständigen Edelstähle im Wesentlichen über ihren massenprozentualen Nickelgehalt und den Einsatz von Molybdän unterteilt. Die hier vorgestellten martensitischen Edelstähle zeichnen sich durch ihren Kostenvorteil in der Legierungskompensation gegenüber Nickel legierten Edelstahlkonzepten aus. Die Zielfestigkeiten werden durch den Anteil des eingesetzten Kohlenstoffgehalts und den verwendeten Austenitisierungsbedingungen eingestellt. Aufgrund des hohen Chromanteils besitzen Edelstähle generell eine erhöhte Korrosions- und Oxidationsbeständigkeit. Diese Vorteile werden unter anderem auch für die Herstellung von warmumgeformten Strukturbauteilen seitens [72] herangezogen. Veröffentlichungen zeigen, dass mit martensitischen Edelstahlkonzepten ein ähnliches Festigkeits-Duktilitäts-Verhältnis im Standardprozess der direkten Warmumformung erreicht werden kann [73]. Durch Abänderung der Prozessführung und einer ergänzenden abschließenden Wärmebehandlung können nach [72] darüber hinaus höhere Festigkeiten und höhere Bruchdehnungen als die des 22MnB5 prozessiert werden. Zur Verwendung der martensitischen Edelstähle stellt der Edelhstahllieferant APERAM erste Untersuchungen eines um 0,1 Massenprozent Niob legierten AISI410 (EN 1.4006) unter der Bezeichnung MaX vor [74]. Der Hauptvorteil dieser martensitischen Edelstähle liegt im Prozess der Warmumformung in der geringen notwendigen kritischen Abkühlrate von 2 K/s [72]. Die Ergebnisse zeigen, dass, bedingt durch den geringen Kohlenstoffanteil dieser beiden Konzepte, lediglich Zugfestigkeiten von etwa 1180 MPa bei 850 MPa Dehngrenze und 10 % Bruchdehnung erreicht werden können. Zur Erzeugung von höheren Zugfestigkeiten um etwa 1800 MPa präsentiert APERAM ebenfalls den martensitischen Edelstahl MaX2 (EN 1.4028) mit einem erhöhten Kohlenstoffgehalt im Vergleich zum zuvor erwähnten

MaX. Im Vergleich zum Werkstoff AISI420 (EN 1.4021) werden dem MaX2 Legierungselemente wie Mangan, Niob und Molybdän zugeführt. Die Zugabe von Mangan ermöglicht zusätzlich den Vorteil einer Reduzierung für die Austenitumwandlungspunkte A_{c1} und A_{c3} von etwa 50 °C [74].

Mehrphasenstähle

Der steigende Einsatz von Mehrphasenstählen, insbesondere von Dualphasenstählen, in der Fahrzeugkarosserie wird ebenfalls durch die Leichtbaubestrebungen vorangetrieben. Damit die Diversifikation der in der Karosserie verwendeten Materialkonzepte verringert werden kann [75], hat das IEHK der RWTH Aachen verschiedene Mehrphasenwerkstoffe DP800, DP1000, DP1400, TRIP800 hinsichtlich ihrer Warmumformungsfähigkeit untersucht. Das Ziel bestand darin, die Festigkeiten und auch die Duktilität gegenüber dem Standardwerkstoff 22MnB5 zu erhöhen [69]. Im Rahmen des DFG Projekts „Grundlagen der Warmumformung von Mehrphasenstählen mit kontrollierter Abkühlung zur Einstellung lokaler mechanischer Eigenschaften“ werden die resultierenden Werkstoffeigenschaften des CP800 [75] und DP800 [76] umfänglich in Abhängigkeit ihrer Austenitisierungsparameter untersucht. Weiterhin lassen sich aus Veröffentlichungen im Rahmen des LOKWAB Projekts die resultierenden Werkstoffkennwerte des CP-W800, die des Martensitphasenstahls MS-W1200M (1.0965) sowie die Eigenschaften des Docol 1200M nach dem Prozess der Warmumformung ableiten. Das Projektziel von LOKWAB besteht darin, die lokale Entfestigung mittels Laser- oder Induktionserwärmung und die dabei resultierenden Werkstoffeigenschaften zu analysieren [77]. So resultieren die aufgeführten Zugfestigkeiten für den 22MnB5 mit 1520 MPa, bei einer Dehngrenze $R_{p0,2}$ von 1015 MPa und einer Bruchdehnung A_{80} von 4,4 %. Für den MS-W1200 werden Zugfestigkeiten von 1401 MPa und Dehngrenzen $R_{p0,2}$ von 1199 MPa sowie Bruchdehnungen A_{80} von 4,8 % ausgewiesen [78].

Mittelmangankonzepte

Mittelmanganstähle wurden ursprünglich für die Kaltumformung entwickelt und gehören zur Gruppe der 3rd Generation Advanced High Strength Steel (3rd Gen. AHSS). Das Ziel dieser Werkstoffgruppe ist die Steigerung der Festigkeit bei gleichbleibender Duktilität mit dem Hintergrund, eine Kaltumformung gewährleisten zu können und gleichzeitig eine weitere Gewichtsreduzierung im Vergleich zu den konventionellen Kaltumformstählen der Advanced High Strength Steels (AHSS) zu ermöglichen. Der Einsatz dieser Werkstoffkonzepte in der Warmumformung bietet die Vorteile einer

erhöhten Duktilität bei gleichzeitig höherer Festigkeit im Endstrukturbauteil. Diese Eigenschaft wird durch einen hohen Mangangehalt von etwa 5 - 12 % Massenanteil und dem dadurch entstehenden Zweiphasengefüge von Martensit und Restaustenit erreicht [79]. Des Weiteren wird durch den erhöhten Mangangehalt die Austenitphase stabilisiert und somit eine Reduzierung sowohl der notwendigen Austenitisierungstemperaturen als auch der Martensitstarttemperaturen bewirkt. In [80] wird das Ziel einer Zähigkeitssteigerung von warmumgeformten Strukturbauteilen verfolgt. Dort wird der genaue Massenanteil von Kohlenstoff und Mangan für die untersuchten Mittelmanganstähle nicht beschrieben, jedoch zeigt die erreichbare Zugfestigkeit von 1791 MPa und Dehngrenze von 915 MPa bei einer Bruchdehnung von 10,4 %, dass dieser Anspruch erfüllt werden kann.

Sonstige alternative Werkstoffkonzepte

Das Ziel einer deutlich erhöhten Endbauteilduktilität bei identischen oder ebenfalls erhöhten Bauteilfestigkeiten wird durch eine alternative Prozessführung, dem „Quench and Partitioning“ Prozess (Abschnitt 2.2.4.3) ermöglicht. Diese Eigenschaften werden durch die Erzeugung einer mehrphasigen Gefügezusammensetzung erzielt. Die notwendige Festigkeit der Endprodukte wird durch die Bildung von Martensit und die notwendige Duktilität durch den Verbleib von stabilisiertem Restaustenit in der Gefügematrix erreicht. In [81] werden verschiedene Werkstoffkonzepte untersucht, welche die Bildung von Martensit und Restaustenit ermöglichen und die Bildung von Bainit verzögern.

Dagegen werden in [82] Ansätze zur Bildung von Martensit, Restaustenit und die gezielte Bildung von karbidfreien Zwischengefügen verfolgt. Die Verzögerung der Karbidausscheidung beim Partitioning Prozess wird durch den Zusatz von Silizium erreicht, eine zusätzliche Legierung mit Chrom wird ebenfalls zur Austenitstabilisierung und Festigkeitssteigerung in dieser Untersuchung angewendet. Im Rahmen des RFCS-Förderungsprojekt Elon-hotstamp hat TKSE ebenfalls die Verwendung von verschiedenen Siliziumgehalten unter Verwendung der Werkstoffbasis 22MnB5 vorgestellt [83].

Neben den benannten klassischen Bor-Mangan Stahlkonzepten wird der Zusatz oder Entfall von Legierungselementen auf Basis des eingesetzten 22MnB5 in mehreren Veröffentlichungen beschrieben. So wird in [84] für die Kohlenstoffvariationen von 0,22 bis 0,34 % die Substitution von Mangan durch Chrom sowie der Zusatz von Silizium auf das Materialversagen beim 3-Punkt-Plättchenbiegetest vorgestellt. Der Einsatz von alternativen

Vergütungsstählen in der Warmumformung wird seitens des IFUM an den Werkstoffen C45, 42CrMo4 [45] und C35 [85] untersucht.

2.4 Halbzeugbeschichtungen in der Warmumformung

Die wesentlichen Anforderungen an die resultierenden Endbauteile der Warmumformung sind neben den erreichbaren Festigkeiten und dem Anspruch an eine robuste Verarbeitbarkeit im Karosserierohbau die Erfüllung einer ausreichenden Korrosionsbeständigkeit. Das führt unter anderem dazu, dass die Verwendung von unbeschichteten und beschichteten Halbzeugen zum Stand der Technik in der Warmumformung zählt.

2.4.1 Aluminium-Silizium-Beschichtung

Der Einsatz einer Aluminium-Silizium-Beschichtung bietet den Vorteil eines Oxidationsschutzes während der Austenitisierung und ermöglicht somit den Entfall der Bauteiloberflächenkonditionierung durch Schleuderrad- oder Trockeneisstrahlen nach der Warmumformung [67]. Diese Aluminium-Silizium-Beschichtung wird durch den Prozess der Feuer-aluminierung auf das Stahlband aufgetragen. In diesem Verfahren wird das Stahlband in einer horizontalen oder vertikalen Bandbeschichtungsanlage durch die flüssige Schmelze, bestehend aus etwa 87 % Aluminium, 10 % Silizium und 3 % Eisen, geführt [86]. Im Kontaktbereich der Aluminium-Silizium-Beschichtung und des Stahlsubstrates entsteht, bedingt durch die Beschichtungstemperatur von etwa 675 °C und der einsetzenden Eisenatomdiffusion aus dem Substrat, eine Grenzschichtzusammensetzung aus Fe-Al-Si – eine Interdiffusionsschicht [86]. Diese Interdiffusionsschicht beinhaltet bereits einen Eisenanteil von etwa 31% und erreicht eine Härte von etwa 600 HV [87] im Anlieferungszustand für die spätere Warmumformung. Die typische Auflagemasse einer Aluminium-Silizium-Beschichtung beträgt im Anlieferungszustand beidseitig in Summe etwa 150 g/m² bei einseitigen Beschichtungsdicken von etwa 19 - 33 µm [88]. Diese Beschichtung stellt das am häufigsten in der Warmumformung eingesetzte Beschichtungssystem dar [89]. Generell können alle in Abschnitt 2.3.1 vorgestellten Mangan-Bor-Stähle mit einer Aluminium-Silizium-Beschichtung versehen werden. In [60] wird diese Beschichtung für die Werkstoffe MBW[®]1500 und MBW[®]1900 untersucht. Jedoch wird aufgrund einer potenziellen wasserstoffinduzierten Rissbildungsgefahr der Werkstoff MBW[®]1900 nicht mit Aluminium-Silizium-Beschichtung angeboten, wobei hingegen der Usibor[®] 2000 von ArcelorMittal mit einer Zugfestigkeit im gehärteten Zustand von größer 1800 MPa, mit einer AlSi-

Beschichtung verfügbar ist [67]. Aufgrund der spröden Schichteigenschaften wird die Aluminium-Silizium-Beschichtung in der Regel nicht im Prozess der indirekten Warmumformung verwendet. Darüber hinaus bietet diese Beschichtung keinen kathodischen Korrosionsschutz, sondern lediglich einen passiven Schutz gegen Unterrostung, weshalb der Bedarf nach zinkbeschichteten Überzügen in der Warmumformung weiterhin bestehen bleibt.

2.4.2 Zink-Beschichtung

Die Anforderungen der Automobilhersteller an ein kathodisch korrosionsgeschütztes Strukturbauteil, insbesondere im Nassbereich der Boden- und der Aufbaustruktur, bewegen die Automobilisten und Stahlhersteller zum Einsatz eines zinkbeschichteten Halbzeugs in der Warmumformung [90]. Im Allgemeinen können Zinkbeschichtungen mittels einer elektrolytischen Beschichtungsanlage oder mittels des Verfahrens der Schmelztauchbeschichtung, analog zu einer Aluminium-Silizium-Beschichtung, auf das Stahlband aufgebracht werden. Der heute konventionelle Lösungsansatz in der Warmumformung sieht eine Schmelztauchbeschichtung vor. So bieten diverse Stahllieferanten unter ihren eigenen Markennamen sowohl feuerverzinkte (Z-Beschichtung) als auch anschließend galvannealte (ZF-Beschichtung) Stahlbänder mit Zinkbeschichtung an. Die Zinkbadtemperaturen der Zink-Schmelztauchbeschichtungsanlagen liegen üblicherweise bei ca. 450 – 470 °C, zur Vermeidung einer Zink-Eisen Diffusion werden im Prozess der Feuerverzinkung, neben reinem Zink, unter anderem dem Schmelzbad auch 0,2 % Aluminium zugefügt. Das Aluminium bewirkt die Ausbildung einer dünnen intermetallischen Fe_2Al_5 -Sperrschicht zur Vermeidung der hier ungewünschten, sich ansonsten bildenden, Zink-Eisen-Phasen [91]. Hingegen wird bei der gezielten Erzeugung eines Zink-Eisen-Überzugs nahezu vollständig auf die Beimischung von Aluminium in der Zinkschmelze verzichtet. Somit wird die Eisendiffusion im nachgeschalteten Galvannealing-Prozess nicht behindert und es entsteht eine finale Schichtzusammensetzung, die aus etwa 8 – 12 % Eisen und 88 – 92 % Zink besteht. Die Korrosionsbeständigkeit der ZF-Beschichtung ist dadurch etwas geringer als die der reinen Zink-Beschichtung, jedoch ergeben sich Vorteile im Bereich der Prozessrobustheit [92]. Eine mögliche Variante für den Einsatz eines zinkbeschichteten Tailor Rolled Blanks in der direkten Warmumformung bietet der in [93] beschriebene Prozessablauf. Dabei wird das flexibel gewalzte Bandmaterial elektrolytisch mit einer homogenen Zinkschicht, bestehend aus mindestens 93 % Zink, beschichtet. Im An-

schluss wird dieses Stahlband bei Temperaturen größer als 350 °C wärmebehandelt und abschließend die benötigte Platine herausgearbeitet. Diese TRB®-Zink-Beschichtung wird im weiteren Verlauf dieser Arbeit verwendet und als Mubea-Galvannealed (MGA) bezeichnet. Im Prozess der indirekten Warmumformung wird das Material phs-ultraform® von voestalpine mit verschiedenen Schichtauflagen, beispielsweise Z140 oder Z100, eingesetzt. Der Einsatz von zinkbeschichteten Halbzeugen im Prozess der direkten Warmumformung hingegen wird in einigen Entwicklungsaktivitäten fokussiert [37]. Die Herausforderung besteht jedoch bisher in der Vermeidung von auftretenden Mikrorissen, welche, bedingt durch unvermeidbare Spannungen während der Umformung der noch flüssigen Zink-Theta-Phase der Beschichtung, in das Substrat initiiert werden. Die Relevanz zur Vermeidung dieser Mikrorisse konnte in [94] nachgewiesen werden, denn die Ergebnisse zeigen, dass eine drastische Reduzierung der Dauerfestigkeit bei einer Risstiefe größer als 10 µm in das Substrat detektiert werden kann. Die Vermeidung dieser Mikrorisse kann, aktuellen Ansätzen zufolge, durch die gezielte Vorabkühlung der Blechplatinen auf Umformtemperaturen unterhalb der Flüssigphasentemperatur der Zink-Theta-Phase im phs-directform®-Prozess (Abschnitt 2.2.4.1) erreicht werden.

2.5 Numerische Simulation des Presshärteprozesses

Eine frühzeitige Herstellbarkeitsanalyse wird innerhalb eines effizienten Produktentstehungsprozesses durchgeführt. Dabei steht insbesondere die umformtechnische Bewertung der Herstellbarkeit im Fokus der Automobilisten und der Zulieferindustrie. Zur Verkürzung dieser Entwicklungsphasen hat sich die Verwendung der Finite Elemente Methode (FEM) etabliert. Mithilfe der Finite Elemente Methode lassen sich ganzheitliche komplexe mathematische Aufgabenstellungen in kleine Teilbereiche differenzieren und unter Zuhilfenahme von Berechnungssolovern lösen. Für die Herstellbarkeitssimulation der Warmumformung ist eine thermo-mechanisch gekoppelte Prozessabbildung notwendig. Die Herausforderung liegt hierbei in der numerischen Prozessbeschreibung und speziell darin, Prozesskennwerte zu ermitteln, welche das komplexe thermo-mechanische System beschreiben können [95]. In diesem Abschnitt werden zunächst die thermische und mechanische Kennwertbeschreibung vorgestellt, bevor abschließend die Ermittlung der Werkstoffkenngrößen beschrieben wird.

2.5.1 Thermomechanische Prozessrandbedingungen

Die wesentlichen thermo-mechanischen Kenngrößen für die Finite Elemente Methode sind die Beschreibung des Werkstofffließverhaltens in Abhängigkeit von den Prozesskenngrößen Temperatur und Dehnrate [96] und die Beschreibung des thermischen Energieflusses mittels der Hauptkenngröße, dem Wärmeübergangskoeffizienten. Ausgehend von der Austenitisierungstemperatur im Rollenherdofen beginnt die thermische Beschreibung mit der mathematischen Beschreibung des Temperaturverlustes in Abhängigkeit der Platinen- und Transferrandbedingungen zwischen Ofen und Presse. Eine wesentliche finale Kenngröße stellt dabei die Umformstarttemperatur im Umformwerkzeug dar.

Die Temperatur der Platine verringert sich während des Transfers, da die Platine Wärme an die Umgebung überträgt. Dabei beschreibt die Wärmeübertragung den Transport von thermischer Energie von einer Zone höherer Temperatur zu einer Zone niedrigerer Temperatur über mindestens eine thermodynamische Systemgrenze hinweg [97]. In der Regel finden bei technischen Anwendungen zeitgleich mehrere Arten der Wärmeübertragung statt [98]. Deshalb ist es notwendig, das vorliegende System hinreichend zu analysieren und eine genaue Abgrenzung zu definieren. Daher wird die Wärmeübertragung in drei grundlegende Arten unterteilt, die Konvektion, die Wärmestrahlung und die Wärmeleitung [98].

Die Berechnung der thermischen Energieverluste kann mit Hilfe des Energieerhaltungssatzes (Gleichung 1) erfolgen.

$$\dot{U} = \dot{Q}_s + \dot{Q}_v \quad (1)$$

Aus der Beschreibung des Energieerhaltungssatzes folgt, dass sich die Änderung der Energiemenge eines geschlossenen Systems ($\dot{U}$) nur durch Wärmeenergiefluss ($\dot{Q}_s$) über die Bereichsgrenzen hinaus und durch verrichtete Arbeit ($\dot{Q}_v$) innerhalb des Systems abändern kann. Denn allgemein kann die Gesamtenergie eines geschlossenen Systems als konstant angesehen werden [99].

Im Transferprozess der Warmumformung treten alle drei Arten, die Konvektion, die Wärmestrahlung und die Wärmeleitung auf. Bei der Konvektion findet der Wärmetransport durch die Bewegung von Luftteilchen statt, dabei entsteht die Bewegung der Luftteilchen entweder durch den Temperaturunterschied zwischen Platine und Umgebung (freie Konvektion) oder zusätzlich durch äußere erzwungene Einflüsse (erzwungene Konvektion), z.B. durch eine Luftströmung. Der Temperaturunterschied ΔT zwischen

Platine T_p und Umgebungsluft T_u ist dabei ursächlich für die Größe des Energieflusses. Die Stoffwerte der Umgebungsluft werden mittels einer Grenztemperatur T_∞ berechnet. Allgemein kann der Wärmeverlust durch Konvektion gemäß folgender Formel mit der relevanten Platinenoberfläche $A_{p(konv.)}$ beschrieben werden.

$$\dot{Q}_{konv.} = \alpha_{konv.} \cdot A_{p_{konv.}} \cdot (T_p - T_u) \quad (2)$$

Der Temperaturverlust durch Wärmestrahlung erfolgt durch die Energieübertragung mittels elektromagnetischer Wellen. Die emittierte Energie eines Körpers wird über das Stefan-Boltzmann Gesetz [100] und einen Proportionalitätsfaktor ε , den Emissionsgrad, ermittelt. Der Wärmeverlust ergibt sich aus der Differenz der an die Umgebung abgegebenen und aufgenommenen Strahlungsenergie. Der Strahlungsverlust lässt sich somit durch die strahlungsrelevante Platinenoberfläche $A_{p(rad.)}$, die Platinentemperatur T_p , die Umgebungstemperatur T_u , die Stefan-Boltzmann-Konstante σ_{SB} und dem Emissionsgrad ε der Oberfläche ermitteln.

$$\dot{Q}_{rad} = \alpha_{rad.} \cdot A_{p_{rad.}} \cdot (T_p^4 - T_u^4) \parallel \alpha_{rad.} = \sigma_{SB} \cdot \varepsilon \quad (3)$$

Neben den schon beschriebenen Energieverlusten durch Konvektion und Strahlung wird auch bereits im Transferprozess, aber vor allem im finalen Härteprozess im geschlossenen Umformwerkzeug, thermische Energie in Form von Wärmeleitung aus der Platine abgeführt. Die Gleichung 4 zeigt dabei die Berechnung des übergeordneten Energieverlustes durch Wärmeleitung unter Verwendung des Wärmeübergangskoeffizienten für Wärmeleitung $\alpha_{Leitung}$.

$$\dot{Q}_{Leitung} = \alpha_{Leitung} \cdot A_{p_{Leitung}} \cdot (T_p - T_{WKZ}) \quad (4)$$

Die Kontaktfläche der Wärmeleitung $A_{p_{Leitung}}$ muss dabei genau bestimmt werden. Die Bereiche der Platine, welche bereits im Transferprozess mit den Greifern des Handlingwerkzeugs oder den Einweisern im Warmumformungswerkzeug in Kontakt kommen, müssen ebenso wie die Bereiche im Werkzeug mit auftretender Flächenpressung und vorhandenen Spaltabständen Berücksichtigung finden. Die aktuelle Platinentemperatur T_p und Werkzeugtemperatur T_{WKZ} ist bei der Bestimmung der Verluste durch Wärmeleitung zu berücksichtigen.

Der resultierende Wärmeübergangskoeffizient wird beispielsweise experimentell nach Geiger et al. [101] bestimmt. Für den Werkstoff 22MnB5 kann, bei einer Anfangsblechdicke s_0 von 2,50 mm, ein Wärmeübergangs-

koeffizient $\alpha_{(\text{Druck})}$ für unterschiedliche Kontaktdrücke in einem ebenen wassergekühlten Werkzeug von $1.000 \text{ W/m}^2\text{K}$ und $4.800 \text{ W/m}^2\text{K}$ bei 0 MPa bzw. 35 MPa Flächenpressung ermittelt werden [102]. Hochholdinger bestimmte ebenfalls den Wärmeübergangskoeffizienten [103] mittels inverser FE-Analyse in LS-Dyna und vergleicht seine Ergebnisse mit den Werten von Hoff et al. [104]. Merklein et al. [105] ermittelten für eine Anfangsblechdicke s_0 von $1,75 \text{ mm}$, unter Verwendung eines AlSi-beschichteten 22MnB5 , einen Wärmeübergangskoeffizient $\alpha_{(\text{Druck})}$ von $800 \text{ W/m}^2\text{K}$ und $3.000 \text{ W/m}^2\text{K}$ und bestätigen ebenfalls die Ergebnisse von Hoff et al. [106]. Durch Berücksichtigung der in Hoff et al. [106] inkludierten Rekaleszenzwärme der martensitischen Gefügeumwandlung wird in Lechler [107] die Bestimmung der Wärmeübergangskoeffizienten $\alpha_{(\text{Druck})}$ bei Temperaturen oberhalb von 450°C durchgeführt, mit dem Ergebnis von $1.100 \text{ W/m}^2\text{K}$ bis $4.000 \text{ W/m}^2\text{K}$ unter 0 MPa bzw. 40 MPa Flächenpressung. Hier ist zu erkennen, dass der Wärmeübergangskoeffizient bis zu einer Flächenpressung von 10 MPa stark ansteigt, sich ab etwa 20 MPa nur noch geringfügig erhöht und bei etwa 40 MPa asymptotisch seinem Maximum annähert. In [108] sind druckabhängige Wärmeübergangskoeffizienten von $600 \text{ W/m}^2\text{K}$ bis $3.000 \text{ W/m}^2\text{K}$ ermittelt worden.

Des Weiteren ist bei der Bestimmung und Implementierung der Wärmeübergangskoeffizienten im Warmumformungsprozess zu beachten, dass nach [107] der Wärmeübergangskoeffizient nicht nur druckabhängig, sondern auch, aufgrund von notwendigen Ziehspalten oder unvermeidlicher Werkstoffausdünnung, spaltabhängig dargestellt werden muss. In Lechler werden spaltabhängige Übergangskoeffizienten $\alpha_{(\text{Spalt})}$ für einen AlSi-beschichteten 22MnB5 mit einer Anfangsblechdicke s_0 von $1,75 \text{ mm}$ in Höhe von $190 \text{ W/m}^2\text{K}$, $90 \text{ W/m}^2\text{K}$ und $60 \text{ W/m}^2\text{K}$ für einen beidseitigen Spaltabstand s von $0,5 \text{ mm}$, $1,0 \text{ mm}$ und $2,0 \text{ mm}$ dargestellt.

In der Produktentwicklungsphase wird die umformtechnische Herstellbarkeitsanalyse im Wesentlichen durch die Simulation des Werkstofffließverhaltens und der abschließenden Bewertung der Bauteilausdünnung realisiert. Eine sehr wichtige Bedeutung zur Werkstoffcharakterisierung hat die Beschreibung der Verfestigung bei unterschiedlichen Temperaturen T und Dehnraten $\dot{\phi}$ im austenitischen Zustand. Diese Zusammenhänge des Werkstoffs 22MnB5 werden in Veröffentlichungen von Burkhard [109], Hoff [106] und Lechler [107] sowie Hochholdinger [110] untersucht. Diese Autorinnen und Autoren beschreiben die Abhängigkeit der Fließspannung k_f bei verschiedenen isothermen Temperaturen T und Dehnraten $\dot{\phi}$ unter Durchführung von uniaxial erzeugten plastischen Dehnungen ϕ .

Darüber hinaus muss die Anisotropie temperaturabhängig bei der plastischen Verformung des Werkstoffs berücksichtigt werden. Aus [107] kann erkannt werden, dass mit steigender Umformtemperatur die senkrechte Anisotropie des Mangan-Bor-Stahls 22MnB5 in Richtung eines isotropen Werkstoffverhaltens zunimmt. Dies führt zu einer reduzierten Fließspannung k_f und damit zu einer geringeren Werkstoffausdünnung am Endprodukt. Für die korrekte Umformeigenschaftsbeschreibung eines Werkstoffs ist neben der plastischen Verfestigung die Beschreibung des Fließbeginns, insbesondere bei mehrachsigen Beanspruchungen, von entscheidender Bedeutung. In der Regel ist für ein isotropes Werkstoffverhalten der Ansatz nach von Mises zur Beschreibung des Fließverhaltens ausreichend. Für anisotrope Werkstoffe müssen die unterschiedlichen Fließbedingungen in Abhängigkeit der mehrachsigen Belastungen berücksichtigt werden. Dies geschieht durch die geometrische Beschreibung des Fließbeginns unter verschiedenen Belastungsrichtungen. Unter Annahme der Volumenkonstanz und der Wirkung eines ebenen Spannungszustandes kann der Fließbeginn zweidimensional in Richtung der zwei Hauptspannungen aufgetragen werden. Diese geometrische Abbildung wird als Fließortkurve bezeichnet [111]. Eine der bestbekannten Formulierungen zur Beschreibung der Fließortkurve beruht auf dem quadratischen Ansatz des Fließkriteriums nach Hill48. Die Form der Fließortkurve gleicht einer Ellipse. Hier wird ersichtlich, dass der Fließbeginn des Werkstoffs unter biaxialen Spannungsbelastungen durch Stauchung oder Streckung der Ellipse verändert werden kann. Diese Eigenschaft lässt sich durch Einbeziehung der Anisotropiekenngößen r_0 und r_{90} im Fließkriterium nach Hill48 beschreiben [112]. Dabei führen Werte der mittleren senkrechten Anisotropie von $r > 1$ zu einem Strecken und $r < 1$ zum Stauchen der Fließortkurve. Die isotrope Abbildung analog zu von Mises erfolgt bei $r = 1$. Das Fließkriterium nach Hill48 wird auch heute noch weitverbreitet eingesetzt. Der Vorteil liegt unter anderem in der vollständigen Beschreibung der Fließortkurve durch Bestimmung aller notwendigen Koeffizienten aus mehreren einachsigen Zugversuchen. Aufgrund abweichender Fließeigenschaften unterschiedlicher Werkstoffsysteme wurden weitere Ansätze zur Beschreibung der Fließortkurven, insbesondere bei Abweichungen unter Zug und Druck sowie Scherbedingungen, postuliert. Heute werden diese Ansätze beispielsweise zur Beschreibung des Fließverhaltens von Aluminium verwendet. Aufbauend auf dem quadratischen Ansatz in Hill48 konnte ebenfalls durch die Ermittlung einer biaxialen Fließspannung ein nichtquadratischer Ansatz nach Hill90 – für planare Anisotropie – vorgestellt werden. Dieser Ansatz beschreibt in seiner generalistischen Form ebenfalls die Fließortkurve aufbauend auf Hill48. Der biaxiale Fließbeginn wird experimentell durch

Schichtstauchversuche [113] oder Kreuzzugversuche [114] ermittelt. Der Ansatz von Hill90 kann durch die Wahl des Exponenten $m = 2$ auf die Formulierung nach Hill48 reduziert werden [115].

Der zweite wichtige Bereich zur simulativen Prozessabbildung ist die Beschreibung der Interaktion zwischen Werkzeug und Werkstoffsystem. Als relevante Prozesskenngrößen sind hier im Wesentlichen die zeitabhängige Pressengeschwindigkeit beziehungsweise die Werkzeugschließgeschwindigkeit, die Umformungsmethode, die Werkzeuggeometrie, die Werkzeugtemperatur und nicht zuletzt die Reibung zwischen Platine und Umformwerkzeug zu benennen. Für die Reibung werden Ersatztests, beispielsweise ein „Pin-on-Disk“ Versuch, von Burkhard [109] und Hochholding [110] herangezogen. Bei diesem Testaufbau wird ein Stift aus dem jeweiligen Werkzeugstahl mit einer vordefinierten Normalkraft F_N auf eine rotierende Scheibe des Versuchswerkstoffs gedrückt. Die Ergebnisse zeigen, dass die Reibzahl μ dabei abhängig von der Rauheit der Halbzeugbeschichtung, der Temperatur und der Härte der Kontaktpartner ist. Es ist zu erkennen, dass die Reibzahl μ mit sinkender Temperatur abnimmt, für einen feuerverzinkten Mangan-Bor-Stahl wird die Reibzahl zwischen 0,22 und 0,45 angegeben [116].

$$F_R = \mu \cdot F_N \quad (5)$$

Die Reibzahl μ wird über das Coulomb'sche Reibgesetz aus der Reibungskraft F_R und der Normalkraft F_N berechnet (Gleichung 5).

2.5.2 Werkstoffkenngrößen

Die Integration der Werkstoffkenngrößen ist neben der korrekten Abbildung der Spannungs- und Dehnungsabhängigkeit eine sehr wichtige Kenngröße im Warmumformungsprozess. Dieser Abschnitt erläutert veröffentlichte Ansätze verschiedener Autoren zur mathematischen Beschreibung der zeit- und temperaturabhängigen Gefügeumwandlungskinetik der Werkstoffe. Im Detail werden zwei grundlegend verschiedene Ansätze, die diffusionslose und diffusionsgesteuerte Gefügeumwandlung, unterschieden und im Folgenden erläutert. Weiterhin wird die Anwendung dieser Grundlagen in der kommerziell verfügbaren und in dieser Arbeit verwendeten Simulationsumgebung von LS-Dyna vorgestellt.

2.5.2.1 Diffusionslose Phasenumwandlungskinetik

Während der Abkühlung des Werkstoffs im Umformwerkzeug wird bei Überschreitung der unteren kritischen Abkühlgeschwindigkeit v_{kritisch} und

nach Erreichen einer bestimmten Temperatur, der Martensitstarttemperatur M_s , das unterkühlte kfz-Kristallgitter tetragonal verzerrt und folglich entsteht eine sehr hohe Härte der Gefügestruktur. Das somit entstandene Gefüge wird als Martensit bezeichnet und weist eine hohe Festigkeit und ein geringes Restumformvermögen auf. Diese Gefügestruktur wird im Prozess der Warmumformung zum Schutz vor dem Eindringen der Komponenten in den Fahrgastraum im Crashlastfall vorwiegend angestrebt. Die tetragonale Verzerrung des Kristallgitters und somit die Umwandlung vom unterkühlten Austenit in Martensit kann beispielsweise durch die Ansätze nach Wildau und Hougardy [117] berechnet werden. Ein weiterer Ansatz, der im Folgenden detaillierter vorgestellt und auch im weiteren Verlauf der Arbeit angewendet wird, ist die Modellierung nach Koistinen und Marburger [118]. Der funktionale Zusammenhang des zur Umwandlung zur Verfügung stehenden Restaustenitanteils x_a wird dabei in Abhängigkeit und mit Beginn der Martensitstarttemperatur M_s berechnet. Der Verlauf hat die Form einer Exponentialfunktion, der mathematische Zusammenhang wird in Gleichung 6 dargestellt.

$$x_M = x_a \cdot \left[1,0 - e^{-\alpha_M(M_s - T_p)} \right] \quad (6)$$

Dabei resultiert der Martensitanteil x_M aus dem anfänglich zur Verfügung stehenden Restaustenitanteil x_a unter Berücksichtigung einer materialspezifischen Konstanten α_M . Die exponentielle Umwandlung startet mit der Unterschreitung der Platinentemperatur T_p unterhalb der ebenfalls werkstoffspezifischen und vordehnungsabhängigen Martensitstarttemperatur M_s . Nach [118] kann die materialspezifische Konstante α_M für die meisten Werkstoffe mit $\alpha_M = 0,011$ als konstant angesetzt werden.

Dieser Ansatz zur Beschreibung der diffusionslosen Phasenumwandlungskinetik für die Bildung von Martensit wird von Olle [119] und Åkerstrom [120] ebenfalls verfolgt und durch Olsson [121] in das Materialmodell *MAT_244 implementiert. Im generalistischen Materialmodell *MAT_254, vorgestellt durch Klöppel [122], kann ebenfalls die diffusionslose Martensitbildung nach Koistinen und Marburger berechnet werden. Beide Materialmodelle dienen der Berechnung und Implementierung in LS-Dyna [123].

2.5.2.2 Diffusionsgesteuerte Phasenumwandlungskinetik

Im Gegensatz zur diffusionslosen Phasenumwandlung bilden sich bei Unterschreitung der unteren kritischen Abkühlgeschwindigkeit $v_{kritisch}$, ausgehend von dem zur Verfügung stehenden Austenitanteil x_A ,

verschiedene zeit- und temperaturabhängige Gefügephasen. Diese Gefügephasen werden als Ferrit (F), Perlit (P) und als Zwischengefüge Bainit (B) bezeichnet. Alle drei Phasen können sich teilweise gleichzeitig durch Keimbildungsmechanismen im Werkstoff bilden. Die mathematische Abbildung dieser Gefügeumwandlungen ist für den Prozess der Warmumformung notwendig, damit die teilweise benötigten Anforderungen von Teilbereichen mit höherer Duktilität simulativ berücksichtigt werden können. Mathematisch können diese Umwandlungen durch die Ansätze von Kirkaldy und Venugopalan [124] beschrieben werden. Eine weitere Möglichkeit der Berechnung bietet eine Anpassung der ursprünglichen Formulierung einer isothermen Gefügeumwandlung durch die aufeinander aufbauenden Publikationen von Johnson und Mehl [125], sowie den drei Veröffentlichungen von Avrami [126], [127], [128] als auch der Schrift von Kolmogorov [129], welche heute als Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) Gleichungen bezeichnet werden. Olle beschreibt in [119] den Einsatz der JMAK-Gleichung für den Werkstoff 22MnB5 und Klöppel stellt die Implementierung dieses Berechnungsansatzes in das Materialmodell *MAT_254 von LS-Dyna vor [122].

Die Gleichung 7 zeigt die Implementierung der jeweiligen Gefügephasenanteile x_i mit $i = F, P, B$ in die kommerziell verfügbare Finite Elemente Software LS-Dyna.

$$\frac{dx_i}{dt} = n_{(T)} \cdot (a \cdot x_a - b \cdot x_i) \cdot \left[\ln \left(\frac{a \cdot (x_a + x_i)}{a \cdot x_a - b \cdot x_i} \right) \right]^{\frac{n_{(T)}-1,0}{n_{(T)}}} \quad (7)$$

$$a = \frac{x_{eq(T)}}{\tau_{(T)}} \cdot c_{(CR)} \quad || \quad b = \frac{1,0 - x_{eq(T)}}{\tau_{(T)}} \cdot d_{(CR)}$$

Es wird ersichtlich, dass die Temperaturabhängigkeit der drei JMAK-Koeffizienten in der Berechnung berücksichtigt werden kann. Der Avrami-Exponent n beschreibt die Dimension der Keimbildung der einzelnen Phasen und liegt zwischen $1 < n < 4$ [130]. Der Koeffizient τ verhält sich reziprok zu der ursprünglich formulierten phasenspezifischen Konstanten k und ist somit ebenfalls abhängig von der spezifischen Keimbildungsrate und der Keimwachstumsgeschwindigkeit. Der dritte Koeffizient x_{eq} beschreibt den maximalen umwandelbaren Anteil der jeweiligen Phase unter Gleichgewichtsbedingungen und stellt somit den Phasenanteil im Equilibrium dar. Außerdem bietet der implementierte Ansatz die Möglichkeit, in Abhängigkeit der Abkühlrate (CR), zwei Korrekturfaktoren $c_{(CR)}$ und $d_{(CR)}$ zu verwenden. Als Gegensatz wird im Materialmodell

*MAT₂₄₄ die Berechnung der diffusionsgesteuerten Phasenanteile nach den Ansätzen von Kirkaldy und Venugopalan [124] unter Berücksichtigung eines von Åkerstrom eingebrachten Korrekturfaktors K_{FB} für die umwandlungsverzögernde Wirkung von Bor bei der Bildung der Ferrit- und Perlitphase verwendet.

2.5.2.3 Prognose der resultierenden Materialeigenschaften am Endbauteil

Damit im Rahmen der simulativen Prozessauslegung neben der sich bildenden Zusammensetzung des Werkstoffgefüges auch die Rückkopplung eines mechanischen Kennwertes ermöglicht wird, sind verschiedene Ansätze zur Prognose der resultierenden Materialeigenschaften am Endbauteil möglich. Der aktuelle Stand der Technik beschränkt sich in der Regel auf die Prognose der Härte. Einen grundlegenden Ansatz hierzu bietet das Berechnungsmodell nach Maynier [131]. Eine Modifikation nach Li et al. [132], Hochholdinger [110] oder Feuser [108] wäre ebenfalls anwendbar. Alle Ansätze beschreiben eine Mischungsregel, welche die unterschiedlichen Härten der jeweiligen Phasenanteile gewichtet.

Im Modell nach Maynier [131] wird die resultierende Härte nach Vickers [133] für Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit berücksichtigt. Die Gleichungen 8 - 10 berechnen für die einzelnen Gefügearten die Härte nach Vickers in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung (Massenprozent) und der logarithmischen Abkühlrate V_r .

$$Hv_{F+P} = 42 + 223C + 53Si + 30Mn + 12,6Ni + 7Cr + 19Mo + (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr + 130V) \log V_r \quad (8)$$

$$Hv_B = -323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo) \log V_r \quad (9)$$

$$Hv_M = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21 \log V_r \quad (10)$$

Auch diese Berechnungsmodell wurde von Olsson [121] in das Materialmodell *MAT₂₄₄ [134] in LS-Dyna [123] implementiert.

2.6 Zusammenfassende Bewertung des Stands der Technik und Forschung

Die Analyse des Stands der Technik zeigt, dass sich die Forschungsaktivitäten im Bereich der Warmumformung ursprünglich auf die Verbesserung

der Bauteil- und Prozesseigenschaften beschränkt haben. Richtungsweisende Erfolge in der Prozessführung wurden beispielsweise durch die Weiterentwicklung der indirekten Warmumformung zum phs-ultraform®-Prozess erreicht. Beachtlich sind ebenfalls die Entwicklungen der bereits heute weltweit etablierten Fertigungsverfahren aus Abschnitt 2.2.3, welche die Funktion der warmumgeformten Strukturbauteile, durch die Variation der Blechdicke und/oder der Integration von duktilen Teilbereichen, maßgeblich verbessern. Als weiterer Entwicklungsschwerpunkt der letzten Dekade ist die in Abschnitt 2.5 beschriebene numerische Prozesssimulation der Warmumformung zu benennen. Erst in den letzten Jahren wurde mit zunehmendem Bedarf an weiterer Integration von warmumgeformten Strukturbauteilen in der Fahrzeugkarosseriestruktur über den Einsatz von alternativen Werkstoffsystemen, zur Verbesserung der Duktilität oder weiteren Erhöhungen der Bauteilfestigkeiten, nachgedacht.

Die Detailbewertung dieser Literatur verdeutlicht, dass lediglich die Kompatibilität des alternativen Werkstoffsystems mit dem Prozess der Warmumformung untersucht wurde. Der Hintergrund zur Auswahl dieser Werkstoffsysteme und den anzuwendenden Methoden unter Berücksichtigung der Prozessrandbedingungen existiert derzeit nicht. Dieser Mangel führt dazu, dass der Einsatz von alternativen Werkstoffsystemen nur sehr vereinzelt innerhalb einer Entwicklungsphase in Betracht gezogen wird und dadurch die Erschließung dieses weiteren Leichtbaupotenzials durch die Verschiebung der werkstoffbedingten Prozessrandbedingungen aktuell nicht gelingt.

Das Ziel dieser Arbeit ist es daher, eine Methode zu erarbeiten, welche die Randbedingungen des Strukturbauteils und die der Zielprozessführung bei der Werkstoffauswahl berücksichtigt. Außerdem wird eine Vorgehensweise vorgestellt, die die effiziente Charakterisierung des ausgewählten Werkstoffsystems beschreibt und die Bewertung der Kompatibilität des alternativen Werkstoffs mit dem angestrebten Zielprozess frühzeitig ermöglicht. Diese Vorgehensweise führt zu der notwendigen Sicherheit, um größere Entwicklungsbudgets in die finale Prozessvalidierung und in die kostenintensive Erstellung von Werkstoffsonderschmelzungen zu investieren und schlussendlich weiteres Leichtbaupotenzial in zukünftigen Fahrzeugkarosserien zu heben.

3 Zielsetzung und Methodik

Der aktuelle Stand der Technik zeigt, dass der Einsatz von alternativen Werkstoffsystemen zur Verbesserung der Bauteilduktilität oder Erhöhung der Bauteilfestigkeiten in Erwägung gezogen wird (Abschnitt 2.3), jedoch ist die Methode zur Auswahl des alternativen Werkstoffsystems derzeit – insbesondere auf den Prozess der heutigen Warmumformung – nicht beschrieben. Diese Wissenslücke soll durch die in dieser Arbeit erarbeiteten Erkenntnisse geschlossen werden und zukünftig zur noch effizienteren Entwicklungsweise beitragen. Das Ziel dieser Arbeit besteht aus diesem Grund darin, eine Methode zu erarbeiten, welche die effiziente Auswahl eines alternativen Werkstoffs für den Einsatz eines Tailor Rolled Blanks in der direkten Warmumformung ermöglicht.

Zur Erreichung dieser Zielsetzung sind zwei Hauptaufgaben zu erfüllen. Das Ziel der ersten Hauptaufgabe besteht darin, ein Bewertungskriterium in Abhängigkeit der chemischen Werkstoffzusammensetzung für die Auswahl des alternativen Werkstoffs, unter Berücksichtigung der gegebenen oder zuvor berechneten Produkt- und Prozessrandbedingungen, zu erarbeiten. Dazu werden bestehende empirische Gleichungen zur Berechnung der Werkstoffeigenschaften verwendet und die Berechnungsergebnisse innerhalb des neuartigen Bewertungskriteriums zur Auswahl eines alternativen Werkstoffsystems angewandt. Zur Erfüllung dieser ersten Hauptaufgabe werden experimentelle Validierungsversuche mittels thermischer Dilatometrie mit unterschiedlichen Temperatur-Zeit-Verläufen durchgeführt und die Versuchsproben abschließend durch Lichtbildmikroskopie und Härtemessungen zur Bestimmung der resultierenden Gefügephasenzusammensetzungen untersucht.

Eine wesentliche Randbedingung für die Auswahl des Zielwerkstoffsystems stellt der vom Prozess abhängige resultierende Temperatur-Zeit-Verlauf der TRB® Platine dar. Im aktuellen Stand der Technik fehlt dazu die Beschreibung des Abkühlverhaltens eines TRB® im Prozess der direkten Warmumformung. Aus diesem Grund wird der Einfluss der Blechdicke, der Oberflächenbeschichtung und der Wärmeleitung auf die Abkühlung der monolithischen TRB-Platinen während des Transfers untersucht und mathematisch beschrieben. Die im Stand der Technik beschriebenen Grundlagen der drei Arten der Wärmeübertragung führen zu der Erwartung, dass im relevanten Temperaturbereich die Wärmeleitung innerhalb der Platine, im Vergleich zur Wärmestrahlung und Konvektion, zu vernachlässigen ist.

Die Analyse und der Nachweis in dieser Arbeit erfolgt sowohl durch experimentelle Versuche unter Auswertung der gemessenen Temperaturen mittels aufgeschweißter Thermolemente, Thermografiekamera und optischer Messensorik als auch durch Berechnungen unter Anwendung der Fourierschen Differentialgleichungen.

Die aktuellen Methoden zur detaillierten Werkstoffcharakterisierung erfordern eine Vielzahl an Prüfverfahren zur allgemeinen Beschreibung des spezifischen Werkstoffverhaltens. Im Stand der Technik gibt es zur Beschreibung und Bewertung eines alternativen Werkstoffs für die direkte Warmumformung unter Berücksichtigung der angestrebten Prozessführung derzeit keine vorgeschlagene Vorgehensweise, deshalb umfasst die zweite Hauptaufgabe dieser Arbeit, die Erarbeitung einer Methode zur effizienten Charakterisierung für eine frühzeitige Bewertung der Kompatibilität von Bauteildesign, angestrebter Prozessführung und dem ausgewählten Werkstoffsystem. Zur Erfüllung dieser Aufgabe wird in dieser Arbeit zum einen die vereinfachte Beschreibung des Werkstofffließverhaltens mittels uniaxialer Warmzugversuche untersucht und zum anderen wird die Anwendbarkeit und Genauigkeit zur Berechnung der Gefügeumwandlungskinetik unter Verwendung der JMAK-Gleichungen analysiert. Als zu erwartendes Ergebnis sind die zu berücksichtigenden Werkstoffparameter und Fließkurvenapproximationen für die Beschreibung des Werkstofffließverhaltens und die Vorgehensweise zur Ermittlung der temperaturabhängigen JMAK Koeffizienten anzuführen. Beide Erkenntnisse werden, zur effizienten Werkstoffcharakterisierung, durch experimentelle Untersuchungen an einem größtenteils einheitlichen Prüfaufbau erarbeitet. Zur Ermittlung des Fließverhaltens werden die Prüftemperaturen und Dehngeschwindigkeiten variiert. Die innerhalb dieser Arbeit im Vordergrund stehende Beschreibung der Umwandlungskinetik wird durch Auswertung der gemessenen Dilatation und Gefügeanalysen an metallografischen Schliffbildern und abschließenden Härtemessungen erarbeitet und validiert.

Die aus den Hauptaufgaben experimentell gewonnen Erkenntnisse werden in eine vereinfachte Materialkarte überführt. Diese Materialkarte ermöglicht mittels der Finite-Elemente-Methode einen allgemeingültigen Übertrag auf dreidimensionale Karosseriestrukturbauteile.

4 Verwendete Versuchswerkstoffe, Versuchseinrichtungen und Software

In diesem Kapitel werden die verwendeten Versuchswerkstoffe, die in dieser Arbeit verwendeten Versuchseinrichtungen und die verwendeten experimentellen Methoden dargestellt.

4.1 Verwendete Versuchswerkstoffe

In dieser Arbeit werden zwei unterschiedliche Versuchswerkstoffe verwendet. Damit die Vergleichbarkeit mit vorhandenen Forschungsarbeiten gegeben ist, dient der weltweit eingesetzte Werkstoff in der Warmumformung – der Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 – als Referenzwerkstoff. Als Ergebnis der Auswahl des alternativen Werkstoffsystems und der in dieser Arbeit zur Validierung vorgestellten Methode wird ein Werkstoff mit der eigenständig gewählten Bezeichnung 20MnCr8-2 verwendet.

Die nachfolgende Tabelle 2 zeigt für die zwei verwendeten Werkstoffsysteme die genaue Zuordnung zu den in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen.

Tabelle 2: Übersicht der eingesetzten Versuchswerkstoffe

Art der Untersuchung	Werkstoff	TRB® Abwalzgrad	Blechdicke [mm]	Oberfläche	Werkstoffbezeichnung in dieser Arbeit
Abkühlverhalten Transfer TRB®	22MnB5	5 % - 52 %	3,00 - 1,50	MGA	Werkstoff A
		0 %	1,50	AlSi	Werkstoff B
		5 % - 47 %	2,70 - 1,50	AlSi	Werkstoff C
Gefügeumwandlungspunkte TRB®	22MnB5	0 %	1,50	AlSi	Werkstoff B
		47 %	1,50	AlSi	Werkstoff C
Werkstoffcharakterisierung	20MnCr8-2	50 %	1,50	MGA	Werkstoff D
Validierung TRB®-B-Säule	20MnCr8-2	3 % - 52 %	2,90 - 1,45	MGA	Werkstoff D

Tabelle 2 kann außerdem das jeweilige Beschichtungssystem, die Versuchsblechdicke und ggf. die erzeugten Abwalzgrade im TRB®-Prozess zur Herstellung der Versuchswerkstoffe entnommen werden. Das verwendete Referenzwerkstoffsystem basiert auf dem Legierungskonzept 22MnB5. Die benötigten hohen Festigkeiten des Werkstoffs resultieren im Wesentlichen aus den Legierungselementen Kohlenstoff, Mangan und Bor. Durch den Einsatz von Mangan wird der kubisch-flächenzentrierte Austenit ausreichend stabilisiert, um den Einsatz im Prozess der direkten Warmumformung zu ermöglichen. Dies resultiert in einem verzögerten Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten des Werkstoffs mit einer unteren kritischen Abkühlgeschwindigkeit von etwa 27 bis 35 K/s und ermöglicht somit den Einsatz im Prozess der heutigen Warmumformung. Im Anlieferungszustand vom Stahlhersteller hat der Werkstoff eine ferritisch-perlitische Gefügestruktur mit einer Dehngrenze $R_{p0,2}$ von etwa 400 MPa, einer Zugfestigkeit R_m von 600 MPa bei einer Bruchdehnung A_{80} von etwa 20 %. Die vor Verzunderung und Randabkühlung schützende Aluminium-Silizium-Beschichtung wird direkt vom Stahlhersteller durch den Prozess der Feuer-aluminierung aufgetragen. Die Schichtdicke beträgt im Anlieferungszustand 19 - 33 μm und wird durch den Prozess des flexiblen Walzens zur Herstellung der benötigten TRB®-Halbzeuge in etwa entsprechend des jeweiligen Abwalzgrades reduziert. Die Stahlhersteller empfehlen zur Sicherstellung eines martensitischen Gefüges und einer ausreichenden AlSi-Schichtkonditionierung eine Austenitisierungstemperatur von 900 °C bis 950 °C bei einer Ofenverweilzeit von fünf bis acht Minuten. Damit eine bessere Vergleichbarkeit der einzelnen Messergebnisse des alternativen Werkstoffsystems gegeben ist, wird für alle Umformversuche der unbeschichtete Werkstoff nach dem flexiblen Walzprozess zunächst mit Zink elektrolytisch beschichtet und anschließend bei Temperaturen größer 350 °C in einer Coilglühe seitens Mubea temperiert.

Die Auswahl des alternativen Werkstoffs fiel auf das Werkstoffsystem 20MnCr8-2. Der Grund für die Auswahl dieses Werkstoffsystems liegt zum einen in den zielführenden berechneten Werkstoffkenngrößen sowie der berechneten Kompatibilität zum heutigen direkten Warmumformungsprozess und zum anderen in dem Ziel den Nachweis zu erbringen, dass mit Hilfe der in dieser Arbeit erarbeiteten Methode auch Werkstoffe, welche nicht der Gruppe der Mangan-Bor-Stähle angehören, effizient ausgewählt werden können. Darüber hinaus werden durch dieses Legierungskonzept nichtmetallische Einschlüsse wie Bornitride und Titanitride, welche Rissinitiatoren bei Verformungen der Gefügestruktur sein können, vermieden.

Die Eliminierung der Nitride kann nur durch den Verzicht auf Bor beziehungsweise Titan realisiert werden. Da die Boratome aber einen wesentlichen Anteil an der verzögerten diffusionsgesteuerten Gefügeumwandlung haben, muss dieser fehlende Anteil durch andere Legierungselemente, welche in gleichartiger Weise wirken und ähnliche Resultate erzielen, kompensiert werden. Dazu wird im verwendeten Werkstoffsystem sowohl Mangan mit etwa 2 % Massenanteil als auch Chrom mit etwa 0,6 % Massenanteil verwendet. Beide Legierungselemente reduzieren jedoch die Martensitstarttemperatur und bewirken durch den Mechanismus der Mischkristallverfestigung einen Anstieg der Härte für die angestrebte martensitische Werkstoffstruktur. Deshalb wird der Kohlenstoffgehalt ausgehend von 0,22 % Massenanteil in Anlehnung an den Werkstoff 22MnB5 ebenfalls reduziert. Die genaue chemische Zusammensetzung der vier eingesetzten Versuchswerkstoffe wurde mittels Massenspektrometrie bestimmt. Die Ergebnisse dieser Analyse sind in Tabelle 3 dargestellt.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der eingesetzten Versuchswerkstoffe

Werkstoff- bezeichnung	Werkstoff	Chemische Zusammensetzung (Massenanteil in %)						
		C	Si	Mn	Cr	Al	Ti	B
Werkstoff A	22MnB5	0,22	0,240	1,24	0,17	0,0030	0,035	0,0021
Werkstoff B	22MnB5	0,223	0,252	1,38	0,19	0,0335	0,040	0,0032
Werkstoff C	22MnB5	0,217	0,236	1,28	0,18	0,0339	0,039	0,0033
Werkstoff D	20MnCr8-2	0,20	0,046	2,19	0,59	0,0030	-	-

Die mechanischen Kennwerte im Anlieferungszustand des 20MnCr8-2 liegen bei 649 MPa Zugfestigkeit R_m , einer Dehngrenze $R_{p0,2}$ von 423 MPa und einer Bruchdehnung A_{80} von etwa 21 %. Durch die Blechdickenreduzierung bei der Erzeugung des Tailor Rolled Blanks erhöhen sich die Kennwerte zunächst auf 908 MPa Zugfestigkeit R_m , 821 MPa Dehngrenze $R_{p0,2}$ und 3,6 % Bruchdehnung A_{80} , begründet ist dies in dem Mechanismus der Kaltverfestigung. Die Berechnung und auch die Ergebnisse der ersten Laboruntersuchungen ergeben eine Abnahme der A_{c3} -Temperatur bedingt durch die Anpassung der Legierungszusammensetzung auf 819 °C. Für alle in dieser Arbeit durchgeführten Versuche wird daher unter Verwendung dieses Werkstoffs eine Austenitisierungstemperatur von 880 °C gewählt. Die gesamte Aufheizzeit beträgt 300 s an allen Laborproben. Die gewählte MGA-Beschichtung ermöglicht neben der genaueren Temperaturmessung mittels Thermografiekamera eine reproduzierbare Reibzahl während der Umformung. Außerdem wird durch den Einsatz dieser Zinkbeschichtung die

Widerstandspunktschweißbarkeit, im Gegensatz zu den vielen Herausforderungen unter Verwendung der Aluminium-Silizium-Beschichtung [135], deutlich verbessert und ein kathodischer Korrosionsschutz gewährleistet. Die Zinkschicht, welche nach der elektrolytischen Beschichtung beidseitig etwa 10 µm Schichtdicke beträgt, wächst durch den Prozess der Galvannealing-Glühe auf etwa 14 µm an und beinhaltet einen Eisenanteil von 8 - 12 %. Die abschließende Austenitisierung vor der Warmumformung erhöht die Beschichtungsdicke auf 20 – 30 µm.

4.2 Verwendete Versuchseinrichtungen und experimentelle Methoden

4.2.1 Methode zur Ermittlung des Abkühlverhaltens einer TRB®-Platine

Die Beschreibung der zeitlichen Temperaturabnahme im Prozess der Warmumformung ist aufgrund der resultierenden diffusionsgesteuerten Umwandlungen von sehr großer Bedeutung. Daher müssen insbesondere der Einfluss und die Modellberechnung der Abkühlung bei Verwendung eines flexibel gewalzten Blechhalbzeugs untersucht werden. Dazu werden die aufgezeigten Versuchswerkstoffe Werkstoff A, Werkstoff B und Werkstoff C verwendet. Der Versuchsaufbau besteht aus einem elektrisch beheizten Kammerofen der Firma Rhode, Modell ME20/13, Messregelung TC 504; die Aufnahme und Auflage der Versuchsproben im Ofen erfolgt durch keramische Auflagepunkte und ermöglicht eine freiliegende Austenitisierung der Proben auf Zieltemperatur. Die zuvor auf einer Tafelblechschere beschnittenen Probenabmessungen von 320 x 150 mm werden nach abgeschlossener Austenitisierung per metallischer Greifzange auf eine Abkühlvorrichtung mit minimaler Kontaktfläche positioniert und kühlen anschließend durch freie Konvektion und Wärmestrahlung auf etwa 100 °C herunter. Während der gesamten Versuchsdurchführung wird die Temperatur der Platinen durch auf der Blechoberseite angeschweißte Nickel/Chrom – Nickel (Ni/Cr-Ni) Thermoelemente (Typ K) mit dem Datenlogger der Firma Graphtec Corporation, Modell GL220, Version 1.06, aufgezeichnet. Zur Bestimmung des Emissionsgrades wird zum einen eine Thermografiekamera (Fa. InfraTec; Typ: VarioCAM hr) und zum anderen ein deutlich kurzweiligeres optisches Messsystem, der Messsensor der Firma µ-Epsilon; Typ: CTM-3SF75H1-C3, zusätzlich oberhalb der Platine im Abstand von 1000 mm bzw. 200 mm verwendet. Eine Abtastrate von 10 Hz wurde dabei für alle Temperaturmessungen gewählt. Die Austenitisierungstemperatur und Ofenverweilzeit wird in Abhängigkeit des ge-

wählten Versuchswerkstoffe und der eingesetzten Blechdicke gewählt und beträgt bei der Analyse der Aluminium-Silizium-Beschichtung, sowohl für Werkstoff B als auch Werkstoff C, 930 °C und 360 s. Die Erwärmung der MGA-Beschichtung des Werkstoffs A erfolgt trotz erhöhter Blechdicke, aufgrund des höheren Emissionsgrades der galvannealten Zink-Oberfläche und des damit verbundenen schnelleren Aufheizverhaltens des Werkstoffs, bei 880 °C Ofentemperatur und einer Ofenverweilzeit von lediglich 300 s. Der Einfluss der Wärmeleitung innerhalb eines Tailor Rolled Blanks, vom Plateau einer höheren Blechdicke zum Plateau der angrenzenden geringeren Blechdicke, wird abschließend durch eine FE-Simulation der Transferphase im Prozess der direkten Warmumformung untersucht.

4.2.2 Methode zur Charakterisierung des Warmzugverhaltens

Das werkstoffspezifische thermo-mechanische Umformverhalten wird durch Warmzugversuche bei unterschiedlichen Temperaturen T und Dehnraten $\dot{\phi}$ maßgeblich charakteristisch beschrieben. Die Durchführung der Warmzugversuche beschränkt sich in dieser Arbeit auf Warmzugversuche im austenitisierten Gefügestand der Proben, da es das Ziel ist, eine finale Umformung im unterkühlten Austenit vor Beginn der diffusionsgesteuerten Phasenumwandlungen durchzuführen. Die dazu verwendete Zugprobegeometrie zeigt Bild 1. Die Versuchsdurchführung erfolgt in einer für die Durchführung von Wärmebehandlungsversuchen entwickelten Maschine der Firma Dynamic System Inc. (DSI), der verwendete Maschinentyp von DSI wird als Gleebe 3500 bezeichnet.

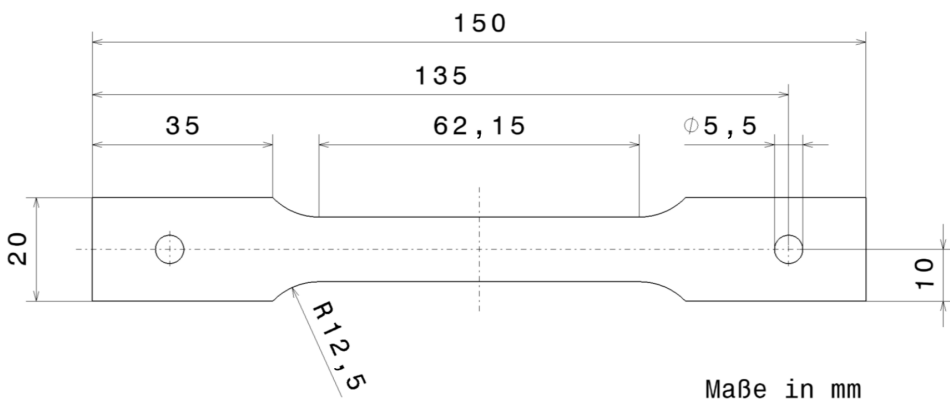


Bild 1: Zugprobegeometrie für die konduktiv erwärmten einachsigen Warmzugversuche

Für die in dieser Arbeit durchgeführten Zugversuche werden die Untersuchungen in Anlehnung an die DIN EN 6892-2 geprüft. Die Proben werden

zunächst konduktiv auf 880 °C erwärmt, nach kurzer isothermer Verweilzeit mittels erzwungener Konvektion mit 120 K/s auf die angestrebte isotherme Warmzugtemperatur abgekühlt und mit unterschiedlichen Dehnraten zerstörend gezogen. Die lokalen Dehnungen der Zugprobe werden mit Hilfe eines optischen Dehnungsmessgerätes der Firma GOM aufgezeichnet. Das verwendete System ARAMIS erkennt durch den Einsatz einer 500 Hz CCD-Kamera optische Kontrastunterschiede. Die Auswertung der lokalen Dehnungen des Prüfkörpers gelingt durch die Berechnung der relativen Positionsänderung eines zuvor mittels Spraylack (Bornitrid Typ EP) von 3M™ Technical Ceramics auf die Probe aufgetragenen stöchiometrisch verteilten Farbmusters. Die Dehnungszustände werden mit der Software GOM ARAMIS ausgewertet und unter Berücksichtigung der kontinuierlichen Aufnahme des benötigten Zugkraftverlaufs der Gleeble 3500 kann am Ende die Fließkurve des Werkstoffs für jeden einzelnen Parametersatz ermittelt werden. Die Temperaturregelung wird über ein Thermoelement des Typen K realisiert. Dabei werden die zwei Messdrähte, Nickel-Chrom bzw. Nickel, einzeln im Abstand von etwa 8 mm voneinander entfernt, direkt in der Probenmitte des Prüfkörpers verschweißt. Die geforderte Temperaturgenauigkeit von ± 5 °C wird im Bereich der späteren Messlänge sichergestellt, da das Thermoelement direkt an der Unterseite des späteren optischen Auswertebereichs positioniert wird. Eigene Untersuchungen zur Homogenität der Temperaturverteilung im Prüfaufbau können die Einhaltung bestätigen. Nachweislich werden ähnliche Ergebnisse unter Verwendung dieser Probengeometrie unter Einsatz einer Gleeble 1500 erzielt [113].

4.2.3 Methode zur Analyse der Umformeigenschaften

Zur Analyse des Umformverhaltens des gewählten alternativen Werkstoffs und zur Validierung der ausreichenden Modellbeschreibung des Fließverhaltens wird ein Umformversuch in Form eines Napfzugversuchs im Prozess der Warmumformung durchgeführt. Für diese Validierung steht am Lehrstuhl für Fertigungstechnologien (LFT) ein Werkzeug zur Durchführung von Napfzugversuchen zur Verfügung. Dieses Werkzeug besteht aus einem Stempel, einem Niederhalter und einer Matrize. Diese drei Werkzeugkomponenten können unabhängig voneinander homogen durch den Einsatz von verbauten Heizpatronen temperiert werden. Außerdem kann dieses Werkzeug am LFT in einer hydraulischen Presse der Firma Lasco, Typ TSP 100So mit maximal 1.000 kN Presskraft betrieben werden. Die resultierenden Werkzeugkräfte werden durch in das Werkzeug eingebrachte Kraftmessdosen ermittelt. Die in dieser Arbeit durchgeführten Validierungsversuche werden mit einem Stempel mit dem Außendurchmesser

$\varnothing_{\text{Stempel}} = 50 \text{ mm}$ und einem Stempelradius von $r_{\text{Stempel}} = 10 \text{ mm}$ durchgeführt. Die anfängliche Stempeltemperatur beträgt dabei $T_{\text{Stempel}} = 165 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Die eingesetzte Blechrunde hat einen Durchmesser von $\varnothing_{\text{Ronde}} = 100 \text{ mm}$, der distanzierte mechanische Abstand zwischen Niederhalter und Ziehmatrize wird mechanisch auf $s_{\text{Ziehdistanz}} = 0,3 \text{ mm}$ konstant gehalten. Die Anfangstemperatur des Niederhalters wird auf $T_{\text{Nh}} = 155 \text{ }^{\circ}\text{C}$, die der Ziehmatrize ebenfalls auf $T_{\text{Matrize}} = 155 \text{ }^{\circ}\text{C}$ eingestellt. Die verwendete Ziehmatrize besitzt einen Innendurchmesser von $\varnothing_{\text{Matrize}} = 59 \text{ mm}$ und einen Ziehradius $r_{\text{Matrize}} = 10 \text{ mm}$. Alle Werkzeugwerkstoffe bestehen aus dem häufig in der Warmumformung eingesetzten Werkzeugstahl CR7V.

Die Austenitisierung der Proben erfolgt ebenfalls in einem Härteofen der Firma Rhode, Modell ME15/13, Messregelung TC 504. Zur Temperaturmessung wird die identische Thermografiekamera wie zur Bestimmung des TRB® Abkühlverhaltens, die VarioCAM hr der Firma InfraTec, verwendet. Die Validierung erfolgt anhand des Werkstoffs A und Werkstoffs D. Die nominale Blechdicke beträgt jeweils $s_{\text{Ronde}} = 1,50 \text{ mm}$, als Halbzeugbeschichtung wird für beide Versuchswerkstoffe die Mubea-Galveannealed-Zink-Beschichtung ausgewählt. Die Platinen werden im beschriebenen Kammerofen auf $880 \text{ }^{\circ}\text{C}$ erwärmt, die Ofenverweilzeit beträgt 300 s . Die Schließgeschwindigkeit der Presse v_{Lasco} wird zwischen 55 mm/s und 33 mm/s variiert. Außerdem werden drei verschiedene Ziehtiefen s_{Napf} zwischen 12 mm und 22 mm hergestellt und die resultierende Ausdünnung wird während den Versuchen durch Messungen der Validierungsnapfe mittels digitalem Messtaster der Firma Kroeplin Längenmesstechnik – Typ B440 – überprüft. Im Anschluss wird die Blechdicke der Napfe unter Verwendung des optischen Messsystems GOM – Typ ATOS – analysiert und zusätzlich im Querschnitt mittels Digitalmikroskop Keyence VHX-6000 unter Verwendung des universal Zoomobjektives VH-20R/Z20T dokumentiert.

4.2.4 Methode zur Charakterisierung der Gefügeumwandlung

Die Gefügeumwandlung in Abhängigkeit verschiedener Temperatur- und Dehnungszustände kann ebenfalls mit der universell einsetzbaren thermomechanischen Prüfmaschine Gleeble 3500 der Firma DSI erfolgen. Der Hersteller schlägt für die Aufnahme von Temperatur-Umwandlungsschaubildern und allgemeinen Dilatationsversuchen an Streifen- bzw. Bandmaterialien unter Verwendung eines nicht kontaktgeführten Messsystems, wie bspw. einer Laser-Messsystemtechnik, den Einsatz von Proben mit zwei Langlöchern gemäß der rechten Zeichnung in Bild 2 vor [136].

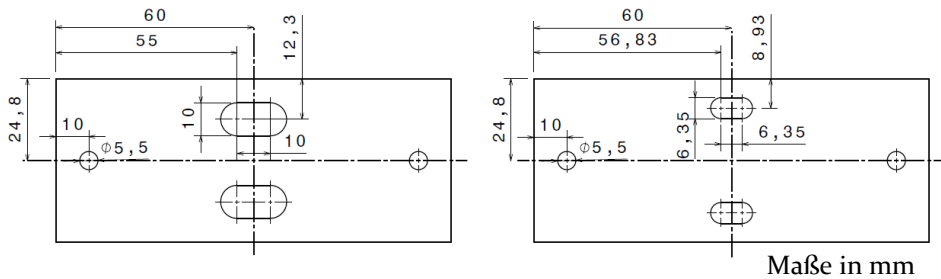


Bild 2: Probengeometrie für die Ermittlung der Dilatationen nach DSI-Vorgaben (rechts) und die tatsächlich verwendete Versuchsgeometrie (links)

Die Anpassung der Probengeometrie erfolgt mit dem Ziel, eine verbesserte Temperaturhomogenität innerhalb des relevanten Messbereichs der Dilatation zu gewährleisten. Des Weiteren ermöglicht die Änderung der Geometrie eine Anpassung der Verteilung von Haupt- und Nebendehnung unter eingebrachter Zugspannung während der Dilatation. Der zur Bestimmung der Gefügeumwandlung erzeugte Dehnungspfad kann in Anlehnung an die Zielgeometrie und den Zielprozess gewählt werden. Eine Bewertung der Probengeometrie erfolgt in dieser Arbeit iterativ unter Aufnahme der Temperaturverteilung mittels Thermografieaufnahmen und der resultierenden Dehnungsverläufe mittels dem bereits erläuterten ARAMIS-Messsystem. Die Ergebnisse dieser Auswertungen sind in Abschnitt 8.2 beschrieben. Der gesamte Versuchsaufbau wird in Bild 3 links dargestellt, der Teilausschnitt der Probengeometrie ist rechts gezeigt.

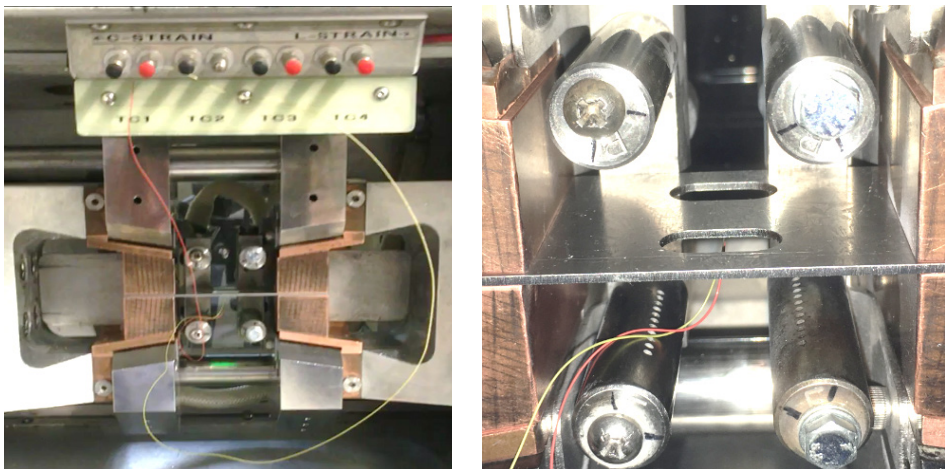


Bild 3: Foto des verwendeten Prüfaufbaus (links) und Detailaufnahme (rechts) zur Ermittlung der Dilatationen

Die konduktive Erwärmung im Rahmen dieser Versuchsreihen erfolgt mit 5 K/s auf eine Temperatur von 880 °C. Zur homogenen Austenitisierung werden die Proben für 124 s auf dieser Temperatur isotherm gehalten, bevor die jeweilige Zielabkühlung erfolgt. Bei der Aufnahme der CCT-Diagramme wird diese Abkühlrate entsprechend konstant bis zum Erreichen von 100 °C gewählt. In dieser Arbeit wird allerdings die Dilatation während verschiedenen isothermen Prüftemperaturen in Anlehnung an die Aufnahme von TTT-Diagrammen bestimmt. Dazu werden im Anschluss an die beschriebene Austenitisierung die Proben mit 120 K/s bis auf eine Prüftemperatur von 700°C abgekühlt. Bei Bedarf kann innerhalb von 0,5 s eine entsprechende Zugstrecke zur Simulation der Dehnungen während der Umformung aufgebracht werden. Im Anschluss an die 0,5 s dauernde isotherme Haltephase wird die Abkühlung auf die angestrebte isotherme Prüftemperatur mit 120 K/s fortgesetzt. In Abhängigkeit der Dauer und der gewünschten Zwischenzustände bis zur vollständigen Gefügeumwandlung werden abschließend die Proben wieder mit 120 K/s auf 100 °C abgeschreckt. Während der gesamten Versuchsdurchführung wird der Abstand zwischen den beiden Langlöchern mittels optischem Lichtband und CCD-Mikrometer ermittelt. Das eingesetzte Messsystem der Firma Keyence LS-7070M wird mit einer Abtastrate von 100 Hz betrieben. Die Temperaturführung bei der Aufnahme der in dieser Arbeit priorisierten isothermen Umwandlungen wird für das Beispiel der Dilatation von 525 °C in Bild 4 dargestellt.

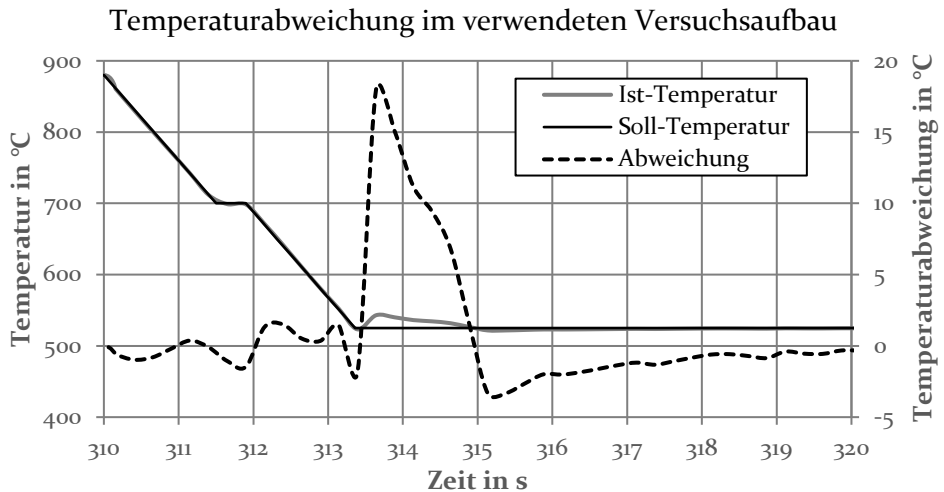


Bild 4: Abweichung des Temperaturverlaufs der Soll- und Ist-Temperaturen der isothermen Versuchsreihe von 525 °C

Die Abweichung zur oben beschriebenen Soll-Temperaturführung beträgt im kurzzeitigen Maximum 18 °C bzw. 3,4 %. Der Versuchsaufbau und die Versuchsparameter sind somit zur Bestimmung der Dilatationen geeignet, während der Versuche wird für jede Prüftemperatur diese Temperaturabweichung ermittelt.

Die Auswertung der Dilatationen erfolgt abschließend in Abhängigkeit der gewählten Versuchsdurchführung nach SEP1680 und SEP1681. Das Bild 5 zeigt exemplarisch für eine konstante Abkühlrate von 2 K/s die Darstellung der Messergebnisse. Zur Auswertung wird die gemessene Dilatation der Ordinate und die zugehörige gemessene Temperatur der Abszisse zugeordnet.

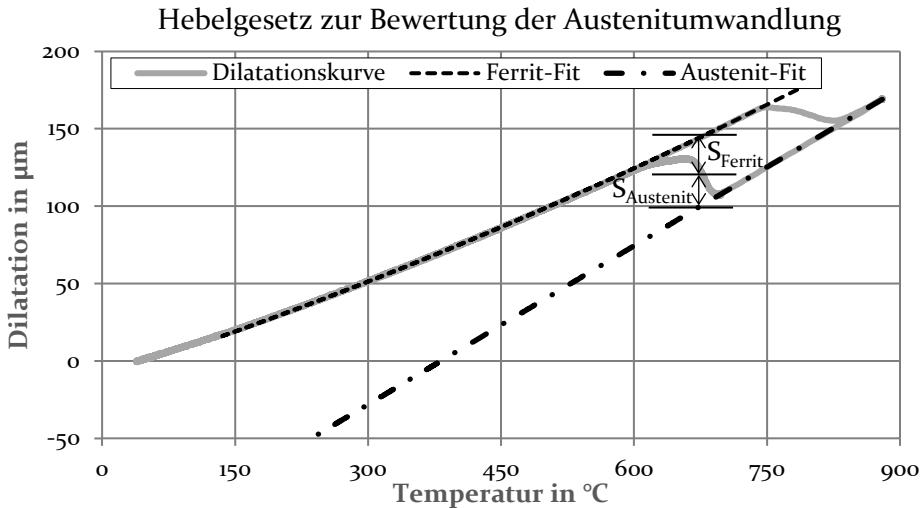


Bild 5: Gemessene Dilatation für die kontinuierliche Abkühlung von 2 K/s mit der Darstellung der angewendeten ferritisch/perlitischen- und Austenit-Dilatationen zur Berechnung der detektierten Austenitumwandlung mittels Hebelgesetzes

Die Abbildung der Dilatation für die Austenitisierung folgt einem quadratischen Approximationsansatz, da der thermische Ausdehnungskoeffizient im ferritisch/perlitischen Grundgefüge temperaturabhängig ist. Die Abkühlung des Austenits kann linear beschrieben werden. Die Anwendung des Hebelgesetzes zur Berechnung des noch für weitere Gefügeumwandlungen zur Verfügung stehenden Austenitanteils x_a erfolgt nach Gleichung 11 in Anlehnung an [137].

$$x_a = 1 - \frac{S_{Austenit}}{S_{Ferrit} + S_{Austenit}} \cdot 100 \% \quad (11)$$

Die Versuchsdurchführung und Auswertung der isothermen Gefügeumwandlungen wird ebenfalls nach SEP1680 und SEP1681 durchgeführt, wobei die Datenaufbereitung zur Auswertung grundlegend unterschiedlich erfolgt. Die Erläuterung zur Anwendung des Hebelgesetzes unter isothermer Gefügeumwandlung kann dem Bild 6 entnommen werden.

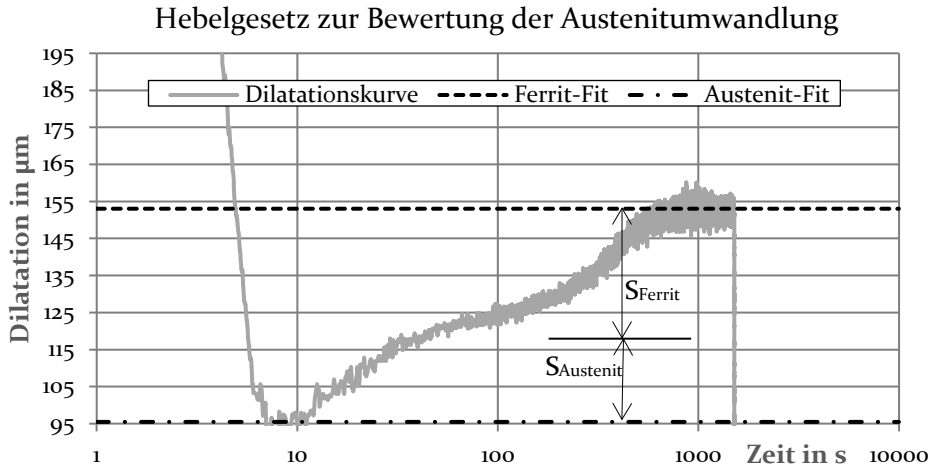


Bild 6: Gemessene Dilatation für die isotherme Austenitumwandlung bei 575 °C mit der Darstellung der angewendeten Dilatationslinien für den Beginn und das Ende der Gefügeumwandlung zur Berechnung der detektierten Gefügeumwandlungen mittels Hebelgesetzes

Die Dilatation wird bei der Auswertung einer isothermen Umwandlung ebenfalls auf der Ordinate aufgetragen, jedoch wird sie nicht der entsprechenden Proben temperatur, sondern der Zeitachse zugeordnet. Somit zeigt Bild 6 die zeitliche Werkstofflängenänderung. Die Anwendung des Hebelgesetzes zur Ermittlung des zur Verfügung stehenden Austenitanteils x_a kann ebenfalls analog zur Bestimmung bei kontinuierlicher Abkühlung erfolgen [137], indem der Abstand zu den zwei Horizontalen für 0 % und 100 % der Längenänderung bewertet wird. Die Darstellung dieser Dilatationskurven erfolgt in der Regel durch eine logarithmische Skalierung der Zeitachse.

Der Einfluss des flexiblen Walzens und die damit verbundene Verformung und Verfestigung des ferritisch-perlitischen Grundgefüges auf die Gefügeumwandlung werden zu Beginn der Versuchsreihe im Kapitel 8 stichpunktartig unter Verwendung eines Abschreck- und Umformdilatometers DIL 805A/D des Herstellers TA Instruments ermittelt.

4.2.5 Methoden zur Analyse der resultierenden Gefügeeigenschaften

4.2.5.1 Metallographie

Zur Bewertung der resultierenden Gefügeanteile und Gefügephasen wurde zunächst der Probenbereich, an denen die Temperatur und Dilatation gemessen wurde, mittels Nasstrennverfahren unter Verwendung der Maschine des Herstellers ATM, Typ: BRILLANT 220 aus den Versuchsproben herausgetrennt und anschließend für die Gefügeanalysen kalt eingebettet. Die Probenvorbereitung beinhaltet weiter das Nassschleifen, das mehrfache Polieren und das abschließende Ätzen. Für die Gefügaufnahmen wurde dreiprozentige Salpetersäure (HNO_3) oder das Ätzverfahren nach LePera verwendet. Durch die Ätzung mit HNO_3 werden kleinste Materialbestandteile aus der polierten Oberfläche abgetragen. Die unterschiedlichen Reaktionen der einzelnen Gefügestrukturen und Korngrenzen bewirken eine ungleiche Materialabtragung, die letztlich während der Analyse der Gefügestruktur im Lichtmikroskop durch unterschiedliche Kontraste ersichtlich wird. Dadurch kann eine Differenzierung der einzelnen Gefügephasen zur abschließenden Bestimmung der volumetrischen Mengenverteilung ermittelt werden. Das Verfahren nach LePera beruht hingegen auf einer Farbniederschlagsätzung. Diese Art der Ätzung ermöglicht die Bewertung der Gefügezusammensetzung aufgrund der im Lichtmikroskop ersichtlichen unterschiedlichen Einfärbungen der Gefügephasen. In Abhängigkeit des Gefügepotentials ergeben sich intensivere oder weniger intensive Farbniederschläge. Gefügeanteile mit anodischen Phasen – beispielsweise Bainit – sind stärker eingefärbt als andere Gefügearten [138]. Die Gefügeanalyse wurde unter Verwendung des Lichtmikroskops Leica DM4000 M mittels Graubildabgleich oder Linienschnittverfahren durchgeführt.

4.2.5.2 Härtemessung

Eine weitere wichtige Kenngröße ist die Ermittlung der Härte im entstandenen Gefüge. Dazu werden im Anschluss an die Gefügeanalyse die eingebetteten Schliffproben im Härteprüfgerät CARAT 930 der Firma ATM untersucht. Als Verfahren wird die Härtemessung nach Vickers angewandt. Das Grundprinzip der Härtemessung liegt in der Messung des mechanischen Widerstands des Prüfkörpers gegen das Eindringen eines genormten Eindringkörpers, der unter einer bestimmten Last aufgesetzt wird. Somit kann über die Ausprägung der Eindringung auf die plastische Verformbar-

keit des Prüfkörpers geschlossen werden. Bei der Verwendung des Verfahrens nach Vickers [139] wird ein pyramidenförmiger Eindruck erzeugt und nach Entlastung kann der verbleibende Eindruck ausgewertet werden. Dabei wird die Strecke der zwei in der Trennebene gebildeten Diagonalen bestimmt und unter Berücksichtigung der gewählten Prüfkraft und Umrechnung der zwei Diagonalen in die resultierende Fläche des Eindrucks, auf die Härte des Prüfkörpers nach Vickers geschlossen. In dieser Arbeit wird ausschließlich eine Prüfkraft von 9,81 N mit 10 s Belastungsdauer auf den Prüfkörper angewendet, dies führt zu der Nomenklatur in der angegebenen Vickershärte von HV₁₀.

4.2.6 Simulative Methoden zur Validierung der ermittelten Ergebnisse

Eine Hauptaufgabe dieser Arbeit liegt in der Beschreibung einer Methode zur effizienten Charakterisierung eines ausgewählten Werkstoffsystems. Mit der abschließend zu erstellenden Materialkarte können die Erkenntnisse dieser Arbeit und insbesondere die Eigenschaften des alternativen Werkstoffs 20MnCr8-2 auf jede Bauteilgeometrie und Zielprozessführung übertragen werden. Die Gefügeumwandlungen von diversen Abkühltemperaturverläufen können bei Bedarf somit berechnet werden. Im Rahmen dieser Arbeit werden die Simulationen zur Validierung der erarbeiteten Methode zur Auswahl eines alternativen Blechwerkstoffes für flexibel gewalzte und direkt warmumgeformte Karosseriestrukturebauteile unter Verwendung des Finite-Elemente Code LS-Dyna Version R11 durchgeführt. Dabei wird das Materialmodell *MAT_254 [122] verwendet. Dieses Materialmodell ermöglicht die Beschreibung der temperatur- und zeitabhängigen Gefügeumwandlungskinetik sowohl für diffusionslose als auch für diffusionsgesteuerte Umwandlungen. Im Rahmen dieser Arbeit wird die diffusionslose Gefügeumwandlung nach dem Modell von Koistinen und Marburger [118] berechnet. Die diffusionsgesteuerten Umwandlungen sind durch den Ansatz von Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) berücksichtigt [140]. Diese gewählte Vorgehensweise ermöglicht eine flexible Anwendung der Methode, denn sie bietet den Vorteil, ausgehend vom heutigen Prozess der direkten Warmumformung ebenfalls alternative Prozessführungen sicher und frühzeitig durch Simulation hinsichtlich ihrer Anwendbarkeit überprüfen zu können. Auf die Implementierung der resultierenden Werkstoffkenngrößen, beispielsweise nach dem Modellansatz von Maynier et al. [131], wird in dieser Arbeit verzichtet.

Die Abbildung der Platinen innerhalb der Simulation erfolgt über den Einsatz eines thermischen Schalenmodells [123] mit vier Knotenpunkten. Eine weitere Diskretisierung wird durch vier zusätzliche Stützstellen innerhalb der Elementebene ermöglicht. Ausgehend von der Blechmittelebene wird die Blechdicke über fünf linear verteilte Integrationspunkte dargestellt. Dadurch gelingt zum einen die Darstellung der Temperaturverteilung, linear entlang der Blechebene, quadratisch über der Blechdicke, und zum anderen ermöglicht dies, unter Berücksichtigung der Volumenkonstanz, die Blechausdünnung über den ebenen Dehnungszustand der Schalenelemente zu ermitteln. Die Darstellung der Werkzeugwirkflächen kann grundsätzlich ebenfalls unter Anwendung einer thermischen Schale erfolgen. Die Veröffentlichungen [141] und [142] zeigen allerdings, dass diese Vorgehensweise zu einer erhöhten Abweichung durch zu gering berechnete Platinen- bzw. Bauteiltemperaturen führt. Der Grund dieser Abweichung liegt in der unzureichend genauen Darstellung der Wärmeleitung von der Platine in das Werkzeuginnere. Die Implementierung der Werkzeugdaten zur Validierung des Umformverhaltens auf Basis eines Napfzugversuchs erfolgt im Rahmen dieser Arbeit deshalb unter Verwendung von Solidelementen. Für die Validierung der Methode zur Ermittlung der Gefügeumwandlungskinetik wird der experimentelle Versuch der kontinuierlichen Abkühlraten aus Abschnitt 8.3.1 simulativ nachgebildet und die resultierenden Umwandlungstemperaturen und Gefügezusammensetzungen mit den Versuchsergebnissen verglichen. Der angewendete Aufbau der Simulation orientiert sich an den Abmessungen der Versuchsprobe aus Bild 2. Das dargestellte Bild 7 erläutert neben dem nachgebildeten Probensegment des homogenen Temperaturbereichs während der Versuchsreihen ebenfalls die virtuelle Einspannung mit zwei aus der Technischen Mechanik bekannten Loslagern und einem Festlager. Des Weiteren wird das so aufgebaute Simulationsmodell, bestehend aus einem Rechteckelement mit 15 mm und 5 mm Kantenlängen, zur Berechnung verschiedener kontinuierlicher Abkühlraten zwischen 50 K/s und 2 K/s mehrfach dupliziert. Als Element wird ein thermisches Schalenelement mit der idealen Blechdicke von 1,50 mm verwendet. Die Abbildung der Wärmekapazität $c_p = 580 \text{ J/kgK}$, der Wärmeleitung $\lambda = 25 \text{ W/mK}$ und der Werkstoffdichte $\rho = 7830 \text{ kg/m}^3$ wird konstant angesetzt, wobei die Wärmekapazität und die Werkstoffdichte durch die thermischen Randbedingungen des kontinuierlich angenommenen Wärmestroms, aufgetragen an der Ober- und Unterseite der Elementflächen, ohnehin kompensiert werden. Der gewählte Simulationsaufbau ermöglicht darüber hinaus eine Validierung der umwandlungsinduzierten Dehnungen im Werkstoff. Auf diese Erweiterung wird jedoch im Rahmen dieser Arbeit verzichtet.

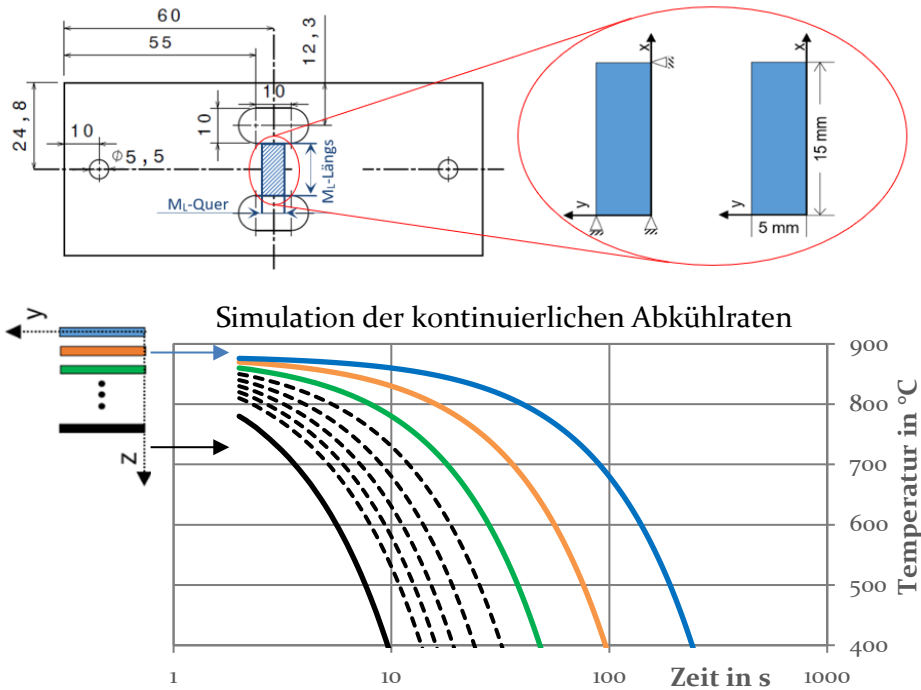


Bild 7: Erläuterung des Simulationsaufbaus zur Validierung der kontinuierlichen Abkühlversuche mit der in dieser Arbeit erstellten FE-Materialkarte

Die Validierung der erarbeiteten Methode erfolgt abschließend durch den Vergleich der resultierenden Gefügezusammensetzung zwischen Simulation und Laborversuch unter Anwendung von zuvor gemessenen realen Abkühlverläufen. Die Simulation dieser Temperaturverläufe erfolgt ebenfalls im zuvor vorgestellten Simulationsaufbau.

5 Abkühlverhalten eines Tailor Rolled Blanks im Prozess der direkten Warmumformung

Insbesondere in den letzten Jahren wird innerhalb der Produktentwicklung eines Karosseriestrukturbauteils die Prozesssimulation mittels Finite-Elemente-Methode eingesetzt. Für die Simulation des Warmumformungsprozesses werden thermo-mechanisch gekoppelte Berechnungsansätze angewandt. Heutzutage gibt es eine Vielzahl an Softwarehersteller mit verschiedenen eigenen FE-Softwareprodukten für diese Art der Umformsimulation. Nach Stand der Technik dient zum einen die auftretende Blechausdünnung während der Umformung als wesentliches Kriterium und zum anderen wird immer häufiger die Berechnung der finalen Endbauteileigenschaften bei der Bewertung der Herstellbarkeit mit in Betracht gezogen. Die Eigenschaften des Endprodukts sind dabei stark von der Abkühlung der Bauteile während der Umformung und der eigentlichen Abkühlphase innerhalb des geschlossenen Werkzeugs abhängig. Aus diesem Grund ist die genaue Abbildung des Temperatur-Zeit-Verlaufes vom Ofenaustritt bis zur finalen Abkühlung bedeutsam. Der aktuelle Stand der Technik beschreibt bereits das Abkühlverhalten einer erwärmten Blechplatte mit homogener Blechdicke jedoch wurde das Abkühlverhalten eines Tailor Rolled Blanks innerhalb der direkten Warmumformung bisher nicht veröffentlicht. In diesem Kapitel wird infolgedessen das Abkühlverhalten eines Tailor Rolled Blanks (TRB®) im Prozess der direkten Warmumformung untersucht, wobei sich auf die Abkühlung der Platine nach Verlassen des Ofens im austenitisierten Gefügezustand konzentriert wird. Dazu werden zu Beginn die Emissionsgrade für die Beschichtungen AlSi und MGA während der Abkühlphase ermittelt. Im Anschluss werden die Messergebnisse und Berechnungsansätze zur Beschreibung der TRB® Abkühlung erläutert und der Einfluss der Wärmeleitung innerhalb der TRB®-Platine untersucht. Abschließend wird zur Validierung des Berechnungsmodells auf Basis der ermittelten Randbedingungen eine vereinfachte FE-Simulation der Transferphase durchgeführt.

5.1 Ermittlung der Emissionsgrade der eingesetzten TRB®-Halbzeuge

Die Abkühlung der temperierten Blechhalbzeuge im Prozess der Warmumformung ist zur Bestimmung des Umformvermögens und zur Berechnung der resultierenden Gefügezusammensetzung zwingend zu

berücksichtigen. Diese hohe Relevanz führte u. a. dazu, dass Lechler in [107] die Temperaturführung im Prozess der Warmumformung ausführlich beschreibt. Lechler hat die Abkühlraten während der Transferphase für den 22MnB5 mit Aluminium-Silizium-Beschichtung der Firma ArcelorMittal (Usibor®1500P) in der Blechdicke 1,75 mm mit unterschiedlichen Austenitierungs-temperaturen bestimmt und exemplarisch für Abkühlzeiten bis 3 s, bis 5 s und bis 10 s gemittelt und abschließend publiziert. In der vorliegenden Arbeit ist allerdings die grundsätzliche Kenntnis und analytische Beschreibung zur effizienten Werkstoffauswahl im Zielprozess von Interesse. Zur Berücksichtigung unterschiedlicher Blechdicken und Halbzeugoberflächen werden daher drei Werkstoffe, Werkstoff A, Werkstoff B und Werkstoff C, verwendet. Die Austenitisierung im Kammerofen erfolgt für Werkstoff A bei 880 °C und 300 s Ofenverweilzeit, Werkstoff B und C werden auf 930 °C für 360 s erhitzt. Zur besseren Übersicht sind die verwendeten Werkstoffe in Tabelle 4 nochmals aufgeführt.

Tabelle 4: Verwendete Versuchswerkstoffe zur Analyse der TRB® Platinenabkühlung

Art der Untersuchung	Werkstoff	TRB® Abwalzgrad	Blechdicke [mm]	Oberfläche	Werkstoffbezeichnung in dieser Arbeit
Abkühlverhalten Transfer TRB®	22MnB5	5 % - 52 %	3,00 - 1,50	MGA	Werkstoff A
		0 %	1,50	AlSi	Werkstoff B
		5 % - 47 %	2,70 - 1,50	AlSi	Werkstoff C

In dieser Arbeit werden die Emissionsgrade der beiden verwendeten Oberflächen für die oben beschriebenen Austenitisierungsbedingungen an der Blechdicke $s_0 = 1,50$ mm bestimmt. Dazu werden die Blechplatinen nach der Erwärmung durch manuelle Entnahme auf eine eigens angefertigte Platinenhalterung abgelegt, die thermische Abkühlung erfolgt an der Umgebungsluft. Die Abkühlung der Platinen wird mittels aufgeschweißten Ni/Cr-Ni Thermoelementen und zeitgleich mittels einer Thermografiekamera oder mit einem optischen Messensor dokumentiert. Diese Versuchsreihe wird zur statistischen Absicherung durch jeweils fünf identische Versuchsabläufe wiederholt. Das Bild 8 zeigt zur besseren Übersicht jeweils nur eine gemessene Thermoelementmessung verglichen mit dem final ermittelten Emissionsgrad der eingesetzten Thermografiekamera (Fa. Infra-Tec; Typ:VarioCAM hr) unter Verwendung der Messwellenlänge von 8 - 14 μm .

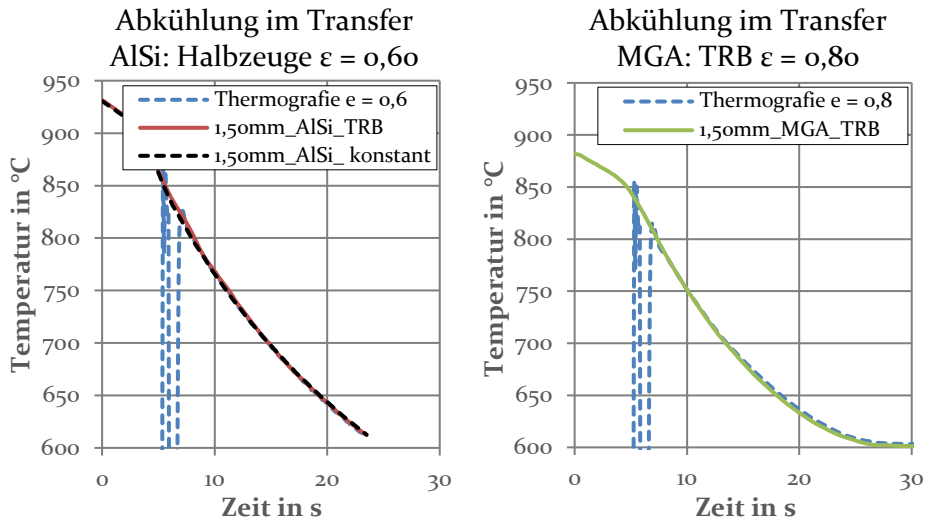


Bild 8: Übereinstimmung der Platinenabkühlung mit der Thermografieaufnahme (Messwellenlänge von 8 – 14 μm) (links AlSi mit $\varepsilon = 0,60$ und rechts MGA mit $\varepsilon = 0,80$) für die Versuchswerkstoffe in 1,50 mm Blechdicke

Im linken Diagramm des Bildes 8 zeigen die ermittelten Abkühlkurven für Werkstoff B und Werkstoff C sehr ähnlichen Temperatur-Zeit-Verläufe. Des Weiteren wird ersichtlich, dass der mittels Thermografiemessung ermittelte Temperatur-Zeit-Verlauf unter Verwendung des Emissionsgrad von $\varepsilon = 0,60$ die Messung der Abkühlung beider Werkstoffe ermöglicht. Als weiteres Ergebnis kann dem linken Diagramm entnommen werden, dass das Abkühlverhalten der ursprünglich vom Stahlhersteller aufgetragenen AlSi-Beschichtung identisch zu der zuvor flexibel gewalzten AlSi beschichteten Versuchsplatine ist. Dieses Ergebnis führt zu der Erkenntnis, dass der Einfluss des flexiblen Walzens auf die Abkühlung der Platinen im Transferprozess der direkten Warmumformung zu vernachlässigen ist. Stark abweichend sind allerdings die unterschiedlichen Aufheizraten im Ofen zwischen einer konventionellen Blechplatine mit konstanter Blechdicke und dem Einsatz eines TRB®-Halbzeugs. Auf diesen Unterschied, der auf die unterschiedliche Oberflächentopografie und somit auf einen unterschiedlichen Emissionsgrad zu Beginn der Austenitisierung zurückzuführen ist, geht diese Arbeit nicht weiter ein. Das rechte Diagramm in Bild 8 zeigt die Ermittlung des Emissionsgrades für die zinkbasierte Halbzeugbeschichtung MGA. Infolgedessen, dass die Beschichtung grundsätzlich erst nach dem flexiblen Walzprozess aufgebracht wird, ist lediglich der Vergleich zwischen Thermografiemessung und Thermoelementmessung notwendig. Als Ergebnis der Untersuchung kann für die MGA-Beschichtung ein Emis-

sionsgrad von $\varepsilon = 0,80$ unter Verwendung der Thermografiekamera Vario-CAM hr der Firma InfraTec benannt werden. Die Emissionsgrade, die mittels des optischen Messensors (Fa. μ -Epsilon; Typ:CTM-3SF75H1-C3) erarbeitet werden konnten, sind aufgrund der unterschiedlichen Spektralwellenlänge der Messtechnik abweichend von denen der Thermografiekamera. Die Ergebnisse zeigen einen Emissionsgrad von $\varepsilon = 0,95$ für die MGA-Beschichtung bzw. $\varepsilon = 0,90$ für die verwendete AlSi-Beschichtung. Die Ergebnisse setzen voraus, dass die Erwärmung im Ofen in ausreichender Dauer durchgeführt wurde, sodass die Schichtausbildung innerhalb eines TRB® an allen Blechdicken eine annähernd identische Emisivität aufweist. Im Weiteren werden die Emissionsgrade des optischen Spektralpyrometers berücksichtigt, da die Genauigkeit mit geringerer Messwellenlänge, insbesondere bei hohen Objekttemperaturen, deutlich steigt. Dieser Zusammenhang wird im nachfolgenden Abschnitt innerhalb der Ausführungen zum Energieverluste durch Wärmestrahlung erläutert.

5.2 Berechnungsansatz zur Bestimmung der Umformstarttemperatur

In diesem Abschnitt wird ein allgemeingültiger Berechnungsansatz vorgestellt und validiert, der zur Ermittlung der Umformstarttemperatur eines TRB®-Blechhalbzeug in der direkten Warmumformung verwendet werden kann. Der verwendete Berechnungsansatz basiert auf der in der Platine gespeicherten thermischen Energie und dem in jedem Zeitschritt ermittelten Energieverlust durch Konvektion, Strahlung und Leitung. In Gleichung 12 wird dafür der Ansatz des Energieerhaltungssatzes ohne die verrichtete innere Arbeit dargestellt:

$$\dot{U} = \dot{Q}_s + \dot{Q}_v \quad || \quad \dot{Q}_s = \dot{Q}_{konv.} + \dot{Q}_{rad} + \dot{Q}_{Leitung} \quad (12)$$

Für das in diesem Abschnitt vorgestellte Berechnungsmodell erfolgt die energetische Änderung des Systems nur aus den Verlusten durch den Wärmeenergiefluss $\dot{Q}_s$. Die Änderung der Inneren Arbeit $\dot{Q}_v$, somit auch die entstehende Energie der Gefügeumwandlungskinetik (Rekaleszenzwärme) oder die eingebrachte Reibungsenergie werden nicht berücksichtigt. Die an die Umgebung abgegebene Wärmeenergie wird durch die auftretende Konvektion $\dot{Q}_{konv.}$, Strahlung $\dot{Q}_{rad}$ und Wärmeleitung $\dot{Q}_{Leitung}$ ermittelt.

Energieverluste durch Konvektion

Die Konvektion berücksichtigt die Wärmeübertragung infolge der Bewegung eines Fluids entlang eines festen Körpers. Die Bewegung des Fluids kann durch Temperaturunterschiede zwischen dem Körper und dem Fluid und zwangsläufig entstehenden Dichteunterschieden hervorgerufen werden, oder durch die aktive, erzwungene Bewegung des Fluids entlang des Körpers. Im ersten Fall wird die Wärmeübertragung als freie Konvektion und im zweiten Fall als erzwungene Konvektion betitelt. Diese physikalischen Phänomene können allgemein nach dem Newtonschen Abkühlgesetz (Gleichung 2) beschrieben werden. Die Gleichung zeigt, dass die Kenntnis des Wärmeübergangskoeffizienten für Konvektion ($\alpha_{\text{konv.}}$) erforderlich ist. Daher wurde auf Basis von empirisch ermittelten Zusammenhängen die dimensionslose Nusselt-Zahl (Nu) formuliert. Sie beschreibt in diesem Zusammenhang die Beziehung des konduktiven Wärmeübergangskoeffizienten in Abhängigkeit von einer charakteristischen Überströmungslänge $L_{\text{konv.}}$ und der Wärmeleitfähigkeit λ_{Fluid} des umgebenden Fluids. Die Umstellung auf die gesuchte Größe $\alpha_{\text{konv.}}$ ergibt Gleichung 13.

$$\alpha_{\text{konv.}} = \frac{Nu \cdot \lambda_{\text{Fluid}}}{L_{\text{konv.}}} \quad (13)$$

Zur Ermittlung der Nusselt-Zahl sind die Berechnungen dieser weiteren vier dimensionslosen Kennzahlen erforderlich:

Die Grashof-Zahl (Gleichung 14) gibt das Verhältnis der Auftriebskraft zur Reibungskraft in einem Fluid an. Sie beschreibt damit für die freie Konvektion die gleichen Zusammenhänge wie die Reynolds-Zahl für die erzwungene Konvektion [143]. Auf die detaillierte Beschreibung und auf die Berechnung der zu verwendenden Stoffwerte wird an dieser Stelle verzichtet und auf [97] verwiesen.

$$\text{Grashof - Zahl (Gr)} \quad Gr = \frac{g \cdot L_{\text{konv.}}^3}{\nu^2} \cdot \beta_L \cdot \Delta T \quad (14)$$

mit der kinematischen Viskosität ν des Fluids, der Erdbeschleunigung $g = 9,81 \text{ m/s}^2$, der charakteristischen Länge $L_{\text{konv.}}$ der überströmten Fläche, dem Volumenausdehnungskoeffizienten β_L und der momentanen Temperaturdifferenz des Fluids und der Platine ΔT .

Die Prandtl-Zahl (Gleichung 15) stellt die Verknüpfung des Geschwindigkeitsfeldes mit dem Temperaturfeld eines Fluids dar [99].

$$\text{Prandtl – Zahl (Pr)} \quad Pr = \frac{\nu}{\alpha} \quad (15)$$

mit der Temperaturleitfähigkeit α und der kinematischen Viskosität ν .

Die Rayleigh-Zahl ist als Produkt aus Grashof- und Prandtl-Zahl definiert [143]. Sie gibt an, welche Strömungsverhältnisse bei einer freien Konvektion primär wirken.

$$\text{Rayleigh – Zahl (Ra)} \quad Ra = Gr \cdot Pr \quad (16)$$

Die Reynolds-Zahl kann nach Gleichung 17 für erzwungene Konvektionen berechnet werden.

$$\text{Reynolds – Zahl (Re)} \quad Re = \frac{\omega \cdot L_{\text{konv.erzw.}}}{\nu} \quad (17)$$

wobei ω die Geschwindigkeit, $L_{\text{konv.erzw.}}$ die Platinenlänge in Anströmrichtung und ν die kinematische Viskosität ist.

Die Reynolds-Zahl stellt den Einfluss von Trägheits- und Zähigkeitskräften auf das Strömungsfeld dar [99]. Sie charakterisiert, welche Strömungsform im Fluid bei erzwungener Konvektion herrscht. Diese Strömungsform ist analog zur freien Konvektion für die Berechnung der Nusselt-Zahl relevant und wird unterteilt in laminare oder turbulente Strömung. Laminare Strömung bedeutet, dass das Fluid in Schichten strömt, ohne sich zu vermischen. Im Gegensatz dazu treten bei der turbulenten Strömung Verwirbelungen auf. Eine Luftströmung (erzwungene Konvektion) kann als laminar angenommen werden, sofern die Reynolds-Zahl Werte kleiner als $1 \cdot 10^3$ annimmt, für Werte größer $5 \cdot 10^5$ wird sie in dieser Arbeit als turbulent angesehen. Die Grenzen beider Strömungsarten sind durch Abhängigkeiten zum Turbulenzgrad der Zuströmung und der Platinenrauigkeit nicht immer exakt zu bestimmen [97].

Für die Ermittlung der Nusselt-Zahl (Nu) werden die berechnete Prandtl-Zahl (Pr) und in Abhängigkeit von freier bzw. erzwungener Konvektion die Rayleigh-Zahl (Ra) oder Reynolds-Zahl (Re) benötigt. Die Bewertung dieser beiden Zahlen entscheidet dann über die Auswahl der empirischen Berechnungsgleichung, denn für laminare oder turbulente Strömungsverhältnisse gelten unterschiedliche Berechnungsansätze.

Für die freie Konvektion gelten unter Berücksichtigung der Rayleigh-Zahl (Ra) die in Gleichung 18 bzw. Gleichung 19 beschriebenen unterschiedlichen Formulierungen. Die Grenzzahl liegt nach [97] bei

$Ra \cdot f_2(Pr) = 7 \cdot 10^4$ zur Bewertung einer laminaren oder turbulenten Strömung für freie Konvektionen.

$$Nu_{lam.frei} = 0,766 \cdot [Ra \cdot f_2(Pr)]^{\frac{1}{5}} \text{ mit } f_2(Pr) = \left[1 + \left(\frac{0,322}{Pr} \right)^{\frac{11}{20}} \right]^{-\frac{20}{11}} \quad (18)$$

$$Nu_{turb.frei} = 0,150 \cdot [Ra \cdot f_2(Pr)]^{\frac{1}{3}} \text{ mit } f_2(Pr) = \left[1 + \left(\frac{0,322}{Pr} \right)^{\frac{11}{20}} \right]^{-\frac{20}{11}} \quad (19)$$

Im angenommenen Modell der vorliegenden Arbeit wird zwischen den unterschiedlichen freien Konvektionsverlusten der Platinenoberseite und Platinenunterseite nicht unterschieden. Die Bewertung der in der Literatur [97] angegebenen Berechnungsformeln für die Platinenunterseite im Vergleich zu den verwendeten Gleichungen 18 und 19 zeigt, dass die in der vorliegenden Arbeit berechnete Abkühlrate der Platinen etwas höher sein wird.

Nach [97] werden die mittleren Nusselt-Zahlen einer ebenen Platte für laminare und turbulente Grenzschichten einer erzwungenen Konvektion durch die Gleichungen 20 und 21 ermittelt.

$$Nu_{lam.erzw.} = 0,664 \cdot Re^{\frac{1}{2}} \cdot Pr^{\frac{1}{3}} \quad (20)$$

$$Nu_{turb.erzw.} = \frac{0,037 \cdot Re^{\frac{4}{5}} \cdot Pr}{1 + 2,443 \cdot \left(Pr^{\frac{2}{3}} - 1 \right) \cdot Re^{-\frac{1}{10}}} \quad (21)$$

Für den Fall, dass die Ergebnisse $1000 < Re < 50000$ und $0,6 < Pr < 2000$ ergeben, muss nach [97] eine kombinierte Nusselt-Zahl ($Nu_{kombi.}$) zur Bestimmung des einzusetzenden Wärmeübergangskoeffizient berechnet werden.

$$Nu_{kombi.} = \sqrt{Nu_{lam.erzw.}^2 + Nu_{turb.erzw.}^2} \quad (22)$$

Das durch Konvektion bedingte Abkühlverhalten eines horizontal transferierten Blechhalbzeugs kann nun unter Anwendung der Gleichungen 2 und 13 zu jedem Zeitschritt der Abkühlung bestimmt werden.

Energieverluste durch Wärmestrahlung

Der Hauptanteil der verlorenen Wärmeenergie im Transfer der austenitierten Blechhalbzeuge erfolgt durch die emittierte Wärmestrahlung der

Blechplatine an die Umgebung. Dabei findet die Wärmeübertragung in Form von Energieaustausch durch elektromagnetische Strahlung im Wellenlängenbereich von $0,1 \mu\text{m}$ bis $1000 \mu\text{m}$ statt. Zur Berechnung der Wärmestrahlung wird stets der Vergleich zu einem physikalisch fundierten und einfachen Modell als Bezugsgröße herangezogen. Diese Bezugsgröße wird als schwarzer Körper oder schwarzer Strahler bezeichnet. Dieser Körper stellt einen idealen Strahler dar, der alle auftretende Strahlung zu 100 % absorbiert und bei einer vorgegebenen Temperatur einen charakteristischen Maximalwert an Strahlungsenergie über seine Oberfläche abstrahlt. Diese spektrale flächenspezifische Energieausstrahlung (M_λ^s) kann nach Max Planck, nach Gleichung 23, mit Hilfe der zwei Naturkonstanten c_1 und c_2 berechnet werden.

$$M_{\lambda_w}^s(\lambda_w, T) = \frac{c_1}{\lambda_w^5 \cdot \left[e^{\left(\frac{c_2}{\lambda \cdot T} \right)} - 1 \right]} \quad (23)$$

$$c_1 = 3,741755 \cdot 10^8 \frac{\text{W}}{\text{m}^2} \cdot \mu\text{m}^4 \quad || \quad c_2 = 14387,7 \mu\text{mK}$$

Wird die spektrale flächenspezifische Energieausstrahlung (M_λ^s) über der Wellenlänge (λ_w) aufgetragen, so wird ersichtlich, dass das detektierte Maximum der Energieausstrahlung von der Wellenlänge abhängig ist. Die zusätzliche Analyse unterschiedlicher Körpertemperaturen ergibt, dass sich dieses Maximum hin zu kürzeren Wellenlängenbereichen verschiebt. Für die typischen Platinentemperaturen während der Transferphase der Warmumformung liegt das Maximum der Energieausstrahlung zwischen $2 - 4 \mu\text{m}$ Wellenlänge. Der zuvor eingesetzte optische Messsensor besitzt einen spektralen Wellenlängenbereich von $2,3 \mu\text{m}$. Deshalb werden im weiteren Verlauf der vorliegenden Arbeit die ermittelten Emissionsgrade von $\varepsilon = 0,90$ für die AlSi-Beschichtung und $\varepsilon = 0,95$ für die MGA-Beschichtung angewendet.

Durch Integration über die Wellenlänge (λ_w) erhält man die wesentlich bekanntere und praktisch angewandte Darstellung von Stefan-Boltzmann (Gleichung 24) unter Berücksichtigung der Stefan-Boltzmann-Konstante (σ_{SB}).

$$M^s = \sigma_{SB} \cdot T^4 \quad \text{mit} \quad \sigma_{SB} = 5,67040 \cdot 10^{-8} \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \cdot \text{K}^4} \quad (24)$$

Allgemein emittieren und absorbieren alle Körper oberhalb der Temperatur von null Kelvin Wärmestrahlung, somit werden dauerhaft Energien eines Körpers mittels Wärmestrahlung ausgetauscht. Innerhalb dieses

Energieaustausches werden grundsätzlich zeitgleich Strahlungsenergien vom betrachteten Körper abgegeben und aufgenommen. Die Differenz der Körpertemperatur (T_p) zur Umgebungstemperatur (T_u) oder der Temperatur eines nahen zweiten Körpers entscheidet, ob überwiegend Strahlungsenergie vom Körper aufgenommen oder abgegeben wird. Generell emittieren reale Oberflächen im Vergleich zum idealen Strahler eine abweichende flächenspezifische Energieausstrahlung. Der Quotient, berechnet aus der Energieausstrahlung des realen Körpers (M) und der idealen Energieausstrahlung (M^s), wird als Emissionsgrad ε bezeichnet. Unter Berücksichtigung dieser beiden Erläuterungen kann unter Kenntnis des temperatur- und wellenlängenabhängigen Emissionsgrads des realen Körpers, der Wärmestrom durch Strahlung $\dot{Q}_{rad.}$ nach Gleichung 25 berechnet werden.

$$\dot{Q}_{rad.} = \sigma_{SB} \cdot \varepsilon \cdot A_{rad.} \cdot (T_p^4 - T_u^4) \quad (25)$$

Die angenommene Fläche, welche den Energieaustausch realisiert, wird mit $A_{rad.}$ bezeichnet. Im Anwendungsfall des horizontalen Platinentransports wird die Gesamtfläche der Platinenober- und Unterseite verwendet.

Energieverluste durch Wärmeleitung

In diesem Unterabschnitt werden die Berechnungsansätze für Energieverluste durch Wärmeleitung innerhalb der TRB®-Blechplatine vorgestellt. Die Wärmeleitung zweier im Kontakt stehender Körper basiert auf der Modellannahme eines atomaren Energietransportes. Die Temperaturänderung der Halbzeugplatine und die des Umformwerkzeugs basiert auf den Grundlagen des ersten Hauptsatzes der Thermodynamik und auf den Formulierungen nach Fourier für die Wärmeleitung. Diese instationäre Wärmeleitung kann allgemein mit der Fourierschen Differenzialgleichung (Gleichung 26) beschrieben werden.

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{q}_g = \rho \cdot c_p \cdot \frac{\partial T}{\partial t} \quad (26)$$

Die Fouriersche Differenzgleichung der Wärmeleitung kann dabei Wärmequellen und Wärmesenken durch einen Additionsterm $\dot{q}_g$ im dreidimensionalen Temperaturfeld berücksichtigen. Mathematisch handelt es sich um ein Anfangswertproblem. Das bedeutet, zur Lösung der Gleichung müssen das Temperaturfeld zum Startzeitpunkt sowie die Randbedingungen an der Oberfläche zu jedem Zeitpunkt bekannt sein.

Bei der Modellbetrachtung von realen Oberflächen ergeben sich aufgrund der unterschiedlichen Oberflächentopografien der beiden in Kontakt

stehenden Körper Wärmeübergänge in Form von Wärmeleitung, Wärmestrahlung und Konvektion. Die Berechnung der einzelnen Phänomene ist sehr komplex und erfordert daher hohe Rechenkapazitäten. Darüber hinaus sind die Kontaktabbildungen aktueller FE-Simulationssoftwares nicht hinreichend geometrisch genau genug und ermöglichen deshalb keine detaillierte Unterscheidung zur Berechnung der drei Wärmeübertragungsmechanismen. In der Praxis wird daher, durch inverse Abkühlberechnungen, der Wärmeübergangskoeffizient für Wärmeleitung $\alpha_{Leitung}$ ermittelt. Dieser Wärmeübergangskoeffizient kann allerdings auch Teil der benötigten Randbedingungen zur Lösung der Fourierschen Differentialgleichung sein und lässt sich über die Wärmestromdichte $\dot{q}_{Leitung}$ definieren (Gleichung 27).

$$\dot{q}_{Leitung} = \alpha_{Leitung} \cdot (T_p - T_{Wkz}) \quad (27)$$

In dieser Arbeit wird unter Berücksichtigung der Kontaktflächenpressung und Spaltabstände der Wärmeübergangskoeffizient $\alpha_{Leitung}$ nach [107] verwendet. Die Ermittlung der abschließenden Energieverluste durch Wärmeleitung $\dot{Q}_{Leitung}$ erfolgt unter Kenntnis der Kontaktfläche und der aktuellen Temperaturen der Kontaktpartner nach Gleichung 4.

Für die einfache analytische Berechnung des Abkühlverhaltens eines TRB® während des Transfers von Ofenausgang zur Umformpresse wird nun der Einfluss der Wärmeleitung innerhalb der Blechplatte überschlägig berechnet. Für die analytische Berechnung wird, basierend auf der Gleichung 26, ein Ähnlichkeitsmodell für die Berechnung der instationären Wärmeleitung an einem halbunendlichen Körper vorausgesetzt.

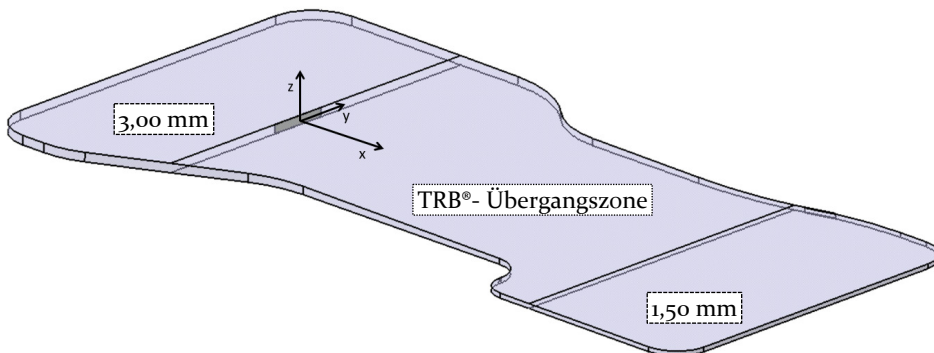


Bild 9: Erläuterung zum Ähnlichkeitsmodellansatz zur Berechnung der instationären Wärmeleitung innerhalb einer TRB®-Halbzeugplatte

Das Modell soll nach Bild 9 die Wärmeleitung innerhalb eines Teilbereichs einer TRB®-Halbzeugplatte darstellen. Unter der Annahme, dass das Blech in X-Richtung und in Y-Richtung unendlich ausgedehnt ist und kein Wärmetransport $\dot{Q}_s$ über die Außenflächen stattfindet, somit das System mit Ausnahme zur Grenzfläche $A_{(x=0)}$ adiabate Randbedingungen aufweist und darüber hinaus auch keine Wärmequellen oder -senken beinhaltet, kann die Gleichung 26 folgendermaßen vereinfacht ausgedrückt werden:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} - \frac{1}{a} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = 0 \quad (28)$$

Weiterhin wird die Annahme getroffen, dass zum Zeitpunkt $t_0 = 0$ s das gesamte Blech eine Temperatur von $T_0 = 700^\circ\text{C}$ aufweist und zum Startzeitpunkt, die Temperatur an der Grenzfläche $A_{(x=0)}$ sprunghaft auf $T_s = 900^\circ\text{C}$ ansteigt und konstant anliegt. Die Temperaturen sind so gewählt, dass das Berechnungsergebnis eine Prozesssituation im absoluten Grenzfall widerspiegelt und dadurch der Einfluss der Wärmeleitung höher als im Prozess der direkten Warmumformung sein wird. Dieser Grenzfall soll beispielsweise durch eine Vorabkühlung der Platinen im Austenitisierungsofen – wie in [144] beschrieben – begründet sein. Weiterhin wird angenommen, dass aufgrund einer unendlichen erwärmten Masse, die Temperatur von 900°C konstant über dem berechneten Zeitraum $t_{(0-20\text{s})}$ an der Grenzfläche anliegen wird, somit die Wärmeleitung auch nur in eine Richtung (positive X-Richtung) ausgebildet werden kann. Die geltende Anfangsbedingung und die Randbedingung sind in Gleichung 29 dargestellt.

$$\begin{aligned} \text{Anfangsbedingung: } T_{(x \geq 0; t=0)} &= T_0 = 700^\circ\text{C} \\ \text{Randbedingung: } T_{(x=0; t>0)} &= T_s = 900^\circ\text{C} \end{aligned} \quad (29)$$

Der Grundsatz bei der Annahme eines Ähnlichkeitsmodells – oder einer Modelltheorie – ist, dass die Geschwindigkeits- und Temperaturfelder durch dimensionslose Kenngrößen beschrieben werden können. Dies ermöglicht die Lösung eines physikalischen Problems unabhängig von dem gewählten Messsystem durch Verwendung von dimensionslosen Variablen. Somit lassen sich unterschiedliche Problemstellungen durch Anpassung der Bezugsgrößen ineinander überführen. Auf Basis dieser Voraussetzungen lässt sich für das Modell des halbumendlichen Körpers die Ähnlichkeitsvariable (Gleichung 30) mit dem Ausdruck nach Ort und Zeit verwenden.

$$\eta = \frac{x}{\sqrt{4 \cdot a \cdot t}} \quad || \quad T_{(x>0;t>0)} = T_{[\eta \ (x>0;t>0)]} = T_{\eta} \quad (30)$$

Durch den Ausdruck der Ähnlichkeitsvariablen lassen sich gewöhnliche Differentialgleichungen für T_{η} aus den partiellen Differentialgleichungen ableiten. Mit den Ansätzen:

$$\begin{aligned} \frac{\partial T}{\partial x} &= \frac{T'}{\sqrt{4 \cdot a \cdot t}} \\ \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} &= \frac{T''}{4 \cdot a \cdot t} \\ \frac{\partial T}{\partial t} &= -T' \cdot \frac{\eta}{2t} \end{aligned} \quad (31)$$

folgt durch Einsetzen in die Gleichung 28 folgender Zusammenhang in Gleichung 32.

$$T'' + T' \cdot 2\eta = 0 \quad (32)$$

Die weitere Auflösung der Differentialgleichung zweiter Ordnung erfolgt über das Substitutionsverfahren und unter Berücksichtigung der Anfangs- und Randbedingungen, bezogen auf die Ähnlichkeitsvariable werden die Integrationskonstanten bestimmt. Abschließend kann mit Hilfe der Gauß'schen Fehlerfunktion folgender einfacher Berechnungsansatz zur Ermittlung der Temperatur an einem beliebigen Punkt in X-Richtung zu einer beliebigen Zeit berechnet werden (Gleichung 33).

$$\begin{aligned} T_s + (T_0 - T_s) \cdot \operatorname{erf}\left(\frac{x}{\sqrt{4 \cdot a \cdot t}}\right) \\ \operatorname{erf}_{(x)} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x e^{-r^2} dr \end{aligned} \quad (33)$$

Für die Bewertung des Einflusses der Wärmeleitung innerhalb der Blechplatte werden unter Verwendung der Gleichung 33 die Ergebnisse aus Bild 10 diskutiert.

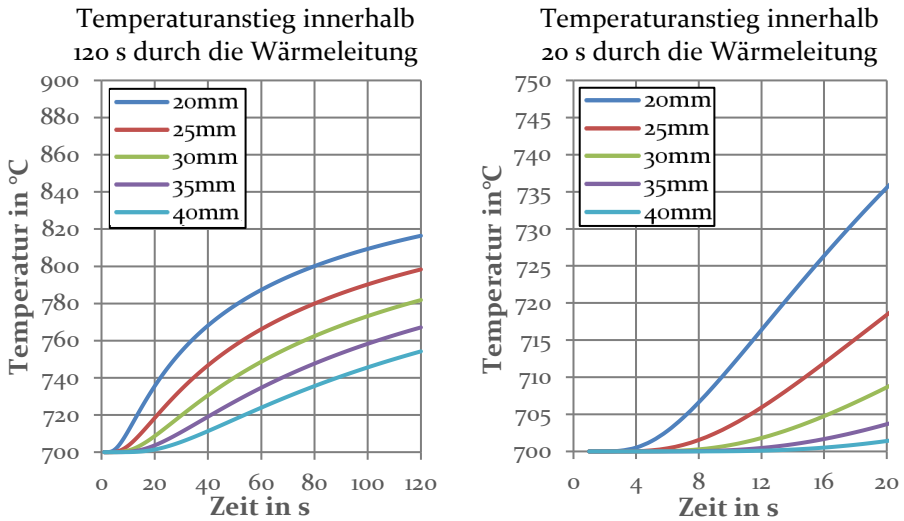


Bild 10: Analytische Berechnungsergebnisse zur Wärmeleitung innerhalb einer Blechplatte unter Verwendung des Ähnlichkeitsansatzes und Annahme eines halbbeschränkt ausgedehnten Körpers

Im Diagramm in Bild 10 wird der Temperaturanstieg über der Zeit an fünf Bewertungspunkten im Abstand zur Grenzfläche $A_{(x=0)}$ dargestellt. Als Eingangsgrößen der Berechnung wurden die Werkstoffkenngrößen λ , c_p und ρ aus [145] gewählt. Das Ergebnis zeigt, dass selbst im beschriebenen Grenzfall durch die Annahmen der konstanten Temperaturdifferenz von 200 °C, einer gewählten langen Transferzeit von 20 s, einer adiabaten Temperaturrandbedingung und einer dauerhaft hohen Wärmeleitfähigkeit λ , ein minimaler Temperaturanstieg von 35,54 °C im Abstand von 20 mm zu erwarten ist. Ein größerer Abstand als 30 mm zur Grenzfläche $A_{(x=0)}$ führt bereits zu einem Temperaturanstieg von kleiner 8,64 °C. Diese berechneten Temperaturunterschiede erscheinen plausibel beim Vergleich der in [144] veröffentlichten Ergebnisse. Im Allgemeinen ermöglichen gerade diese geringen Temperaturunterschiede im Übergang zweier unterschiedlich temperierter Bereiche einer Formschnittplatte die Herstellung von partiell gehärteten Strukturbauteilen der Fahrzeugkarosserie. Aktuelle Entwicklungsarbeiten und bereits eingesetzte Serienprozesse der partiellen Erwärmung oder partiellen Abkühlung [144] erreichen trotz Wärmeleitung innerhalb der Platine und der notwendigen Transferzeit bis zur finalen Umformung und Abkühlung noch sehr kurze Temperaturübergangszonen und zeigen Härteübergangszonen von etwa 30 mm Länge. Diese Kenntnis zeigt, dass auch in der Praxis die Wärmeleitung innerhalb eines Blechhalbzeugs eine untergeordnete Wichtigkeit einnimmt.

Auf Basis dieser Berechnungsergebnisse wird für die analytische Berechnung des Abkühlverhaltens einer TRB®-Platine die Einbeziehung der Wärmeleitung vernachlässigt. Einen weiteren Nachweis dafür, dass diese Vereinfachung nur zu geringen Abweichungen führt, erbringt die Lösung der komplexen Fouiergleichung der Wärmeleitung innerhalb der Blechplatte mittels Finite-Elemente-Simulation. Diese wird in Abschnitt 5.3 am Beispiel des in dieser Arbeit verwendeten Referenz TRB®-Halbzeugs einer B- Säule durchgeführt.

Für die hier vorgestellte Methode zur Berechnung des Abkühlverhaltens eines Tailor Rolled Blanks gilt nun, unter Vernachlässigung der Wärmeleitung und inneren Arbeit, dass die innere Wärmeleistung $\dot{U}$ gleich der zusammengesetzten Wärmeabgabe aus Konvektion und Wärmestrahlung ist:

$$\dot{U} = \dot{Q}_{konv.} + \dot{Q}_{rad} + \dot{Q}_{Leitung} + \dot{Q}_v \quad (34)$$

wobei die Änderung der inneren Energie ($\dot{U}$) der Formschnittplatte für jeden Zeitschritt (Δt) unter Berücksichtigung der Platinenmasse (m_p) und der Wärmekapazität (c_p) nach Gleichung 35 berechnet werden kann.

$$\frac{d\dot{U}}{dt} = m_p \cdot c_p \cdot (T_{p+1} - T_p) \quad (35)$$

Die mathematische Umstellung der Gleichungen 34 und 35 ermöglicht die Berechnung der Platinentemperatur T_{p+1} im nächsten Zeitschritt:

$$T_{p+1} = T_p - \frac{\dot{Q}_{konv.} + \dot{Q}_{rad}}{m_p \cdot c_p} \quad (36)$$

Die Masse der Platine (m_p) kann mittels der Dichte (ρ) und dem Volumen (V) berechnet werden, wobei für die Dichte von 22MnB5 konstant mit $\rho = 7830 \text{ kg/m}^3$ berücksichtigt wird [145] und das Volumen (V) durch die Platinenlänge (L), die Platinenbreite (B) und die Anfangsblechdicke (s_0) ausgedrückt werden kann.

$$m_p = \rho \cdot V = \rho \cdot s_0 \cdot A = \rho \cdot s_0 \cdot L \cdot B \quad (37)$$

Aufgrund des linearen Einflusses der spezifischen Wärmekapazität (c_p) und der Kenntnis der großen Temperaturabhängigkeit wird die Änderung der spezifischen Wärmekapazität nach [145] für die Berechnung der Abkühlung verwendet. Das Bild 11 zeigt den Verlauf der temperaturabhängigen Wärmekapazität für den berücksichtigten 22MnB5.

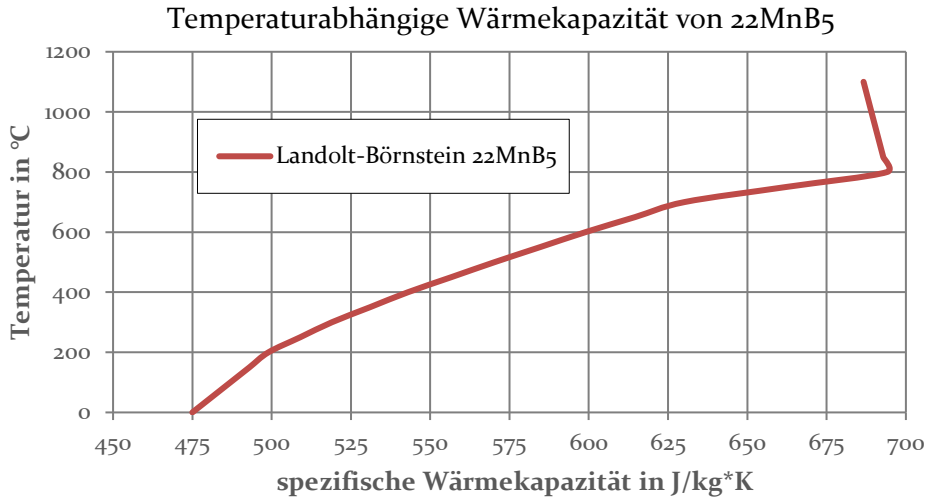


Bild 11: Temperaturabhängige spezifische Wärmekapazität (c_p) für den Werkstoff 22MnB5 nach [145]

Die Berechnung der aktuellen Platinentemperatur erfolgt unter Einsetzen der drei Wärmeübergangskoeffizienten für freie Konvektion ($\alpha_{konv.frei}$), erzwungene Konvektion ($\alpha_{konv.erzw.}$) und Wärmestrahlung ($\alpha_{rad.}$), durch Gleichung (38) und ist die Basis des geschaffenen Berechnungsmodells.

$$T_{p+1} = T_p - \frac{[\alpha_{konv.frei} \cdot (T_p - T_u) + \alpha_{konv.erzw.} \cdot (T_p - T_u) + \varepsilon \cdot \sigma_{SB} \cdot (T_p^4 - T_u^4)] \cdot \Delta t}{c_p \cdot \rho \cdot S_0} \quad (38)$$

Als Startrandbedingung ist die Abkühlstarttemperatur zu definieren. Die Abkühlstarttemperatur ist die Platinaustrittstemperatur aus dem Erwärmungssofen der Warmumformung. Diese kann vereinfacht als Ofentemperatur (T_{Ofen}) angegeben werden. Im ersten Berechnungsdurchlauf wird somit die aktuelle Platinentemperatur (T_p) durch die Ofentemperatur (T_{Ofen}) ersetzt.

Der Vergleich der so berechneten Abkühlung zu den realen Temperaturmessungen eines TRB®-Halbzeugs wird in Bild 12 am Beispiel der Werkstoffe A und C dargestellt. Das Bild 12 zeigt den Vergleich des berechneten Temperatur-Zeit-Verlaufs nach Gleichung 38 mit der experimentell ermittelten Abkühlung innerhalb der Transferphase. Diese Validierungsversuche der Werkstoffe A und C wurden im beschriebenen Versuchsaufbau (Abschnitt 4.2.1) durchgeführt. Die Auswertung der Temperaturstreuung der einzelnen Blechdicken, der fünf durchgeführten Wiederholversuche, sind in Bild 12 durch die gestrichelten Linien dargestellt und werden als oberes und unteres Streuband der realen Abkühlungen bezeichnet.

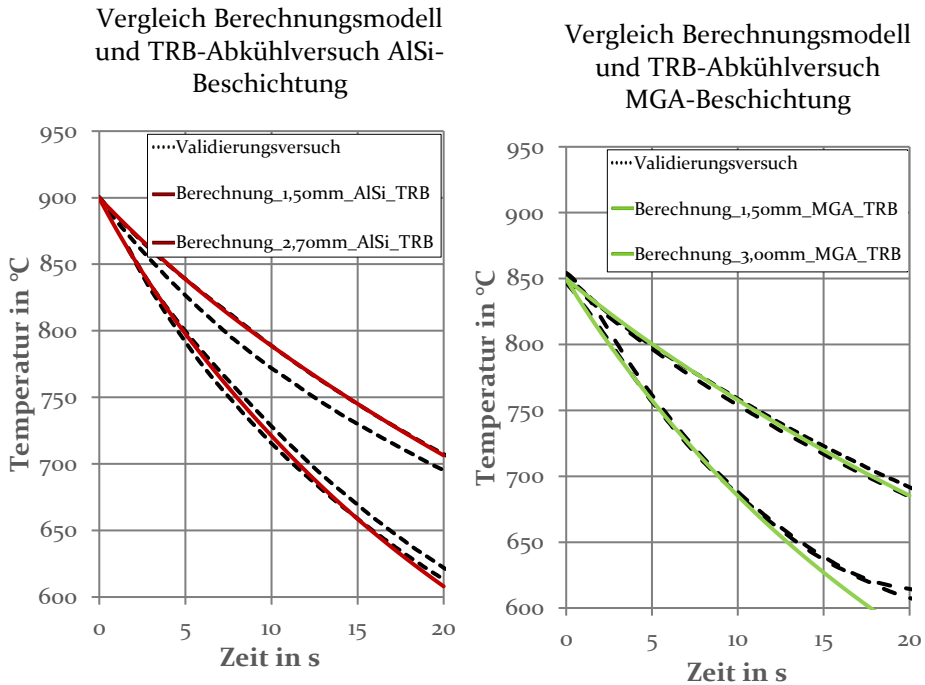


Bild 12: Vergleich Berechnungsmodell und TRB®-Abkühlung für Werkstoff C (links) und Werkstoff A (rechts)

Dazu wurden zunächst die mittleren Abkühlkurven und die Standardabweichungen an jedem Temperaturzeitpunkt bestimmt und im Diagramm aufgetragen. Das linke Diagramm des Bildes zeigt den Vergleich der Berechnung mit der realen Abkühlung am Beispiel einer TRB®-Versuchsplatine (Werkstoff C) mit 1,50 mm und 2,70 mm Blechdicke. Der Werkstoff C ist mit einer Aluminium-Silizium-Beschichtung (ASi₅₀) beschichtet. Die Abkühlung der Platine beginnt mit einer homogenen Temperatur in beiden Blechdickenbereichen von 903 °C. Diese Starttemperatur ist etwa 27 °C kühler als die verwendete Ofentemperatur. Dieser Temperaturunterschied liegt in dem Temperaturverlust nach Öffnen der Ofentür begründet. Da im gewählten Berechnungsansatz die Umgebungstemperatur (T_u) konstant gehalten wird und diese Annahme in etwa einem seriennahen Rollenherdofen zur Austenitisierung entspricht, wurde der Startpunkt der Auswertung so gewählt, dass die Abkühlung der Platinen nicht von der Ofenstrahlung beeinflusst wird. Die berechneten Abkühlraten des Werkstoffs C sinken für die Blechdicke von 1,50 mm kontinuierlich von anfänglich 24,21 K/s auf 12,75 K/s nach 12 s Abkühlzeit. Der temperaturabhängige Wärmeverlust durch Strahlung und Konvektion an der Platinenoberfläche ist

für beide Blechdickenbereiche innerhalb der TRB®-Platine identisch. Trotzdem kühlt aufgrund der partiell unterschiedlichen Teilmassen der Bereich mit 2,70 mm Blechdicke, zu Beginn mit 13,49 K/s und nach einer Transferzeit von 12 s mit 8,79 K/s, im Vergleich deutlich langsamer ab. Diese unterschiedlichen Abkühlraten führen nach 12 s Transferzeit zu einem berechneten Temperaturdelta innerhalb des Werkstoffs C von 76,15 °C. Die Temperaturen der beiden Blechdickenbereiche berechnen sich zu 694,52 °C und 770,67 °C. Der minimale Temperaturabstand zwischen der berechneten Platinentemperaturen und den experimentell ermittelten Streubändern beträgt 3,25 °C für die dünnere Blechdicke und 1,32 °C für die Blechdicke von 2,70 mm am Ende der Transferphase von 12 s.

Die Ergebnisse der 1,50 mm und 3,00 mm TRB®-Platine mit MGA-Beschichtung (Werkstoff A) sind im rechten Diagramm von Bild 12 dargestellt. Die Abkühlraten innerhalb der analogen 12 s Transferphase errechnen sich zu 21,43 K/s und 11,82 K/s bzw. zu 12,15 K/s und 7,70 K/s. Die im Bereich der 1,50 mm Blechdicke auftretenden geringeren Abkühlraten von Werkstoff A im Vergleich zum eingesetzten Werkstoff C sind in der um etwa 50 °C geringeren Ofentemperatur von Werkstoff A begründet. Die Temperaturen nach 12 s ergeben sich zu 742,01 °C und 660,21 °C. Dieses Temperaturdelta von 81,80 °C ist durch die unterschiedlichen Blechdicken innerhalb der TRB®-Platine mit MGA-Beschichtung begründet. Im Bereich der 1,50 mm Blechdicke sinkt die berechnete Temperatur um 4,11 °C unterhalb des ermittelten Streubands. Diese Abweichung der berechneten zur gemessenen Temperatur wird mit anhaltender Transferzeit noch deutlicher. Die Ursache für diese Abweichung kann durch die einsetzende diffusionsgesteuerte Gefügeumwandlung und der damit eintretenden Rekaleszenzwärme begründet werden. Die Berücksichtigung der Rekaleszenzwärme ist mit dem erarbeiteten einfachen Berechnungsmodell nicht abbildbar, da die Gefügeumwandlungskinetik nicht berücksichtigt wird. Daher sollte die Transferabkühlung über diesen vereinfachten Ansatz nur zur ersten Abschätzung der Umformstarttemperatur und für erste Herstellbarkeitsanalysen herangezogen werden. Die komplexere Berechnung der Abkühlphase unter Berücksichtigung der Gefügeumwandlungskinetik kann allerdings mit der im weiteren Verlauf dieser Arbeit erarbeiteten Methode zur Auswahl eines alternativen Werkstoffs für die Warmumformung erfolgen.

5.3 Validierung der Annahmen des einfachen Berechnungsmodells anhand einer Finite-Elemente Simulation des Abkühlverhaltens

Das in Abschnitt 5.2 vorgestellte einfache analytische Berechnungsmodell zur Ermittlung des Abkühlverhaltens eines Tailor-Rolled-Blanks im Transferprozess der Warmumformung wird in diesem Abschnitt abschließend durch die Finite-Elemente-Simulation unter Anwendung der komplexen Fourierschen Differentialgleichung für instationäre Wärmeleitung (Gleichung 29) validiert. Dazu werden die in Abschnitt 5.1 ermittelten Emissionsgrade der Platinenoberfläche verwendet und sowohl die durchgeführten Versuchsreihen als auch das angenommene Berechnungsbeispiel zum Ausschluss der notwendigen Berücksichtigung der Wärmeleitung innerhalb des Blechhalbzeugs vergleichend dargestellt. Für die Validierungsrechnungen wird die kommerziell verfügbare Simulationsumgebung von LS-Dyna [110] verwendet. Die Validierung zum Ausschluss der Wärmeleitung erfolgt zunächst durch die Simulation des angenommenen adiabaten Anwendungsfalls im Modell des halbumendlichen Körpers und der in Gleichung 28 beschriebenen Ähnlichkeitsvariablen. Die Simulation erfolgt durch den Einsatz eines thermischen Schalenmodells [123] an einer quadratischen Blechplatte mit einer Gesamtlänge von 170 mm. Die angenommene Grenzfläche $A_{(x=0)}$ befindet sich in der Mitte der Gesamtlänge. Die Kantenlänge des eingesetzten Schalenelements beträgt 2,50 mm, sodann die Auswertung der Temperaturen gleichmäßig entlang der Platte erfolgen kann. Die Berechnung der instationären Wärmeleitung innerhalb des halbumendlichen Körpers erfolgt unter Berücksichtigung der temperaturkonstanten Wärmeleitfähigkeit $\lambda = 25 \text{ W/mK}$, der Wärmekapazität $c_p = 580 \text{ J/kgK}$ und der Werkstoffdichte $\rho = 7830 \text{ kg/m}^3$. Bild 13 visualisiert die Temperaturzunahmen im Abstand von 20 mm bis 40 mm Länge zur Grenzfläche $A_{(x=0)}$. Die Diagramme in Bild 13 verdeutlichen eine sehr gute Übereinstimmung der Temperaturanpassung im Zeitraum von 0 s bis 120 s. Unter Berücksichtigung der relevanten Transferzeiten im Serienprozess der Warmumformung resultieren, bei 12 s Transferzeit und der Ergebnisbewertung im 20 mm Abstand zum heißen Blechbereich (900 °C), Temperaturanstiege von 16,37 °C nach der analytischen Berechnung und 17,04 °C nach der numerischen Berechnung im Blechbereich mit der Ausgangstemperatur von 700 °C. Dieses Ergebnis zeigt deutlich, dass die in dieser Arbeit ebenfalls getroffene Vereinfachung zur Berechnung der Wärmeleitung unter Verwendung des Ähnlichkeitsmodells unter der Annahme eines halbumendlichen Körpers völlig ausreichend ist und sehr genaue Berechnungsergebnisse liefert.

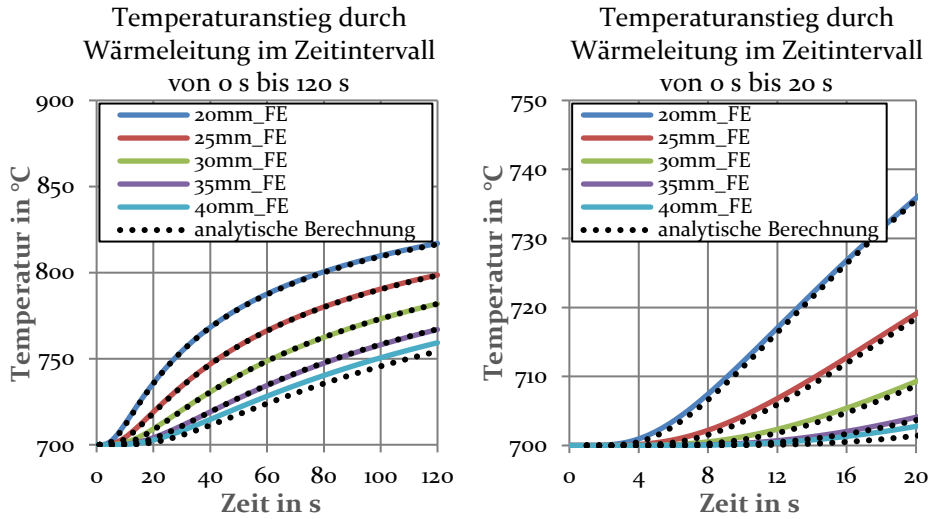


Bild 13: Übersicht der Temperaturangleichungen durch Wärmeleitung innerhalb einer Platine zwischen der analytischen Berechnung eines halbbunendlichen Körpers unter Verwendung einer Ähnlichkeitsvariablen und der Lösung nach der Fourierschen Differentialgleichung für Wärmeleitung unter adiabaten Temperaturrandbedingungen

Beide durchgeführten Berechnungen und Auswertungen zeigen eine geringe Temperaturangleichung von kleiner 17 °C durch die physikalisch vorhandene Wärmeleitung innerhalb einer Blechplatine. Der Temperaturfehler unter den angenommenen Randbedingungen ist somit kleiner 2,5 %, dies wird als ausreichend gering bewertet und führt zu dem Entschluss, dass die Wärmeleitung innerhalb einer TRB®-Platine vernachlässigt werden kann. Diese Erkenntnis wird durch die bewusst getroffenen Annahmen bei der Wahl der eingesetzten Anfangs- und Randbedingungen gestützt, denn diese Annahmen führen im Einzelnen zu einem maximalen Temperatur-austausch durch die Wärmeleitung. Die getroffenen Modellannahmen sind ein abrupter Temperaturunterschied von 200 °C, die für eine hohe Wärmeleitung positiv gewählten Werkstoffkennwerte und nicht zuletzt die gewählte lange Transferzeit von 12 s.

Eine abschließende Validierung der erarbeiteten Modellansätze erfolgt durch die Analyse des in dieser Arbeit verwendeten TRB® Referenzbauteils. Die detaillierte Vorstellung der verwendeten Referenz B-Säule kann dem Abschnitt 6.1.1 und dem Anhang I entnommen werden. Diese Validierung bestätigt zum einen, dass die Berechnung der Wärmeleitung im Transferprozess der direkten Warmumformung unter Verwendung eines TRB® vernachlässigt werden kann und zum anderen die ausreichende Genauigkeit des erarbeiteten analytischen Berechnungsansatzes nach Gleichung 38.

Der Blechdickenverlauf innerhalb dieser Referenzplatine ist tabellarisch im Anhang I aufgeführt. Die verwendete Oberfläche der Halbzeugplatine ist die in Abschnitt 2.4.2 vorgestellte MGA-Beschichtung. Eine Erwärmung auf 880 °C wird im Berechnungsbeispiel angenommen und die Werkstoffparameter, die Wärmeleitfähigkeit (λ) und die spezifische Wärmekapazität (c_p) sind nach [145] berücksichtigt. Die Werkstoffdichte (ρ) wird auch in diesem Beispiel mit $\rho = 7830 \text{ kg/m}^3$ konstant gehalten, ebenfalls die angenommene Umgebungstemperatur $T_u = 25 \text{ °C}$. Die Abmessung der Platinenlänge (L) beträgt in etwa $L = 1330 \text{ mm}$. Das entwickelte analytische Berechnungsmodell berücksichtigt, wie beschrieben, nicht die Wärmeleitung innerhalb des Tailor-Rolled-Blanks, daher wird lediglich für jedes Blechdickenplateau die Abkühlung berechnet. In den bekannten Bereichen der kontinuierlichen Blechdickenreduktion wird der Temperaturabfall, respektive der Temperaturanstieg, als linearer Verlauf angenommen. Die Finite-Elemente Simulation erfolgt ebenfalls mittels der Software von LS-Dyna [123], die angenommene Kantenlänge der Vernetzung beträgt in etwa 3 mm. Im Diagramm in Bild 14 wird das Vergleichsergebnis der Platinenabkühlung nach einer Transferzeit von 12 s dargestellt. Die unterschiedlichen Blechdickenplateaus des TRB® sind 2,90 mm, 2,50 mm, 2,00 mm und 1,45 mm dick.

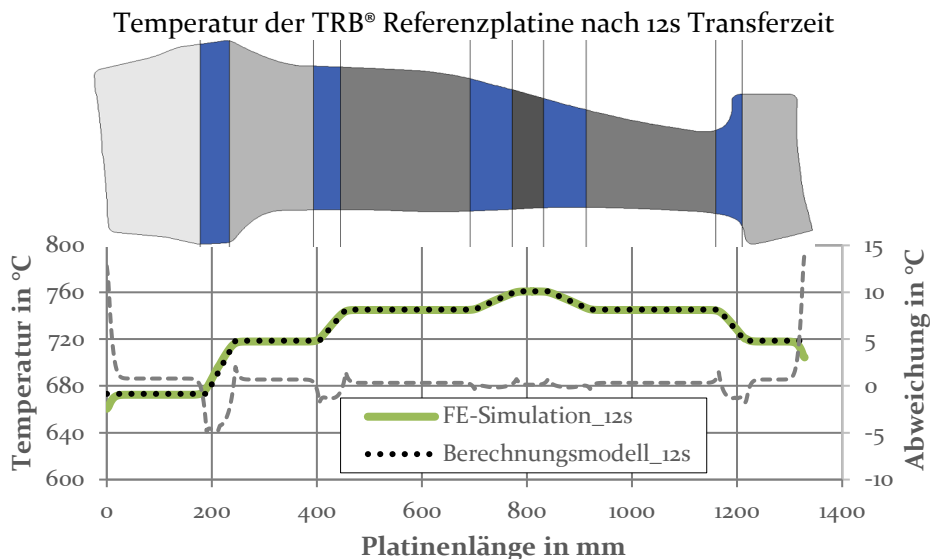


Bild 14: Vergleich der Abkühlung im Transfer zwischen dem erarbeiteten analytischen Berechnungsmodell (ohne Wärmeleitung) und der durchgeführten FE-Simulation (mit Wärmeleitung) mittels LS-Dyna

Der Vergleich der Berechnungsergebnisse zeigt, dass innerhalb des Tailor Rolled Blanks sehr geringe Temperaturunterschiede im Vergleich zu den

absoluten Temperaturunterschieden der unterschiedlichen Blechdickenplateaus resultieren. Des Weiteren wird ersichtlich, dass der Einfluss der Wärmeleitung innerhalb der Formschnittplatine nur sehr geringe Temperaturunterschiede, insbesondere in den Übergangsbereichen der einzelnen Blechdickenplateaus, erzeugt. Die größte Abweichung innerhalb der Formschnittplatine, aufgrund der nicht berücksichtigten Wärmeleitung, im erarbeiteten analytischen Modell, wird am Übergang zwischen der Blechdicke 1,45 mm und der Blechdicke 2,50 mm in Höhe von 4,9 °C detektiert. Diese Temperaturerhöhung der geringeren Blechdicke erstreckt sich auf etwa 9 mm Länge. Die höhere Abkühlung im unmittelbaren Randbereich der Platine wird durch den Wärmeverlust entlang der Schnittkante bzw. der Blechdicke der Formkontur hervorgerufen. Das in dieser Arbeit erarbeitete Berechnungsmodell kann diesen Wärmeverlust nicht erfassen. Diese Abweichung am Rand der Platine umfasst nach 12 s Transferzeit innerhalb dieser durchgeführten Simulation eine maximale Temperaturdifferenz von 12,46 °C. Das Abkühlverhalten eines Tailor-Rolled-Blanks kann mit dem in Abschnitt 5.2 dargestellten analytischen Berechnungsmodell berechnet werden. Die Ergebnisse zeigen, dass der Temperatúrausgleich, bedingt durch die Wärmeleitung, innerhalb der Blechplatine beim Prozess der direkten Warmumformung vernachlässigt werden darf. Falls eine Umformsimulation im Rahmen der Prozessauslegung erfolgt, so kann entweder ebenfalls der Transferprozess einmalig zur Berechnung der Umformstarttemperatur simuliert werden oder die Umformstarttemperatur wird unter Verwendung des analytischen Berechnungsansatzes ermittelt. In jedem Fall sind für die Berechnung die in Abschnitt 5.1 bestimmten Emissionsgrade von $\varepsilon = 0,90$ bzw. $\varepsilon = 0,95$ für eine AlSi- oder MGA-Beschichtung zu wählen. Dies gilt unter der Voraussetzung, dass für alle Blechdicken innerhalb der eingesetzten Platine die einzelnen Phasen der Beschichtung gebildet wurden. Das vorgestellte Berechnungsmodell zeigt eine Abweichung von kleiner 5,6 °C, sofern die diffusionsgesteuerte Gefügeumwandlung im Werkstoff nicht einsetzt. Aus diesem Grund sind für die Auswahl eines alternativen Werkstoffsystems die analytischen Berechnungsansätze der Transferabkühlung ausreichend genau genug. Die in diesem Kapitel identifizierte gute Übereinstimmung des Abkühlverhaltens einer TRB®-Platine im Vergleich zu einer Halbzeugplatine mit konstanter Blechdicke lässt keine Abweichungen zu den in der Literatur ermittelten druck- und spaltabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten $\alpha_{Leitung}$ erwarten, deshalb werden im weiteren Verlauf dieser Arbeit die Literaturwerte aus [107] für die Berechnung der Abkühlung der Blechplatine bei der finalen Härtung im Werkzeug angewendet.

6 Bewertung und Auswahl alternativer Werkstoffsysteme

In diesem Abschnitt wird die Methode zur Bewertung und Auswahl eines alternativen zielführenden Werkstoffsystems erarbeitet. Damit die notwendigen und geforderten Werkstoffkenngrößen benannt werden können, sind zunächst die gegebenen Randbedingungen aus der Bauteilfunktionsauslegung und der angedachten Zielprozessführung im direkten Warmumformungsprozess zu analysieren. Im Anschluss werden Ansätze erarbeitet, unter deren Anwendung die Bewertung und Auswahl eines alternativen Werkstoffs ermöglicht wird. Dieser Abschnitt endet mit der Vorstellung des gewählten alternativen Werkstoffsystems für den Prozess der direkten Warmumformung unter Verwendung einer Fahrzeug-B-Säule, hergestellt aus einem Tailor Rolled Blank.

6.1 Gegebene Randbedingungen aus der Funktions- und Prozessauslegung

Für die Auswahl eines alternativen Werkstoffs sind zunächst die Kenntnisse der Randbedingungen aus der Bauteilfunktionsauslegung und aus dem angestrebten Zielprozess unerlässlich. In den nächsten beiden Abschnitten werden dazu, ausgehend von den angenommenen Referenzen des Strukturbauteils und der Prozessführung, die Restriktionen zur Auswahl einer Werkstoffalternative vorgestellt.

6.1.1 Ableitung der Werkstoffanforderungen aus der Bauteilfunktionsauslegung

Zur Erfüllung der aktuellen und zukünftigen Herausforderungen im Bereich der Karosseriestruktur ist eine Bauteilfunktionsauslegung mit Hilfe einer Finite-Elemente-Simulation Stand der Technik. Die Strukturbauteile werden hinsichtlich ihrer Blechdickenverteilung so optimiert, dass sich das geringste Bauteilgewicht unter gleichzeitiger Erfüllung aller funktionalen Anforderungen ergibt. Dieses angestrebte Maximum der Strukturbauteilperformance wird in der Regel durch automatisierte Optimierungsalgorithmen, unter Vorgabe von Systemrandbedingungen und zulässigen variablen Designfreiheitsgraden, berechnet oder iterativ durch den Berechnungsingenieur erarbeitet. Je nach Art des Optimierungsproblems haben beide Methoden ihre Berechtigung und werden in der praktischen Anwendung

häufig kombiniert. Insbesondere der Prozess des flexiblen Walzens zur Erzeugung eines Tailor Rolled Blanks ermöglicht durch die variable Blechdickenverteilung innerhalb eines Strukturbauteils einen weiteren Freiheitsgrad der Bauteiloptimierung. Die wesentlichen Vorteile bei der Anwendung eines TRB® liegen in der erreichbaren Gewichtsreduzierung und der damit einhergehenden Reduzierung des Materialeinsatzes sowie in der möglichen Integration und Eliminierung von etwaigen Verstärkungsblechen als auch in einer funktionalen Verbesserung gegenüber konventionellen Lösungen mit konstanten Bauteilblechdicken. Aus diesen Gründen werden Tailor Rolled Blanks insbesondere in heutigen Fahrzeug-B-Säulen weltweit eingesetzt. Das in dieser Arbeit eingesetzte TRB® Referenzbauteil ist eine Fahrzeug-B-Säule aus dem weltweit am häufigsten verwendete Werkstoff 22MnB5 (Werkstoffnummer 1.5528). Die Abmessungen des optimierten Referenzbauteils sind in Bild 15 übersichtlich dargestellt. Als Vergleichsgröße ist ein Rechteckraster mit der Kantenlänge 50 mm x 100 mm im Hintergrund ersichtlich. Durch den flexiblen Walzprozess wird, neben der Länge des Bauteils (z-Richtung) von etwa 1200 mm und der Breite von 350 mm bis 125 mm in x-Richtung, eine Blechdickenverteilung von 2,90 mm bis 1,45 mm realisiert. Diese Bauteilabmessungen resultieren in einem Gesamtgewicht der B-Säule von 6,32 kg.

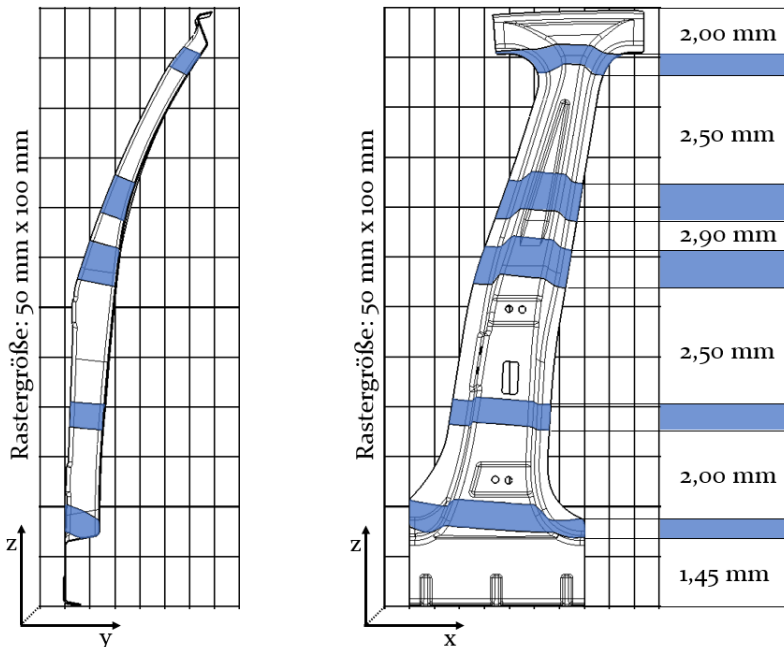


Bild 15: Darstellung der Abmessungen der Referenz Tailor Rolled Blank (TRB®) B-Säule

In diesem Bauteil werden insgesamt sechs konstante Blechdickenplateaus, welche in Bild 15 dargestellt sind, umgesetzt. Die Verbindung der verschiedenen Blechdickenplateaus erfolgt mittels kontinuierlich ansteigender oder abfallender Blechdickenübergänge. Eine bessere Übersicht der eingesetzten Blechdickenverteilung in der B-Säule bietet das Bild 16, dort werden sowohl die Längen der einzelnen Blechdickenplateaus mit ihren spezifischen Blechdicken als auch die kontinuierlichen Blechdickenübergänge verdeutlicht.

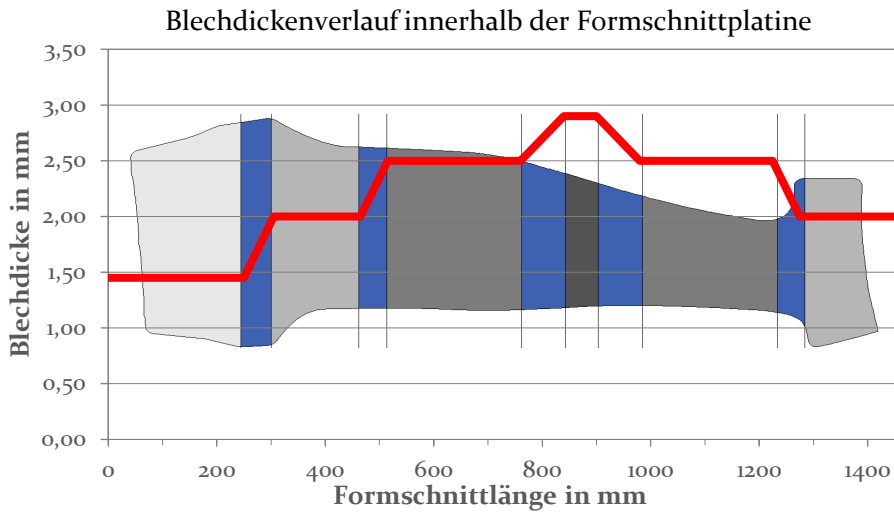


Bild 16: Darstellung der Blechdickenverteilung im verwendeten Tailor Rolled Blank Halbzeug der Referenz-B-Säule

Die Darstellung erfolgt auf Basis der Abmessungen der Tailor Rolled Blank Halbzeugplatte, diese wurde mittels der kommerziell verfügbaren Software FormingSuite mit der Version 2019.1.0 berechnet. Im Rahmen der Produktauslegung wird diese Simulation der Halbzeugplatte mehrfach durchgeführt, damit die umformbedingte Verschiebung der Blechdickenübergänge in der Funktionsauslegung Berücksichtigung findet. Die Blechdickenverteilung innerhalb der B-Säule ist maßgeblich durch die Anforderung des Seitencrashes bestimmt. Der untere Bereich der B-Säule wird mit 1,45 mm Blechdicke so ausgelegt, dass dieser frühzeitig im Crashfall verformt. Diesem Bereich schließt sich ein Blechdickenplateau von 160 mm Länge und einer Blechdicke von 2,0 mm an. Im mittleren Bereich der B-Säule, mit Beginn knapp oberhalb der Z-Höhe der Seitencrashbarriere, erstreckt sich bis zur Dachrahmenanbindung ein Bereich von 2,50 mm Blechdicke auf einer Gesamtlänge von 710 mm.

Innerhalb dieses Bereichs wird, zur Vermeidung einer Bauteilintrusion durch Knickung der B-Säule, ein weiteres Blechdickenplateau von 2,90 mm benötigt. Dieser Bauteilbereich bildet sich inklusive der beiden 80 mm langen Blechdickenübergänge zwischen der Platinenlänge von 715,5 mm und 935,5 mm aus. Die Anbindung an den Dachrahmen des Fahrzeugs wird durch ein abschließendes 2,00 mm Plateau realisiert. Der genaue Blechdickenverlauf der Platine kann tabellarisch dem Anhang I entnommen werden.

Neben dem vorgestellten Blechdickenverlauf und den geometrischen Abmessungen der Referenz-B-Säule können aus den crashrelevanten Anforderungen der Funktionsauslegung noch weitere Strukturbauteileigenschaften abgeleitet werden. Die Gewichts- und Funktionsziele der verwendete Referenz-B-Säule werden durch eine Dehngrenze $R_{p0,2}$ von 1000 MPa erfüllt. Der durch den Crash stark verformte Bereich der B-Säule erfordert eine Werkstoffduktilität, welche vereinfacht mit dem Kennwert der Bruchdehnung $A_{80} = 5,0 \%$ in dieser Arbeit beschrieben wird. Daher sollte das alternative Werkstoffsystem mindestens die gleiche Duktilität wie das Referenzmaterial 22MnB5 aufweisen. Die Bewertung der Werkstoffe hinsichtlich ihres Versagenskriteriums wird heute durch verschiedene Ansätze der Werkstoffcharakterisierung durchgeführt, dabei wird sowohl die Umformhistorie, insbesondere bei Kaltumformstählen, als auch der Verlauf des auftretenden Spannungszustands zur Ermittlung des Schadenkriteriums verwendet [146]. Das Ziel der vorliegenden Arbeit beruht allerdings auf der grundlegenden Auswahl eines alternativen Werkstoffsystems, weshalb die Ermittlung der Bruchdehnung im einfachen Zugversuch zunächst als ausreichend angesehen wird. Die in dieser Arbeit verwendete TRB® B-Säule ist kein Tailored Tempered Bauteil und weist somit ein vollständiges Martensitgefüge auf. Die Anbindung des Referenzbauteils an die umliegenden Karosseriekomponenten erfolgt konventionell mittels Widerstandspunktschweißen. Da im Anbindungsbereich der B-Säule an den Fahrzeugschweller erhöhte Anforderungen an den Korrosionsschutz der B-Säule bestehen, wird die Verwendung der vorgestellten Mubea-Galvannealed Zinkbeschichtung (MGA) angestrebt. Des Weiteren bietet dies Vorteile bei der Fügetechnik, denn die alternative Aluminium-Silizium Oberflächenbeschichtung lässt sich in Abhängigkeit von der Ofenverweilzeit erschwert Punktschweißen [147].

6.1.2 Ableitung der Werkstoffanforderungen aus der geplanten Zielprozessführung

Der zweite wichtige Teilbereich zur Ableitung der benötigten Werkstoffanforderungen für die Bewertung und Auswahl eines alternativen Werkstoffsystems ist die Ermittlung des resultierenden Temperatur-Zeit-Verlaufs des herzustellenden Karosseriestrukturbauteils im Fertigungsprozess. Nach aktuellem Stand der Technik eignet sich dazu eine Umformsimulation mittels Finite-Elemente-Methode. Die Durchführung einer Umformsimulation bietet den Vorteil, neben der Prüfung der Umformbarkeit des Zielbauteils, den Temperatur-Zeit-Verlauf jedes einzelnen thermischen Schalenelements für die Auswertung der am Bauteil resultierenden Temperatur-Verläufe zu verwenden. Das zu wählende alternative Werkstoffsystem muss zur Erfüllung der geforderten Bauteilfunktionen aus Abschnitt 6.1.1 eine vollständige Martensitbildung unter diesen resultierenden Abkühlbedingungen gewährleisten, weshalb die Abkühlkurve für die Auswahl des alternativen Werkstoffs verwendet wird, welche die Martensitstarttemperatur M_s – in etwa 400 °C – zuletzt unterschreitet. Als weitere Ergebnisse können mittels der durchgeführten Umformsimulation sowohl die auftretenden Haupt- und Nebenumformgrade als auch die resultierenden Dehnraten $\dot{\varphi}$ ermittelt werden. Die Kenntnis dieser weiteren Teilergebnisse ermöglicht die sinnvolle Eingrenzung der zu wählenden Prüfparameter während der abschließenden Werkstoffcharakterisierung.

Im weiteren Verlauf dieses Abschnitts werden die zuvor beschriebenen und benötigten Ergebnisse des gewählten TRB®-Referenzbauteils im Referenzprozess der direkten Warmumformung ermittelt. Die in dieser vorliegenden Arbeit erarbeitete Methode zur Werkstoffauswahl und Werkstoffcharakterisierung ermöglicht neben der verwendeten Zielprozessführung der direkten Warmumformung ebenfalls die Bewertung von alternativen Zielprozessen. Die in Abschnitt 2.2.4 erläuterten alternativen Prozesstechnologien sind ebenfalls anwendbar. Im Prozess der direkten Warmumformung wird der Formschnitt in Abhängigkeit von der Blechdicke und der eingesetzten Oberflächenbeschichtung homogen austenitisiert. Mit Abschluss der homogenen Austenitisierung erfolgt ein vollautomatisierter Transfer in das Umformwerkzeug. Dort wird in einem Pressenhub der Formschnitt zum Bauteil umgeformt und abschließend das Bauteil martensitisch gehärtet. Dazu bleibt die Umformpresse im unteren Totpunkt geschlossen und die Abkühlrate des Werkstoffs wird durch eine aufgebrachte Pressenkraft gesteigert. Während dieser Abkühlung im geschlossenen Umformwerkzeug auf etwa 180 °C bis 200 °C wird die kubisch-flächenzentrierte Kristall-

struktur des Austenits schlagartig durch einen diffusionslosen Umwandlungsprozess in Martensit tetragonal verzerrt. Die Entnahme des Endbauteils erfolgt ebenfalls vollautomatisch aus der Umformpresse. In der Regel erzeugt ein abschließender Laserschneidprozess alle Funktionslöcher innerhalb des Strukturbauteils sowie den angestrebten Endbauteilbeschnitt. Die Prozessplanung für das in Abschnitt 6.1.1 beschriebene Referenzbauteil sieht eine Austenitisierung der MGA beschichteten TRB®-Formschnittplatte bei 880 °C vor. Der deutlich erhöhte Emissionsgrad im Vergleich zu unbeschichteten oder AlSi-beschichteten Formschnittplatten und das damit verbundene schnelle Aufheizverhalten des Werkstoffs ermöglicht eine geplante Ofenverweilzeit von 300 s. Der Ablauf der Prozessführung wird in Bild 17 dargestellt.

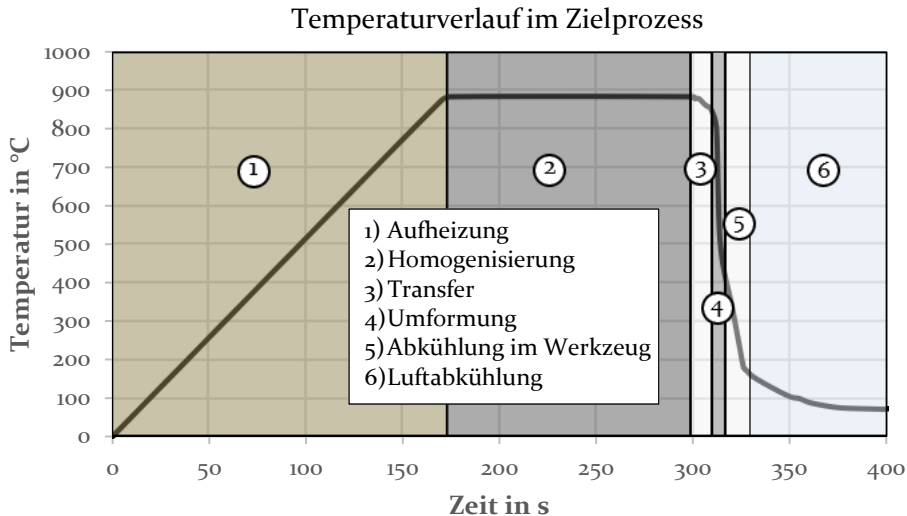


Bild 17: Schematische Darstellung der in dieser Arbeit verwendeten Zielprozessführung der direkten Warmumformung

Im angenommenen Zielprozess erfolgt die automatisierte Transferzeit bis zum Start der Umformung innerhalb von 10 s. Die Umformgeschwindigkeit beträgt linearisiert etwa 250 mm/s und kurz oberhalb des unteren Totpunktes der Umformpresse nimmt die Umformgeschwindigkeit asymptotisch bis auf 0 mm/s ab. Die Abkühldauer des Bauteils im geschlossenen Werkzeug unter 7000 kN Druckkraft beträgt 12 s. Die Entnahme des Bauteils findet automatisiert im Anschluss statt. Zur Bestimmung des resultierenden Temperatur-Zeit-Verlaufs werden zunächst die Temperaturverteilungen zu Beginn der Umformung ermittelt. Die Annahmen, dass die Formschnittplatte nach hinreichender Verweilzeit im Ofen sowohl einen

homogenen Austenit gebildet hat als auch die Temperatur des Ofens besitzt, bilden die Grundlage für die weiteren Berechnungen. Ausgehend von dieser Basis wird die Abkühlung des TRB® im Transferprozess berechnet und im Anschluss als Umformstarttemperatur in die Umformsimulation implementiert. Bild 18 zeigt die transferbedingte Abkühlung der einzelnen Blechdicken des TRB® Formschnitts unter Anwendung des erarbeiteten analytischen Abkühlmodells aus Abschnitt 5.2 nach Gleichung 38.

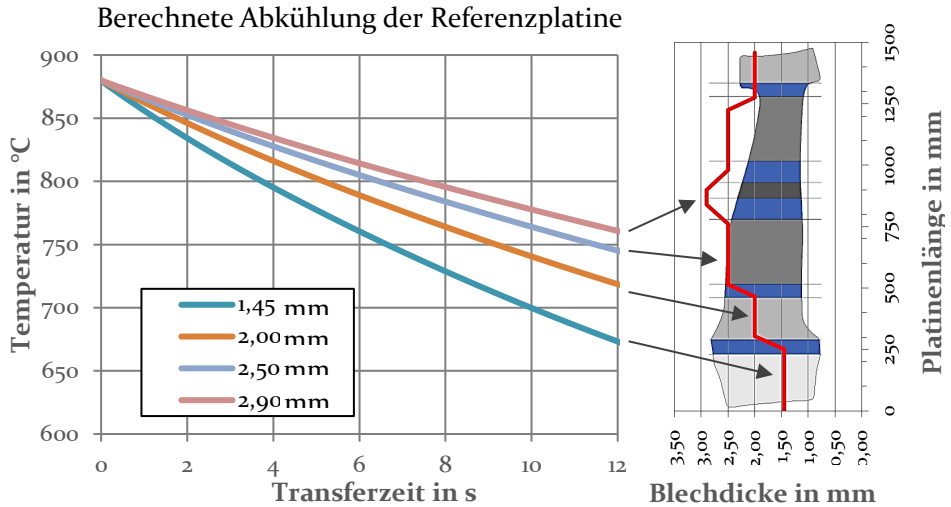


Bild 18: Analytisch berechneter Abkühlverlauf der Referenzplatine im Transfer des Referenzprozesses

Die analytische Berechnung ergibt eine Umformstarttemperatur der TRB®-Platine von 698 °C für den unteren B-Säulenbereich von 1,45 mm Blechdicke. Für die 2,00 mm und 2,50 mm dicken Blechdickenplateaus ergeben sich nach 10 s Transferzeit die Temperaturen in Höhe von 739 °C und 763 °C. Die Temperatur der größten Blechdicke innerhalb des Referenzformschnitts von 2,90 mm beträgt 777 °C.

Zur vollständigen Berechnung der Temperatur-Zeit-Verläufe wird nun eine Umformsimulation innerhalb der geplanten Zielprozessführung durchgeführt. Die Umformsimulation muss zur Berücksichtigung der temperaturabhängigen Werkstoffeigenschaften durch eine thermo-mechanisch gekoppelte Umformsimulation erfolgen. Die ermittelten Temperatur-Zeit-Verläufe, Dehnungen und Dehnraten werden durch die Verwendung der FE-Software von LS-Dyna [123] mit dem Softwarestand R11 simulativ ermittelt. Dazu erfolgt die Abbildung der Werkzeugwirkflächen unter Einsatz einer 10 mm dicken thermischen Schale, die Ermittlung des Wärmeübergangskoeffizienten während der Umformung und Abkühlung erfolgt durch

die Literaturwerte nach [107]. Die Reibung wird zunächst durch die konstante Reibzahl $\mu = 0,45$ angenommen. Für die Abbildung des Tailor Rolled Blank Formschnitts wird ein Bauteil aus thermischen Schalelementen, nach [123], mit dem angestrebten Blechdickenverlauf aus Bild 16 verwendet. Die Berücksichtigung der diffusionslosen und diffusionsgesteuerten Gefügeumwandlungskinetik wird durch das von Olsson [121] in LS-Dyna implementierte Materialmodell *MAT_244 berücksichtigt. Die material-spezifische Konstante α_M für die Beschreibung der Martensitumwandlung wird nach [118] mit $\alpha_M = 0,011$ angesetzt. Die während der Gefügeumwandlung auftretende latente Wärmeenergie wird zur Ermittlung der Temperatur-Zeit-Verläufe nicht berücksichtigt. Die weiteren Parameter des Materialmodells *MAT_244 sind dem Anhang II zu entnehmen und basieren auf den Literaturkennwerten des Referenzwerkstoffs 22MnB5. Bild 19 zeigt zur besseren Übersicht einige ausgewählte, aus der Umformsimulation resultierende, Abkühlkurven des Referenzbauteils.

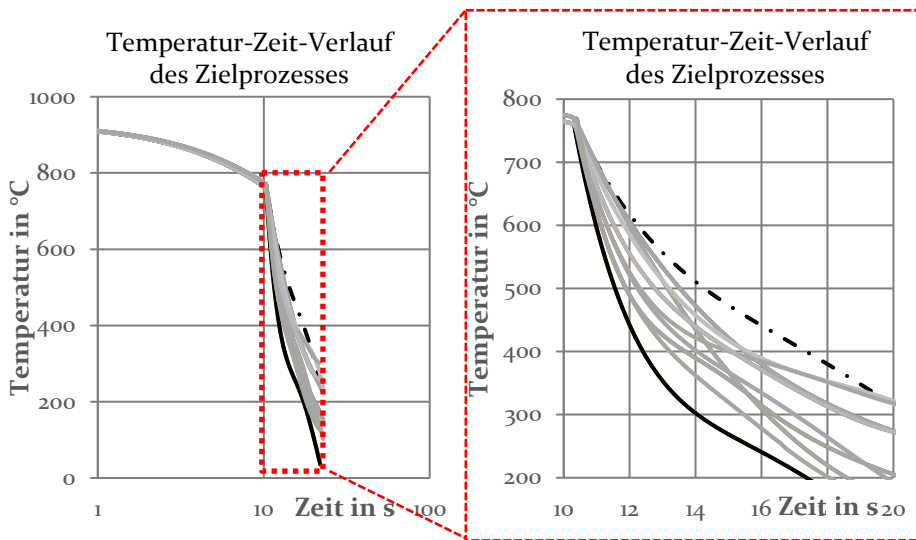


Bild 19: Berechneter Temperatur-Zeit-Verläufe des Referenzbauteils im Referenzprozess der direkten Warmumformung

Im linken Diagramm ist die Abkühlung der gewählten Referenzelemente logarithmisch über der Zeitachse aufgetragen. Die gezeigte Abkühldauer beginnt bei 0 s mit dem Austritt der Referenzplatte aus dem Rollenherdofen und endet mit der Werkzeugöffnung nach einer angenommenen Druckhaltezeit von 12 s. Das rechte Diagramm im Bild verdeutlicht die Abkühlphase im Umformwerkzeug. Die unterschiedlichen Temperaturverläufe bedeuten, dass der alternative Werkstoff im Prozess der direkten

Warmumformung während der Umformung und der Abkühlphase unterschiedliche Temperatur-Zeit-Verläufe zur martensitischen Härtung durchläuft. Die Ursache dieser unterschiedlichen Abkühlkurvenverläufe kann, durch die Auswertung der Simulation, den unterschiedlichen Kontaktbedingungen im Werkzeug zugeordnet werden. Die beiden eingrenzenden Abkühlkurven sind für die höchste Abkühlung (schwarze Kurve) und für die niedrigste Abkühlung (Strichpunkt Kurve) optisch hervorgehoben.

Die verwendete Werkzeugmethode sieht zur Vermeidung von Werkstoffdoppelungen während der Umformung und zur ersten Fixierung der Formschnittplatte einen der Matrize (A) voreilenden Blechniederhalter (B) im Werkzeugoberteil vor. In diesem Bereich findet dadurch der erste vollständige Werkzeugkontakt statt, außerdem ist die resultierende Abkühlrate an dieser Stelle, aufgrund der konstanten Flächenpressung und geringen Werkstoffausdünnung, ebenfalls im gesamten Bauteil am größten. Der schwarze Kurvenverlauf kennzeichnet dieses Abkühlverhalten in Bild 19.

Der zweite Referenzbereich, in dem der alternative Werkstoff ebenfalls martensitisch umwandeln muss, ist durch eine später einsetzende Abkühlung und eine geringere Abkühlrate beschrieben. Dieser Referenzbereich liegt im Ziehbereich der Fahrzeug-B-Säule und charakterisiert die langsamere Abkühlung, er wird innerhalb von Bild 19 durch die schwarze Strichpunktlinie dargestellt. Diese langsamere Abkühlung bis zur Martensitstarttemperatur (M_s) beschreibt den für die Auswahl des alternativen Werkstoffsystems verwendeten Temperatur-Zeit-Verlauf.

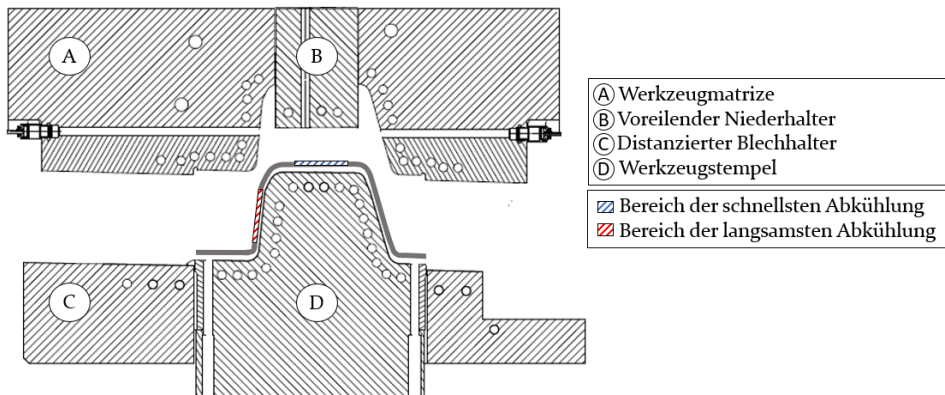


Bild 20: Die Lage der beiden Referenzbereiche mit der schnellsten und langsamsten Abkühlung innerhalb des Referenzbauteils

Die Darstellung und Lageposition der beiden Referenzbereiche im Umformwerkzeug werden in Bild 20 dargestellt. Zur späteren Festlegung der notwendigen Charakterisierungsparameter ist neben der wichtigen

Erkenntnis des Temperatur-Zeit-Verlaufs im Zielprozess die Kenntnis der zu erwartenden Dehnungen φ und Dehnraten $\dot{\varphi}$ während der Umformung von Interesse. Die Analyse der Dehnungszustände am Ende der Umformung erfolgt durch die klassische Darstellung der Hauptdehnungen ϕ_H und Nebendehnungen ϕ_N in einem Grenzformänderungsdiagramm. Die Eingruppierung bestimmter Dehnungsverhältnisse und Darstellung der Lageposition auf dem Referenzbauteil wird in Bild 21 veranschaulicht und dient einer ersten Einschätzung der Umformaufgabe. Dabei werden in dieser Darstellung vier Teilbereiche im Rahmen einer Grenzformänderungsanalyse unterschieden. Der erste Bereich wird als Bereich der Zugumformung benannt, er ist durch einen Formänderungszustand zwischen dem zweiachsigen Streckziehen ($\phi_H = \phi_N$) und dem einachsigen Zug ($\phi_H = -2\phi_N$) gekennzeichnet. Im angrenzenden zweiten Bereich, unter einer Dehnungsverteilung zwischen der einachsigen Zugbelastung und der klassischen Tiefziehbeanspruchung ($\phi_H = -\phi_N$), steigt das Risiko einer Faltenbildung während der Umformung. Die beschriebenen Bereiche 1 und 2 sind dadurch gekennzeichnet, dass eine Reduzierung der Blechdicke aufgrund der Dehnungsverteilung in Längs- und Breitenrichtung erfolgt. Im Fall, dass die Umformung lediglich eine Dehnung in Hauptdehnungsrichtung (plane strain) verursacht, nimmt die Blechdicke bei konstanten Breitenverhältnissen ab. In den Bauteilbereichen der Dehnungsverteilung unterhalb der Tiefziehgeraden im Formänderungsdiagramm (Bereich 3) ist die Blechdicke nach der Umformung größer als zu Beginn der Umformung. Hier sind neben Faltenbildungen auch Doppelungen der Bleche während der Umformung möglich. Der letzte und vierte Bereich im Ursprung des Formänderungsdiagramms beschreibt die Zonen im Endbauteil, welche durch eine elastische Dehnung gekennzeichnet sind. Die Umformsimulation des in dieser Arbeit verwendeten TRB® Referenzbauteils im Referenzprozess der direkten Warmumformung zeigt neben der subjektiven Bewertung des Umformverhaltens auch messbare Bewertungsgrößen. Als messbare und quantifizierbare Bewertungsgrößen sind die Dehnungsverteilung nach Bild 21 und auch die resultierende maximale Blechdurchdünnung und Faltenbildung am Endbauteil zu benennen. Als typisches Merkmal zur Bewertung der Herstellbarkeit von warmumgeformten Strukturbauteilen wird die resultierende Blechdurchdünnung verwendet. Der Grenzwert der Blechdurchdünnung am Endbauteil liegt nach [148] bei 30 % der Ausgangsblechdicke. Die Analyse dieser Umformsimulation ergibt eine maximale Blechdurchdünnung von etwa 24 % am Endbauteil. Ergänzend zur Bewertung der Umformbarkeit sollte die Analyse der Dehnungsverteilung am Endbauteil auch zum Abgleich des gewählten Versuchsaufbaus zur

späteren Bestimmung der Gefügeumwandlungskinetik berücksichtigt werden, insbesondere sofern dehnungsabhängige Vorverformungseinflüsse auf die resultierende Gefügeumwandlungskinetik zu erwarten oder auszuschließen sind.

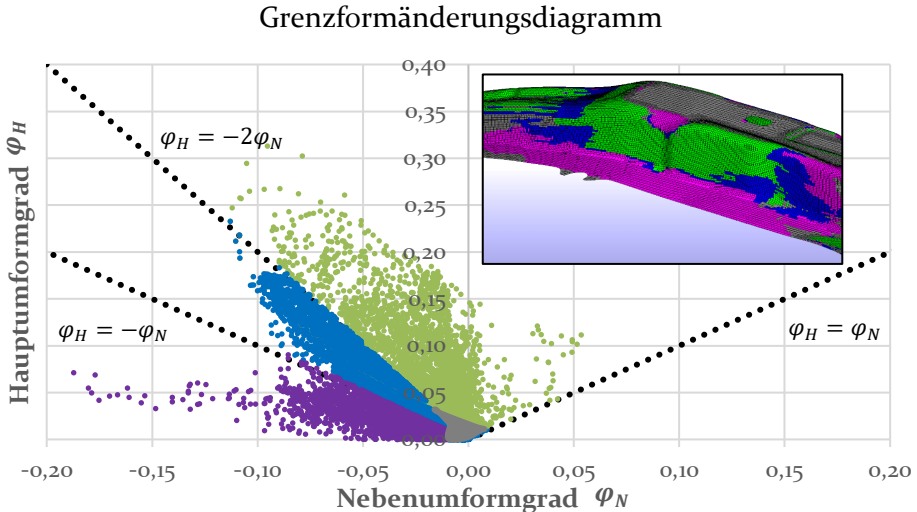


Bild 21: Eingruppierung der Dehnungsverhältnisse des Referenzbauteils im Zielprozess am Ende der Umformung

Insofern sind im Rahmen der späteren Materialcharakterisierung die Dehnungszustände der Probengeometrie während der Laborversuche zu beachten und ggf. notwendige Geometrieanpassungen des verwendeten Prüfkörpers erforderlich. Die Dehngeschwindigkeiten $\frac{d\varepsilon}{dt}$ werden auch als Dehnraten $\dot{\varphi}$ der Umformung bezeichnet. Die Berechnung durch die Umformsimulation für das Referenzbauteil im Referenzprozess ergibt Dehnraten zwischen $0,01$ und $3,428 \text{ s}^{-1}$.

In diesem Abschnitt sind die notwendigen Randbedingungen der angeordneten Prozessführung, unter Berücksichtigung des vorgestellten Referenzbauteils, ermittelt worden. Darüber hinaus sind neben den berechneten Zeit-Temperatur-Verläufen, Dehnungen und Dehnraten im Referenzbauteil noch weitere Randbedingungen zur Bewertung und Auswahl eines alternativen Werkstoffsystems zu benennen. Zur Sicherstellung einer homogenen Austenitisierung sollte die obere Umwandlungstemperatur des Ferrits in Austenit etwa 40 °C unterhalb der angestrebten Ofentemperatur gewählt werden. Aus diesem Grund sollte der alternative Werkstoff eine obere Umwandlungstemperatur A_{c3} von 840 °C nicht überschreiten. Aus

den Abkühlverläufen ist außerdem eine notwendige Martensitstarttemperatur M_s von unterhalb 438°C abzuleiten, denn auch die Bereiche der schnellsten Abkühlung sollen vor Erreichen der Martensitstarttemperatur vollständig umgeformt sein.

6.2 Ermittlung und Bewertung der Werkstoffkenngrößen

Das Ziel in diesem Abschnitt besteht darin, eine Methode zu erarbeiten und vorzustellen, welche unter Berücksichtigung der Randbedingungen aus Referenzbauteil und Zielprozess eine Werkstoffauswahl ermöglicht. In der vorliegenden Arbeit wird dazu der Ansatz verfolgt, zur Bewertung und Auswahl des alternativen Werkstoffsystems die Abhängigkeit der chemischen Werkstoffzusammensetzung auf die resultierenden Werkstoffkennwerte zu berücksichtigen und eine Möglichkeit zur Bewertung des temperatur- und zeitabhängigen Umwandlungsverhaltens zu schaffen.

Die nachfolgende Tabelle 5 zeigt die geforderten Werkstoffanforderungen abgeleitet aus den Randbedingungen des Referenzbauteils und den Randbedingungen der Zielprozessführung.

Tabelle 5: Werkstoffanforderungen des Referenzbauteils im Referenzprozess

Kriterium		Anforderungen aus Referenzbauteil	Anforderungen aus Referenzprozess	Gleichung
Vickershärte Gefügephasen	Ferrit	keine Anforderung	keine Anforderung	
	Bainit	keine Anforderung	keine Anforderung	
	Martensit	510 - 410 HV		
Zugfestigkeit R_m		1666 - 1333 MPa		
Dehngrenze $R_{p0,2}$		1000 MPa		$R_{p0,2}/R_m = 0,70$
CE			$\leq 0,70$	
A_{c3} -Temperatur			$\leq 840^\circ\text{C}$	
A_{c1} -Temperatur			keine Anforderung	
M_s -Temperatur			$\leq 438^\circ\text{C}$	
B_s -Temperatur			keine Anforderung	

Die aus der Funktionsauslegung geforderte Dehngrenze $R_{p0,2} = 1000\text{ MPa}$ ist die Ausgangsrandbedingung für die geforderten Festigkeiten des alternativen Werkstoffsystems. Der aus [149] abgeleitete Korrelationsfaktor zwischen Zugfestigkeit R_m und Streckgrenze $R_{p0,2}$, von 0,60 – 0,75, ergibt eine geforderte Zugfestigkeit R_m von 1333 MPa – 1666 MPa. Die Umrechnung nach DIN EN ISO 18265 ermöglicht einen Zielhärtebereich für das an-

gestrebte martensitische Grundgefüge von 410 HV – 510 HV. Die Anforderungen an die Widerstandspunktschweißbarkeit des Referenzbauteils werden analog zur Bewertung des Lichtbogenschweißens nach DIN EN 1011-2 in einem geforderten Kohlenstoffäquivalent CE von $\leq 0,70\%$ angenommen. Der Referenzprozess erfordert zur sicheren Erzeugung von homogenem Austenit als Ausgangsgefüge eine obere Umwandlungstemperatur A_{c3} von $\leq 840\text{ °C}$. Die Auswertung der Temperatur-Zeit-Verläufe aus der Umformsimulation des Referenzprozesses der direkten Warmumformung ergibt außerdem eine geforderte Martensitstarttemperatur $M_s \leq 438\text{ °C}$.

Für die durchzuführende Werkstoffauswahl sind die Werkstoffkenngrößen in Abhängigkeit der chemischen Werkstoffzusammensetzung näherungsweise zu ermitteln. Die ausführliche Literaturrecherche zeigt den Zusammenhang der Werkstoffkenngrößen durch empirisch ermittelte Gleichungsansätze. Eine der wichtigsten Quellen zur Ermittlung der Umwandlungstemperaturen A_{c1} , A_{c3} und M_s beschreibt Andrews, seine Ansätze wurden im Journal of The Iron and Steel Institute im Juli 1965 veröffentlicht [150]. In Gleichung 39 wird der Zusammenhang der chemischen Werkstoffzusammensetzung mit der resultierenden A_{c1} -Temperatur dargestellt.

$$A_{c1} = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (39)$$

Die Ermittlung der Temperatur, zu welcher die Austenitbildung beginnt, beruht auf vorveröffentlichten Untersuchungsergebnissen und berücksichtigt eine Anzahl von 196 verschiedenen Werkstoffsystemen. Zur Ermittlung der A_{c3} -Temperatur wurden ebenfalls von Andrews 155 Werkstofftabellen ausgewertet und abweichend zu den Ausführungen von Grange, die nicht-lineare Abhängigkeit des Kohlenstoffs durch die Einführung von $\sqrt{C}$ beschrieben. Diesen nicht linearen Zusammenhang bestätigen ebenfalls von Andrews durchgeführte Korrelationsversuche. Die Zusammenhänge zur Berechnung der A_{c3} -Temperatur sind in Gleichung 40 wiedergegeben.

$$A_{c3} = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W \quad (40)$$

Die Berücksichtigung weiterer Additionsterme für andere Legierungselemente wird statistisch als weniger relevant nach Andrews angesehen.

Damit eine vollständige Umformung des Referenzbauteils im Referenzprozess im austenitischen Gefügezustand ermöglicht wird, ist eine niedrigere Martensitstarttemperatur M_s erforderlich als die in der Simulation ermittelte niedrigste Umformendtemperatur. Aus den Ergebnissen kann somit eine Martensitstarttemperatur von $M_s \leq 438\text{ °C}$ gefordert werden. Für die Berechnung der M_s -Temperatur wird ein weiterer Ansatz von Andrews in

dieser vorliegenden Arbeit aufgegriffen und durch den in Gleichung 41 formulierten Zusammenhang ausgedrückt.

$$M_s = 539 - 423C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr - 7,5Mo \quad (41)$$

Auf Basis der verwendeten Werkstoffe nach Steven und Haynes und den veröffentlichten Daten im U.S. Steel Atlas haben durch Anwendung eines lineareren Regressionsmodells Kirkaldy und Venugopalan die empirische Gleichung 42 zur Berechnung der Bainitstarttemperatur B_s veröffentlicht.

$$B_s = 656 - 58C - 35Mn - 75Si - 15Ni - 34Cr - 41Mo \quad (42)$$

Durch Silizium wird die diffusionsgesteuerte Bainitbildung unterdrückt, die Wirkung von Silizium wurde jedoch von Kirkaldy and Venugopalan überschätzt, nach [132] sollte der in Gleichung 42 verwendete reduzierende Faktor von Silizium für Siliziumgehalte $Si > 0,25\%$ eliminiert werden. In dieser Arbeit wird daher Gleichung 42 ohne den Faktor für Silizium verwendet, der Fehler bei einem Siliziumgehalt von $0,25\%$ liegt bei $18,75^\circ\text{C}$. Die Ermittlung der Ferritstarttemperatur A_{r3} erfolgt in Anlehnung an [151], die Gleichung 43 stellt die Zusammenhänge zum Kohlenstoff-, Mangan- und Siliziumgehalt dar. Die Abhängigkeit zur Abkühlrate wird mit der Variablen der Abkühlgeschwindigkeit (CR) in $^\circ\text{C/s}$ berücksichtigt und die Korngröße durch die Variable A in ASTM.

$$A_{r3} = 875 - 512C - 40,9Mn + 23,1Si + 567C^2 - 200CMn + 266CSi \\ + 4,15A - 1,03\sqrt{CR} - 11,334\ln(CR) \quad (43)$$

Zur Berechnung der Härten im vergüteten Gefüge werden die empirischen Ansätze von Maynier [131] verwendet (Gleichung 10).

$$Hv_M = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21\log Vr \quad (10)$$

Dieser Ansatz berücksichtigt die Abkühlrate Vr bei 700°C in der Einheit Grad Celsius pro Stunde ($\frac{^\circ\text{C}}{h}$). Die Berechnung bei typischen Abkühlraten zwischen 27 K/s und 120 K/s im Prozess der Warmumformung zur Erzeugung von martensitischen Bauteilgefügen ergibt einen Fehler von $13,60\text{ HV}$. Zur weiteren Vereinfachung wird daher diese Abhängigkeit ebenfalls nicht im weiteren Verlauf der Arbeit berücksichtigt und eine konstante Abkühlrate von 27 K/s verwendet. Die empirischen Ansätze von Maynier et al. für die Härten von Ferrit und Perlit Hv_{F+P} sowie Bainit Hv_B sind in Gleichung 8 und 9 angegeben.

$$Hv_{F+P} = 42 + 223C + 53Si + 30Mn + 12,6Ni + 7Cr + 19Mo + (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr + 130V)\log Vr \quad (8)$$

$$Hv_B = -323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo)\log Vr \quad (9)$$

Die Ermittlung der resultierenden Bainithärte Hv_B hängt nach [132] deutlich von der Abkühlrate bzw. der Temperatur ab, bei welcher das Zwischengefüge gebildet wird. Die resultierende Bauteilhärte kann durch Anwendung von Mischungsregeln aus dem jeweiligen Gefügeanteile und der spezifischen Gefügehärte ermittelt werden. Da der Referenzprozess lediglich eine vollständige martensitische Gefügeumwandlung fordert, werden mögliche Ansätze der Mischungsregel nicht weiter erläutert, obwohl die in dieser Arbeit entwickelte Methode zur effizienten Auswahl und Charakterisierung eines alternativen Werkstoffs in der direkten Warmumformung die Möglichkeit der Ermittlung und Implementierung im FE-Modell bietet.

Der letzte Eigenschaftskennwert zur Auswahl eines alternativen Werkstoffsystems berücksichtigt die angestrebte Verarbeitung des Strukturbauteils im Rohbau durch thermisches Schweißen. Die Bewertung der Schweißbarkeit aufgrund seiner chemischen Zusammensetzung ist nach dem aktuellen Stand der Technik eine große Herausforderung. Praktische Ansätze nach DIN EN 1011-2 verwenden dazu ein berechnetes Kohlenstoffäquivalent CE, welches vom International Institute of Welding [152] vorgestellt wurde. Nach Gleichung 44 wird das Kohlenstoffäquivalent berechnet und für Äquivalentwerte von 0,30 bis 0,70 werden Methoden zur Kaltrissvermeidung nach Norm beschrieben.

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (44)$$

In der vorliegenden Arbeit wird nun durch eine Werkstoffrecherche eine Werkstoffübersichtstabelle erstellt, welche neben der Werkstoffbezeichnung und chemischen Zusammensetzung die Informationen der resultierenden Werkstoffkennwerte und Umwandlungstemperaturen durch Berücksichtigung der vorgestellten empirischen Gleichungen enthält. Der Vergleich der berechneten Werkstoffkennwerte mit den ermittelten Werkstoffanforderungen ermöglicht die Eingrenzung der Werkstoffsysteme durch die Ermittlung von zielführenden Bereichsgrenzen der chemischen

Werkstoffzusammensetzungen. Die erarbeitete Werkstoffübersichtstabelle ist im Anhang III dargestellt. Für eine erste Bewertung der zielführenden Werkstoffsysteme und die Ableitung der Grenzen der chemischen Zusammensetzung werden die vorgestellten empirischen Gleichungen für etwa 110 recherchierte Werkstoffe angewendet. Die Basis der 110 Werkstoffe bieten die Einsatzstähle nach DIN EN 10084, die Vergütungsstähle nach DIN EN 10083 1-3 und Federstähle mit 0,55 bis 1,00 Massenprozent Kohlenstoff. Des Weiteren wurden Stähle aus diversen Publikationen und Internetrecherchen hinzugefügt. Die Anwendung der Gleichungen 38 bis 44 ermöglicht nun die Berechnung der zu erwartenden Werkstoffeigenschaften der einzelnen Werkstoffsysteme. Als Übersicht der recherchierten Werkstoffsysteme dient Bild 22, zunächst sind die Werkstoffsysteme über die wichtigste Eigenschaft zur Crasheignung, der resultierenden Martensithärte, dargestellt.

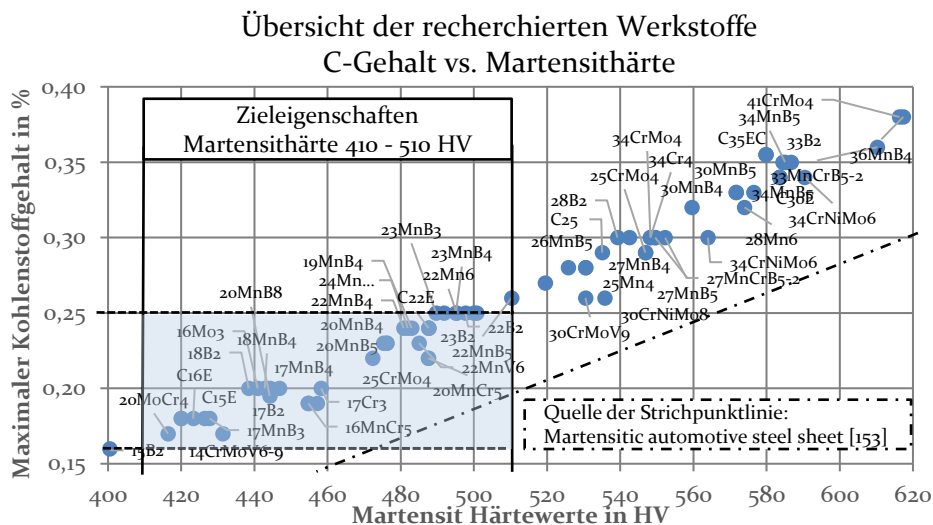


Bild 22: Übersicht der recherchierten Werkstoffsysteme mit Darstellung des Bereichs der geforderten Martensithärte

Die Ordinate in Bild 22 zeigt den recherchierten maximalen Kohlenstoffgehalt in Massenprozent und die Abszisse die zu erwartende resultierende Vickershärte des Martensits. In Bild 22 wird der lineare Zusammenhang zwischen der resultierenden Werkstoffhärte und dem beinhalteten Kohlenstoffgehalt des Werkstoffs nach Gleichung 10 ersichtlich. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt der recherchierten Werkstoffe steigt die Werkstoffhärte im relevanten Kohlenstoffbereich kontinuierlich an. Dies liegt in der diffusionslosen Umwandlung der Werkstoffphase Austenit in Martensit

begründet. Die schnelle Abkühlung führt zur Verzerrung der Kristallstruktur aufgrund der ausbleibenden Diffusion der Kohlenstoffatome im Werkstoffsystem. Mit steigendem Massenanteil an Kohlenstoff im Legierungssystem wird die Verspannung innerhalb der Kristallstruktur immer größer und die Werkstoffhärte nimmt dadurch zu. Weiterhin wird in Bild 22 ersichtlich, dass die Anwendung der in dieser Arbeit gewählten empirischen Gleichung 10 nach Maynier, zu geringeren resultierenden Martensithärten im Vergleich zu der von Mohrbacher dargestellten linearen Abschätzung (Strichpunkt Linie) der reinen Kohlenstoffabhängigkeit [153] führt. Die Abschätzung auf Basis des Kohlenstoffgehalts nach [153] erscheint für erste überschlägige Härteberechnungen für eine sehr hohe Abkühlrate der Werkstoffsysteme auch geeignet zu sein, beispielsweise für resultierende Härten innerhalb einer Laserschweißnaht. Der in dieser Arbeit gewählte Ansatz zur Berechnung der resultierenden Martensithärte beruht auf den ursprünglichen empirischen Gleichungen von Maynier, jedoch wird der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit für die erarbeitete Methode nicht berücksichtigt. Die ebenfalls ermittelte produktspezifische Randbedingung von 410 HV bis 510 HV unter vollständiger Martensitstruktur ermöglicht somit bereits die Eingrenzung der alternativen Werkstoffsysteme auf einen Kohlenstoffgehalt zwischen 0,17 % bis maximal 0,25 % Massengehalt. Dieses Ergebnis schließt den Einsatz von Federstählen bereits aus. Der weitere Abgleich mit den ermittelten Werkstoffanforderungen aus Tabelle 5 ergibt eine mögliche Auswahl von 13 kommerziell verfügbaren und recherchierten Werkstoffsystemen, welche alle die bisher ermittelten Kenngrößen aus den geforderten Bauteil- und Prozessrandbedingungen erfüllen. In Tabelle 6 sind diese verbleibenden 13 Werkstoffsysteme und ihre chemische Zusammensetzung dargestellt. Tabelle 7 zeigt die Berechnungsergebnisse der vorgestellten empirischen Gleichungen zur Bestimmung der Umwandlungstemperaturen und Martensithärte. Aus beiden Tabellen folgt die Ableitung der resultierenden Zielbereiche für die chemische Werkstoffzusammensetzung, die Umwandlungstemperaturen der Austenitphase und die zu erwartende Härte nach Vickers für das martensitische Endgefüge nach dem Härten. Der resultierende Bereich der Werkstoffhärten nach Gleichung 10 errechnet sich zu Härten zwischen 416,52 HV und 500,79 HV. Die im weiteren Verlauf dieser Arbeit benötigten Ergebnisse der Temperaturbereiche für A_{r3} zwischen 824 °C und 720 °C sowie die Umwandlungstarttemperaturen von Bainit (B_s) im Bereich von 602 °C bis 550 °C als auch die Martensitstarttemperaturen (M_s) zwischen 407 °C und 381 °C können aus Tabelle 7 ebenfalls abgelesen werden.

Tabelle 6: Chemische Zusammensetzung der zu Bewertung stehenden Werkstoffsysteme

Werkstoffnummer	Stahlbezeichnung	Chemische Zusammensetzung (Massenanteil in %)										
		C _{MIN}	C _{MAX}	Si	Mn _{MIN}	Mn _{MAX}	P	Cr	Al	Ni	Ti	B
1.7147	20MnCr5	0,17	0,22	0,40	1,10	1,40	0,025	1,30	-	-	-	-
1.0402	C22E	0,17	0,24	0,40	0,40	0,70	0,045	0,40	-	0,40	-	-
1.5528	22MnB5	0,19	0,25	0,40	1,10	1,40	0,025	0,35	0,06	-	0,05	0,0050
1.1160	22Mn6	0,18	0,25	0,30	1,30	1,65	0,035	-	-	-	-	-
1.5507	23MnB3	0,21	0,25	0,15	0,80	1,00	0,015	0,35	0,08	-	0,06	0,0050
1.5508	23B2	0,20	0,25	0,30	0,60	0,90	0,025	0,30	-	-	-	0,0050
1.5509	22B2	0,22	0,25	0,40	0,70	0,90	0,025	0,50	0,02	-	-	0,0050
1.5522	22MnB4	0,20	0,24	0,30	0,90	1,20	0,025	-	-	-	-	0,0050
1.5523	19MnB4	0,17	0,24	0,40	0,80	1,15	0,03	-	0,02	-	-	0,0050
1.5525	20MnB4	0,18	0,23	0,30	0,90	1,20	0,025	0,25	-	-	-	0,0050
1.5530	20MnB5	0,17	0,23	0,40	1,10	1,40	0,025	-	-	-	-	0,0050
1.5535	23MnB4	0,20	0,25	0,30	0,90	1,20	0,025	0,30	-	-	-	0,0050
-	20MnB8	-	0,195	0,19	-	1,98	0,012	0,03	0,05	-	0,03	0,0030
Resultierende Zielbereiche		0,17-0,25		0,15-0,40	0,40-1,98		0,00-0,045	0,03-1,30	0,00-0,08	0,00-0,40	0,00-0,06	0,00-0,005

Bedingt durch die Zielformulierung, die Auswahl eines alternativen Werkstoffsystems, befindet sich der aktuelle Referenzwerkstoff 22MnB5 mit seiner Werkstoffnummer 1.5528 innerhalb der vorausgewählten 13 Werkstoffsysteme. Der in Abschnitt 2.2.4.1 von voestalpine erwähnte Werkstoff 20MnB8 ist ebenfalls aufgeführt. Alle zur Auswahl stehenden Werkstoffsysteme verfügen über einen Kohlenstoffgehalt von 0,17 % - 0,25 %, wie bereits in Bild 22 visualisiert. Diese getroffene Werkstoffauswahl kann durch die fortlaufende Ergänzung der zugrunde gelegten Werkstoffrecherche oder dem Einsatz einer kommerziell verfügbaren Werkstoffdatenbank deutlich erweitert werden. Die in Tabelle 6 und Tabelle 7 aufgelisteten Werkstoffsysteme erfüllen die an den alternativen Werkstoff gestellten Grundanforderungen zur theoretischen Erreichung der geforderten Werkstoffeigenschaften. Jedoch wurde bisher angenommen, dass die jeweiligen Werkstoffe auch durch die Abkühlung im Zielprozess martensitisch gehärtet werden können.

Tabelle 7: Resultierende Umwandlungstemperaturen und Martensithärte der zu Bewertung stehenden Werkstoffsysteme

Werkstoffnummer	Stahlbezeichnung	Umwandlungstemperatur [°C]					Härte [HV]
		Ac1 Gl.39	Ac3 Gl.40	Ar3 Gl.43	Ms Gl.41	Bs Gl.42	Hv _M Gl.10
1.7147	20MnCr5	738	833	770	385	550	440-488
1.0402	C22E	723	826	824	407	572	421-488
1.5528	22MnB5	722	826	758	383	581	444-501
1.1160	22Mn6	711	822	726	381	584	429-495
1.5507	23MnB3	721	815	772	397	595	452-490
1.5508	23B2	724	822	794	400	600	444-492
1.5509	22B2	729	826	803	397	593	469-498
1.5522	22MnB4	716	824	771	399	600	443-481
1.5523	19MnB4	718	828	784	400	602	417-483
1.5525	20MnB4	720	826	775	400	592	428-475
1.5530	20MnB5	716	831	766	396	594	419-476
1.5535	23MnB4	721	822	767	391	589	448-495
-	20MnB8	706	829	720	395	574	444
Resultierende Zielbereiche		706 - 738	815 - 833	720 - 824	381 - 407	550 - 602	417 - 501

Die tatsächlich im Zielprozess erreichbaren Abkühlungen, welche zuvor in Abschnitt 6.1.2 berechnet wurden, sind nun zu berücksichtigen, damit eine weitere Eingrenzung der zielführenden Werkstoffsysteme durchgeführt werden kann. Die Gefügeumwandlung der kubisch flächenzentrierten Kristallstruktur des Austenits hängt maßgeblich von der Kohlenstoffdiffusion ab, weshalb dieser diffusionsgesteuerte Umwandlungsprozess zwingend mit dem angestrebten oder erreichbaren Temperatur-Zeit-Abkühlverlauf auf Kompatibilität überprüft werden muss.

Zur Erfüllung der Bauteil- und Prozessanforderungen muss daher im Folgenden ein Kriterium erarbeitet werden, welches die Bewertung der ausreichend verzögerten Inkubationszeit der diffusionsgesteuerten Gefügeausbildungen im alternativen Werkstoffsystem ermöglicht. Als Basis zur Ermittlung des benötigten Umwandlungsverhaltens dient die aus der Prozesssimulation ermittelte längste Abkühldauer bis zur Erreichung der Martensitstarttemperatur M_s von etwa 400 °C, denn das ausgewählte

Werkstoffsystem muss auch für diesen Temperatur-Zeit-Verlauf noch ein martensitisches Grundgefüge erreichen können. Die Erarbeitung des beschriebenen Bewertungskriteriums beginnt mit der Analyse des zuvor berechneten kritischen Temperatur-Zeit-Verlaufs (Strickpunkt-Linie in Bild 19) und den ebenfalls ermittelten Umwandlungstemperaturen der vorausgewählten alternativen Werkstoffe. Die grafische Darstellung beider Ergebnisse erfolgt in Bild 23.

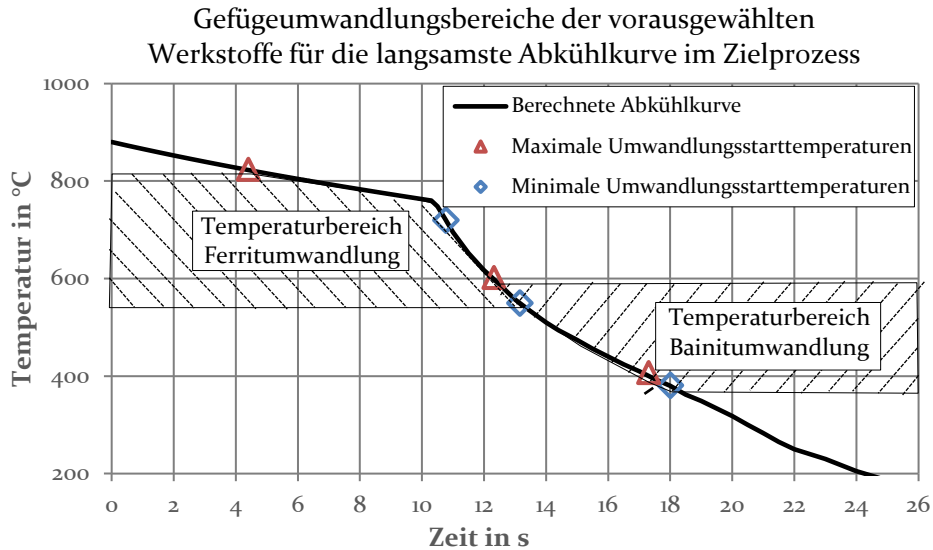


Bild 23: Berechneter Temperatur-Zeit-Verlauf und Darstellung der berechneten Werkstoffumwandlungspunkte

Auf dem berechneten Temperatur-Zeit-Verlauf sind in diesem Bild die maximalen und minimalen Umwandlungsstarttemperaturen für Martensit, Bainit und Ferrit der vorausgewählten 13 Werkstoffsysteme aus Tabelle 6 und Tabelle 7 aufgetragen. Die Temperaturbereiche für A_{r3} zwischen 824 °C und 720 °C sowie die Umwandlungsstarttemperaturen von Bainit (B_s) im Bereich von 602 °C bis 550 °C und die Martensitstarttemperaturen M_s zwischen 407 °C und 381 °C sind deutlich dargestellt. Es ist bei der Werkstoffauswahl zu berücksichtigen, dass ein vollständig martensitisches Endgefüge realisiert werden kann, obwohl die Abkühlkurve erst nach 17,9 s die untere Martensitstarttemperatur M_s von 381 °C durchläuft. Die angegebenen Umwandlungsstarttemperaturen A_{r3} und B_s beschreiben die Temperaturen bei deren Unterschreitung die Möglichkeit einer diffusionsgesteuerten Gefügeausbildung besteht. Durch ausreichend lange Verweilzeiten innerhalb dieser Temperaturbereiche weisen die Strukturendbauteile die

Gefügephasen Ferrit und Bainit auf. Die Gefügephase Ferrit kann bei ausreichend langsamer Abkühlrate ab der Unterschreitung der A_{r3} -Temperatur bis zum Beginn der Bainitphase (B_s) gebildet werden. Die diffusionsgesteuerte Austenitumwandlung in Bainit kann im Temperaturbereich zwischen der Bainitstarttemperatur B_s und der Martensitstarttemperatur M_s erfolgen.

Zur Ermittlung des angestrebten Bewertungskriteriums wird für jede Gefügephase die maximale Temperaturspanne berücksichtigt, innerhalb welcher sich die jeweilige Gefügephase ausbilden kann. Für die Berechnung der Anforderungen an den alternativen Werkstoff wird daher eine Umwandlung in Ferrit nur im Temperaturbereich zwischen 824 °C und 550 °C berücksichtigt, dies entspricht dem Bereich der höchsten A_{r3} -Temperatur und der niedrigsten Bainit-Starttemperatur B_s . Die Umwandlung in Bainit erfolgt überschneidend im Temperaturbereich der höchsten Bainit-Starttemperatur B_s und der niedrigsten Martensitstarttemperatur M_s , somit zwischen 602 °C und 381 °C. Die Anwendung dieser Randbedingungen ermöglicht nun die überschlägige Berechnung der für diesen Werkstoff notwendigen Gefügeumwandlungskinetik, welche eine martensitische Gefügeumwandlung im Zielprozess am Referenzbauteil gewährleistet. Für diese Berechnung wird der in Gleichung 7 vorgestellte Ansatz zur Beschreibung der Gefügeumwandlungskinetik angewendet. Die Gleichung 7 beschreibt die Umwandlung der einzelnen Gefügephasen x_i aus der zur Verfügung stehenden Austenitphase x_a .

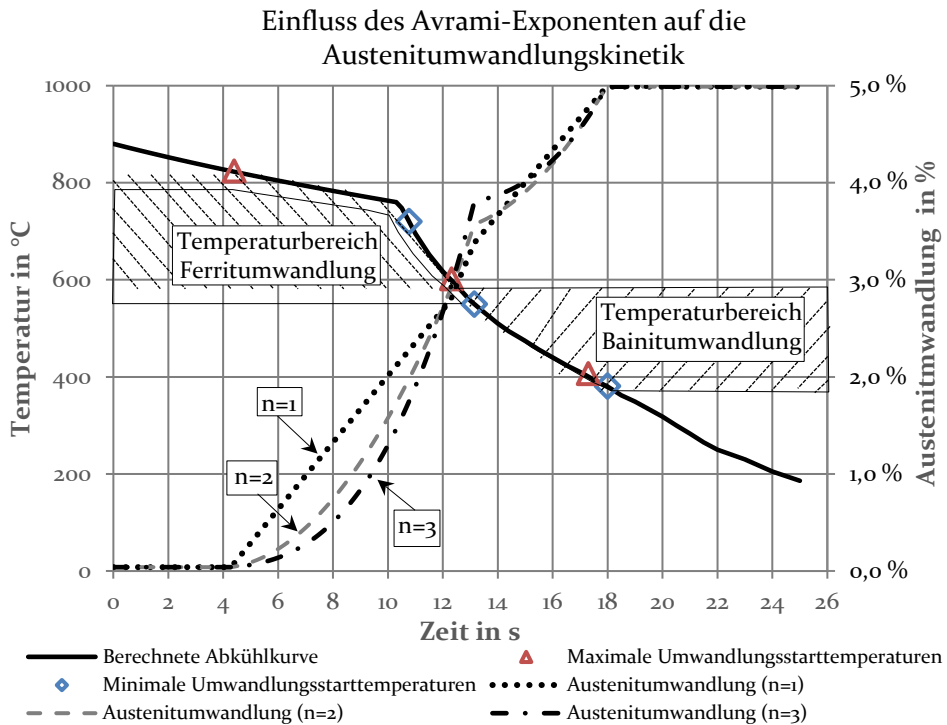
$$\frac{dx_i}{dt} = n_{(T)} \cdot (a \cdot x_a - b \cdot x_i) \cdot \left[\ln \left(\frac{a \cdot (x_a + x_i)}{a \cdot x_a - b \cdot x_i} \right) \right]^{\frac{n_{(T)} - 1,0}{n_{(T)}}} \quad (7)$$

$$a = \frac{x_{eq(T)}}{\tau_{(T)}} \cdot c_{(CR)} \quad || \quad b = \frac{1,0 - x_{eq(T)}}{\tau_{(T)}} \cdot d_{(CR)}$$

Die Umwandlungskinetik der diffusionsgesteuerten Gefügeumwandlungen wird im Umwandlungsbeginn und Umwandlungsende durch einen asymptotischen Kinetikverlauf beschrieben. Da der Verlauf der Gefügeumwandlung aufgrund von Keimbildungsmechanismen und Diffusionsvorgänge des Kohlenstoffs von der Temperatur abhängig ist, werden die JMAK-Koeffizienten ebenfalls im Allgemeinen temperaturabhängig dargestellt. Der Avrami-Exponent n beschreibt dabei die Dimension der Keimbildung der einzelnen Phasen. Der eigentliche Start und die Geschwindigkeit der Umwandlung wird durch den Koeffizienten τ ausgedrückt, denn dieser beschreibt die Keimbildungsrate und Keimbildungsgeschwindigkeit.

Der letzte Koeffizient x_{eq} beinhaltet den maximalen umwandelbaren Anteil der jeweiligen Gefügephase im Equilibrium.

Zur Auswahl des alternativen Werkstoffs wird im weiteren Verlauf ein Bewertungskriterium erarbeitet, welches gewährleistet, dass der gewählte Werkstoff unter Verwendung des Referenzprozesses die vollständige Umwandlung in Martensit am Endbauteil ermöglicht. Die geforderten Werkstoffeigenschaften hinsichtlich der notwendigen Inkubationszeit werden durch die Formulierung der Umwandlungskinetik nach Gleichung 7 beschrieben. Der Einfluss des zu wählenden Avrami-Exponenten auf die berechnete Gefügeumwandlung wird zunächst untersucht, damit im Anschluss die Keimbildungsraten ermittelt werden können, welche eine martensitische Härtung des gewählten Werkstoffs gerade noch ermöglichen. Für die Berechnung des Einflusses des Avrami-Exponenten wird eine Austenitumwandlung von 5,0 % in die Gefügephasen Ferrit und Bainit angestrebt und die Annahme getroffen, dass die Keimbildungsraten und Keimbildungsgeschwindigkeiten für die Ferrit- und die Bainitbildung (τ_B und τ_F) identisch sind. Außerdem wird vorausgesetzt, dass die JMAK-Koeffizienten über der Temperatur ein konstantes Verhalten aufweisen. Weiterhin werden ebenfalls die Koeffizienten $x_{eq} = 1,0$ gesetzt. Diese Annahme von $x_{eq} = 1,0$ bedeutet, dass sich theoretisch zu jeder Zeit die komplette Restmenge der Austenitphase x_a in die Gefügephasen x_i umwandeln lässt. Das Ergebnis der verschiedenen zu wählenden Avrami-Exponenten auf die resultierende Austenitumwandlung ist für die Variation von $n = 1$, $n = 2$ und $n = 3$ in Bild 24 für die in Abschnitt 6.1.2 berechnete langsamste Abkühlkurve aufgezeigt. Bild 24 zeigt, dass die diffusionsgesteuerten Gefügeumwandlungen nach Unterschreiten der A_{r3} Temperatur starten und zu Beginn der tiefsten Martensitstarttemperatur M_s bei 381 °C enden. Der größte Unterschied der Austenitumwandlung durch Variation des Avrami-Exponenten kann zu Beginn der Umwandlung in Ferrit verdeutlicht werden. Die Wahl von $n = 1$ ergibt eine annähernd linear ansteigende Gefügeumwandlung, die bereits 3,4 s nach Unterschreiten der A_{r3} Temperatur 1,0% Austenitumwandlung prognostiziert. Die Exponenten $n = 2$ bzw. $n = 3$ beschreiben eine langsamere Gefügeumwandlung und benötigen 4,4 s und 5,1 s bis zur Umwandlung von 1,0 % Austenit. Im Gegensatz zum geraden Fortschritt der Gefügeumwandlung unter Anwendung des Avrami-Exponenten von $n = 1$ wird der Umwandlungsfortschritt durch die Auswahl von $n = 2$ bzw. $n = 3$ exponentiell beschrieben.

Bild 24: Einfluss des Avrami-Exponenten (n) auf die Austenitumwandlungskinetik

Das Ziel dieser vorliegenden Arbeit ist, ein Bewertungskriterium zu erarbeiten, welches mit ausreichender Sicherheit die Gefügeumwandlung in Martensit ermöglicht. Daher wird für die Berechnung des Bewertungskriteriums im weiteren Verlauf dieser Arbeit die Dimension der Keimbildung durch den Avrami-Exponenten von $n = 2$ beschrieben, da dieser bei identischen Keimbildungs- und Keimwachstumsraten eine schnellere Austenitumwandlung darstellt. Der annähernd lineare Umwandlungsverlauf bei der Wahl von $n = 1$ erscheint unter der Erwartung eines kontinuierlichen Umwandlungsbegins und eines mehrdimensionalen Keimwachstums als ungeeignet.

Diese getroffene Randbedingung – Avrami-Exponenten ($n = 2$) – zur Bestimmung des Bewertungskriteriums hat einen direkten Einfluss auf die nun zu ermittelnden Werte der Werkstoffkoeffizienten τ_B und τ_F . Die Berücksichtigung der Randbedingungen $n = 2$, eine zulässige Austenitumwandlung von 5,0 % und die Wahl der Exponenten $x_{eq} = 1,0$ ermöglichen mehrere Lösungen der zulässigen Gefügeumwandlung während der Abkühlung im zuvor dargestellten Temperatur-Zeit-Verlauf. Die Auswahl der

zielführendsten Lösung für die Wahl der Koeffizienten τ_F und τ_B zur Beschreibung der Umwandlungsrate der Gefügephasen Ferrit und Bainit erfolgt durch die Analyse der unterschiedlichen Berechnungsergebnisse. Bild 25 zeigt die resultierenden Gefügeumwandlungen von Austenit, Ferrit und Bainit für die drei Fälle, $\tau_F < \tau_B$, $\tau_F = \tau_B$, $\tau_F > \tau_B$ unter Annahme der oben beschriebenen Randbedingungen der JMAK-Koeffizienten sowie die zuvor ermittelten Starttemperaturen der Gefügeumwandlung und der angewendeten Temperatur-Zeit-Abkühlung des Referenzprozesses.

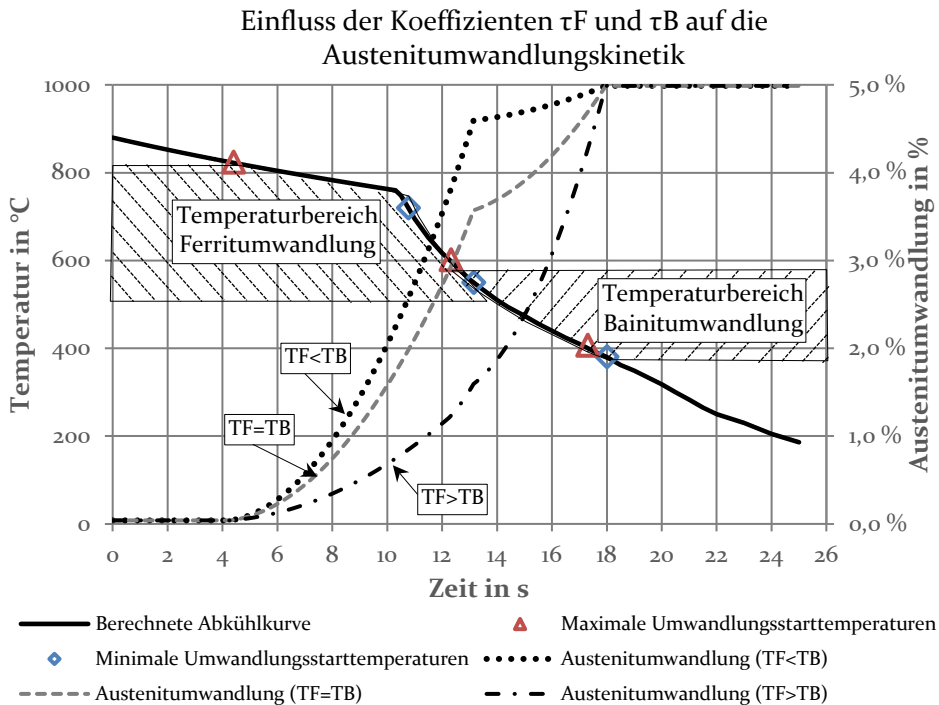


Bild 25: Einfluss der Koeffizienten τ_F und τ_B auf die Austenitumwandlungskinetik

Die Berechnungsergebnisse zeigen die drei resultierenden Austenitumwandlungen innerhalb der Temperaturgrenzen von $A_{r3} = 824$ °C und der Martensitstarttemperatur M_s von 381 °C. Der exponentiell ansteigende Verlauf der Ferrit- und Bainitbildung spiegelt die getroffene Randbedingung des Avrami-Exponenten $n = 2$ wider. Im ersten Fall $\tau_F < \tau_B$ ergibt die Abkühlung eine Werkstoffzusammensetzung von 4,54 % Ferrit und 0,46 % Bainit. Der zweite Berechnungsfall $\tau_F = \tau_B = 49$ prognostiziert 1,52 % Bainitbildung. Im dritten Beispiel bildet sich ein Gefügemenge von 3,57 % der Bainitphase. Die Koeffizienten der Keimbildungsrate berechnen sich in Fall I zu $\tau_F = 42,87$ und $\tau_B = 99,91$ und in Fall III zu $\tau_F = 80,11$ und $\tau_B = 31,32$.

Für die Auswahl der zu wählenden Koeffizienten τ_i ist die Kenntnis der Zielprozessführung bedeutsam. Die Sensitivität der einzelnen Prozessparameter und den Einfluss von serienbegleitenden Änderungen, wie beispielsweise die Änderung der Werkzeugtemperatur oder die verschleißbedingte Änderung des resultierenden Werkzeugkontakts, sollte berücksichtigt werden. Im gewählten Zielprozess innerhalb dieser Arbeit, der direkten Warmumformung, führen variierende Kontaktbedingungen im Umform- und Abkühlwerkzeug zu einer breiten Streuung an resultierenden Temperatur-Zeit-Verläufen. Diese Erkenntnis kann ebenfalls aus den dargestellten Ergebnissen in Bild 19 in Abschnitt 6.1.2 abgeleitet werden. Dort wird ersichtlich, dass die Abweichungen der verschiedenen Temperatur-Zeit-Verläufe mit Beginn der Umformung und insbesondere während der Abkühlphase deutlich zunehmen. Die Analyse des Serienprozesses zeigt in niedrigeren Temperaturbereichen, dass etwa zwischen 550 °C und 400 °C höhere Abweichungen erwartet werden und die resultierende Abkühlrate ebenfalls im Vergleich zur anfänglichen Abkühlrate im Werkzeug abnimmt. Diese Erkenntnis erfordert einen in diesem Temperaturbereich umwandlungsträgen Werkstoff, somit eine zu längeren Prozesszeit verschobene Bainitphasenbildung. Für das zu erarbeitende Bewertungskriterium wird deshalb für die Beschreibung der Werkstoffanforderungen der Fall I $\tau_F < \tau_B$ angewendet. Das Ergebnis der Berechnung und Bewertung liefert die gesuchten Zielkoeffizienten $\tau_B = 99,91$ und $\tau_F = 42,87$. Der berechnete Verlauf der Gefügeumwandlung erfüllt die Zielforderung, ein Endgefüge aus bis zu 95 % Martensit nach dem Durchlaufen der berechneten Abkühlung aufzuweisen.

Auf Basis dieser Ergebnisse kann abschließend das benötigte Bewertungskriterium zum Abgleich der Kompatibilität zwischen dem angestrebten Referenzprozess und dem alternativen Werkstoff abgeleitet werden. Dazu wird zur Vergleichbarkeit der Sollwerkstoffeigenschaften eine Werkstoffgrenzkurve für ein kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild unter Anwendung der berechneten JMAK-Koeffizienten und der Gleichung 7 berechnet. Diese Werkstoffgrenzkurve, bei welcher 1 % Austenit unter kontinuierlichen Abkühlraten umgewandelt ist, stellt die Grenze im Vergleich zu vorhandenen kontinuierlichen ZTU-Diagrammen dar und dient der sehr guten Orientierung zur Bewertung alternativer Werkstoffsysteme hinsichtlich ihrer Anwendbarkeit im angestrebten Zielprozess. Der Vorteil in der Berechnung und Darstellung dieser Grenzkurve für kontinuierliche Umwandlungen liegt darin begründet, dass sehr häufig bereits verfügbare Darstellungen der einzelnen Werkstoffsysteme in der Literatur vorhanden sind. Bild 26 zeigt den Vergleich der in

dieser Arbeit berechneten Sollgrenzkurve mit einem schematisch dargestellten kontinuierlichen Temperaturumwandlungsschaubild.

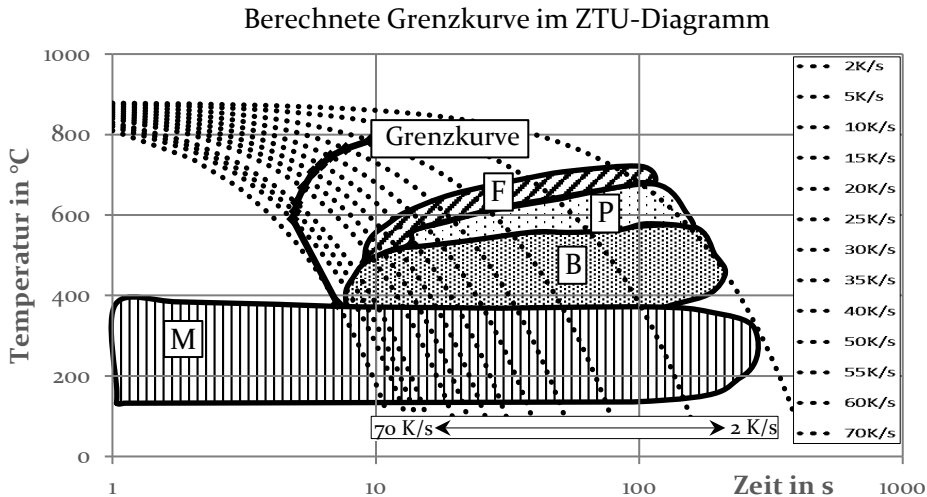


Bild 26: Berechnete Grenzcurve des zu wählenden Werkstoffsystems im Vergleich eines schematisch dargestellten kontinuierlichen ZTU-Diagramms mit den Gefügephasen Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit

Sofern die Gefügephasen nicht von der berechneten Sollkennkurve geschnitten werden, sondern zu späteren Zeiten hin verschoben sind, kann dieses Werkstoffsystem seine Zielaufgabe erfüllen. Damit eine mögliche verformungsinduzierte Verschiebung der diffusionsgesteuerten Gefügeumwandlungen von Ferrit, Perlit und Bainit kompensiert werden kann, ist für die Vorauswahl ein Abstand zur Sollgrenzkurve einzuhalten.

In der Praxis sind leider nicht immer die benötigten kontinuierlichen Temperaturumwandlungsschaubilder vorhanden, daher werden zwei Alternativen zur Abschätzung der Umwandlungskinetik im Folgenden diskutiert. Als erste Alternative können die Grundgleichungen nach Kirkaldy und Venugopalan [124] zur Berechnung eines Umwandlungsschaubilds angewandt werden. Die Schwierigkeit liegt allerdings in der Berücksichtigung der jeweiligen Aktivierungsenergien der verschiedenen Gefügephasen. Eine ausreichend genaue Berechnung der resultierenden ZTU-Diagramme ist deshalb nach aktuellem Stand der Technik mit dieser Methode sehr schwierig. Aus diesem Grund erfolgten bereits für den Referenzwerkstoff 22MnB5 notwendige Erweiterungen der Gleichungen aus [124]. Beispielsweise wurde durch Åkerström die Einbringung eines Korrekturfaktors für Bor und durch Hochholding [110] die Anpassung der Aktivierungsenergien eingeführt. Nichtsdestotrotz sind diese Ansätze für die Berechnung

der Umwandlungskinetik für verschiedene Werkstoffsysteme eher ungeeignet. Eine praktische Lösung bietet allerdings die zweite Alternative, die Verwendung einer Kalkulationssoftware zur Berechnung der resultierenden ZTU-Diagramme. Als Beispiel in dieser vorliegenden Arbeit wird die Anwendung der Kalkulationssoftware JMatPro® von Sente Software Ltd. in der Version 9.0 verwendet. Mit Hilfe dieser Software können die Eigenschaften von Legierungen verschiedenster Art berechnet werden. Die Kalkulationen der isothermen ZTU-Schaubilder beruht auf den Ansätzen von Johnson-Mehl-Avrami. Die Umrechnung dieser Umwandlungskinetik in kontinuierliche ZTU-Schaubilder ist nach den Ansätzen von Kirkaldy implementiert. Die Validierung der kalkulierten Umwandlungsschaubilder mit experimentellen Ergebnissen wurde intensiv seitens Sente Software Ltd. durchgeführt [154]. Für die Auswahl des in dieser Arbeit geforderten Werkstoffs wird die Software JMatPro® ebenfalls angewendet. Dazu wird der Einfluss der Legierungselemente auf die diffusionsgesteuerte Gefügeumwandlung in den Zielbereichen der verbliebenen 13 Werkstoffsysteme aus Tabelle 6 variiert. Bild 27 zeigt ein Teilergebn dieser Untersuchung.

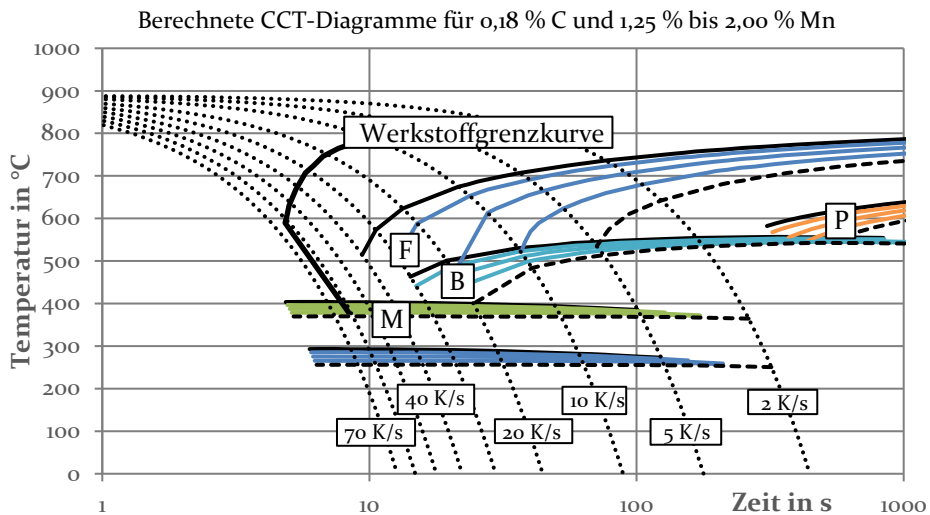


Bild 27: Berechnete Grenzcurve der 1%igen Austenitumwandlung im Vergleich zu den mittels JMatPro® ermittelten kontinuierlichen ZTU-Diagrammen für die Variationen von 1,25 % bis 2,00 % Mangan bei 0,18 % Kohlenstoff und 0,004 % Bor

In diesem Bild ist für einen Mangan-Bor-Stahl die Variation von Mangan in den Bereichen von 1,25 % bis 2,00 % Massenprozent dargestellt. Die Elemente Kohlenstoff und Bor sind dazu konstant in der Berechnung angenommen worden und betragen 0,18 % für Kohlenstoff und 0,004 %

Massenprozent für das Element Bor. Der Vergleich der simulierten kontinuierlichen ZTU-Diagramme mit der zuvor berechneten Grenzkurve zeigt, dass ein Massengehalt von 1,25 % Mangan zur Erreichung der geforderten vollständigen Martensitbildung ausreichend ist.

In diesem Abschnitt 6.2 wurde ein neuartiges Bewertungskriterium zur Auswahl eines alternativen Werkstoffsystems erarbeitet und eingeführt. Dieses abschließende Bewertungskriterium wird als Werkstoffgrenzkurve bezeichnet und ermöglicht den Vergleich und somit die Überprüfung der Kompatibilität von kontinuierlichen Temperatur-Umwandlungsschaubildern mit den seitens Zielprodukt und Zielprozess erforderlichen Werkstoffeigenschaften. Die eingeführte Werkstoffgrenzkurve lässt sich ausgehend von einer Anforderungstabelle, abgeleitet aus Produkt- und Prozessanforderungen, durch die Berechnung und Anwendung der vorgestellten empirischen Gleichungen und einer notwendigen Werkstoffvorauswahl berechnen. Die Werkstoffvorauswahl liefert auf Basis einer in dieser Arbeit erstellten Werkstoffübersichtstabelle einen relevanten Ergebnisbereich hinsichtlich der einzusetzenden chemischen Werkstoffzusammensetzung und der zu erwartenden Gefügeumwandlungstemperaturen. Damit die Berechnung der JMAK-Koeffizienten zur Beschreibung der diffusionsgesteuerten Gefügeumwandlungen erfolgen kann, werden anschließend die jeweiligen maximalen und minimalen Umwandlungstemperaturen von Ferrit, Bainit und Martensit in der ausgewählten kritischen Abkühlkurve des Zielprozesses berücksichtigt. Die Bewertung der resultierenden Gefügeumwandlungskinetik ergibt die Wahl der konstanten JMAK-Koeffizienten von $n_i = 2$ und $x_{eqi} = 1,0$ und die Berechnung der Keimwachstumsrate mit der Randbedingung $\tau_F < \tau_B$. Zur Bestimmung der Koeffizienten τ_i wird für den Prozess der direkten Warmumformung in dieser Arbeit eine maximale Differenz von τ_F zu τ_B zur Generierung einer ausreichenden Sicherheit zur Bainitumwandlung bei niedrigen Abkühltemperaturen ausgearbeitet und vorgeschlagen. Als weitere Randbedingung ist ein Wert von $\tau_B < 100$ für die direkte Warmumformung zu berücksichtigen, ansonsten würde die Bainitbildung zu sehr hohen Inkubationszeiten verschoben. Als Alternative zum Abgleich der eingeführten Werkstoffgrenzkurve mit verfügbaren kontinuierlichen Temperatur-Umwandlungsschaubildern aus der Literatur wurde die Möglichkeit zur analytischen Berechnung und die Möglichkeit der ZTU-Kalkulation unter Anwendung von kommerziellen Berechnungssoftwares aufgezzeigt.

6.3 Auswahl und Vorstellung des ausgewählten Werkstoffsystems

Im Anschluss an die in den letzten Abschnitten erläuterte Ableitung und Definition der benötigten Werkstoffanforderungen, der Berechnung der benötigten Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung und der Erarbeitung des neuartigen Bewertungskriteriums wird in diesem Abschnitt die finale Auswahl des Werkstoffs durchgeführt und das alternative Werkstoffsystem vorgestellt. Eine Erfüllung der geforderten Prozessrandbedingungen kann in einem Mangan-Bor-Stahl mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,18 % und einem Mangangehalt von mindestens 1,25 % erfolgen. Die Ermittlung der Randbedingungen (Abschnitt 6.1) und die Berechnung der zu erwartenden Werkstoffeigenschaften im angestrebten Referenzprozess (Abschnitt 6.2) liefern die Erkenntnis, dass unter anderem ein Werkstoffsystem mit der Bezeichnung 18MnB5 als Alternative zur Erfüllung der Prozessrandbedingungen dienen kann. Aufgrund der vollumfänglichen Variation von Kohlenstoff und Mangan im übergeordneten Konzentrationsbereich der vorausgewählten Werkstoffsysteme (Tabelle 6) muss eine Kontrollrechnung der erreichbaren Martensithärte und der Umwandlungstemperaturen erfolgen. Das Ergebnis der erneuten Berechnung der Gefügeumwandlungstemperaturen und die berechnete Martensithärte kann vergleichend mit den Sollanforderungen des Referenzprozesses Tabelle 9 entnommen werden.

Die Analyse der bisher bewerteten Werkstoffsysteme verdeutlicht, dass der Einsatz eines Mangan-Bor-Stahls im Prozess der direkten Warmumformung sehr geeignet erscheint. Die Begründung liegt in dem chemischen Bestandteil des Elementes Mangan. Mangan dient nach vollständiger Austenitisierung der Stabilisierung der Austenitphase und durch die bedingte Herabsetzung der Kohlenstoffdiffusionsgeschwindigkeit werden sowohl die Ferritbildung als auch die Bainitbildung zeitlich verzögert. Das Element Bor erfüllt ebenfalls die Aufgabe der Austenitstabilisierung. Das metallphysikalische Prinzip basiert auf der Anlagerung der gelösten Boratome an den Austenitkorngrenzen, durch diese Anlagerung wird die Keimbildung des Ferrits sowie die Bainitbildung stark verzögert [155]. Die im Warmumformungsprozess gewünschte Eigenschaft der Umwandlungsverzögerung des Austenits kann Bor allerdings nur erfüllen, sofern die Boratome im gelösten Zustand im Werkstoffsystem vorliegen. Dies wird in der Praxis durch die Zulegierung von Nitridbildnern wie Aluminium oder Titan erreicht. Die Zulegierung der Nitridbildner ist deshalb notwendig, da ansonsten der im Stahl enthaltene Stickstoff, welcher einer größeren Affinität zu Aluminium

und Titan als zu Bor unterliegt, einen Hauptteil des anfänglich zur Verfügung stehenden Borgehalts binden würde. Die höhere Affinität des Stickstoffs zu Titan führt dazu, dass Titanitride (TiN) entstehen. Jedoch werden den TiN bedingt durch ihre kubische Form und hohe Härte, riss-initiiierende Eigenschaften bei der Verformung des Gesamtgefüges zugesprochen [155]. Den Einfluss der Zulegierung von Bor und der infolgedessen notwendige Masseanteil von Titan kann dem in [156] dargestellten ZTU-Diagramm für einen legierten Stahl mit 0,17 % Kohlenstoff und 0,85 % Mangan verdeutlicht werden. In der angegebenen Quelle [156] wird ebenfalls explizit auf die Verstärkung der Borwirkung durch Titan hingewiesen. Eine gesamtheitliche Bewertung aller Einflussfaktoren eröffnet somit, neben der schon aufgezeigten alternativen Werkstoffzusammensetzung des 18MnB₅, den Ansatz einer Eliminierung der schadhafte TiN durch den Entfall von Titan und Bor im Werkstoffsystem. Eine Kompensation zum Entfall von Bor wird durch den Einsatz der Legierungselemente Mangan und Chrom angestrebt. Mangan und Chrom bieten das größte Potenzial der Wirtschaftlichkeit, da sie den geringsten Aufpreis innerhalb der verschiedenen Legierungselemente verursachen [157]. Die Lösungsfindung der genauen massenprozentualen Zusammensetzung von Mangan und Chrom erfolgt erneut mittels der Werkstoffkalkulationssoftware JMatPro® von Sente Software Ltd. Version 9.0. Die resultierende Werkstoffzusammensetzung zur Erfüllung der Produkt- und Prozessanforderungen kann Tabelle 8 entnommen werden.

Tabelle 8: Ergebnis Werkstoffdesign mittels JMatPro® 20MnCr8-2

Werkstoffsystem	Chemische Zusammensetzung (Massenanteil in %)									
	C	Si	Mn	P	S	N	Al	Cr	Ti	B
20MnCr8-2	0,20	-	2,20	-	-	-	-	0,60	-	-

Das in dieser Arbeit angestrebte alternative Werkstoffsystem zur Erfüllung der geforderten Werkstoffanforderungen kompensiert die fehlende Wirkung der Austenitstabilisierung von Bor durch einen erhöhten Einsatz von Mangan und Chrom. Die Eliminierung von Titan und Bor zur Vermeidung der schädigenden Wirkung der TiN wird ebenfalls angestrebt. Das ausgewählte Werkstoffsystem 20MnCr8-2 besteht aus 0,20 % Kohlenstoff, 2,20 % Mangan und 0,60 % Chrom. In Tabelle 9 sind abschließend die zu erwartenden Zieleigenschaften dieses Werkstoffs, im Vergleich zum Referenzwerkstoff 22MnB₅ und dem zuvor benannten alternativen Werkstoffsystem 18MnB₅, durch Anwendung der Berechnungsansätze aus Abschnitt 6.2 dargestellt.

Tabelle 9: Werkstoffübersicht 22MnB5, 18MnB5 und 20MnCr8-2 mit den Sollanforderungen

Kriterium		Werkstoffanforderungen	Referenzwerkstoff 22MnB5	Werkstoff 18MnB5	Alternativer Werkstoff 20MnCr8-2
Vickershärte Gefügephasen	Ferrit	keine Anforderung	171 HV	161 HV	220 HV
	Bainit	keine Anforderung	280 HV	257 HV	323 HV
	Martensit	510 - 410 HV	463 HV	423 HV	455 HV
Zugfestigkeit R_m		1666 - 1333 MPa	1496 MPa	1361 MPa	1473 MPa
$R_{p0,2}/R_m = 0,70$ Dehngrenze $R_{p0,2}$		1000 MPa	1047 MPa	953 MPa	1031 MPa
CE		$\leq 0,70$	0,46	0,41	0,69
A_{c3} -Temperatur		$\leq 840\text{ °C}$	826 °C	833 °C	819 °C
A_{c1} -Temperatur		keine Anforderung	717 °C	715 °C	710 °C
M_s -Temperatur		$\leq 438\text{ °C}$	404 °C	422 °C	380 °C
B_s -Temperatur		keine Anforderung	594 °C	598 °C	547 °C

Im Vergleich zum Referenzwerkstoff 22MnB5 wird für den Werkstoff 20MnCr8-2 eine um 47 °C geringere Bainitstarttemperatur B_s und eine auf 380 °C reduzierte Martensitstarttemperatur M_s erwartet. Des Weiteren wird eine um 8 HV geringere Härte des Martensitgefüges errechnet. Die geringere Martensithärte resultiert sowohl in einer um 23 MPa reduzierten Zugfestigkeit R_m als auch in einer geringeren Dehngrenze $R_{p0,2}$ des Werkstoffs. Für die Härteberechnung werden Abkühlraten von 27 K/s für Martensit, 15 K/s für Bainit und 5 K/s für die Ferritbildung angenommen. Diese Annahme ergibt für die Gefügephasen Ferrit und Bainit eine ermittelte Härte des Werkstoffsystems, welche um 49 HV bzw. 43 HV oberhalb der Gefügehärte des Referenzwerkstoffs 22MnB5 liegt. Eine abschließende übersichtliche Zusammenstellung der verwendeten Gleichungen und Quellen zur Berechnung der Werkstoffeigenschaften kann dem Anhang IV entnommen werden.

Die Verwendung des Werkstoffsystems 18MnB5 kann, wie im Abschnitt 6.2 ermittelt, die Prozessrandbedingungen erfüllen, würde allerdings aufgrund der sehr geringen Martensithärte von 423 HV die Produktrandbedingungen hinsichtlich der notwendigen Dehngrenze $R_{p0,2}$ von 1000 MPa nicht sicher darstellen können und wird aus diesem Grund in dieser Arbeit nicht weiter berücksichtigt. Der ausgewählte Werkstoff 20MnCr8-2 ermöglicht eine im Abschnitt 9 dieser vorliegenden Arbeit abschließende Validierung,

welche die Anwendbarkeit der erarbeiteten Methode zur Werkstoffauswahl eines alternativen Werkstoffs für die direkte Warmumformung bestätigt. Die deutliche Abweichung der gewählten chemischen Zusammensetzung des 20MnCr8-2 im Vergleich zu den häufig eingesetzten Mangan Bor Stählen beweist zudem die Übertragbarkeit dieser Methode auf alternative Werkstoffgruppen.

Der Werkstoff 20MnCr8-2 wird in kleinen Versuchsschmelzen in einem metallurgischen Labor erzeugt und mittels Warmwalzen, Kaltwalzen und einer Rekristallisationsglühe zur weiteren Verarbeitung an die Firma Mubea geliefert. Anschließend wird dieser Werkstoff auf die entsprechende Zielblechdicke bzw. den Zielblechdickenverlauf kaltgewalzt und mit der vorgestellten MGA-Beschichtung versehen und abschließend dem Prozess der im weiteren Verlauf dieser Arbeit vorgestellten Methode zur effizienten Charakterisierung zugeführt.

7 Effiziente Ermittlung der Werkstoffumformeigenschaften

Im Rahmen des Produktentwicklungsprozesses wird neben der Funktionsauslegung der Strukturbauteile ebenfalls die technische Herstellbarkeit der Produkte frühzeitig bewertet. Die Berücksichtigung der Herstellbarkeitsrandbedingungen ist notwendig, damit eine Bauteilentwicklung unter Einbezug der Wirtschaftlichkeit durchgeführt werden kann. Für diese Herstellbarkeitsbewertung werden heutzutage verschiedene Simulationssoftware-Programme eingesetzt, im Wesentlichen wird dabei die Analyse des eigentlichen Umformprozesses durchgeführt. Durch den Einsatz dieser Simulationssoftware können die stark von der Temperatur abhängigen variierenden Fließeigenschaften und physikalischen Eigenschaften, beispielsweise die Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit, der Werkstoffe detailliert beschrieben werden. Die Berechnungsergebnisse der thermomechanisch gekoppelten Simulation ermöglichen die Kenntnis über die zu erwartenden Bauteileigenschaften nach der Warmumformung. Die Prozesseinflussgrößen der Simulationsparameter sind in den letzten Jahren tiefgründig und umfassend erarbeitet und veröffentlicht worden. Diese Veröffentlichungen zeigen, dass der Haupteinfluss zur Bewertung der umformtechnischen Herstellbarkeit in der Eingabe des korrekten Warmfließverhaltens des Werkstoffsystems unter Berücksichtigung der auftretenden Dehnraten liegt [107]. Das Bewertungskriterium selbst im Prozess der Warmumformung ist, nach aktuellem Stand der Technik, die resultierende Materialausdünnung am Endbauteil. Als Grenze der sicheren rissfreien Herstellbarkeit wird in der Regel eine maximale Blechausdünnung von 30 % zugelassen. Des Weiteren werden durch einige Bauteilspezifikationen der Fahrzeughersteller ebenfalls keine größeren Ausdünnungen am Endbauteil toleriert, als Beispiel dient [148].

Daher werden in diesem Kapitel die temperaturabhängigen und dehnratenabhängigen Fließkurven für den ausgewählten Werkstoff 20MnCr8-2 (Werkstoff D) durch experimentelle Warmzugversuche ermittelt. Im Anschluss daran folgt die Auswertung der Kraft-Weg und Dehnungsaufnahmen sowie die Approximation und Extrapolation der Warmfließkurven unter Berücksichtigung des Ziels, eine effiziente Charakterisierung der Umformeigenschaften zu ermöglichen.

7.1 Experimentelle Untersuchung der Warmfließeigenschaften

Die beschriebene Abhängigkeit des Werkstoffsystems von der Temperatur und der Umformgeschwindigkeit erfordert eine genaue Beschreibung des werkstoffspezifischen thermo-mechanischen Umformverhaltens. Diese Beschreibung wird durch experimentelle Warmzugversuche bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten ermöglicht. Auf Basis der in Kapitel 5 gezeigten Berechnung zur Ermittlung der Umformstarttemperatur und der Ableitung der resultierenden Dehnraten $\dot{\phi}$ (Abschnitt 6.1) werden die Parametergrenzen der praktischen Versuchsreihen gesetzt. Die resultierenden Dehnraten $\dot{\phi}$ des Referenzbauteils im Referenzprozess weisen einen relevanten Bewertungsbereich zwischen 0,01 und $3,42 \text{ s}^{-1}$ auf. Die berechneten Umformstarttemperaturen im Referenzprozess liegen im Bereich von 670 °C bis 760 °C . Diese ermittelten Umformtemperaturen werden innerhalb dieser Arbeit für die Beschreibung des Warmfließverhaltens berücksichtigt, außerdem werden lediglich die Fließeigenschaften für die Gefügezusammensetzung des unterkühlten Austenits bestimmt. Zur Ermittlung der Fließkurven wird die universelle Prüfmaschine Gleeble 3500 der Firma Dynamic System Inc. (DSI) eingesetzt. Die verwendete Zugprobe (Bild 1) wird konduktiv erwärmt und bildet eine homogene Prüftemperatur im Messbereich der Zugprobe aus. Die experimentellen Versuche werden in Anlehnung an die DIN EN ISO 6892-2 durchgeführt. Zu Beginn einer jeden Prüfung werden die Zugproben zunächst auf 880 °C durch eine kontinuierliche Aufheizrate von 5 K/s erwärmt und nach Erreichen der Zieltemperatur bis zur Gesamtzeit von 300 s isotherm gehalten. Im Anschluss werden die Zugproben mittels erzwungener Konvektion mit 120 K/s auf die angestrebte isotherme Warmzugtemperatur abgekühlt und unter Aufbringung der unterschiedlichen Dehnraten $\dot{\phi}$ geprüft.

Tabelle 10: Übersicht Versuchsparameter der Warmzugversuche für das Werkstoffzielsystem 20MnCr8-2

Warmzugversuche	Dehnraten $\dot{\phi}$		
Prüftemperaturen	$1,0 \text{ s}^{-1}$	$0,5 \text{ s}^{-1}$	$0,1 \text{ s}^{-1}$
800 °C	X		X
700 °C	X	X	X
650 °C	X		X
600 °C	X	X	X
550 °C	X		X

Tabelle 10 zeigt die in dieser Arbeit durchgeführten Warmzugversuche, welche in Anlehnung an das Referenzbauteil und den Referenzprozess gewählt werden. Zur Ermittlung der Kennwerte der Anisotropie und späteren Beschreibung der Fließortkurve werden die Zugprüfungen in 0° , 45° und 90° zur Walzrichtung durchgeführt. Die Temperaturregelung wird über ein Ni/Cr-Ni Thermoelement (Typ K) realisiert, dabei werden die zwei Messdrähte einzeln direkt in der Probenmitte des Prüfkörpers verschweißt. Während der Versuche werden die lokalen Dehnungen der Zugproben mit Hilfe eines optischen Dehnungsmessgerätes der Firma GOM bestimmt. Durch ein vorab aufgebrachtes stochastisches Sprühmuster erfasst das Dehnungsmesssystem ARAMIS, unter Einsatz einer 500 Hz CCD-Kamera, die Position der einzelnen Farbpunkte. Eine Auswertung der Positionen unter Beachtung der zeitlichen Änderung ermöglicht die Berechnung der Dehnungsverteilung zu jedem Prüfzeitpunkt im Anschluss an die isotherme Zugprüfung. Zur effizienten Ermittlung der Fließeigenschaften werden die resultierenden Fließkurven bereits während der Versuchsreihen untereinander verglichen und nach drei sich wiederholenden ähnlichen Versuchsergebnissen ist der jeweilige Parametersatz erfolgreich abgeschlossen.

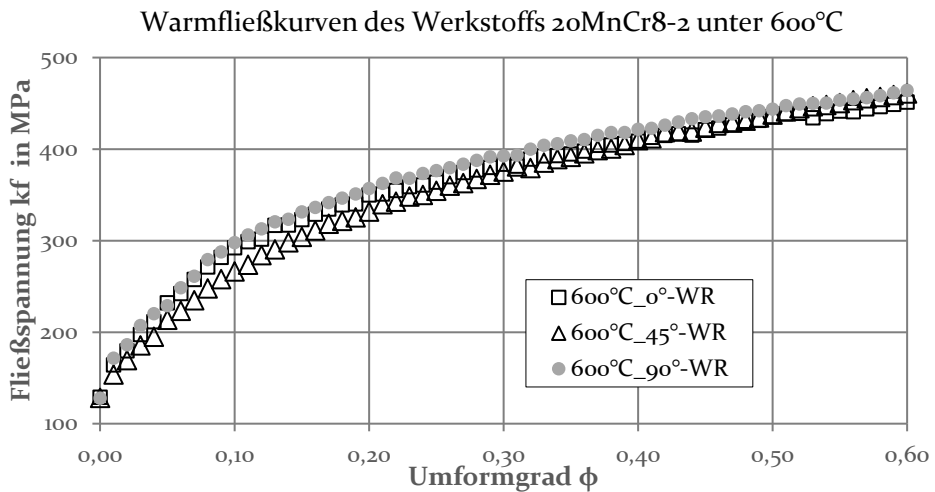


Bild 28: Experimentell ermittelte Warmfließkurven des Werkstoffs 20MnCr8-2 (Werkstoff D) für die Versuchsparameter 600°C und $\dot{\phi}=1,0\text{ s}^{-1}$, unterschieden in die drei Orientierungen, 0° , 45° und 90° zur Walzrichtung

Der Einfluss der Anisotropie wird durch den Vergleich der resultierenden Fließkurven ebenfalls frühzeitig während der Versuchsdurchführung bewertet. Eine Reduzierung der Anzahl an Zugprüfungen erfolgt durch Entfall der Prüfungen für abweichende Orientierungen und der Festlegung der

Standardprüfrichtung im weiteren Versuchsprogramm. Das ausgewählte Werkstoffsystem zeigt für die Zugtemperatur von 600 °C hinsichtlich seiner Fließspannungen in 0°, 45° und 90° zur Walzrichtung (Bild 28) ein homogenes Fließverhalten über der Blechebene.

Die Fließkurven mit den Orientierungen längs und senkrecht zur Walzrichtung unterscheiden sich kaum voneinander. Sehr geringe Abweichungen der Fließspannung von etwa 20 MPa sind im Bereich eines Hauptumformgrades zwischen $\phi = 0,05$ und $\phi = 0,15$ unter 45° Orientierung zur Bandwalzrichtung ersichtlich. Aufgrund dessen, dass die Abweichungen der Warmfließkurven unter 600 °C bei einer Dehnrates von $\dot{\phi} = 1,0 \text{ s}^{-1}$ innerhalb der Blechebene lediglich 20 MPa betragen, kann das Werkstoffverhalten des alternativen Werkstoffsystems 20MnCr8-2 vereinfacht als planar isotrop angenommen werden. Die Umformung bei höheren Temperaturen und geringeren Dehnraten würde die detektierten Abweichungen vermutlich weiter verringern. Das Ergebnis zeigt außerdem, dass die Streckung der Gefügestruktur durch den konstanten Kaltabwalzgrad von 50 % durch die vorherige Austenitisierung in eine homogene Ausgangskonfiguration zurückversetzt wird, denn eine Abweichung der Fließeigenschaften in Abhängigkeit der Probenorientierung zur Walzrichtung konnte nicht festgestellt werden. Diese werkstofftechnische Eigenschaft wurde ebenfalls für den Referenzwerkstoff der Warmumformung in diversen Veröffentlichungen publiziert [107]. Weitere stichpunktartige Vergleiche bestätigen nahezu identische Fließspannungen unabhängig zur relativen Lage der Walzrichtung. Aus diesem Grund werden im weiteren Verlauf dieser Arbeit die Beschreibungen des Fließverhaltens lediglich unter Verwendung von Warmzugproben mit 0°-Orientierung der Walzrichtung zur Zugrichtung durchgeführt.

7.2 Bewertung und Extrapolation der Warmfließeigenschaften

Im Anschluss an die eigentliche Durchführung der Versuchsreihe werden die Fließkurven des alternativen Werkstoffs, für die Anwendbarkeit in einer thermo-mechanischen Simulation, bis zu einem Umformgrad $\phi = 1,0$ extrapoliert. Diese Extrapolation zur Beschreibung der Fließspannung k_f für hohe Umformgrade ϕ wird durch die Anwendung einer geeigneten mathematischen Beschreibung der Fließkurve erreicht. Die Herausforderung in der Extrapolation liegt darin, dass in Abhängigkeit des Werkstoffs teilweise keine verwendbaren Stützstellen der Versuchsergebnisse für hohe Umformgrade vorliegen. Bei der Darstellung und Beschreibung von Warmzugkurven sind aufgrund der erhöhten Prüf-

temperaturen größere Umformgrade detektierbar, welche eine genauere Extrapolation ermöglichen. Es ist zu beachten, dass aufgrund der eintretenden Einschnürung der Zugprobe und der einhergehenden Erhöhung der lokalen Dehnrates, lediglich Messergebnisse der Fließkurve bis zum detektierten Kraftmaximum zur Auswertung verwendet werden, dies wird bei der Extrapolation der Fließspannung für diesen Werkstoff berücksichtigt. Die Basis zur Extrapolation der Fließkurven wird durch die Auswahl eines geeigneten Approximationsansatzes geschaffen. Für das in dieser Arbeit formulierte Ziel einer effizienten Werkstoffcharakterisierung zur Auswahl eines alternativen Werkstoffsystems in der direkten Warmumformung werden zwei Approximationsansätze ausgewählt, dieser Auswahl wurden die folgenden Überlegungen der bereits ermittelten Ergebnisse zugrunde gelegt. Die prozessbedingte Austenitisierung ermöglicht durch die Umwandlung der Kristallstruktur eine vollständige Neuorientierung der Kornstruktur und homogenisiert die Eigenschaften innerhalb der Blechebene, die Berücksichtigung der Fließspannung relativ zur Walztextur wird somit annulliert. Die kurzen realisierbaren Austenitisierungszeiten resultieren im geringen Wachstum der Korngröße, weshalb das Korngrößenwachstum bzw. die Korngröße ebenfalls in der Auswahl der Approximationsansätze vernachlässigt wird. Abkühlratenabhängige Fließeigenschaften sind durch die Umformung im unterkühlten Austenitgebiet und unter der Annahme, dass keine Phasenumwandlung bis zum Ende der Umformung stattfindet ebenfalls zu vernachlässigen. Der Ansatz der Fließkurvenapproximation soll die hauptursächlichen Einflüsse, die Temperatur und die Dehnrates während der Umformung, in Abhängigkeit des Umformgrades darstellen. Als zielführende Methode werden somit zwei Fließkurvenansätze verwendet, welche auch bereits für die Charakterisierung des Warmfließverhaltens des Referenzwerkstoffs 22MnB5 von Lechler und Hochholdingen verwendet wurden. Im Ansatz nach Lechler wird ausgehend von den Ausführungen durch Norton-Hoff ein Werkstoffparameter c eingeführt, der es ermöglicht, die Anfangsfließspannung zu berücksichtigen bzw. das Konvergieren gegen null bei kleinsten Umformgraden der ursprünglichen Modellierung von Norton-Hoff zu unterbinden. Die Gleichung 45 zeigt den erweiterten Ansatz durch Lechler.

$$kf_{(T,\varphi)} = K \cdot \dot{\varphi}^{m_{Lechler(T)}} \cdot e^{\left(\frac{\beta}{T}\right)} \cdot (c + \varphi)^{n_{Lechler(T)}} \quad (45)$$

Dabei orientiert sich die Einführung des Terms $(c + \varphi)^n$ an den Formulierungen nach Swift [158] und berücksichtigt die verformungsbedingte Verfestigung φ^n ausgehend von einer Anfangsfließspannung bei $\varphi_{(\varphi=0)} \neq 0$, durch den Term c , sofern dieser ebenfalls ungleich 0 ist. Der Einfluss der Dehnratesensitivität $\dot{\varphi}$ wird durch $\dot{\varphi}^{m(T)}$ mit der temperaturabhängigen Dehnratesensitivität m beschrieben. Weiterhin führt Lechler die Temperaturabhängigkeit der Dehnratesensitivität m und die der verformungsbedingten Verfestigung n ein. Die Ansätze zur Beschreibung dieser temperaturabhängigen Variablen sind für die Verfestigung in Gleichung 46 und für die Dehnratesensitivität in Gleichung 47 dargestellt.

$$n_{Lechler(T)} = n_0 \cdot e^{[-c_n(T-T_0)]} \quad (46)$$

$$m_{Lechler(T)} = m_0 \cdot e^{[c_m(T-T_0)]} \quad (47)$$

Die Beschreibung eines zweiten Fließkurvenapproximationsansatzes nach Tong basiert im Wesentlichen auf einer temperaturkompensierten Dehnratenformulierung nach Zener und Hollomon [159] unter der Berücksichtigung einer exponentiellen Dehnratesensitivität, ausgedrückt als lineare Abhängigkeit der Temperatur. Die Sättigung der Fließspannungszunahme bei steigenden Umformgraden wird nach Hocket-Sherby [110] durch den zweiten Multiplikationsterm berücksichtigt.

$$kf_{(T,\varphi,\dot{\varphi})} = C \cdot \left[\dot{\varphi}^{m(Tong)}(T-T_{(Tong)}) e^{\left(\frac{Q(Tong)}{R \cdot T}\right)} \right] \cdot \left[1 - \beta e^{(-M \cdot \varphi^{n(Tong)})} \right] \quad (48)$$

In Gleichung 48 werden die Aktivierungsenergie $Q_{(Tong)}$ und die Gaskonstante R zur Berechnung der Fließkurve mit eingeführt. Die ermittelten Fließkurven des alternativen Werkstoffs, abgeleitet aus der Versuchsauswertung der an der universellen Prüfmaschine – Gleeble 3500 – durchgeführten Warmzugversuche unter Berücksichtigung der Bildaufnahmen und Auswertungen des ARAMIS Messsystems, werden nun in Bild 29 mit den beiden beschriebenen Fließkurvenapproximationsansätzen nach Lechler und Tong verglichen. Dabei werden alle in Tabelle 10 dargestellten Warmzugversuche berücksichtigt und zur Bestimmung der Werkstoffparameter wird die Minimierung der Summe aller Fehlerquadrate angewendet. Dazu wurden zuvor die Messwerte mittels Interpolationsverfahren äquidistant entlang der Fließkurve verteilt, damit die Gewichtung der einbezogenen Fließspannungen k_f über dem ermittelten Umformgrad φ ausgeglichen ist. Die resultierenden Werkstoffparameter für die Ansätze nach Lechler und Tong sind in Tabelle 11 dargestellt. Als Referenz werden die

nicht optimierten Parameter der Gaskonstanten R im Modell nach Tong sowie die Referenztemperatur T_R im Modell Lechler in der rechten Tabellenspalte angegeben.

Tabelle 11: Übersicht der Werkstoffparameter zur Fließkurvenbeschreibung nach Lechler und Tong für das Werkstoffzielsystem 20MnCr8-2

Lechler [Gleichungen 45-47]							
K	m_0	c_m	β	c	n_0	c_n	(TR)
18,678	0,0375	0,00117	2899,0	0,0075	0,312	0,0004	500
Tong [Gleichungen 48]							
C	m(Tong)	$T_{(Tong)}$	Q(Tong)	β	M	n(Tong)	(R)
19,734	1,3e-04	490,82	22941,2	0,706	3,317	0,745	8,314

Der Vergleich der zwei extrapolierten Fließkurvenansätze nach Lechler und Tong, zur Implementierung des werkstoffspezifischen temperatur- und dehnratenabhängigen Fließverhaltens, wird in Bild 29 für zwei experimentelle Warmzugparameter dargestellt.

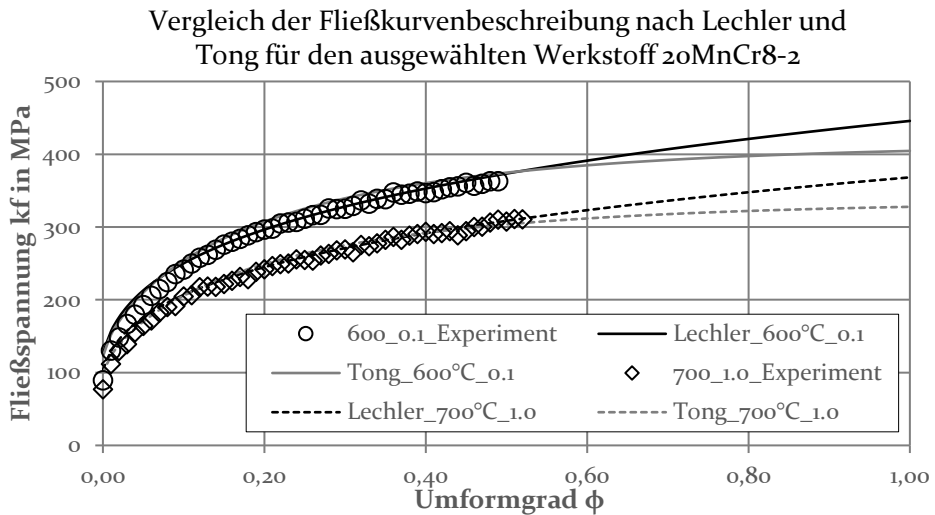


Bild 29: Approximierte und extrapolierte Warmfließkurven des Werkstoffs 20MnCr8-2 (Werkstoff D) unter Anwendung des von Lechler erweiterten Ursprungsansatzes nach Norton-Hoff sowie dem Approximationsansatz nach Tong am Beispiel der ermittelten Fließkurven unter 700 °C und $\dot{\phi} = 1,0 \text{ s}^{-1}$ als auch unter 600 °C und $\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$

Die gewählten Extrapolationsansätze beschreiben die experimentell ermittelten Warmfließkurven für die beiden ausgewählten Warmzugtemperaturen von 700 °C und 600 °C sehr genau. Die maximale Abweichung zwischen der experimentell ermittelten Fließspannung und den Berechnungsergebnissen der Extrapolation ist zu Beginn der Umformung bei einem Umformgrad von $\phi = 0,02$ zu detektieren. Der Ansatz nach Lechler resultiert für die

Warmfließtemperatur von 600 °C unter einer Dehnrage von $\dot{\phi} = 0,1$ in einer maximalen Abweichung von 27,78 MPa und ergibt eine um 5,6 MPa höhere Fließspannung im Vergleich zu der Extrapolation nach Tong. Weiterhin unterscheiden sich die beiden gewählten Ansätze erst hinsichtlich hoher extrapolierter Umformgrade voneinander. Im maximal extrapolierten Umformgrad $\phi = 1$ errechnet sich die Fließspannung unter Anwendung des Ansatzes nach Tong um 50 MPa geringer als durch den erweiterten Ansatz von Lechler. Die Bewertung der Gleichungsansätze nach Tong (Gleichung 48) und Lechler (Gleichung 45) zeigt, dass lediglich im Ansatz nach Lechler die Temperaturabhängigkeit der Dehnratesensitivität m und die der verformungsbedingten Verfestigung n berücksichtigt werden können. Diese Kenngrößen bieten den Vorteil, dass die ermittelten Kennwerte innerhalb der Literatur vergleichbar sind und daher größere Abweichungen im Versuchsaufbau oder innerhalb der Auswertung dem Anwender unmittelbar auffallen. Die Variation der berechneten Koeffizienten der beiden Fließkurvenbeschreibungen ergibt eine deutlich geringere Sensitivität im Ansatz nach Lechler. Aus diesen Gründen wird in dieser vorliegenden Arbeit die Fließkurvenbeschreibung gemäß Gleichung 45 verwendet.

7.3 Ermittlung der Fließortkurve zur Beschreibung des Fließbeginns

Die Beschreibung des Fließbeginns unter mehrachsiger Beanspruchung hat in der Umformanalyse der Werkstoffe eine große Bedeutung. Die Annahme eines ebenen Spannungszustandes ermöglicht, unter Berücksichtigung der Volumenkonstanz, die Formulierung des Fließbeginns in Abhängigkeit der wirkenden Haupt- und Nebenspannungen (σ_1, σ_2). Unter Annahme eines isotropen Werkstoffverhaltens kann der einfache Ansatz nach von Mises zur Beschreibung des Fließbeginns unter mehrachsiger Beanspruchung gewählt werden. Eine mathematische Beschreibung des Fließortes für anisotrope Werkstoffeigenschaften kann durch verschiedene Ansätze, unter anderem durch die Formulierung nach Hill⁴⁸, erfolgen. Die Formulierung nach Hill⁴⁸ berücksichtigt dabei das werkstoffspezifische Anisotropieverhalten durch die Einführung der Anisotropiewerte r_0 und r_{90} zur Berechnung des Fließbeginns während der Umformung.

$$\sigma_1^2 - \frac{2r_0}{1+r_0}\sigma_1\sigma_2 + \frac{r_0(1+r_{90})}{r_{90}(1+r_0)}\sigma_2^2 = kf_0^2 \quad (49)$$

Gleichung 49 beschreibt die Zusammenhänge der Anisotropiewerte r_0 und r_{90} in der quadratischen Fließortkurvenbeschreibung nach Hill48. Die Ermittlung der Anisotropiekennwerte r_0 und r_{90} erfolgt innerhalb dieser Arbeit auf Basis der ermittelten Warmzugversuche und ergibt durch Auswertung nach DIN EN ISO 10113:2014-08 folgende in Tabelle 12 aufgeführten Werte.

Tabelle 12: Übersicht der Werkstoffparameter zur Fließortbeschreibung nach Hill48 für das Werkstoffzielesystem 20MnCr8-2

	550 °C	600 °C	650 °C	700 °C	800 °C
r₀	0,43	0,37	0,39	0,50	0,51
r₉₀	0,41	0,42	0,41	0,51	0,49
k_{f0}	144 MPa	117 MPa	100 MPa	92 MPa	76 MPa

Die Auswertung der Anfangsfließspannungen längs und quer zur Walzrichtung ergibt eine geringe Abweichung in Abhängigkeit der Walzorientierung, weshalb die Anfangsfließspannungen zur gemeinsamen Anfangsfließspannung k_{f0} zusammengefasst werden. Aufgrund der ebenfalls geringen Abweichungen der Anisotropiewerte r_0 und r_{90} wird im weiteren Verlauf dieser Arbeit das Fließverhalten des gewählten Werkstoffsystems vereinfacht als planar isotrop ($r_0 = r_{90}$) angesehen. Im Vergleich der senkrechten Anisotropie zwischen dem Referenzwerkstoff 22MnB5 [107] und dem in dieser vorliegenden Arbeit ausgewählten Werkstoff sind für den alternativen Werkstoff geringere Werte der senkrechten Anisotropie anzuführen. Für die Umformtemperatur von 650 °C unter identischer Dehnrates $\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ ist beispielsweise eine senkrechte Anisotropie von 0,55 bzw. 0,53 für den 22MnB5 veröffentlicht.

Der Verlauf der Anisotropie über der plastischen Dehnung wird in Bild 30 für verschiedene Warmzugtemperaturen für die Dehnrates von $\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ dargestellt. Die dargestellten Messkurven sind Mittelwerte aus drei Wiederholversuchen. Die Auswertung der experimentellen Versuche zeigt eine sich abändernde Anisotropie während der plastischen Umformung des Werkstoffs. In den Verläufen der senkrechten Anisotropie der dargestellten Warmzugtemperaturen wird ersichtlich, dass ausgehend von einer ausgeglichenen Dehnungsverteilung zwischen der Blechbreite und Blechdicke bereits ab geringen Dehnungen des Versuchswerkstoffs – etwa 2 bis 3 % – vorwiegend die Längenänderung aus einer überproportionalen Reduzierung der Blechdicke resultiert.

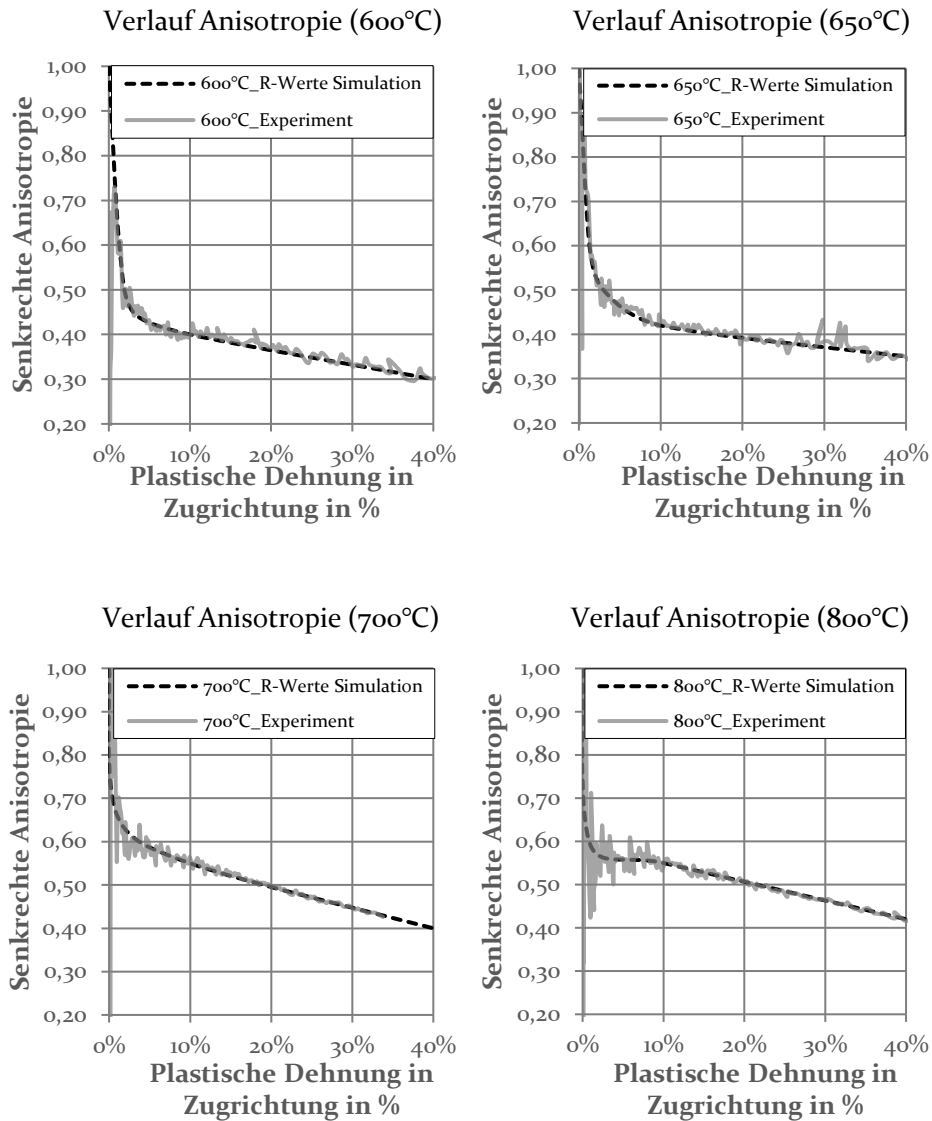


Bild 30: Ermittelte Anisotropie des Werkstoffs 20MnCr8-2 (Werkstoff D) am Beispiel der durchgeführten Warmzugversuche unter 600 °C, 650 °C, 700 °C und 800 °C unter Aufbringung einer Dehnrates von $\dot{\phi} = 0,1 \text{ s}^{-1}$ sowie der in die Simulation implementierten Verläufe

Bei 20 % plastischem Dehnungsanteil in Zugrichtung ergibt die berechnete Anisotropie für den Warmzugversuch unter 700 °C den Zahlenwert 0,50 und entspricht somit dem Ergebnis der Tabelle 12. Die Anisotropie eines Werkstoffs ist in der Regel mit zunehmender plastischer Dehnung nicht konstant. Dadurch würde die Berücksichtigung der planaren Anisotropie durch Verwendung der ermittelten konstanten Ergebniswerte unter 20 %

plastischer Dehnung das Fließverhalten verstärkt durch die Abnahme der Blechdicke beschreiben, weshalb in dieser Arbeit die Anisotropie des ausgewählten Werkstoffs ebenfalls in Abhängigkeit der plastischen Dehnung berücksichtigt wird. Die Ergebnisse zeigen, dass die Anisotropie in Abhängigkeit der Werkstofftemperatur und plastischen Werkstoffdehnung unterschiedliche Werte annimmt. Die Implementierung der erarbeiteten Werkstoffeigenschaften in eine FE-Materialkarte, welche sowohl die Berechnung mit unterschiedlichen Fließortmodellierungen als auch temperatur- und dehnungsabhängigen Anisotropien ermöglicht, bietet Vorteile in der Analyse der Umformeigenschaften alternativer Werkstoffe. Die Umsetzung zur Berücksichtigung der unterschiedlichen Fließortkurven wird durch die Anwendung des Materialmodells *MAT_243 der Livermore Software Technology Corporation vorgeschlagen. Dieses Materialmodell ermöglicht die Abbildung des Fließbeginns für den bekannten Ansatz der Fließortmodellierung nach Hill⁹⁰. Der quadratische Ansatz nach Hill⁴⁸ kann durch die entsprechende Wahl des Werkstoffkoeffizienten m im Materialmodell berücksichtigt werden, natürlich kann zusätzlich durch die Eingabe der Anisotropiewerte r_0 und r_{90} ebenfalls die Berechnung der Fließortkurve nach von Mises erfolgen.

8 Effiziente Ermittlung der Gefügeumwandlungskinetik

In diesem Kapitel wird auf Basis von experimentellen Untersuchungen die Beschreibung der Werkstoffumwandlungskinetik erarbeitet. Die Ausarbeitung beginnt mit der Untersuchung der Auswirkungen des flexiblen Walzens auf die Gefügeumwandlung am Beispiel des Referenzwerkstoffs 22MnB5. Im Anschluss wird die Kompatibilität des für die weiteren Untersuchungen dieser Arbeit verwendeten Prüfaufbaus mit dem angestrebten Zielprozess analysiert und die notwendigen Versuche zur Bestimmung des isothermen und kontinuierlichen Umwandlungsverhaltens des Werkstoffsystems durchgeführt. Abschließend werden die temperaturabhängigen und phasenspezifischen JMAK-Koeffizienten zur Werkstoffbeschreibung erarbeitet.

8.1 Einfluss des flexiblen Walzens auf die Gefügeumwandlung

Das temperaturabhängige Werkstoffverhalten wird unter anderem durch die resultierenden Start- und Endtemperaturen der einzelnen Gefügeumwandlungen beschrieben. Aus diesem Grund wird der Einfluss des flexiblen Walzens am Beispiel des Referenzwerkstoffs 22MnB5 auf die isothermen Verweilzeiten der Umwandlung in Bainit und Ferrit, folglich die Inkubationszeiten, analysiert. Dazu werden die beiden Werkstoffe des Referenzwerkstoffs (22MnB5), die bereits zur Analyse des Abkühlverhaltens der TRB® verwendet wurden, in einem Abschreck- und Umformdilatometer der Typenbezeichnung DIL 805A/D, des Herstellers TA Instruments untersucht. Tabelle 13 zeigt die verwendeten Werkstoffe zur Analyse des Einflusses des flexiblen Walzens auf die Gefügeumwandlungspunkte.

Tabelle 13: Versuchswerkstoffe zur Analyse des TRB® Einflusses auf die Gefügeumwandlungspunkte

Art der Untersuchung	Werkstoff	TRB® Abwalzgrad	Blechdicke [mm]	Oberfläche	Werkstoffbezeichnung in dieser Arbeit
Gefügeumwandlungspunkte TRB®	22MnB5	0 %	1,50	AlSi	Werkstoff B
		47 %	1,50	AlSi	Werkstoff C

Die verwendeten Werkstoffe wurden konventionell vom Stahlhersteller mit einer handelsüblichen Aluminium-Silizium-Bandbeschichtung überzogen. Der Werkstoff B kann direkt im Anlieferungszustand mit einer Nominaldicke von 1,50 mm für die Vorbereitung der Dilatometerproben verwendet werden. Damit der Einfluss des flexiblen Walzens vergleichend analysiert werden kann, wird das zweite Stahlcoil um 47 % im Kaltwalzprozess zur Tailor Rolled Blank Herstellung auf die identische Materialstärke von 1,50 mm abgewalzt und der Probenvorbereitung zugeführt. Zur Probenvorbereitung wird ein handelsüblicher Nasstrennautomat des Herstellers ATM, Typ: BRILLANT 220 verwendet, die Schnittkanten werden anschließend händisch leicht mit Schleifpapier gebrochen. Es werden Versuchsgeometrien mit planparallelen Flächen von 7 mm Länge und 4 mm Breite geschnitten und zur Temperaturregelung mittig mit einem NiCr-Ni Thermoelement (Typ K) versehen. Die Walzrichtung der Halbzeugherstellung liegt in Richtung der 4 mm Probenbreite.

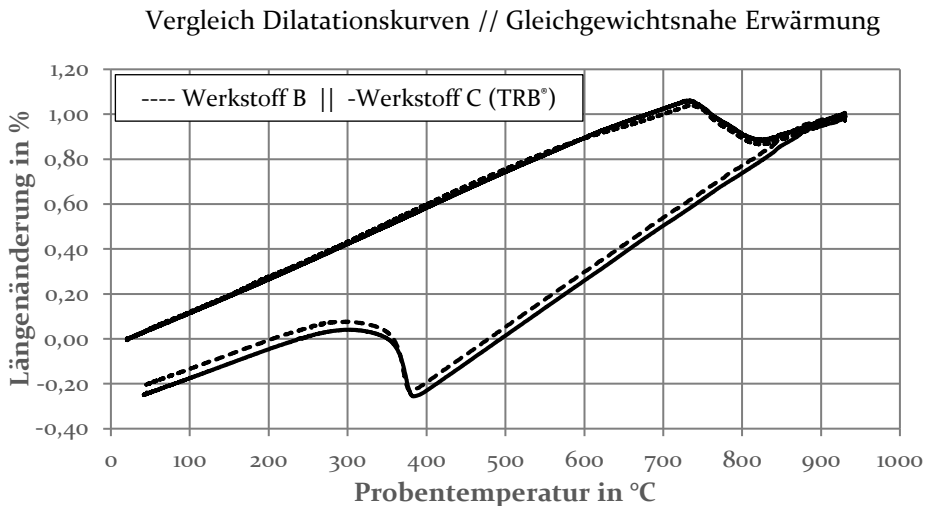
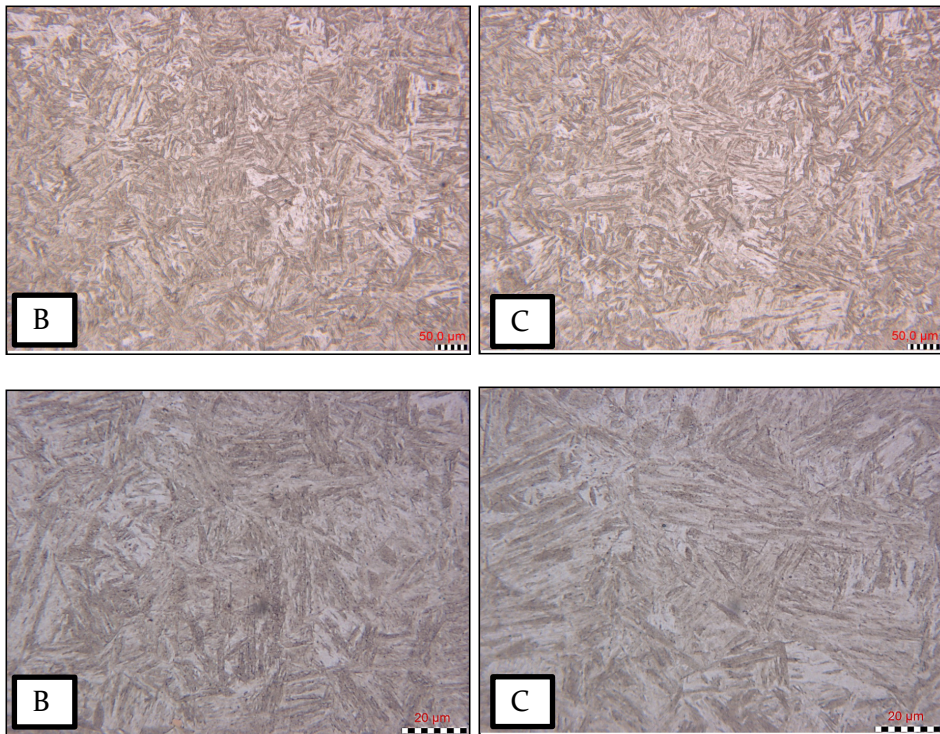


Bild 31: Vergleich der Dilatationskurven des konventionellen Kaltbandes und des TRB® unter gleichgewichtsnahe Erwärmung (3 K/min) und abschließender Martensitbildung (100 K/s) für einen AlSi-beschichteten 22MnB5

Die Erwärmung der Probenkörper erfolgt zunächst durch eine gleichgewichtsnahe Aufheizrate von 3 Kelvin pro Minute gemäß den Empfehlungen des SEP1680. Die ermittelten Dilatationskurven zum Abgleich der Umwandlungspunkte A_{c1} , A_{c3} , M_s und M_f sind in Bild 31 vergleichend dargestellt. Die Erwärmung erfolgt kontinuierlich bis zu einer Temperatur von 930 °C. Nach Erreichen der Zieltemperatur werden die Versuchsproben iso-

therm für weitere 180 s gehalten, bevor eine finale kontinuierliche Abkühlung von 100 K/s die diffusionslose Umwandlung in Martensit einleitet. Die ermittelten Umwandlungstemperaturen für A_{c1} und A_{c3} unterscheiden sich für die beiden analysierten Werkstoffe B und C jeweils um 4 °C. Die Umwandlungen erfolgen im konventionellen Halbzeug ohne flexiblen Walzprozess bei 735 °C bzw. 834 °C und im TRB® bei 731 °C bzw. 830 °C. Die Martensit-Starttemperaturen M_s ergeben sich für den Werkstoff B zu 392 °C und für den Werkstoff C zu 400 °C. Die Martensit-Finistemperaturen M_f können im Vergleich bei 228 °C sowie 216 °C detektiert werden.



Werkstoff B (458 HV₁₀)

Werkstoff C (457 HV₁₀)

Bild 32: Vergleich Martensitgefüge des konventionellen Kaltbandes und des TRB® unter gleichgewichtsnaher Erwärmung (3 K/min) und abschließender Martensitbildung (100 K/s) für einen AlSi-beschichteten 22MnB5, bei 200-facher (oben) und 500-facher (unten) Vergrößerung unter Verwendung von 3%iger HNO₃-Säure

Die resultierenden Martensithärten, gemessen im Kernbereich der Versuchsproben nach Vickers HV₁₀, und die Gefügebilder der mit 3%iger Salpetersäure geätzten Schiffe der Versuchsproben sind in Bild 32 vergleichend dargestellt. Die gemittelten Härtewerte aus fünf Eindringprüfungen

nach Vickers betragen für den Werkstoff B $458 \pm 4 \text{ HV}_{10}$. Die Härte des Werkstoffs C wird mit $457 \pm 3 \text{ HV}_{10}$ im Prüflabor ermittelt. Diese Gegenüberstellung der resultierenden Kennwerte eines nicht zusätzlich kaltgewalzten Werkstoffs mit einem TRB® zeigen, dass durch die vorgeschaltete homogene Austenitisierung die zusätzlich eingebrachte Kaltverfestigung weder einen Einfluss auf die Härte noch auf die Gefügeumwandlungstemperaturen im Prozess der martensitischen Umwandlung erwirkt.

Ein weiterer Vergleich der resultierenden Umwandlungstemperaturen erfolgt unter Anwendung einer praxisnahen Erwärmungsrate von konstant 5 K/s bis zum Erreichen von 930 °C und einer anschließenden isothermen Verweilzeit von 360 s. Die Abkühlung wird analog zur gleichgewichtsnahen Erwärmung mit 100 K/s durchgeführt. Beide gemessenen Dilatationen zeigt das Bild 33.

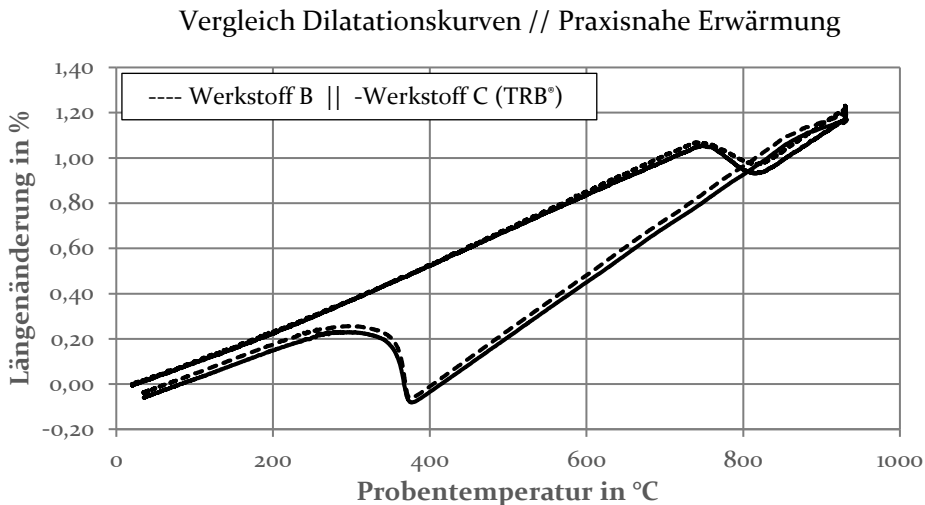


Bild 33: Vergleich der Dilatationskurven eines konventionellen Kaltbandes und eines TRB® bei praxisnaher Erwärmung (5 K/s) und abschließender Martensitbildung (100 K/s) für einen AlSi-beschichteten 22MnB5

Die Abkühlung wird ebenfalls mit 100 K/s abschließend durchgeführt und die Dilatationen in Bild 33 dargestellt. Die Umwandlungspunkte A_{c1} und A_{c3} in Austenit und Martensit liegen im direkten Vergleich der beiden Werkstoffe B und C in unmittelbarer Nähe zueinander. Abschließend kann festgehalten werden, dass der Vergleich der Dilatationskurven, sowohl unter gleichgewichtsnahen als auch unter praxisnahen Erwärmungen, zwischen einem konventionellen Werkstoff mit konstanter Blechdicke und einem Werkstoff nach dem flexiblen Walzprozess, einen zu vernachlässigenden Unterschied in Bezug auf die resultierenden Umwandlungstemperaturen

A_{c1} , A_{c3} , M_s und M_f aufweist. Die resultierenden Martensithärten aus den praxisnahen Aufheizraten unterscheiden sich mit $461 \pm 3 \text{ HV}_{10}$ für Werkstoff B und $459 \pm 3 \text{ HV}_{10}$ für Werkstoff C kaum untereinander und ebenfalls nur geringfügig im Vergleich zu den ermittelten Härten der gleichgewichtsnahen Erwärmung. Die nachfolgende Tabelle 14 zeigt die ermittelten Umwandlungspunkte für alle vorgestellten Dilatationen zur Untersuchung der Austenit- und Martensitumwandlung.

Tabelle 14: Versuchswerkstoffe zur Analyse des TRB® Einflusses auf die Gefügeumwandlungspunkte

	Ac1	Ac3	Ms	Mf
Werkstoff B (3 K/min)	735°C	834°C	392°C	228°C
Werkstoff C (3 K/min)	731°C	830°C	400°C	216°C
Werkstoff B (5 K/s)	738°C	830°C	387°C	218°C
Werkstoff C (5 K/s)	746°C	828°C	394°C	221°C

Auf Basis der durchgeführten und beschriebenen Dilatationen kann für den Referenzwerkstoff ein Einfluss der nachträglich durchgeführten Kaltwalzung von 47 % Abwalzgrad auf die resultierenden Gefügeumwandlungstemperaturen A_{c1} , A_{c3} , M_s und M_f vernachlässigt werden.

Des Weiteren wird das diffusionsgesteuerte Umwandlungsverhalten beider Werkstoffe ebenfalls im Abschreck- und Umformdilatometer - DIL 805A/D analysiert, allerdings unterscheidet sich die Temperaturführung dahingehend, dass die konstante Abkühlrate von 100 K/s bei einer Temperatur von 500 °C abgebrochen wird und die Versuchsproben isotherm bis zur vollständig abgeschlossen Austenitumwandlung bei 500°C verweilen. Bild 34 zeigt die normierte Gefügeumwandlung der beiden untersuchten Werkstoffhalbzeuge des Referenzwerkstoffs 22MnB5. Im Diagramm in Bild 34 wird ersichtlich, dass sich ebenfalls die isotherme Umwandlung bei 500 °C, unabhängig vom aufgebrauchten Kaltabwalzgrad von 47 %, im Werkstoff C, identisch zum Werkstoff B entwickelt. Die unterkühlte Austenitphase ist bereits für beide Werkstoffe nach 12 s isothermer Verweilzeit fast vollständig umgewandelt. Die Austenitisierung wurde identisch zu der Analyse der Austenitumwandlungstemperaturen mit 5 K/s bis 930 °C mit einer anschließenden Verweilzeit von 360 s durchgeführt. Die Werkstoffhärten konnten für den Werkstoff B mit 261 HV_{10} und für den Werkstoff C mit 265 HV_{10} ermittelt werden.

Die Methode zur Auswertung des isothermen Umwandlungsverhaltens wird in Abschnitt 4.2.4 beschrieben und verläuft analog zu den Auswertungen der in Abschnitt 8.3 folgenden Umwandlungen, unter Verwendung der universell einsetzbaren thermo-mechanischen Prüfmaschine Gleeble 3500

der Firma DSI. Die durchgeführten experimentellen Untersuchungen in diesem Abschnitt sind mit sehr geringem Zeit- und Kostenaufwand durchführbar. Für den Werkstoff 22MnB5 wurde der Nachweis erarbeitet, dass der zusätzliche TRB® Kaltwalzvorgang keinen Einfluss auf die resultierenden Umwandlungszeiten und Umwandlungstemperaturen sowie die Werkstoffhärten besitzt.

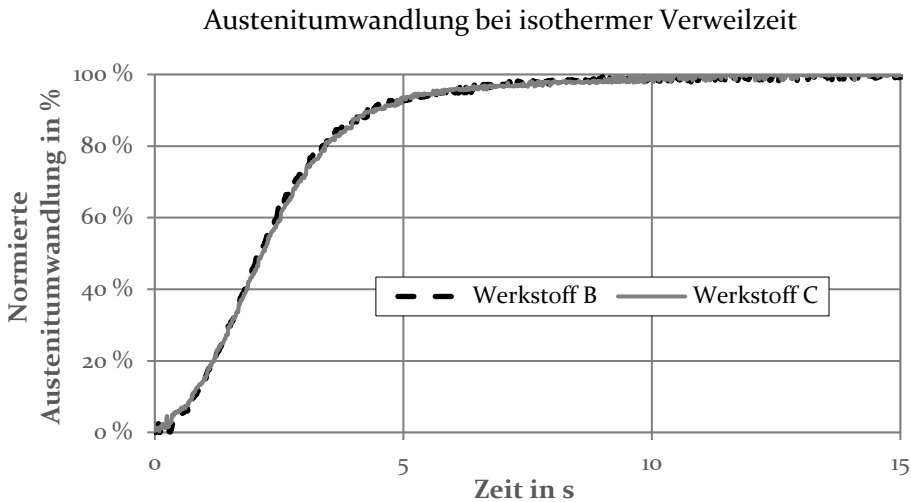


Bild 34: Vergleich der Dilatationskurven eines konventionellen Kaltbandes und eines TRB® bei praxisnaher Erwärmung (5 K/s) und anschließender Abkühlung (100 K/s) auf 500 °C und abschließender isothermer Verweilzeit für einen AlSi-beschichteten 22MnB5

Im Allgemeinen ist abzuleiten, dass grundsätzlich die finale Herstellroute des angestrebten Werkstoffsystems für die Werkstoffcharakterisierung berücksichtigt werden sollte. Sofern es sich um einen bisher nicht analysierten Werkstoff handelt, so ist die Sensitivität des Werkstoffverhaltens auf die gewählte Prozessroute grundsätzlich in stichpunktartigen Versuchen zu überprüfen. Die verwendeten Versuchswerkstoffe sind innerhalb der experimentellen Versuche so zu wählen und vorzubereiten, dass die genaue Prozessroute im Stahlwerk und in der Weiterverarbeitung berücksichtigt wird. Darüber hinaus sind die gewählte Probenorientierung in der Blechebene, die verwendeten Blechdicken und Abwalzgrade und nicht zuletzt die Temperaturführungen der Versuchsreihen zu beachten. Generell sollte durch zwischenzeitliche Auswertungen der ersten Versuchsreihen der anschließende Versuchsaufwand sinnvoll auf ein Minimum zu reduzieren.

8.2 Korrelation Versuchsaufbau zur Anforderung des Referenzprozesses

In dieser Arbeit wird die Beschreibung der Gefügeumwandlungskinetik anhand des Abgleichs der experimentellen Versuchsergebnisse mit den vorgestellten analytischen Berechnungsansätzen nach Koistinen und Marburger für die diffusionslose Gefügeumwandlung (Gleichung 6) und für die diffusionsgesteuerten Umwandlungen basierend auf den Ansätzen von Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (Gleichung 7) durchgeführt. Die abschließende Beschreibung der Umwandlungskinetik ist maßgeblich von der exakten Messung der Dilatation abhängig, deshalb ist der Einsatz eines geeigneten Versuchsaufbaus zwingend erforderlich. Die Grundlage des verwendeten Versuchsaufbaus liegt im Einsatz der universell einsetzbaren thermo-mechanischen Prüfmaschine Gleeble 3500. Die Gleeble 3500 ermöglicht durch ihren technischen Aufbau verschiedene Probenformen, auch Hohlkörper, mit beliebigen Temperatur-Zeit-Profilen zu temperieren. Darüber hinaus lassen sich gezielt Dehnungen durch eine translatorische Prüfachse sowohl kraft- als auch weggesteuert auf den Prüfkörper aufbringen. Der Hersteller der Prüfmaschine, Dynamic Systems Inc. (DSI), empfiehlt zur Aufnahme von Temperatur-Umwandlungsschaubildern und Dilatationsversuchen an ebenen Blechproben, unter Verwendung eines nicht kontaktgeführten Messsystems, den Einsatz von Proben mit zwei parallelen Langlöchern. Die Messung der Dilatation der Versuchsproben im Versuchsaufbau erfolgt durch Messung des Abstandes der beiden Langlöcher unter Einsatz eines optischen Lichtbands und CCD-Mikrometers, dem LS-7070M der Firma Keyence.

Die Temperatur-Zeit-Führung während der Aufnahme der Längenänderung ist ein wichtiges Merkmal zur korrekten Beschreibung der Gefügeumwandlungskinetik. Dazu ist neben der absoluten Temperaturgenauigkeit ebenfalls die Temperaturhomogenität von entscheidender Bedeutung. Zur Überprüfung der Temperaturhomogenität wird der alternative Werkstoff mit der aufgetragenen MGA-Zinkbeschichtung (Werkstoff D), konstant mit 5 K/s auf 880 °C erwärmt, dort für 300 s homogen gehalten und anschließend mit 120 K/s abgeschreckt. Während der Versuchsdurchführung wird die Temperaturhomogenität innerhalb der Messstrecke der Dilatation, durch eine Thermografiekamera vom Typ VarioCAM hr der Firma InfraTec, aufgezeichnet. Bild 35 zeigt das Thermografiebild der Versuchsproben innerhalb der isothermen Haltephase.

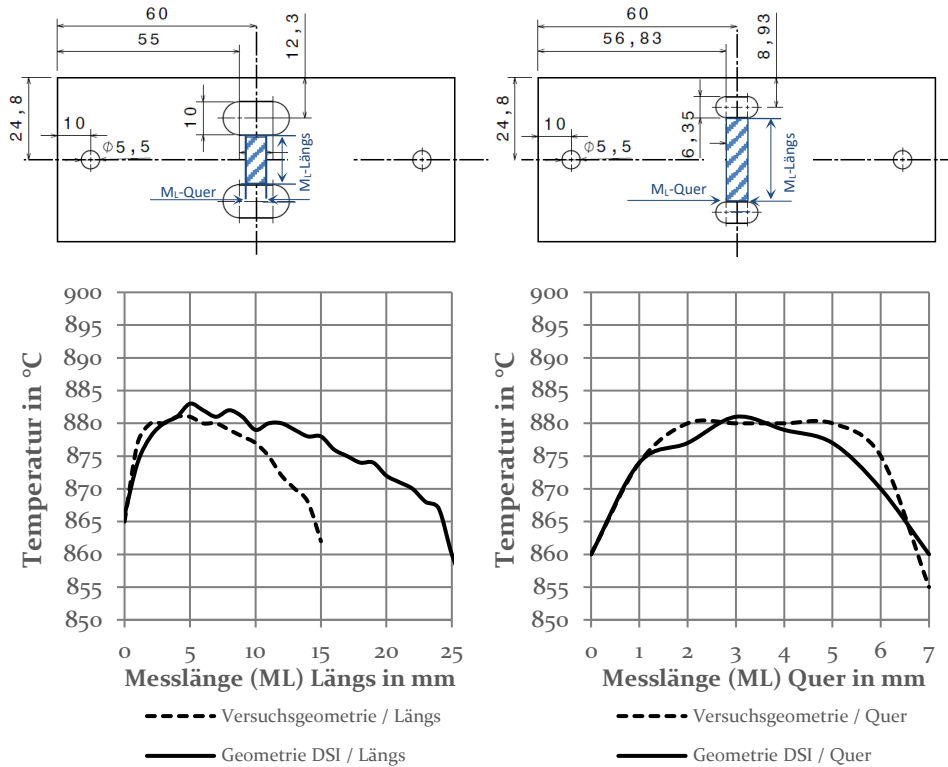


Bild 35: Vergleich der Temperaturhomogenität, innerhalb der isothermen Verweilzeit bei 880 °C, der von DSI empfohlenen Probengeometrie mit der eingesetzten Versuchsgeometrie in dieser Arbeit

Im rechten oberen Bild ist die von DSI vorgeschlagene Versuchsgeometrie dargestellt. Das linke obere Bild ist eine Darstellung der nach mehreren Iterationsschleifen resultierenden Versuchsprobengeometrie mit einer verbesserten Temperaturhomogenität im Messbereich der Probe und letztlich die in dieser Arbeit verwendete Probengeometrie. Die Diagramme in Bild 35 erläutern die quantitative Temperaturhomogenität. Im linken Diagramm wird die Längsachse, somit die Messlänge der Dilatation, bewertet und im rechten Diagramm die Temperaturhomogenität quer zur Messlänge, welche die Breite der isothermen Erwärmung darstellt. Durch die Querschnittsverkleinerung der Langlöcher wird ein homogenes Temperaturfeld während der konduktiven Erwärmung erzeugt. Die Temperatur der verwendeten Versuchsgeometrie kann mit 862 °C bis 881 °C entlang der 15,0 mm langen Messstrecke detektiert werden. Dabei ist zu beachten, dass insbesondere die Randbereiche im Übergang zu den eingebrachten Langlöchern stark in ihrer Temperatur abfallen. Die Temperaturen entlang der Messstrecke der empfohlenen Vergleichsgeometrie werden zwischen

855 °C und 883 °C detektiert. Der Vergleich der Ergebnisse des ausgebildeten Temperaturfeldes im rechten Diagramm in Bild 35 ergibt eine um etwa drei Millimeter breitere Isotherme. Die einfachere homogenere Abkühlung der um 10 mm gekürzten Messlänge und die um 3 mm breitere Ausbildung der Isothermen sind die thermischen Gründe zum Einsatz der geometrisch angepassten Versuchsgeometrie. Im Prozess der Warmumformung wird das austenitische Werkstoffgefüge durch die eigentliche Umformung erheblichen Dehnungen ausgesetzt. Diese Werkstoffdehnungen wirken sich neben der Blechdickenänderung auch auf die Gefügeumwandlungskinetik aus. Aus diesem Grund werden nun die beiden Probengeometrien hinsichtlich ihrer resultierenden Dehnungsverteilung innerhalb der Messstrecke verglichen, dazu wird eine Zugbelastung unter 700 °C auf beide Probengeometrien aufgebracht und die resultierenden Dehnungspfade werden ermittelt.

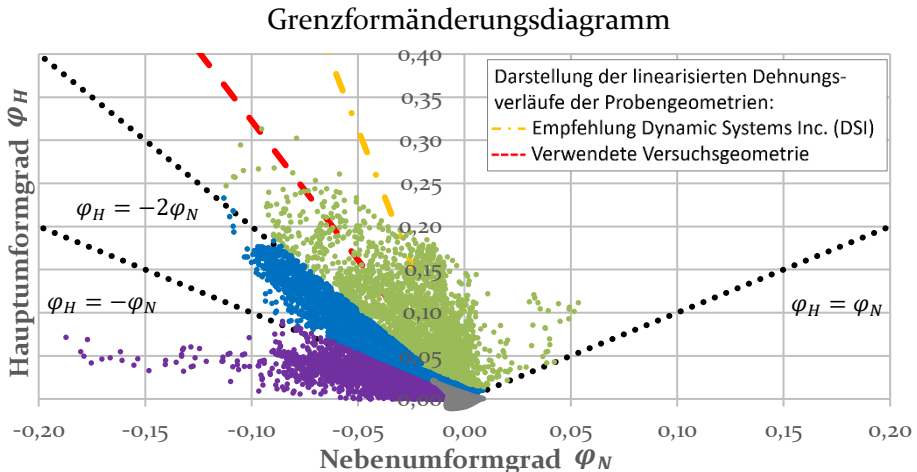


Bild 36: Vergleich der resultierenden Dehnungspfade der beiden Probengeometrien (Empfehlung von DSI und der eingesetzten Versuchsgeometrie in dieser Arbeit) mit dem berechneten Grenzformänderungsdiagramm des Referenzbauteils im Referenzprozess, unter einachsiger Zugbelastung bei 700 °C mit einer Dehnrage von $1,0 \text{ s}^{-1}$

Bild 36 zeigt die resultierenden Dehnungspfade beider Versuchskörper im Vergleich zu der erwarteten Dehnungsverteilung des TRB® B-Säulen Referenzbauteils im Referenzprozess. Dazu wird im identischen Versuchsaufbau die Abkühlrate von 120 K/s bei einer Temperatur von 700 °C unterbrochen und eine Zugkraft senkrecht zur Messstrecke aufgebracht. Die auftretenden lokalen Dehnungen im Messbereich der Dilatation werden mittels des optischen Dehnungsmessgerätes ARAMIS, der Firma GOM, aufgezeichnet. Die lokalen Dehnungsänderungen des Prüfkörpers erkennt durch

optische Kontrastunterschiede eine CCD-Kamera, die Frequenz der Aufnahme beträgt 500 Hz. Der Vergleich der resultierenden Dehnungspfade beider Probengeometrien zeigt, dass bedingt durch die geometrische Anpassung der Langlochgröße und Position, abweichende Dehnungspfade bei isothermer Verformung unter 700 °C erreicht werden können. Die in dieser Arbeit eingesetzte Probe wird vereinfacht ausgedrückt im linearen Dehnungsverhältnis von ($\phi_H = -3,23\phi_N$) verformt, hingegen unterliegt die Geometrie der DSI-Probe einem geringeren Einfluss der Nebendehnung von linearisiert ($\phi_H = -6,25\phi_N$). Im direkten Vergleich der Dehnungspfade der Versuchsproben mit den berechneten Dehnungsverhältnissen im Referenzbauteil wird durch die Änderung der Versuchsgeometrie eher ein Dehnungsverhältnis, welches der Dehnungsverteilung im Tiefziehbereich der B-Säule entspricht, erzeugt. Aus diesem Grund und der zuvor beschriebenen verbesserten Temperaturhomogenität wird ausschließlich die angepasste Probengeometrie innerhalb dieser Arbeit verwendet.

8.3 Beschreibung der resultierenden Gefügeumwandlung

Für die Auswahl des alternativen Werkstoffsystems wurde die Gefügeumwandlungskinetik bereits theoretisch bewertet (Abschnitt 6.2.) und mit Hilfe der auf Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) [140] basierenden Ansätze, unter Anwendung der Gleichung 7, die JMAK-Koeffizienten τ_F und τ_B berechnet. Dabei wurden die Koeffizienten τ_F und τ_B , welche die spezifischen Keimbildungsrate und die Keimwachstumsgeschwindigkeit der Gefügephasen Ferrit und Bainit darstellen, vereinfacht temperaturunabhängig angenommen. Die ebenfalls temperaturunabhängigen Randbedingungen des Keimbildungsmechanismus $n_F = n_B = 2,0$ und der maximale umwandelbare Phasenanteil im Equilibrium $x_{eq_F} = x_{eq_B} = 1,0$ ermöglichen abschließend die Berechnung einer Grenzkurve. Der Vergleich dieser ermittelten Grenzkurve mit der Gefügeumwandlungskinetik unter kontinuierlichen Abkühlraten dient der Auswahl eines alternativen Werkstoffsystems. In diesem Abschnitt wird nun die zuvor vereinfachte Annahme der Gefügeumwandlung durch die experimentelle Ermittlung der realen Gefügeumwandlungskinetik, sowohl für die diffusionsgesteuerten Gefügephasen, Ferrit, Perlit und Bainit als auch für die diffusionslose Umwandlung der Martensitphase, exakt bestimmt. Die ermittelte Umwandlungskinetik wird im Anschluss durch die Berechnungsgleichungen von Koistinen und Marburger (Gleichung 6) und durch die Ansätze von Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (Gleichung 7) beschrieben. Da die diffusionsgesteuerten Umwandlungen von der Temperatur und der Zeit

abhängig sind, werden die drei JMAK-Koeffizienten temperaturabhängig berücksichtigt und nicht über dem Temperaturbereich konstant – wie zuvor – angenommen.

Tabelle 15: Versuchswerkstoffe zur Analyse der Gefügeumwandlungskinetik

Art der Untersuchung	Werkstoff	TRB® Abwalz- grad	Blechdicke [mm]	Ober- fläche	Werkstoffbe- zeichnung in dieser Arbeit
Werkstoff- charakterisierung	20MnCr8-2	50 %	1,50	MGA	Werkstoff D

Tabelle 15 zeigt den verwendeten Alternativwerkstoff 20MnCr8-2 (Werkstoffe D). Die eingesetzten Versuchsproben weisen eine nominale Blechdicke von 1,50 mm auf, zusätzlich hat der Werkstoff eine Mubea-Galvannealed Beschichtung.

8.3.1 Ermittlung und Beschreibung der diffusionslosen Umwandlungskinetik

Die Ermittlung der diffusionslosen Umwandlungskinetik durch kontinuierliche Abkühlraten kann aufgrund der nicht stattfindenden Diffusion von Kohlenstoff im unterkühlten kubisch-flächenzentrierten (kfz) Kristallgitter des Austenits mit deutlich weniger Zeitaufwand, im Vergleich zur isothermen Ermittlung der diffusionsgesteuerten Gefügeumwandlungen, erfolgen. Der in dieser Arbeit verwendete und in der Methode beschriebene Versuchsaufbau umfasst den Einsatz der universellen Prüfmaschine, Gleeble 3500 von DSI, unter Einsatz der angepassten Versuchsprobe gemäß Bild 2. Die Messung der Dilatation der Versuchsproben im Versuchsaufbau erfolgt durch eine in-situ Messung, während die Temperaturmessung und Regelung mittels NiCr-Ni Thermoelement realisiert wird. Dabei erfasst das eingesetzte Messsystem der Firma Keyence, Typ LS7070M, mittels optischen Lichtbands und einem CCD-Mikrometer, den absoluten Abstand der beiden Langlöcher. Durch die Berücksichtigung des anfänglichen Abstandes bei Raumtemperatur kann die Längenänderung der Messstrecke berechnet werden. Der durchgeführte stichpunktartige Abgleich der resultierenden Gefügeumwandlungskinetik unter Variation der Austenitisierungsbedingungen und Variation der Probenorientierung gemäß Walzrichtung ergibt keinen beachtenswerten Unterschied. Deshalb werden für die Bestimmung der resultierenden Werkstoffeigenschaften die Dilatationen im Winkel von 90 ° zur Walzrichtung gemessen. Die Austenitisierung erfolgt durch eine kontinuierliche konduktive Erwärmung mit 5 K/s bis zur Ziel-

temperatur von 880 °C. Zur Sicherstellung einer homogenen Austenitbildung werden die Versuchsproben für 124 s auf 880 °C gehalten. Diese Erwärmung orientiert sich an einer praxisnahen Prozessplanung der direkten Warmumformung und stellt eine theoretische Ofenverweilzeit von 300 s dar. Eine spannungs- und dehnungsfreie Austenitisierung der Versuchsprobe wird erreicht, indem zu Beginn der Prüfung die durch das Einspannen der Prüfkörper auftretenden Kräfte, durch die gewählte Kraftregelung, auf 0 N geregelt werden, zudem gleicht die Prüfmaschine die Längenänderung des Probekörpers während der Austenitisierung und Abkühlung automatisch aus. Dieser Längenausgleich des Prüfkörpers erfolgt regeltechnisch durch minimale Translation der maschinenseitigen Einspannstelle. Für diesen Regelvorgang zu Beginn jeder Prüfung werden 10 s im Testprogramm berücksichtigt, das führt zu dem Start der Abkühlvorgänge nach 310 s Prüfdauer. Zur vollständigen Beschreibung der Umwandlungskinetik wird aus den experimentellen Versuchen der kontinuierlichen Abkühlraten die diffusionslose Martensitumwandlung analysiert. Für den ausgewählten Werkstoff wird auf Basis der durchgeführten Berechnungen aus Abschnitt 6.2 die kontinuierliche Abkühlrate von 50 K/s gewählt. Die Vorgehensweise zur Auswertung dieser Versuchsreihe kann den Erläuterungen und dem Bild 6 im Abschnitt 4.2.4 entnommen werden. Dort wird die Anwendung des Hebelgesetzes in Anlehnung an [137] unter Anwendung der Gleichung 11 dargestellt.

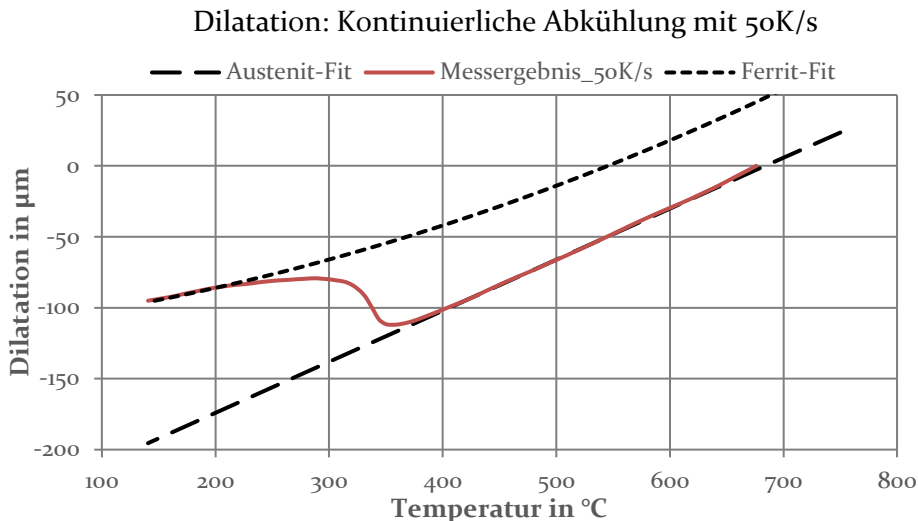


Bild 37: Dilatationskurve der kontinuierlichen Abkühlung von 50 K/s des Werkstoffs 20MnCr8-2 und Darstellung der verlängerten Längenausdehnungen des Austenits und Ferrits zur Anwendung des Hebelgesetzes

In Bild 37 wird ersichtlich, dass der ausgewählte Werkstoff bereits bei der konstanten Abkühlung von 50 K/s einen kleinen Anteil an Zwischengefüge ausbildet, somit der Werkstoff 20MnCr8-2 eine kritische obere Abkühlrate größer als 50 K/s aufweist. Die Auswertung der resultierenden Martensitstarttemperatur und die Ableitung der Umwandlungskinetik erfolgt nichtsdestotrotz an den Messergebnissen dieser Dilatation. Die diffusionslose Martensitumwandlung wird durch die Berechnungsansätze nach Koistinen und Marburger beschrieben. Die Martensitumwandlung steht dabei in direktem Zusammenhang zur aktuellen Platinentemperatur T_p und dem Beginn der Martensitstarttemperatur M_s . Der Verlauf hat die Form einer Exponentialfunktion, der mathematische Zusammenhang wird in Gleichung 6 dargestellt.

$$x_M = x_a \cdot \left[1,0 - e^{-\alpha_M(M_s - T_p)} \right] \quad (6)$$

Dabei resultiert der Martensitanteil x_M aus dem anfänglich zu Verfügung stehenden Restaustenitanteil x_a unter Berücksichtigung einer materialspezifischen Konstanten α_M . Bild 38 zeigt den Vergleich der experimentell gemessenen und berechneten Martensitumwandlung des alternativen Werkstoffs 20MnCr8-2 bei einer Abkühlrate von 50 K/s.

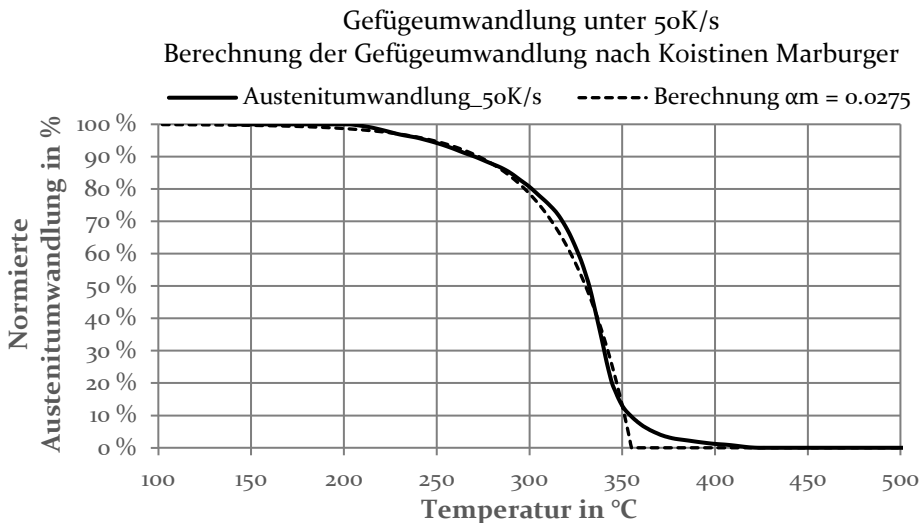


Bild 38: Vergleich der experimentell ermittelten und der berechneten Martensitumwandlung des Stahls 20MnCr8-2, nach den Ansätzen von Koistinen und Marburger, für eine kontinuierliche Abkühlrate mit 50 K/s und einer Martensitstarttemperatur $M_s = 370^\circ\text{C}$ und der Materialkonstanten $\alpha_M = 0,0275$

Der Beginn der Austenitumwandlung erfolgt bei 424°C , der anfänglich flache Anstieg bis zu einer Temperatur von etwa 374°C verdeutlicht die Phase

der Bainitbildung im Werkstoff. Die Martensitumwandlung des Werkstoffs wird unterhalb dieser Temperatur durch die steigende Umwandlungsrate ersichtlich. Zu diesem Zeitpunkt wurde bereits ein kleiner Austenitanteil von 2,5 % in Bainit umgewandelt. Die exponentielle Umwandlung startet mit der Unterschreitung der Platinentemperatur T_p unterhalb der Martensitstarttemperatur $M_s = 370\text{ °C}$. Der Umwandlungsfortschritt wird durch die materialspezifische Konstante α_M für diesen Werkstoff mit $\alpha_M = 0,0275$ als konstant angesetzt. Das Ende der Martensitumwandlung M_f wird bei 215 °C detektiert. Diese einfache Berechnung des diffusionslosen Umwandlungsverhaltens beschreibt die Martensitumwandlung sehr treffend. Die resultierende Abweichung der Umwandlung wird für eine erste Werkstoffbeschreibung als akzeptabel und ausreichend angesehen. Auf eine weitere Verbesserung der Korrelation, durch die Auswahl eines alternativen mathematischen Ansatzes, wird daher verzichtet.

8.3.2 Ermittlung und Beschreibung der diffusionsabhängigen Umwandlungskinetik

Das vorgestellte Konzept der erarbeiteten Methode zur effizienten Werkstoffauswahl beruht maßgeblich auf der Beschreibung der diffusionsabhängigen Austenitumwandlung. Innerhalb dieser Arbeit wird das werkstoffspezifische Umwandlungsverhalten lediglich durch die Beschreibung der isothermen Umwandlungskinetik erfüllt, denn unter Anwendung der Gleichung 7 kann nicht nur die geforderte Grenzkurve der Werkstoffumwandlung berechnet werden, sondern ebenfalls ein allgemeingültiges Austenitumwandlungsverhalten des Werkstoffsystems bei diskontinuierlicher Temperaturführung. Dazu müssen aufgrund der temperatur- und zeitabhängigen Umwandlungen in Ferrit, Perlit und Bainit, die drei JMAK-Koeffizienten $n_{(T,i)}$, $\tau_{(T,i)}$, $x_{eq(T,i)}$ temperatur- und gefügephasenabhängig bestimmt werden. Dies ist eine maßgebliche Erweiterung zu der bisher angewendeten temperaturkonstanten Annahme, welche zur überschlägigen Berechnung der erforderlichen Werkstoffgrenzkurve zur Werkstoffauswahl in Abschnitt 6.2 angenommen wurde. Die Beschreibung erfolgt anhand des Abgleichs der berechneten Austenitumwandlung mit den im Folgenden beschriebenen experimentell ermittelten Dilatationen des Werkstoffs.

Der Versuchsaufbau und die Probengeometrie sind identisch zu den kontinuierlichen Abkühlraten des vorherigen Abschnitts. In dieser Versuchsserie wird ebenfalls die angepasste Probengeometrie (Bild 2) mit dem an der Unterseite angeschweißten Thermoelement (Typ K) in der universellen

Prüfmaschine Gleeble 3500 verwendet. Die Längenänderung der Versuchsprobe wird senkrecht zur Walzrichtung auf der nominalen Messlänge von 15 mm durch das optische Messgerät der Firma Keyence, Typ LS7070M, gemessen. Eine Reduzierung der Abtastrate während der isothermen Haltephase von 100 Hz auf 10 Hz wird berücksichtigt. Die Erwärmung erfolgt ebenfalls kontinuierlich auf 880 °C mit 5 K/s. Nach Erreichen der Zieltemperatur wird die Versuchsprobe für 124 s auf 880 °C gehalten, eine Homogenisierung des Austenits wird dadurch sichergestellt. Die auftretenden Kräfte in der Probenaufnahme der Versuchsanlage werden kontinuierlich mittels automatischer Kraftregelung ausgeglichen. Nach 310 s werden die Versuchsproben innerhalb von 1,5 s auf 700 °C abgekühlt. Dort verweilen die Proben für 0,5 s isotherm, damit eine Zugumformung, welche die Platinenumformung im realen Referenzprozess nachbildet, innerhalb der experimentellen Versuchsreihe vereinfacht nachgestellt werden kann. Jedoch wird die Einbringung der plastischen Dehnungen in dieser Arbeit nicht angewendet, sodass die Ermittlung der Umwandlungskinetik ohne zusätzlich eingebrachte mechanische Dehnungen bzw. Spannungen erfolgt. Eine weitere Abkühlung mit 120 K/s temperiert die Versuchsproben auf die isothermen Zieltemperaturen. In dieser Versuchsreihe werden aufgrund der angestrebten Validierung der erarbeiteten Methode die JMAK-Koeffizienten für elf Isothermen ermittelt. Tabelle 16 bietet eine Übersicht der durchgeführten Versuche.

Tabelle 16: Übersicht der experimentell durchgeführten Abkühlratenvariationen

700 °C	675 °C	650 °C	625 °C	600 °C	575 °C	550 °C	525 °C	500 °C	475 °C	450 °C
--------	--------	--------	--------	--------	--------	--------	--------	--------	--------	--------

Eine detaillierte Untersuchung des isothermen Umwandlungsverhaltens erfolgt im Temperaturbereich von 700 °C bis 450 °C im Temperaturabstand von 25 °C. Die Haltezeit der Isothermen wird in Abhängigkeit der laufenden oder bereits detektierten Dilatation bestimmt. Abschließend werden die Versuchsproben mit 120 K/s bis auf die Endtemperatur von 100 °C mittels Druckluft abgekühlt. Für die spätere Analyse des Umwandlungsfortschritts können innerhalb der isothermen Verweilzeit die Prüfungen gezielt abgebrochen und das zu diesem Zeitpunkt vorliegende Gefüge metallografisch untersucht werden. Der Abbruch bzw. die Bestimmung der aktuellen Gefügezusammensetzung erfolgt ebenfalls durch eine schnelle Abkühlung auf Raumtemperatur mittels Druckluft. Diese frühzeitige Abkühlung wandelt den restlichen zur Verfügung stehenden Austenit in diesem Werkstoff in Martensit um, eine Bewertung der bereits resultierenden Gefügephasen kann somit zu unterschiedlichen Zeitpunkten erfolgen. Die Durchführung und Auswertung der Versuche erfolgt nach SEP1681. Da die resultierenden Gefügeumwandlungen stark temperaturabhängig sind,

muss die Temperaturführung der Versuche sehr genau geregelt werden. Eine geringe und kurzzeitige Temperaturabweichung muss durch Anpassung der Abkühl- und Regelungsparameter für jede Versuchstemperatur sichergestellt werden.

Die Basis der späteren Auswertung und Beschreibung der Austenitumwandlung erfolgt durch die konstante Messung der Dilatation während der isothermen Umwandlung. Für die Auswertung wird die Dilatationskurve nicht wie bei der Ermittlung der Austenitumwandlung unter konstanter Abkühlrate über der Temperatur, sondern über der relativen Versuchszeit aufgetragen. Der Beginn der Umwandlung ist dabei nach SEP1680 die Zeit, zu welcher die Versuchsprobe während der raschen Abkühlung erstmals die isotherme Zieltemperatur mit maximal 5 Kelvin Abweichung erreicht hat. Die logarithmische Zeitaufteilung erleichtert die Detektion und Festlegung der Umwandlungsgrenzkurven während der anschließenden Auswertung. Diese Grenzkurven kennzeichnen die Dilatationsgrenzen für 0 % und 100 % Umwandlungsfortschritt des Austenits. Durch Anwendung des Hebelgesetzes nach Gleichung 11 kann nun zu jedem Zeitpunkt der aktuelle Umwandlungsfortschritt prozentual bestimmt werden. Zur weiteren Erläuterung der Auswertung wird an dieser Stelle auf die Ausführungen in Abschnitt 4.2.4 und insbesondere auf Bild 6 und das SEP1680 verwiesen.

Das Ziel dieser Untersuchungen ist die Ermittlung der drei von der Temperatur und der jeweiligen Gefügephase abhängigen JMAK-Koeffizienten $n_{(T,i)}$, $\tau_{(T,i)}$, $x_{eq(T,i)}$. Dazu werden in dieser Arbeit zur Absicherung der Versuchsergebnisse drei Wiederholungen mit identischen Versuchsparametern durchgeführt und die Austenitumwandlung wie beschrieben ausgewertet. Die Versuchsproben werden im Nachgang der Versuchsdurchführung eindeutig beschriftet und zur Ermittlung der resultierenden Gefügezusammensetzung metallografisch untersucht. Nach vorheriger Kontrolle der resultierenden Gefügehomoogenität und zur Bewertung der etwaigen Seigerungseinflüsse werden aufgrund der einfacheren Handhabung bei der Probenpräparation, die Werkstoffanalysen im Längsschliff durchgeführt. Die Probenpräparation erfolgt zunächst mit Hilfe eines Nasstrennautomaten des Herstellers ATM, Typ: BRILLANT 220, anschließend werden die Laborproben eingebettet, geschliffen, poliert, durch dreiprozentige Salpetersäure (HNO_3) geätzt und abschließend im Lichtmikroskop Leica DM4000 M untersucht. Die Auswertung der Gefügezusammensetzung erfolgt durch einen Graubildabgleich und durch das Linienschnittverfahren zur Abschätzung der volumetrischen Phasenverteilungen.

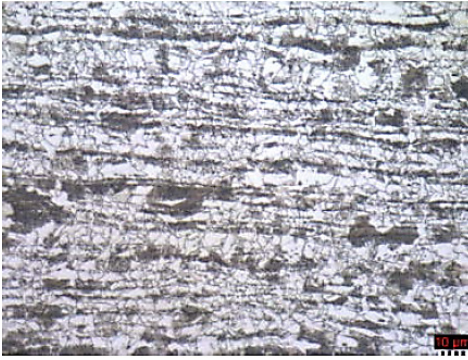


Bild 39: Lichtmikroskopie des alternativen Werkstoffs 20MnCr8-2 (Werkstoff D) bei isothermer Gefügeumwandlung unter 575 °C und einer Haltezeit von 1500 s und einer vorherigen Austenitisierung auf 880 °C, bei 1000-facher Vergrößerung unter Verwendung von drei-prozentiger HNO₃-Säure

Bild 39 zeigt die Gefügaufnahmen der Lichtmikroskopie unter Anwendung der HNO₃ Ätzung einer bei 575 °C isotherm behandelten Probe des Werkstoffs 20MnCr8-2. Die Auswertung der Gefügebilder ergibt in etwa eine Gefügeverteilung von 45 % Ferrit und einen Perlitanteil von 55 %, welche durch das Linienschnittverfahren abgeleitet wurde. Im Anschluss der Bewertung wird die resultierende Werkstoffhärte durch den Härteprüfer der Firma ATM vom Typ CARAT 930 durchgeführt. In dieser Arbeit wird ausschließlich eine Prüfkraft von 9,81 N mit 10 s Belastungsdauer auf den Prüfkörper angewendet, dies führt zu der Nomenklatur in der angegebenen Vickershärte von HV₁₀. Im Beispiel der 575 °C Probe ergibt der Mittelwert aus fünf Prüfeindrücken eine Härte nach Vickers von 211 HV₁₀.

Die Bestimmung der JMAK-Koeffizienten $n_{(T,i)}$, $\tau_{(T,i)}$, $x_{eq(T,i)}$ erfolgt somit für diese Temperatur lediglich für die Gefügephasen Ferrit und Perlit. Das bedeutet, dass die resultierenden JMAK-Koeffizienten für Bainit aufgrund des Ergebnisses von $x_{eq(575\text{ °C}, \text{Bainit})} = 0$ nicht bestimmt werden. Des Weiteren kann aus der Gefügeanalyse ebenfalls die Equilibriumskonzentration von Ferrit und Perlit gefolgert werden. In dieser Arbeit wird die sich zuerst ausscheidende Phase somit in ihrer maximalen Ausprägung eingegrenzt, die als letztes entstandene Gefügephase wird um den entstandenen Anteil des verbleibenden Restaustenits vom normierten Maximalwert von 1,0 subtrahiert. Das bedeutet für dieses Beispiel der isothermen Umwandlung bei 575 °C die Festlegung der zwei weiteren JMAK-Koeffizienten zu: $x_{eq(575\text{ °C}, \text{Ferrit})} = 0,45$ und $x_{eq(575\text{ °C}, \text{Perlit})} = 1,0$. Die Annahme einer zeitkonstanten Dimension der Keimbildung sowie der Keimbildungsgeschwindigkeit ermöglichen nun die Ermittlung der restlichen beiden

JMAK-Koeffizienten für die isotherme Gefügeumwandlung. In dieser Arbeit wird die Bestimmung der letzten Koeffizienten durch die Minimierung der Summe der Fehlerquadrate durchgeführt. Weiterhin wird die Ermittlung der Avrami-Exponenten auf positive Werte zwischen 1,0 und 4,0 beschränkt. Das Ergebnis der somit nachkalkulierten Gefügeumwandlung des ausgewählten alternativen Werkstoffs 20MnCr8-2 wird in Bild 40 dargestellt.

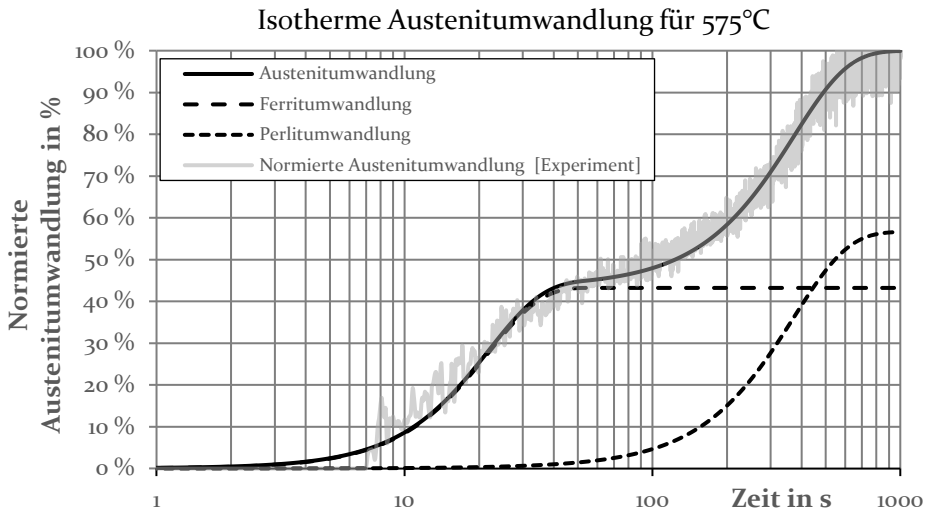


Bild 40: Vergleich der berechneten mit der experimentell ermittelten Austenitumwandlung bei isothermer Umwandlung unter 575 °C

Die ermittelten JMAK-Koeffizienten von $n_{(575^{\circ}\text{C}, \text{Ferrit\&Perlit})} = 2,0$ sowie die Beschreibung der Keimbildungsrate mit $\tau_{(575^{\circ}\text{C}, \text{Ferrit})} = 22,4$ und $\tau_{(575^{\circ}\text{C}, \text{Perlit})} = 378$ zeigen eine gute Übereinstimmung der Austenitumwandlung im Vergleich zu der experimentell aufgenommenen Versuchsmesskurve. Die metallografische Analyse der hier vorgestellten isothermen Versuchsprobe weist eine Gefügezusammensetzung von etwa 45 % Ferrit und 55 % Perlit auf. Die Berechnung der Umwandlung unter Anwendung der ermittelten JMAK-Koeffizienten ergibt eine finale Zusammensetzung von 43,24 % Ferrit und 56,6 % Perlit. Die Abweichung beträgt somit weniger als 2 %. Der Avrami-Exponent $n_{(575^{\circ}\text{C}, \text{Ferrit\&Perlit})} = 2,0$ beschreibt die Keimbildung, jedoch ist festzuhalten, dass trotzdem die Dimension der Keimbildung nicht sicher als zweidimensional angesehen werden kann, denn die Analyse, ob die Bildung der Phasen aus einer ursprünglichen Keimbildung oder aus mehreren Neukeimbildungen entsteht, wird in dieser Arbeit nicht durchgeführt.

Die Ermittlung der JMAK-Koeffizienten wird für die unterschiedlichen isothermen Temperaturen analog zur vorgestellten Prüftemperatur von 575 °C durchgeführt. Das Bild 41 zeigt den Vergleich der gemessenen und normierten Dilatation der Austenitumwandlung mit den berechneten Gefügeumwandlungen der einzelnen Gefügephasen. Für die Temperatur von 475 °C konnte das Ergebnis der Variablen für die Bildung des Zwischengefüges mit $n_{(475\text{ °C}, \text{Bainit})} = 2,2$ und einer Keimbildungsrate von $\tau_{(575\text{ °C}, \text{Bainit})} = 17,1$ berechnet werden. Der maximale umzuwandelnde Anteil an Bainit wird mit $x_{eq(575\text{ °C}, \text{Bainit})} = 0,96$ beschrieben.

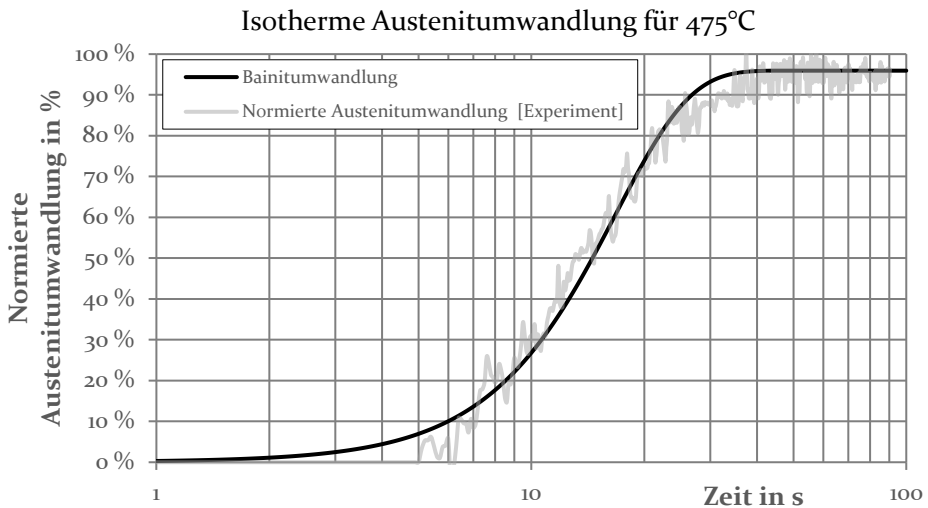


Bild 41: Normierte Austenitumwandlung der isothermen Dilatationsmessung unter 475 °C des Werkstoffs 20MnCr8-2

Es wird ersichtlich, dass bereits nach 10 s ein Anteil von etwa 30 % des Austenits umgewandelt wurde und nach einer Zeit von 27 s weniger als 10 % Restaustenit im Werkstoff verbleiben. Das Umwandlungsende wird ebenfalls nach etwa 60 s bei dieser niedrigen Temperatur erreicht. Die im Schliff detektierte mittlere Härte (Bild 43) ergibt einen Wert von 304 HV₁₀, ebenfalls wird der bei der abschließenden Abkühlung entstehender Martensit gebildet. Die Auswertung der experimentellen Versuche am Beispiel der isothermen Austenitumwandlung unter 625 °C (Bild 42) ergibt eine resultierende Gefügezusammensetzung von etwa 50 % Ferrit und 50 % Perlit. Die JMAK-Koeffizienten werden zur Beschreibung dieser Austenitumwandlung mit dem Avrami-Exponenten $n_{(625\text{ °C}, \text{Ferrit})} = 1,4$ $n_{(625\text{ °C}, \text{Perlit})} = 2,0$ und den Keimbildungsraten von $\tau_{(625\text{ °C}, \text{Ferrit})} = 35$ und $\tau_{(625\text{ °C}, \text{Perlit})} = 370$ berücksichtigt. Der maximale umzuwandelnde

Anteil an Ferrit wird durch die Randbedingung von $x_{eq(625^\circ\text{C}, \text{Ferrit})} = 0,50$ begrenzt. Die somit resultierenden Gefügeanteile werden am Ende der Abkühlung auf 47,5 % Ferrit und 51,8 % Perlit berechnet. Die Analyse der Austenitumwandlung zeigt einen in Ferrit umgewandelten Anteil nach 10 s isothermer Verweilzeit von etwa 10 %. Die Perlitphase ist mit einer Konzentration von 1,0 % nach etwa 37 s zu detektieren.

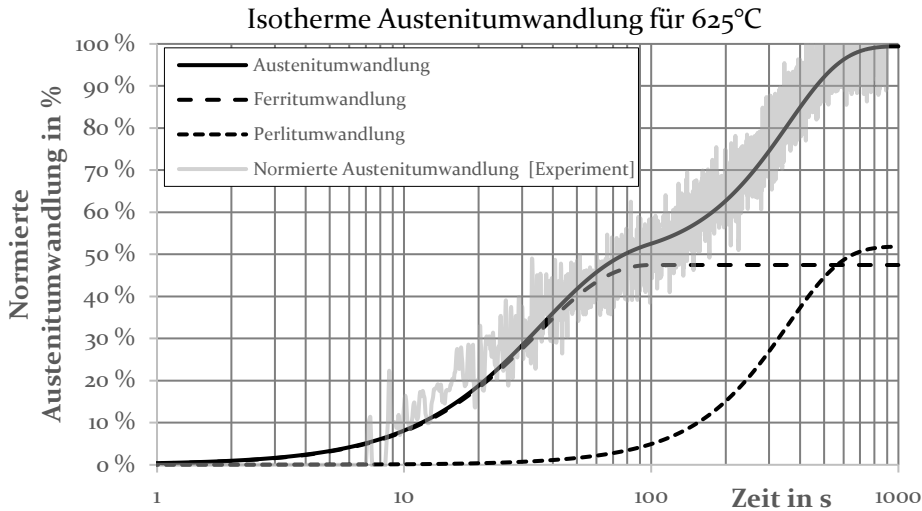
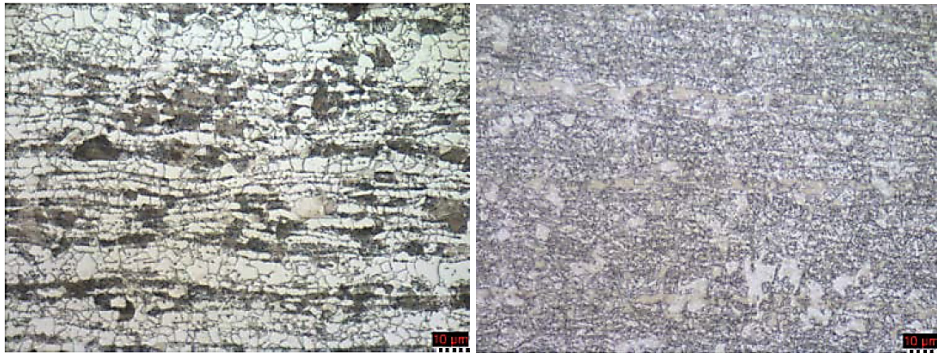


Bild 42: Normierte Austenitumwandlung der isothermen Dilatationsmessung unter 625 °C des Werkstoffs 20MnCr8-2



Isotherme Umwandlung (625 °C) // Härte 185 HV₁₀
 Isotherme Umwandlung (475 °C) // Härte 304 HV₁₀

Bild 43: Schliffbildern der isothermen Dilatationsmessung unter 475 °C und 625 °C des Werkstoffs 20MnCr8-2

Die Überschneidung der Bildung beider Phasen resultiert in einem Dilationsverlauf, der nach circa 100 s eine Austenitumwandlung von 50 % erreicht. Das Umwandlungsverhalten unter isothermen Randbedingungen des alternativen Werkstoffs wird nach der beschriebenen Vorgehensweise für die in Tabelle 16 aufgezeigten Temperaturen vollständig analysiert. Die von der Temperatur abhängigen JMAK-Koeffizienten $n_{(T,i)}$, $\tau_{(T,i)}$, $x_{eq(T,i)}$ dienen der vollständigen Beschreibung der resultierenden Gefügezusammensetzung und werden im weiteren Verlauf dieser Arbeit zur weiteren Validierung der erarbeiteten Methode verwendet.

In diesem Abschnitt wurde, ausgehend von den Berechnungen der Gefügeumwandlungspunkte und der Beschreibung der Martensitumwandlung nach Koistinen und Marburger, die diffusionsgesteuerte Austenitumwandlung experimentell bestimmt und die Vorgehensweise der notwendigen analytischen Nachmodellierung beschrieben. Es wurde nachgewiesen, dass die auf Basis einer isothermen Temperaturführung entstehenden Austenitumwandlungen, durch die Ermittlung der drei temperatur- und gefügephasenabhängigen JMAK-Koeffizienten $n_{(T,i)}$, $\tau_{(T,i)}$, $x_{eq(T,i)}$ beschrieben werden können, dazu ist die Analyse der Versuchsproben im Labor als auch die Bewertung der experimentell ermittelten Dilatation im Detail erfolgt. Die Implementierung der ermittelten JMAK-Koeffizienten in die vorgestellte Gleichung 7 ermöglicht die Berechnungen der resultierenden Gefügephasenzusammensetzungen für beliebige Abkühlkurvenverläufe. Der Abschnitt 8.3 zeigt, dass die mathematischen Beschreibungen der Gefügeumwandlungen sowohl unter kontinuierlichen als auch unter isothermen Abkühlungen mit den experimentellen Ergebnissen gut korrelieren.

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass die beschriebenen Ausarbeitungen aus Kapitel 8 zum einen das identische Umwandlungsverhalten eines TRB im Vergleich zum konventionellen Halbzeugwerkstoff nachweisen und zum anderen eine neuartige Probengeometrie und eine Methode zur Analyse des temperaturabhängigen Umwandlungsverhaltens vorgestellt wird. Zuletzt kann abschließend anhand von ausgewählten isothermen Temperaturumwandlungen eine Vorgehensweise zur Berechnung der temperaturabhängigen JMAK-Koeffizienten, unter Einsatz des zuvor erarbeiteten Versuchsaufbaus, als neuartig benannt werden. Die Validierung der Methode zur Bestimmung der Gefügezusammensetzungen auf nicht isotherme Temperaturverläufe wird im nächsten Kapitel durch eine Nachkalkulation der kontinuierlichen Abkühlraten und durch die Anwendung und Berechnung der Eigenschaften einer TRB® B-Säule im direkten Prozess der

Warmumformung durchgeführt, um abschließend die Methode zur effizienten Werkstoffauswahl und die Möglichkeit der Detektion eines zielführenden chemischen Elementkonzentrationsgebiets bestätigen zu können.

9 Validierung der erarbeiteten Methode zur Werkstoffauswahl

Im Produktentwicklungszyklus sollte neben der funktionalen Produktauslegung und der späteren Produktvalidierung ebenfalls frühzeitig die technische Herstellbarkeit des angestrebten Produktes bewertet werden und maßgeblich die resultierende Produktfertigungsstrategie in den einzelnen Entwicklungsiterationen berücksichtigt sein. Diese Vorgehensweise ermöglicht kurze Entwicklungszeiten der zukünftigen Produkte, vor diesem Hintergrund wird neben der in dieser Arbeit vorgestellten Methode zur effizienten Werkstoffauswahl auch die Vorgehensweise zur effizienten Werkstoffcharakterisierung erarbeitet. Das Ziel dieses Abschnitts besteht darin, den Nachweis zu erarbeiten, dass die in dieser Arbeit vorgestellte Methode zur Werkstoffauswahl und Charakterisierung eine allgemeine Anwendbarkeit bietet. Dafür wird in diesem Abschnitt die erarbeitete Methode durch Umformversuche und Dilatometrieversuche validiert. Die Grundlage zur Erfüllung dieser Validierung bildet die in Abschnitt 8 erarbeitete allgemeine Beschreibung der ermittelten Werkstoffeigenschaften und der Übertrag in Form einer Materialkarte für die Berechnung mittels der Finite Elemente Methode.

Für die Herstellbarkeitsbewertung der warmumgeformten Strukturbauteile wird in dieser Arbeit die Materialformulierung der in LS-Dyna implementierten Materialkarte `*MAT_GENERALIZED_PHASE_CHANGE`, oder als `*MAT_254` bezeichnet, verwendet. Diese Materialkarte ermöglicht die generische Modellierung der Gefügephasenumwandlungen für verschiedene, vom Anwender frei auswählbare, formulierte Berechnungsansätze. Die Anwendung der Materialkarte ist für die Berechnung von Prozessen der Wärmebehandlung, des Schweißens und der Warmumformung geeignet. Dazu können bis zu 24 verschiedene Phasenausbildungen sowohl für Volumen- als auch Schalenelemente im expliziten und impliziten Zeitschrittmodell unter Verwendung des LS-Dyna Berechnungssolvers abgebildet werden [134]. Die Flexibilität dieses Materialmodells zur Abbildung der Werkstoffeigenschaften verschiedenster Stähle ist der wesentliche Vorteil, weshalb dieses Materialmodell zur Bewertung der Eignung eines ausgewählten Werkstoffsystems in Kombination zu einem angestrebten Herstellprozess verwendet wird. Die Implementierung der ermittelten Kennwerte in das Materialmodell `*MAT_254` wird im Anhang V für den ausgewählten alternativen Werkstoff 20MnCr8-2 beschrieben.

Eine erste Bewertung der in Kapitel 7 ermittelten Fließeigenschaften des ausgewählten Werkstoffs wird durch eine Validierung der Simulation mit durchgeführten Umformversuchen einer Napfgeometrie erreicht. Die Validierung der Methode zur Beschreibung der Gefügeumwandlungskinetik erfolgt sowohl durch eine Nachsimulation des kontinuierlichen Umwandlungsschaubildes der in Abschnitt 8.3.1 durchgeführten Untersuchungen als auch durch die Validierung der resultierenden Endbauteileigenschaften anhand der in dieser Arbeit gewählten TRB® B-Säule im Prozess der direkten Warmumformung.

9.1 Validierung der Umformeigenschaften am Napfzugversuch

Dieser Abschnitt dient der Validierung der ermittelten Fließeigenschaften des ausgewählten Werkstoffs nach den angewandten Ansätzen aus Kapitel 7. Der Abgleich der Simulation erfolgt durch die Analyse der berechneten und resultierenden Blechdicken der hergestellten Napfgeometrien. Es ist somit das Ziel, den Nachweis zu erbringen, dass die Methode zur effizienten Charakterisierung der Umformeigenschaften – eines zuvor ausgewählten Werkstoffs – welche lediglich auf der Durchführung von Warmzugversuchen bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten beruht, eine ausreichend genaue Beschreibung der resultierenden Umformeigenschaften ermöglicht.

Der in Abschnitt 4.2.3 beschriebene Versuchsaufbau am LFT in Erlangen wird dazu zunächst innerhalb einer Finite Elemente Simulation mit den wesentlichen Randbedingungen nachgebildet. Als Simulationssoftware dient ebenfalls, wie in allen Simulationen dieser Arbeit, die Finite Elemente Berechnungssoftware von LS-Dyna. Die verwendete Solverversion, die Materialmodelle und Randbedingungen dieser Napfzugsimulation sind zur besseren Übersichtlichkeit in Tabelle 17 aufgeführt. Die verwendeten Werkzeuge im realen Versuchsaufbau bestehen aus dem Werkzeugstahl CR7V. Durch integrierte Heizpatronen werden die Werkzeuge beheizt, dadurch wird die Bildung von Martensit auch bei geringeren Blechdicken vermieden und die Umformeigenschaften des unterkühlten Austenits können bewertet werden. Im Napfzugversuch werden die Ziehgeschwindigkeit und die Ziehtiefe der hydraulischen Versuchspresse Lasco, TSP 100So, variiert. Zur Validierung der Umformeigenschaften werden drei Ziehtiefen hergestellt. Die drei Ziehtiefen resultieren aus den angestrebten maximalen Materialausdünnungen von 5 %, 10 % und 15 % unter Verwendung der schnelleren Pressengeschwindigkeit von 55 mm/s. Diese Einstellungen der

Ziehtiefe wurden iterativ durch die Messung der Ausdünnung mittels taktilem Messtaster der Firma Kroeplin Längenmesstechnik –Typ B440 – während der Versuchsreihe ermittelt.

Tabelle 17: Übersicht der verwendeten Simulationsumgebung in LS-Dyna

Art	Thermo-mechanisch gekoppelte Simulation
Solver	smp_d_R11_131504_winx64_ifort160
Vernetzung der Platine	4-Knoten Schalenelemente; Typ 16
Vernetzung der Werkzeuge	Solidelemente; Typ 1
Verwendete Materialmodelle der Platine und Werkzeugsegmente	*MAT_243 (MAT_HILL_90)
	*MAT_020 (MAT_RIGID)
	*MAT_T10 (MAT_THERMAL_ISOTROPIC_TD_LC)
Starttemperaturen	*INITIAL_TEMPERATURE_SET
Wärmeverluste	*BOUNDARY_RADIATION(CONVECTION)_SET
Platinenkontakt	*CONTACT_SURFACE_TO_SURFACE_THERMAL_FRICTION_ID
Werkzeugbewegung	*BOUNDARY_PRESCRIBED_MOTION_RIGID_ID

Eine Übersicht der Werkzeugeigenschaften innerhalb der Simulation bietet die nachfolgende Tabelle 18.

Tabelle 18: Verwendete Werkzeugrandbedingungen in der Simulation

Napfzugwerkzeug		Thermische Eigenschaften	Umformung
<i>Bezeichnung</i>	<i>Starttemperatur</i>	<i>Wärmekapazität c_p</i> <i>Wärmeleitfähigkeit λ</i>	<i>Werkzeugbewegung</i>
<i>Stempel</i>	$T_{\text{Stempel}} = 165\text{ °C}$	siehe Anhang VI	$V_{\text{LASCO}} = 55\text{ und }33\text{ mm/s}$
<i>Niederhalter</i>	$T_{\text{Nh}} = 155\text{ °C}$	siehe Anhang VI	-
<i>Matrize</i>	$T_{\text{Matrize}} = 155\text{ °C}$	siehe Anhang VI	-

Die verwendete Blechrunde hat einen Durchmesser von 100 mm und die ermittelte Platinendicke, inklusive der beidseitig aufgetragenen Mubea-Galveannealed-Zink-Beschichtung, beträgt 1,48 mm. Die Anfangstemperatur der Platine zu Beginn der Simulation wird mit 810 °C berücksichtigt. Durch die bereits startende Abkühlung im Werkzeug vor der eigentlichen Umformung sind die Teilbereiche der Blechrunde, welche unterhalb der Werkzeugmatrize liegen, bereits auf etwa 790 °C abgekühlt. In der Simulation werden neben der Konvektion und Strahlung die Abkühlung der Platine durch die Formulierung eines spalt- und druckabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten berücksichtigt. Die Beschreibung des Wärmeübergangskoeffizienten der erwärmten Platine in das Umformwerkzeug wird in Anlehnung an Lechler nach Bild 44 in die Simulation implementiert.

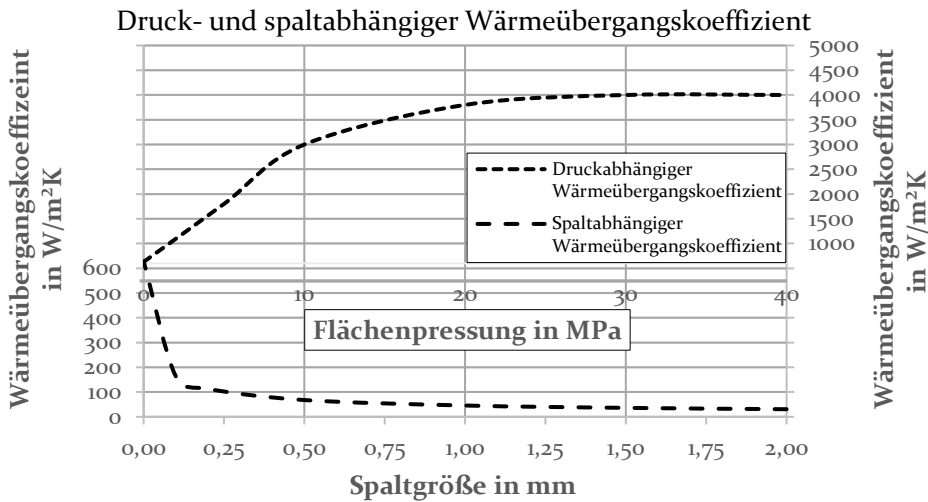


Bild 44: Darstellung des in der Simulation verwendeten spalt- und druckabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten in Anlehnung an die veröffentlichten Ergebnisse in Lechler [107]

Die für die Warmumformung notwendige Distanzierung zwischen Werkzeugniederhalter und Ziehmatrize wird durch eine 1,80 mm dicke runde Blechplatte, welche eine ebenfalls runde Aussparung von 101,5 mm – zur Positionierung der Versuchsronden – besitzt, realisiert. Die Differenz dieser Blechplatte mit der Blechdicke der eingesetzten Ronde des Versuchswerkstoffs bildet eine reproduzierbare Distanzierung zwischen Niederhalter und Matrize von 0,32 mm. Die Reibzahl zwischen Blechrunde und Werkzeugsegmenten wird konstant mit $\mu = 0,35$ in Anlehnung an [107] angenommen. Die Fließkurven des 20MnCr8-2 sind dem Approximationsansatz nach Lechler gemäß den ermittelten Koeffizienten der Tabelle 11 aus Abschnitt 7 berücksichtigt.

Zunächst wird die resultierende Napftemperatur nach der Umformung aus der durchgeführten Simulation mit den realen Versuchsergebnissen, gemessen mittels Thermografiekamera, verglichen. Am Beispiel der konstanten Umformgeschwindigkeit von 55 mm/s und der maximal durchgeführten Ziehtiefe von 22 mm wird dieser Vergleich in Bild 45 dargestellt. Der Vergleich zwischen Simulation und Validierungsversuch zeigt bereichsweise erhöhte Unterschiede in der Temperaturverteilung des umgeformten Tiefziehnapfes. Die auf der Abszisse dargestellte Position der Mantelfläche gibt die Position der Napfmitte bei 0 mm und die Napfaußenkante bei etwa 50 mm wieder. Einen ersichtlichen Unterschied stellt die maximale Temperaturabweichung von 137,7 °C im Bereich der Anlagefläche unterhalb des distanzierten Niederhalters dar.

Der Hintergrund für diese Diskrepanz liegt in der simulativ nicht abgebildeten realen Schwingung der Gasdruckfeder des Werkzeugniederhalters während der Umformung der Napfgeometrie. Die aus der Schwingung resultierende geringere Flächenpressung im Niederhalterbereich führt zu einer geringeren Abkühlrate der Blechrunde aufgrund des geringeren Wärmeübergangskoeffizienten (Bild 44) in diesem Bereich.

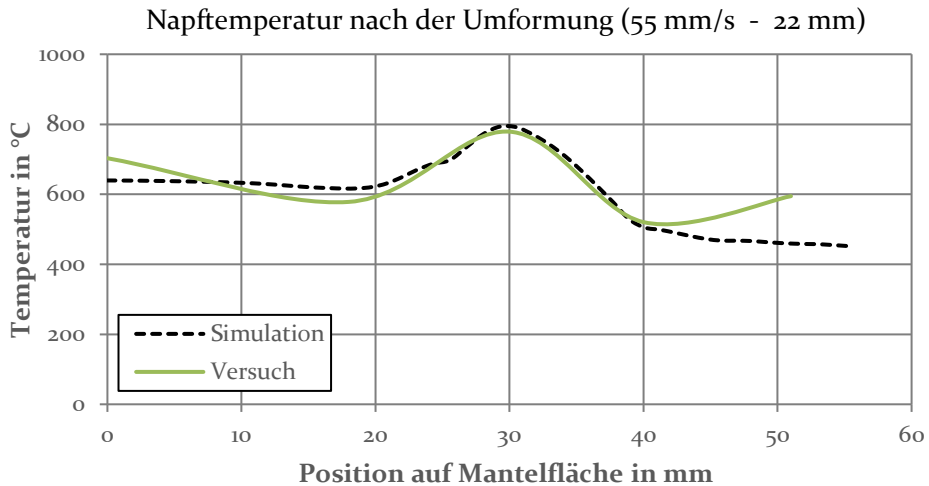


Bild 45: Vergleich der Umformendtemperatur des Napfzugversuchs zwischen der FE-Simulation und den realen Messwerten der Validierungsversuche am Beispiel der Ziehtiefe von 22 mm und einer konstanten Umformgeschwindigkeit von 55 mm/s

Eine weitere Abweichung der Simulation zu den Versuchsmessungen wird dem notwendigen Öffnungshub bis zur Temperaturdetektierung mittels Thermografiekamera zugeschrieben, dies führt zu der geringeren Mess-temperatur im Bereich zwischen 12 mm und 20 mm Abwicklungslänge. Dieser Abgleich bildet die Grundlage der weiteren Analyse der Umformeigenschaften und ermöglicht nun die Validierung des Fließbeginns bzw. des gewählten Fließkriteriums nach Hill. Trotz dieser Temperaturabweichungen ist eine Validierung der Umformung sinnvoll, denn die Zonen der höchsten Umformbeanspruchung im Napfzug sind im Bereich des Übergangs zum Napfboden, zwischen 20 mm und 30 mm Abwicklungslänge, mit Temperaturabweichungen kleiner 28 °C ausreichend genau dargestellt.

Die erzeugten Tiefziehnapfe wurden unter Verwendung der Nasstrennmaschine des Herstellers ATM, Typ: BRILLANT 220 im Zentrallabor der Firma Mubea halbiert und mit Hilfe einer kleinen Spannaufnahme unter dem Digitalmikroskop Keyence VHX-6000, unter Verwendung des universal Zoomobjektives VH-Z20R/Z20T, positioniert.

Die Vermessung der Blechdicken entlang der Napflänge erfolgt automatisiert durch die integrierte Bildverarbeitungssoftware. Die Blechdicken wurden im Abstand von 2,0 mm für die drei unterschiedlichen Ziehtiefen und zwei angewendeten Umformgeschwindigkeiten dokumentiert. Bild 46 zeigt zur Erläuterung anhand eines untersuchten Querschnitts der erzeugten Napfgeometrie den Verlauf der Messposition entlang der Mantelfläche.

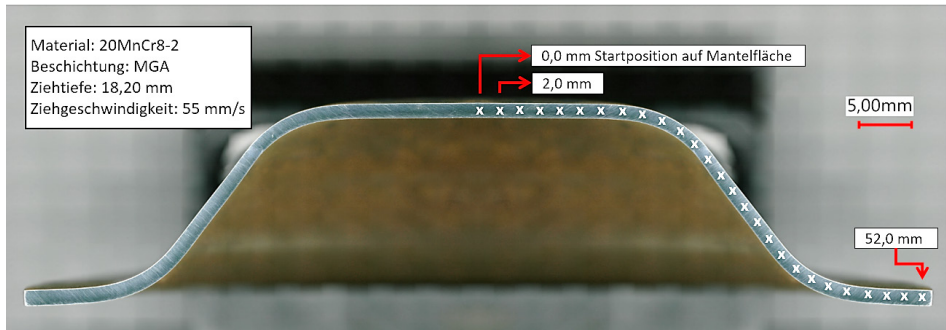


Bild 46: Darstellung der ermittelten Messpositionen entlang der Mantelfläche zur Analyse der resultierenden Blechdicken im umgeformten Tiefziehnapf

Die Bewertung der Messergebnisse der ermittelten Blechdicken zeigt, dass bei Anwendung der vollautomatischen Auswertung mittels Bildverarbeitungssoftware geringere Blechdicken ausgemessen werden als die im Vergleich mittels Messtaster – Kroeplin Längenmesstechnik Typ B440 – und den GOM-Analysen ermittelten. Die Ursache ist darin begründet, dass aufgrund des deutlich anderen Kontrasts die MGA-Beschichtung nicht von der Bildverarbeitungssoftware mitberücksichtigt wird und somit wird lediglich die Blechdicke des Substrats des 20MnCr8-2 angegeben. Die in diesem Verfahren ermittelte Blechdicke an unverformten Blechranden beträgt 1,42 mm bis 1,43 mm, die Blechdicke inklusive der beidseitig aufgetragenen MGA-Beschichtung ergibt 1,48 mm. Tabelle 19 zeigt eine Übersicht der Querschnitte und ermittelten Blechdicken, aufgeteilt in die beiden untersuchten Umformgeschwindigkeiten für alle drei erzeugten Ziehtiefen.

Die Analyse der resultierenden Blechdicken aus Tabelle 19 zeigt qualitativ die zu erwartende Blechdickenverteilung eines Tiefziehnapfes. Im Bereich des Bodens, der Tiefziehcharge bis zum Übergang in den Matrizenradius des Napfes nimmt die Blechdicke ab. Die Blechdicke unterhalb der Niederhalterfläche und im Ziehradius der Matrize nimmt aufgrund der auftretenden Dehnungsverhältnisse zu. Die kritische Ausdünnung bis zum Versagen wird im Bereich der unteren Tiefziehcharge am Stempeldurchmessers ersichtlich. In der Literatur wird dieses Versagensbild bei der Kaltumformung von Näpfen als Bodenreißer bezeichnet.

Tabelle 19: Übersicht Napfquerschnitte zur Blechdickenermittlung

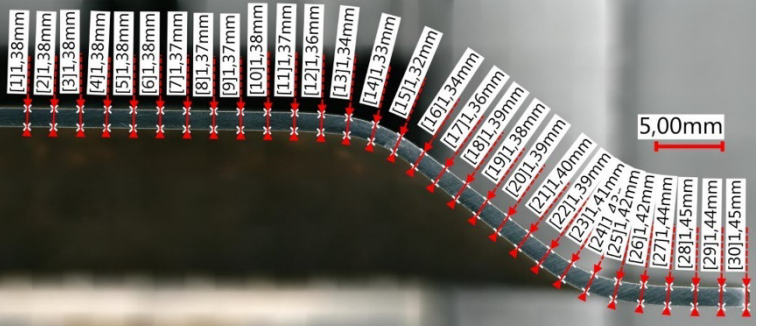
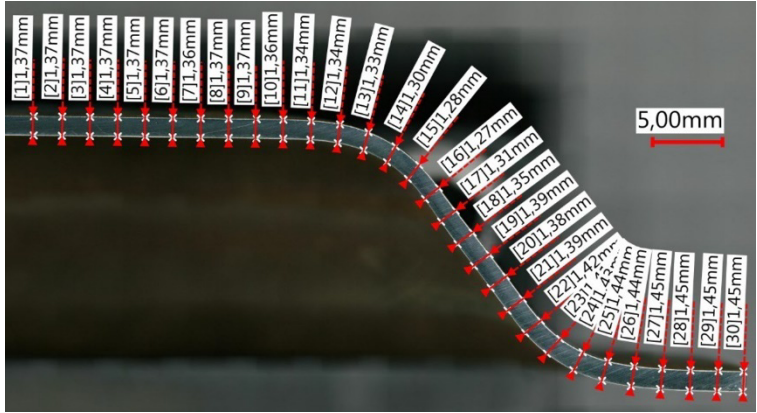
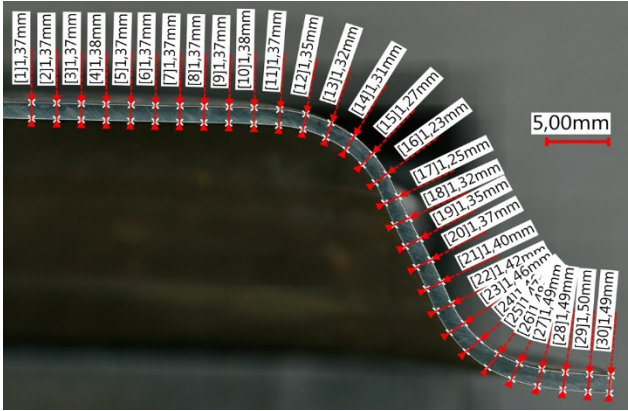
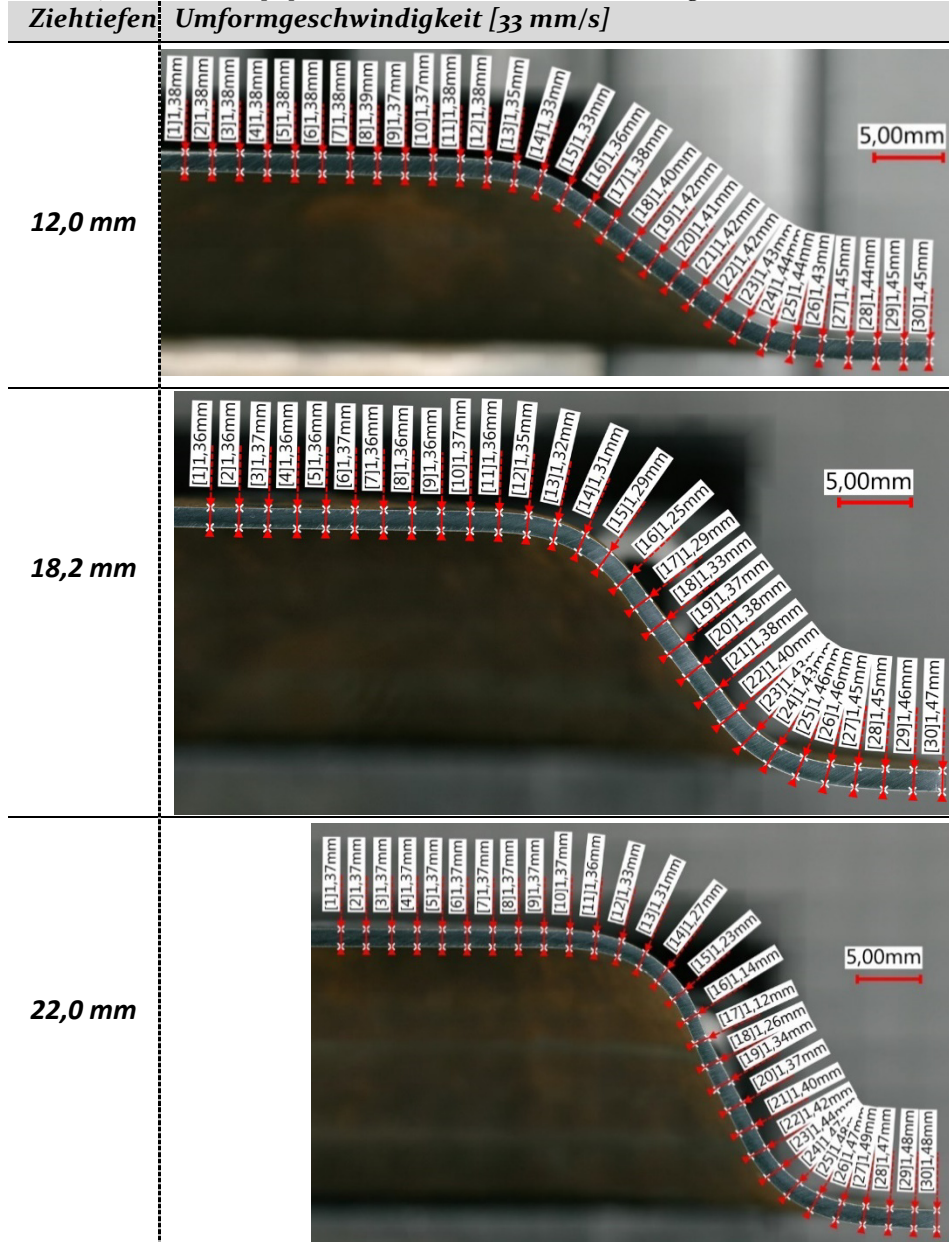
Ziehtiefen	Umformgeschwindigkeit [55 mm/s]
12,0 mm	
18,2 mm	
22,0 mm	

Tabelle 19: Übersicht Napfquerschnitte zur Blechdickenermittlung



Die quantitative Blechdickenverteilung der Validierungsversuche wurde unter Anwendung der optischen Blechdickenmessung analysiert. Der Vorteil gegenüber den vorgestellten Messungen im Querschnitt ist die höhere Auflösung und damit genauere Blechdickenverteilung entlang der Mantelfläche der tiefgezogenen Näpfe.

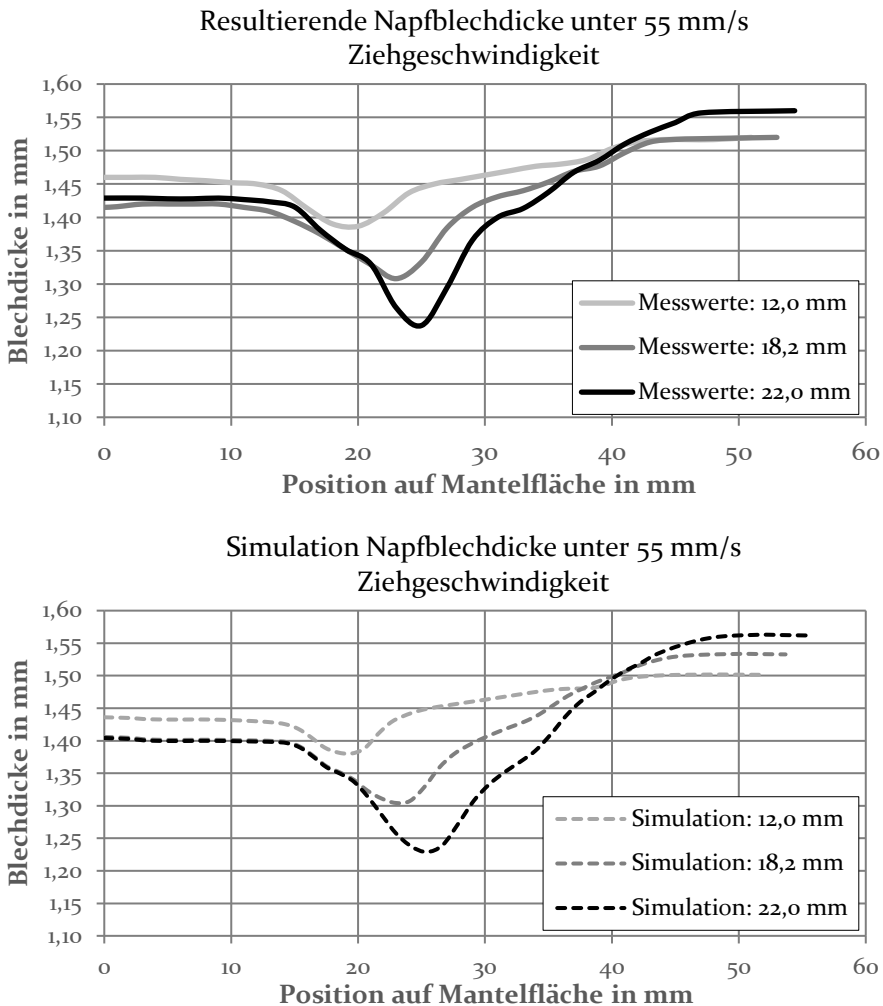


Bild 47: Darstellung der gemessenen und simulierten Materialausdünnungen der Napfzugversuche unter 55 mm/s Ziehgeschwindigkeit unterteilt in die drei Ziehtiefen 12,0 mm, 18,2 mm und 22,0 mm

Bild 47 zeigt die Ergebnisse der mittels GOM-Analyse ermittelten Napfausdünnungen im oberen Diagramm und die Simulationsergebnisse im unteren Diagramm für die untersuchten Ziehtiefen von 12,0 mm, 18,2 mm und 22,0 mm bei 55 mm/s Umformgeschwindigkeit. Die bereits qualitativ diskutierte Verteilung der Blechausdünnung und Blechaufdickung wird in Bild 47 unter Kenntnis der Ausgangsblechdicke von 1,48 mm verdeutlicht. Die Messergebnisse zeigen, dass die Position der maximalen Ausdünnung der Blechnäpfe mit steigender Ziehtiefe weiter

vom Nafpmittelpunkt entfernt ist. Im Diagramm der Simulationsergebnisse und im Diagramm der Messergebnisse wird außerdem ersichtlich, dass ab einer Ziehtiefe von etwa 18 mm die weitere Umformung lediglich aus der Blechdicke der Zarge resultiert und die Blechdicke ab einer Abwicklungslänge von etwa 38 mm bis zum Nafpende unterhalb des Niederhalters größer ist als die Anfangsblechdicke der Ronde. Die gemessene minimale Blechdicke der 12,0 mm Ziehtiefe beträgt für die analysierte Umformgeschwindigkeit 1,39 mm. Im Vergleich dazu konnte unter Anwendung der erzeugten Materialkarte eine minimale Endbauteildicke von 1,38 mm als Ergebniswert simuliert werden. Mit steigender Ziehtiefe verringern sich die minimale Blechdicken im Versuch auf 1,32 mm und 1,23 mm, die durchgeführte Simulation zeigt eine hohe Korrelation und resultiert in 1,31 mm und 1,23 mm.

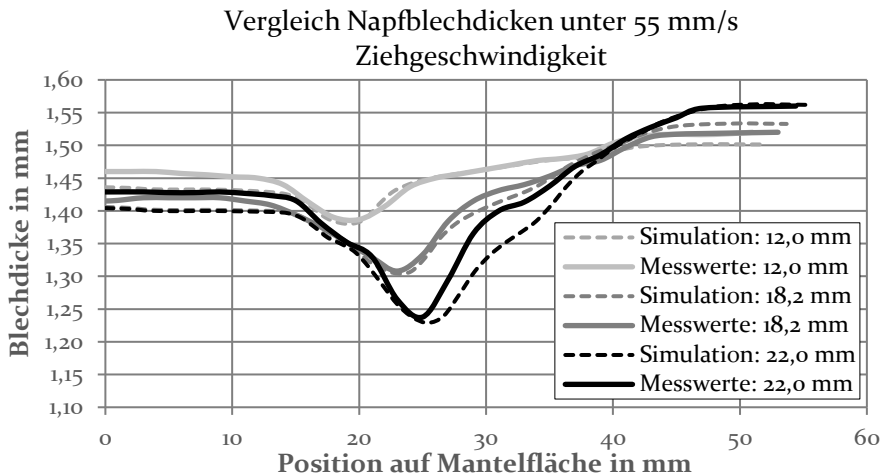


Bild 48: Vergleich der gemessenen und simulierten Materialausdünnungen der Napfzugversuche unter 55 mm/s Ziehgeschwindigkeit unterteilt in die drei Ziehtiefen 12,0 mm, 18,2 mm und 22,0 mm

Neben dem vergleichbaren Absolutwert kann ebenfalls eine sehr genaue Vorhersage der relativen Lage entlang der abgewickelten Mantelfläche nachgewiesen werden. Bild 48 zeigt den Vergleich der Simulationsergebnisse mit den Messergebnissen der Validierungsversuche. Im Vergleich wird deutlich, dass die resultierenden Blechdicken aus der Simulation sehr gut mit den Messergebnissen übereinstimmen. Die größte Abweichung ergibt sich im Bereich der Tiefziehcharge für die maximale Ziehtiefe von 22,0 mm. In der Simulation berechnet sich die Blechdicke geringer als die Ergebnisse des experimentellen Versuchs bestätigen. Das Berechnungser-

gebnis unterliegt einer maximalen Abweichung zum Mittelwert der Versuchsergebnisse von 0,057 mm, in allen anderen Bereichen sind die Abweichungen zu den Mittelwerten der drei verschiedenen Ziehtiefen deutlich geringer. Die maximale Abweichung der 0,057 mm entspricht einem Fehlerwert an dieser Stelle von etwa 4,2 %.

Ein weiterer Vergleich der resultierenden Blechausdünnungen wird unter identischen Ziehtiefen für eine reduzierte Ziehgeschwindigkeit von 33 mm/s durchgeführt (Bild 49). Der Vergleich der Messergebnisse zeigt für beide Napfzuggeschwindigkeiten eine steigende maximale Blechausdünnung mit zunehmender Ziehtiefe der Näpfe.

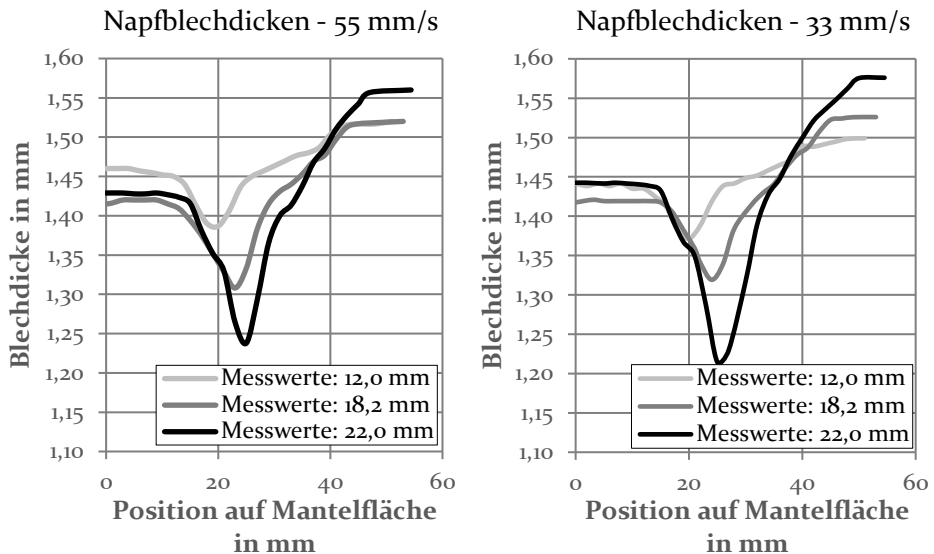


Bild 49: Vergleich der ermittelten Materialausdünnungen der Napfzugversuche unter 55 mm/s und 33 mm/s Ziehgeschwindigkeit unterteilt in die drei Ziehtiefen 12,0 mm, 18,2 mm und 22,0 mm

Des Weiteren wird ersichtlich, dass die maximale Ausdünnung bei der geringeren Ziehgeschwindigkeit von 33 mm/s auftritt. Die resultierende Blechdicke beträgt dort 1,21 mm – dies entspricht 18,2 % Materialausdünnung. Der Vergleich der beiden anderen geringeren Ziehtiefen zeigt, dass der Unterschied der resultierenden Blechausdünnungen kaum von der Umformgeschwindigkeit abhängig ist, denn sowohl der Wert der minimalen Blechdicke als auch die relative Lage auf der Mantelfläche zeigen untereinander nur geringe Abweichungen. Auffällig sind die unterschiedlichen Blechaufdickungen unterhalb des distanzierten Niederhalters. Die Blechdicken nehmen für die Umformgeschwindigkeit von 33 mm/s mit zunehmender Ziehtiefe um 0,02 mm bzw. 0,05 mm und 0,08 mm zu. Ein

identisches Verhalten ist für die höhere Umformgeschwindigkeit (55 mm/s) zu erwarten, jedoch zeigen die Ergebnisse ebenfalls bereits bei der Ziehtiefe von 12,0 mm einen Anstieg der Blechdicke um etwa 0,05 mm. Eine mögliche Erklärung könnte die auftretende Schwingung des Niederhalters, insbesondere zu Beginn der Umformung beim Auftreffen der Matrize, sein.

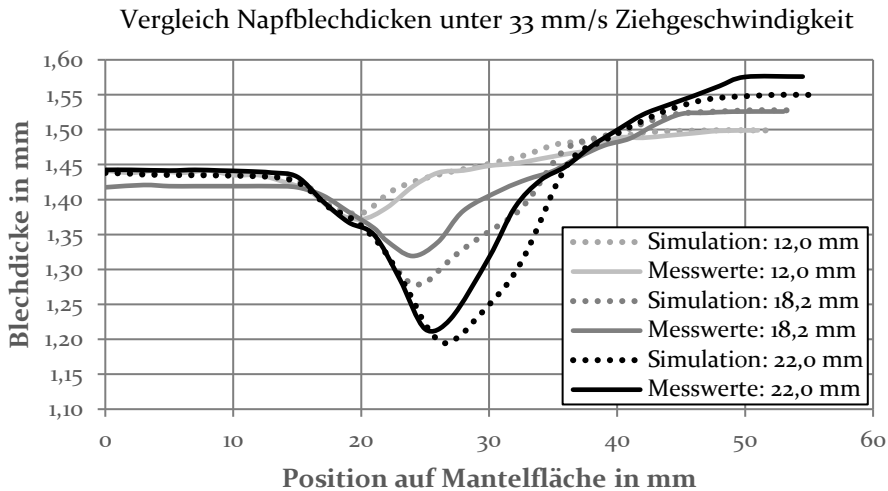


Bild 50: Vergleich der gemessenen und simulierten Materialausdünnungen der Napfzugversuche unter 33 mm/s Ziehgeschwindigkeit unterteilt in die drei Ziehtiefen 12,0 mm, 18,2 mm und 22,0 mm

Der abschließende Vergleich der Simulationsergebnisse mit den experimentell durchgeführten Validierungsversuchen wird auf Basis der in Bild 50 aufgezeigten Blechdickenverteilungen ebenfalls für die Ziehgeschwindigkeit von 33 mm/s durchgeführt. Ausgehend von den resultierenden Blechdicken im Napfboden von etwa 1,44 mm nimmt die Blechdicke bei einer Ziehtiefe von 12,0 mm bis zu einer verbleibenden Materialdicke von 1,37 mm ab. Die Erhöhung der Ziehtiefe auf 18,2 mm verringert die Blechdicke um weitere fünf Hundertstel auf 1,32 mm. Die Simulation ergibt für diese Ziehtiefen eine Endbauteildicke von mindestens 1,38 mm und 1,28 mm. Für die maximale Ausdünnung der im Experiment ermittelten Blechdicke von 1,21 mm zeigt die Simulation eine Abweichung von minus 1,3 %. Die größten Abweichungen zwischen der durchgeführten Simulation und den optisch vermessenen Napfzugproben resultieren analog zu der höheren Umformgeschwindigkeit im Bereich der Tiefziehcharge. Die Blechdicke der Simulation ist bis zu 4,5 % geringer als die im Versuch gemessenen Endbauteildicke. In den Messergebnissen und den Simulationsergebnissen

wird ersichtlich, dass die Position der maximalen Ausdünnung der Blechnäpfe mit steigender Ziehtiefe aufgrund der zunehmenden Ausdünnung weiter vom Napfmittelpunkt in Richtung des Randbereichs der Näpfe verschoben sind. Im Diagramm der Simulationsergebnisse und im Diagramm der Messergebnisse wird außerdem aufgezeigt, dass bereits ab einer Ziehtiefe von 12 mm die weitere Umformung lediglich aus der Blechdicke der Zarge resultiert. Dieses Umformverhalten ist in der starken Abkühlung der Platine aufgrund der hohen Kontaktdrücke im Stempelradius begründet, das Fließen des Werkstoffs zur Napfmitte ist dadurch frühzeitig verhindert. Die Position der anfänglichen Ausgangsblechdicke kann analog zur höheren Umformgeschwindigkeit bei einer Abwicklungslänge von etwa 38 mm detektiert werden. Die Hauptabweichungen der Blechdurchdünnungen in Bild 50 können dem Fließbereich zwischen der auftretenden maximalen Ausdünnung und dem Ziehradius der Versuchsnäpfe zugesprochen werden. Die Ursache ist neben der beschriebenen schnellen Abkühlung am Stempelradius der auftretenden Schwingung des Niederhalters bedingt durch den starken Impuls beim Aufsetzen der Matrize und den damit geringeren Kontaktbedingungen zwischen Umformplatte, Matrize und Niederhalter zuzuordnen. Durch die in der Simulation ermittelte geringere Werkstofftemperatur unterhalb des distanzierten Niederhalters und im Bereich des Ziehradius der Matrize wird ein Fließen des Werkstoffs in diesen Bereichen innerhalb der Simulation gehemmt, was zur größeren Ausdünnung in den angrenzenden Bereichen und geringeren Aufdünnungen unterhalb des Niederhalters führt. Der Vergleich der beiden Ziehgeschwindigkeiten unterstützt diese Begründung, denn durch die zeitlich bedingte höhere Abkühlung der Umformplatte bei langsameren Umformgeschwindigkeiten nimmt der Temperaturunterschied zwischen Simulation und Experiment weiter zu, was ebenfalls zu einer noch größeren Abweichung der absoluten Materialausdünnungen führt.

Abschließend ist festzuhalten, dass die Vergleiche der vorgestellten experimentell ermittelten Ausdünnung mit denen der durchgeführten Umformsimulation (Bild 48 und 50) zeigen, dass der gewählte Ansatz der effizienten Methode zur Charakterisierung des Fließverhaltens eines alternativen Werkstoffsystems geeignet erscheint. Die erarbeitete Methode beschreibt die Fließeigenschaften des alternativen Warmformwerkstoffs auf der Basis von uniaxialen Warmzugproben. Durch den Einsatz des Materialmodells *MAT_243 der Livermore Software Technology Corporation wird unter Verwendung der aus den uniaxialen Zugversuchen abgeleiteten temperatur- und dehnungsabhängigen Anisotropie und der Wahl des

Koeffizienten $m = 2$, das Fließkriterium nach Hill⁴⁸ in der Simulation berücksichtigt. Die Flexibilität des vorgeschlagenen Materialmodells bietet dem Anwender zudem den Vorteil, dass bei Bedarf ebenfalls die Änderung des Fließkriteriums nach Hill⁹⁰ oder unter Eingabe der konstanten Anisotropiewerte $r_0 = r_{45} = r_{90} = 1,0$ das Kriterium nach von Mises vergleichend bewertet werden kann.

9.2 Validierung der Gefügeumwandlungskinetik für kontinuierliche Abkühlraten

In diesem Abschnitt wird die vorgestellte Methode zur Werkstoffauswahl und insbesondere die effiziente Ermittlung der werkstoffspezifischen Gefügeumwandlungskinetik validiert. Diese Validierung erfolgt unter Anwendung des im LS-Dyna Code implementierten thermo-mechanisch gekoppelten Berechnungsansatzes. Die Implementierung in die Materialkarte `*MAT_GENERALIZED_PHASE_CHANGE` des berechneten (Abschnitt 6.2) oder experimentell ermittelten (Abschnitt 8.3) Umwandlungsverhaltens wird ausführlich im Anhang V beschrieben. In Abschnitt 8.3 wurde mit Ausnahme der Martensitbildung die Gefügeumwandlung des Werkstoffs ausschließlich mittels isothermen Dilatationsversuchen analysiert und unter Anwendung der differenzialen Form der ursprünglichen Ansätze nach Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov mathematisch beschrieben. Eine erste Validierung der Berechnung der Werkstoffeigenschaften unter einer nicht isothermen Wärmebehandlung soll in diesem Teilabschnitt durchgeführt werden. Aus diesem Grund sind die Abweichungen der Berechnungsergebnisse und der experimentellen Versuche auf Basis der resultierenden Gefügezusammensetzungen und Umwandlungstemperaturen für kontinuierliche Abkühlraten des alternativen Werkstoffs zu erarbeiten und zu bewerten.

Für diese detaillierte Validierung der vorgestellten Methode wird eine Vielzahl von kontinuierlichen Abkühlraten erzeugt und die Umwandlungskinetik experimentell aufgenommen. Tabelle 20 zeigt zur Übersicht die verwendeten Abkühlraten.

Tabelle 20: Übersicht der experimentell durchgeführten Abkühlratenvariationen

50 K/s	30 K/s	25 K/s	20 K/s	15 K/s	10 K/s	5 K/s	2 K/s
--------	--------	--------	--------	--------	--------	-------	-------

Die gewählten Abkühlraten zwischen 50 K/s und 2 K/s ermöglichen einen detaillierten Überblick des Umwandlungsverhaltens des alternativen Werkstoffs 20MnCr8-2 unter kontinuierlichen Abkühlbedingungen. Diese

experimentellen Versuche werden ebenfalls an der in dieser Arbeit ausgewählten thermo-mechanischen Prüfmaschine, Gleeble 3500 der Firma DSI, durchgeführt. Die Dilatation der Prüfkörper (Bild 2) wird zwischen den beiden Langlöchern mittels optischem Lichtband und CCD-Mikrometer ermittelt. Das eingesetzte Messsystem der Firma Keyence LS-7070M wird mit einer Abtastrate von 100 Hz betrieben. Ein zuvor durchgeführter Abgleich der resultierenden Gefügeumwandlungskinetik unter Variation der Austenitisierungsbedingungen und Variation der Probenorientierung zur Walzrichtung ergeben keinen beachtenswerten Unterschied in der Wahl der Austenitisierungsbedingungen und der Probenorientierung in Bezug auf die Walzrichtung des Werkstoffs.

Der untersuchte Einfluss des flexiblen Walzens auf die Dilatation am Beispiel des 22MnB5 in Abschnitt 8.1 stützt diese Ergebnisse der Voruntersuchungen. Bedingt durch die vollständige homogene Austenitisierung der Werkstoffe kann kein Unterschied in den resultierenden Gefügebildungen und Umwandlungstemperaturen festgestellt werden. Aus diesen Gründen wird für die Bestimmung der resultierenden Werkstoffeigenschaften die Dilatation im Winkel von 90° zur Walzrichtung gemessen. Die Austenitisierung auf die Zieltemperatur von 880°C erfolgt durch eine kontinuierliche konduktive Erwärmung von 5 K/s . Zunächst werden die Umwandlungspunkte A_{c1} und A_{c3} des alternativen Werkstoffs unter den beschriebenen Aufheizbedingungen abgeleitet. Bild 51 zeigt die gemessene Dilatation während der Erwärmung der Probenkörper. Die Analyse der gemessenen Dilatation ergibt eine Gefügeumwandlung des Werkstoffs während der Erwärmung in Austenit im Temperaturbereich zwischen $A_{c1} = 735^\circ\text{C}$ und $A_{c3} = 825^\circ\text{C}$. Der Vergleich dieser beiden ermittelten Temperaturen mit den erwarteten Umwandlungstemperaturen aus den angewendeten und in Abschnitt 6.2 vorgestellten empirischen Gleichungen für $A_{c1} = 710^\circ\text{C}$ und $A_{c3} = 819^\circ\text{C}$ zeigt eine Abweichung von 25°C für den Beginn der Austenitisierung und lediglich 6°C für die A_{c3} -Temperatur. Nach Erreichen der Zieltemperatur von 880°C wird die Versuchsprobe isotherm für 124 s zwecks Homogenisierung des Austenits gehalten, anschließend erfolgt die kontinuierliche Abkühlung mit den in Tabelle 20 angegebenen Abkühlraten bis auf eine Probenendtemperatur von 100°C . In Bild 52 wird die Dilatationskurve und die daraus abgeleitete Austenitumwandlung als Beispiel für diese Untersuchungsreihe der kontinuierlichen Abkühlungen, unter Anwendung einer Abkühlung von 2 K/s , dargestellt.

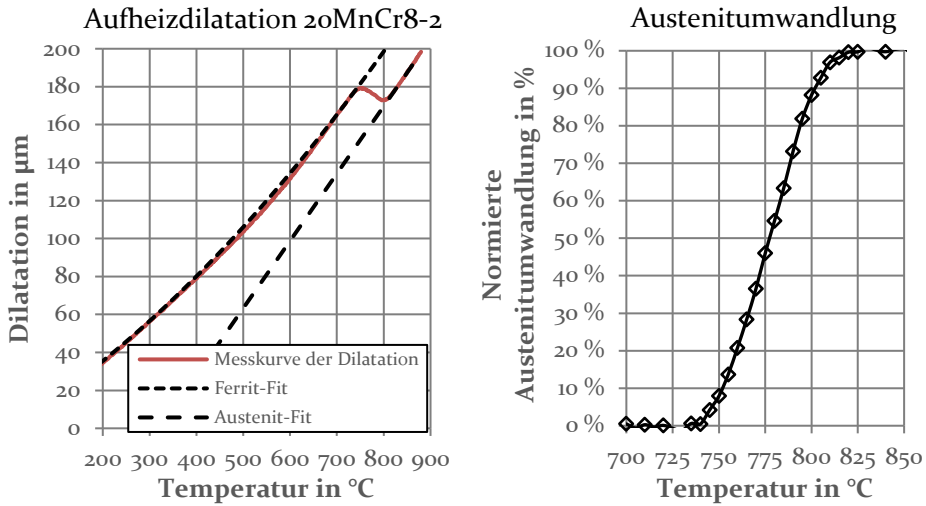


Bild 51: Dilatationskurve der kontinuierlichen Aufheizung unter 5 K/s des Werkstoffs 22MnCr8-2 und Darstellung der abgeleiteten Austenitumwandlung zur Ermittlung der A_{c1} - und A_{c3} -Temperatur

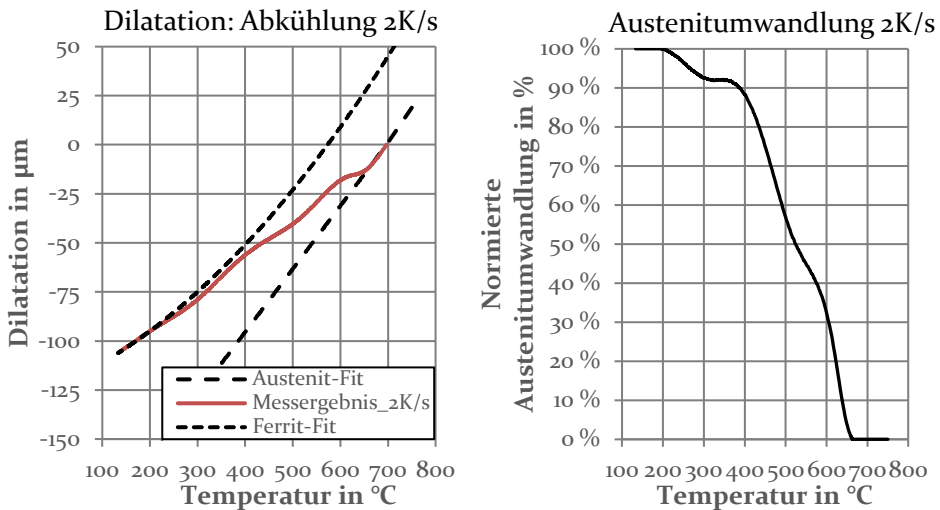


Bild 52: Dilatationskurve der kontinuierlichen Abkühlung von 2 K/s des Werkstoffs 22MnCr8-2 und Darstellung der verlängerten Längenausdehnungen des Austenits und Ferrits zur Anwendung des Hebelgesetzes

Die Auswertung nach SEP 1681 ermöglicht die Bestimmung der Umwandlungsstarttemperaturen von Ferrit, Bainit und Martensit. Diese Temperaturen werden für die Gefügephase Ferrit mit 659°C dokumentiert und der

fließende Übergang in die Bainitbildung erfolgt bei etwa 540 °C, die abschließende Martensitbildung setzt bei einer Temperatur von 320 °C ein. Bild 53 zeigt sowohl die im Mikroskop Leica DM 4000 M aufgenommenen Schliffbilder für die beschriebene Abkühlung von 2 K/s als auch für die maximal gewählte Abkühlrate dieser Versuchsreihe von 50 K/s.

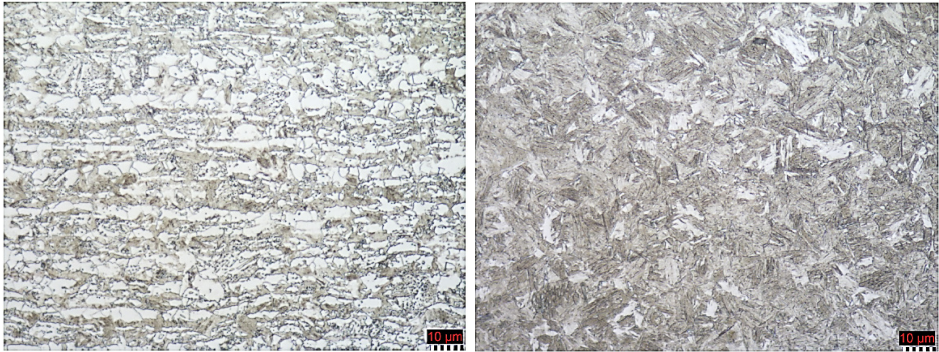


Bild 53: Schliffbilder der resultierenden Kerngefüge des 20MnCr8-2 für die kontinuierlichen Abkühlungen der Versuchsproben von 2 K/s (links) und 50 K/s (rechts) nach Ätzung mittels Salpetersäure

Im rechten Schliffbild ist die fast vollständige martensitische Gefügestruktur der unter 50 K/s durchgeführten Abkühlung zu erkennen, lediglich geringe Anteile von etwa 2,5 % eines Zwischengefüges sind unter dem Mikroskop ersichtlich. Die im linken Bild dargestellte Versuchsprobe der Abkühlrate unter 2 K/s zeigt eine fast ausgeglichene Gefügeverteilung zwischen Ferrit und Bainit, außerdem sind geringe Anteile, etwa 5 % an Martensit und minimale Anteile an Perlit detektierbar. Die zusätzlich durchgeführten Härtemessungen nach Vickers im Kern der Proben weisen eine gemittelte Härte von 454 HV₁₀ bzw. 300 HV₁₀ auf.

In den nachfolgenden dargestellten Bildern sind für die kontinuierlichen Abkühlraten von 10 K/s (Bild 54), 20 K/s (Bild 55) und 30 K/s (Bild 56) die resultierenden Austenitumwandlungen und die mittels verdünnter Salpetersäure im Lichtmikroskop aufgenommenen Gefüge aus der Probenmitte dargestellt. Die Bilder zeigen den mit steigender Abkühlrate erwarteten sinkenden Anteil an Bainit im Endgefüge bei zeitgleicher Zunahme der Volumenanteile von Martensit. Die Laboranalyse ergibt eine Gefügezusammensetzung für die Abkühlrate von 10 K/s in 45 % Martensit, 45 % Bainit und 10 % Ferrit. Die mit 20 K/s Abkühlrate durchgeführte Versuchsreihe resultiert in einem Kerngefüge von 75 % Martensit, 20 % Bainit und 5 % Ferrit, eine weitere Erhöhung des Martensitanteils auf 85 % wird durch die Abkühlrate von 30 K/s erreicht bei einer Verteilung von etwa 13 % Bainit und 2 % Ferrit.

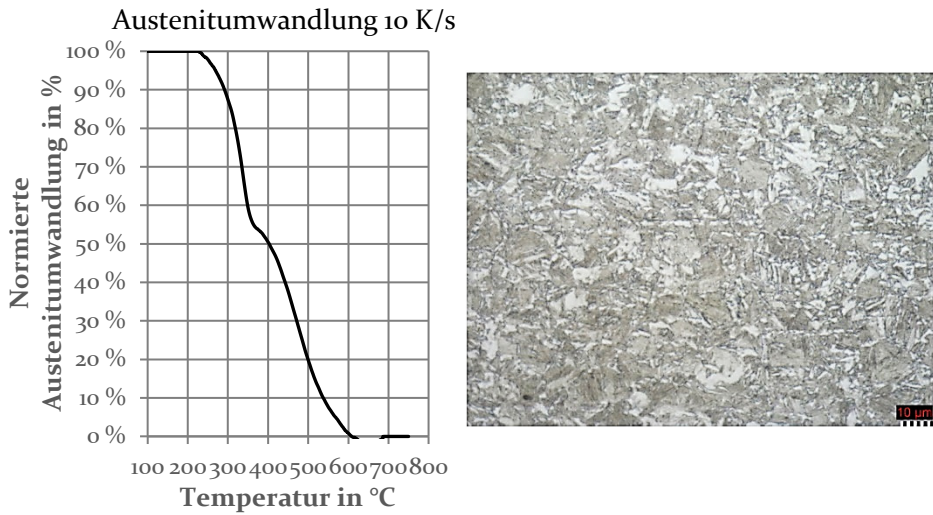


Bild 54: Normierte Austenitumwandlung der kontinuierlichen Abkühlraten von 10 K/s und dem resultierenden, mittels Salpetersäure geätzten, Endgefüge im Probenkern des Werkstoffs 20MnCr8-2

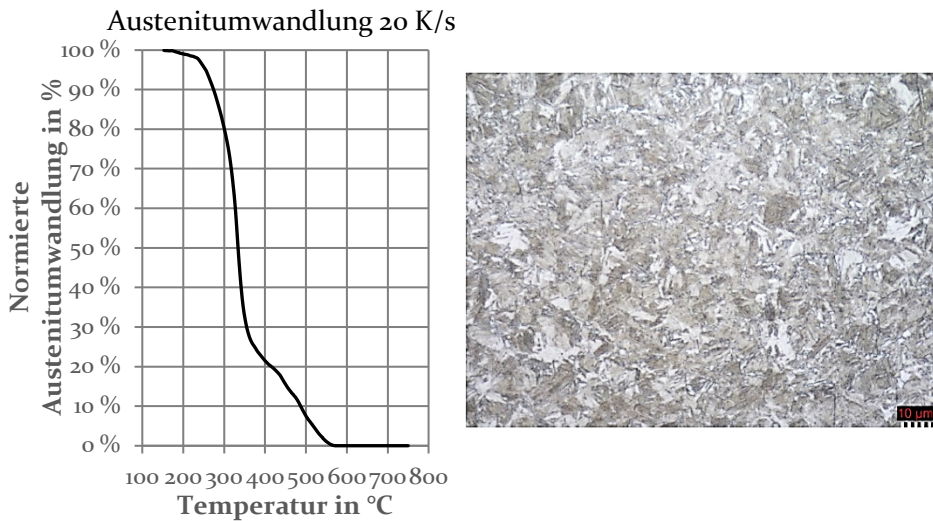


Bild 55: Normierte Austenitumwandlung der kontinuierlichen Abkühlraten von 20 K/s und dem resultierenden, mittels Salpetersäure geätzten, Endgefüge im Probenkern des Werkstoffs 20MnCr8-2

Die Simulationsergebnisse der phasenspezifischen Umwandlungstemperaturen der verschiedenen kontinuierlichen Abkühlraten unter Anwendung der in Abschnitt 8.3 ermittelten temperatur- und phasenabhängigen JMAK-

Koeffizienten sind vergleichend mit den zuvor ermittelten Versuchsergebnissen in Bild 57 dargestellt.

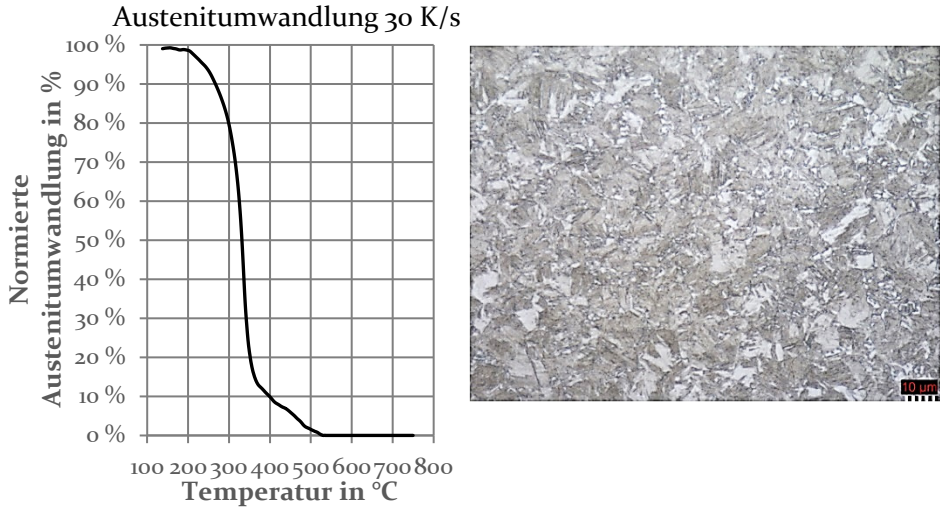


Bild 56: Normierte Austenitumwandlung der kontinuierlichen Abkühlraten von 30 K/s und dem resultierenden, mittels Salpetersäure geätzten, Endgefüge im Probenkern des Werkstoffs 20MnCr8-2

Bild 57 zeigt die gute Übereinstimmung des simulierten phasenspezifischen Umwandlungsbeginns bei kontinuierlichen Abkühlraten mit den experimentell ermittelten Versuchsergebnissen. Die einzige größere Abweichung im Vergleich der resultierenden Umwandlungstemperaturen weist die kontinuierliche Abkühlrate von 2 K/s auf. Die Simulation ergibt einen maximalen Martensitanteil an dieser Stelle von 0,5 %, weshalb innerhalb der Abkühlkurve kein Umwandlungsstartpunkt des Martensits aufgezeigt wird. Die experimentell ermittelte Martensitmenge beträgt allerdings etwa 5 %. Des Weiteren kann dieser Abkühlrate die größte Abweichung der Starttemperaturen mit 20°C zugeordnet werden. Diese Abweichung betrifft gemäß der Simulation die zu höheren Temperaturen einsetzende Bainitendtemperatur. Nichtsdestotrotz kann abschließend festgehalten werden, dass das Ergebnis der Validierung eine ausreichend genaue Berechnung der Umwandlungstemperaturbereiche, durch Beschreibung der Umwandlungskinetik unter isothermen Umwandlungsbedingungen, ermöglicht. Auf die Verwendung der Korrekturfaktoren $c_{(CR)}$ und $d_{(CR)}$ zur Anpassung der abkühlratenabhängigen Umwandlungskinetik kann in diesem Beispiel verzichtet werden.

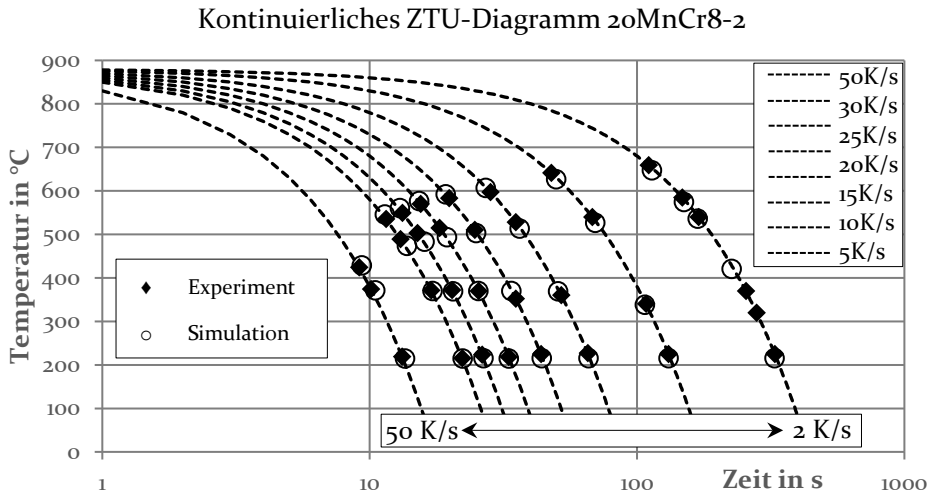


Bild 57: Gegenüberstellung der simulierten phasenspezifischen Umwandlungstemperaturen mit den experimentell ermittelten Versuchsergebnissen unter Einsatz der erstellten FE-Materialkarte bei kontinuierlichen Abkühlraten

Einen weiteren und wichtigen Vergleich zur Bewertung der Anwendbarkeit der erarbeiteten Methode zur Werkstoffauswahl und effizienten Charakterisierung ermöglicht Bild 58.

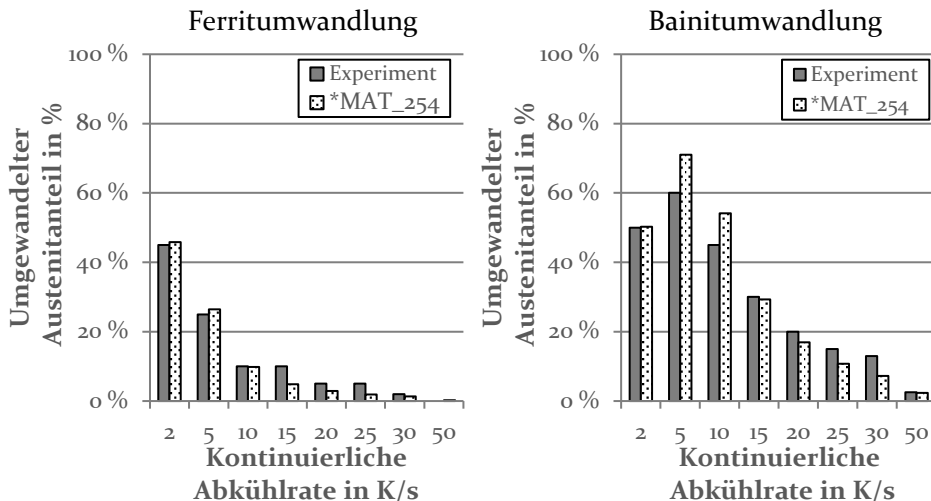


Bild 58: Gegenüberstellung des simulierten Gefügephasenanteils von Ferrit und Bainit unter Einsatz der erstellten FE-Materialkarte bei kontinuierlichen Abkühlraten mit den experimentell ermittelten Versuchsergebnissen

Dort ist der Anteil der simulierten und im Experiment ermittelten Phasenzusammensetzungen von Ferrit und Bainit über der gewählten kontinuierlichen Abkühlrate dargestellt. Das Bild zeigt einen maximalen Ferritanteil von 47 % bei 2 K/s kontinuierlicher Abkühlrate. Die Ferritbildung nimmt asymptotisch mit steigender Abkühlrate vollständig ab. Der Anteil an Bainit im resultierenden Werkstoffgefüge verläuft hingegen un stetig und erreicht sein Maximum innerhalb der gewählten Abkühlraten bei 5 K/s. Diese Abweichung des resultierenden Bainitanteils zwischen Simulation und Experiment beträgt 11 %. Die Abweichungen sind in einer zu schnell berechneten Wachstumsrate der Bainitbildung zwischen 5 K/s und 10 K/s begründet. Zusammenfassend zeigen die Validierungsergebnisse eine gute Korrelation zwischen der Simulation und den Versuchsergebnissen. Die Umwandlungskinetik erscheint durch die implementierten JMAK-Koeffizienten ausreichend genau beschrieben zu sein.

Tabelle 21: Vergleich der Werkstoffeigenschaften des 20MnCr8-2 unterteilt in die geforderten Sollanforderungen, die analytischen Berechnungsergebnisse und die experimentell ermittelten IST-Kennwerte.

Kriterium		Abgeleitete Werkstoffanforderungen	Alternativer Werkstoff 20MnCr8-2	
			Analytische Berechnungen	Experimentelle Kennwerte
Vickershärte Gefügephasen	Ferrit	<i>keine Anforderung</i>	220 HV	- HV
	Bainit	<i>keine Anforderung</i>	323 HV	- HV
	Martensit	510 - 410 HV	455 HV	454 HV
Zugfestigkeit R_m		1666 - 1333 MPa	1473 MPa	- MPa
Dehngrenze $R_{p0,2}$		1000 MPa	1031 MPa $R_{p0,2}/R_m = 0,70$	- MPa
CE		$\leq 0,70$	0,69	-
A_{c3} -Temperatur		$\leq 840\text{ °C}$	819 °C	825 °C
A_{c1} -Temperatur		<i>keine Anforderung</i>	710 °C	735 °C
M_s -Temperatur		$\leq 438\text{ °C}$	380 °C	370 °C
B_s -Temperatur		<i>keine Anforderung</i>	547 °C	540 °C

Die Bewertung der Ergebnisse zeigt ebenfalls, dass der Übertrag von isothermen Umwandlungskinetiken mittels des JMAK-Ansatzes auf Umwand-

lungsvorgänge mit kontinuierlicher Abkühlung anwendbar und übertragbar ist. Auf den Einsatz der Korrekturfaktoren $c_{(CR)}$ und $d_{(CR)}$ kann auch nach der Bewertung der Gefügeverteilungen verzichtet werden, obgleich eine Einschränkung der Bainitumwandlung für niedrige Abkühlraten eine noch bessere Übereinstimmung der finalen Gefügezusammensetzungen liefern würde.

In Tabelle 21 sind die experimentell ermittelten Umwandlungspunkte des alternativen Werkstoffsystems 20MnCr8-2 mit den Sollanforderungen der in Abschnitt 6.1 abgeleiteten Werkstoffrandbedingungen und den berechneten Umwandlungspunkten nach Abschnitt 6.2 gegenübergestellt. Der Vergleich der ermittelten zu den berechneten Umwandlungstemperaturen zeigt eine sehr gute Korrelation, denn die detektierte A_{c1} -Temperatur von 735 °C stellt die größte Abweichung der Berechnung mit 3,5 % dar. Mit 454 ± 5 HV₁₀ konnte die höchste Härte bei einer Abkühlrate von 50 K/s nachgewiesen werden. Diese Werkstoffhärte weicht nur um 1 HV von der berechneten und somit erwarteten Martensithärte ab. Diese Ergebnisse der experimentell ermittelten Umwandlungstemperaturen, die Martensithärte und die Beschreibung der Martensitumwandlungskinetik bestätigen die zuvor getroffene Annahme, dass eine Berechnung der benötigten Zieleigenschaften auf Basis der chemischen Werkstoffzusammensetzung möglich ist.

9.3 Validierung der Methode am ausgewählten Referenzbauteils

Zur abschließenden Validierung der erarbeiteten Methode wird der ausgewählte alternative Werkstoff – 20MnCr8-2 (Werkstoff D) – im Referenzprozess der direkten Warmumformung eingesetzt und hinsichtlich seiner Anwendbarkeit untersucht. Die innerhalb der Validierungsversuche auftretenden Temperaturverläufe der Abkühlung im geschlossenen Umformwerkzeug werden ebenfalls zur Validierung der Beschreibung des Werkstoffumwandlungsverhaltens unter nicht konstanten Abkühlbedingungen verwendet. Der Vergleich der resultierenden Gefügezusammensetzung aus der Simulation mit den erzeugten Versuchsergebnissen schließt die Validierung der erarbeiteten Methode zur Auswahl eines alternativen Blechwerkstoffes für flexibel gewalzte und direkt warmumgeformte Karosseriestrukturebauteile ab. Als verwendete Bauteilgeometrie dient die im Abschnitt 6.1 vorgestellte TRB® Referenz-B-Säule. Im Validierungsprozess beträgt die Temperatur des zur Verfügung stehenden Rollenherdofens 910 °C und die

Transferzeit 10,8 s. Die Transferzeit ist der Zeitraum zwischen dem Verlassen des Ofens und dem Zeitpunkt, in welchem die Umformpresse die nominale Sollkraft zur Abkühlung (7000 kN) vollständig erzeugt hat. Die Temperaturmessung der Bauteilabkühlung im geschlossenen Umformwerkzeug erfolgt mittels des im Abschnitt 5.1 ermittelten Emissionsgrads von $\varepsilon = 0,95$. Die Anordnung der Messsensoren im Umformwerkzeug des Typs CTM-3SF75H1-C3 der Firma μ -Epsilon kann Bild 59 entnommen werden. Es wird ersichtlich, dass die verwendeten Messsensoren im Bereich der konstanten Blechdicke von nominal 2,50 mm im Umformwerkzeug platziert wurden. Im Oberteil des Werkzeugs sind drei Sensoren (Sensor Nr. 2, Sensor Nr. 3 und Sensor Nr. 4) und im Unterteil des Werkzeugs sind die beiden Sensoren mit der Bezeichnung „Sensor Nr. 1“ und „Sensor Nr. 5“ positioniert. Dabei sind die Sensoren im Werkzeugunterteil auf die Bereiche der späteren Fügeflansche ausgerichtet und die Sensoren im Oberwerkzeug befinden sich waagrecht in den Tiefziehchargen sowie im voreilenden Niederhalter (B).

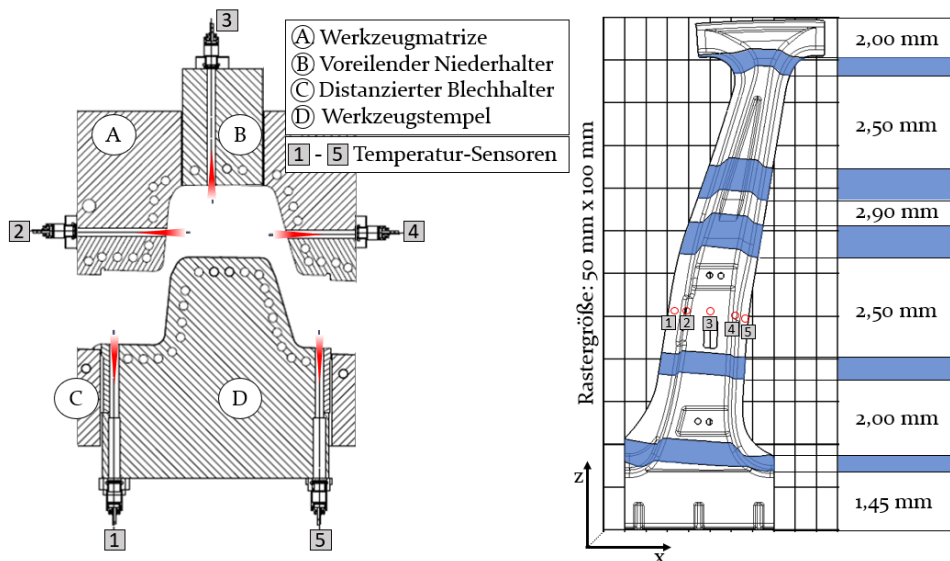


Bild 59: Anordnung der fünf im Versuchswerkzeug der TRB® Referenz-B-Säule eingesetzten Messsensoren der Firma μ -Epsilon, Typ: CTM-3SF75H1-C3. Die nominale Blechdicke beträgt im Messbereich 2,50 mm

Die während der Validierungsversuche mittels der verbauten Messsensoren aufgezeichneten Temperatur-Zeit-Verläufe des Referenzbauteils zeigt Bild 60. Die ermittelte Standardabweichung der gemessenen Temperaturen aus zehn aufeinander folgenden Einzelmessungen sind durch die grauen Schattierungen für jeden einzelnen Messsensor dargestellt. Die größte Standardabweichung wurde mit 19,54 °C für den Sensor Nr. 4 bei

einer Temperatur von 409 °C berechnet. Außerdem kann Bild 60 die absolute Pressenstößelposition, somit die Bewegung des Werkzeugoberteils in Relation zu den fünf gemessenen Abkühlverläufen entnommen werden. Die Auswertung der Messergebnisse zeigt den Beginn der Pressenbewegung nach 8,0 s Transferzeit. Der Eilgang der hydraulischen Umformpresse schließt das Werkzeug mit circa 900 mm/s. Im Arbeitsgang der eigentlichen Umformung wird die Schließgeschwindigkeit deutlich reduziert und am Ende, etwa 30 mm oberhalb des unteren Totpunktes, asymptotisch auf 0 mm/s abgebremst. Die Umformung der austenitisierten Referenzplatte beginnt nach 9,54 s und ist nach etwa 10,30 s abgeschlossen.

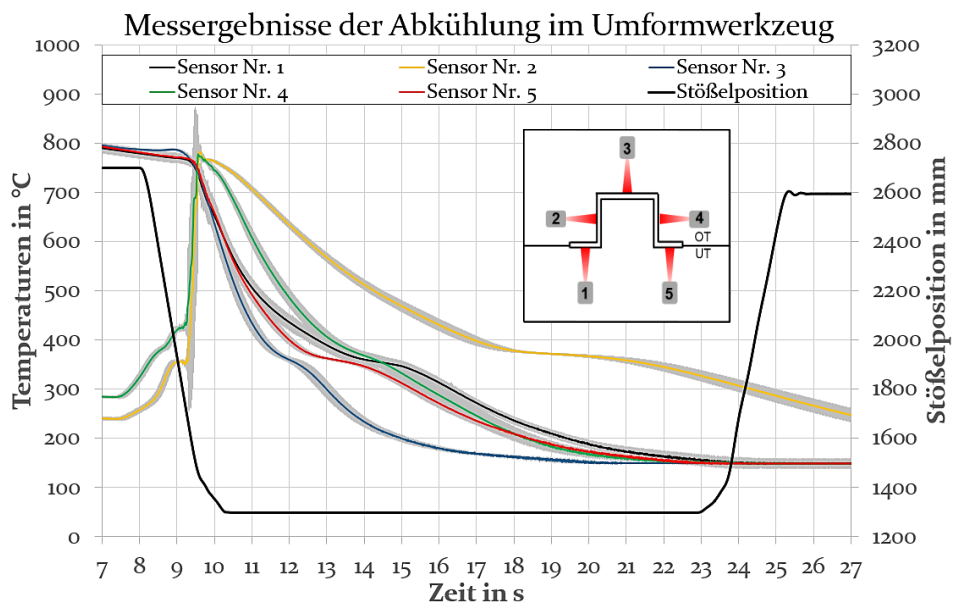


Bild 60: Temperatur-Zeit-Verläufe der in das Versuchswerkzeug eingebrachten Messsensorik während der Umformung und Abkühlung der TRB® Referenz-B- Säule im konstanten Blechdickenplateau von nominal 2,50 mm

Auffällig ist der gemessene sprunghafte Temperaturanstieg in den beiden Bauteilzargen. Die an dieser Stelle verbauten Sensoren messen zunächst aufgrund ihrer waagerechten Position nicht die Werkstücktemperaturen, sondern liefern unbrauchbare Temperaturwerte der gegenüberliegenden Werkzeugoberfläche. Erst wenn das Werkzeug bereits geschlossen ist, können die Temperaturmessungen der beiden Sensoren verwendet werden. Die aufgenommenen Messwerte des Versuchs zeigen außerdem, dass die Bauteiltemperatur im Bereich des Messensors Nr. 3 am schnellsten abnimmt. Dieses Verhalten wird dem voreilenden Niederhalter und der Position des Werkzeugsegments zugesprochen. Der Hintergrund ist zum

einen, dass der voreilende Niederhalter zuallererst in Flächenkontakt mit der umzuformenden Platine tritt und zum anderen die Flächenpressung – somit der resultierende Wärmeübergangskoeffizient – aufgrund der dort umformtechnisch bedingten geringen Ausdünnung des Werkstoffs sehr groß ist. Die langsamste Abkühlung erfolgt im Versuch im Bereich der vorderen Tiefziehcharge. Die Ursache konnte durch eine sehr geringe Flächenpressung, ersichtlich durch den resultierenden Abdruck einer aufgetragenen Tuschierpaste, ermittelt werden. Die Temperatur in diesem Messbereich beträgt nach Abschluss der Druckhaltezeit von 12 s, noch 304 °C. Die zuvor detektierte Martensitfinishtemperatur M_f von 215 °C wird nach weiteren 5 s erreicht, diese Zeitspanne konnte Sensor Nr. 2 erfassen, da das Bauteil beim Öffnen der Presse im Oberwerkzeug festgesessen hat. Alle anderen gemessenen Bauteilbereiche konnten eine Temperatur unterhalb des Temperaturmessbereichs der Sensoren von 150 °C vor Öffnung des Werkzeugs erreichen. Die Temperatur-Zeit-Verläufe der beiden Messstellen im Fügeflansch sind zudem sehr ähnlich. Zusammenfassend bewertet erscheinen die gemessenen Abkühlkurven sowohl in ihrem Abkühlverhalten als auch in ihrem skalaren Wert sehr plausibel. Für die abschließende Validierung der in dieser Arbeit vorgestellten Methode werden die gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufe der sich signifikant unterscheidenden Messwerte mit der angewendeten FE-Simulation berechnet und die resultierende Gefügeverteilung aus der Simulation mit dem Warmumformungsversuch verglichen.

Ein weiterer Vergleich und eine Bewertung der resultierenden Werkstoffeigenschaften mit den Berechnungsergebnissen des erarbeiteten Materialmodells erfolgt durch die Überprüfung der resultierenden Ergebnisse für die Werkstoffanwendung im Tailored Tempering Prozess. Dazu dienen Erfahrungswerte des resultierenden Abkühlverhaltens eines Strukturbauteils im Prozess der direkten Warmumformung unter Verwendung eines partiell auf 500 °C beheizten Umformwerkzeugs. Die beiden dazu gewählten Temperatur-Zeit-Verläufe können Bild 61 entnommen werden. Die Austenitisierung erfolgt in Anlehnung an eine Platinenerwärmung im Rollenherdofen auf eine Zieltemperatur von 930 °C. Der Werkstoff erreicht nach etwa 180 s die Endtemperatur und verweilt bis zu einer Zeit von 310 s auf dieser Temperatur. Im Anschluss wird der Austritt aus dem Rollenherdofen, die Transferphase und die Werkzeugschließzeit bis zum Werkzeugkontakt durch eine Abkühlphase von etwa 10 s simuliert. Die Abkühlung der Versuchsproben erfolgt auf die beiden unterschiedlich gewählten Isothermen, die für den Temperaturverlauf TT-1 mit 470 °C und für den

Temperaturverlauf TT-2 mit 570 °C angenommen werden. Die finale Abkühlung nach Entnahme aus dem Umformwerkzeug wird nach 340 s vereinfacht durch eine konstante Abkühlrate von 7 K/s der Temperaturführung TT-2 bzw. 5 K/s der Temperaturführung TT-1 abschließend im Versuchsaufbau der Gleeble 3500 durchgeführt.

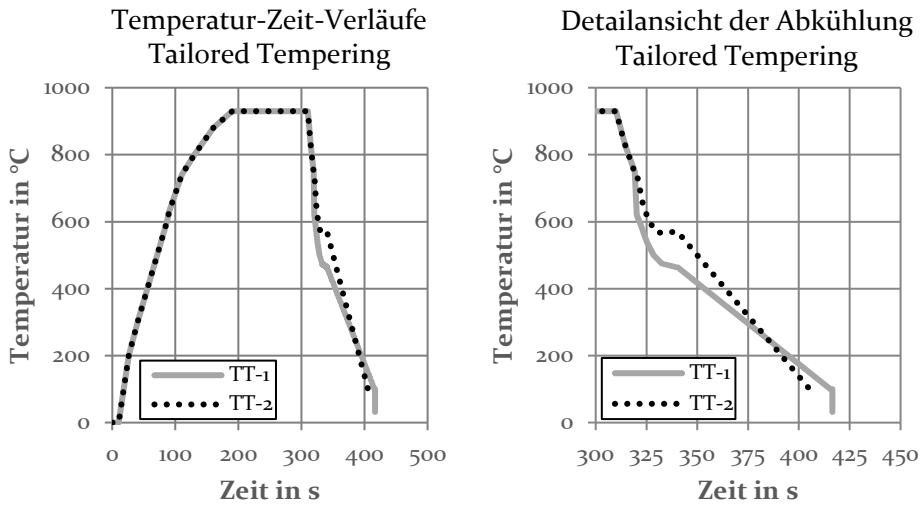
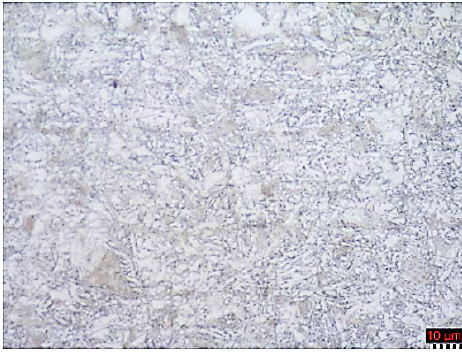


Bild 61: Angewendete Temperatur-Zeit-Verläufe des Tailored Tempering Prozesses zur Analyse der Werkstoffeigenschaften des 20MnCr8-2

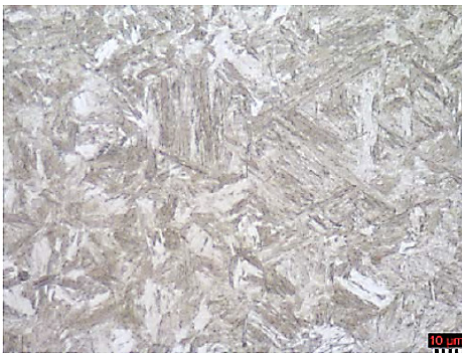
Die Analyse der aus den vorgestellten Temperatur-Zeit-Verläufen resultierenden Gefügezusammensetzung des ausgewählten Werkstoffs 20MnCr8-2 erfolgt nach vorheriger Probenpräparation und abschließender Ätzung mit dreiprozentiger Salpetersäure unter Verwendung des Lichtmikroskops Leica DM 4000 M. Die erzeugten Schliffbilder sind in Bild 62 abgebildet. Die beiden oberen Schliffbilder zeigen die Gefügezusammensetzungen nach dem beschriebenen Durchlauf des Tailored Tempering Prozesses. Aufgrund der langsameren Abkühlung und teilweise isothermen Verweilzeiten treten, wie zu erwarten, die diffusionsgesteuerten Gefügeumwandlungen in die Gefügephasen Ferrit, Perlit und Bainit auf. Die anfänglich langsamere Abkühlung und höhere isotherme Verweilzeit der Probe TT-1 führt zu einem überwiegend bainitischen Grundgefüge (~90 %) mit kleinsten Anteilen von Perlit und geringen Volumenanteilen von Ferrit und Martensit. Die aus fünf Messungen gemittelte Härte nach Vickers beträgt 309 HV₁₀. Das Gefüge im Probenkern der Abkühlung TT-2 beinhaltet hingegen einen geringeren Anteil an Bainit (~60 %) und besteht zudem aus etwa 30 % Martensit. Diese Zusammensetzung führt zu einer höheren gemessenen Härte im Kerngefüge von 379 HV₁₀.



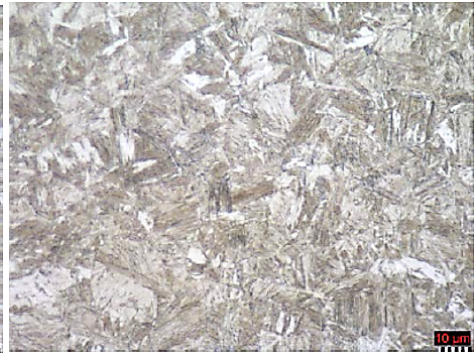
TT-1 // Härte 309 HV₁₀



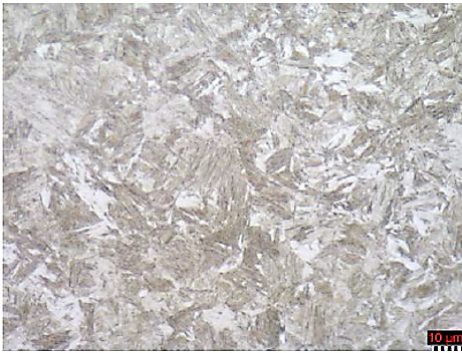
TT-2 // Härte 379 HV₁₀



Sensor Nr. 1 // Härte 452 HV₁₀



Sensor Nr. 2 // Härte 436 HV₁₀



Sensor Nr. 3 // Härte 458 HV₁₀

Bild 62: Schliffbilder der resultierenden Kerngefüge des 20MnCr8-2 für die diskontinuierliche Abkühlung der Versuchsproben im Prozess der direkten Warmumformung nach Ätzung mittels 3%iger Salpetersäure

Der Vergleich der Ergebnisse der resultierenden Gefüge zwischen der Abkühlkurve TT-1 und TT-2 zeigt, dass, obwohl die isotherme Haltestufe der Kurve TT-2 etwa 100 °C oberhalb der von TT-1 liegt, in der Probe TT-2 ein Gefüge mit deutlich mehr Anteilen an Martensit entsteht und weniger

Bainit beinhaltet als das Gefüge der Abkühlkurve TT-2. Die Ursache dieses Ergebnisses ist in den unterschiedlichen temperaturabhängigen Umwandlungsraten begründet, weshalb die genaue Kenntnis der temperaturabhängigen Phasenkinetik von höchster Bedeutung ist und innerhalb dieser Arbeit in Abschnitt 8.3 beschrieben wird.

Bei tiefergründigerer Bewertung erschließt sich dieses experimentell ermittelte Ergebnis in der Tatsache, dass aufgrund der niedrigen Bainitstarttemperatur ($B_s = 540\text{ °C}$) – des Werkstoffs 20MnCr8-2 – ein großer Anteil von unterkühltem Austenit erst in der abschließenden finalen Versuchsabschreckung in Martensit umwandelt. Die Ursache liegt in den zwei gewählten annähernd isothermen Haltetemperaturen von 470 °C bzw. 570 °C begründet. Aufgrund der geringeren Temperatur und der einhergehenden Hemmung der Kohlenstoffdiffusion wandelt ein Großteil von 90 % der Probe TT-1 in Bainit um, während die Diffusionsvorgänge bei der 100 °C höheren Proben­temperatur (TT-2) eine Bainitbildung stark verlangsamen und deshalb in dieser Probe mehr Austenit zur späteren Bainitbildung und Martensitumwandlung innerhalb des Werkstoffs verweilt. Dies führt zu einem resultierenden Endphasenanteil von 30 % Martensit in der Werkstoffstruktur (Probe TT-2) im Vergleich zu lediglich 5 % Martensit durch den gewählten Abkühlverlauf von Probe TT-1.

Die im Versuchsaufbau detektierten resultierenden Dilatationen des Werkstoffs der untersuchten Abkühlbedingungen nach TT-1 und TT-2 sind in Bild 63 vergleichend dargestellt. Der zuvor beschriebene Unterschied der resultierenden Gefügezusammensetzung wird durch die qualitative Bewertung der Dilatationen bestätigt. Aus diesem Bild wird deutlich, dass der größte Anteil der Austenitumwandlung für den eingesetzten Werkstoff 20MnCr8-2, bei Durchlauf der angenommenen Abkühlkurven, erst nach dem Verlassen der Isothermen entsteht. Dies bedeutet in Anlehnung an den Tailored Tempering Prozess nach Verlassen des Umformwerkzeugs. Dadurch sind die ermittelten Ergebnisse als plausibel anzusehen und die Ursache in den temperaturabhängigen Unterschieden der Umwandlungskinetik begründet.

Der Vergleich zur Simulation zeigt auch hier deutlich, dass die Kinetik der Bainitbildung als zu reaktiv berücksichtigt ist. Aus diesem Grund ergibt die Simulation für die Versuchsprobe TT-2 eine Verschiebung der anteiligen Austenitumwandlung um etwa 19 % zu höheren Bainitanteilen, welche zur abschließenden Martensitumwandlung nicht mehr zur Verfügung stehen.

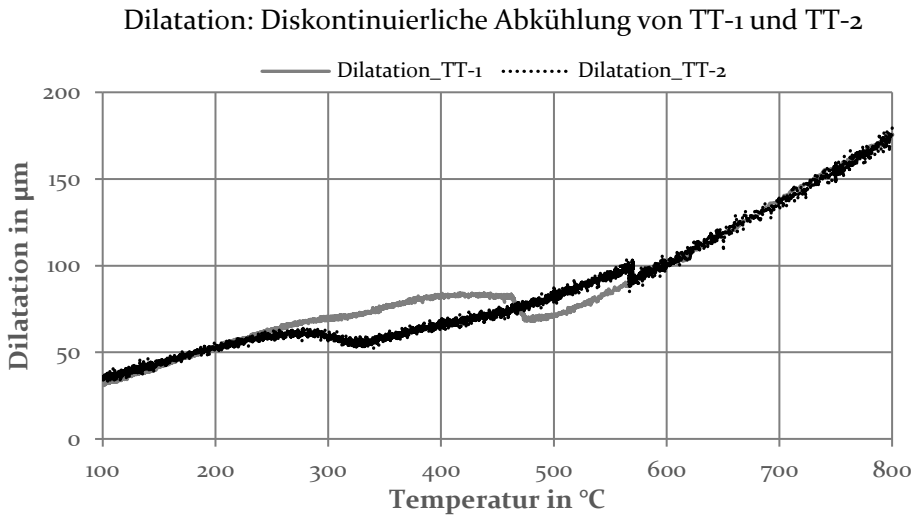


Bild 63: Dilatationskurven des 20MnCr8-2 für die diskontinuierliche Abkühlung der Versuchsproben im Prozess der direkten Warmumformung

Die Schliffanalysen des alternativen Werkstoffs 20MnCr8-2 resultierend aus dem vorgestellten Prozess der B-Säulen Umformung wurden nach identischer Analysemethode im Labor untersucht und zeigen ein fast ausschließlich martensitisches Kerngefüge. Die Proben weisen eine durchschnittliche Härte von 458 HV₁₀ im Bereich des Niederhalters bis 436 HV₁₀ im Bereich der langsamsten Abkühlung der Tiefziehcharge auf. Die Ergebnisse entsprechen den Erwartungen, da mit sinkender Abkühlgeschwindigkeit die Anteile an nicht martensitischen Gefügebestandteilen – welche eine geringere Härte aufweisen – steigen. Die erarbeiteten Ergebnisse der resultierenden Werkstoffzusammensetzung sind sowohl für die Messkurven der Sensoren 1,2 und 3 als auch für die Tailored Tempering Prozessführung vergleichend zwischen den Laborergebnissen der vorgestellten Versuchsreihe und den Berechnungsergebnissen in Bild 64 dargestellt. Die Gegenüberstellung der experimentell erzeugten und simulierten Phasenanteile verdeutlicht, dass für die drei Bauteilbereiche, der im Versuch detektierten Abkühlkurven (Sensor Nr. 1 bis Sensor Nr. 3), die Simulation der Gefügezusammensetzung mit den realen Messergebnissen sehr gut korreliert. Die größte Abweichung des Martensitgehalts für Sensorbereich Nr. 2 liegt bei 2,92 %. Die Simulation ergibt für diese Probe der langsamsten detektierten Abkühlung, mit 93,08 % Phasenanteil, den geringsten Martensitgehalt innerhalb dieses Validierungsversuchs wieder. Es wird ersichtlich, dass die Umwandlungsgeschwindigkeit von Austenit in die Bainitphase, analog zur Validierung der FE-Materialkarte unter konstanten Abkühlraten (Abschnitt 9.2), innerhalb der Simulation als zu groß berechnet wird.

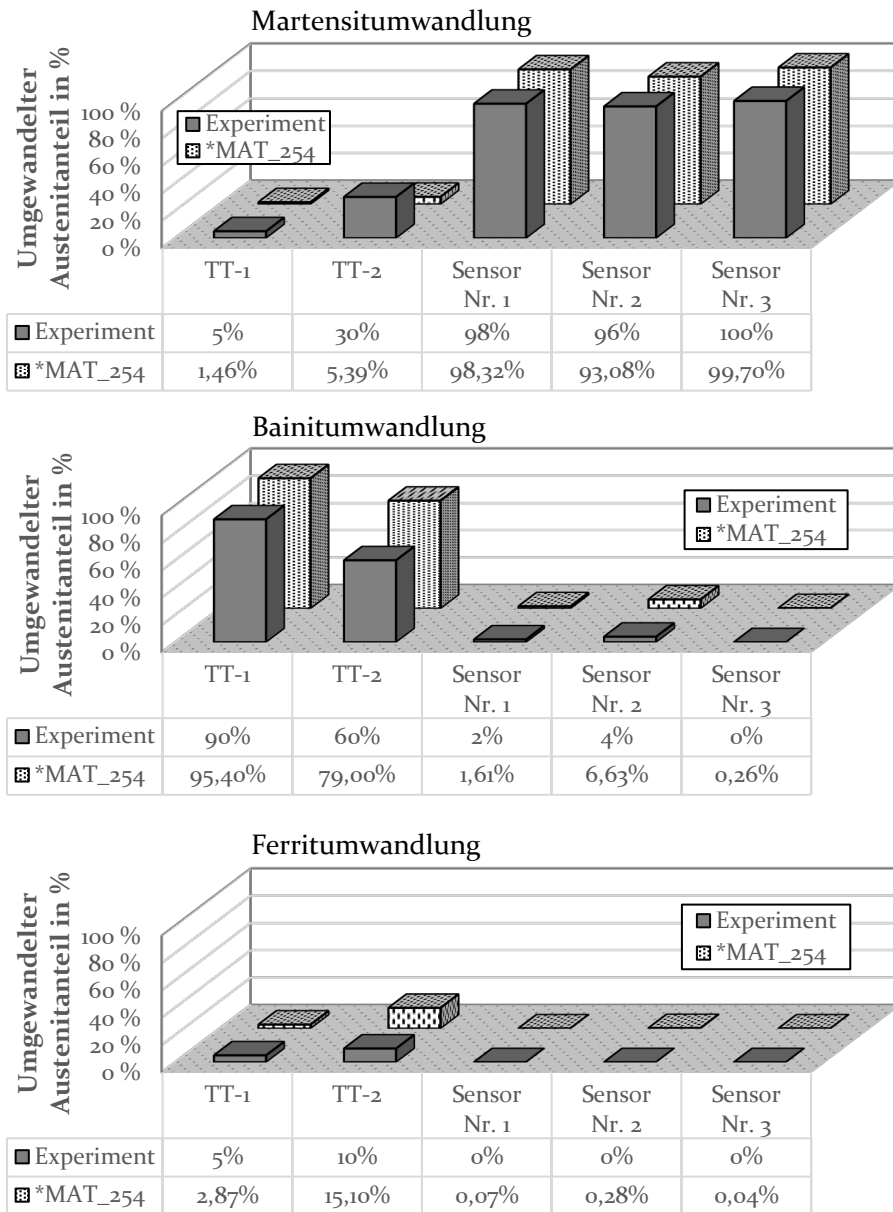


Bild 64: Gegenüberstellung des simulierten Gefügephasenanteils von Martensit, Bainit und Ferrit, unter Einsatz der erstellten FE-Materialkarte für den Werkstoff 20MnCr8-2, mit den experimentell ermittelten Versuchsergebnissen unter Anwendung des gemessenen Temperatur-Zeit-Verlaufs für Sensor Nr. 1, Sensor Nr. 2 und Sensor Nr. 3 sowie der beiden Abkühlungen (TT-1 und TT-2) deren Temperatur-Zeit-Verläufe für Bauteilbereiche mit beheizten Werkzeugsegmenten (~500 °C) angenommen wurde

Zur Vollständigkeit sei an dieser Stelle erwähnt, dass neben den resultierenden Gefügehärten der drei Messbereiche (452 HV₁₀, 436 HV₁₀ und 458 HV₁₀) auch Zugkennwerte nach DIN EN 6892-1 Verfahren B mit einer Zugfestigkeit R_m von $1547 \pm 14,5$ MPa, einer Dehngrenze $R_{p0,2}$ von $1082 \pm 17,5$ MPa und einer Bruchdehnung A_{50} von etwa $7,0 \pm 0,74$ % ermittelt wurden. Für die Ermittlung dieser Zugkennwerte wurden fünf Zugproben aus den Bauteilen entnommen und zerstörend geprüft. Die tabellarische Darstellung der in Kapitel 6 abgeleiteten Werkstoffanforderungen im Vergleich der ebenfalls in Kapitel 6 berechneten Eigenschaften des Werkstoffs 20MnCr8-2 und die in diesem Kapitel beschriebenen experimentell ermittelten Werkstoffkennwerte erfolgt in Tabelle 22.

Tabelle 22: Gegenüberstellung berechnete und experimentell ermittelte Kennwerte des 20MnCr8-2

Kriterium		Abgeleitete Werkstoffanforderungen	Alternativer Werkstoff 20MnCr8-2		
			Analytische Berechnungen	Experimentelle Kennwerte	Validierungsversuche B-Säule
Vickershärte Gefügephasen	Ferrit	keine Anforderung	220 HV	- HV	n. a.
	Bainit	keine Anforderung	323 HV	- HV	n. a.
	Martensit	510 - 410 HV	455 HV	454 HV	436 - 458 HV
Zugfestigkeit R_m		1666 - 1333 MPa	1473 MPa	- MPa	$1547 \pm 14,5$ MPa
Dehngrenze $R_{p0,2}$		1000 MPa	1031 MPa $R_{p0,2}/R_m = 0,70$	- MPa	$1082 \pm 17,5$ MPa
CE		$\leq 0,70$	0,69	-	n. a.
Ac3-Temperatur		≤ 840 °C	819 °C	825 °C	n. a.
Ac1-Temperatur		keine Anforderung	710 °C	735 °C	n. a.
Ms-Temperatur		≤ 438 °C	380 °C	370 °C	n. a.
Bs-Temperatur		keine Anforderung	547 °C	540 °C	n. a.

Der Vergleich der beschriebenen und dargestellten Werkstoffkennwerte des 20MnCr8-2 zeigt, dass der ausgewählte Werkstoff die benötigten Anforderungen aus der Produkt- und Prozessauslegung erfüllt. Die Ergebnisse der detektierten Härten und Zugkennwerte aus den Validierungsversuchen der TRB® B-Säule liegen innerhalb der abgeleiteten Bauteilanforderungen für eine martensitische Bauteilhärtung. Die positiven Ergebnisse der Validierungsversuche aus der Analyse der Umformbarkeit (Blechausdünnung)

im Napfzugversuch sowie die Analyse der Gefügeumwandlungskinetik unter kontinuierlichen Abkühlbedingungen durch die Laborexperimente und die abschließenden Ergebnisse aus der Untersuchung der Fahrzeug-B-Säule bestätigen die Anwendbarkeit der in dieser Arbeit beschriebenen Zielaufgabe: Die Erarbeitung einer Methode zur Auswahl eines alternativen Blechwerkstoffes für flexibel gewalzte und direkt warmumgeformte Karosseriestrukturbauteile. Die durchgeführten Validierungen zeigen, dass die gewählte Methode verlässliche Ergebnisse der im Zielprozess zu erwartenden Bauteileigenschaften liefert. Für die zukünftigen Entwicklungen kann somit die Erfolgswahrscheinlichkeit einer hohen Korrelation zwischen den benötigten und tatsächlichen Werkstoffeigenschaften gewährleistet werden, ohne bereits eine kosten- und zeitintensive Materialbeschaffung und Werkstofffreigabe zu beginnen.

10 Vorgehensweise zur Auswahl und Charakterisierung eines alternativen Werkstoffsystems in der Warmumformung

Die Ergebnisse der vorliegenden Arbeit ermöglichen die Ableitung einer Vorgehensweise zur Auswahl und Charakterisierung eines alternativen Werkstoffsystems in der direkten Warmumformung. Bild 65 und Bild 66 zeigen das Ablaufdiagramm dieser Vorgehensweise. Die Darstellung ist in die beiden Arbeitspakete, die Auswahl des alternativen Werkstoffs und die effiziente Charakterisierung, unterteilt.

Die Auswahl des Werkstoffsystems beginnt mit der Analyse der Ergebnisse aus der Bauteilfunktionsauslegung und somit der Gestaltung des Strukturbauteils. Die abzuleitenden konkreten Bauteilanforderungen sind die benötigte Bauteilfestigkeit, die Blechdickenverteilung, die Korrosionsanforderungen sowie die Interaktionen und Funktionen zu anderen Bauteilen, somit die Toleranzangaben und die fägetechnischen Randbedingungen. Als weitere Randbedingungen sind die angestrebte Fertigungsmethode und die Prozessfolge zu analysieren.

Die zu erwartenden Temperatur-Zeit-Verläufe sowie die auftretenden Dehnungen und Dehnraten werden nun in Abhängigkeit der Gestaltung des gewählten Strukturbauteils und der angedachten Zielprozessführung ermittelt. Im Anschluss an die Ermittlung beider Arten der Randbedingungen können die zur Werkstoffauswahl benötigten Werkstoffkenngrößen beschrieben und in Abhängigkeit der Legierungselemente nach der in dieser Arbeit erarbeiteten Methode berechnet werden, dies ermöglicht die abschließende Auswahl des Werkstoffs. Diese Phase der Werkstoffauswahl endet mit der Beschaffung des ausgewählten Werkstoffs.

Das zweite Arbeitspaket – die effiziente Charakterisierung – startet mit dem ausgewählten Werkstoffsystem und der Durchführung von ersten praktischen Laborversuchen zur Validierung der eigenschaftsbeschreibenden Werkstoffkenngrößen unter den Randbedingungen der Zielprozessführung. Werden innerhalb dieser Laborversuche die benötigten Werkstoffkenngrößen oder die Nachbildung der Prozessrandbedingungen nicht vollständig erreicht, so ist eine Überprüfung und gegebenenfalls eine Anpassung des verwendeten Prüfaufbaus notwendig.

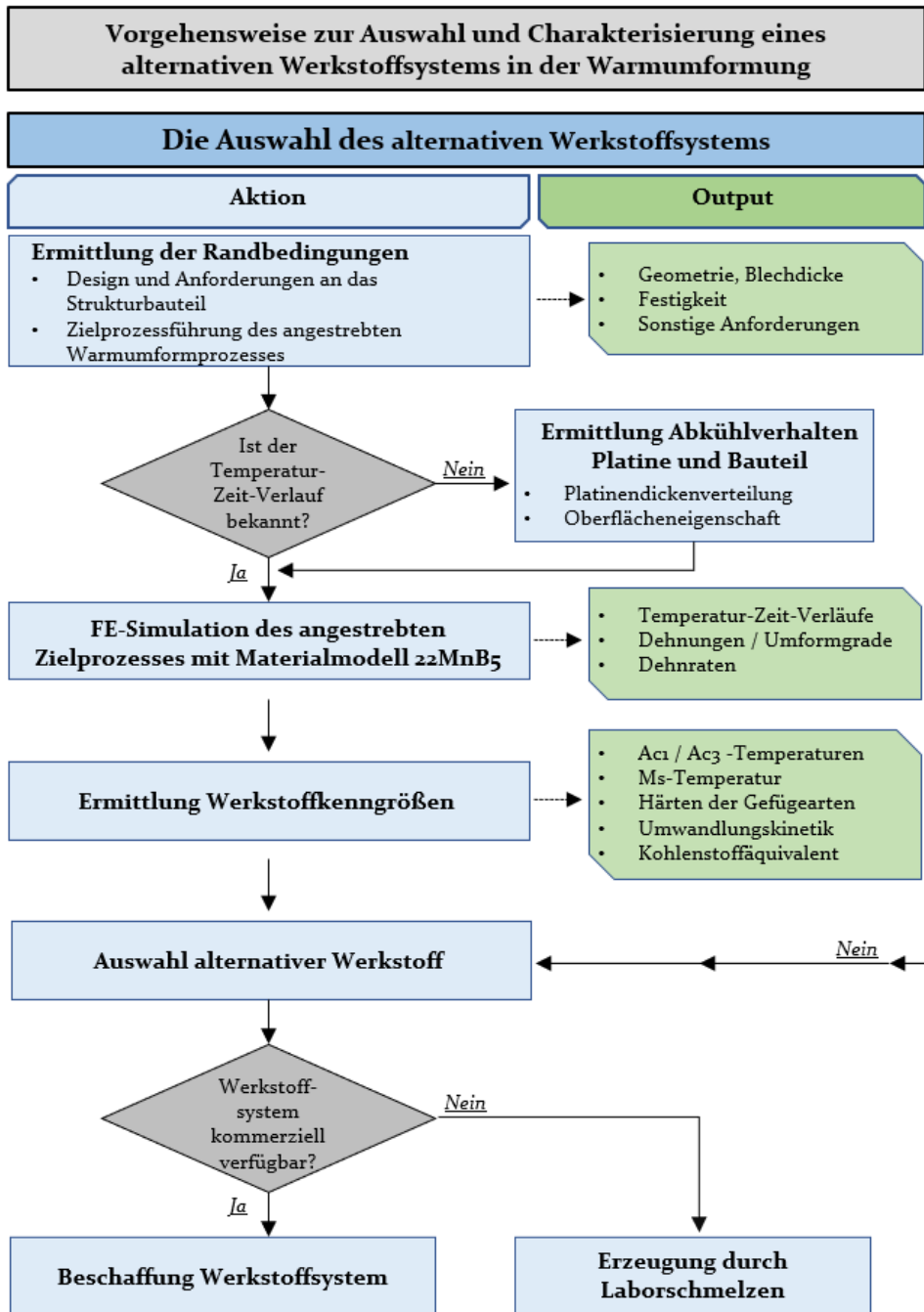


Bild 65: Vorgehensweise zur effizienten Werkstoffauswahl eines TRB® in der direkten Warmumformung

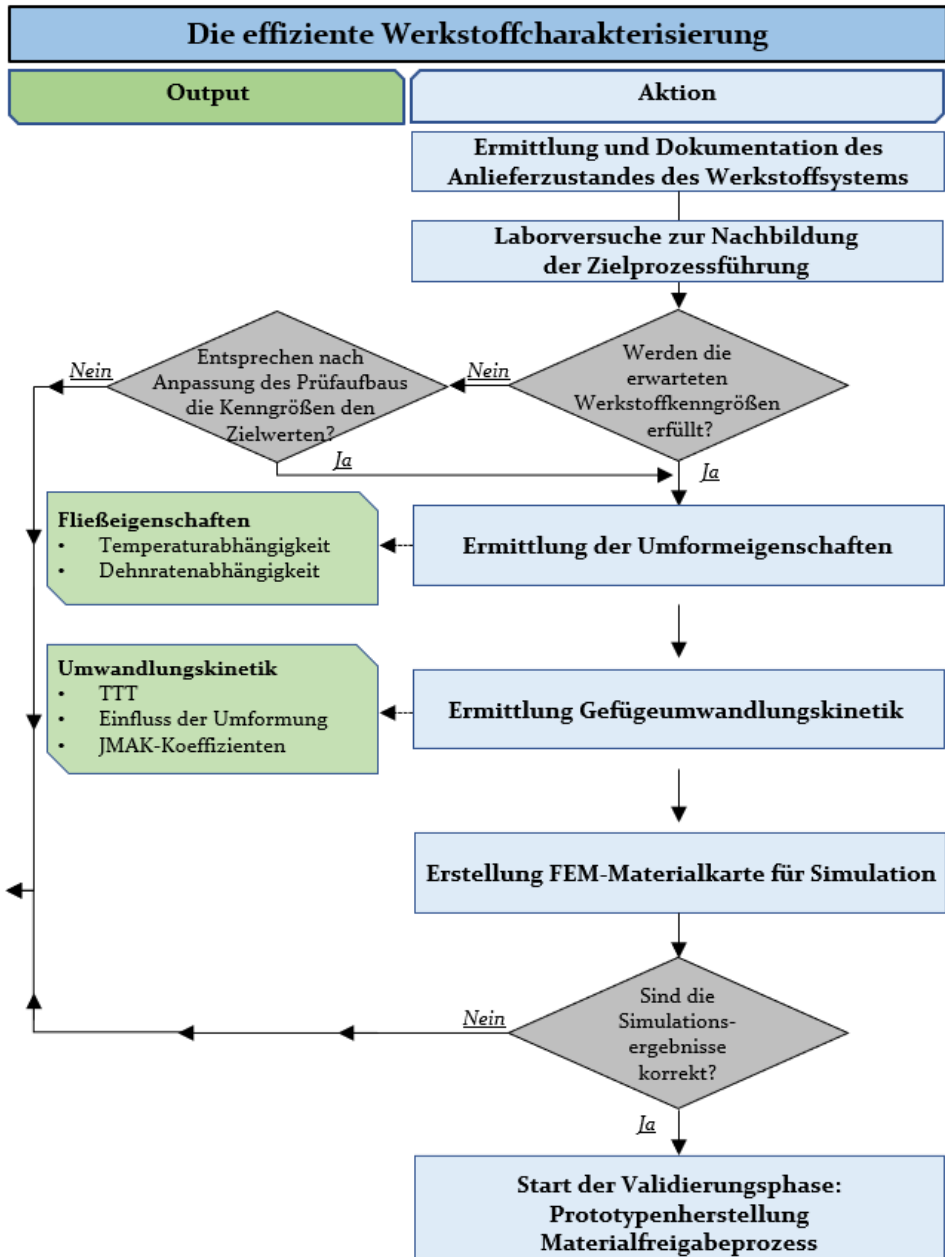


Bild 66: Vorgehensweise zur effizienten Werkstoffcharakterisierung eines TRB® in der direkten Warmumformung

Sollte trotz Einhaltung aller Prüfbedingungen der Werkstoff die geforderten Eigenschaften nicht erfüllen, muss die Werkstoffauswahl kritisch geprüft werden und unter Umständen ist ein anderes Werkstoffsystem auszuwählen. Nach erfolgreicher Erstanalyse und Kompatibilität zu den benötigten Werkstoffkennwerten kann die weitere Charakterisierung mit der Ermittlung der Umformeigenschaften erfolgen. Die Beschreibung der Fließeigenschaften auf Basis von uniaxialen Warmzugversuchen und die dehnungsabhängige Berücksichtigung der senkrechten Anisotropie wird als Methode in dieser Arbeit vorgestellt. Die notwendige Bewertung der Gefügeumwandlungskinetik erfolgt aufgrund der kosten- und zeitintensiven Versuchs- und Laboraufwendungen im Anschluss an die Ermittlung der Fließeigenschaften. Dazu wird die Verwendung der abgeänderten Probengeometrie und die Vorgehensweise zur Ermittlung der temperaturabhängigen JMAK-Koeffizienten sowie die Analyse des Effektes des TRB®-Einflusses vorgeschlagen. Die abschließende Erstellung und Validierung der FEM-Materialkarte bildet den Abschluss der Charakterisierung und eröffnet die Phase der Materialfreigabe und Prototypenerstellung.

11 Zusammenfassung und Ausblick

Der stetig fortschreitende Klimawandel hat insbesondere in den beiden letzten Dekaden das Bewusstsein der Menschheit geschärft, ihre ökologische Verantwortung durch eine nachhaltige Klimapolitik und daraus entstehenden Regulierungen wahrzunehmen. Insbesondere der Automobilindustrie gelingt es – durch kontinuierlichen Leichtbau – ihre Fahrzeuge im Gewicht zu minimieren und dadurch den CO₂-Ausstoß der Verbrennungsmotoren zu reduzieren. In diesem Zusammenhang hat sich im Leichtbau der Fahrzeugkarosserie die Technologie der Warmumformung, zur Erzeugung von ultrahochfesten Strukturbauteilen aus Stahl, weltweit etabliert. Durch die Kombination der eigentlichen Umformung der Stahlplatten bei Temperaturen zwischen etwa 800 °C und 600 °C und der abschließenden Werkstoffhärtung werden zum einen hohe Umformgrade, somit komplexe Geometrien der Strukturbauteile, ermöglicht und zum anderen geringe Blechdicken der Strukturbauteile – somit Leichtbau – generiert. Die weitere Reduzierung des Karosseriegewichts gelingt zum einen durch den Einsatz der ebenfalls weltweit etablierten Technologie des flexiblen Walzens und dem Produkt TRB® und zum anderen durch die gradierten Werkstoffeigenschaften, den Tailored Properties, innerhalb eines warmumgeformten Strukturbauteils oder durch die Kombination aus beiden Technologien. Aktuelle Entwicklungsaktivitäten verfolgen darauf aufbauend das Ziel, eine Verbesserung der Bauteileigenschaften und der Wirtschaftlichkeit des Warmumformungsprozesses zu erreichen. Teilweise werden sowohl für abgewandelte Prozessabläufe der Warmumformung als auch für die etablierten Prozesse Werkstoffalternativen zum 22MnB5 untersucht. Eine Beschreibung und einen Leitfaden zur Vorgehensweise bei der Auswahl dieser Werkstoffalternativen fehlt zumeist den Veröffentlichungen der jeweiligen Autoren.

Deshalb wurde in dieser Arbeit eine Methode geschaffen, welche die Randbedingungen des Strukturbauteils und die des wirtschaftlichen Warmformprozesses berücksichtigt und die effiziente Auswahl und Charakterisierung eines alternativen Werkstoffsystems beschreibt. Da für die abschließende Werkstoffhärtung der Strukturbauteile die diffusionsgesteuerten Gefügeumwandlungen während des Prozesses unerwünscht sind, ist die Kenntnis des Temperatur-Zeit-Verlaufs der Werkstoffe im angestrebten Zielprozess von grundlegender Bedeutung. Aus diesem Grund wurde zunächst die Analyse des Abkühlverhaltens eines Tailor Rolled Blanks (TRB®) analysiert. In dieser Untersuchung konnte nachgewiesen

werden, dass die Wärmeleitung innerhalb der flexibel gewalzten Formschnittplatine und der damit verbundene Temperatúraustausch zwischen den einzelnen unterschiedlichen Blechdickenplateaus zu vernachlässigen ist. Die Validierung zeigte, dass die Berechnung der Umformstarttemperatur eines TRB[®] somit analog zur Berechnung einer konstant dicken Formschnittplatine erfolgen kann. Dies bedeutet, dass die einzelnen Blechdickenplateaus im TRB[®] entsprechend einer analog dicken Formschnittplatine abkühlen und die kontinuierlichen Blechdickenübergänge ausreichend genau durch eine Verbindungsgerade zweier angrenzender Temperaturniveaus dargestellt werden können. Die entwickelte Methode zur Auswahl eines alternativen Werkstoffsystems berücksichtigt die aus der Funktionsauslegung nötigen Produktrandbedingungen, welche durch den TRB[®] Blechdickenverlauf und die notwendige Werkstofffestigkeit sowie die angestrebte Bauteilgeometrie gekennzeichnet sind. Weiterhin werden die Zielprozessrandbedingungen durch den Temperatur-Zeit-Verlauf und die Dehnungsverteilung und Umformgeschwindigkeiten berücksichtigt. Diese ermittelten Randbedingungen werden durch vorgestellte empirische Gleichungen zur Berechnung der Werkstoffgefügeumwandlungspunkte A_{c1} , A_{c3} , M_s , M_f beschrieben. Weiterhin ermöglicht die Berechnung der A_{r3} und Bainitstarttemperatur B_s die Basis zur Bewertung des erforderlichen Umwandlungsverhaltens des Werkstoffs. Als wesentlicher Schritt wurde dazu die Berechnung einer Bewertungsgrenzkurve eingeführt. Die Berechnung dieser Grenzkurve erfolgt durch die Anwendung der erweiterten Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) Ansätze von Lebond. In der Methode dieser Arbeit werden dazu zunächst die JMAK-Koeffizienten bestimmt, welche noch eine 95 %ige Martensitstruktur am Endbauteil ermöglichen. Darauf aufbauend wird die Grenzkurve für kontinuierliche Abkühlraten errechnet, denn diese ermöglicht den Vergleich der Werkstoffanforderungen mit bereits vorhandenen oder mittels Simulationssoftware kalkulierten kontinuierlichen ZTU-Schaubildern. Der zweite Teil der Methode beschreibt, am Beispiel des in dieser Arbeit ausgewählten Werkstoffs – dem 20MnCr8-2 – die effiziente Charakterisierung des Umformverhaltens und der Umwandlungskinetik. Die durchgeführten Validierungsversuche des Napfzugversuchs und des kontinuierlichen ZTU-Diagramms sowie die abschließende Validierung am Beispiel einer realen TRB[®] B-Säule zeigen, dass die Beschreibung der Umformeigenschaften, auf Basis von uniaxialen Warmzugversuchen unter Anwendung der Fließkurvenapproximation nach Lechler und der Fließortkurve nach Hill₄₈, ebenso wie die Berechnung der Umwandlungskinetik nach den Ansätzen von Lebond und JMAK unter Durchführung von isothermen Umwandlungsversuchen, eine ausreichend genau Beschreibung des Materialverhaltens ermöglichen.

Abschließend ist festzuhalten, dass durch diese Arbeit eine grundlegende effiziente Methode geschaffen wurde mit der sowohl zukünftige Warmumformprozesse hinsichtlich ihrer Wirtschaftlichkeit als auch warmumgeformte Strukturbauteile in ihrer Funktion, durch den Einsatz alternativer Werkstoffsysteme, maßgeblich verbessert werden können. Aufbauende Forschungsarbeiten mit dem Ziel, empirische Gleichungen für die benötigten Aktivierungsenergien der einzelnen Gefügephasen in Abhängigkeit der chemischen Werkstoffzusammensetzungen abzuleiten, würden durch bestehende Ansätze der ZTU-Diagramm-Berechnung, die in dieser Arbeit erarbeitete Methode deutlich unterstützen und die Verwendung von vorhandenen oder mittels Kalkulationssoftware berechneten ZTU-Diagrammen als Vergleichsgröße zu der eingeführten Bewertungsgrenzkurve erübrigen.

12 Summary and Outlook

The continuously progressing climate change led to an increased focus on sustainable climate politics and associated legislation over the past two decades. A reduction of CO₂ emissions of internal combustion engines, as implemented from the automotive industry, is achievable through weight reductions enabled by lightweight designs. Hot forming of steel blanks is a globally established technology to achieve lightweight designs in body in white as it allows the manufacturing of thin gauge ultra-high strength structural components. The combination of forming at temperatures between 800 °C and 600 °C with a subsequent quenching process allows for high formability and thus complex geometries combined with reduced sheet thicknesses leading to lower component weights. Further weight reductions can be achieved by using Tailor Rolled Blanks TRB® or Tailored Properties or a combination of both. Within the field of hot forming, recent R&D activities aimed often at either an improvement of part properties or at an improvement of the commercial efficiency of the hot stamping process. Some of those activities included the application of alternative material grades beyond the well-established 22MnB5 grade. Those grades were researched either in combination with the classical hot stamping process or with alternative process designs. However, a structured approach to define the right alternative grade for a given hot forming process is yet missing. This thesis focuses on the development of a methodology to define and characterize an alternative material grade for a given hot stamped structural component to be produced considering the requirements of the part itself as well as the requirements for a commercially efficient hot stamping process.

As a diffusion driven microstructure transformation is typically not desired during hot forming, the time-temperature-behavior of each grade during the focused hot forming process is considered as a key parameter for the methodology. Therefore, the cooling behavior of Tailor Rolled Blanks TRB® was analyzed as a first step. It was shown that the heat transfer between the different areas of different thickness within the TRB® can be neglected. Each segment of constant thickness within a TRB® can be treated as an individual sheet of same thickness. In consequence, it is possible to calculate the transformation start temperature for each thickness segment of the TRB® with methods known from conventional hot forming. In addition, the linear thickness transition zones within the TRB® are describable via a linear

temperature transition between the temperature levels of each adjacent section of constant thickness.

The developed methodology is based on multiple input parameters. On the one hand it takes the functional requirements of the targeted parts represented by the part's thickness run, the material's target strength as well as the part's geometry and shape into account. Furthermore, it considers the limits and boundaries of the hot forming process. These are represented by the material's time-temperature-behavior, the appeared strain distribution as well as the strain rate. Some limits and boundaries are being described within this thesis with the help of empiric formulas which allow for the calculation of the microstructure transition temperatures A_{c1} , A_{c3} , M_s , M_f . Furthermore, by using the transition temperatures for Ferrit (A_{F3}) and Bainit (B_s) a characterization of the required material's transition behavior is being enabled by a new presented calculation scheme in this thesis. A limit line is being introduced and it is suggested to calculate the limit line with the help of Lebond's expanded Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) method. In order to be able to apply this new launched limit line to the methodology presented, the determination of all JMAK-coefficients is required. The coefficients shall be determined such that they allow for 95% of martensite within the part when using the previously determined microstructure transition temperatures as well as the expected time temperature behavior of the target process. Based on these results, the limit line for continuous cooling rates is being calculated as it allows to compare the material's requirements with existing time temperature charts.

The second part of the methodology covers the efficient characterization of the forming behavior and the microstructural transformation behavior on the example of the material 20MnCr8-2 which is the material grade chosen for this thesis. Validation experiments conducted (deep drawing of cups as well as taking measurements for a continuous time temperature chart) indicate that the forming behavior can be described well enough solely with the help of uniaxial warm tensile testing and an approximation of the stress strain curves according to Lechler and Hill⁴⁸. The same applies to the microstructural transition behavior according to Lebond and JMAK while using isothermal transition trials conducted for this thesis have proven.

Summing up, this thesis presents a methodology to improve future hot forming processes and hot formed parts using the right hot form material. Further lightweight improvements are possible with regard to the commer-

cial efficiency of the hot forming process as well as with regard to the function of the hot formed part. Future research should aim at the development of empirical formulas to determine the activation energy of each microstructural phase in relation to the chemical material composition. Thereby the calculation of continuous cooling diagrams would be more accurate and while matching the launched limit line in accordance with the process requirements.

Literaturverzeichnis

- [1] Veröffentlichung der Vereinten Nationen: Ziele für nachhaltige Entwicklung – Bericht 2020. Online veröffentlicht: <https://www.un.org/Depts/german/millennium/SDGBericht2020.pdf> (abgerufen am 08.05.2021)
- [2] Bundesministerium für Umwelt, Naturschutz, Bau und Reaktorsicherheit (BMUB): Online veröffentlicht am 14.06.2020: <https://www.umweltbundesamt.de/daten/klima/treibhausgas-emissionen-in-deutschland#entwicklung-der-treibhausgase-kohlendioxid-methan-distickstoffoxid> (abgerufen am 08.05.2021)
- [3] Bundesministerium für Umwelt, Naturschutz, Bau und Reaktorsicherheit (BMUB): Online veröffentlicht am 18.01.2021: <https://www.umweltbundesamt.de/daten/klima/treibhausgas-emissionen-in-deutschland#treibhausgas-emissionen-nach-kategorien> (abgerufen am 08.05.2021)
- [4] Verordnung des Europäischen Parlaments und des Rates: VERORDNUNG (EG) Nr. 443/2009 DES EUROPÄISCHEN PARLAMENTS UND DES RATES vom 23.04.2009: https://www.unidue.de/imperia/md/content/car/auto/vl_unterlagen/eu-kommission-juni_2009.pdf (abgerufen am 08.05.2021)
- [5] Verordnung des Europäischen Parlaments und des Rates: VERORDNUNG (EU) 2019/631 DES EUROPÄISCHEN PARLAMENTS UND DES RATES zur Festsetzung von CO₂-Emissionsnormen für neue Personenkraftwagen und für neue leichte Nutzfahrzeuge und zur Aufhebung der Verordnungen (EG) Nr. 443/2009 und (EU) Nr. 510/2011: veröffentlicht am 17.04.2019: <https://eurlex.europa.eu/legalcontent/DE/TXT/PDF/?uri=CELEX:32019Ro631> (abgerufen am 08.05.2021)
- [6] Volkswagen AG: Von der Wiege bis zur Bahre. Online veröffentlicht: <https://www.volkswagenag.com/de/news/stories/2019/04/from-the-well-to-the-wheel.html> (abgerufen am 08.05.2021)
- [7] Friedrich, H. E. Leichtbau in der Fahrzeugtechnik. Wiesbaden: Springer Vieweg, 2017

- [8] Dauersteiner, A.: Der Weg zum Ein-Liter-Auto: Minimierung aller Fahrwiderstände mit neuen Konzepten. Berlin: Springer Verlag, 2001
- [9] Bund für Umwelt und Naturschutz e.V. (BUND): Freie Fahrt ins Klimachaos? Die Vorgaben der Europäischen. Die Vorgaben der Europäischen Union zur CO₂-Minderung bei neuen Pkw: Online veröffentlicht: https://www.bund.net/fileadmin/user_upload_bund/publikationen/mobilitaet/mobilitaet_freie_fahrt_ins_klimachaos.pdf (abgerufen am 08.05.2021)
- [10] Tecklenburg, G.: Karosseriebautage Hamburg 2016: 14. ATZ-Fachtagung. Wiesbaden. Springer Vieweg, 2016
- [11] Goede, M.; Stehlin, M.: SuperLIGHT-Car project – An integrated research approach for lightweight car body innovations. In: Proceedings Innovative Developments for Lightweight Vehicle Structures. Wolfsburg, 2009, S. 25-38
- [12] Koether, R.; Sauer, A.: Fertigungstechnik für Wirtschaftsingenieure. München. Carl Hanser, 2017
- [13] Lübke, B.; Pfestorf, M.: Functional design of a "Lightweight body in white" –How to determine body in white materials according to structural requirements. In: Jamsto, S.; Mohrbacher, H.; Siciliano, F.; Hashimoto, S. (Hrsg.): The Minerals, Metals and Materials Society, International Symposium on Niobium Microalloyed Sheet Steel for Automotive Application, 2006, S. 27-44
- [14] ThyssenKrupp AG: Das Projekt ThyssenKrupp InCar plus: Online veröffentlicht: https://ucpcdn.thyssenkrupp.com/_legacy/UCPthyssenkruppBACTSchattenseite/assets.files/media/publikationen/executivesummaryincar_plus_de.pdf (abgerufen am 08.05.2021)
- [15] N.N. Ulsab: Online veröffentlicht: <https://www.worldautosteel.org/projects/ulsab> (abgerufen am 30.05.2019)
- [16] N.N.: NewSteelBody – Leichtbau mit Stahl. Für Automobile mit Zukunft.: Thyssenkrupp Stahl AG, Firmenschrift, 2003
- [17] Yanagimoto, J.; Oyamada, K.; Nakagawa, T.: Springback of High-Strength Steel after Hot and Warm Sheet Formings. In: CIRP Annals Band 54, 2005, S. 213-216
- [18] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde. Berlin. Springer Vieweg, 2012

- [19] Hoffmann, H.; Neugebauer, R.; Spur, G.: Handbuch Umformen. München. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2012
- [20] Thyssenkrupp Steel Europe AG. Produktinformationen Mangan-Bor-Stähle für die Warmumformung: Online veröffentlicht: https://www.thyssenkrupp-steel.com/media/content_1/publikationen/produktinformationen/mbw/thyssenkrupp_mbw_produktnformation_steel_de.pdf (abgerufen am 08.05.2021)
- [21] Jonsson, M.: Press hardening from innovation to global technology. In: Proceedings of 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel 2008.
- [22] Cortis, R.; German, V.; Tunger, R.: the body in white of the new Volkswagen Passat B6. In: Tagungsband Euro Car Body, Bad Nauheim 2005, S. 67-74.
- [23] Karbasian, H.: Formgenauigkeit und mechanische Eigenschaften pressgehärteter Bauteile. Dortmunder Umformtechnik. Shaker Verlag GmbH, 2010
- [24] Wilzer, J.: On the relationship of heat treatment, microstructure, mechanical properties, and thermal conductivity of tool steels. In: Proceedings of the 9th International Tooling Conference, Leoben 2012
- [25] KIND&CO EDELSTAHLWERK. CR7V-L: Online veröffentlicht: https://www.kindco.de/downloadcenter.html?tx_kcdownloads_kcdownloads%255Bfile%255D=213&tx_kcdownloads_kcdownloads%255Baction. (abgerufen am 08.05.2021)
- [26] Fritz, M.: Effizienzsteigerung in der Prozesskette. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2010, S. 63-70
- [27] Faderl, J.; Vehof, R.: Presshardening Steel (PHS): A new coating and process technology. In: Steel – Future for the Automotive Industry. Tagungsband zur internationalen Konferenz Steels in Cars and Trucks, Stahleisen GmbH, 2005, S. 172-178
- [28] Steinhoff, K.; Maikranz-Valentin, M.; Weidig, U.: Bauteile mit maßgeschneiderten Eigenschaften durch neuartige thermomechanische Prozessstrategien in der Warmblechumformung. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2007, S. 1-12

- [29] Brecht, J.; Göttsche, B.: Warmgeformte Tailor Rolled Products. Funktionsoptimaler Leichtbau für die Fahrzeugkarosserie. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2013, S. 85-94
- [30] Lenze, F.-J.; Bian, J.; Sikora, S.: Einsatz pressgehärteter Stähle im Karosseriebau: Stand und Trends der Entwicklung. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2007, S. 13-22
- [31] Wilsius, J.; Hein, P.; Kefferstein, R.: Status and future trends of hot stamping of Usibor 1500P®. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2006, S. 82-101
- [32] Merklein, M.; Lechler, J.; Stöhr, T.; Svec, T.: Herstellung von funktionsoptimierten Bauteilen im Presshärtprozess. In: Stahl und Eisen 6, 2010, S. 51-57
- [33] Feuser, P.; Schweikert, T.: Tailored Tempering Parts - Presshärtbauteile mit maßgeschneiderten Eigenschaften. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2009, S. 127-142
- [34] voestalpine Stahl GmbH. Ein heißer Tipp für die Warmumformung: Online veröffentlicht: <https://www.voestalpine.com/ultralights/Automotive-Notes/Ein-heisser-Tipp-fuer-die-Warmumformung> (abgerufen am 31.05.2019)
- [35] Steinhoff, K.; Ademaj, A.; Prokoph, S.; Schupfer, M.; Weidig, U.: Entwicklung und Technologietrends in der Warmumformung von hochfesten Stahlgüten. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 7. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2012, S. 85-112
- [36] Drillet, P.: Study of cracks propagation inside the steel on press hardened steel zinc based coatings. In: Proceedings Galvatech, 2011
- [37] Kurz, T.; Schwinghammer, H.; Luckeneder, G.; Manzenreiter, T.; Sommer, A.: Zinc Coated Press-Hardening Steel - Challenges and Solutions. In: Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 5th International Conference, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2015, S. 345-354

- [38] Radlmayr, Karl, et al. Warmumformung verzinkter Stähle. Online veröffentlicht: www.voestalpine.com.Whitepaper-Warmumformung+verzinkter-Staehle-voestalpine.pdf (abgerufen am 10.06.2019)
- [39] Kurz, T.; Larour, P.; Lackner, J.; Steck, T.; Jesner, G.: Press-hardening of zinc coated steel -characterization of a new material for a new process. In: IOP Conference Serie: Materials Science and Engineering Volume 159, IDDRG2016, 2016
- [40] Sommer, A.; Brummayer, M.; Etzeldorfer, K.; Kelsch, R.; Tutewohl, B.: [DE 102015113056 B4] Verfahren zum kontaktlosen Kühlen von Stahlblechen und Vorrichtung hierfür. 2018
- [41] Kelsch, R.; Sommer, A.; Schwinghammer, H.; Radlmayr, K.; Kurz, T.; Luckeneder, G.; Faderl, J.: Hot Forming of Zinc Coated Press Hardening Steel. Characterisation of Forming Behaviour an New Process Routes for Mass Production. In: Oldenburg, M.; Prakash, B; Steinhoff, K. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 6th International Conference , 2017, S. 337-344
- [42] Altair: ENLIGHTEN AWARD 2018: Online veröffentlicht: https://www.altair.de/pdf/enlighten/Consulting_0001_o8_Enlighten_Nominee_Poster_enabling_technology_Gestamp.pdf (abgerufen am 10.06.2019)
- [43] Liu, Z.; Zhu, B.; Zhang, Y.; Ding, H.; Cai, M.; Wang, Y.; Rolfe, B.: A Model for Quenching and Partitioning with Press Hardening of High Strength Steel. In: Oldenburg, M.; Prakash, B; Steinhoff, K. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 6th International Conference , 2017, S. 309-316
- [44] Li, H.; Li, G.-Y.; Ma, M.-T.; Zhang, Y.-S.: Advanced Hot Stamping Treatment AHST for Ultra-High-Strength-Ductility Auto-Parts. Austria. International Deep Drawing Research Group, 2016
- [45] Wieland, M.; Merklein, M.: Dickblechumformen und Formhärten - Potentiale und Grenzen bei der Herstellung hochbelasteter Funktionsbauteile. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2011, S. 95-108

- [46] Neugebauer, R.; Rautenstrauch, A.; Meza-Garcia, E.: Influence of the Alloying Elements on Phase Transitions of High Strength Steels. In: Advanced Material Research Vol.337, Trans Tech Publications, 2011, S. 358-362
- [47] ArcelorMittal: Chemische Zusammensetzung Usibor1500: Online veröffentlicht: https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/PHS/usibor_ductibor(abgerufen am 10.06.2019)
- [48] Hikida, H.; Nishibata, T.; Kikuchi, H.; Suzuki, T.; Nakayama, N.: Properties of New TS 1800 MPa Grade Hot Stamping Steel and Application for Bumper Beam. In: Oldenburg, M.; Prakash, B.; Steinhoff, K. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 4th International Conference ,Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2013, S. 127-134
- [49] POSCO Automotive: HPF Steel - Post Heat Treatment Steel. 2015
- [50] Li, X.; Chen, Z. Z.; Liu, H.: Investigation for a Hot-stamped B-pillar of a SUV Based on Dynaform. In: Ma, M.; Zhang, Y. (Hrsg.): Proceedings of the 4th International Conference on Advanced High Strength Steel and Press Hardening (Ichsu 2018), World Scientific Publishing, 2018, S. 224-229
- [51] Tata Steel Automotive: Warm- und kaltgewalzt 22MnB5: Online veröffentlicht: https://www.tatasteeleurope.com/static_files/Downloads/Automotive/Data%20Sheets/22MnB5-datasheet-DE.pdf (abgerufen am 14.12.2019)
- [52] Salzgitter Flachstahl GmbH: 22MnB5 Borlegierte Vergütungsstähle: Online veröffentlicht: https://www.salzgitter-flachstahl.de/fileadmin/mediadb/szfg/informationmaterial/produktinformationen/warmgewalzte_produkte/deu/22mnb5.pdf (abgerufen am 14.12.2019)
- [53] voestalpine. phs-ultraform – Das Original für verzinkte, in indirekter Warmumformung pressgehärtete Bauteile: Online veröffentlicht: <https://www.voestalpine.com/ultralights/Produkte/Warmumformung/phs-ultraform-R> (abgerufen am 13.05.2021)
- [54] SSAB. Data sheet 2.114 Docol PHS 1500_2019-10-09: Online veröffentlicht: <https://www.ssab.de/api/sitecore/Datasheet/GetDocument?productId=6CE1A16ED2D44DD7BC68DoF6D681C8BE&language=de-DE> (abgerufen am 08.05.2021)

- [55] Naderi, M.; Saeed-Akbari, A.; Bleck, W.: The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel. In: Materials Science and Engineering: A 487, Elsevier, 2008, S. 445-455
- [56] Stöhr, T.; Merklein, M.: Weiterführende Untersuchungen zum Fließverhalten presshärtbarer Stähle. In: Merklein, M.; Lechler, J. (Hrsg.): Tagungsband 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2009, S. 71-84
- [57] Deinzer, G. et al.: Presshärten von Tailor Welded Blanks: Werkstoffauswahl, Eigenschaften und Verbindungstechnik. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2008, S. 1-22
- [58] Lee, J. H., Cho, Y. R.; Choo, S. D.: Investigation of Tensile Properties and Bendability of CMnB Hot-Press Forming Steels. In: Oldenburg, M.; Prakash, B; Steinhoff, K. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 4th International Conference ,Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2013, S. 547-556
- [59] Lenze, F.J.; Sikora, S.; Banik, J.; Gerber, T.; Laurenz, R.: Further development of manganese boron steels for lightweight design of body in white structures. In: Kolleck, R. (Hrsg.): IDDRG – 50th Anniversary Conference : Proceedings of Tools and Technologies for processing of ultra high strength steels, Verlag TU Graz, 2010, S. 17-25
- [60] Lenze, F.J.; Sikora, S.; Banik, J.; Gerber, T.; Laurenz, R.: Herstellung von gewichtsoptimierten Strukturbauteilen durch den Einsatz pressgehärteter Stähle. In: Merklein, M.; Lechler, J. (Hrsg.): Tagungsband 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2009, S. 1-16
- [61] N.N.: Online veröffentlicht: https://automotive.arcelormittal.com/products/flat/PHS/usibor_ductibor (abgerufen am 08.05.2021)
- [62] SSAB: Data sheet 2115 Docol PHS 1800_2019-10-09: Online veröffentlicht: <https://www.ssab.de/api/sitecore/Datasheet/GetDocument?productId=79E147A3B1EA4DC0913537118AE81509&language=de-DE> (abgerufen am 08.05.2021)

- [63] SSAB: Data sheet 2116 Docol PHS 2000_2019-10-09: Online veröffentlicht: <https://www.ssab.de/api/sitecore/Datasheet/GetDocument?productId=1C2F2BB204BF48B9840CAA27B23407C7&language=de-DE> (abgerufen am 08.05.2021)
- [64] Graff, S.; Gerber, T.; Lenze, F.-J.; Sikora, S.: About the Simulation of Microstructure Evolution in the Hot Sheet Stamping Process and the Correlation of Resulting Mechanical Properties and Crash-Performance. In: Oldenburg, M.; Steinhoff, K.; Prakash, B (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 3rd International Conference, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2011, S. 323-330
- [65] Gerber, T.; Heckelmann, I.; Diaz, N. V.; Lenze, F.-J.: Efforts in Expanding the Portfolio of Hot Forming Steel Material Concepts. In: Oldenburg, M.; Prakash, B; Steinhoff, K. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 4th International Conference, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2013, S. 145-152
- [66] Marten, T.; Block, H.; Tröster, T.; Gerber, T.; Sikora, S.; Lenze, F.-J.: Graded Lightweight Structures Through Hot Forming. In: Oldenburg, M.; Prakash, B; Steinhoff, K. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 4th International Conference, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2013, S. 167-174
- [67] ArcelorMittal. Warmumformstähle - Usibor® und Ductibor®. Datenblatt, 2017
- [68] Sarkar, S.; Drillet, P.; Beauvais, M.; Ramisetti, N.; Dormegnny, L.: Ductibor 1000 AlSi: A New PHS Development for a Crash Ductility Optimization.. In: Oldenburg, M.; Prakash, B; Steinhoff, K. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 6th International Conference, 2017, S. 591-599
- [69] Naderi, M.: Hot Stamping of Ultra High Strength Steels. Dissertation, RWTH-Aachen, 2007
- [70] Merklein, M.; Geiger, M.; Kerausch, C.; Lechler, J.: Presshärten von Tailor Welded Blank. In: Forschungsvereinigung Stahlanwendungen e.V.: Verlag und Vertriebsgesellschaft mbH, 2010

- [71] Stopp, R.; Schaller, L.; Lamprecht, K.; Keupp, E.; Deinzer, G.: Warmblechumformen in der Automobil-Serienfertigung – Status, Trends, Potenziale. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2007, S. 23-36
- [72] Mithieux, J.-D.; Badinier, G.; Santacreu, P.-O.; Herbelin, J.-M.; Kostoj, V.: Optimized Martensitic Stainless Steels for Hot Formed Parts in Automotive Crash Application. In: Oldenburg, M.; Prakash, B.; Steinhoff, K. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 4th International Conference, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2013, S. 57-64
- [73] Meza-Garcia, E.; Rautenstrauch, A.; Kräusel, V.; Landgrebe, D.: Press Hardening of a Martensitic Stainless Steel Sheet Alloy for Manufacturing a Side Sill Demonstrator with Tailored Properties. In: Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 5th International Conference, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2015, S. 765-773
- [74] Badinier, G.; Mithieux, J.-D.; Santacreu, P.-O.; Herbelin, J.-M.: Development of a 1.8 GPa Martensitic Stainless Steel for Hot Stamping Application.. In: Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 5th International Conference, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2015, S. 715-723
- [75] Merklein, M.; Svec, T.: Prozessfenster zur Verarbeitung alternativer Stahlgüten im Presshärtprozess. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 7. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2012, S. 55-70
- [76] Svec, T.; Merklein, M.: Hot Stamping – Process Window for the Austenitization of a Dualphase Steel. In: Oldenburg, M.; Prakash, B.; Steinhoff, K. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 4th International Conference, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2013, S. 275-282

- [77] Heyde, M.; Roll, K.; Kawalla, R.; Bergweiler, G.; Kaiser, J.: Local heat treatment of ultra-high-strength-steels – an opportunity to extend the range of car body components. In: Kolleck, R. (Hrsg.): IDDRG – 50th Anniversary Conference : Proceedings of Tools and Technologies for processing of ultra high strength steels, Verlag TU Graz, 2010, S. 225-234
- [78] Heyde, M.; Roll, K.: Building Lightweight Cars by Using Steels with Graded Properties. In: Hirt, G.; Tekkaya, A. E. (Hrsg.): Proceedings of the 10th Int. Conference on Technology and Plasticity, Stahleisen, 2011, S. 447-452
- [79] Rana, R.; Carson, C. H.; Speer, J.: Hot Forming Response of Medium Manganese Transformation Induced Plasticity Steels. In: Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 5th International Conference, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2015, S. 391-399
- [80] Han, Q.; Bi, W.; Jin, X.; XU, W.; Wang, L.; Xiong, X.; Wang, J.; Belanger, P.: Low Temperature Hot Forming of Medium-Mn Steel. In: Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 5th International Conference, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2015, S. 381-390
- [81] Clarke, A.J.; Speer, J.G.; Miller, M.K.; Hackenberg, R.E.; Edmonds, D.V.; Matlock, D.K.; Rizzo, F.C.; Clarke, K.D.; De Moor, E.: Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment. In: Acta Materialia. Bd. 56, 2008, S. 16-22
- [82] Seo, E. J.; Cho, L.; De Cooman, B. C.: Application of Quenching and Partitioning (Q&P) Processing to Press Hardening Steel. Metallurgical and Materials Transaction A. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2014
- [83] Gerber, T.; Banik, J.; Köhler, A.; Leismann, T.; Linke, B.; Myslowicki, S.: Portfolio der Warmumformstähle für differenzierte Bauteilanforderungen. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 11. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2016, S. 145-160

- [84] Otani, S.; Kozuka, M.; Murakami, T.; Naito, J.; Pichler, A.; Kurz, T.: Metallurgical Controlling Factors for the Ductility of Hot Stamped Parts. In: Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 5th International Conference, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2015, S. 411-416
- [85] Behrens, B.-A.; Eckold, C.-P.; Hübner, S.; Fleck, C.; Schüler, P.: Untersuchung der Eignung alternativer Blechwerkstoffe für das Presshärten. EFB-Forschungsbericht Nr. 373, 2013
- [86] Grigorieva, R.; Dillet, P.; Maitagne, J.-M.; Redjaimia, A.: Phase transformation in the Al-Si coating during austenitization step. In: Solid State Phenomena Vols. 172-174, Trans Tech Publications, 2011, S. 784-790
- [87] Volkswagen AG: Legierte Vergütungsstähle zum Formhärten – unbeschichtet oder vorbeschichtet. Ausgabe 2016-04. Konzernnorm TL4225
- [88] N.N.: DIN EN 10346:2015-10: Kontinuierlich schmelztauchveredelte Flach-erzeugnisse aus Stahl zum Kaltumformen - Technische Lieferbedingungen. 2015.
- [89] Dong, W. F.; De Cooman, B. C.: State-of-the-Knowledge on Coating Systems for Hot Stamped Parts. In: steel research int. 83. Bd. 5, Verlag Wiley-VCH, 2012, S. 412-432
- [90] Dosdat, L.; Petitjean, J.; Vietoris, T.; Clauzeau, O.: Corrosion Resistance of Different Metallic Coatings on Press-Hardened Steels for Automotive. In: steel research int. 82. Bd. 6, Verlag Wiley-VCH, 2011, S. 726-733
- [91] Fröber, J.; Kösters, K.: Warm- und kaltgewalztes Stahlfeinblech - Stahlsorten, Oberflächenbeschichtungen und Weiterverarbeitung. Stahlinstitut VDEh. 2013
- [92] Schachinger, E. D.; Kolnberger, S.; Faderl, J.: Evolution of Phases and Formation of Oxides on Different Galvanized Hot Formed Steel Grades. In: Oldenburg, M.; Prakash, B; Steinhoff, K. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 6th International Conference, 2017, S. 111-119

- [93] Eberlein, W.; Brecht, J. D.: [DE 102012110972 B3] Verfahren zum Herstellen eines Erzeugnisses aus flexibel gewalztem Bandmaterial und Erzeugnis aus flexibel gewalztem Bandmaterial. DE 10 2012 110 972 B3, 2014
- [94] Kurz, T.: New developments in zinc coated steel for press hardening. Insight Edition Conference, 2011
- [95] Neugebauer, R.; Sterzing, A.; Bräunlich, H.: Spezifika der Prozesskettengestaltung unter Aspekten des Geschwindigkeits- und Temperatureinflusses. In: Neugebauer, R. (Hrsg.): Proceedings of the 3rd Int. Conference of Accuracy in Forming Technology, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2009, S. 17-40
- [96] Hora, P.; Hochholdinger, B.; Krauer, J.; Tong, L.: Modellbildung und Simulation unter Aspekten von Geschwindigkeit und Temperatur. In: Neugebauer, R. (Hrsg.): Proceedings of the 3rd Int. Conference of Accuracy in Forming Technology, Verlag Wissenschaftliche Scripten, 2009, S. 79-97
- [97] VDI-Wärmeatlas. Berlin. Springer Verlag, 2006
- [98] Wong, H.Y. Handbook of Essential Formulae and Data on Heat Transfer for Engineers. Longman Inc., 1977
- [99] Baehr, H.D.; Kabelac, S.: Thermodynamik. Berlin: Springer Verlag, 2012
- [100] Herwig, H.; Moschallski, A.: Wärmeübertragung. Wiesbaden. Vieweg, 2006
- [101] Geiger, M.; Merklein, M.; Hoff, C.: Basic Investigations on the hot stamping steel 22MnB5. Geiger, M.; Duflou, J.; Kals, H. J. J.; Shirvani, B.; Singh, U. P. (Hrsg.): Proceedings of the 11th - Int. Conference on Sheet Metal. Trans Tech Publications, 2005, S. 795-802
- [102] Geiger, M.; Merklein, M.; Hoff, C.; Roll, K.; Lorenz, D.: Auslegung des Prozessfensters für die Blechumformung höchstfester Vergütungsstähle bei erhöhten Temperaturen. In: Forschungsvereinigung Stahlanwendungen e.V.: Verlag und Vertriebsgesellschaft GmbH, 2006, S. 5-8

- [103] Hochholdinger, B.; Hora, P.; Grass, H.; Lipp, A.: Simulation of Press Hardening Process and Prediction of the Final Mechanical Material Properties. In: Proceedings of 8th International Conference and workshop on Numerical Simulation of 3D-Sheet Metal Forming Processes. American Institute of Physics, 2011, S. 618-625
- [104] Geiger, M.; Merklein, M.; Hoff, C.: Determination of heat transfer during hot stamping. In: Steel – Future for the Automotive Industry. Tagungsband zur internationalen Konferenz Steels in Cars and Trucks, Stahleisen GmbH, 2005, S.179-186
- [105] Merklein, M.; Lechler, J.: Determination of Material and Process Characteristics for Hot Stamping Processes of Quenchenable Ultra High Strength Steels with Respect to a FE-based Process Design. In: SAE International Journal of Material Manufacturing, 2009, S. 411-426
- [106] Hoff, C.: Untersuchung der Prozesseinflussgrößen beim Presshärten des höchstfesten Vergütungsstahls 22MnB5. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2007
- [107] Lechler, J.: Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2009
- [108] Feuser, P.: Ein Ansatz zur Herstellung von pressgehärteten Karosseriekomponenten mit maßgeschneiderten mechanischen Eigenschaften: Temperierte Umformwerkzeuge. Prozessfenster und Prozesssimulation und funktionale Untersuchung. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2012
- [109] Burkhardt, L.: Eine Methodik zur virtuellen Beherrschung thermomechanischer Produktionsprozesse bei der Karosserieherstellung. Dissertation, Eidgenössische Technische Hochschule Zürich, 2008
- [110] Hochholdinger, B.: Simulation des Presshärteprozesses und Vorhersage der mechanischen Bauteileigenschaften nach dem Härten. Dissertation, Eidgenössische Technische Hochschule Zürich, 2012
- [111] Lange, K.: Handbuch der Umformtechnik. Berlin. Springer-Verlag, 1990, Band 3
- [112] Dahan, Y.; Chastel, Y.; Duroux, P.; Hein, P.; Massoini, E.; Wilsius, J.: Procedure for the experimental determination of a forming limit

- curve for USIBOR 1500P. In: Tisza, M. (Hrsg.): Proceedings of IDDRG 2017, 2007, S. 125-132
- [113] Stöhr, T.: Analyse und Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2013
- [114] Zwick-Roell GmbH & Co. KG: Prüfmaschinen für Kreuzzugversuche: Online veröffentlicht: <https://www.zwickroell.com/de/produkte/statische-material-pruefmaschinen/biaxiale-triaxiale-pruefmaschinen/pruefmaschinen-fuer-kreuzzugversuche/#c3442> (abgerufen am 09.05.2021)
- [115] Lee, W.B.: Advances in Engineering Plasticity and its Applications. Elsevier Science, 1993
- [116] Hippchen, P.: Simulative Prognose der Geometrie indirekt pressgehärteter Karosseriebauteile für die industrielle Anwendung. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, 2014
- [117] Hougardy, H.; Wildau, M.: Berechnung der Wärmebehandlung von Stählen – Umwandlungsverhalten und Spannungen und Verzug. Stahl Eisen. Bd.105, 1986, S. 1289-1296
- [118] Koistinen, D. P.; Marburger, R. E.: A general equation prescribing the extent of the austenite-martensitic transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. In: Acta Metallurgica. Bd. 7, 1959, S. 59-60
- [119] Olle, P.: Numerische und experimentelle Untersuchungen zum Presshärten. Dissertation, Leibniz Universität Hannover, 2010
- [120] Åkerström, P.: Modelling and Simulation of Hot Stamping. Dissertation, Lulea University of Technology, Lulea, 2006
- [121] Olsson, T.: An LS-DYNA material model for simulations of hot stamping processes of ultra strength steels. In: DYNAmore GmbH (Hrsg.): Proceedings of the 7th European LS-DYNA Users Conference.Salzburg, 2009, S. C-II-03

- [122] Klöppel, T.; Schill, M.; Loose, T.: Recent Updates for Heat Transfer Solver in LS-DYNA with focus on computational welding mechanics. In: DYNAmore GmbH (Hrsg.): Proceedings of the 14th International LS-DYNA Users Conference. Detroit, 2016, S. 1-14
- [123] Livermore Software Technology Corporation. LS-DYNA THEORY MANUAL. 2006
- [124] Kirkaldy, J. S.; Venugopalan, D.: Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels. 1984. In: Phase transformations in ferrous alloys, 1984, S. 125-148
- [125] Johnson, W. A.; Mehl, R. F.: Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth. In: American Institute of Mining and Metallurgical Engineers AIME (Hrsg.): Transactions of the AIME. Bd.135 , 1939, S. 416-442
- [126] Avrami, M.: Kinetics of Phase Change II: Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei. In: The Journal of Chemical Physics. Bd.8, 1940, S. 212-224
- [127] Avrami, M.: Granulation, Phase Change, and Microstructure. Kinetics of Phase Change III. In: The Journal of Chemical Physics. Bd. 9, 1941, S. 177-184
- [128] Avrami, M.: Kinetics of phase change I: General Theory. In: The Journal of Chemical Physics. Bd.7, 1939, S. 1103-1112
- [129] Kolmogorov, A. N.: On the Statistical Theory of Crystallization of Metals. In: Izvestia Akademia Nauk SSSR Ser. Mathematica. Bd. 1, 1937, S. 355-359
- [130] Rudolphi, M.: Untersuchungen zur Phasenbildung und Kristallisation auf der Konode SiC ->Si₃N₄ unter Verwendung von Ionenimplantation und Magnetronspattern. Dissertation, Johann Wolfgang Goethe-Universität Frankfurt am Main, Frankfurt am Main, 2005
- [131] Maynier, P.; Jungmann, B.; Dollet, J.: Creusot-Loire System for the Prediction of the Mechanical Properties of Low Alloy Steel Products. In: Doane, D. V.; Kirkaldy, J. S. (Hrsg.): Hardenability Concepts with Applications to Steel. The Metallurgical Society of AIME, 1978, S. 518-545

- [132] Li, M. V.; Niebhur, D. V.; Meekisho, L. L.; Atteridge, D. G.: A Computational model for the Prediction of Steel Hardenability. In: Metallurgical and Materials Transactions B. Bd. 29B, 1998, S. 661-672
- [133] N.N.: DIN EN ISO 6507-1: Metallische Werkstoffe: Härteprüfung nach Vickers. 2006.
- [134] LS-DYNA KEYWORD USER'S MANUAL. VOLUME II. Version R11. Livermore Software Technology Corporation. 10/12/18 (r:10572)
- [135] Gumbsch, P.; Sommer, S.; Burget, S.; Roos, E.; Wink, J.; Krätschmer, D.; Hahn, O.; Meschut, G.; Klokke, F.; Hein, D.: Charakterisierung und Ersatzmodellierung des Bruchverhaltens von Punktschweißverbindungen an ultrahochfesten Stählen für die Crashsimulation unter Berücksichtigung der Auswirkung der Verbindung auf das Bauteilverhalten. Forschungsbericht Nr.: P806, 2020
- [136] Measuring Phase Transformations in a Sheet or Strip Specimen. GLEEBLE SYSTEMS APPLICATION NOTE. APN015. DSI Dynamic Systems Inc.
- [137] Callister, W. D.; Rethwisch, D. G.: Entstehung der Mikrostruktur in eutektischen Legierungen. Materialwissenschaften und Werkstofftechnik. WILEY-VCH, Weinheim, 2013
- [138] Faderl, J.; Radlmayr, K.: ultraform and ultraform_PHS – Innovation made by voestalpine. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2006, S. 130-149
- [139] Grote, K.-H.; Feldhusen, J.: Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau. Bd. 23. Springer-Verlag, 2012
- [140] Fanfoni, M.; Tomellini, M.: The Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov model: A brief review. In: Il Nuovo Cimento D. vol.20, 1998, S. 1171-1182
- [141] Shapiro, A.: Using LS-DYNA for Hot Stamping. In: DYNAmore GmbH (Hrsg.): Proceedings of the 7th European LS-DYNA Users Conference. Salzburg, 2009, S. C-II-01

- [142] Brosius, A.; Karbasian, H.; Tekkaya, A. E.; Lechler, J.; Merklein, M.; Geiger, M.; Springer, R.; Schaper, M.; Bach, F.-W.; So, H.; Hoffmann, H.: Modellierung und Simulation der Warmblechumformung: Aktueller Stand und zukünftiger Forschungsbedarf. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2007, S. 38-58
- [143] Böckh, P.; Wetzel, T.: Wärmeübertragung, Grundlagen und Praxis. Berlin. Springer, 2011
- [144] Lehmann, H.; Etzold, U.: Wärmebehandlungsanlagen zum Thermischen printen für das partielle Vergüten beim Presshärten. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 13. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2018, S. 67-80
- [145] Spittel, M; Spittel, T.: Steel symbol/number: 22MnB5/1.5528. In: Warlimont, H. (Hrsg.): Metal Forming Data of Ferrous Alloys – defomation behaviour. Springer, 2009
- [146] Springub, B.; Butz, A.; Feucht, M.; Haufe, A.; Lossau, S.; Masimov, M.; Neukamm, F.; Roll, K.; Roters, F.; Schwarzer, R.; Wagener, C.: Zum Stand der virtuellen Werkstoffentwicklung: Vom Halbzeug zum Crash: Online veröffentlicht: 9. LS-DYNA Forum Bamberg 2010: <https://www.dynamore.de/de/news/news-de/pre2011/dynamore/de/download/papers/dynamore/de/download/papers/forum10/papers/C-II-02.pdf> (abgerufen am 21.12.2020)
- [147] Schwedler, O.; Jüttner, S.: Formhärten im Automobilbau: Wissenschaftliche Grundlagen. Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Wolfsburg 2013
- [148] N.N.: Karosseriebauteile aus pressgehärteten Stahlblechen. Mercedes-Benz Werknorm, Ausgabe: 2015-01. DBL 4093
- [149] Wegst, M.; Wegst, C.: Stahlschlüssel 2016. Stahlschlüssel, 2016. ISBN: 9783922599326
- [150] Andrews, K.W.: Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. In: Journal of The Iron and Steel Institute, 1965, S.721-727
- [151] Santos, A.A.: Previsao das Temperaturas Criticas de Decomposicao da Austenita em Ferrita e Perlita Durante Resfriamento Continuo. In: Associacao Brasileira de Metalurgia e Materiais. 41 Seminario de Laminacao - Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 2004

- [152] Lancaster, J.F.: Metallurgy of welding-Sixth Edition. Abington Publishing, 1999
- [153] Morbacher, H.: Martensitic automotive steel sheet - Fundamentals and metallurgical optimization strategies. Advanced Materials Research Vol. 1063. Trans Tech Publications, 2014, S. 130-142
- [154] Saunders, N.; Guo, Z.; Li, X.; Miodownik, A.; Schillé, J.: Using JMatPro to Model Materials Properties and Behavior. Industrial Insight, 2003
- [155] Bian, J.; Morbacher, H.: Novel Alloying Design for Press Hardening Steels With Better Crash Performance. In: AIST (Hrsg.): Proceedings of the International Symposium on New Deveopments in Advanced High Strength Sheet Steels, 2013
- [156] Bleck, W.; Moeller, E.: Handbuch Stahl. München. Carl Hanser Verlag, 2017
- [157] Berns, H.; Theisen, W.: Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen. Berlin. Springer, 2008
- [158] Swift, H.W. Plastic instability under plain stress. In: Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1952
- [159] Zener, C.; Hollomon, J.H.: Effect of Strain Rate Upon Plastic Flow of Steel. Journal of Applied Physics. Vol.15, 1944, S. 22–32
- [160] Weiß, W.: Thermische Auslegung von Werkzeugen für Presshärtprozesse. Graz. TU Graz, 2keine formalen Vorgaben (fachspezifisch), 2013

Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

- [P1] Brecht, J.; Götdeke, B.: Warmgeformte Tailor Rolled Products. Funktionsoptimaler Leichtbau für die Fahrzeugkarosserie. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2013, S. 85-94
- [P2] Brecht, J.; Götdeke, B.: Warmgeformte Tailor Rolled Products Maßgeschneiderte Leichtbaulösungen für die Fahrzeugstruktur. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 9. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2014, S. 13-27
- [P3] Brecht, J.; Götdeke, B.; Voswinckel, H.; Feuerhuber, H.: Warmgeformte Tailor Rolled Products mit maßgeschneiderten Bauteileigenschaften durch den Einsatz von partiell beheizten Presshärterwerkzeugen. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 10. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2015, S. 47-58
- [P4] Götdeke, B.; Brecht, J.: Warmgeformte Tailor Rolled Products Herausforderungen im Prozess der direkten Warmumformung und Ableitung der WU-Entwicklungsaktivitäten bei Mubea. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 11. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2016, S. 33-44
- [P5] Götdeke, B.; Teipel, N.; Brecht, J.: Hot Forming Tailor Rolled Products, Lightweight Solutions with Tailored Properties for Modern Vehicle Structure. In: Oldenburg, M.; Prakash, B; Steinhoff, K. (Hrsg.): Proceedings of the Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel of 6th International Conference , 2017, S. 481-490
- [P6] Götdeke, B.: Methodik zur effizienten Werkstoffauswahl in der direkten Warmumformung. In: Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband 16. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Lehrstuhl für Fertigungstechnologien, 2021, S. 41-68

Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten

- [S1] Teipel, N.: Erstellung und Validierung eines Berechnungs-modells zur thermischen Prozessvorauslegung von flexibel gewalzten Platinen in der Warmumformung. Bachelorarbeit. Siegen, 2013
- [S2] Münker, C.: Ermittlung der Eisenoxidation an der Werkstückoberfläche der Stahlgüte 22MnB5 während des direkten Presshärtprozesses. Diplomarbeit. Siegen, 2014
- [S3] Forejt, F.: Entwicklung eines Konzeptes zur Steigerung der Wirtschaftlichkeit der Warmumformung. Bachelorarbeit. Eisenach, 2014
- [S4] Arens, S.: Analyse des Temperatur-Zeit-Verlaufs einer Platine während des partiellen Presshärteprozesses. Bachelorarbeit. Siegen, 2014
- [S5] Haase, P.: Konzepterstellung zur fluiden Härtung von umgeformten, im unterkühlten Austenit befindlichen PKW-Strukturbauteilen in der Warmumformung. Masterarbeit. Siegen, 2016
- [S6] Abt, T.: Ausarbeitung des Prozessfensters zur seriensicheren Herstellung einer partiell gehärteten PKW-B-Säule im thermischen Prozess der Warmumformung. Masterarbeit. Freiberg, 2016
- [S7] Teipel, N.: Simulation der Phasenumwandlungskinetik von 22MnB5 im direkten Tailored Tempering Prozess mit Tailor Rolled Blanks. Masterarbeit. Siegen, 2016
- [S8] Kämpfer, S.: Untersuchung zur Prozessoptimierung beim Warmumformen mit einem alternativen Mangan-Chrom-Stahl zur Ermöglichung einer Prozessfenstererweiterung. Bachelorarbeit. Gummersbach, 2017
- [S9] Schymainda, A.: Systematische Weiterentwicklung eines Werkzeugkonzepts für die partielle Erwärmung eines Warmumformwerkzeugs. Masterarbeit. Iserlohn, 2017

Anhang

I. Tabellarische Darstellung des Blechdickenverlauf der Referenz-B-Säulen Einzelplatine

Teillängen in mm	Gesamtlänge in mm	Blechdicke in mm
0	0	1,45
250	250	1,45
55	305	2,00
160	465	2,00
50	515	2,50
245	760	2,50
80	840	2,90
60	900	2,90
80	980	2,50
245	1225	2,50
50	1275	2,00
183	1458	2,00

II. Materialkennkarte *MAT_244 für die Berechnung der Prozessrandbedingungen [134]

<i>MID</i>	<i>RO</i>	<i>E</i>	<i>PR</i>	<i>TUNIT</i>	<i>CRSH</i>	<i>PHASE</i>	<i>HEAT</i>
1	7.830E-09	1.00E+05	0.3	3600	0	0	0
<i>LCY1</i>	<i>LCY2</i>	<i>LCY3</i>	<i>LCY4</i>	<i>LCY5</i>	<i>KFER</i>	<i>KPER</i>	<i>B</i>
10	-	-	-	-	1.9E+05	3100.0	0.003
<i>C</i>	<i>Co</i>	<i>Mo</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>V</i>
0.23	0.0	0.0	0.21	0.0	1.25	0.29	0.0
<i>W</i>	<i>Cu</i>	<i>P</i>	<i>Al</i>	<i>As</i>	<i>Ti</i>	-	-
0.0	0.0	0.013	0.0	0.0	0.0		
<i>THEXP1</i>	<i>THEXP2</i>	<i>LCTH1</i>	<i>LCTH5</i>	<i>TREF</i>	<i>LAT1</i>	<i>LAT5</i>	-
2.51E-05	1.11E-05			293.15	0.0	0.0	
<i>QR2</i>	<i>QR3</i>	<i>QR4</i>	<i>ALPHA</i>	<i>GRAIN</i>	<i>TOFFE</i>	<i>TOFPE</i>	<i>TOFBA</i>
10324.0	13432.0	15068.0	0.033	6.8	0.0	0.0	0.0
<i>PLMEM2</i>	<i>PLMEM3</i>	<i>PLMEM4</i>	<i>PLMEM5</i>	<i>STRC</i>	<i>STRP</i>	-	-
0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0		

ETA/DYNAFORM USER MATERIAL LIBRARY
(UNITS: MM, TON, SEC, N)

*DEFINE_TABLE

\$ TBID

10

\$ VALUE LCID

7.7315000000E+02	1
8.2315000000E+02	2
8.7315000000E+02	3
9.2315000000E+02	4
9.7315000000E+02	5
1.0231500000E+03	6
1.0731500000E+03	7
1.1231500000E+03	8
1.1731500000E+03	9

*DEFINE_CURVE

\$ LCID SIDR SCLA SCLO OFFA OFFO DATTYP

1 0

\$	A1	O1
0.0000000000E+00	1.3157000000E+02	
2.5000000000E-03	1.7650800000E+02	
5.0000000000E-03	1.9098900000E+02	
7.5000000000E-03	2.0153600000E+02	
1.0000000000E-02	2.1013700000E+02	
1.5000000000E-02	2.2408300000E+02	
2.0000000000E-02	2.3545500000E+02	
2.5000000000E-02	2.4523000000E+02	
3.0000000000E-02	2.5389600000E+02	
3.5000000000E-02	2.6173600000E+02	
4.0000000000E-02	2.6893300000E+02	
5.0000000000E-02	2.8185800000E+02	
6.0000000000E-02	2.9331600000E+02	
7.0000000000E-02	3.0368300000E+02	
8.0000000000E-02	3.1319900000E+02	
9.0000000000E-02	3.2202800000E+02	
1.0000000000E-01	3.3028900000E+02	
2.0000000000E-01	3.9432700000E+02	
3.0000000000E-01	4.4096900000E+02	
4.0000000000E-01	4.7900200000E+02	
5.0000000000E-01	5.1169300000E+02	
6.0000000000E-01	5.4067500000E+02	
7.0000000000E-01	5.6689500000E+02	

8.0000000000E-01	5.9096300000E+02
9.0000000000E-01	6.1329500000E+02
1.0000000000E+00	6.3419000000E+02

*DEFINE_CURVE

\$	LCID	SIDR	SCLA	SCLO	OFFA	OFFO	DATTYP
----	------	------	------	------	------	------	--------

	2	0					
\$		A1		O1			
		0.0000000000E+00		1.1267900000E+02			
		2.5000000000E-03		1.5877500000E+02			
		5.0000000000E-03		1.7203100000E+02			
		7.5000000000E-03		1.8148900000E+02			
		1.0000000000E-02		1.8909900000E+02			
		1.5000000000E-02		2.0127600000E+02			
		2.0000000000E-02		2.1107500000E+02			
		2.5000000000E-02		2.1941700000E+02			
		3.0000000000E-02		2.2675400000E+02			
		3.5000000000E-02		2.3335000000E+02			
		4.0000000000E-02		2.3937100000E+02			
		5.0000000000E-02		2.5011100000E+02			
		6.0000000000E-02		2.5955900000E+02			
		7.0000000000E-02		2.6805100000E+02			
		8.0000000000E-02		2.7580400000E+02			
		9.0000000000E-02		2.8296300000E+02			
		1.0000000000E-01		2.8963200000E+02			
		2.0000000000E-01		3.4051900000E+02			
		3.0000000000E-01		3.7682300000E+02			
		4.0000000000E-01		4.0603800000E+02			
		5.0000000000E-01		4.3090700000E+02			
		6.0000000000E-01		4.5278300000E+02			
		7.0000000000E-01		4.7244800000E+02			
		8.0000000000E-01		4.9040000000E+02			
		9.0000000000E-01		5.0697600000E+02			
		1.0000000000E+00		5.2241900000E+02			

*DEFINE_CURVE

\$	LCID	SIDR	SCLA	SCLO	OFFA	OFFO	DATTYP
----	------	------	------	------	------	------	--------

	3	0					
\$		A1		O1			
		0.0000000000E+00		9.6500000000E+01			
		2.5000000000E-03		1.4382000000E+02			
		5.0000000000E-03		1.5598000000E+02			
		7.5000000000E-03		1.6449400000E+02			
		1.0000000000E-02		1.7126400000E+02			

1.5000000000E-02	1.8196600000E+02
2.0000000000E-02	1.9047600000E+02
2.5000000000E-02	1.9765700000E+02
3.0000000000E-02	2.0392900000E+02
3.5000000000E-02	2.0953400000E+02
4.0000000000E-02	2.1462500000E+02
5.0000000000E-02	2.2365100000E+02
6.0000000000E-02	2.3153400000E+02
7.0000000000E-02	2.3858000000E+02
8.0000000000E-02	2.4498000000E+02
9.0000000000E-02	2.5086400000E+02
1.0000000000E-01	2.5632500000E+02
2.0000000000E-01	2.9739500000E+02
3.0000000000E-01	3.2615200000E+02
4.0000000000E-01	3.4901800000E+02
5.0000000000E-01	3.6831200000E+02
6.0000000000E-01	3.8516500000E+02
7.0000000000E-01	4.0022700000E+02
8.0000000000E-01	4.1390800000E+02
9.0000000000E-01	4.2648600000E+02
1.0000000000E+00	4.3815900000E+02

*DEFINE_CURVE

\$	LCID	SIDR	SCLA	SCLO	OFFA	OFFO	DATTYP
	4	0					
\$	A1	O1					
	0.0000000000E+00	8.2644000000E+01					
	2.5000000000E-03	1.3117600000E+02					
	5.0000000000E-03	1.4233400000E+02					
	7.5000000000E-03	1.5001500000E+02					
	1.0000000000E-02	1.5605700000E+02					
	1.5000000000E-02	1.6550400000E+02					
	2.0000000000E-02	1.7293500000E+02					
	2.5000000000E-02	1.7915500000E+02					
	3.0000000000E-02	1.8455400000E+02					
	3.5000000000E-02	1.8935400000E+02					
	4.0000000000E-02	1.9369400000E+02					
	5.0000000000E-02	2.0134400000E+02					
	6.0000000000E-02	2.0798400000E+02					
	7.0000000000E-02	2.1388700000E+02					
	8.0000000000E-02	2.1922500000E+02					
	9.0000000000E-02	2.2411300000E+02					
	1.0000000000E-01	2.2863400000E+02					
	2.0000000000E-01	2.6219800000E+02					
	3.0000000000E-01	2.8530400000E+02					

4.0000000000E-01	3.0347900000E+02
5.0000000000E-01	3.1869200000E+02
6.0000000000E-01	3.3189700000E+02
7.0000000000E-01	3.4363600000E+02
8.0000000000E-01	3.5425100000E+02
9.0000000000E-01	3.6397100000E+02
1.0000000000E+00	3.7296100000E+02

*DEFINE_CURVE

\$	LCID	SIDR	SCLA	SCLO	OFFA	OFFO	DATTYP
	5	0					
\$		A1	O1				
	0.0000000000E+00		7.0777000000E+01				
	2.5000000000E-03		1.2045300000E+02				
	5.0000000000E-03		1.3068300000E+02				
	7.5000000000E-03		1.3761700000E+02				
	1.0000000000E-02		1.4301900000E+02				
	1.5000000000E-02		1.5138100000E+02				
	2.0000000000E-02		1.5789500000E+02				
	2.5000000000E-02		1.6330800000E+02				
	3.0000000000E-02		1.6797900000E+02				
	3.5000000000E-02		1.7211200000E+02				
	4.0000000000E-02		1.7583400000E+02				
	5.0000000000E-02		1.8236200000E+02				
	6.0000000000E-02		1.8799500000E+02				
	7.0000000000E-02		1.9298000000E+02				
	8.0000000000E-02		1.9746800000E+02				
	9.0000000000E-02		2.0156400000E+02				
	1.0000000000E-01		2.0534000000E+02				
	2.0000000000E-01		2.3305000000E+02				
	3.0000000000E-01		2.5183400000E+02				
	4.0000000000E-01		2.6646500000E+02				
	5.0000000000E-01		2.7862400000E+02				
	6.0000000000E-01		2.8911700000E+02				
	7.0000000000E-01		2.9840100000E+02				
	8.0000000000E-01		3.0676200000E+02				
	9.0000000000E-01		3.1439100000E+02				
	1.0000000000E+00		3.2142500000E+02				

*DEFINE_CURVE

\$	LCID	SIDR	SCLA	SCLO	OFFA	OFFO	DATTYP
	6	0					
\$		A1	O1				
	0.0000000000E+00		6.0615000000E+01				
	2.5000000000E-03		1.1132600000E+02				

5.0000000000E-03	1.2068800000E+02
7.5000000000E-03	1.2694700000E+02
1.0000000000E-02	1.3177900000E+02
1.5000000000E-02	1.3919400000E+02
2.0000000000E-02	1.4491800000E+02
2.5000000000E-02	1.4964400000E+02
3.0000000000E-02	1.5370100000E+02
3.5000000000E-02	1.5727600000E+02
4.0000000000E-02	1.6048300000E+02
5.0000000000E-02	1.6608100000E+02
6.0000000000E-02	1.7088700000E+02
7.0000000000E-02	1.7512200000E+02
8.0000000000E-02	1.7892100000E+02
9.0000000000E-02	1.8237600000E+02
1.0000000000E-01	1.8555300000E+02
2.0000000000E-01	2.0862000000E+02
3.0000000000E-01	2.2404000000E+02
4.0000000000E-01	2.3594500000E+02
5.0000000000E-01	2.4577400000E+02
6.0000000000E-01	2.5421200000E+02
7.0000000000E-01	2.6164600000E+02
8.0000000000E-01	2.6831600000E+02
9.0000000000E-01	2.7438200000E+02
1.0000000000E+00	2.7995900000E+02

*DEFINE_CURVE

\$	LCID	SIDR	SCLA	SCLO	OFFA	OFFO	DATTYP
	7	0					
\$		A1	O1				
	0.0000000000E+00		5.1911000000E+01				
	2.5000000000E-03		1.0352000000E+02				
	5.0000000000E-03		1.1207000000E+02				
	7.5000000000E-03		1.1771400000E+02				
	1.0000000000E-02		1.2203700000E+02				
	1.5000000000E-02		1.2861600000E+02				
	2.0000000000E-02		1.3365500000E+02				
	2.5000000000E-02		1.3779100000E+02				
	3.0000000000E-02		1.4132500000E+02				
	3.5000000000E-02		1.4442600000E+02				
	4.0000000000E-02		1.4719900000E+02				
	5.0000000000E-02		1.5201900000E+02				
	6.0000000000E-02		1.5613900000E+02				
	7.0000000000E-02		1.5975300000E+02				
	8.0000000000E-02		1.6298600000E+02				
	9.0000000000E-02		1.6591700000E+02				

1.0000000000E-01	1.6860500000E+02
2.0000000000E-01	1.8793900000E+02
3.0000000000E-01	2.0070100000E+02
4.0000000000E-01	2.1047600000E+02
5.0000000000E-01	2.1849800000E+02
6.0000000000E-01	2.2535200000E+02
7.0000000000E-01	2.3136800000E+02
8.0000000000E-01	2.3674700000E+02
9.0000000000E-01	2.4162500000E+02
1.0000000000E+00	2.4609800000E+02

*DEFINE_CURVE

\$	LCID	SIDR	SCLA	SCLO	OFFA	OFFO	DATTYP
	8	o					

\$	A1	O1
	0.0000000000E+00	4.4458000000E+01
	2.5000000000E-03	9.6807000000E+01
	5.0000000000E-03	1.0459600000E+02
	7.5000000000E-03	1.0967900000E+02
	1.0000000000E-02	1.1354400000E+02
	1.5000000000E-02	1.1938400000E+02
	2.0000000000E-02	1.2382400000E+02
	2.5000000000E-02	1.2744900000E+02
	3.0000000000E-02	1.3053300000E+02
	3.5000000000E-02	1.3323000000E+02
	4.0000000000E-02	1.3563400000E+02
	5.0000000000E-02	1.3979800000E+02
	6.0000000000E-02	1.4334100000E+02
	7.0000000000E-02	1.4643900000E+02
	8.0000000000E-02	1.4920100000E+02
	9.0000000000E-02	1.5169900000E+02
	1.0000000000E-01	1.5398400000E+02
	2.0000000000E-01	1.7028100000E+02
	3.0000000000E-01	1.8091700000E+02
	4.0000000000E-01	1.8900300000E+02
	5.0000000000E-01	1.9560500000E+02
	6.0000000000E-01	2.0122100000E+02
	7.0000000000E-01	2.0613300000E+02
	8.0000000000E-01	2.1051100000E+02
	9.0000000000E-01	2.1447200000E+02
	1.0000000000E+00	2.1809500000E+02

*DEFINE_CURVE

\$	LCID	SIDR	SCLA	SCLO	OFFA	OFFO	DATTYP
----	------	------	------	------	------	------	--------

\$	9	0	
\$	A1	O1	
0.0000000000E+00		3.8074000000E+01	
2.5000000000E-03		9.0997000000E+01	
5.0000000000E-03		9.8074000000E+01	
7.5000000000E-03		1.0264500000E+02	
1.0000000000E-02		1.0609800000E+02	
1.5000000000E-02		1.1128000000E+02	
2.0000000000E-02		1.1519500000E+02	
2.5000000000E-02		1.1837500000E+02	
3.0000000000E-02		1.2107000000E+02	
3.5000000000E-02		1.2342000000E+02	
4.0000000000E-02		1.2550900000E+02	
5.0000000000E-02		1.2911400000E+02	
6.0000000000E-02		1.3217000000E+02	
7.0000000000E-02		1.3483300000E+02	
8.0000000000E-02		1.3720100000E+02	
9.0000000000E-02		1.3933800000E+02	
1.0000000000E-01		1.4128900000E+02	
2.0000000000E-01		1.5509200000E+02	
3.0000000000E-01		1.6400700000E+02	
4.0000000000E-01		1.7074100000E+02	
5.0000000000E-01		1.7621100000E+02	
6.0000000000E-01		1.8084800000E+02	
7.0000000000E-01		1.8488900000E+02	
8.0000000000E-01		1.8848300000E+02	
9.0000000000E-01		1.9172500000E+02	
1.0000000000E+00		1.9468500000E+02	

III. Übersicht der recherchierten Werkstoffe

Werkstoff-nummer	Stahl-bezeichnung	Chemische Zusammensetzung (Massenanteil in %)										
		C _{MIN}	C _{MAX}	Si	Mn _{MIN}	Mn _{MAX}	P	Cr	Al	Ni	Ti	B
-	20MnB8		0,195	0,19		1,98	0,012	0,03	0,05		0,03	0,0030
-	34MnB5		0,35	0,27		1,26						0,0028
-	34MnB5		0,35	0,19		1,22	0,013	0,11	0,032	0,025	0,03	0,0021
-	26MnB5	0,23	0,28	0,23	1,10	1,50	0,025	0,35	0,08			0,0050
-	24MnB5		0,24	0,25		1,25	0,015	0,12	0,04		0,03	0,0030
1.0402	C22E	0,17	0,24	0,40	0,40	0,70	0,045	0,40		0,40		
1.040	C25	0,22	0,29	0,40	0,40	0,70	0,045	0,40		0,40		
1.0501	C35	0,32	0,39	0,40	0,50	0,80	0,045	0,40		0,40		
1.0503	C45	0,42	0,50	0,40	0,50	0,80	0,045	0,40		0,40		
1.0511	C40	0,37	0,44	0,40	0,50	0,80	0,045	0,40		0,40		
1.0528	C30	0,27	0,34	0,40	0,50	0,80	0,045	0,40		0,40		
1.0535	C55	0,52	0,60	0,40	0,60	0,90	0,045	0,40		0,40		
1.0540	C50	0,47	0,55	0,40	0,60	0,90	0,045	0,40		0,40		
1.0601	C60	0,57	0,65	0,40	0,60	0,90	0,045	0,40		0,40		
1.1121	C10E	0,07	0,13	0,40	0,30	0,60	0,025	0,40				
1.1141	C15E	0,12	0,18	0,40	0,30	0,60	0,025	0,40				
1.1148	C16E	0,12	0,18	0,40	0,60	0,90	0,035					
1.1151	C22E	0,17	0,24	0,40	0,40	0,70	0,035	0,4		0,40		
1.1160	22Mn6	0,18	0,25	0,30	1,30	1,65	0,035					
1.1170	28Mn6	0,25	0,32	0,40	1,30	1,65	0,025	0,40		0,4		
1.1172	C35EC		0,36	0,15		0,65	0,013					
1.1177	25Mn4	0,23	0,28	0,40	0,95	1,15	0,035	0,4		0,40		
1.1178	C30E	0,27	0,34	0,40	0,50	0,80	0,035	0,4		0,40		
1.1181	C35E	0,32	0,39	0,40	0,50	0,80	0,025	0,40		0,4		
1.1186	C40E	0,37	0,44	0,40	0,50	0,80	0,035	0,4		0,40		
1.1191	C45E	0,42	0,50	0,40	0,50	0,80	0,035	0,4		0,40		
1.1203	C55E	0,52	0,60	0,40	0,60	0,90	0,035	0,4		0,40		
1.1204	C55S	0,52	0,6	0,4	0,6	0,9	0,025	0,4				
1.1206	C50E	0,47	0,55	0,40	0,60	0,90	0,025	0,40		0,4		
1.1211	C60S	0,57	0,65	0,4	0,6	0,9	0,025	0,4				
1.1217	C90S	0,85	0,95	0,4	0,4	0,7	0,025	0,4				
1.1221	C60E	0,57	0,65	0,40	0,60	0,90	0,025	0,40		0,4		
1.1224	C125S	1,2	1,3	0,4	0,3	0,6	0,025	0,4				

Werkstoff-nummer	Stahl-bezeichnung	Chemische Zusammensetzung (Massenanteil in %)										
		C _{MIN}	C _{MAX}	Si	Mn _{MIN}	Mn _{MAX}	P	Cr	Al	Ni	Ti	B
1.1231	C67S	0,65	0,73	0,35	0,60	0,90	0,025	0,40		0,40		
1.1248	C75S	0,7	0,8	0,4	0,6	0,9	0,025	0,4				
1.1249	Cf70		0,68	0,15		0,20						
1.1269	C85S	0,8	0,9	0,4	0,4	0,7	0,025	0,4				
1.1274	C100S	0,95	1,05	0,4	0,3	0,6	0,025	0,4				
1.2002	125Cr2	1,2	1,3	0,4	0,25	0,4	0,025	0,6				
1.2067	102Cr6	0,95	1,1	0,4	0,2	0,4	0,025	1,6				
1.2235	80CrV2	0,75	0,85	0,4	0,3	0,5	0,025	0,6				
1.5015	G8Mn7	0,06	0,10	0,60	1,50	1,80	0,020	0,20				
1.5021	48Si7	0,45	0,52	2	0,5	0,8	0,025	0,4				
1.5022	38Si6	0,35	0,42	1,60	0,50	0,80	0,050					
1.5023	38Si7	0,35	0,42	1,80	0,50	0,80	0,025					
1.5024	46Si7	0,42	0,50	1,80	0,50	0,80	0,025					
1.5025	51Si7	0,47	0,55	1,80	0,50	0,80	0,045					
1.5026	56Si7	0,52	0,60	2,00	0,60	0,90	0,025	0,40		0,40		
1.5027	60Si7	0,56	0,64	1,80	0,70	1,00	0,045					
1.5028	65Si7	0,60	0,70	1,80	0,70	1,00	0,035					
1.5029	71Si7	0,68	0,75	1,80	0,60	0,80	0,035					
1.5218	22MnV6	0,20	0,23	0,60	1,55	1,70	0,030		0,02	0,014		
1.5415	16Mo3	0,12	0,20	0,35	0,40	0,90	0,030					
1.5501	15B2	0,13	0,16	0,30	0,60	0,80	0,025					0,0050
1.5502	17B2	0,15	0,20	0,30	0,60	0,90	0,025	0,30				0,0050
1.5503	18B2	0,16	0,20	0,30	0,60	0,80	0,025					0,0050
1.5506	17MnB3	0,15	0,18	0,4	0,6	0,8	0,025	0,35				0,0045
1.5507	23MnB3	0,21	0,25	0,15	0,80	1,00	0,015	0,35	0,08		0,06	0,0050
1.5508	23B2	0,20	0,25	0,30	0,60	0,90	0,025	0,30				0,0050
1.5509	22B2	0,22	0,25	0,40	0,70	0,90	0,025	0,50	0,02			0,0050
1.5510	28B2	0,25	0,30	0,30	0,60	0,90	0,025	0,30				0,0050
1.5511	35B2	0,32	0,39	0,40	0,50	0,80	0,03		0,02			0,0050
1.5513	45B2	0,42	0,50	0,40	0,50	0,80	0,035					0,0050
1.5514	33B2	0,30	0,35	0,30	0,60	0,90	0,025	0,30				0,0050
1.5515	38B2	0,35	0,40	0,30	0,60	0,90	0,025	0,30				0,0050
1.5519	7MnB8	0,06	0,09	0,25	1,85	1,95	0,015	0,20	0,04	0,25	0,10	0,0030
1.5520	17MnB4	0,15	0,20	0,30	0,90	1,20	0,025	0,25				0,0050

Werkstoff-nummer	Stahl-bezeichnung	Chemische Zusammensetzung (Massenanteil in %)										
		C _{MIN}	C _{MAX}	Si	Mn _{MIN}	Mn _{MAX}	P	Cr	Al	Ni	Ti	B
1.5521	18MnB4	0,16	0,20	0,30	0,90	1,20	0,025					0,0050
1.5522	22MnB4	0,20	0,24	0,30	0,90	1,20	0,025					0,0050
1.5523	19MnB4	0,17	0,24	0,40	0,80	1,15	0,03		0,02			0,0050
1.5524	37MnB5	0,34	0,4	0,4	0,8	1,1	0,025	0,35				0,0050
1.5524	37MnB4	0,34	0,40	0,40	0,80	1,10	0,025	0,35	0,06		0,05	0,0050
1.5525	20MnB4	0,18	0,23	0,30	0,90	1,20	0,025	0,25				0,0050
1.5526	30MnB4	0,27	0,32	0,30	0,80	1,10	0,025	0,25				0,0050
1.5527	40MnB4	0,37	0,44	0,40	0,80	1,10	0,035					0,0050
1.5528	22MnB5	0,19	0,25	0,40	1,10	1,40	0,025	0,30	0,08			0,0050
1.5529	27MnB5	0,25	0,30	0,40	1,10	1,30	0,025	0,50	0,02		0,05	0,0050
1.5530	20MnB5	0,17	0,23	0,40	1,10	1,40	0,025					0,0050
1.5530	20MnB5	0,17	0,23	0,4	1,1	1,4	0,025					0,005
1.5531	30MnB5	0,27	0,33	0,40	1,15	1,45	0,025	0,30	0,08		0,05	0,0050
1.5532	38MnB5	0,36	0,42	0,40	1,15	1,45	0,025					0,0050
1.5532	38MnB5	0,36	0,42	0,4	1,15	1,45	0,025					0,005
1.5533	25MnB5	0,19	0,27	0,40	1,10	1,10	0,025	0,30	0,02		0,05	0,0050
1.5535	23MnB4	0,20	0,25	0,30	0,90	1,20	0,025	0,30				0,0050
1.5536	27MnB4	0,25	0,30	0,30	0,90	1,20	0,025	0,30				0,0050
1.5537	36MnB4	0,33	0,38	0,30	0,80	1,10	0,025	0,30				0,0050
1.5538	37MnB5	0,35	0,40	0,30	1,15	1,45	0,025	0,30				0,0050
1.5634	75Ni8	0,72	0,78	0,4	0,3	0,5	0,025	0,15				
1.6565	50NiCrMo6		0,42	0,30		0,80			0,03	1,90		
1.6580	30CrNiMo8	0,26	0,34	0,40	0,30	0,60	0,025	2,20		2,20		
1.6582	34CrNiMo6	0,30	0,38	0,40	0,50	0,80	0,025	1,70		1,70		
1.6928	41SiNiCrMoV7-6		0,42	1,70		0,80		0,80		1,80		
1.7016	17Cr3	0,14	0,2	0,4	0,6	0,9	0,025	1				
1.7033	34Cr4		0,30	0,40		0,60		0,90				
1.7035	41Cr4		0,38	0,40		0,60		0,90				
1.7131	16MnCr5	0,14	0,19	0,40	1,00	1,30	0,025	1,10		0,30		
1.7135	8MnCrB3	0,06	0,11	0,4	0,7	1	0,025	0,5				0,004
1.7147	20MnCr5	0,17	0,22	0,40	1,10	1,40	0,025	1,30				
1.7182	27MnCrB5-2	0,24	0,3	0,4	1,1	1,4	0,025	0,6				0,005
1.7185	33MnCrB5-2	0,3	0,36	0,4	1,2	1,5	0,025	0,6				0,005
1.7189	39MnCrB6-2	0,36	0,42	0,4	1,4	1,7	0,025	0,6				0,005

Werkstoff-num-mer	Stahl-bezeich-nung	Chemische Zusammensetzung (Massenanteil in %)										
		C _{MIN}	C _{MAX}	Si	Mn _{MIN}	Mn _{MAX}	P	Cr	Al	Ni	Ti	B
1.7218	25CrMo4	0,22	0,29	0,40	0,60	0,90		1,20				
1.7220	34CrMo4	0,30	0,37	0,40	0,60	0,90	0,035	1,2				
1.7223	41CrMo4		0,38	0,15		0,50		0,90				
1.7225	42CrMo4	0,38	0,45	0,40	0,60	0,90	0,036	1,2				
1.7228	50CrMo4		0,46	0,40		0,50		0,90				
1.7321	20MoCr4		0,17	0,40		0,70		0,30				
1.7707	30CrMoV9		0,26	0,40		0,40		2,30				
1.7735	14CrMoV6-9		0,17	0,20		0,95		1,40				
1.8159	51CrV4	0,47	0,55	0,4	0,7	1,1	0,025	1,2				
1.8161	58CrV4	0,55	0,62	0,40	0,70	1,10	0,035					
1.8524	8CrMo16		0,07	0,10		0,90	0,020	3,70				

IV. Übersicht der verwendeten Quellen zur Berechnung der Werkstoffeigenschaften

Kriterium		Werkstoffanforderungen	Referenzwerkstoff 22MnB5	Alternativer Werkstoff 20MnCr8-2	Gleichung	Quelle
Vickershärte Gefügephasen	Ferrit	keine Anforderung	171 HV	220 HV	(Gl.8)	[131]
	Bainit	keine Anforderung	280 HV	323 HV	(Gl.9)	
	Martensit	510 - 410 HV	463 HV	455 HV	(Gl.10)	
Zugfestigkeit R_m		1666 - 1333 MPa	1496 MPa	1473 MPa		[DIN EN ISO 18265]
$R_{p0,2}/R_m = 0,70$ Dehngrenze $R_{p0,2}$		1000 MPa	1047 MPa	1031 MPa		[149]
CE		$\leq 0,70$	0,46	0,69	(Gl.44)	[152]
A_{c3} -Temperatur		≤ 840 °C	826 °C	819 °C	(Gl.40)	[150]
A_{c1} -Temperatur		keine Anforderung	717 °C	710 °C	(Gl.39)	
M_s -Temperatur		≤ 438 °C	404 °C	380 °C	(Gl.41)	
B_s -Temperatur		keine Anforderung	594 °C	547 °C	(Gl.42)	[132]

V. Beschreibung Materialkarte MAT_254 für 20MnCr8-2

Die Implementierung der ermittelten Kennwerte in das Materialmodell *MAT_254 wird im weiteren Verlauf für den ausgewählten alternativen Werkstoff 20MnCr8-2 beschrieben, Zur Übersicht und der besseren Nachvollziehbarkeit wird die Datenimplementierung auf Basis der Tabelle 23 erläutert.

Tabelle 23: Übersicht der experimentell durchgeführten Abkühlratenvariationen

<i>MID</i>	<i>RO</i>	<i>N</i>	<i>YM</i>	<i>PR</i>	<i>MIX</i>	<i>MIXR</i>	-
1	7830,0	5	1,10e11	0,3	1	<i>unused</i>	
<i>TASTART</i>	<i>TAEND</i>	<i>CTE</i>	-	-	-	<i>DTEMP</i>	-
<i>unused</i>	<i>unused</i>	<i>unused</i>				10,0	
<i>PTLAW</i>	<i>PTSTR</i>	<i>PTEND</i>	<i>PTX1</i>	<i>PTX2</i>	<i>PTX3</i>	<i>PTX4</i>	<i>PTX5</i>
10	11	12	13	-	-	-	-
<i>PTTAB1</i>	<i>PTTAB2</i>	<i>PTTAB3</i>	<i>PTTAB4</i>	<i>PTTAB5</i>	-	-	-
14	15	16	17	18			
<i>PTEPS</i>	<i>PTRIP</i>	<i>PTLAT</i>		<i>NUSHIS</i>	<i>GRAIN</i>	<i>T1PHAS</i>	<i>T2PHAS</i>
<i>unused</i>	<i>unused</i>	<i>unused</i>		<i>unused</i>	-	<i>unused</i>	<i>unused</i>
<i>SIGY1</i>	<i>SIGY2</i>	<i>SIGY3</i>	<i>SIGY4</i>	<i>SIGY5</i>	-	-	-
100	<i>unused</i>	<i>unused</i>	<i>unused</i>	<i>unused</i>			

Tabelle 23 beschreibt den Aufbau der verwendeten Materialkarte im SI-Einheitensystem und zeigt für die im Beispiel dargestellte Material-Identifikationsnummer $MID = 1$ die wesentlichen Daten, die nach Durchführung der Versuche in Kapitel 7 und Kapitel 8 eingetragen werden können. Der erste Teilbereich der Materialkarte beinhaltet neben der Material-Identifikationsnummer (*MID*) und der Werkstoffdichte (*RO*) die Anzahl der abzubildenden Gefügephasen (*N*). Durch die Auswahl von fünf Phasen kann die Umwandlung von Austenit, Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit dargestellt werden. Da dieses Materialmodell eine umfassende Abbildung der thermomechanischen Werkstoffeigenschaften ermöglichen können nun auch für die gewählten 5 Gefügephasen temperatur- und dehnratenabhängige Fließkurven in der Materialkarte durch *SIGY1* bis *SIGY5* eingegeben werden. Weiterhin umfasst das Materialmodell die Beschreibung der gefügephasen- und temperaturabhängigen Elastizitätsmoduln und Querkontraktionszahlen. Im Beispiel werden diese Eigenschaften durch Konstanten dargestellt. Die letzten beiden Einträge der oberen Zeile beziehen sich auf die Gefügezusammensetzung zu Beginn der Berechnung (*MIX*) und die Möglichkeit

in (*MIXR*) die thermo-mechanischen Eigenschaften der aktuellen Gefügezusammensetzung durch eine Mischungsregel ebenfalls temperaturabhängig darzustellen. Auf letzteres wird in dieser Arbeit verzichtet, die Anfangsbeschreibung des Werkstoffs wird in einer definierten Kurve „1“ auf 99,99 % austenitische Gefügephase gesetzt. In der zweiten Zeile können nun zur Berücksichtigung der Eigenspannungen und insbesondere zur temperaturabhängigen Auflösung der plastischen Dehnungen durch die einsetzende Rekristallisation bei Erwärmung, die Start- und Endtemperaturen (*TASTRT* / *TAEND*) dazu gesetzt werden. Da in dieser Arbeit lediglich die Umwandlung der Gefügephasen aus einem vollaustenitischen Zustand berücksichtigt wird, sind diese Einträge für die angestrebten Validierungen nicht ausgefüllt. Die Abbildung der Temperatúrausdehnungskoeffizienten kann aus den Dilatationsversuchen abgeleitet werden und wird für alle berücksichtigten Werkstoffphasen in *CTE* eingebunden. Für die ersten Auslegungen wird auch dieser Wert vernachlässigt. Abschließend wird in *DTEMP* die maximal zulässige Temperaturänderung pro Zeitschritt definiert. Dieser Eintrag ist zu berücksichtigen, denn zum einen werden die Wechselwirkungen bei mehreren sich bildenden Gefügephasen und zum anderen die umwandlungsinduzierten Spannungen durch diesen Wert beeinflusst. Eine maximale Temperaturänderung von 10 Kelvin/Zeitschritt wird in dieser Arbeit festgelegt. Die folgende Zeile beginnt mit der Festlegung der vom Anwender ausgewählten Umwandlungsgesetze pro Gefügephase. Die vorgestellten Ansätze von Koistinen und Marburger (Gleichung 6) zur diffusionslosen Umwandlung in Martensit sowie der allgemeine Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) Ansatz, zur Beschreibung der diffusionsgesteuerten Umwandlungskinetik (Gleichung 7), stehen zur Verfügung. Des Weiteren besteht die Möglichkeit, für eine reine Umwandlung bei Abkühlung, die beschriebenen Ansätze von Kirkaldy und Venugopalan, weiterentwickelt durch Åkerstrom, oder bei Erwärmung die Ansätze nach Oddy zu verwenden.

Tabelle 24 zeigt die Zuordnung der angewendeten Umwandlungsansätze, Nach Definition müssen diese Ansätze als Funktion der Ausgangsphase in die Zielphase erfolgen. Durch die Wahl des Vorzeichens der ganzzahligen Zuordnung wird die Umwandlungsrichtung beschrieben. Positive Vorzeichen stehen für eine Umwandlung bei Abkühlung und negative Vorzeichen für eine Aufheizungen. In der Tabelle 24 wird festgelegt, dass Austenit in alle Phasen, außer in Austenit selbst, umgewandelt werden kann und bei Erwärmung die Phasen Ferrit, Perlit, Bainit, Martensit nur in Austenit nach dem JMAK-Ansatz umwandeln können.

Tabelle 24: Zuordnung der gewählten Umwandlungsansätze zu den einzelnen Gefügephasen

PTLAW		Umwandlungen Austenit in Phase_i	Umwandlungen Phasen (F,P,B,M) in Phase_i
10			
Phasenzu- ordnung	2D-Tabellen- zuordnung	Zuordnungen in Tabelle 101	Zuordnungen in Tabellen 102/103/104/105
<i>Austenit = 1</i>	101	<i>nicht möglich = 0</i>	<i>JMAK (Gl,7) = (-)2</i>
<i>Ferrit = 2</i>	102	<i>JMAK (Gl,7) = (+)2</i>	<i>nicht möglich = 0</i>
<i>Perlit = 3</i>	103	<i>JMAK (Gl,7) = (+)2</i>	<i>nicht möglich = 0</i>
<i>Bainit = 4</i>	104	<i>JMAK (Gl,7) = (+)2</i>	<i>nicht möglich = 0</i>
<i>Martensit = 5</i>	105	<i>K-M (Gl,6) = (+)1</i>	<i>nicht möglich = 0</i>

Als nächster Eintrag werden die Umwandlungsstarttemperaturen (*PTSTR*) und die Endtemperaturen der Umwandlungen (*PTEND*) aus den experimentellen Untersuchungen in Abschnitt 8,3 eingesetzt. Alternativ können die Gefügeumwandlungstemperaturen durch die empirischen in Abschnitt 6.2 beschriebenen Berechnungsansätze gewählt werden. Der Vergleich der vorgestellten Berechnungsansätze mit den experimentellen Ergebnissen ergibt nur geringe Abweichungen von kleiner 2,7 %.

Tabelle 25: Zuordnung der experimentell ermittelten Umwandlungsstarttemperaturen

PTSTR		Umwandlungen Austenit in Phase_i	Umwandlungen Phasen (F,P,B,M) in Phase_i
11			
Phasenzu- ordnung	2D-Tabellen- zuordnung	Zuordnungen in Tabelle 111	Zuordnungen in Tabelle 112
<i>Austenit = 1</i>	111	<i>nicht möglich = 0</i>	<i>A_{c1} = 1003K</i>
<i>Ferrit = 2</i>	112	<i>F_s = 1098K</i>	<i>nicht möglich = 0</i>
<i>Perlit = 3</i>	112	<i>P_s = 923K</i>	<i>nicht möglich = 0</i>
<i>Bainit = 4</i>	112	<i>B_s = 823K</i>	<i>nicht möglich = 0</i>
<i>Martensit = 5</i>	112	<i>M_s = 643K</i>	<i>nicht möglich = 0</i>

Die Daten in Tabelle 25 zeigen die Zuordnungen der Umwandlungsstarttemperaturen aus den durchgeführten Experimenten auf der universellen Prüfeinrichtung Gleeble 3500. Für die Abbildung der Umwandlungsstarttemperaturen werden die experimentellen Daten sowohl aus den kontinuierlichen als auch aus den isothermen Umwandlungsversuchen verwendet, Bedingt durch den Abstand der gewählten Isothermen kann die Umwand-

lungsstarttemperatur nicht immer genau bestimmt werden, dies gelingt jedoch unter Berücksichtigung der Experimente unter kontinuierlichen Abkühlraten. Die Martensitumwandlung wird ausschließlich aus den kontinuierlichen Abkühlraten ermittelt. Tabelle 26 zeigt die Endtemperaturen der Gefügeumwandlungen.

Tabelle 26: Zuordnung der experimentell ermittelten Umwandlungsendtemperaturen

PTEND		Umwandlungen Austenit in Phase_i	Umwandlungen Phasen (F,P,B,M) in Phase_i
12			
Phasenzuordnung	2D-Tabellenzuordnung	<i>Zuordnungen in Tabelle 121</i>	<i>Zuordnungen in Tabelle 122</i>
<i>Austenit = 1</i>	121	<i>nicht möglich = 0</i>	<i>A_{c3} = 1098K</i>
<i>Ferrit = 2</i>	122	<i>F_E = 798K</i>	<i>nicht möglich = 0</i>
<i>Perlit = 3</i>	122	<i>P_E = 748K</i>	<i>nicht möglich = 0</i>
<i>Bainit = 4</i>	122	<i>M_s = 643K</i>	<i>nicht möglich = 0</i>
<i>Martensit = 5</i>	122	<i>M_f = 488K</i>	<i>nicht möglich = 0</i>

Durch die Wahl der Endtemperaturen können die einzelnen Phasenbildungen klar voneinander abgegrenzt werden oder aber die Bildung von mehreren gleichzeitig entstehenden Gefügephasen wird berücksichtigt. Die nun folgenden Einträge sind abhängig von den ausgewählten Gesetzen der Gefügeumwandlungen in *PTLAW*. Für die gewählten Ansätze ist lediglich der skalare Wert der Martensitumwandlung an der Stelle *PTX_i* analog zum beschriebenen Schema der Tabellen 24 bis 26 einzugeben. Der in Bild 38 dargestellte skalare Wert im Ansatz von Koistinen und Marburger beträgt für diesen Werkstoff $\alpha_M = 0,0275$.

Abschließend werden die ermittelten Ergebnisse der JMAK-Koeffizienten aus den isothermen Experimenten (Abschnitt 8.3) in die Materialkarte *MAT_GENERALIZED_PHASE_CHANGE eingebunden. Bedingt durch den dreidimensionalen Zusammenhang der einzelnen Koeffizienten, somit die Abhängigkeit zur Temperatur und der Gefügephase, werden dreidimensionale Tabellen in LS-Dyna formuliert. Die Beschreibung der Vorgehensweise ist exemplarisch in Tabelle 27 für die Formulierung des Avrami-Exponenten $n_{(T,i)}$ dargestellt. Die Implementierung der beiden anderen JMAK-Koeffizienten $x_{eq(T,i)}$ und $\tau_{(T,i)}$ wird identisch in *PTTAB₂* und *PTTAB₃* durchgeführt.

Tabelle 27: Zuordnung des experimentell ermittelten JMAK-Koeffizienten

 $n_{(T,i)}, \tau_{(T,i)}, x_{eq(T,i)}$

PTTAB1		Umwandlungen Austenit in Phase_i	Umwandlungen Austenit in Perlit
14		Zuordnungen in 2D-Tabelle 141	Zuordnungen in Tabelle 1413
Phasenzu- ordnung	3D-Tabellen- zuordnung		
<i>Austenit</i> = 1	$n_{(T,i)} = 141$	$n_{(T,A)} = 9999$	0 Kelvin = 2,0
<i>Ferrit</i> = 2	142	$n_{(T,F)} = 1412$	723 Kelvin = 2,0
<i>Perlit</i> = 3	142	$n_{(T,P)} = 1413$	$\vdots = \vdots$
<i>Bainit</i> = 4	142	$n_{(T,B)} = 1414$	898 Kelvin = 2,0
<i>Martensit</i> = 5	142	$n_{(T,M)} = 9999$	1500 Kelvin = 2,0

Die theoretischen Umwandlungen von Austenit in Austenit und Austenit in Martensit werden nicht vom Solver berücksichtigt, eine vollständige Definition ist allerdings erforderlich. Deshalb sind die Wertekurven für Tabelle 9999 für alle Temperaturen auf den konstanten Wert von 1,0 gesetzt. Dies gilt auch für die Berücksichtigung der Austenitisierung bei Erwärmung, da in dieser Arbeit lediglich die Abkühlung bewertet wird. Daher sind auch die Einträge der 3D-Tabelle 142 somit auch, bei gleichbleibender Nomenklatur, die Tabellen 152/162/172/182 mit konstant 1,0 zu besetzen. In der Regel beschreiben die Berechnungsergebnisse durch den differentiellen Ansatz aus Gleichung 7 die Gefügeumwandlungen für verschiedene Abkühlraten ausreichend genau genug. Aus diesem Grund wird zunächst auf die Anpassung der Umwandlungskinetik durch Berücksichtigung der abkühlratenabhängigen Korrekturfaktoren $c_{(CR)}$ und $d_{(CR)}$ verzichtet. Die Materialkarteneinträge in *PTTAB4* und *PTTAB5* sind dann mit Konstanten der Wertigkeit 1,0 zu befüllen.

Zur ersten Überprüfung der Kombination von Strukturbauteil, Zielprozess und Werkstoffsystem sind zunächst die nachfolgenden Materialkarteneinträge von geringerer Bedeutung. Daher sind die Einträge *PTEPS*, *PTRIP*, *PTLAT*, *NUSHIS*, *GRAIN*, *T1PHAS*, *T2PHAS* nicht berücksichtigt. Die Erläuterung der einzelnen Parameter sind den Literaturquellen [134] und [122] zu entnehmen.

Als letzte Tabelle werden die temperatur- und dehnratenabhängigen Fließkurven der unterkühlten Austenitphase eingetragen. Eine Darstellung in dreidimensionaler Tabellenform erfolgt analog zu den obenstehenden Ausführungen der JMAK-Koeffizienten.

Es wird der vorgestellte Approximationsansatz nach Lechler (Gleichung 45 und Tabelle 11), welcher die Ergebnisse der Fließkurvenapproximation auf Basis des experimentellen Versuchsaufbaus aus Abschnitt 4.2.2 beinhaltet, verwendet. Die weitere Beschreibung des Fließverhaltens ist den Ergebnissen der Experimente und den Ausführungen aus Kapitel 7 zu entnehmen. Eine thermische Beschreibung der Formschnittplatine erfolgt mit den identischen Kennwerten der in Abschnitt 5.3 verwendeten Konstanten der Wärmeleitfähigkeit $\lambda = 25 \text{ W/mK}$ und der Wärmekapazität $c_p = 580 \text{ J/kgK}$.

VI. Spez, Wärmekapazität c_p und Wärmeleitfähigkeit λ von CR7V [160]

*DEFINE_CURVE

<i>lcid</i>	<i>sidr</i>	<i>sfa</i>	<i>sfo</i>	<i>offa</i>	<i>offo</i>	<i>dattyp</i>	<i>lcint</i>
	0	1,0	1,0	0,0	0,0	0	0

<i>Temperatur in K</i>	<i>Wärmekapazität cp in J/kg K</i>	<i>Wärmeleitfähig- keit λ in W/m K</i>
0,0	437	28,3
293,15	437	28,3
373,15	483	26,0
473,15	522	27,3
573,15	560	27,9
773,15	674	28,7
873,15	772	28,7
973,15	876	26,4
1500,0	876	26,4

Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2024):
Geschäftsstelle Maschinenbau, Dr.-Ing. Oliver Kreis, www.mb.fau.de/diss/

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

Band 1 – 52
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Carl Hanser Verlag, München

Band 53 – 307
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Meisenbach Verlag, Bamberg

ab Band 308
FAU Studien aus dem Maschinenbau
ISSN 2625-9974
FAU University Press, Erlangen

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

FAPS	Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik
FMT	Lehrstuhl für Fertigungsmesstechnik
KTmflk	Lehrstuhl für Konstruktionstechnik
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
LGT	Lehrstuhl für Gießereitechnik
LPT	Lehrstuhl für Photonische Technologien
REP	Lehrstuhl für Ressourcen- und Energieeffiziente Produktionsmaschinen

Band 1: Andreas Hemberger

Innovationspotentiale in der rechnerintegrierten Produktion durch wissensbasierte Systeme
FAPS, 208 Seiten, 107 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15234-2.

Band 2: Detlef Classe

Beitrag zur Steigerung der Flexibilität automatisierter Montagesysteme durch Sensorintegration und erweiterte Steuerungskonzepte
FAPS, 194 Seiten, 70 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15529-5.

Band 3: Friedrich-Wilhelm Nolting

Projektiertung von Montagesystemen
FAPS, 201 Seiten, 107 Bilder, 1 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15541-4.

Band 4: Karsten Schlüter

Nutzungsgradsteigerung von Montagesystemen durch den Einsatz der Simulationstechnik
FAPS, 177 Seiten, 97 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15542-2.

Band 5: Shir-Kuan Lin

Aufbau von Modellen zur Lageregelung von Industrierobotern
FAPS, 168 Seiten, 46 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15546-5.

Band 6: Rudolf Nuss

Untersuchungen zur Bearbeitungsqualität im Fertigungssystem Laserstrahlschneiden
LFT, 206 Seiten, 115 Bilder, 6 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15783-2.

Band 7: Wolfgang Scholz

Modell zur datenbankgestützten Planung automatisierter Montageanlagen
FAPS, 194 Seiten, 89 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15825-1.

Band 8: Hans-Jürgen Wißmeier

Beitrag zur Beurteilung des Bruchverhaltens von Hartmetall-Fließpreßmatrizen
LFT, 179 Seiten, 99 Bilder, 9 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15921-5.

Band 9: Rainer Eisele

Konzeption und Wirtschaftlichkeit von Planungssystemen in der Produktion
FAPS, 183 Seiten, 86 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16107-4.

Band 10: Rolf Pfeiffer

Technologisch orientierte Montageplanung am Beispiel der Schraubtechnik
FAPS, 216 Seiten, 102 Bilder, 16 Tab. 1990.
ISBN 3-446-16161-9.

Band 11: Herbert Fischer

Verteilte Planungssysteme zur Flexibilitätsteigerung der rechnerintegrierten Teilefertigung
FAPS, 201 Seiten, 82 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16105-8.

Band 12: Gerhard Kleineidam

CAD/CAP: Rechnergestützte Montagefeinplanung
FAPS, 203 Seiten, 107 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16112-0.

Band 13: Frank Vollertsen

Pulvermetallurgische Verarbeitung eines übereutektoiden verschleißfesten Stahls
LFT, XIII u. 217 Seiten, 67 Bilder, 34 Tab. 1990.
ISBN 3-446-16133-3.

Band 14: Stephan Biermann

Untersuchungen zur Anlagen- und Prozeßdiagnostik für das Schneiden mit CO₂-Hochleistungslasern
LFT, VIII u. 170 Seiten, 93 Bilder, 4 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16269-0.

Band 15: Uwe Geißler

Material- und Datenfluß in einer flexiblen Blechbearbeitungszelle
LFT, 124 Seiten, 41 Bilder, 7 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16358-1.

Band 16: Frank Oswald Hake

Entwicklung eines rechnergestützten Diagnosesystems für automatisierte Montagezellen
FAPS, XIV u. 166 Seiten, 77 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16428-6.

Band 17: Herbert Reichel

Optimierung der Werkzeugbereitstellung durch rechnergestützte Arbeitsfolgenbestimmung
FAPS, 198 Seiten, 73 Bilder, 2 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16453-7.

Band 18: Josef Scheller

Modellierung und Einsatz von Softwaresystemen für rechnergeführte Montagezellen
FAPS, 198 Seiten, 65 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16454-5.

Band 19: Arnold vom Ende

Untersuchungen zum Biegeumform mit elastischer Matrize
LFT, 166 Seiten, 55 Bilder, 13 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16493-6.

Band 20: Joachim Schmid

Beitrag zum automatisierten Bearbeiten von Keramikguß mit Industrierobotern
FAPS, XIV u. 176 Seiten, 111 Bilder, 6 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16560-6.

Band 21: Egon Sommer

Multiprozessorsteuerung für kooperierende Industrieroboter in Montagezellen
FAPS, 188 Seiten, 102 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-17062-6.

Band 22: Georg Geyer

Entwicklung problemspezifischer Verfahrensketten in der Montage
FAPS, 192 Seiten, 112 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16552-5.

Band 23: Rainer Flohr

Beitrag zur optimalen Verbindungstechnik in der Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 186 Seiten, 79 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16568-1.

Band 24: Alfons Rief

Untersuchungen zur Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden und -schweißen in der Rohkarosseriefertigung
LFT, VI u. 145 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16593-2.

Band 25: Christoph Thim

Rechnerunterstützte Optimierung von Materialflußstrukturen in der Elektronikmontage durch Simulation
FAPS, 188 Seiten, 74 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17118-5.

Band 26: Roland Müller

CO₂-Laserstrahlschneiden von kurzglasverstärkten Verbundwerkstoffen
LFT, 141 Seiten, 107 Bilder, 4 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17104-5.

Band 27: Günther Schäfer

Integrierte Informationsverarbeitung bei der Montageplanung
FAPS, 195 Seiten, 76 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17117-7.

Band 28: Martin Hoffmann

Entwicklung einer CAD/CAM-Prozesskette für die Herstellung von Blechbiegeteilen
LFT, 149 Seiten, 89 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17154-1.

Band 29: Peter Hoffmann

Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden und -schweißen: Prozeßführung und Systemtechnik in der 3D-Laserstrahlbearbeitung von Blechformteilen
LFT, 186 Seiten, 92 Bilder, 10 Tab. 1992. ISBN 3-446-17153-3.

Band 30: Olaf Schrödel

Flexible Werkstattsteuerung mit objektorientierten Softwarestrukturen
FAPS, 180 Seiten, 84 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17242-4.

Band 31: Hubert Reinisch

Planungs- und Steuerungswerkzeuge zur impliziten Geräteprogrammierung in Roboterzellen
FAPS, XI u. 212 Seiten, 112 Bilder. 1992. ISBN 3-446-17380-3.

Band 32: Brigitte Bärnreuther

Ein Beitrag zur Bewertung des Kommunikationsverhaltens von Automatisierungsgeräten in flexiblen Produktionszellen
FAPS, XI u. 179 Seiten, 71 Bilder. 1992. ISBN 3-446-17451-6.

Band 33: Joachim Hutfless

Laserstrahlregelung und Optikdiagnostik in der Strahlführung einer CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 175 Seiten, 70 Bilder, 17 Tab. 1993. ISBN 3-446-17532-6.

Band 34: Uwe Günzel

Entwicklung und Einsatz eines Simulationsverfahrens für operative und strategische Probleme der Produktionsplanung und -steuerung
FAPS, XIV u. 170 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab. 1993. ISBN 3-446-17604-7.

Band 35: Bertram Ehmman

Operatives Fertigungscontrolling durch Optimierung auftragsbezogener Bearbeitungsabläufe in der Elektronikfertigung
FAPS, XV u. 167 Seiten, 114 Bilder. 1993. ISBN 3-446-17658-6.

Band 36: Harald Kolléra

Entwicklung eines benutzerorientierten Werkstattprogrammiersystems für das Laserstrahlschneiden
LFT, 129 Seiten, 66 Bilder, 1 Tab. 1993. ISBN 3-446-17719-1.

Band 37: Stephanie Abels

Modellierung und Optimierung von Montageanlagen in einem integrierten Simulationssystem
FAPS, 188 Seiten, 88 Bilder. 1993. ISBN 3-446-17731-0.

Band 38: Robert Schmidt-Hebbel

Laserstrahlbohren durchflußbestimmender Durchgangslöcher
LFT, 145 Seiten, 63 Bilder, 11 Tab. 1993. ISBN 3-446-17778-7.

Band 39: Norbert Lutz

Oberflächenfeinbearbeitung keramischer Werkstoffe mit XeCl-Excimerlaserstrahlung
LFT, 187 Seiten, 98 Bilder, 29 Tab. 1994. ISBN 3-446-17970-4.

Band 40: Konrad Grampp

Rechnerunterstützung bei Test und Schulung an Steuerungssoftware von SMD-Bestücklinien
FAPS, 178 Seiten, 88 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18173-3.

Band 41: Martin Koch

Wissensbasierte Unterstützung der Angebotsbearbeitung in der Investitionsgüterindustrie
FAPS, 169 Seiten, 68 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18174-1.

Band 42: Armin Gropp

Anlagen- und Prozeßdiagnostik beim Schneiden mit einem gepulsten Nd:YAG-Laser
LFT, 160 Seiten, 88 Bilder, 7 Tab. 1995. ISBN 3-446-18241-1.

Band 43: Werner Heckel

Optische 3D-Konturerfassung und on-line Biegewinkelmessung mit dem Lichtschnittverfahren
LFT, 149 Seiten, 43 Bilder, 11 Tab. 1995. ISBN 3-446-18243-8.

Band 44: Armin Rothhaupt

Modulares Planungssystem zur Optimierung der Elektronikfertigung
FAPS, 180 Seiten, 101 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18307-8.

Band 45: Bernd Zöllner

Adaptive Diagnose in der Elektronikproduktion
FAPS, 195 Seiten, 74 Bilder, 3 Tab. 1995. ISBN 3-446-18308-6.

Band 46: Bodo Vormann

Beitrag zur automatisierten Handhabungsplanung komplexer Blechbiegeteile
LFT, 126 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 1995. ISBN 3-446-18345-0.

Band 47: Peter Schnepf

Zielkostenorientierte Montageplanung
FAPS, 144 Seiten, 75 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18397-3.

Band 48: Rainer Klotzbücher

Konzept zur rechnerintegrierten Materialversorgung in flexiblen Fertigungssystemen
FAPS, 156 Seiten, 62 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18412-0.

Band 49: Wolfgang Greska

Wissensbasierte Analyse und Klassifizierung von Blechteilen
LFT, 144 Seiten, 96 Bilder. 1995. ISBN 3-446-18462-7.

Band 50: Jörg Franke

Integrierte Entwicklung neuer Produkt- und Produktionstechnologien für räumliche spritzgegossene Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 196 Seiten, 86 Bilder, 4 Tab. 1995. ISBN 3-446-18448-1.

Band 51: Franz-Josef Zeller

Sensorplanung und schnelle Sensorregelung für Industrieroboter
FAPS, 190 Seiten, 102 Bilder, 9 Tab. 1995. ISBN 3-446-18601-8.

Band 52: Michael Solvie

Zeitbehandlung und Multimedia-Unterstützung in Feldkommunikationssystemen
FAPS, 200 Seiten, 87 Bilder, 35 Tab. 1996. ISBN 3-446-18607-7.

Band 53: Robert Hopperdietzel

Reengineering in der Elektro- und Elektronikindustrie
FAPS, 180 Seiten, 109 Bilder, 1 Tab. 1996. ISBN 3-87525-070-2.

Band 54: Thomas Rebhahn

Beitrag zur Mikromaterialbearbeitung mit Excimerlasern - Systemkomponenten und Verfahrensoptimierungen

LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 10 Tab.

1996. ISBN 3-87525-075-3.

Band 55: Henning Hanebuth

Laserstrahlhartlöten mit Zweistrahltechnik

LFT, 157 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab.

1996. ISBN 3-87525-074-5.

Band 56: Uwe Schönherr

Steuerung und Sensordatenintegration für flexible Fertigungszellen mitkooperierenden Robotern

FAPS, 188 Seiten, 116 Bilder, 3 Tab.

1996. ISBN 3-87525-076-1.

Band 57: Stefan Holzer

Berührungslose Formgebung mit Laserstrahlung

LFT, 162 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab.

1996. ISBN 3-87525-079-6.

Band 58: Markus Schultz

Fertigungsqualität beim 3D-Laserstrahlschweißen von Blechformteilen

LFT, 165 Seiten, 88 Bilder, 9 Tab.

1997. ISBN 3-87525-080-X.

Band 59: Thomas Krebs

Integration elektromechanischer CA-Anwendungen über einem STEP-Produktmodell

FAPS, 198 Seiten, 58 Bilder, 8 Tab.

1997. ISBN 3-87525-081-8.

Band 60: Jürgen Sturm

Prozeßintegrierte Qualitätssicherung in der Elektronikproduktion

FAPS, 167 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab.

1997. ISBN 3-87525-082-6.

Band 61: Andreas Brand

Prozesse und Systeme zur Bestückung räumlicher elektronischer Baugruppen (3D-MID)

FAPS, 182 Seiten, 100 Bilder. 1997.

ISBN 3-87525-087-7.

Band 62: Michael Kauf

Regelung der Laserstrahlleistung und der Fokusparsparameter einer CO₂-Hochleistungslaseranlage

LFT, 140 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab.

1997. ISBN 3-87525-083-4.

Band 63: Peter Steinwasser

Modulares Informationsmanagement in der integrierten Produkt- und Prozeßplanung

FAPS, 190 Seiten, 87 Bilder. 1997.

ISBN 3-87525-084-2.

Band 64: Georg Liedl

Integriertes Automatisierungskonzept für den flexiblen Materialfluß in der Elektronikproduktion

FAPS, 196 Seiten, 96 Bilder, 3 Tab.

1997. ISBN 3-87525-086-9.

Band 65: Andreas Otto

Transiente Prozesse beim Laserstrahlschweißen

LFT, 132 Seiten, 62 Bilder, 1 Tab.

1997. ISBN 3-87525-089-3.

Band 66: Wolfgang Blöchl

Erweiterte Informationsbereitstellung an offenen CNC-Steuerungen zur Prozeß- und Programmoptimierung

FAPS, 168 Seiten, 96 Bilder. 1997.

ISBN 3-87525-091-5.

Band 67: Klaus-Uwe Wolf

Verbesserte Prozeßführung und Prozeßplanung zur Leistungs- und Qualitätssteigerung beim Spulenvickeln

FAPS, 186 Seiten, 125 Bilder. 1997.

ISBN 3-87525-092-3.

Band 68: Frank Backes

Technologieorientierte Bahnplanung für die 3D-Laserstrahlbearbeitung

LFT, 138 Seiten, 71 Bilder, 2 Tab.

1997. ISBN 3-87525-093-1.

Band 69: Jürgen Kraus

Laserstrahlumformen von Profilen

LFT, 137 Seiten, 72 Bilder, 8 Tab.

1997. ISBN 3-87525-094-X.

Band 70: Norbert Neubauer

Adaptive Strahlführungen für CO₂-Lasieranlagen

LFT, 120 Seiten, 50 Bilder, 3 Tab.

1997. ISBN 3-87525-095-8.

Band 71: Michael Steber

Prozeßoptimierter Betrieb flexibler Schraubstationen in der automatisierten Montage

FAPS, 168 Seiten, 78 Bilder, 3 Tab.

1997. ISBN 3-87525-096-6.

Band 72: Markus Pfestorf

Funktionale 3D-Oberflächenkenngrößen in der Umformtechnik

LFT, 162 Seiten, 84 Bilder, 15 Tab.

1997. ISBN 3-87525-097-4.

Band 73: Volker Franke

Integrierte Planung und Konstruktion von Werkzeugen für die Biegebearbeitung

LFT, 143 Seiten, 81 Bilder. 1998.

ISBN 3-87525-098-2.

Band 74: Herbert Scheller

Automatisierte Demontagesysteme und recyclinggerechte Produktgestaltung elektronischer Baugruppen

FAPS, 184 Seiten, 104 Bilder, 17

Tab. 1998. ISBN 3-87525-099-0.

Band 75: Arthur Meßner

Kaltmassivumformung metallischer Kleinstteile - Werkstoffverhalten, Wirkflächenreibung, Prozeßauslegung

LFT, 164 Seiten, 92 Bilder, 14 Tab.

1998. ISBN 3-87525-100-8.

Band 76: Mathias Glasmacher

Prozeß- und Systemtechnik zum Laserstrahl-Mikroschweißen

LFT, 184 Seiten, 104 Bilder, 12 Tab.

1998. ISBN 3-87525-101-6.

Band 77: Michael Schwind

Zerstörungsfreie Ermittlung mechanischer Eigenschaften von Feinblechen mit dem Wirbelstromverfahren

LFT, 124 Seiten, 68 Bilder, 8 Tab.

1998. ISBN 3-87525-102-4.

Band 78: Manfred Gerhard

Qualitätssteigerung in der Elektronikproduktion durch Optimierung der Prozeßführung beim Löten komplexer Baugruppen

FAPS, 179 Seiten, 113 Bilder, 7 Tab.

1998. ISBN 3-87525-103-2.

Band 79: Elke Rauh

Methodische Einbindung der Simulation in die betrieblichen Planungs- und Entscheidungsabläufe

FAPS, 192 Seiten, 114 Bilder, 4 Tab.

1998. ISBN 3-87525-104-0.

Band 80: Sorin Niederkorn

Meßeinrichtung zur Untersuchung der Wirkflächenreibung bei umformtechnischen Prozessen
LFT, 99 Seiten, 46 Bilder, 6 Tab.
1998. ISBN 3-87525-105-9.

Band 81: Stefan Schuberth

Regelung der Fokuslage beim Schweißen mit CO₂-Hochleistungslasern unter Einsatz von adaptiven Optiken
LFT, 140 Seiten, 64 Bilder, 3 Tab.
1998. ISBN 3-87525-106-7.

Band 82: Armando Walter Colombo

Development and Implementation of Hierarchical Control Structures of Flexible Production Systems Using High Level Petri Nets
FAPS, 216 Seiten, 86 Bilder. 1998. ISBN 3-87525-109-1.

Band 83: Otto Meedt

Effizienzsteigerung bei Demontage und Recycling durch flexible Demontagetechnologien und optimierte Produktgestaltung
FAPS, 186 Seiten, 103 Bilder. 1998. ISBN 3-87525-108-3.

Band 84: Knuth Götz

Modelle und effiziente Modellbildung zur Qualitätssicherung in der Elektronikproduktion
FAPS, 212 Seiten, 129 Bilder, 24 Tab. 1998. ISBN 3-87525-112-1.

Band 85: Ralf Luchs

Einsatzmöglichkeiten leitender Klebstoffe zur zuverlässigen Kontaktierung elektronischer Bauelemente in der SMT
FAPS, 176 Seiten, 126 Bilder, 30 Tab. 1998. ISBN 3-87525-113-7.

Band 86: Frank Pöhlau

Entscheidungsgrundlagen zur Einführung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 144 Seiten, 99 Bilder. 1999. ISBN 3-87525-114-8.

Band 87: Roland T. A. Kals

Fundamentals on the miniaturization of sheet metal working processes
LFT, 128 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab.
1999. ISBN 3-87525-115-6.

Band 88: Gerhard Luhn

Implizites Wissen und technisches Handeln am Beispiel der Elektronikproduktion
FAPS, 252 Seiten, 61 Bilder, 1 Tab.
1999. ISBN 3-87525-116-4.

Band 89: Axel Sprenger

Adaptives Streckbiegen von Aluminium-Strangpreßprofilen
LFT, 114 Seiten, 63 Bilder, 4 Tab.
1999. ISBN 3-87525-117-2.

Band 90: Hans-Jörg Pucher

Untersuchungen zur Prozeßfolge Umformen, Bestücken und Laserstrahllöten von Mikrokontakten
LFT, 158 Seiten, 69 Bilder, 9 Tab.
1999. ISBN 3-87525-119-9.

Band 91: Horst Arnet

Profilbiegen mit kinematischer Gestalterzeugung
LFT, 128 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab.
1999. ISBN 3-87525-120-2.

Band 92: Doris Schubart

Prozeßmodellierung und Technologieentwicklung beim Abtragen mit CO₂-Laserstrahlung
LFT, 133 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab.
1999. ISBN 3-87525-122-9.

Band 93: Adrianus L. P.

Coremans
Laserstrahlsintern von Metallpulver - Prozeßmodellierung, Systemtechnik, Eigenschaften laserstrahlgesinterter Metallkörper
LFT, 184 Seiten, 108 Bilder, 12 Tab.
1999. ISBN 3-87525-124-5.

Band 94: Hans-Martin Biehler

Optimierungskonzepte für Qualitätsdatenverarbeitung und Informationsbereitstellung in der Elektronikfertigung
FAPS, 194 Seiten, 105 Bilder. 1999. ISBN 3-87525-126-1.

Band 95: Wolfgang Becker

Oberflächenausbildung und tribologische Eigenschaften excimerlaserstrahlbearbeiteter Hochleistungskeramiken
LFT, 175 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab.
1999. ISBN 3-87525-127-X.

Band 96: Philipp Hein

Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren: Modellierung, Prozeßauslegung und Prozeßführung
LFT, 129 Seiten, 57 Bilder, 7 Tab.
1999. ISBN 3-87525-128-8.

Band 97: Gunter Beitinger

Herstellungs- und Prüfverfahren für thermoplastische Schaltungsträger
FAPS, 169 Seiten, 92 Bilder, 20 Tab.
1999. ISBN 3-87525-129-6.

Band 98: Jürgen Knoblach

Beitrag zur rechnerunterstützten verursachungsgerechten Angebotskalkulation von Blechteilen mit Hilfe wissensbasierter Methoden
LFT, 155 Seiten, 53 Bilder, 26 Tab.
1999. ISBN 3-87525-130-X.

Band 99: Frank Breitenbach

Bildverarbeitungssystem zur Erfassung der Anschlußgeometrie elektronischer SMT-Bauelemente
LFT, 147 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab.
2000. ISBN 3-87525-131-8.

Band 100: Bernd Falk

Simulationsbasierte Lebensdauer vorhersage für Werkzeuge der Kaltmassivumformung
LFT, 134 Seiten, 44 Bilder, 15 Tab.
2000. ISBN 3-87525-136-9.

Band 101: Wolfgang Schlögl

Integriertes Simulationsdaten-Management für Maschinenentwicklung und Anlagenplanung
FAPS, 169 Seiten, 101 Bilder, 20 Tab. 2000. ISBN 3-87525-137-7.

Band 102: Christian Hinsel

Ermüdungsbruchversagen hartstoffbeschichteter Werkzeugstähle in der Kaltmassivumformung
LFT, 130 Seiten, 80 Bilder, 14 Tab.
2000. ISBN 3-87525-138-5.

Band 103: Stefan Bobbert

Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren
LFT, 123 Seiten, 77 Bilder. 2000. ISBN 3-87525-145-8.

Band 104: Harald Rottbauer

Modulares Planungswerkzeug zum Produktionsmanagement in der Elektronikproduktion
FAPS, 166 Seiten, 106 Bilder, 2001.
ISBN 3-87525-139-3.

Band 105: Thomas Hennige

Flexible Formgebung von Blechen durch Laserstrahlumformen
LFT, 119 Seiten, 50 Bilder, 2001.
ISBN 3-87525-140-7.

Band 106: Thomas Menzel

Wissensbasierte Methoden für die rechnergestützte Charakterisierung und Bewertung innovativer Fertigungsprozesse
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 2001.
ISBN 3-87525-142-3.

Band 107: Thomas Stöckel

Kommunikationstechnische Integration der Prozeßebene in Produktionssysteme durch Middleware-Frameworks
FAPS, 147 Seiten, 65 Bilder, 5 Tab. 2001. ISBN 3-87525-143-1.

Band 108: Frank Pitter

Verfügbarkeitssteigerung von Werkzeugmaschinen durch Einsatz mechatronischer Sensorlösungen
FAPS, 158 Seiten, 131 Bilder, 8 Tab. 2001. ISBN 3-87525-144-X.

Band 109: Markus Korneli

Integration lokaler CAP-Systeme in einen globalen Fertigungsdatenverbund
FAPS, 121 Seiten, 53 Bilder, 11 Tab. 2001. ISBN 3-87525-146-6.

Band 110: Burkhard Müller

Laserstrahljustieren mit Excimer-Lasern - Prozeßparameter und Modelle zur Aktorkonstruktion
LFT, 128 Seiten, 36 Bilder, 9 Tab. 2001. ISBN 3-87525-159-8.

Band 111: Jürgen Göhringer

Integrierte Telediagnose via Internet zum effizienten Service von Produktionssystemen
FAPS, 178 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2001. ISBN 3-87525-147-4.

Band 112: Robert Feuerstein

Qualitäts- und kosteneffiziente Integration neuer Bauelementetechnologien in die Flachbaugruppenfertigung
FAPS, 161 Seiten, 99 Bilder, 10 Tab. 2001. ISBN 3-87525-151-2.

Band 113: Marcus Reichenberger

Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten alternativer Elektroniklote in der Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 165 Seiten, 97 Bilder, 18 Tab. 2001. ISBN 3-87525-152-0.

Band 114: Alexander Huber

Justieren vormontierter Systeme mit dem Nd:YAG-Laser unter Einsatz von Aktoren
LFT, 122 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 2001. ISBN 3-87525-153-9.

Band 115: Sami Krimi

Analyse und Optimierung von Montagesystemen in der Elektronikproduktion
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 3 Tab. 2001. ISBN 3-87525-157-1.

Band 116: Marion Merklein

Laserstrahlumformen von Aluminiumwerkstoffen - Beeinflussung der Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften
LFT, 122 Seiten, 65 Bilder, 15 Tab. 2001. ISBN 3-87525-156-3.

Band 117: Thomas Collisi

Ein informationslogistisches Architekturkonzept zur Akquisition simulationsrelevanter Daten
FAPS, 181 Seiten, 105 Bilder, 7 Tab. 2002. ISBN 3-87525-164-4.

Band 118: Markus Koch

Rationalisierung und ergonomische Optimierung im Innenausbau durch den Einsatz moderner Automatisierungstechnik
FAPS, 176 Seiten, 98 Bilder, 9 Tab. 2002. ISBN 3-87525-165-2.

Band 119: Michael Schmidt

Prozeßregelung für das Laserstrahl-Punktschweißen in der Elektronikproduktion
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 2002. ISBN 3-87525-166-0.

Band 120: Nicolas Tiesler

Grundlegende Untersuchungen zum Fließpressen metallischer Kleinstteile
LFT, 126 Seiten, 78 Bilder, 12 Tab. 2002. ISBN 3-87525-175-X.

Band 121: Lars Pursche

Methoden zur technologieorientierten Programmierung für die 3D-Lasermikrobearbeitung
LFT, 111 Seiten, 39 Bilder, 0 Tab. 2002. ISBN 3-87525-183-0.

Band 122: Jan-Oliver Brassel

Prozeßkontrolle beim Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 148 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2002. ISBN 3-87525-181-4.

Band 123: Mark Geisel

Prozeßkontrolle und -steuerung beim Laserstrahlschweißen mit den Methoden der nichtlinearen Dynamik
LFT, 135 Seiten, 46 Bilder, 2 Tab. 2002. ISBN 3-87525-180-6.

Band 124: Gerd Eßer

Laserstrahlunterstützte Erzeugung metallischer Leiterstrukturen auf Thermoplastsubstraten für die MID-Technik
LFT, 148 Seiten, 60 Bilder, 6 Tab. 2002. ISBN 3-87525-171-7.

Band 125: Marc Fleckenstein

Qualität laserstrahl-gefügter Mikroverbindungen elektronischer Kontakte
LFT, 159 Seiten, 77 Bilder, 7 Tab. 2002. ISBN 3-87525-170-9.

Band 126: Stefan Kaufmann

Grundlegende Untersuchungen zum Nd:YAG- Laserstrahlfügen von Silizium für Komponenten der Optoelektronik
LFT, 159 Seiten, 100 Bilder, 6 Tab. 2002. ISBN 3-87525-172-5.

Band 127: Thomas Fröhlich

Simultanes Löten von Anschlußkontakten elektronischer Bauelemente mit Diodenlaserstrahlung
LFT, 143 Seiten, 75 Bilder, 6 Tab. 2002. ISBN 3-87525-186-5.

Band 128: Achim Hofmann

Erweiterung der Formgebungsgrenzen beim Umformen von Aluminiumwerkstoffen durch den Einsatz prozessangepasster Platinen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 4 Tab.
2002. ISBN 3-87525-182-2.

Band 129: Ingo Kriebitzsch

3 - D MID Technologie in der Automobilelektronik
FAPS, 129 Seiten, 102 Bilder, 10 Tab. 2002. ISBN 3-87525-169-5.

Band 130: Thomas Pohl

Fertigungsqualität und Umformbarkeit laserstrahlgeschweißter Formplatinen aus Aluminiumlegierungen
LFT, 133 Seiten, 93 Bilder, 12 Tab.
2002. ISBN 3-87525-173-3.

Band 131: Matthias Wenk

Entwicklung eines konfigurierbaren Steuerungssystems für die flexible Sensorführung von Industrierobotern
FAPS, 167 Seiten, 85 Bilder, 1 Tab.
2002. ISBN 3-87525-174-1.

Band 132: Matthias Nегendanck

Neue Sensorik und Aktorik für Bearbeitungsköpfe zum Laserstrahlschweißen
LFT, 116 Seiten, 60 Bilder, 14 Tab.
2002. ISBN 3-87525-184-9.

Band 133: Oliver Kreis

Integrierte Fertigung - Verfahrensintegration durch Innenhochdruck-Umformen, Trennen und Laserstrahlschweißen in einem Werkzeug sowie ihre tele- und multimediale Präsentation
LFT, 167 Seiten, 90 Bilder, 43 Tab.
2002. ISBN 3-87525-176-8.

Band 134: Stefan Trautner

Technische Umsetzung produktbezogener Instrumente der Umweltpolitik bei Elektro- und Elektronikgeräten
FAPS, 179 Seiten, 92 Bilder, 11 Tab.
2002. ISBN 3-87525-177-6.

Band 135: Roland Meier

Strategien für einen produktorientierten Einsatz räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab.
2002. ISBN 3-87525-178-4.

Band 136: Jürgen Wunderlich

Kostensimulation - Simulationsbasierte Wirtschaftlichkeitsregelung komplexer Produktionssysteme
FAPS, 202 Seiten, 119 Bilder, 17 Tab.
2002. ISBN 3-87525-179-2.

Band 137: Stefan Novotny

Innenhochdruck-Umformen von Blechen aus Aluminium- und Magnesiumlegierungen bei erhöhter Temperatur
LFT, 132 Seiten, 82 Bilder, 6 Tab.
2002. ISBN 3-87525-185-7.

Band 138: Andreas Licha

Flexible Montageautomatisierung zur Komplettmontage flächenhafter Produktstrukturen durch kooperierende Industrieroboter
FAPS, 158 Seiten, 87 Bilder, 8 Tab.
2003. ISBN 3-87525-189-X.

Band 139: Michael Eisenbarth

Beitrag zur Optimierung der Aufbau- und Verbindungstechnik für mechatronische Baugruppen
FAPS, 207 Seiten, 141 Bilder, 9 Tab.
2003. ISBN 3-87525-190-3.

Band 140: Frank Christoph

Durchgängige simulationsgestützte Planung von Fertigungseinrichtungen der Elektronikproduktion
FAPS, 187 Seiten, 107 Bilder, 9 Tab.
2003. ISBN 3-87525-191-1.

Band 141: Hinnerk Hagenah

Simulationsbasierte Bestimmung der zu erwartenden Maßhaltigkeit für das Blechbiegen
LFT, 131 Seiten, 36 Bilder, 26 Tab.
2003. ISBN 3-87525-192-X.

Band 142: Ralf Eckstein

Scherschneiden und Biegen metallischer Kleinstteile - Materialeinfluss und Materialverhalten
LFT, 148 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab.
2003. ISBN 3-87525-193-8.

Band 143: Frank H. Meyer-Pittroff

Excimerlaserstrahlbiegen dünner metallischer Folien mit homogener Lichtlinie
LFT, 138 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab.
2003. ISBN 3-87525-196-2.

Band 144: Andreas Kach

Rechnergestützte Anpassung von Laserstrahlschneidbahnen an Bauteilabweichungen
LFT, 139 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab.
2004. ISBN 3-87525-197-0.

Band 145: Stefan Hierl

System- und Prozesstechnik für das simultane Löten mit Diodenlaserstrahlung von elektronischen Bauelementen
LFT, 124 Seiten, 66 Bilder, 4 Tab.
2004. ISBN 3-87525-198-9.

Band 146: Thomas Neudecker

Tribologische Eigenschaften keramischer Blechumformwerkzeuge - Einfluss einer Oberflächenendbearbeitung mittels Excimerlaserstrahlung
LFT, 166 Seiten, 75 Bilder, 26 Tab.
2004. ISBN 3-87525-200-4.

Band 147: Ulrich Wenger

Prozessoptimierung in der Wickeltechnik durch innovative maschinenbauliche und regelungstechnische Ansätze
FAPS, 132 Seiten, 88 Bilder, 0 Tab.
2004. ISBN 3-87525-203-9.

Band 148: Stefan Slama

Effizienzsteigerung in der Montage durch marktorientierte Montagestrukturen und erweiterte Mitarbeiterkompetenz
FAPS, 188 Seiten, 125 Bilder, 0 Tab.
2004. ISBN 3-87525-204-7.

Band 149: Thomas Wurm

Laserstrahljustieren mittels Aktoren - Entwicklung von Konzepten und Methoden für die rechnerunterstützte Modellierung und Optimierung von komplexen Aktorsystemen in der Mikrotechnik
LFT, 122 Seiten, 51 Bilder, 9 Tab.
2004. ISBN 3-87525-206-3.

Band 150: Martino Celeghini
Wirkmedienbasierte Blechumformung: Grundlagenuntersuchungen zum Einfluss von Werkstoff und Bauteilgeometrie
LFT, 146 Seiten, 77 Bilder, 6 Tab.
2004. ISBN 3-87525-207-1.

Band 151: Ralph Hohenstein
Entwurf hochdynamischer Sensor- und Regelsysteme für die adaptive Laserbearbeitung
LFT, 282 Seiten, 63 Bilder, 16 Tab.
2004. ISBN 3-87525-210-1.

Band 152: Angelika Hutterer
Entwicklung prozessüberwachender Regelkreise für flexible Formgebungsprozesse
LFT, 149 Seiten, 57 Bilder, 2 Tab.
2005. ISBN 3-87525-212-8.

Band 153: Emil Egerer
Massivumformen metallischer Kleinstteile bei erhöhter Prozesstemperatur
LFT, 158 Seiten, 87 Bilder, 10 Tab.
2005. ISBN 3-87525-213-6.

Band 154: Rüdiger Holzmann
Strategien zur nachhaltigen Optimierung von Qualität und Zuverlässigkeit in der Fertigung hochintegrierter Flachbaugruppen
FAPS, 186 Seiten, 99 Bilder, 19 Tab.
2005. ISBN 3-87525-217-9.

Band 155: Marco Nock
Biegeumformen mit Elastomerwerkzeugen Modellierung, Prozessauslegung und Abgrenzung des Verfahrens am Beispiel des Rohrbiegens
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 13 Tab.
2005. ISBN 3-87525-218-7.

Band 156: Frank Niebling
Qualifizierung einer Prozesskette zum Laserstrahlsintern metallischer Bauteile
LFT, 148 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab.
2005. ISBN 3-87525-219-5.

Band 157: Markus Meiler
Großserientauglichkeit trockenschmierstoffbeschichteter Aluminiumbleche im Presswerk Grundlegende Untersuchungen zur Triologie, zum Umformverhalten und Bauteilversuche
LFT, 104 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab.
2005. ISBN 3-87525-221-7.

Band 158: Agus Sutanto
Solution Approaches for Planning of Assembly Systems in Three-Dimensional Virtual Environments
FAPS, 169 Seiten, 98 Bilder, 3 Tab.
2005. ISBN 3-87525-220-9.

Band 159: Matthias Boiger
Hochleistungssysteme für die Fertigung elektronischer Baugruppen auf der Basis flexibler Schaltungsträger
FAPS, 175 Seiten, 111 Bilder, 8 Tab.
2005. ISBN 3-87525-222-5.

Band 160: Matthias Pitz
Laserunterstütztes Biegen höchstfester Mehrphasenstähle
LFT, 120 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab.
2005. ISBN 3-87525-223-3.

Band 161: Meik Vahl
Beitrag zur gezielten Beeinflussung des Werkstoffflusses beim Innenhochdruck-Umformen von Blechen
LFT, 165 Seiten, 94 Bilder, 15 Tab.
2005. ISBN 3-87525-224-1.

Band 162: Peter K. Kraus
Plattformstrategien - Realisierung einer varianz- und kostenoptimierten Wertschöpfung
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 0 Tab.
2005. ISBN 3-87525-226-8.

Band 163: Adrienn Cser
Laserstrahlschmelzabtrag - Prozessanalyse und -modellierung
LFT, 146 Seiten, 79 Bilder, 3 Tab.
2005. ISBN 3-87525-227-6.

Band 164: Markus C. Hahn
Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung von Leichtbauverbundstrukturen mit Aluminiumschaumkern
LFT, 143 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab.
2005. ISBN 3-87525-228-4.

Band 165: Gordana Michos
Mechatronische Ansätze zur Optimierung von Vorschubachsen
FAPS, 146 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab.
2005. ISBN 3-87525-230-6.

Band 166: Markus Stark
Auslegung und Fertigung hochpräziser Faser-Kollimator-Arrays
LFT, 158 Seiten, 115 Bilder, 11 Tab.
2005. ISBN 3-87525-231-4.

Band 167: Yurong Zhou
Kollaboratives Engineering Management in der integrierten virtuellen Entwicklung der Anlagen für die Elektronikproduktion
FAPS, 156 Seiten, 84 Bilder, 6 Tab.
2005. ISBN 3-87525-232-2.

Band 168: Werner Enser
Neue Formen permanenter und lösbarer elektrischer Kontaktierungen für mechatronische Baugruppen
FAPS, 190 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab.
2005. ISBN 3-87525-233-0.

Band 169: Katrin Melzer
Integrierte Produktpolitik bei elektrischen und elektronischen Geräten zur Optimierung des Product-Life-Cycle
FAPS, 155 Seiten, 91 Bilder, 17 Tab.
2005. ISBN 3-87525-234-9.

Band 170: Alexander Putz
Grundlegende Untersuchungen zur Erfassung der realen Vorspannung von armierten Kaltfließpresswerkzeugen mittels Ultraschall
LFT, 137 Seiten, 71 Bilder, 15 Tab.
2006. ISBN 3-87525-237-3.

Band 171: Martin Prechtl
Automatisiertes Schichtverfahren für metallische Folien - System- und Prozesstechnik
LFT, 154 Seiten, 45 Bilder, 7 Tab.
2006. ISBN 3-87525-238-1.

Band 172: Markus Meidert
Beitrag zur deterministischen Lebensdauerabschätzung von Werkzeugen der Kaltmassivumformung
LFT, 131 Seiten, 78 Bilder, 9 Tab.
2006. ISBN 3-87525-239-X.

Band 173: Bernd Müller
Robuste, automatisierte Montagesysteme durch adaptive Prozessführung und montageübergreifende Fehlerprävention am Beispiel flächiger Leichtbauteile
FAPS, 147 Seiten, 77 Bilder, 0 Tab.
2006. ISBN 3-87525-240-3.

Band 174: Alexander Hofmann
Hybrides Laserdurchstrahlschweißen von Kunststoffen
LFT, 136 Seiten, 72 Bilder, 4 Tab.
2006. ISBN 978-3-87525-243-9.

Band 175: Peter Wölflick

Innovative Substrate und Prozesse mit feinsten Strukturen für blei-freie Mechatronik-Anwendungen
FAPS, 177 Seiten, 148 Bilder, 24 Tab. 2006.

ISBN 978-3-87525-246-0.

Band 176: Attila Komlodi

Detection and Prevention of Hot Cracks during Laser Welding of Aluminium Alloys Using Advanced Simulation Methods

LFT, 155 Seiten, 89 Bilder, 14 Tab. 2006. ISBN 978-3-87525-248-4.

Band 177: Uwe Popp

Grundlegende Untersuchungen zum Laserstrahlstrukturieren von Kaltmassivumformwerkzeugen
LFT, 140 Seiten, 67 Bilder, 16 Tab. 2006. ISBN 978-3-87525-249-1.

Band 178: Veit Rückel

Rechnergestützte Ablaufplanung und Bahngenerierung Für kooperierende Industrieroboter
FAPS, 148 Seiten, 75 Bilder, 7 Tab. 2006. ISBN 978-3-87525-250-7.

Band 179: Manfred Dirscherl

Nicht-thermische Mikrojustiertechnik mittels ultrakurzer Laserpulse
LFT, 154 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-251-4.

Band 180: Yong Zhuo

Entwurf eines rechnergestützten integrierten Systems für Konstruktion und Fertigungsplanung räumlicher spritzgegossener Schalungsträger (3D-MID)
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 5 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-253-8.

Band 181: Stefan Lang

Durchgängige Mitarbeiterinformation zur Steigerung von Effizienz und Prozesssicherheit in der Produktion
FAPS, 172 Seiten, 93 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-257-6.

Band 182: Hans-Joachim Krauß

Laserstrahlinduzierte Pyrolyse präkeramischer Polymere
LFT, 171 Seiten, 100 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-258-3.

Band 183: Stefan Junker

Technologien und Systemlösungen für die flexibel automatisierte Bestückung permanent erregter Läufer mit oberflächenmontierten Dauermagneten
FAPS, 173 Seiten, 75 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-259-0.

Band 184: Rainer Kohlbauer

Wissensbasierte Methoden für die simulationsgestützte Auslegung wirkmedienbasierter Blechumformprozesse
LFT, 135 Seiten, 50 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-260-6.

Band 185: Klaus Lamprecht

Wirkmedienbasierte Umformung tiefgezogener Vorformen unter besonderer Berücksichtigung maßgeschneiderter Halbzeuge
LFT, 137 Seiten, 81 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-265-1.

Band 186: Bernd Zolleiß

Optimierte Prozesse und Systeme für die Bestückung mechatronischer Baugruppen
FAPS, 180 Seiten, 117 Bilder. 2007. ISBN 978-3-87525-266-8.

Band 187: Michael Kerausch

Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter Aluminiumplattinen
LFT, 146 Seiten, 76 Bilder, 7 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-267-5.

Band 188: Matthias Weber

Unterstützung der Wandlungsfähigkeit von Produktionsanlagen durch innovative Softwaresysteme
FAPS, 183 Seiten, 122 Bilder, 3 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-269-9.

Band 189: Thomas Frick

Untersuchung der prozessbestimmenden Strahl-Stoff-Wechselwirkungen beim Laserstrahl-schweißen von Kunststoffen
LFT, 104 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-268-2.

Band 190: Joachim Hecht

Werkstoffcharakterisierung und Prozessauslegung für die wirkmedienbasierte Doppelblech-Umformung von Magnesiumlegierungen
LFT, 107 Seiten, 91 Bilder, 2 Tab. 2007. ISBN 978-3-87525-270-5.

Band 191: Ralf Völkl

Stochastische Simulation zur Werkzeuglebensdaueroptimierung und Präzisionsfertigung in der Kaltmassivumformung
LFT, 178 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-272-9.

Band 192: Massimo Tolazzi

Innenhochdruck-Umformen verstärkter Blech-Rahmenstrukturen
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 7 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-273-6.

Band 193: Cornelia Hoff

Untersuchung der Prozesseinflussgrößen beim Presshärten des höchstfesten Vergütungsstahls 22MnB5
LFT, 133 Seiten, 92 Bilder, 5 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-275-0.

Band 194: Christian Alvarez

Simulationsgestützte Methoden zur effizienten Gestaltung von Lötprozessen in der Elektronikproduktion
FAPS, 149 Seiten, 86 Bilder, 8 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-277-4.

Band 195: Andreas Kunze

Automatisierte Montage von makromechatronischen Modulen zur flexiblen Integration in hybride Pkw-Bordnetze
FAPS, 160 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-278-1.

Band 196: Wolfgang Hußnätter

Grundlegende Untersuchungen zur experimentellen Ermittlung und zur Modellierung von Fließortkurven bei erhöhten Temperaturen
LFT, 152 Seiten, 73 Bilder, 21 Tab. 2008. ISBN 978-3-87525-279-8.

Band 197: Thomas Bigl

Entwicklung, angepasste Herstellungsverfahren und erweiterte Qualitätssicherung von einsatzgerechten elektronischen Baugruppen
FAPS, 175 Seiten, 107 Bilder, 14 Tab.
2008. ISBN 978-3-87525-280-4.

Band 198: Stephan Roth

Grundlegende Untersuchungen zum Excimerlaserstrahl-Abtragen unter Flüssigkeitsfilmen
LFT, 113 Seiten, 47 Bilder, 14 Tab.
2008. ISBN 978-3-87525-281-1.

Band 199: Artur Giera

Prozesstechnische Untersuchungen zum Rührreißschweißen metallischer Werkstoffe
LFT, 179 Seiten, 104 Bilder, 36 Tab.
2008. ISBN 978-3-87525-282-8.

Band 200: Jürgen Lechler

Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 154 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-286-6.

Band 201: Andreas Blankl

Untersuchungen zur Erhöhung der Prozessrobustheit bei der Innenhochdruck-Umformung von flächigen Halbzeugen mit vor- bzw. nachgeschalteten Laserstrahlfügeoperationen
LFT, 120 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-287-3.

Band 202: Andreas Schaller

Modellierung eines nachfrageorientierten Produktionskonzeptes für mobile Telekommunikationsgeräte
FAPS, 120 Seiten, 79 Bilder, 0 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-289-7.

Band 203: Claudius Schimpf

Optimierung von Zuverlässigkeitsuntersuchungen, Prüfabläufen und Nacharbeitsprozessen in der Elektronikproduktion
FAPS, 162 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-290-3.

Band 204: Simon Dietrich

Sensoriken zur Schwerpunktslagebestimmung der optischen Prozessmissionen beim Laserstrahl-tiefschweißen
LFT, 138 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-292-7.

Band 205: Wolfgang Wolf

Entwicklung eines agentenbasierten Steuerungssystems zur Materialflussorganisation im wandelbaren Produktionsumfeld
FAPS, 167 Seiten, 98 Bilder.
2009. ISBN 978-3-87525-293-4.

Band 206: Steffen Polster

Laserdurchstrahlschweißen transparenter Polymerbauteile
LFT, 160 Seiten, 92 Bilder, 13 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-294-1.

Band 207: Stephan Manuel Dörfler

Rührreißschweißen von walzplattiertem Halbzeug und Aluminiumblech zur Herstellung flächiger Aluminiumschaum-Sandwich-Verbundstrukturen
LFT, 190 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-295-8.

Band 208: Uwe Vogt

Seriennahe Auslegung von Aluminium Tailored Heat Treated Blanks
LFT, 151 Seiten, 68 Bilder, 26 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-296-5.

Band 209: Till Laumann

Qualitative und quantitative Bewertung der Crashtauglichkeit von höchstfesten Stählen
LFT, 117 Seiten, 69 Bilder, 7 Tab.
2009. ISBN 978-3-87525-299-6.

Band 210: Alexander Diehl

Größeneffekte bei Biegeprozessen-Entwicklung einer Methodik zur Identifikation und Quantifizierung
LFT, 180 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-302-3.

Band 211: Detlev Staud

Effiziente Prozesskettenauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter und geschweißter Aluminiumbleche
LFT, 164 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-303-0.

Band 212: Jens Ackermann

Prozesssicherung beim Laserdurchstrahlschweißen thermoplastischer Kunststoffe
LPT, 129 Seiten, 74 Bilder, 13 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-305-4.

Band 213: Stephan Weidel

Grundlegende Untersuchungen zum Kontaktzustand zwischen Werkstück und Werkzeug bei umformtechnischen Prozessen unter tribologischen Gesichtspunkten
LFT, 144 Seiten, 67 Bilder, 11 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-307-8.

Band 214: Stefan Geißdörfer

Entwicklung eines mesoskopischen Modells zur Abbildung von Größeneffekten in der Kaltmassivumformung mit Methoden der FE-Simulation
LFT, 133 Seiten, 83 Bilder, 11 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-308-5.

Band 215: Christian Matzner

Konzeption produktspezifischer Lösungen zur Robustheitssteigerung elektronischer Systeme gegen die Einwirkung von Betaung im Automobil
FAPS, 165 Seiten, 93 Bilder, 14 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-309-2.

Band 216: Florian Schüßler

Verbindungs- und Systemtechnik für thermisch hochbeanspruchte und miniaturisierte elektronische Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 93 Bilder, 18 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-310-8.

Band 217: Massimo Cojutti

Strategien zur Erweiterung der Prozessgrenzen bei der Innenhochdruck-Umformung von Rohren und Blechpaaren
LFT, 125 Seiten, 56 Bilder, 9 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-312-2.

Band 218: Raoul Plettke

Mehrkriterielle Optimierung komplexer Aktorsysteme für das Laserstrahljustieren
LFT, 152 Seiten, 25 Bilder, 3 Tab.
2010. ISBN 978-3-87525-315-3.

Band 219: Andreas Dobroschke
Flexible Automatisierungslösungen für die Fertigung wickeltechnischer Produkte
FAPS, 184 Seiten, 109 Bilder, 18 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-317-7.

Band 220: Azhar Zam
Optical Tissue Differentiation for Sensor-Controlled Tissue-Specific Laser Surgery
LPT, 99 Seiten, 45 Bilder, 8 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-318-4.

Band 221: Michael Rösch
Potenziale und Strategien zur Optimierung des Schablonendruckprozesses in der Elektronikproduktion
FAPS, 192 Seiten, 127 Bilder, 19 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-319-1.

Band 222: Thomas Rechtenwald
Quasi-isothermes Laserstrahl-sintern von Hochtemperatur-Thermoplasten - Eine Betrachtung werkstoff-prozessspezifischer Aspekte am Beispiel PEEK
LPT, 150 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-320-7.

Band 223: Daniel Craiovan
Prozesse und Systemlösungen für die SMT-Montage optischer Bauelemente auf Substrate mit integrierten Lichtwellenleitern
FAPS, 165 Seiten, 85 Bilder, 8 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-324-5.

Band 224: Kay Wagner
Beanspruchungsangepasste Kaltmassivumformwerkzeuge durch lokal optimierte Werkzeugoberflächen
LFT, 147 Seiten, 103 Bilder, 17 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-325-2.

Band 225: Martin Brandhuber
Verbesserung der Prognosegüte des Versagens von Punktschweißverbindungen bei höchstfesten Stahlgüten
LFT, 155 Seiten, 91 Bilder, 19 Tab. 2011. ISBN 978-3-87525-327-6.

Band 226: Peter Sebastian Feuer
Ein Ansatz zur Herstellung von pressgehärteten Karosseriekomponenten mit maßgeschneiderten mechanischen Eigenschaften: Temperierte Umformwerkzeuge. Prozessfenster, Prozesssimulation und funktionale Untersuchung
LFT, 195 Seiten, 97 Bilder, 60 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-328-3.

Band 227: Murat Arbak
Material Adapted Design of Cold Forging Tools Exemplified by Powder Metallurgical Tool Steels and Ceramics
LFT, 109 Seiten, 56 Bilder, 8 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-330-6.

Band 228: Indra Pitz
Beschleunigte Simulation des Laserstrahlumformens von Aluminiumblechen
LPT, 137 Seiten, 45 Bilder, 27 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-333-7.

Band 229: Alexander Grimm
Prozessanalyse und -überwachung des Laserstrahlhärhlötens mittels optischer Sensorik
LPT, 125 Seiten, 61 Bilder, 5 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-334-4.

Band 230: Markus Kaupper
Biegen von höhenfesten Stahlblechwerkstoffen - Umformverhalten und Grenzen der Biegebarkeit
LFT, 160 Seiten, 57 Bilder, 10 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-339-9.

Band 231: Thomas Kroiß
Modellbasierte Prozessauslegung für die Kaltmassivumformung unter Berücksichtigung der Werkzeug- und Pressenauffederung
LFT, 169 Seiten, 50 Bilder, 19 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-341-2.

Band 232: Christian Goth
Analyse und Optimierung der Entwicklung und Zuverlässigkeit räumlicher Schaltungsträger (3D-MID)
FAPS, 176 Seiten, 102 Bilder, 22 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-340-5.

Band 233: Christian Ziegler
Ganzheitliche Automatisierung mechatronischer Systeme in der Medizin am Beispiel Strahlentherapie
FAPS, 170 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-342-9.

Band 234: Florian Albert
Automatisiertes Laserstrahlhärten und -reparaturhärten elektronischer Baugruppen
LPT, 127 Seiten, 78 Bilder, 11 Tab. 2012. ISBN 978-3-87525-344-3.

Band 235: Thomas Stöhr
Analyse und Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 118 Seiten, 74 Bilder, 18 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-346-7.

Band 236: Christian Kägeler
Prozessdynamik beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche im Überlappstoß
LPT, 145 Seiten, 80 Bilder, 3 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-347-4.

Band 237: Andreas Sulzberger
Seriennahe Auslegung der Prozesskette zur wärmeunterstützten Umformung von Aluminiumblechwerkstoffen
LFT, 153 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-349-8.

Band 238: Simon Opel
Herstellung prozessangepasster Halbzeuge mit variabler Blechdicke durch die Anwendung von Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, 165 Seiten, 108 Bilder, 27 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-350-4.

Band 239: Rajesh Kanawade
In-vivo Monitoring of Epithelium Vessel and Capillary Density for the Application of Detection of Clinical Shock and Early Signs of Cancer Development
LPT, 124 Seiten, 58 Bilder, 15 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-351-1.

Band 240: Stephan Busse
Entwicklung und Qualifizierung eines Schneidclinchverfahrens
LFT, 119 Seiten, 86 Bilder, 20 Tab. 2013. ISBN 978-3-87525-352-8.

Band 241: Karl-Heinz Leitz
Mikro- und Nanostrukturierung mit kurz- und ultrakurz gepulster Laserstrahlung
LPT, 154 Seiten, 71 Bilder, 9 Tab.
2013. ISBN 978-3-87525-355-9.

Band 242: Markus Michl
Webbasierte Ansätze zur ganzheitlichen technischen Diagnose
FAPS, 182 Seiten, 62 Bilder, 20 Tab.
2013.
ISBN 978-3-87525-356-6.

Band 243: Vera Sturm
Einfluss von Chargenschwankungen auf die Verarbeitungsgrenzen von Stahlwerkstoffen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 9 Tab.
2013. ISBN 978-3-87525-357-3.

Band 244: Christian Neudel
Mikrostrukturelle und mechanisch-technologische Eigenschaften widerstandspunktesgeschweißter Aluminium-Stahl-Verbindungen für den Fahrzeugbau
LFT, 178 Seiten, 171 Bilder, 31 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-358-0.

Band 245: Anja Neumann
Konzept zur Beherrschung der Prozessschwankungen im Presswerk
LFT, 162 Seiten, 68 Bilder, 15 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-360-3.

Band 246: Ulf-Hermann Quentin
Laserbasierte Nanostrukturierung mit optisch positionierten Mikrolinsen
LPT, 137 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-361-0.

Band 247: Erik Lamprecht
Der Einfluss der Fertigungsverfahren auf die Wirbelstromverluste von Stator-Einzelzahnblechpaketen für den Einsatz in Hybrid- und Elektrofahrzeugen
FAPS, 148 Seiten, 138 Bilder, 4 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-362-7.

Band 248: Sebastian Rösel
Wirkmedienbasierte Umformung von Blechhalbzeugen unter Anwendung magnetorheologischer Flüssigkeiten als kombiniertes Wirk- und Dichtmedium
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-363-4.

Band 249: Paul Hippchen
Simulative Prognose der Geometrie indirekt pressgehärteter Karosseriebauteile für die industrielle Anwendung
LFT, 163 Seiten, 89 Bilder, 12 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-364-1.

Band 250: Martin Zubeil
Versagensprognose bei der Prozesssimulation von Biegeumform- und Falzverfahren
LFT, 171 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-365-8.

Band 251: Alexander Kühn
Flexible Automatisierung der Statormontage mit Hilfe einer universellen ambidexteren Kinematik
FAPS, 142 Seiten, 60 Bilder, 26 Tab.
2014.
ISBN 978-3-87525-367-2.

Band 252: Thomas Albrecht
Optimierte Fertigungstechnologien für Rotoren getriebeintegrierter PM-Synchronmotoren von Hybridfahrzeugen
FAPS, 198 Seiten, 130 Bilder, 38 Tab.
2014.
ISBN 978-3-87525-368-9.

Band 253: Florian Risch
Planning and Production Concepts for Contactless Power Transfer Systems for Electric Vehicles
FAPS, 185 Seiten, 125 Bilder, 13 Tab.
2014.
ISBN 978-3-87525-369-6.

Band 254: Markus Weigl
Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen aus austenitischen und ferritischen korrosionsbeständigen Stahlwerkstoffen
LPT, 184 Seiten, 110 Bilder, 6 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-370-2.

Band 255: Johannes Noneder
Beanspruchungserfassung für die Validierung von FE-Modellen zur Auslegung von Massivumformwerkzeugen
LFT, 161 Seiten, 65 Bilder, 14 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-371-9.

Band 256: Andreas Reinhardt
Ressourceneffiziente Prozess- und Produktionstechnologie für flexible Schaltungsträger
FAPS, 123 Seiten, 69 Bilder, 19 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-373-3.

Band 257: Tobias Schmuck
Ein Beitrag zur effizienten Gestaltung globaler Produktions- und Logistiknetzwerke mittels Simulation
FAPS, 151 Seiten, 74 Bilder.
2014.
ISBN 978-3-87525-374-0.

Band 258: Bernd Eichenhüller
Untersuchungen der Effekte und Wechselwirkungen charakteristischer Einflussgrößen auf das Umformverhalten bei Mikroumformprozessen
LFT, 127 Seiten, 29 Bilder, 9 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-375-7.

Band 259: Felix Lütteke
Vielseitiges autonomes Transportsystem basierend auf Weltmodellerstellung mittels Datenfusion von Deckenkameras und Fahrzeugsensoren
FAPS, 152 Seiten, 54 Bilder, 20 Tab.
2014.
ISBN 978-3-87525-376-4.

Band 260: Martin Grüner
Hochdruck-Blechumformung mit formlos festen Stoffen als Wirkmedium
LFT, 144 Seiten, 66 Bilder, 29 Tab.
2014. ISBN 978-3-87525-379-5.

Band 261: Christian Brock
Analyse und Regelung des Laserstrahl-tiefschweißprozesses durch Detektion der Metalldampffackelposition
LPT, 126 Seiten, 65 Bilder, 3 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-380-1.

Band 262: Peter Vatter
Sensitivitätsanalyse des 3-Rollen-Schubbiegens auf Basis der Finite Elemente Methode
LFT, 145 Seiten, 57 Bilder, 26 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-381-8.

Band 263: Florian Klämpfl
Planung von Laserbestrahlungen durch simulationsbasierte Optimierung
LPT, 169 Seiten, 78 Bilder, 32 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-384-9.

Band 264: Matthias Domke

Transiente physikalische Mechanismen bei der Laserablation von dünnen Metallschichten
LPT, 133 Seiten, 43 Bilder, 3 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-385-6.

Band 265: Johannes Götz

Community-basierte Optimierung des Anlagenengineerings
FAPS, 177 Seiten, 80 Bilder, 30 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-386-3.

Band 266: Hung Nguyen

Qualifizierung des Potentials von Verfestigungseffekten zur Erweiterung des Umformvermögens aus-härtbarer Aluminiumlegierungen
LFT, 137 Seiten, 57 Bilder, 16 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-387-0.

Band 267: Andreas Kuppert

Erweiterung und Verbesserung von Versuchs- und Auswertetechniken für die Bestimmung von Grenzformänderungskurven
LFT, 138 Seiten, 82 Bilder, 2 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-388-7.

Band 268: Kathleen Klaus

Erstellung eines Werkstofforientierten Fertigungsprozessfensters zur Steigerung des Formgebungsvermögens von Aluminiumlegierungen unter Anwendung einer zwischengeschalteten Wärmebehandlung
LFT, 154 Seiten, 70 Bilder, 8 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-391-7.

Band 269: Thomas Svec

Untersuchungen zur Herstellung von funktionsoptimierten Bauteilen im partiellen Presshärteprozess mittels lokal unterschiedlich temperierter Werkzeuge
LFT, 166 Seiten, 87 Bilder, 15 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-392-4.

Band 270: Tobias Schrader

Grundlegende Untersuchungen zur Verschleißcharakterisierung beschichteter Kaltmassivumformwerkzeuge
LFT, 164 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-393-1.

Band 271: Matthäus Brela

Untersuchung von Magnetfeld-Messmethoden zur ganzheitlichen Wertschöpfungsoptimierung und Fehlerdetektion an magnetischen Aktoren
FAPS, 170 Seiten, 97 Bilder, 4 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-394-8.

Band 272: Michael Wieland

Entwicklung einer Methode zur Prognose adhäsiven Verschleißes an Werkzeugen für das direkte Presshärten
LFT, 156 Seiten, 84 Bilder, 9 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-395-5.

Band 273: René Schramm

Strukturierte additive Metallisierung durch kaltaktives Atmosphärendruckplasma
FAPS, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-396-2.

Band 274: Michael Lechner

Herstellung beanspruchungsangepasster Aluminiumblechhalbzeuge durch eine maßgeschneiderte Variation der Abkühlgeschwindigkeit nach Lösungsglühen
LFT, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-397-9.

Band 275: Kolja Andreas

Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf das Werkzeugeinsatzverhalten beim Kaltfließpressen
LFT, 169 Seiten, 76 Bilder, 4 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-398-6.

Band 276: Marcus Baum

Laser Consolidation of ITO Nanoparticles for the Generation of Thin Conductive Layers on Transparent Substrates
LPT, 158 Seiten, 75 Bilder, 3 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-399-3.

Band 277: Thomas Schneider

Umformtechnische Herstellung dünnwandiger Funktionsbauteile aus Feinblech durch Verfahren der Blechmassivumformung
LFT, 188 Seiten, 95 Bilder, 7 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-401-3.

Band 278: Jochen Merhof

Sematische Modellierung automatisierter Produktionssysteme zur Verbesserung der IT-Integration zwischen Anlagen-Engineering und Steuerungsebene
FAPS, 157 Seiten, 88 Bilder, 8 Tab.
2015. ISBN 978-3-87525-402-0.

Band 279: Fabian Zöller

Erarbeitung von Grundlagen zur Abbildung des tribologischen Systems in der Umformsimulation
LFT, 126 Seiten, 51 Bilder, 3 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-403-7.

Band 280: Christian Hezler

Einsatz technologischer Versuche zur Erweiterung der Versagensvorhersage bei Karosseriebauteilen aus höchstfesten Stählen
LFT, 147 Seiten, 63 Bilder, 44 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-404-4.

Band 281: Jochen Böning

Integration des Systemverhaltens von Automobil-Hochvoltleitungen in die virtuelle Absicherung durch strukturmechanische Simulation
FAPS, 177 Seiten, 107 Bilder, 17 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-405-1.

Band 282: Johannes Kohl

Automatisierte Datenerfassung für diskret ereignisorientierte Simulationen in der energieflexiblen Fabrik
FAPS, 160 Seiten, 80 Bilder, 27 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-406-8.

Band 283: Peter Bechtold

Mikroschockwellenumformung mittels ultrakurzer Laserpulse
LPT, 155 Seiten, 59 Bilder, 10 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-407-5.

Band 284: Stefan Berger

Laserstrahlschweißen thermoplastischer Kohlenstofffaserverbundwerkstoffe mit spezifischem Zusatzdraht
LPT, 118 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-408-2.

Band 285: Martin Bornschlegl
Methods-Energy Measurement -
Eine Methode zur Energieplanung
für Fügeverfahren im Karosserie-
bau
FAPS, 136 Seiten, 72 Bilder, 46 Tab.
2016.
ISBN 978-3-87525-409-9.

Band 286: Tobias Rackow
Erweiterung des Unterneh-
menscontrollings um die Dimen-
sion Energie
FAPS, 164 Seiten, 82 Bilder, 29 Tab.
2016.
ISBN 978-3-87525-410-5.

Band 287: Johannes Koch
Grundlegende Untersuchungen
zur Herstellung zyklisch-symmet-
rischer Bauteile mit Nebenform-
elementen durch Blechmassivum-
formung
LFT, 125 Seiten, 49 Bilder, 17 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-411-2.

Band 288: Hans Ulrich
Vierzigmann
Beitrag zur Untersuchung der tri-
bologischen Bedingungen in der
Blechmassivumformung - Bereit-
stellung von tribologischen Mod-
ellversuchen und Realisierung
von Tailored Surfaces
LFT, 174 Seiten, 102 Bilder, 34 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-412-9.

Band 289: Thomas Senner
Methodik zur virtuellen Absiche-
rung der formgebenden Operation
des Nasspressprozesses von Ge-
lege-Mehrschichtverbunden
LFT, 156 Seiten, 96 Bilder, 21 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-414-3.

Band 290: Sven Kreitlein
Der grundoperationsspezifische
Mindestenergiebedarf als Refe-
renzwert zur Bewertung der Ener-
gieeffizienz in der Produktion
FAPS, 185 Seiten, 64 Bilder, 30 Tab.
2016.
ISBN 978-3-87525-415-0.

Band 291: Christian Roos
Remote-Laserstrahlschweißen ver-
zinkter Stahlbleche in Kehlnahtge-
ometrie
LPT, 123 Seiten, 52 Bilder, 0 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-416-7.

Band 292: Alexander
Kahrimanidis
Thermisch unterstützte Umfor-
mung von Aluminiumblechen
LFT, 165 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-417-4.

Band 293: Jan Tremel
Flexible Systems for Permanent
Magnet Assembly and Magnetic
Rotor Measurement / Flexible Sys-
teme zur Montage von Permanent-
magneten und zur Messung mag-
netischer Rotoren
FAPS, 152 Seiten, 91 Bilder, 12 Tab.
2016. ISBN 978-3-87525-419-8.

Band 294: Ioannis Tsoupis
Schädigungs- und Versagensver-
halten hochfester Leichtbauwerk-
stoffe unter Biegebeanspruchung
LFT, 176 Seiten, 51 Bilder, 6 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-420-4.

Band 295: Sven Hildering
Grundlegende Untersuchungen
zum Prozessverhalten von Silizium
als Werkzeugwerkstoff für das
Mikroscherschneiden metallischer
Folien
LFT, 177 Seiten, 74 Bilder, 17 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-422-8.

Band 296: Sasia Mareike
Hertweck
Zeitliche Pulsformung in der La-
sermikromaterialbearbeitung -
Grundlegende Untersuchungen
und Anwendungen
LPT, 146 Seiten, 67 Bilder, 5 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-423-5.

Band 297: Paryanto
Mechatronic Simulation Approach
for the Process Planning of En-
ergy-Efficient Handling Systems
FAPS, 162 Seiten, 86 Bilder, 13 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-424-2.

Band 298: Peer Stenzel
Großserientaugliche Nadelwickel-
technik für verteilte Wicklungen
im Anwendungsfall der E-Trakti-
onsantriebe
FAPS, 239 Seiten, 147 Bilder, 20
Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-425-9.

Band 299: Mario Lušić
Ein Vorgehensmodell zur Erstel-
lung montageführender Werkerin-
formationssysteme simultan zum
Produktentstehungsprozess
FAPS, 174 Seiten, 79 Bilder, 22 Tab.
2017.
ISBN 978-3-87525-426-6.

Band 300: Arnd Buschhaus
Hochpräzise adaptive Steuerung
und Regelung robotergeführter
Prozesse
FAPS, 202 Seiten, 96 Bilder, 4 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-427-3.

Band 301: Tobias Laumer
Erzeugung von thermoplastischen
Werkstoffverbunden mittels si-
multanem, intensitätsselektivem
Laserstrahlschmelzen
LPT, 140 Seiten, 82 Bilder, 0 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-428-0.

Band 302: Nora Unger
Untersuchung einer thermisch un-
terstützten Fertigungskette zur
Herstellung umgeformter Bauteile
aus der härtesten Aluminiumle-
gierung EN AW-7020
LFT, 142 Seiten, 53 Bilder, 8 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-429-7.

Band 303: Tommaso Stellin
Design of Manufacturing Processes
for the Cold Bulk Forming of Small
Metal Components from Metal
Strip
LFT, 146 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-430-3.

Band 304: Bassim Bachy
Experimental Investigation, Mode-
ling, Simulation and Optimization
of Molded Interconnect Devices
(MID) Based on Laser Direct
Structuring (LDS) / Experimentelle
Untersuchung, Modellierung, Si-
mulation und Optimierung von
Molded Interconnect Devices
(MID) basierend auf Laser Direkt-
strukturierung (LDS)
FAPS, 168 Seiten, 120 Bilder, 26
Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-431-0.

Band 305: Michael Spahr
Automatisierte Kontaktierungsver-
fahren für flachleiterbasierte Pkw-
Bordnetzsysteme
FAPS, 197 Seiten, 98 Bilder, 17 Tab.
2017. ISBN 978-3-87525-432-7.

Band 306: Sebastian Suttner
Charakterisierung und Modellierung des Spannungszustandsabhängigen Werkstoffverhaltens der Magnesiumlegierung AZ31B für die numerische Prozessauslegung LFT, 150 Seiten, 84 Bilder, 19 Tab. 2017. ISBN 978-3-87525-433-4.

Band 307: Bhargav Potdar
A reliable methodology to deduce thermo-mechanical flow behaviour of hot stamping steels LFT, 203 Seiten, 98 Bilder, 27 Tab. 2017. ISBN 978-3-87525-436-5.

Band 308: Maria Löffler
Steuerung von Blechmassivumformprozessen durch maßgeschneiderte tribologische Systeme LFT, viii u. 166 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-133-1.

Band 309: Martin Müller
Untersuchung des kombinierten Trenn- und Umformprozesses beim Fügen artungleicher Werkstoffe mittels Schneidclinverfahren LFT, xi u. 149 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab. 2018. ISBN: 978-3-96147-135-5.

Band 310: Christopher Kästle
Qualifizierung der Kupfer-Drahtbondtechnologie für integrierte Leistungsmodule in harschen Umgebungsbedingungen FAPS, xii u. 167 Seiten, 70 Bilder, 18 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-145-4.

Band 311: Daniel Vipavc
Eine Simulationsmethode für das 3-Rollen-Schubbiegen LFT, xiii u. 121 Seiten, 56 Bilder, 17 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-147-8.

Band 312: Christina Ramer
Arbeitsraumüberwachung und autonome Bahnplanung für ein sicheres und flexibles Roboter-Assistenzsystem in der Fertigung FAPS, xiv u. 188 Seiten, 57 Bilder, 9 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-153-9.

Band 313: Miriam Rauer
Der Einfluss von Poren auf die Zuverlässigkeit der Lötverbindungen von Hochleistungs-Leuchtdioden FAPS, xii u. 209 Seiten, 108 Bilder, 21 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-157-7.

Band 314: Felix Tenner
Kamerabasierte Untersuchungen der Schmelze und Gasströmungen beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche LPT, xxiii u. 184 Seiten, 94 Bilder, 7 Tab. 2018. ISBN 978-3-96147-160-7.

Band 315: Aarief Syed-Khaja
Diffusion Soldering for High-temperature Packaging of Power Electronics FAPS, x u. 202 Seiten, 144 Bilder, 32 Tab. 2018. ISBN 978-3-87525-162-1.

Band 316: Adam Schaub
Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Additive Fertigung LFT, xi u. 192 Seiten, 72 Bilder, 27 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-166-9.

Band 317: Daniel Gröbel
Herstellung von Nebenformelementen unterschiedlicher Geometrie an Blechen mittels Fließpressverfahren der Blechmassivumformung LFT, x u. 165 Seiten, 96 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-168-3.

Band 318: Philipp Hildenbrand
Entwicklung einer Methodik zur Herstellung von Tailored Blanks mit definierten Halbzeugeigenschaften durch einen Taumelprozess LFT, ix u. 153 Seiten, 77 Bilder, 4 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-174-4.

Band 319: Tobias Konrad
Simulative Auslegung der Spann- und Fixierkonzepte im Karosserie-rohbau: Bewertung der Baugruppenmaßhaltigkeit unter Berücksichtigung schwankender Einflussgrößen LFT, x u. 203 Seiten, 134 Bilder, 32 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-176-8.

Band 320: David Meinel
Architektur applikationsspezifischer Multi-Physics-Simulationskonfiguratoren am Beispiel modularer Triebzüge FAPS, xii u. 166 Seiten, 82 Bilder, 25 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-184-3.

Band 321: Andrea Zimmermann
Grundlegende Untersuchungen zum Einfluss fertigungsbedingter Eigenschaften auf die Ermüdungsfestigkeit kaltmassivumgeformter Bauteile LFT, ix u. 160 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-190-4.

Band 322: Christoph Amann
Simulative Prognose der Geometrie nassgepresster Karosseriebauteile aus Gelege-Mehrschichtverbunden LFT, xvi u. 169 Seiten, 80 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-194-2.

Band 323: Jennifer Tenner
Realisierung schmierstofffreier Tiefziehprozesse durch maßgeschneiderte Werkzeugoberflächen LFT, x u. 187 Seiten, 68 Bilder, 13 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-196-6.

Band 324: Susan Zöller
Mapping Individual Subjective Values to Product Design KTMfk, xi u. 223 Seiten, 81 Bilder, 25 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-202-4.

Band 325: Stefan Lutz
Erarbeitung einer Methodik zur semiempirischen Ermittlung der Umwandlungskinetik durchhärtender Wälzlagerstähle für die Wärmebehandlungssimulation LFT, xiv u. 189 Seiten, 75 Bilder, 32 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-209-3.

Band 326: Tobias Gnibl
Modellbasierte Prozesskettenabbildung rührreibgeschweißter Aluminiumhalbzeuge zur umformtechnischen Herstellung höchstfester Leichtbau-strukturteile LFT, xii u. 167 Seiten, 68 Bilder, 17 Tab. 2019. ISBN 978-3-96147-217-8.

Band 327: Johannes Bürner

Technisch-wirtschaftliche Optionen zur Lastflexibilisierung durch intelligente elektrische Wärmespeicher

FAPS, xiv u. 233 Seiten, 89 Bilder, 27 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-219-2.

Band 328: Wolfgang Böhm

Verbesserung des Umformverhaltens von mehrlagigen Aluminiumblechwerkstoffen mit ultrafeinkörnigem Gefüge

LFT, ix u. 160 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-227-7.

Band 329: Stefan Landkammer

Grundsatzuntersuchungen, mathematische Modellierung und Ableitung einer Auslegungsmethodik für Gelenkantriebe nach dem Spinnenbeinprinzip

LFT, xii u. 200 Seiten, 83 Bilder, 13 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-229-1.

Band 330: Stephan Rapp

Pump-Probe-Ellipsometrie zur Messung transients optischer Materialeigenschaften bei der Ultrakurzpuls-Lasermaterialbearbeitung

LPT, xi u. 143 Seiten, 49 Bilder, 2 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-235-2.

Band 331: Michael Scholz

Intralogistics Execution System mit integrierten autonomen, servicebasierten Transportentitäten

FAPS, xi u. 195 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-237-6.

Band 332: Eva Bogner

Strategien der Produktindividualisierung in der produzierenden Industrie im Kontext der Digitalisierung

FAPS, ix u. 201 Seiten, 55 Bilder, 28 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-246-8.

Band 333: Daniel Benjamin Krüger

Ein Ansatz zur CAD-integrierten muskuloskelettalen Analyse der Mensch-Maschine-Interaktion

KTmfk, x u. 217 Seiten, 102 Bilder, 7 Tab. 2019.
ISBN 978-3-96147-250-5.

Band 334: Thomas Kuhn

Qualität und Zuverlässigkeit laserdirektstrukturierter mechatronisch integrierter Baugruppen (LDS-MID)

FAPS, ix u. 152 Seiten, 69 Bilder, 12 Tab. 2019.
ISBN: 978-3-96147-252-9.

Band 335: Hans Fleischmann

Modellbasierte Zustands- und Prozessüberwachung auf Basis sozio-cyber-physischer Systeme

FAPS, xi u. 214 Seiten, 111 Bilder, 18 Tab. 2019.
ISBN: 978-3-96147-256-7.

Band 336: Markus Michalski

Grundlegende Untersuchungen zum Prozess- und Werkstoffverhalten bei schwingungsüberlagerter Umformung

LFT, xii u. 197 Seiten, 93 Bilder, 11 Tab. 2019.
ISBN: 978-3-96147-270-3.

Band 337: Markus Brandmeier

Ganzheitliches ontologiebasiertes Wissensmanagement im Umfeld der industriellen Produktion

FAPS, xi u. 255 Seiten, 77 Bilder, 33 Tab. 2020.
ISBN: 978-3-96147-275-8.

Band 338: Stephan Purr

Datenerfassung für die Anwendung lernender Algorithmen bei der Herstellung von Blechformteilen

LFT, ix u. 165 Seiten, 48 Bilder, 4 Tab. 2020.
ISBN: 978-3-96147-281-9.

Band 339: Christoph Kiener

Kaltfließpressen von gerad- und schrägverzahnten Zahnrädern

LFT, viii u. 151 Seiten, 81 Bilder, 3 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-287-1.

Band 340: Simon Spreng

Numerische, analytische und empirische Modellierung des Heißcrimpprozesses

FAPS, xix u. 204 Seiten, 91 Bilder, 27 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-293-2.

Band 341: Patrik**Schwingenschlögl**

Erarbeitung eines Prozessverständnisses zur Verbesserung der tribologischen Bedingungen beim Presshärten

LFT, x u. 177 Seiten, 81 Bilder, 8 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-297-0.

Band 342: Emanuela Affronti

Evaluation of failure behaviour of sheet metals

LFT, ix u. 136 Seiten, 57 Bilder, 20 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-303-8.

Band 343: Julia Degner

Grundlegende Untersuchungen zur Herstellung hochfester Aluminiumblechbauteile in einem kombinierten Umform- und Abschreckprozess

LFT, x u. 172 Seiten, 61 Bilder, 9 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-307-6.

Band 344: Maximilian Wagner

Automatische Bahnplanung für die Aufteilung von Prozessbewegungen in synchrone Werkstück- und Werkzeugbewegungen mittels Multi-Roboter-Systemen

FAPS, xxi u. 181 Seiten, 111 Bilder, 15 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-309-0.

Band 345: Stefan Härter

Qualifizierung des Montageprozesses hochminiaturisierter elektronischer Bauelemente

FAPS, ix u. 194 Seiten, 97 Bilder, 28 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-314-4.

Band 346: Toni Donhauser

Ressourcenorientierte Auftragsregelung in einer hybriden Produktion mittels betriebsbegleitender Simulation

FAPS, xix u. 242 Seiten, 97 Bilder, 17 Tab. 2020.
ISBN 978-3-96147-316-8.

Band 347: Philipp Amend

Laserbasiertes Schmelzkleben von Thermoplasten mit Metallen LPT, xv u. 154 Seiten, 67 Bilder. 2020. ISBN 978-3-96147-326-7.

Band 348: Matthias Ehlert

Simulationsunterstützte funktionale Grenzlagenabsicherung KTMfk, xvi u. 300 Seiten, 101 Bilder, 73 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-328-1.

Band 349: Thomas Sander

Ein Beitrag zur Charakterisierung und Auslegung des Verbundes von Kunststoffsubstraten mit harten Dünnschichten KTMfk, xiv u. 178 Seiten, 88 Bilder, 21 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-330-4.

Band 350: Florian Pilz

Fließpressen von Verzahnungselementen an Blechen LFT, x u. 170 Seiten, 103 Bilder, 4 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-332-8.

Band 351: Sebastian Josef Katona

Evaluation und Aufbereitung von Produktsimulationen mittels abweichungsbehafteter Geometrie-Modelle KTMfk, ix u. 147 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-336-6.

Band 352: Jürgen Herrmann

Kumulatives Walzplattieren. Bewertung der Umformeigenschaften mehrlagiger Blechwerkstoffe der ausscheidungshärtbaren Legierung AA6014 LFT, x u. 157 Seiten, 64 Bilder, 5 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-344-1.

Band 353: Christof Küstner

Assistenzsystem zur Unterstützung der datengetriebenen Produktentwicklung KTMfk, xii u. 219 Seiten, 63 Bilder, 14 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-348-9.

Band 354: Tobias Gläsel

Prozessketten zum Laserstrahlschweißen von flachleiterbasierten Formspulenwicklungen für automobilen Traktionsantriebe FAPS, xiv u. 206 Seiten, 89 Bilder, 11 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-356-4.

Band 355: Andreas Meinel

Experimentelle Untersuchung der Auswirkungen von Axialschwingungen auf Reibung und Verschleiß in Zylinderrollenlagern KTMfk, xii u. 162 Seiten, 56 Bilder, 7 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-358-8.

Band 356: Hannah Riedle

Haptische, generische Modelle weicher anatomischer Strukturen für die chirurgische Simulation FAPS, xxx u. 179 Seiten, 82 Bilder, 35 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-367-0.

Band 357: Maximilian Landgraf

Leistungselektronik für den Einsatz dielektrischer Elastomere in aktorischen, sensorischen und integrierten sensomotorischen Systemen FAPS, xxiii u. 166 Seiten, 71 Bilder, 10 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-380-9.

Band 358: Alireza Esfandiyari

Multi-Objective Process Optimization for Overpressure Reflow Soldering in Electronics Production FAPS, xviii u. 175 Seiten, 57 Bilder, 23 Tab. 2020. ISBN 978-3-96147-382-3.

Band 359: Christian Sand

Prozessübergreifende Analyse komplexer Montageprozessketten mittels Data Mining FAPS, XV u. 168 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-398-4.

Band 360: Ralf Merk

Closed-Loop Control of a Storage-Supported Hybrid Compensation System for Improving the Power Quality in Medium Voltage Networks FAPS, xxvii u. 200 Seiten, 102 Bilder, 2 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-402-8.

Band 361: Thomas Reitberger

Additive Fertigung polymerer optischer Wellenleiter im Aerosol-Jet-Verfahren FAPS, xix u. 141 Seiten, 65 Bilder, 11 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-400-4.

Band 362: Marius Christian Fechter

Modellierung von Vorentwürfen in der virtuellen Realität mit natürlicher Fingerinteraktion KTMfk, x u. 188 Seiten, 67 Bilder, 19 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-404-2.

Band 363: Franziska Neubauer

Oberflächenmodifizierung und Entwicklung einer Auswertemethodik zur Verschleißcharakterisierung im Presshärteprozess LFT, ix u. 177 Seiten, 42 Bilder, 6 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-406-6.

Band 364: Eike Wolfram Schäffer

Web- und wissensbasierter Engineering-Konfigurator für roboterzentrierte Automatisierungslösungen FAPS, xxiv u. 195 Seiten, 108 Bilder, 25 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-410-3.

Band 365: Daniel Gross

Untersuchungen zur kohlenstoffdioxidbasierten kryogenen Minimalmengenschmierung REP, xii u. 184 Seiten, 56 Bilder, 18 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-412-7.

Band 366: Daniel Junker

Qualifizierung laser-additiv gefertigter Komponenten für den Einsatz im Werkzeugbau der Massivumformung LFT, vii u. 142 Seiten, 62 Bilder, 5 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-416-5.

Band 367: Tallal Javied

Totally Integrated Ecology Management for Resource Efficient and Eco-Friendly Production FAPS, xv u. 160 Seiten, 60 Bilder, 13 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-418-9.

Band 368: David Marco Hochrein

Wälzlager im Beschleunigungsfeld – Eine Analysestrategie zur Bestimmung des Reibungs-, Axialschub- und Temperaturverhaltens von Nadelkränzen – KTmfk, xiii u. 279 Seiten, 108 Bilder, 39 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-420-2.

Band 369: Daniel Gräf

Funktionalisierung technischer Oberflächen mittels prozessüberwachter aerosolbasierter Drucktechnologie FAPS, xxii u. 175 Seiten, 97 Bilder, 6 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-433-2.

Band 370: Andreas Gröschl

Hochfrequent fokusabstandsmodulierte Konfokalsensoren für die Nanokoordinatenmesstechnik FMT, x u. 144 Seiten, 98 Bilder, 6 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-435-6.

Band 371: Johann Tüchsen

Konzeption, Entwicklung und Einführung des Assistenzsystems D-DAS für die Produktentwicklung elektrischer Motoren KTmfk, xii u. 178 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-437-0.

Band 372: Max Marian

Numerische Auslegung von Oberflächenmikrotexturen für geschmierte tribologische Kontakte KTmfk, xviii u. 276 Seiten, 85 Bilder, 45 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-439-4.

Band 373: Johannes Strauß

Die akustooptische Strahlformung in der Lasermaterialbearbeitung LPT, xvi u. 113 Seiten, 48 Bilder. 2021. ISBN 978-3-96147-441-7.

Band 374: Martin Hohmann

Machine learning and hyper spectral imaging: Multi Spectral Endoscopy in the Gastro Intestinal Tract towards Hyper Spectral Endoscopy LPT, x u. 137 Seiten, 62 Bilder, 29 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-445-5.

Band 375: Timo Kordaß

Lasergestütztes Verfahren zur selektiven Metallisierung von epoxidharzbasierten Duromeren zur Steigerung der Integrationsdichte für dreidimensionale mechatronische Package-Baugruppen FAPS, xviii u. 198 Seiten, 92 Bilder, 24 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-443-1.

Band 376: Philipp Kestel

Assistenzsystem für den wissensbasierten Aufbau konstruktionsbegleitender Finite-Elemente-Analysen KTmfk, xviii u. 209 Seiten, 57 Bilder, 17 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-457-8.

Band 377: Martin Lerchen

Messverfahren für die pulverbettbasierte additive Fertigung zur Sicherstellung der Konformität mit geometrischen Produktspezifikationen FMT, x u. 150 Seiten, 60 Bilder, 9 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-463-9.

Band 378: Michael Schneider

Inline-Prüfung der Permeabilität in weichmagnetischen Komponenten FAPS, xxii u. 189 Seiten, 79 Bilder, 14 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-465-3.

Band 379: Tobias Sprügel

Sphärische Detektorflächen als Unterstützung der Produktentwicklung zur Datenanalyse im Rahmen des Digital Engineering KTmfk, xiii u. 213 Seiten, 84 Bilder, 33 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-475-2.

Band 380: Tom Häfner

Multipulseffekte beim Mikro-Materialabtrag von Stahllegierungen mit Pikosekunden-Laserpulsen LPT, xxviii u. 159 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-479-0.

Band 381: Björn Heling

Einsatz und Validierung virtueller Absicherungsmethoden für abweichungs-behaftete Mechanismen im Kontext des Robust Design KTmfk, xi u. 169 Seiten, 63 Bilder, 27 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-487-5.

Band 382: Tobias Kolb

Laserstrahl-Schmelzen von Metallen mit einer Serienanlage – Prozesscharakterisierung und Erweiterung eines Überwachungssystems LPT, xv u. 170 Seiten, 128 Bilder, 16 Tab. 2021. ISBN 978-3-96147-491-2.

Band 383: Mario Meinhardt

Widerstandselementschweißen mit gestauchten Hilfsfügeelementen - Umformtechnische Wirkzusammenhänge zur Beeinflussung der Verbindungsfestigkeit LFT, xii u. 189 Seiten, 87 Bilder, 4 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-473-8.

Band 384: Felix Bauer

Ein Beitrag zur digitalen Auslegung von Fügeprozessen im Karosseriebau mit Fokus auf das Remote-Laserstrahlschweißen unter Einsatz flexibler Spanntechnik LFT, xi u. 185 Seiten, 74 Bilder, 12 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-498-1.

Band 385: Jochen Zeitler

Konzeption eines rechnergestützten Konstruktionssystems für optomechatronische Baugruppen FAPS, xix u. 172 Seiten, 88 Bilder, 11 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-499-8.

Band 386: Vincent Mann

Einfluss von Strahloszillation auf das Laserstrahlschweißen hochfester Stähle LPT, xiii u. 172 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2022. ISBN 978-3-96147-503-2.

Band 387: Chen Chen

Skin-equivalent opto-/elastofluidic in-vitro microphysiological vascular models for translational studies of optical biopsies

LPT, xx u. 126 Seiten, 60 Bilder, 10 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-505-6.

Band 388: Stefan Stein

Laser drop on demand joining as bonding method for electronics assembly and packaging with high thermal requirements

LPT, x u. 112 Seiten, 54 Bilder, 10 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-507-0

Band 389: Nikolaus Urban

Untersuchung des Laserstrahlschmelzens von Neodym-Eisen-Bor zur additiven Herstellung von Permanentmagneten

FAPS, x u. 174 Seiten, 88 Bilder, 18 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-501-8.

Band 390: Yiting Wu

Großflächige Topographiemessungen mit einem Weißlichtinterferenzmikroskop und einem metrologischen Rasterkraftmikroskop FMT, xii u. 142 Seiten, 68 Bilder, 11 Tab. 2022.

ISBN: 978-3-96147-513-1.

Band 391: Thomas Papke

Untersuchungen zur Umformbarkeit hybrider Bauteile aus Blechgrundkörper und additiv gefertigter Struktur

LFT, xii u. 194 Seiten, 71 Bilder, 16 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-515-5.

Band 392: Bastian Zimmermann

Einfluss des Vormaterials auf die mehrstufige Kaltumformung vom Draht

LFT, xi u. 182 Seiten, 36 Bilder, 6 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-519-3.

Band 393: Harald Völkl

Ein simulationsbasierter Ansatz zur Auslegung additiv gefertigter FLM-Faserverbundstrukturen

KTmfk, xx u. 204 Seiten, 95 Bilder, 22 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-523-0.

Band 394: Robert Schulte

Auslegung und Anwendung prozessangepasster Halbzeuge für Verfahren der Blechmassivumformung

LFT, x u. 163 Seiten, 93 Bilder, 5 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-525-4.

Band 395: Philipp Frey

Umformtechnische Strukturierung metallischer Einleger im Folgeverbund für mediendichte Kunststoff-Metall-Hybridbauteile

LFT, ix u. 180 Seiten, 83 Bilder, 7 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-534-6.

Band 396: Thomas Johann Luft

Komplexitätsmanagement in der Produktentwicklung - Holistische Modellierung, Analyse, Visualisierung und Bewertung komplexer Systeme

KTmfk, xiii u. 510 Seiten, 166 Bilder, 16 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-540-7.

Band 397: Li Wang

Evaluierung der Einsetzbarkeit des lasergestützten Verfahrens zur selektiven Metallisierung für die Verbesserung passiver Intermodulation in Hochfrequenzanwendungen

FAPS, xxii u. 151 Seiten, 72 Bilder, 22 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-542-1.

Band 398: Sebastian Reitelshöfer

Der Aerosol-Jet-Druck Dielektrischer Elastomere als additives Fertigungsverfahren für elastische mechatronische Komponenten

FAPS, xxv u. 206 Seiten, 87 Bilder, 13 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-547-6.

Band 399: Alexander Meyer

Selektive Magnetmontage zur Verringerung des Rastmomentes permanenterregter Synchronmotoren

FAPS, xv u. 164 Seiten, 90 Bilder, 18 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-555-1.

Band 400: Rong Zhao

Design verschleißreduzierender amorpher Kohlenstoffschichtsysteme für trockene tribologische Gleitkontakte

KTmfk, x u. 148 Seiten, 69 Bilder, 14 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-557-5.

Band 401: Christian P. J. Schwarzer

Kupfersintern als Fügetechnologie für Leistungselektronik

FAPS, xxvii u. 234 Seiten, 125 Bilder, 24 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-566-7.

Band 402: Alexander Horn

Grundlegende Untersuchungen zur Gradierung der mechanischen Eigenschaften pressgehärteter Bauteile durch eine örtlich begrenzte Aufkohlung

LFT, xii u. 204 Seiten, 58 Bilder, 6 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-568-1.

Band 403: Artur Klos

Werkstoff- und umformtechnische Bewertung von hochfesten Aluminiumblechwerkstoffen für den Karosseriebau

LFT, x u. 192 Seiten, 73 Bilder, 12 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-572-8.

Band 404: Harald Schmid

Ganzheitliche Erarbeitung eines Prozessverständnisses von Tiefziehprozessen mit Ziehsticks auf Basis mechanischer und tribologischer Analysen

LFT, xiii u. 211 Seiten, 78 Bilder, 5 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-577-3.

Band 405: Johannes Henneberg

Blechmassivumformung von Funktionsbauteilen aus Bandmaterial

LFT, viii u. 176 Seiten, 101 Bilder, 2 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-579-7.

Band 406: Anton Schmailzl

Festigkeits- und zeitoptimierte Prozessführung beim quasi-simultanen Laser-Durchstrahlschweißen

LPT, xiii u. 157 Seiten, 84 Bilder, 7 Tab. 2022.

ISBN 978-3-96147-583-4.

Band 407: Alexander Wolf
Modellierung und Vorhersage menschlichen Interaktionsverhaltens zur Analyse der Mensch-Produkt Interaktion
KTmfk, x u. 207 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-585-8.

Band 408: Tim Weikert
Modifikationen amorpher Kohlenstoffschichten zur Anpassung der Reibungsbedingungen und zur Erhöhung des Verschleißschutzes
KTmfk, xvii u. 258 Seiten, 91 Bilder, 9 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-589-6.

Band 409: Stefan Götz
Frühzeitiges konstruktionsbegleitendes Toleranzmanagement
KTmfk, ix u. 276 Seiten, 127 Bilder, 13 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-593-3.

Band 410: Markus Hubert
Einsatzpotenziale der Rotationsschneidtechnologie in der Verarbeitung von metallischen Funktionsfolien für mechatronische Produkte
FAPS, xviii u. 139 Seiten, 86 Bilder, 7 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-603-9.

Band 411: Manfred Vogel
Grundlagenuntersuchungen und Erarbeitung einer Methodik zur Herstellung maßgeschneiderter Halbzeuge auf Basis eines neuartigen flexiblen Walzprozesses
LFT, ix u. 176 Seiten, 61 Bilder, 11 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-605-3.

Band 412: Michael Weigelt
Multidimensionale Optionenanalyse alternativer Antriebskonzepte für die individuelle Langstreckenmobilität
FAPS, xv u. 222 Seiten, 89 Bilder, 38 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-607-7.

Band 413: Frank Bodendorf
Machine Learning im Cost Engineering des Supply Managements
FAPS, xiii u. 165 Seiten, 75 Bilder, 13 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-609-1.

Band 414: Maximilian Metzner
Planung und Simulation taktiler, intelligenter und kollaborativer Roboterfähigkeiten in der Montage
FAPS, xix u. 174 Seiten, 72 Bilder, 3 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-611-4.

Band 415: Tina Buker
Ein Ansatz zur Reduktion produktinduzierter Nutzerstigmatisierung durch Förderung einer gleichermaßen gebrauchstauglichen wie emotionalen Produktgestalt
KTmfk, x u. 236 Seiten, 54 Bilder, 44 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-613-8.

Band 416: Marlene Kuhn
Model-based Traceability System Development for Complex Manufacturing Applying Blockchain and Graphs
FAPS, xv u. 167 Seiten, 63 Bilder, 10 Tab. 2022.
ISBN 978-3-96147-615-2.

Band 417: Benjamin Lengenfelder
Remote photoacoustic sensing using speckle-analysis for biomedical imaging
LPT, xv u. 124 Seiten, 86 Bilder, 10 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-617-6.

Band 418: Benjamin Pohrer
Analyse des Zusammenhangs zwischen dem tribochemischen Aufbau von Grenzschichten und der Ausbildung von White Etching Crack-Schäden
KTmfk, xv u. 258 Seiten, 103 Bilder, 10 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-621-3.

Band 419: Matthias Friedlein
Zuverlässigkeitsmethoden zur Beschleunigung von Qualifizierungsuntersuchungen für Steckkontakte
FAPS, xxv u. 162 Seiten, 98 Bilder, 7 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-625-1.

Band 420: Thomas Stoll
Laser Powder Bed Fusion von Kupfer auf Aluminiumoxid-Keramik
FAPS, xxvii u. 236 Seiten, 103 Bilder, 11 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-631-2.

Band 421: Eric Eschner
Relation of Particle Motion and Process Zone Formation as a Basis for Sensing Approaches within PBF-LB/M
LPT, xiv u. 143 Seiten, 87 Bilder, 0 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-633-6.

Band 422: Fanuel Mehari
Laser-induced Breakdown Spectroscopy (LIBS) as a diagnostics tool for biological tissue analysis.
LPT, xv u. 145 Seiten, 68 Bilder, 12 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-641-1.

Band 423: Uwe Leicht
Ultraschallüberlagertes Umformen und Verstemmen von Stahlwerkstoffen
LFT, xi u. 165 Seiten, 65 Bilder, 6 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-643-5.

Band 424: Thomas Braun
Potenzialanalyse der plasmabasierten, strukturierten Metallisierung thermoaktiver Oberflächen im industriellen Hausbau
FAPS, xvii u. 152 Seiten, 72 Bilder, 11 Tab. 2023.
ISBN 978-3-96147-653-4.

Band 425: Reinhardt Seidel
Modellbasierte Optimierung des Selektivwellenlötprozesses
FAPS, xxii u. 167 Seiten, 73 Bilder, 23 Tab. 2023.
ISBN: 978-3-96147-651-0.

Band 426: Matthias Lenzen
Maßgeschneiderte Werkstoffcharakterisierung für die numerische Auslegung von Blechumformprozessen
LFT, xi u. 187 Seiten, 77 Bilder, 13 Tab. 2023.
ISBN: 978-3-96147-663-3.

Band 427: Matthias Graser
Analyse lokaler Kurzzeitwärmebehandlungsmethoden zur Verbesserung des Umformverhaltens und der Bauteileigenschaften von Aluminiumstrangpresshohlprofilen
LFT, xi u. 169 Seiten, 81 Bilder, 1 Tab. 2023.
ISBN: 978-3-96147-666-4.

Band 428: Markus Lieret

Sicheres autonomes Flugroboter-system für den Einsatz im Produktions- und Logistikumfeld
FAPS, xix u. 198 Seiten, 54 Bilder, 7 Tab. 2023.

ISBN 978-3-96147-668-8.

Band 429: Petar Vukovic

Simulation komplexer Kommunikationssysteme in der Fertigungs-automatisierung
FAPS, xiv u. 163 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab. 2023.

ISBN 978-3-96147-673-2.

Band 430: Fabian Knieps

Finite Elemente Simulation dünns-ter Verpackungsstähle: Entwick- lung einer geeigneten Charakteri- sierungs- und Validierungsstrate- gie
LFT, xix, 189 Seiten, 122 Bilder, 17 Tab. 2023.

ISBN 978-3-96147-689-3

Band 431: Julian Seßner

Multimodale Bildsegmentierung gering strukturierter Umgebungen für die Navigation am Beispiel eines Assistenzsystems für sehbe- einträchtigte Personen
FAPS, xxv, 203 Seiten, 57 Bilder, 25 Tab. 2023.

ISBN 978-3-96147-697-8

Band 432: Benjamin Samuel**Lutz**

Smart Manufacturing System for Process Optimization Regarding Deviations among Material Batches
FAPS, xix, 208 Seiten, 77 Bilder, 14 Tab. 2023.

ISBN 978-3-96147-703-6

Band 433: Michael Jüttner

Bewertung von Kantenpressungen auf Basis von Simulationen mehr- fach überrollter elasto-plastischer Kontakte
KTmfk, xii, 162 Seiten, 59 Bilder, 7 Tab. 2024.

ISBN 978-3-96147-713-5.

Band 434: Sebastian**Wiesenmayer**

Untersuchungen zur Stofffluss- steuerung beim Fügen durch Um- formen von hochfesten Alumini- umlegierungen mittels lokaler Kurzzeitwärmebehandlung
LFT, xii u. 197 Seiten, 81 Bilder, 19 Tab. 2024.

ISBN 978-3-96147-715-9.

Band 435: Clara-Maria Kuball

Grundlegende Untersuchungen zur umformtechnischen Herstel- lung von Halbhohlstanzen aus hochverfestigenden Werkstoffen
LFT, viii u. 180 Seiten, 64 Bilder, 13 Tab. 2024.

ISBN 978-3-96147-717-3.

Band 436: Martin Roth

Sampling-based Tolerance-Cost Optimization: The Key to Optimal Tolerance Allocation
KTmfk, xxxvii u. 337 Seiten, 97 Bilder, 56 Tab. 2024.

ISBN 978-3-96147-719-7.

Band 437: Stephan Schirdewahn

Verbesserung des tribologischen Einsatzverhaltens im Presshärte- prozess durch Verwendung maß- geschneiderter laserimplantierter Werkzeuge
LFT, viii u. 177 Seiten, 63 Bilder, 7 Tab. 2024.

ISBN 978-3-96147-721-0.

Band 438: Andreas Rohrmoser

Erarbeitung eines grundlegenden Verständnisses zum Fließpressen betriebsangepasster Verzahnungen für den Einsatz in der Materialpaa- rung Metall-Kunststoff
LFT, x u. 166 Seiten, 94 Bilder, 6 Tab. 2024.

ISBN: 978-3-96147-723-4.

Band 439: Andreas Selmaier

DMAICS-Zyklus zur Digitalisie- rung in produzierenden Unternehmen
FAPS, xv u. 185 Seiten, 73 Bilder, 19 Tab. 2024.

ISBN: 978-3-96147-733-3.

Band 440: Thomas Kistner

Entwicklung von Modellen der Oberflächenform für die Messunsicherheitsbestimmung von taktilen Koordinatenmessungen durch Si- mulation
FMT, xiii u. 134 Seiten, 64 Bilder, 9 Tab. 2024.

ISBN 978-3-96147-735-7.

Band 441: Fabian Dworschak

Selbstverstärkendes Lernen als Beitrag zur Automatisierung der Anpassungskonstruktion
KTmfk, x, 205 Seiten, 87 Bilder, 16 Tab. 2024.

ISBN 978-3-96147-739-5.

Band 442: Martin Killmann

Vorspannung und Ermüdung von Kaltmassivumformwerkzeugen für unrunde Bauteilgeometrien
LFT, ix u. 160 Seiten, 85 Bilder, 6 Tab. 2024.

ISBN 978-3-96147-741-8.

Band 443: Ann-Kathrin**Wiemann**

Beitrag zur Messunsicherheitser- mittlung für die Messung großer Zahnräder zur Erweiterung des vir- tuellen Koordinatenmessgerätes der Physikalisch-Technischen Bundesanstalt
FMT, xxiv u. 133 Seiten, 41 Bilder, 22 Tab. 2024.

ISBN 978-3-96147-747-0.

Band 444: Andreas Jobst

Eigenspannungen beim Voll-Vor- wärts-Fließpressen – Entstehung, Einstellung und Stabilität
LFT, ix u. 162 Seiten, 89 Bilder, 5 Tab. 2024.

ISBN: 978-3-96147-749-4.

Band 445: Martin Anton Kraus

Grundlagenwissenschaftliche Un- tersuchungen zum Kaltfließpres- sen kleinster metallischer Pin- Strukturen aus der Blechebene
LFT, x u. 191 Seiten, 64 Bilder, 10 Tab. 2024.

ISBN: 978-3-96147-757-9.

Band 446: Moritz Späth

Assessment of microcirculation
by shifted position-diffuse
reflectance imaging (SP-DRI)
LPT, xi u. 109 Seiten, 37 Bilder, 8
Tab. 2024.

ISBN 978-3-96147-759-3

Band 447: Benedikt Göddeke

Methode zur Auswahl eines alter-
nativen Blechwerkstoffes für flexi-
bel gewalzte und direkt warmum-
geformte Karosseriestrukturbau-
teile

LFT, xvi u. 222 Seiten, 66 Bilder, 27
Tab. 2024

ISBN 978-3-96147-762-3

Abstract

The continuously progressing climate change led to an increased focus on sustainable climate politics and associated legislation over the past two decades. Hot forming of steel blanks is a globally established technology to achieve lightweight designs in body in white as it allows the manufacturing of thin gauge ultra-high strength structural components. Further weight reductions can be achieved by using Tailor Rolled Blanks TRB® or Tailored Properties or a combination of both. Within the field of hot forming, recent R&D activities aimed often at either an improvement of part properties or at an improvement of the commercial efficiency of the hot stamping process by application of alternative material grades beyond the well-established 22MnB5 grade. However, a structured approach to define the right alternative grade for a given hot forming process is yet missing. This thesis establishes a methodology to define and characterize an alternative material grade for a given hot stamped structural component to be produced considering the requirements of the part itself as well as the requirements for a commercially efficient hot stamping process. Therefore, a limit line is being introduced and it is being calculated for continuous cooling rates as it allows to compare the material's requirements with existing time temperature charts.

Der stetig fortschreitende Klimawandel hat insbesondere in den beiden letzten Dekaden das Bewusstsein der Menschheit geschärft, ihre ökologische Verantwortung durch eine nachhaltige Klimapolitik und daraus entstehenden Regulierungen wahrzunehmen. In diesem Zusammenhang hat sich zur Fahrzeuggewichtsreduzierung die Technologie der Warmumformung etabliert. Eine Ausführungsart des Presshärtens umfasst die Verwendung der weltweit verfügbaren flexibel gewalzten Tailor Rolled Blanks (TRB®) Formschnittplatten, zur Erzeugung von ultrahochfesten Strukturbauteilen aus Stahl.

Aktuelle Entwicklungsaktivitäten im Themengebiet der Warmumformung beinhalten das Ziel, die Verbesserung der Bauteileigenschaften und die Erhöhung der Wirtschaftlichkeit des Warmumformungsprozesses zu erreichen, dazu werden Werkstoffalternativen zum 22MnB5 untersucht. Eine Beschreibung und einen Leitfaden zur Vorgehensweise bei der Auswahl dieser benötigten Werkstoffalternativen fehlt jedoch zumeist in den Veröffentlichungen der jeweiligen Autoren.

Aus diesem Grund wird in dieser Arbeit eine Methode erarbeitet, welche eine effiziente Auswahl und Charakterisierung eines alternativen Werkstoffsystems ermöglicht. Als wesentlicher Schritt wurde dazu die Berechnung einer Bewertungsgrenzkurve eingeführt. Die Berechnung dieser Grenzkurve ermöglicht für kontinuierliche Abkühlraten den Vergleich der Werkstoffanforderungen mit bereits vorhandenen oder mittels Simulationssoftware kalkulierten ZTU-Schaubildern.

