

Juri Martschin

**In-situ-Vorhersage und Einstellen
der Produkteigenschaften beim mehrstufigen
Presshärten im Folgeverbundwerkzeug**



In-situ-Vorhersage und Einstellen der Produkteigenschaften beim mehrstufigen Presshärten im Folgeverbundwerkzeug

Zur Erlangung des akademischen Grades eines

Dr.-Ing.

von der Fakultät Maschinenbau
der Technischen Universität Dortmund
genehmigte Dissertation

vorgelegt von

Juri Jonas Martschin M.Sc.

aus

Witten

Dortmund, 2025

Vorsitzender der Prüfungskommission: Prof. Dr.-Ing. habil. Andreas Menzel

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

Mitberichter: Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Meurer

Prof. Dr. Moritz Schulze Darup

Tag der mündlichen Prüfung: 14. August 2025

Dortmunder Umformtechnik

Band 126

Juri Jonas Martschin

**In-situ-Vorhersage und Einstellen der
Produkteigenschaften beim mehrstufigen
Presshärten im Folgeverbundwerkzeug**

D 290 (Diss. Technische Universität Dortmund)

Shaker Verlag
Düren 2025

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek

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

Zugl.: Dortmund, Technische Univ., Diss., 2025

Copyright Shaker Verlag 2025

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

Printed in Germany.

Print-ISBN	978-3-8191-0337-7
PDF-ISBN	978-3-8191-0400-8
ISSN	1619-6317
eISSN	3052-5381

Shaker Verlag GmbH • Am Langen Graben 15a • 52353 Düren
Telefon: 02421 / 99 0 11 - 0 • Telefax: 02421 / 99 0 11 - 9
Internet: www.shaker.de • E-Mail: info@shaker.de

Vorwort und Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Umformtechnik und Leichtbau (IUL) der Technischen Universität Dortmund. Wesentliche Ergebnisse dieser Arbeit wurden im Rahmen des durch die Deutsche Forschungsgemeinschaft geförderten Schwerpunktprogrammes SPP2183, insbesondere im Teilprojekt *P10 - Eigenschaftsgerichtete mehrstufige Warmblechumformung*, erzielt. An dieser Stelle möchte ich den zahlreichen Personen, welche mich im Zuge meiner Promotion sowohl fachlich als auch menschlich unterstützt haben, herzlich danken.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. A. Erman Tekkaya, der mir diese Promotion ermöglicht hat. Sein fundiertes Fachwissen in der Umformtechnik, seine kontinuierliche Unterstützung und seine wertvollen Anregungen haben diese Arbeit maßgeblich geprägt. Danken möchte ich ebenso Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Thomas Meurer für das Koreferat sowie für die angenehme und konstruktive Zusammenarbeit im SPP2183. Zusätzlich gilt mein Dank Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Andreas Menzel und Herrn Prof. Dr. Moritz Schulze Darup für ihre Mitwirkung in der Prüfungskommission.

Zudem bedanke ich mich bei allen Projektpartnerinnen und -partner aus dem Umfeld des SPP2183. Dabei möchte ich mich insbesondere bei Dr. Malte Wrobel und Henry Baumann für Ihre Unterstützung, Ratschläge sowie die vielen hilfreichen Diskussionen rund um die Dissertation bedanken.

Mein Dank gilt zudem allen aktuellen und ehemaligen Kolleginnen und Kollegen am Institut für Umformtechnik und Leichtbau für die stets angenehme Arbeitsatmosphäre und die abteilungsübergreifende Hilfsbereitschaft. Besonders möchte ich mich bei Eike Hoffmann, Philipp Rethmann, Jan Flesch, Markus Stenney, Joshua Grodotzki, Fabian Stiebert, Florian Kneuper und Mike Kamaliev für die wertvollen Diskussionen und Kommentare im Rahmen meiner Dissertation bedanken. Mein Dank geht auch an Rickmer Meya für die sorgfältige Durchsicht der Arbeit und an Christian Löbbe, welcher den Grundstein für diese Arbeit gelegt hat. Darüber hinaus möchte ich dem gesamten technischen Team für die stetige Unterstützung danken. Hervorheben möchte ich dabei insbesondere Dirk Hoffmann, Werner Feurer und Andreas Herdt, die im experimentellen Bereich maßgeblich zu den praktischen Erfolgen beigetragen und mich seit meiner Zeit als studentische Hilfskraft am IUL stets kollegial behandelt haben. Ebenso danke ich Jeanette Brandt und Feline Preisendörfer herzlich für ihre zuverlässige Hilfe bei allen organisatorischen Angelegenheiten.

Ich möchte zudem allen Studierenden, die an Projekt-, Bachelor- und Masterarbeiten im Themenumfeld dieser Dissertation beteiligt waren, sowie meinen studentischen Hilfskräften für ihre engagierte Zusammenarbeit danken. Ein besonderer Dank geht hierbei

an Kevin Wahle, David Schaumburg und Lukas Gussek für ihre wertvolle Unterstützung.

Mein tiefster Dank gilt meinen Eltern Heike und Jürgen sowie meinen Großeltern Renate, Hans, Thea und Joachim. Sie haben meinen akademischen Weg möglich gemacht und mich in allen Lebensbereichen stets unterstützt. Besonders möchte ich dabei an meinen Großvater Hans erinnern, der leider diesen Schritt meiner akademischen Laufbahn nicht mehr miterleben konnte, aber durch seine prägenden Einflüsse die Grundlage für mein Maschinenbaustudium gelegt hat. Mein größter Dank gilt jedoch meiner Partnerin Tessa, die mich während der gesamten Zeit mit unermüdlichem Verständnis und unerschütterlicher Unterstützung begleitet hat.

September 2025

Juri Martschin

Abstract

The minimization of waste and scrap in forming technology contributes to reducing CO₂ emissions in the steel sector. Scrap arises when product properties deviate from specified tolerances, driven by material inconsistencies, process variability, tool wear, and model inaccuracies. To address these uncertainties and reduce scrap, a paradigm shift from controlled to property-controlled forming processes is necessary. This requires sensors for the feedback of product properties, actuators to adjust these properties, and models to link sensor data with actuator settings. This work investigates multi-stage press hardening in progressive dies in the context of the paradigm shift—a process that is prone to error propagation due to complex thermo-mechanical interactions but also offers the potential to influence product properties in a stepwise manner during process execution. Therefore, the goal is to establish foundational principles for property-controlled multi-stage press hardening in progressive dies by developing modeling approaches for in-situ property prediction and utilizing extended actuator capabilities to achieve graded property adjustments.

First, the conceptualization of a control framework and the implementation of a representative process chain, integrating heat treatment, stretch forming, and die bending in a progressive die, are developed. Actuators, such as an induction coil for rapid heating, compressed air nozzles for partial cooling, and resistance heating, are incorporated, along with a force-controlled blank holder. For the investigation, the materials X46Cr13 and 22MnB5 are chosen due to their differing cooling rate sensitivities. The setting of the hardness and thinning of a hat profile with one bent flange is considered.

To enable rapid predictions of thinning during stretch forming, an element-based, time-discrete, semi-analytical approach is developed, achieving computation times for predictions of less than 14 seconds. Near-process material characterization highlights dependencies of flow behavior on austenite homogenization and strain distribution across forming stages. A regression model for X46Cr13 predicts hardness with deviations < 19 HV, while a combined data- and model-driven approach predicts the microstructure and hardness of 22MnB5, achieving average deviations < 64 HV. Validation experiments with a progressive die demonstrate the capability to achieve tailored hardness and thickness profiles using integrated actuators. For X46Cr13, an independent setting of properties enables the application of multi-variable control principles. Similarly, for 22MnB5, an independent setting of properties can also be achieved if fully martensitic microstructures are targeted. However, when the goal is to achieve hardness values resulting from mixed microstructures in 22MnB5, the process becomes significantly more complex. In such cases, precise adjustments of actuator settings are required, which demand the use of accurate predictive models.

Kurzzusammenfassung

Die Minimierung von Ausschuss in der Umformtechnik reduziert die CO₂-Emissionen im Stahlsektor. Ausschuss entsteht, wenn Produkteigenschaften von den spezifizierten Toleranzen abweichen, verursacht durch Materialinkonsistenzen, Prozessvariabilitäten, Werkzeugverschleiß und Modellungenauigkeiten. Um diese Unsicherheiten zu minimieren, ist ein Paradigmenwechsel von gesteuerten zu eigenschaftsgeregelten Umformprozessen erforderlich. Dafür sind Sensoren zur Rückführung von Produkteigenschaften, Aktoren zu deren Anpassung und Modelle notwendig, die Sensordaten mit den Aktoreinstellungen verknüpfen. Diese Arbeit untersucht im Kontext des Paradigmenwechsels das mehrstufige Presshärten in Folgeverbundwerkzeugen – ein Prozess, der aufgrund komplexer thermo-mechanischer Wechselwirkungen anfällig für Fehlerfortpflanzungen ist, aber die Möglichkeiten bietet getaktet auf die Produkteigenschaften einzuwirken. Daher ist es das Ziel der Arbeit, ein Konzept für das eigenschaftsgeregelte mehrstufige Presshärten zu entwickeln, indem Modellierungsansätze für die In-situ-Vorhersage von Produkteigenschaften erarbeitet und eine erweiterte Aktorik zur Gradierung von Eigenschaften eingesetzt werden. Im ersten Schritt werden ein Regelungskonzept und eine repräsentative Prozesskette, die eine Wärmebehandlung, das Streckziehen und das Gesenkbiegen in einem Folgeverbundwerkzeug integriert, ausgearbeitet. Zum Einstellen der Eigenschaften werden Aktoren wie eine induktive Erwärmung, eine Luftkühlung und Widerstandserwärmung sowie ein kraft geregelter Niederhalter in das Werkzeug integriert. Für die Untersuchungen werden die Werkstoffe X46Cr13 und 22MnB5 aufgrund ihrer unterschiedlichen Abkühlratensensitivitäten gewählt. Betrachtet wird das Einstellen der Härte und der Ausdünnung bei einem Hutprofil mit einseitig umgebogenen Flansch. Mit einer prozessnahen Materialcharakterisierung wird die Abhängigkeit der Eigenschaften der Werkstoffe während und nach dem Prozess von den Parametern der raschen Austenitisierung demonstriert. Für eine schnelle Vorhersage der Ausdünnung beim Warmstreckziehen wird ein elementbasierter, zeitdiskreter, semi-analytischer Ansatz entwickelt, der Rechenzeiten von unter 14 Sekunden erreicht. Mit einem Regressionsmodell kann die Härte des X46Cr13 mit Abweichungen von < 19 HV bestimmt werden. Mit einem daten- und modellgetriebenen Ansatz kann wiederum die Härte von 22MnB5 mit durchschnittlichen Abweichungen von < 64 HV präzisiert werden. Abschließend wird mit einem Folgeverbundwerkzeug zum mehrstufigen Presshärten im Experiment das Einstellen gradiertter Härte- und Dickenprofile über eine erweiterte Aktorik demonstriert. Mit dem Werkstoff X46Cr13 kann zukünftig eine Mehrgrößenregelung umgesetzt werden. Mit dem Werkstoff 22MnB5 kann ebenso ein unabhängiges Einstellen der Eigenschaften erreicht werden, sofern vollständig martensitische Mikrostrukturen angestrebt werden. Ist hingegen das Ziel, Härtewerte einzustellen, die aus gemischten Mikrostrukturen resultieren, wird der Prozess deutlich komplexer. In solchen Fällen sind präzise Anpassungen der Aktoreinstellungen erforderlich, die den Einsatz genauer Vorhersagemodelle notwendig machen.

Inhaltsverzeichnis

Vorabveröffentlichungen und Erklärung zu den Inhalten	iii
Formelzeichen und Abkürzungen	v
1 Einleitung	1
2 Stand der Technik	2
2.1 Technologie des Presshärtens von Stählen	2
2.2 Presshärten und Warmblechumformung in mehrstufigen Werkzeugen	4
2.2.1 Einfache Mehrstufigkeit	4
2.2.2 Komplexe Mehrstufigkeit.....	6
2.3 Mikrostrukturentwicklung beim Presshärten	8
2.3.1 Austenitisierung und Homogenisierung	8
2.3.2 Diffusionsgesteuerte und diffusionslose Phasenumwandlung	10
2.3.3 Einfluss der Umformung auf die Phasenumwandlung.....	12
2.3.4 Modellierung der Phasenumwandlung	13
2.4 Eigenschaften bei der Warmblechumformung	15
2.5 Einstellen von Produkteigenschaften bei der Blechumformung.....	17
2.5.1 Mechanische Aktoren.....	17
2.5.2 Thermische Aktoren	19
2.6 Rückführung und Kontrolle von Produkteigenschaften	20
2.7 Fazit zum Stand der Technik	23
3 Zielsetzung	24
4 Konzeptionierung der Technologie und des Regelungsansatzes	26
4.1 Werkstoffauswahl	26
4.2 Definition und Umsetzung einer repräsentativen Prozesskette	29
4.2.1 Auswahl der Teilprozesse und einzustellenden Produkteigenschaften.....	29
4.2.2 Überlegungen zum Einstellen und Entkoppeln der Produkteigenschaften .	31
4.2.3 Demonstratorbauteil und Prozesskette im Folgeverbundwerkzeug	32
4.3 Konzept zur Rückführung- und Regelung	35
4.4 Fazit.....	37
5 Prozessnahe Materialcharakterisierung	38
5.1 Methoden und Aufbauten zur prozessnahen Materialcharakterisierung	38
5.2 Mechanische Eigenschaften bei der mehrstufigen Warmumformung.....	43
5.2.1 Fließspannung beim einfachen Zug nach der raschen Austenitisierung.....	45
5.2.2 Fließspannung beim zweifachen Zug nach der raschen Austenitisierung ..	50
5.3 Eigenschaften nach der thermischen Behandlung	53
5.3.1 Thermische Behandlung des 22MnB5	54

5.3.2	Thermische Behandlung des X46Cr13.....	58
5.4	Eigenschaften nach der thermo-mechanischen Behandlung.....	62
5.4.1	Einstufige Umformung und Wärmebehandlung des 22MnB5.....	63
5.4.2	Mehrstufige Umformung und Wärmebehandlung des 22MnB5.....	67
5.4.3	Ein- und mehrstufige Umformung und Wärmebehandlung des X46Cr13 .	71
5.5	Fazit.....	74
6	Analyse und Modellierung zur In-situ-Vorhersage	76
6.1	Warmstreckziehen.....	76
6.1.1	Experimente zur isolierten Untersuchung des Warmstreckziehens	77
6.1.2	Physik und Umsetzung der Modellierung des symmetrischen Problems ...	80
6.1.3	Validierung der Modellierung des symmetrischen Warmstreckziehens.....	87
6.1.4	Erweiterung und Übertragung der Modellierung auf den Realprozess.....	90
6.2	Gesenkbiegen im Realprozess	94
6.3	Wärmebehandlung des 22MnB5.....	98
6.3.1	Modellierung der Phasenumwandlung und resultierenden Eigenschaften .	99
6.3.2	Kalibrierung der freien Modellparameter.....	103
6.3.3	Parametrisieren der thermo-mechanischen Historie	109
6.3.4	Aufbau und Training eines datenbasierten Mikrostruktursoftsensors	113
6.3.5	Auswertung der Prädiktion des Mikrostruktursoftsensors	114
6.4	Fazit.....	118
7	Einstellen und Rückführen der Produkteigenschaften	119
7.1	Methoden zur Prozessuntersuchung.....	120
7.1.1	Messen der Produkteigenschaften	120
7.1.2	Auswertung der Temperatur als Modelleingangsgröße	121
7.2	Produkteigenschaften im Realprozess	122
7.2.1	Ausdünnung im Realprozess	123
7.2.2	Härte im Realprozess.....	127
7.3	Fazit.....	133
8	Zusammenfassung und Ausblick	135
9	Literaturverzeichnis	139
Anhang A – Kapitel 4		152
Anhang B – Kapitel 5		152
Anhang C – Abschnitt 6.1		154
Anhang D – Abschnitt 6.3		155
Anhang E – Kapitel 7		159
Lebenslauf		161

Vorabveröffentlichungen und Erklärung zu den Inhalten

Mit Zustimmung des Promotionsausschusses wurden Ergebnisse der vorliegenden Arbeit bereits vorab in nachfolgend aufgeführter Form veröffentlicht:

Martschin, J., Rethmann, P., Grodotzki, J., Wrobel, M., Meurer, T., Tekkaya, A.E., 2024. Quick prediction of thinning in stretch forming of hat-shaped profiles during multi-stage hot sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology* 327 (2024), 118365.

Stebner, S.C, Martschin, J., Arian, B., Dietrich, S., Feistle, M., Hütter, S., Lafarge, R., Laue, R., Li, X., Schulte, C., Spies, D., Thein, F., Wendler, F., Wrobel, M., Vasquez, J.R, Dölz, M., Münstermann, S., 2024. Monitoring the evolution of dimensional accuracy and product properties in property-controlled forming pro-cesses. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering* 8, 100133.

Martschin, J., Wrobel, M., T., Tekkaya, A.E., 2024. Influence of Multi-Step Forming on the Hardness and Microstructure of Rapidly Austenitized 22MnB5. 9th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel - CHS² 2024, Nashville, U.S.A.

Baumann, H., Nazarenius, J., Martschin, J., Tekkaya, A.E., Meurer, T., 2025. 2D Sheet Temperature Estimation for Multi-Stage Press Hardening in a Progressive Die. 11th Vienna International Conference on Mathematical Modelling, 2025, Wien, Österreich.

Wrobel, M., Martschin, J., Baumann, H., Tekkaya, A.E., Meurer, T., 2025. Data-based Estimation and Control of a Multi-Stage Press Hardening Process. *IEEE Transactions on Control Systems Technology*. (eingereicht)

Die Ergebnisse dieser Arbeit entstanden im Rahmen des Gemeinschaftsprojekts „*Eigenschaftsgerichtete mehrstufige Warmblechumformung*“ im SPP2183 (Teilprojekt P10). Das übergeordnete Softsensorkonzept dieser Arbeit wurde zusammen mit Herrn Malte Wrobel konzipiert. Die Ausgabedaten des Temperatursensors wurden durch Herrn Malte Wrobel sowie Herrn Henry Baumann entwickelt und bereitgestellt. Die Programmierung des LabVIEW-Skripts zur Ansteuerung des Versuchsaufbaus zum mehrstufigen Presshärten und die Erprobung des Versuchsaufbaus erfolgte in Zusammenarbeit mit Herrn Malte Wrobel sowie Herrn Henry Baumann. Die Konzeption, Konstruktion und Umsetzung des mehrstufigen Presshärteprozesses im Folgeverbundwerkzeug (inklusive der Aktorik), die Analyse der Eigenschaften während und nach dem Prozess sowie die Analyse und Modellierung der Umformung und Wärmebehandlung erfolgte federführend durch mich – den Autor dieser Arbeit. Im Rahmen des genannten Forschungsprojektes entstanden die folgenden weiteren Veröffentlichungen, die als Stand der Technik dieser Arbeit zu werten sind:

Martschin, J., Meya, R., Klöser, D., Meurer, T., Tekkaya, A.E, 2021. Control-Oriented Characterization of Product Properties during Hot Hole-Flanging of X46Cr13 Sheet Material in a Progressive-Die. *Metals* 11 (2), 349.

- Kloeser, D., Martschin, J., Meurer, T., Tekkaya, E., 2021. Reduced order modelling for spatial-temporal temperature and property estimation in a multi-stage hot sheet metal forming process. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering* 3, 100055.
- Martschin, J., Wrobel, M., Grodotzki, J., Meurer, T., Tekkaya, A.E., 2023. Soft Sensors for Property-Controlled Multi-Stage Press Hardening of 22MnB5. *Automotive Innovation* 6 (3), S. 352–363.
- Wrobel, M., Martschin, J., Meurer, T., Tekkaya, E., 2023. Data-driven Temperature Estimation for a Multi-Stage Press Hardening Process. *IFAC-PapersOnLine* 56 (2), S. 4252–4257.
- Martschin, J., Wrobel, M., Grodotzki, J., Tekkaya, A.E., 2024. Tailoring the Hardness in Multi-stage Press Hardening of 22MnB5 Sheet Material in a Progressive Die. In: Mocellin, K., Bouchard, P.O., Bigot, R., Balan, T. (Eds.) *Proceedings of the 14th International Conference on the Technology of Plasticity - Current Trends in the Technology of Plasticity*. Springer, Cham. S. 90-100.
- Die Erkenntnisse der folgenden, von mir definierter und betreuten, studentischem Arbeiten werden ergänzend in dieser Dissertation verwendet:
- Rethmann, P., 2020. Untersuchung des Streckbiegens und Tiefziehens mit Wärmebehandlung zur Herstellung von Hutprofilen aus X46Cr13 in mehrstufigen Werkzeugen. Masterarbeit, TU Dortmund.
- Harnisch, P., 2022. Charakterisierung des Einflusses der thermomechanischen Historie beim mehrstufigen Presshärten von 22MnB5 auf die Fließkurve. Bachelorarbeit, TU Dortmund.
- Rennar, Y., 2023. Einfluss der thermo-mechanischen Historie beim mehrstufigen Presshärten von 22MnB5 auf die Mikrostruktur und die Produkteigenschaften. Masterarbeit, TU Dortmund.
- Lütticke, T., 2023. Prozessnahe Charakterisierung von 22MnB5 durch Warmzugversuche für das mehrstufige Presshärten. Masterarbeit, TU Dortmund.
- Schaumburg, D., 2023. Entwicklung eines Softsensors zur Vorhersage der Mikrostruktur beim mehrstufigen Presshärten. Masterarbeit, TU Dortmund.
- Gussek, L., 2023. Regelungsorientierte Berechnung des Gesenkbiegens beim mehrstufigen Presshärten. Bachelorarbeit, TU Dortmund.
- Yilmaz, E., 2023. Mechanische Kennwerte von 22MnB5 nach dem Presshärten mit Kurzzeitaustenitisierung. Masterarbeit, TU Dortmund.
- Braun, M., 2024. Bestimmung der Mikrostruktur von 22MnB5 nach dem mehrstufigen Presshärten mit Kurzzeitaustenitisierung anhand von einfach und mehrfach umgeformten Zugproben. Masterarbeit, TU Dortmund.
- Özdemir, H., 2024. Produkteigenschaften des X46Cr13 beim mehrstufigen Presshärten mit rascher Austenitisierung. Masterarbeit, TU Dortmund.
- Hinz, A., 2024. Eigenschaften des X46Cr13 während und nach der mehrstufigen Warmblechumformung mit rascher Austenitisierung. Bachelorarbeit, TU Dortmund.

Formelzeichen und Abkürzungen

Zeichen	Einheit	Beschreibung
A_g	%	Gleichmaßdehnung
$a_{w,\gamma}$	-	Parameter zur Beschreibung des Kornwachstums bei der Austenitisierung
B_s	°C	Bainitstarttemperatur
b	mm	Breite
b_0	mm	Ausgangsblechbreite
b_{Ele}^0	mm	Ausgangsbreite der Elemente
b_{Nh}	mm	Breite des Niederhalters
$C_{\%,0}$	%	Anfänglicher Kohlenstoffanteil der Zusammensetzung
$C_{\%,\gamma}$	%	Im Austenit gelöster Kohlenstoffanteil
C_F, C_P, C_B	-	Legierungsabhängigkeit bei der Umwandlung von Austenit zu <u>F</u> errit, <u>P</u> erlit und <u>B</u> ainit
$C_{r,F}, C_{r,P}, C_{r,B}$	-	Retardationskoeffizient bei der Umwandlung von Austenit zu <u>F</u> errit, <u>P</u> erlit und <u>B</u> ainit
$C_{w,\gamma}$	1/s	Parameter zur Beschreibung des Kornwachstums bei der Austenitisierung
E	MPa	E-Modul
E	mm	Einzug
E_K	mm	Kanteneinzug
F	N	Kraft
F_K	N	Kraft der Klemmung
F_{Nh}	N	Niederhalterkraft
$F_{n,i,Ele}$	N	Normalkraft am i -ten Element
$F_{n,Z}$	N	Normalkraft an der Zarge
F_{St}	N	Stempelkraft
F_μ	N	Reibkraft
$F_{\mu,Ma}$	N	Reibkraft an der Matrizie

Zeichen	Einheit	Beschreibung
$F_{\mu,Nh}$	N	Reibkraft am Niederhalter
$F_{\mu,R}$	N	Reibkraft am Radius
$F_{\mu,R-Ele}$	N	Reibkraft je Element am Radius
f_{erf}	min ⁻¹	Erforderliche Hubrate
f_{Hub}	min ⁻¹	Hubzahl der Presse
G	μm	Korngröße
h	mm	Höhe
$h_{j,Seg}$	mm	Höhe des j -ten Segments
h_K	mm	Kragenhöhe
h_{Ma}	mm	Höhe der Matrize
h_{Seg}^0	mm	Ausgangshöhe der Segmente
K	%	Rückfederung
$K_{C \rightarrow \gamma}$	-	Korrelationsfaktor zur Erfassung des im Austenit gelösten Kohlenstoffanteils
$K_{i,Ele}$	N/mm	Steifigkeit des i -ten Elements
$K_{j,Seg,i,Ele}$	N/mm	Steifigkeit des j -ten Segments im i -ten Element
k_f	MPa	Fließspannung
$k_{f,0}$	MPa	Anfangsfließspannung
$k_{f,0-1}, k_{f,0-2}$	MPa	Anfangsfließspannung bei der ersten und zweiten Umformung
$k_{f,0-Ref}$	MPa	Anfangsfließspannung im Referenzversuch
l	mm	Länge
l_0	mm	Ausgangslänge
l_B	mm	Länge des Hutprofils im Bauteilboden
l_{Ele}^0	mm	Ausgangslänge der Elemente
l_F	mm	Länge des Hutprofils im Bauteilflansch
l_{MF}	mm	Läng der mittleren Faser
l_F	mm	Abgewickelte Länge im Radius des Hutprofils

Zeichen	Einheit	Beschreibung
l_Z	mm	Länge des Hutprofils in der Bauteilzarge
$M_{b,i, Ele}$	N·m	Biegemoment am i -ten Element
M_s	°C	Martensitstarttemperatur
N_{Ele}	-	Anzahl der Elemente
N_{Seg}	-	Anzahl der Segmente
n_M	-	Werkstoffparameter der Martensitbildung
n_{umf}	-	Anzahl an Umformstufen
p	bar	Druck
p_l	bar	Luftdruck der Kühlung in der zweiten Prozessstufe
p_R	MPa	Kontaktdruck im Radius beim Streckziehen
p_{Zyl}	bar	Druck im Zylinder des Niederhalters in der dritten Prozessstufe
$Q_F, Q_P, Q_B,$	J/mol	Aktivierungsenergie bei der Umwandlung von Austenit zu <u>F</u> errit, <u>P</u> erlit und <u>B</u> ainit
$Q_{w,\gamma}$	J/mol	Parameter zur Beschreibung des Kornwachstums bei der Austenitisierung
R_m	N·mm ⁻²	Zugfestigkeit
r_B	mm	Biegeradius
r_h	K/s	Aufheizrate
r_k	K/s	Abkühlrate
$r_{k,1} \dots r_{k,6}$	K/s	Abkühlraten als Parameter des KNN
$r_{k,T\gamma-RT}$	K/s	Mittlere Abkühlrate beim Abkühlen von der Austenitisierungstemperatur auf die Raumtemperatur
r_{krit}	K/s	Kritische Abkühlrate
r_{Ma}	mm	Radius an der Matrize
r_{St}	mm	Radius am Stempel
$S_{T\phi,i}$	-	Von der Umformtemperatur abhängiger Skalierungsfaktor für die Aktivierungsenergie
s	mm	Blechdicke

Zeichen	Einheit	Beschreibung
s_0	mm	Ausgangsblechdicke
$s_{An-n,i, Ele}$	MPa	Dicke des i -ten Elements nach Aufbringen der Testlängenänderung
s_B	mm	Blechdicke im Bauteilboden
s_{Eff}	mm	Effektive Blechdicke
$s_{i, Ele}$	mm	Dicke des i -ten Elements
s_{Ele}^0	mm	Ausgangsdicke der Elemente
s_F	mm	Blechdicke im Bauteilflansch
s_K	mm	Blechdicke im Kragen
s_R	mm	Blechdicke im Radius
s_Z	mm	Blechdicke in der Bauteilzarge
T	°C	Temperatur
T_h	°C	Heiztemperatur in der zweiten Prozessstufe des Folgeverbundwerkzeugs
T_L	°C	Liquidustemperatur
T_{lim}	°C	Angenommene Temperatur ab der die Umformung nicht mehr zur Kornfeinung führt
$T_{i, Ele}$	°C	Temperatur des i -ten Elements
T_γ	°C	Austenitisierungstemperatur
T_φ	°C	Umformtemperatur
$T_{\varphi,1}, T_{\varphi,2}$	°C	Umformtemperatur in der <u>1.</u> und <u>2.</u> Prozessstufe
t	s	Zeit
t_h	s	Haltezeit in der zweiten Prozessstufe
$t_{\varphi, Start}, t_{\varphi, Ende}$	s	Zeit bei der die Umformung <u>startet</u> und <u>endet</u>
t_γ	s	Haltezeit für die Austenitisierungstemperatur
v_{St}	m/s	Geschwindigkeit des Stempels
$X_{i, Ele}$	-	Anteil der am i -ten Element wirkenden Kraft aus der Reibung am Radius

Zeichen	Einheit	Beschreibung
$Y_{i, \text{Ele}}$		Anteil der am i -ten Element wirkenden Kraft aus der Reibung am Niederhalter
α_M	-	Werkstoffparameter der Martensitbildung
α_{St}	°	Winkel am Stempel zwischen und Boden- und Zargenbereich
β	°	Biegewinkel
$\beta_{i, \text{Ele}}$	°	Biegewinkel des i -ten Elements
$\Delta F_{\text{An-n}, i, \text{Ele}}$	N	Änderung der Normalkraft am i -ten Element durch die angenommene Testlängenänderung
$\Delta F_{n, i, \text{Ele}}$	N	Änderung der Normalkraft am i -ten Element
$\Delta F_{n, \text{Ü}, \text{Ele-O}}$	N	Änderung der Normalkraft am Übergangselement
Δl	mm	Längenänderung
$\Delta l_{\text{An-}i, \text{Ele}}$	mm	Testlängenänderung des i -ten Elements
$\Delta l_{i, \text{Ele}}$	mm	Längenänderung des i -ten Elements
Δl_{MF}	mm	Änderung der Länge der mittleren Faser
$\Delta l_{\text{MF-A}},$ $\Delta l_{\text{MF-O}}$	mm	Änderung der Länge der mittleren Faser im angebundenen (A) und offenen (O) Abschnitt
Δs	mm	Blechausdünnung
Δs_{max}	mm	Maximale Blechausdünnung
$\delta_{i, \text{Ele}}$	°	Winkel des i -ten Elements relativ zur Bauteilzarge
ζ	%	Wahrer Phasenanteil
$\zeta_{\text{F}}, \zeta_{\text{P}}, \zeta_{\text{B}}, \zeta_{\text{M}}$	%	Wahrer Phasenanteil <u>F</u> errit, <u>P</u> erlit, <u>B</u> ainit, <u>M</u> artensit
μ	-	Reibbeiwert
ζ	%	Normierter Phasenanteil (<i>Ghostfraction</i>)
$\zeta_{\text{F}}, \zeta_{\text{P}}, \zeta_{\text{B}}, \zeta_{\text{M}}$	%	Normierter Phasenanteil <u>F</u> errit, <u>P</u> erlit, <u>B</u> ainit, <u>M</u> artensit
ρ	kg·m ⁻³	Dichte
σ	MPa	Spannung
$\sigma_{\text{An-n}, i, \text{Ele}}$	MPa	Normalspannung im i -ten Element nach Aufbringen der Testlängenänderung

Zeichen	Einheit	Beschreibung
$\sigma_{n,j,Seg}$	MPa	Normalspannung im j -ten Segment
τ	MPa	Schubspannung
$\Phi_M, \Phi_F,$ $\Phi_P, \Phi_B,$	-	Werkstoffparameter der <u>M</u> artensitbildung und bei der Umwandlung von Austenit zu <u>F</u> errit, <u>P</u> erlit und <u>B</u> ainit
$\dot{\varphi}$	-	Umformgeschwindigkeit
$\dot{\varphi}_1, \dot{\varphi}_2$	-	Umformgeschwindigkeit bei der <u>1.</u> und <u>2.</u> Umformung
φ	-	Umformgrad
φ_{Ak}	-	Akkumulierter Umformgrad
φ_b	-	Breitenumformgrad
$\bar{\varphi}$	-	Vergleichsumformgrad
$\bar{\varphi}_{An,i,Ele}$	-	Vergleichsumformgrad im i -ten Element nach Aufbringen der Testlängenänderung
$\psi_M, \psi_F,$ $\psi_P, \psi_B,$	-	Werkstoffparameter der <u>M</u> artensitbildung und bei der Umwandlung von Austenit zu <u>F</u> errit, <u>P</u> erlit und <u>B</u> ainit
$\omega_F, \omega_P, \omega_B,$	-	Korngrößenparameter bei der Umwandlung von Austenit zu <u>F</u> errit, <u>P</u> erlit und <u>B</u> ainit

Index	Beschreibung
0	Initialwert
A	Bezug zum Blechabschnitt am angebundenen Ende
Ele	Element
Exp	Experiment
i	Laufindex
Mod	Modell
max	Maximal
min	Minimal
O	Bezug zum Blechabschnitt am offenen Ende
Seg	Segment
Sim	Simulation

Abkürzung	Beschreibung
<i>AA</i>	Blechabschnitt von der Bauteilmitte bis zur Streifenanbindung
<i>AO</i>	Blechabschnitt von der Bauteilmitte bis zum offenen Ende
DIC	Digital image correlation / Digitale Bildkorrelation
HV	Härte nach Vickers
KNN	Künstliches neuronales Netzwerk
MAE	Mittlerer absoluter Fehler
MSS	Mikrostruktursoftsensor
OT	Oberer Totpunkt der Hubkurve
RT	Raumtemperatur
UT	Unterer Totpunkt der Hubkurve

1 Einleitung

Die Minimierung des Ausschusses und Schrottes in der umformtechnischen Fertigung trägt zur Reduktion der CO₂-Emissionen des Stahlsektors bei. Hierdurch kann das Produktionsvolumen der vorgelagerten Urformprozesse, bei denen bis zu 18 GJ je erzeugter Tonne Stahl aufgebracht werden müssen, um bis zu 26 % gesenkt werden (Milford et al., 2011). Ausschuss entsteht, wenn die durch den Fertigungsprozess erzeugten Produkteigenschaften außerhalb der geforderten Toleranzen liegen. Gründe für die Abweichungen von den Zielvorgaben sind unter anderem fluktuierende Eigenschaften des Ausgangsmaterials, Prozessvariabilitäten, wie Temperaturschwankungen oder ein Verschleiß der Werkzeuge, sowie Aktor-, Sensor- und auch Modellfehler. Um diese Unsicherheiten auszugleichen und so den Ausschuss zu verringern, können Umformprozesse, bei denen üblicherweise nur die Werkzeugbewegung geregelt wird und die Produkteigenschaften gesteuert werden, um eine Eigenschaftsregelung erweitert werden (Allwood et al., 2016). Zur Einleitung dieses Paradigmenwechsels von gesteuerten zu eigenschaftsgerichteten Umformprozessen sind jedoch Sensoren erforderlich, die eine Rückführung der Produkteigenschaften ermöglichen, Aktoren, mit denen die Produkteigenschaften über geeignete Freiheitsgrade eingestellt werden können, sowie Modelle, die auf Basis der Sensordaten die Aktorstellungen vorgeben.

Ein Prozess, bei dem insbesondere Unsicherheiten bezüglich der resultierenden Produkteigenschaften vorliegen, ist das mehrstufige Presshärten in Transfer- oder Folgeverbundwerkzeugen. Hierbei liegt eine Verschachtelung der Wärmebehandlung mit mehreren Umformteilprozessen vor, wodurch sich komplexe thermo-mechanische Wechselwirkungen zwischen den Teilprozessen ergeben (Demazel et al., 2018) und sich Fehler entlang der Stufenfolge fortpflanzen sowie verstärken können. Dennoch bietet das mehrstufige Presshärten ein großes Potenzial für den modernen Leichtbau, da hiermit hochfeste Bauteile mit komplexen Geometrien in hohen Stückzahlen gefertigt werden können (Belanger, 2017). Zur Reduzierung des Ausschusses, zur Verbesserung der erzielbaren Genauigkeiten und der Resilienz beim mehrstufigen Presshärten sollen daher im Rahmen dieser Arbeit Grundlagen für das eigenschaftsgerichtete mehrstufige Presshärten untersucht und dabei Bausteine für einen Regelkreis entwickelt werden. Folgend werden zunächst die Forschungsfragen zur Thematik aus dem Stand der Technik (Kapitel 2) abgeleitet und in der Zielsetzung (Kapitel 3) formuliert. Im Kapitel 4 werden dann die zugrundeliegende Technologie entwickelt und im Anschluss – Kapitel 5 – die genutzten Werkstoffe prozessnah charakterisiert. Hieran schließt eine Analyse der Teilprozesse (Kapitel 6) zur Modellbildung für eine In-situ-Eigenschaftsvorhersage an. Abschließend werden im Realversuch beim Presshärten im Folgeverbundwerkzeug mit erweiterter Aktorik Eigenschaften im Realversuch eingestellt und mit den In-situ-Vorhersagen abgeglichen (Kapitel 7).

2 Stand der Technik

Folgend wird zunächst zur Einführung die Technologie des konventionellen Presshärtens in einstufigen Werkzeugen erläutert (Abschnitt 2.1). Hieran schließt eine Beschreibung von Verfahrensvarianten des Presshärtens und der Warmblechumformung in mehrstufigen Werkzeugen auf technologischer Ebene an (Abschnitt 2.2). Vor dem Hintergrund der zuvor diskutierten Grundlagen wird darauf aufbauend die Mikrostrukturentwicklung, inklusive deren Modellierung, beim Presshärten aufgegriffen (Abschnitt 2.3). Zusätzlich werden die Materialeigenschaften mit dem Fokus auf der Ausprägung der Fließspannung während der Warmblechumformung in Abhängigkeit der Prozessparameter des Presshärtens beschrieben (Abschnitt 2.4). Im Anschluss werden Aspekte zum Einstellen (Abschnitt 2.5) und Rückführen (Abschnitt 2.6) von Produkteigenschaften im Kontext der Eigenschaftsregelung in der Umformtechnik erläutert. Im Fazit werden die Wissenslücken zur Thematik dieser Arbeit abgeleitet.

2.1 Technologie des Presshärtens von Stählen

Die grundlegenden Verfahrensvarianten des Presshärtens (**Bild 2.1**) sind das *direkte* und das *indirekte* Presshärten (Karbasian und Tekkaya, 2010). Beim *direkten* Presshärten wird konventionell eine vorgeschchnittene Blechplatine aus einem Presshärtestahl, wie dem gängig genutzten 22MnB5, mit einer ferritisch-perlitischen Ausgangsmikrostruktur in einem Ofen auf über 900 °C erwärmt und für 2 bis 5 min bei dieser Temperatur gehalten (Altan und Tekkaya, 2012), wodurch diese austenitisiert wird. Hierbei wandelt sich die zuvor kubisch-raumzentrierte (krz) Gitterstruktur des Materials in eine kubisch-flächenzentrierte (kfz) um (Bild 2.1c), sodass die Formbarkeit des Materials zunimmt und die Prozesskräfte bei einer Umformung sowie die Rückfederung nach einer Umformung abnehmen (Billur, 2019). Nach der Austenitisierung wird die warme Platine vom Ofen in das Umformwerkzeug transferiert, wo dann in einem Hub die finale Bauteilgeometrie erzeugt wird. Nach der Umformung werden die Umformwerkzeuge weiterhin für eine Verweilzeit von 5 bis 10 s (Karbasian und Tekkaya, 2010) geschlossen gehalten, wobei dann die Platine durch den Kontakt zu den gekühlten Werkzeugen abgeschreckt wird und die Mikrostruktur in eine martensitische Mikrostruktur umwandelt. Beim Abschreckvorgang ist zur Erzeugung einer vollständig martensitischen Mikrostruktur eine kritische Abkühlrate einzuhalten oder zu übertreffen, welche für den 22MnB5 bei über 25 K/s liegt (Naderi, 2007). Martensit hat eine kubisch-raumzentrierte Gitterstruktur, welche durch eingelagerte Kohlenstoffatome tetragonal verzerrt ist und hierdurch eine hohe Materialfestigkeit (Smallman und Bishop, 1999) und letztendlich Bauteilfestigkeit bedingt. Beim *indirekten* Presshärten wird der Platinezuschnitt wiederum im ersten Schritt bei Raumtemperatur (RT) umgeformt sowie getrimmt und dann im Ofen austenitisiert. Anschließend wird das warme Bauteil in eine Presse mit einem Werkzeug zum Abschrecken und Kalibrieren der Form transferiert. Die wesentliche

Formgebung findet folglich bei der ersten Kaltumformung statt und nicht im warmen Zustand. Neben den genannten konventionellen Prozessrouten gibt es zudem noch hybride Presshärtelinien, bei denen die Formgebung sowohl im kalten als auch im warmen Zustand erfolgt sowie mehrstufige Presshärteprozesse (Billur, 2019), welche im Abschnitt 2.2 aufgegriffen werden. Ebenso sind Prozessrouten vertreten, bei denen gradierte Eigenschaften im finalen Bauteil durch spezifische Austenitisierungs-, Kühl- und Glühstrategien (Merklein et al., 2016) eingestellt werden.

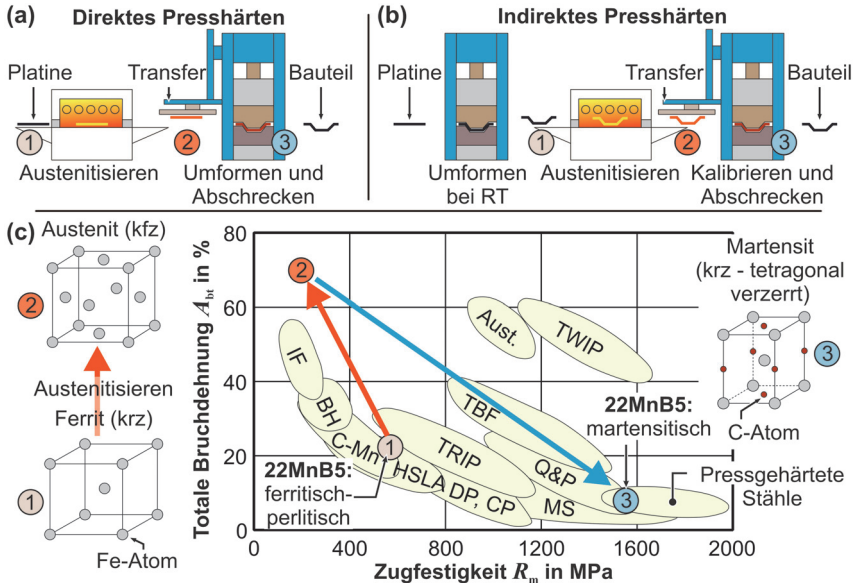


Bild 2.1: (a) und (b) - Konventionelle Presshärtelinien nach Karbasian und Tekkaya (2010) sowie (b) metallurgisches Prinzip und mechanische Eigenschaften beim Presshärten aus Billur (2019) in der Werkstoffbanane

Neben dem zuvor genannten, häufig verwendeten, 22MnB5 werden beim Presshärten auch höherfeste Mn-B und Mn-B-Cr legierte Stähle, wie der 28MnB5 und 34MnB5 beziehungsweise der 27MnCrB5 und der 33MnCrB5, eingesetzt, welche nach der Vergütung Zugfestigkeiten R_m von über 1600 MPa aufweisen (aus Billur (2019) nach Naderi (2007)). Auch Medium-Mn-Stähle werden zum Presshärten genutzt, welche durch einen Mn-Anteil von 4 – 7 Gew.% lufthärtende Eigenschaften aufweisen und bei geringen Temperaturen von 450 – 500 °C umgeformt werden (Chang et al., 2016). Ebenso werden Edelstähle, wie der lufthärtende martensitische Chromstahl X20Cr13 und der X46Cr13 eingesetzt. Diese weisen nach dem Presshärten und Anlassen Zugfestigkeiten von über 1520 MPa bei einer totalen Bruchdehnung von über 7,9 % auf (Behrens et al., 2018) und sind korrosionsbeständig (Rosemann et al., 2015). Außerdem werden beim

Presshärten Sandwichmaterialien wie der Tribond der Fa. Thyssenkrupp eingesetzt. Dieser weist im gehärteten Zustand im Crash eine verzögerte Rissneigung auf (Rosenstock et al., 2019). Ebenso wurde ein Verbund aus einer X5CrNi18-10 Decklage und einem 22MnB5-Kern zur raschen Erwärmung entwickelt (Stennei et al., 2024).

2.2 Presshärten und Warmblechumformung in mehrstufigen Werkzeugen

Folgend werden beispielhaft Prozesse zum mehrstufigen Presshärten beziehungsweise zur mehrstufigen Warmblechumformung von Stählen vorgestellt, die in einem Transfer- oder Folgeverbundwerkzeug implementiert wurden. Die Prozessstufen unterliegen bei diesen Werkzeugtypen einer direkten Kopplung. Jede Prozessstufe wird mit derselben zeitlichen Dauer durchlaufen und die Umformwerkzeuge bewegen sich je Stufe mit der gleichen, durch die Presse vorgegebenen, Kinematik. Die Erwärmung des Blechmaterials erfolgt entweder in Öfen, die den Werkzeugen vorgeschaltet sind, oder mit induktiven sowie konduktiven Widerstandserwärmungstechnologien, die zum Teil in die Werkzeuge integriert sind. Im Rahmen dieser Arbeit wird zwischen Prozessen mit einer *einfachen* und mit einer *komplexen* Mehrstufigkeit unterschieden. Bei einer einfachen Mehrstufigkeit schließt sich an die Erwärmung ein Umformvorgang an, mit dem innerhalb einer Prozessstufe die Geometrie des warmen Halbzeugs zur finalen Zielgeometrie umgeformt wird. Das Abschrecken des Bauteils erfolgt dann entweder im Anschluss in der gleichen Umformstufe oder in weiteren folgenden – geometrisch identischen – Umformstufen. Dies schließt auch Kalibrierstufen mit ein. Ein Prozess wird als komplex mehrstufig bezeichnet, wenn auf den ersten Umformvorgang ein oder mehrere Umformvorgänge folgen, mit denen die Geometrie des warmen Halbzeugs schrittweise zur finalen Zielgeometrie bei gleichzeitiger Abschreckung umgeformt wird und so in bestimmten Materialpunkten Umformvorgänge zeitlich getaktet überlagert werden.

2.2.1 Einfache Mehrstufigkeit

In Mori et al. (2017c) wird die Herstellung von hochfesten verzahnten Bauteilen aus 22MnB5 mit einer Ausgangsblechdicke von 4 mm und einem Modul von 2 mit einem Folgeverbundwerkzeug beschrieben (**Bild 2.2**). Nachdem das Blechcoil kalt vorgestanzt wurde, wird der Vorschnitt partiell konduktiv in 16,5 s auf 1050 °C widerstandserwärmt und hierdurch austenitisiert. Im Anschluss wird nach dem Transfer des Blechstreifens in der Folgestufe eine Scherschneideoperation oder Schmiedeoperation durchgeführt, bei der die Verzahnung im zuvor erwärmten Bereich erzeugt wird und dieser Bereich zur Härtung durch Werkzeugkontakt abgeschreckt wird. Mit einer Werkzeugkontaktzeit von 8 s beim Abschrecken konnten im Bereich der Zähne Härten über 500 HV20 erreicht werden. Durch den Einsatz der partiellen elektrischen Erwärmung kann dabei umgesetzt werden, dass nur der Bereich der Verzahnung ausgehärtet wird.

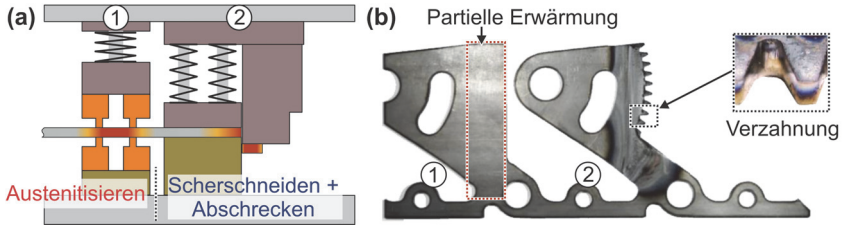


Bild 2.2: Herstellung von hochfesten verzahnten Bauteilen im Folgeverbundwerkzeug nach Mori et al. (2017c): (a) Stufenfolge und (b) Bauteil

In Löbke et al. (2017) wird ein Folgeverbundwerkzeug zur geregelten mehrstufigen Warmblechumformung von Biegeteilen verwendet, welches in einer Servopresse betrieben wird. Zur Umformung und Wärmebehandlung werden die Stähle 22MnB5, Docol 1500, DP1000 und HSLA500 betrachtet. In den ersten Werkzeugstufen werden kalt Vorstanzoperationen zur Erzeugung des Platinezzuschnittes mit einer Abmessung von 140 x 60 mm sowie der Streifenanbindung durchgeführt (**Bild 2.3**). Abhängig vom Produkt erfolgt nach dem Vorschnitt der Platine eine Biegeoperation bei Raumtemperatur (RT). Danach wird die Platine in einer Stufe induktiv rasch erwärmt – je nach Werkstoff auch rasch austenitisiert - und in der Folgestufe warm gebogen.

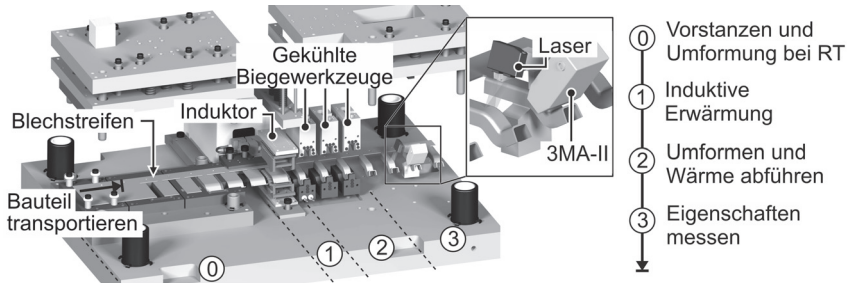


Bild 2.3: Folgeverbundwerkzeug zur geregelten Herstellung von wärmebehandelten Biegeteilen nach Löbke et al. (2017)

In weiteren geometrisch gleichen Stufen wird das Biegeteil dann durch Werkzeugkontakt abgekühlt und kalibriert. Vor der Vereinzelung der Bauteile wird der Biegewinkel durch einen Laser sowie die Härte über das 3MA-II System gemessen und zur Regelung rückgeführt. Durch eine Anpassung der Stellgrößen *Erwärmungstemperatur* und *Hubrate der Presse* wird entweder der Biegewinkel oder die Härte geregelt. Mit einem analogen Aufbau werden in Löbke (2019) für 2,5 mm dickes 22MnB5-Blechmaterial durch eine Anpassung der genannten Stellgrößen Härten zwischen 220 und 470 HV sowie Winkelabweichungen zwischen 0,35° und 0,7° eingeregelt.

2.2.2 Komplexe Mehrstufigkeit

Mori et al. (2017b) entwickelten ein zweistufiges Folgeverbund-Warmumformverfahren zur Herstellung kleiner ultrahochfester Bauteile mit Festigkeiten über 1500 MPa. Betrachtet wurde dabei das Warmumformen eines Sicherheitsgurtschlusses aus unbeschichtetem 22MnB5-Blech mit einer Ausgangsdicke von 3,2 mm. In der ersten Stufe wird ein abgewickeltes Coil partiell durch eine Widerstandserwärmung austenitisiert und im Anschluss in der gleichen Stufe warm gestanzt (**Bild 2.4**). Der gestanzte Rohling wird dann mithilfe des Coilverschnitts in die zweite Verbundstufe transportiert, wo dieser dann im Gesenk gebogen und abgeschreckt wird. Mit einer Austenitisierungstemperatur von 1000 °C, welche nach 8 s Erwärmungsdauer erreicht wird, werden Härten über 400 HV eingestellt. Der Umformung durch den Scherbeschnitt wird im Bereich der Schnittkanten somit durch die Biegeumformung eine zusätzliche Umformung überlagert. Der Einfluss der mehrfachen Umformung der Schnittkante auf die Härte wird jedoch in Mori et al. (2017b) nicht betrachtet.

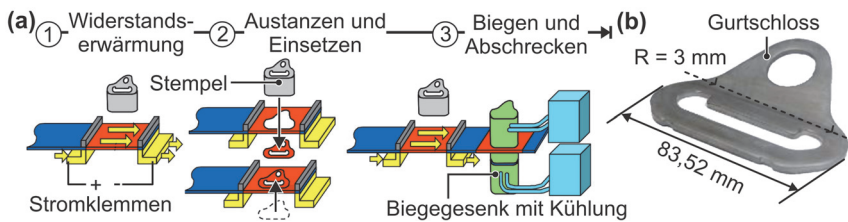


Bild 2.4: (a) Zweistufiger Prozess im Folgeverbundwerkzeug zum Biegen und Härten von (b) Sicherheitsgurtschlössern nach Mori et al. (2017b)

Beim „Multistep“-Presshärteverfahren der Fa. Gestamp – s. Belanger (2017) – werden Platinenzuschnitte aus lufthärtenden Presshärtestählen (20MnB8 (Billur, 2019), 22MnSiB9 (Hamamoto et al., 2017)) zunächst im Rollenherdofen austenitisiert und im Anschluss einer Servopresse mit Transferwerkzeug zugeführt (**Bild 2.5a**). Zum Zunderschutz sind die Blechzuschnitte mit Zinn beschichtet, weshalb die Platinen, zur Vermeidung von Rissen in der Zinnschicht, vor der ersten Umformoperation im Transferwerkzeug abgekühlt werden. In den folgenden Werkzeugstufen werden die Platinen dann warm mehrfach umgeformt und dabei schrittweise heruntergekühlt oder durch erwärmte Werkzeuge warmgehalten, damit eine für die Formbarkeit des Materials kritische Temperatur vor dem Abschluss der letzten Umformoperation nicht unterschritten wird. Durch die Verwendung lufthärtender Stähle spielt die kritische Abkühlrate innerhalb der Stufenfolge eine untergeordnete Rolle. Die direkte Abfolge mehrerer Warmumformoperationen ermöglicht die Herstellung geometrisch komplexer, gehärteter Bauteile bei einer gleichzeitig hohen Produktivität, da Hubraten $> 15/\text{min}$ umgesetzt werden können (Belanger, 2017). Zusätzlich kann beim „Multistep“-Verfahren durch ein Trimmen im Werkzeug der Laserbeschnitt vermieden werden. So wird in Hamamoto et al. (2017) die

Herstellung eines Bauteils (s. Bild 2.5b) aus 1,4 mm dickem 22MnSiB9-5 Blech mit einer dreistufigen Folge bei einer Hubrate von 20/min beschrieben, welches Härten > 450 HV aufweist. Die hierbei verwendete Legierung hat höhere Silizium- (1,2 Gew.-%) und Mangananteile (2,2 Gew.-%) als der konventionelle Presshärtestahl 22MnB5 (Si: 0,02 Gew.-%; Mn: 1,3 Gew.-%), wodurch die Bainit- und Ferritbildung verzögert werden und bei Abkühlraten von 2,5 K/s ein martensitisches Gefüge eingestellt werden kann. Vergleichbar zu „Multistep“-Verfahren (s.o.) werden in Behrens (2021) Platinen aus lufthärtenden martensitischen Chromstählen (X20Cr13 und X46Cr13) erst im Ofen austenitisiert, dann in ein Transferwerkzeug überführt und hier zweistufig umgeformt. Zur Untersuchung des Warmbeschnitts wird eine Stufenfolge aus Tiefziehen / Streckziehen mit anschließendem Scherschneiden und eine Stufenfolge mit einem initialen Scherschneiden und einem sich anschließenden Kragenziehen erprobt.

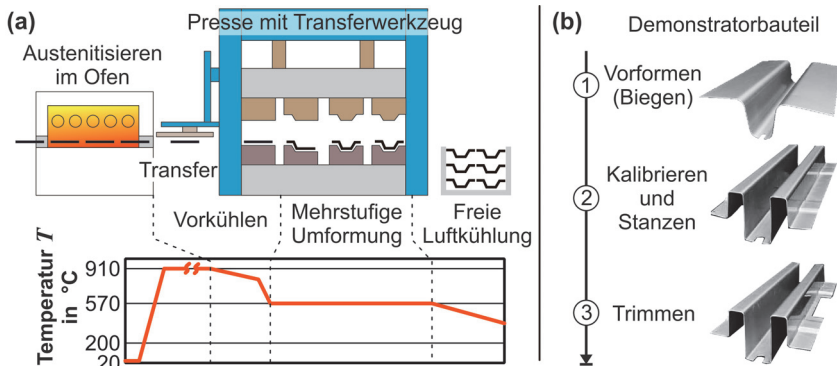


Bild 2.5: (a) „Multistep“-Presshärteverfahren der Fa. Gestamp nach Belanger (2017) aus Billur (2019) und (b) Demonstratorbauteil für das komplexe mehrstufige Presshärten nach Hamamoto et al. (2017)

In Demazel et al. (2018) wird ein mehrstufiges Transferwerkzeug zum Presshärten einer Karosserie-Querwand aus 22MnB5-Blech (USIBOR 1500P) bei Hubraten von bis zu 20/min beschrieben (**Bild 2.6**). Zunächst wird eine vorgeschchnittene Platine mit den Abmessungen von 1500 x 420 x 1,4 mm elektrisch widerstandserwärmt, wobei Aufheizraten von 90 K/s eingestellt werden und eine Austenitisierungstemperatur von 900 °C für 29 s zur Homogenisierung gehalten wird. Anschließend folgen zwei Stufen mit Ziehvorgängen, in denen die Blechtemperatur durch den Werkzeugkontakt auf bis zu ~ 500 °C abfällt. In der Folgestufe wird das Blech durch einen zusätzlichen Aktor im Werkzeug – eine weitere elektrische Widerstandserwärmung – Reaustenitisiert. Nachdem wieder eine Temperatur von ~ 900 °C erreicht wurde, wird die umgeformte reaustenitisierte Platine final getrimmt und dabei zweistufig abgeschreckt. Wie in prozessnahen Warmzugversuchen unter Nachbildung der thermo-mechanischen Prozesshistorie

gezeigt wurde, ist die Reaustenitisierung erforderlich, um ein vollständig martensitisches Gefüge einzustellen, da durch die beim Ziehen eingebrachte Umformung ($\varphi_{\max} \approx 0,2$) die Bildung weicher Phasen beschleunigt wird (Demazel et al., 2018).

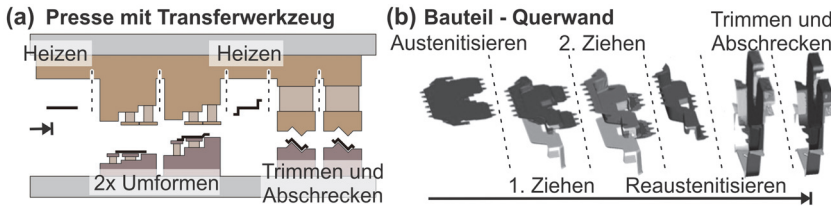


Bild 2.6: (a) Stufenfolge und (b) Bauteilgeometrie in der Stufenfolge bei der Herstellung einer Karosserie-Querwand nach Demazel et al. (2018)

2.3 Mikrostrukturentwicklung beim Presshärten

Nachdem zuvor die Grundlagen zum Presshärten aus verfahrenstechnischer Sicht erläutert wurden, wird in diesem Abschnitt die Mikrostrukturentwicklung beim Presshärten betrachtet. Entsprechend der Abfolge der Teilschritte beim Presshärten werden erst, zugehörig zur Erwärmung, die Austenitisierung sowie die Homogenisierung und anschließend, zugehörig zum Abschrecken und Umformen, die diffusionslose sowie die diffusionsgesteuerte Phasenumwandlung beschrieben. Abschließend werden Methoden zur Modellierung der Phasenumwandlung aufgegriffen. Der Schwerpunkt liegt im Folgenden auf den für diese Arbeit relevanten Stählen 22MnB5 und X46Cr13.

2.3.1 Austenitisierung und Homogenisierung

Presshärtestähle, wie der 22MnB5, haben im Lieferzustand gängig eine ferritisch-perlitische Ausgangsmikrostruktur (Billur, 2019). Während des Prozessschrittes der Austenitisierung wird durch ein Erwärmen des Stahls über die A_{c1} -Temperatur das Gefüge zunächst in eine ferritisch-austenitische Mikrostruktur und dann beim Überschreiten der A_{c3} -Temperatur in eine austenitische Mikrostruktur überführt (Bargel und Schulze, 2008). Letzteres Umwandlungsverhalten bei der Erwärmung gibt das Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubild an (Bild 2.7). Nach Lin (2012) kann der Austenitisierungsvorgang auf mikrostruktureller Ebene, bestehend aus den Schritten (1.) Keimbildung, (2.) Wachstum und (3.) Homogenisierung, wie folgt zusammengefasst werden:

1. Mit dem Überschreiten der A_{c1} -Temperatur beginnt bei untereutektoiden Fe-C-Stählen die Bildung – auch Nukleation genannt – von Austenitkeimen durch die eutektoidische Reaktion von Ferrit und Carbide zu Austenit an den Carbide-Ferrit-Grenzflächen (Zementitlamellen im Perlit, Carbide im Ferrit, Korngrenzen).
2. Nach der Keimbildung wird die Austenitisierung durch das Wachstum dieser Keime bestimmt, welches bei Fe-C-Stählen durch die Diffusion von Kohlenstoff an den Carbide- und Ferrit-Austenit-Grenzflächen gesteuert ist. Daher ist das Wachstum von der

Temperatur sowie der Zusammensetzung und Korngröße der Ausgangsphase und somit der initialen Mikrostruktur abhängig (s. Ausgangsgefüge in Bild 2.7).

3. Mit dem Überschreiten der A_{c3} -Temperatur ist die Bildung von Austenit abgeschlossen woran sich dann bei steigender Erwärmungstemperatur die Homogenisierung des Austenits anschließt. Dies umfasst die Auflösung übriger Carbide und die chemische Homogenisierung aller Legierungselemente durch Diffusion. Den Abschluss der Homogenisierung kennzeichnet in Bild 2.7 die Übergangslinie A_{c-hom} .

In der Ausgangsmikrostruktur der martensitischen Chromstähle, wie dem X45Cr13, dem X45CrMoV14 und dem X46Cr13, liegen hochtemperaturstabile $M_{23}C_6$ - (Garcia De Andres et al., 1998) und auch M_7C_3 -Carbide (Barlow und Du Toit, 2012) vor. Bei einer Austenitisierung im Ofen mit Aufheizraten von $0,2\text{ }^\circ\text{C/s}$ und Haltezeiten von 15 min kommt es bei dem X46Cr13 erst bei Austenitisierungstemperaturen von $1000 - 1075\text{ }^\circ\text{C}$ zu einer Teillösung und bei über $1175\text{ }^\circ\text{C}$ zu einer vollständigen Auflösung dieser Carbide (Barlow und Du Toit, 2012). Jedoch ist bei den martensitischen Chromstählen zum Einstellen einer maximalen Härte die vollständige Auflösung der Carbide bei hohen Austenitisierungstemperaturen und somit eine vollständige chemische Homogenisierung nicht zwangsläufig zielführend. Die hohen Austenitisierungstemperaturen bedingen zum einen ein übermäßiges Kornwachstum des Austenits, was nach der Hall-Petch-Beziehung (Hall, 1951; Petch, 1953) die Festigkeit herabsetzt. Ebenso bedingt eine Auflösung aller Carbide bei den genannten Chromstählen eine Übersättigung des Austenits, was wiederum im Martensit zwangsgelöste Restaustenitanteile von über 30 % nach dem Abschrecken bedingen kann (Barlow und Du Toit, 2012; Garcia De Andres et al., 1998).

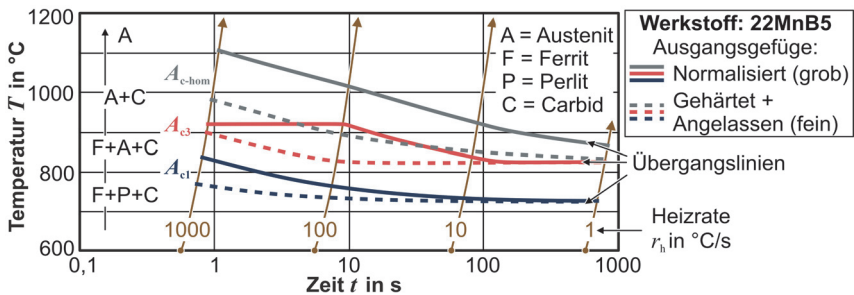


Bild 2.7: Übergangstemperaturen (A_{c1} , A_{c3} , A_{c-hom}) im Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubild (ZTA) für 22MnB5 bei Erwärmung mit der Heizrate r_h für verschiedene Ausgangsgefüge ermittelt mit JMatPro nach Schillé et al. (2011)

Die Austenitisierung beim konventionellen Presshärten mit 22MnB5 wird in einem Rollenherdofen durchgeführt, wobei die Platinen mit moderaten Aufheizraten von 12 K/s auf Temperaturen von $900\text{ }^\circ\text{C}$ bis $950\text{ }^\circ\text{C}$ erwärmt werden und bei diesen für 2-5 min

gehalten werden, um eine ausreichende Homogenisierung zu erreichen (Altan und Tekkaya, 2012). Wie im Kontext von Abschnitt 2.2 gezeigt, werden bei der mehrstufigen Warmblechumformung jedoch auch Methoden zur raschen Erwärmung, wie eine induktive oder eine Widerstandserwärmung vornehmlich zur Minimierung der Aufheizzeit durch eine Erhöhung der Aufheizrate und Austenitisierungstemperatur eingesetzt (Mori et al., 2017a). So werden in Lolla et al. (2011) zur raschen Wärmebehandlung Heizraten von 410 K/s, mit einer Haltezeit von 2 s und Austenitisierungstemperaturen von 1100 °C angefahren. Durch eine Erhöhung der Aufheizrate von 12 auf 300 K/s steigt die A_{c1} -Temperatur von 22MnB5 um 30 °C und die A_{c3} -Temperatur um 63 °C an (Chiriac und Sohmshetty, 2017). Deshalb werden zur vollständigen Austenitisierung und Homogenisierung bei der raschen Erwärmung mit kurzen Haltezeiten zum vollständigen Durchhärten sowohl bei martensitischen Chromstählen als auch Bor-Manganstählen höhere Temperaturen (s. Einfluss der Heizrate in Bild 2.7) als bei der Ofenerwärmung angefahren (Fritz, 2021). Dabei kann der Einfluss der Erwärmungsgeschwindigkeit, Austenitisierungstemperatur und Haltezeit zur Abschätzung der Homogenisierung bei der raschen Austenitisierung nach Fritz et al. (2019) durch die Verwendung des Hollomon-Jaffe Parameters H_{hom} aus Hollomon und Jaffe (1945) wiedergegeben werden.

2.3.2 Diffusionsgesteuerte und diffusionslose Phasenumwandlung

Beim Presshärten kommt es während des Abkühlvorgangs abhängig von der Abkühlrate zu einer Phasenumwandlung von Austenit zu Ferrit, Perlit, Bainit oder Martensit. Die Umwandlung von Austenit zu Ferrit und Perlit ist diffusionsgesteuert und läuft nach Keimbildungs- und Wachstumsmechanismen ab während die Umwandlung zu Martensit diffusionslos durch einen Schermechanismus erfolgt (Tamura, 1988). Die Bainitumwandlung erfolgt wiederum durch eine Kombination aus Kohlenstoffdiffusion und diffusionslosem Umklappen, ähnlich zur Martensitbildung (Macherauch und Zoch, 2019). Nach Bargel und Schulze (2008) können die einzelnen Umwandlungsvorgänge wie folgt zusammengefasst werden:

- *Ferrit* bildet sich bei langsamer Abkühlung, wenn die A_{c3} -Temperatur unterschritten wird, durch Diffusion von Eisenatomen aus dem kfz-Austenit als krz-Gitterstruktur (s. Bild 2.1). Der Kohlenstoff wird in die verbleibende Austenitphase ausgeschieden.
- *Perlit* entsteht bei einer langsamen Abkühlung unter die A_{c1} -Temperatur durch die Diffusion von Kohlenstoff sowie Eisen (und den Legierungselementen). Es bildet sich ein kristallines Gemenge aus Ferrit- und Zementitlamellen. Die Lamellenbreite nimmt mit steigender Abkühlgeschwindigkeit ab, da hiermit einhergehend die Zeit zur Diffusion verkürzt wird.
- Bei der *Bainitbildung* wird zwischen oberem und unterem Bainit unterschieden. Der *untere Bainit* entsteht bei niedrigeren Temperaturen kurz oberhalb der Martensitstarttemperatur – durch ein Umklappen des Austenitmischkristalls zu Ferritnadeln aus.

Der Kohlenstoff scheidet sich innerhalb der Ferritnadeln aus und bildet durch Diffusion Carbide. Der *obere Bainit* entsteht hingegen bei höheren Temperaturen im bainitischen Bereich aus. Aufgrund der günstigeren Diffusionsbedingungen bildet der Kohlenstoff Zementitpartikel zwischen den umgeklappten Ferritnadeln.

- *Martensit* entsteht bei einer schnellen, überkritischen Abkühlung aus dem Austenit unterhalb der Martensitstarttemperatur. Durch die schnelle Abkühlung des Austenits können die hierin gelösten Kohlenstoffatome nicht aus der Gitterstruktur diffundieren und verzerren so bei der scherenartigen Umwandlung von kfz zu krz die Gitterstruktur durch eine Zwangslösung tetragonal.

Das Umwandlungsverhalten der Presshärtestähle wird gängig mit Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (ZTU) dargestellt, welche für einen Austenitisierungszustand – also eine Kombination aus Austenitisierungstemperatur T_γ und Haltezeit t_γ – einer bestimmten Legierung bei Abschreckung aus dem Austenit ohne den Einfluss einer Warmumformung Gültigkeit besitzen. Exemplarische ZTU-Diagramme für die in dieser Arbeit behandelten Stähle sind in **Bild 2.8** gegeben. Bei den martensitischen Chromstählen kann es neben der Phasenumwandlung zur Bildung von Carbiden kommen (Rosemann et al.), was in Bild 2.8b durch die C-Linien angegeben ist.

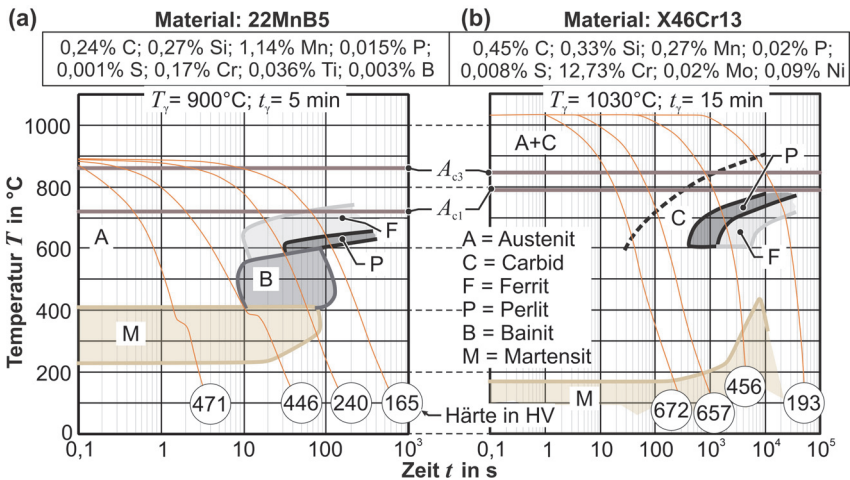


Bild 2.8: Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU) mit chemischer Zusammensetzung der Legierung für den **(a)** Werkstoff 22MnB5 nach Salari et al. (2015) und **(b)** den Werkstoff X46Cr13 nach Skrlec und Lindner (2017)

Die Kinematik der Phasenumwandlung beim Abkühlvorgang ist abhängig von der chemischen Zusammensetzung der Presshärtestähle und so letztendlich von den im Austenit gelösten Legierungselementen (vgl. Bild 2.8a und b). So verschiebt sich tendenziell der Beginn der Ferrit-, Perlit- und Bainitumwandlung mit steigendem gelösten Mangan,

Kohlenstoff-, Chrom- und Molybdän-Gew.-% im ZTU zu höheren Abkühl dauern (Mohrbacher, 2014). Ebenso können kleinste Anteile von Bor (0,002 Gew.-%) in der Legierung die Bildung von Ferrit durch eine Anreicherung an den Austenitkorn Grenzen verzögern (Melloy et al., 1973). Zudem verringert sich mit zunehmenden Kohlenstoff- und Mangananteil die Martensitstarttemperatur M_s (Mohrbacher, 2014). Neben der Legierungszusammensetzung hat auch die Austenitkorngröße einen Einfluss auf die Kinetik der Phasentransformation, da mit der Korngröße die Korngrenzenfläche und somit die Anzahl an Keimstellen variiert (Cahn, 1956). Mit abnehmender Austenitkorngröße nimmt die Bildungskinetik von Ferrit und Perlit zu (Aranda et al., 2014), wodurch sich die Phasengebiete im ZTU-Diagramm zu kürzeren Abkühl dauern verschieben.

2.3.3 Einfluss der Umformung auf die Phasenumwandlung

Prinzipiell resultiert aus einer plastischen Verformung des Austenits bei der Warmumformung eine Verfeinerung der Austenitkorngröße, wodurch die Anzahl an Keimstellen für eine diffusionsgesteuerte Phasenumwandlung erhöht und letztere beschleunigt werden kann (Tamura, 1988). Gleichzeitig kann die plastische Verformung die diffusionslose Martensitumwandlung durch eine Verfestigung des Austenits, welche diesen stabilisiert, behindern (Bhadeshia und Honeycombe, 2017). Aus der Literatur sind zu diesem Zeitpunkt keine Untersuchungen bekannt, welche eine Beschleunigung der diffusionsgesteuerten Phasenumwandlung durch eine Warmumformung unter den Prozessbedingungen des Presshärtens für einen lufthärtenden Stahl, wie den X46Cr13, untersuchen. Deshalb sind die folgenden Beschreibungen auf die Rückwirkung der Umformung auf die Phasenumwandlung beim Presshärten von 22MnB5 oder anlogem Stählen fokussiert.

Barcellona und Palmeri (2009) zeigen auf Grundlage von Warmzugversuchen mit 22MnB5, welche an die thermo-mechanische Historie bei Presshärten anlehnen, dass sich mit zunehmendem in den Austenit eingebrachten Umformgrad die Startzeit für das Einsetzen der diffusionsbedingten Phasenumwandlung – die Inkubationszeit – beim Abschreckvorgang verringert. Dadurch verschieben sich die Umwandlungsgebiete im ZTU, welches dann auch Umform-ZTU (U-ZTU) genannt wird, abhängig von der Umformtemperatur T_ϕ und dem Umformgrad ϕ , zu geringeren Startzeiten (**Bild 2.9**). Folglich können durch die Umformung im Austenitgebiet bei gleicher Abkühlrate geringere Härten nach dem Presshärtevorgang resultieren, da der Anteil am gebildeten Martensit reduziert und am gebildeten Ferrit, Perlit und Bainit erhöht wird. Nach Min et al. (2012) bedingt sowohl eine Abnahme der Umformtemperatur als auch die Zunahme der im Austenit gespeicherten Verformungsenergie eine Erhöhung der Antriebskraft und somit eine Verkürzung der Inkubationszeit für die Ferritumwandlung. Dabei keimt der sogenannte deformationsinduzierte Ferrit bevorzugt an den verformten Korngrenzen des Austenits, aufgrund der hier vorliegenden Verzerrungsenergie (Min et al., 2012). Weiterführend bedingt nach Li et al. (2021) eine Verringerung der Umformtemperatur beim

Presshärten auch, dass die Akkumulation von Versetzungen aus der Umformung gegenüber einer Annihilation dieser durch eine Rekristallisation dominiert, wodurch mit der Umformung bei geringeren Temperaturen mehr Versetzungen und Leerstellen als Keimstellen für eine diffusive Phasenumwandlung eingebracht werden.

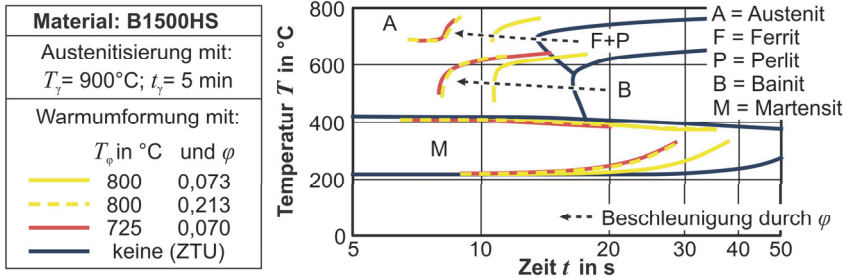


Bild 2.9: Einfluss der Umformung unter Variation der der Umformtemperatur T_{ϕ} und des Umformgrads ϕ auf das Umwandlungsverhaltens des Presshärtestahls B1500HS im Umform-ZTU nach Li et al. (2021)

Der kombinierte Einfluss der Warmumformung und der Homogenität des Austenits beim Presshärten von 22MnB5 wird in Reitz et al. (2022) untersucht indem Warmzugproben mit 20 K/s auf Austenitisierungstemperaturen zwischen 800 und 950 $^{\circ}\text{C}$ erwärmt, bei diesen für 150 bis 600 s gehalten und anschließend isotherm umgeformt werden. Grundsätzlich zeigen Reitz et al. (2022), dass mit sinkender Austenitisierungstemperatur – und damit geringerer Homogenität des Austenits – die Beschleunigung der diffusionsgesteuerten Phasentransformation durch die Umformung zunimmt. Allerdings überlagern sich bei der beschriebenen Versuchsprozedur die Einflüsse der Variation der Homogenisierung und der Umformtemperatur auf die Phasenumwandlung, sodass eine klare Trennung dieser Effekte nicht möglich ist.

2.3.4 Modellierung der Phasenumwandlung

Im Folgenden werden etablierte Ansätze zur Modellierung der diffusionsgesteuerten und diffusionslosen Phasenumwandlung von 22MnB5 und niedrig legierten Stählen aufgeführt. Ergänzend wird die Modellierung der Rückwirkung der Umformung auf die Phasenumwandlung beschrieben.

Modellierung der diffusionsgesteuerten Phasenumwandlung:

Zur Modellierung der Phasenumwandlung durch Diffusion von Austenit zu Ferrit, Perlit oder Bainit beim Presshärten von 22MnB5 werden in der Literatur primär Ansätze genutzt, welche auf dem Kirkaldy-Venugopalan (*KV*) Modell oder dem Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (*JMAK*) Modell basieren (Hart-Rawung et al., 2023). Beide Modelle können in ihrer Grundform nur die isotherme Phasenumwandlungskinetik abbilden (Hippchen, 2014). Deshalb wird gängig zur Modellierung der Phasenumwandlung

bei Abkühlvorgängen die Temperatur-Zeitkurve $T(t)$ durch eine Treppenfunktion mit isothermen Zeitinkrementen Δt zur Anwendung der Additivregel nach Scheil (1935) approximiert. Beide folgend beschriebenen Modelle nehmen als Ausgangszustand einen homogenen Austenit an.

Das *KV*-Modell aus Kirkaldy und Venugopalan (1983) erweitert nach Li et al. (1998) ist ein semi-empirisches multiplikatives Modell (**Gl. (2.1)**), mit welchem die Reaktionsrate $d\xi_i/dt$ der Phase i basierend auf je einem Funktional für die Austenitkorngröße $f(G_i)$, die chemische Zusammensetzung des Austenits $f(C_i)$ und die Temperatur $f(T_i)$ sowie dem normierten Phasenanteil $f(\xi_i)$ bestimmt wird:

$$d\xi_i/dt = f(G_i) \cdot f(C_i) \cdot f(T_i) \cdot f(\xi_i). \quad (2.1)$$

Eine Nutzung des *KV*-Modells zur Beschreibung der Phasenumwandlungskinetik von 22MnB5 zusammen mit einer Bestimmung der einzelnen Funktionale f ist in Hippchen et al. (2016) aufbauend auf Åkerström und Oldenburg (2006) gegeben und wird im Detail in Abschnitt 6.3 aufgegriffen.

Das *JMAK*-Modell, erweitert nach Bok et al. (2015) zur Beschreibung einer nicht-isothermen Phasenumwandlungskinetik von 22MnB5 (**Gl. (2.2)**), beschreibt den Phasenanteil ζ der Phase i zum Zeitpunkt t abhängig von der Abkühlrate r_k und der Temperatur T über eine Sigmoidfunktion. In der gegebenen Formulierung sind k und n Werkstoffparameter, die über weiterführende Gleichungen zu bestimmen sind und $\zeta_{i,\max}$ ist der maximale Phasenanteil der Phase i je Abkühlrate r_k :

$$\zeta_i = \zeta_{i,\max}(r_k) \cdot [1 - \exp[-k_i(r_k; T) \cdot t^{n_i(r_k; T)}]]. \quad (2.2)$$

Modellierung der diffusionslosen Phasenumwandlung:

Zur Modellierung der diffusionslosen Phasenumwandlung von Austenit zu Martensit wird in der Literatur gängig das Koistinen-Marburger-Modell (*KM*) als Ausgangspunkt genutzt (Hart-Rawung et al., 2023). Das *KM*-Modell (**Gl. (2.3)**) gibt in seiner Grundform auf Basis einer Exponentialfunktion den gebildeten Martensitphasenanteil ζ_M in Abhängigkeit zum vorhandenen Restaustenitanteil $\zeta_Y^*(T = M_S)$ beim Erreichen der Martensitstarttemperatur M_S und der Unterkühlung unter die Martensitstarttemperatur sowie einem materialspezifischen Parameter α_M an:

$$\zeta_M = \zeta_Y^* \cdot (1 - \exp(-\alpha_M(M_S - T))). \quad (2.3)$$

Mit dem Parameter α_M , welcher bei Stählen meist den Wert 0,011 annimmt, wird dabei die Martensitbildungsrate eingestellt (Koistinen und Marburger, 1959). Eine Erweiterung des *KM*-Modells und Vereinigung mit dem *KV*-Modell oder dem *JMAK*-Modell zu einem Framework zur gemeinsamen Modellierung der diffusionslosen und diffusionsgesteuerten Phasenumwandlung von 22MnB5 ist unter anderem in Hippchen (2014) – *KV* – beziehungsweise in Hart-Rawung et al. (2023) – *JMAK* – gegeben.

Modellierung der Rückwirkung der Umformung auf die Phasenumwandlung:

Zur Berücksichtigung des Einflusses der Umformung im Austenit beim Presshärten mit dem Modell nach Kirkaldy-Venugopalan (*KV*) wird in Bok et al. (2014) eine umformungsabhängige effektive Austenitkorngröße basierend auf einem Versetzungsdichtemodell bestimmt. In Bambach et al. (2017) und weiterführend in Hart-Rawung et al. (2018) wird die Ausgangsaktivierungsenergie zur Ferrit- $Q_{F,0}$ und Perlit- $Q_{P,0}$ sowie Bainitbildung $Q_{B,0}$, welche jeweils Teil des Funktionals $f(C_i)$ des KV-Modells ist (s. Gl. (2.1)), bilinear in Abhängigkeit der eingebrachten Umformung φ skaliert:

$$Q_i = \begin{cases} Q_{i,0} \cdot (1 - 1,05 \cdot \varphi) & 0 \leq \varphi < 0,1 \\ Q_{i,0} \cdot (0,895 - (0,01 \cdot \varphi)) & 0,1 \leq \varphi \leq 0,5 \end{cases} \quad \text{mit } i = F, P \quad (2.4)$$

$$Q_B = \begin{cases} Q_{B,0} \cdot (1 - 0,82 \cdot \varphi) & 0 \leq \varphi < 0,1 \\ Q_{B,0} \cdot (0,918 - (0,02 \cdot \varphi)) & 0,1 \leq \varphi \leq 0,5. \end{cases} \quad (2.5)$$

Durch die aufgeführte bilineare Skalierung wird die mit steigendem Umformgrad einsetzende Sättigung der Einbringung von Keimstellen für eine diffusionsgesteuerte Umwandlung des Austenits erfasst (Bambach et al., 2017).

Eine Berücksichtigung der Rückwirkung einer Umformung auf die Phasenumwandlung ist nicht Teil des *JMAK*-Modells nach Bok et al. (2015) – s. Gl. (2.2). In Hart-Rawung et al. (2023) wird jedoch im Kontext der Entwicklung eines neuen vereinheitlichten *JMAK*-Modells ein vom Umformgrad abhängiger Korrekturfaktor $f_{\text{Rel}}(\varphi)$ eingeführt, mit welchem wiederum die temperaturabhängige Relaxationszeit $t_{\text{Rel}}(T)$ als Teil einer Erweiterung des Werkstoffparameters k in Gl. (2.2) skaliert wird. In Li et al. (2021) wird wiederum basierend auf der Modellierungsgrundlage zur Phasenumwandlung aus Kamamoto et al. (1985) der Einfluss der Umformung durch eine virtuelle Abkühlrate berücksichtigt, mit welcher die Inkubationszeit zur diffusionsgesteuerten Phasenumwandlung abhängig von der Umformtemperatur T_φ , dem Umformgrad φ und der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ skaliert wird.

2.4 Eigenschaften bei der Warmblechumformung

Zur Modellierung der Warmumformung ist eine Kenntnis des Materialverhaltens – insbesondere der Fließeigenschaften – erforderlich. Das fundamentale von der Umformtemperatur T_φ , der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ und dem Umformgrad φ abhängige Warmfließverhalten beim Presshärten der hier behandelten Werkstoffe ist in der Literatur ausführlich beschrieben (s. Karbasian und Tekkaya (2010) für den 22MnB5 und Stockburger (2024) für den X46Cr13). Folgend werden darüberhinausgehende Einflüsse der thermo-mechanischen Prozesshistorie auf das Warmfließverhalten betrachtet.

In Merklein et al. (2006) wird mit prozessnahen isothermen Warmzugversuchen (**Bild 2.10**), welche das einstufige Presshärten von 22MnB5 mit einer Austenitisierung im Ofen bei einer Austenitisierungstemperatur T_γ von 950 °C und einer Haltezeit t_γ von

180 s abbilden, eine Abhängigkeit der Fließspannung von der Abkühlrate r_k nach der Austenitisierung sowie der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ bei einer Umformtemperatur T_φ von 500 °C aufgezeigt. Bei einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 0,1/s$ und einer geringen Abkühlrate vor der Umformung ($r_k = 15$ K/s) wird ein bainitisches Gefüge und mit einer hohen Abkühlrate ($r_k = 80$ K/s) ein austenitisches Gefüge umgeformt (Merklein et al., 2006). Dabei liegt die Fließspannung des bainitischen Gefüges bei $T_\varphi = 500$ °C bis zu 350 MPa über der eines austenitischen Gefüges (Ahn et al., 2019). Ebenso hat die Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ bei $T_\varphi = 500$ °C einen Einfluss auf die Fließspannung, der über den Einfluss der Rekristallisation und dynamischen Erholung hinausgeht. Mit einer geringen Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ von 0,01/s (s. Bild 2.10 - Mitte) setzt bei $\varphi \approx 0,1$ die Bainitbildung ein, welche einen Zuwachs der Verfestigung bedingt.

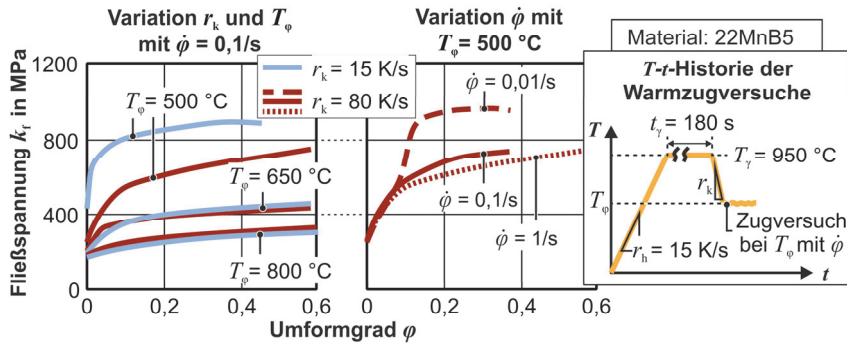


Bild 2.10: Warmfließkurven für das einstufige Presshärten unter Variation der Abkühlrate r_k vor der Umformung bei der Temperatur T_φ (links) und der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ (mitte) nach Merklein et al. (2006)

Ergänzend zum Vorhergehenden zeigten Venturato et al. (2017) mit vergleichbaren prozessnahen isothermen Warmzugversuchen mit 22MnB5, dass aus einer Verringerung der Austenitisierungstemperatur von 950 °C auf 850 °C eine Zunahme der Fließspannung bei einer Umformtemperatur T_φ von 550 °C folgt, da die Bainitbildung durch eine unvollständige Austenitisierung nach einer kürzeren Inkubationszeit einsetzt.

Zur Charakterisierung des Einflusses der Austenithomogenität auf die Fließspannung bei einem Umformgrad φ von 0,05 wird in Todzy (2015) die Aufheizrate r_h bei der Austenitisierung des 22MnB5 sowie die hierauf folgende Haltezeit t_h variiert und anschließend jeweils ein isothermer Warmzugversuch bei $T_\varphi = 1075$ °C mit einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 10/s$ durchgeführt (**Bild 2.11a**). Nach Todzy (2015) führt eine geringe Homogenisierung, die bei kurzen Haltezeiten und hohen Aufheizraten auftritt, zu einer höheren Fließspannung, da dann Kohlenstoff in den ehemaligen Perlitbereichen konzentriert ist und dadurch mehr Energie für deren Umformung benötigt wird.

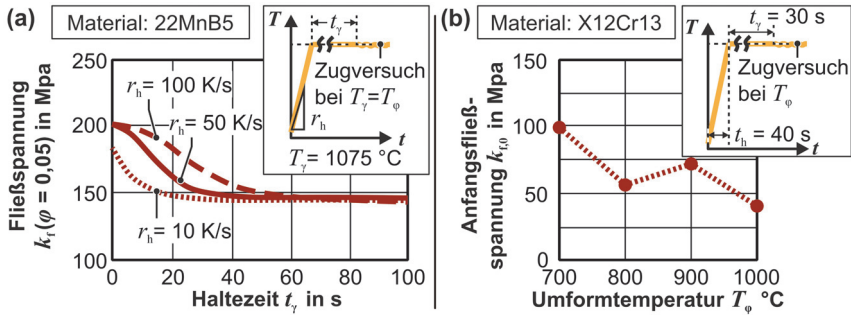


Bild 2.11: (a) Einfluss der Homogenisierung auf die Fließspannung k_f von 22MnB5 beim Umformgrad $\varphi = 0,05$ bei einer Umformtemperatur $T_\gamma = T_\phi = 1075\text{ °C}$ nach Todzy (2015); (b) Einfluss der Umformtemperatur auf die Anfangsfließspannung im Übergang von Ferrit zu Austenit nach Kamaliev (2023)

In Kamaliev (2023) werden Warmzugversuche mit dem martensitischen Chromstahl X12Cr13, welcher in seiner Zusammensetzung bis auf den Kohlenstoffgehalt mit dem in dieser Arbeit verwendeten X46Cr13 vergleichbar ist, bei einer Variation der Umformtemperatur T_ϕ und einer konstanten Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 0,01/s$ nach einem Heizvorgang mit der Dauer t_h und einer Haltezeit t_γ durchgeführt (Bild 2.11b). Mit einer steigenden Umformtemperatur liegt kein kontinuierlicher Abfall der Anfangsfließspannung vor. Nach Kamaliev (2023) ist diese Diskontinuität auf ein Umformen im Bereich der Umwandlung von Ferrit zu Austenit – also der Austenitisierung – zurückzuführen, da der Verformungswiderstand der Ferritphase bei einer höheren Temperatur unterhalb desjenigen der Austenitphase liegt (Manninen und Säynäjäkangas, 2012).

2.5 Einstellen von Produkteigenschaften bei der Blechumformung

Folgend werden Aktorkonzepte und Methoden zum Einstellen der Produkteigenschaften bei der Blechumformung aufgeführt. Nach Stebner et al. (2024) wird dabei zwischen *mechanischen* und *thermischen* Aktoren differenziert. Betrachtet werden nur Aktoren, welche im Umfeld des Presshärtens oder in anderen primär formgebundenen Blechumformverfahren in Pressen eingesetzt werden.

2.5.1 Mechanische Aktoren

In Nielsen et al. (2023) wird ein Stempel zum flexiblen Abstreckgleitziehen in einer Werkzeugstufe eines Folgeverbundwerkzeugs beschrieben, der aus einem Hohlstempel und einem inneren konisch zulaufenden Dorn besteht, der wiederum zugestellt werden kann (**Bild 2.12a**). Über die Zustellung des Dorns wird die Steifigkeit des Stempels, beziehungsweise der effektive Durchmesser des Stempels bei der Umformung adaptiert.

Hierdurch soll die Höhe der abgestreckten Bauteile – eine geometrische Produkteigenschaft – bei fluktuierender Ausgangsblechdicke konstant gehalten werden (Nielsen et al., 2023) und auch der Verschleiß des Stempels verringert werden (Siimut et al., 2024). Zum Einstellen des Materialflusses beim Tiefziehen und so auch der Ausdünnung wurden unterschiedliche Systeme mit geregelten hydraulischen Aktoren entwickelt. Barthau und Liewald (2017) beschrieben einen segmentierten elastischen Niederhalter bei dem jedes Segment über einen druckgeregelten Hydraulikzylinder betätigt wird, um lokal die Niederhalterkraft in den Segmentzonen und so den Blecheinzug beim Ziehvorgang einzustellen (Bild 2.12b). Endelt et al. (2013) steuern den Einzug über druckbeaufschlagte Kavitäten, welche in den Niederhalter integriert sind. Ebenso kann der Materialfluss lokal über in den Stempel beziehungsweise in die Matrize integrierte, hydraulisch betätigte Klemmen (Bild 2.12c) gesteuert werden (Cao et al., 2001). Eine Nutzung der Niederhalteraktorik zum Einstellen der Ausdünnung und der erreichbaren Ziehtiefe beim direkten Presshärten von gezogenen Näpfen wird in Ouyang et al. (2012) beschrieben.

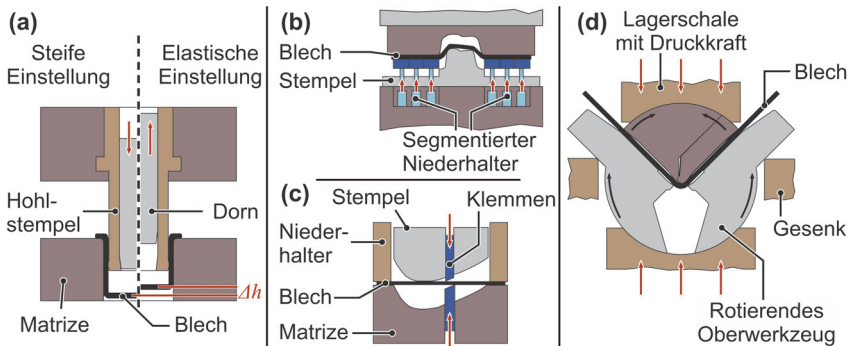


Bild 2.12: (a) Flexibler Stempel zum Abstreckgleitziehen nach Nielsen et al. (2023); (b) Segmentierter Tiefziehniederhalter nach Barthau und Liewald (2017) aus Brun et al. (2021); (c) Tiefziehen mit hydraulischen Klemmen nach Cao et al. (2001); (d) Blechbiegen mit Drucküberlagerung nach Meya et al. (2019)

Durch eine Drucküberlagerung in Blechdickenrichtung können beim Blechbiegen die Schädigungsentwicklung in der Biegezone und die hiermit korrelierenden Produkteigenschaften des Biegeteils, wie die Bauteilsteifigkeit oder die Ermüdungsfestigkeit, eingestellt werden (Meya, 2020). Als Aktorik zur Umsetzung des drucküberlagerten Biegens wird das Biegemoment durch zwei rotierende Werkzeughälften eingebracht, während die Drucküberlagerung über kraftbeaufschlagte Lagerschalen (Bild 2.12d), welche auf die Werkzeughälfte wirken, in die Biegezone realisiert wird (Meya et al., 2019).

2.5.2 Thermische Aktoren

Thermische Aktoren ermöglichen es die Temperaturhistorie einzelner Blechbereiche oder des gesamten Blechs während des Umformprozesses anzupassen, wodurch unter anderem das Fließverhalten und auch die Mikrostrukturevolution gesteuert werden. Ota et al. (2014) integrierten beim Warmtiefziehen eine lokale Kühlung mit Druckluftdüsen in ein Umformwerkzeug (**Bild 2.13a**), um vor und während des Ziehvorgangs die Temperatur des Blechs in der Zarge zu senken und hier ein Ausdünnen des Blechmaterials bei der Umformung zu hemmen. In Löbbecke et al. (2022) werden wiederum Druckluftdüsen als Aktor in ein Folgeverbundwerkzeug zum Warmscherschneiden integriert, um in einer Werkzeugstufe vor dem Warmscherschneiden die Temperatur im Blech abzusenken, wodurch der Kanteneinzug beim Scherschneiden reduziert werden kann (Mori et al., 2013b). Während durch die genannten Luftdüsen die Abkühlung gezielt beschleunigt wird, nutzen Feuser und Schweiker (2009) in das Presshärteverfahren integrierte Heizelemente als Aktor, um die Abkühlrate beim Pressvorgang durch das Erwärmen von Werkzeugbereichen lokalisiert zu reduzieren und hierdurch gradierte Festigkeiten im Bauteil zu erzeugen. Auch die Geschwindigkeit des Stempels kann bei der Warmblechumformung als thermischer Aktor genutzt werden, weil hiermit die Kontaktzeit des warmen Blechs mit den gekühlten Werkzeugelementen variiert und folglich auch die räumlich-zeitliche Temperaturverteilung während der Umformung. Maeno et al. (2014) zeigten, dass mit steigender Stempelgeschwindigkeit beim Tiefziehen von Näpfen durch eine Verkürzung des Zeitraums für einen Wärmeaustausch die Temperaturdifferenz zwischen dem Flansch und der Zarge während der Umformung reduziert werden kann und hierdurch eine Lokalisierung der Ausdünnung in der Zarge gehemmt wird. Analog wird in Löbbecke (2019) über die Hubrate der Presse bei der Warmblechumformung im Folgeverbundwerkzeug die Abkühlhistorie des Blechmaterials variiert.

Thermische Aktoren zur Erwärmung des Blechs vor oder während der Umformung können unter anderem eine Laser-, Induktions- oder Widerstandserwärmung sein. So wird in Bleck et al. (2018) in einem Folgeverbundwerkzeug erst ein Vorloch gestanzt, welches dann, um die Duktilität des Materials zu erhöhen, in einer Folgestufe mit einem Laser im Randbereich erwärmt wird und dann in einer weiteren nachfolgenden Stufe zu einem Kragen gezogen wird. Ebenso wird die Lasererwärmung zur Erhöhung der Duktilität und Steuerung des Materialflusses während des Drückens genutzt (Klocke und Brummer, 2014). Zur Einstellung der resultierenden Härte wird in Löbbecke (2019) beim Presshärten im Folgeverbundwerkzeug ein Induktor als thermischer Aktor genutzt (analog zu Bild 2.3), mit welchem der Austenitisierungszustand von Bauteil zu Bauteil variiert werden kann. Ebenso kann über einen Induktor, der in einem Folgeverbundwerkzeug einer Gesenkbiegestufe vorgeschaltet ist, die Temperatur in der Biegezone und hierüber die Rückfederung eingestellt werden (Löbbecke et al., 2015).

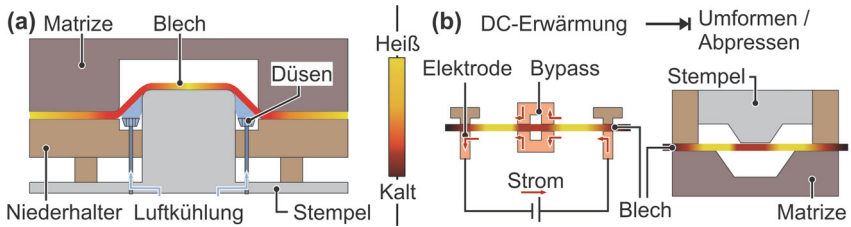


Bild 2.13: Thermische Aktoren - **(a)** Luftdüsen zur Abkühlung eines initial homogen erwärmten Blechstreifens vor und bei der Umformung nach Ota et al. (2014); **(b)** DC-Widerstandserwärmung einer Blechplatte vor der Umformung zur Einstellung einer gradierten Temperaturverteilung nach Mori et al. (2013a)

Analog zur Induktionserwärmung wird auch die Widerstandserwärmung genutzt, um den Materialfluss oder die resultierende Festigkeit gradiert einzustellen. Liang et al. (2014) austenitisierten vor dem Presshärten im Werkzeug durch eine Widerstandserwärmung einen Bor-Mangan-Stahl und konnten im zuvor erwärmten Bereich nach dem Abschrecken Härten von 500 HV einstellen, während die angrenzenden Bereiche weiterhin die Härte des Grundmaterials von 160 HV aufwiesen. Gleichermaßen wird in Mori et al. (2013a) mit einer Widerstandserwärmung und einem integrierten Bypass (Bild 2.13b) gezielt eine Temperaturverteilung bei der Austenitisierung eingestellt und so der Materialfluss beim Pressvorgang wie auch die resultierende Härte gradiert.

2.6 Rückführung und Kontrolle von Produkteigenschaften

Der Regelkreis einer Eigenschaftsregelung wird mit der Rückführung der Produkteigenschaften durch Sensoren geschlossen. Der Begriff Sensor bezeichnet im Allgemeinen ein Instrument, das Eigenschaften oder Änderungen erfasst oder misst und entsprechend eine Ausgabe oder Messung liefert (Oxford English Dictionary, 2023). Zur Rückführung können verschiedene Klassen von Sensoren eingesetzt werden. Folgend werden zunächst die für diese Arbeit relevanten Sensoren sowie Applikationen in der Umformtechnik beschrieben. Anschließend werden für das Presshärten entwickelte Prozessüberwachungssysteme zur On- und Offline-Kontrolle der Produkteigenschaften vorgestellt.

Softsensoren korrelieren im laufenden Prozess messbare Größen mit nicht oder nur schwer messbaren Größen (Becker und Krause, 2010). Der Softsensor ist eine Erweiterung der (Hardware-)Sensorik, mit der mehrere von den vorgelagerten Sensoren eingehende Signale unter Ausnutzung von prozessspezifischen Kenntnissen verarbeitet werden. Die Transformation zwischen Eingang und Ausgang des Softsensors erfolgt dabei mit prozessspezifischen Modellen (zum Beispiel analytische Gleichungen, Kennfeldern, datenbasierten Modellen, Simulationen) in Abhängigkeit von der Prozesszeit, dem betrachteten Ort sowie aktuellen Prozessinformationen (Homberg et al., 2024).

- Bambach et al. (2021) entwickelten einen Softsensor zur Rückführung der Korngröße in Schmiedeteilen als Grundlage für das eigenschaftsgergelte mehrstufige Schmieden des Einsatzstahls 18CrNiMo7-6. Die messbaren Eingangsgrößen für den Softsensor sind die Ofentemperatur und die Transportzeit des Schmiedeteils vom Ofen zur Presse. Mit einem künstlichen neuronalen Netz (KNN) wird basierend auf den Messgrößen und den derzeitigen Stellgrößen (Schlagenergie, Pause zwischen den Schlägen) die räumliche Entwicklung von Grenzen zwischen unterschiedlichen Mikrostrukturregionen im Schmiedeteil als Softsensorausgang präzidiert. Letzterer Ausgang stellt eine nicht direkt im Prozess messbare Größe dar. Das Training des KNN wurde mit einer durch FE-Simulationen entwickelten Datenbasis vollzogen.
- In Lafarge et al. (2021) wird für das eigenschaftsgergelte thermomechanische Ringwalzen ein Softsensor zur Rückführung der Härte im Kern des Rings entwickelt, da diese nicht direkt messbar ist. Eingangsgrößen sind die Oberflächentemperatur des Rings, die mit einem Pyrometer gemessen wird, sowie die Werkzeugposition und die momentane Ringgröße. Der Softsensor umfasst drei Teilmodell: (1) thermisches Modell, (2) Deformationsmodell und (3) Mikrostrukturmodell. (1) präzidiert basierend auf der Oberflächentemperaturmessung über einen analytischen Ansatz die thermische Historie. (2) bestimmt anhand der Werkzeugposition und der Ringgröße über ein KNN die plastische Deformation und somit die mechanische Historie im Ring. Auch hier wurde das KNN mit einer Datenbasis aus FE-Simulationen trainiert. Mit (3) wird dann schließlich unter Nutzung eines dynamischen Rekristallisationsmodells und der Ausgänge von (1) sowie (2) die Härte im Kern des Rings berechnet.

(Mikro-)Magnetische Sensoren werden als Teil von Systemen, wie z.B. dem 3MA- oder dem QASS μ magnetic-System, zur zerstörungsfreien Prüfung der Mikrostruktur von ferromagnetischen Stählen verwendet. Der Sensor nimmt magnetische Eigenschaften des zu untersuchenden Materials auf, das System verarbeitet die Messung und gibt über Korrelationen Material- sowie Mikrostrukturkennwerte wie die Härte, Zugfestigkeit, Phasenanteile, Eigenspannungen oder die Korngröße aus (Boller et al., 2011). So kann zum Beispiel über das Barkhausen-Rauschen auf die Spannungen und die Korngröße im Material geschlossen werden (Ktena et al., 2014). Da die Korrelationen material- und nicht prozessspezifisch sind, werden die genannten Sensoren und Prüfsysteme hier nicht den Softsensoren zugeordnet. Wolter et al. (2019) beschreiben verschiedene Anwendungen des 3MA-Systems im Bereich des Presshärten:

- Prozesskontrolle beim Presshärten von Automobilbauteilen aus 22MnB5 mit und ohne gradiertem Eigenschaftsprofil durch Rückführung der Härte und Zugfestigkeit
- Steuerung des Erwärmungsofens durch Prüfung der AlSi-Diffusionsschichtdicke

Da die Temperaturführung beim Presshärten die Produkteigenschaften wesentlich beeinflusst, sind hierbei *Sensoren zur In-Situ-Temperaturmessung* von hoher Relevanz.

Zur Temperaturmessung werden in Presshärteanlagen optische Sensoren, wie Wärmebildkameras und Pyrometer, sowie kontaktierende Sensoren, wie Thermoelemente, genutzt.

- Optische Messsysteme haben den Nachteil, dass während des Pressvorgangs das Sichtfeld durch Werkzeugelemente versperrt wird. In Maeno et al. (2014) wird daher beim Warmtiefziehen die Temperaturverteilung über eine Wärmebildkamera durch eine Öffnung im Werkzeug kombiniert mit einem Spiegel aufgenommen. Jedoch kann das Bauteil im Bereich der Öffnung nicht abgepresst werden.
- Behrens et al. (2019) beschreiben einen taktilen Dünnschichttemperatursensor für den Einbau in Presshärteanlagen, der durch Kontakt zur Platine beim Abpressen mithilfe eines integrierten thermoresistiven Sensors eine In-situ-Temperaturmessung während des Pressvorgangs ermöglicht. Aufgrund der thermischen Trägheit gibt der Sensor die Platinentemperatur jedoch nur verzögert und mit einem Offset wieder, weshalb eine Kalibrierfunktion erforderlich ist. In Schrepfer (2023) wurde wiederum ein agiler thermoresistiver Sensor entwickelt, der beim Scherschneiden mit Schnittgeschwindigkeiten bis 300 mm/s die Temperatur im Schneidspalt misst. Hierfür wird hochfrequent die Spannung zwischen dem Blech und dem Stempel während des Schnittvorgangs gemessen – alle anderen Werkzeugelemente sind hierzu isoliert – und über eine Kalibrierfunktion von der Spannung auf die Temperatur geschlossen.

In Vollmer und Palm (2019) wird ein *Echtzeitüberwachungssystem für das Presshärten* vorgestellt, das basierend auf Sensordaten und den Informationen aller Hardwarekomponenten der Presshärteanlage Anomalien in der Prozessführung detektieren kann und hierauf basierend in den Prozess eingreift oder dem Bediener eine Abweichung mitteilt.

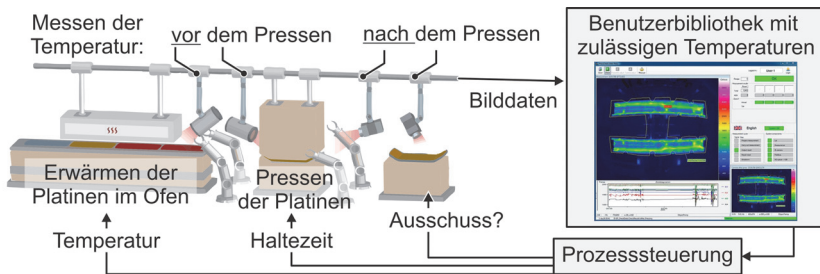


Bild 2.14: Prozesskontrolle beim Presshärten aus InfraTec (N.N.) nach Sturm (2022)

Es ist somit ein primär datenbasiertes Überwachungssystem. Die Eingangsdaten für das System sind thermo-mechanische Prozessdaten wie die Ofentemperatur, die Austenitierungszeit, die Platinentemperatur bei Beginn der Umformung, die Umformzeit und Umformgeschwindigkeit, die Haltekraft und Haltezeit der Presse im UT sowie Temperaturmessungen am umgeformten Bauteil (Vollmer und Palm, 2019). Analog wird in Sturm (2022) eine Prozessüberwachung vorgestellt (**Bild 2.14**), die basierend auf Temperaturmessungen im Ofen sowie vor und nach dem Pressen im Zusammenspiel mit

einer Benutzerbibliothek für zulässige Temperaturdaten durch die Prozesssteuerung Anpassungen an den Prozessparametern vornimmt und Ausschussteile detektiert.

2.7 Fazit zum Stand der Technik

Das mehrstufige Presshärten ist aufgrund der erzielbaren Bauteilkomplexität bei gleichzeitiger Umsetzbarkeit höchster Bauteilfestigkeiten eine wichtige Technologie für den Leichtbau. Die Implementierung im Folgeverbundwerkzeug erlaubt dabei das Fertigen kleiner bis mittelgroßer Bauteile in großen Stückzahlen. In der Literatur findet diese Technologie bereits in verschiedenen, spezialisierten Verfahrensvarianten ihre Umsetzung, wobei meist initial innerhalb der ersten Prozessstufen der Werkzeugtechnologie eine rasche Erwärmung stattfindet. Dennoch ist die industrielle Anwendung im Vergleich zum konventionellen Presshärten begrenzt. Ein wesentlicher Grund hierfür kann darin gefunden werden, dass die schwer abzuschätzenden örtlich und zeitlich mehrstufig variierenden thermo-mechanischen Wechselwirkungen und deren Rückwirkungen auf die Produkteigenschaften bisher wenig erforscht sind. Im Sinne der Transformation von gesteuerten zu geregelten Umformprozessen kann zum Ausgleich dieser variierenden Wechselwirkungen das mehrstufige Presshärten im Folgeverbundwerkzeug um eine Eigenschaftsregelung erweitert werden. Hierfür steht jedoch die Entwicklung von Sensoren oder Modellen zur In-situ-Vorhersage der Produkteigenschaften beim Presshärten als Teil der Rückführung in einem Regelkreis aus. Eine Grundlage hierfür kann das Konzept der Softsensorik bilden. Zudem eröffnet die Mehrstufigkeit die Möglichkeit, zu verschiedenen Zeitpunkten mit unterschiedlichen Aktoren gezielt auf die Produkteigenschaften einzuwirken, was beim einstufigen Presshärten nicht realisierbar ist, und das Einstellen gradiertter Eigenschaften unterstützt. Die Entwicklung und Erprobung mehrstufiger Werkzeuge mit erweiterter Aktorik zur Vermeidung einer Unteraktuierung steht jedoch aus. Basierend auf bereits erprobten Verfahrensvarianten erscheint die Verwendung von thermischen Aktoren zur raschen Erwärmung im Folgeverbundwerkzeug, mit denen über die Zeit-Temperatur-Führung auf das von der Homogenisierung abhängige Umwandlungsverhalten eingewirkt werden kann, vielversprechend. Bisher ist jedoch primär die Mikrostrukturentwicklung beim einstufigen Presshärten ausgehend von einem homogenen Austenit umfassend untersucht. Im Gegensatz hierzu wird in der Literatur die Rückwirkung eines inhomogenen Austenits nach einer raschen Erwärmung auf die Phasenumwandlung beim mehrstufigen Presshärten im Folgeverbund kaum thematisiert. Vor allem steht eine Betrachtung des kombinierten Einflusses der Austenithomogenität, der Umformtemperatur und der Aufteilung der Umformung auf mehrere Prozessschritte auf die Phasenumwandlung sowie des Warmfließverhaltens im Prozess aus. Die Kenntnis letzterer Wechselwirkungen ist notwendig zur Entwicklung einer In-situ-Vorhersage der Produkteigenschaften und um diese gezielt einstellen zu können.

3 Zielsetzung

Das mehrstufige Presshärten im Folgeverbundwerkzeug ermöglicht die Herstellung von kleinen bis mittelgroßen hochfesten und gleichzeitig geometrisch anspruchsvollen Bauteilen in hohen Stückzahlen. Aufgrund der komplexen thermo-mechanischen Historie, beginnend mit einer raschen Austenitisierung, sind die aus dem Prozess resultierenden Produkteigenschaften der mehrstufig umgeformten und wärmebehandelten Bauteile jedoch schwer zu präzisieren und gezielt einzustellen. Letztere Problematik wird dadurch verstärkt, dass Umformprozesse in der Regel hinsichtlich des Einstellens der Eigenschaften unteraktuiert sind. Das Ziel dieser Arbeit ist es daher im Kontext des mehrstufigen Presshärtens mit rascher Austenitisierung um einen Modellierungsansätze für eine In-situ-Vorhersage der Produkteigenschaften zu entwickeln und zum anderen durch den gezielten Einsatz von Aktoren zur Manipulation der thermo-mechanischen Prozesshistorie die Produkteigenschaften einzustellen. Die Entwicklungen sollen dabei vor dem Hintergrund des erforderlichen Paradigmenwechsels zu eigenschaftsgeregelten Umformprozessen geschehen.

Zur Erweiterung des bisherigen Kenntnisstands werden folgende übergeordnete wissenschaftliche Fragestellungen untersucht:

1. Welchen Einfluss hat die rasche Austenitisierung bei Variation der Homogenisierung auf das Fließverhalten bei der Warmumformung?
2. Welche Fließspannung stellt sich bei einer Folgeumformung nach einer vorangegangenen Warmumformung und einer initialen raschen Austenitisierung ein?
3. Welche Mikrostruktur und welche daraus folgenden Produkteigenschaften resultieren aus einer Wärmebehandlung mit rascher Austenitisierung und prozessrelevanten Abkühlraten?
4. Welche Mikrostruktur und Härte resultiert nach einer ein- und mehrfachen Warmumformung nach einer raschen Austenitisierung?
5. Wie und mit welchen schnellen Modellen können die Teilprozesse zur In-situ-Vorhersage der Produkteigenschaften im Kontext einer Eigenschaftsregelung berechnet werden?
6. Können ausgewählte Produkteigenschaften in einem mehrstufigen Presshärteprozess, umgesetzt in einem Folgeverbundwerkzeug mit erweiterter Aktorik (Realprozess), eingestellt werden?
7. Wie genau können mit den entwickelten schnellen Modellen die im Realprozess resultierenden Eigenschaften vorhergesagt werden?

Aus dem Ziel dieser Arbeit und den übergeordneten wissenschaftlichen Fragestellungen folgen mehrere Teilziele. Zur Umsetzung dieser Teilziele ist die Arbeit in vier Kapitel gegliedert, welche gemäß **Tabelle 3.1** den Kapiteln zugeordnet sind.

Tabelle 3.1 Aufbau und zu erreichende Teilziele dieser Arbeit

Teilziele	Kapitel	
<ol style="list-style-type: none"> 1. Ermittlung der zu untersuchenden Werkstoffe 2. Entwicklung einer repräsentativen Prozesskette, eines Demonstratorbauteils und Auswahl der zu fokussierenden Produkteigenschaften als Eingrenzung für die weiteren Untersuchungen 3. Auswahl der Aktorik zum Einstellen der Eigenschaften und Umsetzung des Realprozesses 4. Definition des Regelkreises zur Ableitung der zu entwickelnden Modelle für eine In-situ-Vorhersage der Eigenschaften 	4	Konzeptionierung der Technologie und des Regelungsansatzes
<ol style="list-style-type: none"> 5. Ermittlung des Materialverhaltens während der mehrstufigen Umformung bei varianter Prozessführung als Grundlage zur Analyse und Modellierung der (Umform-)Teilprozesse 6. Ermittlung der aus der thermischen sowie thermo-mechanischen Prozesshistorie resultierenden Produkteigenschaften 	5	Prozessnahe Materialcharakterisierung
<ol style="list-style-type: none"> 7. Ermittlung der Rückwirkung der Temperaturverteilung auf die (Umform-)Teilprozesse 8. Entwicklung eines schnellen Modells zur Berechnung der Warmumformung zur Rückführung der Produkteigenschaften unter Berücksichtigung der Temperaturverteilung 9. Entwicklung eines schnellen Modells zur Berechnung der Wärmebehandlung zur Rückführung der Produkteigenschaften unter Berücksichtigung der thermo-mechanischen Historie 	6	Analyse und Modellierung der Teilprozess zur In-situ-Vorhersage und Rückführung der Produkteigenschaften
<ol style="list-style-type: none"> 10. Einstellen der Produkteigenschaften im Realprozess mit erweiterter Aktorik 11. Validierung der entwickelten Modelle zur In-situ-Vorhersage 	7	Einstellen und Rückführen der Eigenschaften beim Presshärten im Folgeverbundwerkzeug

4 Konzeptionierung der Technologie und des Regelungsansatzes

In diesem Kapitel wird die Technologie zum mehrstufigen Presshärten im Folgeverbundwerkzeug als Grundlage und Eingrenzung der Untersuchungen hergeleitet. Dabei werden eine repräsentative Prozesskette sowie ein Demonstratorbauteil entwickelt und die zu untersuchenden Werkstoffe und Produkteigenschaften ausgewählt. Zusätzlich werden die Aktoren zum Einstellen der Eigenschaften im Folgeverbundwerkzeug ausgewählt und das zugrundeliegende Regelungskonzept vorgestellt, aus dem sich die zu entwickelnden Modelle für die In-situ-Vorhersage der Produkteigenschaften ableiten.

4.1 Werkstoffauswahl

Beim einfachen und komplexen mehrstufigen Presshärten werden Stähle *ohne* und *mit* ausgeprägter Abkühlratensensitivität eingesetzt. Erstere (*ohne*) sind Lufthärter mit einer kritischen Abkühlrate r_{krit} von 2,5 – 8 K/s und letztere (*mit*) sind konventionelle Presshärtestähle, wie der 22MnB5, mit einer r_{krit} von 25 – 30 K/s. Mit den folgenden Annahmen (1) – (3) kann die erforderliche Mindesthubrate, f_{erf} in Abhängigkeit von der Anzahl der Umformstufen n_{umf} beim mehrstufigen Presshärten und der r_{krit} des genutzten Materials nach **Gl. (4.1)** abgeschätzt werden. (1) Es wird eine lineare Abkühlung im Prozess, bei gleichzeitiger Vernachlässigung der Temperaturdifferenz zwischen der Austenitiserungstemperatur T_{γ} und der Eintrittstemperatur in die erste Umformstufe angenommen. (2) Es wird vorgegeben, dass die Martensitstarttemperatur M_s in der letzten Umformstufe bei halber Stufenzeit erreicht wird, um dort noch eine Umformung zu ermöglichen. (3) Die Eingriffsdauer, also die Zeit, welche das Blech mit den Werkzeugen innerhalb einer Stufe kontaktiert, wird in die vereinfachten Betrachtungen nicht einbezogen.

$$f_{\text{erf}}(r_{\text{krit}}, n_{\text{umf}}) = 60 \frac{s}{\text{min}} \cdot \frac{(n_{\text{umf}} - 0,5) \cdot r_{\text{krit}}}{T_{\gamma} - M_s} \quad (4.1)$$

Steigende Austenitierungs- und fallende Martensitstarttemperaturen sowie wenige Umformstufen begünstigen kleinere Hubraten, f_{erf} (**Bild 4.1**). Stähle ohne ausgeprägte Abkühlratensensitivität ermöglichen eine langsame Temperaturabsenkung innerhalb der Stufenfolge bei geringen Hubraten, wobei nach einer vollständigen Austenitisierung und Homogenisierung nahezu unabhängig von der Abkühlrate eine martensitische Mikrostruktur resultiert. So eignen sich diese Stähle für die Umsetzung aufeinanderfolgender Warmumformoperationen, unterliegen aber der Einschränkung, dass weichere Mischgefüge mit einer Wärmebehandlung innerhalb der Stufenfolge kaum einzustellen sind. Dagegen ist bei Stählen mit einer ausgeprägten Abkühlratensensitivität zur Einstellung eines martensitischen Gefüges eine kritische Abkühlrate r_{krit} einzuhalten, die eine aktive Wärmeabfuhr durch gekühlte Werkzeuge oder andere technische Maßnahmen erfordert. Das Einhalten von r_{krit} kombiniert mit der Notwendigkeit, dass die Umformoperationen mit Einsetzen der Martensitstarttemperatur abgeschlossen sein müssen, erfordern mit steigender Stufenzahlen n_{umf} auch steigende Hubraten. Zusätzlich

kann die Abkühlratensensitivität gezielt genutzt werden, um innerhalb der Stufenfolge nicht nur vollständig martensitische Gefüge, sondern auch Mischgefüge einzustellen.

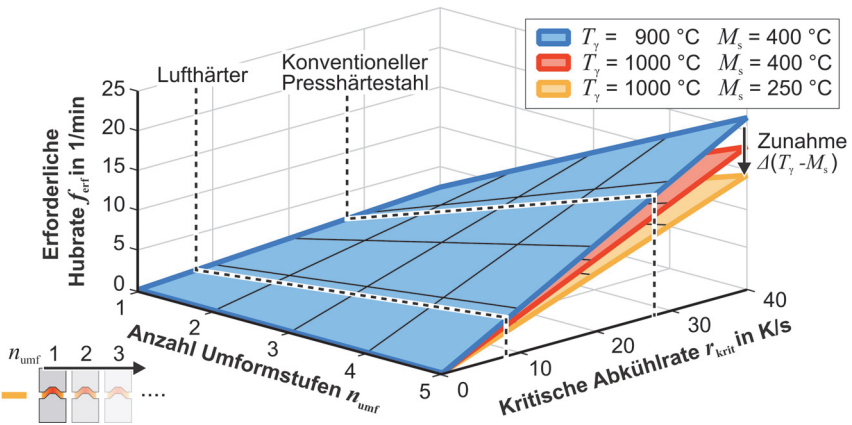


Bild 4.1: Erforderliche Mindesthubrate f_{erf} in Abhängigkeit der Anzahl an Umformstufen n_{umf} und der kritischen Abkühlrate r_{krit} bei Annahme einer linearen Abkühlung im Prozess nach der Erwärmung nach Gl. (4.1)

Abgeleitet aus dem Vorherigen ist zu erwarten, dass sich für die Stähle *ohne* und *mit* Abkühlratensensitivität Unterschiede in der Komplexität bei der Auslegung der Aktorik zum Einstellen der Eigenschaften sowie der Sensorik zu deren Rückführung und zur Regelung der einstellbaren Zielgrößen ergeben (**Bild 4.2**). Deshalb sollen die Entwicklungen in dieser Arbeit anhand eines Stahls *ohne* ausgeprägte Abkühlratensensitivität (X46Cr13), sowie eines Stahls *mit* ausgeprägter Abkühlratensensitivität (22MnB5) durchgeführt werden. Der martensitische Chromstahl X46Cr13 wird gewählt, da dieser keine Beschichtung als Zunderschutz benötigt und die Eigenschaften eines Lufthärters aufweist (Behrens et al., 2018). Der Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 wird wiederum gewählt, da er im Bereich des konventionellen Presshärtens etabliert ist und dessen Verwendung für eine komplexe Mehrstufigkeit näher zu untersuchen ist.

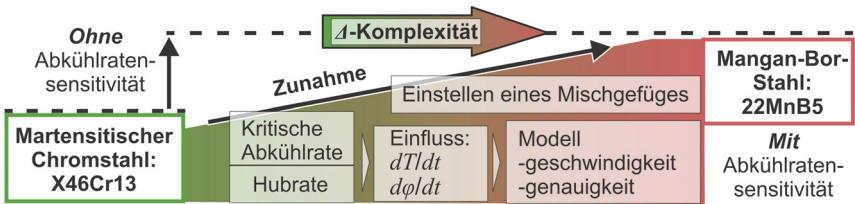


Bild 4.2: Einfluss der Abkühlratensensitivität auf die Komplexität bei der Auslegung der Regelung und Aktorik

Die chemische Zusammensetzung der verwendeten Werkstoffe ist in **Tabelle 4.1** gegeben. Der 22MnB5 weist mit 0,19 % einen Kohlenstoffanteil an der unteren Toleranzgrenze für die Werkstoffspezifikation auf. Mit dem Modell nach Maynier et al. (1978) ergibt sich bei einer vollständig martensitischen Mikrostruktur mit den gegebenen Zusammensetzungen für den 22MnB5 ein Härte von 455 HV und für den X46Cr13 ein Härte von 782 HV. Es ist jedoch anzumerken, dass in der Literatur bei Stählen mit einer analogen Zusammensetzung zum vorliegenden X46Cr13 nur maximale Härten im Bereich von 674 HV (Barlow und Du Toit, 2012) beziehungsweise 710 HV (Garcia De Andres et al., 1998) eingestellt werden konnten.

Tabelle 4.1: Zusammensetzung der Werkstoffe in Gew.-%: 22MnB5 (Schmelzanalyse Thyssenkrupp), X46Cr13 (Prüfbescheinigung nach EN 10204/3.1)

	Fe	Mn	Si	Cr	C	Al	Ni	Ti	Cu
22MnB5	~97,9	1,13	0,33	0,27	0,19	0,036	0,03	0,028	0,02
X46Cr13	~84,8	0,55	0,37	13,76	0,443				
	P	Mo	N	As	S	B	V	Sn	Nb
22MnB5	0,01	0,004	0,0037	0,003	0,003	0,0023	0,002	0,002	0,001
X46Cr13	0,026				0,001				

Sowohl der 22MnB5 als auch der X46Cr13 liegen unbeschichtet in Form von Coils mit einer Dicke von 2 mm und einer Breite von 200 mm vor. Beim 22MnB5 wird auf einen Zunderschutz in Form einer AlSi- oder Zn-Beschichtung verzichtet, da bei einer raschen Austenitisierung nicht die erforderliche Zeit zum Eindiffundieren – siehe Suehiro et al. (2003) und Da Ximenes et al. (2020) – der Beschichtung in das Grundmaterial gegeben ist. Zudem richtet sich bei einer induktiven Erwärmung die AlSi-Beschichtung unerwünscht entlang der Magnetfeldlinien aus (Veit et al., 2010).

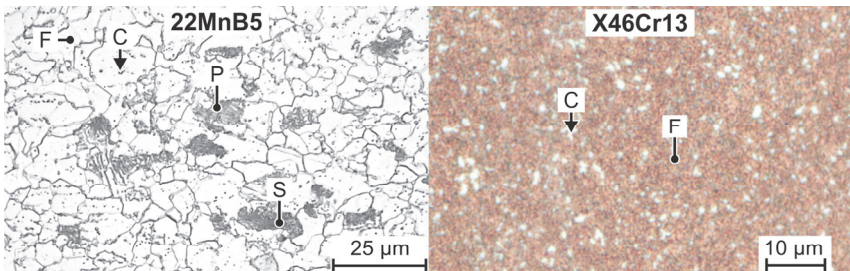


Bild 4.3: Initiale Mikrostruktur der verwendeten Werkstoffe im Schlibbild - 22MnB5 geätzt in 3%iger HNO₃ und X46Cr13 geätzt in Kalling 2

Die Ausgangsmikrostruktur des 22MnB5 (**Bild 4.3**) besteht aus 70 % Ferrit (F) mit einer durchschnittlichen Korngröße von 12 μm , 22 % Sorbit (S), 5 % Perlit (P) und 3 % feinen Carbiden (C). Die Ausgangshärte des 22MnB5 beträgt 153 HV und die Zugfestigkeit R_m 562 MPa. Der verwendete X46Cr13 weist initial eine feinkörnige ferritische Matrix mit unter dem Lichtmikroskop nicht klar differenzierbaren Korngrenzen auf. In die ferritische Matrix sind Carbide mit einem Durchmesser von 1 - 2 μm eingebettet. Es liegen nach Barlow und Du Toit (2012) primär M_{23}C_6 -Carbide vor. Die Ausgangshärte des martensitischen Chromstahls beträgt 193 HV und die Zugfestigkeit 655 MPa.

4.2 Definition und Umsetzung einer repräsentativen Prozesskette

Zur Schwerpunktsetzung bei den Untersuchungen zur Vorhersage und zum Einstellen der Produkteigenschaften beim mehrstufigen Presshärten im Folgeverbundwerkzeug wird im Folgenden gemäß der Zielsetzung eine repräsentative Prozesskette entwickelt.

4.2.1 Auswahl der Teilprozesse und einzustellenden Produkteigenschaften

Die Prozesskette im Folgeverbundwerkzeug soll aus für die Warmblechumformung und insbesondere für das Presshärten repräsentativen Teilprozessen bestehen mit deren Verkettung und Verschachtelung ein Demonstratorbauteil hergestellt wird. Wesentliche Teilprozesse aus der Warmblechumformung sind in **Bild 4.4** gegeben. Zusammen mit der nachfolgend hergeleiteten Auswahl an Teilprozessen werden die für die jeweiligen Teilprozesse charakteristischen und somit für die Rückführung sowie das Einstellen relevanten Produkteigenschaften des Demonstratorbauteils abgeleitet.

Ausgewählte Teilprozesse und Eigenschaften

Prozess	Scherschneiden	Kragenziehen	Streckziehen/ Tiefziehen	Gesenkbiegen	Wärme- behandlung
Eigenschaften	Kanteneinzug E_K Effektive Dicke s_{Eff} Glattschnitt- u. Abrissanteil	Kragen - Höhe h_K - Dicke s_K	Blechdicke - Boden s_B - Zarge s_Z - Flansch s_F	Blechdicke am Radius s_R Biegeradius r_B Rückfederung K	Phasenanteile ζ Korngröße G Härte HV Zugfestigkeit R_m Gleichmaßdehnung A_g

Bild 4.4: Teilprozesse der Warmblechumformung und charakteristischen Eigenschaften

Zum Presshärten im Folgeverbundwerkzeug ist als erster Teilprozess vor der Warmumformung stets eine Austenitisierung innerhalb der Werkzeugtechnologie erforderlich, wodurch eine zusätzliche Verschachtelung der Wärmebehandlung mit den weiteren Teilprozessen folgt. Die Mikrostruktur, welche aus der thermo-mechanischen Historie – also der verschachtelten Wärmebehandlung und Umformung – resultiert, welche durch die Phasenanteile und Korngröße beschrieben werden kann, ist maßgeblich für die Produkteigenschaften Härte, Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung. Diese sind gängige Kenngrößen beim Presshärten und sollen daher die einzustellenden Zielgrößen der Wärmebehandlung sein, wobei hier der Fokus auf der Härteverteilung liegt. Letztere ist nach Möglichkeit aus der Verteilung der Mikrostrukturzusammensetzung abzuleiten.

Die (Teil-)Umformprozesse zur Untersuchung der Einflüsse einer komplexen mehrstufigen Warmumformung sind im Sinne der Zielsetzung dieser Arbeit so auszuwählen, dass einer ersten Umformung mindestens eine zweite darauffolgende Umformung an derselben Stelle überlagert werden kann. Die Zielgrößen des Warmscherschneidens sind, in Verbindung mit einem Presshärtevorgang, die Minimierung des temperaturabhängigen Kanteneinzugs bei einer Maximierung des Glattschnittanteils an der effektiven Höhe und bei gleichzeitiger Aufrechterhaltung der Zielhärte (Mori et al., 2015). Da das Warmscherschneiden im Kontext des direkten Presshärtens jedoch noch wenig verbreitet ist und nur im Bereich der Schnittkanten eine Überlagerung der Umformung im Sinne der komplexen Mehrstufigkeit möglich ist, soll der Prozess im Folgenden nicht als Teilprozess berücksichtigt werden. Zielgrößen des Warmkragenziehens sind die Maximierung der Kragenhöhe bei Aufrechterhaltung einer funktionalen Wandstärkenverteilung (Motaman et al., 2018), was wiederum mit einem Presshärtevorgang zur Festigkeitssteigerung verbunden werden kann (Cheng, 2017). Da das Warmkragenziehen ein Vorloch aus einem vorherigen Scherschneideschnitt benötigt, was zu unerwünschten Inhomogenitäten in der Temperaturverteilung bei der Erwärmung führen kann (Martschin et al., 2021), und der gezogene Kragen nur schwer in eine Folgeumformung eingebunden werden kann, soll auch dieser Teilprozess keine Berücksichtigung finden. Ein Prozess mit wiederum hoher Relevanz für das Presshärten ist das Tiefziehen, welches abhängig von der Niederhalterdistanzierung, Niederhalterkraft und der Reibung in einen Streckziehvorgang übergeht. Zielgrößen hierbei sind die Dicken- und Härteverteilung im Bauteil sowie die Maßhaltigkeit (Maeno et al., 2014), welche durch den Verlauf des Radius und die Rückfederung beschrieben werden kann. Gängige Demonstratorbauteile sind meist gezogene Näpfe und Hutprofile. Ebenfalls relevant für das Presshärten ist das Gesenkbiegen mit analogen Zielgrößen zum Streckziehen beziehungsweise Tiefziehen, wobei der Fokus verstärkt auf der Maßhaltigkeit des Biegeradius zur Einhaltung eines Soll-Biegewinkels liegt. Aufgrund ihrer Relevanz für das Presshärten und der Möglichkeit, dass unter anderem eine Biegeumformung im Boden, Flansch oder in der Zarge eines zuvor gezogenen Hutprofils überlagert werden kann, werden die (Teil-)Umformprozesse Streckziehen / Tiefziehen sowie Gesenkbiegen für die repräsentative Prozesskette

ausgewählt. Da in Löbke (2019) bereits das Einstellen der Biegeradien beim Gesenkbiegen und die Kompensation der Rückfederung im Folgeverbundwerkzeug unter den Bedingungen der Warmumformung untersucht wurde, soll der Fokus dieser Arbeit auf dem gezielten Einstellen der Wandstärkenverteilung im Bauteil liegen.

Folglich ist ein Presshärteprozess im Folgeverbundwerkzeug umzusetzen, bei dem eine Verkettung des Streckziehens / Tiefziehens und des Gesenkbiegens verschachtelt mit einer Wärmebehandlung vorliegt, die mit einer Austenitisierung in der ersten Prozessstufe beginnt. Dabei sind vom Demonstratorbauteil die Wandstärkenverteilung und mikrostrukturbasierten Produkteigenschaften, mit einem Fokus auf der Härte, durch eine Aktorik einzustellen und für eine Regelung durch eine In-situ-Vorhersage rückzuführen. Folgend wird die Aktorik zum Einstellen der Eigenschaften ausgewählt.

4.2.2 Überlegungen zum Einstellen und Entkoppeln der Produkteigenschaften

Beim Presshärten sind die Produkteigenschaften jedes finiten Bauteilbereichs ein Resultat der Eigenschaften des Ausgangsmaterials und der thermo-mechanischen Prozesshistorie. Zum Einstellen der Produkteigenschaften ist deshalb die thermo-mechanische Historie während des Prozesses durch Aktoren, welche thermische und mechanische Freiheitsgrade bei der Prozessführung generieren, zu manipulieren, um die Ziel-Produkteigenschaften zu erhalten. Die Herausforderung besteht darin, die Zielgrößen über geeignete Freiheitsgrade entkoppelt voneinander einzustellen (Stebner et al., 2024), da Wechselwirkungen sowohl (1.) *örtlich* zwischen derselben Eigenschaft in benachbarten finiten Bauteilbereichen bestehen können als auch (2.) *punktuell* zwischen verschiedenen Eigenschaften in einem einzigen finiten Bauteilbereich. So sind gemäß Abschnitt 4.2.1 im Demonstratorbauteil die Materialdicken- und Härteverteilung einzustellen, die mit sich selbst oder untereinander in einem Zielkonflikt stehen können. *Beispiel - (1.) örtlicher Zielkonflikt*: Eine Reduktion der Blechausdünnung in einem finiten Bereich kann gemäß der Volumenkonstanz bedingen, dass Material aus der Blechdicke eines anderen benachbarten finiten Bereichs fließen muss und dort die Materialstärke ungewollt verändert wird. *Beispiel - (2.) punktueller Zielkonflikt*: Eine Veränderung der Materialdicke innerhalb eines finiten Bauteilbereichs bedeutet dort eine Veränderung des induzierten Umformgrads, der wiederum über die Kornfeinung die Mikrostrukturevolution und somit ungewollt die entstehende Härte im selben Bereich verändern kann. Folglich sind zur Umsetzung einer Eigenschaftsregelung mit mehreren Zielgrößen – eine Mehrgrößenregelung – im Folgeverbundwerkzeug Aktoren, die Freiheitsgrade für eine *örtliche* und eine *punktuell* Entkopplung generieren, zu implementieren.

Für eine *örtliche* Entkopplung zum Einstellen der Ausdünnung in verschiedenen Bauteilbereichen sind Aktoren zu implementieren, welche Freiheitsgrade zur Anpassung des Spannungszustands und hierdurch des Materialflusses bei der Umformung ermöglichen.

So kann beim Tiefziehen über die Niederhalterkraft der Blecheinzug und so die Ausdünnung geregelt werden (Tricarico und Palmieri, 2023). Auch durch eine lokale Spannungsüberlagerung, zum Beispiel mit einer Drucküberlagerung durch Drückrollen, kann beim Blechbiegen der Fließort verlagert und ein lokales Fließen induziert werden (Tekkaya et al., 2023). Ebenso kann durch eine partielle Erwärmung oder Abkühlung (Suzuki et al., 2018) örtlich das Fließspannungsniveau variiert und so der Materialfluss gesteuert werden. Eine *örtliche* Entkopplung der Härte kann wiederum über eine örtliche Variante Temperaturführung durch thermische Aktoren, wie eine lokale Widerstandserwärmung (Liang et al., 2014) oder beheizte Werkzeuge (Ademaj et al., 2013), umgesetzt werden.

Wenn die Zielgröße Härte maximiert werden soll, kann eine *punktueller* Entkopplung der Härte von der einzustellenden Materialdicke im finiten Bauteilbereich erzielt werden. Dies wird erreicht, indem die Rückwirkung des Spannungszustands und der induzierten Umformung minimiert werden, indem die kritische Abkühlrate für eine vollständige martensitische Umwandlung überschritten wird. Letztere hängt vom Material und der Prozessführung ab. Gleichzeitig ist die Materialdicke im selben finiten Bauteilbereich dann über den Spannungszustand einzustellen, welcher durch eine Spannungsüberlagerungsaktorik oder eine Aktorik zum Einstellen der Umformtemperatur beeinflusst werden kann. Wenn *punktuell* aus einem Mischgefüge resultierende Härten eingestellt werden sollen, wie in Löbbe und Tekkaya (2018) konzeptionell dargestellt, kann hierzu eine gezielte Adaption des Homogenisierungszustands über thermische Freiheitsgrade bei der raschen Austenitisierung durch eine elektrische Widerstandserwärmung genutzt werden. Das gleichzeitige *punktueller* Einstellen der Materialdicke und eines Mischgefüges im selben finiten Bauteilbereich steht jedoch bei der Warmumformung stets in einem Zielkonflikt miteinander, da sich die mechanische Historie auf die Ausbildung der Mikrostruktur auswirkt, sodass keine vollständige Entkopplung vorliegen kann. Bei dieser Mehrgrößenregelung der lokalisierten Eigenschaften Härte und Materialdicke muss daher ein von den Freiheitsgraden abhängiges Optimum, das einen Kompromiss zur Lösung des Zielkonflikts darstellt, angestrebt werden.

Mit dem Ziel die *örtliche* und die *punktueller* Entkopplung der Produkteigenschaften Härte und Blechausdünnung beim Presshärten im Folgeverbundwerkzeug zu entwickeln, ist die Verwendung von mechanischen und thermischen Aktoren anzustreben. Da die Aktoren für eine Regelung von Hub zu Hub bis hin zu innerhalb eines Hubs anzu steuern sind, ist die Implementierung von agilen Aktoren, wie einer elektrischen Widerstandserwärmung, einer Luftkühlung oder eines aktiven Niederhalters, zu verfolgen.

4.2.3 Demonstratorbauteil und Prozesskette im Folgeverbundwerkzeug

Basierend auf den Überlegungen in Abschnitt 4.2.2 und 4.2.3 wird ein Hutprofil mit einseitig umgebogener Zarge als Demonstratorbauteil gewählt (**Bild 4.5**). Zur Untersuchung der *örtlichen* Entkopplung soll jeweils das getrennte Einstellen der Härte und der

Ausdünnung im Abschnitt-A (angebundenes Ende) und im Abschnitt-O (offenes Ende) entlang der Bauteilmittelachse betrachtet werden. Die *punktueller* Entkopplung soll wiederum durch das gleichzeitige Einstellen der Härte zusammen mit der Ausdünnung innerhalb eines Abschnitts (-O oder -A) untersucht werden. Folgend werden die Stufenfolge sowie die gewählten Aktoren zusammen mit der Implementierung beschrieben.

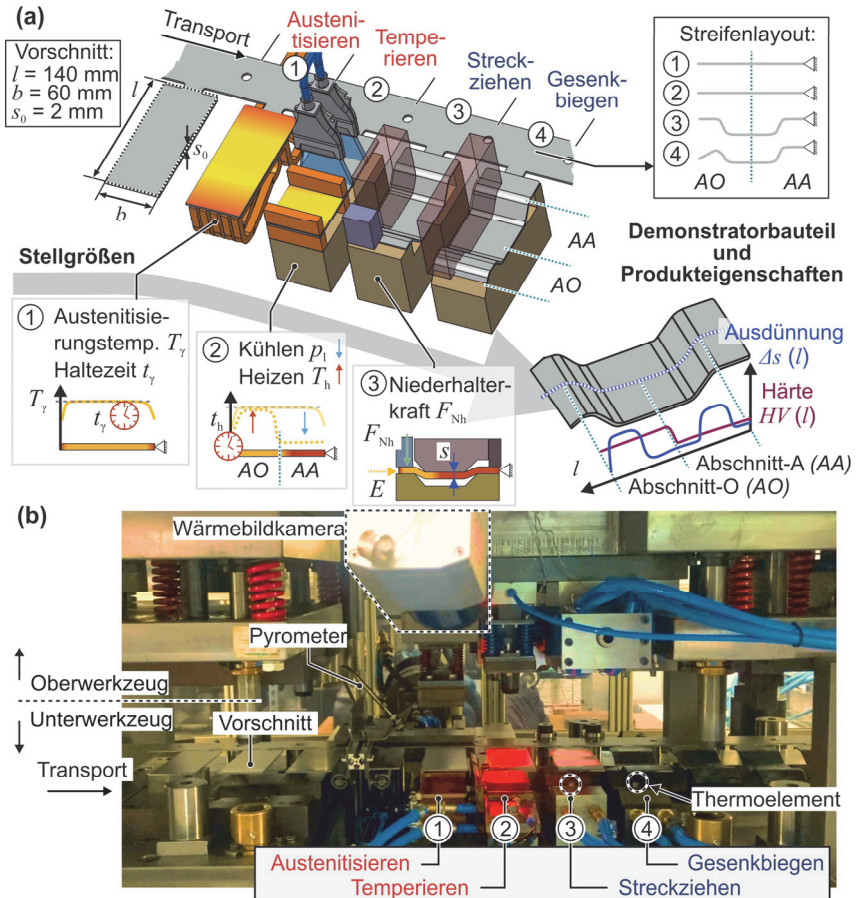


Bild 4.5: (a) Demonstratorbauteil und repräsentative Prozesskette nach Martschin et al. (2024b) sowie (b) Implementierung zur Untersuchung der In-situ-Vorhersage und des Einstellens der Produktteigenschaften beim mehrstufigen Presshärten im Folgeverbundwerkzeug

Die Umsetzung der Werkzeugtechnologie aus Martschin et al. (2024b) wird im Kontext dieser Arbeit Realprozess genannt. In den initialen Vorschnitt-Werkzeugstufen des

Folgeverbundwerkzeugs, welche den in dieser Arbeit betrachteten vorgelagert sind und hier nicht dargestellt werden, wird das Coilmaterial zu einer rechteckigen Platine mit Streifenanbindung vorgeschritten. Das Folgeverbundwerkzeug wird dabei in einer Serpentinepresse (MSD2-400, Schuler Pressen) mit Bandanlage bei Hubraten f_{Hub} zwischen 6 und 8 min^{-1} betrieben. Zur Wärmeabfuhr während des Eingriffs der Werkzeuge im UT wird das Eingriffsverhältnis, welches den Anteil der Verweilzeit im UT an der Zykluszeit beschreibt, mit einer Pendelhubkurve auf 75 % festgelegt. Nach dem Vorschnitt wird die rechteckige Platine, in der ersten für das Einstellen und Rückführen der Eigenschaften relevanten Prozessstufe, induktiv auf die Austenitisierungstemperatur T_γ erwärmt, welche wiederum für die Haltezeit t_γ aufrechterhalten wird. Die induktive Erwärmung stellt einen thermischen Aktor dar, der über die Stellgrößen T_γ und t_γ das Einstellen unterschiedlicher Homogenisierungszustände erlaubt (Löbke et al., 2016). Als Leistungsquelle wird ein Induktionsgenerator (TruHeat MF 7040, Trumpf) mit einer Nennleistung von 40 kW genutzt, welcher bei den technologischen Randbedingungen Heizraten r_h von 300 K/s ermöglicht. Die Generatorleistung wird basierend auf Temperaturmessungen mit einem Pyrometer (Metis M318, Sensortherm) mit einem PID-Regler geregelt. In der zweiten Prozessstufe – Temperierstufe – wird durch zwei integrierte thermische Aktoren ein Temperaturprofil entlang der Längsrichtung l der Blechplatine eingestellt. Hierfür wird im Abschnitt-O (AO) mit einer elektrischen Widerstandserwärmung eine Heiztemperatur T_h für den Zeitraum t_h aufrechterhalten. Der Abschnitt-A (AA) wird wiederum mit Luftdüsen durch eine Variation des Luftdrucks p_1 abgekühlt. Mit den örtlich wirkenden Stellgrößen der zweiten Stufe kann die Homogenisierungsdauer im Abschnitt AO verlängert, die initiale Abkühlrate im Prozess im Blech und somit auch der Beginn der Mikrostrukturevolution beeinflusst sowie das temperaturabhängige Fließen des Materials in den Folgestufen vorgesteuert werden. Zur Widerstandserwärmung von AO wird ein DC-Generator (LAB/HP 4020, FE-Systems) mit einer Nennleistung von 44 kW verwendet. Die Leistung wird abhängig von der Temperatur im AO, aufgenommen durch ein zweites Pyrometer (Metis M316, Sensortherm), über einen PID-Regler geregelt. Der Luftdruck p_1 zum Kühlen von AA wird mit einem Proportional-Druckregelventil (VPPM, Festo) basierend auf Messungen mit einem gefederten Thermoelement eingestellt. Eine Detailansicht der Temperierstufe ist in **Anhang A – Kapitel 4** gegeben.

Die dritte und vierte Prozessstufe stellen die Umformstufen des betrachteten mehrstufigen Presshärteprozesses dar. Die Umformwerkzeuge sind jeweils wassergekühlt, um während des Eingriffs der Werkzeuge im unteren Totpunkt kontinuierlich die Wärme aus dem Bauteil zur Wärmebehandlung abzuführen. In der dritten Prozessstufe wird ein Hutprofil streckgezogen – vgl. Streifenlayout in Bild 4.5 a. Über die Stellgröße Niederhalterkraft F_{Nh} kann hierbei der Blecheinzug E am Flansch im Abschnitt-O (AO) variiert werden und somit auch örtlich die Ausdünnung Δs im Blech. Der Blecheinzug am Übergang vom Abschnitt-A (AA) ist wiederum durch die Streifenanbindung unterbunden.

Die Niederhalterkraft wird während des Streckziehvorgangs über den mechanischen Aktor in Form eines Hydraulikzylinders aufgebracht (Detailansicht in Anhang A – Kapitel 4). Zur Steuerung des Aktors wird der Druck im Zylinder p_{Zyl} , der proportional zur Niederhalterkraft ist, beim Schließen des Werkzeugs über ein elektrisches Druckbegrenzungsventil (PMV 41-43, HAWE) geregelt. In der vierten Prozessstufe wird abschließend die Zarge des Hutprofils im *AO* umgebogen, sodass hier einer ersten Umformung eine zweite überlagert wird. Nach den Umformstufen wird das Bauteil vereinzelt. Zur Prozessüberwachung sind in die Umformstufen zusätzlich gefederte Thermoelemente verbaut. Ebenso wird die Temperaturverteilung des Blechstreifens, während das Werkzeug bei der Stößelstellung im OT geöffnet ist, über alle Prozessstufen mit zwei Wärmebildkameras (TIM-M1, Micro Epsilon) aufgenommen. Die erste Wärmebildkamera ist, wie in Bild 4.5 dargestellt, von vorne auf den Blechstreifen ausgerichtet. Die zweite Wärmebildkamera – nicht im Bild – ist von hinten auf den Blechstreifen ausgerichtet, um die Temperatur in der Zarge im *AO* vor dem Gesenkbiegen aufnehmen zu können. Die synchrone Ansteuerung und Datenerfassung erfolgen mit LabVIEW 2024Q1.

4.3 Konzept zur Rückführung- und Regelung

Die Untersuchungen in dieser Arbeit zur In-situ-Vorhersage und zum Einstellen der Produkteigenschaften stellen mit den Erkenntnissen aus Wrobel (2024) zur Temperaturrückführung eine Grundlage zur Umsetzung einer Eigenschaftsregelung beim mehrstufigen Presshärten im Folgeverbundwerkzeug dar. Zur Einordnung der Teilaspekte dieser Arbeit wird daher im Folgenden das zugrundeliegende Regelungskonzept erläutert.

Durch den geringen Bauraum je Werkzeugstufe sowie den herausfordernden Prozessbedingungen – elektromagnetisches Feld der Induktionsspule, Temperaturen des Blechs von bis zu 1100 °C – ist die Implementierung von Sensoren zur In-situ-Messung der Produkteigenschaften Härte und Blechausdünnung während des mehrstufigen Presshärtens erschwert oder mit den aus dem Stand der Technik bekannten Methoden nicht möglich. Jedoch kann im Prozess lokal die Temperatur im Blech mit Pyrometern und in die Werkzeuge verbaute gefederte Thermoelemente (s. Bild 4.5), welche bei geschlossenem Werkzeug (Stößelstellung im UT) Kontakt zum Blechstreifen haben, aufgenommen und rückgeführt werden. Ebenso kann mit einer Wärmebildkamera bei geöffnetem Werkzeug (Stößelstellung im OT) die Temperaturverteilung des Blechstreifens aufgenommen werden. Daher sollen die mit der genannten Temperatursensorik in-situ aufnehmbaren Thermometriedaten vor dem Hintergrund, dass die thermo-mechanische Historie im Prozess ausschlaggebend für die sich einstellenden Produkteigenschaften ist, die Grundlage für das Konzept zur Eigenschaftsregelung beim mehrstufigen Presshärten bilden. Dabei stellen die Thermometriedaten zusammen mit den Ist-Stellgrößen der Aktorik die Eingangsgrößen für eine Kaskade von Softsensoren dar, welche die Produkteigenschaften aus den genannten Eingangsgrößen rekonstruieren und so deren Rückführung ermöglichen (**Bild 4.6**).

Im ersten Segment der Softsensorkaskade wird mit der Dynamic Mode Decomposition (DMD) und einem Kalman-Filter aus den sowohl zeitlich als auch lokal begrenzten vorliegenden Thermometriedaten die räumliche und zeitliche Temperaturverteilung T – also die thermische Historie – des Blechstreifens in der Stufenfolge rekonstruiert. Die Erkenntnisse hierzu sind in Wrobel et al. (2023) beschrieben sowie in Wrobel (2024) zusammengefasst. Zusätzlich ist eine weiterführende Einbindung der Thermokamera zur Rückführung der Temperatur in den Stufen des Folgeverbundwerkzeugs mit der DMD in Baumann et al. (2025) gegeben. Im Kontext dieser Arbeit wird daher die räumliche und örtliche Temperaturverteilung in den Werkzeugstufen für die Modellierung der Umformprozesse und Wärmebehandlung als bekannt angenommen.

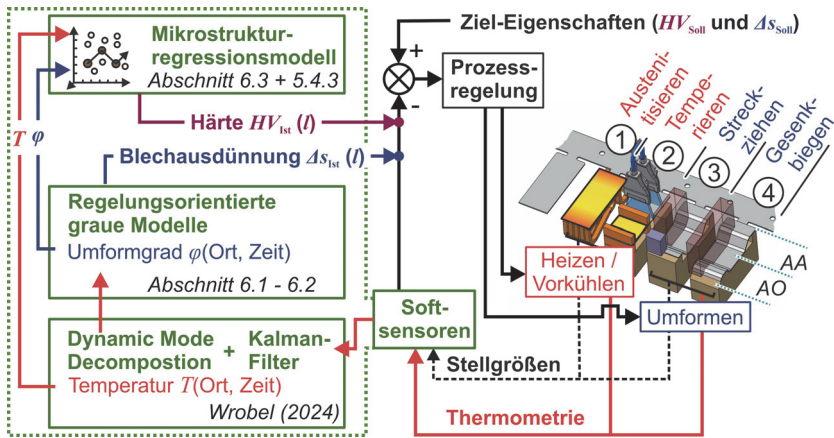


Bild 4.6: Konzept zur Rückführung und Regelung der Eigenschaften beim mehrstufigen Presshärten im Folgeverbundwerkzeug nach Martschin et al. (2023)

Im zweiten Segment der Softsensorkaskade wird basierend auf der thermischen Historie mit regelungsorientierten grauen Modellen die zeitliche und örtliche Verteilung des Umformgrads φ – also die mechanische Historie – im Blechstreifen rekonstruiert. Ein solches regelungsorientiertes Modell zur Rückführung des Umformgrads und somit auch der Ausdünnung beim Warmstreckziehen wird in Abschnitt 6.1 entwickelt. Analog wird in Abschnitt 6.2 ergänzend zu der Modellierung in Löbke (2019) das Gesenkbiegen betrachtet. Im dritten Segment der Softsensorkaskade wird abschließend zur Rückführung der Teilprozess der Wärmebehandlung betrachtet. Hierbei wird basierend auf der zuvor rekonstruierten thermo-mechanischen Historie die sich einstellende Mikrostruktur und somit auch die resultierende Härte präzisiert. Die Umsetzung der Mikrostrukturprädiktion erfolgt mit Regressionsmodellen, welche für den 22MnB5 in Abschnitt 6.3 und für den X46Cr13 in Abschnitt 5.4.3 entwickelt werden.

Zur Schließung des Regelkreises werden die mit der Softsensorik bestimmte Ist-Härte $HV_{\text{Ist}}(l)$ und Ist-Ausdünnung $\Delta S_{\text{Ist}}(l)$ mit den Ziel-Eigenschaften ($HV_{\text{Soll}}(l)$ und $\Delta S_{\text{Soll}}(l)$) abgeglichen, sodass letztendlich durch die Prozessregelung eine Anpassung der Stellgrößen vorgenommen werden kann. Die Umsetzung der Prozessregelung ist nicht Teil dieser Arbeit. Jedoch werden in Kapitel 5 der Einfluss der thermo-mechanischen Historie auf die Produkteigenschaft Härte charakterisiert und in Kapitel 7 die Rückwirkung der Stellgrößen im Realprozess auf die Produkteigenschaften betrachtet.

4.4 Fazit

Innerhalb des Kapitels ist eine repräsentative Prozesskette zum mehrstufigen Presshärten in einem Folgeverbundwerkzeug mit erweiterter Aktorik entwickelt worden, die zur Eingrenzung der in den folgenden Kapiteln angestellten Untersuchungen dient. Die Prozesskette beinhaltet die Teilprozesse Wärmebehandlung, Streckziehen sowie Gesenkbiegen. Als relevante Produkteigenschaften im Fokus dieser Arbeit wurden die Härte- und Dickenverteilung im Demonstratorbauteil, das als Hutprofil mit einseitig umgebogener Zarge definiert wurde, festgelegt. Ebenso ist ein Konzept zur Regelung und Rückführung eingeführt worden, aus dem die notwendigen Modelle für eine In-situ-Vorhersage der Produkteigenschaften im Rahmen des Demonstratorprozesses folgen. Zum einen sind Modelle zur Bestimmung der mechanischen Historie und zum anderen Modelle zur Abbildung der Mikrostrukturevolution zu entwickeln.

5 Prozessnahe Materialcharakterisierung

Zur Bestimmung der *mechanischen Eigenschaften* während des mehrstufigen Presshärtens mit rascher Austenitisierung und der *Produkteigenschaften* nach dem Prozess werden Versuchsstände zur prozessnahen Materialcharakterisierung genutzt. Mit den Versuchsständen wird die thermische oder die kombinierte thermo-mechanische Historie des Realprozesses in isolierten, kontrollierbaren Modellversuchen nachgebildet. In den folgenden Abschnitten werden zunächst die im Rahmen dieser Arbeit entwickelten und genutzten Methoden zur prozessnahen Materialcharakterisierung vorgestellt (Abschnitt 5.1). Anschließend werden die mechanischen Eigenschaften während der Umformung unter Berücksichtigung des Einflusses unterschiedlicher initialer Austenitisierungszustände charakterisiert (Abschnitt 5.2). Die hierbei entwickelten Fließkurven sind Grundlage für die Modellierung der Umformvorgänge. In Abschnitt 5.3 werden dann die Produkteigenschaften Zugfestigkeit, Bruchdehnung und die Härte nach der thermischen Behandlung bestimmt. Hierauf aufbauend wird in Abschnitt 5.4 dann der Einfluss der mehrstufigen thermo-mechanischen Historie auf die Härte untersucht. Die Untersuchungen werden mit dem X46Cr13 und dem 22MnB5 durchgeführt.

5.1 Methoden und Aufbauten zur prozessnahen Materialcharakterisierung

Zur Bestimmung der *mechanischen Eigenschaften* beim mehrstufigen Presshärten mit rascher Austenitisierung werden mit dem Aufbau¹ in **Bild 5.1** prozessnahe Warmzugversuche durchgeführt. Realisiert werden die Warmzugversuche mit einem servohydraulischen Prüfsystem (LFV-100-HH, Walter+Bai), ergänzt um ein 10 kW AC-Widerstandheizsystem (TNX 10 Compact, Plustherm Point). Die Längenänderung Δl im parallelen Probenbereich wird mit einem Extensometer (modifiziertes EP3542, Epsilon Technology Corp) mit einer Ausgangsmesslänge l_0 von 50 mm und die Probentemperatur T mit einem Pyrometer (Metis M318, Sensortherm) aufgenommen. Das Abschrecken erfolgt über Druckluft, welche durch vier Kühldüsen auf die Zugprobe gelenkt wird. Das Ein- und Ausschalten der Druckluftkühlung werden über ein Proportional-Druckregelventil (VPPM, Festo) gesteuert. Die Probengeometrie im Bereich der parallelen Probenlänge wurde in Anlehnung an die DIN ISO 6892-2:2011 entwickelt. Durch den geringen Probenquerschnitt (6,25 x 2 mm) im Prüfbereich können mit dem vorhandenen 10 kW-AC-Widerstandsheizsystem für Stahlproben durchschnittliche

¹ Die Probengeometrie entstand im Rahmen der Bachelorarbeit von P. Harnisch: *Charakterisierung des Einflusses der thermomechanischen Historie beim mehrstufigen Presshärten von 22MnB5 auf die Fließkurve*, Technische Universität Dortmund, 2022, betreut durch A.E. Tekkaya und J. Martschin. Der finale Versuchstand entstand im Rahmen der Masterarbeit von T. Lütticke: *Prozessnahe Charakterisierung von 22MnB5 durch Warmzugversuche für das mehrstufige Presshärten*, Technische Universität Dortmund, 2023, betreut durch A.E. Tekkaya und J. Martschin.

Aufheizraten von 300 K/s bis zu einer Temperatur von 1075 °C erzielt werden. Gleichzeitig vereinfacht die geringe Probenbreite eine homogene Abkühlung des parallelen Probenbereichs durch die Kühldüsen. Die Geometrie der an die parallele Probelänge angrenzenden Bereiche wurde experimentell iterativ angepasst, um bei den durch die Probenklemmung gegebenen Randbedingungen den Strom gleichmäßig über den Probenquerschnitt einzuleiten. So werden Hotspots an den Probenaußenkanten vermieden.

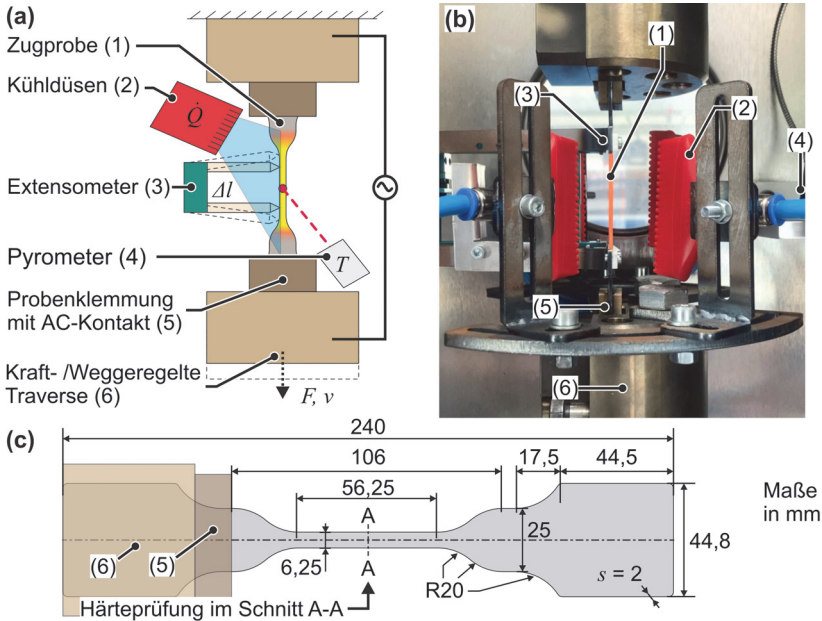


Bild 5.1: (a) Schema zum Versuchstand für prozessnahe mehrstufige Warmzugversuche; (b) Umsetzung des Aufbaus; (c) Probenform für die Warmzugversuche

Die Temperatur-Zeit- sowie Umformgrad-Zeit-Verläufe, die während der Versuche mit dem oben dargestellten Versuchstand eingestellt werden, sind in **Bild 5.2** dargestellt. Zu Beginn wird die Probe zur Abbildung der Austenitisierungsstufe mit einer Aufheizrate r_h von 300 K/s auf die Austenitisierungstemperatur T_γ aufgeheizt und für die Haltezeit t_γ bei dieser Temperatur gehalten. Die Aufheizrate wird, da dies eine Randbedingung aus der Prozessauslegung ist, nicht variiert. Anschließend wird die Probe mit einer konstanten Abkühlrate r_k abgeschreckt. Hiermit wird die Wärmeabfuhr in den auf die Austenitisierung folgenden Prozessstufen des Realprozesses gemittelt approximiert. Komplexere Abkühlprofile – zum Beispiel eine zeitlich variante Abkühlrate – werden im Rahmen dieser Arbeit zur Eingrenzung des Versuchsplans bei der Durchführung der

prozessnahen Warmzugversuche nicht betrachtet. Während der Aufheiz- und Abschreckphasen wird die Probe mit der minimalen regelbaren Zugkraft von 50 N belastet, aus der eine Spannung im Querschnitt in Zugrichtung von ~ 4 MPa resultiert, um die thermische Längenänderung der Probe möglichst frei zuzulassen. Zur Abbildung einer einfachen Umformung während des Abschreckvorgangs wird in die Probe beim Erreichen der Umformtemperatur T_φ ein Umformgrad φ mit der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ eingebracht. Bei der Untersuchung einer zweifachen Umformung wird entsprechend bei den Temperaturen $T_{\varphi,1}$ und $T_{\varphi,2}$ ein Umformgrad φ_1 und φ_2 eingebracht. Zur weiteren Eingrenzung des Parameterraums wird die Umformgeschwindigkeit im zweiten Zug immer mit der der aus dem ersten Zug gleichgesetzt ($\dot{\varphi}_1 = \dot{\varphi}_2$). Während der Umformung wird das Abschrecken jeweils unterbrochen und die Temperatur auf dem Niveau von T_φ gehalten. Zusätzlich wird mit dem Versuchsstand auch eine ausschließlich thermische Behandlung der Proben und der dabei auftretenden Probendilatometrie betrachtet.

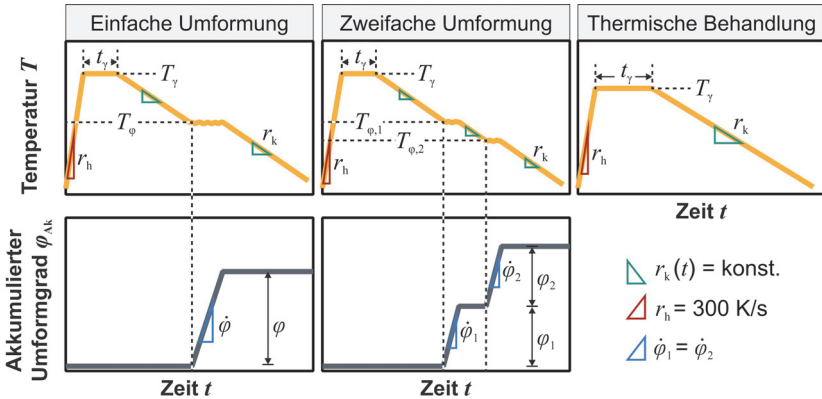


Bild 5.2: Parameter der Temperatur- und Umformgrad-Zeit-Verläufe der prozessnahen Warmzugversuche und der thermischen Behandlung

Die Untersuchung der *Produkteigenschaften* Zugfestigkeit sowie Bruchdehnung des Blechmaterials *nach einer Wärmebehandlung* mit rascher Austenitisierung anhand einachsiger Zugversuche erfordert Primärproben mit einer homogenen Eigenschaftsverteilung aus denen Zugproben gefertigt werden können. Hierfür werden mit dem Versuchsstand² in **Bild 5.3**, analog zum betrachteten Prozess, Primärproben durch einen DC-Generator (LAB/HP 4020, FE-Systems) mit einer Aufheizrate r_h von 300 K/s auf die Austenitisierungstemperatur T_γ erwärmt. Diese Temperatur wird dann für die Haltezeit t_γ

² Der Versuchsstand entstand im Rahmen der Masterarbeit von E. Yilmaz: *Mechanische Kennwerte von 22MnB5 nach dem Presshärten mit Kurzzeitaustenitisierung*, Technische Universität Dortmund, 2023, betreut durch A.E. Tekkaya und J. Martschin.

gehalten. Anschließend werden die Proben durch Druckluft, welche über jeweils drei Kühldüsen in einem Abstand von 135 mm auf die Ober- und Unterseite der Probe gerichtet sind, mit der Abkühlrate r_k heruntergekühlt.

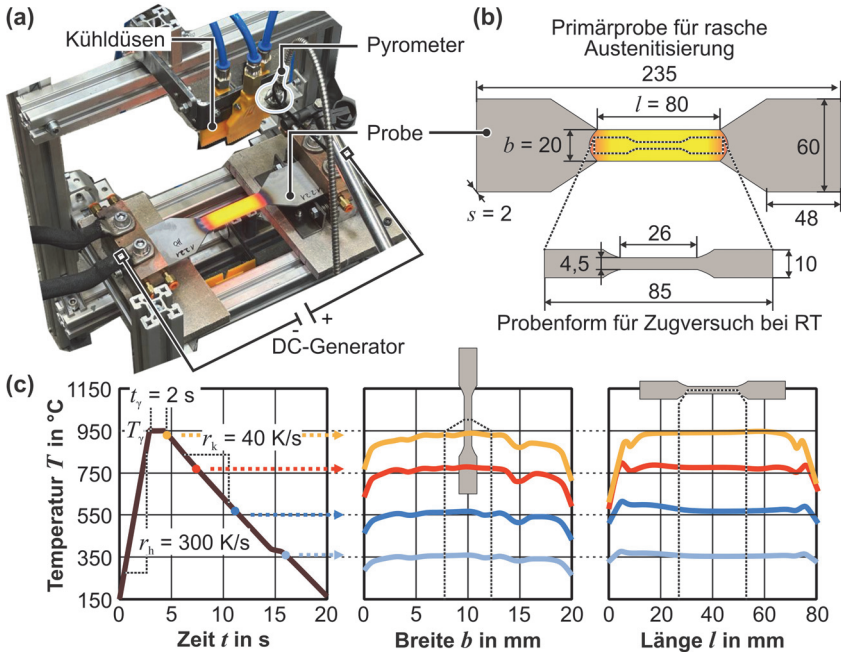


Bild 5.3: (a) Versuchstand zur raschen Austenitisierung und homogenen Probenkühlung; (b) Probenform für rasche Austenitisierung (oben) und für den Zugversuch bei Raumtemperatur; (c) Temperatur-Zeit Profil für den relevanten Probenbereich

Die Ist-Temperatur der Probenmitte wird mit einem Pyrometer (Metis M318, Sensortherm) rückgeführt und mit einem PID-Regler (Regulus RD, Sensortherm) wird die Leistung des DC-Generators zur Einstellung des erforderlichen Temperatur-Zeit-Profiles geregelt. Zur Validierung einer homogenen Temperaturverteilung innerhalb des Bereichs der Primärprobe, aus welchem die Zugprobe zu entnehmen ist, wird mit einer Wärmebildkamera (VarioCam HD head 680 s, Infratec) die Temperatur über die Breite b und Länge l der Primärprobe aufgenommen. Insbesondere ist das Einstellen einer homogenen Temperaturverteilung bei kurzen Haltezeiten und hohen Abkühlraten kritisch, da die Zeit für eine ausgleichende Wärmeleitung innerhalb der Probe gering ist. In Bild 5.3c ist die Temperaturverteilung für die niedrigste gewählte Haltezeit ($t_h = 2$ s) und die höchste eingestellte Abkühlrate ($r_k = 40$ K/s) für verschiedene Zeitpunkte der Wärmebehandlung dargestellt. Über die Breite und Länge des relevanten Bereichs liegt

die Temperaturdifferenz zwischen minimaler und maximaler Temperatur für den gesamten Zeitverlauf der Wärmebehandlung im Schnitt unter 10 °C, was im Folgenden als hinreichend homogene Temperaturverteilung angenommen wird. Nach der Wärmebehandlung mit einer raschen Austenitisierung werden die Proben für die Zugversuche zur Ermittlung der Produkteigenschaften bei Raumtemperatur entsprechend der Geometrie in Bild 5.3b aus der Primärprobe mit einem Laser herausgetrennt und die Probekanten und -oberflächen sandgestrahlt. Die Zugversuche werden auf einer Universalprüfmaschine (Z250, Zwick Roell) nach DIN EN ISO 6892-1:2020-06 durchgeführt, wobei die Dehnung mittels DIC (Aramis 4M, Carl Zeiss GOM Metrology) aufgenommen wird.

Die Produkteigenschaften *Härte* und *Mikrostrukturzusammensetzung* der 22MnB5 und X46Cr13 Proben resultierend aus der thermischen Behandlung mit einer raschen Austenitisierung oder aus einer mehrstufigen thermo-mechanischen Behandlung im prozessnahen Warmzugversuch, werden an eingebetteten Schlifflinien ermittelt. Zur Erstellung der Schlifflinien werden die Proben im ersten Schritt entlang des Schnitts A-A in Bild 5.1c unter Wasserkühlung mit einer Vorschubgeschwindigkeit der Trennmaschine (Discom-100, Struers) von 0,1 mm/s aufgetrennt. Die zwei entstandenen Schnittflächen der Probenhälften entsprechen den Flächen, welche hinsichtlich der Produkteigenschaften ausgewertet werden. Zur Handhabung bei der Einbettung wird je Probenhälfte im Abstand von 10 mm zur ersten Schnittfläche ein weiterer Schnitt angesetzt, sodass insgesamt zwei 10 mm lange Probensegmente entstehen. Die 22MnB5-Probensegmente werden mit einer Einbettpresse (CitoPress-5, Struers) bei 180 °C und einem Druck von 250 bar in einer Zeitspanne von 3 min in Phenolharz mit Graphitfüllstoff (PolyFast, Struers) eingebettet. Die X46Cr13-Probensegmente werden wiederum in einem Epoxidharz (EpoFix, Struers) kalt eingebettet, welches 12 h aushärtet. Für den X46Cr13 wird eine kalte Einbettmethode durchgeführt, um eine mögliche Beeinflussung der Mikrostruktur analog zu einer Q&P-Behandlung – siehe Dieck et al. (2020) - zu vermeiden. Die eingebetteten Proben werden für jeweils 2 min mit einer 320er, 800er und 1200er Körnung auf einer Schleifmaschine (Tegramin-25, Struers) unter Wasserkühlung geschliffen und zur Unterbindung von einer Oberflächenkorrosion mit Wasser gereinigt, mit Ethanol gespült und abschließend mit Heißluft getrocknet. Im Anschluss an den Schleifvorgang erfolgt die Härteprüfung nach Vickers mit der Prüfkraft nach HV10 auf einer Universalhärteprüfmaschine (Dia-Testor 2Rc, Otto Wolpert-Werke). Die Härteindrücke werden dafür jeweils entlang der Blechmittellachse gesetzt.

Zur Auswertung der *Mikrostrukturzusammensetzung* wird der eingebettete Schliff im Anschluss an die Härtemessung erneut nach der zuvor beschriebenen Prozedur geschliffen und dann mit einer Diamantlösung (Korngröße 1-3 µm) sowie danach mit einer Oxidpoliersuspension für 80 s endpoliert und mit Ethanol gereinigt. Nach dem Schleifvorgang erfolgt direkt der Ätzvorgang, um insbesondere beim X46Cr13 das Bilden einer Passivschicht, welche eine Ätzung erschwert, zu verhindern. Zur Kontrastierung der

Mikrostrukturphasen werden 22MnB5-Schliffe in einem zweistufigen Kornflächenätzverfahren nach De et al. (2003) und X46Cr13-Schliffe mit Kalling 2 geätzt sowie abschließend gespült und getrocknet. Die Ätzung des 22MnB5 erfolgt im ersten Schritt für 130 s in einer Mischung aus 100 ml Pikral- und 1 ml Salzsäure und im zweiten Schritt – nach einem Spülen und Trocknen – für 10 - 15 s in einem Gemisch aus 10 % Natriumdisulfid und 90 % Wasser. Hierdurch wird im Schliff der Ferrit weiß, der Bainit schwarz-bläulich mit weißen Einlagerungen bis dunkel braun und der Martensit in einem hellen braun eingefärbt. Die Ätzung des X46Cr13 erfolgt für eine Dauer von 3 s in einem mit Wasser verdünntem Kalling 2 Gemisch, wobei die Verdünnung (200 ml Wasser auf 100 ml Säure) notwendig ist um die Aggressivität der Säure zu reduzieren. Durch die Ätzung wird der Ferrit und Austenit rötlich und die Carbide und der Martensit weiß eingefärbt. Von den Schliffen werden nach der Ätzung mit einem Auflichtmikroskop (Axio Imager M1, Carl Zeiss) mit einer 500- und 1000-fachen Vergrößerung Aufnahmen angefertigt. Zur quantitativen Bestimmung der Mikrostrukturflächenanteile wird je Mikrostrukturaufnahme, analog zu Nayak et al. (2021), innerhalb der Software ImageJ + Fiji Plugin durch eine händische Selektion von Bildbereichen ein neuronales Netzwerk zur Bildsegmentierung (Weka-Segmentierung) trainiert, welches nach dem Training die Phasenanteile für die Mikrostrukturaufnahme ausgibt. Im 22MnB5-Schliffbild kann durch die Feinkörnigkeit und Unregelmäßigkeit des Gefüges auch bei der höchsten angegebenen Auflösung der obere und untere Bainit nicht klar differenziert werden, weshalb dieser in dieser Arbeit jeweils als ein kombinierter Wert angegeben wird. Ebenso sind in den 22MnB5-Schliffbildern keine klaren lamellaren zebrastrifenartigen Strukturen, welche als Perlit bezeichnet werden können, sichtbar. Deshalb wird folgend der Perlitanteil nicht dezidiert aufgeführt. Die Phasenanteile in den X46Cr13-Schliffen können je nach Wärmebehandlung ebenfalls nicht vollständig aufgelöst werden, da hier die Körner zum Teil kleiner als 2 μm sind. Deshalb werden die nicht klar auflösbaren Anteile der X46Cr13-Schliffe als „Rest“ angegeben.

5.2 Mechanische Eigenschaften bei der mehrstufigen Warmumformung

Zur Modellierung der Teilprozesse des mehrstufigen Presshärtens mit rascher Austenitisierung in Kapitel 6 ist eine Beschreibung der mechanischen Eigenschaften des 22MnB5 und des X46Cr13, vorweg des Warmfließverhaltens, bei einer einstufigen sowie zweistufigen Warmumformung erforderlich. Für den Werkstoff 22MnB5 ist in der Literatur die Ausprägung der Fließspannung $k_f(\varphi)$ bei einer einstufigen Warmumformung im vollständig homogenen austenitischen Zustand für eine Variation der Umformtemperatur T_φ und der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ in Anlehnung an die Bedingungen beim einstufigen Presshärten hinlänglich untersucht und modelliert – siehe Lechler (2009) und Hochholding (2012). Jedoch, wie in Merklein et al. (2006) dargestellt, wandelt ein Teil des Austenits vor oder bei einer Warmumformung des 22MnB5 bei

einer geringen Umformtemperatur ($T_\varphi = 500 \text{ }^\circ\text{C}$) mit geringen Umformgeschwindigkeiten ($\dot{\varphi} = 0,01/\text{s}$) und/oder geringen Abkühlraten vor oder auch während der Umformung ($r_k = 15 \text{ K/s}$) bereits zu Ferrit oder Bainit um. Hierdurch wird der 22MnB5 nicht im austenitischen, sondern im Zustand eines Mischgefüges umgeformt. Letzteres kann eine Erhöhung der Fließspannung um mehr als 300 MPa im Vergleich zur Umformung im austenitischen Zustand bedingen. Ebenso wurde in Todzy et al. (2013) gezeigt, dass neben T_φ , $\dot{\varphi}$, und r_k der Homogenisierungszustand des Austenits eine Rückwirkung auf die Fließspannung des 22MnB5 bei der Warmumformung hat. So liegt die Fließspannung des homogenen Austenits bei $\varphi = 0,1$ bis zu 50 MPa unterhalb der des inhomogenen Austenits. Solche Bedingungen, also eine geringe Umformtemperatur und Abkühlrate sowie eine inhomogene Austenitisierung des 22MnB5, können beim mehrstufigen Presshärten im Folgeverbundwerkzeug mit rascher Austenitisierung vorliegen. Deshalb wird im Folgenden Abschnitt 5.2.1 deren kombinierter Einfluss auf die Fließspannung bei einer einstufigen Warmumformung, mit dem Ziel diese bei der Modellierung der Teilprozesse berücksichtigen zu können, charakterisiert³. Analog werden in Abschnitt 5.2.1 die genannten Wechselwirkungen für den Werkstoff X46Cr13 charakterisiert, wobei für diesen Stahl keine Rückwirkung einer Phasenumwandlung auf die Fließspannung im relevanten Parameterraum erwartet wird, da der X46Cr13 ein Lufthärter ist. Darüber hinaus kann aus den in der Literatur gegebenen Charakterisierungen die Ausprägung der Fließspannung bei einer zweiten Umformung, während desselben Presshärtevorgangs, nicht direkt abgeleitet werden. Es ist anzunehmen, dass aus der ersten Warmumformung eine Veränderung des Fließverhaltens bei der zweiten Umformung folgt und durch den zeitlichen Versatz zwischen den Umformvorgängen Erholungsvorgänge sowie eine Phasenumwandlung erfolgen können, welche das Warmfließverhalten im zweiten Zug verändern. Mit dem Ziel diese Wechselwirkungen zusammen mit dem Einfluss der Homogenisierung zu Erfassen und diese ebenfalls bei der Modellierung der Teilprozesse berücksichtigen zu können, wird in Abschnitt 5.2.2 das Warmfließverhalten des 22MnB5 und des X46Cr13 im zweistufigen Warmzugversuch charakterisiert.

In Abschnitt 5.2.1 und 5.2.2 wird die Charakterisierung der Fließspannung k_f mit dem Versuchsstand für prozessnahe mehrstufige Warmzugversuche (Bild 5.1) durchgeführt. Da hierbei ein Extensometer zur taktilen Aufnahme und Regelung der Dehnung verwendet wird, können die Fließkurven nur im Bereich der Gleichmaßdehnung aufgenommen werden. Für die in dieser Arbeit untersuchten Blech-Umformprozesse mit akkumulierten Umformgraden $\varphi_{Ak} \leq 0,3$ wird eine Extrapolation der ermittelten Ergebnisse als zulässig angenommen. Die Zugversuche werden zudem bei definierten Umformgraden

³ Die Durchführung der Warmzugversuche für den 22MnB5 erfolgte im Rahmen der Masterarbeit von T. Lütticke: *Prozessnahe Charakterisierung von 22MnB5 durch Warmzugversuche für das mehrstufige Presshärten*, Technische Universität Dortmund, 2023, betreut durch A.E. Tekkaya und J. Martschin.

gestoppt und nicht bis zum Bruch gezogen, um die Mikrostruktur der Proben in Abschnitt 5.4 auf Basis einer bekannten thermo-mechanischen Historie auszuwerten.

5.2.1 Fließspannung beim einfachen Zug nach der raschen Austenitisierung

Zur Analyse der Fließspannung $k_f(\varphi)$ des 22MnB5 bei einer einstufigen Umformung nach einer raschen Austenitisierung werden die Austenitisierungstemperatur T_γ und die Haltezeit t_γ , also die Austenithomogenität, sowie die Umformtemperatur T_φ und die Abkühlrate r_k vor der Umformung variiert. Mit dem Ziel die anfängliche mechanische Verfestigung, die dynamische Erholung und den Einfluss einer auftretenden Phasenumwandlung zu untersuchen, sind die mit einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 0,1/s$ aufgenommenen Fließkurven für $\varphi \leq 0,05$ in **Bild 5.4** dargestellt.

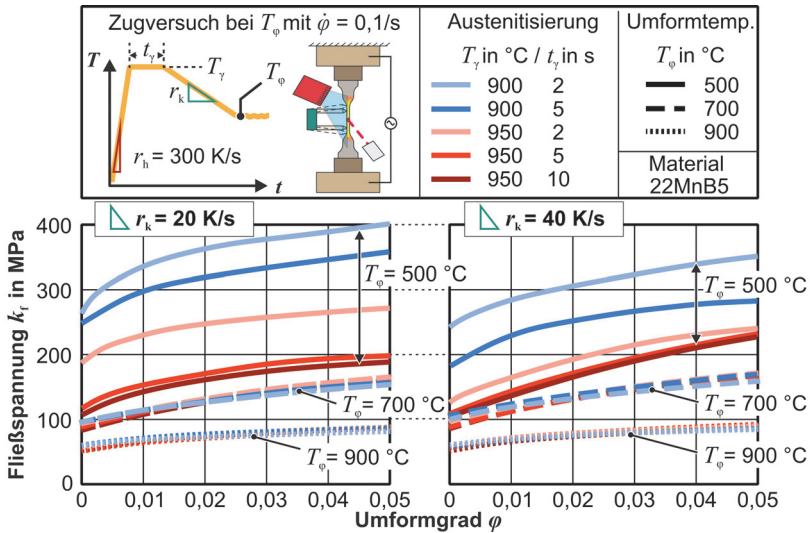


Bild 5.4: Fließspannung $k_f(0 \leq \varphi \leq 0,05)$ von 22MnB5 bei Variation der Umformtemperaturen T_φ , Austenitisierungstemperatur T_γ , Haltezeit t_γ und Abkühlrate r_k ermittelt im Warmzugversuch

Für die Umformtemperaturen $T_\varphi \geq 700^\circ\text{C}$ ist kein quantifizierbarer Einfluss der Abkühlrate mit $20 \leq r_k \leq 40 \text{ K/s}$ vor der Umformung auf das Warmfließverhalten festzustellen. Ebenso wirkt sich für $T_\varphi \geq 700^\circ\text{C}$ die Homogenität des Austenits primär auf die Anfangsfließspannung $k_{f,0}$ aus. Mit zunehmender Homogenisierung, also steigenden T_γ und t_γ , sinkt $k_{f,0}$ mit $T_\varphi = 700^\circ\text{C}$ um bis zu 23 MPa und mit $T_\varphi = 900^\circ\text{C}$ um bis zu 11 MPa. Für steigende Umformgrade nähert sich die Fließspannung trotz unterschiedlicher Homogenisierungszustände wieder an. Obwohl die Umformung bei $T_\varphi = 700^\circ\text{C}$

mit den Parametern $r_k = 20 \text{ K/s}$, $T_\gamma = 900^\circ \text{ C}$ sowie $t_\gamma = 2 \text{ s}$ basierend auf der aufgenommenen Dilatometrie (s. Kapitel 6) in einem sich umwandelnden ferritisch-austenitischem Gefüge stattfindet, ist hier der Einfluss der Ferritumwandlung sowie des entstandenen Ferritanteils auf die Ausprägung der Fließspannung untergeordnet. Ursächlich hierfür kann der im Vergleich zum Austenitanteil geringe Ferritanteil der umzuformenden Mikrostruktur sein sowie die geringe Differenz ($\Delta k_f \leq 15 \text{ MPa}$)⁴ zwischen der Fließspannung von Ferrit und Austenit für $\varphi \leq 0,05$. Die Ausprägung der Warmfließkurven bei $T_\varphi = 500^\circ \text{ C}$ ist im Gegensatz zu den vorherigen Erkenntnissen für $T_\varphi \geq 700^\circ \text{ C}$ abhängig von den Austenitisierungsparametern und der Abkühlrate vor der Umformung. Tendenziell bedingt eine Verringerung der Abkühlrate r_k sowie der Austenitisierungsparameter ($T_\gamma ; t_\gamma$) eine Erhöhung der Fließspannung (Bild 5.4). Mit $r_k = 20 \text{ K/s}$ liegt die Anfangsfließspannung $k_{f,0}$ mit einer inhomogenen Austenitisierung ($T_\gamma = 900^\circ \text{ C}$; $t_\gamma = 2 \text{ s}$) 150 MPa über der sich mit bei einer homogenen Austenitisierung ($T_\gamma = 950^\circ \text{ C}$; $t_\gamma = 10 \text{ s}$) einstellenden. Der zugrundeliegende Mechanismus ist, dass abhängig von r_k , T_γ und t_γ der 22MnB5 bei $T_\varphi = 500^\circ \text{ C}$ entweder im austenitischem Zustand oder als Mischgefüge, bestehend aus Austenit-, Ferrit- und Bainitanteilen, umgeformt wird. Die Fließspannung des Bainits liegt bei einer Umformtemperatur von 500° C für $\varphi \leq 0,05$ bis zu 350 MPa⁴ über der des Austenits. Demnach steigt mit dem Bainitanteil auch die resultierende Fließspannung des Mischgefüges, wobei der Bainitanteil mit geringerer werdender Abkühlrate und Homogenisierung des Austenits zunimmt.

Zum Vergleich des Einflusses der von der Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}$ respektive der Umformdauer abhängigen dynamischen Erholung und Phasenumwandlung verknüpft mit der Homogenisierung, der Abkühlrate und der Umformtemperatur ist in **Bild 5.5** die Fließspannung bei einem Umformgrad von $\varphi = 0,025$ für $\dot{\varphi} = 0,1/\text{s}$ und $\dot{\varphi} = 0,01/\text{s}$ in Abhängigkeit der genannten Parameter gegeben. In **Anhang B – Kapitel 5** sind die Fließkurven für $\dot{\varphi} = 0,01/\text{s}$ aufgeführt. Analog zu den zuvor hergeleiteten Erkenntnissen ist auch für $\dot{\varphi} = 0,01/\text{s}$ im betrachteten Parameterraum mit Umformtemperaturen $T_\varphi \geq 700^\circ \text{ C}$ die Fließspannung nahezu unabhängig von der Abkühlrate vor der Umformung sowie der Homogenisierung des Austenits. Mit $T_\varphi = 500^\circ \text{ C}$ und $\dot{\varphi} = 0,01/\text{s}$ nimmt wiederum ebenfalls für inhomogene Austenitisierungszustände mit abnehmender Abkühlrate die Fließspannung durch den gebildeten Bainitanteil zu. Für $T_\varphi = 700^\circ \text{ C}$ überwiegt die Reduktion der Fließspannung bei geringen Umformgeschwindigkeiten durch die dynamische Erholung einer Zunahme der Fließspannung durch die Bildung von Phasen mit erhöhter Fließspannung. So ist bei $T_\varphi = 700^\circ \text{ C}$ mit $\varphi = 0,025$ die Fließspannung bei $\dot{\varphi} = 0,01/\text{s}$ im Mittel 38 MPa geringer als mit $\dot{\varphi} = 0,1/\text{s}$. Für $T_\varphi = 500^\circ \text{ C}$ überwiegt

⁴ Die Fließkurven der einzelnen Phasen werden basierend auf den Prozessparametern und der Legierungszusammensetzung mit JMatPro-v13 überschlägig mit dem Modul *Solidification properties* bestimmt.

die Reduktion der Fließspannung durch die dynamische Erholung nur, wenn eine Austenitisierung mit $T_\gamma \geq 950 \text{ °C}$ sowie $t_\gamma \geq 5 \text{ s}$ stattgefunden hat und somit die Mikrostruktur einen geringen Bainitanteil während der Umformung aufweist oder bildet.

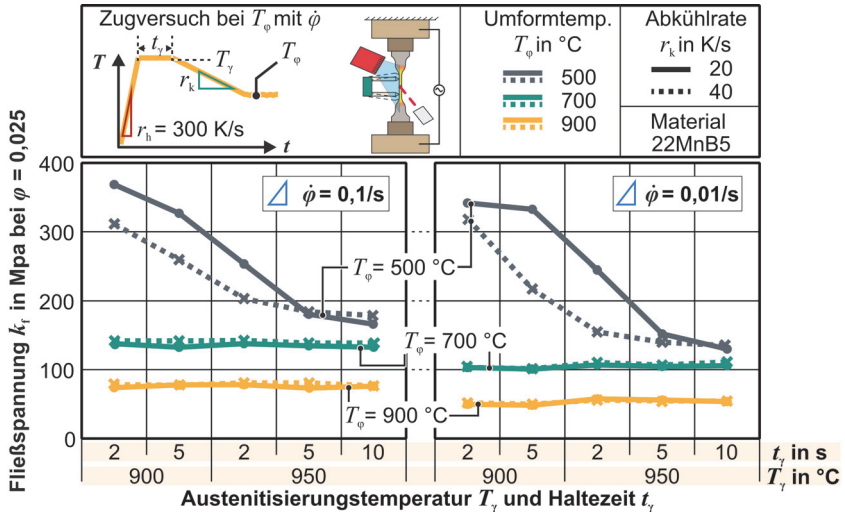


Bild 5.5: Fließspannung k_f ($\phi = 0,025$) von 22MnB5 bei Variation der Umformtemperaturen T_ϕ , der Austenitisierungstemperatur T_γ , Haltezeit t_γ und Abkühlrate r_k bei Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi}$ von 0,1/s (links) und 0,01/s (rechts)

Analog zum vorherigen wird zu Untersuchung der Fließspannung $k_f(\phi, \dot{\phi})$ des X46Cr13 bei einer einstufigen Umformung nach einer raschen Austenitisierung die Austenitisierungstemperatur T_γ und die Haltezeit t_γ , sowie die Umformtemperatur T_ϕ und die Abkühlrate r_k vor der Umformung variiert. Die im Warmzugversuch aufgenommenen Fließkurven⁵ für den X46Cr13 sind zur Betrachtung der anfänglichen Verfestigung und Erholung bis zu einem Umformgrad von $\phi = 0,05$ in **Bild 5.6** gegeben. Die Differenzen zwischen den Fließkurven mit Abkühlraten r_k vor der Umformung von 20 und 40 K/s liegt bei allen untersuchten Umformtemperaturen T_ϕ im Mittel unter 1,5 MPa, weshalb die in Bild 5.6 dargestellten Fließkurven über die Variation der Abkühlrate gemittelt sind. Grundsätzlich zeigt diese geringe Differenz, dass der Einfluss der Abkühlrate auf die Fließspannung des X46Cr13 für $20 \leq r_k \leq 40 \text{ K/s}$ vernachlässigbar ist. Im Gegensatz

⁵ Die Warmzugversuche mit dem X46Cr13 wurden im Rahmen dieser studentischen Arbeiten durchgeführt:

1. A. Hinz: *Eigenschaften des X46Cr13 während und nach der mehrstufigen Warmblechumformung mit rascher Austenitisierung*, Technische Universität Dortmund, 2024, betreut durch Y.P. Korkolis und J. Martschin.
2. H. Özdemir: *Produkteigenschaften des X46Cr13 beim mehrstufigen Presshärten mit rascher Austenitisierung*, Technische Universität Dortmund, 2024, betreut durch A.E. Tekkaya und J. Martschin.

zu dem Warmfließverhalten des 22MnB5 nach einer raschen Austenitisierung, ist die Fließspannung des X46Cr13 für $T_\phi \geq 700 \text{ °C}$ abhängig und wiederum für $T_\phi = 500 \text{ °C}$ nahezu unabhängig von den Austenitisierungsparametern. Dabei liegt die maximale Abweichung zwischen den Fließkurven für $T_\phi = 500 \text{ °C}$ im Rahmen der durchgeführten Parametervariation bei gleicher Umformgeschwindigkeit unter 12 MPa.

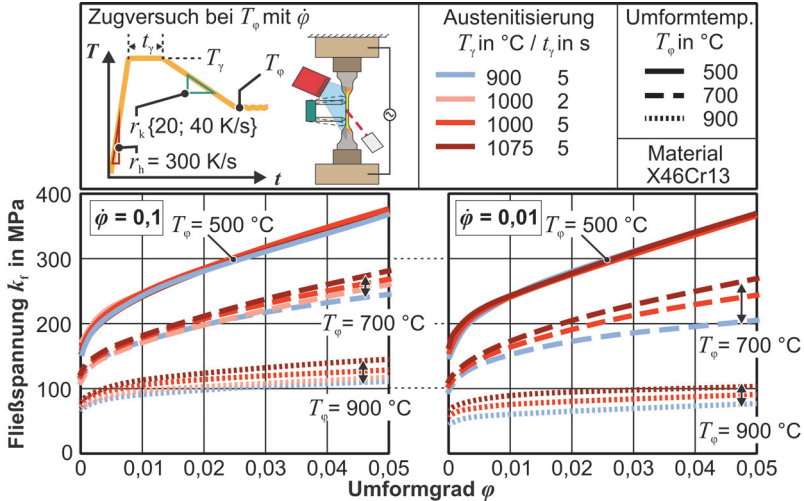


Bild 5.6: Fließspannung k_f ($0 \leq \phi \leq 0,05$) von X46Cr13 bei Variation der Umformtemperaturen T_ϕ , Austenitisierungstemperatur T_γ , Haltezeit t_γ und Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi}$ ermittelt im Warmzugversuch

Für $T_\phi \geq 700 \text{ °C}$ steigen die Anfangsfließspannung und die Verfestigungsrate mit der Austenitisierungstemperatur und der Haltezeit (s. Bild 5.6). Eine Begründung hierfür kann darin liegen, dass mit der untersuchten Aufheizrate ($r_h = 300 \text{ K/s}$) und den kurzen gewählten Haltezeiten $t_\gamma \leq 5 \text{ s}$ die Austenitisierung der Mikrostruktur nicht vollständig abgeschlossen ist, wobei nicht aufgelöste Chromcarbide durch den Pinning-Effekt das Austenitwachstum verzögern (Wang et al., 2022). Hierdurch resultieren Abhängig von der Austenitisierungstemperatur und der Haltezeit verschieden austenithaltige Gefüge bei der Warmumformung, deren Austenitanteil mit den Austenitisierungsparametern zu- und deren Ferritanteil entsprechend abnimmt. Wie in Manninen und Säynäjäkangas (2012) für einen ferritischen und weiterführend in Kamaliev (2023) für einen martensitischen Edelstahl gezeigt, kann die Fließspannung der Austenitphase bei der Warmumformung über der Fließspannung der Ferritphase liegen. Letzteres äußert sich dann in einer Zunahme der Fließspannung mit den Austenitisierungsparametern. Die stärkste Ausprägung des Effekts ist bei $T_\phi = 700 \text{ °C}$ mit $\dot{\phi} = 0,01/\text{s}$ festzustellen. Bei der geringsten untersuchten Umformtemperatur ($T_\phi = 500 \text{ °C}$) äußert sich dieser Effekt nicht.

Zur Abbildung und Extrapolation des Materialverhaltens des 22MnB5 und des X46Cr13 nach der raschen Austenitisierung wird ein nach Brosius et al. (2007) erweiterter Norton-Hoff Ansatz gefittet (siehe Gl. (5.2) in Tabelle 5.1). Jener Ansatz wird aufgrund der durch die sieben freien Modellparameter gegebenen Flexibilität genutzt. Zur Ermittlung der Modellparameter wird in Python 3.11 das Modul *curve_fit* aus der Bibliothek *scipy.optimize* verwendet. Auf Basis der aufgenommenen und zuvor diskutierten Fließkurven wird für die Modellierung des Materialverhaltens des 22MnB5 vereinfachend angenommen, dass der Einfluss der Abkühlrate und der Homogenisierung mit $T_\gamma \geq 900 \text{ °C}$ und $t_\gamma \geq 2 \text{ s}$ im Umformtemperaturbereich $T_\gamma \geq T_\phi > B_S$ für Umformgeschwindigkeiten $\dot{\phi} \geq 0,01/\text{s}$ auf die Fließkurve vernachlässigt werden kann. Mit dieser Annahme kann für die sich im genannten Parameterbereich befindlichen aufgenommenen Fließkurven eine geschlossene Formulierung gefittet werden. Für Umformtemperaturen $T_\phi \leq B_S$ ist wiederum aufgrund der Bainitbildung für eine Abbildung des Fließverhaltens des 22MnB5 eine von der Prozesshistorie abhängige Interpolation zwischen den tabellari-schen Fließkurvendaten vorzuziehen. Für den X46Cr13 sind die Modellparameter des Norton-Hoff-Ansatzes abhängig von den Austenitisierungsparametern zu ermitteln, um die Rückwirkung verschiedener Austenitisierungsschritte auf das Fließverhalten zu erfassen. Zur Verbesserung der Prädiktionsgenauigkeit werden jeweils Modellparameter für eine Umformung bei $T_\gamma \geq T_\phi \geq 700 \text{ °C}$ und für $700 \text{ °C} > T_\phi > M_S$ ermittelt.

Tabelle 5.1: Erweiterter Norton-Hoff-Ansatz nach Brosius et al. (2007) und ermittelte Parameter zur Modellierung der Warmfließkurven für $\dot{\phi} \geq 0,01/\text{s}$

Erweitertes Norton-Hoff-Modell								
$k_f = K \cdot (c + \varphi)^{n_0} \cdot \exp(-c_n(T-T_0)) \cdot \dot{\phi}^{m_0} \cdot \exp(c_m(T-T_0)) \cdot \exp\left(\frac{\beta}{T}\right)$ (5.1)								
mit $T_0 = 294,15 \text{ °C}$ und $\dot{\phi}$ in $1/\text{s}$								
Werkstoff und Gültigkeit	Modellparameter							
	K in MPa	C in 10^{-3}	n_0	c_n in $10^{-3}/\text{°C}$	m_0 in 10^{-3}	c_m in $10^{-3}/\text{°C}$	β in °C	
22MnB5: $T_\gamma \geq T_\phi > B_S$	27,102	7,239	0,370	1,127	64,382	1,492	1893	
X46Cr13: $T_\gamma \geq T_\phi \geq 700 \text{ °C}$								
mit $t_\gamma = 5 \text{ s}$	$T_\gamma = 900 \text{ °C}$	17,527	2,285	0,522	2,181	8,699	4,924	2379
	$T_\gamma = 1000 \text{ °C}$	12,206	4,193	1,127	3,335	2,317	6,854	2806
	$T_\gamma = 1075 \text{ °C}$	12,832	6,400	1,276	3,196	0,362	9,547	2881
X46Cr13: $700 \text{ °C} > T_\phi > M_S$								
mit $t_\gamma = 5 \text{ s}$	$T_\gamma = 900 \text{ °C}$	197,110	2,880	0,342	1,032	0,001	26,703	704
	$T_\gamma = 1000 \text{ °C}$	346,409	4,900	0,308	0,041	3,723	5,686	486
	$T_\gamma = 1075 \text{ °C}$	429,991	7,284	0,352	0	0,122	12,239	423

5.2.2 Fließspannung beim zweifachen Zug nach der raschen Austenitisierung

Zur Identifizierung der Rückwirkung einer ersten Warmumformung bei der Temperatur $T_{\varphi,1}$ mit dem Umformgrad φ_1 auf die Fließspannung des 22MnB5 sowie des X46Cr13 bei einer zweiten darauffolgenden Umformung $k_f(\varphi_2; T_{\varphi,2})$ werden zweistufige Warmzugversuche nach einer initialen raschen Austenitisierung durchgeführt (s. Bild 5.2). Hierbei variiert abhängig von der Umformtemperaturkombination ($T_{\varphi,1}$; $T_{\varphi,2}$) sowie der Abkühlrate r_k vor und nach der jeweiligen Umformung die Zeit zwischen den zwei Umformvorgängen, sodass auch die Zeitabhängigkeit der Rückwirkung der Phasenumwandlungs- sowie Erholungsmechanismen auf die Fließspannung im zweiten Zug explizit betrachtet wird. Ergänzend wird bei der Betrachtung des Werkstoffs 22MnB5, aufbauend auf den Erkenntnissen des vorherigen Abschnitts, die Austenitisierungsbedingung (T_γ ; t_γ) variiert. Um die Rückwirkung der Dauer der isothermen Umformung vernachlässigen zu können und zur Reduktion der Parametervariation wird nur die Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi}_1 = \dot{\varphi}_2 = 0,1/s$ gewählt.

In **Bild 5.7** sind die für den 22MnB5 bei den zweistufigen Warmzugversuchen aufgenommenen Fließkurven (erster Zug ①, zweiter Zug ②) über den akkumulierten Umformgrad aufgetragen φ_{Ak} sowie als Referenz jeweils die Fließkurve aus dem einstufigen Zugversuch bei der Temperatur $T_{\varphi,2}$ gegeben. Mit den Umformtemperaturen $T_{\varphi,1} = 900\text{ °C} / T_{\varphi,2} = 700\text{ °C}$ (Bild 5.7 – oben) sowie einer Austenitisierung mit $T_\gamma = 900\text{ °C} / t_\gamma = 2\text{ s}$ ist die Fließkurve im zweiten Zug für $\varphi_2 < 0,05$ mit der im Referenzversuch vergleichbar und somit nahezu unabhängig von dem Umformgrad im ersten Zug φ_1 sowie der Abkühlrate. Der Abbau der Verfestigung aus dem ersten Zug kann zum einen auf Erholungs- sowie Rekristallisationsmechanismen und zum anderen auf einen Abbau der Versetzungen durch eine Phasenumwandlung von Austenit zu Ferrit zurückgeführt werden (Haidemenopoulos, 2018). Letztere tritt insbesondere bei einer inhomogenen Austenitisierung schon bei kurzen Abkühlauern (s. Abschnitt 5.3.1) und beschleunigt durch die Warmumformung auf (s. Abschnitt 5.4.1). Mit $T_\gamma = 950\text{ °C} / t_\gamma = 5\text{ s}$, woraus ein homogenerer Austenit resultiert und die Phasenumwandlung von Austenit zu Ferrit verzögert wird, nimmt wiederum mit steigendem φ_1 die Anfangsfließspannung im zweiten Zug $k_{f,0-2}$ gegenüber der im Referenzversuch $k_{f,0-Ref}$ zu. Daraus ist abzuleiten, dass hier vor dem Beginn der zweiten Umformung der Mechanismus des Versetzungsabbaus durch eine Phasenumwandlung noch nicht oder kaum zum Tragen kommt. Die Zunahme von $k_{f,0-2}$ gegenüber dem Referenzversuch liegt dabei 5 bis 10 MPa unter der im ersten Zug eingebrachten Verfestigung.

Wird die Temperatur der zweiten Umformung auf $T_{\varphi,2} = 500\text{ °C}$ gesenkt (Bild 5.7 – Mitte) – es gilt weiterhin $T_{\varphi,1} = 900\text{ °C}$ und $T_\gamma = 950\text{ °C} / t_\gamma = 5\text{ s}$ – nimmt die Anfangsfließspannung im zweiten Zug $k_{f,0-2}$ ebenfalls mit einer Abweichung von 5 bis 10 MPa um den Betrag der im ersten Zug mit $\varphi_1 = 0,05$ beziehungsweise mit $\varphi_1 = 0,1$ ein-

gebrachten Verfestigung zu. Es ist hierbei davon auszugehen, dass die zweite Umformung sowohl mit einer Abkühlrate von $r_k = 20$ K/s als auch $r_k = 40$ K/s in eine primär austenitischen Mikrostruktur eingebracht wurde, da die Fließkurven auch bei Variation der Abkühlrate gleiche Verläufe haben.

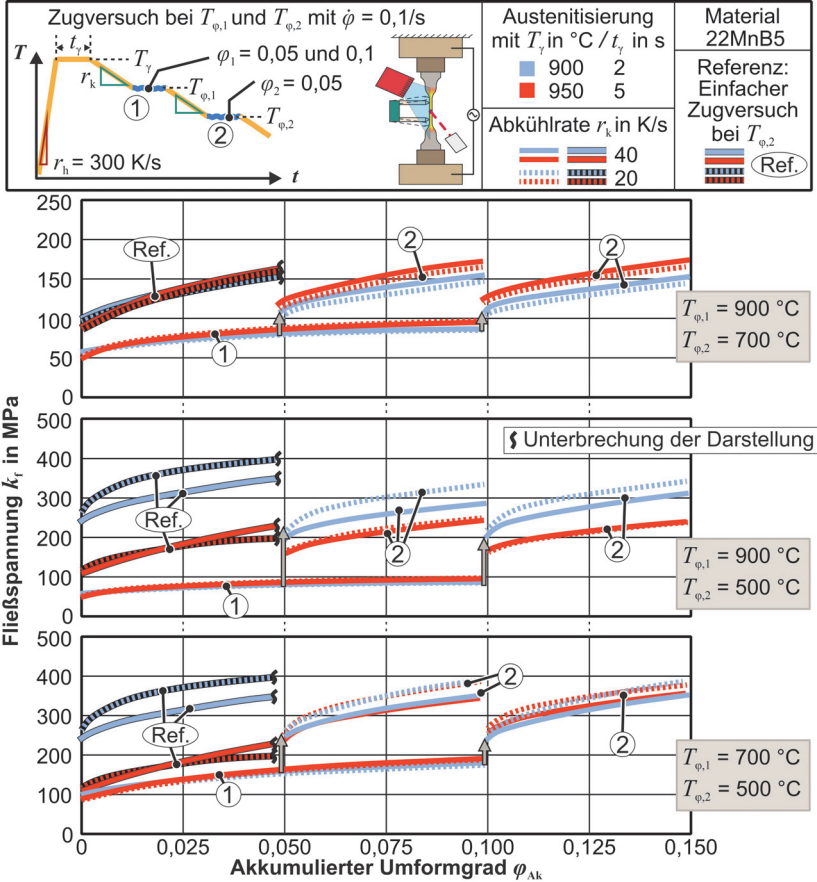


Bild 5.7: Vergleich der Fließspannung des 22MnB5 beim zweifachen Zug mit Variation der Austenitisierungsparameter (rot/blau) und einfachen Referenzversuch (schwarz hinterlegt) nach der raschen Austenitisierung

Wird mit der Umformtemperaturkombination ($T_{\phi,1} = 900^{\circ}C / T_{\phi,2} = 500^{\circ}C$) nach einer initialen inhomogenen Austenitisierung, gegeben durch $T_{\gamma} = 900^{\circ}C / t_{\gamma} = 2$ s, umgeformt, so ist die Fließkurve im zweiten Zug wiederum abhängig von der Abkühlrate.

Wie auch im Referenzversuch nimmt hierbei die Fließspannung mit sinkender Abkühlrate zu. Jedoch liegt, gegensätzlich zum vorher diskutierten, das Fließspannungsniveau im zweiten Zug jeweils unterhalb des Niveaus des Referenzversuches. Demnach wird im zweiten Zug mit $T_7 = 900 \text{ °C} / t_7 = 2 \text{ s}$ und $T_{\varphi,1} = 900 \text{ °C} / T_{\varphi,2} = 500 \text{ °C}$ ein weiches, primär austenitisch-ferritisches oder anteilig ober-bainitisches Gefüge umgeformt, während die Referenzumformung eher in einem unter-bainitischem Gefüge stattgefunden hat. Wird die Temperatur der ersten Umformung auf $T_{\varphi,1} = 700 \text{ °C}$ abgesenkt (Bild 5.7 – unten) – es gilt weiterhin $T_{\varphi,2} = 500 \text{ °C}$ – dann ergeben sich für beide untersuchten Austenitisierungsparameterpaarungen im zweiten Zug sowohl mit $\varphi_1 = 0,05$ als auch mit $\varphi_1 = 0,1$ vergleichbare Fließkurven mit einem anlogem Verlauf und Niveau zur Referenzfließkurve als Resultat der Austenitisierung mit $T_7 = 900 \text{ °C} / t_7 = 2 \text{ s}$. Daraus folgt, dass die Verfestigung aus dem ersten Zug jeweils durch eine Phasenumwandlung sowie Erholung annulliert wurde und die zweite Umformung jeweils in einem teils bainitischen Mischgefüge stattgefunden hat.

Analog zum vorherigen sind in **Bild 5.8** die für den X46Cr13 aufgenommenen Warmfließkurven über den akkumulierten Umformgrad φ_{Ak} aufgetragen und die Fließkurven aus den einstufigen Versuchen als Referenz gegeben. Es wird nur die Austenitisierungsbedingung $T_7 = 1000 \text{ °C} / t_7 = 5 \text{ s}$ betrachtet, weil diese den Mittelwert des im vorherigen Abschnitt untersuchten Spektrums darstellt und im Kontext der einstufigen Versuche kein Einfluss einer Phasenumwandlung vor der Umformung für den X46Cr13 festgestellt werden konnte. Die Ausprägung der Fließkurven im zweiten Zug ist innerhalb des untersuchten Abkühlratenbereichs ($20 \leq r_k \leq 40 \text{ K/s}$) nahezu unabhängig von der Abkühlrate, mit Differenzen von weniger als 10 MPa bei deren Variation. Selbst bei der Umformtemperaturkombination $T_{\varphi,1} = 900 \text{ °C} / T_{\varphi,2} = 500 \text{ °C}$ (Bild 5.8 – Mitte), bei der zwischen den Umformvorgängen entweder 10 oder 20 s für eine Rekristallisation sowie Erholung und somit eine Annihilation von Versetzungen vergehen, sind die Fließkurven im zweiten Zug bei jeweils äquivalenter vorangegangener Umformung vergleichbar. Ursächlich hierfür kann unter anderem die Feinkörnigkeit des vorliegenden Gefüges sein (s. Abschnitt 5.3.2), da hiermit eine hohe Korngrenzendichte gegeben ist, welche die Versetzungsbewegung behindert und somit das Verfestigungsverhalten stabilisiert.

Mit den Umformtemperaturkombinationen $T_{\varphi,1} = 900 \text{ °C} / T_{\varphi,2} = 700 \text{ °C}$ (Bild 5.8 – oben) nimmt die Anfangsfließspannung im zweiten Zug $k_{f,0,2}$ sowohl mit $\varphi_1 = 0,05$ als auch mit $\varphi_1 = 0,1$ um 84 % ($\pm 2 \%$) der jeweiligen im ersten Zug eingebrachten Verfestigung $\Delta k_{f,1}$ gegenüber der Anfangsfließspannung im Referenzversuch $k_{f,0-Ref}$ zu. Mit $T_{\varphi,1} = 900 \text{ °C} / T_{\varphi,2} = 500 \text{ °C}$ (Bild 5.8 – Mitte) und $T_{\varphi,1} = 700 \text{ °C} / T_{\varphi,2} = 500 \text{ °C}$ (Bild 5.8 – unten) liegt die Zunahme der Anfangsfließspannung im zweiten Zug gegenüber dem Referenzversuch wiederum bei 96 % ($\pm 3 \%$). Grundsätzlich kann demnach das Materialverhalten des X46Cr13 im zweiten Zug in guter Näherung modelliert werden,

indem mit dem Fließkurvenmodell für die einstufige Umformung (Tabelle 5.1) die Verfestigung berechnet wird und die Fließkurve für die zweite Umformung mit dem additiven Term $0,9 \cdot \Delta k_{f-1}$ korrigiert wird.

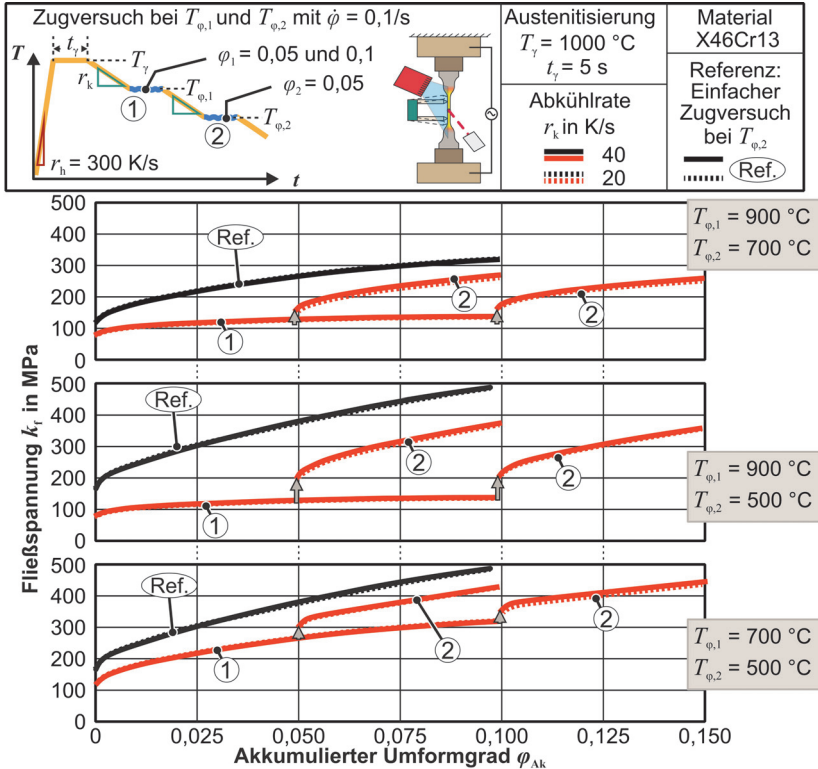


Bild 5.8: Vergleich der Fließspannung des X46Cr13 beim zweifachen Zug (rot) und einfachen Referenzversuch (schwarz) nach der raschen Austenitisierung

5.3 Eigenschaften nach der thermischen Behandlung

Nachdem in den vorherigen Abschnitten die Eigenschaften der Stähle 22MnB5 sowie X46Cr13 bei der mehrstufigen Warmumformung analysiert wurden, soll nun der Fokus auf der Untersuchung der (Produkt-)Eigenschaften nach dem Prozess liegen. Es wird erwartet, dass abhängig von den Parametern der raschen Austenitisierung verschieden homogene austenitische Gefüge eingestellt werden und hierdurch nach der Abkühlung letztendlich unterschiedliche (Produkt-)Eigenschaften resultieren. Um zunächst die grundlegenden Mechanismen darzulegen, wird in Abschnitt 5.3 ausschließlich der Zusammenhang zwischen der thermischen Behandlung – also ohne Rückwirkung einer

Warmumformung – und der resultierenden Härte, Zugfestigkeit sowie Gleichmaßdehnung⁶ betrachtet. Letztere Eigenschaften werden mit geätzten Schlifflinien der resultierenden Mikrostruktur korreliert. Die (Produkt)-Eigenschaften werden an Proben ermittelt, welche mit dem Versuchstand zur raschen Austenitisierung und homogenen Probenkühlung (s. Bild 5.3) hergestellt werden. Zur Bestimmung der Zugfestigkeit und Gleichmaßdehnung werden quasistatische Zugversuche mit digitaler Bildkorrelation durchgeführt. Die Härte und Mikrostruktur wird an eingebetteten Probenabschnitten ermittelt.

5.3.1 Thermische Behandlung des 22MnB5

Die Eigenschaften des 22MnB5 mit AlSi-Beschichtung beim Presshärten mit rascher Austenitisierung wurden bereits in Löbke et al. (2016) vorgestellt. Mit dem Fokus ein vollständig martensitisches Gefüge einzustellen, wurden im Rahmen der genannten Untersuchung hohe Abkühlraten ($r_k = 30; 50; 2200 \text{ K/s}$) und Austenitisierungstemperaturen ($T_\gamma = 950; 1025; 1100 \text{ °C}$) gewählt. Anders liegt hier der Fokus auf dem Einstellen von martensitischen Gefügen und Mischgefügen sowie den hieraus resultierenden Produkteigenschaften. Deswegen werden hier zum einen geringere Austenitisierungstemperaturen ($T_\gamma = 900; 950; 1000 \text{ °C}$), welche bei kurzen Haltezeiten eine geringere Homogenisierung bedingen, und auch geringere Abkühlraten ($r_k = 10; 20; 30; 40 \text{ K/s}$) betrachtet. Die Austenitisierungstemperatur $T_\gamma = 1000 \text{ °C}$ wird nicht überschritten, weil ab dieser Temperatur eine deutliche Zunahme der Verzunderung beim verwendeten unbeschichteten 22MnB5 auftritt. Zusätzlich wird das genannte Abkühlratenspektrum nicht überschritten, da für eine Mehrfachumformung im angestrebten Hubzahlbereich ($6/s \leq f_{\text{Hub}} \leq 8/s$) vor allem geringere Abkühlraten relevant sind. Bei hohen Abkühlraten wäre im zugrundeliegenden Werkzeugsystem (s. Kapitel 4.2) innerhalb des betrachteten Hubzahlbereichs die Temperatur im Blech in der letzten Stufe unterhalb der Martensitstarttemperatur und damit zu gering für eine Umformung.

Tendenziell konvergieren die Gleichmaßdehnung A_{gt} , die Zugfestigkeit R_m und die Härte des 22MnB5 je untersuchter Abkühlrate mit zunehmender Austenitisierungstemperatur T_γ und Haltezeit t_γ jeweils entgegen einem Grenzwert (**Bild 5.9**). Der Grenzwert für die Härte von 451 HV bei einer Abkühlrate von $r_k = 40 \text{ K/s}$ liegt in guter Übereinstimmung mit dem zuvor mit dem Maynier-Modell (s. Kapitel 4.1) abgeschätzten maximalen Härtewert von 455 HV für eine vollständig martensitische Mikrostruktur.

⁶ Die im Abschnitt 5.3 vorgestellten Kennwerte und Schlifflinienbilder des 22MnB5 wurden im Rahmen der Masterarbeit (1) und die des X46Cr13 in der Masterarbeit (2) ermittelt:

1. E. Yilmaz: *Mechanische Kennwerte von 22MnB5 nach dem Presshärten mit Kurzzeitaustenitisierung*, Technische Universität Dortmund, 2023, betreut durch A.E. Tekkaya und J. Martschin.
2. H. Özdemir: *Produkteigenschaften des X46Cr13 beim mehrstufigen Presshärten mit rascher Austenitisierung*, Technische Universität Dortmund, 2024, betreut durch A.E. Tekkaya und J. Martschin.

Ebenso verringert sich für Abkühlraten $r_k \geq 20$ K/s mit zunehmenden Austenitisierungsparametern die Sensitivität der untersuchten Eigenschaften gegenüber der Abkühlrate.

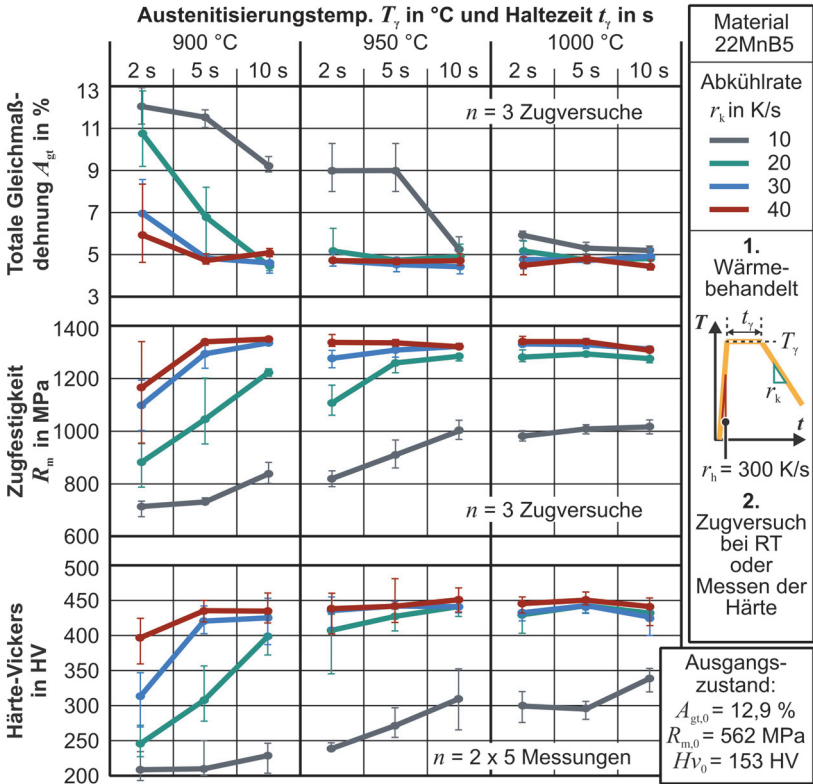


Bild 5.9: Produkteigenschaften des 22MnB5 bei RT bestimmt nach einer thermischen Behandlung mit rascher Austenitisierung unter Variation der Austenitisierungstemperatur T_γ , Haltezeit t_γ und Abkühlrate r_k

Während in Bild 5.9 die Gleichmaßdehnung mit $T_\gamma = 900$ °C und $t_\gamma = 2$ s Werte zwischen 5,9 % und 10,7 % annimmt, ist das Spektrum mit $T_\gamma = 1000$ °C und $t_\gamma = 10$ s auf die Spanne von 4,4 bis 4,8 % begrenzt. Analog liegt die Härte mit $T_\gamma = 900$ °C und $t_\gamma = 2$ s zwischen 248 und 395 HV sowie mit $T_\gamma = 1000$ °C und $t_\gamma = 10$ s zwischen 432 und 445 HV. Die ermittelten Werte für die Zugfestigkeit korrelieren dabei mit einem Bestimmtheitsmaß $R^2 = 95,3$ % mit der Härte unter Annahme von

$$R_m = 2,37 \text{ MPa} \cdot \text{HV} + 268,77 \text{ MPa} . \tag{5.2}$$

Die beschriebenen Charakteristika sind auf das mit den Austenitisierungsparametern zunehmende Kornwachstum sowie die zunehmende Austenithomogenität zurückzuführen.

Mit steigender Austenitkorngröße verringert sich die Anzahl an Keimstellen im Austenit für eine diffusionsgesteuerte Phasenumwandlung, wodurch wiederum die Ferrit-, Perlit- und Bainitbildung, also die Bildung weicherer Phasen, zu längeren Abkühl dauern verzögert wird. Bei einer nicht vollständigen Homogenisierung steht nur der bereits aufgelöste und durch Diffusion im austenitischen Gefüge verteilte Kohlenstoffanteil, der zuvor im Ausgangsgefüge im Zementit und den Carbiden gebunden war, für eine martensitische Umwandlung bei der Abkühlung zur Verfügung. Je weniger Kohlenstoff und weitere Legierungselemente (z.B. Bor und Mangan) im Austenit gelöst und homogen verteilt sind, desto höher liegt global die kritische Abkühlrate für eine vollständige martensitische Umwandlung. Grundsätzlich verlagert sich also die Phasenumwandlung von Ferrit und Bainit mit geringerer Homogenisierung zu kürzeren Abkühl dauern.

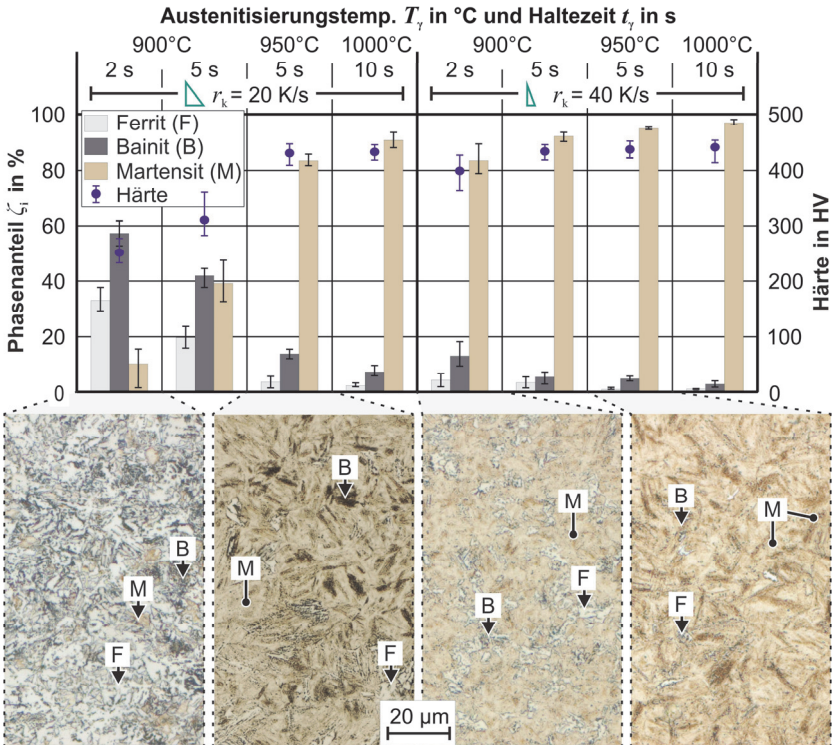


Bild 5.10: Einfluss der Austenitierung (T_γ , t_γ) und Abkühlrate r_k auf die Phasenanteile und Härte des 22MnB5 nach einer thermischen Behandlung mit initial rascher Austenitierung

Die zuvor genannten Rückwirkungen der Homogenisierung und des Kornwachstums auf die Kinetik der Phasenumwandlung sind in **Bild 5.10** anhand der Phasenanteile ersichtlich, welche sich nach verschiedenen Austenitisierungen und anschließender Abkühlung mit einer Rate $r_k = 20$ K/s bilden. Mit $T_\gamma = 900$ °C und $t_\gamma = 2$ s resultiert ein überwiegend bainitisches Gefüge ($\zeta_B = 57,03$ % - primär oberer Bainit), woraus die geringe Härte von 248 HV resultiert. Wird die Austenitisierungstemperatur T_γ auf 950 °C und die Haltezeit t_γ auf 5 s angehoben, verringert sich bei gleicher Abkühlrate der Ferritanteil auf $\zeta_F < 4$ % und der Bainitanteil auf $\zeta_B = 13,68$ %, wobei hauptsächlich unterer Bainit vorliegt. Gleichzeitig nimmt der Martensitanteil wiederum zu ($\zeta_M = 83,05$ %), sodass die Härte auf 428 HV ansteigt. Mit einer Anhebung der Abkühlrate auf $r_k = 40$ K/s ist bei allen Untersuchten Austenitisierungsparameterpaarungen der Martensitphasenanteil $\zeta_M > 83$ % und Ferrit nur noch in bainitischen Strukturen detektierbar. Für $r_k = 40$ K/s, $T_\gamma = 950$ °C und $t_\gamma = 5$ s liegt der Bainitanteil bei 4,59 %. Mit der höchsten eingestellten Austenitisierungstemperatur ($T_\gamma = 1000$ °C) und längsten Haltezeit ($t_\gamma = 10$ s) sind wiederum nur noch 2,53 % oberer Bainit im Schriff detektierbar. Analog zur Konvergenz der mechanischen Eigenschaften stellt sich somit auch bei den resultierenden Phasenanteilen eine Sättigung der Auswirkung der Homogenisierung ein.

Zur Quantifizierung der Homogenisierung abhängig von den Austenitisierungsparametern (T_γ , t_γ) sowie der Aufheizhistorie wird in Fritz et al. (2019) der Hollomon-Jaffe Parameters H_{hom} (Einheit: kK) genutzt, welcher basierend auf der Temperaturhistorie $T(t)$ und einer werkstoffspezifischen Konstante C_{hom} berechnet wird:

$$H_{\text{hom}} = \ln\left(\int_0^t T(t) \cdot \exp(C_{\text{hom}} \cdot T(t)) \cdot t^{T(t)-1} dt\right). \quad (5.3)$$

Übertragen auf die vorliegende Erwärmungshistorie ergibt sich mit der Austenitisierungstemperatur T_γ in kK, der Haltezeit t_γ in h und der Aufheizrate r_h in kK/h der Hollomon-Jaffe Parameter H_{hom} mit:

$$H_{\text{hom}} = \ln\left[\left(\int_0^{T_\gamma/r_h} r_h \cdot \exp(C_{\text{hom}} \cdot r_h \cdot t) \cdot t^{r_h t} dt\right) + \left(\int_{T_\gamma/r_h}^{T_\gamma/r_h+t_\gamma} T_\gamma \cdot \exp(C_{\text{hom}} \cdot T_\gamma) \cdot t^{T_\gamma-1} dt\right)\right]. \quad (5.4)$$

Das erste Integral von **Gl. (5.4)** beschreibt die Aufheizphase und das zweite Integral die Haltephase der Austenitisierung. Die Lösung der Integrale wird in Matlab R2022b numerisch umgesetzt. In Fritz et al. (2019) wurde die Werkstoffkonstante C_{hom} für 22MnB5, welcher abweichend zu dem hier vorliegenden Werkstoff einen Kohlenstoffanteil von 0,25 % aufweist, zu 31,56 ln(h⁻¹) bestimmt und $H_{\text{hom}} = 32,06$ kK als Schwellwert für eine vollständige Homogenisierung festgelegt. Im Rahmen des untersuchten, in **Bild 5.9** dargestellten, Parameterspektrums mit der festgelegten Aufheizrate von $r_h = 300$ K/s wird der Schwellwert $H_{\text{hom}} = 32,06$ kK mit $T_\gamma = 1000$ °C und $t_\gamma = 5$ s überschritten. Die zuvor dargestellte Konvergenz für die Werte der Gleichmaßdehnung A_{gt} ,

Zugfestigkeit R_m , die Härte sowie die bestimmten Phasenanteile indizieren jedoch, dass bei dem vorliegenden 22MnB5 mit einem Kohlenstoffanteil von 0,19 % bereits im Bereich von $H_{\text{hom}} = 31,20 \text{ kK}$ ($T_\gamma = 1000 \text{ °C}$, $t_\gamma = 2 \text{ s}$) respektive $H_{\text{hom}} = 31,58 \text{ kK}$ ($T_\gamma = 950 \text{ °C}$, $t_\gamma = 10 \text{ s}$) eine nahezu vollständige Homogenisierung erreicht wird.

Im Kontext der weiteren Entwicklungen zur Eigenschaftsregelung in dieser Arbeit kann der H_{hom} -Parameter nicht nur als Schwellwert für die Bestimmung einer ausreichenden Homogenisierung, sondern auch zur Berechnung von äquivalenten Homogenisierungszuständen genutzt werden. Wenn zum Beispiel die Austrittstemperatur aus der Austenitisierungsstufe anzupassen ist, ohne dass die resultierenden Eigenschaften verändert werden, kann eine Haltezeit $t_{\gamma,\text{neu}}$ für die neue erforderliche Austenitisierungstemperatur $T_{\gamma,\text{neu}}$ berechnet werden mit der im Vergleich zur vorherigen Kombination aus $T_{\gamma,\text{alt}}$ und $t_{\gamma,\text{alt}}$ äquivalente Eigenschaften erzielt werden können. Ebenso kann der Ansatz genutzt werden, um den Grad der Homogenisierung durch eine Wiedererwärmung in der zweiten Prozessstufe des Demonstratorprozesses zu erfassen.

5.3.2 Thermische Behandlung des X46Cr13

In Martschin et al. (2021) wurde bereits anhand von rasch austenitisierten (Heizrate $r_h = 1000 \text{ K/s}$) Stirnabschreckversuchen gezeigt, dass die resultierende Härte des X46Cr13 über eine Variation der Austenitisierungstemperatur und Haltezeit bei gleichzeitig geringer Abhängigkeit von der Abkühlrate eingestellt werden kann. Basierend auf den Untersuchungen von Barlow und Du Toit (2012) wurde dabei in Martschin et al. (2021) der Mechanismus der Carbidauflösung als ursächlich für eine Steigerung der Härte mit den Austenitisierungsparametern identifiziert. Demnach ist beim X46Cr13, wie auch beim 22MnB5 der Grad der erreichten Homogenisierung im Austenit entscheidend für die sich nach dem Abschrecken einstellenden Eigenschaften. Weitere, nach der raschen Austenitisierung resultierende Produkteigenschaften des X46Cr13, wie die Zugfestigkeit im einachsigen Zugversuch, die Gleichmaßdehnung und die Ausprägung der entstehenden Mikrostruktur, wurden nicht betrachtet. Ebenso wurde die Rückwirkung der in Garcia De Andres et al. (1998) sowie in Barlow und Du Toit (2012) beschriebenen Bildung von Restaustenit, welche ebenfalls mit der Carbidauflösung zunimmt, vernachlässigt. Im Folgenden werden deshalb, analog zum vorherigen Abschnitt, in Anlehnung an die Parameter der Wärmebehandlung des vorliegenden Applikationsprozesses ($r_h = 300 \text{ K/s}$; $2 \text{ s} \leq t_\gamma \leq 10 \text{ s}$; $r_k \leq 40 \text{ K/s}$) die sich einstellende Härte im Kontext mit der resultierenden Zugfestigkeit, totalen Gleichmaßdehnung und Mikrostruktur betrachtet. In Anlehnung an Martschin et al. (2021) wird dabei $T_\gamma = 1100 \text{ °C}$ als maximale Austenitisierungstemperatur gewählt.

Mit zunehmenden Austenitisierungsparametern (T_γ ; t_γ) steigt durch die fortschreitende Carbidauflösung und Verteilung des Kohlenstoffs im Austenit die Härte nach dem Abschrecken von 422 HV ($T_\gamma = 900 \text{ °C}$; $t_\gamma = 2 \text{ s}$) auf 692 HV ($T_\gamma = 1100 \text{ °C}$; $t_\gamma = 10 \text{ s}$) an

(Bild 5.11). Je mehr Kohlenstoff im Austenit gelöst ist, desto mehr wird zunächst eine martensitische Umwandlung begünstigt und umso stärker wird der Martensit bei der Bildung tetragonal verzerrt, was mit der Verzerrung steigende Martensithärten bedingt (Smallman und Bishop, 1999). Jedoch steigt mit einer höheren Kohlenstoffsättigung des Austenits auch das Potenzial zur Bildung von Restaustenit, wodurch die Härte des Gesamtgefüges herabgesetzt werden kann.

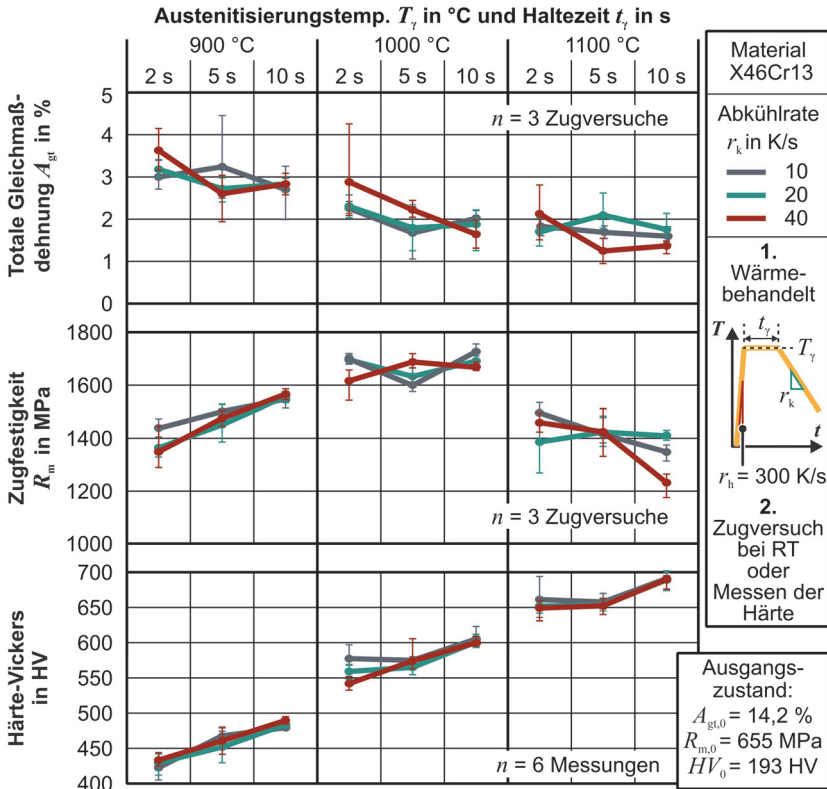


Bild 5.11: Produkteigenschaften des X46Cr13 nach einer thermischen Behandlung mit rascher Austenitisierung unter Variation der Austenitisierungstemperatur T_γ , Haltezeit t_γ und Abkühlrate r_k

Innerhalb des untersuchten Parameterspektrums ist keine eindeutige Sättigung oder ein Absinken der eingestellten Härte mit steigendem für T_γ und t_γ ersichtlich. Demnach wird die vollständige Homogenisierung des Austenits nicht erreicht. Es liegen jedoch beim X46Cr13 auch mit einer unvollständigen Homogenisierung bei Variation der Abkühlrate ($10\text{ K/s} \leq r_k \leq 40\text{ K/s}$) und jeweils gleichen T_γ und t_γ nur geringe Härteunterschiede

von maximal 35 HV vor, sodass von der Aufrechterhaltung der lufthärtenden Eigenschaften ausgegangen wird. Die im einachsigen Zugversuch bestimmte totale Gleichmaßdehnung A_{gt} verhält sich invers zur Härte. A_{gt} sinkt von 3,6 % ($T_\gamma = 900$ °C; $t_\gamma = 2$ s) auf 1,37 % ($T_\gamma = 1100$ °C; $t_\gamma = 10$ s). Das inverse Verhalten ist auf die mit T_γ und t_γ zunehmende Bildung von Martensit und die tetragonale Verzerrung des Martensits (s.o.) zurückzuführen, welche die Versetzungsbewegungen bei der Umformung behindert und so die Sprödigkeit steigert. Gleichzeitig bedingen die genannten Mechanismen eine Steigerung der Festigkeit. Jedoch korreliert die Zugfestigkeit R_m , nur für den Bereich von $T_\gamma = 900$ °C / $t_\gamma = 2$ s bis $T_\gamma = 1000$ °C / $t_\gamma = 10$ s positiv linear mit der Härte nach:

$$R_m = 1,7148 \text{ MPa} \cdot \text{HV} + 681,39 \text{ MPa} . \quad (5.5)$$

Ab $T_\gamma = 1100$ °C / $t_\gamma = 2$ s ist eine negative lineare Korrelation zwischen der Zugfestigkeit und der Härte festzustellen:

$$R_m = -2,6954 \text{ MPa} \cdot \text{HV} + 3194,7 \text{ MPa} . \quad (5.6)$$

Eine mögliche Begründung für diese Diskontinuität der Härte-Zugfestigkeits-Korrelation kann die von Barlow und Du Toit (2012) für eine Ofenerwärmung mit $r_h = 2$ K/s ermittelte, bei 950 – 1050 °C einsetzende, Auflösung der $M_{23}C_6$ -Carbide sowie der M_7C_3 -Carbide (Auflösung bei ~ 1075 °C) sein. Ab $T_\gamma > 1050$ °C wird somit mehr Kohlenstoff im Austenit gelöst und mehr spröder Martensit gebildet.

Zur Überprüfung des Austenitisierungsfortschritts, der Martensitbildung sowie Carbidauflösung werden Mikrostrukturschliffbilder, geätzt in Anlehnung an Kalling 2, angefertigt (**Bild 5.12**). Durch die Ätzung erscheinen der Martensit und die größeren Carbide ($d = 1\text{-}2$ μm) weiß. Der Ferrit und Austenit färben sich rötlich. Die restlichen Gefügeanteile können aufgrund der Feinkörnigkeit nicht klar differenziert werden. Zur Restaustenitbestimmung werden Proben in einem REM (MIRA III XMU, Tescan) mit einem EBSD-Detektor (CMOS Velocity Pro, EDAX) bei einer Spannung von 20 kV ausgewertet. Mit $T_\gamma = 900$ °C / $t_\gamma = 2$ s wird ein feinkörniges, überwiegend ferritisches Gefüge eingestellt ($\zeta_{F+A} - \zeta_A = \zeta_F = 55,1$ %), welches sich vom Ausgangsgefüge (s. Bild 4.3) durch, eine erste Auflösung der Carbide und Martensitbildung im Bereich der ursprünglichen Carbide sowie die Ausbildung eines nicht klaren Restgefüges (R) unterscheidet. Die Präsenz von ferritischen Gefügebestandteilen indiziert eine unvollständige Austenitisierung. Trotz des hohen Ferritanteils liegt die Härte des abgeschreckten Gefüges bei dem 2,26-fachen der Härte (430 HV) des Ausgangsgefüges. Demnach könnte es sich bei dem Restgefüge zum Beispiel um bainitische Anteile handeln. Durch eine Steigerung der Austenitisierungsparameter (T_γ ; t_γ) nimmt innerhalb des untersuchten Parameterspektrums der kumulierte Ferrit- und Austenitanteil ab und der martensitische Phasenanteil, korrelierend mit der Härte, zu. Ursächlich für die Härtezunahme, einhergehend mit der Carbidauflösung bei rascher Austenitisierung, ist hier also nicht nur die Bildung eines zunehmend härteren Martensits sondern auch die generelle Zunahme des

entstehenden Martensitanteils, welche durch die mit T_γ und t_γ zunehmende Vervollständigung der Austenitisierung zu begründen ist. Auch mit den höchsten gewählten Austenitisierungsparametern ($T_\gamma = 1100\text{ °C}$; $t_\gamma = 10\text{ s}$) wird kein vollständig martensitisches Gefüge eingestellt ($\zeta_{M+C} = 72,3\%$), wobei der rötlich gefärbte Anteil entsprechend der EBSD-Messung größtenteils Restaustenit ist ($\zeta_A = 17,3\%$). Hieraus kann abgeleitet werden, dass eine weitere Steigerung von T_γ und t_γ kaum noch eine Härtezunahme bewirken wird. Die Diskontinuität der Zugfestigkeits-Härte-Korrelation ist anhand der ermittelten Phasenanteile nicht direkt ersichtlich, da diese zwischen $T_\gamma = 1000\text{ °C} / t_\gamma = 10\text{ s}$ und $T_\gamma = 1100\text{ °C} / t_\gamma = 2\text{ s}$ keinen ausgeprägten Sprung aufweisen. Deshalb wird Diskontinuität primär der Bildung eines spröderen Martensits für $T_\gamma > 1050\text{ °C}$, welcher dann einen spröden Bruch im einachsigen Zug bewirkt, zugeschrieben.

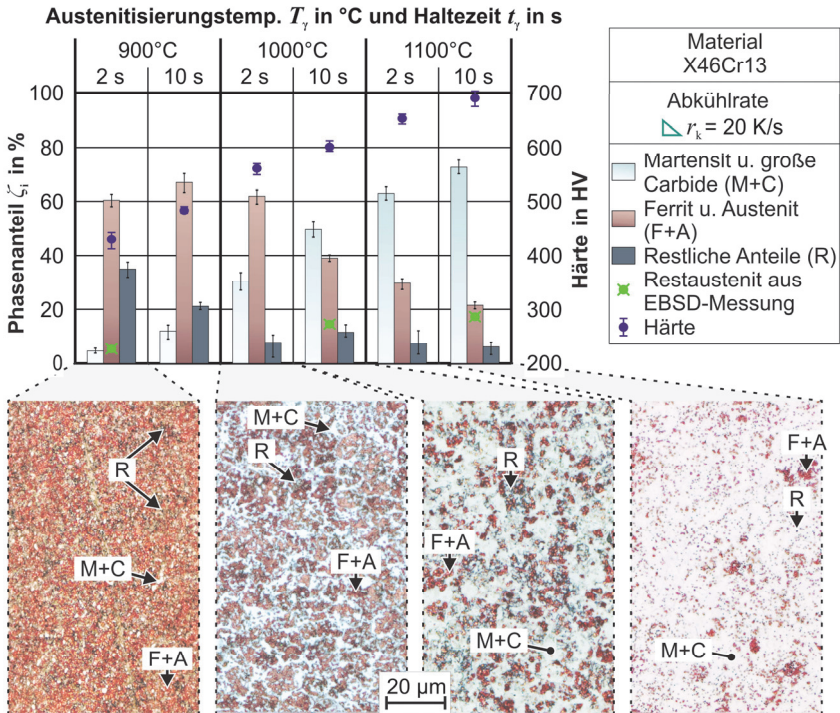


Bild 5.12: Einfluss der Austenitisierung (T_γ , t_γ) auf die Phasenanteile sowie Härte des X46Cr13 nach einer thermischen Behandlung mit rascher Austenitisierung

Hinsichtlich der Umsetzung einer Eigenschaftsregelung beim mehrstufigen Presshärten ist die geringe Sensitivität des X46Cr13 gegenüber der Abkühlrate, welche auch bei

einer nicht vollständigen Homogenisierung und Austenitisierung erhalten bleibt, vorteilhaft. So können in Bereichen, welche nicht umgeformt werden, ausschließlich über die Austenitisierungsparameter die Zieleigenschaften eingestellt werden. Dies bedeutet jedoch auch, dass die thermische Historie bei der raschen Austenitisierung innerhalb des Folgeverbundwerkzeugs präzise eingeregelt werden muss.

5.4 Eigenschaften nach der thermo-mechanischen Behandlung

Nachdem zuvor die Rückwirkung der raschen Austenitisierung und der Abkühlrate auf die Produkteigenschaften des 22MnB5 und des X46Cr13 nach der thermischen Behandlung untersucht wurden, wird in Abschnitt 5.4 nun zusätzlich der Einfluss der Warmumformung auf die resultierende Härte und Mikrostruktur betrachtet.

Min et al. (2012) zeigten, dass abhängig von der Umformtemperatur T_ϕ beim Presshärten von 22MnB5 durch die Umformung entweder die Phasenumwandlung von Austenit zu Ferrit und Perlit (für $T_\phi > B_s$) oder Bainit (für $T_\phi < B_s$) beschleunigt wird. Dabei wird mit steigendem Umformgrad ϕ zunehmend die Inkubationszeit für die Ferrit-, Perlit- und Bainitbildung durch eine Feinung des Austenitkorns bis zu einer Sättigung des Mechanismus reduziert (Barcellona und Palmeri, 2009). Weiterführend zeigten Reitz et al. (2022) durch eine Variation der Austenitisierung ($r_h = 20 \text{ K/s}$; $800 \text{ °C} \leq T_\gamma \leq 950 \text{ °C}$; $150 \text{ s} \leq t_\gamma \leq 600 \text{ s}$) bei warmumgeformten 22MnB5-Zugproben ($T_\phi = 800 \text{ °C}$), dass mit steigender Homogenisierung und Korngröße die Beschleunigung der diffusionsbehafteten Phasenumwandlung durch die Warmumformung reduziert werden kann. Offen bleibt, welche Ausprägung die genannten Mechanismen und Wechselwirkungen bei einer einfachen sowie mehrstufigen Warmumformung von 22MnB5 nach einer raschen Austenitisierung bei verschiedenen Umformtemperaturen, Umformgraden und Abkühlraten haben. Eine Kenntnis dieser Zusammenhänge ist prinzipiell sowohl im Rahmen der Softsensorentwicklung als auch zum Einstellen der Produkteigenschaften erforderlich. Im Abschnitt 5.4.1 wird daher zunächst der Einfluss einer einstufigen Warmumformung nach der raschen Austenitisierung auf die resultierende Härte und Mikrostruktur des 22MnB5 betrachtet. Hierauf aufbauend wird im Anschluss in Abschnitt 5.4.2 der Einfluss einer mehrstufigen Warmumformung analysiert. Teile der Ergebnisse aus den Abschnitten 5.4.1 und 5.4.2 sind auch in Martschin et al. (2024c) dargestellt.

Auch für den X46Cr13 steht die Untersuchung der kombinierten Rückwirkung der raschen Austenitisierung und Warmumformung auf die resultierenden Eigenschaften aus. Bisher wurde beim Presshärten mit rascher Austenitisierung ($r_h \approx 70 \text{ K/s}$; $900 \text{ °C} \leq T_\gamma \leq 1100 \text{ °C}$; $t_\gamma = 5 \text{ s}$) von X46Cr13 Blechmaterial in Martschin et al. (2021) anhand von warm kragengezogenen Bauteilen keine eindeutige Rückwirkung der Umformung auf die resultierende Härte identifiziert. Im Gegensatz hierzu zeigten Mezagarcía et al. (2020) anhand von tiefgezogenen Näpfen aus X46Cr13, welche im Ofen austenitisiert und bei unterschiedlichen Temperaturen umgeformt wurden, eine von der

Umformtemperatur abhängige Reduktion der resultierenden Härte auf. Daher soll zur Auflösung des Widerspruchs in Abschnitt 5.4.3 die Härte und die resultierende Mikrostruktur des X46Cr13 nach einer einstufigen und mehrstufigen Umformung, unter Variation der Umformtemperatur und raschen Austenitisierung untersucht werden.

5.4.1 Einstufige Umformung und Wärmebehandlung des 22MnB5

Im Folgenden wird zunächst die Rückwirkung der einstufigen Warmumformung auf die Härte diskutiert. In Anschluss werden die resultierenden Phasenanteile betrachtet. In **Bild 5.13** ist die nach der Durchführung der einstufigen Warmzugversuche mit rascher Austenitisierung im Probenquerschnitt gemessene Härte sowie als Referenz die nach einer reinen Wärmebehandlung (ϕ/φ) resultierenden Härte (aus Abschnitt 5.3.1) gegeben⁷. Oberhalb im Bild ist jeweils die zugehörige thermo-mechanische Historie dargestellt. Proben mit Parametersätzen, welche auch bei mehrmaliger Wiederholung des Versuchs einen Probenbruch (PB) außerhalb der Messlänge des Extensometers bedingen, bei denen jedoch mindestens 80 % des Zielumformgrads eingestellt wurden, sind zur Vervollständigung der Untersuchung eingetragen und mit einem „+“ gekennzeichnet. Die Umformgeschwindigkeit wird nicht variiert und beträgt konstant $\dot{\varphi} = 0,1/s$. Mit dieser Umformgeschwindigkeit kann die Rückwirkung der isothermen Temperaturführung während der Umformung vernachlässigt werden.

Im untersuchten Parameterbereich ist nach einer einstufigen Umformung bei der Temperatur $T_{\varphi} = 900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ mit einem Umformgrad $\varphi = 0,05$ und auch $\varphi = 0,1$ sowie einer durchschnittlichen Abkühlrate von $r_k = 40 \text{ K/s}$ im Rahmen der Messgenauigkeit keine Rückwirkung der Warmumformung auf die Härte festzustellen (Bild 5.13). Wird jedoch die Abkühlrate auf $r_k = 20 \text{ K/s}$ reduziert – T_{φ} bleibt bei $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ – sinkt die Härte im Vergleich zur reinen Wärmebehandlung im Schnitt mit $\varphi = 0,05$ um 19 HV und mit $\varphi = 0$ um 31 HV. Eine Umformung im Bereich der A_{c3} -Temperatur des 22MnB5 bedingt demnach schon eine Beschleunigung der Bildung weicherer Phasenanteile, welche wiederum durch eine Erhöhung der Abkühlrate von 20 auf 40 K/s unterbunden werden kann. Mit der Umformtemperatur $T_{\varphi} = 700 \text{ }^{\circ}\text{C}$ stellt sich eine durchschnittliche Reduktion der Härte im Vergleich zur Wärmebehandlung von 129 HV ein (Bild 5.13). Der ausgeprägte Härteabfall ist darauf zurückzuführen, dass die Umformtemperatur im Temperaturbereich der Ferritbildung liegt und diese somit beschleunigt wird. Mit $r_k = 20 \text{ K/s}$ beträgt der Härtemittelwert 243 HV und $r_k = 40 \text{ K/s}$ liegt dieser bei 274 HV. Durch eine Erhöhung der Abkühlrate auf 40 K/s wird demnach, im Vergleich zur Umformung bei

⁷ Die Härtemessungen und Schlibbilder entstanden im Rahmen der Masterarbeit von M.T. Braun: *Bestimmung der Mikrostruktur von 22MnB5 nach dem mehrstufigen Presshärten mit Kurzzeitaustenitisierung anhand von einfach und mehrfach umgeformten Zugproben*, Technische Universität Dortmund, 2024, betreut durch A.E. Tekkaya und J. Martschin.

900 °C, die Bildung weicherer Phasenanteile nur noch geringfügig unterbunden. Eine Steigerung des Umformgrads von $\varphi = 0,05$ auf 0,1 bedingt im Mittel einen Zuwachs des Härteabfalls um 11 HV, was eine Sättigung der Rückwirkung des steigenden Umformgrads auf die Bildung weicherer Phasen indiziert.

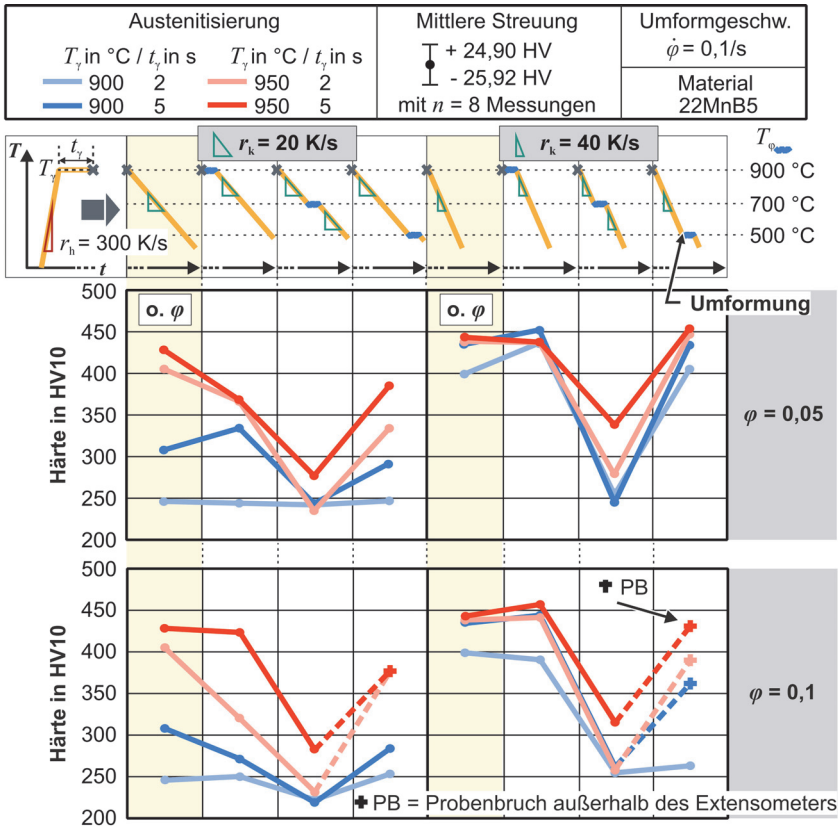


Bild 5.13: Härte im Querschnitt der rasch austenitisierten und einstufig bei der Temperatur T_φ umgeformten 22MnB5-Zugproben unter Variation der Austenitisierung (T_γ ; t_γ), der Abkühlrate r_k und des Umformgrads φ

Wird die Umformtemperatur bis auf $T_\varphi = 500$ °C abgesenkt, liegt mit $r_k = 40$ K/s und $\varphi = 0,05$ der Härtemittelwert bei 434 HV, was dem Niveau der Härte nach der reinen Wärmebehandlung entspricht (Bild 5.13). Mit $r_k = 20$ K/s und $\varphi = 0,05$ liegt der Mittelwert wiederum bei 315 HV und damit unter der Härte nach der reinen Wärmebehandlung. Da $T_\varphi = 500$ °C im Temperaturbereich der Bainitbildung liegt, ist abgeleitet aus

den genannten Härtemittelwerten und den Ergebnissen von Min et al. (2012) anzunehmen, dass durch die Umformung die Bainitbildung beschleunigt und mit zunehmender Abkühlrate unterbunden wird. Gestützt wird dies zusätzlich dadurch, dass mit einer Erhöhung des Umformgrads φ von 0,05 auf 0,1 auch bei $r_k = 40$ K/s eine Reduktion des Härtemittelwerts auf 362 HV festzustellen ist.

Grundsätzlich steigt, vergleichbar zum Ergebnis der reinen Wärmebehandlung, im betrachteten Parameterraum mit zunehmenden Austenitisierungsparametern, auch unter Einwirkung einer Warmumformung, die resultierende Härte. Dabei besteht, übereinstimmend mit Reitz et al. (2022), auch bei der Warmumformung nach einer raschen Austenitisierung eine Abhängigkeit zwischen der Ausprägung der Rückwirkung der Umformung auf die resultierende Härte und dem eingestellten Austenitisierungszustand. Mit zunehmenden Austenitisierungsparametern (T_γ ; t_γ) nimmt die Homogenisierung (Abschnitt 5.3.1) und die Korngröße zu (Löbke und Tekkaya, 2018). Dies bedingt eine Verlängerung der Inkubationszeit für die Ferrit-, Perlit- und Bainitbildung. Diese Mechanismen wirken somit einer Verkürzung der Inkubationszeit durch die Warmumformung entgegen. So beträgt mit $r_k = 40$ K/s, $T_\varphi = 700$ °C und $\varphi = 0,05$ (oben rechts in Bild 5.13) mit der Austenitisierung $T_\gamma = 950$ °C und $t_\gamma = 5$ s die resultierende Härte 343 HV, was einem Härteabfall um 103 HV im Vergleich zur Wärmebehandlung entspricht. Mit einem Absenken der Austenitisierungsparameter – die weiteren Parameter bleiben gleich – auf $T_\gamma = 900$ °C sowie $t_\gamma = 2$ s beträgt die resultierende Härte 252 HV, was im Vergleich zur Wärmebehandlung einem Härteabfall von 154 HV entspricht.

Nachdem die grundlegenden Mechanismen basierend auf der gemessenen Härte analysiert wurden, sollen im Folgenden die Ergebnisse mit den gemessenen Phasenanteilen in Beziehung gesetzt werden. Hierzu sind in **Bild 5.14** die resultierenden Phasenanteile sowie Mikrostrukturschliffbilder nach einer Warmumformung mit einem Umformgrad von $\varphi = 0,05$ gegeben. Mit $T_\varphi = T_\gamma = 900$ °C (Bild 5.14 – links), $t_\gamma = 2$ s sowie $r_k = 20$ K/s steigt der Ferritanteil ζ_F im Vergleich zur reinen Wärmebehandlung um 29 % und der Bainitanteil wird um den gleichen Anteil reduziert, sodass der zuvor beschriebene Härteabfall resultiert. Bei der gleichen Umformtemperatur und Abkühlrate stellt sich wiederum mit einer Anhebung der Austenitisierungsparameter auf $T_\gamma = 950$ °C sowie $t_\gamma = 5$ s ein bainitisch-martensitisches Gefüge ein. Im Vergleich zur Wärmebehandlung nimmt hierbei der Bainitanteil ζ_B um 36 % zu und der Martensitanteil um den gleichen Betrag ab. Abhängig von der Austenitisierung bedingt die Reduzierung der Inkubationszeit durch die Warmumformung bei $T_\varphi = 900$ °C somit, dass der Abkühlpfad durch das Ferrit- und beziehungsweise oder das Bainitgebiet führt.

Die Warmumformung bei $T_\varphi = 700$ °C (Bild 5.14 – Mitte) induziert, wie zuvor an der Härte aufgezeigt, die größten Veränderungen der resultierenden Phasenanteile im Vergleich zur reinen Wärmebehandlung. Grundsätzlich wird sowohl die Ferrit- als auch die Bainitbildung beschleunigt, wobei der Bainit die Morphologie des oberen und somit

weicheren Bainit annimmt. Ist das Gefüge nach einer reinen Wärmebehandlung durch $T_\gamma=950\text{ °C}$ und $t_\gamma=5\text{ s}$ primär martensitisch, wird durch die Warmumformung bei $T_\phi=700\text{ °C}$ die nachfolgende Martensitbildung unterdrückt. Ist das Gefüge nach einer reinen Wärmebehandlung durch eine geringe Homogenisierung mit $T_\gamma=900\text{ °C}$ und $t_\gamma=2\text{ s}$ ferritisch-bainitisch, wird wiederum die Bainitbildung zugunsten einer ausgeprägteren Ferritbildung unterdrückt.

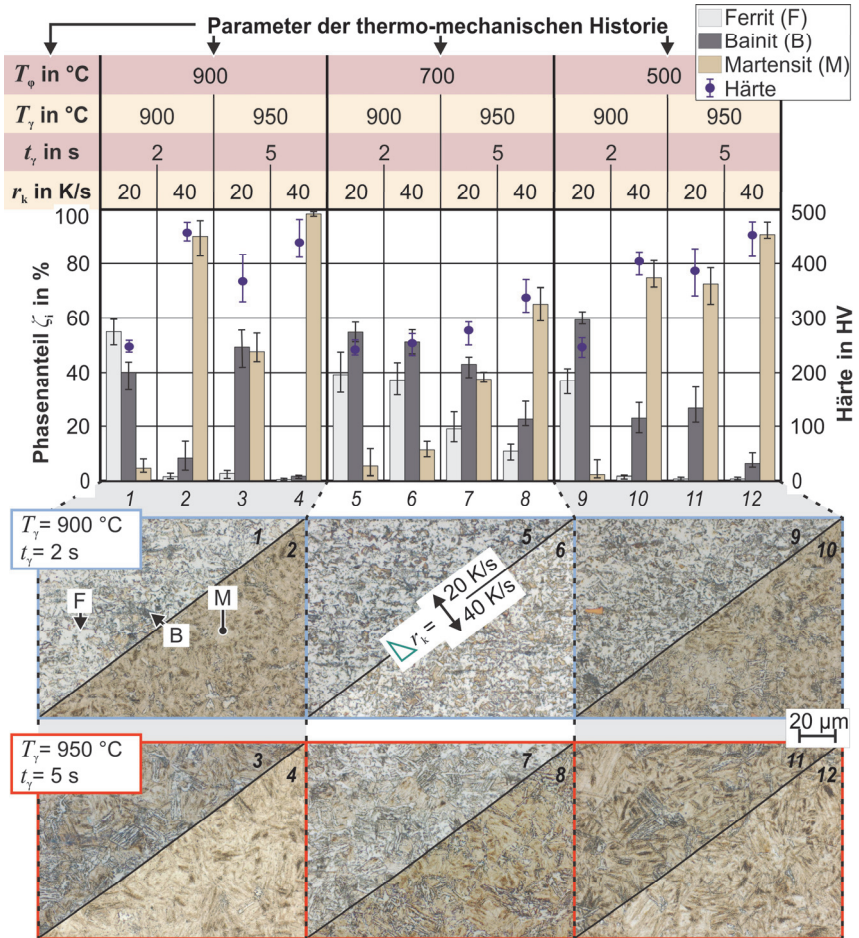


Bild 5.14: Phasenanteile (oben) und Schlibfbilder (unten) des 22MnB5 nach der einstufigen Umformung mit $\phi = 0,05$ bei Variation der Umformtemperatur T_ϕ , Ausentisierungs-temperatur T_γ , Haltezeit t_γ und Abkühlrate r_k

Durch eine Warmumformung bei $T_\varphi = 500\text{ °C}$ (Bild 5.14 – rechts) wird – außer für die Parameterpaarung: $T_\gamma = 900\text{ °C}$, $t_\gamma = 2\text{ s}$, $r_k = 20\text{ K/s}$ – grundsätzlich die Bainitbildung beschleunigt und so die folgende Martensitbildung gehemmt. Der gebildete Bainit entspricht hierbei morphologisch primär dem härteren unterem Bainit, weshalb die Reduktion der Härte des entstehenden Mischgefüges im Vergleich zu einem rein martensitischen Gefüge nur im Bereich von 40 bis 50 HV liegt. Mit der geringeren Homogenisierung durch $T_\gamma = 900\text{ °C}$ sowie $t_\gamma = 2\text{ s}$ und der Abkühlrate von 20 K/s bedingt die Warmumformung bei $T_\varphi = 500\text{ °C}$ eine Reduktion des gebildeten Bainits um 9 %, wobei der Ferrit um den gleichen Anteil steigt. Die Härte des Gesamtgefüges wird im Vergleich zur reinen Wärmebehandlung hierdurch nicht verändert.

5.4.2 Mehrstufige Umformung und Wärmebehandlung des 22MnB5

Nachdem zuvor die Härte und die resultierenden Phasenanteile nach einer einstufigen Warmumformung im Anschluss an eine rasche Austenitisierung untersucht wurden, wird im Folgenden das Resultat einer zweistufigen und somit komplexen mehrstufigen Warmumformung des 22MnB5 phänomenologisch betrachtet. Im Anschluss werden exemplarisch die aus der zweistufigen Warmumformung resultierenden Phasenanteile⁷ mit den Ergebnissen der Härteauswertung verknüpft. Die Umformung findet bei den Temperaturen $T_{\varphi,1}$ und $T_{\varphi,2}$ statt, bei denen der Umformgrad φ_1 und φ_2 aufgeprägt wird. Zur Vergleichbarkeit mit der einstufigen Umformung wurden dieselben Umformtemperaturen gewählt. In **Bild 5.15** ist die gemessene Härte⁷ für die Varianten $\varphi_1 = \varphi_2 = 0,05$ sowie $\varphi_1 = 0,1 + \varphi_2 = 0,05$ dargestellt. Zusätzlich ist oben im Bild die korrespondierende thermo-mechanische Historie gegeben. Ergänzend ist die Variante $\varphi_1 = 0,05 + \varphi_2 = 0,1$ im Anhang B – Kapitel 5 aufgeführt. Für die Umformgeschwindigkeit gilt $\dot{\varphi} = 0,1/\text{s}$.

Die resultierenden Härten aus der zweistufigen Warmumformung mit den Umformtemperaturkombinationen $T_{\varphi,1} = 900\text{ °C} + T_{\varphi,2} = 700\text{ °C}$ sowie $T_{\varphi,1} = 700\text{ °C} + T_{\varphi,2} = 500\text{ °C}$ mit $\varphi_1 = \varphi_2 = 0,05$, also mit einem akkumulierten Umformgrad von $\varphi_{AK} = 0,1$, sind mit denen aus der einstufigen Warmumformung bei $T_\varphi = 700\text{ °C}$ mit einem Umformgrad von $\varphi = 0,1$ vergleichbar (s. Bild 5.15 und Bild 5.13). Die Verkürzung der Inkubationszeit für die Ferritbildung durch die Umformung im Bereich der Ferritbildungstemperaturspanne ist demnach hierbei der bestimmende Mechanismus für die Härtereduktion. Mit einer Abkühlrate $r_k = 20\text{ K/s}$ stellt sich, wenn $\varphi_1 = \varphi_2 = 0,05$ ist, für alle betrachteten Austenitisierungsparameterpaarungen eine Härte kleiner als 360 HV ein.

Für $\varphi_1 = 0,1 + \varphi_2 = 0,05$ ist mit $r_k = 20\text{ K/s}$ die Härte wiederum für alle Umformtemperaturkombinationen und Austenitisierungsparameterpaarungen kleiner als 290 HV, auch wenn der kritische Ferritbildungstemperaturbereich ($\sim 700\text{ °C}$) bei der Umformung vermieden wird. Mit einer Anhebung der Abkühlrate auf $r_k = 40\text{ K/s}$ können jedoch, wenn mit $T_\gamma = 950\text{ °C}$ und $t_\gamma = 5\text{ s}$ vor der Umformung ein ausreichend homogener Austenit eingestellt wurde, bei Auslassung der Umformtemperatur von 700 °C sowohl für

$\varphi_1 = \varphi_2 = 0,05$ als auch für $\varphi_1 = 0,1 + \varphi_2 = 0,05$ Härten von über 450 HV erzielt werden. Bei der geringsten eingestellten Homogenisierung mit $T_\gamma = 900$ °C und $t_\gamma = 2$ s stellen sich bei der zweistufigen Warmumformung mit $\varphi_1 = \varphi_2 = 0,05$ und $\varphi_1 = 0,1 + \varphi_2 = 0,05$ für alle betrachteten Umformtemperaturkombinationen für $r_k = 20$ K/s Härten von unter 261 HV ein und für $r_k = 40$ K/s Härten von unter 306 HV.

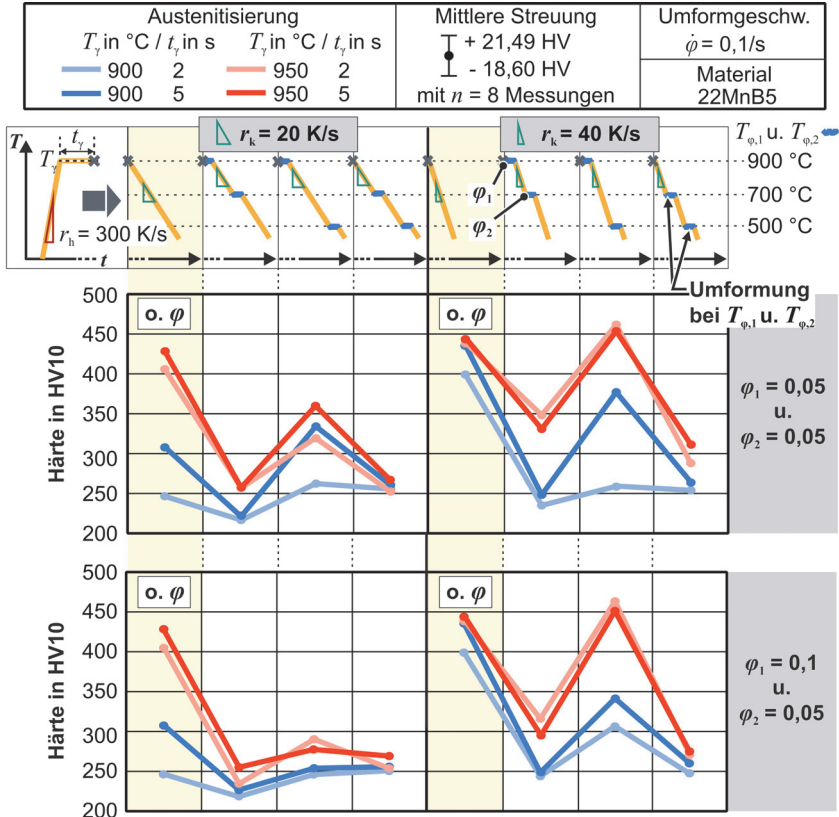


Bild 5.15: Härte im Querschnitt der rasch austenitisierten und zweistufig bei den Temperaturen $T_{\varphi,1}$ und $T_{\varphi,2}$ umgeformten 22MnB5-Zugproben unter Variation der Austenitisierung ($T_\gamma; t_\gamma$), der Abkühlrate r_k und des Umformgrads der ersten und zweiten Warmumformung ($\varphi_1; \varphi_2$)

Die zugrundeliegenden Mechanismen zum Einfluss der Austenitisierung, der Umformtemperatur, des Umformgrads und der Abkühlrate im Zusammenspiel mit der sich einstellenden Verkürzung der Inkubationszeit für die Bildung von Ferrit- und Bainit kön-

nen also für die komplexe mehrstufige Warmumformung analog zu den in Abschnitt 5.4.1 für die einstufige Warmumformung mit rascher Austenitisierung abgeleiteten angenommen werden. Zusätzlich kann aus den zuvor analysierten Abhängigkeiten abgeleitet werden, dass zur Rückführung der Härte bei der mehrstufigen Warmumformung im Kontext der Softsensorik alle Umformtemperaturen sowie die je Stufe induzierte Umformung bekannt sein müssen.

Zur Überprüfung der sich nach der mehrstufigen Warmumformung einstellenden Mikrostruktur sind in **Bild 5.16** die Phasenteile (oben) und Mikrostrukturschliffbilder (unten) für eine zweistufige Umformung unter Variation der Umformtemperaturen ($T_{\varphi,1}$; $T_{\varphi,2}$), der Abkühlrate r_k und der Austenitisierungsbedingung (T_γ ; t_γ) mit den Umformgraden $\varphi_1 = \varphi_2 = 0,05$ gegeben. Mit den Umformtemperaturen $T_{\varphi,1} = 900$ °C und $T_{\varphi,2} = 700$ °C (Bild 5.16 - links) stellt sich im Mittel, über die dargestellte Parametervariation, ein Bainitphasenanteil ζ_B von 49 % ein und gleichzeitig bei einer niedrigen Abkühlrate ($r_k = 20$ K/s), oder einer geringen Homogenisierung ($T_\gamma = 900$ °C; $t_\gamma = 2$ s), im Mittel ein Ferritphasenanteil ζ_F von 42 %. Bedingt durch die zweifache Umformung mit $T_{\varphi,1} = 900$ °C und $T_{\varphi,2} = 700$ °C verläuft der Abkühlpfad somit durch das Ferrit- und das Bainitbildungsgebiet. Wird die Abkühlrate r_k nach einer Austenitisierung mit $T_\gamma = 950$ °C und $t_\gamma = 5$ s von 20 auf 40 K/s angehoben, verläuft der Abkühlpfad wiederum primär durch das Bainit- und Martensitbildungsgebiet, woraus der Härtezuwachs von 73 HV mit der gesteigerten Abkühlrate resultiert.

Die Zusammensetzung der Mikrostruktur nach einer zweistufigen Warmumformung bei den Temperaturen $T_{\varphi,1} = 900$ °C + $T_{\varphi,2} = 500$ °C ist sensitiv gegenüber den Austenitisierungsparametern, also vorrangig dem Homogenisierungszustand des Austenits (Bild 5.16 - Mitte). Mit $T_\gamma = 950$ °C und $t_\gamma = 5$ s resultiert sowohl bei den Abkühlraten 20 und 40 K/s ein überwiegend martensitisches Gefüge ($\zeta_M > 73$ %), wohingegen mit $T_\gamma = 900$ °C und $t_\gamma = 2$ s auch bei einer hohen Abkühlrate von 40 K/s ein überwiegend bainitisches Gefüge ($\zeta_B > 69$ %) entsteht. Obwohl die Mikrostruktur mit $T_\gamma = 950$ °C, $t_\gamma = 5$ s und $r_k = 40$ K/s zu 17 % aus Bainit besteht, liegt die Härte mit 455 HV im Bereich der Härte eines vollständig martensitischen Gefüges. Eine mögliche Begründung hierfür ist, dass die zweite Umformung bei 500 °C eine Kaltverfestigung in den Bainitanteil, welcher zu dem Zeitpunkt der Umformung bereits Teil der Mikrostruktur ist, einbringt. Eine klare Trennung der Rückwirkung der Kaltverfestigung auf die resultierende Härte von dem Einfluss der Zusammensetzung der Mikrostruktur ist an dieser Stelle jedoch nicht möglich, da die Bainithärte eine Abhängigkeit von der Bainitmorphologie aufweist und diese aufgrund der Feinkörnigkeit nicht eindeutig differenzierbar ist. So beträgt die Härtedifferenz mit Anhebung der Abkühlrate von 20 zu 40 K/s bei der Austenitisierungsbedingung $T_\gamma = 950$ °C + $t_\gamma = 5$ s über 95 HV obwohl sich der Martensitanteil nur zu 10 % und der Bainitanteil nur zu 6 % unterscheiden.

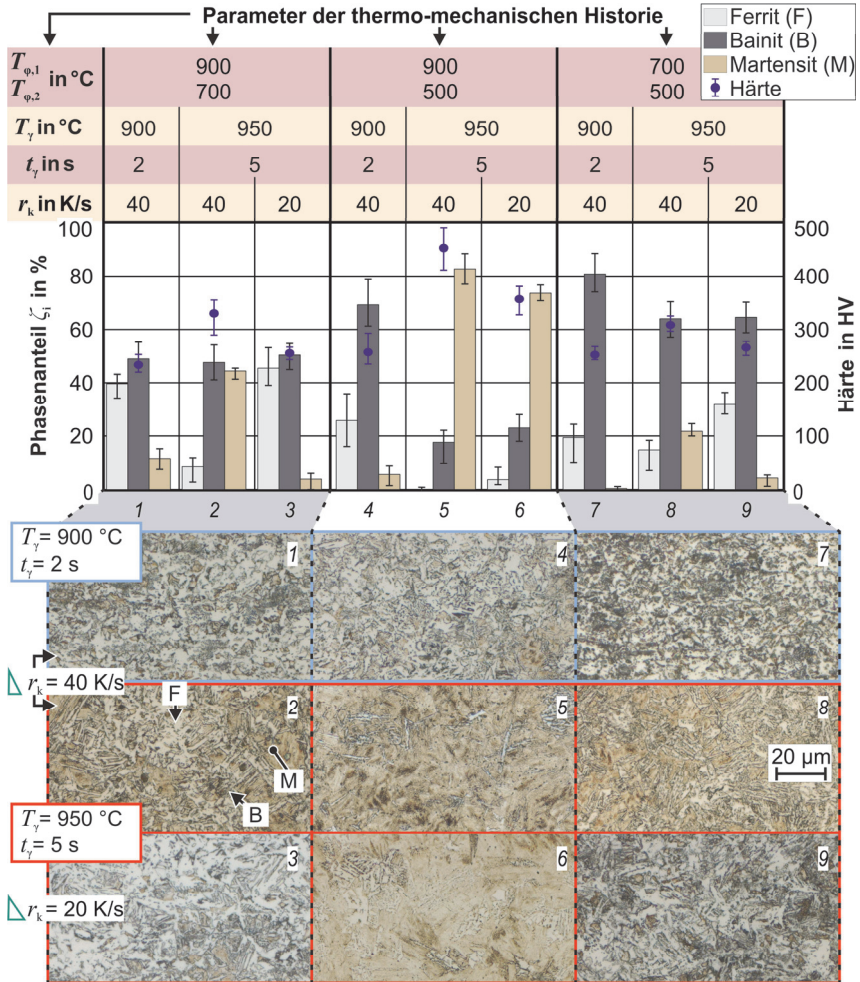


Bild 5.16: Phasenteile (oben) und Schlifffbilder (unten) des 22MnB5 nach der zwei-stufigen Warmumformung mit dem Umformgraden $\varphi_1 = \varphi_2 = 0,05$ unter Variation der Umformtemperaturen $T_{\varphi,1}$ und $T_{\varphi,2}$, Austenitisierungstemperatur T_{γ} , Haltezeit t_{γ} und Abkühlrate r_k

Mit den Umformtemperaturen $T_{\varphi,1} = 700\text{ °C}$ und $T_{\varphi,2} = 500\text{ °C}$ (Bild 5.16 - rechts) entsteht nach der zwei-stufigen Umformung mit der gegebenen Variation der Abkühlrate und des Austenitisierungszustands ein zum größten Teil bainitisches Gefüge ($\zeta_B > 63\%$). Komplementiert wird das Gefüge durch ferritische Gefügeanteile und mit $T_{\gamma} = 950\text{ °C} + t_{\gamma} = 5\text{ s}$ und $r_k = 40\text{ K/s}$ zusätzlich durch 22 % Martensitphasenteil. Die

überwiegende Bildung von Bainit kann darauf zurückgeführt werden, dass die Inkubationszeit für die Ferritbildung erst mit Erreichen der Umformtemperatur von 700 °C reduziert wird und durch die Abkühlraten $r_k \geq 20$ K/s das Ferritbildungsgebiet schnell durchlaufen wird. Mit der zweiten Umformung bei 500 °C wird dann zusätzlich die Inkubationszeit für die Bainitbildung verkürzt, sodass der verbleibende Austenitanteil bevorzugt in Bainit umwandelt.

Die zuvor dargestellten Wechselwirkungen zwischen der zweistufigen thermo-mechanischen Historie und der resultierenden Härte des 22MnB5 zeigen, dass neben der Abkühlrate und der Austenitisierung, auch die Aufteilung des akkumulierten Umformgrads auf die einzelnen Umformstufen und vor allem die Umformtemperaturkombination, einen wesentlichen Einfluss auf die Phasenumwandlung und hierdurch die Härte haben. Dies verdeutlicht die Relevanz der Kenntnis der örtlich-zeitlichen Umformgrad- und Temperaturverteilung zur Rückführung im Kontext einer Eigenschaftsregelung.

5.4.3 Ein- und mehrstufige Umformung und Wärmebehandlung des X46Cr13

Zur Analyse des Einflusses der ein- und zweistufigen Warmumformung in Kombination mit der Rückwirkung der raschen Austenitisierung auf die resultierende Härte des X46Cr13 wird ein analoges Vorgehen zu den vorherigen Abschnitten gewählt. Die Härte-Ergebnisse sind in **Bild 5.17** für eine einstufige Umformung (links) und für eine zweistufige Umformung (rechts) zusammen mit den Ergebnissen aus den Referenzversuchen mit einer reinen Wärmebehandlung (o. φ) aufgeführt⁸. Aufgrund einer technologischen Begrenzung der genutzten Warmzugprüfmaschine (LFV-100-HH, Walter+Bai) beträgt die maximale Austenitisierungstemperatur T_γ in den Versuchen 1075 °C. Für diese Temperatur wurden ergänzend zu den Daten in Abschnitt 5.4.3 Referenzversuche (o. φ) durchgeführt. Proben mit Parametersätzen, welche auch bei mehrmaliger Wiederholung des Versuchs einen Probenbruch (PB) außerhalb der Messlänge des Extensometers bedingen, bei denen jedoch mindestens 80 % des Zielumformgrads eingestellt wurden, sind ergänzend eingetragen und mit einem „+“ gekennzeichnet.

Über das gesamte untersuchte Parameterspektrum in Bild 5.17 beträgt die Variation der Härte mit der Abkühlrate gemittelt ~ 10 HV. Unter Berücksichtigung der Messungenauigkeiten wird daher angenommen, dass die resultierende Härte des X46Cr13 für $20 \leq r_k \leq 40$ K/s auch mit einer Umformung mit $\varphi \leq 0,1$ (einstufige Umformung) beziehungsweise mit $\varphi_1 + \varphi_2 \leq 0,15$ (zweistufige Umformung) unabhängig von der Abkühlrate ist. Wie im Kontext der Untersuchung der reinen Wärmebehandlung des X46Cr13

⁸ Die ein- und zweistufige thermo-mechanische Behandlung des X46Cr13 sowie die Härtemessung erfolgte im Rahmen der Bachelorarbeit von A. Hinz: *Eigenschaften des X46Cr13 während und nach der mehrstufigen Warmblechumformung mit rascher Austenitisierung*, Technische Universität Dortmund, 2024, betreut durch Y.P. Korolis und J. Martschin.

(Abschnitt 5.4.3) dargestellt, bleibt auch bei der thermo-mechanischen Behandlung die dominierende Rückwirkung auf die Härte die Bildung und Homogenisierung des Austenits, welche mit der Austenitisierungstemperatur steigt.

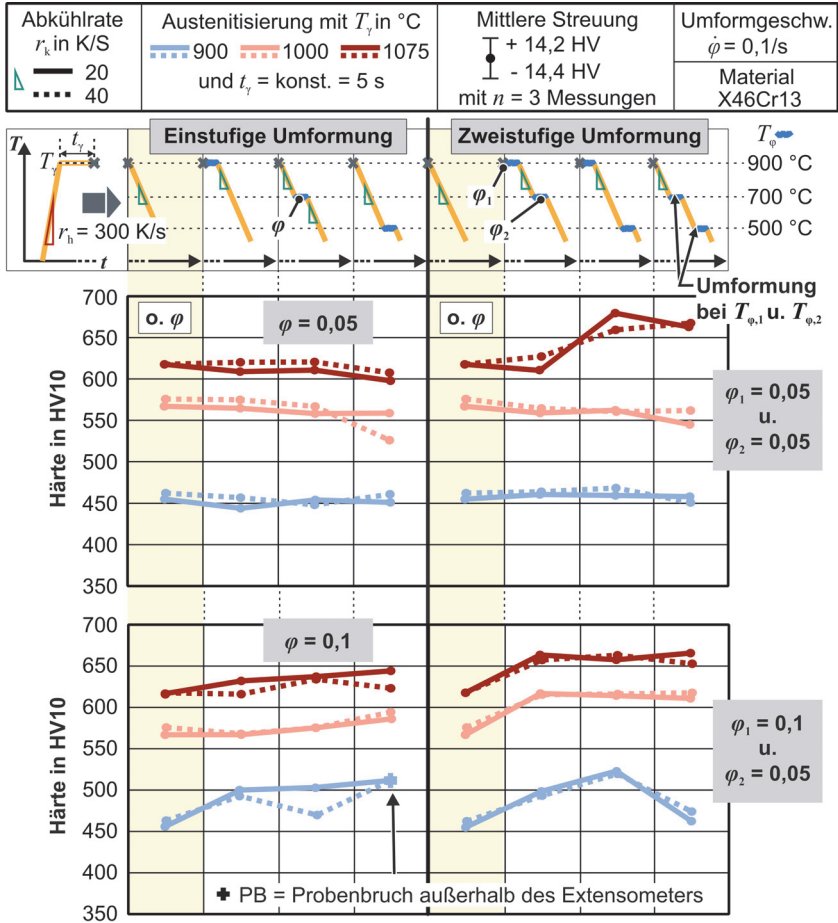


Bild 5.17: Härte im Querschnitt der rasch austenitierten und einstufig (zweistufig) bei der Temperatur T_φ (Temperaturen $T_{\varphi,1}$ und $T_{\varphi,2}$) umgeformten X46Cr13-Zugproben unter Variation der Austenitisierung (T_γ ; t_γ), Abkühlrate r_k und des Umformgrads φ (Umformgrade φ_1 und φ_2)

Durch eine einstufige Umformung mit $\varphi = 0,05$ (Bild 5.17 – links oben) nach der raschen Austenitisierung sinkt die Härte im Vergleich zu den Referenzversuchen gemittelt um 16 HV, wobei der Härteabfall in der Tendenz mit sinkender Umformtemperatur T_φ

verstärkt wird. Wird der Umformgrad auf $\varphi = 0,1$ angehoben, steigt die Härte wiederum gemittelt im Vergleich zu den Referenzversuchen. Die Rückwirkung der Umformung auf die resultierende Härte des X46Cr13 steigt also bei der einstufigen Warmumformung mit dem Umformgrad.

Die nach einer thermo-mechanischen Behandlung mit einer zweistufigen Umformung resultierende Härte des X46Cr13 (Bild 5.17 – rechts) zeigt zu der Rückwirkung einer einstufigen Umformung auf die Härte analoge, nicht-lineare Mechanismen auf. Wird der X46Cr13 mit $T_\gamma = 1075 \text{ °C}$ austenitisiert, steigt mit $\varphi_1 = \varphi_2 = 0,05$ die Härte mit fallender Umformtemperatur T_{φ_1} beziehungsweise T_{φ_2} gemittelt über r_k um bis zu 52 HV an. Mit $T_\gamma \leq 1000 \text{ °C}$ und $\varphi_1 = \varphi_2 = 0,05$ geht wiederum bei Variation der Umformtemperaturen, analog zur einstufigen Warmumformung, kein oder ein Härteabfall von bis zu 22 HV einher. Wird der induzierte Umformgrad bei der ersten Umformung auf $\varphi_1 = 0,1$ angehoben (Bild 5.17 – rechts unten), es gilt weiterhin $\varphi_2 = 0,05$, dann nimmt für alle untersuchten Austenitisierungszustände die Härte durch die zweistufige Umformung im Vergleich zu den Referenzversuchen zu. Für $T_\gamma \geq 1000 \text{ °C}$ steigt dabei die Härte nahezu unabhängig von der Umformtemperaturkombination im Mittel um 43 HV an. Bei einer Austenitisierung mit $T_\gamma = 900 \text{ °C}$, steigt die Härte wiederum am stärksten an, wenn $T_\varphi = 900 \text{ °C}$ Teil der Parameterkombination der zweistufigen Umformung ist. Auf Basis der durchgeführten lichtmikroskopischen Auswertungen können die zuvor beschriebenen Rückwirkungen der thermo-mechanischen Historie auf die Härte nicht eindeutig mit metall-physikalischen Mechanismen verknüpft werden. Die Unterschiede in der Ausprägung der Gefügestrukturen sind hierfür nicht ausreichend differenzierbar (Beispielaufnahmen sind in Anhang B – Kapitel 5 gegeben). Weder eine Steigerung der Härte durch eine Kornfeinung des Martensits oder durch eine Zunahme des Martensitgehalts können festgestellt und mit den Messergebnissen korreliert werden. Ebenso kann die Rückwirkung der Bildung von Carbid- und Zementitausscheidungen beim Abkühlvorgang auf die resultierende Mikrostruktur (Morsdorf et al., 2023) mit der gewählten Methodik nicht aufgelöst werden. Allerdings kann eine mögliche Begründung für die Zunahme der Härte mit steigendem Umformgrad bei Umformtemperaturen $T_\varphi \leq 700 \text{ °C}$ im Einfluss der Kaltverfestigung gefunden werden. Die Zunahme der Härte durch eine Umformung bei Temperaturen oberhalb der Rekristallisationstemperatur des X46Cr13, zum Beispiel mit $T_\varphi = 900 \text{ °C}$, kann hiermit jedoch nicht begründet werden.

Zur Herleitung einer empirischen Korrelation zwischen der thermo-mechanischen Historie der zweistufigen Warmblechumformung und der Härte ist die mit den dargestellten zweistufigen Warmzugversuchen generierte Datenlage nicht ausreichend. Zukünftig ist hierfür sowohl eine Erweiterung des Parameterspektrums also auch eine Verfeinerung der Mikrostrukturuntersuchung notwendig. Im Kontext der Analyse der Härte des X46Cr13 nach einer Wärmebehandlung mit rascher Austenitisierung (Abschnitt 5.3.2) und nach einem einstufigen Warmzugversuch konnten jedoch teils linear wirkende Me-

chanismen identifiziert und mit den Parametern der thermo-mechanischen Historie korreliert werden. Zur In-situ-Vorhersage der Härte des X46Cr13 nach einer raschen Austenitisierung mit einer sich anschließenden Warmumformung wird deshalb ein Regressionsmodell auf die Daten der zuletzt genannten Charakterisierungsversuche gefittet (s. **Gl.(5.7)**). Das Fitting erfolgt in Python 3.11 mit der *LinearRegression*-Klasse aus der Bibliothek *sklearn.linear_model*.

$$HV = -423,054 + \frac{0,956}{^{\circ}C} \cdot T_{\gamma} + \frac{5,747}{s} \cdot t_{\gamma} - 635,951 \cdot \varphi + 8918,193 \cdot \varphi^2 - \frac{0,142}{^{\circ}C} \cdot T_{\varphi} \cdot \varphi. \quad (5.7)$$

Mit Gl.(5.7) liegt die maximale Abweichung der Härteprädiktion unter 27 HV und der mittlere absolute Fehler unter 12 HV. Das Bestimmtheitsmaß der Prädiktion beträgt 97,09 %. Eine Darstellung der Prädiktion ist in Anhang B – Kapitel 5 gegeben. Die Wechselwirkung zwischen der Härte und der Austenitisierungstemperatur T_{γ} sowie der Härte und der Haltezeit t_{γ} ist im untersuchten Parameterbereich ($900 \leq T_{\gamma} \leq 1100$ °C; $2 \leq t_{\gamma} \leq 10$ s) jeweils annähernd linear. Die Reduktion und der Anstieg der Härte durch eine Warmumformung mit dem induzierten Umformgrad φ gültig für $0 \leq \varphi \leq 0,1$ wird mit einem quadratischen Ansatz erfasst. Die Wechselwirkung zwischen der resultierenden Härte und der Umformtemperatur – in den Grenzen $500 \leq T_{\varphi} \leq 900$ °C – sowie dem Umformgrad wird durch einen kombinierten multiplikativen Term erfasst. Grundsätzlich wird mit dem Regressionsmodell der Einfluss der Abkühlrate und der Umformgeschwindigkeit auf die Härte vernachlässigt, wobei eine Gültigkeit für $r_k \geq 10$ K/s und $\dot{\varphi} \geq 0,05$ angenommen wird.

5.5 Fazit

Durch die Anwendung von Methoden zur prozessnahen Materialcharakterisierung der mehrstufigen Umformung wurden in diesem Kapitel erstens das Materialverhalten während der mehrstufigen Umformung als Basis für die Analyse und Modellierung der Umformprozesse und zweitens die Auswirkungen der thermischen und thermo-mechanischen Prozesshistorie auf die resultierenden Produkteigenschaften untersucht.

Sowohl die Fließspannung des 22MnB5 als auch die des X46Cr13 bei der Warmumformung zeigen eine Abhängigkeit von den Parametern der raschen Austenitisierung. Beim 22MnB5 setzt mit kürzeren Inkubationszeiten als Konsequenz aus einer geringen Homogenisierung die Bildung von Ferrit- und Bainit früher ein und beeinflusst so das Warmfließverhalten. Bei dem Werkstoff X46Cr13 steigt hingegen die Warmfließspannung mit der Vervollständigung der Austenitisierung. Durch die Analyse der zweistufigen Warmumformung wurde ergänzend zu den vorherigen Erkenntnissen, die Abhängigkeit der Fließspannung im zweiten Zug von der vorherigen thermo-mechanischen Historie dargestellt. Beim 22MnB5 kann die Anfangsfließspannung in der zweiten Umformung, abhängig von Erholungseffekten und einer vorherigen Phasenumwandlung,

unter oder über der Spannung im Referenzversuch liegen. Die Anfangsfließspannung des X46Cr13 bei der zweiten Umformung nimmt wiederum um etwa 90 % des Betrags der Verfestigung aus der ersten Umformung zu.

Die Härte beider Werkstoffe lässt sich gezielt über die Austenitisierungsparameter einstellen. Während beim 22MnB5 der Fortschritt der Homogenisierung entscheidend ist, hängt die Härte des X46Cr13 zusätzlich vom Fortschritt der Austenitisierung ab. Grundsätzlich ist die Rückwirkung der thermo-mechanischen Historie nach der Austenitisierung auf die Härte des X46Cr13 gegenüber dem Einfluss der Austenitisierungsparameter gering, weshalb die Härte des X46Cr13 primär über eine präzise Temperaturregelung bei der Austenitisierung eingestellt werden kann. Zur Prädiktion der Härte und Mikrostruktur des 22MnB5 müssen wiederum sowohl die Prozessabkühlraten als auch die Umformtemperatur(en) und der induzierte Umformgrad sowie die Austenitisierungsbedingung berücksichtigt werden. Die genannten Größen beziehungsweise Parameter müssen also Eingangsgrößen der Softsensorik zur Rückführung der Produkteigenschaften des 22MnB5 sein.

6 Analyse und Modellierung zur In-situ-Vorhersage

Folgend werden die in Abschnitt 4.2.1 aufgeführten Teilprozesse analysiert und modelliert, um eine In-situ-Vorhersage und somit eine Rückführung der Produkteigenschaften zu ermöglichen. Entsprechend der Zielsetzung werden dabei die Elemente der Softsensorkaskade aus Abschnitt 4.3 entwickelt.

6.1 Warmstreckziehen

Die beim Warmstreckziehen durch die Umformung eingestellte Ausdünnung ist direkt abhängig von der zeitlich-örtlich varianten Temperaturverteilung im Blech (Maeno et al., 2014), da sich wiederum abhängig von dieser Verteilung lokal unterschiedliche Fließspannungsniveaus einstellen. Die Nutzung eines Hardwareensors, wie beispielsweise eines Laserliniensensors, zur In-situ-Messung und anschließenden Rückführung der Ausdünnung ist aufgrund des begrenzten Bauraums in den Folgeverbundstufen sowie der rauen Umgebungsbedingungen – elektromagnetisches Feld, Wärmestrahlung, Rauchentwicklung – nicht praktikabel. Eine abgeschirmte Vermessungsstufe im Folgeverbundwerkzeug, welche auf das Streckziehen folgt und dem Gesenkbiegen vorgeschaltet ist, ist ebenfalls nicht zielführend, da das Bauteil dort Wärme verlieren würde. Daher wird in diesem Kapitel ein schnelles Berechnungsmodell zur regelungsorientierten Abbildung des Warmstreckziehens im Folgeverbundwerkzeug entwickelt. Das Ziel ist es mit dem schnellen Modell die beim Warmstreckziehen im Blech eingebrachte Ausdünnungsverteilung Δs zu präzisieren, um diese als Produkteigenschaft im Regelkreis zurückzuführen und zur Nutzung bei der nachgelagerten Berechnung des Gesenkbiegens sowie der resultierenden Mikrostruktur im Kontext der Softsensorik (s. Abschnitt 4.3). Das Modell soll dabei die Temperaturverteilung im Blech vor und während der Umformung berücksichtigen können. Für die Nutzung der Modellausgabe bei Hubraten $f_{\text{Hub}} \leq 8/\text{min}$, ohne eine Verzögerung der Modellausgabe um einen Hub, sind Rechenzeiten von unter 7,5 s zu erreichen. Daher ist eine online Berechnung der Vorgänge beim Warmstreckziehen mit einer FE-Simulation zur Rückführung derzeit nicht umsetzbar. So liegt die Rechenzeit schon bei der isothermen Berechnung des Warmstreckziehens mit einem symmetrischen 2D-Prozessmodell bei über 60 s⁹. Grundsätzlich ist die Nutzung eines schnellen datengetriebenen Prädiktionsansatzes möglich, bei dem zum Beispiel mit den Ergebnissen einer parametrisierten FE-Simulation des Warmstreckziehvorgangs eine Zuordnungstabelle aufgebaut oder ein künstliches neuronales

⁹ Die Zeit wurde mit einer in Abaqus/Standard 2023 implementierten FE-Simulation bestimmt. Das Blech wurde mit 1140 Elementen diskretisiert. Die Berechnungen wurden auf einem Desktop-PC mit Windows 10 Betriebssystem, 32 GB RAM und einem Intel Xeon E3 (v5, CPU @3,5 GHz, 4 Kerne) ausgeführt.

Netzwerk trainiert wird. Solche datengetriebenen Ansätze sind jedoch unflexibel bezüglich der Änderung von Randbedingungen, was beim Warmstreckziehen unter anderem die initiale Temperaturverteilung, die Geometrie der Werkzeuge, das Materialverhalten sowie die Reibung sein kann, und ermöglichen in der Regel keine robuste Extrapolation. Daher wird im Folgenden zur In-situ-Vorhersage der Produkteigenschaften beim Warmstreckziehen die Entwicklung eines elementbasierten zeitdiskreten semi-analytischen Modellansatzes verfolgt. Vereinfachende Annahmen und die Vorgabe der zeitlich-örtlich varianten Temperaturverteilung durch einen vorgeschalteten Temperatursensors sollen kurze Berechnungszeiten ermöglichen.

Die Modellentwicklung erfolgt in zwei Abschnitten. *Im ersten Abschnitt* werden am vereinfachten Anwendungsbeispiel des symmetrischen Warmstreckziehens eines Hutprofils die dem Modell zugrunde liegende Methodik, Physik und die Modellannahmen sowie die Implementierung der Berechnung entwickelt (Abschnitt 6.1.2). Anschließend wird die Prädiktion des Modells für das symmetrische Problem mit experimentell aufgenommenen Daten abgeglichen, um das Modellkonzept zu validieren (Abschnitt 6.1.3). *Im zweiten Abschnitt* wird das Modellkonzept auf den Anwendungsfall – das Warmstreckziehen mit einseitigem, von der Niederhaltkraft abhängigen, Blecheinzug im Folgeverbundwerkzeug – übertragen und hierzu erweitert (Abschnitt 6.1.4). Die Prädiktion des erweiterten Modells wird zunächst mit Ergebnissen aus numerischen Experimenten verglichen. Die abschließende Validierung erfolgt dann in Kapitel 7. Einleitend werden im Folgenden (Abschnitt 6.1.1) der experimentelle Aufbau zur isolierten Betrachtung des symmetrischen Warmstreckziehens sowie der Aufbau des numerischen Experiments für das Warmstreckziehen mit Blecheinzug beschrieben.

Teile der Aufbauten, Modellentwicklung und Ergebnisse aus dem Abschnitt 6.1 sind auch in Martschin et al. (2024a) dargestellt.

6.1.1 Experimente zur isolierten Untersuchung des Warmstreckziehens

Zur isolierten Analyse des Warmstreckziehens von Hutprofilen unter mittelsymmetrischen Bedingungen, werden prozessnahe Versuche durchgeführt, um einem Abgleich der Versuchsergebnisse mit der Modellierung zu ermöglichen (Abschnitt 6.1.3). Im Folgenden wird zunächst der hierzu entwickelte Versuchsstand beschrieben. Für den ersten Abgleich der Ergebnisse aus der für den Applikationsprozess erweiterten Modellierung, mit Berücksichtigung eines Blecheinzugs (Abschnitt 6.1.4), werden numerische Simulationen mit Abaqus durchgeführt. Diese werden im Anschluss beschrieben.

Versuchsstand zur isolierten Untersuchung des symmetrischen Warmstreckziehens:

Zur Bestimmung der Ausdünnung Δs beim Warmstreckziehen eines Hutprofils unter mittelsymmetrischen Bedingungen werden, in Anlehnung an die Stufenfolge beim Realprozess (1. Austenitisieren, 2. Einstellen eines Temperaturprofils, 3. Streckziehen),

prozessnahe Versuche durchgeführt. Das hierzu entwickelte Werkzeugsystem¹⁰ (Bild 6.1) wird in der gleichen Servopresse (MSD2-400, Schuler) wie später das Folgeverbundwerkzeug betrieben, um das Geschwindigkeitsprofil des Stempels beim Streckziehen im mehrstufigen Prozess nachzubilden.

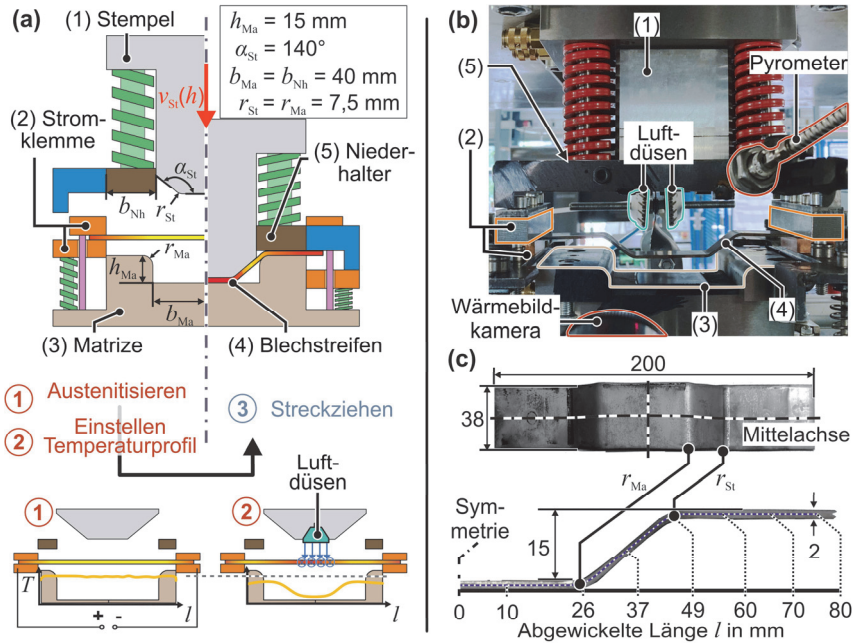


Bild 6.1: (a) Konzept und Ablauf der Schritte zur isolierten Untersuchung des mittensymmetrischen Warmstreckziehens; (b) Implementierung des Versuchsaufbaus; (c) Maße des stretchgezogenen Hutprofils

Der umzuformende Blechstreifen mit einer Länge von 200 mm, einer Breite von 38 mm und einer Dicke von 2 mm wird zwischen Kupferklemmen, die mit einer Gleichstromquelle (LAB/HP 402, ET-System) verbunden sind, eingespannt. Dann wird der Blechstreifen, zur Abbildung des ersten Prozessschritts, durch die Widerstandserwärmung mit einer Heizrate r_h von 110 K/s auf die Austenitisierungstemperatur T_γ erwärmt. In den Experimenten, durchgeführt mit dem Werkstoff X46Cr13, wird T_γ zu 1100 °C gewählt

¹⁰ Der Versuchstand entstand im Rahmen der Masterarbeit von P. Rethmann: *Untersuchung des Streckbiegens und Tiefziehens mit Wärmebehandlung zur Herstellung von Hutprofilen aus X46Cr13 in mehrstufigen Werkzeugen*, Technische Universität Dortmund, 2021, betreut durch A.E. Tekkaya und J. Martschin.

und für eine Zeit von $t_f = 5$ s gehalten, um eine homogene Temperaturverteilung über die Probenbreite und -länge sicherzustellen. Das Temperatur-Zeit-Profil wird über einen PID-Regler (Regulus RD, Sensortherm) eingeregelt, wobei die Ist-Temperatur zur Rückführung durch ein Pyrometer (Mets M308, Sensortherm) gemessen wird. Nach dem Austenitisieren wird das Einstellen eines Temperaturprofils über die Länge des Blechstreifens in der zweiten Folgeverbundstufe abgebildet. Zur Anpassung einer Temperaturverteilung über die Längsrichtung des Blechstreifens werden zwei, mittensymmetrisch positionierte Flachstrahldüsen (600.493.1Y.AC., Lechler) verwendet. Über die Düsen wird jeweils seitlich an den Blechstreifen ein räumlich begrenzter, laminarer Druckluftstrom herangeführt. Die Luftkühlung wird über ein steuerbares Magnetventil (VPPM, Festo) ausgelöst und nach einer Kühlzeit von 5 s abgeschaltet. Insgesamt werden zur Analyse des Einflusses des Temperaturprofils vier verschiedene Kühl-Konfigurationen überprüft: Das Kühlen des linken und rechten Flansches (Konfig. 2), das Kühlen des Bodens (Konfig. 3) sowie das Kühlen der Zargen (Konfig. 4). Zusätzlich wird als Referenzversuch (Konfig. 1) ohne eine aktive Kühlung nach dem Austenitisieren direkt die Pressenbewegung gestartet. Während des Warmstreckziehens wird die Temperaturverteilung über die Länge des Blechstreifens mit einer Wärmebildkamera (TIM-M1, Micro-Epsilon) bei einer Bildrate von 80 Hz aufgenommen, wobei die Blechdicke mit 14 Pixeln aufgelöst wird. Die Wärmebildkameradaten werden genutzt, um die Modellausgabe des vorgeschalteten Temperatursensors im Kontext der Modellvalidierung zu simulieren. Für die regelungsorientierte Modellierung des Warmstreckziehens eines Bauteils mit einer Ziehtiefe von 15 mm können, bei einer aus der Hubrate von 10/min resultierenden Stößelkinematik, 32 Wärmebilder genutzt werden. Die Blechdicke des umgeformten Hutprofils (Bild 6.1c) wird zum späteren Abgleich mit der modellierten Blechdicke im Kontext der Modellvalidierung (Abschnitt 6.1.3) mit einer Koordinatenmessmaschine (Prismo Vast 5 HTG, Zeiss) entlang der Profilmittlinie gemessen.

Numerisches Experiment zur Betrachtung des Warmstreckziehens mit Einzug:

Da die Blechbreite b im Realprozess ein Vielfaches der Blechdicke s beträgt ($b = 30 \cdot s$), wird eine ebene Formänderung angenommen und das Warmstreckziehen mit Abaqus/Standard 2023 zweidimensional simuliert (**Bild 6.2**). Aufgrund der Dynamik des Prozesses und des nicht-linearen Werkstoffverhaltens beim Warmstreckziehen wird ein expliziter Solver genutzt. Das Blech wird mit verformbaren CPEG4R¹¹-Elementen vernetzt, welche eine Kantenlänge von 0,125 mm haben und die Berücksichtigung der Spannung in Blechbreitenrichtung bei einer zweidimensionalen Betrachtung ermögli-

¹¹ CPEG4R: C – Kontinuums Element; PEG – Verallgemeinerte ebene Formänderung; 4R – Vier Knoten mit reduzierter Integration. R2D2: R2D – Starres zweidimensional Element; 2 – Zwei Knoten.

chen. Die Werkzeuge werden als starr angenommen und mit diskreten R2D2¹¹-Linien-
elementen mit einem Knotenabstand von 0,125 mm vernetzt. In Bild 6.2 stellen die
dickeren Linien die vernetzten Linienelemente dar. Die Abmessungen der Komponenten
entsprechen der Werkzeug- und der Blechgeometrie im Realprozess.

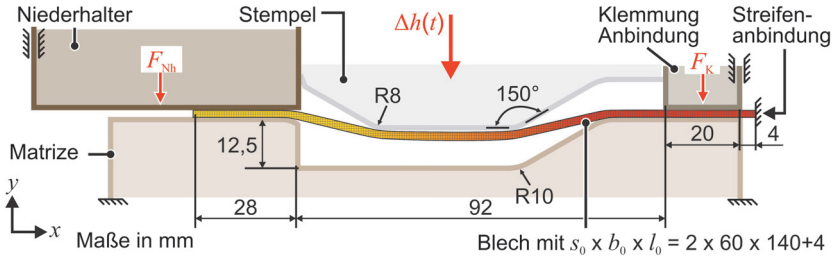


Bild 6.2: Aufbau der FE-Simulation des Warmstreckziehens mit einseitigem Blecheinzug in Abaqus mit charakteristischen Maßen in mm

Die Temperaturverteilung im Blech wird nicht berechnet, sondern über ein zeitlich
variantes Temperaturfeld vorgegeben. Das Materialverhalten des Blechs wird als isotrop
angenommen, wobei der temperaturabhängige E-Modul sowie die temperatur-, um-
formgrad- und dehnratenabhängige Fließspannung entsprechend der Charakterisierung
in Martschin et al. (2024a) für den Werkstoff X46Cr13 implementiert sind. Die thermi-
sche Längendehnung wird basierend auf den Kennwerten in Spittel et al. (2009) vorge-
geben. Die Matrice und die Knoten des Blechs an der Streifenanbindung sind fixiert.
Der Niederhalter, die Klemmung der Anbindung sowie der Stempel können nur in y -
Richtung verschoben werden. Alle anderen Bewegungsrichtungen für den Stempel, den
Niederhalter und die Klemmung sind fixiert. Im ersten Schritt der Simulation wird die
Kraft des Niederhalters F_{Nh} und der Klemmung F_K der Anbindung aufgebracht. Im
zweiten Schritt wird dann der Stempel entsprechend der Kinematik des Realprozesses
in y -Richtung verschoben. Die Auswertung der Blechdickenreduktion erfolgt über die
Berechnung von Knotenabständen zwischen den Koordinaten der Elemente an der
Blechoberseite und Blechunterseite, welche über eine Pfadfunktion ausgelesen werden.

6.1.2 Physik und Umsetzung der Modellierung des symmetrischen Problems

Zur Modellierung des Warmstreckziehens wird ein zeitdiskreter, elementbasierter An-
satz verfolgt. Hierin wird die plastische Umformung der Elemente während des Streck-
ziehens basierend auf der Lösung von Kräftegleichgewichten, linearisierten Element-
steifigkeiten und der Plastizitätstheorie berechnet. Neuartig gegenüber den aus der Li-
teratur bekannten Modellen, wie dem semi-analytischen Modell zum Biegen unter Zug
nach Le Quilliec et al. (2014), ist dabei eine explizite Berücksichtigung einer zeitlich

varianten Temperaturverteilung im Blech. Das Modellkonzept basiert auf der Schrittabfolge in **Bild 6.3** und wird folgend zusammen mit den Modellannahmen erläutert. Anschließend wird die Umsetzung und Implementierung des Modells beschrieben.

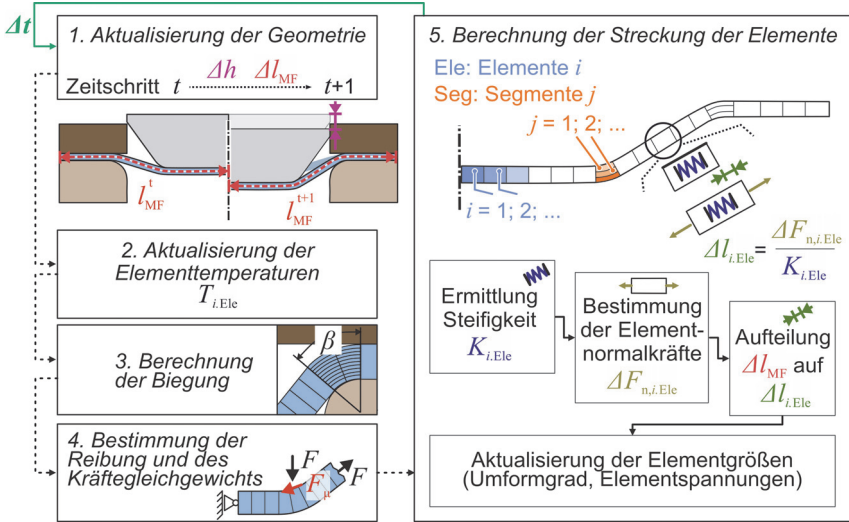


Bild 6.3: Abfolge der Berechnungsschritte zur regelungsorientierten Modellierung des symmetrischen Warmstreckziehens

Auf Basis einer vorausgesetzten Mittensymmetrie beim Warmstreckziehen des Hutprofils wird das halbe Blech entlang der Mittelfaser initial in $N_{Ele} = 640$ gleich große Elemente mit einer initialen Länge $l_{Ele}^0 = 0,125$ mm unterteilt. Die Ausgangselementhöhe s_{Ele}^0 entspricht der Blechdicke von 2 mm und die Elementbreite b_{Ele}^0 der Probenbreite von 38 mm im isolierten Streckziehexperiment. Zur Auflösung der Dehnungsverteilung über die Blechdicke werden die Elemente in den Biegeradien zusätzlich in 20 Dickensegmente mit einer Segmenthöhe $h_{SEG}^0 = 0,1$ mm unterteilt. Da in den Versuchen $b_{Ele}^0 = 19 \cdot s_{Ele}^0$ ist, wird ein ebener Formänderungszustand angenommen mit dem Breitenumformgrad $\varphi_b = 0$. Die Materialeigenschaften werden als isotrop vorausgesetzt. Aus einer isotropen Verfestigung folgt eine konstante Fließspannung bei Lastumkehr. Die Fließspannung wiederum ist im Modell als Funktion des Umformgrads, der Dehnrate sowie der Temperatur hinterlegt, ebenso wie ein temperaturabhängiger E-Modul.

Im 1. Schritt des Algorithmus wird basierend auf der bekannten, von der Prozesszeit t abhängigen, Ziehtiefe $h(t)$ die Gesamtlängenänderung der mittleren Blechfaser Δl_{MF} im betrachteten Zeitschritt bestimmt. Hierzu wird angenommen, dass die Ausformung des Bleches formgebunden ist, da durch die Zugnormalspannungen beim Streckziehen die Bildung von einer Krümmung im Bauteilboden und in der Zarge verhindert wird. Eine

zentrale Modellannahme zur Reduktion der Rechenzeit ist, dass die thermische und die mechanische Berechnung der Temperaturverteilung im Blech entkoppelt werden können. Die Temperaturverteilung soll durch einen externen (Soft-)Sensor bestimmt werden. Daher wird im 2. *Schritt*, basierend auf dem (Soft-)Sensor-Ausgang, im Modell den Elementen in jedem Zeitschritt eine neue Temperatur $T_{i, \text{Ele}}$ zugewiesen und die thermische Elementdehnung aus der Temperaturdifferenz im Zeitschritt bestimmt. Unter der Annahme, dass die Biegung und die Streckung bei der inkrementellen Betrachtung mit kurzen Zeitschritten getrennt berechnet werden können, wird im 3. *Schritt* die Biegung der Elemente in den Radien und hierbei die Spannungs-Dehnungsverteilung über die Elementhöhe modelliert. Dabei ist, unter Annahme der Euler-Bernoulli-Hypothese, die Dehnungsverteilung über die Elementhöhe linear. Zusätzlich werden nach Zhang et al. (2007) die Querkraftkomponenten und Schubspannungen beim Biegen vernachlässigt. Mit der vorausgesetzten formgebundenen Umformung ist der innere Biegeradius sowie der Biegewinkel β abhängig von der Ziehtiefe im betrachteten Inkrement vorgegeben.

Im 4. *Schritt* wird für den Zeitschritt ein globales Kräftegleichgewicht formuliert, wobei die Lage der Elemente und die Reibkräfte an den Radien und am Niederhalter berücksichtigt werden. Danach wird im 5. *Schritt* für jedes Element eine für den Zeitschritt konstante Steifigkeit $K_{i, \text{Ele}}$ ermittelt. Mit der Elementsteifigkeit und dem globalen Kräftegleichgewicht wird dann die an jedem Element wirkende Normalkraft $F_{n, i, \text{Ele}}$ bestimmt. Abschließend wird aus der Elementsteifigkeit und der Änderung der Normalkraft $\Delta F_{n, i, \text{Ele}}$ im Zeitschritt die Aufteilung der zuvor im 1. *Schritt* bestimmten Gesamtlängenänderung der mittleren Blechfaser Δl_{MF} in die Längung der einzelnen Elemente $\Delta l_{i, \text{Ele}}$ berechnet. Hieraus können dann die weiteren Elementgrößen, wie auch die Dickenumformung bestimmt werden.

1. Aktualisierung der Geometrie im Zeitschritt:

Auf Basis der Modelleingangsgröße „Hubrate f_{Hub} “ wird im Algorithmus die zugehörige Funktion für die zeitabhängige Ziehtiefe $h(t)$ aufgerufen, welche als Grundlage zur Berechnung der aktuellen Geometrie im betrachteten Zeitschritt dient. Mit der Annahme, dass die Zargen des Hutprofils keine Durchbiegung erfahren und die Biegeumformzonen auf die Matrizen- sowie Stempelradialen begrenzt sind, ergibt sich die gestreckte Länge der gedachten, abgewickelten mittleren Blechfaser l_{MF} zu:

$$l_{\text{MF}} = l_{\text{B}} + l_{\text{Z}}(\beta) + l_{\text{F}} + 2 \cdot l_{\text{R}}(\beta) \quad (6.1)$$

Eine Zuordnung der geometrischen Größen ist in **Bild 6.4** gegeben. Die abgewickelte Länge der Faser des Bauteilbodens l_{B} sowie der -zarge l_{Z} bleiben über alle Zeitschritte hinweg gleichgroß. Die abgewickelte mittlere Blechfaser in den Biegeradien l_{R} und der Bauteilzarge l_{Z} ist wiederum abhängig vom Biegewinkel β , der eine Funktion der Ziehtiefe $h(t)$ ist. Die Berechnung von $l_{\text{Z}}(\beta)$ sowie $l_{\text{R}}(\beta)$ sind im **Anhang C – Abschnitt 6.1** gegeben. Aus der Differenz der gestreckten Länge zwischen zwei Zeitschritten ergibt

sich die je Zeitinkrement Δt eingebrachte Längenänderung Δl_{MF} , deren Aufteilung auf die Elemente in einem späteren Berechnungsschritt des Schleifendurchlaufs folgt.

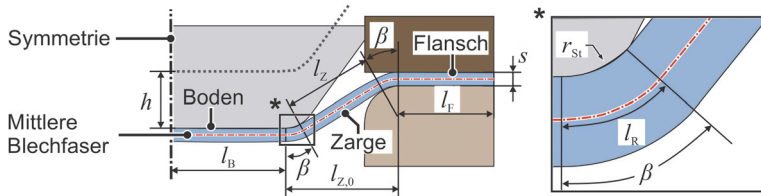


Bild 6.4: Bestimmung der Länge der mittleren Blechfaser l_{MF} abhängig von der Ziehtiefe h und weiteren Größen nach Martschin et al. (2024a)

2. Aktualisierung der Elementtemperaturen und Berechnung der thermischen Dehnung:

Unter der Annahme, dass sich die Lage der einzelnen Blechelemente zwischen zwei Zeitschritten minimal ändert, wird den i -Elementen basierend auf ihrer Lage im vorherigen Zeitschritt eine aktualisierte, je Zeitschritt konstante, Temperatur $T_{i,Ele}$ zugewiesen. Die zeitvariante Temperaturverteilung wird vom vorgelagerten Temperatursensor bestimmt und ist ein Modelleingangsvektor. Im Kontext der Modellvalidierung (Abschnitt 6.1.3) werden die Daten der Wärmebildkamera aus dem Aufbau in Bild 6.1 zum Simulieren des Temperatursensorausgangs genutzt. Aus der Temperaturdifferenz $\Delta T_{i,Ele}$ zwischen zwei Zeitschritten wird für jedes Element i die thermische Dehnung auf Basis der in Spittel et al. (2009) gegebenen Ausdehnungskoeffizienten berechnet. Nichtlinearitäten in der Wärmeausdehnung, welche aus Phasenumwandlungen resultieren, werden vernachlässigt. Die aus der Wärmeausdehnung folgenden Dehnungen werden den Dehnungen aus dem vorherigen Schleifendurchlauf überlagert.

3. Berechnung der Biegung der Elemente in den Radien:

Auf Basis der Annahme kleiner eingebrachter Verformungen je Zeitschritt, wird das Biegen der Elemente in den Radien getrennt von deren Streckung betrachtet. Zunächst wird das Biegen der äußeren Elemente der Zarge, welche an den Boden und den Flansch angrenzen (Bild 6.5a), berechnet. Die Elemente werden gebogen, bis die Summe der Elementwinkel $\sum \beta_{i,Ele}$ dem Biegewinkel β im aktuellen Zeitschritt entspricht. Der innere Radius der einzelnen gebogenen Elemente ist durch den Radius der Matrize r_{Ma} beziehungsweise des Stempels r_{St} begrenzt. Die Elementwinkel $\beta_{i,Ele}$ sind dabei abhängig von der wirkenden Elementnormalkraft $F_{n,i,Ele}$, welche aus dem Strecken der Elemente resultiert (Bild 6.5 b-links). Zur Berechnung der Biegung im betrachteten Inkrement wird daher, unter der zuvor genannten Annahme einer Trennung zwischen Biegen und Strecken, die Elementnormalkraft aus dem vorherigen Berechnungsschritt genutzt. Im ersten Schleifendurchlauf ist $F_{n,i,Ele} = 0$ N. Mit der Vereinfachung, dass die Segmentnormalspannungen $\sigma_{n,j,Seg}$ über die Höhe eines Segments $h_{j,Seg}$ konstant sind ergibt sich mit der Breite der Elemente b_{Ele} je Element i die Gleichgewichtsbedingung:

$$F_{n,i,Ele} = \sum_{j=1}^{N_{Seg}} \sigma_{n,j,Seg} \cdot h_{j,Seg} \cdot b_{Ele} \quad (6.2)$$

Hierbei gibt N_{Seg} in Gl. (6.2) die Anzahl der Segmente über die Blechdicke an. Mit der Annahme, dass ebene Querschnitte in den Elementen eben bleiben (Normalenhypothese von Bernoulli) resultiert aus dem reinen Biegen mit dem Moment $M_{b,i,Ele}$ zum Einstellen des Elementwinkels $\beta_{i,Ele}$, eine lineare Dehnungsverteilung über die die Elementhöhe. Diese Verteilung wird jedoch durch die überlagerte Elementnormalkraft $F_{n,i,Ele}$ verschoben. Als Folge verlagert sich der Nulldurchgang für die Normalspannung aus der Blechmitte und somit auch die Lage der neutralen Faser. Da die Spannung nicht linear mit der Dehnung zusammenhängt, bedingt die überlagerte Zugspannung keine einheitliche Verschiebung des Normalspannungsprofils (Bild 6.5b-rechts). Daher ist im Modell eine iterative Bestimmung mit dem Intervallhalbierungsverfahren des Elementwinkels $\beta_{i,Ele}$ sowie der Lage der neutralen Faser im Element implementiert. Hierbei wird die Erfüllung der Gleichgewichtsbedingung in Gl. (6.2) geprüft.

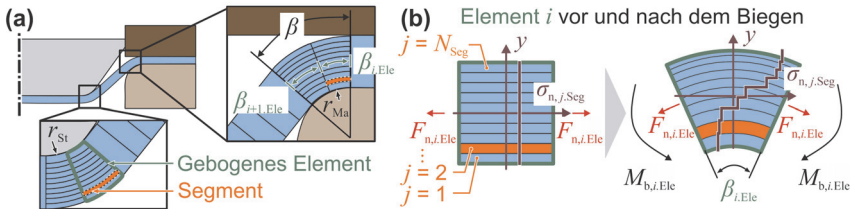


Bild 6.5: (a) Gebogene Elemente an den Werkzeugradien; (b) Segmentnormalspannung $\sigma_{n,j,Seg}$ resultierend aus der Elementnormalkraft $F_{n,i,Ele}$ und dem überlagerten Biegemoment $M_{b,i,Ele}$ nach Martschin et al. (2024a)

4. Bestimmung der Reibung zwischen dem Blech und den Werkzeugen:

Bei der Berechnung der aus der Streckung des Blechs resultierenden Elementnormalkräfte $F_{n,i,Ele}$ (folgt im 5. Schritt) sind die am Blech wirkenden Reibungskräfte F_{μ} zu berücksichtigen, welche daher vorab in 4. Schritt zu bestimmen sind. Während der Umformung treten Reibungskräfte im Kontaktbereich des Blechs mit dem Stempel- und Matrizenradius sowie im Bereich des Niederhalters auf. Es wird zur Vereinfachung angenommen, dass der Kontaktdruck p_R in den Radien einer konstanten Flächenlast entspricht und die Reibung $F_{\mu,R-Ele}$ hierzu tangential an jedem Element im Radius wirkt (**Bild 6.6a**). Die am gesamten Radius resultierende Reibkraft $F_{\mu,R}$ wirkt somit im Winkel $\beta/2$ zur Zarge. Da Querkräfte im Blech vernachlässigt werden ergibt sich somit aus dem Kräftegleichgewicht (Bild 6.6b) die Reibkraft im Radius $F_{\mu,R}$ zu:

$$F_{\mu,R} = 1/2 \cdot \mu \cdot F_{St} \cdot \cos(\beta/2) \quad (6.3)$$

Die Stempelkraft kann wiederum abgeleitet aus dem Kräftegleichgewicht in Abhängigkeit von der Normalkraft in der Zarge $F_{n,z}$ ausgedrückt werden:

$$F_{St} = 2 \cdot F_{n,z} \cdot \sin(\beta) . \quad (6.4)$$

Die Reibkraft zwischen Blech und Niederhalter $F_{\mu,Nh}$ sowie zwischen Blech und Matrice $F_{\mu,Ma}$ können direkt aus der bekannten Niederhaltkraft F_{Nh} über den Reibwert μ ermittelt werden. Auf Basis der im 3. Schritt bestimmten Elemente i , die im betrachteten Inkrement gebogen werden, werden im 4. Schritt die Elemente i den Bereichen Boden, Stempelradius, Zarge, Matrizenradius sowie Flansch zugeordnet. Hierdurch kann bestimmt werden in welchem Bereich und somit auf welche Fläche die Reibkräfte wirken.

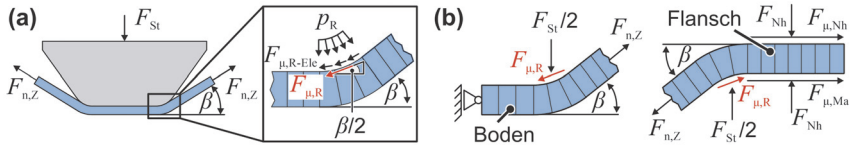


Bild 6.6: (a) Freischnitt der Kraft am Stempel F_{St} und der Normalkraft in der Zarge $F_{n,z}$ sowie im Radius resultierende Reibkraft $F_{\mu,R}$; (b) Freischnitt der unteren und oberen Bauteilhälfte nach Martschin et al. (2024a)

Abgeleitet aus Gl. (6.16), Gl. (6.17), dem Freischnitt in Bild 6.6b sowie der Bereichszuordnung für die Elemente ergibt sich die übergeordnete Gleichgewichtsbedingung **Gl. (6.5)**, welche die auf das Element i wirkende Normalkraft beschreibt:

$$F_{n,i,Ele} = F_{n,z} \cdot \cos(\delta_{i,Ele}) - X_{i,Ele} \cdot F_{\mu,R} - Y_{i,Ele} \cdot 2 \cdot F_{\mu,Nh} . \quad (6.5)$$

$\delta_{i,Ele}$ gibt den Winkel des Elements i relativ zur Zarge an. Am Übergang von der Zarge zum Radius ist somit $\delta_{i,Ele} = 0^\circ$ und am Übergang vom Radius zum Boden beziehungsweise Flansch ist $\delta_{i,Ele} = \beta$. Die Größen $X_{i,Ele}$ und $Y_{i,Ele}$ beschreiben den Anteil der bis zum Element i wirkenden Reibkräfte aus der Reibung am Radius und dem Niederhalter. Am Übergang von der Zarge zum jeweiligen Radius ist $X_{i,Ele} = 0$ und am Übergang vom Radius zum Boden beziehungsweise zum Flansch ist $X_{i,Ele} = 1$. Dazwischen wird $X_{i,Ele}$ linear über den Winkel β interpoliert. Für das äußerste Element unter dem Niederhalter gilt $Y_{i,Ele} = 1$. Ab dem letzten Element im Niederhalter, welches an den Radius zur Zarge angrenzt, gilt für alle Elemente bis zur Stempelmitte $Y_{i,Ele} = 0$.

5. Berechnung der Streckung der Elemente:

Nachdem im 1. Schritt die gesamte Längenänderung der mittleren Faser Δl_{MF} im betrachteten Zeitschritt ermittelt wurde, wird im 5. Schritt der Berechnungsschleife die Zerlegung von Δl_{MF} in die Elementlängenänderungen $\Delta l_{i,Ele}$ bestimmt. Hierfür sind die Elementsteifigkeit $K_{i,Ele}$ und die Elementnormalkraftänderung $\Delta F_{n,i,Ele}$ im betrachteten Zeitschritt zu ermitteln. Durch die Aufteilung des Umformvorgangs in kurze Zeitschritte

mit der Dauer Δt ergeben sich je Schleifendurchlauf kleine Änderungen für die Elementdehnungen. Daher kann in einem Zeitschritt vereinfachend eine lineare Spannungs-Dehnungs-Abhängigkeit angenommen werden. Hieraus folgt wiederum, dass die Elementsteifigkeit $K_{i, \text{Ele}}$ innerhalb eines Zeitschritts konstant ist. Auf dieser Grundlage kann $K_{i, \text{Ele}}$ durch die Annahme einer Test-Längenänderung $\Delta l_{\text{An-}i, \text{Ele}}$ berechnet werden:

$$K_{i, \text{Ele}} = \Delta F_{\text{An-n}, i, \text{Ele}} / \Delta l_{\text{An-}i, \text{Ele}} \quad (6.6)$$

Damit **Gl. (6.6)** gilt, muss die Test-Längenänderung $\Delta l_{\text{An-}i, \text{Ele}}$ in der Größenordnung der tatsächlichen eingebrachten Längenänderung $\Delta l_{i, \text{Ele}}$ liegen, weshalb $\Delta l_{\text{An-}i, \text{Ele}}$ basierend auf der Längenänderung aus den vorherigen Zeitschritten abgeschätzt wird. Die Berechnung der aus der Test-Längenänderung $\Delta l_{\text{An-}i, \text{Ele}}$ resultierenden Normalkraftänderung $\Delta F_{\text{An-n}, i, \text{Ele}}$ erfolgt aus der Differenz der Normalspannungen am Element gewichtet mit der Wirkfläche (**Gl. (6.7)**). $\sigma_{n, i, \text{Ele}}^t$ ist die Elementnormalspannung sowie $s_{i, \text{Ele}}^t$ die Elementhöhe (Blechdicke) zum Ende des vorherigen Schleifendurchlaufs zum Zeitpunkt t , womit es sich jeweils um bekannte Größen handelt. $\sigma_{\text{An-n}, i, \text{Ele}}$ ist die Elementnormalspannung und $s_{\text{An}, i, \text{Ele}}$ die Elementhöhe nach dem Aufbringen der Test-Längenänderung auf den Zustand zum Zeitpunkt t .

$$\Delta F_{\text{An-n}, i, \text{Ele}} = [\sigma_{\text{An-n}, i, \text{Ele}} \cdot s_{\text{An-}i, \text{Ele}} - \sigma_{n, i, \text{Ele}}^t \cdot s_{i, \text{Ele}}^t] \cdot b_{\text{Ele}}^0 \quad (6.7)$$

Mit dem angenommenen ebenen Formänderungszustand folgt aus der aufgebrachten Test-Längenänderung und der Volumenkonstanz die resultierende Elementhöhe $s_{\text{An-}i, \text{Ele}}$ (s. Anhang C – Abschnitt 6.1). Die Normalspannung $\sigma_{\text{An-n}, i, \text{Ele}}$ wird unter Verwendung des Materialmodells bestimmt, wobei zwischen elastischer und plastischer Umformung unterschieden wird. Im elastischen Fall wird die Spannung über das Hookesche Gesetz für Platten bestimmt. Bei einer plastischen Umformung wird das Fließkurvenmodell $k_f(\varphi, \dot{\varphi}, T)$ verwendet. Auf Grundlage des ebenen Formänderungszustands ergibt sich der Vergleichsumformgrad nach **Gl. (6.8)** und die Dehnrate dann nach **Gl. (6.9)**. Die Normalspannung $\sigma_{\text{An-n}, i, \text{Ele}}$ entspricht dann $2/\sqrt{3} \cdot k_f(\bar{\varphi}_{\text{An}, i, \text{Ele}}, \dot{\varphi}_{\text{An}, i, \text{Ele}}, T_{i, \text{Ele}})$.

$$\bar{\varphi}_{\text{An}, i, \text{Ele}} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{l_{i, \text{Ele}}^t + \Delta l_{\text{An}, i, \text{Ele}}}{l_{\text{Ele}}^0} \right) \quad (6.8) \quad \dot{\varphi}_{\text{An}, i, \text{Ele}} = \frac{\bar{\varphi}_{\text{An}, i, \text{Ele}}}{\Delta t} \quad (6.9)$$

Bei den gekrümmten Elementen in den Radien muss zusätzlich die inhomogene Spannungsverteilung über die Blechdicke berücksichtigt werden. Hierzu wird analog zum vorher beschriebenen Vorgehen für jedes Segment j innerhalb eines gekrümmten Elements eine Segmentsteifigkeit $K_{j, \text{Seg}, i, \text{Ele}}$ berechnet. Diese Steifigkeiten sind parallelgeschaltet und werden daher zur Bestimmung der Steifigkeit eines gebogenen (segmentierten) Elements aufsummiert.

Mit der Annahme, dass das Werkstück als eine Reihenschaltung von Federn – also der N_{Ele} -Elemente – mit den Einzelsteifigkeiten $K_{i, \text{Ele}}$ betrachtet werden kann gilt:

$$\Delta l_{\text{MF}} = \sum_{i=1}^{N_{\text{Ele}}} \Delta l_{i,\text{Ele}} = \sum_{i=1}^{N_{\text{Ele}}} \frac{\Delta F_{n,i,\text{Ele}}}{K_{i,\text{Ele}}}. \quad (6.10)$$

Die Änderung der Elementnormalkraft $\Delta F_{n,i,\text{Ele}}$ vom Zeitschritt t zum $t+1$ kann unter Anwendung von Gl. (6.5) bestimmt werden:

$$\begin{aligned} \Delta F_{n,i,\text{Ele}} = F_{n,i,\text{Ele}}^{t+1} - F_{n,i,\text{Ele}}^t = & \left[F_{n,Z}^{t+1} \cdot \cos(\delta_{i,\text{Ele}}^{t+1}) - F_{n,Z}^t \cdot \cos(\delta_{i,\text{Ele}}^t) \right] + \\ & \left[X_{i,\text{Ele}}^t \cdot F_{\mu,R}^t - X_{i,\text{Ele}}^{t+1} \cdot F_{\mu,R}^{t+1} \right] + 2 \cdot \left[Y_{i,\text{Ele}}^t \cdot F_{\mu,\text{Nh}}^t - Y_{i,\text{Ele}}^{t+1} \cdot F_{\mu,\text{Nh}}^{t+1} \right]. \end{aligned} \quad (6.11)$$

Durch einsetzen von **Gl. (6.11)** in **Gl. (6.10)** kann diese nach $F_{n,Z}^{t+1}$ umgestellt werden:

$$F_{n,Z}^{t+1} = \frac{\Delta l_{\text{MF}} + \sum_{i=1}^{N_{\text{Ele}}} \frac{\left[F_{n,Z}^t \cdot \cos(\delta_{i,\text{Ele}}^t) \right] - \left[X_{i,\text{Ele}}^t \cdot F_{\mu,R}^t - X_{i,\text{Ele}}^{t+1} \cdot F_{\mu,R}^{t+1} \right] - 2 \cdot \left[Y_{i,\text{Ele}}^t \cdot F_{\mu,\text{Nh}}^t - Y_{i,\text{Ele}}^{t+1} \cdot F_{\mu,\text{Nh}}^{t+1} \right]}{K_{i,\text{Ele}}} \cdot \frac{K_{i,\text{Ele}}}{\sum_{i=1}^{N_{\text{Ele}}} \frac{\cos(\delta_{i,\text{Ele}}^{t+1})}{K_{i,\text{Ele}}}}. \quad (6.12)$$

In **Gl. (6.12)** sind nun alle Größen bekannt, sodass die Normalkraft in der Zarge $F_{n,Z}^{t+1}$ am Ende des betrachteten Zeitschritts – also zum Zeitpunkt $t+1$ – bestimmt werden kann und hierdurch mit Gl. (6.3) bis Gl. (6.5) alle weiteren Elementkräfte $F_{n,i,\text{Ele}}^{t+1}$ ermittelt werden können. Die Elementlängenänderung im betrachteten Schritt folgt dann aus:

$$\Delta l_{i,\text{Ele}} = \left(F_{n,i,\text{Ele}}^{t+1} - F_{n,i,\text{Ele}}^t \right) / K_{i,\text{Ele}}. \quad (6.13)$$

Mit $\Delta l_{i,\text{Ele}}$ können nun, analog mit den zuvor hergeleiteten Gleichungen, final die Elementdehnungen, –spannungen und –abmessungen für den Zeitschritt bestimmt werden. Danach wird der Schleifendurchlauf beendet und das nächste Inkrement berechnet.

6.1.3 Validierung der Modellierung des symmetrischen Warmstreckziehens

Zur Bewertung der Vorhersagequalität des regelungsorientierten Warmstreckziehmodells für den symmetrischen Fall werden folgend die Ausgabe des Modells und die experimentell ermittelte Ausdünnung (s. Abschnitt 6.1.1) verglichen. Zur Berechnung werden die mit der Wärmebildkamera aufgenommenen zeitvarianten Temperaturprofile, das Geschwindigkeitsprofil des Stempels $v_{\text{St}}(h)$ sowie die temperatur- und dehnratenabhängigen Fließkurven $k_f(T, \varphi, \dot{\varphi})$ aus Martschin et al. (2024a) genutzt. Zunächst wird die Abbildung des Einflusses der Hubrate f_{Hub} ohne aktive Vorkühlung (Konfig. 1) und anschließend die Abbildung des Warmstreckziehens mit vorhergehender Luftkühlung (Konfig. 2 - 4) betrachtet. Bei den folgend dargestellten Versuchen wird der Stahl X46Cr13 genutzt und eine Austenitisierungstemperatur T_γ von 1100 °C eingestellt.

In **Bild 6.7** ist der Vergleich für die experimentell (Exp.) und modellgestützt (Mod.) ermittelte Blechausdünnung Δs über den Verlauf der abgewickelten Blechlänge l beim Warmstreckziehen ohne aktive Vorkühlung (Konfig. 1) mit einer Hubrate f_{Hub} von 10/min (links) und 35/min (rechts) gegeben. Zusätzlich sind zur Einordnung der Ergebnisse die für die Berechnung genutzten, im Experiment gemessenen Temperaturprofile zu Beginn der Umformung $T(t_{\varphi,\text{start}})$ und zum Ende der Umformung $T(t_{\varphi,\text{ende}})$ dargestellt.

Mit einer Veränderung der Hubrate variiert das Temperaturprofil primär im Bereich des Stempels ($0 < l < 22,5$) sowie des Niederhalters ($52,5 < l < 80$). Für $f_{\text{Hub}} = 35/\text{min}$ stellt sich anfänglich ein homogenes Temperaturprofil ($T(t_{\text{q,start}}) \approx 1050 \text{ }^\circ\text{C}$) ein, woraus dann im Bereich der Zarge ($l = 37,5$) ein symmetrisches Ausdünnungsprofil mit einem Maximum von $\Delta s_{\text{max}} = 16,7 \%$ resultiert. Mit einer geringeren Hubrate von $10/\text{min}$ ist eine längere Zeitspanne für einen Wärmeaustausch vor und während der Umformung gegeben. Im Bereich des Flansches fällt die Temperatur daher vor der Umformung auf bis zu $942 \text{ }^\circ\text{C}$ ab. Hierdurch steigt mit der Fließspannung der Verformungswiderstand im Flansch, sodass sich das Ausdünnungsmaximum zum Bauteilboden verschiebt und dieses durch eine Lokalisierung der Dehnung auf $\Delta s_{\text{max}} = 21 \%$ ansteigt. Sowohl die hubratenabhängige Verschiebung des Ausdünnungsmaximums als auch der sich einstellende Maximalwert werden durch das Modell mit Abweichungen von $\Delta s_{\text{max}} < 0,7 \%$ abgebildet. Obwohl der generelle Verlauf der gemessenen Ausdünnungskurve mit der prädierten übereinstimmt, sind im Bereich der Bauteilradien ($l = 26; l = 48$) Abweichungen für Δs von bis zu $3,7 \%$ festzustellen. Ein Grund hierfür kann das Überschätzen der überlagerten Biegespannung innerhalb der Modellierung oder auch ein Fehler in der Annahme des reibungsabhängigen Materialflusses über die Radien sein.

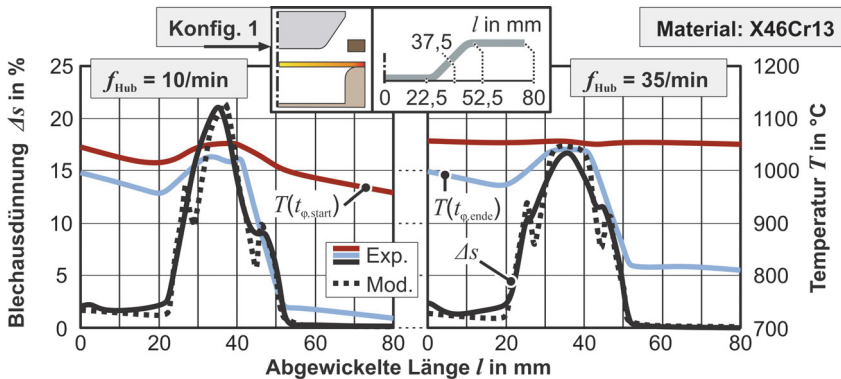


Bild 6.7: Vergleich der mit dem Modell (Mod.) berechneten und der experimentell (Exp.) ermittelten Blechausdünnung Δs beim Warmstreckziehen unter Variation der Hubrate f_{Hub} nach Martschin et al. (2024a)

Zur Überprüfung der Prädiktion des Modells bei einer Vorkühlung ist in **Bild 6.8** ein Vergleich zwischen der experimentell und modellgestützt bestimmten Ausdünnung bei Variation der Anordnung der Kühldüsen (Konfig. 2 - 4) gegeben. Bei den Versuchen wurde eine Hubrate von $10/\text{min}$ eingestellt. Durch das Kühlen mit Druckluft im Bereich des Flansches mit Konfig. 2 sinkt hier die Temperatur im Blech vor der Umformung auf $745 \text{ }^\circ\text{C}$ ab, während die Temperatur mittig im Bauteilboden $950 \text{ }^\circ\text{C}$ beträgt (Bild 6.8a). Hieraus resultiert ein Ausdünnungsprofil, welches dem mit Konfig. 1 bei $f_{\text{Hub}} = 10/\text{min}$

eingestellten gleicht (s. Bild 6.7), mit $\Delta s_{\max} = 19,2\%$ in dem an den Bauteilboden angrenzenden Bereich der Bauteilzarge. Jedoch ist mit Konfig. 2 die Ausdünnung im Radius bei $l = 48$ mit $\Delta s = 7,35\%$ um 2% kleiner als mit Konfig. 1. Das Modell bildet diesen Trend der Ausdünnung im an den Flansch angrenzenden Radius mit einem Fehler von $1,4\%$ ab. Die Lokalisierung der Ausdünnung im Radius wird wie bei den oben diskutierten Beispielen überschätzt. Mit einer Druckluftkühlung des Bauteilbodens vor der Umformung (Bild 6.8b - Konfig. 3) wird im Bereich $0 < l < 20$ die Blechtemperatur auf $800\text{ }^\circ\text{C}$ abgesenkt. Diese steigt dann über den Bereich der auszuformenden Zarge zum Flansch hin auf $920\text{ }^\circ\text{C}$ an. Hierdurch wird die Ausdünnung im Bauteilboden reduziert ($\Delta s < 2\%$) und das Ausdünnungsmaximum in der Zarge stellt sich angrenzend zum Bauteilflansch ein. Das Modell bildet sowohl die Verschiebung des Ausdünnungsprofils als auch die Reduktion der Ausdünnung im Boden mit einem Fehler $< 1,25\%$ ab.

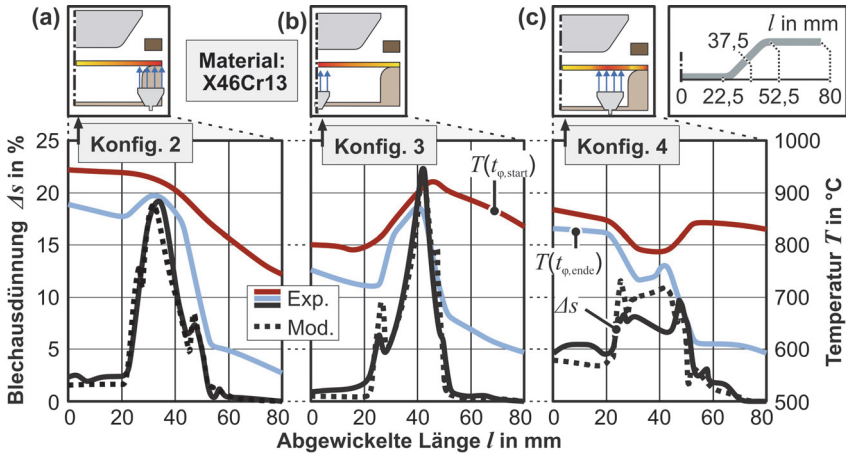


Bild 6.8: Vergleich der mit dem Modell (Mod.) berechneten und der experimentell (Exp.) ermittelten Blechausdünnung Δs beim Warmstreckziehen unter Variation der Vorkühlung bei $f_{\text{Hub}} = 10/\text{min}$ nach Martschin et al. (2024a)

Mit einer aktiven Vorkühlung entsprechend der Konfiguration 4 wird die auszuformenden Bauteilzarge vor der Umformung lokal auf unter $800\text{ }^\circ\text{C}$ abgekühlt (Bild 6.8c). Die Blechtemperatur der an die Zarge angrenzenden Bereiche wiederum liegt im Schnitt $\sim 50\text{ }^\circ\text{C}$ darüber. Dies bedingt, dass im Experiment in der Zarge keine ausgeprägte Dehnungslokalisierung entsteht und dass Material vermehrt aus dem Bauteilboden ($\Delta s_{\text{Boden}} = 5\%$), dem anfänglichen Flanschbereich ($\Delta s_{\text{Flansch}} = 2\%$) und somit über die Radien fließt. Das Modell bildet auch in diesem Fall die beschriebenen Mechanismen ab. Jedoch liegen im Schnitt für Konfiguration 4 die größten Abweichungen zwischen der Modellprädiktion und dem Experiment vor. So wird die Ausdünnung in der Zarge im Schnitt um $2,3\%$ überschätzt und im Bauteilboden um $1,4\%$.

Die diskutierten Beispiele zeigen, dass das entwickelte, regelungsorientierte Warmstreckziehmodell bei gegebener Symmetrie bezüglich der Bauteilbodenmitte ($l = 0$) die Wechselwirkungen zwischen der Vorkühlung, der Hubrate und dem entstehenden Ausdünnungsprofil abbildet. Die Modellannahme der Entkopplung der thermischen und mechanischen Berechnung, die grundlegend für das entworfene Softsensorkonzept ist, ist somit gerechtfertigt. Für die gezeigten Beispiele beträgt die Berechnungsdauer¹² weniger als 4 s. Hiermit wäre das Modell, welches bezüglich der Implementierung des Algorithmus bisher nicht zeitoptimiert ist, im Kontext der Softsensorik bei Hubraten von bis zu 12/min einsetzbar. Die Abweichungen zwischen prädictierten und gemessenen Werten treten primär in den Bereichen der Radien auf und wenn das Material vermehrt über die Radien fließen muss. Daher ist das Modell in dieser Form nicht für das Abbilden von Tiefziehprozessen geeignet, welche einen signifikanten Blecheinzug aufweisen.

6.1.4 Erweiterung und Übertragung der Modellierung auf den Realprozess

Im Gegensatz zum zuvor betrachteten Warmstreckziehen mit mittensymmetrischen Randbedingungen, liegt im Realprozess bezüglich der Stempelmitte eine Asymmetrie der Temperaturverteilung ($T_O \neq T_A$) und ein einseitiger, von der Niederhaltekraft F_{Nh} abhängiger, Blecheinzug E vor (Bild 6.9).

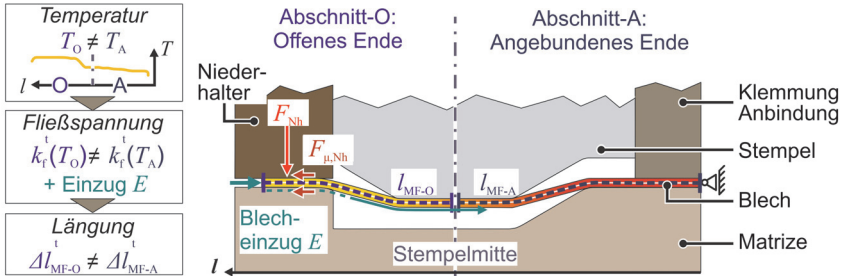


Bild 6.9: Mechanismen beim Warmstreckziehen mit asymmetrischer Temperaturverteilung und einseitigem Blecheinzug

Durch den Blecheinzug wird die zu streckende Länge im Werkzeug ($\Delta l_{MF-O} + \Delta l_{MF-A}$) und hierdurch der Materialfluss aus der Blechdicke reduziert. Zudem bedingt eine asymmetrische Temperaturverteilung auch ohne Blecheinzug am offenen Ende, dass sich das Blech bei der Umformung über die Stempelmitte verschiebt, was durch unterschiedliche Fließspannungsniveaus im Abschnitt O und A ($k_{f-O} \neq k_{f-A}$) begründet ist. Die genannten

¹² Das Modell wird in Matlab R2022b implementiert. Die Berechnungen werden auf einem Desktop-PC mit Windows 10 Betriebssystem, 16 GB RAM und einem Intel Core i7 (7te. Gen, CPU @2,8 GHz, 4 Kerne) ausgeführt.

Mechanismen bedingen auf den jeweiligen Stempelseiten verschiedene gestreckte Längen ($\Delta l_{MF-O} \neq \Delta l_{MF-A}$), die nicht mehr ausschließlich von der Geometrie der Werkzeuge sowie der aktuellen Ziehtiefe abhängen, wie zuvor in Abschnitt 6.1.2 angenommen.

Zur Übertragung des Berechnungsansatzes für das Warmstreckziehen unter mittensymmetrischen Bedingungen auf den Realprozess mit den zuvor beschriebenen Mechanismen, werden zunächst der Abschnitt-O und -A getrennt voneinander modelliert. Dabei werden die Grundannahmen und die Berechnungsschrittfolge je Abschnitt analog zu Abschnitt 6.1.2 gewählt (**Bild 6.10**). Nach Ablauf der Berechnung für die einzelnen Blechabschnitte O und A werden die Teilberechnungen durch einen Abgleich der resultierenden Elementnormalkräfte $F_{n,0,Ele-O}^t$ und $F_{n,0,Ele-A}^t$ in der Stempelmitte gekoppelt. Ist $F_{n,0,Ele-O}^t < F_{n,0,Ele-A}^t$ wird die Längenänderung der mittleren Blechfaser im Abschnitt O im nächsten Zeitschritt Δl_{MF-O}^{t+1} um ein adaptives Längeninkrement $l_{\Delta,O-A}^{t+1}$ vergrößert und für den Abschnitt A die Längenänderung mittleren Blechfaser Δl_{MF-A}^{t+1} um das gleiche Inkrement verkleinert. Das Vorgehen für den umgekehrten Fall mit $F_{n,0,Ele-O}^t > F_{n,0,Ele-A}^t$ wird entsprechend umgekehrt gehandhabt. Das Längeninkrement $l_{\Delta,O-A}$ wird dabei in Abhängigkeit von dem Verhältnis von $F_{n,0,Ele-O}^t$ zu $F_{n,0,Ele-A}^t$ sowie der Summe der Inkremente aus den vorherigen Berechnungsschritten adaptiert. Zur Einhaltung der Volumenkonstanz und des Kräftegleichgewichts gilt das beschriebene Vorgehen nur dann, wenn die Blechdicke s im Grenzbereich zwischen den Abschnitten O und A gleich ist. Letzteres ist über den inkrementellen Abgleich der Elementnormalkräfte im Grenzbereich von O und A bei der gewählten Zeitschrittweite $\Delta t = 5 \cdot 10^{-3}$ s abgesichert.

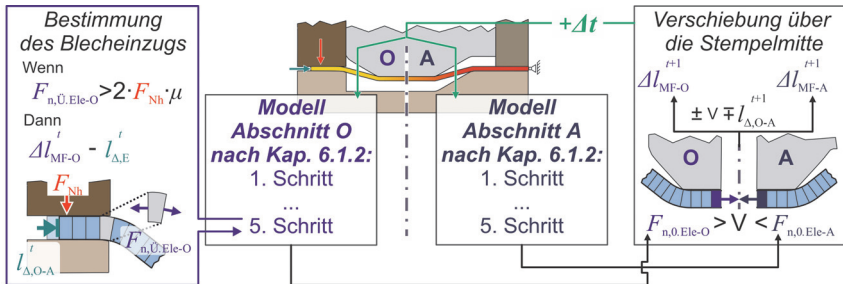


Bild 6.10: Berechnungsschritte zur schnellen Modellierung des Warmstreckziehens mit asymmetrischer Temperaturverteilung bezüglich der Stempelmitte und einseitigem Blecheinzug analog zum Realprozess ($V \triangleq$ oder)

Die Berücksichtigung des von der Niederhalterkraft F_{N_h} abhängigen Blecheinzugs E erfolgt mit einer Erweiterung innerhalb des Modellblocks für die Abbildung des Abschnitts O (links in Bild 6.10). Die Berechnung der Elementnormalkraft nach Gl. (6.5)

mit Gl. (6.12) im 5. Berechnungsschritt wird um eine Schleife ergänzt, welche die Änderung der gestreckten Länge $\Delta l_{\text{MF-O}}^t$ im betrachteten Zeitschritt so lange um ein mit der Schleifenzahl größer werdendes Einzugsängeninkrement $l_{\Delta,E}^t$ reduziert bis

$$F_{\text{n,Ü.Ele-O}}^t \leq 2 \cdot F_{\text{Nh}} \cdot \mu. \quad (6.14)$$

$F_{\text{n,Ü.Ele-O}}^t$ ist die Normalkraft am Element, das im betrachteten Zeitschritt t am Übergang zwischen dem Radius- und dem Flanschbereich im Abschnitt O lokalisiert ist. Es wird angenommen, dass das letzte iterativ bestimmte $l_{\Delta,E}^t$ zur Erfüllung der Bedingung nach Gl. (6.13) dem Blecheinzugszuwachs ΔE entspricht, der im Zeitschritt t entsteht. Die Summe von ΔE über alle Zeitschritte entspricht dann dem gesamten resultierenden Blecheinzug E . Die beschriebenen Berechnungsschritte werden analog zum Modell für die zuvor beschriebene symmetrische Betrachtung in Matlab R2022b implementiert.

Zur Überprüfung, ob das erweiterte Streckziehmodell die dominierenden Rückwirkungen auf die Ausdünnungsverteilung $\Delta s(l)$ wiedergibt, welche die Temperaturverteilung im Blech und der von der Niederhalterkraft F_{Nh} abhängigen Blecheinzug E sind, wird die Modellausgabe (Mod.) mit den Ergebnissen aus numerischen Simulationen (Sim.) verglichen. Hierzu sind in **Bild 6.11** die aus dem Streckziehen resultierenden Ausdünnungsverteilungen mit einer bezüglich der Stempelmitte symmetrischen (links) und asymmetrischen (rechts) Temperaturverteilung unter Variation der Niederhalterkraft F_{Nh} gegeben. Die Temperaturen an den Blechenden und in der Blechmitte werden als lokale Minima angenommen, da dort im Realprozess durch die Kontaktierung der Stromklemmen eine geminderte Erwärmung vorliegt. Der Aufbau der Simulation ist in Abschnitt 6.1.1 beschrieben. Eine abschließende Modellvalidierung folgt in Kapitel 7.

Mit einer symmetrischen Temperaturverteilung (Bild 6.11-links) stellt sich mit $F_{\text{Nh}} = 20$ kN in der Simulation eine ebenfalls bezüglich der Stempelmitte nahezu symmetrische Ausdünnungsverteilung bei einem Blecheinzug $E_{\text{Sim}} = 0,71$ mm ein. Die Prädiktion des Modells für $\Delta s(l)$, welche auf derselben Temperaturverteilung und Niederhalterkraft basiert, weicht hierzu in den Zargen um 1,16 % (bei $l = 43$ mm) beziehungsweise um 0,38 % (bei $l = 104$ mm) und in den Radien maximal um 2,84 % (bei $l = 91$ mm) nach oben ab. Dabei beträgt der durch das Modell prädiizierte Blecheinzug E_{Mod} wiederum 0,49 mm. Folglich wird der Blecheinzug unterschätzt und die Ausdünnungsvorhersage durch das Modell wiederum überschätzt. Mit einer Reduktion der Niederhalterkraft auf 5 kN steigt der Blecheinzug in der Simulation auf $E_{\text{Sim}} = 3,54$ mm. Hierdurch sinkt das Ausdünnungsniveau in der linken Zarge (Abschnitt-A) um 3,22 % und der rechten Zarge (Abschnitt-O) um bis zu 5,64 %. Der Blecheinzug fließt also nur zum Teil über die Stempelmitte und bewirkt primär im Abschnitt-O eine Verminderung der Ausdünnung, wenn die Fließspannungsniveaus aufgrund der Temperaturverteilung im Abschnitt-O und -A vergleichbar sind. Diese Wechselwirkung wird grundsätzlich auch durch das erweiterte Streckziehmodell wiedergeben, wobei mit $E_{\text{Mod}} = 2,95$ mm

der Einzug unterschätzt und so die Blechausdünnung in den Zargen um bis zu 1,92 % (bei $l=43$ mm) und in den Radien um bis zu 3,73 % (bei $l=61$ mm) überschätzt wird.

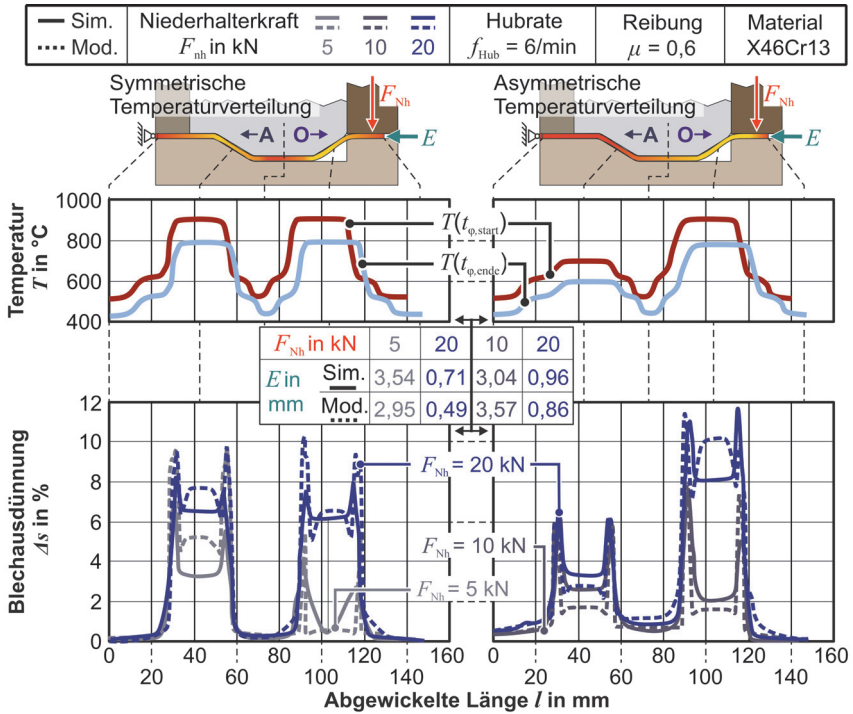


Bild 6.11: Mit Abaqus (Sim.) und dem erweiterten Berechnungsmodell (Mod.) bestimmte Blechausdünnung Δs und Einzug E unter Variation der Niederhalterkraft F_{Nh} und der Temperaturverteilung $T(l)$

Mit der angenommenen asymmetrischen Temperaturverteilung (Bild 6.11-rechts), welche aus der Verwendung der Widerstandserwärmung (im Abschnitt-O) und aktiven Kühlung (im Abschnitt-A) in der Temperierstufe des Folgeverbundwerkzeugs resultieren kann, liegen in den Zargen unterschiedliche Fließspannungsniveaus vor. So bedingt eine Niederhalterkraft von $F_{Nh}=20$ kN in der Simulation im Vergleich zum symmetrischen Fall einen Anstieg der Ausdünnung in der rechten Zarge um 1,91 % auf $\Delta s=8,02$ % und ein Absinken der Ausdünnung in der linken Zarge um 3,16 % auf $\Delta s=3,27$ % bei einem Blecheinzug von $E_{Sim}=0,96$ mm. Das Blech bewegt sich demnach bei der Umformung über die Stempelmitte in den Abschnitt-A und verringert dort die Ausdünnung und vergrößert diese folglich im Abschnitt-O. Die beschriebene Wechselwirkung wird ebenfalls durch das erweiterte Modell abgebildet, welches für $F_{Nh}=20$ kN mit einem prädierten Blecheinzug von $E_{Mod}=0,86$ mm in der linken Zarge

die Ausdünnung im Vergleich zur Simulation um 0,51 % unter- und in der rechten Zarge um 2,14 % überschätzt. Mit einem Absenken der Niederhalterkraft auf $F_{Nh} = 10$ kN steigt der Blecheinzug auf $E_{Sim} = 3,04$ mm an wodurch die Ausdünnung in den Zargen auf 2,57 % (bei $l = 43$ mm) und 2,03 % (bei $l = 104$ mm) absinkt. Das erweiterte Modell überschätzt für $F_{Nh} = 10$ kN den Blecheinzug mit $E_{Mod} = 3,57$ mm, womit die Ausdünnung in den Zargen im Mittel um $\Delta s \approx 0,63$ % unterschätzt wird. Dennoch wird der grundlegende Abfall der Ausdünnung im Abschnitt-O und -A auf ein vergleichbares Niveau durch das Modell wiedergegeben. Für die asymmetrische Temperaturverteilung wird $F_{Nh} = 5$ kN nicht betrachtet, weil hieraus nahezu keine Ausdünnung resultiert.

Die Berechnungsdauer¹² des erweiterten Modells ist für die aufgeführten Beispiele < 14 s. Der Anstieg der Berechnungsdauer zur symmetrischen Betrachtung ist auf die zusätzlichen Berechnungsschleifen zurückzuführen, die mit der Modellerweiterung einhergehen. Im Bereich von 6 bis 8 Hub/min kann das Modell ohne eine Optimierung der Implementierung deshalb nur jeden zweiten Hub eine Prädiktion bereitstellen. Hiermit resultiert eine Totzeit, die eine Regelung der Eigenschaften von Hub zu Hub verwehrt. Dennoch soll das Modell zur Validierung der Methodik in Kapitel 7 Anwendung finden, da es grundsätzlich die Rückwirkungen der Temperaturverteilung und Niederhalterkraft auf die Blechausdünnung mit einer hinreichenden Genauigkeit wiedergibt.

6.2 Gesenkbiegen im Realprozess

Eine Analyse des Gesenkbiegens und der resultierenden Produkteigenschaften *Krümmung* und *Biegewinkel* unter den Randbedingungen der Warmblechumformung im Folgeverbundwerkzeug ebenso wie eine schnelle Berechnung durch eine semi-analytische Prozessbeschreibung des temperaturgestützten Gesenkbiegens ist in Löbke (2019) gegeben. An dieser Stelle soll daher das Gesenkbiegen im umzusetzenden Realprozess unter Einbeziehung der Rückwirkung des vorgelagerten Streckziehprozesses basierend auf numerischen Simulationen analysiert werden. Ziel ist es die durch das Gesenkbiegen eingebrachte Umformgradverteilung zur späteren Bestimmung der Produkteigenschaft *Härte* aus der thermo-mechanischen Historie sowie die erzeugte *Ausdünnung* basierend auf den Simulationen abzuschätzen. Betrachtet werden soll dafür der Einfluss der Temperatur- und der Blechdickenverteilung sowie der initial vorliegenden Verfestigung auf das Biegeergebnis. Die genannten Parameter können im Realprozess abhängig von den vorgelagerten Prozessen (Wärmebehandlung und Streckziehen) variieren.

Das Gesenkbiegen im Realprozess wird als 2D-Problem mit Abaqus/Standard 2023 simuliert (**Bild 6.12**), da mit Blechbreite $b \gg$ Blechdicke s ein ebener Formänderungszustand angenommen werden kann (Marciniak et al., 2002). Zur Abbildung des Formänderungszustands wird das Blech mit CPEG4R¹¹-Elementen mit einer Kantenlänge von $\sim 0,1$ mm vernetzt. Die Untersuchung wird am Beispiel des Materials 22MnB5 durchgeführt, wobei das Materialverhalten als isotrop angenommen wird, die Fließkurven aus

Abschnitt 5.2 entnommen werden und der temperaturabhängige E-Modul sowie die thermische Längenänderung aus Spittel et al. (2009). Die Werkzeuge werden mit starren Volumenelementen vernetzt. Aufgrund der Nichtlinearitäten wird ein expliziter Solver genutzt¹³. Es wird nur der Bereich der Biegezone im Gesenk – s. Bild 6.9 Abschnitt-O – betrachtet und nicht der Bereich zwischen Streifenanbindung und Gesenkmittle, weil das Blech während der Umformung im Realprozess durch einen Niederhalter im Bereich der angegebenen Randbedingung fixiert wird. Analog zur Betrachtung des Warmstreckziehens wird die Temperaturverteilung im Blech über ein zeitlich variantes Temperaturfeld vorgegeben. Aus der experimentellen Betrachtung des Warmstreckziehens wird abgeleitet, dass die maximale Temperatur im Bereich der Zarge (ZM) und die minimale Temperatur im Bereich der Radien (RO, RU) des Hutprofils zu erwarten sind. Deshalb wird der Einfluss unterschiedlicher Temperaturgradienten über die Biegezone mit den Temperaturkurven $T_{800}(l, t)$ bis $T_{600}(l, t)$ untersucht, wobei $t_{\phi, \text{start}}$ und $t_{\phi, \text{ende}}$ die Zeitpunkte für den Beginn und das Ende der Umformung angeben.

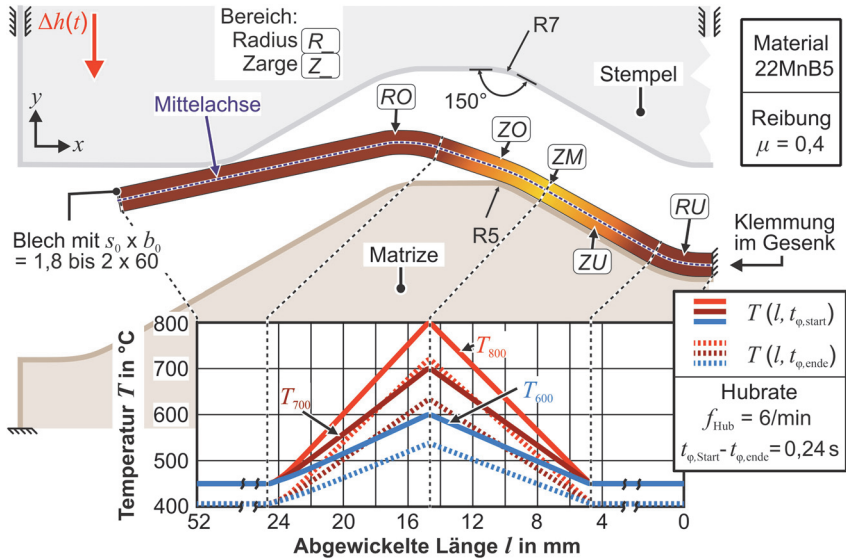


Bild 6.12: Numerische Simulation in Abaqus zur Abbildung des Gesenkbiegens im Realprozess unter Berücksichtigung der Rückwirkungen des vorgelagerten Warmstreckziehens

¹³ Der erste Aufbau der numerischen Simulation erfolgte im Rahmen der Bachelorarbeit von L. Gussek: *Regelungsorientierte Berechnung des Gesenkbiegens beim mehrstufigen Presshärten*, Technische Universität Dortmund, 2023, betreut durch A.E. Tekkaya und J. Martschin.

Zur Untersuchung der Rückwirkung verschiedener Ausdünnungen aus dem vorgelagerten Streckziehprozess wird als Grenzwertbetrachtung das Blech sowohl mit einer Blechdicke $s_0 = 1,8$ mm als auch mit $s_0 = 2$ mm simuliert. Dabei wird zusätzlich bei der Betrachtung der Blechdicke $s = 1,8$ mm zwischen Simulationen mit und ohne definierter Vorverfestigung in der Zarge differenziert, weil diese abhängig von der vorgelagerten Wärmebehandlung (vgl. Abschnitt 5.2.2) variiert. Die Verfestigung in der Zarge (ZO, ZU) wird in Abaqus über ein definiertes Feld als kinematische Verfestigung mit gleichen Anteilen in Blechdicken- und Längsrichtung vorgegeben, wobei basierend auf der Blechdickenreduktion von 2 auf 1,8 mm und der ebenen Formänderung beim Streckziehen des Hutprofils der Vergleichsumformgrad $\bar{\varphi} = 0,122$ beträgt. Im ersten Schritt der Simulation wird das Temperaturfeld auf das Blech aufgeprägt. Im zweiten Schritt wird das Oberwerkzeug in negative y -Richtung mit dem Bewegungsprofil der Presse $h(t)$ bei 6 Hub/min verschoben. Die Auswertung der Blechdickenreduktion erfolgt über die Berechnung der Abstände zwischen den Konten an der Blechoberseite und Blechunterseite, wobei die thermische Längenänderung in Blechdickenrichtung herausgerechnet wird. Zur Vergleichbarkeit wird der Ausdünnungszuwachs beim Gesenkbiegen auf die Ausgangsblechdicke von 2 mm bezogen. Die Umformgradverteilung wird basierend auf dem Zuwachs des plastischen Vergleichsumformgrads $\Delta\bar{\varphi}$, induziert durch das Gesenkbiegen, am Außen- und Innenbogens des Blechs analysiert. Alle Ausgabewerte werden auf die abgewinkelte Länge l entlang der Blechmittellachse bezogen.

Die Blechausdünnung s beim (Warm-)Gesenkbiegen im Realprozess und die Zunahme des Vergleichsumformgrads mit ($\bar{\varphi} = 0,122$) und ohne ($\bar{\varphi} = 0$) Vorverfestigung in der Zarge unterscheiden sich vernachlässigbar voneinander (**Bild 6.13 a**). Mit zunehmender Temperaturdifferenz zwischen der Zargenmitte (ZM) und dem oberen Radius (RO) nimmt die Ausdünnung in der Biegezone ($18,7 < l < 21,7$ mm) und auch im oberen Zargenbereich (ZO: $14,7 < l < 18,7$ mm) zu. Ursächlich hierfür ist, dass beim Übergang vom Freibiegen zum Gesenkbiegen die Biegezone und der obere Zargenbereich entgegen der thermischen Kontraktion in negative x -Richtung gestreckt werden. Hierdurch verschiebt sich die Lage der neutralen Biegefasern in Richtung des Innenbogens. So beträgt bei dem Temperaturprofil $T_{800}(l, t)$ die Differenz zwischen der Zunahme des plastischen Vergleichsumformgrads $\Delta\bar{\varphi}$ am Innen- und Außenbogen bis zu 0,037. Ebenso nimmt mit zunehmender Temperaturdifferenz zwischen der Zargenmitte ZM mit $l = 14,7$ mm und $l = 18,7$ mm der akkumulierte Vergleichsumformgrad zu. Ursächlich hierfür ist, dass während des Freibiegens der Bereich ZM zunächst vom Unterwerkzeug weggebogen wird und dieser beim eigentlichen Gesenkbiegen in die umgekehrte Richtung wieder an das Untergesenk angedrückt wird. Je höher die Temperatur im Bereich um ZM, je geringer ist dort die Biegesteifigkeit und hiermit einhergehend der beschriebene Mechanismus des Hin- und Rückbiegens stärker ausgeprägt. Mit einer Ausgangsblechdicke $s_0 = 1,8$ mm liegt zwischen dem Blech und den Gesenken mit einem Abstand der Werk-

zeughälften von 2 mm während des Nachdrückens im unteren Totpunkt kein vollständiger Formschluss vor. Hierdurch ist der in der Biegezone eingestellte Biegeradius mit $s_0 = 1,8$ mm größer als bei einer Ausgangsblechdicke von $s_0 = 2$ mm. So beträgt die maximale Zunahme des Vergleichsumformgrads $\Delta\bar{\varphi}$ mit $s_0 = 1,8$ mm in der Biegezone $\sim 0,14$ und mit $s_0 = 2$ mm $\sim 0,17$ (vgl. Bild 6.13a und b). Der sich analytisch nach Hosford und Caddell (2007) bei der gegebenen Geometrie des Werkzeugs ergebende Vergleichsumformgrad von $\sim 0,178$ im Außen- und Innenbogen wird auch bei einem Formschluss mit $s_0 = 2$ mm nicht erreicht und stellt eine obere Schranke dar.

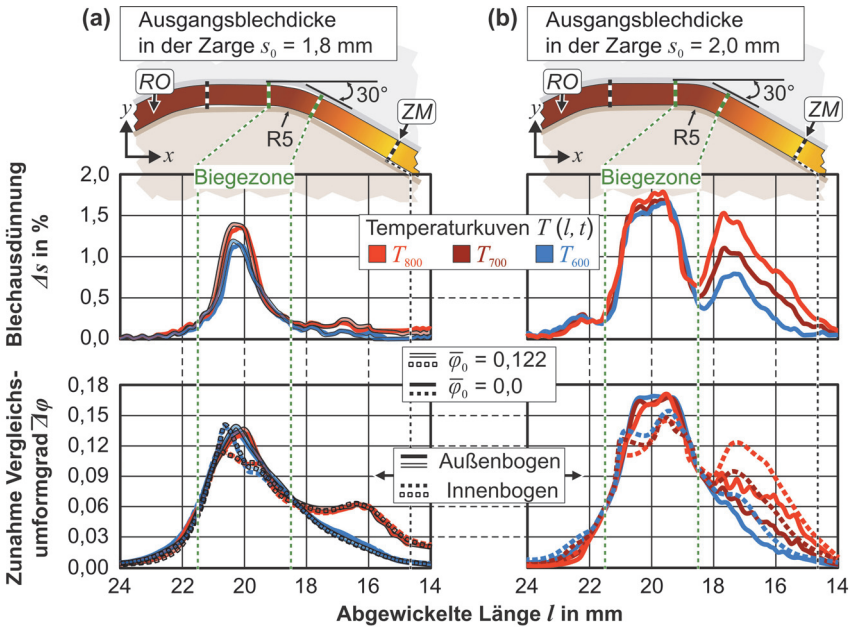


Bild 6.13: Blechausdünnung Δs (bezogen auf eine Ausgangsblechdicke von 2 mm) und Zunahme des Vergleichsumformgrads beim Gesenkbiegen unter Variation des Temperaturprofils $T(l, t)$, der initialen Verfestigung $\bar{\varphi}_0$ für eine Ausgangsblechdicke s_0 von a) 1,8 mm und b) 2 mm

Basierend auf den analysierten Wechselwirkungen soll zur Abschätzung der beim Gesenkbiegen im Realprozess eingebrachten Ausdünnung und der hierbei induzierten Umformgradverteilung im Rahmen der Softsensorik zwischen den numerisch bestimmten Werten interpoliert werden. Zu berücksichtigen ist hierbei die Blechdicke in der Zarge und die Temperaturdifferenz in der Zarge vor dem Beginn des Gesenkbiegens. Die Dehnungsverteilung im Biegebogen über die Blechdicke wird als linear angenommen.

6.3 Wärmebehandlung des 22MnB5

Entsprechend des Regelungskonzepts aus Kapitel 4 soll zur örtlich aufgelösten Rückführung der im Bauteil eingestellten Mikrostruktur und der korrelierenden Produkteigenschaften das Resultat der Mikrostrukturevolution des 22MnB5 im mehrstufigen Prozess mit einem schnellen Modell – dem Mikrostruktursoftsensor – bestimmt werden. Die thermische und mechanische Historie, die während des Prozesses im Blech vorliegen, werden als bekannte Eingangsgrößen für den Softsensor vorausgesetzt. Eine Methodik zur Ermittlung der mechanischen Historie beim Streckziehen und Gesenkbiegen wurde zuvor in diesem Kapitel hergeleitet. Die Bestimmung der thermischen Historie über eine Kombination eines erweiterten Kalman-Filter mit der POD¹⁴ oder der DMD¹⁵ ist in Kloeser et al. (2021) beziehungsweise Wrobel et al. (2023) beschrieben.

Eine ausschließliche Berechnung der Mikrostrukturevolution innerhalb der Softsensorik unter Nutzung der üblichen Ansätze zur Modellierung der diffusionslosen und diffusionsgesteuerten Phasenumwandlung beim Presshärten von 22MnB5 wird in dieser Arbeit aufgrund der intrinsischen Rechenintensität nicht verfolgt. Hiermit verbundene lange Rechenzeiten stehen einer echtzeitfähigen Anwendung des Modells entgegen. Zudem ist davon auszugehen, dass mit den bisher existierenden Berechnungsansätzen nicht alle in Abschnitt 5.3 und 5.4 aufgezeigten Mechanismen, welche aus der inhomogenen Austenitisierung bei Variation der Austenitisierungsparameter resultieren, ohne eine tiefgreifende Weiterentwicklung der Modellierungsansätze, geschlossen abgebildet werden können. Daher wird in dieser Arbeit zur Rückführung der Mikrostruktur ein kombinierter modell- und datengetriebener Ansatz verfolgt. Unter einem *Datenpunkt*, als kleinster Teil des Datensatzes, wird in diesem Kontext die Zuordnung einer konkreten thermo-mechanischen Historie zu einer resultierenden Mikrostruktur verstanden. Zur Umsetzung des hybriden Ansatzes werden (1.) modellbasiert Datenpunkte für die als modellierbar angenommenen Domänen generiert, werden (2.) experimentell aufgenommene Datenpunkte in den Datensatz integriert und wird (3.) zur geschlossenen Abbildung des Datensatzes mit einem geeigneten schnellen Berechnungsansatz zwischen den ermittelten Datenpunkten interpoliert. Zur Wiedergabe der Daten und zur Interpolation zwischen den Datenpunkten, was kombiniert letztendlich den Softsensor zur Rückführung und Prädiktion der Mikrostruktur darstellt, soll ein künstliches neuronales Netzwerk (KNN) genutzt werden. Mit einem KNN können bei kürzesten Berechnungszeiten beliebige Funktionen abgebildet werden (Lämmel und Cleve, 2023), wenn ausreichend Daten zum Training bereitgestellt werden. Letztere Bedingung soll über die modellgetriebene Datengenerierung erfüllt werden. Andere Methoden zur Modellierung

¹⁴ Proper orthogonal decomposition

¹⁵ Dynamic mode decomposition

der Abhängigkeiten zwischen der thermo-mechanischen Historie und der resultierenden Mikrostruktur, wie die Response Surface Methode (RSM), werden aufgrund des stark nichtlinearen Charakters der Mikrostrukturevolution nicht betrachtet. So ist die Genauigkeit der RSM bei nichtlinearen Problemen, wie bei verschiedenen Anwendungen in Desai et al. (2008) und Pilkington et al. (2014) gezeigt, der eines KNN untergeordnet.

Zunächst wird im ersten Schritt (Abschnitt 6.3.1), für die spätere Generierung von Datenpunkten, die Berechnung der resultierenden Mikrostruktur durch eine Modellierung der Phasenumwandlung bei beliebigen Abkühlpfaden unter Einbeziehung des Einflusses der (mehrstufigen-) Warmumformung betrachtet. Mit dem Ziel die Rückwirkung der raschen Austenitisierung auf die Phasenumwandlung einzubinden, sollen dabei für die jeweiligen im Charakterisierungsteil dieser Arbeit untersuchten Austenitisierungsparameterpaarungen (T_γ, t_γ) geeignete Fitting-Parameter zur Beschreibung der Phasenumwandlung ermittelt werden (Abschnitt 6.3.2). Im zweiten Schritt (Abschnitt 6.3.3) wird die Generierung des Datensatzes für das spätere Training des KNN entwickelt. Hierfür wird eine Parametrisierung der thermo-mechanischen Historie als KNN-Eingangsvektor hergeleitet. Im Anschluss (Abschnitt 6.3.4) wird das KNN aufgebaut und trainiert. Abschließend (Abschnitt 6.3.5) wird die Güte der Prädiktionen hinsichtlich der Anwendung des KNN als Softsensor im Rahmen der Regelung evaluiert.

6.3.1 Modellierung der Phasenumwandlung und resultierenden Eigenschaften

Als Grundlage zur Modellierung der Phasenumwandlung und der resultierenden Mikrostruktur sowie Härte im Kontext der Entwicklung des Mikrostruktur-Softsensors werden in Hippchen (2014) entwickelte und später in Hippchen et al. (2016) zusammengefasste und weiterentwickelte Modellierungsansätze genutzt. Die Berechnung der Phasenumwandlung basiert, wie in Kapitel 2 dargestellt, hierin grundsätzlich auf einer Erweiterung der Modelle nach Koistinen und Marburger (1959) sowie nach Kirkaldy und Venugopalan (1983). Innerhalb der Ansätze kann der im Austenit gelöste Kohlenstoff sowie die Austenitkorngröße in den Funktionalen $f(C_i)$ und $f(G_i)$ explizit berücksichtigt werden, weshalb eine Eignung für eine Einbeziehung der Rückwirkung der raschen Austenitisierung auf die Phasenumwandlung sowie die Produkteigenschaften angenommen wird. Die Gleichungen des verwendeten Modellierungsansatzes zur Berechnung der diffusionslosen Phasenumwandlung (Gl. (6.15)) und der Phasenumwandlung durch Diffusion (Gl. (6.17)) sowie eine Beschreibung der Parameter sind in **Tabelle 6.1** aufgeführt. Mit Gl. (6.15) und Gl. (6.17) wird die Bildungsrate der normierten Phasenanteile ξ (gängig: *Ghostfraction*) bestimmt. Die Ghostfraction stellt das Potenzial – instabile Zwischenphase – der Mutterphase (hier Austenit) dar, welches in die Tochterphase (Ferrit usw.) umwandeln kann. Die Berechnung der normierten Phasenanteile ξ erfolgt auf Basis der Differentialgleichungen für die diffusionslose Phasenumwandlung sowie die Phasenumwandlung durch Diffusion (Gl. (6.15) und Gl. (6.17)) unter Anwendung des expliziten Euler-Verfahrens bei einer inkrementellen Betrachtung mit isothermen

Zeitschritten (s. Hippchen (2014)). Der tatsächlich entstehende wahre Phasenanteil ζ ist durch eine nachgelagerte Anteilsgewichtung zu bestimmen. Letztere Gewichtung, die Werte und die Berechnung einzelner Modellparameter sowie weitere Ergänzungen zu dem verwendeten Ansatz sind im **Anhang D – Abschnitt 6.3** aufgeführt. Folgend werden die für die Modellierung im Rahmen dieser Arbeit wesentlichen Aspekte entwickelt.

Tabelle 6.1: Hauptgleichungen zur Modellierung der Phasenumwandlung von 22MnB5 aus Hippchen et al. (2016) - Index γ für Austenit, F für Ferrit, P für Perlit, B Bainit und M Martensit.

Diffusionslose Phasenumwandlung von Austenit zu Martensit	
$\frac{d\xi_M}{dT} = \alpha_M \cdot (M_S - T)^{n_M} \cdot \xi_M^{\Phi_M} \cdot (1 - \xi_M)^{\psi_M(2-\zeta_\gamma^*)}$	(6.15)
$\text{mit } \zeta_\gamma^* = 1 - \zeta_F - \zeta_P - \zeta_B \Big _{T=M_S}$	(6.16)
$\alpha_M, n_M, \Phi_M, \psi_M$: Werkstoffparameter mit Einfluss auf die Inkubationszeit und Bildungsrate von Martensit M_S : Martensitstarttemperatur	
Phasenumwandlung durch Diffusion von Austenit zu Ferrit, Perlit und Bainit	
$\frac{d\xi_i}{dt} = 2\omega_i G_{ASTM} \cdot \frac{\exp(-Q_i/(R \cdot T))}{C_i} \cdot (T_{eq,i} - T)^{n_i} \cdot \frac{\xi_i^{\Phi_i(1-\xi_i)} \cdot (1-\xi_i)^{\psi_i \xi_i}}{\exp(C_{r,i} \cdot \xi_i^2)}$	(6.17)
ω_i : Korngrößenparameter, G_{ASTM} : ASTM-Austenitkorngröße Q_i : Aktivierungsenergie für eine Umwandlung, R : Gaskonstante C_i : Legierungselementabhängigkeit $T_{eq,i}$: Gleichgewichtstemperaturen (z.B. A_{c3}, A_{c1}) $n_F = n_P = 2$: Volumendiffusion, $n_B = 3$: Grenzflächendiffusion $\Phi_i, \psi_i, C_{r,i}$: Werkstoffparameter mit Einfluss auf die Inkubationszeit und Bildungsrate von Ferrit ($i = F$), Perlit ($i = P$) und Bainit ($i = B$)	

Nach Lee und Lee (2008) wird der Werkstoffparameter der Martensitumwandlung α_M abhängig von der Austenitkorngröße G_{ASTM} bestimmt. Ebenso geht die Austenitkorngröße in die Modellierung der Phasenumwandlung durch Diffusion ein (vgl. Gl. (6.17)). Die Umwandlungskinetik wird sowohl bei der Martensitumwandlung als auch bei der diffusionsbedingten Umwandlung mit kleiner werdenden Körnern (G_{ASTM} wird größer) beschleunigt. Um dies zu berücksichtigen, wird die Austenitkorngröße G (in μm) abhängig von der Austenitisierungstemperatur T_γ sowie Haltezeit t_γ nach Löbke und Tekkaya (2018) mit Gültigkeit für die rasche Austenitisierung bestimmt:

$$G = (C_{w,\gamma} \cdot t_\gamma \cdot \exp(-Q_{w,\gamma}/(R \cdot T_\gamma)))^{1/a_{w,\gamma}} \quad (6.18)$$

Die Werkstoffparameter $C_{w,\gamma}$ und $a_{w,\gamma}$ sowie die Aktivierungsenergie für das Korngrößenwachstum von Austenit $Q_{w,\gamma}$ sind abhängig von dem Ausgangsgefüge vor der Austenitisierung sowie der Aufheizrate bei der Erwärmung. Die Parameter der **Gl. (6.18)** wurden mit den Randbedingungen, dass $Q_{w,\gamma}$ im Bereich von $2,5 \cdot 10^5$ J/mol liegt (Oddo et al., 1996) und $1/a_{w,\gamma} < 0,5$ ist (Barrales-Mora, 2008) an die Ergebnisse einer Korngrößenvermessung¹⁶ von rasch austenitisierten (Heizrate $r_h = 300$ K/s) und abgeschreckten (Abkühlrate $r_k > 50$ K/s) 22MnB5-Proben angepasst (**Tabelle 6.2**), welche aus der in dieser Arbeit behandelten Materialcharge entnommen wurden.

Tabelle 6.2: Parameter zur Berechnung der Austenitkorngröße G (in μm) nach der raschen Austenitisierung von 22MnB5 mit einer Heizrate $r_h = 300$ K/s.

$C_{w,\gamma}$ in 1/s	$Q_{w,\gamma}$ in J/mol	$a_{w,\gamma}$
$2,29 \cdot 10^{14}$	$2,82 \cdot 10^5$	2,5

Neben der mit den Austenitisierungsparametern (T_γ ; t_γ) variierenden Korngröße ist für die Umwandlungskinetik der Anteil und die Verteilung der im Austenit gelösten Legierungselemente entscheidend. Dabei ist vor allem der Anteil des im Austenit gelösten Kohlenstoffs maßgebend für die Kinetikparameter α_M und Φ_M der diffusionslosen Phasenumwandlung (Lee und Lee, 2008), für die Martensitstarttemperatur M_S (Kaar et al., 2021) und für die entstehende Martensithärte HV_M (Maynier et al., 1978). Eine experimentelle Bestimmung der gelösten Anteile für verschiedene Homogenisierungszustände kann an dieser Stelle nicht erfolgen. Um dennoch phänomenologisch den Einfluss des aus dem Perlit und den Carbiden des Ausgangsgefüges im Austenit gelösten Kohlenstoffs $C_{\%,\gamma}$ (in Gew.-%) auf die genannten Parameter berücksichtigen zu können, wird dieser mit **Gl. (6.19)** in Abhängigkeit des Hollomon-Jaffe Parameters H_{hom} , über den empirisch zu bestimmenden dimensionslosen Korrelationsfaktor $K_{C \rightarrow \gamma}$ bestimmt:

$$C_{\%,\gamma} = C_{\%,0} \cdot (1 - \exp(-H_{\text{hom}}) \cdot K_{C \rightarrow \gamma}) . \quad (6.19)$$

$C_{\%,0}$ stellt in Gl. (6.19) den Kohlenstoffanteil im Ausgangsgefüge dar. Mit der aus Abschnitt 5.3.1 abgeleiteten Annahme, dass bei einer Austenitisierung mit $T_\gamma = 950$ °C und $t_\gamma = 10$ s (respektive $T_\gamma = 1000$ °C und $t_\gamma = 2$ s) über 99 % des Kohlenstoffs im nahezu homogenen Austenit gelöst sind, wird $K_{C \rightarrow \gamma}$ zu $3,53 \cdot 10^{11}$ festgelegt.

Neben den zuvor beschriebenen Rückwirkungen der thermischen Historie auf die Phasenumwandlung ist auch eine Rückwirkung der Umformung auf die Phasenumwand-

¹⁶ Die Bestimmung der Korngröße erfolgte im Rahmen der Masterarbeit von Y. Rennar: *Einfluss der thermomechanischen Historie beim mehrstufigen Presshärten von 22MnB5 auf die Mikrostruktur und die Produkteigenschaften*, Technische Universität Dortmund, 2023, betreut durch A.E. Tekkaya und J. Martschin.

lung durch eine hiermit einhergehende Kornfeinung des Austenits (Barcellona und Palmeri, 2009) zu berücksichtigen, welche die Inkubationszeit reduziert und so letztendlich die Phasenumwandlung durch Diffusion beschleunigt. Hierzu wird in Hart-Rawung et al. (2018), im Kontext der hier genutzten Gleichungen zur Beschreibung der Phasenumwandlung, wie in Kapitel 2 dargestellt, eine umformgradabhängige Skalierung der Ausgangsaktivierungsenergie $Q_{i,0}$ entwickelt. Dabei stellt $Q_{i,0}$ die Aktivierungsenergie dar, welche bei einer ausschließlichen thermischen Behandlung vorliegt. Jedoch, wie im Rahmen der prozessnahen Materialcharakterisierung (Kapitel 5) und in Li et al. (2021) aufgezeigt, ist die Rückwirkung der Umformung auf die Phasenumwandlung nicht nur vom Umformgrad, sondern auch von der Umformtemperatur abhängig. Aus diesem Grund wird der Ansatz nach Hart-Rawung et al. (2018) um einen zusätzlichen, von der Umformtemperatur abhängigen Skalierungsfaktor $S_{T\varphi,i}$ erweitert:

$$Q_i = \begin{cases} Q_{i,0} \cdot \left(1 - 1,05 \cdot \varphi \cdot S_{T\varphi,i}(T_\varphi)\right) & 0 \leq \varphi < 0,1 \\ Q_{i,0} \cdot \left(1 - (0,105 + 0,01 \cdot \varphi) \cdot S_{T\varphi,i}(T_\varphi)\right) & 0,1 \leq \varphi \leq 0,5 \end{cases} \quad (6.20)$$

mit $i = F, P$

$$Q_B = \begin{cases} Q_{B,0} \cdot \left(1 - 0,82 \cdot \varphi \cdot S_{T\varphi,B}(T_\varphi)\right) & 0 \leq \varphi < 0,1 \\ Q_{B,0} \cdot \left(1 - (0,082 + 0,02 \cdot \varphi) \cdot S_{T\varphi,B}(T_\varphi)\right) & 0,1 \leq \varphi \leq 0,5. \end{cases} \quad (6.21)$$

Da mit der Temperatur auch die Kornwachstumsgeschwindigkeit (s. Gl. (6.18)) zunimmt und so die Kornfeinung und auch die Keimstellenbildung zunehmend durch Rekristallisationsmechanismen negiert werden kann, muss der Skalierungsfaktor $S_{T\varphi,i}$ mit steigender Temperatur sinken. Die obere Grenztemperatur T_{lim} bei der die Erholung und das Kornwachstum des Austenits der Kornfeinung durch eine Umformung überwiegt, sodass $S_{T\varphi,i}(T_{lim}) = 0$ ist, muss an die Ergebnisse der Materialcharakterisierung angepasst werden. Als unterer Grenzwert wird wiederum $S_{T\varphi,i}(T_\varphi \leq 700 \text{ °C}) = 1$ festgelegt, da dies im Bereich der Rekristallisationstemperatur von 22MnB5 liegt, bei der nur ein geringes Kornwachstum vorliegt, und in Hart-Rawung et al. (2018) die Kalibrierung des Umformeinflusses bei $T_\varphi = 700 \text{ °C}$ durchgeführt wurde. Unter Voraussetzung des exponentiellen Einflusses der Temperatur auf das Kornwachstum ergibt sich $S_{T\varphi,i}$ dann zu:

$$S_{T\varphi,i} = \begin{cases} 1 & T_\varphi \leq 700 \text{ °C} \\ 2 - \exp\left(\frac{T_\varphi - 700 \text{ °C}}{(T_{lim} - 700 \text{ °C})} \cdot \ln(2)\right) & 700 \text{ °C} < T_\varphi \leq T_L. \end{cases} \quad (6.22)$$

Die Zeitabhängigkeit der Erholungsmechanismen und des Kornwachstums wird in diesem Ansatz vernachlässigt und ist zur Verfeinerung in zukünftig zu betrachten.

Mit den zuvor beschriebenen Gleichungen können grundsätzlich die Phasenumwandlung des 22MnB5 beim mehrstufigen Presshärten unter Berücksichtigung der thermo-

mechanischen Historie und somit die Produkteigenschaften *Phasenanteile* und *Korngröße* (vgl. Abschnitt 4.2.1) berechnet werden. Eine Kalibrierung einzelner Modellparameter für verschiedene Austenitisierungszustände zur verbesserten Abbildung der Versuchsergebnisse aus der prozessnahen Materialcharakterisierung folgt im nächsten Abschnitt. Zur Ableitung der Produkteigenschaft *Härte* aus den ermittelten Phasenanteilen ζ_i wird analog zu Hippchen (2014) die Mischregel nach Maynier et al. (1978) verwendet, welche die Härte der einzelnen Phasen HV_i gewichtet:

$$HV = (\zeta_F + \zeta_{\bar{F}}) \cdot HV_{F,P} + \zeta_B \cdot HV_B + \zeta_M \cdot HV_M. \quad (6.23)$$

Die Gleichungen zur Bestimmung der von den Legierungselementen und der Abkühlrate abhängigen Härten der einzelnen Phasen sind im Anhang D – Abschnitt 6.3 aufgeführt. Mit der Härte aus Gl. (6.23) kann wiederum durch Einsetzen in Gl. (5.2) die Produkteigenschaft *Zugfestigkeit* approximiert werden.

6.3.2 Kalibrierung der freien Modellparameter

Mit den zuvor und im Anhang D – Abschnitt 6.3 aufgeführten Parametern und Zusammenhängen sind für die Berechnung der Phasenumwandlung nach Gl. (6.15) und Gl. (6.17) die wesentlichen Größen festgelegt. Nun sollen entsprechend der zu Beginn des Abschnittes 6.3 vorgestellten Methodik geeignete Modellparameter abhängig von den im Kontext dieser Arbeit relevanten Austenitisierungszuständen kalibriert werden, um mit der zuvor in Abschnitt 6.3.1 entwickelten Modellierungsgrundlage die im Kapitel 5 ermittelten resultierenden Phasenanteile und Härten mit einem geringen Fehler wiederzugeben. Die Parameter zur Beschreibung der diffusionslosen Phasenumwandlung sind bereits festgelegt. Als Freiheitsgrade zur Kalibrierung der Abbildung der Phasenumwandlung durch Diffusion für die Phase i wird in Hippchen (2014) die Implementierung der Werkstoffparameter ϕ_i und $C_{r,i}$ als abkühlratenabhängige Funktionen $f(r_k)$ vorgeschlagen. Mit dem Werkstoffparameter ϕ_i soll der Beginn der Phasenumwandlung und mit dem Werkstoffparameter $C_{r,i}$ die Umwandlungsgeschwindigkeit gesteuert werden. Eine Umsetzung bei einem homogenen Austenitisierungszustand wird in Hart-Rawung et al. (2023) vorgestellt. Abweichend hiervon konnte im Rahmen dieser Arbeit mit einem Fitting von $\phi_i(r_k)$ und $C_{r,i}(r_k)$ nicht für alle relevanten inhomogenen und homogenen Austenitisierungszustände konsistent eine Beschreibung der dilatometrisch erfassten Umwandlungsvorgänge und gemessenen resultierenden Phasenanteile ermittelt werden. Deshalb werden diese Ergebnisse hier nicht dargestellt. Ursächlich hierfür könnte die Kopplung der beiden Freiheitsgrade ϕ_i sowie $C_{r,i}$ in Gl. (6.17) mit dem Anteil des bereits gebildeten normierten Phasenanteils ζ sein. Aus diesem Grund wird im Folgenden der Werkstoffparameter $\phi_i(r_k)$ und alternativ die Aktivierungsenergie $Q_i(r_k)$ zur Modellkalibrierung ausgewählt. Dies beruht auf der Überlegung, dass mit der Aktivierungsenergie Q_i eine angenommene, vom Homogenisierungszustand getriebene Materialabhängigkeit der Umwandlungsgeschwindigkeit erfasst und mit $\phi_i(r_k)$ weiterhin das

Einsetzen der Umwandlungsvorgänge gesteuert werden kann. Im Folgenden wird zunächst der genutzte Algorithmus zur Kalibrierung von $\phi_i(r_k)$ sowie $Q_i(r_k)$ beschrieben – die zuvor erwähnte, nicht zielführende Ermittlung von $\phi_i(r_k)$ und $C_{r,i}(r_k)$ erfolgte analog. Anschließend werden die Ergebnisse des kalibrierten Modells mit ermittelten Versuchsergebnissen aus dem Charakterisierungsteil dieser Arbeit verglichen, um die Modellgüte zu quantifizieren. Abschließend wird die Abbildungsgüte des Modelles bei einem kombinierten Einfluss der thermischen Behandlung zusammen mit einer ein- und zweistufigen Wärmebehandlung unter Kalibrierung von T_{lim} (s. Gl. (6.22)) betrachtet.

Zur Ermittlung der Funktionen $\phi_i(r_k)$ sowie $Q_i(r_k)$ wird je Austenitisierungszustand der in **Bild 6.14** dargestellte Algorithmus ausgeführt, der mit Spyder IDE 5.15.2 in der Programmiersprache Python 3.11 umgesetzt wird. Als Eingangsgrößen (Input) werden die Austenitisierungsparameter ($T_7; t_7$) und, analog zur Darstellung der Phasenumwandlung in ZTU-Diagrammen, eine Liste von resultierenden Phasenanteilen ζ_{res} der Phasen i (Ferrit, Bainit, Martensit) sowie eine Liste von Startpunkten für die 1%-Phasenbildung für verschiedene konstante Abkühlraten r_k geladen. Letztere Startpunkte geben abhängig von der Abkühlrate r_k an bei welcher Temperatur T während des Abschreckvorgangs 1 % des Phasenanteils der jeweiligen Phase i gebildet wurden und approximieren die Startlinien im ZTU-Diagramm. Nach dem Laden des Inputs werden basierend auf den Austenitisierungsparametern ($T_7; t_7$) mit der Modellierungsgrundlage nach Abschnitt 6.3.1 die Startpunkte für die 1%-Phasenbildung je Abkühlrate der Input-Liste unter Vorgabe von Startwerten bestimmt. Für die Ferritbildung werden initial $\phi_F(r_k)=0,4$ sowie $Q_F(r_k)=85838$ J/mol und für die Bainitbildung $\phi_B(r_k)=0,4$ sowie $Q_B(r_k)=125282$ J/mol vorgegeben (s. LS-DYNA (2021)). Da in Kapitel 5 keine differenzierbare Perlitbildung festgestellt wurde, wird die Perlitbildung nicht betrachtet. Die mit den initialen Startwerten bestimmten Startpunkte für die 1%-Phasenbildung werden anschließend mit dem Input abgeglichen. Liegt die Abweichung eines Startpunkts für die 1%-Phasenbildung bezüglich der errechneten Temperatur über 10 K, wird für die zugehörige Abkühlrate r_k der Werkstoffparameter ϕ_i angepasst. Hierdurch entsteht eine Liste mit einer Zuordnung von individuellen ϕ_i -Werten für die Abkühlraten des Inputs. Die ϕ_i -Werte werden iterativ angepasst und die Startpunkte für die 1%-Phasenbildung von Ferrit und Bainit werden nach jeder Optimierung erneut mit der entwickelten Modellierungsgrundlage bestimmt. Ist das Kriterium bezüglich der Abweichung der Startpunkte der 1%-Phasenbildung erfüllt, werden mit den optimierten ϕ_i -Werten die resultierenden Phasenanteile ζ_{res} berechnet die nach dem Abschrecken mit den im Input vorgegebenen Raten von der Austenitisierungstemperatur auf die Raumtemperatur resultieren. Liegt die durchschnittliche Abweichung der berechneten Phasenanteile zu den Inputdaten bei einer vorgegebenen Abkühlrate über 5 %, wird für diese Abkühlrate die Aktivierungsenergie Q_i für die Ferrit- und Bainitbildung angepasst. Hiernach wird erneut die Gültigkeit der ϕ_i -Werte geprüft und wenn notwendig angepasst. Wird sowohl

das Kriterium für die Abbildung der Startpunkte als auch der resultierenden Phasenanteile mit dem Modellansatz unter Nutzung der kalibrierten Freiheitsgrade erfüllt, wird eine Liste mit ϕ_i - und Q_i -Werten ausgegeben. Zur Ableitung einer konsistenten Beschreibung wird im letzten Schritt jeweils ein Polynom sechsten Grades gefittet, welche die Funktionen $\phi_i(r_k)$ sowie $Q_i(r_k)$ darstellen.

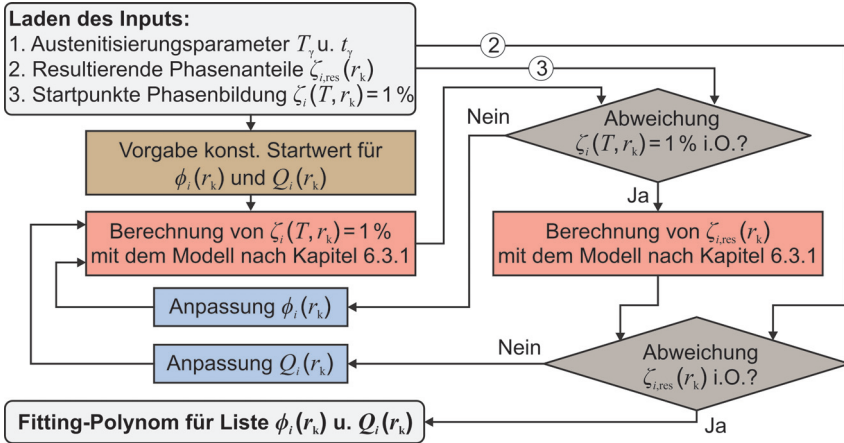


Bild 6.14: Algorithmus zur Kalibrierung der Modellierung der Phasenumwandlung über den Werkstoffparameter $\phi_i(r_k)$ und die Aktivierungsenergie $Q_i(r_k)$ ¹⁷

Zur Analyse der Abbildung der Wärmebehandlung nach der Kalibrierung von $\phi_i(r_k)$ sowie $Q_i(r_k)$ ist in **Bild 6.15** ein Vergleich zwischen experimentell und modellbasiert bestimmten Datenpunkten bei verschiedenen Austenitisierungszuständen gegeben. Die modellbasiert berechneten Datenpunkte sind zur Darstellung der Tendenzen durch Linien verbunden. Zur Kalibrierung der 1%-Phasenbildung und der resultierenden Phasenanteile werden Dilatometriedaten (s. Martschin et al. (2024b)) und Phasenanteile, die in Kapitel 5 bestimmt wurden, als Input verwendet. Zur Inter- und Extrapolation des bestehenden experimentellen Datensatzes wird dieser jeweils mit in JMatPro¹⁸ bestimmten Datenpunkten erweitert. Die ermittelten Kalibrierfunktionen für $\phi_i(r_k)$ sowie $Q_i(r_k)$ sind in Anhang D – Abschnitt 6.3 aufgeführt.

¹⁷ Die erste Implementierung des Algorithmus zur Kalibrierung von $\phi_i(r_k)$ sowie $Q_i(r_k)$ erfolgte im Rahmen der Masterarbeit von D. Schaumburg: *Entwicklung eines Softsensors zur Vorhersage der Mikrostruktur beim mehrstufigen Presshärten*, Technische Universität Dortmund, 2023, betreut durch A.E. Tekkaya und J. Martschin.

¹⁸ Der Beginn der Phasenumwandlung wird in JMatPro-v13 durch eine Verschiebung der Phasengebiete im ZTU-Diagramm, die Anpassung der Korngröße und des Kohlenstoffanteils der Legierung auf die experimentell bestimmten Versuchsergebnisse gefittet. Zur Berechnung wird in JMatPro-v13 das Modul *Advanced CCT* verwendet.

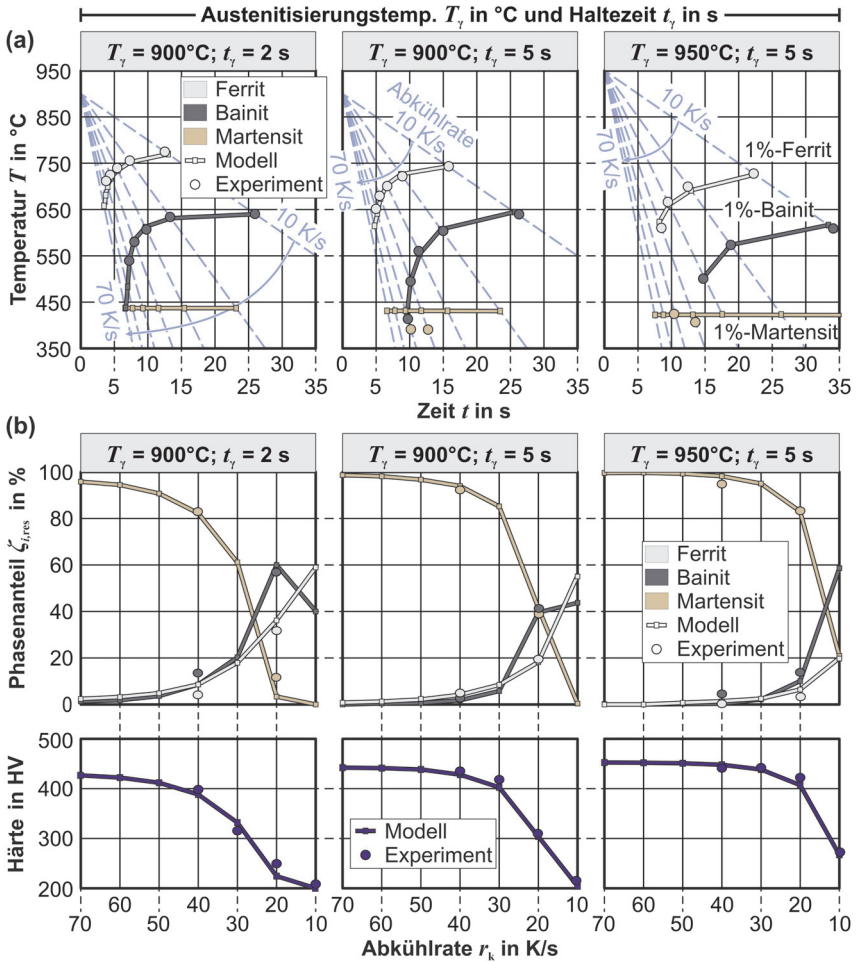


Bild 6.15: Vergleich der experimentell und modellbasiert bestimmten Ergebnisse nach der Kalibrierung der Modellfreiheitsgrade für verschiedene Austenitisierungszustände ($T_\gamma; t_\gamma$): (a) Startpunkte für die Phasenbildung bei der Abschreckung; (b) resultierende Phasenanteile und Härte.

Durch die individuelle Kalibrierung der freien Modellparameter je Austenitisierungsbedingung kann die Verschiebung der Startlinien für die Phasenumwandlung von Austenit zu Ferrit und Bainit zu höheren Abkühlauern mit steigender Homogenisierung abgebildet werden (Bild 6.15a). Die Größenordnung der gefitteten Werte für die Funktionen $\phi_F(r_k)$ sowie $\phi_B(r_k)$ ist dabei in Übereinstimmung mit Hart-Rawung et al. (2023). Die

ermittelte Aktivierungsenergie für die Ferritbildung $Q_F(r_k)$ liegt wiederum im Durchschnitt $\sim 30\%$ und die für die Bainitbildung $Q_B(r_k) \sim 16\%$ über den Literaturwerten, welche als Startwerte für die Kalibrierung (s.o.) genutzt werden. Ursächlich für die Erhöhung der Aktivierungsenergie könnte eine Überschätzung des Einflusses der geringen Korngröße durch die rasche Austenitisierung auf die Beschleunigung der Phasenumwandlung sein. Die experimentell bestimmten Martensitstartpunkte werden im Gegensatz zu den Ferrit- und Bainitstartpunkten nur dann getroffen, wenn eine nahezu vollständige martensitische Umwandlung vorliegt. Ursächlich hierfür ist, dass der Einfluss einer vorherigen Ferrit- und Bainitumwandlung auf die Martensitstarttemperatur nicht Teil der Modellierung ist. Trotz der geringen Abbildungsgüte der Martensitumwandlungsmechanismen können durch die vollzogene Kalibrierung der Freiheitsgrade $\phi_i(r_k)$ sowie $Q_i(r_k)$ die experimentell bestimmten resultierenden Phasenanteile näherungsweise berechnet werden (Bild 6.15b).

Die aus den berechneten Phasenanteilen, der Abkühlhistorie sowie aus der variierenden chemischen Zusammensetzung (s. Gl. (6.19)) mit der Modellierung abgeleitete Härte weicht von den experimentell für die Abkühlraten $10 \leq r_k \leq 40$ K/s bestimmten Härten im Durchschnitt maximal um 14,5 HV ($T_\gamma = 900$ °C; $t_\gamma = 2$ s) und minimal um 8,1 HV ($T_\gamma = 950$ °C; $t_\gamma = 5$ s) ab. Für die Abbildung der thermischen Behandlung mit konstanten Abkühlraten bei Variation der Austenitisierung, wird der Modellierungsansatz deshalb als valide betrachtet. Die Abbildung der Phasenumwandlung bei nicht konstanten Abkühlraten wird mit der Anwendung in Kapitel 7 geprüft.

Folgend wird die Abbildung des kombinierten Einflusses der Wärmebehandlung und der Warmumformung mit dem Modellierungsansatz betrachtet, wobei die berechnete Härte, unter Annahme der Gültigkeit des Maynier-Modells (s.o.), als Vergleichsgröße genutzt wird. Zur Berechnung wird der vollständige Modellsatz aus Abschnitt 6.3.1 mit Spyder IDE 5.15.2 in der Programmiersprache Python 3.11 implementiert. Der Modellinput ist die Austenitisierungsbedingung (T_γ ; t_γ) und die darauffolgende thermo-mechanische Historie ($T(t)$; $\varphi(t)$). Zur Berücksichtigung der Reduzierung des Einflusses der Umformung mit steigender Umformtemperatur auf die Phasenumwandlung durch Diffusion wurde zuvor in Abschnitt 6.3.1 der Freiheitsgrad T_{lim} als Teil der Skalierung der Aktivierungsenergie mit dem eingebrachten Umformgrad φ eingeführt. Das Optimum von T_{lim} wurde unter vereinfachter ganzzahliger Variation des Fittingparameters und abschließendem Abgleich der Modellausgabe mit den experimentellen Daten zu 905 °C bestimmt. In **Bild 6.16** ist ein Vergleich der Modellausgabe, ermittelt mit $T_{lim} = 905$ °C, mit der experimentell aufgenommenen Härte aus Abschnitt 5.4 für eine ein- und zweistufige Umformung gegeben.

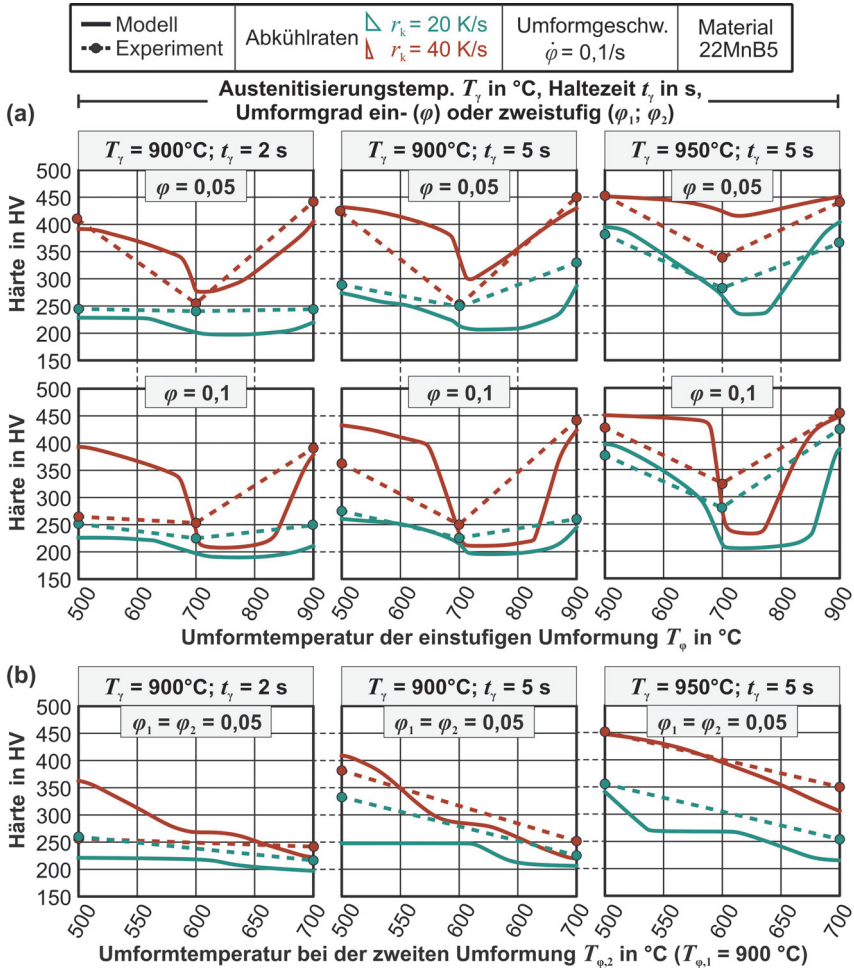


Bild 6.16: Experimentell und modellbasiert bestimmte Härte für verschiedene Austenitisierungszustände ($T_\gamma; t_\gamma$) und Abkühlraten r_k mit einer **(a)** einstufigen Umformung bei der Temperatur T_φ unter Variation des Umformgrads φ und einer **(b)** zweistufigen Umformung mit $T_{\varphi,1} = 900^\circ\text{C}$ unter Variation von $T_{\varphi,2}$

Durch die temperaturabhängige Skalierung der Aktivierungsenergie kann die Härte nach einer einstufigen Umformung bei $T_\varphi = 900^\circ\text{C}$ unter Variation der Abkühlrate r_k , der Austenitisierungsbedingung ($T_\gamma; t_\gamma$) und des Umformgrads φ mit einer durchschnittlichen Abweichung von 24,75 HV zu den experimentellen Daten wiedergegeben werden (Bild 6.16a). Ohne die Modellerweiterung um $S_{T_{\varphi,i}}(T_{\text{lim}})$ liegt die Abweichung im

Durchschnitt wiederum bei 133,25 HV. Eine Beurteilung der Gültigkeit der Modellerweiterung für $700 < T_\varphi < 900$ °C kann mit dem experimentellen Datensatz nicht abgeleitet werden. Für Umformtemperaturen $T_\varphi \leq 700$ °C gilt $S_{T_\varphi,i} = 1$, sodass für diesen Temperaturbereich die Skalierung der Aktivierungsenergie nach Hart-Rawung et al. (2018) gilt. So ergibt sich bei der dargestellten Parametervariation mit einer Umformtemperatur $T_\varphi = 700$ °C eine durchschnittliche Abweichung bei der Härteprädiktion von 38,58 HV, mit $T_\varphi = 500$ °C wiederum eine von 39,75 HV. Somit können grundsätzlich die Tendenzen der experimentellen Daten abgebildet werden. Jedoch können aufgrund der unsystematischen Streuung der Abweichungen zwischen der Modellausgabe und den experimentell bestimmten Ergebnissen keine weiteren Optimierungen durchgeführt werden.

Neben der einstufigen Umformung soll durch den Modellierungsansatz auch die Mikrostrukturevolution bei der zweistufigen Warmumformung abgebildet werden. Zur Bewertung dieser Abbildung ist in Bild 6.16b die modellbasiert prädizierte Härte für eine zweistufige Warmumformung mit unterschiedlichen Austenitisierungszuständen (T_γ ; t_γ) und Abkühlraten r_k im Prozess gegeben, bei der die erste Umformung bei $T_{\varphi,1} = 900$ °C und die zweite bei $500 \leq T_{\varphi,2} \leq 700$ °C durchgeführt wird und der Akkumulierte Umformgrad $\varphi_1 + \varphi_2 = 0,05 + 0,05 = 0,1$ beträgt. Für eine Umformtemperatur $T_{\varphi,2} = 700$ °C liegt bei der dargestellten Parametervariation die durchschnittliche Abweichung der prädizierten Härte von der experimentell bestimmten bei 30,17 HV. Für $T_{\varphi,2} = 500$ °C liegt diese Abweichung bei 46,83 HV. Durch das Modell wird bei Abkühlraten $r_k = 20$ K/s grundsätzlich die resultierende Härte unterschätzt. Jedoch liegen darüber hinaus, analog zur vorher betrachteten Prädiktion der einstufigen Warmumformung, keine systematischen Abweichungen zwischen experimentell und modellbasierten Härtewerten vor.

Da das entwickelte Modell grundsätzlich die Rückwirkung der Austenitisierung, der Abkühlrate sowie der ein- und zweistufigen Warmumformung auf die sich bildenden Phasenanteile und die hieraus resultierende Härte abbilden kann, wird die Verwendung des Modells zur Datengenerierung für das Training eines Mikrostruktursoftsensors-KNNs als valide betrachtet. Die Abweichungen zu den experimentellen Daten sind, wie in der Einleitung zu Abschnitt 6.3 beschrieben, durch die Bildung eines hybriden Datensatzes, bestehend aus experimentell und modellbasiert bestimmten Datenpunkten, aufzufangen. Mit der abgeschlossenen Modellbildung soll folgend die Datenerzeugung für das KNN betrachtet werden, wobei hierzu der erste Schritt die Parametrisierung der thermo-mechanischen Historie als Eingang für das Mikrostruktursoftsensor-KNN ist.

6.3.3 Parametrisieren der thermo-mechanischen Historie

Die in diesem Abschnitt dargestellten Überlegungen bauen auf Martschin et al. (2023) auf und stellen eine Erweiterung hierzu dar.

Jedes Blechsegment durchläuft im mehrstufigen Prozess eine individuelle thermo-me-

chanische Historie, aus der die Mikrostruktur des Blechsegments und somit die Produkteigenschaften des pressgehärteten Bauteils resultieren. Mit dem Ziel die mehrstufige thermo-mechanische Historie mit einem reduzierten Parametersatz zu beschreiben und dies als Eingangsvektor für ein künstliches neuronales Netzwerk zur Mikrostrukturprädiktion zu nutzen, wird folgend eine solche Parametrisierung entwickelt. Basierend auf den im Charakterisierungsteil dieser Arbeit (Kapitel 5) dargestellten Mechanismen sollte dabei der *Austenitisierungszustand*, die *Abschreckvorgang* vor und nach der Umformung, die *Umformtemperaturen* und der je Stufe induzierte *Umformgrad* direkt oder auch indirekt bei der Parametrisierung berücksichtigt werden, um die Rückwirkung der thermo-mechanischen Historie auf die Mikrostruktur zu erfassen.

Der *Austenitisierungszustand*, also die Homogenisierung des Austenits und die Austenitkorngröße, sind abhängig von der Aufheizrate r_h , der Austenitisierungstemperatur T_γ und der Haltezeit t_γ . Deshalb sollen diese drei Parameter (r_h , T_γ , t_γ) zur Beschreibung der Austenitisierung und zur Abbildung der initialen thermischen Historie bei der Austenitisierung verwendet werden (**Bild 6.17**). Zur Beschreibung der thermischen Historie beim *Abschreckvorgang* und hiermit zur Erfassung der Rückwirkung dieser Teilhistorie auf die Mikrostrukturevolution, wird in Hart-Rawung et al. (2020) für ein Mikrostrukturberechnungs-KNN die Nutzung von Parametern mit Bezug zum erweiterten Ferrit- (950 bis 600 °C) und Bainitbildungstemperaturbereich (599 bis 410 °C) vorgeschlagen. Die in Hart-Rawung et al. (2020) genutzten Parameter sind dabei die mittlere Abkühlrate und Durchlaufzeit je Temperaturintervall sowie die Fläche unter den Abkühlkurvenabschnitten je Temperaturintervall. Durch die Nutzung der Fläche unter den Abkühlkurvenabschnitten als Eingangsparameter kann erfasst werden, ob die Abkühlkurve einen regressiven oder progressiven fallenden Verlauf hat, was für die beim einstufigen Presshärten gängig vorliegenden Abkühlhistorien ausreichend ist. Jedoch liegt beim Presshärten im Folgeverbundwerkzeug durch die getaktete Abkühlung eine komplexere nicht-lineare Abkühlhistorie vor (Löbbe, 2019) die hierdurch nicht vollständig abgebildet werden kann. Im Folgenden wird daher eine feinschrittigere Aufteilung der in Hart-Rawung et al. (2020) genutzten Bereiche in jeweils mehrere Temperaturintervalle analog zu dem Vorgehen in Chokshi et al. (2017) verfolgt. Hiermit soll die Gestalt der Abkühlkurve und somit die thermische Historie beim Abkühlvorgang durch eine Schar an mittleren Abkühlraten, welche definierten Temperaturbereichen zugeordnet sind, approximiert werden. Hierdurch entfällt die Nutzung der Flächen unter den Kurvenabschnitten als Parameter. Zusätzlich stellen die Durchlaufzeiten für die definierten Temperaturintervalle, bei gleichzeitig gegebener mittlerer Abkühlrate, eine redundante Information für die Parametrisierung dar, weshalb im Folgenden nur die Abkühlraten als Parameter genutzt werden. Der erweiterte Ferrittemperaturbildungsbereich wird zusätzlich in die Temperaturintervalle (1) von T_γ bis 850 °C, (2) von 849 bis 725 °C und (3) von 724 bis 600 °C unterteilt, woraus die mittleren Abkühlraten $r_{k,1}$, $r_{k,2}$ und $r_{k,3}$ folgen. Die Unterteilung der Temperaturbereiche ist in Bild 6.17 farblich hinterlegt. Durch $r_{k,1}$ wird die

Abkühlung oberhalb der A_{c3} -Temperatur in den Ferritbildungsbereich berücksichtigt. Durch $r_{k,2}$ sowie $r_{k,3}$ kann wiederum der Übergang vom Austenit in den eigentlichen Ferritbildungsbereich unterhalb der A_{c3} -Temperatur erfasst werden. Der Bainittemperaturbildungsbereich wird zusätzlich in die Temperaturintervalle (4) von 599 bis 500 °C sowie (5) von 499 bis 400 °C unterteilt, woraus die mittleren Abkühlraten $r_{k,4}$ und $r_{k,5}$ folgen. Hiermit können die Übergänge vom Austenit in den Bainit-, vom Ferrit- in den Bainit- sowie vom Bainit- in den Martensitbildungsbereich aufgelöst werden. Ergänzend wird die Abkühlrate $r_{k,6}$ für das Temperaturintervall (6) von 399 °C bis zur Raumtemperatur mit in den Parametersatz aufgenommen, um eine bei geringen Abkühlraten konkurrierende Martensit- und Bainitbildung berücksichtigen zu können.

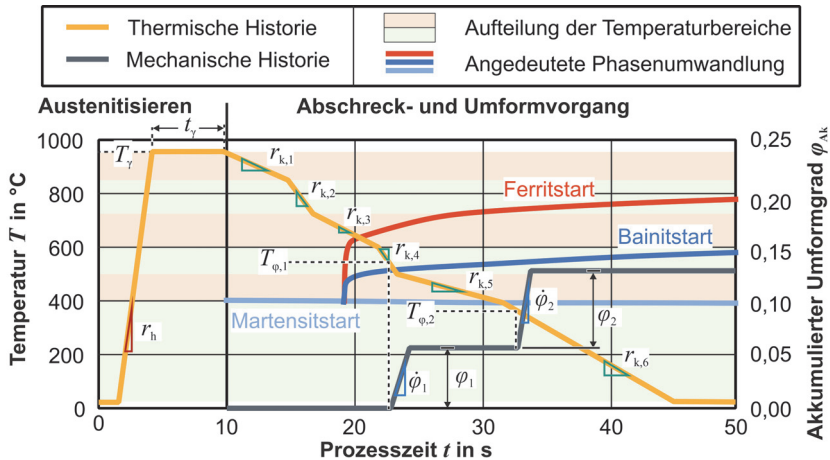


Bild 6.17: Parametrisierung der thermo-mechanischen Historie für das mehrstufige Presshärten von 22MnB5: Aufheizrate r_h , Austenitisierungstemperatur T_γ , Haltezeit t_γ , Abkühlraten $r_{k,i}$ sowie Umformtemperatur $T_{\phi,i}$, Umformgrad ϕ_i und Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi}_i$ je Stufe

Analog zu der Parametrisierung bei der Durchführung der ein- und zweistufigen Warmzugversuche aus Abschnitt 5.4 soll der *Umformvorgang*, also die mechanische Historie (Bild 6.17 - graue Linie), je *i*-Umformstufe mit den Parametern Umformtemperatur $T_{\phi,i}$, Umformgrad ϕ_i und Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi}_i$ vereinfacht abgebildet werden. Auf Basis der Abkühlraten $r_{k,i}$ ist zusammen mit der Umformtemperatur $T_{\phi,i}$ der Zeitpunkt für den Beginn der jeweiligen Umformung ableitbar. Ebenso kann aus den Parametern Umformgrad ϕ_i und Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi}_i$ je *i*-Umformstufe die Dauer der Umformung sowie ergänzend auf Basis der approximierten thermischen Historie der Temperaturabfall während der Umformung bestimmt werden.

Insgesamt werden zur Abbildung der thermo-mechanischen Historie 15 Parameter verwendet, wobei 9 Parameter für die Abbildung der thermischen und 6 Parameter für die Abbildung der mechanischen Historie genutzt werden. Zur Generierung des Datensatzes, welcher zum Training des Mikrostruktursoftsensors-KNNs für den Demonstratorprozess im nächsten Abschnitt genutzt wird, wird zunächst die Varianz der Parameter nach **Tabelle 6.3** eingegrenzt. Die Austenitisierungsparameter (r_h , T_γ , t_γ) werden entsprechend der diskreten Werte aus Kapitel 5 gewählt und sollten aufgrund des Einflusses auf die sich bildenden Phasen für die Generierung eines Datensatzes vollfaktoriell variiert werden. Alle weiteren thermo-mechanischen Parameter werden auf Intervalle begrenzt oder sind bei bestimmten Parameterkombinationen nicht vorhanden, beispielsweise wenn ein Blechsegment nur eine Umformung in der ersten Umformstufe erfährt.

Tabelle 6.3: Varianz der Parameter der thermo-mechanischen Historie beim mehrstufigen Presshärten zur Generierung des Datensatzes für das Training des Mikrostruktursoftsensors-KNNs

	Parameter	Varianz *(v \triangleq oder)
Thermisch	Aufheizrate r_h in K/s	300
	Austenitisierungstemperatur T_γ in °C	900 v* 950 v 1000
	Haltezeit t_γ in s	2 v 5 v 10
	Abkühlraten $r_{k,i}$ in K/s mit $1 \leq i \leq 6$	$10 \leq r_{k,i} \leq 80$
Mechanisch	Starttemperatur Umformung erste Stufe $T_{\phi,1}$ in °C	$450 \leq T_{\phi,1} \leq 900$ v Keine
	Starttemperatur Umformung zweite Stufe $T_{\phi,2}$ in °C	$450 \leq T_{\phi,2} \leq 700$ v Keine
	Umformgrad ϕ_i je i -Umformstufe mit $i = \{1; 2\}$	$0,005 \leq \phi_i \leq 0,25$ v Keine
	Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi}_i$ je i -Umformstufe mit $i = \{1; 2\}$	$0,05 \leq \dot{\phi}_i \leq 1$ v Keine

Auch bei einer ganzzahligen Eingrenzung der Parameter, wie zum Beispiel einer Abstufung der Abkühlraten in 10 K/s-Schritten innerhalb der angegebenen Intervalle, ist deren vollfaktorielle Variation nicht umsetzbar beziehungsweise nicht zielführend. Aus diesem Grund wird für jeden Austenitisierungszustand ein modellbasierter Subdatensatz erzeugt, der jeweils 125.000 Datenpunkte enthält, bei denen innerhalb der Intervalle randomisierte Werte gewählt werden. Der gesamte modellbasierte Datensatz besteht dann bei vollfaktorieller Variation der untersuchten Austenitisierungsbedingungen aus $1,125 \cdot 10^6$ Datenpunkten. Die Überprüfung, ob die Datensatzgröße ausreichend ist, erfolgt im Abschnitt 6.3.3 über die Evaluation des Trainings des Netzwerks. Die Datengenerierung wird automatisiert mit Spyder IDE 5.15.2 in der Programmiersprache Py-

thon 3.11 umgesetzt, indem durch ein Skript¹⁹ randomisierte Parameter bestimmt werden aus denen jeweils die thermo-mechanischen Prozess trajektorien abgeleitet werden. Basierend auf den Trajektorien werden dann wiederum mit dem entwickelten Modellansatz die resultierenden Phasenanteile und Härten berechnet und mit einer Zuordnung zu den Eingangsparametern als Datensatz abgespeichert.

6.3.4 Aufbau und Training eines datenbasierten Mikrostruktursoftsensors

Das künstliche neuronale Netzwerk (KNN), das den Mikrostruktursoftsensor (MSS) darstellt, wird in Google Colab (Python Version 3.10.12) unter Nutzung der Keras-API von TensorFlow und weiteren folgend aufgeführten Python-Bibliotheken aufgebaut, trainiert und getestet. Initial wird der kombinierte Datensatz, welcher die Eingangs- und Ausgangsgrößen für das Training sowie Testen des Netzwerks (vgl. Abschnitt 6.3.3) umfasst, mit dem StandardScaler (Bestandteil der Scikit-learn-Bibliothek) transformiert. Dadurch erhalten die Eingangs- und Ausgangsgrößen einen Mittelwert von 0 und eine Standardabweichung von 1. Dies ist erforderlich, da die Eingangs- und Ausgangsgrößen unterschiedliche Größenordnungen haben und durch die Standardisierung deren Gewichtung vereinheitlicht wird. Der transformierte Datensatz aus $1,125 \cdot 10^6$ Datenpunkten wird randomisiert in 80 % Trainings- und 20 % Validierungsdaten unterteilt. Da die geforderte Korrelation zwischen den zuvor hergeleiteten Parametern zur Beschreibung der thermo-mechanischen Historie und der resultierenden Mikrostruktur sowie der Härte ein Regressionsproblem ist, wird ein KNN-Modell mit einer sequenziellen Struktur (Feedforward-Netzwerk), bestehend aus mehreren voll verbundenen Layern (Dense-Layer), aufgebaut. Der erste Layer besitzt 14 Inputparameter, welche mit Ausnahme der invarianten Aufheizrate die Parameter aus Tabelle 6.3 sind. Der letzte Layer gibt die geforderten vier Outputparameter wieder, welche skaliert die Phasenanteile von Ferrit ζ_F , Bainit ζ_B und Martensit ζ_M sowie die Härte sind. Jeder Layer verwendet die ReLU-Aktivierungsfunktion, um so der Abbildung der Nicht-Linearitäten bei der Mikrostrukturevolution zu genügen. Nur der Ausgabebereich verwendet eine lineare Aktivierungsfunktion, um kontinuierliche Variablen auszugeben. Zum Training des Netzwerks wird der Adam-Optimierer genutzt, wobei als Verlustfunktion die mittlere quadratische Abweichung minimiert wird. Diese Metrik wird folgend *Loss* genannt. Zur Stabilisierung des Trainings, zur Verbesserung der Konvergenz und zur Vermeidung eines Overfitting wird nach jedem Layer eine Batch-Normalisierung durchgeführt. Zusätzlich wird die Lernrate reduziert, wenn sich der auf Basis der Validierungsdaten errechnete Loss über drei aufeinanderfolgende Trainingsepochen nicht verbessert. Die optimale Layer- und

¹⁹ Die erste Implementierung des Skripts zur randomisierten Variation der Parameter erfolgte im Rahmen der Masterarbeit von D. Schaumburg: *Entwicklung eines Softsensors zur Vorhersage der Mikrostruktur beim mehrstufigen Presshärten*, Technische Universität Dortmund, 2023, betreut durch A.E. Tekkaya und J. Martschin.

Knotenanzahl je Layer wurde mit dem KerasTuner ermittelt, wobei die Anzahl der hidden Layer zwischen 1 und 8 und die Anzahl der Knoten je Layer in 50er-Schritten zwischen 100 und 700 variiert wurden. Die ermittelte optimierte Netzwerkstruktur mit 6 hidden Layers und deren variierende Knotenanzahl ist in **Bild 6.18a** gegeben.

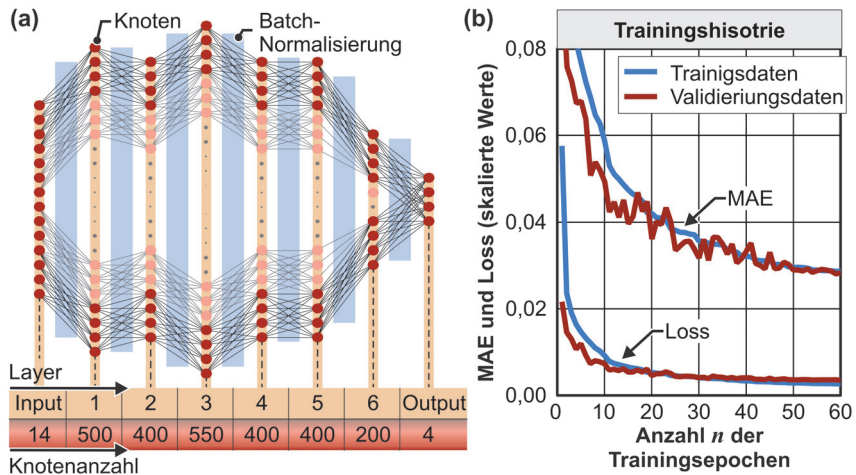


Bild 6.18: (a) Struktur des künstlichen neuronalen Netzwerks; (b) Evaluierung des Trainings auf Basis des MAE (mittlerer absoluter Fehler) und des Loss

Beim Training des Netzwerks kann der MAE (mittlerer absoluter Fehler) über die Anzahl der Trainingsepochen reduziert werden (Bild 6.18b). Nach dem Training beträgt der auf Basis der skalierten Daten bestimmte MAE für die Abbildung des Trainings- als auch des Validierungsdatensatzes gerundet 0,0284. Die Übereinstimmung des MAE für die Trainings- und Validierungsdaten zeigt, dass der genutzte Datensatz aufgrund der primär modellbasierten Datengenerierung homogen ist und so durch die randomisierte Auswahl der Validierungsdaten nur eine geringe Streuung vorliegt. Zur Vermeidung eines Overfittings wird das Training nach der 60. Trainingsepoch beendet, wodurch der Validierungs- und Trainings-Loss gerundet auf 0,0035 minimiert wird. Mit dem trainierten Modell wird zur Abbildung des gesamten Datensatzes ein Determinationskoeffizient R^2 von 0,9965 erzielt, weshalb die Güte der Anpassung an den Datensatz als ausreichend angenommen wird. Die Auswertung der spezifischen Prädiktionen mit dem entwickelten Mikrostruktur-KNN erfolgt im nächsten Abschnitt.

6.3.5 Auswertung der Prädiktion des Mikrostruktursoftsensors

Zur Auswertung der Prädiktion mit dem Mikrostruktursoftsensor-KNN wird folgend der Testdatensatz verwendet, weil dieser für das KNN unbekannt ist. Zunächst wird ohne eine Filterung der Eingangsdaten die Häufigkeitsverteilung der Prognoseabweichungen

betrachtet (**Bild 6.19**). Die geringste Abweichung bei der Phasenanteilsprognose liegt bei der Ausgabe des Ferritanteils mit einem 99. Perzentil der Abweichungen $P_{99,\Delta\zeta_F}$ von 5,54 % vor (Bainit: $P_{99,\Delta\zeta_B} = 8,61$ %; Martensit: $P_{99,\Delta\zeta_M} = 10,26$ %). Der Fehler bei der Härteprognose resultiert aus einer Akkumulation des Fehlers bei der Prognose je Phasenanteil, wodurch die Fehlerverteilung breiter gestreut ist und letztendlich das 99. Perzentil der Abweichungen $P_{99,\Delta HV}$ bei der Härteprognose 20,3 HV beträgt. Grundsätzlich wird durch das Mikrostruktursoftsensor-KNN der Zusammenhang aus Gl. (6.23) zur Bestimmung der Härte abhängig von den Phasenanteilen abgebildet. Deshalb wird folgend die weitere Fehlerbetrachtung anhand der Härteprognose ausgewertet.

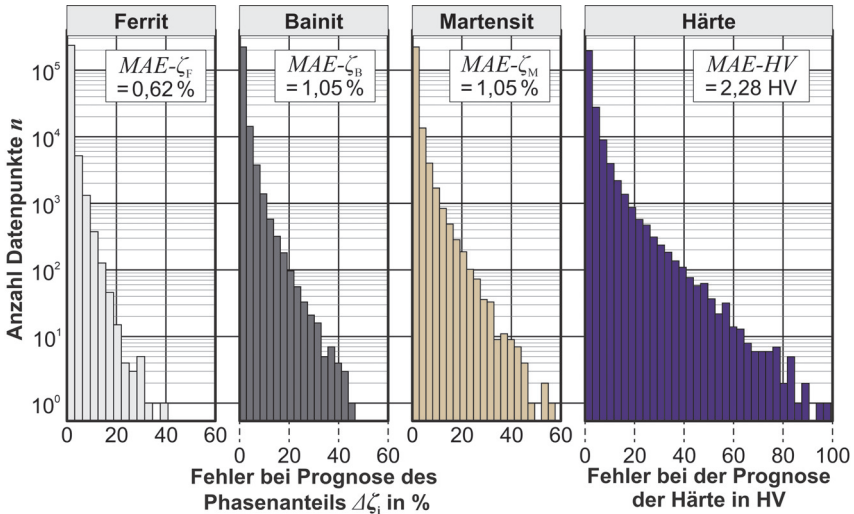


Bild 6.19: Häufigkeitsverteilung der Abweichungen der Prognose des Mikrostruktursoftsensor-KNNs zu den Testdaten und mittlerer absoluter Fehler (MAE) in Bezug auf die Prognose aller Testdaten

Zur Differenzierung des Einflusses der Eingangsparameter auf die Prognose des Mikrostruktursoftsensor-KNNs sind in **Bild 6.20** Streudiagramme und über Stufen gemittelte mittlere absolute Fehler für die Härteprognose ($MAE-HV$) gegeben. Hierzu wird der Testdatensatz abhängig von den Eingangsparametern gefiltert. Die farbkodierte Anzahl der Datenpunkte wird durch eine Segmentierung der Streudiagramme (Heatmap in matplotlib - Python Version 3.10.12) erstellt. Für mittlere Abkühlraten $r_{k,T\gamma-RT} > 55$ K/s, welche den Mittelwert der Eingangsparameter $r_{k,1}$ bis $r_{k,6}$ wiedergibt, sinkt die Streuung der Datenpunkte und der $MAE-HV$ auf bis zu 1,05 HV ab (Bild 6.20a). In diesem Abkühlratenbereich wird primär eine martensitische Mikrostruktur eingestellt, wodurch die Härteprognose vereinfacht und genauer wird. Andersherum ist der $MAE-HV$ im Abkühlratenbereich $15 < r_{k,T\gamma-RT} < 40$ K/s für die Bildung mehrerer Phasen mit durchschnittlich

~2,41 HV höher. Zur Analyse des Einflusses des Umformgrads auf die Härteprognose werden die Testdaten nach dem akkumulierten Umformgrad, der die Summe der Eingangsparameter φ_1 und φ_2 wiedergibt, aufgeteilt (Bild 6.20b). Für eine reine Wärmebehandlung ($\varphi_1 + \varphi_2 = 0$) beträgt der größte Prognosefehler 19,77 HV und der *MAE-HV* 1,57 HV, welcher somit um 31 % kleiner als für den gesamten Testdatensatz ist. Die Abbildung der reinen Wärmebehandlung durch das Mikrostruktursoftsensor-KNN wird daher als valide angesehen. Der geringste *MAE-HV* in Bezug auf die Variation des akkumulierten Umformgrads liegt jedoch mit gemittelt 1,33 HV für $0,35 \leq \varphi_1 + \varphi_2 \leq 0,50$ vor. In diesem Umformparameterbereich wird durch die verformungsinduzierte Beschleunigung der Phasenumwandlung durch Diffusion vornehmlich Ferrit sowie Bainit und kein Martensit gebildet, was die Prognosekomplexität reduziert. Andersherum steigt durch die Bildung mehrerer Phasen mit dem akkumulierten Umformgrad für $0 < \varphi_1 + \varphi_2 \leq 0,75$ der *MAE-HV* auf bis zu 5,25 HV an. Im Bereich von $\varphi_1 + \varphi_2 = 0,1$ sinkt die Streuung und der *MAE-HV* um über 2 HV ab, was mit dem Wechsel der Skalierungsbedingung für die Aktivierungsenergie Q_i nach Gl. (6.20) und Gl. (6.21) korreliert.

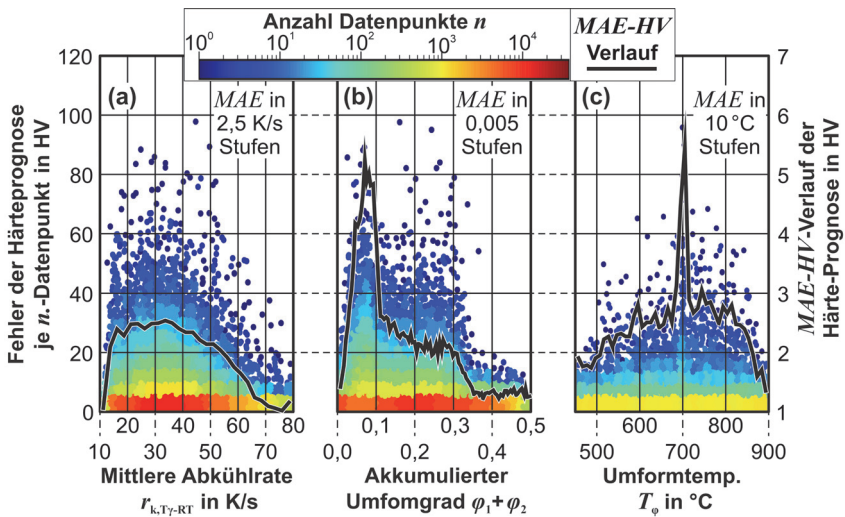


Bild 6.20: Streudiagramme und *MAE*-Verläufe zu den Fehlern bei der Härteprognose – Aufteilung der Testdaten nach: **(a)** der mittleren Abkühlrate von der Austenitisierungstemperatur T_γ aus auf RT; **(b)** dem akkumulierten Umformgrad mit $0 \leq \varphi_i \leq 0,25$; **(c)** der Umformtemperatur T_φ für eine einstufige Umformung ($0 \leq \varphi_1 \leq 0,25$ und $\varphi_2 = 0$)

Zur Betrachtung des Einflusses der Umformtemperatur T_φ wird vereinfacht der Einfluss einer einstufigen Umformung betrachtet (Bild 6.20b). Hierfür wird der Testdatensatz

nach dem Kriterium $\varphi_1 = 0 \vee \varphi_2 = 0$ gefiltert und nach T_φ separiert. Die geringste Streuung mit einer maximalen Abweichung von 16,06 HV und einem $MAE-HV$ von 1,35 HV liegt bei der Temperaturvariation mit $T_\varphi = 900$ °C vor. Ursächlich hierfür ist, dass die Komplexität der Abbildung durch Gl. (6.22) bei $T_\varphi = 900$ °C mit derjenigen der reinen Wärmebehandlung vergleichbar ist. Über den betrachteten Umformtemperaturbereich $450 \leq T_\varphi \leq 900$ °C nehmen die Streuung der Datenpunkte und der $MAE-HV$ sowohl von der oberen als auch der untern Intervallgrenze aus in Richtung von $T_\varphi = 700$ °C zu. Der maximale $MAE-HV$ beträgt im Bereich der Intervallmitte 5,93 HV und die maximale Abweichung für die Härteprognose eines Datenpunktes 96,08 HV. Der Sprung des $MAE-HV$ im Bereich der Intervallmitte ist mit der Unstetigkeit beim Wechsel der Bedingung in Gl. (6.22) zu begründen. Der generelle Verlauf des $MAE-HV$ in Abhängigkeit von T_φ kann auf die temperaturabhängige Rückwirkung der Umformung auf die Phasenbildung zurückgeführt werden. So ist sowohl bei hohen ($T_\varphi = 900$ °C) als auch bei niedrigen Temperaturen ($T_\varphi = 500$ °C) der Einfluss der Umformung auf die Phasenbildung gemindert (s. Kapitel 5) und daher die Abbildung der Mikrostrukturevolution weniger komplex und letztendlich der $MAE-HV$ minimal.

Neben den zuvor genannten Einflussfaktoren *Abkühlrate*, *Umformgrad* und *Umformtemperatur*, ist durch das Mikrostruktursoftsensor-KNN die Rückwirkung der *Austenitisierungsbedingung* (T_γ ; t_γ) abzubilden. Die Variation von T_γ und t_γ ist bereits Teilmenge der zuvor analysierten Variationen gewesen. Zur abschließenden Beurteilung, ob es zwischen der Abbildung der unterschiedlichen Austenitisierungsbedingungen im Testdatensatz Differenzen gibt, wird der $MAE-HV$ je Kombination aus T_γ und t_γ bestimmt. Für alle Austenitisierungsbedingungen ist – bis auf eine Ausnahme – der $MAE-HV$ vergleichbar und liegt im Bereich $2,26 \leq MAE-HV \leq 2,31$ HV. Die Ausnahme bildet die Kombination $T_\gamma = 900$ °C und $t_\gamma = 2$ s mit $MAE-HV = 1,80$ HV. Bei dieser inhomogenen Austenitisierung resultieren vornehmlich weiche ferritisch-bainitische Gefüge mit einer durchschnittlichen Härte von 251,52 HV gemittelt über alle Testdaten mit $T_\gamma = 900$ °C und $t_\gamma = 2$ s, wodurch der absolute Fehler ebenfalls sinkt.

Aus den zuvor ermittelten Testdaten wird die Prognosequalität des Mikrostruktursoftsensors für einen Einsatz im Rahmen der In-situ-Vorhersage von Produkteigenschaften als valide betrachtet. Auf Basis der entwickelten Streudiagramme und $MAE-HV$ -Verläufe kann für den Einsatz die zu erwartende Genauigkeit eingegrenzt werden. Außerhalb der Intervallgrenzen der in Tabelle 6.3 gegebenen Parametervarianz sollte eine Prognose mit dem entwickelten KNN jedoch vermieden werden. Neben der durch das Mikrostruktursoftsensor-KNN gegebenen Möglichkeit zwischen verschiedenen zuvor experimentell bestimmten Austenitisierungszuständen zu interpolieren, was mit dem Modellansatz bisher nicht umsetzbar ist, ist ein weiterer Vorteil für den Einsatz in einer Prozessregelung die geringe Rechenzeit des KNN. So liegt innerhalb von Google Colab die Vorhersagedauer für 1.000 Eingangsparameterpaarungen ohne eine zusätzliche

Hardwarebeschleunigung²⁰ bei 0,08924 s. Im Vergleich hierzu beträgt die durchschnittliche Rechenzeit mit dem Modell zu Datengenerierung 1 min 39 s für 1.000 Eingangsparameterpaarungen (Abschnitt 6.3.1).

6.4 Fazit

In Kapitel 6 wurden Modelle zur In-situ-Vorhersage und Rückführung der Produkteigenschaften beim mehrstufigen Presshärten entwickelt. Dabei wurde eine Analyse der einzelnen Teilprozesse Warmstreckziehen, Gesenkbiegen und Wärmebehandlung durchgeführt.

Für das Warmstreckziehen wurde ein regelungsorientiertes Modell entwickelt, das den Einfluss einer zeitlich und örtlich variablen Temperaturverteilung sowie der Niederhalterkraft auf die Ausdünnungsverteilung beim Warmstreckziehen von Hutprofilen abbilden kann. Bei der numerischen Betrachtung des Gesenkbiegens wurde der Einfluss der zuvor induzierten Ausdünnung und des Temperaturgradienten über die Umformzone auf die aus dem Biegeprozess resultierende Ausdünnungs- und Umformgradverteilung dargestellt. Für die Wärmebehandlung des Werkstoffs 22MnB5 wurde ein Modellierungsansatz entwickelt, mit dem der Einfluss des Homogenisierungszustands sowie der Umformtemperatur auf die resultierenden Phasenanteile und die Härte erfasst werden können. Mit dem Modellierungsansatz wurden dann Datenpunkte generiert und ein neuronales Netzwerk zur schnelleren Prädiktion trainiert.

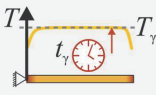
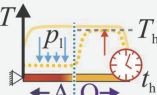
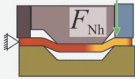
Die entwickelten Modelle stellen entsprechend des in Abschnitt 4.3 vorgestellten Konzepts die Bausteine für die Rückführung der Produkteigenschaften innerhalb der Softsensorkaskade dar. Die Prädiktionsgüte der Modelle ist im folgenden Kapitel durch deren Anwendung auf den Realprozess zu evaluieren.

²⁰ Die Rechenzeiten werden durch eine Ausführung der entwickelten Skripte auf einem Desktop-PC mit Windows 10 Betriebssystem, 16 GB RAM und einem Intel Core i7 (7te. Gen, CPU @2,8 GHz, 4 Kerne) ermittelt.

7 Einstellen und Rückführen der Produkteigenschaften

Zur Untersuchung des Einstellens und Rückführens der Produkteigenschaften beim Presshärten im Folgeverbundwerkzeug mit der implementierten Aktorik respektive den entwickelten Modellen zur In-situ-Vorhersage werden Versuche mit der Werkzeugtechnologie aus Abschnitt 4.2.3 unter Variation der Prozessparameter (**Tabelle 7.1**) durchgeführt. Die resultierenden Produkteigenschaften *Härte* und *Blechausdünnung* der pressgehärteten Bauteile werden gemessen und mit den durch die Modelle aus Kapitel 6 präzidierten Eigenschaften verglichen, um deren Validität im Anwendungsfall zu prüfen. Zur Einschränkung der Parametervariation wird die Hubrate und hierdurch das Bewegungsprofil des Stempels sowie die Stufentaktung konstant gehalten ($f_{\text{Hub}} = \text{konst.} = 6/\text{min}$). Ebenso werden die nominellen Haltezeiten, für welche die Austenitisierungstemperatur T_γ in der Stufe ① und die Heiztemperatur T_h in der Stufe ② aufrechterhalten werden, konstant gehalten ($t_\gamma = t_h = \text{konst.} = 2 \text{ s}$).

Tabelle 7.1: Parametervariation bei der Erprobung des Presshärtens im Folgeverbundwerkzeug mit erweiterter Aktorik

Konst. Parameter Haltezeiten: $t_\gamma = t_h = 2 \text{ s}$ Hubrate: $f_{\text{Hub}} = 6/\text{min}$		Stufe ① 	Stufe ② 		Stufe ③ 
Material	Reihe	Austenitisierungstemp. T_γ in °C	Heiztemp. T_h in °C	Luftdruck p_{I} in bar	Niederhalterkraft F_{Nh} in kN
22MnB5	1	900	900	0	12,5
	2	900	900	0	25
	3	1000	1000	0	12,5
	4	1000	1000	0	25
	5	900	1000	0	12,5
	6	900	1000	4	12,5
X46Cr13	7	900	900	0	12,5
	8	1000	1000	0	12,5
	9	1100	1100	0	12,5
	10	900	1000	0	12,5

Somit ergibt sich eine Variation der Homogenisierung aus der Kombination der Austenitisierungstemperatur und Heiztemperatur bei den angegebenen Haltezeiten. Abweichungen der erzielten Parametervariation bei der Erprobung des Realprozesses von den

in Tabelle 7.1 angegebenen nominellen Parametern werden in den folgenden Abschnitten diskutiert. Mit den Reihen 1-4 wird die kombinierte Rückwirkung der Homogenisierung und der mit der Niederhaltekraft F_{Nh} variierenden Umformung auf das Ausdünnungs- und Härteprofil des abkühlratensensitiven 22MnB5 untersucht. Ergänzend wird im Kontext der Reihen 5-6 das Einstellen eines gradierten Härteprofils (HV in Abschnitt-A < HV in Abschnitt-O) überprüft. Ziel ist es durch die Erhöhung des Luftdrucks von Reihe 5 zu 6 (von $p_1 = 0$ bar auf $p_1 = 4$ bar) die Abkühlrate in Abschnitt-A zu steigern und so dort das Härteniveau und auch die Ausdünnung zu adaptieren. Da die Härte des X46Cr13 primär abhängig von der Austenitisierung ist, wird diese im Rahmen der Reihen 7-10 variiert, wobei in Reihe 10 ein gradiertes Profil eingestellt werden soll.

Folgend werden die Methoden zur Untersuchung des Realprozesses beschrieben. Dies umfasst die Bestimmung der Produkteigenschaft *Ausdünnung* sowie *Härte* am pressgehärteten Bauteil (Abschnitt 7.1.1). Ebenso wird die Auswertung der räumlich-zeitlichen Temperaturentwicklung im Blechstreifen als Eingangsgröße für die Modelle aus Kapitel 6 beschrieben (Abschnitt 7.1.2). Im Anschluss werden die im Realprozess eingestellten Produkteigenschaften analysiert und mit der Modellprädiktion verglichen. Dabei wird entsprechend des Aufbaus der Softsensorkaskade (s. Bild 4.6) zunächst die Vorhersage der Blechsausdünnung (Abschnitt 7.2.1) und dann der Härte (Abschnitt 7.2.2) untersucht. Ergänzungen zu diesem Kapitel sind in **Anhang E – Kapitel 7** gegeben.

7.1 Methoden zur Prozessuntersuchung

In den folgenden beiden Abschnitten werden die Grundlagen zur Prozessuntersuchung beschrieben, welche die Basis für die Ergebnisse in Abschnitt 7.2 bilden.

7.1.1 Messen der Produkteigenschaften

Die Auswertung der Produkteigenschaften wird auf die Mittelachse der pressgehärteten Bauteile beschränkt (**Bild 7.1**). Um die Ausdünnung Δs entlang der abgewickelten Bauteillänge l , bezogen auf die mittlere Faser, zu bestimmen, wird die Blechdicke s mit einer Koordinatenmessmaschine (Prismo Vast 5 HTG, Zeiss) entlang der Mittelachse bei der Position $b' = 30$ mm gemessen (vgl. Abschnitt 6.1.1). Der Übergang von der abgetrennten Streifenanbindung zum Bauteil ist die Nullposition ($l = 0$ mm) für die abgewickelte Länge. Ohne einen Blecheinzug E beträgt die gesamte abgewickelte Länge l der idealen Bauteilgeometrie 146,76 mm. Mit der automatisierten Abtastung der Blechoberfläche durch die Koordinatenmessmaschine wird die Blechsausdünnung für $15 < l < 130$ mm ausgewertet. Der Blecheinzug E wird durch Anlegen eines Tiefenmessschiebers an die Außenkante im Abschnitt-O bestimmt. Folgend werden die Ergebnisse bezogen auf die abgewickelte Länge dargestellt. Dabei wird die Ausdünnung Δs und der Blecheinzug E jeweils als der Mittelwert der Vermessung von drei aufeinanderfolgenden Bauteilen je Versuchsreihe angegeben. Die Härte wird an achtzehn Positionen auf der mittleren Faser der Schnittfläche bei der Bauteilposition b' des abgetrennten

Bauteils bestimmt (Bild 7.1b). Die Präparation der Proben erfolgt analog zu der aus Abschnitt 5.1. Die Härtemessungen werden mit einem Härteprüfgerät (Duramin-40, Struers) nach HV10 durchgeführt und ebenfalls über drei Bauteile gemittelt angegeben.

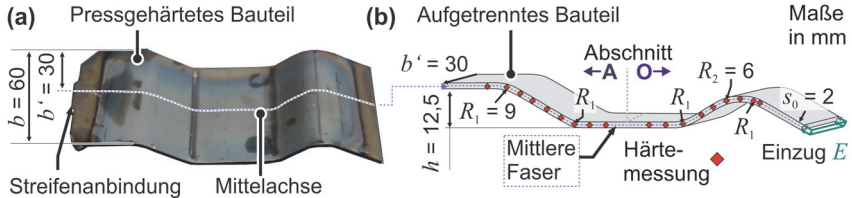


Bild 7.1: (a) Pressgehärtetes Bauteil hergestellt im Realprozess und (b) Schema zur Härtemessung entlang der mittleres Faser am aufgetrennten Bauteil

7.1.2 Auswertung der Temperatur als Modelleingangsgröße

Die räumlich-zeitliche Temperaturentwicklung $T(\text{Ort}, \text{Zeit})$ im Blechstreifen während des mehrstufigen Presshärteprozess ist eine Eingangsgröße für die Modelle zur In-situ-Vorhersage der Produkteigenschaften (s. Abschnitt 4.3). $T(\text{Ort}, \text{Zeit})$ wird durch den vorgelagerten Temperatursoftsensor basierend auf Thermometriedaten aus dem Prozess rekonstruiert. Die Entwicklung der Temperatursoftsensorik und die Validierung wird in Wrobel et al. (2023) sowie in Wrobel (2024) vorgestellt, weshalb diese Aspekte hier nicht detailliert behandelt werden. Der Temperatursoftsensor basiert auf einer kombinierten Anwendung einer parametrisierten Dynamic Mode Decomposition (pDMD) sowie eines Kalman-Filters. Die DMD wird in Wrobel et al. (2023) auf Basis von $T(\text{Ort}, \text{Zeit})$ -Daten für die Prozessstufen ② bis ④ aufgebaut, welche mit einer numerischen Abbildung des Realprozesses mit LSDyna generiert werden. Durch eine Modellordnungsreduktion kann mit der DMD die Temperaturentwicklung entlang der Bauteilmittelachse im Prozess in Millisekunden bestimmt werden. Mit einer Erweiterung der DMD zu einer parameterabhängigen Formulierung (pDMD) werden dabei die Aktorstellungen des Realprozesses einbezogen. Zur Berücksichtigung von Abweichungen zwischen der Temperaturprädiktion der pDMD und der Temperaturentwicklung $T(\text{Ort}, \text{Zeit})$ in den Prozessstufen ② bis ④ wird ergänzend ein Kalman-Filter genutzt. Letzterer korrigiert die Prognose der pDMD basierend auf den Thermometriedaten, welche im Prozess mit den im Werkzeug verbauten Thermoelementen und Pyrometern aufgenommen werden. Folgend wird zusätzlich die Erweiterung des Temperatursoftsensors um den Input der Wärmebildkamera bei geöffnetem Werkzeug aus Baumann et al. (2025) genutzt²¹. Eine

²¹ Die in Abschnitt 7.2 genutzten Temperaturdaten wurden im Kontext der Erarbeitung der Veröffentlichung Baumann et al. (2025) in Zusammenarbeit mit den Autoren aufgenommen und für die weitere Auswertung im Rahmen dieser Arbeit durch Henry Baumann zur Verfügung gestellt.

Momentaufnahme der vorne am Werkzeug angeordneten Wärmebildkamera bei geöffnetem Werkzeug im Kontext der Versuchsreihe 5 (s. Tabelle 7.1) ist in **Bild 7.2a** gegeben. Die aufbereitete, durch den Temperatursoftsensor (pDMD + Kalman-Filter) ausgegebene zeitliche Temperaturentwicklung in den Prozessstufen ② bis ④ für ausgewählte Blechpositionen (Kreuze auf der Mittelachse in Bild 7.2a) ist in Bild 7.2b gegeben. Die Gesamtheit der genutzten Stützstellen zur Rekonstruktion der Temperaturentwicklung durch den Temperatursoftsensor ist in Anhang E – Kapitel 7 gegeben.

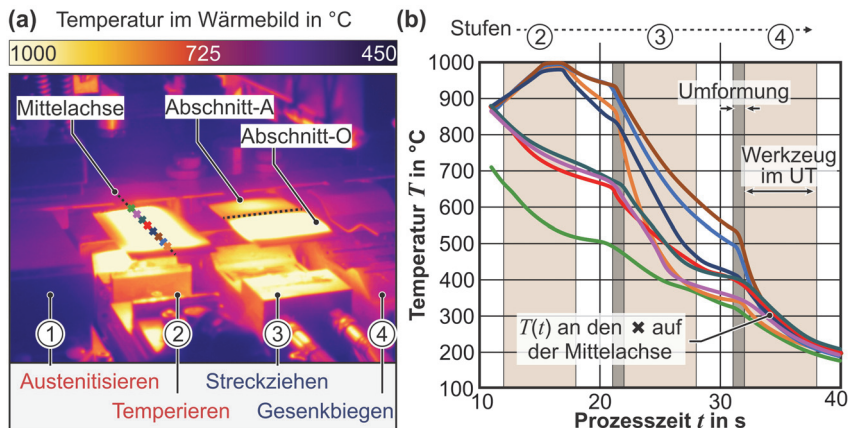


Bild 7.2: (a) Wärmebild der 1. bis 4. Prozessstufe; (b) Temperaturverläufe für die Kreuze auf der Mittelachse in (a) als Output des Temperatursoftsensors

Aus den aufbereiteten Ausgabedaten des Temperatursoftsensors (pDMD + Kalman-Filter) wird die Temperaturverteilung während der Umformung in der Stufe ③ und ④ abgeleitet (graue Felder in Bild 7.2b) und dann zur Prognose der Blechausdünnung nach Abschnitt 6.1 und 6.2 genutzt. Ergänzend werden zur Prognose der Härte die Abkühlraten im Prozess als Eingangsparameter für den Mikrostruktursoftsensor (s. Abschnitt 6.3.3) auf Basis der Ausgabedaten des Temperatursoftsensors berechnet. Da die Temperaturhistorie bei der Austenitisierung nicht Teil der pDMD-Prognose ist, werden zur Bestimmung der Austenitisierung (T_γ , t_γ) in der Prozessstufe ① die Sensordaten des Pyrometers, das zur Regelung der Austenitisierungsstufe genutzt wird (s. Abschnitt 4.2.3), zusammen mit den Thermokameraaufnahmen genutzt.

7.2 Produkteigenschaften im Realprozess

In den folgenden Abschnitten werden die Produkteigenschaften Ausdünnung $\Delta s(l)$ und Härte $HV(l)$, welche für die pressgehärteten Bauteile aus den Realversuchen mit der Parametervariation nach Tabelle 7.1 entlang der abgewickelten Länge der Bauteilmittel-

achse bestimmt werden, mit den durch die In-situ-Vorhersagemodelle präzidierten Eigenschaften verglichen. Ziel ist es das Einstellen der Eigenschaften beim mehrstufigen Presshärten über die im Werkzeug implementierten Aktoren zu demonstrieren und die Validität des Softsensorkonzepts nachzuweisen. Erste Ergebnisse sind aus der Perspektive der Regelungstechnik in Wrobel et al. (2025) veröffentlicht. Entsprechend der Struktur der Softsensorkaskade aus Abschnitt 4.2.3 wird erst die Ausdünnung und dann die Härte betrachtet. Der Modellinput, generiert aus der Ausgabe des Temperatursoftsensors (s. Abschnitt 7.1.2), wird im Kontext der Betrachtungen mit aufgeführt.

7.2.1 Ausdünnung im Realprozess

Zur Untersuchung der Rückwirkung verschiedener Aktorstellungen zum Einstellen der Ausdünnung $\Delta s(l)$ sowie zur Auswertung der Modellprädiktion sind in **Bild 7.3** und in **Bild 7.4** die gemessene (Exp.) und die präzidierte (Mod.) Ausdünnung für die mit dem 22MnB5 respektive mit dem X46Cr13 durchgeführten Versuchsreihen gegeben. Rechts in den Bildern ist der gemessene und der präzidierte Blecheinzug E zusammen mit den nominellen Aktorstellungen angegeben. In Bild 7.3a und in Bild 7.4a ist ergänzend der Output des Temperatursoftsensors zum Beginn der Umformvorgänge angegeben, was der Temperaturverteilung als Modellinput zum Beginn des Streckziehens $T_{\varphi,1}(t_{\varphi,\text{start}}, l)$ in Stufe ③ und zum Beginn des Gesenkbiegens $T_{\varphi,2}(t_{\varphi,\text{start}}, l)$ in Stufe ④ entspricht. Zur Vereinfachung der Zuordnung der Temperaturverteilung in den Bauteilbereichen ist diese auf die abgewinkelte Länge des umgeformten Bauteils projiziert. Da die Temperaturverteilung für die ersten und letzten 15 mm der abgewinkelten Länge nicht Teil des Temperatursoftsensoroutputs ist, wird für diese Bereiche jeweils die Temperatur der angrenzenden Sützstelle der Temperaturprädiktion bei $l = 15$ mm und $l = 131,77$ mm angenommen. Der Reibeiwert zur regelungsorientierten Berechnung des Warmstreckziehens mit asymmetrischer Temperaturverteilung wird anhand der Versuchsergebnisse für den 22MnB5 auf $\mu = 0,4$ und für den X46Cr13 auf $\mu = 0,6$ festgelegt. Die in der Gesenkbiegestufe eingebrachte Ausdünnung wird durch eine Interpolation der Ergebnisse aus Abschnitt 6.2 mit der Prädiktion des Streckziehens superponiert.

Mit den Prozessparametern $T_7 = T_h = 1000$ °C stellt sich zu Beginn des Streckziehens des 22MnB5 im Bereich der Zargenmitte im Abschnitt-A (AA) bei $l = 42$ mm eine Temperatur von 700 °C und in der Zargenmitte von Abschnitt- O (AO) bei $l = 103$ mm eine Temperatur von 940 °C ein (grüne Kurve in Bild 7.3a). Bei der genannten Temperaturverteilung und mit einer Niederhalterkraft F_{Nh} von 25 kN (Bild 7.3b) kann der Einzug beim Streckziehen nahezu negiert werden ($E_{\text{Exp}} = 0,4$ mm). Dabei dünnt das Material durch die temperaturbedingte Fließspannungsdifferenz zwischen AO und AA in der Zargenmitte bei $l = 103$ mm um bis zu 13,5 % aus, während Δs bei $l = 42$ mm etwa 4 % beträgt. Mit einer Verringerung der Niederhalterkraft auf $F_{\text{Nh}} = 12,5$ kN steigt im Experiment der Einzug auf $E_{\text{Exp}} = 2,4$ mm an, wodurch die Ausdünnung in der Zarge von AO auf 6,8 % und in der Zarge von AA auf 1,6 % abgesenkt werden kann.

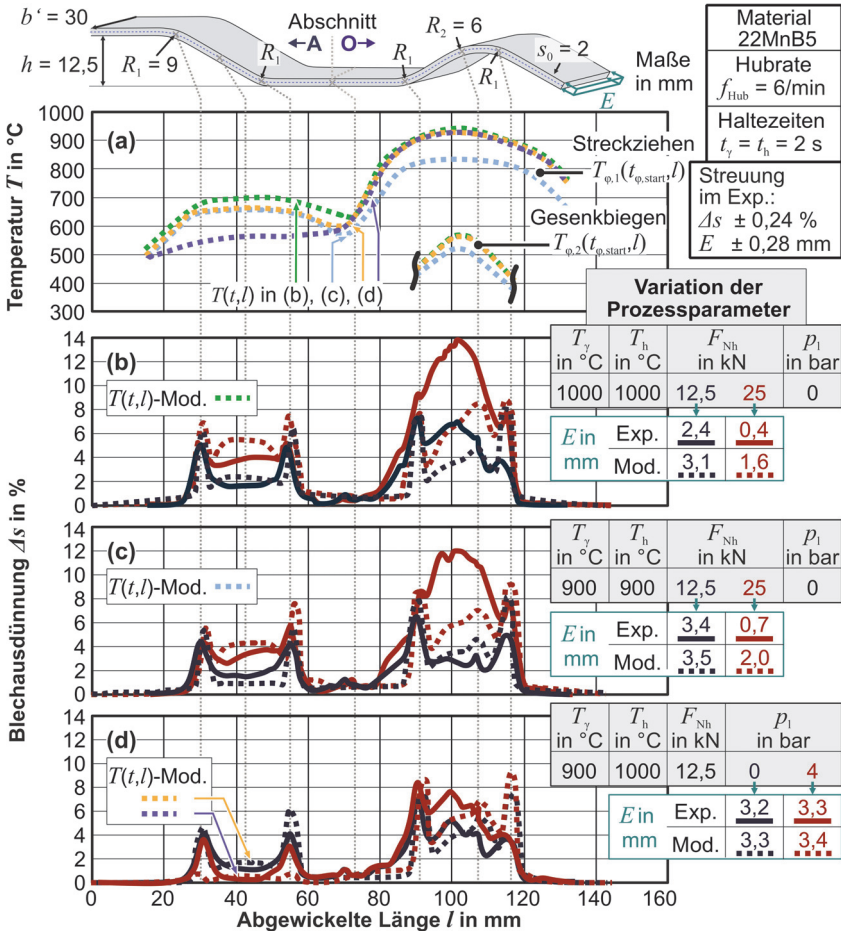


Bild 7.3: (a) Temperaturverteilung $T(t, l)$ aus dem Temperatursensorsensor als Modelleingang; (b) bis (d) Vergleich der prädizierten (Mod.) sowie gemessenen (Exp.) Blechausdünnung Δs und des Einzugs E unter Variation der Prozessparameter beim mehrstufigen Presshärten von 22MnB5

Analog zu den Annahmen bei der Betrachtung des Gesenkbiegens in Abschnitt 6.2, stellt sich in der Zargenmitte von AO vor dem Gesenkbiegen ein Temperaturmaximum von $570 \text{ }^{\circ}\text{C}$ und ein fallender Temperaturgradient zu den angrenzenden Bereichen ein. Jedoch ist nur mit $T_y = T_h = 1000 \text{ }^{\circ}\text{C}$ und $F_{\text{Nh}} = 12,5 \text{ kN}$ in der Ausdünnungskurve eine zusätzliche Lokalisierung im Bereich des beim Gesenkbiegen eingebrachten Radius (bei

$l = 107$ mm) zu erkennen. Grundsätzlich gibt das Modell zur Prädiktion der Ausdünnung die genannten Mechanismen – die Wechselwirkung zwischen der Temperaturverteilung, der Niederhalterkraft und der sich einstellenden Ausdünnung – wieder. Jedoch beträgt die Abweichung bei der Bestimmung des Einzugs E bis zu 75 % und die maximale Abweichung der Ausdünnung Δs zwischen Modell und Experiment bis zu 6,6 %.

Mit einem Absenken der Erwärmung auf $T_\gamma = T_h = 900$ °C sinkt die Temperatur vor dem Streckziehen in der Zargenmitte von AA auf 660 °C und in der Zargenmitte von AO auf 830 °C (blaue Kurve in Bild 7.3a). Vor dem Gesenkbiegen beträgt die Temperatur in der Zargenmitte von AO wiederum 520 °C. Die Rückwirkung der Temperaturverteilung und der Niederhalterkraft auf die sich einstellende Ausdünnung sind analog zu den vorher diskutierten Versuchsreihen (vgl. Bild 7.3b und c). Durch die im Mittel geringere Umformtemperatur steigt jedoch das Fließspannungsniveau im Vergleich zu den vorher diskutierten Versuchsreihen an, woraus im Experiment ein 0,3 bis 1 mm größerer Einzug E_{Exp} resultiert. Die In-situ-Vorhersage erfasst auch diesen Trend. Jedoch weist die Prädiktion des Einzugs weiterhin Abweichungen von bis zu 65 % auf und die der Ausdünnung Abweichungen ≤ 6 %. Für $T_\gamma = T_h = 900$ °C mit $F_{\text{Nh}} = 12,5$ kN ergibt sich im Experiment aus dem Gesenkbiegen bei $l = 107$ mm ein zusätzlicher lokaler Ausdünnungszuwachs von ~ 1 %, welcher um 0,3 % von der interpolierten Prognose abweicht.

Mit den Erwärmungsparametern $T_\gamma = 900$ °C und $T_h = 1000$ °C steigt die Differenz zwischen den Temperaturen der Zargen in Abschnitt-A (AA) und -O (AO) von 254 °C mit $p_1 = 0$ bar (gelbe Kurve in Bild 7.3a) auf 377 °C mit $p_1 = 4$ bar (violette Kurve in Bild 7.3a) an. Hierdurch kann die Ausdünnung in der Zarge von AA bei der aufgebrachten Niederhalterkraft $F_{\text{Nh}} = 12,5$ kN, welche Einzüge von über 3 mm zulässt, nahezu vollständig ($\Delta s < 0,6$ %) negiert werden (Bild 7.3d). Gleichzeitig werden in der Zarge von AO Ausdünnungswerte im Mittel von ~ 7 % erreicht. Die In-situ-Vorhersage bildet diese Tendenzen ab. Dabei liegt für $T_\gamma = 900$ °C und $T_h = 1000$ °C die durchschnittliche Abweichung der Δs -Prognose unter 1 %, was auf die geringe Abweichung der Einzugsprognose von unter 3 % zurückzuführen ist.

Beim mehrstufigen Presshärten des X46Cr13 stellen sich bei gleichen Prozessparametern und vergleichbaren Temperaturverteilungen $T_{\phi,1}(t_{\phi,\text{start}}, l)$ zum Presshärten von 22MnB5 abweichende Ausdünnungsprofile ein (vgl. Bild 7.3 und Bild 7.4). Dies ist auf das zum 22MnB5 verschiedene Verfestigungsverhalten und die höhere Werkstück-Werkzeug Reibung zurückzuführen. Mit $T_\gamma = T_h = 1100$ °C stellt sich im Experiment im Bereich der Zarge des Abschnitt-O (AO) eine Ausdünnung Δs von 14 % ein, während in der Zarge von Abschnitt-A (AA) ein Δs von 7 % erreicht wird (Bild 7.4b). Mit einem Absenken der Erwärmung auf $T_\gamma = T_h = 900$ °C sinkt die Ausdünnung Δs der Zarge von AO im Vergleich zur vorher betrachteten Versuchsreihe um 11,5 % ($\Delta s = 2,5$ %) während Δs in der Zarge von AA lediglich um 1,7 % abfällt ($\Delta s = 5,3$ %). Durch die hohe

Reibung des X46Cr13, welche einen geringen Materialfluss über die Stempelmitte bedingt, reduziert der Einzug E demnach stärker die Ausdünnung in AO als in AA . Diesen Trend gibt die In-situ-Vorhersage wieder. Jedoch wird für $T_\gamma = T_h = 1100\text{ °C}$ die Lokalisierung der Dehnung in AO um 5 % überschätzt. Letzteres kann auf die Annahme einer zu geringen Verfestigung im Fließkurvenmodell zurückgeführt werden.

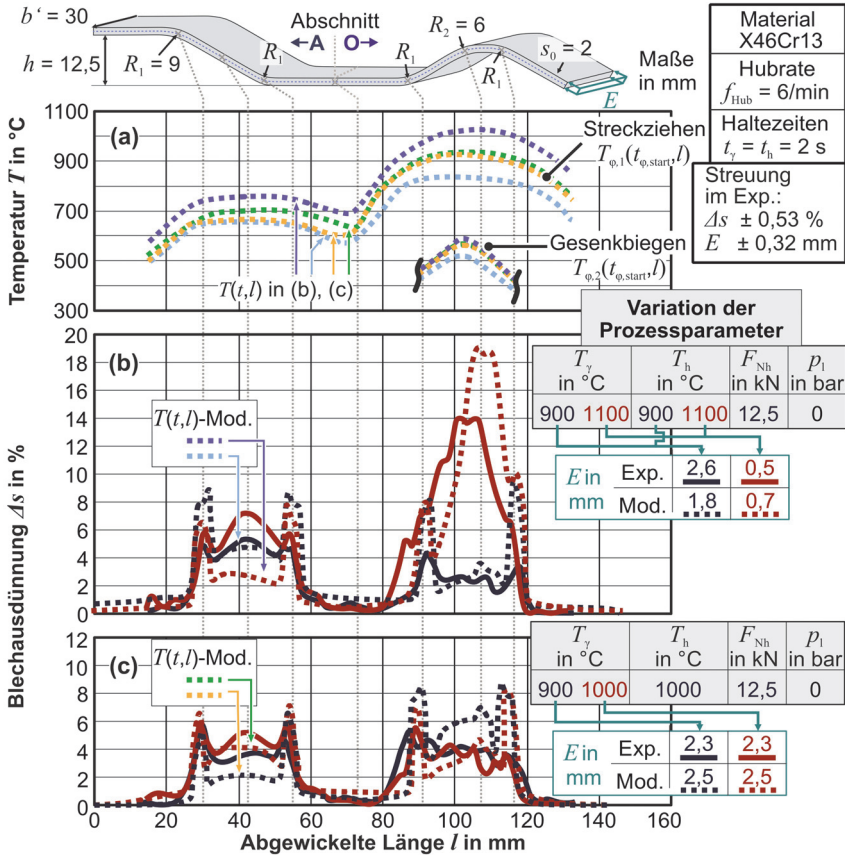


Bild 7.4: (a) Temperaturverteilung $T(t, l)$ aus dem Temperatursensor als Modelleingang; (b) bis (d) Vergleich der prädizierten (Mod.) sowie gemessenen (Exp.) Blechausdünnung Δs und des Einzugs E unter Variation der Prozessparameter beim mehrstufigen Presshärten von X46Cr13

Mit der Parametereinstellung $T_\gamma = T_h = 1000\text{ °C}$ und $T_\gamma = 900\text{ °C} + T_h = 1000\text{ °C}$ resultieren im Experiment mit X46Cr13 vergleichbare Ausdünnungsprofile (Bild 7.4c), welche in den Zargen von AO und AA jeweils eine Ausdünnung $3 < \Delta s < 5\%$ annehmen.

Es wird also bei verschiedenen Wärmebehandlungszuständen eine Vergleichbare Ausdünnung im Sinne einer entkoppelten Einstellung der Eigenschaften erreicht. Für $T_\gamma = T_h = 1000 \text{ °C}$ wird die im Experiment gemessene Ausdünnung durch die Modellprognose mit einer Abweichung in den Zargen von $\Delta s < 1,5 \%$ wiedergegeben. Für $T_\gamma = 900 \text{ °C} + T_h = 1000 \text{ °C}$ wird die Ausdünnung in den Zargen durch die Modellierung wiederum mit einer Abweichung $< 2 \%$ in *AA* unterschätzt und in *AO* überschätzt, obwohl der berechnete Einzug E mit einem Fehler von 8% ausreichend genau bestimmt wurde. Hieraus folgt, dass der Materialfluss über die Stempelmitte durch die zugrundeliegende regelungsorientierte Berechnungsmethodik fehlerhaft bestimmt wurde.

Die im Realprozess im Bauteil eingestellten Ausdünnungsverteilungen $\Delta s(l)$ demonstrieren die grundsätzliche Eignung der im Folgeverbundwerkzeug implementierten Aktorik, um das Ausdünnungsniveau in den Zargen des Abschnitts-A und -O gezielt einzustellen. Allerdings ermöglicht die im Experiment genutzte Anordnung im Zusammenspiel mit der in LabVIEW umgesetzten Ansteuerung der Aktorik bislang primär nur das Einstellen von Verteilungen mit $\Delta s(30 < l < 55 \text{ mm}) < \Delta s(91 < l < 116 \text{ mm})$. Eine höhere Flexibilität könnte zukünftig durch eine im Prozess adaptierbare Positionierung der Erwärmungs- und Abkühlzonen erreicht werden. Für die Entkopplung der Produkteigenschaften im Kontext einer Mehrgrößenregelung von *Ausdünnung* und *Härte* sind insbesondere Aktorstellungen relevant, bei denen – wie im Kontext von Bild 7.4c diskutiert – trotz unterschiedlicher Austenitisierung dieselbe Ausdünnungsverteilung resultiert. Dies lässt sich auch durch ein verzögertes Einschalten der Aktorik zur Austenitisierung oder Temperierung während der Haltephase im unteren Totpunkt realisieren. Zur Ausnutzung einer solchen Ansteuerung der Aktoren ist eine präzisere Modellprognose erforderlich, als bisher erzielt. Die entwickelte, regelungsorientierte Berechnung bildet die im Experiment festgestellten Mechanismen ab und zeigt eine grundlegende Eignung für die In-situ-Vorhersage und Rückführung der Eigenschaften. Dennoch ist die Robustheit und Genauigkeit der Lösung aufgrund der angenommenen Vereinfachungen eingeschränkt. Es werden weder temperaturabhängige Reibungseffekte noch inhomogene Temperaturverteilungen über die Breite des Blechstreifens berücksichtigt.

7.2.2 Härte im Realprozess

Zur Schließung der Rückführung der Produkteigenschaften durch die Softsensorkaskade aus Abschnitt 4.2.3 und zur Untersuchung des Einstellens der Härte über die im Folgeverbundwerkzeug implementierte Aktorik wird folgend die im Realprozess eingestellte und die prädiizierte Härte betrachtet. Die In-situ-Vorhersage der Härte des 22MnB5 erfolgt mit dem neuronalen Netzwerk aus Abschnitt 6.3.4 und die der Härte des X46Cr13 mit dem Regressionsmodell aus Abschnitt 5.4.3. Eingangsgrößen für die Prädiktion sind die Temperaturhistorie, bestimmt mit dem vorgelagerten Temperatursoftsensor (s. Abschnitt 7.1.2), und die zuvor bestimmte mechanische Historie (s. Abschnitt 7.2.1).

Zur Prädiktion der Härte des 22MnB5 mit dem entwickelten neuronalen Netzwerk werden die Eingangsgrößen r_{k1} bis r_{k6} sowie $T_{\varphi,1}$ und $T_{\varphi,2}$ aus dem Temperatursoftsensoroutput abgeleitet. Die Eingangsgrößen φ_1 und φ_2 sind der Output aus der Modellierung der Umformung. Die Modelleingangsgrößen Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}_1$ und $\dot{\varphi}_2$ werden als Mittelwert über die Dauer des Umformvorgangs und den Betrag der induzierten Umformung bestimmt. Zur Abbildung der Austenitisierung benötigt das neuronale Netzwerk die Eingangsgrößen Austenitisierungstemperatur T_γ und Haltezeit t_γ . Diese können für den Abschnitt-A direkt aus den Pyrometer- und Wärmebildkameradaten abgeschätzt werden. Im Realprozess findet jedoch in Stufe ② eine Wiedererwärmung des Abschnitts-O statt, die auf eine initiale Austenitisierung in Stufe ① folgt, sodass für diesen Bereich die Parameter T_γ und t_γ für einen äquivalenten Homogenisierungszustand zu berechnen sind. Letzteres erfolgt nach Gl. (5.3) aus Abschnitt 5.3.1 in Matlab R2022b über die numerische Integration der Temperaturhistorie und die Berechnung des Hollomon-Jaffe Parameters entlang der abgewickelten Länge $H_{\text{hom}}(l)$.

Die mit dem Mikrostruktursoftsensor (MSS) prädiizierte Härte des 22MnB5 (Mod.) und die am pressgehärteten Bauteil gemessene Härte (Exp.) ist mit den Prozessparametern in **Bild 7.5b** bis **d** gegeben. Zur Interpretation des Modelleingangs ist in **Bild 7.5a** je Parametervariation die durchschnittliche Abkühlrate $r_{k,850\text{-Ms}}$ zwischen 850 °C und der Martensitstarttemperatur sowie zur Abschätzung der Homogenisierung der Hollomon-Jaffe Parameter H_{hom} angegeben. Die Umformparameter der in **Bild 7.5** dargestellten Ergebnisse korrelieren mit denen aus **Bild 7.3**. Die durch den MSS ausgegebenen Phasenteile sind ergänzend in **Anhang E – Kapitel 7** aufgeführt.

Im Experiment mit $T_\gamma = T_h = 1000$ °C (**Bild 7.5b**) resultieren in der umgebogenen Zarge des Abschnitts-O ($91 < l < 116$ mm) bei Variation der Niederhalterkraft F_{Nh} und somit bei Variation der Ausdünnung vergleichbare Härteverläufe mit einer mittleren Härte von 412 HV (bei $F_{\text{Nh}} = 12,5$ kN) und 426 HV (bei $F_{\text{Nh}} = 25$ kN). Durch die Umformung bei Temperaturen $T_{\varphi,1} \approx 900$ °C und die sich im Bereich einstellende mittlere Abkühlrate ($r_{k,850\text{-Ms}} \approx 47$ K/s), im Zusammenspiel mit dem eingestellten Homogenisierungszustand, wird demnach die Rückwirkung der Umformung auf die Härte trotz Umformgraden von bis zu $\varphi_1 = 0,175$ reduziert. Dies kann zur Entkopplung der Eigenschaften im Kontext der Regelung genutzt werden. Der Grad der Homogenisierung fällt im Experiment in Richtung der Streifenanbindung ab (grüne Kurve **Bild 7.5a**), was durch eine zu $l = 0$ mm abfallende Erwärmungstemperatur in Stufe ① begründet ist. Mit der durch eine Variation der Niederhalterkraft in die Zarge des Abschnitts-A ($30 < l < 55$ mm) eingebrachten Umformung ist die Härte im Schnitt mit $F_{\text{Nh}} = 25$ kN um 34 HV geringer als mit $F_{\text{Nh}} = 12,5$ kN. Die Rückwirkung der Umformung auf die Härte fällt hier demnach durch die geringere Umformtemperatur ($T_{\varphi,1} \approx 700$ °C), Abkühlrate ($r_{k,850\text{-Ms}} \approx 36$ K/s) und Homogenisierung stärker aus. Diese Wechselwirkung wird auch durch die Prädiktion des Mikrostruktursoftsensors (MSS) wiedergegeben, welcher die Härteverläufe $HV(l)$ mit einer mittleren Abweichung von 36 HV (bei $F_{\text{Nh}} = 12,5$ kN) und 40 HV

(bei $F_{Nh} = 25$ kN) wiedergibt. Die MSS-Prädiktion überschätzt jedoch im Abschnitt-O (AO) und weitestgehend im Abschnitt-A (AA) die Härte, weil für $l > 60$ mm Martensitphasenanteile ζ_M von $\sim 100\%$ ausgegeben werden. In den Radien von AA wird wiederum die resultierende Härte unterschätzt. Letzteres kann durch eine Unterschätzung der Abkühlrate in den Biegeradien durch den Temperatursoftsensor begründet sein.

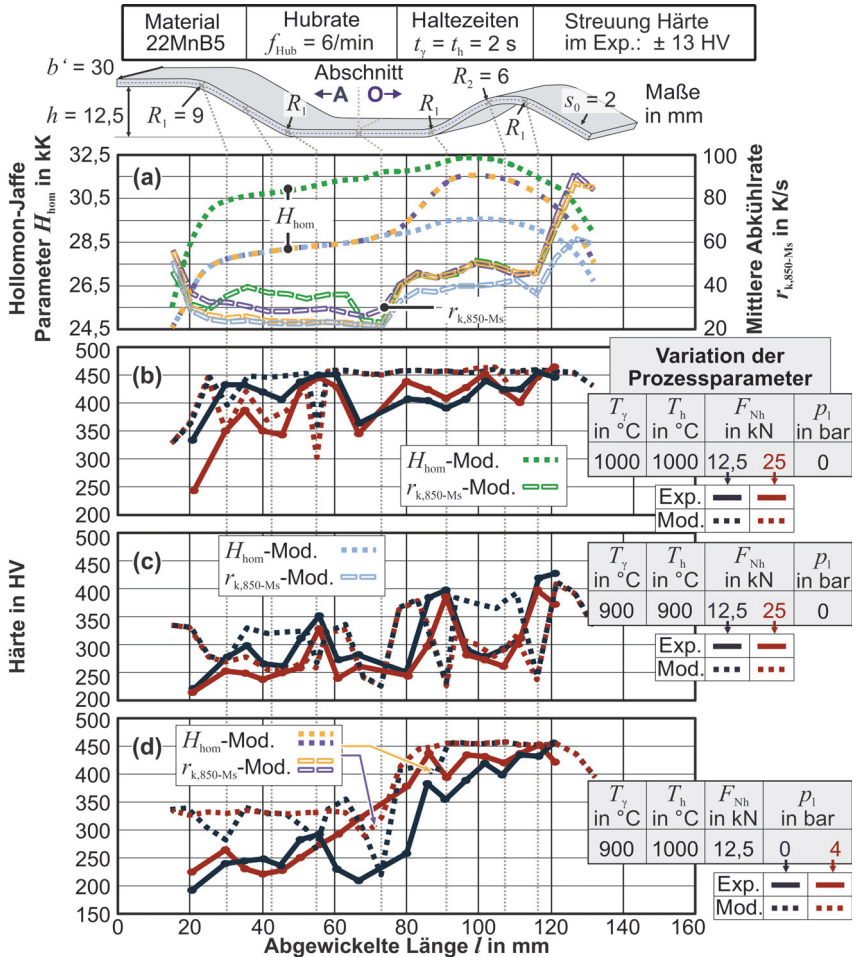


Bild 7.5: (a) Hollomon-Jaffe Parameter und mittlere Abkühlrate als Modelleingang; (b) bis (d) Vergleich der prädizierten (Mod.) sowie gemessenen Härte (Exp.) unter Variation der Prozessparameter beim mehrstufigen Presshärten von 22MnB5

Im Experiment mit $T_\gamma = T_h = 900 \text{ }^\circ\text{C}$ fällt der Grad der Homogenisierung über das gesamte Blech unter den im Abschnitt 5.3.1 bestimmten Schwellwert von $H_{\text{hom}} = 31,2 \text{ kK}$ (blaue Kurve in Bild 7.5a). Ebenso sinkt die mittlere Abkühlrate $r_{k,850\text{-Ms}}$ im Vergleich zu den vorher betrachteten Versuchsreihen in der Zarge des Abschnitts-A ($30 < l < 55 \text{ mm}$) auf $\sim 22 \text{ K/s}$ und in der umgebogenen Zarge des Abschnitts-O ($91 < l < 116 \text{ mm}$) auf $\sim 40 \text{ K/s}$. Hierdurch resultieren im Experiment komplexe Härteverläufe (Bild 7.5c), die aus einem örtlich variablen Mischgefüge resultieren und für $F_{\text{Nh}} = 12,5 \text{ kN}$ und $F_{\text{Nh}} = 25 \text{ kN}$ trotz Varianz der Ausdünnung vergleichbar sind.

Die Härteverläufe mit $T_\gamma = T_h = 900 \text{ }^\circ\text{C}$ weisen im Experiment in den Radien jeweils einen Peak auf. Dies mit einer lokal höhere Abkühlrate in den Radien zu begründen, die jedoch nicht durch den Temperatursoftsensor wiedergegeben wird. Folglich wird die durch den MSS prädierte Härte in den Radien unterschätzt. Grundsätzlich bildet die Prädiktion jedoch die Rückwirkung der Verringerung der Homogenisierung auf die Härte ab (vgl. Bild 7.5b und c). Für $T_\gamma = T_h = 900 \text{ }^\circ\text{C}$ mit $F_{\text{Nh}} = 12,5 \text{ kN}$ liegt die mittlere Abweichung zwischen Experiment und Prädiktion bei 55 HV und mit $F_{\text{Nh}} = 25 \text{ kN}$ bei $39,65 \text{ HV}$. Mit $F_{\text{Nh}} = 12,5 \text{ kN}$ bestehen größere Abweichungen zwischen Experiment und Modell, da im Bereich der umgebogenen Zarge die Rückwirkung der Umformung auf die Beschleunigung der Bildung weicherer Phasen unterschätzt wird.

Mit $T_\gamma = 900 \text{ }^\circ\text{C} + T_h = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$ wird im Experiment ein gradiertes Härteprofil eingestellt, wobei der Schwellwert für eine ausreichende Homogenisierung im Bereich $l < 91 \text{ mm}$ unterschritten wird. Durch das Anheben des Luftdrucks der Kühldüsen für den Abschnitt-A (AA) von $p_1 = 0 \text{ bar}$ auf $p_1 = 4 \text{ bar}$ wird dabei die Abkühlrate $r_{k,850\text{-Ms}}$ im AA im Schnitt um 6 K/s angehoben und die Umformtemperatur $T_{\varphi,1}$ unter $600 \text{ }^\circ\text{C}$ gesenkt. Hierdurch steigt die Härte im Experiment für $55 < l < 80 \text{ mm}$ im Schnitt um 86 HV an. Für $l < 55 \text{ mm}$ – also im Bereich der Zarge von AA – ist kein eindeutiger Einfluss der Reduktion der Umformtemperatur sowie der Ausdünnung und Erhöhung der Abkühlrate durch die Luftkühlung ersichtlich. Begründet werden kann dies durch die geringe Differenz zwischen der Ausdünnung im AA bei Variation von p_1 . Die durch den MSS prädierte Härte für $T_\gamma = 900 \text{ }^\circ\text{C} + T_h = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$ weicht von der im Experiment gemessenen mit $p_1 = 0 \text{ bar}$ im Schnitt um 64 HV und mit $p_1 = 4 \text{ bar}$ um 49 HV ab. Durch den MSS wird ebenfalls ein gradiertes Härteprofil prädiert, wobei jedoch vor allem die Härte in Abschnitt-A überschätzt wird. Die Rückwirkung der Erhöhung der Abkühlrate wird durch den MSS in den Radien von AA und in der Bauteilmitte indiziert.

Auf Basis der am pressgehärteten Bauteil bei Variation der Stellgrößen gemessenen Härte wird die Eignung der implementierten Aktorik zum Einstellen verschiedener Härteprofile bei Nutzung des abkühlratensensitiven Werkstoffs 22MnB5 demonstriert. Jedoch ist zur Optimierung der Gradierung der Härtebereiche die Homogenität der Temperaturverteilung je Bereich für eine weitere Anwendung zu verbessern. Durch die An-

ordnung der bestehenden Aktorik sind vor allem Profile mit $HV(AA) < HV(AO)$ umsetzbar. In AO kann durch eine Austenithomogenität mit $H_{\text{hom}} > 31,2$ kK die Rückwirkung der Umformung auf die Härte weitestgehend entkoppelt werden. Mit der Luftkühlung kann auch in Teilen von AA die Härte durch eine Erhöhung der Abkühlrate oder ein Absenken der Umformtemperatur angepasst werden. Der zur Abbildung der Wärmebehandlung des 22MnB5 entwickelte Mikrostruktursoftsensor (MSS) kann den Einfluss der Austenithomogenität, der Abkühlrate und auch der Umformung grundlegend wiedergeben. Jedoch ist die Prädiktion durch Modellfehler bei der Generierung der Daten zum Training des zugrundeliegenden neuronalen Netzwerks fehleranfällig. Ebenso pflanzen sich Fehler aus der Prädiktion der Temperaturhistorie und der mechanischen Historie fort und verringern so auch die Prädiktionsgüte des MSS. Dennoch ist das zugrundeliegende Konzept valide und die Prädiktionsgüte durch eine weitere Verfeinerung der Teilmodelle steigerbar.

Für die Prädiktion der Härte nach dem mehrstufigen Presshärten mit rascher Austenitisierung des X46Cr13 wird das Regressionsmodell (Gl. (5.7)) aus Abschnitt 5.4.3 genutzt. Modelleingangsgrößen sind die Umformtemperatur T_{φ} , der induzierte Umformgrad φ , die Austenitisierungstemperatur T_{γ} und die Haltezeit t_{γ} . Die Eingangsgröße Umformtemperatur T_{φ} wird mit dem Temperatursoftsensor bestimmt und entspricht $T_{\varphi,1}(t_{\varphi,\text{start}}, l)$ aus Bild 7.4a. Der Umformgrad φ folgt aus der vorgelagerten Modellierung des Streckziehens. Die obere Grenze für die Härtesteigerung durch die Warmumformung des X46Cr13 nach einer raschen Erwärmung wird auf $\varphi = 0,1$ festgelegt, um den Einfluss des quadratischen Terms in Gl. (5.7) zu limitieren. Die Carbidauflösung des X46Cr13 und somit die Austenithomogenität können aufgrund der Schwelltemperatur zur Auflösung der $M_{23}C_6$ - und der M_7C_3 -Carbide innerhalb des im Prozess eingestellten Temperaturbereichs nicht über den Hollomon-Jaffe Parameter dargestellt werden. Daher wird als Modellinput T_{γ} die je Berechnungspunkt höchste erreichte Temperatur beim Austenitisieren in Stufe ① oder Wiedererwärmen in Stufe ② angenommen. Als Modellinput t_{γ} wird die Zeit verwendet, für welche die höchste erreichte Temperatur aufrechterhalten wird. Entsprechend gilt für den Abschnitt-A (AA) $t_{\gamma} = 2$ s und für den Abschnitt-O (AO) $t_{\gamma} = 4$ s mit einer Erwärmung $T_{\gamma} = T_h$ und $t_{\gamma} = 2$ s mit einer Erwärmung $T_{\gamma} < T_h$. Die auf Basis der zuvor beschriebenen Eingangsparameter mit dem Regressionsmodell prädizierte Härte des X46Cr13 (Mod.) sowie die am pressgehärteten Bauteil gemessene Härte (Exp.) ist zusammen mit den Prozessparametern in **Bild 7.6b** bis **c** gegeben. Zur Interpretation des Modelleingangs ist in Bild 7.6a je Parametervariation die aus den Thermodaten abgeleitete Ist-Austenitisierungstemperatur T_{γ} angegeben. Die Umformparameter der in Bild 7.6 dargestellten Ergebnisse korrelieren mit den in Bild 7.4 dargestellten.

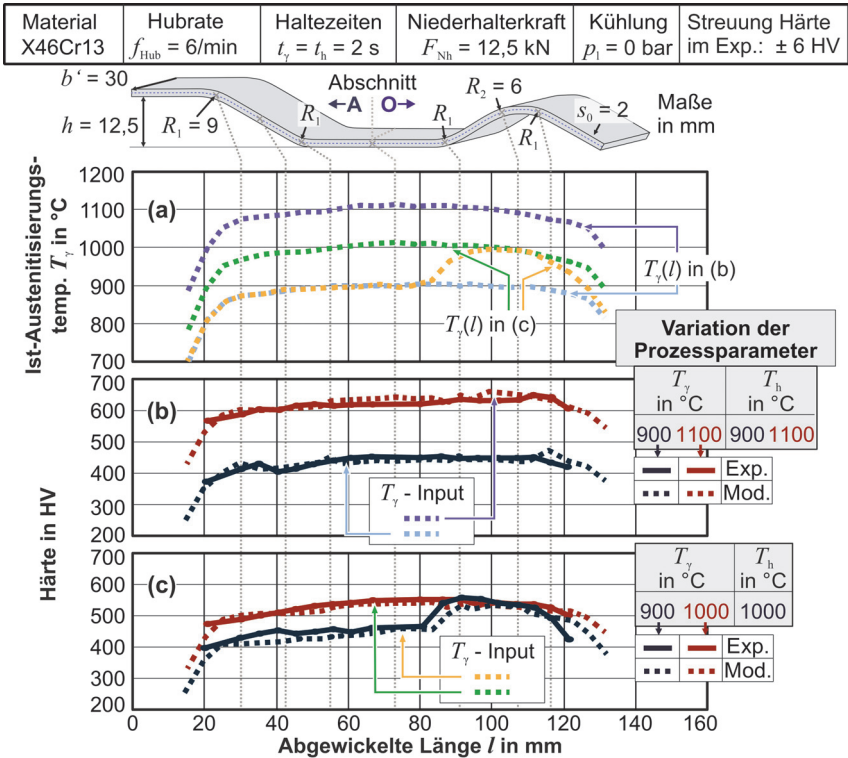


Bild 7.6: (a) Ist-Austenitisierungstemperatur als Modelleingang; (b) und (c) Vergleich der prädierten (Mod.) sowie gemessenen Härte (Exp.) unter Variation der Prozessparameter beim mehrstufigen Presshärten von X46Cr13

Mit $T_y = T_h = 1100\text{ °C}$ kann im Bauteilbereich $30 < l < 116\text{ mm}$ im Experiment ein durchschnittliches Härteniveau von 623 HV und mit $T_y = T_h = 900\text{ °C}$ ein durchschnittliches Härteniveau von 373 HV eingestellt werden (Bild 7.6b). Die durchschnittliche Abweichung von diesem Mittelwert liegt dabei jeweils unter 15 HV und die maximale Abweichung vom Mittelwert unter 35 HV. Bei den gewählten Haltezeiten kann also auch wie im Modellversuch über die Aktorik zur Austenitisierung die Härte präzise adaptiert werden. Durch die hohen Umformtemperaturen ($T_\phi > 800\text{ °C}$) im AO, die eine Folge der Wiedererwärmung sind, wird in diesem Bereich dabei die im Abschnitt 5.4.3 identifizierte Verfestigung durch die Warmumformung eingeschränkt. Letzteres bedingt ein konstantes Härteprofil bei Variation der induzierten Umformung. Die durch das Regressionsmodell prädierte Härte (Mod.) weicht im Mittel von den experimentell bestimmten (Exp.) für beide Parameterpaarungen in Bild 7.6b um weniger als 10 HV ab.

Dabei erfasst das Modell den durch das inhomogene Erwärmungsprofil (s. Bild 7.6a) gegebenen Härteanstieg von der Streifenanbindung zur Bauteilmitte.

Mit $T_\gamma = T_h = 1000 \text{ °C}$ kann ein im Vergleich zu den vorher betrachteten Härteprofilen intermediäres eingestellt werden (Bild 7.6c), welches im Bauteilbereich $30 < l < 116 \text{ mm}$ einen Mittelwert von 534 HV aufweist. Dies stützt weiter die Eignung der implementierten Aktorik zum Einstellen der Härte des X46Cr13. Die maximale Abweichung von diesem Mittelwert beträgt 43 HV und ist somit größer als bei den zuvor betrachteten Parameterpaarungen. Dies kann mit der Inhomogenität der Erwärmung (s. grüne Kurve in Bild 7.6a) im Zusammenspiel mit der im Temperaturbereich $950 - 1050 \text{ °C}$ einsetzenden Auflösung der $M_{23}C_6$ -Carbide begründet werden. Mit der Parametereinstellung $T_\gamma = 900 \text{ °C} + T_h = 1000 \text{ °C}$ kann wiederum ein gradiertes Härteprofil mit einer mittleren Härte von 536 HV in der umgebogenen Zarge des *AO* ($91 < l < 116 \text{ mm}$) und einer mittleren Härte von 451 HV in der Zarge des *AA* ($30 < l < 55 \text{ mm}$) eingestellt werden. Für das Experiment mit $T_\gamma = T_h = 1000 \text{ °C}$ liegt die Abweichung der Modellprognose im Bauteilbereich $30 < l < 116 \text{ mm}$, wie auch zuvor, unter 10 HV. Der Mechanismus der temperaturabhängigen Carbidauflösung wird demnach auch im intermediären Temperaturbereich durch das Regressionsmodell erfasst. Für das Experiment mit $T_\gamma = 900 \text{ °C} + T_h = 1000 \text{ °C}$ beträgt die mittlere Abweichung der Modellprognose wiederum 19 HV. Durch das Modell wird sowohl die in der Zarge im *AA* als auch die im Bereich $80 < l < 100 \text{ mm}$ resultierende Härte unterschätzt. Ursächlich hierfür können Abweichungen der im Prozess eingestellten Temperaturverteilung von der prognostizierten sein.

Die im Experiment mit dem X46Cr13 erzielten Härteverläufe demonstrieren die Eignung der implementierten Aktorik sowohl für das Einstellen von konstanten als auch von gradierten Härteverläufen bei Verwendung des lufthärtenden Werkstoffs. Durch eine Verbesserung der Homogenität der Temperaturverteilung bei der raschen Austenitisierung kann die Schärfe der Gradierung sowie die Abweichung vom geforderten Härteniveau optimiert werden. Das Regressionsmodell eignet sich dabei im untersuchten Parameterbereich trotz der getroffenen Vereinfachungen sowie einer möglichen Fehlerfortpflanzung durch Abweichungen der vorgelagerten Modelle zur Prädiktion der Härte mit mittleren Abweichungen unter 19 HV.

7.3 Fazit

In diesem Kapitel wird die grundsätzliche Eignung der implementierten Aktorik zum Einstellen gradiertter Härte- und der Ausdünnungsprofile beim Presshärten im Folgeverbundwerkzeug unter Verwendung eines abkühlratensensitiven (22MnB5) und eines lufthärtenden Stahls (X46Cr13) demonstriert. Aufgrund der geringeren Rückwirkung der Umformung und der Abkühlrate auf die Härte des X46Cr13 besteht bei diesem Werkstoff insbesondere die Möglichkeit eine Entkopplung der Produkteigenschaften im

Sinne einer Mehrgrößenregelung zu erreichen. Für den 22MnB5 ist eine Entkopplung ebenfalls umzusetzen, wofür jedoch zur optimierungsbasierten Selektion der Aktorstellungen ein ebenso präzises wie robustes Modell zur Abbildung aller thermo-mechanischen Wechselwirkungen notwendig ist. Zusätzlich ist die Homogenität der eingestellten Temperaturverteilung je Blechabschnitt zu verbessern.

Durch das regelungsorientierte Modell zur Bestimmung der Ausdünnung beim Streckziehen kann für die untersuchten Werkstoffe die Rückwirkung der Temperaturverteilung und des von der Niederhalterkraft abhängigen Blecheinzugs auf die Ausdünnungsverteilung grundlegend erfasst werden. Durch die getroffenen vereinfachenden Annahmen bei der Modellbildung sowie durch eine mögliche Abweichung der Modelleingangsgröße „Temperaturverteilung“ ist die Robustheit und Qualität der Modellprognose jedoch eingeschränkt. Ebenso kann der entwickelte Mikrostruktursoftsensor (MSS) grundsätzlich die Wechselwirkung zwischen der thermo-mechanischen Historie und der resultierenden Härte beim mehrstufigen Presshärten von 22MnB5 wiedergeben. Vor allem die Rückwirkung verschiedener Austenitisierungszustände als Folge einer raschen Austenitisierung kann hiermit in-situ prädiziert werden. Die Validität der Prognose ist jedoch aufgrund der Komplexität der Wechselwirkungen im Prozess stark mit der Qualität der Prognose der vorgelagerten Modelle (Temperatursoftsensor, Berechnung der Umformung) verknüpft. Im Gegensatz hierzu ist die Prognose der Härte für den X46Cr13 mit durchschnittlichen Abweichungen unter 19 HV hinreichend genau. Aufgrund der lufthärtenden Eigenschaften des X46Cr13 und somit einer geminderten Rückwirkung der Abkühlhistorie im Prozess auf die Härte, besteht bei der Prognose der Härte eine Robustheit gegenüber einer Fehlerfortpflanzung aus den in der Softsensorkaskade vorgelagerten Modellen.

8 Zusammenfassung und Ausblick

Derzeit werden Umformprozesse mit Fokus auf eine geregelte Werkzeugkinematik, nicht jedoch auf eine Regelung der Produkteigenschaften, ausgelegt. Zusätzlich sind Umformprozesse in der Regel zum Einstellen von Produkteigenschaften unteraktuiert. Daher ist zur Umsetzung einer resilienten und ressourcenschonenden Produktion ein Paradigmenwechsel hin zu geregelten Umformprozessen einzuleiten. Beim mehrstufigen Presshärten im Folgeverbundwerkzeug besteht im Sinne des Paradigmenwechsels die Möglichkeit im Prozess zu unterschiedlichen Zeiten mit in das Werkzeug integrierten Aktoren getaktet auf die Produkteigenschaften einzuwirken. So können zum Beispiel über eine in das Werkzeug integrierte Stufe zur raschen Austenitisierung die Produkteigenschaften, welche aus der Wärmebehandlung resultieren, vorgesteuert werden. Jedoch sind diese Eigenschaften aufgrund der komplexen thermo-mechanischen Prozesshistorie, beginnend mit einer raschen Austenitisierung, schwer zu präzisieren und gezielt einzustellen. In dieser Arbeit werden daher im Kontext des mehrstufigen Presshärtens mit rascher Austenitisierung im Folgeverbundwerkzeug Modellierungsansätze für eine In-situ-Vorhersage der Produkteigenschaften entwickelt und durch eine erweiterte Werkzeugaktoriik die Produkteigenschaften gradiert eingestellt.

Zunächst werden die Technologie sowie ein Regelungskonzept als Grundlage für die Untersuchungen dieser Arbeit entwickelt. Es wird eine repräsentative Prozesskette umgesetzt, welche die Teilprozesse Wärmebehandlung, Streckziehen und Gesenkbiegen innerhalb eines Folgeverbundwerkzeugs umfasst. Zur Erweiterung der Aktoriik werden eine induktive Erwärmung zur raschen Austenitisierung, eine partielle Luftkühlung sowie Widerstandserwärmung und ein kraft geregelter Niederhalter in das Werkzeug integriert. Als Demonstratorbauteil wird ein einseitig umgebogenes Hutprofil definiert, bei dem die Produkteigenschaften Härte- und Dickenverteilung eingestellt werden sollen. Für die Untersuchungen werden die Werkstoffe X46Cr13 und 22MnB5 ausgewählt, da diese verschiedene Abkühlratensensitivitäten aufweisen und so unterschiedliche Herausforderungen zur Umsetzung einer Eigenschaftsregelung bedingen. Zur Rückführung der Produkteigenschaften innerhalb einer übergeordneten Regelung wird eine Softsensorkaskade gebildet, aus welcher die in dieser Arbeit zu entwickelnden Modelle zur In-situ-Vorhersage der Härte und Ausdünnung folgen.

Nach der Konzeptionierung werden für eine Modellierung der Teilprozesse das Werkstoffverhalten der Werkstoffe X46Cr13 und 22MnB5 während und nach der mehrstufigen Umformung prozessnah charakterisiert. Es wird für beide Werkstoffe eine Abhängigkeit des Warmfließverhaltens vom Austenitisierungszustand respektive dem Homogenisierungszustand nachgewiesen sowie von der Aufteilung der induzierten Umformung auf aufeinanderfolgende Umformstufen. Für den 22MnB5 wird in diesem Kontext

insbesondere eine Abhängigkeit des Warmfließverhaltens von der Abkühlrate im Prozess demonstriert. Eine Analyse der Rückwirkung der raschen Austenitisierung unter Variation der Austenitisierung zeigt, dass beim 22MnB5 mit steigender Homogenisierung die Abkühlratensensitivität sinkt und die einstellbare Härte steigt. Analog wird die Einstellbarkeit der aus der Wärmebehandlung resultierenden Härte des X46Cr13 von der Austenitisierung demonstriert und für diesen Werkstoff auch bei geringer Homogenisierung eine zu vernachlässigende Abhängigkeit der Härte von der Abkühlrate nachgewiesen. Eine Untersuchung des Einflusses der ein- und mehrstufigen Warmumformung nach einer initialen raschen Austenitisierung zeigt, dass eine Umformung des 22MnB5 bei Temperaturen von 700 °C eine im Vergleich zu einer Umformung bei 900 °C und 500 °C signifikante Reduktion der Härte bedingt. Ebenso wird gezeigt, dass die durch eine Umformung beschleunigte Bildung weicherer Phasen beim 22MnB5 von der Austenitisierung abhängt. Die nach einer Warmumformung und Wärmebehandlung resultierende Härte des X46Cr13 steigt wiederum tendenziell mit sinkenden Umformtemperaturen und steigendem Umformgrad. Zur Prädiktion der Härte des X46Cr13 wird basierend auf den experimentellen Daten ein Regressionsmodell aufgestellt.

Folgend werden vor dem Hintergrund der Werkstoffcharakterisierung die Teilprozesse der zugrundeliegenden Prozesskette analysiert und modelliert. Dabei werden Modelle zur regelungsorientierten – also schnellen – In-situ-Vorhersage der Ausdünnung und der Härte ausgearbeitet. Zur Abbildung des Warmstreckziehens und somit einer Ermittlung der eingestellten Ausdünnung wird ein zeitdiskretes elementbasiertes Modell aufgebaut. Durch vereinfachende Annahmen und die externe Vorgabe der zeitlich-örtlichen Temperaturverteilung können bei komplexen Temperaturverteilungen unter Berücksichtigung des Blecheinzugs Rechenzeiten von unter 14 s sowie bei symmetrischen Temperaturverteilungen ohne Blecheinzüge von unter 4 s erreicht werden. Zusätzlich wird die aus dem Gesenkbiegen resultierende Ausdünnung mit numerischen Prozesssimulationen unter Berücksichtigung der Prozesswechselwirkungen abgeleitet. Zur Prädiktion der resultierenden Mikrostruktur und Härte nach der mehrstufigen thermo-mechanischen Behandlung mit variierenden Austenitisierungszuständen wird ein kombinierter daten- und modellgetriebener Ansatz entwickelt. Hierzu wird das Modellierungsframework nach Hippchen (2014), das zur Modellierung der Phasenumwandlung von 22MnB5 beim konventionellen Presshärten entwickelt wurde, zur Abbildung der Ergebnisse aus der prozessnahen Materialcharakterisierung erweitert, sodass unterschiedliche Austenitisierungszustände berücksichtigt werden können. Anschließend wird der erweiterte Ansatz über eine Kalibrierung der Aktivierungsenergie an die Versuchsergebnisse angepasst und zur Datengenerierung genutzt. Mit den Daten wird dann ein künstliches neuronales Netzwerk (KNN), welches eine Feedforward-Struktur und zuvor hergeleitete prozessspezifische Eingangsparameter aufweist, trainiert. Dieses KNN stellt einen Mikrostruktursoftsensor dar, welcher in Millisekunden basierend auf der thermo-mechanischen Historie die resultierenden Phasenteile und Härte präzisieren kann.

Abschließend werden zur Untersuchung der Einstellbarkeit der Produkteigenschaften über die erweiterte Aktorik und zur Auswertung von deren Prädiktion mit den Modellen zur In-situ-Vorhersage Versuche mit einer Parametervariation bei der Erprobung des Realprozesses durchgeführt. Sowohl beim mehrstufigen Presshärten des Werkstoffs X46Cr13 als auch des Werkstoffs 22MnB5 können über die implementierten Aktoren gradierte Härte- und Ausdünnungsprofile eingestellt werden. Die erzielbare Varianz wird durch die Positionierung und die bisher umgesetzte Ansteuerung der Aktoren limitiert. Aufgrund der geringen Sensitivität der Härte des X46Cr13 gegenüber der Abkühlrate und der Warmumformung kann bei dessen Verwendung ein entkoppeltes Einstellen der Produkteigenschaften im Sinne einer Mehrgrößenregelung umgesetzt werden. Grundsätzlich ist dies auch für den 22MnB5 umsetzbar, wenn nahezu vollständig martensitische Mikrostrukturen eingestellt werden sollen. Die Modelle zur In-situ-Vorhersage der Ausdünnung erfassen die aus dem Experiment abgeleiteten Mechanismen. Durch die gemachten Vereinfachungen sowie durch Fehler in der vorgelagerten Temperaturschätzung ist die Prognosequalität jedoch eingeschränkt. Der Mikrostruktursoftsensor zur Prädiktion der Härte des 22MnB5 bildet auch im Realversuch den Einfluss des Homogenisierungsstands, der Umformung und der Abkühlrate ab. Durch eine Fehlerfortpflanzung aus der Prognose der vorgelagerten Modelle sowie durch eine beschränkte Gültigkeit des genutzten Modellierungsansatzes zur Datengenerierung wird die Härte jedoch nur mit durchschnittlichen Abweichungen von < 64 HV vorhergesagt. Im Gegensatz hierzu ist das Regressionsmodell zur Vorhersage der Härte des X46Cr13 mit durchschnittlichen Abweichungen von < 19 HV genauer und weist eine Robustheit gegenüber Fehlern aus den vorgelagerten Modellen auf.

Der Fokus dieser Arbeit liegt auf der Untersuchung zur Einstellbarkeit der Produkteigenschaften über eine erweiterte Aktorik und einer ersten Entwicklung einer Softsensorik zur In-situ-Vorhersage. Für das entwickelte übertragbare Regelungskonzept können zukünftig die Teilelemente durch andere Ansätze ausgetauscht oder verfeinert werden. So sind für eine Verbesserung der Abbildung des Werkstoffverhaltens während der Umformung, wie der Fließspannung, abhängig von der Austenitisierung zukünftig Modelle zu nutzen oder zu entwickeln, die eine Rekristallisation zwischen den Umformvorgängen berücksichtigen können und die Fließspannung anhand einer Mischung von Phasenanteilen wiedergeben. Ebenso steht eine Betrachtung des Einflusses der raschen Austenitisierung, und in diesem Kontext vorweg der Homogenisierung zusammen mit dem Kornwachstum, auf das Elastizitätsmodul, die Querkontraktion und die Grenzformänderung aus. Zur Modellierung der Mikrostruktur nach dem mehrstufigen Presshärten und der Härte sind die Untersuchungsmethoden und die Modellierung der Phasenumwandlung zu verfeinern. So ist beim 22MnB5 zwischen dem unteren und oberen Bainit zu differenzieren, die Struktur des entstehenden Martensits zu berücksichtigen und der tatsächlich aufgelöste Carbidgehalt aufzunehmen. Zusätzlich ist die Rückwirkung der

Kaltverfestigung auf die Härte bei geringen Umformtemperaturen ($< 600\text{ °C}$) zu erfassen. Ebenso sind für den X46Cr13 der Restaustenitanteil, die Carbidauflösung und – ausscheidung sowie die bisher nicht identifizierten Phasenanteile zu untersuchen. Zur Präzisierung der Modellierung der Phasenumwandlung des 22MnB5 kann die Verwendung von vereinheitlichten Modellen (s. Hart-Rawung et al. (2023)) betrachtet werden. Dabei ist die Rückwirkung des Austenitisierungszustands und der Umformtemperatur auf die Mikrostrukturentwicklung durch physikalisch basierte – statt den bisher empirischen abgeleiteten Methoden – zu untersuchen. Weiter sind die nachgelagerten Eigenschaften, wie die Zugfestigkeit der Werkstoffe, und deren Modellierung nach einer mehrstufigen thermo-mechanischen Behandlung zu untersuchen. Bisher wurden Eigenschaften wie die Zugfestigkeit nur in Abhängigkeit von der raschen Austenitisierung und dem Abschreckvorgang betrachtet. Zur Abbildung der Umformvorgänge können datengetriebene Ansätze verfolgt werden, welche geringere Rechenzeiten als die in dieser Arbeit entwickelten Ansätze aufweisen. Die Datengenerierung kann dann durch parametrisierte numerische Simulationen erfolgen, die eine höhere Abbildungsgüte versprechen. Zur Robustifizierung dieser Prognosen kann der Einsatz weiterer dem Prozess nachgelagerter Sensoren betrachtet werden. So könnte der Blecheinzug am pressgehärteten Bauteil vor der Vereinzelung gemessen und online zur Abschätzung der Reibverhältnisse genutzt werden. Zur Ableitung der Aktorstellungen ist zukünftig eine Methodik zu erarbeiten mit der diese mit den entwickelten Modellen abgeleitet werden kann. Im Speziellen sind für eine Mehrgrößenregelung optimierungsbasierte Einstellungen zu finden. Da eine Invertierung eines KNN bei der gegebenen Dimension des MSS und der Menge an potenziellen Lösungen derzeit zu komplex und rechenintensiv ist, sollte die Bestimmung von lokalen Optima durch die Bildung von Gradienten untersucht werden. Dabei kann die kurze Rechenzeit des KNN genutzt werden.

9 Literaturverzeichnis

- Ademaj, A., Donis, A., Weidig, U., Steinhoff, K., 2013. Hot stamping of multi-material composites, in: Proceedings 4th International Conference Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel—CHS2, Luleå, Schweden, S. 481–488.
- Ahn, K., Jeong, Y., Yoon, J., 2019. Thermo-Mechanical Constitutive Equation of 22MnB5 Steel Sheet for Hot Press Forming Process. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing* 20 (4), S. 663–672.
- Åkerström, P., Oldenburg, M., 2006. Austenite decomposition during press hardening of a boron steel—Computer simulation and test. *Journal of Materials Processing Technology* 174 (1-3), S. 399–406.
- Allwood, J.M, Duncan, S.R, Cao, J., Groche, P., Hirt, G., Kinsey, B., Kuboki, T., Liewald, M., Sterzing, A., Tekkaya, A.E, 2016. Closed-loop control of product properties in metal forming. *CIRP Annals* 65 (2), S. 573–596.
- Altan, T., Tekkaya, A.E. (Hrsg.), 2012. Sheet metal forming - fundamentals. Erste Ausgabe, ASM International, Materials Park, Ohio.
- Andrews, K., 1965. Heat Treatment for Improvement in Low Temperature Mechanical Properties of 0.40 pct C-Cr Steels. *The Journal of the Iron and Steel Institute* 203, S. 721–727.
- Aranda, M.M, Kim, B., Rementería, R., Capdevila, C., Andrés, C.G de, 2014. Effect of Prior Austenite Grain Size on Pearlite Transformation in a Hypoeutectoid Fe-C-Mn Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* 45 (4), S. 1778–1786.
- Bambach, M., Buhl, J., Hart-Rawung, T., Lechner, M., Merklein, M., 2017. Towards virtual deformation dilatometry for the design of hot stamping process. *Procedia Engineering* 207, S. 1821–1826.
- Bambach, M., Imran, M., Sizova, I., Buhl, J., Gerster, S., Herty, M., 2021. A soft sensor for property control in multi-stage hot forming based on a level set formulation of grain size evolution and machine learning. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering* 2, 100041.
- Barcellona, A., Palmeri, D., 2009. Effect of Plastic Hot Deformation on the Hardness and Continuous Cooling Transformations of 22MnB5 Microalloyed Boron Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* 40 (5), S. 1160–1174.
- Bargel, H.-J., Schulze, G. (Hrsg.), 2008. Werkstoffkunde. Zehnte Auflage, Springer, Berlin und Heidelberg.
- Barlow, L.D, Du Toit, M., 2012. Effect of Austenitizing Heat Treatment on the Microstructure and Hardness of Martensitic Stainless Steel AISI 420. *Journal of Materials Engineering and Performance* 21 (7), S. 1327–1336.

- Barrales-Mora, L.A., 2008. 2D and 3D grain growth modeling and simulation. Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Cuvillier, Göttingen.
- Barthau, M., Liewald, M., 2017. New approach on controlling strain distribution manufactured in sheet metal components during deep drawing process. *Procedia Engineering* 207, S. 66–71.
- Baumann, H., Nazarenus, J., Martschin, J., Tekkaya, A.E, Meurer, T., 2025. 2D Sheet Temperature Estimation for Multi-Stage Press Hardening in a Progressive Die, in: *Proceedings of 11th International Conference on Mathematical Modelling*, Wien, (eingereicht).
- Becker, T., Krause, D., 2010. Softsensorsysteme – Mathematik als Bindeglied zum Prozessgeschehen. *Chemie Ingenieur Technik* 82 (4), S. 429–440.
- Behrens, B.-A., 2021. Warmbeschnitt von kohlenstoffmartensitischen Chromstählen in mehrstufigen Prozessen. Schlussbericht zu IGF-Vorhaben Nr. 19604N, Forschungsvereinigung Stahlanwendung e.V, Düsseldorf.
- Behrens, B.-A., Hübner, S., Sunderkötter, C., Gebel, L., Gnaß, S., Berndt, G., Trimborn, C., Pfeffer, C., 2018. Influence of process parameters on the hot stamping of carbon-martensitic chromium steel sheets. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 418, 12007.
- Behrens, B.-A., Pfeffer, C., Yikiran, D., Rissing, L., Dencker, F., Stompe, M., 2019. Werkzeugintegrierte Temperaturmessung für das Presshärten. IGF-Vorhaben Nr. 18338, Verlag und Verlagsgesellschaft mbH, Düsseldorf.
- Belanger, P., 2017. New Zn Multistep Hot Stamping Innovation. *Great Designs in Steel Symposium*, Livonia, Michigan.
- Bhadeshia, H.K.D.H., Honeycombe, R.W.K. (Hrsg.), 2017. *Steels. Microstructure and properties*. Vierte Ausgabe, Elsevier Butterworth-Heinemann, Oxford.
- Billur, E. (Hrsg.), 2019. *Hot Stamping of Ultra High-Strength Steels*, Springer International Publishing, Cham.
- Bleck, W., Haase, C., Motaman, S., Brecher, C., Storms, T., Schmidt, F. (Hrsg.), 2018. *Laserunterstütztes Kragenziehen hochfester Bleche*. EFB-Forschungsbericht Nr. 497, Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V, Hannover.
- Bok, H.-H., Choi, J., Barlat, F., Suh, D.W, Lee, M.-G., 2014. Thermo-mechanical-metallurgical modeling for hot-press forming in consideration of the prior austenite deformation effect. *International Journal of Plasticity* 58, S. 154–183.
- Bok, H.-H., Kim, S.N, Suh, D.W, Barlat, F., Lee, M.-G., 2015. Non-isothermal kinetics model to predict accurate phase transformation and hardness of 22MnB5 boron steel. *Materials Science and Engineering: A* 626, S. 67–73.

- Boller, C., Altpeter, I., Dobmann, G., Rabung, M., Schreiber, J., Szielasko, K., Tschuncky, R., 2011. Electromagnetism as a means for understanding materials mechanics phenomena in magnetic materials. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 42 (4), S. 269–278.
- Brosius, A., Karbasian, H., Tekkaya, A., Lechler, J., Merklein, M., Geiger, M., Springer, R., Schaper, M., Bach, F., Hoffmann, H., 2007. Modellierung und Simulation der Warmblechumformung: Aktueller Stand und zukünftiger Forschungsbedarf, in: Tagungsband zum 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, S. 37–58.
- Brun, M., Ghiotti, A., Bruschi, S., Filippi, S., 2021. Active control of blankholder in sheet metal stamping. *Procedia CIRP* 100, S. 151–156.
- Cahn, J.W., 1956. The kinetics of grain boundary nucleated reactions. *Acta Metallurgica* 4 (5), S. 449–459.
- Cao, J., Kinsey, B.L., Yao, H., Viswanathan, V., Song, N., 2001. Next generation stamping dies - controllability and flexibility. *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing* 17 (1-2), S. 49–56.
- Chang, Y., Wang, C.Y., Zhao, K.M., Dong, H., Yan, J.W., 2016. An introduction to medium-Mn steel: Metallurgy, mechanical properties and warm stamping process. *Materials & Design* 94, S. 424–432.
- Cheng, F.-S., 2017. Hole-flange forming of high-strength steel sheet using one-step hot stamping-forging method. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 231 (1), S. 181–185.
- Chiriac, C., Sohmshtetty, R., 2017. The Effects of the Heating Rate and the Incoming Microstructure on the Phase Transformation Temperatures of 22MnB5 Steel, in: *Proceedings 6th International Conference Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel - CHS2, Atlanta*, S. 403–413.
- Chokshi, P., Dashwood, R., Hughes, D.J., 2017. Artificial Neural Network (ANN) based microstructural prediction model for 22MnB5 boron steel during tailored hot stamping. *Computers & Structures* 190, S. 162–172.
- Da Ximenes, D.AC, Moreira, L.P., Carvalho, J.ER de, Leite, D.NF, Toledo, R.G, Da Dias, F.MS, 2020. Phase transformation temperatures and Fe enrichment of a 22MnB5 Zn-Fe coated steel under hot stamping conditions. *Journal of Materials Research and Technology* 9 (1), S. 629–635.
- De, A.K, Speer, J.G, Matlock, D., 2003. Color tint-etching for multiphase steels. *Advanced Materials and Processes* 161 (2), S. 27–31.
- Demazel, N., Laurent, H., Coër, J., Carin, M., Le Masson, P., Favero, J., Canivenc, R., Salmon-Legagneur, H., 2018. Investigation of the progressive hot die stamping of a complex boron steel part using numerical simulations and Gleeble tests. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 99 (1-4), S. 803–817.

- Desai, K.M, Survase, S.A, Saudagar, P.S, Lele, S.S, Singhal, R.S, 2008. Comparison of artificial neural network (ANN) and response surface methodology (RSM) in fermentation media optimization: Case study of fermentative production of scleroglucan. *Biochemical Engineering Journal* 41 (3), S. 266–273.
- Dieck, S., Ecke, M., Halle, T., Rosemann, P., 2020. Improvement of the martensitic stainless steel X46Cr13 by Q&P heat treatment. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 882 (1), 12006.
- Endelt, B., Tommerup, S., Danckert, J., 2013. A novel feedback control system – Controlling the material flow in deep drawing using distributed blank-holder force. *Journal of Materials Processing Technology* 213 (1), S. 36–50.
- Feuser, P., Schweiker, T., 2009. Tailored Tempered Parts- Presshärtbauteile mit maßgeschneiderten Eigenschaften, in: Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, S. 127–142.
- Fritz, S., 2021. Untersuchungen zum Optimierungspotential von Erwärmzeit und Eigenschaftsprofil von Stählen im Presshärteprozess. Dissertation, Technische Universität Darmstadt, Darmstadt.
- Fritz, S., Pfeiffer, M.A, Gollnick, J., 2019. Optimization of austenitization time for press hardening of steels by using Hollomon-Jaffe parameter. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 50 (2), S. 105–114.
- Garcia De Andres, C., Alvarez, L.F, Lopez, V., 1998. Effects of carbide-forming elements on the response to thermal treatment of the X45Cr13 martensitic stainless steel. *Journal of Materials Science* 33 (16), S. 4095–4100.
- Haidemenopoulos, G.N. (Hrsg.), 2018. *Physical Metallurgy - Principles and Design*. Erste Auflage, CRC Press, Boca Raton.
- Hall, E.O, 1951. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results. *Proceedings of the Physical Society. Section B* 64 (9), S. 747–753.
- Hamamoto, S., Omori, H., Asai, T., Mizuta, N., Jimbo, N., Yamano, T., 2017. Steel Sheets for Highly Productive Hot Stamping. *Kobelco Technology Review* (35), S. 39–44.
- Hart-Rawung, T., Buhl, J., Bambach, M., 2018. Extension of a Phase Transformation Model for Partial Hardening in Hot Stamping. *Journal of Machine Engineering* 18 (3), S. 88–98.
- Hart-Rawung, T., Buhl, J., Bambach, M., 2020. A Fast Approach for Optimization of Hot Stamping Based on Machine Learning of Phase Transformation Kinetics. *Procedia Manufacturing* 47, S. 707–712.
- Hart-Rawung, T., Buhl, J., Horn, A., Bambach, M., Merklein, M., 2023. A unified model for isothermal and non-isothermal phase transformation in hot stamping of 22MnB5 steel. *Journal of Materials Processing Technology* 313, 117856.

- Hippchen, P., 2014. Simulative Prognose der Geometrie indirekt pressgehärteter Karosseriebauteile für die industrielle Anwendung. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Meisenbach, Bamberg.
- Hippchen, P., Lipp, A., Grass, H., Craighero, P., Fleischer, M., Merklein, M., 2016. Modelling kinetics of phase transformation for the indirect hot stamping process to focus on car body parts with tailored properties. *Journal of Materials Processing Technology* 228, S. 59–67.
- Hochholdinger, B., 2012. Simulation des Presshärteprozesses und Vorhersage der mechanischen Bauteileigenschaften nach dem Härten. Dissertation, Eidgenössische Technische Hochschule Zürich, ETH, Zürich.
- Hollomon, J., Jaffe, L., 1945. Time-Temperature Relations in Tempering Steel. *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, S. 223–249.
- Homberg, W., Arian, B., Arne, V., Borgert, T., Brosius, A., Groche, P., Hartmann, C., Kersting, L., Laue, R., Martschin, J., Meurer, T., Spies, D., Tekkaya, A.E., Trächtler, A., Volk, W., Wendler, F., Wrobel, M., 2024. Softsensors: key component of property control in forming technology. *Production Engineering* 18 (3-4), S. 603–614.
- Hosford, W.F., Caddell, R.M. (Hrsg.), 2007. Metal forming. Mechanics and metallurgy. Dritte Auflage, Cambridge Univ. Press, Cambridge.
- InfraTec, N.N. <https://www.infratec.de/thermografie/industrielle-automation/presshaerten-press-check/>.
- Kaar, S., Steineder, K., Schneider, R., Krizan, D., Sommitsch, C., 2021. New Ms-formula for exact microstructural prediction of modern 3rd generation AHSS chemistries. *Scripta Materialia* 200, 113923.
- Kamaliev, M., 2023. Isotherme Innenhochdruckumformung geschlossener Profile - Werkstoffcharakterisierung und Prozessumsetzung. Dissertation, Technische Universität Dortmund, Shaker-Verlag, Düren.
- Kamamoto, S., Nishimori, T., Kinoshita, S., 1985. Analysis of residual stress and distortion resulting from quenching in large low-alloy steel shafts. *Materials Science and Technology* 1 (10), S. 798–804.
- Karbasian, H., Tekkaya, A.E., 2010. A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology* 210 (15), S. 2103–2118.
- Kirkaldy, J., Venugopalan, D., 1983. Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels, in: *Proceedings of an International Conference on Phase Transformations in Ferrous Alloys*, Philadelphia, Pennsylvania, S. 125–148.
- Klocke, F., Brummer, C.M., 2014. Laser-assisted Metal Spinning of Challenging Materials. *Procedia Engineering* 81, S. 2385–2390.

- Kloeser, D., Martschin, J., Meurer, T., Tekkaya, E., 2021. Reduced order modelling for spatial-temporal temperature and property estimation in a multi-stage hot sheet metal forming process. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering* 3, 100055.
- Koistinen, D.P., Marburger, R.E., 1959. A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica* 7 (1), S. 59–60.
- Ktena, A., Hristoforou, E., Gerhardt, G.J., Missell, F.P., Landgraf, F.J., Rodrigues, D.L, Alberteris-Campos, M., 2014. Barkhausen noise as a microstructure characterization tool. *Physica B: Condensed Matter* 435, S. 109–112.
- Lafarge, R., Hütter, S., Tulke, M., Halle, T., Brosius, A., 2021. Data based model predictive control for ring rolling. *Production Engineering* 15 (6), S. 821–831.
- Lämmel, U., Cleve, J. (Hrsg.), 2023. Künstliche Intelligenz. Wissensverarbeitung - Neuronale Netze. Sechste Auflage, Hanser, München.
- Le Quilliec, G., Breitkopf, P., Roelandt, J.-M., Juillard, P., 2014. Semi-analytical approach for plane strain sheet metal forming using a bending-under-tension numerical model. *International Journal of Material Forming* 7 (2), S. 221–232.
- Lechler, J., 2009. Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Meisenbach, Bamberg.
- Lee, S.-J., Lee, Y.-K., 2008. Finite element simulation of quench distortion in a low-alloy steel incorporating transformation kinetics. *Acta Materialia* 56 (7), S. 1482–1490.
- Lee, S.-J., Pavlina, E.J., van Tyne, C.J., 2010. Kinetics modeling of austenite decomposition for an end-quenched 1045 steel. *Materials Science and Engineering: A* 527 (13–14), S. 3186–3194.
- Lee, Y.-K., 2002. Empirical formula of isothermal bainite start temperature of steels. *Journal of Materials Science Letters* 21 (16), S. 1253–1255.
- Leslie, W.C. (Hrsg.), 1981. The physical metallurgy of steels. Erste Auflage, McGraw-Hill, Auckland, Hamburg.
- Li, M.V., Niebuhr, D.V., Meekisho, L.L., Atteridge, D.G., 1998. A computational model for the prediction of steel hardenability. *Metallurgical and Materials Transactions B* 29 (3), S. 661–672.
- Li, Y., Chen, Y., Li, S., 2021. Phase transformation testing and modeling for hot stamping of boron steel considering the effect of the prior austenite deformation. *Materials Science and Engineering: A* 821, 141447.
- Liang, W., Wang, L., Liu, Y., Wang, Y., Zhang, Y., 2014. Hot Stamping Parts with Tailored Properties by Local Resistance Heating. *Procedia Engineering* 81, S. 1731–1736.

- Lin, J. (Hrsg.), 2012. Microstructure evolution in metal forming processes. Erste Auflage, Woodhead Publ, Oxford.
- Löbbecke, C., 2019. Temperaturunterstütztes Biegen und Wärmebehandeln in mehrstufigen Werkzeugen. Dissertation, Technische Universität Dortmund, Shaker-Verlag, Aachen.
- Löbbecke, C., Hater, S., Kamaliev, M., Hiegemann, L., Tekkaya, A., 2017. Sheet Metal Forming in Progressive Dies Assisted by Rapid Induction Heating: Setting of Springback and Product Properties, in: Proceedings 6th International Conference Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel - CHS2, Atlanta, S. 649–661.
- Löbbecke, C., Hering, O., Hiegemann, L., Tekkaya, A.E., 2016. Setting Mechanical Properties of High Strength Steels for Rapid Hot Forming Processes. *Materials* 9 (4).
- Löbbecke, C., Hoppe, C., Becker, C., Tekkaya, A.E., 2015. Closed loop springback control in progressive die bending by induction heating. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing* 16 (12), S. 2441–2449.
- Löbbecke, C., Martschin, J., Putschkat, D., Sulaiman, H., Jäger, A., Tekkaya, A.E., 2022. Development of a Hot Cutting Process for Functional Parts by Stress State-Dependent Damage Modeling, in: Proceedings of the 12th International Conference and Workshop on Numerical Simulation of 3D Sheet Metal Forming Processes, Toronto, S. 511–521.
- Löbbecke, C., Tekkaya, A.E., 2018. Mechanisms for controlling springback and strength in heat-assisted sheet forming. *CIRP Annals* 67 (1), S. 273–276.
- Lolla, T., Cola, G., Narayanan, B., Alexandrov, B., Babu, S.S., 2011. Development of rapid heating and cooling (flash processing) process to produce advanced high strength steel microstructures. *Materials Science and Technology* 27 (5), S. 863–875.
- LS-DYNA, 2021. https://www.dynasupport.com/manuals/ls-dyna-manuals/ls-dyna_manual_volume_ii_r13.pdf/view.
- Macherauch, E., Zoch, H.-W. (Hrsg.), 2019. *Praktikum in Werkstoffkunde*. 100 ausführliche Versuche aus wichtigen Gebieten der Werkstofftechnik. Dreizehnte Auflage, Springer, Wiesbaden.
- Maeno, T., Mori, K., Nagai, T., 2014. Improvement in formability by control of temperature in hot stamping of ultra-high strength steel parts. *CIRP Annals* 63 (1), S. 301–304.
- Manninen, T., Säynäjäkangas, J., 2012. Mechanical properties of ferritic stainless steels at elevated temperature. Proceedings of the Fourth International Experts Seminar on Stainless Steel in Structures.
- Marciniak, Z., Duncan, J.L., Hu, S.J., 2002. Bending of sheet, in: *Mechanics of Sheet Metal Forming*. Elsevier, S. 82–107.

- Martschin, J., Meya, R., Klöser, D., Meurer, T., Tekkaya, A.E, 2021. Control-Oriented Characterization of Product Properties during Hot Hole-Flanging of X46Cr13 Sheet Material in a Progressive-Die. *Metals* 11 (2), 349.
- Martschin, J., Rethmann, P., Grodotzki, J., Wrobel, M., Meurer, T., Tekkaya, A.E, 2024a. Quick prediction of thinning in stretch forming of hat-shaped profiles during multi-stage hot sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology* 327, 118365.
- Martschin, J., Wrobel, M., Grodotzki, J., Meurer, T., Tekkaya, A.E, 2023. Soft Sensors for Property-Controlled Multi-Stage Press Hardening of 22MnB5. *Automotive Innovation* 6 (3), S. 352–363.
- Martschin, J., Wrobel, M., Grodotzki, J., Tekkaya, A.E, 2024b. Tailoring the Hardness in Multi-stage Press Hardening of 22MnB5 Sheet Material in a Progressive Die, in: *Proceedings of the 14th International Conference on the Technology of Plasticity - Current Trends in the Technology of Plasticity*. Springer Nature Switzerland, Cham, S. 90–100.
- Martschin, J., Wrobel, M., Meurer, T., Tekkaya, A., 2024c. Influence of Multi-Step Forming on the Hardness and Microstructure of Rapidly Austenitized 22MnB5, in: *Proceedings 27th International Conference Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel - CHS2*, Nashville, S. 8–14.
- Maynier, P., Jungmann, B., Dollet, J., 1978. Creusot-Loire system for the prediction of the mechanical properties of low alloy steel products, in: *Proceedings Symposium (on) Hardenability Concepts with Applications to Steel 1977*, Warrendale, S. 518–545.
- Melloy, G.F, Summon, P.R, Podgursky, P.P, 1973. Optimizing the boron effect. *Metalurgical Transactions* 4 (10), S. 2279–2289.
- Merklein, M., Lechler, J., Geiger, M., 2006. Characterisation of the Flow Properties of the Quenchenable Ultra High Strength Steel 22MnB5. *CIRP Annals* 55 (1), S. 229–232.
- Merklein, M., Wieland, M., Lechner, M., Bruschi, S., Ghiotti, A., 2016. Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: A review. *Journal of Materials Processing Technology* 228, S. 11–24.
- Meya, R., 2020. Schädigungskontrolliertes Blechbiegen mittels Druckspannungsüberlagerung. Dissertation, Technische Universität Dortmund, Shaker Verlag, Dortmund.
- Meya, R., Löbbe, C., Tekkaya, A.E, 2019. Stress State Control by a Novel Bending Process and its Effect on Damage and Product Performance. *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 141 (10).
- Meza-García, E., Birnbaum, P., Landgraf, P., Grund, T., Lampke, T., Kräusel, V., 2020. Thermomechanical Treatment of Martensitic Stainless Steels Sheets and Its Effects

- on Their Deep Drawability and Resulting Hardness in Press Hardening. *Metals* 10 (11), 1536.
- Milford, R.L, Allwood, J.M, Cullen, J.M, 2011. Assessing the potential of yield improvements, through process scrap reduction, for energy and CO₂ abatement in the steel and aluminium sectors. *Resources, Conservation and Recycling* 55 (12), S. 1185–1195.
- Min, J., Lin, J., Min, Y., Li, F., 2012. On the ferrite and bainite transformation in isothermally deformed 22MnB5 steels. *Materials Science and Engineering: A* 550, S. 375–387.
- Mohrbacher, H., 2014. Martensitic Automotive Steel Sheet - Fundamentals and Metallurgical Optimization Strategies. *Advanced Materials Research* 1063, S. 130–142.
- Mori, K., Bariani, P.F, Behrens, B.-A., Brosius, A., Bruschi, S., Maeno, T., Merklein, M., Yanagimoto, J., 2017a. Hot stamping of ultra-high strength steel parts. *CIRP Annals* 66 (2), S. 755–777.
- Mori, K., Maeno, T., Mongkolkaji, K., 2013a. Tailored die quenching of steel parts having strength distribution using bypass resistance heating in hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology* 213 (3), S. 508–514.
- Mori, K., Maeno, T., Sakagami, M., Ukai, M., Agatsuma, Y., 2017b. 2-stage progressive-die hot stamping of ultra-high strength steel parts using resistance heating. *Procedia Engineering* 207, S. 681–686.
- Mori, K., Maeno, T., Tsuchiya, M., Nanya, T., 2017c. Inclusion of hot stamping operations in progressive-die plate forging of tailored high strength gear part. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 90 (9-12), S. 3585–3594.
- Mori, K., Maeno, T., Yamada, H., Matsumoto, H., 2015. 1-Shot hot stamping of ultra-high strength steel parts consisting of resistance heating, forming, shearing and die quenching. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 89, S. 124–131.
- Mori, K., Yamada, H., Maeno, T., IEDA, K., 2013b. 1 Shot Hot Stamping of Ultra-High Strength Steel Parts Consisting of Resistance Heating, Forming, Shearing and Die Quenching. *Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity* 54 (627), S. 343–347.
- Morsdorf, L., Kashiwar, A., Kübel, C., Tasan, C.C, 2023. Carbon segregation and cementite precipitation at grain boundaries in quenched and tempered lath martensite. *Materials Science and Engineering: A* 862, 144369.
- Motaman, S.AH, Komerla, K., Storms, T., Prah, U., Brecher, C., Bleck, W., 2018. Experimental and numerical investigation of dual phase steels formability during laser-assisted hole-flanging, in: *Proceedings of the 21st International ESAFORM Conference on Material Forming*, Palermo, Italy, 60005.

- Naderi, M., 2007. Hot stamping of ultra high strength steels. Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, Aachen.
- Nayak, U.P, Müller, M., Britz, D., Guitar, M.A, Mücklich, F., 2021. Image Processing using Open Source Tools and their Implementation in the Analysis of Complex Microstructures. *Practical Metallography* 58 (8), S. 484–506.
- Nielsen, C.V, Arinbjarnar, Ú., Ceron, E., Madsen, T.L, Møller, B., Madsen, K.M, Simut, K., 2023. A novel ironing punch concept with adjustable tool diameter. *CIRP Annals* 72 (1), S. 213–216.
- Oddy, A., Mc Dill, J., Karlsson, L., 1996. Microstructural predictions including arbitrary thermal histories, re-austenization and carbon segregation effects. *Canadian Metallurgical Quarterly* 35 (3), S. 275–283.
- Ota, E., Yogo, Y., Iwata, T., Iwata, N., Ishida, K., Takeda, K., 2014. Formability Improvement Technique for Heated Sheet Metal Forming by Partial Cooling. *Key Engineering Materials* 622-623, S. 279–283.
- Ouyang, Y., Lee, M.-S., Moon, J.H, Kang, C.-G., 2012. The effect of the blank holding force on formability in hot deep drawing of boron steel considering heat transfer phenomena and friction coefficient by simulation and experimental investigation. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 226 (9), S. 1506–1518.
- Oxford English Dictionary, 2023. <https://doi.org/10.1093/OED/1035742487>.
- Petch, N., 1953. The Cleavage Strength of Polycrystals. *The Journal of the Iron and Steel Institute* (174), S. 25–31.
- Pilkington, J.L, Preston, C., Gomes, R.L, 2014. Comparison of response surface methodology (RSM) and artificial neural networks (ANN) towards efficient extraction of artemisinin from *Artemisia annua*. *Industrial Crops and Products* 58, S. 15–24.
- Reitz, A., Grydin, O., Schaper, M., 2022. Influence of thermomechanical processing on the microstructural and mechanical properties of steel 22MnB5. *Materials Science and Engineering: A* 838, 142780.
- Rosemann, P., Kauss, N., Müller, C., Halle, T. Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Neigung zur Chromverarmung martensitischer nichtrostender Stähle, in: 16. Sommerkurs Werkstoffe und Fügen, S. 71–78.
- Rosemann, P., Müller, T., Babutzka, M., Heyn, A., 2015. Influence of microstructure and surface treatment on the corrosion resistance of martensitic stainless steels 1.4116, 1.4034, and 1.4021. *Materials and Corrosion* 66 (1), S. 45–53.
- Rosenstock, D., Banik, J., Gerber, T., Myslowicki, S., 2019. Hot stamping steel grades with increased tensile strength and ductility - MBW-K 1900, tribond 1200 and tribond 1400. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 651 (1), 12040.

- Salari, S., Naderi, M., Bleck, W., 2015. Constitutive Modeling During Simultaneous Forming and Quenching of a Boron Bearing Steel at High Temperatures. *Journal of Materials Engineering and Performance* 24 (2), S. 808–815.
- Scheil, E., 1935. Anlaufzeit der Austenitumwandlung. *Archiv für das Eisenhüttenwesen* 8 (12), S. 565–567.
- Schillé, J.-P., Guo, Z., Saunders, N., Miodownik, A.P., 2011. Modeling Phase Transformations and Material Properties Critical to Processing Simulation of Steels. *Materials and Manufacturing Processes* 26 (1), S. 137–143.
- Schrepfer, A., 2023. Temperature measurement during blanking with enhanced speeds, in: *Sheet Metal 2023*, Erlangen-Nürnberg, S. 3–10.
- Siimut, K., Arinbjarnar, Ú., Madsen, K.M., Ceron, E., Madsen, T.L., Nielsen, C.V., 2024. Evaluation of Required Diameter Adjustment of a Novel Ironing Punch Concept for Reducing Wear During Retraction, in: *Proceedings of the 14th International Conference on the Technology of Plasticity - Current Trends in the Technology of Plasticity*. Springer Nature Switzerland, Cham, S. 101–109.
- Skrlac, J., Lindner, S., 2017. Hochfeste martensitische Chromstähle für die Warmumformung, in: *Innovationspotenziale in der Umformtechnik*, 22. Umformtechnisches Kolloquium Hannover, S. 167–179.
- Smallman, R.E., Bishop, R.J. (Hrsg.), 1999. *Modern physical metallurgy and materials engineering. Science, process, applications*. Sechste Auflage, Butterworth Heinemann, Oxford, Boston.
- Spittel, M., Spittel, T., Warlimont, H., Landolt, H., Börnstein, R., Martienssen, W. (Hrsg.), 2009. *Numerical data and functional relationships in science and technology*. New series, Springer, Berlin.
- Stebner, S.C., Martschin, J., Arian, B., Dietrich, S., Feistle, M., Hütter, S., Lafarge, R., Laue, R., Li, X., Schulte, C., Spies, D., Thein, F., Wendler, F., Wrobel, M., Vasquez, J.R., Dölz, M., Münstermann, S., 2024. Monitoring the evolution of dimensional accuracy and product properties in property-controlled forming processes. *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering* 8, 100133.
- Stennei, M., Grodotzki, J., Tekkaya, A., (Keine Angabe), 2024. Material properties of a roll clad steel composite designed for press hardening with rapid heating, in: *Proceedings 27th International Conference Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel - CHS2*, Nashville.
- Stockburger, E., 2024. Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Formhärten von martensitischem Chromstahl. Dissertation, Gottfried Wilhelm Leibniz Universität Hannover.

- Sturm, S., 2022. Thermographie Process Monitoring in Press Hardening and the Digitalization into an INDUSTRY 4.0 Data Management System, in: Proceedings 8th International Conference Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel - CHS2, S. 755–763.
- Suehiro, M., Maki, J., Kusumi, K., Ohgami, M., Miyakoshi, T., 2003. Properties of Aluminized Steels for Hot-Forming, in: SAE Technical Paper Series.
- Suzuki, Y., Mori, K., Maeno, T., Sakakibara, K., Abe, Y., 2018. Improvement of formability using partial cooling during transfer in hot stamping of ultra-high strength steel parts. *Procedia Manufacturing* 15, S. 1119–1126.
- Tamura, I. (Hrsg.), 1988. Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels. Erste Auflage, Butterworths, London.
- Tekkaya, A.E., Groche, P., Kinsey, B.L., Wang, Z.G., 2023. Stress superposition in metal forming. *CIRP Annals* 72 (2), S. 621–644.
- Todzy, T., 2015. Prozessfenster beim Presshärten bei schneller Erwärmung von Stahlplatinen mit Aluminium-Silizium-Beschichtung. Dissertation, Universität Siegen, Shaker Verlag, Aachen.
- Todzy, T., Wortberg, D., Engel, B., Weyrich, M., 2013. Verkürzte Erwärmungszeiten: Einfluss auf die Werkstoffeigenschaften des presshärtbaren Stahls 22MnB5, in: Tagungsband zum 8. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, S. 219–236.
- Tricarico, L., Palmieri, M.E., 2023. Robust Design of Deep Drawing Process through In-Line Feedback Control of the Draw-In. *Applied Sciences* 13 (3), 1717.
- Utgren, A., 1938. Diskussion über „The Physics of Hardenability“ von R.F. Mehl. *Hardenability of Alloy Steels*, S. 55–56.
- Veit, R., Hofmann, H., Kolleck, R., Sikora, S., 2010. Untersuchung der Phasenbildung bei der Erwärmung Al/Si-beschichteter Formplatinen, in: Tagungsband zum 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Erlangen, S. 29–36.
- Venturato, G., Novella, M., Bruschi, S., Ghiotti, A., Shivpuri, R., 2017. Effects of Phase Transformation in Hot Stamping of 22MnB5 High Strength Steel. *Procedia Engineering* 183, S. 316–321.
- Vollmer, R., Palm, C., 2019. Process Monitoring And Real Time Algorithmic For Hot Stamping Lines. *Procedia Manufacturing* 29, S. 256–263.
- Wang, X., Chen, J., Guo, Y., Niu, W., 2022. Effects of Heating Rate on Austenitic Transformation and Corrosion Property of High Chromium Ferritic/Martensitic Steel. *International Journal of Electrochemical Science* 17 (8), 220818.
- Wolter, B., Gabi, Y., Conrad, C., 2019. Nondestructive Testing with 3MA—An Overview of Principles and Applications. *Applied Sciences* 9 (6), 1068.

- Wrobel, M., 2024. Model- and Data-Based Estimator and Control Design for Metal Forming Processes. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie, Karlsruher Institut für Technologie (KIT), Karlsruhe.
- Wrobel, M., Martschin, J., Baumann, H., Tekkaya, A.E, Meurer, T., 2025. Data-based Estimation and Control of a Multi-Stage Press Hardening Process. *IEEE Transactions on Control Systems Technology*, (eingereicht).
- Wrobel, M., Martschin, J., Meurer, T., Tekkaya, E., 2023. Data-driven Temperature Estimation for a Multi-Stage Press Hardening Process. *IFAC-PapersOnLine* 56 (2), S. 4252–4257.
- Zhang, D., Cui, Z., Ruan, X., Li, Y., 2007. An analytical model for predicting spring-back and side wall curl of sheet after U-bending. *Computational Materials Science* 38 (4), S. 707–715.

Anhang A – Kapitel 4

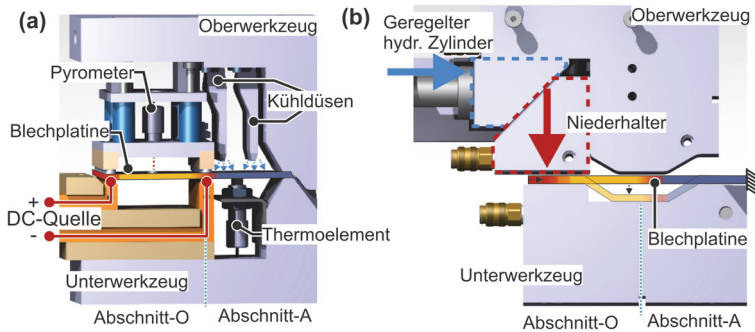


Bild Anhang A 1: Seitenansicht der (a) Temperierstufe und (b) der Streckziehstufe

Anhang B – Kapitel 5

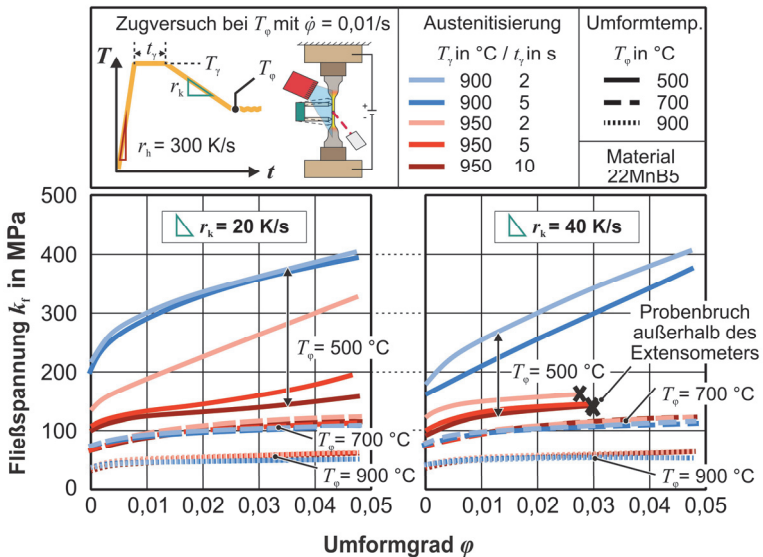


Bild Anhang B 1: Fließspannung k_f ($0 \leq \varphi \leq 0,05$) von 22MnB5 bei verschiedenen Umformtemperaturen T_φ nach Variation der Austenitisierungstemperatur T_γ , Haltezeit t_γ und Abkühlrate r_k ermittelt im Warmzugversuch mit einer Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi} = 0,01/s$.

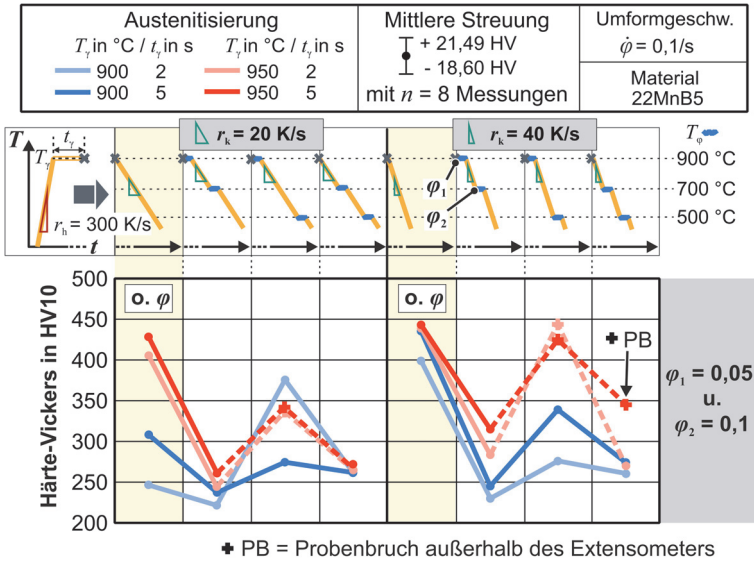


Bild Anhang B 2: Härte im Probenquerschnitt der rasch austenitisierten und zweistufig bei der Temperatur $T_{\varphi,1}$ und $T_{\varphi,2}$ umgeformten 22MnB5-Zugproben mit den Umformgraden $\varphi_1 = 0,05$ und $\varphi_2 = 0,1$ unter Variation der Austenitisierungsbedingung (T_γ ; t_γ), der Abkühlrate r_k

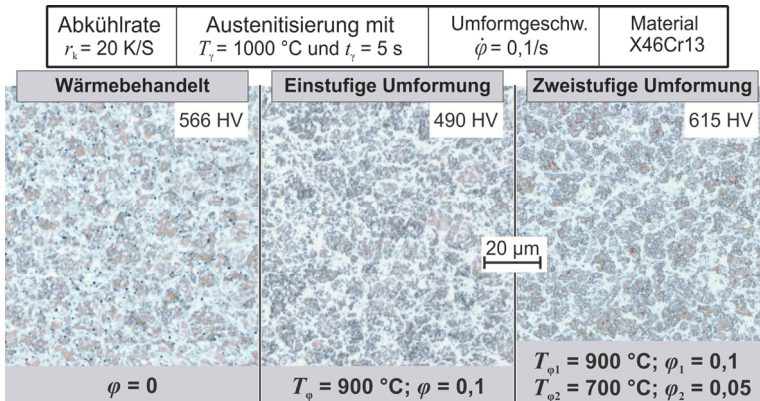


Bild Anhang B 3: Schlibfbilder von thermo-mechanisch behandelten X46Cr13-Warmzugproben

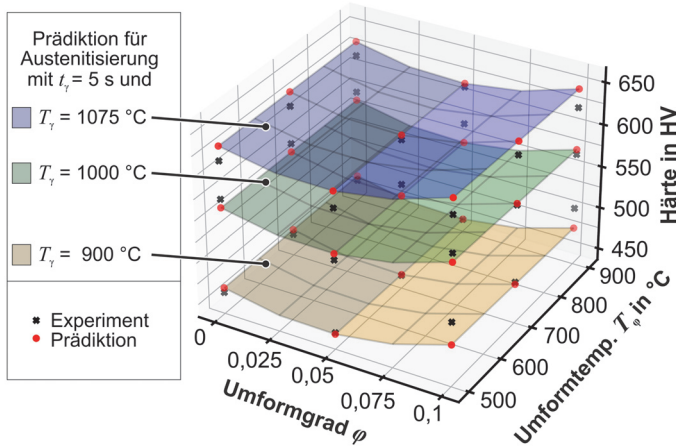


Bild Anhang B 4: Vergleich zwischen dem Regressionsmodell zur Prädiktion der Härte des X46Cr13 nach der raschen Austenitisierung und einer einstufigen Warmumformung mit den Experimentellen Daten

Anhang C – Abschnitt 6.1

Im Folgenden sind die weiterführenden Informationen zu den Experimente und Gleichungen, welche im Rahmen der regelungsorientieren Berechnung des Warmstreckziehens genutzt werden und nicht in Abschnitt 6.1 beschrieben sind, aufgeführt.

Berechnung der Länge der mittleren Faser im Biegeradius l_R und in der Zarge l_Z :

$$l_R(\beta) = \beta \cdot \frac{\pi}{180} \cdot \left(r_{St} + \frac{S}{2} \right)$$

$$l_Z(\beta) = \frac{l_{Z,0} - 2 \cdot \left(r_{St} + \frac{S}{2} \right) \cdot \sin(\beta)}{\cos(\beta)}$$

Berechnung der Elementhöhe (Blechdicke) $s_{An-i,Ele}$ nach Aufbringung der Test-Längenänderung $\Delta l_{An-i,Ele}$:

$$s_{An,i,Ele} = s_{Ele}^0 \cdot \frac{l_{Ele}^0}{l_{i,Ele}^t + \Delta l_{An,i,Ele}}$$

Anhang D – Abschnitt 6.3

Im Folgenden sind die weiterführenden Gleichungen, welche zur Modellierung der Phasenumwandlung des 22MnB5 im Rahmen der Softsensorentwicklung genutzt wurden und nicht in Abschnitt 6.3 beschrieben sind, aufgeführt. Das grundlegende Framework wurde Hippchen (2014) entnommen. Die Herkunft, Herleitung sowie Adaption der wesentlichen Gleichungen ist dort im Detail beschrieben.

Parameter zur Berechnung der diffusionslosen Phasenumwandlung – Gl. (6.15)

Berechnung der Parameter α_M und Φ_M aus Lee und Lee (2008):

$$\alpha_M = \frac{(G_{ASTM})^{0,24}}{9,017 + 62,88 \cdot C_{\%} + 9,27 \cdot Ni_{\%} - 1,08 \cdot Cr_{\%} + 0,76 \cdot Mo_{\%}}$$

$$\Phi_M = 0,42 - 0,246 \cdot C_{\%} + 0,356 \cdot C_{\%}$$

Werte für n_M und ψ_M aus Lee et al. (2010):

$$n_M = 0,191$$

$$\psi_M = 2,421$$

Martensitstarttemperatur M_S nach Kaar et al. (2021):

$$M_S = 692 - 502 \cdot (C_{\%} + 0,86 \cdot N_{\%})^{0,5} - 37 \cdot Mn_{\%} \\ - 14 \cdot Si_{\%} + 20 \cdot Al_{\%} - 11 \cdot Cr_{\%}$$

Gewichtung zur Bestimmung des entstehenden wahren Martensitanteils ζ_M abhängig vom Austenitanteil $\zeta_Y^*(T = M_S)$ und des normierten Martensitanteils $\check{\zeta}_M$:

$$\zeta_M = \xi_M \cdot \zeta_Y^*$$

Parameter zur Berechnung der Phasenumwandlung durch Diffusion – Gl. (6.17)

Mit den Übergangstemperaturen und Starttemperaturen wird bei der Berechnung der Bildung der Phasenanteile durch Diffusion nach Gl. (6.17) gesteuert ob sich Ferrit ($A_{c3} \geq T > (A_{c1} - T_{\text{off},F})$), Perlit ($A_{c1} \geq T > (B_S - T_{\text{off},B})$) oder Bainit ($B_S \geq T > (M_S - T_{\text{off},B})$) bildet. Die Temperaturen $T_{\text{off},i}$ geben dabei den Überhang zwischen den Phasenbildungsgebieten an, wodurch die gleichzeitige Berechnung zweier Phasen ermöglicht wird. Da im Rahmen der Untersuchungen keine Perlitbildung, aber eine ausgeprägte Ferritbildung festgestellt wurde, wird für die Ferritbildung $A_{c1} - T_{\text{off},F} = B_S - 50$ °C gesetzt.

A_{c3} -Temperatur (Ferrit-Starttemperatur) in °C nach Leslie (1981):

$$A_{c3} = 912 - 203 \cdot \sqrt{C_{\%}} - 15,2 \cdot Ni_{\%} + 44,7 \cdot Si_{\%} + 104 \cdot V_{\%} \\ + 31,5 \cdot Mo_{\%} + 13,1 \cdot W_{\%} - 30 \cdot Mn_{\%} - 11 \cdot Cr_{\%} - 20 \cdot Cu_{\%}$$

A_{c1} -Temperatur (Perlit-Starttemperatur) in °C nach Andrews (1965):

$$A_{c1} = 723 - 10,7 \cdot Mn_{\%} - 16,9 \cdot Ni_{\%} + 29 \cdot Si_{\%} + 16,9 \cdot Cr_{\%} \\ + 290 \cdot As_{\%} + 6,4 \cdot W_{\%}$$

Bainitstarttemperatur B_S in °C nach Lee (2002):

$$B_S = 745 - 110 \cdot C_{\%} - 59 \cdot Mn_{\%} - 39 \cdot Ni_{\%} - 68 \cdot Cr_{\%} \\ - 106 \cdot Mo_{\%} + 6 \cdot (Cr_{\%})^2 + 29 \cdot (Mo_{\%})^2$$

Folgend sind die konstanten Werkstoffparameter für die Beschreibung der diffusionslosen Phasenumwandlung aufgeführt. Die Parameter werden aus dem LS-Dyna Manual R13.0 Vol II (Oktober, 2021) entnommen und basieren auf Hippchen et al. (2016). Der Werkstoffparameter $C_{r,i}$ („Retardationskoeffizient“) wird in dieser Arbeit nicht genutzt, weil das Fitting über eine von der Abkühlrate r_k abhängige Aktivierungsenergie $Q_i(r_k)$ und den Werkstoffparameter $\phi_i(r_k)$ vollzogen wird.

Werkstoffparameter	Ferrit ($i = F$)	Perlit ($i = P$)	Bainit ($i = B$)
ω_i	0,41	0,32	0,29
ψ_i	0,4	0,4	0,4
$C_{r,i}$	0	0	0

Folgend sind die von der Legierungszusammensetzung abhängigen Werkstoffparameter C_i geben, welche Åkerström und Oldenburg (2006) entnommen werden:

$$C_F = 59,6 \cdot Mn_{\%} + 1,45 \cdot Ni_{\%} + 67,7 \cdot Cr_{\%} + 244 \cdot Mo_{\%} + 1,9 \cdot 10^5$$

$$C_P = 1,79 + 5,42 \cdot (Cr_{\%} + Mo_{\%} + 4 \cdot Mo_{\%} \cdot Ni_{\%}) + 3,1 \cdot 10^3$$

$$C_B = 0,0001 \cdot (2,34 + 10,1 \cdot C_{\%} + 3,8 \cdot Cr_{\%} + 19 \cdot Mo_{\%})$$

Die Bestimmung des wahren entstehenden Phasenanteils ζ_i auf Basis des errechneten normierten Phasenanteils ξ_i erfolgt durch eine Gewichtung mit dem wahren Ferritanteil im Gleichgewichtszustand $\zeta_{eq,F}$:

$$\zeta_F = \xi_F \cdot \zeta_{eq,F}$$

$$\zeta_i = \xi_i \cdot (1 - \zeta_{eq,F}) \text{ mit } i=P \text{ (Perlit) und } i=B \text{ (Bainit)}$$

Der wahren Ferritanteil im Gleichgewichtszustand $\zeta_{eq,F}$ wird wiederum auf Basis des Eiskohlenstoffdiagramms über Hebelgesetze nach Ultgren (1938) bestimmt. Eine detaillierte Beschreibung zur Umsetzung Hippchen et al. (2016) zu entnehmen.

Bestimmung der Korngröße abhängig von den Austenitisierungsparametern

Die Grundgleichung zur Bestimmung der Korngröße (s. Gl. (6.18)) ist in Löbbe und Tekkaya (2018) aufgeführt. Die Messergebnisse für die Korngröße wurden der Masterarbeit von Y. Rennar¹⁶ entnommen.

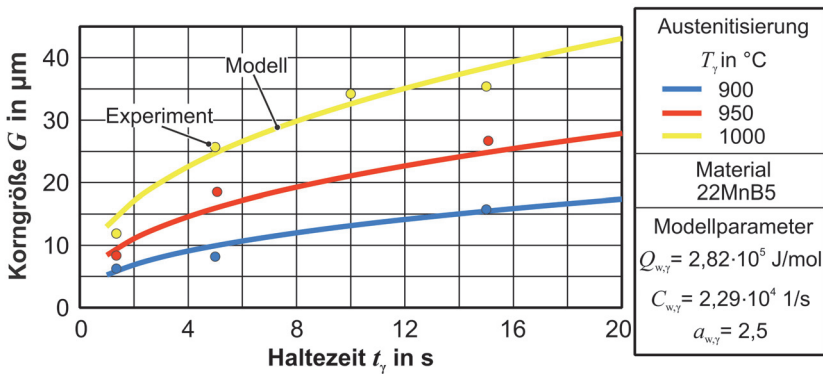


Bild Anhang D 1: Korngröße G des 22MnB5 abhängig von der Austenitisierungstemperatur und Haltezeit nach einer raschen Austenitisierung

Bestimmung der Härte HV_i der einzelnen Phasen in Gl. (6.23)

Die Berechnung der Härte der einzelnen Phasen im Ansatz nach Maynier et al. (1978) basiert auf der chemischen Zusammensetzung und der Abkühlrate r_k bei $T = 700 \text{ °C}$ in K/h während des Abschreckvorgangs:

$$HV_{F,P} = 42 + 223 \cdot C_{\%} + 53 \cdot Si_{\%} + 30 \cdot Mn_{\%} + 12,6 \cdot Ni_{\%} + 7 \cdot Cr_{\%} + 19 \cdot Mo_{\%} + (10 - 19 \cdot Si_{\%} + 4 \cdot N_{\%} + 8 \cdot Cr_{\%} + 130 \cdot V_{\%}) \cdot \lg(r_{k,700^\circ C})$$

$$HV_B = -323 + 185 \cdot C_{\%} + 330 \cdot Si_{\%} + 153 \cdot Mn_{\%} + 65 \cdot Ni_{\%} + 144 \cdot Cr_{\%} + 191 \cdot Mo_{\%} + (89 + 53 \cdot C_{\%} - 55 \cdot Si_{\%} - 22 \cdot Mn_{\%} - 10 \cdot Ni_{\%} - 20 \cdot Cr_{\%} - 33 \cdot Mo_{\%}) \cdot \lg(r_{k,700^\circ C})$$

$$HV_M = 127 + 947 \cdot C_{\%} + 27 \cdot Si_{\%} + 11 \cdot Mn_{\%} + 8 \cdot Ni_{\%} + 144 \cdot Cr_{\%} + 191 \cdot Mo_{\%} + 21 \cdot \lg(r_{k,700^\circ C})$$

Ermittelte Kalibrierfunktionen für $\phi_i(r_k)$ sowie $Q_i(r_k)$

Die dargestellten Daten wurden unter Nutzung des Kalibrieralgorithmus in Abschnitt 6.3.2 ermittelt.

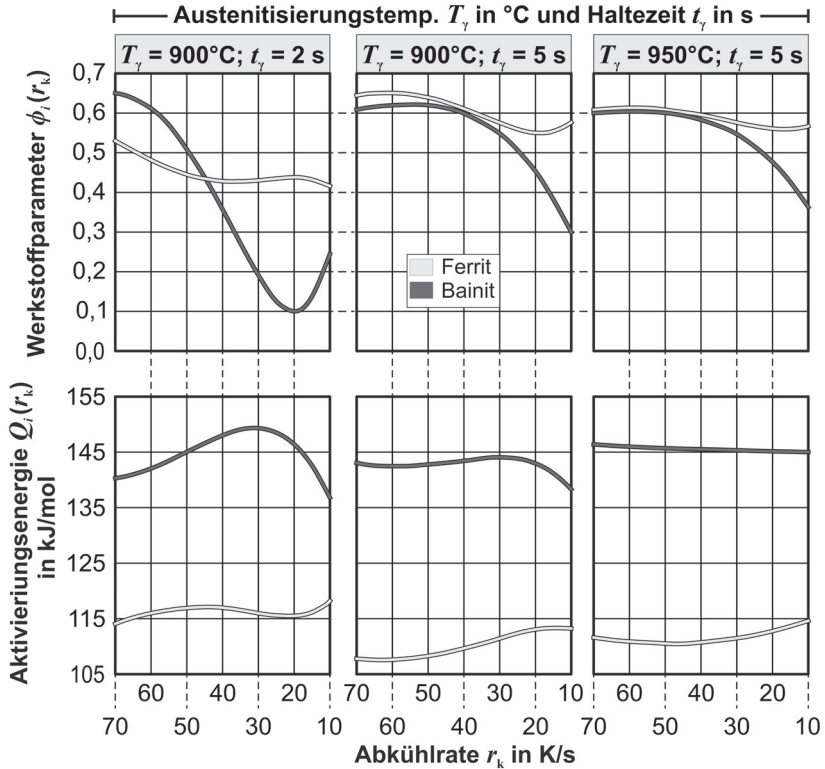
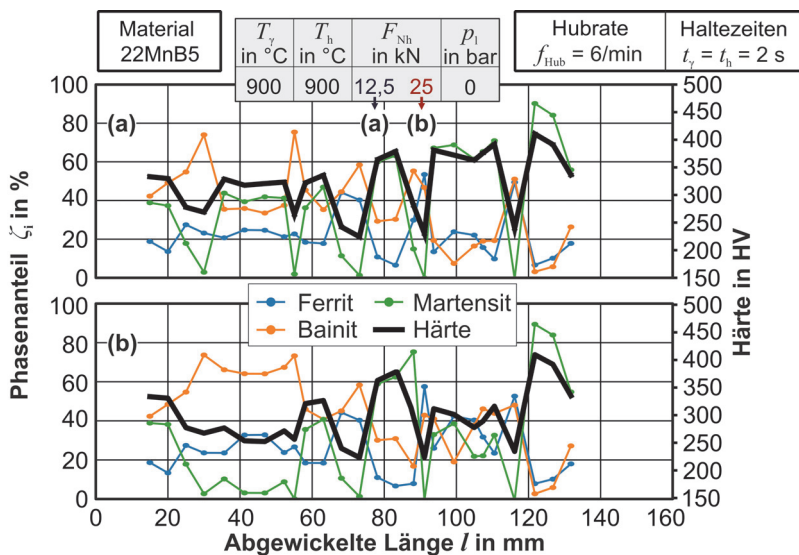


Bild Anhang D 2: Ermittelte Aktivierungsenergie Q und Werkstoffparameter ϕ als Funktion der Abkühlrate r_k für die Phasen i

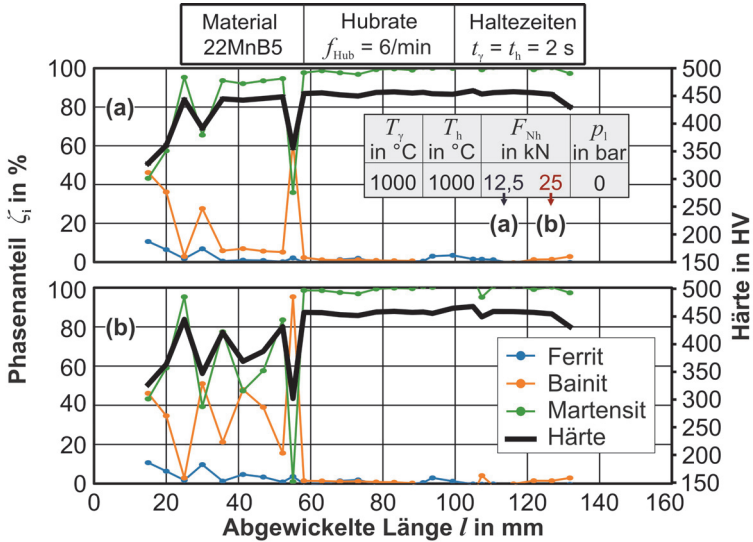
Anhang E – Kapitel 7

Tabelle Anhang E 1: Positionen (bezogen auf die abgewickelte Bauteillänge vor und nach der Umformung) für die Prädiktion der Temperatur durch den Temperatursoftsensor als Eingang für die entwickelte In-situ-Vorhersage der Produkteigenschaften

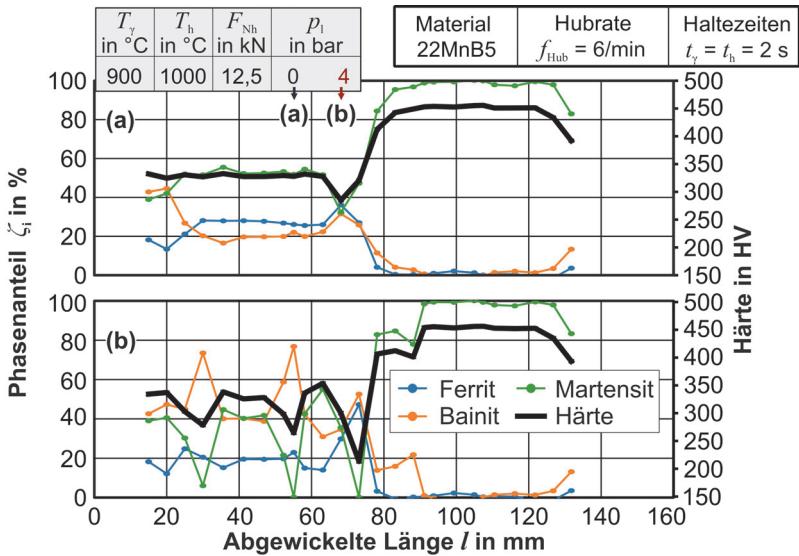
	Abgewickelte Länge / in mm (vor und nach der Umformung)							
Vor	15	20	25	30	35	40	45	50
Nach	15	20	25	30	35,62	41,25	46,87	52,25
Vor	55	60	65	70	75	80	85	90
Nach	58,12	63,12	68,12	73,12	78,12	83,12	88,12	93,73
Vor	95	100	105	110	115	120	125	
Nach	99,33	104,94	110,55	116,16	121,77	127,77	131,77	



Anhang E 1: Prädizierte Phasenanteile für Reihe 1 und 2 aus Kapitel 7



Anhang E 2: Präzierte Phasenanteile für Reihe 3 und 4 aus Kapitel 7



Anhang E 3: Präzierte Phasenanteile für Reihe 5 und 6 aus Kapitel 7

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name	Juri Jonas Martschin
Geburtsdatum	13.09.1991
Geburtsort	Witten
Staatsangehörigkeit	deutsch

Beruflicher Werdegang

Seit 06/2025 – heute	Maschinenbauingenieur, Schomäcker Federnwerk GmbH, Melle
11/2018 – 05/2025	Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Umform- technik und Leichtbau, Technische Universität Dortmund

Akademische Ausbildung

10/2011 – 08/2016	Bachelorstudium Maschinenbau, Technische Universität Dortmund
08/2016 – 11/2018	Masterstudium Maschinenbau, Technische Universität Dortmund

Schulische Ausbildung

10/2002 – 08/2011	Städtisches Schiller-Gymnasium, Abschluss: Allgemeine Hochschulreife
-------------------	---

Aus der Dortmunder Umformtechnik sind im Shaker Verlag bisher erschienen:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

L. Kwiatkowski: Engen dünnwandiger Rohre mittels dornlosen Drückens.
ISBN 978-3-8440-1381-8

T. Kloppenborg: Analyse- und Optimierungsmethoden für das
Verbundstrangpressen.
ISBN 978-3-8440-1384-9

A. Schuster: Charakterisierung des Faserverlaufs in umgeformten Stählen
und dessen Auswirkung auf mechanische Eigenschaften.
ISBN 978-3-8440-1581-2

A. Jäger: Strangpressen von Aluminiumprofilen mit prozessintegrierter
umformtechnischer Weiterverarbeitung.
ISBN 978-3-8440-1654-3

M. M. Hussain: Polymer Injection Sheet Metal Forming – Experiments and
Modeling.
ISBN 978-3-8440-2041-0

M. S. Aydin: Efficient Parameter Characterization for Hardening and Yield
Locus Models for Sheet Metals.
ISBN 978-3-8440-2118-9

A. Canpolat: Experimentelle und numerische Bewertung der
Fließortbestimmung mittels Kreuzzugversuch.
ISBN 978-3-8440-2126-4

V. Güley: Recycling of Aluminum Chips by Hot Extrusion.
ISBN 978-3-8440-2476-0

D. Pietzka: Erweiterung des Verbundstrangpressens zu höheren
Verstärkungsanteilen und funktionalen Verbunden.
ISBN 978-3-8440-2538-5

M. Haase: Mechanical Properties Improvement in Chip Extrusion with
Integrated Equal Channel Angular Pressing.
ISBN 978-3-8440-2571-2

Q. Yin: Verfestigungs- und Schädigungsverhalten von Blechwerkstoffen im
ebenen Torsionsversuch.
ISBN 978-3-8440-2839-3

C. Becker: Inkrementelles Rohrumformen von hochfesten Werkstoffen.
ISBN 978-3-8440-2947-5

R. Hölker: Additiv hergestellte Werkzeuge mit lokaler Innenkühlung zur
Produktivitätssteigerung beim Aluminium-Strangpressen.
ISBN 978-3-8440-3149-2

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

L. Hiegemann: Glatzwalzen beschichteter Oberflächen.
ISBN 978-3-8440-5419-4

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

M. Kamaliev: Isotherme Innenhochdruckumformung geschlossener Profile.
ISBN 978-3-8440-9168-7

F. Maaß: Gezielte Eigenspannungseinstellung in der inkrementellen
Blechumformung.
ISBN 978-3-8440-9373-5

A. Schowtjak: Vorhersage der Porenentwicklung in der Umformtechnik.
ISBN 978-3-8440-9433-6

H. Dardaei Jaghan: Hybrid additive manufacturing of metal laminated forming tools.
ISBN 978-3-8440-9481-7

A. K. Komodromos: Entwicklung und Einsatz additiv gefertigter Presshärte-
werkzeuge mit glattgewalzten Oberflächen.
ISBN 978-3-8440-9615-6

F. Schmitz: Prozessanalyse des Hochgeschwindigkeitsscherschneidens.
ISBN 978-3-8440-9979-9

