





*Kurzzeitaustenitisierung höchstfester Stähle – eine zeiteffiziente Methode zur  
Fertigung sicherheitsrelevanter Bauteile mit verbesserten Eigenschaften*

zur Erlangung des akademischen Grades  
DOKTOR DER INGENIEURWISSENSCHAFT (Dr.-Ing.)  
der Fakultät für Maschinenbau  
der Universität Paderborn

genehmigte  
DISSERTATION

von  
*M.Sc., Anatolii Andreiev*  
aus *Charkiw*

Tag des Kolloquiums: 20. Februar 2020  
Referent: Prof. Dr.-Ing. habil. Mirko Schaper  
Korreferent: Prof. Dr. rer. nat. Thomas Tröster

### **Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek**

Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über [dnb.dnb.de](http://dnb.dnb.de) abrufbar.

Zugl.: Paderborn, Univ., Diss., 2020

© 2020 Anatolii Andreiev

Herstellung und Verlag: BoD – Books on Demand, Norderstedt

ISBN:

## **Kurzzusammenfassung**

In der vorliegenden Arbeit wurde der Einfluss einer Kurzzeitaustenitisierung mit anschließendem Presshärten und kathodischer Tauchlackierung auf die mikrostrukturellen Umwandlungen und die mechanischen Eigenschaften eines Mangan-Bor-Stahls untersucht. Die Effekte der mikrostrukturellen Umwandlungen auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften wurden mit denen einer konventionellen Austenitisierung im Ofen verglichen. Außerdem wurde analysiert, inwiefern die Mikrostruktur des Ausgangsmaterials das Ergebnis der Kurzzeitaustenitisierung beeinflusst.

In Abhängigkeit von der Dicke und der Mikrostruktur des Ausgangsmaterials, wurden zudem jene Prozessparameter der Kurzzeitaustenitisierung experimentell bestimmt, welche zum einen die geforderte Qualität von pressgehärteten Bauteilen gewährleisten, und zum anderen ein zeiteffizientes Presshärten im Vergleich zur konventionellen Austenitisierung im Ofen ermöglichen, wie beispielsweise die Erwärmungstemperatur und -dauer. Mit den so festgelegten Parametern wurden schließlich Demonstrator-Bauteile einer Kurzzeitaustenitisierung unterzogen, pressgehärtet, kathodisch tauchlackiert und abschließend charakterisiert.

## **Abstract**

In this work, the effects of a short austenitization treatment with subsequent press hardening and cathodic dip painting on the microstructural transformations and the mechanical properties of a manganese-boron steel were studied. Furthermore, influences of the microstructural transformations on the resulting mechanical properties were analyzed and compared to the corresponding effect of a conventional austenitisation in the furnace. Additionally, the effect of the initial microstructure of the material on the result of short austenitization treatment was evaluated.

Based on this, the process parameters of the short austenitization treatment, such as heating temperature and dwell time, were determined experimentally as a function of the thickness as well as the initial microstructure of the material. On the one hand, these parameters ensure the quality required of the press-hardened components, and, on the other hand, enable a time-efficient design of the press-hardening process compared to conventional austenitization in the furnace. Using short austenitization with the predefined parameters, demonstrator components were press-hardened, cathodically dip-coated and characterized.



## Danksagung

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Werkstoffkunde (LWK) der Universität Paderborn.

Besonders möchte ich mich beim Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Mirko Schaper bedanken, der mir die Möglichkeit gegeben hat, am Lehrstuhl zu arbeiten und mich auf dem Weg zur Promotion stets unterstützt und motiviert hat. Seine Offenheit und Freundlichkeit im Umgang mit Personal resultieren in einem angenehmen und spannenden Arbeitsklima am Lehrstuhl. Vielen lieben Dank dafür, Mirko.

Mein weiterer Dank gilt Herrn Prof. Dr. rer. nat. Thomas Tröster für die kompetente Unterstützung bei der Durchführung des Projekts, aus welchem die vorliegende Dissertation entstanden ist, sowie für die Übernahme des Zweitgutachtens. Frau Prof. Dr. Ilona Horwath und Herr Prof. Dr.-Ing. Werner Homberg möchte ich sowohl für die Übernahme des Vorsitzes der Prüfungskommission und der Aufgabe des Beisitzers als auch für die fachliche Unterstützung im Fortschrittskolleg „Leicht-Effizient-Mobil“ bedanken.

Weiterhin gilt mein besonderer Dank Herrn Dr. Olexandr Grydin, der mich während meiner Arbeit am LWK stets fachlich unterstützt hat. Vor allem danke ich ihm sowie Herrn Prof. Yaroslav Frolov und Herrn Prof. Oleksandr Golovko dafür, dass Sie mein Potential während des Studiums in der Ukraine erkannt und einen großen Beitrag zu meinem erfolgreichen Aufenthalt in Deutschland geleistet haben.

Meinen Betreuern von Benteler Automobiltechnik, Herrn Dr.-Ing. Martin Joachim Holzweißig und Herrn Dr.-Ing. Christian Rüsing, danke ich für die Unterstützung bei der Vorbereitung und Durchführung der Experimente sowie für die zahlreichen intensiven und fachlichen Diskussionen.

Bei allen Arbeitskollegen/-innen am Lehrstuhl für Werkstoffkunde bedanke ich mich sehr für die angenehme Zusammenarbeit. Insbesondere bedanke ich mich bei Herrn Mykhailo Stolbchenko für ständige gegenseitige fachliche Unterstützung, die in einer angenehmen, freundschaftlichen und produktiven Zusammenarbeit resultierte. Weiterhin bedanke ich mich an dieser Stelle bei Herrn Dr.-Ing. Kay Peter Hoyer für seine ständige Bereitschaft und sein freundliches Entgegenkommen bei Bedarf an fachlichem Korrekturlesen wissenschaftlicher Dokumente oder der Lösung anderer Fragenstellungen. Herrn Florian Hengsbach sowie Frau Dr. Carolin Zinn gilt ebenfalls ein Dank für das zahlreiche Korrekturlesen meiner Texte. Weiterhin bedanke ich mich bei Frau Anja Puda für die Unterstützung bei den vielen metallographischen Untersuchungen sowie bei Kristina Dushik für die Untersuchungen im Transmissionselektronenmikroskop und die fachliche Unterstützung bei der Ergebnisauswertung.

Den Koordinatoren/-innen sowie Kollegiaten/-innen des Fortschrittskollegs „Leicht-Effizient-Mobil“ gilt mein Dank für die anspruchsvolle inter- und transdisziplinäre Zusammenarbeit. Hier bedanke ich mich herzlich bei Frau Dr. Silvia Dohmeier-Fischer und Herrn Dr. Christian Lauter für die ständige organisatorische Unterstützung des Projektes. Weiterhin bedanke ich mich beim Land NRW für die Förderung des Fortschrittskollegs „Leicht-Effizient-Mobil“, in dessen Rahmen die Basis dieser Arbeit entstanden ist.

Darüber hinaus danke ich herzlich dem Institut für Metallformung der Nationalen Metallurgischen Akademie der Ukraine für die fachlichen Kenntnisse und die praktischen Erfahrungen, die ich während meines Promotionsstudiums in der Ukraine gesammelt habe und die mir während meiner späterer Arbeit am Lehrstuhl für Werkstoffkunde viel geholfen haben.

Bei meinen Freunden/-innen möchte ich mich für die tolle Gesellschaft während meiner Erholungszeiten in der Ukraine sowie für die Unterstützung am Promotionstag bedanken. Artem, Denis, Valentyn, Anton, Roman, Maria, Svitlana, Anna, Yanina, Hanna, Khrystyna und viele andere, die mich unterstützt haben, vielen lieben Dank Euch.

Schließlich danke ich meiner Familie und Verwandten, insbesondere meiner Mutter (Iryna Makarenko), meinem Vater (Kostiantyn Andreiev), meiner Stiefmutter (Tetiana Drozhzha) und meinem Onkel (Oleksandr Andreiev), für das ständige Vertrauen in mich und die stetige Unterstützung in meinem Werdegang.

Paderborn, 10. März 2020

Anatolii Andreiev

## Veröffentlichungen

Grydin, O.; Andreiev, A.; Holzweißig, M.J.; Rüsing, C.J.; Duschik, K., Frolov, Ya.; Schaper, M.: Short austenitization treatment with subsequent press hardening: correlation between process parameters, microstructure and mechanical properties, *Materials Science and Engineering: A* (2019), S. 176-195.

Andreiev, A.; Schaper, M.; Grydin, O.; Rüsing, C.J.; Holzweißig, M.J.: Umweltfreundlicher Leichtbau mit Stahl: Eine innovative und energieeffiziente Verarbeitungsmethode für sicherheitsrelevante Bauteile im Auto. In (Riegraf, B; Berscheid, A.-L. Hrsg.): *Wissenschaft im Angesicht "großer gesellschaftlicher Herausforderungen."* Das Beispiel der Forschung an hybriden Leichtbaumaterialien. Transcript Verlag (2018), S. 181-199.

Andreiev, A.; Schaper, M.; Grydin, O.; Rüsing, C.J.; Holzweißig, M.J.: Implementierung einer Kurzzeitaustenitisierung in Presshärteprozesse. In (Universität Paderborn Hrsg.): *ILH insight: Forschung im Institut für Leichtbau mit Hybridsystemen.* Ausgabe 2016/2017. Universität Paderborn (2018), S. 24-27.

Grydin, O.; Andreiev, A.; Briukhanov, A.; Briukhanova, Z.; Schaper, M.: Evolution of Microstructure, Properties and Texture of a Two-Phase Low-Carbon Steel at Cold Asymmetric Rolling. *Steel Research International* 88 (2017), S. 1-9.

Andreiev, A.; Grydin, O.; Schaper, M.: A Rapid Heating Method for Press Hardening Processing. In: *Proceedings of the 3<sup>rd</sup> Pan American Materials Congress, The Minerals, Metals & Materials Series, San Diego, February 26 – March 2 (2017), S. 723-736.*

Andreiev, A.; Grydin, O.; Schaper, M.: Evolution of microstructure and properties of steel 22MnB5 due to short austenitization with subsequent quenching. *Steel Research International* 87 (2016), S. 1733-1741.

Grydin, O.; Andreiev, A.; Schaper, M.: Influence of cold asymmetric rolling on the microstructure and properties of press-hardening steel 22MnB5. In: *Proceedings of Pacific Rim International Conference on Advanced Materials and Processing, Kyoto, August 1 – 5 (2016), S. 470-475.*

Holzweissig, M.J.; Andreiev, A.; Schaper, M.; Lackmann, J.; Konrad, S.; Rüsing, C.J.; Niendorf, T.: Influence of Short Austenitization Treatments on the Mechanical Properties of Low-Alloy Boron Steels. In: *Proceedings of conference "Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel", Toronto May 31 – June 3 (2015), S. 481-488.*



---

**Inhaltsverzeichnis**

<b>1</b>	<b>Einleitung</b> .....	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Stand der Technik</b> .....	<b>3</b>
2.1	Presshärten und Nachbehandlung der sicherheitsrelevanten Bauteile .....	3
2.2	Erwärmungskonzepte beim Presshärten .....	8
2.3	Stähle für das Presshärten .....	18
2.3.1	Werkstoffe und Oberflächenbeschichtungen für das Presshärten .....	18
2.3.2	Phasenumwandlungen während des Presshärtens.....	22
2.3.3	Kurzzeitaustenitisierung .....	30
<b>3</b>	<b>Zielsetzung</b> .....	<b>33</b>
<b>4</b>	<b>Experimentelle Vorgehensweise</b> .....	<b>35</b>
4.1	Vorversuche .....	35
4.2	Stahl 22MnB5.....	37
4.3	Versuchsprogramm .....	40
4.4	Probengeometrien.....	42
4.5	Prüf- und Messsysteme.....	42
<b>5</b>	<b>Ergebnisse und Diskussion</b> .....	<b>49</b>
5.1	Rechnergestützte Ermittlung der Temperaturverläufe bei Kurzzeitaustenitisierung mit anschließendem Presshärten .....	49
5.2	Variation der Kurzzeitaustenitisierungs- und Abkühlparameter sowie der Nachbehandlung von Platinen unterschiedlicher Dicken.....	54
5.2.1	Einfluss der KZA-Temperatur und -Zeit auf die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur .....	54
5.2.1.1	Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften.....	58
5.2.1.2	Einfluss auf die Mikrostruktur .....	69
5.2.2	Einfluss der anschließenden kathodischen Tauchlackierung.....	82
5.2.3	Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit.....	84
5.3	Einfluss des Ausgangsgefüges auf die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur des Stahls nach der Kurzzeitaustenitisierung .....	88
5.4	Herstellung der Demonstratorbauteile mittels Kurzzeitaustenitisierung und Presshärten sowie ihre Charakterisierung .....	95
5.5	Probleme bei der Kontakterwärmung .....	99
<b>6</b>	<b>Zusammenfassung</b> .....	<b>103</b>
<b>7</b>	<b>Literaturverzeichnis</b> .....	<b>109</b>
	<b>Formelzeichen und Abkürzungen</b> .....	<b>121</b>
	<b>Lebenslauf</b> .....	<b>125</b>



## 1 Einleitung

Laut einer entsprechenden EU-Verordnung soll der CO<sub>2</sub>-Ausstoß bis zum Jahr 2050 um 80 % bis 95 % gegenüber dem Niveau von 1990 verringert werden. Die Reduktion der CO<sub>2</sub>-Emissionen im Pkw-Verkehr, der aktuell für ca. 14 % der gesamten CO<sub>2</sub>-Emissionen in Deutschland verantwortlich ist, besitzt eine große Bedeutung zur Erreichung dieses Ziels [Bun16].

Während des gesamten Lebenszyklus eines Fahrzeugs, einschließlich Fertigung und Recycling bzw. Entsorgung, stammt der größte Anteil der CO<sub>2</sub>-Emissionen (rund 85 %) aus der Nutzungsphase, wobei allein 36 % dieser Emissionen direkt von der Masse des Autos abhängen. Daher ist die Reduktion des Gesamtgewichts der Fahrzeuge ein vielversprechender Ansatz zur Verringerung des gesamten Energieverbrauchs und somit der CO<sub>2</sub>-Emissionen beim Fahren [VDI14].

Die Karosserie und das Fahrwerk eines durchschnittlichen Pkw machen bis zu 60 % seines Gesamtgewichts aus und weisen somit das größte Potential zur Gewichtsreduktion auf [Kel01]. Ein möglicher Weg zur leichteren Gestaltung dieser Baugruppen ist die Substitution von schwerem, konventionellen Stahl durch leichte und moderne Werkstoffe, wie Leichtmetalle, faserverstärkte Kunststoffe, Metallschäume sowie Kombinationen dieser Materialien. Diese Werkstoffe weisen verglichen mit dem konventionellen Stahl mehrere Vorteile auf, wie geringere Dichte und höhere Festigkeit. Jedoch ist die Herstellung dieser Materialien üblicherweise mit einem hohen Energieverbrauch bzw. hohen CO<sub>2</sub>-Emissionen verbunden. Bei der Betrachtung des gesamten Lebenszyklus resultiert der Einsatz dieser Materialien erst nach einer Fahrleistung von 100.000 km in einer negativen Bilanz der CO<sub>2</sub>-Emissionen, verglichen mit einem Pkw mit Baugruppen aus konventionellem Stahl [Ost13]. Weiterhin sind diese Materialien oft teurer als Stahl und ihr Einsatz, insbesondere in Autos des unteren und mittleren Marktsegments, ist aufgrund der Kosten- bzw. Preisdifferenz begrenzt.

Die oben genannten Nachteile moderner Werkstoffe sowie die Entwicklung von neuen Stählen und deren Verarbeitungstechnologien führen dazu, dass Stahl nach wie vor der wichtigste Werkstoff im Automobilbau ist. Die sogenannten höchstfesten Stähle bieten die meisten Vorteile im Sinne des Leichtbaus. Ihr Anteil am Gesamtgewicht des Fahrzeuges soll bis zum Jahr 2020 auf 15 % bis 20 % ansteigen [Ost13]. Der Einsatz solcher Stähle ermöglicht eine deutliche Reduzierung der Blechdicke der Karosseriebauteile und somit eine Verringerung des Karosseriegewichts bei gleichzeitig hervorragender Crashesicherheit.

Ein weit verbreitetes Beispiel für höchstfeste Stähle in krafttragenden und crashrelevanten Karosserieelementen sind niedriglegierte Mangan-Bor-Stähle, welche im kalten Ausgangszustand hervorragende Umformeigenschaften aufweisen und daher in relativ komplexe Bauteile kaltumgeformt werden können. Diese Stähle werden jedoch bevorzugt warmumgeformt und gehärtet. Nach der gekoppelten Umformungs- und Abkühlungsstufe entsteht das fertige Bauteil und erhält gleichzeitig sehr hohe Festigkeiten von bis zu 1500 MPa [Kar10b]. Nach dem Presshärten werden die Bauteile üblicherweise kathodisch tauchlackiert, um ihre Korrosionsbeständigkeit zu verbessern. Dieser Nachbearbeitungsschritt hat aufgrund der unabdingbaren Ofenerwärmung des Bauteils auf eine Temperatur von 180 °C einen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des pressgehärteten Bauteils, nämlich eine Erhöhung der Dehngrenze und eine geringfügige Abnahme der Zugfestigkeit [Ger16].

In der Regel findet die Erwärmung des Materials in bis zu 40 m langen Rollenherdöfen statt. Die Anschaffungskosten dieser Öfen betragen bis zu 44 % der Gesamtantriebskosten der

Presshärtelinie [Göt13]. Darüber hinaus dauert die Erwärmung einer Platine in dieser Erwärmungsanlage ca. 360 s, sodass zusätzliche Maßnahmen zum Schutz der Platinenoberfläche vor Oxidation benötigt werden. Folglich sind der hohe Platzbedarf sowie hohe Anschaffungskosten und eine geringe Flexibilität die wesentlichen Nachteile der Erwärmungsstufe beim Presshärten [Ras14]. Schließlich weisen diese Anlagen eine geringe Energieeffizienz auf [Kol11]. Da die meisten dieser Öfen mit Erdgas betrieben werden, resultiert aus der geringen Effizienz der Öfen nicht nur ein hoher Energieverbrauch, sondern auch eine unnötige zusätzliche CO<sub>2</sub>-Emission.

Die Nachteile des erwähnten Erwärmungsverfahrens beschränken das Verbreitungspotenzial des Presshärtens, als einer führenden Leichtbautechnologie im Automobilbau, insbesondere für KMUs, für welche Flexibilität und Kosten der Produktionsanlagen eine entscheidende Rolle spielen. Von diesem Hintergrund ist eine Entwicklung und praktische Implementierung von neuen Erwärmungskonzepten, welche die genannten Nachteile der konventionellen Erwärmung minimieren oder vollständig beseitigen können, von entscheidender Bedeutung für das Vorantreiben der kostengünstigen Leichtbaumaßnahmen in Automobilbranche.

## 2 Stand der Technik

### 2.1 Presshärten und Nachbehandlung der sicherheitsrelevanten Bauteile

#### Konventionelles Presshärten

Der konventionelle Herstellungsprozess sicherheitsrelevanter Karosserieteile, wie z. B. Frontstoßfänger oder B-Säulen, aus höchstfesten Stählen ist unter der Bezeichnung „Presshärten“ bekannt [Gei07]. Dieser Prozess besteht aus drei wesentlichen Schritten: Erwärmung der Ausgangsplatte, Warmumformung und Abschrecken der umgeformten Platte. Durch die Umformung der Platte im warmen und somit spannungsfreien Zustand lassen sich Bauteile mit einer hohen Genauigkeit in einem einzigen Umformschritt herstellen [Egg13]. Nach dem Presshärten weisen die Bauteile abhängig vom verwendeten Werkstoff sehr hohe Festigkeiten von 1000 MPa bis hin zu 1900 MPa auf. Die Duktilität ist relativ gering: Die Bruchdehnung beträgt nur 5 % bis 10 % [Ger16, Arc17].

Grundsätzlich kann das Presshärten in zwei Prozessrouten unterteilt werden: direktes und indirektes Presshärten [Kar10b]. Die beiden Prozessrouten sind in Abbildung 2-1 schematisch dargestellt.

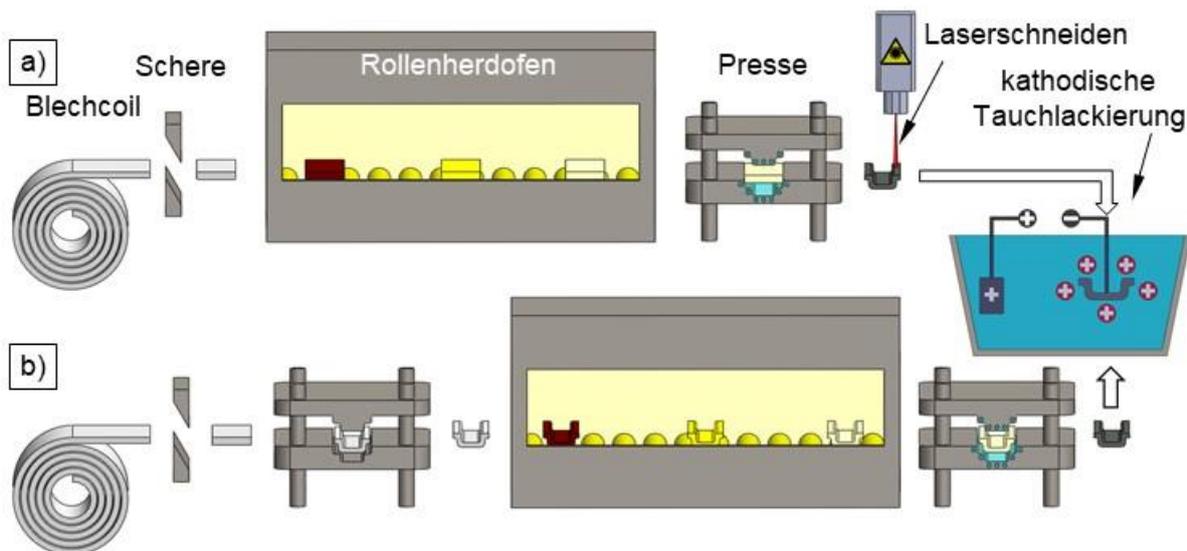


Abbildung 2-1: Prozessroute des direkten a) bzw. indirekten b) Presshärtens [Eng06]

Die konventionelle Prozesskette des direkten Presshärtens (Abbildung 2-1 a), erläutert am Beispiel eines Bauteiles aus Stahl 22MnB5, besteht aus folgenden Schritten:

- 1) Zuschnitt der Platine aus einem warmgewalzten (bei  $d \geq 1,8$  mm) oder kaltgewalzten und nachfolgend geglühten (bei  $0,7$  mm  $< d < 1,8$  mm) Blech-Coil [Egg13, thy17, Arc17].
- 2) Erwärmung dieser Platine auf die Austenitisierungstemperatur, also auf über ca. 850 °C [Len08], üblicherweise in einem gasbeheizten Rollenherdofen [Leh08]. Während der Erwärmungsphase findet in der Mikrostruktur die austenitische Umwandlung statt, sodass die Platine einerseits eine gute Umformbarkeit aufweist und andererseits bei einer schnellen Abkühlung gehärtet werden kann [Mer08, Kar10b]. Die Dauer dieses Schrittes hängt vom verwendeten Material ab und kann zwischen 3 min und 15 min variieren [Kar10a, Wil06].
- 3) Transfer der erwärmten Platine in die Presse. Die Transferzeiten sollten möglichst gering sein, um die Abkühlung des Werkstoffes vor dem Presshärten zu minimieren. Die empfohlene Mindesttemperatur der Platine vor dem Presshärten liegt bei ca. 800 °C. Die

- maximale Transferzeit hängt direkt von der Dicke der erwärmten Platine ab und liegt z. B. für 0,5-mm-Bleche bei ca. 3 s, für 2,5-mm-Bleche bei 11 s [Kar10a].
- 4) Warmumformung und nachfolgendes Härten der erwärmten Platine im wassergekühlten Presswerkzeug. Die Umformzeit beträgt bis zu 1,5 s und die empfohlene Mindesttemperatur soll nach der Umformung höher als 650 °C sein [Kar10a, Wil06]. Während des Härten muss die Abkühlgeschwindigkeit hoch genug sein, um die martensitische Umwandlung zu gewährleisten. Für die weitverbreitete Stahlsorte 22MnB5 liegt die kritische Abkühlgeschwindigkeit nach Angaben verschiedener Autoren zwischen 25 K/s und 30 K/s [Kar10b, Gei05, Fad06]. Die Temperatur des Bauteils nach dem Härten sollte kleiner als 200 °C sein [Kar10a, Wil06], um einen etwaigen Verzug des Bauteils, bedingt durch eine unvollständige martensitische Umwandlung, zu minimieren [Wil06]. Ausgehend von den genannten Rahmenbedingungen des Presshärtevorgangs beträgt die gesamte Pressenschließzeit mit Umformungs- und Härtephase ca. 8–10 s [Kar09, Hip14]. Weiterhin können die Bauteile noch einige Sekunden länger im Werkzeug bleiben, um Eigenspannungen abzubauen, und werden dann erst bei einer Temperatur von 150 °C aus der Presse entnommen. Die gesamte Schließzeit steigt jedoch auf 15–25 s [Ger15].
  - 5) Nachbearbeitung der pressgehärteten Bauteile. Dieser Schritt umfasst den Zuschnitt, die Phosphatierung und die kathodische Tauchlackierung.

Wie in Abbildung 2-1 b ersichtlich, wird das indirekte Presshärten in zwei Stufen durchgeführt. Zuerst wird die Ausgangsplatine in zwei bis fünf Operationen, abhängig von der Bauteilkomplexität, kaltumgeformt und auf Endkontur geschnitten [Kne07]. Dann wird die vorgeformte Platine wie beim direkten Presshärten austenitisiert und anschließend im wassergekühltem Presswerkzeug kalibriert und gehärtet [Nag12].

Mit Hilfe einer zusätzlichen Umformoperation im kalten Zustand können Bauteile mit einer extrem hohen Komplexität hergestellt werden, die bei einer Warmumformung nicht realisierbar ist [Nag12, Ste07]. Bessere Kontaktbedingungen zwischen dem vorverformten erwärmten Profil und dem Presshärtewerkzeug gewährleisten einen homogeneren Abkühlvorgang während des Härten, verglichen mit dem direkten Presshärten [Zim14]. Ein weiterer Vorteil ist die Möglichkeit, mit diesem Verfahren Zink-beschichtete Bauteile herzustellen, bei denen zusätzlich zum Schutz gegen Randentkohlung und Zunderbildung während der Erwärmung auch ein kathodischer Korrosionsschutz des Bauteils beim späteren Einsatz im Automobilbau gefordert ist [Sto07]. Zudem ist ein nachträgliches kosten- und zeitintensives Laserschneiden der Bauteile im Gegensatz zum direkten Presshärten nicht erforderlich, da die vorgesehenen Öffnungen im Bauteil durch kostengünstiges Stanzen der Platine im weichen Ausgangszustand realisiert werden [Lau07, Dic08].

Trotz der genannten Vorteile des indirekten Presshärten ist das Verfahren insgesamt deutlich kostenintensiver als das direkte Verfahren. Die signifikante Steigerung der Produktionskosten im Fall der indirekten Prozessroute ist mit den hohen Anschaffungskosten der zusätzlichen Presse zu erklären. Zudem steigen die Produktionszeiten durch die zusätzliche Umformstufe [Clo14]. Daher wird das direkte Presshärten in der Automobilindustrie bevorzugt eingesetzt [Kol09].

Eine weitere optimierte Prozessroute des direkten Presshärten wurde von der Firma Voelstalpine für verzinkte Stahlbleche ausgelegt, um das Problem des sogenannten „Liquid Metal Embrittlement“, das in Kapitel 2.3 erläutert wird, zu beseitigen [Kei16, Kur15]. Diese Prozesskette unterscheidet sich vom konventionellen direkten Presshärten durch eine zusätzliche Vorkühlung des erwärmten Blechs auf Temperaturen unterhalb von 700 °C mit

Hilfe einer beidseitigen Luftkühlung vor der Umformstufe. Jedoch soll die Abkühlgeschwindigkeit bei dieser Vorkühlung mehr als 50 K/s betragen, um eine vorzeitige Phasenumwandlung von Austenit in Ferrit, Perlit oder Bainit zu verhindern. Danach erfolgt die konventionelle Warmumformung mit einer gleichzeitigen Umwandlung des Austenits in Martensit. Gemäß der Literatur ist jedoch eine großserientechnische Realisierung des Prozesses für konventionelle Legierungen wie z. B. 22MnB5 schwierig, da die gleichzeitige Gewährleistung von hoher Abkühlgeschwindigkeit sowie hoher Genauigkeit und Homogenität bei der Abkühlung extrem aufwendig ist [Kei16].

Von Forschern des Instituts für Werkstoffkunde der Leibniz Universität Hannover wurde im Rahmen des Projekts EFB/AiF 16839N „Prozessoptimierung beim Presshärten“ noch eine weitere Prozessroute des direkten Presshärtens erarbeitet. Hierbei wurde auch die Möglichkeit zur Reduktion der Prozesszeit untersucht. Am Anfang des Prozesses wird das Blech konventionell in einem Ofen erwärmt und danach in die Presse transportiert. Nach der Umformung und einer reduzierten Haltezeit in der Presse wird das nicht vollständig abgekühlte Bauteil in eine Spraykühlanlage weitertransportiert und rasch bis auf Raumtemperatur abgekühlt. Mit der Spraykühlung konnte eine Verringerung der Haltezeiten im Werkzeug bis auf 2,5 s erreicht werden, ohne die mechanischen Eigenschaften oder die Maßhaltigkeit des Bauteils im Vergleich zum konventionell pressgehärteten Bauteil zu beeinträchtigen. Durch diese Prozesszeitverkürzung kann der Presshärteprozess wirtschaftlicher gestaltet werden [Mai15].

### *Presshärten von Bauteilen mit maßgeschneiderten Eigenschaften*

Wie bereits erwähnt weisen Bauteile im pressgehärteten Zustand sehr hohe Festigkeiten bei niedriger Duktilität und Verformbarkeit auf. Die Verformbarkeit ist jedoch von wesentlicher Bedeutung bei einem Crashfall, da die Crashenergie im Idealfall in Verformungsenergie umgewandelt und damit absorbiert wird [Mer16]. Aus diesem Grund wurden in den letzten Jahren neben konventionell pressgehärteten Bauteilen auch Bauteile mit lokal angepassten Eigenschaften eingesetzt. Derartige Bauteile zeigen neben einer verbesserten Crashperformance auch lokal entfestigte Bereiche, die relativ einfach mit einem Hartbeschnitt nachbearbeitet sowie mit anderen Karosserieteilen durch mechanisches Fügen verbunden werden können [Wei16, Mes14b, Feu15, Mes14a].

Aktuell gibt es zwei Möglichkeiten, die belastungsangepassten Eigenschaften im pressgehärteten Bauteil zu variieren: zum einen durch Anpassung der Dicke oder der Eigenschaften des Ausgangsmaterials, wie in Kapitel 2.3 beschrieben, zum anderen durch Anpassung der Prozessparameter beim Presshärten [Wei16].

Mögliche Prozessvarianten des Presshärtens für die Herstellung von Bauteilen mit angepassten Eigenschaften sind in Abbildung 2-2 schematisch dargestellt.

In Abbildung 2-2 a ist eine B-Säule mit lokal angepassten mechanischen Eigenschaften dargestellt. Durch die hohe Festigkeit des oberen Bereichs soll ein Knicken in Schulterhöhe der Insassen bei einem Crashfall verhindert werden. Der duktile Fußbereich ermöglicht die Umwandlung der Crashenergie in Umformungsenergie der B-Säule [Kol08a].

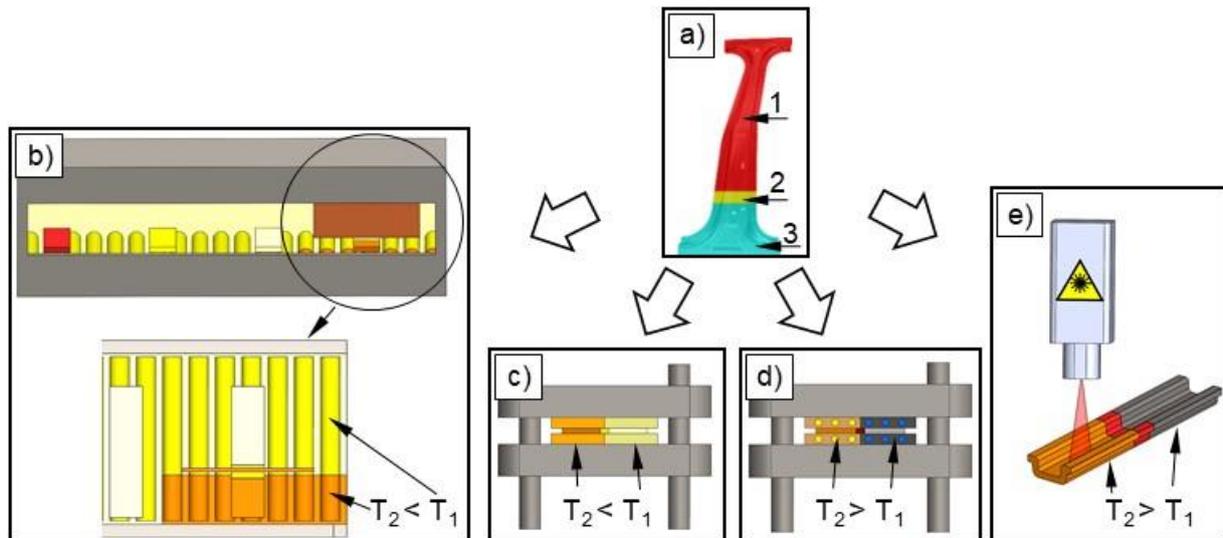


Abbildung 2-2: Prozessvarianten beim Presshärten für die Herstellung von Bauteilen mit maßgeschneiderten Eigenschaften: a) Bauteil mit maßgeschneiderten Eigenschaften (1: fester Bereich, 2: Übergangsbereich, 3: duktiler Bereich) [Kar10b]; b) partielles Erwärmen vor dem Presshärten [Sik15]; c) partielle Zwischenkühlung in einem „Thermischen Printer“ [Leh16] oder einer „Multizonen-Zwischenstation“ [Hie16]; d) partielles Kühlen im Werkzeug [Mer16]; e) partielles Anlassen [Mer14]

Die Herstellung einer derartigen B-Säule ist durch folgende Prozessvariationen möglich:

- 1) Partielles Erwärmen vor dem Presshärten (Abbildung 2-2 b): Bei diesem Verfahren wird das Blech vor dem Presshärten über die  $A_{C3}$ -Temperatur hinaus erwärmt. Danach wird der Blechbereich, der im Bauteil duktil sein soll, in einer separaten Ofenzone bei einer geringeren Temperatur von 500 °C bis 700 °C gehalten [Gri11, Kro04]. Die Verwendung einer „Absorbermasse“ ist eine andere Option zur Realisierung einer partiellen Erwärmung. Durch einen geringeren Abstand zwischen der „Absorber- oder Kühlmassse“ und dem Bauteilbereich, der nicht gehärtet werden soll, kann in einem Ofen mit homogener Temperatur eine gradierte Erwärmung des Blechs erfolgen. In diesem Fall erwärmt sich der Blechbereich neben der Absorbermasse nur bis auf max. 750 °C, wohingegen die anderen Bereiche die  $A_{C3}$ -Temperatur überschreiten [Zim11]. Eine weitere Möglichkeit ist die homogene Erwärmung der Platine in einem Ofen unterhalb der  $A_{C3}$ -Temperatur mit einer weiteren Nacherwärmung des Blechbereiches, der später gehärtet werden soll, z. B. unter Zuhilfenahme eines Induktors [Mai08]. Unabhängig von der gewählten Prozessvariante können im vorgewärmten Blech unvollständig austenitisierte Bereiche erzeugt werden, welche sich beim nachfolgenden Presshärten in ein Mischgefüge aus Ferrit, Bainit und Martensit umwandeln und damit eine höhere Duktilität bei reduzierter Festigkeit aufweisen. Im Gegensatz dazu wandeln sich vollständig austenitisierte Bereiche beim Härten in Martensit um und weisen daher eine höhere Festigkeit auf [Mar15].
- 2) Partielles Zwischenkühlen in einem „Thermischen Printer“ [Leh16] oder einer „Multizonen-Zwischenstation“ (Abbildung 2-2 c) [Hie16]: Diese Ansätze sind relativ neu und unterscheiden sich voneinander nur dadurch, dass sie von zwei verschiedenen Firmen entwickelt wurden. In beiden Fällen wird die Platine zuerst in einem konventionellen Ofen vollständig austenitisiert und danach in eine Zwischenstation oder einen „Thermischen Printer“ transportiert. Dort werden nur bestimmte Bereiche auf Austenitisierungstemperatur gehalten, während die restlichen Bereiche gezielt auf eine

definierte Temperatur abgekühlt werden. Analog zum partiellen Erwärmen sind die nicht vollständig austenitisierten Bereiche nach dem Presshärten duktil.

- 3) Partielles Kühlen im Werkzeug (Abbildung 2-2 d): Durch die Verwendung von temperierten Werkzeugen mit beheizten Bereichen kann die martensitische Umwandlung in diesen Bereichen bei der Abkühlung der homogen erwärmten Platine unterdrückt werden. Eine lokale Erhöhung der Temperatur in einzelnen Bereichen des Umformwerkzeuges auf Temperaturen von 300 °C bis 500 °C, z. B. durch die Verwendung von Heizelementen, erlaubt die Erzeugung von nicht gehärteten Bereichen im umgeformten Bauteil [Len07b, Mer16]. Eine weitere Möglichkeit stellen Werkzeuge dar, die in verschiedenen Bereichen unterschiedliche Wärmeleitfähigkeit aufweisen. In den Bereichen mit einer geringeren Wärmeleitfähigkeit kühlt das umgeformte Bauteil langsamer ab, sodass die für die Martensitbildung notwendige kritische Abkühlgeschwindigkeit unterschritten wird und eine bainitische und/oder ferritische Umwandlung stattfindet, die in einer Erhöhung der Duktilität im fertigen Bauteil resultiert. Die Konditionierung der lokalen Wärmeübergangskoeffizienten des Werkzeuges kann durch isolierende Keramikeinsätze [Lun97], durch Verwendung von Werkzeugstählen mit geringeren Wärmeübergangskoeffizienten [Esc15] oder durch die Erzeugung von Luftspalten zwischen dem Werkzeug und dem Bauteil erreicht werden [Lun97, Mor10a, Mer16].
- 4) Partielles Anlassen: Bei diesem Verfahren wird das pressgehärtete Bauteil mit rein martensitischer Mikrostruktur lokal mit Hilfe einer Flamme, induktiv oder mittels Laser erwärmt. Bei der Erwärmung treten in der martensitischen Mikrostruktur Anlasseffekte auf, sodass eine Entfestigung der Mikrostruktur stattfindet, wobei höhere Temperaturen zu einer Erhöhung der Duktilität in den erwärmten Bereichen führen [Mer16].

Obwohl die partielle Erwärmung im Ofen verglichen mit anderen Verfahren keinen zusätzlichen Prozessschritt und keine Erhöhung der Durchlaufzeit vorsieht, hat sie den wesentlichen Nachteil einer geringen Flexibilität bei der Erzeugung von lokal duktilen Stellen im Bauteil. Zudem sind spezielle Öfen notwendig und die Übergangsbereiche können relativ breit sein, nämlich zwischen 20 mm und 100 mm [Sch11, Zim11, Hie16]. Im Gegensatz dazu sind die Übergangsbereiche beim partiellen Abkühlen deutlich geringer (12 mm bis 50 mm); diese hängen von der Blechdicke sowie der Abkühlungs- bzw. Erwärmungsart des Werkzeuges ab. Für das partielle Abkühlen sind spezielle Umformwerkzeuge erforderlich, die infolge ihrer Segmentierung und der Berücksichtigung der thermischen Ausdehnung relativ komplex sein können [Hie16, Mer16]. Beim partiellen Anlassen können auch relativ schmale Anlasszonen von bis zu 30 mm realisiert werden [Hie16]. Der Verzug des Bauteils bei der Erwärmung muss auch bei dieser Variante berücksichtigt werden, und eine Erhöhung der Taktzeit wegen des zusätzlichen Prozessschrittes ist unvermeidbar [Mer16, Hie16]. Die partielle Zwischenkühlung der Platine vor dem Presshärten hat dagegen den allgemeinen Nachteil, dass eben ein zusätzlicher Prozessschritt notwendig ist, der einen höheren Platzbedarf und längere Taktzeit hervorruft. Allerdings entstehen nur Kosten für die Zwischenstation sowie den dazugehörigen Transfer. Der wichtigste Vorteil bei diesen Anlagen besteht in ihrer hohen Flexibilität, sodass duktile Bereiche unterschiedlicher Größen an Bauteilen mit komplexen Geometrien relativ einfach erzeugt werden können [Hie16].

### *Nachbearbeitung der pressgehärteten Bauteile*

Nach dem Presshärten erfolgt der Beschnitt der umgeformten Bauteile. Dieser findet aktuell entweder mit Hilfe von Lasertechnik oder durch Hartbeschnitt der pressgehärteten Bauteile statt. Obwohl ein Beschnitt mittels Laser deutlich zeit- und kostenintensiver als der Hartbeschnitt ist, wird diese Technologie in der Großserienfertigung bevorzugt. Der Grund dafür liegt im hohen Verschleiß der Schneidwerkzeuge beim mechanischen Schneiden der gehärteten Bauteile mit einer Härte von bis zu 500 HV5 [Dic08, So08, Kol11].

Die unbeschichteten Bleche weisen nach dem Presshärten trotz Schutzatmosphäre im Erwärmungs-ofen eine randentkohlte und oxidierte Schicht auf, die die weiteren Verarbeitungsprozesse wie Fügen und Lackieren beeinträchtigt. Daher wird diese Schicht in einem Zwischenschritt durch Schleuderrad- oder Trockeneisstrahlen entfernt [Sik15].

Danach wird das Bauteil phosphatiert, um die Haftung der nachfolgenden Lackierung zu verbessern, und anschließend mittels kathodischer Tauchlackierung lackiert (Abbildung 2-1) [Clo14, Fan12]. Während des Lackierens wird das Bauteil in ein elektro-phoretisches Bad mit Kolloidteilchen in entionisiertem Wasser getaucht, sodass die Kolloidteilchen durch Stromfluss im Bad eine feste Schicht an der Oberfläche des Bauteils bilden. Schließlich wird das lackierte Bauteil in einem Ofen bei ca. 180 °C für 20 min „gebrannt“ [Str08]. Wegen ihrer Stabilität gegenüber korrosiven Medien ist diese Lackierungsart aktuell die effektivste Maßnahme zum Schutz der Bauteile gegen Korrosion [Clo14].

## **2.2 Erwärmungskonzepte beim Presshärten**

Die Erwärmungszeit ist ein wesentlicher Einflussfaktor, der die Wirtschaftlichkeit des Herstellungsprozesses bestimmt [Len07a, Kol11].

Aktuell sind vier Erwärmungskonzepte für die Austenitisierung der Platinen vor dem Presshärten bekannt: in einem Ofen, mittels konduktiver Erwärmung, mittels induktiver Erwärmung oder durch Kontakterwärmung.

### *Ofenerwärmung*

Existierende Serienproduktionen für pressgehärtete Bauteile verwenden zur Erwärmung der Platinen eine der folgenden Ofenvarianten: Hubbalkenofen, Stachelrad- oder Wasserradofen, Kettenspitzenofen oder Rollenherdofen. Hierbei hat der Rollenherdofen (Abbildung 2-3) die größte Verbreitung gefunden – sein Verbreitungsgrad liegt bei mehr als 80 % [Leh08, Zei13]. Die Gründe hierfür sind das hohe Niveau der Prozesssicherheit und die Eignung sowohl für direktes als auch für indirektes Presshärten [Zei13].



Abbildung 2-3: Rollenherdofen für das Presshärten (Hersteller: Schwartz GmbH, Simmerath) [Zei13]

Gasbetriebene Mantelstrahlrohre, durch elektrische Widerstandsheizungen beheizte keramische Trägerrohre sowie Hybridvarianten der beiden genannten Verfahren dienen als Energiequellen in Rollenherdöfen [Zei13]. Der Wärmestrom in einem solchen Ofen kann durch Gleichung 2-1 beschrieben werden:

$$\dot{Q} = \dot{Q}_{Str} + \dot{Q}_{Konv} + \dot{Q}_{Kond} + \dot{Q}_{Reib} \quad (2-1)$$

$Q$  ist der gesamte Wärmestrom bei der Erwärmung der Platine und setzt sich aus der Wärmestrahlung ( $\dot{Q}_{Str}$ ) und der Wärme Konvektion ( $\dot{Q}_{Konv}$ ) sowie dem Wärmeaustausch mit Körpern anderer Temperatur ( $\dot{Q}_{Kond}$ ) und der Umwandlung mechanischer Reibarbeit in Wärme ( $\dot{Q}_{Reib}$ ) zusammen [Hoc12]. Da die beiden letzten Wärmestromanteile nur einen relativ geringen Einfluss haben, kann die Beziehung wie folgt beschrieben werden (Gleichung 2-2):

$$\dot{Q} \approx \dot{Q}_{Str} + \dot{Q}_{Konv} = \alpha_{Konv} \cdot A \cdot (\vartheta_O - \vartheta_P) + \varepsilon \cdot \sigma_{SB} \cdot A \cdot (\vartheta_O^4 - \vartheta_P^4) \quad (2-2)$$

In Gleichung 2-2 stehen  $\vartheta_O$  für Ofentemperatur,  $\vartheta_P$  für die Platinentemperatur,  $\alpha_{Konv}$  ist der Wärmeübergangskoeffizient,  $A$  ist die Fläche der Platine,  $\varepsilon$  ist der Emissionsgrad und  $\sigma_{SB}$  ist die Stefan-Boltzmann-Konstante. Der Wärmeübergangskoeffizient ( $\alpha_{Konv}$ ) hängt unter anderem von der Fläche des zu erwärmenden Körpers ab. Am Beispiel einer Platine mit einer Länge von 1,2 m und einer Breite von 0,3 m beträgt dieser für die obere Platinenseite ca. 9,68 W/(m<sup>2</sup>·K) und für die untere Platinenseite ca. 4,84 W/(m<sup>2</sup>·K). Der größere Wert von  $\alpha_{Konv}$  an der oberen Seite ist mit der größeren Konvektion zu erklären, da warme Luft dort ungehindert aufsteigen kann, während sie sich an der unteren Seite teilweise staut. Der Emissionsgrad weist eine starke Temperaturabhängigkeit auf und muss experimentell ermittelt werden [Hoc12]. Zudem beeinflusst die Temperaturdifferenz zwischen Ofenumgebung und Platine den resultierenden Wärmestrom signifikant.

Daher wird, unter Berücksichtigung der Bedingungen des Wärmeübergangs zwischen der Ofenumgebung und der Platinenoberfläche, die Ofenhaltezeit für die zu erwärmende Platine durch folgende Faktoren bestimmt: Ofentemperatur, Dicke der Platine, Emissionsgrad der Oberfläche, Homogenisierungsdauer des Austenits und erforderliche Diffusionsdauer der Beschichtung [Zei13, Vib16a, Vei11a]. Die genannten Faktoren werden im weiteren Verlauf näher erläutert.

Die Ofentemperatur muss höher sein als die entsprechende  $A_{C3}$ -Temperatur, um die Platine austenitisieren zu können. Unter gleichen Bedingungen, z. B. hinsichtlich Dicke der Platine oder der Legierung, führt eine weitere Erhöhung der Ofentemperatur zu einer Reduktion der Haltezeit. Nach Merklein et al. ermöglicht eine Erhöhung der Ofentemperatur von 860 °C auf bis zu 950 °C eine Reduktion der Haltezeit von 280 s auf 180 s. [Mer09]. Dazu muss berücksichtigt werden, dass eine höhere Ofentemperatur in einem erhöhten Energieverbrauch, stärkerer Oxidation und Randentkohlung sowie einer Vergrößerung der Mikrostruktur resultieren kann. Zudem darf die Ofentemperatur bei Zn-beschichteten Blechen nicht mehr als 907 °C betragen, da Zink oberhalb dieser Temperatur verdampft [Zim11]. Für die Legierung 22MnB5 beträgt die  $A_{C3}$ -Temperatur 850 °C und die eingesetzte Ofentemperatur variiert je nach Hersteller von 870 °C bis 950 °C [Hei08, Zim11, Len08].

In Tabelle 2-1 ist der Einfluss der Platinendicke auf die erforderliche Haltezeit für Platinen aus 22MnB5 dargestellt. Die Ofentemperatur betrug in allen Fällen 950 °C [Kar10b].

*Tabelle 2-1: Einfluss der Dicke auf die erforderliche Haltezeit [Kar10b]*

Dicke der Platine in mm	1,0	1,5	1,75	2,5
Haltezeit in s	135	165	180	240

Aus der Tabelle ergibt sich, dass eine Erhöhung der Dicke um den Faktor 2,5 in einer Erhöhung der Haltezeiten um bis zu 100 s resultiert.

Abhängig davon, ob die Oberfläche beschichtet ist oder nicht, können sich während der Erwärmung unterschiedliche Emissionsgrade ergeben. Beispielsweise wird die Erwärmungsgeschwindigkeit von Aluminium-Silizium-beschichteten Platinen ab ca. 580 °C von 5 K/s abrupt auf 3 K/s absinken, da bei dieser Temperatur die Al-Si-Beschichtung zu schmelzen beginnt und der Emissionsgrad sinkt [Vib16a]. Der gleiche Effekt ist bei Zn-beschichteten Platinen zu finden; deren Beschichtung befindet sich ab 782 °C im geschmolzenen Zustand [Fan12].

Nach Angaben der Fa. Voestalpine beträgt die empfohlene Homogenisierungsdauer 45 s ab Erreichen der Austenitisierungstemperatur von 870 °C [Voe12].

Derzeit werden industriell oft Al-Si-beschichtete Platinen eingesetzt, was die Gefahr einer Oxidation und Randentkohlung der Oberfläche während der Erwärmung minimiert. Um das Abschmelzen der Al-Si-Beschichtung und somit die Verschmutzung der Transportrollen im Ofen zu verhindern, muss die Erwärmungsgeschwindigkeit relativ gering sein. Empfohlen werden Heizraten von 4 K/s bis 12 K/s [Spe13]. Zudem muss die Dicke der während der Erwärmung entstehenden Diffusionsschicht mindestens 50 % der gesamten Schichtdicke betragen, um eine mögliche Rissinitiierung bzw. einen Rissfortschritt während der Umformungsphase zu hemmen und somit die Entstehung von Rissen im Stahl zu vermeiden [Zei13]. Unter Berücksichtigung der genannten Aspekte beträgt die Diffusionsdauer bei der Erwärmung einer Al-Si-beschichteten Platine 5–7 min [Ger15].

Die Ofentemperaturen und Haltezeiten, die von unterschiedlichen Stahllieferanten für die Legierung 22MnB5 empfohlen werden, sind in Tabelle 2-2 zusammengefasst.

Tabelle 2-2: Von unterschiedlichen Stahllieferanten empfohlene Erwärmungsparameter

Stahllieferant	Ofentemperatur	Haltezeit
ThyssenKrupp	900 °C	360 s
Voestalpine	870 °C	Erwärmungszeit bis auf diese Temperatur + 45 s
ArcelorMittal	880 °C bis 930 °C	300 s bis 600 s

Als allgemeiner Vorteil der Erwärmung im Rollenherdofen kann die prozesssichere und homogene Erwärmung der Platinen, unabhängig von Geometriekomplexität und Beschichtung, genannt werden [Vib16a].

Lange Erwärmungszeiten sowie Verweildauern der Platine bei hohen Temperaturen resultieren in einer starken Oxidation und Entkohlung der Platinenoberfläche, sodass zusätzliche Maßnahmen wie eine Schutzgasatmosphäre im Ofen oder eine Beschichtung der Platinen zur Beseitigung dieser Effekte notwendig sind. Die Verwendung von beschichteten Platinen und damit das etwaige Abschmelzen der Beschichtung führt zu einem erhöhten Verschleiß der Transportrollen im Ofen sowie zu längeren Haltezeiten der Platinen im Ofen [Zei13]. Eine begrenzte Erwärmungsgeschwindigkeit sowie lange Haltezeiten, die bei beschichteten Platinen für die Entstehung der Diffusionsschicht wünschenswert sind, resultieren in einer enormen Länge der Rollenherdöfen, welche ein wesentlicher Nachteil dieser Erwärmungsmethode ist. Um die geforderten Taktzeiten zu realisieren, die durch die Schließzeit des Presswerkzeuges bestimmt werden, müssen sich mehrere Platinen gleichzeitig im Ofen befinden [Vib16a]. Daraus ergeben sich Gesamtlängen der Rollenherdöfen von 35–40 m und dementsprechend ein hoher Platzbedarf sowie die damit verbundenen hohen Raumkosten [Göt13]. Zudem besitzen diese Öfen einen hohen Energieverbrauch und eine relativ geringe Energieeffizienz von maximal 55 % [Kol11]. Gleichzeitig sind diese Öfen nicht flexibel. Bei Prozessstörungen müssen oft alle im Ofen befindlichen Platinen verschrottet werden, da ab einer Verweildauer von 12 min eine Vergröberung der Mikrostruktur beginnt [Vib16a].

Zur Beseitigung oder Minimierung der genannten Nachteile wurden während der letzten Jahre neben einer Optimierung der bestehenden Ofenkonzepte neue Erwärmungsverfahren entwickelt.

### *Konduktive Erwärmung*

Eine Alternative zur konventionellen Ofenerwärmung stellt die konduktive Erwärmung dar. Diese ermöglicht deutlich höhere Erwärmungsgeschwindigkeit und somit geringere Erwärmungszeit als die konventionelle Ofenerwärmung, sodass Schutzmaßnahmen gegen Oxidation und Randentkohlung während der Erwärmung entfallen können. Diese Erwärmungstechnologie wird insbesondere bei der Herstellung von langen Profilen mit einem gleichmäßigen Querschnitt, wie z. B. Rohren, Drähten und Stangen, verwendet [Kol08b].

Die konduktive Erwärmung der Platine basiert sich auf dem Joule'schen Gesetz, nach dem die erzeugte Wärme in einem Stromkreis proportional zur Leistung des Stromkreises ist. Die Platine ist in diesem Fall ein Teil des Stromkreises. Aufgrund des elektrischen Widerstands des Leiters in diesem Stromkreis führen die Leistungsverluste zu einer Umwandlung von

elektrischer Energie in thermische Energie und somit zur Erwärmung des Leiters (Gleichung 2-3) [Kol08b].

$$Q_{Kon} = P \cdot t = I^2 \cdot R_{el} \cdot t = I^2 \cdot \rho_{spez} \cdot \frac{l}{A_Q} \cdot t \quad (2-3)$$

Aus Gleichung 2-3 ergibt sich, dass die Wärme ( $Q_{Kon}$ ), die in der Platine während der Zeit ( $t$ ) erzeugt wird, durch die Leistung ( $P$ ) im Stromkreis bestimmt wird. Die Leistung ( $P$ ) hängt von der Stromstärke ( $I$ ) und dem elektrischen Widerstand ( $R_{el}$ ) ab. Der elektrische Widerstand hängt seinerseits vom temperaturabhängigen spezifischen elektrischen Widerstand ( $\rho_{spez}$ ) und der Länge ( $l$ ) sowie der Querschnittsfläche ( $A_Q$ ) der Platine ab [Ger15, Kúp13].

Eine Prozessroute des Presshärtens, bei der die Platine mit diesem Verfahren erwärmt und danach abgeschreckt wird, wurde von Terkizakin patentiert [Ter00]. Zuerst wird die Platine zwischen zwei Kupferelektroden gespannt und in kurzer Zeit auf die Soll-Temperatur erwärmt. Danach finden die Warmumformung und das Härten statt. In dieser Prozessroute ist ein Transfer der Platine von der Erwärmungsanlage in die Presse nicht notwendig, da diese in einer gekoppelten Anlage eingebaut ist. Die Kopplung der beiden Anlagen ist notwendig, da die Temperaturverluste der erwärmten Platine während eines Transfers zwischen Erwärmungs- und Warmumformstufe relativ hoch und inhomogen wären und somit eine sichere Durchführung des Warmumformprozess erschweren würden. Die Prozessroute ist in Abbildung 2-4 schematisch dargestellt.

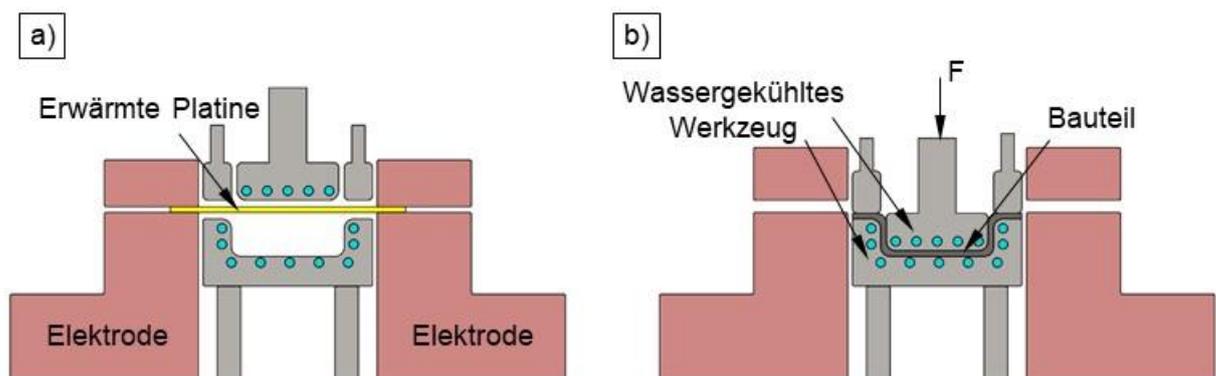


Abbildung 2-4: Prozessablauf beim Presshärten von Bauteilen mit konduktiver Erwärmung: a) Erwärmung; b) Warmumformung und Abschrecken [Mor05]

Die gleiche Vorgehensweise schlagen Mori et al. vor. Sie untersuchten den Einfluss der konduktiven Erwärmung auf die Temperaturverteilung in der Platine sowie auf die Rückfederung des Bauteils nach der Warmumformung. Die Ergebnisse dieser Studie zeigen, dass mit Hilfe der konduktiven Erwärmung die zur Warmumformung notwendige Temperatur von  $810 \pm 30 \text{ °C}$  für den Stahl SPFC980Y in nur ca. 2 s erreicht werden kann. Die Temperaturverteilung an der Oberfläche ist homogen mit Ausnahme des schmalen Rands der Platine. Zudem wurde festgestellt, dass ein ungleichmäßiger Kontakt zwischen Elektroden und Platine während der Erwärmung zu einer signifikanten Inhomogenität der Temperaturverteilung führen kann, insbesondere für sehr breite Platinen. Die konduktiv erwärmte Platine wurde nach unterschiedlichen Transferzeiten warmumgeformt und abgekühlt. Eine Reduktion der Transferzeit von 5 s auf 0,2 s führte zu einer Reduktion des Temperaturverlustes von ca. 100 K auf ca. 5 K [Mor05].

Livatyali et al. zeigten am Beispiel einer ähnlichen Prozessroute (Abbildung 2-4) den positiven Einfluss der konduktiven Erwärmung auf das Fließverhalten des Stahls 22MnB5 während des

Presshärten. Zudem wurde bestätigt, dass eine sehr kurze Erwärmungszeit von ca. 11 s bei einer Temperatur von 950 °C mit nachfolgendem Presshärten zum geforderten Niveau der mechanischen Eigenschaften, nämlich einer Zugfestigkeit von ca. 1550 MPa, führt und keine Oxidation der Oberfläche hervorruft [Liv05].

Nach Liang et al. kann eine konduktive Erwärmung verglichen mit konventioneller Ofenerwärmung zu einer gleichzeitigen Verbesserung der Festigkeit um bis zu 7 % und der Duktilität um bis zu 20 % nach dem Presshärten führen [Lia15].

Kolleck et al. untersuchten in ihrer Studie unter anderem den Effekt der konduktiven Erwärmung auf die Temperaturverteilung in einer Platine mit gleichbleibendem Querschnitt sowie in einer gekerbten Platine. Dieses Experiment zeigte, dass die Platine mit gleichbleibendem Querschnitt eine relativ homogene Temperaturverteilung aufweist, während das Material in der gekerbten Platine im Bereich der Kerbe überhitzt wird. Außerdem wurde der Einfluss der Platinengeometrie auf den potenziellen Wirkungsgrad bei der konduktiven Erwärmung abgeschätzt. Aus dieser Abschätzung ergab sich, dass der Wirkungsgrad der konduktiven Erwärmung bei einer Platine mit einer Fläche von  $400 \times 300 \text{ mm}^2$  mit angeschlossenen Elektroden auf der längeren Seite nur 29,6 % beträgt. Im Gegensatz dazu liegt der Wirkungsgrad der Erwärmung einer Platine mit einer Fläche von  $100 \times 1200 \text{ mm}^2$  mit angeschlossenen Elektroden auf der kürzeren Seite bei 87 % [Kol08b].

Die konduktive Erwärmung ermöglicht eine signifikante Reduktion der Erwärmungszeiten im Gegensatz zur konventionellen Ofenerwärmung und kann somit zu einer Verbesserung der Oberflächenqualität von unbeschichteten Blechen nach dem Presshärten führen. Außerdem kann das Material nach der konduktiven Erwärmung und dem Presshärten verbesserte mechanische Eigenschaften aufweisen. Jedoch lassen sich nur Längsplatinen, d. h. Platinen mit einem großen Verhältnis von Länge zu Breite, mit diesem Verfahren wirtschaftlich erwärmen. Die homogene Erwärmung von Platinen mit einem ungleichmäßigen Querschnitt stellt eine weitere Herausforderung dar [Kol08b].

### *Induktive Erwärmung*

Ein weiteres Verfahren, das eine schnelle Erwärmung der Platinen vor dem Presshärten ermöglicht, ist die induktive Erwärmung. Bei diesem Verfahren wird mittels einer Wechselspannung in einer Induktionsspule ein Wirbelstrom erzeugt. Dieser Wirbelstrom ruft in seiner Umgebung ein magnetisches Feld mit gleicher Frequenz hervor. In einem Werkstück, welches sich in der Umgebung der Spule befindet, wird wiederum ein Wirbelstrom gleicher Frequenz induziert. Dieser induzierte Wirbelstrom ist kurzgeschlossen und erzeugt, basierend auf dem Joule'schen Gesetz, Wärme im Werkstück (Gleichung 2-3) [Rud03]. Die Eindringtiefe des magnetischen Feldes in das Werkstück, die sogenannte Skintiefe, wird im Wesentlichen durch den Erwärmungsprozess bestimmt und kann durch Gleichung 2-4 dargestellt werden [Rud03]:

$$\delta_S = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot f \cdot \sigma \cdot \mu}} \quad (2-4)$$

Aus Gleichung 2-4 ergibt sich, dass die Skintiefe ( $\delta_S$ ), und somit der Erwärmungsprozess, von der Frequenz ( $f$ ) der Wechselspannung, die auf die Spule aufgebracht wird, sowie von der elektrischen Leitfähigkeit ( $\sigma$ ) und der absoluten Permeabilität ( $\mu$ ) des Werkstoffes abhängt.

Daraus ergibt sich, dass höhere Frequenzen zu geringeren Skintiefen führen [Kol08b]. Weiterhin erzeugen die Ummagnetisierungs- bzw. Hystereseverluste bei ferromagnetischen Werkstoffen zusätzliche Wärme, welche mit zunehmender Stromfrequenz steigt [Jus13].

Die Anlage zur induktiven Erwärmung einer Platine besteht grundsätzlich aus mindestens zwei Teilen: dem Hochfrequenzgenerator und der Induktionsspule.

Kolleck et al. untersuchten unterschiedliche Varianten von Induktionsspulen zur Erwärmung von Platinen vor dem Presshärten in Bezug auf ihre Wirkungsgrade (Abbildung 2-5).

Entsprechend Abbildung 2-5 wird die Lage des magnetischen Feldes und somit der Wirkungsgrad der Erwärmung durch die Bauart des Induktors bestimmt. Die Verwendung eines Längsinduktors (Abbildung 2-5a) ist bei der Erwärmung der Stahlplatinen bis zur Curie-Temperatur (ca. 741 °C für 22MnB5) effizient [Kol08b, Vib16a]. Beim Erreichen dieser Temperatur verliert die zu erwärmende Platine ihre ferromagnetischen Eigenschaften und somit wird die Permeabilität ( $\mu$ ) des Stahls drastisch reduziert. Dies resultiert in einer signifikanten Steigerung der Skintiefe ( $\delta_s$ ) gemäß Gleichung 2-4. Bei gleichbleibender Frequenz kann diese Tiefe größer als die Platinendicke sein. Daher ist eine weitere Temperaturerhöhung nur durch längere Haltezeiten oder aber gar nicht möglich, und somit fällt der Wirkungsgrad stark ab [Rud03, Kol08b, Vei11b]. Der Vorteil dieser Bauart des Induktors ist die homogene Temperaturverteilung in der Platine [Vei11b].

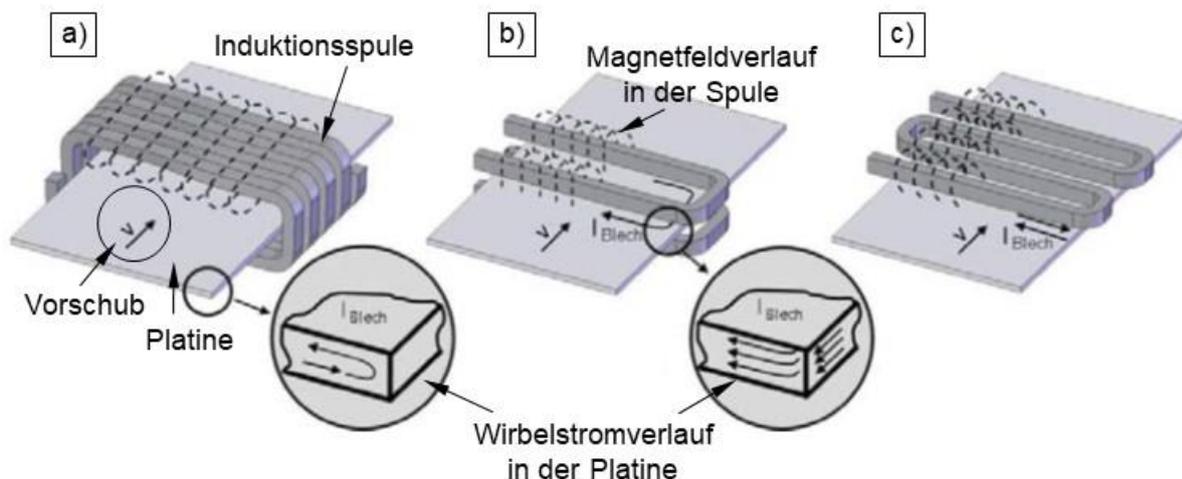


Abbildung 2-5: Bauarten von Induktionsspulen für die Erwärmung von Platinen: a) Längsfeldinduktor, b) Quersfeldinduktor und c) Flächeninduktor [Kol08b]

Für Quersfeld- oder Flächeninduktoren (Abbildung 2-5 b und c) ist die Skintiefe irrelevant, da das Magnetfeld senkrecht zur Platinenebene orientiert ist. Hierbei ist eine effiziente Erwärmung auch von dünnen Platinen oberhalb der Curie-Temperatur möglich. Bei der Platinenerwärmung mit Quersfeldinduktoren müssen aufgrund der Temperaturdifferenzen zwischen den Kanten und dem mittleren Bereich der Platine jedoch zusätzliche Maßnahmen getroffen werden, um eine homogene Temperaturverteilung in der Platine zu erzeugen [Vib16a]. Forscher der Leibniz Universität Hannover entwickelten eine Möglichkeit, dies durch eine simulationsgestützte Optimierung der Geometrie des Induktors zu erreichen [Nac01]. Weiterhin wurde gezeigt, dass die Ausrüstung einer induktiven Erwärmungsanlage mit zwei oder mehreren beweglichen Quersfeldinduktoren eine homogene Erwärmung der Platinen unterschiedlicher Breiten und Dicken ermöglicht [Sch03].

Entsprechend den Ergebnissen der Studie von Kolleck et al. beträgt der Wirkungsgrad während der Erwärmung mit einem Längsfeldinduktor bis zu 95 %, mit einem Quersfeldinduktor bis zu 98 % und mit einem Flächeninduktor bis zu 60 %. Basierend auf den Vor- und Nachteilen dieser Induktor-Varianten wird eine Erwärmungsstation vorgeschlagen, die aus einem Längsfeld- und einem Flächeninduktor besteht. Die Platine wird zuerst mit dem Längsfeldinduktor bis zur Curie-Temperatur erwärmt und danach mit dem Flächeninduktor zusätzlich um weitere 150–200 K bis zur Warmumformungstemperatur nachgewärmt. Obwohl der Wirkungsgrad beim Flächeninduktor geringer ist als beim Quersfeldinduktor, wird für die Nacherwärmung ein Flächeninduktor verwendet, da er eine bessere Temperaturverteilung in der Platine gewährleistet. Die gesamte Erwärmungszeit bis zu Warmumformungstemperatur liegt zwischen 35 s und 60 s. Die erwärmten Platinen wurden gehärtet und ihre mechanischen Eigenschaften ausgewertet. Analog zur konduktiven Erwärmung zeigte die induktiv erwärmte Platine eine Zugfestigkeit, die bis zu 12 % höher lag als die einer konventionell ofenerwärmten und danach abgeschreckten Platine [Kol08b, Kol09].

Da beschichtete Bleche in bestimmten Temperaturintervallen langsam erwärmt werden müssen, um ein Aufschmelzen oder Verdampfen der Legierungselemente der Beschichtung zu minimieren, wurde die Prozesskette mit zweistufiger induktiver Erwärmung durch zwei zusätzliche Schritte der Ofenerwärmung erweitert. Die Al-Si-beschichtete Platine wird zuerst bis zur Schmelztemperatur der Al-Si-Beschichtung mit einem Längsinduktor erwärmt. Danach wird die vorgewärmte Platine im Ofen bis zur diffusionsbedingten Wiedererstarrung der geschmolzenen Beschichtung langsam erwärmt. Im Anschluss erfolgt eine Erwärmung mit einem Flächeninduktor bis zur Warmumformtemperatur mit einem nachfolgenden homogenen Ausgleich der Temperatur in einem weiteren Ofen. Schließlich wird die homogen erwärmte Platine in das Umformwerkzeug übergeben [Vei11b].

Ein ähnliches industriell eingesetztes Erwärmungskonzept, das aus einer Vorerwärmung im Längsfeldinduktor bis zu Curie-Temperatur und einer Nacherwärmung im Rollenherdofen bis zur Warmumformtemperatur besteht, stellten Vibrans et al. vor. Verglichen mit konventioneller Erwärmung in einem Rollenherdofen kann die Erwärmungszeit auf 950 °C von 285 s auf ca. 140 s reduziert werden [Vib16b].

Ya et al. zeigten, dass verglichen mit der konventionellen Ofenerwärmung eine Erwärmung der Platine auf 930 °C unter Zuhilfenahme eines Flächeninduktors zu einer Reduktion der Erwärmungszeiten von 120 s auf ca. 69 s führt. Das Problem der starken Temperaturdifferenz zwischen dem Rand und der Mitte der Platine blieb jedoch bestehen [Xu14].

In einer Studie von Marten et al. wurde das Problem der inhomogenen Erwärmung der Platine mittels Flächeninduktor dadurch gelöst, dass die Platine während des Erwärmungsvorganges oszillierend bewegt wurde. Die Erwärmungszeit betrug ca. 40 s, was 140 s kürzer war als bei der Erwärmung einer gleichartigen Platine in einem Kammerofen. Die mittels Flächeninduktor erwärmte Platine hatte nach dem Presshärten die gleichen Festigkeits- und Duktilitätseigenschaften wie nach einer Erwärmung im Kammerofen. Weiterhin wurde analog zu den anderen schnellen Erwärmungsverfahren festgestellt, dass eine problemlose Erwärmung der beschichteten Platinen nur durch Vorlegieren möglich ist, was jedoch zu einer Verlängerung der Erwärmungszeiten führt [Mar11].

Ausgehend von den aufgezeigten Merkmalen der induktiven Erwärmung kann diese Erwärmungsart problemlos beim Presshärten von unbeschichteten Platinen einer gleichmäßigen Fläche unter Nutzung eines Längsfeld- und eines Flächeninduktors verwendet werden. Die realisierbaren Erwärmungsgeschwindigkeiten und -zeiten, die zum Erreichen der

Warmumformtemperatur notwendig sind, sind jedoch länger als bei der konduktiven Erwärmung und können somit in einer Oxidation und Randentkohlung der Platinenoberfläche resultieren. Weiterhin stellt analog zur konduktiven Erwärmung auch hier die Erwärmung einer Platine mit variabler Geometrie eine Herausforderung dar, insbesondere bei Erwärmung im Flächeninduktor.

### Kontakterwärmung

Eine weitere Alternative zur konventionellen Ofenerwärmung stellt die Kontakterwärmung dar. Bei diesem Verfahren erfolgt die Erwärmung einer Platine zwischen zwei beheizten ebenen Kontaktplatten. Diese müssen auf eine vorgegebene Temperatur erwärmt werden, bevor die zu erwärmende Platine zwischen die beiden Kontaktplatten gelegt werden kann. Durch Schließen der Kontaktplatten entsteht ein direkter Kontakt zwischen diesen und der Platine. Die Platine wird relativ schnell durch direkte Wärmeleitung auf die Temperatur der Kontaktplatten erwärmt (Abbildung 2-6).

Der Wärmestrom ( $\dot{Q}_{\text{Wärm}}$ ), der bei dieser Erwärmung in der Platine erzeugt wird, kann durch Fourier'sche Gesetz beschrieben werden (Gleichung 2-5) [Böc11]:

$$\dot{Q}_{\text{Wärm}} = 2 \cdot \alpha_K \cdot A \cdot (\vartheta_{\text{HP}} - \vartheta_P) \quad (2-5)$$

In dieser Gleichung steht der Faktor „2“ für den beidseitigen Kontakt zwischen der Platine und den Kontaktplatten,  $\alpha_K$  für den Wärmeübergangskoeffizienten beim Kontakt,  $A$  für die Fläche der Platine sowie  $\vartheta_{\text{HP}}$  und  $\vartheta_P$  für die Temperatur der Heizplatte bzw. der Platine.

Gemäß der Literatur kann die Vorerwärmung der Kontaktplatten erreicht werden durch:

- Heizelemente, die in einer oder beiden Kontaktplatten positioniert sind [Ras14];
- zwei flächige Induktoren, wobei ein Induktor pro Kontaktplatte vorgesehen ist [Plo11b];
- konduktive Erwärmung bzw. Widerstandserwärmung [Car14, Hol15]

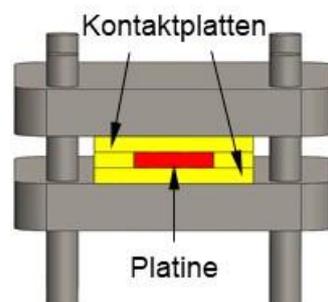


Abbildung 2-6: Schematische Darstellung einer Anlage zur Kontakterwärmung

Rasera et al. haben in ihrer Studie ein Kontakterwärmungswerkzeug entwickelt, welches aus zwei Kontaktplatten besteht. Nur die untere Platte wurde durch zwölf SiC-Heizelemente erwärmt. Die obere Platte erwärmte sich lediglich durch die Wärmestrahlung der unteren Platte. Die empfohlene Erwärmungsgeschwindigkeit der unteren Kontaktplatte bis zur die Betriebstemperatur darf maximal 250 K/h betragen, um einem Versagen der SiC-Heizelemente durch thermische Ausdehnung vorzubeugen. Weiterhin muss die Betriebstemperatur ca. 1050 °C betragen, um eine Erwärmung der 2 mm dicken Platine bis auf 950 °C innerhalb von 23 s zu realisieren. Die Analyse der mechanischen Eigenschaften

zeigte, dass die kontakterwärmten Platinen im Vergleich zum ofenerwärmten Material um bis zu 6 % höhere Härtewerte und ähnliche Spannungs-Dehnungs-Kurven bei den Zugversuchen aufweisen. Aufgrund der kurzen Erwärmungszeiten bzw. hohen Erwärmungsgeschwindigkeiten wurde eine Anhaftung der Platinenbeschichtung auf den Kontaktplatten festgestellt. Jedoch kann dieses Problem unter Zuhilfenahme einer Beschichtung der Kontaktplatten mit einem Gemisch aus zwei thermischen Spritzpulvern auf Basis von Co-Ni-Cr-Al und  $ZrO_2$ - $Y_2O_3$  beseitigt werden [Ras14]. Allerdings geben die Autoren keine Information über eine Veränderung der Wärmeübertragung bei Verwendung dieser Beschichtungen.

Im Verbundprojekt „Flex WB“ des Karlsruher Instituts für Technologie mit dem Fraunhofer IWU, der Firma Neue Materialien Bayreuth und anderer Industriepartner, welches im Rahmen des BMBF-Projekts „Forschung für die Produktion von morgen“ gefördert wurde, wurde eine weitere Anlage zur Kontakterwärmung von Platinen vor dem Presshärten ausgelegt. In dieser Anlage dienen zwei Flächeninduktoren als Energiequelle für die Kontaktplatten. Die Zeit, die für die Erwärmung einer Platine bis auf ca. 950 °C notwendig ist, betrug 15 s. Nach der Erwärmung wies das Material die gleichen mechanischen Eigenschaften auf wie ofenerwärmtes Material. Eine schnelle Erwärmung beschichteter Platinen stellte im Gegensatz zu den Ergebnissen aus anderen Studien keine Herausforderung dar: Nach der Erwärmung innerhalb von 60 s zwischen den Kontaktplatten mit einer Temperatur von 940 °C hatte die Al-Si-beschichtete Platine eine ähnliche Verteilung und Dicke von intermetallischen Phasen wie eine gleichartige Platine nach einer Ofenerwärmung. Gemäß den Autoren basiert dieser Effekt auf der Beschleunigung von Diffusionsvorgängen, die zur Bildung einer temperaturstabilen Diffusionsschicht notwendig sind. Die Autoren treffen jedoch keine Aussage darüber, ob eine Anhaftung der Beschichtung auf den Kontaktplatten auftritt [Plo11a, Plo11b].

Eine weitere Variante zur Erwärmung der Kontaktplatten wird in einem Patent der Firma Benteler Automobiltechnik dargestellt. Entsprechend dieses Patents können die Kontaktplatten nicht nur durch eine induktive Erwärmung oder eine Erwärmung mit offener Flamme, sondern auch durch eine Widerstandserwärmung aufgeheizt werden [Car14]. Dieses Verfahren basiert auf dem gleichen Prinzip wie bei der konduktiven Erwärmung, aber in diesem Fall werden statt der Probe selbst die Kontaktplatten erwärmt. In Studien von Holzweißig et al., die an ähnlichen Anlagen durchgeführt wurden, wurde gezeigt, dass möglichst kurze Haltezeiten und geringe Kontaktplattentemperaturen zu einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften im Vergleich mit dem ofenerwärmten Material führen können [Hol15].

Im Patent DE 102014101539 B9 der Fa. Benteler wird vorgeschlagen, die Kontaktplatten durch einen konduktiv erwärmten Heizleiter aufzuheizen. Diese Heizleiter verlaufen z. B. mäanderförmig in den Platten, sodass die durch Widerstandserwärmung entstehende Wärme gleichmäßig auf die Oberfläche der Kontaktplatten übertragen wird. Sowohl die obere als auch die untere Kontaktplatte kann aus mehreren Segmenten bestehen, welche unabhängige Energiequellen haben und somit auf unterschiedliche Temperaturen erwärmt werden können. Durch partielles Erwärmen können maßgeschneiderte Eigenschaften im Bauteil einfach und kosteneffizient realisiert werden [Nie16].

Zusammengefasst weist die Kontakterwärmung verglichen mit dem Ofenprozess nur einen Nachteil auf, der in der Notwendigkeit des Vorlegierens beschichteter Bleche besteht. Allerdings können durch die direkte Wärmeleitung von den Kontaktplatten zu der zu erwärmenden Platine relativ hohe Erwärmungsgeschwindigkeiten erzielt werden, sodass der

Erwärmungsprozess nur wenige Sekunden dauert und somit deutlich kürzer ist als die Ofenerwärmung. Die Platinenoberfläche ist während der Erwärmung von beiden Seiten isoliert, sodass Oxidations- und Entkohlungsprozesse an unbeschichteten Platinen nur während des Transports in die Presse erfolgen können und keine wesentliche Verschlechterung der Oberflächenqualität des Bauteils zu erwarten ist. Ein weiterer Vorteil besteht in einer Verbesserung der Festigkeiten des Materials im Vergleich zur konventionellen Erwärmung. Weiterhin ermöglicht die relativ große Freiheit bei der Gestaltung der Kontaktplattenform eine homogene Erwärmung der zu erwärmenden Platinen, sowohl bei einfachen als auch bei komplexen Geometrien. Schließlich kann, verglichen mit anderen Erwärmungsverfahren, das partielle Erwärmen relativ einfach realisiert werden, um problemlos Bereiche mit angepassten Eigenschaften an definierten Stellen innerhalb eines Bauteils zu erzeugen, welche außerdem eine beliebig komplexe Form aufweisen können.

## 2.3 Stähle für das Presshärten

### 2.3.1 Werkstoffe und Oberflächenbeschichtungen für das Presshärten

#### Werkstoffe

Derzeit wird der größte Teil der crashrelevanten Bauteile aus dem niedriglegierten Mangan-Bor-Stahl 22MnB5 (Werkstoffnummer 1.5528) gefertigt. Diese Stahlsorte ist unter mehreren verschiedenen Bezeichnungen bekannt, wie Usibor 1500 (ArcelorMittal), MBW 1500 (ThyssenKrupp), Docol 1500M (SSAB), 22MnB5 (Salzgitter), BTR 165 (Benteler) oder phs-ultraform 1500 (Voestalpine). Die chemische Zusammensetzung dieser Stahlmarken unterscheidet sich nur geringfügig und ist am Beispiel von 22MnB5 (Salzgitter) in Tabelle 2-3 dargestellt.

Tabelle 2-3: Chemische Zusammensetzung von 22MnB5 [Sal17]

Element	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Ti	B
Geh. in Gew.-%	0,21–0,25	0,15–0,4	1,10–1,35	<0,023	<0,01	0,08	0,01	0,1–0,25	0,015–0,045	0,0015–0,004

Die Zugabe von Bor sowie ein im Vergleich zu konventionellen Baustählen erhöhter Mangangehalt sind für die hervorragende Härtebarkeit dieses Stahls trotz eines relativ geringen Kohlenstoffgehaltes verantwortlich [Mel73, Raw22]. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit liegt in einem Bereich von nur 25 K/s bis 30 K/s, sodass Bauteile aus diesem Stahl statt in Wasser auch in einem wassergekühlten Werkzeug abgeschreckt werden können, um hohe Festigkeiten zu erhalten.

Ein weiterer Werkstoff, der beim Presshärten eingesetzt wird, ist die Legierung 37MnB5. Dieser Stahl unterscheidet sich vom 22MnB5 nur durch seinen höheren Kohlenstoffgehalt, und er kann somit nach dem Presshärten eine höhere Festigkeit bei gleicher Duktilität aufweisen. Jedoch kann eine Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes die Schweißbarkeit stark einschränken [Len08].

Die relativ geringe Duktilität der genannten Legierungen im gehärteten Zustand resultiert in einer schlechten Crasheignung, also in geringer Energieaufnahme beim Crash. Zur Verbesserung der Duktilität im pressgehärteten Zustand wurde von ThyssenKrupp der Stahlwerkstoffverbund „tribond“ entwickelt [Bec14]. Die zu presshärtende Verbundplatte

besteht aus drei Schichten: zwei Außenschichten aus dem duktilen Stahl MBW 500 und einer Mittelschicht aus dem höchstfesten Stahl MBW 1500. Durch seinen geringen Kohlenstoffgehalt von ca. 0,1 Gew.-% kann MBW 500 theoretisch unter den Rahmenbedingungen des Presshärtens nicht gehärtet werden. Durch eine Variation des Verhältnisses der Schichtdicken zwischen Außen- und Mittelschichten können unterschiedliche, bedarfsangepasste Kombinationen von Duktilität und Festigkeit eingestellt werden. Derzeit werden die beiden Produktvarianten tribond 1200 und tribond 1400 industriell eingesetzt (Abbildung 2-7).

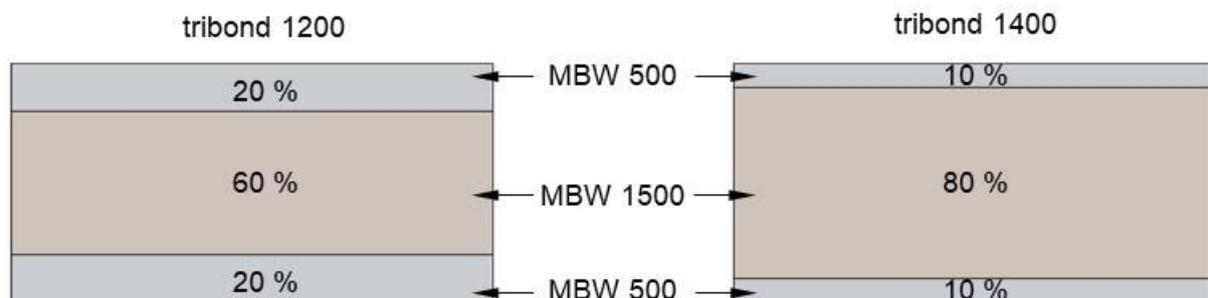


Abbildung 2-7: Aufbau der Stahlwerkstoffverbunde tribond 1200 und tribond 1400 von ThyssenKrupp [Bec14]

Tabelle 2-4 fasst die mechanischen Eigenschaften typischer für das Presshärten einsetzbarer Werkstoffe in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt am Beispiel der Stahlbezeichnungen von ThyssenKrupp zusammen.

Tabelle 2-4: Konventionell eingesetzte Werkstoffe für das Presshärten

Bezeichnung	C-Gehalt in Gew.-%	R <sub>m</sub> in MPa	A <sub>50/80</sub> in %	α in °
MBW 500	0,1	450	23	140
MBW 1500	0,19–0,24	1500	5	60
MBW 1900	0,32–0,38	1900	5	45
tribond 1200	0,1 auf 40 % der Dicke und 0,19–0,24 auf 60 % der Dicke	1200	5	135
tribond 1400	0,1 auf 20 % der Dicke und 0,19–0,24 auf 80 % der Dicke	1400	5	75

Andere Werkstoffe, die aktuell entwickelt werden und potentiell zu einer Verbesserung des Crashverhaltens pressgehärteter Bauteile führen, haben z. B. durch Mikrolegieren mit Vanadium oder Niob eine feinere Mikrostruktur als konventionelle presshärtable Werkstoffe (Tabelle 2-4) und somit höhere Festigkeits- und Duktilitätswerte [Mat15, Bia15]. Weiterhin führt ein Legieren mit Mangan oder Silizium zur Erhöhung des Restaustenitanteils im gehärteten Werkstoff und somit zu einem verbesserten Verformungsverhalten durch Aktivierung des sogenannten TRIP-Effektes während der Verformung [Han15, Yi15, Mai15]. Jedoch ist die Entwicklung neuer Legierungskonzepte langwierig und führt meistens zu einer Erhöhung der Materialkosten. Dies ist unter den aktuellen Wettbewerbsbedingungen unerwünscht, sodass diese Legierungen industriell nicht eingesetzt werden [Len08].

Eine weitere Möglichkeit zur Verbesserung der Crashperformance von pressgehärteten Bauteilen stellen die sogenannten „tailored blanks“ dar. Die folgenden Varianten dieser Platinen sind bekannt:

- Tailor welded blanks (TWBs) – zwei oder mehr zusammengeschweißte Bleche, die eine unterschiedliche chemische Zusammensetzung und/oder Dicke aufweisen [Sto07, Kin10]. Trotz der relativ einfachen Realisierbarkeit der TWBs wird dieses Verfahren immer weniger eingesetzt, da mindestens ein zusätzlicher Prozessschritt notwendig ist, welcher die Bauteilkosten signifikant erhöht [Gri11].
- Patchwork blanks (PBs) – eine flache Platine, die mit aufgeschweißten oder aufgeklebten „patches“ unterschiedlicher Größe versehen ist. Dadurch weist das Bauteil eine bedarfsangepasste Crashperformance in den unterschiedlichen Bereichen auf. Ähnlich der TWBs zeichnen sich PBs durch eine zusätzliche Schweiß- bzw. Klebeoperation aus, welche zusätzliche Bauteilkosten hervorruft [Mer14, Hei08].
- Tailor rolled blanks (TRBs) – eine Platine, die durch flexible Walzen hergestellt wird, wobei während des Walzprozesses unterschiedliche Blechdicken eingestellt werden. Im Gegensatz zu TWBs oder PBs verändert sich die Dicke beim flexiblen Walzen nicht stufig, sondern kontinuierlich, was Steifigkeitssprünge verhindert [Dic08, Bre15]. Weiterhin entfällt die Notwendigkeit zusätzlicher Schweiß- bzw. Klebeschritte, weswegen TRBs häufiger eingesetzt werden. Erste Versuche des partiellen Presshärtens an TRBs zeigten, dass bedarfsangepassten mechanischen Eigenschaften ähnlich wie bei konventionellen Platinen konstanter Dicke eingestellt werden können [Bre15]. Für kosteneffiziente und flexible Herstellung hat das partielle Erwärmen durch Kontakterwärmung das größte Potential, verglichen mit den anderen Verfahren. Dieses Erwärmungsverfahren verfügt über eine flexible Einstellung der partiell erwärmten Bereiche in einer Platine mit unterschiedlichen Dicken, was auf der relativ einfachen und kostengünstigen Fertigung des Erwärmungswerkzeuges beruht [Nie16].

Da in der vorliegenden Arbeit die Legierung 22MnB5 verwendet wurde, werden nachfolgend nur die für diese Legierung relevanten Beschichtungskonzepte und thermomechanischen Prozesse sowie deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften beschrieben. In allen anderen Fällen wird der beschriebene Werkstoff explizit mit angegeben.

### *Beschichtungen*

Die konventionelle Erwärmung der Platinen in einem Ofen vor dem Presshärten führt in der Regel zur Entstehung von Zunder- und Randentkohlungsschichten an der Platinenoberfläche. Die Verwendung von Schutzgas kann diesen Effekt nicht vollständig eliminieren [Sik15]. Zunderschichten sind besonders unerwünscht, da diese einerseits den abrasiven Verschleiß der Umformwerkzeuge begünstigen und andererseits Weiterbearbeitungsprozesse wie Fügen und Lackieren beeinträchtigen [Sik15, Vei11a]. Um die Oberflächenqualität des unbeschichteten Bauteils nach dem Presshärten zu verbessern, ist ein zusätzlicher Nachbearbeitungsschritt, wie Schleuderrad- oder Trockeneisstrahlen, notwendig [Sik15].

Aus diesen Gründen werden oft beschichtete Platinen eingesetzt, wobei aktuell nur zwei Beschichtungssysteme für das Presshärten industriell relevant sind, nämlich Aluminium-Silizium-Systeme [Arc17, thy17] und zinkbasierte Systeme [SSA17, Arc17, Fad06].

Aluminium-Silizium-Beschichtungen bestehen typischerweise aus 87 Gew.-% Al, 10 Gew.-% Si und 3 Gew.-% Fe [Vei11a]. In Abbildung 2-8 ist der Aufbau der Beschichtung im Lieferzustand und nach dem Presshärten dargestellt.

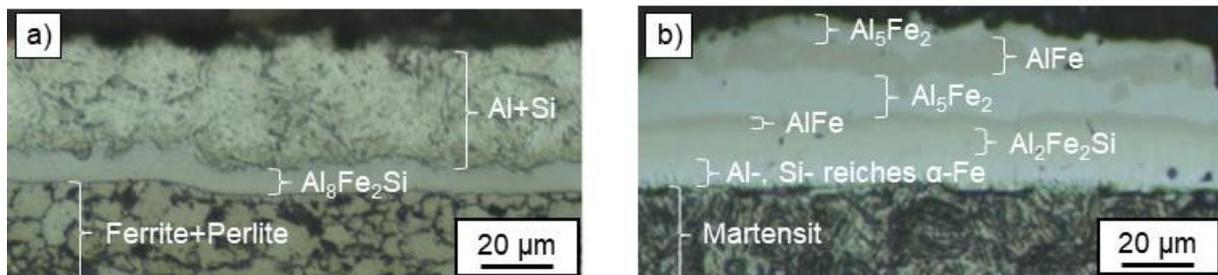


Abbildung 2-8: Oberfläche einer Al-Si-beschichteten Platine aus 22MnB5 a) im Lieferzustand [Vei11a] und b) nach dem Presshärten [Win14]

Im Lieferzustand besteht die Beschichtung aus zwei Schichten, einer Außenschicht mit einem zweiphasigen Eutektikum aus Aluminium und Silizium (Al+Si) sowie einer intermetallischen Phase ( $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ ) [Vei11a, Win14, Fan12]. Die eutektische Außenschicht besitzt eine Schmelztemperatur von 580 °C bis 600 °C, der Schmelzpunkt der intermetallischen Phase liegt bei 855 °C, was geringer ist als die Erwärmungstemperatur von 900 °C bis 950 °C [Vei10].

Während der Erwärmung findet eine gegenseitige Diffusion des Eisens einerseits und des Aluminiums und Siliziums andererseits statt, wobei die Diffusionsprozesse zeit- und temperaturabhängig sind. Die Diffusion des Eisens in die Beschichtung führt zur Entstehung der Diffusionsschicht, welche aus unterschiedlichen intermetallischen Phasen, wie  $\text{Al}_2\text{Fe}_2\text{Si}$ , AlFe und  $\text{Al}_5\text{Fe}_2$ , besteht. Diese intermetallischen Phasen besitzen eine vergleichsweise hohe Schmelztemperatur von 1050 °C bis 1156 °C und befinden sich somit während des Presshärtens im festen Zustand [Vei10]. Die Diffusion von Aluminium und Silizium führt zur Anreicherung vom  $\alpha\text{-Fe}$  des Stahlsubstrats mit Al und Si (Al-, Si-reiches  $\alpha\text{-Fe}$ ), sodass sich die entstandene Schicht beim Presshärten nicht in Martensit umwandelt [Win14].

Wie in Kapitel 2.2 erwähnt, hat das Aufschmelzen der Al-Si-Beschichtung eine Reihe negativer Folgen. Daher müssen Platinen mit einer Al-Si-Beschichtung relativ langsam erwärmt werden, was die Länge der konventionellen Rollenherdöfen signifikant vergrößert [Kol09]. Weiterhin bietet diese Beschichtung nur einen passiven und keinen aktiven bzw. kathodischen Korrosionsschutz, welcher jedoch bei einigen Autoherstellern immer mehr an Bedeutung gewinnt [Sik15].

Zinkbasierte Beschichtungen gewährleisten nicht nur einen Schutz des Substratmaterials gegen Oxidation und Entkohlung während der Erwärmung, sondern darüber hinaus auch einen aktiven bzw. kathodischen Korrosionsschutz des Bauteils während des Betriebs. In Abbildung 2-9 sind Mikroschliffe einer zink-beschichteten Platine im Lieferzustand und nach dem Presshärten dargestellt.

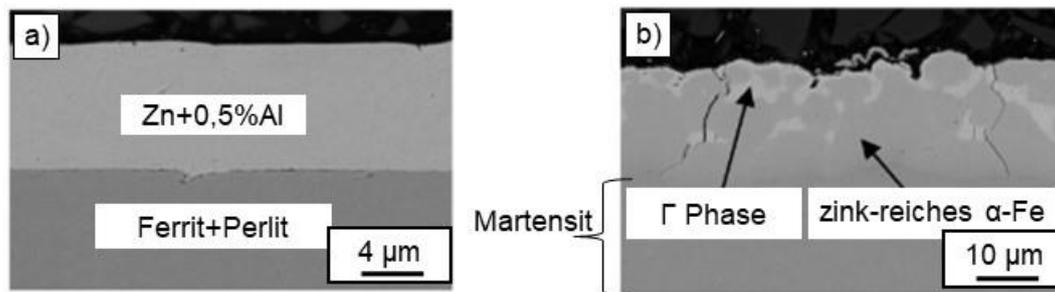


Abbildung 2-9: Oberfläche einer zink-beschichteten Platine aus 22MnB5 a) im Lieferzustand und b) nach dem Presshärten [Aut12]

Ein geringer Anteil von Aluminium in der Zn-Beschichtung führt zur Entstehung einer dünnen intermetallischen Fe-Al-Zn-Phase, welche eine Reaktion zwischen Eisen und Zink während des Beschichtungsprozesses verhindert [Aut12]. Weiterhin bildet das Aluminium während der Erwärmung, also vor dem Presshärten, an der Oberfläche der Beschichtung eine dünne  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schicht. Diese passive Schutzschicht verhindert eine Oxidation des Zinks und eine etwaige nachfolgende Verdampfung. Die Tendenz zur Verdampfung steigt mit steigender Temperatur bzw. Zeit [Aut12, Fan12, Fad06].

Weiterhin findet eine Diffusion von Eisen in die Zn-Beschichtung während der Erwärmung statt, wobei die Beschichtungsdicke größer wird, bis hin zu einer Verdopplung. Nach der Erwärmung besteht die Beschichtung üblicherweise aus drei Schichten (Abbildung 2-9): einer Oxidschicht aus  $\text{Al}_2\text{O}_3$  und ZnO (nicht gezeigt), intermetallischer (Zn-Fe)  $\Gamma$ -Phase sowie einer zink-reichen  $\alpha$ -Fe-Schicht [Aut12, Fan12].

Für Bauteile aus verzinktem Material ist die Anwendbarkeit des direkten Presshärtens durch die Gefahr des sogenannten „Liquid Metal Embrittlement“ eingeschränkt. Trotz der erwähnten Eisen-Diffusion beträgt die Schmelztemperatur der entstehenden intermetallischen Phasen maximal  $782\text{ }^\circ\text{C}$ , sodass flüssiges Zink an der Oberfläche der erwärmten Platine unvermeidbar ist. Bei der nachfolgenden Umformung greift die flüssige Phase die Korngrenzen des Substratmaterials an, was zur Entstehung von intergranularen Mikrorissen an der Oberfläche des Bauteils führt. Daher wird für zink-beschichtete Platinen aktuell nur die indirekte Prozessroute verwendet [Fan12, Clo14]. Die Oxidschicht, die sich an der Oberfläche während der Erwärmung bildet und negative Auswirkungen auf nachfolgende Schweiß- und Phosphatierungsprozesse hat, kann durch zusätzliches Abstrahlen entfernt werden [Clo14, thy11].

Trotz der Vorteile der industriell eingesetzten Beschichtungen werden diese bei Verwendung der angestrebten Kurzzeit-Erwärmungskonzepte aufgrund der genannten Aspekte nur begrenzt eingesetzt. Daher haben unbeschichtete Platinen in diesem Kontext das größte Potential für eine Einsparung beim Platzbedarf und eine Reduktion der Prozesszeiten beim Presshärten sowie für eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der pressgehärteten Bauteile.

### 2.3.2 Phasenumwandlungen während des Presshärtens

Die für den Crashfall relevanten Eigenschaften des pressgehärteten Bauteils, wie Festigkeit und Verformungsvermögen, hängen von mehreren Faktoren ab. Neben der chemischen Zusammensetzung sowie der geometrischen Form des Bauteils spielt die im Bauteil

vorhandene Mikrostruktur eine entscheidende Rolle. Der Prozess der Mikrostrukturevolution während des Presshärtens kann grob in drei Schritte unterteilt werden:

- 1) Umwandlung der im Ausgangszustand vorliegenden Mikrostruktur in Austenit während der Erwärmung. Damit wird eine höhere Verformungsfähigkeit des Werkstoffes erreicht, sodass auch bei hohen Verformungsgraden keine Rissinitiierung auftritt. Weiterhin wird eine vollständige austenitische Mikrostruktur gefordert, um diese beim nachfolgenden Härten in Martensit umwandeln zu können [Bar12, Sch14b].
- 2) Warmumformung und Härten. Durch Warmumformung wird das Bauteil aus einer flachen Platine in die geforderte Geometrie umgeformt. Nachfolgend wird das warmumgeformte Bauteil mit austenitischer Mikrostruktur bis zur Raumtemperatur in der Presse abgekühlt. Die Abkühlgeschwindigkeit muss ausreichend hoch sein, um eine diffusionslose Umwandlung von Austenit in Martensit zu gewährleisten und so die erforderliche hohe Festigkeit im Bauteil sicherzustellen.
- 3) Kathodische Tauchlackierung (KTL-Prozess). Wie in Abschnitt 2.1 erwähnt, wird das pressgehärtete Bauteil während des KTL-Prozesses einer Erwärmung unterzogen, welche einen zusätzlichen Einfluss auf die Mikrostruktur und somit auf die Eigenschaften des Bauteils hat.

Im Folgenden werden diese drei Schritte unter Berücksichtigung der wesentlichen Einflussfaktoren erläutert.

#### *Umwandlung der im Ausgangszustand vorliegenden Mikrostruktur in Austenit während der Erwärmung*

Während der Erwärmung des Ausgangsmaterials findet eine Phasenumwandlung von  $\alpha$ -Eisen nach  $\gamma$ -Eisen statt, wobei die Mikrostruktur im Ausgangszustand die austenitische Umwandlung signifikant beeinflussen kann. Der Einfluss der Mikrostruktur bezieht sich auf die Verschiebung der kritischen Temperaturen der Phasenumwandlung, also der  $A_{C1}$ - und  $A_{C3}$ -Temperaturen, und auf die Rate des Kornwachstums [Fon15]. Gemäß der Literatur weist eine verzerrte Mikrostruktur mit einem erhöhten Anteil an Defekten im Kristallgitter und mit einer homogenen Verteilung des Kohlenstoffes eine erhöhte Austenitisierungsrate auf, verglichen mit einer Mikrostruktur nach dem Glühen und mit einer inhomogenen Verteilung des Kohlenstoffes, z. B. in Form von rundförmigen Karbiden. Die Dauer der Karbidauflösung und somit resultierende Austenitisierungstemperatur ist von Form und Größe der Karbide abhängig. Hier weisen feinere plattenförmige Karbide eine schnellere Auflösungsrate im Vergleich mit groben rundförmigen Karbiden auf und sind somit für eine schnelle Austenitisierung besser geeignet [Gri73, Dia82, Ori73, Law80]. Martensitische oder kaltverformte Mikrostrukturen sind Beispiele für Mikrostrukturen, die für eine schnelle Austenitisierung bevorzugt werden. Untersuchungen zum Presshärten des Stahls 22MnB5 mit unterschiedlichen Mikrostrukturen im Ausgangszustand zeigen, dass eine Kaltverfestigung oder unvollständige Rekristallisation des gewalzten Blechs verglichen mit einer vollständig rekristallisierten Mikrostruktur zu einer Verfeinerung der martensitischen Mikrostruktur im pressgehärteten Material führen. Dies deutet indirekt auf eine Verfeinerung der ehemaligen austenitischen Körner hin [Jär16]. Diese Verfeinerung spiegelt sich in einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften, wie Festigkeit und/oder Duktilität, wider.

Generell wird der Einfluss der Mikrostruktur im Ausgangszustand auf die Umwandlungsprozesse und die resultierenden mechanischen Eigenschaften insbesondere bei höheren Erwärmungsgeschwindigkeiten sowie bei geringeren Erwärmungstemperaturen und Haltedauern deutlich [Fon15, Dia82, Or173].

Üblicherweise wird das Ausgangsmaterial für das Presshärten im geglähten Zustand verwendet [Mai08]. Dies bedeutet für das Beispiel des Stahls 22MnB5, dass die Mikrostruktur aus ferritischen Körnern, perlitischen Zeilen sowie in der ferritischen Matrix fein verteilten Karbiden besteht (Abbildung 2-10).

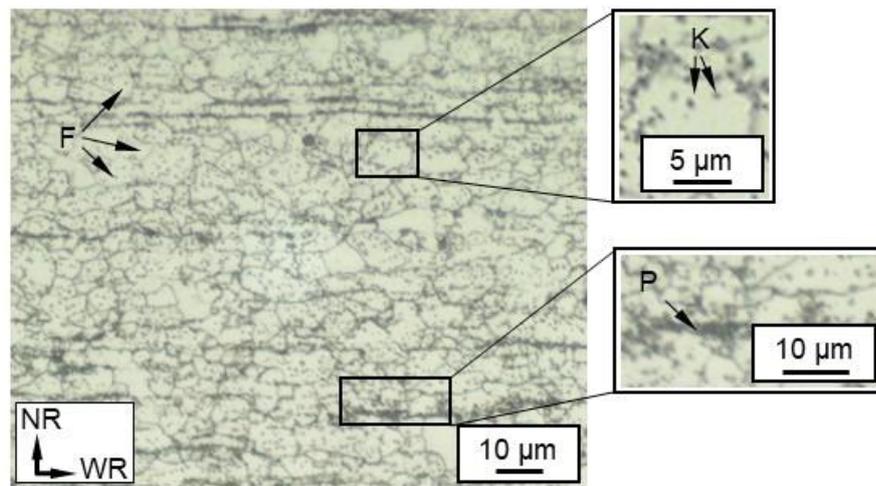


Abbildung 2-10: Typische Mikrostruktur von 22MnB5 im Ausgangszustand (F: ferritische Körner; P: perlitische Zeilen; K: Karbide)

Da kubisch-raumzentrierter Ferrit bei Raumtemperatur weniger als 0,0002 Gew.-% Kohlenstoff lösen kann, liegt der ungelöste Kohlenstoff im rekristallisierten Gefüge in Form von Zementitlamellen des Perlits sowie Karbiden vor [Bar12, Sch14b].

Während der Erwärmung untereutektoider Stähle wie z. B. 22MnB5 wird zwischen zwei charakteristischen Temperaturen unterschieden:  $A_{C1}$  und  $A_{C3}$ . Die  $A_{C1}$ -Temperatur beschreibt den Beginn der Umwandlung in Austenit, die  $A_{C3}$ -Temperatur ihr Ende. Anschließend wird während der restlichen Haltedauer der entstandene Austenit homogenisiert, d. h. die Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung zwischen unterschiedlichen austenitischen Körnern werden ausgeglichen [Or173].

Beide Temperaturen sind u. a. von der chemischen Zusammensetzung, der Haltedauer, der Erwärmungsgeschwindigkeit und der Mikrostruktur im Ausgangszustand vor der Erwärmung abhängig. Sogenannte Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubilder (ZTA-Schaubilder) beschreiben die Abhängigkeit der  $A_{C1}$ - und  $A_{C3}$ -Temperaturen von der Haltedauer bei einer gegebenen Temperatur (isothermes ZTA-Schaubild) bzw. die Abhängigkeit der  $A_{C1}$ - und  $A_{C3}$ -Temperaturen von der Erwärmungsgeschwindigkeit während einer kontinuierlichen Erwärmung (kontinuierliches ZTA-Schaubild). Nachfolgend sind beide Schaubilder exemplarisch für den Stahl 22MnB5 dargestellt (Abbildung 2-11).

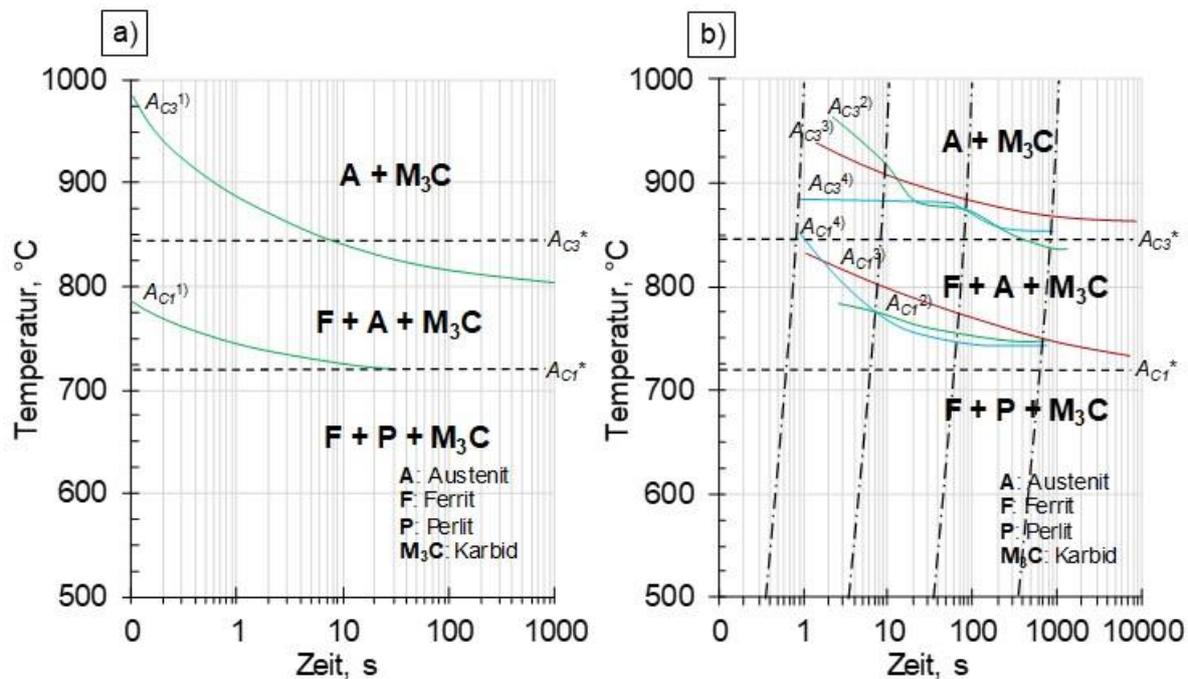


Abbildung 2-11: a) Isothermes und b) kontinuierliches Schaubild für den Stahl 22MnB5. Temperaturen  $A_{C1}$  und  $A_{C3}$  für: \* Ofenerwärmung [Len08]; 1) isotherme Erwärmung (100 K/s), nach Lenze et al. [Len08]; 2) kontinuierliche Erwärmung (1–300 K/s), nach Neugebauer et al. [Neu12]; 3) kontinuierliche Erwärmung (0,1–800 K/s), nach Sun et al. [Sun13]; 4) kontinuierliche Erwärmung (1–1000 K/s), ermittelt mittels JMatPro [Sch14a]

Gemäß Abbildung 2-11 a) sind die Anteile der unterschiedlichen Phasen bei der isothermen Erwärmung bis zu einer Temperatur zwischen  $A_{C1}^{1)}$  und  $A_{C3}^{1)}$  von der Haltedauer abhängig: Mit steigender Haltedauer schreitet die Umwandlung in Austenit fort. Bei der kontinuierlichen Erwärmung gehen die Angaben in der Literatur von leicht unterschiedlichen  $A_{C1}$ - und  $A_{C3}$ -Temperaturen aus, der Trend ist jedoch deutlich: Eine Erhöhung der Erwärmungsgeschwindigkeit kann zu einem signifikanten Anstieg der  $A_{C1}$ - und  $A_{C3}$ -Temperaturen führen. Dieser Effekt spielt bei der Ofenerwärmung jedoch keine große Rolle. Bei alternativen Konzepten der Hochgeschwindigkeitserwärmung muss dies dagegen zwingend berücksichtigt werden, um die gewünschte vollständige Umwandlung in Austenit zu gewährleisten.

Der Umwandlungsprozess einer für 22MnB5 typischen Mikrostruktur aus Ferrit, Perlit und Karbiden, der nach dem Erreichen der  $A_{C1}$ -Temperatur beginnt und dann bis zur  $A_{C3}$ -Temperatur fortschreitet, kann wie folgt beschrieben werden.

Zunächst erfolgt die Umwandlung des Perlits. Bei einer Erwärmung des Stahls über die  $A_{C1}$ -Temperatur hinaus bilden sich Austenitkörner an den Korngrenzen Perlit-Ferrit und Perlit-Perlit sowie innerhalb des Perlits an den Schnittstellen von ferritischen und zementitischen Lamellen. Neu gebildete austenitische Körner wachsen sowohl entlang der Schnittstellen und Grenzen als auch in Richtung des Perlits. Die Diffusionswege, die die Kohlenstoffatome von den Schnittstellen Zementit-Ferrit und Zementit-Austenit bis zu den Schnittstellen Austenit-Ferrit im Perlit überwinden müssen, sind relativ klein, nämlich gleich oder kleiner der Hälfte des interlamellaren Abstandes im Perlit, welcher für diesen Stahl ca. 300 nm beträgt. Dementsprechend erfolgt eine vollständige Umwandlung von Perlit bei einer ausreichend hohen Überhitzung des Materials relativ schnell und kann in weniger als eine Sekunde abgeschlossen sein [Cab01, Gau03, Rob47, Gar81, Spe81].

Während einer weiteren Steigerung der Temperatur bis auf  $A_{C3}$  bilden sich neue austenitische Körner an den Schnittstellen Ferrit-Perlit oder Ferrit-Karbid und an den Korngrenzen des Ferrits. Am schnellsten findet die Keimbildung des Austenits an drei- oder mehrpunktigen Kreuzungen statt, sofern sich dort bereits kleine Karbide befinden. An diesen Stellen ist die Keimbildungsenergie geringer als an flachen ferritischen Korngrenzen [Dir74]. Die Keimbildungsrate des Austenits hängt direkt vom Anteil der ferritisch-perlitischen Grenzflächen in der Mikrostruktur ab [Rob43]. Die Umwandlung wird bei diesem Schritt durch Diffusion von interstitiellen Elementen, insbesondere Kohlenstoff, und Substitutionselementen wie Cr, Mn und Si bestimmt. Bei einer genügend hohen Überhitzung ist die Austenitisierung maßgeblich von der Diffusion des Kohlenstoffs abhängig. Hierbei findet diese Diffusion in zwei Richtungen statt: jeweils von den Grenzflächen Austenit-Zementit und Ferrit-Zementit zu den Schnittstellen Austenit-Ferrit. Die Diffusionswege, die die Kohlenstoffatome überwinden müssen, sind in diesem Fall größer als bei der perlitischen Umwandlung, sodass die vollständige Umwandlung von Ferrit in Austenit im Vergleich mit der Umwandlung von Perlit in Austenit deutlich langsamer verläuft [Gar81, Spe81]. Bei einer nicht ausreichenden Überhitzung wird die Umwandlung vor allem durch die Diffusion der Substitutionselemente bestimmt und kann noch um bis zu drei Größenordnungen langsamer sein [Spe81].

Nachdem sich Ferrit und Perlit vollständig in Austenit umgewandelt haben, können in der austenitischen Mikrostruktur sowohl nicht aufgelöste Karbide vorhanden sein als auch Gradienten im Kohlenstoffgehalt und im Gehalt an Substitutionselementen. Mit steigender Temperatur und/oder Zeit homogenisiert sich die austenitische Mikrostruktur durch Auflösen der Karbide und Ausgleich des Kohlenstoff- und Substitutionselementegehalts aufgrund von Diffusion [Ori73]. Hier muss berücksichtigt werden, dass im kubisch-flächenzentrierten Austenit bis zu ca. 1,5 Gew.-% Kohlenstoff bei einer Temperatur von 1000 °C gelöst werden können, sodass der gesamte Kohlenstoff des Stahls im  $\gamma$ -Mischkristall vorliegt.

Parallel zur Bildung neuer Körner, der Auflösung der Karbide und dem Ausgleich der chemischen Zusammensetzung findet ein unerwünschtes Wachstum der schon gebildeten Körner statt, welches bei einer Erhöhung der Austenitisierungstemperatur und der Haltedauer beschleunigt wird. Daher ist es bei der Auswahl der Erwärmungsparameter vor dem Presshärten wünschenswert, dass möglichst geringe Temperaturen und Haltedauern eingesetzt werden, welche dennoch eine vollständige Umwandlung und Homogenisierung des Austenits ermöglichen.

Der Austenitisierungsprozess von 22MnB5 in konventionellem Rollenherdofen findet üblicherweise bei einer Temperatur zwischen 870 °C und 950 °C für 5 min bis 12 min statt, sodass alle beschriebenen Umwandlungsschritte vollständig ablaufen können und die Mikrostruktur aus austenitischen Körnern mit homogen verteilten Legierungselementen besteht.

### *Warmumformen und Härten*

Die Diffusion findet im  $\gamma$ -Eisen langsamer statt als im  $\alpha$ -Eisen. Dadurch ist Austenit thermisch stabiler als Ferrit und beginnt erst bei einer Abkühlung unter die Temperatur  $A_{C3}$ , welches als Unterkühlung bezeichnet wird, sich nach einiger Zeit in Ferrit und seine Modifikationen umzuwandeln [Bar12]. Zudem wird der Zerfall von Austenit bei einer Unterkühlung durch die Zugabe von geringen Mengen von Bor (bis zu 0,005 Gew.-%, wie z. B. in 22MnB5) weiter

verlangsamt. Während der Abkühlung nimmt die Löslichkeit des Bors im Austenit ab, sodass die Konzentration von Bor an den austenitischen Korngrenzen ansteigt. Gleichzeitig bilden sich sehr feine Borkarbide wie  $\text{Fe}_{23}(\text{BC})_6$  an den Korngrenzen. Diese Karbide sind teilweise kohärent zu einem der austenitischen Nachbarkörner, was in einer Reduktion der Oberflächenspannung und der Korngrenzenenergie resultiert. Die Anwesenheit von Bor im Mischkristall und in den kohärenten Borkarbidan an den Korngrenzen setzt die Anzahl der Defektstellen herab, an denen sich Ferrit und/oder Perlit sowie Bainit während der Abkühlung bevorzugt bilden, sodass die  $\gamma$ - $\alpha$ -Phasenumwandlung verzögert wird [The84, Gar01].

Wie in Kapitel 2.1 thematisiert, hat die austenitisierte Platine nach dem Transfer in die Presse üblicherweise eine Temperatur von ca. 800 °C. Während der Umformung wird diese weiter bis auf ca. 650 °C abgekühlt. Danach beginnt die abschließende kontinuierliche Abkühlung des umgeformten Bauteils durch den Kontakt mit dem wassergekühlten Werkzeug der Presse. Während der Abkühlung findet die  $\gamma$ - $\alpha$ -Phasenumwandlung statt, welche von der Diffusion der Legierungselemente, u. a. Kohlenstoff, abhängt bzw. diffusionslos sein kann und die durch die Abkühlgeschwindigkeit geregelt werden kann. Die Abhängigkeit der während der  $\gamma$ - $\alpha$ -Phasenumwandlung entstandenen Gefügeanteile von der Abkühlgeschwindigkeit kann durch Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder (ZTU-Schaubilder) beschrieben werden, welche analog zu den ZTA-Schaubildern entweder isotherm oder kontinuierlich sein können. Da während des Presshärtens üblicherweise eine kontinuierliche Abkühlung stattfindet, werden im Weiteren nur kontinuierliche ZTU-Schaubilder für den Stahl 22MnB5 betrachtet (Abbildung 2-12).

In beiden ZTU-Schaubildern (Abbildung 2-12) markieren die durchgezogenen schwarzen Linien den Beginn und das Ende der Umwandlung von Austenit in das jeweilige Umwandlungsgefüge während der Abkühlung, wobei keine vorherige Umformung vorgenommen wurde. Da die ZTU-Schaubilder von den Austenitisierungsbedingungen abhängen, also von Temperatur, Zeit und austenitischer Korngröße, unterscheiden sich die dargestellten ZTU-Schaubilder voneinander, obwohl beide für den Stahl 22MnB5 erstellt wurden. Im linken ZTU-Schaubild (Abbildung 2-12 a) zeigen die gestrichelten Linien die kontinuierliche Abkühlung des Austenits, wobei jeder Linie eine Abkühlgeschwindigkeit in K/s zugeordnet ist.

Bei relativ geringen Abkühlgeschwindigkeiten, z. B. 2 K/s, beginnt sich der Austenit erst nach ca. 60 s bei einer Temperatur von 725 °C in Ferrit umzuwandeln [Nad07b]. Die Diffusionswege, die die Kohlenstoffatome bei hohen Temperaturen bzw. geringer Unterkühlung des Austenits überwinden müssen, sind relativ groß. Da Ferrit nur bis zu 0,02 Gew.-% Kohlenstoff in sich lösen kann, wird der noch nicht umgewandelte Austenit mit Kohlenstoff angereichert. Bei einer weiteren Abkühlung diffundiert der Kohlenstoff aus den austenitischen Körnern zu den Korngrenzen. Ab ca. 640 °C, also nach 90 s, beginnt sich der Kohlenstoff z. B. in Form von Zementitlamellen auszuscheiden, sodass die Reste des Austenits in Perlit zerfallen [The84]. Nach einer Abkühlung auf weniger als ca. 610 °C, also ab 100 s Abkühlzeit, ist die  $\gamma$ - $\alpha$ -Phasenumwandlung beendet und die Mikrostruktur besteht aus 25 % Perlit sowie 75 % Ferrit und hat eine Härte von 165 HV10 [Nad07b].

Bei einer Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit auf bis zu 13 K/s nimmt die Unterkühlung des Austenits zu, sodass die  $\gamma$ - $\alpha$ -Phasenumwandlung erst bei ca. 660 °C, also nach 12 s, beginnt. Als erste Phase entsteht wieder Ferrit [Nad07b]. Die Diffusionswege, die die Kohlenstoffatome im Austenit überwinden können, werden mit sinkender Temperatur kürzer, sodass ein Zerfall in Perlit nicht mehr möglich ist. Bei einer Temperatur von ca. 570 °C wandelt sich der Austenit

typischerweise in nadelförmige Ferritplatten (Bainit) um. Durch die erhöhte Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs im  $\alpha$ -Eisen wird die Diffusion des Kohlenstoffs anschließend wieder erleichtert. Dies ermöglicht eine Ausscheidung von im  $\alpha$ -Mischkristall zwangsgelöstem Kohlenstoff in Form feiner Karbide. Die Art der ausgeschiedenen Karbide hängt von der Temperatur ab. Bei höheren Temperaturen findet die Karbidausscheidung entlang der Grenzen der einzelnen Nadeln statt (oberer Bainit), dagegen bei tieferen Temperaturen innerhalb der Nadeln mit einer Orientierung von  $50^\circ$  bis  $60^\circ$  zur Nadelachse (unterer Bainit) [Bar12, Sch14b]. Der restliche Austenit beginnt sich bei einer Temperatur von  $410^\circ\text{C}$  in nadelförmigen Martensit umzuwandeln. Da die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffes mit abnehmender Temperatur weiter absinkt, bleibt der Kohlenstoff im Martensit zwangsgelöst, was in einer tetragonalen Verzerrung des  $\alpha$ -Kristallgitters ( $\alpha'$ -Mischkristall) resultiert. Bei einer Temperatur von ca.  $275^\circ\text{C}$ , also nach 45 s, ist die Umwandlung von Austenit in Martensit beendet. Die entstandene Mikrostruktur besteht aus 3 % Ferrit, 20 % Bainit sowie 77 % Martensit und hat eine Härte von 383 HV10 [Nad07b].

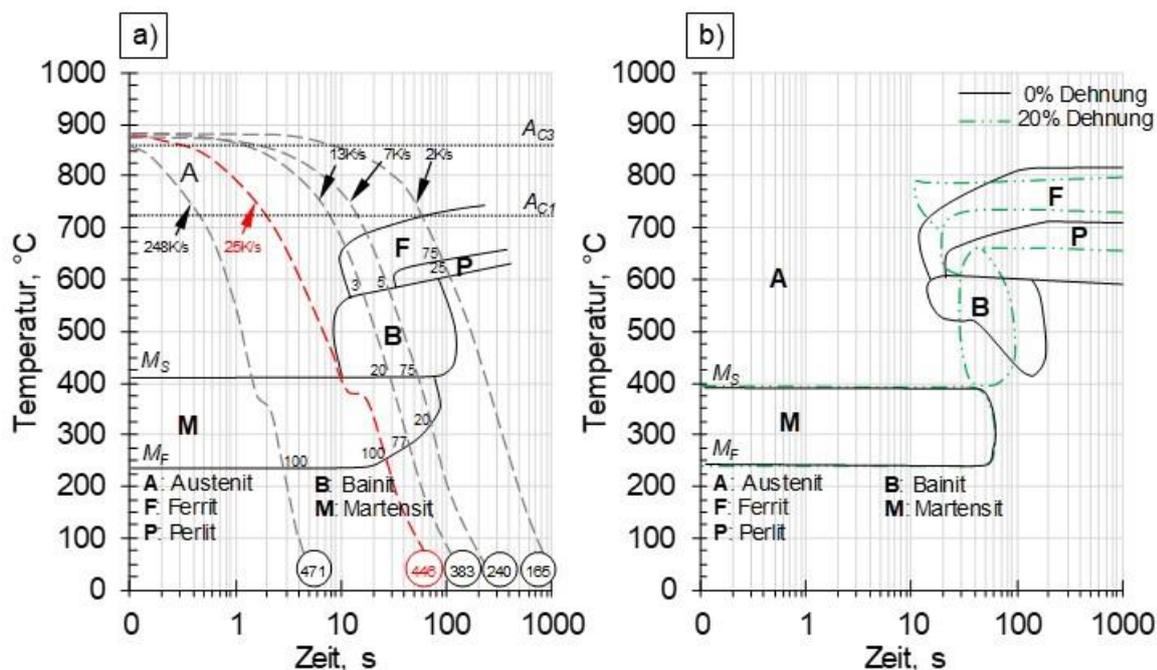


Abbildung 2-12: Kontinuierliche ZTU-Schaubilder für den Stahl 22MnB5: a) Austenitisierung bei  $900^\circ\text{C}$  für 300 s ohne Umformung, nach Naderi [Nad07a]; in den Kreisen sind die Härtewerte in HV10 dargestellt; b) Austenitisierung bei  $950^\circ\text{C}$  für 300 s ohne und mit Umformung bei  $800^\circ\text{C}$ , vor dem Härten, nach Schaper et al. [Sch10]

Erst bei einer Abkühlgeschwindigkeit von 25 K/s (kritische Abkühlgeschwindigkeit) kann Austenit ohne Umwandlung bis auf eine Temperatur von  $410^\circ\text{C}$  (Martensit-Starttemperatur,  $M_S$ ) unterkühlt werden. Während einer weiteren Abkühlung bis auf  $230^\circ\text{C}$  (Martensit-Finistemperatur,  $M_F$ ) erfolgt die diffusionslose Umwandlung in Martensit. Die resultierende Mikrostruktur besteht aus 100 % Martensit und hat eine Härte von 446 HV10 [Nad07b].

Bei einer weiteren Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit auf bis zu 248 K/s bleibt die Mikrostruktur nach der  $\gamma$ - $\alpha$ -Phasenumwandlung rein martensitisch [Nad07b]. Die Härtewerte steigen weiter, was mit einer Verminderung des sogenannten Selbstanlasseffektes zu erklären ist [Nis13]. Der Selbstanlasseffekt wird in Unterabschnitt 5.2.1.2 erläutert.

Wie in Abbildung 2-12 b zu sehen ist, hat die Umformungsstufe einen wesentlichen Einfluss auf die austenitische Mikrostruktur und die nachfolgende  $\gamma$ - $\alpha$ -Phasenumwandlung beim

Härten. Eine Warmumformung bei 800 °C führt zu einer Verschiebung der ferritischen Umwandlung zu höheren Temperaturen. Weiterhin beginnt die perlitische Umwandlung zu einem früheren Zeitpunkt und das Temperaturintervall dieser Umwandlung steigt auf bis zu 50 K. Im Gegensatz zur ferritischen und perlitischen Umwandlung wird die bainitische Umwandlung verzögert und beginnt erst bei Abkühlgeschwindigkeiten unterhalb von 15 K/s. Die  $M_S$ - und  $M_F$ -Temperaturen bleiben verglichen mit dem nicht umgeformten Zustand unverändert und betragen 390 °C und 240 °C [Sch10].

In einer Studie von Naderi et al. wurde für den Stahl 22MnB5 gezeigt, dass eine plastische Warmumformung von 40 % vor dem Härten die Bainitbildung im Gegensatz zu den Ergebnissen von Schaper et al. [Sch10] begünstigt, aber in Übereinstimmung mit der gleichen Studie zu einer Erhöhung der Umwandlungstemperatur in Bainit (Bainit-Starttemperatur  $B_S$ ) um bis zu 20 K führt [Nad08]. Die plastische Umformung des Austenits bewirkt eine mechanische Stabilisierung, sodass der Austenit vor dem Härten durch eine nicht abgeschlossene dynamische Rekristallisation verfestigt bleibt und somit eine hohe Anzahl an Gitterdefekten aufweist. Während des Härten dienen die Versetzungen ähnlich wie die Korngrenzen der austenitischen Körner als Hindernisse für die diffusionslose martensitische Umwandlung. Dieser Effekt resultiert in einer Absenkung der Temperaturen des Beginns ( $M_S$ ) und Endes ( $M_F$ ) der martensitischen Umwandlung, sodass die kritische Abkühlgeschwindigkeit unter sonst gleichen Bedingungen erhöht werden muss, um eine 100 %ige Martensitbildung während des Härten zu gewährleisten [Nik12].

Ein ähnlicher Einfluss der Warmumformung auf die  $M_S$ - und  $M_F$ -Temperaturen sowie die kritische Abkühlgeschwindigkeit wurde in einer Studie von Barcellona et al. gezeigt. Eine Erhöhung des Grades der plastischen Warmumformung vor dem Härten führte zu einer Absenkung der beiden Temperaturen  $M_S$  und  $M_F$  sowie zur Verschiebung der Linien des Umwandlungsbeginns zu kürzeren Zeiten, was letztendlich unter sonst gleichen Bedingungen in einer Erhöhung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit resultierte. Daher erfordern die hohen Umformgrade beim Presshärten eine genaue Kontrolle des Abkühlvorganges, um im pressgehärteten Bauteil die erwünschten mechanischen Eigenschaften zu erzielen [Bar09].

### *KTL-Prozess*

Nach dem konventionellen Presshärten besteht das Bauteil idealerweise aus 100 % Lanzettmartensit mit vollständig zwangsgelöstem Kohlenstoff im Kristallgitter. Während des KTL-Prozesses wird das Bauteil bis auf 180 °C erwärmt und bei dieser Temperatur für 20 min gehalten [Str08]. Diese Erwärmung entspricht der ersten Anlassstufe während des Anlassvergütens [Bar12, Spe72, Sch14b]. Mit einer ersten Erhöhung der Temperatur auf bis zu 100 °C wird die Diffusion des Kohlenstoffes verglichen mit der Diffusion bei Raumtemperatur begünstigt. Bei der dann stattfindenden Umverteilung der Kohlenstoffatome stellen die interstitiellen Hohlräume neben den Versetzungen und Zellwänden energetisch günstigere Bereiche dar als die normalen interstitiellen Gitterpositionen, sodass die Kohlenstoffatome sich bevorzugt an diesen Stellen ablagern [Spe72]. Bei der weiteren Erwärmung bis auf 180 °C erfolgt die Ausscheidung von  $\epsilon$ -Karbid ( $\text{Fe}_2\text{C}$ ). Die Gitterspannungen verringern sich und der tetragonale Martensit wandelt sich in kubischen Martensit um. Die Mikrostruktur des kubischen Martensits weist im Gegensatz zum tetragonalen Martensit fein verteilte  $\epsilon$ -Karbide auf, die einige Änderungen in den

mechanischen Eigenschaften hervorrufen. Zum einen ist die Dehngrenze erhöht, die Härte und Zugfestigkeit dagegen geringfügig verringert, wobei die Biegewinkel, die die Crasheignung des Bauteils widerspiegeln, um bis zu 10 % erhöht sein können [Ger16]. Zum anderen ist der Wasserstoffgehalt im Bauteil verringert, wodurch das Risiko einer Wasserstoffversprödung minimiert wird [Geo13].

### 2.3.3 Kurzzeitaustenitisierung

Gemäß Kapitel 2.2 gewinnen Erwärmungskonzepte mit hohen Erwärmungsgeschwindigkeiten immer mehr an Bedeutung für das Presshärten. Eine gleichzeitige Steigerung der Erwärmungsgeschwindigkeit und Verkürzung der Haltedauer auf Austenitisierungstemperatur auf wenige Sekunden beeinflusst die nachfolgende mikrostrukturelle Umwandlung während des Presshärtens. Der Prozess der schnellen  $\alpha$ - $\gamma$ -Phasenumwandlung wird in der Literatur als Kurzzeitaustenitisierung (KZA) bezeichnet und wird oft beim Randhärten eingesetzt.

Die KZA hat, verglichen mit der konventionellen Austenitisierung, folgende Merkmale:

- Die schnelle Erwärmung führt zur Erhöhung der  $A_{C1}$ - und  $A_{C3}$ -Temperaturen (Abbildung 2-11), sodass die Erwärmungstemperaturen bei KZA erhöht sein müssen.
- Durch kürzere Haltezeiten können diffusionsbedingte Prozesse, wie die Auflösung der Karbide, nicht abgeschlossen werden. Daher ist die Verteilung der Legierungselemente, u. a. Kohlenstoff, in der Mikrostruktur nach der KZA inhomogen, weswegen sich z. B. die Festigkeit des gehärteten Werkstoffes von denen konventionell gehärteter Werkstoffe unterscheiden können.
- Das Wachstum der neu gebildeten austenitischen Körner ist zeitlich begrenzt, was in einer Verfeinerung des Austenits und somit einer feineren Mikrostruktur nach dem Presshärten resultiert.

Untersuchungen der KZA zeigten, dass die  $\alpha$ - $\gamma$ -Phasenumwandlung in diesem Fall signifikant von der Mikrostruktur des Ausgangszustands abhängt [Cla11, Shu04, Gra71]. Grange untersuchte zum Beispiel den Einfluss der martensitischen und der ferritisch-perlitischen Mikrostruktur des Stahls 1.7035 auf die  $A_{C3}$ -Temperatur bei einer KZA im flüssigen Bleibad. Die Haltedauer für die beiden Zustände betrug jeweils 20 s. Es wurde festgestellt, dass die  $A_{C3}$ -Temperatur für die Probe mit martensitischem Gefüge im Ausgangszustand 815 °C und für die Probe mit ferritisch-perlitischem Gefüge im Ausgangszustand 870 °C beträgt [Gra71]. In einer weiteren Studie wurde gezeigt, dass die Korngröße des Austenits auch im Stahl SAE 1541 maßgeblich vom Gefüge im Ausgangszustand abhängig ist. Es wurden Proben im martensitischen und im ferritisch-perlitischen Zustand im Umform- und Wärmebehandlungssimulator der Firma Gleeble bis auf 900 °C, 1000 °C, 1100 °C und 1200 °C mit Erwärmungsgeschwindigkeiten zwischen 1 K/s und 1000 K/s konduktiv erwärmt und anschließend unter Argon-Schutzgas abgeschreckt. Bei einer Erwärmungsgeschwindigkeit von 1000 K/s bis auf 900 °C besaß eine Probe mit martensitischem Gefüge im Ausgangszustand mit 3,8  $\mu\text{m}$  die feinste Korngröße des Austenits. Eine Probe, deren Ausgangsgefüge aus Ferrit und Perlit bestand, hatte bei sonst gleichen Parametern eine Korngröße des Austenits von 7  $\mu\text{m}$  [Shu04].

*Einfluss der Kurzzeitaustenitisierung auf die resultierende austenitische Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften nach dem Härten*

Der Einfluss der KZA auf die mechanischen Eigenschaften des Stahls wird schon seit der Mitte des 20. Jahrhunderts untersucht. Kidin zeigte die Korrelation zwischen der Zunahme der Erwärmungsgeschwindigkeit bei der Austenitisierung und der Erhöhung der Härte des Stahls 1.1645 [Kid69]. Proben wurden bis auf Temperaturen zwischen 860 °C und 1000 °C mit fünf verschiedenen Erwärmungsgeschwindigkeiten zwischen 1 K/s und 200 K/s erwärmt und anschließend sofort in Wasser abgeschreckt. Im Vergleich zum konventionellen Erwärmen konnte eine maximale Erhöhung der Härte um 5 % bei der Erwärmung des Stahls auf 970 °C mit einer Erwärmungsgeschwindigkeit von 200 K/s erreicht werden.

Gridnev stellte einen Zusammenhang zwischen der Korngröße des Austenits und der Erwärmungsgeschwindigkeit sowie der Austenitisierungstemperatur fest. Proben aus dem Stahl 1.0511 wurden bis auf 900 °C bzw. 1000 °C mit Erwärmungsgeschwindigkeiten zwischen 0,03 K/s und 1000 K/s erwärmt und anschließend sofort in Wasser abgeschreckt. Die maximale Kornfeinheit wurde bei Erwärmung auf 900 °C mit einer Erwärmungsgeschwindigkeit von 1000 K/s erreicht. Die mittlere Korngröße des Austenits lag in diesem Fall bei ca. 2 µm. Die entsprechende Korngröße für die auf 950 °C mit 0,03 K/s erwärmte Probe betrug ca. 25 µm [Gri73].

Grange zeigte den Einfluss von verschiedenen Haltedauern im Bereich zwischen 5 s und 1200 s nach der Hochgeschwindigkeitserwärmung von Proben aus dem Stahl 1.0402 im flüssigen Bleibad bis auf eine Temperatur von 870 °C auf die Korngröße des Austenits. Es wurde ermittelt, dass die Proben nach einer Haltedauer von 1200 s bei Austenitisierungstemperatur eine Austenitkorngröße von ca. 30 µm besitzen. Bei einer auf 5 s verkürzten Haltedauer unter sonst gleichen Bedingungen betrug die Austenitkorngröße nur ca. 1 µm [Gra71].

Orlich et al. stellten den Einfluss der Erwärmungsgeschwindigkeit, der Austenitisierungstemperatur und der Haltedauer auf die Austenitkorngröße und die Härte verschiedener Stähle nach dem Abschrecken dar. Der Zusammenhang zwischen den Erwärmungsparametern und der Mikrostruktur bzw. den resultierenden Eigenschaften wurde in Form von ZTA-Schaubildern für verschiedene Stahlsorten zusammengefasst [Orl73].

Cola et al. untersuchten im Rahmen einer Studie die KZA des Stahls AISI8620 mit Erwärmungsgeschwindigkeiten von bis zu 410 K/s und einer Haltedauer von 2 s mit nachfolgendem Abschrecken im Wasser. Im Vergleich zur konventionellen Erwärmung erlaubt eine solche Wärmebehandlung eine Zunahme der Festigkeit und der Duktilität [Lol13].

Holzweißig et al. zeigten in einer Studie zur Kurzzeitaustenitisierung des Stahls 22MnB5 mit anschließendem Presshärten eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften. Der untersuchte Werkstoff in Form von dünnen Platinen wurde in einer Anlage zur Kontakterwärmung zwischen zwei auf 1000 °C bis 1100 °C konduktiv erwärmten Heizplatten aufgeheizt und anschließend sofort pressgehärtet. Die Erwärmungsgeschwindigkeit betrug ca. 220 K/s. Die Haltedauer wurde zwischen 3 s und 15 s variiert. Ein günstiges Verhältnis von Festigkeit und Duktilität zeigten die Proben, die zwischen den auf 1000 °C erwärmten Heizplatten 6 s lang gehalten wurden. Es wurde ermittelt, dass eine Haltedauer von nur 3 s für eine vollständige Austenitisierung des Gefüges nicht ausreichend ist [Hol15].



### 3 Zielsetzung

Wie im vorangegangenen Kapitel gezeigt wurde, stellen grundsätzlich drei alternative Erwärmungskonzepte, welche anstatt der konventionellen Ofenerwärmung beim Presshärten eingesetzt werden können und somit die genannten Nachteile der Ofenerwärmung minimieren/beseitigen können, ein Potenzial dar. Diese sind die induktive Erwärmung, die konduktive Erwärmung und die Kontakterwärmung. Alle drei Erwärmungskonzepte ermöglichen eine Hochgeschwindigkeitserwärmung, sodass das zu erwärmende Material statt einige Minuten nur wenige Sekunden bis maximal eine Minute auf der Erwärmungstemperatur gehalten bzw. austenitisiert wird. Aufgrund der kürzeren Austenitisierungsdauer kann nicht nur die Oberflächenqualität der Bauteile durch geringere Randentkohlung und Oxidation verbessert werden, sondern auch ist es mit einer Steigerung der mechanischen Eigenschaften neben einem geringeren Energieverbrauch und einer Verkürzung der Erwärmungsphase zu rechnen. Darüber hinaus sind der Platzbedarf und die Anschaffungskosten geringer. Der Erwärmungsprozess, der die Austenitisierung in einer kürzeren Zeitspanne realisiert, wird als Kurzzeitaustenitisierung bezeichnet. Aufgrund der möglichen höheren Erwärmungsgeschwindigkeiten, verglichen mit der induktiven Erwärmung, werden die konduktive Erwärmung und die Kontakterwärmung für eine industrielle Umsetzung der Kurzzeitaustenitisierung vor dem Presshärten bevorzugt, da diese Konzepte eine bessere Realisierung der erwähnten Vorteile – kürzere Erwärmungsdauer, bessere Oberflächenqualität sowie eine Verbesserung der mechanischen Eigenschaften – ermöglichen. Die Kontakterwärmung ist verglichen mit den beiden anderen Konzepten vorteilhafter, da sie eine homogene Erwärmung von Platinen mit beliebiger geometrischer Form ermöglicht.

Vor dem Hintergrund der potenziellen industriellen Umsetzung dieser Konzepte zur Herstellung sicherheitsrelevanter Karosseriebauteile ergibt sich die Zielsetzung der vorliegenden Dissertation, die in einer Untersuchung des Einflusses einer Kurzzeitaustenitisierung mit anschließendem Presshärten und kathodischen Tauchlackierung auf die mikrostrukturellen Umwandlungen und die mechanischen Eigenschaften eines Mangan-Bor-Stahls besteht. Hierbei sollen die Effekte der mikrostrukturellen Umwandlungen auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften analysiert werden und mit denen einer konventionellen Austenitisierung im Ofen verglichen werden. Weiterhin soll der Einfluss der Mikrostruktur des Ausgangsmaterials auf das Ergebnis der Kurzzeitaustenitisierung berücksichtigt werden. Darauf basierend sollen die Prozessparameter der Kurzzeitaustenitisierung, wie Erwärmungstemperatur und -dauer, experimentell bestimmt werden, welche eine geforderte Qualität von pressgehärteten Bauteilen sicherstellen. Unter Zuhilfenahme der Kurzzeitaustenitisierung mit den so festgelegten Parametern sollen schließlich Demonstrator-Bauteile pressgehärtet und kathodisch tauchlackiert sowie im Anschluss charakterisiert werden.



## 4 Experimentelle Vorgehensweise

In diesem Kapitel wird zunächst ein Einblick in die Vorversuche zur Kurzzeitaustenitisierung des Stahls 22MnB5 gegeben, die vor der Auslegung des Versuchsprogramms durchgeführt worden sind (Kapitel 4.1). Danach wird in Kapitel 4.2 der in dieser Arbeit verwendete Stahl hinsichtlich seiner chemischen Zusammensetzung, Ausgangsmikrostrukturen und mechanischen Eigenschaften vorgestellt. Kapitel 0 gibt einen Überblick über das Versuchsprogramm. Die Probengeometrien, die für die Kurzzeitaustenisierungsversuche bzw. für die Bestimmung der mechanischen Eigenschaften verwendet wurden, werden in Kapitel 4.4 dargestellt. Abschließend werden die Anlagen und Geräte sowie die Prüf- und Messsysteme beschrieben, die für die Durchführung der Versuche und die nachfolgende Analyse der mechanischen Eigenschaften und der Mikrostruktur verwendet wurden (Kapitel 4.5).

### 4.1 Vorversuche

Die Vorversuche zur Untersuchung des Einflusses von Kurzzeitaustenitisierung (KZA) und Presshärten auf die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur wurden unter Zuhilfenahme von einer konduktiven Erwärmung durchgeführt. Alle KZA-Versuche wurden an einem Versuchsstand durchgeführt, der ähnlich der in Abbildung 2-4 gezeigten Anlage aufgebaut ist. Der für die Vorversuche verwendete Versuchsstand unterscheidet sich von dieser Anlage nur dadurch, dass die Abkühlung der erwärmten knochenförmigen Probe (Abbildung 4-1) zwischen zwei flachen wassergekühlten Platten ohne Warmumformung erfolgt. Die zu variierenden Parameter der Untersuchungen waren zum einen die Erwärmungstemperatur während der Kurzzeitaustenitisierung (830 °C, 845 °C, 873 °C, 900 °C) und zum anderen der Ausgangszustand des verwendeten Stahls 22MnB5 (Mikrostruktur aus Ferrit, Perlit und Bainit sowie ferritisch-perlitische Mikrostruktur). Die Erwärmungs- und Abkühlgeschwindigkeit sowie die Haltedauer auf der Erwärmungstemperatur waren konstant und betragen 160 K/s, 30 K/s und 3 s.

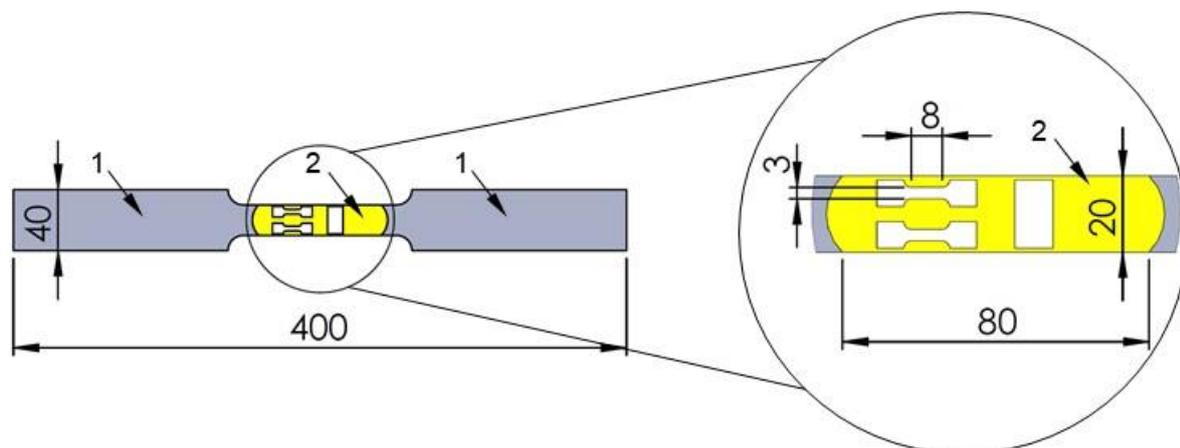


Abbildung 4-1: Knochenförmige Probe für die Durchführung der KZA-Versuche; 1: Bereiche der Probe, die zwischen den Kupferelektroden befestigt werden; 2: Bereich der Probe, der für die Untersuchung der Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften verwendet wurde; alle Maße in mm

Während der KZA erfolgte eine Erwärmung der Probe im Mittelbereich (Bereich 2 in Abbildung 4-1). Die Analyse des Härteverlaufes entlang der längeren Seite dieses Bereichs nach einer Erwärmung der Probe auf bis zu 900 °C und nachfolgendem Presshärten zeigte, dass die

Verteilung der Härte­werte nur bis 40 mm beid­seits der Proben­mitte ho­mo­gen ist. Da­her be­trägt die Ge­samtlänge des ho­mo­gen er­wärmt­en Be­reichs 80 mm; die­ser ist in Ab­bil­dung 4-1 mit gelber Far­be mar­kiert. Die Härte­werte lie­gen ober­halb von 500 HV<sub>5</sub>, was ei­nem ge­härte­ten Zu­stand ent­spricht. Aus dem ho­mo­gen er­wärmt­en Be­reich wur­den je­weils zwei Zug­proben so­wie eine Probe für die An­alyse der Mi­kro­struk­tur und die Härte­mes­sun­gen ent­nom­men.

Als Re­ferenz­ver­such wur­de Ma­te­ri­al aus den glei­chen Char­gen im Ofen mit ei­ner Tem­pe­ra­tur von 950 °C für 300 s kon­ven­tionell aus­te­ni­ti­siert und nach­fol­gend zwi­schen zwei was­ser­ge­kühl­ten Flach­plat­ten mit ei­ner Ab­kühl­ge­schwin­dig­keit von 30 K/s ge­härte­te.

Die Er­geb­nis­se die­ser Vor­ver­su­che zeig­ten, dass die ge­ring­sten KZA-Tem­pe­ra­turen zu den bes­ten Festig­kei­ten föh­ren, un­ab­hän­gig vom Aus­gangs­zu­stand des Stahls 22MnB5. Das Ma­te­ri­al mit fer­ri­tisch-per­li­tisch-bai­ni­ti­scher Mi­kro­struk­tur weist nach der KZA ten­den­zi­ell hö­here Festig­keit und ei­ne fei­nere Mi­kro­struk­tur auf als das Ma­te­ri­al mit fer­ri­tisch-per­li­ti­scher Aus­gangs­mi­kro­struk­tur. Wei­ter­hin sind die Festig­kei­ts­werte der kurz­zei­taus­te­ni­ti­sierten Proben ab­hän­gig vom Aus­gangs­zu­stand um 11 % bis 13 % hö­her als die­je­ni­gen der kon­ven­tionell aus­te­ni­ti­sierten Proben. Zu­dem ist die Mi­kro­struk­tur der kurz­zei­taus­te­ni­ti­sierten Proben deut­lich fei­ner. Schlie­ßlich wur­de fest­ge­stellt, dass das Ma­te­ri­al nach der KZA mit we­ni­ger als 15 µm Schicht­dicke ei­ne deut­lich dünnere Ran­dent­koh­lungsschicht auf­weist als das kon­ven­tionell press­ge­härte­te Ma­te­ri­al mit mehr als 60 µm Schicht­dicke.

Ge­nerell be­stätigen die ge­won­ne­nen Er­geb­nis­se den po­si­ti­ven Ein­fluss der KZA auf die me­chanischen Ei­gen­schaf­ten und die Ober­flä­chen­quali­tät der press­ge­härte­ten Platinen. Wei­ter­hin wur­de mit die­ser Ver­su­chs­rei­he ge­zeigt, dass die thermisch ver­festig­te Mi­kro­struk­tur mit ei­ner ho­mo­genen Ver­tei­lung des Koh­len­stoffes im Ver­gleich zur voll­stän­dig ge­glüh­ten Mi­kro­struk­tur das grö­ßere Po­ten­zi­al zur Ver­bes­se­rung der me­chanischen Ei­gen­schaf­ten durch die Kurz­zei­taus­te­ni­ti­si­erung hat. Trotz des ge­nerell po­si­ti­ven Ef­fekts der KZA wur­de wäh­rend die­ser Ver­su­che auch ein we­sentlicher Nach­teil der kon­duk­ti­ven Er­wär­mung fest­ge­stellt, näm­lich ei­ne in­ho­mo­gene Er­wär­mung im zu er­wär­men­den Be­reich, was ei­ne zu­sätzliche He­raus­for­de­rung für ei­nen po­ten­ti­ellen in­dus­tri­ellen Ein­satz der KZA dar­stellt. Zu­dem könn­en am vor­han­de­nen Ver­su­ch­stand zur kon­duk­ti­ven Er­wär­mung nur re­la­ti­v ge­ringe Ma­te­ri­al­men­gen wär­me­be­han­delt wer­den, so­dass die Charak­te­ri­si­erung der me­chanischen Ei­gen­schaf­ten un­ter Zu­hil­fenah­me von z. B. Zug­ver­su­chen nur an Proben mit ei­ner nicht nor­mierten Ge­ome­trie er­fol­gen kann. Da­her ist ein di­rekter Ver­gleich der ge­won­ne­nen Er­geb­nis­se mit me­chanischen Werten, die z. B. aus in­dus­tri­ellen Quel­len stam­men, aus­ge­schlos­sen, da die Proben­ge­ome­trie ei­nen signi­fi­kan­ten Ein­fluss auf den Kraft­Weg­Ver­lauf wäh­rend des Zug­ver­su­ches hat. Wei­ter­hin kann ei­ne Charak­te­ri­si­erung der Cras­heignung durch in­dus­tri­ell etab­lierte Biege­ver­su­chs­ver­fah­ren (VDA 238-100) an dem in der Ver­su­ch­an­lage kurz­zei­taus­te­ni­ti­siert­em Ma­te­ri­al nicht durch­ge­führt wer­den, da die ge­ome­tri­schen Ab­mes­sun­gen der Proben für Biege­ver­su­che (60 × 60 mm<sup>2</sup>) weit über den an die­ser An­lage re­ali­si­er­ba­ren Ab­mes­sun­gen des wär­me­be­han­del­ten Be­reichs (20 × 80 mm<sup>2</sup>) lie­gen.

Da­her wur­den alle wei­te­ren Ver­su­che zur An­alyse der KZA und ih­res Ein­flusses auf die me­chanischen Ei­gen­schaf­ten, die Mi­kro­struk­tur und die Bauteil­quali­tät nach dem Press­härten im Ra­hmen die­ser Arbeit mit Hil­fe des im Ka­pi­tel 2.2 dar­ge­stell­ten Kon­tak­ter­wär­mungs­ver­fah­rens durch­ge­führt. Wie bei der kon­duk­ti­ven Er­wär­mung könn­en auch mit die­sem Ver­fah­ren hohe Er­wär­mungs­ge­schwin­dig­kei­ten re­ali­siert wer­den. Ver­glichen mit der kon­duk­ti­ven Er­wär­mung wird die Platine je­doch in­folge der Kon­tak­ter­wär­mung ho­mo­gen er­wärmt, und die Grö­ße des Er­wär­mungs­be­reichs der be­stehen­den An­lage

ermöglicht eine KZA von Platinen mit einer Größe von  $210 \times 170 \text{ mm}^2$ , sodass die Zugversuche an genormten Proben mit einer Anfangsmesslänge von 30 mm oder 50 mm durchgeführt werden können [Deu09a]. Gleichzeitig kann aus der gleichen Platine eine genügende Anzahl normgerechter Biegeproben entnommen werden [Ver10].

Teile des Inhaltes dieses Kapitels sind aus den Arbeiten von Herren Karaca [Kar15b], Schmitz [Sch15] und Pfeifer [Pfe15] entnommen worden.

## 4.2 Stahl 22MnB5

Der in dieser Arbeit verwendete unbeschichtete Stahl 22MnB5 wurde von Fa. Benteler Automobiltechnik in vier Chargen geliefert. Die chemischen Zusammensetzungen und die Dicken der verwendeten Chargen sind in Tabelle 4-1 dargestellt.

*Tabelle 4-1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Chargen*

Charge	Dicke in mm	Chemische Elemente, Gehalt in Gew.-%								
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	B	Fe
1	1,0	0,27	0,280	1,267	0,013	0,003	0,139	0,023	0,0028	Rest
2	1,5	0,25	0,252	1,203	0,013	<0,001	0,217	0,039	0,0027	Rest
3	2,0	0,26	0,282	1,219	0,011	<0,001	0,212	0,038	0,0025	Rest
4	1,0	0,24	0,223	1,233	0,007	<0,001	0,240	0,036	0,0030	Rest

Die Chargen wurden für eine Bestimmung der optimalen Parameter der Kurzzeitaustenitisierung (KZA) in Abhängigkeit von der Blechdicke verwendet. Die mechanischen Eigenschaften aller Chargen wurden unter Zuhilfenahme von Zug- und Biegeversuchen sowie Härteprüfungen an entlang der Walzrichtung entnommenen Proben durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 4-2 aufgelistet.

*Tabelle 4-2: Mechanische Eigenschaften der vier untersuchten Chargen im Ausgangszustand*

Charge	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_{50}$ in %	Härte in HV5	Biegewinkel in °
1	336 ± 1	486 ± 1	39,2 ± 0,9	155 ± 1	> 140°
2	323 ± 2	479 ± 1	39,6 ± 2,3	144,8 ± 1	> 140°
3	290 ± 1	462 ± 1	41,5 ± 2,1	148 ± 2	> 140°
4	406 ± 4	564 ± 3	33,0 ± 1,2	160 ± 2	> 140°

Aus Tabelle 4-2 ergibt sich, dass alle Chargen außer Charge 4 nahezu gleiche mechanische Eigenschaften besitzen und sich durch relativ niedrige Festigkeitswerte sowie hohe Bruchdehnungen und Biegewinkel auszeichnen. Charge 4 weist dagegen etwa höhere Festigkeit und Dehngrenze sowie eine geringere Bruchdehnung. Basierend auf den ermittelten mechanischen Kennwerten befindet sich das Material dieser Chargen im geglähten Zustand. Licht- und rasterelektronenmikroskopische Analysen der Mikrostruktur bestätigen dies. Da

sich die Mikrostrukturen aller Chargen voneinander nur sehr wenig unterscheiden, ist in Abbildung 4-2 nur die Mikrostruktur der Charge 3 dargestellt.

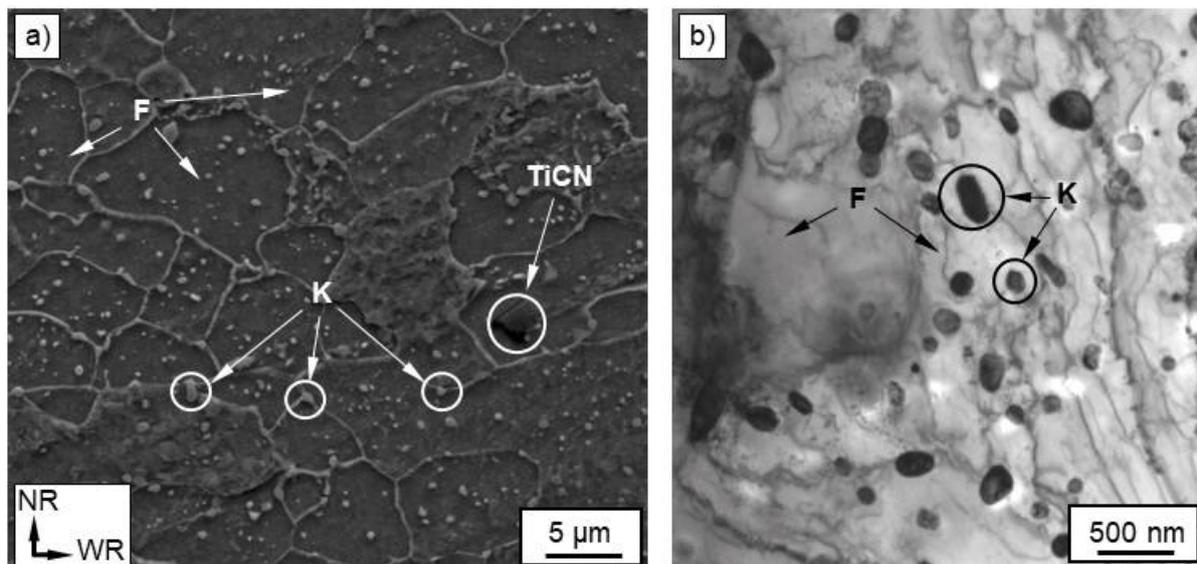


Abbildung 4-2: Mikrostruktur der Charge 1: a) REM-Aufnahme; b) TEM-Aufnahme (Hellfeld); F: ferritische Körner; K: Karbide; TiCN: Titankarbonitrid

Wie in den Aufnahmen zu erkennen, besteht die Mikrostruktur aus äquiaxialen ferritischen Körnern mit rundlichen Karbiden (Zementit,  $M_3C$  [Spe72, Len08]), die sowohl entlang der Korngrenzen als auch innerhalb der Körner verteilt sind. Die durchschnittliche Korngröße des Ferrits beträgt ca.  $6,5 \mu m$  (Korngrößenkennzahl zwischen 11 und 12) und die Größe der Karbide liegt zwischen  $0,1 \mu m$  und  $0,5 \mu m$ .

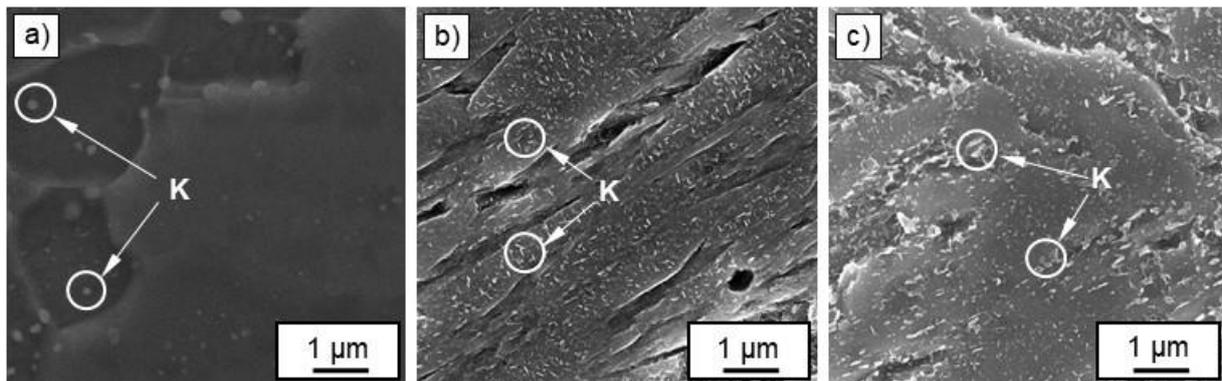
Zur Bestimmung des Einflusses, den das Ausgangsgefüge auf die Parameter der KZA hat, wurde Charge 4 (Tabelle 4-1) verwendet. Aus dieser Charge wurden 21 Platinen mit jeweils gleichen Abmessungen ( $210 \text{ mm} \times 170 \text{ mm}$ ) ausgeschnitten. Diese 21 Platinen wurden in drei Gruppen aufgeteilt, um drei unterschiedliche Ausgangsgefüge vergleichen zu können. Die erste Gruppe („Platinen L“) wurde als Referenz ohne weitere Vorbehandlung, also im Lieferzustand, kurzzeitaustenitisiert. Die beiden anderen Gruppen wurden vor der KZA entsprechend wärmebehandelt, um unterschiedliche Gefüge zu erstellen. Die Parameter der Vorbehandlung sowie die resultierenden mechanischen Eigenschaften entlang der Walzrichtung sind Tabelle 4-3 zu entnehmen.

Im Gegensatz zur Charge 4 im Lieferzustand weisen die vorbehandelten Platinen („Platinen G“ und „Platinen V“) deutlich höhere Werte für die Festigkeit bzw. geringere Werte für die Bruchdehnung auf. Hier entsprechen die Eigenschaften der Platinen G einem vollständig gehärteten Zustand mit rein martensitischem Gefüge. Die Platinen V wurden nach dem Presshärten bei  $600 \text{ °C}$  für  $300 \text{ s}$  angelassen, was zu einem starken Abfall der Festigkeitswerte und einem Anstieg der Bruchdehnungswerte führte.

*Tabelle 4-3: Vorbehandlungsparameter zur Einstellung verschiedener Ausgangsgefüge sowie die resultierenden mechanischen Eigenschaften*

	Vorbehandlung	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_{30}$ in %	Härte HV5	Biegewinkel in °
Gruppe 1 (Platinen L)	Keine	406 ± 4	564 ± 3	33,0 ± 1,2	160 ± 2	> 140
Gruppe 2 (Platinen G – gehärtet)	1) Ofenerwärmung: 950°C, 300 s; 2) Abschrecken im wasser- gekühlten Werkzeug	1017 ± 36	1390 ± 27	8,16 ± 1,8	466 ± 6	107 ± 4
Gruppe 3 (Platinen V – vergütet)	1) Ofenerwärmung: 950°C, 300 s; 2) Abschrecken im wasser- gekühlten Werkzeug; 3) Erneute Ofenerwärmung: 600°C, 300 s; 4) Abschrecken im wasser- gekühlten Werkzeug	756 ± 11	816 ± 10	12,65 ± 0,9	277 ± 4	126 ± 6

Die mikrostrukturellen Besonderheiten der Mikrostruktur von Charge 4, insbesondere die Größe und Verteilung der Karbide, sind in Abbildung 4-3 dargestellt.



*Abbildung 4-3: Verteilung der Karbide, REM-Aufnahmen: a) Platine L; b) Platine G; c) Platine V (Tabelle 4-3)*

Der Kohlenstoff in der Mikrostruktur der Platinen L liegt in Form von runden Karbiden vor, die eine Größe von bis zu ca. 0,5 µm besitzen und die sowohl entlang den Korngrenzen als auch innerhalb Körner verteilt sind (Abbildung 4-3 a). Die Platinen G besitzen eine martensitische Mikrostruktur mit feinen plattenförmigen Karbiden, die im Inneren der martensitischen Nadeln verteilt sind. In den angelassenen Platinen V weisen die ferritischen Körner eine nadelige Form auf, die aber weniger ausgeprägt ist als in den Platinen G. Die Karbide liegen sowohl plattenförmig vor, jedoch gröber als in den Platinen G, als auch in runderlicher Form, jedoch tendenziell feiner als in den Platinen L. Im Gegensatz zu den Platinen G befinden sich die Karbide nicht nur innerhalb der Körner, sondern auch an den Korngrenzen.

### 4.3 Versuchsprogramm

#### *Simulation und Validierung des Modells*

Um den Temperaturverlauf in Platinen unterschiedlicher Dicke während der KZA mittels Kontakterwärmung zu bestimmen, wurde eine numerische Simulation der Kontakterwärmung durchgeführt und anschließend mit Hilfe der experimentellen Daten validiert. Die Parameter der Kontakterwärmung, die experimentell validiert wurden, waren eine Erwärmungstemperatur von 1000 °C und eine Haltedauer von 28 s. Für die experimentelle Validierungsversuche wurden die Platinen aus den Chargen 1, 2 und 3 verwendet (siehe Tabelle 4-1).

#### *Bestimmung der optimalen Parameter der KZA für Bleche unterschiedlicher Dicken*

Die verwendeten Versuchsparameter der KZA für Bleche unterschiedlicher Dicken sowie die Parameter des konventionellen Presshärtens (PH) als Referenzversuch sind in Tabelle 4-4 dargestellt.

*Tabelle 4-4: Versuchsparameter der KZA und des konventionellen PHs für Bleche unterschiedlicher Dicken*

Dicke in mm	KZA mit PH		Konventionelles PH	
	Heizplattentemperatur in °C	Haltedauer in s	Ofentemperatur in °C	Haltedauer in s
1,0 (Charge 1)	800–1000 (in 20-°C-Schritten)	4, 8, 12, 16	950	360
1,0 (Charge 4)	900–1000 (in 20-°C-Schritten)	28		
1,5 (Charge 2)	900–1020 (in 20-°C-Schritten)	12, 16, 20, 24*, 28		
2,0 (Charge 3)	960–1040 (in 20-°C-Schritten)	12, 16, 20, 24, 28		

\*: außer bei der Heizplattentemperatur 1000 °C

Da mit steigender Blechdicke immer mehr Energie benötigt wird, um im Werkstoff die gewünschte Temperatur während der KZA zu erzielen, werden die Temperatur der Kontaktplatten und Haltedauer während der KZA mittels Kontakterwärmung abhängig von der Blechdicke. Für größere Blechdicken sind höhere Temperaturen bzw. längere Haltezeiten erforderlich, um sie vollständig zu kurzzeitaustenitisieren und danach presshärten zu können.

Darüber hinaus wurde der Einfluss einer kathodischen Tauchlackierung (KTL) auf die Eigenschaften und die Mikrostruktur der Platinen nach KZA und Presshärten in dieser Versuchsreihe überprüft. Die KTL wurde bei Fa. Benteler Automobiltechnik für Platinen jeder Dicke durchgeführt, die mit den an die Platinendicke angepassten Parametern der KZA kurzzeitaustenitisiert worden waren. Als Referenz wurden auch konventionell pressgehärtete Platinen der KTL untergezogen. Die Temperatur der KTL betrug 180 °C bei einer Dauer von 20 min.

*Bestimmung des Einflusses der Abkühlstrategien auf Eigenschaften und Mikrostruktur der kurzzeitaustenitisierten und der konventionell pressgehärteten Platinen*

Die Versuche zur Bestimmung des Einflusses der Abkühlgeschwindigkeit auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur der Platinen nach KZA und anschließendem Härten sowie nach konventionellem PH wurden an Charge 1 durchgeführt und die entsprechenden Versuchsparameter sind in Tabelle 4-5 dargestellt.

*Tabelle 4-5: Versuchsparameter zur Bestimmung des Einflusses unterschiedlicher Abkühlstrategien*

	Wärmebehandlungsrouten					
	1	2	3	4	5	6
Erwärmung	KZA 900 °C, 16 s	KZA 900 °C, 16 s	KZA 900 °C, 16 s	Ofen 950 °C, 360 s	Ofen 950 °C, 360 s	Ofen 950 °C, 360 s
Abkühlung	Werkzeug*	Wasser	Wasser	Werkzeug*	Wasser	Wasser
KTL	nein	nein	Ja	nein	nein	ja

\*: Abkühlung im flachen wassergekühlten Werkzeug

*Bestimmung des Einflusses des Ausgangsgefüges*

Die verwendeten Versuchsparameter zur Bestimmung des Einflusses des Ausgangsgefüges der Platinen auf die optimalen Parameter der KZA sowie die resultierenden mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur sind in Tabelle 4-6 dargestellt.

*Tabelle 4-6: Versuchsparameter zur Bestimmung des Einflusses des Ausgangsgefüges*

Ausgangszustand*	KZA-Temperatur in °C	KZA-Schließzeit in s	Abkühlung
Platinen L	900	4, 6, 8, 10, 12, 14, 16	flaches wassergekühltes Werkzeug
Platinen G			
Platinen V			

\*: die genaue Beschreibung der Zustände ist Tabelle 4-3 zu entnehmen

Die mechanischen Eigenschaften der Platinen G (siehe Tabelle 4-3) wurden für diese Versuchsserie als Referenzwerte verwendet.

*Charakterisierung des Demonstratorbauteils nach der Kurzzeitaustenitisierung*

Für die Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften und der Mikrostruktur im kurzzeitaustenitisierten und anschließend pressgehärteten Bauteil sowie für den Vergleich mit dem zusätzlich kathodisch tauchlackierten Bauteil wurden Bleche aus Charge 3 verwendet. Die Parameter der KZA entsprechen jeweils den Parametern, die bei der KZA und dem

nachfolgenden Abschrecken im flachen wassergekühlten Werkzeug die besten mechanischen Eigenschaften lieferten.

#### 4.4 Probengeometrien

Die Probengeometrien, die sowohl für PH nach KZA als auch für konventionelles PH verwendet wurde, sind in Abbildung 4-4 dargestellt.

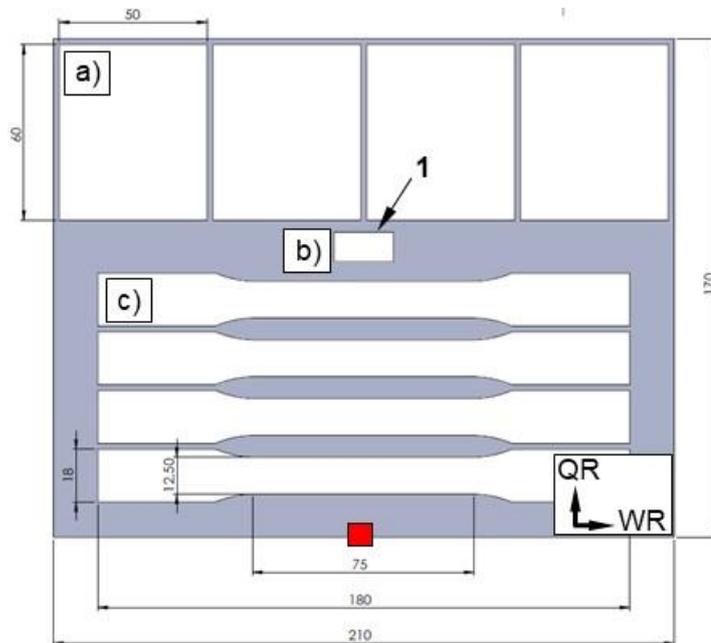


Abbildung 4-4: Typische Probengeometrie für PH nach KZA und für konventionelles PH: a) Probenausschnitte für die Biegeversuche; b) Probenausschnitt für die Mikrostrukturanalyse; c) Probenausschnitte für die Zugversuche; 1) Stirnfläche für die Härtemessungen und die Mikrostrukturanalyse; das rote Viereck in der Mitte der unteren Kante zeigt die Stelle der Temperaturmessung mittels Thermoelement; QR: Querrichtung; WR: Walzrichtung; alle Maße in mm

Aus den kurzzeitaustenitisierten und pressgehärteten sowie den konventionell pressgehärteten Platinen wurden jeweils drei bis vier Zugproben mit Anfangsmesslängen von 50 mm bzw. 30 mm [Deu09a] sowie drei bis vier Biegeproben mit Breiten von 60 mm bzw. 30 mm [Ver10] entnommen. Außerdem wurde in der Mitte jeder Platine eine Probe für Härtemessungen und anschließende Mikrostrukturanalyse entnommen.

Bei der Versuchsreihe zur Untersuchung des Effekts unterschiedlicher Abkühlstrategien wurden für die Zug- und Biegeversuche Proben mit kleineren Abmessungen verwendet, da bei Abkühlung der Platinen in Wasser ein starkes Verbiegen auftritt. Für die entsprechenden Untersuchungen wurden für die Zugversuche Proben mit einer Anfangslänge von 30 mm und für die Biegeversuche Proben mit einer Breite von 30 mm verwendet.

#### 4.5 Prüf- und Messsysteme

##### *Kurzzeitaustenitisierung, Ofenerwärmung und Presshärten*

Die Versuche zur Kurzzeitaustenitisierung wurden im Labor der Abteilung „Forschung und Entwicklung“ der Fa. Benteler Automobiltechnik an den entsprechenden Anlagen

durchgeführt. Das CAD-Modell des Presswerkzeugs, in dem die KZA-Versuche durchgeführt wurden, und das CAD-Modell des Presswerkzeuges, in dem die nachfolgende Abkühlung der kurzzeitaustenitisierten Platinen realisiert wurde, sind in Abbildung 4-5 zu sehen.

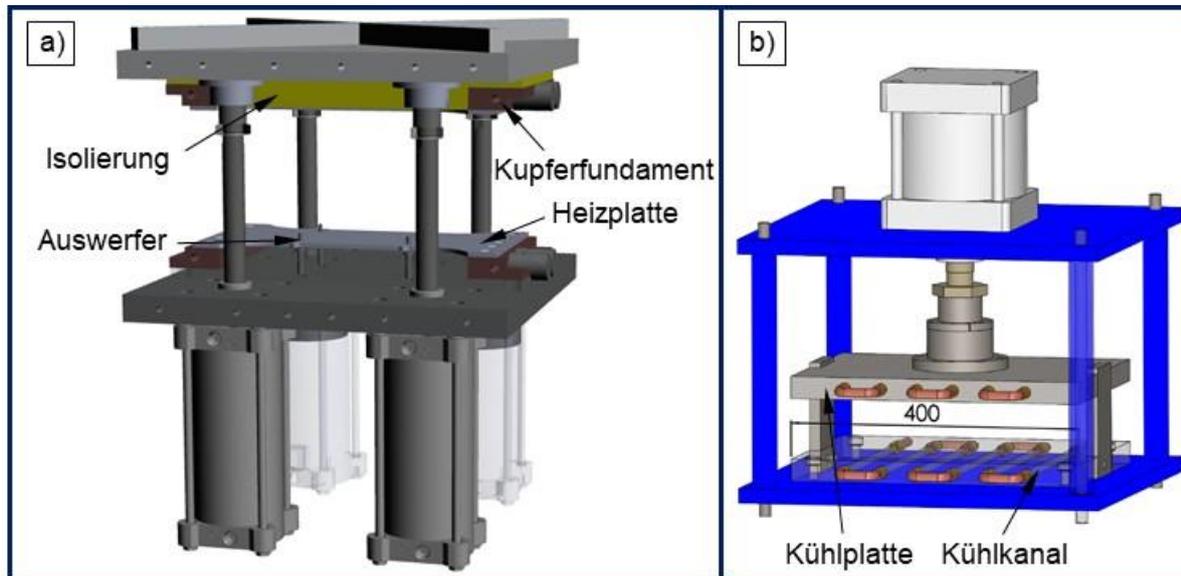


Abbildung 4-5: CAD-Modelle der Presswerkzeuge zur Durchführung a) der KZA und b) des PHs

Das Presswerkzeug für die KZA besteht aus zwei Heizplatten aus dem Werkstoff X15CrNiSi25-21 (Abbildung 4-5 a), der sich durch eine gute Zunderbeständigkeit bei Temperaturen bis ca. 1100 °C auszeichnet [Deu16]. Vor dem Versuchsbeginn werden diese Platten bis zur Zieltemperatur konduktiv erwärmt. Während des Versuchs wird die zu erwärmende Platine auf die untere Heizplatte gelegt, anschließend presst die obere Heizplatte die Platine mit Hilfe von vier pneumatischen Zylindern mit einer Flächenpressung von ca. 0,9 MPa gegen die untere Heizplatte. Eine keramische Isolierung dient der verzögerten Wärmeabgabe der Heizplatten an die anderen Elemente des Presswerkzeuges. Auswerfer erleichtern eine Entnahme der Platine nach der Erwärmung.

Nach der Erwärmung wird die Platine innerhalb von 9 s manuell in die Abkühlvorrichtung transferiert und darin zwischen zwei flachen Kühlplatten mit Hilfe eines pneumatischen Zylinders mit einer Flächenpressung von ca. 0,3 MPa pressgehärtet (Abbildung 4-5 b). Beide Kühlplatten bestehen aus dem Stahl 1.0038 und haben jeweils einen Kühlkanal mit individuell geregelter Wasserzufuhr.

Bei den Referenzversuchen mit konventionellem Presshärten wurden die Platinen in einem Widerstandsofen Modell 41/43 der Firma Nabertherm unter einer Argon-Schutzatmosphäre erwärmt. Danach wurde analog zu den KZA-Versuchen die erwärmte Platine innerhalb von ca. 9 s manuell in die Abkühlvorrichtung übergeben und dort gehärtet.

Die Temperaturmessungen bei den KZA- und den konventionellen PH-Versuchen erfolgten mit Thermoelementen vom Typ K mit einem Durchmesser von 0,5 mm unter Zuhilfenahme eines Messdatenwandlers der Firma National Instruments mit zugehöriger Auslesesoftware. Für die Temperaturmessung wurde an einer Stirnfläche der langen Kante der Platine eine Bohrung eingebracht, in welcher das Thermoelement angebracht wurde. Da sich die Platine sowohl bei der Kontakterwärmung als auch beim Presshärten zwischen zwei flachen Kontaktplatten befindet, ist eine Temperaturmessung auf der gesamten Platinenoberfläche

während der Erwärmungs- bzw. Kühlphase nicht möglich. Die Mantelthermoelemente, die für die Temperaturmessung verwendet wurden, weisen einen Durchmesser von maximal 0,8 mm auf, besser geeignet ist aber ein Durchmesser von 0,5 mm, um das Thermoelement auch in einem 1 mm dicken Blech anbringen zu können. Die Mantelthermoelemente sind kostspielig, daher sollte im Idealfall jedes Thermoelement für mehrere Versuche verwendet werden. Solche dünnen Thermoelemente sind jedoch einerseits bruchempfindlich und somit nach einigen Versuchen nicht mehr verwendbar, andererseits kann sich das Thermoelement während der Erwärmung mit dem Platinenwerkstoff verschweißen, sodass es nicht mehr beschädigungsfrei aus der Platine herausgezogen werden kann. Um den beschriebenen Aufwand bei den Temperaturmessungen während der KZA mit unterschiedlichen Parametern verringern zu können, wurde daher mit Hilfe der ANSYS-Software der Firma Ansys, Inc ein vereinfachtes Simulationsmodell entwickelt, das eine Abbildung des Temperaturverlaufs in der ganzen Platine während der Kontakterwärmung und des Presshärten ermöglicht. Das Modell basiert auf den durchgeführten Temperaturmessungen mittels Thermoelementen und wird in Kapitel 5.1 genau beschrieben.

Zur Bestimmung der Homogenität der Platinenerwärmung durch die KZA wurde eine IR-Kamera PI 450 der Firma Optris verwendet. Der wesentliche Parameter, der für die zuverlässige Aufnahme der Temperatur mit der IR-Kamera notwendig ist, der Emissionsgrad, wurde an vier zu untersuchenden Blechen aus der Charge 1 bestimmt. Jedes Blech wurde in einem Ofen bis auf 900 °C erwärmt und anschließend die Temperatur des gesamten Blechs mit der IR-Kamera aufgenommen. Die mit der IR-Kamera gemessene Temperatur in der Mitte des Blechs wurde mit der Temperatur verglichen, die mittels eines in der Mitte des Blechs angeschweißten Thermoelements vom Typ K aufgenommen wurde. Schließlich wurde der Emissionsgrad in der Software der IR-Kamera bis zur Übereinstimmung zwischen den beiden Temperaturen variiert. Für alle vier untersuchten Bleche wurde ein Emissionsgrad von 0,85 ermittelt und bei allen weiteren Versuchen verwendet.

### *Mechanische Prüfungen*

Die mechanischen Eigenschaften des Materials nach unterschiedlichen Wärmebehandlungsrouten wurden unter Zuhilfenahme von Härteprüfungen, Zug- und Biegeversuchen ermittelt. Die untere Grenze der Richtwerte für den pressgehärteten Werkstoff wurde aus der Werknorm DBL4093 als Basis für die Bewertung der ermittelten mechanischen Kennwerte verwendet (Tabelle 4-7) [Mer06].

Die Härteprüfungen wurden am vollautomatisierten Härteprüfer – Typ KB 30 FA der Firma KB Prüftechnik mit einer Kraft von 49,03 N (HV5) durchgeführt. Die Härte wurde an fünf Stellen der metallographisch präparierten Stirnfläche der Probe aus der Mitte des wärmebehandelten Blechs gemessen (1 in Abbildung 4-4 b) und ist als Mittelwert der fünf Messungen angegeben. Zur Analyse der Härteverteilung an der Oberfläche des gesamten Blechs nach der KZA wurde ein Härtemapping mit einer Kraft von 196,1 N (HV20) durchgeführt. Weiterhin wurden vier Härtemappings zur Analyse der Homogenität der Mikrostruktur nach der KZA und der Ofenerwärmung mit anschließendem Presshärten durchgeführt. Der Abstand zwischen den einzelnen Messpunkten sowie zwischen den Messpunkten und dem Rand der Platine betrug 60 µm.

Tabelle 4-7: Die mechanischen Kennwerte nach DBL4093 für den Stahl 22MnB5 nach dem Presshärten

Dicke (d) in mm	Härte in HV10	$R_{p0,2}$ in MPa	$R_m$ in MPa	$A_{30}$ in %	Biegewinkel ( $\alpha$ ) in °
1,0	415–515	950–1250	1300–1600	> 6	$\geq 50^*$
1,5					$\geq 41^*$
2,0					$\geq 36^*$

\*: Laut DBL4093 hängt der mindestens erforderliche Biegewinkel von der Blechdicke ab. Der Mindestbiegewinkel für die Blechdicke 1,0 mm beträgt 50°. Für andere Blechdicken kann der Biegewinkel entsprechend Gleichung 4-1 berechnet werden:

$$\alpha_d = \frac{50}{\sqrt{d}} \quad (4-1)$$

In Gleichung 4-1 steht  $\alpha_d$  für den Mindestbiegewinkel einer Platine der Dicke  $d$  und 50 steht für den Mindestbiegewinkel der 1,0-mm-Platine.

Für die Zug- und Biegeversuche wurde die servohydraulische Prüfmaschine Landmark der Firma MTS mit einer maximalen Kraft von  $\pm 250$  kN eingesetzt.

Die Zugversuche wurden entsprechend der Norm DIN EN ISO 6892-1 durchgeführt [Deu09b], wobei die Traversengeschwindigkeit konstant war und 4 mm/min betrug. Für die Zugversuche wurden Proben mit einer Anfangsmesslänge von 30 mm bzw. 50 mm verwendet.

Aus den Zugversuchen wurden folgende Kennwerte ermittelt:

- die Dehngrenze in MPa ( $R_{p0,2}$ ), d. h. die Kraft bei einer plastischen Dehnung von 0,2 % bezogen auf die Anfangsquerschnittfläche;
- die Zugfestigkeit in MPa ( $R_m$ ), d. h. die maximale Kraft aus dem Versuch bezogen auf die Anfangsquerschnittfläche;
- die Gleichmaßdehnung und die Bruchdehnung in %.

Nur in wenigen Fällen wurden Proben mit einer Anfangsmesslänge von 30 mm verwendet, deren Messwerte direkt mit dem in DBL4093 angegebenen Bruchdehnungswert verglichen werden können. Die Bruchdehnungswerte der geprüften Proben mit einer Anfangsmesslänge von 50 mm wurden gemessen und nach Gleichung 4-2 umgerechnet [Kne07]:

$$A_{30} = A_{g,y} + (A_y - A_{g,y}) \cdot \frac{l_y}{l_{30}} \quad (4-2)$$

In dieser Gleichung steht  $A_{30}$  für die Bruchdehnung, die bei der Verwendung einer Probe mit einer Anfangsmesslänge von 30 mm vorliegen würde,  $l_y$  ist die Anfangsmesslänge der geprüften Probe mit 50 mm Anfangsmesslänge,  $l_{30}$  ist die Anfangsmesslänge von 30 mm,  $A_{g,y}$  ist die Gleichmaßdehnung der geprüften Probe und  $A_y$  die Bruchdehnung der geprüften Probe.

Die Biegeversuche wurden entsprechend der Norm VDA 238-100 durchgeführt [Ver10]. Für die Biegeversuche wurden Biegeproben entnommen, die eine Länge von 50 mm und eine Breite von 30 mm oder 60 mm haben (Abbildung 4-4 a). Für die wichtigsten Parameter der Biegeversuche wurden folgende Werte verwendet: 0,4 mm Stempelradius, 50 N Vorkraft, 20 mm/min Prüfgeschwindigkeit und als Kraftabschaltsschwelle 5 % der maximalen Kraft.

Die Biegeversuche liefern die maximale Kraft in N sowie den Biegewinkel in °, der nach Gleichung 4-3 aus dem gesamten Traversenweg entsprechend der Norm VDA 238-100 berechnet wird [Ver10].

$$\alpha = 2 \cdot \left( \operatorname{Arctan} \left( \frac{\sqrt{(R+d)^2 - \left( \frac{-\sqrt{h^2 - 4 \cdot g \cdot i - h}}{2 \cdot g} + \left(R + \frac{L}{2}\right)\right)^2 - (R+d-S)}}{\frac{-h - \sqrt{h^2 - 4 \cdot g \cdot i}}{2 \cdot g}} \right) \cdot \frac{180}{\pi} \right); \quad (4-3)$$

mit

$$g = \left(R + \frac{L}{2}\right)^2 + (R + d - S)^2;$$

$$h = 2 \cdot (R + \alpha)^2 \cdot \left(-\left(R + \frac{L}{2}\right)\right) + 2 \cdot \left(R + \frac{L}{2}\right)^3 - 2 \cdot (R + d - S)^2 \cdot \left(-\left(R + \frac{L}{2}\right)\right);$$

$$i = (R + d)^4 - 2 \cdot (R + d)^2 \cdot \left(R + \frac{L}{2}\right)^2 - (R + d - S)^2 \cdot (R + d)^2 + (R + d - S)^2 \cdot \left(R + \frac{L}{2}\right)^2 + \left(R + \frac{L}{2}\right)^4;$$

$$L = 2 \cdot d + 0,5 .$$

In dargestellten Gleichungen steht  $R$  für den Rollenradius,  $d$  für die Platinendicke,  $L$  für den Rollenabstand und  $S$  für den Stempelweg bei maximaler Kraft.

Die Vergleichbarkeit der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von der Probengeometrie des gehärteten Werkstoffes wurde in einer Versuchsreihe überprüft. Dafür wurde eine Platine aus Charge 1 im Ofen bei einer Temperatur von 950 °C für 360 s erwärmt und danach im wassergekühlten Werkzeug pressgehärtet. Aus dieser Platine wurden die  $A_{30}$ - und  $A_{50}$ -Zugproben sowie Biegeproben mit einer Breite von 30 mm und 60 mm entnommen und entsprechend geprüft. Die Ergebnisse der mechanischen Prüfungen sind in Abbildung 4-6 dargestellt.

Die Ergebnisse der Zugversuche zeigen, dass die  $R_{p0,2}$ -,  $R_m$ - und  $A_{30}$ -Werte abhängig von der Probengeometrie in einem Bereich von  $\pm 1$  % variieren. Hierbei unterscheiden sich die  $A_{30}$ -Werte, die entsprechend der Gleichung (4-2) für die  $A_{50}$ -Zugproben berechnet wurden, wenig von den  $A_{30}$ -Werten der  $A_{30}$ -Zugproben. Daher können die Proben nach einer entsprechenden Umrechnung der Bruchdehnungswerte direkt miteinander verglichen werden, auch wenn sie unterschiedliche Probengeometrien aufweisen.

Die Proben mit einer Breite von 30 mm weisen um bis zu 8° höhere Biegewinkel auf als die Proben mit einer Breite von 60 mm. Die maximalen Kräfte der breiteren Proben sind um bis zu 1,89-mal höher, was mit der größeren Kontaktfläche zwischen dem Biegestempel und der Probe erklärt werden kann. Jedoch ist der Zusammenhang zwischen maximaler Kraft und Probenbreite nicht linear. Dementsprechend können die Biegewinkel der schmaleren Proben mit denen der breiteren Proben nicht direkt verglichen werden. Daher werden Ergebnisse, welche aus Biegeversuchen an Proben mit 30 mm Breite ermittelt wurden, mit einer entsprechenden Anmerkung versehen.

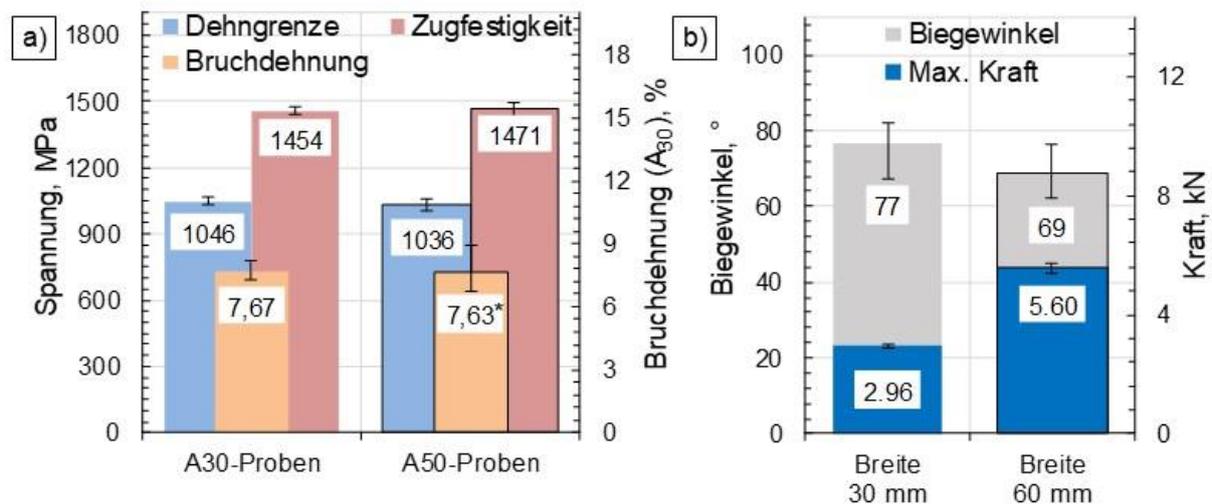


Abbildung 4-6: Vergleich der mechanischen Eigenschaften des gehärteten Werkstoffes in Abhängigkeit von der Probengeometrie: a) Zugversuch; b) Biegeversuch. \* – umgerechneter Wert

### Mikrostrukturanalyse

Für die Bestimmung der morphologischen Merkmale der Mikrostruktur in wärmebehandelten Blechen wurde jeweils eine Stirnfläche der Proben (1 in Abbildung 4-4 b) für metallographische Untersuchungen in einer 3 %igen in Ethanol gelösten Salpetersäure geätzt (Nital-Ätzung) und danach in einem Auflichtmikroskop des Typs Axiophot der Firma Zeiss sowie einem Rasterelektronenmikroskop (REM) des Typs Ultra Plus, ebenfalls von Zeiss, untersucht. Weiterhin wurden die einzelnen Proben in LePera-Ätzmittel geätzt [LeP80]. Dazu wurden die Proben für 1 min in eine frisch angesetzte 1:1-Mischung aus den folgenden zwei Lösungen getaucht:

- Lösung 1: 1 %iges Na-Metabisulfit in destilliertem Wasser;
- Lösung 2: 4 %ige Pikrinsäure in Ethanol.

Dieser Ätzvorgang macht die unterschiedlichen Modifikationen der  $\alpha$ -Phase (Ferrit, Bainit und Martensit) sowie der  $\gamma$ -Phase (Austenit) durch entsprechende Einfärbung dieser Mikrostrukturbestandteile sichtbar.

Bei der Analyse der Mikrostruktur im REM wurde für die meisten Anwendungen eine Beschleunigungsspannung von 20 kV eingesetzt und die Bilder wurden über den Sekundärelektronendetektor (SE) oder den In-Lens-Detektor aufgenommen. Eine Bestimmung der lokalen chemischen Zusammensetzung wurde über einen energiedispersiven Detektor (EDX) realisiert.

Die Größe der ehemaligen Austenitkörner sowie die Größe der Martensitnadeln wurden unter Zuhilfenahme von EBSD-Messungen im REM ermittelt. Um die für diese Messungen notwendige verformungsfreie Oberfläche zu erzeugen, wurden die Proben zuerst mechanisch geschliffen und poliert bis zu einer Körnung von 1  $\mu\text{m}$ . Danach wurden die Proben mit einer Körnung von maximal 0,1  $\mu\text{m}$  für zwölf Stunden vibropoliert. Die EBSD-Messungen wurden auf einer Fläche von 200  $\mu\text{m} \times 200 \mu\text{m}$  für ofenerwärmte Proben und 100  $\mu\text{m} \times 100 \mu\text{m}$  für kurzzeitaustenitisierte Proben durchgeführt, wobei der Messabstand zwischen den

Messpunkten bei allen Messungen  $0,1\ \mu\text{m}$  betrug. Zusammen mit den EBSD-Messungen wurde auch ein EDX-Mapping durchgeführt, um die lokalen Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung untersuchen zu können.

Eine detaillierte Untersuchung der Mikrostruktur erfolgte in einem Transmissionselektronenmikroskop (TEM) des Typs CM200/STEM der Firma Philips. Die Proben für die TEM-Untersuchungen wurden zuerst auf eine Dicke von  $100\ \mu\text{m}$  mechanisch geschliffen und danach in einem Twin-Jet-Elektropolierapparat Modell TenuPol-5 der Firma Streurs bei  $-40\ ^\circ\text{C}$  und einer Spannung von  $30\ \text{V}$  beidseitig elektrolytisch abgetragen. 5 %ige Perchlorsäure diente als Elektrolyt. Die TEM-Untersuchungen wurden mit einer Beschleunigungsspannung von  $120\ \text{kV}$  durchgeführt.

## 5 Ergebnisse und Diskussion

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Untersuchung eines gekoppelten Prozesses bestehend aus einer Kurzzeitaustenitisierung (KZA) mittels Kontakterwärmung und anschließendem Presshärten (PH) von Stahl 22MnB5 dargestellt. Das Kapitel ist in fünf Kapitel aufgeteilt. In Kapitel 5.1 wird ein Simulationsmodell beschrieben, welches eine rechnergestützte Ermittlung der Temperaturverläufe in der Platine während der Kontakterwärmung und des Presshärtens ermöglicht. Danach wird in Kapitel 5.2 die Abhängigkeit der Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften der Platinen unterschiedlicher Dicken von den KZA- und Abkühlparametern sowie von der Nachbehandlung dargestellt. Der Einfluss des Ausgangsgefüges auf den KZA-Prozess sowie auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur des Stahls wird in Kapitel 5.3 erläutert. Kapitel 5.4 gibt einen Überblick über die Charakterisierung eines Demonstratorbauteils, welches mittels KZA und PH hergestellt wurde. Schließlich werden in Kapitel 5.5 die potenziellen Probleme erläutert, die bei der KZA unter Zuhilfenahme einer Kontakterwärmung auftreten können.

### 5.1 Rechnergestützte Ermittlung der Temperaturverläufe bei Kurzzeitaustenitisierung mit anschließendem Presshärten

Der Temperaturverlauf in der Platine während des Presshärtens (PH) mit der Kurzzeitaustenitisierung (KZA) kann grob in fünf charakteristische Bereiche gegliedert werden (siehe Abbildung 5-1).

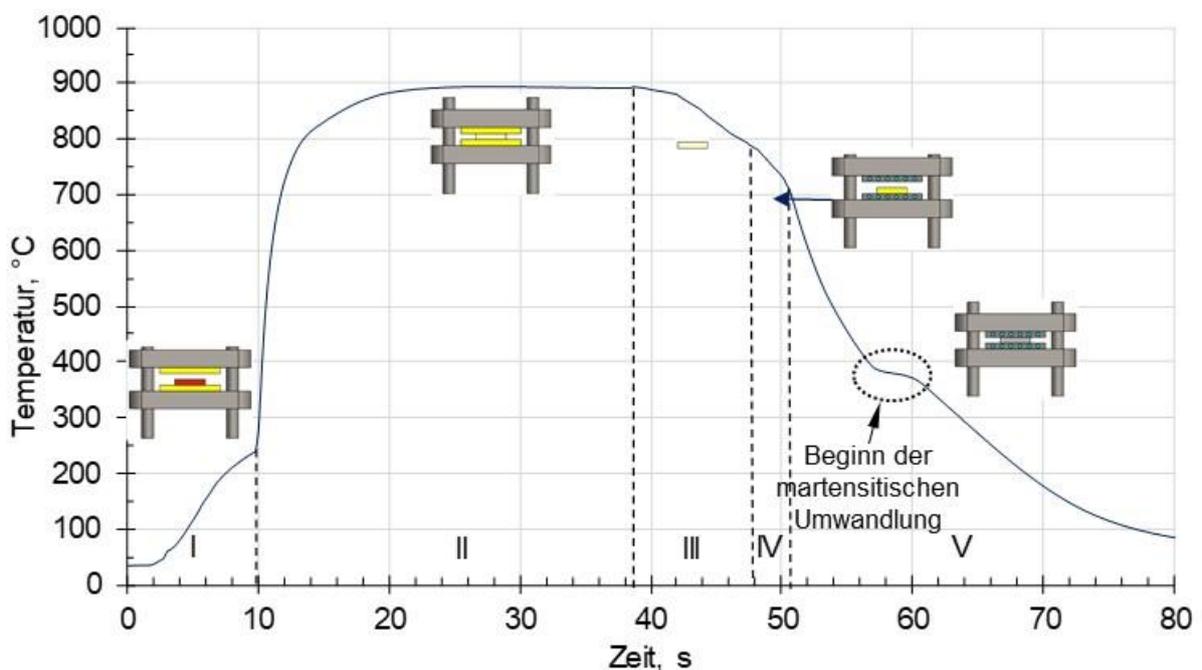


Abbildung 5-1: Temperaturverlauf einer Platine während der KZA mittels Kontakterwärmung und während des anschließenden PHs, mit den fünf charakteristischen Bereichen; I: Einlegen in das Erwärmungswerkzeug; II: Erwärmungswerkzeug ist geschlossen; III: Öffnen des Werkzeuges und Transfer der Platine in das Abkühlwerkzeug; IV: Einlegen in das Abkühlwerkzeug; V: Abkühlwerkzeug ist geschlossen

Der in Abbildung 5-1 dargestellte Temperaturverlauf wurde während der KZA und dem nachfolgenden PHs mit einem Thermoelement in der Mitte einer Platine der Dicke 2 mm

aufgenommen. Die Temperatur der Heizplatten betrug 1020 °C und die Schließzeit des Werkzeuges 28 s. Der Temperaturverlauf kann in fünf charakteristische Bereiche aufgeteilt werden.

Die Platine wird auf die untere vorgewärmte Heizplatte aufgelegt, und noch bevor die obere Heizplatte in Kontakt mit der eingelegten Platine kommt, wird diese infolge des Kontaktes mit der unteren Heizplatte, der Strahlung der oberen Heizplatte sowie Konvektion bis auf ca. 250 °C erwärmt (Bereich I). Danach wird das Werkzeug geschlossen und die Platine wird infolge des beidseitigen Kontaktes mit den Heizplatten erwärmt, wobei die Erwärmungsgeschwindigkeit von 250 °C bis auf 850 °C bei 75 K/s liegt (Bereich II). Nach 28 s fährt die obere Heizplatte automatisch nach oben und die Platine wird innerhalb von 9 s in die Abkühlvorrichtung transportiert (Bereich III). Nach dem Einlegen in die Abkühlvorrichtung hat die Platine noch eine Temperatur von 800 °C und wird schon vor dem Schließen des Werkzeuges bis auf ca. 730 °C abgekühlt (Bereich IV). Im geschlossenen Werkzeug wird die Platine von 730 °C bis auf Raumtemperatur abgekühlt, wobei die Abkühlgeschwindigkeit zwischen 730 °C und 230 °C, also bis zum Ende der martensitischen Umwandlung, bei 29 K/s liegt (Bereich V).

Da die Erwärmungsgeschwindigkeit und die maximale Temperatur der Platine während der Erwärmung nicht nur von der Werkzeugschließzeit und -temperatur, sondern auch von der Blechdicke abhängt, soll für jede Parameterkombination und Platinendicke eine eigene Temperaturmessung durchgeführt werden. Da die Temperaturmessungen bei der KZA mittels Kontakterwärmung und dem nachfolgenden Presshärten aufwendig sind (Kapitel 4.5), wurde ein Simulationsmodell auf Basis der durchgeführten Temperaturmessungen entwickelt, um den Temperaturverlauf bei unterschiedlichen Parametern der KZA und Platinendicken vorgesehen zu können.

Die Simulation wurde mit dem Finite-Elemente-Programm ANSYS Workbench v. 16.2 durchgeführt [ANS14]. Ein CAD-Modell, das aus zwei Heiz- und zwei Kühlplatten sowie einer Platine besteht, wurde mit der Software ANSYS Academic erstellt (Abbildung 5-2). Die Abmessungen der einzelnen Teile im CAD-Modell entsprechen den realen Größen der Werkzeugplatten und der Platine.

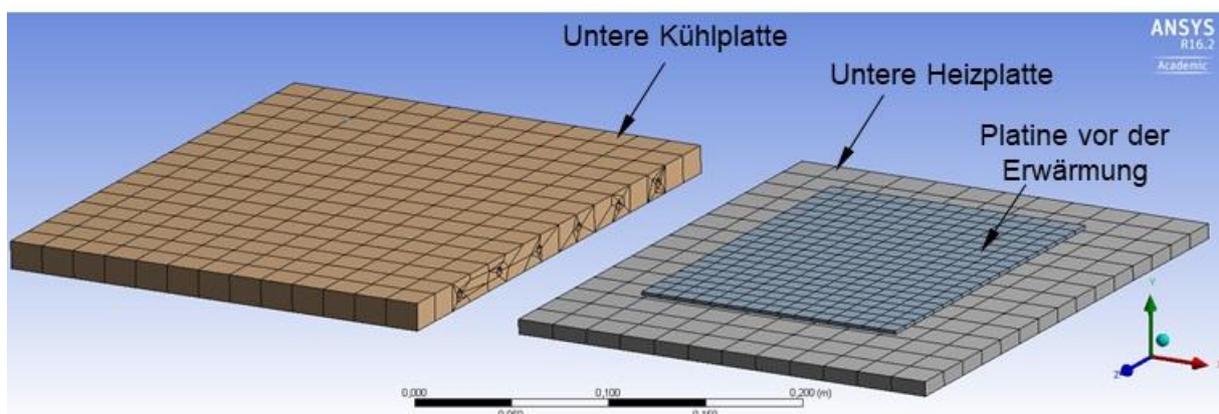


Abbildung 5-2: CAD-Modell für die gekoppelte Simulation der KZA und PH in flachen Werkzeugen

Das Simulationsmodell wurde entsprechend dem Temperaturverlauf in Abbildung 5-1 in fünf Schritten realisiert: 1) Einlegen der Platine in das Erwärmungswerkzeug; 2) Erwärmung durch beidseitigen Kontakt mit den Heizplatten; 3) Transport zum Abkühlwerkzeug; 4) Einlegen in die Abkühlvorrichtung; 5) Abkühlung durch beidseitigen Kontakt mit den Kühlplatten.

Die folgenden Vereinfachungen wurden im Simulationsmodell verwendet:

- Die Heiz- und Kühlplatten sowie die Platine wurden als Festkörper angenommen, sodass keine elastischen und plastischen Verformungen für diese Elemente berechnet werden.
- Veränderungen der Abmessungen der Platine während der Erwärmung und Abkühlung infolge von Wärmeausdehnung und Phasenumwandlung wurden nicht berücksichtigt.
- Die Außen- und Randflächen der Heizplatten, die keinen Kontakt mit der Platine haben, wurden als isolierte Flächen betrachtet, sodass die Wärmeleitung nur in Richtung der Platine erfolgte.
- Der Wasserdruck in den Kühlplatten und ebenso wie die Flächenpressung des Erwärmungs- bzw. Kühlwerkzeugs und die Rauigkeit der Platinen- und Kontaktplattenoberflächen beeinflussen die resultierende Wärmezufuhr bzw. -abfuhr und somit die Erwärmungs- bzw. Abkühlgeschwindigkeit der Platine während der Kurzzeitaustenitisierung / des Presshärtens [Tek07]. Da bei allen Versuchen diese Parameter konstant waren, wurden die entsprechenden Wärmeübergangskoeffizienten  $\alpha_{Konv1}$ ,  $\alpha_{Erw1}$ ,  $\alpha_{Erw2}$ ,  $\alpha_{Kühl1}$  und  $\alpha_{Kühl2}$  nicht analytisch berechnet, sondern durch inverse Berechnung aus den Temperaturkurven des Experimentes bestimmt.
- Die Kühlplatten wurden analog zum realen Werkzeug mit jeweils sechs Bohrungen ausgelegt, in denen Wasser fließt. Damit wurde die Wärmeabfuhr von der Kontaktfläche zwischen der Kühlplatte und der Platine realisiert. Der Wärmestrom ( $\dot{Q}_1$ ) von der Kühlplatte zum durchfließenden Wasser kann mit Hilfe von Gleichung 5-1 bestimmt werden:

$$\dot{Q}_1 = 6 \cdot \alpha_{Konv1} \cdot A_1 \cdot (\vartheta_{KP} - \vartheta_W) \quad (5-1)$$

In der Gleichung 5-1 steht  $\vartheta_{KP}$  für die Temperatur der Kühlplatte,  $\vartheta_W$  für die Temperatur des Wassers und der Faktor „6“ für Anzahl der Kühlkanäle.  $A_1$  ist die Kontaktfläche jedes einzelnen Kühlkanals mit dem Wasser und  $\alpha_{Konv1}$  ist der Wärmeübergangskoeffizient, der durch inverse Analyse der Temperaturkurve aus dem Experiment bestimmt wurde.

- Beim Einlegen der Platine sowohl in das Erwärmungs- als auch in das Abkühlwerkzeug wurde auf eine Berechnung der Erwärmung bzw. Abkühlung infolge von Strahlung und Konvektion verzichtet. Die Wärmeübertragung erfolgte in diesem Fall nur durch die einseitige Wärmeleitung von der unteren Heizplatte zur Platine bzw. von der Platine zur unteren Kühlplatte. Der Wärmestrom ( $\dot{Q}_{Wärm}^1$ ) wird durch Gleichung 5-2 berechnet:

$$\dot{Q}_{Wärm}^1 = \alpha_{Erw1/Kühl1} \cdot A \cdot (\vartheta_{HP/KP} - \vartheta_P) \quad (5-2)$$

$\dot{Q}_{Wärm}^1$  ist der Wärmestrom beim Einlegen der Platine in die Erwärmungs- bzw. Abkühlanlage.  $\alpha_{Erw1}$  steht für den entsprechenden Wärmeübergangskoeffizienten,  $A$  für die Kontaktfläche,  $\vartheta_{HP/KP}$  für die Temperatur der Heiz- bzw. Kühlplatte und  $\vartheta_P$  für die Temperatur der Platine. Gleichung 5-2 unterscheidet sich von Gleichung 2-5 durch den fehlenden Faktor „2“, welche in Gleichung 2-5 für den beidseitigen Kontakt zwischen Heiz- bzw. Kühlplatten und Platine steht.

- Beim Transport der Platine vom Erwärmungs- zum Kühlwerkzeug wurde die Abkühlung ausschließlich durch erzwungene Konvektion, also ohne Berücksichtigung der Wärmestrahlung, realisiert.
- Während des Transports ist der Konvektionskoeffizient der oberen Seite der Platine gemäß der Literatur um bis zu zweimal größer als der der unteren Seite, da die warme Luft an der oberen Seite der Platine aufsteigen kann und sich an der unteren Seite staut [Hoc12]. Die Platinen wurden manuell vom Erwärmungs- zum Kühlwerkzeug transportiert, sodass nicht bei allen Experimenten gesichert werden konnte, dass die Platine während

der Transportoperation immer horizontal lag. Daher wurde der Konvektionskoeffizient  $\alpha_{Tran}$  aus der Temperaturkurve des Experimentes bestimmt und für beide Fläche der Platine der gleiche Wert angenommen (Gleichung 5-3).

$$\dot{Q}_{Tran} = 2 \cdot \alpha_{Tran} \cdot A \cdot (\vartheta_P - \vartheta_R) \quad (5-3)$$

$\dot{Q}_{Tran}$  ist der Wärmestrom beim Transportieren der Platine,  $A$  steht für die halbierte Fläche der Platine ohne Randflächen, der Faktor „2“ für die Anzahl der Seiten der Platinen,  $\vartheta_P$  für die Temperatur der Platine und  $\vartheta_R$  für die Raumtemperatur (20 °C).

- Der Einfluss der Martensitumwandlung auf die Steigung der Abkühlkurve (Abbildung 5-1) wurde durch eine zusätzliche Wärmeinitiiierung in der Platine bei einer Temperatur von 410 °C realisiert. Die Menge dieser Wärme entspricht der latenten Wärme der martensitischen Umwandlung. Gemäß Shapiro beträgt diese 640 MJ/m<sup>3</sup> für den Stahl 22MnB5 [Sha09].

Die aus den experimentellen Temperaturkurven berechneten Wärmeübergangskoeffizienten sind in Tabelle 5-1 zusammengefasst.

Tabelle 5-1: Wärmeübergangskoeffizienten für das Simulationsmodell

$\alpha_{Erw1}$ in $\frac{W}{m^2 \cdot K}$ *	$\alpha_{Erw2}$ in $\frac{W}{m^2 \cdot K}$ *	$\alpha_{Tran}$ in $\frac{W}{m^2 \cdot K}$ *	$\alpha_{Kühl1}$ in $\frac{W}{m^2 \cdot K}$ *	$\alpha_{Kühl2}$ in $\frac{W}{m^2 \cdot K}$ *	$\alpha_{Konv1}$ in $\frac{W}{m^2 \cdot K}$ *
350	1300	100	160	480	500

\*  $\alpha_{Erw1}$ : Wärmeübergangskoeffizienten zwischen der Platine und Heizplatte vor dem Schließen des Erwärmungswerkzeuges (einseitige Wärmeleitung);  $\alpha_{Erw2}$ : Wärmeübergangskoeffizienten zwischen der Platine und Heizplatte nach dem Schließen des Erwärmungswerkzeuges (beiderseitige Wärmeleitung);  $\alpha_{Tran}$ : Konvektionskoeffizient der Platine beim Transportieren der Platine aus der Erwärmungs- in die Abkühlanlage;  $\alpha_{Kühl1}$ : Wärmeübergangskoeffizienten zwischen der Platine und Kühlplatte vor dem Schließen des Abkühlwerkzeuges (einseitige Wärmeleitung);  $\alpha_{Kühl2}$ : Wärmeübergangskoeffizienten zwischen der Platine und Kühlplatte nach dem Schließen des Abkühlwerkzeuges (beiderseitige Wärmeleitung);  $\alpha_{Konv1}$ : Konvektionskoeffizient beim Durchfließen des Wassers im Kühlkanal einer Kühlplatte

Das Simulationsmodell wurde unter Zuhilfenahme von drei Versuchen validiert (Tabelle 5-2).

Tabelle 5-2: Versuchparameter zur Validierung des Simulationsmodells

Dicke der Platine in mm	Temperatur der Heizplatten in °C	Schließzeit der Heizplatten in s	Abkühlung
1,0	1000	28	Abkühlwerkzeug, Wasserdruck von 10 bar
1,5			
2,0			

Die Ergebnisse der Temperaturmessungen und die zugehörigen berechneten Temperaturkurven sind in Abbildung 5-3 dargestellt.

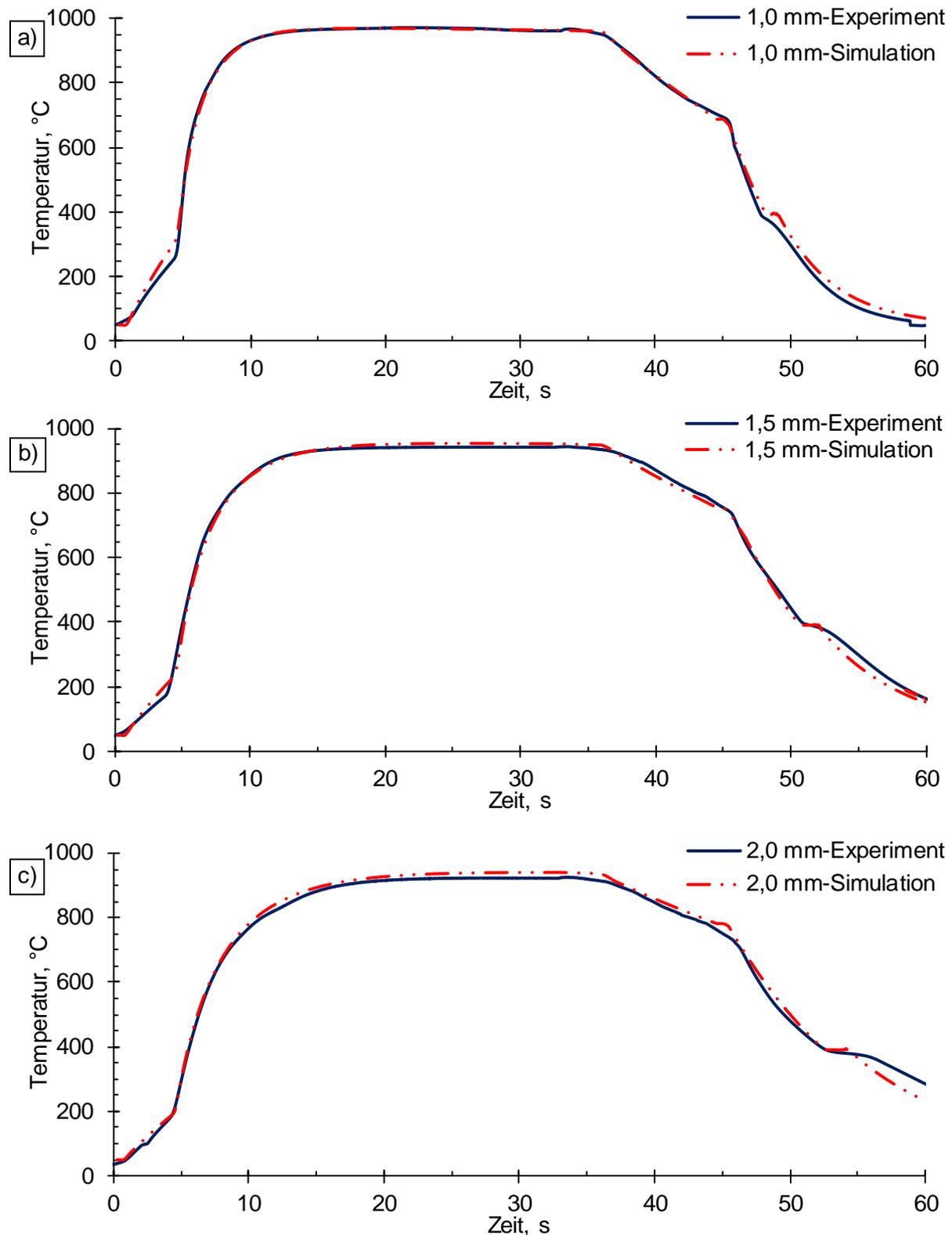


Abbildung 5-3: Gemessene Temperaturkurven und zugehörige Simulationen, KZA bei einer Temperatur der Heizplatten von 1000 °C und einer Schließzeit von 28 s für Platinen unterschiedlicher Dicken: a) 1,0 mm; b) 1,5 mm; c) 2,0 mm

Die Randbedingungen, also das Material und die Flächenpressung des Erwärmungs- bzw. Kühlwerkzeugs, die Rauigkeit der Platinen- und Werkzeugoberflächen sowie der Wasserdruck in den Kühlplatten, waren während den Versuchen konstant. Für die 1,0-mm-Platine stimmt die berechnete Temperaturkurve gut mit der gemessenen überein. Es tritt eine geringfügige

Abweichung der Simulationskurve im Bereich der  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung auf. Bei Erhöhung der Platinendicke (Abbildung 5-3 b und c) zeigen die Simulationskurven höhere maximale Temperaturen verglichen mit den Kurven aus dem Experiment. Der maximale Wert dieser Abweichung liegt bei 18 K im Fall der 2,0-mm-Platine, was einem Wert von 2 % in Bezug auf die maximale Temperatur von 922 °C aus dem Experiment entspricht. Aufgrund der relativ guten Übereinstimmung zwischen den Simulationskurven und den Kurven aus dem Experiment ist das Simulationsmodell für die Beschreibung der Temperaturverläufe in den weiteren Versuchen zur KZA mit variierenden Temperaturen und Schließzeiten der Heizplatten geeignet.

Teile des Inhaltes dieses Kapitels sind aus der Arbeit von Herrn Meine [Mei17] entnommen worden.

## **5.2 Variation der Kurzzeitaustenitisierungs- und Abkühlparameter sowie der Nachbehandlung von Platinen unterschiedlicher Dicken**

In diesem Kapitel wird der Einfluss der unterschiedlichen Kurzzeitaustenitisierungs- (KZA-) und Abkühlparameter sowie der Nachbehandlung auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur dargestellt.

### **5.2.1 Einfluss der KZA-Temperatur und -Zeit auf die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur**

Gemäß den in Kapitel 5.1 vorgestellten Ergebnissen der Temperaturmessungen hängt die Temperatur, die die Platine während der KZA erreicht, nicht nur von der Heizplattentemperatur und -schließzeit, sondern auch von der Dicke der Platine ab. In diesem Abschnitt wird der Einfluss der Temperatur und der Schließzeit der Heizplatten während der KZA auf die resultierenden mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur von Platinen unterschiedlicher Dicken dargestellt.

Zunächst wurden die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur der 1,0-mm- (Charge 4), 1,5-mm- (Charge 2) und 2,0-mm-Platinen (Charge 3) untersucht, die alle mit den gleichen Temperaturen und Schließzeiten der Heizplatten kurzzeitaustenitisiert wurden. Die experimentell ermittelten Temperaturkurven des Presshärtens (PH) mit einer Ofenerwärmung bei 950 °C und 360 s Haltezeit sowie des PHs mit einer KZA bei 1000 °C Heizplattentemperatur und 28 s Schließzeit sind in Abbildung 5-4 dargestellt.

Die Erwärmungsgeschwindigkeiten der Platinen während der Ofenerwärmung und der KZA hängen von der Dicke der Platinen ab. Weiterhin sind die Erwärmungsgeschwindigkeiten während der Ofen- und der Kontakterwärmung nicht konstant, sondern nehmen mit steigender Temperatur ab. Da die austenitische Umwandlung von der Erwärmungsgeschwindigkeit im Temperaturbereich zwischen  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$  beeinflusst wird, ist es sinnvoll, nur die zwischen diesen Temperaturen vorliegenden Erwärmungsgeschwindigkeiten zu berücksichtigen [Gri73]. Als Vereinfachung werden im Weiteren die Erwärmungsgeschwindigkeiten zwischen denjenigen  $A_{c1}$ - und  $A_{c3}$ -Temperaturen verwendet, die während einer langsamen Erwärmung in einer Studie von Lenze et al. bestimmt wurden [Len08]. Diese Temperaturen lagen bei 721 °C bzw. 850 °C. Für die KZA betragen die Erwärmungsgeschwindigkeiten im genannten Temperaturbereich 85 K/s (1,0-mm-Platine), 52 K/s (1,5-mm-Platine) und 36 K/s (2,0-mm-Platine). Für die Ofenerwärmung betragen diese Werte 6 K/s (1,0-mm-Platine), 4 K/s (1,5-mm-

Platine) und 3 K/s (2,0-mm-Platine). Daher können während der KZA mittels Kontakterwärmung um den Faktor 14 bis 17 höhere Erwärmungsgeschwindigkeiten erreicht werden, was die resultierende austenitische und die nachfolgende martensitische Umwandlung beeinflussen werden. Die Erwärmungsmethode hat somit einen Effekt auf die mechanischen Eigenschaften der kurzzeitaustenitisierten Platinen.

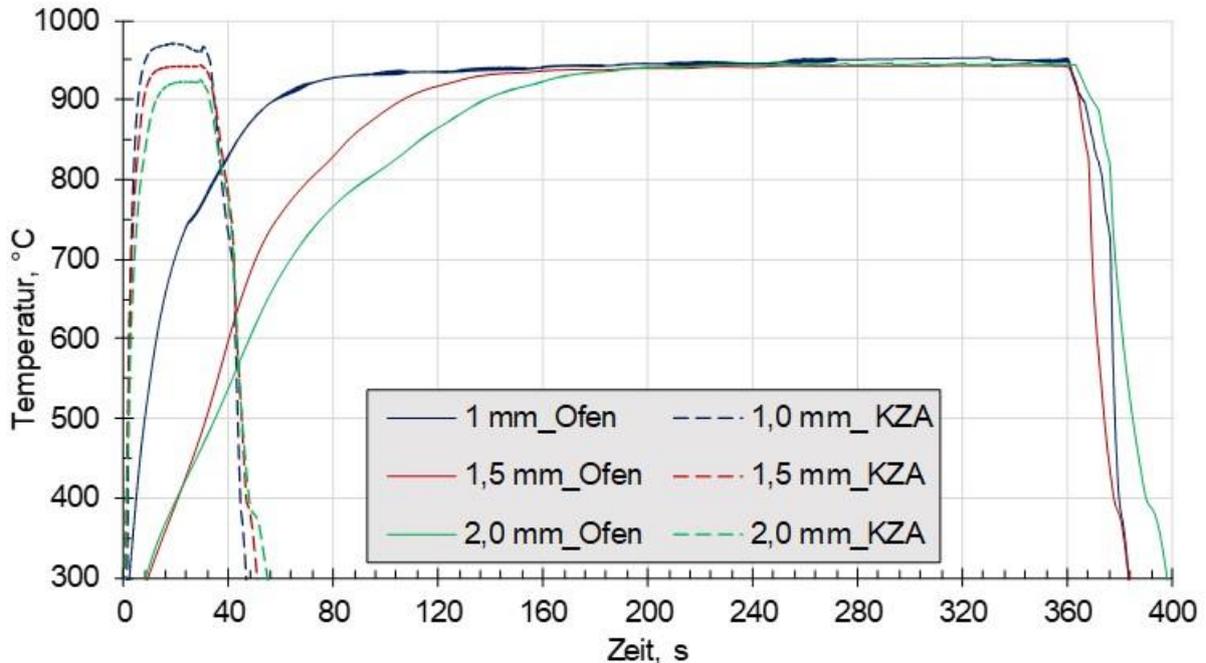


Abbildung 5-4: Temperaturverlauf in Platinen unterschiedlicher Dicken während des PHs mit Ofenerwärmung (950 °C und 360 s) und mit KZA (1000 °C und 28 s)

Die mechanischen Eigenschaften der Platinen sind in Abbildung 5-5 dargestellt. Da die Biegeversuche für die ofenerwärmten und die kurzzeitaustenitisierten Platinen an Proben mit unterschiedlichen Breiten durchgeführt wurden, sind hier nur die Biegewinkel der kurzzeitaustenitisierten Platinen dargestellt.

Die  $R_{p0,2}$ - und  $R_m$ -Werte der kurzzeitaustenitisierten Platinen liegen über den entsprechenden Werten der Platinen nach dem konventionellen Presshärten. Eine Ausnahme stellt der  $R_{p0,2}$ -Wert der 1,5-mm-Platine dar. Die höchste Zunahme der Festigkeit und Dehngrenze weist die 2,0-mm-Platine auf, nämlich 6 % bzw. 7 %, verglichen mit dem konventionell pressgehärteten Werkstoff. Weiterhin weist der kurzzeitaustenitisierte Werkstoff mit Ausnahme der 1,0-mm-Platine auch bessere Bruchdehnungswerte auf. Die Biegewinkel der Platinen nach der KZA nehmen mit steigender Platinendicke ab.

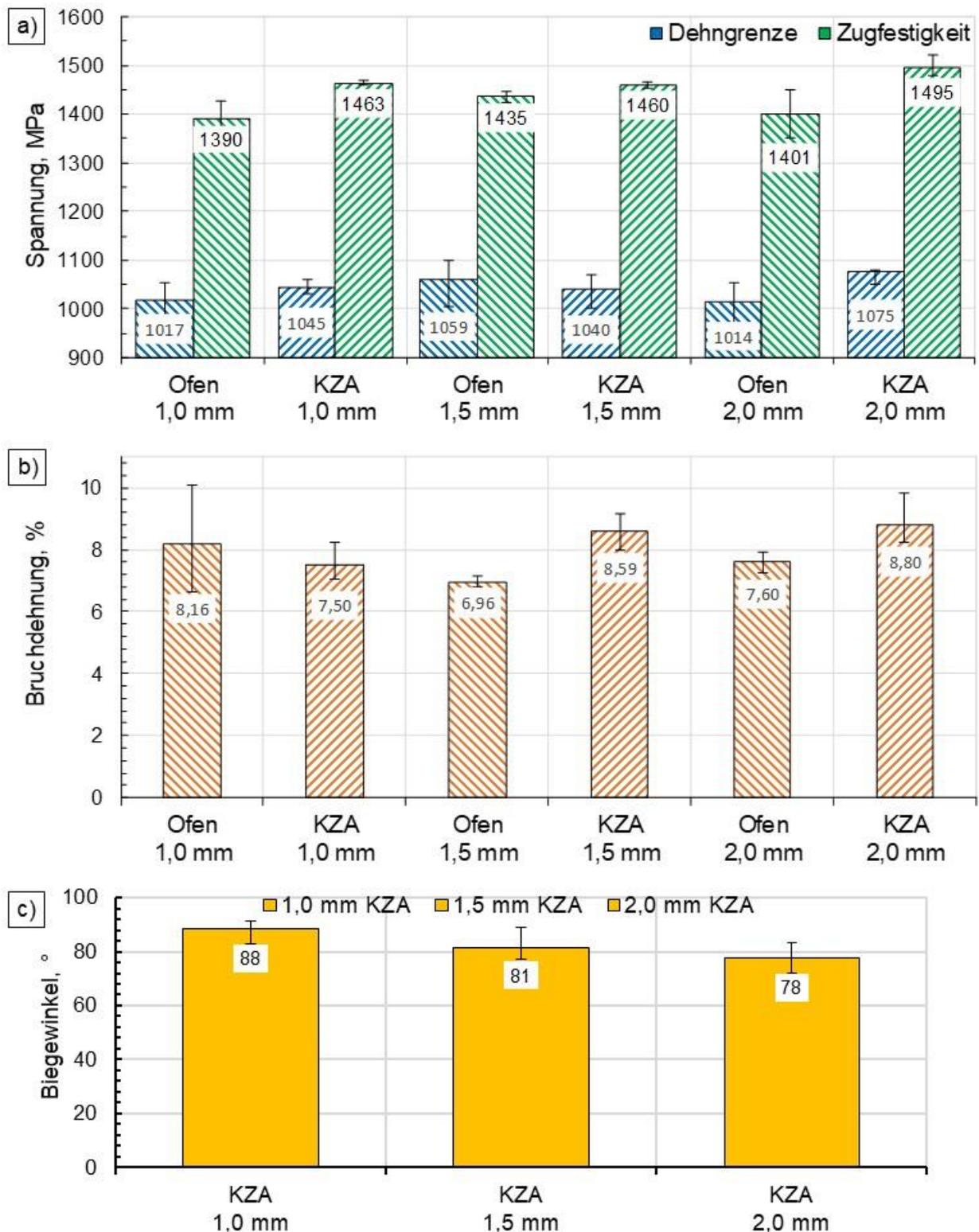


Abbildung 5-5: Mechanische Eigenschaften der Platinen nach der Ofenerwärmung und der KZA in Abhängigkeit von ihrer Dicke: a) Dehngrenze ( $R_{p0,2}$ ) und Zugfestigkeit ( $R_m$ ); b) Bruchdehnung ( $A_{30}$ ); c) Biegewinkel

Die Mikrostrukturen der ofenerwärmten und der kurzzeitaustenitisierten Proben sind in Abbildung 5-6 dargestellt.

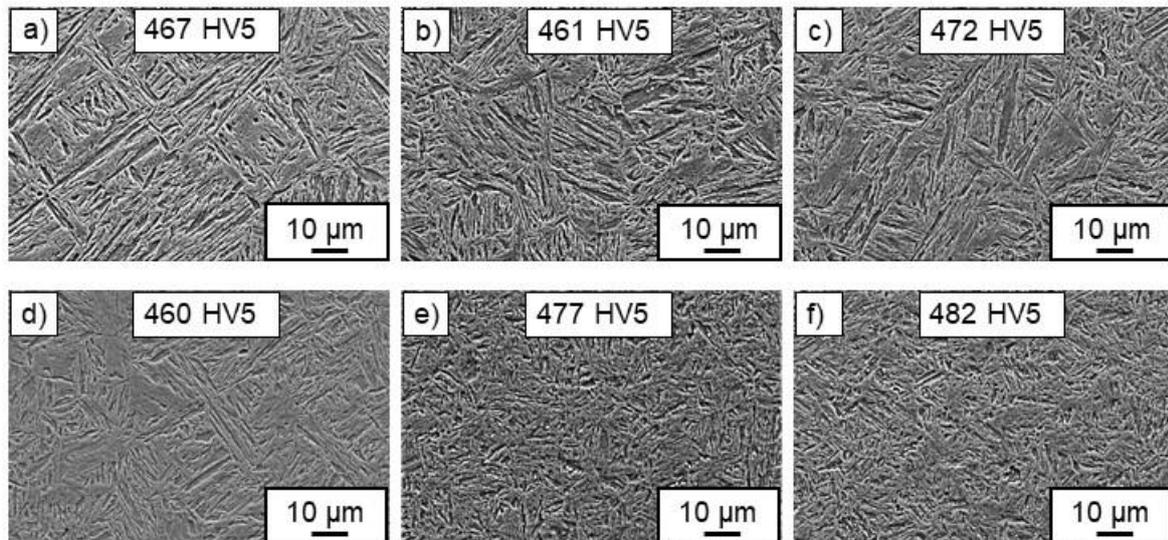


Abbildung 5-6: REM-Aufnahmen der Proben a) bis c) nach Ofenerwärmung und d) bis f) nach KZA; a) und d) 1,0-mm-Platine; b) und e) 1,5-mm-Platine; c) und f) 2,0-mm-Platine; Ätzung jeweils 3 %ige  $\text{HNO}_3$  in Ethanol, SE-Detektor, 20 kV Beschleunigungsspannung

Alle dargestellten Proben, sowohl nach der Ofenerwärmung als auch nach der KZA, weisen eine rein martensitische und/oder eine bainitisch-martensitische Mikrostruktur auf. Die Größen der Martensitnadeln und -pakete der drei konventionell pressgehärteten Proben sind ähnlich. Die kurzzeitaustenitisierten Proben weisen dagegen eine verfeinerte Mikrostruktur auf, welche bei den 1,5-mm- und 2,0-mm-Platinen besonders fein ist. Dickere Platinen werden langsamer bis auf die Zieltemperatur erwärmt und befinden sich somit für eine kürzere Zeitspanne auf dieser Temperatur, was sich in einem weniger ausgeprägten Kornwachstum und einer geringeren resultierenden Austenitkorngröße widerspiegelt. Beim Härten wird feinerer Austenit in Martensit und/oder Bainit mit feineren Nadeln umgewandelt. Darauf basierend können die Temperatur und Schließzeit der Heizplatten in Abhängigkeit von der Platinendicke experimentell bestimmt werden, welche einerseits für eine vollständige Austenitisierung der Mikrostruktur und somit für das nachfolgende Härten der ganzen Platine ausreichen. Andererseits die Temperatur und Schließzeit der Heizplatten möglichst niedrig liegen, um eine möglichst feine Mikrostruktur in der gehärteten Platine einzustellen und gleichzeitig den Energie- und Zeitaufwand bei der KZA möglichst gering zu halten.

In Weiteren werden die Einflüsse von Temperatur und Schließzeit der Heizplatten auf die mechanischen Eigenschaften der Platinen nach dem Presshärten dargestellt und basierend auf diesen Ergebnissen die optimale Kombination von KZA-Temperatur und -Schließzeit für jede untersuchte Platinendicke festgestellt. Im Anschluss daran werden die Mikrostrukturen der Platinen, jeweils nach einer KZA mit ausgewählter Kombination von Temperatur und Schließzeit der Heizplatten, analysiert und mit den Mikrostrukturen der konventionell pressgehärteten Platinen verglichen.

Teile des Inhaltes dieses Kapitels sind aus der Arbeit von Herrn Meine [Mei17] entnommen worden.

### 5.2.1.1 Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften

*Platinendicke 1,0 mm*

Der Einfluss, den Temperatur und Schließzeit auf die resultierenden Eigenschaften der 1,0-mm-Platinen haben, wurde an Charge 1 und Charge 4 untersucht (Tabelle 4-1). Die Werkzeugtemperatur wurde zwischen 800 °C und 1000 °C in 20°K-Schritten variiert. Die Schließzeit bei jeder Temperatur betrug zwischen 4 s und 16 s, variiert in Schritten von 4 s. Eine zusätzliche Schließzeit von 28 s wurde im Temperaturbereich von 900 °C bis 1000 °C an Platinen aus Charge 4 untersucht. Für allen anderen Versuche wurden jeweils Platinen aus Charge 1 verwendet.

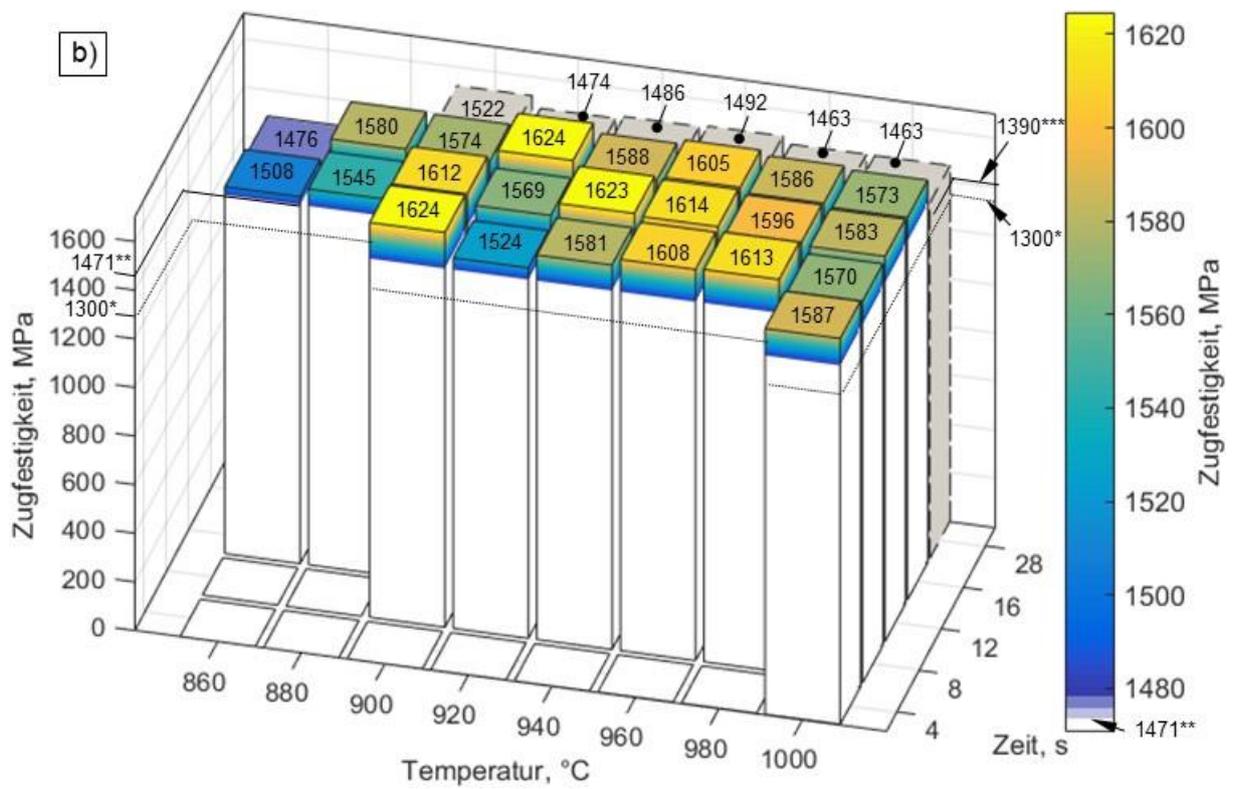
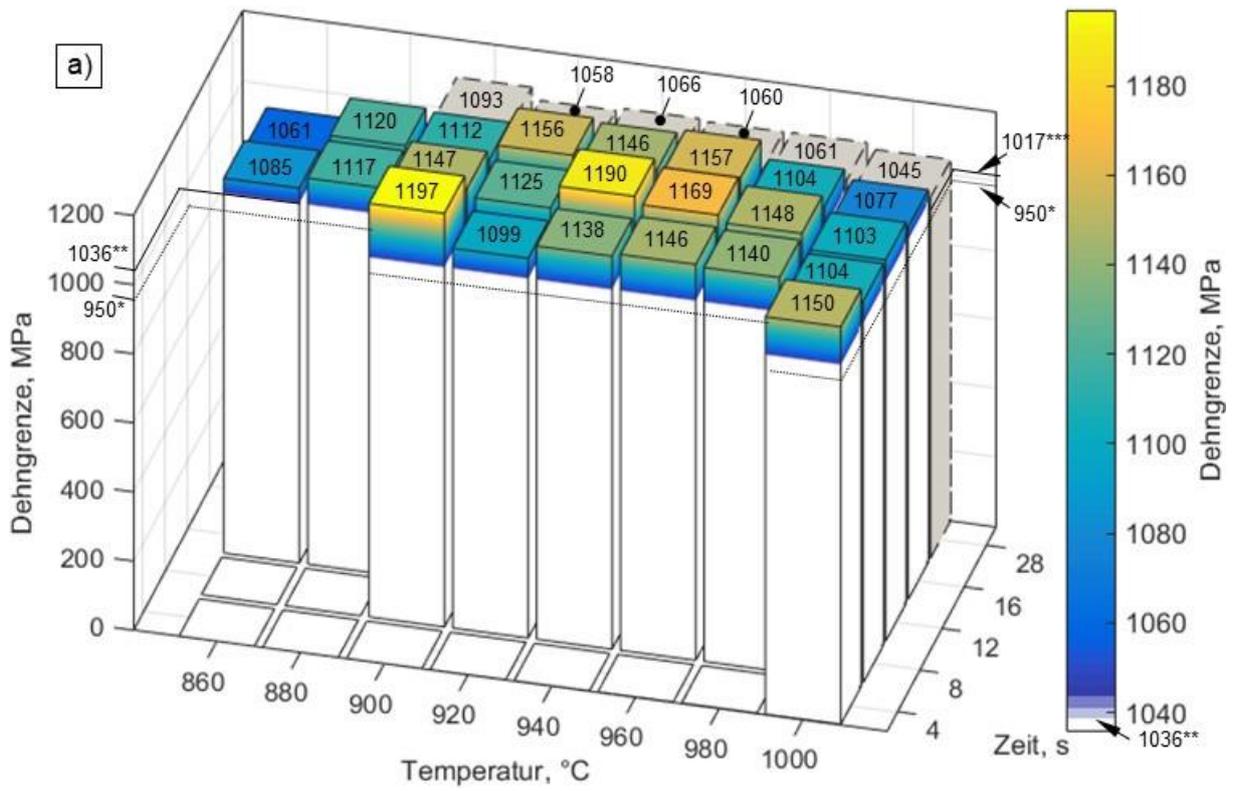
Zunächst wurden die Härtewerte nach der KZA bestimmt. Diese Expressanalyse ermöglichte es, den Zeitaufwand bei der weiteren Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften signifikant zu reduzieren, da die Platinen, die bei Temperaturen zwischen 800 °C und 840 °C kurzzeitaustenitisiert wurden, den erforderlichen Mindesthärtewert von 415 HV5 bei allen untersuchten Schließzeiten nicht erreicht haben [Mer06]. Daher wurden diese Platinen nicht weiter untersucht und die entsprechenden Parameter der KZA für ungeeignet befunden.

Die Anfangsmesslänge der Proben aus Platinen, die bei 28 s kurzzeitaustenitisiert wurden, betrug 30 mm. Aus allen anderen untersuchten Platinen wurden Proben mit einer Anfangsmesslänge von 50 mm entnommen. Die Werte für die Dehngrenze ( $R_{p0,2}$ ), die Zugfestigkeit ( $R_m$ ) und die berechnete Bruchdehnung ( $A_{30}$ ) der konventionell pressgehärteten Platinen aus Charge 1 liegen bei 1036 MPa, 1471 MPa und 7,62 % und bei denen aus Charge 4 bei 1017 MPa, 1390 MPa und 8,16 %. Daher liegen die Eigenschaften aller konventionell pressgehärteten Platinen oberhalb der in DBL4093 geforderten Werte.

In Abbildung 5-7 sind die Mittelwerte der mechanischen Eigenschaften der kurzzeitaustenitisierten und anschließend pressgehärteten Platinen dargestellt.

Generell wurde bei den Zugversuchen festgestellt, dass die Mindesttemperatur des Werkzeuges 860 °C betragen muss, um im Werkstoff nach der KZA und dem PH die erforderlichen mechanischen Kennwerte erzielen zu können. Die minimale Schließzeit für 860 °C und für 880 °C liegt bei 12 s. Ab einer Temperatur von 900 °C können die Platinen auch mit einer Schließzeit von 8 s kurzzeitaustenitisiert werden. Eine Schließzeit von 4 s liefert die erforderlichen  $R_m$ -Werte erst ab einer Temperatur von 1000 °C. Bei allen dargestellten Parameterkombinationen liegen die  $R_{p0,2}$ -Werte nach der KZA über dem in DBL4093 geforderten Mindestwert von 950 MPa.

Nach der KZA sind die  $R_{p0,2}$ -Werte der Platinen aus beiden Chargen um bis zu 15 % höher als beim konventionell pressgehärteten Werkstoff (Abbildung 5-7 a). Tendenziell führen geringere Schließzeiten, außer bei den Temperaturen 880 °C und 920 °C, zu einer Erhöhung der  $R_{p0,2}$ -Werte. Die mit einer Schließzeit von 28 s kurzzeitaustenitisierten Platinen weisen geringere Werte auf als die anderen Platinen, was mit dem geringeren Kohlenstoffgehalt der Charge 4 erklärt werden kann (Tabelle 4-1).



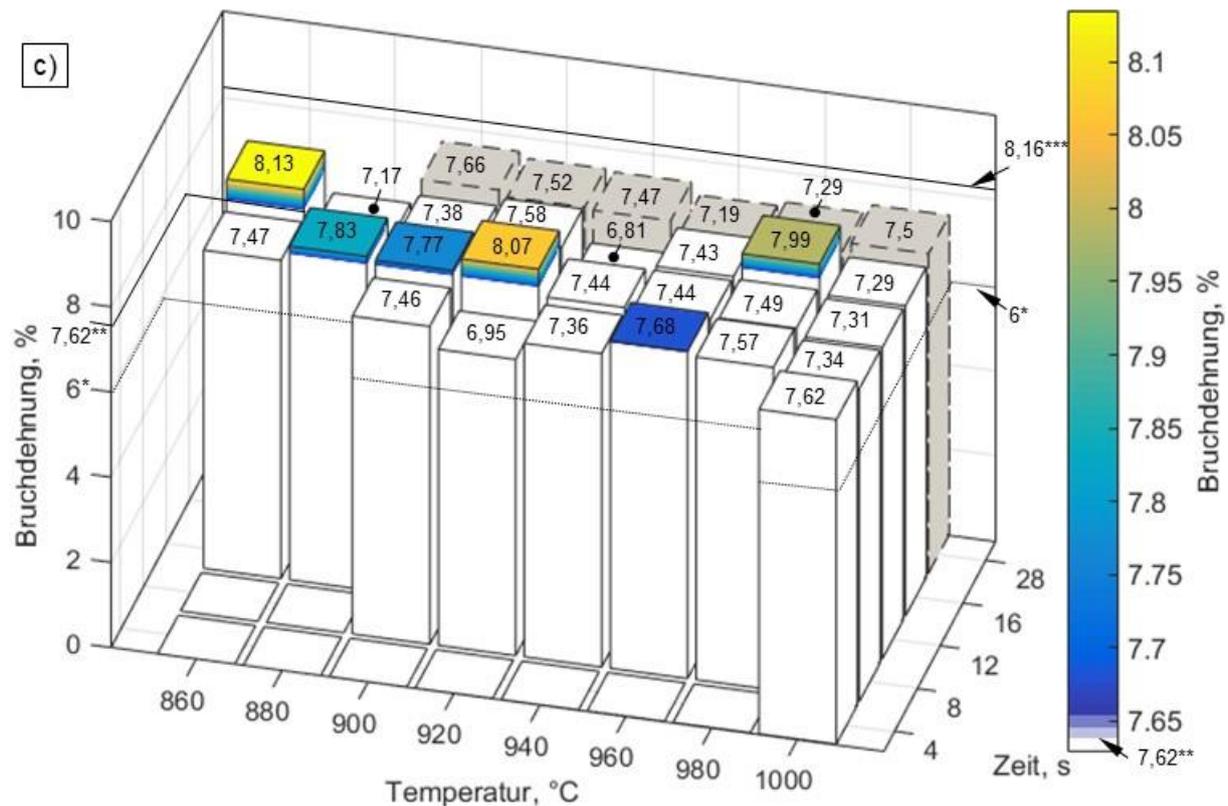


Abbildung 5-7: Ergebnisse der Zugversuche für die 1,0-mm-Platinen: a) Dehngrenze ( $R_{p0,2}$ ), b) Zugfestigkeit ( $R_m$ ), c) Bruchdehnung ( $A_{30}$ ); weiße Säulen: Platinen aus der Charge 1; graue Säulen: Platinen aus Charge 4; \*: minimale mechanische Kennwerte laut DBL4093; \*\*: mechanische Kennwerte der konventionell pressgehärteten Platine aus der Charge 1; \*\*\*: mechanische Kennwerte der konventionell pressgehärteten Platine aus Charge 4; die gestrichelte Umrandung bei der Schließzeit von 28 s markiert die Platinen, aus denen  $A_{30}$ -Zugproben entnommen wurden

Die KZA-Temperaturen von 940 °C und 960 °C resultieren bei gleichen Schließzeiten in durchschnittlich höheren Dehngrenzen als die anderen Temperaturen. Dies gilt jedoch nicht für die Schließzeit von 28 s, da die entsprechenden Platinen nach einer KZA bei 900 °C ihren höchsten  $R_{p0,2}$ -Wert von 1093 MPa aufweisen und der Wert bei höheren Temperaturen nur geringfügig abnimmt.

Generell korreliert bei den Proben jeweils der  $R_m$ -Wert mit dem  $R_{p0,2}$ -Wert (Abbildung 5-7 b). Die  $R_m$ -Werte der Platinen aus Charge 1 sind nach der KZA in allen Fällen um bis zu 11 % höher als nach dem konventionellen PH. Der Unterschied zwischen den  $R_m$ -Werten bei unterschiedlichen Schließzeiten beträgt bei gleicher Temperatur max. 3 % und somit kann kaum ein Einfluss der Schließzeit auf die Zugfestigkeit festgestellt werden. Die Temperaturen 860 °C und 1000 °C liefern durchschnittlich geringere  $R_m$ -Werte als der Temperaturbereich von 900 °C bis 980 °C, mit Ausnahme der Versuchsparameter 920 °C mit 8 s und 880 °C mit 12 s Schließzeit. Bei Platinen aus Charge 4 mit einer Schließzeit von 28 s resultiert eine Erhöhung der Temperatur von 900 °C auf 1000 °C in einer geringfügigen Abnahme der Zugfestigkeit. Außerdem weisen die mit einer Schließzeit von 28 s kurzzeitaustenitisierten Proben geringere Festigkeit auf als die anderen, was auf den geringeren Kohlenstoffgehalt der Platinen aus Charge 4 zurückgeführt werden kann. Dennoch sind die  $R_m$ -Werte von Platinen aus Charge 4 in allen Fällen um bis zu 10 % höher als die  $R_m$ -Werte von Platinen nach konventionellem PH.

Die kurzzeitaustenitisierten Proben weisen  $A_{30}$ -Werte von mehr als 6 % auf (Abbildung 5-7 c). Jedoch zeigen Platinen aus Charge 1 nach einer KZA durchschnittlich geringere  $A_{30}$ -Werte als nach konventionellem PH. Bei Charge 4 gilt dies für alle kurzzeitaustenitisierten Platinen. Die höchsten  $A_{30}$ -Werte liefern die Versuchsparameter 860 °C mit 16 s und 920 °C mit 8 s Schließzeit. Die Bruchdehnung der Platinen aus Charge 4, also nach KZA mit einer Schließzeit von 28 s, sind nur geringfügig anders als die  $A_{30}$ -Werte der Charge 1 nach einer KZA mit allen anderen Schließzeiten.

Die Biegewinkel ( $\alpha$ ) der konventionell pressgehärteten Platinen aus Charge 1 und Charge 4 betragen 69° bzw. 107° und sind somit höher als der in DBL4093 geforderte  $\alpha$ -Wert von 50°. Die Biegewinkel der Platinen nach KZA sind in Abbildung 5-8 dargestellt.

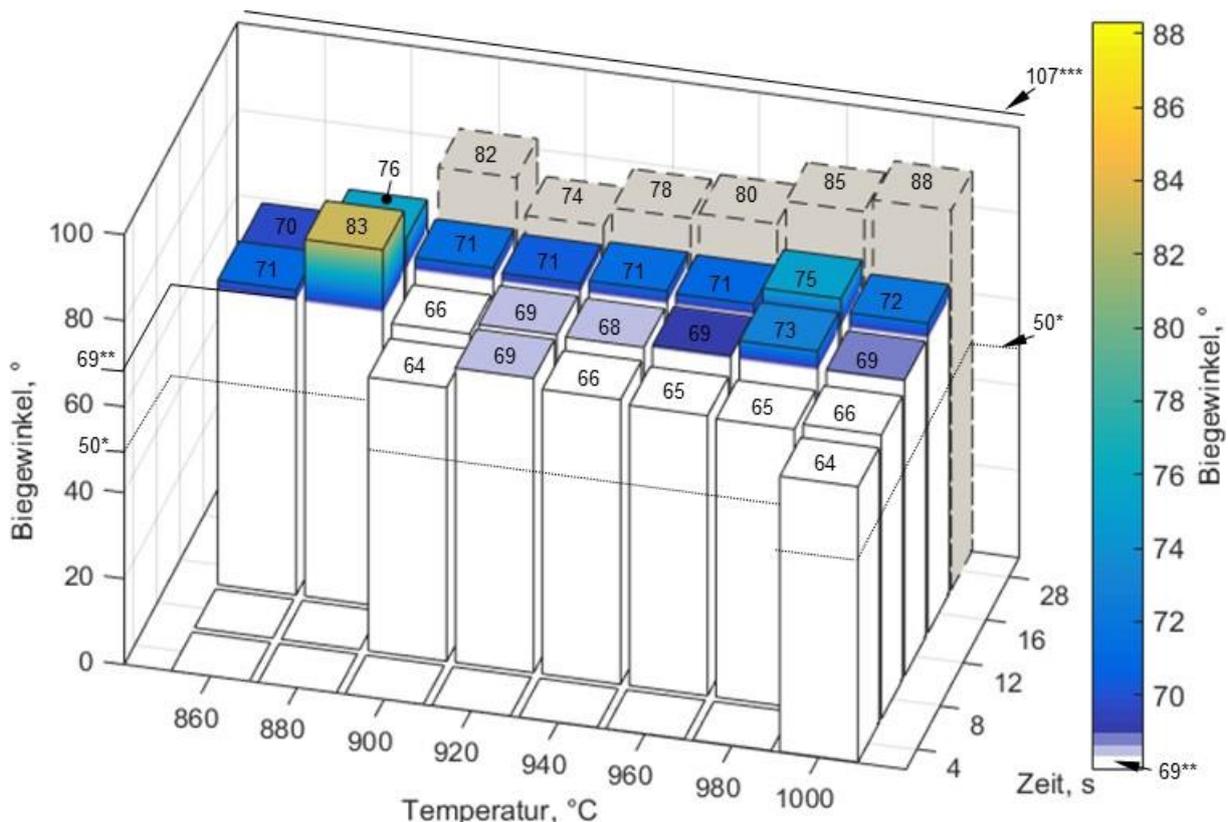


Abbildung 5-8: Ergebnisse der Biegeversuche der 1,0-mm-Platinen; weiße Säulen: Platinen aus Charge 1; graue Säulen: Platinen aus Charge 4; \*: minimaler Biegewinkel für Platinen mit einer Dicke von 1,0 mm laut DBL4093; \*\*: Biegewinkel ( $\alpha$ ) der konventionell pressgehärteten Platinen aus Charge 1. \*\*\*: Biegewinkel ( $\alpha$ ) der konventionell pressgehärteten Platine aus Charge 4; die gestrichelte Umrandung bei der Schließzeit 28 s markiert die Platinen, aus welchen die Biegeproben mit einer Breite von 30 mm entnommen wurden

Alle Biegewinkel der Proben nach der KZA liegen über dem geforderten Wert von 50°. Die Biegewinkel der kurzzeitaustenitisierten Platinen aus Charge 1 unterscheiden sich in den meisten Fällen nur geringfügig von denen der Platinen nach der Ofenerwärmung. Analog zu den Ergebnissen der Zugversuche, bei denen die Versuchsparameter 880 °C mit 12 s Schließzeit einen der höchsten  $A_{30}$ -Werte liefern, weist die Platine bei den gleichen Parametern der KZA auch den größten Biegewinkel auf. Ein Einfluss der Temperatur auf die Biegewinkel konnte nicht festgestellt werden, jedoch beeinflussen die Schließzeiten den Biegewinkel in meisten Fällen eindeutig: Mit zunehmender Schließzeit nimmt der Biegewinkel

bei gleicher Temperatur leicht zu. Ausnahmen sind die Temperaturen 860 °C, 880 °C und 920 °C.

Im Gegensatz zur Charge 1 sind die Biegewinkel der Charge 4, die mit einer Schließzeit von 28 s wärmebehandelt wurde, nach der KZA in allen Fällen geringer als nach dem konventionellem PH. Bei steigender Temperatur, mit Ausnahme von 900 °C, nehmen die  $\alpha$ -Werte um bis zu 29 % zu.

Generell können mit der KZA im gegebenen Temperaturbereich von 860 °C bis 1000 °C bei Schließzeiten von 8 s bis 16 s gleich gute bzw. in den meisten Fällen auch etwas bessere mechanische Kennwerte erzielt werden als mit dem konventionellen PH. Geringere Heizplattentemperaturen und –schließzeiten, wie z. B. 900 °C und 8 s, 12 s oder 16 s, sind günstiger, da diese einen geringeren Zeitaufwand und aufgrund der niedrigeren Temperaturen auch einen geringeren Energieverbrauch bedeuten.

#### *Platinendicke 1,5 mm*

Der Einfluss von Temperatur und Schließzeit der Heizplatten auf die mechanischen Eigenschaften der 1,5-mm-Platinen wurde unter Verwendung von Charge 2 bestimmt (Tabelle 4-1). Die Werkzeugtemperatur wurde zwischen 900 °C und 1000 °C in 20-°K-Schritten variiert und die Schließzeit betrug zwischen 12 s und 28 s, variiert in 4-s-Schritten. Die KZA mit der Parameterkombination 1000 °C und 24 s wurde nicht untersucht.

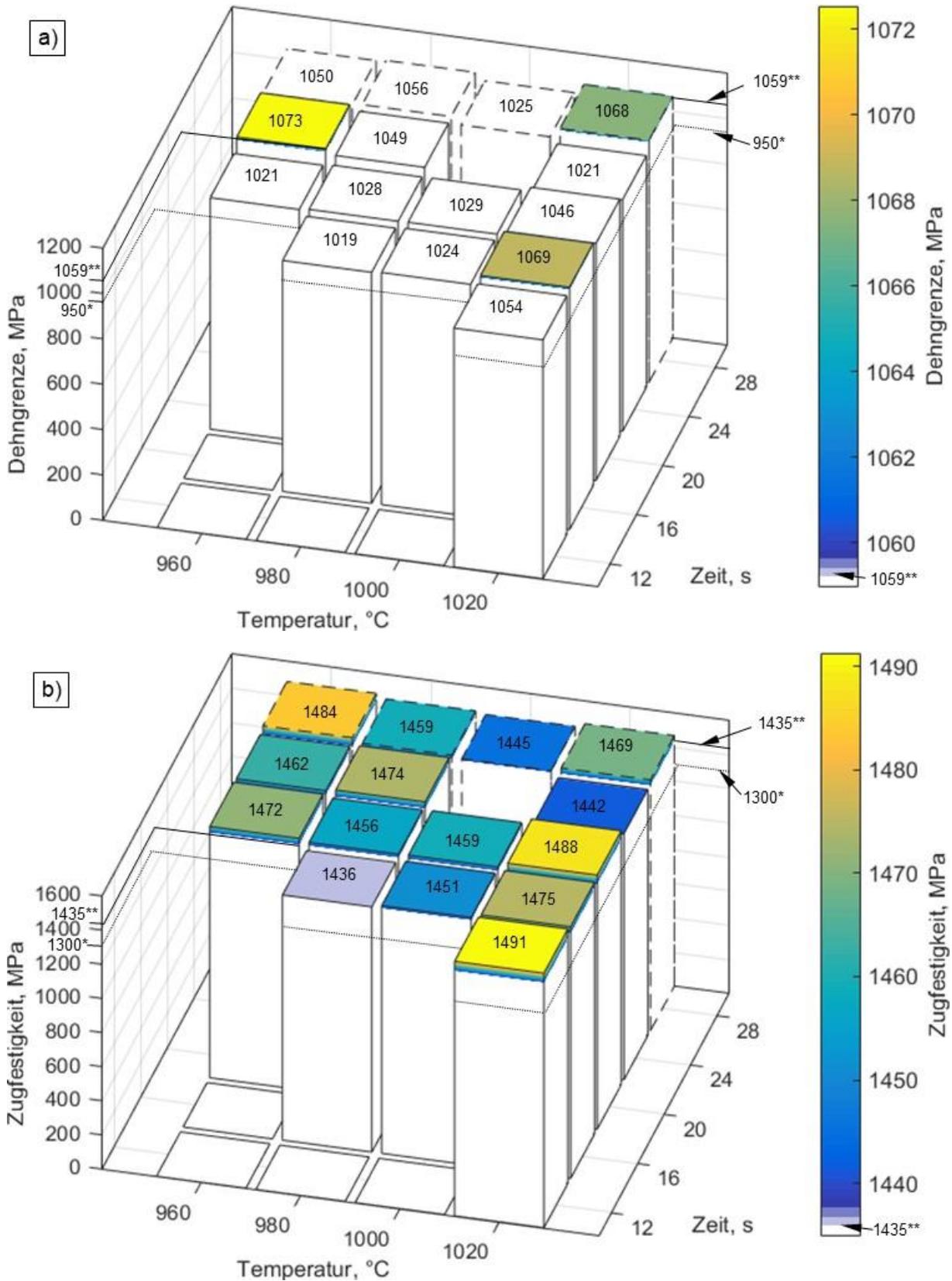
Während der Durchführung der Versuche wurde festgestellt, dass die kürzeste Schließzeit von 12 s bei Temperaturen bis einschließlich 1000 °C, die Schließzeit 16 s bis einschließlich 920 °C sowie die Schließzeit 20 s bei 900 °C zu keiner Durcherwärmung der Platinen führt. Weiterhin wurden analog zur Untersuchung der 1,0-mm-Platinen die Härtewerte nach der KZA bestimmt. Damit wurde festgestellt, dass die KZA mit den Parametern 900 °C und 24 s sowie 920 °C und 20 s in Härtewerten von 382 HV5 bzw. 317 HV5 resultiert, welche aber geringer sind als der Richtwert von 415 HV5. Daher wurden alle genannten Platinen nicht weiter untersucht und die KZA mit den zugehörigen Parametern als ungeeignet für diese Platinendicke befunden.

Analog zu den 1,0-mm-Platinen wurden aus allen 1,5-mm-Platinen, die ausreichende Härtewerte aufwiesen, Proben für Zugversuche entnommen. Die Anfangsmesslänge der Proben aus den Platinen, die bei 28 s kurzzeitaustenitisiert wurden, betrug 30 mm. Die Proben aus allen anderen, sowohl kurzzeitaustenitisierten als auch konventionell pressgehärteten, Platinen wurden mit einer Anfangsmesslänge von 50 mm entnommen.

Die Werte für die Dehngrenze ( $R_{0,2}$ ), Zugfestigkeit ( $R_m$ ) und Bruchdehnung ( $A_{30}$ ) der konventionell pressgehärteten Platinen aus Charge 2 liegen bei 1058 MPa, 1435 MPa und 6,97 %. Analog zu Charge 1 und Charge 4 sind die Werte für die konventionell pressgehärteten Platinen oberhalb der in DBL4093 geforderten Werte.

Nach der KZA mit den Parameterkombinationen 920 °C und 24 s, 940 °C bei allen Schließzeiten, 960 °C und 16 s sowie 960 °C und 20 s haben die Platinen Härtewerte von mehr als 415 HV5, jedoch weisen diese Platinen einen Zugfestigkeitsmittelwert von max. 1247 MPa auf, welcher damit geringer ist als die vorgeschriebene Zugfestigkeit von 1300 MPa.

Die mechanischen Kennwerte für die Platinen mit einem  $R_m$ -Wert von über 1300 MPa sind in Abbildung 5-9 dargestellt.



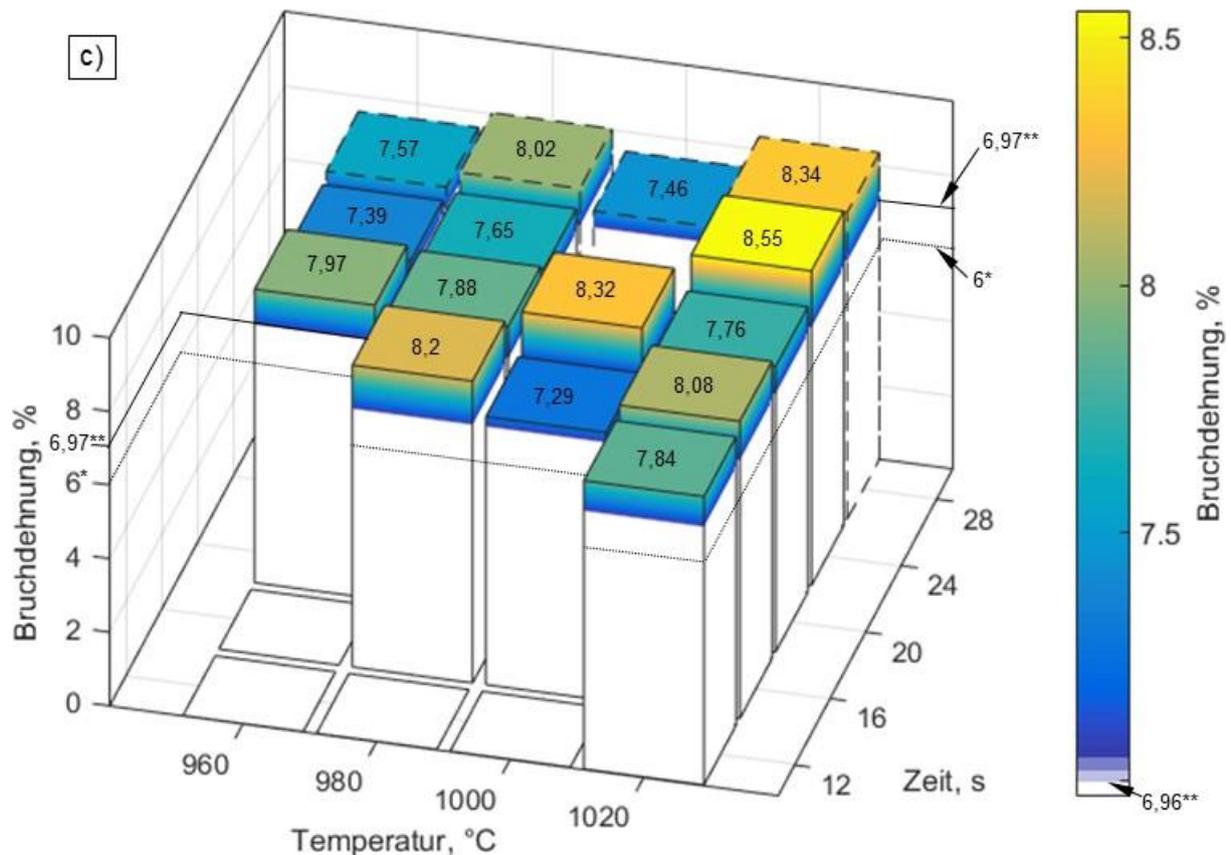


Abbildung 5-9: Ergebnisse der Zugversuche der 1,5-mm-Platinen: a) Dehngrenze ( $R_{0,2}$ ), b) Zugfestigkeit ( $R_m$ ), c) Bruchdehnung ( $A_{30}$ ); \*: minimale mechanische Kennwerte laut DBL4093; \*\*: mechanische Kennwerte der konventionell pressgehärteten Platinen aus Charge 2; die gestrichelte Umrandung bei der Schließzeit 28 s markiert die Platinen, aus welchen  $A_{30}$ -Zugproben entnommen wurden

Alle kurzzeitaustenitisierten Platinen weisen  $R_{p0,2}$ -Werte von über 950 MPa auf. Im Gegensatz zu Charge 1 und Charge 4 haben die Platinen aus Charge 2 nach der KZA fast gleiche oder bis zu 4 % geringere  $R_{p0,2}$ -Werte als nach dem konventionellen PH. Die höchste Dehngrenze weist die Platine nach der KZA mit den Parametern 960 °C und 24 s auf. Generell sind die  $R_{p0,2}$ -Werte der Platinen von der Temperatur und Schließzeit der KZA fast unabhängig.

Die kurzzeitaustenitisierten 1,5-mm-Platinen weisen durchschnittlich geringere  $R_m$ -Werte auf als die kurzzeitaustenitisierten 1,0-mm-Platinen aus Charge 1 sowie gleiche  $R_m$ -Werte wie die Platinen aus Charge 4, was am geringeren Kohlenstoffgehalt der Charge 2 liegt (siehe Tabelle 4-1). Die  $R_m$ -Werte der Platinen sind nach einer KZA um bis zu 4 % höher als nach dem konventionellen PH. Die Zugfestigkeit bleibt hier bei Veränderung der KZA-Temperatur oder der Schließzeit fast konstant.

Alle kurzzeitaustenitisierten Platinen aus Charge 2 weisen im Durchschnitt höhere  $A_{30}$ -Werte auf als solche aus Charge 1 und etwa gleiche  $A_{30}$ -Werte wie Platinen aus Charge 4. Generell zeigen alle Platinen nach einer KZA  $A_{30}$ -Werte von mehr als 6 %, welche zudem in allen Fällen um den Faktor 1,04 bis 1,22 höher sind als nach dem konventionellen PH.

Der Biegewinkel ( $\alpha$ ) der konventionell pressgehärteten Platinen aus Charge 2 beträgt 97° und ist somit höher als der in DBL4093 geforderte Wert von 41°.

Die Biegewinkel der Platinen nach einer KZA sind in Abbildung 5-10 dargestellt. Die Biegewinkel der Proben nach der KZA liegen alle über dem geforderten  $\alpha$ -Wert von  $41^\circ$ . Generell sind die Biegewinkel der kurzzeitaustenitierten Platinen geringer als die der konventionell pressgehärteten. Die Platine hat nach der KZA mit den Parametern  $980^\circ\text{C}$  und 16 s Schließzeit den geringsten Biegewinkel von  $88^\circ$ . Die höchsten Werte besitzen die Platinen nach KZA mit den Parameterkombinationen  $960^\circ\text{C}$  und 28 s,  $980^\circ\text{C}$  und 28 s,  $1000^\circ\text{C}$  und 12 s sowie  $1000^\circ\text{C}$  und 16 s.

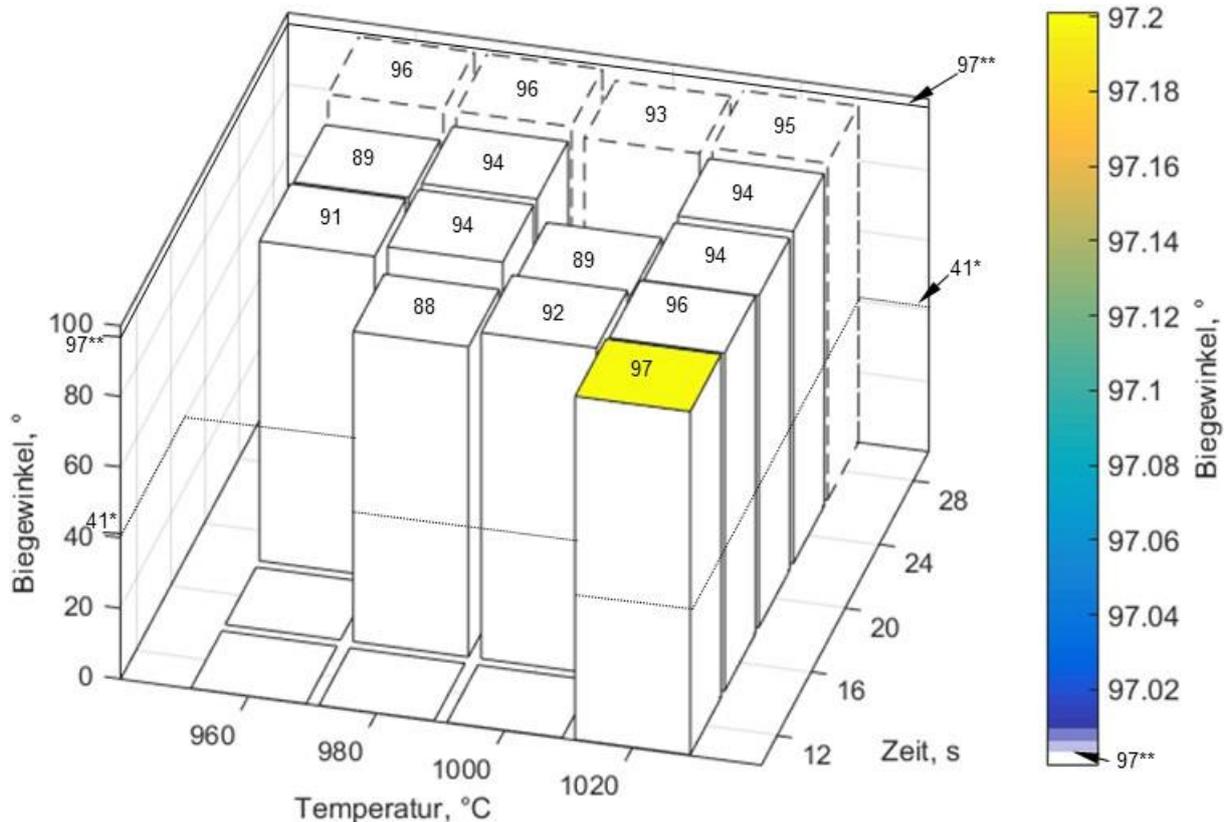


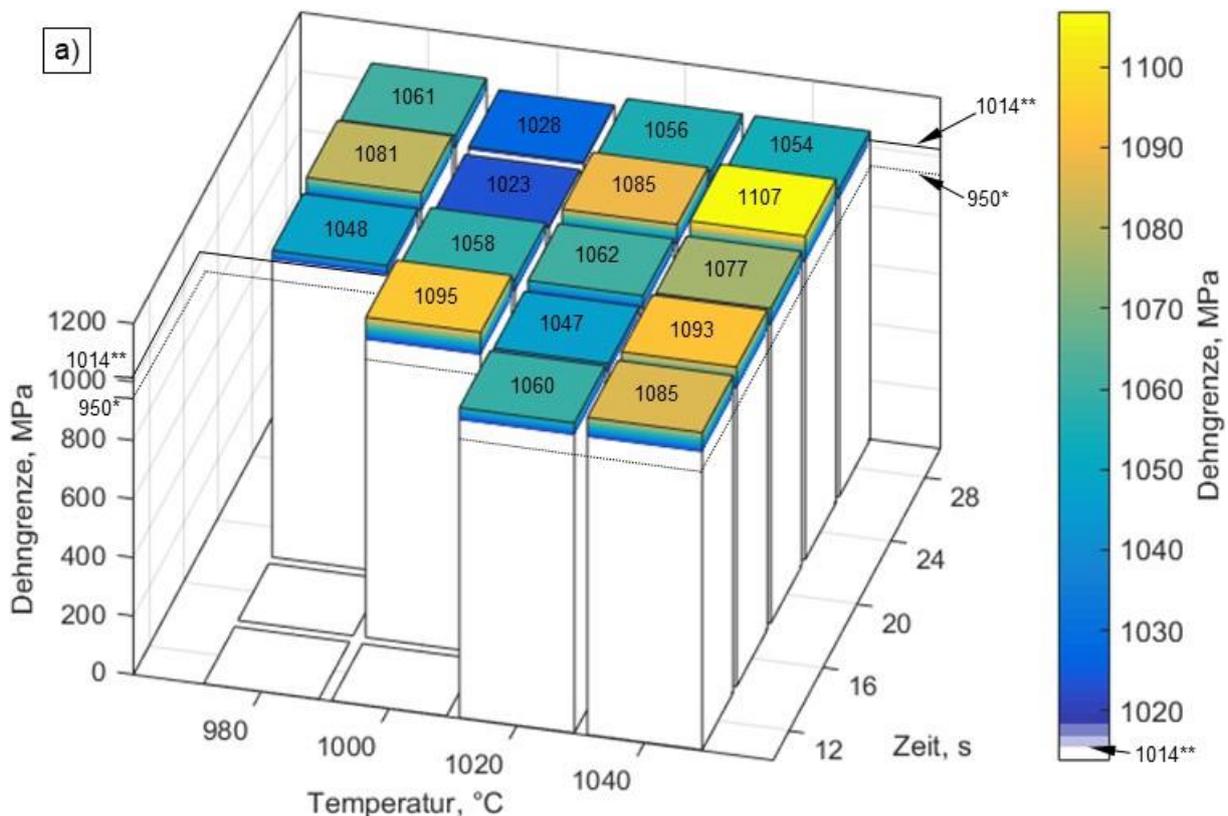
Abbildung 5-10: Ergebnisse der Biegeversuche der 1,5-mm-Platinen. \*: minimaler Biegewinkel für Platinen mit einer Dicke von 1,5 mm laut DBL4093; \*\*: Biegewinkel ( $\alpha$ ) der konventionell pressgehärteten Platinen aus Charge 2; die gestrichelte Umrandung bei der Schließzeit 28 s markiert die Platinen, aus welchen die Biegeproben mit einer Breite von 30 mm entnommen wurden

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die KZA im Temperaturintervall von  $960^\circ\text{C}$  bis  $1020^\circ\text{C}$  mit Schließzeiten von 16 s bis 28 s in Festigkeiten resultiert, die sich von denen des konventionell pressgehärteten Werkstoffs nur sehr wenig unterscheiden. Die kürzeren Schließzeiten von 12 s und 8 s liefern erst ab Temperaturen von  $980^\circ\text{C}$  bzw.  $1020^\circ\text{C}$  Festigkeiten, die die Anforderungen der Werknorm DBL4093 erfüllen. Die Bruchdehnung und Biegewinkel der kurzzeitaustenitierten Werkstoffe zeigen unterschiedliches Verhalten im Vergleich zum konventionell pressgehärteten Werkstoff: einerseits erhöhte  $A_{30}$ -Werte und andererseits verringerte Biegewinkel, welche aber deutlich über dem in DBL4093 geforderten Wert liegen. Daher sind Parameter der KZA wie  $960^\circ\text{C}$  und 20 s oder  $980^\circ\text{C}$  und 16 s im Hinblick auf geringere Taktzeiten und einen geringeren Energieverbrauch aufgrund der niedrigeren Temperaturen zu bevorzugen.

### Platinendicke 2,0 mm

Für die Bestimmung des Einflusses der KZA auf die mechanischen Eigenschaften von Platinen mit einer Dicke von 2,0 mm wurde Charge 3 verwendet (Tabelle 4-1). Basierend auf den Ergebnissen der KZA von 1,5-mm-Platinen wurde das Temperatur- und Zeitintervall der KZA-Versuche entsprechend zwischen 960 °C und 1040 °C sowie 12 s und 28 s variiert. Während der Versuche wurde festgestellt, dass eine Temperatur von 960 °C erst ab einer Schließzeit von 28 s in einer Härte resultiert, die höher als der in DBL4093 geforderte Wert ist. Bei den Temperaturen 980 °C und 1000 °C lag diese Schließzeit bei 16 s und nur bei den Temperaturen 1020 °C und 1040 °C konnte der erforderliche Grenzwert von 415 HV5 bei allen untersuchten Schließzeiten eingehalten werden.

Die Werte für die Dehngrenze ( $R_{p0,2}$ ), Zugfestigkeit ( $R_m$ ) und Gleichmaßdehnung ( $A_{30}$ ) der konventionell pressgehärteten Platinen aus Charge 2 sind 1014 MPa, 1401 MPa und 7,6 %. Analog zu den anderen Chargen liegen die Eigenschaften aller konventionell pressgehärteten Platinen über den in DBL4093 geforderten Werten. Die mechanischen Eigenschaften, die aus den Zugversuchen ermittelt wurden, sind in Abbildung 5-11 zusammengefasst. Die Eigenschaften der Platinen sind nach der KZA mit den Parametern 960 °C und 28 s sowie 980 °C und 16 s nicht dargestellt, da der Mittelwert der Festigkeit dieser Platinen unterhalb von 1300 MPa liegt.



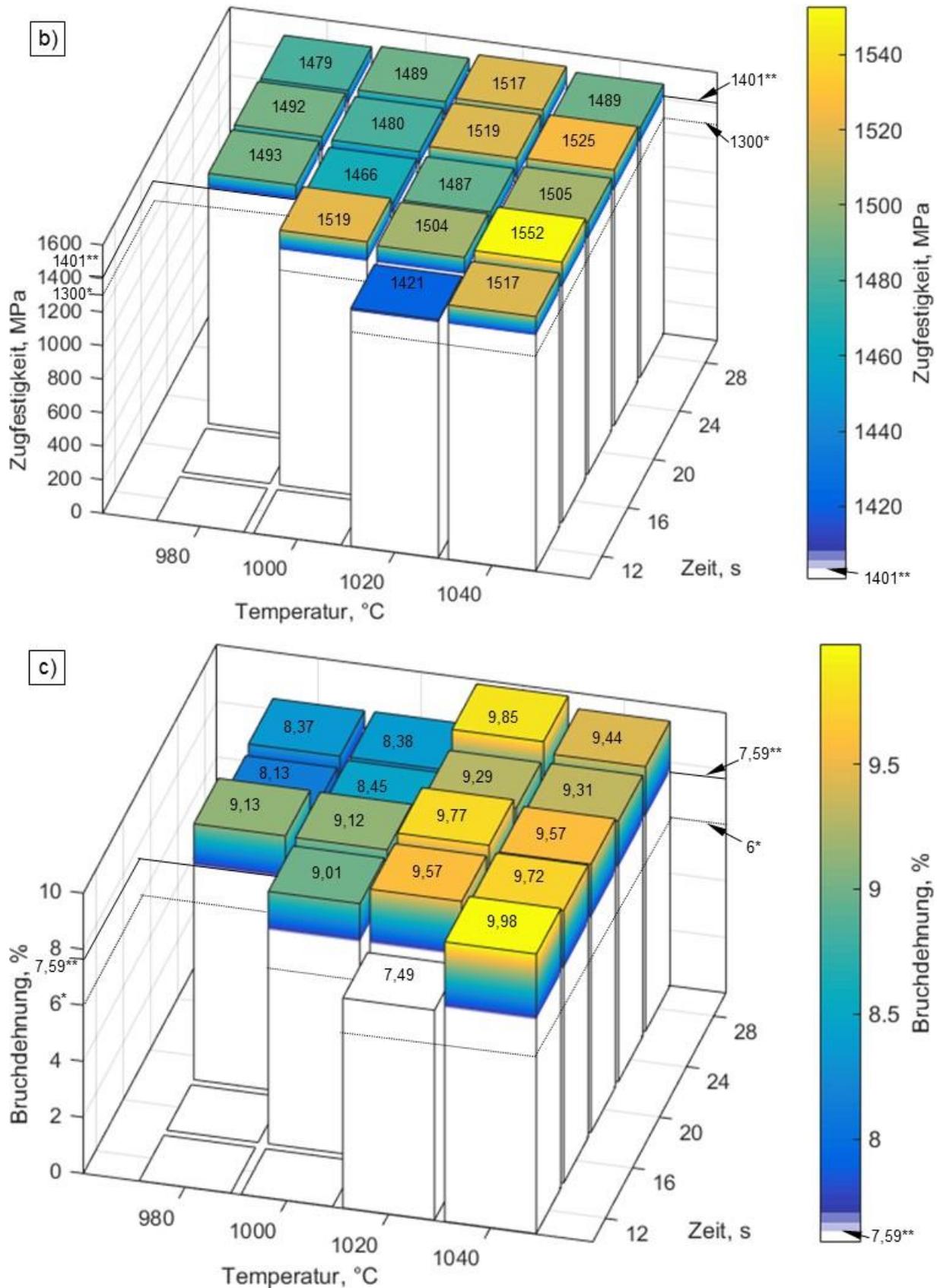


Abbildung 5-11: Ergebnisse der Zugversuche der 2,0-mm-Platinen: a) Dehngrenze  $R_{p0,2}$ , b) Zugfestigkeit  $R_m$ , c) Bruchdehnung ( $A_{30}$ ); \*: minimale mechanische Kennwerte laut DBL4093; \*\*: mechanische Kennwerte der konventionell pressgehärteten Platine aus Charge 3

Analog zu den kurzzeitaustenitisierten Platinen aus Charge 1 besitzen die Platinen aus Charge 3 nach einer KZA um bis zu 10 % höhere  $R_{p0,2}$ -Werte als der konventionell pressgehärtete Werkstoff. Die Werte erfüllen somit gleichzeitig die Anforderungen der DBL4093. Höhere KZA-Temperaturen resultieren in höheren Dehngrenzen, was insbesondere bei der höchsten Temperatur von 1040 °C deutlich wird. Ein eindeutiger Einfluss der Schließzeiten auf die Dehngrenze kann nicht festgestellt werden.

Die  $R_m$ -Werte aller kurzzeitaustenitisierten Platinen liegen über dem Wert des konventionell pressgehärteten Werkstoffes. Den höchsten Wert von 1552 MPa, der um 11 % höher als die Zugfestigkeit nach dem konventionellen PH ist, weist die Platine nach der KZA mit den Parametern 1040 °C und 16 s auf. Die Temperaturabhängigkeit der  $R_m$ -Werte stimmt mit den  $R_{p0,2}$ -Werten überein, da hier auch höhere KZA-Temperaturen in höheren Zugfestigkeiten resultieren. Weiterhin führt eine Erhöhung der Schließzeit bei einer Temperatur von 1020 °C tendenziell zu einer geringfügigen Erhöhung der Zugfestigkeit. Bei anderen Temperaturen bleibt die Zugfestigkeit bei Veränderung der Schließzeit entweder relativ konstant (bei 1000 °C und 1040 °C) oder sie nimmt leicht ab (bei 980 °C).

Die Platinen weisen nach der KZA in allen Fällen  $A_{30}$ -Werte auf, die höher als 6 % sind. Analog zu den kurzzeitaustenitisierten 1,5-mm-Platinen aus Charge 2 weisen die 2,0-mm-Platinen aus Charge 3 um den Faktor 1 bis 1,31 höhere  $A_{30}$ -Werte auf als nach dem konventionellen PH. Eine Erhöhung der KZA-Temperatur resultiert in einer erkennbaren Zunahme der  $A_{30}$ -Werte. Die Bruchdehnungen zeigen keine besondere Abhängigkeit von der Schließzeit.

Der Biegewinkel ( $\alpha$ ) der konventionell pressgehärteten Platinen aus Charge 3 beträgt 81° und ist somit deutlich größer als der in DBL4093 geforderte Wert von 36°. Die Biegewinkel der Platinen nach einer KZA sind in Abbildung 5-12 dargestellt.

Analog zu den 1,5-mm-Platinen weisen die 2,0-mm-Platinen nach der KZA einen geringeren Biegewinkel auf als nach dem konventionellen PH. Gleichzeitig weisen die kurzzeitaustenitisierten Platinen einen Biegewinkel, der höher als der in DBL4093 geforderte Wert von 36° ist, auf. Tendenziell resultieren geringere KZA-Temperaturen und höhere Schließzeiten in besseren Biegewinkel.

Generell erfüllen die 2,0-mm-Platinen nach der KZA die Anforderungen der DBL4093 bezüglich Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung und erreichen zudem bessere Werte als nach dem konventionellen PH. Obwohl die Biegewinkel in allen Fällen unter dem Wert des konventionell pressgehärteten Werkstoffes liegen, sind sie deutlich über dem in DBL4093 geforderten Biegewinkel. Insgesamt ist die KZA bei den Parametern 980 °C und 20 s sowie 1000 °C und 16 s optimal hinsichtlich der Kombination aus guten mechanischen Eigenschaften und möglichst geringen Werkzeugtemperaturen und Schließzeiten.

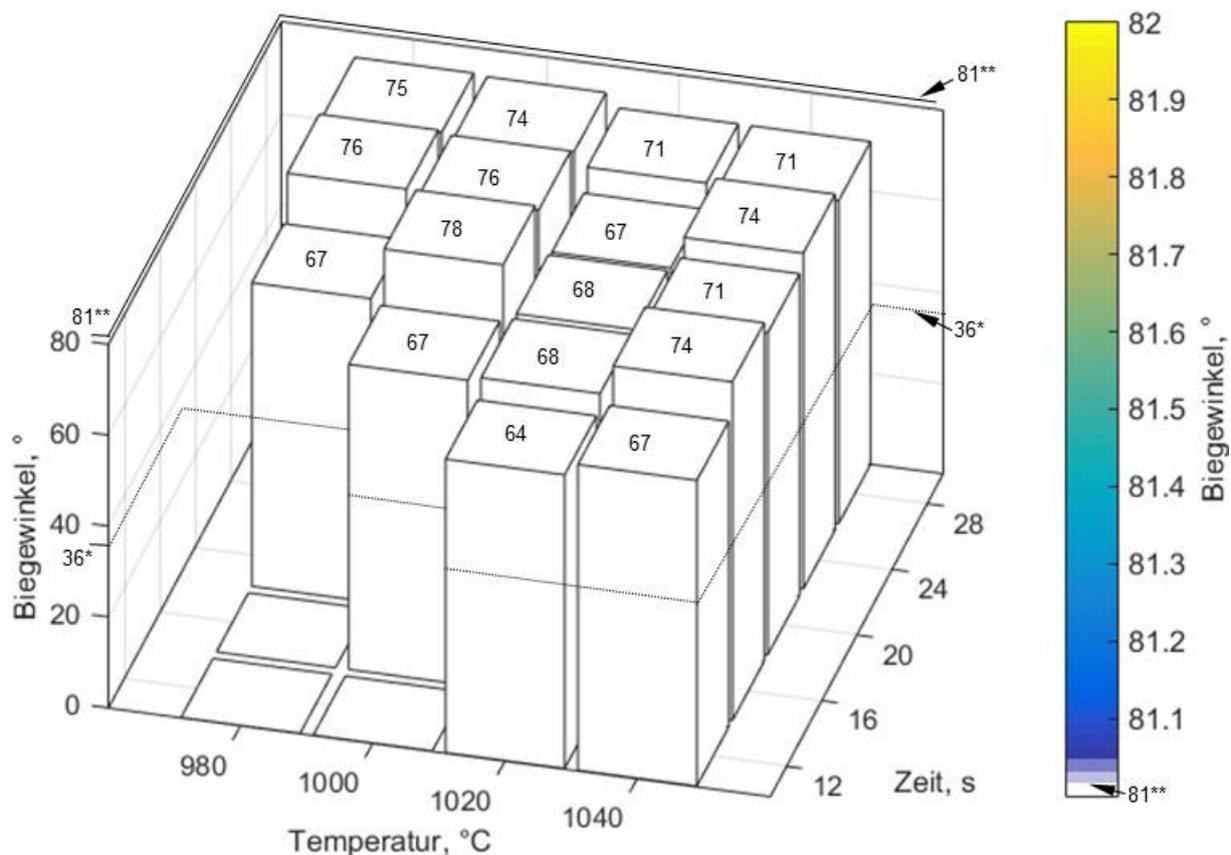


Abbildung 5-12: Ergebnisse der Biegeversuche der 2,0-mm-Platinen. \*: minimaler Biegewinkel laut DBL4093; \*\*: Biegewinkel ( $\alpha$ ) der konventionell pressgehärteten Platinen aus Charge 3

Teile des Inhaltes dieses Kapitels sind aus den Arbeiten von Frau Galliardt [Gal16] wie auch Herren Borgard [Bor16] und Meine [Mei17] entnommen worden.

### 5.2.1.2 Einfluss auf die Mikrostruktur

In diesem Unterabschnitt wird die Analyse der Mikrostruktur von Platinen unterschiedlicher Dicken aus Charge 1, Charge 2 und Charge 3 nach der KZA durchgeführt. Die Parameter der KZA der untersuchten Proben sind wie folgend dargestellt:

Charge 1 – 900 °C und 16 s.

Charge 2 – 980 °C und 16 s.

Charge 3 – 1000 °C und 16 s.

Zudem wird die Mikrostruktur des Werkstoffs nach der KZA mit der Mikrostruktur nach dem konventionellen PH verglichen. Da die Chargen mit unterschiedlichen Dicken nach dem konventionellen PH relativ gleiche Makrohärte (HV5) besitzen und ihre Mikrostrukturen fast die gleichen Größen der martensitischen Paketen/Blöcke aufweisen (Abbildung 5-6), wird nur die Mikrostruktur der Charge 1 (Dicke 1,0 mm) als Referenzbasis bei der Analyse der Mikrostruktur des kurzzeitaustenitisierten Werkstoffes verwendet.

### Mikrohärtemessungen und Lichtmikroskopie

Als Ausgangspunkt für die Analyse der Mikrostruktur wurde ein Härtemapping (HV0,1) über die gesamte Platinendicke der Proben der 1,0-mm-Platine nach dem konventionellen PH sowie der Platinen unterschiedlicher Dicken nach PH und KZA mit den jeweils optimalen Parametern durchgeführt (Abbildung 5-13). Der Abstand zwischen den einzelnen Messpunkten sowie zwischen den Messpunkten und dem Rand der Platinen wurde auf 60  $\mu\text{m}$  gesetzt, die Messbreite beträgt 1 mm und die Messhöhe entspricht der Dicke der Platine.

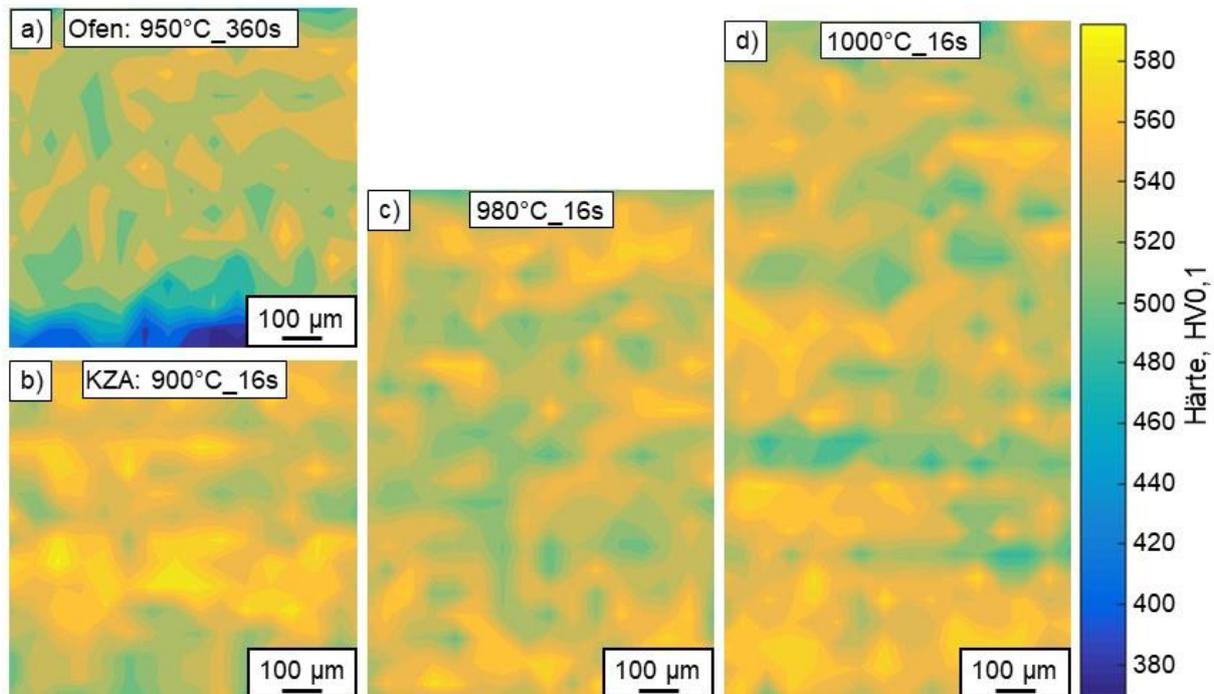


Abbildung 5-13: Härtemapping über die Dicke der Platinen nach dem PH mit a) Ofenerwärmung der 1,0-mm-Platine, b) KZA der 1,0-mm-Platine, c) KZA der 1,5-mm-Platine, d) KZA der 2,0-mm-Platine

Die Verteilung der Härtewerte über die Platinendicke ist nur im Fall des konventionellen PHs inhomogen, nach dem der Probenrand eine Härte zwischen 380 HV0,1 und 400 HV0,1 aufweist, was deutlich geringer ist als in der Probemitte. Dieser Effekt kann mit einer Randentkohlung der Platine während der Ofenerwärmung erklärt werden und wird genauer beim Vergleich der Oberflächenqualitäten der Platinen nach der Ofenerwärmung und der KZA erläutert. Abgesehen vom Randbereich ist die Härteverteilung in der ofenerwärmten Probe relativ homogen und die Härtewerte liegen zwischen 480 HV0,1 und 500 HV0,1.

Im Gegensatz zur ofenerwärmten Probe weisen die Proben nach einer KZA unabhängig von der Platinendicke eine homogene Verteilung der Härtewerte auf. Für die Proben nach der KZA liegen diese im Bereich zwischen 500 HV0,1 und 560 HV0,1 und sind somit etwas höher als die Härtewerte nach der Ofenerwärmung. Unabhängig von der Erwärmungsart entsprechen die gemessenen Mikrohärtewerte einem vollständig martensitischen Gefüge.

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen der kurzzeitaustenitisierten und der ofenerwärmten Proben sind in Abbildung 5-14 dargestellt.

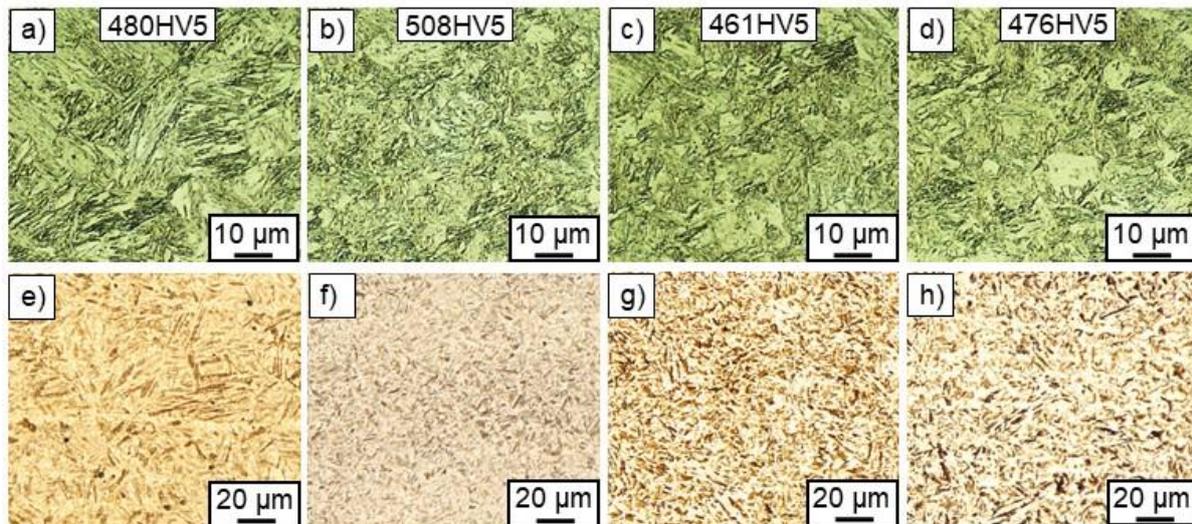


Abbildung 5-14: Lichtmikroskopische Aufnahmen der ofenerwärmten und der kurzzeitaustenitisierten Proben; a) und e) 1,0-mm-Platine, Ofenerwärmung, 950 °C und 360 s (Charge 1); b) und f) 1,0-mm-Platine, KZA, 900 °C und 16 s (Charge 1); c) und g) 1,5-mm-Platine, KZA, 980 °C und 16 s (Charge 2); d) und h) 2,0-mm-Platine, KZA, 1000 °C und 16 s (Charge 3); a) bis d) Ätzung mit 3 %iger  $\text{HNO}_3$  in Ethanol; e) bis h) Ätzung nach LePera [LeP80]

Die lichtmikroskopischen Aufnahmen bestätigen die Ergebnisse der Mikrohärtemessungen: Unabhängig von der Platinendicke weist der Werkstoff nach der KZA genau wie nach der Ofenerwärmung eine vollständig nadel- bzw. lanzettförmige martensitische Mikrostruktur auf. Im Gegensatz zur KZA mit den Parametern 1000 °C und 28 s (siehe Abbildung 5-6) der Platine aus Charge 4, welche ebenfalls eine Dicke von 1,0 mm hat, weist die Platine aus Charge 1 nach der KZA mit den Parametern 900 °C und 16 s eine deutlich feinere Mikrostruktur auf als nach der Ofenerwärmung. Auch die 1,5-mm- und 2,0-mm-Platinen haben nach der KZA eine feinere Mikrostruktur als nach dem konventionellen PH.

Die Farbätzung der gleichen Proben nach LePera, welche neben dem Martensit auch mögliche bainitische und ferritische Anteile in der Mikrostruktur erkennen lassen würde, bestätigte die Homogenität aller Mikrostrukturen, unabhängig von der Art der Erwärmung der Platinen.

#### Raster- und Transmissionselektronenmikroskopie

Die rasterelektronenmikroskopischen (REM-) Aufnahmen der Mikrostruktur nach dem PH mit einer KZA sind in Abbildung 5-15 dargestellt.

Wie beim ofenerwärmten und pressgehärteten Werkstoff (nicht dargestellt) besteht die Mikrostruktur der kurzzeitaustenitisierten Proben aus Martensit, wobei die Martensitnadeln in zwei Formen vorliegen: ohne und mit feinverteilten Partikeln (Pfeile in Abbildung 5-15 d, e, f). Diese Partikel sind willkürlich orientiert und ähneln den  $\epsilon$ -Karbiden ( $\text{Fe}_{2,3}\text{C}$ ) oder  $\eta$ -Karbiden ( $\text{Fe}_2\text{C}$ ), die sich bei der ersten Anlassstufe aus dem übersättigten Martensit ausscheiden [Kra01, Che88, Spe72]. Analog zu den genannten Karbiden haben die Partikel eine Dicke von bis zu 20 nm und eine Länge von bis zu 100 nm [Bha01]. Da die kurzzeitaustenitisierte Proben

nach dem PH keiner weiteren Erwärmung untergezogen wurden, deuten diese Karbide in der Mikrostruktur auf das Vorhandensein von selbstangelassenem Martensit hin, welcher üblicherweise bei relativ geringen Abkühlgeschwindigkeiten während des Abschreckens entsteht und in einer Ausscheidung von feinen Karbiden resultiert [Spe72].

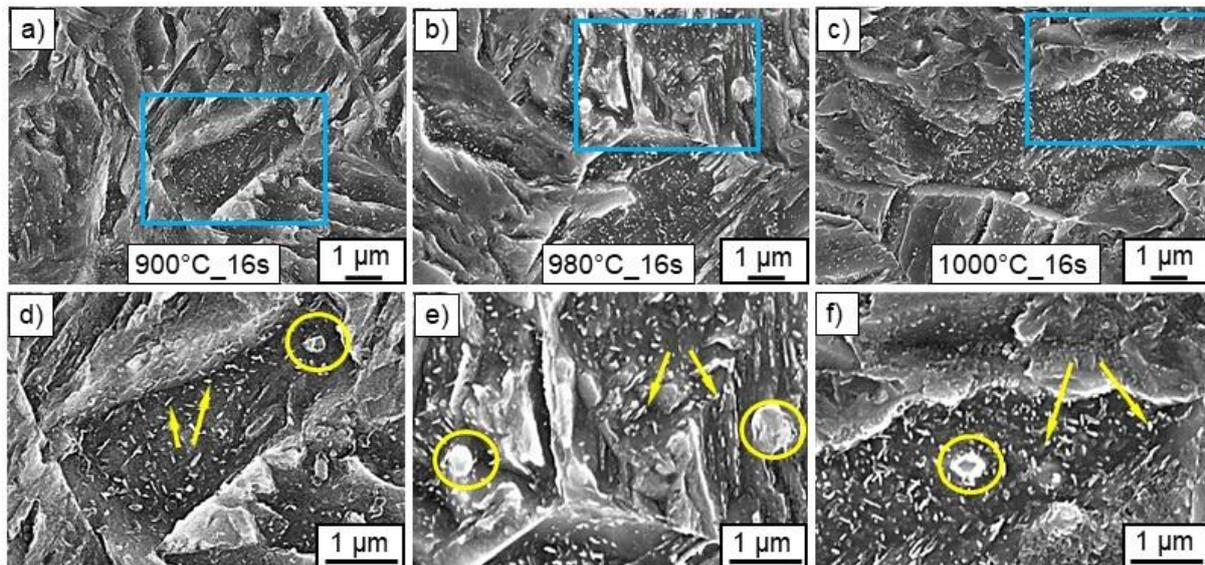


Abbildung 5-15: REM-Aufnahmen der Mikrostruktur nach der KZA; a) und d) 1,0-mm-Platine, 900 °C und 16 s (Charge 1); b) und e) 1,5-mm-Platine, 980 °C und 16 s (Charge 2); d) und f) 2,0-mm-Platine, 1000 °C und 16 s (Charge 3); d) bis f) vergrößerte Ausschnitte (markiert durch blaue Vierecke) aus a) bis c); gelbe Pfeile markieren feine Partikel in den martensitischen Nadeln; gelbe Kreise markieren grobe rundliche Partikel; Ätzung: 3%ige HNO<sub>3</sub> in Ethanol; REM: In-Lens-Detektor, 20 kV Beschleunigungsspannung

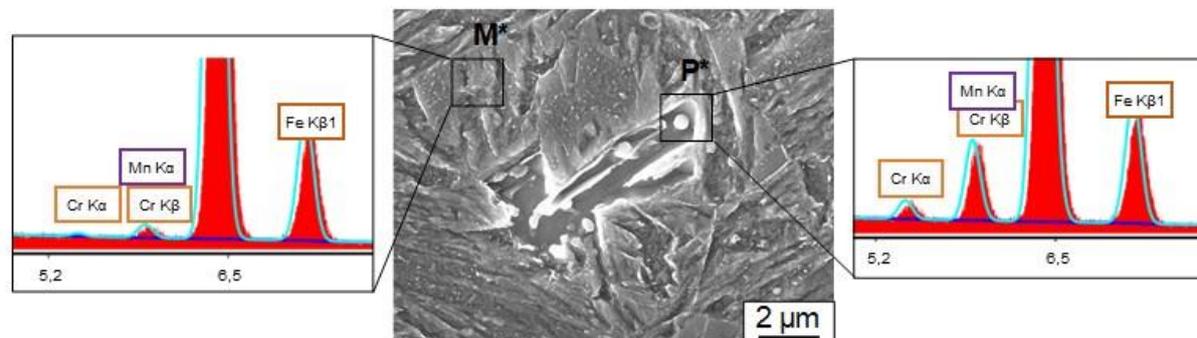
Für die Bestimmung des Anteils an primärem Martensit wurden REM-Aufnahmen mit einer Fläche von ca. 2100 µm<sup>2</sup> verwendet. Die summierte Fläche der karbidfreien Bereiche wurde auf die gesamte Fläche der Aufnahme bezogen und so der Anteil des nicht angelassenen Martensits bestimmt (Tabelle 5-3).

Tabelle 5-3: Der Anteil des karbidfreien, d. h. nicht angelassenen, Martensits

	KZA 900 °C, 16 s (1,0-mm-Platine)	KZA 980 °C, 16 s (1,5-mm-Platine)	KZA 1000 °C, 16 s (2,0-mm-Platine)
Abkühlgeschwindigkeit (410 °C–230 °C) in K/s	36	27	17
Anteil des nicht angelassenen Martensits in %	31	9	5

Mit einer Erhöhung der Platinendicke sinkt die Abkühlgeschwindigkeit des Werkstoffs im Temperaturintervall  $M_S-M_F$  (410 °C–230 °C) stark ab. Somit wird der Effekt des Selbstanlassens begünstigt, was in einer Abnahme des Anteils an karbidfreiem, d. h. nicht angelassenem, Martensit resultiert. Da die bainitischen und die angelassenen bzw. selbstangelassenen Nadeln in den REM-Aufnahmen nicht eindeutig unterschieden werden können, kann hier keine Aussage über den möglichen Anteil des Bainits getroffen werden.

Im Gegensatz zur ofenerwärmten Probe wurden in der Mikrostruktur der kurzzeitaustenitisierten Proben auch grobe rundliche Partikel identifiziert (gelbe Kreise in Abbildung 5-15 d, e, f). An mehreren Stellen mit diesen Partikeln sowie im Grundwerkstoff wurden EDX-Messungen durchgeführt (Abbildung 5-16).



C, Gew.-%		Si, Gew.-%		Cr, Gew.-%		Mn, Gew.-%		Fe, Gew.-%	
M*	P**	M*	P**	M*	P**	M*	P**	M*	P**
3,42	8,04	0,23	0,29	0,17	0,28	1,05	1,72	95,12	89,66
2,74	5,19	0,01	0,3	0,1	0,39	0,6	1,79	96,54	92,33
2,87	4,34	0	0,52	0	0,41	0	1,91	97,13	92,34
2,93	8,6	0,33	0,25	0,16	0,52	1,14	2,9	95,44	87,73
4,31	11,67	0,37	0,21	0,22	0,35	1,5	1,66	93,6	86,11
4,7	8,07	0,31	0,18	0,12	0,5	1,1	2,99	93,76	88,26

\*- Matrix; \*\*-Partikel

Abbildung 5-16: Chemische Zusammensetzung der Partikel und der benachbarten martensitischen Matrix in kurzzeitaustenitisierten Proben, Bestimmung mittels EDX-Messungen; Ätzung: 3%ige  $\text{HNO}_3$  in Ethanol, In-Lens-Detektor, 20 kV Beschleunigungsspannung

Insgesamt wurden in drei Proben jeweils mindestens zwei Partikel ausgewählt und die chemische Zusammensetzung der Partikel und der benachbarten martensitischen Matrix mittels EDX gemessen. Aus den in Abbildung 5-16 dargestellten Ergebnissen wird deutlich, dass die Partikel einen höheren Anteil an Kohlenstoff, Chrom und Mangan haben als der Grundwerkstoff. Daher können diese Partikel vermutlich als Karbide bezeichnet werden. Die Größe der Karbide in der Mikrostruktur nach der KZA beträgt bis zu 300 nm. Da die kurzzeitaustenitisierten Platinen nach der KZA keiner zusätzlichen Erwärmung unterzogen wurden, können diese Karbide nur aus der Ausgangsmikrostruktur stammen.

Die Elektronenrückstreubeugungs- (EBSD-) Aufnahmen der Proben nach der Ofenerwärmung und der KZA sind in Abbildung 5-17 dargestellt.

Die Farbkodierung der Mikrostruktur gemäß der inversen Polfigur (IPF-Aufnahmen) verdeutlichen, dass die Proben nach KZA eine deutlich feinere Mikrostruktur aufweisen als die ofenerwärmten Proben. Weiterhin zeigen die kurzzeitaustenitisierten 1,5-mm- und 2,0-mm-Platinen verglichen mit der 1,0-mm-Platine eine Vergrößerung der martensitischen Nadeln. Eine Analyse der Anteile des  $\alpha$ -Eisens (Martensit, Bainit und Ferrit) und des  $\gamma$ -Eisens (Restaustenit) zeigt, dass die ofenerwärmte Probe zu 100 % aus  $\alpha$ -Eisen besteht und keinen detektierbaren Anteil von Restaustenit besitzt.

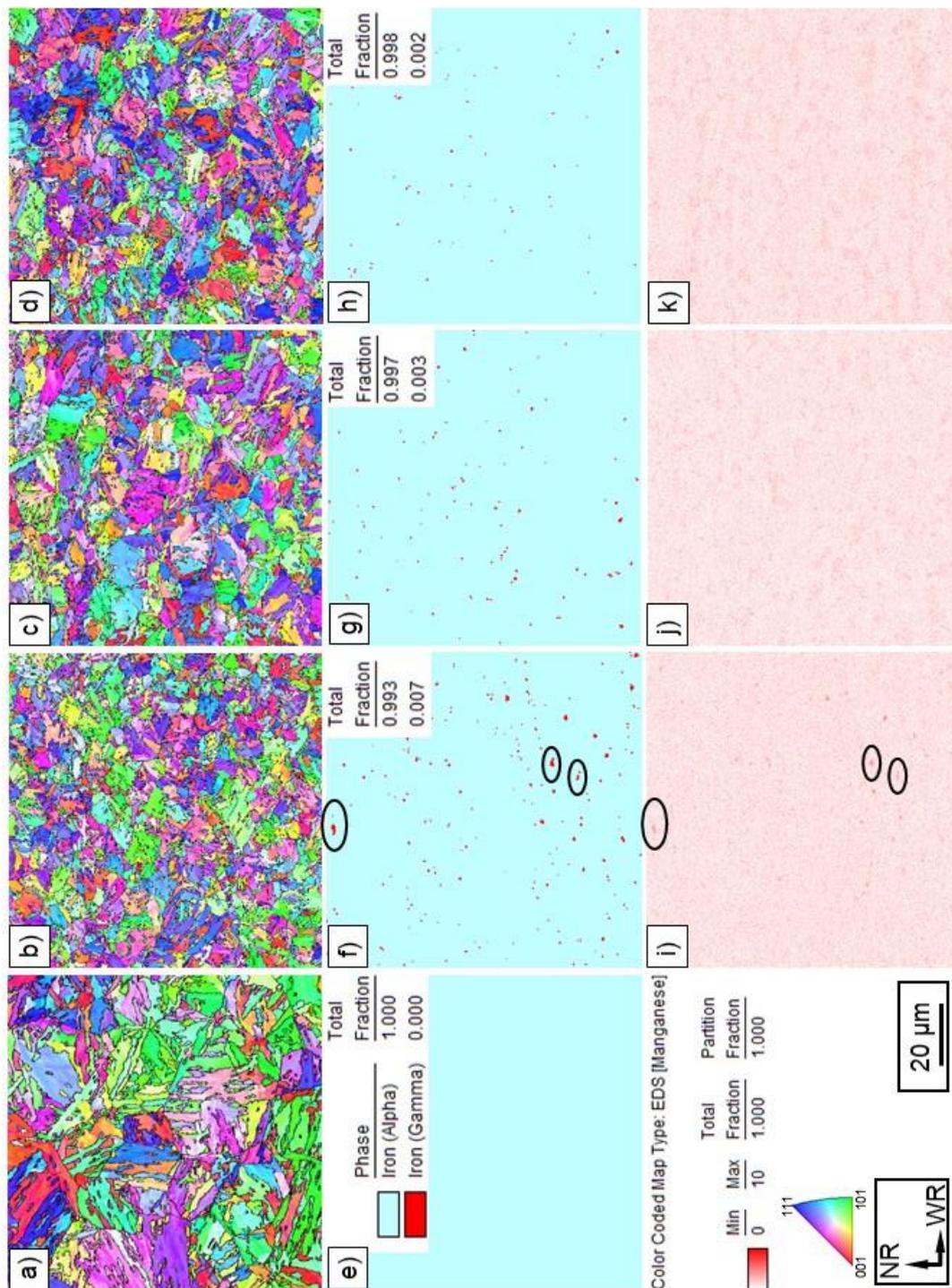


Abbildung 5-17: EBSD- und EDX-Aufnahmen der ofenerwärmten und der kurzzeitaustenitisierten Proben; a) und e) 1,0-mm-Platine, Ofenerwärmung, 950 °C und 360 s; b), f) und j) 1,0-mm-Platine, KZA, 900 °C und 16 s; c), g) und l) 1,5-mm-Platine, KZA, 980 °C und 16 s; d), h) und k) 2,0-mm-Platine, KZA, 1000 °C und 16 s; a) bis d) IPF-Aufnahmen (Misorientierung 5–65°); e) bis h) Verteilung der  $\alpha$ - und  $\gamma$ -Phasen; i) bis k) Verteilung des Mangans

Die kurzzeitaustenitisierten Proben zeigen dagegen Restaustenit in der Mikrostruktur, dessen Anteil mit steigender Platinendicke bzw. einer Erhöhung der KZA-Temperatur und -Schließzeit abnimmt: von 0,7 % bei der 1,0-mm-Platine auf 0,2 % bei der 2,0 mm-Platine. Die Analyse der Manganverteilung aus den EDX-Messungen bestätigt das Vorhandensein von Restaustenit: Die an Mangan reichen Mikrostrukturbereiche stimmen mit den detektierten Positionen des

Restausenitits überein (Abbildung 5-17 f und i). Mit Erhöhung der Platinendicke bzw. Erhöhung der Temperatur/Schließzeit der Heizplatten während der KZA wird die Manganverteilung in der kurzzeitaustenitisierten Mikrostruktur homogener.

Die Korngröße der ehemaligen austenitischen Körner und die daraus resultierende Größe der martensitischen Bestandteile, wie die Paket- oder Blockgröße, bestimmen die Festigkeitseigenschaften des Stahls [Mor06]. Gemäß der Literatur weisen die Korngrenzen zwischen martensitischen Paketen, Blöcken und ehemaligen austenitischen Körnern bestimmte Misorientierungswinkel auf [DeA11, Kar15a, Alt15, Ary16].

In Abbildung 5-18 ist die Vorgehensweise zur Bestimmung der Korngröße der ehemaligen austenitischen Körner sowie der martensitischen Pakete und Blöcke dargestellt.

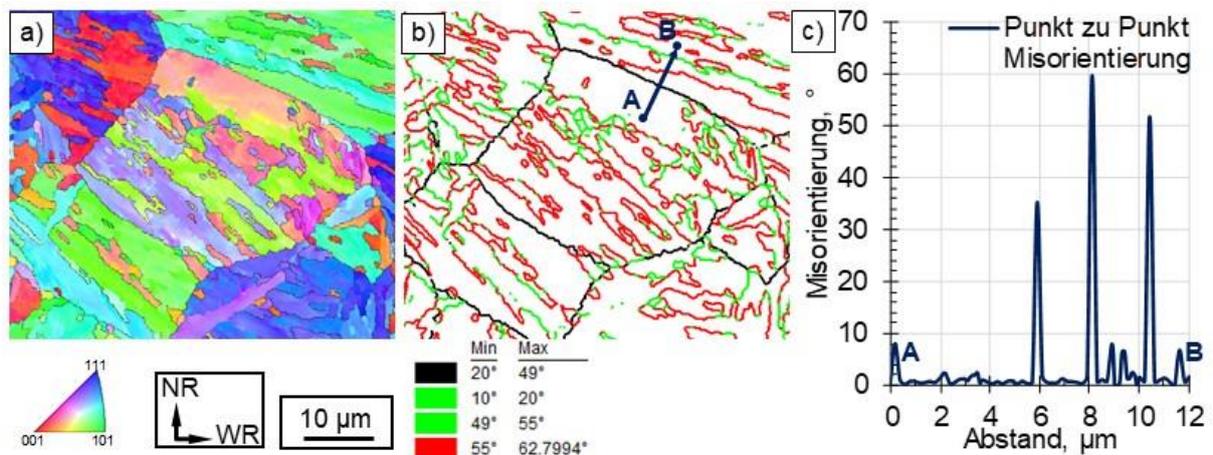


Abbildung 5-18: Aufnahmen der Probe nach Ofenerwärmung: a) IPF (5–65°); b) Korngrenzen mit entsprechenden Misorientierungen; c) Werte der Misorientierung der Korngrenzen entlang der Linie AB aus Aufnahme b)

In Abbildung 5-18 ist die IPF-Aufnahme der Mikrostruktur der ofenerwärmten Probe dargestellt. Um die Grenzen der ehemaligen austenitischen Körner sowie der martensitischen Pakete und Blöcke voneinander unterscheiden zu können, wurden diese abhängig vom Misorientierungswinkel unterschiedlich gefärbt:

- schwarz: Grenzen zwischen ehemaligen austenitischen Körnern, 20–49 ° [DeA11];
- grün: Grenzen zwischen martensitischen Paketen, 10–20° und 49–55° [DeA11];
- rot: Grenzen zwischen martensitischen Blöcken, 55–63° [Kar15a].

Nach dem Ziehen der Messlinie (Linie A–B in Abbildung 5-18 b) können die Schnittpunkte zwischen den Korngrenzen mit ihrem jeweiligen Misorientierungswinkel und der Messlinie A–B bestimmt werden (Abbildung 5-18 c). Der Abstand zwischen zwei Schnittpunkten von Korngrenzen, deren Misorientierungswinkel im gleichem Intervall liegt, ist die Größe des entsprechenden Bestandteiles der Mikrostruktur.

Für die Größenbestimmung wurden mindestens eine vertikale, eine horizontale und zwei diagonale Messlinien über jede Aufnahme der EBSD-Messung gezogen, um für ehemalige austenitische Korngrenzen ( $P_K$ ) mindestens 80 Schnittpunkte, für martensitische Pakete ( $P_P$ ) mindestens 150 Schnittpunkte und für martensitische Blöcke ( $P_B$ ) mindestens 300 Schnittpunkte zu bekommen. Die Anzahl der Schnittpunkte der Korngrenzen  $P_K$ ,  $P_P$  und  $P_B$  mit der Messlinie der Länge  $L_{KG}$  wurde für jede Messlinie ermittelt und die Werte  $\overline{P_A}$ ,  $\overline{P_P}$ ,  $\overline{P_B}$  gemäß Gleichung 5-4 errechnet [Deu13]:

$$\bar{P} = \frac{L}{P}. \quad (5-4)$$

Die Bestimmung der Korngröße ( $K$ ) erfolgte durch Berechnung der geometrischen Mittelwerte aus allen zuvor errechneten Mittelwerten für die jeweilige Probe (Gleichung 5-5):

$$K = \sqrt[n]{\bar{P}_1 \cdot \bar{P}_2 \cdot \dots \cdot \bar{P}_n}. \quad (5-5)$$

In Gleichung 5-5 steht die Zahl  $n$  für die Anzahl der gezogenen Messlinien.

Die Ergebnisse der Berechnung der Korngrößen für ofenerwärmte und kurzzeitaustenitisierte Probe sind in Tabelle 5-4 zusammengefasst.

*Tabelle 5-4: Korngröße ( $K$ ) des ehemaligen Austenits, des martensitischen Pakets und des martensitischen Blocks in ofenerwärmten und kurzzeitaustenitisierten Proben*

Probe	mittlere Korngröße in $\mu\text{m}$		
	ehemaliger Austenit	martensitisches Paket	martensitischer Block
1,0-mm-Platine nach Ofenerwärmung mit 950 °C und 300 s	16,32	6,2	2,8
1,0-mm-Platine nach KZA mit 900 °C und 16 s	6,2	4,04	1,82
1,5-mm-Platine nach KZA mit 980 °C und 16 s	6,75	4,01	2,02
2,0-mm-Platine nach KZA mit 1000 °C und 16 s	8,35	3,5	1,74

Infolge der KZA kann die Korngröße des ehemaligen Austenits in 22MnB5 von 16  $\mu\text{m}$  auf bis zu 6–8  $\mu\text{m}$  reduziert werden. Hierbei korreliert die gemessene Korngröße des ehemaligen Austenits in der ofenerwärmten Probe mit der Korngröße von 15,5  $\mu\text{m}$  bis 16,5  $\mu\text{m}$ , die in anderen Studien für den gleichen Stahl nach Ofenerwärmung bis 950 °C und einer Haltedauer von 2 min bis 5 min bestimmt wurde [Feu11, Jia14]. Die Korngröße der Proben nach der KZA korreliert mit den Werten von 6  $\mu\text{m}$  bis 8  $\mu\text{m}$ , die für eine ähnliche Legierung (Fe-0,2C-0,2Si-1,3Mn-0,002B-Ti) nach induktiver Erwärmung bis 900 °C und nachfolgendem Abschrecken ohne Haltedauer gemessen wurden [Hik15].

Die feinere Korngröße des ehemaligen Austenits resultiert in einer Verfeinerung der martensitischen Pakete um bis zu 44 % und der martensitischen Blöcke um bis zu 38 %. Ein Vergleich der Proben nach KZA zeigt einen geringfügigen Unterschied in den Korngrößen des Austenits: Dünnere Proben nach KZA mit geringerer Temperatur und kürzerer Schließzeit weisen die feineren austenitischen Körner auf. Jedoch besteht zwischen der Korngröße des Austenits und der Größe der martensitischen Pakete bzw. Blöcke in den Proben nach einer KZA keine direkte Korrelation. So besitzt z. B. die 2,0-mm-Platine nach der KZA die größten Austenitkörner und gleichzeitig die feinsten Pakete und Blöcke des Martensits. Dieser Effekt kann einerseits auf einen gewissen Fehler der verwendeten Messmethode zurückgeführt werden und andererseits mit Unterschieden in der chemischen Zusammensetzung der verwendeten Chargen erklärt werden.

Die Analyse des pressgehärteten Materials im Transmissionselektronenmikroskop (TEM) ermöglichte es, weitere Merkmale der kurzzeitaustenitisierten Mikrostruktur zu identifizieren (Abbildung 5-19).

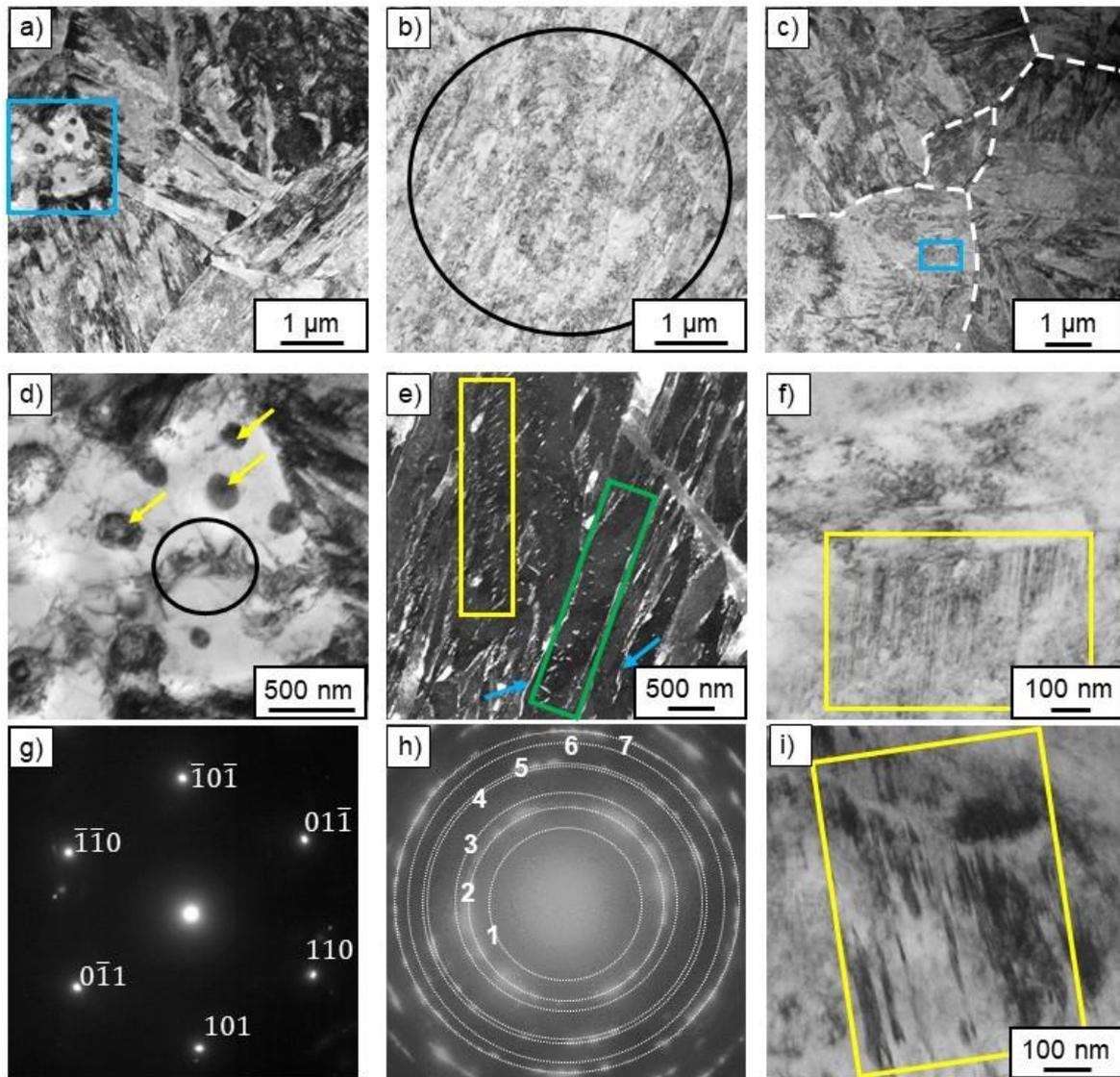


Abbildung 5-19: TEM-Untersuchungen der Mikrostruktur der Probe nach KZA mit den Parametern 900 °C und 16 s (1,0-mm-Platine); a) bis c) Übersichtsaufnahmen (Hellfeld); d) vergrößerte Darstellung eines Ausschnitts (blaues Viereck) von a) (Hellfeld); e) Verteilung der Karbide in b) (Dunkelfeld); f) vergrößerte Darstellung eines Ausschnitts (blaues Viereck) von c) (Hellfeld); g) Beugungsbild des Bereiches im schwarzen Kreis in d); h) Beugungsbild des Bereiches im schwarzen Kreis in b); i) weitere Stelle mit Zwillingen (Hellfeld)

Die Mikrostruktur in Abbildung 5-19 a ist größtenteils nadelförmig, also martensitisch und/oder bainitisch. Im Bereich des blauen Viereckes ist ein Korn zu erkennen, in dem rundliche Karbide (gelbe Pfeile) mit einer Größe von 100 nm bis 200 nm sich befinden. Dieses Korn ähnelt morphologisch den ferritischen Körnern in der Mikrostruktur des Ausgangszustandes (siehe Abbildung 4-2 b). Das Beugungsbild des Bereiches im schwarzen Kreis (Abbildung 5-19 g) deutet darauf hin, dass es sich tatsächlich um ein ferritisches Korn handelt. Der flächenbezogene Anteil dieser Körner in der Mikrostruktur beträgt weniger als 1 %.

Abbildung 5-19 b zeigt eine nadelförmige Mikrostruktur, die in der Hellfeld-Aufnahme homogen aussieht. Die Dunkelfeld-Aufnahme (e) zeigt mehrere fein verteilte Karbide in den Nadeln. In der grün markierten Nadel sind die Karbide in unterschiedliche Richtungen orientiert und ähneln den Karbiden, die im Martensit beim Selbstanlassen oder bei der ersten Anlassstufe entstehen (Abbildung 5-15) [Bha01]. Gleichzeitig ist neben dieser Nadel eine weitere Nadel zu

erkennen (gelbes Viereck), in welcher die Karbide alle in die gleiche Richtung orientiert sind. Die Achse der Karbide und Nadelachse liegen in einem Winkel von 55–60° zueinander und somit kann daraus geschlossen werden, dass dies eine Nadel des unteren Bainits ist [Bha01].

Weiterhin sind zwischen den einzelnen Nadeln helle Bereiche zu erkennen (blaue Pfeile in Abbildung 5-19 e), welche den Lamellen des Restaustenits ähnlich sind [Mor13].

Im Beugungsbild (Abbildung 5-19 h) des Bereiches im schwarzen Kreis in Abbildung 5-19 b wurden mehrere Reflexe identifiziert, welche in Tabelle 5-5 den entsprechenden Phasenanteilen zugeordnet sind. Die identifizierten Reflexe gehören zu  $\alpha$ -Eisen (bainitische und martensitische Nadeln),  $\gamma$ -Eisen (Lamelle des Restaustenits) und zu  $M_3C$  Karbiden (Zementit).

Tabelle 5-5: Zuordnung der Ringe aus Abbildung 5-19 h

Kreis	1	2	3	4	5	6	7
berechneter Abstand in Å	2,58	2,06	2,029	1,495	1,46	1,305	1,18
Ebene / Phase	(200)/ $M_3C$	(111)/ $\gamma$ -Fe	(110)/ $\alpha$ -Fe	(222)/ $M_3C$	(200)/ $\alpha$ -Fe	(220)/ $\gamma$ -Fe	(211)/ $\alpha$ -Fe

Die Übersichtsaufnahme in Abbildung 5-19 c zeigt die Korngrenzen zwischen den ehemaligen austenitischen Körnern. Die Mikrostruktur ist nadelförmig mit inhomogener Verteilung der Versetzungen. In einem der ehemaligen austenitischen Körner sind feine Zwillinge zu erkennen (gelbes Viereck in Abbildung 5-19 f). Weitere Bereiche mit Zwillingen, die in der gleichen Probe gefunden wurden, sind in Abbildung 5-19 i dargestellt. Diese feinen Zwillinge deuten auf das Vorhandensein von verzwilligtem Lanzettmartensit [Pin18] oder von Plattenmartensit hin [Kel60].

Eine Analyse der Proben aus den 1,5-mm- und 2,0-mm-Platinen zeigte, dass die Mikrostruktur dieser Proben überwiegend martensitisch ist. In diesen Proben wurde auch das Vorhandensein von Bainit und Restaustenit zwischen den bainitischen und/oder martensitischen Nadeln festgestellt. Im Gegensatz zur Probe aus der 1,0-mm-Platine wurden in den Proben aus den 1,5-mm- und 2,0-mm-Platinen jedoch keine ferritischen Körner identifiziert.

#### *Oberflächenqualität der Platinen nach der KZA*

Für die Evaluierung der Oberflächenqualität der Platinen nach der KZA wurden die Dicken der randentkohlten und der oxidierten Schichten bestimmt. Dafür wurde jeweils eine 1,0-mm-Platine (Charge 1) nach der KZA mit den Parametern 900 °C und 16 s (eine der geringsten Temperaturen) sowie 1000 °C und 28 s (die längste Schließzeit bei der höchsten Temperatur) zunächst mit Epoxidharz abgedeckt, um eine Abplatzung der oxidierten Schicht zu verhindern. Nach der Aushärtung des Epoxidharzes wurde eine Probe für weitere Untersuchungen aus der Platine entnommen, kalteingebettet, geschliffen, poliert und in einer 3 %igen Salpetersäure in Ethanol angeätzt. Eine in gleicher Weise vorbereitete Probe aus der ofenerwärmten und pressgehärteten 1,0-mm-Platine wurde als Referenzprobe verwendet. Die drei Proben wurden nach der Präparation im REM untersucht (Abbildung 5-20).

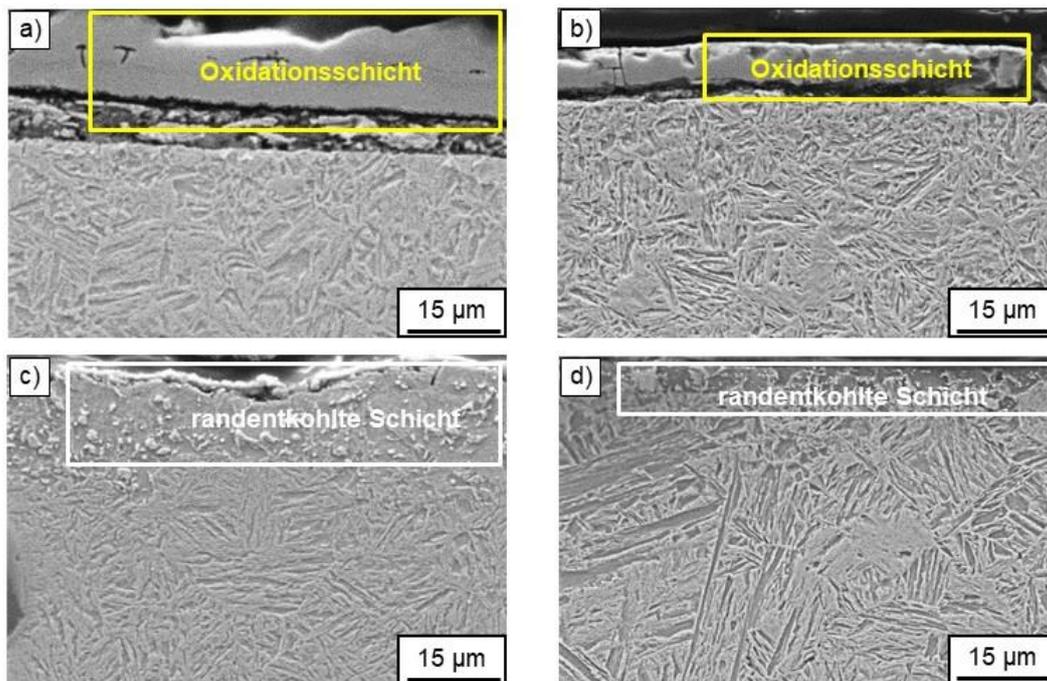


Abbildung 5-20: REM-Aufnahmen des oberflächennahen Bereichs der ofenerwärmten (a und c) und der kurzzeitaustenitisierten Probe (1000 °C und 28 s); Ätzung: 3 %ige HNO<sub>3</sub> in Ethanol, REM: SE-Detektor, 20 kV Beschleunigungsspannung

Obwohl Ar-Schutzgas bei der Ofenerwärmung verwendet wurde, zeigt der oberflächennahe Bereich der ofenerwärmten Probe eine ausgeprägte Oxidation und Randentkohlung. Die ofenerwärmte Probe hat eine dickere Oxidschicht und eine tiefere Randentkohlung, verglichen mit der Probe nach der KZA mit 1000 °C und 28 s. Die Messung der Dicke der Oxidationsschicht sowie der Tiefe der Randentkohlung der beiden kurzzeitaustenitisierten (900 °C und 16 s sowie 1000 °C und 28 s) Proben und der ofenerwärmten Probe wurde an mindestens 5 Stellen durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 5-6 zusammengefasst.

Die Messungen der Dicke der oxidierten und der randentkohlten Schichten zeigen, dass die kurzzeitaustenitisierten Proben nach der KZA der Platine mit einer Dicke von 1,0 mm bei 900 °C und 16 s eine deutlich geringere Oxidation und Randentkohlung aufweisen. Eine Erhöhung der Temperatur/Schließzeit der Heizplatten während der KZA bei gleichbleibender Platinendicke führt zu einem Wachstum der Oxidations- und Randentkohlungsschichten. Jedoch sind die Dicken dieser Schichten auch bei der höchsten Temperatur und längster Schließzeit der Heizplatten (1000 °C und 28 s) geringer als im Fall der ofenerwärmten Platine.

Tabelle 5-6: Die Dicke der Oxidationsschicht und die Tiefe der Randentkohlung in Abhängigkeit von der Erwärmungsparameter

	Ofenerwärmung (950 °C und 360 s)	KZA (900 °C und 16 s)	KZA (1000 °C und 28 s)
Dicke der Oxidationsschicht in µm	10–36	4–15	8–24
Tiefe der Randentkohlung in µm	16–31	< 5	6–10

### *Beschreibung der Mikrostrukturumwandlung während der KZA mit Presshärten*

Die verglichen mit der Ofenerwärmung höhere Erwärmungsgeschwindigkeit bei der KZA führt zu einer Verschiebung der  $A_{C1}$ -,  $A_{C3}$ - und  $A_{CC}$ -Temperaturen im ZTA-Schaubild nach oben (Abbildung 2-11). Dies bedeutet, dass während der KZA höhere Erwärmungstemperaturen notwendig sind, um die Mikrostruktur des Ausgangszustandes austenitisieren zu können. Die unterste Erwärmungstemperatur, die eine vollständige Austenitisierung bei gegebener Erwärmungsgeschwindigkeit gewährleistet, ist die sogenannte  $A_{C3}$ -Temperatur. Um die mikrostrukturellen Umwandlungen während der KZA mit Presshärten erklären zu können, soll zuerst der Temperaturverlauf der KZA-Proben auf den ZTA- und ZTU-Schaubildern dargestellt werden (Abbildung 5-21).

In der Literatur sind alle kontinuierlichen und isothermen ZTA-Schaubilder ohne die  $A_{CC}$ -Linie dargestellt. Daher wurden der Verlauf der  $A_{CC}$ -Linie sowie der Verlauf der  $A_{C1}$ - und  $A_{C3}$ -Linien in JMatPro [Sch14a] berechnet und im kontinuierlichen ZTA-Schaubild zusammen mit den aus der Literatur bekannten  $A_{C1}$ - und  $A_{C3}$ -Linien dargestellt (Abbildung 5-21 a). Weiterhin sind in diesem Schaubild die Temperaturverläufe der ofenerwärmten 1,0-mm-Platine sowie die Temperaturverläufe der 1,0-mm-, 1,5-mm- und 2,0-mm-Platinen nach der KZA mit den jeweils optimalen Parametern der KZA dargestellt.

Die Erwärmungsgeschwindigkeiten für 22MnB5 im Temperaturbereich zwischen der  $A_{C1}$ - und der  $A_{C3}$ -Temperatur (721 °C und 850 °C) betragen während der KZA 32 K/s (1,0-mm-Platine), 37 K/s (1,5-mm-Platine) und 36 K/s (2,0-mm-Platine). Die ofenerwärmte 1,0-mm-Platine weist dagegen mit 6 K/s eine um 5- bis 6-mal geringere Erwärmungsgeschwindigkeit auf und befindet sich zudem ca. 300 s oberhalb der  $A_{C3}$ -Temperatur, womit die Vergrößerung der Mikrostruktur dieser Platine verglichen mit derjenigen der kurzzeitaustenitisierten Platinen zu erklären ist.

Grundsätzlich überschreitet die Erwärmungskurve der ofenerwärmten 1,0-mm-Platine (graue Linie) alle drei charakteristischen Linien:  $A_{C1}$ ,  $A_{C3}$  und  $A_{CC}$ . Dieses Ergebnis stimmt mit den Härtewerten sowie den lichtmikroskopischen und REM-Aufnahmen der Mikrostruktur der ofenerwärmten Proben: martensitische Mikrostruktur in der Mitte und teilweise ferritische Mikrostruktur mit Karbiden im randentkohltem Bereich der Platine (Abbildung 5-6 a–c, Abbildung 5-20 c und Abbildung 5-14 a).

Die maximalen Temperaturen der kurzzeitaustenitisierten Proben liegen dagegen unterhalb der  $A_{CC}$ -Linie. Damit kann das Vorhandensein der Karbide, welche sich bei der KZA nicht vollständig auflösen, in der Mikrostruktur nach dem PH erklärt werden (Abbildung 5-15 d–f; Abbildung 5-16; Abbildung 5-19 d). Es handelt sich um Zementit ( $Fe_3C$ ) und/oder  $M_3C$ -Karbide, wobei M für Cr oder Mn steht [Len08, Spe72]. Auf den ersten Blick sollten die nicht aufgelösten Karbide in einer Verringerung der Festigkeiten der Platinen nach der KZA resultieren. Diese nicht aufgelösten Karbide in den Platinen nach der KZA treten im Vergleich mit der Mikrostruktur des Werkstoffes vor der KZA selten auf. Obwohl die einzelnen Karbide während der KZA nicht vollständig aufgelöst werden bzw. der Kohlenstoff nach dem PH nicht vollständig im Martensit zwangsgelöst ist, hat diese Tatsache keinen negativen Einfluss auf die Mikrohärtigkeit der Platinen nach der KZA (Abbildung 5-13). In diesem Fall wird der negative Effekt der nicht aufgelösten Karbide im Sinne einer Festigkeitsabnahme durch die Verfeinerung der Mikrostruktur infolge der KZA kompensiert (Tabelle 5-4).

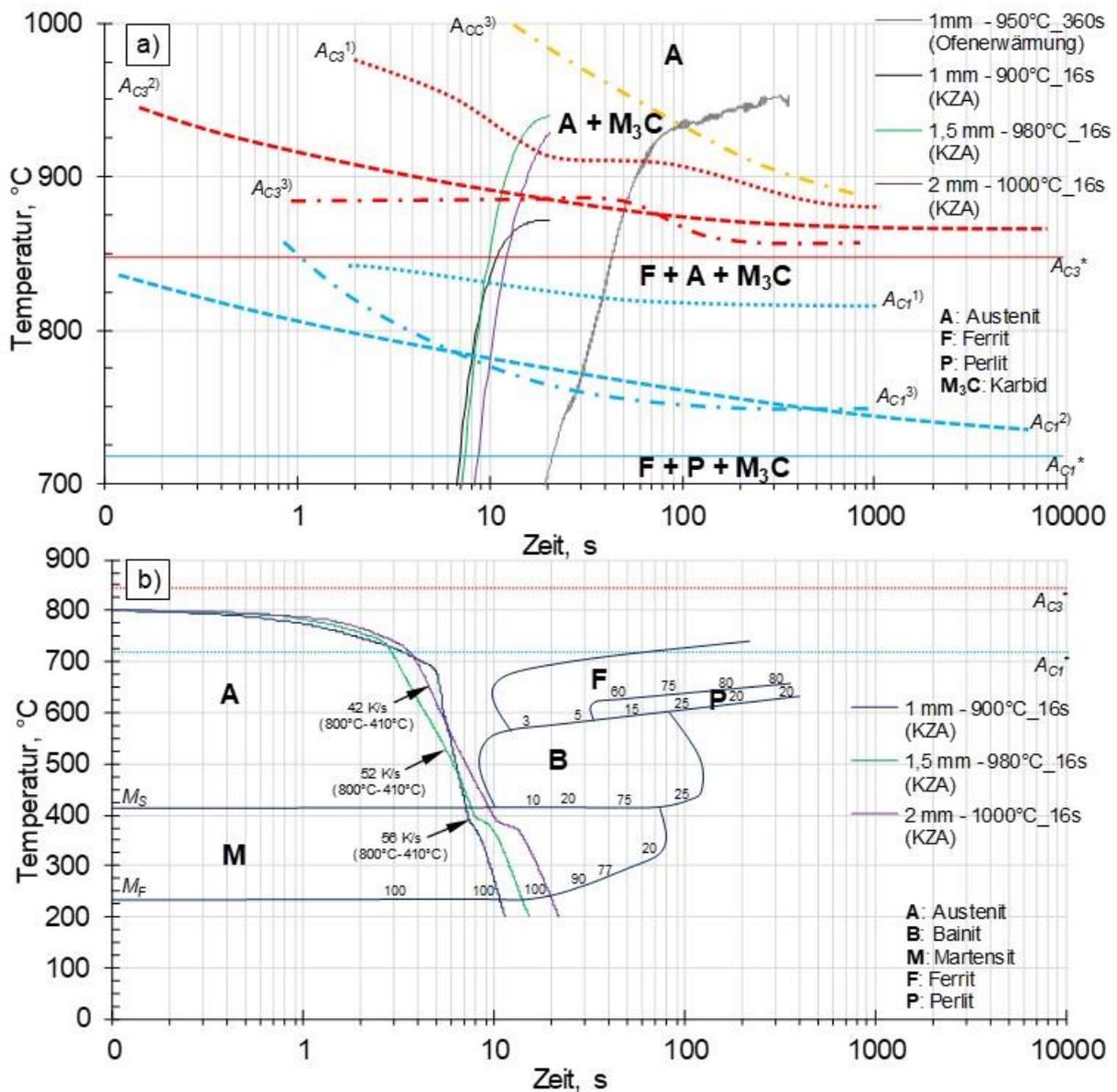


Abbildung 5-21: a) Kontinuierliches ZTA-Schaubild für den Stahl 22MnB5 mit den Temperaturverläufen für ofenerwärmte und kurzzeitaustenitisierte Platinen; Temperaturen  $A_{C1}$ ,  $A_{C3}$  und  $A_{CC}$ : \* Ofenerwärmung [Len08]; 1) kontinuierliche Erwärmung (1–300 K/s) nach Neugebauer et al. [Neu12]; 2) kontinuierliche Erwärmung (0,1–800 K/s) nach Sun et al. [Sun13]; 3) kontinuierliche Erwärmung (1–1000 K/s) ermittelt mit JMatPro [Sch14a]; b) kontinuierliches ZTU-Schaubild für den Stahl 22MnB5 [Nad07a]

Die maximale Temperatur der 1,0-mm-Platine nach der KZA liegt unterhalb der dargestellten  $A_{C3}$ -Linien (Abbildung 5-21). Dies führt dazu, dass der Ferrit des Ausgangszustandes nicht vollständig in Austenit umgewandelt wird, und somit ist dieser mit einem geringeren Anteil auch in der Mikrostruktur nach dem Presshärten vertreten (Abbildung 5-19 d). Dadurch wird die Mikrohärtigkeit der 1,0-mm-Platine nicht beeinträchtigt (Abbildung 5-13 a). In diesem Fall kompensiert die, verglichen mit den anderen kurzzeitaustenitisierten Platinen, besonders starke Verfeinerung der Mikrostruktur (Tabelle 5-4) den möglichen Verlust an Mikrohärtigkeit infolge des nicht umgewandelten Ferrits.

Alle drei Abkühlungskurven der kurzzeitaustenitisierten Platinen kreuzen das bainitische Gebiet während des Presshärtens nicht, und somit sollte in diesem Fall kein Bainit in der Mikrostruktur auftreten. Bei der TEM-Analyse der kurzzeitaustenitisierten Proben wurde das

Vorhandensein vom Bainit festgestellt (Abbildung 5-19 e). Hier kann das Auftreten von Bainit mit einer Inhomogenität des Austenits vor dem Presshärten erklärt werden [Lol13]. Da sich die Karbide während der KZA nicht vollständig auflösen und der Kohlstoff aufgrund der sehr begrenzten Erwärmungsdauer nicht homogen im Austenit verteilt ist, treten kohlenstoffarme und kohlenstoffreiche Bereiche im Austenit auf. Beim nachfolgenden Presshärten wandeln sich die kohlenstoffarmen austenitischen Bereiche in Bainit um. Gleichzeitig wandeln sich kohlenstoffreiche Bereiche in Lanzettmartensit (Abbildung 5-19 a), Plattenmartensit (Abbildung 5-19 i) um oder bleiben austenitisch (Abbildung 5-17 f–h).

Das Mischgefüge, das infolge der KZA entsteht, ist deutlich feiner als die rein martensitische Mikrostruktur nach der Ofenerwärmung und resultiert in den meisten Fällen in besseren Festigkeitseigenschaften bei gleicher oder sogar besserer Duktilität. Die kürzere Erwärmungsdauer bei der KZA führt zu geringer Oxidation und Randentkohlung und somit zu einer besseren Oberflächenqualität der Platinen. Die geringere Randentkohlung hat einen negativen Effekt auf die Biegewinkel: In den meisten Fällen weisen die kurzzeitaustenitisierten Platinen verglichen mit den ofenerwärmten Platinen geringere Biegewinkel auf. Die relativ dünne randentkohlte Schicht (bis zu 36  $\mu\text{m}$ ) der ofenerwärmten Platinen hat keinen großen Einfluss auf die resultierenden Festigkeitseigenschaften: Die Zugfestigkeit und die Dehngrenze entsprechen vollständig den Werten, die der Stahl 22MnB5 mit martensitischer Mikrostruktur aufweisen soll. Gleichzeitig wirkt sich die randentkohlte Schicht beim Biegeversuch positiv auf die resultierenden Biegewinkel aus [Cho14]. Während des Biegeversuches wird die Probe so lange mit dem Stempel gebogen, bis ein Kraftabfall in der Kraft-Weg-Kurve auftritt. Danach wird die Prüfung abgebrochen und der Biegewinkel an der gebogenen Probe gemessen oder aus der Kraft-Weg-Kurve berechnet. Der Kraftabfall beim Biegeversuch entspricht der Entstehung und Ausbreitung eines oder mehrerer Risse auf der Seite der Probe, die keinen Kontakt mit dem Stempel hat. Da Ferrit deutlich duktiler ist als Martensit, wird in der randentkohlten, ferritischen Schicht der ofenerwärmten Probe der Riss unter sonst gleichen Bedingungen später initiiert. Dies führt zu einer signifikanten Erhöhung des Biegewinkels verglichen mit dem kurzzeitaustenitisierten Werkstoff, welcher eine dünnere bzw. gar keine Randentkohlungsschicht aufweist. Damit kann auch die Erhöhung der Biegewinkel mit einer Erhöhung der KZA-Temperatur und -Schließzeit erklärt werden (Abbildung 5-8; Abbildung 5-10; Abbildung 5-12), da diese zu einer stärkeren Oxidation und Randentkohlung der Oberfläche der kurzzeitaustenitisierten Proben führen.

Teile des Inhaltes dieses Kapitels sind aus der Arbeit von Frau Galliardt [Gal16] entnommen worden.

## 5.2.2 Einfluss der anschließenden kathodischen Tauchlackierung

In diesem Abschnitt werden die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur von Platinen unterschiedlicher Blechdicken miteinander verglichen, und zwar nach dem konventionellen PH mit und ohne nachfolgende kathodische Tauchlackierung (KTL) sowie nach der KZA mit entsprechend angepassten Parametern mit und ohne nachfolgende KTL (Tabelle 5-7).

Sowohl im kurzzeitaustenitisierten als auch im konventionell pressgehärteten Werkstoff resultiert eine KTL in einer geringfügigen Abnahme der Härtewerte (bis zu 4 %) und der Zugfestigkeit (bis zu 3 %).

Tabelle 5-7: Mechanische Eigenschaften von Platinen unterschiedlicher Dicken mit und ohne KTL

Wärmebehandlung	Härte in HV5	Dehngrenze ( $R_{p0,2}$ ) in MPa	Zugfestigkeit ( $R_m$ ) in MPa	Bruchdehnung ( $A_{30}$ ) in %	Biegewinkel ( $\alpha$ ) in °	Max. Kraft ( $F$ ) in kN
1,0 mm						
PH	480 ± 6	1036 ± 30	1471 ± 33	7,63 ± 1,1	69 ± 7	5,6 ± 0,2
PH + KTL	476 ± 7	1153 ± 22	1445 ± 14	6,38 ± 0,2	80 ± 2	5,4 ± 0,1
900 °C und 16 s	508 ± 5	1112 ± 49	1574 ± 38	7,51 ± 1,3	71 ± 3	6,4 ± 0,1
900 °C und 16 s + KTL	498 ± 13	1222 ± 25	1531 ± 15	5,51 ± 0,2	75 ± 2	5,6 ± 0,1
1,5 mm						
PH	461 ± 4	1059 ± 46	1435 ± 12	6,97 ± 0,2	97 ± 2	16,4 ± 0,9
PH + KTL	453 ± 7	1132 ± 10	1426 ± 17	7,61 ± 1	104 ± 3	14,8 ± 0,2
980 °C und 16 s	455 ± 8	1019 ± 22	1436 ± 18	8,2 ± 0,9	88 ± 2	15,6 ± 0,1
980 °C und 16 s + KTL	450 ± 5	1155 ± 10	1409 ± 38	7,88 ± 0,7	94 ± 9	15,1 ± 1,3
2,0 mm						
PH	472 ± 9	1014 ± 41	1401 ± 49	7,59 ± 0,3	82 ± 9	19,2 ± 0,4
PH + KTL	471 ± 10	1141 ± 20	1410 ± 44	8,92 ± 0,7	85 ± 5	18,8 ± 0,3
1000 °C und 16 s	468 ± 8	1095 ± 25	1519 ± 9	9 ± 0,8	67 ± 5	19,4 ± 0,5
1000 °C und 16 s + KTL	456 ± 2	1210 ± 35	1492 ± 35	8,9 ± 0,9	73 ± 3	18,9 ± 1,6

Gleichzeitig führt die KTL der konventionell pressgehärteten Platinen und der Platinen nach der KZA zu einer Steigerung der Dehngrenze um bis zu 14 %. Hierbei weist der Werkstoff nach der KZA und einer KTL durchschnittlich höhere  $R_{p0,2}$ -Werte auf als nach dem konventionellen Presshärten und einer KTL. Die höchste Dehngrenze von 1297 MPa wird bei der 1,0-mm-Platine nach der KZA und einer KTL erreicht. Die Erhöhung der Dehngrenze kann mit einer höheren Anzahl der feinen ausgeschiedenen  $\epsilon$ -Karbide ( $Fe_{2,3}C$ ) und  $\eta$ -Karbide ( $Fe_2C$ ) infolge des Anlassens erklärt werden, welche zusätzliche Hindernisse für die Versetzungsbewegung bei der plastischen Verformung darstellen [Sae97, Bar12, Len08].

Die  $A_{30}$ -Werte der konventionell pressgehärteten und kurzzeitaustenitisierten Platinen gleicher Dicke sind nach der KTL größtenteils gleich und unterschreiten die untere Grenze des  $A_{30}$ -Wertes von 6 % in DBL4093 nicht. Eine Ausnahme stellt die 1,0-mm-Platine nach der KZA und einer KTL dar. Die Bruchdehnung dieser Platine liegt bei 5,5 % und ist somit geringer als der in DBL4093 geforderten Wert.

Der Biegewinkel der Platinen nimmt nach einer KTL immer zu (um bis zu 17 %), wobei die maximale Kraft aus dem Biegeversuch geringfügig absinkt und somit mit der Abnahme der  $R_m$ -Werte korreliert. Dieser Einfluss der KTL auf den Biegewinkel und die maximale Kraft beim Biegeversuch kann mit einer Verminderung von Gitterspannungen sowie einer Umwandlung des tetragonalen Martensits in weniger verspannten kubischen Martensit infolge des

Anlassens erklärt werden [Bar12, Sch14b]. Weiterhin wird die kritische Dehnung, die für eine Porenbildung notwendig ist, durch das Anlassen des Martensits erhöht. Somit wird die Rissinitiierung beim Biegeversuch zeitlich verzögert, was in einer Vergrößerung des Biegewinkels resultiert. Dies erfolgt aufgrund einer Veränderung der bevorzugten Stelle der Porenbildung: Im Fall des gehärteten Werkstoffes bilden sich die Poren bevorzugt an den Schnittstellen Martensit/Martensit und nach dem Anlassen und Ausscheiden der Karbide eher an den Schnittstellen zwischen den ausgeschiedenen Karbiden und den martensitischen Matrix [Pus15].

Die dargestellten Ergebnisse des Einflusses der KTL auf die mechanischen Eigenschaften des kurzzeitaustenitisierten Werkstoffes, also die Zunahme der Dehngrenze und der Biegewinkel sowie die Abnahme der Härte und der Zugfestigkeit infolge des Anlassens bei 200 °C bzw. einer KTL, ähneln den Ergebnissen der Studien in welchen der Effekt der KTL/des Anlassens bei Temperaturen bis zu 200 °C auf die mechanischen Eigenschaften des konventionell erwärmten und danach abgeschreckten/pressgehärteten Werkstoffes untersucht wurde [Ger16, Kne07, Spe72, Len08].

### 5.2.3 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit

Gemäß der Literatur kann die Festigkeit konventionell pressgehärteter Bauteile aus einem Mangan-Bor-Stahl durch höhere Abkühlgeschwindigkeiten verbessert werden [Bar10, Hom13, Nis13, Löb16]. Damit kann der im Unterabschnitt 5.2.1.2 beschriebene Effekt des Selbstanlassens verringert oder vollständig beseitigt werden. In diesem Abschnitt wird der Effekt der Abkühlgeschwindigkeit auf die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur des kurzzeitaustenitisierten Werkstoffes dargestellt und dem dem diesem Effekt im Falle des konventionell erwärmten Werkstoffes gegenübergestellt. Die Versuchsparameter sind der Tabelle 4-5 zu entnehmen.

Da der Abkühlvorgang in Wasser oder im Werkzeug von der Erwärmungsart unabhängig ist, sind die Temperaturkurven für Werkzeug- und Wasserkühlung in Abbildung 5-22 nur für die ofenerwärmte Platine dargestellt.

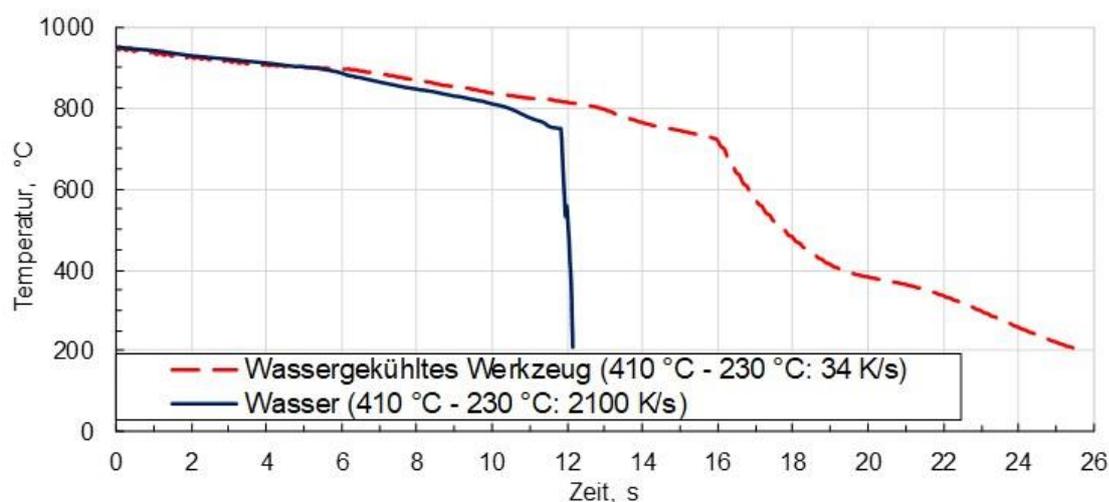


Abbildung 5-22: Abkühlkurven von Proben, die in Wasser bzw. im wassergekühlten Werkzeug abgeschreckt wurden; in Klammern sind die jeweiligen Abkühlgeschwindigkeiten im Temperaturbereich zwischen 410 °C und 230 °C angegeben

Abbildung 5-22 ist zu entnehmen, dass durch eine Wasserkühlung im Bereich der Martensitumwandlung, also zwischen 410 °C und 230 °C, eine um bis zu 65-mal höhere Abkühlrate erreicht werden kann.

### *Mechanische Eigenschaften*

Die Zugversuche wurden an Proben mit einer Anfangsmesslänge von 30 mm durchgeführt. Für die Biegeversuche wurden Proben mit einer Breite von 20 mm verwendet. Die mechanischen Eigenschaften der Platinen nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen sind in Abbildung 5-23 dargestellt.

Die  $R_{p0,2}$ -,  $R_m$ - und  $A_{30}$ -Werte der konventionell pressgehärteten (Ofen + Werkzeug) und kurzzeitaustenitisierten (KZA + Werkzeug) 1,0-mm-Platinen der Charge 1 korrelieren mit den entsprechenden Werten der Platinen, welche für die Bestimmung des Einflusses der Parameter der KZA auf die mechanischen Eigenschaften der Charge 1 mit den gleichen Parametern wärmebehandelt wurden (Abbildung 5-7). Die  $R_m$ -Werte der Platinen nach dem konventionellen PH und nach der KZA sind in dieser Versuchsreihe um bis zu 5 % geringer als im Fall der vorherigen Untersuchungen. Die Proben nach KZA zeigen in der aktuellen Versuchsreihe wieder bessere  $R_{p0,2}$ -,  $R_m$ - und  $A_{30}$ -Werte als der ofenerwärmte Werkstoff.

Analog zu den zuvor dargestellten Ergebnissen (Abbildung 5-8) sind die Biegewinkel der kurzzeitaustenitisierten Platinen kleiner als die der ofenerwärmten Platinen.

Sowohl nach der KZA als auch nach der Ofenerwärmung mit nachfolgender Wasserkühlung steigen die Festigkeitswerte ( $R_{p0,2}$  und  $R_m$ ) und sinken die  $A_{30}$ -Werte im Vergleich mit denen der im Werkzeug abgekühlten Platinen. Der Anstieg der Festigkeitswerte bei den ofenerwärmten Platinen ist ausgeprägter als bei den kurzzeitaustenitisierten Platinen, sodass beide wassergekühlten Platinen unabhängig von der Erwärmungsart gleiche mechanische Eigenschaften aufweisen. Die  $A_{30}$ -Werte nehmen bei beiden Platinen ab und sind nach einer Wasserkühlung fast gleich.

Die Biegewinkel der ofenerwärmten und der kurzzeitaustenitisierten Platinen verhalten sich nach einer Wasserkühlung gleich: In der ofenerwärmten Platine und in der kurzzeitaustenitisierten Platine nimmt der Biegewinkel entsprechend um ca. 7 % und 8 % ab im Vergleich mit Abkühlung im Werkzeug. Tendenziell weisen die kurzzeitaustenitisierten Proben sowohl nach der Abkühlung im Werkzeug als auch nach Wasserkühlung einen geringeren Biegewinkel im Vergleich mit der Ofenerwärmung. Unabhängig von der Art der Erwärmung resultiert eine Wasserkühlung in Abnahme der Biegewinkel, welche aber infolge der KTL wieder zunehmen.

Eine zusätzliche KTL der wassergekühlten Platinen resultiert in einer deutlichen Abnahme der  $R_m$ -Werte, welche beim ofenerwärmten Werkstoff stärker ausfällt. Grundsätzlich ist diese Abnahme bei wassergekühlten Platinen (Abbildung 5-23 a) ausgeprägter als bei werkzeuggekühlten (Tabelle 5-7). Im Gegensatz zu den werkzeuggekühlten Platinen (Tabelle 5-7) weisen die wassergekühlten Platinen (Abbildung 5-23 a) unabhängig von der Erwärmungsart keine deutliche Zunahme der  $R_{p0,2}$ -Werte auf. Die  $A_{30}$ -Werte bleiben fast unverändert.

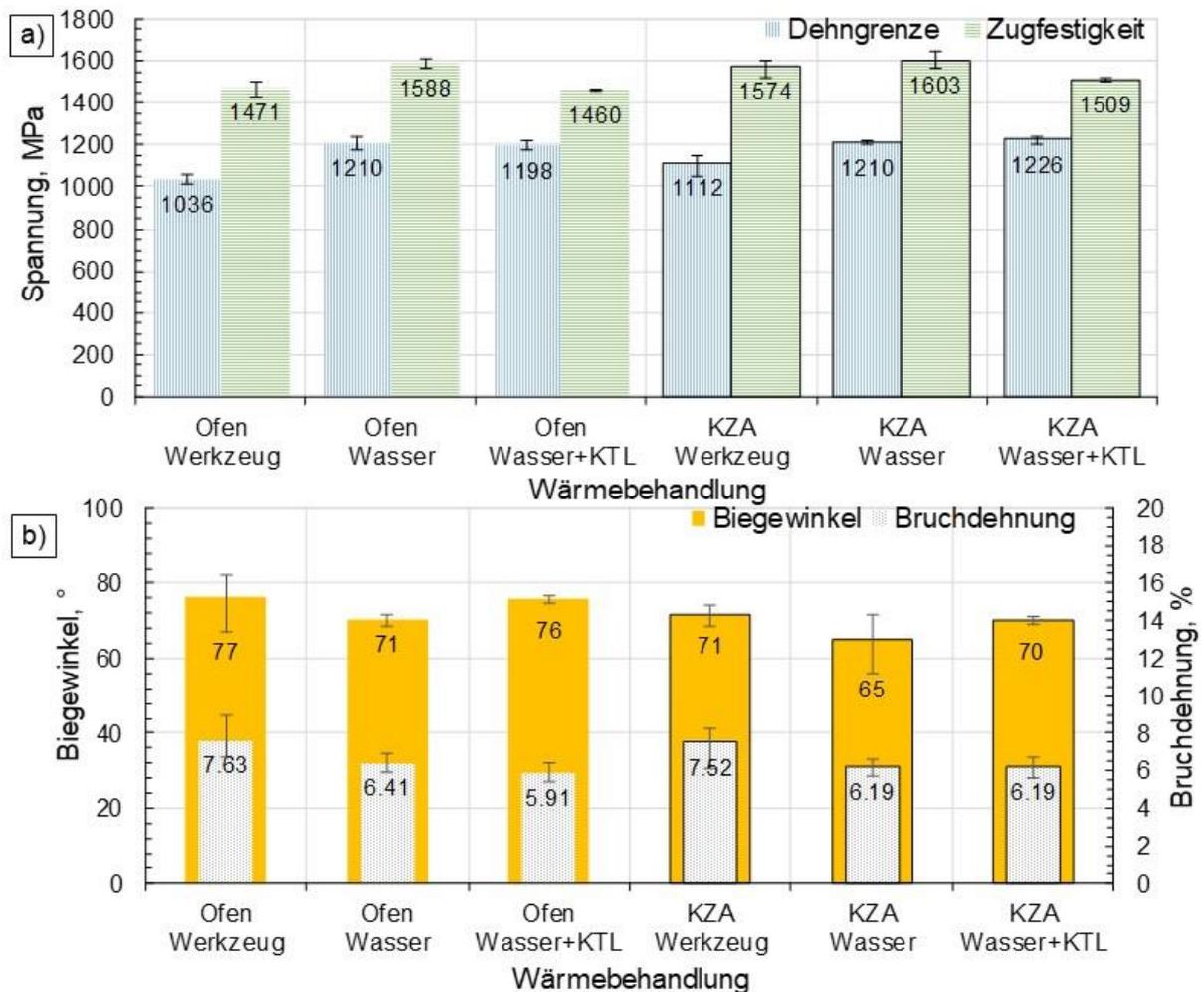


Abbildung 5-23: Mechanische Eigenschaften der Platinen nach Ofenerwärmung und nach KZA, mit Abkühlung im Werkzeug und in Wasser: a) Dehngrenze ( $R_{p0,2}$ ) und Zugfestigkeit ( $R_m$ ); b) Bruchdehnung ( $A_{30}$ ) und Biegewinkel ( $\alpha$ )

Beide Platinen, also ofenerwärmte und kurzzeitaustenitisierte, zeigen eine deutliche Zunahme der Biegewinkel um bis zu 35 % infolge der KTL im Vergleich mit Platinen ohne KTL, was mit den Ergebnissen in Tabelle 5-7 übereinstimmt.

### Mikrostruktur

Die Mikrostrukturen der Proben nach unterschiedlichen Erwärmungs- und Abkühlvorgängen sind in Abbildung 5-24 dargestellt.

Analog zu Abbildung 5-15 weist die Mikrostruktur nach der Werkzeugkühlung unabhängig von der Erwärmungsart (Abbildung 5-24 a und d) Ausscheidungen von Karbiden auf, die auf das Vorhandensein von selbstangelasenem Martensit hindeuten.

Die Proben, die nach der Erwärmung im Ofen oder mittels KZA in Wasser abgeschreckt wurden, weisen keine Karbide auf, was mit einer deutlich höheren Abkühlgeschwindigkeit im Vergleich zur Werkzeugkühlung erklärt werden kann. Daher ist hier die Diffusion des Kohlenstoffes aus dem verzerrten tetragonalen Gitter des Martensits kaum möglich, und somit

bleibt der Kohlenstoff im Gitter zwangsgelöst. Dies spiegelt sich auch in der, verglichen mit den werkzeuggekühlten, Platinen um bis zu 10 % höheren Härte der wassergekühlten Proben wider. Eine weitere Erklärung für die erhöhte Härte, Dehngrenze und Festigkeit der wassergekühlten Proben, unabhängig von der Erwärmungsart, läge in einer Verfeinerung der martensitischen Pakete und Blöcke infolge der höheren Abkühlgeschwindigkeit [Mor10b]. Der Effekt der Verfeinerung des Austenits in kurzzeitaustenitisierten Proben ist jedoch nicht mehr entscheidend für die Erhöhung der Festigkeit, da eine sehr hohe Abkühlgeschwindigkeit, wie im Fall der Wasserkühlung, voraussichtlich zu gleichen Größen der martensitischen Pakete und Blöcke in kurzzeitaustenitisierten und in ofenerwärmten Proben führt. Der Biegewinkel ist im Fall der ofenerwärmten Platine aufgrund des Effekts der Randentkohlung größer, wie im Unterabschnitt 5.2.1.2 beschrieben wurde.

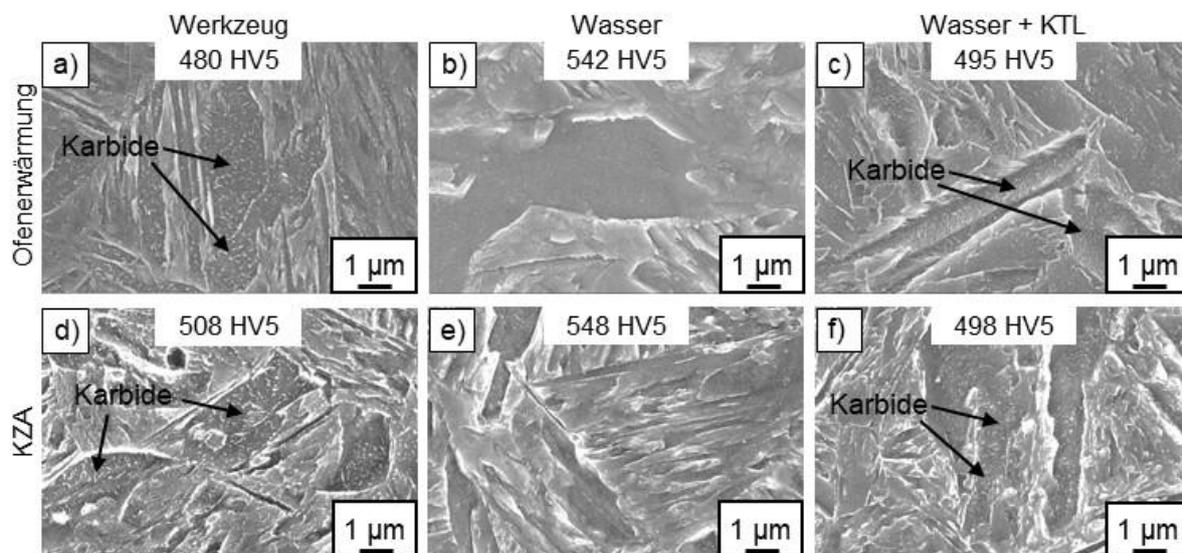


Abbildung 5-24: REM-Aufnahmen der Proben nach a) Ofenerwärmung und Werkzeugkühlung; b) Ofenerwärmung und Wasserkühlung; c) Ofenerwärmung und Wasserkühlung mit anschließender KTL; d) bis e): gleiche Abkühlvorgänge/KTL mit KZA statt Ofenerwärmung; Ätzung: 3 %ige  $\text{HNO}_3$  in Ethanol; REM: In-Lens Detektor, 20 kV Beschleunigungsspannung

Eine zusätzliche KTL der wassergekühlten Proben führt zu einer Ausscheidung von Karbiden, die ähnliche Morphologie, wie die Karbide in werkzeuggekühlten Proben, haben (Abbildung 5-24 c und f). Weiterhin führt die KTL zu einem Abbau der Gitterspannungen sowie einer Umwandlung des tetragonalen Martensits in kubischen Martensit [Bar12], was anhand der REM-Aufnahmen nicht nachweisbar ist, jedoch durch die Abnahme der Härte und Festigkeit sowie die Erhöhung der Biegewinkel bestätigt wird. Im Gegensatz zu den Ergebnissen aus Abschnitt 5.2.2 verändern sich die  $R_{p0,2}$ -Werte infolge der KTL wenig. Die  $R_{p0,2}$ -Werte der wassergekühlten Platinen sind schon vor der KTL ähnlich den  $R_{p0,2}$ -Werten der werkzeuggekühlten und anschließend KTL-behandelten Proben (Tabelle 5-7). Daher spielt die erwähnte Verfeinerung des Martensits aufgrund einer sehr hohen Abkühlgeschwindigkeit bei Wasserkühlung vermutlich die entscheidende Rolle für die Erhöhung der  $R_{p0,2}$ -Werte. Die Ausscheidung der Karbide in der schon stark verfeinerten Mikrostruktur leistet keinen zusätzlichen Beitrag zur Begrenzung der Versetzungsbewegung und somit zur Steigerung der Dehngrenze.

### 5.3 Einfluss des Ausgangsgefüges auf die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur des Stahls nach der Kurzzeitaustenitisierung

In Unterabschnitt 5.2.1 wurde festgestellt, dass 900 °C die optimale Temperatur der KZA für 1,0-mm-Bleche aus 22MnB5 ist. Daher wurden Platinen aus Charge 4 mit drei unterschiedlichen Ausgangszuständen bei einer konstanten Temperatur von 900 °C und verschiedenen Schließzeiten zwischen 4 s und 16 s kurzzeitaustenitisiert und in einem flachen Kühlwerkzeug pressgehärtet (Tabelle 4-5). Anhand dieser Versuchsreihe wurde die Analyse des Einflusses der Mikrostruktur im Ausgangszustand auf den KZA-Prozess und die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur durchgeführt. Die Platinen im Zustand „L“ (Ausgangszustand entspricht dem Lieferzustand) besitzen eine ferritisch-perlitische Mikrostruktur, die Platinen im Zustand „G“ (gehärteter Ausgangszustand) eine martensitische Mikrostruktur und die Platinen im Zustand „V“ (vergüteter Ausgangszustand) eine Mikrostruktur aus nadelförmigem Ferrit mit feinverteilten Karbiden (Abbildung 4-3). Als Referenzwerte werden wie bisher die unteren Grenzwerte der mechanischen Eigenschaften laut DBL4093 sowie die mechanischen Eigenschaften der Platinen im Zustand „G“ vor der KZA angenommen, da diese dem konventionell pressgehärteten Zustand entsprechen.

#### *Mechanische Eigenschaften*

Die Dehngrenze ( $R_{p0,2}$ ), Zugfestigkeit ( $R_m$ ) und Bruchdehnung ( $A_{30}$ ) der Platinen G betragen 1017 MPa, 1390 MPa sowie 8,16 %. Die Werte für die unterschiedlichen Zustände nach der KZA sind in Abhängigkeit von der Schließzeit in Abbildung 5-25 dargestellt.

Die Festigkeitseigenschaften ( $R_{p0,2}$ - und  $R_m$ -Werte) der Platinen L nehmen mit der Erhöhung der Haltedauer zu, wobei gleichzeitig die  $A_{30}$ -Werte stark abnehmen. Alle drei mechanischen Kennwerte ( $R_{p0,2}$ ,  $R_m$ , und  $A_{30}$ ) erreichen die in DBL4093 geforderten Eigenschaften erst bei einer Schließzeit von 16 s und korrelieren mit den mechanischen Eigenschaften der Platinen aus Charge 4, die mit den Parametern 900 °C und 28 s kurzzeitaustenitisiert wurde (Abbildung 5-7).

Das Material der Platinen G weist mit zunehmender Schließzeit ein anderes Verhalten auf als das Material der Platinen L. Bei einer Schließzeit von 4 s nehmen die  $R_{p0,2}$ - und  $R_m$ -Werte ab und erst ab einer Schließzeit von 6 s nehmen sie bis zu einer Schließzeit von 10 s zu. Mit weiterer Zunahme der Schließzeit bleiben die Zugfestigkeit und Dehngrenze relativ konstant und weichen nur geringfügig von den entsprechenden Kennwerten der gleichen Platinen G vor der KZA ab. Die  $A_{30}$ -Werte nehmen von 8,16 % vor der KZA bis auf 4,98 % bei einer Schließzeit von 6 s ab und steigen anschließend monoton bis auf einen Wert von 7,06 % bei einer Schließzeit von 16 s. Generell zeigen die Platinen G nach der KZA mit einer Schließzeit von mindestens 10 s mechanische Kennwerte, die höher sind als die in DBL4093 geforderten Eigenschaften und die mit Ausnahme der  $A_{30}$ -Werte auch geringfügig höher sind als die Kennwerte der Platinen G vor der KZA.

Die vergüteten Platinen (Platinen V) zeigen, mit Ausnahme des  $R_m$ -Wertes bei einer Schließzeit von 4 s, ein ähnliches Verhalten wie die Platinen G: Ab einer Schließzeit von 4 s nehmen die  $R_{p0,2}$ - und  $R_m$ -Werte zu, wobei die  $A_{30}$ -Werte erst ab einer Schließzeit von 6 s steigen. Im Gegensatz zu den Platinen G weisen die Platinen V schon nach einer Schließzeit von 8 s mechanische Kennwerte auf, die die Anforderungen der DBL4093 erfüllen. Die

Festigkeitswerte ( $R_{p0,2}$  und  $R_m$ ) unterscheiden sich wenig von den Eigenschaften der Platinen G vor der KZA, und die  $A_{30}$ -Werte sind etwas geringer.

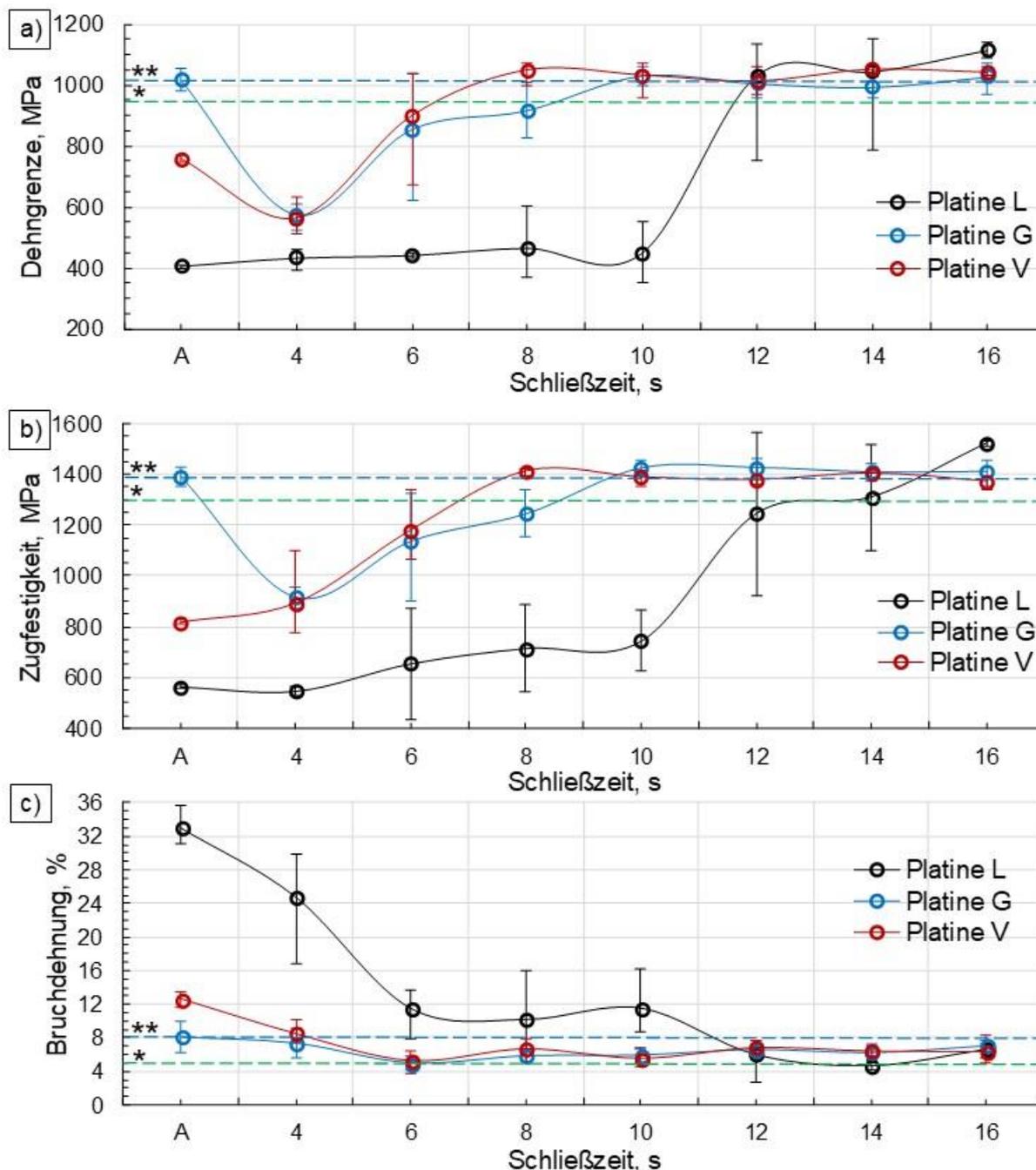


Abbildung 5-25: Mechanische Eigenschaften von Platinen aus Charge 4 mit unterschiedlichen Mikrostrukturen im Ausgangszustand, nach KZA mit einer Temperatur von 900 °C und verschiedenen Schließzeiten: a) Dehngrenze ( $R_{p0,2}$ ), b) Zugfestigkeit ( $R_m$ ), c) Bruchdehnung ( $A_{30}$ ); A: mechanische Eigenschaften der Platinen vor der KZA; \*: minimale mechanische Kennwerte laut DBL4093; \*\*: mechanische Kennwerte der konventionell pressgehärteten Platine aus Charge 4

Der Biegewinkel ( $\alpha$ ) konventionell pressgehärteten Platinen aus Charge 4 (Platine G vor KZA) beträgt 107°. Die Biegewinkel der Platinen nach KZA sind in Abbildung 5-26 dargestellt.

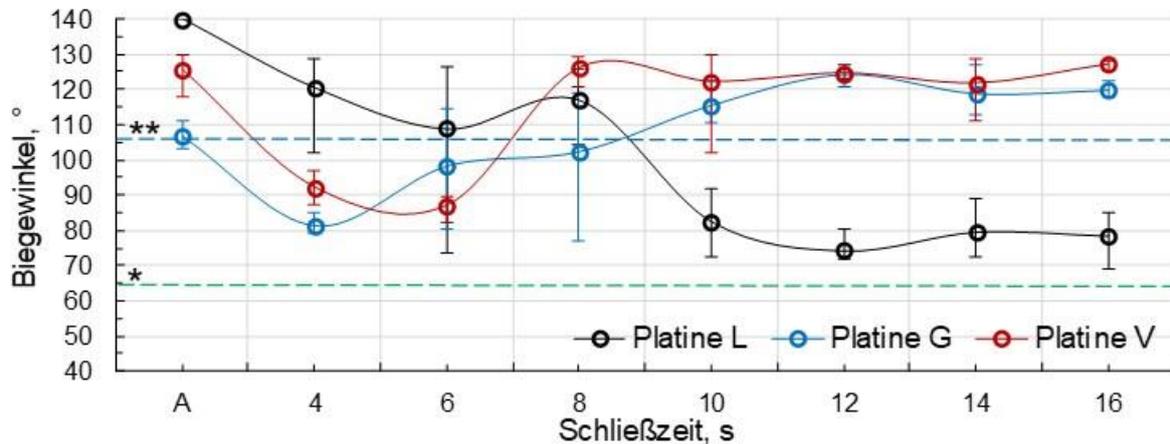


Abbildung 5-26: Biegewinkel ( $\alpha$ ) von Platinen mit unterschiedlichen Mikrostrukturen im Ausgangszustand, nach KZA mit einer Temperatur von 900 °C und verschiedenen Schließzeiten; \*: Biegewinkel der Platinen G vor der KZA; \*\*: minimaler Biegewinkel laut DBL4093

Die Biegewinkel der Platinen L sinken mit Erhöhung der Schließzeit zunächst ab und bleiben ab einer Schließzeit von 10 s relativ konstant. Der Biegewinkel nach der KZA mit 16 s, welche in den geforderten mechanischen Eigenschaften resultiert (siehe Abbildung 5-26), liegt bei 81° und korreliert somit auch mit dem Biegewinkel von 80° der Platinen der Charge 4, die mit den Parametern 900 °C und 28 s kurzzeitaustenitisiert wurden (Kapitel 5.5). Zudem liegt der Biegewinkel deutlich über dem in DBL4093 geforderten Wert von 50°.

Die Platinen G zeigen nach der KZA mit einer Schließzeit von 4 s einen Abfall des Biegewinkels (82°) verglichen mit dem Biegewinkel der Platinen G vor der KZA (107°). Ab einer Schließzeit von 4 s steigt der Biegewinkel bis zu einem Wert von 124° bei einer Schließzeit von 12 s an und mit weiter steigender Schließzeit nimmt er wieder geringfügig ab.

Die Platinen V weisen ein ähnliches Verhalten der Biegewinkel auf wie die Platinen G, ihr Biegewinkel steigt jedoch erst ab einer Schließzeit von 6 s (87°) und nur bis zu einer Schließzeit von 8 s (126°). Ab dieser Schließzeit schwankt er in einem Intervall von 122° bis 127°.

Die Biegewinkel der Platinen G und V liegen dementsprechend ab einer Schließzeit von 10 s bzw. 8 s über dem Wert des konventionell pressgehärteten Materials und erfüllen somit auch die Anforderungen der DBL4093.

Der Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven aus den Zugversuchen und der Kraft-Biegewinkel-Kurven aus den Biegeversuchen der Platinen nach dem konventionellen PH und nach der KZA mit angepassten Parametern in Abhängigkeit vom Ausgangszustand ist in Abbildung 5-27 dargestellt.

Die Platinen L weisen nach der KZA mit der optimalen Temperatur/Schließzeit der Heizplatten die höchste Zugfestigkeit auf. Die Bruchdehnung aller kurzzeitaustenitisierten Proben unterscheidet sich nur geringfügig von der des konventionell pressgehärteten Werkstoffs. Die Platinen G und V zeigen nach der KZA eine höhere Festigkeit als der konventionell pressgehärtete Werkstoff.

Die Platinen G und V weisen die höchsten Biegewinkel auf, verglichen mit den Platinen L nach der KZA und den Platinen G vor der KZA (Zustand des konventionellen Presshärtens), die Platinen L nach der KZA besitzen dagegen die höchste Biegekraft von 5640 N.

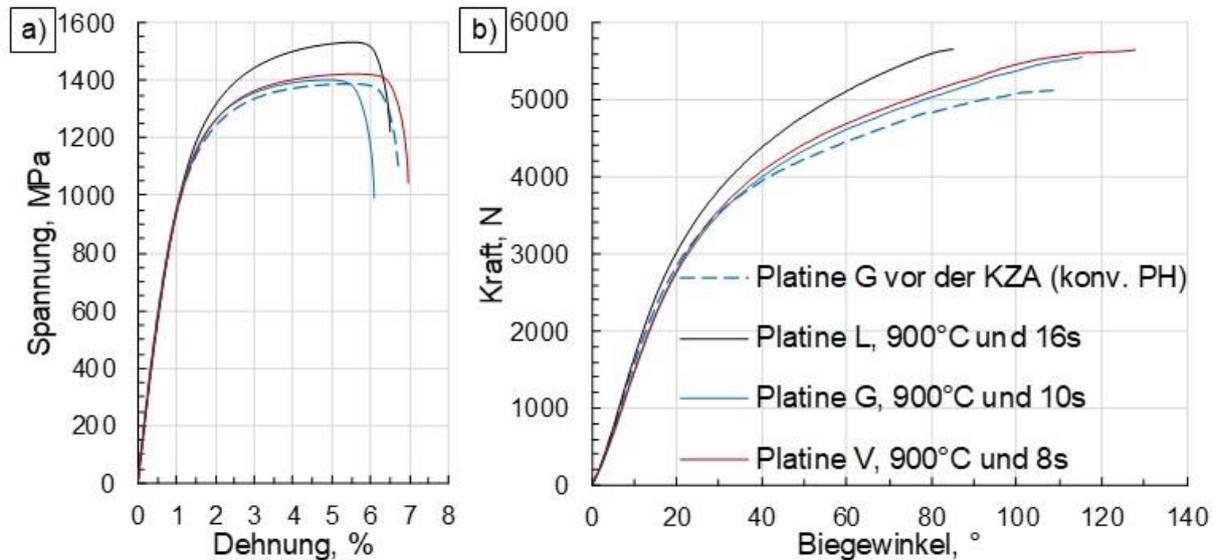


Abbildung 5-27: a) Spannungs-Dehnungs-Kurven und b) Kraft-Biegewinkel-Kurven der Platinen G vor der KZA (konv. PH), der Platinen L nach der KZA mit einer Schließzeit von 16 s, der Platinen G nach der KZA mit einer Schließzeit von 10 s sowie der Platinen V nach der KZA mit einer Schließzeit von 8 s

### Mikrostruktur

Die Umwandlung der Mikrostruktur in Abhängigkeit vom Ausgangszustand und von der Schließzeit der KZA ist in Abbildung 5-28 dargestellt.

Nach der KZA mit einer Schließzeit von 4 s ist in der Probe aus Platine L nur eine Umwandlung an den Grenzen zwischen den Karbiden und dem Ferrit sowie an den Korngrenzen des Ferrits zu erkennen (gelbe Kreise in Abbildung 5-28 a). Größtenteils ist die Mikrostruktur dieser Probe nicht umgewandelt und weist eine sehr geringe Härte auf. Dies deutet indirekt auf eine nicht abgeschlossene Austenitisierung infolge der ungenügenden Haltedauer bei der KZA hin. Gleichzeitig weisen die Mikrostrukturen der Proben aus den Platinen G und V größere Anteile umgewandelter, martensitischer Bereiche auf und dadurch eine deutlich höhere Härte.

Mit Erhöhung der KZA-Schließzeit von 4 s auf 8 s schreitet die Umwandlung der Mikrostruktur der Probe aus Platine L in den ferritischen Körnern fort (gelbe Ellipse in Abbildung 5-28 d). Der Anteil der nicht umgewandelten Mikrostruktur ist sehr hoch, was sich in einer geringeren Härte widerspiegelt. Gleichzeitig weisen die Proben aus den Platinen G und V nach der KZA mit einer Schließzeit von 8 s eine vollständig umgewandelte Mikrostruktur auf. Die Härte der beiden Proben entspricht dem Wert des martensitischen Gefüges in diesem Stahl. Zudem weist die Platine V schon nach der Schließzeit von 8 s  $R_{p0,2}$ -,  $R_m$ - und  $A_{30}$ -Werte auf, die dem vollständig gehärteten Zustand entsprechen. Die  $R_{p0,2}$ - und  $R_m$ -Werte der Platine G liegen nach gleicher Schließzeit unter den in DBL4093 geforderten Werten, was den gemessenen Härtewerten und dem Aussehen der Mikrostruktur in der REM-Aufnahme widerspricht. Dieser Widerspruch kann nur damit erklärt werden, dass die Platine nach der KZA mit dieser Schließzeit noch nicht auf der ganzen Fläche homogen durchgewärmt ist. Die Mitte der Platine ist schon austenitisiert, doch einzelne Bereiche an der Peripherie der Platine sind noch nicht

vollständig durchgewärmt bzw. austenitisiert. Dies resultiert in einer geringeren Dehngrenze und Zugfestigkeit einzelner Proben aus dieser Platine.

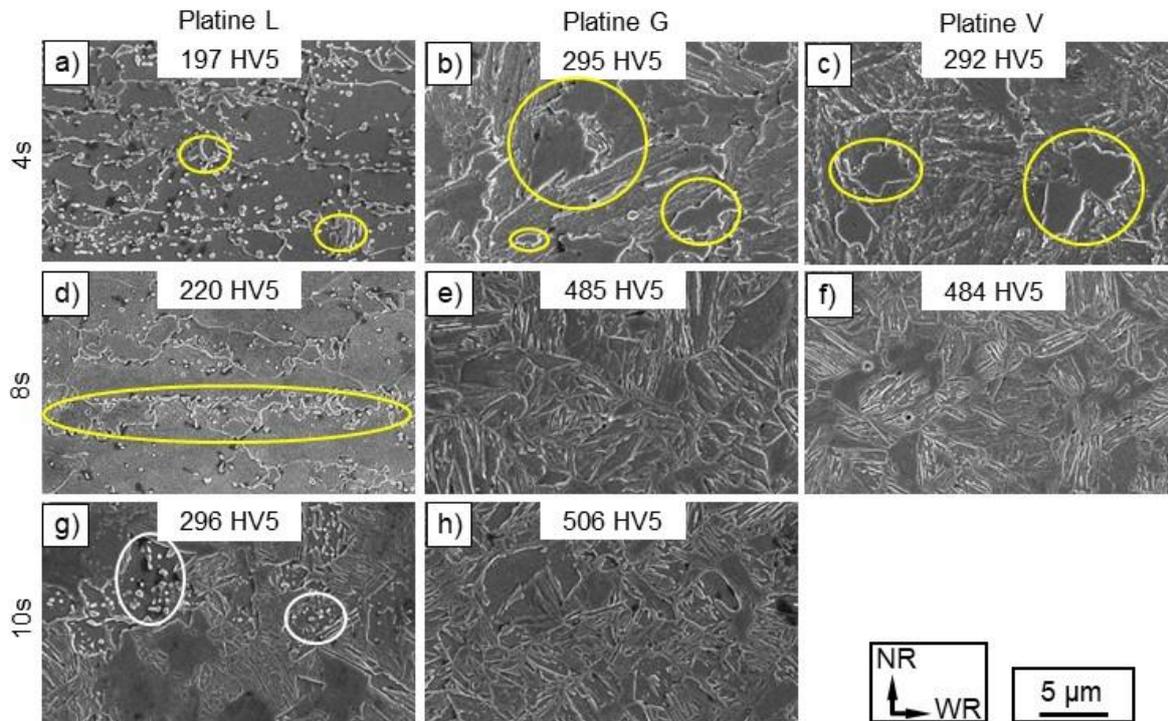


Abbildung 5-28: REM-Aufnahmen der Mikrostruktur nach der KZA: a) bis c) KZA-Schließzeit 4 s; d) bis f) KZA-Schließzeit 8 s; g) und h) KZA-Schließzeit 10 s; a), d) und g) Ausgangszustand L; b), e) und h) Ausgangszustand G; c) und f) Ausgangszustand V; Ätzung: 3 %ige  $\text{HNO}_3$  in Ethanol; REM: In-Lens-Detektor, 20 kV Beschleunigungsspannung

Eine weitere Erhöhung der KZA-Schließzeit auf 10 s resultiert in einer weiteren Zunahme des umgewandelten Anteils der Mikrostruktur in der Probe aus der Platine L (Abbildung 5-28 a) und somit einer Zunahme der Härte. Jedoch ist diese noch relativ gering, verglichen mit dem geforderten Wert von 415 HV5, welcher einem vollständig gehärteten Gefüge entspricht. Darüber hinaus treten außer der geringfügigen Erhöhung der Härte keine signifikanten Veränderungen in der Probe aus der Platine G infolge der Erhöhung der KZA-Schließzeit von 8 s auf 10 s auf. Hier sollte angemerkt werden, dass diese Schließzeit in einer vollständigen Durchhärtung der Platine resultiert: Die Festigkeitseigenschaften und die Bruchdehnung liegen über den in DBL4093 geforderten Werten (Abbildung 5-25).

Erst nach einer Schließzeit von 12 s (nicht dargestellt) weist die Probe aus der Platine L eine vollständig martensitische Mikrostruktur mit einer Härte von 479 HV5 auf. Wie im Fall der Platine G nach der KZA mit einer Schließzeit von 8 s bleiben die Festigkeitseigenschaften der Platine L nach der KZA mit einer Schließzeit von 12 s unter den in DBL4093 geforderten Werten (Abbildung 5-25). Platine L erreicht die geforderten mechanischen Eigenschaften erst ab einer Schließzeit von 16 s.

Die Schließzeit von 16 s ist um 8 s länger als die optimale Schließzeit bei der KZA-Temperatur von 900 °C, die für die andere Charge der gleichen Dicke von 1,0 mm in vorherigen Versuchen bestimmt wurde (Unterabschnitt 5.2.1.1). Dieser Widerspruch ist mit einer ungleichmäßigen Abnutzung der Oberfläche des Erwärmungswerkzeuges und somit einer Verschlechterung der Kontaktbedingungen zwischen der Platine und dem Erwärmungswerkzeug zu erklären. Auf dieses Problem wird in Kapitel 5.5 genauer eingegangen.

Basierend auf den dargestellten Ergebnissen kann die KZA-Schließzeit, die eine vollständige Austenitisierung in der Platine gewährleistet, durch eine Anpassung der Mikrostruktur im Ausgangszustand reduziert werden. Verglichen mit Platine L, welche im Ausgangszustand eine übliche ferritisch-perlitische Mikrostruktur aufweist, kann die Schließzeit im Fall der Platine G von 16 s auf 10 s und im Fall der Platine V von 16 s auf 8 s reduziert werden. Platine G mit ihrer gehärteten Mikrostruktur sollte aufgrund der gleichmäßigen Verteilung des Kohlenstoffes, einer höheren Verzerrung des Kristallgitters sowie einer erhöhten Anzahl an Defekten im Vergleich mit der angelassenen Mikrostruktur der Platine V günstiger für die Austenitisierung sein und somit schneller austenitisiert werden. Wie die Ergebnisse der mechanischen Prüfungen zeigen, brauchen die Platinen mit gehärtetem Martensit im Ausgangszustand (Platinen G) 2 s länger als die Platinen mit angelassenem Martensit im Ausgangszustand (Platinen V), um vollständig austenitisiert zu werden. Die Erklärung dafür besteht in einer schlechteren Wärmeleitfähigkeit des gehärteten Martensits verglichen mit der des angelassenen Gefüges. Grundsätzlich kann die Wärmeleitfähigkeit  $\alpha_{\Sigma}$  metallischer Werkstoffe als Summe des elektronischen ( $\alpha_e$ ) und des phononischen ( $\alpha_p$ ) Anteils der Wärmeleitfähigkeit sowie der restlichen Beiträge ( $\alpha_r$ ) dargestellt werden [Wil14]:

$$\alpha_{\Sigma} = \alpha_e + \alpha_p + \alpha_r . \quad (5-6)$$

Gemäß Wilzer treten während des Anlassens folgende Effekte auf, welche die Größen  $\alpha_e$  und  $\alpha_p$  aus Gleichung (5-6) direkt beeinflussen:

- 1) Bei geringeren Anlasstemperaturen werden dem  $\alpha$ -Fe-Gitter zuerst die interstitiellen Elemente, vor allem Kohlenstoff, und mit weiter steigender Temperatur auch die Substitutionselemente, wie Chrom und Mangan, aufgrund der Begünstigung der Diffusionsprozesse entzogen. Diese Elemente scheiden sich in Form von Karbiden aus. Da die Legierungselemente im Kristallgitter des  $\alpha$ -Fe zu einer Abnahme des elektrischen Anteiles der Wärmeleitfähigkeit führen, nimmt diese Größe infolge der Ausscheidung der Karbide zu und resultiert somit in einer Zunahme der gesamten Wärmeleitfähigkeit.
- 2) Die Erholungs- und Rekristallisationsprozesse in der Mikrostruktur infolge des Anlassens führen zu einer Abnahme der Gitterdefekte, wie Versetzungen und Korngrenzen. Dies resultiert wiederum in einer Erhöhung des phononischen Anteils der Wärmeleitfähigkeit, und somit nimmt auch die gesamte Wärmeleitfähigkeit mit steigender Anlasstemperatur zu [Wil14].

Wilzer zeigte, dass eine Zunahme der Wärmeleitfähigkeit von bis zu ca. 50 % beim niedriglegierten Stahl C45 durch das Anlassen des gehärteten Martensits bei einer Temperatur von 600 °C für 2 Stunden erzielt werden kann.

Da die Erwärmung bei der KZA durch direkte Wärmeleitung vom Werkzeug zur Platine erfolgt, begrenzt die geringe Wärmeleitfähigkeit des Martensits das Potenzial der schnelleren Austenitisierung, da unter sonst gleichen Bedingungen mehr Zeit nötig ist, um die Austenitisierungstemperatur in Platinen mit martensitischer Mikrostruktur erreichen zu können.

Die Mikrostruktur der Proben aus den Platinen nach KZA mit optimalen Schließzeiten in Abhängigkeit vom Ausgangszustand ist in Abbildung 5-29 dargestellt. Die Größe der ehemaligen austenitischen Körner, der martensitischen Pakete und martensitischen Blöcke, die entsprechend dem in Abbildung 5-18 dargestellten Prinzip berechnet wurden, sowie die gemessene Tiefe der Randentkohlung sind in Tabelle 5-8 zusammengefasst.

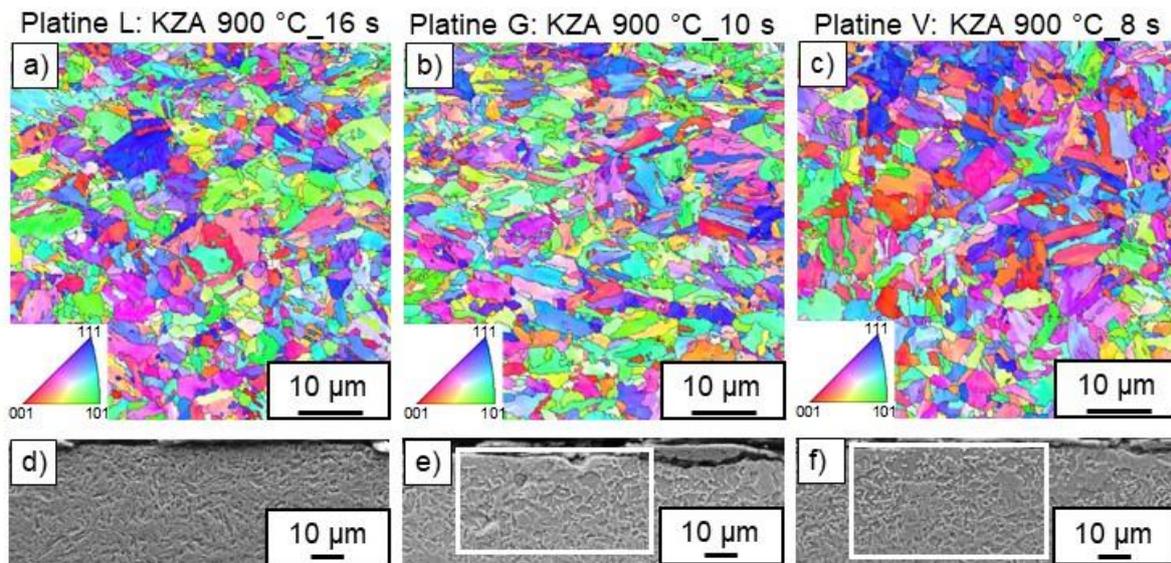


Abbildung 5-29: Mikrostrukturen der Platinen nach der KZA mit optimalen Schließzeiten in Abhängigkeit vom Ausgangszustand: a) bis c) IPF-Aufnahmen (EBSD-Messungen); d) bis f) SE-Aufnahmen des Randbereichs; Ätzung: 3 %ige  $\text{HNO}_3$  in Ethanol; REM: SE-Detektor, 20 kV Beschleunigungsspannung

Tabelle 5-8: Korngröße und Tiefe der randentkohlten Schicht in Platinen nach der KZA mit optimalen Schließzeiten in Abhängigkeit vom Ausgangszustand

Probe	mittlere Korngröße ( $K$ ) in $\mu\text{m}$			Tiefe der Randentkohlung in $\mu\text{m}$
	ehemaliger Austenit	martensitisches Paket	martensitischer Block	
Platine L nach KZA mit 900 °C und 16 s	5,64	3,42	1,98	< 5
Platine G nach KZA mit 900 °C und 10 s	5,75	3,12	2,14	20–32
Platine V nach KZA mit 900 °C und 8 s	6,33	3,22	2,13	18–35

Die Mikrostruktur der Platinen nach der KZA weist unabhängig vom Ausgangszustand relativ gleiche Größen der ehemaligen austenitischen Körner sowie martensitischen Pakete und Blöcke auf. Grundsätzlich stimmen diese Werte mit den Werten überein, die für kurzeitaustenitisierte und pressgehärtete Platinen aus den Chargen 1, 2 und 3 bestimmt wurden (Tabelle 5-4).

Gemäß den Abbildung 5-29 e und f sowie Tabelle 5-8 besitzen die Proben aus den Platinen G und V eine randentkohlte Schicht. Wie bereits früher gezeigt wurde, weist der Werkstoff nach der Ofenerwärmung eine Randentkohlung auf (Abbildung 5-20 c). Da die Platinen G und V im gleichen Ofen vorbehandelt wurden, um eine Mikrostruktur mit gehärtetem und angelassenem Martensit in diesen Platinen vor der KZA zu erzeugen, kann eine Randentkohlung dieser vorbehandelten Platinen nicht eliminiert werden und ist somit auch nach der KZA vorhanden.

Wie schon erwähnt, weisen die Platinen G und V nach der KZA ähnliche Festigkeiten auf wie im konventionell pressgehärteten Zustand (Zustand G in Tabelle 4-3). Gleichzeitig sind die Biegewinkel dieser Platinen größer, was bei den anderen kurzeitaustenitisierten Platinen, einschließlich der Platinen L, nach der KZA in dieser Versuchsreihe nicht der Fall war (Abbildung 5-8, Abbildung 5-10, Abbildung 5-12, Abbildung 5-26, Abbildung 5-27 b). Diese

großen Biegewinkel können bei den Platinen G und V einerseits durch die Randentkohlung erklärt werden, welche eine ähnliche Tiefe wie bei konventionell pressgehärteten Platinen erreicht, und andererseits durch die Verfeinerung der Mikrostruktur infolge der KZA. Die verfeinerte Mikrostruktur mit einer größeren Anzahl an Korngrenzen in der randentkohlten ferritischen Schicht und im martensitischen Grundwerkstoff verhindert die Ausbreitung eines Risses und vergrößert somit den Biegewinkel. Der positive Effekt der Verfeinerung der Mikrostruktur des Stahls 22MnB5 auf die resultierenden Biegewinkel wurde auch von Jian et al. in [Jia14] gezeigt. Durch Mikrolegierung des Stahl, der ähnlich dem Stahl 22MnB5 ist, mit 0,05 Gew.% von Niob könnte die Austenitkorngröße während der Ofenerwärmung von 16  $\mu\text{m}$  auf 7  $\mu\text{m}$  reduziert werden. Damit wurde eine Erhöhung des Biegewinkels um ca. 20 % erreicht.

Teile des Inhaltes dieses Kapitels sind aus der Arbeit von Herrn Garthe [Gar17] entnommen worden.

#### 5.4 Herstellung der Demonstratorbauteile mittels Kurzzeitaustenitisierung und Presshärten sowie ihre Charakterisierung

In den bisher dargestellten Ergebnissen wurden die Platinen sowohl nach der KZA als auch nach der Ofenerwärmung in einem flachen Werkzeug abgekühlt, um den während des Presshärtens (PH) stattfindenden Abkühlvorgang physikalisch zu simulieren. Wie in Abschnitt 2.3.3 geschrieben, beeinflusst eine Verformung des überkühlten Austenits die nachfolgende Umwandlung, sodass eine vollständige martensitische Umwandlung während der Abkühlung nicht immer gewährleistet werden kann. Daher wurden aus zwei Platinen der Charge 3 zwei Demonstrator-Türaufprallträger hergestellt, welche mittels Kurzzeitaustenitisierung (KZA) mit den Parametern 1000 °C und 16 s erwärmt und danach pressgehärtet wurden (Abbildung 5-30). Bei Kontaktdruck in den Flansch- und Bodenbereichen der Demonstratoren betrug während des Presshärtens bis zu 40 MPa. Einer der beiden Demonstratoren wurde im Anschluss kathodisch tauchlackiert.

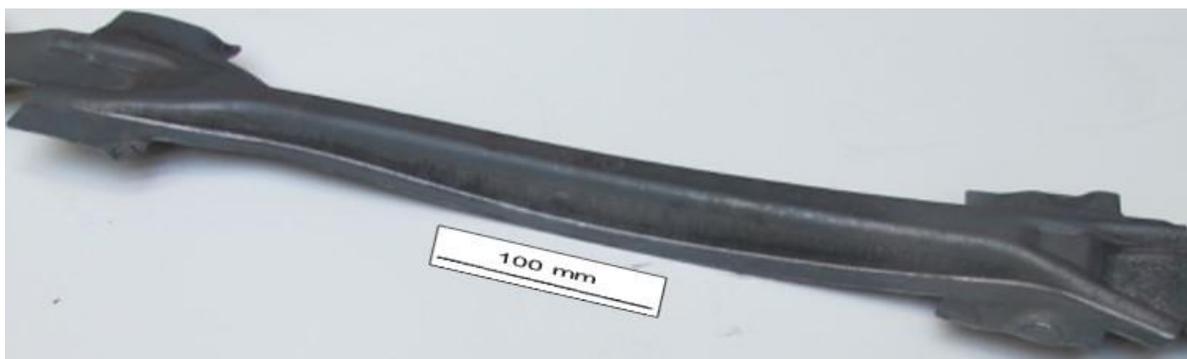


Abbildung 5-30: Demonstrator-Türaufprallträger

##### *Mechanische Eigenschaften*

Aus der Mitte der beiden Demonstratoren wurde jeweils ein Querschnitt entnommen. Danach wurden diese Querschnitte kalteingebettet, geschliffen und poliert. An der polierten Fläche

wurde die Härte über das gesamte Querschnittsprofil gemessen. Die Ergebnisse der Härtemessungen sind in Abbildung 5-31 dargestellt.

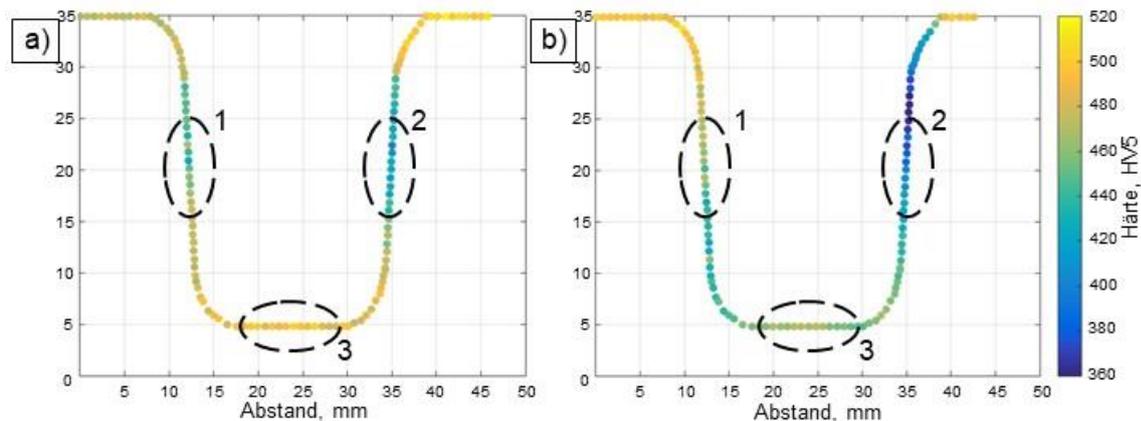


Abbildung 5-31: Härtemessungen auf dem Querschnitt der Demonstrator-Bauteile: a) KZA; b) KZA + KTL; 1, 2, 3: Stellen der Entnahme von Zug- und Biegeproben

In Abbildung 5-31 ist zu erkennen, dass die Härtewerte der Zargen- und Bodenbereiche des Demonstrators nach der KZA geringfügig höher sind als die entsprechenden Bereiche des kurzzeitaustenitisierten und kathodisch tauchlackierten Demonstrators, wobei die Flanschbereiche beider Demonstratoren relativ ähnliche Härtewerte aufweisen. Sowohl nach der KZA als auch nach der KZA mit anschließender KTL liegen die Härtewerte der Flansch- und Bodenbereiche, welche einen direkten Kontakt mit dem Werkzeug während des PHs hatten und nur sehr wenig plastisch umgeformt wurden, zwischen 466 HV5 und 518 HV5. Im Gegensatz dazu weisen die während des PHs umgeformten Zargenbereiche, welche fast keinen direkten Kontakt mit dem Werkzeug hatten, eine geringere Härte von nur 358 HV5 bis 450 HV5 auf.

Aus den Zargen- und Bodenbereichen der Demonstratoren (Strichlinien in Abbildung 5-31) wurden Zugproben mit einer Anfangsmesslänge von 30 mm und Biegeproben mit einer Breite von 30 mm entnommen und geprüft. In Abbildung 5-32 sind die Ergebnisse der Zug- und Biegeversuche dargestellt.

Analog zu den Ergebnissen der Härtemessungen weisen die Proben aus dem Bodenbereich beider Demonstratoren höhere Festigkeitswerte auf als die aus dem Zargenbereich. Die Dehngrenze der Proben nach KZA mit anschließender KTL aus dem Boden- und Zargenbereich beträgt entsprechend 1170 MPa bzw. 1130 MPa, somit liegen diese Werte über den entsprechenden Werten der nur kurzzeitaustenitisierten Proben (1101 MPa bzw. 952 MPa). Trotz der geringeren Härtewerte im Boden- und Zargenbereich des kurzzeitaustenitisierten und kathodisch tauchlackierten Demonstrators (Abbildung 5-31) ist die Zugfestigkeit der Proben aus diesen Bereichen mindestens gleich oder aber bis zu 3 % größer als die entsprechenden Werte der Proben aus dem nur kurzzeitaustenitisierten Demonstrator. Die Bruchdehnungswerte aller dargestellten Proben sind relativ gleich.

Der Biegewinkel der Probe aus dem Zargenbereich des Demonstrators nach der KZA ist um 28 % höher als der Biegewinkel der Probe aus dem Bodenbereich. Analog zu den zuvor dargestellten Ergebnissen (Tabelle 5-7) führt eine zusätzliche KTL zu einer weiteren Vergrößerung der Biegewinkel um ca. 6 %, unabhängig von der Stelle der Probenentnahme.

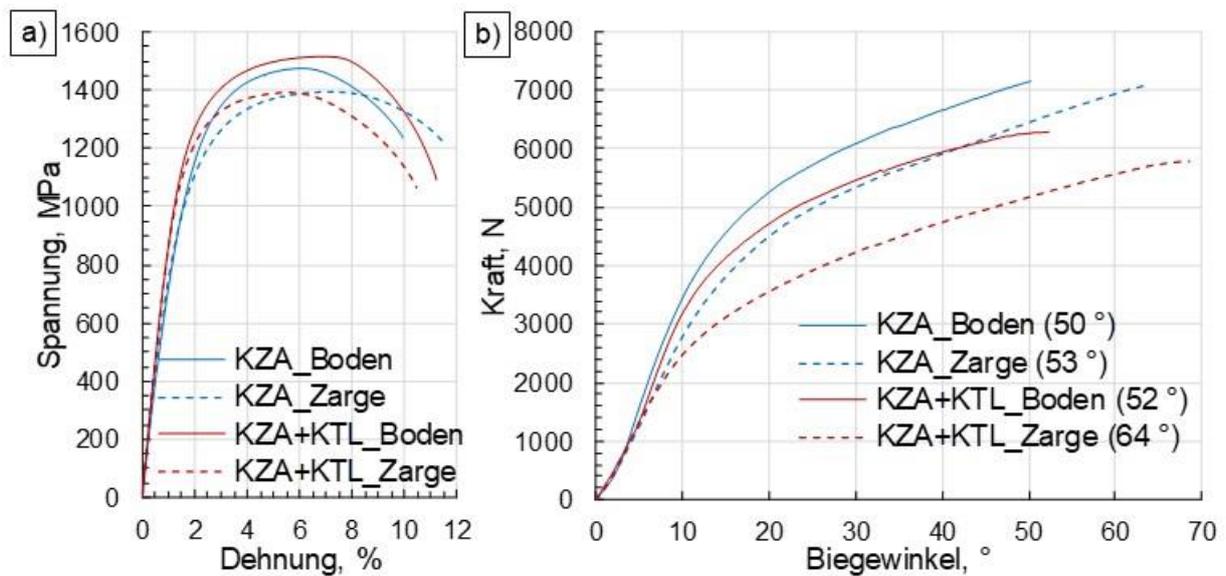


Abbildung 5-32: a) Spannungs-Dehnungs-Kurven und b) Kraft-Biegewinkel-Kurven der Proben aus Boden- und Zargenbereichen der beiden Demonstratoren

Generell liegen Dehngrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Biegewinkel über den in DBL4093 geforderten Mindestwerten (Tabelle 5-9).

Tabelle 5-9: Vergleich der mechanischen Eigenschaften der Demonstrator-Bauteile mit den Anforderungen der Werknorm DBL4093

	Dehngrenze ( $R_{p0,2}$ ) in MPa	Zugfestigkeit ( $R_m$ ) in MPa	Bruchdehnung ( $A_{30}$ ) in %	Biegewinkel ( $\alpha$ ) in °
Demonstrator nach KZA				
Zargenbereich	952	1394	10,5	64
Bodenbereich	1101	1475	8,9	50
Demonstrator nach KZA und KTL				
Zargenbereich	1130	1392	9,5	68
Bodenbereich	1170	1516	10,2	53
Referenz (DBL4093)				
22MnB5	950–1250	1300–1600	> 6	≥ 36

### Mikrostruktur

Die Querschnittsproben aus beiden Demonstratoren, an welchen die Härte gemessen wurde (Abbildung 5-31), wurden zuerst mit einer Farbätzung nach LePera behandelt (Abbildung 5-33) [LeP80].

Sowohl der Bodenbereich als auch der Flanschbereich beider Demonstratoren weisen eine vollständig martensitische Mikrostruktur auf (Abbildung 5-33 a bis d). Die Mikrostruktur der Zargenbereiche beider Demonstratoren ist dagegen größtenteils martensitisch mit Spuren von Bainit (schwarze nadelförmige Bereiche in den gelben Kreisen). Ein im Vergleich mit dem Boden- und Flanschbereich schlechterer Kontakt dieses Bereichs mit dem Werkzeug während des PHs resultiert in einer geringeren Abkühlgeschwindigkeit. Weiterhin wird der Austenit im Zargenbereich während des Abschreckens aufgrund der plastischen Dehnung mechanisch stabilisiert, was in einer Abnahme der  $M_S$ - und  $M_F$ -Temperaturen resultiert und eine bainitische Umwandlung begünstigt [Nik12, Bar09, Nad08].

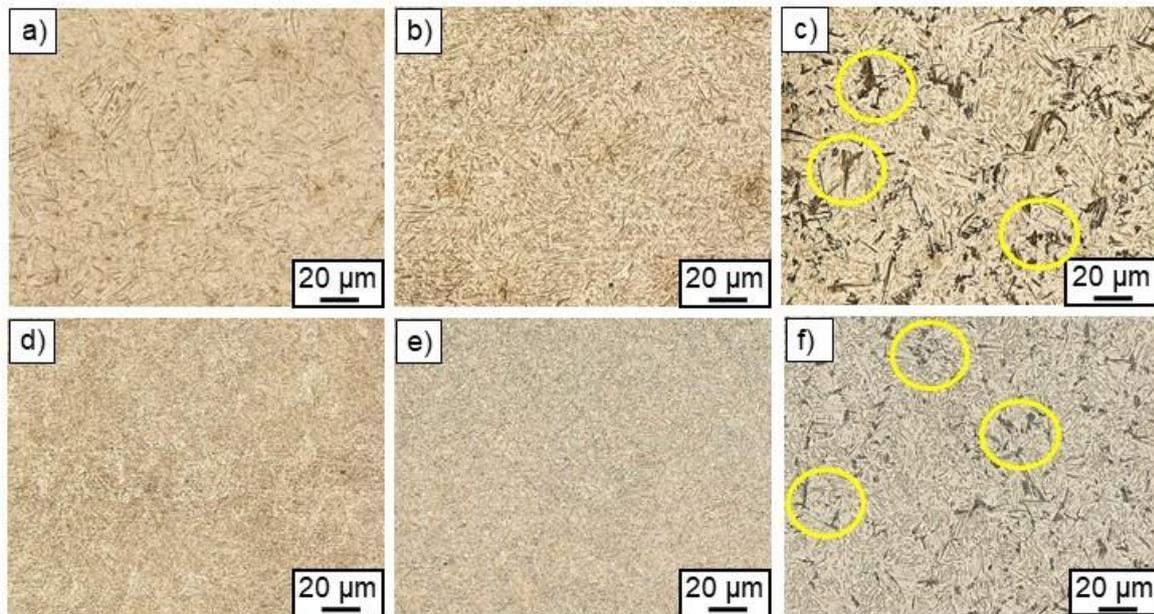


Abbildung 5-33: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Proben nach Farbätzung: a) bis c) Demonstrator nach KZA; d) bis f) Demonstrator nach KZA und KTL; a) und d) Bodenbereich; b) und e) Flanschbereich; c) und f) Zargenbereich; Ätzung nach LePera [LeP80]

Das Vorhandensein von Bainit erklärt die Verringerung der Festigkeiten in diesem Bereich (Abbildung 5-31, Abbildung 5-32 a) sowie die geringfügige Vergrößerung des Biegewinkels (Abbildung 5-32 b).

Schließlich wurden die Proben aus beiden Demonstratoren mit einer 3 %igen Lösung von  $\text{HNO}_3$  in Ethanol geätzt und im REM analysiert (Abbildung 5-34).

Gemäß den REM-Aufnahmen des Bodenbereiches des Demonstrators nach der KZA ist der Martensit größtenteils karbidfrei (Abbildung 5-34 c). Die KTL resultiert, analog zu den Ergebnissen in Abschnitt 5.2.3, in einer ausgeprägten Ausscheidung von Karbiden in den martensitischen Nadeln, womit die Steigerung der Dehngrenze und des Biegewinkels des Demonstrators nach der KTL erklärt werden können (Abbildung 5-32).

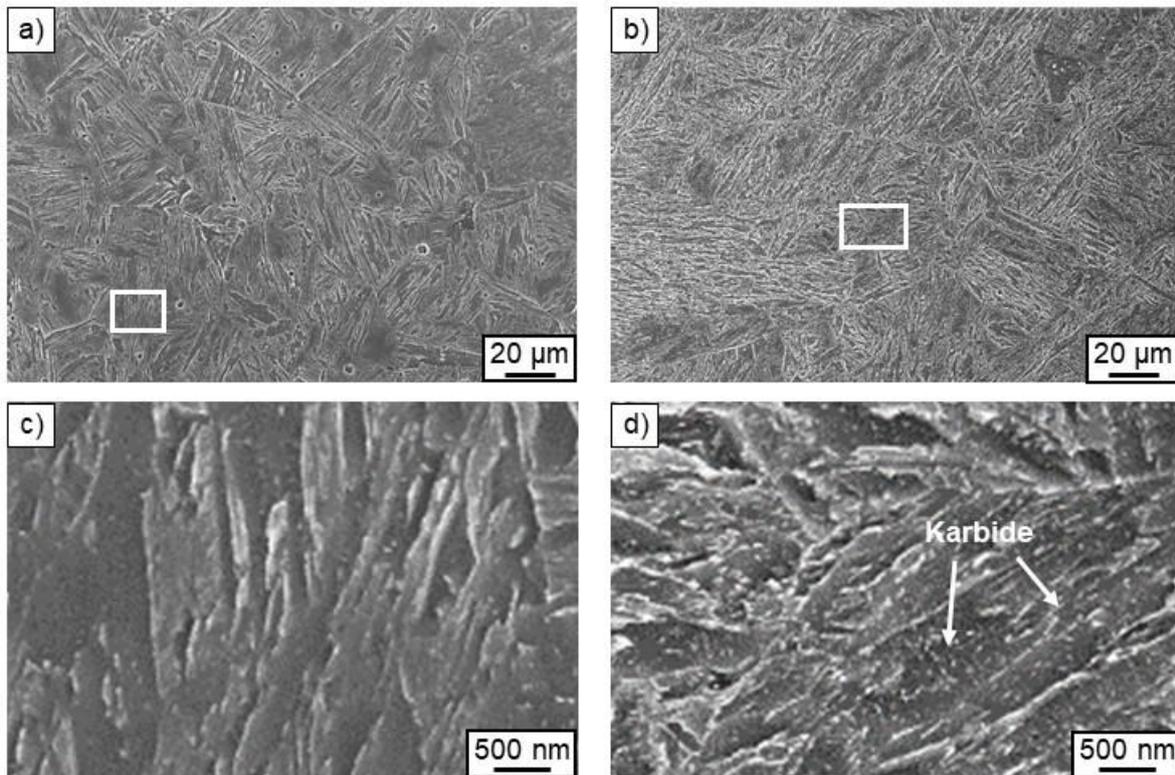


Abbildung 5-34: REM-Aufnahmen der Mikrostruktur im Bodenbereich: a) und c) nach KZA; b) und d) nach KZA und KTL; c) und d) vergrößerte Ausschnitte aus den weißen Rechtecken; Ätzung: 3 %ige  $\text{HNO}_3$  in Ethanol, REM: In-Lens-Detektor, 20 kV Beschleunigungsspannung

Teile des Inhaltes dieses Kapitels sind aus der Arbeit von Frau Zänker [Zän17] entnommen worden.

## 5.5 Probleme bei der Kontakterwärmung

In Kapitel 5.3 wurde festgestellt, dass die optimalen Parameter, die für die 1,0-mm-Platine in Abschnitt 5.2.1 bestimmt wurden, eine vollständige Austenitisierung von 1,0-mm-Platinen aus einer anderen Charge mit ähnlicher Mikrostruktur im Ausgangszustand nicht gewährleisten. Die resultierende inhomogen austenitisierte Platine wird beim nachfolgenden Presshärten (PH) nicht vollständig gehärtet und weist somit Festigkeit auf, die deutlich unter den in DBL4093 geforderten Werten liegen.

Außer in der verwendeten Platinencharge besteht ein zweiter Unterschied zwischen den Versuchsreihen, deren Ergebnisse für 1,0-mm-Platinen in Kapitel 5.2 und in Kapitel 5.3 dargestellt sind, in der Zeit, zu welcher diese Versuche durchgeführt wurden. Zwischen den beiden Versuchen wurde die Kontakterwärmungsanlage für weitere ca. 200 Versuche genutzt.

Aufgrund der relativ hohen Betriebstemperaturen werden die Heizplatten oxidiert und abgenutzt. Dadurch wird die Beschaffenheit der Oberfläche der Heizplatten verschlechtert, und die Kontaktbedingungen zwischen den Heizplatten und den Platinen verändern sich im Laufe der Zeit.

Von daher wurden für die 1,5-mm- und 2,0-mm-Platinen die zusätzlichen KZA-Versuche durchgeführt, um die zuvor ermittelten optimalen KZA-Temperatur und –Schließzeit zu überprüfen. Gemäß der Abbildung 4-4 wurden aus den Platinen Zugproben entnommen und

geprüft. Die Analyse der mechanischen Eigenschaften zeigte, dass die zuvor ermittelten Temperaturen/Schließzeiten der Heizplatten unabhängig von der Platinendicke verändert bzw. erhöht werden sollten, um ein vollständiges Durchhärten der Platinen nach der KZA gewährleisten zu können. Vergleichsdiagramme mit den mechanischen Eigenschaften der Platinen, die mit den zuvor ermittelten sowie mit den neuen Parametern der KZA wärmebehandelt wurden, sind in Abbildung 5-35 dargestellt.

Die mechanischen Eigenschaften einer 1,0-mm-Platine, die mit den zu jener Zeit ermittelten optimalen Parametern kurzzeitaustenitisiert wurde, erfüllen vollständig die Anforderungen der DBL4093 (Abbildung 5-35 a). Die Platine nach einer KZA mit den gleichen Parametern weist nach zusätzlichen ca. 200 Versuchen deutlich geringere Festigkeiten auf. Eine Erhöhung der KZA-Schließzeit von 8 s auf 12 s führt zu einer Verbesserung der  $R_{p0,2}$ - und  $R_m$ -Werte, welche aber unter den in DBL4093 geforderten Werten liegen. Erst wenn die KZA-Schließzeit 16 s beträgt, weist die Platine die mechanischen Eigenschaften auf, die den Anforderungen der DBL4093 entsprechen.

Auch bei der 1,5-mm- und der 2,0-mm-Platine waren die Temperatur und –Schließzeit der Heizplatten nach ca. 200 Versuchen nicht mehr hoch/lang genug, um eine vollständige Austenitisierung und somit das Durchhärten der Platinen auf der ganzen Oberfläche zu gewährleisten. Im Gegensatz zur 1,0-mm-Platine reicht eine Erhöhung der KZA-Schließzeit um nur 4 s, um wieder die geforderten mechanischen Mittelwerte erzielen zu können. Das Beispiel der 2,0-mm-Platine zeigt, dass die einzelnen Zugproben nach der KZA mit einer Schließzeit von 20 s noch sehr hohe Schwankungen aufweisen, z. B. liegt die Zugfestigkeit einer der Proben nur bei 961 MPa. Der Grund dafür besteht höchstwahrscheinlich in einer inhomogenen Abnutzung der Werkzeugoberfläche. In diesem Fall hat der größte Teil der Platine gleichmäßige Kontaktbedingungen mit der Werkzeugoberfläche und ist nach 20 s schon austenitisiert, wogegen einzelne Bereiche aufgrund einer stärkeren Oxidation und/oder Abnutzung einiger Stellen der Werkzeugoberfläche noch nicht genug durchgewärmt sind. Dies führt dazu, dass die nicht durchgewärmten Bereiche beim Presshärten nicht gehärtet werden können und somit Zugproben aus diesen Bereichen sehr geringe Festigkeiten aufweisen. Eine weitere Erhöhung der KZA-Schließzeit von 20 s auf 24 s eliminiert dieses Problem, sodass alle Zugproben die geforderten mechanischen Eigenschaften erreichen.

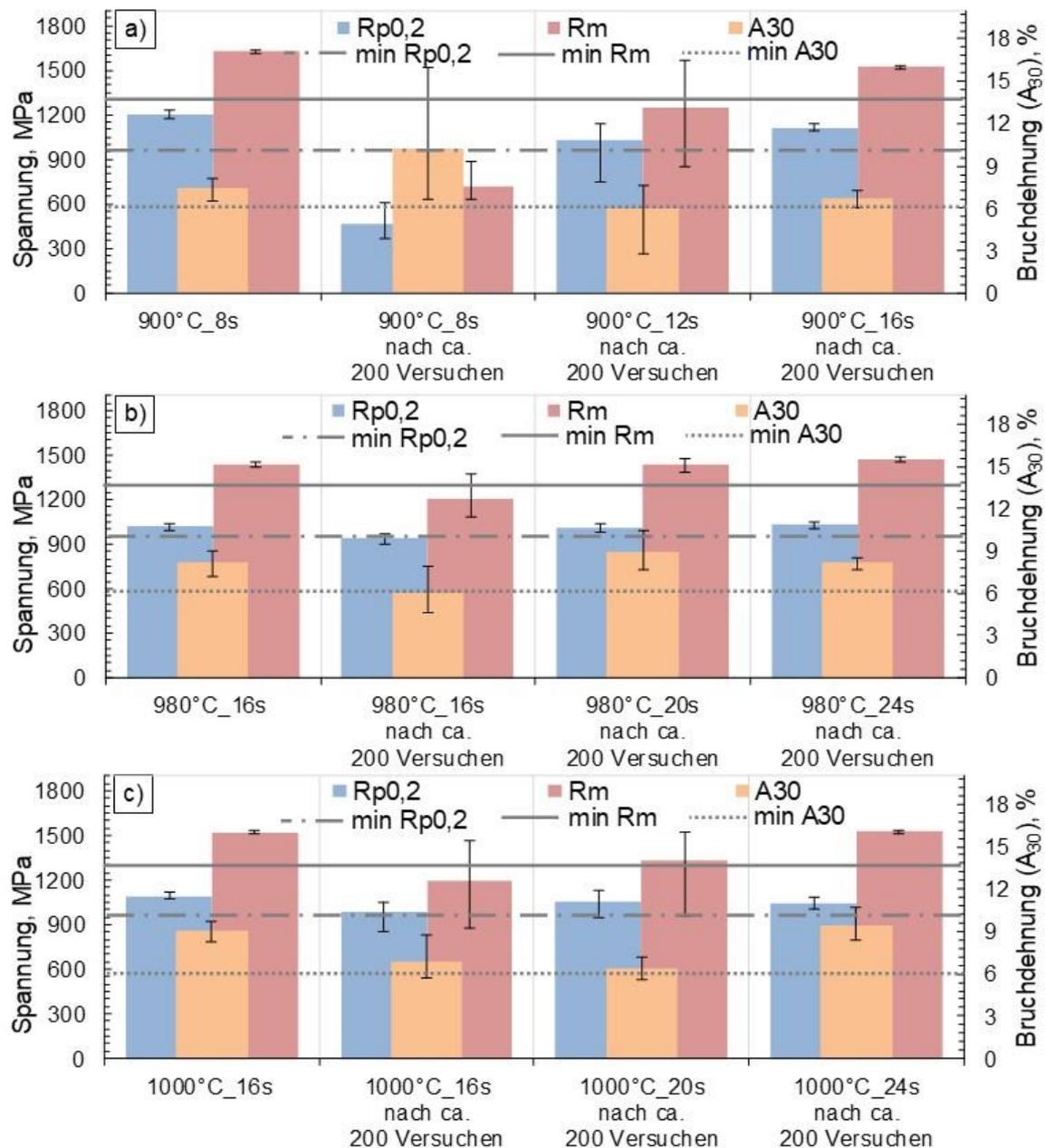


Abbildung 5-35: Mechanische Eigenschaften der a) 1,0-mm-, b) 1,5-mm- und c) 2,0-mm-Platinen nach der KZA mit den optimalen Parametern, die vor und nach 200 Versuchen ermittelt wurden

Drei zusätzliche 1,0-mm-Platinen wurden bei 900 °C für 8 s, 12 s bzw. 16 s kurzzeitaustenitisiert und anschließend pressgehärtet, um die Homogenität der Erwärmung bzw. der Austenitisierung der Platine zu analysieren. Dafür wurden mittels Wärmebildkamera Aufnahmen der Platinenoberfläche nach ihrer Entnahme aus der Erwärmungsvorrichtung gemacht. Weiterhin wurde nach dem PH die Härte (HV20) der gesamten Oberfläche (150 mm · 200 mm) jeder der drei Platinen mit einem Messpunkt Abstand von 8 mm gemessen. Die Ergebnisse dieser Versuche sind in Abbildung 5-36 dargestellt.

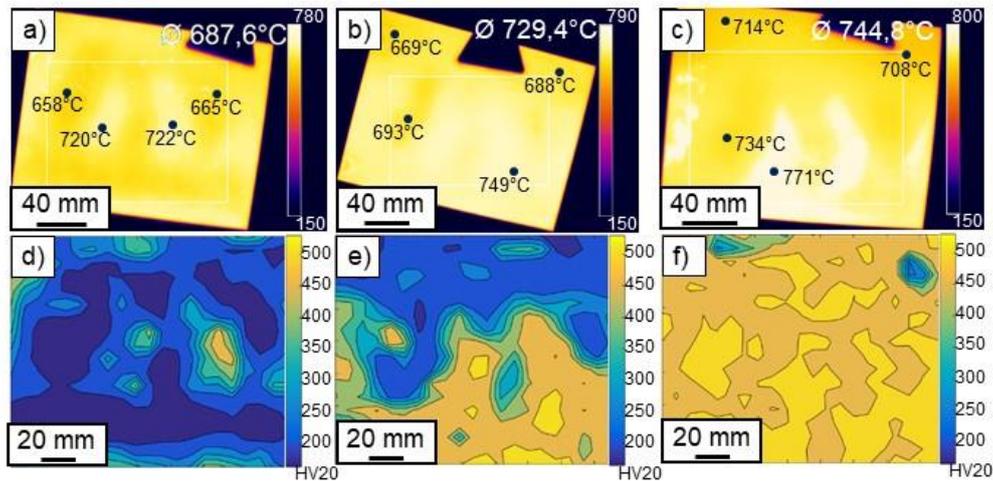


Abbildung 5-36: a) bis c) Aufnahmen der Wärmebildkamera und d) bis f) Härtemapping der Oberfläche der Platinen nach KZA und Presshärten; a) und d) KZA bei 900 °C und 8 s; b) und e) KZA bei 900 °C und 12 s; c) und f) KZA bei 900 °C und 16 s

Nach der KZA mit den Parametern 900 °C und 8 s weist die Platine eine inhomogene Verteilung der Temperatur über die Oberfläche auf (Abbildung 5-36 a). Die Bereiche mit geringerer Temperatur (ca. 660 °C) besitzen eine geringe Härte von ca. 160–170 HV20, welche der Härte der Platine im Ausgangszustand entspricht (Abbildung 5-36 b). Dies bedeutet, dass die Mikrostruktur in diesen kühleren Bereichen nicht austenitisiert wurde. Die Bereiche der Platine, die die höchste Temperatur von ca. 720 °C aufweisen, haben auch die höchste Härte, welche an einigen Stellen einem gehärteten Zustand entspricht. Diese Stellen sind sehr klein und die Platine ist größtenteils nicht austenitisiert bzw. gehärtet. Dies spiegelt sich in sehr geringen Festigkeitswerten wider (siehe Abbildung 5-35 a, 900 °C\_8 s nach ca. 200 Versuchen).

Infolge einer Erhöhung der Schließzeit von 8 s auf 12 s weist die Platine deutlich weniger Bereiche auf, die eine Temperatur von weniger als 700 °C haben. Die kühleren Bereiche resultieren wiederum in einer relativ geringen Härte von 200–330 HV20.

Eine weitere Erhöhung der KZA-Schließzeit auf 16 s resultiert auch in einer inhomogenen Verteilung der Temperatur. Die niedrigste Temperatur der Platine liegt hier über 700 °C. Die Platine weist in diesem Fall eine fast vollständig gehärtete Mikrostruktur mit einer Härte zwischen 450 HV20 und 520 HV20 auf. Nur zwei Stellen dieser Platine haben eine Härte von 260–340 HV20. Die KZA-Schließzeit von 16 s resultiert daher in einer nahezu vollständigen Austenitisierung der Platine und resultiert in Festigkeitswerten (Abbildung 5-35 a, 900 °C\_16 s nach ca. 200 Versuchen), die dem vollständig gehärteten Werkstoff entsprechen.

Nach den dargestellten Ergebnissen findet an den Heizplatten eine Oxidation bzw. eine Abnutzung der Oberfläche während des Betriebs statt, die zu einer Verschlechterung der Kontaktbedingungen mit der Platine und somit einer schlechteren Erwärmung der Platinen bei gleichen KZA-Temperatur und –Schließzeit führt. Die Oxidation bzw. Abnutzung der Oberfläche ist nicht homogen, sodass die Erwärmung und Austenitisierung der Platinen auch nicht homogen erfolgt. Um die Erwärmung mit immer den gleichen Heizplatten durchführen zu können, sollten im Laufe der Zeit entweder die Schließzeit oder die Temperatur der KZA erhöht werden. Diese Erhöhung der Schließzeit bzw. der Temperatur sollen eine Austenitisierung der Platine auch in den oxidierten Bereichen der Heizplatten gewährleisten, um beim nachfolgenden PH ein homogenes Durchhärten der Platine realisieren zu können.

## 6 Zusammenfassung

Von dem Hintergrund einer zeiteffizienteren Herstellung sicherheitsrelevanter Karosseriebauteile bestand das Ziel der vorliegenden Dissertation in einer Untersuchung des Einflusses einer Kurzzeitaustenitisierung mit anschließendem Presshärten und kathodischer Tauchlackierung auf die mikrostrukturellen Umwandlungen und die mechanischen Eigenschaften eines Mangan-Bor-Stahls.

Zu diesem Zweck wurden zwei verschiedene Konzepte zur Kurzzeitaustenitisierung (KZA) untersucht: die konduktive Erwärmung und die Kontakterwärmung zwischen zwei vorgewärmten Werkzeugplatten. Beide Konzepte ermöglichen eine signifikante Reduktion der Erwärmungszeit im Vergleich zum konventionellen Ofenprozess.

Versuche zum Presshärten von Platinen unterschiedlicher Dicken mittels konduktiver Erwärmung zeigten, dass die Erwärmungszeiten verglichen mit der Ofenerwärmung deutlich reduziert werden können und die Erwärmungsgeschwindigkeit bzw. die Dauer der Erwärmung von der Platinendicke abhängt. Für die Kontakterwärmung sind dagegen längere Erwärmungszeiten notwendig und die Erwärmungsparameter, wie Temperatur und Dauer, sind von der Platinendicke abhängig. Die genannten Vorteile sprechen für die konduktive Erwärmung, jedoch weisen die Platinen eine nicht homogene Austenitisierung entlang der Proben auf, welche in einer inhomogenen Härte der Platinen resultiert. Zudem können an dem vorhandenen Versuchstand zur konduktiven Erwärmung nur relativ geringe Materialmengen wärmebehandelt werden, sodass aus einer Platine nicht alle notwendigen Proben zur Charakterisierung der Festigkeits- und Duktilitätseigenschaften mittels Zug- und Biegeversuchen entnommen werden können. Daher wurden die Versuche zur KZA im Weiteren mit Hilfe der Kontakterwärmungsanlage durchgeführt.

Für die Abbildung des Temperaturverlaufes während der Kontakterwärmung und des nachfolgenden Presshärtens wurde ein Simulationsmodell entwickelt und durch gemessene Temperaturen aus den Experimenten validiert. Dies ermöglichte eine genaue Vorhersage des Temperaturverlaufes in den Platinen unterschiedlicher Dicken während der Erwärmung und Abkühlung. Daraus konnten Rückschlüsse über die mikrostrukturellen Umwandlungen gezogen werden.

Da die Erwärmungsparameter der Kontakterwärmung, die eine vollständige Austenitisierung und somit das nachfolgende Härten der Mikrostruktur gewährleisten, von der Platinendicke abhängen, wurde eine Versuchsserie an Platinen aus 22MnB5 mit 1,0 mm, 1,5 mm und 2,0 mm Dicke durchgeführt, um die optimale Temperatur und die Schließzeit der Heizplatten bei der KZA experimentell zu bestimmen. Diese Parameter müssen einerseits das Erreichen der geforderten mechanischen Eigenschaften der gehärteten Platinen sicherstellen und sollten andererseits möglichst gering sein, um den Prozess energie- und zeiteffizienter gestalten zu können. Die untersuchten Temperaturen der Heizplatten wurden in Abhängigkeit von der Platinendicke zwischen 800 °C und 1040 °C variiert und die Schließzeiten zwischen 4 s und 28 s. Weiterhin wurden Platinen aus den gleichen Chargen konventionell pressgehärtet, um den Einfluss der KZA auf die mechanischen Eigenschaften qualitativ beurteilen zu können.

Bei 1,0 mm Platinendicke beträgt die minimale Temperatur der Heizplatten, die eine vollständige Austenitisierung und somit das nachfolgende vollständige Durchhärten gewährleistet, 860 °C. Die Schließzeit soll mindestens 12 s betragen. Ab einer Heizplattentemperatur von 900 °C kann die Schließzeit auf 8 s reduziert werden. Erst ab einer Heizplattentemperatur von 1000 °C können die Platinen auch bei einer Schließzeit von 4 s

vollständig austenitisiert und durchgehärtet werden. Bei 1,5-mm- und 2,0-mm-Platinen liegt das Prozessfenster bei deutlich höheren Temperaturen und Schließzeiten: Die minimale Temperatur der Heizplatten beträgt 960 °C für die 1,5-mm- und 980 °C für die 2,0-mm-Platine, wobei die Schließzeit entsprechend 16 s bzw. 20 s beträgt. Erst ab einer Temperatur von 1020 °C führt die kürzere Schließzeit von 12 s in 1,5-mm- und 2,0-mm-Platinen zu einer vollständigen Austenitisierung und einem Durchhärten.

Die optimalen Parameter der KZA an der bestehenden Kontakterwärmungsanlage sind wie folgend dargestellt:

- 1,0-mm-Platine: Heizplattentemperatur 900 °C und Schließzeit der Heizplatten 16 s. Die maximale Temperatur, welche in der Platine bei diesen Parametern erreicht wird, liegt bei 871 °C. Die Erwärmungsgeschwindigkeit im Temperaturbereich zwischen der  $A_{C1}$ - und  $A_{C3}$ -Temperatur für 22MnB5 beträgt 32 K/s.
- 1,5-mm-Platine: Heizplattentemperatur 980 °C und Schließzeit der Heizplatten 16 s. Die maximale Temperatur, welche in der Platine bei diesen Parametern erreicht wird, liegt bei 939 °C. Die Erwärmungsgeschwindigkeit im Temperaturbereich zwischen der  $A_{C1}$ - und  $A_{C3}$ -Temperatur für 22MnB5 beträgt 37 K/s.
- 2,0-mm-Platine: Heizplattentemperatur 1000 °C und Schließzeit der Heizplatten 16 s. Die maximale Temperatur, welche in der Platine bei diesen Parametern erreicht wird, liegt bei 927 °C. Die Erwärmungsgeschwindigkeit im Temperaturbereich zwischen der  $A_{C1}$ - und  $A_{C3}$ -Temperatur für 22MnB5 beträgt 36 K/s.

Grundsätzlich treffen alle mechanischen Kennwerte sowohl des kurzzeitaustenitisierten Werkstoffes als des ofenerwärmten Werkstoffes nach dem Presshärten die industriellen Normenanforderungen.

Die Festigkeitseigenschaften der kurzzeitaustenitisierten Platinen sind um bis zu 10 % höher als die der Platinen nach Ofenerwärmung. Zu geringe Temperaturen und/oder Dauer der KZA können zu einer unvollständigen Austenitisierung führen, sodass die Platinen beim Presshärten nicht vollständig gehärtet werden können und somit zu geringe Festigkeitseigenschaften aufweisen.

Die Duktilität ( $A_{30}$ ) wird von den Parameter der KZA wenig beeinflusst. Diese Werte in den 1,0-mm-Platinen unterscheiden sich nach der KZA und nach der Ofenerwärmung nur geringfügig. Die Bruchdehnungen sind bei kurzzeitaustenitisierten 1,5-mm- und 2,0-mm-Platinen um den Faktor 1 bis 1,31 höher als bei Platinen nach einer Ofenerwärmung.

Die Biegewinkel sind nach der KZA größtenteils kleiner als nach der Ofenerwärmung. Insbesondere gilt dies für die dickeren Platinen (1,5 mm und 2,0 mm); für diese Platinen führte keiner der Parametersätze der KZA zu Biegewinkeln, wie sie mit dem im Ofen erwärmten Material erreicht werden. Unabhängig von der Dicke der Platinen führen höhere Temperaturen und Schließzeiten der KZA zu größeren Biegewinkeln.

Die durchgeführte Analyse der Mikrostruktur mittels REM-Untersuchungen nach Nital- und LePera-Ätzung sowie mittels Härtemapping deutet auf das Vorhandensein eines nahezu vollständig martensitischen Gefüges in den pressgehärteten Platinen hin, unabhängig von der Erwärmungsart. Der Vergleich der Temperaturkurven der Platinen während der KZA mit optimalen Parametern mit dem ZTA-Diagramm für 22MnB5 zeigte, dass die  $A_{CC}$ -Linie während der Erwärmung nicht überschritten wird. Dies resultiert in der Bildung eines Mischgefüges. Die kurzzeitaustenitisierten Platinen weisen einerseits einen geringfügigen Anteil nicht aufgelöster

Karbide auf, andererseits führt die teilweise inhomogene Verteilung des Kohlenstoffs zur Bildung einzelner kohlenstoffarmer bzw. kohlenstoffreicher Bereiche im Austenit. Im Extremfällen wandeln sich die kohlenstoffarmen Bereiche beim Presshärten in Bainit um und die kohlenstoffreichen Bereiche in Plattenmartensit. Zudem wurden an einzelnen Stellen der Mikrostruktur auch sehr feine Körner von Restaustenit festgestellt. Weiterhin wurden in der 1,0-mm-Platine nach der KZA mit optimalen Parametern ein geringfügiger Anteil an feinen ferritischen Körnern nachgewiesen. Die Erklärung dafür liegt in der Tatsache, dass die maximale Temperatur der Platine während der KZA mit optimalen Parametern kurz unterhalb der  $A_{C3}$ -Temperatur liegt.

Die Analyse des kurzzeitaustenitisierten Werkstoffes mittels REM und TEM zeigte, dass das vorliegende Mischgefüge überwiegend sowohl aus primärem als auch aus selbstangelassenem Martensit besteht. Der Anteil des selbstangelassenen Martensits steigt mit der Dicke der Platine, sein Auftreten kann daher mit einer Abnahme der Abkühlgeschwindigkeit im Temperaturintervall der Martensitbildung erklärt werden. Die Größe der martensitischen Pakete und Blöcke ist in den Platinen nach der KZA mit optimalen Parametern deutlich feiner als im ofenerwärmten Werkstoff. Diese Verfeinerung resultiert aus der Verfeinerung des Austenits aufgrund der sehr geringen Verweildauer der Mikrostruktur auf der Austenitisierungstemperatur.

Der feinere Martensit in den kurzzeitaustenitisierten Platinen resultiert in besseren Festigkeiten verglichen mit den ofenerwärmten Platinen und kompensiert somit auch den potenziellen Verlust an Festigkeit aufgrund der inhomogenen Verteilung des Kohlenstoffes während der KZA.

Die kurzzeitaustenitisierten Platinen weisen aufgrund der sehr dünnen Randentkohlungs- und Oxidationsschicht eine deutlich bessere Oberflächenqualität auf als die ofenerwärmten Platinen. Allerdings führt das weitgehende Fehlen einer Randentkohlungsschicht nach der KZA zu einer Verkleinerung der Biegewinkel nach dem Presshärten. Die Biegewinkel des pressgehärteten Werkstoffes sind in erster Linie nicht von der Art und Feinheit der martensitischen Mikrostruktur abhängig, sondern von der Art der Mikrostruktur im Randbereich der Probe. Ein weiches Gefüge führt aufgrund der Bedingungen bei der Durchführung des Biegeversuches tendenziell zu größeren Biegewinkeln, da in diesem Fall die Initiierung und Ausbreitung von Rissen verzögert wird. Daher weisen die Platinen nach der KZA verglichen mit den ofenerwärmten Platinen kleinere Biegewinkel auf. Wie die Biegeversuche an den kurzzeitaustenitisierten Platinen zeigen, die vor der KZA wie ein ofenerwärmter Werkstoff eine randentkohlte Schicht aufwiesen, können auch bei diesen Platinen größere Biegewinkel als beim konventionell pressgehärteten Material, das eine nahezu gleiche Randentkohlungsschicht aufweist, erreicht werden. Dies ist wiederum mit einer Verfeinerung der martensitischen Pakete und Blöcke zu erklären.

Eine zusätzliche kathodische Tauchlackierung der pressgehärteten Platinen führt unabhängig von der Art der Erwärmung zu einer Steigerung sowohl der Dehngrenze als auch des Biegewinkels um bis zu 17 %, was auf die Ausscheidung feiner Karbide innerhalb der martensitischen Nadeln und somit auf ein vollständiges Anlassen der Mikrostruktur zurückzuführen ist. Die Abnahme von Härte und Zugfestigkeit beträgt dagegen maximal 4 % und tritt somit sehr gering auf.

Die Untersuchungen des Einflusses der Abkühlgeschwindigkeit auf die mechanischen Eigenschaften und die Mikrostruktur der kurzzeitaustenitisierten und der ofenerwärmten Platinen zeigten, dass die deutlich höhere Abkühlgeschwindigkeit im Temperaturbereich der

Martensitbildung durch Abschrecken in Wasser im Vergleich zur Abkühlung zwischen zwei wassergekühlten Platten die Karbidausscheidung und somit den Effekt des Selbstanlassens vollständig unterdrückt. Die mechanischen Eigenschaften der ofenerwärmten und der kurzzeitaustenitisierten Platinen sind mit Ausnahme der Biegewinkel, die in ofenerwärmten Proben aufgrund der Randentkohlungsschicht größer sind, ansonsten gleich. Gleichzeitig weisen die wasserabgeschreckten Platinen eine höhere Härte und Festigkeit aufgrund der nicht angelassenen martensitischen Mikrostruktur auf.

Anhand der KZA-Versuche an Platinen mit unterschiedlichen Ausgangsgefügen wurde bestätigt, dass eine angepasste Ausgangsmikrostruktur den Austenitisierungsprozess während der KZA begünstigen kann. Platinen mit einer gleichmäßigen Verteilung des Kohlenstoffes im Gefüge können um 6 s bis 8 s schneller kurzzeitaustenitisiert werden, verglichen mit Platinen, die ein ferritisch-perlitisches Gefüge mit relativ groben Karbiden aufweisen.

Unter Zuhilfenahme der optimalen Kombination der Temperatur und Schließzeit der Heizplatten für die 2,0-mm-Platine wurden zwei Türaufprallträger als Demonstratorbauteile kurzzeitaustenitisiert, pressgehärtet und anschließend charakterisiert. Einer von beiden Demonstratoren wurde anschließend noch kathodisch tauchlackiert. Die Bauteile weisen einen Unterschied zwischen den mechanischen Eigenschaften des Boden- bzw. Flanschbereichs und des Zargenbereichs auf, der in ähnlicher Weise auch bei konventionell pressgehärteten Bauteilen bekannt ist: Die Flansch- und Bodenbereiche weisen bessere Festigkeiten und kleinere Biegewinkel auf. Dieser Effekt ist auf die geringere Abkühlgeschwindigkeit und die plastische Verformung des Austenits in den Zargenbereichen zurückzuführen, was dort in einer bevorzugten Bainitbildung resultiert. Analog zu flachen pressgehärteten Platinen resultiert die KTL in einer Zunahme der Dehngrenze und der Biegewinkel. Beide Demonstratoren erfüllen die geforderten mechanischen Eigenschaften vollständig.

Trotz mehrerer Vorteile der KZA mittels Kontakterwärmung bleiben auf dem Weg zum industriellen Einsatz dieser Technologie noch einige Fragen offen. Eine dieser Frage ist die Standzeit der Heizplatten. Nach den Ergebnissen dieser Arbeit konnte eine Verschlechterung der Oberflächenqualität der Heizplatten nach ca. 200 Versuchen festgestellt werden, was in einem inhomogenen Durchhärten der Platinen resultiert. Da im Fall des industriellen Betriebs tendenziell höhere Temperaturen bzw. Flächenpressungen angestrebt werden, um die Schließzeiten möglichst gering zu halten, ist bei gleichem Werkstoff der Heizplatten mit einer noch schnelleren Abnutzung zu rechnen. Daher sollen weitere hitzebeständige Werkstoffe, wie z. B. Legierungen auf Nickelbasis, oder hitzebeständige Beschichtungen bezüglich ihrer Standzeit unter den Bedingungen der Kontakterwärmung untersucht werden.

Die internen Anforderungen von unterschiedlichen Originalausrüstungsherstellern (OEM) an die Biegewinkel können sich unterscheiden. Beispielsweise beträgt laut Anforderungen von BMW der minimale Biegewinkel für eine 1,5-mm-Platine 60° und für eine 2,0-mm-Platine 50°, was deutlich größer ist als die von Daimler geforderten Werte von entsprechend 41° und 36° für Platinen der gleichen Dicken. Aufgrund der geringeren Randentkohlung der kurzzeitaustenitisierten Platinen können bei diesen Platinen die kleineren Biegewinkel, welche insbesondere bei Dicken ab 1,5 mm auftreten, in Bezug auf die bestehenden industriellen Normen problematisch sein. Insbesondere gilt dies für Bauteile aus Stählen wie z. B. 37MnB5, die 22MnB5 ähnlich sind, aber ein höheren Kohlenstoffgehalt besitzen, da generell der Biegewinkel solcher Stähle im gehärteten Zustand mit der Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes

absinkt. Hier könnten Verbundwerkstoffe, wie z. B. Tribond von Thyssenkrupp, zum Einsatz kommen, da die äußeren Schichten des Verbundes aus nichthärzbarem Stahl bestehen und somit ähnlich wie eine weiche randentkohlte Schicht der Entstehung und Ausbreitung von Rissen während eines Biegeversuchs bzw. im Crashfall entgegenwirken.

Ein weiterer Nachteil der Kontakterwärmung besteht darin, dass mittels dieser Erwärmungstechnologie die beschichteten Platinen, die einen aktiven und/oder passiven Korrosionsschutz der daraus gefertigten Bauteile bei ihrem späteren Einsatz im Auto bieten, nur bedingt bearbeitet werden können. Dieses Problem kann einerseits, analog zu den schon bekannten Lösungen für die induktive Erwärmung, durch Vorlegieren der Schutzschicht bei Erwärmung in einem Ofen vor der anschließenden Kontakterwärmung gelöst werden. Allerdings wird mit diesem zusätzlichen Erwärmungsschritt der wichtigste Vorteil der KZA mittels Kontakterwärmung, nämlich die sehr zeiteffiziente Erwärmung, signifikant reduziert. In diesem Fall können mehrschichtige Stähle verwendet werden, die analog zum Tribond z. B. aus sehr dünnen Außenschichten aus einer rostfreien Legierung und einem presshärzbaren Stahl in der Mitte des Verbundes bestehen.

Unabhängig von diesen noch offenen Fragen kann die Kurzzeitaustenitisierung unter Zuhilfenahme der Kontakterwärmung als Alternative für die konventionelle Ofenerwärmung betrachtet werden, wodurch die bestehenden Presshärtelinien zeit- und energieeffizienter gestaltet werden können.



## 7 Literaturverzeichnis

- [Alt15] Altendorf, H. et al.: Direct Estimation of Austenitic Grain Dimensions in Heat Affected Zones of a Martensitic Steel from EBSD Images. In *Journal of microscopy*, 2015, 258; S. 87–104.
- [ANS14] ANSYS Inc.: ANSYS Workbench, 2014.
- [Arc17] ArcelorMittal: Steels for hot stamping -Usibor® and Ductibor®, 2017.
- [Ary16] Arya, C. et al.: The Role of Crystallographic Orientation of Martensitic Variants on Cleavage Crack Propagation. In *arXiv:1606.09474 [cond-mat.mtrl-sci]*, 2016; S. 1–8.
- [Aut12] Autengruber, R. et al.: Surface and Coating Analysis of Press-Hardened Hot-Dip Galvanized Steel Sheet. In *steel research international*, 2012, 83; S. 1005–1011.
- [Bar09] Barcellona, A.; Palmeri, D.: Effect of Plastic Hot Deformation on the Hardness and Continuous Cooling Transformations of 22MnB5 Microalloyed Boron Steel. In *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40; S. 1160–1174.
- [Bar10] Bardelcik, A. et al.: Effect of Cooling Rate on the High Strain Rate Properties of Boron Steel. In *International Journal of Impact Engineering*, 2010, 37; S. 694–702.
- [Bar12] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: *Werkstoffkunde*. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2012.
- [Bec14] Becker, J.; Myslowicki, S.; Pieronek, D.: Werkstoffverbund TriBond® - Neue Möglichkeiten in der Warmumformung. In (Merklein, M. Hrsg.): *Tagungsband zum 9. Erlanger Workshop Warmblechumformung*. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2014; S. 1–12.
- [Bha01] Bhadeshia, H. K. D. H.: *Bainite in steels*. IOM Communications Ltd, London, 2001.
- [Bia15] Bian, J. et al.: Impact of Nb Microalloying on the Hydrogen Embrittlement of Press hardening Steel. In (Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. Hrsg.): *Proceedings of 5th International Conference "Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel"*. Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, 2015; S. 65–76.
- [Böc11] Böckh, P.; Wetzel, T.: *Wärmeübertragung. Grundlagen und Praxis*. Springer, Heidelberg, Dordrecht, London, New York, 2011.
- [Bor16] Borgard, B. (Betreuer Schaper, M.): *Untersuchung der Auswirkungen von verschiedenen Kurzzeitaustenitierungsparametern auf die mechanischen Eigenschaften von 22MnB5 während der Kurzzeitaustenitierung*. Universität Projektarbeit, Universität Paderborn, Lehrstuhl für Werkstoffkunde, 2016.
- [Bre15] Brecht, J. et al.: 2015 Warmgeformte Tailor Rolled Products mit maßgeschneiderten Bauteileigenschaften durch den Einsatz von partiell beheizten Presshärterwerkzeugen. In (Merklein, M. Hrsg.): *Tagungsband zum 10. Erlanger Workshop Warmblechumformung*. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2015; S. 47–58.
- [Bun16] Bundesministerium für Umwelt; Naturschutz; Bau und Reaktorsicherheit (BMUB): *Klimaschutzplan 2050*, 2016.
- [Cab01] Caballero, F.; Capdevila, C.; García de Andrés, C.: Modelling of Kinetics of Austenite Formation in Steels with Different Initial Microstructures. In *ISIJ International*, 2001, 41; S. 1093–1102.

- [Car14] Carsten, T.: Warmformlinie sowie Verfahren zur Herstellung eines warmumgeformten und pressgehärteten Kraftfahrzeugbauteils, 2014.
- [Che88] Cheng, L. et al.: The Tempering of Iron-Carbon Martensite; Dilatometric and Calorimetric Analysis. In Metallurgical Transactions A, 1988, 19A; S. 2415–2426.
- [Cho14] Choi, W. S.; Cooman, B. C. de: Characterization of the Bendability of Press-Hardened 22MnB5 Steel. In steel research international, 2014, 85; S. 824–835.
- [Cla11] Clarke, K. D. et al.: Induction Hardening 5150 Steel. Effects of Initial Microstructure and Heating Rate. In Journal of Materials Engineering and Performance, 2011, 20; S. 161–168.
- [Clo14] Close, D. et al.: 2014 Challenges in Corrosion Protection for Press-Hardened Steels. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 9. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2014; S. 31–52.
- [DeA11] DeArdo, A. et al.: Crystallographic Analysis of Martensite in 0.2C-2.0Mn-1.5Si-0.6Cr Steel by EBSD. In La Metallurgia Italiana, 2011; S. 13–22.
- [Deu09a] DIN 50125:2009, Prüfung metallischer Werkstoffe - Zugproben.
- [Deu09b] DIN EN ISO 6892-1:2009, Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (ISO 6892-1:2009); Deutsche Fassung EN ISO 6892-1:2009.
- [Deu13] DIN EN ISO 643:2013, Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße (ISO 643:2012); Deutsche Fassung EN ISO 643:2012.
- [Deu16] Permodur 4841. Werkstoffdatenblatt X15CrNiSi25-21 / 1.4841, 2016.
- [Dia82] Diachenko, S.: Entstehung von Austenit in Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Metallurgie, Moskau, 1982.
- [Dic08] Dick, P. et al.: Warmumformung bei Daimler - Ein heiß diskutiertes Verfahren. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2008; S. 41–56.
- [Dir74] Dirnfeld, S.; Korevaar, B.; Van't Spijker, F.: The Transformation to Austenite in a Fine Grained Tool Steel. In Metallurgical Transactions, 1974, 5; S. 1437–1444.
- [Egg13] Eggers, U. et al.: Werkstoff- und Halbzeugtechnologien für Leichtbau-Anwendungen. In (Friedrich, H. Hrsg.): Leichtbau in der Fahrzeugtechnik. Springer Fachmedien Wiesbaden, Wiesbaden, 2013; S. 443–727.
- [Eng06] Engels, H.; Schalmin, O.; Müller-Bollenhagen, C.: Controlling and Monitoring of the Hot Stamping Process of Boron Alloyed Heat Treated Steels. In (Liewald, M. Hrsg.): Proceedings of The International Conference "New Development in Sheet Metal Forming Technology". Forschungsgesellschaft Umformtechnik mbH, Stuttgart, 2006; S. 135–150.
- [Esc15] Escher, C.; Wilzer, J.: Tool Steels for Hot Stamping of High Strength Automotive Body Parts. In (Theisen, W. Hrsg.): Proceedings of 3rd International Conference "Stone and Concrete Machining". Ruhr-Universität Bochum, Bochum, 2015; S. 219–228.
- [Fad06] Faderl, J.; Radlmayr, K.: Ultraform und Ultraform\_PHS - Innovation Made by Voestalpine. In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2006; S. 130–149.

- [Fan12] Fan, D. W.; Cooman, B. C. de: State-of-the-Knowledge on Coating Systems for Hot Stamped Parts. In *steel research international*, 2012, 83; S. 412–433.
- [Feu11] Feuser, P.: Simulation eines partiellen Presshärteprozesses unter Berücksichtigung thermomechanischer und metallurgischer Zusammenhänge. In (Merklein, M. Hrsg.): *Tagungsband zum 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung*. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2011; S. 37–58.
- [Feu15] Feuser, P.; Baumann, M.: Nachträgliches Lasererwärmen von pressgehärteten Bauteilen für den Prototypen- und Serienprozess? Prozessfenster und Herausforderungen. In (Merklein, M. Hrsg.): *Tagungsband zum 10. Erlanger Workshop Warmblechumformung*. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2015; S. 95–114.
- [Fon15] Fonstein, N.: *Advanced High Strength Sheet Steels. Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*. Springer, Cham, Heidelberg, New York, Dordrecht, London, 2015.
- [Gal16] Galliardt, A. (Betreuer Schaper, M.): Einfluss der Haltedauer bei der Kurzzeitaustenitisierung auf die Eigenschaften und Mikrostruktur des Stahles 22MnB5. Bachelorarbeit, Universität Paderborn, Lehrstuhl für Werkstoffkunde, 2016.
- [Gar01] Garlipp, W.; Cilense, M.; Novaes Gomes, S.: Austenite Decomposition of C-Mn Steel Containing Boron by Continuous Cooling. In *Journal of Materials Processing Technology*, 2001; S. 71–74.
- [Gar17] Garthe, K.-U. (Betreuer Schaper, M.): Einfluss der Ausgangsmikrostruktur auf die mechanischen Eigenschaften und die resultierende Mikrostruktur nach der Kurzzeitaustenitisierung und dem Presshärten. Studienarbeit, Universität Paderborn, Lehrstuhl für Werkstoffkunde, 2017.
- [Gar81] Garcia, C.; DeArdo, A.: Formation of Austenite in 1.5 pct Mn Steels. In *Metallurgical Transactions A*, 1981, 12A; S. 521–530.
- [Gau03] Gaude-Fugarolas, D.; Bhadeshia, H.: A Model for Austenitisation of Hypoeutectoid Steels. In *Journal of materials Science*, 2003, 38; S. 1195–1201.
- [Gei05] Geiger, M.; Merklein, M.; Hoff, C.: Basic Investigations on the Hot Stamping Steel 22MnB5. In *Advanced Materials Research*, 2005, 6-8; S. 795–804.
- [Gei07] Geiger, M.; Merklein, M.: Sheet Metal Forming - A New Kind of Forge for the Future. In *Key Engineering Materials*, 2007, 344; S. 9–20.
- [Geo13] Georges, C. et al.: Absorption/Desorption of Diffusible Hydrogen in Aluminized Boron Steel. In *ISIJ International*, 2013, 53; S. 1295–1304.
- [Ger15] Gerhardt, K.: Untersuchungen zur konduktiven Erwärmung für Warmzugversuche an Blechen. Dissertation, Aachen, 2015.
- [Ger16] Gerber, T. et al.: Portfolio der Warmumformstähle für differenzierte Bauteilanforderungen. In (Merklein, M. Hrsg.): *Tagungsband zum 11. Erlanger Workshop Warmblechumformung*. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2016; S. 145–162.
- [Göt13] Götze, U.; Zönnchen, S.; Schönherr, J.: Wirtschaftliche Bewertung von Prozesskettenvarianten am Beispiel von Strukturbauteilen. In (Neugebauer, R.; Götze, U.; Drossel, W. Hrsg.): *Tagungsband zum 1. und 2. Methodenworkshop der Querschnittsarbeitsgruppe 1 „Energetisch-wirtschaftliche Bilanzierung“* des

- Spitzentechnologieclusters eniPROD. Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, 2013; S. 375–396.
- [Gra71] Grange, R.: The Rapid Heat Treatment of Steel. In Metallurgical Transactions, 1971, 2; S. 65–78.
- [Gri11] Griesbach, B.; Neudel, C.; Bader, K.: Fertigungstechnologien partiell pressgehärteter Bauteile für die ultra-Leichtbaukarosserie. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2011; S. 15–36.
- [Gri73] Gridnew, V. et al.: Physikalische Grundlagen der elektrothermischen Verfestigung von Stahl (auf Russisch). Naukowa Dumka, Kiew, 1973.
- [Han15] Han, Q. et al.: Low Temperature Hot Forming of Medium-Mn Steel. In (Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. Hrsg.): Proceedings of 5th International Conference "Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel". Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, 2015; S. 381–390.
- [Hei08] Hein, P.; Wilsius, J.: Status and Innovation Trends in Hot Stamping of USIBOR 1500 P. In steel research international, 2008; S. 85–91.
- [Hie16] Hielscher, C. et al.: Herstellung von gradierten Bauteileigenschaften beim Presshärten durch gezielte Zwischenkühlung. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 11. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2016; S. 77–92.
- [Hik15] Hikida, K.; Kojima, N.: Effects of Heating Time on Transformation during Cooling of Boron Steel Sheets. In (Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. Hrsg.): Proceedings of 5th International Conference "Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel". Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, 2015; S. 541–548.
- [Hip14] Hippchen, P. et al.: Ein Ansatz zur Definition einer Prozessvorschrift für den indirekten Presshärteprozess mittels FE-Simulation. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 9. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2014; S. 113–126.
- [Hoc12] Hochholdinger, B.: Simulation des Presshärteprozesses und Vorhersage der mechanischen Bauteileigenschaften nach dem Härten. Dissertation, Zürich, 2012.
- [Hol15] Holzweissig, M. J. et al.: Influence of Short Austenitization Treatments on the Mechanical Properties of Low-Alloy Steels for Hot Forming Applications. In Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46; S. 3199–3207.
- [Hom13] Homberg, W.; Rostek, T.: Thermo-Mechanical Hardening of Ultra High-Strength Steels. In Key Engineering Materials, 2013, 549; S. 133–140.
- [Jär16] Järvinen, H. et al.: The Effect of Initial Microstructure on the Final Properties of Press Hardened 22MnB5 Steels. In Materials Science and Engineering: A, 2016, 676; S. 109–120.
- [Jia14] Jian, B. et al.: Development of Niobium Alloyed Press Hardening Steel with Improved Properties for Crash Performance. In Advanced Materials Research, 2014, 1063; S. 7–20.
- [Jus13] Just, H.; Menter, A.; Suchantke, R.: Simulation eines Induktionkochfeldes. Zusammenfassendes Paper für das Projekt: Elektromagnetische Simulation, 2013.

- [Kar09] Karbasian, H.; Brosius, A.; Tekkaya, A.: Experimentelle und numerische Untersuchungen der prozessabhängigen Eigenschaften pressgehärteter Bauteile. In (Merklein, M.; Lechler, J. Hrsg.): Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2009; S. 17–32.
- [Kar10a] Karbasian, H. et al.: Einfluss der Prozessführung auf die Eigenschaften pressgehärteter Bauteile. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2010; S. 103–120.
- [Kar10b] Karbasian, H.; Tekkaya, A. E.: A Review on Hot Stamping. In *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210; S. 2103–2118.
- [Kar15a] Karthikeyan, T. et al.: Estimation of Martensite Feature Size in a Low-Carbon Alloy Steel by Microtexture Analysis of Boundaries. In *Micron*, 2015, 68; S. 77–90.
- [Kar15b] Karaca, M. (Betreuer Schaper, M.): Analyse der Eigenschafts- und Mikrostrukturänderungen des presshärtenden Stahl 22MnB5 infolge der Kurzzeitaustenitisierung. Bachelorarbeit, Universität Paderborn, Lehrstuhl für Werkstoffkunde, 2015.
- [Kei16] Keisch, R. et al.: Warmumformung verzinkter Stähle. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 11. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2016; S. 131–144.
- [Kel01] Kelkar, A.; Roth, R.; Clark, J.: Automobile Bodies: Can Aluminum Be an Economical Alternative to Steel? In *JOM*, 2001; S. 28–32.
- [Kel60] Kelly, P.; Nutting, J.: The Martensite Transformation in Carbon Steels. In (Royal Society Hrsg.): *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*. The Royal Society Publishing, London, 1960; S. 45–58.
- [Kid69] Kidin, I.: *Physikalische Grundlagen der elektrothermischen Behandlung von Metallen und Legierungen (auf Russisch)*. Metallurgie, Moskau, 1969.
- [Kin10] Kinsey, B.: Tailor Welded Blanks for the Automotive Industry. In (Kinsey, B.; Wu, X. Hrsg.): *Tailor Welded Blanks for Advanced Manufacturing*. CRC Press; Woodhead, Boca Raton, Oxford, 2010; S. 164–180.
- [Kne07] Knezar, K. et al.: Formhärten von feuerverzinktem 22MnB5: ein stabiler und reproduzierbarer Prozess. In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2007; S. 131–148.
- [Kol08a] Kolleck, R.; Veit, R.: Möglichkeiten zur lokalen Beeinflussung der Bauteilfestigkeit beim Presshaerten. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2008; S. 65–72.
- [Kol08b] Kolleck, R.; Veit, R.; Lenze, F.: Alternative Erwärmungstechnologien für die temperierte Blechumformung. In (Liewald, M. Hrsg.): Tagungsband "Neuere Erwärmungstechnologien in der Blechumformung". MAT INFO, Frankfurt am Main, 2008; S. 226–234.
- [Kol09] Kolleck, R. et al.: Investigation on Induction Heating for Hot Stamping of Boron Alloyed Steels. In *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 2009, 58; S. 275–278.

- [Kol11] Kolleck, R.; Veit, R.: Current and Future Trends in the Field of Hot Stamping of Car Body Parts. In (Wieland, H. Hrsg.): Proceedings of 3rd International Conference on Steels in Cars and Trucks. Stahleisen, Düsseldorf, 2011; S. 67–74.
- [Kra01] Krauss, G.: Deformation and Fracture in Martensitic Carbon Steels Tempered at Low Temperatures. In Metallurgical and Materials Transactions B, 2001, 32; S. 205–221.
- [Kro04] Krogmeier, J.; Reinhold, P.; Böke, J.: Verfahren zur Herstellung eines Formbauteils mit mindestens zwei Gefügebereichen unterschiedlicher Duktilität und Durchlauföfen hierfür, 2004.
- [Küp13] Küpfmüller, K.; Mathis, W.; Reibiger, A.: Theoretische Elektrotechnik. Eine Einführung. Springer, Berlin, Heidelberg, 2013.
- [Kur15] Kurz, T. et al.: Zinc Coated Press-Hardening Steel. Challenges and Solutions, 2015.
- [Lau07] Laumann, T.; Pfestorf, M.: Potential verzinkter Warmumformteile für den Einsatz in der Rohkarosserie. In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2007; S. 149–162.
- [Law80] Law, N.; Edmonds, D.: The Formation of Austenite in a Low-Alloy Steel. In Metallurgical Transactions A, 1980, 11A; S. 33–46.
- [Leh08] Lehmann, H.; Schwartz, R.: Rollenherdöfen für das Presshärten. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2008; S. 57–64.
- [Leh16] Lehmann, H.; Feuser, P.: Realisierung von "Tailored Properties" an pressgehärteten Bauteilen mittels "Thermischem Printing". In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 11. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2016.
- [Len07a] Lenze, F.-J.; Bien, J.; Sikora, S.: Einsatz pressgehärteter Stähle im Karosseriebau. In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2007; S. 13–22.
- [Len07b] Lenze, F.; Sikora, S.: Vorrichtung und Verfahren zum Umformen von Platinen aus höher- und höchstfesten Stählen, 2007.
- [Len08] Lenze, F.; Sikora, S.; Banik, J.: Herstellung von gewichtsoptimierten Strukturbauteilen durch den Einsatz presshärterbarer Stähle. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2008; S. 107–120.
- [LeP80] LePera, F. S.: Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel. In JOM, 1980, 32; S. 38–39.
- [Lia15] Liang, W. et al.: Conduction Heating of Boron Alloyed Steel in Application for Hot Stamping. In International Journal of Precision Engineering and Manufacturing, 2015, 16; S. 1983–1992.
- [Liv05] Livatyali, H.; Terziakin, M.: Forming of Heat Treatable-High Strength Steel Sheets at Elevated Temperature. In (Hagen, I.; Wieland, H. Hrsg.): Steel - Future for the Automotive Industry. Stahleisen, Düsseldorf, 2005; S. 187–195.
- [Löb16] Löbbe, C. et al.: Setting Mechanical Properties of High Strength Steels for Rapid Hot Forming Processes. In Materials, 2016, 9; S. 229.

- [Lol13] Lolla, T. et al.: Development of Rapid Heating and Cooling (Flash Processing) Process to Produce Advanced High Strength Steel Microstructures. In *Materials Science and Technology*, 2013, 27; S. 863–875.
- [Lun97] Lundström: Verfahren zur Herstellung von Stahlblechprodukten, 1997.
- [Mai08] Maikranz-Valentin, M. et al.: Components with Optimised Properties due to Advanced Thermo-mechanical Process Strategies in Hot Sheet Metal Forming. In *steel research international*, 2008, 79; S. 92–97.
- [Mai15] Maier, H. et al.: Formhärten und Spraykühlung - Potenziale und Anwendungsmöglichkeiten. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 10. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2015; S. 59–80.
- [Mar11] Marten, T.; Niewel, J.; Tröster, T.: Untersuchung alternativer Erwärmungsverfahren für den Presshärteprozess. In *HTM Journal of Heat Treatment and Materials*, 2011, 66; S. 309–315.
- [Mar15] Marten, T.; Block, H.; Tröster, T.: Partial Hardening of New Press Hardenable Steels. In (Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. Hrsg.): Proceedings of 5th International Conference "Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel". Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, 2015; S. 231–240.
- [Mat15] Matsumoto, M.; Takemoto, Y.; Senuma, T.: 2015 Influence of Microstructures on Hydrogen Embrittlement Susceptibility of Hot Stamped Ultrahigh Strength Components. In (Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. Hrsg.): Proceedings of 5th International Conference "Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel". Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, 2015; S. 55–64.
- [Mei17] Meine, J. (Betreuer Schaper, M.): Einfluss der Kurzzeitaustenitierungsparameter auf die mechanischen Eigenschaften und Mikrostruktur des Stahls 22MnB5 unter Berücksichtigung des Temperaturverlaufs während der Wärmebehandlung. unveröffentlichte Studienarbeit, Universität Paderborn, Lehrstuhl für Werkstoffkunde, 2017.
- [Mel73] Melloy, G.; Slimmon, P.; Podgursky, P.: Optimizing the Boron Effect. In *Metallurgical Transactions*, 1973, 4; S. 2279–2289.
- [Mer06] DBL 4093:2006, Body Components Manufactured from Press-Hardened Steel Sheets.
- [Mer08] Merklein, M.; Lechler, J.; Stoehr, T.: Characterization of Tribological and Thermal Properties of Metallic Coatings for Hot Stamping Borron-Manganese Steels. In (Bouzakis, K. et al. Hrsg.): Proceedings of the 7th International Conference "THE Coatings in Manufacturing Engineering". Ed. Ziti, Thessaloniki, 2008; S. 219–228.
- [Mer09] Merklein, M.; Lechler, J.: Determination of Material and Process Characteristics for Hot Stamping Processes of Quenchenable Ultra High Strength Steels with Respect to a FE-based Process Design. In *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, 2009, 1; S. 411–426.
- [Mer14] Merklein, M. et al.: A Review on Tailored Blanks—Production, Applications and Evaluation. In *Journal of Materials Processing Technology*, 2014, 214; S. 151–164.
- [Mer16] Merklein, M. et al.: Hot Stamping of Boron Steel Sheets with Tailored Properties. A review. In *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 228; S. 11–24.
- [Mes14a] Meschut, G.; Olfemann, T.; Hörhold, R.: Entwicklung mechanischer und hybrider Füge-technologien für höchstfeste Stähle in Mischbaustrukturen. In (Merklein, M.

- Hrsg.): Tagungsband zum 9. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2014; S. 127–144.
- [Mes14b] Meschut, G.; Janzen, V.; Olfemann, T.: Innovative and Highly Productive Joining Technologies for Multi-Material Lightweight Car Body Structures. In *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, 23; S. 1515–1523.
- [Mor05] Mori, K.; Maki, S.; Tanaka, Y.: Warm and Hot Stamping of Ultra High Tensile Strength Steel Sheets Using Resistance Heating. In *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 2005, 54; S. 209–212.
- [Mor06] Morito, S. et al.: Effect of Block Size on the Strength of Lath Martensite in Low Carbon Steels. In *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 438-440; S. 237–240.
- [Mor10a] Mori, K.; Okuda, Y.: Tailor Die Quenching in Hot Stamping for Producing Ultra-High Strength Steel Formed Parts Having Strength distribution. In *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 2010, 59; S. 291–294.
- [Mor10b] Morito, S. et al.: Effect of Cooling Rate on Morphology and Crystallography of Lath Martensite in Fe-Ni Alloys. In *Materials Science Forum*, 2010, 638-642; S. 1459–1463.
- [Mor13] Morito, S. et al.: Effect of Solution Carbon and Retained Austenite Films on the Development of Deformation Structures of Low-Carbon Lath Martensite. In *ISIJ International*, 2013, 53; S. 2226–2232.
- [Nac01] Nacke, B. et al.: Transverse Flux Heating in Modern Energy Saving Lines for Metal Rolling and Treatment. In (Nacke, B. Hrsg.): *Proceedings of International Scientific Colloquium "Modelling for Saving Resources"*, 2001; S. 147–152.
- [Nad07a] Naderi, M.: Hot Stamping of Ultra High Strength Steels. Dissertation, Aachen, 2007.
- [Nad07b] Naderi, M.; Bleck, W.: Martensitic Transformation during Simultaneous High Temperature Forming and Cooling Experiments. In *steel research international*, 2007, 78; S. 914–920.
- [Nad08] Naderi, M.; Saeed-Akbari, A.; Bleck, W.: The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel. In *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 487; S. 445–455.
- [Nag12] Naganathan, A.; Penter, L.: Hot Stamping. In (Altan, T.; Tekkaya, A. Hrsg.): *Sheet Metal Forming - Processes and Applications*. ASM International, 2012; S. 133–156.
- [Neu12] Neugebauer, R. et al.: Press hardening — An Innovative and Challenging Technology. In *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2012, 12; S. 113–118.
- [Nie16] Niese, M. et al.: *Warmformlinie und Verfahren zur Herstellung von warmumgeformten Blechprodukten*, 2016.
- [Nik12] Nikravesh, M.; Naderi, M.; Akbari, G. H.: Influence of Hot Plastic Deformation and Cooling Rate on Martensite and Bainite Start Temperatures in 22MnB5 Steel. In *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 540; S. 24–29.
- [Nis13] Nishibata, T.; Kojima, N.: Effect of Quenching Rate on Hardness and Microstructure of Hot-Stamped Steel. In *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 577; S. 549–554.

- [Orl73] Orlich, J.; Rose, A.; Wiest, P.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Stahleisen M.B.H., Düsseldorf, 1973.
- [Ost13] Ostiari, E.; Vecchi, C.: Sustainable Mobility. Lightweighting: the Players, the Stakes and the Keys to Unlocking Potential Gains. Tanghe Printing, Comines, 2013.
- [Pfe15] Pfeifer, F. (Betreuer Schaper, M.): Kurzzeitaustenitisierung von niedriglegierten presshärtbaren Stählen - Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften. Bachelorarbeit, Universität Paderborn, Lehrstuhl für Werkstoffkunde, 2015.
- [Pin18] Ping, D. H. et al.: Lath formation mechanisms and twinning as lath martensite substructures in an ultra low-carbon iron alloy. In Scientific reports, 2018, 8; S. 14264.
- [Plo11a] Ploshikhin, V.; Kaiser, J.; Bleier, H.: Neue Entwicklungen in der Erwärmungstechnologie beim Warmumformen von Blechen. In (Kawalla, R. Hrsg.): Tagungsband zum MEFORM 2011: Werkstoffkennwerte für die Simulation von Umformprozessen. Technische Universität Bergakademie Freiberg, Freiberg, 2011; S. 1–12.
- [Plo11b] Ploshikhin, V. et al.: New Heating Technology for Furnace-Free Press Hardening Process: Tools and Technologies for Processing Ultra High Strength Materials, 19-21 September 2011, 2011; S. 1–8.
- [Pus15] Pushkareva, I. et al.: Relationship between Microstructure, Mechanical Properties and Damage Mechanisms in High Martensite Fraction Dual Phase Steels. In ISIJ International, 2015, 55; S. 2237–2246.
- [Ras14] Rasera, J. N.; Daun, K. J.; D'Souza, M.: Direct Contact Heating for Hot Forming Die Quenching: ASME 2014 International Mechanical Engineering Congress and Exposition, Friday 2014; S. 1–8.
- [Raw22] Rawdon, H.; Sillers, F.: Preparation and Properties of Pure Iron Alloys: III. Effect of Manganese on the Structure of Alloys of the Iron-Carbon System. In Scientific Papers of the Bureau of Standards, 1922, 18; S. 637–653.
- [Rob43] Roberts, G.; Mehl R.: The Mechanism and the Rate of Formation of Austenite from Ferrite-Cementite Aggregates. In Transactions of American Society for Metals, 1943, 31; S. 613–650.
- [Rob47] Robinson, M.: The Characteristics of the Formation of Austenite in Eutectoid Steel. Master Thesis, 1947.
- [Rud03] Rudnev, V. et al.: Handbook of Induction Heating. Marcel Dekker, Inc., New York, Basel, 2003.
- [Sae97] Saeglitz, M.; Krauss, G.: Deformation, Fracture, and Mechanical Properties of Low-Temperature-Tempered Martensite in SAE 43xx Steels. In Metallurgical and Materials Transactions A, 1997, 28A; S. 377–387.
- [Sal17] Salzgitter Flachstahl: 22MnB5. Borlegierte Vergütungsstähle, 2017.
- [Sch03] Schüble, H.; Nikanorov, A.; Nacke, B.: Development and Investigation of Flexible Transverse Flux Heaters. In (Nacke, B.; Baake, E. Hrsg.): Proceedings of the International Scientific Colloquium "Modelling for Electromagnetic Processing". Univ., Inst. for Electrothermal Processes, Hannover, 2003; S. 45–50.
- [Sch10] Schaper, M. et al.: Modellierung des Werkstoffverhaltens beim Warmumformen höchstfester Stähle auf der Basis mikrostruktureller Vorgänge. In (Merklein, M.

- Hrsg.): Tagungsband zum 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2010; S. 141–162.
- [Sch11] Schwartz, R.; Lehmann, H.: Aktuellste Entwicklungen bei Schwartz Öfen für das Press-Härten. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2011; S. 141–162.
- [Sch14a] Schillé, J.; Guo, Z.; Saunders, N.: JMatPro®. Sente Software Ltd., 2014.
- [Sch14b] Schaper, M.: Mikrostrukturelle Vorgänge bei der Verformung verschiedener höher- und höchstfester Stahlblechwerkstoffe. Habilitation, Garbsen, 2014.
- [Sch15] Schmitz, F. (Betreuer Grydin, O.): Analyse des Einflusses der plastischen Vorverformung auf das Umwandlungsverhalten und die resultierenden mechanischen Eigenschaften des hochfesten presshärtenden Stahles. Studienarbeit, Universität Paderborn, Lehrstuhl für Werkstoffkunde, 2015.
- [Sha09] Shapiro, A.: Using LS-Dyna for Hot-Stamping. In (Dynamore GmbH Hrsg.): Proceedings of 7th European LS-Dyna Conference. DYNAMore GmbH, Stuttgart, 2009; S. 1–9.
- [Shu04] Shutts, A.: Effects of Heating Rate and Prior Microstructure on SAE 1541 Forging Steel, Forging Industry Educational and Research Foundation, 2004.
- [Sik15] Sikora, S. et al.: Herausforderungen und resultierende Entwicklungen in der Warmumformung. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 10. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2015; S. 33–46.
- [So08] So, H.; Hoffmann, H.; Golle, R.: Schneidstrategien zum wirtschaftlichen Zerteilen pressgehärteter Stahlbleche. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2008; S. 149–168.
- [Spe13] Spehner, D.; Kefferstein, R.; Drillet, P.: Coated Steel Stamped Product, 2013.
- [Spe72] Speich, G.; Leslie, W.: Tempering of steel. In Metallurgical Transactions, 1972, 3; S. 1043–1054.
- [Spe81] Speich, G.; Demarest, V.; Miller, R.: Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels. In Metallurgical Transactions A, 1981, 12A; S. 1419–1428.
- [SSA17] SSAB AB: DOCOL®: The Automotive Steel, 2017.
- [Ste07] Steinhoff, K. et al.: Bauteile mit maßgeschneiderten Eigenschaften durch neuartige thermo-mechanische Prozessstrategien in der Warmblechumformung. In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2007; S. 1–12.
- [Sto07] Stopp, R. et al.: Warmblechumformen in der Automobil-Serienfertigung - Status, Trends, Potenziale. In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2007; S. 23–36.
- [Str08] Streitberger, H.; Dössel, K.: Automotive Paints and Coatings. Wiley-VCH, Weinheim, 2008.
- [Sun13] Sun, C. N.; Zhang, H. H.: Microstructural Evolution and Quenching Properties of 22MnB5 Steel for Hot Stamping during Resistance Heating. In Advanced Materials Research, 2013, 849; S. 75–80.

- [Tek07] Tekkaya, A. E. et al.: Thermo-mechanical coupled simulation of hot stamping components for process design. In *Production Engineering*, 2007, 1; S. 85–89.
- [Ter00] Terziakin, M.: Instant Heating Process with Electric Current Application to the Workpiece for High Strength Metal Forming, 2000.
- [The84] Thelning, K.: *Steel and its Heat Treatment*. Butterworth Heinemann, Oxford, 1984.
- [thy11] thyssenkrupp Steel Europe AG: GammaProtect®: kathodischer Korrosionsschutz für die Warmumformung, 2011.
- [thy17] thyssenkrupp Steel Europe AG: MBW® - Produktinformation Mangan-Bor-Stähle für die Warmumformung, 2017.
- [VDI14] VDI-Gesellschaft Materials Engineering: *Werkstoffinnovationen für nachhaltige Mobilität und Energieversorgung*, Düsseldorf, 2014.
- [Vei10] Veit, R. et al.: Untersuchung der Phasenbildung bei der Erwärmung Al/Si-beschichteter Formplatinen. In (Merklein, M. Hrsg.): *Tagungsband zum 5. Erlanger Workshop Warmblechumformung*. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2010; S. 15–28.
- [Vei11a] Veit, R. et al.: Phase Formation of Al/Si-Coatings during Induction Heating of Boron Alloyed Steel Sheets: Tools and Technologies for Processing Ultra High Strength Materials, 19-21 September 2011, 2011; S. 225–233.
- [Vei11b] Veit, R. et al.: Development of a Close-to-Production Prototype of an Induction Heating Device for Hot Stamping of Boron Alloyed Steels. In (Wieland, H. Hrsg.): *Proceedings of 3rd International Conference on Steels in Cars and Trucks*. Stahleisen, Düsseldorf, 2011; S. 83–90.
- [Ver10] VDA 238-100:2010, Plättchen-Biegeversuch für metallische Werkstoffe.
- [Vib16a] Vibrans, T.: *Induktive Erwärmung von Formplatinen für die Warmumformung*. Dissertation, Chemnitz, 2016.
- [Vib16b] Vibrans, T. et al.: Entwicklung einer Anlage zur induktiven Erwärmung von Formplatinen. In *Elektrowärme International*, 2016, 1; S. 39–44.
- [Voe12] voestalpine Steel Division: *Feuerverzinktes Stahlband: phs-ultraform 1500 Z140*, 2012.
- [Wei16] Weiß-Borkowski, N.: *Analyse des Verformungsverhaltens von Übergangszonen partiell pressgehärteter Strukturen*. Dissertation, Paderborn, 2016.
- [Wil06] Wilsius, J.; Hein, P.; Kefferstein, R.: Stand und Weiterentwicklung der Warmumformung von USIBOR 1500P. In (Geiger, M.; Merklein, M. Hrsg.): *Tagungsband zum 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung*. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2006; S. 82–101.
- [Wil14] Wilzer, J. J.: *Wärmeleitfähigkeit martensitisch härtbarer Stähle. Physikalische Zusammenhänge, Einflussfaktoren und technischer Nutzen*. Lehrstuhl Werkstofftechnik, RUB, Bochum, 2014.
- [Win14] Windmann, M.; Röttger, A.; Theisen, W.: Formation of Intermetallic Phases in Al-coated Hot-Stamped 22MnB5 Sheets in Terms of Coating Thickness and Si Content. In *Surface and Coatings Technology*, 2014, 246; S. 17–25.
- [Xu14] Xu, Y. et al.: Temperature Distribution of Boron-Manganese Sheet Metal Blank by Induction Heating in Application for Hot Stamping. In *Engineering(BeiJing)*, 2014, 12; S. 21.

- 
- [Yi15] Yi, H.; Du, P.; Wang, B.: A New Invention of Press-Hardened Steel Achieving 1880 MPa Tensile Strength Combined with 16% Elongation in Hot-Stamped Parts. In (Steinhoff, K.; Oldenburg, M.; Prakash, B. Hrsg.): Proceedings of 5th International Conference "Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel". Wissenschaftliche Scripten, Auerbach, 2015; S. 725–734.
- [Zän17] Zänker, D. (Betreuer Schaper, M.): Charakterisierung eines pressgehärteten Demonstrators nach einer Kurzzeitaustenitisierung durch Kontakterwärmung. Projektarbeit, Universität Paderborn, Lehrstuhl für Werkstoffkunde, 2017.
- [Zei13] Zeichner, A.: Entwicklung einer Ofenrollenbeschichtung für das Presshärten, Aachen, 2013.
- [Zim11] Zimmermann, F. et al.: Aktuelle Anwendungen im Bereich der Warmumformung höchstfester Stahlgüten im Karosseriebau und zukünftige Trends. In (Merklein, M. Hrsg.): Tagungsband zum 6. Erlanger Workshop Warmblechumformung. Meisenbach-Verlag, Bamberg, 2011; S. 81–95.
- [Zim14] Zimmermann, F.: Generierung von maßgeschneiderten Bauteileigenschaften in PHS-Bauteilen durch Anlassen mittels Flamme. Dissertation, München, 2014.

**Formelzeichen und Abkürzungen***Lateinische Formelzeichen*

<u>Symbol</u>	<u>Erläuterung</u>	<u>Einheit</u>
$A$	Fläche der Platine	m <sup>2</sup>
$A_1$	Kontaktfläche jedes einzelnen Kühlkanals der Kühlplatte mit dem Wasser	mm <sup>2</sup>
$A_{30}$	Bruchdehnung der Proben mit einer Anfangsmesslänge von 30 mm	%
$A_{50}$	Bruchdehnung der Proben mit einer Anfangsmesslänge von 50 mm	%
$A_{C1}$	Temperatur des Beginns der $\alpha \rightarrow \gamma$ -Umwandlung in Stählen	°C
$A_{C3}$	Temperatur des Abschlusses der $\alpha \rightarrow \gamma$ -Umwandlung in Stählen	°C
$A_{CC}$	Temperatur des Abschlusses der Auflösung von Karbiden im Austenit	°C
$A_{g,y}$	Gleichmaßdehnung der geprüften Probe	%
$A_y$	Bruchdehnung der geprüften Probe	%
$A_Q$	Querschnittsfläche der Platine	mm <sup>2</sup>
$B_S$	Bainit-Starttemperatur	°C
$d$	Dicke der Platine	mm
$f$	Frequenz der Wechselfspannung	Hz
$I$	Stromstärke im Stromkreis bei konduktiver Erwärmung	A
$K$	Korngröße	µm
$l$	Länge der Platine	m
$L$	Rollenabstand	mm
$l_{30}$	Anfangsmesslänge von 30 mm	mm
$L_{KG}$	Länge der Messlinie bei der Bestimmung der Korngröße	µm
$l_y$	Anfangsmesslänge der geprüften Probe	mm
$M_F$	Martensit-Finishtemperatur	°C
$M_S$	Martensit-Starttemperatur	°C

<u>Symbol</u>	<u>Erläuterung</u>	<u>Einheit</u>
$P$	Leistung im Stromkreis bei der konduktiven Erwärmung	W
$\overline{P_{K/P/B}}$	Anzahl der Schnittpunkte der Korngrenzen von ehemaligen Austenitkörner / martensitischen Pakete / martensitischen Blöcke mit einer gezogener Messlinie	$\mu\text{m}^{-1}$
$Q_{Kon}$	Wärme, die in der Platine während der konduktiven Erwärmung erzeugt wird (laut dem Joule'schen Gesetz)	J
$\dot{Q}$	gesamter Wärmestrom in einem Rollenherdofen	W
$\dot{Q}_1$	Wärmestrom von der Kühlplatte zum durchfließenden Wasser	W
$\dot{Q}_{Kond}$	Anteil der Wärmeaustausch mit Körpern anderer Temperatur an dem gesamten Wärmestrom in einem Rollenherdofen	W
$\dot{Q}_{Konv}$	Anteil der Wärmekonvektion an dem gesamten Wärmestrom in einem Rollenherdofen	W
$\dot{Q}_{Reib}$	Anteil der Umwandlung mechanischer Reibarbeit in Wärme an dem gesamten Wärmestrom in einem Rollenherdofen	W
$\dot{Q}_{Str}$	Anteil der Wärmestrahlung an dem gesamten Wärmestrom in einem Rollenherdofen	W
$\dot{Q}_{Wärm}$	Wärmestrom bei der Kontakterwärmung	W
$\dot{Q}_{Wärm}^1$	Wärmestrom beim Einlegen der Platine in die Erwärmungs- bzw. Abkühlanlage	W
$R_{el}$	elektrischer Widerstand der Platine bei der konduktiven Erwärmung	$\Omega$
$R_m$	Zugfestigkeit	MPa
$R_{p0,2}$	Dehngrenze (bei einer plastischen Dehnung von 0,2 %)	MPa
$t$	Zeit	s

*Griechische Formelzeichen*

<u>Symbol</u>	<u>Erläuterung</u>	<u>Einheit</u>
$\alpha$	Biegewinkel	°
$\alpha_d$	Mindestbiegewinkel einer Platine der Dicke $d$	°
$\alpha_{Erw1}$	Wärmeübergangskoeffizient zwischen der Platine und Heizplatte vor dem Schließen des Erwärmungswerkzeuges (einseitige Wärmeleitung)	W/(m <sup>2</sup> ·K)
$\alpha_{Erw2}$	Wärmeübergangskoeffizient zwischen der Platine und Heizplatte nach dem Schließen des Erwärmungswerkzeuges (beiderseitige Wärmeleitung)	W/(m <sup>2</sup> ·K)
$\alpha_K$	Wärmeübergangskoeffizienten bei der Kontakterwärmung	W/(m <sup>2</sup> ·K)
$\alpha_{Konv}$	Wärmeübergangskoeffizient zwischen der Platine und der Umgebungsluft bei der Erwärmung der Platine in einem Rollenherdofen	W/(m <sup>2</sup> ·K)
$\alpha_{Konv1}$	Wärmeübergangskoeffizient zwischen dem Wasser und dem Kühlkanal beim Durchfließen des Wassers in der Kühlplatte	W/(m <sup>2</sup> ·K)
$\alpha_{Kühl1}$	Wärmeübergangskoeffizient zwischen der Platine und Kühlplatte vor dem Schließen des Abkühlwerkzeuges (einseitige Wärmeleitung)	W/(m <sup>2</sup> ·K)
$\alpha_{Kühl2}$	Wärmeübergangskoeffizient zwischen der Platine und Kühlplatte nach dem Schließen des Abkühlwerkzeuges (beiderseitige Wärmeleitung)	W/(m <sup>2</sup> ·K)
$\alpha_{Tran}$	Wärmeübergangskoeffizient zwischen der Platine und der Umgebungsluft beim Transportieren der Platine aus der Erwärmungs- in die Abkühlanlage	W/(m <sup>2</sup> ·K)
$\delta_S$	Eindringtiefe des magnetischen Feldes in das Werkstück (Skintiefe)	µm
$\vartheta_{HP}$	Temperatur der Heizplatte bei der Kontakterwärmung	°C
$\vartheta_{KP}$	Temperatur der Kühlplatte	°C
$\vartheta_O$	Ofentemperatur	°C
$\vartheta_P$	Platinentemperatur	°C
$\vartheta_R$	Raumtemperatur	°C
$\vartheta_W$	Temperatur des Wassers am Eingang in den Kühlkanal der Kühlplatte	°C
$\mu$	absolute Permeabilität des Werkstoffes	H·m <sup>-1</sup>
$\rho_{spez}$	spezifischer elektrischer Widerstand der Platine	Ω·mm <sup>2</sup> ·m <sup>-1</sup>
$\sigma$	elektrische Leitfähigkeit	Ω <sup>-1</sup> ·m <sup>-1</sup>

*Abkürzungen*

<u>Abkürzung</u>	<u>Bedeutung</u>
DBL	Daimler-Benz-Liefervorschrift
DIN	Deutsches Institut für Normung
EBSD	Elektronenrückstreubeugung
EDX	energiedispersive Röntgenspektroskopie
HV	Vickershärte
IR	Infrarot
KTL	kathodische Tauchlackierung
KZA	Kurzzeitaustenitisierung
PB	Patchwork Blank
PH	Presshärten
Platinen L	Platinen im Lieferzustand vor der Kurzzeitaustenitisierung
Platinen G	Platinen im gehärteten Zustand vor der Kurzzeitaustenitisierung
Platinen V	Platinen im vergüteten Zustand vor der Kurzzeitaustenitisierung
REM	Rasterelektronenmikroskop
SE	sekundäre Elektronen
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
TRB	tailor rolled blank
TWB	tailor welded blank
VDA	Verband der Automobilindustrie
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierung
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung

## Lebenslauf

### Persönliche Daten

Name	Anatolii Andreiev
Geburtsdatum /-ort	04.07.1990, Charkiw
Staatsangehörigkeit	Ukraine

### Beruflicher Werdegang

seit 08/2014	Wissenschaftlicher Mitarbeiter Lehrstuhl für Werkstoffkunde (LWK) Universität Paderborn, 33100 Paderborn
10/2012 – 07/2014	Wissenschaftlicher Mitarbeiter Lehrstuhl für Metallumformung Nationale Metallurgische Akademie der Ukraine, 49600 Dnipro

### Ausbildung

09/2011 – 05/2012	Masterstudium „Druckumformen von Metallen“ Abschluss: Magister (Druckumformung von Metallen) Nationale Metallurgische Akademie der Ukraine, 49600 Dnipro
09/2007 – 06.2011	Bachelorstudium „Metallurgie“ Abschluss: Bachelor (Metallurgie) Nationale Metallurgische Akademie der Ukraine, 49600 Dnipro
09/1997 – 06/2007	Allgemeine Mittlere Bildung (Abitur) Schule № 67, Dnipro 49000

### Weitere Ausbildung

09/2012 – 01/2014	Masterstudium „Organisationsmanagement und Verwaltung“ Abschluss: Magister (Organisationsmanagement und Verwaltung) Alfred-Nobel-Universität, 49000 Dnipro
09/2009 – 02/2012	Bachelorstudium „Management“ Abschluss: Bachelor für Management (Management) Nationale Metallurgische Akademie der Ukraine, 49600 Dnipro

### Praktika

06/2010 – 07/2010	Grundpraktikum „Metallurgie“ Interpipe Nizhnedneprovsky Rohrwalzwerk AG, 49000 Dnipro
-------------------	--

### Ehrenamtliche Tätigkeiten

seit 10/2014	Blutspender bei DRK KV Paderborn e.V. DRK KV Paderborn e.V., 33102 Paderborn
08/2016 – 03/2017	Helfer bei Zeitspende Paderborn, Zeitspende Paderborn, 33098 Paderborn
01/2016 – 07/2016	Helfer bei Bahnhofmission Paderborn Bahnhofmission Paderborn, 33102 Paderborn





