

Montanuniversität Leoben

**Untersuchung des Umwandlungsverhaltens von
Advanced High Strength Steels beim
Galvannealing**



Die vorliegende Arbeit wurde am Department Metallkunde und Werkstoffprüfung der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit der voestalpine Stahl GmbH durchgeführt.

Leoben, 14. November 2013

Danksagung

Mein Dank gilt all jenen, die mich während der Durchführung dieser Arbeit unterstützt und motiviert haben.

Besonders bedanken möchte ich mich bei Herrn Dipl.-Ing. Dr. Thomas Hebesberger für die hervorragende Betreuung der Arbeit seitens der voestalpine, für die unzähligen Diskussionen, für seine wertvolle fachliche Meinung und dass er bei Problemen stets um Hilfe bemüht war und Rat wusste. Vielen Dank!

Herrn Dipl.-Ing. Dr. Andreas Pichler möchte ich für die Ermöglichung dieser interessanten Arbeit in der Abteilung Werkstoffentwicklung Kaltband der voestalpine Stahl Linz herzlich danken.

Bei Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. Helmut Clemens möchte ich mich für die Betreuung seitens der Montanuniversität Leoben und für die Korrektur der Arbeit herzlich bedanken.

Für das angenehme und kameradschaftliche Arbeitsklima sowie für die oftmalige Unterstützung gilt mein Dank allen Mitarbeitern der Abteilung Werkstoffentwicklung der voestalpine Stahl Linz.

Auch bei den Teams der Probenanarbeitung und Glühsimulation, der Metallographie und Dilatometrie sowie der Zugprüfung möchte ich mich für die zügige Durchführung der Arbeiten und Versuche bedanken.

Clemens Suppan

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Leoben, 14. November 2013

Clemens Suppan

Inhalt

Inhalt	I
Abkürzungsverzeichnis und verwendete Symbole	III
1 Einleitung und Problemstellung.....	1
2 Theoretische Grundlagen	3
2.1 Advanced High Strength Steels	3
2.1.1 Multiphasenkonzept.....	4
2.1.2 Dualphasenstähle	5
2.1.3 Dualphasenstähle mit höherer Festigkeit.....	5
2.1.4 Complexphasenstähle.....	6
2.1.5 TRIP (Transformation Induced Plasticity)-Stähle	6
2.1.6 HD (High Ductility)-Güten	8
2.2 Herstellung von kaltgewalzten feuerverzinkten AHS-Stählen	8
2.3 Galvannealing	10
2.4 Wirkung von Legierungselementen	11
2.4.1 Mangan und Chrom	11
2.4.2 Silizium und Aluminium	11
2.4.3 Niob.....	12
2.4.4 Seigerungen	12
2.5 Bainitumwandlung.....	13
3 Experimentelles	14
3.1 Verwendete Materialien	14
3.2 Thermodynamische Berechnungen.....	15
3.3 Verwendete Untersuchungsmethoden	15
3.3.1 MULTIPAS-Glühungen.....	15
3.3.2 Dilatometermessungen	15
3.3.3 Mikroschliffe	17
3.3.4 Rasterelektronenmikroskopie	18
3.3.5 Mechanische Zugprüfung	18
3.3.6 Bestimmung der Mikrohärtigkeit	19
3.3.7 Restaustenitmessung.....	19
3.4 Durchgeführte Wärmebehandlungszyklen	19

3.4.1	Anlagennahe Glühzyklen FVZ5 am MULTIPAS.....	20
3.4.2	Unterbrochene Glühzyklen FVZ5 am MULTIPAS	21
3.4.3	Kontinuierliche Abkühlung am Dilatometer	21
3.4.4	Isotherme Haltephasen am Dilatometer	22
4	Ergebnisse	23
4.1	Thermodynamische Berechnungen.....	23
4.2	Kontinuierliche Glühzyklen am Dilatometer	24
4.3	Isotherme Glühzyklen am Dilatometer	27
4.4	Unterbrochene FVZ5-Zyklen.....	32
4.4.1	Einfluss der Glühbedingungen	35
4.4.2	Einfluss der Overaging-Temperatur.....	37
4.5	Vollständige FVZ5-Zyklen.....	37
4.5.1	Einfluss der Galvannealing-Temperatur – Vergleich DP800/DP800HD.....	37
4.5.2	Einfluss der Galvannealing-Temperatur – Vergleich DP600/DP600HD.....	41
4.5.3	Einfluss der Galvannealing-Temperatur – TRIP700	45
4.5.4	Untersuchung von Gefügen mit dem Rasterelektronenmikroskop	48
5	Diskussion	50
5.1	Kontinuierliche Umwandlung.....	50
5.2	Umwandlung und Gefügeentwicklung bei isothermen Haltephasen	51
5.2.1	Umwandlung beim Abkühlen	52
5.2.2	Härte der isotherm umgewandelten Gefüge	53
5.3	Ausgangszustand der Gefüge	54
5.3.1	Thermodynamische Berechnungen.....	54
5.3.2	Abschreckzyklen.....	55
5.4	Umwandlung während der Overaging-Zone.....	56
5.4.1	Einfluss der Glüh- und Abschrecktemperatur	57
5.4.2	Einfluss der Overaging-Temperatur.....	57
5.5	Gefügeentwicklung bei vollständigen FVZ5-Zyklen.....	58
5.5.1	DP800-Güten.....	58
5.5.2	DP600-Güten.....	60
5.5.3	TRIP700	61
6	Zusammenfassung	63
	Literaturverzeichnis.....	IV

Abkürzungsverzeichnis und verwendete Symbole

A ₁	Premier arrêt
A ₃	Troisième arrêt
AC _{cm}	Arrêt au chauffage (cementite)
A _g	Gleichmaßdehnung
AHSS	Advanced High Strength Steels
CP	Complex Phase
DP	Dual Phase
f	Phasenanteil
FVZ	Feuerverzinkung
HD	High Ductility
HT	Haspeltemperatur
IF	Interstitial Free
KWG	Kaltwalzgrad
m%	Massenprozent
MULTIPAS	MULTI Purpose Annealing Simulator
RA	Restaustenit
R _m	Zugfestigkeit
T _{an}	Glühtemperatur
T _{galv}	Galvannealing-Temperatur
T _{oa}	Overaging-Temperatur
T _q	Abschrecktemperatur
TRIP	Transformation Induced Plasticity
v _{Band}	Bandgeschwindigkeit
WQ	Water quench

1 Einleitung und Problemstellung

Steigende Ansprüche an Automobilhersteller seitens der Konsumenten als auch der Gesetzgebung treiben die Entwicklung von neuen Werkstoffkonzepten für die Verwendung als Karosseriekomponenten voran. Neben einer permanenten Verbesserung von Komfort und passiver Sicherheit spielt dabei die Senkung von Kraftstoffverbrauch und Emissionen eine immer größere Rolle.

In den aktuellen Modellen der Automobilhersteller werden zu einem großen Teil höchstfeste Stähle (Advanced High Strength Steels, AHSS) eingesetzt. Das ist darauf zurückzuführen, dass diese im Vergleich zu konventionell höherfesten Stählen durch ihre hohe Festigkeit Leichtbau unterstützen und gleichzeitig die Crash-Sicherheit der Fahrgastzelle erhöhen. Ermöglicht wurde diese Entwicklung durch die Forschung und Entwicklung der letzten zwanzig Jahre, die bei diesen Stahlsorten selbst bei sehr hoher Festigkeit gute Umformbarkeit und hohe Kosteneffizienz sichergestellt hat. In Automobilkarosserien wird eine immer höhere Anzahl unterschiedlicher Stähle verwendet, wobei sich je nach Baugruppe und Funktion unterschiedliche Stahlsorten durchgesetzt haben [1].

In weiterer Folge nimmt die Abstimmung der Entwicklungsaktivitäten von Stahlherstellern mit Automobilherstellern eine immer wichtigere Rolle ein. Die bestmögliche Anpassung der Eigenschaften des Vormaterial-Produkts an die Formgebung und Funktion des Bauteils ist zur weiteren Optimierung von Sicherheit, Karosseriegewicht und Steifigkeit unerlässlich [2].

Um den Korrosionsschutz des Werkstoffs zu verbessern, werden die Stahlbänder für den Einsatz in Automobilkarosserien mit dem elektrochemisch unedleren Zink beschichtet. Die Zinkschicht kann dabei elektrolytisch oder durch Feuerverzinken aufgebracht werden. Daneben existiert noch eine dritte Methode, die vor allem von asiatischen Automobilherstellern verwendet wird – das Galvannealen. Die Bezeichnung dafür leitet sich aus den englischen Begriffen „galvanize“ (verzinken) und „anneal“ (glühen) ab. Der Unterschied zum herkömmlichen Schmelztauchverzinken besteht darin, dass das Stahlband nach dem Zinkbad (460 °C) induktiv auf etwa 520 bis 540 °C aufgeheizt und für kurze Zeit geglüht wird. Dadurch soll ein Diffusionsprozess ermöglicht werden, durch den sich verschiedene Zink-Eisen-Phasen in der Schicht bilden. Das galvannealed Stahlblech zeichnet sich im Vergleich zum feuerverzinkten durch bessere Eignung für das Widerstandspunktschweißen, Direktlackierbarkeit und hervorragende Korrosionseigenschaften im endlackierten Zustand aus [3].

In den letzten Jahren haben asiatische Automobilhersteller ihre Produktionskapazitäten in Osteuropa ausgebaut. Die Nachfrage nach galvannealten Stahlblechen ist deshalb in Europa stark gestiegen.

Advanced High Strength Steels bestehen im Gegensatz zu höherfesten Stählen nicht nur aus Ferritmatrix, sondern besitzen daneben noch größere Anteile an härteren Phasen wie Bainit oder Martensit [4]. Diese entstehen durch Vermeiden der metastabilen eutektoiden Gleichgewichtsumwandlung während der Wärmebehandlung, indem die Umwandlung durch Legierungselemente verzögert und das Stahlblech beschleunigt abgekühlt wird. Die Triebkraft der Umwandlung von kubisch-flächenzentriertem Austenit in kubisch-raumzentrierte Phasen und die Mobilität der interstitiell gelösten Kohlenstoff-Atome im Kristallgitter sind beide von der Temperatur abhängig und nehmen entscheidenden Einfluss auf die Ausbildung und Verteilung der Phasen in AHS-Stählen. Das bei Raumtemperatur vorliegende Gefüge und damit die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs werden daher durch die zusätzliche Glühbehandlung im Zuge des Galvannealings beeinflusst.

Liegen bei Beginn der Galvannealing-Behandlung noch größere Mengen an Austenit im Gefüge vor, so kann sich dieser Einfluss stärker auf die Eigenschaften des Werkstoffs nach der Wärmebehandlung auswirken.

Ziel der Arbeit ist die Untersuchung dieses Sachverhalts mit Hilfe von kleintechnischen Glühsimulationen und Dilatometer-Messungen an großtechnisch hergestellten höchstfesten Stählen. Sowohl konventionelle Dualphasenstähle als auch Stähle, in deren Gefüge Restaustenit stabilisiert werden soll, werden untersucht. In dieser Gruppe wird das Verhalten von „High Ductility“-Dualphasenstählen und einem TRIP-Stahl analysiert. Wichtige Einflüsse der Temperaturführung beim Galvannealing sowie der Legierungszusammensetzung sollen mit Hilfe von lichtmikroskopischen Untersuchungen der Mikrostruktur und Prüfen der mechanischen Eigenschaften im Zugversuch bestimmt werden.

2 Theoretische Grundlagen

2.1 Advanced High Strength Steels

Ein einphasiges Gefüge aus Ferrit, wie es heute in IF-Stählen hergestellt wird, besitzt eine Zugfestigkeit von etwa 300 MPa [5]. Dieses Gefüge weist zwar exzellente Umformeienschaften auf, kann jedoch wegen seiner geringen Festigkeit nicht in Strukturkomponenten der Karosserie eingesetzt werden – die nötige Stabilität der Konstruktion wäre nur bei dicken Wandstärken und sehr hohem Bauteilgewicht zu erreichen. Aus diesem Grund wurden in den 70er- und 80er-Jahren höherfeste Stähle entwickelt, welche die passive Sicherheit von Automobilkarosserien erhöhen sollten. Diese Werkstoffe, zu denen beispielsweise höherfeste IF-Stähle, Bake-hardening-Stähle, Kohle-Mangan-Stähle oder mikrolegierte Stähle zählen, beruhen alle auf dem Prinzip der Steigerung der Festigkeit der ferritischen Matrix. Das wird durch Mischkristallhärtung, Ausscheidungshärtung und/oder Kornfeinung erreicht und resultiert in Festigkeiten von bis etwa 600 MPa. Die Umformbarkeit wird dabei jedoch immer mehr eingeschränkt. In Abb. 1 ist dies am starken Rückgang der Bruchdehnung bei Erhöhung der Festigkeit erkennbar.

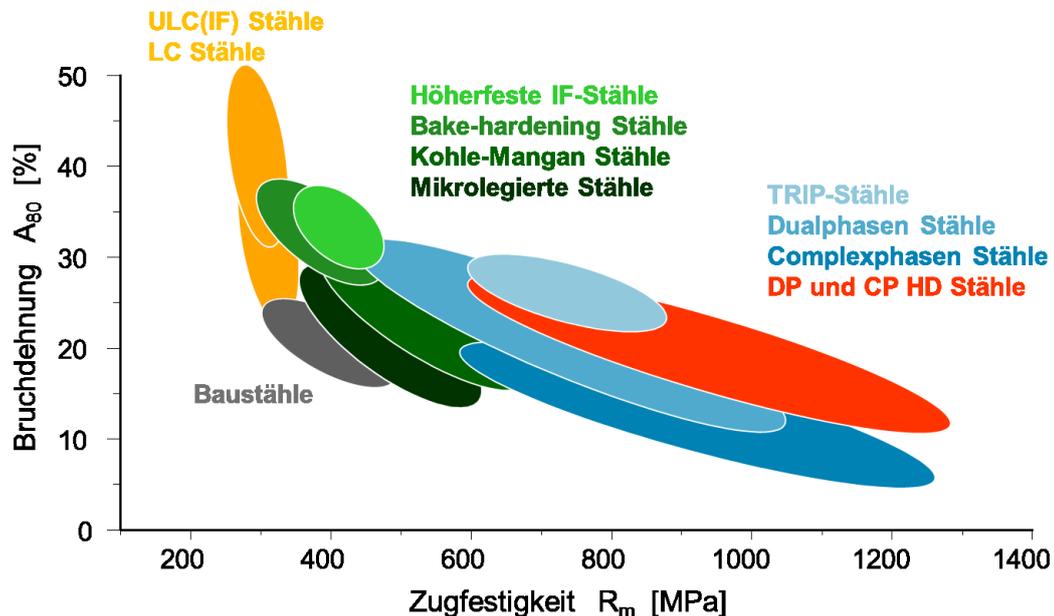


Abb. 1: Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Stähle

Ausgelöst durch das zunehmende Bewusstsein über den vom Menschen verursachten Klimawandel und damit einhergehende gesetzliche Regelungen zur Verminderung des weltweiten CO_2 -Ausstoßes kam und kommt der Weiterentwicklung von Werkstoffen für Automobilkarosserien eine nochmals größere Bedeutung zu. Um einem möglichen Ausweichen der

Automobilhersteller auf Werkstoffe geringerer Dichte wie Aluminium [1] oder Magnesium [6] entgegenzuwirken, wurden die höchstfesten Stähle (AHSS) entwickelt. Dabei sollte die höhere Festigkeit weder zulasten der Umformbarkeit erreicht werden, noch eine große Zunahme der Materialkosten bewirken. Das wurde durch das Multiphasenkonzept ermöglicht, das schon in den 80er-Jahren Thema intensiver Forschung gewesen war. Zu den Advanced High Strength Steels zählen Dualphasen-, Complexphasen-, TRIP-Stähle sowie die neu entwickelten „High Ductility“ (HD)-Güten. Diese modernen Mehrphasenstähle zur Kaltumformung erreichen Festigkeiten von bis zu 1200 MPa.

2.1.1 Multiphasenkonzept

Die Grundlage für das Multiphasenkonzept bildet die Umwandlung von kubisch-flächenzentriertem Austenit in kubisch-raumzentrierte Gitterstrukturen. Bei sehr langsamen Abkühlgeschwindigkeiten bilden sich dabei Ferrit und Perlit. Durch beschleunigtes Abkühlen kann die Umwandlung zu niedrigen Temperaturen verschoben werden. Dabei entstehen aufgrund der erhöhten der Triebkraft und verringerten Diffusion Phasen wie Bainit oder Martensit. Wegen ihrer feineren Struktur, dem erzwungenen Einbau von Kohlenstoff in das Kristallgitter und/oder fein verteilten Ausscheidungen weisen diese in den meisten Fällen eine weitaus höhere Festigkeit auf als polygonaler Ferrit. Die Verzögerung der ferritisch-perlitischen Umwandlung durch geeignete Legierungselemente macht die Einstellung dieser Phasen bei technisch gut realisierbaren Kühlraten möglich.

Die mechanischen Eigenschaften der unterschiedlichen höchstfesten Stahltypen werden nun in erster Linie durch den Anteil und die Verteilung von Phasen verschiedener Härte beeinflusst. Die Zugfestigkeit R_m dieser Werkstoffe erhöht sich durch das Vorhandensein sehr harter Phasen entsprechend einer Mischungsregel:

$$R_{m,ges} = R_{m,P1} \cdot f_{P1} + R_{m,P2} \cdot f_{P2} \quad (2.1)$$

R_m steht hier für die Zugfestigkeit, f für den relativen Phasenanteil und die Indizes P1 und P2 für die jeweiligen Phasen im Gefüge des Werkstoffs.

Streckgrenze, Verfestigung und Gleichmaßdehnung werden hingegen durch im Gefüge vorliegende Härtegradienten beeinflusst, die von der Härte und Verteilung der Phasen abhängen. Entsprechend dem von Ashby beschriebenen Konzept der geometrisch notwendigen Versetzungen [7] findet bei Verformung eines Gefüges in direkter Umgebung von festen Phasen zusätzliche Versetzungsbildung und -bewegung statt. Insbesondere passiert das bereits bei geringen Dehnungen, wodurch höhere Härtegradienten entstehen und die Streckgrenze sinkt. Auch bei höheren Dehnungen liegt die Verfestigung im Vergleich zum einphasigen Werkstoff höher, da immer noch mobile Versetzungen an den Phasengrenzen erzeugt werden. Erst bei hohen Dehnungen beginnen sich harte Phasen signifikant mit zu

verformen, weil in Umgebung der harten Phasen die weiche Matrix bereits stark verfestigt ist (hohe Versetzungsdichte) und die Verfestigungsrate nimmt immer mehr ab [8].

Aufgrund der beschriebenen Erhöhung der Verfestigung durch Härtegradienten im Gefüge werden höhere Gleichmaß- und Bruchdehnungen erreicht als bei Werkstoffen mit homogenen Gefügen.

Der Nachteil eines solchen Gefügekonzpts liegt in der erhöhten Lokalisierung der Verformung im Gefüge. Vor allem bei Umformprozessen mit lokalisierter Dehnungsverteilung, wie beispielsweise dem Biegen um enge Radien oder dem Rollprofilieren, kann das zu schneller Delamination und Rissbildung an der Grenze zwischen harter und weicher Phase führen [9].

2.1.2 Dualphasenstähle

Dualphasenstähle bestehen aus einer Ferritmatrix mit eingelagerten Martensitinseln. Sie besitzen daher im Gefüge hohe Härteunterschiede, wodurch sich im Vergleich zu mikrolegierten Stählen bei gleicher Festigkeit niedrigere Streckgrenzen, hohe Verfestigungsexponenten und hohe Gleichmaßdehnung ergeben. Dualphasenstähle sind daher besonders für Streck- und Tiefziehenwendungen geeignet, wenn der Werkstoff gut umformbar sein muss und das Bauteil hohe Festigkeit besitzen soll. Bei der Biegung um enge Radien können jedoch aufgrund der hohen Lokalisation der Verformung Risse auftreten, weshalb sie nicht uneingeschränkt für Biegeumformungen wie beispielsweise Rollprofilieren einsetzbar sind.

Wegen der Volumszunahme des Kristallgitters bei der Bildung von kohlenstoffreichem Martensit werden bei niedrigen Temperaturen mobile Versetzungen in der Matrix erzeugt. Die Bildung einer ausgeprägten Streckgrenze im Zugversuch wird dadurch bei Dualphasenstählen verhindert.

2.1.3 Dualphasenstähle mit höherer Festigkeit

Die ersten in großem Maßstab angewendeten Dualphasenstähle waren DP500 und DP600 Güten. Die Entwicklung von Stahlsorten mit höheren Festigkeiten basierend auf dem Dualphasenkonzept hat die Werkstoffentwicklung vor neue Herausforderungen gestellt [2].

Die einfachste Methode, die Festigkeit eines Dualphasenstahls zu steigern, ist die Erhöhung des Anteils an Martensit. Das kann vor allem durch den Kohlenstoffgehalt der Legierung gesteuert werden. Entsprechend dem Hebelgesetz liegt dann im Zweiphasengebiet Ferrit-Austenit bei gleicher Glüh­temperatur mehr Austenit vor, der bei schnellem Abkühlen in Martensit umwandelt. Ein zu hoher Martensitanteil kann jedoch aufgrund von Seigerungen, die beim Stranggießen entstehen, die Biegebarkeit des Werkstoffs stark verschlechtern. Grund dafür ist die zeilige Verteilung des Martensits im Gefüge. Abhilfe schaffen hier optimierte Homogenisierung und Feinung der Mikrostruktur durch Zulegieren von Niob [9]. Außerdem

erhöht Niob durch seine kornfeinende und ausscheidungshärtende Wirkung auch die Festigkeit des Ferrits [2]. Die Mikrostruktur eines schlecht biegbaren DP800 und der optimierten Version sind in Abb. 2 dargestellt.

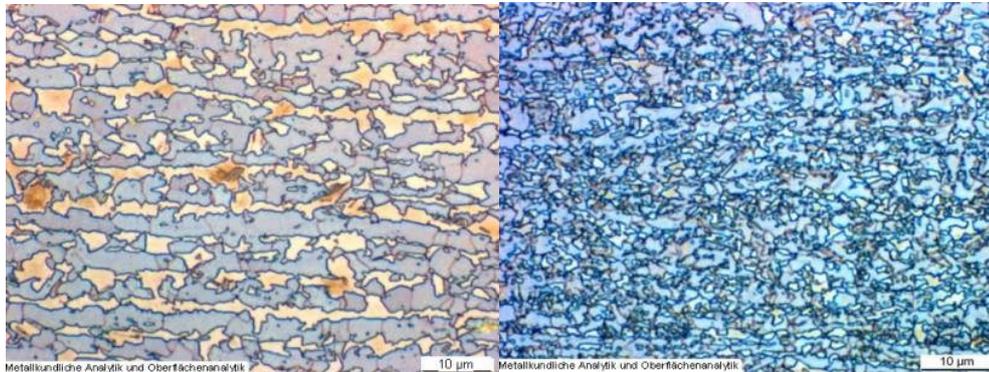


Abb. 2: Mikrostruktur eines DP800 mit schlechten Biegeeigenschaften (links) und der optimierten mit Niob legierten Version; geätzt mit LePera

2.1.4 Complexphasenstähle

Bei diesen oft auch als „Biegetyp“ bezeichneten Multiphasenstählen weisen zusätzlich zu Ferrit und Martensit höhere Anteile an Bainit auf, wodurch das Gefüge geringere Härteunterschiede besitzt. Die Streckgrenze liegt deshalb höher und die Verfestigung und Gleichmaßdehnung fallen geringer aus – dafür sind diese Stähle besser für Umformprozesse mit lokalisierter Dehnung geeignet [10]. Auch hier leistet Niob den entscheidenden Beitrag zur Feinung der Mikrostruktur.

2.1.5 TRIP (Transformation Induced Plasticity)-Stähle

TRIP-Stähle bestehen aus Ferrit, Bainit und Restaustenit. Im Gefüge müssen erhebliche Anteile an Restaustenit stabilisiert werden (ca. 10-15 %), der verformungsinduziert zu Martensit umwandelt [1]. Aus der Volumszunahme beim Umklappen folgt eine starke Verfestigung der weicheren Matrix bestehend aus Ferrit und Bainit. Nur wenn dieser Vorgang erst bei hohen Dehnungen passiert, werden sehr hohe Gleichmaßdehnungen bei hohen Festigkeiten erreicht.

Die geforderte Stabilität des Restaustenits wird durch Anreichern des Austenits mit Kohlenstoff erreicht. Das geschieht beim Wachstum des Ferrits beim Abkühlen im Temperaturbereich von 600 bis 700 °C sowie des karbidarmen Bainits bei Überalterungstemperaturen von 400 bis 500 °C. Erhöhte Gehalte an Aluminium, Silizium oder Phosphor [11] sind notwendig, um die Bildung von Zementit zu verhindern. Die Stabilität des Restaustenits soll weder zu gering noch zu hoch sein. Umklappen des Austenits in Martensit bei geringen Dehnungen würde zu einem Verhalten wie beim Dualphasenstahl führen. Die Verfestigung würde dann mit ansteigender Dehnungen abnehmen – Einbußen bei der Gleichmaßdehnung wären die

Folge. Bei vollständigem Ausbleiben des Umklappvorgangs hingegen würde die Verfestigung ebenfalls sinken, da keine zusätzliche Versetzungsbildung bei höheren Dehnungen stattfindet [5].

Da in TRIP-Stählen erst durch Umklappen des Austenits Martensit entsteht, können im Gegensatz zu Dualphasenstählen ausgeprägte Streckgrenzen auftreten.

In Abb. 3 ist das Verfestigungsverhalten eines Dualphasen-, Complexphasen- und eines TRIP-Stahls gegenübergestellt. Der Dualphasenstahl besitzt wegen der höheren Härtegradienten im Gefüge generell eine höhere Verfestigung als der Complexphasenstahl. Es ist des Weiteren deutlich erkennbar, dass beim TRIP-Stahl die Verfestigung zu hohen Dehnungen hin ansteigt, während die Verfestigung des Dualphasenstahls im Zuge der Verformung immer mehr zurückgeht. Dadurch ergibt sich mit dem Considère-Kriterium [12], wonach die Gleichmaßdehnung bei Gleichheit von Verfestigung des Werkstoffs und geometrischer Entfestigung erreicht ist, die höhere Gleichmaßdehnung des TRIP-Stahls.

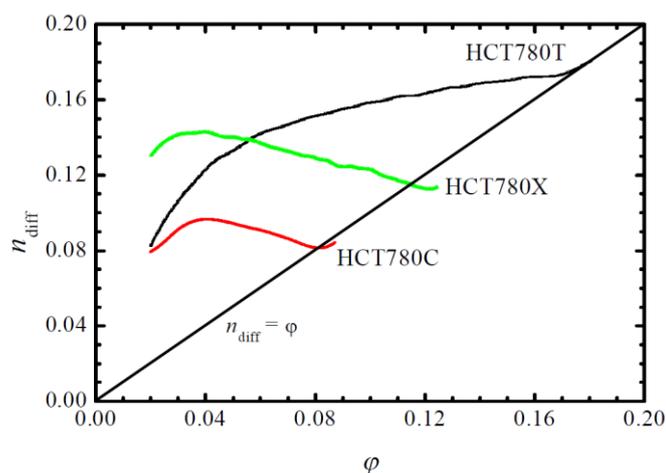


Abb. 3: Differentieller n-Wert als Funktion der wahren Dehnung eines Dualphasen- (HCT780X), Complexphasen- (HCT780C) und eines TRIP-Stahls (HCT780T) [12]

Weil sie ein besonders hohes Produkt aus Festigkeit und Dehnung besitzen, eignen sich TRIP-Stähle besonders für crash-relevante Karosseriebauteile, die viel Energie absorbieren sollen. Des Weiteren ergibt sich bei vorgegebener Festigkeit ein höheres Umformpotential aufgrund der höheren Gleichmaßdehnung [4].

Wie beim Dualphasenstahl entstehen im Zuge der Verformung hohe Härtegradienten. Diese wirken bei lokalisierter Verformung und im Einschnürbereich beim Zugversuch als Keimstelle für Schädigung wie Poren- oder Rissbildung und verschlechtern somit die Performance des TRIP-Stahls im Biege- und Lochaufweitungsversuch.

2.1.6 HD (High Ductility)-Güten

Andere gebräuchliche Namen für diese Stahlsorten sind TBF (TRIP bainitic ferrite) sowie TRIP-aided steels. Ausgehend von Dualphasen- und Complexphasenstählen wird bei den DP-HD- und CP-HD-Stählen versucht, die Gleichmaßdehnung durch Stabilisierung von Restaustenit zu erhöhen. Gleichzeitig übernehmen anstatt von Ferrit je nach angestrebter Festigkeit Bainit oder Martensit die Matrixfunktion, wodurch sich geringere Härtegradienten im Gefüge ergeben und somit eine Verschlechterung der Lochaufweitungs- und Biegeeigenschaften des Materials verhindert wird (siehe Abb. 4) [13].

Man kann sich die Entwicklung der HD-Güten auch erklären, indem man sich vor Augen führt, welche Eigenschaften des Materials optimiert werden sollen: Bei der Entwicklung der höchstfesten Stähle ging es darum, die Kombination aus Verformbarkeit (Gleichmaßdehnung) und Festigkeit (Zugfestigkeit) zu verbessern, was bei den konventionell höherfesten Stählen aufgrund des einphasigen Gefüges nur sehr begrenzt möglich war – Ergebnis war hier ein Werkstoff mit Mehrphasengefüge. Im Zuge der Weiterentwicklung der höchstfesten Stähle zeigte sich, wie weiter oben bereits beschrieben, dass eine Verbesserung der Gleichmaßdehnung durch Erhöhung der Härtegradienten im Gefüge zu Problemen bei lokalisierter Verformung führen kann. Folglich geht es bei den HD-Güten (siehe Abb. 4) um eine gleichzeitige Optimierung von Verformbarkeit beim Tiefziehen (x-Achse) und der Biege- und Lochaufweitungseigenschaften (y-Achse). Daraus ergibt sich das eingangs beschriebene Gefügekonzept.

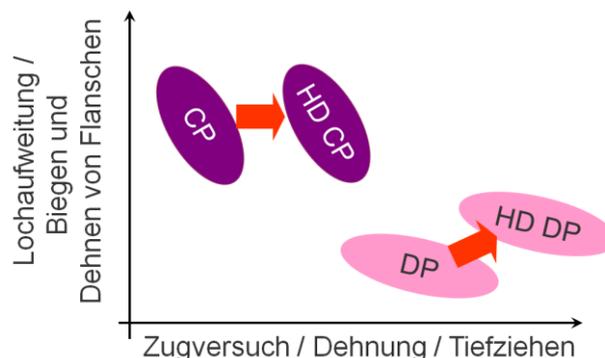


Abb. 4: Zu Lochaufweitungs- und Biegeeigenschaften sowie Eignung zum Tiefziehen von HD-Güten [13]

2.2 Herstellung von kaltgewalzten feuerverzinkten AHS-Stählen

Um für den Kaltwalzprozess ein möglichst gut umformbares Gefüge einzustellen, wird nach dem Warmwalzen eine nicht zu tiefe Haspeltemperatur gewählt. Das führt zu eher langsamen Kühlraten des Blechs und erzeugt ein ferritisch-perlitisches Gefüge. Eine zu hohe Haspeltemperatur hingegen würde die kornfeinende Wirkung von Niob durch Vergrößerung der Niob-Karbonitride negativ beeinflussen.

Nach dem Kaltwalzen wird in der Feuerverzinkungsanlage das Gefüge eingestellt. Beim Wiederaufheizen und Halten finden Erholungs- und Rekristallisationsprozesse sowie die Auflösung des vorhandenen Perlits und die Bildung von Austenit statt. Die Rekristallisation ist dabei schneller abgeschlossen als die Auflösung des Perlits. Geschwindigkeit der Perlitauflösung und Austenitbildung werden von der Diffusion und dem Gradient des Kohlenstoffs im Austenit bestimmt [14].

Der Anteil an Ferrit im fertigen Gefüge kann durch die interkritische Glühtemperatur bzw. durch einen langsamen Abkühlprozess („slow-jet cooling“; auch nach vollständiger Austenitierung) eingestellt werden. Letzteres bietet den Vorteil, dass die Glühtemperatur unabhängig vom gewünschten Anteil an Ferrit optimiert werden kann. Beim Halten auf Glühtemperatur soll einerseits gute Homogenisierung durch Diffusionsprozesse im Material erreicht werden, Vergrößerung der Kornstruktur ist hingegen unerwünscht.

Aufgrund der geringen Löslichkeit von Kohlenstoff im Ferrit hängen Ferritanteil und Kohlenstoffgehalt im Austenit immer unmittelbar zusammen. Im Zuge der Ferritbildung muss Kohlenstoff in den verbleibenden Austenit abdiffundieren, weil Kohlenstoff eine sehr geringe Löslichkeit in Ferrit besitzt. Bei höherem Kohlenstoffgehalt im Austenit verringert sich die Martensit-Start-Temperatur, weil zum Einbau des im Austenit gelösten Kohlenstoffs in das tetragonal verzerrte Martensit-Gitter eine höhere Unterkühlung erforderlich ist. Sofern kein Anlassvorgang stattfindet, steigt bei Dualphasenstählen die Härte des gebildeten Martensits mit dem Kohlenstoffgehalt [15]. Ein ausgeprägtes Anlassen des Martensits ist nicht erwünscht, da dadurch die Härte­differenz zwischen Martensitteilchen und Matrix abnehmen würde.

Beim TRIP-Stahl hingegen dient die Umverteilung des Kohlenstoffs vor allem der Stabilisierung des Austenits. Es reicht hier nicht aus, so viel Kohlenstoff umzuverteilen, sodass die Martensit-Start-Temperatur unter die Raumtemperatur absinkt. Es ist notwendig, den Restaustenit bei Deformation bis zu höheren Dehnungen stabil zu halten, worauf sowohl Legierungselemente als auch die Morphologie des Restaustenits Einfluss haben. Beispielsweise sind kleinere globulare und lamellare Austenitbereiche stabiler als größere [16]. Im Fall der lamellaren Austenitbereiche liegt meist mechanische Stabilisierung durch Druck des umgebenden Gefüges vor.

Zur Abkühlung auf Überalterungstemperatur werden hohe Kühlraten angewendet, um die Bildung von Perlit und oberem Bainit zu vermeiden. Zusätzlich wirken Legierungselemente wie Chrom oder Mangan umwandlungsverzögernd. Bei Dualphasenstählen stellen niedrige Überalterungstemperaturen sicher, dass der Anteil an Bainit und angelassenem Martensit gering bleibt [4].

Nach der Überalterungs-/Overaging-Zone durchläuft das Band das Zinkbad, das eine Temperatur von etwa 460 °C besitzt. Unmittelbar darauf folgt die Galvannealing-Behandlung und schließlich ein rascher Abkühlvorgang bis Raumtemperatur.

2.3 Galvannealing

Galvannealing ist eine spezielle Form des Korrosionsschutzes von Stahlblechen mittels Zink, die vor allem von asiatischen Automobilherstellern nachgefragt wird.

Beim gewöhnlichen Schmelztauchverzinken wird das Stahlblech im Zuge der Wärmebehandlung durch ein flüssiges Zinkbad bei 460°C geführt, und anschließend rasch abgekühlt. Durch einen geringen Aluminiumanteil im Schmelzbad bildet sich eine Diffusionsbarriere zwischen Eisen und Zink – dadurch wird die Bildung von intermetallischen FeZn-Phasen vermieden [17].

Im Fall des Galvannealings wird das Stahlblech direkt nach dem Zinkbad mittels Induktionsspule oder Gasbrenner zusätzlich um 60 bis 80 °C aufgeheizt, um einen Diffusionsprozess zwischen dem Zink an der Oberfläche und dem Eisen im Grundmaterial zu ermöglichen. Dazu ist auch ein möglichst niedriger Aluminiumgehalt von weniger als 0.15 % erforderlich [3]. Es entsteht eine Schicht mit etwa 10 m% Eisen [17].

Abb. 5 zeigt das Phasendiagramm Eisen-Zink, in dem die intermetallischen Phasen zu erkennen sind, die durch den Diffusionsprozess entstehen können. Dabei bilden sich ausgehend von einer reinen Zinkschicht zuerst ζ -, danach δ - und zuletzt Γ -Phase. Der Aufbau der Galvannealing-Schicht kann durch die Prozessführung beeinflusst werden (v.a. Galvannealing-Temperatur) und bestimmt ihre Korrosions- und Abriebeigenschaften [18].

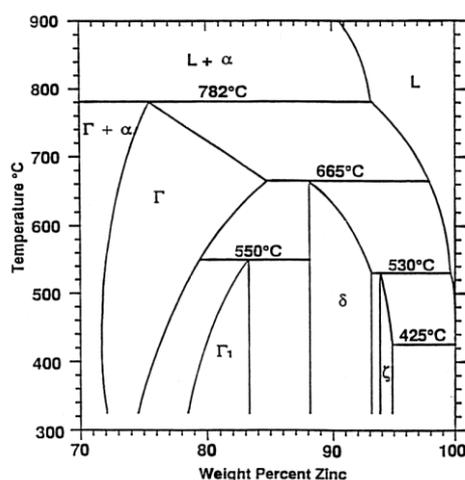


Abb. 5: Ausschnitt des Phasendiagramms Fe-Zn [18]

Durch die relativ hohe Oberflächenrauigkeit kann sich bei galvannealed Schichten wegen erhöhter Reibung zwischen Umformteil und Werkzeug eine schlechtere Umformbarkeit er-

geben als bei reinen Zinkschichten. Dafür können galvannealte Bleche direkt lackiert werden und besitzen im lackierten Zustand einen exzellenten Korrosionsschutz für das Grundmaterial [3]. Die Widerstands-Punktschweißbarkeit ist aufgrund des erhöhten Eisengehalts an der Oberfläche besser als bei gewöhnlich feuerverzinkten Blechen.

2.4 Wirkung von Legierungselementen

Das Einstellen von bestimmten Gehalten an Legierungselementen im Werkstoff erfolgt im Stahlwerk durch Zugabe von Vorlegierungen zur Schmelze. Im weiteren Prozessverlauf verändern Legierungselemente die Eigenschaften des Endprodukts indirekt durch ihre Wirkung auf ablaufende Umwandlungsprozesse sowie direkt durch ihren Einbau in gebildete Phasen. Umwandlungsprozesse werden durch die Lage des chemischen Gleichgewichts und die Möglichkeit der beteiligten Elemente zur Diffusion beeinflusst. Als konkrete Beispiele sind das Auftreten von Seigerungen bei der Erstarrung, die Umwandlung vorhandener Strukturen beim Austenitisieren oder die Rückumwandlung in kubisch-raumzentrierte Strukturen beim Abkühlen zu erwähnen.

Da der Fokus dieser Arbeit auf dem letzten Prozessschritt liegt, sollen im Weiteren die wichtigsten Einflüsse von Legierungselementen auf die Wärmebehandlung in der kontinuierlichen Feuerverzinkungs-Anlage und die Veränderung der Eigenschaften des Endgefüges beschrieben werden.

2.4.1 Mangan und Chrom

Mangan stabilisiert die kubisch-flächenzentrierte Austenitphase – sowohl A_3 als auch A_1 sinken mit steigendem Mangangehalt. Chrom erhöht aufgrund seiner Wirkung als Ferritstabilisator zwar A_1 , allerdings sinkt auch hier (bei geringem Chromgehalt bis etwa ein Prozent) A_3 mit steigendem Legierungsgehalt leicht. Mangan verschiebt also sowohl die ferritische als auch die perlitische Umwandlung zu niedrigeren Temperaturen, während Chrom die perlitische Umwandlung bei langsamen Kühlraten nur gering zu höheren Temperaturen verschiebt.

Beide Legierungselemente verzögern die isotherme Bildung von Perlit und Bainit. Chrom wirkt dabei stärker auf den Perlit als auf den Bainit [14].

2.4.2 Silizium und Aluminium

Im Gegensatz zu Mangan erhöhen Silizium und Aluminium die A_1 und A_3 -Temperatur. Besonders ausgeprägt ist der Effekt von Aluminium auf A_3 [19]. Für Legierungen mit Aluminium sind deshalb viel höhere Temperaturen zur vollständigen Austenitisierung notwendig.

Die Ausscheidung von Kohlenstoff wird durch Aluminium und Silizium verzögert. Das ist vor allem dann notwendig, wenn der Kohlenstoff in verbleibenden Austenit umverteilt werden und diesen stabilisieren soll (TRIP-Stähle). Erklärt wird dieses Phänomen mit der geringen Löslichkeit von Silizium in Zementit, wodurch das substitutionell gelöste Element bei der Bildung des Karbids weg diffundieren muss [20].

2.4.3 Niob

Nach dem Warmwalzen liegt Niob je nach Haspeltemperatur teilweise oder vollständig als Niobkarbid/-karbonitrid vor. Die Abbindung von Niob als Karbid und/oder Karbonitrid findet im Temperaturbereich von etwa 500 bis 700 °C statt. Je höher dabei die Haspeltemperatur, umso eher ist es vollständig abgebunden und umso größer werden die entstehenden Karbide [21].

Gelöstes Niob verzögert die Rekristallisation aufgrund der Verringerung der Mobilität der Korngrenzen und kann bei hohem Anteil an gelöstem Niob auch die Ferritbildung zu niedrigeren Temperaturen verschieben [22].

Feine Niobkarbonitride erhöhen die Festigkeit des Ferrits durch Behinderung der Versetzungsbewegung. Sie können außerdem Kornwachstum während der Glühbehandlung behindern, da sie die Beweglichkeit der Korngrenzen einschränken. Die daraus resultierende feine Mikrostruktur beschleunigt die Bildung von Ferrit, weil mehr Korngrenzfläche zur Keimbildung zur Verfügung steht. Das führt zu einer verstärkten Umverteilung von Kohlenstoff und kann damit in weiterer Folge die Bainitbildung verzögern [21].

2.4.4 Seigerungen

Aufgrund des unterschiedlichen chemischen Potentials von Legierungselementen in der Schmelze und dem Festkörper und der eingeschränkten Diffusion der Elemente im Festkörper entstehen Seigerungen in der Gussstruktur. Die Elemente liegen dann nicht homogen über den Werkstoff verteilt vor. Am meisten Einfluss auf die spätere Wärmebehandlung haben substitutionell gelöste Legierungselemente wie Mangan oder Chrom, da sich wegen der geringen Diffusibilität im weiteren Prozessverlauf keine homogene Verteilung einstellen kann. Berücksichtigt man des Weiteren, dass die Legierungselemente die thermodynamische Stabilität von Phasen verändern (wie in 2.4.1 und 2.4.2 erklärt), so liegt der Einfluss von Seigerungen auf die Umwandlungen während der Wärmebehandlung auf der Hand.

Wegen der Erniedrigung der Umwandlungstemperaturen A_1 und A_3 durch Mangan (wie oben beschrieben) bildet sich beispielsweise Austenit in Bereichen mit höherer Mangankonzentration früher und es liegt dort bei einer bestimmten (interkritischen) Temperatur mehr Austenit [23]. Da Kohlenstoff in Austenit eine höhere Löslichkeit besitzt als in Ferrit wird sich auch

eine inhomogene Verteilung des Kohlenstoffs einstellen, wodurch eine weitere Umwandlung verzögert werden kann.

2.5 Bainitumwandlung

Im Temperaturbereich zwischen der Perlitbildung (ca. 500-700 °C) und dem Einsetzen der Martensitbildung (ca. 400 °C und darunter) tritt bei niedriglegierten Stählen die Bildung von Bainit auf. Es wird dabei zwischen kohlenstoffarmem Bainit, oberem und unterem Bainit unterschieden [15]. Allen gemeinsam ist, dass ein paketförmiges Wachstum von Ferritlatten auftritt. Die Ferritlatten können, vor allem bei niedrigeren Temperaturen, an Kohlenstoff übersättigt sein.

Kohlenstoffarmer Bainit (oft auch als „acicular ferrite“ bezeichnet) bildet sich bei höheren Temperaturen und niedrigen Kohlenstoffgehalten, wodurch eine Karbidausscheidung bei der Bildung der Ferrit-Lamellenpakete ausbleibt und der Kohlenstoff in Austenit umverteilt wird. Die Thermodynamik dieses Prozesses wird im T_0 -Konzept beschrieben [24]. Bei höheren Kohlenstoffgehalten kann es im Zuge der Bainitbildung verzögert zur Bildung von perlitartigen Strukturen kommen, wenn der Kohlenstoffgehalt im Austenit die extrapolierte $A_{c_{cm}}$ -Linie überschreitet [15].

Während bei höheren Temperaturen der Kohlenstoff vollständig aus den wachsenden Bainitlatten verdrängt werden kann, tritt bei tieferen Temperaturen die Ausscheidung von Zementit wegen der Einschränkung der Mobilität der Kohlenstoffatome auch in den Latten auf. Auf diese Weise wird zwischen „oberem“ und „unterem“ Bainit unterschieden. Beim oberen Bainit kann es zu einem Überlappen der Umwandlungsbereiche mit der Perlitstufe kommen, wodurch die Struktur des oberen Bainits jener des Perlits sehr ähnlich sein kann [15].

Im T_0 -Konzept wird davon ausgegangen, dass bei der Bildung der Bainitlatten keine Zementitausscheidung auftritt, und dass im Zuge der Umwandlung keine mechanische Verspannung der Phasen auftritt. Die T_0 -Linie beschreibt dann jene Linie im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm, bei der Ferrit und Austenit derselben chemischen Zusammensetzung gleiche Freie Energie besitzen [24]. Wird die Temperatur darunter abgesenkt, so bilden sich Bainitlatten. Gleichzeitig kann eine Umwandlung von Austenit zu Bainit bei einer bestimmten Temperatur nur so lange ablaufen, bis der Kohlenstoffgehalt im Austenit den Kohlenstoffgehalt erreicht hat, der bei dieser Temperatur durch die T_0 -Linie vorgegeben wird.

Durch Zementitbildung, die nicht Teil dieses Modells ist, kann es jedoch durch Kohlenstoffverarmung des Austenits zu einer weiteren Umwandlung kommen.

3 Experimentelles

3.1 Verwendete Materialien

Ziel der Diplomarbeit war die Untersuchung des Umwandlungsverhaltens von höchstfesten Stählen beim Galvannealing. Es wurden fünf verschiedene höchstfeste Stähle aus verschiedenen Werkstoffgruppen untersucht. Die chemischen Analysen beruhen auf großtechnisch produzierten Dualphasen- und TRIP-Stählen. Im Speziellen handelt sich dabei um zwei Dualphasenstähle mit Zugfestigkeit 600 bzw. 780 MPa (DP600, DP800) sowie um vergleichbare „High-Ductility“-Güten (DP600HD, DP800HD). Zusätzlich wurde ein TRIP-Stahl mit Zugfestigkeit 700 MPa untersucht. Wird im Weiteren auf „die DP600-Güten“ oder „die DP800-Güten“ verwiesen, so sind sinngemäß jeweils die konventionelle und die „High Ductility“-Güte gemeint.

Sowohl bei den High-Ductility-Güten als auch beim TRIP-Stahl wird versucht, die Umformbarkeit (Gleichmaßdehnung) durch die Stabilisierung von Restaustenit im Gefüge zu verbessern (vgl. Kap. 2.1.5 und 2.1.6). Das Gefügekzept der Dualphasenstähle besteht hingegen in der Verfestigung einer weichen Matrix (Ferrit-Bainit) durch harte Martensitteilchen.

Die chemische Zusammensetzung der Schmelzen ist in Tab. 1 zusammengefasst.

Tab. 1: Chemische Zusammensetzung und Herstellparameter der untersuchten Materialien

	C	Si	Mn	Cr	Al	Nb	P	S	N	HT	Dicke	KWG
	m%									°C	mm	
DP600	0.09	0.24	1.84	0.38	0.03	0.002	0.017	0.001	0.005	630	1.22	0.65
DP600 HD	0.10	0.64	1.62	0.35	0.04	0.002	0.015	0.002	0.005	540	0.80	0.68
DP800	0.14	0.18	2.17	0.27	0.05	0.024	0.009	0.000	0.005	600	0.97	0.70
DP800 HD	0.15	0.58	1.87	0.38	0.05	0.022	0.008	0.001	0.005	630	1.01	0.68
TRIP700	0.20	0.32	1.74	0.03	1.01	0.018	0.007	0.002	0.004	540	1.56	0.60

Die DP800- unterscheiden sich von den DP600-Varianten durch den höheren Kohlenstoffgehalt und sind außerdem mit Niob legiert. Die HD-Stähle weisen im Vergleich zu den konventionellen DP-Stählen einen erhöhten Anteil an Silizium und weniger Mangan auf. Der DP800 besitzt einen besonders hohen Mangan- und verringerten Chromgehalt. Der TRIP-Stahl enthält am meisten Kohlenstoff und ist mit Aluminium, Silizium und Mangan sowie ebenfalls Niob legiert.

Alle fünf Werkstoffe wurden großtechnisch warm- und kaltgewalzt. Es wurden anschließend Probestafeln des kaltgewalzten Materials am Bandanfang bzw. Bandende herausgeschnitten, die das Ausgangsmaterial für alle durchgeführten Untersuchungen darstellen. Has-

peltemperatur (HT) sowie Dicke und Kaltwalzgrad (KWG) der Werkstoffe sind ebenfalls in Tab. 1 angeführt.

3.2 Thermodynamische Berechnungen

Zur Darstellung der Lage der Umwandlungspunkte zu Beginn und Ende der Dreikantröhre (Austenit, Ferrit, Zementit) sowie des interkritischen Bereichs, in dem Austenit und Ferrit vorliegen, wurden mit Thermo-Calc® Berechnungen durchgeführt. Dabei wurde die Datenbank TCFE6 verwendet. Der Phasenanteil von Ferrit im metastabilen System Eisen-Zementit wurde für den Temperaturbereich von 400 bis 1000 °C in 5 °C-Schritten und die oben angeführten Legierungen berechnet. Dafür wurden die Elemente Kohlenstoff, Silizium, Mangan, Chrom, Aluminium und Niob mit dem in Tab. 1 aufgelisteten Massenanteil berücksichtigt.

3.3 Verwendete Untersuchungsmethoden

3.3.1 MULTIPAS-Glühungen

Der MULTIPAS (MULTI-Purpose Annealing Simulator) ist ein Glüh Simulator zur kleintechnischen Durchführung von Wärmebehandlungen an Blechen mit Abmessungen von bis zu 700 x 300 x 6 mm.

Dazu wird das Blech entlang von zwei Kanten zwischen Kupferbacken eingeklemmt. Die Zuführung von Wärme geschieht durch direkte Widerstandsbeheizung (Stromdurchfluss durch das Blech). Mit Hilfe einer Gasjetkühlung wird mit Luft eine Kühlrate von etwa 100 K/s erreicht, wobei alternativ durch Tauchkühlung mit Wasser abgeschreckt werden kann. Thermoelemente zur Temperaturmessung werden direkt am Blech punktangeschweißt und nach dem Glühvorgang wieder abgeschliffen.

3.3.2 Dilatometermessungen

Sämtliche Dilatometermessungen wurden am Dilatometer 805 der Firma Bähr unter Verwendung der Abschreck-Einheit durchgeführt.

Zur Temperaturmessung wird an den Proben ein Thermoelement mittig befestigt. Die Heizeinheit des Dilatometers funktioniert induktiv; abgekühlt wird mittels Gasjet – wobei bei den durchgeführten Temperaturzyklen Stickstoff als Spülgas eingesetzt wurde. Die Längenänderung der Probe wird mittels eines induktiven Wegaufnehmers aufgezeichnet.

Zur Auswertung der Dilatometerzyklen wird die Längenänderung über der Temperatur aufgetragen, wobei sich das Diagramm in Abb. 6 links ergibt. Die dunkelblaue Kurve entspricht den Messwerten beim Aufheizen (oberer Ast) und Abkühlen (unterer Ast).

Findet bei einer Änderung der Temperatur keine Phasenumwandlung statt, so entspricht die gemessene Längenänderung der thermischen Ausdehnung der Probe. Das ist etwa beim Aufheizen der Probe bis zum Beginn der Umwandlung zu Austenit oder bei vollständiger Umwandlung zu Austenit der Fall.

Um Phasenumwandlungen in der Probe darstellen zu können, ist es notwendig, die thermische Ausdehnung im Messsignal der Längenänderung zu kompensieren. Dazu werden aufgrund der unterschiedlichen Ausdehnungskoeffizienten von Ferrit und Austenit zwei Kurven an die blaue Messkurve angelegt: Der „Ferrit-Fit“ (gelb) beim Aufheizen, weil dort über einen weiten Temperaturbereich keine Umwandlung stattfindet und somit die thermische Ausdehnung sehr genau festgestellt werden kann – bzw. der „Gamma-Fit“ im Bereich vollständiger Austenitisierung rechts im Diagramm. Der thermische Ausdehnungskoeffizient des Ferrits wird unter 50 °C merklich nichtlinear [15] – weshalb für den Ferrit eine quadratische Funktion gefittet wird, während für den Austenit eine lineare Funktion verwendet wird.

Aufgrund der Umordnung der Atome im Gitter bei der Umwandlung von kubisch-flächenzentriertem Austenit in kubisch-raumzentrierte Phasen verschiebt sich die Kurve beim Abkühlen bis Raumtemperatur entsprechend dem jeweiligen Umwandlungsgrad immer näher zum Ferrit-Fit. Der senkrechte relative Abstand der gemessenen Längenänderung zum Austenit- und Ferrit-Fit gibt also den Umwandlungsgrad bei einer bestimmten Temperatur an.

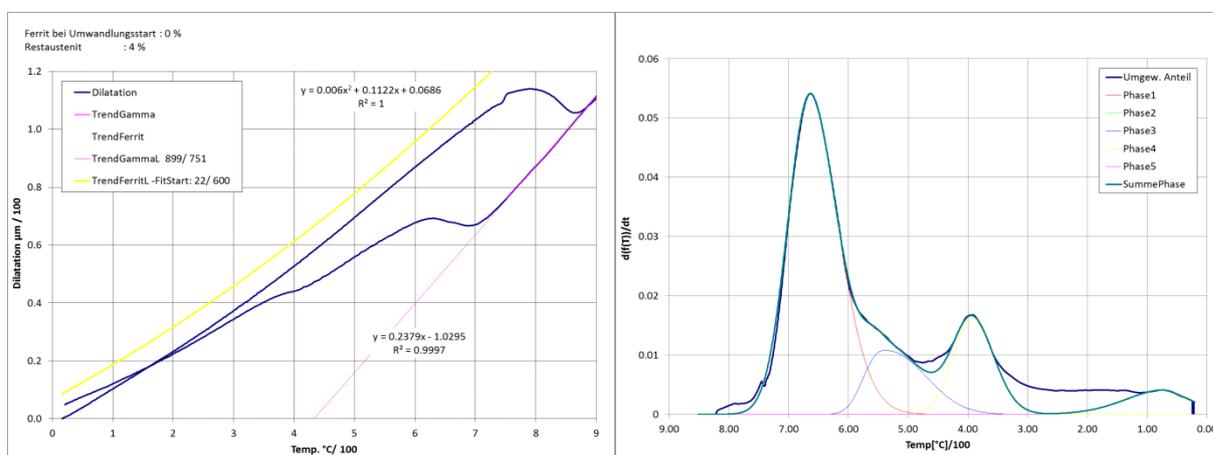


Abb. 6: Dilatometerkurve (links) und zeitliche Änderung des Phasenanteils mit der Temperatur (rechts) für kontinuierliche Abkühlung des DP600HD mit 60 K/s (Austenitisierung bei 900 °C für 60 s)

Des Weiteren muss darauf hingewiesen werden, dass die Längenänderung nicht in allen Fällen isotrop verläuft. Die durch die Phasenumwandlung verursachte Volumsänderung der Probe ist dann nicht mehr proportional zu ihrer Längenänderung. Das kann dadurch verursacht werden, dass eine Umwandlung nicht zu einem isotropen Kristallgitter führt – wie es zum Beispiel bei der Martensitbildung durch die tetragonale Verzerrung beim Einbau von Kohlenstoff der Fall ist. Liegt das Material wie nach dem Kaltwalzen zusätzlich texturiert vor,

so gleichen sich solche Verzerrungen nicht statistisch aus und es kommt zu einer anisotropen Längenänderung. Eine andere mögliche Erklärung für anisotrope Längenänderung kann das Vorliegen von Eigenspannungen vor dem Dilatometerversuch sein.

Da mit dem verwendeten Dilatometer die Längenänderung nur in Längsrichtung der Probe bestimmt wird, können solche Effekte (oder ein Verrutschen der Probe) dazu führen, dass – obwohl der Werkstoff vollständig umgewandelt hat – nach dem Temperaturzyklus bei Raumtemperatur eine andere Länge der Probe vorliegt als davor. Aus diesem Grund ist es notwendig, den Ferrit-Fit in den Endpunkt der gemessenen Dilatometerkurve zu verschieben.

Bei nicht vollständiger Umwandlung wird bei der Auswertung der Ferrit-Fit entsprechend dem magnetisch gemessenen Restaustenit-Anteil nach oben verschoben. Bei unvollständiger Austenitisierung werden die Phasenanteile so berechnet, dass der ermittelte „Gamma-Fit“ 100 % Austenit sondern eben dem Austenitisierungsgrad entspricht.

Zur Bestimmung des Austenitisierungsgrads wird die Längenänderung zum Ende der Glühphase mit jener bei vollständiger Austenitisierung und derselben Temperatur (Gamma-Fit einer Messkurve mit vollständiger Austenitisierung) verglichen. Aufgrund von leichten Verschiebungen der Dilatometerkurve von Messung zu Messung kann der Austenitisierungsgrad dabei bestenfalls mit einer Genauigkeit von etwa fünf Prozent angegeben werden.

Im Fall der kontinuierlich abgekühlten Dilatometerproben wurden die Phasenanteile, Umwandlungsstart- und -endtemperaturen mit Hilfe der Ableitung des Umwandlungsanteils nach der Zeit bestimmt. Trägt man diese über der Temperatur auf, so ergibt sich für diffusive Umwandlungen ein Kurvenverlauf entsprechend einer Gauß-Funktion (siehe Abb. 6 rechts). Der Anteil einer Phase entspricht dann der Fläche unter der zugehörigen Gauß-Funktion geteilt durch die Gesamtfläche unter der Umwandlungskurve.

Durch Annähern der abgeleiteten Umwandlungsfunktion durch solche Gauß-Funktionen lassen sich unterschiedliche mehrere Phasenumwandlungen besser auftrennen als durch reine Beurteilung der Umwandlungsfunktion.

3.3.3 Mikroschliffe

Von allen durchgeführten Temperaturzyklen (sowohl MULTIPAS als auch Dilatometer) wurden Mikroschliffe hergestellt. Die Schliffoberfläche liegt dabei immer normal zur Blechoberfläche und in Walzrichtung.

Die polierten Schliffe wurden mit einer Deckschichtätzung nach LePera [25] geätzt und Gefügebilder mit den Vergrößerungen 600fach und 1500fach im Auflichtmikroskop aufgenommen. Nach der Ätzung mit LePera erscheinen Ferrit und umverteiler Bainit hellblau bis grau, hochkohliges Martensit und Restaustenit weiß. Martensit mit niedrigem Kohlenstoffgehalt wird stärker vom Ätzmittel angegriffen und hat eine bräunliche Färbung. Ausschei-

dender Bainit erscheint dunkelbraun, Perlit schwarz oder braun. Aufgrund der im Vergleich zur Ferritmatrix hohen Härte wird die Summe aus ausscheidendem Bainit und weißer Phase oft auch als „Hartphase“ bezeichnet. Liegt im Gefüge ein sehr hoher Martensit- oder Perlitanteil vor, so kann es zu einem Abweichen von den beschriebenen Unterschieden kommen [25]. In manchen Fällen können deshalb zur zweifelsfreien Identifikation der Gefügebestandteile zusätzlich REM-Untersuchungen notwendig sein.

3.3.4 Rasterelektronenmikroskopie

An ausgewählten Mikroschliff-Proben wurde das Gefüge im REM charakterisiert. Dazu wurde die vorhandene LePera-Deckschicht durch Abschleifen entfernt und die Oberfläche anschließend elektrochemisch poliert. Es wurden Aufnahmen mit dem seitlich angeordneten als auch mit dem InLens Sekundärelektronendetektor gemacht. Die Beschleunigungsspannung betrug 10 keV.

3.3.5 Mechanische Zugprüfung

Die mechanische Zugprüfung wurde mit einer Zugprüfmaschine der Firma Zwick/Roell (Modell RKM400/100) entsprechend *DIN EN ISO 6892-1* durchgeführt. Es wurde jedoch in Anlehnung an *ASTM E 517, Specimen A, Alternative* eine abweichende Probengeometrie verwendet (siehe Abb. 7). Die zugehörigen Maße und Toleranzen sind in Tab. 2 zu finden. Die Längsachse der Zugproben liegt stets parallel zur Walzrichtung.

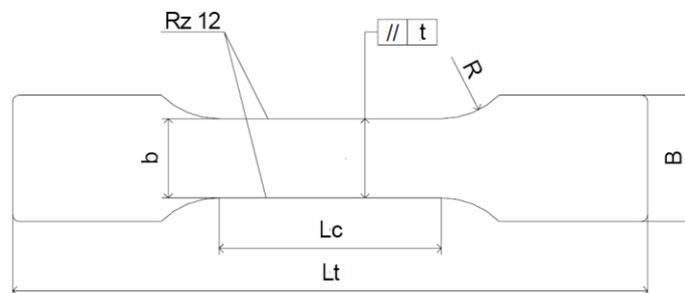


Abb. 7: Probengeometrie F07 für den Zugversuch

Die Vorspannung betrug 20 MPa, die Prüfgeschwindigkeit im elastischen Bereich 1 mm/min, von der oberen zur unteren Streckgrenze 10 MPa/s, im Bereich der Lüdersdehnung 3 %/min und danach bis zum Bruch 25 %/min.

Tab. 2: Abmessungen und Toleranzen zu der in Abb. 7 dargestellten Probengeometrie F07

Bezeichnung	Länge / mm	Maßtoleranz / mm
Probendicke	0.3 bis \leq 3	
Probenbreite b	12.5	± 0.025
Kopfbreite B	20	± 0.5
Radius R	13	± 0.5
Versuchslänge Lc	35	± 0.5
Gesamtlänge Lt	100	± 1
Parallelitätstoleranz t	0.05	

3.3.6 Bestimmung der Mikrohärte

An Dilatometerproben wurde die Mikrohärte HV1 nach den Richtlinien von *DIN EN ISO 6507-1* durchgeführt. Mit einem Mikrohärte-Messgerät der Marke LECO LM 300AT wurden fünf Eindrücke diagonal über die Schliffoberfläche vorgenommen und ein Mittelwert gebildet.

3.3.7 Restaustenitmessung

Die Messung des Anteils an Restaustenit wurde mit einer magnet-induktiven Methode durchgeführt. Dabei wird eine Probe mit den Abmessungen 10 mm x 3.5 mm x Blechdicke durch eine Spule bewegt, die sich in einem homogenen magnetischen Feld befindet. Die Magnetisierung der Probe verändert das magnetische Feld, wodurch ein Stromimpuls in der Messspule entsteht. Weil austenitische Bereiche in der Probe nicht magnetisierbar sind, ist der entstehende Stromimpuls abhängig vom Anteil an Restaustenit [26]. Mit Hilfe der chemischen Analyse der Probe und Referenzmessungen kann die Magnetisierung einer voll ferritischen Probe berechnet und so der Anteil an Restaustenit ermittelt werden.

3.4 Durchgeführte Wärmebehandlungszyklen

Ausgehend vom Wärmebehandlungszyklus der kontinuierlichen Feuerverzinkungs-Anlage 5 (FVZ5) der voestalpine Stahl GmbH wurden Zyklen definiert, die teilweise am MULTIPAS, teilweise am Dilatometer realisiert wurden, um den Einfluss der Temperaturführung bei der großtechnischen Herstellung auf Umwandlung und Eigenschaften galvannealter AHS-Stähle zu beschreiben.

Folgende Zyklen wurden durchgeführt:

- Anlagennahe Glühzyklen FVZ5 am MULTIPAS
- Unterbrochene Glühzyklen FVZ5 am MULTIPAS
- Kontinuierliche Abkühlung am Dilatometer
- Isotherme Glühzyklen am Dilatometer

3.4.1 Anlagennahe Glühzyklen FVZ5 am MULTIPAS

Aus den vorhandenen Probestafeln wurden Streifen mit den Abmessungen 450 mm x 30 mm längs der Walzrichtung herausgeschnitten. Die durchgeführten vollständigen Wärmebehandlungszyklen der Feuerverzinkung 5 sind in Abb. 8 als durchgezogene graue Linie dargestellt.

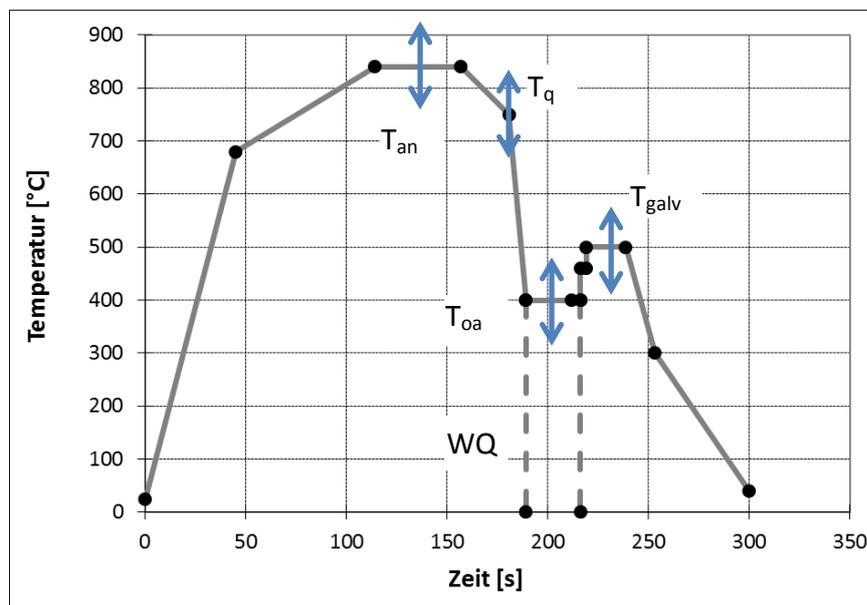


Abb. 8: Temperaturzyklus der Feuerverzinkung 5 bei Galvannealingfahrweise mit den bei den Glühsimulationen vorgenommenen Variationen

Folgende Parameter wurden variiert:

- | | |
|---|----------------|
| - Glühtemperatur T_{an} (annealing temperature) | 840, 800 °C |
| - Abschrecktemperatur T_q (quenching temperature) | 750, 650 °C |
| - Auslagerungstemperatur T_{oa} (overaging temperature) | 400 ... 500 °C |
| - Galvannealing-Temperatur T_{galv} (galvannealing temperature) | 380 ... 560 °C |
| - Bandgeschwindigkeit v_{Band} | 60, 100 m/min. |

Für hohe T_{an} wurde immer hohe T_q gewählt, für niedrige T_{an} immer niedrige T_q . Für $T_{galv} = 520$ °C wurde T_{oa} in 20 °C-Schritten variiert; für $T_{oa} = 400$ bzw. 500 °C wurde T_{galv} in 20 °C-Schritten variiert. Sämtliche Zyklen wurden für beide Bandgeschwindigkeiten simuliert.

Nach der Glühung wurden die Proben für die weiteren Untersuchungen, wie in Abb. 9 dargestellt, entnommen. Diese umfassten zwei Zugproben der Probengeometrie F07, Herstellung eines Mikroschliffs aus der Mitte sowie Erodieren einer Restaustenit-Probe. Zur Sicherstellung einer homogenen Temperaturverteilung entlang der Probe wurden an den rot markierten Stellen jeweils ein Thermoelement angebracht.

Bei den vollständigen anlagennahen Glühzyklen des DP600HD und des TRIP700 sowie bei

allen unterbrochenen Glühzyklen wurden die Positionen der rechten F07-Zugprobe und des Mikroschliffs vertauscht.

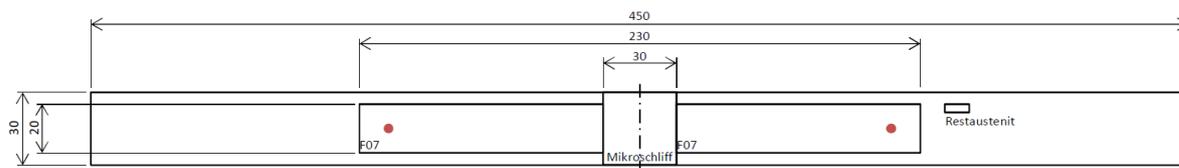


Abb. 9: Geometrie der Proben für MULTIPAS-Glühungen und Position der Proben für die weiterführende Untersuchung des Gefüges und der mechanischen Eigenschaften

Ziel dieser Glühserien war, die wesentlichen Einflussparameter des Wärmebehandlungszyklus bei Galvannealingfahrweise und deren Auswirkungen auf die Umwandlung und die mechanischen Eigenschaften des resultierenden Gefüges zu beschreiben.

3.4.2 Unterbrochene Glühzyklen FVZ5 am MULTIPAS

Für die unterbrochenen Glühzyklen (auch: Abschreckzyklen) wurden T_{an} , T_q und T_{oa} auf gleiche Weise variiert wie bei den anlagennahen Glühzyklen; jedoch wurden die Streifen jeweils zu Beginn und zu Ende der Overaging-Zone im Wasserbad abgeschreckt (siehe gestrichelte Linien WQ „water-quench“ in Abb. 8). Diese Vorgangsweise ermöglicht es, das zum Zeitpunkt des Abschreckens vorliegende Gefüge sichtbar zu machen und erlaubt dadurch Rückschlüsse auf das Voranschreiten der Umwandlung während der Wärmebehandlung. Die Abschreckzyklen wurden nur für die Zyklusvarianten mit Bandgeschwindigkeit 100 m/min und nur für $T_{oa} = 400$ bzw. 500 °C durchgeführt.

Weitere Untersuchungen und Probenentnahme wurden analog zu den anlagennahen Glühzyklen durchgeführt.

3.4.3 Kontinuierliche Abkühlung am Dilatometer

Für sämtliche Untersuchungen am Dilatometer wurden aus den Probenplatten Dilatometerproben längs der Walzrichtung mit den Abmessungen 10 mm x 3.5 mm erodiert. Mit den geglühten Dilatometerproben wurden Restaustenitmessungen durchgeführt, Mikroschliffe angefertigt und ihre Mikrohärtigkeit bestimmt.

Zur Beurteilung des Verhaltens der unterschiedlichen höchstfesten Stähle bei kontinuierlicher Abkühlung wurden Dilatometerproben mit einer Heizrate von 20 K/s auf 900 bzw. 950 °C (TRIP700) aufgeheizt und dort für 60 s gehalten. Anschließend wurde mit folgenden Kühlraten auf Raumtemperatur abgekühlt (in K/s): 0.6, 1.2, 2.5, 5, 10, 20, 40, 60, 80, maximale Kühlrate (etwa 120 K/s; bei ablaufender Umwandlung durch das Freiwerden von Wärme geringer)

3.4.4 Isotherme Haltephasen am Dilatometer

Der entsprechende Temperaturzyklus ist in Abb. 10 dargestellt. Dilatometerproben wurden mit 20 K/s aufgeheizt. Glüh- und Abschrecktemperatur betragen 840 und 750 bzw. 800 und 650 °C. Die Kühlrate vor der isothermen Haltephase betrug 50 K/s, nach der Haltephase wurde mit maximaler Kühlrate gekühlt. Die Haltetemperatur wurde bei immer gleicher Haltezeitdauer von 1800 s in 20 °C-Schritten von 380 bis 560 °C variiert.

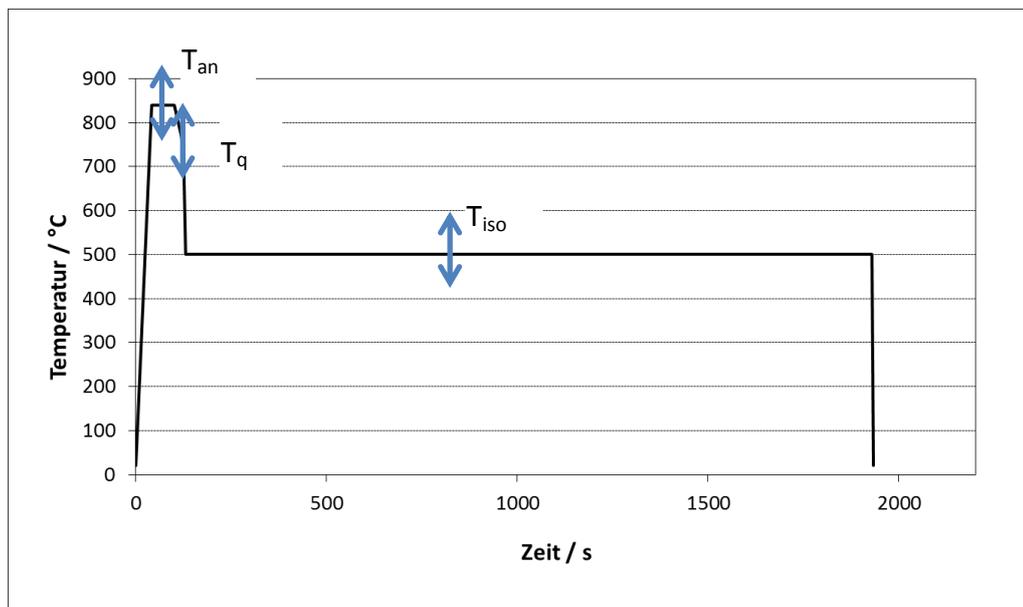


Abb. 10: Temperaturführung bei isothermen Haltezyklen am Dilatometer

4 Ergebnisse

4.1 Thermodynamische Berechnungen

Zur Beurteilung des Gleichgewichtszustands der verschiedenen Legierungstypen wurde der Phasenanteil an Ferrit im Gefüge als Funktion der Temperatur berechnet (siehe Abb. 11). Der Gleichgewichtszustand gibt einen Hinweis darauf, wie sich das Gefüge bei langen Haltezeiten entwickelt.

Unterhalb von Temperaturen zwischen etwa 925 und 800 °C liegt im thermodynamischen Gleichgewicht Ferrit im Gefüge vor. Der Anteil steigt im Bereich der Dreikantröhre mit fallender Temperatur stärker an als im interkritischen Bereich darüber, wo nur Austenit und Ferrit vorliegen. Für Temperaturen kleiner als etwa 660 bis 700 °C ändert sich der Ferritanteil nicht mehr.

Es fällt auf, dass die beiden High Ductility-Güten bereits bei höheren Temperaturen Ferrit bilden, als die entsprechenden konventionellen Dualphasenstähle – und sie auch bei allen Temperaturen zwischen dem oberen Ende des interkritischen Bereichs und dem unteren Ende der Dreikantröhre einen höheren Anteil an Ferrit besitzen. Das Gefüge des TRIP-Stahls enthält im Gleichgewicht noch bis zu Temperaturen von etwa 920 °C Ferrit; auch die Dreikantröhre liegt von allen untersuchten Stahlsorten am höchsten. Der DP800 liegt am anderen Ende der Skala und weist im Übergangsbereich zwischen Ferrit (und Zementit) bei niedrigen und Austenit bei hohen Temperaturen immer den geringsten Anteil an Ferrit und damit den höchsten an Austenit auf. Des Weiteren ist zu beobachten, dass die beiden Dualphasenstähle mit Mindestzugfestigkeit 600 MPa am oberen Ende der Dreikantröhre einen höheren Anteil an Ferrit besitzen als die drei anderen Legierungen.

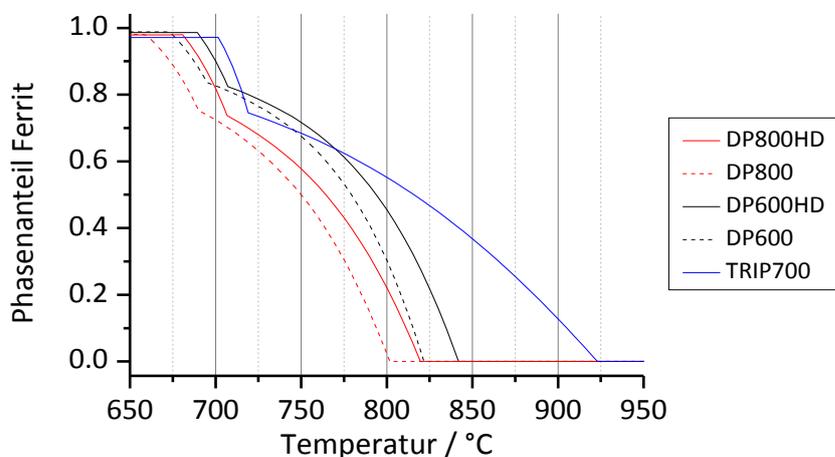


Abb. 11: Phasenanteil Ferrit im thermodynamischen Gleichgewicht

4.2 Kontinuierliche Glühzyklen am Dilatometer

Zur Beurteilung des Umwandlungsverhaltens über einen großen Bereich von Kühlraten wurden kontinuierliche Glühzyklen mit vorhergehender vollständiger Austenitisierung durchgeführt. Für die Bestimmung der Phasenanteile wurden kohlenstoffarme bainitische Strukturen sowie oberer und unterer Bainit in einer Umwandlungsstufe „Bainit“ zusammengefasst. In den Umwandlungsschaubildern ist ferner der Start der Martensitumwandlung als MS (3%) eingetragen. Bei der jeweiligen Temperatur haben drei Prozent des Gefüges in Martensit umgewandelt.

Beim Vergleich von DP800HD und DP800 in Abb. 12 und Abb. 13 fällt auf, dass sich Ferrit- und Perlitbildung entsprechend den Gleichgewichtstemperaturen bei niedrigen Kühlraten verschieben (wobei die Ferritbildung erst nach einer Unterkühlung von etwa 60 °C beginnt), während die Perlitbildung relativ nahe an der Dreikantröhre einsetzt. Für den DP800 tritt im Bereich der Ferrit- und Perlitbildung zeitlich eine stärkere Verzögerung der Umwandlung ein als beim DP800HD – die Umwandlungslinien besitzen einen größeren Abstand. Gleichzeitig beginnt die Perlitbildung später, und das Verschwinden der Perlitbildung führt bei steigenden Kühlraten nicht zu so einer starken Umwandlungsverzögerung im Bereich der Bainitbildung wie beim DP800HD. Die Martensit-Start-Temperatur liegt beim DP800HD im mittleren Kühlratenbereich höher und es wird eine größere Härte erreicht als beim konventionellen DP800 (siehe Abb. 14).

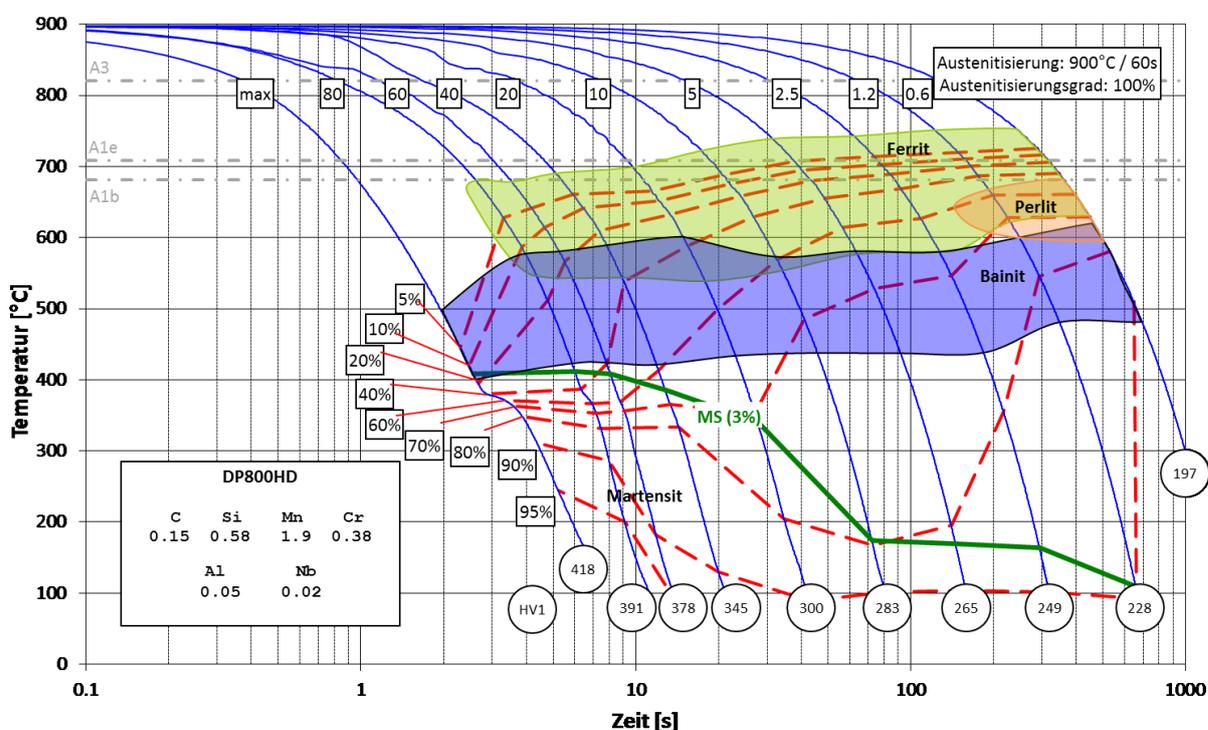


Abb. 12: Kontinuierliches Umwandlungsschaubild für den DP800HD

Bei sehr hohen Kühlraten wird der Start der Umwandlung beim High-Ductility-Stahl stärker verzögert. Beachtenswert ist, dass der DP800 für alle Kühlraten einen höheren Restaustenitgehalt erreicht als der DP800HD.

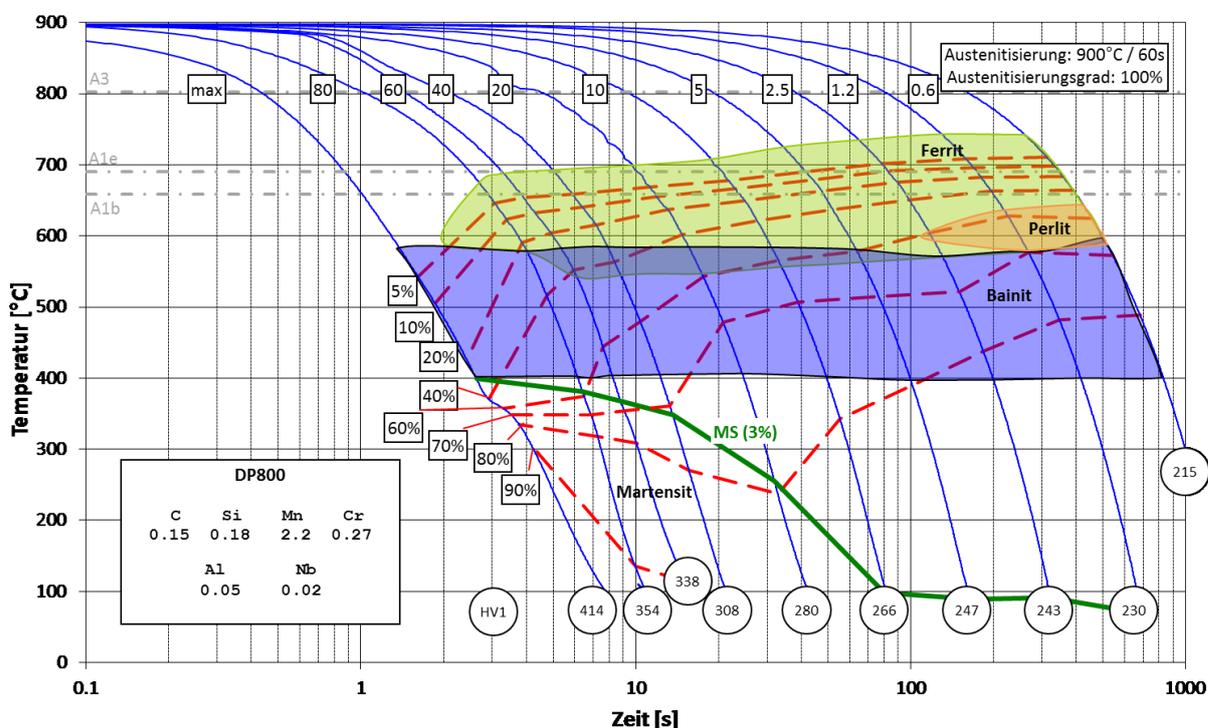


Abb. 13: Kontinuierliches Umwandlungsschaubild für den DP800

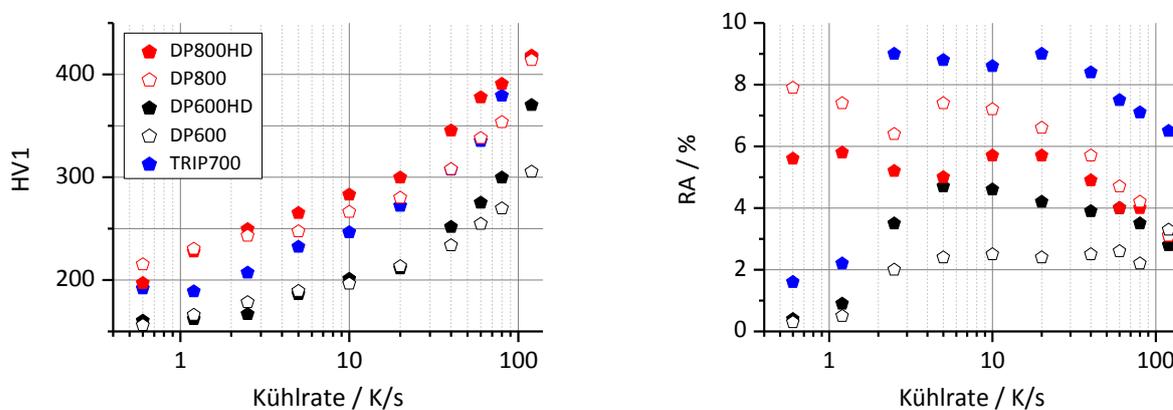


Abb. 14: Vickers-Härte und Restaustenit-Anteil der untersuchten Stahlsorten in Abhängigkeit der Kühlrate

Bei beiden DP600-Güten (siehe Abb. 15) läuft die Umwandlung bei hohen Temperaturen bereits sehr weit. Die High-Ductility-Variante zeigt bei niedrigen Kühlraten verstärkt Perlitbildung und bei mittleren Kühlraten eine ausgeprägtere Verzögerung der Umwandlung im Bereich der Bainitbildung. Bei sehr hohen Kühlraten beginnt die Ferritbildung früher als beim konventionellen DP600. Bei beiden Stählen steigt die Martensit-Start-Temperatur erst bei höheren Kühlraten an als bei den DP800-Güten. Es entstehen für alle Kühlraten weichere Gefüge, wobei der Anstieg der Härtewerte bei hohen Kühlraten für den DP600HD besonders

stark ausgeprägt ist. Der DP600HD erreicht höhere Restaustenitgehalte als der konventionelle DP600.

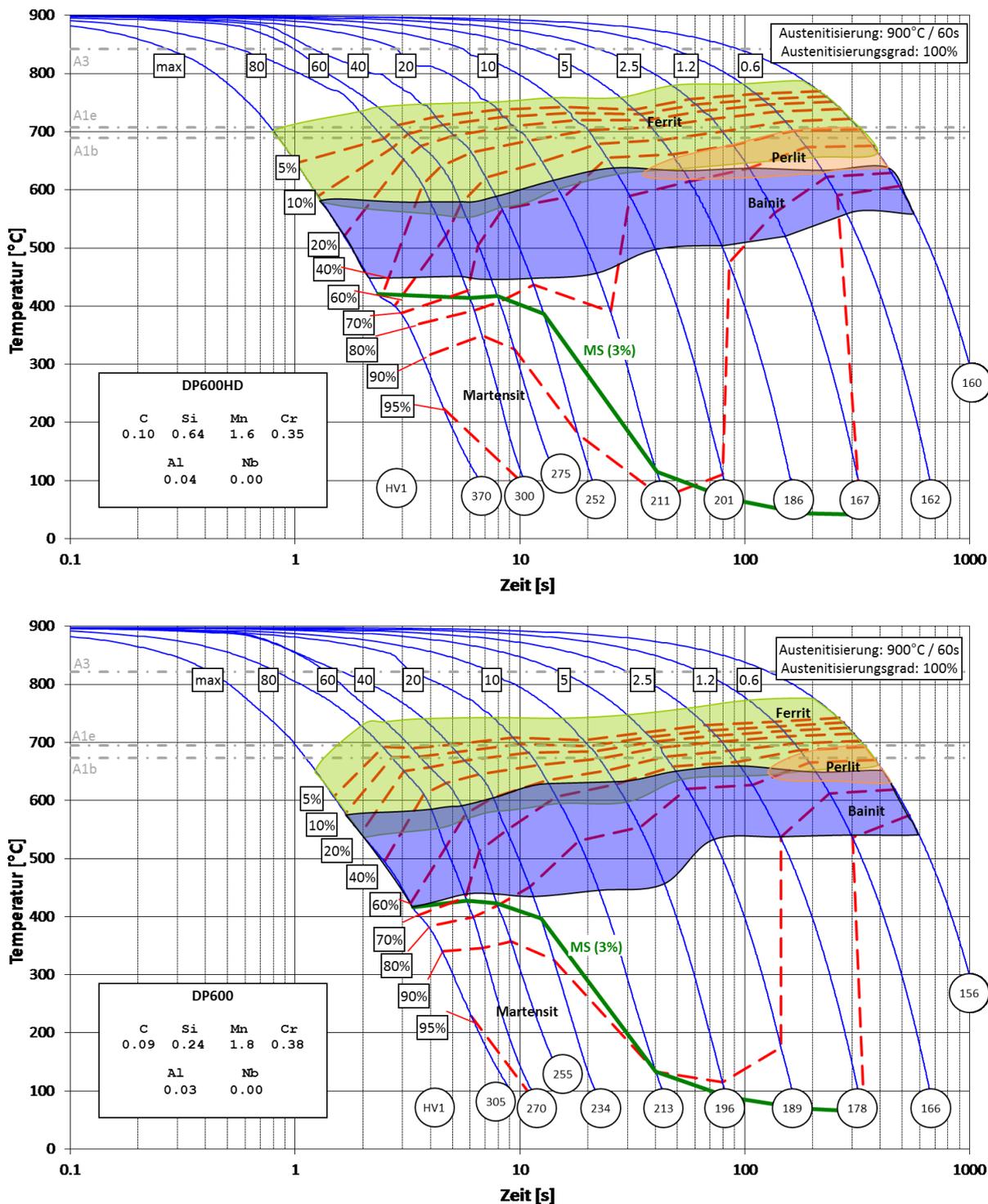


Abb. 15: Kontinuierliche Umwandlungsschaubilder für DP600HD (oben) und DP600 (unten)

Der TRIP700 (siehe Abb. 16) zeigt trotz der hohen A₃-Temperatur einen späten Umwandlungsstart der Ferritbildung. Auch das Fortschreiten der Umwandlung mit steigender Abkühlung wird stärker verzögert als bei den Dualphasenstählen. Bei niedrigen Kühlraten weist der Stahl eine stark ausgeprägte Perlitbildung auf, die erst ab einer Kühlrate von 10 K/s vollstän-

dig unterdrückt wird. Die Ferrit- und Bainitbildung nehmen bei Kühlraten über 20 K/s immer weiter ab, wobei in diesem Bereich die Martensit-Start-Temperatur stark ansteigt. Der TRIP-Stahl erreicht ab einer Kühlrate von 2.5 K/s die höchsten Restaustenit-Gehalte und weist gleichzeitig eine geringere Härte auf. Der Anstieg der Härte im Bereich hoher Kühlraten ist fällt jedoch stärker aus als bei den DP800-Güten, wodurch die Härte bei der höchsten Kühlrate gleich hoch ist. Bei den niedrigsten Kühlraten hingegen weist das Gefüge viel geringere Restaustenit-Gehalte auf.

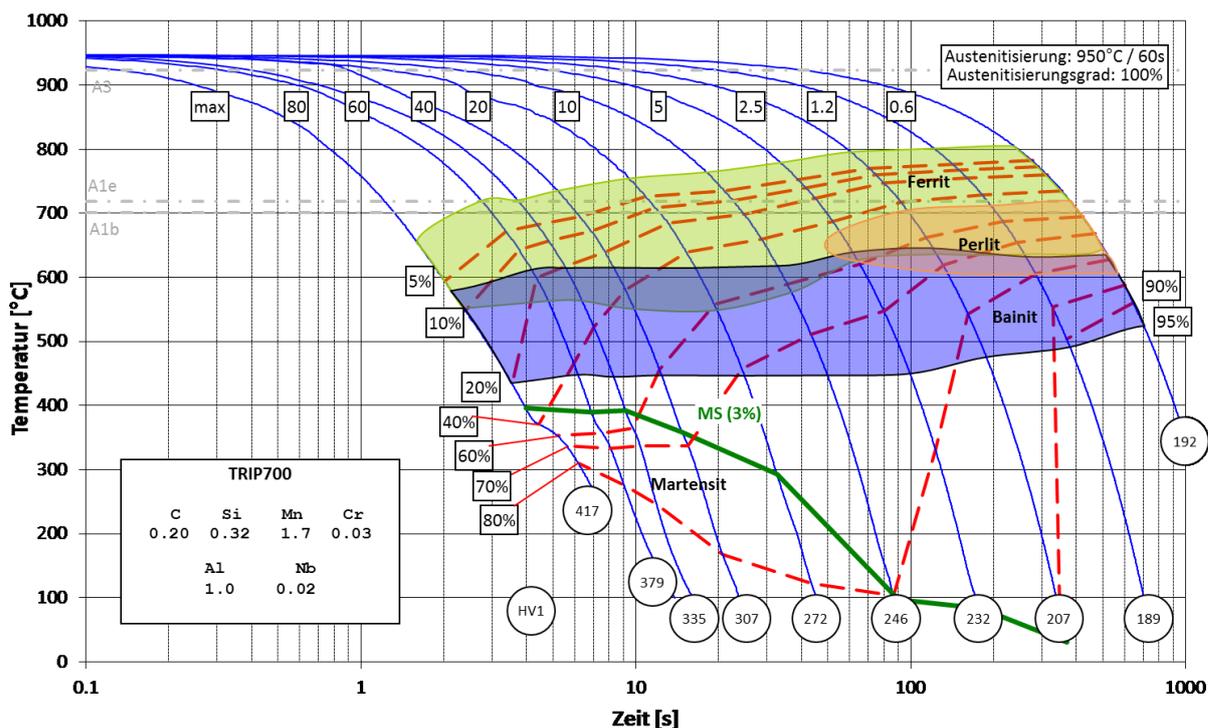


Abb. 16: Kontinuierliches Umwandlungsschaubild des TRIP700

Besonders für die DP800-Güten und den TRIP700 ist auffällig, dass bei hohen Kühlraten der Abfall des Restaustenit-Gehalts von stärkerem Anstieg der Härte begleitet ist, als dies bei niedrigeren Kühlraten der Fall ist. Bei mittleren Kühlraten ist der Anteil an Restaustenit in etwa konstant.

4.3 Isotherme Glühzyklen am Dilatometer

Das folgende Kapitel enthält die Beschreibung der Ergebnisse der isothermen Umwandlungsuntersuchung. Es wird auf das Umwandlungsverhalten der vier Dualphasenstähle und kurz auf die resultierende Mikrostruktur und deren Eigenschaften eingegangen.

Die gemessenen Dilatometerkurven liefern nach Berücksichtigung der thermischen Ausdehnung des Probenkörpers den Umwandlungsanteil als Funktion der Temperatur und Zeit, wie

in Kap. 3.3.2 beschrieben. In Abb. 17 und Abb. 18 sind die Umwandlungsanteile nach verschiedenen Abschnitten im Glühzyklus getrennt dargestellt.

Die Ergebnisse der Dilatometermessung des TRIP700 (isotherme Haltezyklen) konnten nicht ausgewertet werden, weil durch unterschiedliche Austenitisierungsgrade der einzelnen Proben die Vergleichbarkeit der Umwandlung bis zur isothermen Haltephase nicht gegeben war. So wurden bei gleicher Temperaturführung erheblich unterschiedliche Längenwerte gemessen und Umwandlungswerte bestimmt, wodurch eine Verfälschung der Ergebnisse zu weiteren Umwandlungsvorgängen entstand. Es wurde festgestellt, dass dieser Effekt umso stärker auftritt, je geringer der Austenitisierungsgrad der Proben war. Da bei Härte- und Restaustenitwerten des TRIP700 keine derartige Schwankung in den Ergebnissen vorhanden ist, wurden diese zum Vergleich mit den Dualphasenstählen mit ausgewertet.

In Abb. 17 ist erkennbar, dass der DP800HD im Gegensatz zum konventionellen DP800 nach der Glühphase auf 840 °C einen Anteil von etwa 15 Prozent kubisch-raumzentrierter Phase enthält. Der DP800 hingegen liegt vollständig austenitisiert vor. Zu Beginn der isothermen Haltephase weisen beide Stahlsorten in etwa den selben Umwandlungsanteil auf. Mit fallender Haltetemperatur steigt dieser Anteil. Nach der langen Haltezeit von 1800 Sekunden hat die HD-Variante bei mittleren Haltetemperaturen etwas weiter umgewandelt als der DP800, bei tieferen Haltetemperaturen wird ein deutlich erkennbarer Anteil an Restaustenit stabilisiert. Der konventionelle DP800 wandelt in diesem Bereich bis zum Ende der Haltephase und danach bis Raumtemperatur etwas mehr um und erreicht so geringere Restaustenit-Anteile.

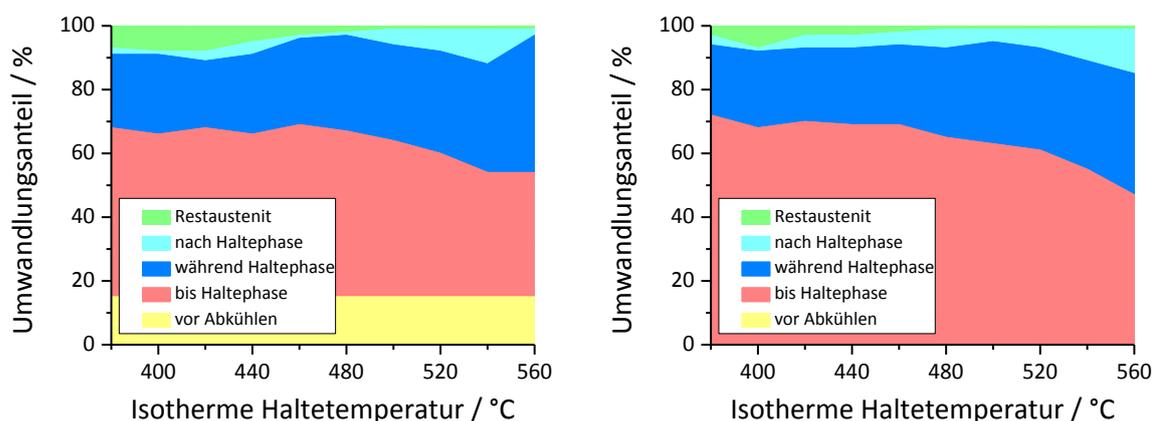


Abb. 17: Umwandlung bei Abkühlung mit isothermer Haltephase für DP800HD (links) und DP800 (rechts) nach Glühung bei 840 °C und langsamer Abkühlung bis 750 °C

Die in Abb. 18 dargestellte Umwandlung der DP600-Güten weist ähnliche Charakteristika auf wie die der DP800-Varianten: Die Umwandlung bis zur isothermen Haltephase steigt mit sinkender Haltetemperatur leicht an, und die HD-Variante stabilisiert bei niedrigen Haltetemperaturen einen geringen Anteil an Restaustenit. Das bleibt bei der konventionellen Va-

riante fast aus. Nach der Glühphase sind jedoch beide DP600-Stahlsorten vollständig austenitisiert und gleichzeitig ist der Anteil der Umwandlung bis zur Haltephase um etwa zehn Prozent höher als bei den DP800-Güten. Besonders der konventionelle DP600 wandelt nach langer Haltezeit sehr weit um und stabilisiert keine relevanten Anteile an Restaustenit.

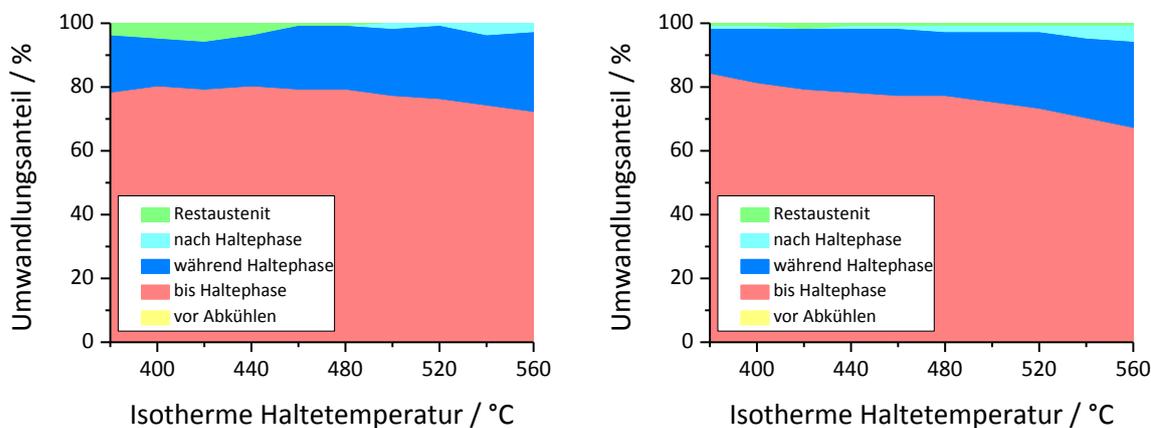


Abb. 18: Umwandlung bei Abkühlung mit isothermer Haltephase für DP600HD (links) und DP600 (rechts) nach Glühung bei 840 °C und langsamer Abkühlung bis 750 °C

Als weiterer Punkt wird nun die isotherme Umwandlung für die Dualphasenstähle beschrieben. Es lässt sich feststellen, dass die Umwandlung für die meisten Haltezeiten zweistufig abläuft. Der Start der ersten Umwandlung verschiebt sich mit abnehmender Haltezeit zunehmend zu längeren Zeiten, während der Betrag dieser ersten Umwandlungsstufe etwa konstant bleibt. Generell läuft die Umwandlung beim DP800HD etwas langsamer als beim DP800.

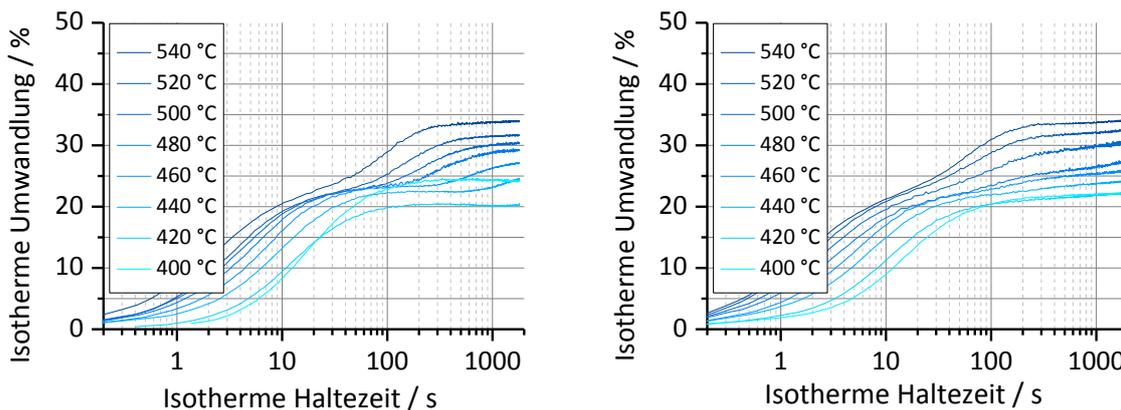


Abb. 19: Umwandlung während der isothermen Haltephase für DP800HD (links) und DP800 (rechts) nach Glühung bei 840 °C und langsamer Abkühlung bis 750 °C

Der Beginn der zweiten Umwandlung wird für beide Stahlsorten mit sinkender Haltezeit zu längeren Zeiten verschoben, wobei diese Umwandlungsstufe beim DP800HD später beginnt und früher ein Plateau erreicht, bei dem keine weitere Umwandlung mehr stattfindet.

det. Beim konventionellen DP800 scheint die zweite Umwandlungsstufe bereits bei kürzeren Zeiten allmählich einzusetzen, läuft jedoch (vor allem bei nicht sehr hohen Haltetemperatur) viel langsamer ab, wodurch in allen Fällen die Kurve am Ende der Haltezeit immer noch eine erkennbare Steigung aufweist. Der Betrag der zweiten Umwandlung sinkt ebenfalls mit der Haltetemperatur.

Für die DP600-Güten (siehe Abb. 20) lassen sich die gleichen Gemeinsamkeiten und Unterschiede feststellen, wobei die Summe der Umwandlung während der Haltephase um fünf bis zehn Prozent unter den Werten für die DP800-Güten liegen.

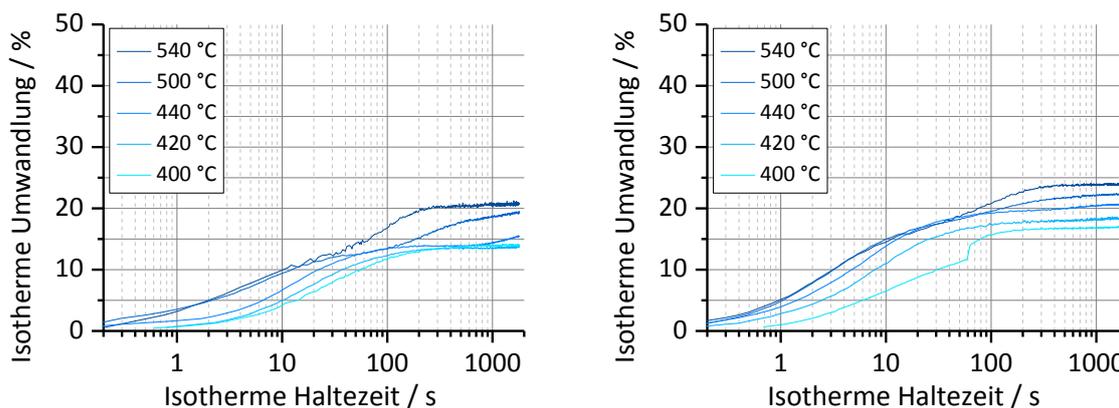


Abb. 20: Umwandlung während der isothermen Haltephase für DP600HD (links) und DP600 (rechts) nach Glühung bei 840 °C und langsamer Abkühlung bis 750 °C

Auffällig ist in Abb. 20, dass der Anteil der ersten isothermen Umwandlung des DP600HD nicht so groß ist wie beim DP600. Für die DP800-Güten wurde ein solcher Zusammenhang nicht festgestellt.

Für alle betrachteten Stahlsorten treten mit sinkender Haltetemperatur nach langen Haltezeiten steigende Mikrohärtewerte auf (siehe Abb. 21). Der Abfall ist beim DP800HD besonders ausgeprägt und beim TRIP700 am schwächsten. Bei den DP800-Güten erzielt die HD-Variante um einiges höhere Härtewerte als der konventionelle DP800. Für die DP600-Güten ist kein aussagekräftiger Unterschied feststellbar. Bei hohen Haltetemperatur weist der TRIP700 etwa die gleiche Härte auf wie der DP800HD.

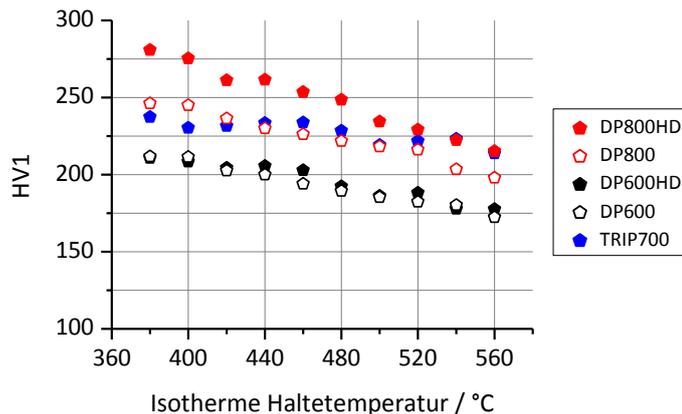


Abb. 21: Vickers-Härte der untersuchten Stahlsorten nach isothermen Glühzyklen mit Glühung bei 840 °C und langsamer Abkühlung bis 750 °C

Vergleicht man den Restaustenit-Gehalt des TRIP700 mit den bereits in Abb. 17 und Abb. 18 ersichtlichen Werten der Dualphasenstähle (siehe Abb. 22), so fällt der höhere Anteil an Restaustenit sowohl bei niedrigen als auch bei hohen Haltetemperaturen ins Auge. Zwischen 440 und 480 °C bleibt der Anteil jedoch nicht über jenen der HD-Dualphasenstähle.

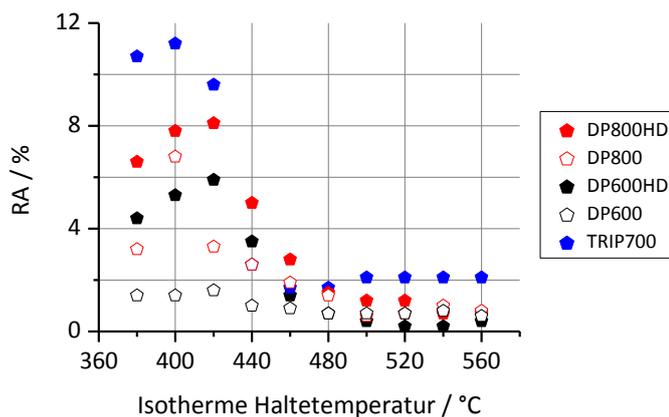


Abb. 22: Restaustenit-Anteil der untersuchten Stahlsorten nach isothermen Glühzyklen mit Glühung bei 840 °C und langsamer Abkühlung bis 750 °C

Die den bisher beschriebenen isothermen Haltephasen zugehörigen Mikrostrukturen bei der niedrigsten und höchsten Haltetemperatur sind in Abb. 23 dargestellt. Allen Stahlsorten ist gemeinsam, dass bei 380 °C weiße Phase in geringem Anteil vorkommt und die dunklen, fein strukturierten Bereiche in viel höherem Anteil vorhanden sind als bei 560 °C. Dort sind dafür die hellgrauen Körner größer und besitzen eine regelmäßige Form. Zwischen diesen Körnern sind kleinere sehr dunkle Bereiche zu erkennen und es kann keine weiße Phase identifiziert werden.

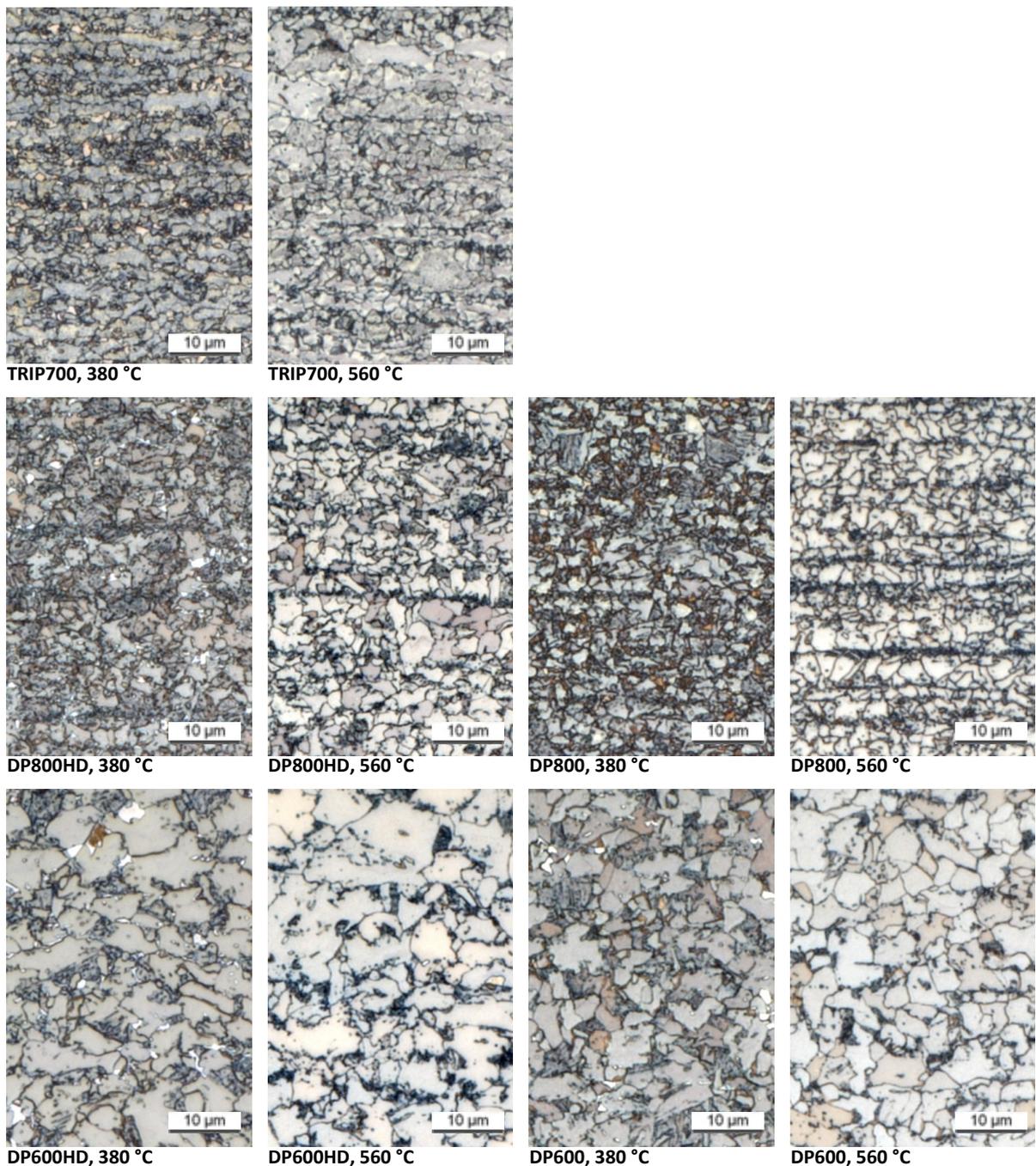


Abb. 23: Mikrostruktur der untersuchten höchstfesten Stähle nach Abkühlen mit isothermer Haltephase bei jeweils zwei verschiedenen Haltetemperaturen; $T_{an} = 840 \text{ °C}$, $T_q = 750 \text{ °C}$

4.4 Unterbrochene FVZ5-Zyklen

Im Folgenden sollen Unterschiede zwischen den untersuchten Stahlsorten im Gefüge und den mechanischen Eigenschaften bei Unterbrechung eines Wärmebehandlungszyklus der FVZ5 vor und nach der Overaging-Zone beschrieben werden.

In der Mikrostruktur sind bereits zu Beginn der Overaging-Zone deutliche Unterschiede ersichtlich (siehe Abb. 24):

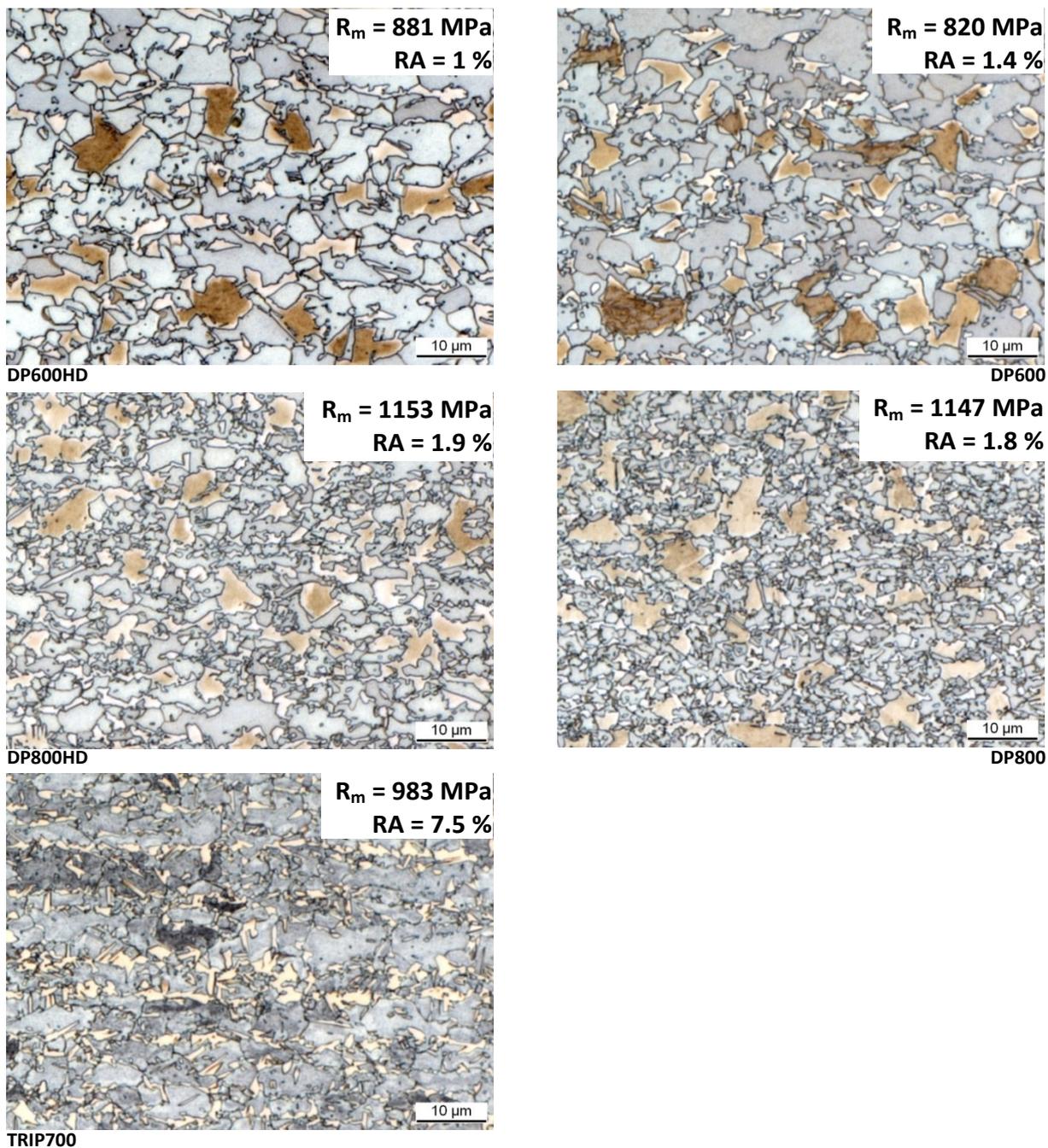


Abb. 24: $T_{an} = 840 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_q = 750 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{oa} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$, Abschrecken zu Beginn der Overaging-Zone

Die DP600-Güten weisen eine relativ grobe Struktur auf, in der die hellblauen Körner großteils polygonal ausgebildet sind. Es sind große braune Körner vorhanden und feinere nur leicht bräunliche oder weiße Körner, die sich fast immer an den Korngrenzen der hellblauen Körner befinden. Vor allem diese kleinen Körner sind im Fall des DP600HD größer als die entsprechenden Bereiche beim DP600.

Bei den DP800-Güten fällt zuerst die generell feinere Gefügestruktur auf. Es sind auch mehr von den großen braunen und kleinen weißen Körnern vorhanden. Der DP800HD weist größere hellblaue Körner auf und auch hier sind die weißen Körner im Gefüge nicht so klein wie beim DP800.

Im Fall des TRIP700 sind die großen hellblauen Bereiche zwar in höherem Anteil vorhanden als bei den DP800-Güten, weisen aber nicht eine so polygonale Struktur auf wie bei den DP600-Güten. Auch die Färbung dieser Bereiche ist nicht so homogen blau wie bei den Dualphasenstählen. Manche dieser Körner sind dunkler. Auffallend ist des Weiteren, dass keine dunkelbraunen Körner vorhanden sind. Es sind zwar unterschiedliche Größenfraktionen der weißen Körner ersichtlich, jedoch weisen alle dieselbe Färbung auf.

Die Zugfestigkeit der DP800-Güten ist nach dem Abschrecken vor der Overaging-Zone am höchsten, die der DP600-Güten am niedrigsten – der TRIP liegt dazwischen. Die Zugfestigkeit der „High Ductility-Güten“ ist etwas höher als die der konventionellen Dualphasenstähle.

Alle Dualphasenstähle weisen nach dem Abschrecken zu Beginn der Overaging-Zone einen Anteil an Restaustenit von unter zwei Prozent auf. Einzig der TRIP-Stahl hat bereits über sieben Prozent stabilisiert.

Nach der Overaging-Zone (Abb. 25) sind keine großen braunen Bereiche mehr im Gefüge vorhanden. Lediglich bei den HD-Güten lässt sich noch das eine oder andere größere weiße Korn mit bräunlicher Färbung erkennen. Die blauen Bereiche haben sich ausgebreitet, auch zuvor bereits kleine weiße Körner sind kleiner geworden. Noch immer weisen die HD-Güten aber größere weiße Körner auf als die konventionellen Dualphasenstähle. Bei diesen ist hingegen an manchen Stellen eine schwarze Phase zu erkennen, die sich an Stellen befindet, an denen zu Beginn der Overaging-Zone noch weiße Körner befunden haben. Diese Phase ist auch beim TRIP700 zu erkennen.

Die Zugfestigkeit ist für alle Gefüge gesunken, wobei Unterschiede vom Beginn der Overaging-Zone erhalten geblieben sind.

Im Vergleich zu Abb. 24 weisen alle Gefüge einen höheren Restaustenit-Anteil auf. Der TRIP-Stahl hat nach dem Abschrecken weiterhin am meisten Austenit stabilisiert, der DP800HD besitzt nun bereits mehr Restaustenit als der DP800. Anders bei den DP600-Güten: Hier besitzt die High-Ductility-Variante weniger Restaustenit als der konventionelle DP600.

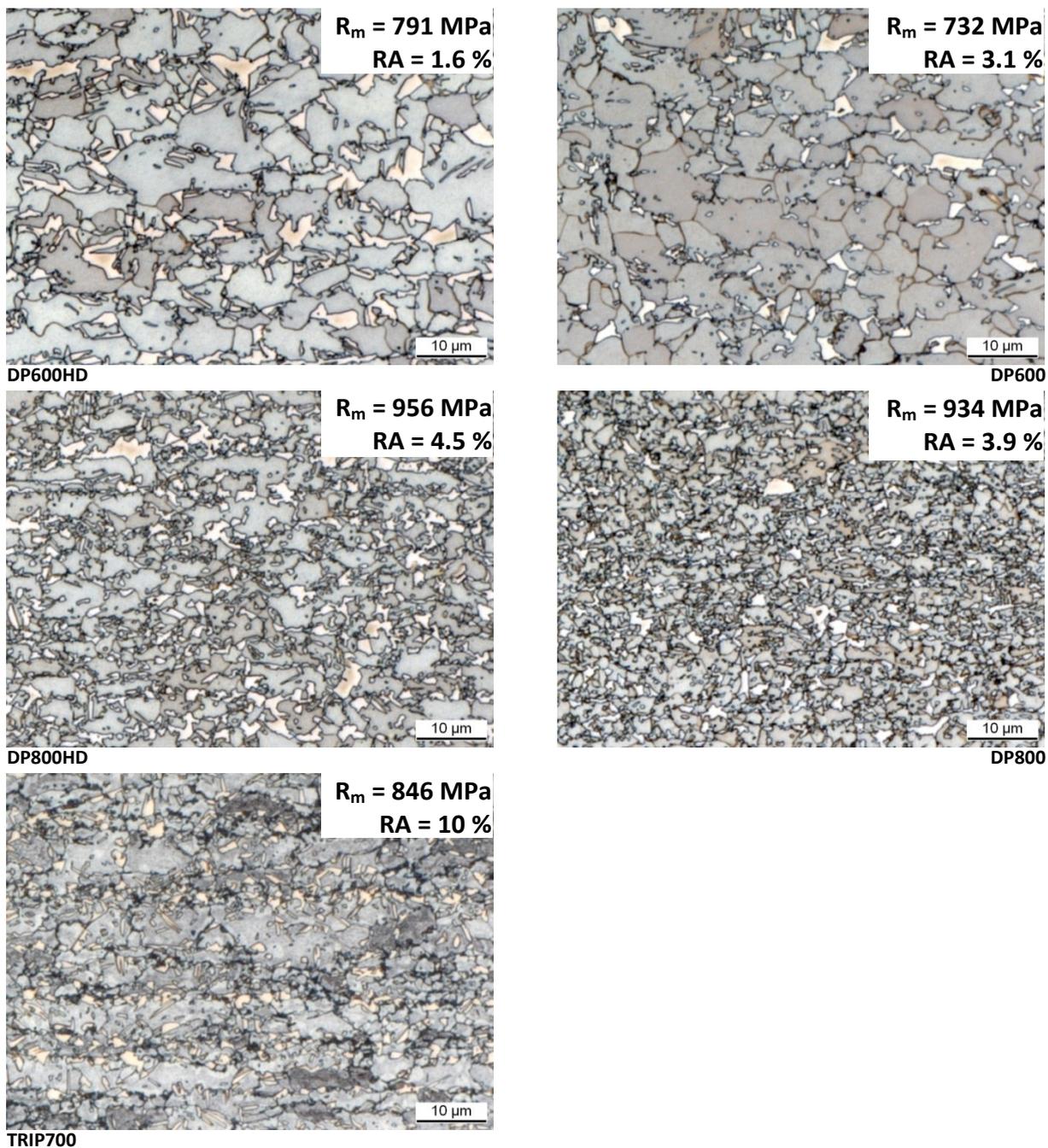


Abb. 25: $T_{an} = 840 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_q = 750 \text{ }^\circ\text{C}$, $T_{oa} = 500 \text{ }^\circ\text{C}$, Abschrecken zu Ende der Overaging-Zone

4.4.1 Einfluss der Glühbedingungen

Am Beispiel des DP800HD soll nun der Einfluss der Glühbedingungen auf die Mikrostruktur beim Abschrecken vor und nach der Overaging-Zone beschrieben werden (siehe Abb. 26 erste und zweite Zeile).

Die bereits beschriebene braune Phase tritt bei niedrigen Glühtemperaturen bereits zu Beginn der Overaging-Zone (Mitte links) nicht mehr auf. Graublau Bereiche besitzen teilweise schon Korngrößen von 7-10 µm, und es sind nur mehr kleine und sehr kleine weiße Körner entlang der Korngrenzen zu erkennen. Am Ende der Overaging-Zone (Mitte rechts) hat sich

das Gefüge nicht nennenswert verändert und es sind keine großen Unterschiede zwischen den beiden Glühbedingungen zu erkennen.

Die Zugfestigkeit des Materials ist jeweils zu Ende der Overaging-Zone und bei niedrigerer Glüh- und Abschrecktemperatur niedriger. Die Verringerung der Zugfestigkeit von Beginn zu Ende der Overaging-Zone ist im Fall hoher Glühtemperatur etwa doppelt so hoch wie bei niedriger Glühtemperatur.

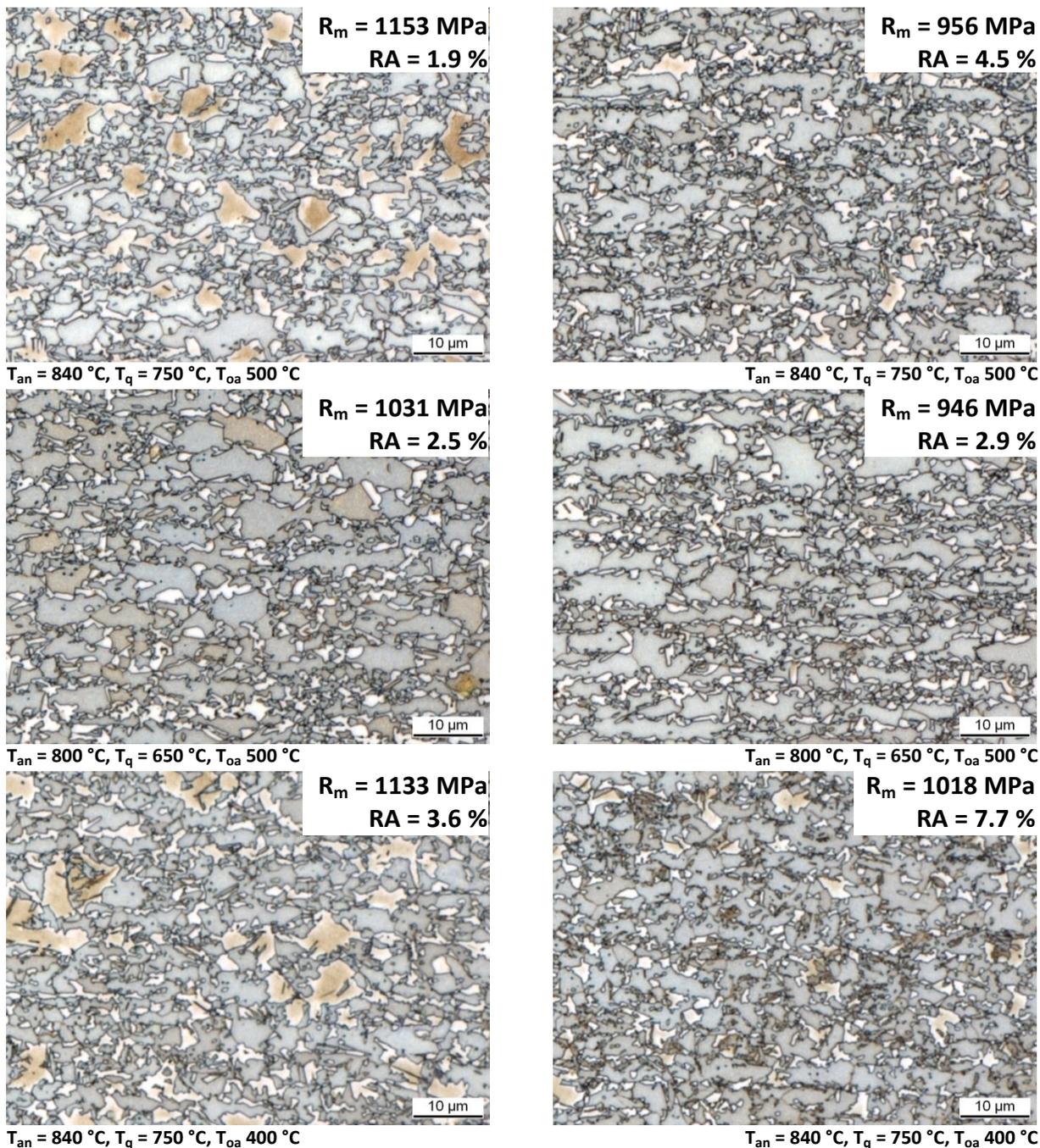


Abb. 26: Mikrostruktur des DP800HD beim Abschrecken vor (links) und nach (rechts) der Overaging-Zone

4.4.2 Einfluss der Overaging-Temperatur

Wieder anhand des DP800HD wird nun der Einfluss der Overaging-Temperatur auf die Gefügeausbildung im Abschreckversuch aufgezeigt (siehe Abb. 26 erste und dritte Zeile).

Beim Abkühlen auf niedrigere Overaging-Temperatur steigt der Anteil an hellblauer Phase im Vergleich zur Overaging-Temperatur 500 °C etwas an (vgl. Abb. 26 links oben – links unten). Am Ende der Haltephase bei niedriger Overaging-Temperatur (rechts unten) lassen sich Bereiche mit sehr feiner Struktur, die dunkler erscheinen klar von jenen Bereichen trennen, in denen größere hellblaue Körner und kleine oder sehr kleine Körner weißer Phase vorliegen. Die angesprochenen feinen, dunklen Bereiche liegen zu Beginn der Overaging-Zone noch nicht im Gefüge vor.

Auffallend ist hier, dass die Zugfestigkeit nach der Overaging-Zone bei $T_{oa} = 400$ °C höher ist als bei $T_{oa} = 500$ °C – trotzdem die Verhältnisse vor der Haltephase anders liegen. Vom Beginn zum Ende der Haltephase ergibt sich eine Abnahme der Festigkeit.

4.5 Vollständige FVZ5-Zyklen

In diesem Kapitel werden Ergebnisse zur Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften der Legierungen nach einem vollständigen FVZ5-Zyklus mit Galvannealing-Fahrweise beschrieben. Dabei wird insbesondere auf den Einfluss der Galvannealing-Temperatur eingegangen, wobei unter anderem ein Vergleich zwischen Stahlsorten mit gleicher Mindestzugfestigkeit vorgenommen wird.

4.5.1 Einfluss der Galvannealing-Temperatur – Vergleich DP800/DP800HD

Bei der Betrachtung der mechanischen Kennwerte in Abb. 27 fallen folgende prinzipielle Unterschiede zwischen dem DP800 und dem DP800HD auf: Die High Ductility Variante erreicht für beide Glühbedingungen die höhere Festigkeit, wobei der Unterschied bei hohen Glüh-temperaturen (quadratische Symbole) viel stärker ausgeprägt ist. Gleichzeitig liegt das Streckgrenzverhältnis beim DP800HD etwas niedriger.

Beim Restaustenit-Anteil liegt der DP800HD jeweils geringfügig unter dem DP800, der Unterschied ist aber nicht sehr ausgeprägt.

Bei Erhöhung der Galvannealing-Temperatur (x-Achse) ergeben sich ähnliche Kurvenverläufe. Bis 440 °C ergibt sich mit steigender Galvannealing-Temperatur ein leichter Abfall der Festigkeit, der mit einem steigenden Streckgrenzverhältnis, steigender Gleichmaßdehnung und steigendem Restaustenit-Anteil einher geht. Bei höheren Temperaturen ist ein Anstieg des Streckgrenzverhältnisses und ein Rückgang der Gleichmaßdehnung und des Restaustenit-Anteils beobachtbar. Die Festigkeit steigt dabei zuerst um etwa 50 MPa an und bricht

schließlich bei sehr hohen Galvannealing-Temperaturen zwischen 40 und 100 MPa ein. Das passiert beim DP800 schon ab 500 °C und in größerem Ausmaß, beim DP800HD steigt die Festigkeit bis 520 °C noch an, und fällt dann vergleichsweise nicht so stark.

Beim DP800 liegen Restaustenit-Anteil und Gleichmaßdehnung für hohe Glühtemperaturen und Galvannealing-Temperaturen unter 480 °C viel höher als bei den anderen Messungen. Streckgrenzverhältnis und der Festigkeit liegen in diesem Bereich niedriger.

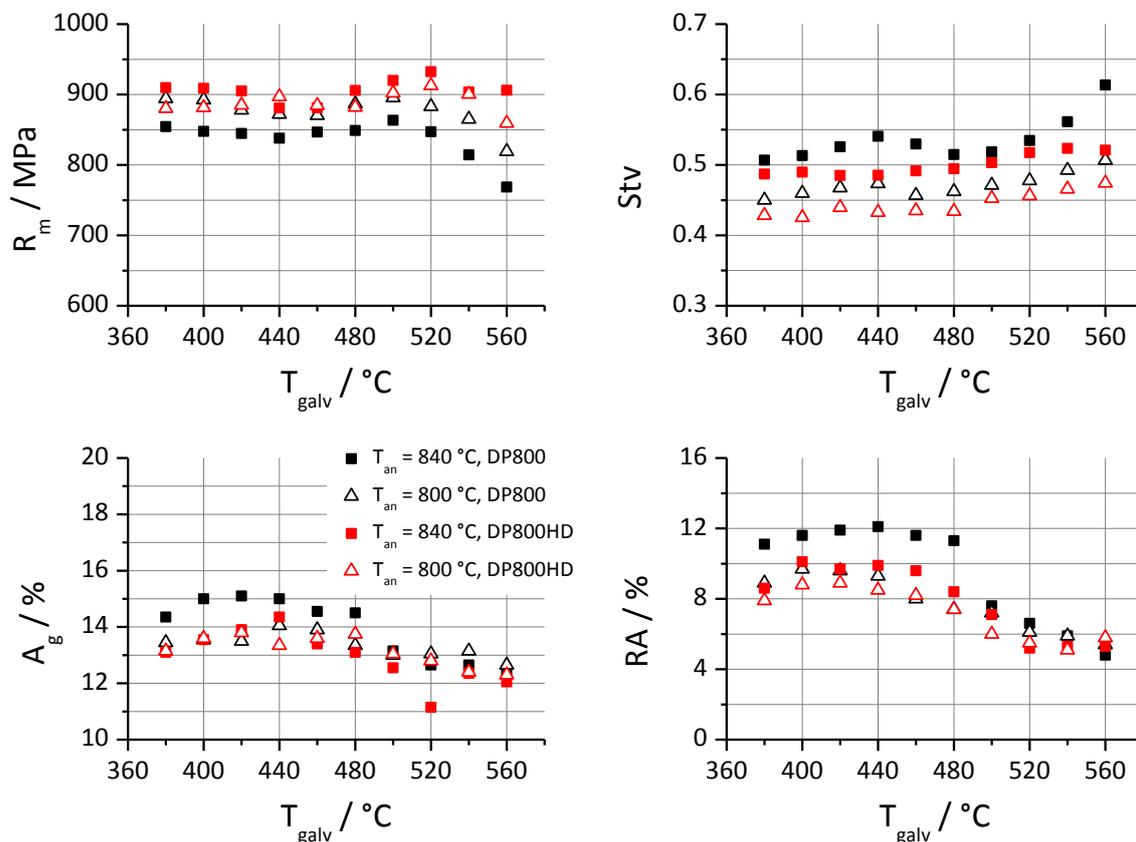


Abb. 27: Mechanische Eigenschaften und Restaustenit-Anteil des DP800 (schwarz) und DP800HD (rot) für verschiedene Glühbedingungen in Abhängigkeit der Galvannealing-Temperatur. FVZ5-Zyklus, $T_{oa} = 500$ °C, $v_{Band} = 100$ m/min

In Abb. 28 wird die Mikrostruktur des DP800HD bei Variation der Galvannealing-Temperatur (vollständiger Zyklus) im Vergleich zum Ausgangszustand am Ende der Overaging-Zone dargestellt. Es ist zu erkennen, dass vor allem bei $T_{galv} = 400$ °C, aber auch noch bei 460 °C, die weißen Körner kleiner werden. Bei 520 und 560 °C hat hingegen der Anteil und die Korngröße der weißen Phase fast nicht abgenommen. Zusätzlich tritt bei diesen Temperaturen an manchen Stellen eine schwarze Phase auf, die weder bei niedrigeren Galvannealing-Temperaturen, noch im Ausgangszustand vorkommt.

Auch für niedrige Glühtemperaturen (800 °C; Abb. 29) des DP800HD ist bei 520 °C mehr weiße Phase vorhanden als bei höheren und niedrigeren Galvannealingtemperaturen. Über

520 °C ist an manchen Stellen schwarze Phase zu erkennen. Im Vergleich zu Abb. 28 ist hier generell weniger weiße Phase vorhanden, und es fallen große blaugraue Körner auf.

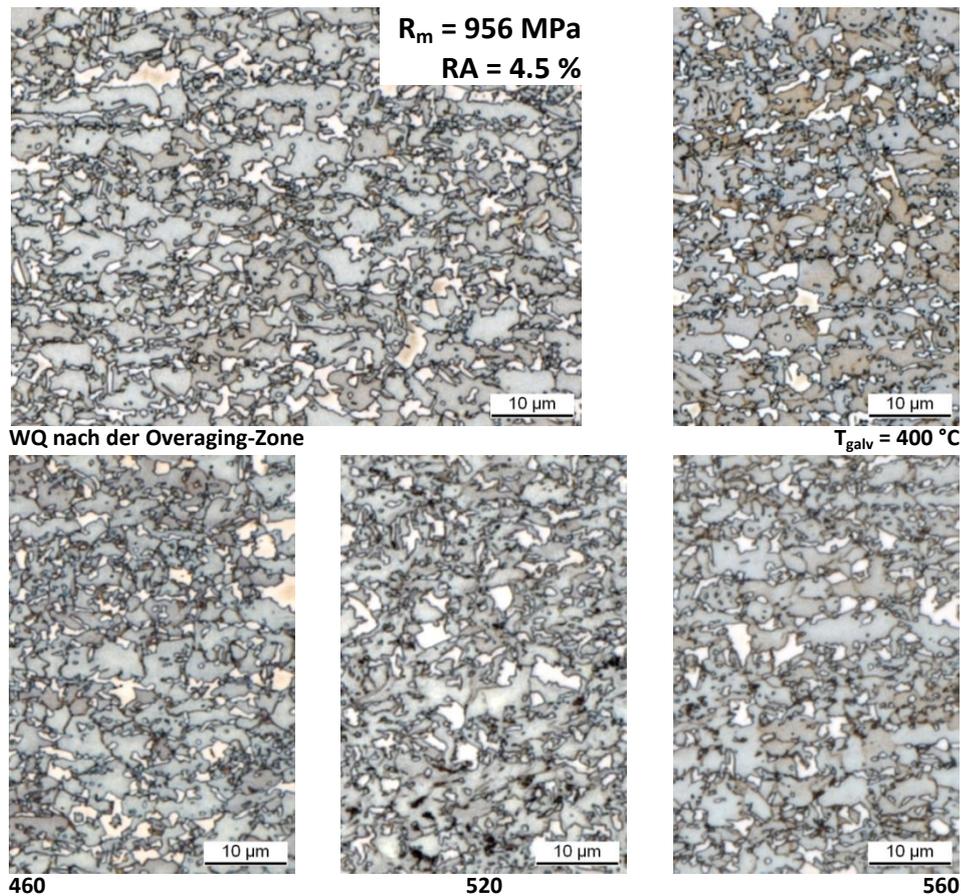


Abb. 28: Mikrostruktur des DP800HD für $T_{an} = 840$ °C. FVZ5-Zyklus, $T_{oa} = 500$ °C, $v_{Band} = 100$ m/min

Im Gefüge des konventionellen DP800 (Abb. 30 und Abb. 31) sind nach hoher Glüh-temperatur keine großen Ferritbereiche und nur wenig weiße Phase erkennbar. Das Gefüge ist besonders fein. Schwarze Phase ist in manchen Bereichen schon nach dem Abschreckzyklus zu sehen, und besonders nach hoher Galvannealing-Temperatur liegt viel davon im Gefüge vor. Bei niedrigen Glüh-temperaturen liegen große Ferritkörner vor, allerdings weniger als unter gleichen Bedingungen beim DP800HD. Der Anteil an weißer Phase ist höher als bei hohen Glüh-temperaturen.

Bei niedrigen Galvannealing-Temperaturen ändert sich im Vergleich zum Abschreckzyklus wenig. Bei hohen Galvannealing-Temperaturen sind in zuvor feinen Bereichen die blauen Körner gewachsen und statt weißer Phase liegt schwarze Phase vor. Beim DP800 kann außerdem im Gegensatz zu DP800HD mit zunehmender Galvannealing-Temperatur kein Anstieg des Anteils an weißer Phase festgestellt werden.

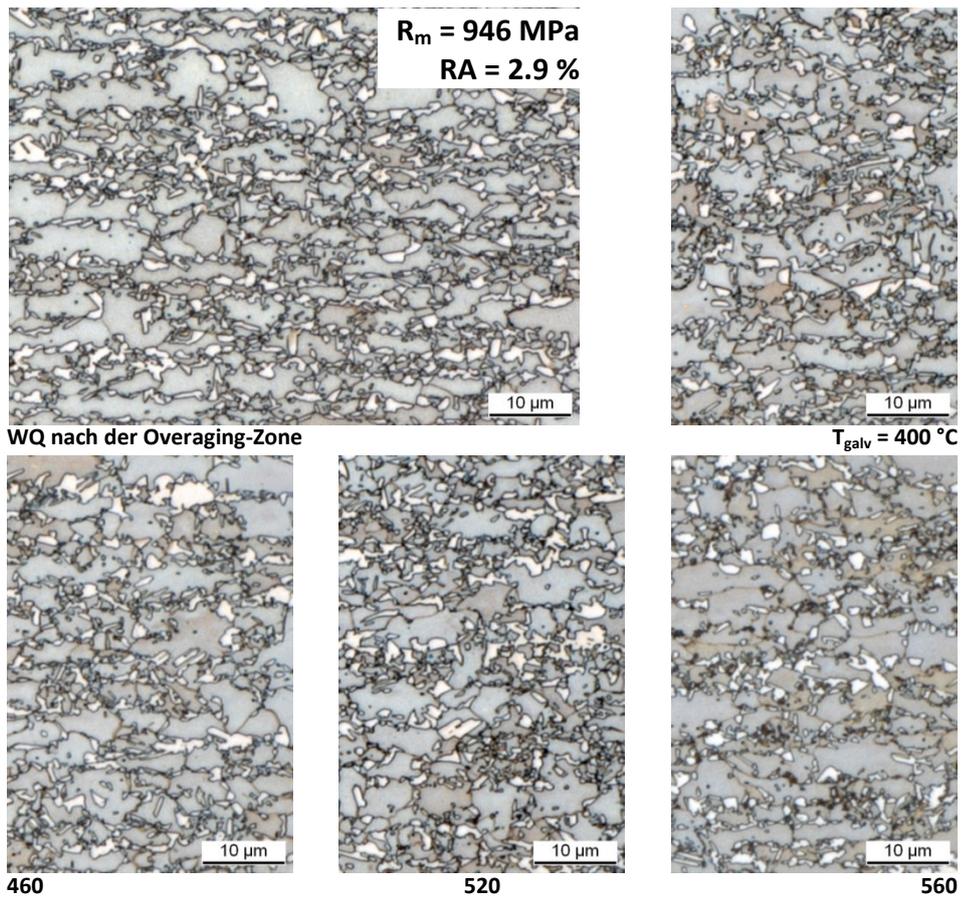


Abb. 29: Mikrostruktur des DP800HD für $T_{an} = 800 \text{ °C}$. FVZ5-Zyklus, $T_{oa} = 500 \text{ °C}$, $v_{Band} = 100 \text{ m/min}$

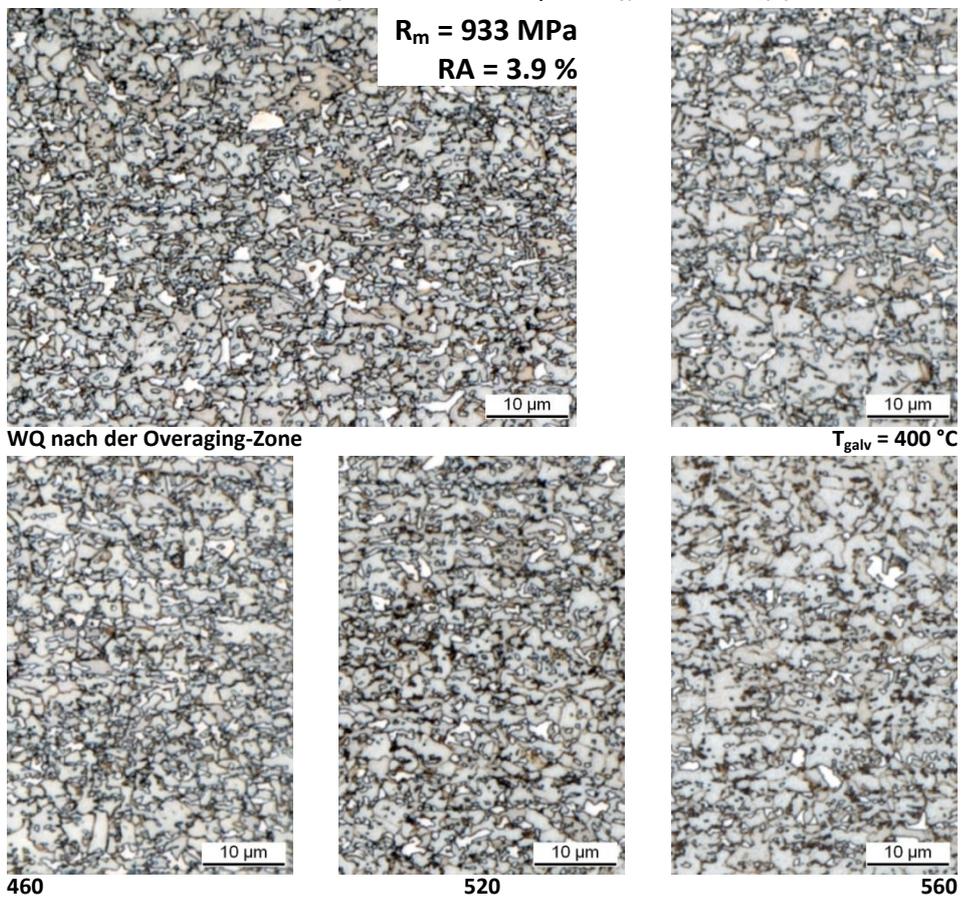


Abb. 30: Mikrostruktur des DP800 für $T_{an} = 840 \text{ °C}$. FVZ5-Zyklus, $T_{oa} = 500 \text{ °C}$, $v_{Band} = 100 \text{ m/min}$

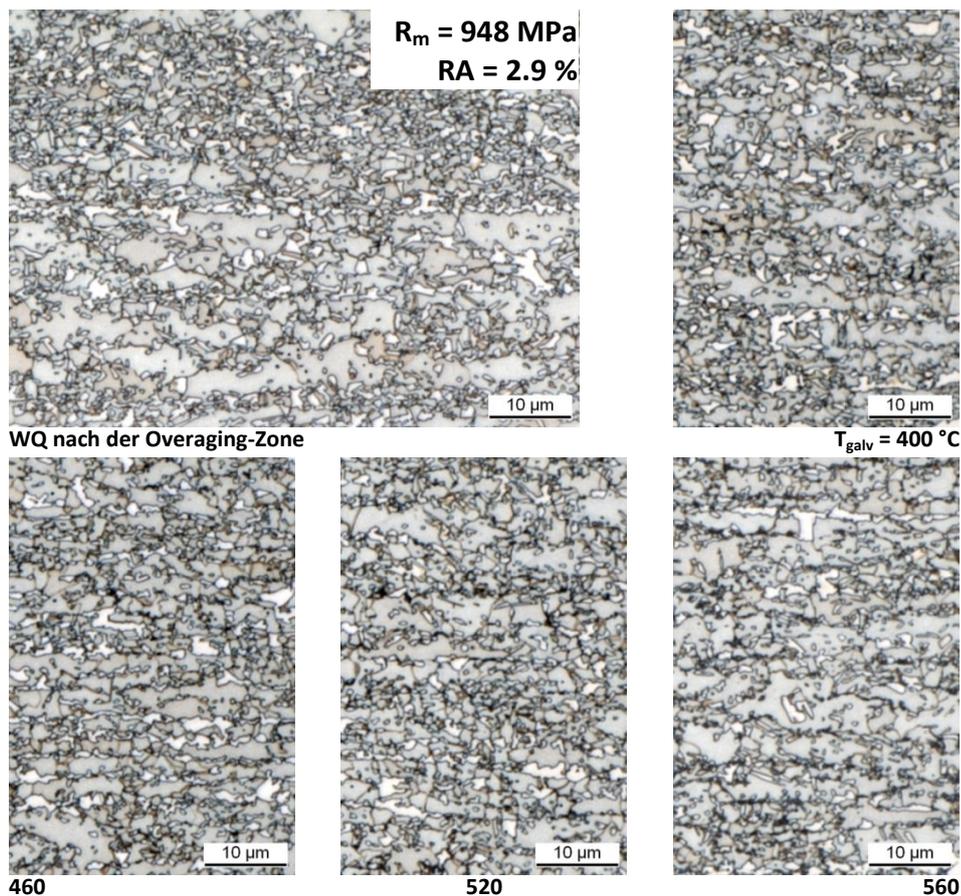


Abb. 31: Mikrostruktur des DP800 für $T_{an} = 800 \text{ °C}$. FVZ5-Zyklus, $T_{oa} = 500 \text{ °C}$, $v_{Band} = 100 \text{ m/min}$

4.5.2 Einfluss der Galvannealing-Temperatur – Vergleich DP600/DP600HD

In Abb. 32 sind die mechanischen Eigenschaften der DP600-Güten für jeweils zwei verschiedene Glüh- und Abschrecktemperaturen (vgl. Abb. 8) über der Galvannealing-Temperatur dargestellt.

Im Vergleich zu den DP800-Güten ergibt sich neben der niedrigeren Festigkeit auch ein kleineres Streckgrenzverhältnis, höhere Gleichmaßdehnung und weniger Restaustenit-Anteil.

Auch hier liegt der High-Ductility-Stahl bei höherer Festigkeit und niedrigeren Streckgrenzverhältnissen, Restaustenit-Anteilen und Gleichmaßdehnungen. Im Gegensatz zum DP800 liegt aber beim DP600 eine höhere Festigkeit und niedrigere Gleichmaßdehnung vor, wenn Glüh- und Abschrecktemperatur höher liegen.

Mit Erhöhung der Galvannealing-Temperatur ändert sich die Festigkeit bei den DP600-Güten nur wenig, wobei für beide Stähle (für hohe Glühtemperatur) ein Rückgang bei hohen Galvannealing-Temperaturen ersichtlich ist, wobei allerdings die Festigkeit des DP600HD zuerst um etwa 50 MPa ansteigt.

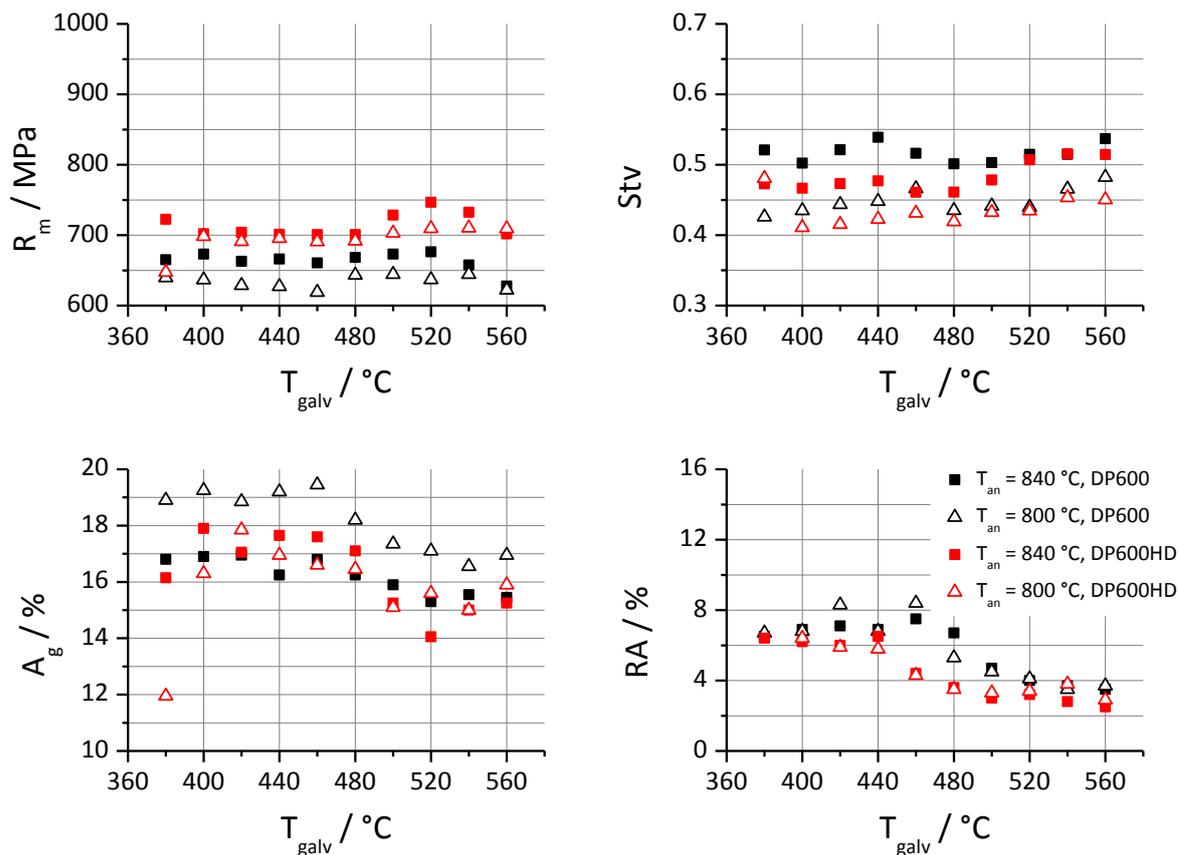


Abb. 32: Mechanische Eigenschaften und Restaustenit des DP600 (schwarz) und DP600HD (rot) für verschiedene Glühbedingungen in Abhängigkeit der Galvannealing-Temperatur. FVZ5-Zyklus, $T_{oa} = 500$ °C, $v_{Band} = 100$ m/min

Das Streckgrenzverhältnis steigt zu höheren Galvannealing-Temperaturen leicht an. Gleichmaßdehnung und Restaustenit-Anteil nehmen ab etwa 440 °C ab, der DP600 stabilisiert jedoch zwischen 440 und 540 °C noch mehr Restaustenit als der DP600HD.

Der Anteil an weißer Phase des DP600HD ist in Abb. 33 bei niedrigen Galvannealing-Temperaturen sehr gering, nähert sich aber bis 520 °C dem des Abschreckzyklus an. Bei 560 °C liegt wieder weniger vor, wobei schon bei 520 °C die Bildung der schwarzen Phase beginnt.

Bei niedrigen Glühtemperaturen (Abb. 34) liegt zu Ende der Overaging-Zone bereits weniger weiße Phase vor, nach niedrigen Galvannealing-Temperaturen ist der Anteil nicht viel höher als bei hoher Glühtemperatur (Abb. 33). Bei 560 °C tritt eine Bildung von schwarzer Phase auf.

Die Gefüge des konventionellen DP600 (Abb. 35 und Abb. 36) enthalten generell weniger weiße Phase als der DP600HD. Mit steigender Galvannealing-Temperatur ändert sich dieser Anteil nicht, aber es tritt schwarze Phase auf – vor allem bei 560 °C in starkem Umfang. Vereinzelt ist die schwarze Phase beim DP600 bereits am Ende der Overaging-Zone zu erkennen.

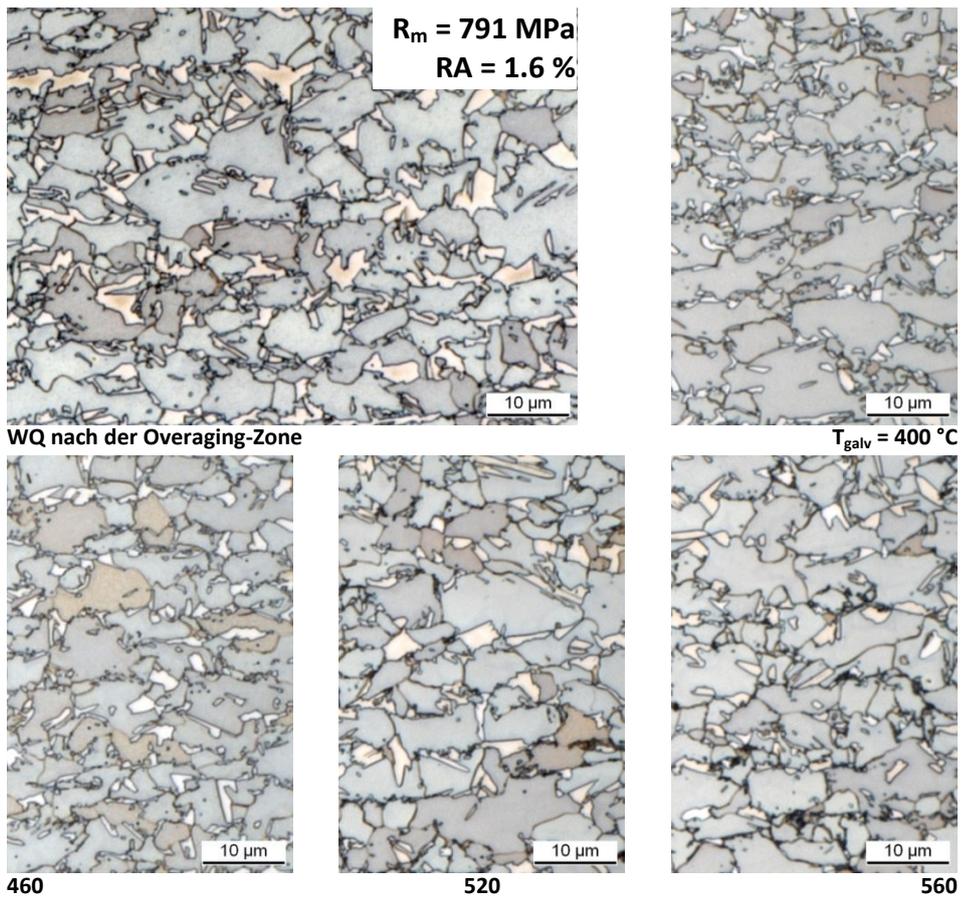


Abb. 33: Mikrostruktur des DP600HD für $T_{an} = 840 \text{ °C}$. FVZ5-Zyklus, $T_{oa} = 500 \text{ °C}$, $v_{Band} = 100 \text{ m/min}$

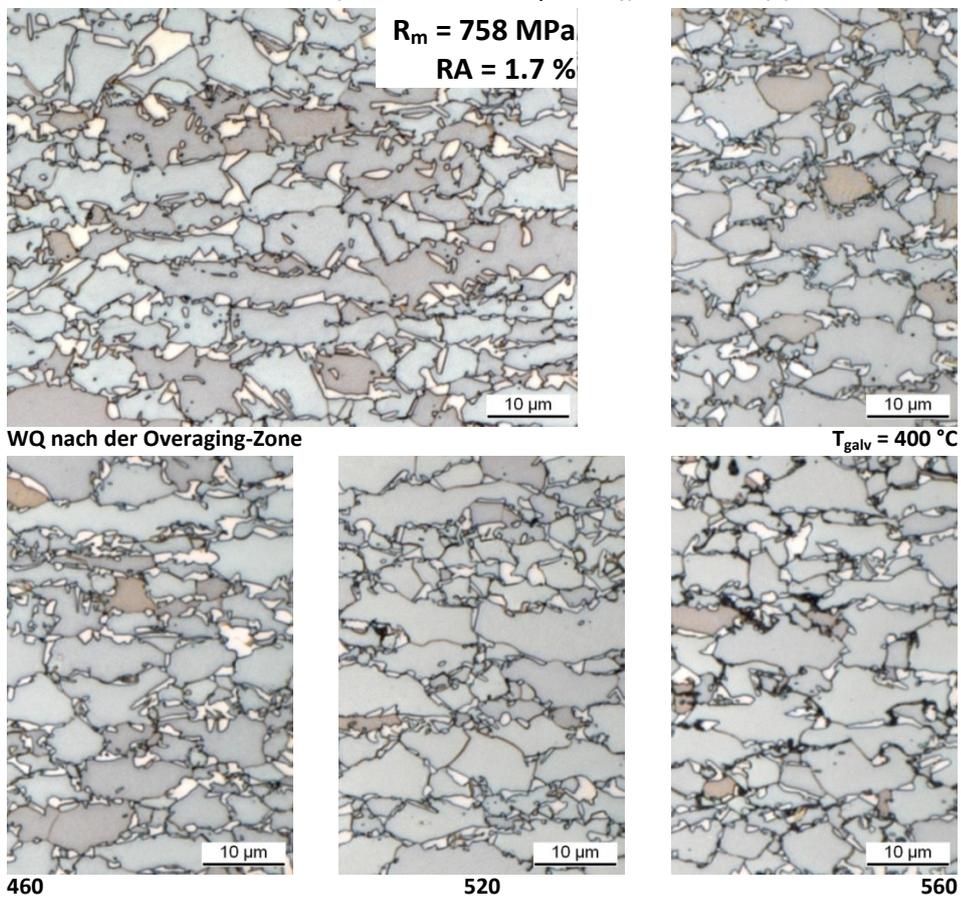


Abb. 34: Mikrostruktur des DP600HD für $T_{an} = 800 \text{ °C}$. FVZ5-Zyklus, $T_{oa} = 500 \text{ °C}$, $v_{Band} = 100 \text{ m/min}$

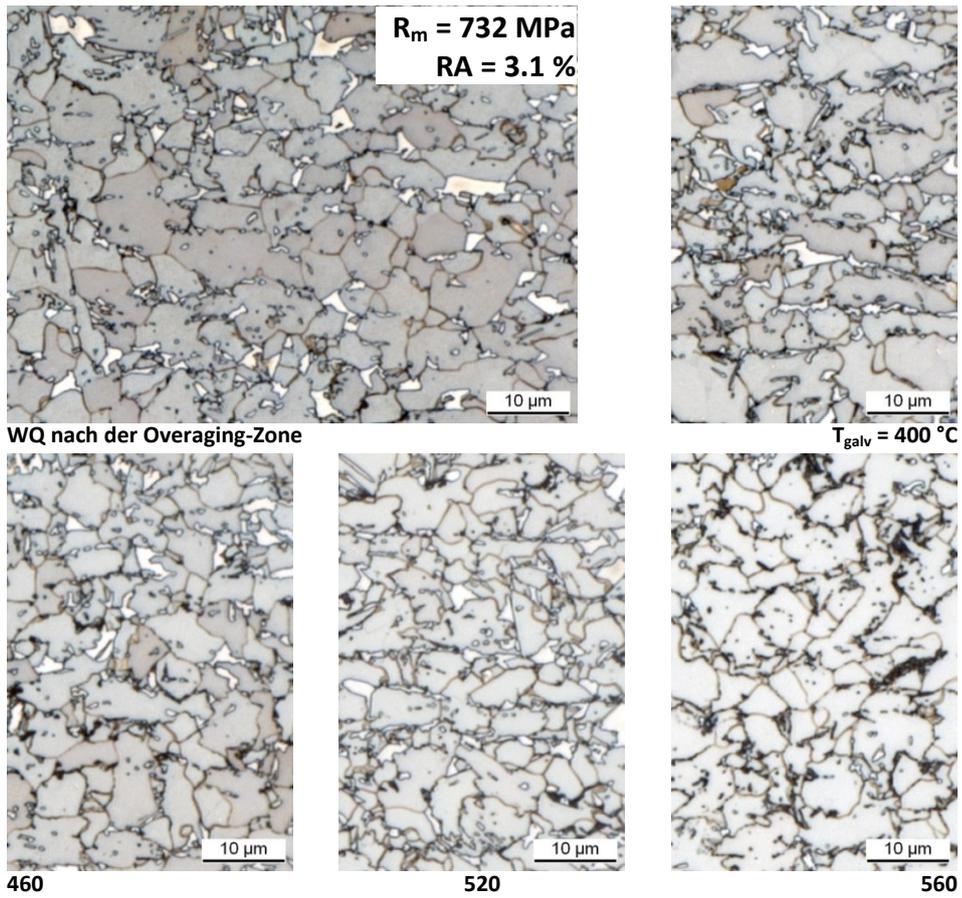


Abb. 35: Mikrostruktur des DP600 für $T_{an} = 840 \text{ °C}$. FVZ5-Zyklus, $T_{oa} = 500 \text{ °C}$, $v_{Band} = 100 \text{ m/min}$

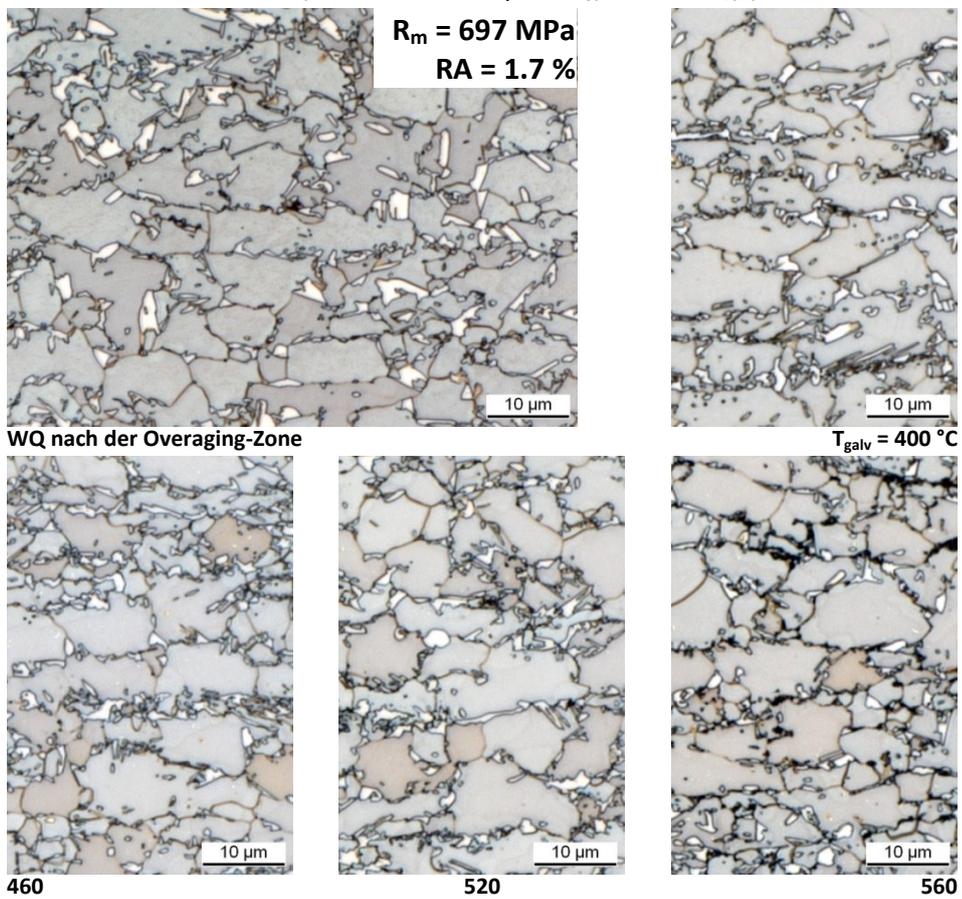


Abb. 36: Mikrostruktur des DP600 für $T_{an} = 800 \text{ °C}$. FVZ5-Zyklus, $T_{oa} = 500 \text{ °C}$, $v_{Band} = 100 \text{ m/min}$

4.5.3 Einfluss der Galvannealing-Temperatur – TRIP700

Die mechanischen Eigenschaften (Abb. 37) und Mikrostruktur des TRIP700 bei Veränderung der Galvannealing-Temperatur werden nun für die Overaging-Temperaturen 500 °C und 400 °C miteinander verglichen. Es werden nur die Ergebnisse der Glühungen mit Glühtemperatur 840 °C diskutiert. Beim TRIP-Stahl wurde anstatt der Proportionalitätsgrenze $R_{p0,2}$ die untere Streckgrenze R_{el} aufgetragen, da im Zugversuch im Gegensatz zum Dualphasenstahl eine ausgeprägte Streckgrenze auftritt.

Zuallererst fällt auf, dass der TRIP-Stahl sehr hohe Gleichmaßdehnungen und Restaustenit-Anteile erreicht.

Bei hohen Overaging-Temperaturen wird der TRIP um etwa 50 MPa fester, wobei die Differenz zu hohen Galvannealing-Temperaturen leicht zurückgeht. Gleichzeitig weist er dort eine niedrigere Streckgrenze und niedrigere Gleichmaßdehnung auf. Die Differenz der Gleichmaßdehnungen sinkt zu hohen Galvannealing-Temperaturen.

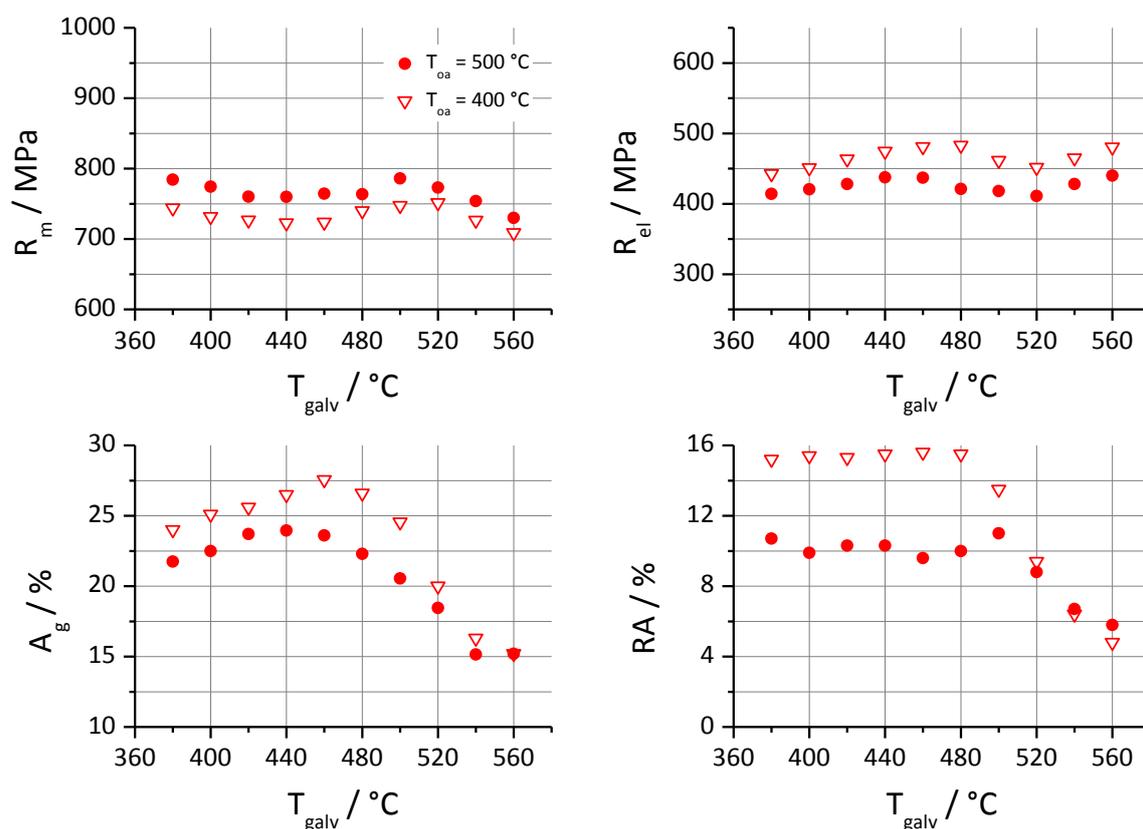


Abb. 37: Mechanische Eigenschaften und Restaustenit des TRIP700 für verschiedene Overaging-Temperaturen in Abhängigkeit der Galvannealing-Temperatur. FVZ5-Zyklus, $T_{an} = 840$ °C, $v_{Band} = 100$ m/min

Der Verlauf von Festigkeit und Streckgrenze über der Galvannealing-Temperatur ändert sich qualitativ bei Variation der Overaging-Temperatur nicht. In Abb. 37 sinkt die Festigkeit zuerst (380 – 480 °C), steigt dann um circa 40 MPa an und sinkt erneut ab (über 500 bzw. 520 °C). Die Streckgrenze zeigt eine entgegengesetzte Entwicklung. Die Gleichmaßdehnung steigt

zuerst an, durchschreitet ein Maximum und geht über 440 bis 460 °C stark zurück.

Der Restaustenit-Anteil ist bis 480 °C in etwa konstant und bricht dann rasant ein – im Fall der niedrigeren Overaging-Temperatur fast auf ein Viertel des Anfangswerts. Auch die Differenz im Restaustenit-Anteil zwischen Overaging-Temperatur 400 und 500 °C verschwindet.

Beim Vergleich der Mikrostruktur der Abschreckzyklen für die in Abb. 37 dargestellten Kurven fällt auf, dass bei niedriger Overaging-Temperatur (Abb. 38) etwas weniger weiße und keine schwarze Phase erkennbar ist. Ein Unterschied im Anteil an weißer Phase bei den Gefügen der vollständigen Zyklen (T_{galv} 400 bis 560 °C) ist wenn, dann nur bei Galvannealing-Temperatur 400 °C gut zu erkennen. Nach hoher Galvannealing-Temperatur bildet sich die schwarze Phase ebenfalls in hohem Ausmaß, und der Anteil an weißer Phase geht stark zurück. Die schwarze Phase ist in diesem Bereich auch sehr zeilig angeordnet – bei niedrigen Galvannealing-Temperaturen sieht das Gefüge viel gleichmäßiger aus. Dieser Sachverhalt tritt auch bei hohen Overaging-Temperaturen (Abb. 39) auf, wobei hier im Gefüge unabhängig von der Galvannealing-Temperatur immer schwarze Phase zu beobachten ist, wenn auch in relativ geringem Ausmaß.

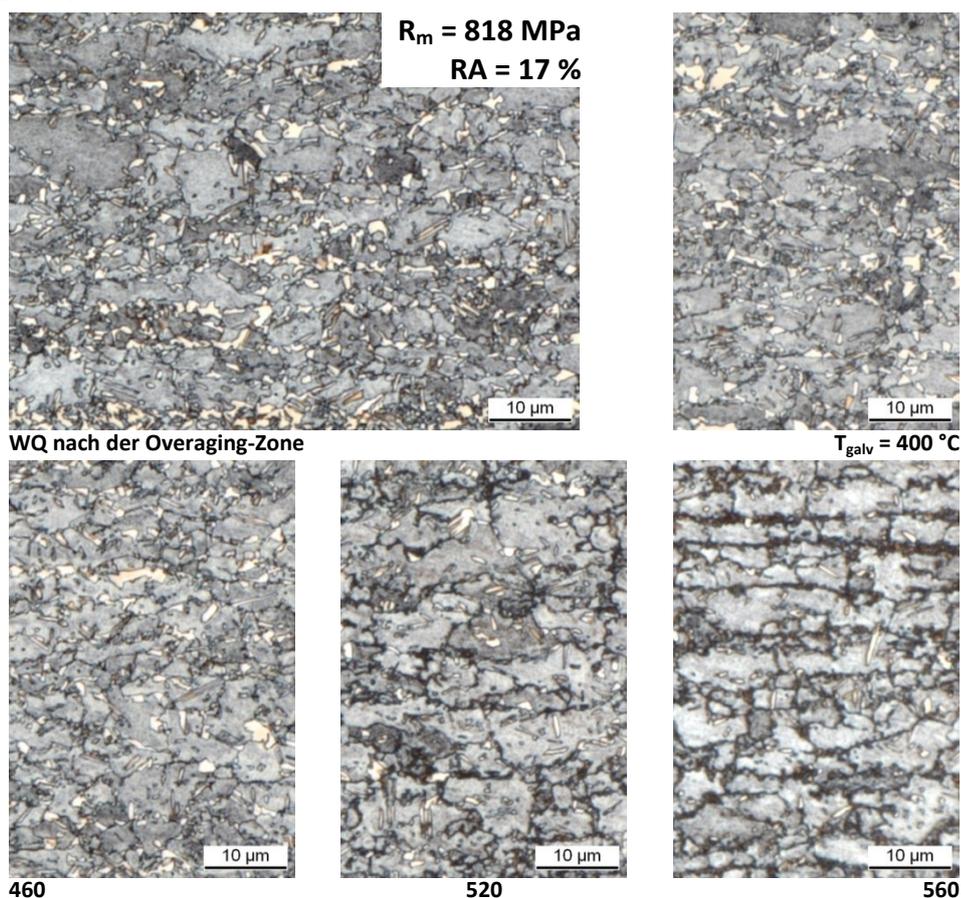


Abb. 38: Mikrostruktur des TRIP700 für $T_{\text{oa}} = 400 \text{ °C}$. FVZ5-Zyklus, $T_{\text{an}} = 840 \text{ °C}$, $v_{\text{Band}} = 100 \text{ m/min}$

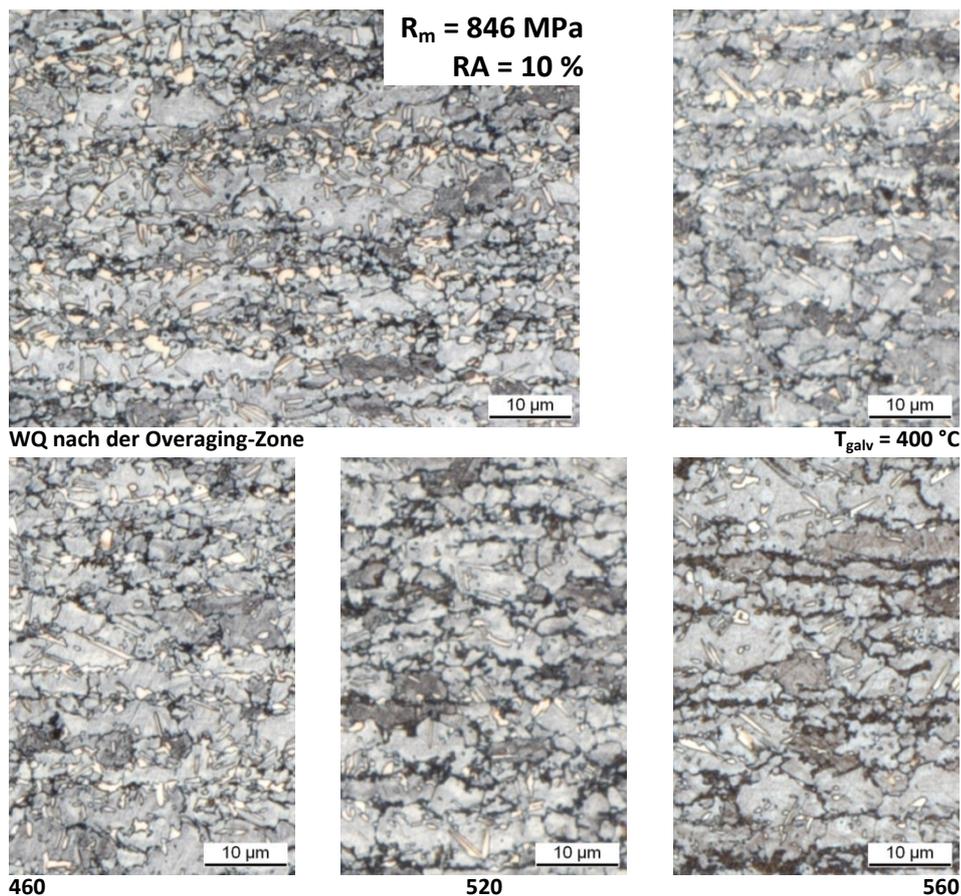


Abb. 39: Mikrostruktur des TRIP700 für $T_{oa} = 500 \text{ °C}$. FVZ5-Zyklus, $T_{an} = 840 \text{ °C}$, $v_{Band} = 100 \text{ m/min}$

In weiterer Folge beschäftigt sich die Arbeit nun mit Veränderungen im Verfestigungsverhalten des TRIP-Stahls wenn die Galvannealing-Temperatur variiert wird. Es wird dabei anhand der selben Glühzyklen wie in Abb. 37 vorgegangen. In Abb. 40 sind dazu die Verfestigungsexponenten in bestimmten Bereichen der Spannungs-Dehnungs-Kurve dargestellt. Der Index beschreibt dabei den Dehnungsbereich in Prozent, der für die Berechnung des Verfestigungsexponenten entsprechend eines Differenzenquotienten aus logarithmischer Spannungs- und Dehnungsänderung herangezogen wurde. Über 520 °C fehlen die Werte für n_{10-18} , weil bei diesen Glühzyklen die Gleichmaßdehnung unter 18% sinkt, und somit der Wert nicht mehr sinnvoll bestimmt werden kann.

In den meisten Bereichen besitzen die Zugproben bei einer vorhergehenden Wärmebehandlung mit Overaging-Temperatur 400 °C niedrigere Verfestigungsexponenten als bei 500 °C . Bei niedrigen Galvannealing-Temperaturen ist der Unterschied am größten bei n_{4-6} und am geringsten für n_{10-18} . Ab 500 °C wird die Differenz kleiner. Für n_{6-10} ist diese Differenz über 500 °C sehr gering, bei n_{10-18} sinken die Verfestigungsexponenten für Overaging-Temperatur 500 °C sogar unter jene von 400 °C .

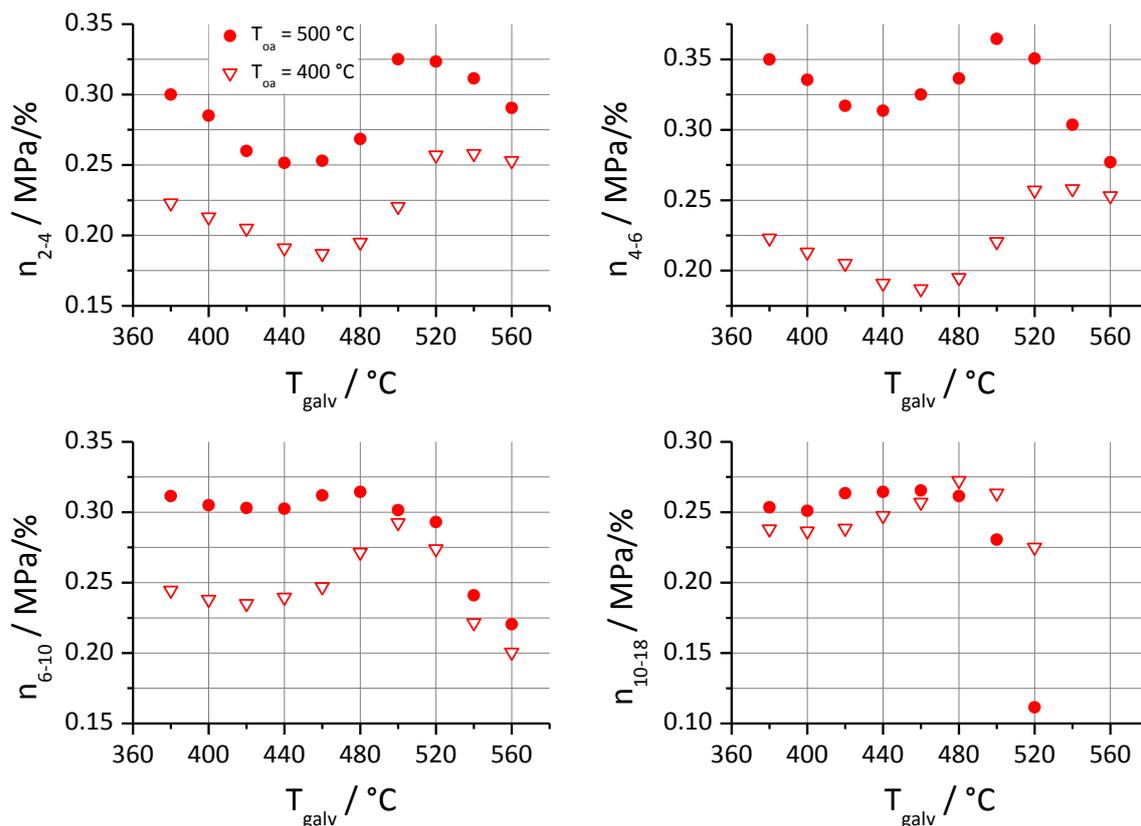


Abb. 40: Verfestigungsexponenten unterschiedlicher Dehnungsbereiche des TRIP700 für verschiedene Overaging-Temperaturen in Abhängigkeit der Galvannealing-Temperatur. FVZ5-Zyklus, $T_{an} = 840 \text{ °C}$, $v_{Band} = 100 \text{ m/min}$

Bei Galvannealing-Temperaturen zwischen 380 und 500 °C existiert meist ein Abfall und Anstieg der Verfestigungsexponenten. Diese Entwicklung tritt bei den unteren beiden Diagrammen nur für n_{6-10} bei Overaging-Temperatur 400 °C auf.

Im oberen Temperaturbereich ab etwa 500 °C ist bei hohen Overaging-Temperaturen für die Verfestigung in allen Dehnungsbereichen ein Rückgang zu erkennen. Die Verfestigung bei hohen Dehnungen (n_{10-18}) bricht dabei viel stärker ein als jene bei geringen Dehnungen (n_{2-4}). Bei niedrigen Overaging-Temperaturen ist dieser Rückgang zwar für n_{6-10} und n_{10-18} , nicht aber für n_{2-4} und n_{4-6} vorhanden.

4.5.4 Untersuchung von Gefügen mit dem Rasterelektronenmikroskop

Um genauere und weitere Aussagen über die bei den Wärmebehandlungen entstehenden Phasen treffen zu können, wurden ausgewählte Gefüge im Rasterelektronenmikroskop untersucht. Dabei wurde das Hauptaugenmerk auf Vorkommen und Aussehen der mit LePera schwarz erscheinenden Phase und der entstehenden Bainitstrukturen gelegt. In Abb. 41 ist dazu ein Vergleich zwischen der Mikrostruktur des DP800HD nach einer FVZ5-Wärmebehandlung bei hohen und niedrigen Galvannealing-Temperaturen dargestellt.

In Gefügen, in denen im Lichtmikroskop die schwarze Phase zu beobachten war, wurde im REM eine perlitartige Phase mit unregelmäßig geformten Lamellen mit einem Lamellenabstand von etwa $0.1\ \mu\text{m}$ identifiziert (Abb. 41 b-c, e). Nach niedrigen Galvannealing- und Overaging-Temperaturen tritt diese Phase nicht auf (wie auch die schwarze Phase; Abb. 41 a, d).

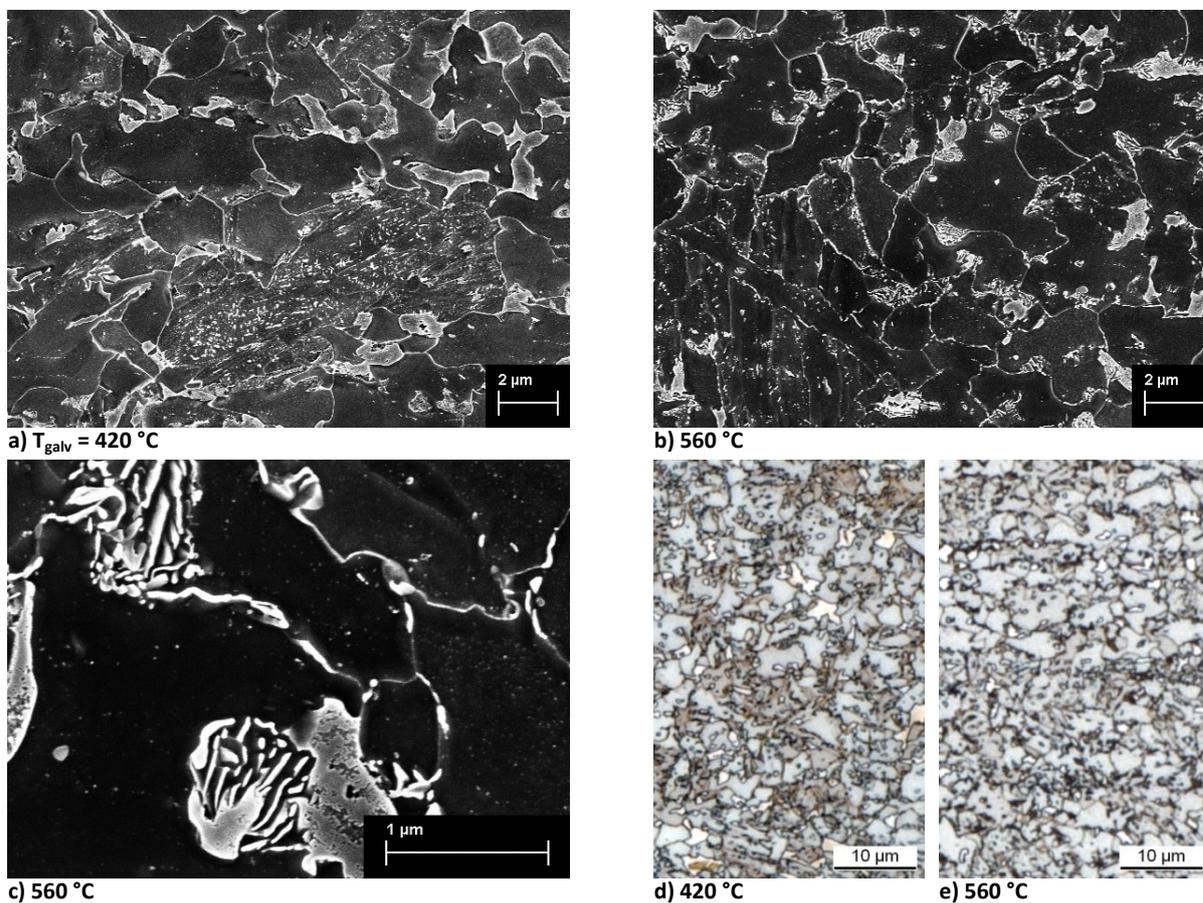


Abb. 41: Gefüge des DP800HD im REM (a-c) und LIM (d-e) nach FVZ5-Multipas-Zyklus mit verschiedenen Galvannealing-Temperaturen; $T_{\text{an}} = 840\ \text{°C}$, $T_{\text{q}} = 750\ \text{°C}$, $T_{\text{oa}} = 400\ \text{°C}$, $v_{\text{Band}} = 100\ \text{m/min}$

Unterschiede in der Matrix, wie sie in Abb. 41 d zu erkennen sind (hellblaue und dunklere, bräunliche Bereiche), konnten auch im REM identifiziert werden. In den bräunlichen Bereichen treten demnach in lattenartig strukturierten Körnern verstärkt Ausscheidungen auf, wie sie etwa in Abb. 41 a zu sehen sind. Diese weisen zumeist bevorzugte Orientierungen auf. Hellblaue Bereiche erscheinen im REM dunkel und besitzen keine Unterstruktur. Bei hohen Galvannealing-Temperaturen (Abb. 41 b, e) sind im Lichtmikroskop nur sehr schwache Unterschiede in der Färbung der Matrix zu beobachten; gleichzeitig hat die Anzahl der Ausscheidungen in den lattenartig strukturierten Körnern abgenommen. Das ist beispielsweise in Abb. 41 b links unten zu erkennen.

5 Diskussion

Ziel der Diplomarbeit war eine Beschreibung des Einflusses der Galvannealing-Wärmebehandlung auf das Umwandlungsverhalten von Stählen mit und ohne Restaustenit. Dazu wurden kontinuierliche, isotherme und anlagennahe Glühzyklen am Glüh Simulator und Dilatometer durchgeführt.

Beim anlagennahen Glühzyklus wird der Einfluss des Prozesses durch Glüh-, Abschreck-, Overaging- und Galvannealing-Temperatur beschrieben. Die ersten drei genannten Parameter charakterisieren in dieser Arbeit den Ausgangszustand der untersuchten Werkstoffe vor der Galvannealing-Zone. Der Fokus liegt schließlich auf der Auswirkung verschiedener Galvannealing-Temperaturen unter Berücksichtigung dieser Vorbedingungen. Zur Beschreibung des Einflusses der genannten Parameter wurden an sämtlichen Proben nach der Wärmebehandlung Zugversuche durchgeführt, Mikroschliffe angefertigt und der Anteil an Restaustenit bestimmt.

5.1 Kontinuierliche Umwandlung

Die kontinuierlichen Umwandlungsschaubilder der DP800-Güten sind in Abb. 12 und Abb. 13, die der DP600-Güten in Abb. 15 und das kontinuierliche Umwandlungsschaubild des TRIP700 in Abb. 16 zu finden. Die zugehörigen Härte- und Restaustenitwerte sind in Abb. 14 grafisch dargestellt.

Die relativ hohen Glühtemperaturen von 900 °C für die Dualphasenstähle und 950 °C für den TRIP haben zur Folge, dass die Ferritbildung erst nach einer Unterkühlung von 60 °C und größer einsetzt. Das liegt an der besseren Homogenisierung des Austenits und der Abnahme der Anzahl an Keimstellen für die Rückumwandlung mit steigender Glühtemperatur. Besonders viel Ferritbildung tritt bei den DP600-Güten auf, weil der Gesamt-Kohlenstoffgehalt gering ist. Daraus resultiert eine hohe Triebkraft der Umwandlung.

Das Ausmaß der Perlitumwandlung wird durch die Lage der Dreikantröhre vorgegeben: Der TRIP und der DP600HD bilden besonders viel und auch bei 5 K/s noch Perlit, beim DP800 ist die Perlitumwandlung hingegen am stärksten verdrängt. Das kann der austenitstabilisierenden Wirkung von Mangan zugeschrieben werden, da der DP800 den höchsten und der DP600HD und TRIP die niedrigsten Mangangehalte der untersuchten Legierungsvarianten besitzen. Beachtenswert ist dabei, dass der DP800 trotz des höheren Kohlenstoffgehalts bei einer Kühlrate von 0.6 K/s weniger Perlit bildet als der DP600HD. Selbst bei dieser langsamen Kühlrate löst Mangan bereits einen Rückgang der Perlitbildung aus. In weiterer Folge besit-

zen die DP800-Güten bei sehr geringen Kühlraten eine höhere Härte und höheren Anteil an Restaustenit als die drei anderen Legierungstypen.

Zu höheren Kühlraten hin wird das Ausbleiben der Perlitbildung von einem starken Abfall der 80%- bzw. 90%-Umwandlungslinien begleitet, weil der Kohlenstoff dann in den verbleibenden Austenit umverteilt wird und diesen so stabilisiert. Deshalb tritt die Bildung von Martensit ein, aber erst bei sehr tiefen Temperaturen. Härte und Restaustenit-Anteil steigen.

Je höher die Kühlrate wird, umso mehr werden Ferrit- und Bainitbildung verzögert. Das führt zu einer geringeren Kohlenstoffumverteilung und bewirkt einen Anstieg der Martensit-Start-Temperatur. Gleichzeitig steigt die Härte des Werkstoffs wegen des wachsenden Phasenanteils an Martensit. Aufgrund der stärkeren Verzögerung der Ferritumwandlung bei den DP800-Güten und dem TRIP700 tritt dies bereits bei niedrigeren Kühlraten ein als bei den DP600-Güten.

Im Bereich hoher Kühlraten ist bei den HD-Güten eine Unterdrückung der bainitischen Umwandlung an den steil abfallenden Linien gleicher Umwandlung zu erkennen. Beim Vergleich des DP800HD mit dem DP800 ist gut sichtbar, dass die geringe Bainitbildung im Kühlratenbereich von 40 bis 2.5 K/s eine höhere Martensit-Start-Temperatur und bei 60 und 80 K/s mehr Martensitbildung bei hohen Temperaturen bewirkt. In der Folge besitzen diese Gefüge des DP800HD eine höhere Härte (höherer Phasenanteil an Martensit) und einen etwas geringeren Anteil an Restaustenit.

5.2 Umwandlung und Gefügeentwicklung bei isothermen Haltephasen

Entsprechend den thermodynamischen Berechnungen müssten bei 840 °C Glüh-Temperatur alle Dualphasenstähle annähernd vollständig austenitisch vorliegen. Bei den isothermen Dilatometerzyklen wird aber, wie in Abb. 17 zu sehen, der DP800HD nicht vollständig austenitisiert. Das kann durch die inhomogene Kohlenstoffverteilung im Gefüge wie in [27] erklärt werden: Beim Aufheizen startet die Umwandlung in Austenit an den Phasengrenzen von Perlit und Ferrit, wobei sich im Austenit ein Kohlenstoffgehalt einstellt, der zwischen jenem des Ferrits und des Perlits liegt. Da im Gefüge oft Bereiche mit mehr und Bereiche mit weniger Perlit vorliegen, ist zur vollständigen Austenitisierung des Gefüges ein gewisser Ausgleich des Kohlenstoffgehalts im Austenit nötig. Das kann die vollständige Umwandlung verzögern. Offenbar ist bei den DP800-Güten wegen ihres höheren Kohlenstoffgehalts die Umverteilung des Kohlenstoffs zur vollständigen Austenitisierung noch nicht abgeschlossen und es bleiben Ferritkörner zurück. Beim konventionellen DP800 scheint hingegen die Triebkraft zur Umwandlung auszureichen, um während der Haltedauer bei Glüh-Temperatur vollständig umzuwandeln. Für die DP600-Güten müssen eine schnellere Austenitisierungsgeschwindigkeit

oder homogenere Perlitverteilung vorhanden sein, da diese trotz der höheren A_3 -Temperaturen zu Beginn der Abkühlung vollständig austenitisch vorliegen.

5.2.1 Umwandlung beim Abkühlen

Auch bei der Rückumwandlung in kubisch-raumzentrierte Phasen wird ein Unterschied in der Umwandelgeschwindigkeit sichtbar (siehe Abb. 17): Zu Beginn der isothermen Haltephase haben beide DP800-Güten in etwa gleich weit umgewandelt, obwohl der DP800HD bereits zu Beginn der Abkühlung Ferrit enthält. Der DP800HD wandelt bereits langsamer um, weil der Kohlenstoffgehalt im Austenit schon höher liegt, und der DP800 kann den Rückstand so gut wie aufholen. Je weiter abgekühlt wird, umso mehr Austenit wandelt bis zum Erreichen der Haltephase um, bis bei 460 °C ein Plateau erreicht ist. Das bedeutet, dass sich unterhalb dieser Temperatur eine weitere schnelle Unterkühlung (die Kühlrate beträgt ab 750 °C 50 K/s) nicht in zusätzlicher Umwandlung bemerkbar macht, weil dazu die Diffusion zu sehr eingeschränkt ist. Steht genug Zeit zur Verfügung, so wandelt der Werkstoff weiter um.

Bei hohen isothermen Halte Temperaturen verhindert die Bildung der perlitähnlichen oberen Bainitstruktur die Stabilisierung von Restaustenit und beide Stähle wandeln vollständig um. Dabei wird der Austenit in direkter Umgebung des sich bildenden Bainits an Kohlenstoff angereichert und wandelt verzögert in eine perlitähnliche Ferrit-Zementit-Struktur um (oberer Bainit). Jegliches mit Zementitbildung gekoppeltes Wachstum von kubisch-raumzentrierter Kristallstruktur ist im Dilatometer als zweite isotherme Umwandlungsstufe sichtbar.

Im unteren Temperaturbereich hingegen ist die Ausscheidung von Zementit im entstehenden unteren Bainit so weit verzögert, dass selbst bei Haltezeiten von 1800 Sekunden Restaustenit stabilisiert wird. Die stärkere Verzögerung der Zementitbildung beim HD-Stahl hat dabei seinen höheren Restaustenit-Gehalt zur Folge.

Der während der isothermen Haltephase umwandelnde Anteil (siehe Abb. 17) geht mit sinkender Temperatur leicht zurück. Mit sinkender Haltephase wird die Kohlenstoffdiffusion erschwert, wodurch es zu einer Verzögerung der zweiten Umwandlung und einer geringeren Umwandlungsmenge kommt (siehe Abb. 19). Beim konventionellen DP800 geschieht diese Verzögerung allmählich, wobei die Zementitbildung auch bei niedrigen Halte Temperaturen relativ früh beginnt, aber immer mehr verlangsamt wird. Beim mit Silizium legierten DP800HD hingegen ist der Beginn der zweiten Umwandlung stärker verzögert. Zwischen 460 und 440 °C Haltephase wird die Zementitbildung so stark gehemmt, dass der stark an Kohlenstoff angereicherte Austenit bis Raumtemperatur stabilisiert wird.

Bemerkenswert ist, dass beim DP800HD die Zementitbildung zwar später einsetzt; dann aber schneller abläuft als beim gewöhnlichen DP800. Dadurch ist der isotherme Umwandlungsan-

teil beim DP800HD zwischen Haltetemperaturen von 480 und 460 °C höher als beim DP800. Demnach hätte Silizium zwar verzögernde Wirkung auf den Start der Zementitbildung, im Vergleich zu Mangan aber eine Beschleunigende Wirkung auf die Umwandlung nach erfolgter Keimbildungsphase.

Die erschwerte Diffusion des Kohlenstoffs bewirkt, dass auch die erste der beiden isothermen Umwandlungsstufen mit sinkender Haltetemperatur eine Verzögerung erfährt. Die dabei umgewandelte Phasenmenge bleibt im Fall des DP800HD in etwa konstant, beim DP800 ist wegen der sehr langsam beginnenden zweiten Umwandlung keine genaue Aussage darüber möglich. Die Verzögerung der isothermen Umwandlung durch Kohlenstoff wurde auch in [20] bereits für TRIP-Stähle festgestellt.

Der wesentlichste Unterschied der DP600-Güten (siehe Abb. 18) besteht darin, dass sie bei Erreichen der isothermen Haltephasen aufgrund des geringeren Legierungsgehalts schon viel weiter umgewandelt haben als die DP800-Güten und sämtliche bereits beschriebenen Effekte hier zwar auch, jedoch in geringerem Ausmaß stattfinden. Der DP600 wandelt bei allen Haltetemperaturen und langen Haltezeiten so gut wie vollständig um, während der DP600HD unter 460 °C Haltetemperatur sehr wohl noch einige Prozent Restaustenit stabilisieren kann. Der Grund ist wie beim DP800HD die Verzögerung der zweiten Zementit auscheidenden Umwandlungsstufe während der Haltephase, was in Abb. 20 ersichtlich ist. Auch hier ist die viel langsamere Ausscheidung von Zementit im Fall des konventionellen DP600 beobachtbar.

Der Anteil der ersten isothermen Umwandlung ist beim DP600HD niedriger als beim DP600. Möglicherweise wirkt sich die höhere Triebkraft des HD-Stahls zur Ferritbildung (A_3 -Temperatur höher) in einer erhöhten Umverteilung des Kohlenstoffs bereits während der Abkühlphase aus. In Abb. 18 ist vor allem bei hohen Haltetemperaturen ein höherer Umwandlungsanteil des DP600HD bis zur Haltephase beobachtbar. Das würde bedeuten, dass während der Haltephase die Kohlenstoff umverteilende Umwandlung bereits verlangsamt ist. Der etwas höhere Gesamt-Kohlenstoffgehalt des HD-Stahls könnte diesen Effekt verstärken.

5.2.2 Härte der isotherm umgewandelten Gefüge

Der für alle Stahlsorten festgestellte Anstieg der Härtewerte mit fallender Haltetemperatur (siehe Abb. 21) ist mit Hilfe der Umwandlungsprodukte und deren Bildungstemperatur erklärbar: Bei niedrigerer Haltetemperatur findet ein größerer Teil der Umwandlung bei niedrigen Temperaturen statt, wodurch aufgrund der verringerten Kohlenstoffdiffusion härtere Phasen gebildet werden. Im Gefüge (Abb. 23) ist das am höheren Anteil an feiner bainitischer Struktur bei niedrigen Haltetemperaturen erkennbar, während bei 560 °C der Anteil an

weichem umverteilem Bainit sehr hoch ist.

Vergleicht man die gemessenen Härtewerte der DP600-Güten mit der bei der Abkühlung auftretenden Umwandlung (siehe Abb. 18), so wird klar, dass aufgrund der sehr ähnlichen Umwandlungsprozesse auch beinahe gleiche Härtewerte auftreten.

Die DP800-Güten hingegen unterscheiden sich generell durch den niedrigeren Austenitisierungsgrad und bei tiefen Temperaturen zusätzlich durch die stärkere Stabilisierung von Restaustenit beim DP800HD. Mit diesen zwei Aspekten ist die höhere Härte des DP800HD und der Anstieg der Differenz zu niedrigeren Haltetemperaturen erklärbar.

Der TRIP-Stahl weist die Besonderheit auf, dass bei isothermen Glühzyklen der Anstieg der Härte mit fallender Temperatur viel geringer ausfällt als bei allen Dualphasenstählen (siehe Abb. 21). Das kann durch den niedrigen Austenitisierungsgrad erklärt werden, der auch bei den thermodynamischen Berechnungen und den Abschreckversuchen festgestellt wurde. Dieser hat weniger Veränderung der Härte zur Folge, weil nur ein geringerer Teil der Mikrostruktur durch Variation der Haltetemperatur verändert wird. Auffällig ist, dass beim TRIP die Härte in dem Temperaturbereich, bei dem viel Restaustenit stabilisiert wird (siehe Abb. 22) die Härte annähernd konstant bleibt. Der hohe Kohlenstoffgehalt im Austenit des TRIP-Stahls könnten der Grund sein, dass bei Temperaturen kleiner 460 °C die Start-Temperatur für unteren Bainit noch nicht unterschritten wird, stattdessen aber Kohlenstoff weiter im Austenit konzentriert wird. Das hat zur Folge, dass der Restaustenitgehalt bei etwa unveränderter Härte ansteigt. Für die Erhärtung dieser Theorie müsste bei der isothermen Umwandlung des TRIP-Stahls in dem angesprochenen Temperaturbereich die zweite, Zementit ausscheidende Umwandlung zugunsten der ersten, Kohlenstoff umverteilem sinken.

5.3 Ausgangszustand der Gefüge

5.3.1 Thermodynamische Berechnungen

Mit Thermo-Calc[®]-Berechnungen wurden Unterschiede zwischen den untersuchten Legierungsvarianten im thermodynamischen Gleichgewicht aufgezeigt (siehe Abb. 11). Diese können anhand der chemischen Analysen der verwendeten Stahlsorten erklärt werden:

Die Differenz im Phasenanteil an Ferrit zwischen den konventionellen und den High-Ductility-Dualphasenstählen ist auf den erhöhten Silizium- und verringerten Mangangehalt in den HD-Güten zurückzuführen. Wie im Literaturteil erwähnt, erniedrigt Mangan die A_{3-} , A_{1b-} und A_{1e-} -Temperatur. Silizium wirkt als Ferritstabilisator und erhöht die Lage der Gleichgewichtsumwandlung damit insgesamt. Bei gleicher Haltetemperatur besitzen die High-Ductility-Güten also im Gleichgewicht einen höheren Anteil an Ferrit als die entsprechenden konventionellen Güten.

Der Unterschied im Ferritanteil bei Erreichen der Dreikantröhre zwischen den DP600- und DP800-Güten ist vor allem mit dem Kohlenstoffgehalt der Legierungen zu begründen und kann mit dem Hebelgesetz erklärt werden.

Der TRIP-Stahl nimmt aufgrund seines Aluminiumgehalts in der Reihe der untersuchten Stähle eine Sonderstellung ein: Aluminium wirkt als Ferritstabilisator und hebt dadurch besonders die A_3 -Temperatur stark an. Dieser Effekt von Aluminium ist beispielsweise in [11] ebenfalls beobachtet worden und hat bei den durchgeführten Versuchen zur Folge, dass bei den gewählten Glühtemperaturen bereits vor dem Beginn der Abkühlung immer ein hoher Anteil an Ferrit im TRIP-Stahl vorhanden ist und austenitische Bereiche stärker mit Kohlenstoff angereichert sind.

5.3.2 Abschreckzyklen

Bei der nun folgenden Beschreibung der Umwandlung bis zum Zinkbad wird einerseits anhand der Gefügebilder vorgegangen, in denen die gebildete ferritische/bainitische Phase blau und Martensit weiß bzw. braun erscheint. Andererseits können auch Veränderungen der Festigkeit der untersuchten Werkstoffe als Anhaltspunkt genommen werden: Im Gefüge vorliegender Austenit wandelt beim Abschrecken in Martensit um oder bleibt als Restaustenit stabil bis Raumtemperatur. In beiden Fällen wird im Zugversuch eine umso höhere Festigkeit gemessen, je mehr Austenit vor dem Abschrecken im Gefüge vorhanden war. Die Umwandlung von Austenit in ferritische oder bainitische Phase wird so anhand der Festigkeit im Zugversuch sichtbar.

In Abb. 24 weisen sowohl DP600-Güten als auch der TRIP einen höheren Anteil an Ferrit und eine niedrigere Festigkeit auf als die DP800-Güten. Die High-Ductility-Stähle besitzen eine etwas höhere Festigkeit und einen etwas geringeren Anteil an weicher Ferritphase als die konventionellen DP-Stähle. Die in Abb. 24 zu sehenden Gefüge wurden bis zu einer Temperatur von 750 °C langsam, danach bis zur Overaging-Temperatur (50 K/s) schnell abgekühlt und unmittelbar abgeschreckt. In Abb. 11 ergibt sich für den Ferrit-Phasenanteil der fünf Legierungstypen bei 750 °C ein ähnlicher Zusammenhang für die Abschreckzyklen. Durch den langsamen Abkühlprozess bis 750 °C bleibt also ausreichend Zeit für Ferritwachstum und die Gefüge entfernen sich nicht weit vom Gleichgewicht.

Die Wirkung von Niob ist bei den DP800-Güten und dem TRIP an der feineren Kornstruktur im Vergleich zu den DP600-Güten erkennbar. Beim DP800 entsteht dabei das feinste Gefüge, weil er wegen der niedrigen A_3 -Temperatur am weitesten austenitisiert wird und deshalb keine Ferritbereiche vorliegen, die beim Abkühlen früh und stark wachsen. Genau das ist beim TRIP jedoch der Fall und führt zu einer hohen Konzentration an Kohlenstoff im Austenit und damit zu einem hohen Anteil an Restaustenit.

Im Vergleich zu den DP600-Güten besitzt der TRIP eine höhere Festigkeit, obwohl er einen hohen Anteil an Ferrit/Bainit aufweist. Dafür können drei Gründe genannt werden: Erstens folgt aus dem hohen Gesamt-Kohlenstoffgehalt eine viel höhere Festigkeit der Martensit-/Restaustenit-Bereiche. Zweitens wird die Matrix wegen der feineren Verteilung der Hartphase stärker verfestigt. Die feine Verteilung der Hartphase folgt aus dem höheren Niobgehalt und dem geringen Austenitisierungsgrad. Drittens kann angenommen werden, dass beim Abkühlen neu gebildete Ferritkörner weniger Defekte enthalten und damit eine niedrigere Festigkeit aufweisen als nicht austenitisierte Bereiche.

Die fehlende Kohlenstoffanreicherung von großen Austenitbereichen, wie sie beispielsweise in Abb. 24 vorkommen, ist der Grund für den Ätzangriff durch LePera, der in diesen Bereichen die braune Färbung des Schliffs verursacht.

Da die Matrix des TRIP-Stahls bei LePera-Ätzung ein anderes Aussehen besitzt als die Matrix der Dualphasenstähle, wurden die blauen Bereiche im REM verglichen. Dabei konnte kein Unterschied festgestellt werden. Der veränderte Ätzangriff beim TRIP-Stahl könnte auch mit dem höheren Anteil an Aluminium zu tun haben.

Bei immer wieder vorkommenden Ferrit-/Bainitkörnern mit dunkelgrauer Färbung im Lichtmikroskop mit LePera-Ätzung beim TRIP konnte im REM mit elektrochemisch geätzter Schliffoberfläche ebenfalls kein Unterschied zum Rest der Matrix beobachtet werden. Es handelt sich dabei möglicherweise um einen Ätzeffekt aufgrund von unterschiedlicher Kristallografischer Orientierung der Körner.

5.4 Umwandlung während der Overaging-Zone

Vergleicht man Gefüge und mechanische Eigenschaften zu Beginn und Ende der Overaging-Zone (Abb. 24 und Abb. 25), so ergeben sich folgende Zusammenhänge:

Aufgrund von weiterer Umwandlung von Austenit zu kohlenstoffarmer bainitischer Struktur während der Overaging-Zone nimmt der Anteil an Martensit im abgeschreckten Gefüge stark ab. Die Folge sind niedrigere Festigkeiten, wobei die Unterschiede zwischen den Stahlsorten vom Beginn der Overaging-Zone erhalten bleiben.

Die konventionellen Dualphasenstähle bilden bis zum Ende der Overaging-Zone mehr kubisch-raumzentrierte Phase als die HD-Güten und scheiden Zementit aus. Im REM wurde gezeigt, dass dabei ein perlitähnlicher oberer Bainit entsteht. Bei den HD-Güten wird hingegen die Umwandlung wegen der Verhinderung von Zementitbildung durch Silizium gebremst. Auch der etwas höhere Kohlenstoffgehalt der HD-Stähle könnte die Umwandlung früher zum Erliegen bringen (T_0 -Konzept). Der höhere Restaustenitgehalt des DP600 im Vergleich zum DP600HD ist jedoch nur erklärbar mit einer kinetischen Verzögerung der kohlenstoffumverteilenden Umwandlung durch den höheren Silizium-Anteil.

Beim TRIP findet die Bildung von oberem Bainit bei 500 °C ebenfalls statt, obwohl er mit Silizium und Aluminium (verzögert ebenfalls die Zementitbildung) legiert ist. Offenbar tritt hier der Zerfall von Austenit in oberem Bainit früher auf, weil mehr Kohlenstoff im Austenit vorliegt als bei den Dualphasenstählen.

5.4.1 Einfluss der Glüh- und Abschrecktemperatur

Für den DP800HD wurde der Einfluss von Glühbedingungen auf die Umwandlung vor dem Zinkbad in Abb. 26 dargestellt. Gleichzeitig mit der Glühtemperatur T_{an} wurde auch die Abschrecktemperatur zu Ende des Slow-Jet-Coolings variiert (siehe Abb. 8). Folgendes konnte beobachtet werden:

Die Umwandlung ist bei niedrigen Glühtemperaturen bereits zu Beginn der Overaging-Zone weit fortgeschritten, weil sie bei einem höheren Ferritanteil startet. Das starke Wachstum von bereits existierenden Ferritkörnern führt außerdem zu einer ungleichmäßigeren Korngrößenverteilung als bei hohen Glühtemperaturen. Es liegt weniger, feiner Austenit vor, der aber einen höheren Kohlenstoffgehalt besitzt als die großen Austenitkörner bei hohen Glühtemperaturen, wodurch die weitere Umwandlung während der Overaging-Zone nur sehr langsam abläuft. Das hat auch zur Folge, dass sich der Restaustenit-Anteil im Gefüge nur unwesentlich ändert.

Bei hohen Glühtemperaturen ist der Restaustenit-Anteil zwar zu Beginn der Overaging-Zone geringer, er nimmt jedoch stärker zu und steigt auf 4.5 Prozent. Möglicherweise wird mehr Restaustenit stabilisiert, weil die Umverteilung von Kohlenstoff später stattfindet und deshalb auch die Zementitbildung verzögert wird.

5.4.2 Einfluss der Overaging-Temperatur

Vergleicht man die Gefüge des DP800HD zu Beginn der Overaging-Zone bei 400 und 500 °C (Abb. 26 links unten, links oben), so ist in der lichtmikroskopischen Aufnahme nur wenig Veränderung erkennbar. Die Verringerung der Festigkeit um 20 MPa beim Abkühlen auf 400 °C vor dem Abschrecken weist auf eine weitere Umwandlung beim Abkühlen auf 400 °C hin. In den Bereichen mit kleinen Körnern weißer Phase führt die Erhöhung der Triebkraft bis zur Overaging-Zone zu einem weiteren Wachstum der Ferritkörner und einer zusätzlichen Umverteilung des Kohlenstoffs, da die kleinen Martensit-/Restaustenitkörner weiter schrumpfen und sich der Restaustenit-Anteil erhöht.

Die großen Austenitbereiche werden während der Overaging-Zone bei 500 °C durch Bildung von Kohlenstoff umverteilendem Bainit kleiner. Das führt zur Bildung von mehr weicher Phase und verringert so die Festigkeit. Bei 400 °C hingegen ist die Kohlenstoffumverteilung so weit gebremst, dass anstatt von Wachstum der umgebenden Körner in den großen Austenitkörnern die Bildung eines feinen unteren Bainit erfolgt, der eine höhere Festigkeit besitzt.

Das bedeutet, dass bei 400 °C die Starttemperatur für unteren Bainit unterschritten ist und nicht mehr nur die Umverteilung des Kohlenstoffs und verzögerte Bildung von oberem Bainit erfolgen. In Bereichen mit hohem Kohlenstoffgehalt im Austenit schreitet hingegen die Umwandlungsfront wie bei hohen Overaging-Temperaturen unter Umverteilung von Kohlenstoff voran, weil dort die Start-Temperatur für unteren Bainit niedriger liegt. Das ist an einem weiteren Schrumpfen der kleinen, weißen Martensitkörner im Gefüge zu erkennen. In der Folge stabilisiert der DP800HD bei 400 °C bis zum Ende der Overaging-Zone um 3.2 Prozent mehr Restaustenit als bei 500 °C. Diese Beobachtung kann durch die Erhöhung der Triebkraft zur Kohlenstoff-Umverteilung entsprechend dem T_0 -Konzept erklärt werden.

Die Zementitausscheidungen im beschriebenen ausscheidenden, unteren Bainit konnten im Rasterelektronenmikroskop sichtbar gemacht werden. Dabei wurde festgestellt, dass diese mit steigender Galvannealing-Temperatur in geringerer Anzahl und gröber vorliegen (vgl. Abb. 41 a, b). Einerseits kann dieser Sachverhalt auf die Vergrößerung der vorhandenen Bainitstruktur bei Erhöhung der Galvannealing-Temperatur zurückgeführt werden. Andererseits wäre auch möglich, dass in manchen Austenitbereichen die ausscheidende Bainitumwandlung erst während der Galvannealing-Zone einsetzt. In den Gefügen sind am Ende der Overaging-Zone noch stellenweise größere Austenitbereiche vorhanden. Dann würden bei höherer Galvannealing-Temperatur aufgrund der höheren Kohlenstoffmobilität gröbere Karbide entstehen.

5.5 Gefügeentwicklung bei vollständigen FVZ5-Zyklen

Im vorherigen Kapitel wurde der Ausgangszustand der Legierungsvarianten bis zum Beginn der Galvannealing-Zone charakterisiert. Darauf aufbauend sollen nun die Auswirkungen von unterschiedlichen Galvannealing-Temperaturen auf das Gefüge und die resultierenden mechanischen Eigenschaften nach dem Abkühlen erläutert werden. Dabei werden die HD-Güten jeweils mit den entsprechenden konventionellen Stahlsorten verglichen und auch der Einfluss der Glühbedingungen berücksichtigt, da so verschiedene Start-Umwandlungsgrade und Kohlenstoffgehalte im Austenit betrachtet werden können. Zusammenhänge zwischen Umwandlung, Gefüge und mechanischen Eigenschaften sollen diskutiert werden.

5.5.1 DP800-Güten

Die folgende Diskussion bezieht sich auf die mechanischen Kennwerte in Abb. 27 und die Gefügebilder in Abb. 28 bis Abb. 31.

Die niedrigere A_3 -Temperatur des DP800 bewirkt, dass dieser bei hohen Glühtemperaturen vollständig austenitisiert ist. Wie bereits erwähnt weisen beim Abkühlen neu gebildete Ferritkörner vermutlich eine niedrigere Festigkeit auf als nicht austenitisierte Bereiche, wodurch

die Festigkeitsunterschied zum vollständig austenitisierten Gefüge erklärt werden kann. Die High-Ductility-Variante wandelt bei hohen Glühtemperaturen während des Abkühlens weniger weit um als der konventionelle DP800. Dadurch ist im Gefüge mehr harte Phase (Martensit/Restaustenit) vorhanden und die Festigkeit liegt höher. Beim DP800 wandelt das homogene austenitische Gefüge zu einem feinen Gefüge um, in dem zwar bei tiefen Galvannealing-Temperaturen viel Restaustenit stabilisiert wird, bei hohen Galvannealing-Temperaturen aber viel oberer Bainit unter Ausscheidung von Zementit gebildet wird. Das generell höhere Streckgrenzverhältnis des DP800 bei hohen Glühtemperaturen ist ein Hinweis darauf, dass in dem feinen Gefüge auch während der Overaging-Zone bereits Zementit gebildet wird. Im Gefügebild in Abb. 30 ist auch schwarze Phase zu erkennen.

Während der Galvannealing-Zone findet für alle Gefüge eine weitere Umwandlung statt. Das bewirkt im Vergleich zum Abschreckversuch niedrigere Festigkeiten. Im Folgenden soll erläutert werden, welche Auswirkungen die Galvannealing-Temperatur auf die Art und das Ausmaß der Umwandlung hat.

Wird nach der Overaging-Zone von 500 °C die Galvannealing-Temperatur auf unter 500 °C abgesenkt, so wird wegen einer Erhöhung der Triebkraft weitere Umwandlung ermöglicht. Unter 440 °C Galvannealing-Temperatur ist eine Hemmung der Reaktionskinetik sichtbar. Bei den mechanischen Kennwerten lässt sich dieser Sachverhalt an sinkender und ab 440 °C wieder steigender Festigkeit erkennen. Bei weiterer Umwandlung erfolgt Umverteilung des Kohlenstoffs in den Austenit. Das hat erstens durch steigende Härtegradienten im Gefüge sinkende Streckgrenzverhältnisse zur Folge und stabilisiert zweitens Austenit bis Raumtemperatur – die Restaustenit-Werte steigen hier mit dem Fortschreiten der Umwandlung an.

Bei Erhöhung der Galvannealing-Temperatur auf über 500 °C wandelt der konventionelle DP800 viel weiter um als der DP800HD. Das ist an schnellerem und früherem Absinken der Festigkeit und im Gefüge an einer rapiden Abnahme an weißer Phase zu erkennen. Beim DP800HD passiert beides nur in viel geringerem Ausmaß. Auffällig ist, dass offenbar größere Austenitbereiche mit weniger Kohlenstoffgehalt im Bereich der Bildung von oberem Bainit stabiler sind als kleinere und eher nicht umwandeln. Der im Austenit enthaltene Kohlenstoff wird beim DP800 viel stärker in dem perlitähnlich lamellenartig aufgebauten oberem Bainit konzentriert, wodurch der Anteil an Restaustenit rapide abfällt. Im relativ feinen Gefüge des DP800 nach hohen Glühtemperaturen stehen hier besonders viele Keimstellen zur Verfügung. Das erklärt den sehr starken Anstieg des Streckgrenzverhältnisses zu hohen Galvannealing-Temperaturen. In weiterer Folge wird bei hohen Dehnungen nicht mehr so stark verfestigt und auch die Gleichmaßdehnungen liegen niedriger.

5.5.2 DP600-Güten

Die mechanischen Kennwerte der DP600-Güten bei Veränderung der Galvannealing-Temperatur sind in Abb. 32 dargestellt, die zugehörigen Gefüge sind in Abb. 33 bis Abb. 36 zu sehen.

Aufgrund des geringeren Kohlenstoffgehalts liegt bei den DP600-Güten weniger Hartphase vor, wodurch generell die Festigkeit viel geringer und die Gleichmaßdehnung höher liegen. In weiterer Folge fallen auch Änderungen der Festigkeit nicht so markant aus, weil in allen untersuchten Fällen bereits weniger Austenit im Gefüge vorliegt und daher weniger Veränderung durch andere Galvannealing-Temperatur zu erwarten sind.

Insgesamt besitzt der DP600HD aufgrund der Verzögerung der Umwandlung eine höhere Festigkeit und ein niedrigeres Streckgrenzverhältnis als der konventionelle DP800. Die Verzögerung der Umwandlung kann nicht ausschließlich mit dem höheren Kohlenstoffgehalt des HD-Stahls erklärt werden, weil dann bei Ausbleiben der Zementitbildung auch ein höherer Restaustenitanteil vorliegen müsste. Der Schluss liegt daher nahe, dass der hohe Siliziumanteil des HD-Stahls eine kinetische Verzögerung der Umwandlung hervorruft. Im Gefüge macht sich das am höheren Anteil an Martensit und am Fehlen der schwarzen Phase bemerkbar. Die Umwandlung des DP600 läuft bereits weiter, und die Festigkeit ist im Vergleich zum DP600HD verringert. Damit einher geht eine höhere Kohlenstoffkonzentration im Austenit, wodurch der höhere Restaustenitanteil des DP600 erklärt werden kann. Außerdem tritt die stärkere Bildung von schwarzer Phase schon während der Overaging-Zone ein, viel stärker aber noch bei hohen Galvannealing-Temperaturen. Das trägt so zu einer Erhöhung des Streckgrenzverhältnisses bei.

Die kinetische Verzögerung der Umwandlung bei sehr niedrigen Galvannealing-Temperaturen ist bei den DP600-Güten wegen ihres niedrigeren Legierungsgehalts nicht so deutlich erkennbar wie bei den DP800-Güten.

Nur im Fall hoher Glühtemperaturen beim DP600HD ist hier noch ein erheblicher Anteil an Austenit im Gefüge vorhanden. In der Folge tritt bei Galvannealing-Temperaturen von 480 bis 520 °C wegen sinkender Triebkraft ein Anstieg der Festigkeit ein, weil der Rückstand in der Umwandlung dann nicht mehr aufgeholt werden kann. Bei niedrigen Glühtemperaturen und beim konventionellen DP600 ist der umgewandelte Anteil schon höher, sodass dieser Effekt nicht so stark zu tragen kommt.

Der Abfall der Festigkeit bei Galvannealing-Temperaturen über 520 °C ist ebenfalls aufgrund des geringeren Anteils an Austenit am Ende der Overaging-Zone nicht so ausgeprägt wie bei den DP800-Güten.

5.5.3 TRIP700

Für den TRIP700 wurde der Einfluss der Galvannealing-Temperatur für die Ausgangsgefüge nach 400 bzw. 500 °C Overaging-Temperatur beschrieben (siehe Kap. 4.5.3). Folgende Zusammenhänge können festgestellt werden:

Bei höherer Overaging-Temperatur schreitet die kohlenstoffumverteilende Umwandlung wegen geringerer Triebkraft nicht so weit fort. Statt der weiteren Umverteilung von Kohlenstoff und Stabilisierung von Restaustenit liegt mehr Hartphase im Gefüge vor. Deshalb liegt die Festigkeit höher; das Streckgrenzverhältnis, der Restaustenit-Anteil und die Gleichmaßdehnung niedriger (siehe Abb. 37). Bei hohen Galvannealing-Temperaturen tritt für beide Fälle ein Rückgang der Festigkeit und ein starker Abfall des Restaustenit-Anteils auf. Gleichzeitig bilden sich perlitartige Strukturen aus dem Austenit wie bei den Dualphasenstählen. Der selbe Prozess läuft bereits in geringerem Ausmaß während der Overaging-Zone bei 500 °C ab, weshalb in diesem Fall die Restaustenit-Werte bei niedrigen Galvannealing-Temperaturen nicht so hoch sind wie bei 400 °C Overaging-Temperatur.

Bei sehr niedrigen Galvannealing-Temperaturen (Abb. 38) ist beim TRIP wiederum die kinetische Hemmung der Umwandlung sichtbar – gleichzeitig mit einem Anstieg der Festigkeit sinken die Streckgrenze und die Gleichmaßdehnung. Der Anteil an Restaustenit ist dabei konstant und durch eine geringfügig weitere Umwandlung etwas niedriger als bereits vor der Galvannealing-Zone.

Die Gefügebilder des TRIP-Stahls nach hohen Galvannealing-Temperaturen (Abb. 39) zeigen, dass sich die unvollständige Austenitisierung negativ auf die Verteilung des Kohlenstoffs auswirkt. Durch Umwandlung der Mikrostruktur von den nicht in Austenit umgewandelten Ferritkörnern aus wird der Kohlenstoff sehr zeilig im Gefüge konzentriert.

Die in Abb. 40 dargestellten Verfestigungsexponenten des TRIP-Stahls korrelieren mit der Bildung des perlitähnlichen oberen Bainits bei hohen Temperaturen und der Veränderung der Härtegradienten bei niedrigen Galvannealing-Temperaturen:

Martensit verursacht zwar bei geringen Dehnungen eine Verfestigung der Ferritmatrix, wegen der Generierung von geometrisch notwendigen Versetzungen zur Gewährleistung der Phasenkompatibilität mit dem umgebenden Ferrit wird die Härtedifferenz aber schnell ausgeglichen. Je härter der Martensit wird, umso tiefer sinkt die Streckgrenze und umso mehr Verfestigung wird auch bei etwas höheren Dehnungen noch auftreten. Bei weiterer Kohlenstoffumverteilung wird Austenit bis Raumtemperatur stabilisiert. Die Streckgrenze steigt dann wieder, weil bei Beginn der plastischen Verformung nicht unmittelbar große Härtegradienten im Gefüge vorliegen. Die dehnungsinduzierte Umwandlung des Restaustenits erhöht die Verfestigungsrate zum Zeitpunkt der Umwandlung. Je höher der Kohlenstoffgehalt im Austenit ist, umso später wandelt dieser im Zugversuch in Martensit um, und trägt so zur

Verfestigung bei immer höheren Dehnungen bei. Die Verfestigungsexponenten in Abb. 40 geben also einen Hinweis darauf, welche Fraktionen an Hartphase mit welchem Kohlenstoffgehalt im Gefüge vorkommen.

Der Grund für den Verlauf der Verfestigungsexponenten bei niedrigen Dehnungen und niedrigen Galvannealing-Temperaturen ist die Veränderung von Triebkraft und die kinetische Behinderung der bainitischen Umwandlung, die sich auch in Festigkeit und Streckgrenzverhältnis wiederfindet. Im Bereich zwischen 460 und 500 °C steigt n_{10-18} als einziger der gezeigten Verfestigungsexponenten mit sinkender Temperatur etwas an. Durch die weitere Umwandlung wegen höherer Triebkraft kann die Umwandlung in Bereichen, in denen bereits viel Kohlenstoff umverteilt wurde, weiter laufen (T_0 -Konzept), während die Abnahme an harter Phase insgesamt für n_{2-4} und n_{4-6} einen Rückgang herbeiführt.

Bei Galvannealing-Temperaturen von über 500 °C tritt ein stärkerer Abfall für Verfestigungsexponenten bei höheren Dehnungen ein als bei jenen niedriger Dehnung. Das ist ein weiterer Hinweis darauf, dass sich die perlitartige Struktur bevorzugt in Austenitkörnern mit hohem Kohlenstoffgehalt bildet.

Aus der niedrigeren Festigkeit und dem höheren Restaustenit-Anteil der Gefüge, die mit Overaging-Temperatur 400 °C behandelt wurden, folgt unmittelbar die niedrigere Verfestigung dieser Gefüge bei niedrigen Dehnungen und die höhere Verfestigung bei hohen Dehnungen. Wenn wie bei niedrigeren Overaging-Temperaturen kein oberer Bainit gebildet wird, so bleibt der Zerfall der hochkohligen Austenitbereiche komplett aus. Das bewirkt eine stärkere Verfestigung bei hohen Dehnungen und bei sehr niedrigen Dehnungen (Abfall der Streckgrenze). Wird aber nach niedriger Overaging-Temperatur auf über 480 °C aufgeheizt, so tritt ebenfalls die Bildung der perlitartigen Struktur aus dem Austenit auf, und die Differenz in der Verfestigung zwischen den Messreihen unterschiedlicher Overaging-Temperatur verschwindet.

6 Zusammenfassung

Das Ziel der durchgeführten Diplomarbeit war die Untersuchung des Umwandlungsverhaltens von Advanced High Strength Steels beim Galvannealing in kontinuierlichen Feuerverzinkungs-Anlagen. Um eine Aktivierung von Diffusionsprozessen zwischen Zinkschicht und Grundmaterial zu erreichen, wird das Stahlband beim Galvannealing-Prozess unmittelbar nach dem Zinkbad zusätzlich um 60 bis 80 °C aufgeheizt. Dadurch kommt es zu einer Veränderung der mechanischen Eigenschaften im Endprodukt, weil die veränderte Temperaturführung Einfluss auf die Umwandlungsprodukte und -kinetik nimmt.

Mit Hilfe von kleintechnischen Simulationen des Wärmebehandlungszyklus und Dilatometermessungen wurde dieser Sachverhalt an konventionellen Dualphasenstählen, „High-Ductility“-Dualphasenstählen und einem TRIP-Stahl genauer untersucht. Die beiden zuletzt genannten Legierungsvarianten haben zum Ziel, zur besseren Umformbarkeit der Stahlbänder Restaustenit im Gefüge zu stabilisieren. Zur Charakterisierung der Umwandlung und des Ausgangsgefüges vor dem Einlaufen des Bandes in die Galvannealing-Zone wurden thermodynamische Berechnungen sowie unterbrochene kleintechnische Glühzyklen durchgeführt.

Anhand der Ergebnisse der kontinuierlichen Abkühlzyklen am Dilatometer wurden Unterschiede im Umwandlungsverhalten der verschiedenen Legierungstypen aufgezeigt und diese mit der resultierenden Mikrostruktur und der Härte der Werkstoffe in Zusammenhang gebracht.

Durch Analyse der isothermen Umwandlung der Stähle im Temperaturbereich von 380 bis 560 °C konnten folgende Schlussfolgerungen gezogen werden:

Beide auftretenden isothermen Umwandlungsstufen werden mit sinkender Haltetemperatur zunehmend kinetisch verzögert. Grund dafür ist die immer geringere Mobilität von Kohlenstoff.

Bei hohen Haltetemperaturen tritt für alle Dualphasenstähle die Bildung von oberem Bainit aus kohlenstoffreichem Austenit auf. Diese Phase konzentriert den Kohlenstoff in einer perlitähnlichen Struktur aus Ferrit und Zementit und verhindert so die Stabilisierung von Restaustenit. Diese Umwandlung ist anhand des Dilatometersignals als verzögerte zweite, Zementit ausscheidende Umwandlungsstufe zu erkennen.

Bei tiefen Haltetemperaturen wird die Bildung von Zementit so weit verzögert, dass bei allen untersuchten Stählen Restaustenit stabilisiert wird. Die Verzögerung ist für die mit Silizium legierten HD-Dualphasenstähle ausgeprägter als für die konventionellen, weshalb auch mehr Restaustenit stabil bleibt.

Folgende Aussagen können zum Ausgangszustand der Gefüge vor der Galvannealing-Zone im anlagennahen Wärmebehandlungszyklus getroffen werden:

Der Austenitisierungsgrad und das Ausmaß der Ferritbildung im Bereich des langsamen Abkühlens wurden mit Hilfe der thermodynamischen Berechnungen erklärt. Sie beeinflussen die Umwandlung während der Overaging-Zone durch Unterschiede im noch vorhandenen Anteil an Austenit und seinem Kohlenstoffgehalt.

Bei niedrigen Overaging-Temperaturen und geringen Kohlenstoffgehalten im Austenit wird die Bildung von unterem Bainit beobachtet, der Kohlenstoff schnell in Form von Zementit ausscheidet – wobei eine feinere Gefügestruktur entsteht, die eine hohe Härte besitzt.

Bei hohen Overaging-Temperaturen und hohen Kohlenstoffgehalten im Austenit tritt wie bei den isothermen Haltezyklen die Bildung von oberem Bainit auf.

Für die Umwandlung in der Galvannealing-Zone sind der noch vorhandene Anteil an Austenit, sein Kohlenstoffgehalt und der Legierungstyp des Stahls relevant. Die High-Ductility-Güten weisen direkt vor der Galvannealing-Zone noch einen höheren Anteil an Austenit auf als die konventionellen Dualphasenstähle, während beim TRIP-Stahl ein geringer Phasenanteil an Austenit mit besonders hohem Kohlenstoffgehalt vorhanden ist. In den Versuchszyklen wurden sowohl die Auswirkungen einer Erhöhung als auch einer Erniedrigung der Haltetemperatur (im Vergleich zur Overaging-Temperatur) untersucht.

Unterhalb einer Galvannealing-Temperatur von etwa 500 °C kann die bainitische, Kohlenstoff umverteilende Umwandlung wegen der steigenden Triebkraft weiter laufen, wodurch die Festigkeit sinkt – während der Anteil an Restaustenit und die Gleichmaßdehnung steigen. Im niedrigsten Temperaturbereich kehrt sich die Entwicklung um – das entspricht einer kinetischen Verzögerung der Umwandlung.

Für alle untersuchten Legierungsvarianten ist bei Erhöhung der Galvannealing-Temperatur über etwa 500 °C die Bildung von oberem Bainit im noch vorhandenen Austenit zu beobachten. Bei den höchsten angewendeten Galvannealing-Temperaturen tritt die Bildung der Phase stets am stärksten auf. Besonders Austenitbereiche mit hohem Kohlenstoffgehalt sind anfällig für diese Umwandlung. In Folge des fehlenden Anteils an Restaustenit bzw. an hartem, kohlenstoffreichem Martensit sinken die Verfestigung, Festigkeit und Gleichmaßdehnung des Werkstoffs nach der Wärmebehandlung.

Bei den HD-Dualphasenstählen wird aufgrund der Verzögerung der Zementitbildung durch Silizium der obere Bainit erst bei höheren Temperaturen und dann nur in geringerem Ausmaß gebildet als bei den konventionellen Dualphasenstählen. Davor tritt in den untersuchten Fällen für die HD-Stähle keine weitere Umwandlung mehr ein, weil mit steigender Temperatur die Triebkraft für die Kohlenstoffumverteilung entsprechend dem T_0 -Konzept sinkt. Das verursacht die höhere Festigkeit der HD-Stähle nach dem Durchlaufen der Galvan-

nealing-Zone im Vergleich zu den konventionellen DP-Stählen.

Der TRIP-Stahl ist zwar ebenso wie die HD-Stähle mit Zementit-verzögernden Elementen (Silizium, Aluminium) legiert, konzentriert den Kohlenstoff aber schon früh und stark im Austenit – wodurch die Bildung von oberem Bainit gefördert wird und die Kohlenstoff umverteilende Umwandlung des Werkstoffs nicht in einem bestimmten Bereich der Galvannealing-Temperatur stehen bleibt.

Es konnte im Rahmen dieser Diplomarbeit gezeigt werden, dass bei den DP-Stählen mit Restaustenit (HD-Güten) die zulegierten Zementit-verzögernden Elemente einer Zersetzung des Austenits während der Galvannealing-Behandlung entgegenwirken. Dadurch wird sichtbar, dass die Kohlenstoff umverteilende Bainitbildung durch Erhöhung der Haltetemperatur in der Galvannealing-Zone gebremst wird. Das führt zu höheren Festigkeiten des Materials nach der Wärmebehandlung. Voraussetzung dafür ist, dass zum Zeitpunkt des Einlaufens des Materials in die Galvannealing-Zone noch Austenit im Gefüge vorhanden ist.

Des Weiteren wurde deutlich, dass die Verringerung der Galvannealing-Temperatur im Verzinkungsprozess zu einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften der untersuchten Stahlsorten führt. Soweit unter der Berücksichtigung der gewünschten Schichteigenschaften möglich, sollte daher versucht werden, die Galvannealing-Temperatur zu verringern.

Literaturverzeichnis

- [1] L. Samek, D. Krizan, „Steel - Material of Choice for Automotive Lightweight Applications“, in Proc. 21st International Conference on Metallurgy and Materials, Brno, 2012.
- [2] T. Hebesberger, A. Pichler, H. Pauli, S. Ritsche, „Dual-Phase and Complex-Phase Steels: AHSS Material for a Wide Range of Applications“, in Proc. Steels in Cars and Trucks 2008, Wiesbaden, 2008, p. 456-463.
- [3] F. Winkelhofer, „Legierungsdesign für oberflächenveredelte Tiefziehstähle mit niedrigen Festigkeiten und bester Umformbarkeit“, Dissertation, Technische Universität München, 2009.
- [4] A. Pichler, S. Traint, T. Hebesberger, C. Walch, G. Arnoldner, M. Blaimschein, E. Werner, „Advanced High-Strength Steel Grades, an Opportunity for Mass Reduction, a Challenge for Processing“, in Proc. Werkzeugstahl Symposium "Werkzeuge für die Verarbeitung höherfester Werkstoffe", 2003, p. 1-17.
- [5] P. Stiaszny, A. Pichler, E. Tragl, H. Spindler, J. Szinyur, M. Pimminger, „Höher- und höchstfeste Feinbleche: Legierungsdesign, Herstellrouten, Eigenschaften“, in Proc. Fügen von Stahlwerkstoffen, München, 2001, p. 19-54.
- [6] Juchmann, P., „Magnesium sheet - What are the prospects for future BIW engineering?“, in Proc. Euro Car Body 2008, Bad Nauheim, 2008.
- [7] M. Ashby, „The deformation of plastically non-homogeneous materials“, Philosophical Magazine 21, London, 1969, p. 399-424.
- [8] P. Larour, C. Walch, „Verfestigungsverhalten von kaltgewalzten Stählen“, in Proc. Werkstoffprüfung 2008, Berlin, 2008, p. 269-274.
- [9] H. Mohrbacher, „Advanced Metallurgical Concepts for DP Steels with Improved Formability and Damage Resistance“, in Proc. International Symposium on New Developments in Advanced High Strength Sheet Steels, Vail, Colorado, 2013.

- [10] T. Hebesberger, A. Pichler, C. Walch, M. Blaimschein, K. Spiradek-Hahn, „Cold-rolled complex-phase steels: AHSS material with remarkable properties“, in Proc. Steels in Cars and Trucks, Wiesbaden, 2005, p. 57-64.
- [11] S. Traint, A. Pichler, K. Hauzenberger, P. Stiaszny, E. Werner, „Influence of silicon, aluminium, phosphorus and copper on the phase transformations of low alloyed TRIP-steels“, in Proc. International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Gent, 2002, p. 121-128.
- [12] F. Spenger, T. Hebesberger, A. Pichler, C. Kremaszky, E. Werner, „AHSS Steel Grades: Strain Hardening and Damage as Material Design Criteria“, in Proc. International Conference on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications, Orlando, 2008, p. 39-50.
- [13] A. Pichler, T. Hebesberger, T. Kurz, D. Krizan, „Entwicklungstrends beim Werkstoff Stahl“, in Proc. Leichtbaugipfel, Würzburg, 2012.
- [14] A. Pichler, G. Hribernig, E. Tragl, R. Angerer, K. Radlmayr, J. Szinyur, S. Traint, E. Werner, P. Stiaszny, „Aspects of the Production of Dual Phase and Multiphase Steel Strips“, in Proc. 41st Mechanical Working Steel Processing Conference, Baltimore, 1999, p. 37-60.
- [15] W. Bleck, "Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis", Verlag Mainz, Aachen, 2010.
- [16] A. Mark, Microstructural effects on the stability of retained austenite in transformation induced plasticity steels, Dissertation, Queen's University, Ontario, 2007.
- [17] A. Oppermann, „Analyse der Diffusion zwischen Stahl und Zinkbeschichtung im Presshärteprozess“, Masterarbeit, TU Clausthal, 2013.
- [18] A. Marder, „The metallurgy of zinc-coated steel“, Progress in Materials Science 45, 2000.
- [19] S. Traint, A. Pichler, M. Blaimschein, B. Röhler, C. Kremaszky und E. Werner, „Alloy Design, Processing and Properties of TRIP-Steels: A Critical Comparison“, in Proc. International Conference on Advanced High-Strength Sheet Steels for Automotive Applications, Winter Park, Colorado, 2004.
- [20] S. Paul, „Entwicklung neuer Legierungskonzepte für höchstfeste TRIP-Stähle mit nicht ferritischer Matrix und reduziertem Siliziumgehalt“, Dissertation, Technische Universität München, 2011.
- [21] A. Pichler, T. Hebesberger, S. Traint, E. Tragl, T. Kurz, C. Kremaszky, P. Tsipouridis und

- E. Werner, „Advanced High Strength Thin Sheet Grades: Improvement of Properties by Microalloying Assisted Microstructure Control“, in Proc. International Symposium on Niobium Microalloyed Sheet Steel for Automotive Application, Araxa, Brasilien, 2006.
- [22] W. Bleck, A. Frehn und J. Ohlert, „Niobium in Dual Phase and TRIP Steels“, in Proc. Niobium 2001 - Science and Technology, Orlando, US, 2001, p. 727-752.
- [23] G. Krauss, "Steels - Processing, Structure, and Performance", ASM International, Materials Park, 2005.
- [24] H. Badeshia, "Bainite in Steels - Transformation, Microstructure and Properties", IOM Communications Ltd., London, 2001.
- [25] F. LePera, Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel, Journal of Metals 32 (1980), p. 38-39.
- [26] E. Wirthl, A. Pichler, R. Angerer, P. Stiaszny, K. Hauzenberger, Y. Titovets, M. Hackl, „Determination of the volume amount of retained austenite and ferrite in small specimens by magnetic measurements“, in Proc. Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Gent, 2002, p. 61-64.
- [27] K. Satzinger, „Einfluss von Chrom und Mangan auf die Bainitbildung in Dualphasenstählen“, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, Leoben, 2008.