

Dipl.-Ing. Stephan Brauser

**Phasenumwandlung
und lokale mechanische Eigenschaften
von TRIP Stahl beim simulierten und realen
Widerstandspunktschweißprozess**

Die vorliegende Arbeit entstand an der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung.

Impressum

**Phasenumwandlung und lokale mechanische
Eigenschaften von TRIP Stahl beim simulierten
und realen Widerstandspunktschweißprozess**

2013

Herausgeber:

BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung
Unter den Eichen 87

12205 Berlin

Telefon: +49 30 8104-0

Telefax: +49 30 8112029

E-Mail: info@bam.de

Internet: www.bam.de

Copyright © 2013 by

BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung

Layout: BAM-Referat Z.8

ISSN 1613-4249

ISBN 978-3-9815748-0-7

**Phasenumwandlung und lokale mechanische Eigenschaften
von TRIP Stahl beim simulierten und realen
Widerstandspunktschweißprozess**

von Stephan Brauser, Dipl.-Ing.

von der Fakultät V - Verkehrs- und Maschinensysteme
der Technischen Universität Berlin
zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor der Ingenieurwissenschaften
- Dr.-Ing. -
genehmigte Dissertation

Promotionsausschuss:

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. J. Krüger

Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. M. Rethmeier

Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. S. Jüttner

Tag der wissenschaftlichen Aussprache: 4. September 2012

Berlin 2013

Für Maja und Raphie

Zusammenfassung

TRIP Stähle realisieren durch eine unter mechanischer Beanspruchung hervorgerufene Phasenumwandlung von metastabilen Austenit in Martensit (TRIP-Effekt) hohe Festigkeiten bei gleichzeitig guten Verformungseigenschaften. Während der Verarbeitung dieser Werkstoffe mittels Widerstandspunktschweißen können unter den prozessspezifischen extremen Aufheiz- und Abkühlraten Modifikationen des Austenitanteils hervorgerufen werden die als Folge lokal zu einer Änderung der mechanisch-technologischen Eigenschaften führen. Wesentliche Zielsetzung der vorliegenden Arbeit war daher die Analyse der Gefügestruktur im Bereich einer Punktschweißverbindung hinsichtlich der Änderung des Austenitanteils und den daraus resultierenden Änderungen der lokalen mechanischen Eigenschaften unter besonderer Berücksichtigung des TRIP-Effekts.

Durch in-situ Beugungsuntersuchungen mittels hochenergetischer Synchrotronstrahlung erfolgte zunächst die Quantifizierung des metastabilen Austenitanteils im unbehandelten Grundwerkstoff. Darauf aufbauend wurden unter definierten Temperaturprofilen in Ofenversuchen die grundlegenden Aspekte der thermisch bedingten Austenitumwandlung im Aufheiz- und Abkühlprozess untersucht. Durch Gleeble-Versuche und Ofenexperimente wurden weiterführend verschiedene Temperaturprofile mit unterschiedlichen im Punktschweißprozess lokal vorliegende Spitzentemperaturen genutzt um eine systematische Bewertung des Einflusses der Temperatur und der Aufheiz- sowie der Abkühlbedingungen auf den Austenitgehalt unter realen Bedingungen zu ermöglichen. Durch Korrelationsuntersuchungen zwischen den mechanischen Kennwerten thermisch präparierter Zugproben und den mittels Metallographisch wie auch röntgenographisch ermittelten Austenitgehalten konnten die metastabilen, d.h. umwandlungsfähigen Austenitanteile bestimmt werden. Schließlich erfolgte eine Bewertung hinsichtlich der Übertragbarkeit der Ergebnisse auf reale Widerstandspunktschweißverbindungen. Es wurde dabei der Nachweis erbracht, dass die Austenit-Martensit-Phasenumwandlung lediglich in einem lokal eng begrenzten Werkstoffbereich am Übergang WEZ/Grundwerkstoff wirksam werden kann. Demzufolge führt der TRIP-Effekt zu keiner signifikanten Beeinflussung von Festigkeits- und Verformungseigenschaften im Fügebereich von widerstandspunktgeschweißten TRIP Stählen. Die ermittelten mechanischen Kennwerte wurden abschließend als Eingangsdaten für die numerische Simulation des Verformungs- und Festigkeitsverhaltens von Punktschweißverbindungen genutzt. Dabei wurde insbesondere die Notwendigkeit der Implementierung von mechanischen Kenndaten der Wärmeeinflusszone für eine realitätsnahe Modellierung von Scherzugversuchen untersucht.

Abstract

TRIP steels give high strength along with good ductility owing to metastable austenite to martensite phase transformation (TRIP effect) caused by mechanical load. Under the extreme process-specific heating and cooling rates of resistance spot welding, these materials may undergo modifications in their austenite portion resulting in changed mechano-technological performance locally. The prime objective of this study was therefore to carry out microstructure analyses of the spot weld area in order to identify the modified portion of austenite and the resulting changes in local mechanical performance with special consideration of the TRIP effect.

First, the metastable austenite portion in the unprocessed parent metal was quantified by in-situ diffraction using high energy synchrotron radiation. Next, the basic aspects of temperature dependent austenite transformation in the heating and cooling process were investigated in furnace experiments under defined temperature profiles. Continulative Gleeble tests and furnace experiments were conducted using various temperature profiles with different peaks occurring locally in the spot welding process in order to enable systematic assessment of the influence of temperature and of heating and cooling conditions on the austenite content under real conditions. Correlation experiments between the mechanical characteristics of thermally prepared tensile specimens and the metallographically and roentgenographically determined austenite contents allowed it to ascertain the metastable, i.e. transformable austenite portions. Finally, the results were evaluated concerning their transferability to real resistance spot welds. It was demonstrated that the austenite to martensite phase transformation can come into action only in a strongly localized material area in the transition zone between heat-affected zone and base metal. Consequently, the TRIP effect does not significantly affect the strength and ductility performance in the joining area of spot welded TRIP steels.

The established mechanical characteristics were used as input data for numerical simulation of the spot weld ductility and strength performance. Here, the attention was focused on the necessity of implementing mechanical characteristics of the heat-affected zone for realistic tensile shear test modelling.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Angestellte an der Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung. Ich möchte Herrn Prof. Dr.-Ing. Michael Rethmeier von der Technischen Universität Berlin für die Betreuung und die konstruktiven Diskussionen, die zur Fertigstellung dieser Arbeit geführt haben, einen großen Dank aussprechen.

Mein Dank gilt außerdem Herrn Prof. Dr.-Ing. Sven Jüttner für die vielen Anregungen und nicht zuletzt für die Übernahme des Zweitgutachtens.

Auch Herrn Prof. Dr.-Ing. Jörg Krüger sei für die Übernahme des Vorsitzes des Promotionsausschusses recht herzlich gedankt.

Ein großer Dank ist an Herrn Lutz-Alexander Pepke gerichtet, ohne dessen Unterstützung bei der Durchführung der Schweißversuche und der konstruktiven Umsetzung von Ideen die Arbeit in dieser Form nicht möglich gewesen wäre.

Ganz herzlich danke ich auch Frau Marina Marten für die hervorragenden Leistungen bei der metallographischen Probenpräparation und Herrn Dr.-Ing. Arne Kromm für die Unterstützung bei den in-situ Messungen sowie deren Auswertung. Weiterhin möchte ich Herrn Dipl.-Ing. Daniel Keil, Herrn Dr. Subaric-Leithis, Herrn Dipl.-Ing. Tobias Mente und Herrn Dipl.-Ing. Moritz Gebhardt für die Durchführung der Gleeble-Versuche, der Versuche zur instrumentierten Eindringprüfung und der Unterstützung bei der FE-Simulation herzlich danken.

Abschließend ist Herrn Dipl.-Ing. Thomas Michael, Herrn Dipl.-Ing. Marco Lammers, Herrn Michael Richter, Herrn Michael Geberth für die stets freundliche Arbeitsatmosphäre herzlich zu danken.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung und Zielsetzung	1
2	Stand der Technik.....	3
2.1	Hochfeste Mehrphasenstähle im Rohkarosserie-Leichtbau.....	3
2.2	TRIP Stähle	4
2.2.1	Mechanisch-technologische Eigenschaften von TRIP Stählen	4
2.2.2	Einflussfaktoren auf die mechanischen Eigenschaften	5
2.2.2.1	Spannungsunterstützte und dehnungsinduzierte $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung und Einfluss der Einzelphasen.....	5
2.2.3	Einflussfaktoren auf Austenitgehalt und die Austenitstabilität	11
2.2.3.1	Legierungskonzept.....	11
2.2.3.2	Spezielle Einflussparameter auf die Stabilität des Austenits	12
2.2.4	Thermische Stabilität des Restaustenits	13
2.3	Widerstandspunktschweißen von TRIP Stählen	14
2.3.1	Einfluss des Widerstandspunktschweißens auf die Gefügestruktur von TRIP Stählen	15
2.3.1	Mechanisch-technologische Eigenschaften von Widerstands- punktschweißverbindungen aus TRIP Stahl.....	18
2.3.1.1	Dehnungsverhalten von Widerstandspunktschweißverbindungen	21
2.2.3.3	Lokale mechanisch-technologische Kennwerte von Widerstandspunktschweißverbindungen.....	22
3	Versuchsdurchführung	25
3.1	Versuchswerkstoff.....	26
3.2	Experimentelle Versuchsdurchführung	26
3.2.1	Metallographie und Mikrobereichsanalyse	26
3.2.2	Mechanisch-technologische Prüfung.....	28
3.2.2.1	Zugversuche und Scherzugprüfung	28
3.2.2.2	Instrumentierte Eindringprüfung	31
3.2.3	Thermisch behandelte Proben	33
3.2.4	In-situ und ex-situ Phasenanalyse mittels röntgenographischer Methoden	34
3.2.4.1	In-situ-Phasenanalyse im Ofenversuch.....	37
3.2.4.2	In-situ-Phasenanalyse im Zugversuch	39
3.3	Numerische Versuchsdurchführung.....	42
4	Ergebnisse.....	45
4.1	Charakterisierung des Grundwerkstoffes HCT690T	45
4.1.1	Gefügestruktur	45
4.1.2	Mechanisch-technologische Kennwerte	47
4.1.3	In-Situ Analyse der Phasenumwandlung unter quasi-statischer Belastung	49
4.2	Einfluss eines Temperaturzyklus auf die austenitische Phasenumwandlung	52
4.2.1	In-situ Phasenanalyse	52
4.2.1.1	Einfluss der Aufheiz- und Abkühlrate	54
4.2.1.2	Austenitgehalt bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen.....	56
4.2.2	Ex-Situ Phasenanalyse	57
4.2.2.1	Gleeble-Versuche.....	57

4.2.2.2	Ofenversuche	60
4.3	Mechanische Kennwerte und Austenitgehalt nach simuliertem Widerstandspunktschweißprozess.....	64
4.3.1	Gleeble Proben	64
4.3.2	Ofenproben	66
4.4	Austenitgehalt und lokale mechanische Kennwerte nach realem Widerstandspunktschweißprozess.....	68
4.4.1	Einfluss des Temperaturzyklus beim Widerstandspunktschweißen auf den Austenitgehalt.....	68
4.4.2	Einfluss des Temperaturzyklus beim Widerstandspunktschweißen auf die lokalen mechanischen Eigenschaften	71
4.5	Verformungs- und Bruchverhalten von widerstandspunktgeschweißtem TRIP Stahl	72
4.6	FE-Simulation	75
4.6.1	Ergebnisse der unterschiedlichen Simulationsmodelle	75
5	Diskussion.....	81
5.1	Mechanisch-technologische Kennwerte und $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung des Grundwerkstoffs	81
5.2	Einfluss eines Temperaturzyklus auf den Austenitgehalt.....	87
5.2.1	In-situ Phasenanalyse	87
5.2.2	Einfluss der Aufheiz- und Abkühlrate	90
5.2.3	Austenitgehalt bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen.....	92
5.2.4	Ex-Situ Phasenanalyse	93
5.2.4.1	Ermittlung der Phasenumwandlungstemperaturen.....	93
5.2.4.2	Einfluss des Wärmzyklus auf den Austenitgehalt.....	94
5.3	Mechanische Kennwerte und Austenitgehalt nach simulierten Widerstandspunktschweißprozess.....	97
5.4	Austenitgehalt und lokale mechanische Kennwerte nach realem Widerstandspunktschweißprozess.....	101
5.4.1	Einfluss des Temperaturzyklus beim Widerstandspunktschweißen auf den Austenitgehalt.....	101
5.4.2	Einfluss des Temperaturzyklus beim Widerstandspunktschweißen auf die lokalen mechanischen Eigenschaften	104
5.4.2.1	Diskussion der Härteverläufe	104
5.4.2.1	Instrumentierte Eindringprüfung	105
5.5	Verformungsverhalten von widerstandspunktgeschweißtem TRIP Stahl..	110
5.6	FE-Simulation	111
6	Zusammenfassung und Ausblick.....	121
	Abkürzungen und Formelzeichen	125
	Bildverzeichnis	127
	Tabellenverzeichnis	134
	Literaturverzeichnis	135
	Eigene Veröffentlichungen.....	151
	Lebenslauf	153

1 Einleitung und Zielsetzung

Die stetig zunehmenden Anforderungen hinsichtlich eines geringeren Kraftstoffverbrauchs, einer verminderten Schadstoffemission sowie der Erhöhung der passiven Sicherheit haben die Automobilindustrie vor Herausforderungen gestellt, die nur durch eine konsequente Umsetzung von Werkstoff-, Form- und Fertigungsleichtbau zu begegnen sind [1], [2], [3], [4]. In Hinblick auf den Werkstoffleichtbau ist in den letzten Dekaden eine Substitution von Stahlwerkstoffen durch Aluminium, Kunststoff und Magnesium zu beobachten [5]. In dieser Konkurrenzsituation wurden von der Stahlindustrie erhebliche Anstrengungen unternommen durch neu entwickelte Werkstoffe den seit jeher hohen Stahlanteil im Automobilbau zu halten. So ist es mit den so genannten Mehrphasenstählen zu spezifischen Stahleentwicklungen gekommen, die insbesondere im Rohkarosseriebau umfangreich eingesetzt werden [6], [7].

Ein bedeutender Vertreter dieser Werkstoffklasse ist der so genannte TRIP Stahl. Das Akronym TRIP (TRansformation Induced Plasticity) bezeichnet eine aus der spannungsunterstützten bzw. dehnungsinduzierten Phasenumwandlung von metastabilem Restaustenit (γ) in Martensit (α_M) resultierende Zunahme der Dehnungsfähigkeit bei gleichzeitiger Erhöhung der Festigkeit. Hinsichtlich des zielführenden industriellen Einsatzes dieser Werkstoffgruppe sind dabei insbesondere die Stabilität des Austenits, d.h. der Widerstand gegen die Umwandlung in Martensit, sowie der Anteil an umwandlungsfähigen Austenit wesentlich. Angestrebt werden dabei Gefügestrukturen, bei denen sich der metastabile Austenit bei zunehmender Dehnung kontinuierlich in Martensit umwandelt. Dadurch kann sichergestellt werden, dass der für das Verformungs- und Festigkeitsverhalten vorteilhafte TRIP-Effekt über einen großen Belastungsbereich wirksam ist.

Bei der industriellen Verarbeitung sind diese Werkstoffe jedoch vielfältigen mechanischen und thermischen Belastungen unterworfen, die zu einer Beeinflussung der Gefügestruktur führen können. So werden die Bauteile und Baugruppen aus TRIP Stählen im Rohkarosseriebau häufig durch Fügeprozeduren thermischen Belastungen ausgesetzt. Dadurch kann lokal eine Modifizierung der Gefügestruktur erfolgen, wobei insbesondere der Austenitgehalt und dessen Stabilität beeinflusst werden. Hinsichtlich der Art und des Umfangs solcher Veränderung sowie dessen Einfluss auf den TRIP-Effekt und den resultierenden mechanischen Eigenschaften liegen jedoch für die verschiedenen industriell eingesetzten Fügeverfahren keine aussagekräftigen Ergebnisse vor. Der zunehmende Einsatz computerunterstützter Berechnungsmethoden zur orts- und zeitaufgelösten Prognose des Bauteilverhaltens unter realitätsnahen Belastungszuständen (z.B. Crash, Ermüdung) erfordert jedoch gerade die Kenntnis dieser Parameter sowie das Verständnis der fundamentalen werkstoffkundlichen Vorgänge während und nach dem Fügeprozess.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit ist die systematische Analyse der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung eines industriell eingesetzten TRIP Stahls durch die Quantifizierung des Austenitgehaltes und der metastabilen Austenitanteile sowohl für den Grundwerkstoff als auch die thermisch beanspruchte Fügestelle. Dabei ist nachzuweisen, ob und in welchem Umfang sich der TRIP-Effekt auf das Tragverhalten der Schweißverbindung auswirken kann. Im Rahmen dieser Untersuchungen sollen insbesondere Korrelationen zwischen dem Austenitgehalt in der Wärmeinflusszone und den lokalen mechanisch-technologischen Kennwerten der Fügestelle hergestellt werden. Die Untersuchungen werden dabei exemplarisch für den häufig im Rohkarosseriebau eingesetzten Widerstandspunktschweißprozess durchgeführt.

Für die zuverlässige Ermittlung der zeit-, temperatur- und belastungsabhängigen Phasenanteile im Grundwerkstoff sowie in der Punktschweißverbindung werden in-situ und ex-situ Untersuchungen überwiegend mittels hochenergetischer Synchrotronstrahlung durchgeführt. Die Charakterisierung der Gefügestruktur und die Bestimmung der lokalen Werkstoffkenndaten der Wärmeeinflusszone erfolgt sowohl an thermophysikalisch behandelten Proben wie auch an realen Widerstandspunktschweißverbindungen durch zerstörende und quasi-zerstörungsfreie Methoden.

Die lokalen mechanischen Kennwerte der Wärmeeinflusszone werden abschließend als Eingangsdaten für die numerische Simulation des Beanspruchungsverhaltens von Widerstandspunktschweißverbindungen genutzt. Dabei soll durch die Gegenüberstellung von experimentellen sowie numerischen Ergebnissen die Notwendigkeit der Implementierung dieser Werkstoffkenndaten für den quasi-statischen Belastungsfall validiert werden.

2 Stand der Technik

2.1 Hochfeste Mehrphasenstähle im Rohkarosserie-Leichtbau

Die zunehmenden Anforderungen an das Eigenschaftsprofil von Stahlwerkstoffen und dabei insbesondere die Forderung nach Erhöhung der Festigkeitsgrenzen bei simultaner Verbesserung der Duktilität führten zur Entwicklung von Stählen mit mehrphasigen Gefügestrukturen. Zur Werkstoffklasse der Mehrphasenstähle werden dabei die Dualphasenstähle (DP), die restaustenitischen (TRIP) Stähle, die Complexphasenstähle (CP) und die martensitische Stähle (MS) gezählt [8]. Das Leichtbaupotential dieser Werkstoffe im Karosseriebau ist in der vergangenen Dekade umfassend untersucht worden. So zeigen beispielsweise die ULSAB (Ultralight Steels Auto Body) [9] und die NSB (New Steel Body) [10] Studien, dass durch einen anforderungsgerechten Einsatz von Mehrphasenstählen in Kombination mit innovativen Fertigungstechnologien wie Innenhochdruckumformung und tailored blanks sowie durch eine Anpassung der Bauteilgeometrie an die wirkenden Belastungen das Rohkarosseriegewicht deutlich gesenkt werden kann. Die hochfesten Mehrphasenstähle ermöglichen dabei durch eine Blechdickenreduzierung bei gleichzeitig erhöhter Biege- und Torsionssteifigkeit, eine gewichtsoptimierte Auslegung ohne Beeinträchtigung der Strukturmechanik sowie der statischen Festigkeit [6]. In Crash-Situationen führt die erhöhte Verformungsverfestigung im Vergleich zu konventionellen hochfesten Stählen zu einer gleichförmigeren Verteilung der Dehnungen und ermöglicht ein verbessertes Energieabsorptionsvermögen [6], [11], [12] [13]. Dadurch wird im Crashfall ein gewisser Teil der Aufprallenergie absorbiert, wodurch die Fahrgastsicherheit erhöht wird. Darüber hinaus können aufgrund der guten Formbarkeit dieser Werkstoffe auch komplexere Strukturgeometrien hergestellt werden [6]. Bild 1 zeigt den extensiven Einsatz hochfester Mehrphasenstähle am Beispiel des VW Passats [14]. Dabei wird deutlich, dass die hochfesten Mehrphasenstähle insbesondere für sicherheits- und crashrelevante Bauteile wie A-Säule, Querträger und Schweller eingesetzt werden.

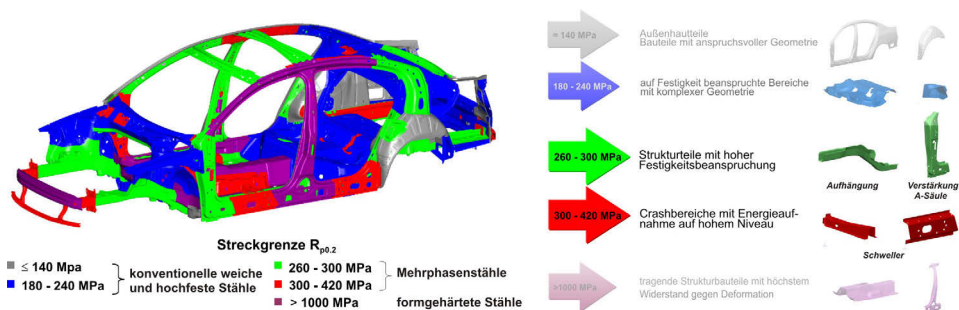


Bild 1: Einsatz von konventionellen Stählen und hochfesten Mehrphasenstählen im Karosseriebau am Beispiel des VW Passats [14]

Ein spezieller Vertreter der Mehrphasenstähle sind die restaustenitischen bzw. Transformation Induced Plasticity (TRIP) Stähle. Aufgrund der Relevanz dieser Werkstoffklasse für die vorliegende Arbeit, werden sie im Folgenden hinsichtlich ihrer Gefügestruktur und den mechanisch-technologischen Eigenschaften vorgestellt.

2.2 TRIP Stähle

Die Werkstoffgruppe der TRIP Stähle wird entsprechend ihrer chemischen Zusammensetzung in hochlegierte und niedriglegierte Stähle klassifiziert [15]. Die in den 60er Jahren des vergangenen Jahrhunderts entwickelten hochlegierten TRIP Stähle, wie z. B. AISI 321, besitzen aufgrund des hohen Anteils an Nickel (Fe-Ni-C Stähle) bzw. Mangan (Fe-Mn-C Stähle) eine austenitische Gefügestruktur [16]. Das Gefüge der niedriglegierten TRIP Stähle (engl. TRIP-aided steels) besteht aus einer duktilen ferritischen Matrix, in der metastabiler Restaustenit inselförmig (Blocktyp) zwischen den Ferritkörnern eingelagert ist und einer bainitischen Phase an den sich metastabiler Restaustenit als Film in den Körnern (lamellenartig) oder an der Korngrenze des Bainits inselförmig vorliegt [17]-[21]. Dabei liegen abhängig vom temperaturgeführten Herstellungsprozess 50 % - 60 % Ferrit (α_F), 25 % - 40 % Bainit (α_B) und 5 % - 20 % Austenit (γ) sowie geringe Anteile an Martensit (α_M) vor [22], [23].

2.2.1 Mechanisch-technologische Eigenschaften von TRIP Stählen

Ein wesentliches Kriterium für den industriellen Einsatz von niedriglegierten TRIP Stählen (im Folgenden nur TRIP Stähle) ist die im Allgemeinen gegenläufige Kombination von hoher Festigkeit und guter Verformungsfähigkeit. So erreichen TRIP Stähle im Vergleich zu konventionellen hochfesten Stählen sowie Mehrphasenstählen vergleichbarer Festigkeit wesentlich höhere Verformungskennwerte [6], siehe Bild 2 und Bild 3.

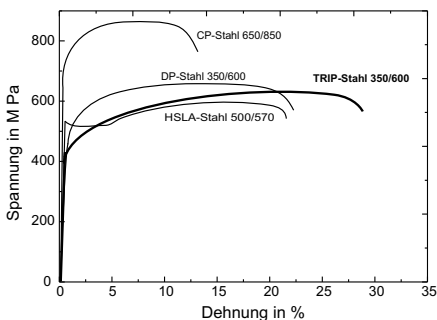


Bild 2: Spannungs-Dehnungskurve verschiedener Stahlwerkstoffe im Vergleich mit einem TRIP Stahl [6], die Angabe hinter dem Werkstoff bezieht sich auf die Höhe der Streckgrenze und der Zugfestigkeit

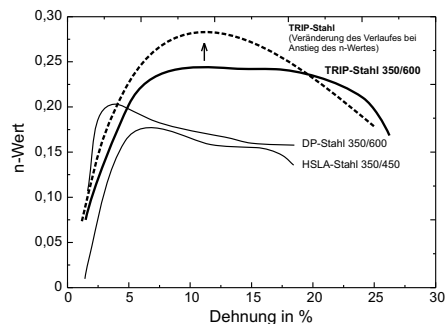


Bild 3: Momentaner Kaltverfestigungsexponent n in Abhängigkeit von der Dehnung für Stähle mit gleicher Streckgrenze [24], die Angabe hinter dem Werkstoff bezieht sich auf die Höhe der Streckgrenze / Zugfestigkeit

Die hohe Verformungsfähigkeit von TRIP Stählen ermöglicht eine kostengünstige Formgebung von Bauteilen im Rohkarosseriebau durch Einsatz preiswerter Presswerkzeuge und einem geringeren Maschinenverschleiß. Die gute Verformungsfähigkeit bzw. Umformbarkeit der TRIP Stähle resultiert wesentlich aus der hohen Kaltverfestigung während der Verformung [25], [26], [27]. Deshalb wird zur Charakterisierung der Umformbarkeit von TRIP Stählen häufig auch der Kaltverfestigungsexponent n verwendet. Dieser Parameter ist eine wichtige Kenngröße zur Bewertung der maximalen Verformung vor Erreichen der Einschnürung während eines Umformprozesses. Weiterhin zeigt der n -Wert die Eigenschaft eines Werkstoffes zur gleichmäßigen Verformung bei Auftreten eines Spannungsgradienten [6], [28]. Dabei gilt je größer der n -Wert ist, desto gleichmäßiger ist die Verformung und desto größer ist die Dehnung bis zum Erreichen der Einschnürung. TRIP Stähle verfügen

dabei im Vergleich zu konventionellen Stählen und z.B. Dualphasenstählen sowohl über einen höheren als auch während der Verformung konstanteren n -Wert, Bild 3. Der maximale Kaltverfestigungsexponent sowie sein Verlauf in Abhängigkeit von der Dehnung werden durch verschiedene Faktoren wie Austenitgehalt, Herstellungsprozess, Legierungsgehalt usw. bestimmt [23], [29], [30]. So konnten bei Untersuchungen von Lacroix et al. [29], Bellhouse [31], und Jacques et al. [23], [30] durch Variation der Abkühlzeiten im Herstellungsprozess sowie der Legierungszusammensetzung n -Werte zwischen 0,15 und 0,45 erzielt werden. Bemerkenswert ist dabei, dass ein Anstieg des maximalen n -Wertes im Allgemeinen mit einem drastischen Abfall des n -Wertes bei höheren Dehnungswerten verbunden ist, siehe Bild 3.

Neben der Umformbarkeit, die wie dargestellt durch den n -Wert charakterisiert wird, ist für den Einsatz von Werkstoffen in der Automobilindustrie insbesondere das Energieabsorptionsvermögen bei hohen Verformungsgeschwindigkeiten wie sie in Crash-Situationen auftreten von zentraler Bedeutung [22], [32]. Ein hohes Energieabsorptionsvermögen ermöglicht einen größeren Abbau der Aufprallenergie während des Crashes und kann dadurch maßgeblich zum Insassenschutz beitragen. TRIP Stähle verfügen dabei durch die $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung (siehe Kap. 2.2.2) über ein um 30 % - 100 % höheres Energieabsorptionsvermögen als konventionelle Stähle (DC04, ZStE340) und Dualphasenstähle [26], [33]. Daher erstrecken sich die Einsatzgebiete der TRIP Stähle insbesondere auf Bauteile mit hoher Crashrelevanz wie Querträger und B-Säule [34].

Die Belastungen denen Werkstoffe in der Automobilindustrie unterworfen sind, beschränken sich jedoch nicht nur auf quasi-statische und dynamische Lastfälle, sondern beinhalten insbesondere auch zeitlich veränderliche Belastungen. Auch hier zeigen die TRIP Stähle durch ihre mehrphasige Gefügestruktur ein spezielles Verhalten. So konnte die von Tamura [35] aufgestellte These der Erhöhung der Schwingfestigkeit durch die Umwandlung des metastabilen Austenits in Martensit durch Cheng [36] sowie Huoa und Gaob [37] nachgewiesen werden. Diese Untersuchungen zeigten dabei, dass, in Übereinstimmung mit dem quasi-statischen Zugversuch [38], der eingelagerte metastabile Austenit in der plastischen Zone vor der Rissspitze in Martensite umwandelt und dadurch Rissschließeffekte auftreten können, die zu einer Verringerung der Rissausbreitungsrate führen.

2.2.2 Einflussfaktoren auf die mechanischen Eigenschaften

Im folgenden Kapitel werden die wesentlichen Einflussfaktoren auf die mechanischen Eigenschaften zusammenfassend dargestellt. Dabei steht wie bereits oben angedeutet die aus wissenschaftlichen und anwendungsorientierten Gesichtspunkten bedeutsame $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung (martensitische Phasenumwandlung) im Mittelpunkt der Betrachtung. Auf die weiteren Faktoren insbesondere zur Steigerung der Festigkeit wird ebenfalls eingegangen, ohne dabei Anspruch auf Vollständigkeit zu erheben.

2.2.2.1 Spannungsunterstützte und dehnungsinduzierte $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung und Einfluss der Einzelphasen

Die guten mechanisch-technologischen Eigenschaften von TRIP Stählen werden generell auf die bei Belastung hervorgerufene diffusionslose Umwandlung von metastabilen Austenitkörnern in Martensite ($\gamma \rightarrow \alpha_M$) zurückgeführt [27], [39], [40], [41]. Dabei wird die durch eine solche Phasenumwandlung hervorgerufene plastische Verformung als Umwandlungsplastizität bzw. als TRIP-Effekt bezeichnet [42], [43]. Darüber hinaus können die aus der Volumenänderung (Martensit hat ein um ca. 3 % höheres Volumen als Austenit) hervorgerufenen Mikrospannungen zu elastischen und plastischen Verformungen von Ferrit- und Bainphasen im Bereich des sich umwandelnden Werkstoffabschnitts führen. Die

daraus resultierende erhöhte Versetzungsdichte in diesen Phasen und trägt zur einer verbesserten Kaltverfestigungsfähigkeit bei [42], [44].

Die martensitische Phasenumwandlung ist eine Festkörperreaktion, die durch die Temperaturabhängigkeit der freien Enthalpie G für die Austenit- und Martensitphase charakterisiert werden kann, siehe Bild 4. Bei einem Abkühlungsprozess liegt bis zum Erreichen einer spezifischen Temperatur T_0 ein austenitisches Gefüge vor. Die Temperatur T_0 kennzeichnet dabei die Gleichgewichtstemperatur der Phasen γ und α_M . Zur Initiierung der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung ist jedoch ein Mindestmaß an Unterkühlung ΔT notwendig um die kritische Enthalpiedifferenz, die die Triebkraft für die Martensitumwandlung ist, bereitzustellen [35]. Dabei ist zu berücksichtigen, dass aus thermodynamischen Gesichtspunkten ein System immer bestrebt ist, sein freie Enthalpie G zu reduzieren. Die hierfür erforderliche Enthalpiedifferenz ΔG_s steht erstmalig bei der Temperatur M_s , der Martensitstarttemperatur, zur Verfügung. Die M_s -Temperatur kennzeichnet die $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung ohne Einwirkung äußerer Belastungen [22], [45] und wird in erheblichen Maße durch die chemische Zusammensetzung beeinflusst.

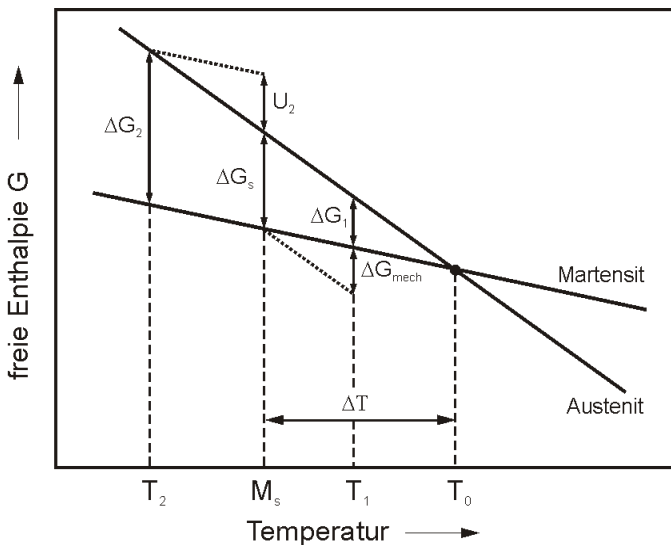


Bild 4: Schematische Darstellung der freien Gibbschen Enthalpie von Martensit und Austenit in Abhängigkeit von der Temperatur [46]

Nach Scheil [47] kann die martensitische Umwandlung jedoch bei Einwirkung einer mechanischen Spannung im Austenit auch oberhalb der M_s Temperatur (T_1) erfolgen. Dabei steht durch die mechanische Spannung zusätzlich zur chemischen Triebkraft, die durch die Enthalpiedifferenz ΔG_1 geliefert wird, eine mechanische Triebkraft ΔG_{mech} zur Verfügung [35]. Entspricht die Summe der mechanische ΔG_{mech} und der chemischen Triebkraft ΔG_1 der Enthalpiedifferenz ΔG_s erfolgt die Martensitumwandlung bereits bei T_1 . Unterhalb der M_s -Temperatur ist aufgrund der bei der Martensitumwandlung hervorgerufenen plastischen Verformung des Austenits und der damit verbundenen Zunahme der Gitterdefekte eine höhere Enthalpiedifferenz ($\Delta G_2 > \Delta G_s$) zur Martensitumwandlung notwendig [46]. Bei großer plastischer Verformung des Austenits wird die nötige Triebkraft der Umwandlung um den

Betrag U_2 erhöht. Dieser Effekt wird als mechanische Stabilisierung bezeichnet und kann zu einer Verzögerung oder auch Beendigung der Martensitumwandlung führen [46], [48], Bild 5.

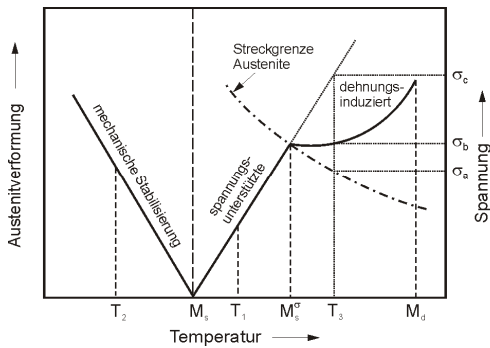


Bild 5: Schematische Darstellung der kritischen Spannung zur Einleitung der martensitischen Umwandlung in Abhängigkeit von der Temperatur [46]

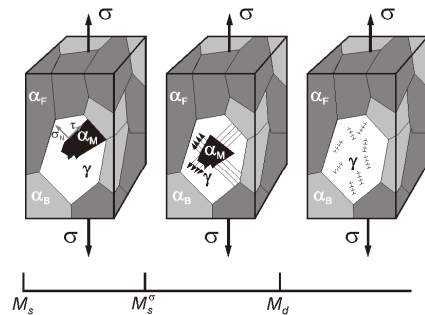


Bild 6: Schematische Darstellung der Verformungsmechanismen in verschiedenen Temperaturbereichen, links: spannungsunterstützt, Mitte: dehnungsinduziert, rechts: Versetzungsgleiten [27]

Wie bereits geschildert, ist oberhalb der M_s -Temperatur eine mechanische Triebkraft (ΔG_{mech}) zur Initiierung der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung erforderlich. Abhängig von der Temperatur kann diese sowohl auf Spannungen als auch auf Dehnungen im Austenit basieren. Bild 5 zeigt schematisch den Zusammenhang zwischen der Spannung zur Einleitung der martensitischen Umwandlung in Abhängigkeit von der Temperatur.

Für die Charakterisierung der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung sind dabei drei Temperaturbereiche von Bedeutung [27]:

$M_s - M_s^\sigma$ Bereich: Bis zum Erreichen der M_s^σ Temperatur bleibt die kritische Spannung unterhalb der Streckgrenze der Austenitphase und es treten somit lediglich elastische Dehnungen im Austenit auf [49], [50]. Die Martensitbildung erfolgt dabei an bereits vorhandenen Keimbildungsstellen [27] und wird als spannungsunterstützte Martensitumwandlung bezeichnet, siehe Bild 6.

$M_s^\sigma - M_d$ Bereich: Bei der M_s^σ Temperatur entspricht die kritische Spannung der Streckgrenze des Austenits. Der Transformationsmodus wechselt von einer spannungsunterstützten zu einer überwiegend dehnungsinduzierten Martensitumwandlung [27], [49]. Dabei treten ab der spezifischen Spannung σ_a die plastische Verformung und eine Kaltverfestigung des Austenits auf, siehe Bild 5. Ab einer Spannung von σ_b erfolgt dann die martensitische Umwandlung [35]. Dabei wird die $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung an neu ausgebildeten Keimbildungsstellen durch Gleitprozesse und an den Kreuzungen von Gleitbändern ausgebildet [27], [51], Bild 6.

$T > M_d$ Bereich: Mit zunehmender Temperatur ist für eine $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung eine stetig ansteigende plastische Verformung des Austenits notwendig. Oberhalb von M_d tritt

jedoch durch die hohe plastische Verformung die mechanische Stabilisierung des Austenits ein. Dabei wird die Bewegung von gleitfähigen Phasengrenzflächen verhindert, wodurch die martensitische Umwandlung gestoppt wird [48], [52], siehe auch Bild 6.

Die hinsichtlich einer industriellen Anwendung wichtigsten Effekte, die aus der spannungsunterstützten bzw. dehnungsinduzierten $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung in TRIP Stählen hervorgerufen werden, sind die erhöhte Kaltverfestigung und die Verschiebung der Einschnürung, d.h. der Gleichmaßdehnung, zu höheren Spannungs- und Dehnungswerten [44], [53], [54], [55]. Der Zusammenhang zwischen dem TRIP-Effekt und einer Verschiebung der Gleichmaßdehnung wurde erstmals von Banerjee et al. [56] beschrieben. Demzufolge wird bei beginnender Einschnürung aufgrund der vorliegenden erhöhten Spannungen und Dehnungen in diesen Bereich eine $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung initiiert. Der harte Martensit hat eine höhere Fließgrenze als der weichere Austenit und ermöglicht folglich eine höhere Spannung bis zum Einsetzen der plastischen Verformung. Dies konnte Jacques [44] durch die Quantifizierung des Beitrages der martensitischen Phasenumwandlung zur Kaltverfestigung in Abhängigkeit von der auftretenden Spannung auch experimentell bestätigen. Lacroix et al. [29] zeigte darüber hinaus, dass eine durch die martensitische Phasenumwandlung hervorgerufene Kaltverfestigung in der plastischen Zone vor der Risspitze die Rissausbreitung verringert. Dieser Effekt wird durch einen höheren Austenitgehalt und eine höhere Austenitstabilität intensiviert. In der Literatur wird häufig der Betrag der Volumenexpansion bei der martensitischen Phasenumwandlung als wichtiges Kriterium hinsichtlich der Verformbarkeit von TRIP Stählen genannt [57], [58]. Dabei setzt sich die Formänderung bei der Martensitbildung aus einer Dehnung ϵ und einer Scherung τ zusammen, wobei der Scheranteil mit bis zu 26 % einen deutlich größeren Betrag zur Gesamtverformung liefert als der Dehnungsanteil. Die Arbeiten von Sierra und Nemes [59], Bhadeshia et al. [60] und Jacques [61] zeigen jedoch, dass der Beitrag der beschriebenen Volumenexpansion bei der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung zum TRIP-Effekt nicht allein maßgeblich für das gute Verformungsverhalten von TRIP Stählen ist. Vielmehr erfolgt durch die Martensitumwandlung eine Umverteilung der Spannungen in den einzelnen Gefügephasen [62].

Die o.g. Aussagen verdeutlichen, dass für eine optimierte Kaltverfestigungsrate, d.h. ein hoher und über die Dehnung konstanter n-Wert, die $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung und damit insbesondere die Stabilität des Austenits und der Austenitgehalt maßgeblich sind [21], [27], [29], [63]. Mit Austenitstabilität wird dabei der Widerstand des Austenits gegen eine martensitische Umwandlung bezeichnet. Nach Perlade et al. [50] kann bei einer hohen Stabilität des Austenits aufgrund der verzögerten oder verhinderten $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung keine Verbesserung der Verformbarkeit im Vergleich zur ferritisch-bainitischen Matrix erzielt werden. Hingegen wird bei geringer Austenitstabilität bereits bei niedrigen Dehnungen ein Großteil des Austenits umgewandelt, wodurch die Behinderung der Einschnürung durch die Ausbildung des harten Martensits bei höheren Verformungsgraden nicht zur Verfügung steht und die Vorformbarkeit verringert werden kann. Vergleichbare Ergebnisse wurden u.a. von Tian [64] et al., Grajcar [65] sowie Basuki und Aernoudt [66] vorgestellt.

Bezüglich des Austenitgehaltes wurde in zahlreichen Studien nachgewiesen, dass mit zunehmendem Austenitgehalt der n-Wert und damit die Verformungsfähigkeit ansteigt [63], [67], [68], [69]. Jedoch zeigen diese Arbeiten auch, dass eine Erhöhung des Austenitgehaltes über ein kritisches Maß von ca. 25 % hinaus nicht zu einer Verbesserung

der Verformbarkeit von TRIP Stählen beiträgt. Vielmehr kann häufig eine Verringerung der Dehnungskennwerte beobachtet werden [63], [69]. Nach Timokhina [21] kann dies auf die reduzierte Austenitstabilität zurückgeführt werden, die auf einer Verringerung des Kohlenstoffgehaltes (Kohlenstoff bestimmt im großen Umfang die Stabilität des Austenits, siehe Kap. 2.2.3.) im Austenit basiert.

Die Austenitstabilität und insbesondere die Kenntnis der Phasenumwandlungskinetik sind für die industrielle Nutzung von TRIP Stählen von erheblicher Bedeutung. Dadurch kann der während eines Umformprozesses umgewandelte Austenitgehalt und die Restaustenitmenge die für die Nutzung des TRIP-Effekts in z.B. Crashsituationen (Energieabsorption) zur Verfügung steht abgeschätzt werden. Eine Vielzahl von Untersuchungen befasst sich daher mit der Kinetik der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung [70] - [74]. Diese zeigen, dass, abhängig vom Legierungskonzept und den Herstellungsbedingungen (Glühzeiten), erhebliche Unterschiede bei der Phasenumwandlung von TRIP Stählen bestehen. Itami et al. [75] und Kruijver et al. [76] schlagen zur Quantifizierung der Umwandlungskinetik eine Verhältnisgleichung vor, Gleichung 1.

$$\frac{1}{V_\gamma} - \frac{1}{V_{\gamma 0}} = \left(\frac{k_p}{p} \right) \varepsilon^p$$

Gleichung 1

Dabei ist V_γ der unmittelbare Austenitgehalt, $V_{\gamma 0}$ der Austenitgehalt zu Beginn der Messung (ohne Belastung), k_p ist eine Konstante, die die Austenitstabilität bezogen auf die Verformung kennzeichnet (je größer k_p , desto geringer ist die Austenitstabilität), ε ist die wahre Dehnung und p ist der Dehnungsexponent. Nach Itami et al. [75] kann p für TRIP Stähle zu 1 angenommen werden. Demzufolge ist $\frac{1}{V_\gamma} - \frac{1}{V_{\gamma 0}}$ proportional zu Austenitstabilität. Die

nach Gleichung 1 für verschiedene TRIP Stähle bestimmte Austenitstabilität ist in Bild 7 zusammenfassend gezeigt.

Zusätzlich zu den o.g. Phänomenen wird das mechanische Verhalten von TRIP Stählen wesentlich durch die mechanischen Eigenschaften und das Volumen der einzelnen Phasen bestimmt [44], [60], [83]. So führen größere Anteile an härteren bzw. festeren Gefügen zu einer Erhöhung der Zugfestigkeit während größere Anteile an duktileren Phasen die Verformbarkeit vergrößern. Untersuchungen von Jacques [84] mittels instrumentierter Eindringhärteprüfung und Arbeiten von Furnemont [85] unter Verwendung von Neutronenstrahlung zeigen, dass die Härte bzw. die Streckgrenze der einzelnen Phasen in TRIP Stählen deutlich voneinander abweicht. Für die Streckgrenze wurden Werte von 500 MPa für die Ferritphase, 650 MPa für die Bainitphase, 900 MPa für die Austenitphase und 2000 MPa für die Martensitphase ermittelt. Für weitere TRIP Stähle ermittelten Choi et al. [71] und Soulami et al. [79] die Streckgrenze der γ -Phase mittels Synchrotronstrahlung zu 600 MPa, während die Streckgrenze der α -Phase (Ferrit/Bainit) mit 400 MPa bestimmt wurde. Die Unterschiede bei den phasenspezifischen Streckgrenzen resultieren u.a. aus der unterschiedlichen chemischen Zusammensetzung der untersuchten TRIP Stähle und den abweichenden thermischen Herstellungsbedingungen. Eine Reihe von Arbeiten zeigt die Abhängigkeit der phasenspezifischen Dehnungen von der äußeren Spannung [62], [86], [87]. Dabei konnte nachgewiesen werden, dass die Dehnungen in der γ -Phase und α -Phase bis nahe der Streckgrenze vergleichbar groß sind, oberhalb der Streckgrenze jedoch die γ -Phase bei gleicher globaler Spannung stärker verformt wird. Das resultiert aus der

höheren phasenspezifischen Spannung in der γ -Phase. So ermittelten Choi et al. [71] die phasenspezifischen Spannungen in der γ -Phase und α -Phase in Abhängigkeit von der wahren globalen Spannung und der wahren globalen Dehnung im einachsigen Zugversuch. Dabei wurde nachgewiesen, dass ein so genanntes „load shedding“ einsetzt, d.h. eine Spannungsumverteilung auf die unterschiedlichen Phasen oberhalb der Streckgrenze. Dadurch wirkt bei gleicher globaler Dehnung auf die γ -Phase eine größere Spannung als auf die α -Phase. Vergleichbare Resultate wurden von Muránsky et al. [62] und Soulamy et al. [79] mittels Neutronen- bzw. Synchrotronstrahlung erzielt. Muránsky [62] zeigte darüber hinaus, dass eine weitere Umverteilung der Spannung auf die Martensitphase bei signifikanten Martensitgehalten, d.h. bei im Allgemeinen höheren Dehnungen, erfolgt.

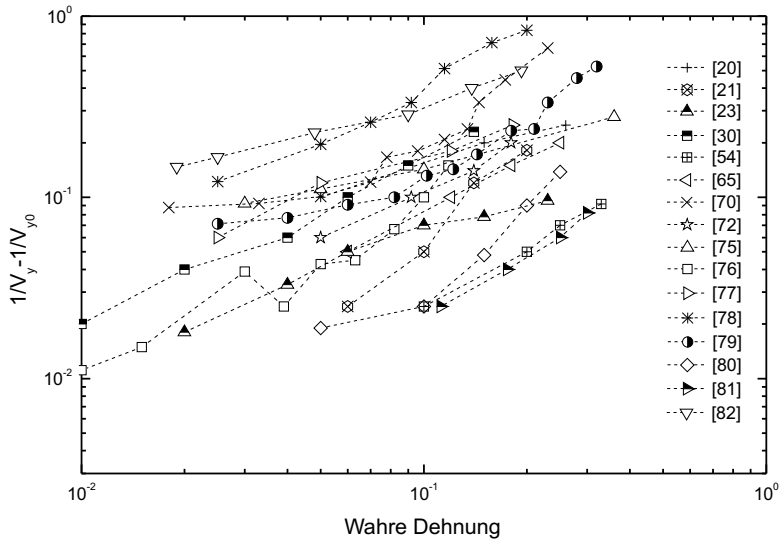


Bild 7: Stabilität des Austenits in verschiedenen TRIP-Stahltypen quantifiziert über die Änderung des Austenitgehaltes nach Gleichung 1 [20], [21], [23], [30], [54], [65], [70], [72], [75], [77] - [82]

Neben den o. g. Mechanismen werden die mechanisch-technologischen Eigenschaften von TRIP Stählen auch durch „konventionelle“ Verfestigungsmechanismen wie Ausscheidungshärtung, Kornfeinung und Mischkristallverfestigung, bei denen eine Festigkeitssteigerung auf einer Erhöhung der Versetzungsdichte und/oder der Wechselwirkungen mit den Versetzungen beruht, beeinflusst werden [22], [88] - [91].

Die Gesamtbetrachtung der Literatur verdeutlicht, dass zum besonderen Verformungs- und Festigkeitsverhalten von niedriglegierten TRIP Stählen eine Reihe von Mechanismen und Faktoren beitragen, die im Detail noch nicht vollständig verstanden werden. Dabei können insbesondere deren Kombination und die daraus resultierenden Synergieeffekte derzeit nicht quantifiziert werden. Als die wichtigsten Parameter, welche die mechanischen Eigenschaften beeinflussen, werden jedoch der Austenitgehalt sowie die Austenitstabilität (TRIP-Effekt) genannt [41], [50], [92]. Hierauf wird im folgenden Kapitel detailliert eingegangen.

2.2.3 Einflussfaktoren auf Austenitgehalt und die Austenitstabilität

Sowohl der Gehalt als auch die Stabilität des Austenits werden maßgeblich durch die chemische Zusammensetzung und den temperaturgeführten Herstellungsprozess bestimmt. Darüber hinaus werden sowohl der Anteil als auch die Morphologie der einzelnen Phasen durch diese Parameter beeinflusst.

2.2.3.1 Legierungskonzept

Für die Ausbildung der mehrphasigen Gefügestruktur von TRIP Stählen ist der Einsatz von verschiedenen Legierungselementen erforderlich. Diese sollen die im Herstellungsprozess auftretenden Phasenumwandlungen thermodynamisch bzw. kinetisch begünstigen oder im Einzelfall auch hemmen.

Im Folgenden werden die wichtigsten Legierungselemente und sowie ihr Einfluss auf die Austenitausbildung im Herstellungsprozess kurz erläutert.

▪ Kohlenstoff

Der Kohlenstoff ist das wichtigste Legierungselement in TRIP Stählen. So führt der interstitiell gelöste Kohlenstoff bei einer Abkühlung aus dem Austenitgebiet zu einer starken Gitterverzerrungen, wodurch sowohl die Ferritbildung als auch die Martensitbildung verzögert wird [21], [24]. Dabei äußert sich die verzögerte Martensitausbildung bei einem steigenden Kohlenstoffgehalt durch den Abfall der Martensitstart- und Martensitfinishtemperatur. Ab einer lokalen Kohlenstoffkonzentration $> 0,5\%$ erreicht die Martensitfinishtemperatur Raumtemperatur. Als Folge der noch nicht abgeschlossenen Martensitbildung liegt daher bei Raumtemperatur metastabiler Restaustenit vor. Die niedriglegierten TRIP Stähle können einen Kohlenstoffgehalt von etwa $0,2\% - 0,55\%$ aufweisen, wobei in kommerziellen TRIP Stählen aufgrund der verminderten Schweißseignung bei hohen Kohlenstoffgehalten lediglich bis zu $0,25\%$ vorliegen [93]. Bezüglich der Austenitstabilität ist jedoch zu berücksichtigen, dass der metastabile Restaustenit einen Kohlenstoffgehalt von $1,0\%$ bis $1,5\%$ aufweisen kann [94], [95], [96]. In diesem Zusammenhang zeigten Kruiver et al. [76] und Seong et al. [97], dass Austenitkörner, die bei größerer Dehnung umwandeln, einen höheren Kohlenstoffgehalt besitzen als Austenitkörner die bei geringeren Dehnungen in Martensit umwandeln.

▪ Mangan, Silizium und Aluminium

Das nach Kohlenstoff wichtigste Legierungselement zur Stabilisierung des Austenits ist Mangan. Mangan verringert die M_s -Temperatur und erhöht die Löslichkeit von Kohlenstoff im Austenit. Darüber hinaus wird die Zementitausscheidung behindert, wodurch der Kohlenstoffgehalt im Austenit ansteigt [22], [98]. Zu beachten ist, dass ein höherer Gehalt an Mangan durch die Unterstützung der Ausbildung von Karbiden zu einer Verringerung des Kohlenstoffes im Austenit führt.

Ein weiteres Element, welches die Stabilisierung des Austenits unterstützt, ist Silizium. So verlangsamt Silizium die Bildung von kohlenstoffreichen Zementit während des Herstellungsprozesses und verhindert dadurch die Kohlenstoffreduktion im Austenit [99]. Da Silizium auf der Oberfläche jedoch festhaftende Oxide bildet die eine Benetzbarkeit während der Oberflächenveredelung beeinträchtigen, ist die Herstellung eines siliziumlegierten Stahls problematisch [100]. Aufgrund dieser Problematik wird die Substitution von Silizium durch Legierungselemente wie Phosphor, Kupfer und Aluminium, die ebenfalls eine Zementitbildung unterdrücken, angestrebt. Da jedoch Kupfer mit Schwefel niedrigschmelzende Verbindungen an den Korngrenzen bildet und Phosphor zu Seigerungen an den

Korngrenzen führt, die zur Verringerung der Duktilität beitragen, wird überwiegend Aluminium zur Substitution von Silizium verwendet [22]. Aluminium verzögert ebenfalls die Zementitausscheidung [100], jedoch nicht im gleichen Maße wie Silizium [80]. Darüber hinaus ist die mischkristallhärtende Wirkung kleiner als bei Silizium, wodurch die Festigkeit reduziert wird [101]. Daher werden häufig geringe Mengen an Phosphor in Kombination mit Aluminium eingesetzt.

Basierend auf den dargestellten Einflüssen können die TRIP Stähle nach ihren verschiedenen Legierungskonzepten in CMnSi-, CMnSiAl-, CMnAl- und CMnAlP-TRIP Stähle gegliedert werden [22], [27]. Bezüglich der Austenitstabilität zeigen Arbeiten von Samek et al. [102] dass die höchste Austenitstabilität bei dem CMnAl-Stählen erreicht wird und die geringste Austenitstabilität bei CMnSi-Stählen.

2.2.3.2 Spezielle Einflussparameter auf die Stabilität des Austenits

Die Stabilität des Austenits wird durch eine Reihe von Faktoren bestimmt die sich generell in drei Gruppen einteilen lassen. Die erste Gruppe, die auch als austenitspezifische Einflussfaktoren bezeichnet werden kann, beinhaltet die Austenitkorngröße, -form, -orientierung sowie die chemische Zusammensetzung (insbesondere Kohlenstoff) des Austenits. Die zweite Gruppe umfasst die Härte und Morphologie der den Austenit umgebenden Phasen, den Ort der Austenitbildung, die Spannungszustände der vorliegenden Phasen. Die dritte Gruppe wird durch die Belastungsart (Zug, Druck, Torsion), die Umgebungstemperatur sowie durch die Belastungsgeschwindigkeit definiert.

Die austenitspezifischen Einflussfaktoren werden überwiegend im temperaturgeführten Herstellungsprozess eingestellt. Neben dem Einfluss des Kohlenstoffgehaltes (siehe Kap. 2.2.3.1) ist die Austenitkorngröße für die Austenitstabilität von übergeordneter Bedeutung. So zeigen Arbeiten von Wang und van der Zwaag [103], dass Austenitkörner die kleiner als $0,01\ \mu\text{m}$ sind, selbst unter hoher Belastung nicht in Martensit umwandeln. Hingegen ist die Stabilität von Austenitkörnern die größer als $1\ \mu\text{m}$ sind vergleichsweise gering, so dass diese bereits bei der Abkühlung auf Raumtemperatur in Martensit umwandeln können. In-situ Analysen zur Phasenumwandlung mittels Synchrotronstrahlung belegen, dass mit zunehmender Austenitkorngröße die Ms-Temperatur ansteigt und folglich die Stabilität des Austenits verringert wird [104]. Weiterhin wiesen diese Untersuchungen sowie Arbeiten von Jacques et al. [29] einen zunehmenden Kohlenstoffgehalt in vergleichsweise kleinen Austenitkörnern nach. Als Ursache für die erhöhte Stabilität von kleinen Austenitkörnern wird, neben dem Kohlenstoffanstieg, die Hypothese vertreten, dass die für eine Martensitbildung erforderliche minimale Keimdichte in kleinen Austenitkörnern nicht erreicht wird [103].

Die Morphologie des Austenits sowie die Eigenschaften der umgebenden Phasen beeinflussen ebenfalls die Phasenumwandlung. So wandelt der in der ferritischen Matrix bzw. an der Phasengrenze Ferrit/Bainit eingelagerte, inselförmige (Blocktyp) Austenit aufgrund der höheren Zahl an Versetzungen und Stapelfehler gegenüber lammelenartigen Austenit bereits bei geringeren Belastungen um und hat folglich eine geringere Stabilität als der Austenit der zwischen den Bainitlatten eingelagert ist [20], [21]. Zudem übt die Festigkeit der umgebenden Phasen einen Einfluss auf die Austenitstabilität aus. Wird die Festigkeit des Ferrits bzw. des Bainits erhöht, wird eine Volumenexpansion, wie sie durch die Umwandlung von Austenit in Martensit entsteht, erschwert und dadurch die Austenitstabilität erhöht [21], [105]. Weiterhin zeigen Arbeiten von Turteltaub und Suiker [40], [106] sowie Oliver et al. [107] und Kruijver et al. [76], dass die Orientierung der Austenitkörner bezogen auf die Beanspruchungsrichtung die Phasenumwandlung beeinflussen kann. So konnte

nachgewiesen werden, dass Austenitkörner bei denen die (100)-Gitterebene parallel zur Zugachse liegt, bevorzugt umwandeln [107], [76].

Die $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung wird weiterhin durch die Belastungsart und -geschwindigkeit bestimmt. So forcieren zwei- und mehrachsige Spannungszustände die Austenitumwandlung im Vergleich zum quasi-statischen einachsigen Spannungszustand. Hingegen kann bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten [32], [108] oder einer Scherbeanspruchung eine Verzögerung der Austenitumwandlung [30], [81] beobachtet werden. Eine zusätzliche Verzögerung der Austenitumwandlung wird bei erhöhten Temperaturen durch die Verringerung der chemischen Triebkraft ΔG_1 (siehe Kap. 2.2.2.1) erzielt [74], [82], [102], [109].

Die Umwandlung des Restaustenit in TRIP Stählen erfolgt nicht nur dehnungsinduziert bzw. spannungsunterstützt sondern auch durch thermische Aktivierung. So kann sich bei höheren Temperaturen wie sie beispielsweise beim Schweißen in der Wärmeeinflusszone (WEZ) auftreten der Restaustenitgehalt verringern. Dabei wandelt der Austenit jedoch nicht in Martensit um sondern zerfällt in Ferrit und Zementit [110]. Aufgrund der Bedeutung der thermischen Stabilität des Austenits für die vorliegende Arbeit wird diese im folgenden Kapitel gesondert betrachtet.

2.2.4 Thermische Stabilität des Restaustenits

In der Karosseriefertigung werden die Bauteile häufig durch schweißtechnische Fertigungsverfahren, wie z.B. das Widerstandspunktschweißen, verarbeitet. Die örtlich eng begrenzte Wärmebeeinflussung und die hohen Temperaturgradienten können bei TRIP Stählen zu einer Änderung der Gefügestruktur und insbesondere zu einer Verringerung des Restaustenitgehaltes und der Restaustenitstabilität führen. So konnten Jha und Mishra [111] bei erhöhten Temperaturen einen Zerfall des Restaustenits in Ferrit und Karbid nachweisen. Eine grundlegende Betrachtung der thermischen Stabilität des Restaustenits in TRIP Stählen erfolgte in Arbeiten von Choi et al. [110], [112] und Wen et al. [113]. So konnte mittels in-situ Messungen der Zerfall des Austenits in Abhängigkeit von der Temperatur nachgewiesen werden. Demnach beginnt ab einer Temperatur von ca. 300 °C [113] bzw. 340 °C [110], [112] der Zerfall von Austenit in Ferrit, bei gleichzeitiger Zunahme des Kohlenstoffgehaltes im Austenit. Das bedeutet, dass zunächst der kohlenstoffärmere, weniger stabile Austenit zerfällt. Eine wesentliche Zunahme des Zerfalls von Austenits in Ferrite und die beginnende Ausscheidung von Zementit erfolgt dann bei einer Temperatur von ca. 430 °C [113] bzw. 390 °C [110], [112] und ist mit einer drastischen Verringerung des Kohlenstoffgehaltes im Austenit verbunden. Choi et al. [112] konnte dabei mittels in-situ Messungen unter Verwendung von Synchrotronstrahlung die Ausbildung von Karbiden im Beugungsspektrum bei 500 °C visualisieren. Aktuelle Untersuchungen von Amirthalingam [114] an einem CMnAl TRIP Stahl (1,1 % Al, 0,35 % Si) quantifizierten die thermische Stabilität des Austenits bis zu einer Temperatur von 1000 °C. Hinsichtlich des Austenitzerfalls werden dabei vergleichbare Temperaturabhängigkeiten wie in den Arbeiten von Choi et al. [110], [112] und Wen et al. [113] ermittelt. Darüber hinaus zeigen die Ergebnisse, dass der Zerfall des Austenits bei ca. 530 °C abgeschlossen ist. Bis zum Erreichen dieser Temperatur werden ca. 60 % des Restaustenits umgewandelt (Ausgangs-Restaustenitgehalt 18 %). Bei weiterem Temperaturanstieg erfolgt eine Umwandlung der α -Phase in Austenit bei einem bis ca. 700 °C nahezu linearen Anstieg des Austenitgehaltes. Oberhalb von 700 °C verringert sich die Austenitbildungsrate (bezogenen auf die Temperaturänderung) deutlich, bis bei ca. 900 °C ein vollständig austenitisches Gefüge vorliegt. Zu beachten ist, dass der Zerfall diffusionsgesteuert ist [115].

Amirthalingam [114] zeigte weiterhin, dass bei einer anschließenden Abkühlung der Zerfall der γ -Phase in eine α -Phase abhängig von der chemischen Zusammensetzung ist. So zerfällt der Austenit des CMnAl-TRIP Stahls bis zu einer Temperatur von 400 °C wesentlich schneller als der Austenit eines CMnSi-TRIP Stahls (1,4 % Si, 0,04 % Al). Bei einer Abkühlung auf Raumtemperatur liegt dann jedoch in beiden Werkstoffen ein vergleichbarer Austenitgehalt von ca. 6,5 % vor.

Eine reale Beschreibung der Gefügeumwandlung beim Schweißen gelingt jedoch nur unter Einbeziehung von relevanten Aufheiz- und Abkühlraten sowie unter Verwendung von Zeit-Temperatur-Umwandlungs-(ZTU-) Schaubildern. Amirthalingam [114] und Zhao et al. [116] untersuchten den Einfluss der Temperaturprofile beim Metallschutzgasschweißen (MSG Schweißen) und beim Laserstrahlschweißen auf den Austenitgehalt in der WEZ und dem Schweißgut. So wurde beim MSG Schweißen sowohl für einen CMnSi-TRIP Stahl als auch ein CMnAl-TRIP Stahl in der WEZ ein deutlicher Abfall des Austenitgehaltes ermittelt. Allerdings zeigt Amirthalingam [114], dass in der Region der WEZ bei der der Werkstoff auf eine Temperatur von etwa 800 °C erwärmt wird ein Anstieg des Austenitgehaltes auf nahezu Grundwerkstoffniveau auftritt. Dies resultiert aus der bei dieser Temperatur ($\alpha + \gamma$ Bereich) auftretenden Kohlenstoffanreicherung des Austenits und der damit bedingten Stabilisierung des Austenits.

Im Gegensatz zur WEZ wird für das Schweißgut (geschweißt wurde ohne Zusatzwerkstoff, d.h. das Material wurde lediglich aufgeschmolzen) ein materialabhängiges Verhalten beobachtet. So wird für den CMnSi-TRIP Stahl eine Reduktion des Austenits um etwa 20 % -30 % im Vergleich zum Grundwerkstoff nachgewiesen [114]. Hingegen konnte für den CMnAl-TRIP Stahl aufgrund der Anreicherung des sich aus der Schmelze ausbildenden δ -Ferrits mit Aluminium ein deutlich geringerer Austenitgehalt (Reduktion um ca. 60 %) ermittelt werden [114]. Die Anreicherung mit Aluminium über 1,15 % führt zu einer Stabilisierung des δ -Ferrits, so dass dieser nicht in Austenit umwandeln kann, wodurch folglich der Austenitgehalt im Schweißgut reduziert wird. Vergleichbare Ergebnisse wurden von Kapustka et al. [117] bei Gleeble-Versuchen an einem CMnAl-TRIP Stahl unter Berücksichtigung der Dilatationskurve ermittelt.

Den Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Austenitbildung zeigt die Arbeit von Zhao et al. [116] durch den Vergleich des MSG-Schweißens mit den Laserstrahlschweißverfahren. Bedingt durch die um einen Faktor 10 höhere Abkühlrate beim Laserstrahlschweißen fällt der Austenitgehalt in der WEZ nahezu linear ab und erreicht im Schweißgut lediglich ca. 40 % des Grundwerkstoffgehaltes.

Anzumerken ist, dass in den dargestellten Arbeiten zwar auf den Austenitgehalt nach der Abkühlung, jedoch nicht auf dessen Stabilität eingegangen wird. So ist zu berücksichtigen, dass nur der metastabile Austenit durch seine Umwandlung in Martensit zu den vorteilhaften mechanischen Eigenschaften von TRIP Stählen beiträgt.

2.3 Widerstandspunktschweißen von TRIP Stählen

Das Widerstandspunktschweißen ist u.a. aufgrund der hohen Automatisierbarkeit und der geringen Schweißzeiten das dominierende Fügeverfahren im Rohkarosseriebau. In Hinblick auf den TRIP Stahl ist dabei der den Punktschweißprozess vorgelagerte Umformprozess des zu fügenden Bauteils von großer Bedeutung. So erfolgt durch den Umformvorgang generell eine plastische Verformung des Bauteils der örtlich zu einer $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung führen kann, siehe auch Bild 8. Dabei ist zu beachten, dass die Flansche, d.h. die Bauteilbereiche bei der durch das Widerstandspunktschweißen eine thermische

bedingte Gefügeänderung erfolgt, überwiegend keine signifikante plastische Dehnung aufweisen.

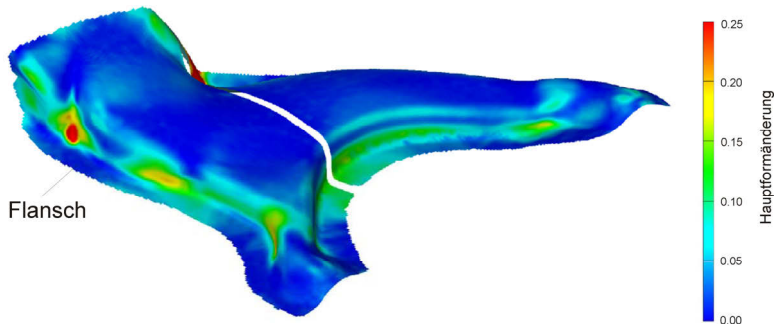


Bild 8: Hauptformänderung eines industriell umgeformten Automobilbauteils [118]

2.3.1 Einfluss des Widerstandspunktschweißens auf die Gefügestruktur von TRIP Stählen

Im vorangegangenen Kapitel wurde bereits die thermische Stabilität des Austenits diskutiert. Bei einer schweißtechnischen Verarbeitung von TRIP Stählen wird jedoch nicht nur der Austenitgehalt durch den auftretenden Temperaturzyklus beeinflusst sondern die gesamte Mikrostruktur. So wird beim Widerstandspunktschweißen, bedingt durch die hohen Abkühlraten des Schweißgutes (1000 °C/s - 5000 °C/s [119]), die für TRIP Stähle charakteristische Gefügestruktur signifikant verändert. Dabei werden im Vergleich zu konventionellen Schmelzschweißverfahren durch die stark lokalisierte Aufschmelzung eine örtlich eng begrenzte Wärmeeinflusszone erzeugt.

Die Gefügeausbildung in der Schweißlinse wird im Wesentlichen durch die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes und der Abkühlgeschwindigkeit bestimmt [120]. Da nach Bhadeshia und Sverinsson [121] die kritische Abkühlrate zur Ausbildung von Martensit bei TRIP Stählen zwischen 45 °C/s und 150 °C/s liegt, besteht die Mikrostruktur der Schweißlinse aus einem dendritischen Erstarrungsgefüge mit überwiegend Martensitanteilen [122]. Dies bestätigen metallographische Untersuchungen an widerstandspunktgeschweißten TRIP Stählen [123]. Dabei entsteht, bedingt durch den hohen Kohlenstoffgehalt von TRIP Stählen, ein vergleichsweise harter Martensit. Demzufolge weisen TRIP Stähle im Fügebereich wesentlich höhere Härtewerte auf als Automobilstähle mit vergleichbarer Grundwerkstofffestigkeit [119], [124]. Durch die lokal stark abweichenden Maximaltemperaturen und Abkühlraten ist für die WEZ eine differenzierte Betrachtung erforderlich, siehe Bild 9. So liegen bei Regionen nahe der Schweißlinse deutliche höhere Temperaturen und Abkühlraten vor als bei Regionen nahe dem Grundwerkstoff. Anzumerken ist, dass sich das temperaturspezifische Materialverhalten der TRIP Stähle grundsätzlich nicht von dem konventioneller Stähle unterscheidet.

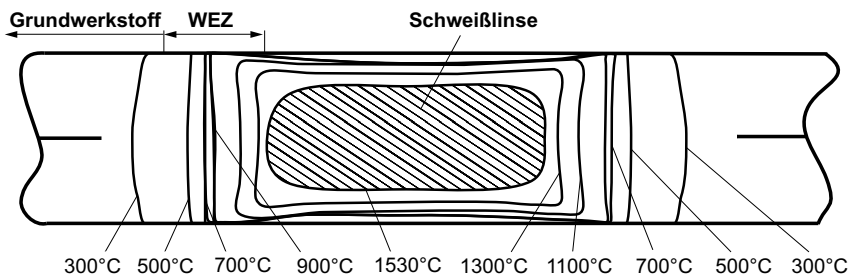


Bild 9: Beispiel eines Temperaturfeldes beim Widerstandspunktschweißen nach [125]

Bild 10 zeigt schematisch den Temperaturverlauf beim Widerstandspunktschweißen [120] und stellt ihn in Zusammenhang mit dem Zustandsschaubild eines CMnAl-TRIP Stahl dar. Dabei ist zu berücksichtigen, dass industriell eingesetzte TRIP Stähle im Allgemeinen einen Kohlenstoffgehalt von maximal 0,2 % aufweisen. Zur Erläuterung der in der WEZ auftretenden Gefügeausbildung ist darüber hinaus in Bild 11 ein Zeit-Temperatur-Umwandlungschaubild (ZTU)-Schaubild für einen CMnAl-TRIP Stahl nach [126] dargestellt.

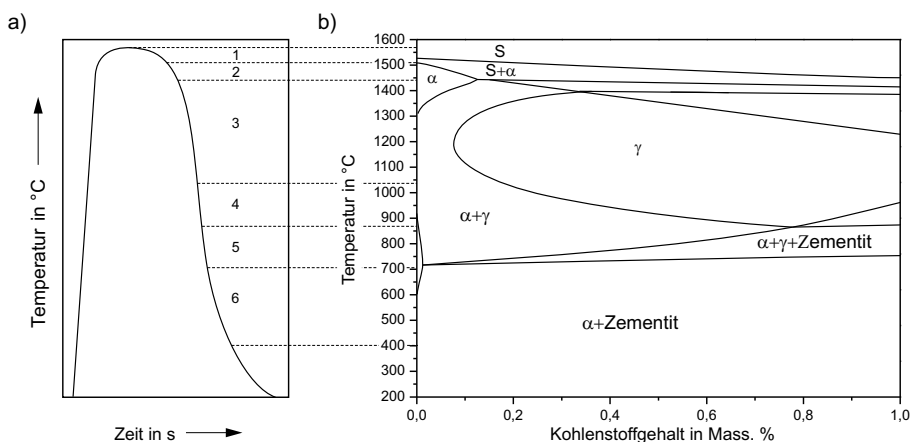


Bild 10: a) Schematische Darstellung des Temperaturzyklus beim Widerstandspunktschweißen [120]; die unterschiedlichen Temperaturbereiche sind: 1 vollständige Schmelzung, 2 unvollständiges Schmelzen, 3 Überhitzungs- und Grobkornzone, 4 Normalisierungszone, 5 unvollständiges Umkristallisieren, 6 Anlasszone, b) Zustandsschaubild nach [114]

Die $t_{8/5}$ -Zeit, also die Zeit die bei der Abkühlung zwischen 800 °C und 500 °C vorliegt, kann in Zusammenhang mit dem ZTU Schaubild eine Prognose der Gefügezusammensetzung ermöglichen. Generell führen dabei geringe $t_{8/5}$ -Zeiten, wie sie beim Widerstandspunktschweißen auftreten, zu einem größeren Anteil von Martensit im Schweißgut und folglich zu einer größeren Härte im Fügebereich. Zu beachten ist, dass die Vorhersage des Gefüges nach dem Schweißprozess nur bedingt möglich ist, da beim Schweißen und insbesondere beim Widerstandspunktschweißen Bedingungen vorliegen, die durch konventionelle ZTU-Diagramme nicht erfasst werden [127]. Für eine präzisere Prognose der Gefügestruktur nach dem Schweißen sind Schweiß-ZTU-Diagramme erforderlich, die jedoch für TRIP Stähle in der Literatur nicht vorliegen.

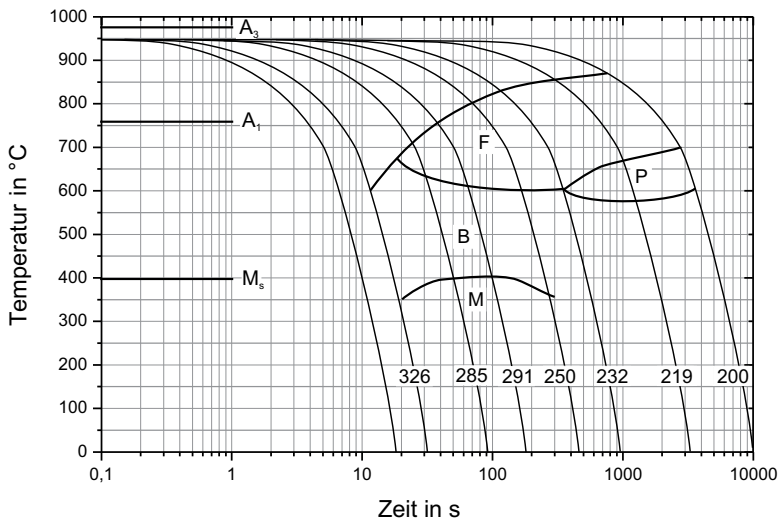


Bild 11: ZTU Schaubild mit Härtewerten eines CMnAl-TRIP Stahls nach [126]

Den Einfluss eines Temperaturzyklus beim Schweißen mit hohen Aufheiz- und Abkühlraten auf die Mikrostruktur von TRIP Stählen beschreibt Zhao et al. [116] wie folgt:

- Bei Erwärmung zwischen ca. 1000 °C (A_3 - Temperatur) und der Schmelztemperatur (Zone 1-3 in Bild 10a) wird die mehrphasige Gefügestruktur vollständig aufgelöst. So entsteht unterhalb des Schmelzpunktes Austenit mit, abhängig vom der Legierungszusammensetzung (insb. Al), Anteilen an Ferrit. Bei der nachfolgenden schnellen Abkühlung entsteht überwiegend Martensit sowie lediglich ein geringer Gehalt an Bainit und Austenit [128]. Zusätzlich tritt eine Kornvergrößerung auf. Diese Gefügezusammensetzung kann auch durch die Auswertung der ZTU Schaubild von TRIP Stählen bestätigt werden, siehe Bild 10b. Gegenüber dem Grundwerkstoff werden wesentlich höhere Härtewerte erreicht.
- Durch eine Erwärmung auf eine Temperatur zwischen A_1 (ca. 700 °C) und A_3 (ca. 1000 °C) (Zone 5 und 4 in Bild 10a)¹, wobei A_1 den Beginn der Umwandlung von Ferrit in Austenit und A_3 das Ende dieser Umwandlung kennzeichnet, wird die Gefügestruktur von TRIP Stählen ebenfalls signifikant verändert. Bedingt durch die relativ hohen Abkühlraten beim Widerstandspunktschweißen entsteht hier eine ferritisch-bainitisch-martensitische Gefügestruktur mit nur geringen Austenitanteilen. Der hier ausgebildete Martensit kann aufgrund eines Anlasseffektes eine geringere Härte aufweisen als in der Schweißlinse. Eine für Widerstandspunktschweißverbindungen typische geringe Korngröße in der WEZ [129] ist auch für TRIP Stähle zu beobachten [123], [128]. Die Härtewerte in diesem Bereich liegen oberhalb des Grundwerkstoffniveaus.
- Eine Wärmebehandlung auf Temperaturen zwischen ca. 400 °C (Beginn des Austenitzerfalls) und 700 °C (A_1 - Bereich 5 in Bild 10a) führt zu einem Zerfall des Austenits in Ferrit und Karbid, während der ursprüngliche Ferrit- und Bainitanteil

¹ Die hier angegebenen A_1 und A_3 -Temperaturen wurden aus einem ZTU Diagramm entnommen und gelten daher nicht für hohe Aufheizraten wie sie beim Schweißen auftreten.

weitestgehend unverändert bleibt, siehe auch [110], [112] [113]. Nach dem Abkühlprozess liegt somit eine ferritisch-bainitische Gefügestruktur mit geringen Austenitanteilen vor. Die Härte ist geringfügig größer als des Grundwerkstoffs.

- Unterhalb von ca. 400 °C tritt keine signifikante Änderung der Gefügestruktur auf.

Zu berücksichtigen ist, dass die o.g. Aussagen sich vereinfacht auf Temperaturen beziehen die dem Zustandsschaubild nach [114] bzw. dem ZTU Diagramm nach [126] entnommen wurden. Diese Schaubilder gelten aber nicht für eine schnelle Erwärmung/Abkühlung wie sie beispielsweise beim Schweißen auftreten. Für eine präzise Betrachtung der Vorgänge beim Aufheizen und Abkühlen unter Berücksichtigung hoher Aufheiz- und Abkühlraten wären Zeit- Temperatur- Austenitisierungsschaubilder (ZTA-Schaubilder) bzw. Schweiß-ZTU Diagramme erforderlich [130], die jedoch für TRIP Stähle derzeit nicht vorliegen. Zur Ermittlung der real vorliegenden A_{c1} -, A_{c3} -Temperatur sowie der M_s -Temperatur, insbesondere während eines schnellen Aufheiz- und Abkühlprozesses, können z.B. dilatometrische Messungen [117], [131], [132] oder die Einsensor-Differenz-Thermoanalyse [133] genutzt werden.

Bei der Gesamtbetrachtung der Literatur ist festzustellen, dass keine systematische Analyse der Gefügestruktur hinsichtlich des Anteils sowie der Verteilung und Stabilität des Restaustenits in der WEZ und der Schweißlinse von widerstandspunktgeschweißten TRIP Stählen vorliegt. Weiterhin finden sich keine Angaben zu den Umwandlungstemperaturen A_{c1} und A_{c3} bei vergleichsweise hohen Aufheizraten wie sie beim Widerstandspunktschweißen auftreten können. Unter Berücksichtigung der Darstellungen zum Grundwerkstoff (insb. TRIP-Effekt) können jedoch der Austenitgehalt und die Austenitstabilität für das Festigkeits- und Dehnungsverhalten von Punktschweißverbindungen prinzipiell von Bedeutung sein.

2.3.1 Mechanisch-technologische Eigenschaften von Widerstandspunktschweißverbindungen aus TRIP Stahl

Die Ermittlung der mechanisch-technologischen Eigenschaften von Widerstandspunktschweißverbindungen ist für die sichere Auslegung von Bauteilen und Baugruppen im Rohkarosseriebau von wesentlicher Bedeutung. Dabei kann grundsätzlich zwischen den lokalen mechanischen Eigenschaften, die sich aus dem Temperaturzyklus beim Schweißen und der chemischen Zusammensetzung ergeben, und den globalen, d.h. für das Bauteil bzw. die Schweißverbindung gültigen mechanischen Kennwerten, unterschieden werden, Bild 12.

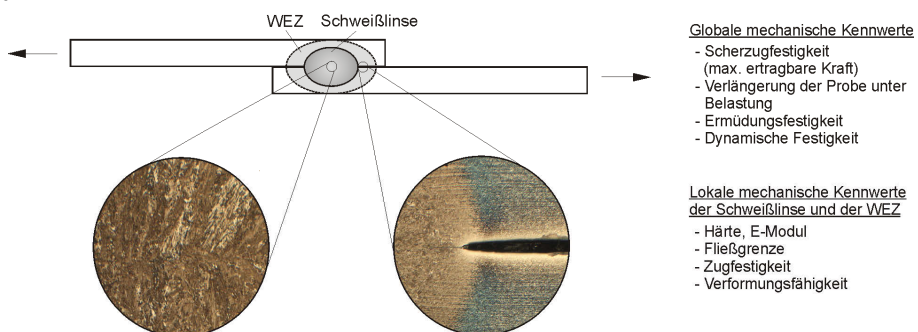


Bild 12: Differenzierung zwischen lokalen und globalen mechanischen Kennwerten von Widerstandspunktschweißverbindungen

Generell unterscheiden sich die Einflussfaktoren auf die globalen mechanischen Kennwerte von widerstandspunktgeschweißten TRIP Stählen nicht von denen konventioneller Widerstandspunktschweißverbindungen aus ein- oder zweiphasigen Werkstoffen. Die wichtigsten Einflussgrößen sind nach [134], [135]:

- Gefügeausbildung in der Fügestelle,
- Härte der WEZ und der Schweißlinse,
- Schweißpunktdurchmesser
- Zweiblech / Mehrblechverbindung,
- Anzahl/Abstand der Schweißpunkte
- Dicke der überlappten Blechteile

Ein wichtiges Hilfsmittel zur Sicherstellung der Qualität von Widerstandspunktschweißverbindungen ist die Analyse des Tragverhaltens durch die Ermittlung definierter Festigkeitskennwerte unter quasi-statischer Belastung. Um reproduzierbare Aussagen zum Festigkeitsverhalten von Widerstandspunktschweißverbindungen zu erhalten, wird häufig die Scherzugprüfung verwendet [136], [137]. Die wichtigsten Kenngrößen sind die Scherzugfestigkeit und die Verlängerung der Probe. Dabei erlaubt die Scherzugfestigkeit eine quantitative Beschreibung des Festigkeitsverhaltens von Punktschweißverbindungen. Hingegen können durch die Analyse der Verlängerung der Probe lediglich qualitative Aussagen zum Verformungsverhalten ermittelt werden [137]. TRIP Stähle weisen dabei eine deutlich höhere Scherzugfestigkeit auf als andere hochfeste Stähle vergleichbarer Grundwerkstofffestigkeit [138].

Für die konstruktive Auslegung von Bauteilen sind im Allgemeinen die ertragbaren Spannungen und Dehnungen erforderlich. Diese können aufgrund der Geometrie von Scherzugproben (Überlappverbindung) und des daraus resultierenden mehrachsigen Spannungszustandes [139] [140] nicht ohne erheblichen Aufwand ermittelt werden. Bild 13 fasst zur Verdeutlichung die auftretenden Kräfte im Scherzugversuch zusammen. Demnach erfolgt mit ansteigender Last zunächst eine Ausrichtung der Bleche und des Schweißpunktes auf der Kraftwirkungslinie und eine Rotation des Schweißpunktes um den Winkel φ . Durch diese Rotation entsteht neben der Scherkraft F_{II} eine Kopfkraft F_{\perp} im Bereich der Fügestelle, die mit zunehmendem Rotationswinkel ansteigt [140]. Somit wirkt in der Schweißlinse überwiegend eine Scherzugkraft, während am Übergang WEZ/Grundwerkstoff eine überlagerte Scher- und Kopfbelastung auftritt [141] (Bild 13b), wobei die Einzellbleche einer Zugkraft (A) ausgesetzt sind. Adib und Jeong [142] ermittelten mittels FE-Simulation die Spannung in Längsrichtung und Dickenrichtung einer Scherzugprobe, siehe Bild 13d, wobei ersichtlich wird, dass die Spannungen am Kerbbereich am höchsten sind. Untersuchungen von Crostack [143] sowie Chandel und Garber [144] zeigen weiterhin, dass die Scherzugfestigkeit maßgeblich durch die in der WEZ vorliegende Gefügestruktur bzw. durch die mechanischen Eigenschaften der WEZ bestimmt wird. So führt ein Gefüge mit hoher Härte (z.B. Martensit) zu einer höheren Scherzugfestigkeit als weichere Gefüge (z.B. Bainit, angelassener Martensit).

Da das Festigkeits- und Bruchverhalten von Punktschweißverbindungen wie dargestellt wesentlich durch die Gefügestruktur und die mechanischen Eigenschaften der Schweißlinse und der WEZ bestimmt wird, kann in Hinblick auf TRIP Stähle die Berücksichtigung des für den TRIP-Effekt maßgeblichen Restaustenitgehaltes und der Restaustenitstabilität in diesen Bereichen bedeutsam sein. Jedoch zeigt die Literatursauswertung [122], [123], [138], [145], dass zum Einfluss dieser Parameter auf das Festigkeits- und Bruchverhalten widerstandspunktgeschweißter TRIP Stähle keine Ergebnisse vorliegen.

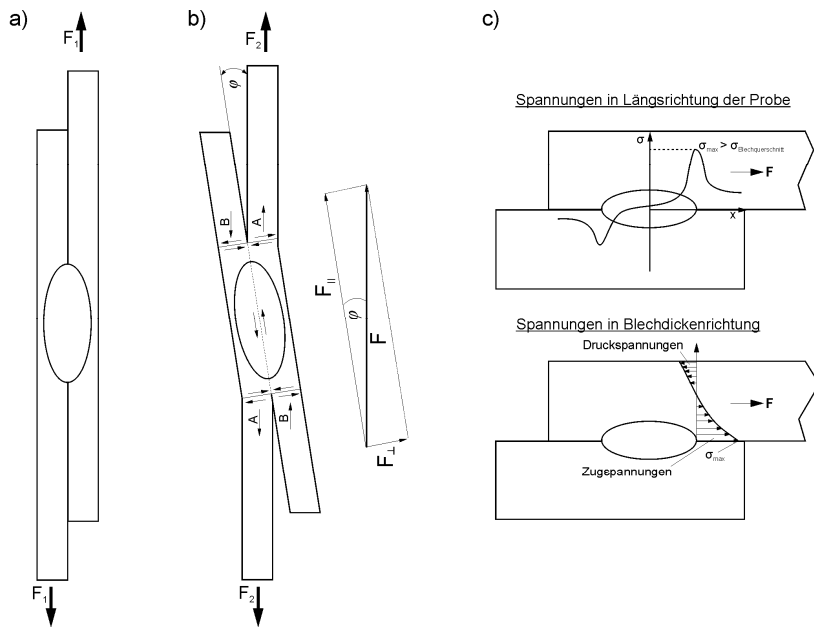


Bild 13: a) und b) Beanspruchung von Punktschweißverbindungen im Scherzugversuch ($F_1 < F_2$) [141], c) Spannungen am Schweißpunkt in Längsrichtung der Probe und in Blechdickenrichtung nach [142]

Die Charakterisierung und Prognose des Versagensverhaltens von Punktschweißverbindungen unter verschiedenen Belastungsarten ist für die sichere Auslegung im Rohkarosseriebau ebenfalls von großer Bedeutung. Da die Ermittlung von experimentellen Kennwerten hinsichtlich der Spannungsverteilung durch die Probengeometrie nicht ohne erheblichen Aufwand zu realisieren ist, werden hierfür häufig numerische Simulationsmodelle verwendet. Radakovic und Tumulu [146] entwickelten ein vereinfachtes 3D-FE Modell zur Analyse des Bruchverhaltens von Punktschweißverbindungen unter der Annahme eines homogenen Werkstoffverhaltens in der gesamten Scherzugprobe. Für die Bewertung des Bruchverhaltens wurde u.a. die Verformungsfähigkeit herangezogen. Sommer [147] entwickelte ein 3D-FE-Modell zur Vorhersage des Verformungs- und Versagensverhaltens im Crashfall unter Einsatz von Materialparametern der WEZ und der Schweißlinse. Untersuchungen von Nielson [148] beziehen sich auf die Analyse des Bruchverhaltens und der Vorhersage der maximalen Belastungen bei unterschiedlichen Probengeometrien. Dabei wurde u.a. das Dehnungsverhalten im Ausknöpfbruch qualitativ dargestellt. Lin et al. [149] sowie Pan und Sheppard [150], entwickelten auf Basis der plastischen Dehnung im Bereich der Fugestelle 2D- und 3D-Modelle zur Charakterisierung des Versagensverhaltens von Punktschweißverbindungen unter zeitlich veränderlicher Belastung.

Mazzaferro et al. [151] erstellten FE-Simulationsmodelle für Kopf- und Scherzugproben die mittels Rührreibpunktschweißen hergestellt wurden. Die Autoren analysierten die Spannungsverhältnisse an der Fugestelle und stellten die Kraft-Verlängerungskurven gegenüber. Dabei wurden relative große Abweichungen zwischen Experiment und Simulation festgestellt. Weiterhin konnte durch das Fehlen eines Versagenskriteriums das Bruchverhalten nicht analysiert werden. Die Literaturlauswertung [152] - [156] zeigt weiterhin, dass

überwiegend die experimentell bestimmten Kraft-Verlängerungskurven als Vergleichskriterium zur Bewertung der FE-Simulationsmodelle verwendet werden. Anzumerken ist jedoch, dass dadurch ausschließlich das globale Verhalten verglichen wird und lokale Kriterien wie das Dehnungsverhalten keine Berücksichtigung finden.

Aus den o.g. Untersuchungen wird deutlich, dass neben dem Festigkeitsverhalten auch das Dehnungsverhalten von Punktschweißverbindungen insbesondere für die numerische Simulation eine erhebliche Bedeutung besitzt. Darüber hinaus wird es in dieser Arbeit als Vergleichskriterium für die Bewertung der FE-Simulation genutzt. Im Folgenden wird daher detaillierter auf das Dehnungsverhalten eingegangen.

2.3.1.1 Dehnungsverhalten von Widerstandspunktschweißverbindungen

Das Dehnungsverhalten von Widerstandspunktschweißverbindungen wird maßgeblich durch die Interaktion der Spannungsverhältnisse am Schweißpunkt sowie durch die Gefügeausbildung bzw. die mechanischen Eigenschaften der WEZ, der Schweißlinse und des Grundwerkstoffes bestimmt. Erste Ansätze zur Bestimmung der lokalen Dehnungen im Bereich des Schweißpunktes erfolgt mittels Dehnungsmessstreifen (DMS), die an der Oberfläche der Probe in verschiedenen Bereichen der Schweißverbindung angebracht wurden [157], [158], [159]. Untersuchungen von Sakai et al. [158] an einer Scherzugprobe aus einem Tiefziehstahl bei verschiedenen hohen Belastungen zeigen, dass die maximale Oberflächendehnung in Zugrichtung nicht im Schweißpunkt, sondern 3 mm - 4 mm von der Schweißlinsengrenze entfernt vorliegt. Weiterhin konnte nachgewiesen werden, dass zu Beginn der Messung für den Bereich der maximalen Dehnung (4 mm von der Linsengrenze entfernt) zunächst eine negative Dehnung (Stauchung) auftritt. Bei zunehmender Belastung und damit verbundener Ausrichtung der Probe (siehe Bild 13) wird die Dehnung positiv und steigt exponentiell an, Bild 14a.

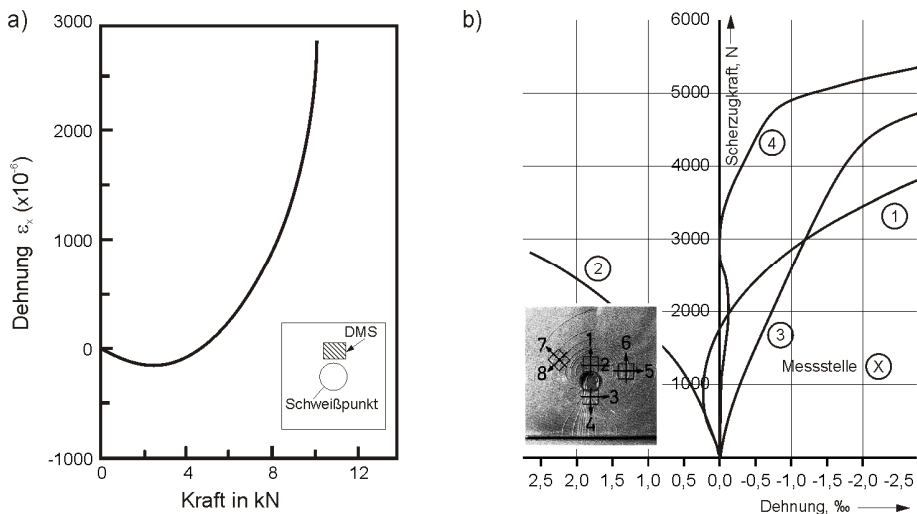


Bild 14: Dehnungsverhalten von einschnittigen Widerstandspunktschweißverbindungen aus verschiedenen niedriglegierten Stählen im Scherzugversuch a) KBCF45 [158], b) Tiefziehstahl [159]; die Lage der DMS ist schematisch wiedergegeben

Birkel [159] zeigte mittels Reißlack und DMS an einem widerstandspunktgeschweißten Tiefziehstahl den Zusammenhang zwischen der äußeren Kraft und den resultierenden Oberflächendehnungen für verschiedene Bereiche und Richtungen am Schweißpunkt, siehe Bild 14b. Zum einen konnte dadurch festgestellt werden, dass sich die Verformungszone mit zunehmender Kraft ausweitet. Zum anderen konnte nachgewiesen werden, dass bei einer Kraft von > 2 kN sowohl „oberhalb“ des Schweißpunktes (Messstelle 1, Bild 14b) als auch „unterhalb“ des Schweißpunktes (Messstelle 2, Bild 14b) positive Dehnungen in Zugrichtung auftreten.

Neben dem Einsatz von DMS eignet sich für die Ermittlung von Dehnungen in örtlich eng begrenzten (Schweiß-)Zonen die optische Dehnungsmessung. Fabrègue et al. [160] zeigten beispielsweise für laserstrahlgeschweißte punktförmige Schweißverbindungen, dass mittels dieser Technik sowohl die Dehnungen im Schweißgut als auch in der WEZ bei einwirken einer äußeren Belastung quantifiziert werden können. Zusätzlich wurden diese Ergebnisse in numerische Simulationsmodelle als Referenzdaten integriert. Zum Dehnungsverhalten von Widerstandspunktschweißverbindungen unter Verwendung von optischen Dehnungsmessungen liegen derzeit nur wenige aussagekräftige Ergebnisse vor. In [161] erfolgt an Widerstandspunktschweißverbindungen der Vergleich von optischen Dehnungsmessungen mit Ergebnissen aus numerischen Simulationen. Dabei konnte eine relativ gute Übereinstimmung der Ergebnisse festgestellt werden. Lei et al. [162] ermittelten Dehnungsfelder für einen widerstandspunktgeschweißten Dualphasenstahl. Dabei zeigte sich, dass im Bereich der Kerbe eine Dehnungskonzentration auftritt, während die Schweißlinse nahezu unverformt bleibt. Weiterhin konnte nachgewiesen werden, dass die Oberflächendehnung am Übergang WEZ/Grundwerkstoff am größten ist. Die optischen Dehnungsfeldmessungen wurden anschließend als Referenzdaten für numerische Simulationen verwendet.

Die Literaturlauswertung verdeutlichen zum einen, dass keine systematischen Untersuchungen zum Dehnungsverhalten von Widerstandspunktschweißverbindungen mittels optischer Dehnungsmessung insbesondere an TRIP Stählen vorliegen. Zum anderen zeigt sich, dass solche Messungen grundsätzlich als Eingangs- und Referenzdaten für numerische Simulationen des Versagensverhaltens dienen können.

2.2.3.3 Lokale mechanisch-technologische Kennwerte von Widerstandspunktschweißverbindungen

Die Kenntnis des Festigkeits- und Bruchverhaltens sowie des Dehnungsverhaltens sind wichtige Faktoren für den industriellen Einsatz von Punktschweißverbindungen. Wie oben dargestellt sind dabei die Gefügeausbildung und die mechanischen Kennwerte des Grundwerkstoffes sowie insbesondere der Schweißlinse und der WEZ von übergeordneter Bedeutung. Die mechanischen Kennwerte des Grundwerkstoffes lassen sich vergleichsweise einfach durch Zugversuche ermitteln. Die Herausforderung liegt daher vielmehr bei der Bestimmung der lokalen mechanischen Kennwerte der WEZ und der Schweißlinse. Grundsätzlich besteht auch für diese Bereiche die Möglichkeit Miniaturzugproben herauszuarbeiten. Jedoch ist diese Methode relativ aufwendig und aus fertigungstechnischen Gründen für Punktschweißverbindungen nur eingeschränkt anwendbar. Tao et al. [163], [164] verwendeten Miniaturzugproben in Kombination mit optischen Dehnungsmessungen um die mechanischen Kennwerte der WEZ und der Schweißlinse eines Dualphasenstahles (HCT600X) zu ermitteln. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind in Bild 15 zusammenfassend dargestellt.

Weiterhin wiesen Tao et al. [164] nach, dass der lokale E-Modul für die drei Bereiche der Fügestelle (GW, WEZ, Schweißlinse) konstant auf einen Niveau zwischen 190 GPa und 240 GPa liegt.

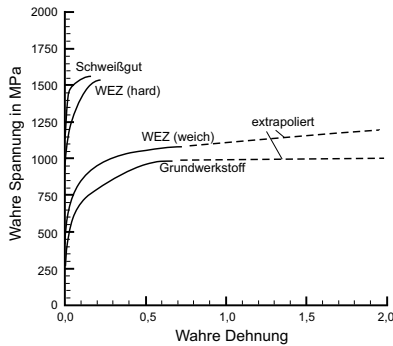


Bild 15: Wahre Spannungs-Dehnungs-kurven der WEZ und des Schweißgutes für einen Dualphasenstahl (HCT600X) nach [164]

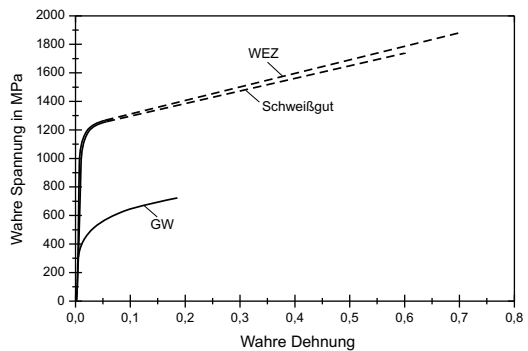


Bild 16: Wahre Spannungs-Dehnungskurven der WE und des Schweißgut für einen Dualphasenstahl (HCT600X) nach [147]

Die lokalen mechanischen Kenndaten der WEZ können auch durch Simulation der Gefügestruktur bestimmt werden. So erzeugte Sommer [147] für einen Dualphasenstahl (HCT600X) durch spezielle Wärmebehandlungsprozeduren (Gleeble-Versuche) Zugproben mit Eigenschaften des Schweißgutes und der WEZ. Die ermittelten wahren Spannungs-Dehnungskurven der WEZ und des Schweißgut sind Bild 16 aufgezeigt. Ein Vergleich mit den Ergebnissen von Tao et al. [164] zeigt eine relativ gute Übereinstimmung für die WEZ und das Schweißgut (Abweichung < 20 %). Für den in dieser Arbeit verwendeten TRIP Stahl HCT690T wurden von Kießling et al. [165] ebenfalls durch Gleeble-Versuche die mechanischen Eigenschaften sowohl der Schweißlinse als auch der WEZ über einen weiten Temperaturbereich bestimmt, siehe Bild 17. Anzumerken ist, dass die Abkühlgeschwindigkeiten der jeweiligen Proben nicht angegeben wurden

Zuniga und Sheppard [166] ermittelten durch speziell präparierte widerstandspunktgeschweißte Einblechproben (gekerbte Zugproben) die wahren Spannungs-Dehnungskurven für zwei Bereiche der WEZ. In Hinblick auf die mechanischen Kennwerte der WEZ verdeutlicht diese Arbeit jedoch, dass für die WEZ durch die dargestellten Methoden lediglich Ergebnisse mit eingeschränkter Aussagekraft ermittelt werden können. So ist aufgrund des hohen Härtegradienten in der WEZ davon auszugehen, dass die lokalen Spannungs-Dehnungskurven, abhängig vom Abstand zum Schweißlinse nrand, wesentlich stärker variieren als dargestellt.

In verschiedenen Arbeiten [139], [166] wird zur Beschreibung der lokalen mechanischen Kennwerte der einzelnen Bereiche der Punktschweißverbindung der Zusammenhang der Härte und der Festigkeitskennwerte ($R_{p0,2}$, R_m) verwendet. Die Härte, welche sehr lokal und vergleichsweise einfach zu ermitteln ist, stellt somit eine weitere Möglichkeit dar, lokalisiert die mechanischen Eigenschaften der Punktschweißverbindung zu bestimmen. Dabei können neben dem beispielsweise in [166], [167] ermittelten empirischen Zusammenhang zwischen der Härte und den Festigkeitskennwerten auch aus dem mechanischen

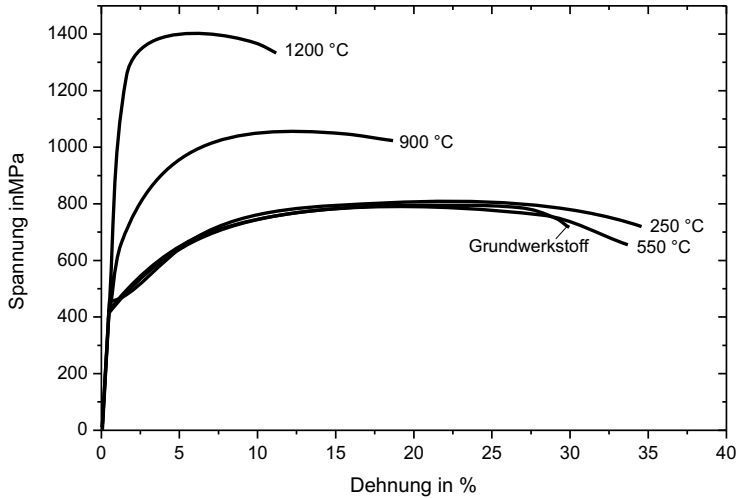


Bild 17: Technische Spannungs-Dehnungskurven nach Erwärmung auf unterschiedliche Spitzentemperaturen für den TRIP Stahl HCT690T [165]

Verhalten des Werkstoffes im Eindringversuch die Festigkeitskennwerte abgeleitet werden. Das Potential dieser Methode für die verschiedenen Bereiche von Schweißverbindungen ist z.B. in [168], [169] aufgezeigt. Chung et al. [170] bestimmte durch die numerische Simulation des Eindringverhaltens wahre Spannungs-Dehnungskurven für das Schweißgut und verschiedene Bereiche der WEZ für eine mittels MSG-Schweißen gefügte Verbindung aus einem Dualphasenstahl (HCT600X). Für die WEZ konnten hier deutlich aussagekräftigere Ergebnisse gewonnen werden als durch die Arbeiten von [164] und [147]. Rao et al. [171] bestimmte durch Einsatz der Software „Indent-Analyser“ wahre Spannungs-Dehnungskurven für Reibrührschweißverbindungen aus Aluminium aus Eindringversuchen. Der Vergleich der Ergebnisse mit Miniaturzugversuchen für das Schweißgut und den Grundwerkstoff zeigte relativ gute Übereinstimmungen. Für Widerstandspunktschweißverbindungen liegen hingegen kaum aussagekräftige Ergebnisse vor. Lediglich Kong et al. [172] ermittelten durch die numerische Simulation des Eindringverhaltens die wahren Spannungs-Dehnungskurven der WEZ und des Schweißgutes für einen niedriglegierten Stahl.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass prinzipiell verschiedene Methoden existieren die lokalen Eigenschaften von Widerstandspunktschweißverbindungen zu ermitteln, jedoch derzeit keine Untersuchungsergebnisse zu widerstandspunktgeschweißten TRIP Stählen vorliegen.

3 Versuchsdurchführung

Im Fokus dieser Arbeit stehen zum einen der Einfluss des Temperaturzyklus beim Widerstandsschweißen auf den Austenitgehalt und die Austenitstabilität von TRIP Stahl. Für diese Aspekte werden sowohl in-situ als auch ex-situ Messungen mittels hochenergetischer Synchrotronstrahlung durchgeführt. Zum anderen werden aufbauend auf diesen Untersuchungen die resultierenden lokalen mechanischen Kennwerte der gesamten Fügezone durch Anwendung verschiedener Methoden bestimmt und in numerische Simulationen implementiert. Schließlich erfolgt die Bewertung der Ergebnisse durch die Gegenüberstellung der Ergebnisse von FE-Simulationen mit dem real vorliegenden Bauteilverhalten. Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen sind in Bild 18 zusammenfassend dargestellt.

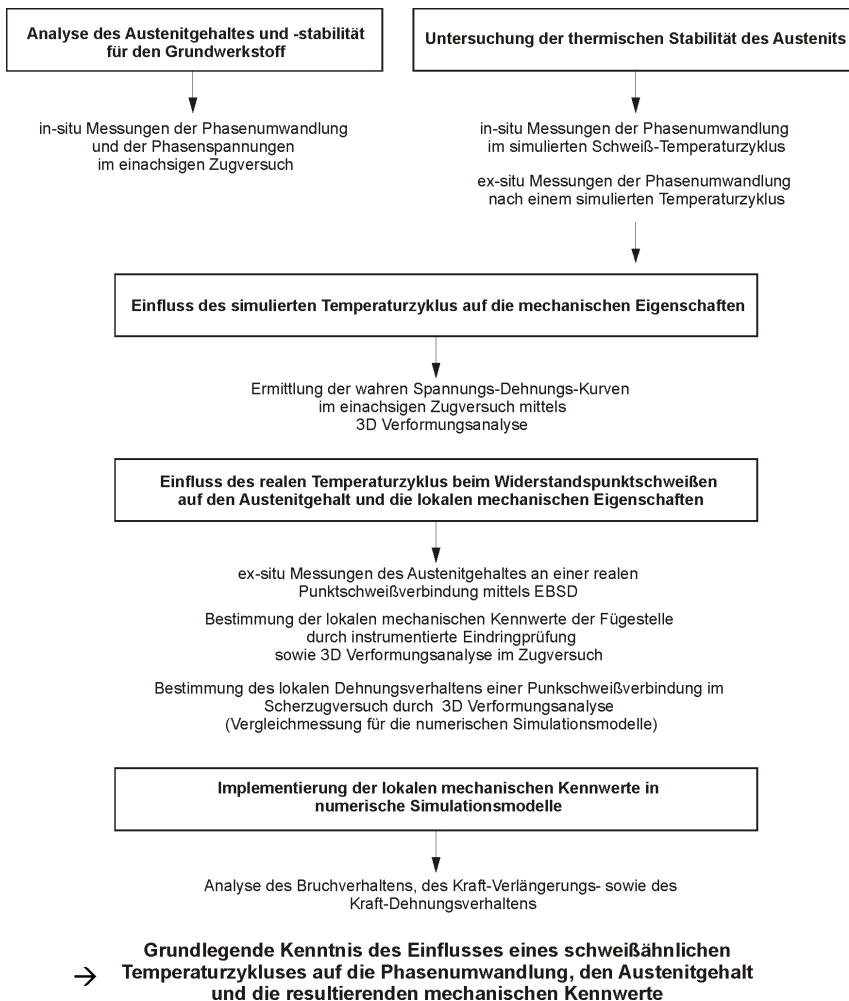


Bild 18: Darstellung des Versuchsprogramms und des methodischen Vorgehens

3.1 Versuchswerkstoff

Für die Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens und der Analyse von lokalen mechanischen Kennwerten im Fügebereich wird ein verzinkter kaltgewalzter CMnAl-TRIP Stahl (Werkstoffnummer 1.0947) mit einer Blechdicke von 1 mm verwendet. Der genutzte TRIP Stahl, im Folgenden als HCT690T bezeichnet, ist hochfest, gut kaltumformbar und besitzt aufgrund seines relativ hohen Kohlenstoffgehaltes nur eine bedingte Schweißeignung. Ein Auszug der durch Funkenspektralanalyse ermittelten chemischen Zusammensetzung ist in Tabelle 1 dargestellt, eine Auflistung der mechanischen Kennwerte nach DIN EN 10336 [173] ist in Tabelle 2 zu finden.

Tabelle 1: Auszug der mittels Funkenspektralanalyse bestimmten chemischen Zusammensetzung in in Gew.-%

C	Mn	Cr	Al	Si	Ni	Cr	P	Mo	Fe	CEV _{IIV} ²
0,22	1,7	0,02	1,25	0,09	0,022	0,022	0,0115	< 0,01	Rest	0,51

Tabelle 2: Mechanische Kennwerte für den TRIP Stahl HCT690T nach DIN EN 10336 [173]

R _{p0,2} in MPa	R _m in MPa (Mindestwert)	A ₈₀ in % (Mindestwert)	Kaltverfestigungsexponent n-Wert (Mindestwert)
430 bis 550	690	23	0,18

Von Bedeutung ist weiterhin, dass dieser TRIP Stahl in einem unverformten Ausgangszustand vorliegt. Nach [118] sind große Teile der Flansche von Bauteilen der Rohkarosserie häufig lediglich elastisch verformt, so dass hier keine signifikante Reduzierung des ursprünglichen γ -Gehaltes vor dem eigentlichen Punktschweißprozess erfolgt. Demzufolge kann durch Nutzung eines unverformten TRIP Stahl Grundwerkstoffes die Entwicklung des Austenitgehaltes in der WEZ auch in Hinblick auf das reale Bauteilverhalten weitestgehend abgebildet werden. Zustandsschaubilder für CMnAl-TRIP Stähle mit jeweils einer chemischen Zusammensetzung, die der des in dieser Arbeit verwendeten CMnAl-TRIP Stahls vergleichbar sind, können Bild 19 und Bild 20 entnommen werden. Ein ZTU Schaubild nach [126] ist in Bild 11 gezeigt.

3.2 Experimentelle Versuchsdurchführung

3.2.1 Metallographie und Mikrobereichsanalyse

Zur Bestimmung der Gefügestruktur und insbesondere des Austenitgehaltes wird in dieser Arbeit die Farbniederschlagsätzung nach Klemm angewendet (siehe [174]). Bei dieser Ätzmethode erfolgt die Färbung der anodischen, α -Bereiche (Ferrit: blau/braun, Bainit: dunkelbraun), während die γ -Bereiche ungefärbt, d.h. weiß, erscheinen. Der Austenitgehalt wird schließlich durch die Ermittlung der Flächenanteile bestimmt. Anzumerken ist, dass aufgrund der geringen Potentialdifferenz zwischen Austenit und Martensit keine eindeutige Unterscheidung dieser Gefügebestandteile möglich ist

² International Institute of Welding, CEV = %C + %Mn/6 + (%Cu + %Ni)/15 + (%Cr + %Mo + %V)/5

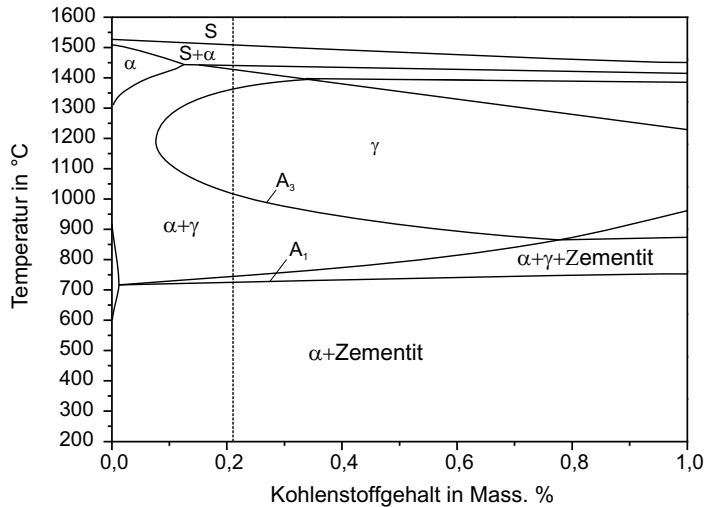


Bild 19: Zustandsschaubild für einen CMnAl-TRIP Stahl mit einer dem o.g. Untersuchungswerkstoff vergleichbaren chemischen Zusammensetzung [114]

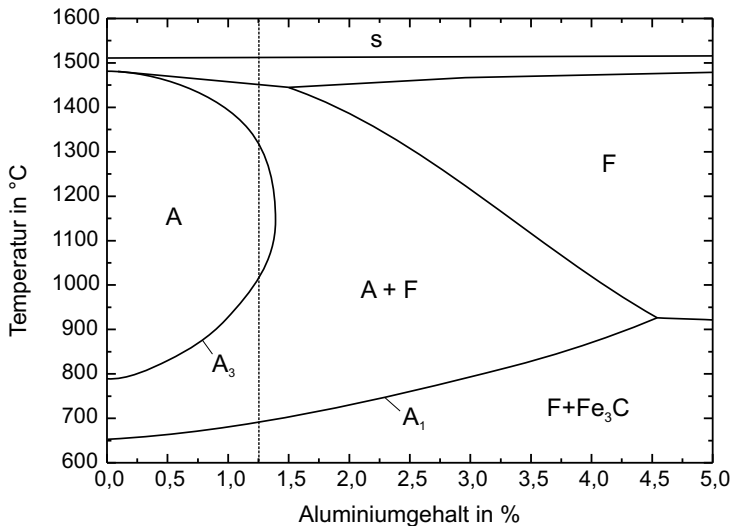


Bild 20: Zustandsschaubild für einen CMnAl-TRIP Stahl mit einer dem o.g. Untersuchungswerkstoff vergleichbaren chemischen Zusammensetzung bei variablem Aluminiumgehalt [117]

Zur Bewertung der Austenitmorphologie und der Austenitkorngröße im Grundwerkstoff wird die Transmissionselektronenmikroskopie (TEM) verwendet. Zusätzlich erfolgt eine qualitative Bewertung der Korngröße und Kornorientierung im Grundwerkstoff und in der WEZ einer Widerstandspunktschweißverbindung aus o.g. TRIP Stahl mittels der EBSD-Technik (Electron backscatter diffraction). Die TEM-Analysen erfolgen für die in Bild 21 dargestellten Bereiche einer bis zum Versagen belasteten Zugprobe. Die EBSD-Untersuchungen an der

Widerstandspunktschweißverbindung werden für den in Bild 22 markierten Bereich durchgeführt.

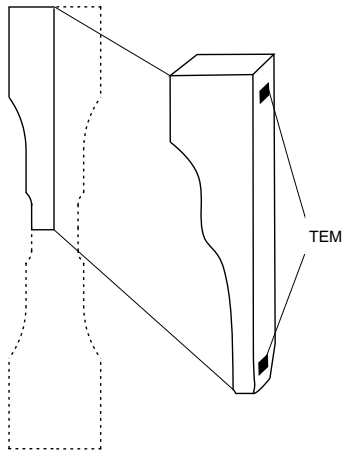


Bild 21: Schematische Lage der Messstellen an einer Zugprobe für die TEM-Analysen

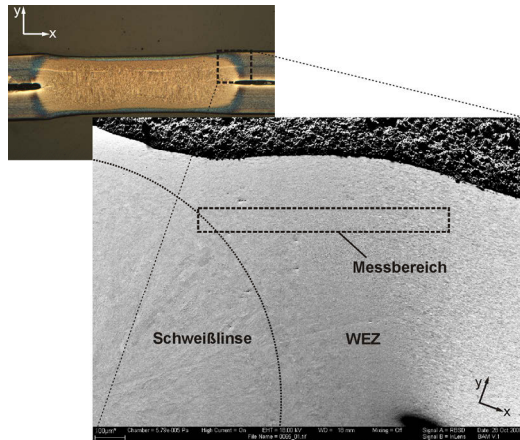


Bild 22: Lage des Messbereiches für die EBSD Analysen an einer realen Widerstandspunktschweißverbindung aus den o.g TRIP Stahl, Linsendurchmesser entsprach 5 mm

Die Ermittlung der Härtewerte für die Widerstandspunktschweißverbindung erfolgt unter Verwendung der Vickers-Härteprüfung gemäß DVS Merkblatt DVS 2916-4 [175] bei einer Kraft von 4,903 N (HV0,5).

3.2.2 Mechanisch-technologische Prüfung

3.2.2.1 Zugversuche und Scherzugprüfung

Für die in-situ Phasenanalyse im Zugversuch sowie für die Zugproben aus den Ofen-/Gleeble-Versuchen werden hydraulische Zugmaschinen verwendet. Die Zugprüfung erfolgt einheitlich mit einer Prüfgeschwindigkeit von $0,01 \text{ mm s}^{-1}$ bei Raumtemperatur. Für die qualitative Bewertung der Phasenumwandlung wird ein stufenartiger Zugversuch genutzt, bei dem zunächst kraft geregelt (elastischer Bereich) und anschließend weggeregelt (plastischer Bereich) gearbeitet wird, detaillierter wird hierauf in Kap. 3.2.4.1 eingegangen. Die verwendeten Probengeometrien sind zusammenfassend in Bild 23 wiedergegeben. Für die in-situ Phasenanalyse im Zugversuch sowie für die Ofenversuche wurde die Geometrie nach Bild 23a verwendet. Die zweifache Taillierung erfolgte mit dem Ziel unterschiedliche Spannungs-/Dehnungsverhältnisse in der Probe zu erzeugen. Um möglichst hohe Abkühlraten bei den Gleeble-Versuchen zu gewährleisten, wurde eine abweichende Geometrie nach Bild 23b genutzt. Durch die breiten Spannbereiche kann die Wärme effektiver aus der Probe in die Einspannvorrichtung der Gleeble-Anlage abgeführt werden.

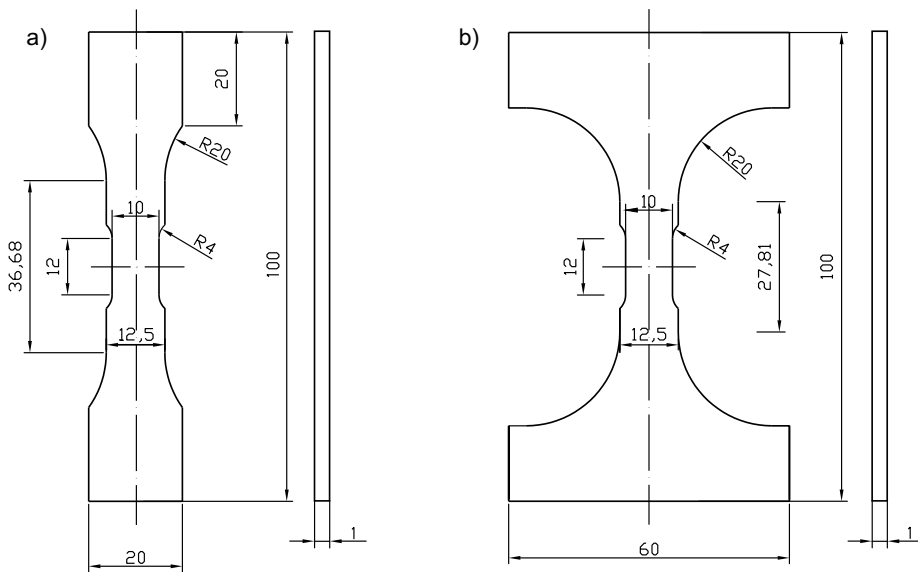


Bild 23: Probenformen für die Zugprüfung a) ex-situ/in-situ Versuche b) Gleeble-Versuche

Die in dieser Arbeit dargestellten Ergebnisse der Zugprüfung werden überwiegend in Form der wahren Spannung bezogen auf die wahre Dehnung dargestellt. Dabei erfolgt die Ermittlung der wahren mechanischen Kennwerte durch den in Gleichung 2 und Gleichung 3 [176] beschriebenen Zusammenhang:

$$\sigma_w = \sigma(1 + \varepsilon) \quad \text{Gleichung 2}$$

$$\varphi = \ln(1 + \varepsilon) \quad \text{Gleichung 3}$$

Dabei entsprechen σ und ε der technischen Spannung bzw. der technischen Dehnung. Zu beachten ist, dass für die Auswertung der Zugversuche einheitlich die Gleichmaßdehnung bzw. die wahre Spannung bei Erreichen der Gleichmaßdehnung als Vergleichskriterien genutzt wird.

Basierend auf den wahren Spannungen und Dehnungen kann der Kaltverfestigungsexponent (n-Wert) wie folgt bestimmt werden:

$$n = \frac{d \ln \sigma_w}{d \ln \varphi} \quad \text{Gleichung 4}$$

Um Referenzdaten für die mechanischen Kennwerte von Widerstandspunktschweißverbindungen zu erhalten, werden Scherzugversuche in Anlehnung an DIN EN ISO 14323 [177] durchgeführt. Die Scherzugprüfung wird genutzt, da sie die am häufigsten in der Praxis angewendete zerstörende Prüfmethodik zur quantitativen Bewertung der Festigkeit von Punktschweißverbindungen ist [136], [137]. Die hierfür verwendete Probengeometrie ist in Bild 24 dargestellt. Für die Herstellung der Schweißproben wurde eine Roboterschweißzange (C-Zange) mit servo-motorischer Krafterzeugung im MF-DC Betrieb verwendet. Die

3 Versuchsdurchführung

verwendeten Schweißparameter sind in Tabelle 3 wiedergegeben. Die Schweißparameter werden dabei so gewählt, dass ein Punktdurchmesser von 5 mm vorliegt.

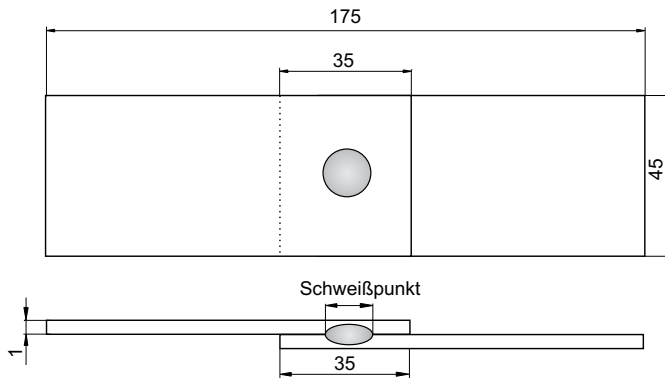


Bild 24: Probenform für die Scherzugversuche einer Widerstandspunktschweißverbindung

Tabelle 3: Schweißparameter und Elektrodenkappe zur Herstellung der Scherzugproben mit einem Punktdurchmesser von 5 mm

Elektrodenkraft in kN	Schweißstrom in kA	Schweißzeit in ms	Vor-/Nachhaltezeit in ms	Elektrodenkappe
3,5	7,20	260	60 / 100	F ₁₆ (Arbeitsfläche 5 mm)

Um eine zuverlässige Ermittlung der wahren und der technischen Dehnungskennwerte mit hoher Ortsauflösung im Zugversuch sowie im Scherzugversuch zu gewährleisten, werden optische Dehnungsfeldmessungen mit dem ARAMIS-System durchgeführt. Der Versuchsaufbau ist in Bild 25 schematisch für den Scherzugversuch dargestellt.

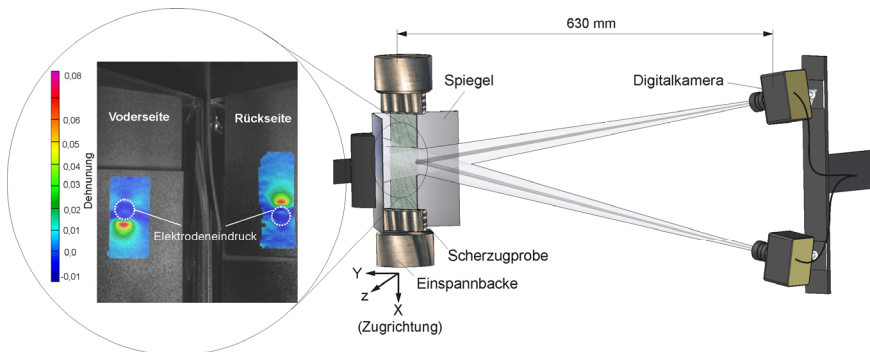


Bild 25: Versuchsaufbau für die Dehnungsfeldanalyse; links: Ausschnitt einer Probe mit Dehnungsfeld

Die Berechnung des lokalen Dehnungsverhaltens erfolgt dabei durch Auswertung eines vor der Messung auf der Probenoberfläche aufgetragenen stochastischen Musters. Hierzu wird das unverformte Ausgangsmusters mit dem für den jeweiligen Messzeitpunkt spezifischen verformten Muster verglichen und aus den örtlichen Veränderungen die resultierenden

Oberflächendehnungen der Proben bestimmt. Die Stereobildaufnahmen ermöglichen eine dreidimensionale Auswertung des Verformungsverhaltens. Durch eine spezielle Anlagenkonfiguration bei der ein Spiegelsystem genutzt wird, kann dabei sowohl die Vorderseite als auch die Rückseite der Probe analysiert werden.

Für die Charakterisierung des Dehnungsverhaltens der Scherzugproben und der Zugproben wurde einheitlich die Dehnung in Zugrichtung (x -Richtung, Bild 25) ε_x bzw. φ_x ermittelt. Die an unbelasteten Proben ermittelte Messabweichung des Systems betrug dabei weniger als $\pm 0,2\%$. Die Untersuchungen erfolgten bei einer Messrate von 1 Hz.

Um die mittels der optischen Dehnungsfeldanalyse bestimmten Ergebnisse der Scherzugproben für geringe Dehnungen zu verifizieren, werden zusätzlich Messungen mittels Dehnungsmessstreifen (DMS) durchgeführt. Die DMS werden in den Bereich der maximalen Dehnung, d.h. oberhalb des Schweißpunktes (Punkt 7 in Bild 26), positioniert. Die Ermittlung der lokalen Dehnung erfolgt mit einer Messrate von 1000 Hz, bei einer Scherzuggeschwindigkeit von $0,01 \text{ mm s}^{-1}$. Anzumerken bleibt, dass aufgrund der relativ großen Messfläche des DMS (ca. $4 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$) nicht gewährleistet werden konnte, dass ausschließlich der Bereich der maximalen Dehnung erfasst wird.

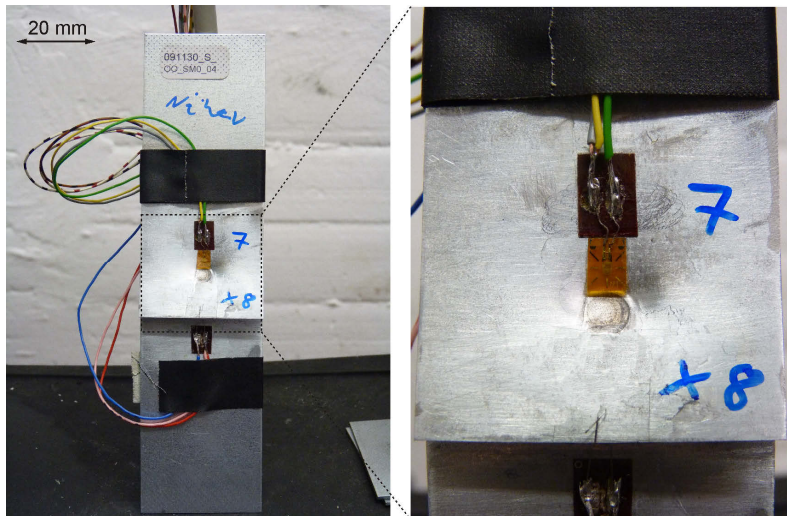


Bild 26: Lokale Dehnungsmessungen mittels DMS; links Ausschnitt mit der Lage des DMS

3.2.2.2 Instrumentierte Eindringprüfung

Für die Ermittlung der lokalen Spannungs-Dehnungskurven für den Bereich der WEZ und der Schweißlinse wird die instrumentierte Eindringprüfung herangezogen. Im Rahmen dieser Prüfung erfolgt ein zyklisches Eindringen eines kugelförmigen Diamant-Prüfkörpers (Radius $200 \mu\text{m}$) in die Probenoberfläche (Querschleiff) einer Punktschweißverbindung mit einem Linsendurchmesser von 5 mm, siehe auch Bild 27.

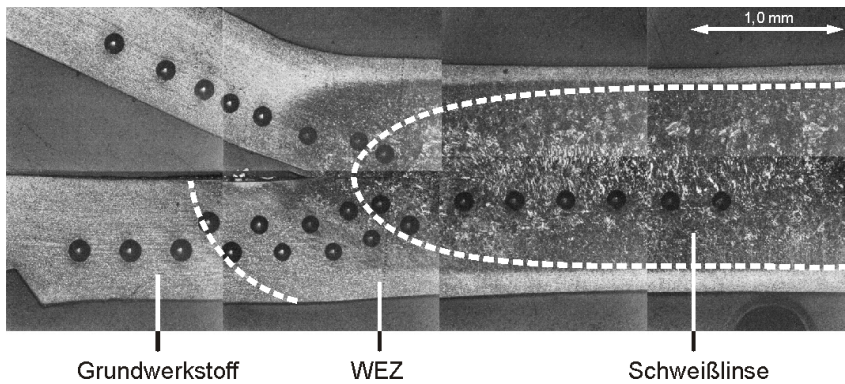


Bild 27: Querschliff einer mittels instrumentierter Eindringprüfung analysierten Widerstandspunktschweißverbindung aus dem o.g. TRIP Stahl, Punktdurchmesser = 5 mm

Durchgeführt werden die Versuche mit einem Zwick-Härtemesssystem, ausgestattet mit einem 200 N Härtemesskopf. Die im Härtemesskopf integrierte Eindringtiefmesseinrichtung hat eine Messauflösung von 20 nm. Um repräsentative Ergebnisse zu erzielen, erfolgen die Eindringversuche sowohl in der Schweißlinse und der WEZ als auch vergleichend in dem Grundwerkstoffbereich. Der Abstand zwischen den Eindrücken beträgt jeweils 400 μm . Bild 28 zeigt exemplarisch den Kraft-Zeit a) und den Kraft-Weg-Verlauf b) während des Eindringversuches.

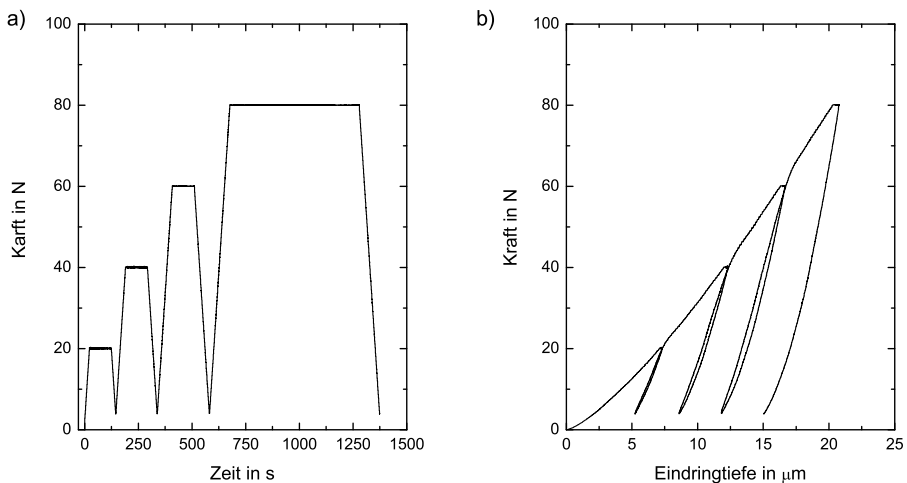


Bild 28: a) Kraft-Zeit-Verlauf und b) Kraft-Weg-Verlauf (Messpunkt in der Schweißlinse) bei der instrumentierten Eindringprüfung

Die Auswertung der Messergebnisse des Eindringversuches erfolgt unter Nutzung der Software „Indent-Analyser“ auf Basis neuronaler Netze. Eine detaillierte Beschreibung zu den neuronalen Netzen und dem genutzten visko-plastischen Werkstoffmodell findet sich in [178]. Zu beachten ist, dass die neuronalen Netze lediglich bis zu einer Streckgrenze von 500 MPa trainiert sind.

3.2.3 Thermisch behandelte Proben

Um die mechanischen Kennwerte sowie die Entwicklung des Austenitgehaltes im Bereich der WEZ einer Widerstandspunktschweißverbindung näherungsweise bestimmen zu können, werden durch eine gezielte Wärmebehandlung Zugproben mit modifizierter Gefügestruktur hergestellt. Da die im Widerstandspunktschweißprozess auftretenden hohen Aufheiz- und Abkühlraten nicht durch eine einzelne Methodik nachgestellt werden konnten, werden zur Analyse hoher Aufheizraten Gleeble-Versuche genutzt. Zur Bewertung hoher Abkühlraten erfolgen Ofenversuche mit Abschreckung der Proben in Eiswasser.

Die Gleeble-Versuche werden mit einem Gleeble 3500-System von Dynamic Systems durchgeführt. Mit dieser Anlage werden die in Bild 23b dargestellten Zugproben geregelten und definierten Aufheiz- und Abkühlzyklen unterzogen, die mit einem Thermoelement überprüft werden. Für die in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen werden die Proben mit einem Heiztransformator mit einer Aufheizgeschwindigkeit von ca. 1200 °C/s erwärmt. Die Wärmeableitung erfolgt anschließend über die Spannbacken ohne eine aktive Kühlung. Die Proben befinden sich während der Messungen in einer geschlossenen Arbeitskammer, welche zuvor evakuiert und mit dem Schutzgas Argon gespült wird. Da die Probenvorbereitung und die Versuchsdurchführung einen erheblichen Aufwand bedeuten, werden lediglich zwei Proben mit einer Spitztemperatur von 1200 °C bzw. 500 °C realisiert. Diese Temperaturen werden gewählt, da sie die jeweiligen Randbereiche der Schweißlinse (Bereich nahe der Schweißlinse und Bereich nahe dem Grundwerkstoff) abbilden. In diesen Versuchen werden zusätzlich die Wärmedehnungen als Funktion der Abkühlgeschwindigkeit, so genannte Dilatometerkurven, sowohl für den Aufheiz- als auch für den Abkühlprozess ermittelt. Basierend auf den Wärmedehnungen werden die $\alpha \rightarrow \gamma$ Phasenumwandlungen sowie eine mögliche $\gamma \rightarrow \alpha_M$ hinsichtlich ihrer Starttemperaturen in Anlehnung an [117], [131], [132] analysiert.

Zur Ermittlung der $\alpha \rightarrow \gamma$ Phasenumwandlungen wurde zusätzlich die Einsensor-Differenz-Thermoanalyse nach [133] genutzt. Bei diesem Verfahren werden Festphasenumwandlungen anhand der Veränderungen der Steigung dT/dt eines gemessenen Temperaturverlaufs aufgrund der Phasentransformation quantifiziert. Dabei wird die Veränderung der Steigung dT/dt gegenüber einem umwandlungsfreien Referenztemperaturzyklus durch Differenzbildung bestimmt. Als Referenzfunktion wird in dieser Arbeit eine lineare Interpolation des gemessenen Temperaturverlaufs genutzt.

Um die in den Gleeble-Versuchen nicht realisierbaren hohen Abkühlraten zu erhalten, werden zusätzlich Ofenversuche durchgeführt. Hier werden die in Bild 23a dargestellten Zugproben zunächst in einem Infrarotofen (Juve H-Mat 221) mit vergleichsweise geringer Aufheizrate ($< 50/s$) erwärmt. Durch das nachfolgende Abschrecken in Eiswasser können dann die angestrebten hohen Abkühlraten erzeugt werden. Die vorliegenden Spitztemperaturen und Abkühlraten werden durch Messungen mittels Thermoelementen (Messrate 100 Hz), welche im taillierten Bereich der Proben angebracht werden, dokumentiert. Um eine möglichst umfangreiche thermische Simulation der WEZ von Widerstandspunktschweißverbindungen zu gewährleisten, werden in Anlehnung an Bild 9 vier unterschiedliche Spitztemperaturen (500 °C, 700 °C, 900 °C und 1200 °C) gewählt.

Um reale Temperaturzyklen, wie sie beim Widerstandspunktschweißen auftreten, als Vergleichsdaten für die thermisch simulierten Zugproben zu ermitteln, wird die Simulations-

software Sorpas (Version 6.0³) verwendet. Als Eingangsdaten für die Simulation werden die o.g. Schweißparameter genutzt. Als Grundwerkstoff wurde ein CMnAl-TRIP Stahl verwendet. Dadurch können das Temperaturfeld sowie die Temperaturverläufe in verschiedenen Regionen der Schweißverbindung bestimmt werden.

Die einer Wärmebehandlung unterzogenen Zugproben werden sowohl hinsichtlich ihrer mechanischen Kennwerte als auch insbesondere bezüglich des Austenitgehaltes und dessen Stabilität ausgewertet. Hierfür werden röntgenographische Methoden sowie metallographische Verfahren (Farbniederschlagsätzung nach Klemm) verwendet.

3.2.4 In-situ und ex-situ Phasenanalyse mittels röntgenographischer Methoden

Um die prinzipiellen werkstoffkundlichen Vorgänge beim Aufheizen und Abkühlen in Hinblick auf die Austenitbildung analysieren zu können, eigenen sich neben der Einsensor-Differenz-Thermoanalyse, die jedoch nur eine qualitative Methode darstellt, insbesondere Beugungsmethoden. Diese ermöglichen eine in-situ Beobachtung des Phasenumwandlungsverhaltens sowohl qualitativ als auch quantitativ. Im Rahmen dieser Arbeit wurde zur quantitativen Bewertung der $\gamma \rightarrow \alpha$ -Phasenumwandlung in Abhängigkeit von der Temperatur bzw. dem Belastungszustand überwiegend die energiedispersive Synchrotronbeugung genutzt. Die Untersuchungen erfolgten an der Materialforschungsbeamline EDDI (engl. Energy Dispersive Diffraction) am Helmholtz-Zentrum Berlin (HZB).

Bei Beugungsexperimenten (Synchrotron- / Röntgenstrahlung) führt die Wechselwirkung der elektromagnetischen Wellen mit den Elektronen des Metallgitters zur Beugung, d.h. zur Änderung der Strahlenrichtung. Voraussetzung ist dabei, dass der Abstand der Gitterlinien des Beugungsgitters in der Größenordnung der Wellenlänge der auftreffenden Wellen liegt. Die von den einzelnen Atomen ausgehenden gebeugten Wellen interferieren miteinander. Kommt es nun zu einer sogenannten konstruktiven Interferenz der gebeugten Wellen entsteht ein Messsignal in Beobachtrichtung. Durch die Nutzung eines geeigneten Detektors können diese Strahlungsanteile in Form von Beugungsspektren sichtbar gemacht werden [179].

Die Analyse der Werkstoffphasen sowie der phasenspezifischen Spannungen erfolgt generell auf Basis der Bragg-Gleichung, die als notwendige Bedingung für eine konstruktive Interferenz vorliegt:

$$n\lambda = 2 \cdot d_{hkl} \cdot \sin \Theta_{hkl} \quad \text{Gleichung 5}$$

Demnach liegt ein Messsignal dann vor, wenn die Strahlwegdifferenz zweier an benachbarten Netzebenen reflektierter Wellen ein ganzzahliges Vielfaches n der Wellenlänge λ ist. Die Indizes hkl (Millersche Indizes) charakterisieren dabei die jeweiligen Netzebenen im Kristallgitter während d der Netzebenenabstand ist. Bei der winkeldispersiven Messung (Anregung mit Energie einer konstanten Wellenlänge) erfolgt die Detektierung der jeweiligen Werkstoffphasen (Netzebenen) mittels des Bragg-Winkels Θ . Dieser ist charakteristisch für jede Netzebene im Kristallgitter. Den Netzebenen können dann die jeweiligen Werkstoffphasen (α -, γ -Phase) zugeordnet werden.

³ <http://www.swantec.com/SORPAS.php>

Die im Rahmen dieser Arbeit genutzte energiedispersive Synchrotronbeugung erlaubt die Bestimmung des gesamten Beugungsspektrums durch die Nutzung weißer (polychromatischer) Strahlung. Aus dem Zusammenhang:

$$d_{hkl} = \frac{h \cdot c}{2 \cdot \sin \Theta_d} \cdot \frac{1}{E_{hkl}} \quad \text{Gleichung 6}$$

wobei der Beugungswinkel Θ konstant ist, folgt, dass sich die aus der konstruktiven Interferenz ergebende Energie charakteristisch für die jeweiligen Netzebenen / Beugungslinien und somit Werkstoffphasen ist [179]. Bild 29 zeigt exemplarisch das Beugungsspektrum eines TRIP Stahls mit den jeweiligen energiespezifischen Netzebenen.

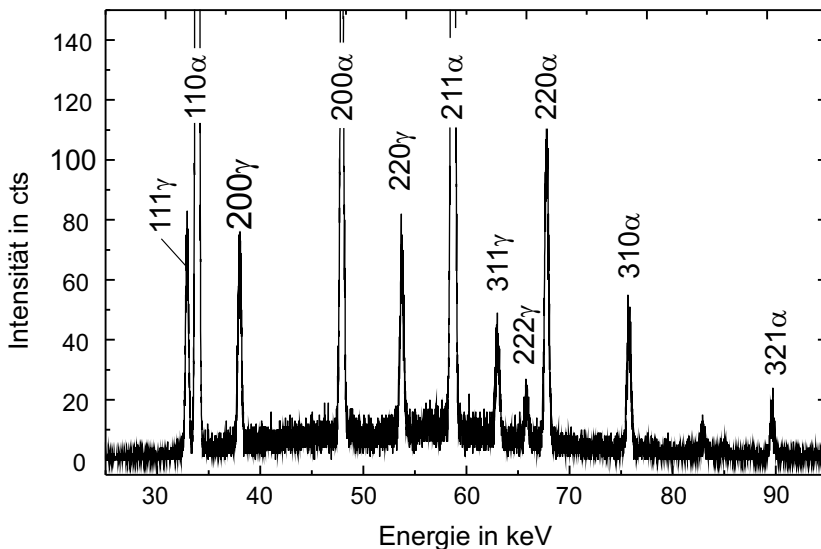


Bild 29: Beugungsspektrum des o.g. TRIP Stahls unter einem 2Θ -Winkel von $10,3^\circ$ (eigene Untersuchung)

Auf Grundlage der Beugungsspektren können die Austenitgehalte nach der Methode der Intensitätsverhältnisse berechnet werden, siehe G. Demnach kann der Volumenanteil der α -Phase aus dem Verhältnis der Integralintensitäten⁴ I_α und I_γ der jeweiligen Netzebenen (hkl) unter Einbeziehung eines Proportionalitätsfaktors entsprechend [180] ermittelt werden.

$$V_\alpha = \frac{1}{1 + \left(\frac{R_{\alpha(hkl)} I_{\gamma(hkl)}}{R_{\gamma(hkl)} I_{\alpha(hkl)}} \right)} \quad \text{Gleichung 7}$$

$$R = I_0(\lambda) \eta(\lambda) m |F_0|^2 e^{-2M} v^{-2} \mu^{-1}(\lambda) \lambda^3 \quad \text{Gleichung 8}$$

⁴ Fläche unter dem jeweiligen Intensitätspeak

mit:

- $I_0(\lambda)$ Intensität des Primärstrahls
- $\eta(\lambda)$ Effizienz des Detektorsystems
- m Multiplikationsfaktor
- F_0 Strukturfaktor
- e^{-2M} Temperaturfaktor (M nach [181] ermittelt)
- v Volumen der Elementarzellen
- $\mu(\lambda)$ linearer Absorptionskoeffizient
- λ Wellenlänge

Unter der Annahme, dass ausschließlich Gefüge mit kubisch-raumzentrierter und kubisch-flächenzentrierter Struktur vorliegen, ergibt sich der Volumenteil des Austenits (im Folgenden als Austenitgehalt bezeichnet) nach Gleichung 9:

$$V_\gamma = 1 - V_\alpha \tag{Gleichung 9}$$

Für eine detaillierte Analyse der spannungsunterstützten- bzw. dehnungsinduzierten $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -Umwandlung werden darüber hinaus die phasenspezifischen Spannungen bei unterschiedlicher Belastung unter Nutzung der $\sin^2\psi$ -Methode nach [182] ermittelt. Grundlage für diese Berechnung ist die aus der mechanischen Spannung resultierende Veränderung des Netzebenenabstandes d_{hkl} . Werden die Netzebenenabstände d_{hkl} bei unterschiedlichen Neigungswinkeln ψ ermittelt und gegen das Quadrat des Sinus des Neigungswinkels ψ aufgetragen, kann aus der Steigung der entsprechenden Regressionsgeraden die vorliegende Spannung je Phase ermittelt werden [179]. Die Berechnung der phasenspezifischen Spannungen erfolgte dabei unter Nutzung eines von der Materialforschungsbeamline EDDI bereitgestellten Softwaretools. Die sowohl für die Ofenexperimente als auch die Zugversuche genutzten Mess- und Auswerteparameter für die in-situ Bestimmung der Phasenumwandlung sind in Tabell 4 zusammenfassend wiedergegeben.

Tabelle 4: Mess- und Auswerteparameter für die Bestimmung der Phasenanteile

Primärstrahl	0,5 × 0,5 mm ²
Sekundärstrahl	0,1 × 5 mm ² (äquatorial × axial)
Beugungswinkel	2 Θ = 12° (Ofenversuch, thermisch behandelte Zugproben) 2 Θ = 10,3° (Zugversuche, Schweißprobe)
Messmodus	Reflektion: (Ofenproben, thermisch behandelte Zugproben) Transmission: (Zugproben, Punktschweißverbindung)
Beugungslinien (Zugversuch, Schweißprobe)	Ferrite: 110, 200, 211, 220, 310, 321 Austenite: 111, 200, 220, 311, 222
Beugungslinien (Ofenversuch, thermisch behandelte Zugproben)	Ferrite: 110, 200, 211 Austenite: 111, 200, 220, 311
Zählzeit	8 s / Spektrum (Ofenversuche - kontinuierlich) 30 s / Spektrum (Ofenversuche - stufenartig) 60 s / Spektrum (Zugproben, Schweißprobe)
Kalibrierung	Wolframpulver

Die Bewertung der Austenitstabilität des untersuchten TRIP Stahls erfolgt durch die Analyse der Kinetik der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -Phasenumwandlung, durch den in Gleichung 1 beschriebenen Zusammenhang ([75]). Durch die Gegenüberstellung von $\frac{1}{V_\gamma} - \frac{1}{V_{\gamma 0}}$ für den hier untersuchten

TRIP Stahl mit den berechneten Werten aus Literaturangaben erfolgt schließlich eine fundierte Bewertung der Austenitstabilität.

3.2.4.1 In-situ-Phasenanalyse im Ofenversuch

Um die thermisch bedingte Phasenumwandlung quantitativ erfassen zu können, werden in-situ Untersuchungen mittels Synchrotronstrahlung durchgeführt. Dabei kommen zwei unterschiedliche Temperaturzyklen zum Einsatz. So erfolgen zum einen Aufheizversuche, bei denen mit einer Aufheizrate von 500 °C/min in der in Tabelle 5 und Bild 30 dargestellten Art die Probe stufenartig auf unterschiedliche Temperaturen erwärmt wird. Diese Ofenversuche werden einheitlich an Flachproben (50 mm x 20 mm x 1 mm) im Reflektionsmodus durchgeführt.

Tabelle 5: Aufheiz- und Abkühlparameter für die in-situ Ofenversuche

Versuch	Aufheizen	Abkühlung
1	<u>Stufenartig</u> Aufheizrate: effektive 20 °C/min 20 °C → 300 → 350 °C → 375 °C → 400 °C → 425 °C → ... → 900 °C	<u>Kontinuierlich</u> Abkühlrate: 250 °C/min
2	<u>Kontinuierlich</u> Aufheizrate: 250 °C/min	<u>Kontinuierlich</u> Abkühlrate: 170 °C/min
3	<u>Kontinuierlich</u> Aufheizrate: 100 °C/min	<u>Kontinuierlich</u> Abkühlrate: 170 °C/min

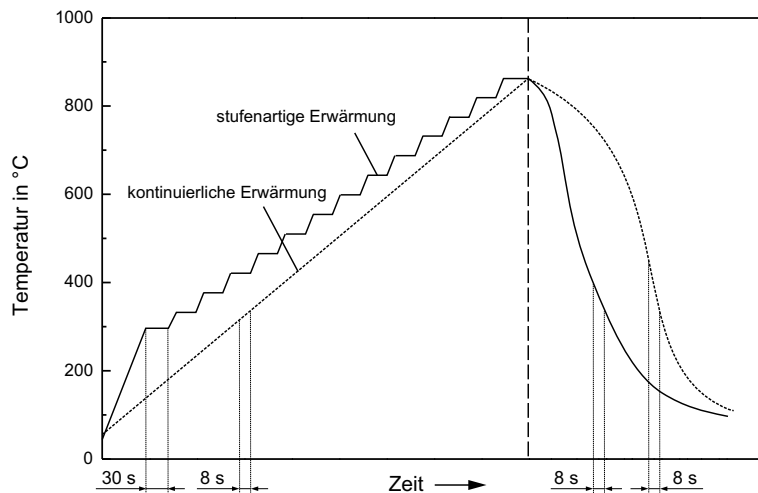


Bild 30: Schematische Darstellung des Aufheiz- und Abkühlprozesses für die in-situ Ofenversuche und der Messzeit pro Spektrum

Für die Ermittlung des jeweiligen temperaturabhängigen Beugungsspektrums wurde eine Haltezeit von 30 s für jede Temperaturstufe vorgegeben. Darüber hinaus werden Beugungsmessungen bei kontinuierlicher Temperaturerhöhung durchgeführt. Die Beugungsspektren werden hier fortlaufend ermittelt. Für die zuverlässige Bestimmung von repräsentativen Beugungsspektren wurde eine Messzeit von 8 s/Spektrum vorgegeben, siehe auch

Bild 30. Die Abkühlung erfolgte in beiden Versuchen kontinuierlich mit einer vorgegebenen Abkühlrate von 500 °C/min bzw. 250 °C/min. Die Beugungsspektren werden im Abkühlprozess ebenfalls fortlaufend bestimmt. Für die Berechnung der Austenitgehalte werden die in Table 3.4 gezeigten Beugungslinien genutzt.

Um den Einfluss lokal stark unterschiedlicher Temperaturen, wie sie in der WEZ einer Widerstandspunktschweißverbindung vorherrschen, auf den Austenitgehalt analysieren zu können, werden in-situ Messungen bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen durchgeführt. So erfolgt die Ermittlung des Austenitgehaltes sowohl direkt bei 500 °C, 700 °C und 940 °C als auch nach Abkühlung auf Raumtemperatur, siehe Tabelle 5 - Versuch 3. Dabei wird mit einer Aufheizrate von 100 °C/min die jeweilige Spitzentemperatur angesteuert und nach Erreichen dieser mit einer vorgegebenen Abkühlrate von 170 °C/min abgekühlt.

Der Temperaturzyklus für die o.g. Ofenversuche wurde durch ein spezielles Heizsystem (Antor Paar DHS 1100) erzeugt. Während der Messung sind die Proben mittels zweier Metallbügel auf der Ofenplatte fixiert. Die Temperaturmessung erfolgte durch ein auf der Probe befestigtes Thermoelement. Um eine Oxidierung der Proben während des Versuchs zu vermeiden, wurde die Ofenkammer, welche durch eine Graphitkuppel von der Atmosphäre getrennt wurde, kontinuierlich mit Stickstoff gespült. Der Versuchsaufbau mit den Strahlengängen sowie der Ofenkonstruktion ist in Bild 31 gezeigt.

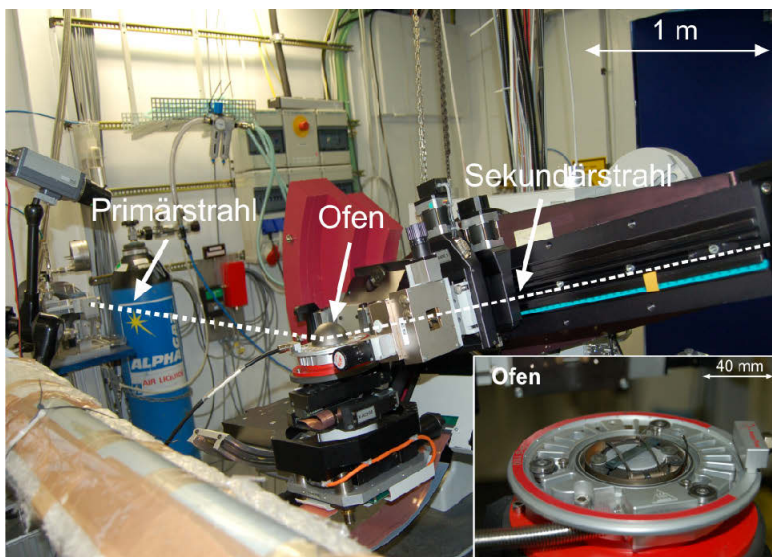


Bild 31: Versuchsaufbau für die in-situ Ofenversuche mit Darstellung des Strahlenganges und des Ofens mit fixierter Probe

Die thermisch behandelten Proben (Gleeble-Proben / Ofenproben) werden ebenfalls im Reflektionsmodus hinsichtlich des Austenitgehaltes mittels Synchrotronstrahlung analysiert. Dazu wird die in Bild 31 dargestellte Versuchsanordnung genutzt, wobei die Gleeble-Proben analog zu den Ofenproben befestigt werden. Die Austenitgehalte werden dabei nach dem jeweiligen Temperaturzyklus sowie vergleichend nach der zerstörenden Prüfung in dem in Bild 32 schematisch für die Zugproben dargestellten Messbereich ermittelt. Die

Berechnung der Austenitgehalte erfolgt auf Basis der in Tabelle 4 angegebenen Beugungslinien bei einer Zählzeit von 60 s. Anzumerken ist, dass für eine qualitative Bewertung des Austenitgehaltes in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung zusätzlich zur Sychrotronstrahlung konventionelle Röntgenstrahlung (winkeldispersiv) genutzt wird. Die Auswertung erfolgt durch Analyse der Peakintensität der 200 γ -Netzebene.

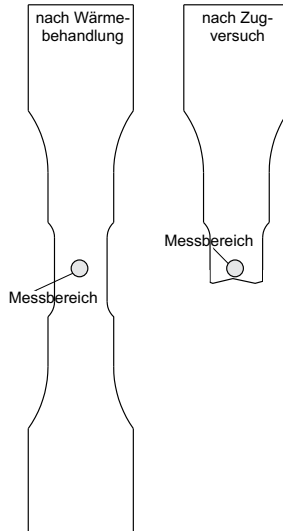


Bild 32: Schematische Lage des Messbereiches für die Bestimmung des Austenitgehaltes thermisch behandelte Proben vor und nach dem Zugversuch; Messmodus: Reflektion

3.2.4.2 In-situ-Phasenanalyse im Zugversuch

Für die Quantifizierung des Phasenumwandlungsverhaltens werden Flachzugproben mit der in Bild 23 dargestellten Geometrie verwendet. Um den Bereich der Einschnürung bereits im Vorfeld lokal zu definieren, werden zweifach taillierte Zugproben genutzt. Für die in Bild 33 dargestellten Messbereiche (Z0 bis Z2) werden die Austenitgehalte im Abhängigkeit von der globalen wahren Spannung und wahren Dehnung ermittelt. Die wahren Spannungen werden aus den in-situ Zugversuch berechnet, während die wahren Dehnungen aus dem Vergleich von in-situ und ex-situ Zugversuch (Spannungs-Verlängerungskurven) abgeleitet werden. Die Untersuchungen werden überwiegend für den Messbereich Z0 präsentiert. Die Ergebnisse für die Messbereiche Z1 und Z2 werden genutzt um die Homogenität der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung innerhalb der Probe zu bewerten.

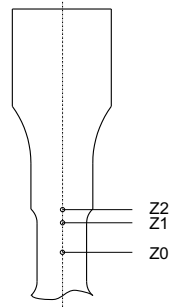


Bild 33: Schematische Lage der Messpunkte für die Ermittlung des Austenitgehaltes, Messmodus: Transmission

Die Analyse der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung im Zugversuch erfolgt im Transmissionsmodus. Dabei wird der gesamte Probenquerschnitt durchstrahlt, so dass das Beugungsspektrum integrale Informationen aus dem gesamten Probenvolumen enthält. In Bild 34 ist schematisch der Strahlengang, die Messrichtung und das Messvolumen dargestellt. Zu beachten ist, dass die Messrichtung der Phasenspannungen versuchsbedingt um 5° von der Zugrichtung abweicht.

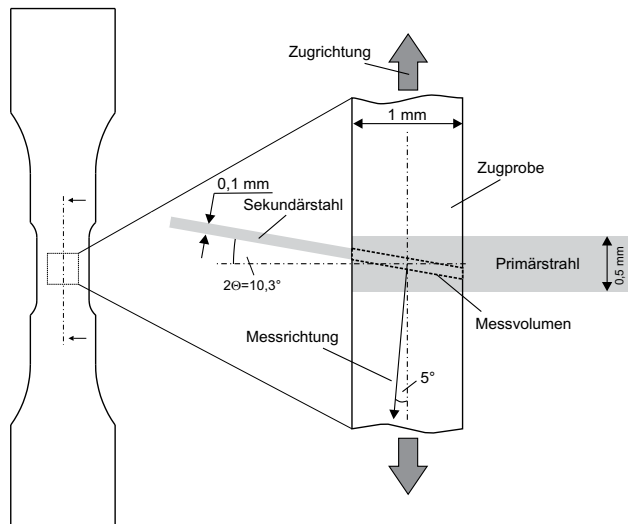


Bild 34: Schematische Darstellung des Strahlenganges und des Messvolumens im Transmissionsmodus; die Messrichtung der Phasenspannungen liegt 5° verschoben zur Zugrichtung

Die Zugversuche werden stufenartig, d.h. mit Haltezeiten bei Erreichen einer spezifischer Kraft bzw. Probenverlängerungen, durchgeführt. Nach der Messung des unbelasteten Probenkörpers erfolgt zunächst eine Messung im elastischen Bereich nahe der Streckgrenze (kraftgeregelt). Oberhalb der Steckgrenze wird die Probe stufenartig auf verschiedene Verlängerungen gefahren ($\Delta l = 0,5 \text{ mm}$, weggeregelt). Bei der jeweiligen Verlängerung wird ein Beugungsspektrum (Zählzeit 60 s) ermittelt. Basierend auf der $\sin^2\psi$ -Methode können durch Drehung der Probe um den Neigungswinkel ψ für jeden Lastschritt die vorliegenden

Phasenspannungen ermittelt werden. Um eine statistisch abgesicherte Untersuchung der Phasenspannung sowie der Phasenumwandlung zu erreichen, werden 11 unterschiedliche Neigungswinkel zwischen 0° und 90° herangezogen. Bild 35 zeigt den Versuchsaufbau für die in-situ-Phasenanalyse mit dem Primär- und Sekundärstrahlengang sowie schematisch die Drehrichtung der Probe bzw. den Neigungswinkel ψ . Anzumerken ist, dass die Austenitgehalte je Laststufe im Zugversuch ebenfalls für diese 11 Neigungswinkel bestimmt werden.

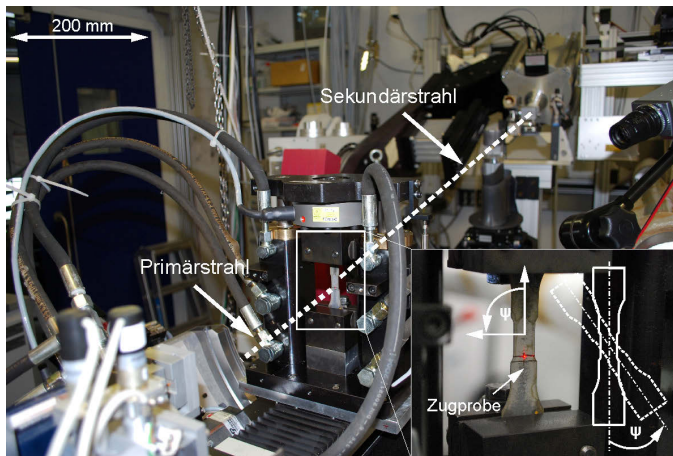


Bild 35: Versuchsaufbau für die in-situ Zugversuche (Messmodus: Transmission) und die Punktschweißverbindung

Für die Analyse des Austenitgehaltes einer Widerstandspunktschweißverbindung aus dem untersuchten TRIP Stahl HCT690T werden ex-situ Messungen mittels Synchrotronstrahlung im Transmissionsmodus durchgeführt. Die Messungen erfolgen in der Schweißpunktmitte sowie im Abstand von 2 mm, 3 mm und 5 mm zur Schweißpunktmitte. Bild 36 zeigt schematisch die Lage der Messbereiche relativ zur Schweißlinse und zur WEZ. Die Untersuchungen werden unter einem Neigungswinkel von $\psi = 0^\circ$ durchgeführt.

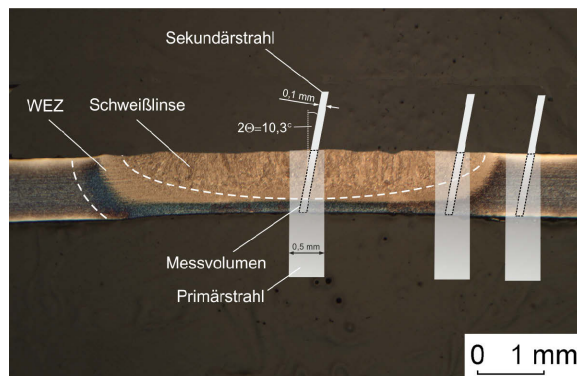


Bild 36: Schematische Lage des Strahlenganges und des Messvolumens für die Bestimmung des Austenitgehaltes einer Punktschweißverbindung mittels Synchrotronstrahlung; Messmodus: Transmission

3.3 Numerische Versuchsdurchführung

Aufbauend auf den durch die o.g. Prozeduren (Ofenproben, Eindringprüfung) experimentell ermittelten mechanischen Kennwerten der WEZ und der Schweißlinse wird eine numerische Simulation eines Scherzugversuches mit Hilfe der FE-Software Ansys durchgeführt. Hierzu wird ein FE-Modell entsprechend Bild 37 genutzt. Für Bereiche die das mechanische Verhalten der Scherzugprobe bestimmen und somit eine erhöhte Genauigkeit erfordern (Schweißlinse, WEZ, Überlappbereich), werden rechteckige Elemente mit einer Elementkantenlänge von 0,10 mm in der x-Ebene, 0,14 mm in der y-Ebene sowie 0,10 mm in z-Richtung verwendet. Mit zunehmendem Abstand zur WEZ-2 wird das Netz schrittweise auf eine Elementkantenlänge von 2,5 mm in der x-Ebene, 2 mm in der y-Ebene und 2,8 mm in z-Ebene gebracht.

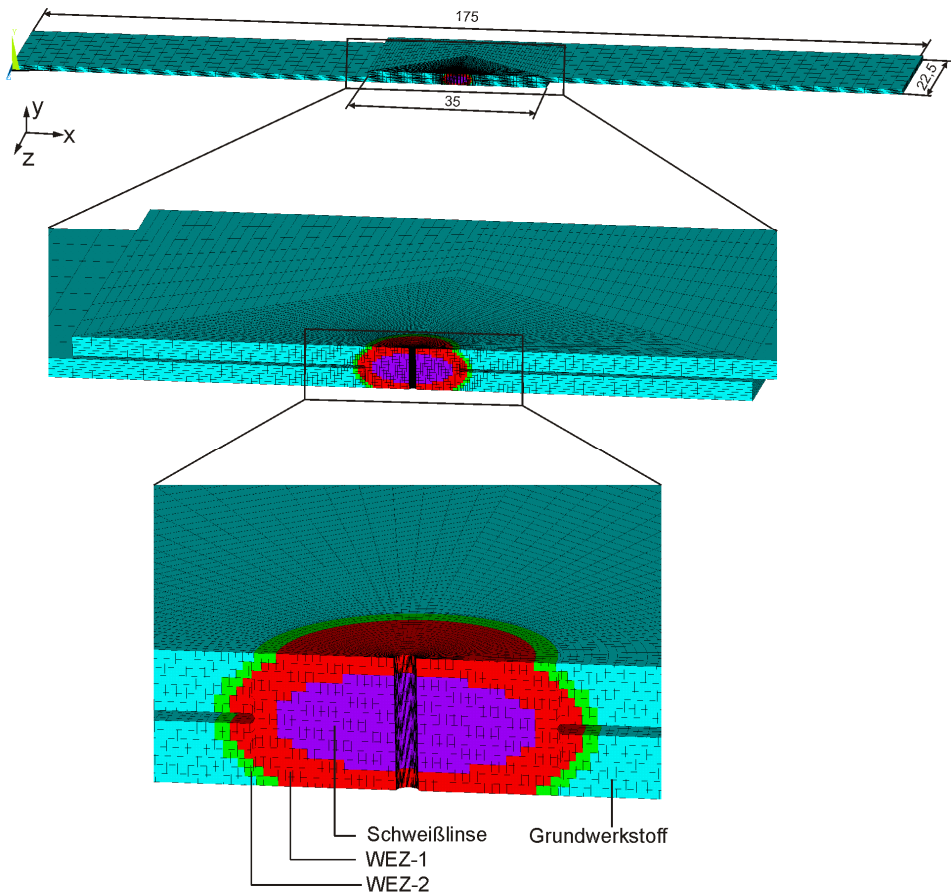


Bild 37: FE-Modell einer Scherzugprobe mit Vernetzung und Darstellung der Probenbereiche die eine Variation der Materialkenndaten zulassen, Halb-Modell mit 87522 Knoten und 63168 Elementen, für die nachfolgenden Untersuchungen wurden die Materialkenndaten der WEZ-2 Zone variiert

Das genutzte Halbmodell besteht aus 87.522 Knoten und 63.168 Elementen. Um Konvergenzprobleme zu vermeiden, wurde die Schweißlinse nicht vollständig vernetzt. Dies wird

aufgrund der dort wirkenden vernachlässigbar kleinen Dehnungen keinen signifikanten Einfluss auf das Ergebnis der FE-Simulation haben.

Das Modell wird im Bereich der Fügestelle in drei separate Materialzonen gegliedert (Schweißlinse, WEZ-1 und WEZ-2). Härtemessungen an realen widerstandspunktgeschweißten TRIP Stahl zeigen, dass der Bereich der WEZ der sich nahe der Schweißlinse befindet vergleichbare Härtewerte wie die Schweißlinse aufweist. Daher werden für die Schweißlinse und die WEZ-1 vereinfacht identische Materialkenndaten implementiert. Hierfür wird die aus den o.g. Prozeduren bestimmte wahre Spannungs-Dehnungskurve der Schweißlinse verwendet. Um den Nutzen der aufwendig bestimmten wahren Spannungs-Dehnungskurve der realen WEZ als Eingangsdaten für die FE-Simulation zu ermitteln, wurden drei Modelle mit variablen Kenndaten der WEZ-2 verglichen.

- Modell 1: Implementierung der wahren Spannungs-Dehnungskurve des Grundwerkstoffes
- Modell 2: Implementierung der wahren Spannungs-Dehnungskurve der realen WEZ
- Modell 3: Implementierung der wahren Spannungs-Dehnungskurve der Schweißlinse

Die verwendeten Lagerungsbedingungen der Scherzugprobe sind in Bild 38 dargestellt.

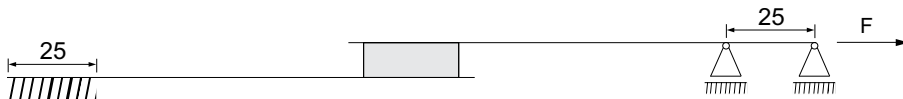


Bild 38: Lagerungsbedingungen der simulierten Scherzugprobe

Eine Zusammenfassung der für die numerische Simulation der Scherzugprobe genutzten Parameter zeigt Tabelle 6:

Tabelle 6: Darstellung der wichtigsten Parameter für die FE-Simulation

Parameter	Erläuterungen
Elementtyp	SOLID185 (tri-lineares Hexaederelement)
Verfestigungsverhalten	isotrope Verfestigung
Verlängerung der Probe	1,8 mm
Materialkenndaten (elastisch-plastisches Werkstoffverhalten)	wahre Spannungs-Dehnungskurven des: <ul style="list-style-type: none"> - Grundwerkstoff: aus quasi-statischen Zugversuch - WEZ/ Schweißlinse: thermisch behandelte Zugproben, instrumentierte Eindringprüfung an einer realen Schweißprobe
Vereinfachungen/Annahmen	<ul style="list-style-type: none"> - Keine vollständig vernetzte Schweißlinse - Kerbgeometrien in Anlehnung an Querschliiff - Maschinensteifigkeit deutlich höher als Probensteifigkeit. - Symmetrie entlang der Probenlängsachse (Halbmodell) - Diskontinuierlicher Verlauf der Materialkenndaten der -Schweißlinse und WEZ

4 Ergebnisse

4.1 Charakterisierung des Grundwerkstoffes HCT690T

Das zentrale Ziel dieser Arbeit ist die Analyse des Einflusses eines Widerstandspunktschweißprozesses auf die mechanischen Kennwerte sowie den Austenitgehalt und die Austenitstabilität im Bereich der Fugestelle am Beispiel des TRIP Stahls HCT690T. Um eine quantitative Beurteilung zu gewährleisten, erfolgt im nachstehenden Kapitel zunächst die Charakterisierung des Grundwerkstoffes hinsichtlich der o.g. Parameter.

4.1.1 Gefügestruktur

Die Gefügestruktur des untersuchten TRIP Stahls HCT690T ist in Bild 39 dargestellt. Die ferritischen Körner sind entsprechend [174] blau gefärbt, die bainitischen Körner sind aufgrund der Potentialdifferenz zum Ferrit (ca. 1,6 mV) braun gefärbt, während der Austenit weiß erscheint. Zu beachten ist, dass mögliche martensitische Körner durch die geringe Potentialdifferenz zwischen Martensit und Austenit nicht separat bestimmt werden konnten. Jedoch ist der Anteil nach [22], [23] vergleichsweise klein und wird daher im Folgenden vernachlässigt. Aus den Gesamtflächenanteilen der einzelnen Gefügephasen wird die Gefügezusammensetzung zu ca. 50 % Ferrit, 35 % Bainit und 15 % Austenit bestimmt. Somit liegt eine für TRIP Stähle typische Mikrostruktur vor [22], [23]. Da die Phasenanteile auf Grundlage von verschiedenen Querschliffen bestimmt wurden, ist eine gute Übereinstimmung der ermittelten Flächenanteile zu den real vorliegenden Volumenanteilen zu erwarten.

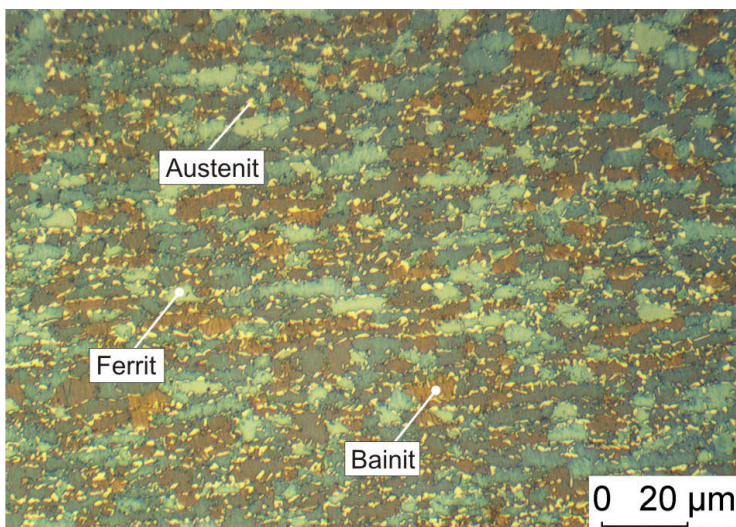


Bild 39: Gefügeausbildung des TRIP Stahls HCT690T (Ferrit - blau, Bainit - braun, Austenit weiß), Ätzung nach Klemm

Der Austenit ist inselförmig (Blocktyp) an den Korngrenzen sowohl des Ferrits als auch des Bainits angelagert. Die messbare Größe der Austenitkörner liegt dabei zwischen etwa 1 µm und 3 µm. Da der u. a. in [19] und [21] diskutierte lamellenartige Austenit zwischen den Bainitlatten lichtmikroskopisch nicht erfasst werden konnte, wurden transmissionselektro-

nenmikroskopische Untersuchungen durchgeführt. In Bild 40 ist die Hellfeldabbildung eines α -Korns (krz - Mikrostruktur) dargestellt. Wesentlich ist dabei, dass der lamellenartige Austenit (dunkel) durch den hell-dunkel Kontrast zu erkennen ist. Diese Austenitbereiche haben eine Breite von ca. 100 nm und eine Länge von deutlich über 500 nm.

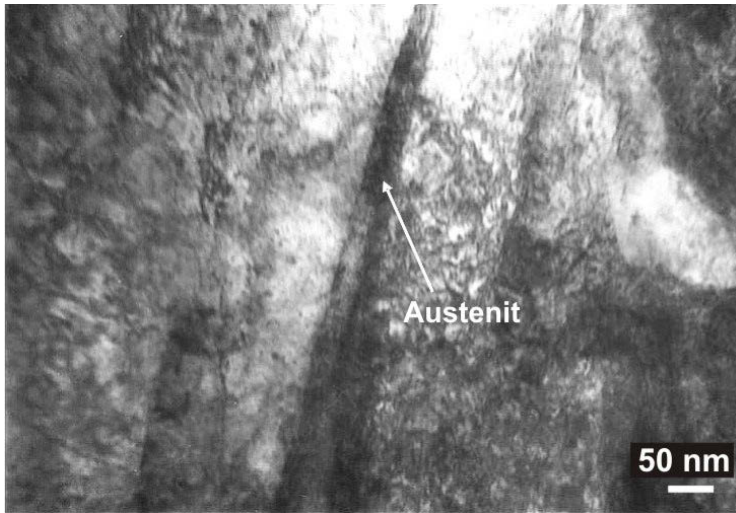


Bild 40: Hellfeldabbildung eines α -Korns aus dem unverformten Bereich einer Zugprobe mit Darstellung des Austenits (siehe Bild 21)

Bild 41 zeigt die Hellfeldaufnahmen eines α -Korns aus dem stark verformten Bereich ($\varphi > 0,4$) einer geprüften Zugprobe. Deutlich sind lamellare Austenitkörner zu erkennen. Darüber hinaus konnten Austenitkörner mit einer Korngröße $< 1 \mu\text{m}$ ermittelt werden, Bild 41b.

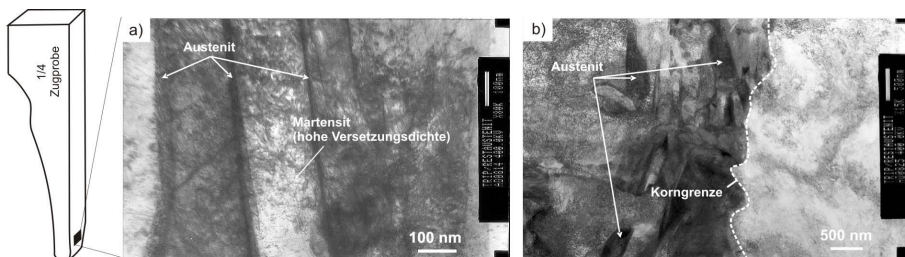


Bild 41: Hellfeldabbildung aus dem verformten Bereich einer Zugprobe, a) zeigt austenitische und martensitische Bereiche, b) zeigt Austenitkörner im Bereich einer Korngrenze

Da die Orientierung des Austenits, wie von Oliver [107] nachgewiesen, für die $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung von Bedeutung sein kann, ist in Bild 42 die mittels EBSD bestimmte Orientierungsdarstellung (inverse Polfiguren) für die γ -Phase in den $\{001\}$ -, $\{101\}$ - und $\{111\}$ -Gitterebenen aufgezeigt. Bei der Analyse der Polfiguren wird deutlich, dass die Poldichtevertielung für die dargestellten Gitterebenen relativ homogen ist und folglich keine deutliche Vorzugsorientierung (Textur) der Austenitkörner vorliegt.

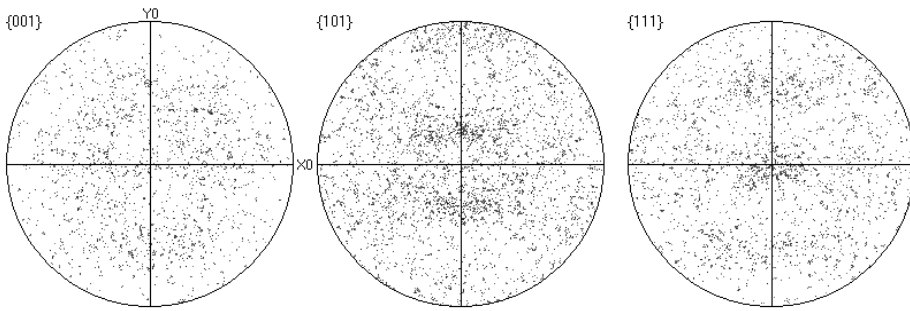


Bild 42: Orientierungsdarstellung für die γ -Phase in den $\{001\}$ -, $\{101\}$ - und $\{111\}$ -Gitterebenen

4.1.2 Mechanisch-technologische Kennwerte

Da die optische Verformungsanalyse im Gegensatz zu Extensometermessungen sehr lokale Messungen ermöglicht, können insbesondere für den Bereich oberhalb der Zugfestigkeit / Gleichmaßdehnung (d.h. im Einschnürbereich) die tatsächlich auftretenden Dehnungen präzise erfasst werden. Bild 43 zeigt exemplarisch das Dehnungsfeld einer Zugprobe bei unterschiedlichen Beanspruchungszuständen. Zu beachten ist, dass die Dehnungen in den folgenden Betrachtungen immer in Zugrichtung (x-Richtung) und für den Bereich der Einschnürung (maximale Dehnung) bestimmt werden. Die Gegenüberstellung der aus einer Dehnungsfeldmessung und einer konventionellen Messung mittels Extensometer nach bestimmten wahren Dehnungen verdeutlicht, dass oberhalb der Zugfestigkeit / Gleichmaßdehnung mit der Dehnungsfeldanalyse wesentlich größere Dehnungen ermittelt werden, Bild 44. Die wahre Dehnung in Zugrichtung wird im Folgenden als φ bezeichnet.

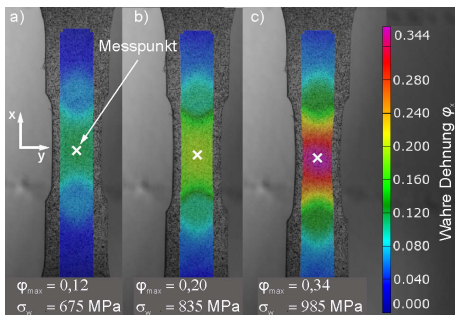


Bild 43: Dehnungsfelder einer ex-situ Zugprobe für verschiedene Belastungszustände

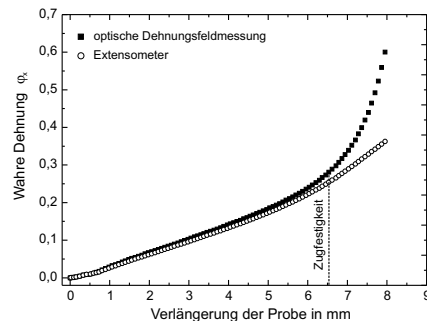


Bild 44: Vergleich der Ergebnisse der optischen Dehnungsfeldmessung und der Messung mittels Extensometer

Die technische und die wahre Spannungs-Dehnungskurve des Versuchswerkstoffes HCT690T ist in Bild 45 gezeigt. Die Dehngrenze liegt bei 410 MPa, die Zugfestigkeit erreicht einen Wert von 710 MPa. Die Verformungsfähigkeit wird durch eine Gleichmaßdehnung von 0,32 und einer technischen Bruchdehnung von 0,35 charakterisiert. Eine ausgeprägte Streckgrenze ist nicht zu erkennen. Die wahre Spannung σ_w liegt erwartungs-

gemäß deutlich oberhalb der technischen Spannung und erreicht im Maximum 1180 MPa, die wahre Bruchdehnung liegt bei 61 %.

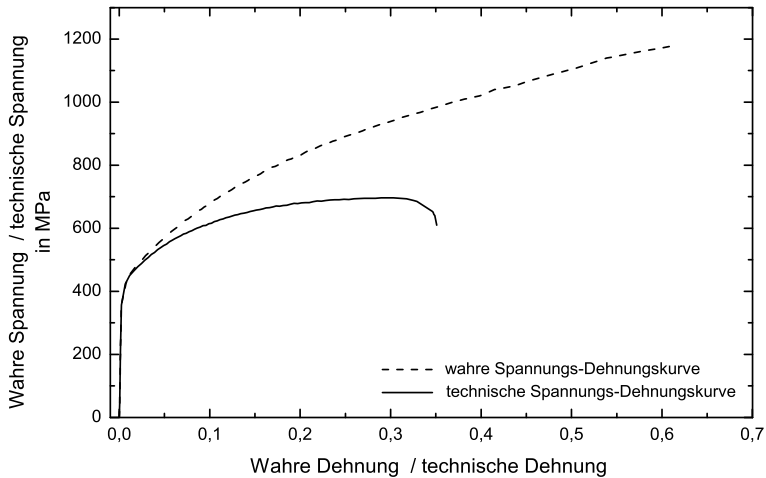


Bild 45: Wahre und technische Spannungs-Dehnungskurve des untersuchten TRIP Stahls

Der für die Umformbarkeit bedeutende Kaltverfestigungsexponent n ist in Bild 46 gezeigt. Der n -Wert steigt bis zu einer Dehnung von ca. 0,1 nahezu linear an und verbleibt dann bei zunehmender Dehnung auf einem konstanten Niveau von ca. 0,3. Bemerkenswert ist, dass kein Abfall des Kaltverfestigungsexponenten n bei höheren Dehnungskennwerten auftritt.

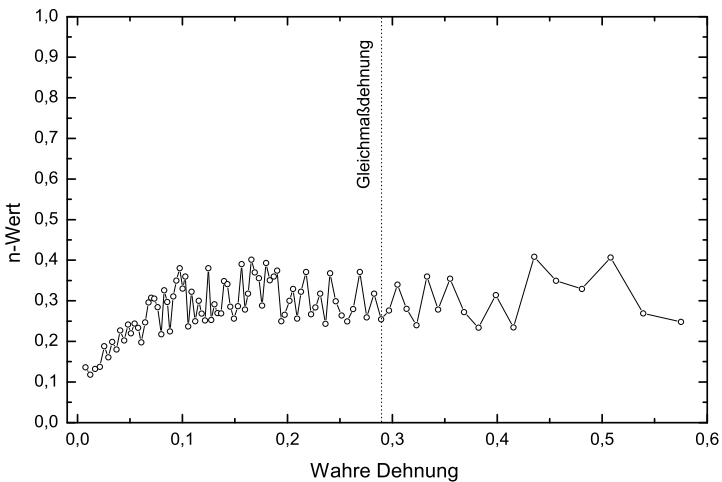


Bild 46: Kaltverfestigungswert (n -Wert) in Abhängigkeit von der wahren Dehnung

4.1.3 In-Situ Analyse der Phasenumwandlung unter quasi-statischer Belastung

Die $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung wird im quasi-statischen Zugversuch quantifiziert. Um aussagekräftige Ergebnisse zu erzielen, soll die Auswertung auf Basis der wahren Spannungen und der wahren Dehnungen (optische Dehnungsfeldmessungen) erfolgen. Zu beachten ist jedoch, dass die Methode der Dehnungsfeldmessung während des Zugversuchs bei der Messung mittels Synchrotronstrahlung (in-situ Messung) nicht realisierbar war. Daher soll die Möglichkeit einer Übertragung der ex-situ im Zugversuch ermittelten wahren Spannungs-Dehnungskennwerte (Dehnungsfeldmessung, Bild 45) auf die in-situ Zugversuche analysiert werden.

Bild 47 zeigt den aus dem jeweiligen Zugversuch ermittelten Zusammenhang zwischen der technischen Spannung und der Verlängerung der Probe. Auffällig ist, dass im unterbrochenen Zugversuch (in-situ) eine Spannungsrelaxation während der Haltezeit auftritt.

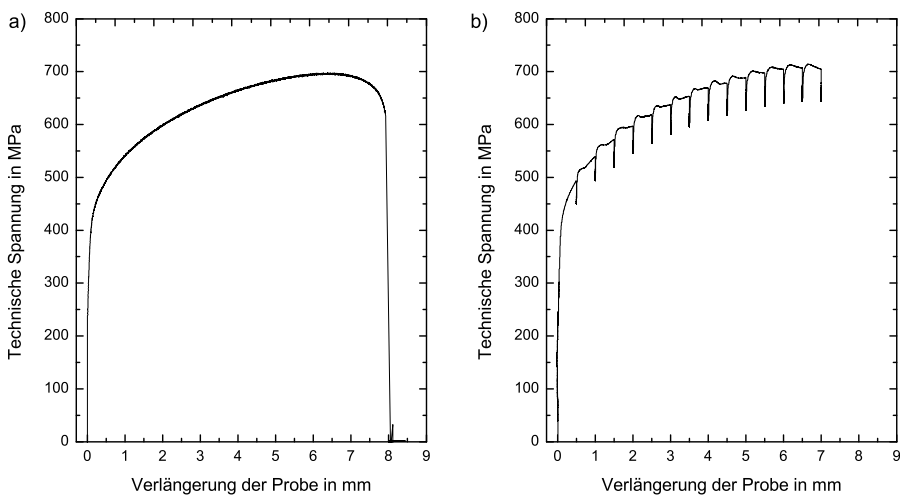


Bild 47: Spannungs-Verlängerungskurve für die a) ex-situ und b) in-situ Zugversuche

Eine qualitative Bewertung der Phasenumwandlung im Zugversuch kann durch die Analyse des Beugungsspektrums erfolgen. Bild 48a zeigt exemplarisch das Beugungsspektrum des TRIP Stahls HCT690T im unbelasteten Zustand und bei Erreichen der Gleichmaßdehnung (Angabe erfolgt hier als wahre Dehnung). Die unbelastete Probe weist zwei unterschiedliche Kristallgitterstrukturen auf, die kubisch-raumzentrierte (α -Phase) und die kubisch-flächenzentrierte (γ -Phase), wobei die austenitischen 111γ -, 200γ -, 200γ - und 311γ -Beugungspeaks deutlich zu erkennen sind. Bei der belasteten Probe ist eine Abnahme des Austenitgehaltes durch die signifikante Verringerung der Intensität der γ -Beugungspeaks feststellbar. Weiterhin ist unter Belastung eine Erhöhung der 110α - und 220α -Beugungsintensitäten zu beobachten.

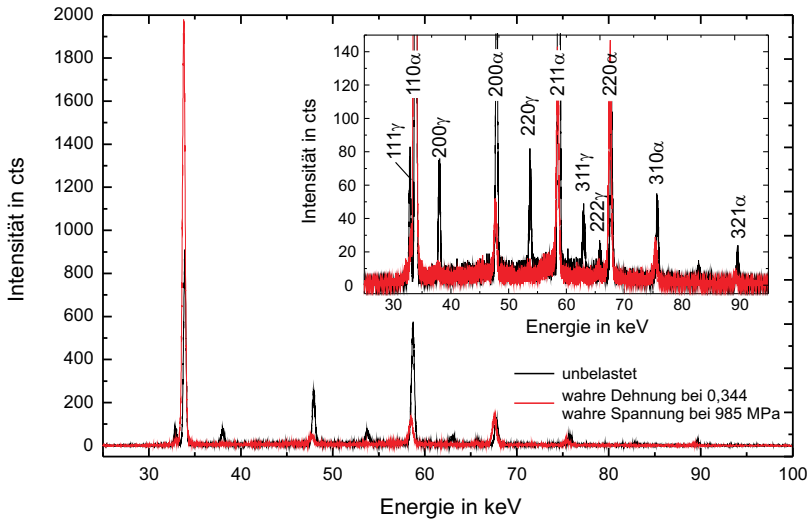


Bild 48: Beugungsspektrum für den untersuchten TRIP Stahl bei unterschiedlichen Belastungen

Eine quantitative Analyse der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung (siehe Kap. 3) in Abhängigkeit von der wahren Spannung und der wahren Dehnung ist in Bild 49 gezeigt. Dabei kennzeichnen die Punkte P1 und P2 die Streckgrenze bzw. die Zugfestigkeit, d.h. globale Spannungs-/Dehnungswerte. Im Ausgangszustand liegt ein Austenitgehalt von 16,5 % vor. Bei einer Belastung unterhalb der globalen Streckgrenze (P1) ist keine Reduzierung des Austenitgehaltes festzustellen, siehe Bild 49b. Oberhalb der globalen Streckgrenze, d.h. bei einsetzender plastischer Verformung, erfolgt unmittelbar die dehnungsinduzierte martensitische Phasenumwandlung. Bis zur einer Dehnung von etwa 0,225 (P2) ist ein nahezu linearer Abfall des Austenitgehaltes auf 10,5 % festzustellen. Eine weitere Erhöhung der Dehnung, auch oberhalb der Gleichmaßdehnung (P3), führt zu keiner weiteren messbaren $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung.

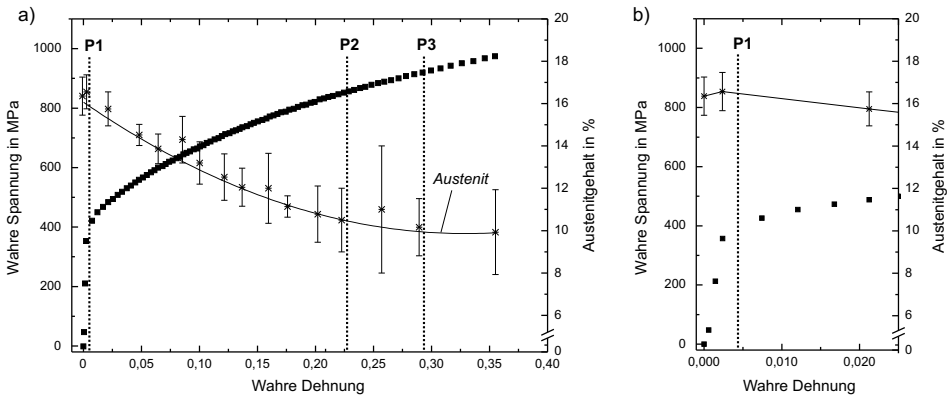


Bild 49: a) Entwicklung des Austenitgehaltes im in-situ Zugversuch und aus den ex-situ Zugversuchen übertragene wahre Spannungs-Dehnungskurve, b) Detailausschnitt bei geringen Dehnungen; die Austenitgehalte werden über 11 Neigungswinkel gemittelt

Die Gegenüberstellung der globalen wahren Spannungen und der phasenspezifischen wahren Spannungen in Abhängigkeit von der wahren globalen Dehnung zeigt Bild 50.

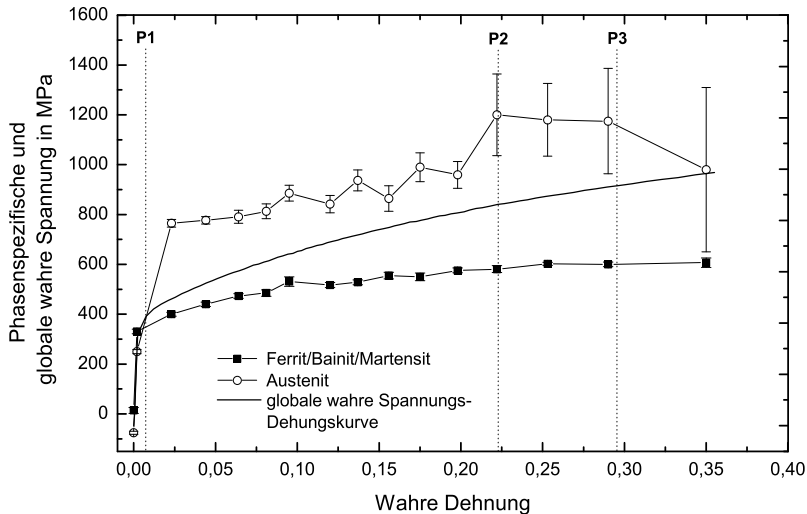


Bild 50: Wahre Spannungs-Dehnungskurve (ex-situ) und Phasenspannungen für die γ -Phase und die α -Phase in Abhängigkeit von der wahren Dehnung

Im unbelasteten Ausgangszustand liegt in der α -Phase (Ferrit/Bainit/Martensit) eine geringe Zugeigenspannung (20 MPa) vor, während in der γ -Phase Druckeigenspannungen (80 MPa) vorliegen. Bei Beanspruchung unterhalb der globalen Streckgrenze (P1) liegt die phasenspezifische Spannung der α -Phase um den Betrag der Differenz der Eigenspannungen oberhalb der γ -Phase. Die phasenspezifische Streckgrenze liegt für die α -Phase bei ca. 400 MPa während für die γ -Phase eine Streckgrenze zwischen 550 MPa und 700 MPa zu erwarten ist. Oberhalb der globalen Streckgrenze findet das so genannte „load shearing“ statt, so dass in der γ -Phase bei gleicher globaler Dehnung eine deutlich höhere Spannung vorliegt als in der α -Phase (Ferrit/Bainit/Martensit). Die globale wahre Spannung liegt bis zum Erreichen der Gleichmaßdehnung (P3) stets zwischen den phasenspezifischen Spannungen. Oberhalb von P3 nähert sich die Spannung der Austenitphase der wahren globalen Spannung an, wobei zu berücksichtigen ist, dass die Streuung stark zunimmt.

Um die Homogenität der in Bild 49 dargestellten Abhängigkeit des Austenitgehaltes von der wahren Dehnung für die gesamte Probe zu validieren, wurden zusätzlich zu dem Bereich der Gleichmaßdehnung (Z0) Zonen mit abweichenden Dehnungskennwerten analysiert (Z1, Z2), siehe Bild 51a. Die Ergebnisse für verschiedene Probenlängenänderungen sind in Bild 51b gezeigt. Die verschiedenen Zonen (Z0 - Z2) zeigen unterschiedliche Austenitgehalte. So liegen bei identischen Probenverlängerungen in den Zonen mit einer geringeren wahren Dehnungen (Z1 / Z2) deutlich größere Austenitgehalte vor.

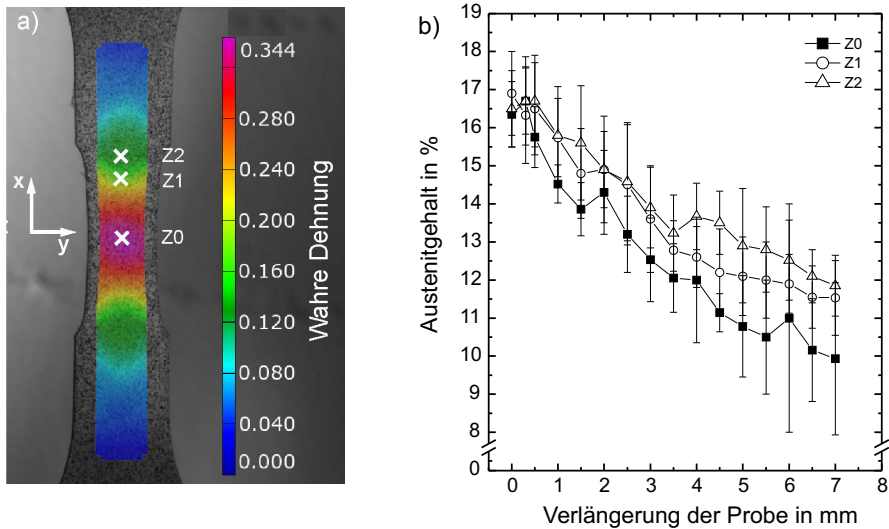


Bild 51: a) Dehnungsfeld des untersuchten TRIP Stahls im Zugversuch bei Erreichen der Gleichmaßdehnung mit schematischer Lage der Messpunkte für die Bestimmung des Austenitgehaltes, b) Austenitgehalt für die in a) gezeigten Messpunkte in Abhängigkeit von der Verlängerung der Probe im Zugversuch, Zugversuch erfolgte mit einer Zuggeschwindigkeit von $0,01 \text{ mm s}^{-1}$ bei Raumtemperatur

4.2 Einfluss eines Temperaturzyklus auf die austenitische Phasenumwandlung

In Hinblick auf das lokale mechanische Verhalten in der Fügezone von widerstandspunktschweißten TRIP Stählen kann der Austenitgehalt und die Austenitstabilität prinzipiell von Bedeutung sein. Aufgrund der hohen Aufheiz- und Abkühlraten (1000 °C/s - 5000 °C/s [119]) beim Widerstandspunktschweißen ist eine in-situ Erfassung der Austenitbildung und der Austenitumwandlung in der Aufheiz- bzw. Abkühlphase experimentell gegenwärtig nicht möglich. Durch die Simulation des Schweißzyklus mit Hilfe einer gezielten Wärmebehandlung können jedoch grundlegende Erkenntnisse zum Aufbau der Fügezone bezüglich des Austenitgehaltes sowie der Austenitstabilität und darüber hinaus auch der lokalen mechanischen Eigenschaften erzielt werden.

4.2.1 In-situ Phasenanalyse

Die Ergebnisse der in-situ Phasenanalyse bei einer stufenartigen Erwärmung und Abkühlung entsprechend *Tabelle 5* sind in Bild 52 gezeigt. Durch die Darstellung der α - und γ -Peakintensitäten der jeweiligen Gitterebenen in Abhängigkeit von der Temperatur können zunächst qualitativ Erkenntnisse zur Entwicklung des Austenitgehaltes gewonnen werden. Dabei zeigt sich, dass die Peakintensitäten der γ -Gitterebenen bis ca. 300 °C nahezu konstant sind. Oberhalb von 300 °C verringern sich die γ -Peakintensitäten jedoch signifikant und erreichen bei 400 °C bis 450 °C ein Minimum. Oberhalb von 650 °C erfolgt schließlich wieder ein Anstieg der γ -Peakintensitäten, der mit einem äquivalenten Abfall der α -Peakintensitäten verbunden ist. Bei 850 °C liegen für die γ -Peakintensitäten Maximalwerte vor, die sich auch bei zunehmender Temperatur nicht weiter verändern.

Bei stufenartiger Abkühlung von 900 °C auf 500 °C , 300 °C und schließlich Raumtemperatur bleibt festzuhalten, dass bereits bei 500 °C keine deutlichen γ -Peakintensitäten ermittelt werden konnten. Eine signifikante Veränderung sowohl der α - als auch der γ -

Peakintensitäten ist auch bei weiterer Abkühlung unterhalb von 500 °C nicht zu beobachten.

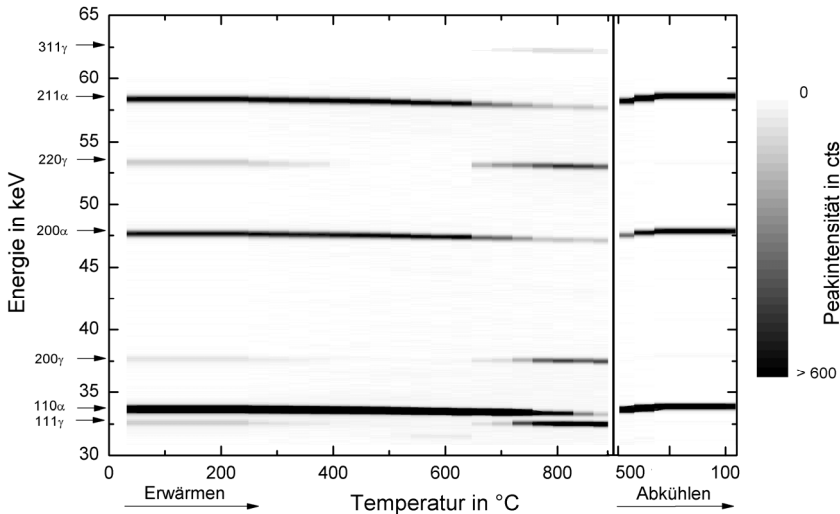


Bild 52: Beugungsspektren in Abhängigkeit von der Temperatur für den Aufheiz- / Abkühlvorgang

Die Auswertung der 111-Gitterebene (γ -Phase) bestätigt prinzipiell die in Bild 52 dargestellte Verringerung der γ -Peakintensitäten beim Aufheizen zwischen 300 °C und 500 °C, siehe Bild 53. Weiterhin kann die Ausbildung von Eisenkarbid zwischen 500 °C und 600 °C nachgewiesen werden. Über einer Temperatur von 650 °C erfolgt die Neubildung des Austenits, die durch eine Zunahme der γ -Peakintensitäten charakterisiert und mit einem Zerfall des Eisenkarbides verbunden ist.

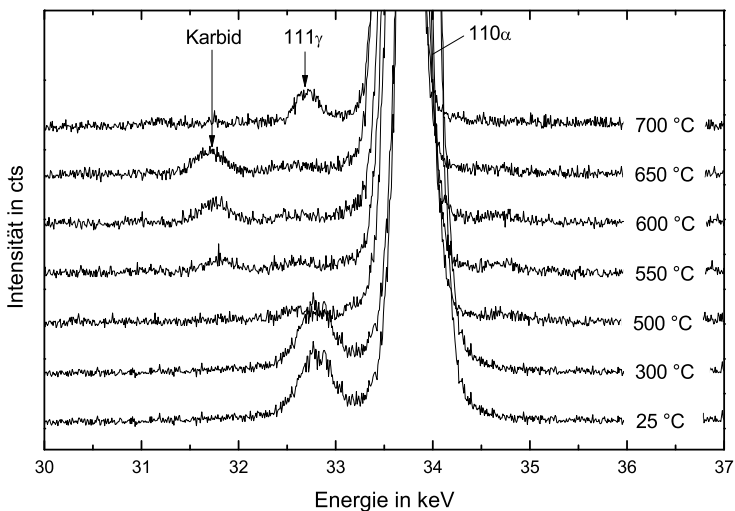


Bild 53: Ausschnitt des Beugungsspektrums für den TRIP Stahl HCT690T in Abhängigkeit von der Proben temperatur; Darstellung der Entwicklung des 111 γ -Peaks sowie der Ausbildung von Karbid

Für eine quantitative Analyse des Austenitgehaltes in Abhängigkeit von der Temperatur wird zusätzlich eine kontinuierliche Erwärmung (*Tabelle 5*) verwendet. Bild 54 zeigt die Entwicklung des Austenitgehaltes sowohl beim Aufheizen als auch beim Abkühlen. Bei einer Erwärmung bis auf ca. 300 °C kann unter Berücksichtigung der Streuungen keine wesentliche Verringerung des Austenitgehaltes festgestellt werden. Oberhalb von 400 °C erfolgt zunächst eine allmähliche, zwischen 450 °C und 500 °C schließlich eine drastische Verringerung des Austenits auf ca. 20 % des Anfangsgehaltes. Zu beachten ist, dass unterhalb dieses Wertes eine zuverlässige Bestimmung des Austenitgehaltes nicht mehr möglich war. Bei einer weiteren Temperaturerhöhung erfolgt dann oberhalb von 600 °C eine Neubildung von Austenit (A_{C1} -Temperatur) die bis 890 °C zu einem Austenitgehalt von ca. 85 % führt.

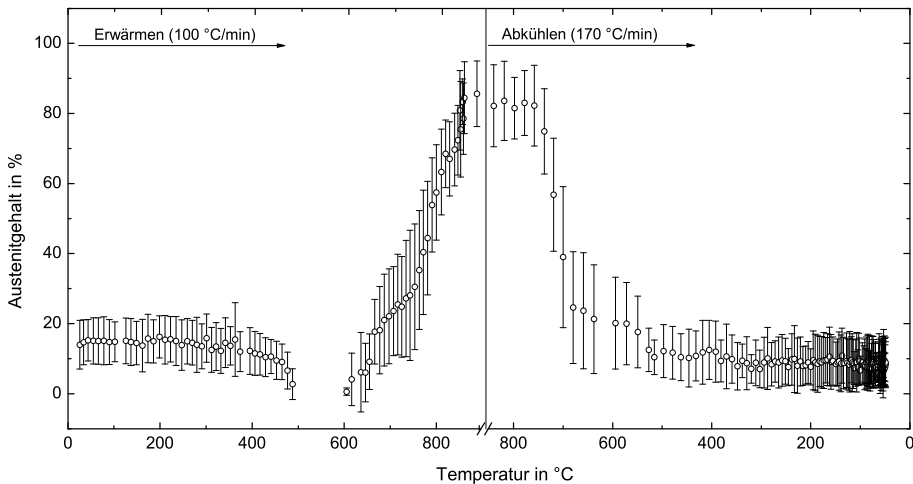


Bild 54: In-situ Messung des Austenitgehaltes bei Erwärmung mit durchschnittlich 100 °C/min und Abkühlung mit durchschnittlich 170 °C/min

Die in Bild 54 dargestellte quantitative Entwicklung des Austenitgehaltes bei Abkühlung der Probe kann in drei Bereiche eingeteilt werden. So erfolgt zwischen 750 °C (Beginn der Phasenumwandlung) und 675 °C zunächst eine drastische Verringerung des Austenitgehaltes von 85 % auf ca. 25 %. Die Abkühlung auf 525 °C führt zu einer weiteren jedoch weniger signifikanten Abnahme des Austenitgehaltes auf etwa 10 %. Die weitere Abkühlung bis auf 40 °C führt dann lediglich zu geringen Änderungen des Austenitgehaltes (8 %).

4.2.1.1 Einfluss der Aufheiz- und Abkühlrate

Die Gefügezusammensetzung nach einer Wärmebehandlung bzw. einem Schweißprozess wird wesentlich durch die zwei Prozesse Erwärmung und Abkühlen sowie deren spezifische Parameter Aufheizrate und Abkühlrate bestimmt. Die Herausforderung bei der Übertragung der o.g. Ergebnisse auf den realen Schweißprozess liegt u.a. in den unterschiedlichen Aufheiz- und Abkühlraten. Um grundsätzliche Erkenntnisse zum Einfluss der Aufheiz- und Abkühlrate auf den Austenitgehalt während und insbesondere nach dem Schweißprozess zu erhalten, wurde zwei unterschiedliche Aufheiz- und Abkühlraten untersucht. Die experimentell ermittelten Aufheiz- und Abkühlkurven sind in Bild 55 gezeigt.

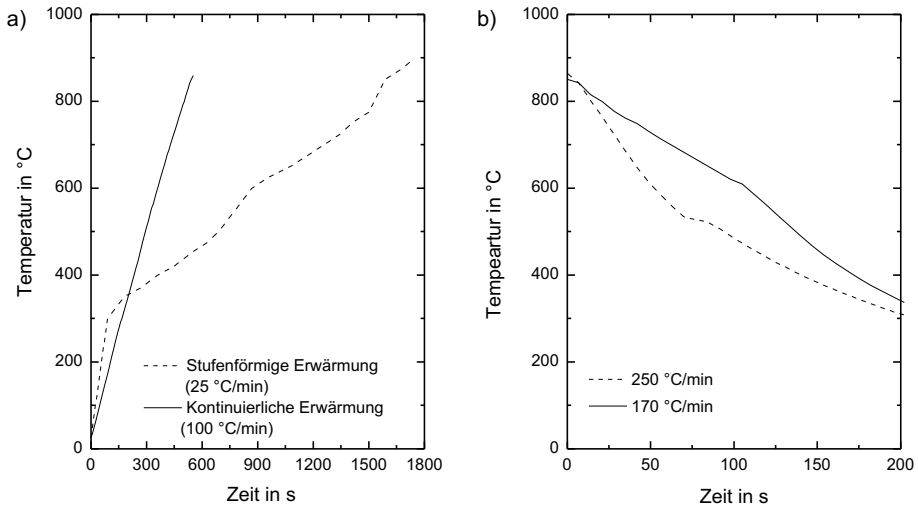


Bild 55: a) Temperatur-Zeitverlauf bei stufenartiger und kontinuierlicher Erwärmung b) Temperatur-Zeitverlauf

Die Abhängigkeit des Austenitzerfalls und der Austenitneubildung von der Aufheizrate ist in Bild 56 dargestellt. Dabei zeigt Bild 56a die Entwicklung des Austenitgehaltes bei einer Aufheizrate von 100 °C/min und Bild 56b für die stufenartige Erwärmung mit einer mittleren Aufheizrate von 20 °C/min. Grundsätzlich kann eine vergleichbare Abhängigkeit des Austenitgehaltes von der aktuellen Temperatur nachgewiesen werden. So ist, unabhängig von der Aufheizrate, eine Abnahme des Austenitgehaltes ab ca. 300 °C und eine Neubildung des Austenits ab etwa 600 °C zu beobachten. Bei einer Spitzentemperatur von 900 °C wird ein Austenitgehalt von ca. 85 % erreicht.

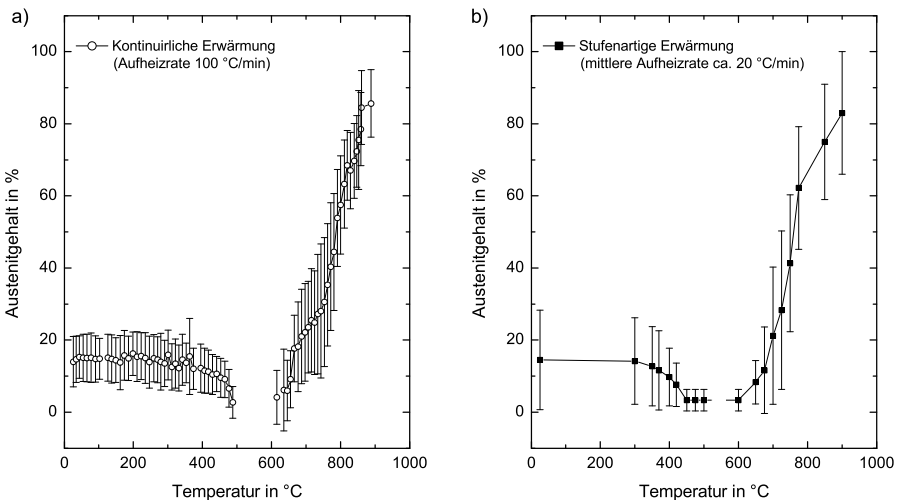


Bild 56: Entwicklung des Austenitgehaltes bei einer a) kontinuierlichen Erwärmung (Aufheizrate ca. 100 °C/min) und einer b) stufenartigen Erwärmung (Aufheizrate ca. 20 °C/min)

Bild 57 zeigt den Einfluss verschiedener Abkühlgeschwindigkeiten auf den Austenitgehalt. Zu beachten ist, dass die in *Tabelle 5* aufgezeigten Abkühlraten (250 °C/min und 500 °C/min) Programmvorgaben sind, die im realen Prozess nicht vorlagen. Vielmehr wurden effektive Abkühlraten von 170 °C/min bzw. 250 °C/min erreicht.

Die Umwandlung des Austenits in die α -Phase setzt, nahezu unabhängig von der Abkühlgeschwindigkeit, bei etwa 750 °C ein. Dabei erfolgt bis ca. 650 °C (170 °C/min) bzw. 600 °C (250 °C/min) eine drastische Reduzierung und bis etwa 500 °C eine allmähliche Abnahme des Austenitgehaltes. Bei einer weiteren Verringerung der Temperatur erfolgt keine signifikante Veränderung des Austenitgehaltes.

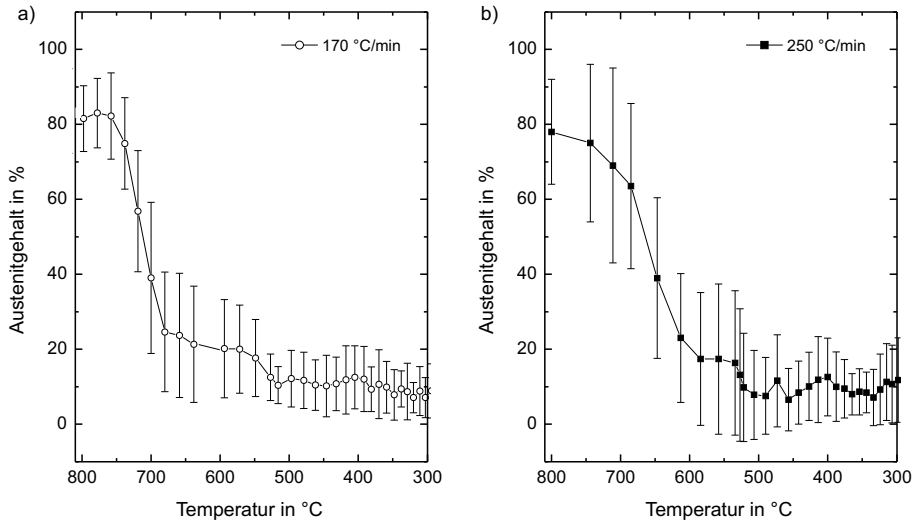


Bild 57: Entwicklung des Austenitgehaltes bei einer a) Abkühlrate von ca. 170 °C/min und b) einer Abkühlrate von ca. 250 °C/min)

4.2.1.2 Austenitgehalt bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen

Die Wärmeeinflusszone realer Widerstandspunktschweißverbindungen ist im Belastungsfall hinsichtlich eines Versagens die kritische Zone [142], [146]. Daher können Kenntnisse über die Entwicklung des Restaustenitgehaltes in Abhängigkeit von der vorliegenden Maximaltemperatur das Verständnis hinsichtlich der lokalen mechanischen Kennwerte und dem resultierenden Versagensverhalten fördern. In diesen Versuchen erfolgt durch Erwärmung auf unterschiedliche Spitzentemperaturen unterhalb der Schmelztemperatur die Simulation von Spitzentemperaturen wie sie in der WEZ auftreten. Dabei wurden Spitzentemperaturen in Anlehnung an Bild 9 verwendet. Da die Simulation realer Temperaturzyklen wie sie in der WEZ auftreten im Ofenversuch nicht möglich war (geringere Aufheiz-/ Abkühlrate), können die Ergebnisse nur Hinweise auf die Entwicklung des Austenits im Schweißprozess liefern.

Bild 58 zeigt den Austenitgehalt in Abhängigkeit von der Temperatur. Die Erwärmung auf unterschiedlich hohe Spitzentemperaturen T_{max} führt zu verschiedenen Austenitgehalten vor dem jeweiligen Abkühlprozess. So liegen bei Erwärmung auf 940 °C etwa 93 % Austenit vor, bei 700 °C werden etwa 15 % erreicht, während die Erwärmung auf 500 °C zu einem Abfall des Austenitgehaltes auf 4 % führt. Hinsichtlich des Abkühlprozesses zeigt sich, dass die Abkühlung, unabhängig von der Spitzentemperatur, zu einer signifikanten Abnahme des

Austenitgehaltes führt. So werden nach der Abkühlung Austenitgehalte zwischen 3 % ($T_{\max} = 500 \text{ °C} / 700 \text{ °C}$) und 6,5 % ($T_{\max} = 940 \text{ °C}$) erreicht.

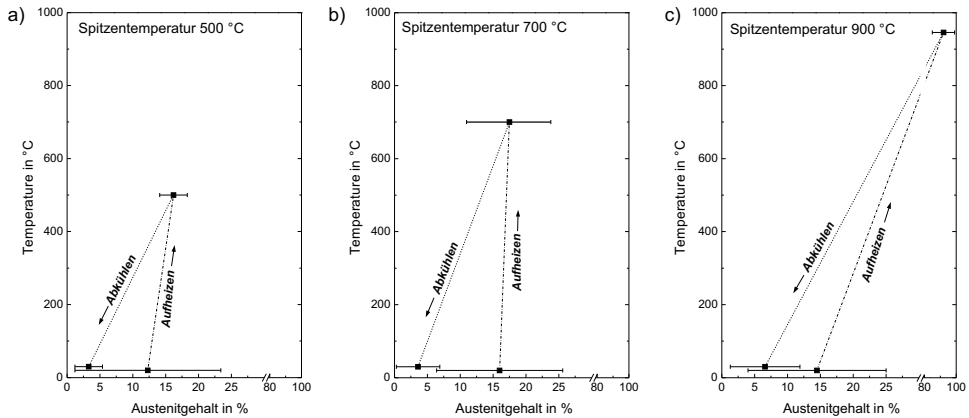


Bild 58: Entwicklung des Austenitgehaltes bei einer Spitzentemperaturen von a) 500 °C, b) 700 °C und c) 940 °C bei einer Aufheizrate von ca. 100 °C/s

4.2.2 Ex-Situ Phasenanalyse

Es wurde bereits daraufhin gewiesen, dass die in den Ofenexperimenten in-situ erzielten Ergebnisse bezüglich der Gefügeausbildung nur bedingt auf einen realen Schweißprozess übertragen werden können. Dies resultiert im Wesentlichen aus den signifikant geringeren Aufheiz- und Abkühlraten. Daher wurden ex-situ Untersuchungen an thermisch behandelten Zugproben durchgeführt, bei denen höhere Aufheiz- und Abkühlraten erzielt werden konnten. Da die WEZ unter Belastung im industriell angestrebten Ausknöpfbuch die kritische Zone bezüglich eines Versagens ist, sind die Simulation des WEZ-Gefüges und insbesondere die Bestimmung der mechanischen Kennwerte für die numerische Simulation von Punktschweißverbindungen von zentraler Bedeutung. Daher werden in den Ofenversuchen unterschiedlich hohe Spitzentemperaturen verwendet, die sich an den vorliegenden Temperaturen in der WEZ orientieren (siehe Bild 9) und dadurch eine Simulation des gesamten WEZ-Gefüges ermöglichen.

Die Auswertung des Austenitgehaltes vor und nach der Wärmebehandlung sowie nach der Zugprüfung lässt zusätzlich detailliertere Rückschlüsse auf die Austenitbildung nach einem realen Punktschweißprozess zu und ermöglicht darüber hinaus die Untersuchung einer Korrelation zwischen dem Austenitgehalt (TRIP-Effekt), der jeweiligen Spitzentemperatur und den mechanischen Kennwerten.

4.2.2.1 Gleeble-Versuche

Im Folgenden wird zunächst der Einfluss hoher Aufheizraten durch Einsatz von Gleeble-Versuchen bewertet. Dabei wurden zwei Extremtemperaturen, wie sie in den äußeren Bereichen der WEZ am Übergang zur Schweißlinse (1100 °C) bzw. am Übergang zum Grundwerkstoff (500 °C) auftreten können verwendet, siehe auch Bild 9. Die resultierenden Temperaturverläufe des simulierten Schweißzyklus sind in Bild 59 dargestellt. Festzustellen ist, dass die erzielte Aufheizrate von ca. 1200 °C/s eine vergleichsweise gute Näherung zum realen Schweißprozess darstellt [119].

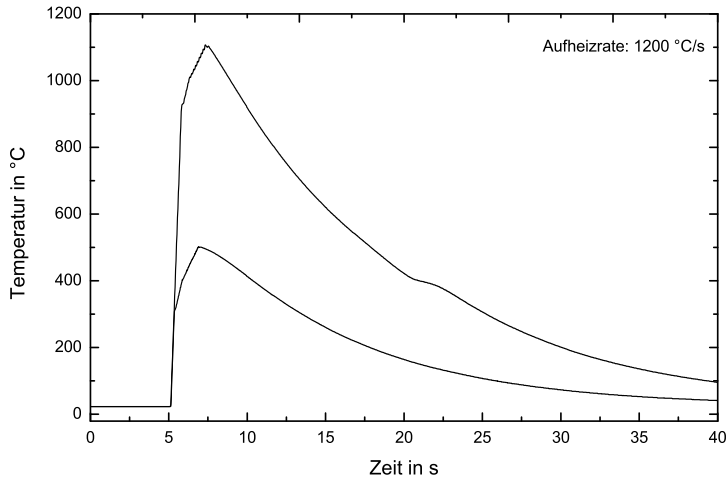


Bild 59: Temperatur-Zeitverlauf im Gleeble-Versuch für die Proben mit einer Spitzentemperatur von 500 °C und 1100 °C

Für eine Analyse der Phasenumwandlung werden zunächst die Aufheizkurve und die Abkühlkurve der Probe mit einer Spitzentemperatur von 1100 °C betrachtet. Bild 60a zeigt zunächst die Aufheizkurve zwischen 600 °C und 750 °C.

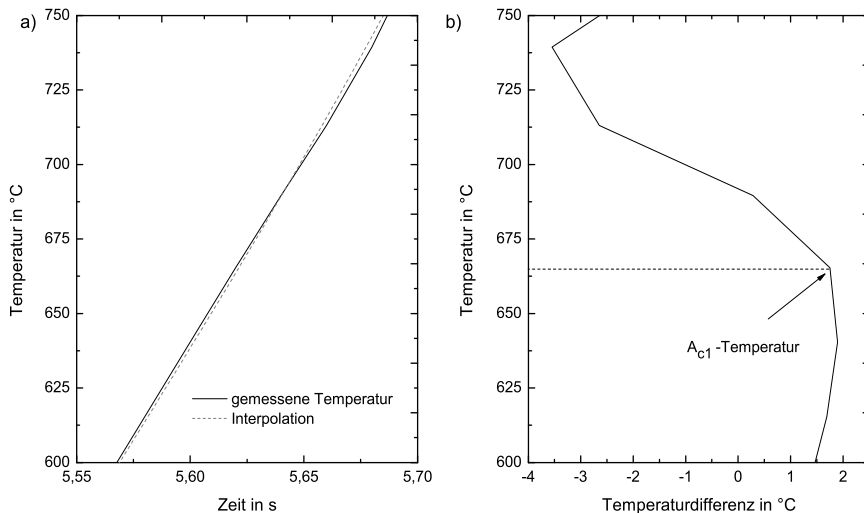


Bild 60: Ermittlung der A_{c1} Temperatur mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse, a) Ausschnitt der gemessene Temperaturkurve mit linearer Interpolation, b) Temperaturdifferenz aus gemessener Temperatur und der linearen Interpolation

Die Abweichung der Aufheizkurve wird in Anlehnung an die Einsensor-Differenz-Thermoanalyse zur Charakterisierung eine Phasenumwandlung genutzt, siehe (Kap. 3). Demzufolge erfolgt bei ca. 665 °C der Beginn der $\alpha \rightarrow \gamma$ Phasenumwandlung (A_{c1} -

Temperatur), Bild 60b. Die A_{c3} -Temperatur konnte durch die Einsensor-Differenz-Thermoanalyse nicht eindeutig bestimmt werden.

Bild 61 zeigt die entsprechende Abkühlkurve bei einer Spitzentemperatur von 1100 °C und einer $t_{8/5}$ -Zeit von $3,3\text{ s}$. Dabei kann deutlich ein Haltepunkt (M_s -Starttemperatur) bei einer Temperatur von 400 °C festgestellt werden. Bei einer Spitzentemperatur von 500 °C konnte hingegen kein Haltepunkt gefunden werden.

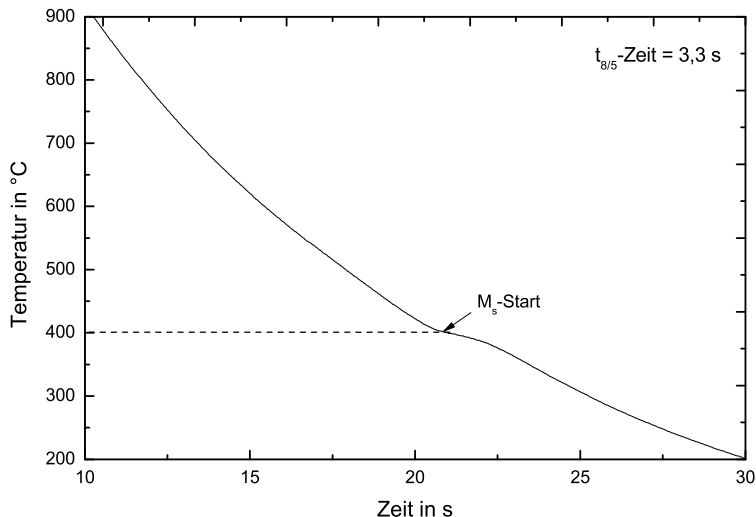


Bild 61: Temperatur-Zeitverlauf im Abkühlprozess nach Erwärmung auf 1100 °C mit Darstellung des Haltepunktes (M_s -Start)

Da die Einsensor-Differenz-Thermoanalyse keine präzise Bestimmung der A_{c3} Temperatur ermöglichte, erfolgte eine Analyse des Dilatationsverhaltens im Aufheiz- sowie Abkühlprozess, siehe Bild 62a. Während des Aufheizens kennzeichnet die Abweichung von der linearen Regressionsgerade den Beginn der $\alpha \rightarrow \gamma$ -Phasenumwandlung (A_{c1} -Temperatur) [117], [131] [132]. Da der Beginn der diffusionsgesteuerten Austenitbildung jedoch nicht exakt zu erfassen ist, kann für die A_{c1} -Temperatur nur ein Intervall zwischen 640 °C und 660 °C angegeben werden, Bild 62b. Hingegen kann die A_{c3} -Temperatur, welche durch einen deutlichen Anstieg der Dilatations-Temperaturkurve charakterisiert ist, mit 930 °C vergleichsweise präzise angegeben werden. Aus der in Bild 62b dargestellten Dilatationsmessung während des Abkühlprozesses mit einer $t_{8/5}$ -Zeit von $3,3\text{ s}$ wird die M_s -Temperatur mit 410 °C bestimmt.

Der mittels Synchrotronstrahlung quantifizierte Austenitgehalt vor und nach dem simulierten Schweißzyklus ist in Bild 63 gegenübergestellt. So liegt nach der Erwärmung auf 500 °C mit ca. 10% ein deutlich größerer Austenitgehalt vor als bei einer Erwärmung auf 1100 °C ($6,5\%$). Anzumerken bleibt, dass die in den Gleeble-Versuchen vorliegenden Abkühlbedingungen nicht die für das Widerstandspunktschweißen typischen Abkühlraten von deutlich über 1000 °C/s [119] erreichen.

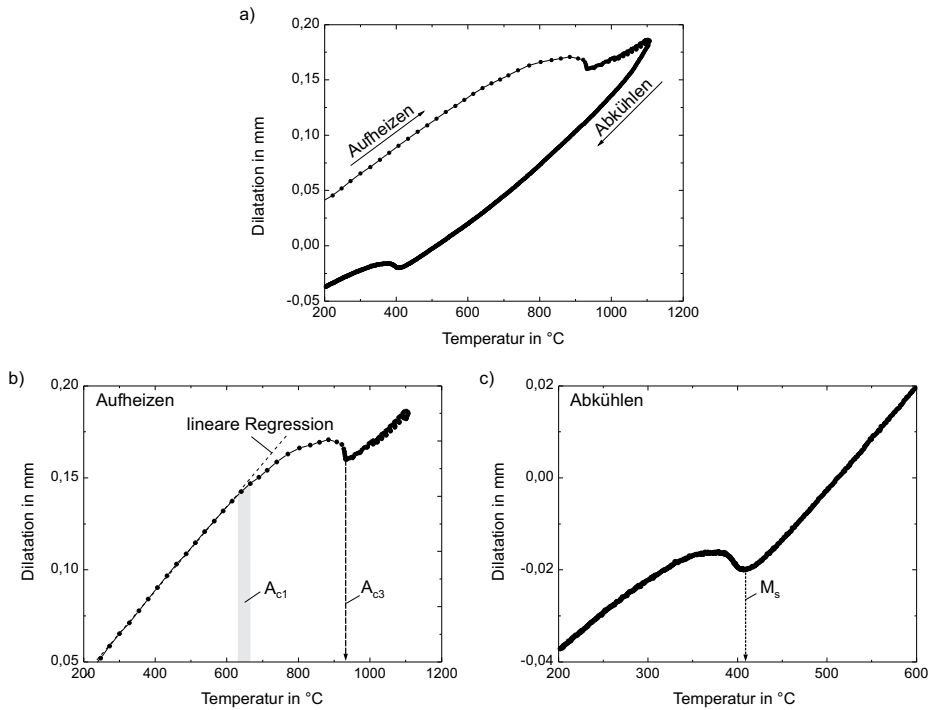


Bild 62: a) Ausschnitt aus der Dilatationsmessung, b) Darstellung der Dilatation im Aufheizvorgang (Detailausschnitt), c) Darstellung der Dilatation während der Abkühlung (Detailausschnitt)

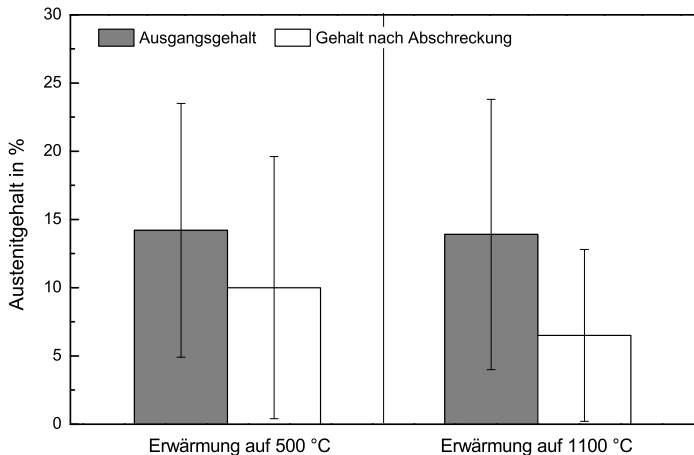


Bild 63: Einfluss der Temperaturzyklen auf den Austenitgehalt der Gleeble-Proben

4.2.2.2 Ofenversuche

In Hinblick auf eine Simulation der Gefügestruktur der WEZ werden in dieser Arbeit zunächst vier unterschiedliche Temperaturzyklen mit einer Maximaltemperatur von 500 °C, 700 °C, 900 °C und 1200 °C untersucht, Bild 64. Es zeigt sich, dass die hohen Aufheizraten

eines realen Schweißprozesses nicht realisiert werden konnten, jedoch die für die Gefügeausbildung maßgebliche Abkühlrate mit ca. 1500 °C/s dem realen Punktschweißprozess vergleichbar ist [119].

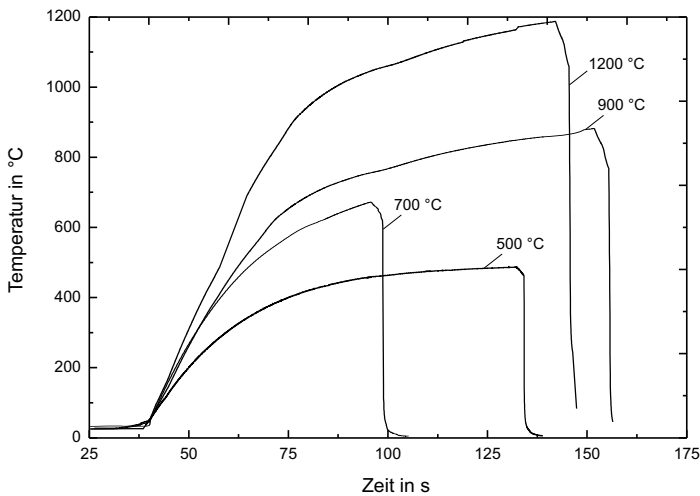


Bild 64: Temperatur-Zeitverlauf bei der Herstellung der Ofenproben

Bild 65 zeigt das Abkühlverhalten bei der Maximaltemperatur von 900 °C und einer $t_{8/5}$ -Zeit von $0,1\text{ s}$. Die M_s -Starttemperatur tritt demnach bei ca. 400 °C (Haltepunkt) auf.

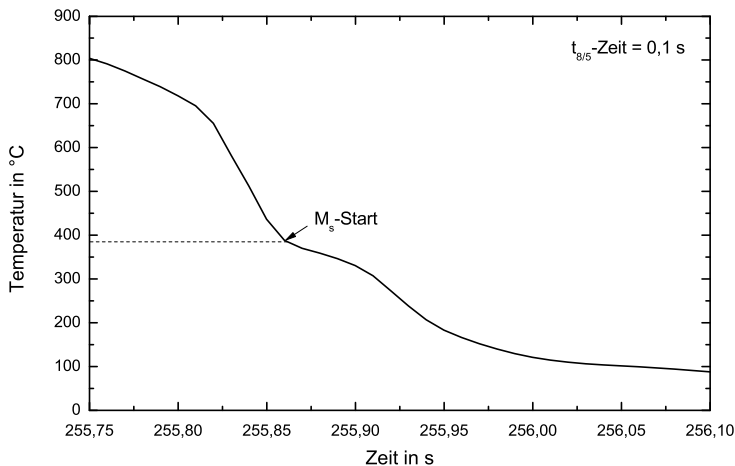


Bild 65: Temperatur-Zeitverlauf im Abkühlprozess nach Erwärmung auf 900 °C mit Darstellung des Haltepunktes (M_s -Start)

Für eine qualitative Bewertung des Einflusses der verwendeten Temperaturzyklen auf den Austenitgehalt wurden zunächst konventionelle röntgenographische Untersuchungen an den entsprechend präparierten Zugproben durchgeführt. Bild 66 zeigt die Entwicklung der 200γ -Ebene in Abhängigkeit von Θ (Theta) für die wärmebehandelten Proben. Es kann

festgestellt werden, dass eine Erwärmung auf eine Spitzentemperatur von 500 °C mit nachfolgender Abschreckung (Bild 66b) zu einer mäßigen Verringerung der Intensität der 200 γ -Ebene im Vergleich zum unbehandelten Grundwerkstoff (Bild 66a) führt. Bei einer Spitzentemperatur von 700 °C, 900 °C und 1200 °C und nachfolgender Abschreckung (Bild 66c-d) verringert sich hingegen die Intensität der 200 γ -Ebene drastisch, so dass hier ein deutlich reduzierter Austenitgehalt im Vergleich zur unbehandelten Probe zu erwarten ist. Da der Austenitgehalt aus den Integralintensitäten der γ -Phase und der α -Phase errechnet wird, ist zu beachten, dass die eingegebenen Änderungen der 200 γ -Ebene lediglich Hinweise auf die Änderung des Austenitgehaltes liefern können.

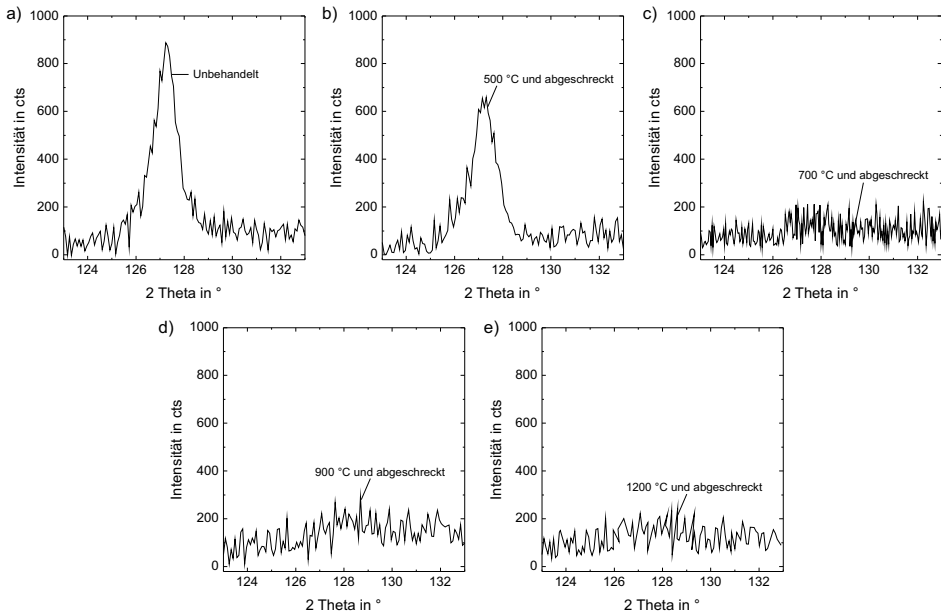


Bild 66: Entwicklung des 200 γ -Peaks nach Erwärmung auf unterschiedliche Spitzentemperaturen und nachfolgender Abschreckung, Messung mittels Röntgenstrahlung (winkeldispersive Messung)

Die metallographische Gefügeanalyse bestätigt diese Ergebnisse der röntgenographischen Untersuchungen. Bild 67 zeigt exemplarisch Schlibfbilder von Proben, die nach der o. g. Prozedur thermisch behandelt wurden. Es kann zunächst festgestellt werden, dass der Austenit (weiß gekennzeichnet, Ätzung nach Klemm [174]) bei Spitzentemperaturen ab 500 °C signifikant abnimmt. Eine quantitative Auswertung gelingt dabei durch die Bestimmung des Flächenanteils des Austenits bezogen auf die Gesamtfläche. So kann bereits bei einer Spitzentemperatur von 500 °C ein signifikanter Abfall des Austenitgehaltes von 16,5 % (unbehandelt) auf 9,5 % nachgewiesen werden. Eine weitere Erhöhung der Temperatur führt zu einer Verringerung des Austenitgehaltes auf 4,5 % (700 °C) und 3,5 % (900 °C). Bei einer Erwärmung auf 1200 °C und nachfolgender Abschreckung in Eiswasser treten martensitischen Gefügebestandteile auf. Da diese bei der Ätzung nach Klemm nicht von den Austenitantilen zu separieren sind [174] kann keine zuverlässige Bestimmung des Austenitgehaltes für diese Spitzentemperatur vorgenommen werden. Festgestellt werden kann, dass die Erwärmung auf 1200 °C zu einer Kornvergrößerung (Bild 67e) führt. Darüber hinaus können nadelartige martensitische Körner (weis) identifiziert werden.

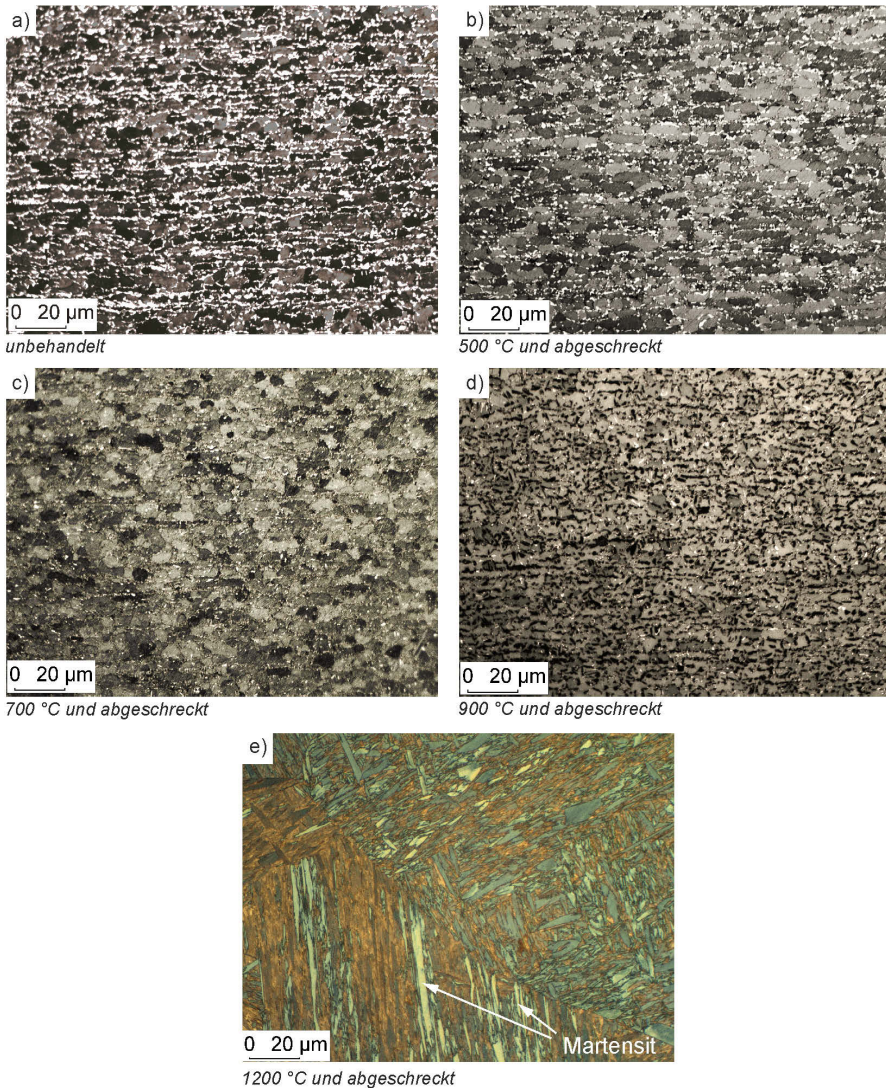


Bild 67: Exemplarische Darstellung der Gefügeausbildung mit Visualisierung des Austenits (weiß) für den a) unbehandelten Grundwerkstoff und nach Erwärmung auf Spitzentemperaturen von b) 500 °C, c) 700 °C, d) 900 °C und e) auf 1200 °C mit nachfolgender Abschreckung in Eiswasser

Die durch metallographische Gefügeanalyse bestimmten Austenitgehalte beziehen sich auf einen vergleichsweise kleinen Messbereich. Um eine globalere Bewertung bezüglich der Abhängigkeit des Austenitgehaltes von der jeweiligen Spitzentemperatur zu ermöglichen wurden zusätzlich Messungen mittels Synchrotronstrahlung durchgeführt, siehe Bild 68. Auch hier zeigt sich, dass durch die verschiedenen Temperaturzyklen eine Verringerung des Austenitgehaltes in Abhängigkeit von der Spitzentemperatur erfolgt. Nach einem Erwärmen auf 500 °C und anschließender Abschreckung liegen im Gefüge noch etwa 11 % Austenit vor. Bei Erhöhung der Maximaltemperatur verringert sich der Austenitgehalt weiter auf 3,3 % (700 °C), 4,5 % (900 °C) bzw. 2,6 % (1200 °C).

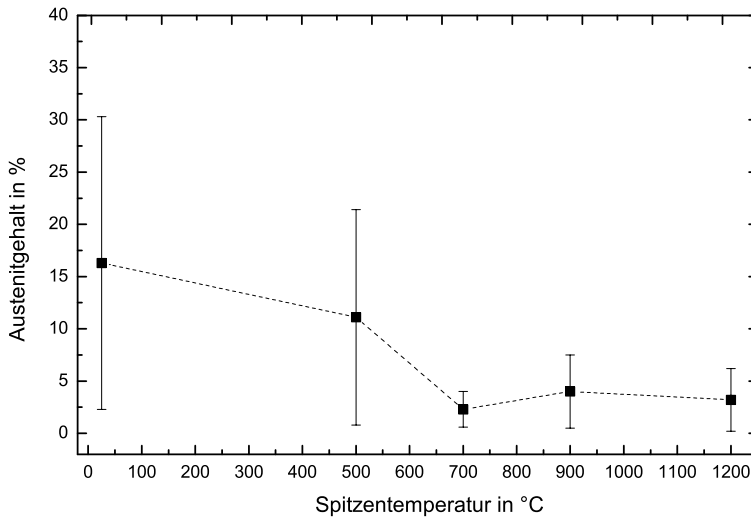


Bild 68: Berechnete Austenitgehalte nach Erwärmung auf die angegebene Spitztemperatur und nachfolgender Abschreckung in Eiswasser, Messung mittels Synchrotronstrahlung im Reflektionsmodus

4.3 Mechanische Kennwerte und Austenitgehalt nach simuliertem Widerstandspunktschweißprozess

4.3.1 Gleeble Proben

Um den Einfluss des Temperaturzyklus auf die mechanisch-technologischen Kennwerte und hier insbesondere auf die Dehnungsfähigkeit detailliert erfassen zu können, wurden optische Dehnungsfeldmessungen im Zugversuch durchgeführt. In Bild 69 sind exemplarisch die Dehnungsfelder bei Erreichen der Gleichmaßdehnung für die Gleeble-Proben und den unbehandelten Grundwerkstoff gegenübergestellt. Dabei zeigt sich, dass eine Spitztemperatur von 500 °C bei dem o. g. Aufheiz- und Abkühlverhalten zu einer Verringerung der Dehnungsfähigkeit führt. Zu beachten ist, dass die maximale Dehnung im Bereich des simulierten Schweißgefüges (Mitte der Probe) auftritt. Hingegen liegt bei der Probe mit einer Spitztemperatur von 1100 °C aufgrund der höheren Festigkeit des simulierten Schweißgefüges die maximale Dehnung im thermisch gering beeinflussten Grundwerkstoff.

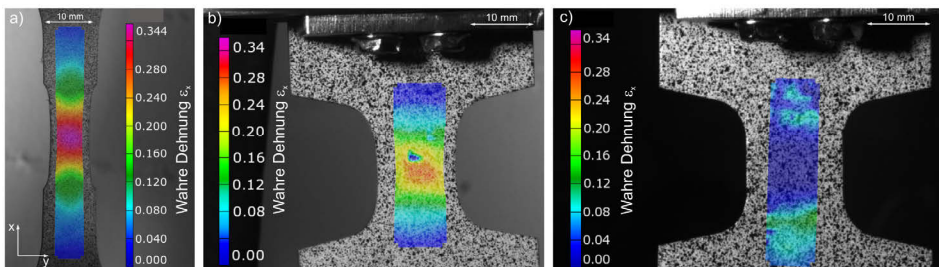


Bild 69: Dehnungsfelder für a) den unbehandelten Grundwerkstoff (Zugprobe) und die Gleeble-Proben mit einer Spitztemperatur von b) 500 °C und c) 1100 °C

Die aus den optischen Dehnungsfeldmessungen für den Bereich des simulierten Schweißprozesses (Mitte der Probe) ermittelten wahren Spannungs-Dehnungskurven sind in Bild 70 dargestellt. Anzumerken ist, dass die wahren Spannungs-Dehnungskurven bis zum Erreichen der globalen, d.h. auf die gesamte Probe bezogenen Gleichmaßdehnung, dargestellt sind. Es zeigt sich, dass eine Erwärmung auf 500 °C zu einer signifikanten Verringerung der ertragbaren Spannung und zu einer abnehmenden Verformbarkeit führt. Der Bruch erfolgt dabei im wärmebehandelten Bereich. Bei einer Erwärmung auf 1100 °C erfolgt der Bruch hingegen außerhalb des thermisch behandelten Bereiches (siehe auch Bild 69), so dass die hier ermittelte wahre Spannungs-Dehnungskurven nicht bis zur Gleichmaßdehnung des simulierten Schweißgutes aufgetragen werden kann. Somit wird lediglich gezeigt, dass bei einer Spitzentemperatur von 1100 °C die Streckgrenze unter den o. g. Aufheiz- und Abkühlraten auf über 750 MPa ansteigt.

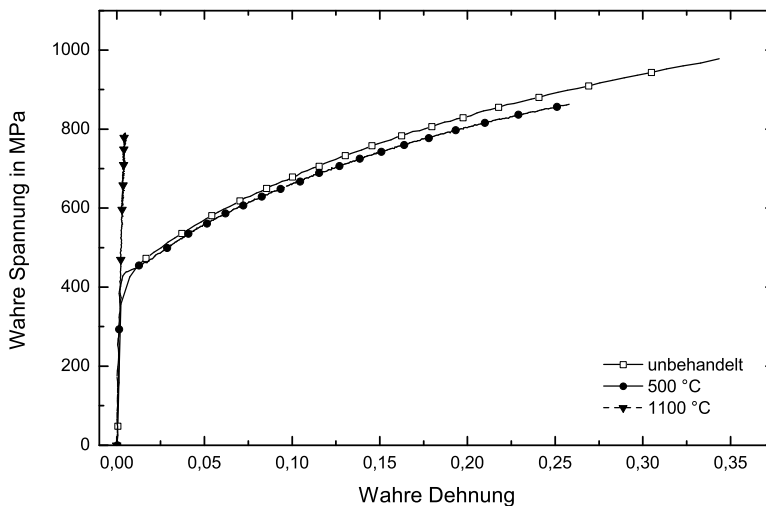


Bild 70: Wahre Spannungs-Dehnungskurven der Gleeble-Proben, die wahre Dehnung entspricht der maximalen lokalen Dehnung der Probe

Die Analyse des Austenitgehaltes vor und nach dem Zugversuch (Versagen der Proben) kann Hinweise auf eine mögliche $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung und damit auf die Stabilität des vorliegenden Austenits geben. In Bild 71 sind die ermittelten Austenitgehalte für die untersuchten Spitzentemperaturen aufgezeigt. Es kann festgestellt werden, dass der Temperaturzyklus vor dem Zugversuch einen signifikanten Einfluss auf die γ -Phasenumwandlung im Zugversuch hat. So erfolgt bei der Probe die auf eine Spitzentemperatur von 500 °C erwärmt wird im Zugversuch eine Reduzierung des Austenitgehaltes um ca. 60 %. Hingegen kann für die Probe die auf eine Temperatur von 1100 °C erwärmt wurde keine wesentliche Verringerung des Austenitgehaltes festgestellt werden. Zu beachten ist, dass die Bestimmung des Austenitgehaltes in der Mitte der Probe bzw. direkt an der Bruchstelle erfolgt.

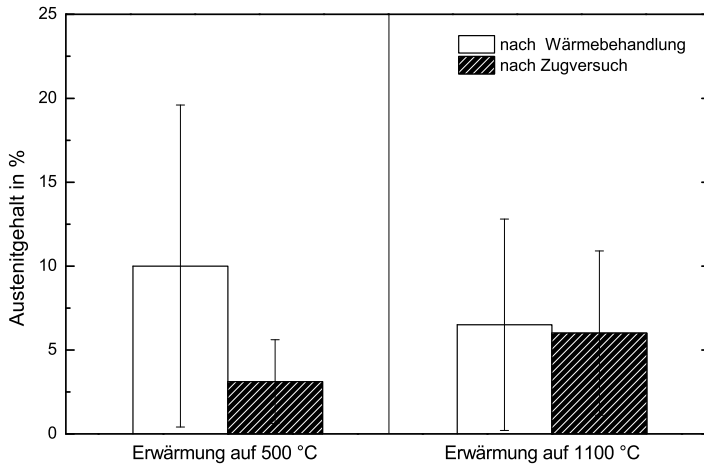


Bild 71: Verringerung des Austenitgehaltes der thermisch behandelten Gleeble-Proben durch eine quasi-statische, einachsige Zugbelastung

4.3.2 Ofenproben

Der Einfluss unterschiedlicher Spitzentemperaturen und den für das Punktschweißen typischen hohen Abkühlraten auf die lokale Verformbarkeit zeigt Bild 72. Dabei ist eine mit steigender Spitzentemperatur auftretende sukzessive Verringerung der Gleichmaßdehnung zu beobachten.

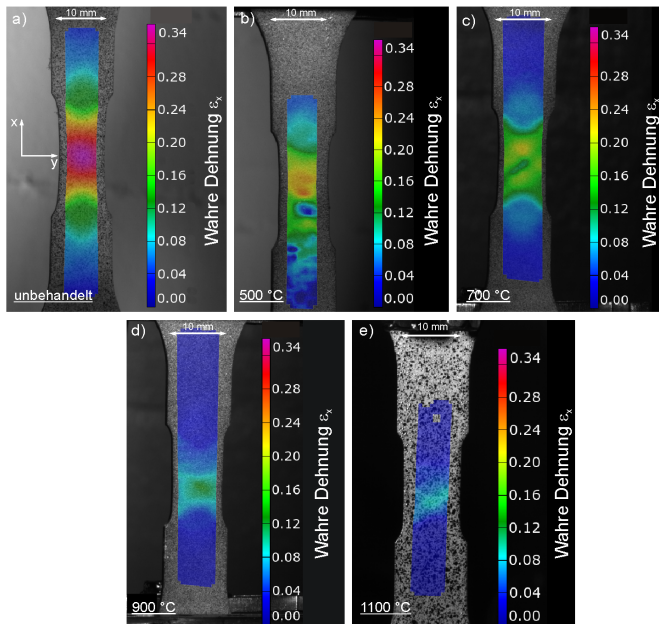


Bild 72: Dehnungsfelder der thermisch behandelten Zugproben (Ofenproben) bei Erreichen der Gleichmaßdehnung, die Dehnung ist in Zugrichtung (x-Richtung)

Die ermittelten wahren Spannungs-Dehnungskurven für die thermisch behandelten Zugproben sind in Bild 73 gezeigt. Wie bereits dargestellt, verringert sich die Verformbarkeit mit zunehmender Spitztemperatur signifikant von 0,34 (unbehandelt) auf 0,09 (1200 °C). Auch die Festigkeit (definiert als wahre Spannung bei Erreichen der Gleichmaßdehnung) nimmt zunächst mit steigender Temperatur signifikant ab (990 MPa/unbehandelt zu 790 MPa/ 700 °C). Ab einer Spitztemperatur von 900 °C ist jedoch ein abweichendes Verhalten festzustellen. So erfolgt, unabhängig von der Temperatur, ein deutlicher Anstieg der Streckgrenze auf etwa 850 MPa (900 °C) bis ca. 1000 MPa (1200 °C) und der Festigkeit auf ca. 1450 MPa.

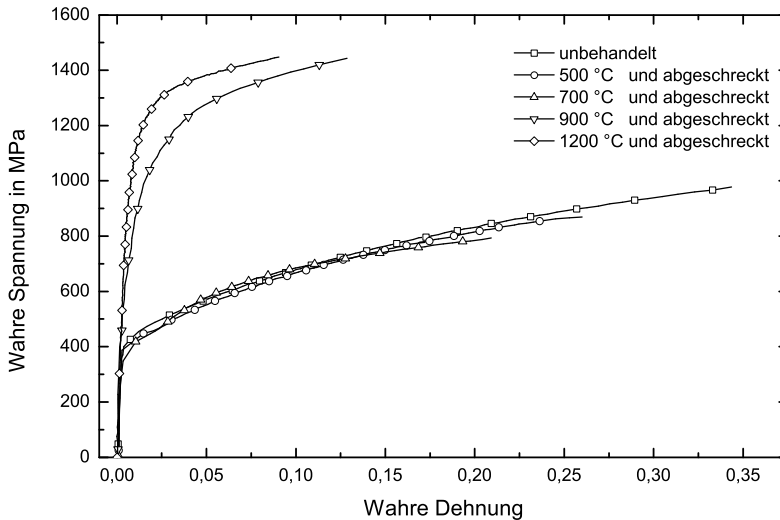


Bild 73: Wahre Spannungs-Dehnungskurve für den unbehandelten Grundwerkstoff und die thermisch behandelten Zugproben, die wahre Dehnung entspricht der maximalen lokalen Dehnung

Um eine Übertragbarkeit der hier dargestellten Ergebnisse auf die mechanischen Kennwerte der WEZ und der Schweißlinse einer realen Widerstandspunktschweißverbindung zu ermöglichen, wurden die Härtewerte der thermisch behandelten Proben ermittelt. Die Mittelwerte und die Standardabweichung sind in Tabelle 7 wiedergegeben.

Tabelle 7: Härte des Grundwerkstoffes und der thermisch behandelten Ofenproben

Grundwerkstoff	500 °C	700 °C	900 °C	1200 °C
210 ± 4 HV _{0,5}	240 ± 3 HV _{0,5}	265 ± 6 HV _{0,5}	420 ± 8 HV _{0,5}	465 ± 7 HV _{0,5}

Eine Gegenüberstellung des Austenitgehaltes vor und nach dem Zugversuch ist in Bild 74 wiedergegeben.

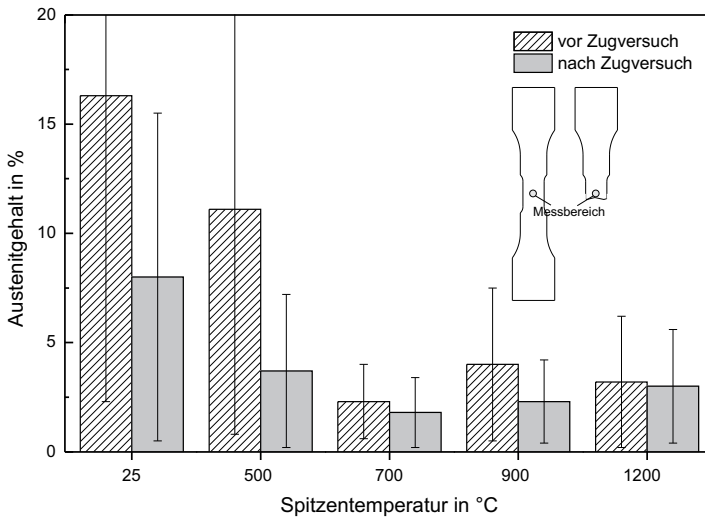


Bild 74: Verringerung des Austenitgehaltes der thermisch behandelten Zugproben durch eine quasi-statische, einachsige Zugbelastung

4.4 Austenitgehalt und lokale mechanische Kennwerte nach realem Widerstandspunktschweißprozess

4.4.1 Einfluss des Temperaturzyklus beim Widerstandspunktschweißen auf den Austenitgehalt

Das mittels der Simulationssoftware Sorpas bestimmte Temperaturfeld beim Widerstandspunktschweißen des TRIP Stahls HCT690T sowie die hieraus extrahierten Temperaturverläufe für die WEZ (Temperaturbereich der in Kap. 4.3 experimentell untersucht wurde) sind in Bild 75 dargestellt. Die $t_{8/5}$ -Zeiten liegen dabei zwischen 140 ms (Punkt 1) und 180 ms (Punkt 2). Die Aufheizgeschwindigkeit beträgt, abhängig von dem Bereich in der WEZ, zwischen 5000 °C/s und etwa 1500 °C/s. Die Ergebnisse sind mit den Arbeiten von Kießling et al. [165] vergleichbar.

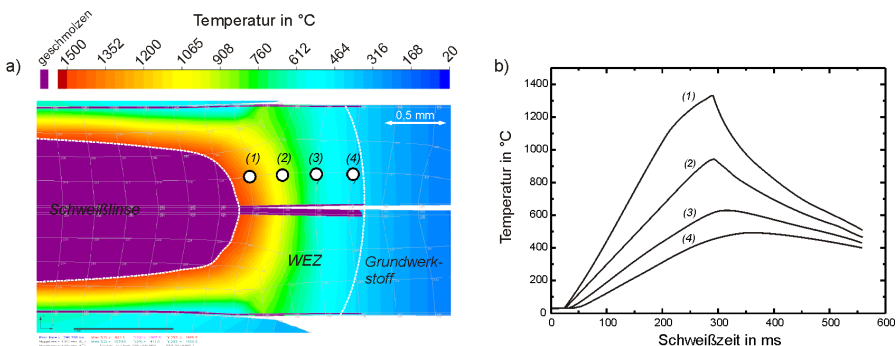


Bild 75: Temperaturfeld sowie Temperaturzyklen für die markierten Knotenpunkte bei einem Punktdurchmesser von 5 mm (Simulation mit Sorpas); Werkstoff: TRIP Stahl HCT690T+Z mit einer Blechdicke von 1 mm; verwendete Schweißparameter: Elektrodenkraft = 3,5 kN, Schweißzeit = 260 ms, Vor-/Nachhaltezeit = 60 ms/100 ms.

Um den Einfluss der o.g. Temperaturzyklen im realen Widerstandspunktschweißprozess auf die Korngröße des TRIP Stahls HCT690T zu bewerten, wurde eine ortsaufgelöste Analyse der Gefügestruktur mittels EBSD durchgeführt. Die Untersuchung erfolgte für einen Bereich der WEZ mit einer Ausdehnung von $700\ \mu\text{m} \times 70\ \mu\text{m}$, siehe Bild 76a und b. Bei einer Breite der WEZ von ca. 1,2 mm konnte somit ein signifikanter Bereich herangezogen werden. In Bild 76c ist die Kornorientierung und die Korngröße in diesem Bereich der WEZ dargestellt. Dabei zeigt sich, dass eine quasiisotrope Orientierung der Körner vorliegt. Weiterhin ist zu beobachten, dass im Übergangsbereich zwischen Schweißlinse und WEZ ein grobkörniges Gefüge auftritt, das mit zunehmendem Abstand zur Schweißlinse zunächst feinkörnig wird und dann in die für den Grundwerkstoff typische Struktur übergeht.

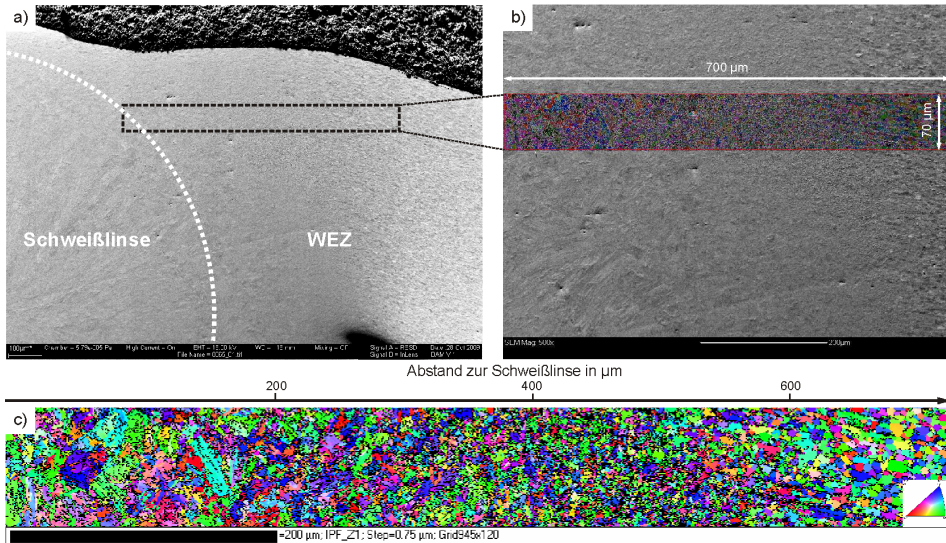


Bild 76: Ortsaufgelöste Gefügeanalyse mittels EBSD, a) und b) Messbereich, c) Korngröße und Kornorientierung

Zur Analyse des Austenitgehaltes sowohl in der Schweißlinse als auch der WEZ wird die hochenergetische Synchrotronstrahlung angewendet. Eine qualitative Bewertung des Austenitgehaltes kann durch die Analyse des Beugungsspektrums in Abhängigkeit von dem Abstand zur Schweißlinsenmitte erfolgen, Bild 78. Zu beachten ist, dass der Linsendurchmesser ca. 4,7 mm betrug. Sowohl in der Schweißlinsenmitte wie auch am Übergang zur WEZ (2 mm) sind nur geringe Beugungsintensitäten für die 111 γ -, 200 γ -, 200 γ - und 311 γ -Netzebenen festzustellen. Ab einem Abstand von 3 mm zur Schweißlinsenmitte treten hingegen vergleichsweise hohe γ -Beugungsintensitäten auf, wobei die Intensitätsmaxima auch mit größerem Abstand zur Schweißlinse nahezu konstant bleiben.

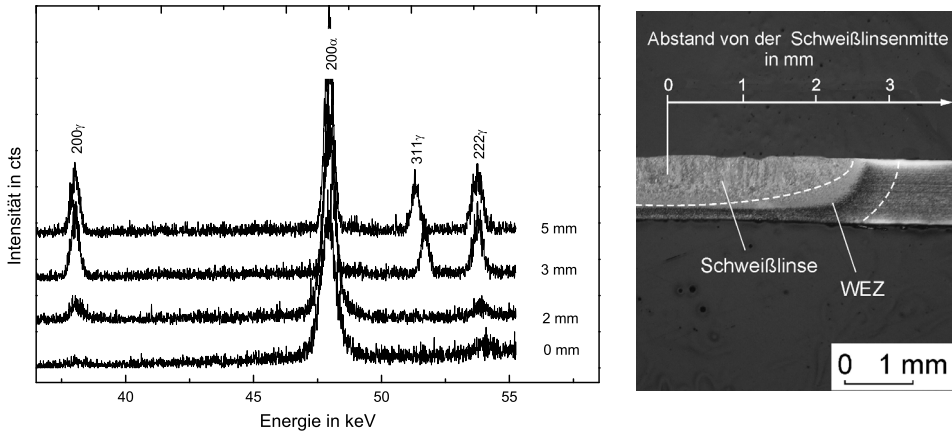


Bild 77: Ausschnitt des Beugungsspektrums für verschiedene Bereiche der Schweißverbindung (zunehmender Abstand zur Schweißlinsemitte); rechts: geprüfte Punktverschweißung

Die quantitative Analyse des Austenitgehaltes ist in Bild 78 gezeigt. So liegen in der Schweißlinse vergleichsweise geringe Austenitgehalte von $< 4\%$ vor. Im Abstand von 3 mm zur Schweißlinse, d.h. am Übergang WEZ/Grundwerkstoff, konnte mit $16,6\%$ ein Austenitgehalt ermittelt werden der dem des Grundwerkstoffes ($16,8\%$ bei einem Abstand von 15 mm zur Schweißlinsemitte gemessen) entspricht.

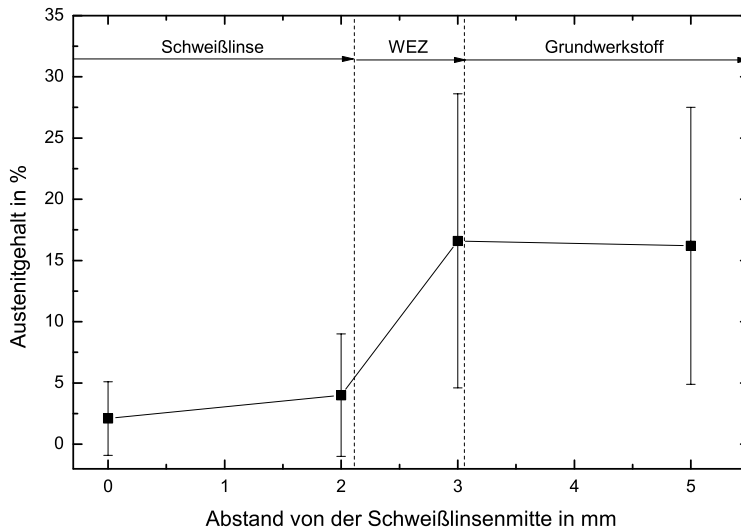


Bild 78: Entwicklung des Austenitgehaltes in der Punktverschweißverbindung dargestellt für verschiedene Bereiche der Fügestelle, bestimmt mittels Synchrotronstrahlung (Messmodus: Reflexion)

4.4.2 Einfluss des Temperaturzyklus beim Widerstandspunktschweißen auf die lokalen mechanischen Eigenschaften

Die lokalen mechanischen Kennwerte von Widerstandspunktschweißverbindungen werden generell über die Härtewerte charakterisiert. Bild 79 zeigt den typischen Härteverlauf einer Widerstandspunktschweißverbindung aus dem TRIP Stahl HCT690T.

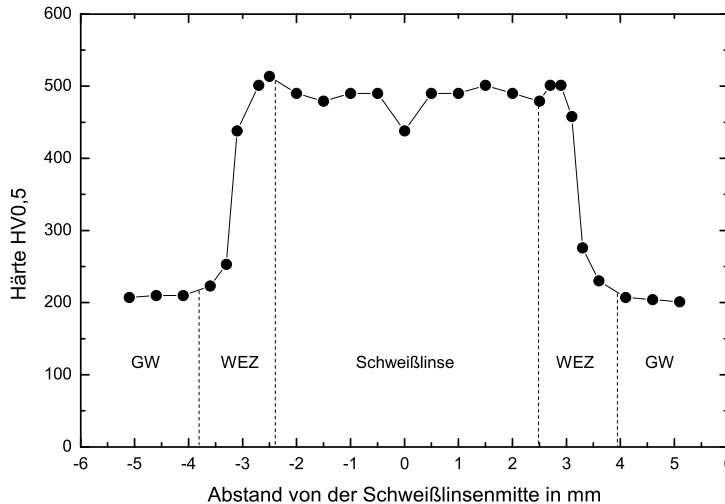


Bild 79: Exemplarische Darstellung des Härteverlaufes im Bereich der Punktschweißverbindung, die Vickers-Härteprüfung erfolgt nach [175], Schweißparameter siehe *Tabelle 3*, Punktdurchmesser: 5 mm

Aufgrund der eingeschränkten Nachbildung der verschiedenen Spitzentemperaturen in der WEZ einer Punktschweißverbindung wurden, zusätzlich zu den Zugversuchen an Ofenproben die mechanischen Kennwerte direkt an der Fügestelle einer Widerstandspunktschweißverbindung bestimmt. Die mittels der instrumentierten Eindringprüfung bestimmten lokalen Fließgrenzen und wahren Spannungs-Dehnungskurven sind in Bild 80 dargestellt. Dabei kann festgestellt werden, dass die Fließgrenze in der Wärmeinflusszone zunächst in einem vergleichsweise geringen Umfang ansteigt. Bei Annäherung an die Schweißliniensgrenze erfolgt unmittelbar ein Anstieg der Fließgrenze auf das Niveau der Schweißlinse. Die Fließgrenze der Schweißlinse liegt dabei mit ca. 800 MPa nahezu doppelt so hoch wie die des Grundwerkstoffes. Die wahren Spannungs-Dehnungskurven der einzelnen Bereiche der Punktschweißverbindung zeigen ein der Fließgrenze vergleichbares Verhalten. Dabei ist jedoch anzumerken, dass kein abrupter Anstieg der ertragbaren Spannung auf das Niveau der Schweißlinse erfolgt.

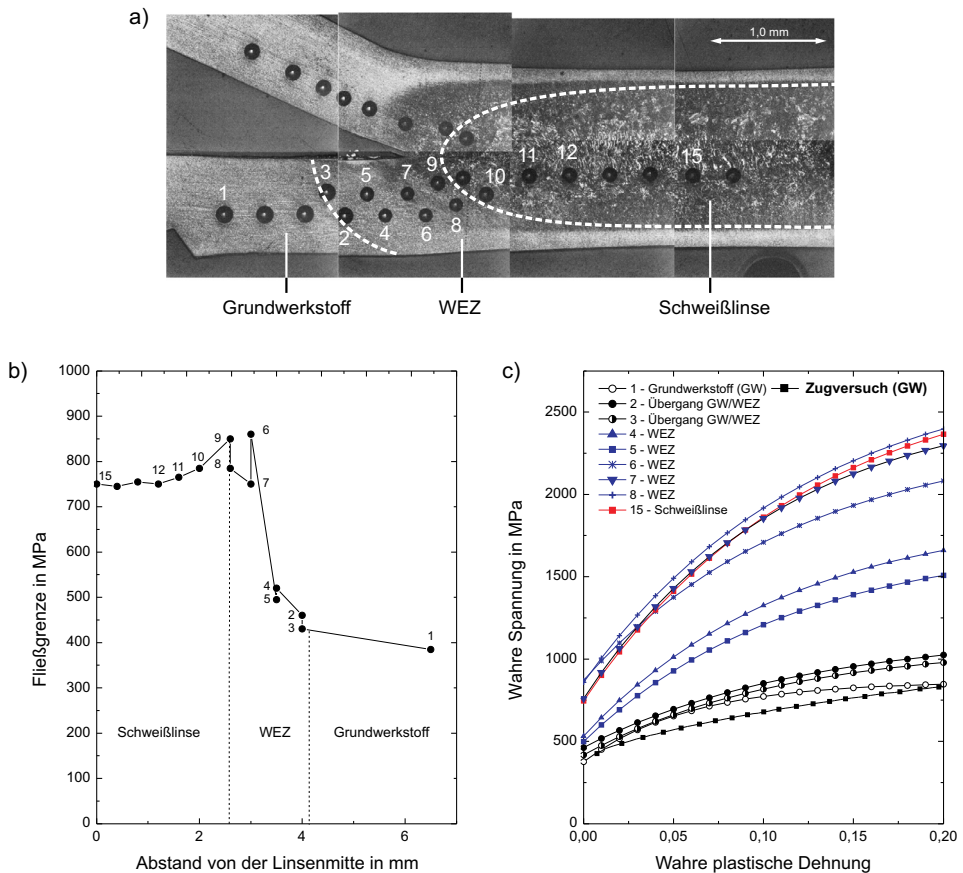


Bild 80: Ergebnisse der instrumentierten Eindringprüfung, a) Querschliff nach der Eindringprüfung mit Messpunkten und schematischer Lage der WEZ/Schweißlinse, b) Fließgrenze für verschiedene Bereiche der Fugestelle mit Angabe des Eindringversuches, c) Wahre Spannungs-Dehnungskurve ermittelt mit der instrumentierten Eindringprüfung und dem Zugversuch

4.5 Verformungs- und Bruchverhalten von widerstandspunktgeschweißtem TRIP Stahl

Die ermittelten lokalen mechanischen Eigenschaften der WEZ und der Schweißlinse werden als Eingangsdaten für die FE-Simulation verwendet. Die Validierung der numerischen Simulation erfolgt sowohl mittels der aus konventionellen Scherzugversuchen ermittelten Kraft-Verlängerungskurven als auch durch die aus Dehnungsfeldmessungen bestimmten Kraft-(lokale) Dehnungsverläufe der Scherzugproben. Für die Dehnungsverläufe werden dabei die maximal auftretenden Oberflächendehnungen an der Fugestelle sowohl an der Vorder- als auch an der Rückseite genutzt. Mit den Kraft-Verlängerungskurven steht ein globales Vergleichskriterium zur Verfügung, während die Kraft-Dehnungskurven das lokale Verhalten charakterisieren.

Bild 81 zeigt exemplarisch die Kraft-Verlängerungskurve (a) und die maximale Oberflächendehnung an der Vorder- und Rückseite in Abhängigkeit von der Kraft (b).

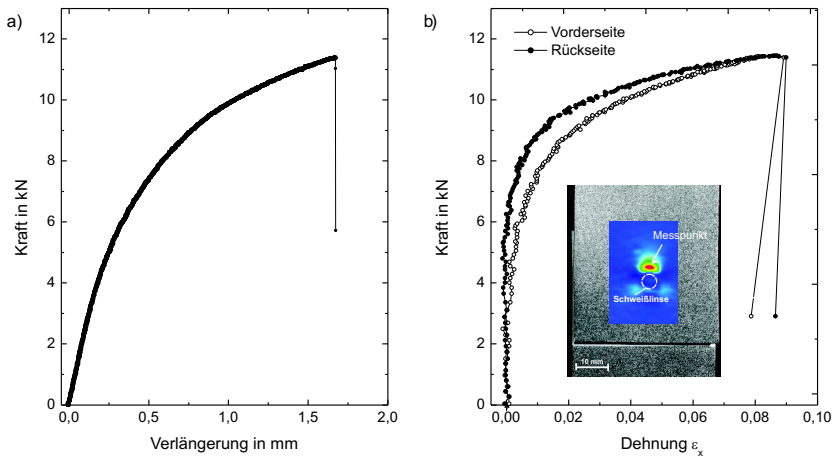


Bild 81: Ergebnisse des Scherzugversuches für eine einschnittige Punktschweißverbindung mit einem Punktdurchmesser von 5 mm a) Kraft-Verlängerungskurve b) Kraft-Dehnungskurve, die Dehnungen entsprechen den maximalen lokalen Dehnungen

Zur Verdeutlichung des Dehnungsverhaltens von widerstandspunktgeschweißten Scherzugproben ist in Bild 82 zusätzlich des Dehnungsfeld bei Erreichen der Scherzugkraft dargestellt. Deutlich wird, dass die maximale Dehnung außerhalb der Schweißlinse bzw. des Elektrodeneindrucks auftritt und die Schweißlinse nur geringfügig verformt wird. Darüber hinaus kann eine vergleichsweise geringe Dehnung des Grundwerkstoffes ($< 2\%$) nachgewiesen werden.

Das Dehnungsfeld dient darüber hinaus, neben den Kraft-Dehnungskurven, als ein zusätzliches qualitatives Vergleichskriterium für die Ergebnisse der numerischen Simulation.

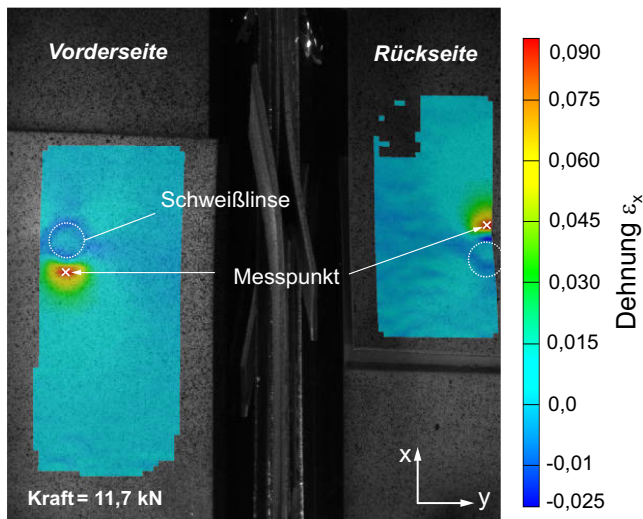


Bild 82: Dehnungsfeld bei Erreichen der Scherzugkraft an der Vorder- und Rückseite der Scherzugprobe (Punktdurchmesser 5mm) sowie Lage der Messpunkte für Bestimmung der Kraft-Dehnungskurve in Bild 81

Da die Ergebnisse der optischen Dehnungsfeldmessung im Bereich geringer Dehnungen $\epsilon_x < 0,01$ vergleichsweise starke Streuungen aufweisen, wurden zusätzlich mittels DMS Dehnungsmessungen im Bereich der maximalen lokalen Dehnungen der Scherzugprobe durchgeführt, siehe Bild 83. Es zeigt sich, dass bei geringen Belastungen zunächst eine vergleichsweise geringe negative Dehnung vorliegt. Mit zunehmender Belastung erfolgt dann jedoch ein Wechsel des Verformungsverhaltens, so dass bei Belastungen über 3,7 kN eine positive Dehnung auftritt.

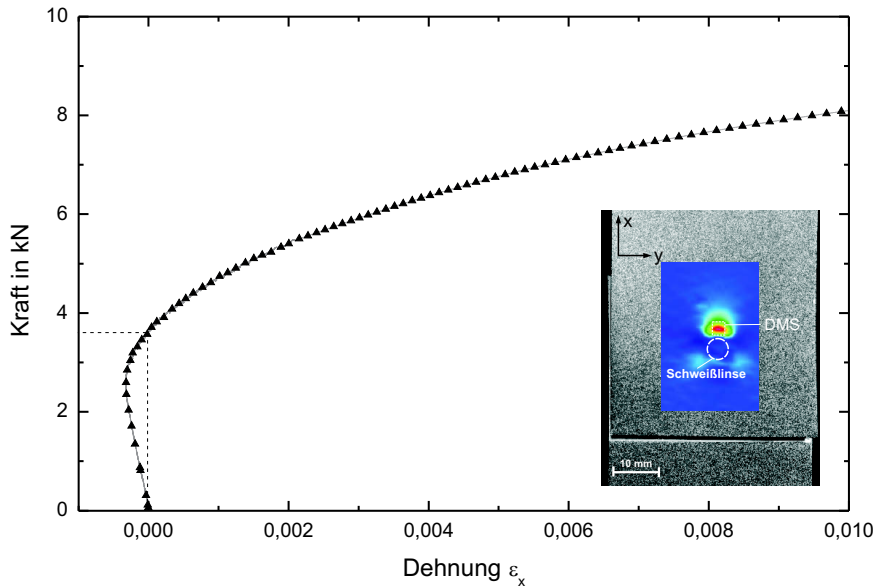


Bild 83: Mittels DMS bestimmte Kraft-Dehnungskurve; schematische Lage des DMS

Das Bruchverhalten dient neben der Kraft-Verlängerungskurve und dem Kraft-Dehnungsverhalten als eine weitere Referenz für die Interpretation der FE-Simulationsergebnisse. Bild 84 gibt exemplarisch das Bruchverhalten für eine Scherzugprobe mit einem Linsendurchmesser von 5,2 mm wieder. Die Risseinleitung erfolgt dabei in der WEZ, etwa 0,2 mm von dem Kerbgrund entfernt. Weiterhin konnte festgestellt werden, dass vor dem Versagen der Scherzugprobe eine merkliche Einschnürung im Übergang Grundwerkstoff/WEZ auftritt.

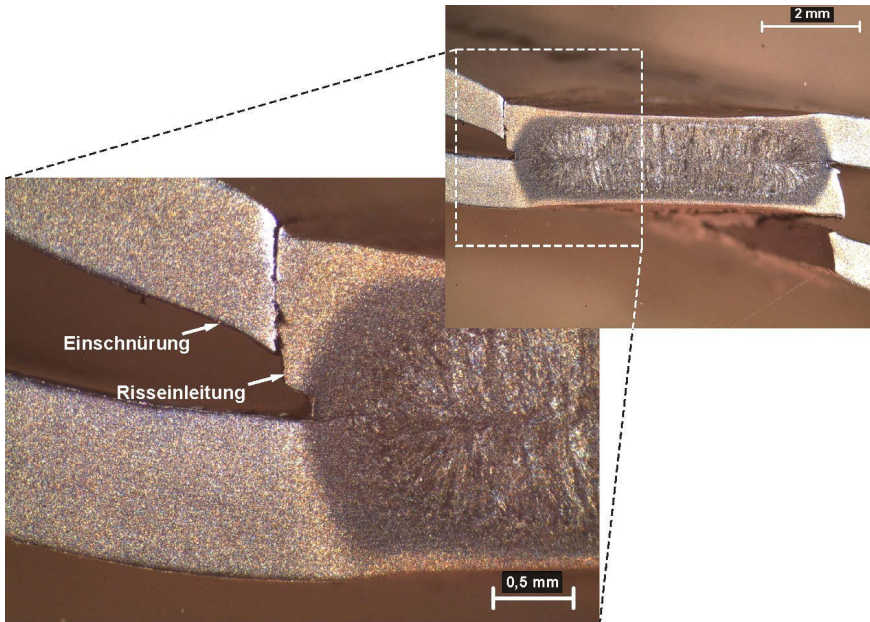


Bild 84: Querschliff einer im Scherzugversuch versagten Widerstandspunktschweißverbindung mit einem Punktdurchmesser von 5 mm, Probengeometrie nach *Bild 24*, Zuggeschwindigkeit=0,01 mm·s⁻¹

4.6 FE-Simulation

Im Folgenden werden die Ergebnisse der FE-Simulation unter Verwendung der in Kap. 3.3 beschriebenen Modelle dargestellt. Anschließend erfolgt für die relevanten Modelle 2 und 3 eine Charakterisierung des Spannungs- und Dehnungsverhaltens in den hinsichtlich des Probenversagens bedeutenden Bereichen der Fügestelle.

Es sei darauf hingewiesen, dass die Materialkenndaten der in Kap. 0.3 dargestellten WEZ-2 variiert werden, um den Nutzen der experimentell bestimmten Materialkenndaten der WEZ und folglich auch die Notwendigkeit ihrer Ermittlung zu beurteilen. Die Festlegung der Variation lediglich einer WEZ-Zone erfolgt auf Basis des Härteverlaufes und der Ergebnisse der Eindringprüfung. So konnten lediglich für einen örtlich stark eingeschränkten Bereich ein von der Schweißlinse bzw. dem Grundwerkstoff abweichendes Werkstofffestigkeitsverhalten nachgewiesen werden.

4.6.1 Ergebnisse der unterschiedlichen Simulationsmodelle

Als Basis für die Interpretation der FE-Simulationsergebnisse dient neben dem Kraft-Verlängerungsverhalten (globales Kriterium) insbesondere die mittels optischer Dehnungsfeldanalyse bestimmte maximale Oberflächendehnung (lokales Kriterium). In Bild 85 ist das Dehnungsverhalten im Bereich der Punktschweißverbindung für die untersuchten Simulationsmodelle bei einer Verlängerung von 1,8 mm exemplarisch gegenübergestellt. Für die Bewertung des lokalen Dehnungsverhaltens wird die Dehnungskomponente in Zugrichtung (x-Richtung) verwendet. Diese setzt sich aus dem elastischen und plastischen Anteil zusammen. Für die drei Modelle tritt die maximale Oberflächendehnung deutlich außerhalb der Schweißlinse im Bereich des Grundwerkstoffes auf.

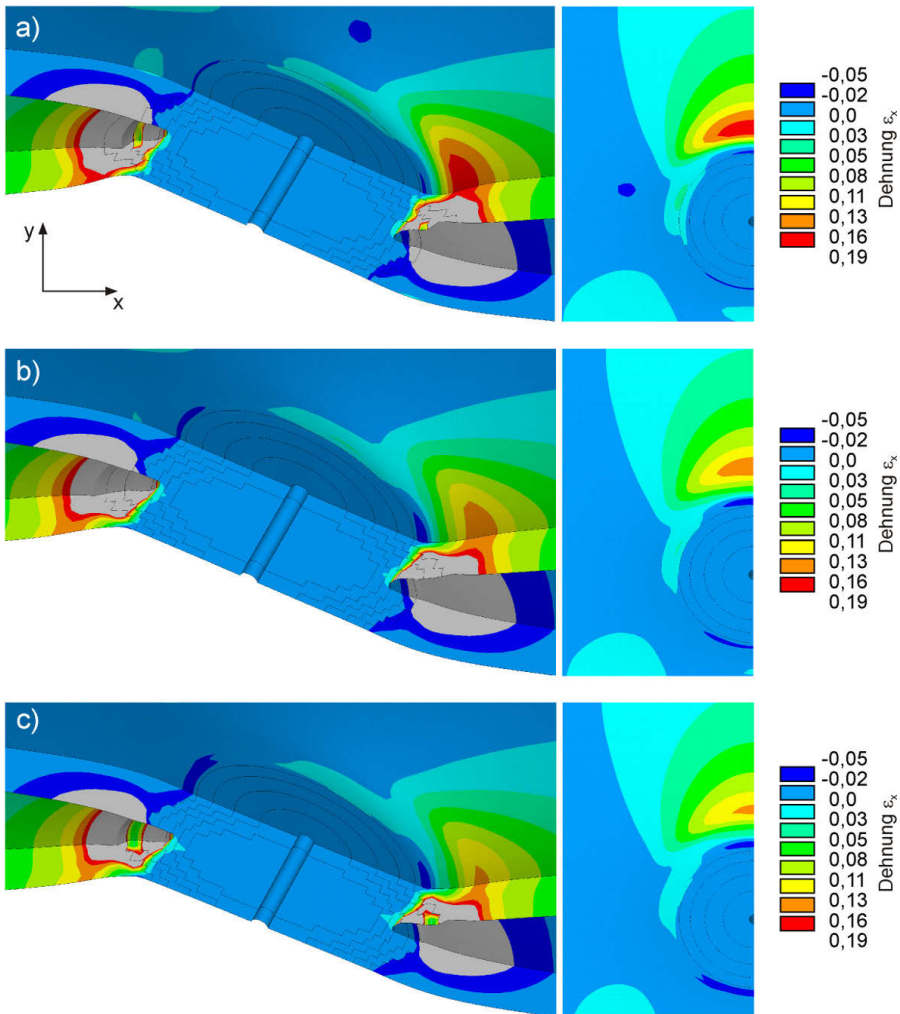


Bild 85: Dehnungskennwerte (Dehnung in x-Richtung) der FE-Modelle 1, 2 und 3 bei Erreichen der maximalen Verlängerung von 1,8 mm, variiert werden die Materialkenndaten der WEZ-2 (siehe Kap. 0.3), Materialkenndaten des a) Grundwerkstoffes, b) der WEZ (instrumentierte Eindringprüfung) und c) der Schweißlinse, siehe auch Bild 115

Durch die Analyse der maximalen Oberflächendehnung (Bild 85) unter Berücksichtigung der äußeren Kraft können Kraft-Dehnungsverläufe für das jeweilige Modell ermittelt werden Bild 86a. In Abhängigkeit von dem verwendeten Simulationsmodell liegt bei Belastungen bis 4 kN (Modell 3), bis 5,5 kN (Modell2) bzw. bis 6,3 kN (Modell 1) zunächst eine geringe negative Dehnung vor. Für das Modell 1 konnte dabei eine größere negative Dehnung ermittelt werden als für das Modell 2 und das Modell 3. Mit ansteigender Belastung erfolgt ein Wechsel des Verformungsverhaltens, so dass oberhalb einer spezifischen, vom Simulationsmodell abhängigen Kraft, eine positive Dehnung vorliegt. Oberhalb dieser Kraft ist die zunehmende Festigkeit der WEZ-2 (Modell 3 > Modell 2 > Modell 1) mit einer größeren

Steigung der Kraft-Dehnungskurve und mit einer geringeren maximalen Oberflächendehnung (0,19 → 0,18 → 0,16) verbunden.

Die ermittelten Kraft-Verlängerungskurven für die jeweiligen Simulationsmodelle sind in Bild 86b wiedergegeben. Für die untersuchten Modelle konnten dabei vergleichbare Verläufe mit geringen Abweichungen nachgewiesen werden.

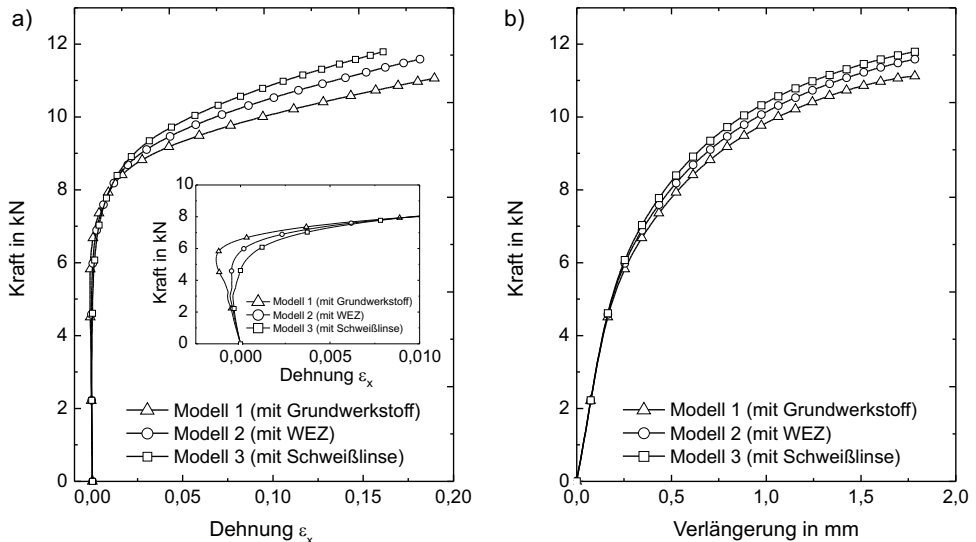


Bild 86: Ergebnisse der FE-Simulation für die drei untersuchten Modelle a) Kraft-Dehnungskurven (Dehnung bei einer Verlängerung von 1,7 mm), mit Detailausschnitt bei geringen Dehnungen b) Kraft-Verlängerungskurven

Um einen gesicherten Vergleich der FE-Simulationsergebnisse mit dem realen Verhalten im Scherzugversuch zu gewährleisten, wird zusätzlich zu den dargestellten lokalen und globalen Vergleichskriterien, das Versagen der Simulationsprobe analysiert. Dazu werden die lokalen Dehnungs- und Spannungsverhältnisse in verschiedenen Bereichen der Fügestelle ermittelt. Bild 87 zeigt exemplarisch für Modell 2 die auftretenden von Mises Dehnungen und von Mises Spannungen im Bereich der Fügestelle bei einer Kraft von 10,3 kN. Die von Mises Spannungen bzw. Dehnungen werden herangezogen da im Bereich der Fügestelle ein mehrachsiger Spannungs-/Dehnungszustand vorliegt [139] [140]. Zusätzlich sind die drei kritischen Bereiche gekennzeichnet. Diese umfassen den kernnahen Bereich (Materialkennndaten der Schweißlinse (1)), den Randbereich der WEZ (WEZ-2 - variable Materialkennndaten (2)) und den Grundwerkstoffbereich (3). Es wird deutlich, dass die höchsten Dehnungen und Spannungen in der Blechinnenseite auftreten, wobei die maximalen Dehnungen im Grundwerkstoffbereich (3) und die maximalen Spannungen im kernnahen Bereich (1) vorliegen. Weiterhin kann eine merkliche Einschnürung im Grundwerkstoffbereich nachgewiesen werden. Ein nahezu identisches Werkstoffverhalten wurde für Modell 3 nachgewiesen. Da das Modell 2 (Kenndaten der WEZ) und das Modell 3 (Kenndaten der Schweißlinse) das reale Verhalten tendenziell besser abbilden als das Modell 1 (Kenndaten des Grundwerkstoffes) erfolgt die Analyse und Diskussion des Versagensverhaltens ausschließlich für diese Modelle.

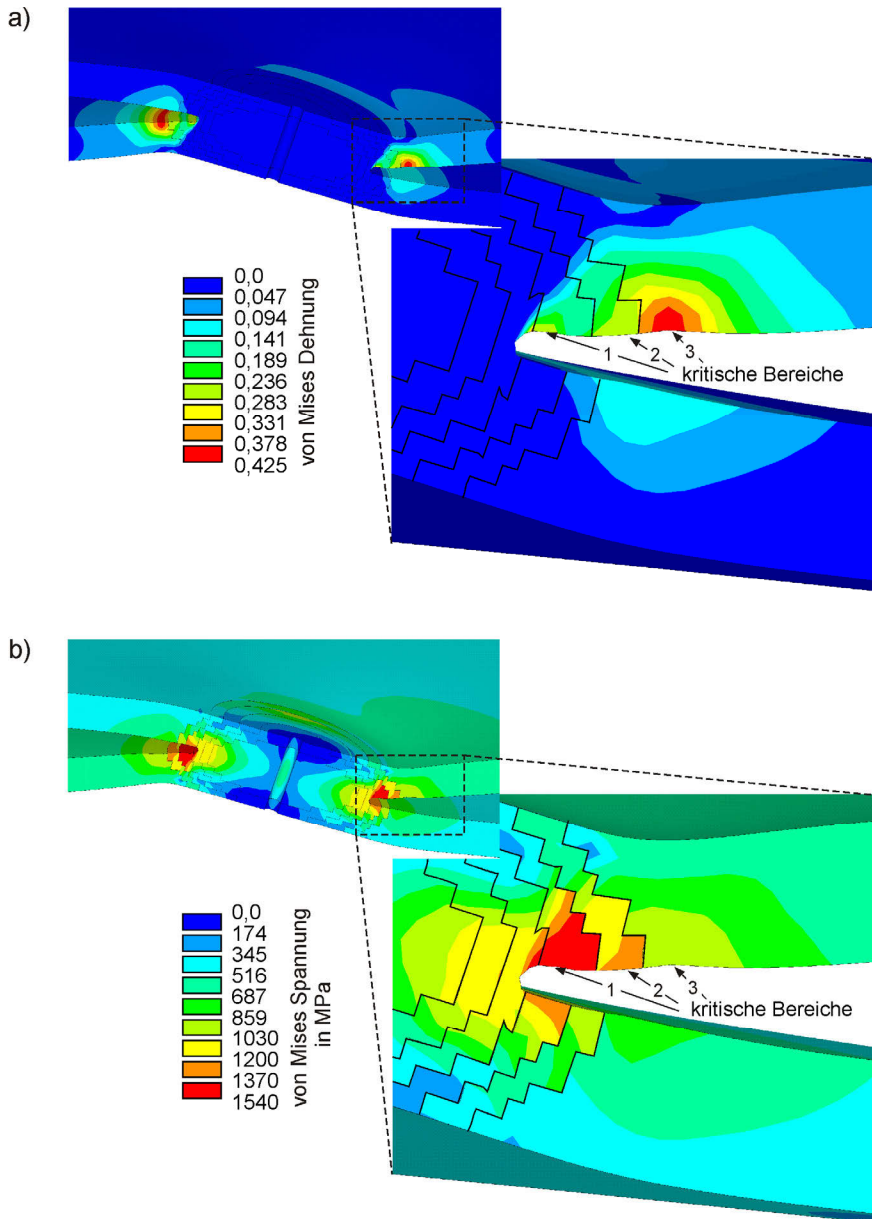


Bild 87: Exemplarische Darstellung der von Mises Dehnung a) und der von Mises Spannung mit den für das Versagen kritischen Bereichen 1, 2 und 3 am Beispiel des Modells 2

Um ein mögliches Versagen der FE-Scherzugprobe prognostizieren zu können ohne dabei ein direktes Versagenskriterium in der FE-Simulation zu implementieren, wurden die Vergleichsspannungs- und -dehnungswerte in den o.g. kritischen Bereichen für den gesamten Belastungsvorgang ermittelt, Bild 88. Dadurch kann neben der maximal ertragba-

ren äußeren Belastung zusätzlich der zu erwartende Versagensort näherungsweise vorhergesagt werden.

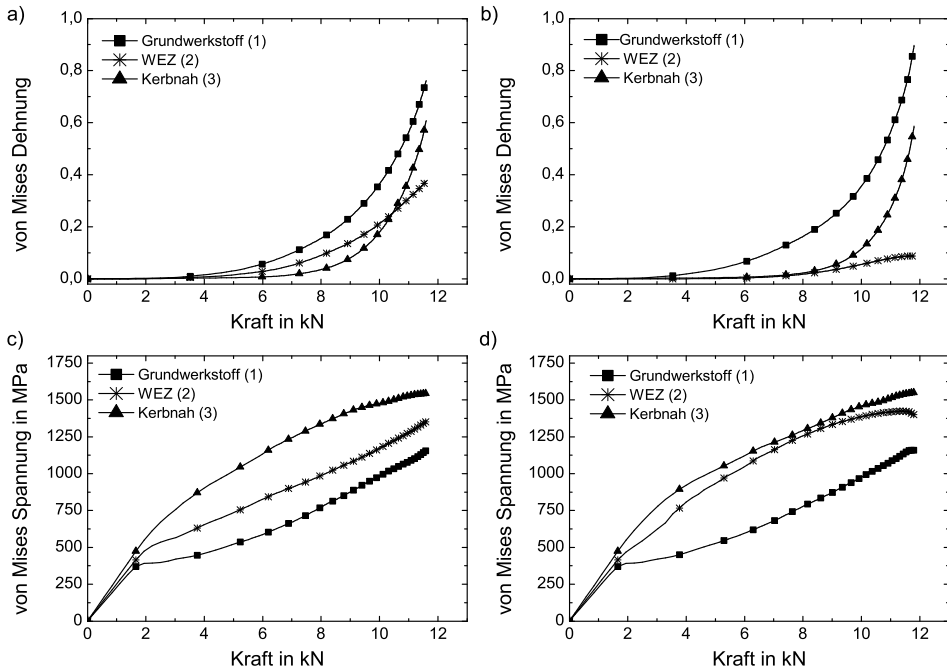


Bild 88: Von Mises Dehnung für das Modell 2 a) und das Modell 3 b), von Mises Spannung für das Modell 2 c) und das Modell 3 d) für die kritischen Bereiche in *Bild 87*; Modell 2: WEZ-2 mit Materialkennndaten der WEZ (instrumentierte Eindringprüfung) Modell 3: WEZ-2 mit Materialkennndaten der Schweißlinse

Bild 88a und Bild 88b zeigen das Dehnungsverhalten für die jeweiligen Bereiche und Simulationsmodelle durch die Darstellung der von Mises Dehnung bezüglich der Kraft. Abhängig von den Bereichen und den Simulationsmodellen erfolgt oberhalb einer spezifischen Kraft eine exponentielle Zunahme der Dehnung. Die maximalen Dehnungen treten dabei im Grundwerkstoff auf. Die Spannungsverhältnisse im Fügebereich zeigen Bild 88b und Bild 88c. Abhängig von den untersuchten Bereichen ist zunächst eine lineare Zunahme der Spannung bis zum Erreichen der jeweiligen bereichsabhängigen Streckgrenzen zu beobachten. Oberhalb dieser spezifischen Spannung verringert sich die Steigung der Spannungs-Kraftkurve, zeigt aber weiterhin näherungsweise einen linearen Verlauf. Die höchsten Spannungen liegen im kerbnahen Bereich vor, während im Grundwerkstoff die niedrigsten Spannungen wirken.

5 Diskussion

Wesentliches Ziel der vorliegenden Arbeit ist die systematische Analyse der Entwicklung des Austenitgehaltes und speziell die quantitative Bestimmung des umwandlungsfähigen Austenitanteils im Grundwerkstoff und insbesondere im wärmebehandelten Bereich von Widerstandspunktschweißverbindungen aus TRIP Stahl. In den anschließenden Kapiteln erfolgt nun eine gezielte Diskussion und Interpretation der Ergebnisse hinsichtlich der o.g. Zielstellung sowie den aus den Änderungen des Austenitgehaltes resultierenden mechanisch-technologischen Kennwerten im Fügebereich. Darüber hinaus wird die Übertragbarkeit der Ergebnisse der simulierten Proben auf das real vorliegende Material der Schweißverbindung bewertet.

5.1 Mechanisch-technologische Kennwerte und $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung des Grundwerkstoffs

Die im einachsigen Zugversuch unter Verwendung der optischen Dehnungsfeldmessung ermittelten technischen und wahren Spannungs-Dehnungskurven zeigen ein für TRIP Stähle typischen Verlauf. Sowohl die Zugfestigkeit als auch die Bruchdehnung entsprechen den Angaben nach DIN EN 10336 [173]. Hingegen liegt die Streckgrenze geringfügig unterhalb der Mindestangaben. Bemerkenswert ist, dass die wahre Bruchdehnung bei vergleichbarer Festigkeit deutlich über den Literaturangaben liegt [26], [30], [31]. Die hohen Bruch- und Gleichmaßdehnungen weisen die hohe Kaltverfestigungsfähigkeit des untersuchten TRIP Stahls nach.

Der die Umformbarkeit kennzeichnende Kaltverfestigungsexponent n erreicht mit 0,3 ein für niedriglegierte TRIP Stähle typischen Wert [23], [24]. Bemerkenswert ist jedoch, dass im Gegensatz zu Arbeiten von [6], [26], [30] der n -Wert bei zunehmender Dehnung nahezu konstant bleibt und auch bei hohen Dehnungen oberhalb der Gleichmaßdehnung nicht signifikant abfällt. Darüber hinaus können durch den dehnungsunabhängigen n -Wert bereits qualitative Aussagen zur Austenitumwandlung und -stabilität getroffen werden. So charakterisiert ein konstanter n -Wert eine über die Dehnung kontinuierliche $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung. Das weist auf die Existenz von Austenitkörnern unterschiedlicher Stabilität [29] hin, d.h. auf Austenitkörner die bei niedriger Dehnung in Martensit umwandeln als auch auf solche die bei höheren Dehnungen umwandeln. Dieser Sachverhalt wird im Folgenden weiterführend diskutiert.

Um die martensitische Phasenumwandlung im Zugversuch auch bei hohen lokalen Dehnungen präzise analysieren zu können, soll eine Übertragbarkeit der aus den ex-situ Zugversuchen mittels optischer Dehnungsfeldmessung ermittelten wahren Spannungs-Dehnungskurven auf die in-situ Zugversuche (keine Dehnungsmessung möglich) erfolgen. Bild 89 zeigt vergleichend den aus dem jeweiligen Zugversuch ermittelten Zusammenhang zwischen der technischen Spannung und der Verlängerung der Probe. Da die Spannungs-Verlängerungsverläufe nahezu identisch sind, wird vereinfacht die wahre Spannungs-Dehnungskurve des ex-situ Zugversuchs für die folgenden Auswertungen der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung genutzt.

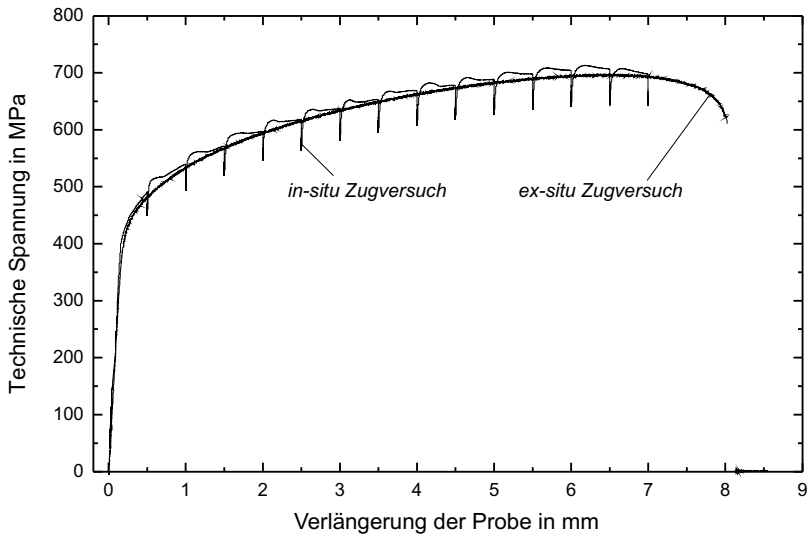


Bild 89: Gegenüberstellung der Spannungs-Verlängerungskurve für die Zugversuche bei der in-situ Phasenanalyse und der ex-situ Vergleichsmessung zur Bewertung der Übertragbarkeit der ermittelten Kenndaten

Die qualitative Charakterisierung der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung gelingt durch die alleinige Darstellung der γ -Beugungsintensitäten in Abhängigkeit von der wahren Spannung bzw. wahren Dehnung, Bild 90.

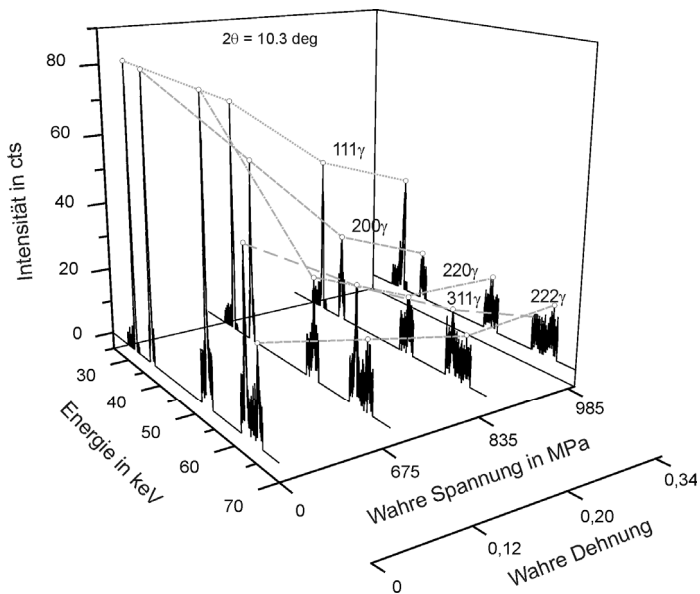


Bild 90: Entwicklung der γ -Beugungsintensitäten in Abhängigkeit von der wahren Spannung und der wahren Dehnung

Bis zu einer wahren Spannung von 875 MPa bzw. einer wahren Dehnung von 0,2 erfolgt eine signifikante Verringerung der γ -Beugungsintensitäten. Eine weitere Erhöhung der Spannung / Dehnung führt lediglich zu einer geringen Abnahme der Intensitäten. Dabei ist, mit Ausnahme der 220 γ -Gitterebene, für alle Gitterebenen ein linearer Abfall der Peakintensitäten zu beobachten. Dadurch wird die auf Basis des n-Wertes geschlussfolgerte kontinuierliche $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung bis zu einer Dehnung von 0,2 prinzipiell bestätigt. Oberhalb einer wahren Dehnung von 0,2 verringert sich die Peakintensität jedoch nicht signifikant. Das weist auf den Abschluss der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung hin. Damit werden die auf Basis des n-Wertes getroffenen Aussagen bezüglich einer über den gesamten Belastungsprozess kontinuierlich stattfindenden Austenitumwandlung nicht bestätigt. Demzufolge kann der n-Wert nicht als alleiniges Merkmal zur Charakterisierung der Kontinuität der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung herangezogen werden.

Die beobachtete Erhöhung der 110 α - und 220 α -Beugungsintensitäten bei plastischer Verformung charakterisiert eine Texturentwicklung durch Drehung von α -Körnern in Zuechtung. Die 110 α - und 220 α -Beugungsintensitäten nehmen zu, da die {110} Gitterebene die bevorzugte Gleitebene ist und sich folglich die α -Körner bevorzugt in diese Gitterebene drehen. Die Berechnung des Restaustenitgehaltes im Abhängigkeit von der Dehnung (Verhältnis der Integralintensitäten der α -Phase und γ -Phase, Gleichung 7) wird jedoch hierdurch nicht wesentlich beeinflusst, da sich die Beugungsintensitäten der anderen α -Netzebenen (200 α -, 200 α , 221 α , 310 α , 321 α) in ähnlichem Maße verringern wie die 110 α - und 220 α -Beugungsintensitäten ansteigen, siehe Bild 91. Die einheitliche Verschiebung der Beugungsintensitäten zu geringeren Energiewerten deutet weiterhin auf eine ansteigende Zugspannung in den Atomlagen der Gitterebenen hin.

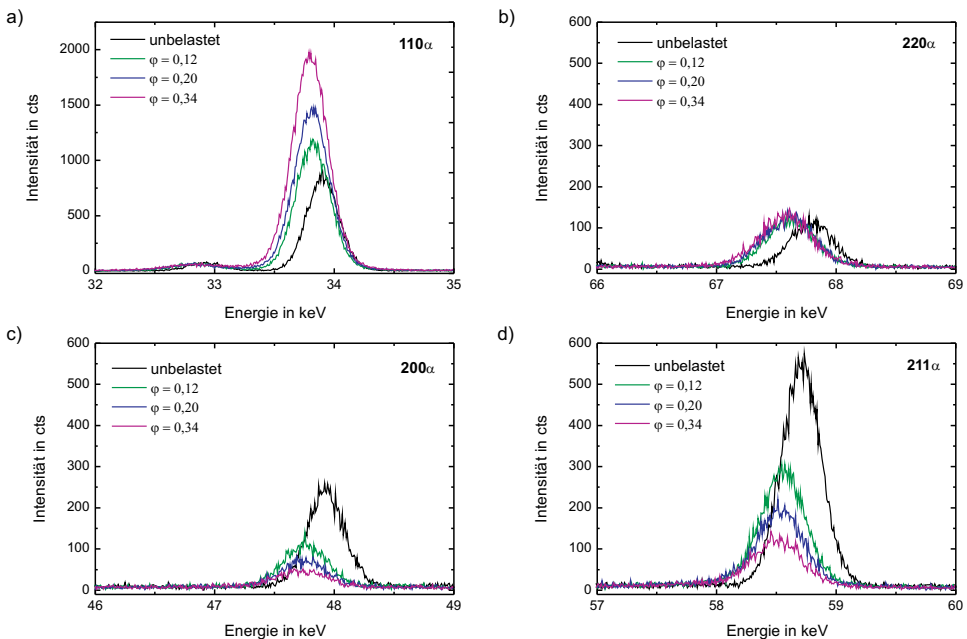


Bild 91: Beispielhafte Darstellung der Entwicklung der α -Beugungsintensitäten in Abhängigkeit von der wahren Dehnung ϕ

Die quantitative Analyse des Austenitgehaltes hat in Übereinstimmung mit den Arbeiten von Choi et al. [71] und Soulami et al. [79] gezeigt, dass die $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung oberhalb der globalen Streckgrenze (definiert als Beginn des globalen plastischen Fließens, P1) bzw. der phasenspezifischen Streckgrenze auftritt, siehe auch Bild 92. Demzufolge konnte für den hier untersuchten TRIP Stahl keine spannungsunterstützte sondern lediglich eine dehnungsinduzierte γ -Phasenumwandlung nachgewiesen werden. Die Umwandlung des Austenits in Martensit setzt dabei nach Überschreiten der phasenspezifischen Streckgrenze, d.h. zwischen 550 MPa und 600 MPa, ein. Anzumerken bleibt, dass die ermittelten phasenspezifischen Streckgrenzen sowohl der γ - als auch der α -Phase eine gute Übereinstimmung mit den Arbeiten von Choi et al. [70] und Soulami et al. [79] zeigen.

Die nahezu lineare Verringerung des Austenitgehaltes nach Einsetzen der plastischen Verformung ist konsistent zu der qualitativen Phasenanalyse (γ -Peakintensitäten). Jedoch wird die kritische Dehnung / Spannung für die Beendigung der messbaren $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung zu 0,225 ermittelt. Somit kann zusammenfassend festgestellt werden, dass im Bereich globaler plastischer Verformung bis zu einer wahren Dehnung von 0,225 eine kontinuierliche $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung stattfindet bei der sich der Austenitgehalt auf ca. 60 % des Ausgangswertes reduziert. Somit sind unter den vorliegenden Prüfbedingungen (Raumtemperatur, quasi-statischer Zugversuch, einachsige Belastung) selbst bei sehr hohen lokalen Dehnungen, wie sie oberhalb der Gleichmaßdehnung auftreten, ca. 40 % des verbleibenden Austenits stabil. Das entspricht einem Austenitgehalt von ca. 6 %.

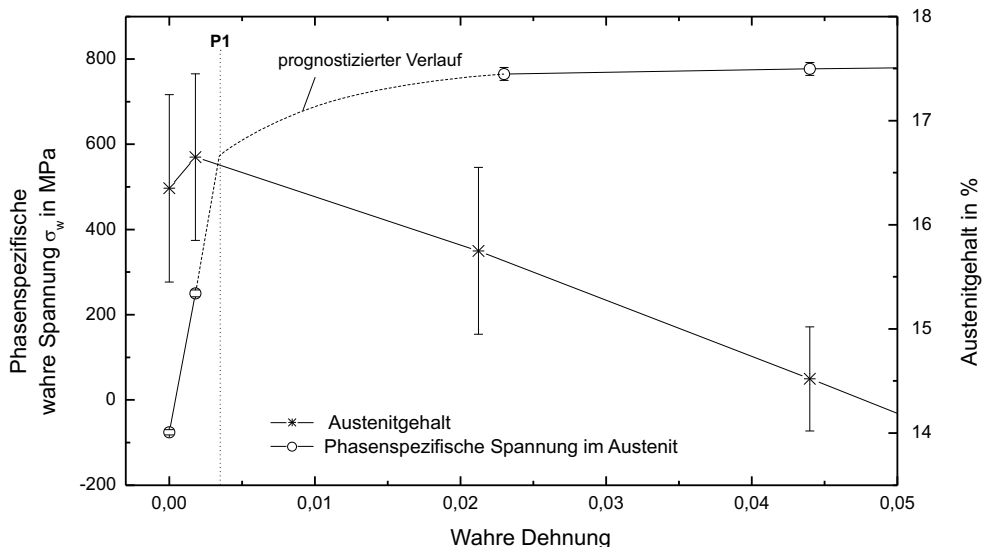


Bild 92: Phasenspezifische wahre Spannung im Austenit und Austenitgehalt in Abhängigkeit von der globalen wahren Dehnung - Detaildarstellung

Ursache für den Abschluss der Phasenumwandlung kann zum einen der Effekt der mechanischen Stabilisierung, d.h. die hohe plastische Verformung des Austenits, sein [46], [48]. Weiterhin wiesen die Hellfeldaufnahmen (Bild 41a) im stark verformten Bereich der geprüften Zugprobe die Existenz lamellarer Austenitkörner nach, die nach [20], [21] eine höhere Stabilität als der inselförmige Austenit aufweisen. Darüber hinaus konnten durch diese TEM Aufnahmen Austenitkörner mit einer Korngröße $< 1 \mu\text{m}$ ermittelt werden (Bild 41b) die nach

[66], [103], [104] eine hohe Stabilität aufweisen. Somit kann die geringe Größe der Austenitkörner u.a. zur beobachteten unvollständigen $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung beitragen.

Eine fundierte Bewertung der Stabilität des Austenits bzw. der Phasenumwandlungskinetik gelingt durch die Analyse der Änderung des Austenitgehaltes in Abhängigkeit von der wahren Dehnung entsprechend Gleichung 9 [75], [76]. So kennzeichnen k_p und folglich

$\frac{1}{V_\gamma} - \frac{1}{V_{\gamma 0}}$ die Austenitstabilität. Dabei gilt, je kleiner k_p bzw. $\frac{1}{V_\gamma} - \frac{1}{V_{\gamma 0}}$ (bezogen auf einen

spezifischen Dehnungswert) desto stabiler ist der vorliegende Austenit. Bild 93a zeigt die Änderung von $\frac{1}{V_\gamma} - \frac{1}{V_{\gamma 0}}$ in Abhängigkeit von der wahren Dehnung sowohl für den in dieser

Arbeit verwendeten TRIP Stahl als auch für eine Reihe von niedriglegierten TRIP Stählen mit unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung.

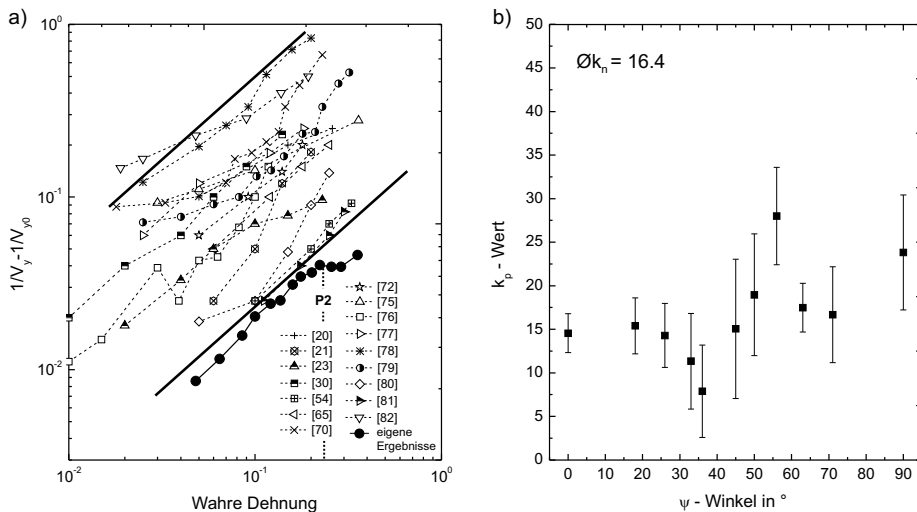


Bild 93: Analyse der Austenitstabilität des untersuchten TRIP Stahls HCT690T durch a) die Gegenüberstellung der $1/V_\gamma - 1/V_{\gamma 0}$ -Werte mit Literaturangaben und b) der k_p -Werte in Abhängigkeit des Kippwinkels ψ (siehe Bild 35)

Es kann festgestellt werden, dass der in dieser Arbeit verwendete CMnAl-TRIP Stahl geringfügig unterhalb des aus der Literatur ermittelten Streubandes liegt. Demzufolge kann der vorliegende Austenit auch im Vergleich zu den im Schrifttum vorgestellten TRIP Stählen als vergleichsweise stabil bezeichnet werden. Dies ist neben den bereits diskutierten Faktoren auch auf die chemische Zusammensetzung, speziell auf den Aluminiumgehalt, zurückzuführen. So wird nach Samek et al. [102] die höchste Austenitstabilität bei dem CMnAl-TRIP Stählen erreicht, während die geringste Austenitstabilität bei CMnSi-TRIP Stählen vorliegt. Dies wird auch durch die Auswertung der Literatur bestätigt, da im oberen Streubereich (weniger stabiler Austenit) überwiegend CMnSi-TRIP Stähle [20], [70], [75], [78] und im unteren Streubereich CMnAl-TRIP Stähle [80], [81] vorliegen. Bemerkenswert ist weiterhin, dass im Gegensatz zu den in der Literatur verwendeten TRIP Stählen der hier untersuchte TRIP Stahl eine maximale wahre Dehnung 0,225 (P2) aufweist oberhalb der

keine signifikante $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung stattfindet. Demzufolge kann der TRIP-Effekt oberhalb dieser Dehnung bzw. der vorliegenden globalen Spannung keinen deutlichen Einfluss auf die mechanischen Kennwerte ausüben.

Der für die Austenitstabilität charakteristische k_p -Wert ist in Bild 93b für die verschiedenen Kippwinkel ψ der Zugprobe (siehe Bild 35) dargestellt. Es zeigt sich, dass der k_p -Wert bezogen auf den Kippwinkel ψ der Zugprobe relative stark streut (um $\sim 250\%$ zwischen dem Mittelwert bei 56° und den Mittelwert bei 36°). Vergleichbare Streuungen wurden auch von [76] festgestellt. Der durchschnittliche k_p -Wert liegt dabei deutlich unter den Angaben von Kruijer et al. [76] und bestätigt somit die oben dargestellte hohe Austenitstabilität im hier untersuchten TRIP Stahl.

Die Untersuchungen zur Homogenität der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung zeigen, dass bei einer Verlängerung der Probe aufgrund der unterschiedlichen Dehnungswerte für die verschiedenen Zonen (Z0 - Z2) abweichende Austenitgehalte und demzufolge verschiedenartige Phasenumwandlungscharakteristiken vorliegen. Um eine Aussage zur Homogenität der dehnungsinduzierten $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung zu erhalten ist es jedoch zweckmäßig die jeweiligen Austenitgehalte bei identischen Dehnungswerten zu vergleichen und nicht wie o.g. bei gleichen Verlängerungen, siehe Bild 94.

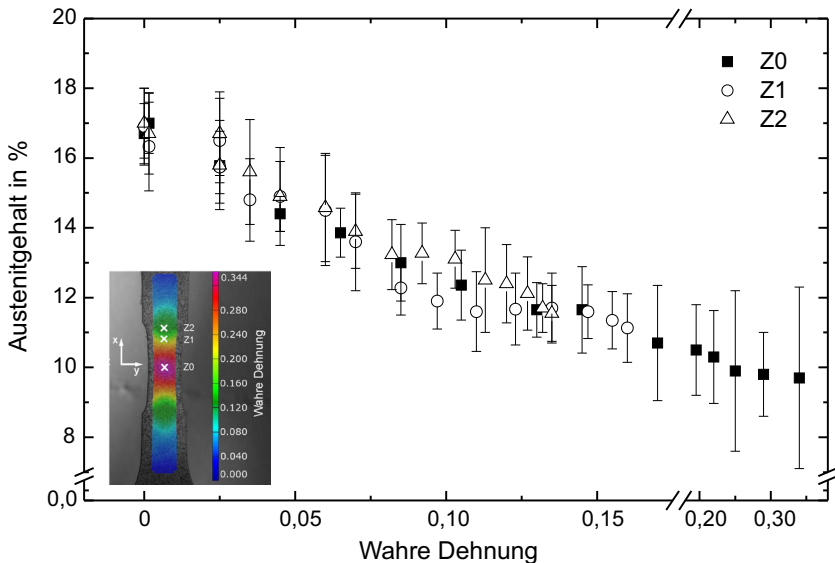


Bild 94: Entwicklung des Austenitgehaltes in Abhängigkeit von der wahren Dehnung für unterschiedliche Bereiche der Zugprobe

Festzustellen ist, dass sowohl im Bereich Z0 als auch im Bereich Z1 und Z2 vergleichbare Austenitgehalte vorliegen und demzufolge die $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung nahezu identisch ist. Im Bereich Z0 wird aufgrund der vorliegenden Spannungsverhältnisse eine größere wahre Dehnung erzielt und somit ein größerer Gesamtabfall des Austenitgehaltes beobachtet.

Durch die vergleichende Darstellung von $\frac{1}{V_\gamma} - \frac{1}{V_{\gamma 0}}$ in Abhängigkeit von der wahren

Dehnung kann zusätzlich die Stabilität des Austenits in den jeweiligen Bereichen bewertet werden. Dabei wird für die untersuchten Probenbereiche eine vergleichbare Austenitstabilität nachgewiesen, siehe Bild 95.

Die dargestellten Ergebnisse zeigen somit, dass, unter Voraussetzung einer einachsigen Zugbeanspruchung und bei identischen Dehnungen, die $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung in einem Bauteil nahezu homogen erfolgt. Sollten in einem Umformprozess jedoch lokal abweichende Dehnungen oder mehrachsige Beanspruchungen auftreten, können unterschiedliche Austenitgehalte vorliegen, so dass sich das Bauteil unter Betriebsbelastungen lokal unterschiedlich verhalten kann.

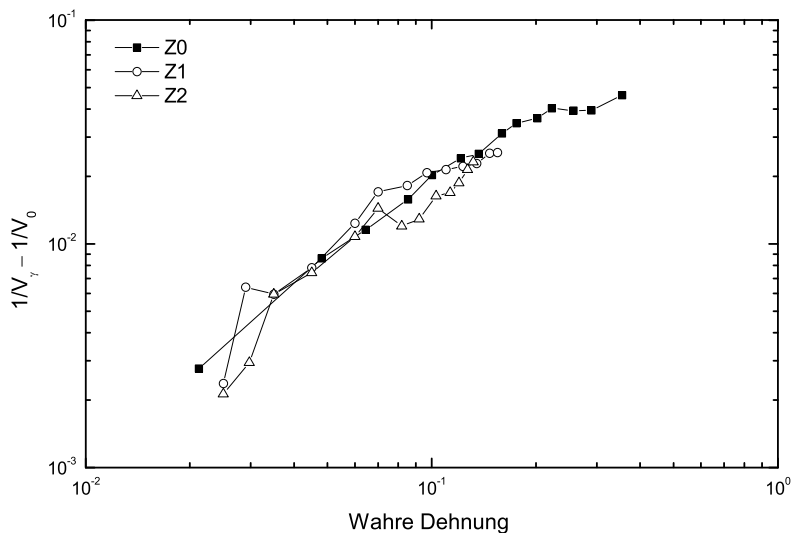


Bild 95: Vergleichende Darstellung des Austenitstabilität für verschiedene Bereiche der Zugprobe (Z0, Z1, Z2) durch die die Analyse von $1/N_\gamma - 1/N_{\gamma 0}$

5.2 Einfluss eines Temperaturzyklus auf den Austenitgehalt

5.2.1 In-situ Phasenanalyse

Durch den direkten Zusammenhang zwischen den Peakintensitäten der α - bzw. γ -Gitterebenen und dem Phasengehalt können zunächst qualitative Aussagen zur Entwicklung des Austenitgehaltes in Abhängigkeit von der Temperatur getroffen werden, siehe Bild 52. So zeigen die Ergebnisse, dass zwischen 300 °C und 400 °C eine wesentliche Verringerung der γ -Peakintensitäten und somit des Austenitgehaltes auftritt. Die Verringerung des Austenits resultiert dabei aus dem diffusionsgesteuerten Zerfall des Austenits in Ferrite und Karbide [111] und stimmt mit den Literaturangaben überein [110], [112], [113], [114]. Zu beachten ist, dass der Zerfallsprozess von Austenit in Ferrit und Karbid diffusionsgesteuert [115] und somit zeitabhängig ist. Daher kann die Heizrate bzw. bei einer stufenartigen Erwärmung zusätzlich die Verweilzeit je Messstufe den Phasengehalt beeinflussen.

Eine deutliche Karbidausbildung kann dabei zwischen 500 °C und 600 °C im Beugungsspektrum beobachtet werden. Vergleichbare Ergebnisse wurden von Choi et al. [110] mittels Synchrotronstrahlung an einem CMnSi-TRIP Stahl ermittelt. Demnach ist davon auszugehen, dass sich Eisenkarbid in Form von Zementit (Fe_3C) ausbildet.

Über einer Temperatur von 650 °C erfolgt die Neubildung des Austenits die durch eine Zunahme der γ -Peakintensitäten charakterisiert, und mit einem Zerfall des Zementits verbunden ist, siehe Bild 52 und Bild 53. Das führt dazu, dass über einer Temperatur von 800 °C die γ -Peakintensitäten deutlich über den Werten der α -Gitterebenen liegen und folglich ein Austenitgehalt deutlich über 50 % zu erwarten ist. Bei Abkühlung der Probe erfolgt bereits bis 500 °C eine erhebliche Reduzierung des Austenitgehaltes, was durch eine Minimierung der γ -Peakintensitäten auf Höhe des Grundrauschens gekennzeichnet ist. Die bei einer kontinuierlichen Erwärmung durchgeführte quantitative Analyse des Austenitgehaltes bestätigt grundsätzlich die Ergebnisse der qualitativen Phasenanalyse. So kann in Übereinstimmung mit den in-situ Messungen von Amirhalingam [114] und den Arbeiten von Choi et al. [110], [112] ein allmählicher Zerfall des Austenits ab einer Temperatur von 400 °C und ein beschleunigter Zerfalls ab 450 °C beobachtet werden. Der Absolutwert des verbleibenden Austenits ist mit ca. 3 % mit den Ergebnissen von Amirhalingam [114] vergleichbar. Eine signifikante Neubildung des Austenits erfolgt ab ca. 600 °C. Demnach wird dabei die A_{c1} -Temperatur überschritten und es erfolgt eine Austenitbildung durch Umwandlung der α -Phase in die γ -Phase. Eine vergleichbare A_{c1} -Temperatur ist in den Untersuchungen von Kapustka et al. [117] (Bild 20) bestimmt worden. Die geringen Unterschiede zu der hier angegebenen A_1 -Temperatur können aus der abweichenden chemischen Zusammensetzung der verwendeten TRIP Stähle resultieren. Zum anderen gelten die in [117] dargestellten A_1 und A_3 Temperaturen lediglich für eine langsame Abkühlung und nicht für einen Aufwärmprozess.

Bei einer in den Ofenversuchen erreichten maximalen Temperatur von 890 °C wurde ein Austenitgehalt von ca. 85 % ermittelt. Vergleichbare Werte konnten auch von [114] ermittelt werden. Weiterhin deuten die Ergebnisse, insbesondere unter Berücksichtigung der Dilatationskurven (Gleeble Versuche) darauf hin, dass die Neubildung der γ -Phase bei 890 °C nicht abgeschlossen ist. Da jedoch in diesen Versuchen keine Probertemperaturen oberhalb von 900 °C möglich waren, konnte die A_{c3} -Temperatur in diesen Versuchen nicht bestimmt werden. Eine Quantifizierung der A_{c3} -Temperatur erfolgt schließlich durch Gleeble-Versuche durch die Auswertung der Dilatation.

In Hinblick auf die schweißtechnische Verarbeitung von TRIP Stählen und den praktischen Einsatz gefügter Bauteile ist die resultierende Gefügeausbildung nach erfolgter Abkühlung von übergeordneter Bedeutung. Es sei darauf hingewiesen, dass in den in-situ Ofenversuchen keine dem Schweißprozess äquivalenten Abkühlraten erzielt werden konnten (170 °C/min zu > 1000 °C/s), so dass die dargestellten Ergebnisse zunächst nur einen grundsätzlichen Einblick in die temperaturabhängig Phasenausbildung des TRIP Stahls geben.

Um die $\gamma \rightarrow \alpha$ Phasenumwandlung entsprechend der sich ausbildenden Phasen zu charakterisieren, wird das ZTU Schaubild nach [126] herangezogen, siehe Bild 96. Gekennzeichnet ist dabei eine Temperaturkurve, die näherungsweise zu einer $t_{8/5}$ Zeit führt, die mit der in den in-situ Experimenten vorliegenden $t_{8/5}$ Zeit übereinstimmt.

Die γ -Phasenumwandlung bei Abkühlung auf Raumtemperatur kann wie in Bild 97 dargestellt in drei Bereiche eingeteilt werden. Die Charakterisierung dieser Bereiche soll nun

mittels des o.g. ZTU-Diagramms temperaturspezifisch erfolgen. Demnach resultiert die drastische Reduzierung des Austenits im Bereich I (750 °C bis 675 °C) zunächst aus der Umwandlung von Austenit in Ferrit. Anschließend folgt eine mäßige Verringerung des Austenitgehaltes im Bereich II (675 °C bis 525 °C) durch die Umwandlung in Perlit. Schließlich können im Bereich III (525 °C bis 40 °C) geringe Mengen von Bainit ausgebildet werden.

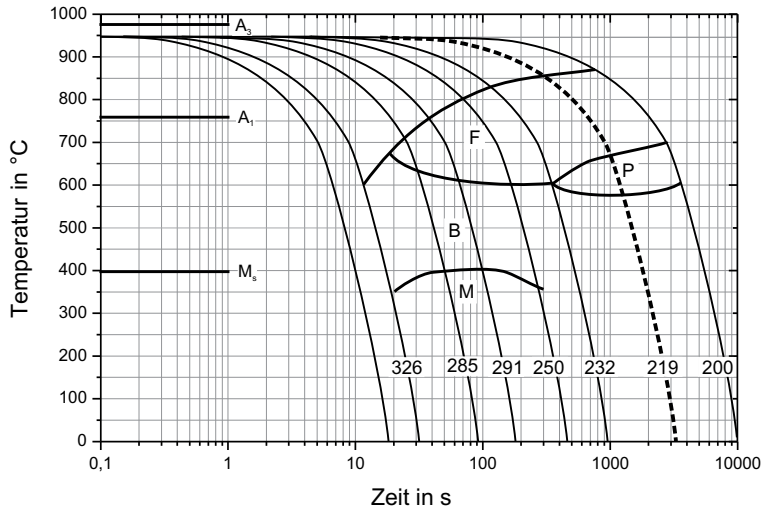


Bild 96: ZTU-Diagramm eines dem untersuchten TRIP Stahl vergleichbaren Werkstoffes mit Kennzeichnung des in diesen Untersuchungen gemessenen Temperatur-Zeitverlaufs

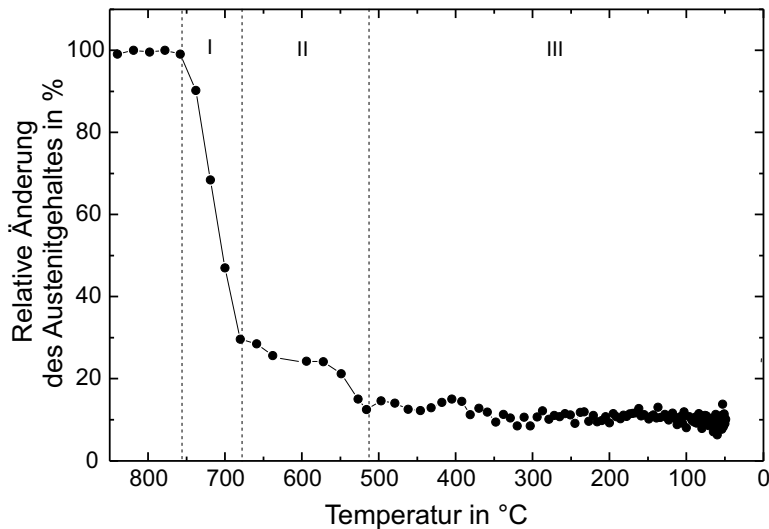


Bild 97: Relative Änderung des Austenitgehaltes in Abhängigkeit von der Zeit, Einteilung in relevante Temperaturbereiche

Mit Hilfe von in-situ Messungen mittels Synchrotronstrahlung konnten die Austenitzerfalls-, Austenitneubildungs- und Austenitumwandlungstemperaturen für den untersuchten TRIP Stahl HCT690T identifiziert werden. Dabei kann prinzipiell ein für TRIP Stähle typisches temperaturabhängiges Verhalten beobachtet werden, das durch einen Austenitzerfalls zwischen 400 °C - 600 °C, einer Austenitneubildung (bis ca. 900 °C) und einer stufenartigen Austenitumwandlung im Abkühlprozess gekennzeichnet ist.

5.2.2 Einfluss der Aufheiz- und Abkühlrate

Bild 98a zeigt vergleichend den Einfluss der unterschiedlichen Aufheizraten auf die Entwicklung des Austenitgehaltes, wobei ein direkter Einfluss der Aufheizrate auf den Austenitgehalt nachgewiesen werden kann.

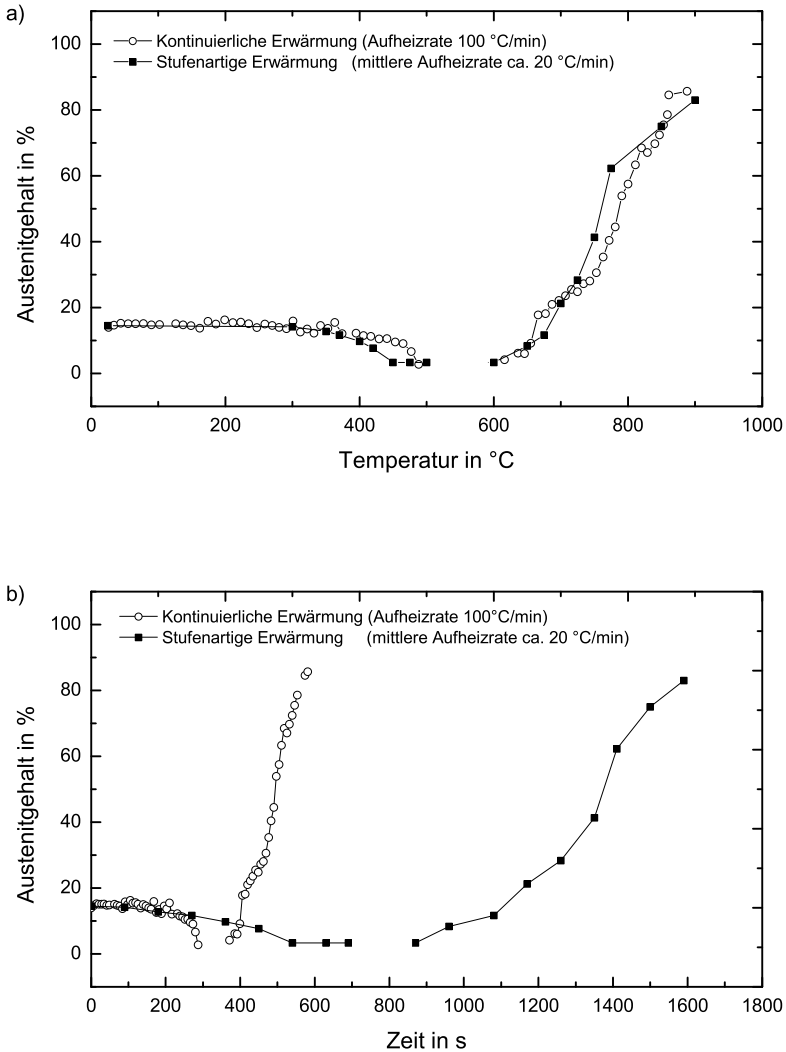


Bild 98: a) Entwicklung des Austenitgehaltes im Aufheizprozess bei unterschiedlichen Heizraten b) Veränderung des Austenitgehaltes im Aufheizprozess in Abhängigkeit von der Zeit

Bei der höheren Aufheizrate (100 °C/min) tritt eine Verschiebung des Austenitfalls zu höheren Temperaturen auf. Begründet wird dies durch den Mechanismus der Austenitumwandlung. So erfolgt die $\alpha \rightarrow \gamma$ Phasenumwandlung diffusionsgesteuert, d.h. sie ist zeitabhängig. Das führt bei einer höheren Aufheizrate zu einer geringeren Verweildauer bei der jeweiligen Temperatur und folglich zu einem bezüglich der Temperatur verzögerten Austenitfall. Bild 98b zeigt zur Verdeutlichung die Abhängigkeit des Austenitgehaltes von der Messzeit. Da die bei höheren Temperaturen einsetzende $\alpha \rightarrow \gamma$ Phasenumwandlung ebenfalls diffusionsgesteuert ist, kann die verzögerte Zunahme des Austenitgehaltes bei einer höheren Aufheizrate auch auf diesen Fakt zurückgeführt werden.

In Hinblick auf den Schweißprozess und der resultierenden Gefügezusammensetzung ist die Abkühlphase von wesentlicher Bedeutung. Es kann festgestellt werden, dass die $\gamma \rightarrow \alpha$ Phasenumwandlung bei einer höheren Abkühlgeschwindigkeit im Temperaturbereich von 750 °C bis ca. 675 °C verzögert erfolgt, siehe Bild 99.

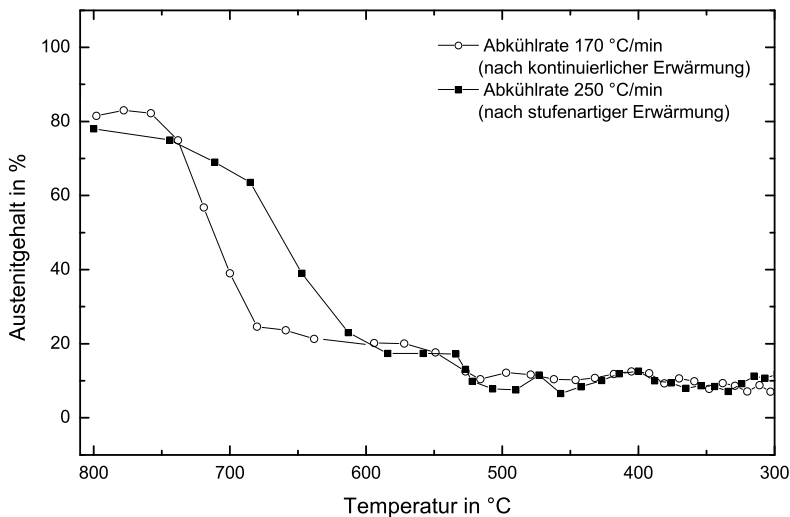


Bild 99: Verringerung des Austenitgehaltes im Abkühlprozess in Abhängigkeit von der Temperatur

Unter der Voraussetzung einer rein diffusionsgesteuerten Phasenumwandlung kann auch hier als Ursache die geringere Verweildauer bei der jeweiligen Temperatur und der damit verbundene gehemmte Diffusionsprozess genannt werden. Die Annahme einer rein diffusionsgesteuerten, d.h. einer martensitfreien Phasenumwandlung in diesen Temperaturintervall kann durch die in Bild 96 vorgegebenen Martensitstarttemperatur von 400 °C bestätigt werden. Unterhalb einer Temperatur von 550 °C liegen keine signifikanten Unterschiede im Austenitgehalt vor.

Aus den o.g. Ergebnissen wird deutlich, dass die Aufheiz- und Abkühlrate einen signifikanten Einfluss auf die Austenitgehalt im Aufwärm- und Abkühlprozess haben können. So führen höhere Aufheizraten zu einer Verschiebung des Austenitfalls zu höheren Temperaturen, während höhere Abkühlraten zu einer verzögerten $\gamma \rightarrow \alpha$ -Phasenumwandlung führen. Von übergeordneter Bedeutung ist dabei jedoch, dass die hier untersuchten

Abkühlraten keinen Einfluss auf die keinen signifikanten Einfluss auf den bei Raumtemperatur, d.h. nach dem Wärmebehandlungsprozess, vorliegenden Austenitgehalt haben. Eine Übertragung auf den Schweißprozess kann jedoch nicht gewährleistet werden, da die Abkühlraten hier deutlich größer sind als in den Ofenversuchen und folglich diffusionskontrollierte Vorgänge unterdrückt bzw. verzögert werden. Somit können durch die in-situ Messungen lediglich grundlegende Anhaltspunkte zum temperaturspezifischen Verhalten von TRIP Stählen gewonnen werden.

5.2.3 Austenitgehalt bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen

In Bild 100 sind sowohl die für die jeweiligen Spitzentemperaturen bestimmten Austenitgehalte als auch die nach Abkühlung auf Raumtemperatur vorliegenden Austenitgehalte vergleichend wiedergegeben. Zu beachten ist, dass, bedingt durch die relativ geringe Abkühlgeschwindigkeit, auch in diesem Fall eine rein diffusionsgesteuerte Phasenumwandlung vorlag. Die unterschiedlichen Austenitgehalte bei den vorliegenden Spitzentemperaturen lassen sich auf die in dem jeweiligen Temperaturbereichen erfolgenden Zerfalls- und Neubildungsprozesse des Austenits zurückführen. Ein Vergleich mit den vorangestellten Versuchsreihen (kontinuierliche /stufenförmige Erwärmung) zeigt eine relativ gute Übereinstimmung der Ergebnisse. So erfolgt bei 500 °C eine signifikante Reduzierung des Austenitgehaltes, während bei 700 °C und 940 °C ein geringer bzw. signifikanter Anstieg des Austenitgehaltes im Vergleich zum Anfangsgehalt (Raumtemperatur) vorliegt. Der bei einer Temperatur von 940 °C vorliegende hohe Austenitgehalt korreliert dabei mit den Untersuchungen von [114].

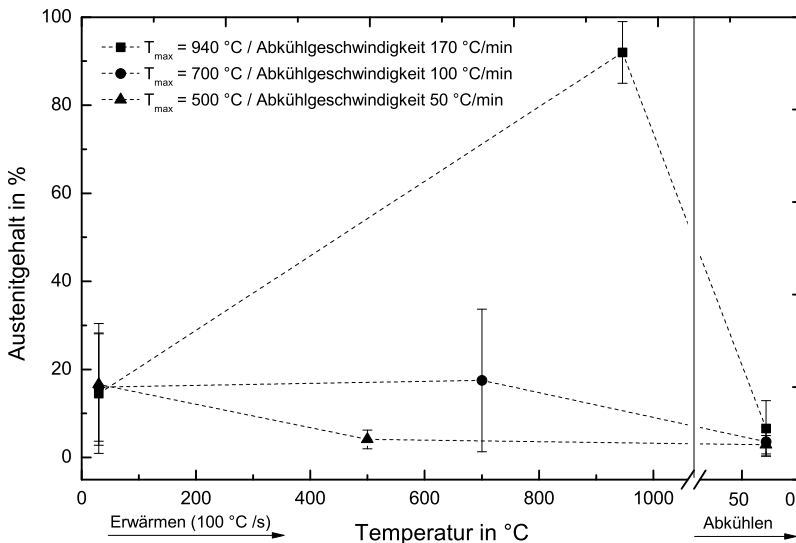


Bild 100: Austenitgehalt bei Erreichen der jeweiligen Spitzentemperatur sowie nach Abkühlung auf Raumtemperatur

Von wesentlich größerer Bedeutung für das mechanische Verhalten von Schweißproben ist das Gefüge nach dem Abkühlprozess. So wird bei einer Spitzentemperatur von 940 °C und einer Abkühlrate von effektiv 170 °C/min ein Austenitgehalt von 6,5 % erzielt. Dies entspricht nahezu den Ergebnissen der vorangestellten Versuchsreihen (kontinuierliche und

stufenartige Erwärmung) und den Ergebnissen von [114]. Für die Spitzentemperaturen von 700 °C und 500 °C werden hingegen abweichende Ergebnisse beobachtet. So werden bei diesen Temperaturen einheitlich Restaustenitgehalte von ~3 % ermittelt. Unter Berücksichtigung der Streuung wird der Unterschied im Austenitgehalt bezogen auf die Spitzentemperatur zunächst als gering eingestuft. Um eine Signifikanz der Ergebnisse zu bestätigen, sind jedoch weitere Untersuchungen mit einer höheren Probenanzahl erforderlich.

Es sei auch hier darauf hingewiesen, dass bei den vorliegenden Abkühlraten nur rein diffusionsgesteuerte Phasenumwandlungen erfolgen und die Ergebnisse demzufolge nur für diese Bedingungen gelten. Damit ist eine Übertragung auf den Schweißprozess deutlich eingeschränkt.

Die Untersuchungen mittels Synchrotronstrahlung im Ofenversuch ermöglichen eine generelle Beschreibung des Phasenumwandlungsverhaltens von Austenit bei relativ geringen Aufheiz- und Abkühlraten. Dadurch gelingt eine Analyse sowohl des diffusionskontrollierten Austenitzerfalls- wie auch der diffusionskontrollierten Austenitneubildung und -umwandlung. Jedoch können mit dieser Methode nicht die für den Punktschweißprozess typischen diffusionshemmenden Bedingungen bedingt durch die hohen Aufheiz- und Abkühlraten nachgestellt werden. Daher ist für die Analyse des Einflusses eines Punktschweißprozesses auf den Austenitgehalt erforderlich ex-situ Untersuchungen mit schweißprozessähnlichen Temperaturprofilen durchzuführen.

5.2.4 Ex-Situ Phasenanalyse

5.2.4.1 Ermittlung der Phasenumwandlungstemperaturen

Die Gleeble-Versuche zeigen insbesondere den Einfluss hoher Aufheizraten auf den Austenitgehalt und die Austenitbildung. Die im Aufheizprozess mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse sowie Dilatometermessungen bestimmten A_{c1} -Temperaturen von 665 °C bzw. 640 °C bis 660 °C weisen eine relativ gute Übereinstimmung mit den o.g. in-situ Messungen auf. So liegt der messbare Beginn der Austenitneubildung mit 20 °C bis 40 °C nur geringfügig oberhalb der im in-situ Versuch bestimmten A_{c1} -Temperatur. Diese Abweichung kann aus der deutlich höheren Aufheizrate in den Gleeble-Versuchen (1200 C/s zu 170 °C/min) resultieren, so dass die zeitabhängige $\alpha \rightarrow \gamma$ -Phasenumwandlung bei einer höheren Temperatur einsetzt. Eine Verschiebung der A_{c1} -Temperatur zu höheren Temperaturen bei hohen Aufheizraten ist hinlänglich bekannt und beispielsweise in [130] für einen Wälzlagerstahl 100Cr6 beschrieben.

In Hinblick auf die A_{c3} -Temperatur, d.h. dem Ende der Austenitneubildung, sind keine eindeutigen Vergleiche der Gleeble-Versuche und der in-situ Messungen möglich. Jedoch wiesen Messungen mittels Synchrotronstrahlung nach, dass die A_{c3} -Temperatur oberhalb von 900 °C liegt, wodurch die Ergebnisse der Gleeble-Versuche (930 °C) tendenziell bestätigt werden können.

Die in dieser Arbeit durch unterschiedliche Methoden bestimmten A_{c1} - und A_{c3} -Temperaturen zeigen prinzipiell eine gute Übereinstimmung zu den in Bild 19 nach [114], [117] für verschiedene TRIP Stähle dargestellten Umwandlungstemperaturen. So können für die A_{c1} -Temperatur Abweichungen zwischen 80 °C [114] und 20 °C [117] festgestellt werden. Die Abweichung bei der A_{c3} -Temperatur liegt bei ca. 100 °C. Es sei nochmals darauf hingewiesen, dass die ermittelten Temperaturunterschiede aus der ungleichen chemischen Zusammensetzung der TRIP Stähle sowie der eingeschränkten Gültigkeit der Phasendiagramme (siehe [117]) bei Aufheizprozessen resultieren können.

In Hinblick auf die martensitische Phasenumwandlung während des Abkühlungsprozesses konnte sowohl durch die Gleeble-Versuche unter Verwendung der Dilatometerkurven und des Temperatur-Zeitverlaufs als auch durch die Ofenversuche eine M_s -Temperatur von ca. 400 °C bestimmt werden. Eine entsprechende M_s -Temperatur wurde von Zhang et al. in [126] für einen TRIP Stahl vergleichbarer chemischer Zusammensetzung vorgestellt.

5.2.4.2 Einfluss des Wärmzyklus auf den Austenitgehalt

Die in den Gleeble-Versuchen und den Ofenexperimenten verwendeten Temperaturzyklen zur Nachbildung des Punktschweißprozesses führen einheitlich zu einer Reduzierung des Austenitgehaltes. Für die Ofenversuche kann dies qualitativ durch die Gegenüberstellung der Beugungsintensitäten der 200 γ -Gitterebene für die Spitzentemperaturen 500 °C, 700 °C und die unbehandelte Probe nachgewiesen werden, siehe Bild 101. Die Ergebnisse für 900 °C und 1200 °C sind mit den Resultaten für 700 °C vergleichbar und werden daher hier nicht dargestellt. Es zeigt sich, dass lediglich bei einer Spitzentemperatur von 500 °C (bei nachfolgender Abschreckung) eine signifikante Peakintensität ermittelt werden konnte. Oberhalb dieser Spitzentemperatur sind demnach nur geringe Austenitgehalte zu erwarten.

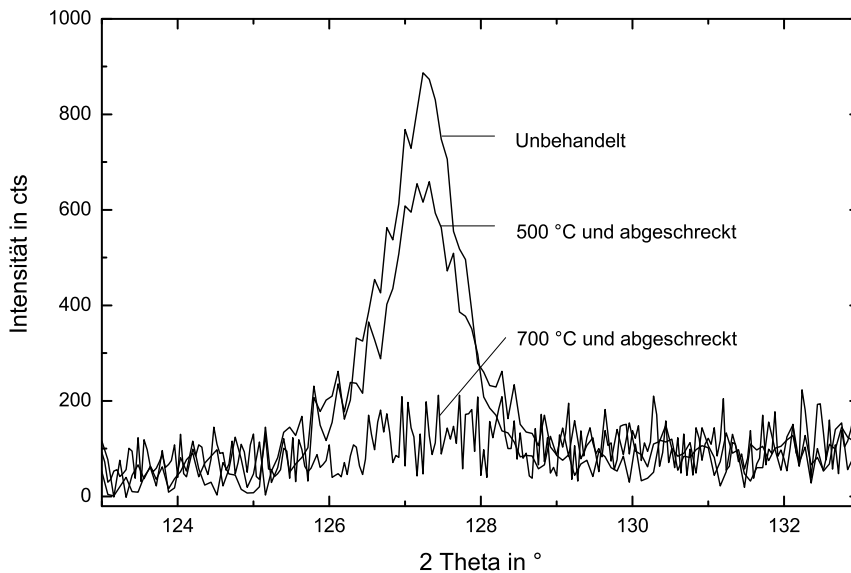


Bild 101: Einfluss der Spitzentemperatur auf die Beugungsintensität der 200 γ -Gitterebene; Messung mittels Röntgenstrahlung (winkeldispersive Methode), auf die Darstellung der Beugungsintensitäten bei 900 °C und 1200 °C wird aufgrund der Vergleichbarkeit zu 700 °C verzichtet

Eine quantitative Bewertung des Austenitgehaltes unter Nutzung von Synchrotronstrahlung für die Gleeble- sowie für die Ofenproben zeigt vergleichend Bild 102. Zusätzlich sind die für die Ofenproben mittels Farbniederschlagsätzung bestimmten Austenitgehalte dargestellt. In Hinblick auf die Spitzentemperatur kann sowohl bei den Gleeble-Versuchen als auch den Ofenexperimenten nachgewiesen werden, dass mit steigender Maximaltemperatur, in Übereinstimmung mit den röntgenographisch ermittelten Ergebnissen, zunächst eine Verringerung des Austenitgehaltes auftritt.

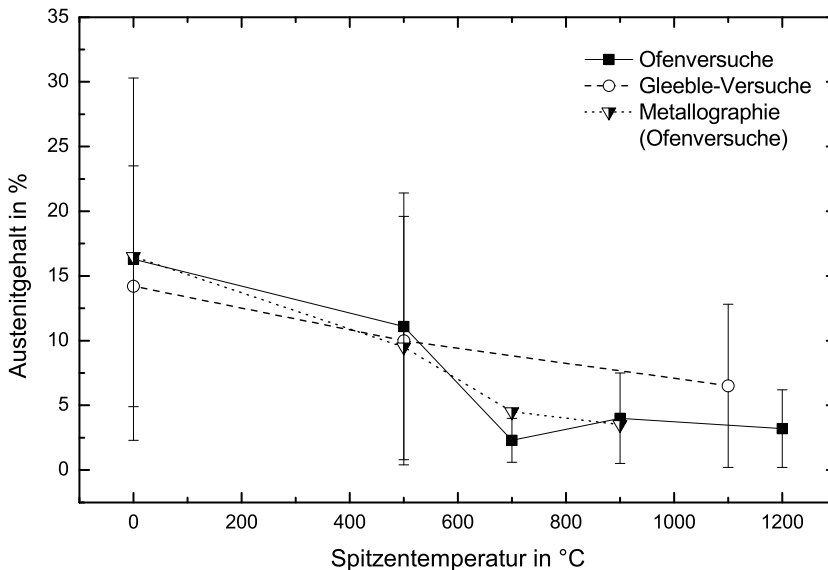


Bild 102: Gegenüberstellung der für die Gleeble-Proben und die Ofenproben mittels Synchrotronstrahlung und für die Ofenproben metallographisch bestimmten Austenitgehalte

Durch die Ofenversuche konnte weiterhin gezeigt werden, dass bis 500 °C eine vergleichsweise geringe und zwischen 500 °C und 700 °C eine erhebliche Reduzierung des Austenitgehaltes einsetzt. Oberhalb einer Spitzentemperatur von 700 °C tritt hingegen keine weitere signifikante Reduzierung des Austenitgehaltes auf. Die bei 700 °C, 900 °C und 1200 °C aufgetretenen Unterschiede in den Austenitgehalten liegen innerhalb der Streuung der Messung und sind somit nicht signifikant. Die durch Synchrotronstrahlung ermittelten Austenitgehalte der Ofenproben zeigen sowohl qualitativ wie auch quantitativ eine gute Übereinstimmung zu den metallographisch bestimmten Austenitgehalten. Demzufolge relativieren sich die insbesondere bei großen Austenitgehalten auftretenden Streuungen in den Messergebnissen. Die bei Amirthalingam [114] beobachtete Erhöhung des Austenitgehaltes bei einer Spitzentemperatur von 800 °C (Messungen in der WEZ einer Lichtgenschweißnaht) konnte hier nicht bestätigt werden.

Die vergleichsweise geringe Reduzierung des Austenitgehaltes bei 500 °C steht zunächst im Gegensatz zu dem in in-situ Ofenversuch bestimmten niedrigen Austenitgehalt (< 5 %) bei dieser Temperatur, siehe Bild 56. Jedoch ist zu berücksichtigen, dass der Zerfallsprozess des Austenits zeitabhängig ist, d.h. mit zunehmender Aufheizrate zu höheren Temperaturen verschoben wird. Da sowohl bei den Gleeble-Versuchen als auch den Ofenexperimenten (ex-situ) deutlich höhere Aufheizraten als in den in-situ Versuchen vorlagen, können die hohen Austenitgehalte bei 500 °C auf einen nur eingeschränkt ablaufenden Austenitzerfall zurückgeführt werden. Die erhebliche Reduzierung des Austenitgehaltes oberhalb einer Spitzentemperatur von 700 °C kann durch unterschiedliche Phänomene begründet werden. Wie in Bild 56 gezeigt, erfolgt die Neubildung des Austenits oberhalb von 600 °C, wobei bei höheren Aufheizraten tendenziell eine verzögerte Austenitbildung zu beobachten ist. Bei einer Spitzentemperatur von 700 °C kann zum einen eine geringe Verweilzeit oberhalb von 600 °C verantwortlich für den geringen Austenitgehalt sein. Zum

anderen erfolgt vermutlich durch die relative hohe Aufheizrate in den ex-situ Untersuchungen eine Verschiebung der Austenitbildung zu höheren Temperaturen.

Eine Reduzierung des Austenitgehaltes durch die martensitische Umwandlung im Abkühlprozess ist bei Spitzentemperaturen von 500 °C und 700 °C hingegen nicht zu erwarten, da bei den Abkühlkurven kein Haltepunkt festgestellt werden konnte, siehe Bild 103.

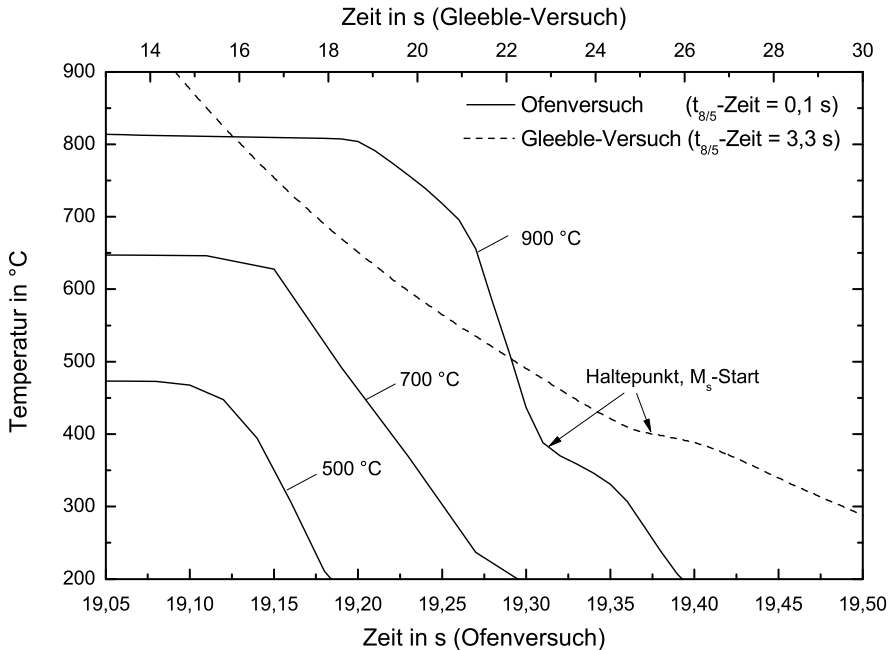


Bild 103: Temperatur-Zeitverlauf für die Ofenproben (500 °C, 700 °C, 900 °C) und die Gleeble-Probe (1100 °C) mit Angabe der Haltepunkte (M_s -Start)

Die geringen Austenitgehalte der Proben mit einer Spitzentemperatur oberhalb von 700 °C sind hingegen nicht auf den Austenitzerfall, sondern im Wesentlichen auf die martensitische Phasenumwandlung zurückzuführen. So ist davon auszugehen, dass sowohl bei der Spitzentemperatur von 900 °C als auch von 1200 °C ein überwiegend austenitisches Gefüge vorliegt, siehe auch Bild 98a. Bei der anschließenden Abkühlung erfolgt neben der diffusionsgesteuerten Austenit zu Ferrit/Bainit Phasenumwandlung bei 400 °C die diffusionslose Umwandlung des Austenits in Martensit Bild 103, so dass im Gefüge nur geringe Anteile an Austenit vorliegen.

Die Gegenüberstellung der Ergebnisse aus den Gleeble-Versuchen und den Ofenversuchen (Bild 103) deutet zusätzlich darauf hin, dass die unterschiedlichen Abkühlraten ebenfalls einen Einfluss auf den Austenitgehalt haben. So liegt bei der Gleeble-Probe (1100 °C), bei der eine deutliche geringere Abkühlgeschwindigkeit auftritt als bei den Ofenversuchen (900 °C / 1200 °C), tendenziell ein höherer Austenitgehalt vor, Bild 102. Der Unterschied kann auf die in geringerem Umfang stattfindende martensitische Phasenumwandlung zurückgeführt werden, die durch die niedrigere Unterkühlung bei den Gleeble-Versuchen hervorgerufen wird.

Die Ergebnisse zeigen somit, dass die Erwärmung auf unterschiedliche Spitzentemperaturen bei vergleichbaren Abkühlbedingungen zu variierenden Austenitgehalten führen kann. Dabei wird ab einer Temperatur von 700 °C der Austenitgehalt drastisch reduziert, wobei eine thermisch bedingte diffusionslose Umwandlung des Austenits in Martensit bei 900 °C zu beobachten ist.

5.3 Mechanische Kennwerte und Austenitgehalt nach simulierten Widerstandspunktschweißprozess

Die zur Simulation des Gefüges einer Punktschweißverbindung in der WEZ (500 °C / 700 °C / 900 °C) und des Schweißgutes (1100 °C / 1200 °C) genutzten Temperaturzyklen führen nicht nur zu einer Veränderung des Austenitgehaltes im Vergleich zum unbehandelten Grundwerkstoff, sondern insbesondere auch zu abweichenden mechanischen Kennwerten. In Bild 104 sind die Ergebnisse für die Gleeble-Proben, bei denen dem Punktschweißprozess vergleichbare Aufheizraten erzielt wurden, und die Ergebnisse der Ofenversuche, bei denen dem Punktschweißprozess vergleichbare Abkühlraten verwendet wurden, gegenübergestellt. Zu beachten ist, dass die wahren Spannungs-Dehnungskurven bis zur Gleichmaßdehnung aufgetragen sind.

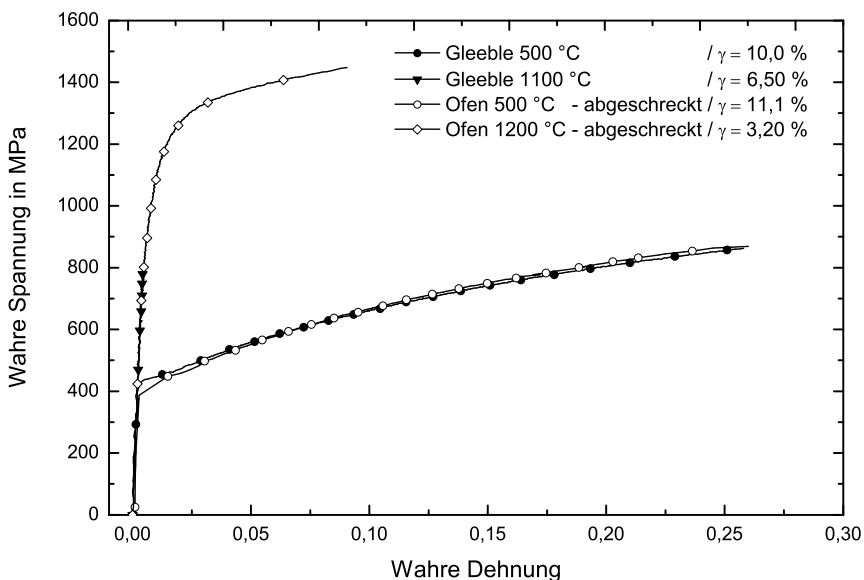


Bild 104: Gegenüberstellung der wahren Spannungs-Dehnungskurven für die Gleeble-Proben und die Ofenproben sowie Angabe der vor dem Zugversuch vorliegenden Austenitgehalte

Der Vergleich der mechanischen Kennwerte der Gleeble- bzw. Ofenversuche für eine Spitzentemperatur von 500 °C zeigt trotz der signifikant unterschiedlichen Temperaturzyklen eine gute Übereinstimmung. Demzufolge kann geschlossen werden, dass in diesem Temperaturbereich die mechanischen Kennwerte nicht durch die Aufheiz- bzw. Abkühlraten bestimmt werden, sondern wesentlich durch die Spitzentemperatur. Begründet wird dies dadurch, dass im Abkühlprozess keine von der Abkühlgeschwindigkeit abhängige martensitische Phasenumwandlung auftritt (Bild 103) sowie durch die vergleichbaren

Austenitgehalte der Proben (Bild 102). Für eine Spitztemperatur von 1100 °C (Gleeble) bzw. 1200 °C (Ofen) kann eine ebenfalls gute Übereinstimmung festgestellt werden. Jedoch ist zu beachten, dass für die Gleeble-Probe durch den Bruch im unbehandelten Grundwerkstoff keine vollständige Spannungs-Dehnungskurve vorliegt, wodurch die Aussagekraft der Ergebnisse eingeschränkt ist. Die Gegenüberstellung mit den Ergebnissen von Kießling et al. [165] (Bild 17) zeigt hinsichtlich der erreichbaren Festigkeiten und Gleichmaßdehnungen ebenfalls eine relativ gute Übereinstimmung.

Das mechanische Verhalten von TRIP Stählen wird durch die Temperaturzyklen signifikant beeinflusst. Aufbauend auf den Ofenproben können hinsichtlich des Temperatureinflusses zwei wesentliche Bereiche identifiziert werden, siehe Bild 105. So erfolgt bis zu einer Temperatur von 700 °C zunächst eine wesentliche Verringerung der ertragbaren Spannung und insbesondere der Verformbarkeit. Ab 900 °C tritt ein deutlicher Anstieg der ertragbaren Spannungen auf, welcher jedoch mit einer weiteren Verringerung der Verformbarkeit verbunden ist. Zu berücksichtigen ist dabei, dass die mechanische Eigenschaften von TRIP Stählen sowohl durch den Austenitgehalt als insbesondere auch durch den Anteil an umwandlungsfähigen d.h. metastabilen Austenits (TRIP-Effekt) bestimmt werden [27], [29]. In Bild 106 sind zusammenfassend der Einfluss sowohl der thermischen als auch der mechanischen Belastung auf den Austenitgehalt dargestellt. Aus der Differenz der Austenitgehalte nach der Wärmebehandlung und dem Zugversuch lassen sich nun die umgewandelten metastabilen Austenitanteile bestimmen. So ist festzustellen, dass lediglich bei einer Spitztemperatur von 500 °C signifikante Austenitanteile (ca. 7 %) in Martensit umwandeln. Hingegen liegen nach einer Wärmebehandlung mit einer Spitztemperatur von 700 °C, 900 °C und 1200 °C vernachlässigbar kleine metastabile Austenitanteile vor (< 2 %).

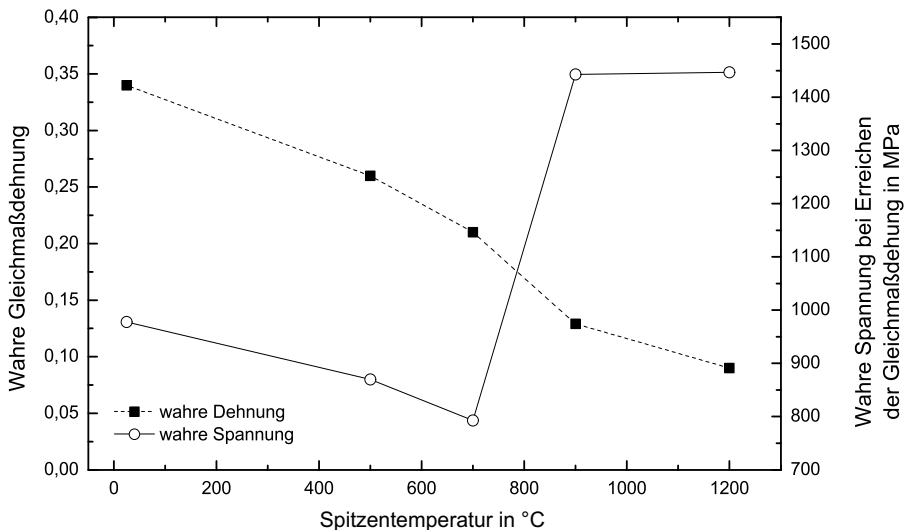


Bild 105: Wahre Spannung / wahre Gleichmaßdehnung in Abhängigkeit von der Spitztemperatur

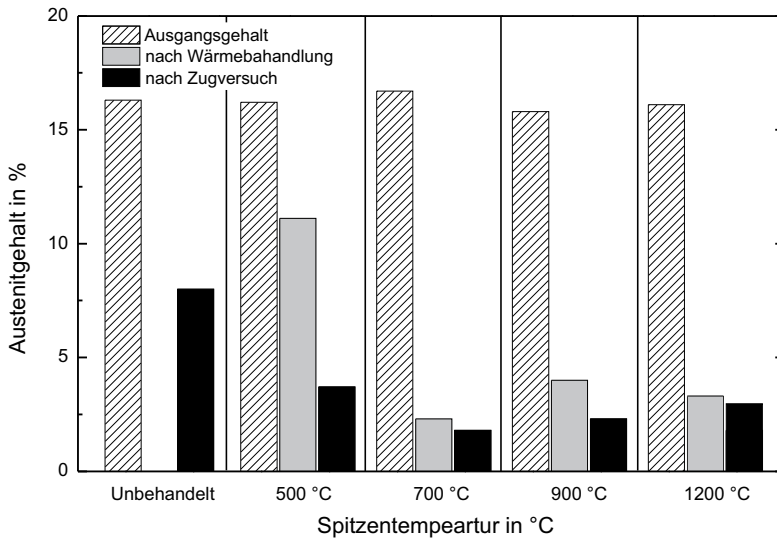


Bild 106: Darstellung des Einflusses der Wärmebehandlung und des Zugversuches (bis Versagen) auf den Austenitgehalt im TRIP Stahl HCT690T

Den Zusammenhang zwischen dem ermittelten metastabilen Austenitanteil bzw. dem Austenitgehalt sowie den resultierenden mechanischen Eigenschaften bei Erreichen der Gleichmaßdehnung zeigt Bild 107. Dabei kann festgestellt werden, dass die bis zu einer Spitzentemperatur von 700 °C beobachtete Verringerung der Verformbarkeit und der Festigkeit einheitlich mit einer Reduzierung des initialen Austenitgehaltes bzw. des initialen metastabilen Austenitanteils verbunden ist. Da sich die Gesamtfestigkeit des Werkstoffes aus den Einzelfestigkeiten sowie den Anteilen der jeweiligen Phasen zusammensetzt [44], [60] kann die Festigkeitsreduktion bei 500 °C und 700 °C wesentlich auf die geringeren Austenitanteile zurückgeführt werden, Bild 107b. Begründet wird dies durch die nach [71], [84], [79] vorliegende höhere Härte und Festigkeit des Austenits gegenüber dem Ferrit und dem Bainit. Zu beachten ist dabei, dass bei der Wärmebehandlung der Austenit nicht in Martensit sondern Ferrit zerfällt [112], [113], [114].

Die Abnahme der Verformbarkeit beruht insbesondere auf dem geringeren metastabilen Austenitgehalt bei 500 °C bzw. 700 °C, siehe Bild 107c. So verringert sich bei diesen Proben die Kaltverfestigungsfähigkeit, da die $\gamma \rightarrow \alpha_M$ Phasenumwandlung, die nach [44], [53], [54] zur Verschiebung der Gleichmaßdehnung zu höheren Spannungs- und Dehnungswerten führt, in geringerem Umfang als im unbehandelten Grundwerkstoff erfolgt. Die Reduzierung der Gleichmaßdehnung von 0,26 auf 0,21 bei Erhöhung der Spitzentemperatur von 500 °C auf 700 °C lässt sich ebenfalls auf die geringeren metastabilen Austenitanteile bei 700 °C zurückführen, Bild 107c.

Oberhalb von 700 °C erfolgt während des Abkühlprozesses ebenfalls eine signifikante Reduzierung des Austenitanteils (Bild 4.21). Zusätzlich zeigt der Temperatur-Zeitverlauf (900 °C, Bild 103) durch die Darstellung des Haltepunktes bei 400 °C, dass während des Abkühlprozesses Anteile an Martensit entstehen. Dies wird durch die Gefügedarstellung in Bild 4.30e durch die Visualisierung von nadelförmigen Martensit bestätigt. Die Verringerung der Gleichmaßdehnung und die Zunahme der ertragbaren Spannung bei Erhöhung der Spitzentemperatur von 900 °C auf 1200 °C kann auf den höheren Martensitgehalt bei der

Probe die auf 1200 °C erwärmt wurde zurückgeführt werden. So ist davon auszugehen, dass bei 900 °C vor dem Abkühlprozess ein geringerer Austenitgehalt vorliegt als bei 1200 °C, siehe auch Bild 3.3. Gestützt wird diese These durch die Ergebnisse der in-situ Aufheizversuche bei denen bei 890 °C mit 85 % ein geringerer Austenitgehalt gemessen wurde als bei 940 °C (93 %), siehe Kap. 4.2. Demzufolge kann der Anteil an Martensit nach dem Abschrecken ebenfalls geringer sein, was folglich zu der ermittelten höheren Dehnungsfähigkeit führen kann. Zusätzlich tritt bei der Probe die auf 1200 °C erwärmt wurde eine Kornvergrößerung auf die ebenfalls zu einer reduzierten Dehnungsfähigkeit beitragen kann. Vergleichbares wurde auch von Kießling et al. [165] bei Erwärmung auf Temperaturen über 900 °C festgestellt. Der TRIP-Effekt ist aufgrund des vernachlässigbaren metastabilen Austenitanteils in diesem Temperaturbereich nicht von Bedeutung. Die Kornvergrößerung wurde ebenfalls in realen Widerstandspunktschweißverbindungen im Übergangsbereich Schweißlinse / WEZ mittels der EBSD-Technik nachgewiesen (Bild 76), in einem Temperaturbereich der nach Bild 75 bei ca. 1200 °C -1300 °C liegt.

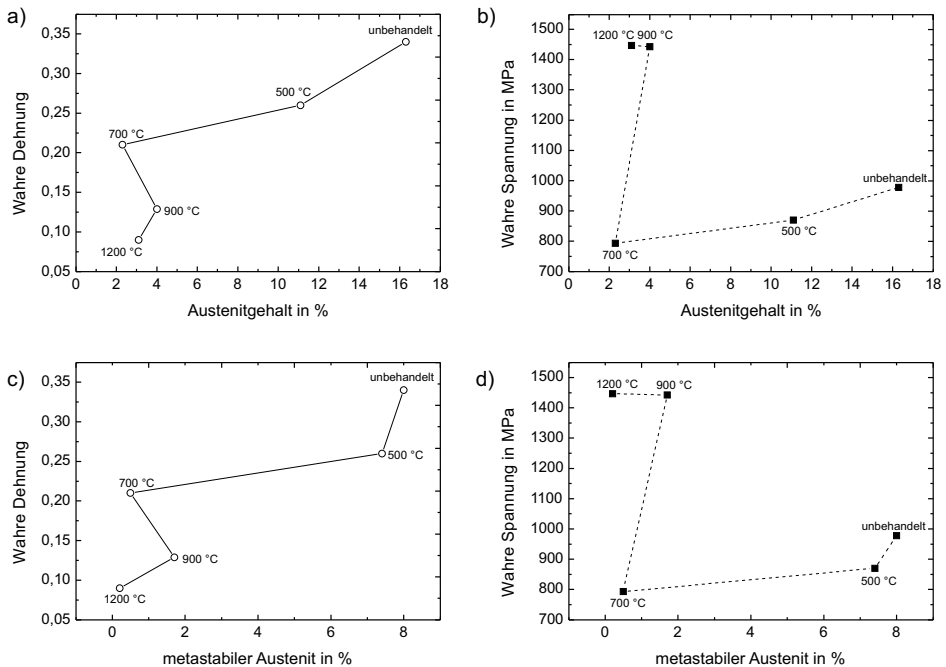


Bild 107: Abhängigkeit der wahren Gleichmaßdehnung bei verschiedenen Spitzentemperaturen von a) dem Austenitgehalt und c) dem metastabilen Austenitanteil; Abhängigkeit der wahren Spannung bei verschiedenen Spitzentemperaturen: vom b) dem Austenitgehalt und d) dem metastabilen Austenitanteil

In Hinblick auf den TRIP-Effekt ist zusammenfassend festzuhalten, dass bei einer Spitzentemperatur von 500 °C eine deutliche $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -Phasenumwandlung nachgewiesen werden kann. So liegt im Gefüge nach einer dem Punktschweißprozess vergleichbaren Aufheizrate (Gleeble) bzw. Abkühlrate (Ofen) bei dieser Spitzentemperatur noch ein relativ großer Anteil metastabilen Austenits vor. Hingegen können bei einer Erwärmung auf 700 °C, 900 °C bzw. 1200 °C zwar noch Austenitanteile im Gefüge nachgewiesen werden, jedoch

erfolgte im Zugversuch lediglich eine vernachlässigbar kleine $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -Phasenumwandlung. Somit führen diese Spitzentemperaturen unter einem dem Punktschweißprozess vergleichbaren Temperaturzyklus zu einer nahezu vollständigen Beseitigung des metastabilen Austenits, wodurch folglich keine deutliche Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften durch den TRIP-Effekt erfolgen kann.

Eine Übertragung der Ergebnisse auf reale Punktschweißverbindungen führt zu der Schlussfolgerung, dass in den Bereichen der WEZ, bei denen im Schweißprozess Temperaturen von bis zu 500 °C vorliegen, signifikante Anteile an metastabilen Austenit auftreten können. In diesen Bereichen kann daher eine $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -Phasenumwandlung erfolgen und zu einer Beeinflussung der mechanischen Eigenschaften und hier insbesondere der Duktilität führen. Jedoch ist anzumerken, dass die Größe dieser Zone bezogen auf die gesamte WEZ vergleichsweise gering ist, wodurch ihr Einfluss auf das Tragverhalten der Punktschweißverbindung als gering einzustufen ist. Bereiche der WEZ in denen Temperaturen ≥ 700 °C vorliegen, können nicht durch den TRIP-Effekt beeinflusst werden. Dabei tritt in den Werkstoffzonen die auf Temperaturen oberhalb von 700 °C erwärmt werden ein Gefüge mit geringer Verformbarkeit bzw. hoher Festigkeit auf.

Die Gegenüberstellung der Ergebnisse bezüglich des Austenitgehaltes mit Literaturangaben [110], [112], [113], [116] lässt bei Spitzentemperaturen ab 700 °C eine gute Übereinstimmung erkennen. So liegen bei diesen Temperaturen, bedingt durch den Austenitfall, vergleichsweise geringe Austenitgehalte vor. Inkonsistente Ergebnisse können jedoch für eine Spitzentemperatur von 500 °C festgestellt werden. Während Zhao et al. [116] von geringen Austenitanteilen berichten, konnten in den hier gezeigten Untersuchungen vergleichsweise hohe Austenitgehalte nachgewiesen werden. Dabei ist jedoch zu beachten, dass die Aussagen von [116] hinsichtlich des temperaturabhängigen Austenitgehaltes lediglich für das Laserstrahlschweißen Gültigkeit besitzen.

Eine Wärmebehandlung ab einer Spitzentemperatur von 500 °C führt generell zu einer Reduzierung des Austenitgehaltes und des metastabilen Austenits. Als Folge tritt eine Verringerung der Verformbarkeit und der Festigkeit auf.

5.4 Austenitgehalt und lokale mechanische Kennwerte nach realem Widerstandspunktschweißprozess

5.4.1 Einfluss des Temperaturzyklus beim Widerstandspunktschweißen auf den Austenitgehalt

Im vorangestellten Kapitel wurde der Einfluss eines Schweißzyklus durch hohe Aufheizraten bzw. hohe Abkühlgeschwindigkeiten abgebildet. Jedoch konnten dabei die Einflüsse der Elektrodenkraft, der kurzen Haltezeiten bei den jeweiligen Maximaltemperaturen und insbesondere die Kopplung der hohen Aufheiz- und Abkühlraten nicht experimentell nachgestellt werden. Daher wurden zusätzlich zu den simulierten Schweißproben Untersuchungen an realen Widerstandspunktschweißverbindungen durchgeführt.

Die mittels der Software Sorpas bestimmten Aufheiz- und Abkühlraten der WEZ eines punktgeschweißten TRIP Stahls vergleichbarer chemischer Zusammensetzung sowie die Verweilzeit bei der jeweiligen Spitzentemperaturen weichen z.T. deutlich von den experimentell simulierten Gleeble bzw. Ofenproben ab. Jedoch liegen für die Abkühlbedingungen, welche wesentlich für die Gefügeausbildung sind, mit $t_{8/5}$ -Zeiten von 0,1 s Werte vor, die

unter Berücksichtigung von Schweiß-ZTU Diagrammen [127] eine grundsätzliche Übertragbarkeit der Ergebnisse von thermisch simulierten Proben auf reale Widerstandspunktschweißproben gewährleisten.

Durch die Untersuchungen mittels hochenergetischer Synchrotronstrahlung konnte festgestellt werden, dass mit zunehmendem Abstand zur Schweißlinse ein signifikanter Anstieg der γ -Peakintensitäten auftritt. Dieses Verhalten deutet auf einen geringen Austenitgehalt in der Schweißlinse und auf eine drastische Erhöhung des Austenitanteils in den Randbereichen der WEZ hin.

Die quantitative Auswertung zeigt, dass in der Schweißlinse und am Übergang zur WEZ geringe Gehalte von $< 4\%$ Austenit vorliegen. Damit erfolgt eine deutlich größere Reduktion des Austenits als von Zhao et al. [116] beim Laserstahlschweißen nachgewiesen wurde. Am Übergang WEZ und Grundwerkstoff, d.h. ca. 1 mm von der Schweißlinse entfernt, werden bereits Austenitgehalte bestimmt die denen des Grundwerkstoffes entsprechen. Demzufolge liegt in der WEZ einer Widerstandspunktschweißverbindung aus TRIP Stahl HCT690T ein hoher Gradient hinsichtlich des Austenitgehaltes vor. Zur Verdeutlichung sind in Bild 108 die geometrischen Verhältnisse während der Messung und insbesondere die Lage der Messbereiche sowie die ermittelten Austenitgehalte wiedergegeben.

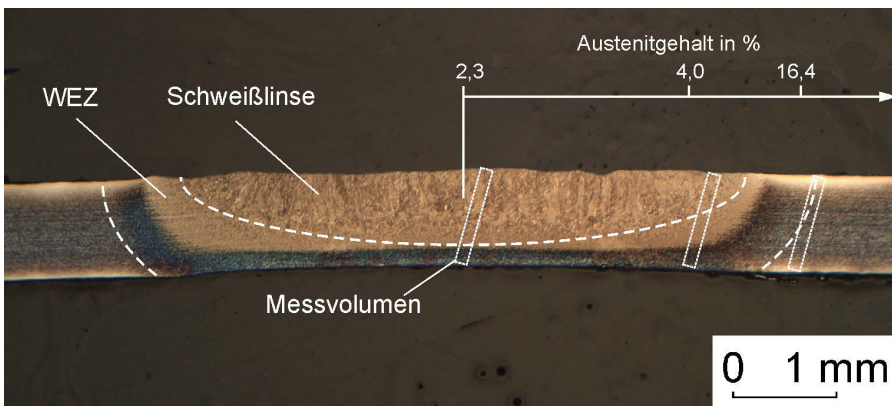


Bild 108: Schematische Lage der mittels Synchrotronstrahlung ausgewerteten Messbereiche mit Angabe der vorliegenden Austenitgehalte

Für die in Bild 108 dargestellten Messbereiche können unter Verwendung der Simulationsergebnisse aus Bild 75 die Spitzentemperaturen abgeschätzt werden. So liegen für den Messbereich in der Mitte der Schweißlinse Spitzentemperaturen von ca. 1500 °C vor. Für den Messbereich der 2 mm von der Schweißlinse entfernt liegt (4% Austenit), wurde eine mittlere Temperatur von 1200 °C ermittelt. Zu beachten ist dabei, dass dieser Messbereich sich aufgrund der Geometrie der Linse (siehe Bild 108) zu ca. 50% aus der Schweißlinse und zu weiteren ca. 50% aus einer Zone mit variabler Spitzentemperatur (Temperaturintervall 700 °C bis 1500 °C in Blechdickenrichtung) zusammensetzt. Für den Messpunkt mit einem Abstand von 3 mm zur Schweißlinse liegt eine Spitzentemperatur zwischen 500 °C und 350 °C vor. Im Folgenden wird von einer mittleren Temperatur von 425 °C ausgegangen.

Basierend auf diesen Ergebnissen erfolgt in Bild 109 eine Gegenüberstellung der Austenitgehalte für den simulierten und den realen Schweißprozess in Abhängigkeit von der Spitztemperatur.

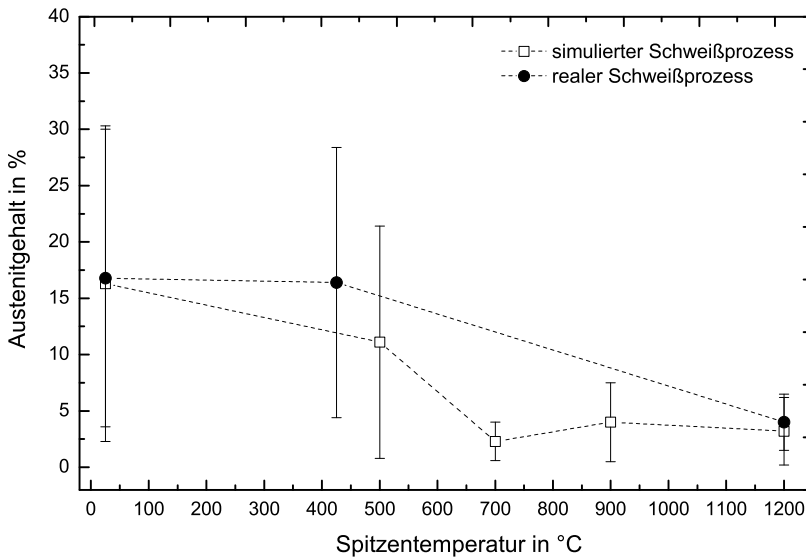


Bild 109: Gegenüberstellung der Austenitgehalte in Abhängigkeit von der Spitztemperatur für eine reale Punktschweißverbindung (Temperaturdaten näherungsweise durch die Sorpas-Simulation bestimmt) und für die Ofenproben

Es können sowohl für den unbeeinflussten Grundwerkstoff als auch für den Übergangsbereich WEZ/Schweißlinse (1200 °C) relativ gute Übereinstimmungen festgestellt werden. Da durch die in-situ Messungen mittels Synchrotronstrahlung nachgewiesen wurde, dass der Austenitfall in einem vergleichsweise kleinen Temperaturintervall erfolgt (siehe Bild 56), können die Abweichungen im Übergangsbereich WEZ/Grundwerkstoff (500 °C bzw. 425 °C) auf die unterschiedlich hohen Spitztemperaturen zurückgeführt werden. Anzumerken bleibt weiterhin, dass die Ergebnisse der realen Punktschweißverbindung für die mittlere Spitztemperatur von 425 °C die Aussagen von [116] hinsichtlich der Grenztemperatur für den Austenitfall (400 °C) prinzipiell bestätigen.

Die geringen Abweichungen in den Austenitgehalten der realen Fügestelle und der korrespondierenden wärmebehandelten Proben führen zu der Schlussfolgerung, dass eine Übertragbarkeit der aus den Ofenversuchen gewonnenen Ergebnisse bezüglich des Austenitgehaltes auf die WEZ einer realen Widerstandspunktschweißverbindung möglich ist. Demnach kann die Entwicklung des Austenitgehaltes sowie des metastabilen Austenitanteils in einer Widerstandspunktschweißverbindung wie in Bild 110 dargestellt näherungsweise beschrieben werden. So liegen lediglich im Übergang von der WEZ zum Grundwerkstoff signifikante Austenitgehalte vor. Eine Beeinflussung des mechanischen Verhaltens durch eine $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -Phasenumwandlung (TRIP-Effekt) bei äußerer Belastung ist daher ebenfalls lediglich in diesem Bereich zu erwarten. Basierend auf den hier dargestellten Ergebnissen ist davon auszugehen, dass bei dem widerstandspunktgeschweißten TRIP

Stahl HCT690T die für TRIP Stähle typische Kombination aus hoher Festigkeit und hoher Verformbarkeit in der WEZ nur im Übergangsbereich zum Grundwerkstoff, d.h. bei Spitzentemperaturen von $\leq 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, erreicht werden können. Aufgrund der vergleichsweise geringen Größe dieses Werkstoffbereiches wird geschlussfolgert, dass der TRIP-Effekt keinen deutlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften von Punktschweißverbindung aus TRIP Stahl ausüben kann.

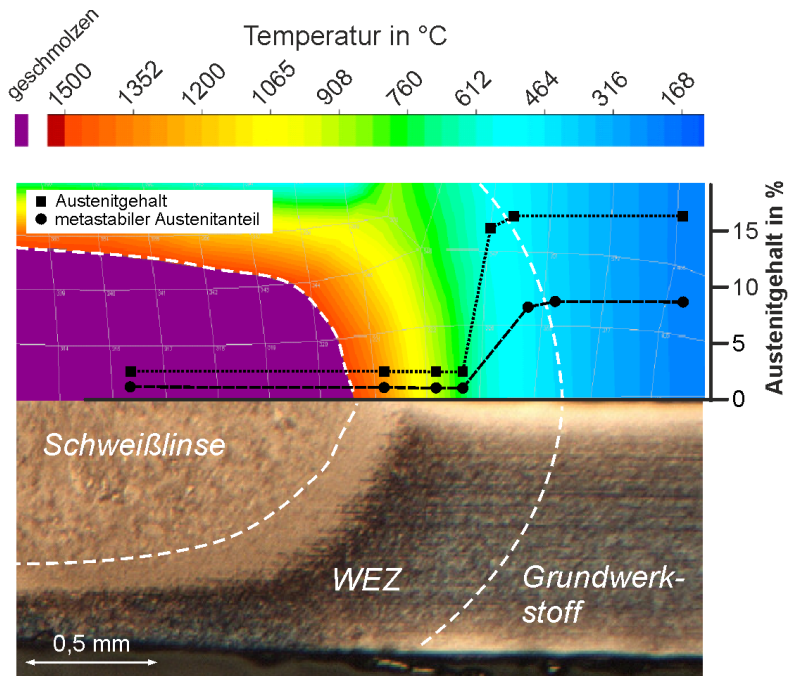


Bild 110: Darstellung der Entwicklung des Austenitgehaltes und des metastabilen Austenitanteils in einer realen Widerstandspunktschweißverbindung aus HCT690T

5.4.2 Einfluss des Temperaturzyklus beim Widerstandspunktschweißen auf die lokalen mechanischen Eigenschaften

5.4.2.1 Diskussion der Härteverläufe

Die Härte ist das wichtigste Kriterium zur Charakterisierung der lokalen mechanischen Eigenschaften von Widerstandspunktschweißverbindungen [134], [135]. Dabei zeigen die Ergebnisse den typischen Verlauf mit einem drastischen Anstieg der Härte in der WEZ bis auf das Niveau der Schweißlinse.

Die Härteverläufe können jedoch auch als Referenzdaten für die Bewertung der Ergebnisse aus den Ofenversuchen hinsichtlich einer Übertragbarkeit auf die mechanischen Kennwerten einer Widerstandspunktschweißverbindung genutzt werden. Bild 111a zeigt die Härteverläufe der Ofenproben im Vergleich zu den Ergebnissen der Widerstandspunktschweißverbindung. Dabei kann festgestellt werden, dass die Proben mit einer Spitzentemperatur von $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ sich in Bereichen der WEZ eingliedern, die eine relativ geringe Härtezunahme im Vergleich zum Grundwerkstoff aufweisen. Hingegen erreicht die Ofenprobe mit einer Spitzentemperatur von $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ einen Härteverlauf, der nahezu dem der Schweißlinse

entspricht. Basierend auf dem mittels Sorpas bestimmten Temperaturfeld werden in Bild 111b die Spitzentemperaturen in der WEZ ermittelt, die zu einer äquivalenten Härte bei einer Widerstandspunktschweißverbindung führen. Dabei kann eine relativ gute Übereinstimmung der im Ofenversuch tatsächlich aufgetretenen Spitzentemperatur und der mittels numerischer Simulation bestimmten Spitzentemperatur festgestellt werden.

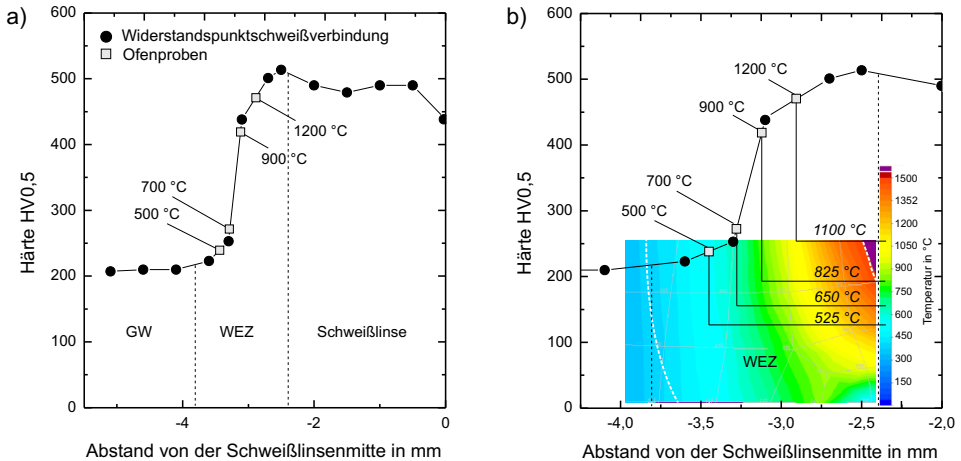


Bild 111: a) Vergleich der Härteverläufe einer realen Punktschweißverbindung aus HCT690T und den thermisch simulierten Zugproben b) Analyse der Spitzentemperatur der Ofenproben durch einen Vergleich mit der Sorpas-Simulation

Bemerkenswert ist hingegen, dass die Härteverläufe der thermisch behandelten Zugproben (500 °C und 700 °C) oberhalb des Grundwerkstoffniveaus liegen, während die Festigkeit dieser Proben geringer ist als die des Grundwerkstoffes, siehe Bild 73. Demnach kann die häufig beschriebene direkte Korrelation zwischen Härte und Festigkeit hier nicht nachgewiesen werden, wodurch eine Übertragung von Härteverläufe auf Festigkeitsverläufe unter den hier dargestellten Bedingungen nicht möglich ist.

Auf Grundlage der o.g. Ergebnisse kann geschlossen werden, dass die in den Ofenversuchen bei den jeweiligen Spitzentemperaturen ermittelten mechanischen Kennwerte auf die Bereiche der WEZ einer Widerstandspunktschweißverbindung übertragen werden können, in denen den Ofenversuchen äquivalente Temperaturen vorliegen.

5.4.2.1 Instrumentierte Eindringprüfung

Sowohl die mittels der instrumentierten Eindringprüfung bestimmten Fließspannungen als auch die wahren Spannungs-Dehnungskurven zeigen bereits in der WEZ einen signifikanten Anstieg der Festigkeit bis auf das Niveau der Schweißlinse. Basierend auf den Festigkeitsverläufen aber auch den Härteverläufen können zwei unterschiedliche Bereiche innerhalb der WEZ definiert werden, Bild 112.

Bereich I umfasst den Bereich der WEZ der geringfügig höhere Festigkeiten aufweist als der Grundwerkstoff. Basierend auf den Ergebnissen aus den Ofenexperimenten ist davon auszugehen, dass in diesen Bereich Temperaturen von deutlich unter 900 °C auftreten. Diese Hypothese wird durch den in Bild 111 gezeigten Härtevergleich der thermisch behandelten Zugproben und der Punktschweißverbindung gestützt.

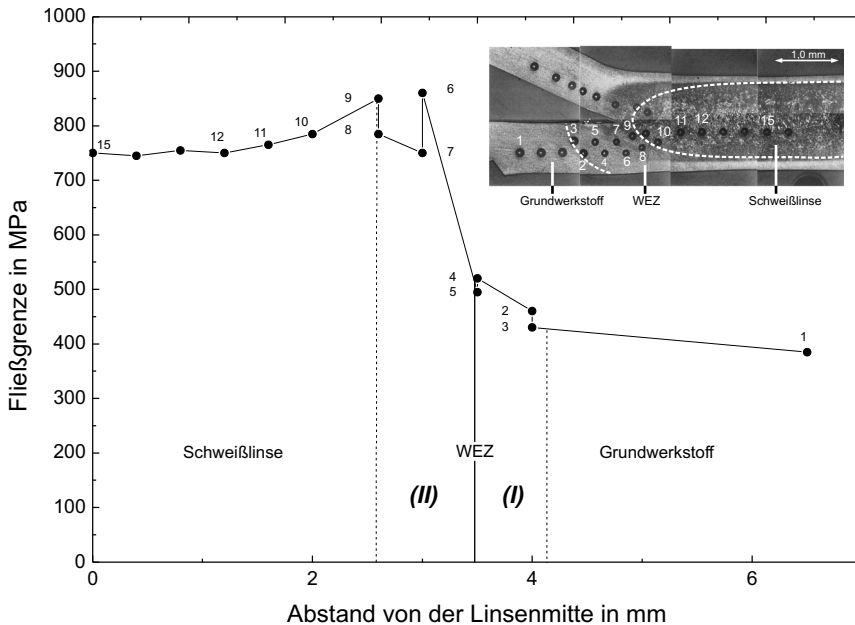


Bild 112: Mittels der instrumentierten Eindringprüfung bestimmte Fließgrenzen für die WEZ und die Schweißlinse mit Einteilung der WEZ in zwei signifikant unterschiedliche Bereiche (I) und (II)

Im Bereich II liegen die mechanischen Eigenschaften bereits auf dem Niveau der Schweißlinse. Das ist konsistent zu den Ergebnissen von Sommer [147] und Tao et al. [164] die Festigkeitskennwerte der WEZ ermittelten die denen der Schweißlinse entsprechen. Zusätzlich wurde von [164] ebenfalls eine Unterteilung der WEZ in einen harten und einen weicheren Bereich vorgenommen. In Bereich II der WEZ treten Temperaturen deutlich oberhalb von 700 °C auf (Bild 56). Diese führen zu einem hohen Austenitanteil vor dem Abkühlprozess, was in Übereinstimmung mit [117] folglich einen hohen Anteil an Martensit nach dem Abkühlen im Gefüge erwarten lässt. Eine Erhöhung der lokalen Temperatur über ca. 1000 °C führt nach Bild 56 und [114] nicht zu einer weiteren signifikanten Zunahme des Austenitgehaltes vor und somit des Martensitgehaltes nach dem Abkühlvorgang womit eine wesentliche Veränderung der mechanischen Eigenschaften, unter Voraussetzung vergleichbarer Abkühlbedingungen, ausgeschlossen werden kann. Daher liegen im Bereich II Festigkeitskennwerte vor, die denen der Schweißlinse entsprechen.

In Hinblick auf die Bestimmung der Verformungsfähigkeit ist anzumerken, dass die instrumentierte Eindringprüfung diesbezüglich keine zuverlässige Auswertung ermöglicht. So kann bei diesen Verfahren im Gegensatz zu einer Zugprüfung kein Versagenskriterium wie z.B. der Bruch der Probe definiert werden. Daher ist die Ermittlung der Bruch- oder der Gleichmaßdehnung als Kriterium für die Verformungsfähigkeit nicht möglich.

Um die Ergebnisse der instrumentierten Eindringprüfung zu validieren, werden die wahren Spannungs-Dehnungskurven den Ergebnissen der Ofenversuche (unbehandelt, 900 °C und 1200 °C) gegenübergestellt, siehe Bild 113.

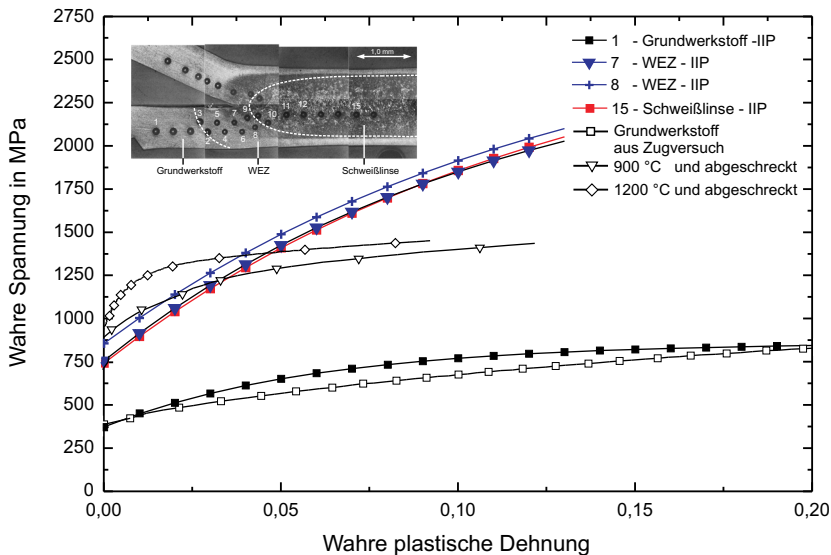


Bild 113: Vergleich der wahren Spannungs-Dehnungskurven aus der instrumentierten Eindringprüfung und den thermisch behandelten Zugproben

Dabei zeigt sich, dass bezüglich des Grundwerkstoffes eine relativ gute Übereinstimmung der Ergebnisse besteht. Die Abweichung liegt dabei im Maximum unterhalb von 18 %. Bezüglich der mechanischen Kennwerte der Schweißlinse bzw. des Bereichs II der WEZ kann bis zu einer wahren plastischen Dehnung von 0,03 für die auf 900 °C erwärmte Probe ebenfalls eine relative gute Übereinstimmung nachgewiesen werden. Oberhalb einer Dehnung von 0,03 weichen die wahren Spannungs-Dehnungskurven jedoch stark voneinander ab. Hingegen liegt für die auf 1200 °C erwärmte Probe im gesamten plastischen Dehnungsbereich ein deutlich unterschiedlicher Spannungs-Dehnungsverlauf vor. Diese Abweichungen können aus den Beschränkungen des verwendeten Auswerteprogramms (Indent-Analyser) resultieren. So sind die neuronalen Netze lediglich bis zu einer Streckgrenze von 500 MPa trainiert (siehe Kap. 3).

Ein Vergleich der Ergebnisse der Eindringprüfung mit den Untersuchungen von Sommer [147] und Tao et al. [164] weist ein inkonsistentes Verhalten nach. So wurden mit 1000 MPa bzw. 1150 MPa in diesen Arbeiten deutlich höhere Fließspannungen für die Schweißlinse ermittelt als bei Einsatz der instrumentierten Eindringprüfung. Auch die experimentell bestimmten wahren Spannungs-Dehnungskurven (Ofenversuche) weichen relativ stark von den Ergebnissen der instrumentierten Eindringprüfung ab. Hingegen zeigen die mit Hilfe von Ofenversuchen bestimmten Fließgrenzen eine relativ gute Übereinstimmung zu den Werten von [147]. Anzumerken bleibt, dass die Vergleichbarkeit der Ergebnisse jedoch eingeschränkt ist, da diese Untersuchungen an einen Dualphasenstahl und nicht an einen TRIP Stahl durchgeführt wurden. Jedoch deuten die Ergebnisse darauf hin, dass die instrumentierte Eindringprüfung in der hier verwendeten Form lediglich Tendenzen in Hinblick auf die Festigkeitskennwerte der WEZ und der Schweißlinse liefern kann. Eine Validierung des Verfahrens durch einen statistisch abgesicherten Vergleich der wahren Spannungs-Dehnungskurven von thermisch behandelten Zugproben und den Ergebnissen der instrumentierten Eindringprüfung an identisch behandelten Proben ist

daher für einen weiteren Einsatz der instrumentierten Eindringprüfung als Verfahren zur Bestimmung lokaler mechanischer Kennwerte von Schweißverbindungen erforderlich.

Durch eine Kopplung der Ergebnisse aus der instrumentierten Eindringprüfung und den Ofenversuchen, insbesondere auf Basis der Steigung der Kurven, können jedoch näherungsweise die zu erwartenden wahren Spannungs-Dehnungskurven der WEZ und der Schweißlinse ermittelt werden.

So zeigen die Ergebnisse aus den Ofenversuchen, dass die Steigung der wahren Spannungs-Dehnungskurven nahezu unabhängig von der Spitztemperatur ist, siehe Bild 73. In [166] und [152] sind ebenfalls nahezu identische Anstiege der wahren Spannungs-Dehnungskurven der WEZ, der Schweißlinse und des Grundwerkstoffes dargestellt. Demzufolge kann durch eine einfache Verschiebung der wahren Spannungs-Dehnungskurven des Grundwerkstoffes (Zugversuch) ab einer wahren plastischen Dehnung von 0,03 das mechanische Verhalten der WEZ und der Schweißlinse neu bestimmt werden, siehe Bild 114. Der Dehnungswert von 0,03 wurde gewählt, da hier eine relativ gute Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen der Zugprüfung und der Eindringprüfung besteht. Da nach Tao et al. [164] der E-Modul im Bereich der WEZ und der Schweißlinse dem des Grundwerkstoffes entspricht, kann der elastische Bereich zusätzlich in die Betrachtungen mit einbezogen werden.

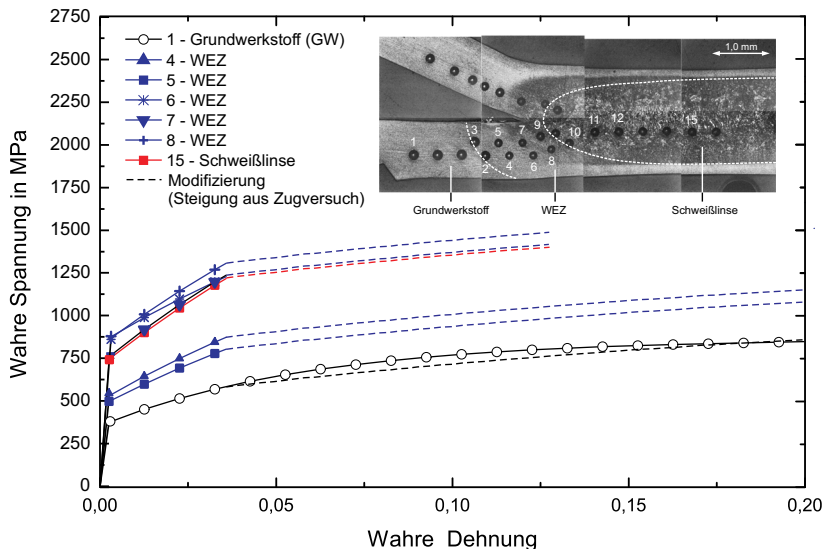


Bild 114: Modifizierte wahre Spannungs-Dehnungskurven für verschiedene Bereiche der Punktschweißverbindung aus HCT690T

Für die Schweißlinse werden unter Berücksichtigung der Arbeiten von [147] und [164] bei denen für die Schweißlinse eine Fließspannung oberhalb von 1000 MPa bestimmt wurde, deutliche Abweichungen zu den Ergebnissen der Eindringprüfung nachgewiesen. Daher wird in den weiteren Untersuchungen für diesen Bereich die wahre Spannungs-Dehnungskurve aus den Ofenversuchen bei 1200 °C (Fließspannung: 1000 MPa) verwendet. Somit wird lediglich für die WEZ die aus der instrumentierten Eindringprüfung bestimmte Spannungs-Dehnungskurve genutzt. Die wahren Spannungs-Dehnungskurven für den

Grundwerkstoff, die WEZ und die Schweißlinse sind in Bild 115 zusammenfassend dargestellt. Sie werden im Folgenden als Eingangsdaten für die numerische Simulation der Beanspruchungsverhältnisse an einer Widerstandspunktschweißverbindung genutzt.

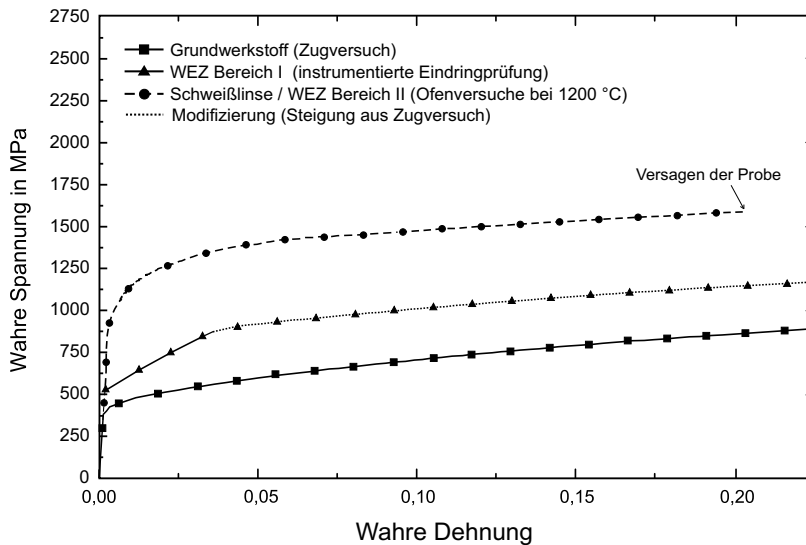


Bild 115: Für die FE-Simulation genutzten wahren Spannungs-Dehnungskurven des Grundwerkstoffes, der WEZ und der Schweißlinse; lediglich die wahre Spannungs-Dehnungskurve der Schweißlinse ist bis zum Versagen der Proben dargestellt

Im FE-Modell (siehe Kapitel 0) wird die Spannungs-Dehnungskurve der Schweißlinse (1200 °C) als Eingangsdaten für die WEZ-1 und für die Schweißlinse genutzt. Für die im FE-Modell als WEZ-2 beschriebene Zone erfolgt vergleichend die Implementierung der Grundwerkstoffdaten (Modell-1), der Spannungs-Dehnungskurve der WEZ (instrumentierte Eindringprüfung - Modell-2) sowie der Spannungs-Dehnungskurve der Schweißlinse (Ofenversuch bei 1200 °C - Modell-3). Die Nutzung von jeweils einer Spannungs-Dehnungskurve für die WEZ und die Schweißlinse entspricht dem Vorgehen von [152], [155].

In Tabelle 8 sind die charakteristischen Kennwerte der drei Zonen (Grundwerkstoff, WEZ, Schweißlinse) zusammenfassend dargestellt.

Tabelle 8: Mechanische Kennwerte der für die FE-Simulation verwendeten Zonen (Grundwerkstoff, WEZ, Schweißlinse)

Bereich	Fließgrenze in MPa	Wahre Bruchspannung in MPa	Wahre Bruchdehnung
Grundwerkstoff	400	1150	65
WEZ	550	--- ⁵	--- ⁵
Schweißlinse	1000	1560	0,21

⁵ Aufgrund des fehlenden Versagenskriteriums konnten diese Werte mittels der instrumentierten Eindringprüfung nicht bestimmt werden.

5.5 Verformungsverhalten von widerstandspunktgeschweißten TRIP Stahl

Das Verformungsverhalten, charakterisiert durch die maximale Dehnung an der Füge Stelle, ist sowohl qualitativ als auch quantitativ für die Vorder- und Rückseite der Scherzugprobe vergleichbar. Die beobachteten Abweichungen in den Dehnungswerten treten insbesondere im Bereich geringer Dehnungen ($\epsilon_x < 0,04$) auf. Ursachen für die geringen Abweichungen der Dehnungen an Vorder- und Rückseite können u.a. eine unsymmetrische Linsenausbildung und/oder unterschiedliche Kerbgeometrien sein. Auch Messfehler, die durch die Nutzung des Spiegelsystems hervorgerufen werden könnten, sind nicht gänzlich als Ursache auszuschließen. Bei einer Belastungen nahe der Scherzugfestigkeit sind die Abweichungen, unter Berücksichtigung der Streuung innerhalb einer Versuchsreihe (Standartabweichung $\sim 0,01$), hingegen vernachlässigbar klein.

Anhand der Dehnungsfeldmessung konnte neben der maximalen Dehnung auch das Dehnungsverhalten im gesamten Fügebereich analysiert werden. Die Konzentration der Dehnung im Bereich außerhalb des Elektrodeneindrucks bzw. der Schweißlinse resultiert aus der kombinierten Kopf- und Scherkraft und den folglich erhöhten Spannungen in diesen Bereich (vgl. Bild 13c) und wurde ebenfalls von [146] beobachtet. In Übereinstimmung mit [162], [158] ist für den Bereich der Schweißlinse lediglich eine vernachlässigbar kleine Dehnung nachweisbar. Analoge Resultate wurden bereits von Sakai et al. [158] vorgestellt. Zu berücksichtigen ist jedoch, dass die erzielten Ergebnisse hinsichtlich der Dehnung im Scherzugversuch lediglich für den Ausknöpfbuch vorliegen, das Verhalten bei einem Scherbruch bzw. Mischbruch wurde in den hier durchgeführten Untersuchungen nicht betrachtet.

Bei geringen Dehnungen unterhalb von 0,004 wurden bei der optischen Dehnungsfeldmessung relativ große Streuungen beobachtet. Um eine präzise Analyse insbesondere in Hinblick auf den Vergleich mit den Ergebnissen der numerischen Simulation zu gewährleisten, wurden Messungen mittels Dehnungsmessstreifen für den Bereich der maximalen Dehnung durchgeführt. Bild 116 zeigt den Vergleich der mit den unterschiedlichen Verfahren bestimmten Kraft-Dehnungskurven und verdeutlicht die relativ gute Übereinstimmung der Ergebnisse. So liegt die mittels DMS bestimmte Kraft-Dehnungskurve innerhalb des durch die Dehnungen an der Vorder- und Rückseite durch die optische Dehnungsfeldmessung vorliegenden Streubandes.

Die für geringe Belastungen vorliegende negative Dehnung ist sowohl für die DMS-Messung als auch für die optische Dehnungsmessung zu beobachten. Hinsichtlich eines Vergleiches ist zu berücksichtigen, dass bei der Messung mittels DMS die Dehnung für einen Oberflächenbereich gemittelt wurde, so dass nicht sichergestellt werden konnte, dass ausschließlich die maximale Oberflächendehnung analysiert wurde. Dadurch ist die quantitative Übertragbarkeit der Ergebnisse auf die optischen Dehnungsfeldmessungen eingeschränkt.

Der nachgewiesene negative Dehnungsanteil bei geringen Belastungen im Scherzugversuch charakterisiert eine Druckspannung an der Oberfläche und wurde bereits von [158], [159] beobachtet. Als Ursache kann der sich bei einer beginnenden Rotation der Schweißlinse ausbildende Kopfzuganteil F_{\perp} genannt werden. Dieser wird jedoch bei zunehmender Belastung durch den Zuganteil in diesem Blechquerschnitt überlagert, so dass oberhalb einer bestimmten Kraft schließlich eine positive Dehnung vorliegt. Auch Adib und Jeong

beschreiben in [142] eine Druckspannung im Oberflächenbereich einer im Scherzugversuch belasteten Widerstandspunktschweißprobe.

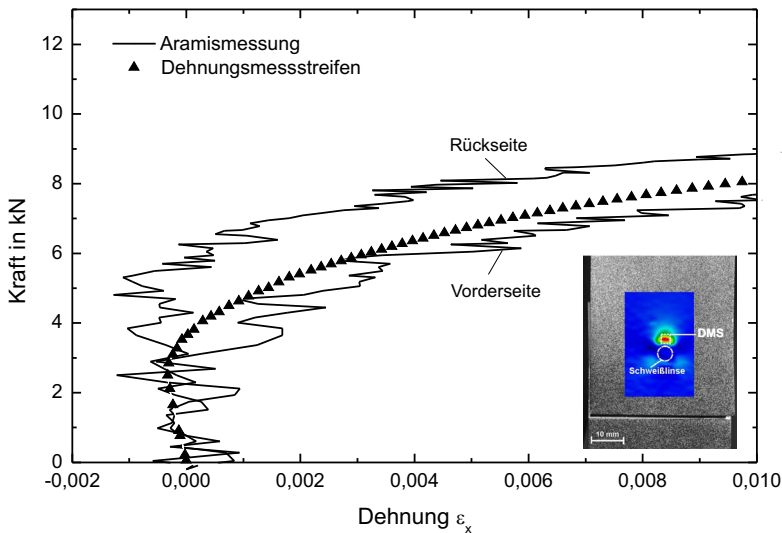


Bild 116: Gegenüberstellung der Kraft-Dehnungskurven aus den Dehnungsfeldmessungen (ARAMIS) und den Messungen mittels DMS

In Kombination mit dem Dehnungsfeld dienen die mittels optischer Dehnungsfeldmessung bestimmten und durch die DMS Messung bestätigten Kraft-Dehnungskurven sowohl als qualitative wie auch als quantitative Referenzdaten für die Diskussion der Ergebnisse der numerischen Simulation.

5.6 FE-Simulation

Der qualitative Vergleich (Bild 85) zeigt in Hinblick auf das sich ausbildende Dehnungsfeld zunächst ein nahezu identisches Dehnungsverhalten für die unterschiedlichen Simulationsmodelle. Für das Modell 1, bei dem die Materialkenndaten des Grundwerkstoffes für die WEZ-2 genutzt wurden, tritt jedoch eine größere maximale Oberflächendehnung auf als für das Modell 2 und das Modell 3, bei denen die Kenndaten der WEZ (Eindringprüfung) bzw. die Kenndaten der Schweißlinse (Ofenversuche) verwendet wurden. Mit zunehmender Festigkeit der WEZ-2, d.h. der Zone deren Materialkenndaten variiert werden, ist eine Reduzierung der maximal auftretenden Oberflächendehnungen festzustellen.

Die quantitativen Ergebnisse der numerischen Simulationen lassen für die drei untersuchten Modelle ein unterschiedliches lokales Verhalten erkennen. Das äußert sich vorwiegend in den divergenten Kraft-Dehnungsverläufen, gekennzeichnet durch unterschiedliche maximale negative Dehnungen zu Beginn der Messung, einem abweichenden Anstieg der Kraft-Dehnungskurve bei höheren Beanspruchungen und divergierenden Maximalkräften/-dehnungen bei identischer Verlängerung. Hingegen zeigen die ermittelten Kraft-Verlängerungskurven geringere Abweichungen bei der Maximalkraft und in der Kraft-Verlängerungskurve, siehe auch Bild 117. Diese Diskrepanz resultiert voraussichtlich aus den Gültigkeitsbereichen der verschiedenen Messkurven. So repräsentieren die Kraft-Dehnungskurven das lokale Verhalten, das wesentlich durch die lokalen mechanischen

Kennwerte (WEZ, Schweißlinse) bestimmt wird. Durch die Erhöhung der Festigkeit der WEZ-2 in Modell 2 und Modell 3 sowie der dadurch hervorgerufenen gravierenden Änderungen der lokal vorliegenden mechanischen Kennwerte können die unterschiedlichen Ergebnisse für die genutzten Simulationsmodelle erklärt werden. Die Kraft-Verlängerungskurve wird hingegen durch die in der gesamten Probe vorliegenden mechanischen Kennwerte bestimmt. Da das Grundwerkstoffvolumen dem der WEZ und der Schweißlinse deutlich überwiegt, ist der Einfluss des Grundwerkstoffes auf das globale Kraft-Verlängerungsverhalten wesentlich größer als bei der lokalen Dehnungsmessung. Diese Hypothese wird auch durch die im Scherzugversuch nachgewiesene plastische Verformung des Grundwerkstoffes (ca. 0,02 - Bild 82) gestützt. Da identische mechanische Kennwerte für den Grundwerkstoff in den drei Modellen verwendet wurden, ist folglich ein vergleichbares globales Verhalten mit lediglich geringen Unterschieden nachzuweisen. Anzuerkennen bleibt, dass die Dehnungsfelder, unabhängig vom Simulationsmodell eine relativ gute qualitative Übereinstimmung zu der Arbeit von Radakovic und Tumuluru [146] zeigen.

Hinsichtlich des Festigkeitsverhaltens im Scherzugversuch konnte tendenziell die von Crostack [143] sowie Chandel und Garber [144] prognostizierte Zunahme der Scherzugkraft mit höherer Festigkeit der WEZ nachgewiesen werden.

Die Gegenüberstellung der Simulationsergebnisse mit den Ergebnissen des realen Scherzugversuchs ist in Bild 117 gezeigt. Bild 117a zeigt zunächst die Kraft-Verlängerungskurven bis zum Erreichen einer Verlängerung von 1,7 mm. Dabei wird unabhängig vom verwendeten Modell eine gute qualitative Übereinstimmung (Verlauf der Kraft-Dehnungskurve) nachgewiesen. Der quantitative Vergleich offenbart jedoch gravierende Abweichungen in Hinblick auf die maximalen Oberflächendehnungen bei gleicher globaler Verlängerung der Probe. Dieser Sachverhalt wird im Folgenden näher analysiert und diskutiert.

Bezüglich der Qualität der verwendeten Modelle zur Abbildung des lokalen Verhaltens kann nachgewiesen werden, dass die Kraft-Dehnungskurven, die sich aus den Modellen 2 und 3 ermitteln lassen, eine größere Übereinstimmung zum realen Verhalten aufweisen als die entsprechenden Ergebnisse des Modells 1. Dabei liegen die geringsten Abweichungen zum realen Verhalten bei Modell 3 vor.

Bezüglich des globalen Verhaltens (Kraft-Verlängerungskurve) wurden lediglich geringe Abweichungen der Simulationsergebnisse von den experimentellen Daten bestimmt. Hier zeigt sich, dass Modell 2 tendenziell eine bessere Näherung zum realen Verhalten darstellt als das Modell 1 und das Modell 3, bei denen vergleichbar große Abweichungen zu beobachten sind.

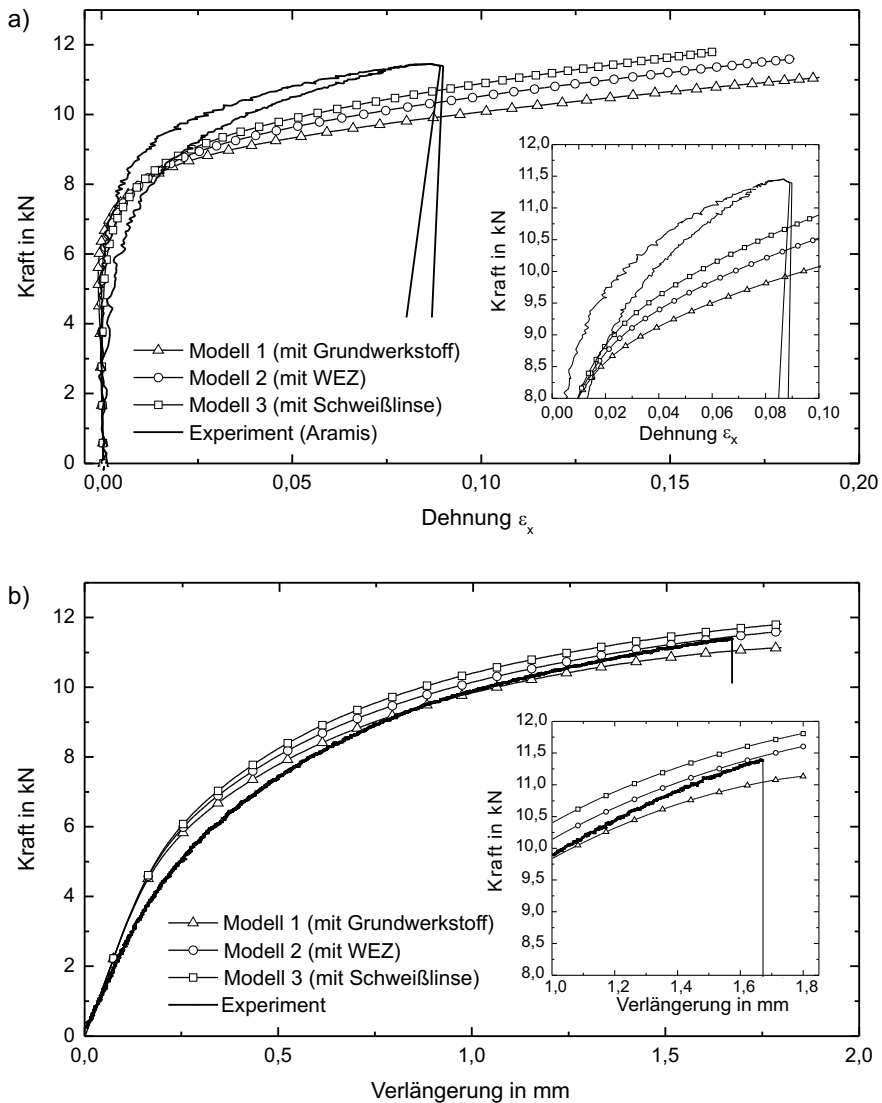


Bild 117: Vergleich der Kraft-Dehnungskurven a) und der Kraft-Verlängerungskurven b) mit den experimentellen Ergebnissen

Die Genauigkeit der Simulationsergebnisse bei geringen Belastungen bzw. Dehnungen wird in Bild 118 durch eine Gegenüberstellung der experimentell (ARAMIS, DMS) sowie simulativ bestimmten Kraft-Dehnungskurven diskutiert. Dabei wird deutlich, dass die Ergebnisse der drei verwendeten Modelle eine gute qualitative wie auch quantitative Übereinstimmung zu den optischen Dehnungsfeldmessungen der Probenrückseite aufweisen, wobei die Modelle 2 und 3 auch hier tendenziell bessere Ergebnisse aufweisen als Modell 1. Die Unterschiede zu den DMS-Messungen bestehen in einem bei gleicher Dehnung höheren Kraftniveau, wobei auch hier eine ausreichend gute Übereinstimmung der Kraft-Dehnungskurven nachweisbar ist. Die ermittelten Unterschiede können aus der

bei DMS-Messungen vorliegenden relativ großen Messfläche resultieren, so dass zusätzlich zu dem Bereich der maximalen Dehnung auch ein Gebiet mit geringerer Oberflächen-
dehnung erfasst wird, siehe Bild 116.

Somit bleibt festzuhalten, dass, unabhängig von dem verwendeten Modell, die mittels FE-Simulation bestimmten maximalen Oberflächendehnungen eine gute Übereinstimmung zu den experimentell ermittelten Daten aufweisen.

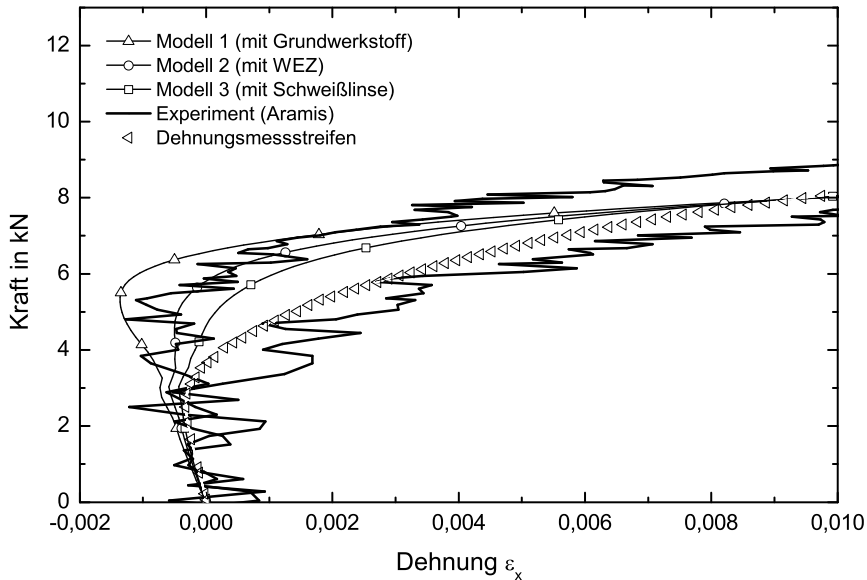


Bild 118: Vergleich der Kraft-Dehnungskurven der FE-Simulationen und der experimentellen Versuchsreihen (DMS, ARAMIS)

Zusammenfassend kann geschlussfolgert werden, dass sich hinsichtlich einer zufriedenstellenden numerischen Simulation des mechanischen Verhaltens einer widerstandspunktgeschweißten Scherzugprobe prinzipiell alle hier untersuchten Modelle eignen. Für eine präzisere Modellierung sollte jedoch das Modell 2 (besseres globales Verhalten) bzw. das Modell 3 (besseres lokales Verhalten) genutzt werden. Daher werden ausschließlich diese im Folgenden weiterführend betrachtet. Von Bedeutung ist weiterhin, dass, unabhängig von dem betrachteten Simulationsmodell, eine gute Übereinstimmung für das globale Kraft-Verlängerungsverhalten zwischen Experiment und Simulation nachgewiesen wurde (Bild 117b). Hingegen können die simulativ ermittelten lokalen Dehnungskennwerte bei gleicher Kraft deutlich von den experimentellen Ergebnissen abweichen. Infolgedessen wird geschlussfolgert, dass für eine gesichtete Bewertung von numerischen Simulationsmodellen das lokale Verhalten zwingend zu berücksichtigen ist, da es sensitiver auf Änderungen der Materialkennwerten des Fügebereichs reagiert als die globalen Kennwerte. Dies bedeutet, dass die präzise Nachbildung der Kraft-Verlängerungskurven durch FE-Simulation nicht notwendigerweise zu einer exakten Abbildung des lokalen, d.h. für das Bruchverhalten wesentlichen Verhaltens führt. Das ist insbesondere bei der Interpretation der Ergebnisse aus den Literaturangaben [152], [153], [154], [184], bei denen der Vergleich der realen und der simulierten Kraft-Verlängerungskurve als Bezugsgröße diente, zu berücksichtigen.

Weiterhin weisen die Ergebnisse der hier verwendeten Simulationsmodelle darauf hin, dass für eine numerische Simulation des Scherzugversuchs die präzise Bestimmung von Spannungs-Dehnungskurven der WEZ nicht zwingend erforderlich ist. So zeigt die Gegenüberstellung der Resultate keine signifikante Verbesserung des lokalen wie auch des globalen Kraft-Dehnungs- bzw. Kraft-Verlängerungsverhaltens. Zu berücksichtigen ist, dass die hier verwendeten Simulationsmodelle Vereinfachungen beinhalten (siehe Kapitel 0), die keine allgemeingültige Aussage erlauben.

Die Gegenüberstellung der maximalen lokalen Oberflächendehnungen der Modelle 2 und 3 im Vergleich zum realen Scherzugversuch offenbart eine hohe Diskrepanz. Jedoch ist dabei zu beachten, dass die o.g. Ergebnisse ohne Berücksichtigung eines möglichen Versagens der Probe diskutiert wurden. Auch Mazzaferro et al. [151] weisen auf die Bedeutung eines Versagenskriteriums für die Bewertung von FE-Simulationen von Scherzugproben hin. In der vorliegenden Arbeit wird vereinfacht das Versagen der Probe durch das lokale Überschreiten der wahren Bruchspannung bzw. wahren Bruchdehnung charakterisiert. Für die in Bild 87 dargestellten kritischen Bereiche (kerbnahe Bereich, Randbereich der WEZ und Grundwerkstoffbereich) werden dazu die aus den Zugversuchen bestimmten wahren Bruchspannungen bzw. wahren Bruchdehnungen als Bezugsgrößen verwendet. Zu berücksichtigen ist dabei, dass z.B. Stützeffekte durch das umliegende Werkstoffvolumen nicht berücksichtigt werden. In Bild 119 und Bild 120 sind für die o.g. kritischen Bereiche die in der FE-Simulation (Modell 2 und 3) ermittelten von Mises Vergleichsdehnungen und -spannungen in Zusammenhang mit den ertragbaren wahren Spannungen und Dehnungen (siehe Tabelle 1) dargestellt.

Es zeigt sich, dass das „Versagen“ der Probe bei einer Kraft von ca. 10,2 kN (Modell 2) bzw. ca. 10,4 kN (Modell 3) erfolgt und durch die Überschreitung der Bruchdehnung im Kerbnahen Bereich charakterisiert ist. Dies ist jedoch nur unter der Annahme gültig, dass der Randbereich der WEZ (Materialkenndaten aus Eindringversuch – siehe Bild 115) eine geringfügig höhere wahre Bruchdehnung aufweist als der kerbnahe Bereich (Materialkenndaten der Schweißlinse). Für Modell 2 ist zu berücksichtigen, dass die instrumentierte Eindringprüfung wie oben diskutiert keine Ermittlung einer wahren Bruchdehnung ermöglicht. Jedoch ist davon auszugehen, dass aufgrund der geringeren Festigkeit der WEZ gegenüber der Schweißlinse (Eingangsdaten für den Kerbnahen Bereich) eine höhere Verformbarkeit vorliegt und folglich die Annahme gerechtfertigt ist. Weiterhin ist festzustellen, dass die wahre Bruchspannung, trotz Spannungskonzentration im kerbnahen Bereich [142], bei beiden Modellen weder an der Kerbe noch im Grundwerkstoff überschritten wird. Allerdings wird diese bei „Versagen“ im kerbnahen Bereich nur geringfügig unterschritten. Zu beachten ist wiederum, dass für das Modell 2 (Kenndaten aus der instrumentierten Eindringprüfung) keine wahre Bruchspannung vorliegt. Zu erwarten ist jedoch, dass diese oberhalb von 1250 MPa liegt, so dass ein Versagen unterhalb einer Kraft von 10,2 kN nicht auftritt.

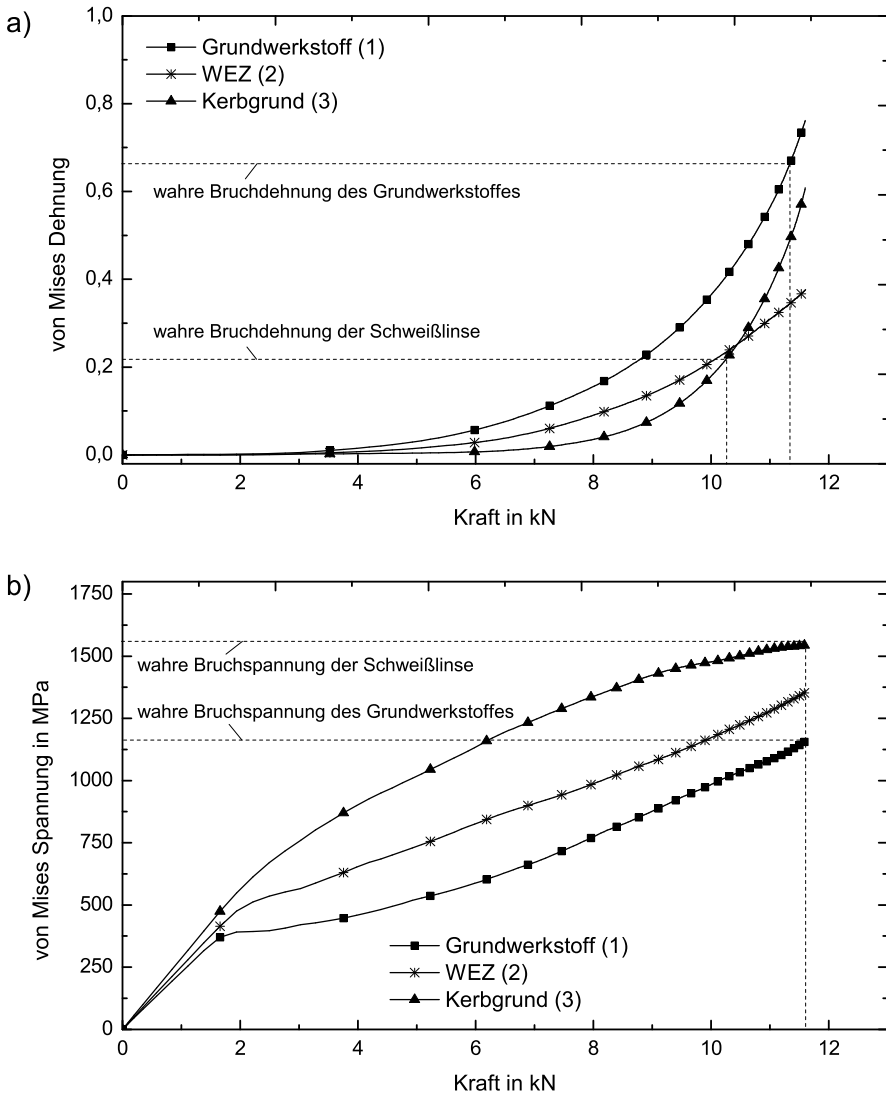


Bild 119: Modell 2 (Kenndaten der WEZ): von Mises Dehnung a) und von Mises Spannung b) für die drei kritischen Bereiche der numerisch simulierten Punktschweißverbindung (siehe Bild 87) mit Angabe der jeweiligen Bruchdehnungen und Bruchspannungen die experimentell aus Zugversuchen ermittelt wurden

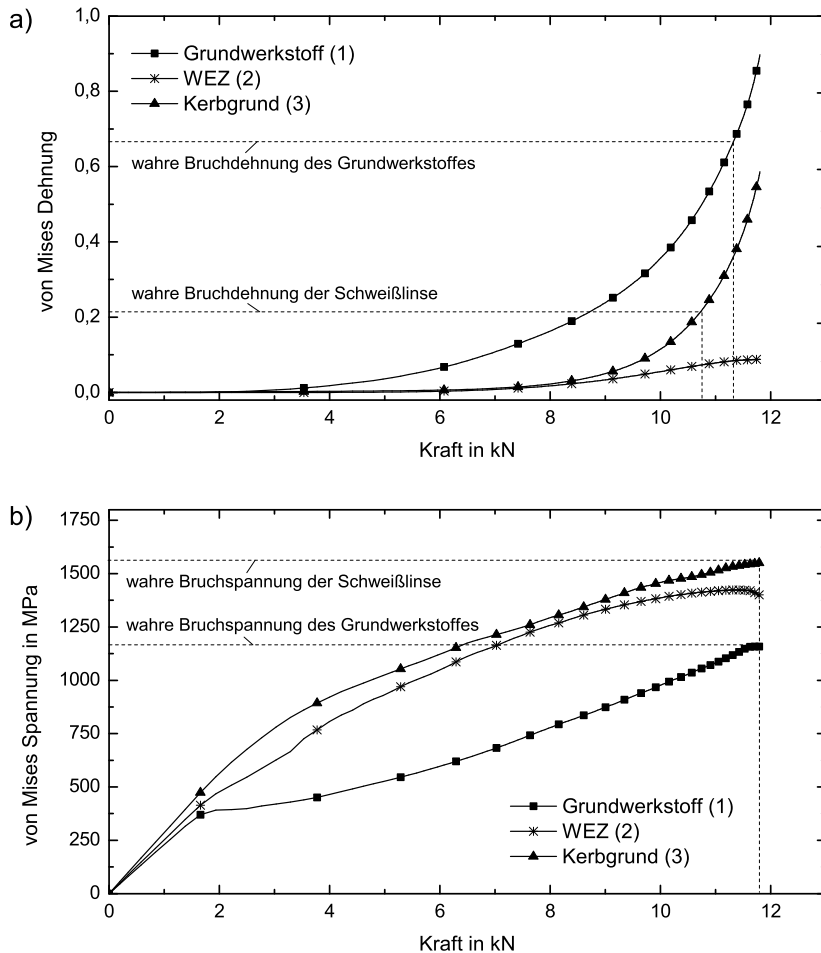


Bild 120: Modell 3 (Kenndaten der Schweißlinse): von Mises Dehnung a) und von Mises Spannung b) für die drei kritischen Bereiche der numerisch simulierten Punktschweißverbindung (siehe Bild 87) mit Angabe der jeweiligen Bruchdehnungen und Bruchspannungen die experimentell aus Zugversuchen ermittelt wurden

Ausgehend von einem Versagen der Probe bei einer Kraft von 10,2 kN bzw. 10,4 kN stellt sich der Vergleich der experimentell und numerisch ermittelten Kraft-Dehnungskurven bzw. Kraft-Verlängerungskurven wie in Bild 121 gezeigt da.

Für das Kraft-Dehnungsverhalten kann eine gute Übereinstimmung nachgewiesen werden. So weicht die Maximalkraft für das Modell 2 um ca. 10 % und für das Modell 3 um ca. 7 % vor der experimentell ermittelten Scherzugkraft ab. Die lokale Oberflächendehnung weicht für beide Modelle um ca. 12 % von der experimentell ermittelten Dehnung ab. In Hinblick auf das globale Verhalten werden jedoch relative große Abweichungen festgestellt. So erfolgt das Versagen für beide Modelle bei einer Verlängerung von ca. 1,2 mm während im realen Scherzugversuch 1,7 mm ermittelt wurden. Der Vergleich mit der Literatur [151], [156] zeigt jedoch, dass Abweichungen in diesem Umfang nicht unüblich sind und eine hinreichend genaue Analyse des Bruchverhaltens sicherstellen können.

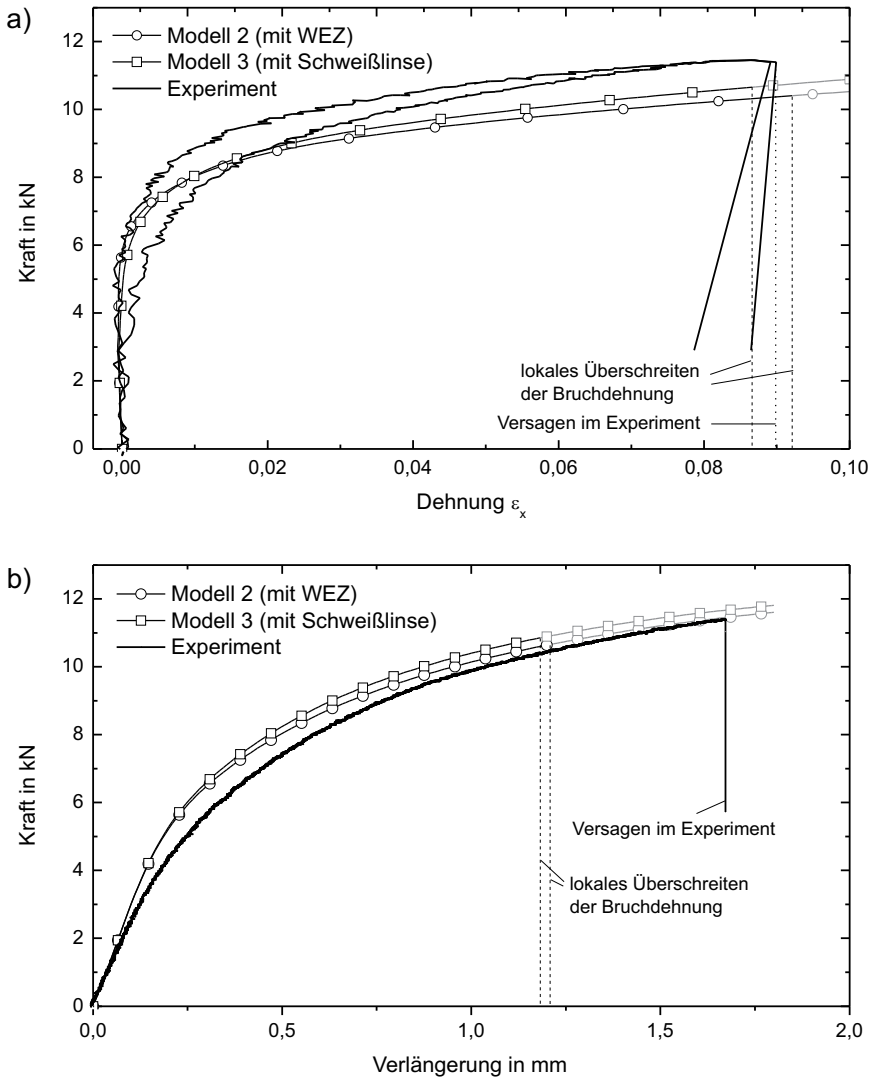


Bild 121: Gegenüberstellung der Kraft-Dehnungskurven a) und der Kraft-Verlängerungskurven b) aus Experiment und FE-Simulation nach Auswertung des Versagenskriteriums

Anzumerken ist weiterhin, dass erst durch die Implementierung eines Versagensmodells mit Rissbildung und -ausbreitung die Verlängerung bzw. maximale Oberflächendehnung im Versagensfall zuverlässiger bestimmt werden kann. Weitere Möglichkeiten zur Optimierung der Ergebnisse lassen sich u.U. durch die Veränderung des FE-Modells realisieren. Zu nennen wären dabei z.B.:

- die Netzverfeinerung insbesondere im Bereich der WEZ,
- eine detaillierte Darstellung der WEZ durch eine Erhöhung der Anzahl der WEZ-Bereiche sowie durch Nutzung verschiedener Spannungs-Dehnungskurven in diesen Bereichen (vgl. [172])
- Implementierung von Eigenspannungen.

Als ein weiteres Kriterium für die Verifizierung der Simulationsergebnisse kann der Versagensort herangezogen werden. Im realen Scherzugversuch erfolgt der Bruch im kernnahen Bereich. Da für die untersuchten Modelle auch im kernnahen Bereich das Versagen durch Überschreiten der wahren Bruchdehnung zu erwarten ist und zusätzlich eine der realen Scherzugprobe entsprechende Einschnürung im Übergangsbereich WEZ/Grundwerkstoff auftritt (vgl. Bild 122), kann die o.g. gute Übereinstimmung von FE-Simulation und Experiment auch unter Berücksichtigung dieses Aspektes bestätigt werden. Die beobachtete Einschnürung tritt dabei ca. 1 mm von der Kerbe entfernt auf und zeigt damit eine gute Übereinstimmung zu der Arbeit von Lin et al. [149].

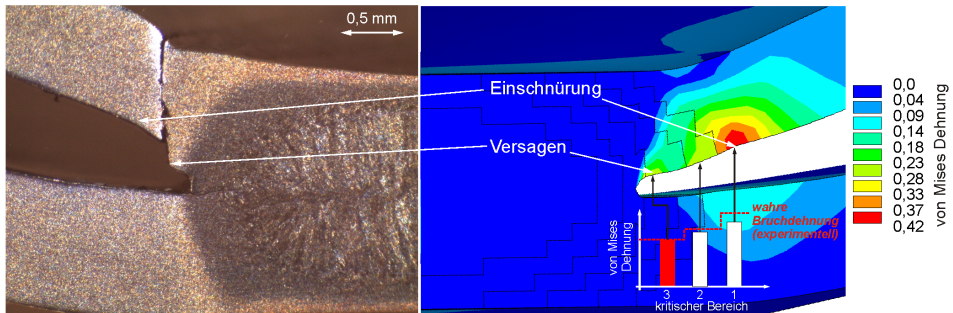


Bild 122: Gegenüberstellung des Versagensortes und der lokalen Einschnürung einer realen Scherzugprobe aus HCT690 mit den Ergebnissen der FE-Simulation für das Modell 2 (Modell 1 und 3 verhalten sich qualitativ äquivalent)

Abschließend erfolgt in Bild 123 exemplarisch für das Modell 2 eine Gegenüberstellung der simulativ und experimentell bestimmten Dehnungsfelder bei Erreichen der maximal ertragbaren Belastung. Dabei wird sowohl eine gute qualitative wie auch eine zufriedenstellende quantitative Übereinstimmung nachgewiesen. Demzufolge gelingt durch das hier verwendete Simulationsmodell unter Nutzung der lokalen mechanischen Kennwerte eine gute Näherung des lokalen mechanischen Verhaltens im Fügebereich einer Widerstandspunktschweißverbindung aus TRIP Stahl HCT690T.

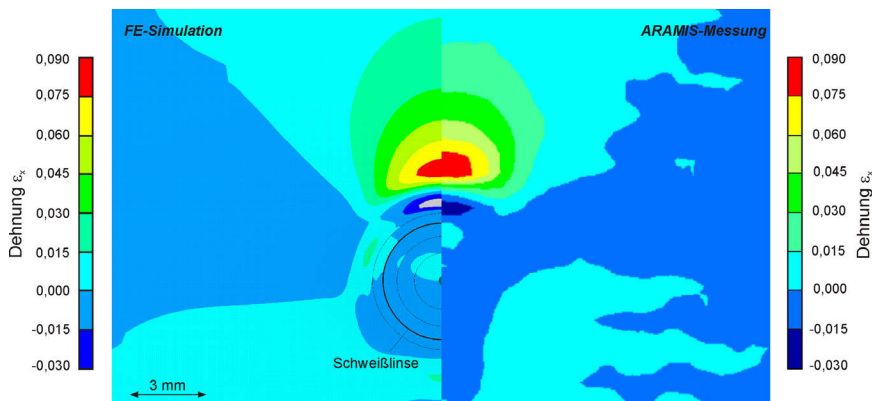


Bild 123: Vergleich des realen Dehnungsfeldes (ARAMIS-Messung) und des simulierten Dehnungsfeldes im Scherzugversuch bei einer Verlängerung der Probe von 1,6 mm, die Lage der Schweißlinse kann für die reale Scherzugprobe nicht angegeben werden

6 Zusammenfassung und Ausblick

Im Rahmend der vorliegenden Arbeit wurde der Einfluss des beim Widerstandspunktschweißen auftretenden Temperaturzyklus auf den Austenitgehalt und die Austenitstabilität von niedriglegiertem TRIP Stahl untersucht. Darüber hinaus wurden die lokalen Werkstoffkenndaten der Fügestelle auf einen Zusammenhang zu den vorliegenden metastabilen Austenitanteilen hin untersucht. Dadurch sollte die Fragestellung geklärt werden, ob und in welchem Umfang der TRIP-Effekt (Austenit-Martensit-Phasenumwandlung) im Bereich der Fügestelle auftritt und welchen Einfluss er auf die mechanischen Eigenschaften der Punktschweißverbindung haben kann. Basierend auf den lokalen Werkstoffkennwerten wird darüber hinaus durch eine 3D-FE-Simulation die Notwendigkeit der Ermittlung von lokalen Materialparametern der WEZ für die präzise Analyse des Beanspruchungsverhaltens einer Widerstandspunktschweißverbindung aus TRIP Stahl bewertet.

Um die o.g. Fragenstellungen hinsichtlich des TRIP-Effektes detailliert beantworten zu können, erfolgte zunächst eine systematische Analyse der $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -Phasenumwandlung im thermisch unbehandelten Grundwerkstoff. Hierzu wurden Zugversuche in Kombination mit Beugungsexperimenten (Synchrotronstrahlung) durchgeführt, die eine in-situ Beobachtung des Phasenumwandlungsverhaltens (TRIP-Effekt) in Abhängigkeit von der globalen Spannung/Dehnung wie auch der phasenspezifischen Spannungen ermöglichten. Dabei zeigten sowohl die qualitativen wie auch die quantitativen Auswertungen der Beugungsspektren, dass keine vollständige Umwandlung des vorliegenden Austenits im einachsigen Zugversuch erfolgt. Vielmehr konnte nachgewiesen werden, dass selbst bei sehr hohen lokalen Dehnungen wie sie oberhalb der Gleichmaßdehnung auftreten ca. 40 % des Austenits stabil ist. Mittels TEM-Untersuchungen konnte die erhöhte Stabilität dieser Austenitkörner sowohl auf ihre geringe Größe ($< 1 \mu\text{m}$) als auch ihre lamellare Morphologie zurückgeführt werden. Durch die Gegenüberstellung eines die Austenitstabilität charakterisierenden Parameters mit Literaturangaben wurde schließlich gezeigt, dass in dem untersuchten TRIP Stahl Austenit mit vergleichsweise hoher Stabilität vorliegt.

Die in den in-situ Zugversuchen ermittelten phasenspezifischen Spannungen wiesen darauf hin, dass bei dem untersuchten TRIP Stahl keine spannungsunterstützte, sondern eine dehnungsinduzierte γ -Phasenumwandlung auftritt.

Um grundlegende Erkenntnisse zur Entwicklung des Austenitgehaltes während und nach dem Punktschweißprozess zu gewinnen, wurden temperaturgeführte Ofenversuche unter Einsatz von Synchrotronstrahlung durchgeführt. Dabei konnte gezeigt werden, dass oberhalb von 300 °C zunächst eine allmähliche, zwischen 400 °C und 450 °C schließlich eine drastische Verringerung des Austenits bis auf $< 5 \%$ auftritt. Der im Schrifttum beschriebene Zerfall des Austenits in Ferrit und Karbid wurde zwischen 500 °C und 600 °C im Beugungsspektrum beobachtet. Die anschließende Neubildung des Austenits bei ca. 650 °C sowie die nach dem Abkühlungsprozess vorliegende Restaustenitmenge wurden ebenfalls bewertet. Durch die Nutzung unterschiedlicher Aufheiz- und Abkühlraten konnte darüber hinaus die Zeitabhängigkeit des Zerfalls- (Aufheizen) und Umwandlungsmechanismus (Abkühlung) des Austenits quantifiziert werden. Im Rahmen dieser Versuche und durch Analyse des Austenitgehaltes bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen wurde weiterhin nachgewiesen, dass nach einer Wärmebehandlung oberhalb von 500 °C unter Voraussetzung langsamer Erwärmung der verbleibende Austenitgehalt gering ist.

Um die Entwicklung des Austenitgehaltes in einer realen Punktschweißverbindung beurteilen zu können, wurden ex-situ Phasenanalysen bei verschiedenen Spitzentemperaturen, wie sie im Schweißprozess lokal in der WEZ auftreten können, durchgeführt. Eine Verknüpfung von Gleeble-Versuchen, die eine hohe Aufheizrate sicherstellen und Ofenversuchen, die eine hohe Abkühlrate gewährleisten, ermöglichte das reale Verhalten im und nach dem Schweißprozess ganzheitlich abzubilden. Dabei konnten zum einen durch Dilatometermessungen und den Zeit-Temperaturverläufen die A_{c1} -, A_{c3} -Temperatur sowie die M_s -Starttemperatur bestimmt werden. Weiterhin wurde durch die Beugungsexperimente und die metallographische Untersuchungsmethoden der verbleibende Austenitgehalt bei unterschiedlichen Spitzentemperaturen ermittelt und eine prinzipielle Übertragbarkeit der Ergebnisse auf reale Punktschweißverbindungen nachgewiesen.

Um neben dem Austenitgehalt in den verschiedenen Zonen einer Punktschweißverbindung auch Aussagen zu den metastabilen Austenitanteilen zu erhalten, wurden die thermisch behandelten Proben bis zum Versagen belastet. Mittels Beugungsexperimenten konnten schließlich die im einachsigen Zugversuch umgewandelten Austenitanteile bestimmt werden. Dabei zeigte sich, dass bei einer Spitzentemperatur von 500 °C eine deutliche $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -Phasenumwandlung auftrat, d.h. ein relativ großer Anteil metastabilen Austenits vorlag. Für die Spitzentemperaturen von 700 °C, 900 °C bzw. 1200 °C erfolgte im Zugversuch keine deutliche Phasenumwandlung. Eine Übertragung der Ergebnisse auf reale Punktschweißverbindungen führt zu der Schlussfolgerung, dass die Bereiche der WEZ in denen Temperaturen ≥ 700 °C vorliegen, nicht durch den TRIP-Effekt beeinflusst werden können, während in den WEZ Bereich bis 500 °C eine Beeinflussung möglich ist. Da dieser Bereich bezogen auf die gesamte WEZ vergleichsweise klein ist, wird hinsichtlich des mechanischen Verhaltens einer realen Widerstandspunktschweißverbindung lediglich von einem vernachlässigbar kleinen Einfluss des TRIP-Effekts ausgegangen.

Für die FE-Simulation des mechanischen Verhaltens von punktgeschweißten Scherzugproben aus TRIP Stahl werden die Materialkenndaten der Schweißlinse und der WEZ in Form von wahren Spannungs-Dehnungskurven durch Einsatz optischer Dehnungsfeldmessungen aus den wärmebehandelten Zugproben bestimmt.

Diese Untersuchungen erfolgten Vergleichend für Proben die unterschiedlichen Spitzentemperaturen sowie verschiedenen Aufheiz- und Abkühlraten unterworfen waren. Dadurch konnte gewährleistet werden, dass die im realen Schweißprozess aus den vorliegenden extremen thermischen Bedingungen entstehenden Gefügestrukturen reproduziert werden konnten. Die Übertragbarkeit dieser Ergebnisse auf die reale Punktschweißverbindung wurde über den Vergleich der Härtewerte des realen und simulierten Schweißgefüges sichergestellt. Durch die eingeschränkte Möglichkeit einer vollständigen Nachbildung der thermischen Bedingungen in der WEZ einer Punktschweißverbindung wurden zusätzlich die mechanischen Kennwerte direkt an einem realen Schweißgefüge durch die Methode der instrumentierten Eindringprüfung bestimmt.

Die Verknüpfung der aus den diesen Methoden gewonnen Ergebnisse ermöglichte es die Eingangsdaten für die numerischen Simulation abzuleiten.

Zur Validierung der numerischen Untersuchungen fanden zerstörende Prüfungen realer Punktschweißverbindungen im Scherzugversuch statt. Dabei wurden neben den konventionellen Kraft-Verlängerungskurven insbesondere auch die lokalen Oberflächendehnungen ermittelt. Zusätzlich erfolgte eine Analyse des Versagensverhaltens anhand der zerstörend

geprüften Proben im Querschleiff. Dadurch standen sowohl globale wie auch ein lokale Vergleichskriterium zur Bewertung der FE-Simulation zur Verfügung.

Im Zuge der numerischen Simulation wurden drei Modelle untersucht und bewertet. Der Unterschied in den Modellen liegt ausschließlich in den implementierten Materialkennwerten der WEZ. Durch diese Variation des Materialverhaltens konnte nachgewiesen werden, dass für eine, hinsichtlich der Genauigkeit zufriedenstellende numerische Simulation des Scherzugversuchs die präzise experimentelle Bestimmung von Spannungs-Dehnungskurven der WEZ nicht zwingend erforderlich ist. Vielmehr ist die Nutzung von lediglich zwei unterschiedlichen Werkstoffzonen (Grundwerkstoff, Schweißlinse) ausreichend. Von Bedeutung ist weiterhin, dass für das globale Vergleichskriterium zwischen Experiment und Simulation unabhängig von dem Modell eine gute Übereinstimmung nachgewiesen werden konnte. Hingegen weichen die Resultate des lokalen Vergleichskriteriums für die drei Modell deutlich voneinander ab. Infolgedessen wird geschlussfolgert, dass für einen gesichteten Vergleich von experimentellen und numerischen Ergebnissen das lokale Werkstoffverhalten notwendigerweise zu berücksichtigen ist, da es wesentlich sensibler auf Änderungen der Materialkennwerten des Fügebereichs reagiert als die globalen Kennwerte. Dies bedeutet, dass die fundierte Nachbildung der Kraft-Verlängerungskurven durch eine numerische Simulation nicht zwingend zu einer exakten Abbildung des lokalen, d.h. für das Bruchverhalten wesentlichen Verhaltens führt.

Die im Rahmen dieser Arbeit erzielten Ergebnisse sowie das prinzipielle Vorgehen zu Analyse des Austenitgehaltes und der Austenitstabilität können als Grundlage für weiterführende Untersuchungen an gefügten TRIP Stählen dienen. So ist zunächst die Übertragbarkeit der Ergebnisse auf weitere niedriglegierte TRIP Stähle und andere Fügeverfahren zu bewerten. Durch unterschiedliche Temperaturprofile wie sie z.B. beim Laserstrahlschweißen oder Lichtbogenschweißen auftreten, können abweichende Ergebnisse hinsichtlich des metastabilen Austenitgehaltes im Fügebereich erzielt werden, so dass es durch eine systematische Modifikation der Schweißparameter gelingen könnte, den TRIP-Effekt auch in der WEZ einer Schweißverbindung gezielt zu nutzen. Darüber hinaus sind diese Betrachtungen auch für mechanische Fügeverfahren bei denen plastischen Verformungen im Fügebereich auftreten von großer Bedeutung.

Weiterführend können zusätzliche FE-Modelle von Kopf-, Schälzugproben und Mehrpunktproben erstellt werden, wodurch das mechanische Bauteilverhalten bei verschiedenartigen Belastungsfällen realitätsnah bewertet werden kann.

Unter Nutzung des o.g. Vorgehens können die lokalen Werkstoffkennwerten der Fügestelle anderer industriell genutzte Werkstoffe bestimmt und durch zusätzliche Betrachtung von verschiedenartigen Belastungsarten (dynamisch, schwellend, usw.) das Verhalten einer Punktschweißverbindung unter realen Bedingungen ganzheitlich abgebildet werden. Dadurch kann ein wichtiger Beitrag für die Auslegung von Baugruppen geleistet werden um die Sicherheit gefügter Bauteile zu erhöhen.

Abkürzungen und Formelzeichen

Abkürzung	Einheit	Bedeutung
A	[kg]	Atomgewicht
ARAMIS		Optisches Dehnungsfeldmesssystem
α	[-]	Phase, allgemein
α	[-]	Ferrit
α_M	[-]	Martensit
γ	[-]	Austenit
c	[m·s ⁻¹]	Lichtgeschwindigkeit
d_{hkl}	[mm]	Netzebenenabstand
E	[keV]	Energie
e^{-2M}	[-]	Debye-Waller- oder Temperaturfaktor
EDDI	[-]	Energydispersive diffraction
TRIP	[-]	transformation-induced plasticity
$\varepsilon_{\phi\psi}$	[-]	Gitterdehnung in Richtung ϕ , ψ
F_0	[m ⁻¹]	Strukturfaktor
f	[m ⁻¹]	Atomformfaktor
ϕ	[°]	Orientierungswinkel der Messrichtung bezüglich des Probenkoordinatensystems (Neigungswinkel)
γ	[-]	Austenit
h	[eV·s]	Planck'scheKonstante
$\eta(\lambda)$	[-]	Wirkungsgrad des Detektorsystems
$I_{\alpha(hkl)}$	[keV]	Integralintensität der Netzebene hkl der Ferritphase
$I_{\gamma(hkl)}$	[keV]	Integralintensität der Netzebene hkl der Austenitphase
$I_0(\lambda)$	[W·m ⁻²]	Intensität der Primärstrahlung
k	[eV·K ⁻¹]	Boltzmann-Konstante
krz	[-]	kubisch raumzentriert
V_{γ}	%	Volumenanteil Austenit
V_{α}	%	Volumenanteil Ferrit/Bainit/Martensit
λ	[mm]	Wellenlänge
M_s	[K]	Martensitstarttemperatur
M_f	[K]	Martensitfinishtemperatur

m	[-]	Flächenhäufigkeit
μ	[mm ⁻¹]	linearer Absorbtionskoeffizient
n	[-]	Beugungsordnung
v	[mm ³]	Volumen der Elementarzelle
TEM	[-]	Transmissionselektronenmikroskopie
EBS		EBS-Technik (Electron backscatter diffraction)
$t_{8/5}$	[s]	Zeitintervall zwischen 800 °C und 500 °C (Abkühlung)
Θ	[K]	Debye Temperatur
Θ_{hkl}	[°]	Beugungswinkel
WEZ	[-]	Wärmeeinflusszone
φ	[-]	Wahre Dehnung
σ_w	MPa	Wahre Spannung
σ	MPa	Technische Spannung
ε	%	Technische Dehnung

Bildverzeichnis

Bild 1:	Einsatz von konventionellen Stählen und hochfesten Mehrphasenstählen im Karosseriebau am Beispiel des VW Passats [14]	3
Bild 2:	Spannungs-Dehnungskurve verschiedener Stahlwerkstoffe im Vergleich mit einem TRIP Stahl [6], die Angabe hinter dem Werkstoff bezieht sich auf die Höhe der Streckgrenze und der Zugfestigkeit	4
Bild 3:	Momentaner Kaltverfestigungsexponent n in Abhängigkeit von der Dehnung für Stähle mit gleicher Streckgrenze [24], die Angabe hinter dem Werkstoff bezieht sich auf die Höhe der Streckgrenze / Zugfestigkeit	4
Bild 4:	Schematische Darstellung der freien Gibbsschen Enthalpie von Martensit und Austenit in Ab-hängigkeit von der Temperatur [46].....	6
Bild 5:	Schematische Darstellung der kritischen Spannung zur Einleitung der martensitischen Umwandlung in Abhängigkeit von der Temperatur [46].....	7
Bild 6:	Schematische Darstellung der Verformungsmechanismen in verschiedenen Temperaturbereichen, links: spannungsunterstützt, Mitte: dehnungsinduziert, rechts: Versetzungsgleiten [27]	7
Bild 7:	Stabilität des Austenits in verschiedenen TRIP-Stahltypen quantifiziert über die Änderung des Austenitgehaltes nach Gleichung 1	10
Bild 8:	Hauptformänderung eines industriell umgeformten Automobilbauteils [118].....	15
Bild 9:	Beispiel eines Temperaturfeldes beim Widerstandspunktschweißen nach	16
Bild 10:	a) Schematische Darstellung des Temperaturzyklus beim Widerstandspunktschweißen.....	16
Bild 11:	ZTU Schaubild mit Härtewerten eines CMnAl-TRIP Stahls nach [126]	17
Bild 12:	Differenzierung zwischen lokalen und globalen mechanischen Kennwerten von Widerstandspunktschweißverbindungen	18
Bild 13:	a) und b) Beanspruchung von Punktschweißverbindungen im Scherzugversuch ($F_1 < F_2$) [141], c) Spannungen am Schweißpunkt in Längsrichtung der Probe und in Blechdickenrichtung nach [142].....	20
Bild 14:	Dehnungsverhalten von einschnittigen Widerstandspunktschweißverbindungen aus verschiedenen niedriglegierten Stählen im Scherzugversuch a) KBCF45 [158], b) Tiefziehstahl [159]; die Lage der DMS ist wiedergegeben.....	21
Bild 15:	Wahre Spannungs- Dehnungskurven der WEZ und des Schweißgutes für einen Dualphasenstahl (HCT600X) nach [164]	23
Bild 16:	Wahre Spannungs-Dehnungskurven der WEZ und des Schweißgut für einen Dualphasenstahl (HCT600X) nach [147]	23
Bild 17:	Technische Spannungs-Dehnungskurven nach Erwärmung auf unterschiedliche Spitzentemperaturen für den TRIP Stahl HCT690T.....	24
Bild 18:	Darstellung des Versuchsprogramms und des methodischen Vorgehens	25
Bild 19:	Zustandsschaubild für einen CMnAl-TRIP Stahl mit einer dem o.g. Untersuchungswerkstoff vergleichbaren chemischen Zusammensetzung	27
Bild 20:	Zustandsschaubild für einen CMnAl-TRIP Stahl mit einer dem o.g. Untersuchungswerkstoff vergleichbaren chemischen Zusammensetzung bei variablem Aluminiumgehalt [117].....	27
Bild 21:	Schematische Lage der Messstellen an einer Zugprobe für TEM- Analysen	28

Bild 22:	Lage des Messbereiches für die EBSD Analysen an einer realen Widerstandspunktschweißverbindung aus den o.g TRIP Stahl, Linsendurchmesser entsprach 5 mm.....	28
Bild 23:	Probenformen für die Zugprüfung a) ex-situ/in-situ Versuche b) Gleeble-Versuche	29
Bild 24:	Probenform für die Scherzugversuche einer Widerstandspunktschweißverbindung	30
Bild 25:	Versuchsaufbau für die Dehnungsfeldanalyse; links: Ausschnitt einer Probe mit Dehnungsfeld.....	30
Bild 26:	Lokale Dehnungsmessungen mittels DMS; links Ausschnitt mit der Lage des DMS	31
Bild 27:	Querschliff einer mittels instrumentierter Eindringprüfung analysierten Widerstandspunktschweißverbindung aus dem o.g. TRIP Stahl, Punktdurchmesser = 5 mm.....	32
Bild 28:	a) Kraft-Zeit-Verlauf und b) Kraft-Weg-Verlauf (Messpunkt in der Schweißlinie) bei der instrumentierten Eindringprüfung.....	32
Bild 29:	Beugungsspektrum des o.g. TRIP Stahls unter einem 2Θ -Winkel von $10,3^\circ$ (eigene Untersuchung).....	35
Bild 30:	Schematische Darstellung des Aufheiz- und Abkühlprozesses für die in-situ Ofenversuche und der Messzeit pro Spektrum.....	37
Bild 31:	Versuchsaufbau für die in-situ Ofenversuche mit Darstellung des Strahlenganges und des Ofens mit fixierter Probe	38
Bild 32:	Schematische Lage des Messbereiches für die Bestimmung des Austenitgehaltes thermisch behandelte Proben vor und nach dem Zugversuch; Messmodus: Reflektion.....	39
Bild 33:	Schematische Lage der Messpunkte für die Ermittlung des Austenitgehaltes, Messmodus: Transmission.....	40
Bild 34:	Schematische Darstellung des Strahlenganges und des Messvolumens im Transmissionsmodus; die Messrichtung der Phasenspannungen liegt 5° verschoben zur Zugrichtung	40
Bild 35:	Versuchsaufbau für die in-situ Zugversuche (Messmodus: Transmission) und die Punktschweißverbindung.....	41
Bild 36:	Schematische Lage des Strahlenganges und des Messvolumens für die Bestimmung des Austenitgehaltes einer Punktschweißverbindung mittels Synchrotronstrahlung; Messmodus: Transmission	41
Bild 37:	FE-Modell einer Scherzugprobe mit Vernetzung und Darstellung der Probenbereiche die eine Variation der Materialkenndaten zulassen, Halb-Modell mit 87522 Knoten und 63168 Elementen, für die nachfolgenden Untersuchungen wurden die Materialkenndaten der WEZ-2 Zone variiert	42
Bild 38:	Lagerungsbedingungen der simulierten Scherzugprobe	43
Bild 39:	Gefügeausbildung des TRIP Stahls HCT690T (Ferrit - blau, Bainit - braun, Austenit weiß), Ätzung nach Klemm.....	45
Bild 40:	Hellfeldabbildung eines α -Korns aus dem unverformten Bereich einer Zugprobe mit Darstellung des Austenits (siehe Bild 21).....	46

Bild 41:	Hellfeldabbildung aus dem verformten Bereich einer Zugprobe, a) zeigt austenitische und martensitische Bereiche, b) zeigt Austenitkörner im Bereich einer Korngrenze	46
Bild 42:	Orientierungsdarstellung für die γ -Phase in den $\{001\}$ -, $\{101\}$ - und $\{111\}$ -Gitterebenen	47
Bild 43:	Dehnungsfelder einer ex-situ Zugprobe für verschiedene Belastungszustände	47
Bild 44:	Vergleich der Ergebnisse der optischen Dehnungsfeldmessung und der Messung mittels Extensometer	47
Bild 45:	Wahre und technische Spannungs-Dehnungskurve des untersuchten TRIP Stahls	48
Bild 46:	Kaltverfestigungswert (n-Wert) in Abhängigkeit von der wahren Dehnung	48
Bild 47:	Spannungs-Verlängerungskurve für die a) ex-situ und b) in-situ Zugversuche ..	49
Bild 48:	Beugungsspektrum für den untersuchten TRIP Stahl bei unterschiedlichen Belastungen	50
Bild 49:	a) Entwicklung des Austenitgehaltes im in-situ Zugversuch und aus den ex-situ Zugversuchen übertragene wahre Spannungs-Dehnungskurve, b) Detailausschnitt bei geringen Dehnungen	50
Bild 50:	Wahre Spannungs-Dehnungskurve (ex-situ) und Phasenspannungen für die γ -Phase und die α -Phase in Abhängigkeit von der wahren Dehnung	51
Bild 51:	a) Dehnungsfeld des untersuchten TRIP Stahls im Zugversuch bei Erreichen der Gleichmaßdehnung mit schematischer Lage der Messpunkte für die Bestimmung des Austenitgehaltes, b) Austenitgehalt für die in a) gezeigten Messpunkte in Abhängigkeit von der Verlängerung der Probe im Zugversuch, Zugversuch erfolgte mit einer Zuggeschwindigkeit von 0,01 mm s ⁻¹ bei Raumtemperatur ...	52
Bild 52:	Beugungsspektren in Abhängigkeit von der Temperatur für den Aufheiz- / Abkühlvorgang	53
Bild 53:	Ausschnitt des Beugungsspektrums für den TRIP Stahl HCT690T in Abhängigkeit von der Proben temperatur; Darstellung der Entwicklung des 111 γ -Peaks sowie der Ausbildung von Karbid	53
Bild 54:	In-situ Messung des Austenitgehaltes bei Erwärmung mit durchschnittlich 100 °C/min und Abkühlung mit durchschnittlich 170 °C/min	54
Bild 55:	a) Temperatur-Zeitverlauf bei stufenartiger und kontinuierlicher Erwärmung b) Temperatur-Zeitverlauf	55
Bild 56:	Entwicklung des Austenitgehaltes bei einer a) kontinuierlichen Erwärmung (Aufheizrate ca. 100 °C/min) und einer b) stufenartigen Erwärmung	55
Bild 57:	Entwicklung des Austenitgehaltes bei einer a) Abkühlrate von ca. 170 °C/min und b) einer Abkühlrate von ca. 250 °C/min)	56
Bild 58:	Entwicklung des Austenitgehaltes bei einer Spitzentemperaturen von a) 500 °C, b) 700 °C und c) 940 °C bei einer Aufheizrate von ca. 100 °C/s	57
Bild 59:	Temperatur-Zeitverlauf im Gleeble-Versuch für die Proben mit einer Spitzentemperatur von 500 °C und 1100 °C	58
Bild 60:	Ermittlung der A _{c1} Temperatur mittels Einsensor-Differenz-Thermoanalyse, a) Ausschnitt der gemessene Temperaturkurve mit linearer Interpolation, b) Temperaturdifferenz aus gemessener Temperatur und linearen Interpolation ...	58
Bild 61:	Temperatur-Zeitverlauf im Abkühlprozess nach Erwärmung auf 1100 °C mit Darstellung des Haltepunktes (Ms-Start)	59

Bild 62:	a) Ausschnitt aus der Dilatationsmessung, b) Darstellung der Dilatation im Aufheizvorgang (Detailausschnitt), c) Darstellung der Dilatation während der Abkühlung (Detailausschnitt).....	60
Bild 63:	Einfluss der Temperaturzyklen auf den Austenitgehalt der Gleeble-Proben	60
Bild 64:	Temperatur-Zeitverlauf bei der Herstellung der Ofenproben	61
Bild 65:	Temperatur-Zeitverlauf im Abkühlprozess nach Erwärmung auf 900 °C mit Darstellung des Haltepunktes (Ms-Start).....	61
Bild 66:	Entwicklung des 200γ-Peaks nach Erwärmung auf unterschiedliche Spitzentemperaturen und nachfolgender Abschreckung, Messung mittels Röntgenstrahlung (winkeldispersive Messung)	62
Bild 67:	Exemplarische Darstellung der Gefügeausbildung mit Visualisierung des Austenits (weiß) für den a) unbehandelten Grundwerkstoff und nach Erwärmung auf Spitzentemperaturen von b) 500 °C, c) 700 °C, d) 900 °C und e) auf 1200 °C mit nachfolgender Abschreckung in Eiswasser	63
Bild 68:	Berechnete Austenitgehalte nach Erwärmung auf die angegebene Spitzentemperatur und nachfolgender Abschreckung in Eiswasser, Messung mittels Synchrotronstrahlung im Reflektionsmodus	64
Bild 69:	Dehnungsfelder für a) den unbehandelten Grundwerkstoff (Zugprobe) und die Gleeble-Proben mit einer Spitzentemperatur von b) 500 °C und c) 1100 °C.....	64
Bild 70:	Wahre Spannungs-Dehnungskurven der Gleeble-Proben, die wahre Dehnung entspricht der maximalen lokalen Dehnung der Probe	65
Bild 71:	Verringerung des Austenitgehaltes der thermisch behandelten Gleeble-Proben durch eine quasi-statische, einachsige Zugbelastung	66
Bild 72:	Dehnungsfelder der thermisch behandelten Zugproben (Ofenproben) bei Erreichen der Gleichmaßdehnung, die Dehnung ist in Zugrichtung	66
Bild 73:	Wahre Spannungs-Dehnungskurve für den unbehandelten Grundwerkstoff und die thermisch behandelten Zugproben, die wahre Dehnung entspricht der maximalen lokalen Dehnung	67
Bild 74:	Verringerung des Austenitgehaltes der thermisch behandelten Zugproben durch eine quasi-statische, einachsige Zugbelastung	68
Bild 75:	Temperaturfeld sowie Temperaturzyklen für die markierten Knotenpunkte bei einem Punktdurchmesser von 5 mm (Simulation mit Sorpas); Werkstoff: TRIP Stahl HCT690T+Z mit einer Blechdicke von 1 mm; verwendete Schweißparameter: Elektrodenkraft = 3,5 kN, Schweißzeit = 260 ms, Vor-/Nachhaltezeit = 60 ms/100 ms.	68
Bild 76:	Ortsaufgelöste Gefügeanalyse mittels EBSD, a) und b) Messbereich, c) Korngröße und Kornorientierung	69
Bild 77:	Ausschnitt des Beugungsspektrums für verschiedene Bereiche der Schweißverbindung (zunehmender Abstand zur Schweißlinsemitte); rechts: geprüfte Punktschweißung	70
Bild 78:	Entwicklung des Austenitgehaltes in der Punktschweißverbindung dargestellt für verschiedene Bereiche der Fügestelle, bestimmt mittels Synchrotronstrahlung (Messmodus: Reflektion).....	70
Bild 79:	Exemplarische Darstellung des Härteverlaufes im Bereich der Punktschweißverbindung, die Vickers-Härteprüfung erfolgt nach [175], Schweißparameter siehe Tabelle 3, Punktdurchmesser: 5 mm.....	71

Bild 80:	Ergebnisse der instrumentierten Eindringprüfung, a) Querschliff nach der Eindringprüfung mit Messpunkten und schematischer Lage der WEZ/Schweißlinse, b) Fließgrenze für verschiedene Bereiche der Fügestelle mit Angabe des Eindringversuches, c) Wahre Spannungs-Dehnungskurve ermittelt mit der instrumentierten Eindringprüfung und dem Zugversuch72
Bild 81:	Ergebnisse des Scherzugversuches für eine einschnittige Punktschweißverbindung mit einem Punktdurchmesser von 5 mm a) Kraft-Verlängerungskurve b) Kraft-Dehnungskurve, die Dehnungen entsprechen den maximalen lokalen Dehnungen.....73
Bild 82:	Dehnungsfeld bei Erreichen der Scherzugkraft an der Vorder- und Rückseite der Scherzugprobe (Punktdurchmesser 5mm) sowie Lage der Messpunkte für Bestimmung der Kraft-Dehnungskurve in Bild 8173
Bild 83:	Mittels DMS bestimmte Kraft-Dehnungskurve; schematische Lage des DMS....74
Bild 84:	Querschliff einer im Scherzugversuch versagten Widerstandspunktschweißverbindung mit einem Punktdurchmesser von 5 mm, Probengeometrie nach Bild 24, Zuggeschwindigkeit=0,01 mm·s ⁻¹75
Bild 85:	Dehnungskennwerte (Dehnung in x-Richtung) der FE-Modelle 1, 2 und 3 bei Erreichen der maximalen Verlängerung von 1,8 mm, variiert werden die Materialkennndaten der WEZ-2 (siehe Kap. 0.3), Materialkennndaten des a) Grundwerkstoffes, b) der WEZ (instrumentierte Eindringprüfung) und c) der Schweißlinse, siehe auch Bild 11576
Bild 86:	Ergebnisse der FE-Simulation für die drei untersuchten Modelle a) Kraft-Dehnungskurven (Dehnung bei einer Verlängerung von 1,7 mm), mit Detailausschnitt bei geringen Dehnungen b) Kraft-Verlängerungskurven77
Bild 87:	Exemplarische Darstellung der von Mises Dehnung a) und der von Mises Spannung mit den für das Versagen kritischen Bereichen 1, 2 und 3 am Beispiel des Modells 278
Bild 88:	Von Mises Dehnung für das Modell 2 a) und das Modell 3 b), von Mises Spannung für das Modell 2 c) und das Modell 3 d) für die kritischen Bereiche in Bild 87; Modell 2: WEZ-2 mit Materialkennndaten der WEZ (instrumentierte Eindringprüfung) Modell 3: WEZ-2 mit Materialkennndaten der Schweißlinse79
Bild 89:	Gegenüberstellung der Spannungs-Verlängerungskurve für die Zugversuche bei der in-situ Phasenanalyse und der ex-situ Vergleichsmessung zur Bewertung der Übertragbarkeit der ermittelten Kennndaten82
Bild 90:	Entwicklung der γ -Beugungsintensitäten in Abhängigkeit von der wahren Spannung und der wahren Dehnung.....82
Bild 91:	Beispielhafte Darstellung der Entwicklung der α -Beugungsintensitäten in Abhängigkeit von der wahren Dehnung ϕ83
Bild 92:	Phasenspezifische wahre Spannung im Austenit und Austenitgehalt in Abhängigkeit von der globalen wahren Dehnung - Detaildarstellung84
Bild 93:	Analyse der Austenitstabilität des untersuchten TRIP Stahls HCT690T durch a) die Gegenüberstellung der $1/\sqrt{\gamma}$ - $1/\sqrt{\gamma_0}$ -Werte mit Literaturangaben und b) der k_p -Werte in Abhängigkeit des Kippwinkels ψ (siehe Bild 35)85
Bild 94:	Entwicklung des Austenitgehaltes in Abhängigkeit von der wahren Dehnung für unterschiedliche Bereiche der Zugprobe86
Bild 95:	Vergleichende Darstellung des Austenitstabilität für verschiedene Bereiche der Zugprobe (ZO, Z1, Z2) durch die die Analyse von $1/\sqrt{\gamma}$ - $1/\sqrt{\gamma_0}$87

Bild 96:	ZTU-Diagramm eines dem untersuchten TRIP Stahl vergleichbaren Werkstoffes mit Kennzeichnung des in diesen Untersuchungen gemessenen Temperatur-Zeitverlaufs	89
Bild 97:	Relative Änderung des Austenitgehaltes in Abhängigkeit von der Zeit, Einteilung in relevante Temperaturbereiche	89
Bild 98:	a) Entwicklung des Austenitgehaltes im Aufheizprozess bei unterschiedlichen Heizraten b) Veränderung des Austenitgehaltes im Aufheizprozess in Abhängigkeit von der Zeit.....	90
Bild 99:	Verringerung des Austenitgehaltes im Abkühlprozess in Abhängigkeit von der Temperatur.....	91
Bild 100:	Austenitgehalt bei Erreichen der jeweiligen Spitztemperatur sowie nach Abkühlung auf Raumtemperatur.....	92
Bild 101:	Einfluss der Spitztemperatur auf die Beugungsintensität der 200 γ -Gitterebene; Messung mittels Röntgenstrahlung (winkeldispersive Methode), auf die Darstellung der Beugungsintensitäten bei 900 °C und 1200 °C wird aufgrund der Vergleichbarkeit zu 700 °C verzichtet.....	94
Bild 102:	Gegenüberstellung der für die Gleeble-Proben und die Ofenproben mittels Sychrotron-strahlung und für die Ofenproben metallographisch bestimmten Austenitgehalte.....	95
Bild 103:	Temperatur-Zeitverlauf für die Ofenproben (500 °C, 700 °C, 900 °C) und die Gleeble-Probe (1100 °C) mit Angabe der Haltepunkte (Ms-Start).....	96
Bild 104:	Gegenüberstellung der wahren Spannungs-Dehnungskurven für die Gleeble-Proben und die Ofenproben sowie Angabe der vor dem Zugversuch vorliegenden Austenitgehalte	97
Bild 105:	Wahre Spannung / wahre Gleichmaßdehnung in Abhängigkeit von der Spitztemperatur	98
Bild 106:	Darstellung des Einflusses der Wärmebehandlung und des Zugversuches (bis Versagen) auf den Austenitgehalt im TRIP Stahl HCT690T	99
Bild 107:	Abhängigkeit der wahren Gleichmaßdehnung bei verschiedenen Spitztemperaturen von a) dem Austenitgehalt und c) dem metastabilen Austenitanteil; Abhängigkeit der wahren Spannung bei verschiedenen Spitztemperaturen: vom b) dem Austenitgehalt und d) dem metastabilen Austenitanteil.....	100
Bild 108:	Schematische Lage der mittels Sychrotronstrahlung ausgewerteten Messbereiche mit Angabe der vorliegenden Austenitgehalte	102
Bild 109:	Gegenüberstellung der Austenitgehalte in Abhängigkeit von der Spitztemperatur für eine reale Punktschweißverbindung und für die Ofenproben.....	103
Bild 110:	Darstellung der Entwicklung des Austenitgehaltes und des metastabilen Austenitanteils in einer realen Widerstandspunktschweißverbindung	104
Bild 111:	a) Vergleich der Härtewerte einer realen Punktschweißverbindung aus HCT690T und den thermisch simulierten Zugproben b) Analyse der Spitztemperatur der Ofenproben	105
Bild 112:	Mittels der instrumentierten Eindringprüfung bestimmte Fließgrenzen für die WEZ und die Schweißlinse mit Einteilung der WEZ in zwei signifikant unterschiedliche Bereiche (I) und (II).....	106

Bild 113:	Vergleich der wahren Spannungs-Dehnungskurven aus der instrumentierten Eindringprüfung und den thermisch behandelten Zugproben	107
Bild 114:	Modifizierte wahre Spannungs-Dehnungskurven für verschiedene Bereiche der Punktschweißverbindung aus HCT690T	108
Bild 115:	Für die FE-Simulation genutzten wahren Spannungs-Dehnungskurven des Grundwerkstoffes, der WEZ und der Schweißlinse; lediglich die wahre Spannungs-Dehnungskurve der Schweißlinse ist bis zum Versagen der Proben dargestellt	109
Bild 116:	Gegenüberstellung der Kraft-Dehnungskurven aus den Dehnungsfeldmessungen (ARAMIS) und den Messungen mittels DMS	111
Bild 117:	Vergleich der Kraft-Dehnungskurven a) und der Kraft-Verlängerungskurven b) mit den experimentellen Ergebnissen.....	113
Bild 118:	Vergleich der Kraft-Dehnungskurven der FE-Simulationen und der experimentellen Versuchsreihen (DMS, ARAMIS)	114
Bild 119:	Modell 2 (Kenndaten der WEZ): von Mises Dehnung a) und von Mises Spannung b) für die drei kritischen Bereiche der numerisch simulierten Punktschweißverbindung (siehe Bild 87) mit Angabe der jeweiligen Bruchdehnungen und Bruchspannungen die experimentell aus Zugversuchen ermittelt wurden	116
Bild 120:	Modell 3 (Kenndaten der Schweißlinse): von Mises Dehnung a) und von Mises Spannung b) für die drei kritischen Bereiche der numerisch simulierten Punktschweißverbindung (siehe Bild 87) mit Angabe der jeweiligen Bruchdehnungen und Bruchspannungen die experimentell aus Zugversuchen ermittelt wurden	117
Bild 121:	Gegenüberstellung der Kraft-Dehnungskurven a) und der Kraft-Verlängerungskurven b) aus Experiment und FE-Simulation nach Auswertung des Versagenskriteriums	118
Bild 122:	Gegenüberstellung des Versagensortes und der lokalen Einschnürung einer realen Scher-zugprobe aus HCT690 mit den Ergebnissen der FE-Simulation für das Modell 2 (Modell 1 und 3 verhalten sich qualitativ äquivalent).....	119
Bild 123:	Vergleich des realen Dehnungsfeldes (ARAMIS-Messung) und des simulierten Dehnungsfeldes im Scherzugversuch bei einer Verlängerung der Probe von 1,6 mm, die Lage der Schweißlinse kann für die reale Scherzugprobe nicht angegeben werden	119

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Auszug der mittels Funkenspektralanalyse bestimmten chemischen Zusammensetzung in in Gew.-%	26
Tabelle 2:	Mechanische Kennwerte für den TRIP Stahl HCT690T	26
Tabelle 3:	Schweißparameter und Elektrodenkappe zur Herstellung der Scherzugproben mit einem Punktdurchmesser von 5mm.....	30
Tabelle 4:	Mess- und Auswerteparameter für die Bestimmung der Phasenanteile	36
Tabelle 5:	Aufheiz- und Abkühlparameter für die in-situ Ofenversuche.....	37
Tabelle 6:	Darstellung der wichtigsten Parameter für die FE-Simulation.....	43
Tabelle 7:	Härte des Grundwerkstoffes und der thermisch behandelten Ofenproben	67
Tabelle 8:	Mechanische Kennwerte der für die FE-Simulation verwendeten Zonen (Grundwerkstoff, WEZ, Schweißlinse)	109

Literaturverzeichnis

- [1] T. Heller; O. Hoffmann; U. Etzold; K. Imlau: Neue Stähle für moderne Fahrzeugkarosserien PM. In: *38. Metallographie- Tagung, Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e.V.*, 2004
- [2] H. Heyn: Produktionstechnische Herausforderungen in der Automobilindustrie Automobilindustrie und Globalisierung. In: *11. ifs-Kolloquium*, 2007
- [3] Y. Zhang; X. Lai; P. Zhu; W. Wang: Lightweight design of automobile component using high strength steel based on dent resistance. *Materials & Design*, Vol. 27 (2006), Nr. 1, S. 64-68
- [4] M. Kleiner; M. Geiger; A. Klaus: Manufacturing of lightweight components by metal forming. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Vol. 52 (2003), Nr. 2, S. 521-542
- [5] V. Kräusel: Aspekte der Verarbeitung hochfester Stähle. In: *3. Sitzung des Technischen Arbeitskreises, Industrieverband Blechumformung*, 2004
- [6] Advanced High-Strength Steel Applications Guidelines (AHSS Application Guidelines) Version 4.1: <http://www.worldautosteel.org/projects/ahssguidelines/ahss-application-guidelines-version-4.aspx>. 2009, 125 Seiten
- [7] S. Maggi; M. Murgia: Introduction to the metallurgic characteristics of advanced high-strength steels for automobile applications. *Welding International*, Vol. 22 (2008), Nr. 9, S. 610-618
- [8] D.K. Matlock; J.G. Speer: Third generation of AHSS : microstructure design concepts. In: *Microstructure and Texture in Steels*, 2009, S. 185-204
- [9] ULSAB-AVC advanced vehicle concepts-programm: http://www.autosteel.org/~/-/media/Files/Autosteel/Programs/ULSAB-AVC/avc_overview_rpt_complete.ashx. 2002, 25 Seiten
- [10] NewSteelBody: www.thyssenkrupp-steel-europe.com/tiny/gd/download.pdf. 2009, 21 Seiten
- [11] M. Durães; N. Peixinho: Dynamic material properties of stainless steel and multi-phase high strength steels. In: *Materials Science Forum*, 2008, S. 941-945
- [12] N. Peixinho; N. Jones; A. Pinho: Application of Dual-Phase and TRIP Steels on the Improvement of Crashworthy Structures. In: *Materials Science Forum*, 2005, S. 181-188
- [13] S. Oliver; T. Jones; G. Fourlaris: Dual phase versus TRIP strip steels: Microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic tensile testing. *Materials Characterization*, Vol. 58 (2007), Nr. 4, S. 390-400

- [14] M. Goede; H. Ferkel; J. Stieg; K. Dröder: Mischbauweisen Karosseriekonzepte - Innovationen durch bezahlbaren Leichtbau. In: *14. Aachener Kolloquium Fahrzeug- und Motorentchnik*, 2005, S. 1-17
- [15] J.-Y. Liu; H. Lu; J.-M. Chen; J.-F. Jullien; T. Wu: Simulation of mechanical behavior of multiphase TRIP steel taking account of transformation-induced plasticity. *Computational Materials Science*, Vol. 43 (2008), Nr. 4, S. 646-654
- [16] O. Grässel; L. Krüger; G. Frommeyer; L.W. Meyer: High strength Fe–Mn–(Al, Si) TRIP/TWIP steels development — properties — application. *International Journal of Plasticity*, Vol. 16 (2000), Nr. 10-11, S. 1391-1409
- [17] H. Jiang; H. Wu; D. Tang; Q. Liu: Influence of isothermal bainitic processing on the mechanical properties and microstructure characterization of TRIP steel. *Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material*, Vol. 15 (2008), Nr. 5, S. 574-579
- [18] K.Y. Lee: Tensile properties of different chemical compositions for TRIP-assisted multiphase steel for automobile structures. *International Journal of Automotive Technology*, Vol. 9 (2008), Nr. 1, S. 87-93
- [19] P.J. Jacques; Q. Furnemont; T. Pardoën; F. Delannay: On the role of martensitic transformation on damage and cracking resistance in TRIP-assisted multiphase steels. *Acta Materialia*, Vol. 49 (2001), Nr. 1, S. 139-152
- [20] K.K. Park; S.T. Oh; S.M. Baeck; D.I. Kim; J.H. Han; H.N. Han; S.H. Park; C.G. Lee; S.J. Kim; K.H. Oh: In situ deformation behavior of retained austenite in TRIP steel. In: *Materials Science Forum*, 2002, S. 571-576
- [21] I.B. Timokhina; P.D. Hodgson; E.V. Pereloma: Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 35 (2004), Nr. 8, S. 2331-2341
- [22] W. Bleck: Using the TRIP effect - the dawn of a promising group of cold formable steels. In: *International conference on TRIP-aided high strength ferrous alloys*, 2001, S. 13-23
- [23] P.J. Jacques; F. Delannay; J. Ladière: On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation-induced plasticity multiphase steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 32 (2001), Nr. 11, S. 2759-2768
- [24] A. Konieczny: On the formability of automotive TRIP steels. In: *SAE-Paper 2003-01-0521*, 2006, S. 8
- [25] A. Srivastava; D. Bhattacharjee; G. Jha; N. Gope; S. Singh: Microstructural and mechanical characterization of C–Mn–Al–Si cold-rolled TRIP-aided steel. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 445-446 (2007), Nr. 2, S. 549-557

- [26] S. Curtze; V.-T. Kuokkala; M. Hokka; P. Peura: Deformation behavior of TRIP and DP steels in tension at different temperatures over a wide range of strain rates. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 507 (2009), Nr. 1-2, S. 124-131
- [27] B. Decooman: Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Vol. 8 (2004), Nr. 3-4, S. 285-303
- [28] H. Hofmann; D. Mattissen; T.W. Schaumann: Advanced cold rolled steels for automotive applications. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Vol. 37 (2006), Nr. 9, S. 716-723
- [29] G. Lacroix; T. Pardoën; P.J. Jacques: The fracture toughness of TRIP-assisted multiphase steels. *Acta Materialia*, Vol. 56 (2008), Nr. 15, S. 3900-3913
- [30] P.J. Jacques; Q. Furnemont; F. Lani; T. Pardoën; F. Delannay: Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing. *Acta Materialia*, Vol. 55 (2007), Nr. 11, S. 3681-3693
- [31] E.M. Bellhouse; J.R. McDermid: Effect of continuous galvanizing heat treatments on the microstructure and mechanical properties of high Al-low Si transformation induced plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 41 (2010), Nr. 6, S. 1460-1473
- [32] X. Wei; R. Fu; L. Li: Tensile deformation behavior of cold-rolled TRIP-aided steels over large range of strain rates. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 465 (2007), Nr. 1-2, S. 260-266
- [33] W. Bleck; I. Schael: Determination of crash-relevant material parameters by dynamic tensile tests. *Materials Technology*, Vol. 71 (2000), Nr. 5, S. 173-178
- [34] H. Gramenz: Stahlientwicklung, der Motor für Innovation, <http://www.graepel.de/file-admin/download/pdf/InForm/2008/Stahlientwicklung.pdf>. 2008, 40 Seiten
- [35] I. Tamura: Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels. *Metal Science*, Vol. 16 (1982), Nr. 5, S. 245-253
- [36] X. Cheng; R. Petrov; L. Zhao; M. Janssen: Fatigue crack growth in TRIP steel under positive R-ratios. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 75 (2008), Nr. 3-4, S. 739-749
- [37] C. Huo; H. Gao: Strain-induced martensitic transformation in fatigue crack tip zone for a high strength steel. *Materials Characterization*, Vol. 55 (2005), Nr. 1, S. 12-18
- [38] S. Papaefthymiou; U. Prah; W. Bleck; S. van der Zwaag; J. Sietsma: Experimental observations on the correlation between microstructure and fracture of multiphase steels. *International journal of materials research*, Vol. 97 (2006), Nr. 12, S. 1723-1731

- [39] C. Lee; S. Kim; T. Lee; S. Lee: Effects of volume fraction and stability of retained austenite on formability in a 0.1C–1.5Si–1.5Mn–0.5Cu TRIP-aided cold-rolled steel sheet. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 371 (2004), Nr. 1-2, S. 16-23
- [40] S. Turteltaub; A.S.J. Suiker: Grain size effects in multiphase steels assisted by transformation-induced plasticity. *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 43 (2006), Nr. 24, S. 7322-7336
- [41] I.B. Timokhina; P.D. Hodgson; E.V. Pereloma: Effect of deformation schedule on the microstructure and mechanical properties of a thermomechanically processed C-Mn-Si transformation-induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 34 (2003), Nr. 8, S. 1599-1609
- [42] S. Turteltaub; A.S.J. Suiker: Transformation-induced plasticity in ferrous alloys. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 53 (2005), Nr. 8, S. 1747-1788
- [43] D.D. Tjahjanto; A.S.J. Suiker; S. Turteltaub: Micromechanical predictions of TRIP steel behavior as a function of microstructural parameters. *Computational Materials Science*, Vol. 41 (2007), Nr. 11, S. 107-116
- [44] P.J. Jacques: Transformation-induced plasticity for high strength formable steels. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, Vol. 8 (2004), Nr. 3-4, S. 259-265
- [45] R.F. Kubler; M. Berveiller; P. Buessler: Semi phenomenological modelling of the behavior of TRIP steels. *International Journal of Plasticity*, Vol. 27 (2010), Nr. 2, S. 299-327
- [46] M. Maalekian; E. Kozeschnik: Modeling the effect of stress and plastic strain on martensite transformation. In: *Materials Science Forum*, 2010, S. 2634-2639
- [47] E. Scheil: Transformation of austenite into martensite in Iron-Nickel alloys under stress. *Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie*, Vol. 207 (1932), Nr. 1, S. 21-40
- [48] S. Chatterjee; H.-S. Wang; J.R. Yang; H.K.D.H. Bhadeshia: Mechanical stabilisation of austenite. *Materials Science and Technology*, Vol. 22 (2006), Nr. 6, S. 641-644
- [49] M. Cherkaoui; M. Berveiller; X. Lemoine: Couplings between plasticity and martensitic phase transformation: overall behavior of polycrystalline TRIP steels. *International Journal of Plasticity*, Vol. 16 (2000), Nr. 10-11, S. 1215-1241
- [50] A. Perlade; O. Bouaziz; Q. Furnemont: A physically based model for TRIP-aided carbon steels behaviour. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 356 (2003), Nr. 1-2, S. 145-152
- [51] G.B. Olson; M. Cohen: Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 6 (1975), Nr. 4, S. 791-795

- [52] S. Chatterjee; H.K.D.H. Bhadeshia: Transformation induced plasticity assisted steels: stress or strain affected martensitic transformation? *Materials Science and Technology*, Vol. 23 (2007), Nr. 9, S. 1101-1104
- [53] A. Hanzaki; P.D. Hodgson; S. Yue: Retained austenite characteristics in thermomechanically processed Si-Mn transformation-induced plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 28 (1997), Nr. 11, S. 2405-2414
- [54] W. Dan; W. Zhang; S. Li; Z. Lin: Finite element simulation on strain-induced martensitic transformation effects in TRIP steel sheet forming. *Computational Materials Science*, Vol. 39 (2007), Nr. 3, S. 593-599
- [55] S. Cheng; X.-L. Wang; Z. Feng; B. Clausen; H. Choo; P.K. Liaw: Probing the characteristic deformation behaviors of transformation-induced plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39 (2008), Nr. 13, S. 3105-3112
- [56] B.R. Banerjee; J.M. Capenos; J.J. Hauser: Application of Fracture Toughness Parameters to Structural Metals. In: *Gordon and Breach Science Publishers, Inc., New York, NY, 1966*, S. 373-406
- [57] L. Taleb; F. Didoroff: A micromechanical modeling of the Greenwood–Johnson mechanism in transformation induced plasticity. *International Journal of Plasticity*, Vol. 19 (2003), Nr. 10, S. 1821-1842
- [58] S. Denis; E. Gautier; A. Simon; G. Beck: Stress-phase- transformation interactions - basic principles, modelling, and calculation of internal stresses. *Materials Science and Technology*, Vol. 1 (1985), Nr. 1, S. 805-814
- [59] R. Sierra; J. Nemes: Investigation of the mechanical behaviour of multi-phase TRIP steels using finite element methods. *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 50 (2008), Nr. 4, S. 649-665
- [60] H.K.D.H. Bhadeshia: TRIP-assisted steels? *ISIJ International*, Vol. 42 (2002), Nr. 9, S. 1059-1060
- [61] P.J. Jacques; E. Girault; P. Harlet; F. Delannay: The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels. low silicon TRIP-assisted multiphase steels. *ISIJ International*, Vol. 41 (2001), Nr. 9, S. 1061-1067
- [62] O. Muránsky; P. Šittner; J. Zrník; E.C. Oliver: The structure dependence of deformation behavior of transformation-induced plasticity–assisted steel monitoring by in-situ neutron diffraction. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39 (2008), Nr. 13, S. 3097-3104
- [63] J.H. Chung; J.B. Jeon; Y.W. Chang: Work-hardening and ductility enhancement mechanism of cold rolled multiphase TRIP steels. *Metals and Materials International*, Vol. 16 (2010), Nr. 4, S. 533-541

- [64] R. Tian; L. Li; B. Decooman; X. Wei; P. Sun: Effect of Temperature and Strain Rate on Dynamic Properties of Low Silicon TRIP Steel. *Journal of Iron and Steel Research, International*, Vol. 13 (2006), Nr. 3, S. 51-56
- [65] A. Grajcar: Determination of the stability of retained austenite in TRIP-aided bainitic steel. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 20 (2007), Nr. 1-2, S. 111-114
- [66] M.Y. Sherif; C.G. Mateo; T. Sourmail; H.K.D.H. Bhadeshia: Stability of retained austenite in TRIP-assisted steels. *Materials Science and Technology*, Vol. 20 (2004), Nr. 3, S. 319-322
- [67] I.D. Choi; D.M. Bruce; S.J. Kim; C.G. Lee; S.H. Park; D.K. Matlock; J.G. Speer: Deformation behavior of low carbon TRIP sheet steels at high strain rates. *ISIJ International*, Vol. 42 (2002), Nr. 12, S. 1483-1489
- [68] W.C. Jeong: Effect of silicon content and annealing temperature on formation of retained austenite and mechanical properties in multi-phase steels. *Metals and Materials*, Vol. 9 (2003), Nr. 2, S. 179-185
- [69] O. Matsumura; Y. Sakuma; Y. Ishinii; J. Zhao: Effect of retained austenite on formability of high strength sheet steels. *ISIJ International*, Vol. 32 (1992), Nr. 10, S. 1110-1116
- [70] O. Muránsky; P. Horňák; P. Lukáš; J. Zrník; P. Šittner: Investigation of retained austenite stability in Mn-Si TRIP steel in tensile deformation condition. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 14 (2006), Nr. 1, S. 26-30
- [71] K.S. Choi; W.N. Liu; X. Sun; M. a Khaleel; Y. Ren; Y.D. Wang: Advanced micromechanical model for transformation-induced plasticity steels with application of in-situ high-energy x-ray diffraction method. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39 (2008), Nr. 13, S. 3089-3096
- [72] S.C. Baik; S.-H. Park; O. Kwon; D.-I. Kim; K.H. Oh: Effects of nitrogen on the mechanical properties of cold rolled TRIP-aided steel sheets. *ISIJ International*, Vol. 46 (2006), Nr. 4, S. 599-605
- [73] O. Muránsky; P. Lukáš; P. Šittner; J. Zrník; P. Jenčuš; Z. Nový: In-situ neutron diffraction studies of phase transformations in Si - Mn TRIP steel. *Materials Science Forum*, Vol. 491 (2005), , S. 275-280
- [74] O. Muránsky; P. Šittner; J. Zrník; E.C. Oliver: In situ neutron diffraction investigation of the collaborative deformation–transformation mechanism in TRIP-assisted steels at room and elevated temperatures. *Acta Materialia*, Vol. 56 (2008), Nr. 14, S. 3367-3379
- [75] A. Itami; M. Takhashi; K. Ushioda: Plastic stability of retained austenite in the cold-rolled 0.14%C-1.9%Si-1,7%Mn sheet steel. *ISIJ International*, Vol. 35 (1995), Nr. 9, S. 1121-1127

- [76] S. Kruijver; L. Zhao; J. Sietsma; E. Offermann; N. van Dijk; L. Margulies; E. Lauridsen; P. H.; S. van der Zwaag: In situ observations on the austenite stability in TRIP-steel during tensile testing. *Steel research*, Vol. 73 (2002), Nr. 6-7, S. 236-241
- [77] Y. Tomita: Effect of microstructure on transformation-induced plasticity of silicon-containing low-alloy steel. *Materials Characterization*, Vol. 38 (1997), Nr. 4-5, S. 243-250
- [78] C.G. Lee; S.-J. Kim; C.-S. Oh; S. Lee: Effects of Heat Treatment and Si Addition on the Mechanical Properties of 0.1 wt% C TRIP-aided Cold-rolled Steels. *ISIJ International*, Vol. 42 (2002), Nr. 10, S. 1162-1168
- [79] A. Soulam; K.S. Choi; W.N. Liu; X. Sun; M. a Khaleel; Y. Ren; Y.D. Wang: Predicting fracture toughness of TRIP 800 using phase properties characterized by in-situ high-energy x-ray diffraction. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 41 (2010), Nr. 5, S. 1261-1268
- [80] E. Girault; A. Mertens; J. Pascal; Y. Houbaert; B. Verlinden; J.V. Humbeeck: Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behaviour of multiphase TRIP-assisted steels. *Scripta Materialia*, Vol. 44 (2001), Nr. 6, S. 885-892
- [81] T. Shan; S. Li; W. Zhang; Z. Xu: Prediction of martensitic transformation and deformation behavior in the TRIP steel sheet forming. *Materials & Design*, Vol. 29 (2008), Nr. 9, S. 1810-1816
- [82] M.R. Berrahmoune; S. Berveiller; K. Inal; A. Moulin; E. Patoor: Analysis of the martensitic transformation at various scales in TRIP steel. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 378 (2004), Nr. 1-2, S. 304-307
- [83] H.K.D.H. Bhadeshia; D.V. Edmonds: Analysis of mechanical properties and microstructure of high-silicon dual-phase steel. *Metal Science*, Vol. 14 (1980), Nr. 2, S. 41-49
- [84] Q. Furnemont; M. Kempf; P. Jacques; M. Goken; F. Delannay: On the measurement of the nanohardness of the constitutive phases of TRIP-assisted multiphase steels. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 328 (2002), Nr. 1-2, S. 26-32
- [85] Q. Furnemont: The micromechanics of TRIP-assisted multiphase steels, Ph.D. Thesis, UCL, September. 2003, 188 Seiten
- [86] Y. Tomota; H. Tokuda; Y. Adachi; M. Wakita: Tensile behavior of TRIP-aided multiphase steels studied by in situ neutron diffraction. *Acta Materialia*, Vol. 52 (2004), Nr. 12, S. 5737-5745
- [87] S. Cheng; X.-L. Wang; Z. Feng; B. Clausen; H. Choo; P.K. Liaw: Probing the characteristic deformation behaviors of transformation-induced plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39 (2008), Nr. 13, S. 3105-3112

- [88] A. Pichier; P. Sliaszny: TRIP steel with reduced silicon content. *Materials Technology*, Vol. 39 (1999), Nr. 11, S. 4-7
- [89] H.C. Chen; H. Era; M. Shimizu: Effect of phosphorus on the formation of retained austenite and mechanical properties in Si-containing low-carbon steel sheet. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 13 (1989), Nr. 3, S. 437-445
- [90] K. Hulka: Modern Multi-Phase Steels for the Automotive Industry. In: *Materials Science Forum*, 2003, S. 101-110
- [91] X.D. Wang; B.X. Huang; L. Wang; Y.H. Rong: Microstructure and mechanical properties of microalloyed high-strength transformation-induced plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39 (2007), Nr. 1, S. 1-7
- [92] F. Lani; Q. Furnemont; T. Vanrompaey; F. Delannay; P. Jacques; T. Pardoen: Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: II. Micromechanical modelling. *Acta Materialia*, Vol. 55 (2007), Nr. 11, S. 3695-3705
- [93] ThyssenKRUPP-Produktionsinformation: Restaustenit-Stähle RA-K für umformtechnisch anspruchsvolle, hochfeste Bauteile. 2009, 8 Seiten
- [94] P.J. Jacques; E. Girault; T. Catlin; N. Geerlofs; T. Kop; S. Vanderzwaag; F. Delannay: Bainite transformation of low carbon Mn–Si TRIP-assisted multiphase steels: influence of silicon content on cementite precipitation and austenite retention. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 273-275 (1999), Nr. 12, S. 475-479
- [95] S.D. Choi; H.S. Kim; J.H. Je: Annealing behavior of retained austenite in low carbon steel : Real time synchrotron X-ray scattering study. *Materials Science*, Vol. 25 (2002), Nr. 2, S. 353 - 355
- [96] E. Jimenezmelero; N. Vandijk; L. Zhao; J. Sietsma; S. Offerman; J. Wright; S. Vanderzwaag: Characterization of individual retained austenite grains and their stability in low-alloyed TRIP steels. *Acta Materialia*, Vol. 55 (2007), Nr. 20, S. 6713-6723
- [97] B. Seong; E.J. Shin; Y.S. Han; C.H. Lee; Y.J. Kim; S.J. Kim: Effect of retained austenite and solute carbon on the mechanical properties in TRIP steels. *Physica B: Condensed Matter*, Vol. 350 (2004), Nr. 1-3, S. E467-E469
- [98] S.-J. Kim; C.G. Lee; I. Choi; S. Lee: Effects of heat treatment and alloying elements on the microstructures and mechanical properties of 0.15 wt pct C transformation-induced plasticity-aided cold-rolled steel sheets. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 203 (2001), Nr. 3, S. 721-514
- [99] M. Soliman; H. Palkowski: On Factors Affecting the Phase Transformation and Mechanical Properties of Cold-Rolled Transformation-Induced-Plasticity-Aided Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39 (2008), Nr. 10, S. 2513-2527

- [100] J. Maki; J. Mahieu; B.C.D. Cooman; S. Claessens: Galvanisability of silicon free CMnAl TRIP steels. *Materials Science and Technology*, Vol. 19 (2003), Nr. 1, S. 125-131
- [101] S. Traint; A. Pichler; K. Hauzenberger; P. Stiaszny; E.A. Werner: Influence of silicon, aluminium, phosphorus and copper on the phase transformations of low alloyed TRIP steel. *Steel research*, Vol. 73 (2002), Nr. 6-7, S. 259-266
- [102] L. Samek; E. Moor; J. Penning; B.C. Cooman: Influence of alloying elements on the kinetics of strain-induced martensitic nucleation in low-alloy, multiphase high-strength steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 37 (2006), Nr. 1, S. 109-124
- [103] J. Wang; S. Zwaag: Stabilization mechanisms of retained austenite in transformation-induced plasticity steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 32 (2001), Nr. 6, S. 1527-1539
- [104] E. Jimenezmelero; N. Vandijk; L. Zhao; J. Sietsma; S. Offerman; J. Wright; S. Vanderzwaag: Martensitic transformation of individual grains in low-alloyed TRIP steels. *Scripta Materialia*, Vol. 56 (2007), Nr. 5, S. 421-424
- [105] L. Samek; E. Moor; J. Penning; B.C. Cooman: Influence of alloying elements on the kinetics of strain-induced martensitic nucleation in low-alloy, multiphase high-strength steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 37 (2006), Nr. 1, S. 109-124
- [106] D.D. Tjahjanto; S. Turteltaub; S.J. Suiker; S.V.D. Zwaag: Modelling of the effects of grain orientation on transformation-induced plasticity in multiphase carbon steels. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, Vol. 14 (2006), Nr. 4, S. 617-636
- [107] E.C. Oliver; P.J. Withers; M.R. Daymond; S. Ueta; T. Mori: Neutron-diffraction study of stress-induced martensitic transformation in TRIP steel. *Applied Physics A: Materials Science & Processing*, Vol. 74 (2002), Nr. 1, S. s1143-s1145
- [108] W. Dan; W. Zhang; S. Li; Z. Lin: A model for strain-induced martensitic transformation of TRIP steel with strain rate. *Computational Materials Science*, Vol. 40 (2007), Nr. 1, S. 101-107
- [109] E. Jimenez-Melero; N.H. van Dijk; L. Zhao; J. Sietsma; S.E. Offerman; J.P. Wright; S. van der Zwaag: The effect of aluminium and phosphorus on the stability of individual austenite grains in TRIP steels. *Acta Materialia*, Vol. 57 (2009), Nr. 2, S. 533-543
- [110] H. Jun; S. Park; S. Choi; C. Park: Decomposition of retained austenite during coiling process of hot rolled TRIP-aided steels. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 379 (2004), Nr. 1-2, S. 204-209

- [111] B. Jha; N.S. Mishra: Microstructural evolution during tempering of a multiphase steel containing retained austenite. *Materials Science and Engineering A*, Vol. 263 (1999), Nr. 1, S. 42-55
- [112] S.D. Choi; H.S. Kim; J.H. Je: Annealing behavior of retained austenite in low carbon steel : Real time synchrotron X-ray scattering study. *Materials Science*, Vol. 25 (2002), Nr. 2, S. 353 - 355
- [113] W. Shi; L. Li; B. Decooman; P. Wollants; C. Yang: Thermal stability of retained austenite in TRIP steel after different treatments. *Journal of Iron and Steel Research, International*, Vol. 15 (2008), Nr. 1, S. 61-64
- [114] M. Amirthalingam: Microstructural development during welding of TRIP steel, Ph.D. Thesis, TU Delft. 2010, 171 Seiten
- [115] G.R. Speich; W.C. Leslie: Tempering of steel. *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 3 (1972), Nr. 5, S. 1043-1054
- [116] L. Zhao; M.K. Wibowo; M.J.M. Hermans; S.M.C. van Bohemen; J. Sietsma: Retention of austenite in the welded microstructure of a 0.16C–1.6Mn–1.5Si (wt.%) TRIP steel. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209 (2009), Nr. 12-13, S. 5286-5292
- [117] C. Kapustka, N., Conrady, C., Albright: Effect of GMAW process and material conditions on DP 780 and TRIP 780 welds. *Welding journal*, Vol. 87 (2008), Nr. 6, S. 135-148
- [118] M. Schneider; H. Friebe; K. Galanulis: Validation and optimization of numerical simulation by optical measurement of tools and parts. In: *IDDRG 2008 International Conference*, 2008, S. 1-12
- [119] J.E. Gould; S.P. Khurana; T. Li: Predictions of microstructures when welding automotive advanced high-strength steels. *Welding Journal*, Vol. 85 (2006), Nr. 5, S. 111-116
- [120] J. Zhang, H., Senkara: Resistance Welding - Fundamental and Applications, Crc Pr Inc Verlag. 2005, 430 Seiten
- [121] H.K.D.H. Bhadeshia; L.E. Svensson: Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal. In: *Eds. H. Cerjak and K. E. Easterling, Mathematical Modelling of Weld Phenomena I, The Institute of Materials, London*, 1993, S. 109-182
- [122] D. Morán; A. Vandewynckèle; C. García; A. Prada; P. Vázquez: Resistance spot weldability study of commercial and experimental TRIP steels grades. In: *63rd Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding*, 2010, S. 361-368

- [123] V.H.B. Hernandez; M.L. Kuntz; N.Y. Zhou; K.R. Chan; N. Scotchmer: Fusion zone microstructures in resistance spot welding of TRIP to HSLA. In: *Sheet Metal Welding Conference XIII*, 2008, S. 1-9
- [124] X. Sun; E. Stephens; M. Khaleel: Effects of fusion zone size and failure mode on peak load and energy absorption of advanced high strength steel spot welds under lap shear loading conditions. *Engineering Failure Analysis*, Vol. 15 (2008), Nr. 4, S. 356-367
- [125] K. Schneemann: Vorgänge beim Punktschweißen von Tiefziehstahl und ihr Einfluß auf das Schweißgut, Dissertation, Hannover 1967, 165 Seiten
- [126] M. Zhang; L. Li; R. Fu; D. Krizan; B. Decooman: Continuous cooling transformation diagrams and properties of micro-alloyed TRIP steels. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 438-440 (2006), Nr. 11, S. 296-299
- [127] G. Schulze: Die Metallurgie des Schweißens: Eisenwerkstoffe - Nichteisenmetallische Werkstoffe, Springer Verlag, 4. Auflage. 2010, 634 Seiten
- [128] H.L. Yi; K.Y. Lee; J.H. Lim; H.K.D.H. Bhadeshia: Spot weldability of TRIP steel containing 0.4 wt-%C. *Science and Technology of Welding & Joining*, Vol. 15 (2010), Nr. 7, S. 619-624
- [129] C. Ma; D. Chen; S. Bhole; G. Boudreau; A. Lee; E. Biro: Microstructure and fracture characteristics of spot-welded DP600 steel. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 485 (2008), Nr. 1-2, S. 334-346
- [130] G. Schulze; H. Krafka; P. Neumann: Schweißtechnik. Werkstoffe - Konstruieren - Prüfen, VDI Verlag, 2. Auflage. 1996, 664 Seiten
- [131] C. García de Andrés; F.G. Caballero; C. Capdevila; L.F. Alvarez: Application of dilatometric analysis to the study of solid-solid phase transformations in steels. *Materials Characterization*, Vol. 48 (2002), Nr. 1, S. 101-111
- [132] A.I.Z. Farahat: Dilatometry determination of phase transformation temperatures during heating of Nb bearing low carbon steels. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 204 (2008), Nr. 1-3, S. 365-369
- [133] B. Alexandrov; J. Lippold; J. Tatman; G. Murray: Non-Equilibrium Phase Transformation Diagrams in Engineering Alloys. In: *Trends in Welding Research, Proceedings of the 8th International Conference*, 2009, S. 1-10
- [134] F. Eichhorn; K. Wellinger: Stand der Forschung auf dem Gebiet der Widerstandsschweißtechnik an Technischen Hochschulen und Schweißtechnischen Lehr- und Versuchsanstalten. In: *6. Stuttgarter Sondertagung Widerstands-Schweißtechnik*, 1965, S. 1-16
- [135] J.A. Davidson; E.J. Imhof: The effect of tensile strength on the fatigue life of spot-welded sheet steels. In: *SAE-Paper 840110*, 1984, S. 10

- [136] M. Goodarzi; S.P.H. Marashi; M. Pouranvari: Dependence of overload performance on weld attributes for resistance spot welded galvanized low carbon steel. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 209 (2009), Nr. 9, S. 4379-4384
- [137] M. Zhou; S.J. Hu; H. Zhang: Critical specimen sizes for tensile-shear testing of steel sheets. *Welding Journal*, Vol. 78 (1999), Nr. 9, S. 305-313
- [138] M.I. Khan; M.L. Kuntz; Y. Zhou: Effects of weld microstructure on static and impact performance of resistance spot welded joints in advanced high strength steels. *Science and Technology of Welding & Joining*, Vol. 13 (2008), Nr. 3, S. 294-304
- [139] H. Lee; N. Kim; T. Lee: Overload failure curve and fatigue behavior of spot-welded specimens. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 72 (2005), Nr. 8, S. 1203-1221
- [140] Y.J. Chao: Ultimate strength and failure mechanism of resistance spot weld subjected to tensile, shear, or combined tensile/shear loads. *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 125 (2003), Nr. 2, S. 125
- [141] M. Pouranvari; H.R. Asgari; S.M. Mosavizadch; P.H. Marashi; M. Goodarzi: Effect of weld nugget size on overload failure mode of resistance spot welds. *Science and Technology of Welding and Joining Technology*, Vol. 12 (2007), Nr. 3, S. 217-225
- [142] H. Adib; J. Jeong; G. Pluvinage: Three-dimensional finite element analysis of tensile-shear spot-welded joints in tensile and compressive loading conditions. *Strength of Materials*, Vol. 36 (2004), Nr. 4, S. 353-364
- [143] A. Crostack: Untersuchungen zum Festigkeitsverhalten von Punktschweißverbindungen mittels Schallemissionsanalysen, Dissertation, TU Dortmund. 1976, 110 Seiten
- [144] R.S. Chandel; S. Garber: Mechanical and metallurgical aspects of spot-welded joints in heat-treated low-carbon mild steel sheet. In: *Metals Technology*, 1974, S. 418-424
- [145] G. Shi; S.A. Wetsgate: Techniques for improving the weldability of trip steel using resistance spot welding. In: *1st International Conference Super-High Strength Steels, Rom*, 2005, S. 1-13
- [146] D.J. Radakovic; M.D. Tumuluru: Predicting resistance spot weld failure modes in shear-tension tests of advanced high-strength automotive steels. In: *Sheet Metal Welding Conference XIII*, 2008, S. 1-20
- [147] S. Sommer: Modellierung des Verformungs- und Versagensverhaltens von Punktschweißverbindungen unter monoton ansteigender Belastung, Dissertation Shaker Verlag, Universität Karlsruhe. 2009, 152 Seiten
- [148] K.L. Nielsen: Predicting failure response of spot welded joints using recent extensions to the Gurson model. *Computational Materials Science*, Vol. 48 (2010), Nr. 1, S. 71-82

- [149] P. Lin; S. Lin; J. Pan: Modeling of failure near spot welds in lap-shear specimens based on a plane stress rigid inclusion analysis. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 73 (2006), Nr. 15, S. 2229-2249
- [150] N. Pan; S. Sheppard: Spot welds fatigue life prediction with cyclic strain range. *International Journal of Fatigue*, Vol. 24 (2002), Nr. 5, S. 519-528
- [151] J.A.E. Mazzaferro; T.D.S. Rosendo; C.C.P. Mazzaferro; F.D. Ramos; M.A.D. Tier; T.R. Strohaecker: Preliminary study on the mechanical behavior of friction spot welds. *Soldagem Insp. São Paulo*, Vol. 14 (2009), Nr. 3, S. 238-247
- [152] F. Seeger; G. Michel; M. Blanquet: Investigation of spot weld behavior using detailed modeling technique. In: *7. LS-DYNA Anwenderforum*, 2008, S. 29-38
- [153] X. Zhang; B. Liu: Strength analysis and simulation of multiple spot-welded joints. In: *SEM Annual Conference*, 2009, S. 1-7
- [154] E. Al-Bahkali: The effect of thermal residual stresses on load displacement curves for welded and weld-bonded joints. In: *9th International Congress on Thermal Stressess*, 2011, S. 1-4
- [155] S. Dancette; D. Fabrègue; V. Massardier; J. Merlin; T. Dupuy; M. Bouzekri: Experimental and modeling investigation of the failure resistance of Advanced High Strength Steels spot welds. *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 78 (2011), Nr. 10, S. 2259-2272
- [156] E.H.J. Lamouroux; D. Coutellier; N. Doelle; P. Kuemmerlen: Detailed model of spot-welded joints to simulate the failure of car assemblies. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing (IJDeM)*, Vol. 1 (2007), Nr. 1, S. 33-40
- [157] G. Welter; A. Choquet: Internal-stress distribution of single spot welds in relation to their fatigue life. *Welding Journal*, (1959), Nr. 4, S. 145-158
- [158] K. Sakai, T., Fujitani; T. Tanaka: Statistical analysis of fatigue behaviour of spot-welded joints in tension-shear-type loading. *International Journal of Fatigue*, Vol. 4 (1989), Nr. 4, S. 269-275
- [159] E. Birkel: Betrachtungen zum Scherzugversuch an Punktschweißverbindungen. *Oerlikon Schweißmitteilungen*, (1971), Nr. 4, S. 4-13
- [160] D. Fabrègue; A. Deschamps; M. Suéry: Influence of the silicon content on the mechanical properties of AA6xxx laser welds. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 506 (2009), Nr. 1-2, S. 157-164
- [161] Application Note Dantec Dynamics: Deformation and strain field analysis on spot welded joints with 3D speckle-measuring techniques. In: <http://www.dantecdynamics.com-/Default.aspx?ID=1539>, 2005, S. 1-4

- [162] Z. Lei; H.-T. Kang; G. Reyes: Full field strain measurement of resistant spot welds using 3D image correlation systems. *Experimental Mechanics*, Vol. 50 (2008), Nr. 1, S. 111-116
- [163] H. Tao; W. Tong; L.G. Hector; P.D. Zavattieri: Uniaxial tensile and simple shear behavior of resistance spot-welded Dual-Phase steel joints. *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 17 (2007), Nr. 4, S. 517-534
- [164] W. Tong; H. Tao; N. Zhang; X. Jiang; M.P. Marya; L.G. Hector: Deformation and fracture of miniature tensile bars with resistance-spot-weld microstructures. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 36 (2005), Nr. 10, S. 2651-2669
- [165] R. Kießling; E. Roos; D. Krätscher; H.J. Wink: Charakterisierung der mechanischen Eigenschaften in der Wärmeeinflusszone von Punktschweißverbindungen an. *Schweißen und Schneiden*, Vol. 63 (2011), Nr. 10, S. 587-590
- [166] S.M. Zuniga; S.D. Sheppard: Determining the constitutive properties of the heat-affected zone in a resistance spot weld. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, Vol. 391 (1995), Nr. 5, S. 391-416
- [167] J.R. Cahoon; W.H. Broughton; A.R. Kutzak: The Determination of Yield Strength From Hardness Measurements. *Metallurgical Transactions*, Vol. 2 (1971), Nr. 7, S. 1979-1983
- [168] R.R. Ambriz; D. Chicot; N. Benseddiq; G. Mesmacque; S.D. de la Torre: Local mechanical properties of the 6061-T6 aluminium weld using micro-traction and instrumented indentation. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, Vol. 30 (2011), Nr. 3, S. 307-315
- [169] K. Murty; P.Q. Miraglia; M.D. Methew; V.N. Shah: Characterization of gradients in mechanical properties of SA-533B steel welds using ball indentation. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 76 (1999), Nr. 6, S. 361-369
- [170] K. Chung; W. Lee; J. Kim; C. Kim; S. Park; D. Kwon: Characterization of mechanical properties by indentation tests and FE analysis – validation by application to a weld zone of DP590 steel. *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 46 (2009), Nr. 2, S. 344-363
- [171] D. Rao; J. Heerens; G. Alves Pinheiro; J.F. dos Santos; N. Huber: On characterisation of local stress–strain properties in friction stir welded aluminium AA 5083 sheets using micro-tensile specimen testing and instrumented indentation technique. *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 527 (2010), Nr. 18-19, S. 5018-5025
- [172] X. Kong; Q. Yang; B. Li; G. Rothwell; R. English; X. Ren: Numerical study of strengths of spot-welded joints of steel. *Materials & Design*, Vol. 29 (2008), Nr. 8, S. 1554-1561

- [173] DIN EN 10336: Kontinuierlich schmelztauchveredeltes und elektrolytisch veredeltes Band und Blech aus Mehrphasenstählen zum Kaltumformen — Technische Lieferbedingungen. 2007, 26 Seiten
- [174] J. Angeli; A.C. Kneissl; E. Füreder: Ätztechniken für die Phasencharakterisierung von niedriglegierten , hochfesten Mehrphasenstählen. In: *www.metallographie-ausbildung.-de/forum/attachments/686_71.pdf*, 2007, S. 1-11
- [175] DVS Merkblatt 2916-4: Prüfen von Widerstandspressschweißverbindungen Metallografische Prüfung. 2006, 6 Seiten
- [176] J. Rösler; H. Harders; M. Bäker: Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, Vieweg+Teubner Verlag. 2006, 521 Seiten
- [177] DIN EN ISI 14323: Widerstandspunkt- und Buckelschweißen - Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen - Probenabmessungen und Durchführung des Schlag-scherzugversuchs und des Schlagkopfzugversuchs. 2006, 23 Seiten
- [178] E. Tyulyukovskiy; N. Huber: Identification of viscoplastic material parameters from spherical indentation data: Part I. Part I. Neural networks. *Journal of Materials Research*, Vol. 21 (2011), Nr. 03, S. 664-676
- [179] L. Spieß; G. Teichert; R. Schwarzer; H. Behnken; C. Genzel: Moderne Röntgenbeugung. Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker, 2. Auflage, Vieweg+Teubner Verlag, Wiesbaden. 2009, 564 Seiten
- [180] E. Laine: A high-speed determination of the volume fraction of ferrite in austenitic stainless steel by EDXRD. *Journal of Physics F: Metal Physics*, Vol. 8 (2009), Nr. 7, S. 1343-1348
- [181] B.D. Cullity; S.R. Stock: Elements of X-ray diffraction, 3rd ed., Upper Saddle River NJ, Prentice Hall. 2003, 664 Seiten
- [182] E. Macherauch; P. Müller: Das $\sin^2\psi$ - Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung. *Zeitschrift für angewandte Physik*, Vol. 13 (1961), Nr. 8, S. 305-312
- [183] I.B. Timokhina; P.D. Hodgson; E.V. Pereloma: Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 35 (2004), Nr. 8, S. 2331-2341
- [184] B. Chang; Y. Shi; L. Lu: Studies on the stress distribution and fatigue behavior of weld-bonded lap shear joints. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 108 (2001), Nr. 3, S. 307-313

Eigene Veröffentlichungen

S. Brauser, A. Kromm, Th. Kannengiesser: In-situ synchrotron diffraction and digital image correlation technique for characterizations of retained austenite stability in low-alloyed transformation induced plasticity steel, *Scripta Materialia*, Volume 63, Issue 12, 2010, S. 1149-1152

A. Kromm, S. Brauser, Th. Kannengiesser: High-energy synchrotron diffraction study of a transformation induced plasticity steel during tensile deformation, *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, vol. 46 no. 7, October 2011, pp. 581-591

Th. Kannengiesser, S. Brauser, A. Kromm: Synchrotron diffraction for in-situ characterizations of materials behaviour, 3rd Inter-university research seminar (IURS 2010) - Advances in welding and joining, Tagungsband, 2010-09-17

S. Brauser, L.A. Pepke, G. Weber, M. Rethmeier: Deformation behaviour of spot-welded high strength steels for automotive applications, *Materials Science and Engineering A* 527, 2010, S. 7099–7108

S. Brauser, L.A. Pepke, G. Weber, S. Göklü, M. Rethmeier: Einfluss der Schweißstromform auf die Schweißbereiche und die Festigkeit beim Widerstandspunktschweißen moderner Automobilwerkstoffe, 21. DVS-Sondertagung "Treffpunkt Widerstandsschweißen", Tagungsband, 2010

S. Brauser, Ch. Schwenk, M. Rethmeier, Th. Noack, S. Jüttner: Einfluss von schweißbedingten Rissen auf die Schwingfestigkeit von Widerstandspunktschweißverbindungen aus hochfestem austenitischen Stahl, *Schweißen und Schneiden* 64 (2012), Nr.1/2, S. 28-31

S. Brauser, L.A. Pepke, G. Weber, M. Rethmeier: Influence of production-related gaps on strength properties and deformation behaviour of spot welded TRIP Steel HCT690T, *Welding in the world* 56 (2012), Nr.3-4, S.115-125

S. Brauser, H. Gaul, G. Weber, M. Rethmeier: Influence of manufacture-related imperfections on the fatigue behaviour of resistance spot welded high strength steels, *Steels in cars and Trucks*, Konferenzband, 2011

H. Gaul, S. Brauser, G. Weber, M. Rethmeier: Methods to obtain weld discontinuities in spot welded joints made of high strength steels, *Welding in the world* 55 (2011), Nr.11/12, S.99-106

S. Brauser, S. Lorenz, Th. Kannengiesser: Untersuchung des lokalen Dehnungsverhaltens von Schweißverbindungen mittels optischer Dehnungsfeldanalyse, Tagung Werkstoffprüfung, Tagungsband, 2009

G. Weber, S. Brauser, M. Rethmeier: Extended weldability lobes in resistance spot welding of advanced high strength steels (AHSS), Eurojoin 7 - Seventh European Congress on Joining Technology, Tagungsband, 2009

S. Brauser, G. Weber, M. Rethmeier: Potential optischer Dehnungsfeldmessung zur Charakterisierung der Eigenschaften von Widerstandspunktschweißverbindungen, Schweißen und Schneiden 62, September 2010

L.A. Pepke, S. Brauser, M. Rethmeier: Einfluss der Schweißanlagenkonfiguration beim Widerstandspunktschweißen moderner Stahlwerkstoffe für den Karosseriebau, JOIN-EX – Internationaler Fachkongress der Schweiß- und Verbindungstechnik, Tagungsband, 2010

K. Beyer, S. Brauser, T. Kannengiesser: Trägergas-Heißextraktion zur Analyse der Wasserstoffeinlagerung und –effusion in Duplexgefügen, Tagung Werkstoffprüfung, Neu-Ulm Dezember 2010

S. Brauser, S. Lorenz, Th. Kannengiesser: Hydrogen absorption of different welded duplex steels, International Journal of Hydrogen Energy 35, 2010, S. 4368 – 4374

S. Brauser, Th. Kannengiesser: Hydrogen absorption and diffusion in different welded duplex steels, Welding in the World, Volume 55, 2011, S. 27-37

J. Schlichting, S. Brauser, M. Rethmeier, M. Kreuzbruck: Thermographic testing of spot welds, Independent Nondestructive Testing and Evaluation, to be published 2012

S. Brauser, A. Subaric-Leitis, C. Ullner, M. Rethmeier: Instrumentierte Eindringprüfung zur Bestimmung lokaler Festigkeitskennwerte an Punktschweißverbindungen, MP Materials Testing, to be published 2012

C. Ullner, S. Brauser, A. Subaric-Leitis, M. Rethmeier: Determination of local stress–strain properties of resistance spot-welded joints of advanced high-strength steels using the instrumented indentation test, Journal of Materials science, Nr. 47, S. 1504–1513

N. K. Babu, C.E. Cross, S. Brauser, M. Rethmeier: Characterization of Microstructure and deformation behaviour of resistance spot welded AZ31 Magnesium Alloy, Journal of materials science and engineering, Material science and Engineering A, to be published 2012

S. Brauser, M. Gebhardt, M. Rethmeier: Influence of imperfections on the performance of resistance spot welded joints made of AHSS, Trends in Welding Research, Proceedings of the 9th International Conference, 2012

Lebenslauf

Persönliche Daten:

Name, Vorname: Brauser, Stephan
Geburtsdatum -ort: 26. Februar 1979, Berlin
Familienstand: verheiratet
Staatsangehörigkeit: deutsch

Ausbildung und berufliche Tätigkeiten:

09/1985 – 08/1991 Friedrich-Schiller-Oberschule, Berlin
09/1991 – 06/1998 Sartre-Gymnasium, Berlin, Abitur

09/1998 – 08/2008 Studium des Maschinenbaus mit der Studienrichtung Werkstofftechnik an der TU Berlin, Abschluss als Dipl.-Ing.,
Diplomarbeit: Untersuchungen zur Wasserstoffaufnahme und -diffusion im Schweißgut von Duplex-Stählen

10/2007 – 03/2008 Weiterbildung zum internationalen Schweißfachingenieur

05/2008 – 12/2011 Wissenschaftlicher Mitarbeiter an der BAM Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Fachgruppe V.5 Sicherheit gefügter Bauteile in Berlin

05/2011 – 04/2012 Wissenschaftlicher Mitarbeiter am Fraunhofer IPK

05/2012 – z. Zt. Wissenschaftlicher Mitarbeiter der Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH