Universität Rostock

Traditio et Innovatio

Werkstoffstrukturen und Eigenschaften beim laserunterstützten Clinchen von hochfesten Stahl/Aluminium-Mischverbindungen

Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades Doktor-Ingenieurin (Dr.-Ing.) der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik der Universität Rostock.

vorgelegt von Julia Osten
geboren am 01.06.1987 in Rostock

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler

Universität Rostock
Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik
Lehrstuhl für Werkstofftechnik

Prof. Dr.-Ing. habil. Knuth-Michael Henkel

Universität Rostock
Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik
Lehrstuhl Fügetechnik

Abgabe: 10.10.2017, Verteidigung: 09.10.2018

urn:nbn:de:gbv:28-diss2018-0156-4

„Das nämlich ist die Fruchtbarkeit richtig konstituierter Wissenschaften,
daß sie immer aus dem, was [schon] erfunden ist,
mehr abzuleiten und dem Vorausgegangenen zuzufügen gestattet.“

Joachim Jungius

Kurzfassung

Das Clinchen stellt ein effizientes Verfahren dar, artungleiche Werkstoffe miteinander zu fügen. Aktuell bestehen jedoch große Erkenntnislücken beim Fügen hochfester Werkstoffe durch plastische Deformation aufgrund des begrenzten Umformvermögens. Die Nutzung eines Lasers simultan zum Fügevorgang ermöglicht einen großen Fortschritt beim Clinchen hochfester Stahl/Aluminium-Mischverbindungen. Die Effekte der Halbwarmumformung (Verringerung der Festigkeit und Erhöhung der Duktilität) können für eine verbesserte Umformbarkeit höchstfester Werkstoffe genutzt werden. Für eine lange Lebensdauer der Fügeverbindung sollen nach dem laserunterstützten Clinchen allerdings möglichst hohe Festigkeiten im Werkstoff vorliegen. Diese gegensätzlichen Anforderungen verlangen eine genaue Werkstoffcharakterisierung mittels Thermischer und Thermo-mechanischer Analyse in Verbindung mit einer Beurteilung der Mikrostrukturen. Die Abbildung einer Laser-Wärmebehandlung in kalorimetrischen und dilatometrischen Untersuchungen liefern wertvolle Daten zum in-situ Umwandlungs- und Ausscheidungs- bzw. Auflösungsverhalten während einer Kurzzeiterwärmung der Werkstoffe. Die Auswirkung von temperierten Umformprozessen auf den Werkstoffendzustand kann mittels der Thermo-mechanischen Analyse in einem Umformdilatometer abgebildet werden. Mithilfe der angewandten Methoden können die wesentlichen Mechanismen aus werkstoffwissenschaftlicher Sicht interpretiert werden, welche grundlegend für die Beeinflussung der resultierenden Mikrostrukturen und Eigenschaften in den Werkstoffen sind. Aus den in dieser Arbeit gewonnenen Ergebnissen lässt sich ableiten, dass der pressharte Stahl 22MnB5 sowie die Komplexphasenstähle HDT780C und HCT960C großes Potenzial für das laserunterstützte Fügen zeigen. Die Umformbarkeit der Stähle kann während der Halbwarmumformung signifikant gesteigert werden. Nach einer Kurzzeit-wärmebehandlung liegen keine oder nur geringe Festigkeitsverluste vor. Eine Charakterisierung der Aluminiumlegierungen EN AW-6016 und EN AW-6181 ist ebenfalls notwendig, da diese während des laserunterstützten Clinchens erhöhten Temperaturen ausgesetzt sind. Eine Kurzzeitwärmebehandlung aus dem Zustand T4 führt bei geringen Temperaturen zu keiner Entfestigung der Werkstoffe. Höhere Temperaturen bieten das Potenzial für ein Rückglühen mit anschließender Festigkeitssteigerung durch Kaltauslagerung.

Abstract

Clinching is an efficient method to join dissimilar materials. However, joining by plastic deformation of high-strength materials is limited due to plastic formability. The use of laser assistance simultaneously to the joining process advances the clinching of high-strength steels and aluminium alloys. The effects of warm forming (reducing strength and increasing ductility) can be used to improve formability of high-strength materials. To assure high quality of the joint connection, the challenge is maintaining the initial material properties after laser-assisted clinching. These contrasting demands require highly precise material characterisation by means of thermal analysis as well as thermo-mechanical analysis, supplemented through the investigation of the microstructures. The imitation of a laser heat treatment in calorimetric and dilatometric studies provides valuable data on the in-situ transformation, precipitation, and dissolution behaviour during a short-time heating of the materials. Effects of warm forming on the final conditions of the materials can be analysed through thermo-mechanical analysis in a deformation dilatometer. The methods used in this thesis admit an interpretation of the main mechanisms of the materials, which are fundamental for the influence on the resulting microstructures and properties of the materials. The results of this work emphasise the applicability of laser-assisted clinching on press hardened steel 22MnB5 as well as the complex phase steels HDT780C and HCT960C. Formability of these steels can be improved through warm forming. In addition, the strength of the material could be maintained or only slight losses in strength occurred. Due to elevated temperatures during the laser assisted clinching process, the investigation of the heating behaviour of the aluminium alloys EN AW-6016 and EN AW-6181 is necessary. No softening of the materials occurs if low temperatures during short-time heating of the natural aged condition (T4) are applied. Higher temperatures signify retrogression with a new potential for hardening by natural aging (re-aging).

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung 1

2 Kenntnisstand 3

2.1 Clinchen 3

2.1.1 Clinchen von Stahl/Aluminium-Mischverbindungen 7

2.1.2 Thermisch unterstütztes Clinchen 10

2.2 Höchstfeste Stahlblechwerkstoffe 13

2.2.1 Pressgehärtete Stähle 13

2.2.2 Komplexphasenstähle 14

2.2.3 Umwandlungs- und Ausscheidungsverhalten beim Erwärmen höchstfester Stähle 15

2.3 Hochfeste Aluminiumblechwerkstoffe 17

2.3.1 Ausscheidungsgehärtete AlMgSi-Legierungen 18

2.3.2 Auflösungs- und Ausscheidungsverhalten beim Erwärmen hochfester AlMgSi-Legierungen 19

2.4 In-situ Methoden zur Charakterisierung von Umwandlungs- und Ausscheidungsvorgängen 22

2.4.1 Kalorimetrie 22

2.4.2 Dilatometrie 24

2.4.3 Thermo-mechanische Analyse 26

3 Werkstoffe und Methoden 27

3.1 Werkstoffauswahl 27

3.1.1 Stahl 22MnB5 27

3.1.2 Stahl HDT780C 31

3.1.3 Stahl HCT960C 33

3.1.4 Aluminiumlegierung EN AW-6016 34

3.1.5 Aluminiumlegierung EN AW-6181 35

3.2 Charakterisierung der Werkstoffe und Fügeverbindungen 37
3.2.1 Probengeometrie und Probenfertigung 37
3.2.2 Kalorimetrie 41
3.2.3 Dilatometrie 46
3.2.4 Thermo-mechanische Analyse 49
3.2.5 Metallographische Untersuchungen 56
3.2.6 Härteprüfung 58
4 Gefüge- und Eigenschaftsveränderungen bei Kurzzeitwärmebehandlung 61
4.1 Stahl 22MnB5 61
4.1.1 Kalorimetrie 61
4.1.2 Dilatometrie 63
4.1.3 Metallographische Untersuchungen 66
4.1.4 Thermo-mechanische Analyse 69
4.1.5 Härte 71
4.2 Stahl HDT780C 73
4.2.1 Kalorimetrie 73
4.2.2 Dilatometrie 74
4.2.3 Metallographische Untersuchungen 74
4.2.4 Thermo-mechanische Analyse 75
4.2.5 Härte 77
4.3 Stahl HCT960C 78
4.3.1 Kalorimetrie 78
4.3.2 Dilatometrie 79
4.3.3 Metallographische Untersuchungen 80
4.3.4 Thermo-mechanische Analyse 80
4.3.5 Härte 82

4.4 Aluminiumlegierung EN AW-6016 83
4.4.1 Kalorimetrie 83
4.4.2 Thermo-mechanische Analyse 86
4.4.3 Härte 88
4.5 Aluminiumlegierung EN AW-6181 90
4.5.1 Kalorimetrie 90
4.5.2 Metallographische Untersuchungen 92
4.5.3 Thermo-mechanische Analyse 94
4.5.4 Härte 95
5 Laserunterstütztes Clinchen 97
5.1 Laserparameter und Werkzeuggeometrie 97
5.2 Clinchverbindung 22MnB5 und HCT960C 101
5.2.1 Metallographische Untersuchungen 102
5.2.2 Härte 104
5.2.3 Verbindungsfestigkeiten 105
5.3 Clinchverbindung HCT960C und EN AW-6016 T4 106
5.3.1 Metallographische Untersuchungen 107
5.3.2 Härte 109
5.3.3 Verbindungsfestigkeiten 110
6 Diskussion 113
6.1 Vergleich der Gefüge- und Eigenschaftsveränderungen mit Ergebnissen des laserunterstützten Clinchens 113
6.2 Mechanismen des laserunterstützten Clinchens 118
6.3 Technologische Weiterentwicklung des laserunterstützten Clinchens 125
7 Zusammenfassung 133
Selbständigkeitserklärung I
Literaturverzeichnis II

Anhang IX

A. Abbildungsverzeichnis IX

B. Tabellenverzeichnis XIV

C. Verzeichnis der im Rahmen des Projektes betreuten studentischen Arbeiten XIV

Danksagung XV

1 Einleitung

Die Einführung von Multi-Material-Verbunden unter Aspekten der Ressourceneffizienz, Wirtschaftlichkeit und Umwelttechnik führt zu einem großen Fortschritt im Leichtbau. Die Hybridbauweise hat allerdings zur Folge, dass sich neuen Herausforderungen in der Verbindungstechnik gestellt werden muss, da nicht für alle Werkstoffkombinationen die bewährten Methoden anwendbar sind. Das Clinchen ist bereits ein etabliertes Verfahren, welches auch für das Fügen artungleicher Werkstoffe grundsätzlich geeignet, jedoch durch die maximale Umformbarkeit der Werkstoffe begrenzt ist.

Eine neuartig weiterentwickelte Fügetechnik stellt das laserunterstützte Clinchen dar, welches es ermöglicht durch die Wärmeeinbringung eines Lasers die Grenzen der maximalen Umformbarkeit zu erweitern und beispielsweise höchstfeste Stähle zu clinchen.

Die Erweiterung des Anwendungsbereichs des laserunterstützten Clinchens auf hoch- und höchstfeste Stahl/Aluminium-Mischverbindungen mittels Laser ist von hoher Wichtigkeit. Die Auswirkungen einer Kurzzeitwärmebehandlung auf den Werkstoffendzustand sowie nachfolgende Fertigungsschritte sind somit von großem Interesse, da nach dem Clinchvorgang möglichst hohe Festigkeiten vorliegen oder ggf. durch eine zusätzliche Wärmebehandlung wie z.B. beim Lackeinbrennen erhöht werden sollen. In Bezug auf eine verringerte Festigkeit bzw. erhöhte Duktilität für die Clinchbarkeit höchstfester Stähle während des laserunterstützten Clinchens sind das entgegengesetzte Anforderungen, die Kenntnisse der Werkstoffstruktur und der Eigenschaften erfordern.

Der zentrale Forschungsschwerpunkt der vorliegenden Arbeit ist demnach die Abbildung einer Wärmeeinbringung mittels Laser sowie das Verständnis und die gezielte Beeinflussung der wesentlichen Mechanismen aus werkstoffwissenschaftlicher Sicht

während laserstrahlunterstütztem Clinchen von hoch- und höchstfesten Stählen mit Aluminiumlegierungen. Der Fokus liegt dabei auf einem pressharten Mangan-Bor-Stahl, zwei Komplexphasenstählen sowie zwei aushärtbaren AlMgSi-Legierungen.

Ausgehend von Zeit-Temperatur-Verläufen während Lasererwärmung sollen Temperaturfelder und Erwärmgeschwindigkeiten definiert werden, die anschließend in der Thermischen Analyse als grundlegende Untersuchungsparameter dienen. Die Parameter Erwärmgeschwindigkeit, Maximaltemperatur sowie Dauer der Kurzzeitwärmebehandlung beeinflussen die mechanischen Eigenschaften sowie Gefügestrukturen maßgeblich.

Der Einfluss einer Kurzzeitwärmebehandlung auf die Grundwerkstoffe soll mittels der in-situ Methoden Kalorimetrie und Dilatometrie zur Charakterisierung des Umwandlungs- und Ausscheidungs- bzw. Auflösungsverhaltens beschrieben werden. Die Untersuchung der mechanischen Eigenschaften während Kurzzeitwärmebehandlung erfolgt mittels Thermo-mechanischer Analyse sowie Ermittlung der Härte.

Im Vergleich dazu werden Gefüge und mechanische Eigenschaften lasergeclinchter Fügeverbindungen betrachtet und mit Ergebnissen aus in-situ Analysen in Hinblick auf eine praktische Anwendung diskutiert. Daraus ableitend sollen Anforderungen an das laserunterstützte Clinchen definiert werden, sodass das Potenzial der Werkstoffe genutzt wird.

2 Kenntnisstand

2.1 Clinchen

Grundsätzlich werden in der Fügetechnik Formschluss, Stoffschluss und Kraftschluss unterschieden. Ebenso unterteilt man auch in thermische oder mechanische Fügeverfahren. Während Schweißen oder Löten durch den Stoffschluss charakterisiert sind und eine bedeutende Änderung der Werkstoffgefüge bedingen, bleiben die Materialien bei den Verfahren wie Nieten, Schrauben oder Durchsetzfügen thermisch unberührt. Hier spielen Kraft- und Formschluss die entscheidende Rolle für eine Verbindung.

Das in dieser Arbeit angewandte Verfahren Clinchen ist Fügen durch Umformen, dem Durchsetzfügen zuzuordnen und als Fügeverfahren nach DIN 8593-5 [1] klassifiziert. Wesentliche Merkmale und Vorteile des Clinchens sind Fügen diverser Werkstoffe, Fügen ohne Zusatzteile oder -stoffe sowie Fügen ohne Wärme. Grundsätzlich wird mittlerweile in die unterschiedlichsten Clinchverfahren und entsprechenden Fügepunktausbildungen unterschieden. Neben einstufigen und mehrstufigen Verfahrensabläufen differenziert man des Weiteren in Clinchpunkte mit und ohne Schneidanteil. Die Verwendung von geschlossenen oder geteilten bzw. beweglichen Matrizen kann dabei zur Erzeugung eines Rund- oder Flachpunktes führen. Zusätzlich bieten die unterschiedlichsten Matrizen- sowie Stempeldurchmesser die Möglichkeit den Clinchpunkt hinsichtlich optimaler Eigenschaften zu beeinflussen. Auch die Matrizenausführungen, wie z.B. die Integration eines Ringkanals o.ä., spielen dabei eine bedeutende Rolle. [2 bis 4]

Neben rotationssymmetrischen Fügeverbindungen können auch balkenförmige Fügeelemente erzeugt werden. Bei diesem Fügeverfahren können zwar die Fügekräfte reduziert werden, sodass auch höherfestere oder dickere Bleche gegenüber dem

Rundpunkt gefügt werden können, allerdings kommt es zumindest im stempelseitigem Blech zu einer Beschädigung der Werkstückoberfläche sowie zu einer Richtungsabhängigkeit der übertragbaren Scherzugkräfte. [2]

Für eine tragfähige Fügeverbindung hat sich die Anwendung eines Rundpunktes etabliert. Abbildung 1 zeigt schematisch den Fügekraft-Stempelweg-Verlauf eines einstufigen Clinchprozesses zur Erzeugung eines form- und kraftschlüssigen Rundpunktes. Der Setzvorgang schließt die Schritte Vorspannen, Durchsetzen, Stauchen, Ausbilden eines Hinterschnitts und Zurückfahren des Stempels ein. Nach dem Fixieren und Vorspannen der Fügepartner, presst der Stempel die beiden Blechwerkstoffe in eine starre Matrize mit einem Ringkanal. Der stempelseitige Blechwerkstoff erzeugt infolge des Stauchvorgangs einen Hinterschnitt in den matrizenseitigen Fügepartner. Anschließend fährt der Stempel zurück in die Ausgangsposition. Generell gilt je ausgeprägter der Hinterschnitt, desto kraftschlüssiger ist die Fügeverbindung.

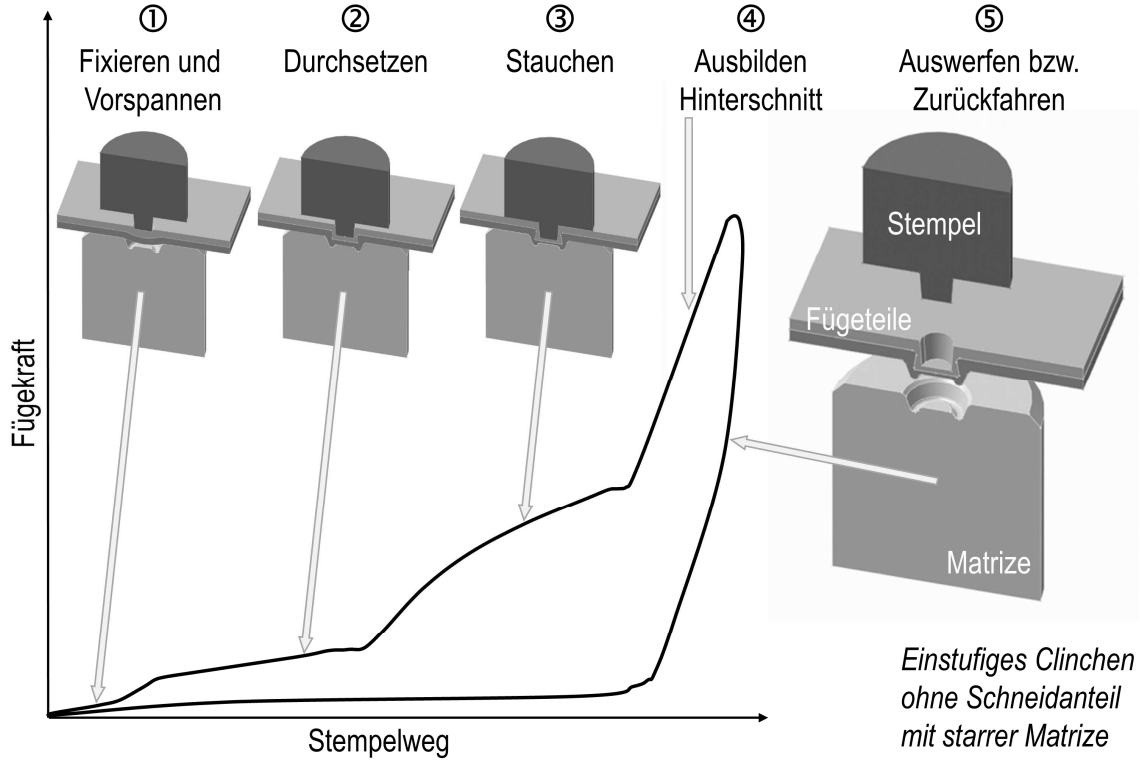
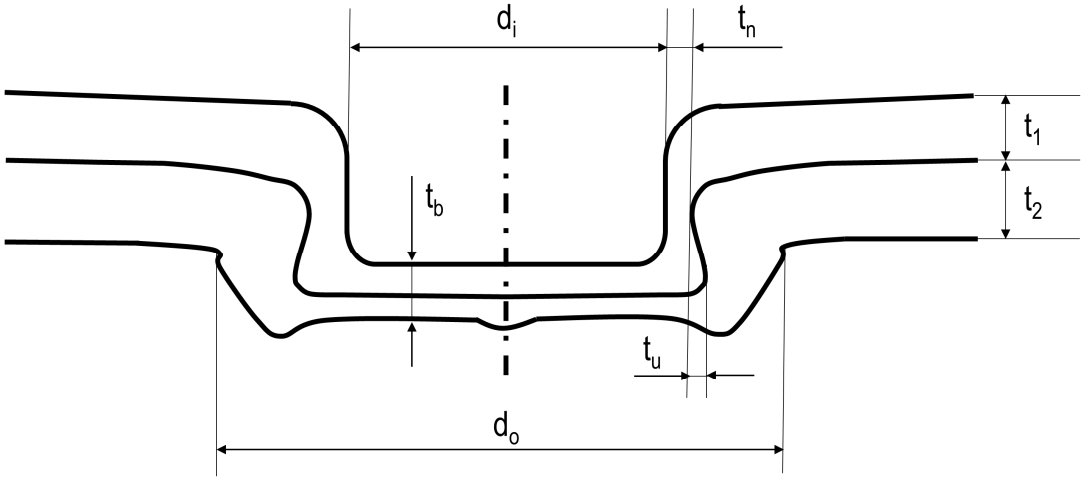


Abbildung 1: Verfahrensablauf Clinchen für die Ausbildung eines Rundpunktes (Quelle Grafiken: TU Dresden, *Professur für Fügetechnik und Montage*).

Die Beurteilung geeigneter Fügeverbindung für die industrielle Anwendbarkeit erfolgt zunächst anhand der geometrischen Parameter Hinterschnitt und Halsdicke einer Clinchverbindung. Das Bewertungskriterium Halsdicke weist eine direkte Korrelation zur Scherzugfestigkeit auf, wobei der Hinterschnitt eine direkte Korrelation zur Schälzug-

bzw. Kopfzugfestigkeit hat. Die individuelle Ausbildung hängt im Wesentlichen von der Geometrie der Fügewerkzeuge und der eingestellten Bodendicke ab. Aber auch der jeweilige Grundwerkstoff (Blechdicke, Umformverhalten, Festigkeit) und dessen Beschichtung (Zink, AlSi, etc.) spielen eine entscheidende Rolle. Nach DVS3420 [5] sind Hinterschnitt, Halsdicke, Dicke des matrizenseitigen Blechs, Dicke des stempelseitigen Blechs, Bodendicke sowie Innen- und Außendurchmesser die wesentlichen Kenngrößen einer geclinchten Verbindung (siehe Abbildung 2).



d_i : Innendurchmesser
d_o : Außendurchmesser
t_n : Halsdicke
t_b : Bodendicke
t_u : Hinterschnitt
t_1 : Einzelblechdicke, stempelseitig
t_2 : Einzelblechdicke, matrizenseitig

Clinchverbindung
Rundpunkt

Abbildung 2: Geometrische Kenngrößen einer geclinchten Fügeverbindung (nach DVS3420 [5]).

Die Anwendungsgebiete sind vielseitig, aber vor allem im Karosseriebau zu finden. Hier wird das Clinchen insbesondere für das Fügen von Blechen für Außenhaut oder auch crashrelevanter Bauteile genutzt, da das Verfahren sehr hohe Verbindungsqualitäten aufweist. Auch in anderen Industriezweigen, wie im Gehäusebau, Maschinenbau oder in der Weißwarenindustrie, ist das Verfahren mittlerweile Standard.

In der Praxis hat sich in den vergangenen Jahren gezeigt, dass die zu fügenden Werkstoffe für die Clinchbarkeit ein ausreichendes Umformvermögen aufweisen müssen. Die Werkstoffe sollten dafür Mindestbruchdehnungen von 12 %, ein Streckgrenzenverhältnis R_e/R_m kleiner 0,7 sowie Zugfestigkeiten kleiner 600 N/mm² besitzen. Als noch bedingt clinchbar gelten Materialien mit Bruchdehnungen zwischen 8 – 12 %, einem Streckgrenzenverhältnis R_e/R_m größer 0,7 sowie mit Zugfestigkeiten

zwischen 600 – 1000 N/mm². Derzeitige Fügeteildicken beim Clinchen mit einem Außendurchmesser d_0 = 8 mm liegen bei Blechdicken von etwa 0,3 – 3 mm. [5]

Das Clinchen bietet gegenüber anderen Fügeverfahren wesentliche Vorteile. Das Fügen von Blechwerkstoffen durch Kaltumformung führt zur Erzeugung einer form- und kraftschlüssigen Verbindung ohne dabei auf zusätzliche Elemente, wie Nieten, Schrauben oder ähnliche Zusatzwerkstoffe, zurückgreifen zu müssen. Des Weiteren sind keine Vorarbeiten wie Bohren, Stanzen o.ä. notwendig. Diese Verfahrensmerkmale bringen eine wesentliche Kosten- und Zeitersparnis – gerade im Hinblick auf die industrielle Umsetzung einer großen Anzahl von Fügepunkten an einem Bauteil – mit sich. Im Gegensatz zum Clinchen bedingen viele Fügetechniken eine thermische Belastung des Materials, welche zu geringeren Festigkeiten der Fügeverbindungen führt. Darüber hinaus kommt es beim Clinchen ohne Schneidanteil zu einer schwächeren Kerbwirkung im Fügepunkt.

Mit dem Clinchen lassen sich verschiedenste Blechdicken miteinander fügen. Beim konventionellen Clinchen gelten Gesamtblechdicken von 0,3 – 12,0 mm als clinchbar [6]. Mittlerweile sind aber Gesamtdicken bis zu 18 mm realisierbar und damit auch u.a. für den Schiffbau interessant [7]. In der Regel werden dabei zwei Bleche miteinander geclincht, aber auch das Fügen mehrerer Bleche ist bereits möglich. Untersuchungen zeigten, dass ein Fügen von bis zu vier Blechen adäquate Clinchverbindungen hervorbringt [8].

Das Clinchen ermöglicht die Kombination verschiedenster Werkstoffe und damit das Fügen artungleicher Werkstoffe. Damit werden Prozessfenster eröffnet, die weiterhin zur Entwicklung eines konsequenten Leichtbaus und folglich einer Ressourceneffizienz beitragen.

Das Fügen beschichteter – wie z.B. verzinkter oder lackierter – Bleche stellt bei diesem Verfahren ebenfalls keine größeren Schwierigkeiten dar, sodass die Beschichtung auch nach dem Clinchvorgang vollständig im Fügepunkt erhalten bleibt [9]. Dabei sollten Clinchverfahren ohne Schneidanteil angewendet werden, um eine Oberflächenbeschädigung zu vermeiden.

In den vergangenen Jahren wurden diverse Weiterentwickelungen vorangetrieben, die u.a. das Ziel verfolgten die Fügekräfte zu reduzieren oder das Fügen von Werkstoffen mit geringem Umformvermögen zu realisieren [10]. Verfahren wie das Clinchen mit Vorloch oder Stanzclinchen erfordern allerdings wieder einen zusätzlichen Prozessschritt und resultieren in einer beschädigten Oberfläche des Fügepunktes.

2.1.1 Clinchen von Stahl/Aluminium-Mischverbindungen

Das Clinchen von Blechmaterialien mit unterschiedlichen Werkstoffeigenschaften erfolgte in der Vergangenheit für eine praktisch anwendbare Clinchverbindung nach den allgemein gültigen Regeln: Fügen der Werkstoffe „hart in weich“ oder „dünn in dick“ (z.B. [2]). So konnte sich auch das Clinchen von niedrigfesten Stahl- mit Aluminiumblechwerkstoffen unter den Gesichtspunkten des Leichtbaus und aufgrund der vielen Vorteile in der Industrie bereits etablieren und findet beispielsweise Anwendung in der Automobilbranche. Durch eine Kaltumformung wird eine unlösbare kraft- sowie formschlüssige Verbindung beider Blechwerkstoffe realisiert.

Bei der Clinchbarkeit spielen die Blechdicken der stempel- und matrizenseitigen Werkstoffe eine entscheidende Rolle. Eine Kombination von Clinchen und Kleben als Hybridfügetechnik ermöglicht beispielsweise das Clinchen von Aluminiumblechen der Dicken 1,3 mm mit Stahlblechen der Dicken 0,7 – 1,0 mm [11].

NEUGEBAUER et al. [7] beschäftigen sich mit der Anwendbarkeit des Verfahrens im Dickblechbereich. Die Untersuchungen zeigten, dass niedrigfeste Stahlwerkstoffe mit Aluminiumblechen im einstufigen Prozess ohne Schneidanteil als Rundpunkt geclincht werden können (z.B. EN AW-5754 (6,0 mm, stempelseitig) mit S235J2 (4,0 mm, matrizenseitig)) und somit die Verfahrensgrenzen erweitert werden konnten.

Die Herausforderung in den letzten Jahren liegt in der Clinchbarkeit hoch- und höchstfester Werkstoffe. Begrenzt wird das Verfahren durch die hohen Fügekräfte oder auch die begrenzte Umformbarkeit der höchstfesten Materialien (z.B. [12]). Eine typische Anwendung für die Mischverbindung Aluminium mit höher- und höchstfestem Stahl im Automobilbau ist die Anbindung des Aluminium-Vorderwagens an die Fahrgastzelle. Auch im Bereich der B-Säule wird Aluminium mit höchstfestem Stahl gefügt, weshalb eine Realisierung des Clinchens unter den vorteilhaften Aspekten des Verfahrens von sehr großem Interesse ist.

Bisher verfolgten erste Ansätze für die Fügbarkeit hoch- und höherfester Stähle das Verbinden von Blechen mittels Stanznieten (z.B. [13], [14]) oder über Hybridfügetechnik (u.a. [15], [16]). In den Untersuchungen wurden auch Mischbauweisen betrachtet. Diese Verfahren erfordern jedoch eine thermische oder mechanische Belastung des Werkstoffes, die zu einer Reduzierung der Festigkeit des Materials in der Fügepunktstelle oder aber zur Beschädigung der Blechoberfläche führen.

Nachfolgend ist Tabelle 1 zu entnehmen, dass in der Vergangenheit bereits eine Machbarkeit des Clinchens von *hochfesten* Stählen mit Aluminium ohne zusätzliche

Hilfswerkstoffe nachgewiesen werden konnte. Die Blechdicken oder Gesamtfügedicken liegen dabei eher im unteren Bereich. Die Studien zeigten, dass ein Clinchen von hochfesten Stählen mit Aluminium zu Halsbrüchen im Stahl oder zu Luftspalten zwischen beiden Blechen führte. Eine Kombination mit *höchstfesten* Stählen ist bisher jedoch nicht systematisch untersucht worden.

Tabelle 1: Auswahl konventionell geclinchter Stahl/Aluminium-Mischverbindungen mit Hinblick auf das Fügen hochfester Stähle.

Clinchpaarung *stempelseitig/ matrizenseitig*	**Blechdicke** *stempelseitig/ matrizenseitig*	**Verfahren**	**Quelle** Jahr
Al5052/ Stahl DP780	2,0 mm/ 1,6 mm	Rundpunkt, einstufiger Prozess, ohne Schneidanteil, starre Matrize	[17] 2010
Stahl SPFC980/ Al5052 H34	1,4 mm/ 1,5 mm	Rundpunkt, einstufiger Prozess, ohne Schneidanteil, Flachmatrize bzw. Matrize mit Ringkanal	[12] 2008,
und			
Al5052 H34/ Stahl SPFC980	1,5 mm/ 1,4 mm		[18] 2012

In der Vergangenheit konnte festgestellt werden, dass z.B. die Wahl der Werkzeuggeometrien einen entscheidenden Einfluss auf die Reduzierung der Fügekräfte, aber auch auf die Qualität der Verbindungsfestigkeit hat [18, 19].

Trotz der Erweiterung auf schwer umformbare Werkstoffe stellen höchstfeste Werkstoffe aufgrund der geringen Umformbarkeit während des Clinchvorgangs immer noch große Herausforderungen dar.

Derzeit werden höchstfeste Stähle mit Aluminium vorwiegend mit Schweißverfahren wie Punktschweißen gefügt. Während dieser thermischen Fügeverfahren kommt es zur Bildung intermetallischer Phasen, die versprödend wirken und sich deshalb negativ auf die Fügeverbindung auswirken. Zudem sinkt bei pressgehärteten Stählen die Festigkeit sehr stark. Aus diesen Gründen und auch aufgrund von Kerbwirkungen in Schweißverbindungen sollte die Eignung mechanischer Fügeverfahren wie das Clinchen weiter vorangetrieben werden.

Mit Hinblick auf die Möglichkeiten die Verfahrensgrenzen im Bereich Clinchen von

höchstfesten Werkstoffe zu erweitern, wurden in den vergangenen Jahren verschiedene Ansätze zum Clinchen höher- und höchstfester Werkstoffe verfolgt:

- Clinchen mit Vorlochen, mit Schneidanteil oder Schneidclinchen
- Clinchen mit partieller Krafteinleitung
- Verwendung thermischer Methoden während des Clinchens

Beim Clinchen mit Vorlochen wird in einem zusätzlichen Arbeitsschritt ein Loch in den matrizenseitigen Blechwerkstoff gefertigt. Der nachfolgende Clinchvorgang bewirkt über die Stempel- und Matrizengeometrie eine Umformung des stempelseitigen Bleches. [2]

FÜSSEL und KALICH [14] untersuchten die Eignung verschiedener mechanischer Fügeverfahren für das Verbinden mit pressharten Stählen. Dabei wurden verschiedenste Verfahren neu und weiterentwickelt. Als geeignet erwies sich das Clinchen mit Vorlochen. Der vorgelochte pressharte Stahl wird hierbei matrizenseitig angeordnet und nur der stempelseitig angeordnete Blechwerkstoff erfährt eine Verformung für eine kraft- und formschlüssige Fügeverbindung. Eine genaue Positionierung beider Bleche ist für die Reproduzierbarkeit und Symmetrie des Clinchpunktes Grundvoraussetzung. In einem weiteren Schritt wurde das Clinchen mit Schneidanteil simultan zum Umformschritt verfolgt. Dabei wurde der pressharte Stahl matrizenseitig angeordnet.

LEE et al. [20] analysierten das Clinchen mit Vorlochen für die Paarungen Al6061 T4 mit DP780 sowie Al6061 T4 mit einem pressharten 22MnB5. Die Ergebnisse zeigten, dass das Verfahren für das Fügen hochfester mit duktilen Materialien für den industriellen Einsatz geeignet ist.

Das Schneidclinchen, welches Scherschneiden und Clinchen kombiniert, stellt eine neuartig entwickelte Fügetechnik von BUSSE, MERKLEIN et al. (z.B. [21, 22]) dar, welche auch die Fügbarkeit eines höchstfesten 22MnB5 ermöglicht [23, 24]. Der Nachteil dieses Verfahrens liegt allerdings in der Beschädigung der Werkstoffoberfläche des matrizenseitig höchstfesten Blechwerkstoffes, welches hinsichtlich Korrosionsschutz vermieden werden sollte.

WÖßNER und SPINGLER [25] sowie BRECKWEG [26] und WESTKÄMPER et al. [27] verfolgten die Idee die Fügekräfte mittels überlagerter Taumelbewegung zu reduzieren, sodass hoch- bis höchstfeste Blechwerkstoffe zu clinchen sind. Des Weiteren führt auch ein Radialclinchen zur Verringerung der Fügekräfte. Mit diesen Methoden sind Werkstoffe höherer oder höchster Festigkeit clinchbar – allerdings müssen die Blechwerkstoffe dafür ein hinreichendes Umformvermögen aufweisen.

2.1.2 Thermisch unterstütztes Clinchen

Ein weiterer Ansatz stellt die Anwendung thermischer Methoden dar, welche mit dem Aspekt einer (Halb-)Warmumformung zur Clinchbarkeit höchstfester Werkstoffe führen soll. Höherfeste Werkstoffe besitzen bei Raumtemperatur nur eine begrenzte Formgebungsmöglichkeit. Hohe Fließspannungen und zusätzlich durch die Umformung einsetzende Versetzungsverfestigung begrenzen die maximale Kaltumformung. Der Einsatz von Wärme kann zu einer besseren Umformbarkeit höchstfester Werkstoffe beitragen. Herausforderungen stellen dabei die unnötige Erwärmung auf hohe Temperaturen oder lange Haltezeiten dar, die zu einer Erweichung der Werkstoffe führen.

Abgrenzung Halbwarmumformung zu Kalt- bzw. Warmumformung

Nach DIN 8582:2003 [28] wird in Kaltumformen und Warmumformen unterschieden. Während die Kaltumformung i.d.R. bei Raumtemperatur erfolgt, wird die Warmumformung beispielsweise für Stähle in einem Temperaturbereich von 1000 – 1250 °C durchgeführt [29].

Bei der Abgrenzung von Kaltumformung von Warmumformung müssen auch die Entfestigungsvorgänge mit berücksichtigt werden. Kaltumformung liegt also dann vor, wenn keine Erholungs- oder Rekristallisationsvorgänge während der Umformung stattfinden. Bei der Warmumformung hingegen wird der Umformschritt von Rekristallisationsvorgängen begleitet. Das Übergangsgebiet zwischen Kalt- und Warmumformung kann als Halbwarmumformung bezeichnet werden. In diesem Bereich kommt es zur Kristallerholung. [30]

Bei der Halbwarmumformung werden die Vorteile beider Verfahren kombiniert. Das ermöglicht einerseits eine Verfestigung sowie höhere Maßgenauigkeit im Bauteil, aber auch eine leichtere Umformbarkeit sowie ein höheres Umformvermögen. Dafür wird der der Werkstoff auf eine Temperatur unterhalb der Rekristallisationsschwelle erwärmt und verformt.

Des Weiteren findet man auch eine Abgrenzung entsprechend der homologen Temperatur (dimensionslos) [31]:

- $T_U / T_S < 0{,}3$: Kaltumformung
- $T_U / T_S = 0{,}3 – 0{,}5$: Halbwarmumformung
- $T_U / T_S > 0{,}6$: Warmumformung

T_U: absolute Umformtemperatur in K, T_S: absolute Schmelztemperatur in K

In den vergangenen Jahren wurden zahlreiche Möglichkeiten untersucht, die durch die Verwendung höherer Umformtemperaturen, das Formänderungsvermögen von höchstfesten Werkstoffen bzw. Blechwerkstoffen zu verbessern. Beheizbare Werkzeuge (s.a. [29]), Widerstandserwärmen [32] oder der Einsatz eines Lasers (z.B. [33, 34]) sind nur einige nennenswerte Methoden, die dabei das Potenzial aufzeigten.

Thermisch unterstütztes Fügen

Der Einsatz von Wärme konnte auch bei der Fügetechnik Anwendung für die Erweiterung von Verfahrensgrenzen finden. So führt das Vorwärmen von Fügeteilen und Fügewerkzeugen in der mechanischen Fügetechnik zu einer geeigneten Umformbarkeit duktil begrenzter Werkstoffe. [35]

Beim thermisch unterstützten Stanznieten austenitischer Stähle führte das Erwärmen der Fügeteile zwar zu einer Reduktion der Umformmartensitbildung und folglich einem positiven Effekt auf die Umformung, allerdings konnten diese Erfolge bzgl. einer verbesserten Umformbarkeit nicht an Mehrphasenstählen gezeigt werden. [36]

Der pressgehärtete Stahl 22MnB5 kann geclincht werden, indem ein definierter Bereich großflächig erwärmt wird. Dieser Blechabschnitt weist dann wieder den ursprünglich weichen Ausgangszustand auf. Bekannt ist bereits die Erwärmung der Fügepunktstellen mit Hilfe von Induktion oder durch Widerstandserwärmen. Diese Verfahren erfordern jedoch eine Zugänglichkeit zur Fügestelle. Die Erwärmung und Umformung kann aber lediglich nacheinander erfolgen. [37]

Weiterhin wurde eine Anlagentechnik zum temperierten Clinchen von Magnesiumblechen entwickelt. Die Untersuchungen beschäftigten sich u.a. mit den Auswirkungen erhöhter Temperaturen während des Clinchvorgangs auf die Verbindungsqualität von Magnesiumblechwerkstoffen [38 bis 40]. Das laserunterstütze Stanznieten von Magnesiumblechwerkstoffen zeigte ebenfalls erfolgreiche Ergebnisse in der Verbesserung der Umformbarkeit durch ein Erwärmen auf über 200 °C [41].

Laserunterstütztes Clinchen

Die Anwendung eines Lasers kann zur Verbesserung der Umformeigenschaften von höchstfesten Blechwerkstoffen beitragen. Der neue Ansatz verfolgt dabei eine Umformung während zeitgleich Wärme eingebracht wird. Zudem kann gezielt und definiert die benötigte Wärmeeinbringung lokal in die Werkstoffe erfolgen. Die sehr hohen erreichbaren Energiedichten mittels Laserstrahlung ermöglichen eine schnelle Erwärmung der Werkstoffe, aber auch eine schnelle Abkühlung nach Abschalten des Lasers.

Eine in den vergangenen Jahren neu entwickelte Fügetechnik stellt das laserunterstützte Clinchen dar [42]. Dabei wird der Laserstrahl durch eine Bohrung im Stempel zugeführt. Das in der vorliegenden Arbeit genutzte Verfahren wird in Kapitel 5.1 detaillierter vorgestellt. Abbildung 3 zeigt vergleichend die Fügekraft-Stempelweg-Verläufe von konventionellen sowie laserunterstützten geclinchten Verbindungen der Paarung HCT690T/HCT690T.

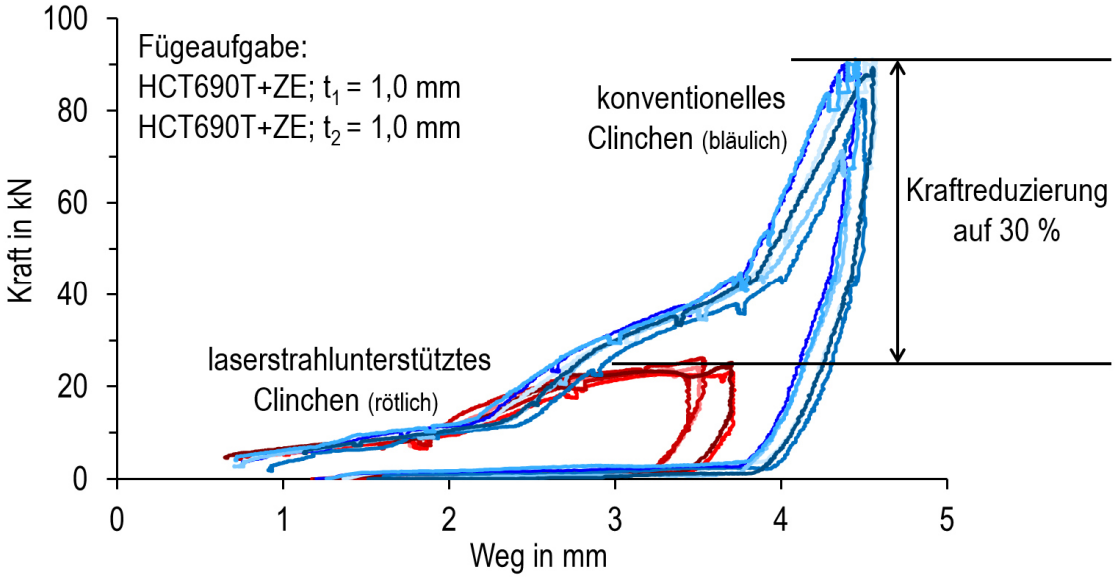


Abbildung 3: Vergleich der Kraft-Weg-Kurven des Setzvorgangs von HCT690T+ZE (t = 1 mm) und HCT690T+ZE (t = 1 mm) mit und ohne Laserstrahlunterstützung (Quelle: TU Dresden, *Professur für Fügetechnik und Montage*).

Die ersten Untersuchungen an mittelfesten Stählen zeigten, dass der Effekt der Halbwarmumformung beim laserunterstützten Clinchen nutzbar ist, welcher sich in einer Reduzierung der Fügekraft deutlich bemerkbar macht. Beim laserstrahlunterstützten Clinchen wurden Temperaturen von ca. 400 °C in der Fügestelle erreicht. Die Punktausbildung unter Wärmeeinbringung während des Setzvorganges ist vergleichbar mit den Clinchpunkten konventioneller Verfahren.

Auf höchstfeste Stähle wurde das laserunterstützte Clinchen bisher nicht angewendet. Hier könnte eine Verbesserung der Umformbarkeit und eine Erweiterung des Prozessfensters erreicht werden.

2.2 Höchstfeste Stahlblechwerkstoffe

Höchstfeste Stahlwerkstoffe ermöglichen einen effizienten Leichtbau, da durch diese Materialien im Vergleich zu konventionellen Stahlsorten Gewicht eingespart werden kann. Ziel der Stahlindustrie ist und war es in den vergangenen Jahren Stähle mit möglichst hoher Festigkeit bei guter Zähigkeit zu entwickeln. Jedoch gestaltet sich diese Thematik als eine große Herausforderung, da sehr hohe Festigkeiten meist mit geringen Zähigkeitswerten einhergehen und umgekehrt.

Grundsätzlich wird in weiche, hochfeste, höherfeste und höchstfeste Stähle unterschieden. Jedoch gibt es aufgrund der stetigen Neuentwicklung auf diesem Gebiet keine einheitliche Festigkeitseinteilung. Für gewöhnlich können Stähle mit Streckgrenzen größer 700 N/mm² als höchstfeste Werkstoffe bezeichnet werden. Zu den höchstfesten Stahlwerkstoffen zählen neben Mehrphasen-Stählen mit sehr hohen bis höchsten Festigkeiten auch die pressgehärteten Mangan-Bor-Stähle. In der Unterteilung der Mehrphasen-Stähle hat sich auf Grundlage der spezifischen Eigenschaften die Unterteilung in Dualphasen-, Komplexphasen- und Martensitphasen- sowie Transformation Induced Plasticity (TRIP)-Stähle etabliert.

2.2.1 Pressgehärtete Stähle

Für das Presshärten wird in der Regel der Stahl 22MnB5 verwendet. Während andere hochfeste Stähle neben Martensit auch geringe Anteile weiterer Phasenanteile besitzen können, besteht ein pressgehärteter Stahlwerkstoff nahezu aus 100 % Martensit. Typischerweise werden dafür Mangan-Bor-Stähle eingesetzt. Das Legierungselement Mangan trägt dabei zur Erreichung hoher Zugfestigkeiten und Fließgrenzen bei [43], während der Zusatz von Bor hauptsächlich Einfluss auf die Herabsetzung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit für die Umwandlung in Martensit nimmt. Im Vergleich zu anderen Stahlwerkstoffen besitzen Mangan-Bor-Stähle geringe kritische Abkühlgeschwindigkeiten.

Die Bänder dieser Stähle, welche im warmgewalzten Zustand besonders gut umformbar sind, werden durch einen anschließenden Presshärtevorgang in einem Schritt warmumgeformt und gehärtet. Das Gefüge wandelt während des Prozesses in Martensit um, sodass höchste Festigkeiten erzielt werden können. Ein weiterer Vorteil ist, dass durch die Warmumformung deutlich komplexere Geometrien im Vergleich zur Kaltumformung geschaffen werden können [44].

Während des Presshärtens erfolgt zunächst eine Austenitisierung des Werkstoffes. Das

Warmumformen und das damit verbundene Erreichen sehr hoher Umformgrade folgt in der Presse – meist mit wassergekühlten Umformwerkzeugen. Während des Pressvorgangs erfolgt die nötige Abkühlung, damit der Werkstoff in ein vollständig martensitisches Gefüge umwandelt. Typische Abkühlgeschwindigkeiten von etwa 35 K/s sind für ein vollständig martensitisches Gefüge notwendig [44].

Mit pressharten Stählen lassen sich höchste Festigkeiten bei guten Umformeigenschaften erzielen, sodass diese Werkstoffe aufgrund außerordentlicher Crasheigenschaften für sicherheits- bzw. festigkeitsrelevante Bauteile eingesetzt werden und darüber hinaus ein Gewichtseinsparpotenzial ermöglichen. Neben unbeschichteten Bändern, sind mittlerweile auch AlSi- sowie Zink-Beschichtungen erhältlich, die zum einen das Verzundern der Werkstoffoberfläche verhindern und damit den Verschleiß der Pressenwerkzeuge verringern sollen, aber auch hinsichtlich Korrosionsschutz oder einer verbesserten Weiterverarbeitung Vorteile bieten.

2.2.2 Komplexphasenstähle

Die Weiterentwicklung der Dualphasenstähle führte zur Entstehung von Komplexphasenstählen. Aufgrund einer extrem feinen Mikrostruktur, die insbesondere durch die Legierungszusammensetzung und durch das Kalt- bzw. Warmwalzen erzielt wird, können sehr hohe Streckgrenzen bzw. Festigkeiten erreicht werden.

Im Wesentlichen besteht das Gefüge aus Ferrit, Bainit, Martensit sowie Karbid- oder Nitridausscheidungen. Meist liegt ein ferritisches oder bainitisches Grundgefüge vor. [31, 45 bis 47] Eine ferritische Grundmatrix kann dabei durch das Walzen oder durch Ausscheidungen wie Karbide stark verfestigt sein [45]. Auch Restaustenit oder Perlit können als weitere Phasen auftreten [48]. Für das Fertigen anspruchsvoller Bauteilgeometrien aus Komplexphasenstählen kann die Umformbarkeit verbessert werden, indem die Anteile von Martensit, Restaustenit und Ferrit reduziert werden [49].

Komplexphasenstähle werden aufgrund der sehr guten mechanischen Eigenschaften für crashrelevante Bauteile im Automobilbereich, z.B. Verstärkungen von Stoßfängern oder Dachträgern [31], eingesetzt.

Eine Festigkeitssteigerung der Komplexphasenstähle kann nicht nur durch die Erhöhung der Versetzungsdichte infolge der Umformung, sondern zusätzlich durch ein *bake hardening* erhöht werden. Typischerweise erfolgt im Automobilbereich ein Lackeinbrennen. Während dieser Temperaturbelastung können Kohlenstoffatome zu den Versetzungen diffundieren und diese blockieren (statische Reckalterung). Dieser

Vorgang wird auch als *bake hardening* Effekt bei Stählen bezeichnet. [46]

Aktuell genormte Vertreter sind nach DIN EN 10346:2015 [48] für die kaltgewalzten Komplexphasenstähle HCT600C, HCT780C und HCT980C und für die warmgewalzten Komplexphasenstähle HDT750C, HDT760C und HDT950C.

2.2.3 Umwandlungs- und Ausscheidungsverhalten beim Erwärmen höchstfester Stähle

Pressharte Mangan-Bor-Stähle weisen ein vollständig martensitisches Gefüge auf. Komplexphasenstähle hingegen bestehen neben Martensit zu großen Anteilen aus Bainit und Ferrit. Des Weiteren sind mitunter auch weitere Phasenanteile wie Perlit oder Restaustenit in geringeren Anteilen zu finden. Im Hinblick auf das laserunterstützte Clinchen ist eine genaue Kenntnis über das Umwandlungsverhalten beim Erwärmen von hoher Wichtigkeit. Dabei sollen Maximaltemperaturen betrachtet werden, die bei einer Halbwarmumformung erreicht werden: d.h. < Rekristallisationstemperatur 550 – 700 °C [46].

Das Wiedererwärmen von Martensit wird auch als Anlassen bezeichnet. Durch thermisch induzierte Diffusionsprozesse wird im Gefüge ein gleichgewichtsnäherer Zustand angestrebt. Für verschiedene Temperaturbereiche werden verschiedene Anlassstufen definiert, wobei die Temperaturen aufgrund der legierungsspezifischen Zusammensetzung und der Erwärmgeschwindigkeiten variieren. Generell erfolgt das Erwärmen in fünf Anlassstufen, die nachfolgend in Tabelle 2 aufgeführt sind.

Grundsätzlich lassen sich die Vorgänge während des Anlassens von Bainit mit denen von Martensit vergleichen. In den metastabilen Gefügen kommt es über die Diffusion von Kohlenstoff zur Ausscheidung von Karbiden (gleichgewichtsnäherer Zustand). Das Anlassen von Martensit, aber auch das Anlassen von der unteren Bainitstufe, führt bei etwa gleichbleibender Streckgrenze zu einer Verbesserung der Zähigkeitswerte [50].

BHADESHIA und HONEYCOMBE [51, 52] beschreiben allerdings, dass das Anlassverhalten von Bainit und Martensit Unterschiede aufweist. Im Bainit sind die ablaufenden Vorgänge im Vergleich zum Martensit während des Anlassens schwächer ausgeprägt, da der Anteil des zwangsgelösten Kohlenstoffs im Bainit geringer ist. Im Bainit kommt es vorwiegend zu einer Vergröberung der Karbide.

Tabelle 2: Anlassstufen und mikrostrukturelle Vorgänge.

Anlass-stufe	**Temperatur-bereich**	**Mikrostrukturelle Vorgänge**	**Quelle**
0	bis 80 °C	Kohlenstoffarme Stähle: C-Atome reichern sich an Gitterfehlern an, hoher Kohlenstoffgehalt: Clusterbildung möglich	[53 bis 56]
1	80 – 200 °C	Ausscheidung ε-Karbide, ggf. η- oder $\varkappa$-Karbide; Verringerung der Übersättigung, Verringerung tetragonale Verzerrung, Übergang in einen kubischen Martensit	[53 bis 55, 57]
2	200 – 320 °C	weitere Ausscheidung ε-Karbide und ggf. η-/$\varkappa$-Karbide, Phasenumwandlung ε-Karbid zu Fe_3C, Bildung von Fe_3C ggf. auch aus. η- /$\varkappa$-Karbiden, üblicherweise Umwandlung Restaustenit in kubischen Martensit oder Zwischenstufengefüge	[55, 56]
3	320 – 400 °C	vollständige Umwandlung ε-Karbid zu Fe_3C, kubisches Martensitgitter wandelt in kubisches Gitter des Ferrits um	[53 bis 55]
4	über 400 °C	Gefüge besteht nur noch aus Ferrit und Zementit, Vergröberung Fe_3C	[53]

2.3 Hochfeste Aluminiumblechwerkstoffe

Der Einsatz von Aluminiumlegierungen hat in den vergangenen Jahren aufgrund des effizienten Leichtbaupotenzials eine immer größere Bedeutung erlangt. Dabei ist die Festigkeit eines Materials für die jeweiligen Einsatzgebiete eine entscheidende Charakteristik, welche u.a. durch die Wahl der Legierungselemente oder die Prozesskette entscheidend gesteigert werden kann.

Grundsätzlich unterteilt man die Aluminiumwerkstoffe entsprechend der Verarbeitung in Knetlegierungen und Gusslegierungen. Aluminium-Knetlegierungen werden für die Herstellung von Halbzeugen verwendet und zeichnen sich insbesondere durch eine gute plastische Verformbarkeit aus. Im Gegensatz zu Gusslegierungen besitzen diese nur geringe Legierungsgehalte. Der überwiegende Gefügebestandteil ist ein Aluminium-Mischkristall. Über die Prozessierung können die geringen Anteile an Legierungselementen allerdings zu einer signifikanten Verbesserung der Eigenschaften gegenüber Reinaluminium beitragen.

Blechwerkstoffe werden den Knetwerkstoffen zugeordnet, die auf Grundlage der möglichen Festigkeitsmechanismen in naturharte und aushärtbare Legierungen unterschieden werden. Zu den naturharten Werkstoffen zählen 1xxxer (Al), 3xxxxer (AlMn), 4xxxer (AlSi) und 5xxxer (AlMg) Legierungen, welche ihre Endfestigkeit vor allem über Versetzungsverfestigung und Mischkristallverfestigung erlangen. 2xxxer (AlCu), 6xxxer (AlMgSi) und 7xxxer (AlZnMg) sind aushärtbare Legierungen. Diese Legierungssysteme erhalten insbesondere durch Teilchenverfestigung über eine zusätzliche Wärmebehandlung hohe Festigkeiten. Dabei gelten die 2xxxer als hochfest, 6xxxer als mittel- bis hochfest und 7xxxer als höchstfeste Aluminiumlegierungen.

In den vergangenen Jahren wurden in der Automobilindustrie neben aushärtbaren 6xxxern auch naturharte 5xxxer Aluminiumblechlegierungen eingesetzt. Die Legierungen der 5xxxer-Serie können bedingt durch das Auftreten von Fließfiguren auf der Blechoberfläche während der Kaltumformung nicht als Außenhautlegierung im Automobilbereich eingesetzt werden. AlMgSi-Legierungen werden mittlerweile für äußere und innere Karosserieteile sowie Strukturbauteile eingesetzt, da sie neben der hohen Oberflächengüte auch gut formbar und schweißbar sind.

Im Hinblick auf die Untersuchungen der vorliegenden Arbeit sollen insbesondere die Fertigungsschritte sowie das Aushärtungspotenzial bzw. deren Mechanismen von AlMgSi-Blechlegierungen detaillierter beschrieben werden. Eine allgemeine

Prozesskette kann für 6xxxer Aluminiumblechwerkstoffe wie nachfolgend beschrieben werden:

Gießen → Homogenisieren → Warmwalzen → Kaltwalzen → Lösungsglühen und Abschrecken → RT-Lagerung (T4) → Umformung → KTL/Lackeinbrennen (T6)

Diese zeigt eine Aneinanderreihung von zahlreichen thermischen und mechanischen Prozessschritten auf, die die Einstellung der Eigenschaften maßgeblich beeinflussen.

Nach Guss eines Barrens entstehen während der Erstarrung aus dem flüssigen Zustand durch Legierungs- und Verunreinigungselemente sogenannte Primärausscheidungen. Primärphasen können beispielsweise Eisen, Silizium oder Mangan enthalten und u.a. kann auch Mg_2Si als Gussphase vorliegen.

Durch thermische Einflüsse aus Homogenisierung, Warmwalzen oder anschließenden Glühungen können weitere Phasen entstehen. Als Sekundärausscheidungen oder Dispersoide werden die Phasen bezeichnet, die durch Umwandlung oder Ausscheidung im festen Zustand entstehen. Das können u.a. manganhaltige Phasen (Dispersoide) oder Mg_2Si (Sekundärausscheidungen) sein.

Mechanische Prozessschritte, wie das Warm- und Kaltwalzen, dienen der Anpassung der Blechdicke und haben Einfluss auf die verformte Gefügestruktur und damit auch auf die Festigkeitseigenschaften.

Das Ausscheidungshärten im Anschluss an die Lösungsglühung nach dem Kaltwalzen ermöglicht eine weitere Erhöhung der Festigkeit bei aushärtbaren Aluminiumlegierungen durch fein verteilte metastabile Ausscheidungen.

2.3.1 Ausscheidungsgehärtete AlMgSi-Legierungen

AlMgSi-Legierungen bilden über die Legierungselemente Magnesium und Silizium intermetallische metastabile Verbindungen, die zu einer Festigkeitssteigerung führen. Das Legierungssystem findet häufige Anwendung, da diese im kaltausgelagerten Lieferzustand (T4) ein gutes Umformvermögen aufweisen. Nach dem Lackeinbrennen, vergleichbar mit einer Warmauslagerung T6, können mittlere bis hohe Festigkeiten erzielt werden.

Die Wärmebehandlung für das definierte Einstellen festigkeitssteigernder Phasen wird als Ausscheidungshärtung bezeichnet. Diese gliedert sich in die Schritte Lösungsglühen im Einphasenfeld des Aluminiummischkristalls, Abschrecken und Auslagern. Während der Lösungsglühung werden alle Legierungselemente in Lösung gebracht und beim Abschrecken ein homogener übersättigter Mischkristall (ÜMK) eingestellt. Ein vorzeitiges

Ausscheiden während des Abkühlschrittes wird durch hinreichend schnelles Abschrecken unterbunden. Diese spezifische Abschreckgeschwindigkeit ist legierungsabhängig und erhöht sich mit steigendem Legierungsgehalt [58]. Durch das Bestreben in einen gleichgewichtsnäheren Zustand zurückzukehren, werden während der Auslagerung die Fremdatome über Diffusion als Cluster oder Phasen ausgeschieden bzw. umgeordnet. Unterschieden wird zwischen Kalt- und Warmaushärtung. Die Kaltauslagerung findet gewöhnlich bei Raumtemperatur statt, bei der es zur Bildung von Clustern und GP-Zonen kommt. Die Warmauslagerung findet für AlMgSi-Legierungen bei höheren Temperaturen, etwa 180 – 200 °C, statt und führt u.a. zur Bildung der festigkeitssteigernden β″-Phase.

Eine für AlMgSi-Legierungen vereinfachte Ausscheidungssequenz kann folgendermaßen angegeben werden: ÜMK → Cluster → GP-Zonen → β″ → β′ → β (Mg_2Si) [59, 60].

Eine industrielle Umsetzung des Ausscheidungshärtens findet man beispielsweise in der Automobilindustrie. Nach der kathodischen Tauchlackierung (KTL) werden AlMgSi-Legierungen während des Lackeinbrennens bei etwa 180 °C für 20 Minuten warmausgehärtet. Infolge der Ausscheidung kohärenter β″-Teilchen steigt die Festigkeit in den Automobilblechen.

2.3.2 Auflösungs- und Ausscheidungsverhalten beim Erwärmen hochfester AlMgSi-Legierungen

Während der einzelnen thermo-mechanischen Schritte in der Prozesskette oder aber einer finalen Wärmebehandlung kommt es immer wieder zu einem Erwärmen der Aluminiumlegierungen. Die Parameter Erwärmgeschwindigkeit und Temperatur oder Haltedauer beeinflussen auch immer die nachfolgenden Wärmebehandlungsschritte bzw. einstellbaren Eigenschaften, weshalb eine Kenntnis der Ausscheidungs- und Auflösungsvorgänge bei aushärtbaren AlMgSi-Legierungen von hoher Wichtigkeit ist.

Es hat sich herausgestellt, dass die Ausscheidungssequenz während des Erwärmens von AlMgSi-Legierungen sehr stark vom vorher eingestellten Wärmebehandlungszustand abhängig ist, aber auch maßgeblich von der spezifischen Legierungszusammensetzung beeinflusst wird (vgl. [61 bis 64]). In Abbildung 4 wird das beispielhaft an den DSC-Erwärmkurven der Legierung EN AW-6082 für die Zustände T4 (Lösungsgeglüht und kaltausgelagert), T6 (Lösungsgeglüht und warmausgelagert) und O (Weichgeglüht) dargestellt. Während die ausgelagerten Zustände T4 und T6 eine Sequenz von wechselnden endothermen Auflösungs- und exothermen

Ausscheidungsreaktionen aufzeigen, existieren im weichgeglühten Zustand ausschließlich endotherme Auflösungsreaktionen. Die Ausprägung und Dominanz der einzelnen endothermen und exothermen Reaktionen im kaltausgelagerten (T4) und warmausgelagerten (T6) Zustand ist besonders im Temperaturbereich bis etwa 300 °C verschieden.

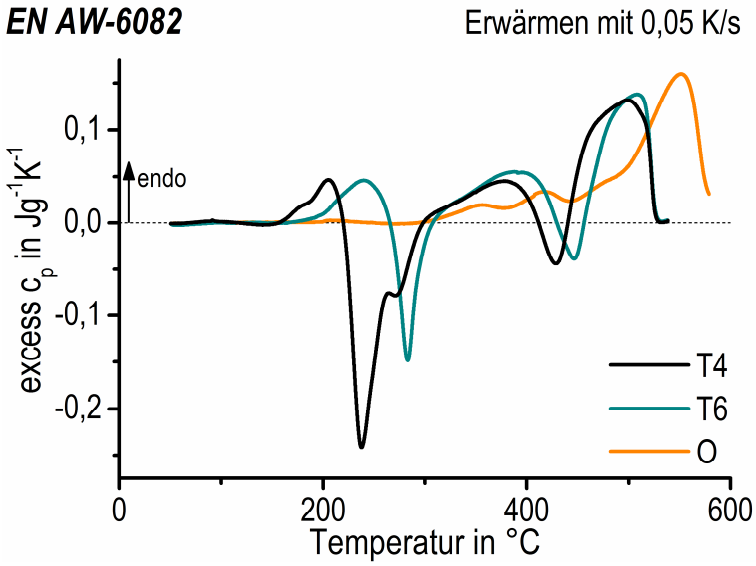


Abbildung 4: Endotherme und exotherme Reaktionen während des Erwärmens der Aluminiumlegierung EN AW-6082 nach verschieden eingestellten Wärmebehandlungszuständen T4, T6 und O (nach [65]).

Das Erwärmverhalten von AlMgSi-Legierungen ist – im Vergleich zum Abkühlverhalten von Lösungsglühtemperatur – aufgrund gleichzeitig auftretender exothermen Ausscheidungs- sowie endothermen Auflösungsreaktionen, die sich auch gegenseitig während des Erwärmschrittes beeinflussen, sehr komplex. Eine Auswertung sollte daher sehr bedächtig erfolgen.

Generell führt eine Erhöhung der Erwärmgeschwindigkeit während kontinuierlicher Erwärmung dazu, dass die Reaktionspeaks zu höheren Temperaturen verschoben werden [66].

In der Regel werden die Reaktionen mit steigender Erwärmgeschwindigkeit zunehmend unterdrückt. Allerdings kam es in Untersuchungen zu AlMgSi-Legierungen auch vereinzelt zunächst zu einer Zunahme in der Intensität eines ersten auftretenden endothermen Peaks mit zunehmender Erwärmgeschwindigkeit [65, 67]. Üblicherweise ist dieser Effekt nicht zu erwarten, da endotherme Auflösungsreaktionen diffusionsgesteuert ablaufen und folglich mit zunehmender Erwärmgeschwindigkeit weniger Zeit für Diffusionsvorgänge zur Verfügung steht. Mögliche Begründungen liegen in der

Überlagerung und folglich starken gegenseitigen Beeinflussung endothermer und exothermer Reaktionen. Eine stärkere Unterdrückung exotherm ablaufender Reaktionen mit zunehmender Erwärmgeschwindigkeit könnte darin begründet sein, dass die Diffusionswege der Legierungselemente für exotherme Ausscheidungen deutlich länger im Vergleich zu endothermen Auflösungen sind. Folglich sind die Auswertungen der Reaktionsenthalpien einzelner Peaks, wie es beim Abkühlen nach Lösungsglühen erfolgen kann [58], für das Erwärmen von AlMgSi-Legierungen weniger geeignet.

Weiterhin führt eine Unterdrückung der exothermen Reaktionen mit steigender Scanrate dazu, dass diese auch die nachfolgenden Reaktionspeaks beeinflussen. Im Speziellen führt also eine steigende Erwärmgeschwindigkeit dazu, dass kleinere Ausscheidungen entstehen, die im Nachfolgenden zu weniger intensiven Auflösungen führen.

2.4 In-situ Methoden zur Charakterisierung von Umwandlungs- und Ausscheidungsvorgängen

Die Thermische Analyse dient der Untersuchung von Probeneigenschaften, welche durch eine aufgezwungene Temperaturänderung der Probe hervorgerufen werden [68]. Eine genaue Kenntnis dieser Werkstoffeigenschaften ermöglicht eine gezielte Beeinflussung einzustellender Werkstoffzustände, die für den Einsatz der Werkstoffe je nach Anwendungsgebiet sehr relevant ist.

HEMMINGER und CAMMENGA [69] unterscheiden die klassischen Methoden der Thermischen Analyse wie folgt:

- Thermogravimetrie
- Differenzthermoanalyse
- Dynamische Differenzkalorimetrie
- Dilatometrie
- Thermo-mechanische Analyse
- Thermooptische Analyse

Für die Untersuchung von Umwandlungs- und Ausscheidungsvorgängen in Metallen wie Stahl und Aluminium haben sich in den vergangenen Jahren vor allem die Kalorimetrie, Dilatometrie sowie Thermo-mechanische Analyse etabliert.

Die Verwendung verschiedener thermischer Methoden bei der Untersuchung metallischer Werkstoffe ist von großem Vorteil, da auf diese Weise ein Großteil aller auftretenden Phasenumwandlungen oder -ausscheidungen analysiert werden kann.

Durch die Erweiterung der Erkenntnisse aus kalorimetrischen und dilatometrischen Experimenten durch Thermo-mechanische Analyse können Rückschlüsse auf Zusammenhänge zwischen der Entwicklung mechanischer Eigenschaften und stattfindender Phasenumwandlungen bzw. -ausscheidungen im Werkstoff in Abhängigkeit der Temperatur gezogen werden.

Nachfolgend sollen die verschiedenen in-situ Methoden, auch hinsichtlich der Anwendung bei Stahl- und Aluminiumwerkstoffen, vorgestellt werden.

2.4.1 Kalorimetrie

Die Dynamische Differenz-Kalorimetrie oder auch Differential Scanning Calorimetry (DSC) stellt eine Methode dar, Wärme zu messen. Während eines vorgegebenen Temperaturprogramms kann dafür die ausgetauschte Energie zwischen einem Proben-

und einem Referenzmaterial über die Wärmeströme gemessen werden. Die DSC ermöglicht die Erfassung spezifischer Wärmekapazitäten, kinetischer Daten oder Umwandlungswärmen.

Die verwendeten Geräte sind Kalorimeter, die grundsätzlich in Wärmestrom-Differenz- und Leistungskompensations-Differenz-Kalorimeter unterschieden werden.

Ein Wärmestrom-Kalorimeter, wie es beispielhaft in Abbildung 5 dargestellt ist, besteht aus einer Proben- und Referenzseite, welche thermisch entkoppelt, jedoch mit dem Ofen thermisch gekoppelt sind. Eine große Anzahl an Thermoelementen um beide Probenkammern ermöglicht die Temperaturmessung. Die Änderung der Temperaturdifferenz zwischen Kammer und Ofen ist ein Maß der Änderung des Wärmestroms. Die Temperaturdifferenz zwischen Probe und Referenz kann proportional dem Reaktionswärmestrom angenommen werden. [69 bis 71]

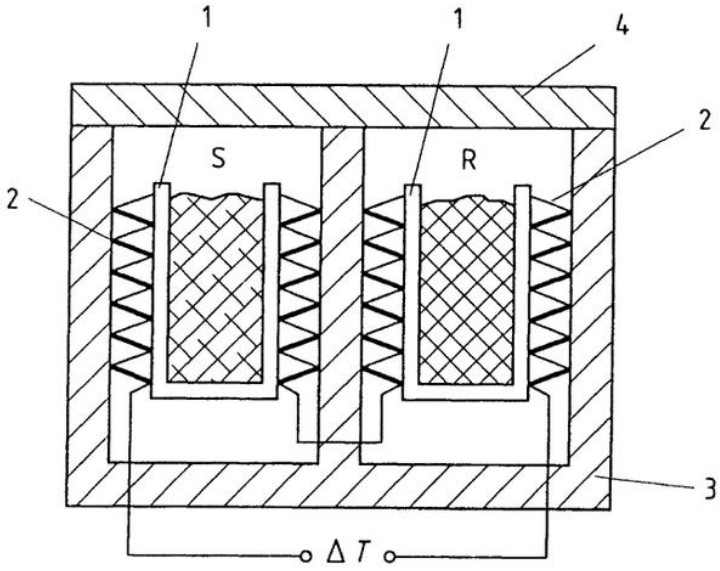


Abbildung 5: Schematischer Aufbau eine Wärmestrom-Kalorimeters vom Typ Calvet: (1) Proben- und Referenzkammer, (2) Thermosäulen, (3) Ofen, (4) Ofendeckel, (S) Probenseite, (R) Referenzseite, (ΔT) Temperaturdifferenz zwischen Probe und Referenz [71].

In leistungskompensierten Kalorimetern sind die Probe und die Referenz in zwei identischen, aber thermisch voneinander getrennten Mikroöfen platziert. Dieser Kalorimetertyp ist schematisch in Abbildung 6 dargestellt. Beide Mikroöfen verfügen über einen Temperatur-Sensor, ein Widerstands-Thermometer sowie einem Heizwiderstand, die kontinuierlich eine gleiche Temperatur in Probe und Referenz regeln. Elektrische Energie sorgt dafür, dass den Materialien thermische Energie zugeführt wird, um einem vorgegebenen Temperatur-Zeit-Programm zu folgen. Gemessen wird dabei die Differenz

der zugeführten Wärmeleistungen. Grundsätzlich sollte diese Differenz Null sein – solange keine Reaktion in der Probe oder der Referenz abläuft. Kommt es jedoch zu Reaktionen im Probenmaterial, welche im Referenzmaterial nicht ablaufen, so muss im Probenofen mehr oder weniger elektrische Leistung zugeführt werden, damit die (thermische) Symmetrie in beiden Mikroöfen erhalten bleibt. Die Heizleistungsdifferenz entspricht dem Wärmestrom der ablaufenden Reaktion. [69, 71]

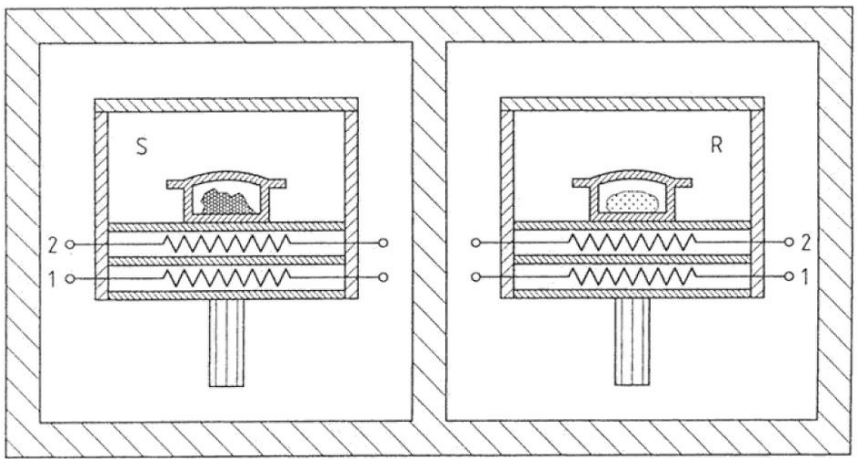


Abbildung 6: Schematischer Aufbau eines Leistungskompensations-Kalorimeters: (1) Heizdrähte, (2) Thermosäulen, (S) Probenofen, (R) Referenzofen [71].

In den vergangenen Jahren wurden die kalorimetrischen Untersuchungen für das Ausscheidungsverhalten von AlMgSi-Legierungen, aber auch AlCuMg- und AlZnMg-Legierungen, während kontinuierlicher Abkühlung etabliert [72]. Wird Energie freigesetzt (exotherm), kommt es zur Bildung von Teilchen, während für eine Auflösung einer Ausscheidung zusätzliche Energie (endotherm) notwendig ist. Während des Abkühlens werden eine oder mehrere Phasen ausgeschieden, wohingegen beim Erwärmen eine komplexe Ausscheidungs- und Auflösungssequenz stattfindet. Mittlerweile werden auf dem Gebiet des Abkühlverhaltens hochwertige Messergebnisse erzielt.

2.4.2 Dilatometrie

Bei der Dilatometrie können die durch Temperaturänderungen auftretenden thermischen Ausdehnungen bzw. Längenänderungen einer Probe gemessen werden. Das Vorgehen dient der Messung von Ausdehnungskoeffizienten, der Charakterisierung von Phasenumwandlungen oder -ausscheidungen, aber auch der Untersuchung von Erholungs- bzw. Rekristallisationsvorgängen. [69]

Dilatometer lassen sich entsprechend dem Messverfahren in verschiedene Messgerätekategorien einordnen. Zu den mittelbaren Messungen der thermischen Ausdehnung zählen Schubstangen-Dilatometer, Spiegeldilatometer oder

Torsionsdilatometer. Die Wegaufnahme wird heutzutage auch induktiv und optisch realisiert. Komparatoren, Röntgenographische Verfahren, Interferentielle oder Kapazitive Verfahren zählen zu den unmittelbaren Messverfahren. [73]

Der am häufigsten verwendete Dilatometertyp ist das Schubstangen-Dilatometer. Bei diesem Verfahren verlängern sich Probenhalter und Schubstange während der aufgebrachten Temperaturänderung mit. Die Unterteilung der Schubstangen-Dilatometer erfolgt in Standard-, Differenz- und Zweifach-Dilatometer. Bei den Differenz-Dilatometern wird eine Längenänderung zwischen einer Probe und einer Referenz gemessen, wobei die Längenänderung der Referenz bekannt ist. Zweiproben-Dilatometer bzw. Mehrfachmesssysteme erlauben eine gleichzeitige Messung zweier bzw. mehrerer Proben mit Hilfe weiterer Wegaufnehmer. [73, 74]

JAMES et al. [75] stellen in ihrem Übersichtsartikel zur Messung des thermischen Ausdehnungskoeffizienten bei erhöhten Temperaturen an Metallen und Metalllegierungen die Notwendigkeit dar, die existierenden Methoden weiterzuentwickeln.

Tabelle 3: Volumenänderung während des Anlassens von Martensit.

Anlassstufe	**Anlassvorgang**	**Volumenänderung**	**Quelle**
0	C-Seigerungen an Versetzungen und Korngrenzen,	Volumenkontraktion	[55, 76]
	Clusterbildung	Volumenkontraktion/	[76]
		keine Volumenänderung	[55, 77]
1	Umwandlung tetragonaler in kubischen Martensit, Ausscheidung von Karbiden	Volumenkontraktion	[55]
2	Umwandlung Restaustenit in kubischen Martensit oder unteren Bainit,	Volumenzunahme	[55, 76]
	Ausscheidung von χ-Karbiden	Volumenzunahme	[76]
3	kubischen Martensit verarmt an C und wandelt in kubischen Ferrit,		
	Umwandlung ε-Karbid in Fe_3C	Volumenkontraktion	[55, 76]

Ein Beispiel für die Weiterentwicklung in der Dilatometrie bzw. auch Vergleichbarkeit mit anderen Methoden wird von REICH et al. in [78] beschrieben. Hier wurde eine Mess- und Auswertemethodik für Stahlwerkstoffe erschaffen, die Vergleiche zu kalorimetrischen Ergebnissen zulässt, indem eine nicht umwandelnde Probe des Werkstoffs als Referenz genutzt wird.

Die Volumenänderungen durch Anlassvorgänge im Martensit können wie in Tabelle 3 beschrieben werden.

2.4.3 Thermo-mechanische Analyse

Durch Thermo-mechanische Analyse (TMA) gelingt die Darstellung mechanischer Eigenschaften in Abhängigkeit von den Parametern Temperatur und/oder Zeit [69].

Konventionelle mechanische Prüfungen erlauben nur die Prüfung ausgewählter ex-situ Werkstoffzustände. Die Thermo-mechanische Analyse bietet große Vorteile, da die mechanischen Eigenschaften in-situ während einer Wärmebehandlung erfasst werden können und somit Rückschlüsse auf ablaufende Mechanismen, die das Festigkeitsverhalten bestimmen, zulassen.

Eine genaue Kenntnis des in-situ Verhaltens der Metalle ist für eine thermo-mechanische Behandlung von hoher Bedeutung, da diese ihre thermo-mechanischen Eigenschaften während des Erwärmens oder Abkühlens signifikant ändern (z.B. [79]). Die individuelle Kombination von Umformung und thermischen Einflüssen kann beispielsweise über die Einstellung der Korngröße (z.B. [80]) oder von Gefüge zu den gewünschten bzw. geforderten Eigenschaften eines Metalls führen.

Neben dem signifikanten Einfluss von Temperatur (und Dauer) auf die mechanischen Eigenschaften spielt auch der Parameter Verformungsgeschwindigkeit eine wesentliche Rolle, welcher im Zuge einer Thermo-mechanischen Analyse ebenfalls mit betrachtet werden kann.

Häufig werden bei diesen Untersuchungen modifizierte Dilatometer verwendet [69]. Dafür wird das klassische Dilatometer mit einem Deformationsmesskopf ausgestattet, welcher es erlaubt, Druckkräfte aufzubringen. Durch ein zusätzliches Zugadapter können auch Zugkräfte auf die Probe wirken. Während der Untersuchungen wird die Längenänderung einer Probe unter zusätzlicher definierter mechanischer Belastung erfasst. Der Zeit-Temperatur-Verlauf, die Umformgeschwindigkeit oder ein maximaler Umformweg können variabel gestaltet werden und in Anlehnung an einen realen Prozess erfolgen.

3 Werkstoffe und Methoden

3.1 Werkstoffauswahl

Der Einsatz eines Lasers während des Clinchens zielt auf die benötigte Umformung hoch- und höchstfester Stahlwerkstoffe ab. Im Rahmen dieser Arbeit wurden als typische Vertreter schwer umformbarer Blechwerkstoffe ein pressgehärteter Stahl 22MnB5 sowie zwei Komplexphasenstähle HDT780C und HCT960C ausgewählt. Diese sollen durch die Integration eines Lasers während des Fügevorgangs zu einer kraft- und formschlüssigen Fügeverbindung geclincht werden.

Diese Stahlwerkstoffe werden durch das Clinchen mit Aluminiumblechen als Mischbauweise für den Leichtbau interessant. Aufgrund eingebrachter Wärme in die Blechwerkstoffe während des Fügevorgangs ist besonders das Verhalten von aushärtbaren Aluminiumlegierungen von Bedeutung. Daher wurden in der vorliegenden Arbeit zwei Aluminiumlegierungen EN AW-6016 T4 und EN AW-6181 T4 des Systems AlMgSi charakterisiert.

3.1.1 Stahl 22MnB5

Die Stahlsorte 22MnB5 gehört zu den borlegierten Vergütungsstählen, welche im warmgewalzten Lieferzustand gut umformbar sind und ein ferritisch-perlitisches Gefüge aufweisen. In diesem Zustand werden Zugfestigkeiten von circa 500 N/mm², Fließgrenzen um 350 N/mm² und Bruchdehnungen von etwa 25 % erreicht. Eine hohe Festigkeit erlangen diese Werkstoffe nach entsprechender Wärmebehandlung.

Zum Presshärten wurden zunächst Probenabschnitte von 300 x 150 mm des Blechwerkstoffes auf 950 °C erwärmt und für 4 min im austenitischen Bereich gehalten. Danach erfolgte eine möglichst kurz gehaltene Transportzeit vom Ofen zur Presse. Der üblicherweise folgende Umform- und Abkühlvorgang wurde entsprechend an ebenen

Blechen nachgefahren, sodass die Bleche unter einer Anpresskraft von 30 MPa für 20 s im Werkzeug kontrolliert bis auf Temperaturen von 120 °C abgekühlt wurden. Die sehr schnelle Abkühlung führte zu der Ausbildung einer martensitischen Gefügestruktur und somit einer hohen Festigkeit.

Durch dieses Vorgehen wurden Zugfestigkeiten von circa 1500 N/mm², Fließgrenzen um 1100 – 1300 N/mm² und Bruchdehnungen von etwa 5 % eingestellt. Ein Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven im ungehärteten Ausgangszustand sowie im pressgehärteten Zustand ist in Abbildung 7 dargestellt.

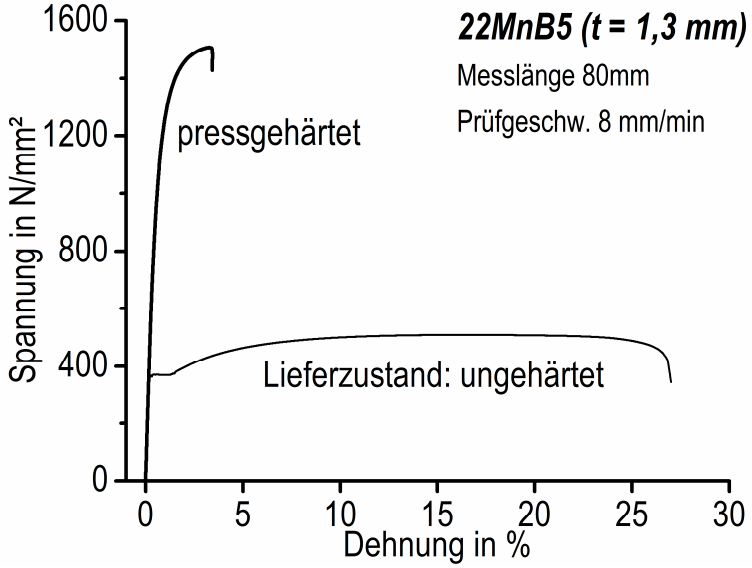


Abbildung 7: Vergleich Lieferzustand und pressgehärteter Zustand am Beispiel der Charge 1,3 mm dickes Blech des Werkstoffes 22MnB5.

Typische Einsatzbereiche dieses Werkstoffs nach dem Presshärten sind im Automobilbau z.B. die Bodengruppe, der Längsträger oder auch die B-Säulen.

In der vorliegenden Arbeit wurden bedingt durch die verschieden geforderten Probengeometrien der Untersuchungsmethoden unterschiedliche Blechdicken und damit Chargen im pressgehärteten Zustand analysiert. Die Materialien verschiedener Blechdicken wiesen im pressgehärteten Ausgangszustand teilweise eine zunderhemmende Oberflächenbeschichtung auf. Die Untersuchungen erfolgten alle an dem blanken Zustand der Materialien. Gegebenenfalls wurde die zunderhemmende Schicht aus Zink oder AlSi bereits durch die Probenherstellung oder aber in einem zusätzlichen Arbeitsschritt mittels Sandstrahlen entfernt. Für die laserunterstützten Clinchverbindungen (CV) wurde ein feueraluminiertes 1,3 mm dickes Blech verwendet. Die chemischen Zusammensetzungen der Chargen des Grundwerkstoffs 22MnB5 sowie die jeweiligen Blechdicken sind Tabelle 4 zu entnehmen.

Tabelle 4: Hauptlegierungselemente der analysierten Chargen der Legierung 22MnB5.

OES-Analyse	**Massenanteile in Ma.-%**							
	C	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Cr**	**Mo**	**B**
DSC-Proben (t = 1,1 mm)	0,24	0,30	1,26	0,018	0,005	0,130	< 0,001	0,0030
Dilatometer-Pr. (t = 2,0 mm)	0,22	0,26	1,18	0,020	0,007	0,189	< 0,001	0,0030
Zugproben TMA (t = 1,8 mm)	0,23	0,24	1,20	0,011	0,003	0,188	< 0,001	0,0038
Zugproben TMA (t = 2,0 mm)	0,27	0,27	1,21	0,009	0,002	0,204	< 0,001	0,0040
Clinchverbindung (t = 1,3 mm)	0,28	0,24	1,14	0,011	0,002	0,319	0,008	0,0040
*in Anlehnung an VDA 239-100**	≤ 0,25	≤ 0,40	≤ 1,40	≤ 0,025	≤ 0,010	Cr + Mo: ≤ 0,50		≤ 0,005

*bzw. in Anlehnung an DIN EN 10083-3

In Abbildung 8a und 8b zeigt sich ein Lattenmartensit (beispielhaft für die Charge der Dilatometer-Proben). Darüber hinaus weisen alle Chargen eine sehr ähnliche Gefügestruktur auf. Die Härten der analysierten Chargen im pressgehärteten Zustand liegen im Bereich 482 – 566 HV1 (siehe Tabelle 5).

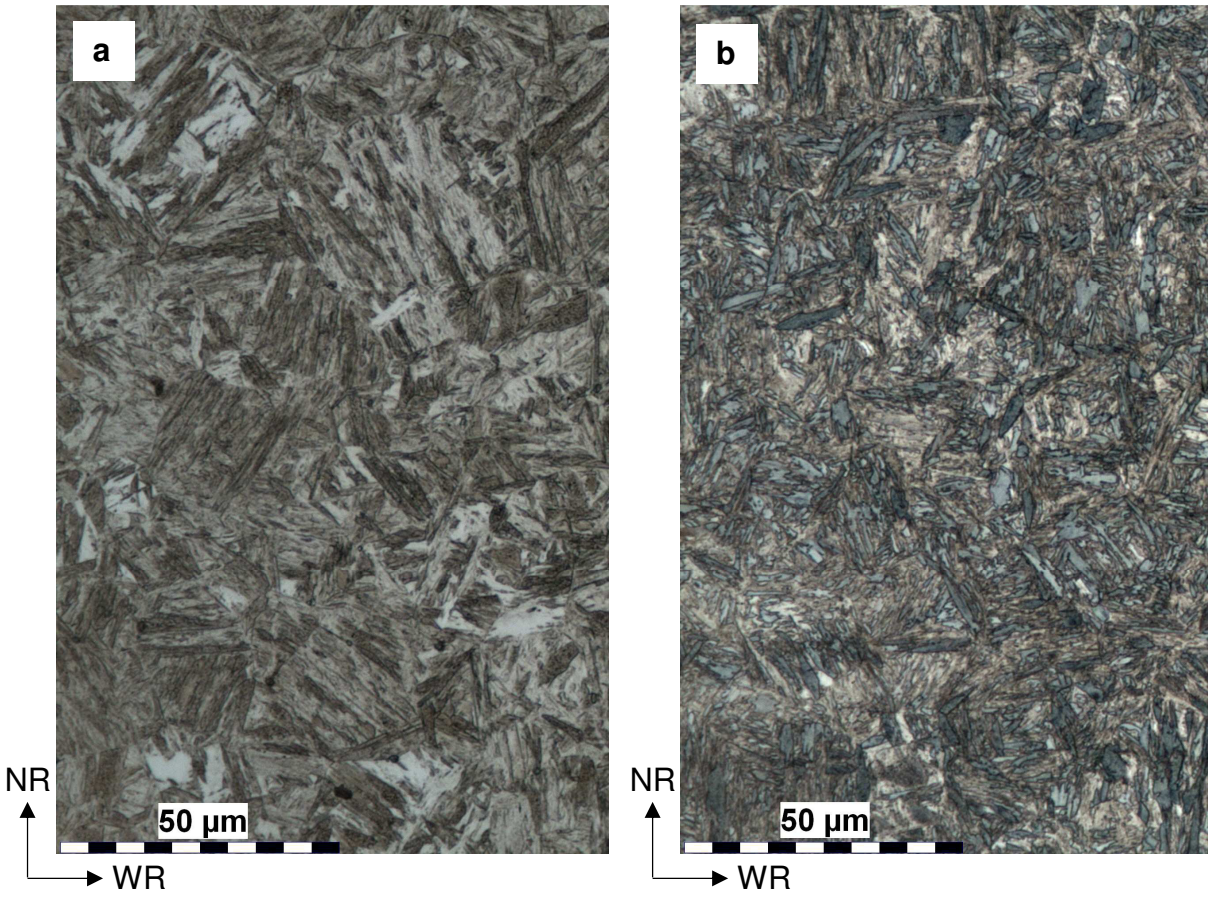


Abbildung 8: Pressgehärteter 22MnB5 (Charge DIL-Proben): (a) Ätzung mit 3 %iger HNO_3 und (b) Ätzung nach Beraha I.

Tabelle 5: Härtewerte der analysierten Chargen der Legierung 22MnB5.

Charge	**Härte HV1**
DSC-Proben (t = 1,1 mm)	540
Dilatometer-Proben (t = 2,0 mm)	500
Zugproben TMA (t = 1,8 mm)	504
Zugproben TMA (t = 2,0 mm)	482
Clinchverbindung (t = 1,3 mm)	566

Im Hinblick auf die kalorimetrischen Untersuchungen des pressgehärteten 22MnB5 wurde ein Referenzwerkstoff benötigt. Dafür wurde der pressgehärtete Werkstoff normalgeglüht. Das Gefüge einer normalgeglühten DSC-Probe nach Ätzung mit 3 %iger HNO_3 ist in Abbildung 9a und 9b abgebildet und weist etwa 60 % Perlit und 40 % Ferrit auf. Im linken Bild 9a ist durch die Probenherstellung (Stanzen) ein verformter Randbereich zu erkennen. Des Weiteren weist die Probe ein zeiliges ferritisches-perlitisches Gefüge auf, siehe auch Abbildung 9b.

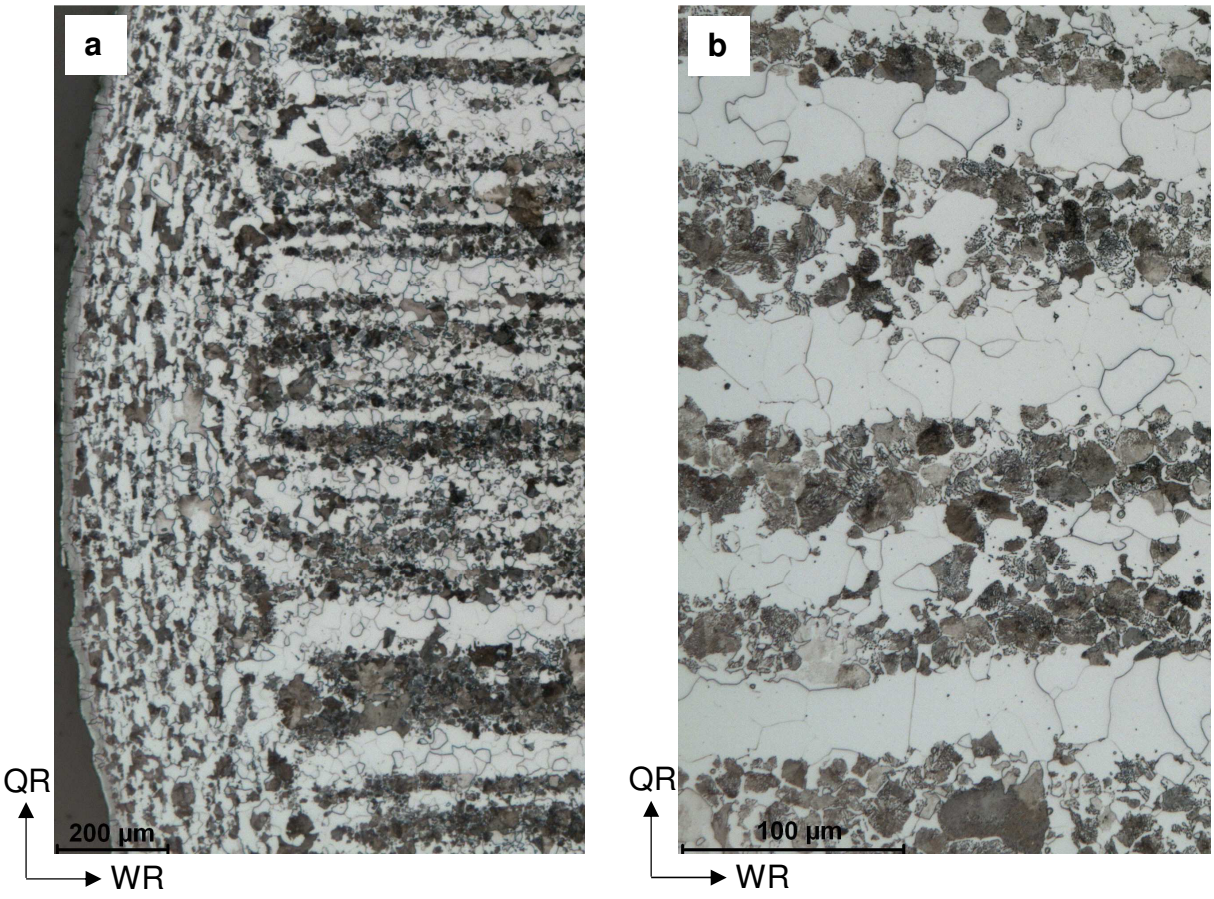


Abbildung 9: Normalgeglühter 22MnB5 (Charge DSC-Proben): (a) Randbereich und (b) Probenmitte einer DSC-Probe, Ätzung mit 3 %iger HNO_3.

3.1.2 Stahl HDT780C

Der Komplexphasenstahl HDT780C zählt zu den höchstfesten Stählen. Diese Stahlsorten können aufgrund sehr hoher Festigkeiten in crashrelevanten Bauteilen im Automobilbau, wie z.B. Verstärkungen an Querträgern oder der B-Säule, eingesetzt werden [31]. Komplexphasenstähle sind mehrphasige Stähle mit einer feinkörnigen Gefügestruktur, deren Gefügeanteile überwiegend Ferrit, Bainit oder Martensit sind, aber zusätzlich auch geringe Anteile an Restaustenit aufweisen können [31, 81]. Beim HDT780C handelt es sich um einen hochfesten (H) warmgewalzten (D) Komplexphasenstahl (C) mit einer Mindestzugfestigkeit von 780 N/mm² (T780). Zudem können Festigkeitssteigerungen durch bereits sehr geringe Verformungen und auch durch abschließendes *bake hardening* erzielt werden [82].

Die chemische Zusammensetzung der untersuchten Charge des Komplexphasenstahls HDT780C mit einer Blechdicke von 2,0 mm ist in Tabelle 6 aufgeführt.

Tabelle 6: Hauptlegierungselemente der analysierten Charge der Legierung HDT780C.

OES-Analyse	***Massenanteile in Ma.-%***						
	C	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Cr**	**Mo**
HDT780C	0,13	0,66	1,78	0,012	0,006	0,314	0,011
DIN EN 10346:2009	≤ 0.18	≤ 0,80	≤ 2,20	≤ 0,080	≤ 0,015	Cr + Mo: ≤ 1,00	

Abbildung 10a und 10b zeigen das sehr feine Ausgangsgefüge des Komplexphasenstahls HDT780C, welches überwiegend aus Ferrit und Bainit aufgebaut ist.

Der Ausgangszustand wies nach Zugversuchen an Längsproben eine Zugfestigkeit von 933 N/mm², eine Fließgrenze von 842 N/mm² sowie eine Bruchdehnung A_{50} von 14,0 % auf.

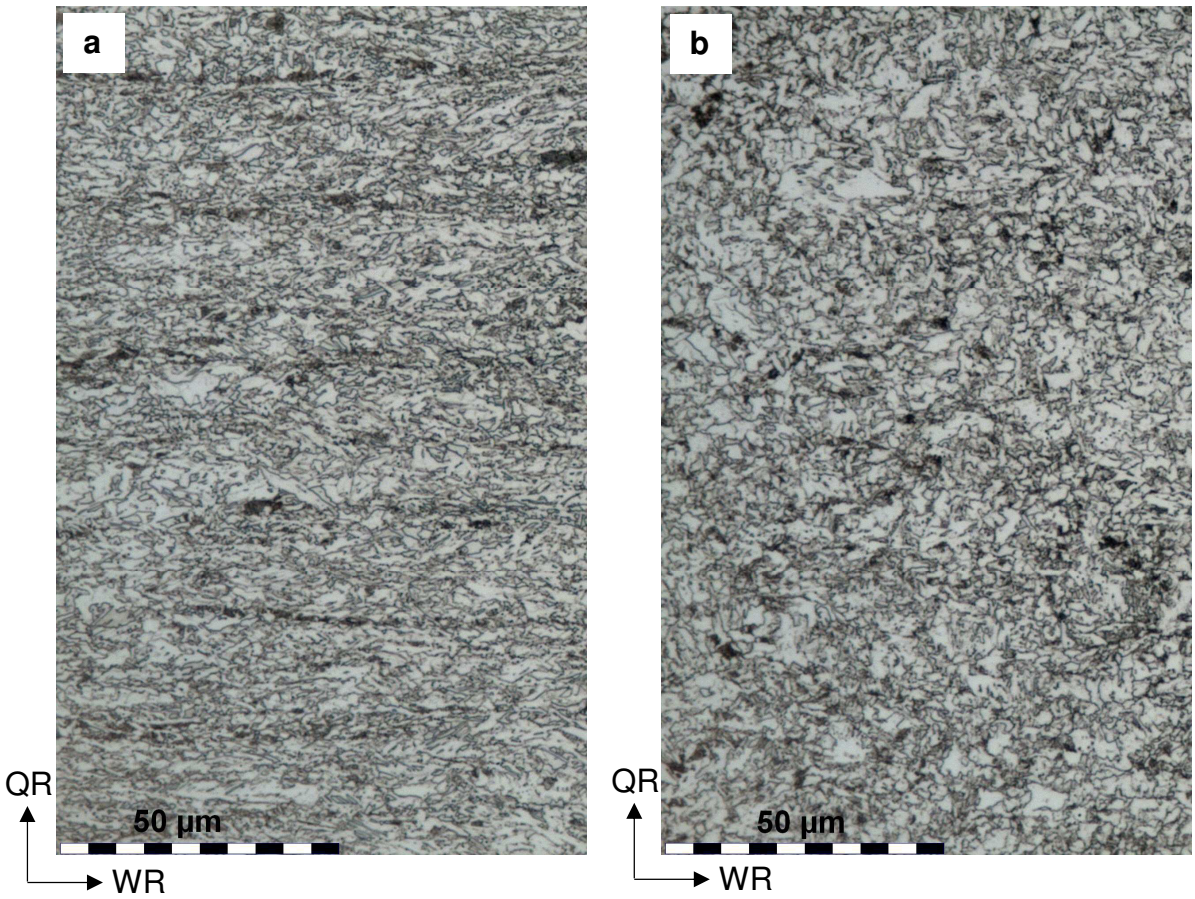


Abbildung 10: Ausgangszustand HDT780C: (a) längs, (b) flach, Ätzung mit 3 %iger HNO_3.

Für kalorimetrische Untersuchungen wurde zusätzlich der normalgeglühte Zustand des Werkstoffes als Referenz verwendet. Das Gefüge weist größere ferritische Bereiche und wenige Perlitanteile auf (siehe Abbildung 11). Es lässt sich ein gleichmäßig verteiltes und feinkörniges Gefüge erkennen.

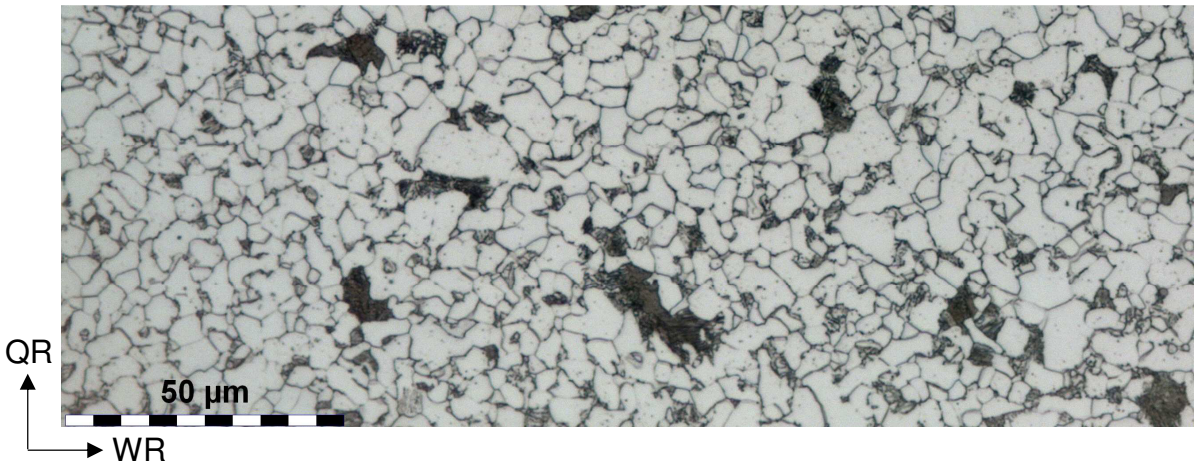


Abbildung 11: Normalgeglühter HDT780C, Ätzung mit 3 %iger HNO_3.

3.1.3 Stahl HCT960C

Der verwendete Blechwerkstoff HCT960C ist ein höchstfester (H) kaltgewalzter (C) Komplexphasenstahl (C) mit einer Mindestzugfestigkeit von 960 N/mm² (T960). Die Dicke des Blechs beträgt 1,2 mm und ist mit einer Zink-Eisen-Beschichtung (ZF) versehen. Dieser bzw. vergleichbare Werkstoffe werden typischerweise für Karosserieverstärkungen, Fahrwerksträger oder Seitenaufprallschutz eingesetzt.

Die im Lieferzustand vorhandene Zinkschicht wurde für die thermischen bzw. thermo-mechanischen Experimente abgeätzt und abgeschliffen, sodass für alle Untersuchungen der reine unbeschichtete Werkstoff untersucht werden konnte.

Die Hauptlegierungselemente des untersuchten Werkstoffes HCT960C sind in Tabelle 7 angegeben.

Tabelle 7: Hauptlegierungselemente der analysierten Charge der Legierung HCT960C.

OES-Analyse	**Massenanteile in Ma.-%**						
	C	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Cr**	**Mo**
HCT960C	0,09	0,17	2,21	0,007	< 0,0002	0,445	0,004
in Anlehnung an DIN EN 10346:2015	≤ 0,23	≤ 1,00	≤ 2,70	≤ 0,080	≤ 0,015	Cr + Mo: ≤ 1,00	

Das mehrphasige feine Gefüge des HCT960C im Ausgangszustand zeigt Abbildung 12. Im kaltgewalzten Zustand liegen überwiegend Ferrit- und Bainitanteile vor. In Zugversuchen an Längsproben wurde im Ausgangszustand eine Zugfestigkeit von 1004 N/mm², eine Fließgrenze von 829 N/mm² sowie eine Bruchdehnung A_{80} von 9,5 % ermittelt.

Abbildung 12: Ausgangszustand HCT960C, Ätzung mit 3 %iger HNO_3.

Abbildung 13 zeigt das durch das Normalglühen entstandene gleichmäßige und feinkörnige Gefüge für Referenzproben mit Anteilen von Ferrit und Perlit.

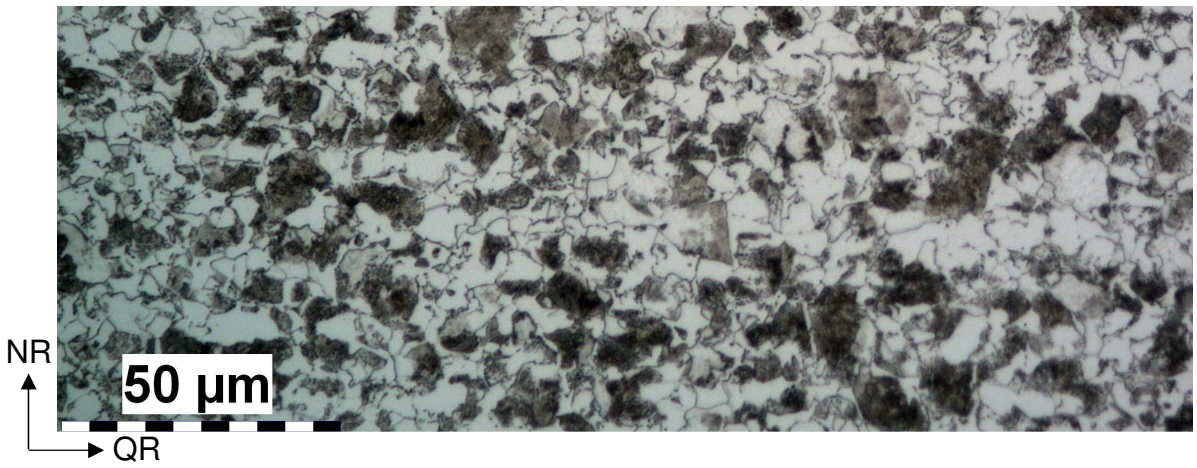


Abbildung 13: Normalgeglühter Zustand HCT960C, Ätzung mit 3 %iger HNO_3.

3.1.4 Aluminiumlegierung EN AW-6016

Die Legierung EN AW-6016 mit einer Blechdicke von 1,25 mm wurde im Ausgangszustand T4 untersucht. Die Anwendung der EN AW-6016 T4 ist typischerweise die Karosserieaußenhaut, da die Legierung eine hohe Oberflächengüte aufweist und die Festigkeiten nach der Lackeinbrennung durch Warmaushärtung gesteigert werden können. Generell kann diese Legierung aber auch für äußere und innere Karosserieteile, wie z.B. Versteifungsbleche für Anhängeteile oder Klappen, eingesetzt werden [83].

In Tabelle 8 ist die chemische Zusammensetzung der in dieser Arbeit verwendeten Charge des Werkstoffes EN AW-6016 angegeben. Diese Legierung besitzt einen deutlichen Silizium-Überschuss in Bezug auf die Bildung der Gleichgewichtsphase Mg_2Si.

Tabelle 8: Hauptlegierungselemente der analysierten Charge der Legierung EN AW-6016.

OES-Analyse	**Massenanteile in Ma.-%**							
	Si	**Fe**	**Cu**	**Mn**	**Mg**	**Cr**	**Zn**	**Ti**
EN AW-6016	1,15	0,24	0,07	0,07	0,40	0,022	0,007	0,04
DIN EN 573-3	1,0 – 1,5	≤ 0,50	≤ 0,20	≤ 0,20	0,25 – 0,6	≤ 0,10	≤ 0,20	≤ 0,15

Abbildung 14 zeigt ein relativ homogenes Ausgangsgefüge der untersuchten Legierung EN AW-6016 im Ausgangszustand T4. Die Struktur enthält neben Aluminium-mischkristallkörnern feine und grobe Primärphasen, wie z.B. α-Al(Fe,Mn)Si und Mg_2Si. Die Sekundärausscheidungen, die bereits durch Kaltauslagerung gebildet wurden, sind

aufgrund ihrer geringen Größe (nm-Bereich) in den lichtmikroskopischen Aufnahmen nicht zu erkennen.

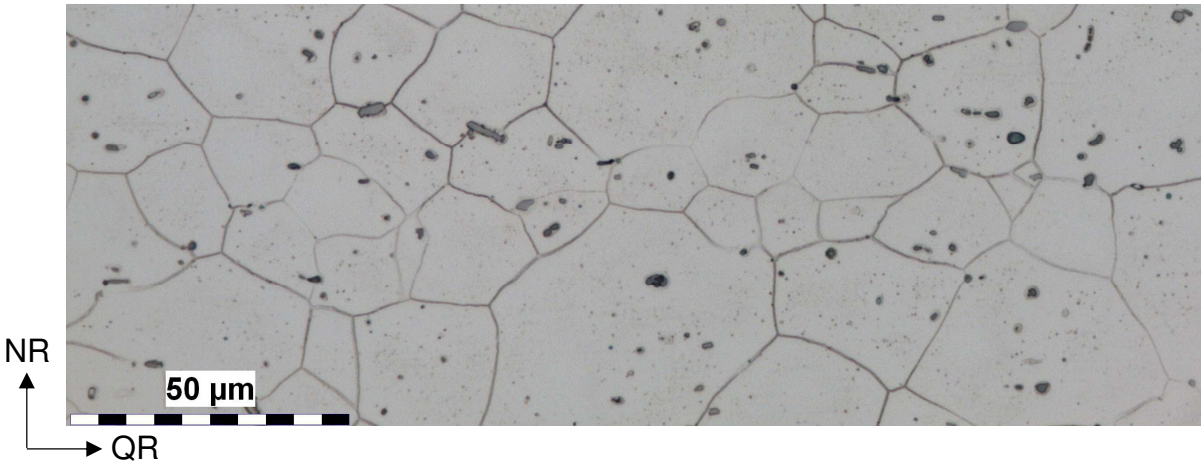


Abbildung 14: Ausgangsgefüge der Legierung EN AW-6016 T4, Ätzung nach WECK.

In Zugversuchen an Längsproben wurde im Ausgangszustand eine Zugfestigkeit von 245 N/mm², eine Fließgrenze von 130 N/mm² sowie eine Bruchdehnung A_{50} von 29,4 % ermittelt.

3.1.5 Aluminiumlegierung EN AW-6181

Die Aluminiumlegierung EN AW-6181 lag als Blechlegierung im Zustand T4 mit einer Dicke von 1,5 mm vor. Typischerweise wird diese Legierung als Innen- bzw. Halteblech oder auch als Strukturteil im Automobil verwendet. Dieser Werkstoff lag im Anfangszustand T4 vor, der bereits länger als drei Monate bei RT gelagert wurde. Der Zustand T4 wird herstellerseitig nur für 3 Monate garantiert. Dieser Umstand soll bei den in-situ Charakterisierungen mit berücksichtigt und diskutiert werden. Die genaue chemische Zusammensetzung ist Tabelle 9 zu entnehmen.

Tabelle 9: Hauptlegierungselemente der analysierten Charge der Legierung EN AW-6181.

OES-Analyse	**Massenanteile in Ma.-%**							
	Si	**Fe**	**Cu**	**Mn**	**Mg**	**Cr**	**Zn**	**Ti**
EN AW-6181	0,85	0,33	0,18*	0,06	0,77	0,009	0,021	0,01
DIN EN 573-3	0,8 – 1,2	≤ 0,45	≤ 0,10	≤ 0,15	0,6 – 1,0	≤ 0,10	≤ 0,20	≤ 0,1

*abweichend von der DIN EN 573-3 ist der erhöhte Kupfer-Gehalt

Der Ausgangsschliff der Legierung EN AW-6181 T4 ist in Abbildung 15 dargestellt. Auch diese Legierung zeigt eine homogene Gefügestruktur mit feineren und gröberen Primärausscheidungen.

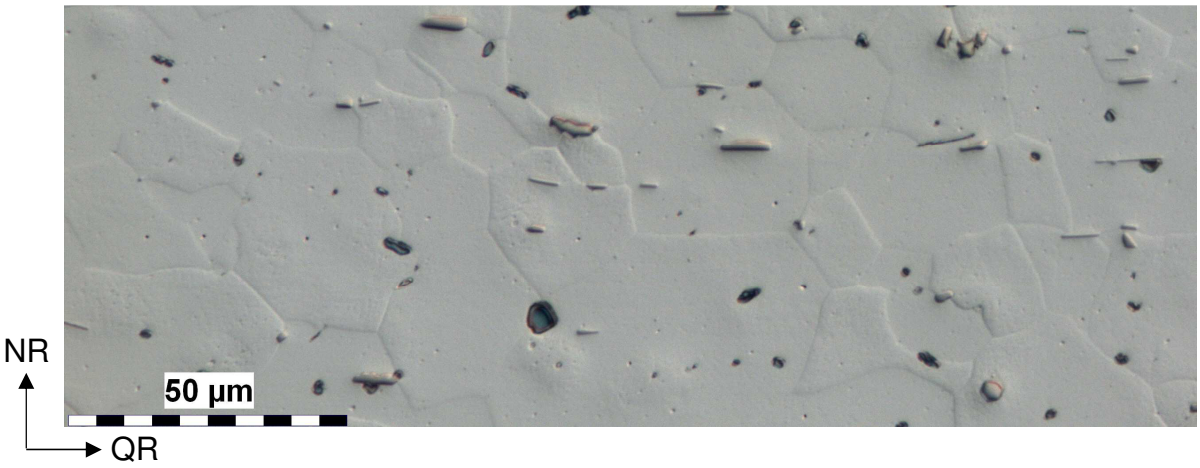


Abbildung 15: Ausgangsgefüge der Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4, Ätzung nach WECK.

In Zugversuchen an Längsproben wurde im Ausgangszustand eine Zugfestigkeit von 245 N/mm², eine Fließgrenze von 130 N/mm² sowie eine Bruchdehnung A_{50} von 29,4 % ermittelt.

3.2 Charakterisierung der Werkstoffe und Fügeverbindungen

Im nachfolgenden Kapitel werden die verwendeten Untersuchungsmethoden vorgestellt, die es ermöglichen die Grundwerkstoffe und die Fügeverbindungen hinsichtlich Änderungen des Gefüges und auch der mechanischen Eigenschaften während und nach Kurzzeitwärmebehandlung zu analysieren.

3.2.1 Probengeometrie und Probenfertigung

Nachfolgend sind die verwendeten Probengeometrien und die jeweiligen Schritte der Fertigung dieser Proben für die verschiedenen Thermischen und Thermo-mechanischen Analysen aufgeführt.

Proben für kalorimetrische Untersuchungen

Die kalorimetrischen Untersuchungen erfolgten in diversen DSC-Geräten, die für verschiedene Geschwindigkeitsbereiche verwendet werden. Dementsprechend sind Probengröße bzw. -gewicht auszuwählen. Die verwendeten Probenmaße und deren Anordnung in den entsprechenden Aluminiumtiegeln sind in Abbildung 16 dargestellt. Die Probenmassen variieren je nach Werkstoff bzw. Blechdicke und verwendetem Kalorimeter. Für die Stahlwerkstoffe betragen die Massen für die langsamen Scanraten im Setaram DSC 121 ca. 2000 – 2200 mg. Für schnellere Scanraten in den Geräten der Firma PerkinElmer liegen die Massen bei etwa 220 – 250 mg. Die Probenmassen für die Aluminiumwerkstoffe betragen etwa 670 – 700 mg für Messungen im Setaram DSC 121 und ca. 80 – 100 mg in den Pyris Geräten.

Üblicherweise wurden die DSC-Proben aus dem Blechmaterial gestanzt. Für die PerkinElmer DSC-Proben wurden die Blechabschnitte im Vorfeld auf 1,0 mm Dicke geschliffen, wobei gleichzeitig die etwaig vorhandene Beschichtung entfernt wurde. Bei der Probenfertigung des Werkstoffes HCT960C wurde aufgrund der geringen Blechdicke die Zink-Schicht durch Ätzen in niedrigkonzentrierter Schwefel- oder Salzsäure oder aber wenige Sekunden in 10 %iger wässriger Salpetersäure entfernt. Anschließend wurde die Blechoberfläche geschliffen und die DSC-Proben konnten herausgestanzt werden.

Vereinzelt wurden Proben auch durch Drehen oder durch Fräsen gefertigt. Bei diesen Methoden wurde immer auf eine ausreichende Kühlung geachtet, sodass der Ausgangszustand nicht durch thermische Einflüsse verändert wurde. Vorteil der zerspanenden Fertigungsmethoden ist eine hohe Maßgenauigkeit, jedoch erfordern das Drehen und Fräsen einen hohen Aufwand. Gerade bei der Fertigung von Proben

hochfester Materialien ist das Stanzen vorteilhaft. Jedoch werden durch das Scherschneiden die Randbereiche der DSC-Proben deformiert. Das kann mitunter zur Beeinflussung der DSC-Messergebnisse führen, da Proben- und Referenzmaterial immer möglichst gleich beschaffen sein sollten.

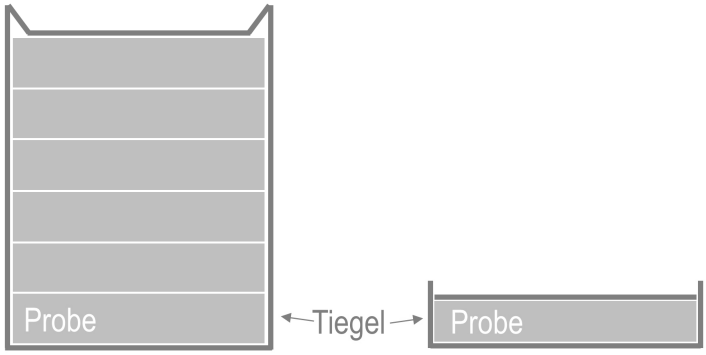
DSC Gerätetyp:	**Setaram DSC 121**	**PerkinElmer Pyris 1 DSC und PYRIS Diamond DSC**
Probenabmessungen:	5-8x Ø 6,1 mm x t t: Blechdicke	Ø 6,4 mm x 1,0 mm
Schematische Abbildung: Anordnung der Probe(n) im Aluminiumtiegel		
Fotografische Abbildung:		

Abbildung 16: Probengeometrien für die verschiedenen verwendeten DSC-Geräte.

Proben für dilatometrische Untersuchungen

Für gewöhnlich werden im Dilatometer DIL 805A/D die dilatometrischen Untersuchungen an Rundproben mit Durchmesser Ø 4 mm und einer Länge von 10 mm durchgeführt. In der vorliegenden Arbeit werden ausschließlich Blechwerkstoffe verwendet, weshalb quaderförmige Proben mit den Maßen Blechdicke t x 4 mm x 10 mm eingesetzt wurden. Diese wurden unter ständiger Kühlung mit Hilfe des Drahterodierens hergestellt.

Proben für Thermo-mechanische Analyse

Aufgrund der Verwendung von Blechwerkstoffen wurde in umfangreichen Untersuchungen anhand des pressgehärteten Werkstoffes 22MnB5 eine völlig neue Flachzugprobengeometrie für die Thermo-mechanische Analyse im Abschreck- und Umformdilatometer DIL 805A/D entwickelt (siehe Abbildung 17). Die Herausforderungen lagen dabei vor allem in der Umsetzung der Aufnahme der Längenänderung, welche durch zwei Messstege realisiert wird.

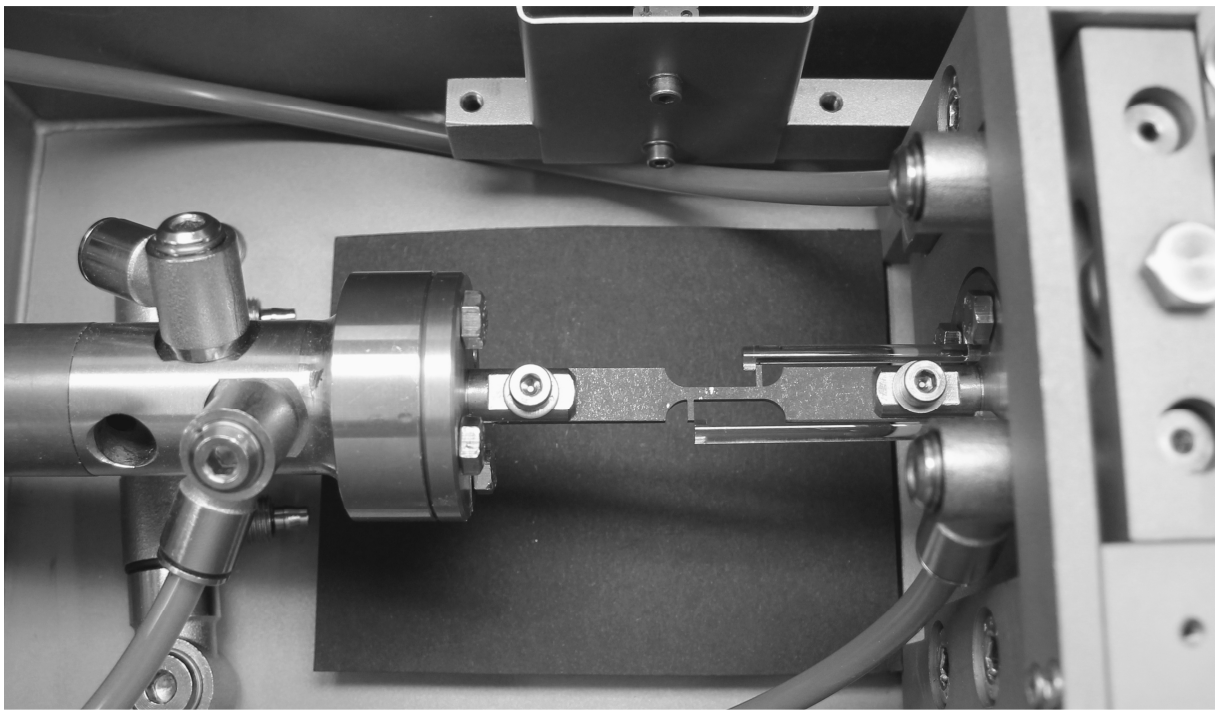


Abbildung 17: Eingespannte Flachzugprobe im Abschreck- und Umformdilatometer DIL 805A/D (ohne Induktionsspule).

Abbildung 18 zeigt die verwendete Zugprobengeometrie mit einer Messlänge von 10 mm und einer Breite in der Messlänge von 4 mm.

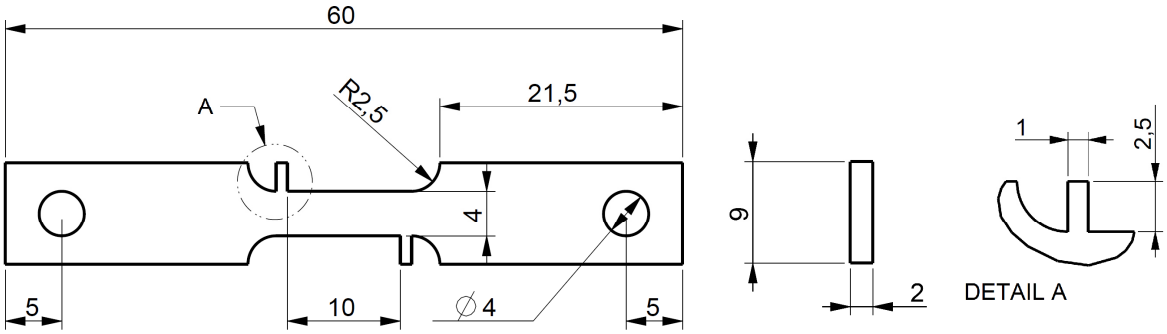


Abbildung 18: Probenabmessungen einer Zugprobe mit 4 mm-Steg.

Der Messbereich sollte während des Versuchs mittig der Induktionsspule positioniert liegen, welches eine Gesamtlänge der Probe von 60 mm ergibt. Die Proben werden für den Zugversuch auf beiden Seiten mit einem Bolzen fixiert und besitzen deshalb an beiden Enden Bohrungen. Bei der Entwicklung der Geometrie wurde durch die Einführung der Radien darauf geachtet, dass Spannungsspitzen an scharfkantigen Querschnittsänderungen vermieden werden. Mittels Finite-Elemente-Methode konnte gezeigt werden, dass es zu einem günstigen Verlauf der Kraftflusslinien kommt und auch die zusätzlich vorhandenen Messstege keinen signifikanten Einfluss auf die Spannungen haben.

Neben gerätespezifischen Anforderungen müssen ebenfalls die Werkstoffeigenschaften berücksichtigt werden, um den Zugversuch erfolgreich bis zum Bruch durchzuführen. Die Breiten in der Messlänge von 3 mm bzw. 4 mm wurde entsprechend des Werkstoffes und der Verformungstemperatur gewählt.

Die Fertigung dieser komplexen Probengeometrie konnte durch das Drahterodieren realisiert werden. In einem ersten Schritt wurden fünf Blechzuschnitte der Größe 45 x 105 mm paketiert und mit Schrauben fixiert. Die Löcher für das Fixieren im Umformdilatometer wurden mittels Scherschneiden bzw. Lochen in die Probe geschnitten. Die Zugprobenkontur wird abschließend drahterodiert. Die Proben wurden unter Beachtung einer ausreichenden Kühlung hergestellt.

Proben für metallographische Untersuchungen sowie Härteprüfung

Die metallographische Charakterisierung sowie die Härteprüfung der jeweiligen Zustände bzw. Werkstoffe erfolgten direkt an den Proben aus den Thermischen bzw. Thermo-mechanischen Analysen. Bei der Präparation wurde auf eine ausreichende Kühlung geachtet, sodass der thermisch eingestellte Zustand nicht beeinflusst wurde.

3.2.2 Kalorimetrie

Bei den kalorimetrischen Untersuchungen lag der Fokus auf der Untersuchung der Phasenumwandlungen, -ausscheidung bzw. -auflösung während kontinuierlicher Erwärmung. Die Herausforderung bei dieser Arbeit war es das komplexe Ausscheidungs- und Auflösungsverhalten von AlMgSi-Legierungen während kontinuierlicher Erwärmung aus einem definierten Zustand T4 in Abhängigkeit von verschiedenen Erwärmgeschwindigkeiten zu untersuchen und qualitativ hochwertige Messergebnisse auf Grundlage der Versuchsdurchführung und Auswertung nach MILKEREIT [58] zu erhalten. Dieser konnte bereits das Ausscheidungsverhalten von AlMgSi-Legierungen während kontinuierlicher Abkühlung von Lösungsglühtemperatur über eine große Bandbreite von Abkühlgeschwindigkeiten untersuchen. Zusätzlich sollte die kalorimetrische Messmethode auf die Untersuchung von pressgehärtetem Stahl sowie Komplexphasenstählen erweitert werden.

Für die Auswahl eines geeigneten Referenzwerkstoffes sollte berücksichtigt werden, dass die Wärmekapazität bei Proben- und Referenzwerkstoff über den zu untersuchenden Temperaturbereich etwa gleich sein sollte. Zudem sollten in dem Referenzmaterial während der Erwärmung keine Reaktionen ablaufen. Da der Legierungsgehalt der AlMgSi-Legierungen gering ist, eignet sich hier Reinaluminium sehr gut [58]. In der vorliegenden Arbeit wurde eine Reinheit von 99,9995 % Al verwendet. Für die Untersuchungen der Stahlwerkstoffe wurden zunächst verschiedene Referenzmaterialien getestet. Neben Reineisen hat sich allerdings herausgestellt, dass sich der Werkstoff selbst im normalgeglühten Zustand am besten dafür eignet [84]. Während des Normalglühens wird der Werkstoff in einen gleichgewichtsnahen Zustand gebracht. Bei einem erneuten Wiedererwärmen laufen anschließend unterhalb der A_1-Temperatur bis auf eine geringfügige Zementitauflösung keine Reaktionen ab. Für das Normalglühen wurden die Proben des pressgehärteten 22MnB5 sowie der beiden Komplexphasenstähle in Quarzglasröhrchen unter Vakuum bis zu einem Restgasdruck von 10^{-6} mbar verschweißt. Dieses Vorgehen dient der Unterbindung von Reaktionen zwischen Werkstoff und Gasen aus der Atmosphäre. Eine Verzunderung wird damit vermieden. Das Normalglühen wurde bei 930 °C für 30 min durchgeführt. Nach Abschalten des Ofens kühlten die Proben bei einer natürlichen Ofenabkühlung etwa 24 h bis auf Raumtemperatur ab.

Die normalgeglühten Referenzproben wurden anders als das Referenzmaterial Reinaluminium, welches mehrmals genutzt werden kann, nur für eine einzige Messung

verwendet. So lag für jede Messung bei den Stahluntersuchungen ein und derselbe Referenzzustand vor.

Es kamen verschiedene DSC Geräte zum Einsatz, um eine möglichst große Bandbreite von verschiedenen Erwärmgeschwindigkeiten untersuchen zu können. Für Scanraten von 0,01 – 0,1 K/s wurde das Wärmestromkalorimeter Setaram DSC 121 genutzt. Für schnellere Erwärmraten im Bereich 0,3 – 5 K/s dienten leistungskompensierte Kalorimeter der Firma PerkinElmer: Pyris 1 DSC und PYRIS Diamond DSC.

Die Untersuchung langsamer Scanraten ist dabei notwendig, um die in den Werkstoffen ablaufenden Prozesse gleichgewichtsnah zu untersuchen und mit steigender Erwärmgeschwindigkeit bis hin zu vergleichbaren Erwärmraten eines Lasers ausweiten zu können.

Die Proben wurden aufgrund von Wärmestrahlungsverlusten, die das Messsignal erheblich beeinflussen [58], in Reinaluminiumtiegel verpackt. So wird eine Kurvenverkrümmung gering gehalten und erleichtert die Auswertung. Die gestapelten Blechproben für Messungen im Setaram DSC 121 wurden in Reinaluminiumtiegel mit einem Durchmesser von 6,7 mm und einer Länge von 11,3 mm bzw. einem Volumen von 270 µl gepackt und mit einem Reinaluminiumdeckel mittels einer Tiegelpresse fest verschlossen ohne dabei eine Verformung des Tiegels hervorzurufen. Die Einzelproben für die Messungen in den PerkinElmer-Geräten wurden in Reinaluminiumtiegel eines Durchmessers von 6,7 mm mit einem Volumen von 40 µl verpackt. Der Tiegeldeckel wurde anschließend lose auf den Tiegel mit Probe gelegt. Ein Verpressen des Tiegels mit dem Deckel hätte eine Verformung des Tiegels zur Folge gehabt, die eine ideale Symmetrie zwischen Proben- und Referenzprobe stören kann.

Eine ideale Symmetrie zwischen Proben- und Referenzofen ist essentiell für die qualitativ hochwertige Auswertung der Daten. Grundsätzlich bedeutet das eine Verwendung gleicher Probengeometrien und -massen sowie das Verpacken in Tiegel. Für eine Probenmessung sollten das Proben- und auch das inerte Referenzmaterial exakt mittig in die jeweiligen Öfen positioniert werden. Des Weiteren ist darauf zu achten, dass die Öfen immer exakt wie zuvor mit den Ofendeckel verschlossen werden. Dafür sind Positionierhilfen an Gerät und Ofendeckel zu finden.

Für die Untersuchungen wurden zu Beginn und am Ende des Erwärmschrittes isotherme Haltschritte durchgeführt, um ein Gleichgewicht im System einzustellen. Die Dauer beträgt gerätespezifisch für das Wärmestromkalorimeter 10 min und für die leistungskompensierten Kalorimeter 2 min. Der Verlauf dieser Isothermen ist ein

entscheidendes Qualitätsmerkmal von DSC-Kurven. Die Isothermen von Proben- und Basislinienmessung sollten für eine qualitativ hochwertige Messung möglichst genau aufeinanderliegen. Gerätebedingt sind beim Wärmestromkalorimeter bessere Ergebnisse im Vergleich zu den leistungskompensierten Kalorimetern zu erzielen. Beim Übergang vom isothermen Halten zum Erwärmen und umgekehrt kann es zu sogenannten Überschwingsignalen (siehe Abbildung 19a) kommen, die klar getrennt von der eigentlichen Messkurve betrachtet werden müssen.

Das Erwärmen in den leistungskompensierten Kalorimetern erfolgte unter Spülung mit Stickstoff für einen optimalen Wärmeaustausch und das Erreichen hoher Scanraten. Gerätespezifisch wurden die Messungen im Wärmestrom-Kalorimeter hingegen unter Spülung mit Trockenluft durchgeführt.

Gerätebedingte Fehler können durch eine sogenannte Basislinienmessung beseitigt werden. Dafür wird auf beiden Ofenseiten ein inertes Referenzmaterial positioniert.

Tabelle 10: Spezifika der verwendeten Kalorimeter sowie Messvorgehen und Randbedingungen.

Spezifika	**Kalorimeter Modell**	
	Setaram 121 DSC	**PerkinElmer Pyris 1 DSC und PYRIS Diamond DSC**
Gerätetyp	Wärmestromkalorimeter	Leistungskompensierte Kalorimeter
Scanratenbereich	0,01 K/s bis 0,1 K/s	0,3 K/s bis 5 K/s
Erwärmdauern (20 – 600 °C)	16 h 7 min bis 1 h 37 min	ca. 32 min bis ca. 2 min
Isotherme vor und nach Erwärmen	10 min	2 min
Messschema und Umfang	P* – BL** – P – P ⇒ 3 DSC-Erwärmkurven je Scanrate	P – BL – P (2–3 mal) ⇒ 4 – 6 DSC-Erwärmkurven je Scanrate
Spülung	Trockenluft	Stickstoff

*Probenmessung, **Basislinienmessung

Um einen Drift der Kurven von Probenmessung und Basislinienmessung so gering wie möglich zu halten, wurden die Messungen unmittelbar nacheinander durchgeführt. Das Verhältnis von Basislinienmessung zu Probenmessung beträgt je nach Gerät 1:2 bzw. 1:3. Zusammenfassend sind die wichtigsten Parameter zu den verwendeten Kalorimetern und Messinformationen in Tabelle 10 dargestellt.

Generell erfolgt die Beurteilung der kalorimetrischen Daten anhand der ausgewerteten spezifischen Exzesswärmekapazität. Das bedeutet, dass bei kalorimetrischen Untersuchungen die Überschusswärmekapazität zwischen Aluminiumlegierung und reinem Aluminium betrachtet wird. Für die Stahlwerkstoffe wird die Überschusswärmekapazität zwischen dem Ausgangszustand und einem stabilen normalgeglühten Zustand betrachtet. Für das Berechnen der spezifischen Exzesswärmekapazität wird die Differenz der Wärmeströme aus Probenmessung und Basislinienmessung über die Masse und Erwärmgeschwindigkeit normiert [71]:

$$c_{p_{exzess}} = \frac{\dot{Q}_{Probe} - \dot{Q}_{Basislinie}}{m \cdot \beta} \quad (1)$$

$c_{p_{exzess}}$	Spezifische Exzesswärmekapazität in J/(g·K)
$\dot{Q}_{Probe}$	Wärmestrom Probenmessung in mW
$\dot{Q}_{Basislinie}$	Wärmestrom Basislinienmessung in mW
m	Masse der Probe in mg
β	Scanrate bzw. Erwärmgeschwindigkeit in K/s

Anhand der Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4 soll das Vorgehen der Auswertung in Abbildung 19 beispielhaft gezeigt werden. Die Basislinienmessung wird dafür in einem ersten Schritt von der Probenmessung abgezogen (siehe Abbildung 19a).

Trotz des zuvor beschriebenen Vorgehens gelingt es nicht immer eine vollständige Symmetrie auf Proben- und Referenzseite zu erzielen. Die Datenauswertung ist daher mit äußerster Vorsicht anzugehen. Unter Umständen kann eine Restkrümmung verbleiben (Abbildung 19b). Diese kann mitunter beseitigt werden, wenn reaktionsfreie Bereiche in den DSC-Kurven vorzufinden sind. Diese sind für die untersuchten AlMgSi-Legierungen vor allem bei sehr langsamen Raten zu finden, weshalb die Auswertung von langsamen hin zu schnelleren Scanraten erfolgen sollte. Über das Definieren eines Polynom dritten Grades durch die reaktionsfreien Bereiche, kann diese Restkrümmung von der Kurve eliminiert werden (vgl. Abbildung 19b).

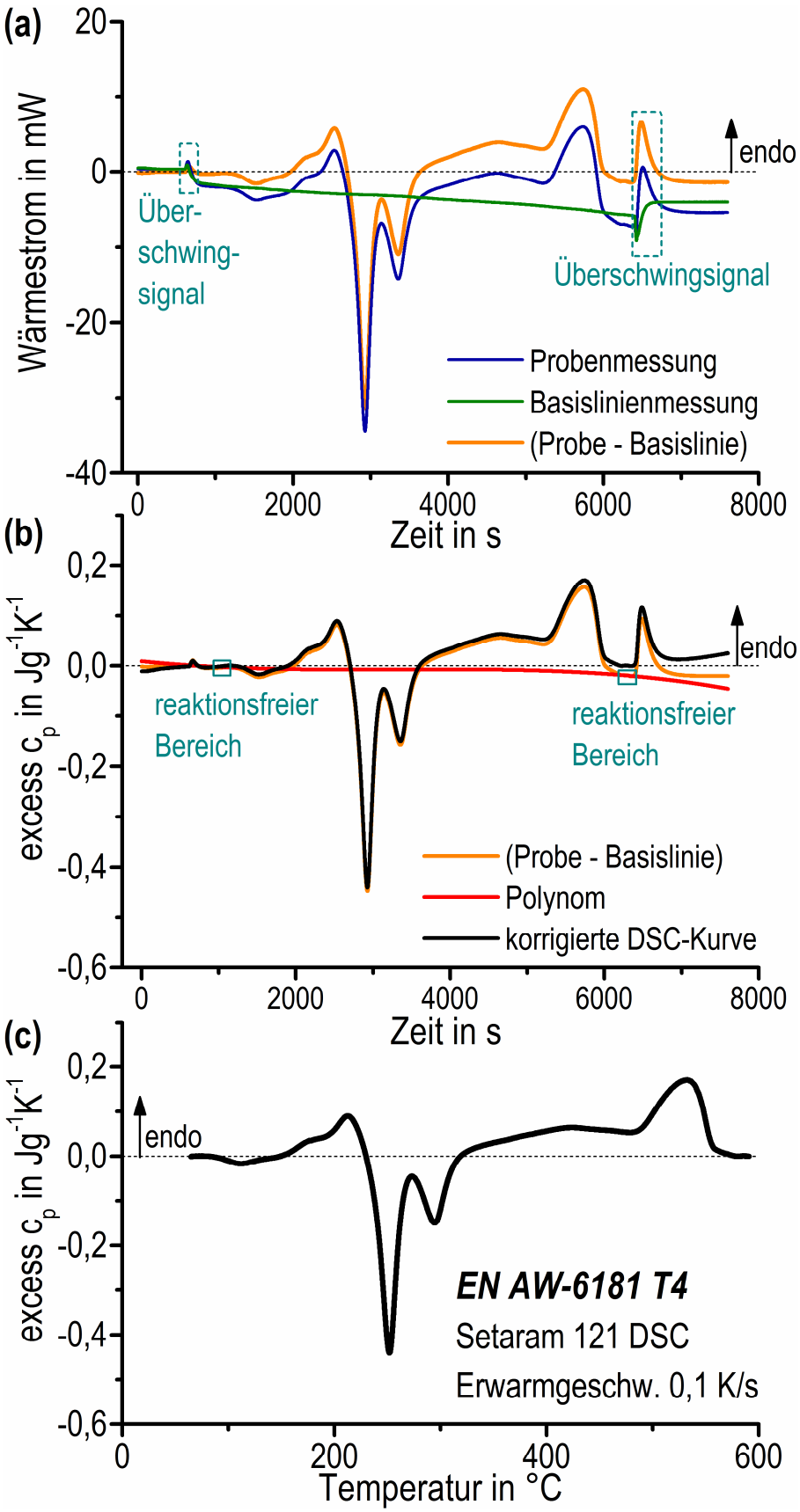


Abbildung 19: Auswertemethodik für DSC-Erwärmkurven am Beispiel der Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4.

Für die Stahlwerkstoffe war dieser Schritt nicht durchführbar, da im untersuchten Temperaturbereich bis 600 °C lediglich bei niedrigen Temperaturen reaktionsfreie Bereiche vorhanden waren. In diesem Fall wurden Proben- und Basislinienmessung voneinander abgezogen. In einigen Fällen sind daher bei den Ergebnissen DSC-Kurven mit einer Restkrümmung dargestellt. Zumindest wurde in diesem Fall aber der reaktionsfreie Bereich bei niedrigen Temperaturen auf „Null“ verschoben. Bei höheren Temperaturen muss dementsprechend eine mögliche Restkrümmung in Betracht gezogen werden.

In einem letzten Schritt und für die Vergleichbarkeit mit anderen Erwärmgeschwindigkeiten und Probenmassen wurden die Daten normiert und anschließend durch die spezifische Exzesswärmekapazität in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt (siehe Abbildung 19c) – fortan auch als DSC-Erwärmkurve bezeichnet. Für die Darstellung der DSC-Erwärmkurven werden endotherme Reaktionen den positiven und folglich exotherme Reaktionen den negativen Zahlenbereichen zugeordnet [71].

3.2.3 Dilatometrie

Die Anwendung der Dilatometrie soll im Rahmen dieser Arbeit die Analyse von Phasenumwandlungen aus der Kalorimetrie hin zu technisch relevanten Erwärmgeschwindigkeiten eines Lasers für die Stähle erweitern. Dafür wurde das Abschreck- und Umformdilatometer des Typs DIL 805 A/D der Firma BÄHR genutzt. Dieses ermöglicht die Untersuchung von Phasenumwandlungen über die Messung der Längenänderung der Proben in Abhängigkeit des Temperatur-Zeit-Verlaufs. Das Gerät besitzt einen sensiblen Alpha-Modus mit einer Messauflösung von 0,05 µm / 0,05 K. Die induktive Erwärmung ermöglicht das Nachfahren sehr hoher Erwärmgeschwindigkeiten wie in industriellen Wärmebehandlungsprozessen.

Die Proben wurden zwischen Schubstangen aus Quarz platziert (siehe Abbildung 20). Die Längenänderungen der Probe werden durch die Schubstangen an den Anker eines Differentialtransformators (LVDT: Linear Variable Differential Transformer) übertragen, der eine mit Wechselstrom gespeiste Primärspule mit zwei gegensätzlich geschalteten Sekundärspulen koppelt. Die Verschiebung des Ankers bewirkt eine Spannungsinduktion proportional zum zurückgelegten Weg. Die Messung erfolgte unter Vakuum (etwa $1{,}5 \cdot 10^{-2}$ mbar), um eine Oxidation oder eine Entkohlung der Probenoberfläche zu vermeiden. Für die Temperaturerfassung wurden Thermoelemente auf die Probenoberfläche punktgeschweißt. Die Probenausdehnung wurde als Funktion der Temperatur aufgezeichnet. Dabei wurde ein Temperaturintervall von 30 – 750 °C

untersucht. Bei der Auswertung wurde jedoch nur die Erwärmung bis etwa 700 °C betrachtet, da oberhalb der A_{c1}-Temperatur eine Austenitisierung festzustellen war, welche für das laserunterstützte Clinchen in dieser Arbeit nicht relevant ist.

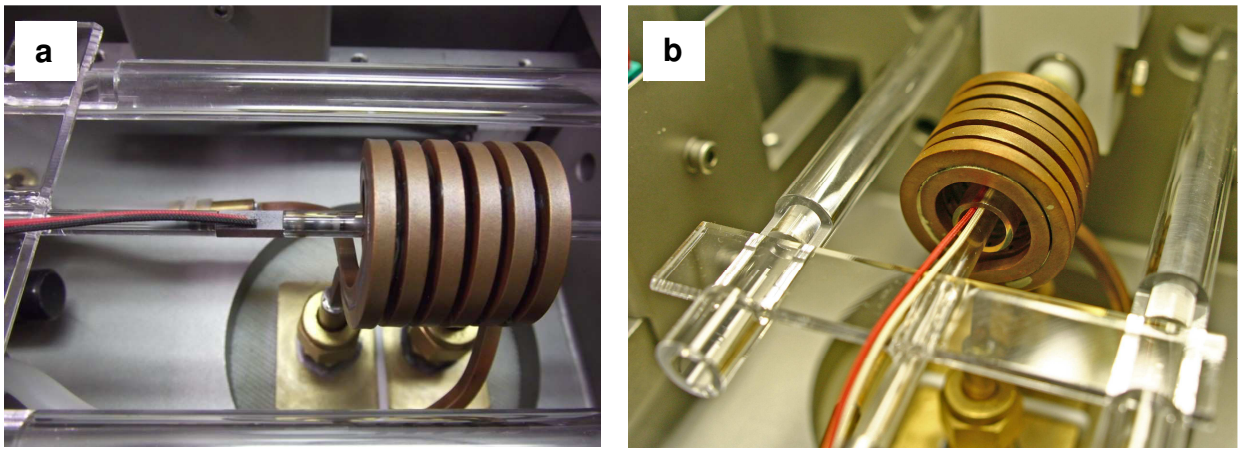


Abbildung 20: (a) Zwischen Quarzglasschubstangen eingespannte Probe und (b) für die Messung zentrale Positionierung in der Induktionsspule des verwendeten Dilatometers DIL 805 A/D.

Für jede untersuchte Erwärmgeschwindigkeit wurden mindestens drei Messungen durchgeführt. Das Vorgehen der Auswertung erfolgte in Anlehnung an das Vorgehen der kalorimetrischen Untersuchungen, da die Anlassreaktionen beim Erwärmen des Ausgangszustandes nur kleine Längenänderungen hervorrufen. Das bedeutet, dass für jede Erwärmgeschwindigkeit zusätzlich mindestens ein Referenzzustand gemessen wurde. Für die untersuchten Stähle wurde auch hier derselbe Werkstoff im normalgeglühten Zustand verwendet. Im Falle einer ideal symmetrischen und fehlerfreien Messung sollten bei Subtraktion der dilatometrischen Kurven von Ausgangszustand und Referenz lediglich die durch Gefügereaktionen verursachten Längenänderungen als Messsignal zu identifizieren sein. Ähnlich des Vorgehens bei der Kalorimetrie werden die Kurven von den gerätebedingten Fehlern bereinigt. Zudem sollte durch die Verwendung desselben Werkstoffes auch die überlagerte Wärmedehnung in der resultierenden Kurve eliminiert sein.

Schematisch ist das Vorgehen der Auswertung in Abbildung 21 wiedergegeben. In einem ersten Schritt werden aus den aufgenommenen Längenänderungen die Dehnungen berechnet. Über die Differenz der beiden Dilatometerkurven erhält man die Dehnungsdifferenz (Abbildung 21a).

Für eine Vergleichbarkeit mit den kalorimetrischen Ergebnissen ist es sinnvoll die erste Ableitung der Dehnungsdifferenz nach der Temperatur gemäß Gleichung (2) zu berechnen (siehe auch Abbildung 21b):

$$\frac{d\Delta\varepsilon}{dT} = \frac{d\left(\frac{\Delta l_{Probe} - \Delta l_{Referenz}}{l_0}\right)}{dT} \quad \text{in } \frac{1}{K} \qquad (2)$$

$\Delta\varepsilon$	Dehnungsdifferenz
T	Temperatur in K
Δl_{Probe}	Längenänderung der Probe im Ausgangzustand in µm
$\Delta l_{Referenz}$	Längenänderung der Probe im normalgeglühten Zustand in µm
l_0	Anfangsmesslänge

Aufgrund der hohen zeitlichen Messauflösung des Dilatometers würde sich eine sehr verrauschte Messkurve ergeben. Aus diesem Grund wurden die Kurven mit Hilfe der Software OriginPro mit der Glättungsmethode „gleitender Durchschnitt“ für das Entfernen des Hintergrundrauschens geglättet (Reduzierung der Datenpunktmenge von 3600 auf 100) [78, 84].

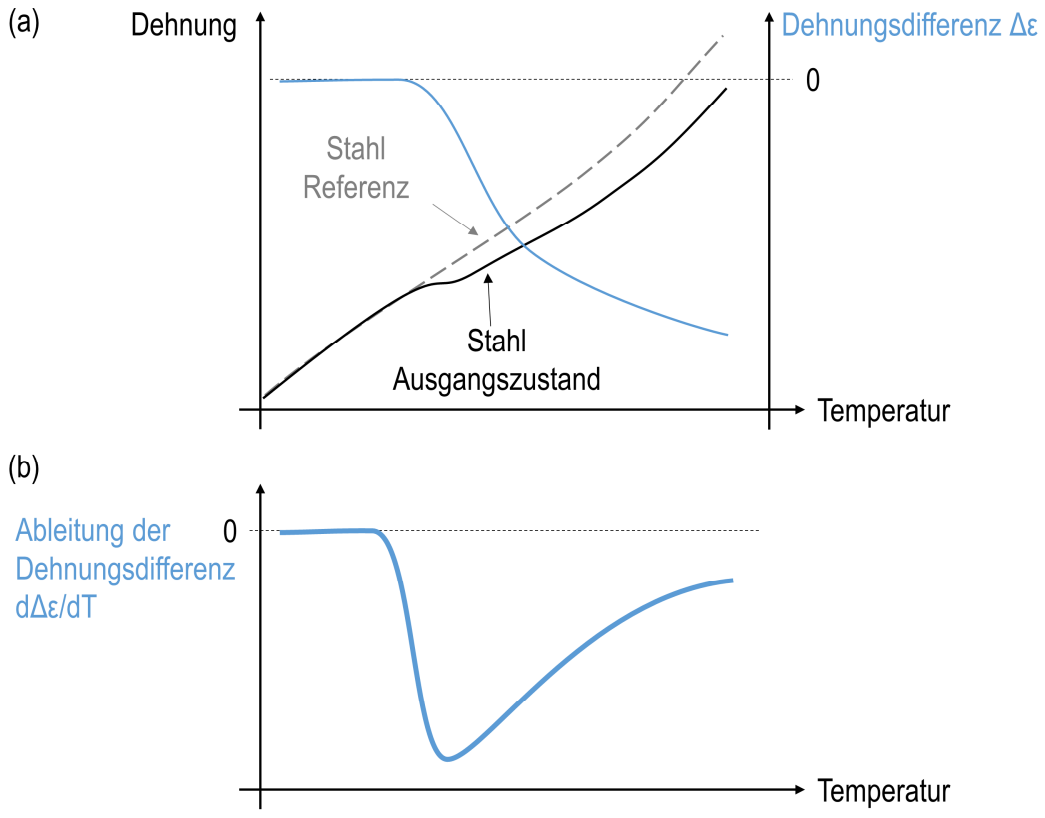


Abbildung 21: Schematische Abbildung zur Erläuterung der Auswertung von Dilatometerkurven.

3.2.4 Thermo-mechanische Analyse

Zusätzlich zum reinen Dilatometerbetrieb kann das Gerät DIL 805 A/D der Firma BÄHR mit einem hydraulischen System ausgestattet werden und als Umformdilatometer betrieben werden (siehe Abbildung 22a). Auf diese Weise können die Proben mit einer definierten Druck- oder Zugumformung belastet werde. Dies ermöglicht die Untersuchung der Auswirkungen von Umformprozessen während spezieller Zeit-Temperatur-Verläufe auf die Gefügeausbildung – insbesondere vor, während und nach einer Kurzzeitwärmbehandlung. In der vorliegenden Arbeit wurde das Gerät im Zugmodus betrieben.

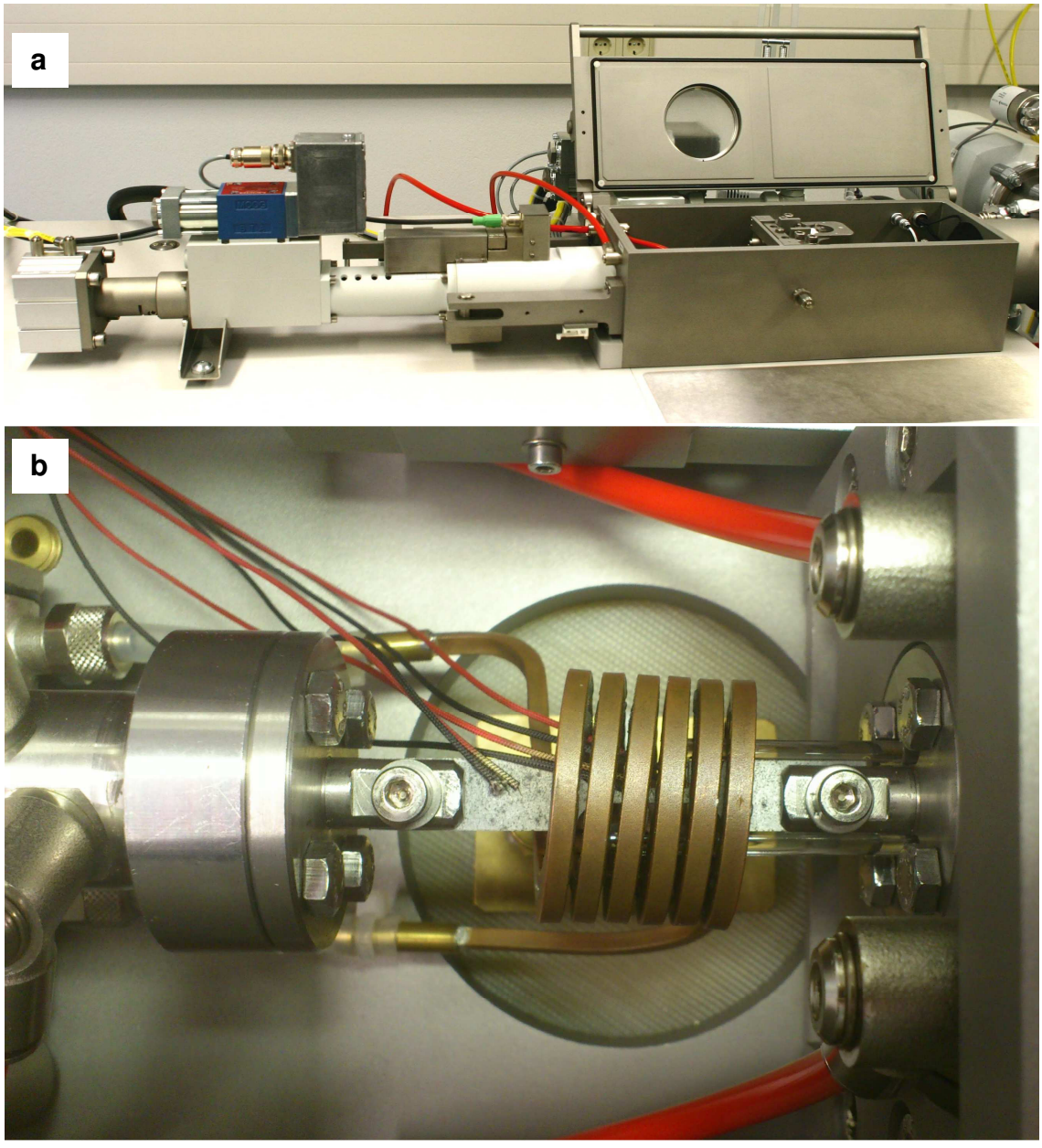


Abbildung 22: (a) DIL 805 A/D mit Zugadapter und Probenkammer, (b) Probenhalterung mit Zugprobe und Induktionsspule.

Die Versuche erfolgten unter Stickstoffatmosphäre, um eine Oxidation der Probenoberflächen zu vermeiden. Dafür wurde nach Einbau der Zugproben in die Probenhalterung und Anpassen der Schubstangen an die dafür vorgesehen Messstege die Probenkammer evakuiert und anschließend mit Stickstoff gespült. Abbildung 22b zeigt die Induktionsspule. Das induktive Erwärmen ist demzufolge im Wesentlichen auf die Messlänge der Zugprobe begrenzt.

In Vorbereitung auf den Zugversuch wurden für die Temperaturregelung sowie -erfassung der Flachzugprobe Thermoelemente aufgeschweißt. Die Thermoelemente wurden für die Stahlwerkstoffe außermittig bzw. für die Aluminiumwerkstoffe außerhalb der Messlänge platziert, da es infolge der Deformation zu einem Ablösen des Thermoelementes und entsprechend zu einem Abbruch des Versuchs kommen kann. Gleichzeitig sollte eine Beeinflussung durch Wärme infolge der Punktschweißung beim Zugversuch ausgeschlossen werden. Im Vorfeld wurden umfangreiche Untersuchungen durchgeführt, um die reale Deformationstemperatur genau zu bestimmen. Abbildung 23a zeigt die Anordnung der Thermoelementpositionen für die Bestimmung des Temperaturgradienten außerhalb (Position P1), entlang (P2) und mittig (P3) der Messlänge, die in Vorbereitung auf die Thermo-mechanische Analyse für jeden Werkstoff durchgeführt wurden. Wie zu erwarten, stellte sich dabei heraus, dass Temperaturgradienten zwischen mittig und außerhalb der Messlänge angeordneten Thermoelementen auftraten. Im Zuge der Untersuchungen wurde die Position der Thermoelemente für die Thermo-mechanische Analyse der Stahlwerkstoffe außermittig, aber innerhalb der Messlänge, ausgewählt (siehe Abbildung 23b). Aufgrund einer möglichen stärkeren Wärmebeeinflussung der Aluminiumwerkstoffe durch das Aufschweißen der Thermoelemente wurden diese außerhalb der Messlänge platziert (siehe Abbildung 23c). Aus diesen Versuchen resultierte ein Zusammenhang zwischen am Ende der Messlänge gemessenen Temperaturen (P1, P2) und in der Messlänge vorliegenden Temperaturen (P3), welcher für eine Temperaturkorrektur genutzt wurde.

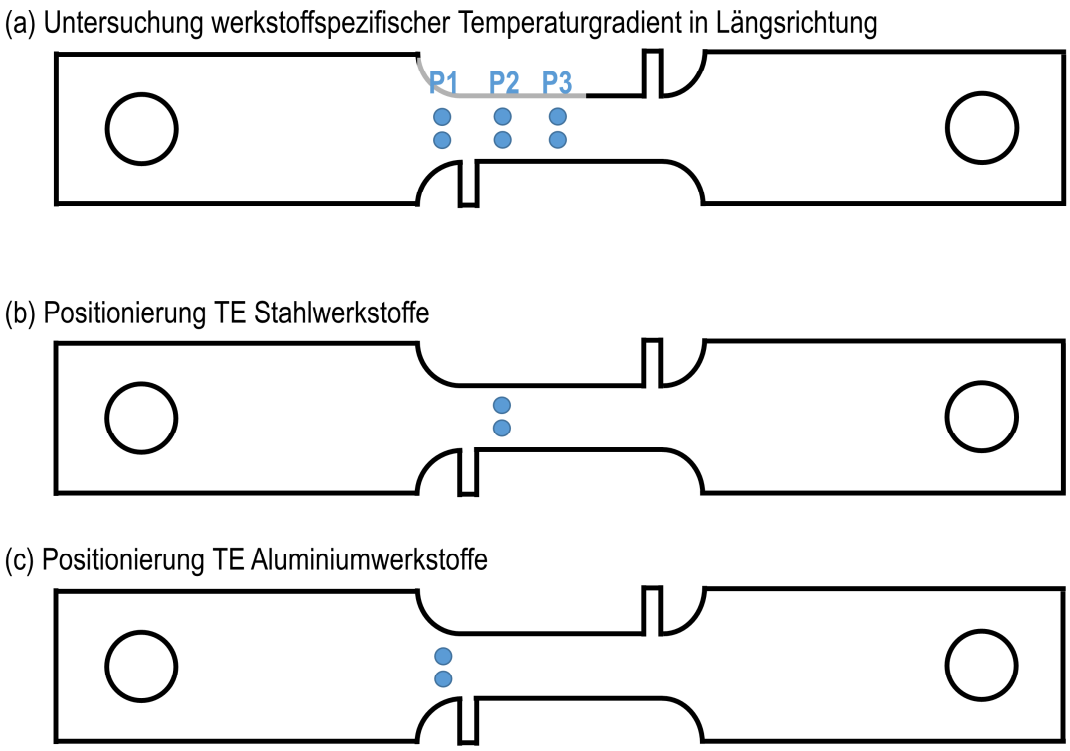


Abbildung 23: Schematische Abbildung zur Untersuchung der werkstoffspezifischen Temperaturgradienten in Längsrichtung der Zugprobe sowie Anordnung der Thermoelemente (TE) bei Thermo-mechanischer Analyse.

Abhängig vom Werkstoff erfolgte zunächst auch die Untersuchung der Leistungsgrenzen des Dilatometers im Deformationsmodus. Dafür wurde im Hinblick auf eine Kurzzeitwärmebehandlung die maximale Erwärmgeschwindigkeit ermittelt. Anschließend wurde die Optimierung der Regelparameter durchgeführt, die ein Aufschwingen während des Erwärmens unterdrücken und ein Einschwingen auf Deformationstemperatur vermeiden sollten. Im Zuge dessen wurden die Parameter P-Verstärkung K_P, Vorhaltzeit T_V sowie Nachstellzeit T_N des PID-Regler sorgfältig für jeden einzelnen Werkstoff angepasst.

Abbildung 24 zeigt den Untersuchungsumfang der Thermo-mechanischen Analyse. Für alle untersuchten Werkstoffe wurde der Parameter Deformationstemperatur variiert. Die Proben wurden werkstoffspezifisch mit maximal möglicher Erwärmgeschwindigkeit, die eine schnelle Erwärmung mittels Laser abbilden sollte, auf unterschiedliche Verformungstemperaturen erwärmt. Für höherfeste Stähle liegen solche Raten je nach Wahl des Lasers und der Parameterwahl typischerweise im Bereich von mehreren 10 K/s bis zu 1000 K/s (z.B. [85], [33]). Für 6xxxer Legierungen wurden Laser-Erwärmgeschwindigkeiten von wenigen 10 K/s [86] bis 10000 K/s [87] beobachtet.

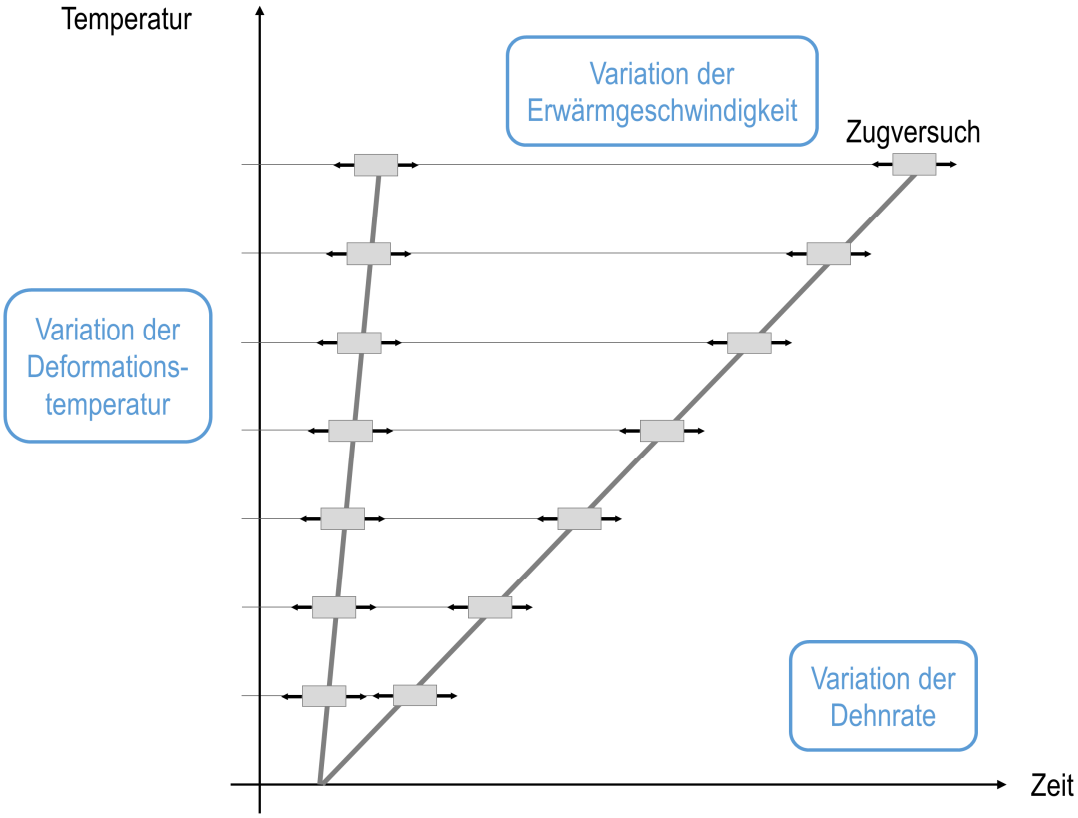


Abbildung 24: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf sowie Angabe der Variation der Parameter der Thermo-mechanischen Analyse.

Bei einer sehr schnellen Erwärmung kommt es gerätebedingt zu einer sehr kurzen Haltezeit von maximal 1 Sekunde auf Verformungstemperatur. Jeder Zugversuch auf Deformationstemperatur wurde mindestens dreimal bis zum Bruch durchgeführt. Es wurde eine Dehnrate von 0,1 s^{-1} ausgewählt, die einerseits vom Gerät sehr gut zu regeln ist, andererseits so schnell ist, dass die Zeit auf Verformungstemperatur bis zum Probenbruch möglichst gering gehalten wird. Für ausgewählte Werkstoffe wurden zusätzlich unterschiedliche Erwärmgeschwindigkeiten und verschiedene Dehnraten untersucht.

Die Zugproben des pressgehärteten Stahls 22MnB5 wurden aus zwei unterschiedlichen Blechstärken hergestellt. Daraus folgt, dass zwei verschiedene Chargen vorlagen. Nachfolgend ist in Tabelle 11 eine detaillierte Auflistung mit den jeweiligen Probendicken 1,80 mm und 2,00 mm und entsprechend der Deformationstemperatur verwendete Stegbreite von 3 mm bzw. 4 mm aufgelistet. Bei der Auswertung und Diskussion der Ergebnisse sollen diese Gegebenheiten berücksichtigt werden.

Tabelle 11: Verwendete Blechdickenstärke bzw. Charge der Thermo-mechanischen Analyse des pressgehärteten 22MnB5.

Temperatur *in °C*	*Erwärm-geschwindigkeit in K/s*	Blechdicke in mm	Stegbreite in mm	Querschnitts-fläche in mm²
300	*900*	2,00	3	6,00
400	*900*	1,80	3	5,40
450	*900*	2,00	4	8,00
500	*900*	1,80	4	7,20
	300	1,80	4	7,20
	100	2,00	4	8,00
	10	2,00	4	8,00
	0,1	2,00	4	8,00
550	*900*	1,80	4	7,20
600	*900*	1,80	4	7,20
650	*900*	1,80	4	7,20

Bei der TMA kommt es bei schnelleren Erwärmgeschwindigkeiten zwar zu sehr kurzen Erwärmzeiten, allerdings bleibt zu berücksichtigen, dass der Zugversuch auf Temperatur auch gewisse Zeit beansprucht. Der Erwärmschritt bei Temperaturen im Bereich einiger 100 °C und mit Erwärmgeschwindigkeiten einiger 100 K/s dauert weniger als 1 Sekunde. Der gesamte Zugversuch jedoch benötigt je nach Werkstoff und Deformationstemperatur einige wenige Sekunden ($1\ s \leq t < 5\ s$).

Während der Versuche erfolgt die Messwertaufnahme von Längenänderung und Kraft. Dabei übertragen die Schubstangen die Längenänderung der Probe zum Wegaufnehmer. Die benötigte Kraft wird mittels einer Kraftmessdose aufgenommen. Anschließend wurden über die Darstellung von Spannungs-Dehnungs-Diagramm die Kennwerte Zugfestigkeit und Fließgrenze ermittelt. Die Bruchdehnungen wurden an den zusammengesetzten Probenstücken ermittelt. Die Vorgehensweise zur Auswertung der Fließgrenzen und der Bruchdehnungen erfolgte in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1:2009 [88] und DIN EN ISO 6892-2:2011 [89]. Aufgrund der Verwendung nicht genormter Proben treten bei den Bruchdehnungen Abweichungen gegenüber Bruchdehnungen an genormten Proben auf.

Grundlegend ist festzustellen, dass die durchgeführten Versuche bei der Thermomechanischen Analyse gut reproduzierbar sind. Beispielhaft ist das in Abbildung 25 für den pressgehärteten 22MnB5 mit einer Erwärmung von 900 K/s auf eine Deformationstemperatur von 500 °C dargestellt. Die gute Reproduzierbarkeit der Versuche gilt ebenso für alle weiteren untersuchten Werkstoffe bei jeglicher Parametervariation. Lediglich die Bruchdehnung zeigt bei höheren Verformungstemperaturen größere Streuungen, die in den jeweiligen Auswertungen mit angegeben sind. Im Verlauf dieser Arbeit sind nachfolgend ausschließlich repräsentative Kurven eines Parametersatzes (Deformationstemperatur, Erwärmgeschwindigkeit, Dehnrate) dargestellt.

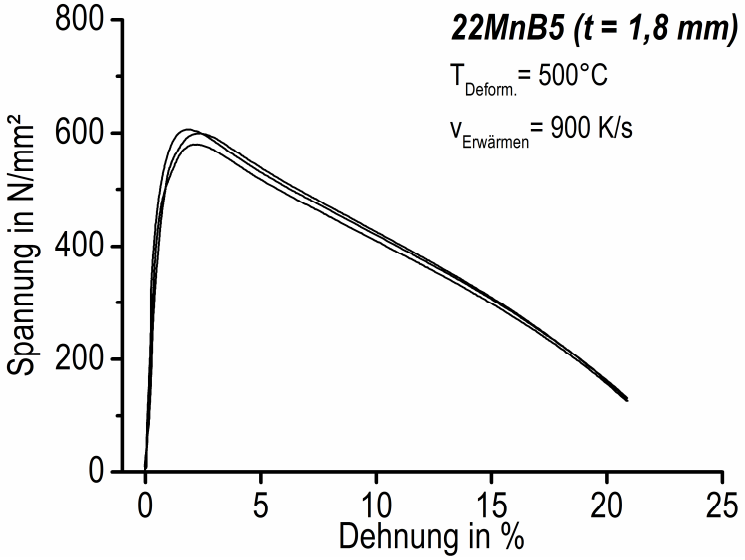


Abbildung 25: Spannungs-Dehnungs-Kurven des pressgehärteten 22MnB5 mit einer Erwärmung von 900 K/s auf 500 °C zur Veranschaulichung der Reproduzierbarkeit eines Parametersatzes.

Ergänzt wurden die Untersuchungen durch eine TMA auf Raumtemperatur nach Kurzzeitwärmebehandlung. Dafür wurde ein Zeit-Temperatur-Verlauf gewählt, der einer Lasererwärmung des Werkstoffes ähnelt und im Rahmen der Regelung im Dilatometer realisierbar ist. In Tabelle 12 sind die Wärmebehandlungsparameter für die untersuchten Werkstoffe angegeben. Die jeweilige Deformationstemperatur wurde für die Stahlwerkstoffe, welche beim Fügen einer Mischverbindung stempelseitig angeordnet sind, höher als für die Aluminiumwerkstoffe gewählt, da beim laserunterstützten Clinchen der Laser direkt auf die schwer umformbaren Stähle trifft. Die matrizenseitig angeordneten Aluminiumwerkstoffe hingegen erfahren eine indirekte Erwärmung durch die erwärmten Stahlbleche.

Tabelle 12: Ausgewählte Parameter einer Kurzzeitwärmebehandlung in Anlehnung an eine Lasererwärmung.

Werkstoff	Parameter einer Kurzzeitwärmebehandlung		zusätzliche Kaltauslagerung
	Erwärm-geschwindigkeit	Verformungs-temperatur	
22MnB5	900 K/s	500 °C	-
HDT780C	600 K/s	500 °C	-
HCT960C	600 K/s	500 °C	-
EN AW-6016	350 K/s	250 °C	7 d RT
EN AW-6181	400 K/s	230 °C	7 d RT

Auf diese Weise ist es möglich die mechanischen Eigenschaften vor, während und nach Kurzzeitwärmebehandlung miteinander zu vergleichen (siehe Abbildung 26). Im Speziellen können auf diese Weise die athermischen von den thermischen Anteilen der Fließgrenze getrennt betrachtet werden.

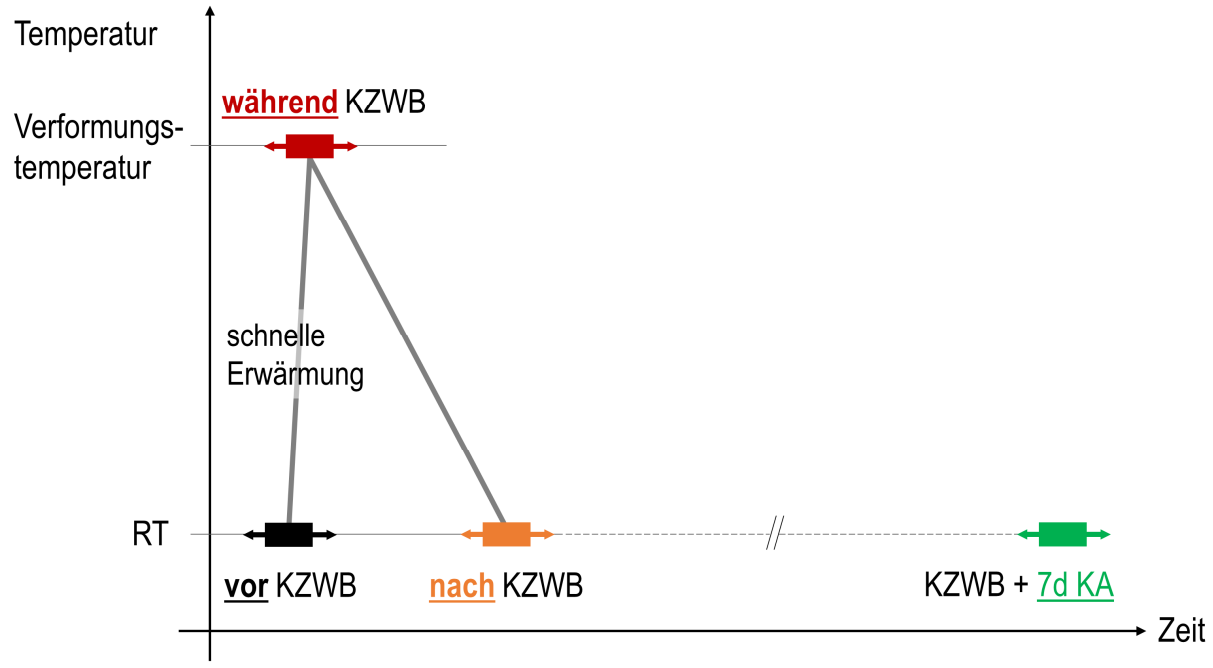


Abbildung 26: Temperatur-Zeit-Verlauf für die Thermo-mechanische Analyse vor, während und nach Kurzzeitwärmebehandlung (KZWB) sowie nach zusätzlicher Kaltauslagerung (KA).

Zusätzlich wurden kurzzeitwärmebehandelte Aluminiumproben für 7 Tage bei Raumtemperatur ausgelagert und bei Raumtemperatur geprüft, um den Effekt des Rückglühens und anschließender Kaltauslagerung zu untersuchen (s.a. Abbildung 26).

Für die Darstellung der Ergebnisse Zugfestigkeit, Fließgrenze und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Verformungstemperatur bzw. Erwärmgeschwindigkeit wurden die Mittelwerte der mindestens drei Einzelversuche gebildet sowie Abweichung des Minimum- und Maximumwertes angegeben.

Die Zugversuche des Werkstoffs 22MnB5 vor und nach Kurzzeitwärmebehandlung wurden für eine Prüftemperatur bei RT aufgrund der im Umformdilatometer nicht erreichbaren Zugkraft in einer konventionellen Zugprüfmaschine vom Typ Zwick Roell Z030 durchgeführt. Die Probengeometrien (Abbildung 18) wurden so in der Prüfmaschine eingebaut, dass die Einspannlänge gleich der Messlänge von 10 mm entsprach. Es erfolgte die Aufzeichnung der Kraft über einen Kraftaufnehmer sowie die Verlängerung der Probe über den Weg der Traverse. Damit war eine exakte Dehnungsbestimmung nicht möglich und es konnten nur die Zugfestigkeiten sowie näherungsweise die Fließgrenzen (Abweichung von elastischer Gerade) ausgewertet werden. Daher sind die Dehnungsachsen der in Kapitel 6.2 dargestellten Spannungs-Dehnungs-Kurven nicht skaliert.

3.2.5 Metallographische Untersuchungen

Die Gefüge der Stahl- und Aluminiumwerkstoffe wurden im Ausgangszustand und nach Kurzzeitwärmebehandlung untersucht. Nach der jeweiligen Wärmebehandlung wurden die Aluminiumproben zur Verhinderung von Diffusionsvorgängen und somit Änderung des zuvor eingestellten Zustandes in einer Tiefkühltruhe bei -80 °C gelagert. Für die Stahlwerkstoffe war dieses Vorgehen hingegen nicht notwendig. Des Weiteren wurden auch Gefügeuntersuchungen an geclinchten Stahl/Stahl- bzw. Stahl/Aluminium-Mischverbindungen durchgeführt. Abbildung 27 zeigt schematisch die Positionen unbeeinflusster Grundwerkstoff (GW), Wärmeeinflusszone (WEZ), Hals und Boden, an denen die Gefügecharakterisierung erfolgte. Dabei wurden insbesondere markante Stellen ausgewählt, die während des laserunterstützten Clinchens eine hohe Temperatur oder eine große plastische Deformation erfahren haben.

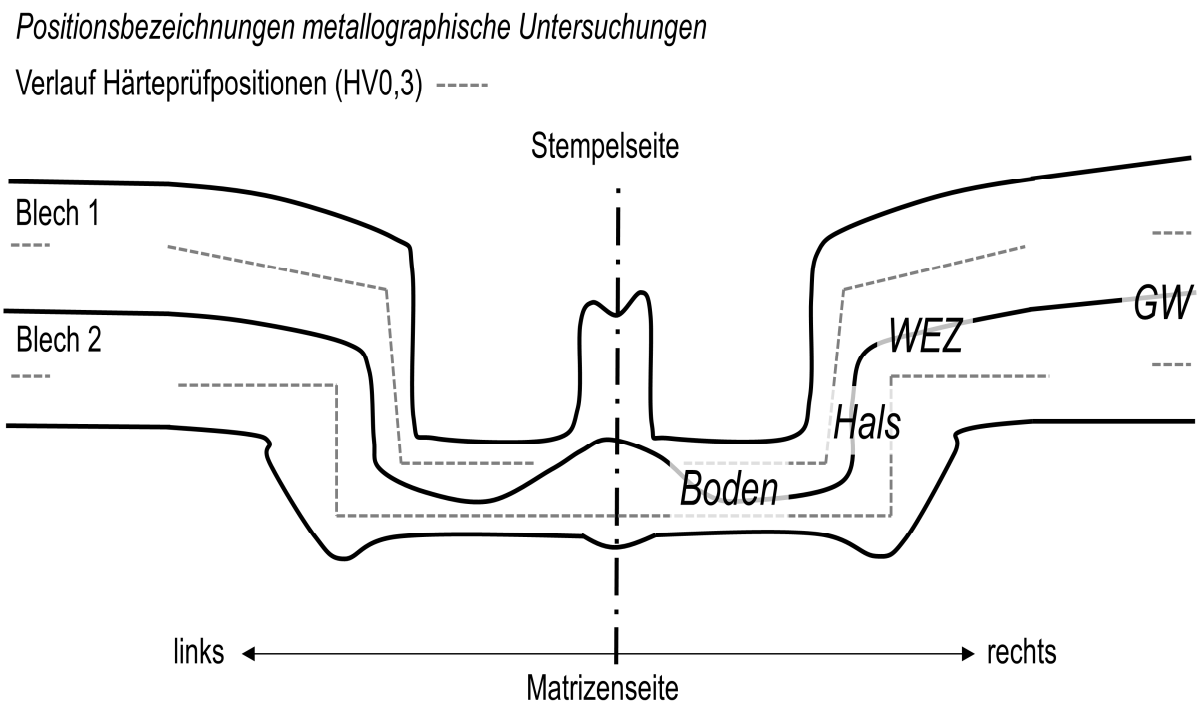


Abbildung 27: Schematische Abbildung einer Clinchverbindung mit Angabe der Positionen für lichtmikroskopische Aufnahmen sowie Härteprüfung HV0,3.

Für die lichtmikroskopischen Untersuchungen wurden die Proben standardmäßig präpariert. Diese wurden zuerst in einer Mischung aus Epoxidharz und Härter kalteingebettet, um den jeweiligen thermisch eingestellten Zustand zu erhalten und nicht durch zusätzliche Wärme zu belasten. Anschließend folgten die Schritte Schleifen und Polieren. Das Schleifen erfolgte dabei immer unter Kühlung mit Wasser auf SiC-Papier der Körnungen P320 bis zu P2500 entsprechend des zu präparierenden Werkstoffes. Die Vorpolitur erfolgte wasserfrei bei Körnungen der Stufen 6 µm, 3 µm und 1 µm mit einer Diamantsuspension auf Alkoholbasis und ggf. einem Schmiermittel auf Ölbasis. Die Feinpolitur wurde mit oxidischer Poliersuspension (OPS) der Stufe 0,05 µm durchgeführt. Die Stahlwerkstoffe wurden mit 3 %iger Salpetersäure auf Alkoholbasis oder auch mit Beraha I geätzt. Die Aluminiumwerkstoffe wurden nach WECK geätzt. Die dabei entstehende Ätzhaut wurde vor den Gefügeaufnahmen vorsichtig abpoliert.

Die lichtmikroskopischen Gefügebilder wurden mit dem Makroskop M400 der Firma Wild Heerbrugg und dem Mikroskop DMI 5000 M der Firma Leica aufgenommen. Der pressgehärtete Stahl 22MnB5 wurde zusätzlich auch mit Hilfe eines Rasterelektronenmikroskops Stereoscan 360 der Firma Cambridge Instruments analysiert.

3.2.6 Härteprüfung

Die kurzzeitwärmebehandelten Proben der Stahl- und Aluminiumwerkstoffe wurden neben der Thermo-mechanischen Analyse zusätzlich durch die Vickershärte nach DIN EN ISO 6507-1:2005 [90] charakterisiert.

Dazu wurde die Probenoberfläche poliert und mit einem Kleinlasthärteprüfgerät HMV-2 der Firma Shimadzu mit einer Prüfkraft von 9,81 N (HV1) geprüft. Die Prüfung aller Werkstoffe erfolgte direkt nach Kurzzeitwärmebehandlung. Auch bis kurz vor der Härteprüfung erfolgte zur Unterdrückung von Diffusionsvorgängen eine Lagerung der wärmebehandelten Aluminiumproben in einer Tiefkühltruhe bei -80 °C. An den Aluminiumlegierungen wurden zusätzlich Härteprüfungen nach einer 7-tägigen Lagerung bei Raumtemperatur durchgeführt.

An den Clinchverbindungen erfolgte eine Härteprüfung HV0,3 entlang der Mittellinien der Bleche (siehe Abbildung 27).

Die analysierten Clinchverbindungen wurden zusätzlich einer flächigen Martens-Härteprüfung nach DIN EN ISO 14577-1:2015 [91] unterzogen. Dafür wurde ein Fischerscope HM 2000 genutzt. Der Vorteil bei diesem Verfahren ist, dass Härte-Raster programmiert werden können, welche dann automatisiert ablaufen. Damit gelingt es die gesamte Clinchverbindung flächenmäßig zu untersuchen. Bei diesem Verfahren wird die Martenshärte bestimmt. Dabei beträgt die Prüfkraft 300 mN. Die Erfassung eines einzigen Messpunktes dauert unter Berücksichtigung der Krafterhöhung bzw. -reduzierung, einer Haltezeit von 30 s sowie des Verfahrweges zum nächsten Eindruck ca. 2 – 3 min.

Zwei Fügeverbindungen wurden mittels Martenshärteprüfung untersucht. In der Clinchverbindung HCT960C/EN AW-6016 T4 wurden 840 Messpunkte gesetzt. Für die Clinchverbindung 22MnB5/HCT960C waren es 1780 Messpunkten. Anschließend erfolgt für eine Vergleichbarkeit der nach Kurzzeitwärmebehandlung analysierten Proben eine Umwertung in Vickershärte.

Eine Korrelation zwischen der Eindringhärte und Vickershärte erfolgt nach DIN EN ISO 14577-1:2015 [91] anhand folgender Formel:

$$HV = \frac{1}{g_n} \cdot \frac{A_p}{A_s} \cdot \frac{F}{A_p} = 10^3 \frac{1}{g_n} \cdot \frac{A_p}{A_s} \cdot H_{IT} = 92{,}62 H_{IT} \quad (3)$$

HV	Vickershärte
H_{IT}	Eindringhärte
A_p	projizierte Fläche
A_s	Oberfläche
g_n	Fallbeschleunigung (9,80665 m/s²)

Die Positionswerte x und y sowie die dazugehörige Vickershärte konnten mit Hilfe der Software OriginPro in eine Matrix konvertiert und auf diese Weise in einem Konturdiagramm dargestellt werden.

4 Gefüge- und Eigenschaftsveränderungen bei Kurzzeitwärmebehandlung

4.1 Stahl 22MnB5

4.1.1 Kalorimetrie

Abbildung 28 zeigt repräsentativ eine ausgewählte DSC-Erwärmkurve des pressgehärteten Stahls 22MnB5 mit einer Erwärmgeschwindigkeit von 0,5 K/s. In der Kurve sind drei wesentliche exotherme *Reaktionspeaks a*, *b* und *c* zu erkennen, welche infolge von Anlassvorgängen auftreten. Für die Vergleichbarkeit mit anderen Scanraten ist es sinnvoll die Charakteristika der Erwärmkurven auszuwerten. Dazu zählt u.a. der Beginn eines Reaktionspeaks (T_{Start}) und die Peaktemperatur (T_{Peak}). Bei der Auswertung von Start- und Peaktemperatur sollte jedoch beachtet werden, dass sich die Reaktionen stark überlappen und im Messsignal gegenseitig beeinflussen. Ebenso muss eine mögliche Restkrümmung bedacht werden.

Die Betrachtung ausgewählter DSC-Erwärmkurven für Scanraten von 0,01 – 5 K/s in Abbildung 29 zeigt eine Abhängigkeit der Peakausbildung von der Scanrate. Mit zunehmender Erwärmgeschwindigkeit verschieben sich die Starts bzw. Peaks der Reaktionen zu höheren Temperaturen. Sehr deutlich ist das insbesondere an *Reaktion b* zu erkennen. Der Peak verschiebt sich von 230 °C bei 0,01 K/s auf 390 °C bei 5 K/s um 160 K. Noch höhere Scanraten lassen eine weitere Verschiebung zu höheren Temperaturen vermuten.

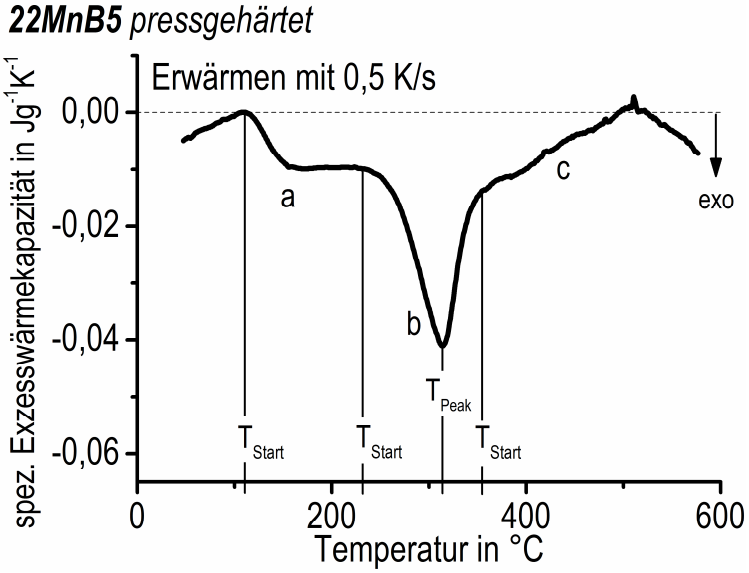


Abbildung 28: Auswertung charakteristischer Temperaturen von Kalorimeterkurven des pressgehärteten Stahls 22MnB5, beispielhaft für eine Erwärmung mit 0,5 K/s.

Für die Erwärmung mit 0,01 K/s sowie 0,02 K/s sei darauf hingewiesen, dass die Kurven in einem Wärmestrom-Kalorimeter aufgenommen wurden und gerade bei höheren Temperaturen eine stärkere Verkrümmung im Vergleich zu Untersuchungen in leistungskompensierten Kalorimetern aufweisen können. Die Wärmestrahlungsverluste, die aufgrund der Verfärbung der Proben auftreten, können zu einer deutlichen Verkrümmung der Messkurven führen [92]. Dieser Effekt tritt mit zunehmender Temperatur immer deutlicher auf. Trotz einer möglichen Kurvenverkrümmung ist bei einer Temperatur oberhalb von 500 °C bei einer Scanrate von 0,01 K/s ein weiterer *Peak d* (siehe Abbildung 29) deutlich zu erkennen. Die Existenz dieses Reaktionspeaks wird durch die Erwärmrate von 0,02 K/s bestätigt.

Alle auftretenden exothermen Reaktionen können einem Anlassen des Stahls zugeschrieben werden. Dabei werden je nach Anlassstufe verschiedenste Karbide aus dem Martensit ausgeschieden (siehe Tabelle 2). Das erklärt die verschiedenen stärker und schwächer ausgeprägten überlappenden Reaktionen in den Erwärmkurven. Der erste auftretende exotherme *Peak a* könnte gemäß der bekannten Anlassstufen der Ausscheidung von ε- bzw. η-Übergangskarbiden entsprechen [54]. Bei der folgenden starken exothermen *Reaktion b* könnte es sich um die Bildung von Zementit (Fe_3C) handeln [54]. Die *Reaktionen c* und *d* konnten bisher nicht eindeutig zugeordnet werden. Sie liegen im Temperaturbereich der Sonderkarbidausscheidungen (4. Anlassstufe) [81].

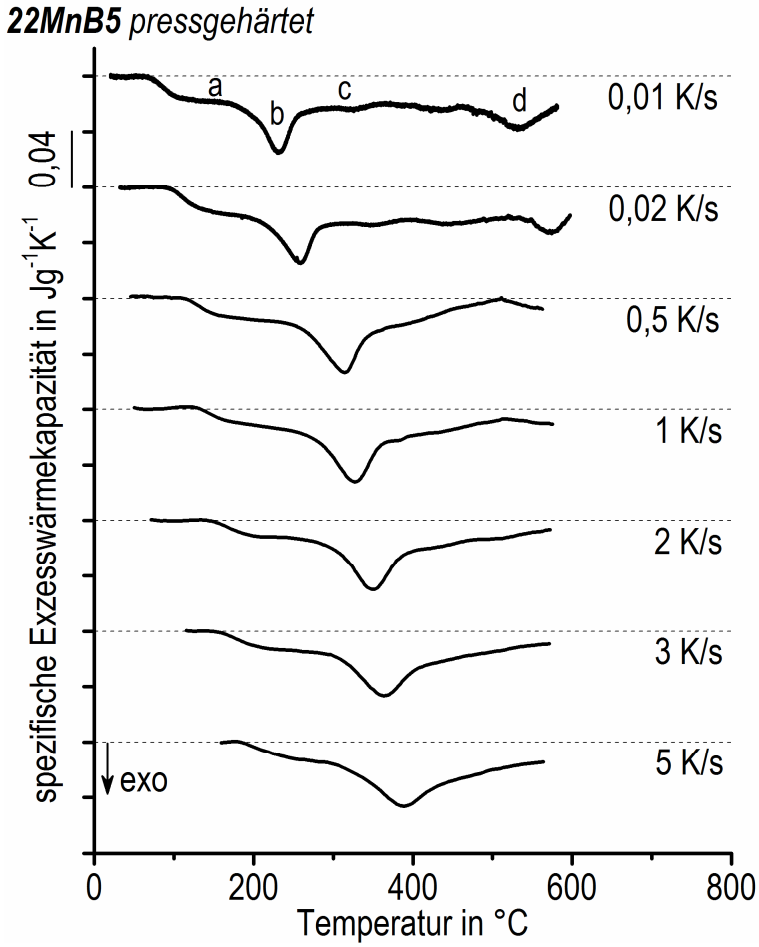


Abbildung 29: Ausgewählte Kalorimeter-Erwärmkurven des pressgehärteten 22MnB5.

4.1.2 Dilatometrie

Für eine Vergleichbarkeit mit Kalorimeterkurven wurden die Dilatometerkurven als Differenz der Ableitung dε/dT in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt. Abbildung 30 zeigt beispielhaft die Möglichkeit typische Temperaturen an diesen Kurven auszuwerten, wie z.B. Starttemperatur einer Reaktion oder die Peaktemperatur.

Eine erste *Reaktion a*, die bei den kalorimetrischen Untersuchungen zu erfassen war, scheint mittels Dilatometrie nicht nachweisbar. Ein erster *Hauptpeak b* beginnt für die Scanrate von 0,5 K/s bei etwa 230 °C. Bei dieser Reaktion könnte es sich um die Bildung von Zementit (Fe_3C) handeln. Der Reaktionspeak tritt als Probenverkürzung auf, welche darauf beruht, dass der Martensit an Kohlenstoff verarmt [54].

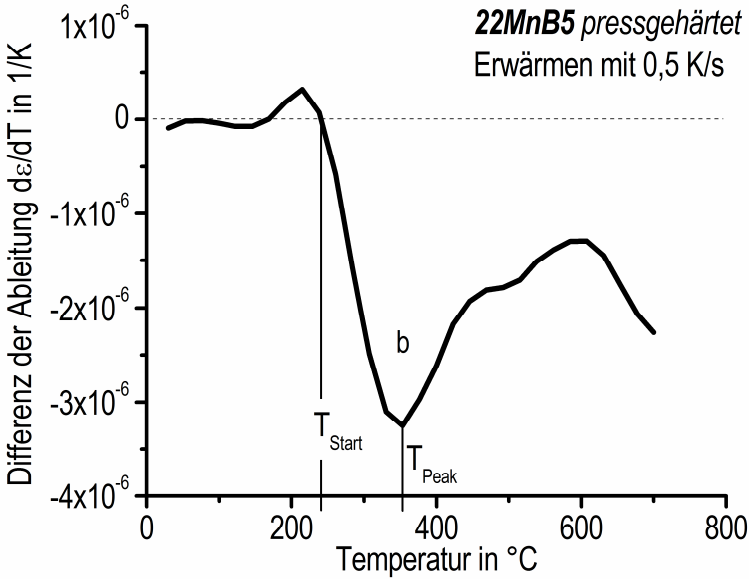


Abbildung 30: Auswertung charakteristischer Temperaturen von Dilatometerkurven des pressgehärteten Stahls 22MnB5, beispielhaft für eine Erwärmung mit 0,5 K/s.

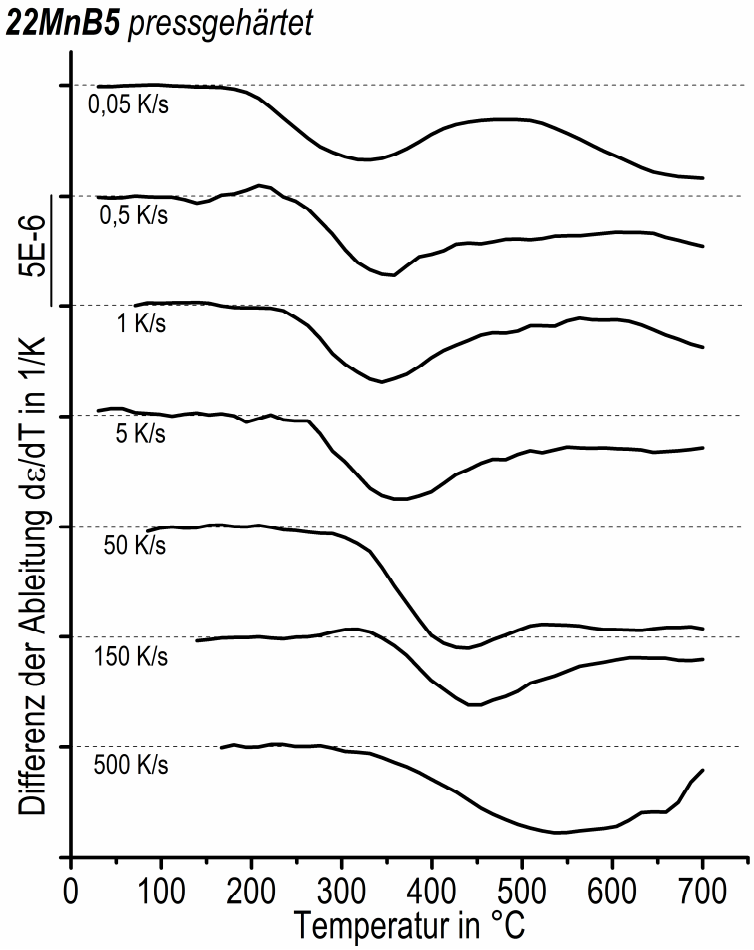


Abbildung 31: Ausgewählte Dilatometer-Erwärmkurven des pressgehärteten 22MnB5.

Abbildung 31 zeigt ausgewählte Dilatometerkurven für verschiedene Erwärmgeschwindigkeiten des Stahls 22MnB5 als Funktion der Temperatur. Alle Kurven weisen einen Hauptreaktionsbereich auf, der sich mit zunehmender Erwärmgeschwindigkeit zu höheren Temperaturen verschiebt. Von der langsamsten Erwärmung mit 0,05 K/s hin zur schnellsten Erwärmung mit 500 K/s kann eine Verschiebung des Reaktionspeaks von ca. 320 °C zu ca. 550 °C, und somit über 200 K, beobachtet werden.

Die charakteristischen Daten auftretender Reaktionen, die mittels Kalorimetrie und Dilatometrie erfasst wurden, werden in Abbildung 32 zusammenfassend dargestellt. Aus dem kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Anlass-Diagramm lassen sich abhängig von der Erwärmgeschwindigkeit die Temperaturen ablesen, bei denen es zu Anlassvorgängen im pressharten Stahl 22MnB5 kommt. Grundsätzlich lässt sich durch diese Art der Darstellung die Verschiebung der Reaktionen hin zu höheren Temperaturen mit steigender Erwärmgeschwindigkeit feststellen. Eine gute Übereinstimmung beider thermischer Analysemethoden zeigt sich in den ausgewerteten Temperaturen der *Reaktion b* (Bildung von Zementit (Fe_3C)).

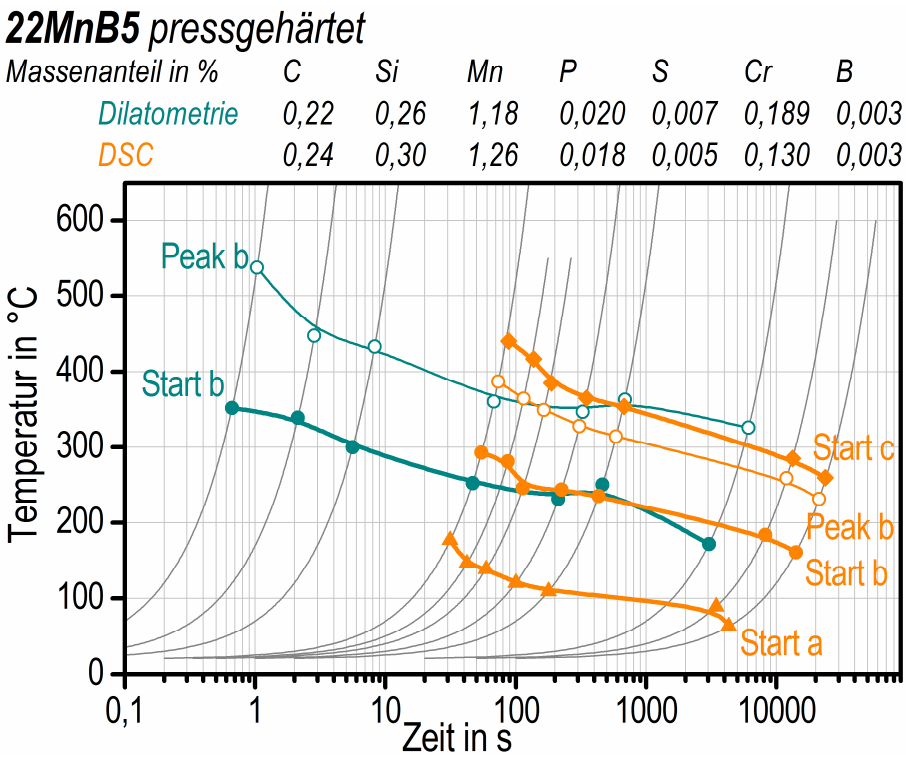


Abbildung 32: Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Anlass-Diagramm des pressgehärteten Stahls 22MnB5.

4.1.3 Metallographische Untersuchungen

Die Ergebnisse aus Kalorimetrie und Dilatometrie können durch die Gefügeaufnahmen mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskopie bestätigt werden. Für die Untersuchungen wurden die Proben kurzzeitig mit einer Erwärmgeschwindigkeit von 0,5 K/s auf Temperaturen von 300, 400, 500, 600 und 700 °C erwärmt und anschließend schnell abgeschreckt, um den jeweilig eingestellten Zustand einzufrieren.

Die Gefügeaufnahmen in Abbildung 33 zeigen bis zu einer Temperatur von 400 °C ein überwiegend martensitisches Gefüge. Mit weiter zunehmender Temperatur lassen sich immer deutlicher Karbidausscheidungen feststellen. Es kommt zu Anlassvorgängen im pressgehärteten Stahl 22MnB5. Die zunehmende Bildung von Karbiden mit steigender Temperatur wird durch rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen bestätigt (Abbildung 34).

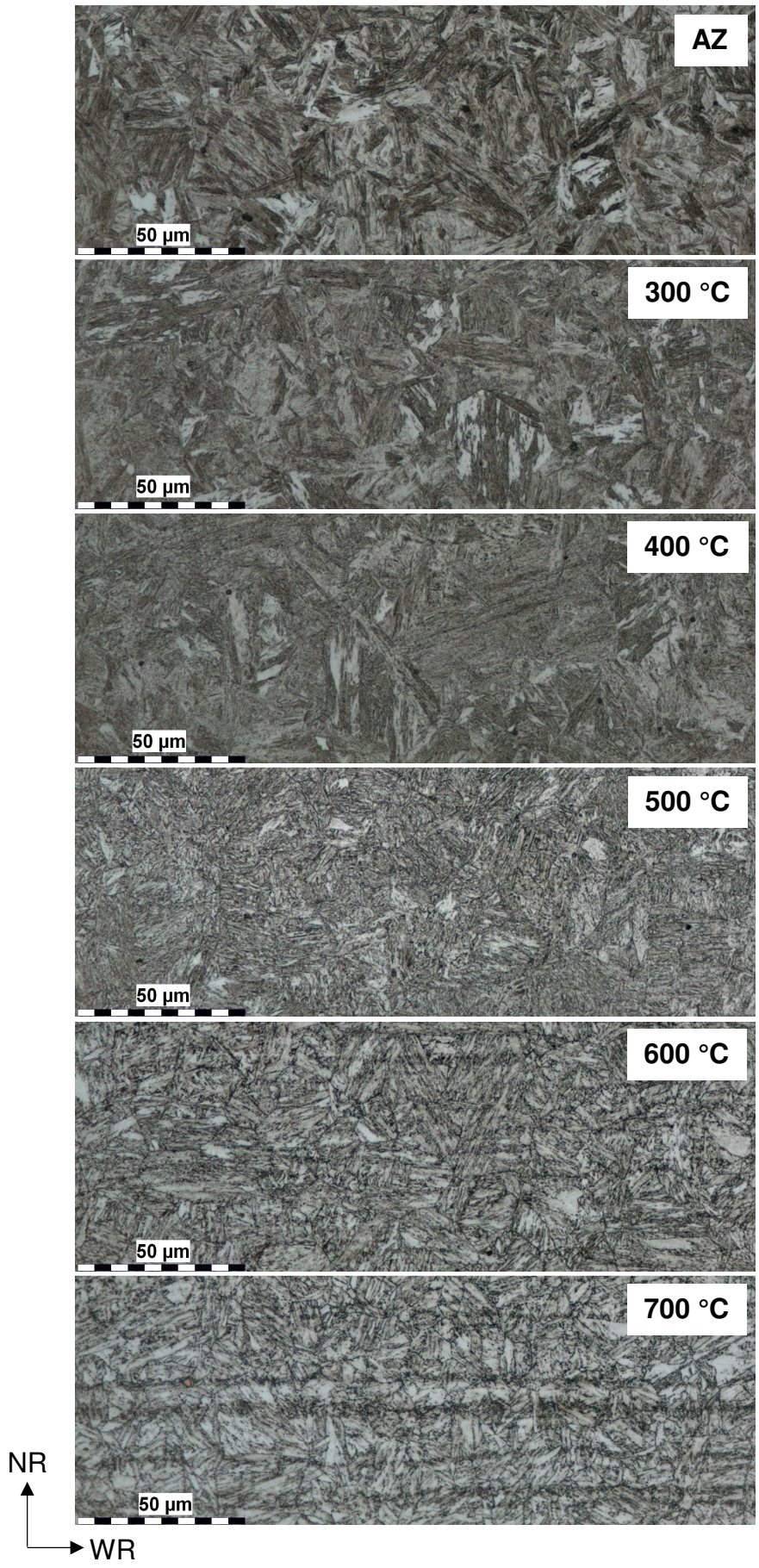


Abbildung 33: Entwicklung des Gefüges nach Erwärmung mit 0,5 K/s auf verschiedene Temperaturen, Lichtmikroskopische Aufnahmen (HNO_3-Ätzung).

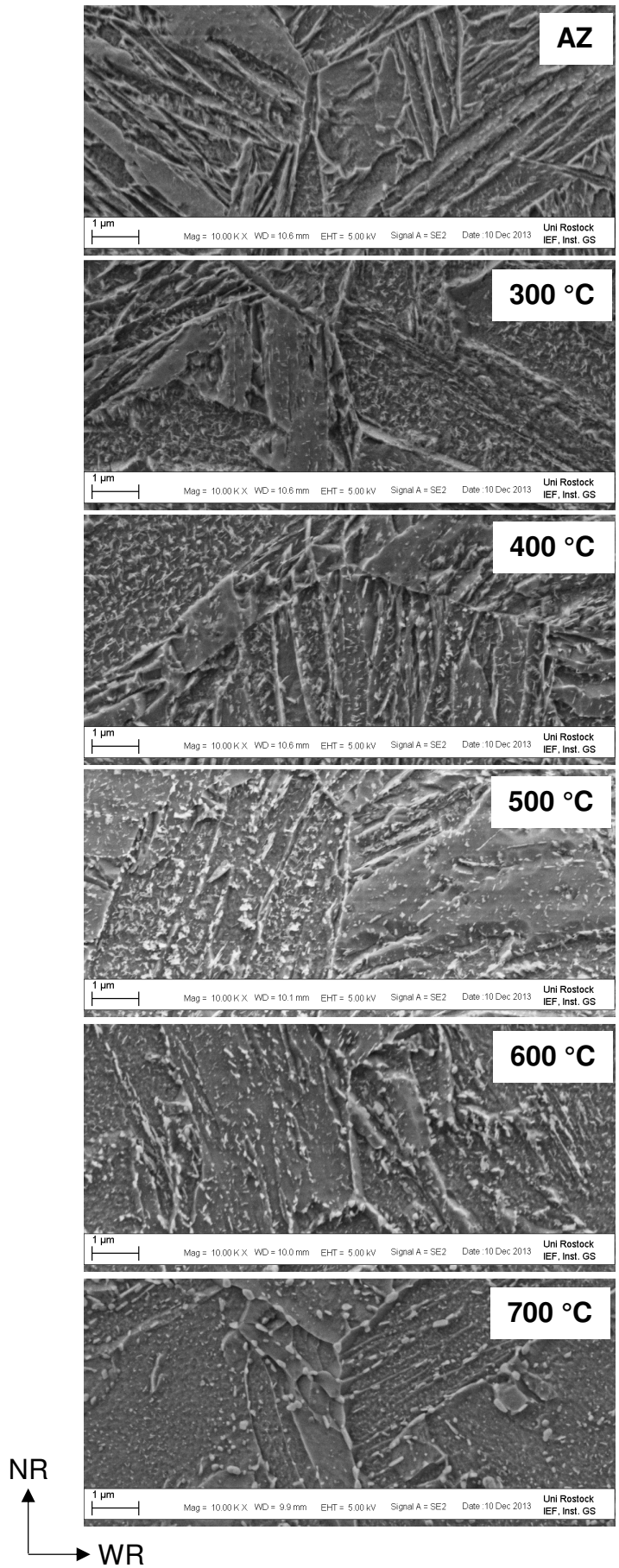


Abbildung 34: Entwicklung des Gefüges nach Erwärmung mit 0,5 K/s auf verschiedene Temperaturen, Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen.

4.1.4 Thermo-mechanische Analyse

Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven für eine Erwärmung mit 900 K/s bei unterschiedlichen Deformationstemperaturen sind in Abbildung 35 dargestellt. Im Allgemeinen entspricht die Abhängigkeit der Spannungs-Dehnungs-Kurven von der Temperatur einem zu erwartenden Verlauf von pressgehärteten Stählen. Mit steigender Temperatur sinken die maximalen Spannungen, während die Dehnungen zunehmen.

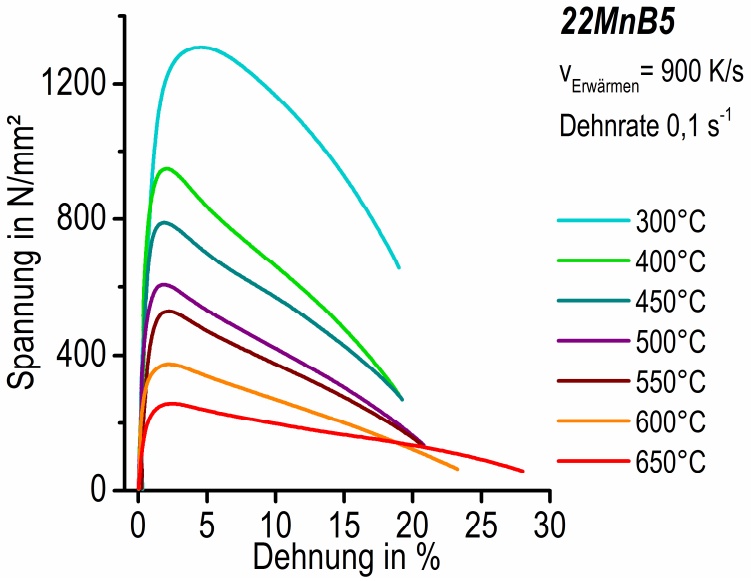


Abbildung 35: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des pressgehärteten 22MnB5 bei unterschiedlichen Deformationstemperaturen.

Die mechanischen Eigenschaften Zugfestigkeit, Fließgrenze und Bruchdehnung aus allen Spannungs-Dehnungs-Kurven bei einer Erwärmgeschwindigkeit von 900 K/s sind zusammengefasst in Abbildung 36 in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt. Das Diagramm zeigt, dass die ermittelten Zugfestigkeiten und Fließgrenzen mit steigender Temperatur deutlich abfallen. Die Bruchdehnung nimmt im Temperaturbereich von 300 °C – 500 °C zunächst allmählich und dann bis 650 °C stärker zu.

Für eine Deformationstemperatur von 500 °C sind in Abbildung 37 die mechanischen Kennwerte in Abhängigkeit verschiedener Erwärmgeschwindigkeiten dargestellt. Für alle analysierten Erwärmgeschwindigkeiten zeigen die Zugfestigkeit, Fließgrenze und ebenso die Bruchdehnung einen relativ konstanten Wert.

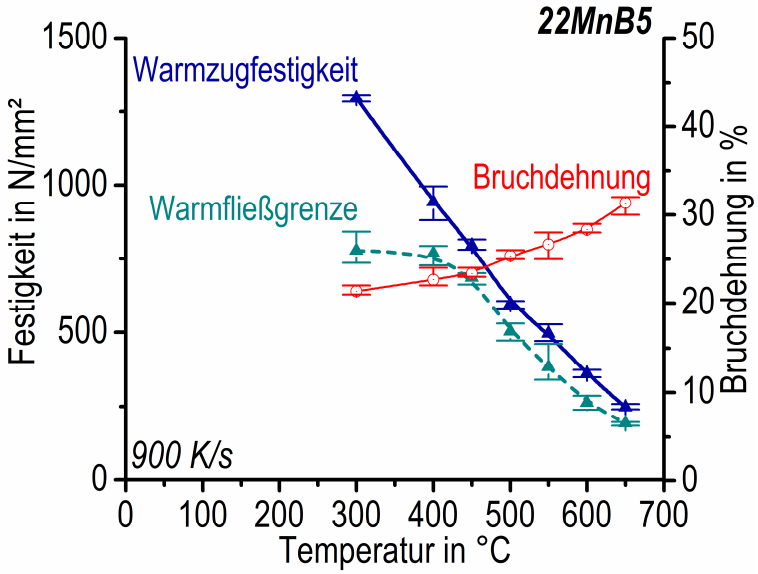


Abbildung 36: Warmzugfestigkeit, Warmfließgrenze und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Deformationstemperatur des pressgehärteten 22MnB5.

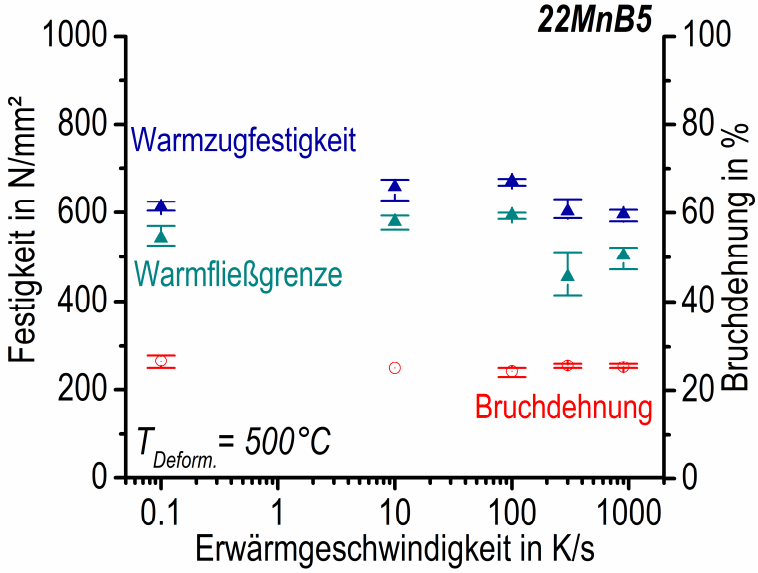


Abbildung 37: Warmzugfestigkeit und -fließgrenze in Abhängigkeit der Erwärmgeschwindigkeit des pressgehärteten 22MnB5.

In einem weiteren Schritt wurde auch der Einfluss der Dehnrate bei einer Deformationstemperatur von 500 °C mit einer Erwärmung von 900 K/s analysiert. Es wurden Dehnraten von 0,01 s^{-1}, 0,1 s^{-1} und 1 s^{-1} ausgewählt. Repräsentative Kurven dieser Untersuchungen sind in Abbildung 38 dargestellt. Die Spannungs-Dehnungs-Kurven lassen eine Auswirkung und Abhängigkeit der Dehnrate auf die maximal erreichbare Spannung bzw. Zugfestigkeit vermuten. Mit zunehmender Dehnrate sind höhere Festigkeitswerte zu erreichen.

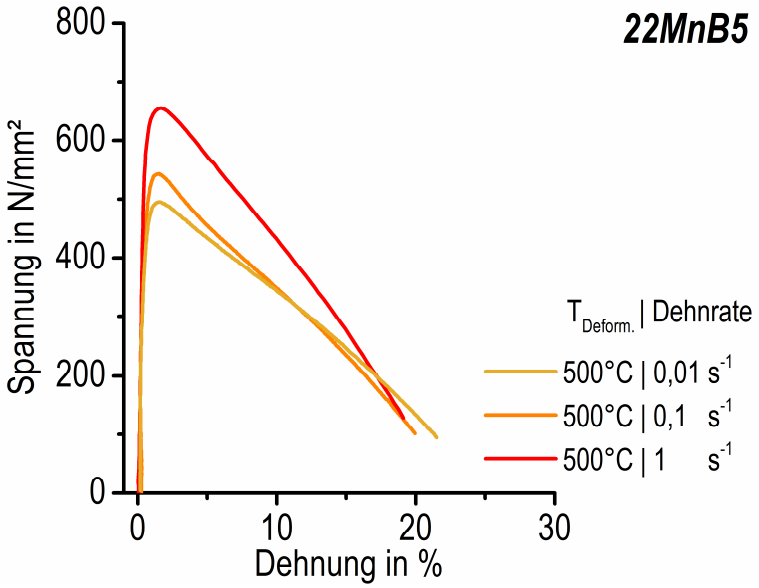


Abbildung 38: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des pressgehärteten 22MnB5, Zug bei einer Temperatur von 500 °C mit verschiedenen Dehnraten.

4.1.5 Härte

Der Einfluss einer Kurzzeitwärmebehandlung auf die mechanischen Eigenschaften des Gefüges wurde mittels Härteprüfung verifiziert. Analysiert wurden drei verschiedene Erwärmgeschwindigkeiten (0,5; 50 und 500 K/s), welche auf unterschiedliche Temperaturen (230 – 700 °C) erwärmt wurden. Diese Untersuchungen konnten im Dilatometer als reine Wärmebehandlung durchgeführt werden. Nach Erreichen der Temperatur wurden die Proben sofort mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 50 K/s abgeschreckt, um den eingestellten Zustand zu erhalten, und anschließend analysiert.

Abbildung 39 zeigt die Ergebnisse der Härteuntersuchungen an dem pressgehärteten Stahl 22MnB5. Mit steigender Temperatur nimmt die Härte deutlich ab. Eine schnellere Erwärmung bewirkt eine höhere Härte, da der Werkstoff nur sehr kurze Zeit bei hohen Temperaturen verbleibt und weniger Diffusionsvorgänge stattfinden können. Eine höhere Erwärmgeschwindigkeit führt zudem zu einer Verschiebung der Reaktionen zu höheren Temperaturen.

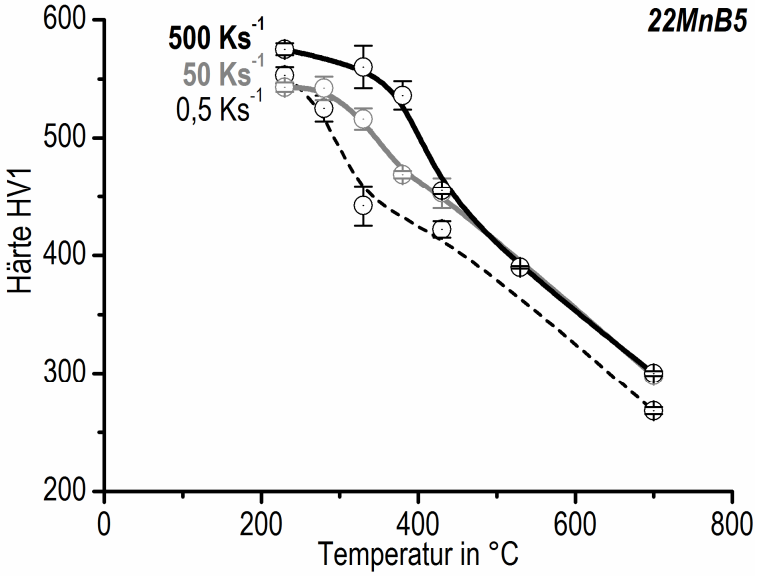


Abbildung 39: Härteverlauf des pressgehärteten 22MnB5 nach Erwärmen auf Temperatur mit unterschiedlichen Erwärmgeschwindigkeiten (anschließend schnelles Abkühlen und Härteprüfung bei RT).

Die Ergebnisse zeigen eine gute Übereinstimmung mit den Analysen aus in-situ Methoden Kalorimetrie und Dilatometrie. So ist für eine Erwärmgeschwindigkeit von 0,5 K/s bei etwa 300 °C eine deutliche Abnahme der Härte zu verzeichnen. Das steht im direkten Zusammenhang mit der Vergröberung von Übergangskarbiden sowie der Bildung von Zementit (Fe_3C) (siehe Abbildung 29 und Abbildung 31).

4.2 Stahl HDT780C

4.2.1 Kalorimetrie

Abbildung 40 zeigt ausgewählte Erwärmkurven aus DSC-Versuchen an Stahl HDT780C. Für die untersuchten Erwärmgeschwindigkeiten lassen sich Anlassreaktionen im Bereich von 200 – 500 °C vermuten. Aufgrund relativ schwacher Signale sowie der Kurvenverkrümmung fällt die genaue Beurteilung einer Entwicklung der Reaktionen mit zunehmender Erwärmgeschwindigkeit schwer.

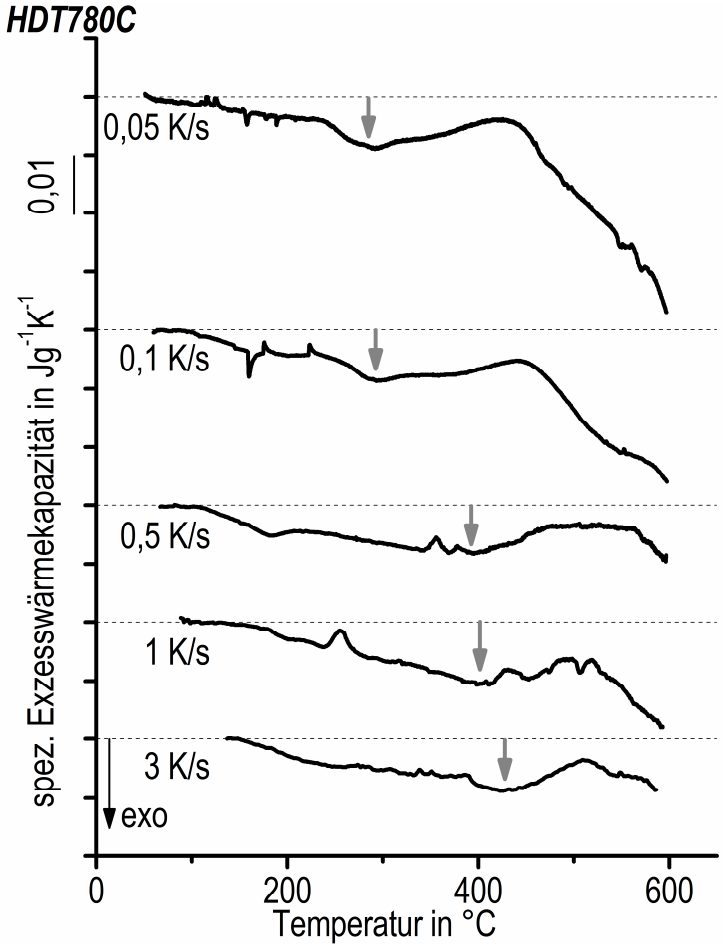


Abbildung 40: Ausgewählte Kalorimeter-Erwärmkurven von HDT780C (graue Pfeile deuten auf exotherme Reaktion), vergleiche auch Skalierung in Abbildung 29.

Ein sehr niedriger Kohlenstoffgehalt von 0,13 Ma.-% und ein relativ geringer Martensit/Bainit-Anteil lassen nur sehr geringe Anlassreaktionen während einer Erwärmung des Komplexphasenstahls vermuten. Für langsame Erwärmungen mit 0,05 und 0,1 K/s ist insbesondere bei höheren Temperaturen davon auszugehen, dass es sich auch um Oxidationsreaktionen handelt. Mit zunehmender Temperatur ergibt sich die Schwierigkeit, dass die Proben immer mehr anlaufen, sodass es zu einer starken Verkrümmung der Proben- aber auch der Basislinienmessung im Gerät Setaram DSC 121 kommt.

4.2.2 Dilatometrie

Eine sehr schwache Ausprägung der Reaktionen während der Erwärmung des HDT780C setzt sich auch bei den Ergebnissen aus der Dilatometrie fort. In Abbildung 41 sind ausgewählte Dilatometerkurven für Erwärmungen mit 0,05; 0,5 sowie 5 K/s dargestellt. Schnellere Erwärmungen zeigten keine Reaktionsbereiche. Auf die Darstellung wurde daher verzichtet. Für die abgebildeten Erwärmkurven zeigen sich sehr schwach ausgeprägte Reaktionen, die auf den geringen Kohlenstoffgehalt des Stahls zurückzuführen sind. Eine Erwärmung mit 0,05 K/s lässt Gefügereaktionen ab 300 °C vermuten. Eine Abhängigkeit der Entwicklung der Gefügereaktionen mit steigender Erwärmgeschwindigkeit lässt sich aufgrund sehr schwacher Signale nicht feststellen.

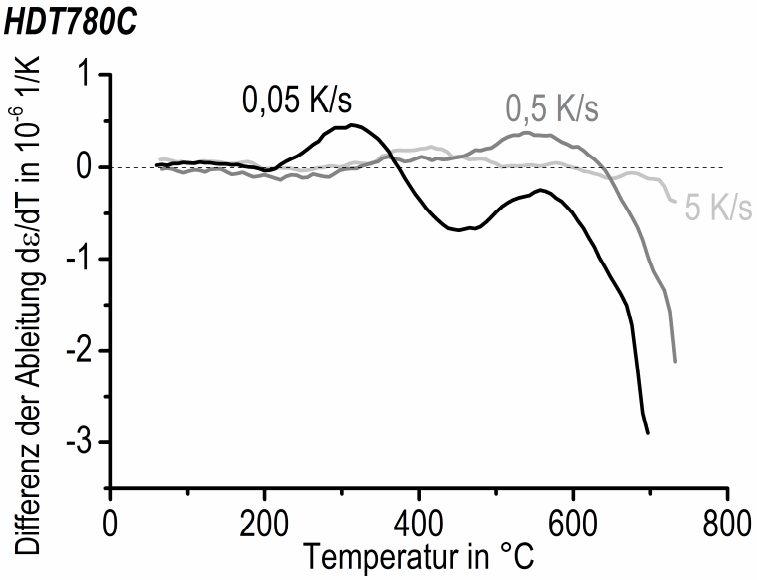


Abbildung 41: Ausgewählte Dilatometer-Erwärmkurven von HDT780C.

4.2.3 Metallographische Untersuchungen

Das Gefüge aus Abbildung 42 zeigt den mit 0,05 K/s auf 500 °C erwärmten Stahl HDT780C. Das Gefüge wirkt im Vergleich zum Ausgangszustand (Abbildung 10) etwas feiner. Die vorherigen Bainitanteile scheinen nicht mehr oder nur noch vereinzelt vorhanden zu sein.

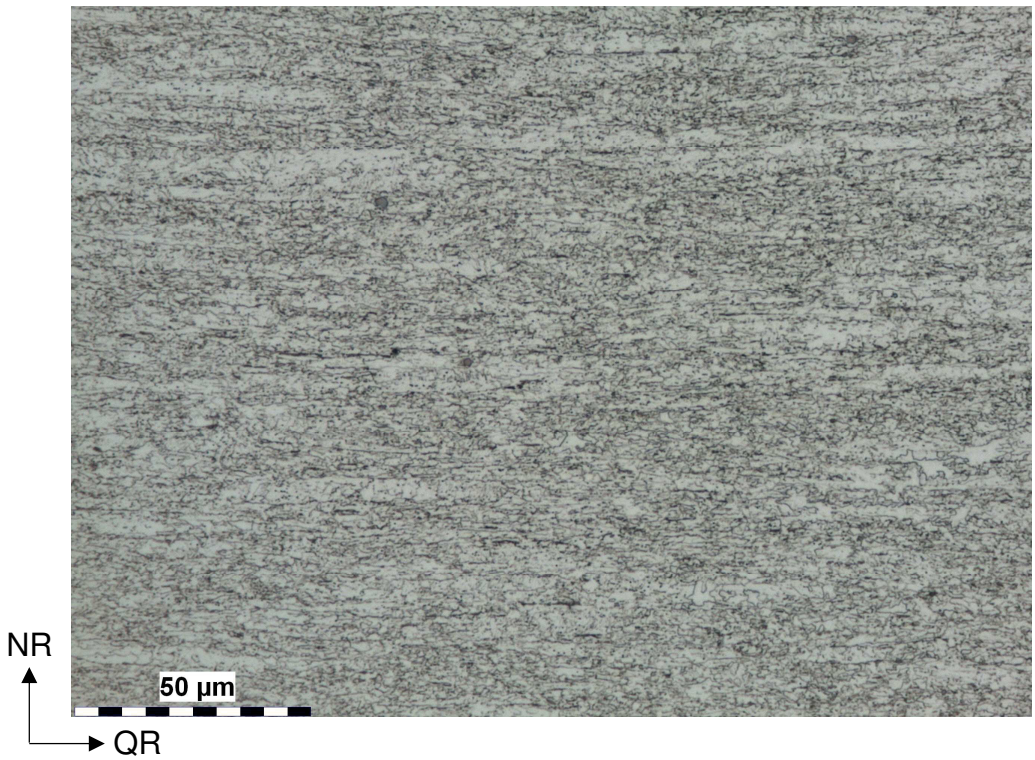


Abbildung 42: Gefüge HDT780C, erwärmt bis 500 °C mit 0,05 K/s, abgekühlt auf RT (Ätzung verdünnte Salpetersäure).

4.2.4 Thermo-mechanische Analyse

In Vorversuchen wurde eine für den Werkstoff gut regelbare Erwärmgeschwindigkeit von 600 K/s (ähnlich einer Lasererwärmung) ermittelt. Die Proben wurden bei RT sowie bei 100, 200, 300, 400, 500, 600 °C geprüft. Für die Prüfung bei RT und 100 °C wurden Zugproben mit 3 mm breiter Messlänge und für Prüftemperaturen von 200 – 600 °C Zugproben mit 4 mm breiter Messlänge verwendet.

Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des Stahls HDT780C sind in Abbildung 43 dargestellt. Wie zu erwarten, ist mit steigender Deformationstemperatur eine Abnahme der maximalen Spannungen zu erkennen. Die Kurven zeigen bei Raumtemperatur sowie 100 °C Deformationstemperatur eine ausgeprägte Streckgrenze. Eine Verformungstemperatur von 200 °C lässt einen unregelmäßigen Verlauf im elastisch-plastischen Dehnungsbereich erkennen (ggf. dynamische Reckalterung). Bei höheren Verformungstemperaturen liegen Spannungs-Dehnungs-Kurven ohne Streckgrenzen-erscheinung vor.

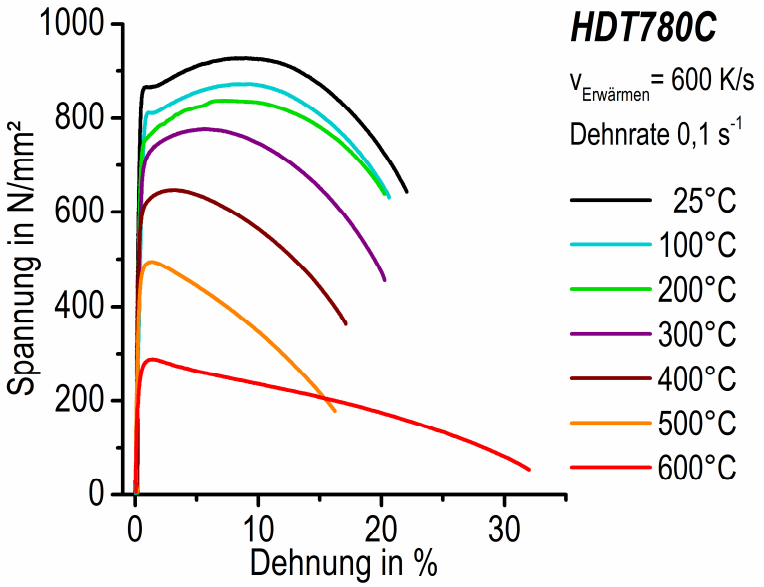


Abbildung 43: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des Komplexphasenstahls HDT780C bei unterschiedlichen Deformationstemperaturen.

Die Ergebnisse aller Spannungs-Dehnungs-Kurven wurden in Abbildung 44 zusammengefasst. Mit steigender Temperatur nehmen Warmfließgrenze und Warmzugfestigkeit des Stahls HDT78C kontinuierlich ab. Die Bruchdehnung bleibt bei niedrigeren Temperaturen zunächst konstant. Die Bruchflächen wiesen nahezu keine Einschnürung der Proben auf. Erst ab Temperaturen von 500 °C nimmt die Bruchdehnung signifikant zu.

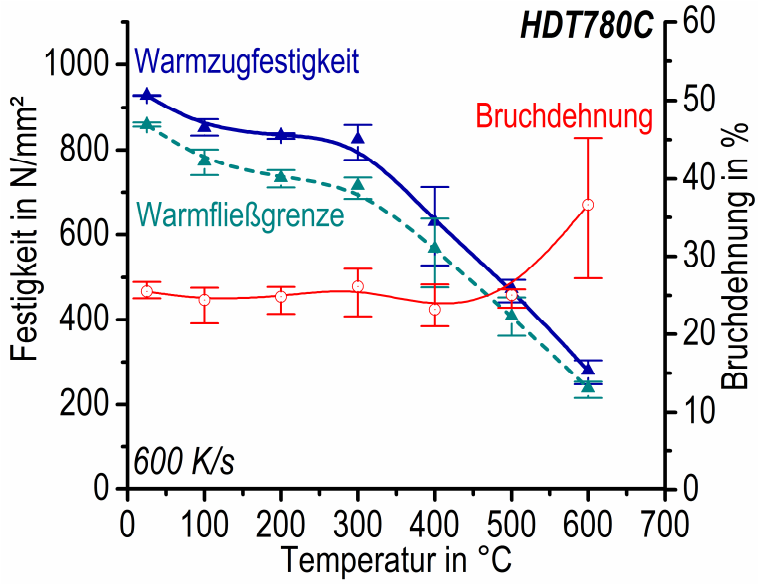


Abbildung 44: Warmzugfestigkeit, Warmfließgrenze und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Deformationstemperatur von HDT780C.

4.2.5 Härte

Nach einer Erwärmung mit 0,05 K/s auf verschiedene Temperaturen sowie einer anschließend schnellen Abkühlung auf RT wurden Proben des Werkstoffes HDT780C wärmebehandelt und anschließend hinsichtlich Härte geprüft.

Aus den Ergebnissen aus Abbildung 45 kann keine wesentliche Beeinflussung der Härte des Werkstoffes nach einer Kurzzeitwärmebehandlung erkannt werden. Der Komplexphasenstahl zeigt keine Entfestigung nach einer relativ langsamen Erwärmung mit 0,05 K/s.

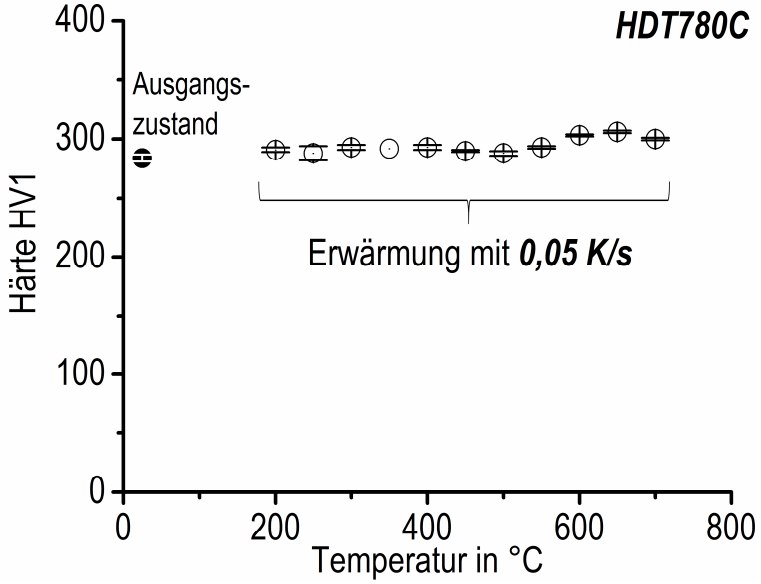


Abbildung 45: Härte der Legierung HDT780C nach Erwärmen mit 0,05 K/s auf verschiedene Temperaturen, Ermittlung HV1 bei RT.

Nach den Ergebnissen aus Thermo-mechanischer Analyse und Untersuchungen der Härte ist der Stahl HDT780D ein besonders geeigneter Werkstoff für das laserunterstützte Clinchen. Während der Erwärmung wird eine geringere Festigkeit und höhere Duktilität erreicht, wohingegen nach der Erwärmung keine Entfestigung auftritt.

4.3 Stahl HCT960C

4.3.1 Kalorimetrie

In Abbildung 46 sind ausgewählte DSC-Erwärmkurven des Komplexphasenstahls HCT960C als Funktion der Temperatur dargestellt. Die spezifische Exzesswärmekapazität langsamer Erwärmgeschwindigkeiten zeigt exotherme Reaktionsbereiche. Über die Entwicklung ablaufender Reaktionen mit zunehmender Erwärmrate lassen sich aufgrund teilweise starker Kurvenverkrümmungen keine Aussagen treffen. Je nach Temperaturbereich stehen die auftretenden exothermen Reaktionen für verschiedene Anlassreaktionen des Stahls, die aufgrund des geringen Kohlenstoffgehalts von 0,09 Ma.-% und dem relativ geringen Martensit/Bainit-Anteil nur schwach ausgeprägt sind.

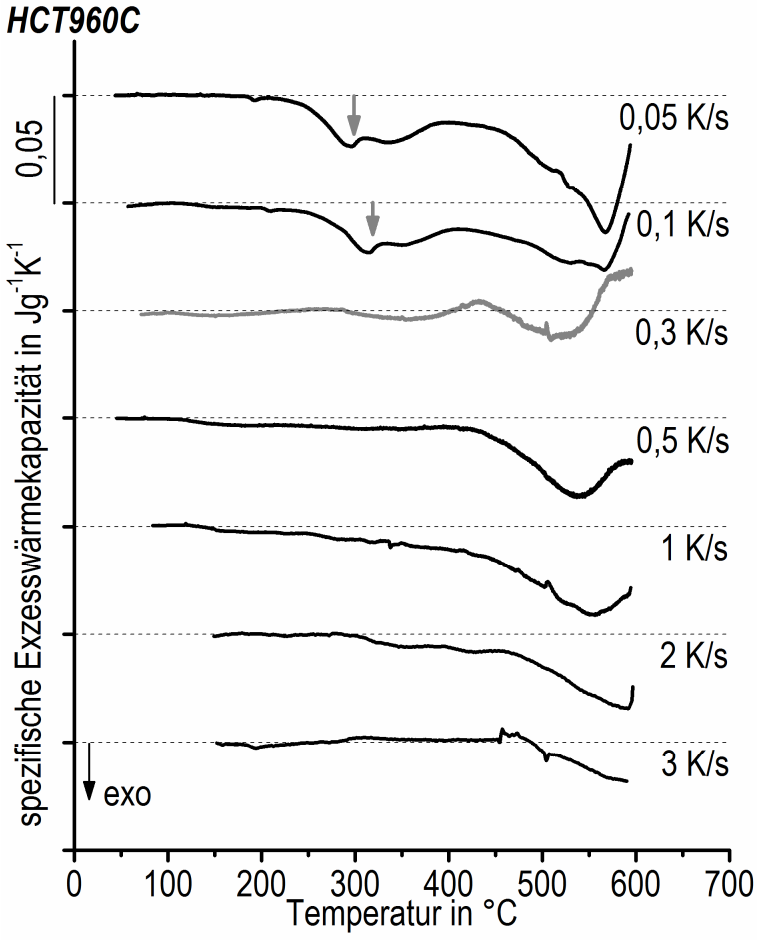


Abbildung 46: Ausgewählte Kalorimeter-Erwärmkurven von HCT960C (graue Pfeile zeigen exotherme Anlassreaktionen).

Aufgrund von Verfärbungsproblemen der Proben – gerade bei sehr langsamen Scanraten – kann man auch bei diesem Stahl von Verkrümmungen der Kurven im höheren Temperaturbereich ausgehen. Allerdings sind Reaktionen auch bei höheren

Temperaturen (ab 400 °C) ersichtlich, wobei diese sehr stark von einer Oxidationsreaktion überlagert ist.

4.3.2 Dilatometrie

Die Ergebnisse aus Dilatometrie für den Stahlwerkstoff HCT960C sind in Abbildung 47 dargestellt. Für die untersuchten Erwärmgeschwindigkeiten 0,05; 0,5; 5 und 50 K/s zeigen ausgewählte Kurven – anders als bei den kalorimetrischen Untersuchungen – lediglich einen wesentlichen Reaktionsbereich ab ca. 400 °C. Mit zunehmender Erwärmgeschwindigkeit wird die Reaktion zu höheren Temperaturen verschoben.

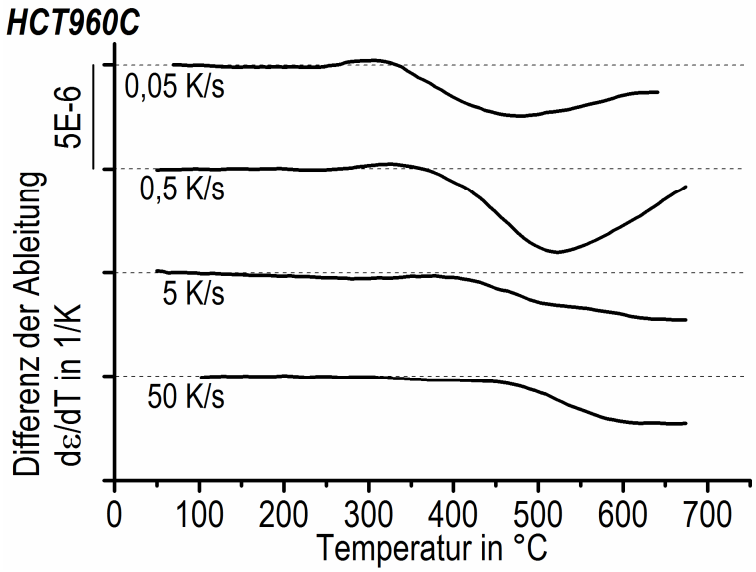


Abbildung 47: Ausgewählte Dilatometer-Erwärmkurven von HCT960C.

4.3.3 Metallographische Untersuchungen

Abbildung 48 zeigt das wärmebehandelte Gefüge des Stahls HCT960C. Eine Erwärmung mit 0,05 K/s auf 500 °C und anschließender schneller Abschreckung auf Raumtemperatur zeigt im Vergleich zum Ausgangszustand (Abbildung 12) kaum eine Veränderung.

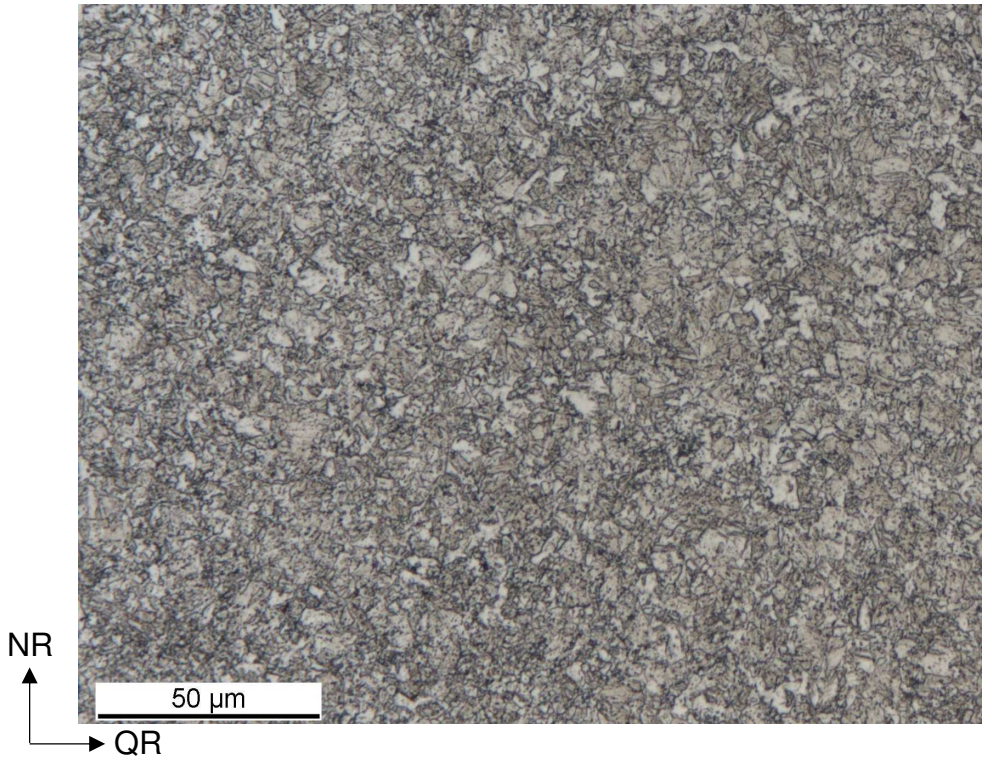


Abbildung 48: Gefüge HCT960C, erwärmt bis 500 °C mit 0,05 K/s, abgekühlt auf RT (Ätzung verdünnte Salpetersäure).

4.3.4 Thermo-mechanische Analyse

Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven mit einer Erwärmgeschwindigkeit von 600 K/s bei unterschiedlichen Deformationstemperaturen (25 – 600 °C) sind in Abbildung 49 für den Komplexphasenstahl HCT960C dargestellt. Grundsätzlich sinken, wie zu erwarten, mit steigender Temperatur die maximalen Spannungen, während die Dehnungen zunehmen. Ausnahmen bilden die Versuche bei 200 °C und 300 °C. Bei 200 °C kam es immer wieder zu Brüchen nahe der Thermoelemente oder aber zu Brüchen an den Messstegen (mögliche Ursache Blausprödigkeit). Die Spannungs-Dehnungs-Kurve bei 300 °C liegt wider Erwarten auf einem höheren Niveau im Vergleich zur Kurve bei 100 °C. Das gilt ebenfalls für alle weiteren durchgeführten Versuche, die bei Temperaturen von 100 °C und 300 °C durchgeführt wurden.

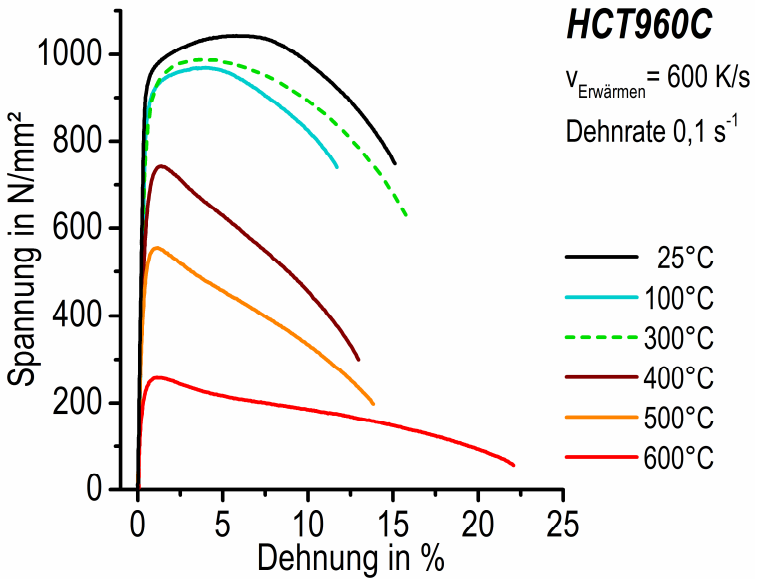


Abbildung 49: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des Komplexphasenstahls HCT960C bei unterschiedlichen Deformationstemperaturen.

Die ausgewerteten Warmzugfestigkeiten, Warmfließgrenzen und Bruchdehnungen aus allen Spannungs-Dehnungs-Kurven bei einer Erwärmgeschwindigkeit von 600 K/s sind zusammengefasst in Abbildung 50 in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt. Während die Zugfestigkeiten und Fließgrenzen mit steigender Temperatur abnehmen, steigt die Bruchdehnung allmählich an.

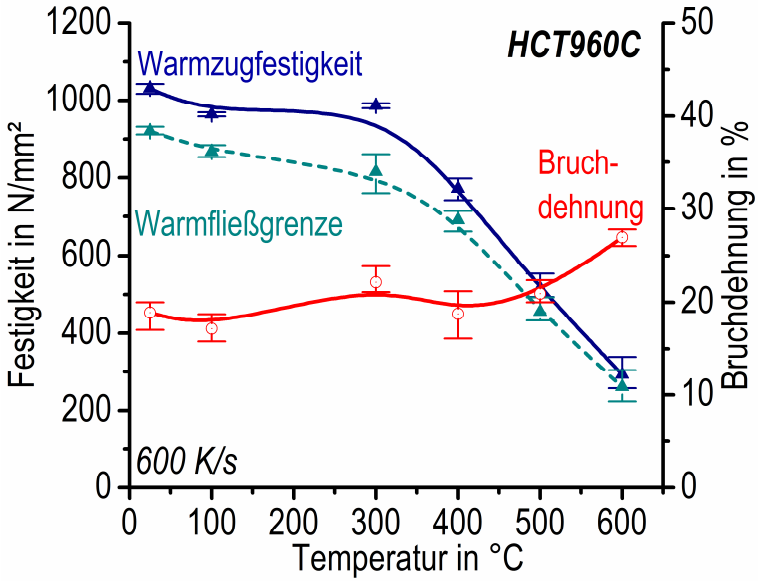


Abbildung 50: Warmzugfestigkeit, Warmfließgrenze und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Deformationstemperatur von HCT960C.

4.3.5 Härte

Eine Untersuchung der Härte nach Erwärmung auf 500 °C und rascher Abkühlung zeigt eine geringe Abnahme der Härte mit abnehmender Erwärmgeschwindigkeit (siehe Abbildung 51). Während die schnelleren Erwärmungen mit 5 K/s und 50 K/s annähernd die Härte des Ausgangszustandes von 350 HV1 aufweisen, ergibt eine sehr langsame Erwärmung mit 0,05 K/s immer noch eine Härte von 302 HV1.

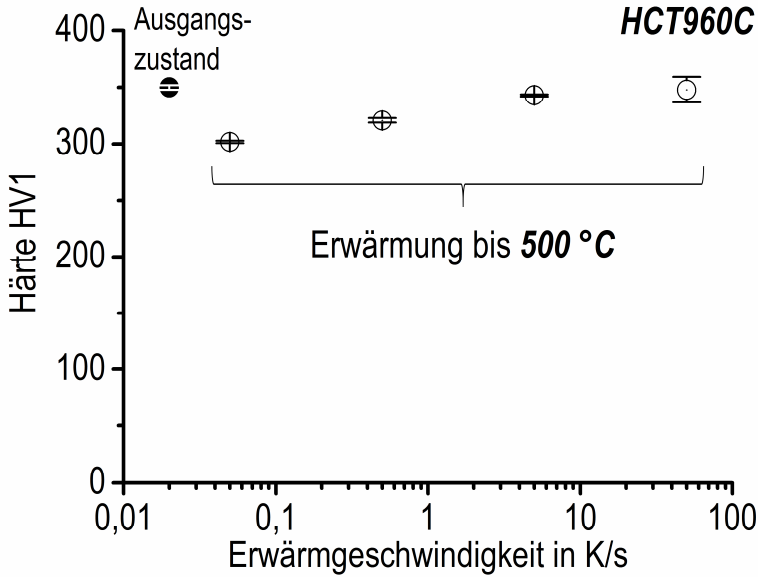


Abbildung 51: Härte der Legierung HCT960C nach Erwärmen auf 500 °C mit verschiedenen Erwärmgeschwindigkeiten, Ermittlung HV1 bei RT.

Ähnlich wie beim Komplexphasenstahl HDT780C entfestigt der Werkstoff nach Kurzzeitwärmebehandlung durch die rasche Erwärmung kaum. Die Ergebnisse des Werkstoffes HCT960C lassen darauf schließen, dass der Komplexphasenstahl ein geeigneter Werkstoff für das laserunterstützte Clinchen ist. Während einer Kurzzeitwärmebehandlung kommt es zur Verringerung der Festigkeit und Erhöhung der Duktilität, aber nach Kurzzeitwärmbehandlung ist der Werkstoff bei schneller Erwärmung auf Umformtemperatur von etwa 500 °C kaum bzw. nicht entfestigt.

4.4 Aluminiumlegierung EN AW-6016

4.4.1 Kalorimetrie

In Abbildung 52 ist eine ausgewählte DSC-Kurve der Aluminiumlegierung EN AW-6016 für eine Erwärmung mit 0,1 K/s aus dem T4-Zustand dargestellt. Generell zeigt sich eine Ausscheidungs- und Auflösungssequenz während kontinuierlicher Erwärmung. Die überlagerten endothermen und exothermen Reaktionspeaks wurden auch in früheren DSC-Untersuchungen der Legierung 6016 bei BURGER et al. [93] oder FALAHATI et al. [94] beobachtet.

Eine Peakabgrenzung bzw. das Definieren der Starttemperaturen der einzelnen exothermen sowie endothermen Reaktionen erfolgte anhand des Nulldurchgangs oder lokaler Minima/Maxima (siehe Abbildung 52). Aufgrund der Peaküberlagerung entsprechen die Nulldurchgänge nicht unbedingt den realen Starttemperaturen. Dennoch sind sie geeignet, den Einfluss der Erwärmgeschwindigkeit auf die Reaktionen zu charakterisieren. Der letzte endotherme Peak ist vollständig abgeschlossen, weshalb hier auch eine Endtemperatur anhand des Nulldurchgangs definiert werden kann.

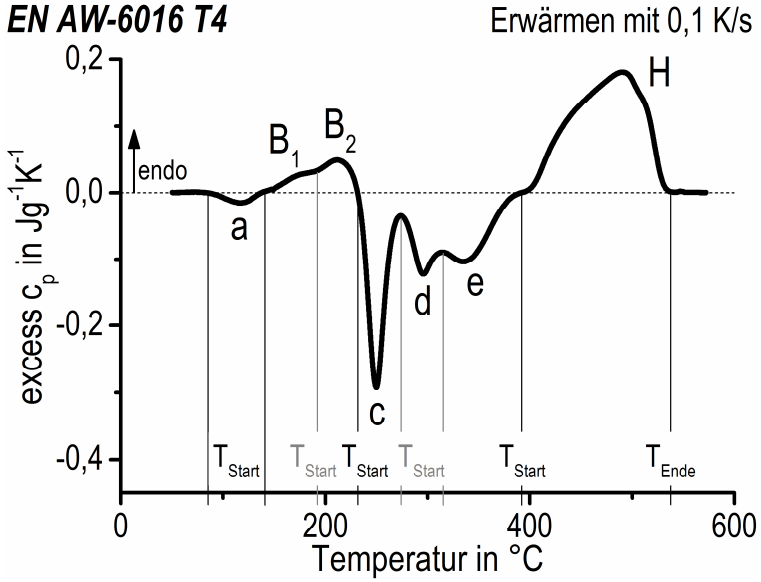


Abbildung 52: Endotherme und exotherme Reaktionen während des Erwärmens der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4.

Eine metallphysikalische Zuordnung kann anhand kalorimetrischer und metallographischer Vorarbeiten [59, 66, 93, 95 bis 99] wie nachfolgend beschrieben werden. Ein erster exothermer *Peak a* lässt das Ausscheidungspotenzial restlicher Legierungselemente zu GP-Zonen erkennen. Während des vorherigen Wärmebehandlungszustand T4 sind nicht alle Legierungselemente in metastabilen

Phasen ausgeschieden worden. Während des folgenden endothermen *Auflösungspeaks B* werden die GP-Zonen wieder in Lösung gebracht. Dabei lassen sich zwei überlagerte *Reaktionen B_1 und B_2* feststellen, die für ein Auflösen unterschiedlicher Zusammensetzungen sprechen. Nachfolgende exotherme *Peaks c und d* sind der Ausscheidung von β″ und β′ zuzuordnen. Für die untersuchte Legierung taucht ein weiterer exothermer *Peak e* auf, welcher nicht eindeutig zugeordnet werden kann. Gegebenenfalls spielt hier der hohe Siliziumüberschuss der Legierung EN AW-6016 eine Rolle. Vor dem letzten endothermen *Peak H* lässt sich ein lokales Minimum feststellen. Dieser Effekt ist bedingt durch eine weitere exotherme Reaktion und kann der Ausscheidung der Gleichgewichtsphase β (Mg_2Si) zugeordnet werden. Der letzte endotherme *Peak H* kennzeichnet die Auflösung aller vorhandenen Phasen – vorrangig wird hier die Gleichgewichtsphase aufgelöst.

In Abbildung 53 sind die DSC-Kurven für verschiedene Erwärmgeschwindigkeiten dargestellt. Mit zunehmender Erwärmgeschwindigkeit zeigt sich eine deutliche Verschiebung der einzelnen exothermen sowie endothermen Reaktionspeaks zu höheren Temperaturen. Beispielsweise zeigt sich für den *Peak c* eine Verschiebung der Peaktemperatur von über 200 K im Erwärmgeschwindigkeitsbereich 0,01 – 5 K/s. Weiterhin lässt sich eine Unterdrückung der Reaktionen mit zunehmender Erwärmgeschwindigkeit feststellen. Dieses Phänomen äußert sich insbesondere bei den exothermen Ausscheidungsreaktionen. Eine mögliche Begründung liegt in den jeweiligen Diffusionsvorgängen. Ausscheidungen benötigen längere Diffusionswege für ihre Bildung im Vergleich zu deren Auflösung.

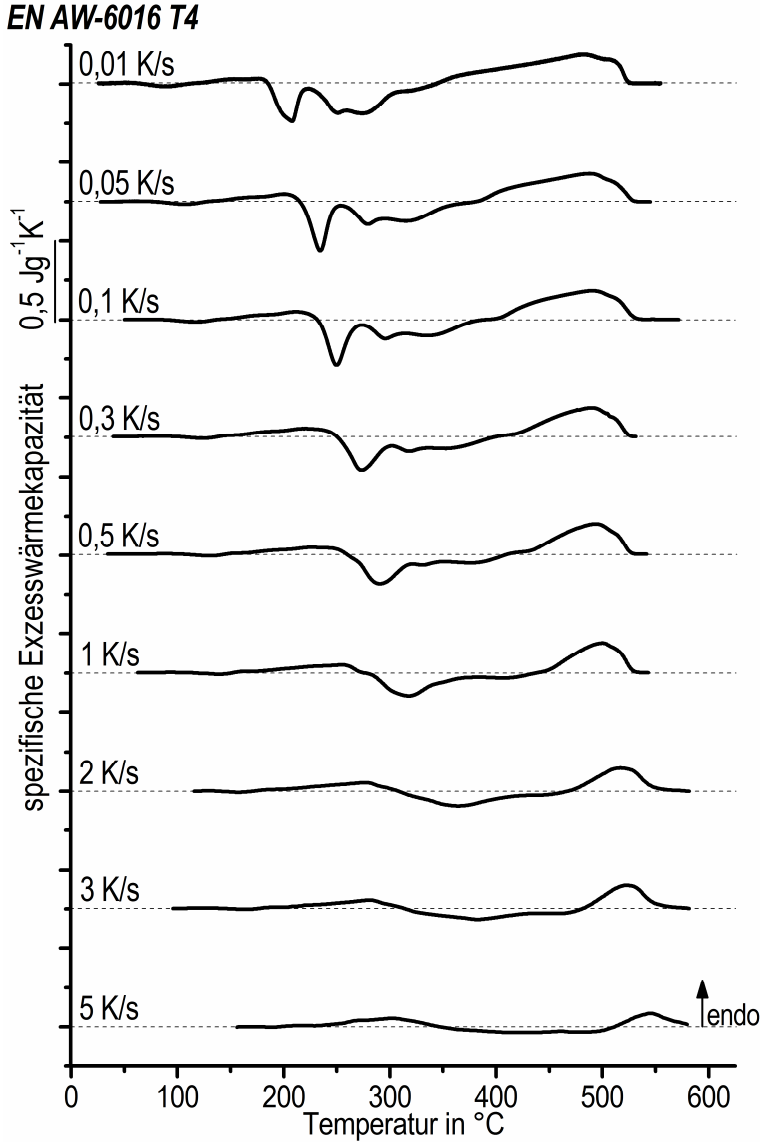


Abbildung 53: Ausgewählte Erwärmkurven der Aluminiumlegierung EN AW-6016 aus dem T4-Zustand.

Die Ergebnisse aller DSC-Erwärmkurven lassen sich in einem kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm (Abbildung 54) zusammenfassend darstellen. Bedingt durch die signifikante Überlappung der einzelnen Reaktionen wurden in der vorliegenden Arbeit die Start-Temperaturen der Peaks anhand des Nulldurchgangs oder lokaler Minima/Maxima (Abbildung 52) zwischen zwei Reaktionspeaks definiert. An dieser Stelle ist nochmals zu erwähnen, dass es sich dabei nicht um die absolute Start-Temperatur der jeweiligen Phase handeln muss. Die zwei überlagerten *Reaktionen B_1 und B_2* wurden aufgrund einer erschwerten Peaktrennung zur Vereinfachung als gemeinsamer *Peak B* ausgewertet.

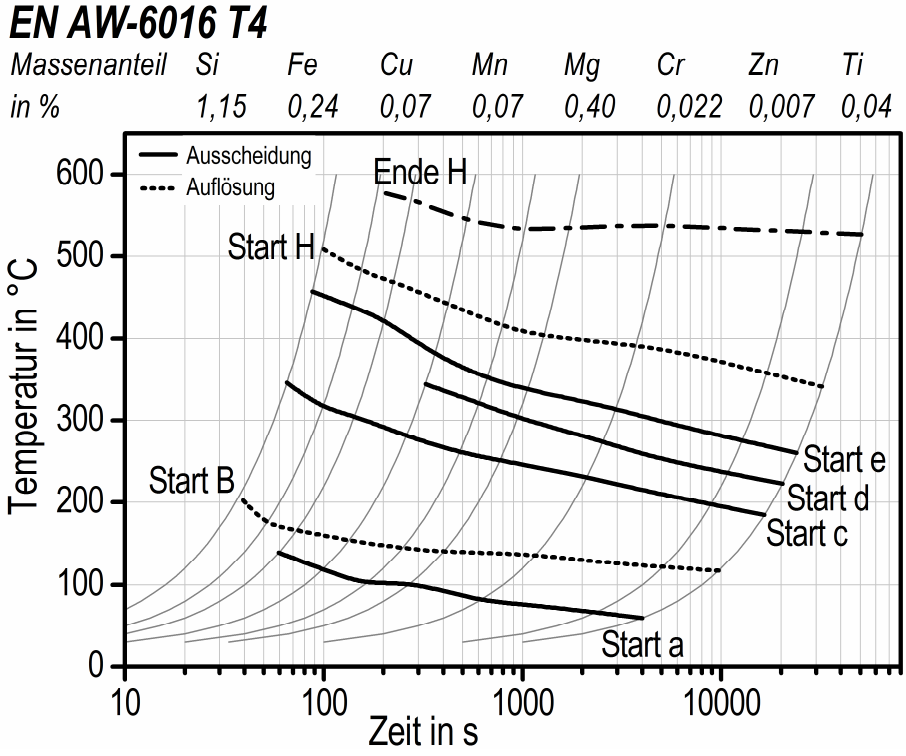


Abbildung 54: Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4.

Eine Erweiterung der kalorimetrischen Ergebnisse bzgl. schnellerer Erwärmgeschwindigkeiten war aufgrund der geringen Ausscheidungsdehnungen mittels Dilatometrie nicht möglich. Dennoch lässt sich aus den vorliegenden Ergebnissen abschätzen, dass eine weitere Erhöhung der Erwärmgeschwindigkeit zu einer weiteren Verschiebung der Peaks zu höheren Temperaturen führen könnte.

4.4.2 Thermo-mechanische Analyse

Abbildung 55 zeigt ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4 für verschiedene Deformationstemperaturen bei einer Dehnrate von 0,1 s^{-1}. Die Erwärmung erfolgte mit einer Geschwindigkeit von 350 K/s. Es liegt eine, wie zu erwarten, deutliche Temperaturabhängigkeit der Werkstoffeigenschaften vor.

Zusammenfassend sind die Werte Warmzugfestigkeit, Fließgrenze und Bruchdehnung für alle ausgewerteten Kurven in Abbildung 56 dargestellt. Während die Spannungswerte mit zunehmender Deformationstemperatur signifikant absinken, zeigt sich für die Bruchdehnung bei niedrigen Deformationstemperaturen ein Plateau. Erst bei Temperaturen über 200 °C nimmt die Bruchdehnung deutlich mit steigender Temperatur zu.

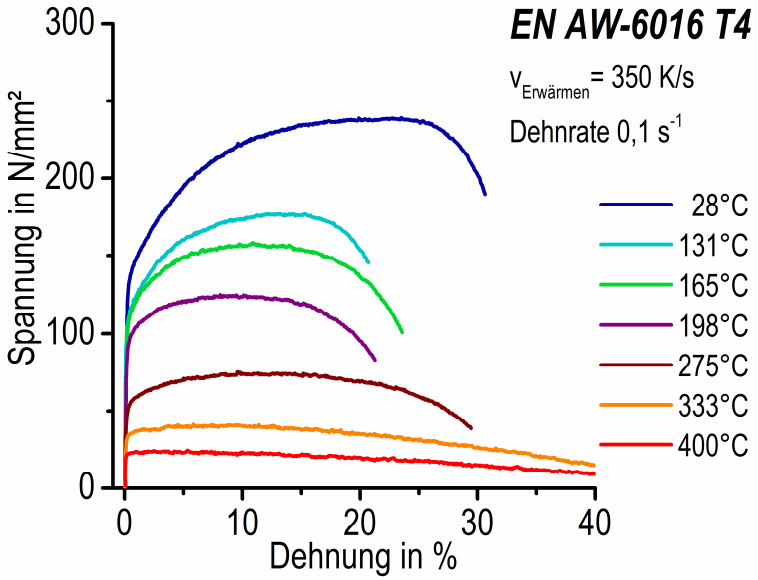


Abbildung 55: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4 bei unterschiedlichen Deformationstemperaturen.

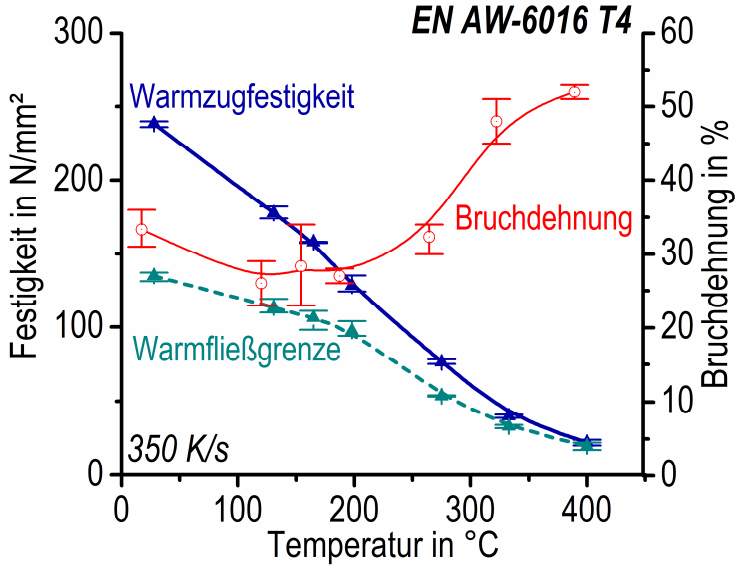


Abbildung 56: Warmzugfestigkeit, Warmfließgrenze und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Deformationstemperatur der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4.

Für die AlMgSi-Legierung EN AW-6016 wurde zusätzlich auch der Effekt verschiedener Dehnraten für eine legierungsspezifische Kurzzeitwärmebehandlung untersucht. Die Ergebnisse der untersuchten Dehnraten 0,001; 0,01; 0,1 und 1 s^{-1} sind in Abbildung 57 veranschaulicht. Die Dehnratenabhängigkeit wird hier durch einen Warmauslagerungseffekt überlagert. Je langsamer die Dehnrate, desto länger erfolgt eine Auslagerungszeit auf erhöhter Kurzzeitwärmebehandlungs-Temperatur.

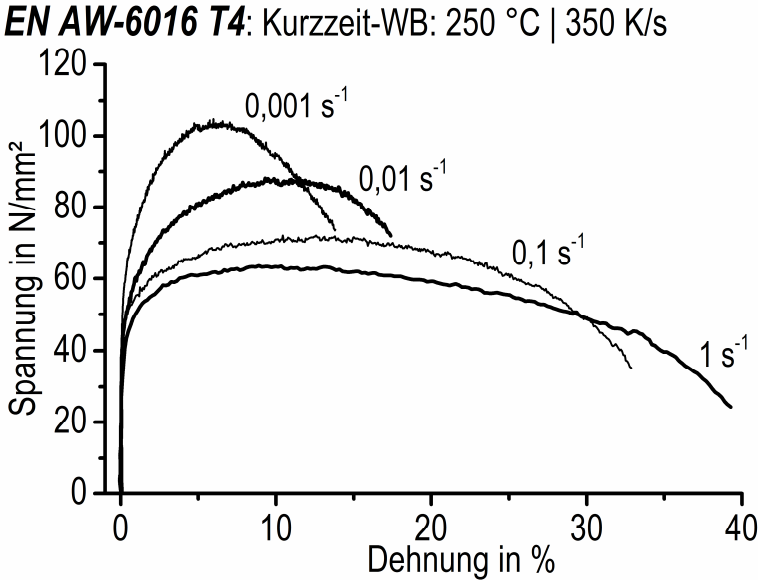


Abbildung 57: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven unterschiedlicher Dehnraten der Aluminiumlegierungen 6016 T4.

4.4.3 Härte

Für die Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4 wurden Härteprüfungen nach Kurzzeitwärmebehandlungen durchgeführt. Dafür wurden Proben des Werkstoffes mit Erwärmgeschwindigkeiten von 0,05; 5 und 200 K/s auf verschiedene Temperaturen erwärmt. Bei Erreichen der Zieltemperatur wurden die Proben mit 75 K/s rasch abgekühlt. Direkt nach Wärmebehandlung wurden die Proben hinsichtlich Härte geprüft. Die Ergebnisse sind in Abbildung 58 dargestellt.

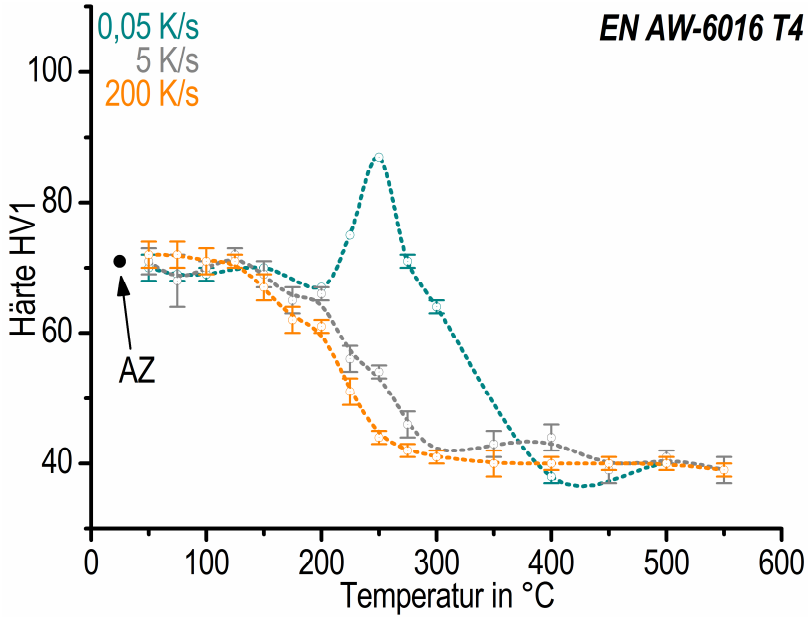


Abbildung 58: Härteverlauf der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4 direkt nach Erwärmen mit unterschiedlichen Erwärmgeschwindigkeiten auf verschiedene Temperaturen.

Eine Erwärmung mit 0,05 K/s führt in der Aluminiumlegierung aufgrund des sehr langsamen Temperaturanstieges zu einem Warmauslagerungseffekt. Bei einer Temperatur von ca. 250 °C ist ein deutliches Härtemaximum von 90 HV1 zu erkennen, das der Ausscheidung von β″ bzw. β′ zuzuschreiben ist (siehe Abbildung 53). Höhere Temperaturen führen zu einer Auflösung der Ausscheidungen und somit zu einem geringeren Härteniveau.

Anders verhält sich die Entwicklung der Härteverläufe für schnellere Erwärmgeschwindigkeiten. Die Härte direkt nach Wärmebehandlung zeigt für beide Raten von 5 und 200 K/s einen stetigen Abfall mit zunehmender Temperatur (siehe Abbildung 58).

Zusätzlich wurden die Härten nach 7 Tagen Kaltauslagerung geprüft (s. Abbildung 59). Die Härte nach einer Woche Kaltauslagerung für beide Erwärmgeschwindigkeiten 5 K/s und 200 K/s zeigt für höhere Temperaturen ein höheres Härteniveau, welches mit der Härte des Ausgangszustandes von 71 HV1 vergleichbar ist. Diese Ergebnisse zeigen, dass diese Legierung bei schnelleren Erwärmungen rückgeglüht wird und ein erneutes Ausscheidungspotenzial durch Kaltauslagerung gegeben ist. Damit ist auch dieser Werkstoff für das laserunterstützte Clinchen gut geeignet.

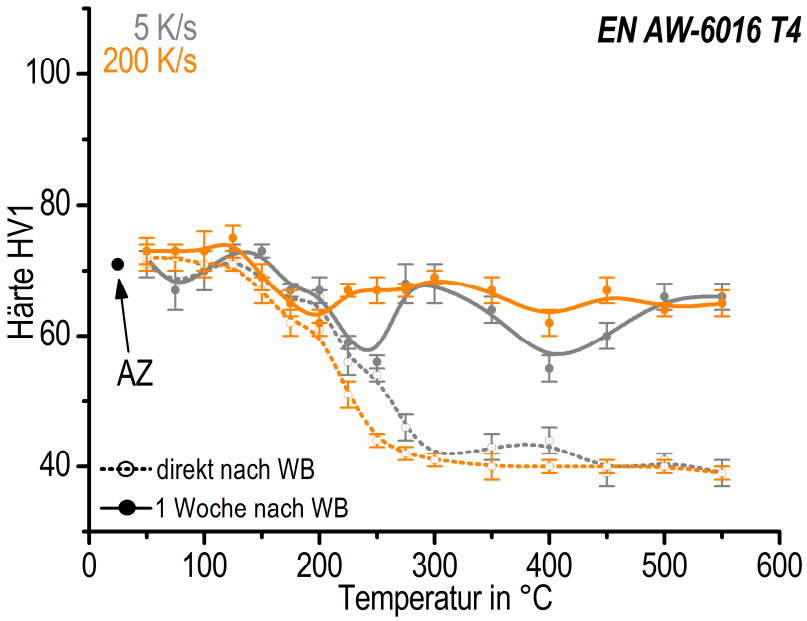


Abbildung 59: Härteverlauf der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4 nach Erwärmen mit schnelleren Erwärmgeschwindigkeiten 5 und 200 K/s auf verschiedene Temperaturen (Härteprüfung nach Abkühlen bzw. eine Woche nach Wärmebehandlung bei RT).

4.5 Aluminiumlegierung EN AW-6181

4.5.1 Kalorimetrie

Eine ausgewählte DSC-Kurve der Legierung EN AW-6181 für eine Erwärmung mit 0,1 K/s aus dem T4-Zustand ist in Abbildung 60 dargestellt. Auch diese Legierung weist beim Erwärmen eine Ausscheidungs- und Auflösungssequenz auf. Wie bereits in Kapitel 4.4.1 beschrieben, erfolgt die Peakabgrenzung anhand der Nulldurchgänge oder aber der lokalen Minima/Maxima.

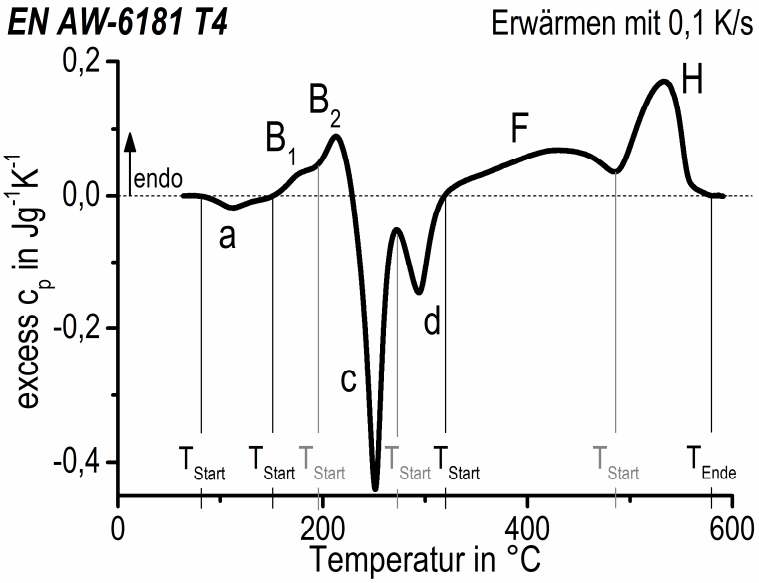


Abbildung 60: Endotherme und exotherme Reaktionen während des Erwärmens der Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4.

Eine Peakzuordnung erfolgt im Nachfolgenden gemäß [59, 66, 93, 95 bis 99]. Der exotherme *Peak a* ist der Ausscheidung von GP-Zonen zuzuschreiben. Auch bei dieser Legierung liegt vom zuvor eingestellten Wärmebehandlungszustand T4 ein restliches Potenzial für die Ausscheidung von GP-Zonen vor. Die nachfolgenden stark überlagerten *Peaks B_1 und B_2* zeigen die Auflösung der GP-Zonen verschiedener Zusammensetzungen. Die exothermen *Peaks c und d* korrelieren mit der Ausscheidung von β″- und β′-Phasen, welche typischerweise in Temperaturbereichen von 200 – 300 °C auftreten. Beim nachfolgenden endothermen *Peak F* werden die zuvor ausgeschiedenen β″- und β′-Teilchen wieder in Lösung gebracht. Diese Legierung weist noch deutlicher ein lokales Minimum vor dem letzten endothermen *Peak H* auf. Dieses lokale Minimum stellt den exothermen Effekt durch die Ausscheidung der Gleichgewichtsphase β (Mg_2Si) dar. Während des letzten endothermen *Peaks H* werden dann schließlich die Gleichgewichtsphase, aber auch alle anderen Phasen vollständig in Lösung gebracht. Aufgrund eines höheren Legierungsgehalts im Vergleich zur EN AW-6016 ist das Ende

der letzten *Reaktion H* bei höheren Temperaturen zu finden. Während bei der Legierung EN AW-6016 T4 bei einer Erwärmung mit 0,1 K/s bereits bei etwa 540 °C alle Legierungselemente vollständig in Lösung gebracht wurden (vgl. Abbildung 52), muss die Legierung EN AW-6181 T4 mit gleicher Scanrate auf ca. 580 °C erwärmt werden.

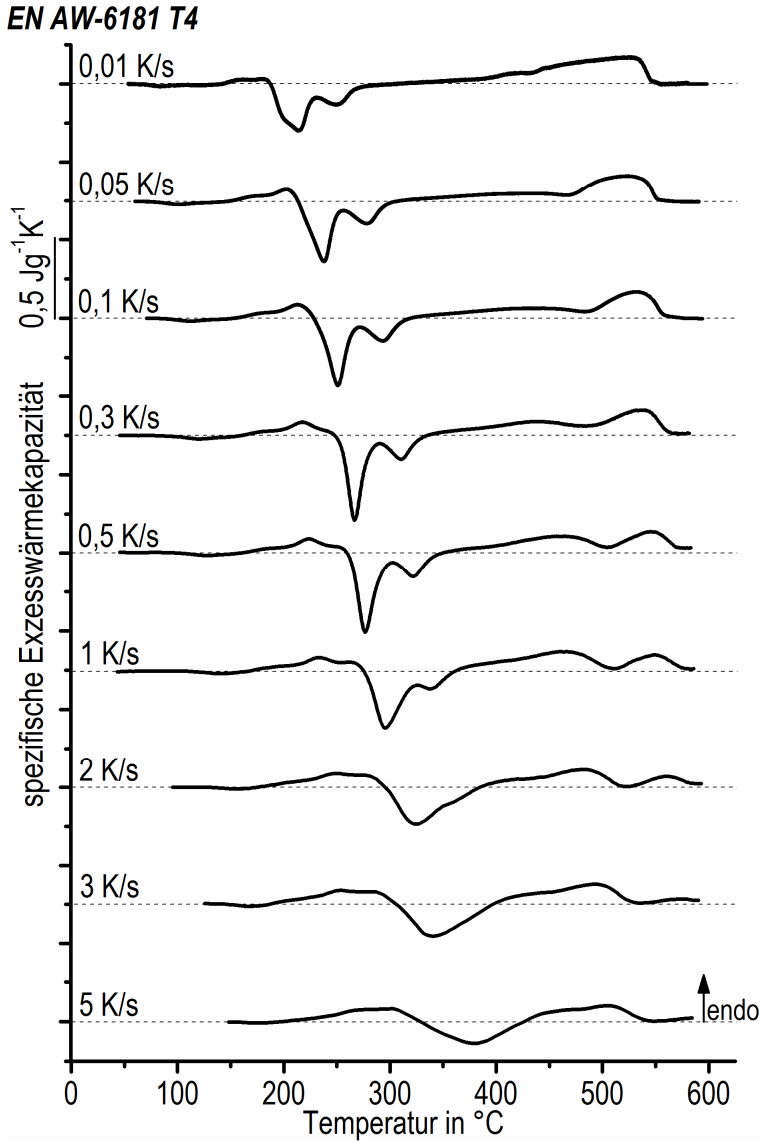


Abbildung 61: Ausgewählte Erwärmkurven der Aluminiumlegierung EN AW-6181 aus dem T4-Zustand.

Abbildung 61 zeigt ausgewählte Erwärmkurven der Scanraten 0,01 – 5 K/s untereinander. Auch für diese AlMgSi-Legierung zeigt sich mit steigender Erwärmrate eine deutliche Verschiebung der einzelnen exothermen sowie endothermen Reaktionspeaks zu höheren Temperaturen. Dabei ist der Effekt allerdings im Vergleich zu EN AW-6016 geringer. Für den *Peak c* ergibt sich eine Verschiebung der Peaktemperatur um 170 K – von 210 °C (0,01 K/s) zu 380 °C (5 K/s). Auch EN AW-6181 zeigt mit zunehmender Erwärmgeschwindigkeit eine Unterdrückung der einzelnen Peaks.

Des Weiteren ist aber festzustellen, dass die exothermen *Peaks c* und *d* zunächst an Intensität zunehmen.

Aufgrund eines höheren Magnesium- und Siliziumanteils sind in der Legierung EN AW-6181 größere Ausscheidungspeaks im Vergleich zur Aluminiumlegierung EN AW-6016 vorhanden.

Die ausgewerteten Temperaturen und Zeiten der aufgenommenen DSC-Erwärmkurven lassen sich auch für die Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4 in einem kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm (Abbildung 62) zusammenfassend darstellen.

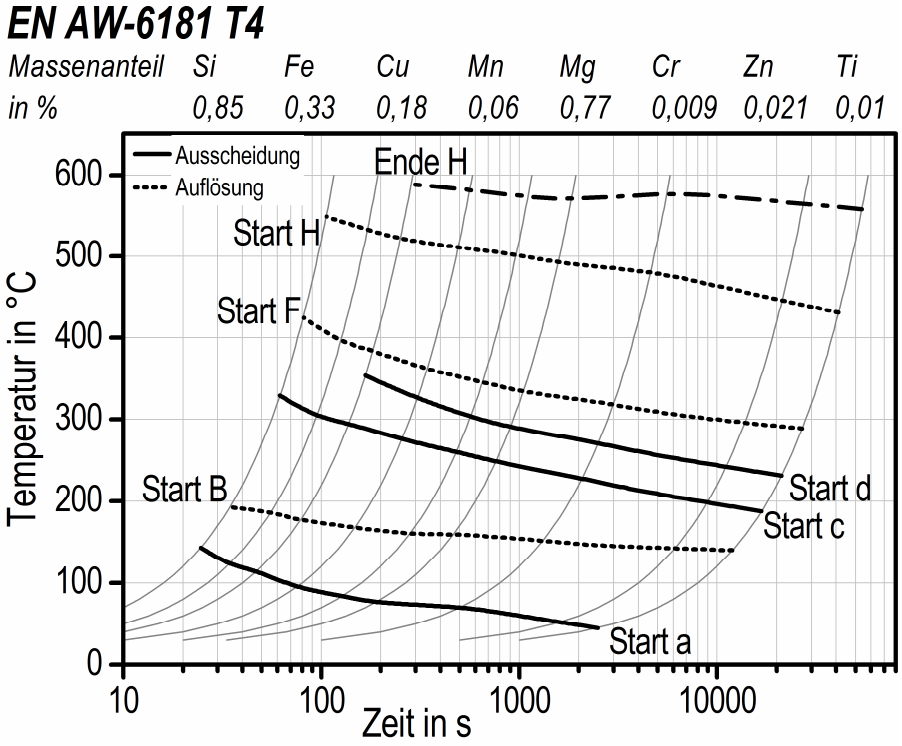


Abbildung 62: Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm der Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4.

4.5.2 Metallographische Untersuchungen

Für die Beurteilung der Gefüge wurden Aluminiumproben der Legierung EN AW-6181 T4 mit 0,05 K/s auf 250 °C, 300 °C und 450 °C erwärmt. Bei Erreichen der Temperatur wurde die Probe abgeschreckt, um den eingestellten Zustand einzufrieren. Bis kurz vor der mikroskopischen Untersuchung wurden die Proben in der Tiefkühltruhe gelagert. Alle Zustände weisen grobe Primärphasen und eine vergleichbare Korngröße auf. Zusätzlich lässt sich für eine Temperatur von 450 °C das Vorhandensein feiner Nadeln mit einer Länge von einigen µm feststellen. Dabei handelt es sich wahrscheinlich um Mg_2Si, welches während des Erwärmens gebildet und noch nicht wieder vollständig aufgelöst wurde (vgl. Abbildung 61).

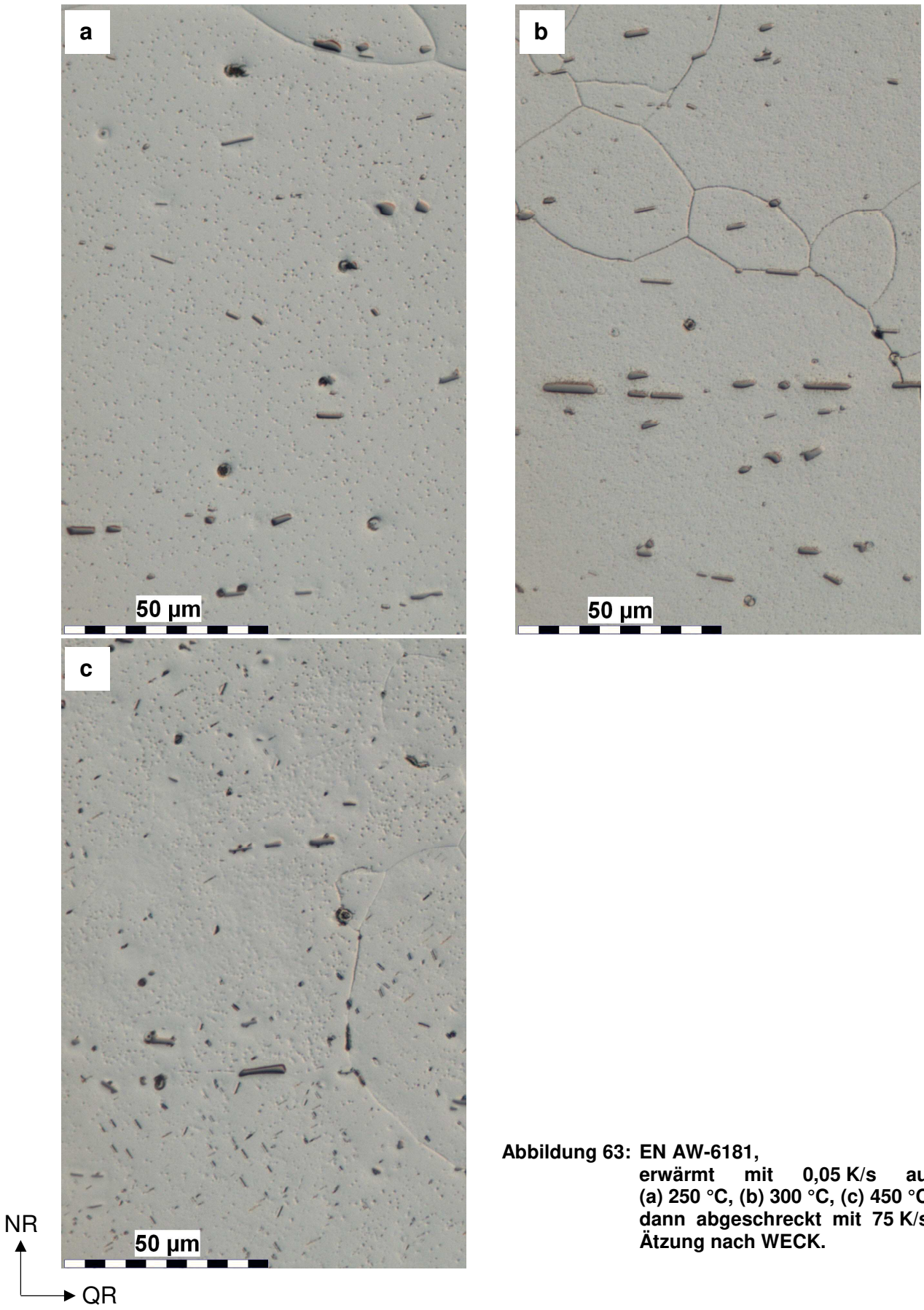


Abbildung 63: **EN AW-6181, erwärmt mit 0,05 K/s auf (a) 250 °C, (b) 300 °C, (c) 450 °C, dann abgeschreckt mit 75 K/s, Ätzung nach WECK.**

4.5.3 Thermo-mechanische Analyse

Für die Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4 sind in Abbildung 64 ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven für verschiedene Deformationstemperaturen dargestellt. Grundsätzlich entsprechen die Ergebnisse den Erwartungen, dass mit Steigerung der Umformtemperatur die Festigkeiten abnehmen sowie die Dehnungen zunehmen.

Die Ergebnisse aller Spannungs-Dehnungs-Kurven sind zusammengefasst in Abbildung 65 dargestellt. Die Warmzugfestigkeit und die -fließgrenze sinken mit zunehmender Deformationstemperatur signifikant ab. Die Bruchdehnung weist bei niedrigen Verformungstemperaturen einen nahezu konstanten Wert auf und nimmt bei Verformungstemperaturen über 250 °C deutlich zu.

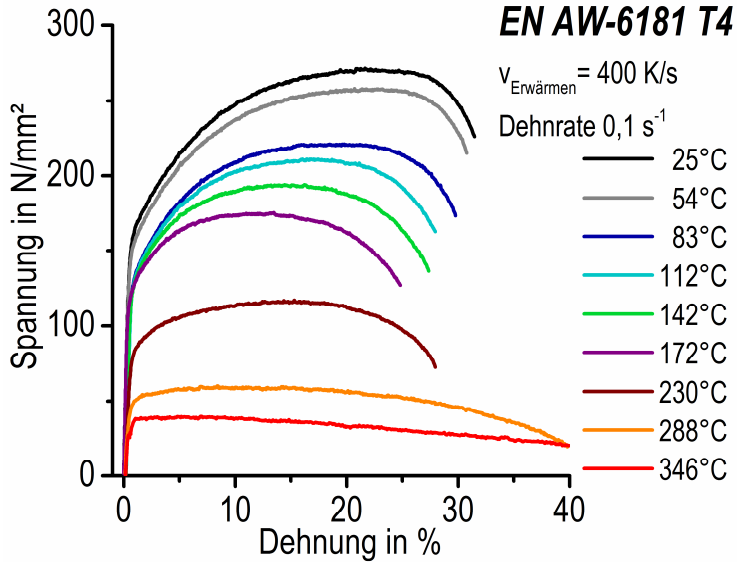


Abbildung 64: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven der aushärtbaren Aluminium-legierung EN AW-6181 T4 bei unterschiedlichen Deformationstemperaturen.

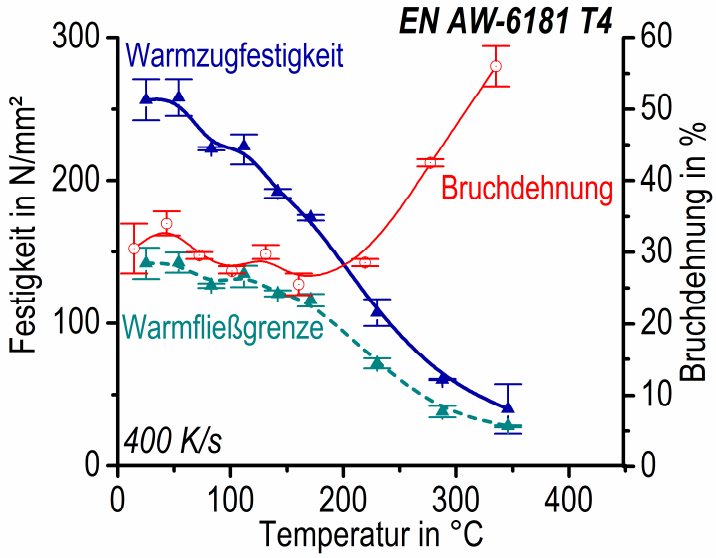


Abbildung 65: Warmzugfestigkeit, Warmfließgrenze und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Deformationstemperatur der Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4.

4.5.4 Härte

Die Ergebnisse aus Härteprüfungen der Legierung EN AW-6181 T4 nach Kurzzeitwärmebehandlung sind in Abbildung 66 dargestellt. Die Untersuchungen erfolgten nach Erwärmung auf verschiedene Temperaturen mit 0,05 K/s bzw. 200 K/s direkt nach Wärmebehandlung sowie nach 7-tägiger Kaltauslagerung. Bei Erreichen der jeweiligen Temperatur wurden die Proben mit 75 K/s abgekühlt.

Grundsätzlich lassen sich für die AlMgSi-Legierung EN AW-6181 T4 ähnliche Ergebnisse wie bei der Legierung EN AW-6016 T4 feststellen. Eine Erwärmung von 0,05 K/s führt zu einer Warmauslagerung während der Wärmebehandlung. Bei einer Temperatur von 225 °C wird ein Härtemaximum von 106 HV1 erreicht. Dieser Effekt ist bedingt durch die Ausscheidung von β″ oder β′ (siehe Abbildung 61). Höhere Temperaturen führen zu einem Abfall der Härte mit steigender Temperatur.

Die Erwärmung mit 200 K/s zeigt wieder einen typischen Rückglüheffekt mit anschließendem Kaltauslagerungspotenzial. Die Härtewerte direkt nach Wärmebehandlung sinken mit zunehmender Temperatur. Nach 7-tägiger Kaltauslagerung erreichen die Proben wieder annähernd das Härteniveau des Ausgangszustandes von etwa 82 HV1. Diese Ergebnisse zeigen, dass auch die Aluminiumlegierung EN AW-6181 für das laserunterstützte Clinchen gut geeignet ist.

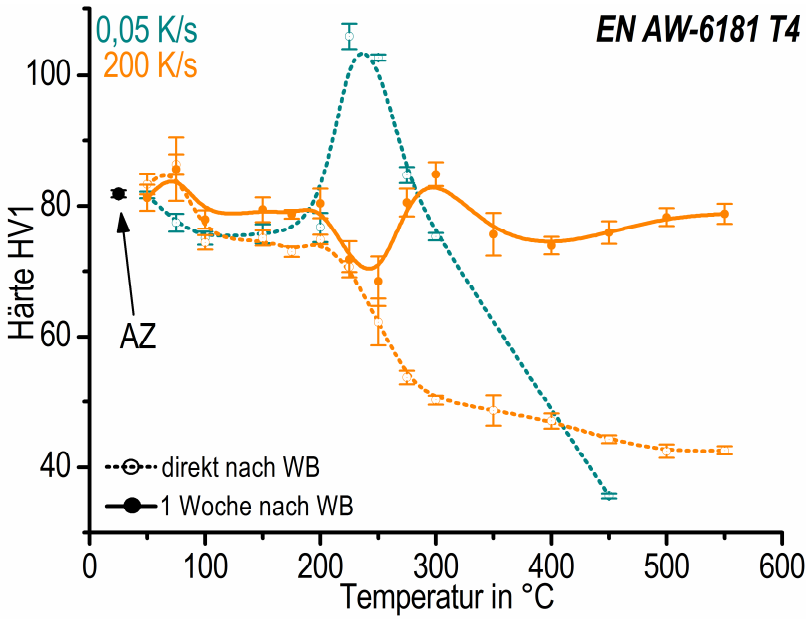


Abbildung 66: Härteverlauf der Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4 nach Erwärmen mit 0,05 und 200 K/s auf verschiedene Temperaturen (Härteprüfung nach Abkühlen bzw. eine Woche nach Wärmebehandlung bei RT).

5 Laserunterstütztes Clinchen

5.1 Laserparameter und Werkzeuggeometrie

Die Umsetzung des gesamten Laserclinchprozesses erfolgte beim Projektpartner *Professur für Fügetechnik und Montage* an der TU Dresden. Die nachfolgend beschriebenen Prozessdetails sowie Bilder der Clinchwerkzeuge und Lasertechnik wurden von der Arbeitsgruppe *Mechanisches Fügen* aus Dresden zur Verfügung gestellt.

Das Clinchen erfolgte an Blechverbindungen, die im einstufigen Prozess ohne Schneidanteil (Rundpunkt, geschlossene Matrize) gefügt wurden und zu einem Kraft- und Formschluss der beiden Fügepartner führt. Der schwer umformbare Werkstoff wurde dazu stempelseitig platziert, um diesen mit Hilfe des Lasers auf Halbwarmumformtemperatur zu erwärmen und ohne Anrisse zu clinchen. Das matrizenseitige Blech erfährt dabei ebenfalls eine Erwärmung über die Wärmeleitung durch den Fügepartner.

Die Machbarkeit zum Clinchen schwer umformbarer Stahlwerkstoffe mit Hilfe eines Lasers wurde zunächst an artgleichen Werkstoffpaarungen durchgeführt. Darüber hinaus erfolgte dann das Fügen von Stahl/Aluminium-Mischverbindungen.

Nachfolgende Abbildung 67 zeigt neben der Portalbauweise (Abbildung 67a) für diesen Fügevorgang, die Laserstrahlführung (Abbildung 67b) sowie die Fügewerkzeuge (Abbildung 67c-e). Während des Clinchens wurde eine Laseranlage des Typs IPG YLR-400-LP-FD betrieben, die eine maximale Leistung von 400 W besitzt. Der Ytterbium Faserlaser mit einem Faserdurchmesser von 14 µm verfügt über eine hohe Strahlqualität und ermöglicht eine variable Intensität über die Anlagenparameter Tastverhältnis und Pulsfrequenz. Die Abstimmung von Laserleistung, Tastverhältnis und Pulsfrequenz erfolgt in Abhängigkeit der erforderlichen Fügeteiltemperatur. Ein

Tastverhältnis von 2 Prozent bedeutet, dass der Laser bei einer Frequenz von 10 Hz für 2 ms die Leistung ausgibt und die restlichen 98 ms die Leistung durch den Shutter am Austritt gehindert wird. Diese Parameter wurden je nach verwendetem Werkstoff bzw. der zu fügenden Werkstoffpaarung angepasst. Insbesondere ist dabei der Absorptionsgrad der Werkstoffoberfläche zu beachten. Es erfolgte ein defokussiertes Arbeiten, um einen möglichst großen Spotdurchmesser zu erreichen.

Der Laserclinchprozess gliedert sich in mehrere Schritte, die zeitlich nacheinander ablaufen:

1. Anschalten Laser bis Zieltemperatur erreicht ist
2. Ausschalten Laser
3. Start Fügevorgang (Stempel verfährt Richtung Matrize)
4. Kontakt Abstreifer und stempelseitiges Blech
5. Kontakt Stempel und stempelseitiges Blech
6. Fügevorgang (Umformung der stempel- und matrizenseitigen Bleche)

Die Laser-Ein-/Ausschaltung sowie die Auslösung des Hubes erfolgen händisch. Der reine Umformvorgang dauert zwischen 0,7 – 1,0 s.

Für die Machbarkeit des laserunterstützten Clinchens wurden zunächst Laserparameter und Werkzeuggeometrien gewählt, die auf Grundlage theoretischer Berechnungen bzw. auf Erfahrungswerten der Arbeitsgruppe *Mechanisches Fügen* (TU Dresden, *Professur für Fügetechnik und Montage*) beruhten.

Die Auswahl von Stempel und Matrize erfolgt entsprechend des Fließverhaltens der Fügeteilwerkstoffe infolge des Wärmeeintrages durch den Laserstrahl und der stattfindenden Halbwarmumformung. Der Stempeldurchmesser ist generell variabel und kann werkstoffabhängig oder zur definierten Punktausbildung in Abhängigkeit der vorherrschenden Belastungsart der Fügestelle ausgewählt werden (s.a. [100]).

Es wurde eine modifizierte geschlossene TOX-Matrize mit einem Durchmesser von 8,0 mm, einer Tiefe von 1,0 mm und einer Ringkanalform C verwendet (Abbildung 67e). Ein TOX-Stempel mit einem Durchmesser von 4,8 mm wurde für die Laserstrahlführung mit einer konzentrischen Bohrung versehen (Abbildung 67c). Die Bohrung wurde dafür konisch von 5,0 mm am oberen Ende auf 1,0 mm an der unteren Austrittsöffnung gefertigt.

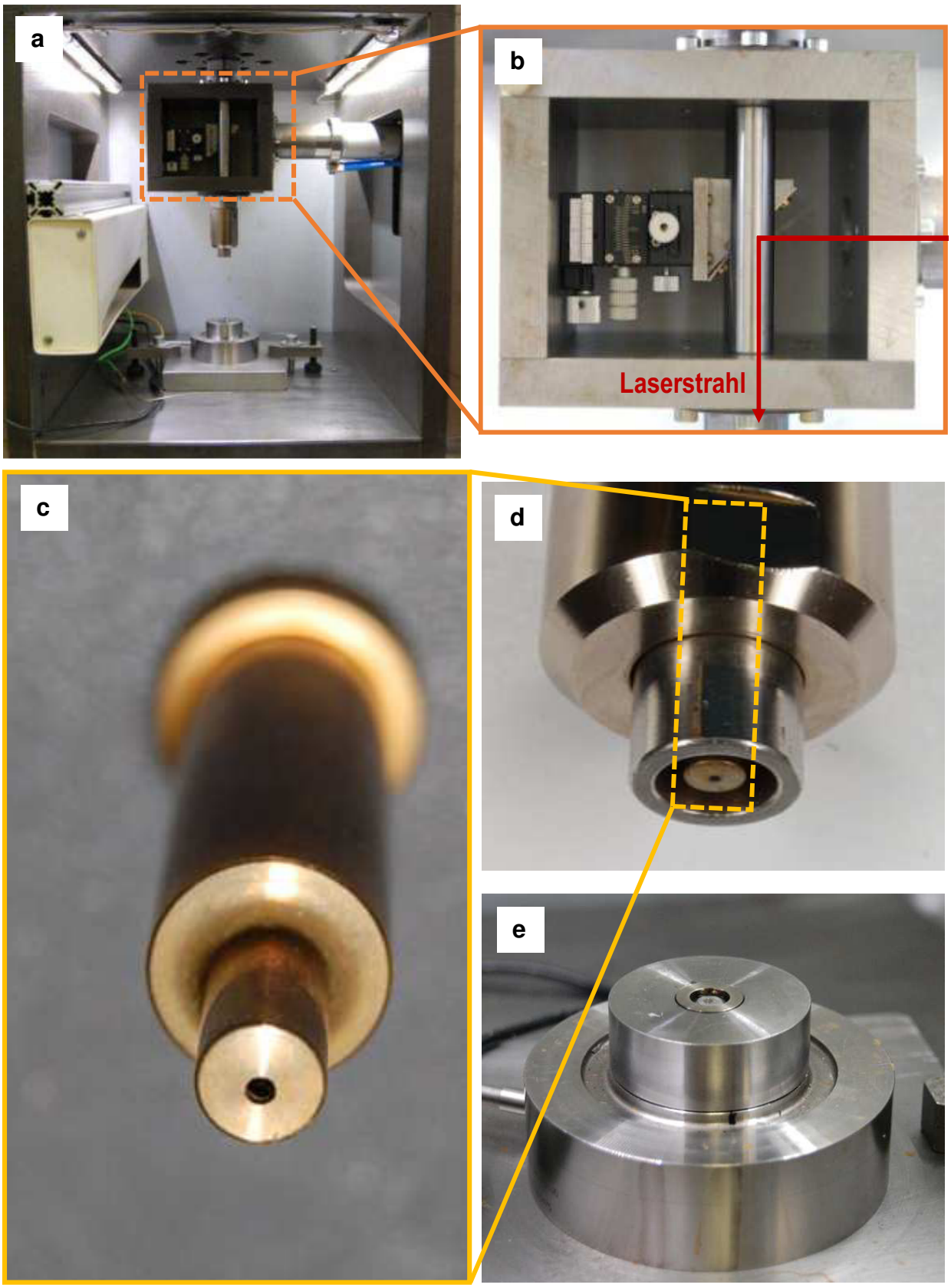


Abbildung 67: Anlage zum laserunterstützten Clinchen: (a) Portalbauweise, (b) Laser-Strahlführung, (c) Stempel, (d) Abstreifer und (e) Matrize mit Kraftmessring zur Prozesskrafterfassung (Quelle: TU Dresden, *Professur für Fügetechnik und Montage*).

Theoretische Berechnungen ergaben, dass eine Laserleistung von 150 W eine Zieltemperatur von etwa 600 °C im Werkstoff ergibt. Daher wurden Leistungen von 160 W und 200 W betrieben. Der Laser wurde mit einer Pulsfrequenz von 50 Hz und einem Tastverhältnis von 50 % betrieben. Für die Realisierung einer Halbwarmumformung wurde eine Zieltemperatur von etwa 500 – 600 °C für die stempelseitig platzierten Stahlwerkstoffe angestrebt.

Der Kollimator verfügte über eine Brennweite von 30 mm. So konnte ein Spotdurchmesser von 0,5 mm zentriert im zu clinchenden Fügepunkt auf dem stempelseitigen Blech realisiert werden.

Als Übersicht der Parameter soll nachfolgende Tabelle 13 dienen.

Tabelle 13: Laserparameter sowie Abmessungen der genutzten Fügewerkzeuge.

Charakteristikum	**Genutzte Parameter**
Laserleistung	160 W und 200 W
Tastverhältnis	50 %
Pulsfrequenz	50 Hz
Stempel	modifizierter TOX-Stempel Ø 4,8 mm, mit konzentrischer Bohrung von 5,0 mm auf 1,0 mm an der Stempelspitze
Matrize	modifizierte geschlossene TOX-Matrize Ø 8,0 mm, Tiefe 1,0 mm, Ringkanalform C verwendet
Kollimation	Kollimator mit 30 mm Brennweite
Spotdurchmesser stempelseitiges Blech	0,5 mm

Die werkstofftechnische Untersuchung der geclinchten Proben ist wieder Gegenstand der vorliegenden Arbeit.

5.2 Clinchverbindung 22MnB5 und HCT960C

Eine erste laserunterstützte Clinchverbindung konnte erfolgreich aus den Blechwerkstoffen 22MnB5 mit einer Blechdicke von 1,3 mm und HCT960C mit einer Blechdicke von 1,2 mm gefügt werden. Die Fügeverbindung in Abbildung 68 zeigt den stempelseitig angeordneten pressgehärteten 22MnB5 und den matrizenseitig angeordneten Komplexphasenstahl HCT960C. Der matrizenseitige Werkstoff wurde zunächst so ausgewählt, dass dieser nicht zu weich ist, damit im Hals- und Bodenbereich die nötigen Druckspannungen für die Herstellung der Verbindung aufgebaut werden konnten.

Der Prozess dauerte in diesem Fügevorgang wenige Sekunden. Der Laser wurde mit einer Leistung von 160 W betrieben. Während des Clinchens ist Material des pressgehärteten 22MnB5 in die Laserstrahlführung entgegen der Stempelbewegung aufgestiegen, welches durch einen ausgebildeten Pin sichtbar wird. Die Setzkraft ergab einen Wert von 50 kN und für die Niederhalter- und Abstreiferkraft von 3,84 kN. Die Bodendicke wurde auf eine verbleibende Restdicke von 1,0 mm eingestellt.

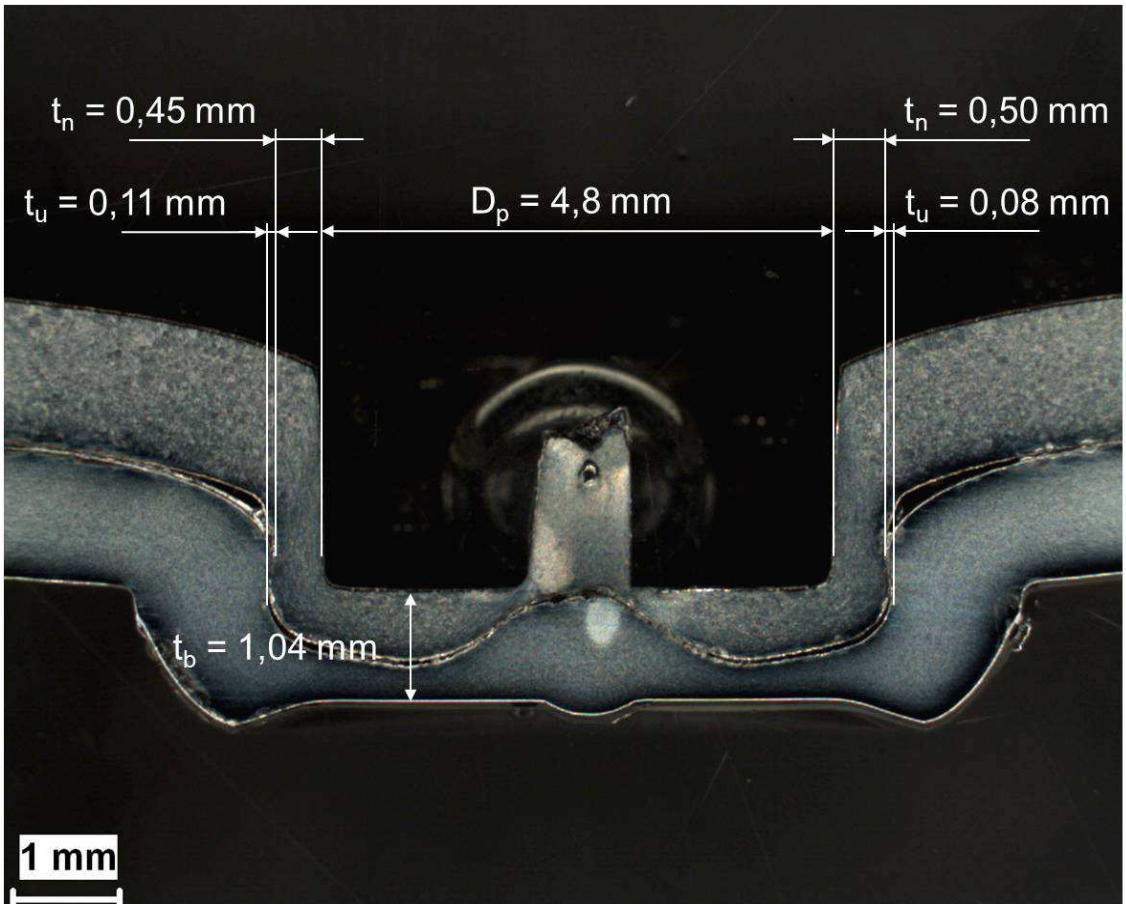


Abbildung 68: Querschliff mit Abmessungen der Stahl/Stahl-Clinchverbindung: stempelseitig 22MnB5 (t = 1,3 mm), matrizenseitig HCT960C (t = 1,2 mm).

Die ausgebildeten Geometrien der Fügeverbindung sprechen durchaus für eine formschlüssige Clinchverbindung. Die Hinterschnitte t_u von 0,11 mm sowie 0,08 mm könnten in weiteren Entwicklungen der Laser- und Clinchparameter noch gesteigert werden. Die ausgebildeten Halsdicken t_h sind mit Werten von 0,45 mm bzw. 0,50 mm trotz großer Umformung und Wärmeeinwirkung durchaus erfolgversprechend. Die Bodendicke t_b beträgt 1,04 mm. Besonders im Hals-, aber auch im Bodenbereich ist kein vollständiger Flächenschluss gegeben. Für Clinchverbindungen mit hochfesten Stählen sind derzeit keine Mindesthalsdicken, -hinterschnitte oder -restbodendicken genormt. Aufgrund der hohen Festigkeit des pressgehärteten 22MnB5 könnten durchaus geringere Anforderungen der geometrischen Abmessungen im Vergleich zu herkömmlichen Clinchpaarungen denkbar sein.

5.2.1 Metallographische Untersuchungen

Für die vorliegende Clinchverbindung aus Abbildung 68 wurde der stempelseitig und somit dem Laser zugewandte Stahlwerkstoff 22MnB5 metallographisch näher charakterisiert. Die Untersuchungen wurden entlang der gesamten Clinchverbindung an verschiedenen Positionen durchgeführt. Die Gefüge zeigen auf der linken und rechten Seite des Querschliffs sehr ähnliche Ergebnisse, weshalb der Grundwerkstoff, die Wärmeeinflusszone, der Hals sowie der Boden ausschließlich von einer Seite des Verbindungsquerschnitts in Abbildung 69 dargestellt sind.

Der Ausgangszustand zeigt ein Gefüge mit Lattenmartensit (Abbildung 69a). In der Wärmeeinflusszone ist eine angelassene Martensitstruktur festzustellen (Abbildung 69b). Die Position Hals zeichnet sich infolge des Clinchvorgangs durch ein stark verformtes Gefüge sowie durch einen angelassen Martensit aus (Abbildung 69c). Der Bodenbereich des 22MnB5 weist die größten Strukturänderungen auf. Hier sind Ferritbereiche und Karbide sowie ebenfalls große plastische Verformungen zu erkennen (Abbildung 69d).

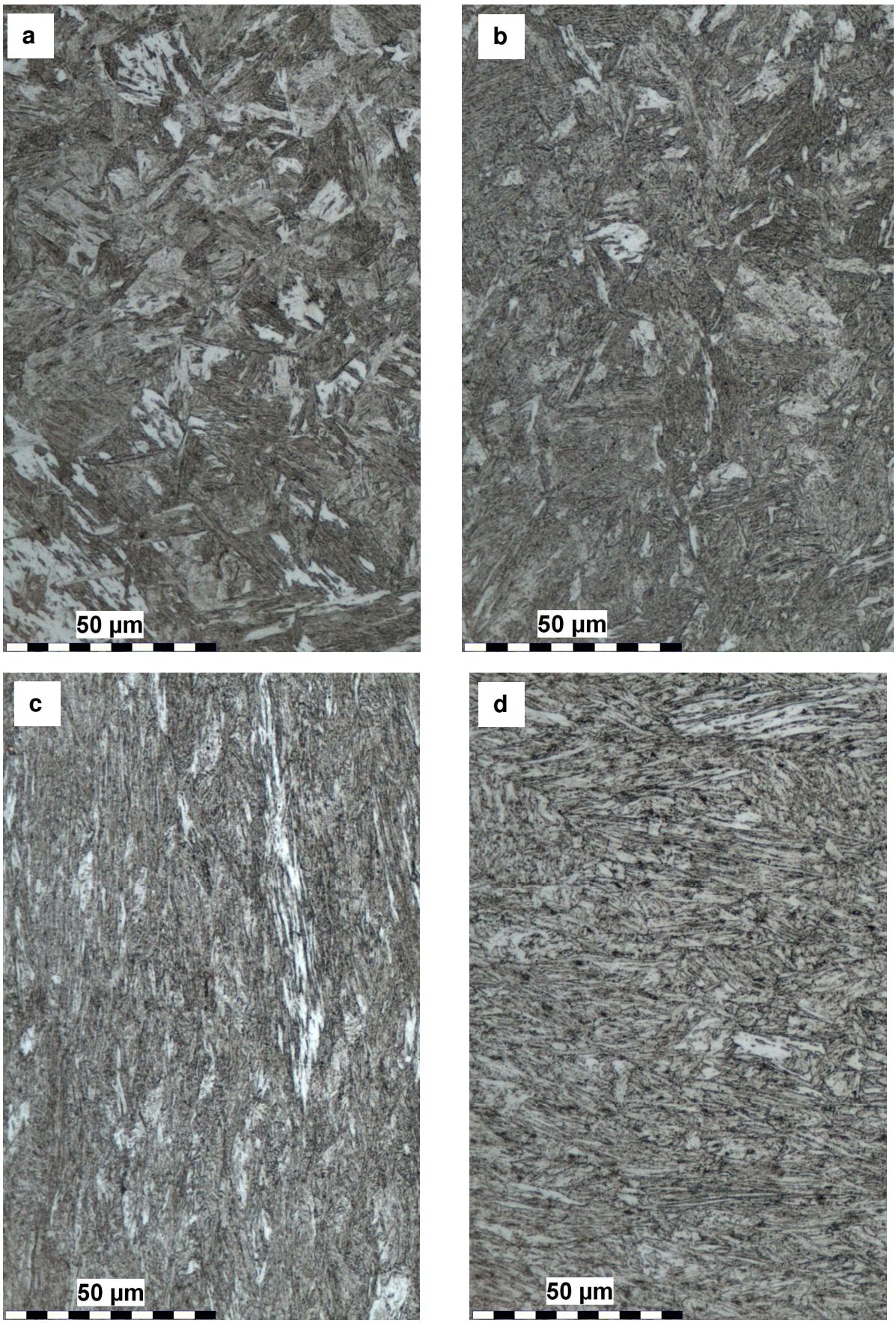


Abbildung 69: Metallographische Aufnahmen des lasergeclinchten 22MnB5 aus Abbildung 68: (a) unbeeinflusster Grundwerkstoff, (b) WEZ, (c) Hals, (d) Boden, Orientierung der Bilder entsprechend Abbildung 68.

5.2.2 Härte

Für die Clinchverbindung aus Abbildung 68 wurde die Härte des pressgehärteten Stahls 22MnB5 entlang der Blechmitte über die gesamte Clinchverbindung geprüft. In Abbildung 70 ist die Härte HV0,3 als Funktion des abgewickelten Prüfpfades dargestellt.

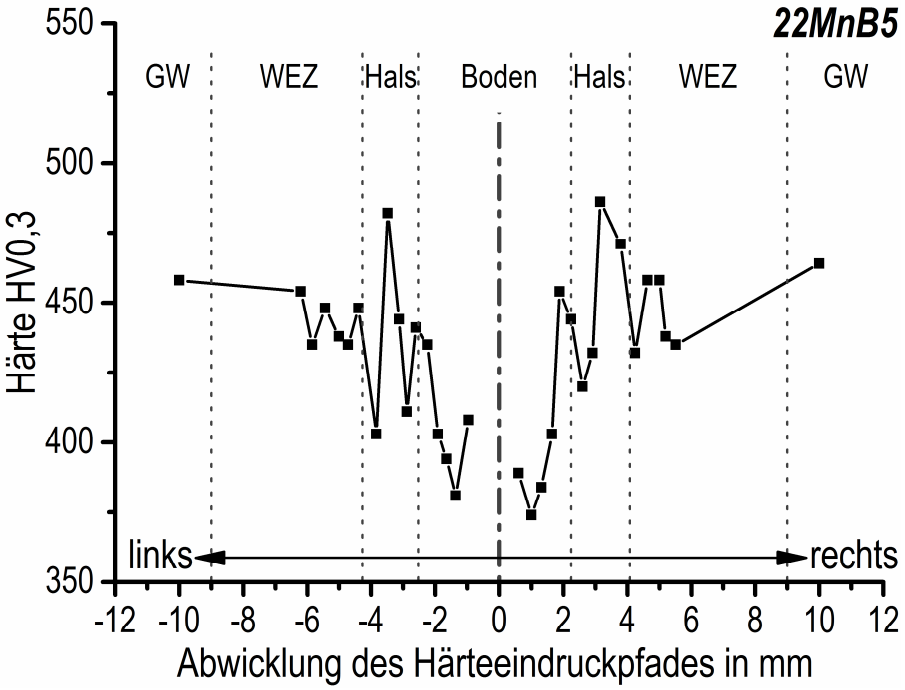


Abbildung 70: Härteverlauf des in Abbildung 68 geclinchten 22MnB5.

Die äußeren Bereiche der Clinchverbindung (unbeeinflusster Grundwerkstoff) weisen Härtewerte um 460 HV0,3 auf. In der wärmebeeinflussten Zone liegen die mittleren Härtewerte etwa bei 440 HV0,3. Im Halsbereich treten aufgrund eingebrachter Verfestigung durch Kaltverformung lokal die höchsten Härtewerte mit bis zu 480 HV0,3 auf. Im Mittel sind hier Härtewerte um die 430 HV0,3 erreicht worden. Der Bodenbereich des geclinchten 22MnB5 weist mit etwa 380 HV0,3 die geringste Härte auf. Diese Erkenntnisse korrelieren mit den Ergebnissen aus der Metallographie. Die durch den Laser eingebrachte Wärme führt zu einer Veränderung des Gefüges. Der angelassene Martensit bzw. entstandener Ferrit und gebildete Karbide verfügen über eine geringere Härte.

An einer weiteren Fügeverbindung derselben Clinchserie wurde die flächige Härteverteilung geprüft. Die Ergebnisse für beide Stahlwerkstoffe sind in Abbildung 71 dargestellt.

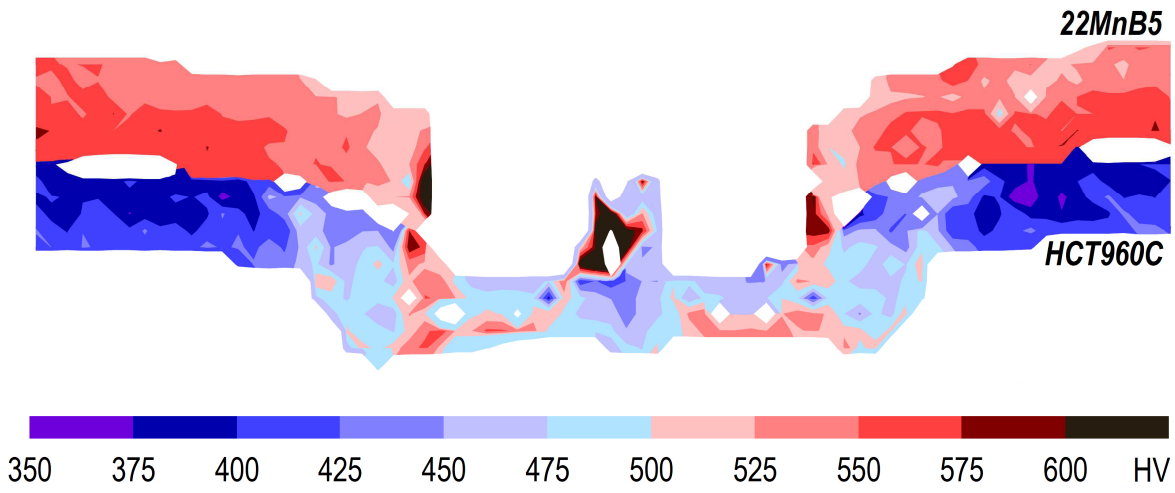


Abbildung 71: Härteprofil der Stahl/Stahl-Clinchverbindung 22MnB5/HCT960C.

Wie zu erwarten, sind werkstoffspezifisch generell die Härtewerte des stempelseitigen 22MnB5 höher gegenüber dem matrizenseitigem HCT960C. Das Härteprofil zeichnet sich im zentralen Bereich der Verbindung, also Boden und Hals der Fügestelle, durch verfestigte Bereiche in beiden Fügepartnern aus. Die Härtewerte sind gegenüber denen des unbeeinflussten Grundwerkstoffes erhöht. Auch diese analysierte Fügeverbindung besitzt keinen vollständigen Flächenschluss, der sich durch Luftspalte zwischen beiden Blechwerkstoffen kennzeichnet (weiße Bereiche im Härteprofil).

Trotz des Festigkeitsverlustes durch die eingebrachte Laserwärme lässt sich insgesamt feststellen, dass die Härte des kurzzeitwärmebehandelten 22MnB5 (im Ausgangszustand presshart) mit Werten um 400 HV sogar noch deutlich höhere Festigkeiten aufweist als clinchbare Stahlwerkstoffe, die dem bisherigem Stand der Technik entsprechen.

5.2.3 Verbindungsfestigkeiten

Die Ergebnisse aus den Scherzugversuchen nach DIN EN ISO 14273:2002-03 sind in Abbildung 72 für die Clinchserie 22MnB5/HCT960C dargestellt. Die quasistatische Scherzugfestigkeit aus sieben Versuchen lag im Mittel bei 3240 N mit einer Standardabweichung von 80 N. Die Arbeitsaufnahme erzielte einen Wert von 3,3 Nm bei 30 % Maximalkraftabfall. Die Fügeverbindungen wiesen eine Kombination aus werkstofflichem und geometrischem Versagen auf. Nach Rissbildung im Halsbereich des stempelseitigem 22MnB5 erfolgte ein Ausknöpfen des 22MnB5 aus dem matrizenseitigen Fügepartner. Grundsätzlich kann anhand der dargestellten Ergebnisse festgestellt werden, dass sich die Clinchverbindung zukünftig gut als Fixierpunkt beim Hybridfügen mit Kleben einsetzen lassen würde.

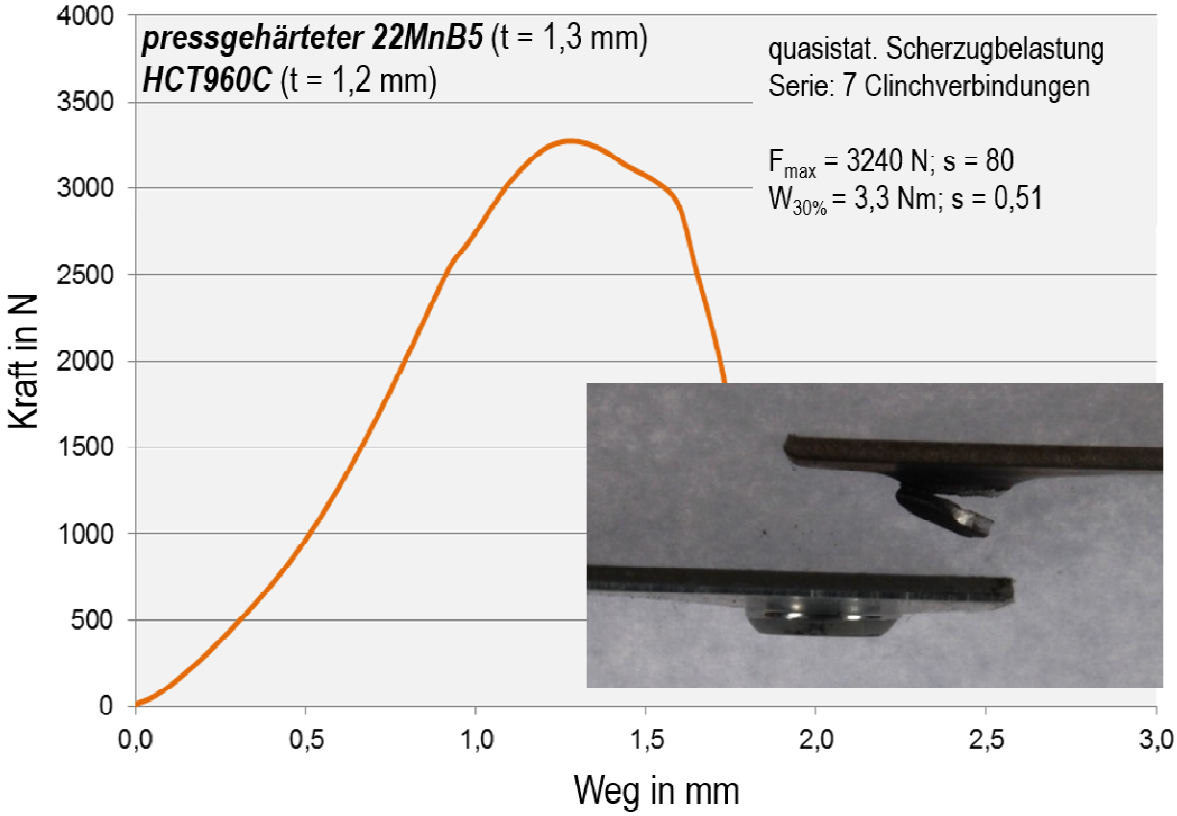


Abbildung 72: Ausgewählte Kraft-Weg-Kurve sowie versagte Clinchverbindung aus dem Scherzugversuch der Fügeteilkombination 22MnB5/HCT960C (Scherzugversuche bei der *Professur für Fügetechnik und Montage* an der TU Dresden nach DIN EN ISO 14273:2002).

5.3 Clinchverbindung HCT960C und EN AW-6016 T4

Weiterhin wurde eine laserunterstützte Clinchverbindung HCT960C (stempelseitig) mit EN AW-6016 (matrizenseitig) erzeugt. Für die dargestellten Ergebnisse wurde eine Laserleistung von 200 W verwendet. Mit einer Setzkraft von 50 kN wurde eine Bodendicke von 1,0 mm angestrebt.

Im matrizenseitigen Aluminiumwerkstoff konnte im Hals- und Bodenbereich ein Druckspannungszustand erzeugt werden, sodass ein geeigneter Hinterschnitt des stempelseitigen HCT960C für eine unlösbare Clinchverbindung erzeugt werden konnte. Abbildung 73 stellt den Verbindungsquerschliff mit den geometrischen Kenngrößen dar. Zwischen den Fügepartnern entsteht ein Hinterschnitt t_u mit Werten von 0,08 mm bzw. 0,07 mm. Die Clinchverbindung weist sowohl einen Kraft- als auch Formschluss mit einer Halsdicke t_n von 0,39 mm und einer Restbodendicke t_b von 1,07 mm auf.

Auch in dieser Verbindung zeigt sich im stempelseitigen Komplexphasenstahl ein kleiner Pin aufgrund des Materialflusses in die Stempelbohrung hinein. Allerdings werden durch diese Ausbildung keine negativen Effekte auf die Verbindungsfestigkeiten der

Clinchverbindungen erwartet. Es bleibt jedoch zu berücksichtigen, dass dadurch weniger Material für den Boden- bzw. Halsbereich erhalten bleibt. Für eine Steigerung des Hinterschnitts wäre das Vermeiden eines Fließens des Materials sicherlich von Vorteil. In weiteren Entwicklungen könnte deshalb eine Verwendung eines fasergeführten Lasers sinnvoll sein.

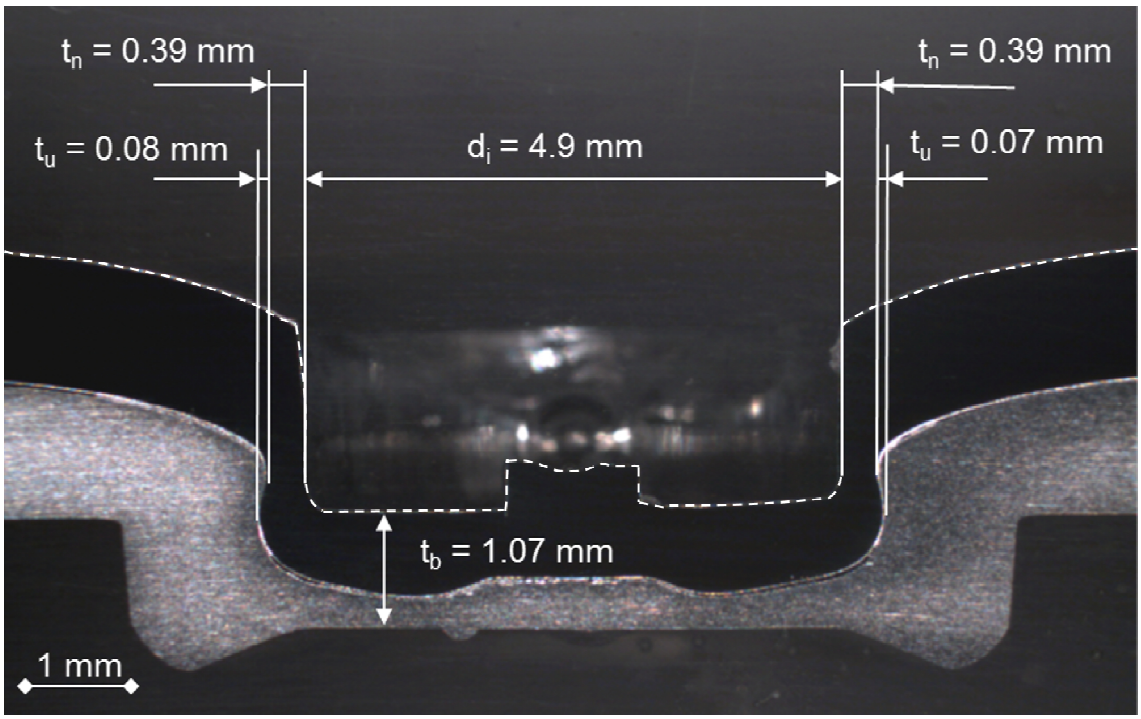


Abbildung 73: Querschliff der laserunterstützten geclinchten Stahl/Aluminium-Fügeverbindung: stempelseitig HCT960C (t = 1,2 mm), matrizenseitig EN AW-6016 T4 (t = 1,25 mm); gestrichelte weiße Linie verdeutlicht die Grenze zwischen Stahl und Einbettmittel.

5.3.1 Metallographische Untersuchungen

Für den Aluminiumwerkstoff EN AW-6016 erfolgte eine lichtmikroskopische Charakterisierung verschiedener Positionen am Querschliff aus Abbildung 73. Wärmeeinflusszone, Hals und Boden zeigen gegenüber dem unbeeinflussten Grundwerkstoff (Abbildung 74a) Unterschiede in der Orientierung der Primärausscheidungen sowie der Körner. Die Verformungsrichtung durch den Stempel in die Matrize lässt sich anhand der Kornorientierung besonders in der Wärmeeinflusszone (Abbildung 74b) und im Hals (Abbildung 74c), aber auch im Boden (Abbildung 74d) deutlich nachvollziehen. Elektronenmikroskopische Untersuchungen könnten Aufschluss darüber geben, ob es in der Aluminiumlegierung während des laserunterstützten Clinchens auch zu Ausscheidungsbildungen oder Auflösung von Sekundärausscheidungen kam.

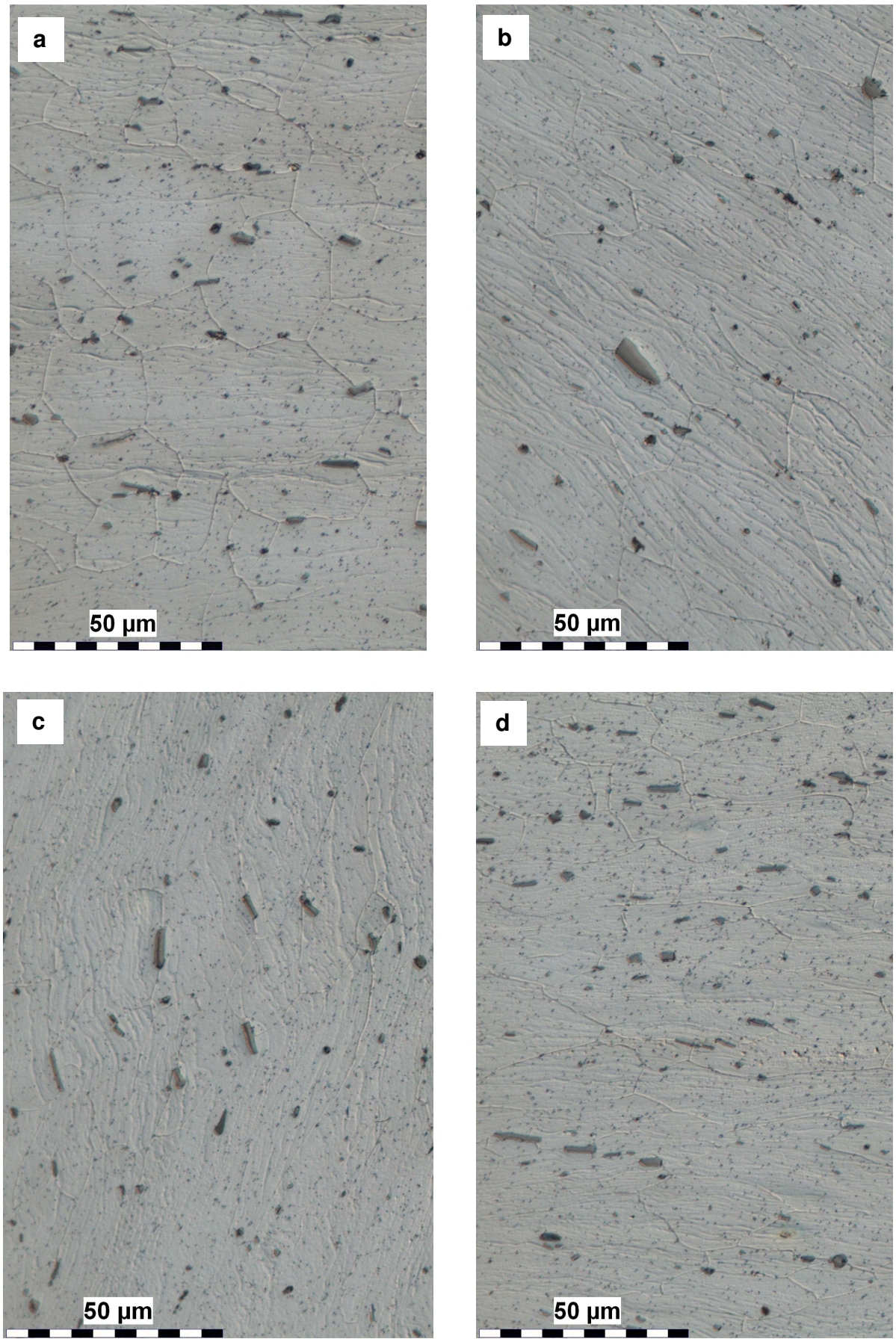


Abbildung 74: Metallographische Aufnahmen der geclinchten Aluminiumlegierung EN AW-6016 aus Abbildung 73: (a) unbeeinflusster Grundwerkst., (b) WEZ, (c) Hals, (d) Boden, Orientierung der Bilder entsprechend Abbildung 73.

5.3.2 Härte

Die Härte des Aluminiumbleches aus Abbildung 73 wurde entlang der Blechmitte über die gesamte Clinchverbindung geprüft. In Abbildung 75 ist die Härte HV0,3 als Funktion des abgewickelten Prüfpfades dargestellt.

Der Anstieg der Härte im Boden- und Halsbereich sowie in der Wärmeeinflusszone lässt sich durch eingebrachte Versetzungsverfestigung während des Clinchvorgangs erklären. Aber auch ein Rückglüh- bzw. Auslagerungseffekt durch die eingebrachte Laserwärme wäre denkbar. Untersuchungen der in-situ Charakterisierungen dieser Legierung zeigten das Potenzial für einen Rückglüheffekt mit anschließender Kaltaushärtung (vgl. Abbildung 59).

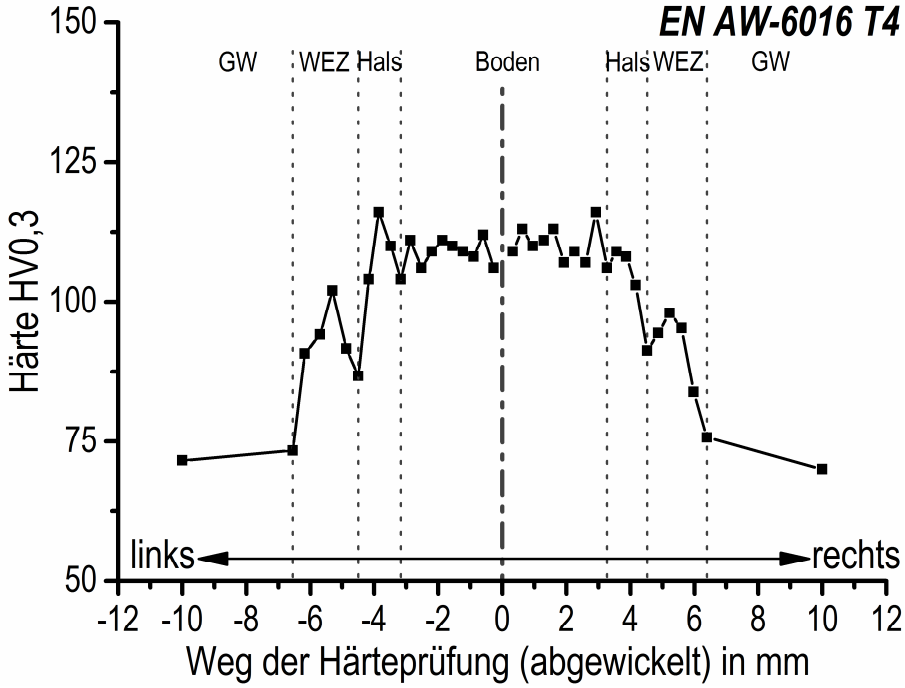


Abbildung 75: Härteverlauf der in Abbildung 73 geclinchten Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4.

An einer weiteren Fügeverbindung der Serie mit denselben Laser- und Clinchparametern wurde die flächige Härteverteilung geprüft. Die Ergebnisse sind als Härteprofil für die Fügewerkstoffe in Abbildung 76 mittels einer geeigneten Skaleneinteilung für beide Werkstoffe dargestellt. Der Stahl HCT960C weist eine relativ konstante Härte über die gesamte Fügeverbindung auf. Gegenüber einer Ausgangshärte von 350 HV scheint der Stahlwerkstoff während laserunterstütztem Clinchen nicht erweicht zu sein. Auffälligkeiten sind im Bodenbereich zu erkennen. Hier kommt es zum einen aufgrund hoher Temperaturen zu niedrigeren Härtewerten, aber infolge des Materialflusses und starker Verformungen zu hohen Härten im Bereich des Pins.

Die Aluminiumlegierung EN AW-6016 weist Härten zwischen 70 – 150 HV auf. Im Vergleich zu einer Ausgangshärte im T4-Zustand von 71 HV1 zeugt das Ergebnis von Verfestigungsvorgängen im Hals- und Bodenbereich infolge plastischer Verformungen und Aushärtungseffekten.

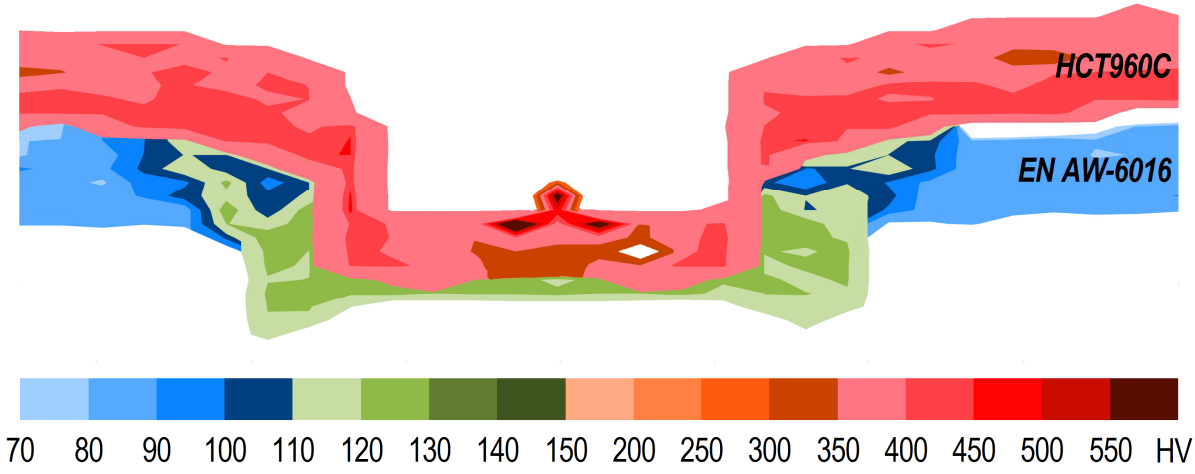


Abbildung 76: Härteprofil der Fügeverbindung HCT960C/EN AW-6016 T4.

5.3.3 Verbindungsfestigkeiten

Die Ergebnisse der Scherzugversuche (DIN EN ISO 14273:2002-03) sind in Abbildung 77 für die Clinchserie HCT960C/EN AW-6016 dargestellt. Die mittlere quasistatische Scherzugfestigkeit aus sieben Versuchen lag bei 2990 N mit einer Standardabweichung von 270 N. Die Arbeitsaufnahme betrug 3,8 Nm (s = 1,30) bei 30 % Maximalkraftabfall. Die Kombination Stahl/Aluminium weist ein zu erwartendes Versagen des Aluminiumwerkstoffes auf. Dabei versagten die Proben durch ein Ausknöpfen des stempelseitigen Napfes aus dem matrizenseitigen Aluminium-Fügepartner infolge einer in Prüfrichtung auftretenden Napfdeformation des Aluminiums.

Die dargestellten Ergebnisse zeigen durchaus das Potenzial für die zukünftige Verwendung eines Festigkeitspunktes dieser Werkstoffkombination.

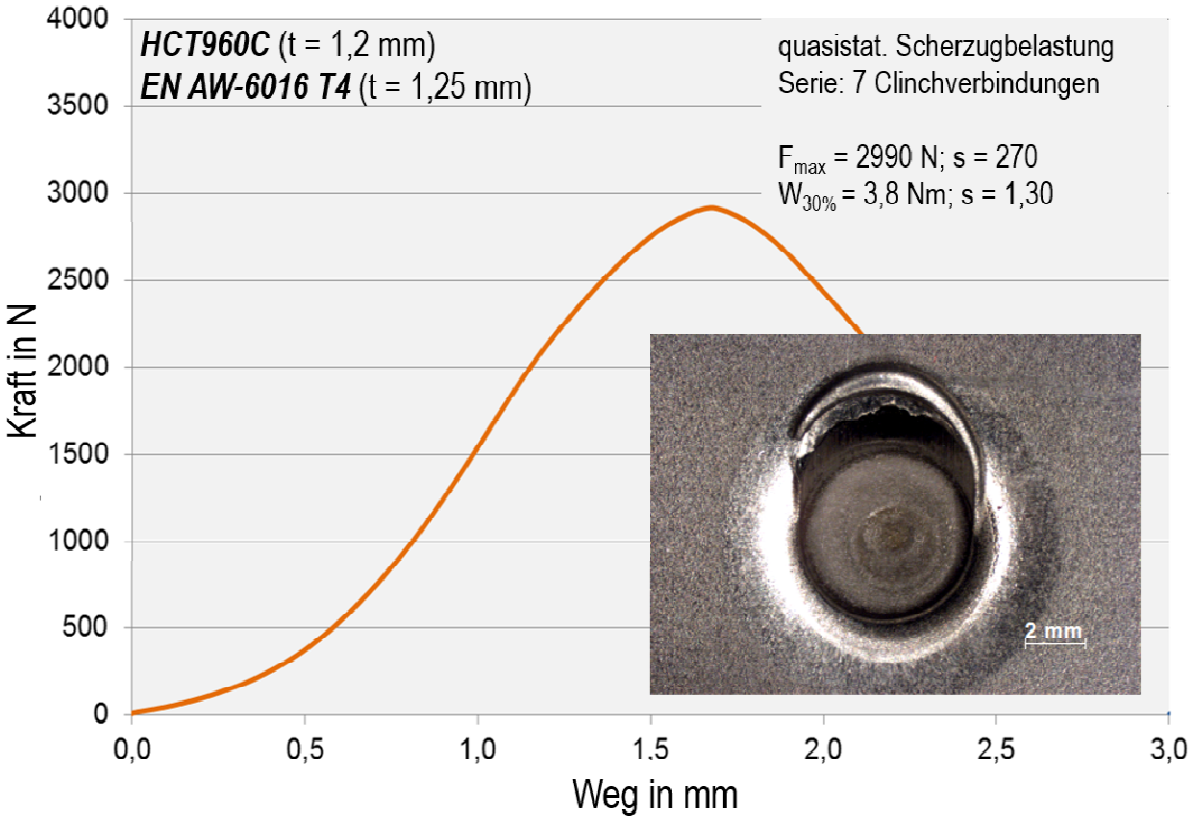


Abbildung 77: Ausgewählte Kraft-Weg-Kurve sowie versagte Clinchverbindung aus dem Scherzugversuch der Fügeteilkombination HCT960C/EN AW-6016 (Scherzugversuch bei der *Professur für Fügetechnik und Montage* an der TU Dresden nach DIN EN ISO 14273:2002).

6 Diskussion

6.1 Vergleich der Gefüge- und Eigenschaftsveränderungen mit Ergebnissen des laserunterstützten Clinchens

Clinchverbindung 22MnB5 und HCT960C

Die Kombination der Stähle 22MnB5 und HCT960C (s. Abbildung 68) zeigt für den pressgehärteten Stahl ein angelassenes Gefüge im Hals- und Bodenbereich der Clinchverbindung mit einer Härte von ca. 400 HV. Das deutet laut der Analysen aus Kapitel 4.1 auf eine erreichte Temperatur von ca. 400 – 500 °C hin (s. Abbildung 39). Die Ergebnisse aus Kalorimetrie und Dilatometrie ergaben, dass Anlassreaktionen mit zunehmender Erwärmgeschwindigkeit zu höheren Temperaturbereichen verschoben werden. Bei höheren Scanraten von einigen 100 K/s treten die Anlassreaktionen bei Temperaturen zwischen 400 – 500 °C auf (s. Abbildung 32). Die Ergebnisse aus der Thermo-mechanischen Analyse bei einer Erwärmung von 900 K/s haben gezeigt, dass bei Temperaturen zwischen 400 – 500 °C die Bedingung einer Clinchbarkeit erfüllt ist *(Zugfestigkeit: < 600 N/mm², bedingt clinchbar < 1000 N/mm² [5],* s. Abbildung 36).

Demnach stimmen die Ergebnisse aus der in-situ Charakterisierung eines Kurzzeit-Anlassens des pressgehärteten Stahls 22MnB5 sehr gut mit den Ergebnissen des laserunterstützen Clinchens überein. Eine stempelseitige lokale Erwärmung des pressharten 22MnB5 auf ca. 400 – 500 °C führt zu einer ausreichenden Duktilität für die Erzeugung einer Clinchverbindung ohne Halsrisse. Gleichzeitig bleibt die Entfestigung nach dem Clinchen mit einer erreichten Härte von ca. 400 HV gering. Die erzielte Härte liegt immer noch deutlich über der Härte bedingt clinchbarer Stähle (ca. 350 HV, $R_m \approx 1000$ N/mm²).

Der matrizenseitige Komplexphasenstahl HCT960C erfährt eine weniger starke Erwärmung im Vergleich zum 22MnB5 und verändert seine Eigenschaften entsprechend den Ergebnissen aus Kapitel 4.3 kaum.

Ein Prozessfenster für das laserunterstützte Clinchen kann für den pressharten 22MnB5 im kontinuierlichem Zeit-Temperatur-Anlass-Diagramm (siehe Abbildung 78) in Anlehnung an die Ergebnisse aus in-situ Charakterisierung (Kapitel 4.1) und Untersuchung der Clinchverbindung (Kapitel 5.2) festgelegt werden. Damit während des Clinchvorgangs die nötige Umformung des höchstfesten Werkstoffes erzielt werden kann, aber andererseits nach dem laserunterstützen Clinchen hohe Festigkeiten vorliegen, sollte die Erwärmung mit einigen 100 K/s erfolgen und die Maximaltemperatur zwischen 400 – 500 °C liegen. Dabei sollte möglichst ohne Haltedauer auf Maximaltemperatur gearbeitet werden.

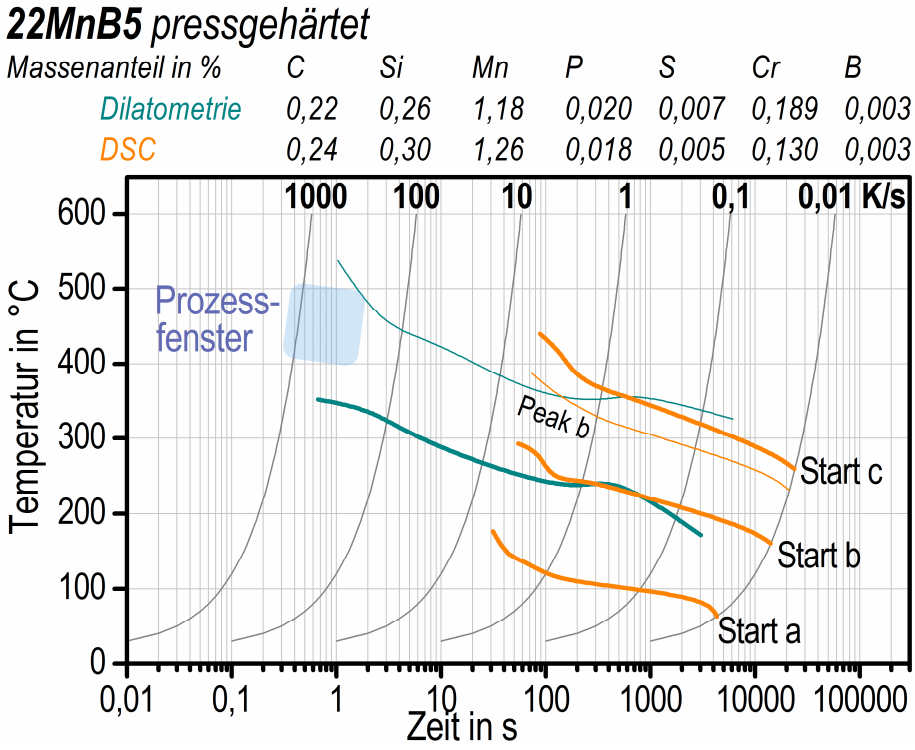


Abbildung 78: Prozessfenster für das laserunterstützte Clinchen des pressharten 22MnB5 im kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Anlass-Diagramm.

Im Vergleich zum Clinchen von presshartem Stahl mit vorheriger großflächiger Erwärmung der Fügepunktstelle bietet das laserunterstützte Clinchen den wesentlichen Vorteil, dass nach dem Fügevorgang eine hohe Festigkeit in der Fügepunktstelle vorliegt. Bei den Untersuchungen von MESCHUT et al. [37] wurde der Werkstoff beispielsweise durch die Lasererwärmung von ca. 500 HV30 auf 250 HV30 entfestigt.

Clinchverbindung HCT960C und EN AW-6016 T4

Der stempelseitig angeordnete Komplexphasenstahl HCT960C ist in dieser Fügeverbindung direkter Laserstrahlung ausgesetzt. Eine lokale Erwärmung auf ca. 400 – 500 °C führt entsprechend der Ergebnisse aus Kapitel 4.3 zu keiner wesentlichen Änderung der Eigenschaften. Die überwiegend erreichten Härten von 350 – 450 HV in der Clinchverbindung liegen über den Werten konventionell und bedingt clinchbarer Werkstoffe.

Für die matrizenseitige Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4 in der Kombination mit dem Stahl HCT960C sind in der Wärmeeinflusszone Härten zwischen ca. 70 – 90 HV vorzufinden. In diesem Bereich findet keine Verformung infolge des Clinchvorgangs statt. Das bedeutet, dass gegenüber dem Ausgangszustand T4 (70 HV) die Härtesteigerung infolge einer Warmauslagerung, d.h. durch Teilchenverfestigung, erzielt wird (vgl. Abbildung 58). Im Hals- und Bodenbereich betragen die Härten etwa 100 – 110 HV. Diese Werte liegen deutlich oberhalb einer maximalen Härte infolge einer Warmauslagerung (vgl. Abbildung 58, Erwärmung mit 0,05 K/s, maximale Härte 90 HV). Die Untersuchungen von SCHIFFMANN et al. [101] zur Warmaushärtung an einer Legierung EN AW-6016 zeigten, dass Temperaturen zwischen 185 – 245 °C bei Haltezeiten von 5 Minuten zu einer maximal erreichbaren Härte von 70 HV führen.

Eine Temperatur von etwa 200 °C erscheint für die matrizenseitig angeordnete Aluminiumlegierung realistisch. Eine Fügetemperatur von etwa 500 °C im stempelseitigen Blech bewirkt infolge einer Wärmeleitung die Erwärmung des matrizenseitigen Blechs. Mögliche Luftspalte während des Laserclinchens zwischen beiden Blechen würden zu einer verringerten Temperatur im Aluminiumblech führen. Hohe Erwärmgeschwindigkeiten bewirken bis etwa 200 °C keine signifikante Entfestigung (siehe Abbildung 58). Entsprechend der DSC-Ergebnisse aus Kapitel 4.4.1 kommt es bei hohen Erwärmgeschwindigkeiten bis ca. 200 °C zu keiner Auflösung von GP-Zonen. Demnach lässt sich schlussfolgern, dass sich die Härtesteigerung im Hals- und Bodenbereich infolge einer Kaltumformung, d.h. durch Versetzungsverfestigung, einstellt.

Die möglichen Prozessfenster für das laserunterstützte Clinchen wurden in Anlehnung an die Ergebnisse aus in-situ Charakterisierung (Kapitel 4.4) und Untersuchung der Clinchverbindung (Kapitel 5.3) für die Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4 in das kontinuierliche Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm eingezeichnet (s. Abbildung 79). Dabei sind grundsätzlich zwei Fälle zu unterscheiden. Eine Entfestigung des Werkstoffes

während des laserunterstützen Clinchens kann vermieden werden, indem Temperaturen kleiner ca. 125 °C bei relativ schneller Erwärmung von ca. 100 K/s angestrebt werden (Prozessfenster I), da aufgrund der höheren Erwärmgeschwindigkeit keine Reaktionen ablaufen.

Darüber hinaus bietet der Werkstoff das Potenzial für eine erneute Verfestigung durch ein Rückglühen mit anschließender Kaltauslagerung (Prozessfenster II). Entsprechend der Ergebnisse der Härte (Abbildung 59) in Verbindung mit den Kenntnissen der Kalorimetrie (Abbildung 53) lässt sich abschätzen, dass die Erwärmung mit ca. 100 K/s auf ca. 200 – 300 °C erfolgen sollte. Notwendig für die Ausschöpfung dieses Potenzials ist die Auflösung der GP-Zonen (siehe auch Abbildung 79, *Start Reaktion B*, extrapoliert zu hohen Erwärmgeschwindigkeiten), welche anschließend wieder ausgeschieden werden.

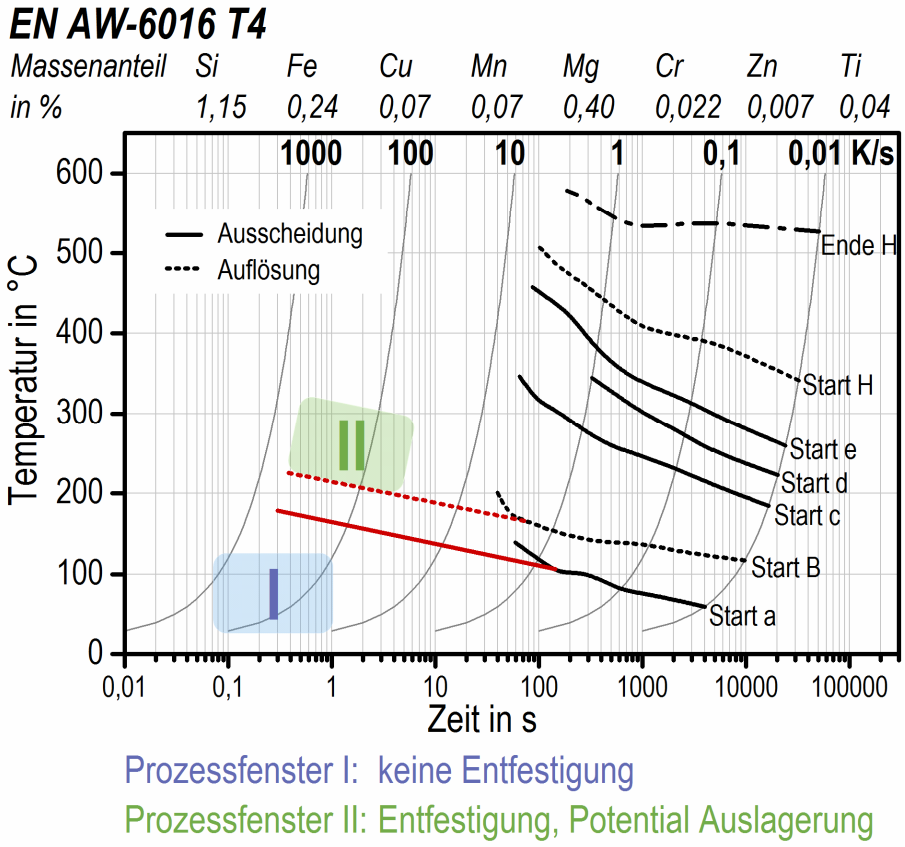


Abbildung 79: Prozessfenster für das laserunterstützte Clinchen der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4 im kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm (extrapolierte Umwandlungstemperaturen rot).

Abschätzung von Prozessparametern für die Werkstoffe HDT780C, HCT960C und EN AW-6181 T4

Aus den Ergebnissen der in-situ Charakterisierungen von Gefüge- und Eigenschaftsänderungen können für die Komplexphasenstähle HDT780C und HCT960C sowie für die Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4 ebenfalls Prozessfenster einer Kurzzeitwärmebehandlung abgeleitet werden (siehe Tabelle 14).

Für die nötige Umformbarkeit sollten für den Werkstoff HDT780C Temperaturen von > 300 – 400 °C während des Fügens vorliegen (Abbildung 44, *Zugfestigkeit < 600 N/mm²*). Laut der Ergebnisse der Härte aus Abbildung 45 tritt in diesem Temperaturbereich keine signifikante Entfestigung nach Kurzzeitwärmebehandlung auf.

Beim Werkstoff HCT960C sollten für die Clinchbarkeit während der Lasererwärmung Temperaturen von > 400 – 500 °C erreicht werden (Abbildung 50, *Zugfestigkeit < 600 N/mm²*). Auch hier tritt in diesem Temperaturbereich nach Kurzzeitwärmebehandlung nahezu keine Entfestigung auf (vgl. Abbildung 51).

Für die Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4 können ähnlich der Legierung EN AW-6016 T4 zwei mögliche Prozessfenster angegeben werden (Abbildung 62, Extrapolation zu höheren Erwärmgeschwindigkeiten). Damit der Werkstoff nicht entfestigt wird, sollten Temperaturen unterhalb 150 °C angestrebt werden. Temperaturen von ca. 250 °C bieten das Potenzial für eine erneute Verfestigung durch ein Rückglühen und anschließender Kaltauslagerung. Die Erwärmgeschwindigkeiten sollten in der Größenordnung von 100 K/s liegen.

Tabelle 14: Empfehlungen für die Kurzzeitwärmebehandlungs-Parameter der analysierten Werkstoffe während des laserunterstützten Clinchens.

Werkstoff	Erwärm-geschwindigkeit	Temperatur	Dauer	Entfestigung
HDT780C	ca. 100 K/s	> 300 – 400 °C	ohne Halte-zeit auf Maximal-temperatur	nahezu keine
HCT960C	ca. 100 K/s	> 400 – 500 °C		sehr gering
EN AW-6181 Zustand T4	ca. 100 K/s	< 150 °C		nahezu keine
		ca. 250 °C		ja, aber erneute Kaltauslagerung möglich

6.2 Mechanismen des laserunterstützten Clinchens

Verfestigung und Entfestigung spielen bei Metallen eine besondere Rolle, da eine Kombination von beiden spezielle Eigenschaften hervorbringen. Wird beispielsweise ein metallischer Werkstoff im Anschluss an die plastische Verformung höheren Temperaturen ausgesetzt, kommt es zur Umordnung und Auslöschung von Versetzungen (Erholung) sowie zu Keimbildung und Keimwachstum (Rekristallisation).

Beim laserunterstützten Clinchen laufen in den Stahl- und Aluminiumwerkstoffen verschiedene Vorgänge ab, die die Eigenschaften der Fügeverbindung maßgeblich beeinflussen. Zusätzlich führt eine Überlagerung der verschiedenen Mechanismen auch zu einer gegenseitigen Beeinflussung. Im Nachfolgenden sollen die einzelnen Mechanismen diskutiert werden. Generell sind die orts- und zeitabhängig ablaufenden Prozesse durch Verformung und Erwärmung, aber auch anschließende Abkühlung, während des laserunterstützten Clinchens zu betrachten, die zu Verfestigung- sowie Entfestigungsvorgängen in den Werkstoffen führen können.

Die plastische Verformung eines Metalls beruht auf der Bewegung von Versetzungen. Dafür muss eine notwendige Fließspannung aufgebracht werden. Während einer Halbwarmumformung von Metallen kommt es zu einer Abnahme der Warmfließgrenze mit steigender Temperatur. Dieser Effekt ist auf verschiedene Mechanismen zurückzuführen.

Generell ergibt sich die Fließgrenze der Werkstoffe aus zwei verschiedenen Anteilen [102, 103]:

$$R_e = R^*(T, \dot{\varepsilon}, Struktur) + R_G(Struktur) \tag{4}$$

R_e	Fließgrenze in N/mm²
R^*	thermischer Fließgrenzenanteil in N/mm²
R_G	athermischer Fließgrenzenanteil in N/mm²
T	Temperatur
$\dot{\varepsilon}$	Verformungsgeschwindigkeit

Der thermische Fließgrenzenanteil R* ist bestimmt durch Hindernisse mit kurzreichenden Spannungsfeldern und ergibt sich dabei aus Anteilen der Peierls-Spannung, der

Schneidspannung und der Quergleitspannung [104]. Kurzreichende Hindernisse können von Versetzungen durch Zufuhr thermischer Energie überwunden werden, sodass der thermische Fließgrenzenanteil R* mit zunehmender Temperatur abnimmt. Dabei kommt es zu keiner signifikanten Änderung der Werkstoffstruktur (d.h. Änderung von Fremdatomkonzentration, Versetzungsdichte, Korngröße sowie Teilchenbildung).

Der athermische Fließgrenzenanteil R_G ergibt sich aus folgenden Anteilen [102, 103]:

$$R_G = \Delta R_{KG} + \Delta R_{MK} + \Delta R_T + \Delta R_V \quad (5)$$

R_G	athermischer Fließgrenzenanteil
ΔR_{KG}	Fließgrenzenerhöhung durch Korngrenzenverfestigung
ΔR_{MK}	Fließgrenzenerhöhung durch Mischkristallverfestigung
ΔR_T	Fließgrenzenerhöhung durch Teilchenverfestigung
ΔR_V	Fließgrenzenerhöhung durch Versetzungsverfestigung

Diese Hindernisse für das Versetzungsgleiten werden als weitreichend bezeichnet. Weitreichende Hindernisse können durch die Zufuhr thermischer Energie nicht überwunden werden. Das bedeutet, dass der athermische Fließgrenzenanteil R_G nicht temperaturabhängig ist. Eine Änderung des athermischen Fließgrenzenanteils ist immer mit einer Änderung der Werkstoffstruktur verbunden.

Um die thermischen von den athermischen Fließspannungsanteilen zu trennen, werden für die in dieser Arbeit untersuchten Werkstoffe (Abbildung 80 bis Abbildung 84) Fließkurven *vor* (schwarze Kurve), *während* (rote Kurve) und *nach* (orange Kurve) Kurzzeitwärmebehandlung betrachtet. Die Parameter der Kurzzeitwärmebehandlung wurden werkstoffspezifisch und entsprechend einer angenommenen Lasererwärmung gewählt. Eine Änderung der maximalen Temperatur oder Erwärmgeschwindigkeit während einer Kurzzeitwärmebehandlung könnte je nach Werkstoff zu anderen Ergebnissen führen. Von daher sei an dieser Stelle darauf hingewiesen, dass die dargestellten Ergebnisse ausschließlich entsprechend der gewählten Parameter diskutiert werden.

Die Differenz der Fließgrenzen des Ausgangszustandes (*vor* Kurzzeitwärmebehandlung) und auf Verformungstemperatur (*während* Kurzzeitwärmebehandlung) ergibt für diese Parameter die gesamte Entfestigung des Werkstoffes. Die Fließgrenzenreduzierung lässt

sich in thermische und athermische Fließgrenzenanteile differenzieren, indem der Werkstoff vergleichend mit dem Zustand *nach* Kurzzeitwärmebehandlung betrachtet wird. Die Differenz der Fließgrenzen *während* und *nach* Kurzzeitwärmebehandlung stellt den thermischen Anteil der Fließgrenzenreduzierung des Werkstoffes dar. Dieser Anteil beruht nicht auf einer Änderung der Werkstoffstruktur durch eine Kurzzeitwärmebehandlung. Die Differenz der Fließgrenzen *vor* und *nach* Kurzzeitwärmebehandlung ergibt den athermischen Anteil der Fließgrenzenreduzierung und beruht auf einer bleibenden Änderung der Werkstoffstruktur durch eine Kurzzeitwärmebehandlung.

Für den pressgehärteten Stahl 22MnB5 (siehe Abbildung 80) ergibt sich im Ausgangszustand eine Fließgrenze von ca. 790 N/mm² *(vor)*, auf Kurzzeitwärmebehandlungstemperatur von ca. 450 N/mm² *(während)* und *nach* Kurzzeitwärmebehandlung von ca. 730 N/mm². Damit betragen die gesamte Fließgrenzenreduzierung 340 N/mm², der thermische Anteil der Fließgrenzenreduzierung (ohne Änderung der Werkstoffstruktur) ca. 280 N/mm² und der athermische Anteil der Fließgrenzenreduzierung (mit Änderung der Werkstoffstruktur) ca. 60 N/mm².

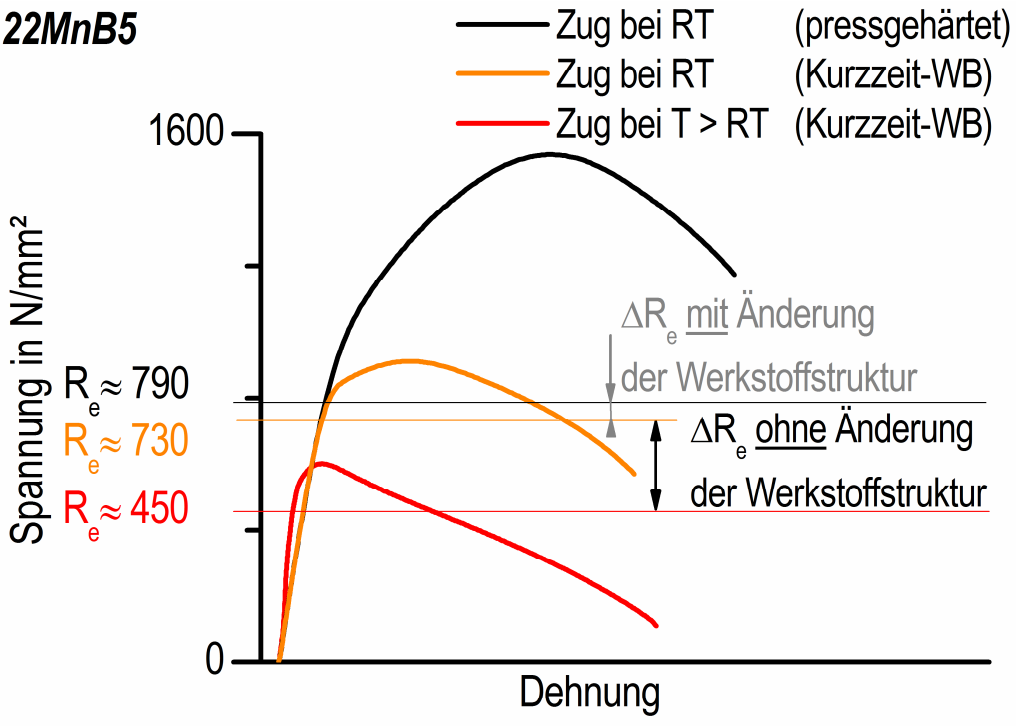


Abbildung 80: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des pressgehärteten 22MnB5: vor, während und nach Kurzzeitwärmebehandlung (500 °C, 900 K/s), Dehnungsachse nicht skaliert (siehe Kapitel 3.2.4).

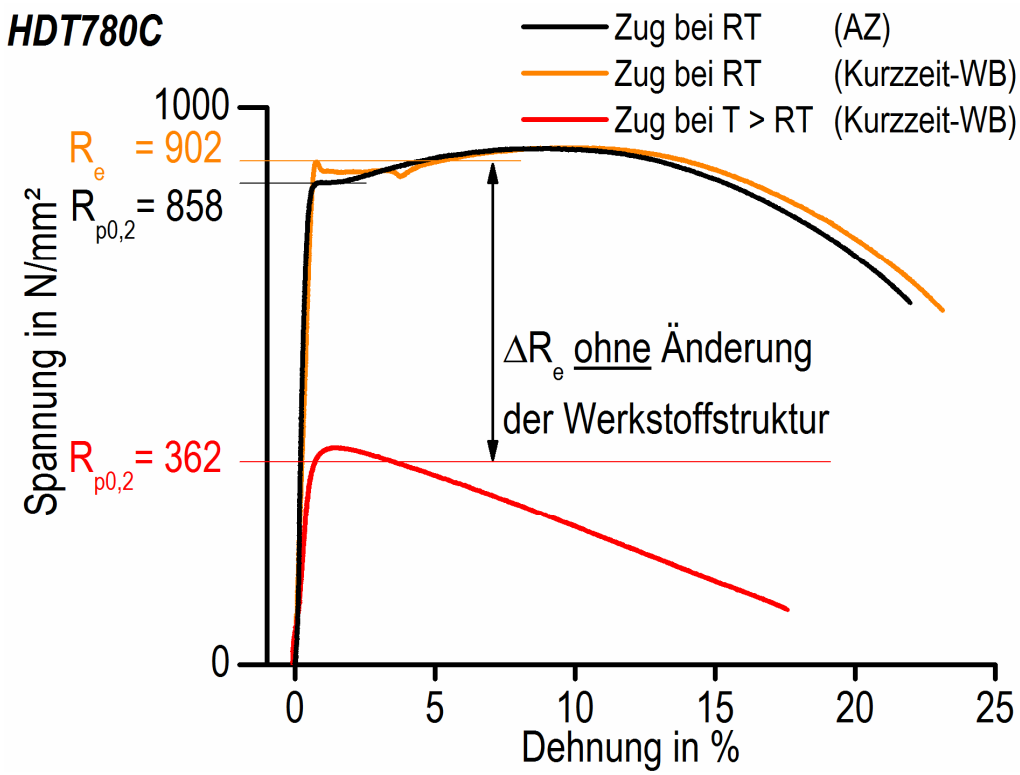


Abbildung 81: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des Stahls HDT780C: vor, während und nach Kurzzeitwärmebehandlung (500 °C, 600 K/s).

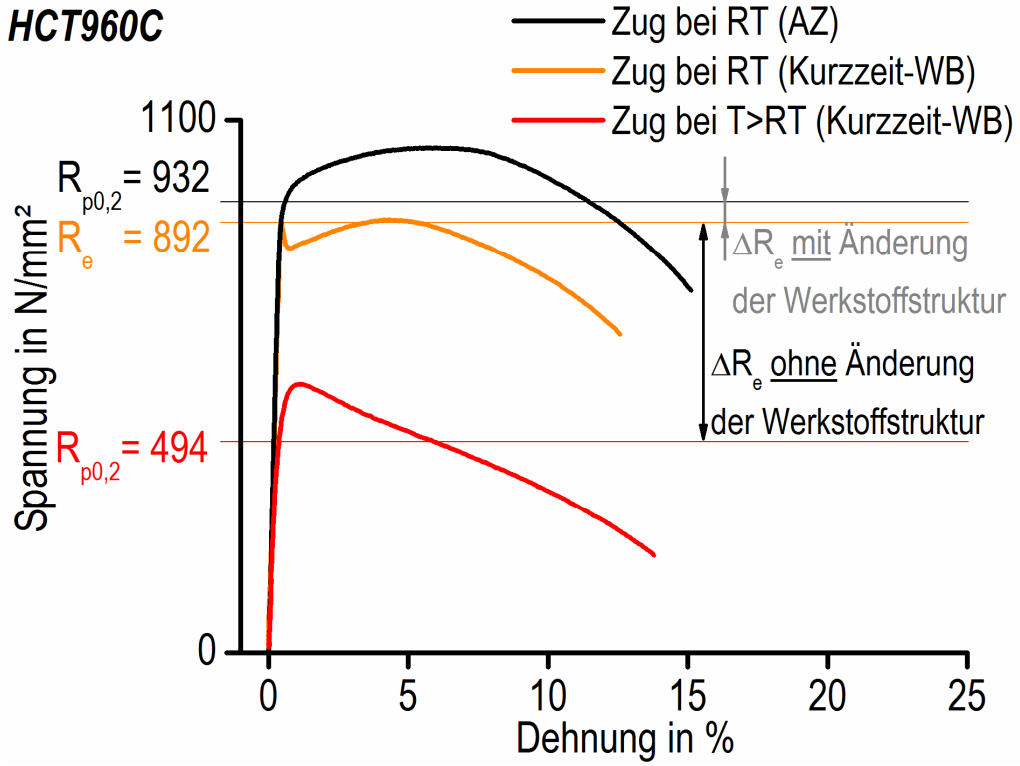


Abbildung 82: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des Stahls HCT960C: vor, während und nach Kurzzeitwärmebehandlung (500 °C, 600 K/s).

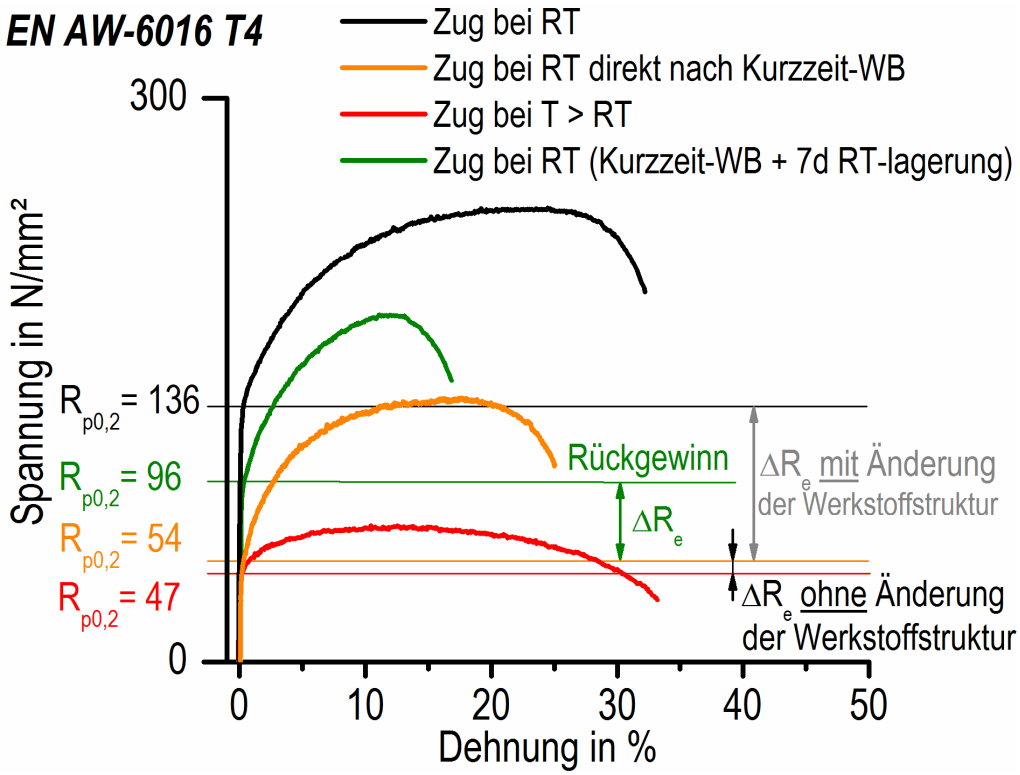


Abbildung 83: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven der Al-Legierung EN AW-6016 T4: vor, während und nach Kurzzeitwärmebehandlung (250 °C, 350 K/s).

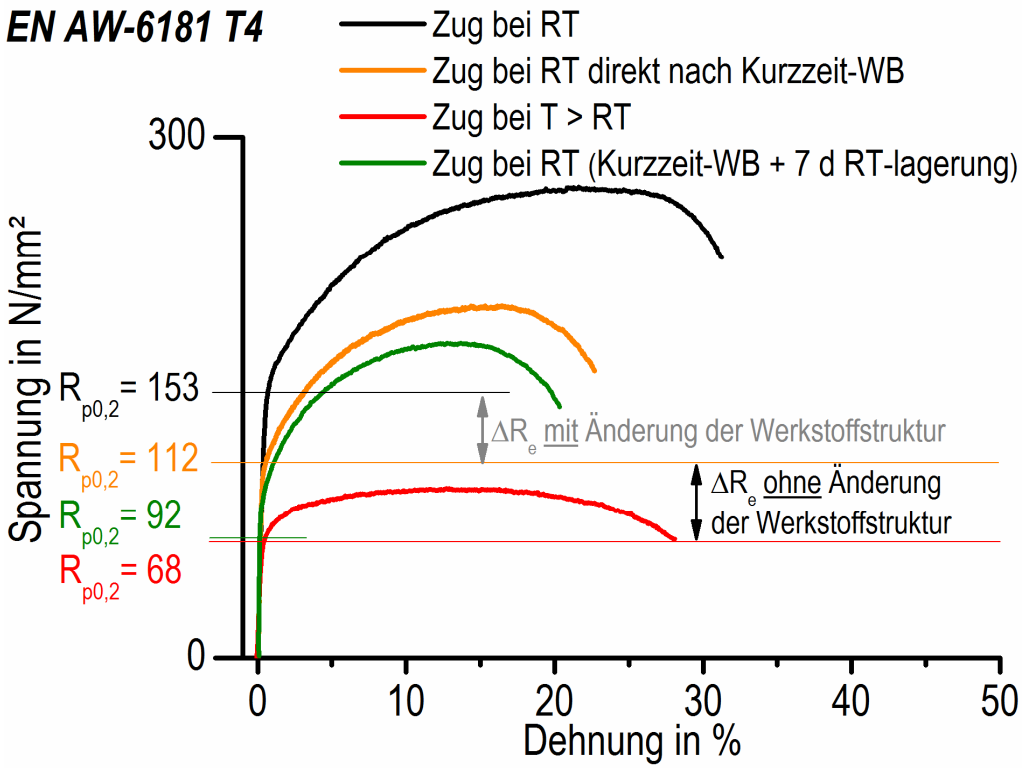


Abbildung 84: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven der Al-Legierung EN AW-6181 T4: vor, während und nach Kurzzeitwärmebehandlung (230 °C, 400 K/s).

Die Fließgrenzenanteile aus Abbildung 80 bis Abbildung 84 lassen sich wie nachfolgend in Tabelle 15 für alle untersuchten Werkstoffe zusammenfassen.

Tabelle 15: Fließgrenzenreduzierung sowie -erhöhung der untersuchten Stahl- und Aluminiumwerkstoffe nach werkstoffspezifischer Kurzzeitwärmebehandlung.

Werkstoff	Parameter Kurzzeitwärmebehandlung	Gesamte Fließgrenzenreduzierung in N/mm²		Fließgrenzenerhöhung in N/mm² nach Kaltauslagerung
		Anteil der Fließgrenzenreduzierung in N/mm²		
		ohne Änderung der Werkstoffstruktur (thermisch)	mit Änderung der Werkstoffstruktur (athermisch)	
22MnB5	500 °C, 900 K/s	340		0
		280	60	
HDT780C	500 °C, 600 K/s	540		0
		540	0	
HCT960C	500 °C, 600 K/s	438		0
		398	40	
EN AW-6016	250 °C, 350 K/s	89		42
		7	82	
EN AW-6181	230 °C, 400 K/s	85		0 *
		44	41	

*Erklärung siehe Abbildung 85

Aus den Ergebnissen ist ersichtlich, dass die untersuchten Stahl- und Aluminiumwerkstoffe ganz unterschiedliches Potenzial für die Ausbildung thermischer und athermischer Anteile bieten. Der thermische Anteil sollte im Hinblick auf die Eignung der Werkstoffe für das laserunterstützte Clinchen hoch und der athermische Anteil niedrig sein. Auf diese Weise würde der Werkstoff während der Halbwarmumformung geringere Festigkeiten aufweisen, die eine Clinchbarkeit höchstfester Werkstoffe erst ermöglicht. Nach dem Laserclinchen bleiben dennoch hohe Festigkeiten im Werkstoff erhalten. Diese Konstellation ist vor allem für die Komplexphasenstähle, insbesondere für den Werkstoff HDT780C, gegeben.

Für die Aluminiumlegierungen ist die Wahl einer geeigneten Temperatur für Anteile der thermischen und athermischen Fließgrenzenreduzierung sowie die nachfolgende Auslagerung von besonderer Bedeutung. So bedingt zwar die höhere Temperatur von 250 °C bei der Legierung EN AW-6016 einen größeren athermischen Anteil der

Fließgrenzenreduzierung im Vergleich zu EN AW-6181 (230 °C), jedoch zeigt sich gleichzeitig das Potenzial für ein Rückglühen der Legierung EN AW-6016 mit anschließender Kaltaushärtung. So kann die Fließgrenze nach Kurzzeitwärmbehandlung durch eine 7-tägige Kaltauslagerung wieder um 42 N/mm² gesteigert werden. Dieses Potenzial ist für den untersuchten Zustand der Legierung EN AW-6181 nicht gegeben (vgl. Abbildung 83 und Abbildung 84).

Die Maximaltemperatur der jeweiligen Aluminiumlegierung nimmt demnach einen entscheidenden Einfluss auf ein anschließendes Aushärtungspotenzial. In Abbildung 85 ist dieser Zusammenhang für eine Kurzzeitwärmebehandlung mit einer Erwärmgeschwindigkeit von 200 K/s dargestellt. So führt eine Erwärmung auf 250 °C der Legierung EN AW-6016 T4 zu einer Entfestigung direkt nach Kurzzeitwärmebehandlung. Die Härte steigt aber nach einer Woche Kaltauslagerung nahezu auf den Wert der Ausganghärte an. Für die Legierung EN AW-6181 T4 kommt es bei einer Erwärmung auf 230 °C zu einer geringen Entfestigung, die auch nach einwöchiger Kaltauslagerung bestehen bleibt. Bei einer Erwärmung auf ca. 275 °C wäre auch bei dieser Legierung eine anschließende Kaltauslagerung möglich.

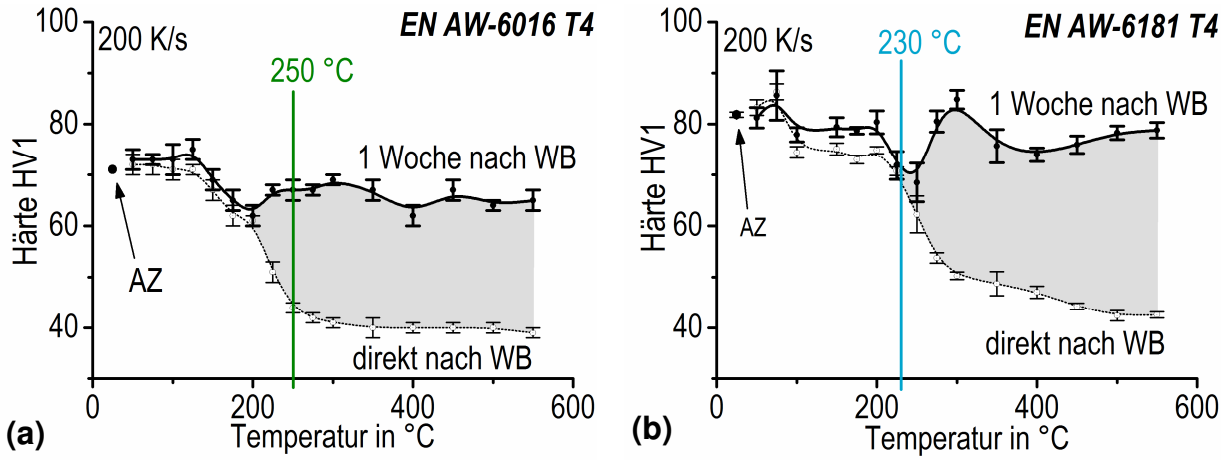


Abbildung 85: Legierungsspezifische Deformationstemperatur der Kurzzeitwärmebehandlung sowie potenzielle Temperaturbereiche (gräulich) für einen Härteanstieg nach Kurzzeitwärmebehandlung und anschließender Kaltauslagerung.

Das bedeutet für den laserunterstützten Clinchprozess von AlMgSi-Legierungen legierungsspezifisch Temperaturen anzustreben, die entweder zu keiner Entfestigung führen (geringe Temperaturen) oder aber Potenzial für Rückglühen mit erneuter Festigkeitssteigerung durch Kaltaushärtung aufweisen (Mindesttemperatur erforderlich). Die entsprechenden Mindesttemperaturen für eine Erwärmung mit 200 K/s betragen für die Aluminiumlegierungen 225 °C (EN AW-6016 T4) bzw. 275 °C (EN AW-6181 T4). Das wird auch aus dem kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm für EN AW-6016 T4 (siehe Abbildung 79) ersichtlich.

6.3 Technologische Weiterentwicklung des laserunterstützten Clinchens

Mit den in dieser Arbeit vorliegenden Materialpaarungen ist es gelungen eine höchstfeste Stahl/Stahl-Verbindung sowie eine hochfeste Stahl/Aluminium-Mischverbindung erfolgreich zu clinchen. Da diese Clinchverbindungen den "Stand der Technik" überschreiten, sind sie nicht mit konventionellen Verbindungen zu vergleichen. Zukünftig müssen neue Anforderungen hinsichtlich Clinchpunktgeometrie und Verbindungsfestigkeiten definiert werden. Darüber hinaus bieten sich verschiedene Ansätze das laserunterstützte Clinchen von hochfesten Stahl/Aluminium-Mischverbindungen weiterzuentwickeln. Nachfolgend sollen diese in Bezug auf den Prozess, die Geometrie sowie die Werkstoffe diskutiert werden.

Clinchanlage und –werkzeuge

Die Reduzierung der Fügekraft durch die Anwendung eines Lasers ermöglicht eine geringere Fügekraft und damit eine kleinere Bauweise der Clinchanlagen. In den vorliegenden Untersuchungen wurde zunächst eine Portal- bzw. Säulenbauweise realisiert. Eine Überführung des Laserclinchens in den realen Produktionsprozess könnte auch über einen C-Bügel ermöglicht werden, sodass die Zugänglichkeit verbessert wird. Zu berücksichtigen bleiben dabei aber die Anforderungen hinsichtlich der Lasersicherheit.

Ein großes Potenzial für die Verbesserung der Punktausbildung liegt u.a. in der Auswahl von Stempel- und Matrizengeometrien [2]. So ermöglicht eine Anpassung der Matrizengeometrie beispielsweise eine Vergrößerung des Hinterschnitts durch einen verbesserten Materialfluss. Eine Vergrößerung des Stempeldurchmessers kann ebenso dazu führen, dass der Hinterschnitt in der Clinchverbindung verbessert wird [100]. Die Verwendung einer Matrize mit beweglichen Elementen ermöglicht nicht nur einen leistungsfähigeren Hinterschnitt, sondern auch eine verbesserte Hals- oder Bodendicke in der Fügeverbindung [105]. Ebenso kann die Wahl geeigneter Werkzeuggeometrien zu einem schädigungsfreien Clinchen lackierter Bleche beitragen [39].

Laser und Laserführung

Auch eine Modifikation der Anlagentechnik bezüglich der Laserstrahlführung ermöglicht eine Verbesserung des Prozesses. Eine Anpassung der Kollimation und damit Vergrößerung des Spotdurchmessers kann dazu genutzt werden die Wärmeenergie kontrollierbarer und schneller in den Fügepartner einzukoppeln. Ein variabler Spotdurchmesser, der je nach Absorptionsgrad der Werkstoffe angepasst werden kann, ermöglicht eine Reduzierung der Laserleistung, die ebenfalls die Größe der Anlagentechnik und somit der Laser-Clinchanlage wesentlich mitbestimmt. Über die Optimierung von Tastverhältnis und Frequenz kann eine für die Halbwarmumformung notwendige Wärmeeinbringung dosierter erfolgen, sodass Temperaturüberhöhungen vermieden werden können.

Derzeit wird der Laserstrahl zentral auf den Bodenbereich der Clinchverbindung gerichtet (vgl. Abbildung 86a). Die Erwärmung im Hals der Fügeverbindung erfolgt dementsprechend durch Wärmeleitung vom Boden in den Halsbereich. Für eine verbesserte Umformung und geringe Entfestigung im Boden der Clinchverbindungen sollte die Wärme zukünftig mehr im Halsbereich und weniger im Bodenbereich eingebracht werden. Das kann über eine veränderte Laserstrahlführung realisiert werden. Dazu könnte ein fasergebundener Diodenlaser mit höherer Strahlqualität eingesetzt werden, sodass die Ausrichtung des Lasers als ringförmig auf die Fügepunktstelle und somit über einen geringen Spotdurchmesser ausschließlich auf den Halsbereich erfolgt (Abbildung 86b). Die Laserstrahlführung kann über eine Glaskeramik mit hoher Transparenz realisiert werden.

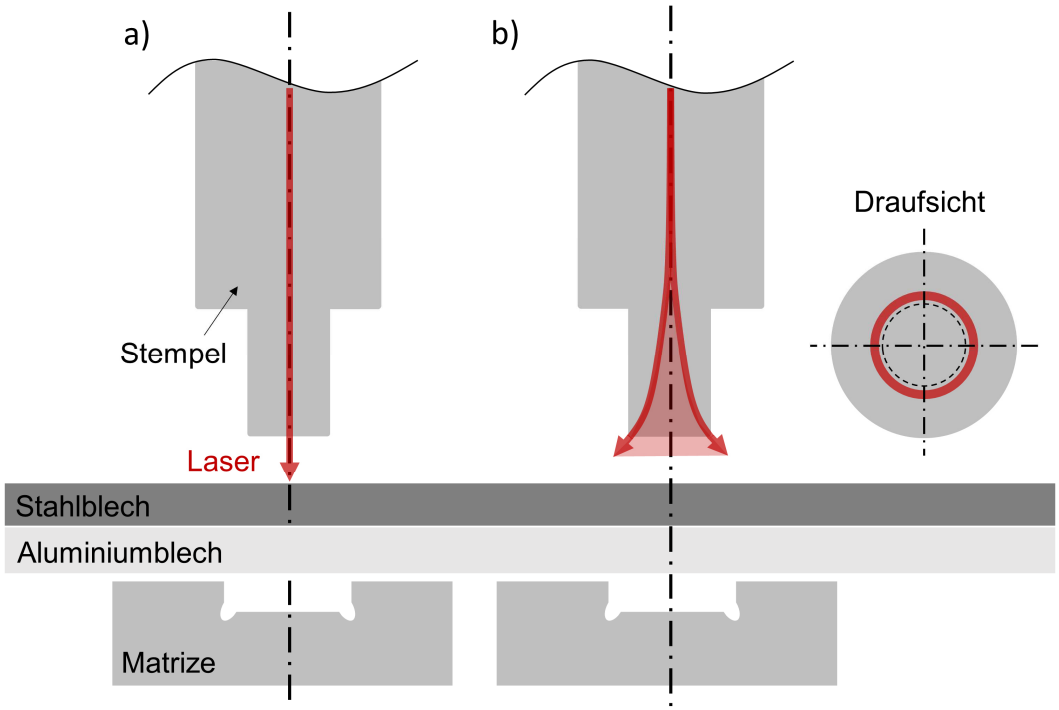


Abbildung 86: Laserstrahlführung.

Prozessablauf

Generell sollte die Synchronisation zwischen Laser und Clinchhub optimiert werden. Derzeit startet der Hub sobald der Laser ausgeschaltet ist, da ansonsten die Wärme auch in den Stempel abgeführt wird. Das sollte hinsichtlich der Standzeit der Werkzeuge vermieden werden. Eine Möglichkeit wäre daher den Laser nicht durch den Stempel zu führen, sondern von außen auf die Fügestelle zu richten, sodass Lasererwärmung und Clinchvorgang möglichst synchron erfolgen können.

Darüber hinaus sollte eine thermische Entkopplung beider Bleche angestrebt werden. Der matrizenseitig angeordnete Aluminiumwerkstoff wird über die Wärmeeinbringung entfestigt, was dazu führen kann, dass der nötige Druckspannungszustand für die Ausbildung des Fügepunktes verringert wird. Für einen leistungsfähigeren Hinterschnitt beim laserunterstützten Clinchen von Stahl/Aluminium-Mischverbindungen könnte ein definierter Luftspalt zwischen Stahl- und Aluminiumwerkstoff dienen. Eine thermische Trennung beider Fügepartner kann ebenso über Medien wie z.B. Klebstoffe, Folien oder Dämmmaterialien erfolgen.

Werkstoffe

Generell kann die Werkstoffbandbreite beim Clinchen hochfester Fügepartner durch das laserunterstütze Clinchen erweitert werden. Eine Paarung z.B. mit höchstfesten Aluminiumlegierungen der 7xxxer-Serie scheint interessant, da diese Legierungen höhere Festigkeiten im Vergleich zu 6xxxern aufweisen. Folglich kann eine Erhöhung der Verbindungsfestigkeit in Stahl/Aluminium-Mischverbindungen erwartet werden, da das Versagen aufgrund geringerer Festigkeit im Vergleich zum Fügepartner Stahl auf den Aluminiumwerkstoff zurückzuführen ist. Untersuchungen von SOTIROV et al. [106] belegen die generelle Eignung von 7xxxer-Aluminiumblechen für die Verbesserung des Formänderungsvermögens durch Halbwarmumformung.

Blechwerkstoffe werden für den Korrosionsschutz in der Regel mit einer Beschichtung versehen (z.B. AlSi-Beschichtung, elektrolytische Verzinkung). Die Oberfläche der zu clinchenden Werkstoffe spielt bei einer Lasererwärmung eine wesentliche Rolle, da Absorptionsgrade einen wesentlichen Einfluss auf die Einkopplung des Lasers haben. Die Absorptionsgrade der Werkstoffoberflächen beeinflussen maßgeblich die Prozesszeit. Für einen möglichst kurzen laserunterstützten Clinchvorgang sollten demnach bei der Werkstoffwahl auch die Beschichtungen berücksichtigt werden. Darüber hinaus sollte auch in Betracht gezogen werden, dass je nach erreichter Maximaltemperatur während einer Lasererwärmung Veränderungen der Beschichtung auftreten können (z.B. Aufreißen der AlSi-Beschichtung, Anschmelzung der Zinkbeschichtung, Oxidation). Pressgehärtete Stähle sind in der Regel mit einer AlSi-Schicht versehen. Zwischen Grundwerkstoff und Beschichtung kommt es zur Bildung von AlFe- bzw. AlFeSi-Zwischenschichten und -phasen [107, 108]. Während einer anschließenden Lasererwärmung ist eine weitere Beeinflussung der Beschichtungen bzw. Phasen möglich. Die Auswirkungen auf die geclinchte Verbindung sollten daher systematisch untersucht werden.

Nachbehandlung

Im Automobilbau wird typischerweise die Kathodische Tauchlackierung (KTL) mit Lackeinbrennen durchgeführt. Dadurch kann auch die Festigkeit der Werkstoffe erhöht werden. Klassische Wärmebehandlungsparameter für die KTL liegen bei 170 – 180 °C für 20 – 30 min. Nicht nur AlMgSi-Legierungen bieten durch ihre Aushärtbarkeit das Potenzial die Festigkeit durch eine derartige Wärmebehandlung zu steigern [82, 109], sondern auch Stahlwerkstoffe durch einen *bake hardening* Effekt [110]. Eine Wärmebehandlung von 170 °C für 20 min kann bei den Komplexphasenstählen eine Fließgrenzenerhöhung von durchschnittlich 70 N/mm² bewirken [47].

Für die in der vorliegenden Arbeit analysierten Werkstoffe wurde der Effekt einer Warmauslagerung nach Kurzzeitwärmebehandlung für die Beurteilung einer möglichen Festigkeitssteigerung betrachtet. Abbildung 87 zeigt den schematischen Temperatur-Zeit-Verlauf zur Abbildung einer Lasererwärmung und des anschließenden Lackeinbrenn-Prozesses. Die Parameter für die Kurzzeitwärmebehandlung sind Tabelle 12 zu entnehmen.

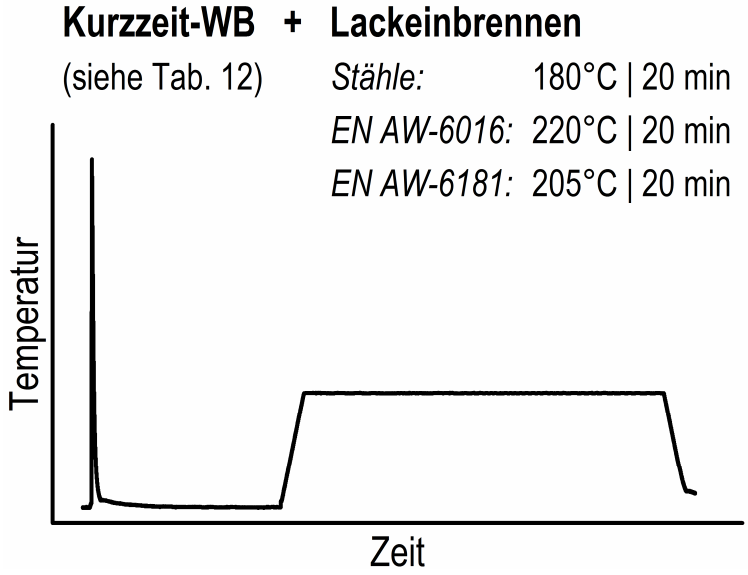


Abbildung 87: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf einer Kurzzeitwärmebehandlung mit anschließender Warmauslagerung zur Abbildung des Lackeinbrenn-Prozesses.

Das imitierte Lackeinbrennen erfolgte für die Stähle bei 180 °C für 20 min. Aufgrund auftretender Temperaturgradienten in der Probe (siehe Kapitel 3.2.4) lag die imitierte Lackeinbrenntemperatur mit 205 °C bzw. 220 °C bei den Aluminiumlegierungen höher. Die Zeit zwischen Kurzzeitwärmebehandlung und Lackeinbrennen wurde mit 10 min bewusst sehr kurz gewählt, da die Raumtemperaturzwischenlagerung bei AlMgSi-Legierungen eine negative Auswirkung auf das Ausscheidungsverhalten und somit auf die Endfestigkeit der Werkstoffe haben kann [109].

Abbildung 88 zeigt vergleichend die Spannungs-Dehnungs-Kurven für die Komplexphasenstähle HDT780C und HCT960C nach Kurzzeitwärmebehandlung sowie nach Kurzzeitwärmebehandlung mit anschließender Warmauslagerung. Während sich für den HDT780C keine Änderungen in der Fließgrenze ergeben, kann die Fließgrenze für den HCT960C um 44 N/mm² erhöht werden. In Bezug die bleibende Fließgrenzenreduzierung von 40 N/mm² (s. Tabelle 15) kann durch die Warmauslagerung wieder die Ausgangsfestigkeit des Werkstoffes erreicht werden. Der *bake hardening* Effekt ist darauf zurück zu führen, dass durch Kaltumformen neue Versetzungen erzeugt werden und sich anschließend während der Warmauslagerung Kohlenstoffatome an Versetzungen anreichern (statische Reckalterung) [81]. Demnach bietet der kaltgewalzte HCT960C entsprechend der Ergebnisse ein besseres Potenzial zur Festigkeitssteigerung gegenüber dem warmgewalzten HDT780C.

Abbildung 89 stellt die Spannungs-Dehnungs-Kurven für die beiden Aluminiumlegierungen EN AW-6016 und EN AW-6181 dar. Für beide Legierungen zeigt sich eine Festigkeitssteigerung durch Warmauslagerung. Die Fließgrenze der Legierung EN AW-6016 zeigt gegenüber dem Ausgangszustand T4 (136 N/mm) eine höhere Fließgrenze von 167 N/mm². Für EN AW-6181 stellt sich nach Warmauslagerung eine Fließgrenze ähnlich des Ausgangszustandes T4 ein. Hier ist eine Optimierung der Wärmebehandlungsparameter hinsichtlich Kurzzeitwärmebehandlung (vgl. 6.2) und der Warmauslagerungstemperatur notwendig.

Die Ergebnisse zeigen, dass sich eine Kurzzeitwärmebehandlung der Werkstoffe nicht negativ auf das Lackeinbrennen auswirkt. Die Integration des laserunterstützten Clinchens in den realen Prozess (z.B. Automobilbau) erscheint für die analysierten Werkstoffe erfolgversprechend.

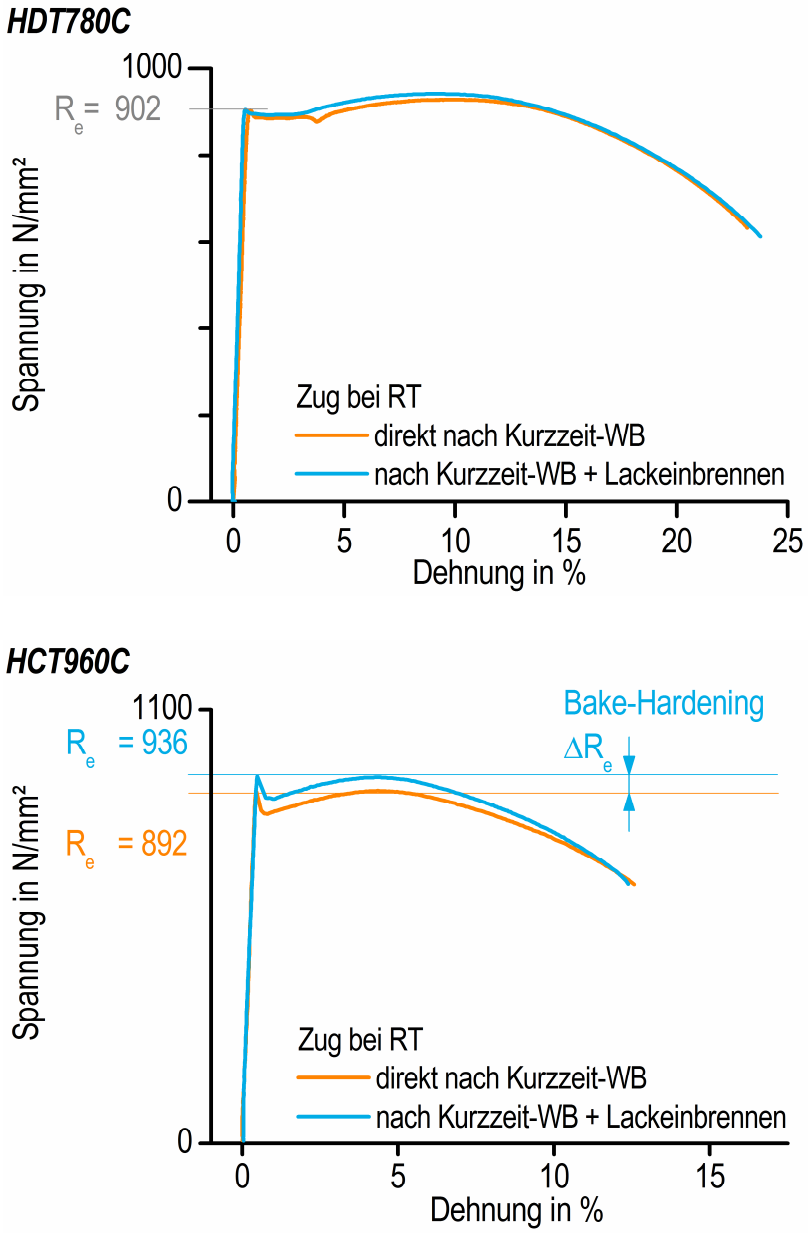


Abbildung 88: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven der Komplexphasenstähle nach Kurzzeitwärmebehandlung (orange) sowie nach Warmauslagerung (blau).

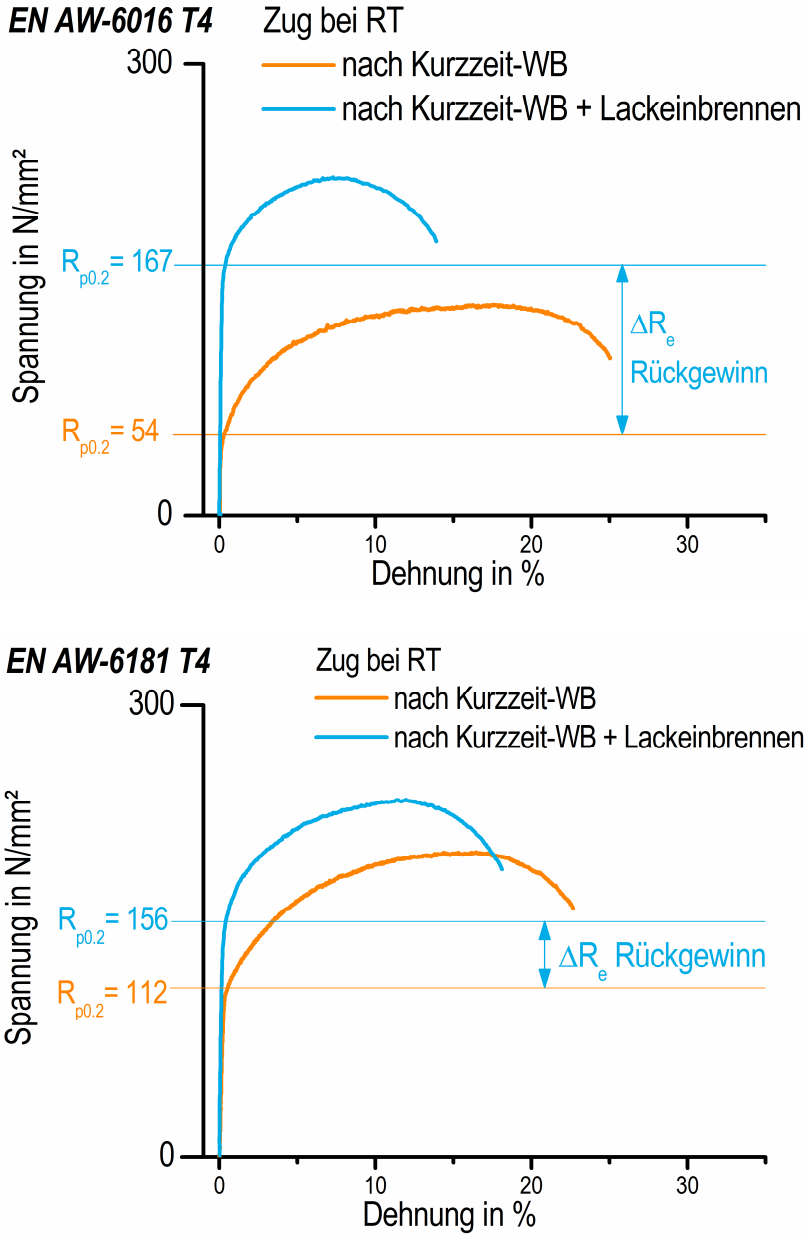


Abbildung 89: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven der AlMgSi-Legierungen nach Kurzzeitwärmebehandlung (orange) sowie nach Warmauslagerung (blau).

7 Zusammenfassung

In der blechverarbeitenden Industrie haben in den vergangenen Jahren Mischverbindungen wie Stahl mit Aluminium an Bedeutung gewonnen. Aufgrund sehr unterschiedlicher Stoffeigenschaften lassen sich beim Fügen dieser Blechwerkstoffe die konventionellen Verfahren wie z.B. das Schweißen nur bedingt anwenden. Das umformtechnische Fügen bietet die Möglichkeit eine dauerhafte Fügeverbindung ungleicher Werkstoffe herzustellen. Aktuelle Herausforderungen beim Fügen durch plastische Deformation liegen in der Fügbarkeit von neu entwickelten hochfesten Stahlwerkstoffen aufgrund der begrenzten Umformbarkeit.

Ansätze wie eine Erwärmung der Fügepunktstelle z.B. mittels Widerstandserwärmung und Induktion vor dem Fügevorgang führten zwar zu einer verbesserten Umformbarkeit und folglich einem erfolgreichen Verbinden der hochfesten Werkstoffe mit anderen Fügepartnern, allerdings haben diese Verfahren den Nachteil, dass die Verbindungspunkte großflächig entfestigt sind.

Eine Weiterentwicklung des Clinchens führte zu der Integration eines Lasers während des Fügevorgangs. Der zu fügende Bereich wird nur sehr kurze Zeit und in einem sehr kleinen Bereich erwärmt. Die Herausforderung beim laserunterstützten Clinchen liegt in den konträren Anforderungen an die zu fügenden Werkstoffe. Während der Erwärmung sollen die Festigkeiten verringert und die Duktilitäten erhöht werden, im Anschluss sollen jedoch möglichst hohe Festigkeiten vorliegen bzw. erhalten bleiben.

Das Ziel der vorliegenden Arbeit lag demzufolge insbesondere in der Abbildung einer Lasererwärmung und dem Einfluss dieser Kurzzeitwärmebehandlung auf die untersuchten Stahl- und Aluminiumwerkstoffe (pressharter Mangan-Bor-Stahl 22MnB5, zwei Komplexphasenstähle HDT780C und HCT960C sowie zwei aushärtbare Aluminiumlegierungen EN AW-6016 T4 und EN AW-6181 T4). Speziell die Einflüsse der

Parameter Erwärmgeschwindigkeit, Maximaltemperatur und Haltedauer während der Kurzzeitwärmebehandlung sind von großem Interesse, da diese die Mikrostrukturen sowie mechanischen Eigenschaften signifikant beeinflussen.

Die Untersuchung mit Hilfe Thermischer und Thermo-mechanischer Analyse sowie Betrachtung der Mikrostrukturen ermöglichte ein tiefgreifendes Verständnis für die ablaufenden festigkeitssteigernden oder entfestigenden Mechanismen in den Werkstoffen. Die Phasenumwandlungen, Ausscheidungen sowie Auflösungen konnten in-situ während der Kurzzeitwärmebehandlung mittels Kalorimetrie und Dilatometrie untersucht werden. In der vorliegenden Arbeit konnte eine geeignete Messmethodik für das Erwärmen von Stahl- und Aluminiumwerkstoffen entwickelt werden. Die Ergebnisse aus kalorimetrischen und dilatometrischen Experimenten zeigen eine gute Übereinstimmung bzgl. ablaufender Reaktionen während des Erwärmens. Darüber hinaus konnte durch die Anwendung beider Analyseverfahren die Untersuchung der Erwärmgeschwindigkeitsbandbreite gesteigert werden. Die Untersuchung der Temperaturabhängigkeit der mechanischen Eigenschaften erfolgte während einer Kurzzeitwärmebehandlung mittels Thermo-mechanischer Analyse in einem modifizierten Dilatometer. Eine Untersuchung von Blechwerkstoffen ist durch die Entwicklung einer geeigneten Probengeometrie für die Thermo-mechanische Analyse realisiert worden.

Beim pressgehärteten Stahl 22MnB5 kam es im Verlauf einer Kurzzeitwärmebehandlung zu einem Kurzzeit-Anlassen des Werkstoffs. Während der Kurzzeiterwärmung konnte die Zugfestigkeit bei Temperaturen von ca. 400 – 500 °C von etwa 1500 N/mm² auf 800 N/mm² verringert werden. Gleichzeitig wurde die Duktilität erhöht, sodass eine Umformbarkeit des Stahls signifikant gesteigert werden kann. Nach der Kurzzeitwärmebehandlung lag nur eine geringfügig verringerte Festigkeit im Werkstoff vor. Mit einer Härte von etwa 400 HV bzw. Zugfestigkeit von etwa 900 N/mm² nach Kurzzeitwärmebehandlung des 22MnB5 liegen diese Werte immer noch deutlich über den Härten bzw. Festigkeiten konventionell clinchbarer Werkstoffe.

Die Komplexphasenstähle HDT780C und HCT960C stellten sich als optimale Fügewerkstoffe für das laserunterstützte Clinchen heraus. Während einer Kurzzeiterwärmung konnten auch in diesen Werkstoffen die Festigkeiten verringert werden. Hervorzuheben ist die unveränderte Festigkeit (HDT780C) bzw. nur geringe Entfestigung (HCT960C) nach Kurzzeiterwärmung. Während der Kurzzeit-wärmebehandlung kam es nur in geringen Anteilen des Gefüges (Martensit und Bainit) zu einem Anlasseffekt.

Die Aluminiumlegierungen EN AW-6016 T4 und EN AW-6181 T4 erfordern zwar keine Laserunterstützung während des Clinchens, werden allerdings bei der Mischverbindung Stahl/Aluminium mit erwärmt. Die Analysen ergaben grundlegende Erkenntnisse zu den Vorgängen und erreichbaren Festigkeiten nach einer Kurzzeitwärmebehandlung. Während bei Temperaturen von ≤ 125 °C (6016) / ≤ 75 °C (6181) die Aluminiumlegierungen nicht entfestigt werden, führen Temperaturen um 200 °C (legierungsspezifisch) zur Verringerung der Festigkeit. Diese kann auch durch Auslagerung nicht wieder gesteigert werden. Höhere Temperaturen ab ca. 250 °C entfestigen die Aluminiumwerkstoffe zwar, allerdings konnte die Festigkeit durch Kaltauslagerung wieder erhöht werden (Rückglüheffekt mit erneutem Auslagerungspotenzial).

Mit den laserunterstützten Clinchverbindungen pressharter 22MnB5/HCT960C sowie HCT960C/EN AW-6016 T4 ist es gelungen eine höchstfeste Stahl/Stahl-Verbindung sowie eine hochfeste Stahl/Aluminium-Mischverbindung ohne signifikante Entfestigung der Werkstoffe zu clinchen. Eine Analyse der zwei Fügeverbindungen ergab eine gute Übereinstimmung der Mikrostrukturen und mechanischen Eigenschaften mit den Ergebnissen aus der in-situ Charakterisierung.

Selbständigkeitserklärung

Hiermit erkläre ich, dass ich die vorliegende Dissertation selbständig verfasst und keine anderen als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt und die den benutzten Werken wörtlich oder inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe.

Julia Osten Rostock, den 10.10.2017

Literaturverzeichnis

[1] DIN 8593-5; September 2003. *Fertigungsverfahren Fügen,Teil 5: Fügen durch Umformen*

[2] Hahn, O. u. Klemens, U.: Fügen durch Umformen. Nieten und Durchsetzfügen innovative Verbindungsverfahren in der Praxis. Dokumentation, Bd. 707. Düsseldorf: Studienges. Stahlanwendung 1996

[3] Budde, L. u. Pilgrim, R.: Stanznieten und Durchsetzfügen. Systematik und Verfahrensbeschreibung umformtechnischer Fügetechnologien. Die Bibliothek der Technik, Bd. 115. Landsberg/Lech: Verl. Moderne Industrie 1995

[4] Dietrich, J. u. Tschätsch, H.: Praxis der Umformtechnik. Umform- und Zerteilverfahren Werkzeuge Maschinen; mit 122 Tabellen. Wiesbaden: Springer Vieweg 2013

[5] Clinchen - Überblick, Merkblatt DVS-EFB 3420, DVS/EFB-Gemeinschaftsausschuss Mechanisches Fügen, 2012

[6] TOX®-Verbindungssysteme, Firmenschrift, TOX, 2014

[7] Neugebauer, R. u. Israel, M.: Clinchen von Stahl- und Aluminiumblechen größerer Dicke. EFB-Forschungsbericht, Bd. 352. Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (EFB) 2012

[8] Hahn, O., Bye, C., Thoms, V. u. Kalich, J.: Eignung des Durchsetzfügens zum Erzeugen von Mehrblechverbindungen. EFB-Forschungsbericht, Bd. 182. Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (EFB) 2002

[9] Abe, Y., Kishimoto, M., Kato, T. u. Mori, K.: Joining of hot-dip coated steel sheets by mechanical clinching. International Journal of Material Forming 2 (2009) SUPPL. 1, S. 291–294

[10] DVS/EFB-Gemeinschaftsausschuss Mechanisches Fügen: Clinchen - Sonderverfahren. Merkblatt DVS/EFB 3420-2. In: Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V., Taschenbuch DVS-Merkblätter und -Richtlinien. Mechanisches Fügen. Düsseldorf: Deutscher Verband für Schweißen 2009

[11] Koll, S.: Vollstanznieten und Clinchen fügen sich gut. Verbindungstechnik: Mischbauweise fordert ein Umdenken. Industrieanzeiger (2008), S. 56–57

[12] Kato, T., Abe, Y. u. Mori, K.: Plastic joining of dissimilar material of high tensile strength steel and aluminium alloy sheets. Welding International 22 (2008) 9, S. 575–581

[13] Hahn, O., Lappe, W. u. Schulte, A.: Stanznieten und Clinchen hochfester Bleche. Stahlmarkt : Informationen aus Stahlindustrie, Stahlhandel u. Verarbeitung 48 (1998) 4, S. 40–46

[14] Füssel, U. u. Kalich, J.: Mechanical joining of hot stampt steel. Proceedings 3rd International Conference on Steels in Cars and Trucks.: Future Trends in steel development, processing technologies and applications. Verlag Stahleisen 2011, S. 592–602

[15] Hahn, O. u. Schübeler, C.: Hybridfügen pressgehärteter borlegierter Stähle, Zugl.: Paderborn, Univ., Diss. C. Schübeler, 2011. Paderborn 2012

[16] Hahn, O., Meschut, G., Bergau, M. u. Matzke, M.: Self-pierce Riveting and Hybrid Joining of Boron Steels in Multi-material and Multi-sheet Joints. Procedia CIRP 18 (2014), S. 192–196

[17] Lee, C.-J., Kim, J.-Y., Lee, S.-K., Ko, D.-C. u. Kim, B.-M.: Parametric study on mechanical clinching process for joining aluminum alloy and high-strength steel sheets. Journal of Mechanical Science and Technology 24 (2010) 1, S. 123–126

[18] Abe, Y., Mori, K. u. Kato, T.: Joining of high strength steel and aluminium alloy sheets by mechanical clinching with dies for control of metal flow. Journal of Materials Processing Technology 212 (2012), S. 884–889

[19] Lambiase, F. u. Di Ilio, A.: An experimental study on clinched joints realized with different dies. Thin-Walled Structures 85 (2014), S. 71–80

[20] Lee, C.-J., Lee, J.-M., Ryu, H.-Y., Lee, K.-H., Kim, B.-M. u. Ko, D.-C.: Design of hole-clinching process for joining of dissimilar materials – Al6061-T4 alloy with DP780 steel, hot-pressed 22MnB5 steel, and carbon fiber reinforced plastic. Journal of Materials Processing Technology 214 (2014) 10, S. 2169–2178

[21] Busse, S.: Entwicklung und Qualifizierung eines Schneidclinchverfahrens. Bericht aus dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie, Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein, Bd. 240. Bamberg: Meisenbach 2013

[22] Busse, S., Merklein, M., Roll, K., Ruther, M. u. Zürn, M.: Development of a mechanical joining process for automotive body-in-white production. International Journal of Material Forming 3 (2010) S1, S. 1059–1062

[23] Müller, M., Hörhold, R., Merklein, M. u. Meschut, G.: Analysis of Material Behaviour in Experimental and Simulative Setup of Joining by Forming of Aluminium Alloy and High Strength Steel with Shear-Clinching Technology. Advanced Materials Research 966-967 (2014), S. 549–556

[24] Merklein, M., Meschut, G., Müller, M. u. Hörhold, R.: Basic Investigations of Non-Pre-Punched Joining by Forming of Aluminium Alloy and High Strength Steel with Shear-Clinching Technology. Key Engineering Materials 611-612 (2014), S. 1413–1420

[25] Wößner, J. F. u. Spingler, J.: Radial- und Taumelclinchen – Kraftreduzierte Herstellung mechanischer Verbindungen mit dem Clinchen. Blech Rohre Profile 48 (2001) 1, S. 36–38

[26] Breckweg, A.: Automatisiertes und prozessüberwachtes Radialclinchen höherfester Blechwerkstoffe. IPA-IAO-Forschung und -Praxis. Heimsheim: Jost-Jetter 2007

[27] Westkämper, E., Puzik, A., Thoms, V. u. Bräunling, S.: Clinchen höher- und hochfester Bleche mit überlagerter Bewegung. EFB-Forschungsbericht, Bd. 290. Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (EFB) 2009

[28] DIN 8582; September 2003. *Fertigungsverfahren Umformen*

[29] Doege, E. u. Behrens, B.-A.: Handbuch Umformtechnik. Grundlagen Technologien Maschinen. SpringerLink : Bücher. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg 2010

[30] Jahnke, H., Retzke, R. u. Weber, W.: Umformen und Schneiden. Berlin: VEB Verlag Technik 1972

[31] Kalpakjian, S., Schmid, S. T. u. Werner, E.: Werkstofftechnik. München: Pearson Studium 2011

[32] Behrens, B.-A. u. Schäffner, C.: Halbwarmumformung hoch- und höchstfester Stähle. EFB-Forschungsbericht, Bd. 272. Hannover: Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (EFB) 2007

[33] Geiger, M., Merklein, M. u. Pitz, M.: Laser and forming technology – an idea and the way of implementation. Journal of Materials Processing Technology 151 (2004) 1-3, S. 3–11

[34] Neugebauer, R., Scheffler, S., Poprawe, R. u. Vitr, G.: Verbesserung der Umformeigenschaften von schwer umformbaren Werkstoffen durch lokal vorinitialisierten Wärmeeintrag. EFB-Forschungsbericht, Bd. 251. Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (EFB) 2006

[35] Hahn, O. u. Kurzok, J. R.: Leicht erwärmt clincht sich's besser. Industrieanzeiger 1999 50, S. 38–39

[36] Thoms, V. u. Timm, M.: Thermisch unterstütztes Stanznieten. EFB-Forschungsbericht, Bd. 191. Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (EFB) 2002

[37] Meschut, G.: Lokale Konditionierung von presshartem Vergütungsstahl für das Hybridfügen von Mischbaustrukturen. Ergebnisse eines Vorhabens der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF). EFB-Forschungsbericht, Nr. 391. Hannover: Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (EFB) 2014

[38] Behrens, B.-A. u. Hübner, S.: Heated Clinching of Magnesium Sheet Metal. Production engineering: research and development ; Annals of the German Academic Society for Production Engineering. 12 (2005) 1, S. 59–62

[39] Hübner, S.: Clinchen moderner Blechwerkstoffe, Universität Hannover Dissertation. Hannover 2005

[40] Doege, E., Hübner, S., Thoms, V. u. Bräunling, S.: Thermisch unterstütztes Clinchen von Blechen und Bauteilen aus Magnesium-Knetlegierungen. EFB-Forschungsbericht, Bd. 203. Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e.V. (EFB) 2003

[41] Durandet, Y., Deam, R., Beer, A., Song, W. u. Blacket, S.: Laser assisted self-pierce riveting of AZ31 magnesium alloy strips. Materials and Design 31 (2010) 1, S. 13–16

[42] Herwig, P. u. Kalich, J.: Laserclinchen – Eine erfolgreiche Kooperation von TU Dresden und Fraunhofer IWS. X. Dresdner Fügetechnisches Kolloquium, Dresden 2013. https://www.researchgate.net/profile/Patrick_Herwig/publication/266079431_Laserclinchen_-_Eine_erfolgreiche_Kooperation_von_TU_Dresden_und_Fraunhofer_IWS/links/542471f40cf26120b7a7548e/Laserclinchen-Eine-erfolgreiche-Kooperation-von-TU-Dresden-und-Fraunhofer-IWS.pdf, abgerufen am: 03.02.2017

[43] Dahl, W. u. Heßling, M.: Eigenschaften und Anwendungen von Stählen. Materialsammlung zum Praktikum Werkstoffkunde der Stähle. Aachen, Aachen: Verl. der Augustinus-Buchh; Mainz 1993

[44] Mangan-Bor-Stähle MBW®. Für die Warmumformung, ThyssenKrupp Steel Europe AG, 2014

[45] Schmelztauchveredeltes Band und Blech. Charakteristische Merkmale 095, Stahl-Informations-Zentrum, 2016

[46] Läpple, V., Drube, B., Wittke, G. u. Kammer, C.: Werkstofftechnik Maschinenbau. Theoretische Grundlagen und praktische Anwendungen; [neue europäische und internationale Normen]. Bibliothek des technischen Wissens. Haan-Gruiten: Verl. Europa-Lehrmittel 2015

[47] Complexphasen-Stähle CP-W® und CP-K®. Für die gewichtssparende Herstellung hochfester Bauteile und Verstärkungen, ThyssenKrupp Steel Europe AG, 2013

[48] DIN EN 10346; Oktober 2015. *Kontinuierlich schmelztauchveredelte Flacherzeugnisse aus Stahl zum Kaltumformen - Technische Lieferbedingungen*

[49] Fonstein, N.: Advanced High Strength Sheet Steels. Physical Metallurgy Design Processing and Properties. SpringerLink: Bücher. Cham: Springer 2015

[50] Hougardy, H. P.: Anlassen von Martensit und Bainit. Vergüten oder Verspröden? Teil 2: Erläuterung der Vorgänge aus den Gefügen. Härterei-technische Mitteilungen 33 (1978) 5, S. 252–259

[51] Bhadeshia, H.K.D.H.: Bainite in steels. Transformations microstructure and properties. Book / The Institute of Materials, Bd. 735. London: IOM Communications 2001

[52] Bhadeshia, H.K.D.H. u. Honeycombe, R.W.K.: Steels. Microstructure and Properties. Butterworth-Heinemann 2017

[53] Morra, P. V., Böttger, A. J. u. Mittemeijer, E. J.: Decomposition of iron-based martensite. A kinetic analysis by means of differential scanning calorimetry and dilatometry. Journal of Thermal Analysis and Calorimetry 64 (2001) 3, S. 905–914

[54] Jung, M., Lee, S. J. u. Lee, Y. K.: Microstructural and dilatational changes during tempering and tempering kinetics in martensitic medium-carbon steel. Metallurgical and Materials Transactions A 40 (2009) 3, S. 551–559

[55] Cheng, L., Brakman, C. M., Korevaar, B. M. u. Mittemeijer, E. J.: The Tempering of Iron-Carbon Martensite; Dilatometric and Calorimetric Analysis. Metallurgical Transactions A 19 A (1988) 10, S. 2415–2426

[56] Primig, S. u. Leitner, H.: Separation of overlapping retained austenite decomposition and cementite precipitation reactions during tempering of martensitic steel by means of thermal analysis. Thermochimica Acta 526 (2011) 1-2, S. 111–117

[57] Speich, G. R. u. Leslie, W. C.: Tempering of steel. Metallurgical Transactions 3 (1972) 5, S. 1043–1054

[58] Milkereit, B.: Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramme von Al-Mg-Si-Legierungen. Forschungsberichte des Lehrstuhls für Werkstofftechnik der Universität Rostock, Bd. 1. Aachen: Shaker 2011

[59] Edwards, G. A., Stiller, K., Dunlop, G. L. u. Couper, M. J.: The precipitation sequence in Al–Mg–Si alloys. Acta Materialia 46 (1998) 11, S. 3893–3904

[60] Polmear, I. J.: Light alloys. From traditional alloys to nanocrystals. Amsterdam, Boston: Elsevier/Butterworth-Heinemann 2005

[61] Gupta, A. K., Lloyd, D. J. u. Court, S. A.: Precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with and without excess Si. Materials Science and Engineering A 316 (2001) 1, S. 11–17

[62] Bryant, J. D.: The effects of preaging treatments on aging kinetics and mechanical properties in AA6111 aluminum autobody sheet. Metallurgical and Materials Transactions A 30 (1999) 8, S. 1999–2006

[63] Matsuda, K., Ikeno, S., Terayama, K., Matsui, H., Sato, T. u. Uetani, Y.: Comparison of precipitates between excess Si-type and balanced-type Al–Mg–Si alloys during continuous heating. Metallurgical and Materials Transactions A 36 (2005) 8, S. 2007–2012

[64] Afify, N., Gaber, A., Mostafa, M. S. u. Abbady, G.: Influence of Si concentration on the precipitation in Al-1 at.% Mg alloy. Journal of Alloys and Compounds 462 (2008) 1, S. 80–87

[65] Osten, J., Milkereit, B., Schick, C. u. Kessler, O.: Dissolution and Precipitation Behaviour during Continuous Heating of Al–Mg–Si Alloys in a Wide Range of Heating Rates. Materials 8 (2015) 5, S. 2830–2848

[66] Ohmori, Y., Doan, L. C. u. Nakai, K.: Ageing processes in Al–Mg–Si alloys during continuous heating. Materials Transactions 43 (2002) 2, S. 246–255

[67] Fröck, H., Graser, M., Reich, M., Lechner, M., Merklein, M. u. Kessler, O.: Influence of short-term heat treatment on the microstructure and mechanical properties of EN AW-6060 T4 extrusion profiles. Part A. Production Engineering 10 (2016) 4-5, S. 383–389

[68] DIN 51005; August 2005. *Thermische Analyse (TA) - Begriffe*

[69] Hemminger, W. u. Cammenga, H. K.: Methoden der thermischen Analyse. Anleitungen für die chemische Laboratoriumspraxis, Bd. 24. Berlin, Heidelberg: Springer 1989

[70] Sarge, S. M., Höhne, G.W.H. u. Hemminger, W.: Calorimetry. Fundamentals instrumentation and applications. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA 2014

[71] Höhne, G.W.H., Hemminger, W. u. Flammersheim, H.-J.: Differential Scanning Calorimetry. An Introduction for Practitioners. Berlin, Germany: Springer 2003

[72] Milkereit, B., Kessler, O. u. Schick, C.: Precipitation-and dissolution-kinetics in metallic alloys with focus on Aluminium alloys by calorimetry in a wide scanning rate range. In: Mathot, V. u. Schick, C. (Hrsg.): Fast Scanning Calorimetry. Cham: Springer International Publishing AG 2015

[73] Dilatometrie. Grundlagen und Meßverfahren. PTB-Bericht PTB-W-65, Gorski, W., Braunschweig 1996

[74] Dilatometer, BÄHR-Thermoanalyse, 2006. http://www.mpa.mw.tum.de/fileadmin/tumwmpa/www/MPA/pdf/Dilatometer_Produktblatt.pdf, abgerufen am:08.11.2016

[75] James, J. D., Spittle, J. A., Brown, S. G.R. u. Evans, R. W.: A review of measurement techniques for the thermal expansion coefficient of metals and alloys at elevated temperatures. Measurement Science and Technology 12 (2001) 3, R1-R15

[76] Ohmori, Y. u. Sugisawa, S.: The Precipitation of Carbides during Tempering of High Carbon Martensite. Transactions of the Japan Institute of Metals 12 (1971) 3, S. 170–178

[77] Mittemeijer, E. J., Cheng, L., van der Schaaf, P. J., Brakman, C. M. u. Korevaar, B. M.: Analysis of nonisothermal transformation kinetics; tempering of iron-carbon and iron-nitrogen martensites. Metallurgical Transactions A 19 (1988) 4, S. 925–932

[78] Reich, M., Milkereit, B., Bader, M., Oehmingen, H.-G. u. Kessler, O.: Kalorimetrische und dilatometrische Analyse des Anlassverhaltens in der Wärmeeinflusszone von Schweißnähten des Stahls T24. Journal of Heat Treatment and Materials 68 (2013) 6, S. 274–282

[79] Merklein, M. u. Lechler, J.: Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels. Journal of Materials Processing Technology 177 (2006), S. 452–455

[80] Esmaeili, S., Lloyd, D. J. u. Jin, H.: A thermomechanical process for grain refinement in precipitation hardening AA6xxx aluminum alloys. Materials Letters 65 (2011) 6, S. 1028–1030

[81] Berns, H. u. Theisen, W.: Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen. Springer 2008

[82] Friedrich, H. E.: Leichtbau in der Fahrzeugtechnik. SpringerLink : Bücher. Wiesbaden: Springer Vieweg 2013

[83] Ostermann, F. (Hrsg.): Aluminium-Werkstofftechnik für den Automobilbau. Kontakt & Studium, 375 : Werkstoffe. Ehningen bei Böblingen: expert-Verl. 1992

[84] Reich, M., Milkereit, B., Krawutschke, M., Kalich, J., Schick, C. u. Kessler, O.: Advanced Dilatometry and Calorimetry for the Validation of Materials Mechanical and Transformation Models. Proceedings 2 World Congress on Integrated Computational Materials Engineering. John Wiley & Sons 2013

[85] Bergweiler, G.: Lokale Wärmebehandlung mit Laserstrahlung zur Verbesserung der Umform- und Funktionseigenschaften von hochfesten Stählen, Fraunhofer-Institut für Lasertechnik Zugl.: Aachen, RWTH, Diss., 2013 2013

[86] Merklein, M. u. Vogt, U.: Application of Tailored Heat Treated Blanks under quasi series conditions. Key Engineering Materials 344 (2007), S. 383–390

[87] Merklein, M.: Laserstrahlumformen von Aluminiumwerkstoffen Beeinflussung der Mikrostruktur und der mechanischen Eigenschaften. Bericht aus dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie, Prof. Dr.-Ing. E.h. mult. Dr. h.c. Manfred Geiger. Bamberg: Meisenbach 2001

[88] DIN EN ISO 6892-1; Dezember 2009. *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*

[89] DIN EN ISO 6892-2; Mai 2011. *Metallische Werkstoffe - Zugversuch - Teil 2: Prüfverfahren bei erhöhter Temperatur*

[90] DIN EN ISO 6507-1; März 2006. *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren*

[91] DIN EN ISO 14577-1; November 2015. *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 2: Prüfung und Kalibrierung der Prüfmaschinen*

[92] Milkereit, B., Kessler, O. u. Schick, C.: Recording of continuous cooling precipitation diagrams of aluminium alloys. Thermochimica Acta 492 (2009) 1-2, S. 73–78

[93] Burger, G. B., Gupta, A. K., Jeffrey, P. W. u. Lloyd, D. J.: Microstructural control of aluminum sheet used in automotive applications. Materials Characterization. Materials Characterization 35 (1995) 1, S. 23–39

[94] Falahati, A., Povoden-Karadeniz, E., Lang, P., Warczok, P. u. Kozeschnik, E.: Thermo-kinetic computer simulation of differential scanning calorimetry curves of AlMgSi alloys: Dedicated to Professor Dr. H.-P. Degischer on the occasion of his 65th birthday. International Journal of Materials Research 101 (2010) 9, S. 1089–1096

[95] Jacobs, M. H.: The structure of the metastable precipitates formed during ageing of an Al-Mg-Si alloy. Philosophical Magazine 26 (1972) 1, S. 1–13

[96] Dutta, I. u. Allen, S. M.: A calorimetric study of precipitation in commercial aluminium alloy 6061. Journal of Materials Science Letters 10 (1991) 6, S. 323–326

[97] Takeda, M., Ohkubo, F., Shirai, T. u. Fukui, K.: Precipitation Behaviour of Al–Mg–Si Ternary Alloys. Materials Science Forum 217-222 (1996), S. 815–820

[98] Doan, L. C., Ohmori, Y. u. Nakai, K.: Precipitation and dissolution reactions in a 6061 aluminum alloy. Materials Transactions 41 (2000) 2, S. 300–305

[99] Ohmori, Y., Doan, L. C., Matsuura, Y., Kobayashi, S. u. Nakai, K.: Morphology and crystallography of β-Mg_2Si precipitation in Al–Mg–Si alloys. Materials Transactions 42 (2001) 12, S. 2576–2583

[100] Reich, M., Osten, J., Milkereit, B., Kalich, J., Füssel, U. u. Kessler, O.: Short-time Heat Treatment of Press Hardened Steel for Laser-assisted Clinching. Materials Science and Technology (2013)

[101] Schiffmann, R., Haug, J. u. Banhart, J.: Evolution of Precipitates during Age-hardening of AW 6016 Alloy. Proceedings 9th International Conference on Aluminium Alloys. Institute of Materials Engineering Australasia Ltd 2004, S. 604–609

[102] Macherauch, E. u. Vöhringer, O.: Das Verhalten metallischer Werkstoffe unter mechanischer Beanspruchung. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 9 (1978), S. 370–391

[103] Macherauch, E. u. Zoch, H.-W.: Praktikum in Werkstoffkunde. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden 2014

[104] Maier, H. J., Niendorf, T. u. Bürgel, R.: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik. Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen. Wiesbaden: Springer Vieweg 2015

[105] Lambiase, F.: Influence of process parameters in mechanical clinching with extensible dies. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 66 (2013) 9-12, S. 2123–2131

[106] Sotirov, N., Simon, P., Waltenberger, T., Uffelmann, D. u. Melzer, C.: Verbessertes Umformverhalten von höchstfesten 7xxx-Aluminiumblechen durch Halbwarmumformen. HTM Journal of Heat Treatment and Materials 66 (2011) 1, S. 37–43

[107] Cheng, W.-J. u. Wang, C.-J.: Observation of high-temperature phase transformation in the Si-modified aluminide coating on mild steel using EBSD. Materials Characterization 61 (2010) 4, S. 467–473

[108] Borsetto, F., Ghiotti, A. u. Bruschi, S.: Investigation of the High Strength Steel Al-Si Coating during Hot Stamping Operations. Key Engineering Materials 410-411 (2009), S. 289–296

[109] Ostermann, F.: Anwendungstechnologie Aluminium. Springer 2014

[110] Pischinger, S. u. Seiffert, U.: Vieweg Handbuch Kraftfahrzeugtechnik. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden 2016

Anhang

A. Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Verfahrensablauf Clinchen für die Ausbildung eines Rundpunktes (Quelle Grafiken: TU Dresden, *Professur für Fügetechnik und Montage*). 4

Abbildung 2: Geometrische Kenngrößen einer geclinchten Fügeverbindung (nach DVS3420 [5]). 5

Abbildung 3: Vergleich der Kraft-Weg-Kurven des Setzvorgangs von HCT690T+ZE (t = 1 mm) und HCT690T+ZE (t = 1 mm) mit und ohne Laserstrahlunterstützung (Quelle: TU Dresden, *Professur für Fügetechnik und Montage*). 12

Abbildung 4: Endotherme und exotherme Reaktionen während des Erwärmens der Aluminiumlegierung EN AW-6082 nach verschieden eingestellten Wärmebehandlungszuständen T4, T6 und O (nach [65]). 20

Abbildung 5: Schematischer Aufbau eine Wärmestrom-Kalorimeters vom Typ Calvet: (1) Proben- und Referenzkammer, (2) Thermosäulen, (3) Ofen, (4) Ofendeckel, (S) Probenseite, (R) Referenzseite, (ΔT) Temperaturdifferenz zwischen Probe und Referenz [71]. 23

Abbildung 6: Schematischer Aufbau eines Leistungskompensations-Kalorimeters: (1) Heizdrähte, (2) Thermosäulen, (S) Probenofen, (R) Referenzofen [71]. 24

Abbildung 7: Vergleich Lieferzustand und pressgehärteter Zustand am Beispiel der Charge 1,3 mm dickes Blech des Werkstoffes 22MnB5. 28

Abbildung 8: Pressgehärteter 22MnB5 (Charge DIL-Proben): (a) Ätzung mit 3 %iger HNO_3 und (b) Ätzung nach Beraha I. 29

Abbildung 9: Normalgeglühter 22MnB5 (Charge DSC-Proben): (a) Randbereich und (b) Probenmitte einer DSC-Probe, Ätzung mit 3%iger HNO_3. 30

Abbildung 10: Ausgangszustand HDT780C: (a) längs, (b) flach, Ätzung mit 3 %iger HNO_3. 32

Abbildung 11: Normalgeglühter HDT780C, Ätzung mit 3 %iger HNO_3. 32

Abbildung 12: Ausgangszustand HCT960C, Ätzung mit 3 %iger HNO_3. 33

Abbildung 13: Normalgeglühter Zustand HCT960C, Ätzung mit 3 %iger HNO_3. 34

Abbildung 14: Ausgangsgefüge der Legierung EN AW-6016 T4, Ätzung nach WECK. 35

Abbildung 15: Ausgangsgefüge der Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4, Ätzung nach WECK. 36

Abbildung 16: Probengeometrien für die verschiedenen verwendeten DSC-Geräte. 38

Abbildung 17: Eingespannte Flachzugprobe im Abschreck- und Umformdilatometer DIL 805A/D (ohne Induktionsspule). 39

Abbildung 18: Probenabmessungen einer Zugprobe mit 4 mm-Steg. 39

Abbildung 19: Auswertemethodik für DSC-Erwärmkurven am Beispiel der Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4. 45

Abbildung 20: (a) Zwischen Quarzglasschubstangen eingespannte Probe und (b) für die Messung zentrale Positionierung in der Induktionsspule des verwendeten Dilatometers DIL 805 A/D. 47

Abbildung 21: Schematische Abbildung zur Erläuterung der Auswertung von Dilatometerkurven. 48

Abbildung 22: (a) DIL 805 A/D mit Zugadapter und Probenkammer, (b) Probenhalterung mit Zugprobe und Induktionsspule. 49

Abbildung 23: Schematische Abbildung zur Untersuchung der werkstoffspezifischen Temperaturgradienten in Längsrichtung der Zugprobe sowie Anordnung der Thermoelemente (TE) bei Thermo-mechanischer Analyse. 51

Abbildung 24: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf sowie Angabe der Variation der Parameter der Thermo-mechanischen Analyse. 52

Abbildung 25: Spannungs-Dehnungs-Kurven des pressgehärteten 22MnB5 mit einer Erwärmung von 900 K/s auf 500 °C zur Veranschaulichung der Reproduzierbarkeit eines Parametersatzes. 54

Abbildung 26: Temperatur-Zeit-Verlauf für die Thermo-mechanische Analyse vor, während und nach Kurzzeitwärmebehandlung (KZWB) sowie nach zusätzlicher Kaltauslagerung (KA). 55

Abbildung 27: Schematische Abbildung einer Clinchverbindung mit Angabe der Positionen für lichtmikroskopische Aufnahmen sowie Härteprüfung HV0,3. 57

Abbildung 28: Auswertung charakteristischer Temperaturen von Kalorimeterkurven des pressgehärteten Stahls 22MnB5, beispielhaft für eine Erwärmung mit 0,5 K/s. 62

Abbildung 29: Ausgewählte Kalorimeter-Erwärmkurven des pressgehärteten 22MnB5. 63

Abbildung 30: Auswertung charakteristischer Temperaturen von Dilatometerkurven des pressgehärteten Stahls 22MnB5, beispielhaft für eine Erwärmung mit 0,5 K/s. 64

Abbildung 31: Ausgewählte Dilatometer-Erwärmkurven des pressgehärteten 22MnB5. 64

Abbildung 32: Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Anlass-Diagramm des pressgehärteten Stahls 22MnB5. 65

Abbildung 33: Entwicklung des Gefüges nach Erwärmung mit 0,5 K/s auf verschiedene Temperaturen, Lichtmikroskopische Aufnahmen (HNO_3-Ätzung). 67

Abbildung 34: Entwicklung des Gefüges nach Erwärmung mit 0,5 K/s auf verschiedene Temperaturen, Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen. 68

Abbildung 35: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des pressgehärteten 22MnB5 bei unterschiedlichen Deformationstemperaturen. 69

Abbildung 36: Warmzugfestigkeit, Warmfließgrenze und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Deformationstemperatur des pressgehärteten 22MnB5. 70

Abbildung 37: Warmzugfestigkeit und -fließgrenze in Abhängigkeit der Erwärmgeschwindigkeit des pressgehärteten 22MnB5. 70

Abbildung 38: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des pressgehärteten 22MnB5, Zug bei einer Temperatur von 500 °C mit verschiedenen Dehnraten.....71

Abbildung 39: Härteverlauf des pressgehärteten 22MnB5 nach Erwärmen auf Temperatur mit unterschiedlichen Erwärmgeschwindigkeiten (anschließend schnelles Abkühlen und Härteprüfung bei RT).....72

Abbildung 40: Ausgewählte Kalorimeter-Erwärmkurven von HDT780C (graue Pfeile deuten auf exotherme Reaktion), vergleiche auch Skalierung in Abbildung 29. 73

Abbildung 41: Ausgewählte Dilatometer-Erwärmkurven von HDT780C.....74

Abbildung 42: Gefüge HDT780C, erwärmt bis 500 °C mit 0,05 K/s, abgekühlt auf RT (Ätzung verdünnte Salpetersäure).....75

Abbildung 43: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des Komplexphasenstahls HDT780C bei unterschiedlichen Deformationstemperaturen. 76

Abbildung 44: Warmzugfestigkeit, Warmfließgrenze und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Deformationstemperatur von HDT780C.....76

Abbildung 45: Härte der Legierung HDT780C nach Erwärmen mit 0,05 K/s auf verschiedene Temperaturen, Ermittlung HV1 bei RT. 77

Abbildung 46: Ausgewählte Kalorimeter-Erwärmkurven von HCT960C (graue Pfeile zeigen exotherme Anlassreaktionen). 78

Abbildung 47: Ausgewählte Dilatometer-Erwärmkurven von HCT960C.....79

Abbildung 48: Gefüge HCT960C, erwärmt bis 500 °C mit 0,05 K/s, abgekühlt auf RT (Ätzung verdünnte Salpetersäure).....80

Abbildung 49: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des Komplexphasenstahls HCT960C bei unterschiedlichen Deformationstemperaturen. 81

Abbildung 50: Warmzugfestigkeit, Warmfließgrenze und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Deformationstemperatur von HCT960C.....81

Abbildung 51: Härte der Legierung HCT960C nach Erwärmen auf 500 °C mit verschiedenen Erwärmgeschwindigkeiten, Ermittlung HV1 bei RT. 82

Abbildung 52: Endotherme und exotherme Reaktionen während des Erwärmens der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4.....83

Abbildung 53: Ausgewählte Erwärmkurven der Aluminiumlegierung EN AW-6016 aus dem T4-Zustand. 85

Abbildung 54: Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4. 86

Abbildung 55: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4 bei unterschiedlichen Deformationstemperaturen. 87

Abbildung 56: Warmzugfestigkeit, Warmfließgrenze und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Deformationstemperatur der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4. 87

Abbildung 57: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven unterschiedlicher Dehnraten der Aluminiumlegierungen 6016 T4. 88

Abbildung 58: Härteverlauf der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4 direkt nach Erwärmen mit unterschiedlichen Erwärmgeschwindigkeiten auf verschiedene Temperaturen. 88

Abbildung 59: Härteverlauf der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4 nach Erwärmen mit schnelleren Erwärmgeschwindigkeiten 5 und 200 K/s auf verschiedene Temperaturen (Härteprüfung nach Abkühlen bzw. eine Woche nach Wärmebehandlung bei RT). 89

Abbildung 60: Endotherme und exotherme Reaktionen während des Erwärmens der Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4. 90

Abbildung 61: Ausgewählte Erwärmkurven der Aluminiumlegierung EN AW-6181 aus dem T4-Zustand. 91

Abbildung 62: Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm der Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4. 92

Abbildung 63: EN AW-6181, erwärmt mit 0,05 K/s auf (a) 250 °C, (b) 300 °C, (c) 450 °C, dann abgeschreckt mit 75 K/s, Ätzung nach WECK. 93

Abbildung 64: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven der aushärtbaren Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4 bei unterschiedlichen Deformationstemperaturen. 94

Abbildung 65: Warmzugfestigkeit, Warmfließgrenze und Bruchdehnung in Abhängigkeit der Deformationstemperatur der Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4. 94

Abbildung 66: Härteverlauf der Aluminiumlegierung EN AW-6181 T4 nach Erwärmen mit 0,05 und 200 K/s auf verschiedene Temperaturen (Härteprüfung nach Abkühlen bzw. eine Woche nach Wärmebehandlung bei RT). 95

Abbildung 67: Anlage zum laserunterstützten Clinchen: (a) Portalbauweise, (b) Laser-Strahlführung, (c) Stempel, (d) Abstreifer und (e) Matrize mit Kraftmessring zur Prozesskrafterfassung (Quelle: TU Dresden, *Professur für Fügetechnik und Montage*) 99

Abbildung 68: Querschliff mit Abmessungen der Stahl/Stahl-Clinchverbindung: stempelseitig 22MnB5 (t = 1,3 mm), matrizenseitig HCT960C (t = 1,2 mm). 101

Abbildung 69: Metallographische Aufnahmen des lasergeclinchten 22MnB5 aus Abbildung 68: (a) unbeeinflusster Grundwerkstoff, (b) WEZ, (c) Hals, (d) Boden, Orientierung der Bilder entsprechend Abbildung 68. 103

Abbildung 70: Härteverlauf des in Abbildung 68 geclinchten 22MnB5. 104

Abbildung 71: Härteprofil der Stahl/Stahl-Clinchverbindung 22MnB5/HCT960C 105

Abbildung 72: Ausgewählte Kraft-Weg-Kurve sowie versagte Clinchverbindung aus dem Scherzugversuch der Fügeteilkombination 22MnB5/HCT960C (Scherzugversuche bei der *Professur für Fügetechnik und Montage* an der TU Dresden nach DIN EN ISO 14273:2002). 106

Abbildung 73: Querschliff der laserunterstützten geclinchten Stahl/Aluminium-Fügeverbindung: stempelseitig HCT960C (t = 1,2 mm), matrizenseitig EN AW-6016 T4 (t = 1,25 mm); gestrichelte weiße Linie verdeutlicht die Grenze zwischen Stahl und Einbettmittel. 107

Abbildung 74: Metallographische Aufnahmen der geclinchten Aluminiumlegierung EN AW-6016 aus Abbildung 73: (a) unbeeinflusster Grundwerkst., (b) WEZ, (c) Hals, (d) Boden, Orientierung der Bilder entsprechend Abbildung 73. 108

Abbildung 75: Härteverlauf der in Abbildung 73 geclinchten Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4. 109

Abbildung 76: Härteprofil der Fügeverbindung HCT960C/EN AW-6016 T4. 110

Abbildung 77: Ausgewählte Kraft-Weg-Kurve sowie versagte Clinchverbindung aus dem Scherzugversuch der Fügeteilkombination HCT960C/EN AW-6016 (Scherzugversuch bei der *Professur für Fügetechnik und Montage* an der TU Dresden nach DIN EN ISO 14273:2002). 111

Abbildung 78: Prozessfenster für das laserunterstützte Clinchen des pressharten 22MnB5 im kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Anlass-Diagramm. 114

Abbildung 79: Prozessfenster für das laserunterstützte Clinchen der Aluminiumlegierung EN AW-6016 T4 im kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm (extrapolierte Umwandlungstemperaturen rot). 116

Abbildung 80: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des pressgehärteten 22MnB5: vor, während und nach Kurzzeitwärmebehandlung (500 °C, 900 K/s), Dehnungsachse nicht skaliert (siehe Kapitel 3.2.4). 120

Abbildung 81: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des Stahls HDT780C: vor, während u. nach Kurzzeitwärmebehandlg. (500 °C, 600 K/s) 121

Abbildung 82: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven des Stahls HCT960C: vor, während u. nach Kurzzeitwärmebehandlg. (500 °C, 600 K/s). 121

Abbildung 83: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven der Al-Legierung EN AW-6016 T4: vor, während und nach Kurzzeitwärmebehandlung (250 °C, 350 K/s). 122

Abbildung 84: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven der Al-Legierung EN AW-6181 T4: vor, während und nach Kurzzeitwärmebehandlung (230 °C, 400 K/s). 122

Abbildung 85: Legierungsspezifische Deformationstemperatur der Kurzzeitwärmebehandlung sowie potenzielle Temperaturbereiche (gräulich) für einen Härteanstieg nach Kurzzeitwärmebehandlung und anschließender Kaltauslagerung. 124

Abbildung 86: Laserstrahlführung. 127

Abbildung 87: Schematischer Temperatur-Zeit-Verlauf einer Kurzzeitwärmebehandlung mit anschließender Warmauslagerung zur Abbildung des Lackeinbrenn-Prozesses. 129

Abbildung 88: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven der Komplexphasenstähle nach Kurzzeitwärmebehandlung (orange) sowie nach Warmauslagerung (blau). 131

Abbildung 89: Ausgewählte Spannungs-Dehnungs-Kurven der AlMgSi-Legierungen nach Kurzzeitwärmebehandlung (orange) sowie nach Warmauslagerung (blau). 132

B. Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Auswahl konventionell geclinchter Stahl/Aluminium-Mischverbindungen mit Hinblick auf das Fügen hochfester Stähle. 8

Tabelle 2: Anlassstufen und mikrostrukturelle Vorgänge. 16

Tabelle 3: Volumenänderung während des Anlassens von Martensit. 25

Tabelle 4: Hauptlegierungselemente der analysierten Chargen der Legierung 22MnB5. 29

Tabelle 5: Härtewerte der analysierten Chargen der Legierung 22MnB5. 30

Tabelle 6: Hauptlegierungselemente der analysierten Charge der Legierung HDT780C. 31

Tabelle 7: Hauptlegierungselemente der analysierten Charge der Legierung HCT960C. 33

Tabelle 8: Hauptlegierungselemente der analysierten Charge der Legierung EN AW-6016. 34

Tabelle 9: Hauptlegierungselemente der analysierten Charge der Legierung EN AW-6181. 35

Tabelle 10: Spezifika der verwendeten Kalorimeter sowie Messvorgehen und Randbedingungen. 43

Tabelle 11: Verwendete Blechdickenstärke bzw. Charge der Thermomechanischen Analyse des pressgehärteten 22MnB5. 53

Tabelle 12: Ausgewählte Parameter einer Kurzzeitwärmebehandlung in Anlehnung an eine Lasererwärmung. 55

Tabelle 13: Laserparameter sowie Abmessungen der genutzten Fügewerkzeuge…. 100

Tabelle 14: Empfehlungen für die Kurzzeitwärmebehandlungs-Parameter der analysierten Werkstoffe während des laserunterstützten Clinchens. 117

Tabelle 15: Fließgrenzenreduzierung sowie -erhöhung der untersuchten Stahl- und Aluminiumwerkstoffe nach werkstoffspezifischer Kurzzeitwärmebehandlung. 123

C. Verzeichnis der im Rahmen des Projektes betreuten studentischen Arbeiten

[1] Söllig, P.: *Erfassung von temperaturabhängigen mechanischen Eigenschaften von pressgehärtetem 22MnB5 nach einer Kurzzeitwärmebehandlung mit unterschiedlichen Parametern*, Universität Rostock, Masterarbeit, SS 2013

[2] Zülow, J.: *Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Auflösungs-Diagramm der AlMgSi-Blechlegierung EN AW-6181*, Universität Rostock, Bachelorarbeit, WS2013/2014

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Rostock im Rahmen des 2013 bis 2015 geförderten Projektes im Schwerpunktprogramm 1640 „Fügen durch plastische Deformation“ der Deutschen Forschungsgemeinschaft.

Während dieser Zeit haben mich viele Menschen begleitet und auf unterschiedlichste Art unterstützt – allen möchte ich meine größte Dankbarkeit aussprechen.

In besonderer Weise möchte ich meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler, Leiter des Lehrstuhls für Werkstofftechnik, für das in mich gesetzte Vertrauen und die Möglichkeit der Bearbeitung dieses spannenden Forschungsthemas, danken. Seine engagierte Betreuung und konstruktive Diskussionsbereitschaft hat mich immer bereichert, ermutigt und motiviert.

Mein Dank gilt auch meinen lieben Kollegen des Lehrstuhls für Werkstofftechnik für unser besonderes Arbeitsklima am Lehrstuhl, die Unterstützung bei analytischen und experimentellen Untersuchungen, die Diskussionsbereitschaft sowie die wertvollen Anregungen. Ein herzlicher Dank gilt meinem Arbeitsgruppenleiter Dr.-Ing. Michael Reich für seine erfahrene, wertvolle und engagierte Unterstützung.

Ohne die sehr gute interdisziplinäre Zusammenarbeit sowie die Bereitstellung und Herstellung des Probenmaterials von der Professur für Fügetechnik und Montage der Technischen Universität Dresden hätte die vorliegende Arbeit nicht entstehen können. Dafür möchte ich Prof. Dr.-Ing. habil. Uwe Füssel und seinen Mitarbeitern herzlich danken – ganz besonders Herrn Dipl.-Ing. Jan Kalich für seine Offenheit zur Diskussion und die sehr hilfreichen Anregungen.

Für das Gelingen dieser Arbeit möchte ich auch insbesondere den Mitarbeitern der Standortwerkstatt der Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik sowie der Feinmechanischen Werkstatt des Instituts für Physik für die Herstellung zahlreicher und außergewöhnlicher Proben danken. Des Weiteren gilt mein Dank den Mitarbeitern des Lehrstuhls Werkstoffe für Medizintechnik für die Unterstützung bei den Untersuchungen der Mikrohärte. Frau Dipl.-Ing. Regina Lange danke ich für die sehr sorgfältige Unterstützung bei den elektronenmikroskopischen Untersuchungen.

Meiner lieben Familie und allen meinen lieben Freunden möchte ich von Herzen für den Rückhalt, die Unterstützung und das Verständnis danken.