

Prozessanalyse und simulationstechnische Optimierung des aluminothermischen Schweißens von Schienen

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieurin

(Dr.-Ing.)

von Dipl.-Inf. **Nataliia Tuchkova**

geb. am 10.06.1985 in Lugansk, Ukraine

genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Dr.-Ing. E. h. Rüdiger Bähr

Prof. Dr.-Ing. Sven Jüttner

Dr.-Ing. Jan Hantusch

Promotionskolloquium am 16.12.2011

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meines Promotionsstudiums in der Abteilung Ur- und Umformtechnik des Institutes für Fertigungstechnik und Qualitätssicherung der Otto-von-Guericke-Universität in Magdeburg. An dieser Stelle möchte ich mich für die finanzielle Förderung durch das Land Sachsen-Anhalt im Rahmen des Graduiertenförderungsgesetzes bedanken.

Vor allem möchte ich aber meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr.-Ing. Rüdiger Bähr danken, der mir einerseits einen hohen Grad an akademischer Freiheit ermöglichte und andererseits mir stets mit Rat und Hilfe zur Seite gestanden hat.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr. sc. nat. Dr.-Ing. Heribert Stroppe für die zahlreichen Anregungen und hilfreichen Diskussionen.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Sven Jüttner, Inhaber des Lehrstuhls für Füge-technik an der Otto-von-Guericke-Universität, danke ich für die Übernahme des Zweitgutachtens. Ebenso möchte ich Herrn Dr.-Ing. Jan Hantusch, Mitarbeiter der Firma Elektro-Thermit GmbH & Co. KG für die konstruktive und erfolgreiche Zusammenarbeit sowie für die freundliche Übernahme des Drittgutachtens herzlich danken.

Ich danke ferner dem Lehrstuhl für Technische Thermodynamik der Otto-von-Guericke-Universität in Magdeburg und hier insbesondere Herrn Dipl.-Ing. Jörg Sauerhering für die Unterstützung bei der Thermographie-Analyse. Den Projektpartnern aus der Technischen Universität Bergakademie Freiberg bin ich für die spannende Zusammenarbeit verbunden.

Ferner danke ich allen meinen Kollegen in der Abteilung Ur- und Umformtechnik, die durch tatkräftige Mithilfe zum Entstehen dieser Arbeit beigetragen haben. Meinem akademischen Mentor, Herrn Prof. Dr.-Ing. Iurii Gutko von der Ostukrainischen Nationalen Wolodymyr Dal Universität danke für die Ermunterung meine akademische Karriere in Deutschland fortzusetzen. Herrn Prof. Dr. Jan Werner danke für seine moralische Unterstützung während meiner Promotion.

Ich bedanke mich recht herzlich bei meinen Eltern für ihre Unterstützung und Förderung während meiner gesamten Ausbildung. Ihnen widme ich diese Arbeit.

Inhaltsverzeichnis

Verzeichnis der verwendeten Formelzeichen.....	V
Verzeichnis der verwendeten Abkürzungen	VII
1 Einführung und Zielstellung der Arbeit	1
1.1 Einleitung	1
1.2 Motivation und Zielstellung	3
2 Stand der Technik.....	6
2.1 Das aluminothermische Schweißen von Schienen	6
2.1.1 Chemisch-physikalische Grundlagen.....	6
2.1.2 Ablauf des aluminothermischen Schweißens	7
2.1.3 Merkmale und Eigenschaften der aluminothermischen Schweißverbindung....	11
2.1.4 Fehler in aluminothermischen Schweißungen	16
2.1.5 Patentübersicht.....	19
2.2 Numerische Simulation	21
3 Experimentelle Untersuchungen	24
3.1 Thermoelementmessungen	24
3.2 Thermographie	27
3.3 Bewertung der Schweißverbindungen	28
3.3.1 Makroskopische Betrachtung	28
3.3.2 Bestimmung der Härte	29
3.3.3 Untersuchungen der Mikrostruktur.....	29
3.3.4 Chemische Analyse	30
4 Modellbildung	31
4.1 Mathematisch-physikalische Beschreibung des aluminothermischen Schweißprozesses.....	31
4.1.1 Wärmetransport.....	31
4.1.2 Strömungsmechanische Probleme	33
4.1.3 Aufschmelzen und Erstarrung	35
4.2 Eingesetzte Simulationssoftware	36
4.3 Modellgeometrie und Vernetzung	38
4.4 Materialdaten	39
4.4.1 Schienenstahl	39

4.4.2	Formstoff	41
4.4.3	Schlacke	42
4.5	Anfangsbedingungen	43
4.6	Randbedingungen	45
4.7	Kriterien zur Vorhersage der Schweißfehler	47
4.7.1	Bindefehler	47
4.7.2	Lunker.....	48
4.8	Gefügeausbildung.....	49
4.8.1	Gefügezonen	49
4.8.2	Bestimmung der Gefügebestandteile.....	52
5	Ergebnisse und Validierung des Modells	55
5.1	Formfüllvorgang.....	55
5.1.1	Abstich der Schmelze	55
5.1.2	Füllung der Gießform.....	57
5.2	Erstarrung und Abkühlung	59
5.3	Temperaturverläufe während des gesamten Schweißprozesses	61
5.4	Spektralanalyse	64
5.5	Makrostruktur.....	67
5.6	Gefüge.....	69
5.7	Schweißfehler	78
5.7.1	Bindefehler	78
5.7.2	Lunker.....	79
6	Anwendung des entwickelten Modells	81
6.1	Aluminothermische Schweißtechnologie für bainitischen Schienen	81
6.2	Thermit-Schweißverfahren mit einem Schlackenrückhaltssystem.....	83
7	Zusammenfassung und Ausblick.....	87
8	Literaturverzeichnis.....	91
9	Abbildungs- und Tabellenverzeichnis	100
9.1	Abbildungsverzeichnis	100
9.2	Tabellenverzeichnis	104
10	Anhang	105

Verzeichnis der verwendeten Formelzeichen

Größe	Einheit	Bedeutung
$Ac1$	°C	Temperatur, bei der die Bildung des Austenits beim Aufheizen beginnt
$Ac3$	°C	Temperatur, bei der die Bildung des Austenits beim Aufheizen abgeschlossen ist
c_p	J/(kg K)	spezifische isobare Wärmekapazität
\mathbf{e}, e_i		kartesische Basiseinheitsvektoren
e	J/kg	spezifische innere Energie
\mathbf{f}, f_i	N/kg	Volumenkräfte pro Masseneinheit
f_s		fester Anteil
g	m/s ²	Fallbeschleunigung
h	m	Höhe
H	J	Enthalpie
ΔH_s	J	Schmelzwärme
Δh_s	J/kg	spezifische Schmelzwärme
l	m	Länge
\mathbf{n}		Normalenvektor
p	Pa	Druck
\dot{q}	W/m ²	Wärmestromdichte
q	W/kg	massenbezogene Wärmequellenstärke
SA	°C	Temperatur, bei der das Weichglühen beginnt
T	K	Temperatur
T_o	K	Oberflächentemperatur
T_U	K	Umgebungstemperatur
T_{Liq}	°C	Liquidustemperatur
T_{Sol}	°C	Solidustemperatur
TS	°C	Temperatur, bei der das Grobkornglühen beginnt
t	s	Zeit
\mathbf{v}, v_i	m/s	Geschwindigkeitsvektor
\mathbf{x}, x_i	m	räumliche Koordinaten
x, y, z	mm	Ortskoordinaten des Raumes

α	W/(m ² K)	Wärmeübergangskoeffizient
ε		Emissionsgrad
κ	1/m	Krümmung der Grenzfläche
λ	W/(m K)	Wärmeleitfähigkeit
μ	kg/(m s)	dynamische Viskosität
ρ	kg/m ³	Dichte
σ	W/(m ² K ⁴)	Stefan-Boltzmann-Konstante
σ	N/m	Oberflächenspannung
τ		Tangentenvektor
φ		Ausflusszahl
Nu		Nußelt-Zahl
Pr		Prandtl-Zahl
Re		Reynolds-Zahl

Verzeichnis der verwendeten Abkürzungen

AS-Schweißen	aluminothermisches Gießschmelzschweißen
DIN	Deutsches Institut für Normung e. V.
FDM	Finite-Differenzen-Methode
FEM	Finite-Elemente-Methode
FVM	Finite-Volumen-Methode
GW	Grundwerkstoff
SG	Schweißgut
SE	Symmetrieebene
SkV-Schweißverfahren	Schnellschweißverfahren mit kurzer Vorwärmung
WEZ	Wärmeeinflusszone
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung

1 Einführung und Zielstellung der Arbeit

1.1 Einleitung

Das *aluminothermische Schweißen* (AS-Schweißen, Thermit[®]-Schweißen¹) ist im klassischen Sinn ein Gießvorgang. Das Verfahrensprinzip besteht darin, dass die Schweißfuge wie ein Gussstück mit dem Formstoff eingeformt wird und durch das Eingießen einer überhitzten Metallschmelze ausgefüllt wird. Die Metallschmelze übernimmt dabei sowohl die Funktion des Wärmeträgers als auch des Schweißzusatzwerkstoffs [1].

In der Regel muss der Grundwerkstoff vor dem Eingießen der Metallschmelze zusätzlich vorgewärmt werden, um ein ausreichendes Aufschmelzen des Grundwerkstoffs zu gewährleisten und um die Abkühlgeschwindigkeit in der Wärmeeinflusszone zu reduzieren. Die Metallschmelze wird in einem direkt über der Verbindungsstelle angeordnetem Tiegel anhand einer stark exothermen aluminothermischen Reaktion, also einer Reaktion zwischen Metalloxiden und Aluminiumpulver, gewonnen. Die systematischen Untersuchungen dieser Reaktion durch Hans Goldschmidt Ende des 19. Jahrhunderts schafften die Grundlagen für dieses Verfahren. Dem deutschen Wissenschaftler gelang es, die Schwermetalloxide durch Aluminium zu reduzieren und damit Chrom, Mangan, Titan, Vanadium, Eisen und andere Metalle kohlenstofffrei herzustellen. Das große kommerzielle Potenzial dieser Erfindung wurde sofort erkannt und die entsprechenden technischen Anwendungen wurden entwickelt.

Diese einzigartigen Möglichkeiten der Stahlerzeugung mit einer enormen Energiefreisetzung legten eine schweißtechnische Anwendung nahe. Ohne besondere Einrichtungen und Anlagen, nur mit einem Tiegel, kann der Stahl in wenigen Sekunden unabhängig vom Ort mit einer Temperatur von etwa 2500 °C erzeugt werden [2] und somit ein hochbeanspruchtes Gussteil unter Baustellenbedingungen hergestellt werden. Im Jahre 1899 erhielt Hans Goldschmidt das erste Patent auf die Nutzenanwendung der aluminothermischen Reaktion zum Verschweißen von Schienen und gründete ein Unternehmen mit dem Namen Goldschmidt-Thermit-Gesellschaft. Seit dieser Zeit trägt das skizzierte AS-Verfahren den Beinamen Thermit-Schweißen. Seine erste praktische Anwendung fand das aluminothermische Schweißen beim Verschweißen von Straßenbahnschienen. Nur kurze Zeit darauf erkannte auch die Eisenbahn die Vorteile der neuartigen Schienenverbindung für die Herstellung des lückenlosen Gleises. Seit dem Jahre

¹ Das Wort Thermit ist ein eingetragenes Warenzeichen der Firma Elektro-Thermit GmbH & Co. KG mit Sitz in Halle. Um einen reibungslosen Lesefluss in dieser Arbeit zu gewährleisten, wird daher der Ausdruck "Thermit[®]" nicht weiter verwendet, sondern nur der allgemeine Begriff Thermit.

1928 ist das Thermit-Verfahren als Regelschweißverfahren bei der Deutschen Bahn zugelassen.

Parallel zur Entwicklung des aluminothermischen Schienenschweißens fand das Thermit-Verfahren die Anwendung beim Verschweißen großer kompakter Querschnitte und wurde zum Reparaturschweißen von großen Bauteilen, wie beispielsweise Bootskörper, Maschinenständer, Walzen und Pressen, sowie zum Auftragsschweißen von Verschleißteilen und zur Gussfehlerbeseitigung eingesetzt [3 – 5]. Aktuell wird das aluminothermische Schweißen zu diesen Zwecken aber nur noch in sehr geringem Maße angewendet, da inzwischen andere effizientere Schweißverfahren entwickelt wurden.

Für den Gleisbau bleibt hingegen das aluminothermische Schweißen weiterhin unverzichtbar. Dieses Verfahren wird aktuell am häufigsten bei Baustellenschweißungen eingesetzt. Trotz der Verfügbarkeit von alternativen Verfahren zum Verschweißen von Schienen, wie beispielsweise dem Abbrennstumpfschweißen, dem Gaspressschweißen, dem Lichtbogen oder dem Schutzgasschweißen, wird das AS-Schweißen aufgrund seiner technischen Einfachheit und Wirtschaftlichkeit auch in Zukunft im Oberbau weitgehend genutzt.

Die weiteren Prozessvorteile des Thermit-Verfahrens sind die Mobilität, die Unabhängigkeit von einer elektrischen Energiequelle, der geringe Zeitaufwand für den Aufbau sowie die hohe Flexibilität des Prozesses zum Verschweißen von fast allen bekannten Schienen unabhängig von ihrer Geometrie und ihrer chemischen Zusammensetzung.

Die Prozessnachteile des Thermit-Verfahrens sind die vielen Prozessschritte, die durch die Schweiß- und die Umgebungsbedingungen beeinflusst werden können und folglich zu einer schlechten Qualität der Schweißung führen können. Die häufigsten Fehlerquellen der Prozessschritte sind insbesondere das Ausrichten der Schienenenden, die Breite der Schweißlücke, das Ansetzen und das Abdichten der Gießformen, die Dauer des Vorwärmens, die Position des Brenners, die vorherrschende Luftfeuchtigkeit und die Zeitdauer bis zur Abtrennung der Formen [6].

Die technischen Nachteile einer aluminothermischen Schweißung liegen in den metallurgischen Unterschieden zwischen dem gewalzten Schienenwerkstoff und dem Gussgefüge in der Schweißnaht.

1.2 Motivation und Zielstellung

Bei aluminothermischen Schweißungen handelt es sich um sicherheitsrelevante Komponenten des Gleises; sie spielen daher eine große Rolle in der Eisenbahnsicherheit. Einer Schätzung nach werden weltweit jährlich 3 Millionen aluminothermische Schweißungen von Schienen durchgeführt [7], wobei ein sehr hoher Anteil davon zuverlässig ist, allerdings sind auch einige Schweißungen fehlerhaft [8]. Gemäß [9] resultierten 17,4 % der dokumentierten Schienenfehler bei der nordamerikanischen Eisenbahn für den Beobachtungszeitraum von 1990 bis 1995 aus defekten aluminothermischen Schweißungen. Die Ergebnisse der Kontrolluntersuchungen eines Gleisabschnittes mit hohen Achslasten, die in Westaustralien über einen Zeitraum von 18 Monaten bis Juni 2001 durchgeführt wurden [10], zeigten, dass etwa 75 % aller Schienenbrüchen durch Fehler bei den aluminothermischen Schweißungen verursacht wurden. In der empirischen Datenanalyse von [11] treten ca. 45 % aller Schienenausfälle bei den aluminothermischen Fugen auf.

In der Metastudie [12] sind die Berichte über die Schienenfehler und die jeweiligen Ursachen von folgenden Bahnbetrieben zusammengestellt: Deutsche Bahn (1996), Französische Bahn SNCF (1998 – 1999), Nordamerikanische Hochgeschwindigkeitsstrecke für Personenverkehr (1995 – 2000), Ostjapanische Eisenbahn (1994), Niederländische Staatsbahn (1997), Schwedischer Netzbetreiber Banverket (1998), Nordamerikanische Schwerlastbahn (1995 – 1999), Spoornet Eisenbahn in Südafrika. Diese Studie belegt anhand der aufgearbeiteten Statistik, dass bei allen genannten Bahnbetrieben, mit der einzigen Ausnahme der Ostjapanische Eisenbahn, defekte aluminothermische Schweißungen einen erheblichen Anteil allen Schienenfehler darstellen.

Die Weiterentwicklung des Schienenverkehrs und die daraus resultierenden höheren Geschwindigkeiten im Personenverkehr, die höheren Lasten im Güterverkehr und die zunehmende Verkehrsdichte erhöhen weiter die Anforderungen an die Qualität der Schweißverbindungen sowie an die Stabilität des Schweißprozesses.

Durch viele Jahre praktischer Anwendung des aluminothermischen Schweißens wurden zahlreiche Erfahrungswerte gesammelt. Die Weiterentwicklung des AS- Schweißverfahrens kann jedoch nicht ausschließlich auf Basis von Erfahrungswissen und experimentellen Untersuchungen durchgeführt werden. Sie kann nur auf der Grundlage einer umfassenden theoretischen Beschreibung der ablaufenden physikalischen und metallurgischen Vorgänge beim Schweißen erfolgen. Daher sind neue wissenschaftliche und

tiefergehende Untersuchungen erforderlich, um den AS-Schweißprozess als Gesamtheit zu beschreiben und dabei auch seine Teilwirkungen zu durchleuchten und zu begründen.

Ziel dieser Arbeit ist die Entwicklung von Simulationsmodellen, die den Prozessablauf des aluminothermischen Schweißens von Schienen grundlegend beschreiben. Mit Hilfe dieser Simulationsmodelle sollen das Eingießen von aluminothermisch erzeugtem Stahl, das Erstarren sowie das Abkühlen der Schweißverbindung beschrieben werden.

Die Gefügeausbildung in der Schweißnaht sowie in der Wärmeeinflusszone als auch die daraus resultierenden mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindung werden durch das Temperaturgeschehen während des Fügeprozesses und durch die hierdurch gesteuerten metallurgischen Vorgänge bestimmt. Durch die Kenntnis der Temperaturverteilungen, der Spitzentemperaturen und der Abkühlbedingungen können die Eigenschaften der Schweißverbindung anhand der Simulationsmodelle prognostiziert werden.

Ein weiteres Ziel dieser Arbeit ist, aus den Ergebnissen der Prozesssimulation einige der am häufigsten auftretenden Fehler in aluminothermischen Schweißungen wie Bindefehler und Erstarrungslunker exakt vorherzusagen.

Anhand von experimentellen Untersuchungen sollen die erarbeiteten Simulationsmodelle validiert und ggf. verbessert werden. Diese Untersuchungen beinhalten sowohl die Thermoelementmessungen während des Schweißens als auch die Bewertung der Schweißverbindungen anhand von Untersuchungen der Makro- und Mikrostruktur sowie von Härtemessungen.

Nach erfolgter Validierung soll das entwickelte numerische Modell zur Ermittlung weiterer Potenziale des aluminothermischen Schweißverfahrens für die virtuelle Prozessauslegung und Prozessoptimierung eingesetzt werden.

Somit soll diese Arbeit nicht nur einen Beitrag zur Weiterentwicklung des AS-Verfahrens leisten, sondern auch die disziplinären Erkenntnisse im Bereich der numerischen Simulation von Schweiß- und Gießprozessen erweitern.

Im **Kapitel 2** wird zunächst der Stand der Technik innerhalb des aluminothermischen Schweißens von Schienen dargelegt und es werden sowohl die chemischen und physikalischen Grundlagen, der genaue Ablauf des aluminothermischen Schweißens als auch die Merkmale der Mikro- und Makrostruktur und die mechanischen Eigenschaften

der aluminothermischen Schweißverbindung beschrieben. Ferner wird auf die möglichen Fehler in den aluminothermischen Schweißungen hingewiesen. Im weiteren Verlauf des zweiten Kapitels werden die Aspekte der numerischen Simulation vorgestellt und dabei insbesondere auf die Vorteile numerischer Untersuchungen hingewiesen.

Das **Kapitel 3** beschreibt die durchgeführten experimentellen Untersuchungen, welche die Schweißversuche, die Thermoelementmessungen und die chemische Analyse beinhalten. Die Bewertung der Schweißverbindung umfasst die makroskopische Betrachtung, die Bestimmung der Härte sowie die Gefügeanalyse.

Das **Kapitel 4** behandelt die simulationstechnischen Untersuchungen. Basierend auf der mathematisch-physikalischen Beschreibung des aluminothermischen Schweißprozesses wird die eingesetzte Software, die Modellgeometrie und die Vernetzung beschrieben, und es werden die Stoffdaten, die Anfangsbedingungen, die Randbedingungen, die Modellierung der Schweißfehler – wie beispielsweise Bindefehler oder Lunker und die Berechnung der Mikrostruktur – mitgeteilt.

Kapitel 5 enthält die Ergebnisse der durchgeführten experimentellen und numerischen Untersuchungen. Das entwickelte Modell wird einer genauen Überprüfung (Validierung) unterzogen. Dabei werden die Ergebnisse der Formfüll- und Erstarrungssimulation den Thermoelementmessungen und Thermographie-Aufnahmen des Schweißprozesses gegenübergestellt. Darüber hinaus werden die Ergebnisse der Spektralanalyse und der metallographischen Untersuchungen sowie die berechnete Gefügebildung und die Schweißfehler diskutiert.

Basierend auf dem in dieser Arbeit entwickelten Simulationsmodell werden in **Kapitel 6** zwei neuartige Anwendungen für die aluminothermische Schweißtechnologie vorgestellt, bevor in **Kapitel 7** eine Schlussbemerkung die Diskussion dieser Arbeit zusammenfasst und einen Ausblick liefert.

2 Stand der Technik

2.1 Das aluminothermische Schweißen von Schienen

2.1.1 Chemisch-physikalische Grundlagen

Die aluminothermische Reaktion ist eine Redoxreaktion, bei der Aluminium als Reduktionsmittel benutzt wird, um das jeweilige Metalloxid (MO) auf das metallische Element (M) zu reduzieren. Es gilt somit die Reaktionsgleichung (1) [2].



Auf diese Weise können u.a. Eisen (Fe), Chrom (Cr), Mangan (Mn), Titan (Ti), Zirkonium (Zr), Bor (B) und Silicium (Si) hergestellt werden.

Bei dem aluminothermischen Schweißen von Schienen wird Eisen durch die aluminothermische Reaktion gewonnen. Da insgesamt drei unterschiedliche Oxidationsstufen des Eisens existieren, laufen entsprechend unterschiedliche Reaktionen ab. Dabei entstehen das flüssige Eisen und das zunächst geschmolzene Aluminiumoxid, das beim Abkühlen zu dem sehr harten Korund kristallisiert. Für die Eisenoxide FeO, Fe₂O₃, Fe₃O₄ ergeben sich die folgenden Reaktionsgleichungen (2, 3, 4). Die Reaktionen laufen sehr stark exotherm ab; die angegebene freiwerdende Reaktionswärme ist auf die Stoffmenge des Eisens bezogen [2].



Es werden verschiedene Eisenoxide in einem bestimmten Verhältnis benutzt, um die erforderliche Quantität und die Temperatur der Stahlschmelze zu gewinnen.

Infolge der aluminothermischen Reaktion entsteht reines Eisen, das für die Schweißzwecke nicht geeignet ist, weil es sehr weich ist. Durch die Zugabe von Legierungsbestandteilen wie Kohlenstoff, Mangan, Chrom, Silizium und Vanadium wird das erzeugte Eisen in Stahl umgewandelt und bekommt dadurch ähnliche Eigenschaften wie der zu verschweißende Werkstoff.

Für die kinetische Steuerung der aluminothermischen Reaktion wird ferner Kaltmetall, eine Masse auf Eisenbasis, beigegeben, wodurch gleichzeitig die Stahlausbeute erhöht wird.

Die während der aluminothermischen Reaktion freigesetzte Energie führt zu einer extrem hohen Temperatur der Reaktionsprodukte. Diese Temperatur wird in der Literatur mit verschiedenen Werten angegeben. Karl Goldschmidt [13] hat die Temperatur der Eisenthalmit-Reaktion mit 3000 bis 3500 °C roh abgeschätzt; nach [14] kann die Temperatur der Reaktion jedoch höchstens 2500 °C betragen. In [15] wird der Siedepunkt des Eisens (2730 °C) als maximale erreichbare Temperatur bezeichnet. Die Kenntnis der genauen Reaktionstemperatur ist jedoch nicht so wichtig wie die Gießtemperatur. Die Gießtemperatur kann gemessen werden und liegt aufgrund der Energieverluste durch die Strahlung und die Zugabe von Kaltmetall zwischen 2000 und 2300 °C, je nach den jeweiligen Ausführungsbedingungen [2].

2.1.2 Ablauf des aluminothermischen Schweißens

Für die aluminothermische Schweißmethode existieren diverse Verfahren, die sich nach ihrer Anwendung an unterschiedlichen Schienenprofilen, durch das Gießsystem oder die Vorwärmung unterscheiden. Im weiteren Verlauf dieses Abschnittes wird der Ablauf des aluminothermischen Schweißens in Form des Schnellschweißverfahrens mit kurzer Vorwärmung (SkV-Schweißverfahren) skizziert, da dieses Verfahren als Referenzmethode für die Modellierung ausgewählt wurde.

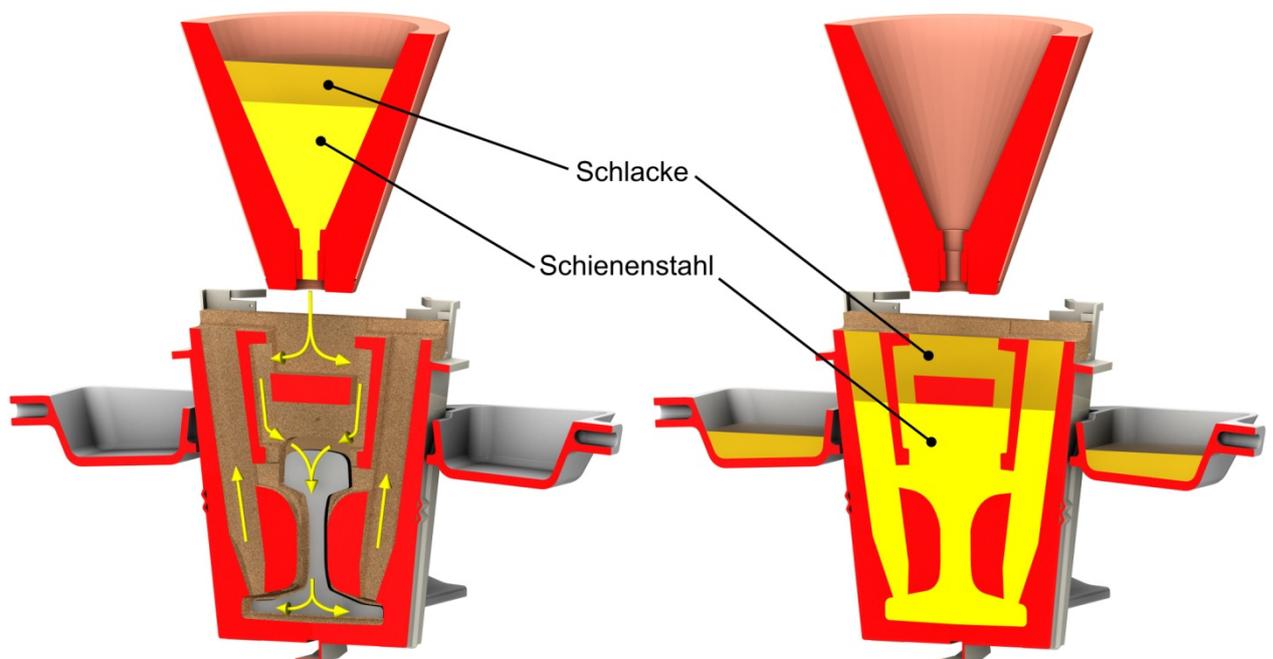


Bild 1. Gießschema beim SkV-Schweißverfahren

Das SkV-Schweißverfahren wird für die Vignolschienen [16] in den Betriebsgleisen mit einer hohen Verkehrsdichte eingesetzt, ist ferner für alle Gleise und Weichen der Deutschen Bahn AG zugelassen [17] und ist somit das aktuelle Standardverfahren zum Verschweißen von Bahnschienen. Wie in **Bild 1** zu sehen ist, wurde für dieses Verfahren ein fallendes Gießsystem und ein mittiger Einguss vorgesehen.

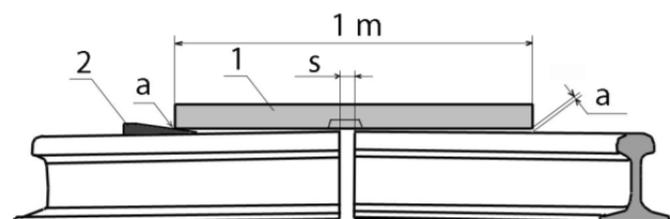
Zur Gewährleistung einer möglichst guten Qualität der Schweißverbindung soll die Ausführung der Schweißung nach der Arbeitsanweisung [18] erfolgen.

Als Erstes wird die Schweißlücke durch Trennschleifen, Verziehen der Schienen, Sägen oder Brennschneiden hergestellt. Die Schnitte müssen gerade und allseits rechtwinklig ausgeführt werden. Die Lückenweite für das SkV-Schweißverfahren beträgt 24 bis 26 mm.

Die zu schweißenden Schienenenden werden in Höhen- und Seitenrichtung zueinander ausgerichtet (**Bild 2, a**). Beide Schienenenden werden jeweils überhöht ausgerichtet (**Bild 2, b**), um der bei dem späteren Abkühlen der Schweißung entstehenden Vertikal-schrumpfung entgegenzuwirken.



a)



1: 1-Meter-Maßstab
 2: Überhöhungsmesskeil
 a: Überhöhung
 s: Schweißlücke

b)

Bild 2. Ausrichten der Schienen [19]

Die Spannvorrichtung wird nach dem Einstellmaß an einen der beiden Schienenköpfe angebracht. Die zwei vorgefertigten Formhälften werden an die Schienen angesetzt (**Bild 3, a**) und in die Haltebleche gespannt. Mit Abdichtsand oder Tonpaste werden die Spalten zwischen den Schienen und den Formen bzw. den Formhalteblechen abgedichtet (**Bild 3, b**), um den Ausfluss der Schmelze aus der Gießform zu verhindern.



a)



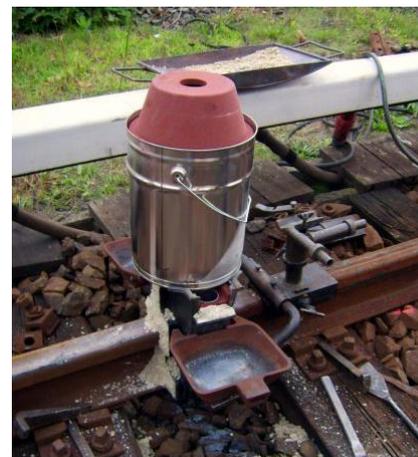
b)

Bild 3. Ansetzen (a) und Abdichten (b) der Formen [19]

Anschließend wird ein Vorwärm Brenner mittig zur Schweißlücke sowie senkrecht zu allen Schienenachsen eingestellt und die beiden Schienenden werden zusammen mit der Gießform durch einen Gasbrenner gleichmäßig vorgewärmt (**Bild 4, a**). Die Vorwärmzeit ist abhängig vom Schienenprofil. Für die Schienenprofil UIC60 beträgt die Vorwärmzeit 120 Sekunden. Nach dem Ende der Vorwärmung wird die Mitte der Schweißlücke mit einem Riegel abgedeckt, dessen Zweck darin besteht, die kinetische Energie der in die Gießform eindringenden Stahlschmelze zu absorbieren und diese in zwei Teilströme zu verteilen.



a)



b)

Bild 4. a) Vorwärmung der Schienenden; b) Positionierung des Reaktionstiegels [19]

Der Reaktionstiegel mit der eingefüllten Schweißportion wird mit seiner Auslauföffnung über der Gießform positioniert (**Bild 4, b**). Anschließend wird im Reaktionstiegel mit einem Anzündstäbchen die aluminothermische Reaktion eingeleitet (**Bild 5, a**). Der entstehende flüssige Stahl sinkt wegen seiner höheren Dichte nach unten und nach dem

Aufschmelzen des Tiegelverschlusses füllt er die Gießform. Die nachfolgende flüssige Schlacke füllt das Restvolumen der Form sowie die seitlich an der Form angebrachten Schlackenschalen (**Bild 5, b**).



a)



b)

Bild 5. a) Ablauf der aluminothermischen Reaktion; b) Füllung der Gießform [19]

Wenn die Schlacke erstarrt ist, können die Schlackenschalen abgenommen werden. Nach einer definierten Wartezeit werden die Formhaltebleche abgenommen; die überstehenden Kopf- und Fußsteiger werden im rotwarmen, teigigen Zustand mit einem hydraulischen Abschergerät abgetrennt (**Bild 6**). Nach einer weiteren Abkühlung werden der Grobschliff und anschließend der Feinschliff nach den vorgegebenen geometrischen Toleranzen an der Schweißung durchgeführt.



a)



b)

Bild 6. Bearbeitung der Schweißung [19]

2.1.3 Merkmale und Eigenschaften der aluminothermischen Schweißverbindung

2.1.3.1 Makro- und Mikrostruktur

Das aluminothermische Schweißverfahren führt als Schmelzschweißverfahren zu einer charakteristischen Ausbildung des Schweißbereiches. Durch das Ätzen der Makroschliffe lassen sich drei charakteristische Bereiche deutlich unterscheiden (**Bild 7**). Zentral in der ursprünglich vorhandenen Schweißlücke, zwischen den beiden Schienenenden, befindet sich der Zwischengussbereich (die Schweißnaht oder die Schmelzzone). Dieser Bereich entsteht aus dem eingegossenen aluminothermisch erzeugten Stahl und dem aufgeschmolzenen Schienenstahl. Begrenzt durch die Schmelzlinien schließen sich beiderseits die Wärmeeinflusszonen (WEZ) an, die in den Bereich des wärmeunbeeinflussten Schienenstahls übergehen [20]. Der Mindestabstand zwischen dem ursprünglichen Schienenende und der Schmelzlinie muss gemäß [21] zur Gewährleistung der stoffschlüssigen Verbindung überall 3 mm betragen.

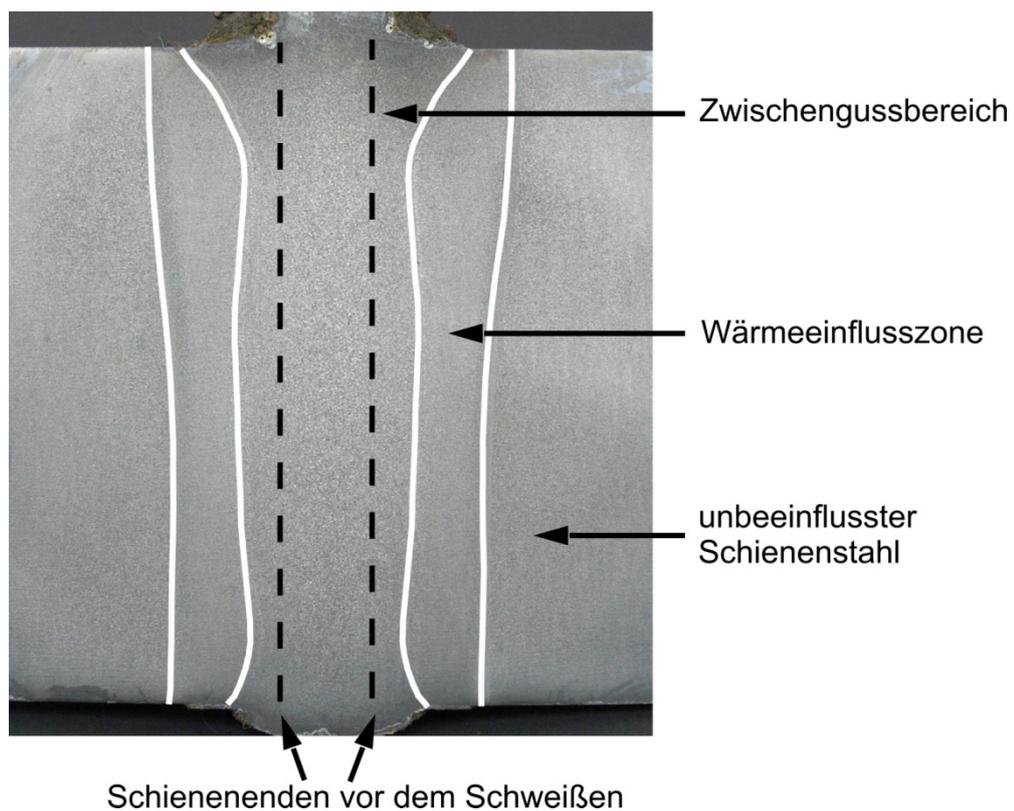


Bild 7. Metallographisch präparierter Längsschnitt durch die Symmetrieebene einer Schiene

Bei den Schienenwerkstoffen handelt es sich um unlegierte beziehungsweise niedriglegierte Stähle. Der Massenanteil des Eisens liegt zwischen 97 und 98%, die restlichen

2 bis 3% der chemischen Bestandteile sind Kohlenstoff, Mangan, Silicium, bei bestimmten Schienenwerkstoffen Chrom (Stahlsorte R320Cr) und geringe Mengen von Molybdän, Vanadin und Titan [22]. **Bild 8** gibt eine Übersicht über die Schienenwerkstoffe und deren Festigkeiten.

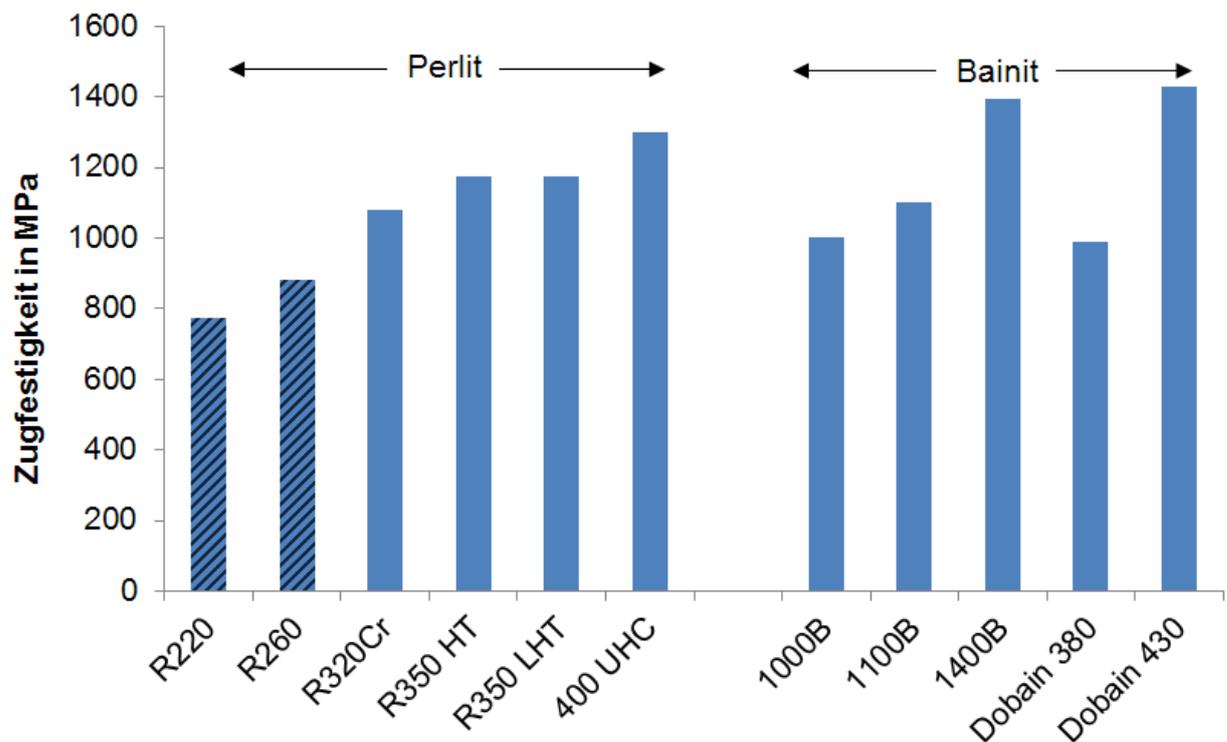


Bild 8. Festigkeiten der Schienenwerkstoffe [23]

Die Modellbildung sowie die experimentellen Untersuchungen in dieser Arbeit wurden mit den Schienen der Güte R200 und R260 durchgeführt.

Auf dem **Bild 9** ist das Gefüge des Schienenstahls R260 mit einem C-Gehalt von etwa 0,7 % dargestellt. Man erkennt darauf das perlitische Gefüge mit Korngrenzenferrit.

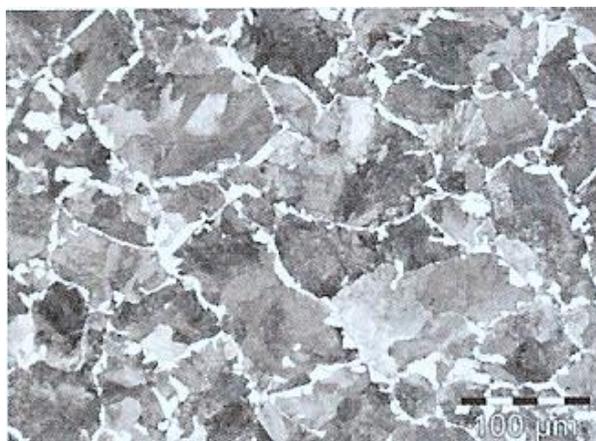
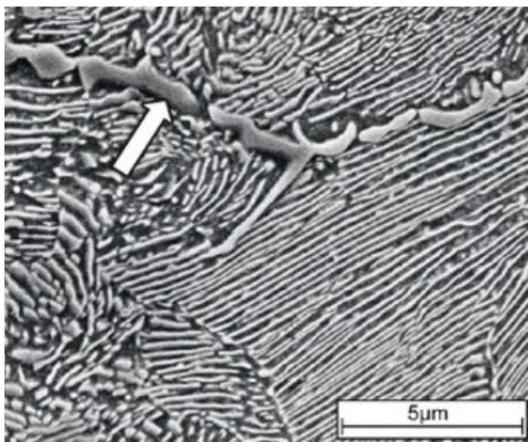


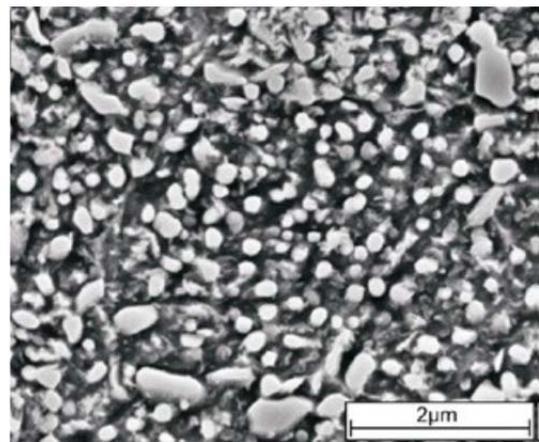
Bild 9. Gefüge des Schienenstahls R260 mit einem C-Gehalt von etwa 0,7% [24]

In der Wärmeeinflusszone wird die Mikrostruktur des Schienenstahls durch den Wärmeeinfluss des Schweißverfahrens verändert. In dem größten Teil der Wärmeeinflusszonen, angrenzend an die Schweißnaht, wird der Schienenstahl austenitisiert, wobei hingegen im weiter vom aufgeschmolzenen Bereich entfernt liegenden Teil der Wärmeeinflusszonen eine maximale Temperatur von 600 bis 700 °C erreicht wird. Während der Abkühlung der Schweißung scheiden sich unterschiedliche Gefügestrukturen aus. An der Schmelzlinie bildet sich infolge der starken Überhitzung ein grobkörniger, harter Perlit aus und es entsteht die Grobkornzone. Am Übergang von der Wärmeeinflusszone zu dem unbeeinflussten Schienenstahl werden die Zementitlamellen des Perlits in eine kugelige Form, den sog. körnigen (globularen) Zementit umgewandelt [25] (siehe **Bild 10**), und hier bildet sich die weichgeglühte Zone.

In der Schmelzzone entsteht das typische Gussgefüge mit säulenförmigen Dendriten, deren Wachstum an den beiden Schmelzgrenzen beginnt und deren Kristallisationsfronten dann in der Nahtmitte aufeinandertreffen [25], [26]. Im Bereich der Schweißnaht werden oft Schwindungsporen und Gasporen sowie unterschiedliche Einschlüsse, wie Aluminiumoxid oder Sandpartikeln aus der Gießform, beobachtet [6, 11, 27] (**Bild 11**). Der Zwischengussbereich hat vorwiegend eine ferritisch-perlitische Mikrostruktur. Gelegentlich werden entlang der Schmelzlinien auch bainitische Gefügestrukturen dokumentiert [26]. Das Vorliegen von diesen Gefügebestandteilen ist auf die hohen Spitzentemperaturen und die hohen Abkühlraten zurückzuführen.



a)



b)

Bild 10. Wärmeeinflusszone a) mit perlitischem Gefüge und lamellarem Zementit, b) mit globularem Zementit [28]

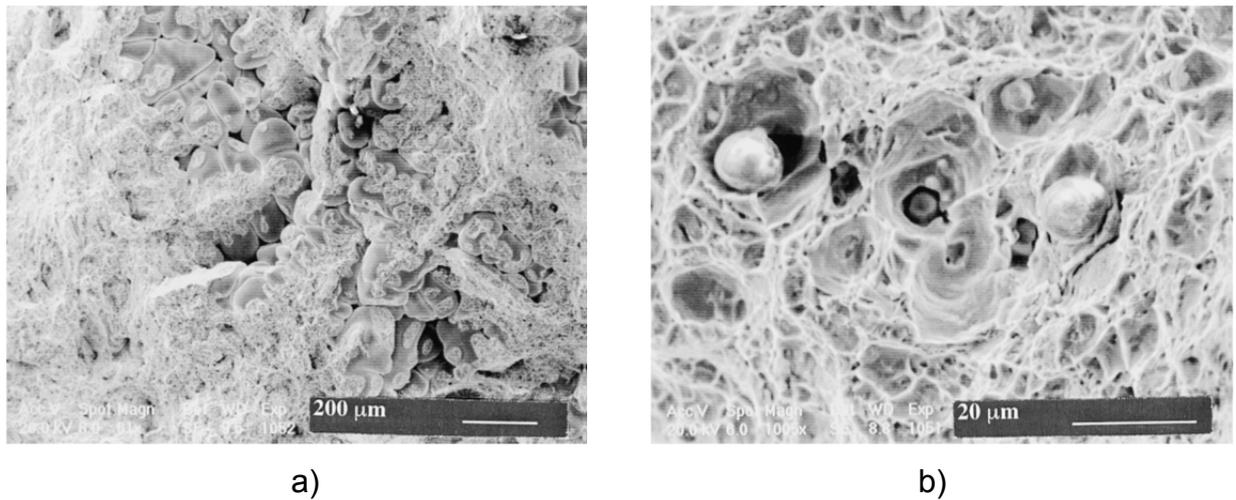


Bild 11. a) Interdendritische Porosität; b) Aluminiumoxideinschlüsse (REM) [11]

2.1.3.2 Mechanische Eigenschaften

Härte

Im folgenden **Bild 12** ist der typische Härteverlauf in der Schienenlängsrichtung in einer Schweißung dargestellt.

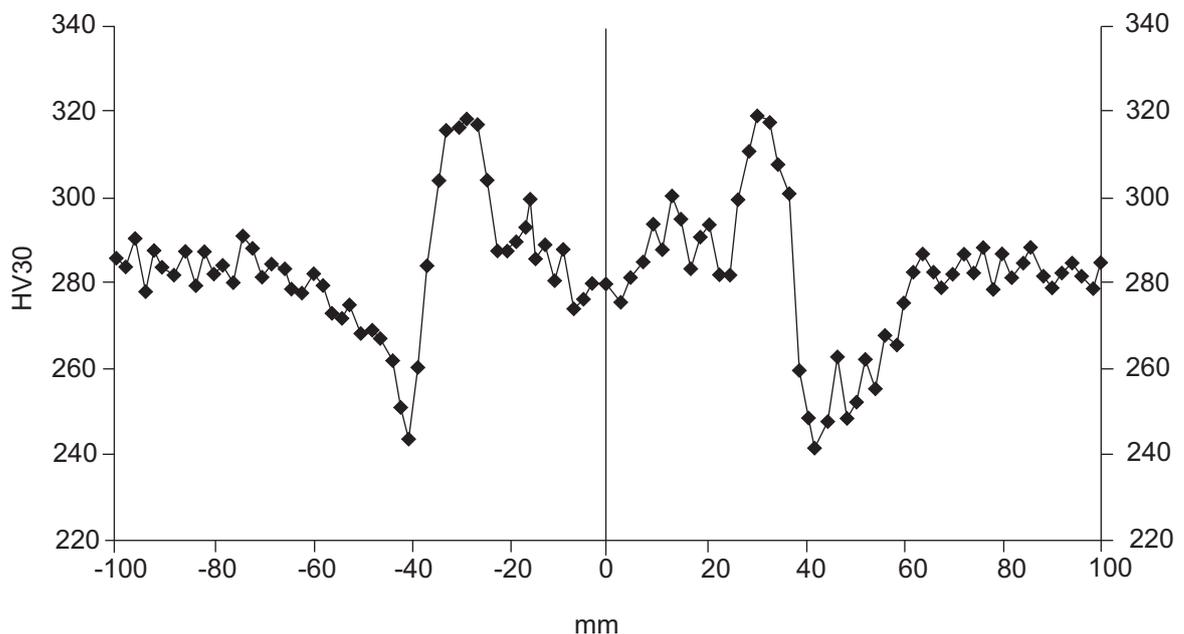


Bild 12. Typischer Härteverlauf in einer Schweißung in Schienenlängsrichtung [21]

Das Härteprofil ist gewöhnlich symmetrisch zur Mittellinie der Schweißung angeordnet. Die charakteristische Gefügeausbildung der aluminothermischen Schweißverbindung spiegelt sich im Härteverlauf wider. Die Härte erreicht den Maximalwert innerhalb der Wärmeinflusszonen (WEZ) an der Grenze zur Schweißnaht. Am äußeren Rand der WEZ, innerhalb der weichgeglühten Zone, werden die geringsten Härtewerten ermittelt.

Die Härte des Schweißgutes und WEZ wird durch die chemische Zusammensetzung und das Temperaturgeschehen während des Schweißens bestimmt. Die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes und die resultierende Härte kann durch die Zusammenstellung der aluminothermischen Schweißportion angepasst werden. Die Eigenschaften des Schienenstahls sind der wichtigste Einflussfaktor auf die Härte in der WEZ.

Zugversuch-Kenngrößen

Nach [29] ist die Dehngrenze der Schweißnaht vergleichbar oder etwas niedriger als die des Grundwerkstoffs der Schiene, Zugfestigkeit und Bruchdehnung sind wesentlich niedriger. Gemäß der DIN-Norm [16] muss die Zugfestigkeit der Stahlsorten R260 und R260Mn mindestens 880 MPa und die Bruchdehnung mindestens 10% betragen. Nach [30] weist eine Standardschiene im Durchschnitt folgende mechanische Eigenschaften auf: Dehngrenze 480 MPa, Zugfestigkeit 910 MPa, Bruchrechnung 11% und Querschnittverringerng 14%. Für das aluminothermische Schweißgut wurden deutlich niedrigere Kennwerte dokumentiert: Zugfestigkeit 790 MPa, Bruchdehnung und die Bruch-einschnürung 1 bis 3% [26] bzw. 2 bis 6% [25]. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen zeigen, dass die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung des aluminothermischen Schweißgutes etwas niedriger sind als die von Stahl mit vergleichbarer Härte im Gusszustand.

Zur Erzielung eines gleichmäßigen, feinkörnigen Gefüges und zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften kann das Normalglühen nach dem Schweißen durchgeführt werden [31, 32]. Ilic et al. [11] berichten über die Erhöhung der Zugfestigkeit um 19% und den Anstieg der Bruchdehnung um den Faktor 4,7 nach der Wärmebehandlung der aluminothermisch erzeugten Schweißverbindungen. In [33] wurde mittels Wärmebehandlung eine Erhöhung der Bruchdehnung von 2 – 6% auf 10 – 20% erzielt. Als weitere Maßnahme zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften des Schweißgutes wurde in [25, 33] die Erhöhung der Qualität des aluminothermisch erzeugten Stahls, z. B. durch Einsatz von keramischen Filtern, von Schroeder et al. vorgeschlagen.

Dauerfestigkeit

Da die Schienen im Gleis einer zyklischen Belastung unterliegen, ist die Dauerfestigkeit der Schweißungen ein kritischer Faktor für den Bahnbetrieb. Die Lebensdauer der aluminothermischen Schweißung wird durch die Qualität der Schienen [34], die Schweiß-

nahtgeometrie, die Eigenspannungen und das Vorhandensein von Fehlstellen in der Schweißung bestimmt. In [35] wurde der Einfluss der Nahtform auf die Lebensdauer der aluminothermischen Schweißungen untersucht. Die Ergebnisse haben gezeigt, dass durch die Verbesserung der Nahtform die Lebensdauer um den Faktor 2 oder mehr erhöht werden kann.

Poren und Einschlüsse in den aluminothermischen Schweißungen wirken als Spannungskonzentratoren und lösen die Rissbildung aus. Fry et al. [36] haben festgestellt, dass die Poren in Thermit-Schweißungen viel schädlicher sind als Aluminiumoxideinschlüsse. Die Geometrie und die Orientierung der Poren haben auch einen großen Einfluss auf das Risswachstum. Besonders gefährlich ist Porosität 15 mm unterhalb der Fahrfläche, wo die Zugspannungen im Schienenkopfbereich maximale Werte annehmen.

Druckeigenspannungen sind in der Regel vorteilhaft und erhöhen die Dauerfestigkeit dadurch, dass sie die Bildung und die Ausbreitung von Rissen verhindern. Im Gegensatz dazu erhöhen die Zugspannungen die Anfälligkeit für die Rissentstehung und das Risswachstum und vermindern so die Dauerfestigkeit [37]. Diese allgemeine Feststellung wurde auch für die aluminothermischen Schweißungen überprüft [8, 38] und bestätigt.

2.1.4 Fehler in aluminothermischen Schweißungen

Bindefehler

Bindefehler treten dann auf, wenn das Schienengrundmaterial nicht ausreichend aufgeschmolzen wird und dadurch keine stoffschlüssige Verbindung zwischen den zu verschweißenden Schienen entsteht. **Bild 13** zeigt einen Bindefehler im Fußbereich der Schiene. Zur Gewährleistung einer stoffschlüssigen Verbindung soll entsprechend der Norm [21] die Aufschmelztiefe der Schienenenden mindestens 3 mm betragen.

In [39] werden folgende Ursachen für Bindefehler in den aluminothermischen Schweißungen genannt:

- Versatz der Gießformen,
- zu niedrige Temperatur des eingegossenen Stahls,
- unzureichende Vorwärmung der Schienenenden,
- fehlerhafte Brennerposition und daraus resultierend eine ungleichmäßige Vorwärmung der beiden Schienenenden,

- falscher Gasdruck während der Vorwärmung,
- falsche Breite der Lücke und
- eine für das Schienenprofil nicht passende Schweißportion.



Bild 13. Bindefehler im Schienenfuß [39]

Lunker

Die Lunkerung tritt als Folge der Volumenverringerung des flüssigen Metalls bei einer Abkühlung auf die Liquidustemperatur sowie während der Erstarrung auf. Der Lunker entsteht dann, wenn die kristallisierende Schicht von dem speisenden Strom getrennt wird und die weitere Schmelze nicht mehr nachfließen kann, um die Erstarrungsschrumpfung auszugleichen. In aluminothermischen Schweißungen treten die Lunker im dem Fuß- und im Stegbereich auf (**Bild 14**).

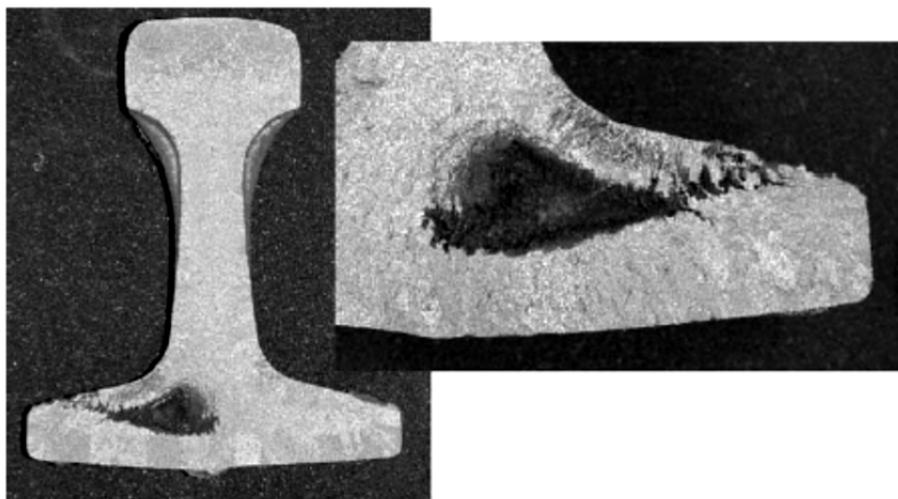


Bild 14. Lunker im Fußbereich einer aluminothermischen Schweißung, verursacht durch eine unzureichende Vorwärmung [10]

Schlacken- und Sandeinschlüsse

Schlackeneinschlüsse, die im Wesentlichen aus Aluminiumoxid bestehen, treten in Thermit-Schweißungen beim vorzeitigen Einguss der Schmelze auf, bevor die aluminothermische Reaktion abgeschlossen ist und es keine vollständige Entmischung zwischen Schlacke und Stahl stattgefunden hat. Die Trennung des Aluminiumoxids von der Stahlschmelze kann durch die Erhöhung der Viskosität und der Oberflächenspannung der Schlacke sowie durch die Anpassung der Zeit zwischen der aluminothermischen Reaktion und dem Einguss verbessert werden [6]. Ein automatischer Tiegelstößel ermöglicht es, dass das Abgießen der Stahlschmelze nur nach dem Erreichen der richtigen Gießtemperatur durchgeführt wird.

Ferner können Sandeinschlüsse entstehen, wenn der Abdichtsand während der Formfüllung in den Gießraum fällt.

Gasporosität

Während der Abkühlung und der Erstarrung scheiden sich zuvor gelöste Gase aus, da ihre Löslichkeit mit sinkender Temperatur abnimmt. Obwohl ein großer Teil der Gase aus dem Gussstück entweicht, bleiben einige Gasreste eingeschlossen, die dann im Gefüge Poren bilden. Einige dieser Gase (z. B., H_2 , N_2 , O_2 , H_2O , CO_2 , Kohlenwasserstoffgase) entstehen während der Ausführung der aluminothermischen Schweißung aus den Verunreinigungen an der Schweißstelle (z. B. aus organischen Verbindungen wie Schmierstoffe, Öl, Lack) und der Feuchtigkeit aus der Gießform, dem Abdichtsand, der Atmosphäre, der Schweißportion und deren Zubehör [6]. Die Gasporosität kann auch durch eine unzureichende Vorwärmung, eine Anwendung einer zu dem Schienenprofil nicht passenden Schweißportion oder das Schweißen bei Regen verursacht werden.

Die richtige Auslegung des Eingusssystem und des Speisersystems ist eine wichtige Maßnahme zur Vermeidung von Lunkern, Gasporosität und Einschlüssen in aluminothermischen Schweißungen. Infolge einer schlechten Gestaltung des Gießsystems können bestimmte Bereiche früher als die andere erstarren und dadurch das Entweichen von Gasen und das Aufschwimmen von Schlackenteilchen blockieren oder die Speisung von kristallisierender Schicht verhindern.

Martensitisches Gefüge in der Schweißung

Aufgrund unzureichender Vorwärmung und der daraus resultierenden erhöhten Abkühlungsgeschwindigkeiten kann sich das Gefüge des Schienenstahls nach dem Schwei-

ßen nicht perlitisch, sondern martensitisch umwandeln. Das Vorhandensein dieses spröden Gefüges in der Schweißverbindung ist sehr gefährlich, da dies später einen spröden Bruch auslösen kann. Das **Bild 15** zeigt eine Gefügaufnahme einer im Gleis gebrochenen aluminothermischen Schweißung. Die Untersuchungen [40] ergaben, dass der Thermit-Stahl den Schienenfuß umhüllte und mit Poren behaftet wurde, die möglicherweise einen Riss im Schweißgut ausgelöst haben. Dieser Anriss löste in dem spröden martensitischen Gefüge des Schienenfußes letztlich einen spröden Querbruch aus.

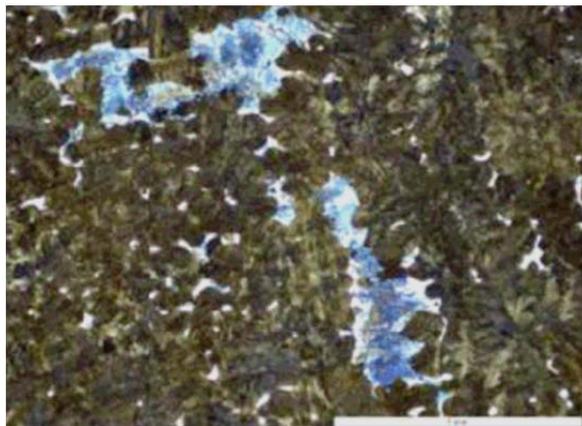


Bild 15. Gefügaufnahme einer aluminothermischen Schweißung nahe dem Bruchausgang. Perlit mit bainitischen und martensitischen Bereichen, interdendritischer Martensit (bläulich) [40]

2.1.5 Patentübersicht

Dieser Abschnitt stellt eine Zusammenfassung der durchgeführten Patentrecherche zum Thema Thermit-Schweißen von Schienen dar und vermittelt somit einen Überblick über die aktuellen Entwicklungen und die technischen Neuerungen auf dem Gebiet der aluminothermischen Schweißtechnologie.

In den letzten Jahren fokussierten sich die technischen Lösungsansätze vor allem auf die Gestaltung des Reaktionstiegels, die Optimierung des Gießsystems, die Erhöhung der Lebensdauer der Thermit-Schweißungen sowie die Anpassung der aluminothermischen Schweißtechnologie an neue Schienenwerkstoffe. Die diesbezüglich angemeldeten Patente werden somit nachfolgend kurz beschrieben.

In [41] wurde ein Reaktionstiegel entwickelt, welcher zugleich als ein Transportbehälter für die Schweißportion dient, unmittelbar auf eine Gießform aufsetzbar ist und entsprechend ohne aufwendige Haltevorrichtung verwendet werden kann. Die Patentschrift [42] beschreibt einen transportablen Reaktionstiegel, der einmalig im Gebrauch ist und wirt-

schaftlich hergestellt werden kann. Eine weitere Entwicklung stellt das deutsche Patent [43] dar, welches ein Tiegel mit einer elektrischen, mit einer Energiequelle verbindbaren Zündvorrichtung beschreibt.

In weiteren Patentschriften sind verschiedene Varianten der Gestaltung des Gießsystems für das aluminothermische Schweißen von Schienen dargestellt. Das Ziel dieser Erfindungen ist die Erzielung einer turbulenzarmen Formfüllung und eine bessere Ausnutzung der Schmelzenergie. In [44] wurde beispielsweise vorgeschlagen den Stahl über einen mit dem Kopfraum und dem Fußraum der Gießform verbundenen Fußsteiger einzugießen. In [45] ist eine Gießform patentiert, die so gestaltet ist, dass die Schmelze gleichzeitig in den die Schweißfuge beinhaltenden Gießraum und in die Steiger eintritt. Beim mit [45] patentierten Gießsystem ist ein seitlicher Einguss mit einem Gießtümpel vorgesehen.

In [46 – 49] sind die Maßnahmen zur Erhöhung der Ermüdungsfestigkeit von Schweißverbindungen dargestellt. Sie umfassen das Entfernen von Fins² [46], Schweißnahtnachbehandlung [47] sowie das Einsetzen der Vibrationsbelastung während der Abkühlung der Schweißung zum Abbau der Eigenspannungen [49].



Bild 16. Thermit-Schweißen von kopfgehärteten Schienen [54]

Die weiteren Entwicklungen betreffen die Anpassung der aluminothermischen Schweißtechnologie an neue Schienenwerkstoffe. Die Patentschriften [50 – 53] beschreiben unterschiedliche Verfahrensvarianten zum Verschweißen von kopfgehärteten Schienen. Das entsprechende Verfahrensprinzip ist auf dem **Bild 16** dargestellt und basiert darauf, dass Thermit-Stahl nach dem Eingießen in die Gießform gezielt im Kopfbereich

² Als Fins bezeichnet man die Fehler in aluminothermischen Schweißungen, die entstehen, wenn Thermit-Stahl aus einer Gießform ausfließt und dann an der Oberfläche der Schiene erstarrt ohne sie aufzuschmelzen.

zulegiert wird. Damit bekommt das Schweißgut eine ähnliche chemische Zusammensetzung und die daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften wie die kopfgehärteten verschweißten Schienen, d. h. eine harte, verschleißfeste Fahrfläche und duktilen Steg und Fuß.

In [55, 56] sind die Ansätze zum Thermit-Schweißen von feinperlitierten, wärmebehandelten Schienen dargestellt. Die technischen Neuerungen betreffen dabei die Verbesserung des Härteverlaufs in den aluminothermisch erzeugten Schweißstellen im Kopfbereich dieses Schientyps.

In den Patentenschriften [57] und [58] sind die technischen Lösungen zur Verschweißen von Schienen dargestellt, wenn eine der Schienen oder sogar beide Schienen hohen Verschleiß aufweisen.

2.2 Numerische Simulation

Wie bereits erwähnt, entspricht die Ausführung des Thermit-Schweißens mehr einem Gießvorgang. Das Formfüllen, die Erstarrung und das Abkühlen beim aluminothermischen Schweißen unterliegen den Gesetzmäßigkeiten des Gießprozesses. Deshalb ist es zweckmäßig, für die Untersuchung dieses Verfahrens die physikalischen Modelle für die Beschreibung der Gießprozesse anzuwenden. Die bei dem Prozess auftretenden schweißspezifischen Phänomene, wie z. B. die Ausbildung der Wärmeeinflusszonen, müssen jedoch zusätzlich berücksichtigt werden.

Die bei der Füllung und der Erstarrung auftretenden physikalischen Vorgänge können mittels partieller Differentialgleichungen beschrieben werden. Beispielsweise lassen sich die strömungsmechanischen Vorgänge von inkompressiblen Fluiden (Metallschmelzen) mit Navier-Stokes-Gleichungen beschreiben. Die thermischen Vorgänge in den Festkörpern können durch die Wärmeleitungsgleichung abgebildet werden [59]. Eine ausführliche Beschreibung der Modellgleichungen erfolgt im Kapitel 5.

Die analytische Lösung dieser Modellgleichungen ist aber nur in wenigen einfachen Fällen möglich. Die Gleichungssysteme, die die realen Prozesse beschreiben, sind meist so komplex, dass sie nicht mehr analytisch lösbar sind. Die Vereinfachungen der Gleichungen, die es ermöglichen, die analytische Lösung abzuleiten, sind jedoch oft unzulässig und führen zu ungenauen Ergebnissen.

In den meisten Fällen muss man deshalb auf numerische Lösungsverfahren zurückgreifen, die das kontinuierliche mathematische Problem durch ein diskretes, also endliches

Problem ersetzen. Das Problem wird dabei raum- und (für instationäre Fälle) zeitdiskretisiert, was bedeutet, dass das Raum- und Zeitkontinuum durch endliche Mengen ausgewählter Raum- und Zeitpunkte ersetzt wird [60]. Die räumliche Diskretisierung des Problemgebiets erfolgt durch die Erzeugung eines numerischen Gitters, welches das Gebiet überdeckt. Die wichtigsten Unterscheidungsmerkmale der Gitter sind der Gittertyp, also randangepasste, kartesische oder überlappende Gitter, die Topologie der Gitterzellen, wobei meistens Dreiecke, Vierecke, Tetraeder, Hexaeder, Prismen und seltener allgemeine Polygone beziehungsweise Polyeder verwendet werden, sowie die logische Anordnung der Gitterzellen in Form von strukturierten und unstrukturierten Gitter. Es existieren auch diverse Mischformen der Gitter, wie beispielsweise blockstrukturierte und hierarchisch strukturierte Gitter [61].

Für die Diskretisierung der Differenzialgleichungen wurden zahlreiche Methoden entwickelt wie

- die Finite-Elemente-Methode (FEM),
- die Finite-Differenzen-Methode (FDM) und die
- Finite-Volumen-Methode (FVM).

Jedes dieser Lösungsverfahren hat spezifische Vor- und Nachteile und ist je nach der vorliegenden Problemstellung anzuwenden. Die FEM hat ihren Ursprung in der Belastungssimulation und wird vor allem für die Berechnungen in der Strukturmechanik angewendet. Hingegen kommen FDM und FVM aus dem Bereich der Strömungsmechanik und haben ihre Vorteile in der Beschreibung von Wärme- und Stofftransportvorgängen [62].

Eine wichtige Voraussetzung für die Gießsimulation sind die Stoffeigenschaften. Die Qualität einer Simulation wird neben dem Modell und der numerischen Lösung auch durch die Datenqualität bestimmt. Die skizzierten Beispiele in [63, 64] zeigen deutlich, dass die Ungenauigkeiten der thermophysikalischen Stoffdaten eine wesentliche Fehlerquelle darstellen.

Die heutigen Schwerpunkte der Forschungs- und der Entwicklungsarbeiten auf dem Gebiet der numerischen Simulation sind:

- Verbesserung und Erweiterung der mathematisch-physikalischen Modelle sowie numerischen Lösungsverfahren [65]
- Parallelisierung der Berechnungen
- Bereitstellung der benötigten physikalischen Materialdaten [64]

- Berechnung der lokalen Gefüge, Vorhersage der möglichen Fertigungsfehler und der mechanischen Eigenschaften [59, 64, 66 – 68].
- Anwendung der Optimierungsalgorithmen zusammen mit der numerischen Simulation mit dem Ziel der automatischen Optimierung der Fertigungsprozesse [69 – 72].

Für die Untersuchung des aluminothermischen Schweißprozesses bieten die numerischen Methoden gegenüber einer rein experimentellen Vorgehensweise eine Reihe von Vorteilen:

- Die Modellierung des Prozesses vertieft das Verständnis über wesentliche physikalische Vorgänge und deren Einflussgrößen.
- Beim aluminothermischen Schweißen ist es sehr schwierig experimentelle Werte in der Lückennähe zu erfassen, da die Temperaturen dort 2000 °C überschreiten, wodurch der Ausfall von Sensoren oder zumindest störungsbehaftete Signale verursacht werden können.
- Da das aluminothermische Schweißen von Hand oder teilmechanisch ausgeführt wird, ist der handwerkliche Einfluss des Schweißers relativ groß. Numerische Methoden können die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse gewährleisten. Damit kann der Einfluss einzelner Prozessparameter auf die resultierende Qualität der Schweißung untersucht werden.
- Eine Simulation liefert umfassende Informationen über die problemrelevanten Größen, wie beispielsweise Temperatur, Geschwindigkeit oder Drücke, zur allen Zeitpunkten an jeder Stelle des Berechnungsgebietes.
- Mit der computergestützten Simulation sind die Parametervariationen für die Gestaltung eines robusten und dabei gleichermaßen wirtschaftlichen Schweißprozesses leicht durchführbar.
- Numerische Untersuchungen ermöglichen die Verringerung des experimentellen Aufwandes, das Einsparen von Material, Arbeitskraft, Zeit und Energie.

3 Experimentelle Untersuchungen

3.1 Thermoelementmessungen

Für die Modellentwicklung sowie für die anschließende Verifizierung der numerischen Ergebnisse wurden umfangreiche experimentelle Untersuchungen durchgeführt. Die Schweißversuche erfolgten bei der Fa. Elektro-Thermit GmbH & Co. KG, Halle (Saale). Die Eisenbahnschienen mit dem UIC 60 Schienenprofil wurden nach dem SkV-Verfahren verschweißt. Die vier Versuche mit den Thermoelementmessungen, die in dieser Arbeit als Versuch 1 ... Versuch 4 bezeichnet werden, erfolgten im Rahmen den Untersuchungen [7]. Alle Experimente wurden unter den gleichen Referenzbedingungen, die in **Tabelle 1** aufgelistet sind, mit einer Standard SkV-Schweißportion durchgeführt.

Tabelle 1. Referenzbedingungen der Schweißversuche

Breite der Lücke	$25,1 \pm 0,7$ mm
Brennerhöhe	35 mm
Dauer der Vorwärmung	120 s
Druck des Sauerstoffs	$3,9 \pm 0,09$ bar
Druck des Propans	$1,2 \pm 0,03$ bar
mittlere Umgebungstemperatur	$17,1 \pm 1,0$ °C
SkV-Schweißportion:	
Portionsmasse	13270 g
Stahlmasse	8525 g

Bild 17 zeigt den Versuchsstand für die Thermoelementmessungen.

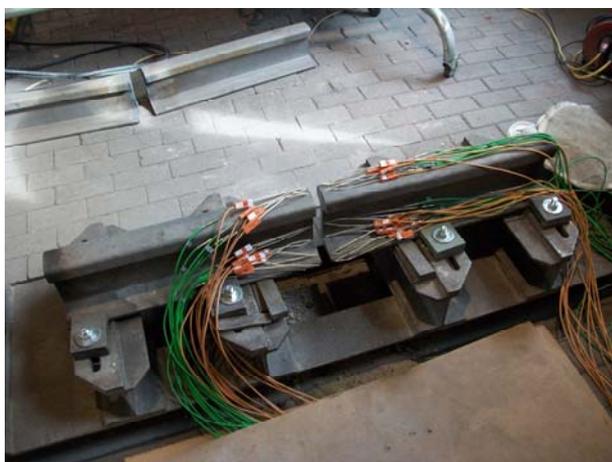


Bild 17. Versuchsstand für die Thermoelementmessungen

Für die Temperaturmessungen kamen 24 Thermoelemente vom Typ S (PtRh(10 %)-Pt) und 32 Thermoelemente vom Typ K (NiCr-Ni) zum Einsatz. Die Signalwandlung erfolgte mit dem Messwerterfassungssystem IOT-DAQLAB/2005 und dem Thermoelement-Modul IOT-DBK90 mit 56 Kanälen für die Thermoelemente.

Auf dem **Bild 18** ist die exakte Anordnung der Thermoelemente dargestellt. Die Thermoelemente wurden an den folgenden sechs Stellen positioniert:

- (1) Kopf, in der Symmetrieebene (SE) (Position K1);
- (2) Kopf, seitlich der SE (K2);
- (3) Steg, in der SE (S1);
- (4) Fuß, in der SE (F1);
- (5) Fuß, seitlich der SE, von oben gebohrt (F2),
- (6) Fuß, seitlich der SE, von der Seite gebohrt (F3).

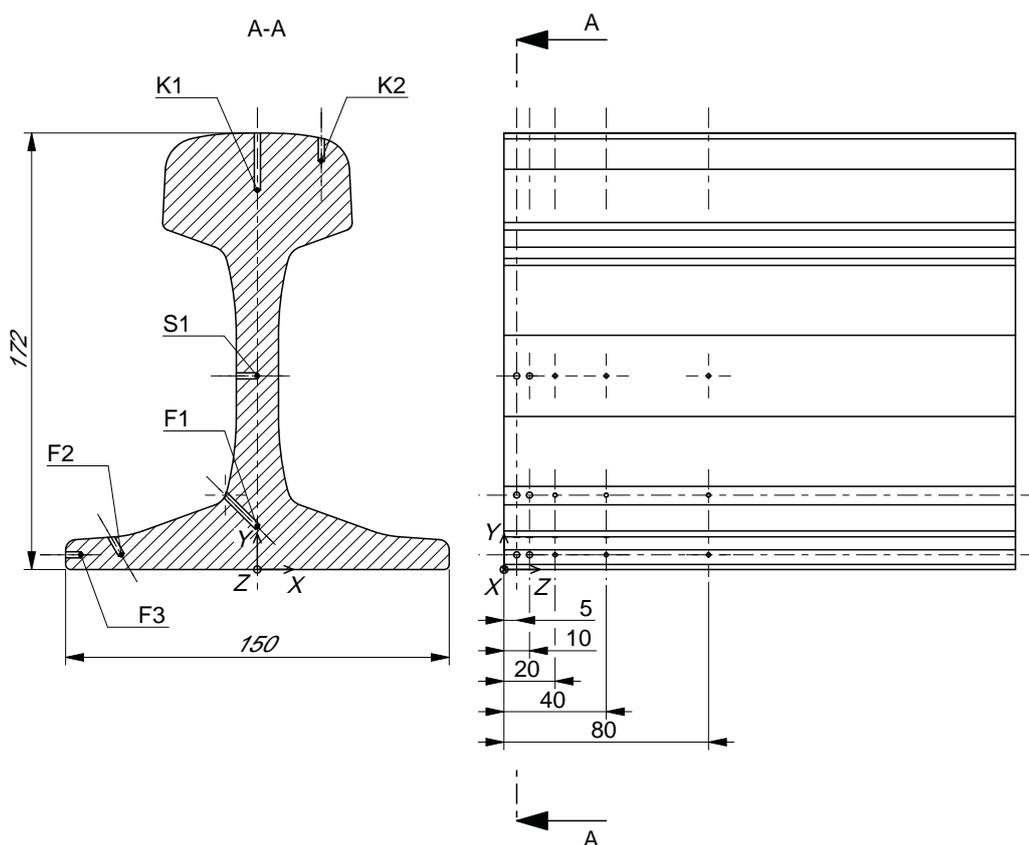


Bild 18. Anordnung der Thermoelemente

Von den 56 Thermoelementen wurden sechs Thermoelemente jeweils im Abstand von 5, 10, 20 und 40 mm von der Schnittfläche sowohl in der linken als auch in der rechten Schiene angeordnet, so dass in diesem Bereich insgesamt 48 Thermoelemente platziert wurden. Die Thermoelemente vom Typ S wurden für die Messstellen im Abstand

von 5 und 10 mm von der Schweißlücke gewählt, da in diesen Bereichen hohe Temperaturen während der Schweißung erwartet wurden. Die restlichen 8 Thermoelemente wurden 80 mm entfernt von der Schnittfläche an den vier Positionen K1, S1, F1, F3 in der linken und in der rechten Schiene platziert.

In der folgenden **Tabelle 2** sind die Koordinaten der Messstellen angegeben. Der Koordinatenursprung liegt in der Schnittfläche der jeweiligen Schiene und zwar in der Symmetrieebene auf der Unterseite der Schiene.

Tabelle 2. Koordinaten der Messstellen

Messstelle	x	y	z
K1	25	161	5, 10, 20,40, 80
K2	0	149,5	5, 10, 20,40
S1	0	76,3	5, 10, 20,40, 80
F1	0	16,8	5, 10, 20,40, 80
F2	- 52,5	5,8	5, 10, 20,40
F3	- 69	5,8	5, 10, 20,40, 80

Zur Vereinfachung der Auswertung und Darstellung der Ergebnisse wurden die Temperaturmessungen gemäß dem in **Bild 19** dargestellten Schema kodiert.

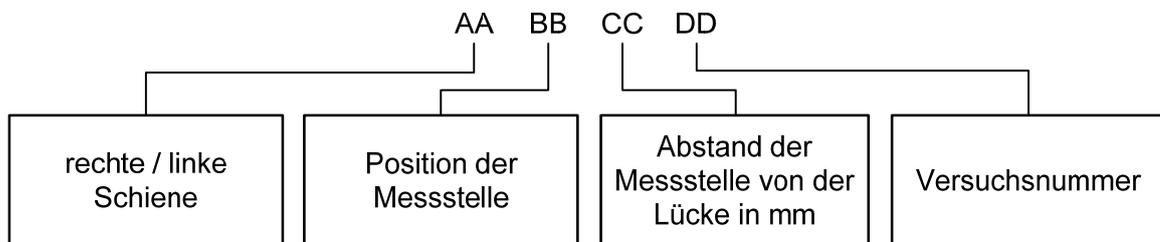


Bild 19. Kodierung der gemessenen Temperaturverläufe

So bezeichnet „RE K2 10 V1“ einen Temperaturverlauf, der an der Position K2 (Kopf, seitlich der SE) im Abstand von 10 mm zur Schnittfläche in der rechten Schiene beim Versuch 1 aufgenommen wurde.

Aufgrund der Schwierigkeiten eine exakte Dauer der Vorwärmung bei den Versuchen einzuhalten, unterscheiden sich die Experimente durch die variierende Vorwärmdauer. Für die Auswertung von Daten und den Vergleich mit der Simulation mussten die aufgenommenen Zeitreihen deshalb synchronisiert werden. Da die Schwerpunkte dieser Arbeit auf den Untersuchungen von Gieß-, Erstarrungs- sowie Abkühlvorgänge liegen,

sind die Temperaturverläufe nach der Vorwärmung von besonderem Interesse. Aus diesem Grund wurde das Ende der Vorwärmung als gemeinsamer Bezugspunkt definiert. Als Kriterium für das Vorwärmungsende wurde das Erreichen des ersten Temperaturmaximums vor dem Eingießen des Thermit-Stahls an der Messstelle RE K2 10 angenommen. Als Startzeitpunkt des gesamten Schweißprozesses wurde der 120 Sekunden früher liegende Zeitpunkt definiert, was der Standarddauer der Vorwärmung entspricht.

3.2 Thermographie

Neben den Thermoelementmessungen wurden auch die Thermographie-Aufnahmen des Thermit-Schweißprozesses durchgeführt. Die Vorteile der Thermographie gegenüber anderen Temperaturmessverfahren liegen in der flächigen Erfassung des Temperaturgeschehens, der schnellen Ansprechzeit auf Temperaturänderungen und der Berührungslosigkeit. Ein großer Nachteil ist die Abhängigkeit der Wärmeabstrahlung vom Emissionsgrad, was bedeutet, dass präzise Messungen nur bei bekannten Emissionsverhältnissen durchgeführt werden können [73]. Aus diesem Grund wurden vor Durchführung der Schweißversuche die Emissionskoeffizienten der verwendeten Werkstoffe bestimmt. Die Kenntnis des Emissionsgrades ist ebenso für die exakte Simulation des aluminothermischen Schweißens von Bedeutung.

Zur Bestimmung der temperaturabhängigen Emissionskoeffizienten wurden ein Schienenstück und ein Teil der Gießform mit einer Thermokamera bei Raumtemperatur sowie nach dem Erwärmen im Ofen auf jeweils 300, 500, 600 und 700 °C aufgenommen. Die Emissionsgrade wurden dann über die Auswertungssoftware für jede Temperatur so gewählt, dass die thermographisch bestimmte Temperatur mit der tatsächlichen Temperatur übereinstimmte.

Für die Schweißversuche mit den Thermographie-Aufnahmen gelten die in der **Tabelle 1** angegebenen Standardparameter. Die mittlere Umgebungstemperatur betrug bei diesen Versuchen jeweils 21 °C. Für die Aufnahmen der Schweißversuche wurde eine Thermokamera ThermoCAM SC 3000 verwendet. Diese Kamera operiert im Langwellenbereich von 9 bis 12 µm und hat eine Bildauflösung von 256×312 Pixeln. Die Vorwärmversuche und der Auslauf der Thermit-Schmelze aus dem Reaktionstiegel wurden mit einer Frequenz von 50 Hz aufgenommen. Der gesamte Thermit-Schweißprozess wurde aufgrund der längeren Versuchsdauer mit einer Frequenz von 1 Hz aufgenommen. Der Temperaturmessbereich betrug bei allen Versuchen 300 bis 1500 °C. Die

Auswertung der Ergebnisse wurde mit der Software ThermoCAM Researcher 2001 durchgeführt.

3.3 Bewertung der Schweißverbindungen

3.3.1 Makroskopische Betrachtung

Aus den Schienenstücken, die der Schweißung unterzogen wurden, wurden senkrechte Längsschnitte, d. h. Schnitt in Schienenlängsrichtung, in der Symmetrieebene entnommen (siehe **Bild 20**). Die Schnittflächen wurden mit Schleifpapier bis zur Körnung 1000 geschliffen.



Bild 20. Längsschnitt durch die Schweißung

Anschließend wurden die Schnittflächen gemäß der DIN-Norm [21] nach der Fry-Methode angeätzt. Das Ätzmittel nach Fry setzt sich aus den folgenden chemischen Komponenten zusammen:

- 90 g Kupfer (II)-chlorid
- 120 ml verdünnte Salzsäure (HCl 1,18 g/ml – 35%),
- 120 ml destilliertes Wasser.

Die Ätzung erfolgte bei Raumtemperatur von 20 °C. Das Ätzmittel wurde mit Hilfe von Watte und einer Zange mit sehr wenig Kraftaufwand über die Oberfläche der Schliffe gewischt. Während der Behandlung wurde die Watte reichlich mit Ätzmittel benetzt. Nach ca. 30 Minuten ließen sich die Grenzlinien der Schweißnaht und der Wärmeinflusszonen deutlich erkennen. Bei der Nachbehandlung wurde das Ätzmittel gründlich in

einem Wasser-Salzsäuregemisch abgewaschen, danach wurden die Proben mit einem Föhn zur Vermeidung von Wasserflecken getrocknet.

3.3.2 Bestimmung der Härte

Aus einem Längsschnitt jeweils entlang der Schweißung wurden im Kopfbereich die Proben für die Härtemessungen entnommen. Die Schnittfläche für die Ermittlung des Härteverlaufs lag 23 mm unter der Fahrfläche (0,5 mm unter der Spitze von Thermoelementen an Position K2) und die Probelage ist ferner auf dem **Bild 21** zu sehen. Die zu untersuchenden Proben wurden mit Schleifpapier bis zur Körnung 320 geschliffen. Die Bestimmung der Härte erfolgte nach Vickers gemäß EN ISO 6507-1 [74] bei einer Last von 30 kp (294 N) mit der Härteprüfmaschine Wolpert Dia Testor 7021. Die Härtemessungen wurden beidseitig entlang der Schweißung und in den Wärmeeinflusszonen bis 20 mm in das unbeeinflusste Schienengrundmaterial im Abstand von jeweils 2 mm durchgeführt.

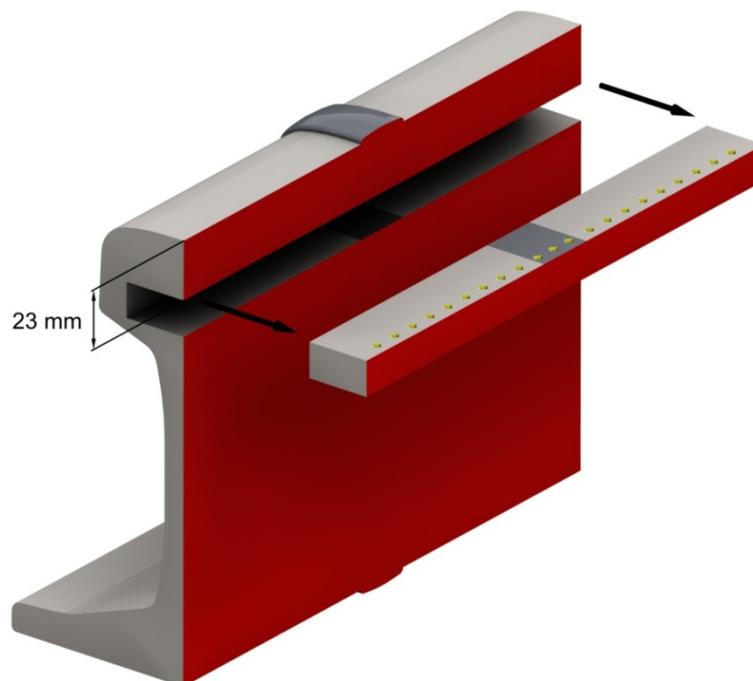


Bild 21. Probenlage für die Härtemessungen

3.3.3 Untersuchungen der Mikrostruktur

Nach der Ermittlung des Härteverlaufs wurden die Härteproben in zwei Hälften aufgeteilt. Eine Hälfte wurde für die chemische Analyse und die andere Hälfte für die mikroskopischen Untersuchungen verwendet. Alle Proben beinhalteten die drei charakteristi-

schen Bereiche der Schweißfuge: Schweißnaht, WEZ und unbeeinflusster Schienenstahl.

Die Proben für die Gefügeauswertung wurden bis zur Körnung 1000 geschliffen, poliert und mit 2% Nital für 1 Minute bei einer Raumtemperatur von 20 °C angeätzt. Mit dem Lichtmikroskop NIKON Epiphot 200 in Verbindung mit dem Bildanalysesystem NisElements Br 2,0 wurde der Grundwerkstoff der Schienen, die Gefügeänderungen in der WEZ und die Mikrostruktur des Schweißgutes untersucht.

3.3.4 Chemische Analyse

Die chemische Zusammensetzung des Schweißgutes und des Grundwerkstoffs der Schienen wurde für jede Schweißung mit Hilfe der optischen Emissionsspektrometrie ermittelt. Diese Technologie bietet eine Möglichkeit zur schnellen quantitativen und qualitativen Analyse von Metallen und deren Legierungen. Die Untersuchungen erfolgten mit einem Atom-Emissions-Spektrometer SPECTROLAB der Firma Spectro. Zum Analysieren wurden geschliffene quaderförmige Proben auf ein mit Argon gespültes Stativ gelegt. Durch eine Bogenentladung wurde das Probenmaterial verdampft und die freigesetzten Atome und Ionen zur Emission von Strahlung angeregt. Über einen Lichtleiter wurde die emittierte Strahlung an die optischen Systeme geleitet, wo sie in die einzelnen spektralen Komponenten zerlegt wurde. Aus der charakteristischen Wellenlänge ist jedes in der Probe enthaltene Element zu ersehen, und anhand der Strahlungsintensität kann der prozentuale Gehalt des Elements ermittelt werden.

4 Modellbildung

4.1 Mathematisch-physikalische Beschreibung des aluminothermischen Schweißprozesses

Die Modellierung des aluminothermischen Schweißprozesses umfasst die Simulation der Formfüll-, der Erstarrungs- und der Abkühlungsprozesse. Diese Vorgänge können auf makroskopischer Ebene mit den Gesetzmäßigkeiten der Wärmeübertragung und der Stoffübertragung beschrieben werden. Nachfolgend werden die Grundgesetze dieser Prozesse dargestellt und auf die Modellierung des AS-Schweißens angewendet.

4.1.1 Wärmetransport

Die Wärmeleitung, der konvektiven Wärmeübergang und die Wärmestrahlung und somit alle drei Arten des Wärmetransportes finden während des aluminothermischen Schweißens statt. Sie müssen daher jeweils in dem Modell berücksichtigt werden.

Die Wärmeleitung ist ein Energietransport zwischen den benachbarten Molekülen aufgrund eines im Material vorhandenen Temperaturgradienten. Der Wärmefluss erfolgt in Richtung sinkender Temperatur und ist proportional zur Wärmeleitfähigkeit λ . Es gilt:

$$\dot{\mathbf{q}} = -\lambda \nabla T. \quad (5)$$

Die Wärmeleitungsgleichung in einem ruhendem Medium (Fluid oder Festkörper) lautet

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} + \nabla \cdot \dot{\mathbf{q}} = \rho q \quad (6)$$

mit eventuell vorhandenen Wärmequellen oder -senken q und der spezifischen Wärmekapazität c_p (bei konstantem Druck). Mit dieser vorliegenden Gleichung kann der Wärmetransport in den Schienen, in der Gießform sowie in dem erstarrten Thermit-Stahl und der Schlacke beschrieben werden.

In einem strömenden Fluid wird die Energie nicht nur durch die Wärmeleitung, sondern auch durch die makroskopische Bewegung des Fluids transportiert. Durch eine im Fluid ortsfest aufgespannte (gedachte) Fläche fließ somit die Wärme aufgrund eines Temperaturgradienten durch die Leitung und außerdem Energie als Enthalpie und kinetische Energie des Fluids, das diese Fläche durchströmt [75]. Ferner wird zwischen freier Konvektion und erzwungener Konvektion unterschieden. Bei freier Konvektion entsteht die Strömung durch die Temperaturunterschiede und die damit verbundenen Dichteunterschiede im Fluid, bei erzwungener Konvektion durch einen äußeren Druckunterschied [76].

Beim aluminothermischen Schweißen erfolgt der Wärmeaustausch zwischen den Schienen, der Gießform mit dem eingegossenen Stahl sowie der Umgebungsluft und in der flüssigen Schmelze durch die Konvektion. Der Wärmeübergang zwischen einem Körper und einem strömendem Medium wird in der Regel durch die Randbedingung dritter Art approximiert:

$$\dot{q} = \alpha(T_o - T_U). \quad (7)$$

Hierbei sind T_o die Oberflächentemperatur, T_U die Umgebungstemperatur und α der Wärmeübergangskoeffizient. Der Wärmeübergangskoeffizient hängt von:

- den physikalischen Eigenschaften des strömenden Stoffes,
- der Art der Strömung und der Strömungsgeschwindigkeit,
- der geometrischen Gestalt und den geometrischen Abmessungen des um- oder durchströmten Körpers sowie
- der Struktur der Oberfläche (glatt, rau) ab [77].

Als Wärmestrahlung bezeichnet man die Abgabe der Energie durch elektromagnetische Wellen. Jeder Körper von bestimmter Temperatur sendet Wärmestrahlen aus. Die Wärmestromdichte der von der Oberfläche eines Körpers ausgesandten Wärmestrahlung ist durch

$$\dot{q} = \varepsilon\sigma T^4 \quad (8)$$

gegeben. Die Größe $\sigma = 5,67 \times 10^{-8} \text{ W/m}^2 \text{ K}^4$ ist die Stefan-Boltzmann-Konstante und ε definiert den Emissionsgrad des Strahlers ($\varepsilon \leq 1$). Der Emissionsgrad hängt vom Material sowie vom Zustand der Oberfläche, wie beispielsweise von ihrer Rauigkeit, ab. In vielen Fällen ist die Wärmeübertragung durch die Strahlung im Vergleich zur Konvektion gering und kann daher bei den Berechnungen vernachlässigt werden. Mit zunehmender Temperatur steigt aber die Intensität der Wärmestrahlung rasant an, da die Temperatur in (8) in der vierten Potenz auftritt. Wie man auf dem **Bild 22** sieht, erfolgt die Wärmeabgabe im höheren Temperaturbereich zum größeren Teil durch Strahlung.

Beim aluminothermischen Schweißen sind die Temperaturen der Metallschmelze extrem hoch, deshalb muss die Wärmeübertragung durch die Strahlung in dem Modell berücksichtigt werden. Gleichung (8) definiert die von einer Oberfläche emittierte Strahlung. Trifft die Strahlung auf einen Körper, so wird ein Teil davon reflektiert, ein Teil absorbiert und ein Teil durchgelassen.

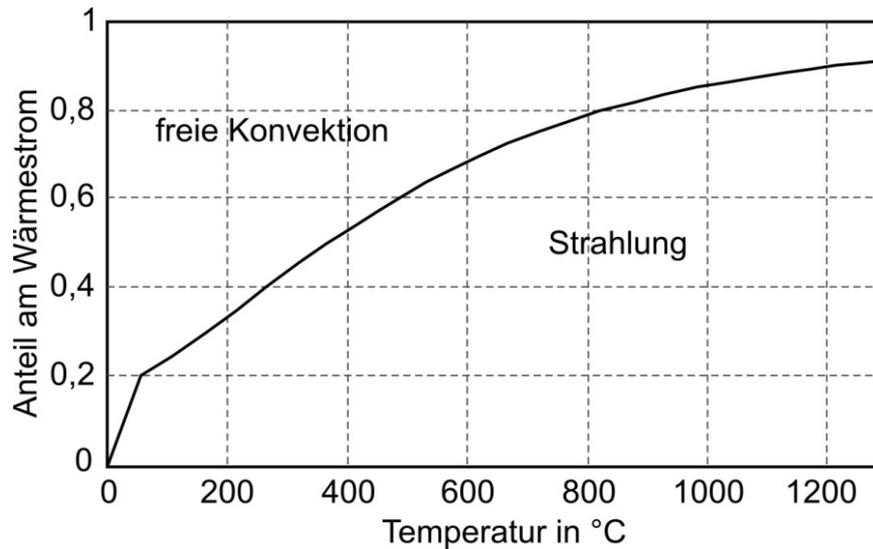


Bild 22. Abkühlung eines Körpers an ruhender Luft [77]

Die Berechnung des übertragenden Wärmestroms zwischen mehreren Körpern durch die Strahlung ist kompliziert und kann insbesondere für die dreidimensionalen Probleme sehr rechenaufwändig werden. Ein häufig verwendeter Ansatz ist die Approximation des von einem Oberflächenelement auf die Umgebung emittierten Wärmestroms durch

$$\dot{q} = \varepsilon\sigma(T_O^4 - T_U^4). \quad (9)$$

Zur Vereinfachung der Lösung des Gleichungssystem formt man (9) zu

$$\dot{q}_{str} = \alpha_{str}(T_O - T_U) \quad (10)$$

und definiert als neuen Wärmeübergangskoeffizienten

$$\alpha_{str} = \varepsilon\sigma(T_O^2 + T_U^2)(T_O + T_U). \quad (11)$$

4.1.2 Strömungsmechanische Probleme

Das Füllen der Gießform mit aluminothermisch erzeugtem Stahl wird durch grundlegende Gleichungen der Strömungsmechanik, die Erhaltungsgleichungen für Masse, Impuls und Energie, beschrieben.

Die Metallschmelze kann dabei als inkompressibles newtonsches Fluid betrachtet werden. Die Erhaltungsgleichungen für Masse, Impuls und Energie können in diesem Fall in folgender Form geschrieben werden [75]:

1. Massenerhaltung

$$\frac{\partial v_i}{\partial x_i} = 0 \quad (12)$$

wobei $\mathbf{v} = v_i \mathbf{e}_i$, der Geschwindigkeitsvektor ist. Die Gleichung (12) ist die Kontinuitätsgleichung.

2. Impulserhaltung

$$\frac{\partial(\rho v_i)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho v_i v_j)}{\partial x_j} = \frac{\partial}{\partial x_j} \left[\mu \left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \right) \right] - \frac{\partial p}{\partial x_i} + \rho f_i \quad (13)$$

mit dem Druck p , der dynamischen Viskosität μ und den Volumenkräften pro Masseneinheit $\mathbf{f} = f_i \mathbf{e}_i$. Die Gleichung (13) heißt Navier-Stokes Gleichung.

3. Energieerhaltung

$$\frac{\partial(\rho e)}{\partial t} + \frac{\partial(\rho v_i e)}{\partial x_i} = \mu \frac{\partial v_i}{\partial x_j} \left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \right) + \frac{\partial}{\partial x_i} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x_i} \right) + \rho q \quad (14)$$

mit der inneren Energie e . In der Energiebilanz (14) ist das Fouriersche Gesetz (5) enthalten.

Oft wird das gesamte Gleichungssystem (12) – (14) als Navier-Stokes-Gleichung bezeichnet. Die Lösungen dieses Gleichungssystems können nur unter Vorgabe von bestimmten Randbedingungen und – im instationären Fall – von Anfangsbedingungen berechnet werden. Für die Temperatur können die gleichen Bedingungen wie für Wärmetransportprobleme angenommen werden. Als Randbedingungen für die Geschwindigkeit können die Geschwindigkeitskomponenten wie folgt vorgegeben werden:

$$v_i = v_{S_i}. \quad (15)$$

Hierbei ist \mathbf{v}_S ein bekanntes Geschwindigkeitsprofil an einem Einstromrand oder eine vorgegebene Wandgeschwindigkeit.

Für die Geschwindigkeit an der Wand werden zwei Randbedingungen definiert. Die erste Randbedingung ergibt sich aus den Überlegungen, dass durch die Grenzfläche kein Stofftransport hindurch stattfindet. Wenn \mathbf{n} ein Einheitsvektor normal zur Begrenzungsfläche ist, gilt im Falle einer ruhenden Wand die folgende Gleichung:

$$\mathbf{v} \cdot \mathbf{n} = 0. \quad (16)$$

Die physikalische Randbedingung für reibungsbehaftete Strömungen an einer festen Wand ist die Haftbedingung. Die Geschwindigkeit fällt in der Wandnähe entweder auf null ab oder bei einem bewegten Rand auf deren Geschwindigkeit. Mit $\boldsymbol{\tau}$ als Einheitsvektor tangential zur Begrenzungsfläche lautet die Haftbedingung für eine ruhende Wand somit:

$$\mathbf{v} \cdot \boldsymbol{\tau} = 0. \quad (17)$$

Das Füllen der Gießform mit der Schmelze ist verbunden mit der Strömung mit der freien Fluidoberfläche, welche mathematisch im Modell berücksichtigt werden muss. Die numerische Behandlung von solchen Strömungen ist eine anspruchsvolle Aufgabe. Die Position der Grenzfläche liegt lediglich als Anfangsbedingung vor. Ihre zeitliche Entwicklung ist Teil der Lösung [78]. Für die Beschreibung der freien Schmelzoberfläche werden kinematische und dynamische Randbedingungen definiert. Die kinematische Bedingung besagt, dass sich der freie Rand mit der Geschwindigkeit der Flüssigkeit bewegt:

$$v_{\text{Grenzfläche}_i} = v_i. \quad (18)$$

Die dynamische Randbedingung beschreibt das Kräftegleichgewicht an der Grenzfläche. An der Schmelzoberfläche herrscht der Druck p_0 , welcher von dem ungeänderten Atmosphärendruck $p_a = \text{const}$ und vom Krümmungsdruck p_k herrührt und wie folgt definiert ist:

$$p_0 = p_a + p_k = p_a + \sigma\kappa \quad (19)$$

mit σ als Oberflächenspannung und κ als Krümmung der Grenzfläche.

4.1.3 Aufschmelzen und Erstarrung

Die Phasenumwandlung von flüssig zu fest ist ein wichtiges Phänomen beim AS-Schweißen. Die Schienenenden werden nach dem Eingießen vom aluminothermischen Stahl aufgeschmolzen, danach erfolgt die Erstarrung der Schweißnaht. Die zum Aufschmelzen eines bestimmten Materials erforderliche Energie wird als Schmelzwärme oder als latente Wärme bezeichnet, beim Erstarren wird diese Energie wieder frei. Die Schmelzwärme beeinflusst wesentlich die Energiebilanz des gesamten Systems. Aus diesem Grund muss für eine realistische Temperaturfeldberechnung die aufgenommene und abgegebene Schmelzwärme berücksichtigt werden.

Der am weitesten verbreitete Ansatz zur Berücksichtigung der Schmelzwärme an der Erstarrungsfront bzw. in der Mischzone des Phasenübergangs ist die Enthalpiemethode. Mit dieser Methode wird die Schmelzwärme in die Definition der Enthalpie einbezogen [79]:

$$H(T) = \int_{T_{ref}}^T c_p(T) dT + (1 - f_s) \Delta H_s \quad (20)$$

mit ΔH_s als Schmelzwärme und f_s als fester Anteil.

Bei der Modellierung der Phasenumwandlung muss neben der Aufnahme bzw. der Abgabe der latenten Wärme auch die Änderungen in der Fließfähigkeit der Schmelze berücksichtigt werden. Während der Erstarrung ändert sich das Verhältnis zwischen Fest- und Flüssiganteil in der Schmelze und dadurch entsteht ein Widerstand in der Metallströmung. Für niedrige Festanteile unterhalb des Kohärenzpunktes wird ein erweitertes Viskositätsmodell angewendet, in dem die Viskosität als eine Funktion des Festanteils definiert wird. Oberhalb des Kohärenzpunktes wird der Fließwiderstand als Funktion des Festanteils durch einen Widerstandskoeffizienten berücksichtigt. Wenn der Festanteil einen bestimmten Wert überschreitet, wird der Strömungswiderstand unendlich groß, und das Metall kann nicht mehr weiter fließen [65].

4.2 Eingesetzte Simulationssoftware

Die Berechnungen der Formfüll-, Erstarrungs- und Abkühlungsprozesse beim ASSchweißen wurden mit dem kommerziellen Simulationssystem FLOW-3D^{® 3} durchgeführt. Mit dem Programm können die Kontinuitäts-, die Navier-Stokes- und die Energiegleichung gelöst werden. Im Vergleich mit anderen Programmen für die Gießsimulation zeigt FLOW-3D seine besonderen Stärken bei der Berechnung der Formfüllung. Das Programm FLOW-3D liefert aber auch im Bereich von Erstarrungs- sowie Abkühlungssimulationen sehr gute Ergebnisse.

In FLOW-3D wurde eine spezielle Technik, die sog. FAVOR-Methode implementiert (**FAVOR = Fractional Area/Volume Obstacle Representation method**). Diese entspricht weitestgehend dem Finite-Differenzen-Verfahren [80]. Das strukturierte Netz wird aus quaderförmigen, raumfesten Zellen aufgebaut. Bei der klassischen Finite-Differenzen-Methode wird jede Zelle als vollständig offen oder gesperrt durch ein Hindernis (z.B.

³ FLOW-3D[®] ist ein eingetragenes Warenzeichen der Firma Flow Science, Inc., Santa Fe, New Mexico, USA.

Gießform) definiert. Dies führt zur typischen treppenartigen Darstellung der gekrümmten Oberflächen, was die genaue Definition der Randbedingungen problematisch macht. Beispielsweise führt die Zickzack-Form der Grenzfläche zu den zusätzlichen unphysikalischen Strömungsverlusten infolge der Reibung. Auch die Fläche einer Zickzack-Oberfläche ist größer als die Fläche der ursprünglichen glatten Oberfläche und, wie auf dem **Bild 23 a, b** zu sehen ist, kann dieser Unterschied auch nicht durch eine Netzverfeinerung verbessert werden [81]. Um dieses Problem zu beheben wurde die FAVOR-Methode [82] entwickelt, die es erlaubt, die Zellen als teilweise durch ein Hindernis blockiert darzustellen (**Bild 23, c**). Mit diesem Verfahren kann die ursprüngliche Geometrie präziser als mit einem konventionell strukturierten orthogonalen Netz abgebildet und damit eine erheblich bessere Genauigkeit in der numerischen Lösung erzielt werden.

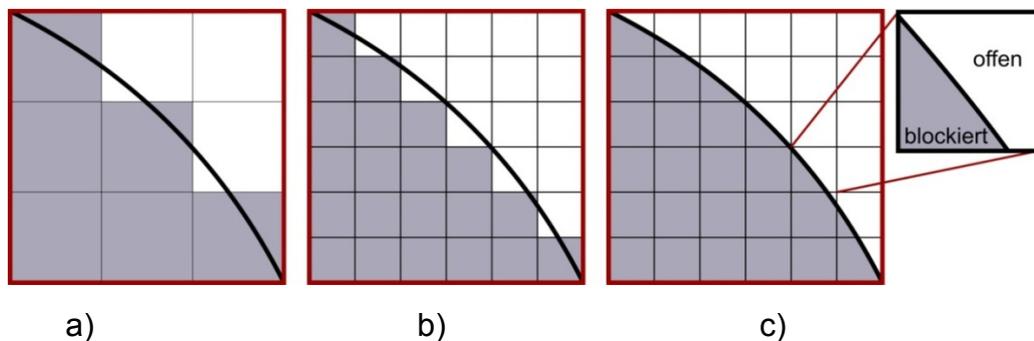


Bild 23. a) Grobes Netz, b) verfeinertes konventionelles FDM-Netze, c) FDM-Netz in Verbindung mit FAVOR-Methode

Für die Beschreibung der freien Fluidoberflächen wurde für die FLOW-3D der spezielle Volume-of-Fluid Ansatz (VOF) entwickelt und implementiert [83, 84]. Diese Methode wird weltweit als effizienter und genauer Ansatz für die numerischen Berechnungen der Strömungsvorgänge mit freien Oberflächen akzeptiert [64]. Ferner wurden in FLOW-3D auch verschiedene Turbulenzmodelle zur Berechnung der turbulenten Strömungen implementiert [85].

FLOW-3D bietet dem Nutzer eine hohe Flexibilität durch vielfältige Einstellungsmöglichkeiten. Der Anwender kann gemäß der vorliegenden Problemstellung die zur Verfügung stehenden physikalischen Modelle auswählen und die numerischen Parameter einstellen. Vor allem beim wissenschaftlichen Arbeiten oder beim Vergleich von Simulation und Experiment bietet ein solches Softwarepaket deutliche Vorteile gegenüber anderen Gießsimulationsprogrammen, die in der Regel ein Black-Box-System darstellen [86]. Weiterhin können einige Modelle in FLOW-3D zur Erweiterung ihrer Funktionalität verändert werden. Dies erfolgt durch die Programmierung der Unterroutinen und die Erstel-

lung der anwenderspezifischen Versionen der Software. Diese Möglichkeit war besonders hilfreich in dieser Arbeit, da das AS-Schweißen kein klassisches Gießverfahren ist und folglich sind nicht alle erforderliche Modelle für dessen Beschreibung in den übrigen Gießsimulationsprogrammen implementiert.

4.3 Modellgeometrie und Vernetzung

Die Berechnungen wurden zunächst für die SkV-Schweißverfahren als Referenzmethode durchgeführt.

Die Modellgeometrie ist in **Bild 24** dargestellt und beinhaltet folgende Komponenten:

- (1) zwei UIC 60-Schienen. Die Länge der Schienen beträgt in dem Modell jeweils 600 mm, die Lücke zwischen den Schienen ist 25 mm breit;
- (2) zweiteilige Gießform;
- (3) Riegel;
- (4) Komponenten, die eine Sandabdichtung abbilden.

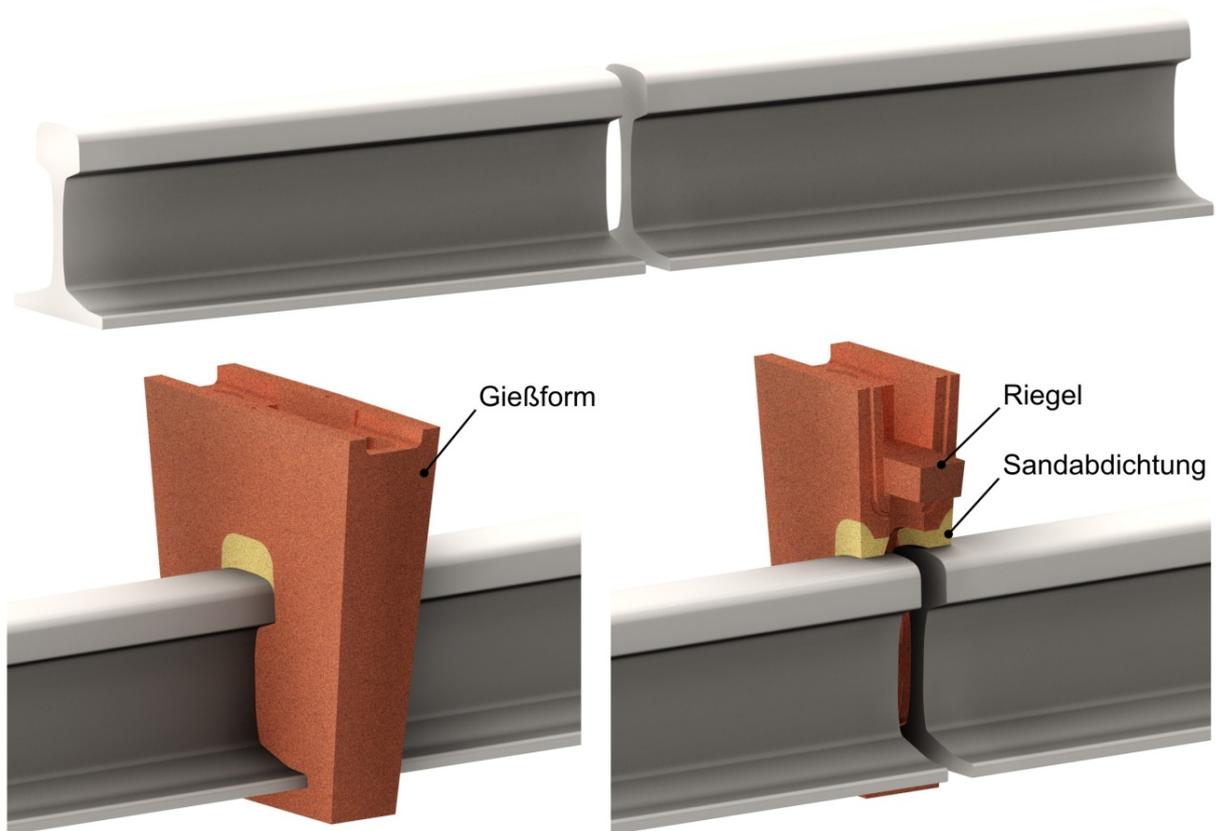


Bild 24. Modellgeometrie

Die STL-Daten der oben genannten Komponenten wurden in FLOW-3D importiert und vernetzt. Die Netzdichte ist gleichmäßig in Vertikal- und Querrichtung mit einer Gitter-

schrittweite von 2 mm. In Schienenlängsrichtung nimmt die Schrittweite stufenweise von 1,5 mm in der Mitte der Schweißlücke bis zu 5 mm bei den Schienenenden zu. Die gesamte Rechendomäne besteht damit aus 3 998 654 Zellen.

4.4 Materialdaten

Wie in Abschnitt 2.2 bereits erwähnt, sind die Stoffdaten eine wichtige Voraussetzung für die numerische Simulation. Die Qualität der für die Berechnung eingesetzten Materialdaten beeinflusst im Wesentlichen die Genauigkeit der Ergebnisse. Für die Modellierung des aluminothermischen Schweißens sind die Materialeigenschaften des Schienenstahls, des Formstoffes sowie der Schlacke notwendig.

4.4.1 Schienenstahl

Für die Berechnungen wurden die Materialeigenschaften der Schienenstähle R200 und R260 berücksichtigt, da die experimentellen Untersuchungen mit den Schienen dieser Stahlsorten erfolgten. Die chemischen Zusammensetzungen der Schienenwerkstoffe R200 und R260 sind in der **Tabelle 3** nach DIN EN 13674-1:2008 [16] dargestellt.

Tabelle 3. Chemische Zusammensetzung von Stahlsorten R200 und R260

Stahl- sorte	Massenanteile in %									Mas- senan- teile in 10^{-4} %	
	C	Si	Mn	P max.	S	Cr	Al max.	V max.	N max.	O	H
R200	0,38 bis 0,62	0,13 bis 0,60	0,65 bis 1,25	0,040	0,008 bis 0,040	$\leq 0,15$	0,004	0,030	0,010	20	3,0
R260	0,60 bis 0,82	0,13 bis 0,60	0,65 bis 1,25	0,030	0,008 bis 0,030	$\leq 0,15$	0,004	0,030	0,010	20	3,0

Die thermophysikalische Eigenschaften dieser Schienenstähle, die Wärmeleitfähigkeit, die spezifische Wärmekapazität und die Dichte, wurden aus der Quelle [87] entnommen und sind in **Bild 25** ausgeführt.

Für die Durchführung der Formfüllsimulation sind auch die Viskosität und die Oberflächenspannung der Stahlschmelze erforderlich. Die dynamische Viskosität μ beträgt nach [88] und [89] 0,005 kg/(m s). Die Oberflächenspannung des flüssigen Stahls wurde gemäß der in [90] veröffentlichten Werten mit $\sigma = 1,8$ N/m angenommen.

Für die Modellierung der Phasenumwandlung beim Aufschmelzen der Schienenenden und der anschließenden Erstarrung des Schweißgutes sind die Liquidus- und die Solidustemperaturen sowie die latente Wärme des Schienenstahls erforderlich. Die spezifische Schmelzwärme des Schienenstahls wurde gemäß der Angaben in [91] mit $\Delta h_s = 277 \text{ kJ/kg}$ angenommen.

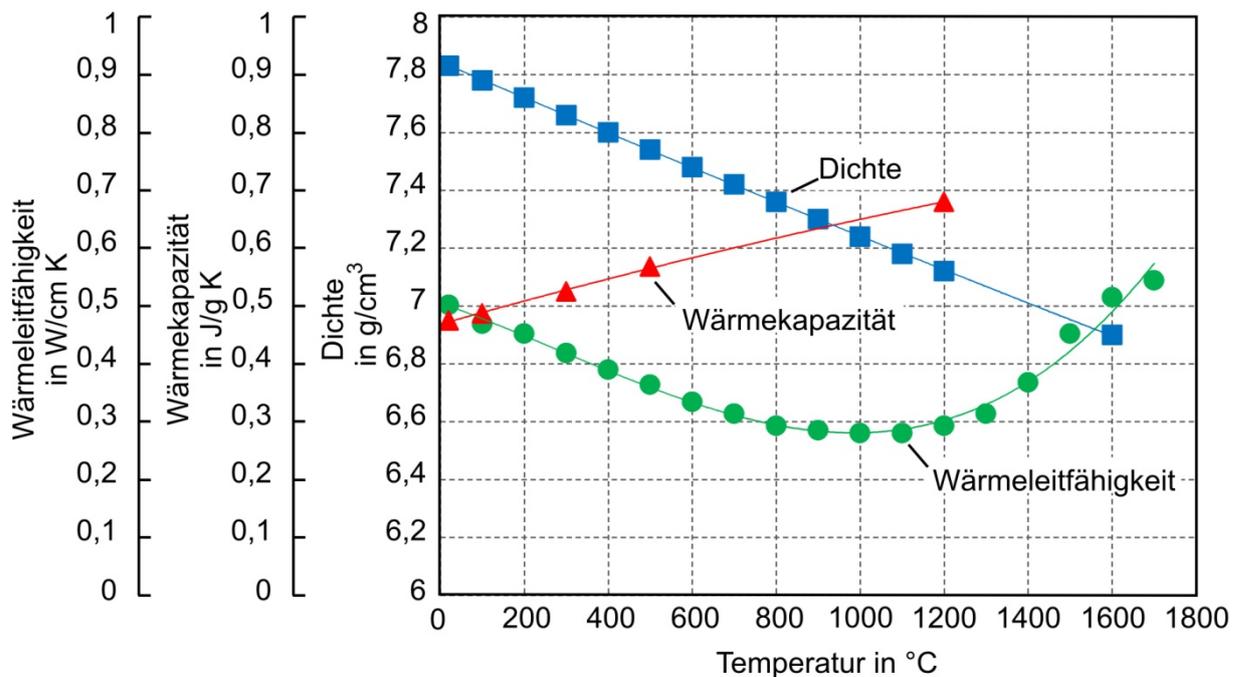


Bild 25. Thermophysikalische Eigenschaften des Schienenstahls

Die Liquidus- und Solidustemperaturen wurden anhand der folgenden empirischen Beziehungen ermittelt [92]:

$$T_{\text{Liq}} = 1537 - 88 \cdot (\%C) - 25 \cdot (\%S) - 5 \cdot (\%Cu) - 8 \cdot (\%Si) - 5 \cdot (\%Mn) - 4 \cdot (\%Ni) - 1,5 \cdot (\%Cr) - 18 \cdot (\%Ti) - 30 \cdot (\%P) \quad (21)$$

$$T_{\text{Sol}} = 1535 - 200 \cdot (\%C) - 12,3 \cdot (\%Si) - 6,8 \cdot (\%Mn) - 124 \cdot (\%P) - 183 \cdot (\%S) - 4,3 \cdot (\%Ni) - 1,4 \cdot (\%Cr) - 4 \cdot (\%Al) \quad (22)$$

Für die Stahlsorte R260 berechnet sich daraus die Liquidustemperatur zu 1465 °C und die Solidustemperatur zu 1380 °C.

Wie in 4.1.1 bereits erwähnt, ist die Wärmeabgabe durch die Wärmestrahlung bei hohen Temperaturen eines Körpers dominant. Die Kenntnis des korrekten Emissionsgrades ist daher von großer Bedeutung für die Berücksichtigung in der Simulation. In der

Tabelle 4 sind die Mittelwerte der experimentell ermittelten Emissionsgrade für den Schienenstahl in Abhängigkeit von der Temperatur angegeben.

Tabelle 4. Mittelwerte der ermittelten Emissionsgrade für den Schienenstahl

Temperatur in °C	Emissionsgrad ε
20	0,95
300	0,93
500	0,9
600	0,91
700	0,91

Beim Übergang vom festen zum flüssigen Zustand ändert sich das Abstrahlverhalten des Stahls wesentlich, was dazu führt, dass sich für die Stahlschmelze ein wesentlich geringerer Emissionsgrad von unter 0,3 ergibt [93, 94].

4.4.2 Formstoff

Die Gießformen werden aus Quarzsand und Wasserglasbinder gefertigt. Im Diagramm von **Bild 26** sind die temperaturabhängigen thermophysikalischen Eigenschaften des Formstoffes zusammengefasst [87].

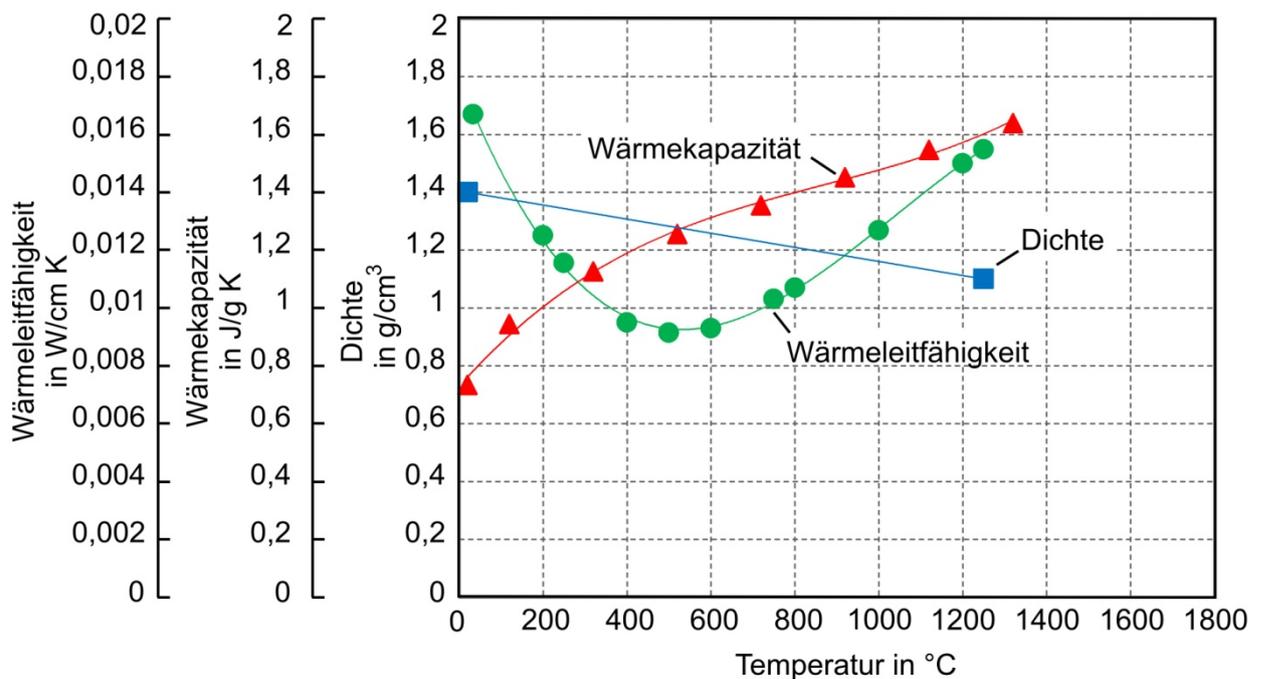


Bild 26. Thermophysikalische Eigenschaften des Formstoffes

In der folgenden **Tabelle 5** sind die Mittelwerte der ermittelten Emissionsgrade für die Gießformen dargestellt.

Tabelle 5. Mittelwerte der ermittelten Emissionsgrade für den Formstoff

Temperatur in °C	Emissionsgrad ε
20	0,96
300	0,88
500	0,76
600	0,83
700	0,83

4.4.3 Schlacke

Die aluminothermische Schlacke besteht hauptsächlich aus Aluminiumoxid und enthält eine geringe Menge an Eisenoxid, Manganoxid und Kieselsäure. Die temperaturabhängigen Werkstoffeigenschaften der Schlacke sind in **Bild 27** dargestellt [87].

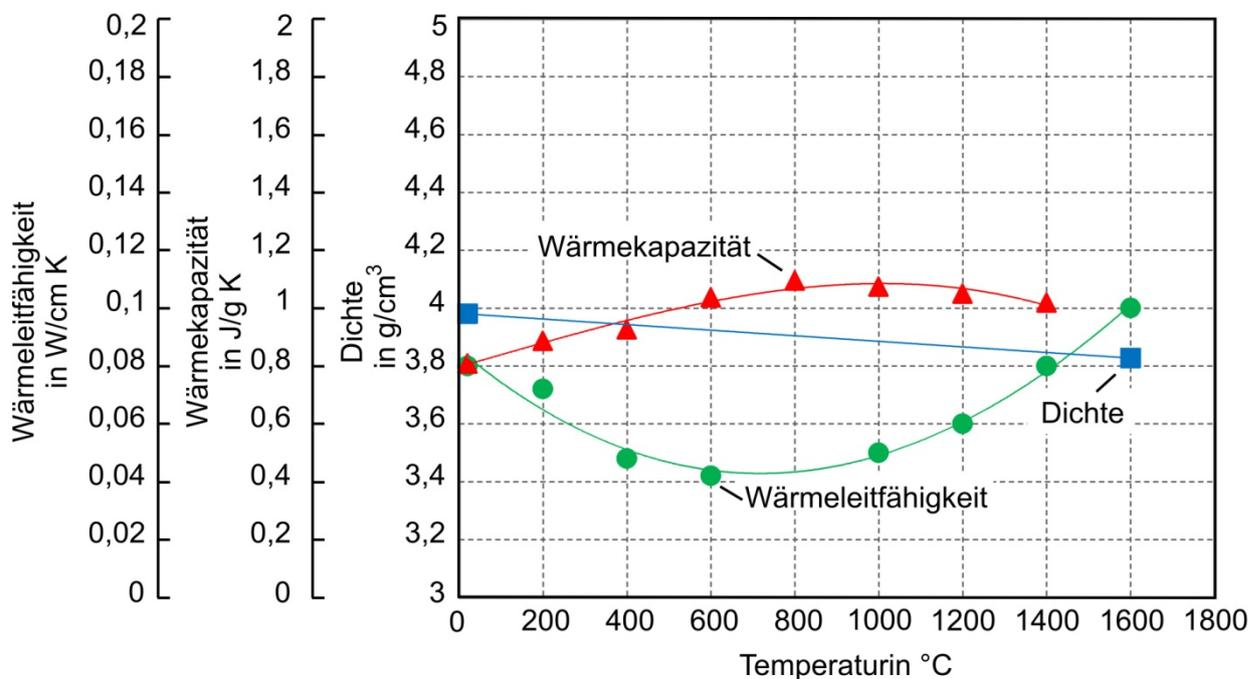


Bild 27. Thermophysikalische Eigenschaften der Schlacke

Die spezifische Schmelzwärme der Schlacke wurde nach [87] mit $\Delta h_s = 210 \text{ kJ/kg}$ angenommen. Liquidus- und Solidustemperatur der Schlacke wurden ebenfalls aus [87] entnommen und betragen jeweils 1970 °C bzw. 1750 °C .

Der Emissionsgrad der Schlacke nimmt nach den Angaben in [93] linear ab und zwar von $\varepsilon = 0,69$ bei einer Temperatur von 327 °C bis zu $\varepsilon = 0,18$ bei 1566 °C . Die flüssige Schlacke weist aber einen wesentlich höheren Emissionsgrad von ungefähr $\varepsilon = 0,8$ auf.

4.5 Anfangsbedingungen

Für die Simulation des Eingießens des aluminothermisch erzeugten Stahls in die Gießform ist die Kenntnis der Temperaturverteilung in den Schienen und in der Gießform nach der Vorwärmung mit einem Gasbrenner notwendig. Der Vorwärmungsvorgang sowie die anschließende Abkühlung während der Tiegelpositionierung und des Ablaufs der Thermit-Reaktion wurden am Institut für Wärmetechnik und Thermodynamik der TU Bergakademie Freiberg mit der kommerziellen Software STAR-CCM+ simuliert. Die berechneten Temperaturfelder in den Schienen und in der Gießform wurden als Anfangsbedingung für die Formfüllsimulation übernommen. Da die Simulationssysteme STAR-CCM+ und FLOW-3D unterschiedliche Netztopologie haben, war es notwendig, die Knotenwerte aus STAR-CCM+ durch eine dreidimensionale Interpolation auf die Netztopologie von FLOW-3D zu übertragen (**Bild 28**). Für die Umgebungstemperatur wurde der gleiche Wert wie bei der Vorwärmungssimulation von 300 K bzw. $26,85 \text{ °C}$ angenommen.

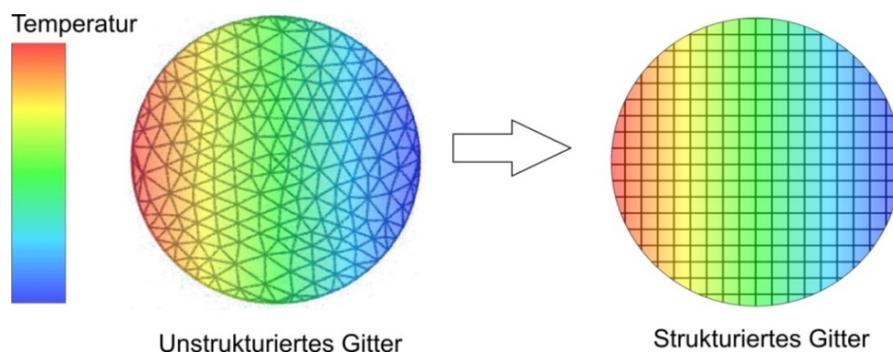


Bild 28. Übertragung des Temperaturfeldes von einem unstrukturierten zu einem strukturierten Gitter

Programmierarbeiten zur Übertragung des Temperaturfelds

Auf dem **Bild 29** ist die Vorgehensweise der Datenübergabe von STAR-CCM+ in FLOW-3D dargestellt.

Nach der Simulation der Vorwärmung und der anschließenden Abkühlung mit dem Simulationssystem STAR-CCM+ wurde eine Textdatei mit den x , y und z -Koordinaten sowie den dazugehörigen Temperaturwerten für alle Knotenpunkte ausgelesen. Durch eine dreidimensionale Interpolation wurden diese Temperaturwerten auf die Netztopologie von FLOW-3D übertragen. Es gibt mehrere Algorithmen für das Interpolieren von räumlichen Daten, wie beispielsweise die Nächste-Nachbarn-Interpolation, die gewichtete Interpolation, die Kriging-Methode und die Voronoi-Interpolation [95 – 98].

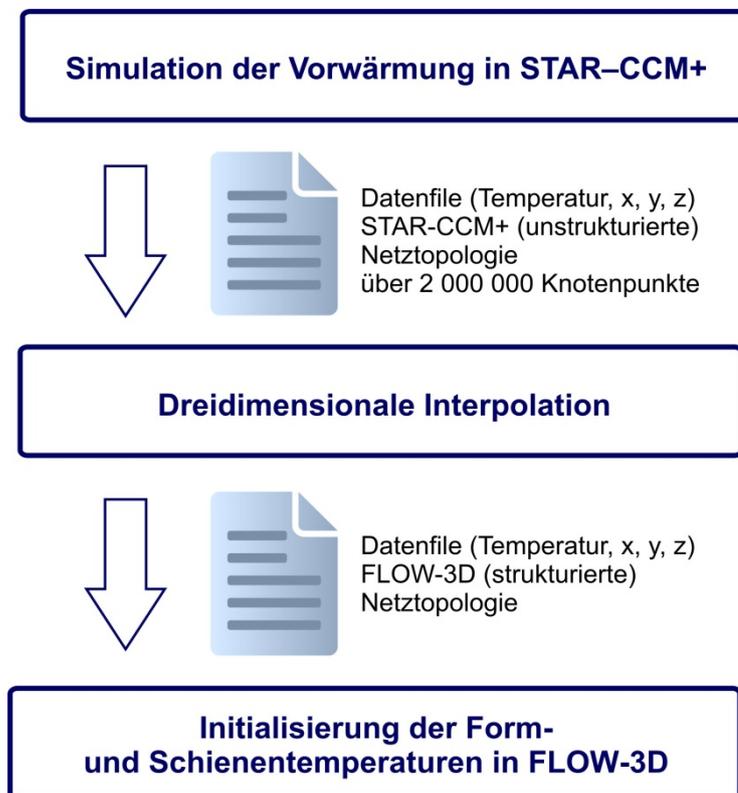


Bild 29. Vorgehensweise bei der Datenübergabe von STAR-CCM+ in FLOW-3D

Der Nächste-Nachbarn-Ansatz weist eine gute Genauigkeit bei der Anwendung an einer dichten Punktmenge auf, ist sehr schnell, robust, und einfach zu implementieren [99]. Für den Transfer des Temperaturfelds wurde deshalb der Nächste-Nachbarn-Ansatz ausgewählt und in einem Programmmodul in C++ implementiert. Die Programmeingaben sind die Datenwerte zur Interpolation, also die aus STAR-CCM+ ausgelesene Textdatei mit den Koordinaten und den berechneten Temperaturen sowie die Raum-

punkte, in denen die Interpolation ausgeführt werden soll in Form des Textfiles mit den Koordinaten der Knotenpunkte des in FLOW-3D erzeugten Gitters. Die Programmausgabe erfolgte in eine Textdatei mit interpolierten Temperaturwerten und den zugehörigen Koordinaten des FLOW-3D-Netzes.

In FLOW-3D wurde zusätzlich eine Unteroutine programmiert, die die Datei mit interpolierten Temperaturen einliest und die Form- und Schientemperatur initialisiert.

4.6 Randbedingungen

Als Randbedingung für die Formfüllsimulation muss die Geschwindigkeit, mit welcher die Schmelze das Rechengebiet eintritt, definiert werden. Sie ist gleich der Ausströmgeschwindigkeit der Schmelze aus dem Reaktionstiegel. Die Ausströmgeschwindigkeit unter Wirkung der Schwerkraft kann mit der folgenden Formel berechnet werden [100]:

$$v = \varphi \sqrt{2gh} \quad (23)$$

wobei v die Strömungsgeschwindigkeit, h die Höhe des Flüssigkeitsspiegels über der Öffnung, g die Fallbeschleunigung und φ die Ausflusszahl bezeichnen.

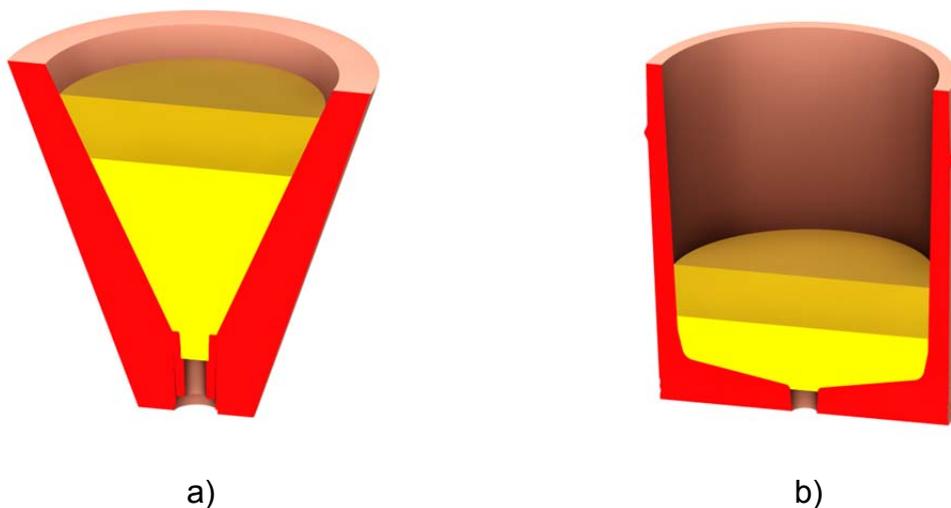


Bild 30. a) Lang-Zeit-Tiegel; b) Euro-Tiegel

Die berechnete zeitabhängigen Ausströmgeschwindigkeiten der Schmelze aus einem Lang-Zeit-Tiegel und einem Euro-Tiegel (s. **Bild 30**) sind auf dem nachfolgenden Grafik (**Bild 31**) dargestellt.

Die Gießtemperatur der Schmelze wurde mit 2200 °C angenommen.

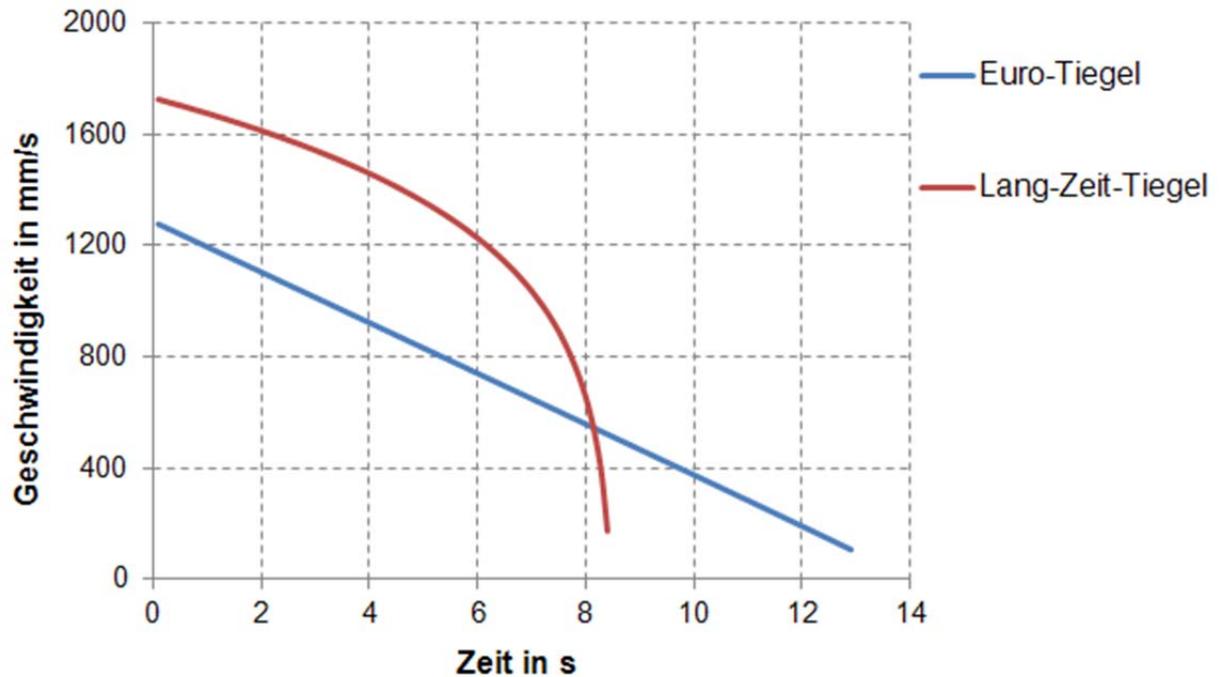


Bild 31. Berechnete Ausströmgeschwindigkeit der Schmelze aus einem Euro-Tiegel und aus einem Lang-Zeit-Tiegel

Zur Beschreibung des Wärmeübergangs von der flüssigen Schmelze an die Schienen und an die Gießform während der Formfüllung ist der Wärmeübergangskoeffizient α erforderlich. Dieser kann aus der Nußelt-Zahl Nu berechnet werden:

$$\alpha = \frac{Nu \cdot \lambda}{l} \quad (24)$$

mit einer Anströmlänge l und der Wärmeleitfähigkeit der Schmelze λ .

Bei der erzwungenen Konvektion ist die Nußelt-Zahl eine Funktion der Reynolds-Zahl Re und der Prandtl-Zahl Pr :

$$Nu = f(Re, Pr), \quad (25)$$

mit

$$Re = \frac{\rho v l}{\mu} \quad (26)$$

$$Pr = \frac{c_p \cdot \mu}{\lambda}. \quad (27)$$

Dabei bezeichnet v eine charakteristische Strömungsgeschwindigkeit der Schmelze, μ die dynamische Viskosität, ρ die Dichte und c_p die spezifische Wärmekapazität der

Schmelze. Im Simulationssystem werden gemäß den Gleichungen (25) bis (28) die Wärmeübergangskoeffizienten für die Knoten, die an der Grenzfläche liegen, berechnet. Wenn die Stahlschmelze erstarrt, verlieren die bereits erstarrten Bereiche aufgrund der Volumenschrumpfung den Kontakt zur Formwand und es entsteht ein isolierter Luftspalt, was zur Folge hat, dass der Wärmeübergangswiderstand an dieser Stelle steigt. Zwischen den Schienen und der Gießform gibt es auch keinen idealen Kontakt aufgrund der rauen Oberfläche der Gießform. In beiden Fällen besteht ein Temperatur sprung zwischen der Oberfläche des Stahls und des Formstoffes, was in Modell mit einem Kontakt-Wärmeübergangskoeffizient $110 \text{ W/m}^2 \text{ K}$ gemäß [7] berücksichtigt wurde. Zur Bestimmung der Wärmeübergangskoeffizienten zwischen den Schienen und der Umgebungsluft sowie der Gießform und der Luft wurde vereinfachte Gleichung für die freie Strömung von Luft an einer senkrechten Platte nach [101] herangezogen:

$$\alpha_U = 1,42 \left(\frac{\Delta T}{l} \right)^{1/4} . \quad (28)$$

Hierin ist ΔT der Temperaturunterschied zwischen der Oberfläche und der Umgebungsluft, l ist die Länge der Platte.

4.7 Kriterien zur Vorhersage der Schweißfehler

In diesem Abschnitt werden die Mechanismen der Entstehung von Schweißfehlern in aluminothermischen Schweißungen sowie die Kriterien für ihre Vorhersage anhand der Prozesssimulation erörtert.

4.7.1 Bindefehler

Bindefehler oder Kaltschweißen treten auf, wenn das Schienengrundmaterial nicht ausreichend mit dem eingegossenen Thermit-Stahl aufgeschmolzen wird und dadurch an dieser Stelle keine stoffschlüssige Verbindung entsteht. Zur Gewährleistung einer stoffschlüssigen Verbindung soll die Aufschmelztiefe der Schienenden gemäß der DIN-Norm [21] mindestens 3 mm betragen (siehe **Bild 32**). Diese geforderte Mindestdtiefe für das Aufschmelzen der Schienen wurde als Kriterium für eine Schweißung ohne Bindefehler angenommen. Die Bereiche, in denen die Liquidustemperatur erreicht oder überschritten wird, wurden als aufgeschmolzene Bereiche betrachtet. Da aus der Prozessmodellierung des AS-Schweißens die transiente Temperaturverteilung in den Schienen

hervorgeht, können diese Bereiche anhand der Simulationsergebnisse einfach ermittelt werden.

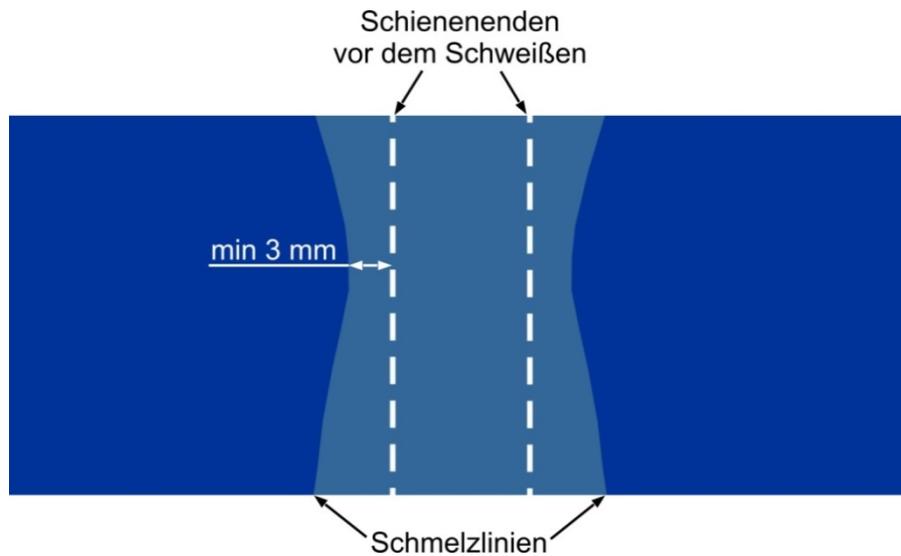


Bild 32. Geforderte Aufschmelztiefe der Schienenenden

4.7.2 Lunker

Lunker sind ein weiterer schwerwiegender Mangel in aluminothermischen Schweißungen. Sie treten vorwiegend im Fuß- und Stegbereich auf. Die Lunkerbildung ist darauf zurückzuführen, dass die Stahlschmelze beim Abkühlen schwindet. Die erste Volumenabnahme ist auf die Abkühlung der Schmelze von der Gießtemperatur bis zur Kristallisationstemperatur zurückzuführen. Beim Durchlaufen des Erstarrungsintervalls und bei der nachfolgenden Abkühlung bis hin zur Raumtemperatur kommt ferner eine weitere Volumenänderung hinzu.

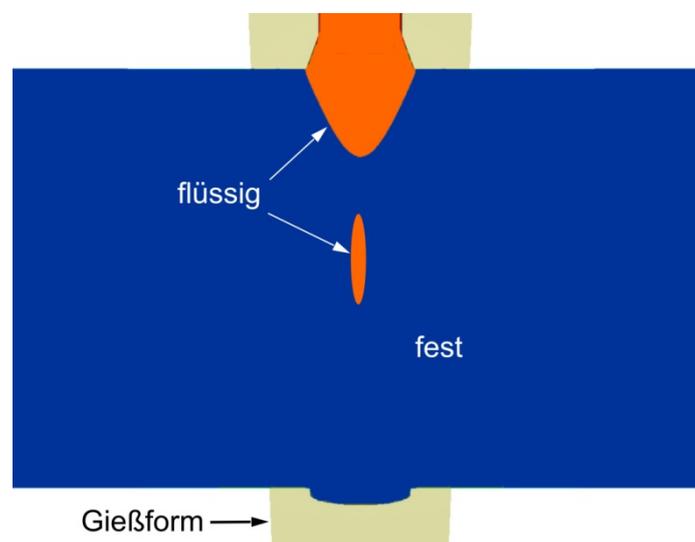


Bild 33. Isolierter Bereich mit flüssigem Metall

Innenlunker entstehen dann, wenn die Schmelze allseitig durch bereits erstarrtes Metall eingeschlossen wird [102, 103]. Zur Vermeidung von Lunkerbildung soll deshalb eine gerichtete Erstarrung sichergestellt sein, so dass der Fuß- und Stegbereich zuerst abkühlen und die Kopf- und Fußsteiger zuletzt abkühlen und damit ein Nachfließen des flüssigen Stahls ermöglicht wird. Als ein Kriterium für die Lunkerbildung wurde ein isolierter Bereich mit flüssigem Metall definiert (**Bild 33**).

4.8 Gefügeausbildung

4.8.1 Gefügezonen

Im Abschnitt 2.1.3 wurde bereits erwähnt, dass sich infolge des aluminothermischen Schweißprozesses einige Zonen mit unterschiedlichen Gefügen ausbilden. In diesem Abschnitt werden die Bedingungen für die Ausbildung dieser Zonen beschrieben, die in das Simulationsmodell implementiert wurden.

Schmelzzone

Die Schmelzzone oder der Zwischengussbereich besteht aus dem eingegossenen aluminothermisch erzeugten Stahl und dem aufgeschmolzenen Grundwerkstoff von Schienen. Die Spitzentemperaturen in diesem Bereich liegen oberhalb der Liquidus-Linie:

$$T \geq T_{\text{Liq.}} \quad (29)$$

Das entstehende Erstarrungsgefüge in der Schweißnaht kann von seiner Struktur her am besten mit einem Gussgefüge verglichen werden [104]. Trotz des Gussgefüges kann der Zwischengussbereich hinsichtlich seiner mechanischen Eigenschaften durch eine Anpassung der chemischen Zusammensetzung des aluminothermisch erzeugten Stahls beherrscht werden [105].

Wärmeeinflusszone

Die Wärmewirkung des Schweißprozesses beeinflusst einen bestimmten Bereich des Grundwerkstoffs, wodurch eine Wärmeeinflusszone (WEZ) entsteht. Diese Zone weist vom Grundwerkstoff abweichende Eigenschaften auf, u.a. Gitterumwandlungen, Korngrößenänderungen, Ausscheidungen sowie Unterschiede in den mechanischen Eigenschaften [106]. Je nach erreichter Maximaltemperatur wird die WEZ in verschiedene Bereiche unterteilt (siehe **Bild 34**).

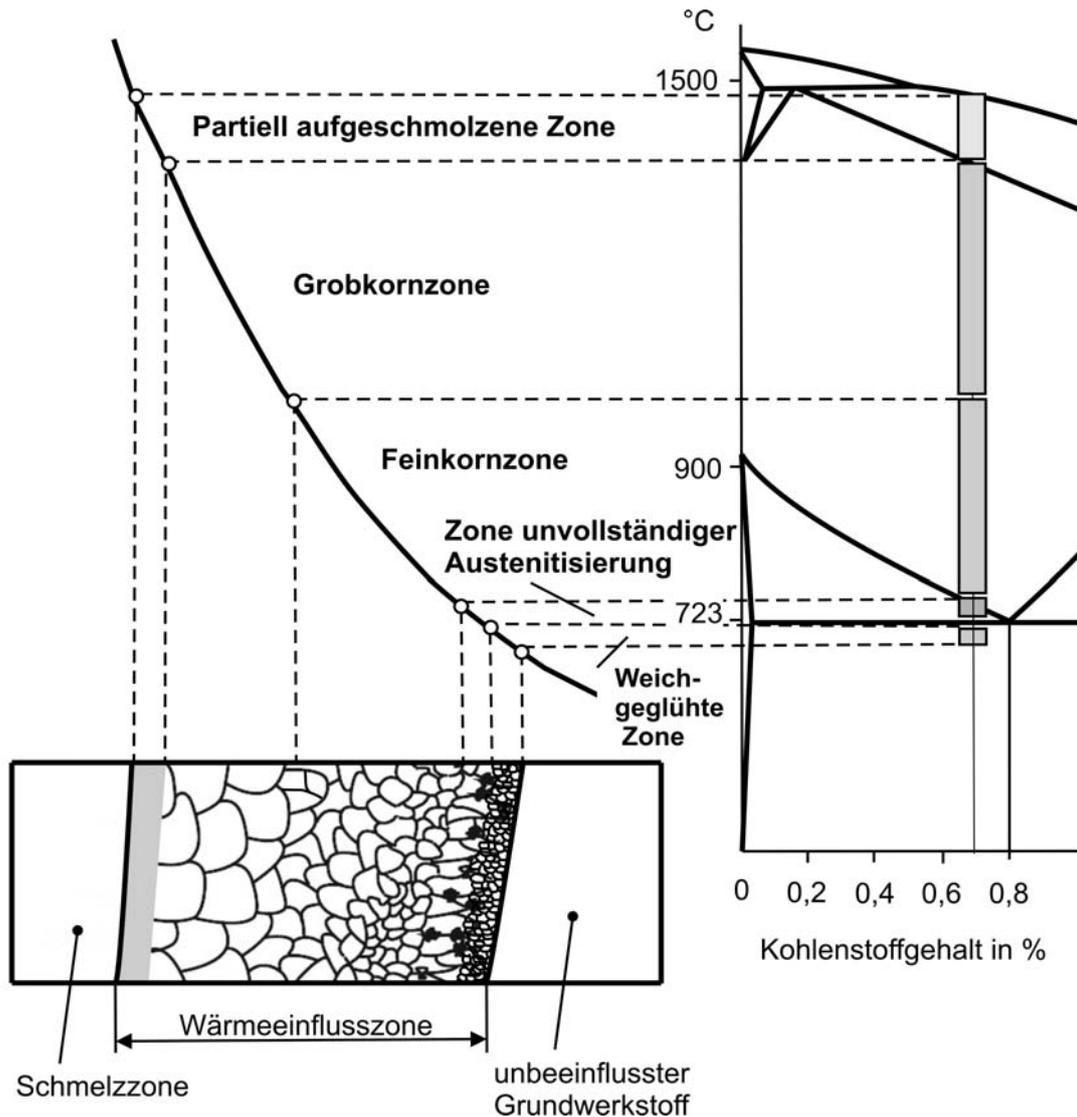


Bild 34. Gefügezonen in der WEZ und Zuordnung der einzelnen Bereiche zum metastabilen Eisen-Kohlenstoff-Diagramm am Beispiel eines Stahles mit etwa 0,7 % Kohlenstoffgehalt

Partiiell aufgeschmolzene Zone

Die sich unmittelbar an die Schmelzgrenze anschließende Zone wird teilweise aufgeschmolzen, die Temperatur liegt hier zwischen der Solidus- und der Liquidustemperatur:

$$T_{\text{Liq}} > T \geq T_{\text{Sol}} \quad (30)$$

Grobkorn- oder Überhitzungszone

Diese härtere Zone entsteht bei Temperaturen oberhalb 1050 °C ... 1150 °C, der Werkstoff wird überhitzt, was zur Austenitisierung mit Bildung eines groben Kornes führt.

$$T_{\text{Sol}} > T \geq T_{\text{S}}. \quad (31)$$

Feinkornzone

Im Bereich oberhalb der A3-Linie ist die Austenitisierung mit der Bildung eines feinkörnigen Gefüges verbunden, die vergleichbar dem Vorgang des Normalisierens ist.

$$T_{\text{S}} > T \geq A_{\text{c}3}. \quad (32)$$

Zone unvollständiger Austenitisierung

Auf die Feinkornzone folgt ein Gebiet mit unvollständiger Umkristallisation. Dies ergibt sich daraus, dass zwischen A3- und A1-Linie das Gefüge aus Ferrit und Perlit nur teilweise in Austenit umgewandelt wird. Eine durchgreifende Änderung des Gefüges findet daher nicht statt [106].

$$A_{\text{c}3} > T \geq A_{\text{c}1}. \quad (33)$$

Weichgeglühte Zone

Bei dem Erwärmen auf knapp unterhalb $A_{\text{c}1}$ bilden sich durch die Kohlenstoffdiffusion und die Oberflächenspannung des Zementits zunächst gröbere Lamellen und schließlich kugelige Zementitstrukturen aus. Diese Gefügeänderungen führen schließlich zur Herabsetzung der Härte des Grundwerkstoffs.

$$A_{\text{c}1} > T \geq S_{\text{A}}. \quad (34)$$

Die für das Modell erforderliche $A_{\text{c}1}$ - und $A_{\text{c}3}$ -Temperaturen wurden mit den folgenden empirischen Beziehungen gemäß [107] ermittelt:

$$\begin{aligned} A_{\text{c}1} = & 723 - 7,08 \cdot (\% \text{Mn}) + 37,7 \cdot (\% \text{Si}) + 18,1 \cdot (\% \text{Cr}) + 44,2 \cdot (\% \text{Mo}) \\ & + 8,95 \cdot (\% \text{Ni}) + 50,1 \cdot (\% \text{V}) + 27,7 \cdot (\% \text{Al}) + 3,18 \cdot (\% \text{W}) + 297 \cdot (\% \text{S}) - 830 \\ & \cdot (\% \text{N}) - 11,5 \cdot (\% \text{C}) \cdot (\% \text{Si}) - 14 \cdot (\% \text{Mn}) \cdot (\% \text{Si}) - 3,1 \cdot (\% \text{Si}) \cdot (\% \text{Cr}) - 57,9 \\ & \cdot (\% \text{C}) \cdot (\% \text{Mo}) - 15,5 \cdot (\% \text{Mn}) \cdot (\% \text{Mo}) - 5,25 \cdot (\% \text{C}) \cdot (\% \text{Ni}) - 6,0 \cdot (\% \text{Mn}) \\ & \cdot (\% \text{Ni}) + 6,77 \cdot (\% \text{Si}) \cdot (\% \text{Ni}) - 0,8 \cdot (\% \text{Cr}) \cdot (\% \text{Ni}) - 27,4 \cdot (\% \text{C}) \cdot (\% \text{V}) + 30,8 \\ & \cdot (\% \text{Mo}) \cdot (\% \text{V}) - 0,84 \cdot (\% \text{Cr})^2 - 3,46 \cdot (\% \text{Mo})^2 - 0,46 \cdot (\% \text{Ni})^2 - 28 \cdot (\% \text{V})^2 \end{aligned} \quad (35)$$

$$\begin{aligned} A_{\text{c}3} = & 912 - 370 \cdot (\% \text{C}) - 27,4 \cdot (\% \text{Mn}) + 27,3 \cdot (\% \text{Si}) - 6,35 \cdot (\% \text{Cr}) - 32,7 \\ & \cdot (\% \text{Ni}) + 95,2 \cdot (\% \text{V}) + 190 \cdot (\% \text{Ti}) + 72,0 \cdot (\% \text{Al}) + 64,5 \cdot (\% \text{Nb}) + 5,57 \cdot (\% \text{W}) \\ & + 332 \cdot (\% \text{S}) + 276 \cdot (\% \text{P}) + 485 \cdot (\% \text{N}) - 900 \cdot (\% \text{B}) + 16,2 \cdot (\% \text{C}) \cdot (\% \text{Mn}) \\ & + 32,3 \cdot (\% \text{C}) \cdot (\% \text{Si}) + 15,4 \cdot (\% \text{C}) \cdot (\% \text{Cr}) + 48 \cdot (\% \text{C}) \cdot (\% \text{Ni}) + 4,32 \cdot (\% \text{Si}) \end{aligned} \quad (36)$$

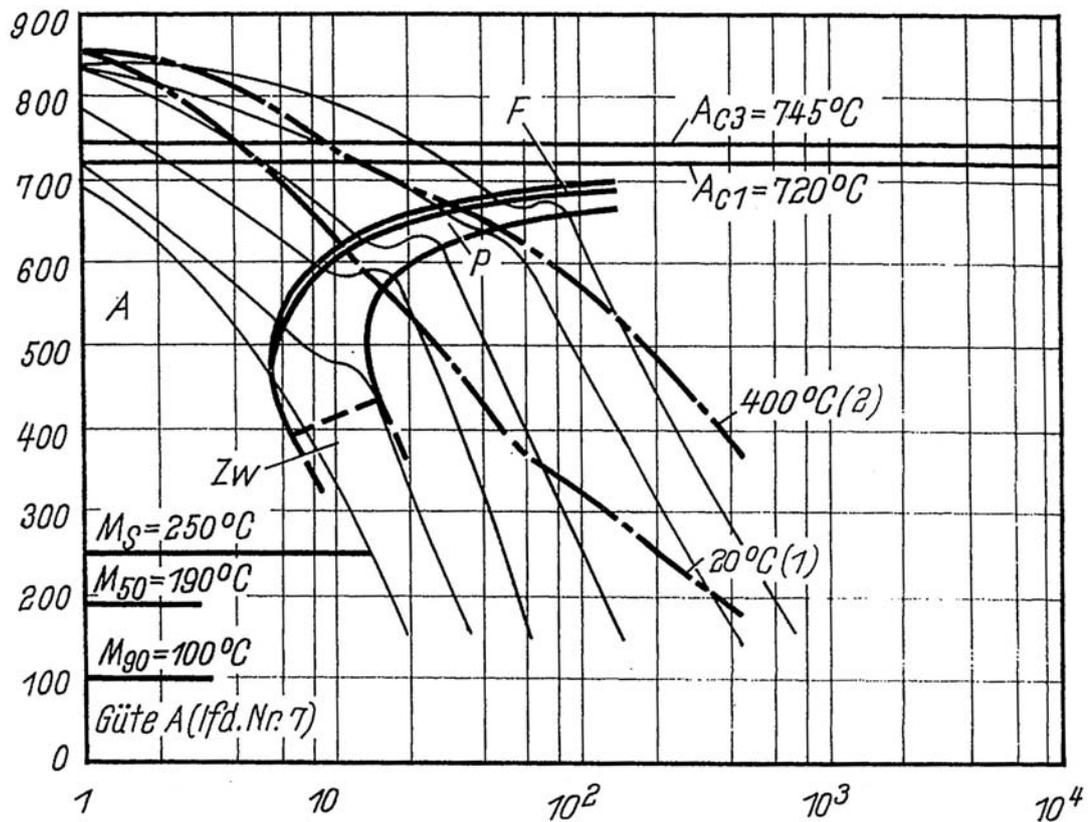
$$\begin{aligned} & \cdot (\%Cr) - 17,3 \cdot (\%Si) \cdot (\%Mo) - 18,6 \cdot (\%Si) \cdot (\%Ni) + 4,8 \cdot (\%Mn) \cdot (\%Ni) + 40,5 \\ & \cdot (\%Mo) \cdot (\%V) + 174 \cdot (\%C)^2 + 2,46 \cdot (\%Mn)^2 - 6,88 (\%Si)^2 + 0,322 \cdot (\%Cr)^2 \\ & + 9,9 \cdot (\%Mo)^2 + 1,24 \cdot (\%Ni)^2 - 60,2 \cdot (\%V)^2 \end{aligned}$$

Die hiernach berechneten Ac1- und Ac3-Temperaturen betragen für die Stahlsorte R260 723 °C bzw. 750 °C.

Die TS- und SA-Temperaturen wurden mit 1100 °C und 680 °C angenommen.

4.8.2 Bestimmung der Gefügebestandteile

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	N
	0,69	0,30	0,88	0,017	0,018	0,009	0,006

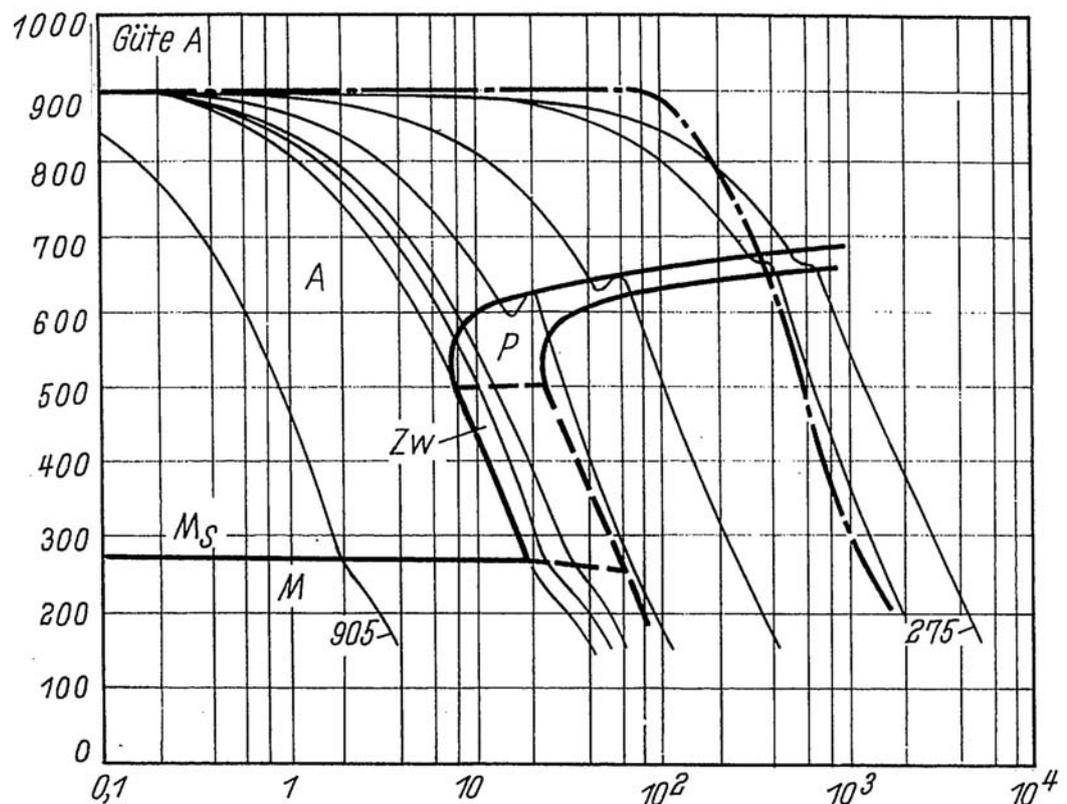


- A = Bereich des Austenits
- F = Bereich des Ferrits
- P = Bereich des Perlits
- Zw = Bereich der Zwischenstufe
- Ms = Beginn der Martensitumwandlung
- M50 = 50% des Gefüges zu Martensit umgewandelt
- M90 = 90% des Gefüges zu Martensit umgewandelt

Bild 35. Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild bei 840 °C / 15 min austenitisierten Schienenstahls der Güte R260 [108]

Mit Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubildern (ZTU-Schaubilder) für kontinuierliches Abkühlen können die Umwandlungsvorgänge für die vollständig austenitisierten Bereiche beschrieben werden. Damit können die nach dem Schweißen entstehenden Gefügebestandteile vorab bestimmt werden. Die Lage der Umwandlungen im ZTU-Schaubild ist von der chemischen Zusammensetzung des Stahles, von der Temperatur der Austenitierung und von der Korngröße abhängig [108]. Auf dem **Bild 35** ist das ZTU-Schaubild für den Schienenstahl R260 dargestellt. Dieses ZTU-Schaubild ist für die Temperatur der Austenitierung bei 840 °C aufgenommen.

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	N
	0,71	0,22	0,84	0,018	0,019	0,026	-



- A = Bereich des Austenits M = Bereich des Martensits
 F = Bereich des Ferrits Ms = Beginn der Martensitumwandlung
 P = Bereich des Perlits
 Zw = Bereich der Zwischenstufe

Bild 36. Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild des bei 1300 °C / 1 min austenitisierten Schienenstahls der Güte R260 [108]

Die hohen Spitzentemperaturen nahe der Schweißnaht führen zu einer Vergrößerung der Austenitkörner und zur Auflösung keimwirksamer Ausscheidungen. Die Anzahl der

Keime für die γ/α -Umwandlung wird reduziert und es kommt zu einer Verzögerung der Umwandlung [109]. In Hinblick auf die beim Schweißen im Grobkornbereich entstehende Kornvergrößerung wurden deshalb für diesen Bereich ZTU-Schaubilder für eine kurzzeitige (rd. 1 min) Austenitisierung bei 1300 °C (**Bild 36**) verwendet. Im Vergleich zum Umwandlungsverhalten der bei 840 °C austenitisierten Stähle ist bei einer Austenitisierung bei 1300 °C eine Verschiebung des Umwandlungsgebietes nach rechts, d.h. zu längeren Zeiten und nach unten, d.h. zu tieferen Temperaturen, festzustellen.

Für die Beurteilung der beim Schweißen entstehenden Gefüge wird in der Schweißtechnik die Abkühlzeit von 800 auf 500 °C, kurz $t_{8/5}$, eingesetzt. Die erfolgt deshalb, weil in diesem Temperaturbereich die wichtigsten Umwandlungsvorgänge bei der Abkühlung erfolgen.

5 Ergebnisse und Validierung des Modells

5.1 Formfüllvorgang

5.1.1 Abstich der Schmelze

Der Formfüllvorgang beginnt mit dem Abstich der aluminothermisch erzeugten Schmelze aus dem Reaktionstiegel. Auf dem nachfolgenden **Bild 37** sind die Thermographie-Aufnahmen des Auslaufs des Thermit-Stahls und der Schlacke aus einem Euro-Tiegel (a) und aus einem Lang-Zeit-Tiegel (b) dargestellt. Auf diesen Bildsequenzen fällt die viel niedrigere Temperatur der Stahlschmelze im Vergleich zu Temperatur der Schlacke auf. Dieser vermeintliche Temperaturunterschied lässt sich durch einen niedrigeren Emissionskoeffizient der Stahlschmelze erklären. Auf dem **Bild 37** ist eine deutliche Trennung zwischen dem Stahl und der Schlacke zu erkennen.

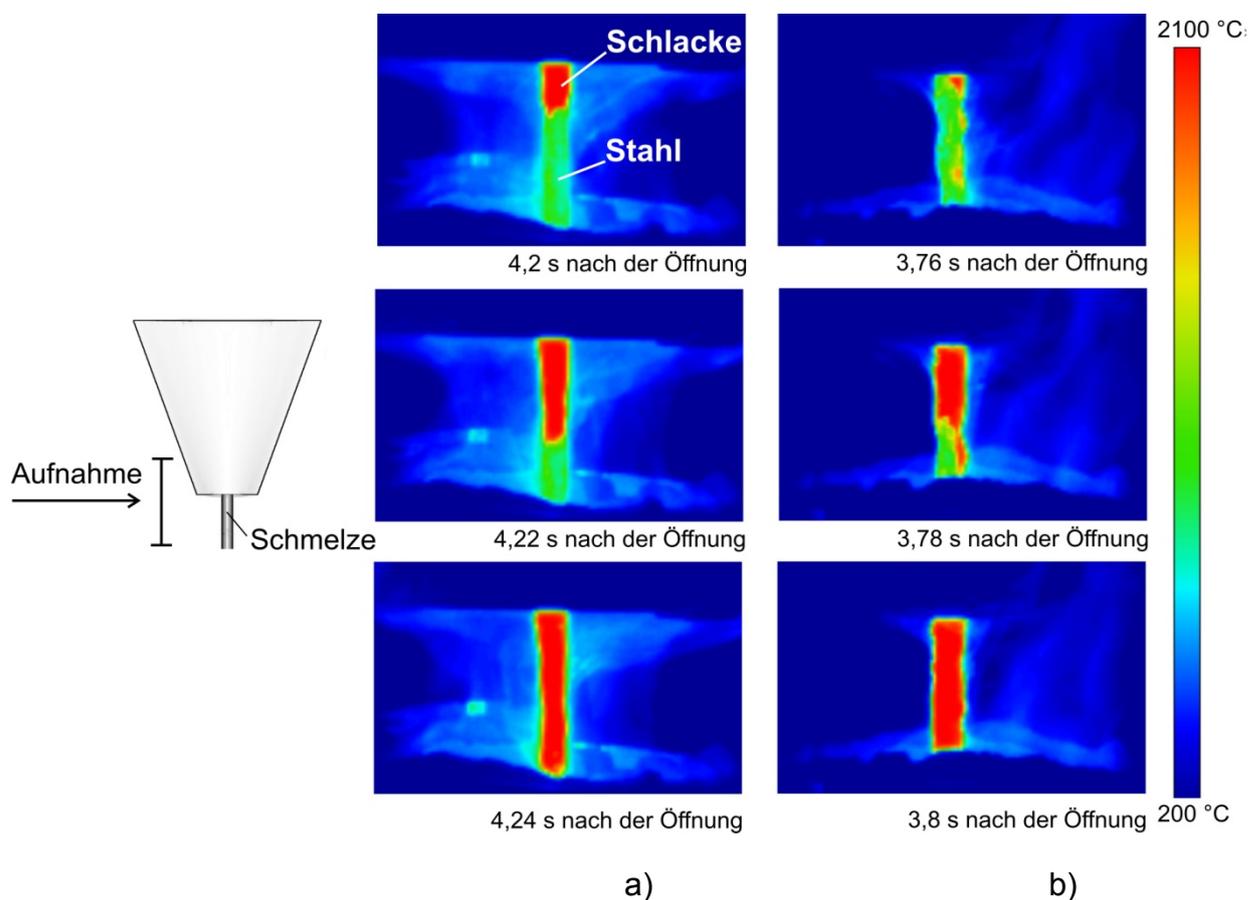


Bild 37. Thermographie-Aufnahmen vom Auslauf des Gießstrahls aus einem Euro-Tiegel (a) und aus einem Lang-Zeit-Tiegel (b)

Bei der weiteren Auswertung der Thermographie wurden die Temperaturen an einer ortsfesten Position in der Mitte des Gießstrahls in Abhängigkeit von der Zeit registriert. Die Messergebnisse sind in **Bild 38** dargestellt. Aus diesen Messungen können zwar

die tatsächlichen Temperaturen des flüssigen Stahls und der Schlacke nicht bestimmt werden, da ihre genauen Emissionskoeffizienten für den flüssigen Zustand nicht bekannt sind, aber diese Ergebnisse ermöglichen es, die Gießzeiten zu ermitteln. So fließt der Stahl aus einem Euro-Tiegel und aus einem Lang-Zeit-Tiegel in fast der gleichen Zeit aus, und zwar jeweils nach 3,8 s und nach 4,2 s. Die benötigte Zeit für ein komplettes Leerlaufen ist beim Euro-Tiegel mit 12 s länger als beim Lang-Zeit-Tiegel mit 8 s. Diese Ergebnisse stimmen auch mit den in Abschnitt 4.6 berechneten Gießzeiten gut überein.

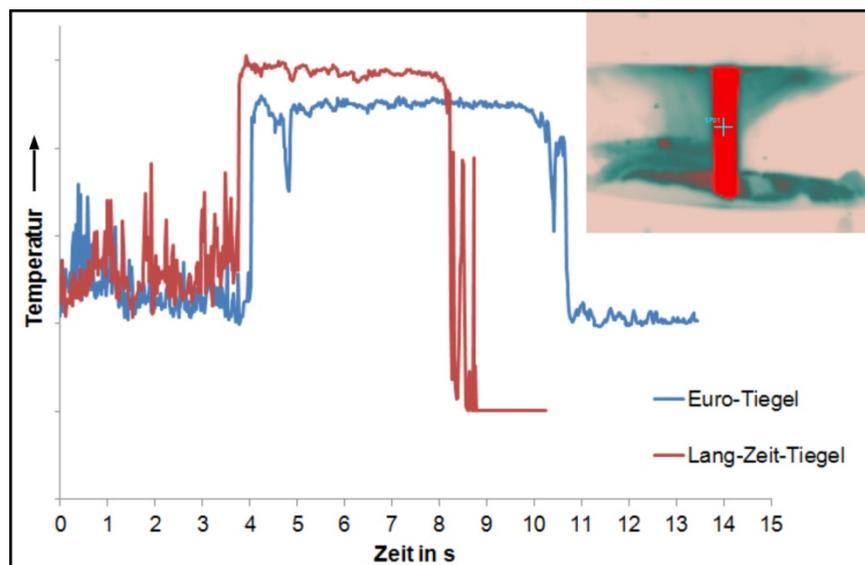


Bild 38. Thermographisch ermittelte Temperaturänderung im Gießstrahl beim Auslauf der Thermit-Schmelze aus einem Euro-Tiegel und aus einem Lang-Zeit-Tiegel

5.1.2 Füllung der Gießform

Die mit STAR-CCM+ berechneten Temperaturen in den Schienen und in der Gießform nach der Vorwärmung und anschließender Abkühlung während der Tiegelpositionierung und des Ablaufs der Thermit-Reaktion wurden als Anfangsbedingung für die Formfüllsimulation übernommen. Diese Vorgehensweise der Übertragung der Temperaturfelder wurde bereits im Abschnitt 4.5 ausführlich beschrieben. Im nachfolgenden **Bild 39** ist die Temperaturverteilung in den Schienen und in der Gießform vor Beginn der Formfüllung dargestellt.

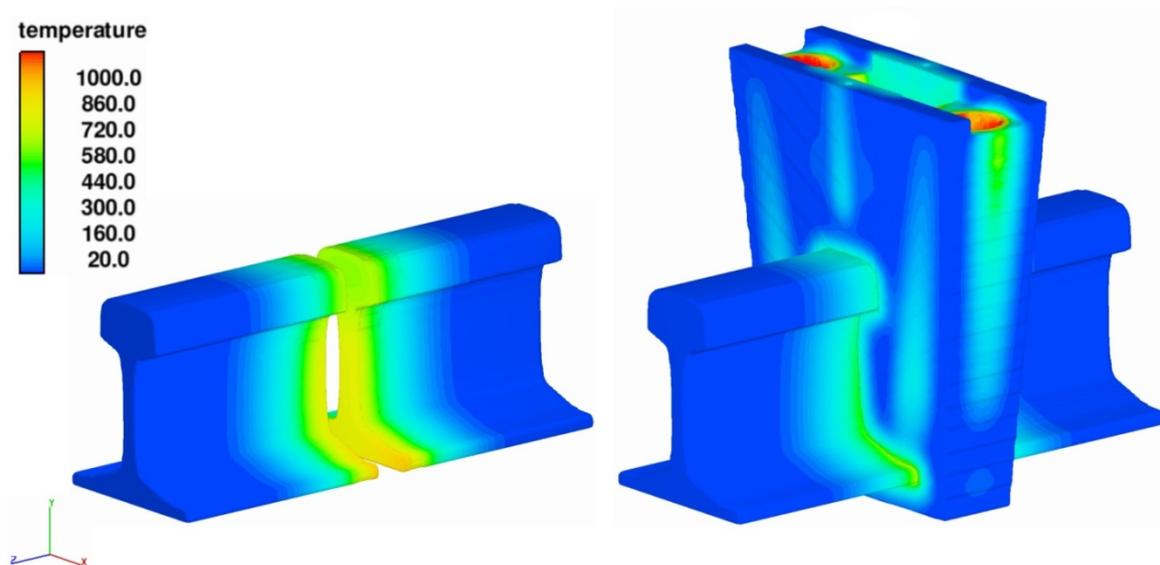


Bild 39. Temperaturverteilung in den Schienen und der Gießform vor Beginn der Formfüllung

Die Formfüllsimulation liefert Informationen über die Geschwindigkeiten, die Drücke sowie die Temperaturverläufe innerhalb der gesamten Geometrie. Im **Bild 40** ist die Füllsequenz für das aluminothermische Schweißen dargestellt, wobei als Nullpunkt der Zeitskala der Beginn der Vorwärmung sowohl in diesem Bild als auch den übrigen Darstellungen der Ergebnisse fixiert wurde. Die Farbskala definiert die Strömungsgeschwindigkeit. Die aus dem Reaktionstiegel frei fallend austretende Stahlschmelze trifft mittig auf den Riegel und wird auf zwei Halbstrahlen aufgeteilt. Diese Halbstrahlen fallen dann in den die Schweißfuge beinhaltenden Gießraum. Im Bereich des Schienenfußes bildet sich ein Schmelzbad, welches in der Folge gleichzeitig in dem Gießraum und in den an dem Schienenfuß angesetzten Steigern ansteigt. Die Maximalgeschwindigkeit der Schmelze überschreitet bei der Formfüllung 2 m/s.

Die zahlreichen Kanten und mehrfachen Umlenkungen der Strömung verursachen turbulente Strömungszustände sowie die Ausbildung von Metallspritzern. Das führt zu einer erhöhten Gasaufnahme und dadurch erhöht sich die Wahrscheinlichkeit für die Entstehung von Gasporen. Außerdem ist es für die Porenbildung entscheidend, ob die angenommenen Gase bis zur Erstarrung entweichen können.

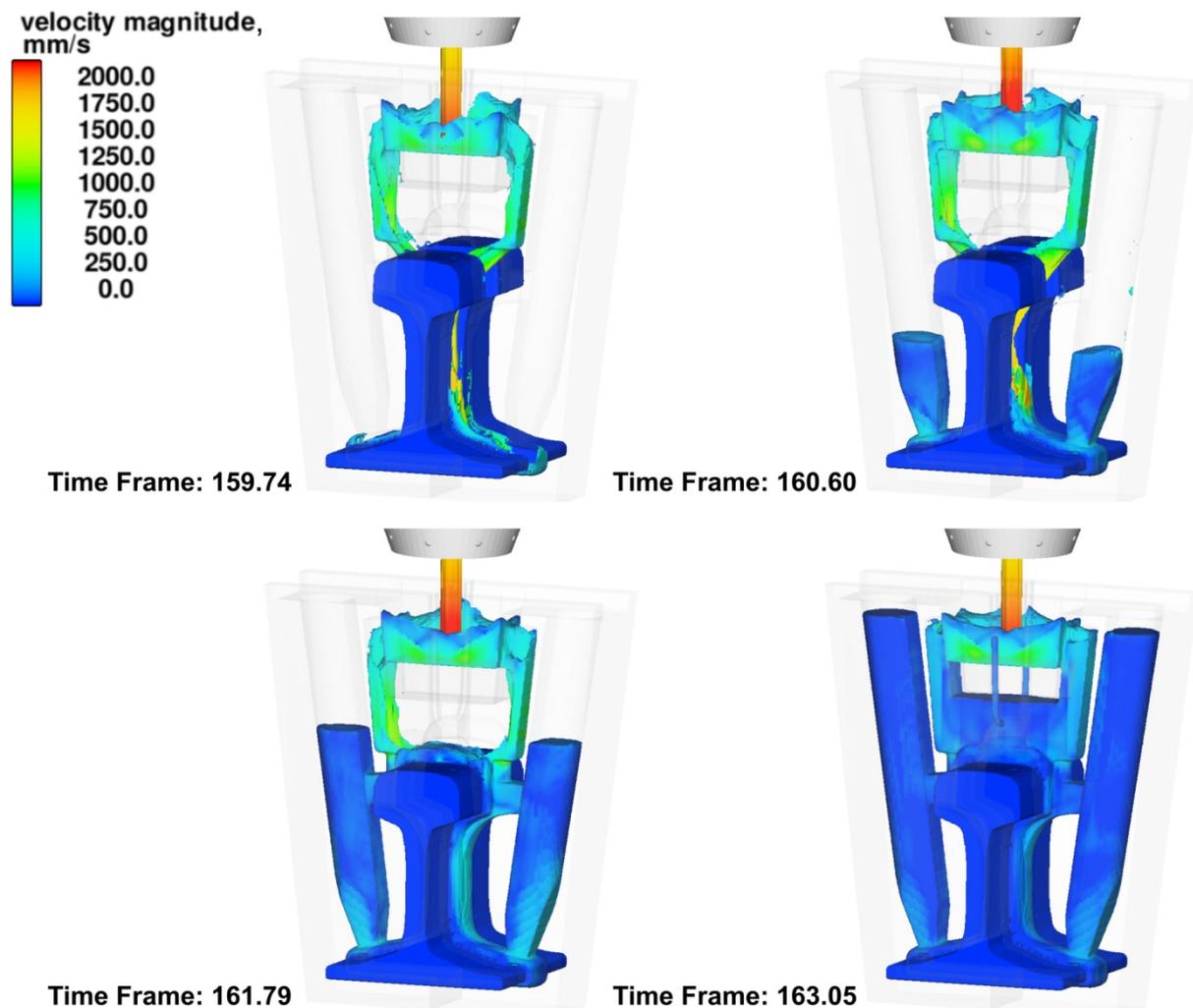


Bild 40. Formfüllvorgang (Geschwindigkeit in mm/s)

Im **Bild 41** sind die Temperaturen in den Schienen und in der Schmelze während der Formfüllung dargestellt. Die zuerst in die Gießform einströmende Schmelze gibt die Wärme an die Gießform und an die Schienen ab. In den Steigern kühlt sich die Schmelze infolge der langen Strömungswege weiter ab. Nach der Formfüllung weist die Schmelze innerhalb der Gießform höhere Temperaturen im Steg- und Kopfbereich und niedrigere Temperaturen in den Steigern und im Schienenfußbereich auf. Die inhomogene Temperaturverteilung in der Schmelze nach dem Eingießen der aluminothermisch erzeugten Stahlschmelze bestimmt im Wesentlichen den nachfolgenden Erstarrungs-

vorgang. Aus diesem Grund ist eine genaue Modellierung des Formfüllens eine wichtige Voraussetzung für die Erstarrungs- und die Abkühlsimulationen.

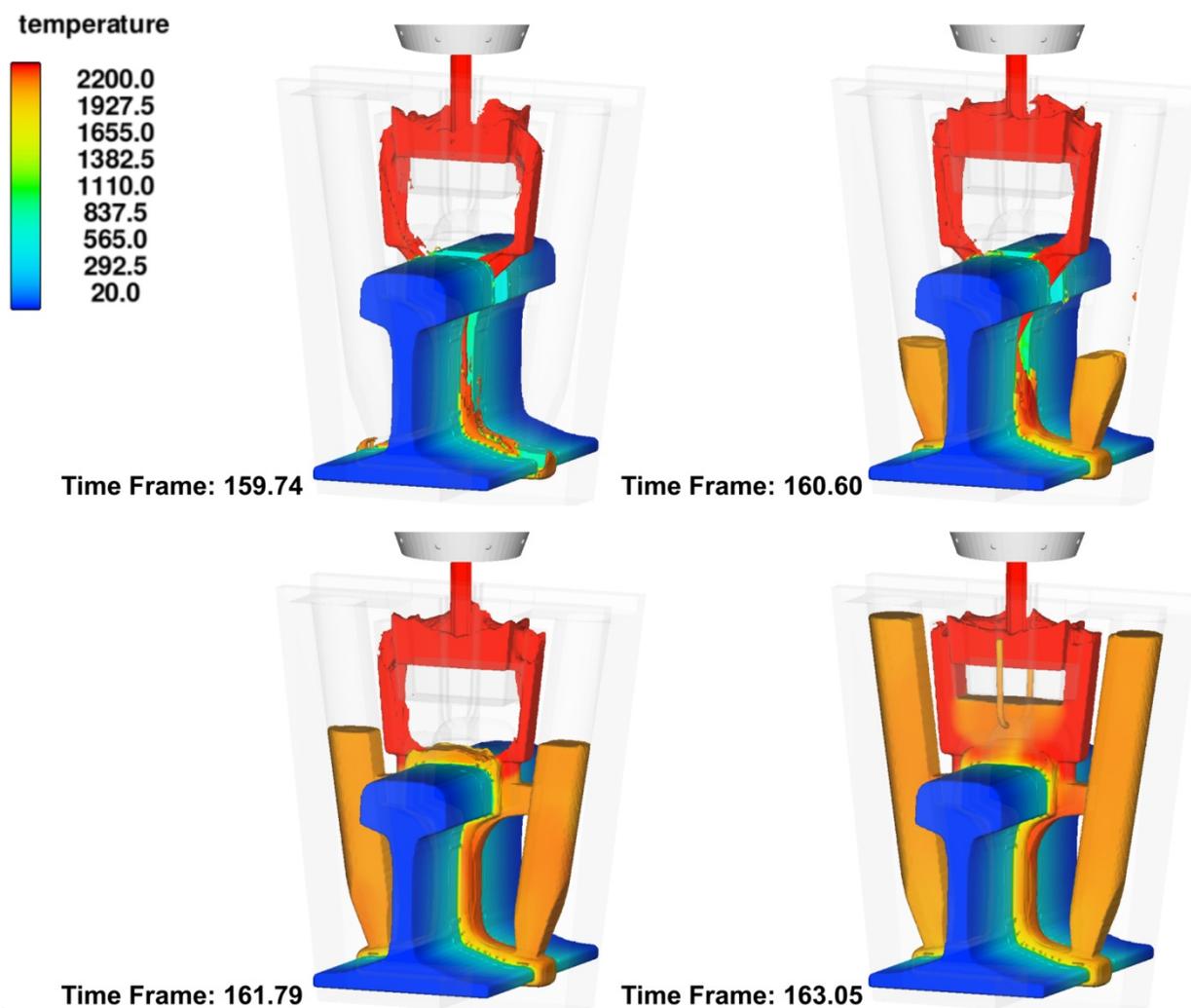


Bild 41. Formfüllvorgang (Temperatur in °C)

5.2 Erstarrung und Abkühlung

Nach dem Eingießen erstarrt die Schmelze in der Form und dadurch entsteht eine Schweißverbindung. Das **Bild 42** zeigt die thermographisch ermittelten Temperaturen (oben) und die berechnete Temperaturverteilung in den Schienen bei zwei verschiedenen Zeitpunkten. Die berechneten Temperaturfelder zeigen eine gute Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen. Wie man auf dem **Bild 42** sieht, wandert die Wärmefront während der Erstarrung weiter in die Schienen hinein. Die Dauer bis zur vollständigen Erstarrung der Schweißfuge beträgt ca. 300 Sekunden nach dem Ende des Eingießens.

Das **Bild 43** zeigt der Erstarrungsvorgang in einem Querschnitt durch die Schweißmitte.

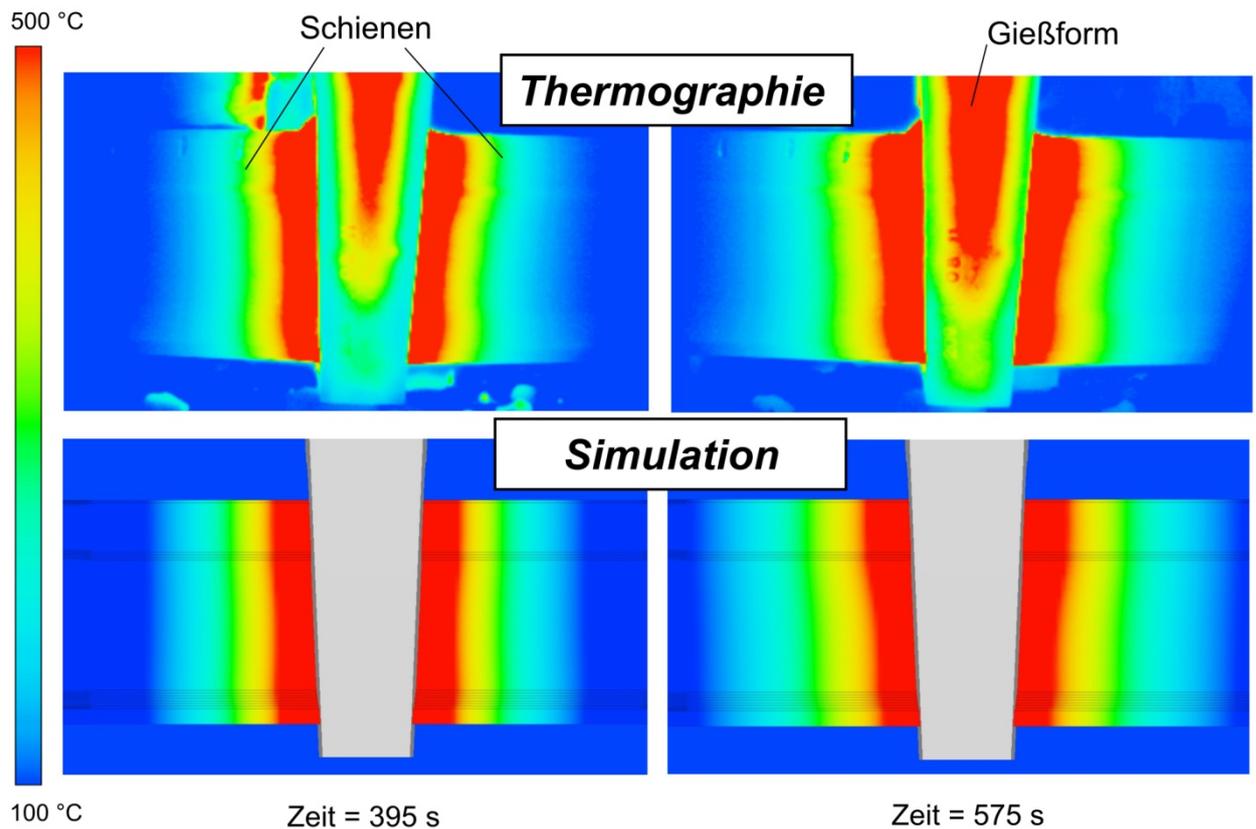


Bild 42. Vergleich der thermographisch ermittelten Temperaturen (oben) und Simulationsergebnis (unten)

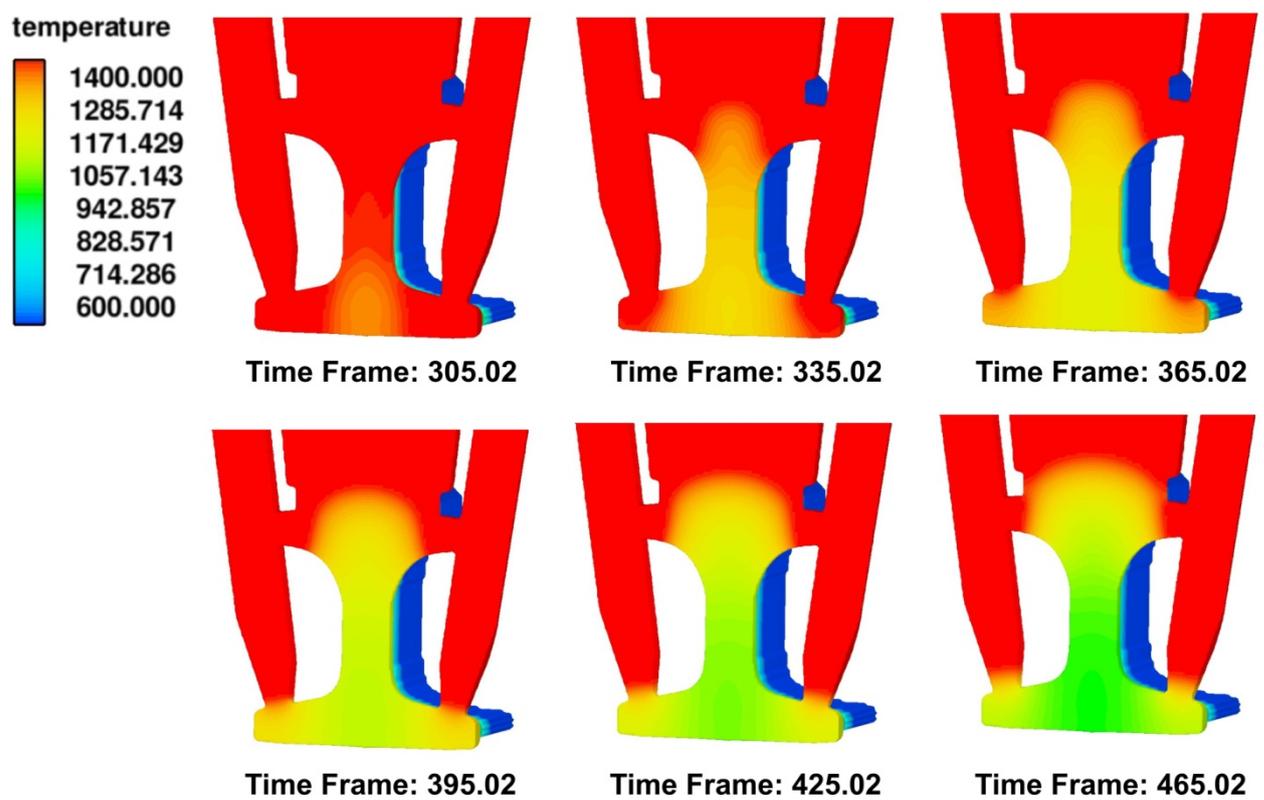


Bild 43. Erstarrungsvorgang (Querschnitt durch die Schweißmitte; Temperatur in °C)

5.3 Temperaturverläufe während des gesamten Schweißprozesses

Bei den Thermoelementmessungen sind einige Sensoren erwartungsgemäß aufgrund der höheren Temperaturen besonderes in der Lückennähe ausgefallen oder gaben zeitweise störungsbehaftete Signale wieder. In die Auswertung der Ergebnisse wurden daher nur physikalisch plausible Messsignale einbezogen. Die nicht über die gesamte Dauer aufgetragenen Temperaturmessungen sind entweder durch den Ausfall des Messsignals oder das Ausblenden von unphysikalischen Werten bedingt.

Das **Bild 44** zeigt die gemessenen Temperaturverläufe in den beiden Schienen in verschiedenen Abständen zur Schweißlücke während des gesamten Schweißprozesses am Beispiel der Messstellengruppe F1, welche sich mittig im Schienenfuß befand. Für die Messstellen im Steg und Schienenkopf wurden ähnliche Temperaturverläufe registriert.

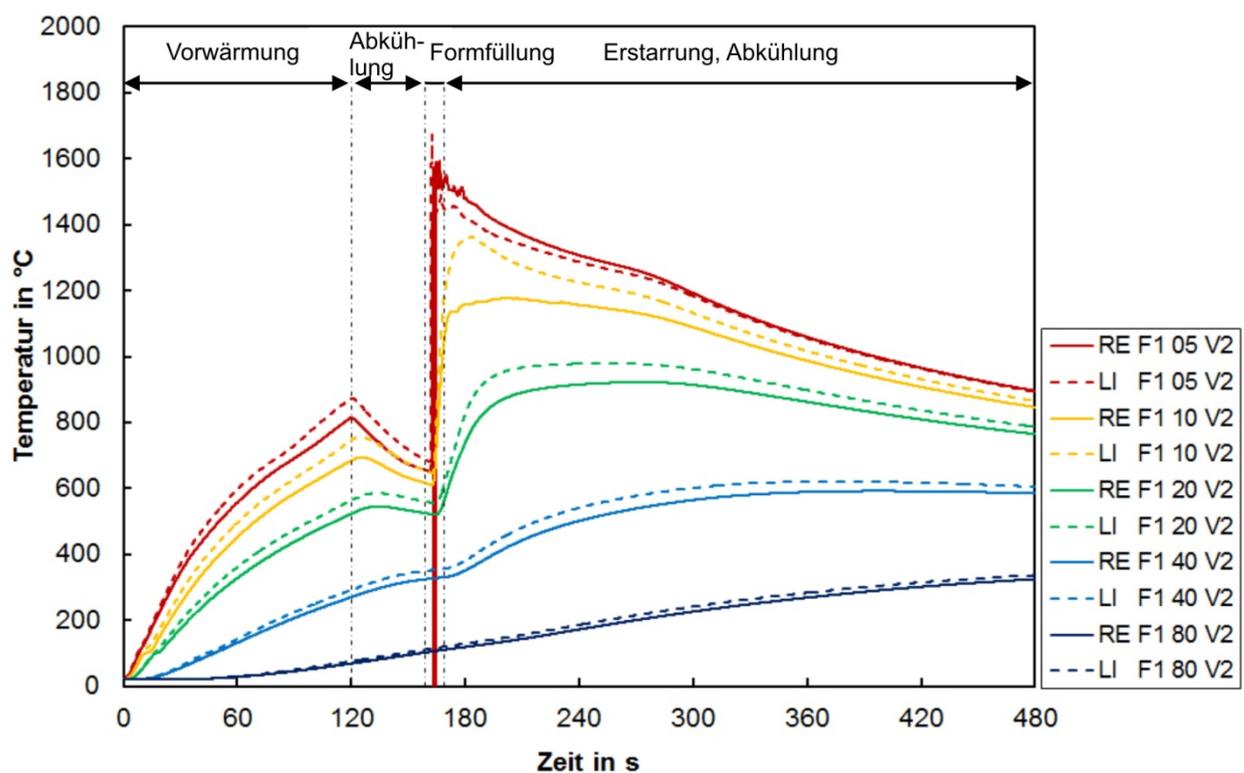


Bild 44. Temperaturverläufe für die Messstellengruppe F1 während des gesamten Schweißprozesses bei dem Versuch 2

Der Verlauf des gesamten aluminothermischen Schweißprozesses lässt sich in vier Abschnitte einteilen, welche auf dem **Bild 44** markiert sind. Während der Vorwärmung der Schienenenden mit einem Gasbrenner, steigt die Temperatur an allen Messstellen. Die Vorwärmdauer betrug bei allen Versuchen 120 s. An die Vorwärmung schließt sich eine

weitere Phase, die aus der Positionierung des Reaktionstiegels, der Einleitung und des Ablaufs der Thermit-Reaktion besteht, an. Dabei nimmt die Temperatur an den Stellen in Lückennähe ab, die von der Schweißlücke entfernt liegenden Bereiche wärmen sich durch den Temperatenausgleich auf. Bei den durchgeführten Versuchen dauerte die Tiegelpositionierung 20 s und der Ablauf der Thermit-Reaktion 19 s, die gesamt Dauer dieser Abkühlphase betrug somit 39 s. Nach dem Eingießen der aluminothermisch erzeugten Schmelze steigt die Temperatur in den Schienenenden rasant an und nimmt bei der Erstarrung und anschließenden Abkühlung langsam wieder ab. Wie man auf dem **Bild 44** sieht, wird die Maximaltemperatur an unterschiedlichen Messstellen zu unterschiedlichen Zeitpunkten erreicht.

Auf den nachfolgenden Grafiken (**Bild 45** bis **Bild 48**) sind die gemessenen und die berechneten Temperaturen während des Formfüll- und Erstarrungsprozesses für die ausgewählten Messstellengruppen, K2 05, S1 10, F1 20, F2 40, dargestellt. Die numerischen Ergebnisse stimmen mit den experimentellen Ergebnissen gut überein.

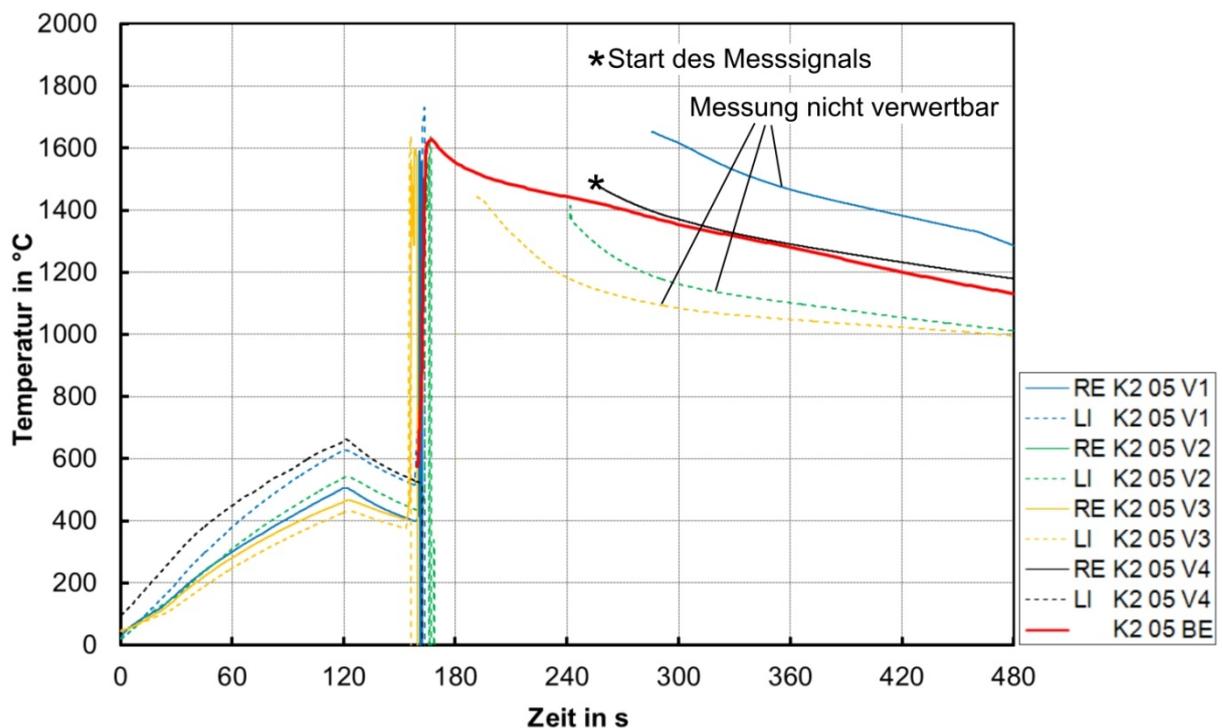


Bild 45. Temperatur der Messstellengruppe K2 05 bei den Versuchen 1 bis 4 und die numerische Lösung

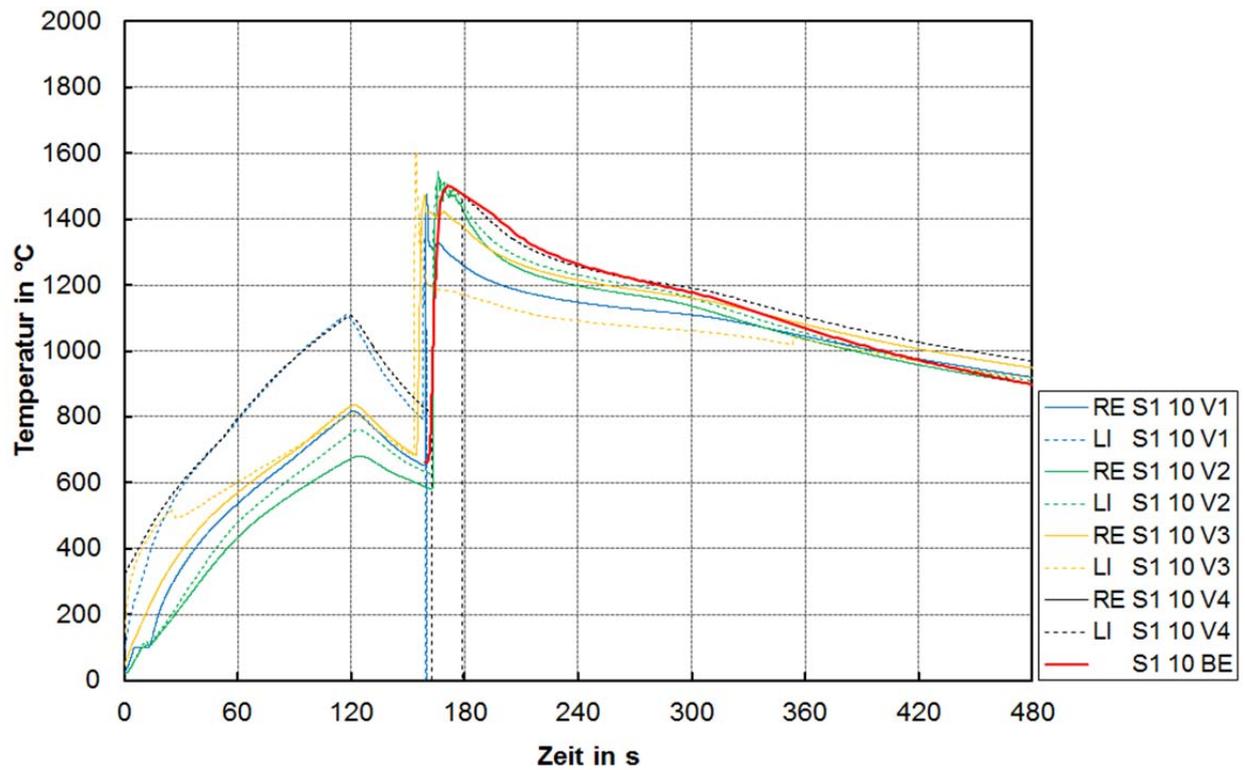


Bild 46. Temperatur der Messstellengruppe S1 10 bei den Versuchen 1 bis 4 und die numerische Lösung

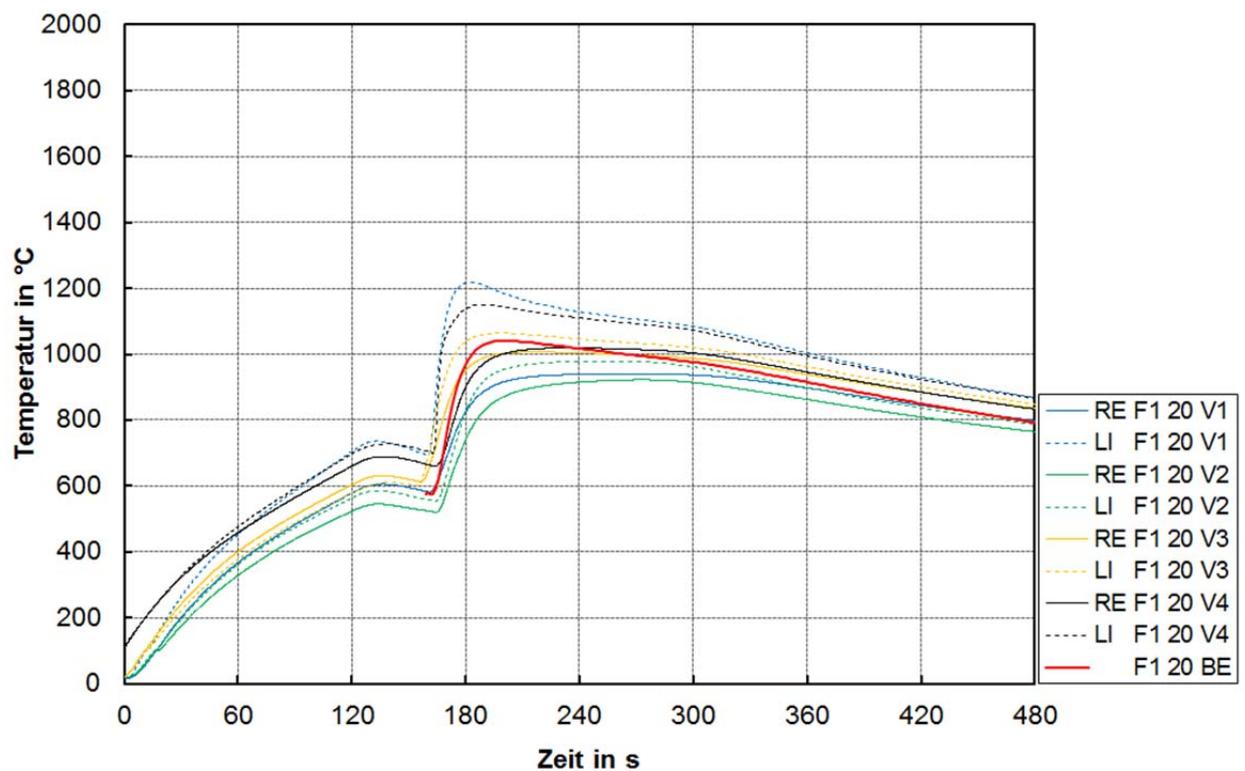


Bild 47. Temperatur der Messstellengruppe F1 20 bei den Versuchen 1 bis 4 und die numerische Lösung

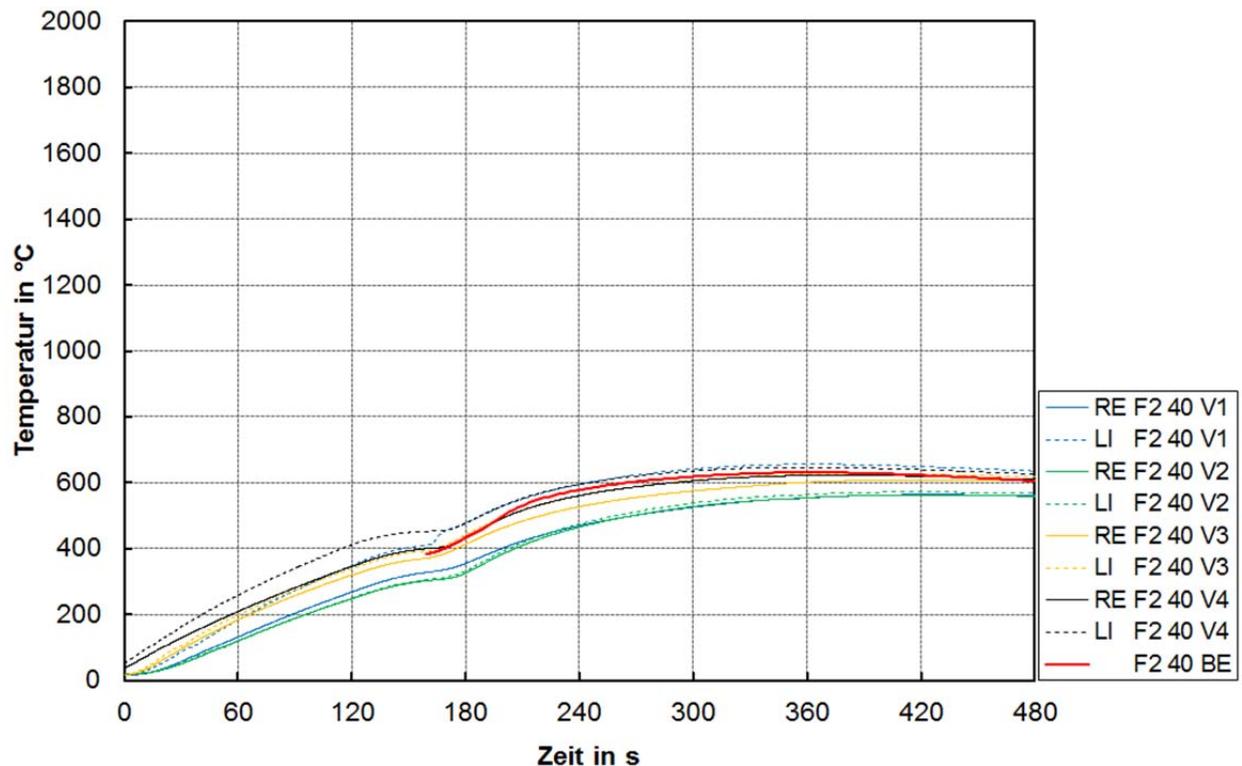


Bild 48. Temperatur der Messstellengruppe F2 40 bei den Versuchen 1 bis 4 und die numerische Lösung

5.4 Spektralanalyse

Für jede Schweißung wurde die chemische Zusammensetzung des Schienengrundwerkstoffs und des Schweißgutes ermittelt. Die Gehalte von Kohlenstoff, Mangan, Silicium und Aluminium in Grundwerkstoff sowie in Schweißgut werden auf den nachfolgenden Diagrammen (**Bild 49** bis **Bild 51**) dargestellt. Die komplette chemische Zusammensetzung kann aus den **Tabellen 7** bis **14** im Anhang entnommen werden.

Aus den Ergebnissen der Spektralanalyse ist zu ersehen, dass bei den Versuchen 1 und 2 die Schienen der Stahlsorte R260 mit einem Kohlenstoffgehalt von etwa 0,7% geschweißt wurden, während bei den Versuchen 3 und 4 die Schienen der Stahlgüte R220 mit einem niedrigeren Kohlenstoffgehalt von etwa 0,5 % verwendet wurden. Da für alle Schweißungen die R260-Schweißportionen verwendet wurden, weisen die Zwischengussbereiche ähnliche chemische Zusammensetzung auf. Gegenüber dem Schienengrundwerkstoff ist eine Erhöhung des Aluminiumgehaltes in allen Schweißnähten zu beobachten. Obwohl im Allgemeinen unerwünscht, wirken sich Aluminiumgehalte bis maximal 0,6% nicht nachteilig aus. Höhere Al-Gehalte führen zu Versprödungen und

beeinflussen somit die mechanisch-technologischen Eigenschaften der Schweißverbindung.

- GW1 Grundwerkstoff von Schweißung 1 ■ SG1 Schweißgut von Schweißung 1
- GW2 Grundwerkstoff von Schweißung 2 ■ SG2 Schweißgut von Schweißung 2
- GW3 Grundwerkstoff von Schweißung 3 ■ SG3 Schweißgut von Schweißung 3
- GW4 Grundwerkstoff von Schweißung 4 ■ SG4 Schweißgut von Schweißung 4

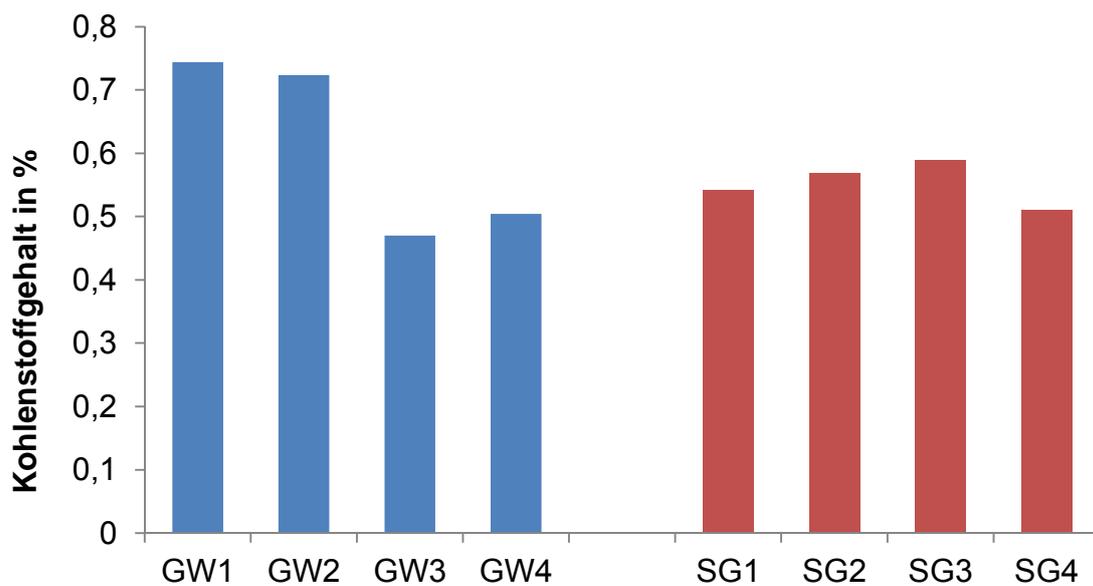


Bild 49. Kohlenstoffgehalt im Grundwerkstoff und im Schweißgut von Schweißungen 1 bis 4

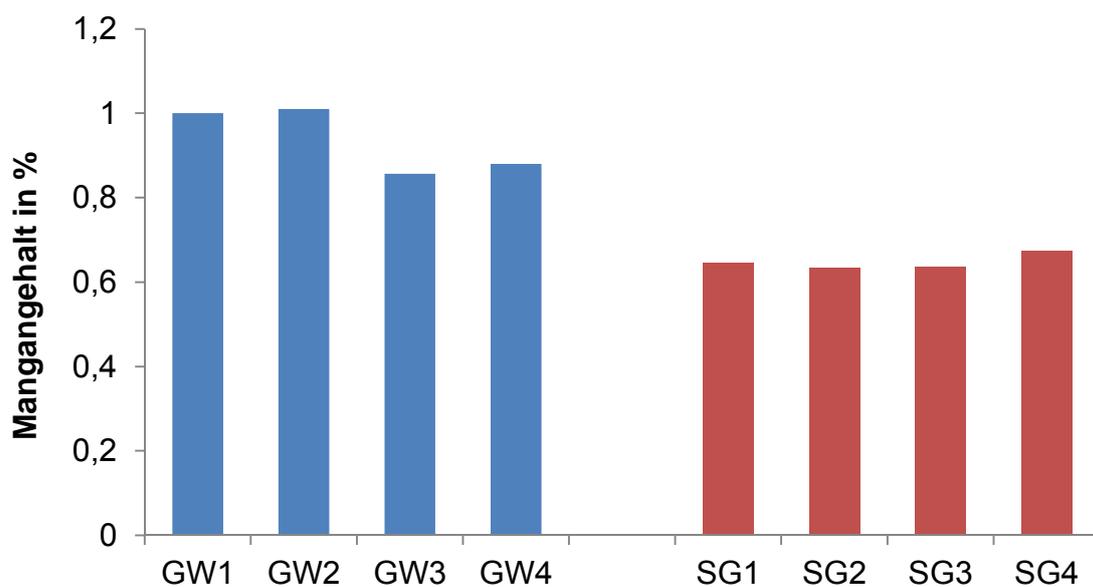


Bild 50. Mangangehalt im Grundwerkstoff und im Schweißgut von Schweißungen 1 bis 4

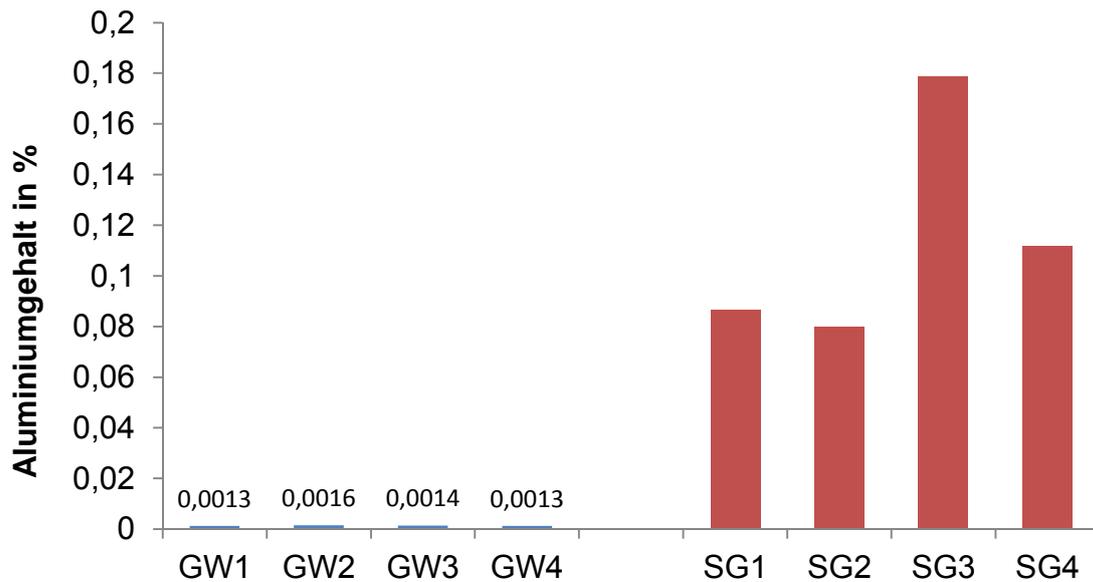


Bild 51. Aluminiumgehalt im Grundwerkstoff und im Schweißgut von Schweißungen 1 bis 4

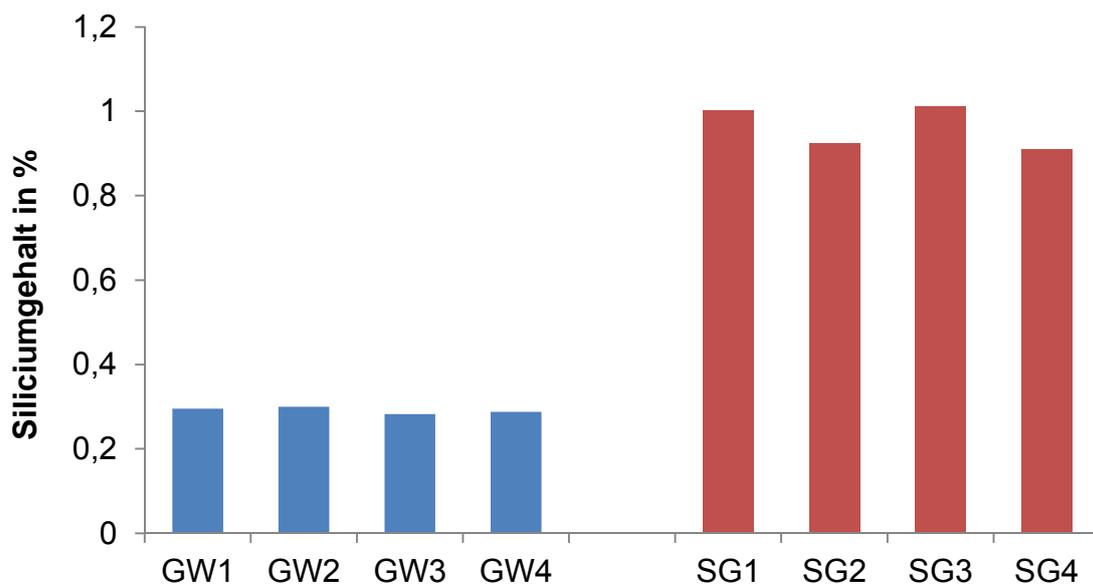
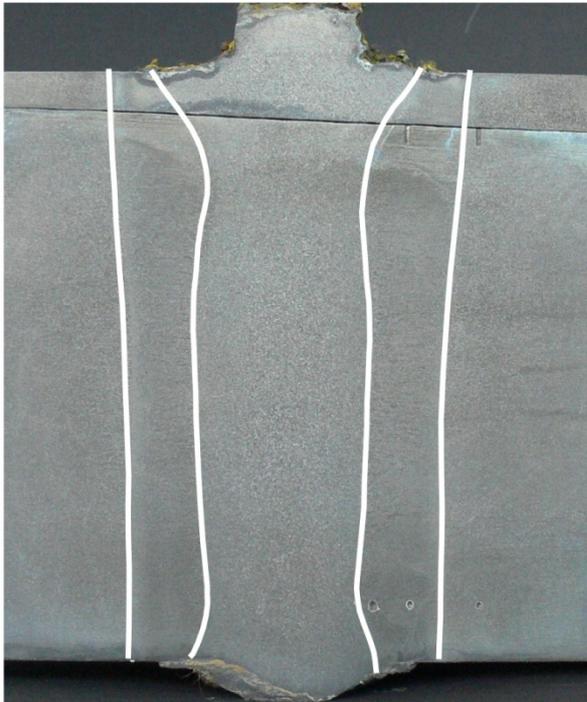


Bild 52. Siliciumgehalt im Grundwerkstoff und im Schweißgut von Schweißungen 1 bis 4

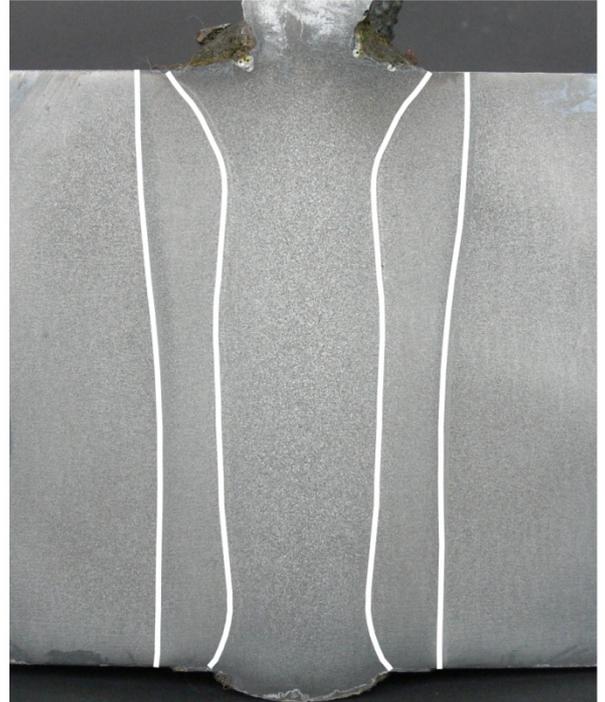
In den Proben aus dem Schweißgut liegen die Siliciumgehalte bei 0,9%, was durch die Einsatzstoffe und den Formsand verursacht ist. Die hohe Stahltemperatur führt zu einer gesteigerten Silicium-Reduktion, besonders dann, wenn auch der Kohlenstoffgehalt relativ hoch ist. Die genaue Bestimmung des Siliciumgehaltes wird dadurch erschwert, dass er teilweise in fein verteilten Schlacken vorliegt.

5.5 Makrostruktur

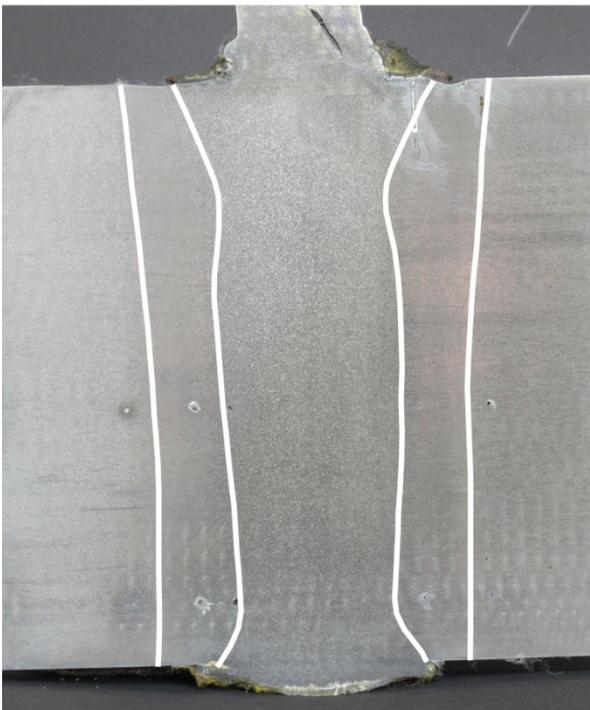
Auf dem **Bild 53** sind die metallographisch präparierten Längsschnitte durch die Symmetrieebene der Schienen der Schweißungen 1 bis 4 dargestellt.



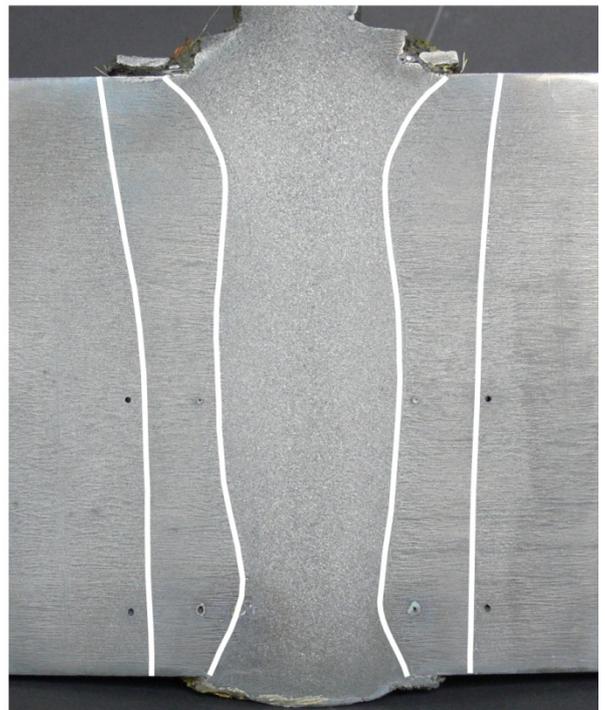
a)



b)



c)



d)

Bild 53. Metallographisch präparierte Längsschnitte durch die Symmetrieebene der Schweißung 1 (a), der Schweißung 2 (b), der Schweißung 3 (c) und der Schweißung 4 (d)

Die Grenzen der Schmelzzone und der WEZ sind mit den weißen Linien markiert. Auf dem **Bild 53** ist zu sehen, dass die Schmelzbereiche sowie die WEZ bei allen Schweißungen eine symmetrische Form zur Schweißlücke aufweisen.

Die Abmessungen der Schmelzzone sowie der WEZ wurden nach dem Schema gemäß dem **Bild 54** ermittelt und sind in der **Tabelle 6** angegeben.

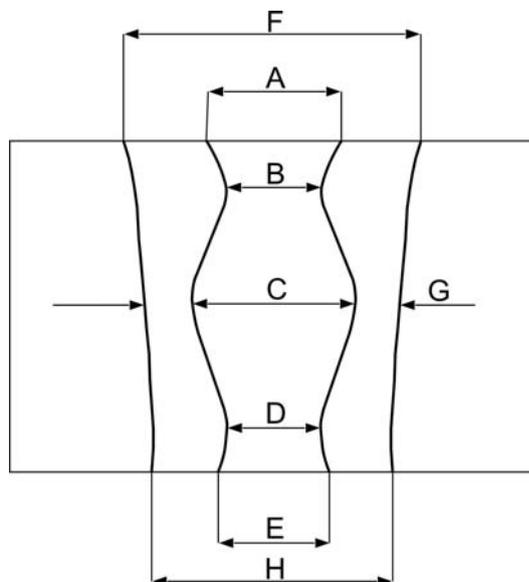


Bild 54. Ermittlung der Abmessungen des Schmelzbereiches und der WEZ

Tabelle 6. Abmessungen der Schmelzzone und der WEZ der Schweißungen 1 bis 4

	Schweißung 1	Schweißung 2	Schweißung 3	Schweißung 4	
Breite in mm	A	77	76	65	78
	B	43	42	46	44
	C	52	47	52	52
	D	42	39	43	38
	E	55	51	60	56
	F	106	98	106	111
	G	92	85	92	95
	H	89	84	92	92

Im **Bild 55** sind die Schmelzzone und die WEZ einer Schweißung den Ergebnissen der Modellrechnung gegenübergestellt. Man erkennt bei den Modellergebnissen die geringere Breite der Schweißnaht im Schienenkopfbereich. Der Grund für diesen Unter-

schied können die bei der Erstarrungssimulation zur Reduzierung der Berechnungszeit vernachlässigten strömungsmechanischen Vorgänge und somit die freie Konvektion in der Stahlschmelze sein.

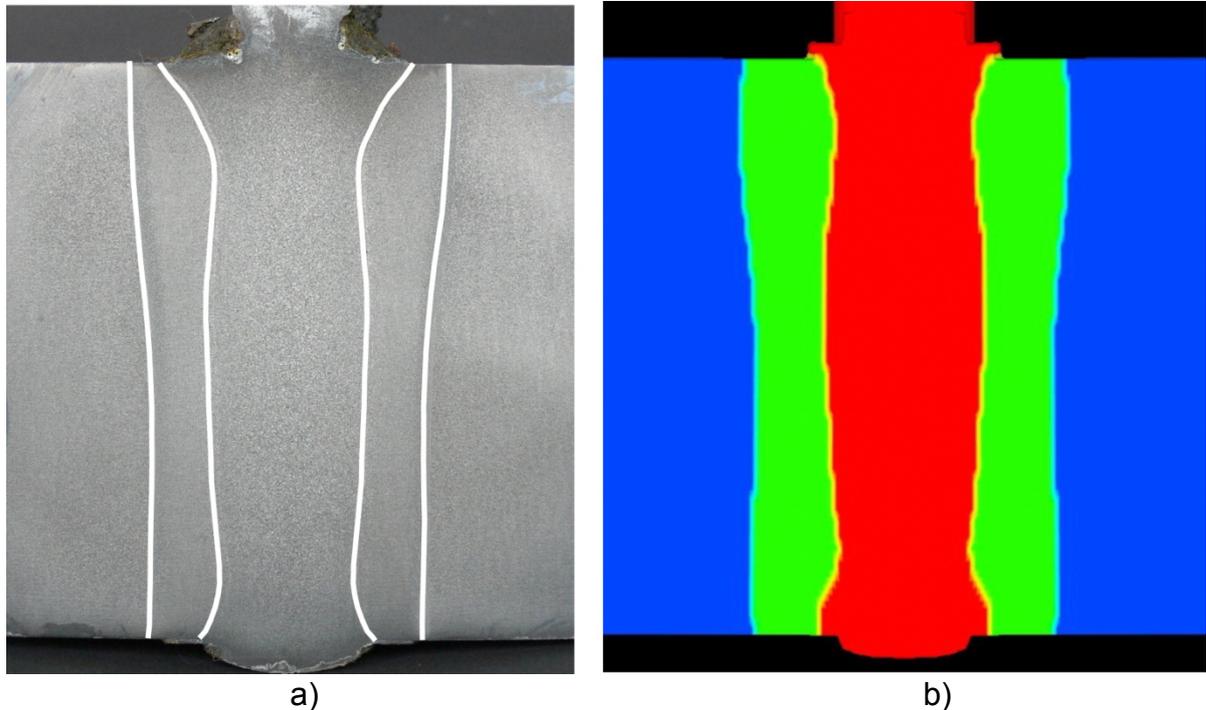


Bild 55. Vergleich zwischen der Schmelzzone und der WEZ einer Schweißung (a) und dem Simulationsergebnis (b)

5.6 Gefüge

Die anhand der Prozesssimulation des Thermit-Schweißens gewonnenen Informationen über die Temperaturverteilungen, die Spitzentemperaturen und die Abkühlbedingungen wurden für die Berechnung der Gefügeausbildung in der Schweißnaht sowie in der Wärmeeinflusszone verwendet. Die Berechnungsalgorithmen wurden im Abschnitt 4.8 bereits ausführlich beschrieben.

Auf dem nachfolgen **Bild 56** ist die berechnete Verteilung der Spitzentemperaturen in einem senkrechten Schnitt in der Schienenlängsrichtung dargestellt.

In **Bild 57** sind die berechneten Gefügezonen zusammen mit den Gefügeaufnahmen einer Thermit-Schweißung dargestellt.

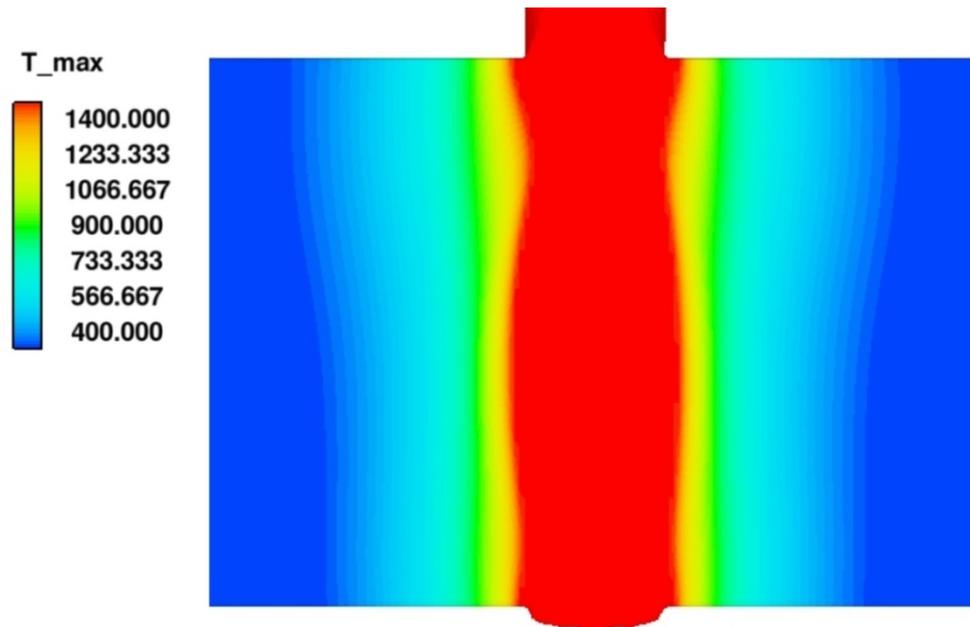


Bild 56. Berechnete Verteilung der Spitzentemperaturen in einem senkrechten Schnitt in der Schienenlängsrichtung

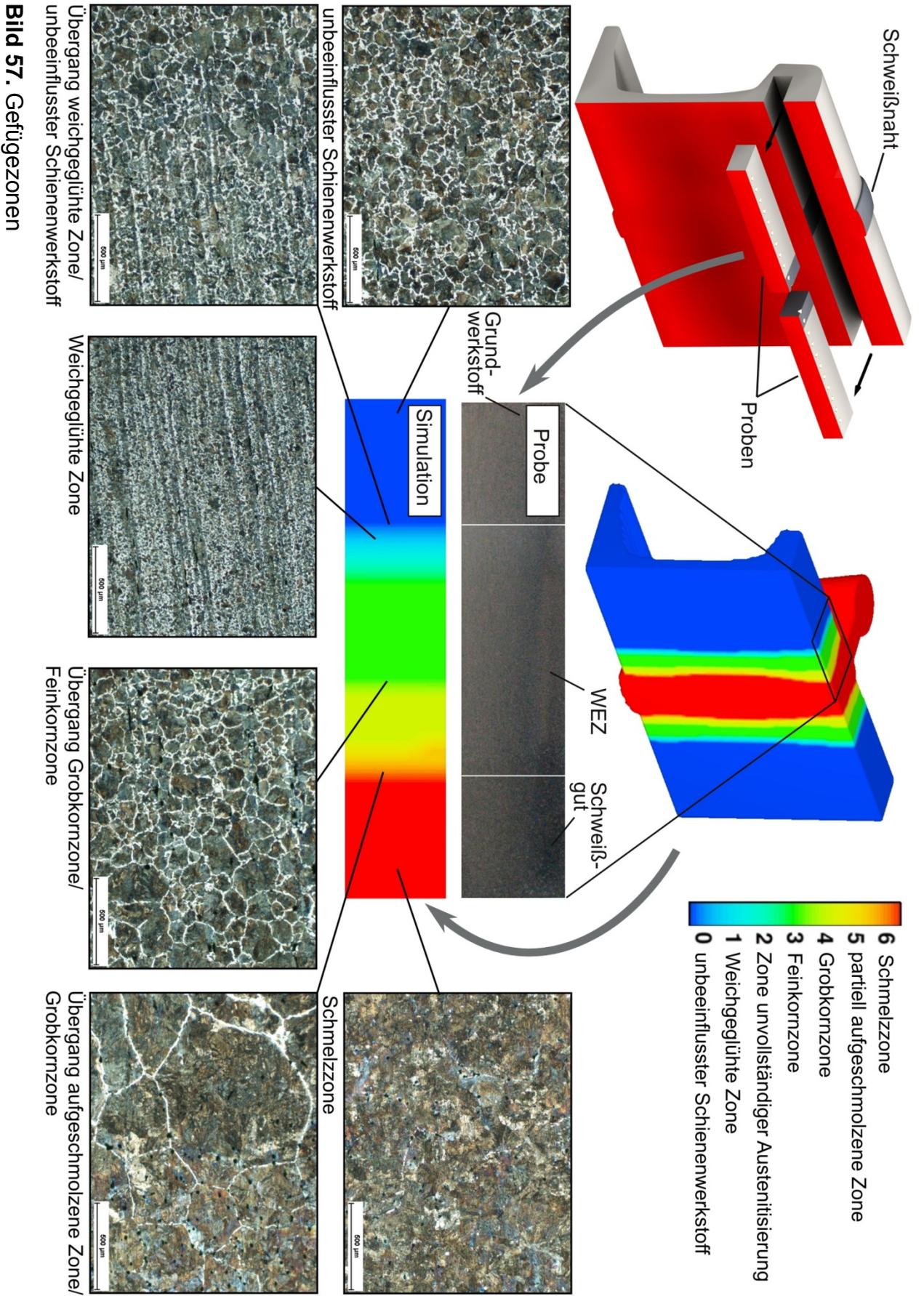


Bild 57. Gefügezonen

In den metallographischen Aufnahmen von **Bild 58** ist die Gefügestruktur des Grundwerkstoffs der Schweißung 3 dargestellt. Dabei handelt es sich um einen Schienenstahl der Güte R200 mit einem C-Gehalt von 0,47% (siehe **Tabelle 13**), das Gefüge besteht aus Perlit (dunkel) und Ferrit (hell).

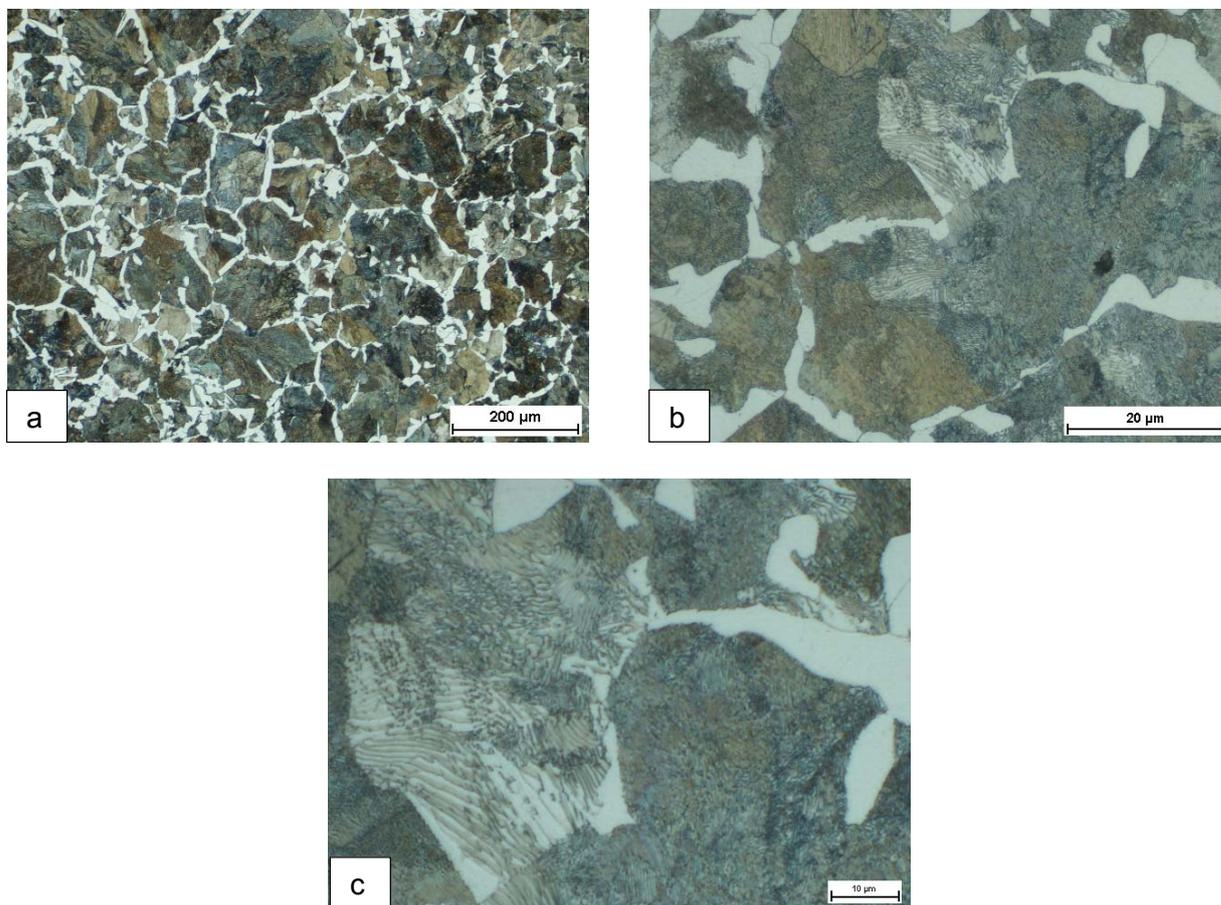


Bild 58. Gefügestruktur des Grundwerkstoffs der Schweißung 3

Das nachfolgende **Bild 59** und das sich daran anschließende **Bild 60** zeigen die Veränderungen des ursprünglichen Gefüges in der WEZ aufgrund der Energieeinbringung während des Schweißvorgangs. Auf dem **Bild 59** ist die äußere WEZ dargestellt, die sich durch eine erhebliche Kornfeinung vom Grundwerkstoff abhebt. Bei einer höheren Vergrößerung auf dem **Bild 59, c** ist zu sehen, dass die Zementitlamellen des Perlits teilweise in kugelige Zementitstrukturen umgewandelt wurden, was zum Härteabbau des Grundwerkstoffs führt. Dieser Bereich stellt die weich geöhlte Zone dar.

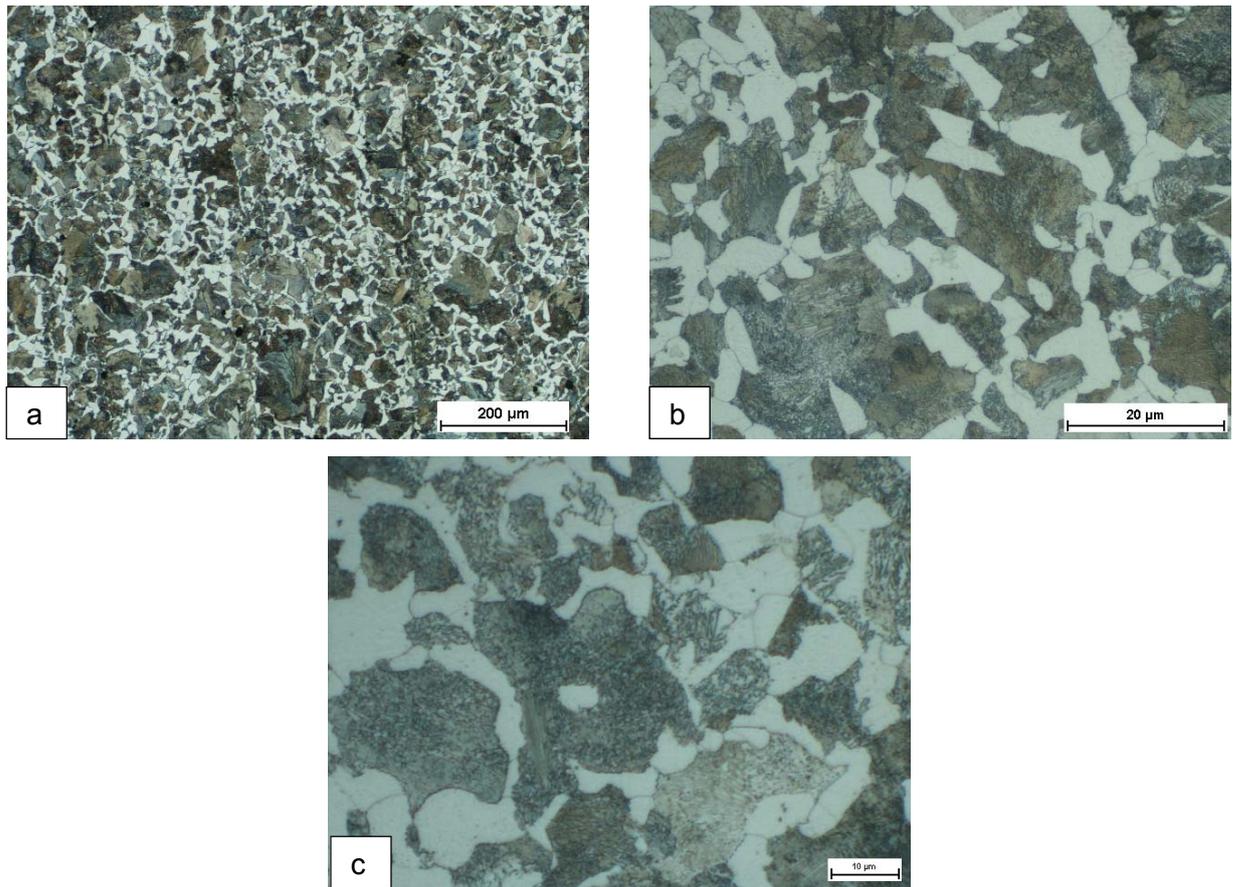


Bild 59. Gefügestruktur in der weichgeglühten Zone der Schweißung 3

Im **Bild 60** ist der Übergang zwischen der WEZ und der Schmelzzone dargestellt, wobei sich hier eine Vergrößerung der Kornstruktur infolge der starken Überhitzung zeigt. In diesem Bereich ist ein deutlicher Härteanstieg gegenüber den Werten des unbeeinflussten Grundwerkstoffs festzustellen. Charakteristisch für die Grobkornzone ist aber ein starker Abfall der Kerbschlagzähigkeit.

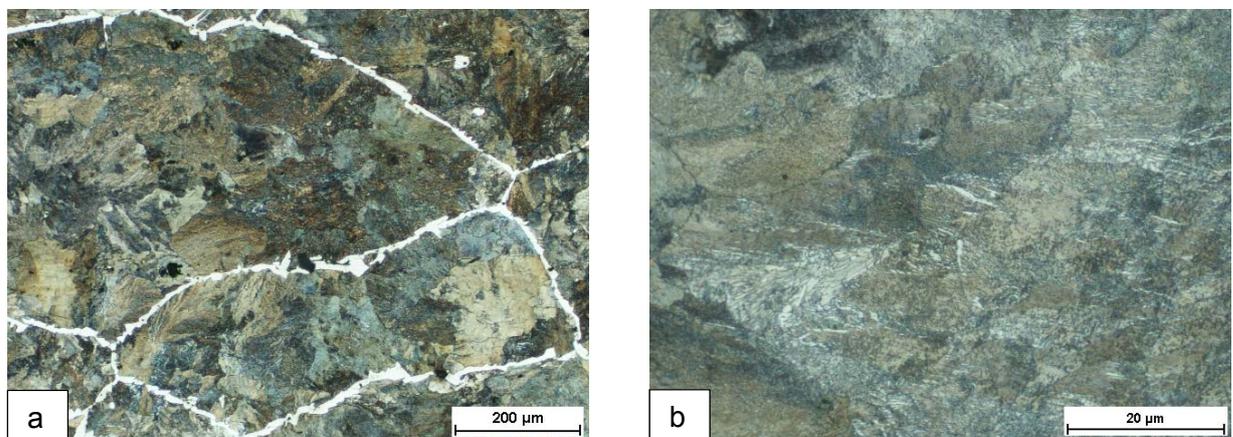


Bild 60. Gefügestruktur in der Grobkornzone der Schweißung 3

Auf dem **Bild 61** ist das Gussgefüge in der Schweißnaht dargestellt. Das Gefüge in diesem Bereich ist perlitisch mit Korngrenzenferrit.

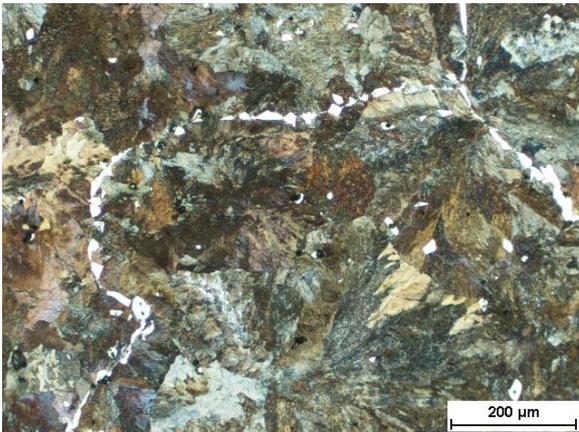


Bild 61. Gefügestruktur in der Schmelzzone der Schweißung 3

In den **Bildern 62 bis 64** sind die einzelnen Gefügezonen der Schweißung 1 dargestellt. Der Grundwerkstoff bei der Schweißung 1 war ein Schienenstahl der Güte R260 mit einem C-Gehalt von 0,74% (siehe **Tabelle 8**), das Gefüge ist perlitisch mit geringem ferritischem Anteil.

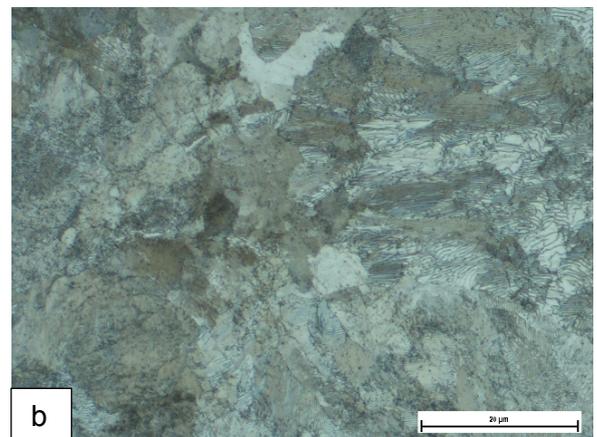
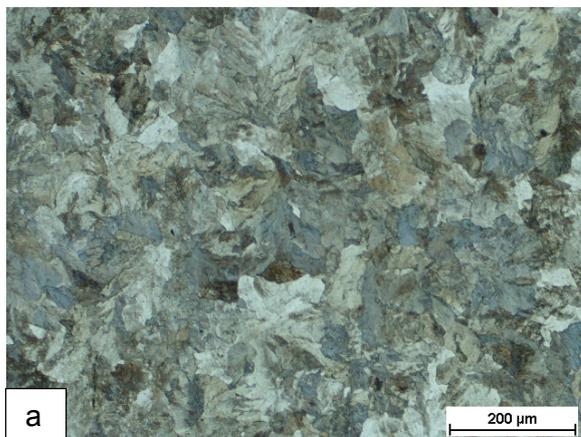


Bild 62. Gefügestruktur des Grundwerkstoffs der Schweißung 1

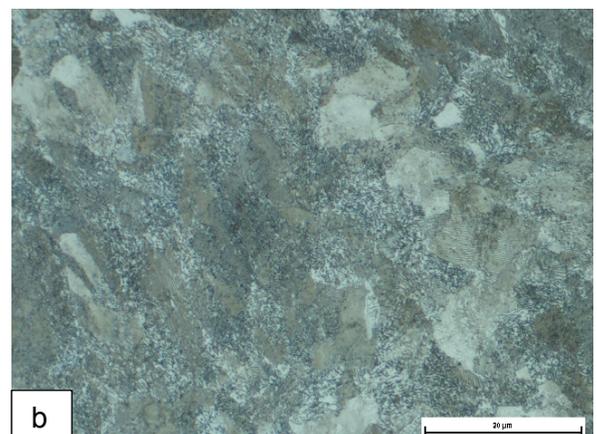
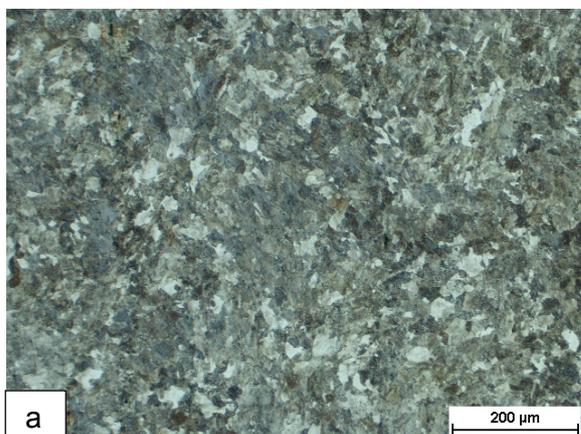


Bild 63. Gefügestruktur in der weichgeglühten Zone der Schweißung 1

Auf dem **Bild 63** ist die weichgeglühte Zone und auf dem **Bild 64** die Schmelzzone von Schweißung 1 dargestellt.



Bild 64. Gefügestruktur in der Schmelzzone der Schweißung 1

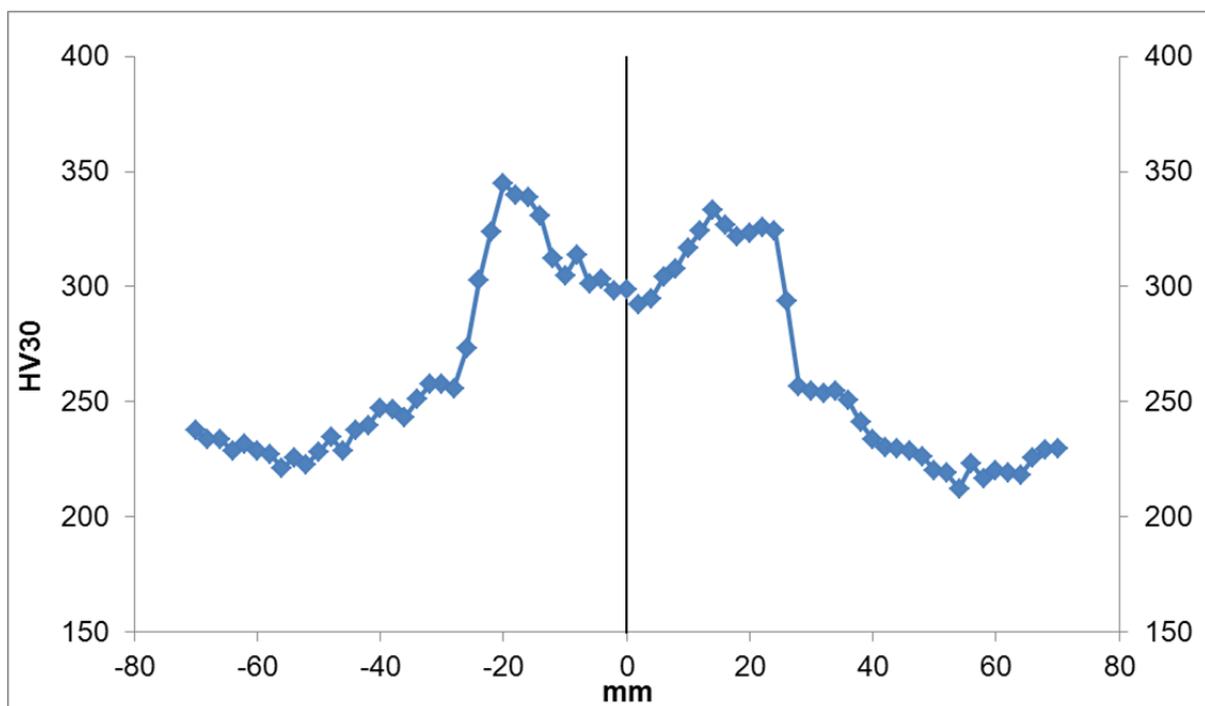


Bild 65. Härteverlauf entlang der Schienenlängsrichtung in der Schweißung 3

In **Bild 65** und **66** sind jeweils die gemessenen Härteverläufe in der Schienenlängsrichtung in der Schweißung 3 und in der Schweißung 1 dargestellt. Die charakteristische Gefügeausbildung der aluminothermischen Schweißungen spiegelt sich in den Härteverläufen wider. Die Härteprofile sind symmetrisch zur Mittellinie der Schweißungen angeordnet. Die mittlere Härte des Grundwerkstoffs bei der Schweißung 3 beträgt 230 HV, was mit der Härte gemäß der DIN-Norm [16] für einen Schienenstahl der Güte R200 übereinstimmt. In diesem Zusammenhang muss auch berücksichtigt werden,

dass bei dieser Schweißung zur Reduzierung des Bohraufwands als Messschienen die R220-Schienen verwendet wurden, während die Verschweißung mit einer R260-Portion erfolgte. Die Härte erreicht den Maximalwert innerhalb der Wärmeeinflusszonen an der Grenze zur Schweißnaht. Die Härte des Grundwerkstoffs der Schweißung 1 weist aufgrund des höheren Kohlenstoffgehalts mit 300 HV eine größere Härte auf und entspricht den in [16] angegebenen Härtewerten für die Stahlsorte R260.

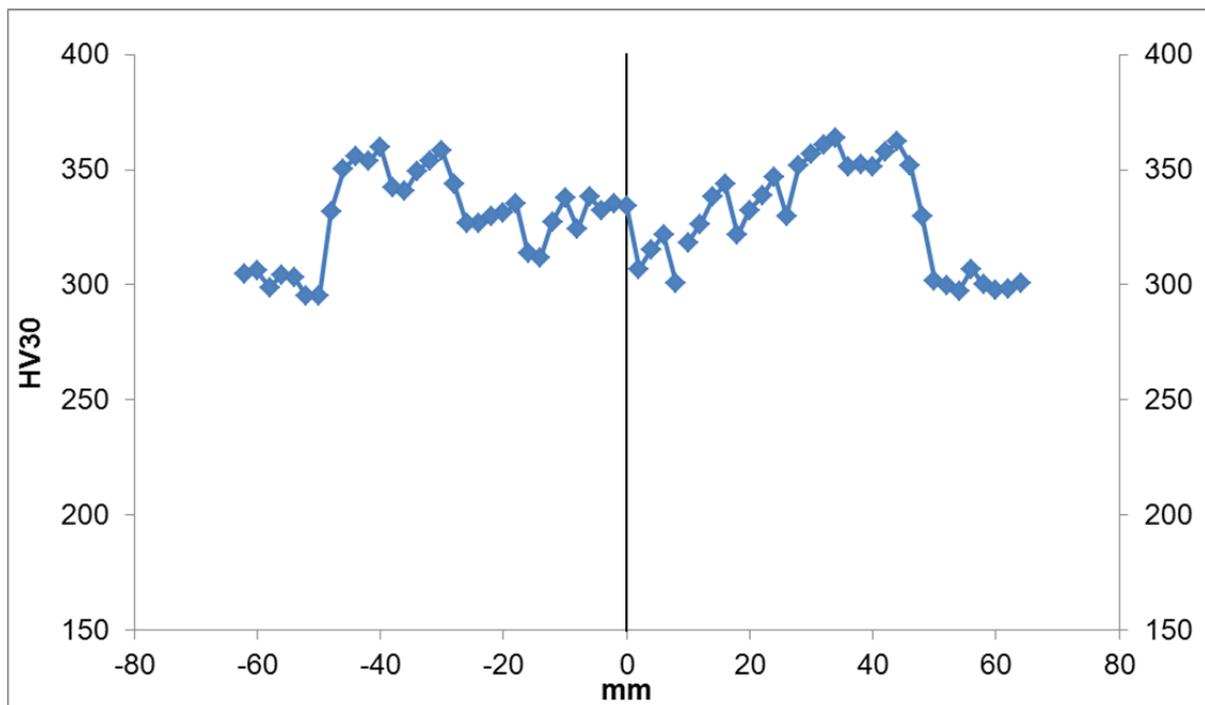


Bild 66. Härteverlauf entlang der Schienenlängsrichtung in der Schweißung 1

Die Berechnung der entstehenden Gefügebestandteile in einer aluminothermischen Schweißverbindung wurde anhand der charakteristischen Abkühlzeit $t_{8/5}$ und der ZTU-Diagramme durchgeführt. Die Verteilung der charakteristischen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ beim aluminothermischen Schweißen ist im **Bild 67** dargestellt. Man erkennt, dass die Abkühlzeit an der Fußunterseite der Schiene im Grobkornbereich der WEZ (**Bild 67, b**) ein Minimum annimmt, während der Maximalwert der $t_{8/5}$ -Zeit im Kopfbereich in der Feinkornzone der WEZ erreicht wird. Die Abkühlzeiten schwanken zwischen 630 und 1238 Sekunden.

Für die zwei Stellen mit dem schnellsten (**Bild 68**) und langsamsten (**Bild 69**) Durchlaufen des Temperaturbereiches von 800 bis 500 °C wurden die Temperaturverläufe aufgetragen. Man erkennt, dass die beiden Kurven durch die Perlitstufe laufen. Die resultierenden Gefügebestandteile sind Ferrit und Perlit. Die Abkühldauer beim Thermitschweißen ist für den Stahl der Güte R260 sowie der Güte R220 mit großer Sicherheit

ausreichend. Mit dem Auftreten von Martensit oder Bainit ist beim Einhalten der Standardschweißparameter daher nicht zu rechnen. Für die Schweißverbindung lassen sich daraus günstige Eigenschaften ableiten.

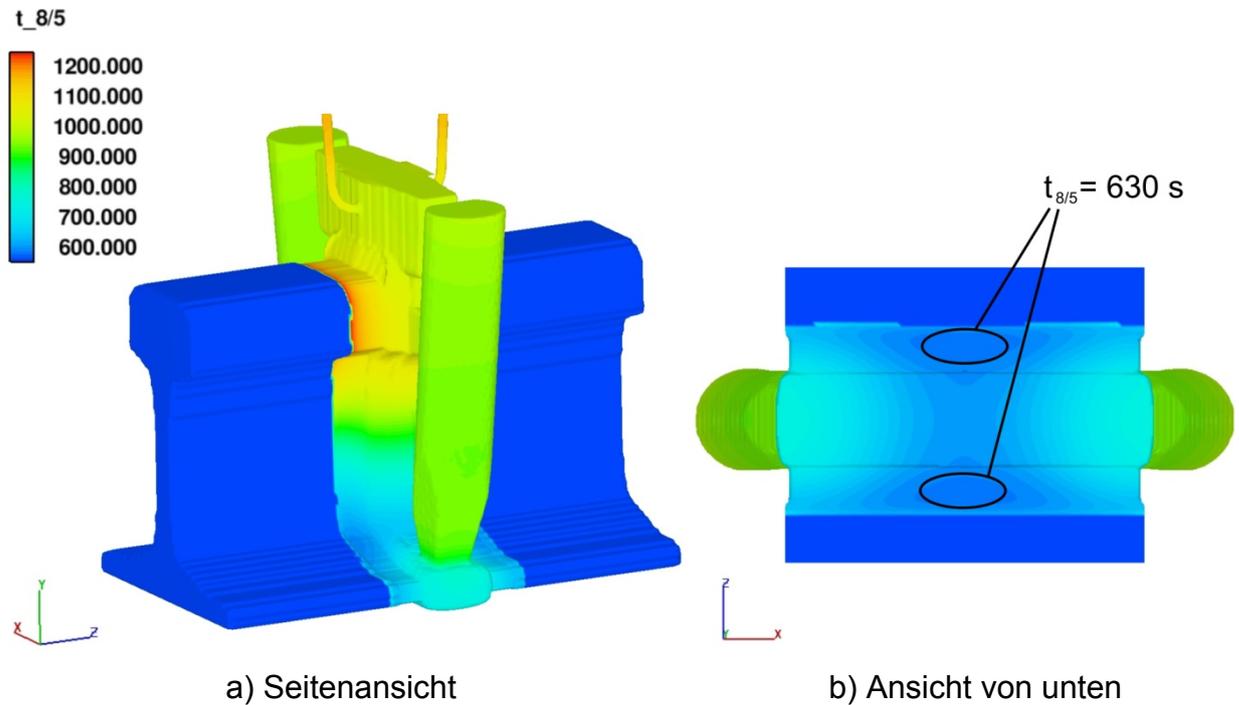


Bild 67. Berechnete charakteristische Abkühlzeiten $t_{8/5}$ (in Sekunden)

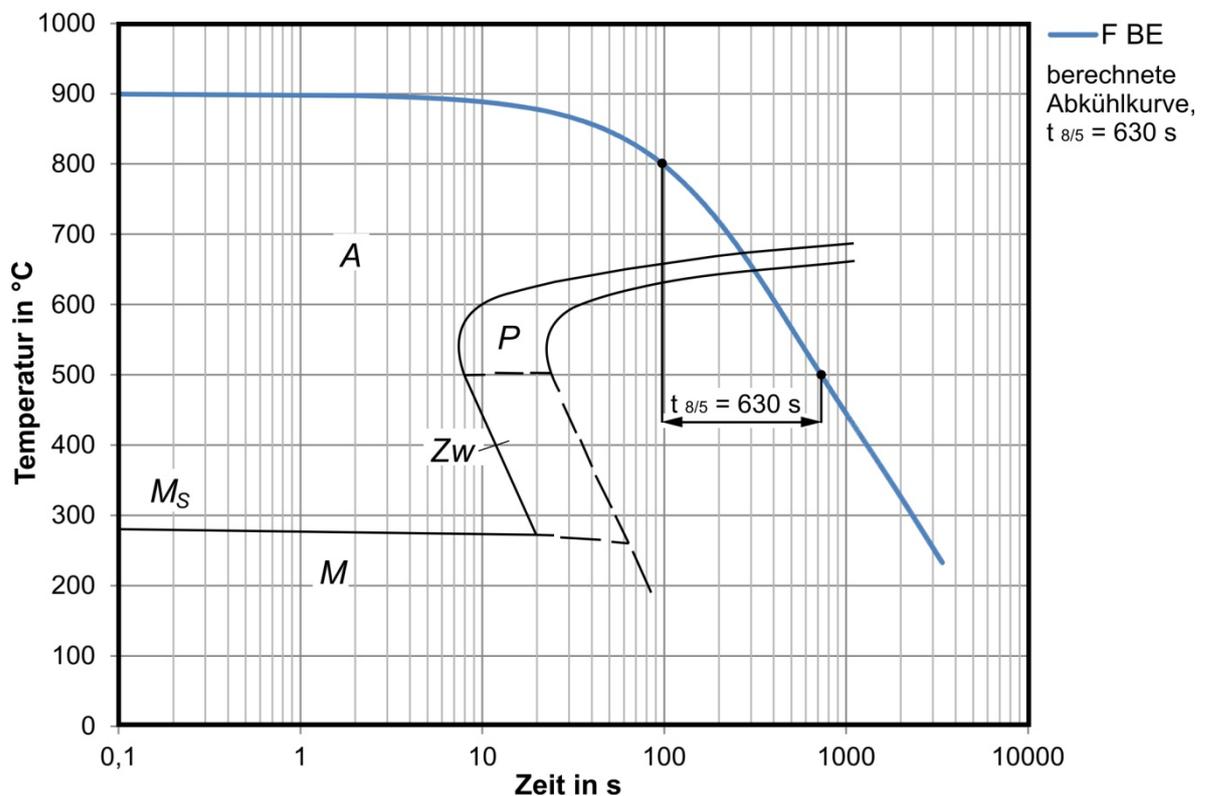


Bild 68. Temperaturverlauf mit der kürzesten Abkühlzeit $t_{8/5} = 630$ s

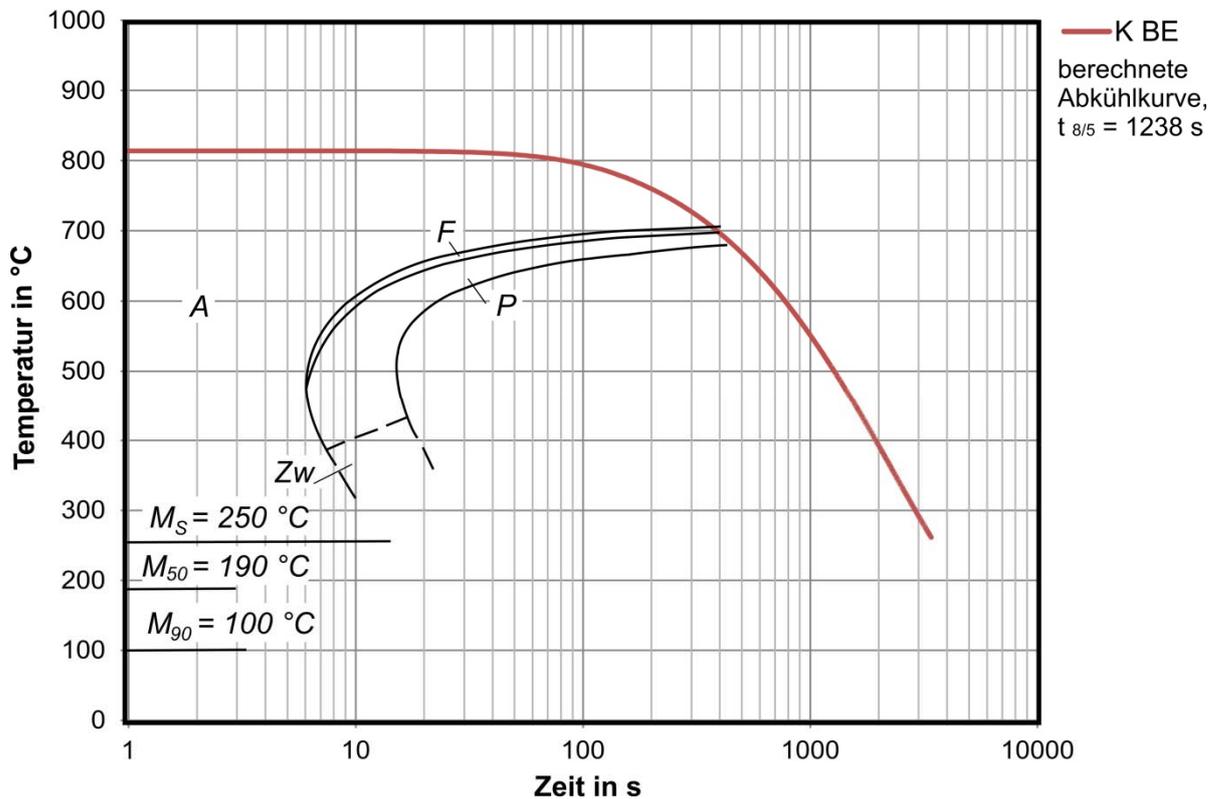


Bild 69. Temperaturverlauf mit der längsten Abkühlzeit $t_{8/5} = 1238$ s

5.7 Schweißfehler

5.7.1 Bindefehler

Wie im Abschnitt 4.7.1 bereits erwähnt wurde, wird eine Aufschmelztiefe der Schienen von mindestens 3 mm als Kriterium für eine Schweißung ohne Bindefehler definiert. Anhand der Ergebnisse der Prozesssimulation des AS-Schweißens kann die Aufschmelztiefe der Schienenenden ermittelt werden.



Bild 70. Aufgeschmolzenes Material einer Schiene: (a) Gesamtansicht, (b) Längsschnitt durch die Symmetrieebene der Schiene

Das aufgeschmolzene Schienenmaterial ist auf dem **Bild 70** in orangener Farbe dargestellt. Hierbei ist zu merken, dass das Aufschmelzen des Grundwerkstoffs auf der Fahrfläche unterschätzt wurde. Dieser Sachverhalt kann dadurch erklärt werden, dass die Vorwärmersimulation den oberen Bereich der Brennerflamme nicht exakt abbilden konnte und damit schon ein niedrigerer Wärmeeintrag für die obere Kante der Schienen berechnet wurde. Die zweite Ursache ist das, dass das Abtragen des Schienenwerkstoffs durch die einfließende Metallschmelze nicht berücksichtigt wurde, um vergleichbare Ergebnisse zu bekommen. Die minimale berechnete Aufschmelztiefe beträgt 8 mm. Damit wird die geforderte Mindesttiefe für die Aufschmelzung der Schiene von 3 mm bei den Simulationsergebnissen mit großer Sicherheit erreicht.

5.7.2 Lunker

Anhand der Ergebnisse der Erstarrungssimulation ist es möglich, die Lunkerbildung in der Schweißung vorauszusagen. In **Bild 71** sind die zum jeweiligen Zeitpunkt noch flüssigen Bereiche dargestellt, wobei bereits erstarrte Bereiche ausgeblendet sind.

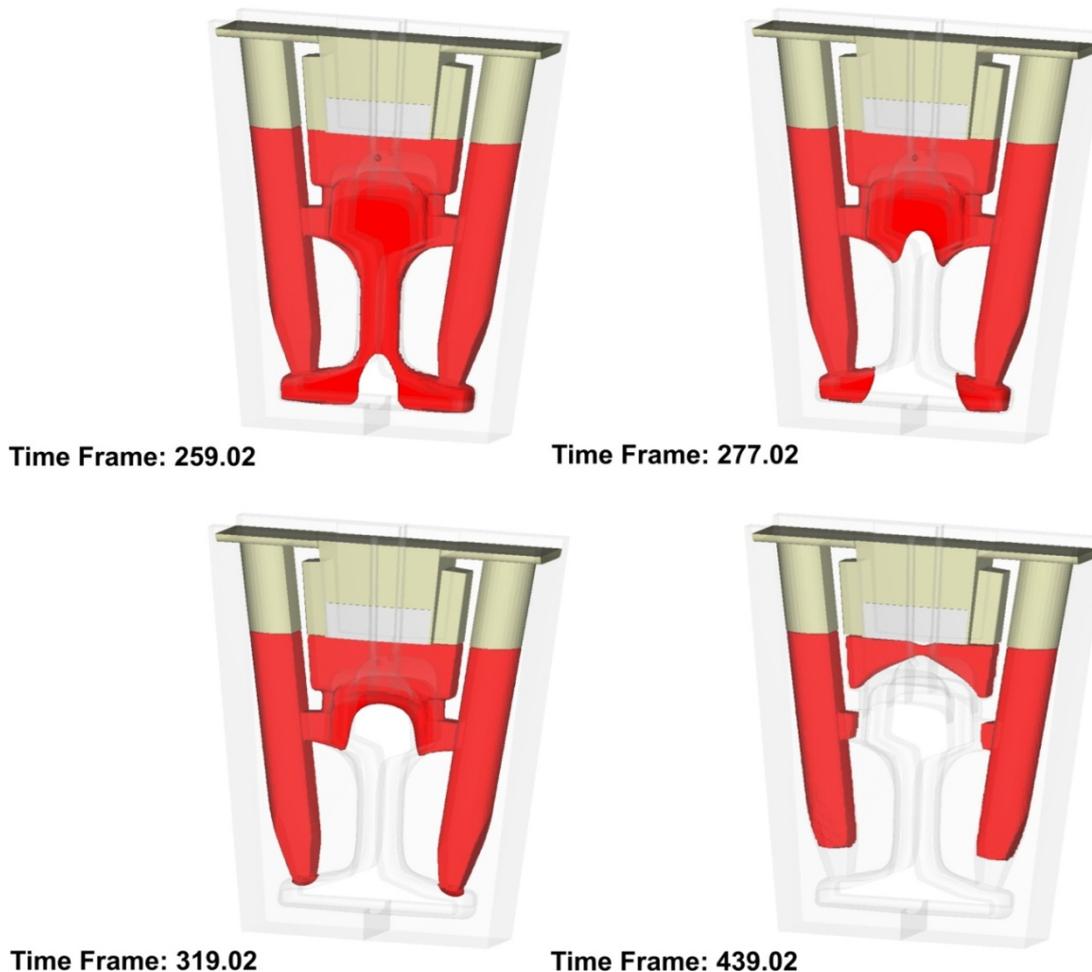


Bild 71. Darstellung der zum jeweiligen Zeitpunkt noch flüssigen Stahlschmelze

Die Erstarrungsfront verschiebt sich von den Schienenenden in die Richtung der Schweißnahtmitte und vom Fußkreuz über den Steg hin in den Schienenkopfbereich. Bei diesem Erstarrungsvorgang wird die Lunkerbildung vermieden, da das Nachfließen des Materials zur kristallisierenden Schicht gewährleistet wird. Außerdem begünstigt die von unten nach oben gerichtete Erstarrung das Entweichen von Gasen und das Aufschwemmen von Schlackenteilchen.

6 Anwendung des entwickelten Modells

In diesem Kapitel werden in Weiterführung des in dieser Arbeit neu entwickelten Simulationsmodells für das aluminothermische Schweißen zwei neuartige Anwendungen dieser Schweißtechnologie aufgezeigt.

6.1 Aluminothermische Schweißtechnologie für bainitischen Schienen

Die steigenden Belastungen im Schienenverkehr haben in den letzten Jahrzehnten zu einer rasanten Entwicklung in der Schienenwerkstofftechnologie geführt.

Der Verschleiß einer Schiene wird im Wesentlichen von der Schienenfestigkeit beziehungsweise von der Härte bestimmt. Die Festigkeit der Schienenstähle kann durch die Verfeinerung der Perlitlamellen erhöht werden. Aus diesem Grund wurden die Entwicklungen von perlitischen Schienenstählen vor allem auf die Erzielung eines feinen lamellaren Gefüges gerichtet. Um diese gewünschte Gefüge zu erreichen werden hauptsächlich zwei Fertigungstechnologien angewendet. Die erste Technologie basiert darauf, dass man bestimmte Legierungselemente im Schienenkopfbereich hinzufügt, ohne dabei den Schienenfuß zu legieren. Dies ermöglicht die Erzielung einer erhöhten Härte im Kopfbereich und gleichzeitig einer guten Duktilität im Fuß der Schiene. Alternativ zur naturharten legierten Sondergüte besteht auch die Möglichkeit, eine hohe Festigkeit durch Wärmebehandlung der Schienen nach dem Walzvorgang zu erzielen. Bei diesem Verfahren ist es üblich, die Wärmebehandlung nur auf den fahrflächennahen Bereich der Schienen zu beschränken [105].

Die Verschleißfestigkeit der oben genannten perlitischen Schienenstähle hat sich im praktischen Einsatz als ausreichend erwiesen. Doch mit der Erhöhung der Standzeit der Schienen kam eine Beschädigung der Oberfläche durch die Rollkontaktermüdung als eine neue Herausforderung hinzu. Um dieses neue Problem zu lösen, wurde die Anwendbarkeit einiger bainitischer Stähle untersucht. Diese bainitischen Schienenstähle sind durch eine hohe Zugfestigkeit von 1350 bis 1550 MPa (siehe **Bild 8**) und eine hohe Bruchdehnung von 12% bis 16 % gekennzeichnet. Die Bruchzähigkeit und die Kerbschlagarbeit dieser besagten bainitischen Schienenstähle sind viel höher als die von kopfgehärteten perlitischen Schienen. Der Verschleißwiderstand weist fast die gleichen Werte wie die von kopfgehärteten perlitischen Schienen auf [110].

Auf dem **Bild 72, a** ist die Mikrostruktur von perlitischem Schienenstahl dargestellt. Der zwischenlamellare Abstand beträgt ca. 0,3 μm , Zementit ist dabei hellblau und Ferrit ist

schwarz dargestellt. **Bild 72, b** zeigt die Mikrostruktur des bainitischen Schienenstahls. Die Breite der roten Schichten beträgt etwa $0,8 \mu\text{m}$. Auf dieser lichtmikroskopischen Aufnahme kann die feine Mikrostruktur des Bainits nicht abgebildet werden, da sie Platten enthält, deren Abmessungen von weniger als $0,2 \mu\text{m}$ aufweisen [111].

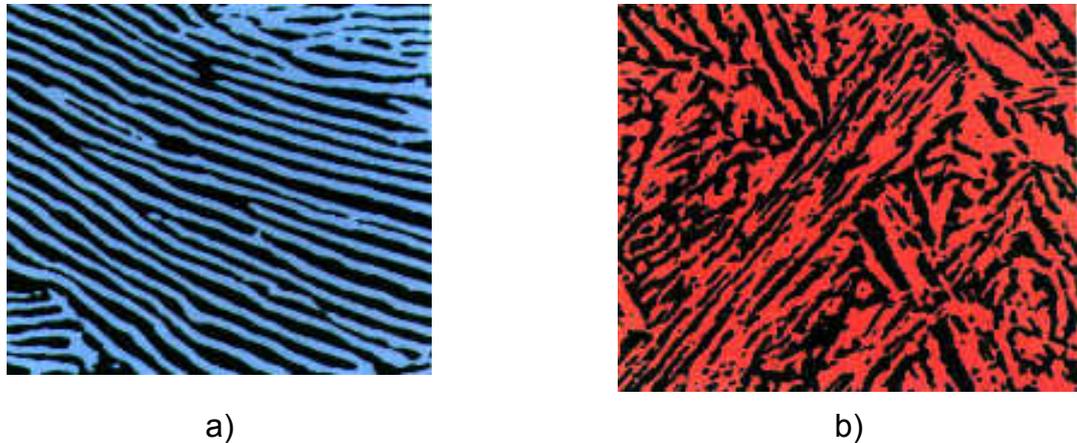


Bild 72. Mikrostruktur von perlitischem (a) und bainitischem (b) Schienenstahl [111]

Der Einsatz der neuen Schienenwerkstoffe macht eine Überprüfung und eventuell auch eine Anpassung der Schweißtechnologien erforderlich.

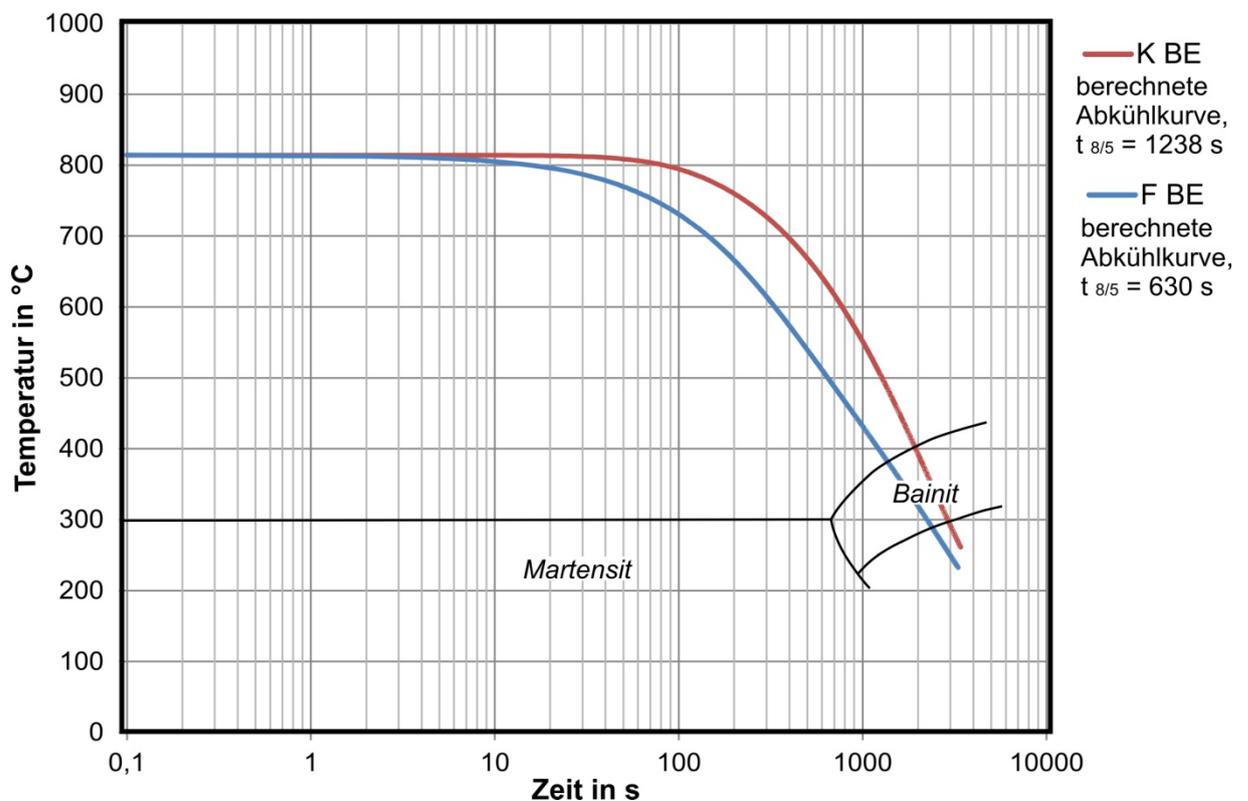


Bild 73. Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm bei $860 \text{ }^\circ\text{C} / 5 \text{ min}$ austenitisierten Schienenstahls der Güte 1400B

Zu diesem Zweck wurden die berechneten Temperaturverläufe beim Thermit-Schweißen auf das ZTU-Diagramm für den Schienenstahl der Güte 1400B aufgetragen (**Bild 73**). Es ist zu erkennen, dass die Kurven durch die Bainitstufe führen, es entsteht ausschließlich ein bainitisches Gefüge. Damit konnte die Möglichkeit der Anwendung des Thermit-Verfahrens für das Verschweißen von bainitischen Schienen dieser Güte nachgewiesen werden. Allerdings sollte man bei den Berechnungen auch die thermo-physikalischen Eigenschaften des jeweiligen Schienenwerkstoffs berücksichtigen, um noch aussagekräftigere Ergebnisse zu erzielen.

6.2 Thermit-Schweißverfahren mit einem Schlackenrückhaltsystem

Die Weiterentwicklung des aluminothermischen Schweißverfahrens konzentriert sich insbesondere auf die Verbesserung der Qualität der Schweißverbindungen, die Reproduzierbarkeit der Schweißergebnisse und die Erhöhung der Arbeitssicherheit. Um diesen Anforderungen gerecht zu werden, wurde ein neuer Verschluss für den Reaktionsiegel entwickelt und patentiert [112]. Beim Einsatz dieses neuartigen Verschlusssystems besteht die Möglichkeit, die Haltezeit nach der aluminothermischen Reaktion zur Trennung von Stahl und Schlacke genau zu kontrollieren und einzustellen.

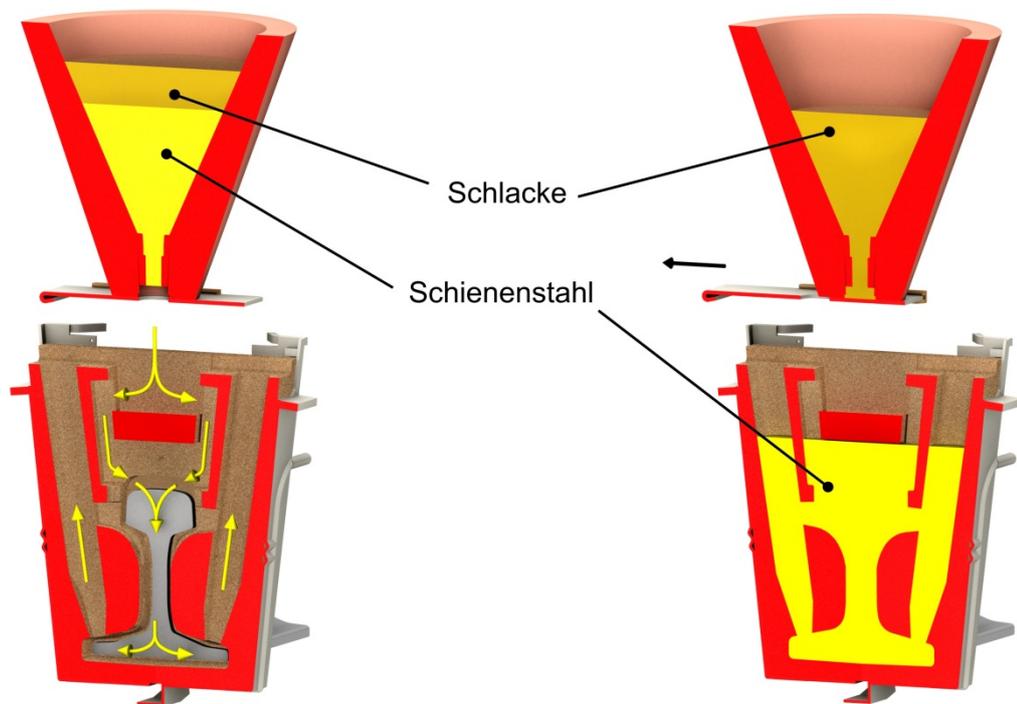
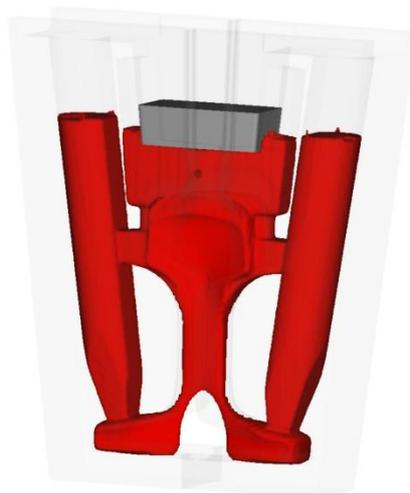


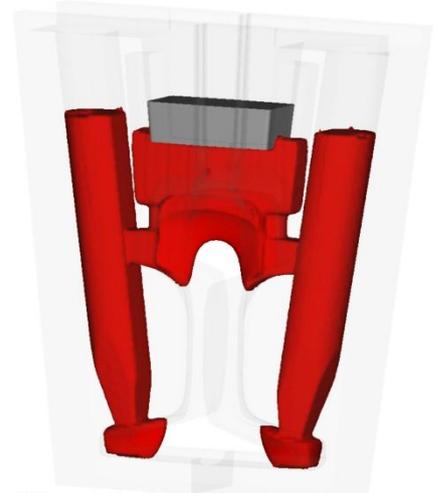
Bild 74. Schema vom Thermit-Schweißverfahren mit einem Schlackenrückhaltsystem

Ein weiterer Vorteil dieser Weiterentwicklung ist die Möglichkeit, durch das Schließen der Ausflussöffnung die Schlacke, die sich infolge der aluminothermischen Reaktion gebildet hat, in dem Tiegel zurückzuhalten und dadurch einer koordinierten Entsorgung zuzuführen. Die Anwendung dieses Tiegelverschlusses gewährt ergo eine größere Sicherheit zur Vermeidung der Schlackeneinschlüsse in der Schweißung und erspart dem Schweißer somit den nicht ungefährlichen Arbeitsabschnitt der Entsorgung der heißen Schlacke aus den Schlackenschalen. Auf dem **Bild 74** ist das Schema vom Thermit-Schweißverfahren mit einem Schlackenrückhaltsystem dargestellt.

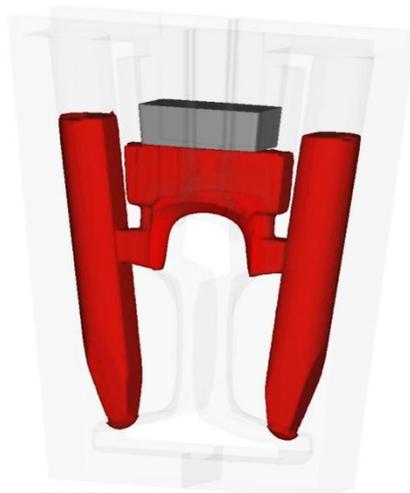
Da die Schlacke nicht mehr in die Gießform eingegossen wird, ändern sich folglich auch die Abkühlbedingungen der Schweißverbindung. Zur Überprüfung des neuen Schweißverfahrens hinsichtlich der Entstehung von Lunkern, Binderfehlern oder einem ungünstigen Gefüge wurde ebenfalls das entwickelte Simulationsmodell eingesetzt.



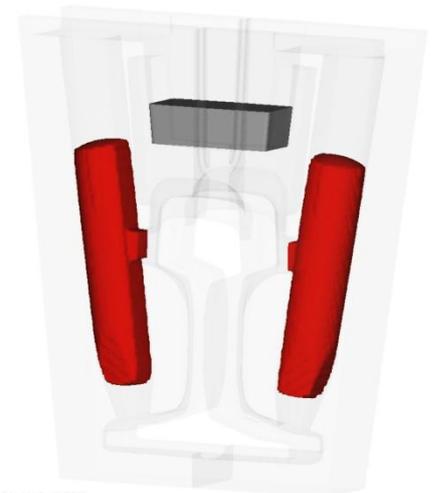
Time Frame: 255.02



Time Frame: 277.02



Time Frame: 319.02



Time Frame: 439.02

Bild 75. Darstellung der zum jeweiligen Zeitpunkt noch flüssigen Stahlschmelze beim Thermit-Schweißen mit einem Schlackenrückhaltsystem

Auf dem **Bild 75** ist der Erstarrungsvorgang bei den neuen Schweißverfahren dargestellt, wobei die bereits erstarrten Bereiche ausgeblendet sind. Es ist zu sehen, dass der Kopfbereich und der Kopfsteiger zwar schneller als bei dem Referenzschweißverfahren (siehe **Bild 71**) erstarren, aber eine Lunkerbildung im Steg- und Fußbereich ist nicht zu erwarten.

Die berechnete minimale Aufschmelztiefe der Schienenenden beträgt beim Schweißen mit dem Schlackenrückhaltssystem 6 mm. Damit wird die geforderte Mindestdtiefe für die Aufschmelzung der Schiene von 3 mm erreicht und daraus lässt sich eine Schweißverbindung ohne Bindefehler voraussagen.

Zur Beurteilung der nach dem Schweißen entstehenden Gefüge wurden die berechnete $t_{8/5}$ -Zeit herangezogen. Wie beim Referenzverfahren kühlt sich auch hier das Metall im Schienenfuß in der Grobkornzone der WEZ am schnellsten und im Kopfbereich in der Feinkornzone der WEZ am langsamsten ab. Die $t_{8/5}$ -Zeiten schwanken zwischen 547 und 990 Sekunden. Diese Werte sind niedriger als beim Referenzschweißverfahren, aber die Abkühlzeiten für den Stahlsorten R260 und R220 sind mit großer Sicherheit ausreichend, und es muss nicht mit Martensit- oder der Bainitbildung gerechnet werden.

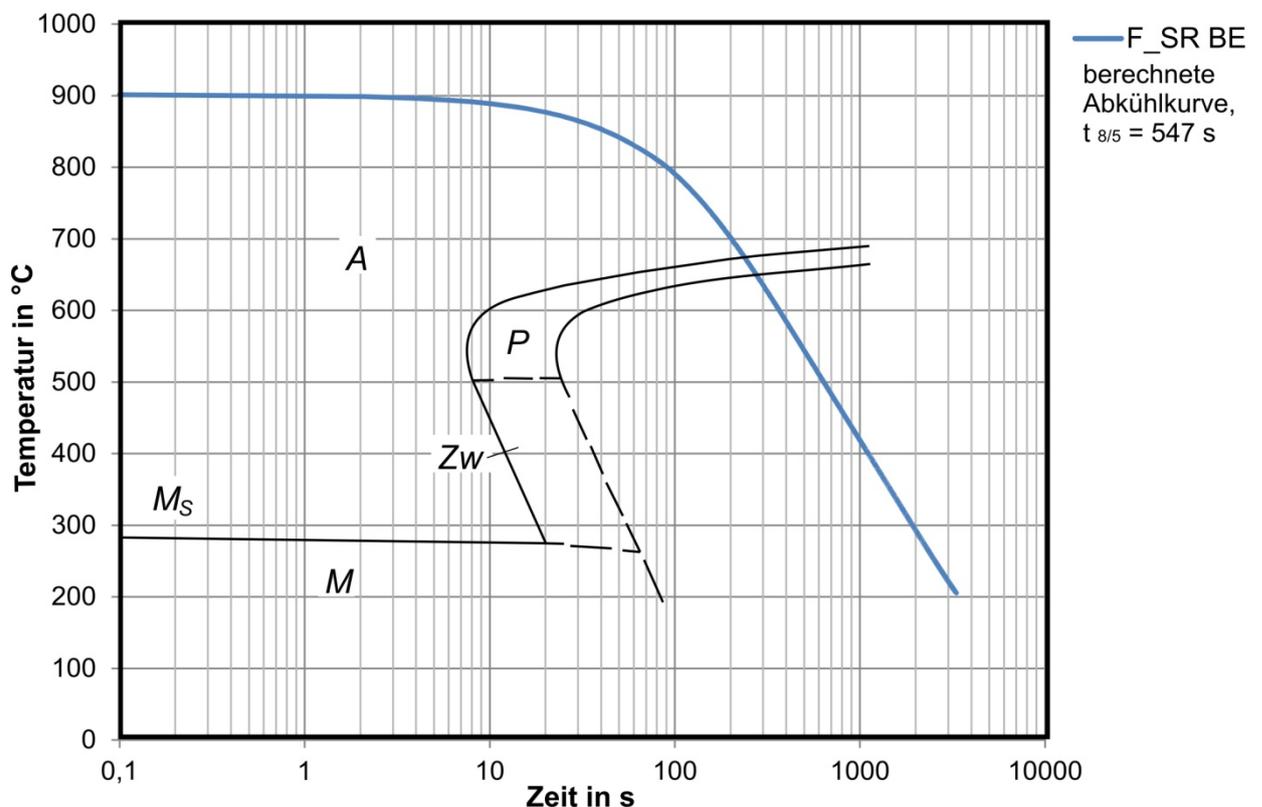


Bild 76. Temperaturverlauf mit der kürzesten Abkühlzeit $t_{8/5} = 547$ s, beim Thermitschweißen mit einem Schlackenrückhaltssystem

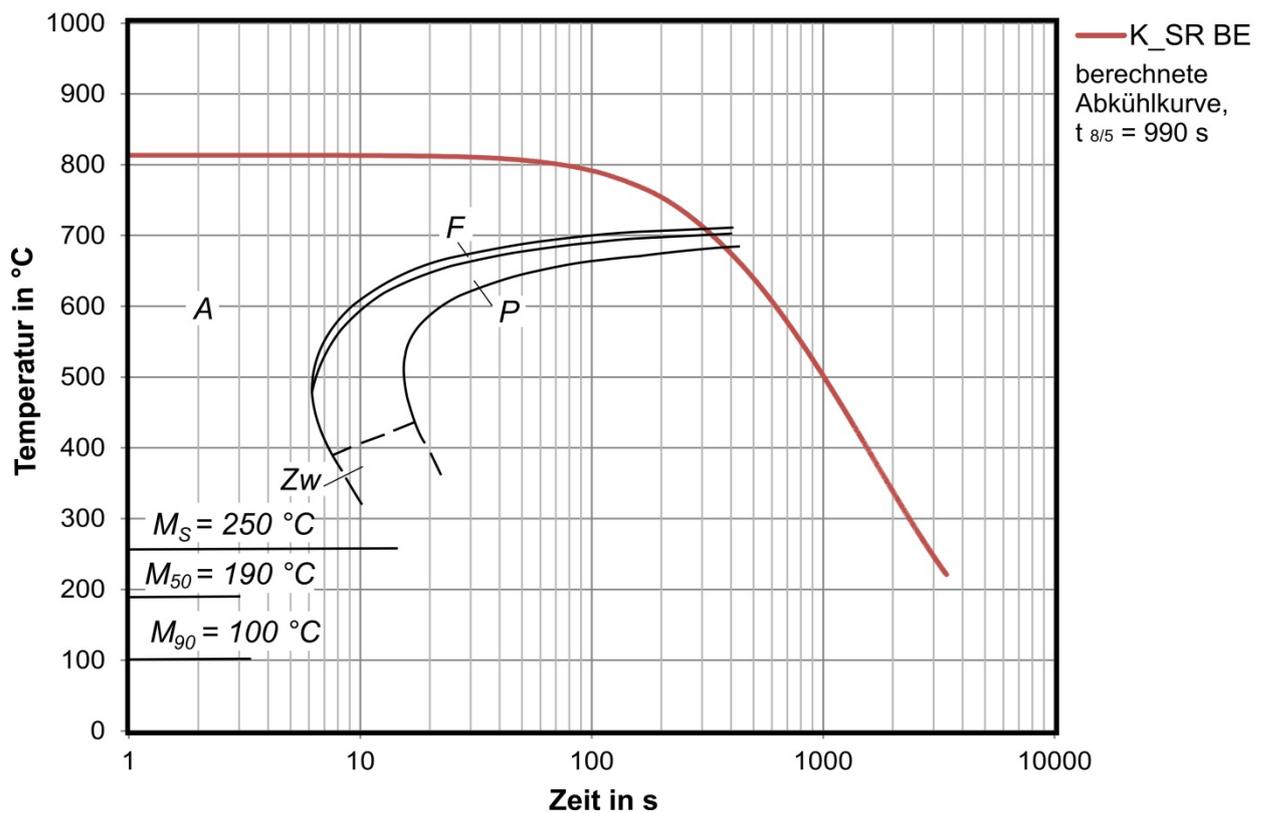


Bild 77. Temperaturverlauf mit der längsten Abkühlzeit $t_{8/5} = 990$ s, beim Thermit-Schweißen mit einem Schlackenrückhaltsystem

Für die zwei Stellen mit dem schnellsten (**Bild 76**) und langsamsten (**Bild 77**) Durchlaufen des Temperaturbereiches von 800 bis 500 °C wurden die jeweiligen Temperaturverläufe aufgetragen.

Die durchgeführten Simulationen für das neue Thermit-Schweißverfahren haben gezeigt, dass in der Schweißverbindung keine Bindefehler, Lunker oder Martensitbildung auftreten werden. Darüber hinaus lassen sich auch gute mechanisch-technologische Eigenschaften für die Schweißverbindung ableiten.

7 Zusammenfassung und Ausblick

Die Weiterentwicklung des Schienenverkehrs stellt neue, höhere Anforderungen an die Schienenschweißtechnik, insbesondere auch an Thermit-Schweißverbindungen. Die Auslegung des Thermit-Schweißverfahrens kann dabei aufgrund der Vielzahl von Prozessparametern und deren Wechselwirkungen nicht allein auf Erfahrungswissen und Vorversuche beschränkt werden.

Ziel vorliegender Arbeit war es daher, die gesamte Prozesskette des aluminothermischen Schweißens von Schienen mit Hilfe der numerischen Simulation nachzubilden. Als Referenzsystem für die Modellentwicklung wurde das Schnellschweißverfahren mit einer kurzen Vorwärmung, das sog. SkV-Schweißverfahren, ausgewählt.

In früheren Arbeiten [29, 34] beschränkte sich die Simulation des Thermit-Schweißprozesses allein auf die Modellierung der Wärmetransportvorgänge. Die Strömungsvorgänge während der Formfüllung wurden bisher nicht modelliert. In den früheren Arbeiten wurde daher die Temperaturverteilung in der Schmelze nach dem Eingießen anhand von experimentellen Untersuchungen ermittelt. Gleichzeitig mussten für die Simulation aber auch teilweise einige Annahmen vorab definiert werden, wodurch die Übertragbarkeit dieser Modelle auf andere Thermit-Schweißverfahren, beispielsweise mit anderen Gießsystemen, nicht ohne weiteres möglich ist.

In vorliegender Arbeit war der Formfüllvorgang dagegen einer der Schwerpunkte der Untersuchungen. Die durchgeführten Formfüllsimulationen haben dabei gezeigt, dass zahlreiche Kanten und mehrfache Umlenkungen der Strömung zur Ausbildung von turbulenten Strömungsverhältnissen und Metallspritzern führen. Dies wiederum führt zu einer erhöhten Gasaufnahme und dadurch erhöht sich die Wahrscheinlichkeit für die Entstehung von Gasporen. Die nach der Formfüllung resultierende Temperaturverteilung mit einem vertikalen Temperaturgradienten erweist sich aber als vorteilhaft, weil sie eine von unten nach oben gerichtete Erstarrung begünstigt und damit das Entweichen von Gasen, das Aufschwimmen von Schlackenteilchen sowie die Speisung von kristallisierenden Schichten gewährleistet.

Die experimentelle Validierung des entwickelten Modells erfolgte anhand von Thermo-elementmessungen im Kopf-, Steg- und Fußbereich der Schienen in verschiedenen Abständen zur Schweißlücke, insgesamt an 56 Messstellen. Obwohl einige Sensoren beim Schweißen erwartungsgemäß aufgrund der höheren Temperaturen, besonderes

in Lückennähe, ausgefallen sind, belegten die aufgenommenen Messsignale eindeutig eine gute Übereinstimmung mit den Simulationsergebnissen.

Ergänzend zu den Thermoelementmessungen wurden Thermographie-Aufnahmen durchgeführt. Diese besagten Untersuchungen umfassten die Bestimmung der temperaturabhängigen Emissionskoeffizienten des Schienenstahls und des Formstoffs, die Aufnahme des Gesamtschweißprozesses mit dem Ziel der Verifizierung des Simulationsmodells sowie die Aufnahmen des Abstichs der Schmelze aus dem Reaktionstiegel. Bei diesen Aufnahmen ist es dank des großen Unterschiedes in den Emissionsgraden zwischen dem flüssigem Stahl und der Schlacke gelungen, die Phasengrenze zwischen dem Thermit-Stahl und der Schlacke beim Ausgießen aus dem Tiegel nachzuweisen. Dabei wurde festgestellt, dass der Stahl und die Schlacke nach dem Ablauf der Haltezeit im Tiegel vollständig voneinander getrennt sind und während des Auslaufs aus dem Tiegel es zu keiner Vermischung der beiden Materialien kommt.

Auf der Grundlage der Prozesssimulation erfolgte weiterhin die Berechnung der Form und der Abmessung der Schweißnaht sowie der Wärmeeinflusszone. In der Wärmeeinflusszone bilden sich durch den Wärmeeintrag beim Schweißen Zonen mit unterschiedlichem Gefüge aus. Anhand des berechneten Temperaturgeschehens und der Spitzentemperaturen konnte die Lage und die Ausdehnung dieser einzelnen Gefügezonen ermittelt werden.

Von besonderer Bedeutung ist dabei die Kenntnis der Lage der Grobkornzone, die aufgrund der Überhitzung des Grundwerkstoffs entsteht und sich negativ auf die mechanischen Eigenschaften des Schienenstahls auswirkt. Hier wird auch die Bildung von Martensit und Bainit bei der Abkühlung begünstigt. Ferner wurde anhand des Simulationsmodelles auch die weichgeglühte Zone am äußeren Rand der WEZ ermittelt. Hierbei verliert der Grundwerkstoff in seinen Härte- und Festigkeitswerten, was wiederum zur Herabsetzung des Verschleißwiderstands führt. Die Simulationsergebnisse wurden mit den aus den Schweißungen entnommenen und metallographisch präparierten Proben verglichen. Zwischen der Simulationsrechnung und den experimentellen Untersuchungen konnte erneut eine gute Übereinstimmung festgestellt werden.

Die Berechnung der Gefügebestandteile basierte auf den charakteristischen Abkühlzeiten $t_{8/5}$ und den ZTU-Schaubildern für die Stahlgüte R260. Die kürzeste $t_{8/5}$ -Zeit wurde an der Fußunterseite der Schiene in der Grobkornzone der WEZ, die längste Abkühlzeit im Kopfbereich in der Feinkornzone ermittelt. Die Abkühlzeiten schwanken bei

dem SkV-Schweißverfahren zwischen 630 und 1238 Sekunden. Diese Abkühldauer ist für den Stahl der Güte R260 sowie der Güte R220 mit großer Sicherheit für eine Gefügewandlung in die Gefügebestandteile Ferrit und Perlit ausreichend; mit Martensit- oder Bainitbildung muss nicht gerechnet werden. Daraus lassen sich günstige Eigenschaften der Schweißverbindung ableiten. Die aus dem Schweißgut und der WEZ entnommenen und metallographisch untersuchten Proben wiesen ebenfalls ein ferritisch-perlitisches Gefüge auf.

Weitere Untersuchungen zielten auf die Vorhersage einiger Fehler in den aluminothermischen Schweißungen ab. Als Kriterium für einen Bindefehler wurde eine Aufschmelztiefe der Schienenenden von weniger als 3 mm definiert. Die minimale berechnete Aufschmelztiefe der Schienen betrug jedoch 8 mm. Damit wurde die geforderte Mindesttiefe für die Aufschmelzung mit großer Sicherheit erreicht. Nach den Simulationsergebnissen wird die Lunkerbildung in Thermit-Schweißungen ebenfalls vermieden, da aus der Erstarrungssimulation hervorgeht, dass das Nachfließen des Materials zur kristallisierenden Schicht während der Erstarrung gewährleistet ist.

Mit der vorliegenden Arbeit wurde erstmals ein umfassendes System zur Beschreibung des aluminothermischen Schweißens erstellt, mit dem neben dem Prozessablauf hinsichtlich des Formfüllvorgangs und des Temperaturgeschehens auch wichtige Eigenschaften der Schweißverbindung in Bezug auf deren Gefügeausbildung und damit zugleich auf deren Festigkeitseigenschaften berechnet werden können.

Die Anwendung des entwickelten neuartigen Simulationsmodells in der Praxis wird nach Auffassung der Autorin das aluminothermische Schweißen hauptsächlich in den folgenden zwei Richtungen wesentlich beeinflussen:

1. Mit dem entwickelten Modell eröffnen sich neue Möglichkeiten einer gezielten Verbesserung der SkV-Schweißtechnologie. Für die Zukunft werden dabei die folgenden Optimierungspotenziale gesehen:
 - eine weitere Verbesserung der Qualität der Thermit-Schweißungen,
 - eine Erhöhung der Energieeffizienz durch die Reduzierung von Zeiten ohne Energiezufuhr und eine neuartige Anwendung von alternativen Vorwärmverfahren,
 - die Reproduzierbarkeit der Schweißergebnisse,

- eine Verbesserung der Arbeitsbedingungen durch die Verringerung der Anzahl der manuell ausgeführten Tätigkeiten und den Einsatz des neu entwickelten Schlackenrückhaltsystems.
2. Das neue Modell erlaubt eine Überprüfung der Eignung und darüber hinaus auch eine Anpassung der Schweißtechnologie an neue Schienenwerkstoffe, insbesondere an feinperlitierte Schienen und an bainitische Stähle.

Somit hat das entwickelte Simulationsmodell einen Beitrag zur theoretischen Weiterentwicklung und praktischen Anwendung des aluminothermischen Schweißens geleistet.

8 Literaturverzeichnis

- [1] Bergmann, W.: Werkstofftechnik 2: Werkstoffherstellung- Werkstoffverarbeitung- Werkstoffanwendung. Hanser, 2009.
- [2] Günther, W.; Proschek, F.: Die aluminothermische Schweißung. Veb Carl Marhold Verlag, Halle (Saale), 1959.
- [3] Rao, P.: Manufacturing technology: foundry, forming and welding. McGraw-Hill, 1999.
- [4] Brumbaugh, E. J.: Welder's Guide. Howard W Sams, U.S, 1973.
- [5] Hart, N. R.: Thermit Welding Process. Lindsay Publications, Bradley, 1983.
- [6] Lee, F. T.: Managing Thermite Weld Quality for Railroads. Welding Journal (2006), S. 24 – 29.
- [7] Manzke, S.: Analyse des Vorwärmverfahrens bei dem aluminothermischen Schweißen, Diplomarbeit, Technische Universität Bergakademie Freiberg, 2010.
- [8] Webster, P. J. et al.: Residual stresses in alumino-thermic welded rails. Journal of Strain Analysis for Engineering Design 32 (1997) 6, S. 389 – 400.
- [9] Cannon, D. F. et al.: Rail defects: an overview. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 26 (2003) 10, S. 865 – 886.
- [10] Offereins G. A.; Mutton P. J.: Recent Experiences with the Performance of Aluminothermic Rail Welds under High Axle Loads. 13th International Rail Track Conference, Canberra, 2001.
- [11] Ilic, N.; Jovanovic, M. T. et al.: Microstructural and Mechanical Characterization of Postweld Heat-Treated Thermite Weld in Rails. Materials Characterization 43 (1999) 4, S. 243 – 50.
- [12] Sawley, K.; Reiff, R.: Rail Failure Assessment for the Office of the Rail Regulator. Transportation Technology Center, Inc. A subsidiary of the association of American Railroads, Pueblo, 2000.
- [13] Goldschmidt, K.: Aluminothermie. Hirzel, Leipzig, 1925.
- [14] Wartenberg, H. V.; Wehner, G.: Die Temperatur der Eisenthermit-Reaktion. Zeitschrift für Elektrochemie und angewandte physikalische Chemie 42 (1936) 6, S. 293 – 98.

- [15] Ahlert, W.: Die Thermiterschweißung. In: Erdmann-Jesnitzer, F. (Hrsg.): Werkstoff und Schweißung. Berlin, 1951.
- [16] DIN EN 13674-1:2008-01 (D): Bahnanwendungen – Oberbau – Schienen – Teil 1: Vignolschienen ab 46 kg/m.
- [17] Dienstvorschrift DB AG 824.5510 "Verbindungsschweißungen".
- [18] Arbeitsanweisung SkV-Elite, SkV, LSV für DB AG als Zusatz zur Ril 824.5510 "Verbindungsschweißungen". ELEKTRO-THERMIT GmbH & Co KG, 2010.
- [19] Schäffer, T.: Schweißverfahren mit Kurzvorwärmung (SkV), 2009. <http://gleisbauwelt.de/site/schweissen/schweissverfahren.htm>.
- [20] Schutzrecht DE 4319417C1. Verfahren zur Zwischengußschweißung feinperlitisierter Schienen, 04.08.1994.
- [21] DIN EN 14730-1:2006+A1:2010 (D): Bahnanwendungen – Oberbau – Aluminothermisches Schweißen von Schienen – Teil 1: Zulassung der Schweißverfahren.
- [22] Fendrich, L (Hrsg.): Handbuch Eisenbahninfrastruktur. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007.
- [23] Lücking, L.: Aktuelle Fragen der Oberbautechnologie, DB Netz AG, 2010.
- [24] Köstermann, H.; Meißner, K.; Sladek, H.: Handbuch der Schienentechnik. Werkstoffe, Herstellung und Bearbeitung, Qualitätssicherung. Verl. für Schweißen und Verwandte Verfahren, DVS-Verl., Düsseldorf, 2008.
- [25] Schroeder L.C.; Poirier D.R.: The mechanical properties of thermite welds in premium alloy rails. Materials Science and Engineering 63 (1984) 1, S. 1 – 21.
- [26] Myers J.; Geiger G. H.; Poirier D. R.: Structure and properties of thermite rail welds, Weld. J., Weld. Res. Suppl., 61 (1982).
- [27] Chen, Y.; Lawrence, F. V.: Porosity in Thermite Welds. Civil and Environmental Engineering Department, University of Illinois at Urbana-Champaign, Urbana, 2001.
- [28] Gutscher, D.: Analysis of the thermit welds in high-carbon rail steels. Railway track & structures (2011) 3, S. 16 – 18.

- [29] Chen, Y.R.; Lawrence, V.F.; Barkan, P.L.C.: A heat transfer modeling study of Rail Thermite Welding. University of Illinois at Urbana Champaign, 2004.
- [30] Sonon D. E. et al.: A metallurgical examination of control-cooled, carbon-steel rails with service developed defects. In: Stone, D. H.; Knupp G. G. (Hrsg.), Rail Steels - Developments, Processing, and Use, ASTM Spec. Tech. Publ. 644, 1978, S. 99 – 117.
- [31] Kuster, F.; Skreba, G.; Steinhorst, M.: Verfahren zur Wärmebehandlung einer durch Zwischengußverschweißung hergestellten Schienenverbindung und Vorrichtung zur Durchführung des Verfahrens mit bestimmter Brenneranordnung, Patent DE 19619171C1, 1997.
- [32] Rajanna, S.; Shivanand H. K.: Improvement in Mechanical Behavior of Expulsion with Heat treated Thermite Welded Rail Steel. World Academy of Science, Engineering and Technology (WASET) 60 (2009), S. 558 – 562.
- [33] Schroeder L.C.; Poirier D.R.: Improving the Structure and Properties of Thermite Weld Metal. Materials Science and Engineering 63 (1984) 1, S. 23 – 33.
- [34] Jha, B.: Thermit welding of rail steel. Dissertation, Illinois Institute of Technology, 1989.
- [35] Lawrence, F. V.; Ross E.T.: Reliability of Improved Thermite Welds. IDEA Program final report for the period January 2002 through June 2004. University of Illinois at Urbana Champaign, 2004.
- [36] Fry, G.T.; Lawrence, F.V.; Robinson A.R.: A model for fatigue defect nucleation in thermite rail welds. Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. 19 (1996) 6, S. 655 – 668.
- [37] Radaj, D.; Vormwald, M.: Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010.
- [38] Jezzini-Aouad, M. et al.: Improving fatigue performance of alumino-thermic rail welds. Applied Mechanics and Materials 24-25 (2010) S. 305 – 310.
- [39] Aluminothermic Weld Defects. Welding Technology Institute of Australia, 2006.
- [40] Untersuchungsbericht "Entgleisung Zug 48246", Bundesanstalt für Verkehr, Unfalluntersuchung Fachbereich Schiene, Österreich, 2006.

-
- [41] Schutzrecht AT 408 731 B. Reaktionstiegel für eine aluminothermische Schienenschweißvorrichtung. 13.10.1997.
- [42] Schutzrecht DE 199 80 928 B4. Transportabler Reaktionstiegel, für eine metallothermische Schweißportion zum einmaligen Gebrauch. 31.10.2007.
- [43] Schutzrecht DE 20 2011 004 493 U1. Tiegel für aluminothermische Schweißungen. 30.06.2011.
- [44] Schutzrecht DE 19849454 A1. Verfahren zur aluminothermischen Verbindungsschweißung zweier auf Lücke verlegter Schienen und Gießform zur Durchführung des Verfahrens. 28.10.1998.
- [45] Schutzrecht WO 01/78936 A1. Vorrichtung zur aluminothermischen Verschweißung zweier Schienenenden. 04.04.2001.
- [46] Schutzrecht JP 2008137053 A. Thermit welding method for rail. 19.06.2008.
- [47] Schutzrecht JP 2008274745 A. Long welded rail and manufacturing method for the same. 13.11.2008.
- [48] Schutzrecht JP 2007175707 A. Method of improving fatigue strength in rail weld zone. 12.07.2007.
- [49] Schutzrecht WO 2010/037362 A. Verfahren zum verbinden zweier Schienenenden sowie Vorrichtung zur Vibrationsbelastung von Schienenenden. 08.04.2010.
- [50] Schutzrecht DE 196 37 283 A1. Verfahren und Vorrichtung zum Verschweißen kopfgehärteter Schienen. 26.03.1998.
- [51] Schutzrecht CA 2214054C. Process for the aluminothermic welding of rails with alloying of the weld metal in the rail head region. 13.04.2004.
- [52] Schutzrecht WO 2004035254 A1. Verfahren und Vorrichtung zum Verschweißen kopfgehärteter Schienen mit getrennten Legierungszusätzen. 29.04.2004.
- [53] Schutzrecht DE 102 47 751 B4. Verfahren und Vorrichtung zum Verschweißen kopfgehärteter Schienen. 08.09.2005.
- [54] HPW - High Performance Weld. Elektro-Thermit GmbH & Co. KG, 2010.
- [55] Schutzrecht DE 4006071. Verfahren zur Zwischengußschweißung feinperlitisierter Schienen. 29.08.1991.

- [56] Schutzrecht EP628374B1. Verfahren zur Zwischengußschweißung feinperlitisierter Schienen. 04.12.1996.
- [57] Schutzrecht AT 446158 E. Form zum aluminium-thermoschweißen von Eisenbahnschienen, von denen mindestens eine abgenutzt ist. 15.11.2009.
- [58] Schutzrecht US 7641168 B2. Mould for aluminothermic welding of railway rails, at least one of which is worn. 05.01.2010.
- [59] Scheib, H.: Untersuchung des Zusammenhangs zwischen Erstarrung, Abkühlung, Gefüge und mechanischen Eigenschaften von dünnwandigen GJV-Gussbauteilen. Dissertation Otto-von-Guiricke-Universität Magdeburg, Shaker Verlag, 2007.
- [60] Pokora, E.; Huynh-Nguyen H.; Klein F.: Ergebnisse der numerischen Simulation der Formfüllung und Wärmeübertragung. Giesserei-Praxis (2004) 7, S. 277 – 283.
- [61] Schäfer, M.: Numerik im Maschinenbau. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1999.
- [62] Elender, E.; Sturm, J.: Gießtechnische Simulation. Giesserei 96 (2009) 5, S. 94 – 109.
- [63] Overfelt, T.: A note on the sensitivity of solidification models to thermophysical properties. Metallurgical and Materials Transactions B 25 (1994), S. 154 – 57.
- [64] Todte, M.: Prognose der mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Gußteilen durch numerische Simulation des Erstarrungsprozesses. Dissertation, Otto-von-Guiricke-Universität, Magdeburg, 2003.
- [65] Heckel, T.; Klein F.: Formfüllung und Erstarrung beim Druckgießen – ein Vergleich zwischen Versuch und Simulation. Druckguss-Praxis (2003) 2, S. 77 – 85.
- [66] Bähr, R.; Tuchkova, N.: Lebensdauervorhersage von Aluminium-Gussteilen auf Basis der Gieß- und Erstarrungssimulation. In: Forschung in Bewegung . – Magdeburg : Univ., S. 321-328, 2009 Kongress: Magdeburger Maschinenbau-Tage.

- [67] Polianska, O.; Tuckova, N.: Prediction of mechanical properties and lifetime of thin-walled aluminium castings. In: International PhD Foundry Conference. – Brno, insges. 8 S., 2009 Kongress: International PhD Foundry Conference.
- [68] Bähr, R.; Stroppe, H.: Hohe Gussteilqualität durch gute gießtechnologische Eigenschaften der Schmelze. *Mitteldeutsche Mitteilungen* 18 (2009), S. 14 – 15.
- [69] Hahn, I.; Hartmann, G.: Selbsttätige rechnerische Optimierung im Druckgießprozess. *Giesserei* 95 (2008) 9, S. 36 – 45.
- [70] Hartmann G.; Busch G.; Petkovic I.: Autonome rechnerische Speiseroptimierung an komplexen Modellplatten: Herstellung von Gussteilen aus Gusseisenlegierungen: die zweite Generation der Giesssimulation, *Giesserei*, 91 (2004) 10, S. 22 – 30.
- [71] Seefeldt, R.; Sturm, J.: Aus Eins mach Zwei, *Giesserei*, 94 (2007) 4, S. 34 – 40.
- [72] Kokot V.; Bernbeck, P.: Integration and application of optimization algorithms with casting process simulation, *Proceedings of Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes X*, Destin, USA, 2003.
- [73] Mehmert, P.: Numerische Simulation des Metallschutzgasschweißens von Grobblechen aus un- und niedriglegiertem Feinkornbaustahl. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 2003.
- [74] DIN EN ISO 6507-1: 2005: Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers – Teil 1: Prüfverfahren.
- [75] Baehr, H .D.; Stephan, K.: Wärme- und Stoffübertragung. Springer-Verlag Heidelberg, 1998.
- [76] Böckh, P.: Wärmeübertragung: Grundlagen und Praxis. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2006.
- [77] Volkova, O.: Mathematische Modellierung und experimentelle Untersuchungen der Schnellerstarrung von Stählen. Dissertation, Technische Universität Bergakademie Freiberg, 2002.
- [78] Pokriefke, G.: Numerische Analyse reibungsbehafteter Strömungen in teilgefüllten Extrudern. Dissertation, Universität der Bundeswehr Hamburg, 2005.
- [79] Winterscheidt, D.; Huang, G.: Fundamentals of casting process modeling. In: *Modeling for Casting and Solidification Processing*. CRC Press 2001.

-
- [80] Reek, R.: Optimierung des Füll- und Härtungsvorgangs von Gießereisandkernen durch 3-D-Simulation der Strömungsvorgänge. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 2004.
- [81] Reikher, A.; Barkhudarov, M. R.: Casting: An Analytical Approach (Engineering Materials and Processes). Springer, 2007.
- [82] Hirt, C.W; Sicilian, J.M.: A Porosity Technique for the Definition of Obstacles in Rectangular Cell Meshes. Fourth Int. Conf. Ship Hydrodynamics, Washington, DC, 1985.
- [83] Hirt, C. W.; Nichols, B. D.: Volume of Fluid (VOF) Method for the Dynamics of Free Boundaries. Journal of Computational Physics 39 (1981), S. 201– 225.
- [84] Rider, W. J.; Kothe, D. B.: Reconstructing Volume Tracking. Journal of Computational Physics 141 (1998) 2, S. 112 – 52.
- [85] Flow3D. User's Manual, Flow Science, Santa Fe, N. M., USA.
- [86] Heckel, T; Klein, F.: Simulation der Vorgänge beim Kokillengießen. Giesserei-Praxis (2004) 7, S. 263 – 268.
- [87] Hantusch, J; Angenendt, W; Elste, J: Mündliche und schriftliche Mitteilungen von Mitarbeitern der Elektro-Thermit GmbH und Co. KG, Dezember 2009 bis Juni 2010.
- [88] Goldschmit, M. et al.: Modelling of liquid steel flow with free surface. Progress in Computational Fluid Dynamics 4 (2004) 1, S. 12 – 19.
- [89] Huang, X.: Modeling of Transient Flow Phenomena in Continuous Casting of Steel. Canadian Metallurgical Quarterly, 37 (1998), S. 197 – 212.
- [90] Li, Z. et al.: Determination of the surface tension of liquid stainless steel. Journal of Materials Science 40 (2005), S. 2191 – 2195.
- [91] Pehlke, R.D. et al.: Summary of Thermal Properties For Casting Alloys and Mold Materials, University of Michigan, 1982.
- [92] Thomas, B. G.: Investigation of Panel Crack Formation in Steel Ingots using Mathematical and Physical Models. Dissertation, University of British Columbia, Canada, 1982.
- [93] Szekely, J.; Themelis, N. J.: Rate Phenomena in Process Metallurgy. Wiley Interscience, New York 1971.

- [94] VDI-Wärmeatlas: Berechnungsblätter für den Wärmeübergang (VDI-Buch) (German Edition). Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 1997.
- [95] Oliver, M.A.: The Variogram and Kriging. In: Fischer, M. (Hrsg.): Handbook of Applied Spatial Analysis: Software Tools, Methods and Applications. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010.
- [96] Sibson, R.: A brief description of natural neighbor interpolation. In: Barnett, V. (Hrsg.): Interpreting Multivariate Data, Wiley, Chichester (1981).
- [97] Okabe, A.: Spatial tessellations: concepts and applications of Voronoi diagrams. Wiley, 2000.
- [98] Surhone, L. et al.: Nearest - Neighbor Interpolation. VDM Verlag Dr. Müller AG & Co. Kg, 2010.
- [99] Hemsley, R.: Interpolation on a magnetic field. Bristol University, Tech. Rep., 2009.
- [100] Mende, D.; Simon G.: Physik: Gleichungen und Tabellen. VEB Fachbuchverlag Leipzig, 1981.
- [101] Holman, J.P.: Heat Transfer, sixth Edition, McGraw-Hill, 1986.
- [102] Künne, B.: Einführung in die Maschinenelemente. Vieweg +Teubner, 2001.
- [103] Seidel, W.: Werkstofftechnik: Werkstoffe – Eigenschaften – Prüfung – Anwendung. Hanser Verlag, 2007.
- [104] Dilthey, U.: Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, Band 2. Springer, 2005.
- [105] Schutzrecht DE 4319165C1. Verfahren zur Zwischengußschweißung feinperlitisierter Schienen, 18.08.1994.
- [106] Fahrenwaldt, H. J. et al.: Werkstoffe und Schweißen. In: Praxiswissen Schweißtechnik, 2006.
- [107] Vinokur, B. B.; Kasatkin, O. G.; Kondratyuk, S. E.: Calculation models for determining the mechanical properties of structural steels. Metal Science and Heat Treatment 31 (1989), S. 79 – 83.

-
- [108] Heller, W.; Beck, G.: Umwandlungsverhalten der Schienenstähle und Folgerungen für das Schweißen und Brennschneiden. Archiv für das Eisenhüttenwesen, 39 (1968) 5, S. 375 – 386.
- [109] Pasquale, P.: Numerische Simulation schweißtechnischer Fertigungsschritte. Dissertation, Fraunhofer Institut Werkstoffmechanik, 2001.
- [110] Xiao-fei, L.; Langenberg, P.: Recent Developments of Modern Rail Steels, IEHK, RWTH Aachen University of Technology, Germany.
- [111] Yates, K.: Innovation in Rail Steel. Science in Parliament, July/August (1996).
- [112] Schutzrecht DE 202011004494U1. Verschluss für einen Reaktionstiegel, 30.06.2011.

9 Abbildungs- und Tabellenverzeichnis

9.1 Abbildungsverzeichnis

Bild 1. Gießschema beim SkV-Schweißverfahren

Bild 2. Ausrichten der Schienen

Bild 3. Ansetzen (a) und Abdichten (b) der Formen

Bild 4. a) Vorwärmung der Schienenden; b) Positionierung des Reaktionstiegels

Bild 5. a) Ablauf der aluminothermischen Reaktion; b) Füllung der Gießform

Bild 6. Bearbeitung der Schweißung

Bild 7. Metallographisch präparierter Längsschnitt durch die Symmetrieebene einer Schiene

Bild 8. Festigkeiten der Schienenwerkstoffe

Bild 9. Gefüge des Schienenstahls R260 mit einem C-Gehalt von etwa 0,7%

Bild 10. Wärmeeinflusszone a) mit perlitischem Gefüge und lamellarem Zementit, b) mit globularem Zementit

Bild 11. a) Interdendritische Porosität; b) Aluminiumoxideinschlüsse (REM)

Bild 12. Typischer Härteverlauf in einer Schweißung in Schienenlängsrichtung

Bild 13. Bindefehler im Schienenfuß

Bild 14. Lunker im Fußbereich einer aluminothermischen Schweißung, verursacht durch eine unzureichende Vorwärmung

Bild 15. Gefügebildung einer aluminothermischen Schweißung nahe dem Bruchausgang. Perlit mit bainitischen und martensitischen Bereichen, interdendritischer Martensit (bläulich)

Bild 16. Thermit-Schweißen von kopfgehärteten Schienen

Bild 17. Versuchsstand für die Thermoelementmessungen

Bild 18. Anordnung der Thermoelemente

Bild 19. Kodierung der gemessenen Temperaturverläufe

Bild 20. Längsschnitt durch die Schweißung

Bild 21. Probenlage für die Härtemessungen

Bild 22. Abkühlung eines Körpers an ruhender Luft

Bild 23. a) Grobes Netz, b) verfeinertes konventionelles FDM-Netze, c) FDM-Netz in Verbindung mit FAVOR-Methode

Bild 24. Modellgeometrie

Bild 25. Thermophysikalische Eigenschaften des Schienenstahls

Bild 26. Thermophysikalische Eigenschaften des Formstoffes

Bild 27. Thermophysikalische Eigenschaften der Schlacke

Bild 28. Übertragung des Temperaturfeldes von einem unstrukturierten zu einem strukturierten Gitter

Bild 29. Vorgehensweise bei der Datenübergabe von STAR-CCM+ in FLOW-3D

Bild 30. a) Lang-Zeit-Tiegel; b) Euro-Tiegel

Bild 31. Berechnete Ausströmgeschwindigkeit der Schmelze aus einem Euro-Tiegel und aus einem Lang-Zeit-Tiegel

Bild 32. Geforderte Aufschmelztiefe der Schienenden

Bild 33. Isolierter Bereich mit flüssigem Metall

Bild 34. Gefügezonen in der WEZ und Zuordnung der einzelnen Bereiche zum metastabilen Eisen-Kohlenstoff-Diagramm am Beispiel eines Stahles mit etwa 0,7 % Kohlenstoffgehalt

Bild 35. Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild bei 840 °C / 15 min austenitisierten Schienenstahls der Güte R260

Bild 36. Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild des bei 1300 °C / 1 min austenitisierten Schienenstahls der Güte R260

Bild 37. Thermographie-Aufnahmen vom Auslauf des Gießstrahls aus einem Euro-Tiegel (a) und aus einem Lang-Zeit-Tiegel (b)

Bild 38. Thermographisch ermittelte Temperaturänderung im Gießstrahl beim Auslauf der Thermit-Schmelze aus einem Euro-Tiegel und aus einem Lang-Zeit-Tiegel

Bild 39. Temperaturverteilung in den Schienen und der Gießform vor Beginn der Formfüllung

Bild 40. Formfüllvorgang (Geschwindigkeit in mm/s)

Bild 41. Formfüllvorgang (Temperatur in °C)

Bild 42. Vergleich der thermographisch ermittelten Temperaturen (oben) und Simulationsergebnis (unten)

Bild 43. Erstarrungsvorgang (Querschnitt durch die Schweißmitte; Temperatur in °C)

Bild 44. Temperaturverläufe für die Messstellengruppe F1 während des gesamten Schweißprozesses bei dem Versuch 2

Bild 45. Temperatur der Messstellengruppe K2 05 bei den Versuchen 1 bis 4 und die numerische Lösung

Bild 46. Temperatur der Messstellengruppe S1 10 bei den Versuchen 1 bis 4 und die numerische Lösung

Bild 47. Temperatur der Messstellengruppe F1 20 bei den Versuchen 1 bis 4 und die numerische Lösung

Bild 48. Temperatur der Messstellengruppe F2 40 bei den Versuchen 1 bis 4 und die numerische Lösung

Bild 49. Kohlenstoffgehalt im Grundwerkstoff und im Schweißgut von Schweißungen 1 bis 4

Bild 50. Mangengehalt im Grundwerkstoff und im Schweißgut von Schweißungen 1 bis 4

Bild 51. Aluminiumgehalt im Grundwerkstoff und im Schweißgut von Schweißungen 1 bis 4

Bild 52. Siliciumgehalt im Grundwerkstoff und im Schweißgut von Schweißungen 1 bis 4

Bild 53. Metallographisch präparierte Längsschnitte durch die Symmetrieebene der Schweißung 1 (a), der Schweißung 2 (b), der Schweißung 3 (c) und der Schweißung 4 (d)

Bild 54. Ermittlung der Abmessungen des Schmelzbereiches und der WEZ

Bild 55. Vergleich zwischen der Schmelzzone und der WEZ einer Schweißung (a) und dem Simulationsergebnis (b)

Bild 56. Berechnete Verteilung der Spitzentemperaturen in einem senkrechten Schnitt in der Schienenlängsrichtung

Bild 57. Gefügezonen

- Bild 58.** Gefügestruktur des Grundwerkstoffs der Schweißung 3
- Bild 59.** Gefügestruktur in der weichgeglühten Zone der Schweißung 3
- Bild 60.** Gefügestruktur in der Grobkornzone der Schweißung 3
- Bild 61.** Gefügestruktur in der Schmelzzone der Schweißung 3
- Bild 62.** Gefügestruktur des Grundwerkstoffs der Schweißung 1
- Bild 63.** Gefügestruktur in der weichgeglühten Zone der Schweißung 1
- Bild 64.** Gefügestruktur in der Schmelzzone der Schweißung 1
- Bild 65.** Härteverlauf entlang der Schienenlängsrichtung in der Schweißung 3
- Bild 66.** Härteverlauf entlang der Schienenlängsrichtung in der Schweißung 1
- Bild 67.** Berechnete charakteristische Abkühlzeiten $t_{8/5}$ (in Sekunden)
- Bild 68.** Temperaturverlauf mit der kürzesten Abkühlzeit $t_{8/5} = 630$ s
- Bild 69.** Temperaturverlauf mit der längsten Abkühlzeit $t_{8/5} = 1238$ s
- Bild 70.** Aufgeschmolzenes Material einer Schiene: (a) Gesamtansicht, (b) Längsschnitt durch die Symmetrieebene der Schiene
- Bild 71.** Darstellung der zum jeweiligen Zeitpunkt noch flüssigen Stahlschmelze
- Bild 72.** Mikrostruktur von perlitischem (a) und bainitischem (b) Schienenstahl
- Bild 73.** Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Diagramm bei 860 °C / 5 min austenitisierten Schienenstahls der Güte 1400B
- Bild 74.** Schema vom Thermit-Schweißverfahren mit einem Schlackenrückhaltsystem
- Bild 75.** Darstellung der zum jeweiligen Zeitpunkt noch flüssigen Stahlschmelze beim Thermit-Schweißen mit einem Schlackenrückhaltsystem
- Bild 76.** Temperaturverlauf mit der kürzesten Abkühlzeit $t_{8/5} = 547$ s, beim Thermit-Schweißen mit einem Schlackenrückhaltsystem
- Bild 77.** Temperaturverlauf mit der längsten Abkühlzeit $t_{8/5} = 990$ s, beim Thermit-Schweißen mit einem Schlackenrückhaltsystem

9.2 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Referenzbedingungen der Schweißversuche

Tabelle 2. Koordinaten der Messstellen

Tabelle 3. Chemische Zusammensetzung von Stahlsorten R200 und R260

Tabelle 4. Mittelwerte der ermittelten Emissions grade für den Schienenstahl

Tabelle 5. Mittelwerte der ermittelten Emissions grade für den Formstoff

Tabelle 6. Abmessungen der Schmelzzone und der WEZ der Schweißungen 1 bis 4

Tabelle 7. Chemische Zusammensetzung des Schienengrundwerkstoffs von Schweißung 1

Tabelle 8. Chemische Zusammensetzung des Schweißgutes von Schweißung 1

Tabelle 9. Chemische Zusammensetzung des Schienengrundwerkstoffs von Schweißung 2

Tabelle 10. Chemische Zusammensetzung des Schweißgutes von Schweißung 2

Tabelle 11. Chemische Zusammensetzung des Schienengrundwerkstoffs von Schweißung 3

Tabelle 12. Chemische Zusammensetzung des Schweißgutes von Schweißung 3

Tabelle 13. Chemische Zusammensetzung des Schienengrundwerkstoffs von Schweißung 4

Tabelle 14. Chemische Zusammensetzung des Schweißgutes von Schweißung 4

10 Anhang

Tabelle 7. Chemische Zusammensetzung des Schienengrundwerkstoffs von Schweißung 1

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	Al %
0,744	0,2953	1,000	0,0175	0,0088	0,0274	<0,0050	0,0150	0,0013
Co %	Cu %	Nb %	Ti %	V %	W %	Pb %	Sn %	Zr %
0,0038	0,0260	<0,0014	<0,0010	0,0020	<0,0100	<0,0020	0,0024	0,0011
Ca %	Ce %	Se %	Te %	Ta %	B %	N %	O %	Fe %
0,0003	<0,0001	<0,0010	<0,0030	0,0048	0,0006	<0,0005	0,0015	97,84

Tabelle 8. Chemische Zusammensetzung des Schweißgutes von Schweißung 1

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	Al %
0,542	1,001	0,645	0,0139	0,0059	0,1021	0,0156	0,0525	0,0864
Co %	Cu %	Nb %	Ti %	V %	W %	Pb %	Sn %	Zr %
0,0046	0,0401	0,0088	<0,0010	0,0073	<0,0100	<0,0020	0,0053	0,0012
Ca %	Ce %	Se %	Te %	Ta %	B %	N %	O %	Fe %
0,0003	<0,0001	<0,0010	<0,0030	0,0046	0,0006	<0,0005	0,0059	97,45

Tabelle 9. Chemische Zusammensetzung des Schienengrundwerkstoffs von Schweißung 2

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	Al %
0,723	0,3004	1,010	0,0173	0,0087	0,0298	<0,0050	0,0184	0,0016
Co %	Cu %	Nb %	Ti %	V %	W %	Pb %	Sn %	Zr %
0,0046	0,0276	0,0017	0,0011	0,0021	<0,0100	<0,0020	0,0024	0,0012
Ca %	Ce %	Se %	Te %	Ta %	B %	N %	O %	Fe %
0,0005	<0,0001	<0,0010	<0,0030	0,0047	0,0006	<0,0005	0,0020	97,83

Tabelle 10. Chemische Zusammensetzung des Schweißgutes von Schweißung 2

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	Al %
0,568	0,925	0,635	0,0139	0,0052	0,0978	0,0176	0,0595	0,0800

Co %	Cu %	Nb %	Ti %	V %	W %	Pb %	Sn %	Zr %
0,0051	0,0391	0,0095	<0,0010	0,0076	<0,0100	<0,0020	0,0051	0,0011
Ca %	Ce %	Se %	Te %	Ta %	B %	N %	O %	Fe %
0,0004	<0,0003	<0,0010	<0,0030	0,0053	0,0006	<0,0005	0,0527	97,06

Tabelle 11. Chemische Zusammensetzung des Schienengrundwerkstoffs von Schweißung 3

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	Al %
0,4701	0,2825	0,857	0,0139	0,0107	0,0620	<0,0050	0,0184	0,0014
Co %	Cu %	Nb %	Ti %	V %	W %	Pb %	Sn %	Zr %
0,0023	0,0207	0,0014	0,0010	0,0014	<0,0100	<0,0020	0,0066	0,0010
Ca %	Ce %	Se %	Te %	Ta %	B %	N %	O %	Fe %
0,0003	<0,0001	<0,0010	<0,0030	0,0042	0,0005	<0,0005	0,0015	98,24

Tabelle 12. Chemische Zusammensetzung des Schweißgutes von Schweißung 3

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	Al %
0,590	1,011	0,638	0,0158	0,0063	0,0924	0,0189	0,0594	0,1787
Co %	Cu %	Nb %	Ti %	V %	W %	Pb %	Sn %	Zr %
0,0055	0,0431	0,0079	<0,0010	0,0072	<0,0100	<0,0020	0,0049	0,0012
Ca %	Ce %	Se %	Te %	Ta %	B %	N %	O %	Fe %
0,0003	<0,0001	<0,0010	<0,0030	0,0030	0,0006	<0,0005	<,0015	97,30

Tabelle 13. Chemische Zusammensetzung des Schienengrundwerkstoffs von Schweißung 4

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Ni %	Al %
0,504	0,2882	0,880	0,0165	0,0129	0,0838	<0,0050	0,0466	0,0013
Co %	Cu %	Nb %	Ti %	V %	W %	Pb %	Sn %	Zr %
0,0046	0,0248	0,0017	0,0012	0,0023	<0,0100	<0,0020	0,0076	0,0012
Ca %	Ce %	Se %	Te %	Ta %	B %	N %	O %	Fe %
0,0003	<0,0001	<0,0010	<0,0030	0,0044	0,0005	<0,0005	0,0015	98,10

Tabelle 14. Chemische Zusammensetzung des Schweißgutes von Schweißung 4

C % 0,510	Si % 0,911	Mn % 0,675	P % 0,0145	S % 0,0059	Cr % 0,1051	Mo % 0,0165	Ni % 0,0605	Al % 0,1118
Co % 0,0063	Cu % 0,0426	Nb % 0,0097	Ti % <0,0010	V % 0,0084	W % <0,0100	Pb % <0,0020	Sn % 0,0057	Zr % 0,0013
Ca % 0,0003	Ce % <0,0001	Se % <0,0011	Te % <0,0030	Ta % 0,0046	B % 0,0006	N % <0,0005	O % 0,0360	Fe % 97,46