

Numerische Simulation des induktiven Randschichthärtens mit Ersatzwärmequellen

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

*vorgelegt von Maria K. Stephan, geb. Kadanik
geboren am 16.03.1994 in Wolmirstedt*

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler

Universität Rostock
Fakultät für Maschinenbau und Schiffstechnik
Lehrstuhl für Werkstofftechnik

Prof. Dr.-Ing. Stefan Weihe

Universität Stuttgart
Institut für Materialprüfung, Werkstoffkunde und Festigkeitslehre

Abgabe: 30.08.2024, Verteidigung: 14.11.2024

„You cannot swim for new horizons until you have the courage to lose sight of the shore.“

William Faulkner

Kurzfassung

Großwälzlager, wie sie beispielsweise in Windkraftanlagen, Tunnelbohrmaschinen, Kränen oder Teleskopen Anwendung finden, werden sehr genau auf den jeweiligen Einsatzzweck abgestimmt. Daher werden sie üblicherweise in Kleinserien- oder Einzelfertigung produziert. Die Großwälzlagerringe werden in der Regel aus Vergütungsstählen hergestellt. Das Verfahren des induktiven Randschichthärtens ermöglicht es durch eine martensitische Randschicht mit Druckeigenspannungen in dieser Randschicht den Verschleiß der Lager zu reduzieren und die Lebensdauer zu erhöhen. Die hohe Komplexität des induktiven Härteprozesses erschwert dabei die Auswahl geeigneter Prozessparameter. Bisher erfolgt die Auswahl der Prozessparameter überwiegend empirisch basierend auf Erfahrungen des Fachpersonals. In Anbetracht der Komplexität wären numerische Simulationen vorteilhaft.

Da große Bauteile, wie Großwälzlagerringe, nur im Vorschubverfahren induktionsgehärtet werden können ergäbe sich wegen der notwendigen feinen räumlichen und zeitlichen Diskretisierung in Kombination mit der Größe des Bauteils ein elektromagnetisch-thermisch-metallurgisch-mechanisches Simulationsmodell mit extrem vielen Freiheitsgraden. Ein solches Modell würde extrem hohe Anforderungen an die Hardware stellen und exorbitante Rechenzeiten benötigen. Darüber hinaus sind die elektromagnetischen Eigenschaften der typischen Stähle hochgradig nichtlinear, sehr schwer experimentell zu bestimmen und verfügbare temperaturabhängige Literaturdaten extrem rar.

Die vorliegende Arbeit zeigt einen Weg, Ersatzwärmequellen für den Induktionshärteprozess basierend auf experimentell ermittelten Temperatur-Zeit-Verläufen zu entwickeln, um die elektromagnetischen Berechnungen auszuklammern. Auf diese Weise können thermisch-metallurgische und perspektivisch auch mechanisch gekoppelte Simulationen des Induktionshärtens an großen Bauteilen, wie Großwälzlagerringen, durchgeführt werden ohne die elektromagnetischen Phänomene zu simulieren. Umfangreiche experimentelle Untersuchungen ergänzen die Simulationen und dienen der Validierung.

Abstract

Wind energy turbines, cranes, tunnel boring machines as well as telescopes require large bearing rings. Depending on their application, the bearing rings are specifically designed, resulting typically in small-batch or single unit production. Large bearing rings are usually made out of quenched and tempered steels. Induction surface hardening allows to produce hardened surface layers. The hardened martensitic layers combined with their typical compressive residual stresses reduce wear and increase fatigue strength. The high complexity of the induction hardening process impedes the choice of suitable process parameters. Until today, the process parameters for induction surface hardening are predominantly determined based on experiences of staff. This approach is very costly and thus, simulation of induction hardening would be beneficial.

Since large components like large bearing rings must be hardened using a scan hardening process, necessary fine discretization in space and time combined with the size of the component yield to a simulation model with an extremely high number of degrees of freedom. The resulting high hardware requirements in combination with the exorbitant simulation time add up to an unfeasible simulation model. In addition, the electromagnetic properties of the typical steels are highly nonlinear. Thus, they are difficult to determine experimentally and temperature dependent literature data is extremely rare.

This study applies a new approach to develop substitute heat sources for the induction hardening based on experimentally measured temperature-time-curves and thus to exclude the electromagnetic calculations. In this way, induction hardening of large components like large bearing rings can be simulated using a thermo-metallurgic and perspective a mechanically coupled model without simulating the electromagnetic phenomena. Extensive experimental investigations complement and validate the simulations.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Stand der Technik	5
2.1	Induktives Randschichthärten	5
2.2	Wärmebehandlungssimulation	18
2.3	Simulation des induktiven Randschichthärtens	20
2.4	Ersatzwärmequellen	26
3	Werkstoffe und Methoden	31
3.1	Untersuchter Werkstoff	31
3.1.1	Chemische Zusammensetzung und Werkstoffstruktur	31
3.1.2	Probenentnahme am Ring	37
3.1.3	Umwandlungsverhalten bei Erwärmung und Abkühlung	38
3.1.4	Weitere Werkstoffeigenschaften	43
3.2	Experimentelle Randschichthärtung	44
3.2.1	Bauteilgeometrie	44
3.2.2	Induktionshärten der Ringabschnitte	48
3.2.3	In-situ Temperaturmessungen	50
3.2.4	Probenentnahme an Ringabschnitten	51
3.2.5	Metallografie	52
3.2.6	Härteprüfung	52
3.3	Simulation des Randschichthärtens	54
3.3.1	Simulationssoftware COMSOL Multiphysics®	54
3.3.2	Thermische Simulationen	55
3.3.3	Erweiterung um das Phasenumwandlungsverhalten	58
4	Experimentelle Ergebnisse	65
4.1	In-situ Temperaturmessungen	65
4.2	Metallografie	74
4.3	Härteprüfung	83

5	Entwicklung der Randbedingungen für Erwärmung und Abschreckung	91
5.1	Entwicklung der Ersatzwärmequelle	91
5.2	Definition der Abschreckung	104
6	Simulationsergebnisse	111
6.1	Thermische Simulationen	111
6.2	Thermisch-metallurgische Simulationen	118
7	Diskussion.....	123
7.1	Experimentelle Ergebnisse	123
7.1.1	Temperaturentwicklung	123
7.1.2	Metallografie und Härteprüfung	126
7.2	Validierung der Simulationen	133
7.2.1	Thermische Simulationen	133
7.2.2	Korrelation von Gefügeverteilung und Härte	138
7.2.3	Gefügeverteilung und Härte	141
7.3	Fehlerquellen bei der Temperaturmessung	144
7.4	Anpassungen aufgrund der Temperaturrekonstruktion.....	149
8	Zusammenfassung.....	165
	Selbständigkeitserklärung.....	I
	Literaturverzeichnis	II
	Anhang	XIV
A.	Positionen der Thermoelementmessungen	XIV
B.	Vernetzung und Solvereinstellungen	XX
C.	Parameter der Ersatzwärmequellen	XXIV
D.	Rekonstruktion der Temperatur-Zeit-Verläufe	XXVII
E.	Einfluss des vereinfachten Umwandlungsmodells auf die metallurgischen Ergebnisse	XXX
	Abkürzungsverzeichnis.....	XXXIV
	Symbolverzeichnis.....	XXXV
	Abbildungsverzeichnis	XXXVIII

Tabellenverzeichnis	XLVI
Verzeichnis im Rahmen der Promotion betreuter studentischer Arbeiten	XLVII
Danksagung	XLIX

1 Einleitung

Die Energiewende hin zu erneuerbaren Energien lässt sowohl an Land als auch auf See die Anzahl der installierten Windkraftanlagen und die durch Wind erzeugte Energiemenge in den letzten Jahren stark ansteigen. Auch zukünftig ist laut Prognosen der *Deutschen WindGuard GmbH* mit einem weiteren starken Wachstum der kumulierten installierten Leistung auf See und an Land zu rechnen [1, 2]. Neben dem Neubau von Windenergieanlagen erfährt auch eine große Anzahl älterer Anlagen ein sogenanntes „Repowering“. Dabei werden bestehende Windenergieanlagen durch neue Anlagen mit höheren Türmen und größeren Rotordurchmessern ersetzt [3]. Sowohl bei der Neuerrichtung von Anlagen als auch beim Repowering gibt es eine Entwicklung zu größeren Rotordurchmessern, die in der Folge zu höheren Anlagenleistungen führen [1, 2]. Ganz entscheidend für den Betrieb der Windenergieanlagen über die gesamte Lebensdauer von typischerweise 20 Jahren [4] sind die verbauten Großwälzlager. Diese ermöglichen sowohl die Drehung der Gondel zum Wind, als auch die Bewegung des Rotors und die Winkeleinstellung der einzelnen Rotorblätter.

Darüber hinaus kommen Großwälzlager beispielsweise auch in Kränen, Tunnelbohrmaschinen oder Teleskopen zum Einsatz [5]. Die Lager für Tunnelbohrmaschinen und Teleskope müssen besonders hohe Anforderungen in Bezug auf den Rundlauf erfüllen. Andernfalls kommt es bei Tunnelbohrmaschinen aufgrund der hohen Drehzahlen zu Schäden an der Bohrmaschine. Bei Teleskopen sind die Anforderungen an die Rundheit des Lagers besonders groß, weil einerseits die hochpräzisen Optiken extrem empfindlich sind und andererseits die zu beobachtenden Objekte so weit entfernt sind, dass die Positionierung extrem genau erfolgen muss.

Großwälzlager werden in ihren Dimensionen, die typischerweise einen Durchmesser von mindestens 2,5 m haben, und ihrer Bauform üblicherweise passgenau für den jeweiligen

Einsatzzweck ausgelegt, um einen störungsfreien Betrieb über die gesamte Lebensdauer zu gewährleisten. Auch Windenergieanlagen, die in verhältnismäßig großen Stückzahlen gebaut werden, unterscheiden sich im Detail voneinander, sodass sie in überwiegender Zahl in Kleinserien- oder Einzelteilerfertigung produziert werden.

Großwälzlageringringe werden in der Regel aus Vergütungsstählen hergestellt. Das induktive Randschichthärten verbindet die positiven Eigenschaften einer martensitisch gehärteten verschleißfesten Randschicht mit den vorteilhaften Zähigkeitseigenschaften des Kerns. Besonders für Zahnräder und Wälzlager ist diese Eigenschaftskombination ideal, um große Lebensdauern zu erreichen. Durch das höhere spezifische Volumen des Martensits im Vergleich zum vergüteten Ausgangszustand entstehen bei korrekter Prozessführung zudem Druckeigenstressungen in der Randschicht, die das Risswachstum verlangsamen [6]. Gleichzeitig verhindert der deutlich duktilere Kern im typischerweise vergüteten Zustand einen Sprödbbruch des gesamten Lagers durch seine Fähigkeit der plastischen Verformung [7].

Die Komplexität der physikalischen Vorgänge, die zur induktiven Erwärmung des Bauteils führen, erschwert die Auslegung des Prozesses, da das Härteergebnis sowohl von den Werkstoffeigenschaften und der Bauteilform als auch von den Prozessparametern abhängt und bei Veränderung einzelner Einflussfaktoren nur schwer abschätzbar ist. Erschwerend kommt hinzu, dass die typischen Werkstoffe für Großwälzlager ferromagnetische Werkstoffe sind, deren elektromagnetische Eigenschaften sich mit Erreichen der Curie-Temperatur schlagartig ändern. Daher werden Prozessparameter wie Vorschub, Leistung, Frequenz und Koppelabstand sowie Induktorgeometrie bis heute überwiegend basierend auf Erfahrungen festgelegt und empirisch ermittelt [8, 9]. Für Großserienproduktionen können solche zeitintensiven experimentellen Testreihen noch wirtschaftlich sein. Im Fall von Einzel- und Kleinserienfertigung muss oft allein auf Erfahrungswerte ohne weitere Vorversuche zurückgegriffen werden. Das finanzielle Risiko aufgrund der Werkstoff- und Fertigungskosten beträgt bei Großwälzlageringringen mit Durchmessern von mehreren Metern schnell mehrere 10 000 €, ohne dass Kosten durch Verzögerungen im Produktionsablauf und Nichteinhaltung von Lieferterminen berücksichtigt sind.

Numerische Simulationen haben ein großes Potential komplexe Prozesse wie das Induktionshärten besser zu verstehen und gleichzeitig die Auswirkungen von Änderungen an Prozessparametern zu untersuchen. Die Simulation der induktiven Randschichthärtung ist allerdings aufgrund der erwähnten Komplexität und

Nichtlinearitäten extrem anspruchsvoll. Daher wurden bisher überwiegend Schusshärtungen ohne Vorschub von kleinen Bauteilen mit Abmessungen von einigen 10 mm unter Ausnutzung der Symmetrie simuliert. Großwälzlager besitzen im Gegensatz dazu deutlich größere Abmessungen und können nur im Vorschubverfahren gehärtet werden. Deren Härtung kann nicht unter Ausnutzung der Symmetrie simuliert werden, wenn perspektivisch neben der Gefügeverteilung auch der Eigenspannungs- und Verzugszustand untersucht werden soll. Dadurch ist die Anzahl der Freiheitsgrade einer solchen Simulation gegenüber dem Schusshärten von kleineren Bauteilen extrem erhöht.

Daher ist es das Ziel der Arbeit Simulationen des induktiven Randschichthärtens ganzer Großwälzlageringringe mit Aussagen über die Temperaturentwicklung, die Gefügeverteilung und den Spannungs- und Dehnungszustand mit einem neuen Ansatz zu ermöglichen. Dafür werden praxisrelevante Geometrien mit einem typischen Querschnitt und Härteinduktor sowie den passenden Prozessparametern induktiv gehärtet. Der Prozess wird mithilfe von in-situ Temperaturmessungen, Härteprofilen und metallographischen Untersuchungen umfassend experimentell charakterisiert. Dabei liegt der Fokus auf dem quasistationären Teil des Prozesses, zunächst ohne Anfangs- und Endbereich der Härtespur. Basierend auf den Ergebnissen der in-situ Temperaturmessungen werden Ersatzwärmequellen entwickelt, um mit deren Hilfe, ähnlich wie bei Schweißsimulationen, thermisch-metallurgische und perspektivisch auch mechanisch gekoppelte Simulationen durchzuführen und die elektromagnetische Simulation zu ersetzen. Die ausführliche Untersuchung der Gefügeverteilung und der Verteilung der Härte dienen im Anschluss zur Validierung der thermisch-metallurgischen Simulation unter Verwendung der entwickelten Ersatzwärmequellen.

2 Stand der Technik

2.1 Induktives Randschichthärten

Das Induktionshärten ist neben anderen Verfahren, wie beispielsweise dem Flammhärten und Laserstrahlhärten, ein Verfahren zur martensitischen Randschichthärtung von Stahlbauteilen.

Beim Flammhärten erzeugt eine Verbrennung des Sauerstoff-Brenngas-Gemisches die notwendige Wärme für die Austenitisierung, gefolgt von einer Fremdabschreckung. Dieses Verfahren eignet sich besonders für große Bauteile mit dicken Randschichten, da Einhärtungstiefen von bis zu 15 mm erreicht werden können [10]. Die Kosten für die notwendige Anlagentechnik sind verhältnismäßig gering, allerdings können nur gut zugängliche Oberflächen gehärtet werden. Darüber hinaus sind geringe Einhärtungstiefen nur mit großen Schwankungen realisierbar und es besteht aufgrund der Wärmeeinbringung über die Oberfläche die Gefahr einer Überhitzung der Oberfläche mit Grobkornbildung [11].

Beim Laserstrahlhärten erwärmt ein monochromatischer, stark gebündelter und fokussierter Laserstrahl mit zeitlich und räumlich kohärentem Licht die Oberfläche, da ein Teil des auftreffenden Laserlichts von der Oberfläche absorbiert wird [11]. Dieses Verfahren zeichnet sich durch hohe Leistungsdichten im Bereich von $1\,000 - 10\,000\text{ W/cm}^2$ aus und kann Einhärtungstiefen von bis zu ca. 2,0 mm erreichen [10]. Aufgrund der schnellen Erwärmung der sehr dünnen Randschicht ist in den meisten Fällen keine Fremdabschreckung notwendig, sondern die kalten Werkstückbereiche sorgen für eine Selbstabschreckung [6]. Aufgrund des notwendigen Fokus des Lasers auf die Werkstückoberfläche ist die Breite der Laserspurs begrenzt und dementsprechend auch die Größe der zu härtenden Werkstücke [12]. Da auch beim Laserstrahlhärten die

Wärme über die Oberfläche eingebracht wird, besteht auch bei diesem Verfahren die Gefahr einer Überhitzung der Randschicht und einer Grobkornbildung.

Das Induktionshärten weist mit $1\,000 - 10\,000\text{ W/cm}^2$ ähnliche Leistungsdichten auf wie das Laserstrahlhärten bei typischen Einhärtungstiefen im Bereich von etwa $2 - 8\text{ mm}$ [12]. Die Wärmeerzeugung erfolgt durch magnetfeldinduzierte Wirbelströme im Bauteil nahe unter der Bauteiloberfläche, sodass im Vergleich zu den anderen genannten Verfahren eine verringerte Gefahr der Oberflächenüberhitzung und Grobkornbildung an der Oberfläche besteht [12]. Die Dicke der erwärmten Schicht kann über die gewählte Frequenz des Induktorstroms bestimmt werden, wobei bei komplexen Bauteilen auch die simultane Härtung mit zwei Frequenzen für eine konturtreue Randschichthärtung erfolgen kann [13]. Aufgrund der eingebrachten Wärmemenge ist beim Induktionshärten eine Fremtabschreckung erforderlich. Nachteilig ist die verhältnismäßig komplexe Anlagentechnik mit entsprechenden Rüstzeiten [10].

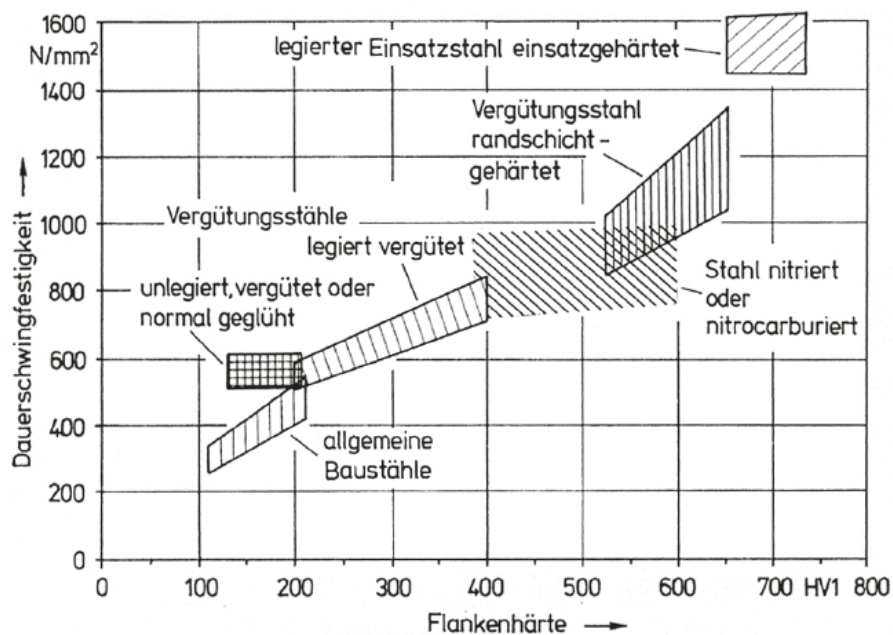


Abbildung 1: Dauerschwingfestigkeit geradverzahnter Stirnrädern in Abhängigkeit von der Flankenhärte je nach gewählter Wärmebehandlung basierend auf den Angaben aus DIN 3990 [6].

Mit der vollständigen martensitischen Härtung der Randschicht soll ein vorteilhaftes Verschleiß- und Festigkeitsverhalten des Bauteils erreicht werden. Mit dieser Wärmebehandlung wird einerseits eine harte martensitische Schicht erzeugt. Darüber hinaus stellt sich bei richtiger Prozessführung ein günstiger Zustand mit Druckeigenspannungen in der gehärteten Randschicht ein und die duktilen Eigenschaften des Ausgangsgefüges im Kern bleiben erhalten [6, 14]. Abbildung 1 zeigt

anschaulich wie hoch und damit vorteilhaft die Flankenhärte und Dauerschwingfestigkeit geradverzahnter Stirnräder bei Randschichthärtung von Vergütungsstählen im Vergleich zu anderen Werkstoffen und Wärmebehandlungen sind.

Entscheidend für eine martensitische Härtung der Randschicht ist eine ausreichend schnelle und hohe Erwärmung, sodass es zu einer Austenitisierung der gesamten Randschicht kommt, kombiniert mit einer überkritischen Abschreckung der erwärmten Bereiche [14]. Das Induktionshärten erlaubt eine Härtung geometrisch komplexer Geometrien ebenso wie die selektive Härtung einzelner Bereiche [15]. Die Erwärmung findet berührungslos ohne Einsatz von Medien statt. Die schnellen Heizraten von bis zu einigen 100 K/s und die gute Automatisierbarkeit ermöglichen hohe Produktionsraten und eine Integration in Prozessketten mit relativ geringen Maß- und Formänderungen im Vergleich zu anderen Härteverfahren [16, 17].

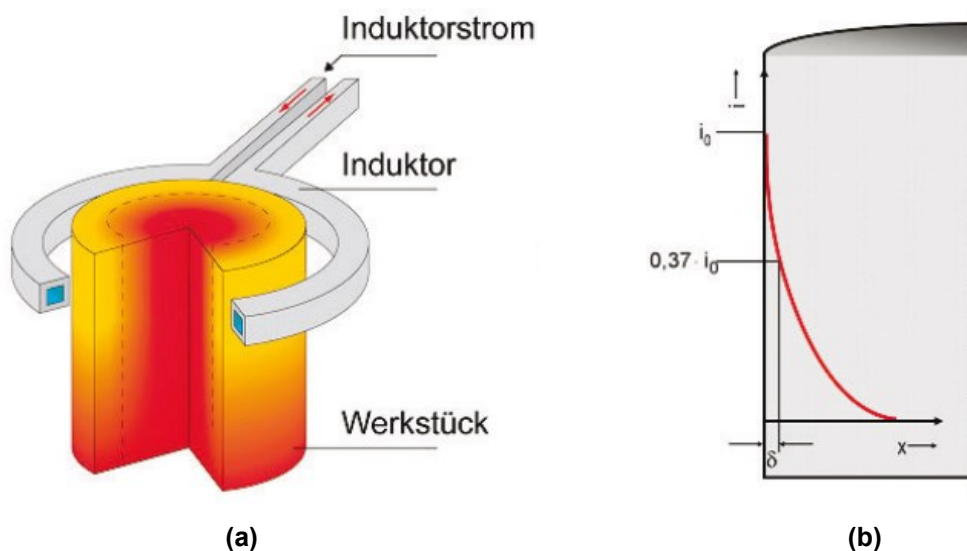


Abbildung 2: Schematische Darstellung einer induktiven Erwärmung [6]: (a) Temperaturfeld des Bauteils beim Induktionshärten und (b) Verteilung der Stromdichte in Abhängigkeit vom Oberflächenabstand infolge des Skin-Effekts.

Beim Induktionshärten fließt durch den Induktor, einen hohlen, wassergekühlten elektrischen Leiter zumeist aus Kupfer, ein hochfrequenter Wechselstrom. Das um den Induktor entstehende magnetische Wechselfeld induziert in elektrisch leitfähigen Werkstoffen in der Umgebung des Induktors eine Wechselspannung, die zu Induktionsströmen, den sogenannten Wirbelströmen, führt [10]. Ein Teil der eingebrachten Leistung wird durch den Werkstoffwiderstand in Wärme-, Wirbelstrom-, Hysterese und Joule'sche Verluste umgewandelt, die das Bauteil letztendlich erwärmen [10, 18]. Da auch die induzierten Wirbelströme ein Magnetfeld erzeugen, das dem Magnetfeld des Induktors entgegenwirkt, löschen sich die entgegengesetzten

Magnetfelder mit zunehmendem Abstand von der Bauteiloberfläche aus und es entwickelt sich ein Temperaturfeld wie in Abbildung 2(a) dargestellt [16, 18]. Dadurch entsteht für Werkstoffe mit konstanten elektromagnetischen Eigenschaften der in Abbildung 2(b) dargestellte typische exponentielle abfallende Verlauf der Stromdichte im Bauteil [10, 18].

Als beschreibende Kenngröße der Induktionserwärmung wird das sogenannte Stromeindringmaß δ , auch Skintiefe genannt, definiert [18]. Bei dieser Tiefe beträgt die Stromdichte noch $1/e = 37\%$ des Maximalwertes an der Oberfläche und innerhalb der durch die Skintiefe definierten Oberflächenschicht wird ca. 86,5 % der induzierten Wärme erzeugt. Das Stromeindringmaß δ berechnet sich vereinfacht mit Gleichung (2.1) aus dem spezifischen elektrischen Widerstand ρ und relativen magnetischen Permeabilität μ_r des Werkstoffes sowie der Frequenz des Induktorstroms f und der magnetischen Feldkonstante μ_0 [19].

$$\delta = \sqrt{\frac{\rho}{\pi \cdot f \cdot \mu_0 \cdot \mu_r}} = 503 \cdot \sqrt{\frac{\rho}{f \cdot \mu_r}} \quad (2.1)$$

Neben der Annahme konstanter elektromagnetischer Werkstoffeigenschaften gilt der exponentielle Abfall in Tiefenrichtung auch nur für ebene Oberflächen und wenn das Werkstück näherungsweise als unendlich ausgedehnter Halbraum angenommen werden kann [20]. Insbesondere Vergütungsstähle erfüllen durch den Wechsel von ferromagnetischem Verhalten zu paramagnetischem Verhalten bei Erreichen der Curie-Temperatur die Annahme konstanter Werkstoffeigenschaften nicht [21]. Für Temperaturen oberhalb der Curie-Temperatur steigt die Skintiefe durch das paramagnetische Verhalten ($\mu_r \approx 1$) stark an [9, 22]. Abbildung 3 zeigt die Skintiefe verschiedener Werkstoffe in Abhängigkeit von der Frequenz und Temperatur. Am Beispiel eines härtbaren Stahls wird deutlich, wie stark sich die Skintiefe im Verlauf der Erwärmung und insbesondere durch das Überschreiten der Curie-Temperatur vergrößert.

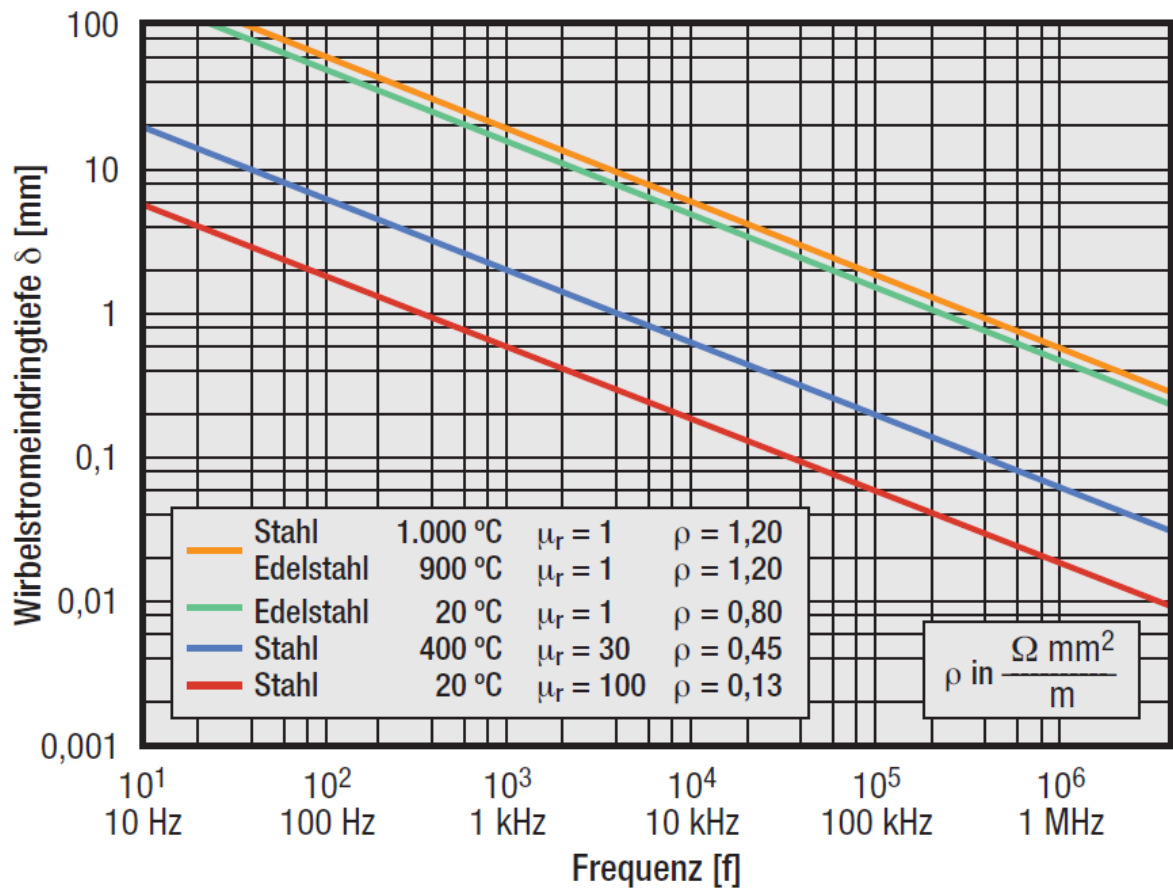


Abbildung 3: Skintiefe in Abhängigkeit von der Induktionsfrequenz und dem verwendeten Werkstoff [23].

Der Verlauf der induzierten Wärme in Tiefenrichtung weist für ferromagnetische Werkstoffe daher statt einem exponentiellen Verlauf zunächst einen geringen Abfall auf, gefolgt von einem lokalen Maximum und einem darauf folgenden exponentiellen Abfall, der in Abbildung 4 dargestellt ist [21]. Dieses Verhalten wird in der Literatur als „magnetic-wave phenomenon“ bezeichnet [24]. Die jeweilige Skintiefe hängt sowohl von der Temperatur als auch von der Induktionsfrequenz ab und kann sich im Prozess zwischen Beginn und Ende der Erwärmung um den Faktor 10 bis 12 vergrößern [20, 25–27]. Für die jeweils angestrebte Einhärtungstiefe sollte die Skintiefe um den Faktor 1,2 bis 2,4 größer sein, um eine Überhitzung ebenso zu vermeiden wie eine Erwärmung in zu große Tiefen mit übermäßig großer Wärmeeinflusszone [21, 24].

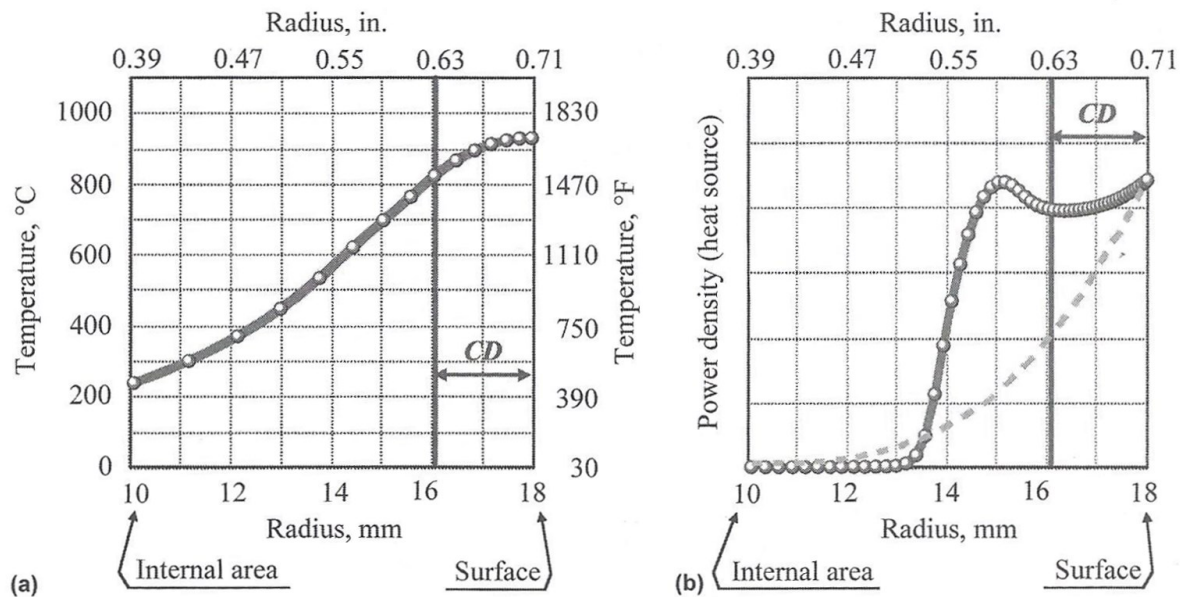


Abbildung 4: (a) Temperatur-Verteilung und (b) Verteilung der induzierten Wärme am Beispiel einer Welle aus unlegiertem Stahl im Vergleich zur Verteilung bei Annahme konstanter Werkstoffeigenschaften (gestrichelt) [24].

Die Erwärmung der Randschicht muss so schnell erfolgen, dass trotz Wärmeleitung in den Bauteilkern keine Austenitisierung über die gewünschte Randschichtdicke hinaus erfolgt [16]. Die Leistungsdichte des gewählten Verfahrens bestimmt wie schnell die Randschicht aufgeheizt werden kann und bis zu welcher Tiefe eine Austenitisierung erreicht wird [12]. Zu beachten ist dabei, dass eine hohe Leistungsdichte sich einerseits günstig auf den resultierenden Verzug und die Wärmeeinflusszone auswirkt und andererseits die erreichbaren Einhärtungstiefen limitiert. Aufgrund der schnellen Erwärmung und kurzen Austenitisierungsdauern ist eine deutliche Überhitzung über die A_{c3} -Temperatur notwendig, wobei eine Grobkornbildung oder andere Gefügeschädigungen zu vermeiden sind. Typische Spitzentemperaturen beim Induktionshärten bewegen sich daher etwa 50 – 150 °C [12, 28] oberhalb der üblichen Spitzentemperaturen für durchgreifende Härteprozesse und liegen damit ca. 80 – 200 °C über der A_{c3} -Temperatur des jeweiligen Werkstoffes [6, 10].

Unterschieden wird das Induktionshärten in die sogenannte Gesamtflächenhärtung oder Single-Shot Härtung, bei der die gesamte zu härtende Fläche gleichzeitig erwärmt wird, und das Härten im Vorschubverfahren [6, 10]. Beide Prozessvarianten sind in Abbildung 5 in schematischen Darstellungen gezeigt. Im Vorschubhärteprozess, auch Scan-Verfahren genannt, wird zunächst nur ein Teil der zu härtenden Fläche erwärmt und der Induktor bewegt sich dann durch eine Relativbewegung zum Bauteil über die gesamte Fläche und sorgt für die induktive Erwärmung gefolgt von einer Abschreckung. Dieses

Verfahren ist sowohl für kleine als auch für große Bauteile anwendbar [6]. Die Gesamtflächenhärtung erfolgt in vielen Fällen mit einer gleichzeitigen schnellen Relativbewegung zwischen Induktor und Bauteil um Inhomogenitäten im Magnetfeld des Induktors auszugleichen. Nach der vollständigen Erwärmung wird die gesamte erwärmte Fläche gleichzeitig abgeschreckt [6, 10]. Die notwendige elektrische Leistung bei der Gesamtflächenhärtung steigt mit der Behandlungsfläche und macht die Gesamtflächenhärtung damit für Bauteile wie große Wälzlageringringe mit Durchmessern von mehr als 2,0 m unwirtschaftlich [6]. Daher wird bei Großwälzlageringen das Induktionshärten ausschließlich im Vorschubverfahren durchgeführt [29, 30].

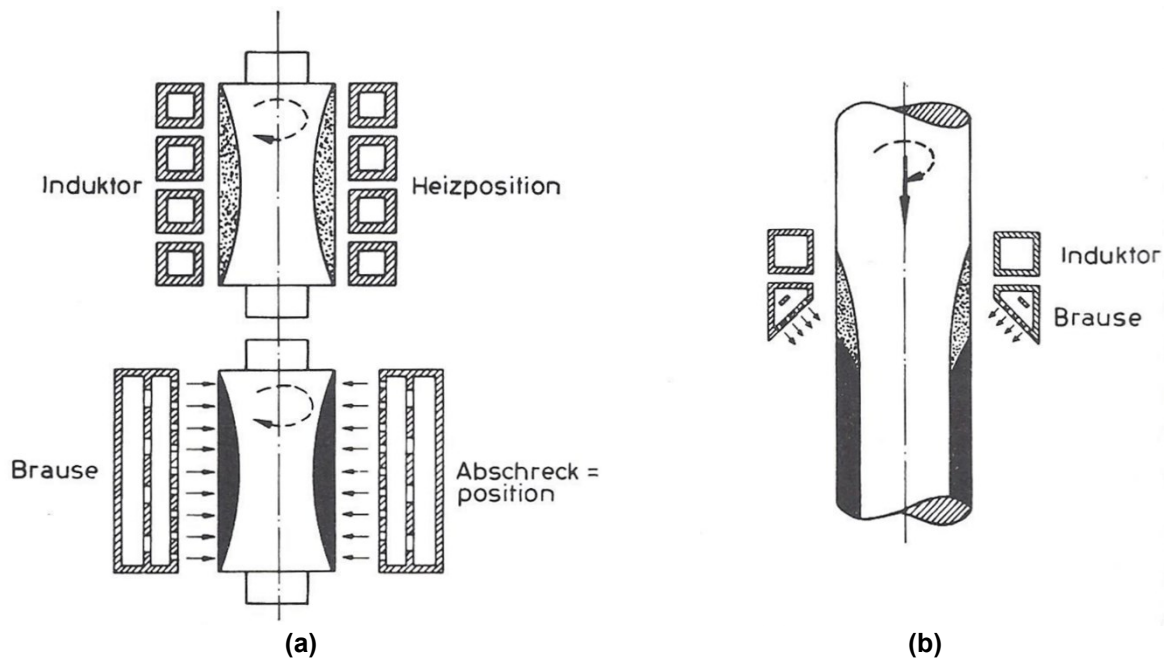


Abbildung 5: Schematische Darstellung (a) der Gesamtflächenhärtung (Single-Shot-Verfahren) mit induktiver Erwärmung bei schneller Rotation des Bauteils gegenüber dem Induktor und anschließender Abschreckung sowie (b) der Induktionshärtung im Vorschubverfahren [31].

Mit sogenannten Feldführungselementen, oder englisch magnetic flux controllers, ist es möglich das Magnetfeld des Induktors gezielt zu beeinflussen und daher die Erwärmung zu steuern [24]. Die sogenannten Faraday-Ringe sind Feldführungselemente aus Kupfer oder Aluminium, die Teile eines Werkstückes oder der Härteanlage magnetisch abschirmen. Die Abschirmung beruht darauf, dass in den leitfähigen Bauteilen ein Magnetfeld induziert wird. Der resultierende Induktionsstrom erzeugt ein entgegengesetztes Magnetfeld und hebt so das ursprüngliche Magnetfeld auf und schirmt dahinter liegende Bereiche gegenüber dem primären Magnetfeld ab [32, 33].

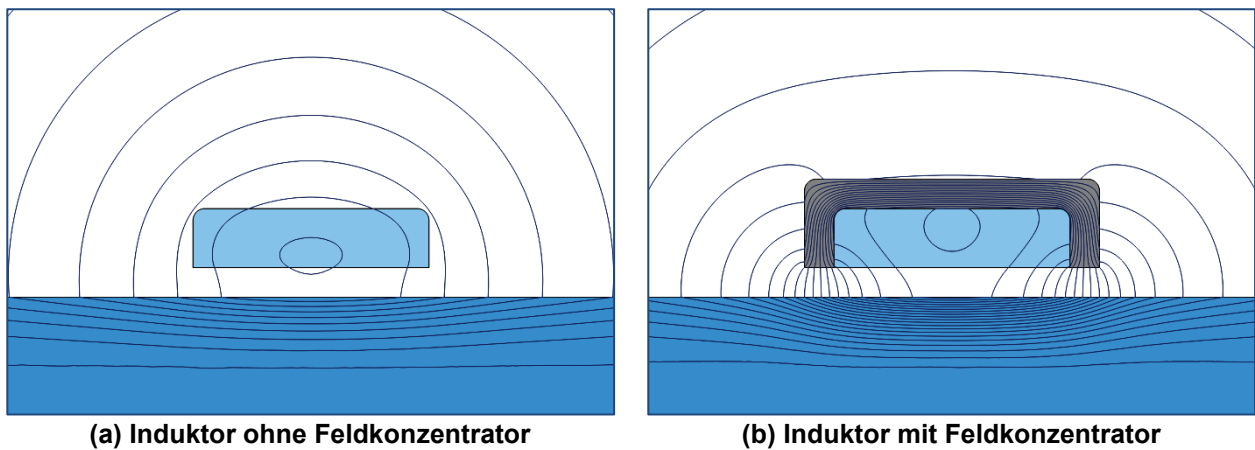


Abbildung 6: Veränderung des Magnetfeldes durch den Einsatz eines Feldkonzentrators dargestellt in Form von magnetischen Feldlinien.

Im Vergleich dazu deutlich bekannter sind die sogenannten Feldkonzentratoren, die den Slot- oder Spalteneffekt ausnutzen [34]. In Analogie zu elektrischen Stromkreisen werden die geschlossenen magnetischen Feldlinien vereinfacht als magnetische Kreise angesehen und der magnetische Fluss als Äquivalent zur Stromstärke [35]. Ein Magnetkern mit hoher relativer magnetischer Permeabilität in unmittelbarer Umgebung eines stromdurchflossenen Leiter bietet dem Magnetfeld um den stromdurchflossenen Leiter einen Bereich mit deutlich verringerter Reluktanz, auch magnetischer Widerstand genannt, im Vergleich zur umgebenden Luft [27]. Abbildung 6 zeigt wie das Magnetfeld des elektrischen Leiters daher der Form des Magnetkerns folgt und sich an der dem Magnetkern abgewandten Seite im elektrischen Leiter konzentriert [21]. Die resultierende hohe magnetische Flussdichte reduziert den magnetischen Widerstand im elektrischen Leiter und führt so zu einer Konzentration des Stroms und des Magnetfeldes an der dem Magnetkern oder Feldkonzentrator gegenüberliegenden Seite [32]. Auf diese Weise kann das resultierende magnetische Wechselfeld beim Induktionshärten gezielt modifiziert und optimiert werden. Feldkonzentratoren sollten neben ihrer hohen relativen magnetischen Permeabilität eine niedrige elektrische Leitfähigkeit aufweisen, sodass üblicherweise Weicheisenbleche mit entsprechenden Isolierschichten, Ferrite oder Spezialkunststoffe aus thermoplastischen Kunststoffen mit Weicheisenpartikeln zur Anwendung kommen [22, 32].

Während der Abschreckung muss die kritische Abschreckgeschwindigkeit in allen austenitisierten Bereichen überschritten werden, um ein vollständig martensitisches Gefüge zu erzeugen, und gleichzeitig so langsam und gleichmäßig wie möglich abgeschreckt werden, um den Verzug möglichst klein zu halten und Risse zu vermeiden [14]. Je nach Bauteilgeometrie und der konkreten Wärmetransportsituation,

insbesondere in Bezug auf die Abfuhr der Wärme, kann es dabei zur Bildung erheblicher Mengen von Bainit kommen [36].

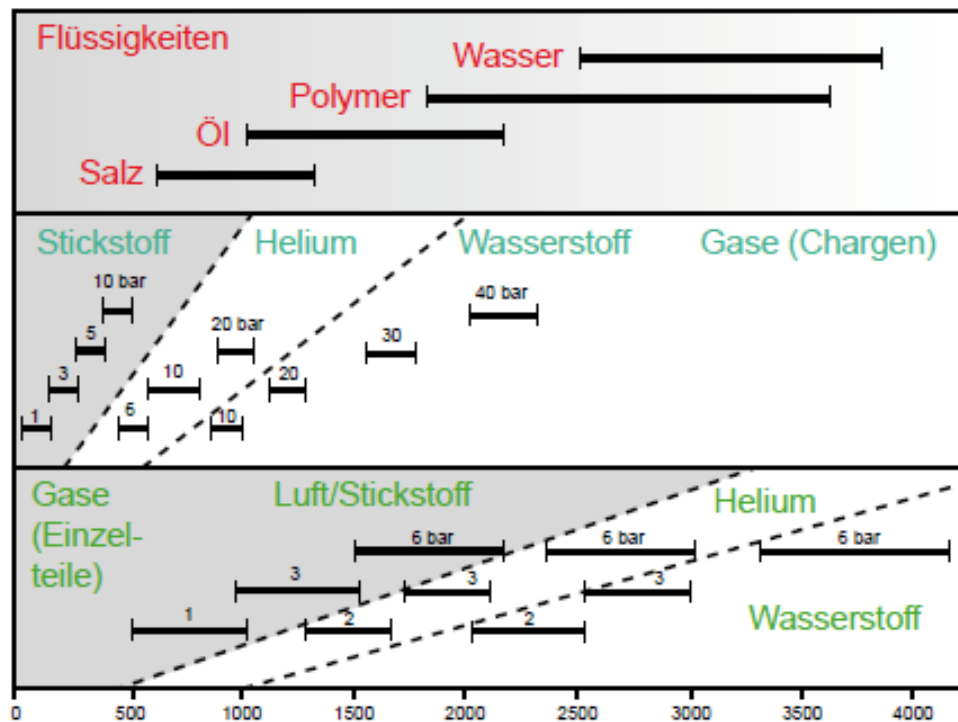


Abbildung 7: Typische Wärmeübergangskoeffizienten verschiedener Abschreckmedien in $\frac{W}{m^2 \cdot K}$ nach [37].

Typische Abschreckverfahren sind Tauchabschreckungen, Sprühkühlungen und Brausenabschreckungen, die nach der Definition von Liščić als Filmabschreckung klassifiziert werden können [38]. Abbildung 7 zeigt einige Abschreckmedien mit den erreichbaren Wärmeübergangskoeffizienten in der Übersicht. Beim Induktionshärten kommen oft wässrige Lösungen von Polyalkylenglykolen (PAG) mit Konzentrationen von 4 – 20 % zum Einsatz, deren Abschreckwirkung anhand der PAG-Konzentration einstellbar ist [6]. Alternative Abschreckmedien können je nach Bauteilgeometrie und Werkstoff auch Wasser oder Abschrecköle sein, wobei jeweils die Anwendung in Form einer Brausen- oder einer Tauchabschreckung möglich sind [6, 39]. Die Abkühlwirkung flüssiger Abschreckmedien kann auch bei der Sprühkühlung und Brausenabschreckung durch den Leidenfrost-Effekt, das heißt durch die Ausbildung eines isolierenden Dampffilms beeinflusst werden [38].

Die Wahl des Werkstoffes wird unter anderem maßgeblich von der Aufhärbarkeit und Einhärbarkeit bestimmt. Die Aufhärbarkeit definiert die maximal erreichbare Härte des Werkstoffes bei überkritischer Abschreckung und hängt maßgeblich vom Kohlenstoffgehalt ab [6, 40]. Die Einhärbarkeit charakterisiert ergänzend das Ausmaß

des Härteabfalls in der Tiefe und hängt maßgeblich von den weiteren Legierungselementen ab [40]. Elemente wie Mangan, Molybdän, Chrom und Nickel behindern die Kohlenstoffdiffusion im Austenit und erhöhen somit die Einhärtbarkeit während Schwefel, Kobalt und Phosphor die Kohlenstoffdiffusion begünstigen und die Einhärtbarkeit verringern [41]. Übliche Werkstoffe für das Induktionshärten sind daher die legierten und unlegierten Vergütungsstähle nach DIN EN ISO 683-2 sowie Wälzlagerstähle oder Werkzeugstähle [6, 42].

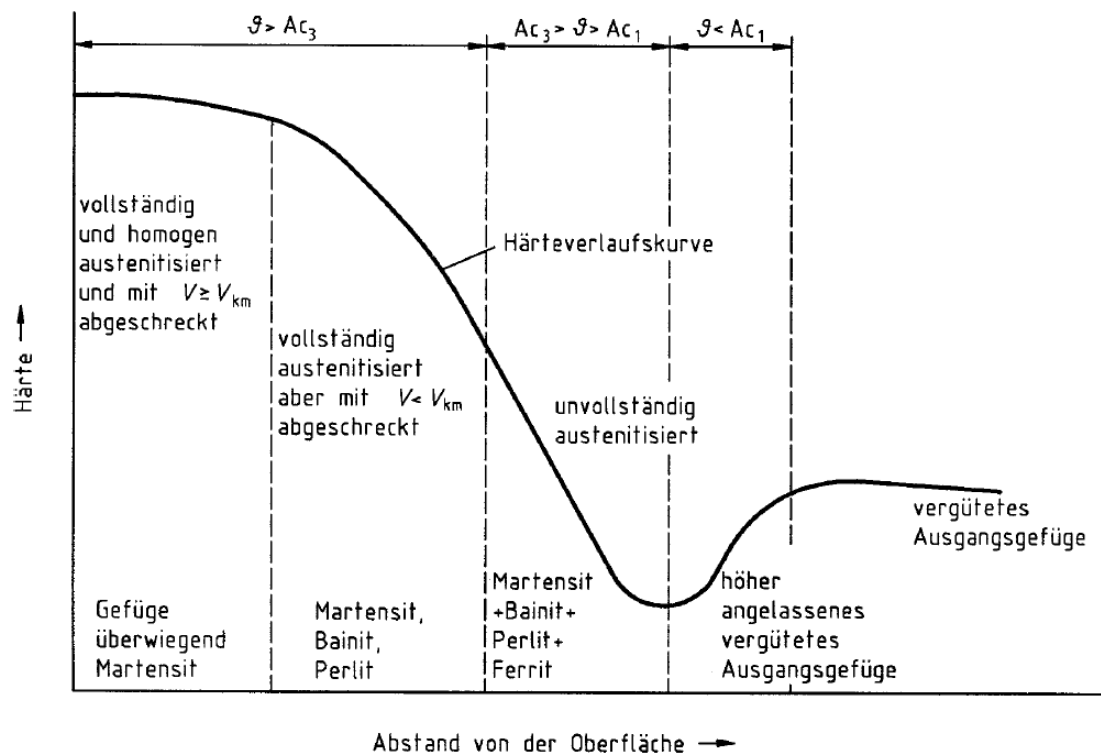


Abbildung 8: Schematischer Härte-Tiefen-Verlauf und resultierendes Gefüge eines Stahls nach dem Randschichthärten bei vergütetem Ausgangsgefüge [43].

Durch die schnellen Erwärmungen in Kombination mit kurzer Austenitisierungsdauer sind Ausgangszustände mit gleichmäßiger Verteilung der Legierungselemente und ein feinkörniges Gefüge vorteilhaft. Die gleichmäßige Verteilung der Legierungselemente ermöglicht eine schnelle Bildung von homogenem Austenit, während das feinkörnige Gefüge einer Grobkornbildung erschwert. Dementsprechend eignen sich Vergütungsgefüge ebenso wie normalgeglühte Gefüge [6, 44]. Das Vergütungsgefüge weist im Vergleich zum normalgeglühten Gefüge zusätzlich sowohl eine höhere Grundhärte als auch eine höhere Kerbschlagzähigkeit auf [14]. Abbildung 8 zeigt den typischen Härte-Tiefen-Verlauf eines induktiv randschichtgehärteten Bauteils mit den resultierenden Gefügen. Der typische Abfall der Härte im Bereich der Wärmeeinflusszone

bei induktionsgehärteten Bauteilen mit vergütetem Ausgangszustand kann von Vorteil sein, weil er Spannungen ausgleichen kann [6, 16].

Die sogenannte Einhärtungstiefe nach DIN EN 18203 [45] dient als Maß für die Dicke der gehärteten Randschicht am fertigen Bauteil und ist definiert als der Oberflächenabstand, in der 80 % der vorgegebenen Mindest-Oberflächenhärte in HV1 erreicht wird. Abbildung 9 fasst die Definition der Einhärtungstiefe laut Norm schematisch zusammen.

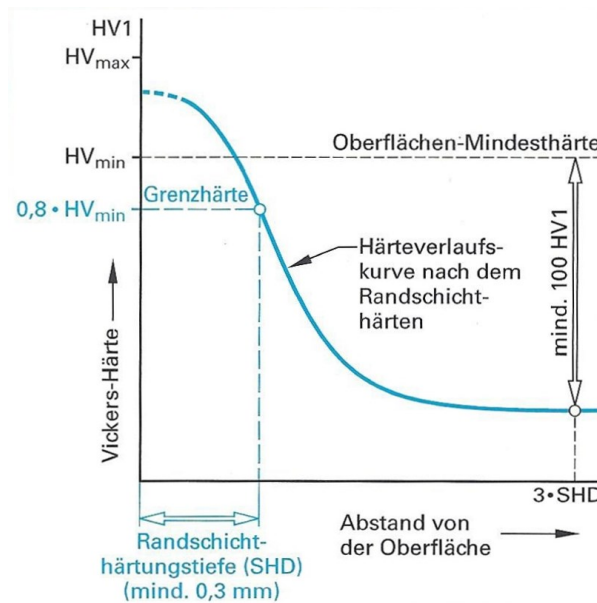


Abbildung 9: Schematische Darstellung zur Ermittlung der Einhärtungstiefe eines randschichtgehärteten Bauteils aus dem Härte-Tiefen-Verlauf nach DIN EN 18203 [10].

Eigenspannungen sind innere Spannungen im Bauteil, die ohne äußere Belastungen durch Kräfte oder Momente vorliegen. Daher sind die Eigenspannungen im Bauteil im Gleichgewicht, was bedeutet, dass es in jedem Bauteil mit Eigenspannungen sowohl Zugeigenspannungs- als auch Druckeigenspannungsgebiete gibt [46]. Die Eigenspannungen entstehen unter anderem infolge von Temperaturgradienten bei der Wärmebehandlung von Bauteilen. Üblicherweise laufen die Temperaturänderungen mit räumlichen Gradienten im jeweiligen Bauteil ab, da beispielsweise beim Abschrecken der Rand rascher abkühlt als der Kern [47]. Die Entstehung von Eigenspannungen infolge einer Wärmebehandlung wird im Folgenden am Beispiel von Abkühlvorgängen erläutert. Eigenspannungen können allerdings auch bei Erwärmvorgängen entstehen [47].

Während die randnahen Bereiche eines umwandlungsfreien Bauteils zunächst eine Kontraktion durch eine Abkühlung erfahren, sind die Kernbereiche noch deutlich wärmer und behindern die Kontraktion. Dementsprechend entstehen zu Beginn der Abkühlung in den Randbereichen Zugspannungen und im Bauteilinneren Druckspannungen. Dabei

gilt, dass die Höhe der Spannungen abhängig ist von der Höhe der räumlichen Temperaturgradienten [40]. Überschreiten diese Spannungen bei schnellen Abkühlvorgängen die örtliche Warmfließgrenze, dann tritt eine plastische Verformung auf, um die Spannungen oberhalb der Warmfließgrenze abzubauen [47]. Im weiteren Verlauf der Abkühlung sinkt die Temperaturdifferenz zwischen Rand- und Kernbereich, sodass der Kern stärker schrumpft als der Randbereich. Die Schrumpfung wird durch die teilweise plastifizierten Randbereiche behindert, sodass der Rand am Ende der Abkühlung Druckeigenspannungen aufweist und im Kern Zugeigenspannungen vorherrschen. Die Eigenspannungen, die aufgrund der rein thermischen Vorgänge entstehen, werden als thermische Eigenspannung bezeichnet [48].

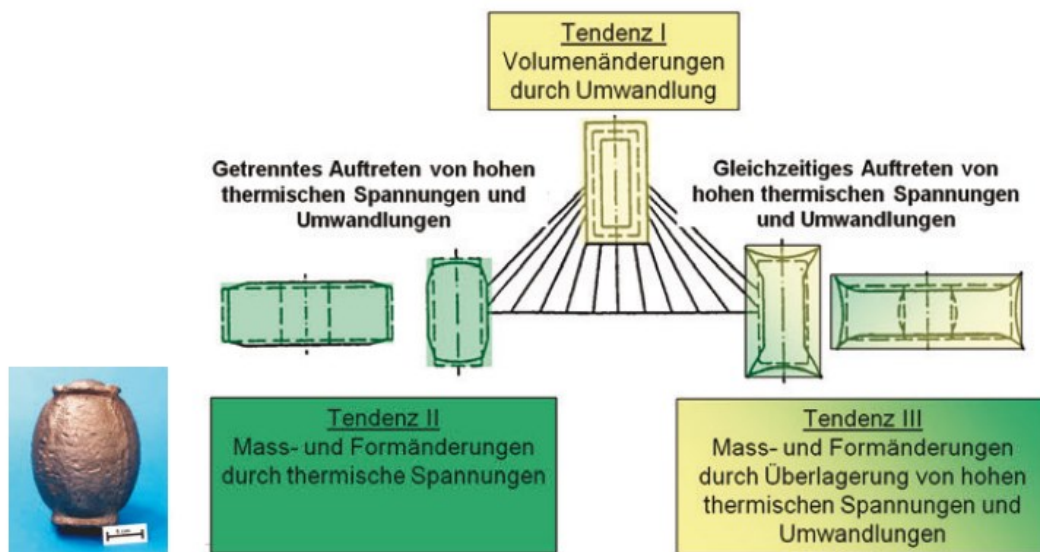


Abbildung 10: Die drei extremen Tendenzen des Verzuges je nachdem, ob Maß- und Formänderungen überwiegend durch Umwandlungen, thermische Spannungen oder beide Effekte auftreten [47].

Bei Phasenumwandlungen während einer Abkühlung überlagern die infolge der Volumenänderungen auftretenden Umwandlungsdehnungen die thermischen Dehnungen [48]. Entscheidend für die Entwicklung der Spannungen ist dabei vor allem das Temperaturintervall der Umwandlung. Im Fall einer martensitischen Umwandlung bei schneller Abschreckung tritt mit dem Unterschreiten der Martensitstarttemperatur eine Volumenzunahme der umwandelnden Bereiche auf und überlagert sich mit den schon vorhandenen thermischen Dehnungen. In Abhängigkeit davon, ob die Spannungsmaxima aus thermischen Dehnungen und Umwandlungsvorgängen getrennt voneinander oder überlagert auftreten, können die resultierenden Spannungen stark variieren [48]. Abbildung 10 zeigt die drei extremen Tendenzen des Verzugs in Abhängigkeit davon, ob thermische Spannungen, Umwandlungen oder beide

Einflussfaktoren in Kombination die maßgeblichen Ursachen sind. Im schlimmsten Fall sind die Spannungen während der Wärmebehandlung so hoch, dass sie nicht über ein Fließen des Werkstoffes abgebaut werden können und ein Riss auftritt [15, 19].

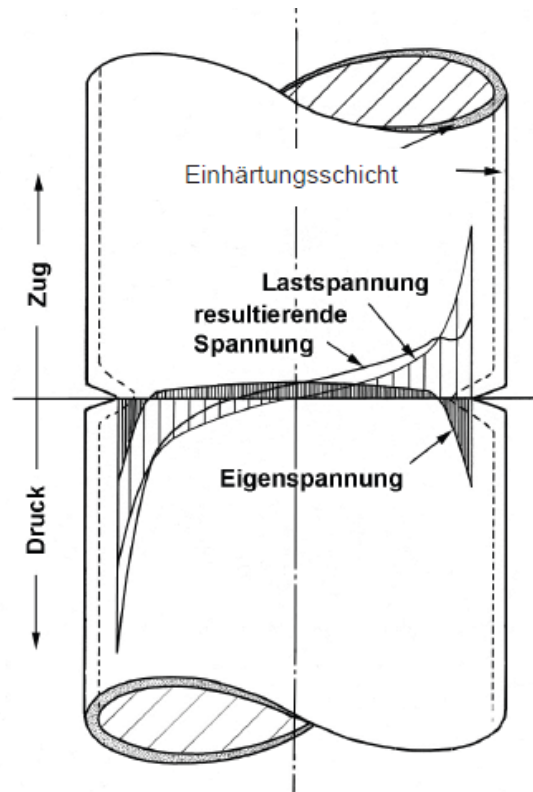


Abbildung 11: Typischer Eigenspannungsverlauf eines randschichtgehärteten Bauteils nach der Wärmebehandlung und resultierende Spannung im Bauteil unter Belastung [6].

Beim martensitischen Randschichthärten tritt die umwandlungsbedingte Volumenzunahme nur in der gehärteten Randschicht auf. Daher wird mit einer Randschichthärtung in der Regel eine Eigenspannungsverteilung mit hohen Druckeigenspannungen im Randbereich und Zugeigenspannungen im Kernbereich erzeugt [6]. Eine Eigenspannungsverteilung mit Druckeigenspannungen im Randbereich kann die Schwingfestigkeit erhöhen, da die resultierende Zugspannung in der Randschicht verringert wird und somit Rissbildung und -wachstum verlangsamt werden [6]. Abbildung 11 zeigt beispielhaft wie eine induktiv gehärtete Randschicht die Spannungsspitzen infolge von Kerben deutlich verringert.

Die resultierenden Maß- und Formänderungen eines Werkstücks infolge der auftretenden thermischen Spannungen und Umwandlungen bei Wärmebehandlungsprozessen werden als Verzug bezeichnet. Verzüge treten zwar oft nach dem Härten auf, sind aber nicht allein auf das Härten zurückzuführen, sondern auf alle durchgeführten Fertigungsschritte [47, 49]. Verzüge führen zu kostenintensiven Nacharbeiten, wenn die geforderten Maßtoleranzen nicht eingehalten werden können [50]. Je nachdem, ob der

Verzug infolge der Wärmebehandlung hauptsächlich auf Umwandlungsvorgänge, auf thermische Spannungen oder eine Überlagerung beider Effekte zurückzuführen ist, ergeben sich unterschiedlich ausgeprägte Verzüge, die in Abbildung 10 dargestellt sind.

Den Vorteilen des Induktionshärtens stehen Herausforderungen wie Regelung der Einhärtungstiefe, komplexe Bauteilgeometrien oder Vermeidung von Härterissen gegenüber [16, 25]. Experimentelle Testreihen können zur Lösung dieser Herausforderungen beitragen, sind aber extrem zeit- und kostenintensiv. Trotz der bereits umfangreichen und langjährigen Erfahrungen bietet das Induktionshärten daher oft noch Spielraum für Prozessverbesserungen [51]. Das liegt unter anderem an der Kombination der ablaufenden elektromagnetischen, thermischen und metallurgischen Prozessen, die sich gegenseitig stark beeinflussen und daher schwierig zu beherrschen sind [22].

2.2 Wärmebehandlungssimulation

Wärmebehandlungssimulationen haben seit ihren Anfängen in den 1970er Jahren eine starke Entwicklung erfahren [52]. Im Gegensatz zu experimentellen Untersuchungen können in Simulationen gezielt und verhältnismäßig einfach einzelne Prozessparameter oder Geometriedetails verändert werden. Insbesondere Parameter- und Sensitivitätsstudien erlauben eine gezielte Untersuchung einzelner Prozessparameter- oder Geometrievariationen sowie deren Kombination. Dadurch ermöglichen Wärmebehandlungssimulationen ein tieferes Prozessverständnis und eine Verbesserung der Prozesse [47].

Abbildung 12 zeigt das Simulationsschema einer konventionellen Wärmebehandlung zum Beispiel im Fall eines Abschreckens beim durchgreifenden Härten. Die wirkenden physikalischen Felder Temperatur, Mechanik mit Spannungen und Dehnungen sowie die Mikrostrukturentwicklung müssen zu jedem Zeitpunkt der Wärmebehandlung an jeder Bauteilposition in der Simulation korrekt dargestellt werden. Neben den zugrunde liegenden Phänomenen der drei physikalischen Felder müssen zusätzlich die dargestellten Wechselwirkungen berücksichtigt werden [52]. Je nach konkreter Wärmebehandlung können einige der Wechselwirkungen vernachlässigt werden, um die Komplexität des Gleichungssystems zu verringern ohne die Ergebnisse signifikant negativ zu beeinflussen. Im Fall des Durchhärtens kann beispielsweise die

Verformungswärme ebenso vernachlässigt werden wie gegebenenfalls die spannungs- oder dehnungsinduzierten Phasenumwandlungen [52].

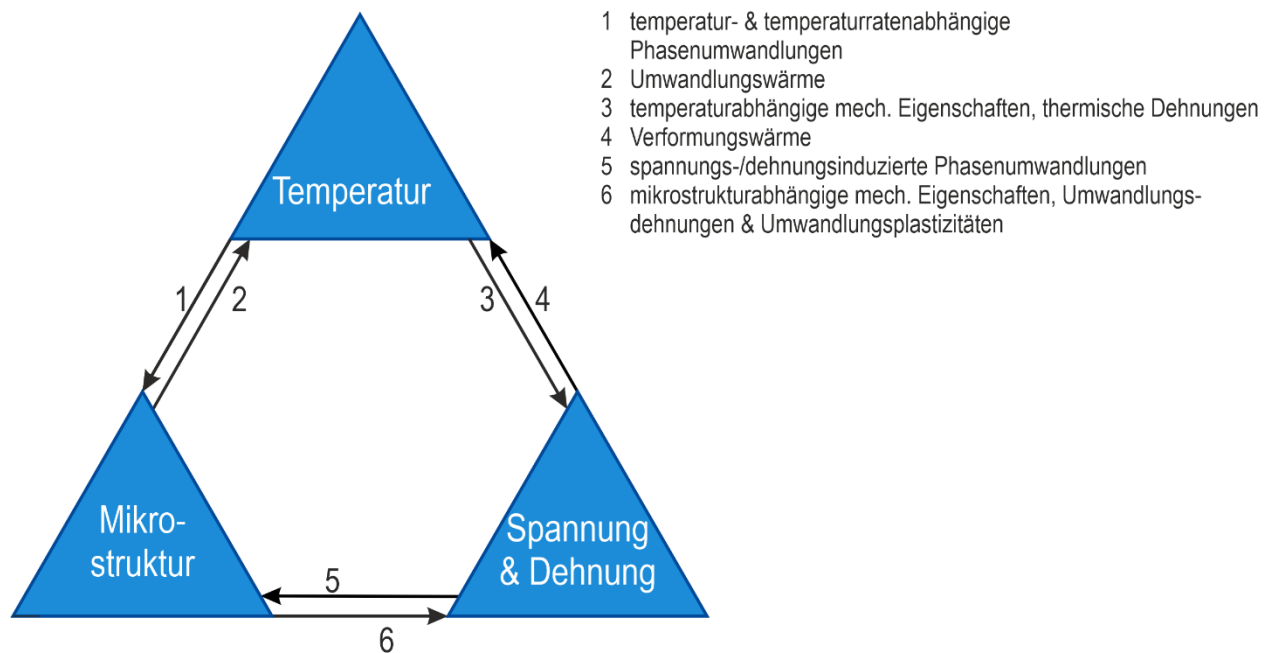


Abbildung 12: Simulationsschema einer Wärmebehandlung mit den auftretenden Wechselwirkungen zum Beispiel beim Abschrecken zum durchgreifenden Härten.

Darüber hinaus sind viele der Werkstoffeigenschaften temperaturabhängig und einige auch abhängig von der jeweiligen Phase. Die Kopplung der einzelnen physikalischen Felder über die Wechselwirkungen und Abhängigkeiten der Werkstoffeigenschaften in Kombination mit teilweise nichtlinearen Randbedingungen erschwert numerische Simulationen signifikant, weil sich insgesamt ein komplexes nichtlineares Problem ergibt, für das keine analytische Lösung existiert [22, 52]. Die gekoppelten Gleichungen mit den Anfangs- und Randbedingungen müssen in viele kleine leichter berechenbare Bereiche zerlegt werden. Diese Diskretisierung erlaubt anschließend das Gleichungssystem iterativ zu lösen und so näherungsweise eine Lösung zu erhalten [53]. Dabei ist zu beachten, dass die räumliche und zeitliche Diskretisierung basierend auf den zu modellierenden Vorgängen gewählt werden muss, denn hohe Gradienten erfordern eine feinere Diskretisierung in Raum und Zeit [53].

Ein vielgenutztes Diskretisierungsverfahren ist die Finite-Elemente-Methode (FEM), die beispielsweise für Berechnungen im Bereich Strukturmechanik, Wärmeleitung oder Elektromagnetik eingesetzt wird [54]. Da die FEM auch Interaktionen physikalischer Felder gut abbilden kann, kommt dieses Verfahren für die Simulation von Wärmebehandlungsprozessen zum Einsatz [54]. Die zu lösenden partiellen Differentialgleichungen des jeweiligen Phänomens werden mit der FEM in ein System

algebraischer Gleichungen umgewandelt und ermöglichen so eine Lösung des mathematischen Problems [55]. Tiefergehende Informationen zur Methodik der FEM können der entsprechenden Fachliteratur entnommen werden [53, 54, 56–58].

Die Qualität der resultierenden Simulationsergebnisse hängt nicht nur von der Diskretisierungsmethode ab, sondern auch von den definierten Werkstoffeigenschaften und der Wahl der Anfangs- und Randbedingungen. Insbesondere die Werkstoffeigenschaften mit allen Abhängigkeiten sind schwer zu ermitteln, was dazu führt, dass statt experimentell ermittelter Daten des vorliegenden Materials oft die Verwendung von Literaturdaten notwendig wird und so Abweichungen im Ergebnis auftreten [59, 60]. Auch vereinfachende Annahmen wie eine konstante chemische Zusammensetzung über das gesamte Bauteil oder eine gleichmäßige Abschreckung über die gesamte Bauteiloberfläche sind häufig notwendig und führen zu Abweichungen im Vergleich zu experimentellen Untersuchungsergebnissen [52].

Daher ist es zwingend erforderlich insbesondere Simulationen mit starken Wechselwirkungen zwischen den physikalischen Feldern zu validieren, also mit experimentellen Daten auf ihre Richtigkeit zu prüfen [61]. Aus diesem Grund können numerische Simulationen experimentelle Untersuchungen ergänzen, sie aber nicht vollständig ersetzen [47, 52].

2.3 Simulation des induktiven Randschichthärtens

Im Fall des Induktionshärtens kommt zu den drei physikalischen Feldern aus Abbildung 12 das elektromagnetische Feld und sechs weitere Wechselwirkungen zwischen den physikalischen Feldern hinzu. Dadurch erweitert sich das Gleichungssystem um die Max'wellschen Gleichungen. Abbildung 13 zeigt die zusätzlichen Wechselwirkungen sowie welche Wechselwirkungen üblicherweise beim Induktionshärten vernachlässigt werden können. So treten beim Induktionshärten nur kleine plastische Verformungen auf, die dementsprechend nur vernachlässigbar kleine Mengen Verformungswärme produzieren [62]. Spannungen und Dehnungen können prinzipiell Phasenumwandlungen induzieren. Allerdings wird ihr Einfluss im Vergleich zu den anderen Wechselwirkungen als geringer eingestuft und daher kann diese Wechselwirkung zunächst ebenfalls vernachlässigt werden [52]. Ob sich die elektromagnetischen Eigenschaften des Werkstoffes in Abhängigkeit vom Spannungs- und Dehnungszustand signifikant ändern

können ist bisher ebenso unbekannt wie die Frage, ob die Phasenumwandlungen von den elektromagnetischen Feldern beeinflusst werden können. Daher werden beide Wechselwirkungen vernachlässigt [62]. Das Simulationsschema des Induktionshärtens besteht damit aus vier physikalischen Felder mit insgesamt sieben Wechselwirkungen, wie in Abbildung 13 gezeigt.

Schon das Simulationsschema zeigt, dass die numerische Modellierung des induktiven Randschichthärtens deutlich komplexer ist als beispielsweise die Simulation des Durchhärtens nach einer Ofenerwärmung. Gelingt es trotz dieser Komplexität für die Ingenieurpraxis handhabbare Simulationsmodelle zu entwickeln, können diese einen Beitrag entsprechend der in Kapitel 2.1 erläuterten Zielstellungen leisten. [8]

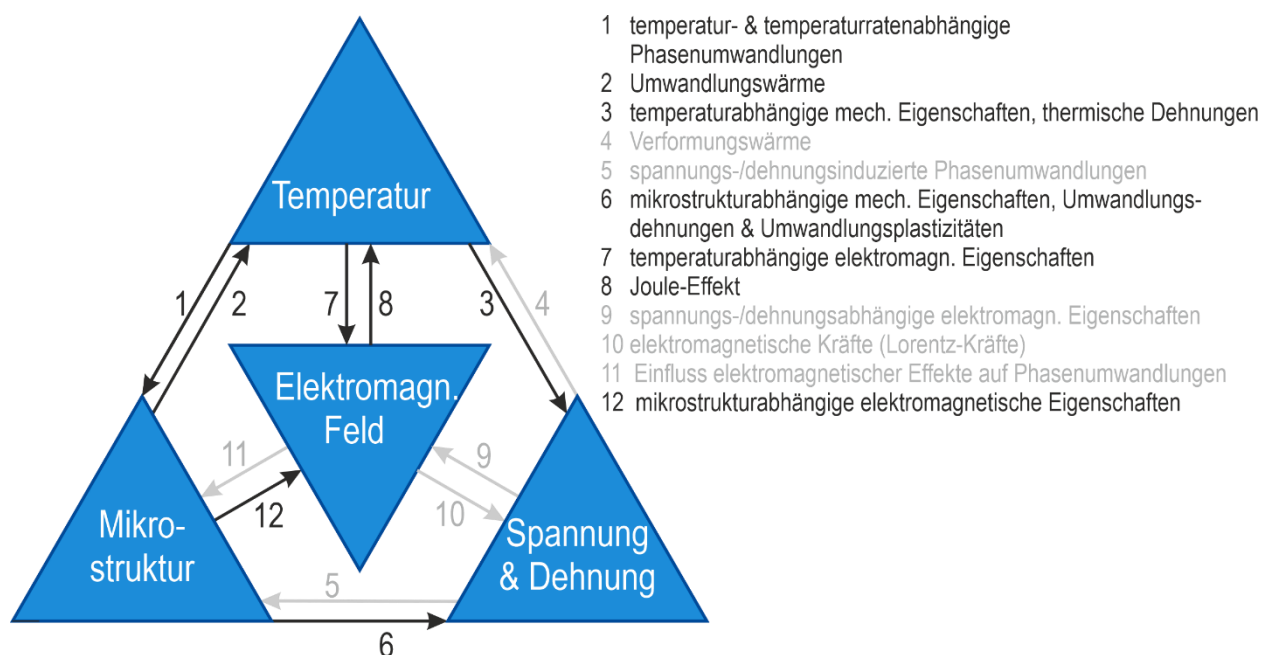


Abbildung 13: Simulationsschema des Induktionshärtens mit den auftretenden Wechselwirkungen, wobei vernachlässigbare Wechselwirkungen in grau dargestellt sind.

Ein grundlegendes Problem sind dabei die verschiedenen Zeitskalen, die bei der elektromagnetischen Erwärmung mit Induktionsströmen auf der einen und der Wärmeleitung auf der anderen Seite auftreten [9]. Die Erwärmung wird durch die Wechselströme mit einer Frequenz von einigen Kilohertz verursacht. Relevant sind daher Zeitspannen von Sekundenbruchteilen. Die parallel ablaufende Wärmeleitung ins Bauteilinnere läuft deutlich langsamer ab und bewegt sich im Bereich von Sekunden [9]. Daher muss entweder der gesamte Prozess mit Zeitschritten aufgelöst werden, die die elektromagnetischen Vorgänge abbilden können, oder beide Vorgänge werden getrennt voneinander auf den jeweiligen Zeitskalen gelöst. Konkret bedeutet das, dass die elektromagnetische Erwärmung während einer Schwingungsperiode nur in regelmäßigen

Abständen, oft den Zeitschritten der Wärmeleitung, neu berechnet wird [63]. Aus der eingebrachten Wärmemenge einer Schwingungsperiode kann die eingebrachte Wärmemenge pro Sekunde berechnet werden, die jeweils auf den gesamten Zeitschritt angewendet wird, um Veränderungen im Prozess ausreichend genau abzubilden. Ähnliches gilt für die charakteristischen Längenskalen. Während die elektromagnetische Erwärmung zunächst im Randschichtbereich mit Dicken von einigen Zehntel Millimetern stattfindet, können die Abmessungen der Bauteile sich im Bereich einiger Meter bewegen [9]. Auch hier sind für realistische Ergebnisse feine Diskretisierungen mit mindestens zwei bis vier Elementen innerhalb der jeweiligen Skintiefe erforderlich [6, 20, 26]. Um die Modellgröße und die Rechenzeiten möglichst niedrig zu halten, werden nur die induktiv erwärmten Bereiche so fein vernetzt und alle angrenzenden Gebiete entsprechend vergrößert.

Erschwerend kommt hinzu, dass viele Werkstoffeigenschaften ausgeprägt nichtlinear sind und neben einer Temperaturabhängigkeit oft auch eine Phasenabhängigkeit aufweisen. Insbesondere die elektromagnetischen Eigenschaften sind extrem schwierig zu bestimmen. Die relative magnetische Permeabilität ist aufgrund von Sättigungseffekten zusätzlich von der magnetischen Feldstärke abhängig [59]. Die starken Nichtlinearitäten und Abhängigkeiten der Werkstoffeigenschaften führen dazu, dass die sich Skintiefe im induktiven Erwärmprozess zwischen Beginn mit Temperaturen unterhalb der Curie-Temperatur und Ende mit Temperaturen oberhalb der Curie-Temperatur um den Faktor 10 – 12 vergrößert [20, 25, 26]. Während die räumliche Diskretisierung mit den erwähnten zwei bis vier Elementen im Bereich der Skintiefe am Beginn des Prozesses notwendig ist, ergibt sich daraus im Prozessverlauf eine unnötig feine Vernetzung. Sowohl eine Neuvernetzung einzelner Bereiche als auch eine Simulation des gesamten Prozesses mit dem feinen Netz verursacht hohe Rechenzeiten.

Je nachdem welche Effekte des Induktionshärtens untersucht werden sollen, werden nur Temperaturfeld und elektromagnetische Felder [64–66] oder beide in Kombination mit den Phasenumwandlungen simuliert [13, 36, 67, 68]. Dadurch können zwar die Auswirkungen einzelner Prozessparameter auf die Temperaturentwicklung und Gefügeverteilung untersucht werden, liefern aber keinerlei Aussagen über den Eigenspannungs- und Verzugszustand. Die Ergebnisse sind für die Optimierung des Prozesses daher nur teilweise von Vorteil, da zusätzliche experimentelle Untersuchungen notwendig sind, um den Eigenspannungs- und Verzugszustand zu charakterisieren und die Bildung von Rissen zu verhindern.

Wrona [26] untersuchte das Zwei-Frequenz-Induktionshärten mit elektromagnetisch-thermischen Simulationen an komplexen drei-dimensionalen Bauteilen. In Kombination mit Optimierungsalgorithmen konnten auf Basis der Simulationen die Prozessparameter für zwei Prozessvarianten ermittelt werden, sowie im Anschluss experimentell validiert werden.

In den Untersuchungen von *Schwenk* [69] wurden zwei verschiedene Programme genutzt, um mit einer fiktiven relativen Permeabilität zunächst die elektromagnetisch-thermische Berechnung des Ein- und Zwei-Frequenz-Randschichthärtens durchzuführen und mit diesen Ergebnissen als Randbedingung dann eine metallurgisch-mechanische Simulation zu ermöglichen. Daher kann keine Berücksichtigung der veränderten thermischen Eigenschaften aufgrund der Phasenumwandlungen während der elektromagnetisch-thermischen Simulation stattfinden.

Coupard et. al. [70] simulierten das Härten und Anlassen an zylindrischen Proben mit einer mittig platzierten Verjüngung mithilfe einer Kombination der Programme METAL7, FLUX2D und MSC.Marc und verglichen die Simulationsergebnisse mit experimentellen Ergebnissen. Phasenumwandlungen werden um einen Ansatz für die Austenithomogenisierung erweitert. Die Umwandlungswärme wurde mit definierten spezifischen Wärmekapazitäten für alle Umwandlungen außer der Austenitumwandlung in Martensit berücksichtigt. Umwandlungsdehnungen werden mithilfe verringerter Fließgrenzen von Martensit einbezogen.

Am Beispiel eines Zahnrades mit einem Durchmesser von 47,75 mm untersuchten *Montalvo-Urquiza et. al.* [51] die Abschreckung des Bauteils mit einem anfänglich inhomogenen Temperaturfeld im Rahmen numerischer Simulationen. Neben dem Temperaturfeld wurden auch Phasenumwandlungen und Mechanik berücksichtigt. Die Effekte der Umwandlungswärme, Umwandlungsdehnungen und TRIP-Phänomene wurden ebenfalls einbezogen.

Hömberg et. al. [71] simulierten das Induktionshärten eines Zahnrades mit 47,7 mm Durchmesser im Zwei-Frequenz-Verfahren. Unter Ausnutzung der Symmetrie des Bauteils und der gleichzeitigen Erwärmung der gesamten äußeren Oberfläche, also einer Gesamtflächenhärtung, wird nur ein halber Zahn der insgesamt 21 Zähne simuliert, was ca. 2,4 % des Gesamtvolumens entspricht. Die Simulationen der mechanischen Effekte erfolgten unter der Annahme kleiner Dehnungen und berücksichtigen neben TRIP-Phänomenen auch elastische und thermische Dehnungen. Die räumliche Diskretisierung wurde mit adaptiver Netzverfeinerung auf Basis des Diskretisierungsfehlers durchgeführt,

um nur in solchen Bauteilbereichen eine feine Vernetzung zu verwenden, in denen sie zwingend erforderlich ist.

Mühl et. al. [60] untersuchten den Einfluss einzelner Werkstoffeigenschaften auf die resultierenden Eigenspannungszustände und Einhärtungstiefen am Beispiel von Ringen mit einem Außendurchmesser von 50,6 mm bei 12,8 mm Wandstärke und einer Höhe von 30 mm. Der Einfluss der phasenabhängigen Werkstoffeigenschaften für niedriglegierte Stähle wurde vereinfacht untersucht, indem Erwärmung und Abkühlung im Induktionshärtprozess über eine Randbedingung des Wärmeübergangs an der Probenoberfläche modelliert wurden. Die Simulationen in Abaqus/Standard wurden durch experimentelle Untersuchungen ergänzt.

Es wird deutlich, dass die untersuchten Bauteile zur Simulation des Induktionshärtens in den meisten Fällen Abmessungen in der Größenordnung von einigen 10 mm besitzen. Darüber hinaus können durch die überwiegend untersuchte Schusshärtung aufgrund der Symmetriebedingungen Modelle zur Simulation verwendet werden, die nur Teile des Bauteils abbilden und somit das Simulationsmodell verkleinern und sich günstig auf die Hardwareanforderungen und Rechenzeiten auswirken. Die Verwendung von 2D-Simulationen ist eine Möglichkeit verhältnismäßig schnell zu Simulationsergebnissen zu kommen. Derart vereinfachte Modelle können in den meisten Fällen allerdings weder die geometrische Komplexität von Induktor und Werkstück noch die resultierenden dreidimensionalen elektromagnetischen Phänomene hinreichend genau abbilden [9].

Die geringsten Skintiefen am Prozessbeginn bestimmen die Vernetzung der induktiv erwärmten Oberfläche, sodass laut Abbildung 3 ein ferromagnetischer Stahl beispielsweise bei Raumtemperatur und einer Induktorfrequenz von 10 kHz eine Skintiefe von ca. 0,2 mm aufweist. Da die Skintiefe aufgrund der hohen Temperaturgradienten mit mindestens 2 bis 4 Elementen in einer Simulation diskretisiert werden muss [6, 20, 26], sind die Elemente im Bereich der gehärteten Randschicht in allen Raumrichtungen zwangsweise klein. Trotz grober Vernetzung in den nur durch Wärmeleitung erwärmten Bauteilbereichen entstehen insbesondere bei großen Bauteilen mit Abmessungen im Bereich von mehreren hundert Millimetern bis zu einigen Metern Netze mit einer großen Anzahl an Elementen. In Abhängigkeit von den gewählten Elementtypen mit ihren jeweiligen Ansatzfunktionen kann aus der Anzahl der Elemente die Anzahl der Knoten abgeschätzt werden [72]. Jeder einzelne Knoten hat für ein vollständiges Modell des Induktionshärtens drei Freiheitsgrade für die Komponenten des elektromagnetischen Vektorpotentials, einen Freiheitsgrad für die Temperatur und drei

Freiheitsgrade für die Knotenverschiebungen [54, 73]. Zusätzlich werden die Phasenanteile in jedem Knoten typischerweise mit einem semiempirischen Ansatz beispielsweise nach Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov, Leblond-Devaux oder Koistinen-Marburger berechnet. Die Phasenzusammensetzung in jedem einzelnen Knoten kann daher als weiterer Freiheitsgrad betrachtet werden, obwohl keine Differentialgleichungen gelöst werden. In jedem Knoten ergeben sich damit acht Freiheitsgrade und somit im Vergleich zu rein mechanischen Berechnungen zu einer mehr als verdoppelten Anzahl an Freiheitsgraden pro Knoten führt. Darüber hinaus erhöhen die Wechselwirkungen zwischen den physikalischen Feldern, die zu starken Kopplungsbedingungen führen, die Anzahl der notwendigen Iterationen und somit auch die Rechenzeit. In der Kombination der höheren Anzahl an Freiheitsgraden durch die wirkenden physikalischen Felder mit der notwendigen feinen Vernetzung und den zusätzlichen Nichtlinearitäten entstehen schon für verhältnismäßig kleine Bauteile extrem große nichtlineare Modelle, die in Bezug auf ihre räumlichen Dimensionen deutlich kleiner sind als rein mechanische Modelle. Dementsprechend können in einer vollständigen Simulation des Induktionshärtens nur deutlich kleinere Modelle berechnet werden als in mechanischen Simulationen.

Im Gegensatz zu Prozessen der Gesamtflächenhärtung müssen bei Härteprozessen im Vorschubverfahren an großen Bauteilen alle zu härtenden Bereiche entsprechend der bereits erläuterten Überlegungen fein diskretisiert werden ohne Bauteilsymmetrien ausnutzen zu können. Bei Schusshärtungen finden induktive Erwärmung Abschreckung nacheinander statt und der gesamte Prozess ist innerhalb einiger Sekunden bis weniger 10 Sekunden abgeschlossen. Härteprozesse im Vorschubverfahren dauern dagegen deutlich länger und erfordern über die gesamte Prozesszeit Zeitschritte, die entsprechend klein gewählt sind, um alle ablaufenden Prozesse realistisch abbilden zu können. Daher sind Modelle von Induktionshärteprozessen im Vorschubverfahren in Form einer vollständig gekoppelten Simulation beträchtlich größer und die Simulationen dementsprechend langsamer als in Schusshärteprozessen.

Insbesondere im Hinblick auf den produktionsnahen Einsatz von Simulationen für das Prozessverständnis und Optimierungen ist es zudem anzustreben, dass die Simulationen vollständig in einer Software ausgeführt werden. So können Fehler bei der Datenübertragung vermieden werden und gleichzeitig die Nutzerfreundlichkeit erhöht werden.

2.4 Ersatzwärmequellen

Eine Alternative besteht in der Anwendung von Ersatzwärmequellen anstelle der elektromagnetischen Simulation. Die Vernachlässigung der Maxwell-Gleichungen und damit auch der hochgradig nichtlinearen Eigenschaften der Stähle verkleinert das zu lösende Gleichungssystem. Abbildung 14 zeigt, dass sich mit der Verwendung einer Ersatzwärmequelle für die Abbildung der elektromagnetischen Erwärmung die Wechselwirkungen deutlich reduzieren, weil die Ersatzwärmequelle in der Simulation kein physikalisches Feld mehr darstellt, sondern nur eine Randbedingung der thermischen Simulation ist.

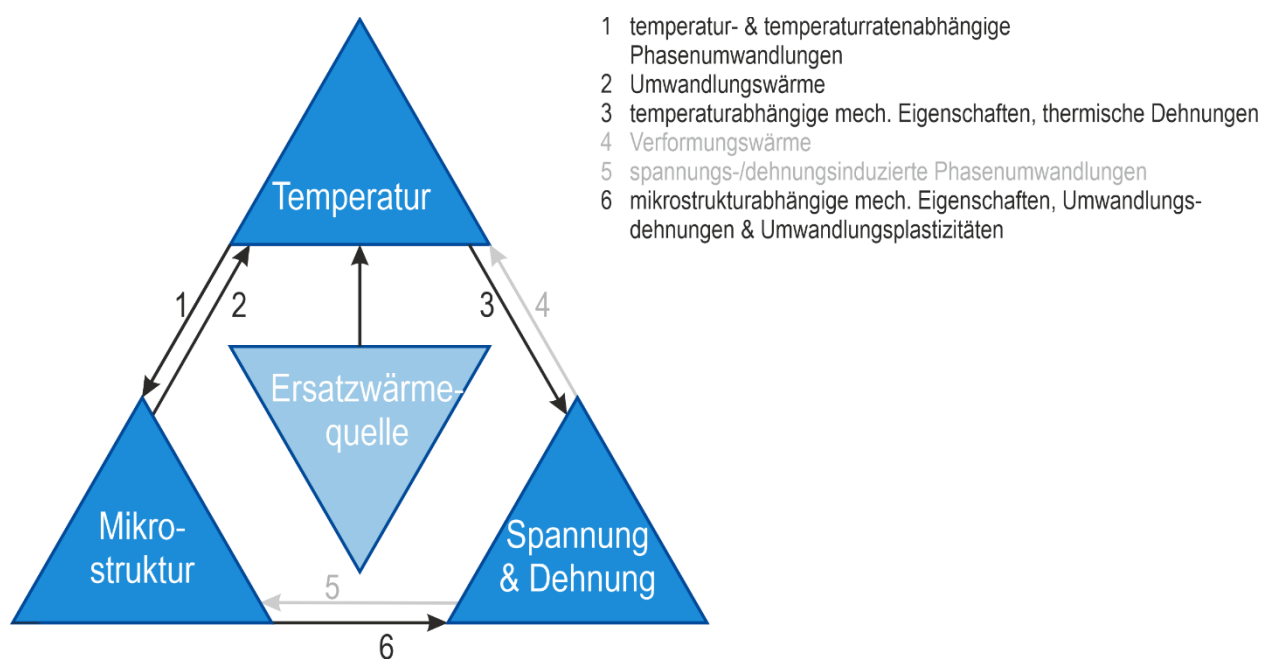


Abbildung 14: Simulationsschema des Induktionshärtens bei Verwendung einer Ersatzwärmequelle zur Abbildung der induzierten Wärme mit vernachlässigbaren Wechselwirkungen in grau.

Bai et. al. [74] nutzten für die Simulation der induktiven Vorwärmung in der additiven Fertigung eine Ersatzwärmequelle. Diese Ersatzwärmequelle zur Abbildung der induktiven Erwärmung im quasistationären Zustand ist eine doppel-ellipsoide Volumenwärmequelle, die mit den Ergebnissen einer elektromagnetisch-thermischen Simulation definiert wurde. Die deutlich verkürzten Rechenzeiten bei Verwendung der Ersatzwärmequelle im Vergleich zu vollumfänglichen Simulationen mit Elektromagnetik erlaubten eine umfassende Untersuchung der Positionen von induktivem Vorwärmer und deren Auswirkungen auf Temperaturfelder und Spannungszustand.

Dong et. al. [75] verwendeten eine Gaussfunktion, um die induzierte Wärme in einer 5 mm starken Platte unter einem kreisförmigen Induktor zu modellieren ohne die elektromagnetischen Gleichungen lösen zu müssen. Die Übereinstimmungen der vereinfachten Simulationen sind sowohl im Fall einer einzelnen Spule als auch im Fall mehrerer Spulen unterschiedlichen Durchmessers gut.

Stiele et al. [76] und *Brand et al.* [77] simulierten die Temperaturentwicklung eines Großwälzlagers mittels einer 2D-Simulation des Lagerquerschnittes in FLUX. Anschließend werden die Ergebnisse der elektromagnetisch-thermischen Simulation unter der Annahme einer identischen Entwicklung des Magnetfeldes und damit auch des Temperaturfeldes über die gesamte Bahnbreite auf einen dreidimensionalen Ring übertragen. Die 3D-Simulation in Sysweld liefert neben Ergebnissen zur Gefügeverteilung auch resultierende Eigenspannungen. Die grafischen Darstellungen der Ergebnisse erfolgen jeweils ohne quantitative Legende, sodass nur qualitative Schlüsse möglich sind.

Auch *Simsir* [52] weist darauf hin, dass die resultierende Induktionswärme prinzipiell als Wärmequelle angesehen werden kann. Die bisherigen Anwendungen von Ersatzwärmequellen bei der Simulation des Induktionshärtens beschränken sich aber auf Modelle, bei denen verhältnismäßig starke Vereinfachungen angenommen wurden, keine quantitativen Ergebnisse vorliegen und keine Validierung erfolgte. Trotz des Potentials wurden bisher nur wenige Versuche unternommen komplexere Induktionshärteprozesse mit Ersatzwärmequellen zu simulieren und Untersuchungen an großen Bauteilen, die im Vorschubverfahren gehärtet werden müssen, durchzuführen.

In größerem Umfang werden Ersatzwärmequellen bereits bei der Simulation von Schweißprozessen eingesetzt. Schmelzschweißprozesse ähneln in Bezug auf die Simulation den Wärmebehandlungsprozessen. Schmelzschweißprozesse nutzen durch elektrische Ströme oder eine Brennerflamme entstehende Wärme, um Komponenten mit oder ohne Schweißzusatzwerkstoff lokal aufzuschmelzen und zu fügen [78]. Diese Erwärmprozesse umfassen neben den beschriebenen physikalischen Feldern beispielsweise auch fluiddynamische Vorgänge im Schmelzbad [79]. Eine umfassende Simulation aller ablaufenden Vorgänge ist hochgradig komplex und für die ingenieurtechnisch interessanten Phänomene wie Ausbildung der Wärmeeinflusszone, Größe der Schmelzzone sowie resultierende Eigenspannungen und Verzüge nicht zwingend erforderlich. Daher ist es üblich weder die Erwärmung der Fügeteile mittels elektrischer Ströme noch die komplexen fluiddynamischen Vorgänge im Schweißbad zu

berücksichtigen. Stattdessen bilden die Wärmeeinbringung phänomenologisch ab. Dadurch reduziert sich der Umfang der zu lösenden Gleichungen und die Komplexität des Modells signifikant [80]. Da die Wärmeeinbringung nur phänomenologisch simuliert wird, müssen die Parameter der jeweils verwendeten Ersatzwärmequelle typischerweise anhand gemessener Temperatur-Zeit-Verläufe oder anhand von metallografischen Schliffen der Schweißzonen festgelegt werden [81].

Unterschieden werden verschiedene Typen von Ersatzwärmequellen. Die sogenannten Ersatzwärmequellen der ersten Generation sind einfache punkt-, linien- oder flächenförmige Ersatzwärmequellen, die die Temperaturentwicklung in größeren Abständen vom Schweißbad gut abbilden können. Dabei werden je nach verwendetem geometrischem Typ entweder Nettowärmeeinträge pro Zeiteinheit für eine punktförmige Wärmequelle oder Nettowärmeeinträge pro Zeiteinheit und Längen- oder Flächeneinheit für linien- oder flächenförmige Wärmequellen definiert [79]. Dadurch kommt es zu unrealistisch hohen Temperaturen im Bereich des Schweißbades während die Temperaturentwicklung in ausreichend großem Abstand zum Schweißbad gut abgebildet werden kann [79, 81].

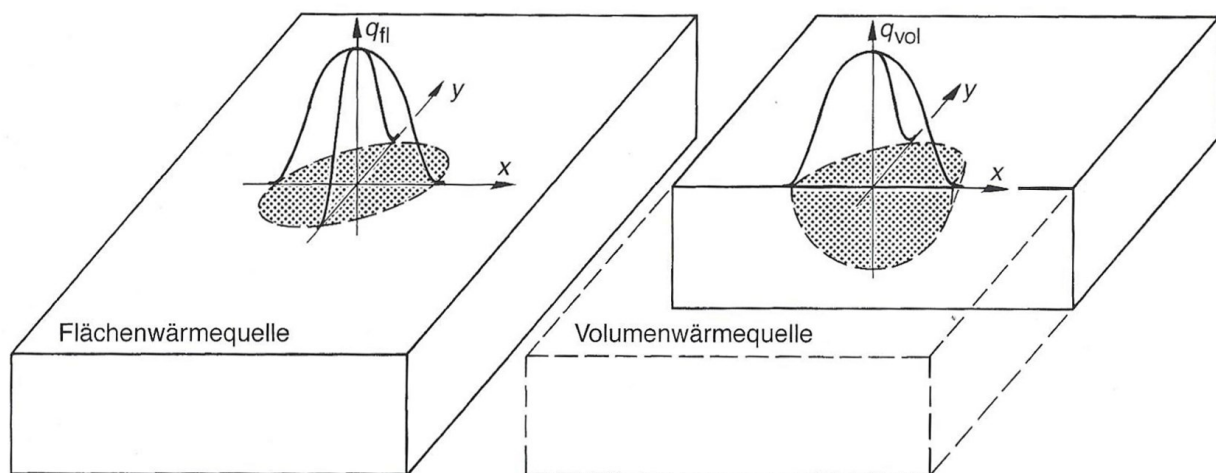


Abbildung 15: Schematische Darstellung einer Flächenwärmequelle (links) im Vergleich zu einer Volumenwärmequelle (rechts) [82].

Im Gegensatz dazu verwenden Ersatzwärmequellen der zweiten Generation räumliche Verteilungen, um die Wärmeeinbringung realistischer zu simulieren. Zur Wahl stehen dabei sowohl Flächenwärmequellen als auch Volumenwärmequellen, die in Abbildung 15 vergleichend gegenübergestellt sind [79]. So können auch Temperaturentwicklungen nahe der Schmelzzone realitätsnah simuliert werden und Nichtlinearitäten aufgrund des Prozesses oder von Materialeigenschaften berücksichtigt werden [79]. Eine typische und sehr oft angewandte Volumenwärmequelle ist die doppelellipsoide *Goldak*-Wärmequelle

wie sie in Abbildung 16 dargestellt ist. Die doppelellipsoide Form erlaubt sowohl eine realitätsnahe Simulation eines Schweißprozesses mit Vorschub als auch die Berücksichtigung verschiedener thermischer Werkstoffeigenschaften beim Fügen verschiedener Werkstoffe [83].

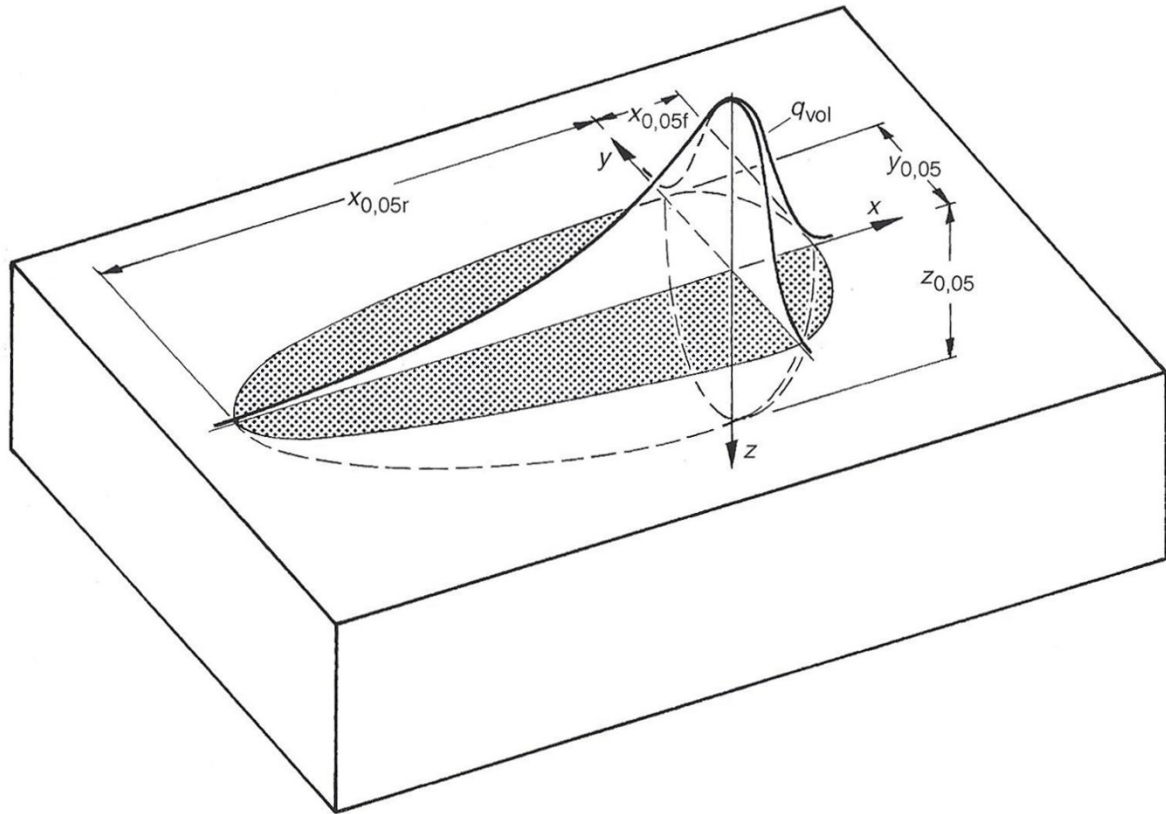


Abbildung 16: Doppelellipsoide Volumenersatzwärmequelle mit den Parametern der Ersatzwärmequelle nach Goldak [82].

Auch in Simulationen additiver Fertigungsverfahren kommen Ersatzwärmequellen zum Einsatz, die die lokale Wärmeeinbringung abbilden, und so ein besseres Prozessverständnis ermöglichen [84–86]. Ebenso werden in der Simulation von Laser-Wärmebehandlungen solche Ersatzwärmequellen eingesetzt [87–90].

3 Werkstoffe und Methoden

3.1 Untersuchter Werkstoff

3.1.1 Chemische Zusammensetzung und Werkstoffstruktur

Der verwendete Stahl 42CrMo4 im vorvergüteten Zustand zählt zu den legierten Vergütungsstählen und weist die Hauptlegierungselemente Chrom und Molybdän auf. Die DIN EN ISO 683-2 [42] definiert neben den chemischen Zusammensetzung auch Normbereiche mechanischer Eigenschaften in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen.

Der vorvergütete Stahl 42CrMo4 ist ein typischer Werkstoff für die Randschichthärtung mit einer hohen Aufhärtbarkeit und erreichbaren Einhärtungstiefen im Bereich von ca. 10 mm [91]. Chrom und Molybdän behindern die Kohlenstoffdiffusion im Austenitgitter, sodass der Stahl bei der Abkühlung umwandlungsträger wird, was zu höheren Einhärtungstiefen im Vergleich zu unlegierten Stählen führt [18]. Die carbidbildenden Eigenschaften von Chrom und Molybdän gehen beim Vergüten mit der Bildung feinverteilter Sondercarbiden einher, die sowohl eine zusätzliche Festigkeitssteigerung als auch eine geringere Empfindlichkeit gegenüber Überhitzung und Grobkornbildung bewirken [14, 18]. Hohe Anlasstemperaturen von 550 °C bis 650 °C sorgen für eine hohe Kerbschlagzähigkeit bei ausreichend hoher Streckgrenze [14]. Insbesondere die hohe Zähigkeit sorgt für eine höhere Dauerfestigkeit, weil hohe lokale Beanspruchungen durch lokale plastische Deformationen kompensiert werden können [16].

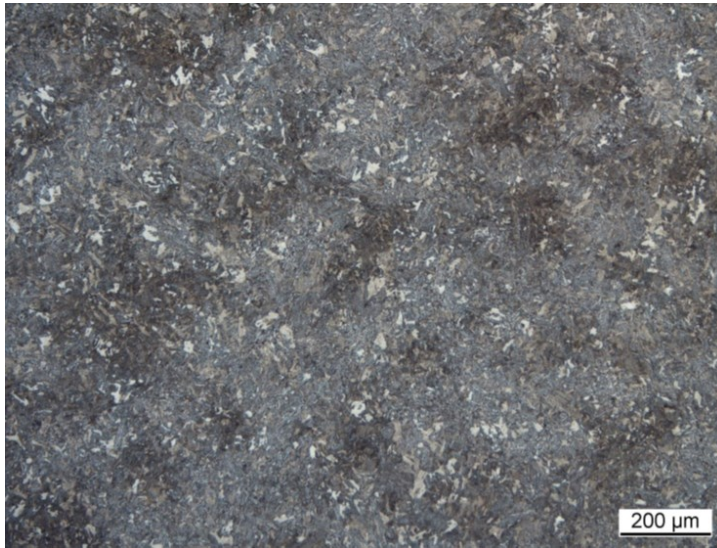
Für die vorliegenden Untersuchungen kommen Bauteile und Proben aus zwei verschiedenen Chargen zum Einsatz. Die Proben für die Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens wurden aus dem Kernbereich eines Ringrohrlings gefertigt. Die

Ringabschnitte zur experimentellen Härtung entstammen einer anderen Charge und weisen dementsprechend eine leicht abweichende chemische Zusammensetzung auf. Die Zusammensetzungen des Rings und der Ringabschnitte, ermittelt mittels optischer Emissionsspektroskopie (OES) im Vergleich zur Norm DIN EN ISO 683-2 sind in Tabelle 1 zusammengestellt. Die chemischen Zusammensetzungen von Ringrohling und Ringabschnitten weisen nur geringe Abweichungen voneinander auf.

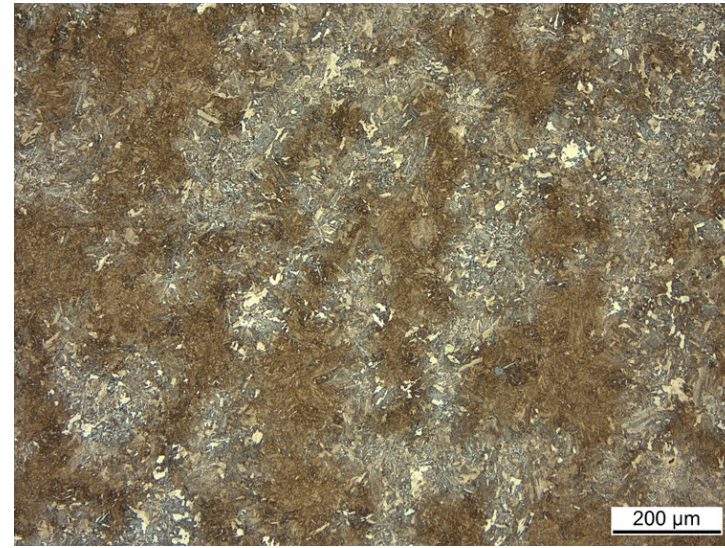
Tabelle 1: Massenanteile der Hauptlegierungselemente der untersuchten Chargen 42CrMo4.

<i>in Ma.-%</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>Cu</i>
OES-Analyse Randbereich Ring	0,41	0,28	0,83	0,010	0,014	1,10	0,21	0,19
OES-Analyse Kernbereich Ring	0,44	0,28	0,85	0,010	0,016	1,10	0,21	0,20
OES-Analyse Ringabschnitte	0,42	0,32	0,82	0,01	0,005	1,14	0,25	0,15
DIN EN ISO 683-2	0,38- 0,45	0,10- 0,40	0,60- 0,90	≤0,025	≤0,035	0,90- 1,20	0,15- 0,30	≤0,40

Die Mikrostrukturaufnahmen jeweils einer Probe aus dem Ringrohling und aus Ringabschnitt S4 sind vergleichend in gegenübergestellt. Die mit Nital (einer alkoholischen Salpetersäure) geätzten Ausgangsgefüge sind im Querschliff in verschiedenen Vergrößerungen dargestellt. Die Aufnahmen in Abbildung 17(a) bis (d) illustrieren die lokalen Inhomogenitäten der chemischen Zusammensetzung aufgrund der Seigerungen bei einem insgesamt fein strukturierten Gefüge. Die positiv geseigten Zeilen mit einem erhöhten Gehalt an Legierungselementen erscheinen durch den schlechteren Ätzangriff heller, während die negativ geseigten Zeilen mit geringerem Gehalt an Legierungselementen stärker durch die Ätzung angegriffen werden und daher dunkler erscheinen [92]. Die Aufnahmen in Abbildung 17(e) bis (d) zeigen die typischen feinen Zementitausscheidungen, wobei die nadelige Struktur des ursprünglichen Martensits noch erkennbar ist. Die Zementitteilchen zeigen sich sowohl in den helleren Bereichen als auch in den dunkler angeätzten Bereichen, wobei der Kontrast in den helleren Bereichen niedriger ist. Die beiden Proben ähneln sich sowohl in Bezug auf die Zeilenbreite als auch in Bezug auf die Größe der ehemaligen Martensitnadeln stark und weisen keine signifikanten Unterschiede auf.



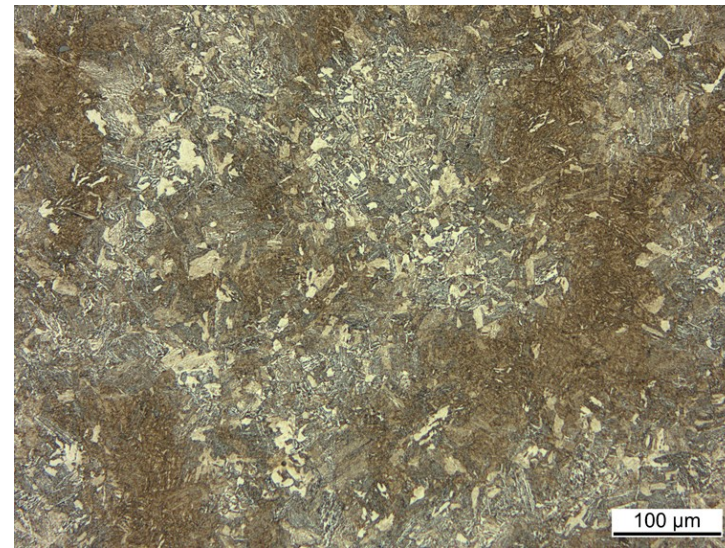
(a)



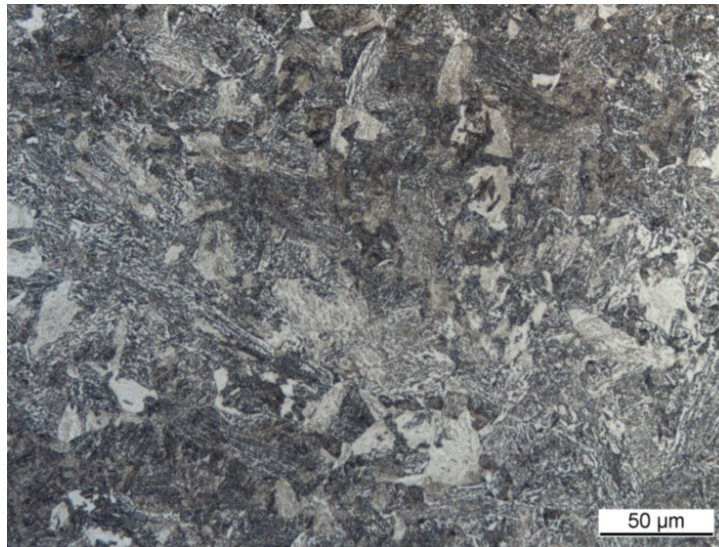
(b)



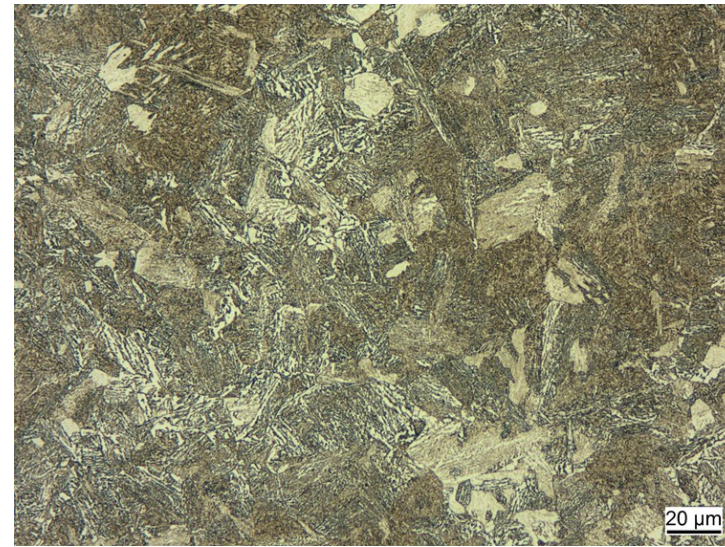
(c)



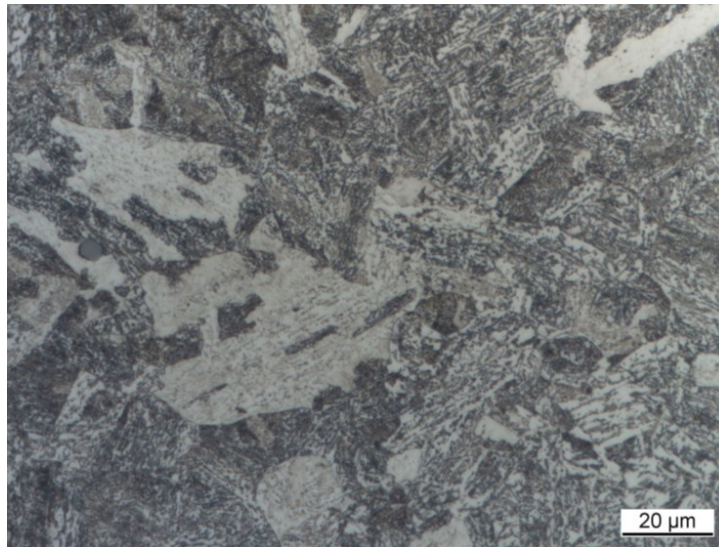
(d)



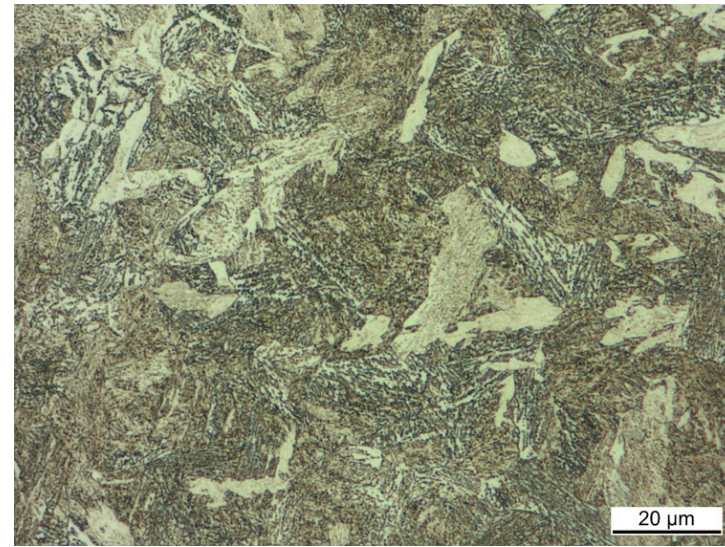
(e)



(f)



(g)



(h)

Abbildung 17: Mikrostrukturaufnahmen des Ausgangsgefüges jeweils einer Probe aus dem Ringrohling (links) und aus dem Ringabschnitt (rechts) im Querschliff nach Nitalätzung.

Vergütungsstähle zählen durch den Einsatz von Mangan und Silizium zu den beruhigten Stählen, sodass keine Blockseigerungen zu erwarten sind [14]. Typischerweise treten jedoch Mikroseeigerungen auf, die durch das anschließende Warmwalzen in Walzrichtung gestreckt werden und in der Folge zu einem zeiligen Gefüge führen können [93]. Abbildung 18 zeigt eine Mikrostrukturaufnahme des mit Nital geätzten Ausgangsgefüges des Ringrohrlings im Längsschliff mit geringer Vergrößerung mit deutlich erkennbaren Zeilen mit einer Breite von ca. 80 – 200 μm .

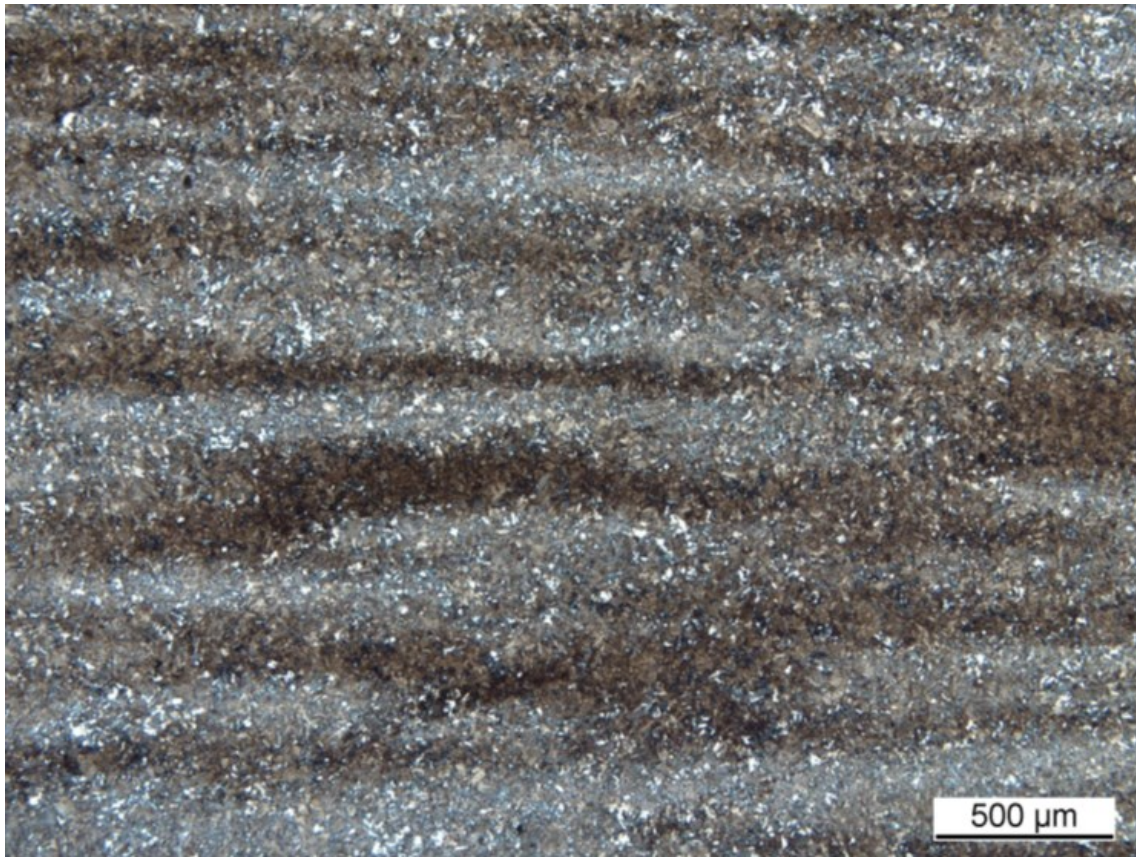


Abbildung 18: Mikrostrukturaufnahme der Seigerungen der mit Nital geätzten Probe aus dem Ringrohling mit vorvergütetem Ausgangsgefüge im Längsschliff

Durch das Warmwalzen der Großwälzlagerringe kann es zu einer Oxidation der Randschicht kommen, die zu einer Randentkohlung führen kann [16]. Diese an Kohlenstoff verarmten Oberflächenschichten weisen dementsprechend nach dem Härten auch verringerte Härten auf [16]. Abbildung 19 zeigt Mikrostrukturaufnahmen der Randschicht eines Ringes im Lieferzustand. Die Aufnahmen zeigen einen Bereich von etwa 150 μm Tiefe mit geringer Randentkohlung. Dieser Bereich ist daran zu erkennen, dass das angeätzte Gefüge im Vergleich zu tieferen Schichten heller erscheint, weil dort mehr Ferrit gebildet wird. Da für die Härtung von Ringgeometrien ein Weichdrehen der Ringrohlinge vor dem Induktionshärten erfolgt, ist die gezeigte geringfügige Randentkohlung für die folgenden Untersuchungen nicht von Bedeutung.

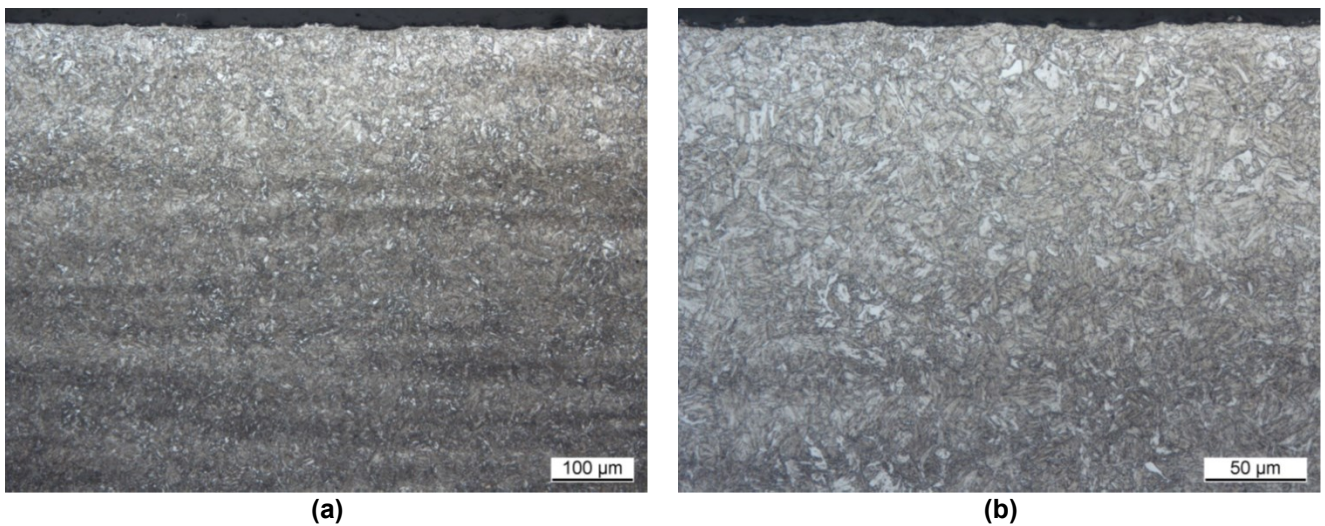


Abbildung 19: Mikrostrukturaufnahmen der gewalzten Oberfläche im Querschliff nach Nitalätzung zur Untersuchung der Randentkohlung in unterschiedlichen Vergrößerungen an einer Probe aus dem Ringrohling.

Die Härte im Ausgangszustand wurde mit HV1 jeweils mittig in axialer und radialer Richtung untersucht. Die Ergebnisse in Abbildung 20 zeigen, dass die Härte über den Querschnitt Schwankungen aufweist. Mit einer Prüflast von 9,81 N, also HV1, ergeben sich Härtewerte im Bereich von 249 – 325 HV1 mit einer durchschnittlichen Härte von 284 HV1 bei einer Standardabweichung von 17 HV1. Tendenziell zeigen sich an den Kanten des Ringrohrlings außen, innen und unten leicht erhöhte Werte im Bereich von ca. 270 – 280 HV1 gegenüber den Härtewerten in der Mitte des Ringrohrlings, die etwa 260 – 270 HV1 betragen. An der Oberseite treten mit gut 320 HV1 lokal sehr begrenzt die höchsten gemessenen Härtewerte auf. Diese Härteverteilung ist mit großer Wahrscheinlichkeit auf das Abschrecken nach dem Austenitisieren im Rahmen des Vergütungs Vorgangs zurückzuführen. Ringe dieser Größe werden für eine ausreichend schnelle Abschreckung üblicherweise waagrecht in das Abschreckbecken getaucht. Die zuerst eintauchende Seite erfährt dabei die schnellste Kühlung. Daher befand sich die hier als Oberseite bezeichnete Fläche beim Abschrecken vermutlich unten und weist aufgrund der erhöhten Kühlraten die höchste Härte auf.

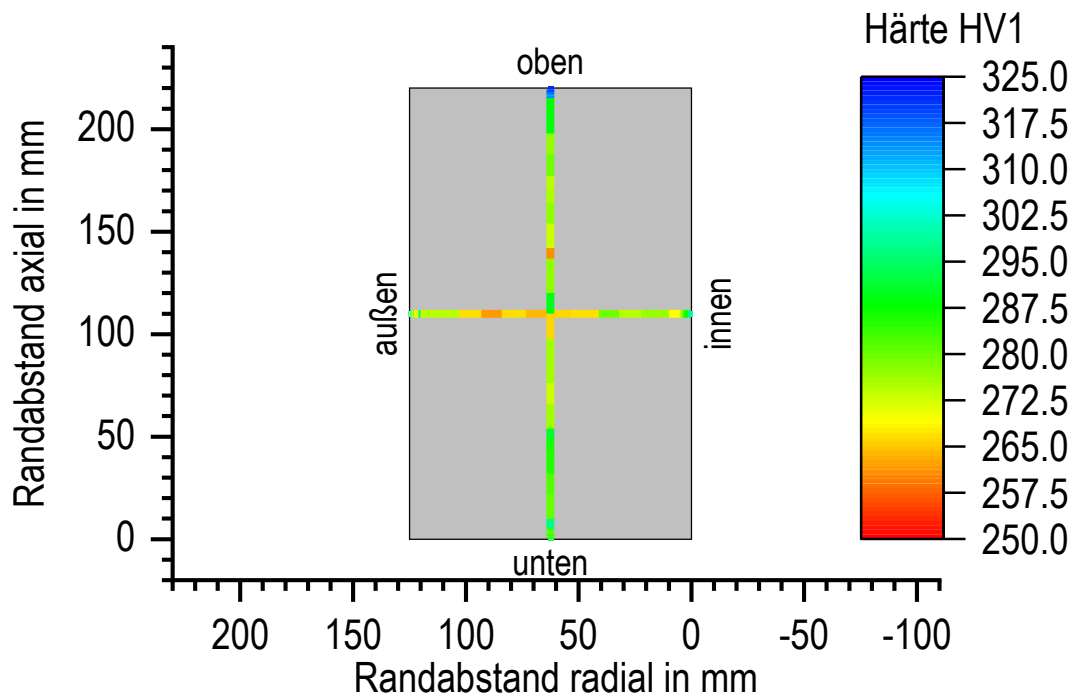


Abbildung 20: Ergebnisse der Härteprüfung HV1 über den Querschnitt der gelieferten Ringe im Ausgangszustand.

Die Untersuchungen der geraden Ringabschnitte am vorvergüteten Ausgangsgefüge zeigen eine durchschnittliche Härte von 293 HV1 mit einer Standardabweichung von 19 HV1 und bewegen sich damit in einer sehr ähnlichen Größenordnung wie beim Ringrohling.

3.1.2 Probenentnahme am Ring

Für die Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens werden Proben aus einem unbearbeiteten Ringrohling im Lieferzustand gefertigt. Dazu wird zunächst ein Ringsegment mit einer Breite von 100 mm mit der Bandsäge aus dem Ring getrennt, siehe Abbildung 21(a) und Abbildung 21(b). Die Querschnittsfläche dieses Segments wird dann für die Probenfertigung entsprechend Abbildung 21 (c) mit einem Raster unterteilt, sodass für jeden der resultierenden Quader in Abbildung 21(d) definiert ist wo er entnommen wurde. Aus den Quadern werden im Anschluss die benötigten Proben gedreht.

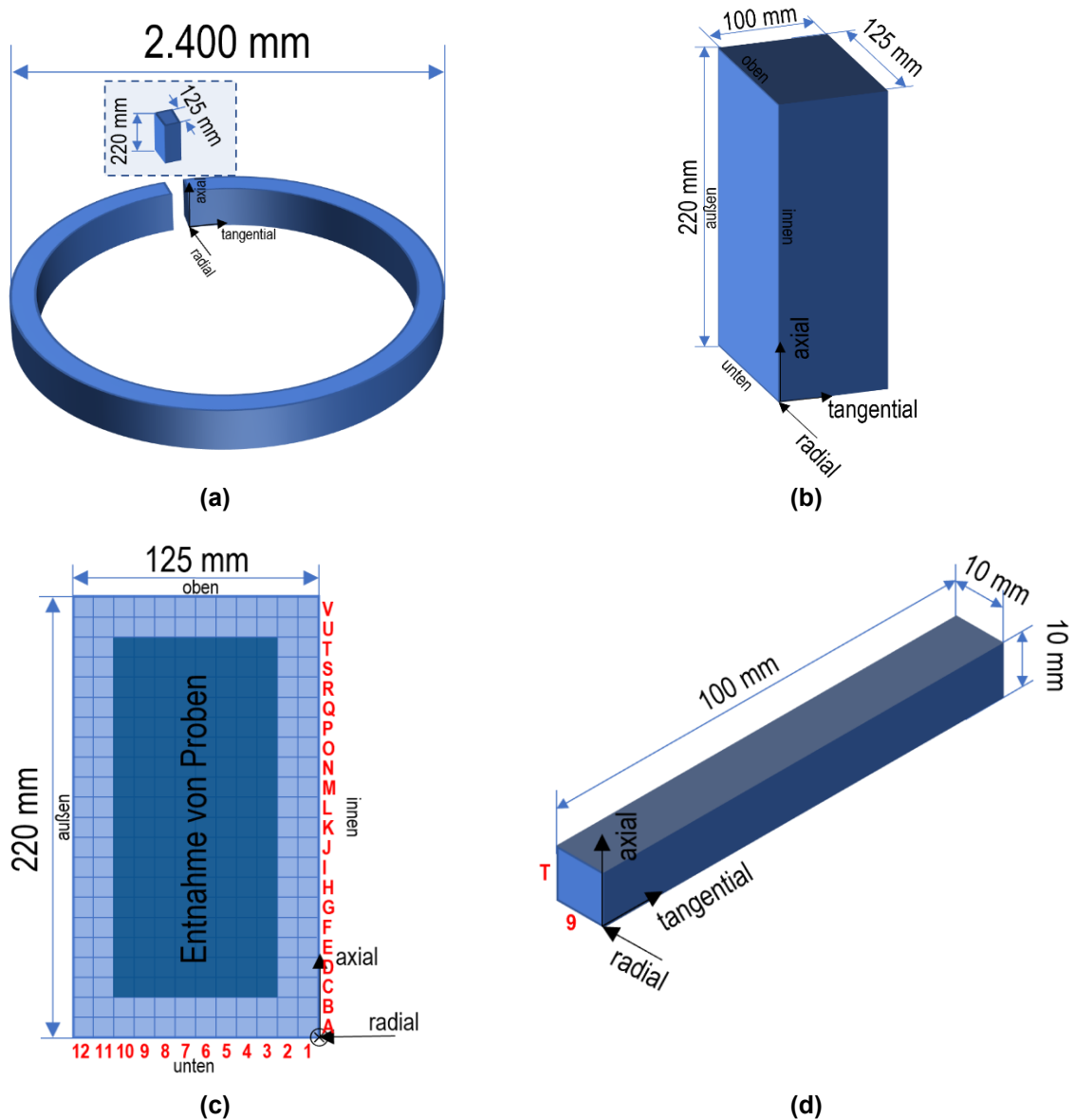


Abbildung 21: Entnahme der Proben aus dem Ringrohling im Ausgangszustand: (a) Entnahme eines Ringsegmentes, (b) Ringsegment mit Abmaßen, (c) Unterteilung des Ringsegmentes in einzelne Bereiche und (d) ein Streifen zur anschließenden Fertigung von Proben.

3.1.3 Umwandlungsverhalten bei Erwärmung und Abkühlung

Die Beschreibung des Umwandlungsverhaltens ist eine wesentliche Voraussetzung für erfolgreiche Wärmebehandlungssimulationen. Für die Untersuchung des Umwandlungsverhaltens beim Erwärmen und Abkühlen werden daher zylindrische Proben aus dem Ring mit einem Durchmesser von 4,0 mm und einer Länge von 10,0 mm verwendet. Für Versuche mit geringen Erwärm- und Kühlraten kommen dabei Vollproben zum Einsatz, während in Versuchen mit hohen Erwärm- und Kühlraten Hohlproben mit einer Wandstärke von 0,2 mm beziehungsweise 0,4 mm verwendet werden.

Die Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubilder (ZTA-Schaubilder) und Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder (ZTU-Schaubilder) werden mittels dilatometrischer Versuche erstellt und mit den Untersuchungsergebnissen aus Metallografie und Härteprüfung ausgewählter Proben vervollständigt. Entsprechend des Stahl-Eisen-Prüfblattes 1680 (SEP 1680) [94] werden die Proben in einem Dilatometer mit definierten Erwärm- und Kühlraten einer Wärmebehandlung ausgesetzt. Für die Untersuchungen wurde ein Abschreck- und Umformdilatometer Bähr 805A der Firma TA Instruments, New Castle, Delaware, USA, verwendet. Die dabei auftretenden Dehnungen der Proben werden in Abhängigkeit von der Probentemperatur aufgezeichnet und nach dem Tangentenverfahren ausgewertet, um die Umwandlungstemperaturen und -zeitpunkte zu ermitteln.

Im Fall der ZTA-Schaubilder werden die Proben mit Heizraten zwischen 0,3 K/s und 1000 K/s von Raumtemperatur linear auf 1300 °C erhitzt. Auf diese Weise ergibt sich das in Abbildung 22 gezeigte Umwandlungsschaubild.

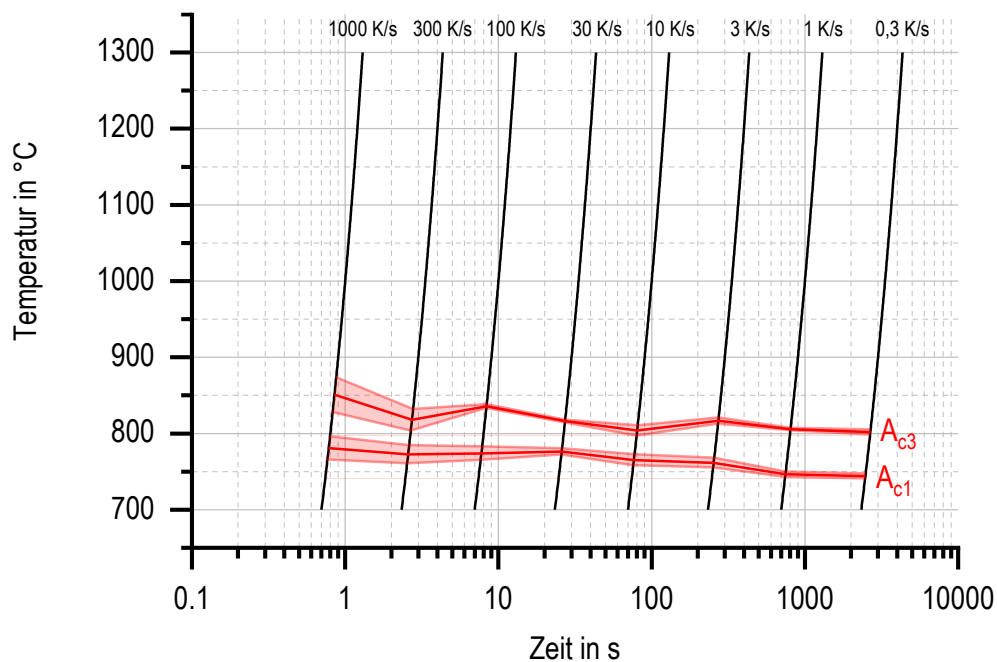


Abbildung 22: Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubild des Stahls 42CrMo4 im Ausgangszustand mit den ermittelten Streubereichen von A_{c1} - und A_{c3} -Temperatur.

Für verschiedene Kurzzeitaustenitisierungen (11,5 s bei 810 °C, 1,9 s bei 840 °C, 1,0 s bei 1100 °C) zeigen die ZTU-Schaubilder in den Abbildung 23, Abbildung 24 und Abbildung 25 das Umwandlungsverhalten der Proben bei newtonscher, also nichtlinearer, Abkühlung mit t_{85} -Zeiten zwischen 1,7 s und 300 s. Die eingezeichneten

Umwandlungstemperaturen werden ergänzt mit den Ergebnissen der quantitativen Gefügeanalyse aus der Metallografie und den bestimmten Härten nach dem Abkühlen. Abweichend von SEP 1680 [94] wurde mit HV1 geprüft, um auch die geringen Wandstärken der Hohlproben untersuchen zu können. Aufgrund der möglichen Härteunterschiede durch Seigerungen oder Inhomogenitäten wurden pro Probe 12 Eindrücke vorgenommen, um statistisch belastbare Daten zu erhalten.

Die Spitzentemperaturen 840 °C und 1100 °C sind basierend auf dem ZTA-Schaubild in Abbildung 22 so gewählt, dass eine vollständige Austenitisierung bereits bis zum Erreichen der Spitzentemperatur stattgefunden hat. Für eine Spitzentemperatur von 810 °C ist die Haltezeit so gewählt, dass bis zum Beginn der Abkühlung eine vollständige Austenitisierung erfolgt ist. Gleichzeitig sind die Haltezeiten so kurz, dass sie den Bedingungen beim Induktionshärten in verschiedenen Tiefen der gehärteten Schicht nahekommen. Eine Austenitisierung für 11,5 s bei 810 °C, wie in Abbildung 23, entspricht also eher einer Austenitisierung im unteren Bereich der gehärteten Schicht, während eine Austenitisierung für 1,0 s bei 1100 °C, wie in Abbildung 25 gezeigt, sehr nah an der Oberfläche zu erwarten ist. Im vorliegenden ZTA-Schaubild in Abbildung 22 wurde nicht untersucht ab welchen Temperaturen bei der Erwärmung jeweils homogener Austenit entsteht. Die Daten aus dem ZTA-Schaubild eines Stahls 42CrMo4 im Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle [95] liefern einen Anhaltspunkt, dass bei einer Erwärmgeschwindigkeit von 100 K/s mindestens etwa 920 °C erreicht werden müssen, um von einer vollständigen Homogenisierung ausgehen zu können. Wird die Spitzentemperatur anschließend gehalten, ist eine Homogenisierung auch bei niedrigeren Temperaturen als den erwähnten 920 °C möglich. Daher ist davon auszugehen, dass bei Austenitisierungsbedingungen von 1,0 s mit 1100 °C wie in Abbildung 25 von einer Homogenisierung auszugehen ist. Im Gegensatz dazu kann bei 11,5 s Haltezeit und 810 °C (Abbildung 23) und 1,9 s Haltezeit bei 840 °C (Abbildung 24) wahrscheinlich keine Homogenisierung erreicht werden. Darauf deuten auch die Umwandlungsschaubilder selbst hin. Bei Spitzentemperaturen von 810 °C und 840 °C finden die sowohl die Bainitbildung als auch die Bildung von Ferrit und Perlit bereits bei verhältnismäßig hohen Kühlraten statt. Im Gegensatz dazu ist bei einer Spitzentemperatur von 1100 °C für die untersuchten newtonschen Abkühlungen keine Bildung von Ferrit oder Perlit feststellbar und auch die Bainitumwandlung setzt bei deutlich langsameren Abkühlungen ein als bei den beiden zuvor genannten Austenitisierungsbedingungen.

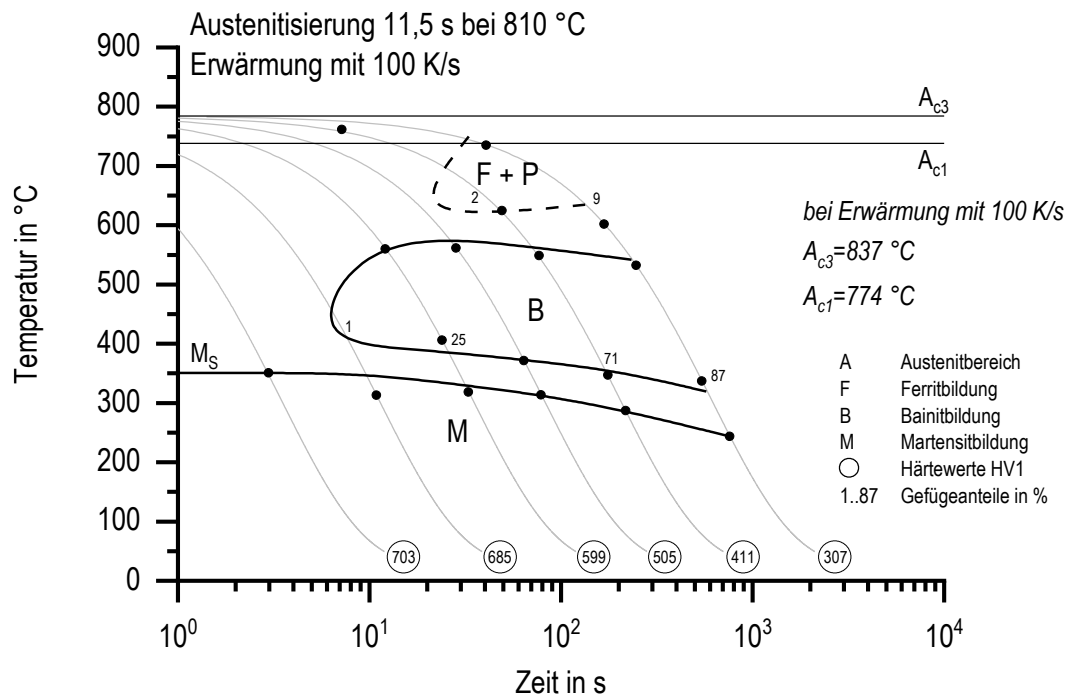


Abbildung 23: Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild des vorvergüteten Stahls 42CrMo4 im Ausgangszustand bei einer Kurzzeitaustenitisierung von 11,5 s bei 810 °C nach Erwärmung mit 100 K/s.

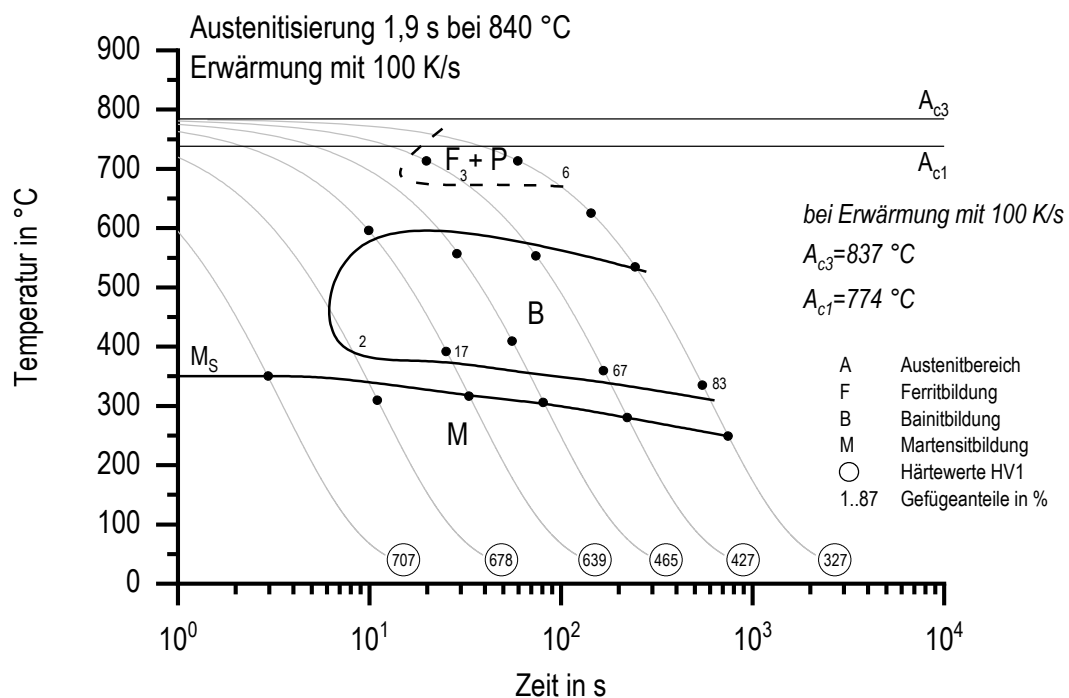


Abbildung 24: Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild des vorvergüteten Stahls 42CrMo4 im Ausgangszustand bei einer Kurzzeitaustenitisierung von 1,9 s bei 840 °C nach Erwärmung mit 100 K/s.

3.1.4 Weitere Werkstoffeigenschaften

Weitere notwendige Werkstoffeigenschaften, die in den Simulationen benötigt werden, sind in Tabelle 2 aufgelistet und wurden in der vorliegenden Arbeit nicht experimentell ermittelt, sondern der Literatur entnommen.

Für alle Arten von Simulationen ist die Dichte erforderlich. Die Dichten für die einzelnen Phasen des Stahls 42CrMo4 wurden für jeweils 25 °C der COMSOL Multiphysics® Datenbank entnommen. Sehr ähnliche Werte für die Dichte finden sich sowohl in [96] als auch in [97]. Die Dichte wird nicht temperaturabhängig implementiert, da die thermische Ausdehnung in COMSOL Multiphysics® über den thermischen Ausdehnungskoeffizienten zu realisieren wäre. Die temperaturabhängige spezifische Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit stammen aus [97] und sind mangels Alternativen für alle Phasen identisch definiert.

Tabelle 2: Notwendige physikalische Eigenschaften mit ihren Abhängigkeiten für thermisch-metallurgische und gegebenenfalls mechanische Simulationen.

<i>Phys. Eigenschaften</i>	<i>temperaturabhängig</i>	<i>phasenabhängig</i>	<i>notwendig für therm.-metallurg. Simulation</i>
Dichte	ja	ja	ja
Wärmeleitfähigkeit	ja	ja	ja
spez. Wärmekapazität	ja	ja	ja
Umwandlungsverhalten	temperatur- und temperaturratenabhängig		ja
therm. Ausdehnungskoeffizient	ja	ja	nein
E-Modul	ja	ja	nein
Fließgrenze	ja	ja	nein
Fließ- und Verfestigungsverhalten	ja	ja	nein
Poissonzahl	ja	ja	nein

3.2 Experimentelle Randschichthärtung

3.2.1 Bauteilgeometrie

Tragringe werden typischerweise in dreiteiligen Drehverbindungen verwendet. Abbildung 26 zeigt ein Segment einer dreiteiligen Drehverbindung sowie die Ringe und zylindrischen Wälzkörper im Querschnitt.

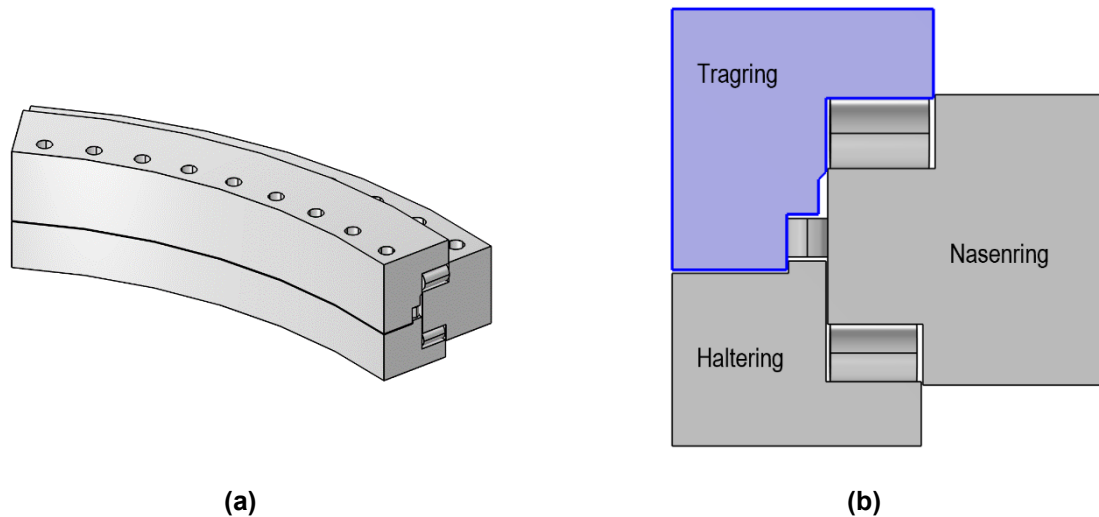


Abbildung 26: Beispiel für eine dreiteilige Drehverbindung (a) in der 3D-Ansicht eines 45°-Segmentes einer dreiteiligen Drehverbindung und (b) die Querschnitte der Einzelringe mit den Zylinderrollen.

Die Geometrie der Ringabschnitte¹ orientiert sich an üblichen Querschnitten von Tragringen und erlaubt aufgrund ihrer besseren Handhabbarkeit im Vergleich zu Ringsegmenten die spätere Einbringung von Thermoelementen. Entsprechend werden in dieser Arbeit die üblichen Bezeichnungen für die verschiedenen Bahnen eines Tragrings benutzt, die in Abbildung 27 dargestellt sind.

Die Länge der Ringabschnitte ist mit 800 mm so gewählt, dass im mittleren Bereich des Ringabschnittes sicher ein quasistationärer Zustand beim Induktionshärten erreicht wird. Dementsprechend erfolgt eine Temperaturmessung an verschiedenen Positionen im Bereich der x-Koordinaten 300 mm, 400 mm und 500 mm. Die Thermoelemente werden so positioniert, dass die Temperaturfelder unter Tragbahn und Verschleißbahn so gut charakterisiert werden können. Daher werden verschiedene Oberflächenabstände und y-Koordinaten mit den drei möglichen Positionen in Längsrichtung kombiniert.

¹ Die Ringabschnitte haben den Querschnitt eines Tragrings. Sie sind allerdings gerade und weisen keine Ringkrümmung auf. Aufgrund der großen Durchmesser von Großwälzlagering von mehreren Metern und der entsprechend geringen Krümmung der Ringe werden diese geraden Proben dennoch vereinfachend als Ringabschnitte bezeichnet.

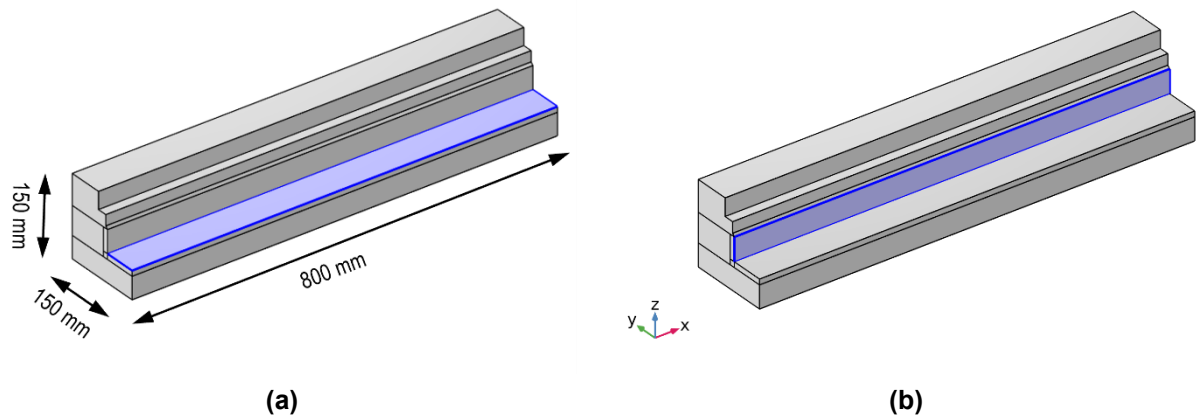


Abbildung 27: Geometrie der geraden Ringabschnitte in 3D-Ansicht mit den jeweils in blau dargestellten Flächen und dem verwendeten Koordinatensystem: (a) Tragbahn mit den Abmaßen des Ringabschnittes und (b) Verschleißbahn.

Für die Einbringung der Thermoelemente müssen Aussparungen von der Rückseite sowie der Unterseite der Ringabschnitte eingebracht werden, um Thermoelemente in verschiedenen Abständen zu den Oberflächen von Tragbahn und Verschleißbahn positionieren zu können. Gleichzeitig sollten die Aussparungen nur so groß wie nötig sein, da sie durch das fehlende Material im Vergleich zu umliegenden Bereichen eine stärkere Erwärmung erfahren und diese Veränderung des Temperaturfeldes möglichst geringgehalten werden soll. Bedingt durch die maximal erreichbare Bohrlochtiefe, werden dementsprechend die jeweiligen Tiefen der Aussparungen festgelegt. Die Geometrien der beiden gewählten Varianten unterscheiden sich in den Positionen der Thermoelemente und weisen daher abweichende Aussparungen auf.

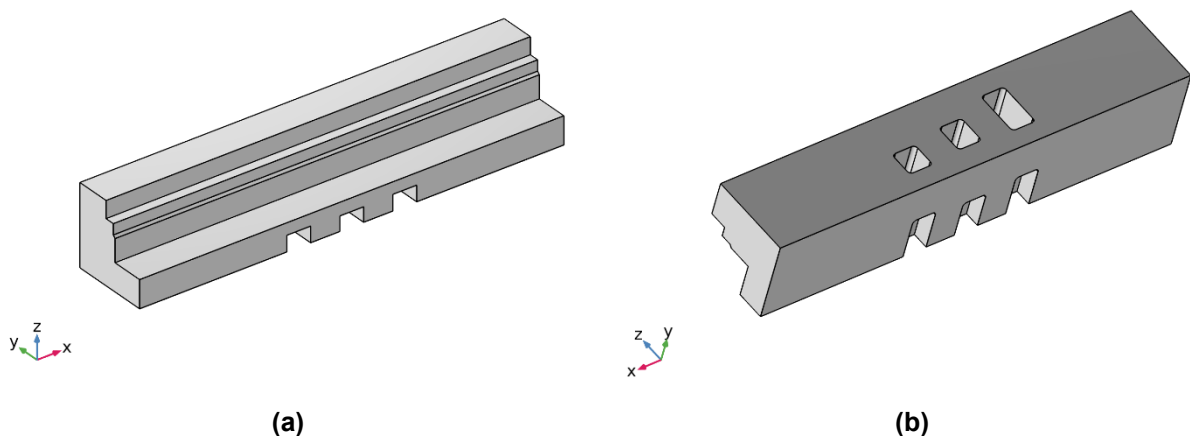


Abbildung 28: Ringabschnitt der Geometrie V2 in der (a) Vorderansicht und (b) Rückansicht.

Abbildung 28 zeigt die Geometrie V2, wie sie für die Ringabschnitte S1, S4, S13, S14 und S20 verwendet wurde, in der Vorder- und Rückansicht. Die insgesamt 15 Thermoelemente werden in den insgesamt sechs Aussparungen eingebracht. Die

Geometrie V4 des Ringabschnittes S8, die in Abbildung 29 dargestellt ist, besitzt fünf Aussparungen, die für die Einbringung der Thermoelemente genutzt werden.

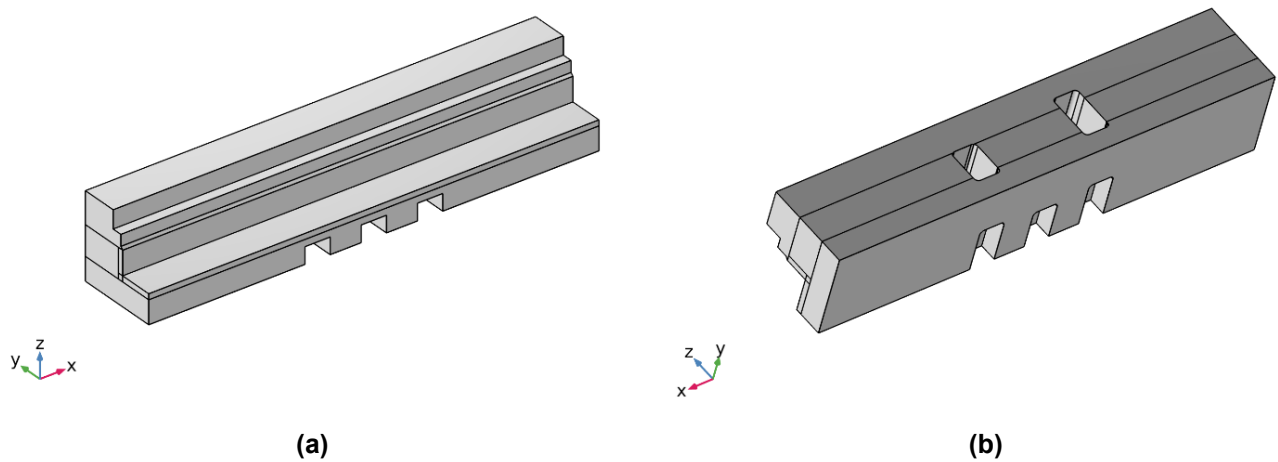


Abbildung 29: Ringabschnitt der Geometrie V4 in der (a) Vorderansicht und (b) Rückansicht.

Die Ringabschnitte werden mit den dargestellten Aussparungen aus dem Vollen gefräst und anschließend mit den Thermoelementbohrungen mit einem Durchmesser von 2,1 mm versehen. Alternative Methoden wie funkenerosives Bohren für dünnere Thermoelemente sind aufgrund der Abmaße und des Gewichts des Ringabschnittes von ca. 97 kg extrem anspruchsvoll. Zudem müssen die Thermoelemente in der industriellen Versuchsumgebung eine gewisse mechanische Belastbarkeit gegen beispielsweise Abbrechen aufweisen. Daher waren geringere Bohrungsdurchmesser unter den gegebenen Umständen nicht umsetzbar.

Die tatsächlich erreichten Oberflächenabstände der eingebrachten Thermoelemente wurden mit der Tiefenmessfunktion eines Messschiebers ermittelt. Die Ergebnisdarstellung und Diskussion erfolgt anhand der tatsächlichen Oberflächenabstände. Die Nennoberflächenabstände und die tatsächlich erreichten Oberflächenabstände sind im Anhang A einander gegenübergestellt.

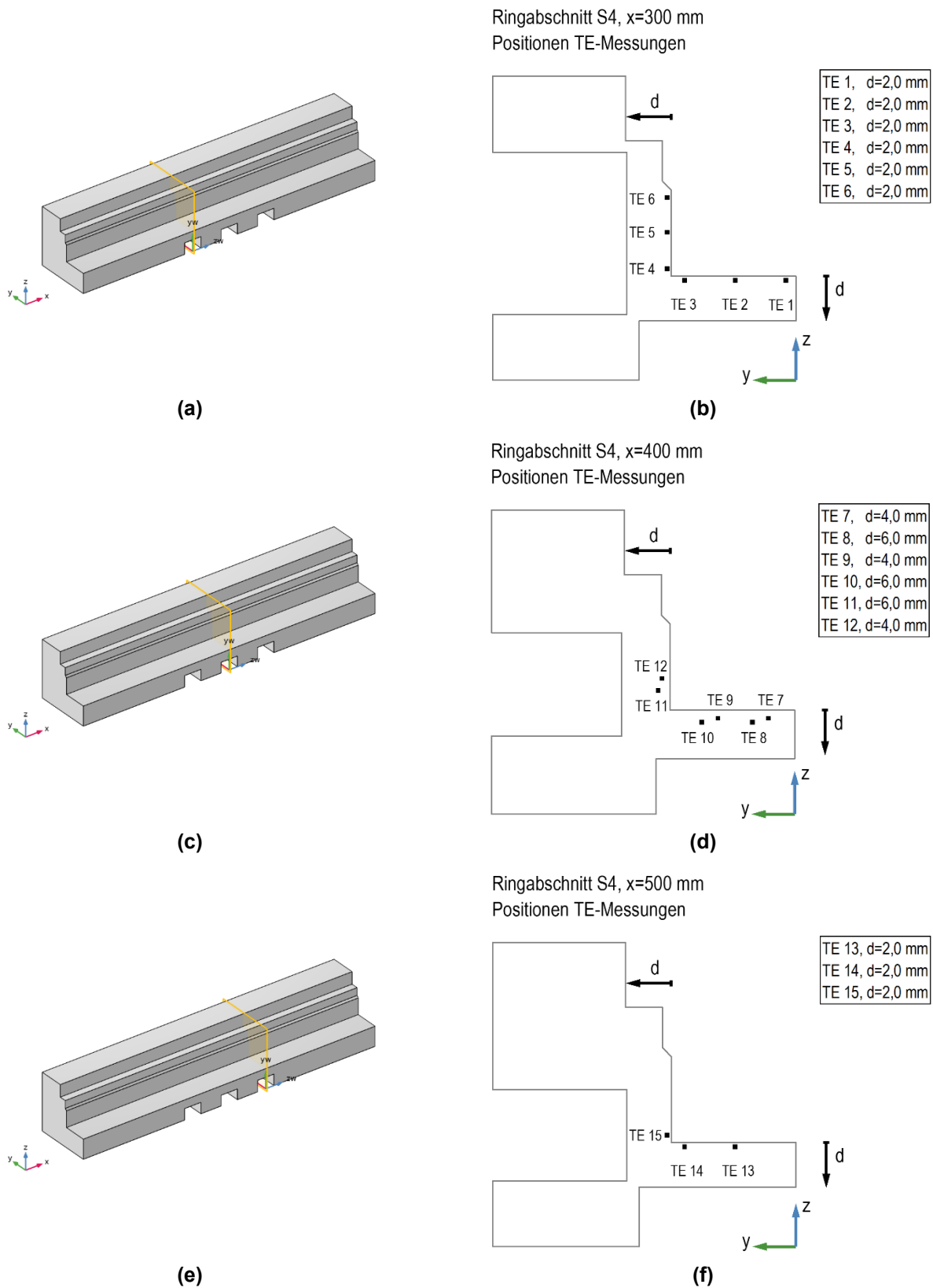


Abbildung 30: Darstellung der Nennpositionen der Thermoelemente in den einzelnen y-z-Ebenen in Form von schwarzen Quadraten am Beispiel von Ringabschnitt S4 der Geometrie V2.

3.2.2 Induktionshärten der Ringabschnitte

Die Ringabschnitte werden in der Induktionshärteanlage 200SM20 der Firma GH ELECTROTERMIA; S.A.U., Valencia, Spanien, mit einem Vorschub zwischen 127 und 240 mm/min gehärtet wie in Tabelle 3 zusammengefasst².

Tabelle 3: Auflistung der gehärteten Ringabschnitte unter Angabe der Geometrievariante und Vorschubgeschwindigkeit.

<i>Ringabschnitt</i>	<i>Geometrievariante</i>	<i>Vorschubgeschwindigkeit</i>
S1	V2	127 mm/min
S4	V2	180 mm/min
S8	V4	180 mm/min
S13	V2	210 mm/min
S14	V2	150 mm/min
S20	V2	240 mm/min

Der Induktor vom Typ eines Haarnadelinduktors mit Feldkonzentratorelementen ist in Abbildung 31 schematisch dargestellt. Der Induktor verweilt zunächst jeweils 1 s an der Startposition bevor der Vorschubprozess beginnt. Der Koppelabstand zwischen Bauteil und Induktor bewegt sich im Bereich weniger Millimeter bei einer Induktorfrequenz im Bereich mehrerer Kilohertz und einer eingebrachten Leistung von einigen 10 Kilowatt. Die exakten Prozessparameter sind für die Entwicklung der Ersatzwärmequelle nicht relevant. Koppelabstand, Frequenz und eingebrachte Leistung sind in allen experimentellen Untersuchungen konstant.

² Das Induktionshärten fand beim Projektpartner statt: DGWL Deutsche Großwälzlager GmbH, Marieneherstr. 17, D-18069 Rostock, www.deutsche-grosswaelzlager.de.

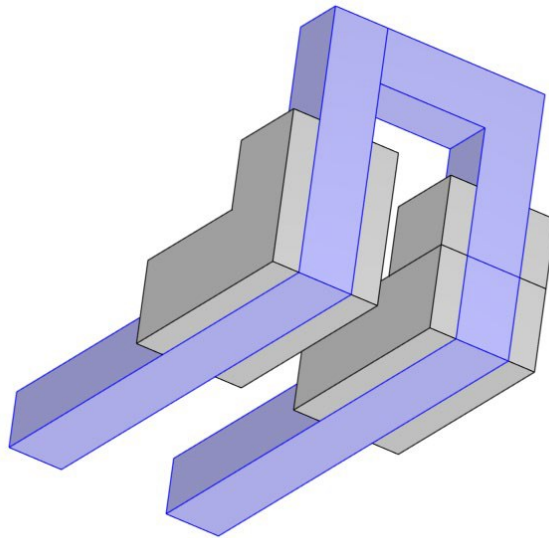


Abbildung 31: Schematische Darstellung des verwendeten Haarnadelinduktors (blau) mit Feldkonzentratorelementen (grau).

In der Startposition des Induktors befindet sich die Hinterkante des Feldkonzentrators in einem Abstand von 32 mm zur Bauteilkante. Der Verfahrweg des Induktors zur Erwärmung des Bauteils beträgt 550 mm bei einer Probenlänge von 800 mm, um sicher eine Überhitzung der Kanten zu verhindern. Zur anschließenden Abschreckung folgen dem Induktor insgesamt 3 Brausen, von denen eine direkt hinter dem Induktor und zwei weitere in größerem Abstand montiert sind. Deren Anordnung und wie sie jeweils das Abschreckmedium, eine wässrige Polymerlösung, auf das Bauteil aufbringen ist in Abbildung 32 dargestellt. Hinter der ersten Brause bildet sich ein Flüssigkeitsfilm auf dem Ringabschnitt.

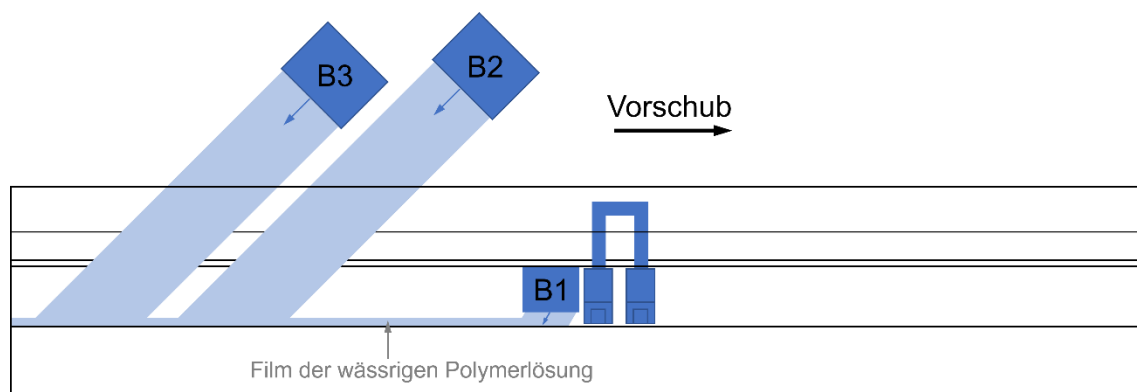


Abbildung 32: Prinzipskizze des Induktionsprozesses mit Induktor, der direkt folgenden Brause B1 und den beiden weiteren Brausen B2 und B3 sowie der jeweiligen Aufbringungsrichtung der wässrigen PAG-Lösung.

3.2.3 In-situ Temperaturmessungen

Die in-situ Temperaturmessungen während des Induktionshärtens werden mit Mantelthermoelementen vom Typ K durchgeführt, da Spitzentemperaturen unterhalb der Maximaltemperatur von 1260 °C erwartet werden [98]. Um eine geringe thermische Trägheit zu gewährleisten und so den Temperaturentwicklungen im Bauteil ohne zeitliche Verzögerung folgen zu können, sollten die Thermoelemente so dünn wie möglich sein [99]. Für die Untersuchungen wurden aufgrund der notwendigen langen Bohrungen in den Ringabschnitten Thermoelemente mit einem Durchmesser von 2,0 mm bei Bohrungsdurchmessern von 2,1 mm verwendet. Um ein Verrutschen der Thermoelemente in den Bohrungen zu unterbinden, wurden die Thermoelemente, wie in Abbildung 33 gezeigt, außen an den Ringabschnitten fixiert.

Mit dem Chassis NI cDAQ 9174 und vier Analogeingangsmodulen NI 9219 sowie der Software LabVIEW SignalExpress 2011 der Firma National Instruments Corporation, Austin, Texas, USA, wurden an 15 Positionen gleichzeitig die Temperatur-Zeit-Verläufe mit einer Frequenz von 50 Hz aufgenommen. Anschließend erfolgt die Datenauswertung in OriginPro der Firma OriginLab Corporation, Northampton, Massachusetts, USA. Zur Validierung erfolgt lediglich eine Verschiebung der Temperatur-Zeit-Verläufe auf der Zeitachse, sodass die Temperaturmaxima der einzelnen Versuche zu identischen Zeiten auftreten wie in den Simulationen.

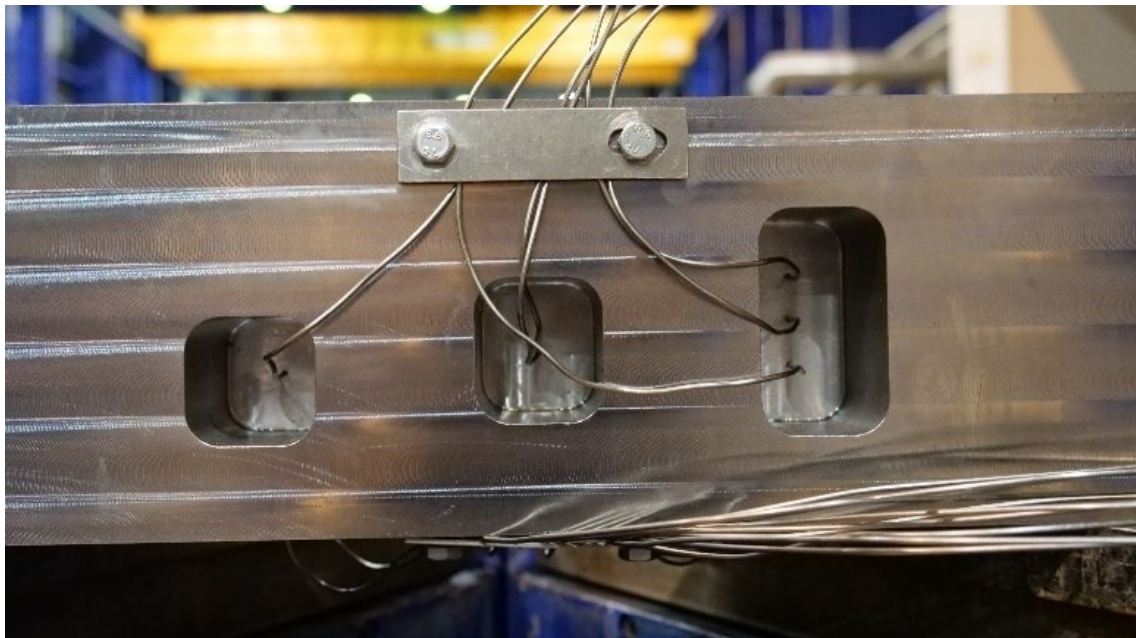
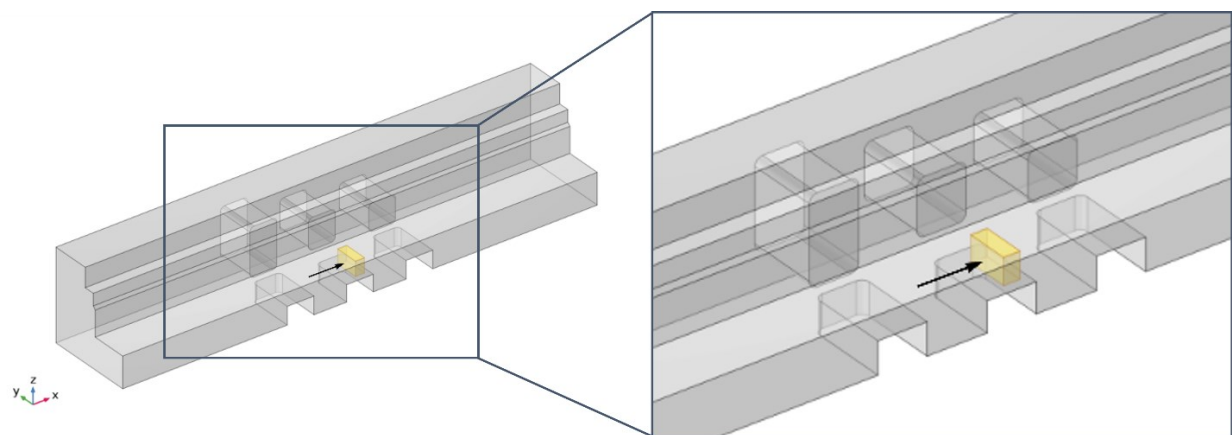


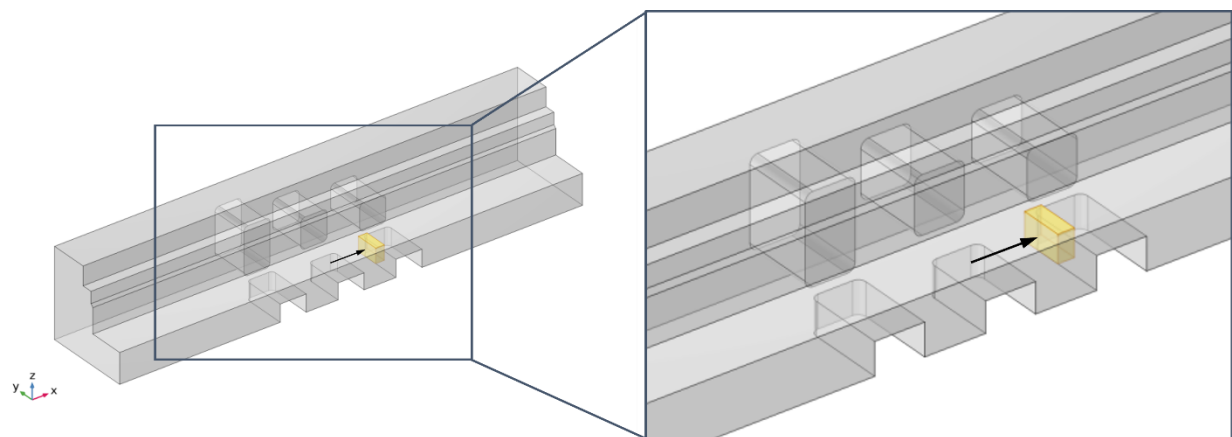
Abbildung 33: Befestigung der Thermoelemente während der Temperaturmessungen am Ringabschnitt.

3.2.4 Probenentnahme an Ringabschnitten

Die Untersuchungen der Härte-Tiefen-Verläufe sowie die Untersuchung des Gefüges in ausgewählten Bereichen erfordert ein Heraustrennen einzelner Proben. Um Gefügeveränderungen durch Wärmeeintrag zu vermeiden, müssen die Proben thermisch neutral getrennt werden [100, 101]. Das thermisch neutrale Trennen ist im Fall der gehärteten Ringabschnitte eine große Herausforderung, weil die gehärtete Schicht eine hohe Härte aufweist und das martensitische Gefüge anfällig für Veränderungen durch ungewollte Erwärmungen beim Trennen ist. Die Proben wurden thermisch neutral mit einer Struers Exotom-100 Trennmaschine der Firma Struers GmbH, Willich, Deutschland, unter Einsatz starker Kühlung getrennt.



(a) Probenentnahme in der Ebene $x=400$ mm



(b) Probenentnahme in der Ebene $x=450$ mm

Abbildung 34: Positionen der entnommenen Proben aus Ringabschnitt S4 (in den Abbildungen gelb dargestellt) mit der thermisch neutral getrennten Fläche an der Vorderseite der Proben für die Ebenen (a) $x=400$ mm und (b) $x=450$ mm.

Für die folgende metallografische Präparation und Untersuchung sollen die Proben nicht größer sein als ca. $40 \times 25 \times 15$ mm. Die Proben werden entsprechend Abbildung 34 so entnommen, dass die thermisch neutral getrennte Seite der jeweiligen Proben den x-Koordinate 400 mm und 450 mm entspricht. So kann gewährleistet werden, dass einerseits bereits ein quasistationärer Zustand im Prozess erreicht ist und andererseits

untersucht werden wie groß der Einfluss der Aussparung an der Unterseite bei 400 mm auf das resultierende Gefüge und die Härteverteilung ist.

Nach dem Trennen wurden sowohl die Proben als auch die Reststücke detailliert vermessen, um unter der Annahme identischer Schnittbreiten die genauen Positionen der Proben zu rekonstruieren.

3.2.5 Metallografie

Die metallografische Präparation der Proben umfasst ein zunächst manuelles mechanisches Schleifen in mehreren Arbeitsgängen mit Siliziumkarbid-Nass-Schleifpapier der Körnungen P180 bis P1200. Im Polierschritt kommt dann zunächst Diamantsuspension mit einer Partikelgröße von 6 μm und anschließend mit 3 μm zum Einsatz. Abschließend erfolgt die Endpolitur mit Oxidpoliersuspension (OPS) mit einer Partikelgröße von 0,05 μm . Die Proben werden mit einer Nitalätzung, also einer alkoholische Salpetersäure, präpariert [102, 103].

Von den so präparierten Proben wurden sowohl makroskopische Aufnahmen als auch Mikrostrukturaufnahmen im Querschliff der Ringabschnitte mit der Software IMAGIC IMS Client der Firma Imagic Bildverarbeitung AG, Glattbrugg, Schweiz, entsprechend der DIN 50600 [104] erstellt. Die Makroskopieaufnahmen der Proben aus den Ringabschnitten S1 und S4 wurden mit einer Spiegelreflexkamera Canon EOS 60D der Firma Canon Inc., Tokio, Japan, aufgenommen, während die Proben aus den Ringabschnitten S8, S13, S14 und S20 mit einer Vollformatkamera Canon EOS R fotografiert wurden. Die Mikroskopieaufnahmen wurden mit dem Lichtmikroskop Leica DMI5000M-Z der Firma Leica erstellt.

3.2.6 Härteprüfung

Ziel der Härteprüfung im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen ist einerseits die Bestimmung der Einhärtungstiefen an verschiedenen Positionen und andererseits mit einem Mapping parallel zur Oberfläche die Härteentwicklung entlang der y-Richtung zu untersuchen.

Die Bestimmung der Einhärtungstiefen erfolgt nach DIN EN 18203 [45] und DIN EN ISO 6507-1 [105] so nah wie möglich an den Positionen der Thermoelemente. In Vorbereitung der Härteprüfung wurden die Proben aus den Ringabschnitten S1 und S4 nach der metallografischen Untersuchung jeweils mit Siliziumkarbid-Nass-Schleifpapier

der Körnung P2400 angeschliffen, um die geätzte Oberflächenschicht zu entfernen. Alle anderen Proben wurden abweichend von der Norm [105] direkt im geätzten Zustand untersucht.

Da die Proben so entnommen wurden, dass hauptsächlich die Mitte der gehärteten Laufbahn in Bezug auf Mikrostruktur und Härte charakterisiert werden kann, werden an allen Proben die y-Positionen 21 mm, 30 mm, 38 mm und 46 mm untersucht. Alle Proben bis auf eine einzelne Probe wurden so entnommen, dass auch die y-Position 13 mm untersucht werden konnte. Da die Proben aus den x-Ebenen von 400 mm bei 13 mm, 21 mm, 38 mm und 46 mm Thermoelementbohrungen besitzen, werden die Härte-Tiefen-Verläufe für diese Positionen jeweils um 1,65 mm zu höheren y-Werten verschoben. Abbildung 35(a) zeigt beispielhaft die Positionen der Härteeindrücke der Probe 1 bei x=400 mm aus Ringabschnitt S8.

Bei einer in Kapitel 3.1.1 ermittelten Härte des Grundgefüges von mehr als 200 HV1 haben die erzeugten Eindrücke laut DIN EN ISO 6507 [106] eine Diagonalenlänge von maximal 96,5 µm bei 200 HV1. Entsprechend der Vorgaben der DIN EN ISO 6507-1 [105] muss der Abstand zwischen den einzelnen Eindrücken die mindestens dreifache Diagonalenlänge, also mindestens 289,5 µm betragen. Daher ist es notwendig die Eindrücke auf drei nebeneinander liegende Reihen verteilen, um einerseits die geforderten Abstände von 100 µm in Tiefenrichtung für die Bestimmung der Einhärtungstiefe und andererseits den dreifachen Abstand zwischen den Eindrücken zu gewährleisten. Die mittlere Reihe befindet sich dabei an der gewünschten y-Position und die beiden äußeren Reihen sind um jeweils 300 µm versetzt, wie in Abbildung 35(b) gezeigt. Anhand der definierten Mindestoberflächenhärte von 600 HV1 ergibt sich die Grenzhärte zur Bestimmung der Einhärtungstiefe aus 80 % der Mindestoberflächenhärte und beträgt daher 480 HV1.

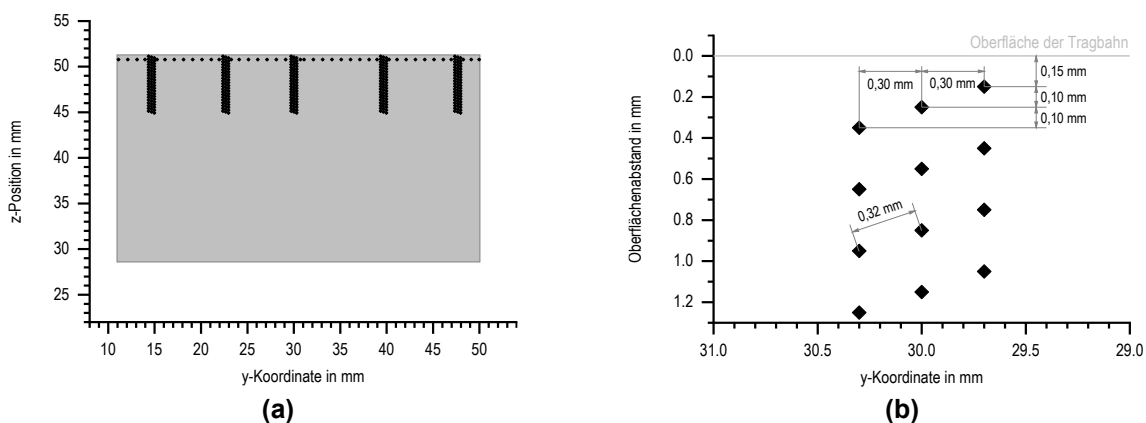


Abbildung 35: Positionierung der Härteeindrücke am Beispiel der Probe bei x=400 mm aus Ringabschnitt S8 (a) im Überblick und (b) im Detail für y=30 mm.

Zusätzlich werden die Messungen ergänzt mit Härteverläufen parallel zur Oberfläche in einem Oberflächenabstand von 500 µm und einem Abstand der Eindrücke zueinander von 1 000 µm=1 mm in y-Richtung.

Der Härteprüfer HP 30 SR -FA mit der Software HARDWINXL der Firma Hegewald & Peschke, Nossen, Deutschland, erlaubt nach der Definition der gewünschten Prüfmuster eine vollautomatische Härteprüfung inklusive Bildauswertung. Alle Aufnahmen werden im Anschluss in Bezug auf eine korrekte Auswertung kontrolliert. Die Aufnahmen der Prüfeindrücke an den geätzten Proben stellen die automatische Bildauswertung vor Herausforderungen und erfordern deutlich öfter eine manuelle Korrektur der bestimmten Diagonalenlängen als die angeschliffenen Proben.

3.3 Simulation des Randschichthärtens

3.3.1 Simulationssoftware COMSOL Multiphysics®

Die Simulationen werden in der Software COMSOL Multiphysics® in den Versionen 5.6, 6.0, 6.1 und 6.2 der Firma COMSOL AB, Stockholm, Schweden, durchgeführt. Die Software ist in einer Baumstruktur mit Ästen³ für die verschiedenen Einstellungen aufgebaut. Die Reihenfolge der Äste folgt dem logischen Aufbau eines numerischen Simulationsmodells. Der modulare Aufbau erlaubt eine einfache und schnelle Deaktivierung einzelner oder mehrerer Äste.

Zunächst wird die Geometrie wahlweise im Geometrieast definiert oder als Datei in einem der möglichen Formate importiert, bevor alle auftretenden Materialien im Materialast erfasst werden. Die Materialdatenbank bietet einige Materialien mit verschiedenen Eigenschaften. Zusätzlich ist auch die Veränderung einzelner Eigenschaften eines Materials möglich oder eine Definition eines neuen Materials. Die Physikbereiche, die in der Simulation berücksichtigt werden sollen, werden im nächsten Schritt ausgewählt und als weitere Äste hinzugefügt. Den Physikbereichen werden wahlweise alle oder ausgewählte Geometriebereiche zugeordnet. Für jeden einzelnen Physikbereich werden die Anfangs- und Randbedingungen und weitere Einstellungen wie die Diskretisierung festgelegt. Wenn Wechselwirkungen zwischen den verschiedenen Physikbereichen in die Simulation einbezogen werden, gibt es ebenfalls Äste für die Wechselwirkungen. Die

³ Die in COMSOL Multiphysics® als „Nodes“ bezeichneten Ebenen zur Einstellung in der Baumstruktur werden in der vorliegenden Arbeit als Äste bezeichnet, um Verwechslungen mit den Knoten des räumlich diskretisierten Netzes zu vermeiden.

Vernetzung kann wahlweise in der Software vorgenommen werden oder alternativ anhand eines fertigen importierten Netzes. Bei einer Definition des Netzes in COMSOL Multiphysics® besteht die Wahl zwischen einer automatischen Vernetzung je nach gewählten Physikbereichen oder einer manuellen Vernetzung. Insbesondere bei hohen räumlichen und zeitlichen Gradienten wie in den vorliegenden Simulationen ist eine manuelle Vernetzung empfehlenswert. Die Vernetzung der Ringabschnitte erfolgt für die thermischen Simulationen mit reinen Tetraedernetzen erhöhter Feinheit im Bereich von Tragbahn und Verschleißbahn, während in den thermisch-metallurgischen Simulationen in den Bereichen unter Tragbahn und Verschleißbahn Hexaederelemente zum Einsatz kommen.

Über den Studienast wird sowohl der Typ der Studie als auch der Solver mit seinen Einstellungen definiert. Die Simulationen erfolgen als zeitabhängige Studien mit einer maximalen Zeitschrittweite. Das bedeutet, dass zwischen den im Ergebnis ausgegebenen Zeitschritten vom Solver jeweils mindestens ein Zeitschritt berechnet werden muss. Die wichtigsten Solvereinstellungen und Informationen zur Vernetzung sind in Anhang B zusammengefasst. Im Anschluss an die Simulation kann eine Auswertung im Rahmen des Postprocessings im Ergebnisast durchgeführt werden. Zusätzlich können Ergebnisse in Form von Textdokumenten, grafischen Darstellungen oder Videos exportiert und extern ausgewertet werden.

3.3.2 Thermische Simulationen

Die Simulationen des Induktionshärtens an Ringabschnitten erfolgen an geometrischen Modellen, in denen die Aussparungen für die Einbringung der Thermoelemente berücksichtigt sind. Die eigentlichen Thermoelementbohrungen mit einem Durchmesser von 2,1 mm werden in den Simulationen nicht abgebildet, da sonst eine extrem feine Diskretisierung notwendig wäre. Diese Vereinfachung der Geometrie ist vertretbar, weil das Materialvolumen, das in den Simulationen dadurch zusätzlich vorhanden ist, extrem klein ist und daher keinen signifikanten Veränderungen des Temperaturfeldes verursacht. Die Auswertung der Temperaturen erfolgt an den realen Positionen der Thermoelemente durch Interpolation der Simulationsergebnisse aus den umliegenden Gitterknoten.

Die Ersatzwärmequellen und die Abschreckungsrandbedingung sind so definiert, dass sie sich mit der jeweiligen Vorschubgeschwindigkeit in Längsrichtung über das Bauteil bewegen. Das bedeutet, dass beide Randbedingungen neben der mathematischen Definition logische Ausdrücke enthalten, die die lineare Bewegung korrekt abbilden.

Die Ersatzwärmequellen werden als Volumenwärmequellen mit dreidimensionaler Verteilung in den Bereichen unter den zu härtenden Laufbahnen definiert, wobei die genaue Definition in Kapitel 5.1 erläutert wird. Zu Prozessbeginn befinden sich die beiden Volumenwärmequellen für Tragbahn und Verschleißbahn im Bereich der x-Koordinate von $5\text{ mm} \leq x \leq 125\text{ mm}$. Dieser Bereich bewegt sich im Prozessverlauf mit der jeweiligen Vorschubgeschwindigkeit in positiver x-Richtung über das Bauteil. Der Definitionsbereich der Ersatzwärmequelle ist dabei deutlich größer definiert als die tatsächliche Ausdehnung der Ersatzwärmequelle, um im Verlauf der Anpassungen keine Veränderungen des Definitionsbereiches vornehmen zu müssen.

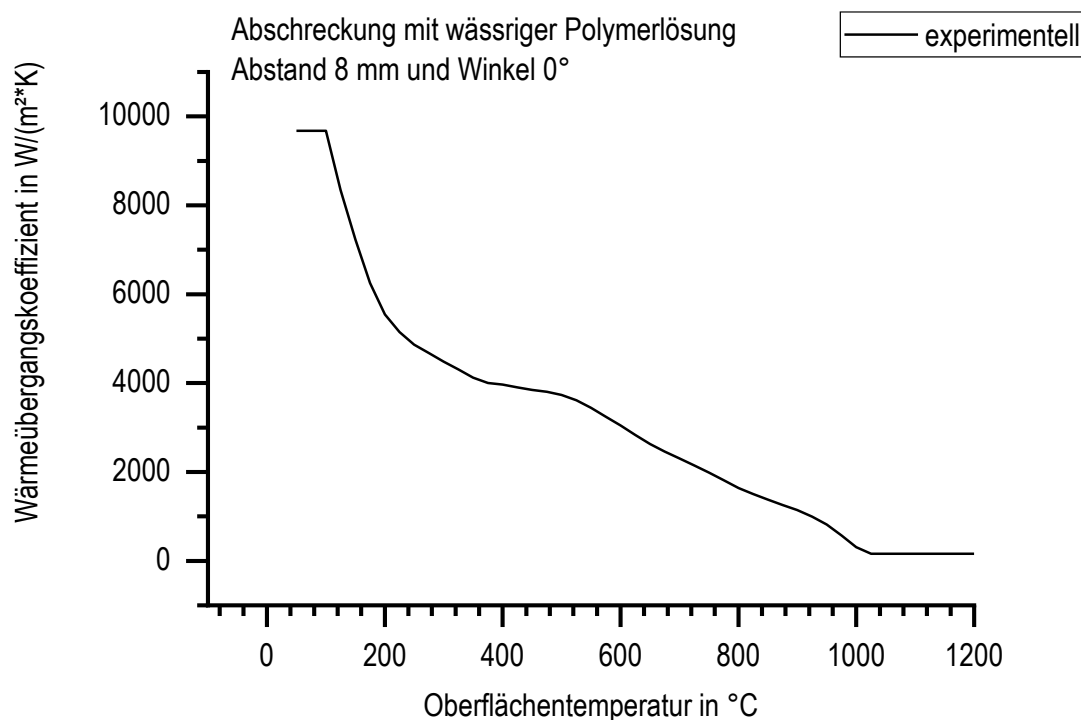


Abbildung 36: Temperaturabhängiger Wärmeübergangskoeffizient für die Abschreckung mit wässriger PAG-Lösung bei einem Abstand zwischen Bauteil und Brause von 8 mm und einem Auftreffwinkel der Lösung von 0° nach [107].

In der Simulation wird der Abschreckvorgang mit einer Wärmeflussrandbedingung modelliert. Das bedeutet, den betreffenden Oberflächen wird ein konvektiver Wärmefluss zugeordnet, der mit dem Wärmeübergangskoeffizienten und der Umgebungstemperatur definiert werden kann. Die experimentell ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten für die Abschreckung mit einer modifizierten PAG-Lösung werden, wie in [107] für einen Abstand von 8 mm und einen Winkel von 0° ermittelt, in Abhängigkeit von der Oberflächentemperatur mit einer Umgebungstemperatur von 25 °C definiert. Abbildung 36 zeigt die temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten aus den

experimentellen Untersuchungen. Die notwendigen Anpassungen der temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten werden Kapitel 5.2 dargestellt.

Die Abschreckrandbedingung wirkt zu Prozessbeginn bei $t = 0\text{ s}$ im Bereich der x-Koordinate von $-476,4\text{ mm} \leq x \leq 23,6\text{ mm}$ auf die Oberflächen der Tragbahn und Verschleißhärtung sowie angrenzende Oberflächenbereiche. Die Abschreckbrausen bewegen sich im Prozessverlauf mit der Vorschubgeschwindigkeit des Induktors in positive x-Richtung. Daher bewegt sich auch die Abschreckrandbedingung analog über das Bauteil. Abbildung 37 zeigt beispielhaft für den Zeitpunkt $t = 175,5\text{ s}$ in welchen Bauteilbereichen die Ersatzwärmequellen und die Abschreckrandbedingung jeweils wirken. Im rot dargestellten Bereich wirken die Ersatzwärmequellen, im violetten Bereich wirken die Ersatzwärmequellen und die Abschreckrandbedingung und im blauen Bereich findet ausschließlich die Abschreckrandbedingung Anwendung.

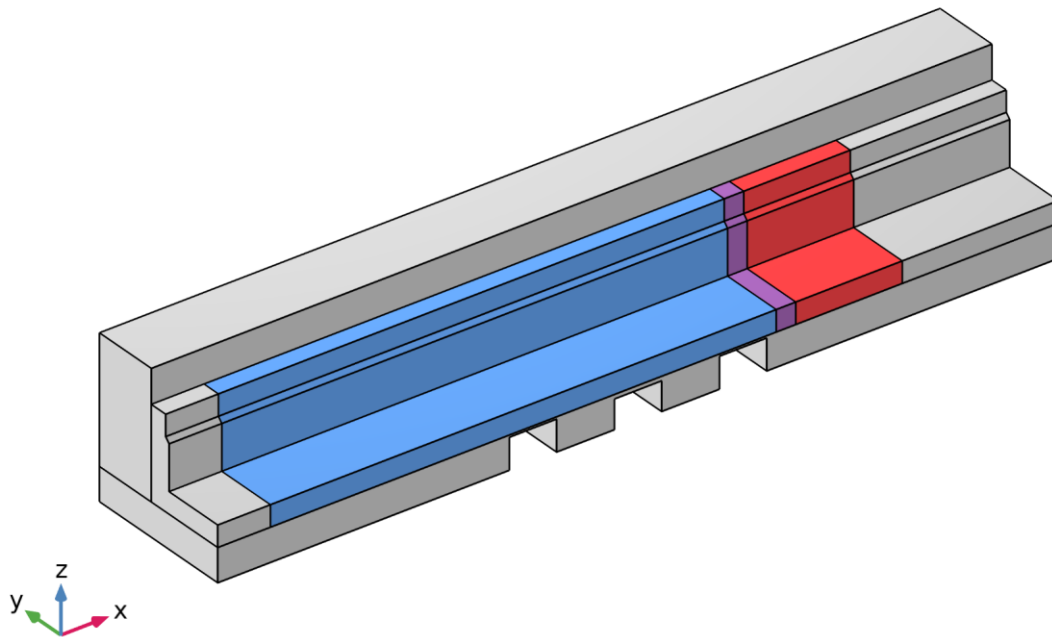


Abbildung 37: Schematische Darstellung des Wirkbereiches der Ersatzwärmequellen (rot) der Abschreckrandbedingung (blau) und des Überlappbereiches der Ersatzwärmequellen und Abschreckrandbedingung (violett) auf dem Bauteil zum Zeitpunkt $t = 175,5\text{ s}$.

Weitere Randbedingungen sind der Anfangswert der Bauteiltemperatur mit 25 °C sowie eine Konvektionsrandbedingung für den Wärmeübergang an Luft auf solchen Bauteiloberflächen, die nicht der lokalen Wirkung von Ersatzwärmequelle und Abschreckung unterliegen. Der Wärmeübergangskoeffizient der freien Konvektion an Luft

ist definiert mit $15 \text{ W}/(\text{m}^2\text{K})$ bei einer Umgebungstemperatur der Luft von 25 °C und liegt damit in der typischen Größenordnung von freier Konvektion in Gasen [26, 108].

3.3.3 Erweiterung um das Phasenumwandlungsverhalten

Für die thermisch-metallurgischen Simulationen wird das vorgestellte thermische Modell um die Phasen und Phasenumwandlungen ergänzt. In COMSOL Multiphysics® stehen zur Simulation von Phasenumwandlungen verschiedene Umwandlungsmodelle zur Auswahl. Für diffusionsgesteuerte Phasenumwandlungen in Stählen eignen sich sowohl das Modell nach Leblond-Devaux als auch das Modell nach Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK). Für diffusionslose Umwandlungen bietet sich das ebenfalls implementierte Koistinen-Marburger Modell an, das üblicherweise für die Umwandlung von Austenit in Martensit verwendet wird.

Die Umwandlung einer Ausgangsphase ξ^s in eine Zielphase ξ^d wird in der Formulierung der allgemeinen Koeffizienten im Modell nach Leblond-Devaux bestimmt durch die üblicherweise temperaturabhängigen Parameter $K_{s \rightarrow d}$ und $L_{s \rightarrow d}$. Soll in diesem Modell neben einer Temperaturabhängigkeit auch eine Abhängigkeit von den Temperaturraten berücksichtigt werden, so müssen die Parameter $K_{s \rightarrow d}$ und $L_{s \rightarrow d}$ in Abhängigkeit von beiden Argumenten definiert werden. Damit ergibt sich folgende Gleichung (3.1) für den Phasenanteil der Zielphase ξ^d : [109, 110]

$$\xi^d = K_{s \rightarrow d} \cdot \xi^s - L_{s \rightarrow d} \cdot \xi^d \quad (3.1)$$

Das Umwandlungsmodell nach Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov in der Formulierung mit Zeitkonstante $\tau_{s \rightarrow d}$, Gleichgewichtsphasenanteil der Zielphase ξ_{eq}^d und Avrami-Exponent $n_{s \rightarrow d}$ ermöglicht bereits mit den temperaturabhängigen Parametern die Berücksichtigung der Ratenabhängigkeit und stellt eine Verallgemeinerung des Modells nach Leblond-Devaux dar. Mit dem anfänglichen Phasenanteil der Zielphase ξ_0^d am Beginn eines Zeitschrittes ergibt sich der Phasenanteil der Zielphase ξ^d nach einer Zeit t aus Formel (3.2): [110, 111]

$$\xi^d = \xi_0^d + (\xi_{eq}^d - \xi_0^d) \cdot \left(1 - \exp\left(-\left(\frac{t}{\tau_{s \rightarrow d}}\right)^{n_{s \rightarrow d}}\right) \right) \quad (3.2)$$

Das Koistinen-Marburger-Modell für martensitische Umwandlungen beschreibt die martensitische Umwandlung in Abhängigkeit vom Phasenanteil der Ausgangsphase ξ^s , vom Koistinen-Marburger-Koeffizienten β und der Temperaturrate \dot{T} mit der Gleichung aus Formel (3.3). Im Fall einer linearen Abkühlung ergibt sich der Phasenanteil der

Zielphase ξ^d nach Formel (3.4) aus dem Phasenanteil der Ausgangsphase zu Beginn des Zeitschrittes ξ_0^s , dem Koistinen-Marburger-Koeffizienten β und der Unterkühlung unter die Martensitstarttemperatur M_s : [110, 112]

$$\xi^d = -\xi^s \cdot \beta \cdot \dot{T} \quad (3.3)$$

$$\xi^d = \xi_0^s \cdot \left(1 - \exp(-\beta \cdot (M_s - T))\right) \quad (3.4)$$

Die auftretenden Phasen werden in COMSOL Multiphysics® als eigenständige Materialäste mit dem vollständigen Eigenschaftenset aller zu berücksichtigenden Physikbereiche definiert. Wenn die effektiven Eigenschaften des Werkstoffes infolge eines Phasengemisches zur Berechnung verwendet werden sollen, dann erfolgt dies in COMSOL Multiphysics® mit dem sogenannten „Compound Material“. Mit einer Checkbox kann die Berechnung der jeweiligen effektiven Materialeigenschaften im Bauteil aktiviert werden, sodass laut linearer Mischungsregel beispielsweise thermische, mechanische oder elektromagnetische Eigenschaften des Phasengemisches für das „Compound Material“ berechnet werden [110]. Den Bauteilbereichen, in denen Phasenumwandlungen und die Eigenschaften des Phasengemisches simuliert werden sollen, werden in COMSOL Multiphysics® sowohl die Materialien der einzelnen Phasen als auch das „Compound Material“ zugeordnet.

Im Menübereich der Phasenumwandlungen werden die einzelnen Phasen definiert und ihnen jeweils die angelegten Materialien der einzelnen Phasen zugeordnet. Zusätzlich werden alle auftretenden Umwandlungen definiert. In der vorliegenden Arbeit kommen die Phasen Ausgangszustand, Austenit, Martensit, Bainit und Ferrit-Perlit zum Einsatz. Die Zusammenfassung von Ferrit und Perlit zu einer Phase dient der Vereinfachung des Modells, da nur mit geringen Anteilen dieser Phasen beim Induktionshärten zu rechnen ist und beide Phasen in sehr ähnlichen Temperaturbereichen und bei sehr ähnlichen Temperaturraten gebildet werden. Die implementierten Umwandlungen sind Ausgangszustand – Austenit, Austenit – Martensit, Austenit – Bainit und Austenit – Ferrit-Perlit. Während bei der martensitischen Umwandlung das Koistinen-Marburger-Modell zum Einsatz kommt, werden die drei verbleibenden Umwandlungen mit dem Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov-Modell abgebildet.

Die Ermittlung der Umwandlungsparameter für die JMAK-Modelle gestaltet sich schwierig, da das Umwandlungsverhalten nicht isothermisch, sondern angelehnt an den realen Prozess mit kontinuierlichen ZTU-Schaubildern charakterisiert wurde. Es ist daher nur möglich die drei temperaturabhängigen Umwandlungsparameter iterativ so

anzupassen, dass das experimentell ermittelte Umwandlungsverhalten gut nachgebildet wird. Für die iterativen Anpassungen der Umwandlungsparameter wird ein Würfelmodell mit einer Kantenlänge von 1 mm verwendet. Die Temperatur-Zeit-Verläufe sind identisch mit den Programmen zur Ermittlung der ZTA- und ZTU-Schaubilder. Anhand der jeweils resultierenden modellierten ZTA- und ZTU-Schaubilder werden die Parameter systematisch angepasst. Dabei werden die Umwandlungsmodelle in der Reihenfolge ihres Auftretens im Induktionshärteprozess angepasst: zunächst die Umwandlung Ausgangszustand – Austenit, dann Austenit – Ferrit-Perlit, Austenit – Bainit und anschließend die Umwandlung Austenit – Martensit. Die korrekte Phasenzusammensetzung am Ende der jeweiligen Abkühlungen hat gegenüber einer korrekten Abbildung der exakten Umwandlungstemperaturen und -zeiten eine höhere Priorität, weil die Phasenzusammensetzung die resultierenden Materialeigenschaften des Phasengemisches beeinflusst.

Im Koistinen-Marburger-Modell ist keine Ratenabhängigkeit für die Martensitstarttemperatur vorgesehen. Um ein Überlappen der Bainitumwandlung mit der Martensitumwandlung zu vermeiden, wurde eine zusätzliche Ratenabhängigkeit der Martensitstarttemperatur, wie in den Experimenten ermittelt, berücksichtigt. Auf diese Weise kann die experimentell ermittelte fallende Martensitstarttemperatur für sinkende Kühlraten infolge des steigenden Kohlenstoffgehalts im Austenit durch vorangegangene Umwandlungen sehr gut abgebildet werden [14]. Die Martensitstarttemperatur ergibt sich anhand der experimentell ermittelten Daten demzufolge mit:

$$M_s = \begin{cases} M_{s,const} & \forall \dot{T} < \dot{T}_{grenz} \\ A_1 \cdot \exp\left(\frac{-\dot{T}}{t_1}\right) + A_2 \cdot \exp\left(\frac{-\dot{T}}{t_2}\right) + A_3 \cdot \exp\left(\frac{-\dot{T}}{t_3}\right) + y_0 & \forall \dot{T} \geq \dot{T}_{grenz} \end{cases} \quad (3.5)$$

Über Umwandlungsbedingungen wird sichergestellt, dass die Umwandlung vom Ausgangszustand in Austenit nur stattfindet, wenn die Temperaturrate nicht negativ ist, während die Umwandlungen im Verlauf der Abkühlungen nur auftreten, wenn die Temperaturrate negativ ist. [110]

Das resultierende ZTA-Schaubild für die Simulationen in Abbildung 38 zeigt eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen insbesondere im Bereich hoher Heizraten. Bei Erwärmungen mit weniger als 10 K/s treten Abweichungen der simulierten A_{c3} -Temperaturen auf. Im Modell sind die A_{c3} -Temperaturen niedriger als in den experimentellen Untersuchungen ermittelt, wobei die maximale Abweichung ca. 25 K beträgt.

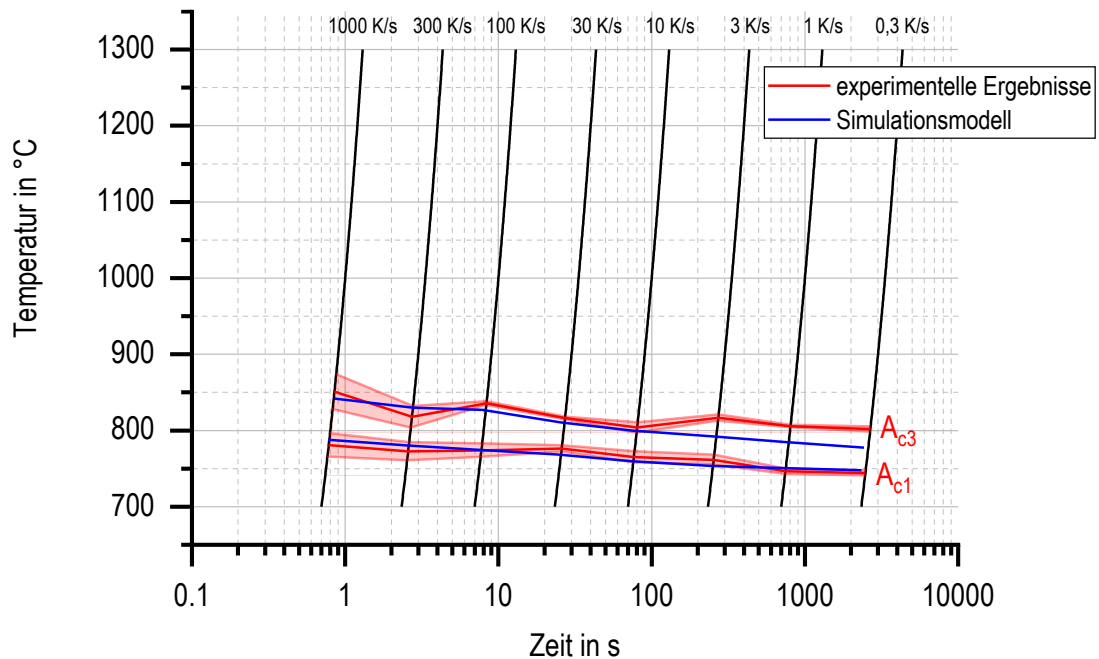


Abbildung 38: Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubild für die Umwandlung vom Ausgangszustand in Austenit basierend auf den experimentellen Ergebnissen (rot) und basierend auf dem in COMSOL Multiphysics® implementierten Modell (blau).

Wie bereits in Kapitel 3.1.3 erläutert, beeinflusst der Homogenisierungsgrad des Austenits das Umwandlungsverhalten beim Abkühlen signifikant. Für eine korrekte Abbildung des Umwandlungsverhaltens in der gesamten Randschicht wäre es daher notwendig eine Ortsabhängigkeit des Homogenisierungsgrads beispielsweise anhand der erreichten Spitzentemperaturen zu berücksichtigen. Ein derartiger Ansatz wäre allerdings sehr aufwändig, da eine Vielzahl von ZTU-Diagrammen genutzt werden müssten. Stattdessen wird vereinfachend mit nur einem ZTU-Diagramm gearbeitet. Mit dem vorrangigen Ziel der korrekten Abbildung der Einhärtungstiefe ist es notwendig das Umwandlungsverhalten im Übergangsbereich zum Grundgefüge nach unvollständiger Austenitisierung zu implementieren. Daher kommt in der Simulation das experimentell ermittelte ZTU-Schaubild für eine 1,9-sekündige Austenitisierung bei 840 °C zum Einsatz. Auf diese Weise wird das Umwandlungsverhalten im Übergangsbereich zum Grundgefüge korrekt simuliert, mit dem Nachteil, dass in Bereichen nahe der Oberfläche mit vollständiger Austenitisierung der Anteil an Bainit möglicherweise überschätzt wird.

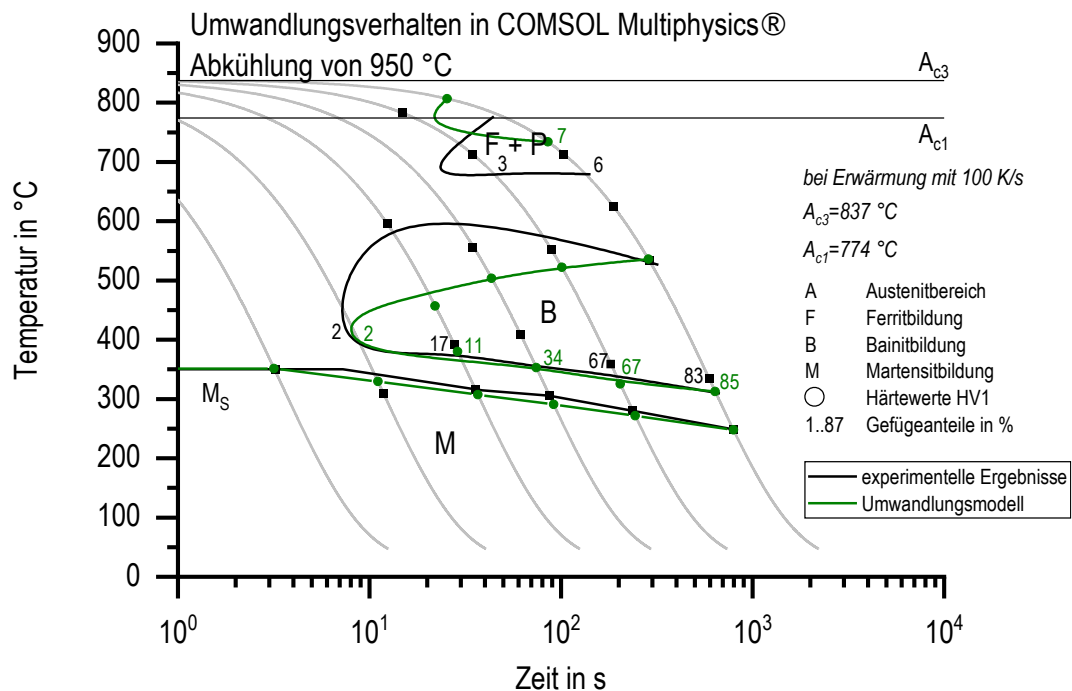


Abbildung 39: Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild der experimentellen Ergebnisse (schwarz) und implementierten Umwandlungen in COMSOL Multiphysics® (grün) nach vollständiger Austenitisierung basierend auf dem experimentell ermittelten Umwandlungsverhalten nach einer Austenitisierung von 1,9 s bei 840 °C.

Abbildung 39 zeigt, dass die gebildeten Phasenanteile des Umwandlungsmodells gut mit den experimentellen Daten übereinstimmen. Lediglich die Umwandlungstemperaturen für die Bildung von Ferrit-Perlit sowie der Beginn der Bainitumwandlung werden nicht exakt abgebildet.

Wechselwirkungen der Phasenumwandlungen mit anderen Physikbereichen wie Umwandlungswärme für thermisch-metallurgische Simulationen oder Umwandlungsdehnungen im Fall thermisch-metallurgisch-mechanischer Simulationen können bei Bedarf im übergeordneten Metal-Phase-Transformation-Ast mit einer Checkbox aktiviert werden. In den vorliegenden Simulationen wurde keine dieser Wechselwirkungen berücksichtigt, da keine Daten für die jeweiligen Effekte vorlagen und die Komplexität der Simulationen möglichst geringgehalten werden soll.

Phasenumwandlungen sind nur in einem Bereich von weniger als 10 mm Oberflächenabstand von Tragbahn und Verschleißbahn zu erwarten und werden daher nur in diesem Bereich simuliert. Auf diese Weise sinkt die Anzahl der Freiheitsgrade des Modells und damit auch die Rechenzeit. Diese wird zusätzlich durch die Vernetzung günstig beeinflusst, da unter Tragbahn und Verschleißbahn jeweils eine feine Vernetzung

mit Hexaederelementen erfolgt, die im restlichen Modell durch Tetraedernetze ergänzt werden.

4 Experimentelle Ergebnisse

4.1 In-situ Temperaturmessungen

Die experimentell gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufe für die Tragbahn von Ringabschnitt S4 sind in Abbildung 40 dargestellt. Die Anordnung der Thermoelemente in den drei Ebenen $x=300$ mm, $x=400$ mm und $x=500$ mm sorgt dafür, dass die Erwärmvorgänge in den Ebenen zu jeweils unterschiedlichen Zeitpunkten starten. Da der Induktor sich in positiver x -Richtung über den Ringabschnitt bewegt, erfahren zunächst die Thermoelemente 1 bis 3 in der Ebene $x=300$ mm gleichzeitig eine Erwärmung, gefolgt von den Thermoelementen 7 bis 10 in der Ebene $x=400$ mm und den beiden Thermoelementen 13 und 14 in Ebene $x=500$ mm. Dies gilt auch für alle nachfolgenden Ringabschnitte.

Die Erwärmung auf die jeweilige Spitzentemperatur findet an den einzelnen Positionen innerhalb von ca. 20 s statt und variiert je nach Position im Ringabschnitt. Die Spitzentemperaturen bewegen sich zwischen ca. 600 °C und 850 °C. Hier wird zunächst der grundsätzliche Verlauf der Kurven vorgestellt. Die absolute Höhe der Temperaturen wird in Kapitel 7 diskutiert. Während Thermoelement 1 eine kontinuierliche Erwärmung erfährt, ist an allen anderen Messpositionen durch die zwei Stege des Induktors deutlich eine Verlangsamung der Erwärmung, oder im Fall von Thermoelement 3 sogar eine kurzzeitige Abkühlung, zu beobachten. Die anschließende Abschreckung ist im Vergleich zur Erwärmung deutlich langsamer und es dauert ca. 70 – 100 s bis eine Temperatur von 100 °C erreicht wird.

Die Thermoelemente 1 – 3 in einem Oberflächenabstand von 3,0 – 3,6 mm erfahren aufgrund ihrer identischen x -Position von $x=300$ mm zeitgleich einen ähnlichen Temperatur-Zeit-Verlauf aufgrund der induktiven Erwärmung. Über die Breite der Bahn

verändert sich der qualitative Verlauf der Erwärmung von einer kontinuierlichen Erwärmung im Fall von Thermoelement 1 an der Vorderkante der Bahn hin zu einer Erwärmung mit verringerter Erwärmgeschwindigkeit im Zeitraum von 75 – 80 s in der Bahnmitte für Thermoelement 2. Im Bereich der Verschleißbahn erfährt Thermoelement 3 nach 75 s eine deutliche Abkühlung beginnend bei 660 °C um knapp 80 K innerhalb von 5 s bevor anschließend die Erwärmung auf die Spitzentemperatur stattfindet. Auch die erreichten Spitzentemperaturen variieren entlang der Bahnbreite von ca. 775 °C im Bereich der Bahnvorderkante über 815 °C in der Bahnmitte bis hin zu 855 °C. Während des Abkühlvorganges ist zunächst eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit bei etwa 90 s für alle drei Thermoelemente zu erkennen. Anschließend sinkt die Abkühlgeschwindigkeit kontinuierlich, bevor eine erneute Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit festzustellen ist. Sowohl Temperatur und Zeitpunkt, bei dem diese Erhöhung eintritt, als auch die Intensität, unterscheiden sich bei den drei Thermoelementen deutlich. Der stärkste Effekt ist bei Thermoelement 1 bei etwa 320 °C und 120 s zu beobachten. Thermoelement 2 erfährt nur eine minimale Erhöhung der Kühlrate bei ca. 130 s und 305 °C während Thermoelement 3 eine im Vergleich zu Thermoelement 2 etwas höhere Intensivierung der Abschreckung bei ca. 135 s und 255 °C aufweist.

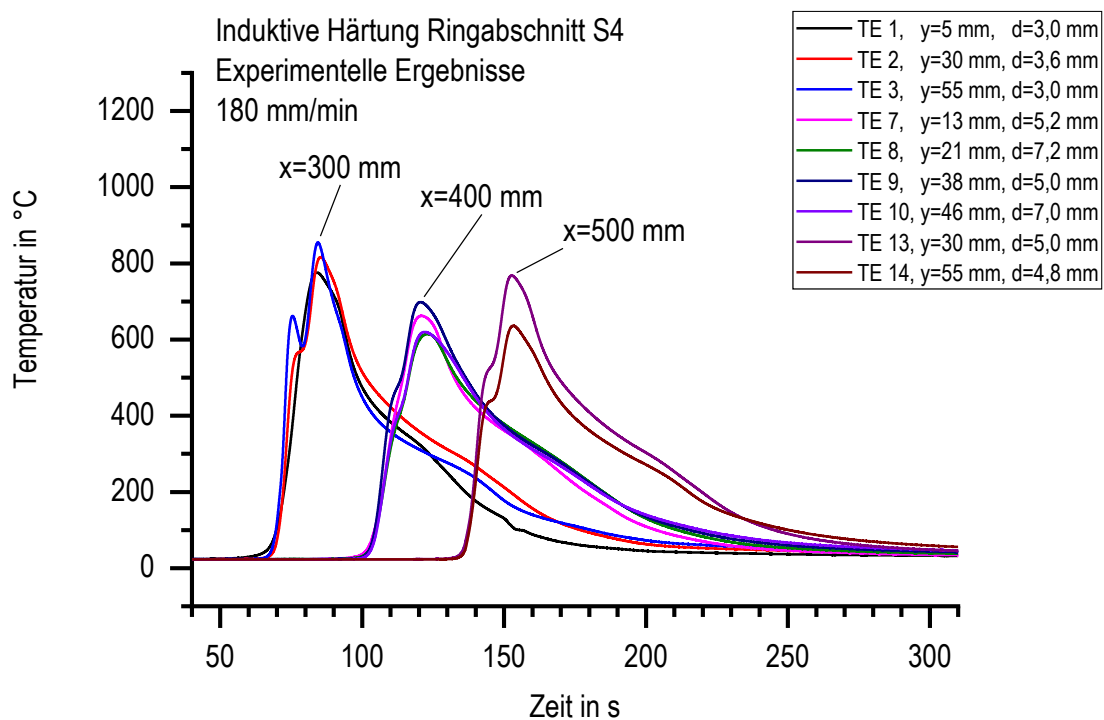


Abbildung 40: Temperatur-Zeit-Verlauf der Thermoelemente im Bereich der Tragbahn von Ringabschnitt S4.

Die bei $x=400$ mm entlang der Bahn in y -Richtung verteilten Thermoelemente 7 – 10 mit größeren Oberflächenabständen von 5,0 mm bis 7,2 mm erreichen im Vergleich zu den Thermoelementen 1- 3 erwartungsgemäß deutlich geringere Spitzentemperaturen von 610 - 700 °C mit einer leichter Verringerung der Erwärmgeschwindigkeit bei ca. 110 – 115 s. Der qualitative Verlauf der Erwärmung aller drei Thermoelemente ähnelt stark der Erwärmung von Thermoelement 2. Ähnlich wie bei Thermoelement 2 ist auch bei Thermoelement 7 – 10 die zweimalige Erhöhung der Kühlrate im Verlauf der Abkühlung schwächer ausgeprägt. Die Übergänge sind zwar erkennbar, aber so graduell, dass die jeweilige Temperatur und Zeit nur mit Intervallen angegeben werden kann. Die Erhöhung der Kühlrate bei niedrigeren Temperaturen tritt im Fall von Thermoelement 7 bei etwa 165 s und 300 °C auf, während die Thermoelemente 8 – 10 diesen Effekt bei ca. 170 s und 270 °C zeigen.

Bei $x=500$ mm zeigen Thermoelement 13 und 14 mit Oberflächenabständen von 5,0 mm beziehungsweise 4,8 mm einen qualitativ sehr ähnlichen Verlauf in Bezug auf Erwärmung und Abschreckvorgang. Der Temperatur-Zeit-Verlauf von Thermoelement 13 ähnelt, abgesehen von der zeitlichen Verschiebung, sowohl qualitativ als auch quantitativ sehr stark dem Verlauf von Thermoelement 2, während Thermoelement 14 einen qualitativ ähnlichen Verlauf zeigt, allerdings mit einer niedrigeren Spitzentemperatur.

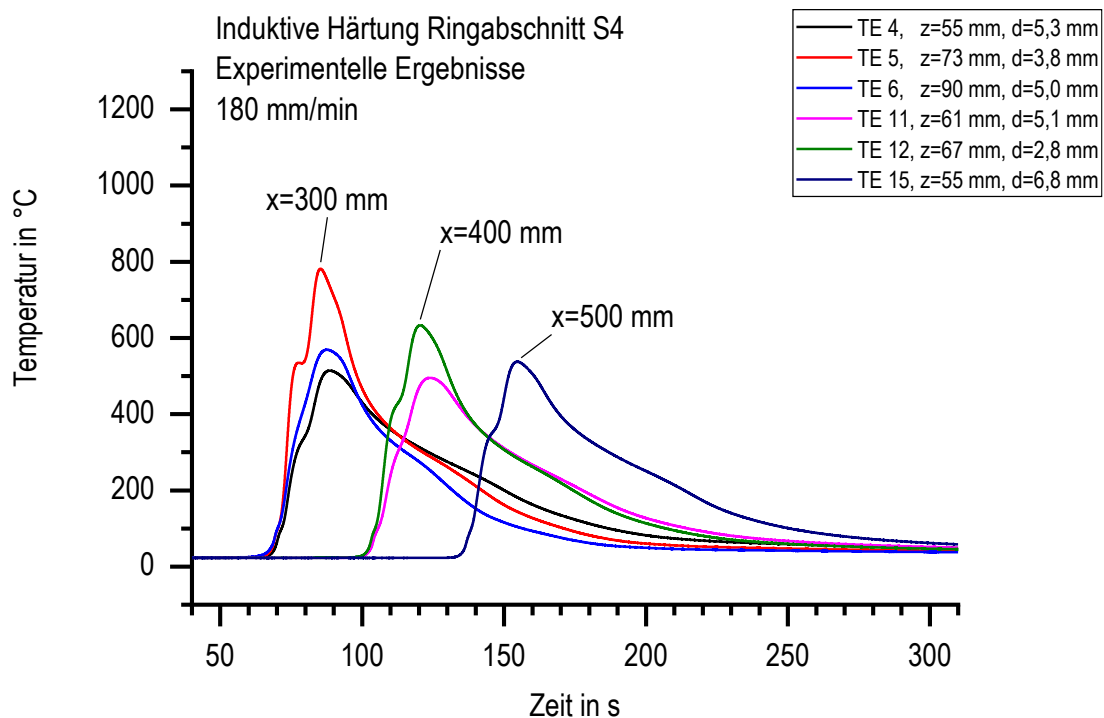


Abbildung 41: Temperatur-Zeit-Verlauf der Thermoelemente im Bereich der Verschleißbahn von Ringabschnitt S4.

Die Temperatur-Zeit-Verläufe der Thermoelemente in der Verschleißbahn von Ringabschnitt S4 sind in Abbildung 41 dargestellt. Im Bereich der Verschleißbahn befinden sich in diesem Ringabschnitt die Thermoelemente 4 bis 6 in der Ebene $x=300$ mm, während sich die Thermoelemente 11 und 12 in der Ebene $x=400$ mm liegen und Thermoelement 15 sich in der Ebene $x=500$ mm befindet. Auf den ersten Blick wird deutlich, dass die Spitzentemperaturen zwischen $500 - 780$ °C und damit in den meisten Fällen niedriger sind als im Bereich der Tragbahn. Auch auf der Tragbahn findet die Erwärmung auf die Spitzentemperaturen jeweils in ca. 20 s statt, während die Abschreckung auf 100 °C zwischen 70 s und 105 s dauert.

Thermoelement 5 zeigt einen ähnlichen Verlauf wie Thermoelement 3 im Bereich der Tragbahn mit einer Erwärmung auf ein lokales Maximum mit anschließender kurzer Abkühlung und einer weiteren Erwärmung auf die Spitzentemperatur. Die Temperatur-Zeit-Verläufe der anderen Thermoelemente im Bereich der Verschleißbahn zeigen nur eine unterschiedlich stark verlangsamte Erwärmung im Aufheizprozess.

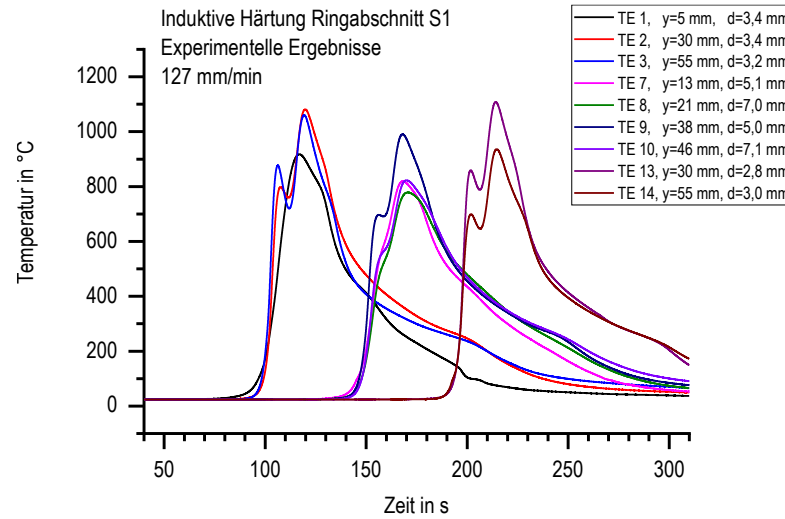
Die erreichten Spitzentemperaturen von ca. 510 °C für Thermoelement 4 bis auf ca. 780 °C im Fall von Thermoelement 5 korrelieren sehr gut mit den Oberflächenabständen von 3,8 mm für Thermoelement 5 bis zu 5,3 mm im Fall von Thermoelement 4. Thermoelement 11 mit einem Oberflächenabstand von 5,1 mm erreicht im Vergleich zu den Thermoelemente 4 und 6 verhältnismäßig hohe Temperaturen. Im Gegensatz dazu fällt die maximale Temperatur von Thermoelement 12 trotz des geringen Oberflächenabstandes mit 635 °C relativ niedrig. Thermoelement 15 zeigt einen ähnlichen Verlauf wie Thermoelement 4 mit verhältnismäßig hoher Spitzentemperatur in Anbetracht des großen Oberflächenabstandes von 6,8 mm.

Der Abschreckprozess läuft sehr ähnlich ab wie im Bereich der Tragbahn. Auch in der Verschleißbahn erfahren die Thermoelemente wenige Sekunden nach Erreichen der Spitzentemperatur eine Erhöhung der Kühlrate, bevor diese dann kontinuierlich und gleichmäßig absinkt. Im Bereich von Temperaturen unter 300 °C tritt bei allen Kurven eine erneute Erhöhung der Kühlrate auf. Diese Erhöhung fällt deutlich geringer aus als im Bereich der Tragbahn, was dazu führt, dass der Anstieg weniger gut mit konkreten Temperaturen und Zeiten verknüpft werden kann.

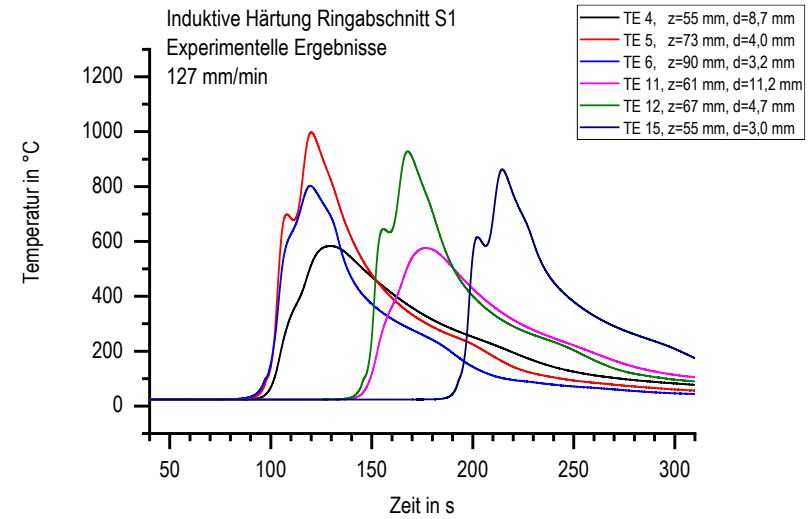
Die gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufe aller sechs untersuchten Ringabschnitte sind jeweils aufgeteilt in Tragbahn und Verschleißbahn und nach der Vorschubgeschwindigkeit geordnet in Abbildung 42 dargestellt. In den meisten Fällen besitzen die Temperatur-Zeit-Verläufe einen qualitativ ähnlichen Verlauf. Wie zu erwarten

findet der Induktionshärteprozess mit steigender Vorschubgeschwindigkeit in kürzerer Zeit statt. Die erreichten Spitzentemperaturen sinken ebenfalls mit steigender Vorschubgeschwindigkeit. Daher wirken die Graphen als seien sie zeitlich gestaucht oder gedehnt und in Bezug auf die Spitzentemperatur niedriger oder höher skaliert, je nachdem welche Vorschubgeschwindigkeiten verglichen werden. Die Vorschubgeschwindigkeit von 180 mm/min wurde an den Ringabschnitten S4 und S8 untersucht, daher sind beim Vergleich der Ergebnisse die teilweise unterschiedlichen Oberflächenabstände der Thermoelemente zu beachten.

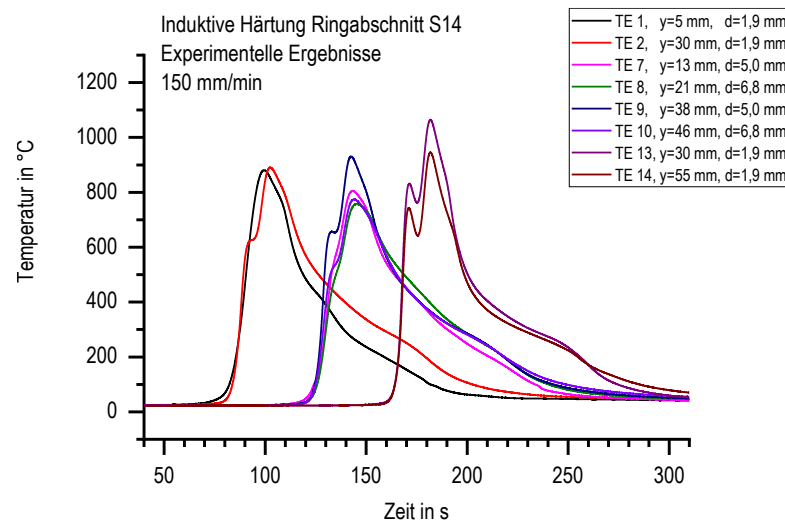
Es zeigt sich bei Auswertung aller untersuchten Ringabschnitte in der Gesamtschau, dass die Spitzentemperaturen tendenziell in der Bahnmitte, also im Bereich einer y-Position von 30 – 38 mm die höchsten Werte aufweisen. Diese etwas unsymmetrische Verteilung setzt sich auch an den Rändern der Tragbahn fort. Die Temperaturen an der Vorderkante der Tragbahn sind in den überwiegenden Fällen niedriger als im Übergangsbereich zur Verschleißbahn. Für den Bereich der Verschleißbahn sind die höchsten Temperaturen mit $z=73$ mm etwa in der Mitte der Bahn, allerdings kann die genaue Position aufgrund der geringeren Anzahl an Messpositionen aus den vorliegenden Ergebnissen nicht bestimmt werden. Im Bereich der Verschleißbahn sind die gemessenen Temperaturen nahe der Tragbahn tendenziell geringer als im oberen Bereich der Verschleißbahn bei beispielsweise $z=90$ mm.



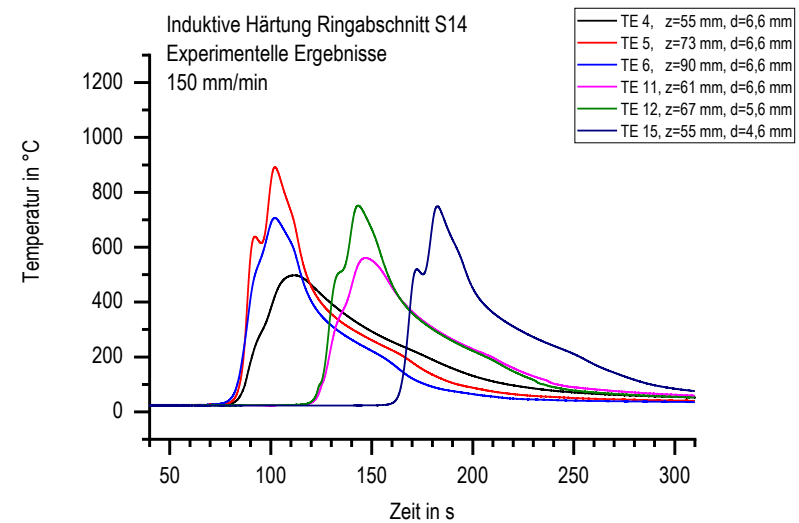
(a) S1, 127 mm/min, Tragbahn



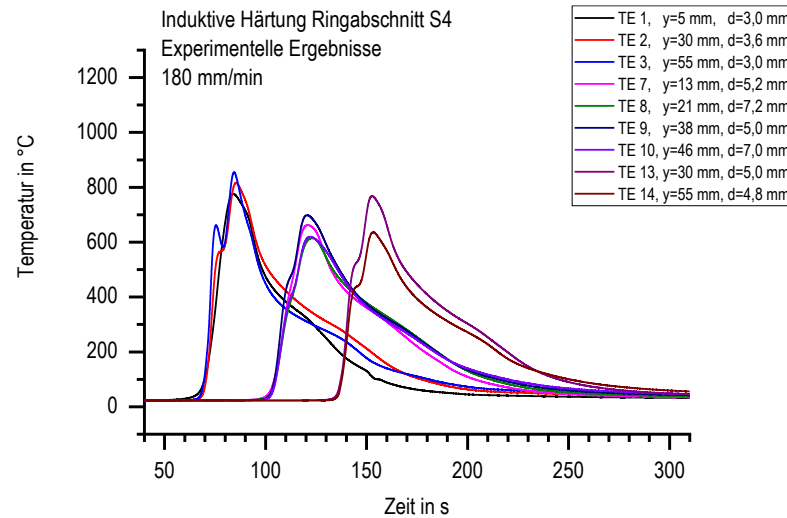
(b) S1, 127 mm/min, Verschleißbahn



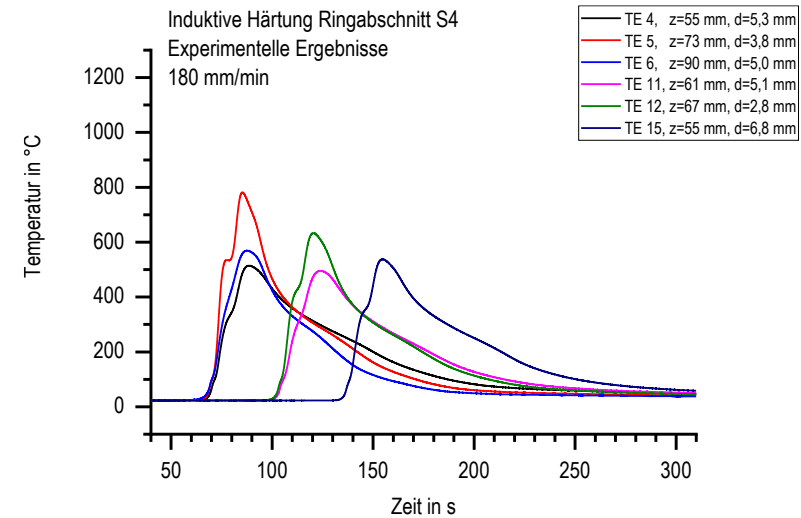
(c) S14, 150 mm/min, Tragbahn



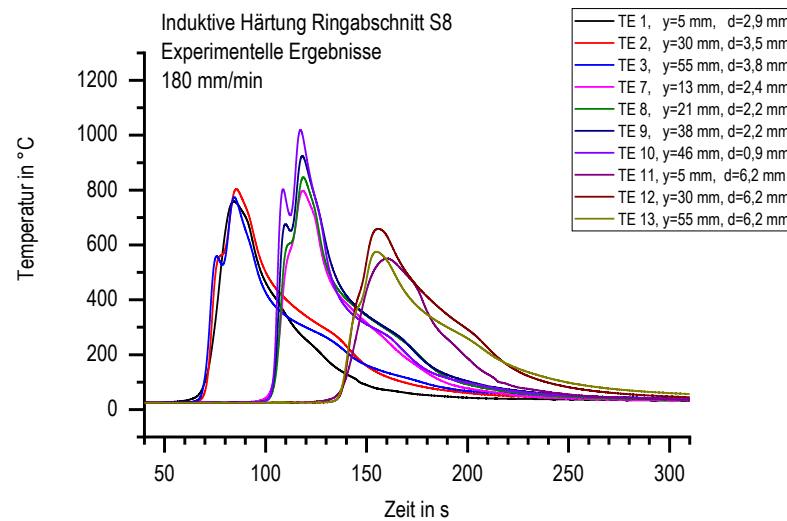
(d) S14, 150 mm/min, Verschleißbahn



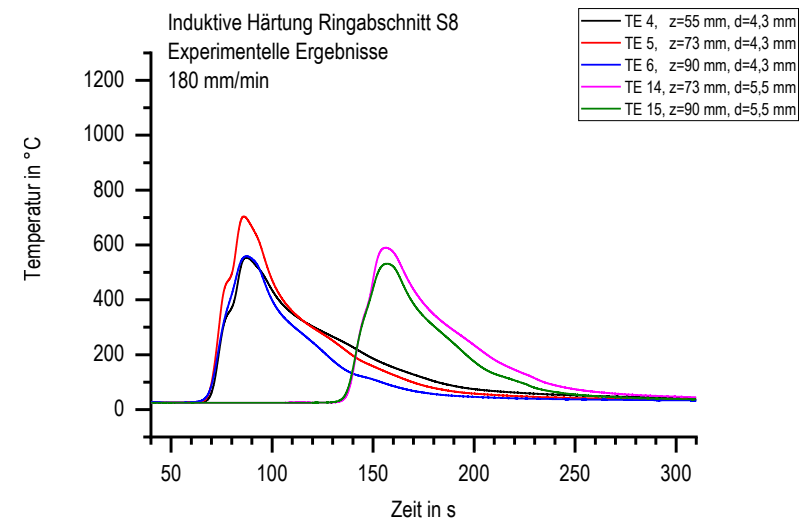
(e) S4, 180 mm/min, Tragbahn



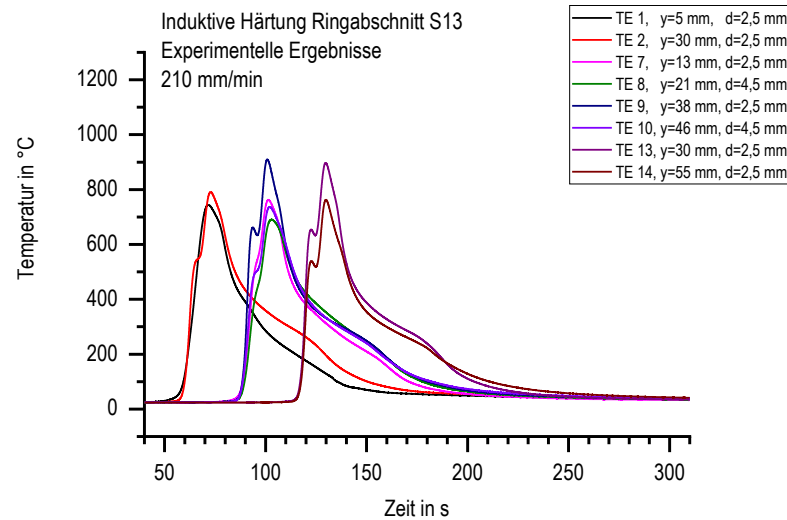
(f) S4, 180 mm/min, Verschleißbahn



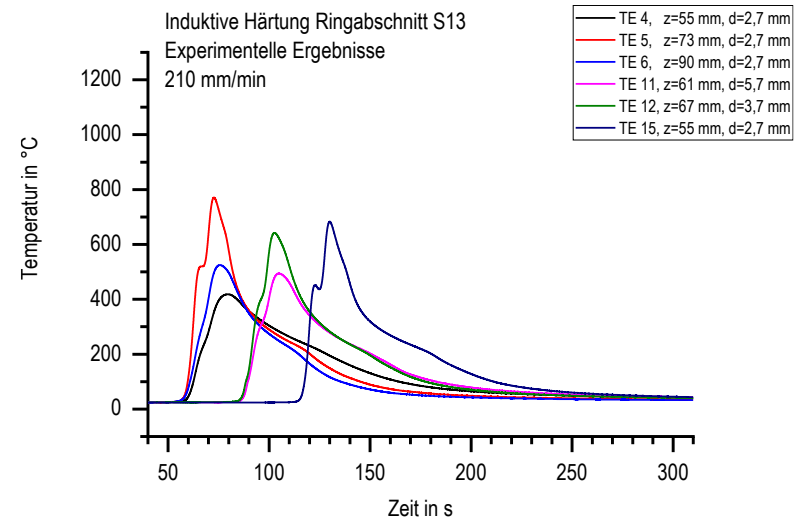
(g) S8, 180 mm/min, Tragbahn



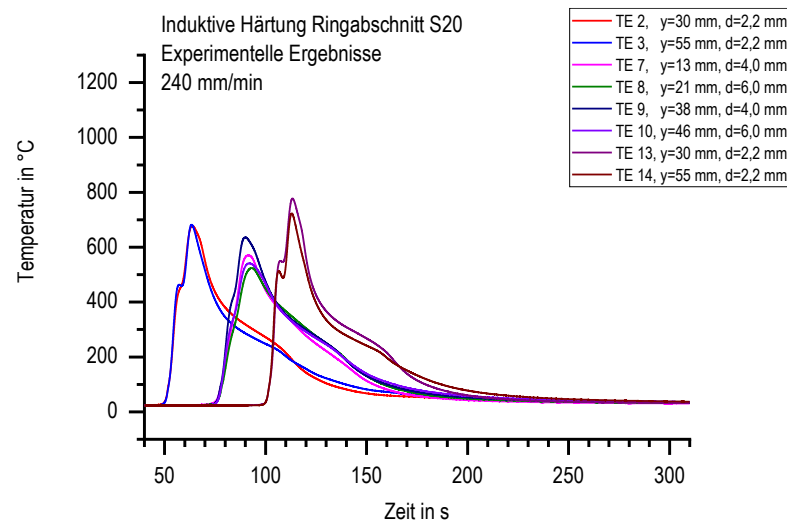
(h) S8, 180 mm/min, Verschleißbahn



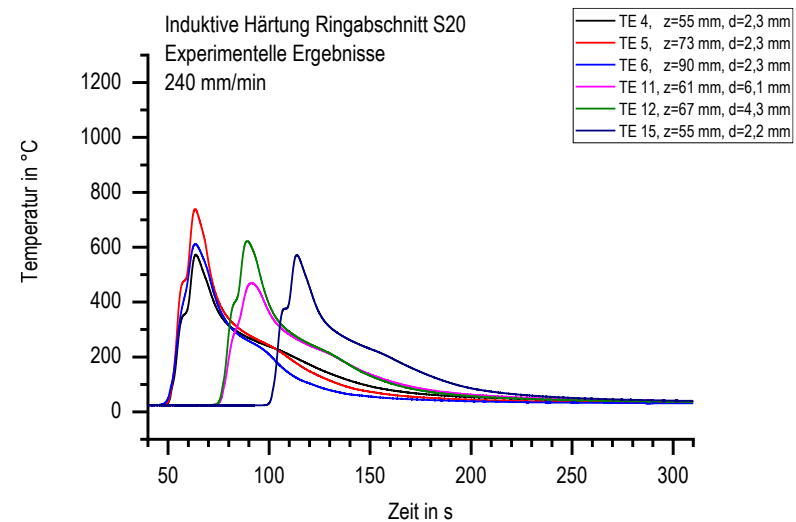
(i) S13, 210 mm/min, Tragbahn



(j) S13, 210 mm/min, Verschleißbahn



(k) S20, 240 mm/min, Tragbahn



(l) S20, 240 mm/min, Verschleißbahn

Abbildung 42: Temperatur-Zeit-Verläufe aller untersuchten Ringabschnitte mit den Daten für Tragbahn (links) und Verschleißbahn (rechts) dargestellt in steigender Vorschubgeschwindigkeit.

Abbildung 43 zeigt die erreichten Spitzentemperaturen an den verschiedenen Positionen in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit. Da die Oberflächenabstände der Thermoelementpositionen an den verschiedenen Ringabschnitten teilweise unterschiedlich waren, wurden nur solche Thermoelementpositionen der Geometrie V2 ausgewählt, an denen die maximalen Unterschiede der realen Oberflächenabstände 3,0 mm betragen. Dementsprechend sind für diese Positionen der Ringabschnitte S1, S4, S13, S14 und S20 die Spitzentemperaturen dargestellt. Mit steigender Vorschubgeschwindigkeit zeigt sich, wie schon in Abbildung 42 beobachtet, eine fallende Tendenz.

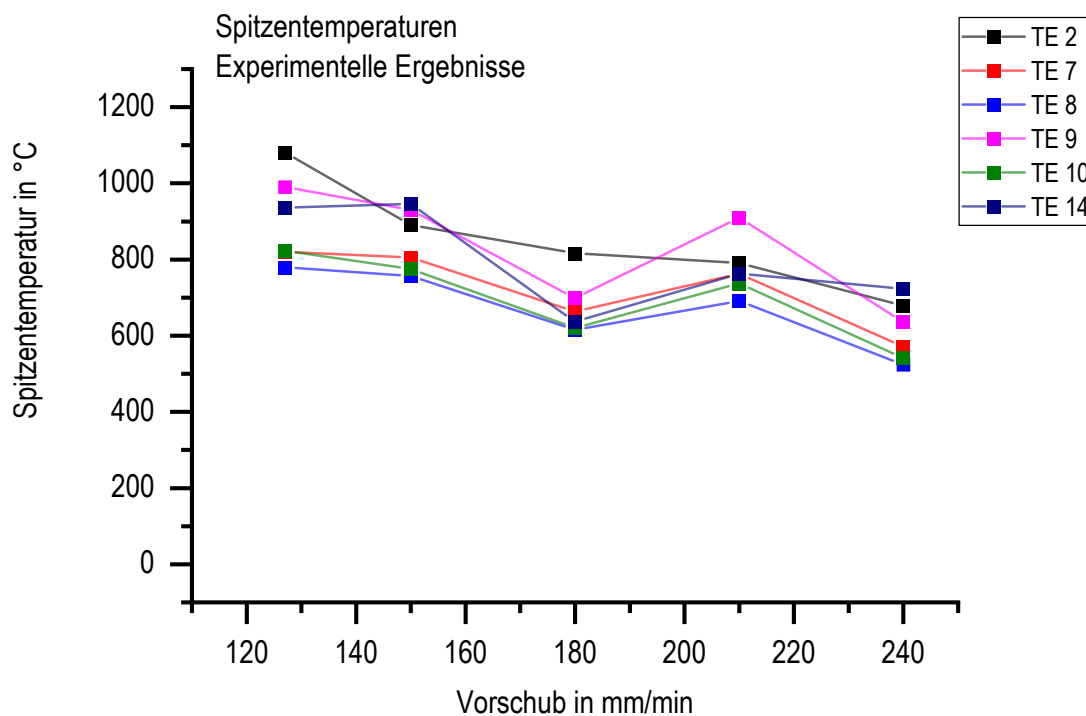
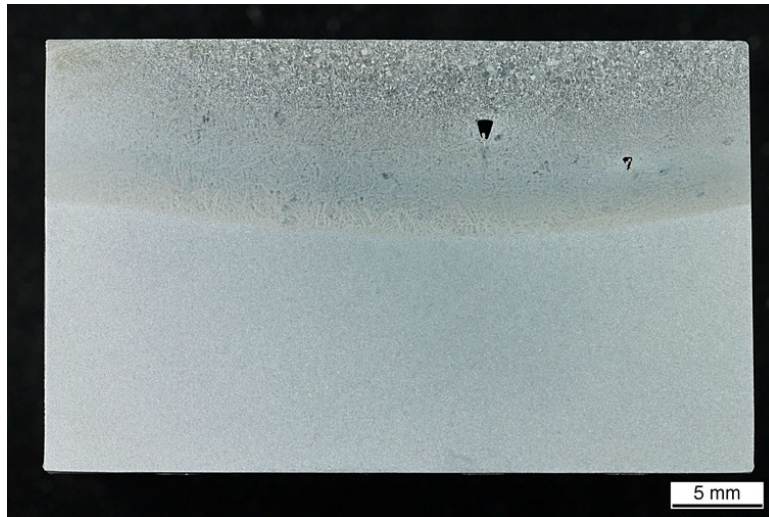


Abbildung 43: Experimentell ermittelte Spitzentemperaturen der Ringabschnitte S1, S4, S13, S14 und S20 an den untersuchten Messpositionen der Thermoelemente mit maximal 3,0 mm Differenz der Oberflächenabstände im Induktionshärteprozess in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit.

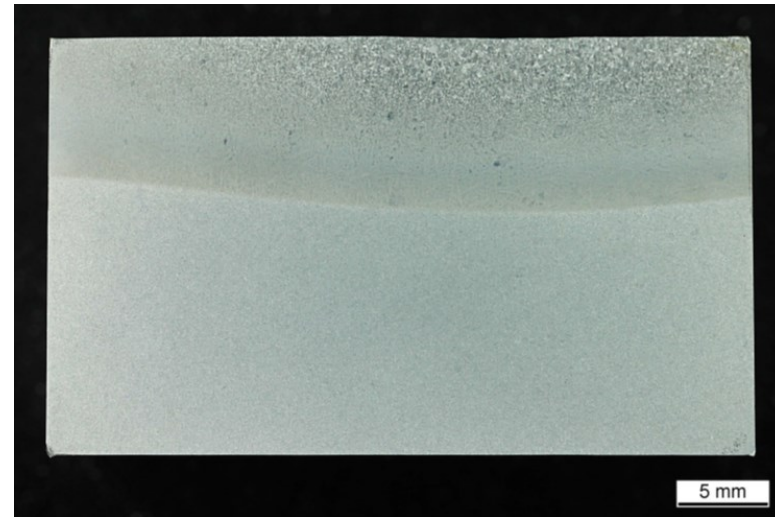
4.2 Metallografie

Abbildung 44 zeigt die Makroaufnahmen der geätzten Proben jeweils in der Gegenüberstellung für $x=400$ mm auf der linken Seite und $x=450$ mm auf der rechten Seite der Darstellung für alle untersuchten Ringabschnitte. Wenn der Trennvorgang exakt in der Ebene $x=400$ mm erfolgt, sind die Thermoelementbohrungen gut erkennbar. Die gehärtete Randschicht ist durch die metallografische Präparation gut im oberen Randbereich der Proben als dunkler grauer Bereich mit oft hellem Saum zu erkennen. Die Dicke der Schichten nimmt bei allen Proben von der linken Seite der Aufnahme aus gesehen zunächst zu und erreicht ihr Maximum bei etwa zwei Dritteln der Probenbreite. Zum rechten Rand hin fällt die Dicke dann wieder ab und erreicht am rechten Probenrand eine etwas höhere Dicke als auf der linken Seite. Im Vergleich sind zwischen den Proben eines Ringabschnittes in den Ebenen $x=400$ mm und $x=450$ mm weder in der Form noch der Dicke der gehärteten Schicht signifikante Unterschiede erkennbar.

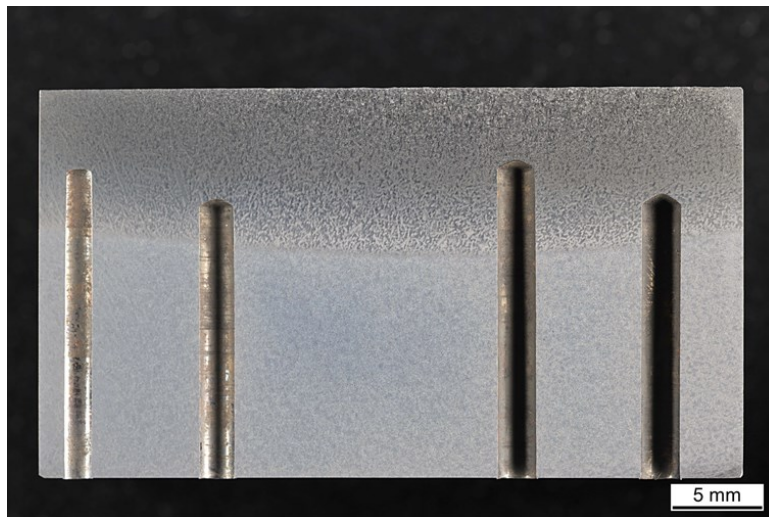
Die Dicke der gehärteten Schichten verändert sich mit der Vorschubgeschwindigkeit und liegt bei maximal etwa 10 mm für Ringabschnitt S1 mit 127 mm/min. Mit steigender Vorschubgeschwindigkeit sinkt die maximale Schichtdicke und erreicht bei 240 mm/min ihr Minimum von ca. 5,5 mm. Außerdem zeigen die Aufnahmen der Ringabschnitte S1 und S14, die mit den beiden niedrigsten Vorschüben gehärtet wurden, in Abbildung 44(a) bis (d) an der Oberfläche jeweils mittig und leicht rechts der Mitte ein vergrößertes Gefüge in der Randschicht. Die Strukturen, die im Ringabschnitt S1 bei Anwendung der niedrigsten Vorschubgeschwindigkeit festgestellt wurden, sind gröber und erstrecken sich über eine größere Breite als die groben Strukturen in Ringabschnitt S14.



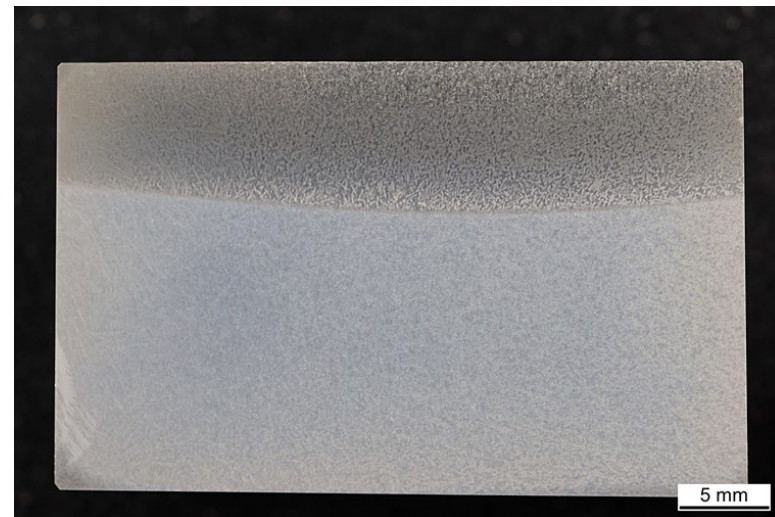
(a) S1, 127 mm/min, x=400 mm



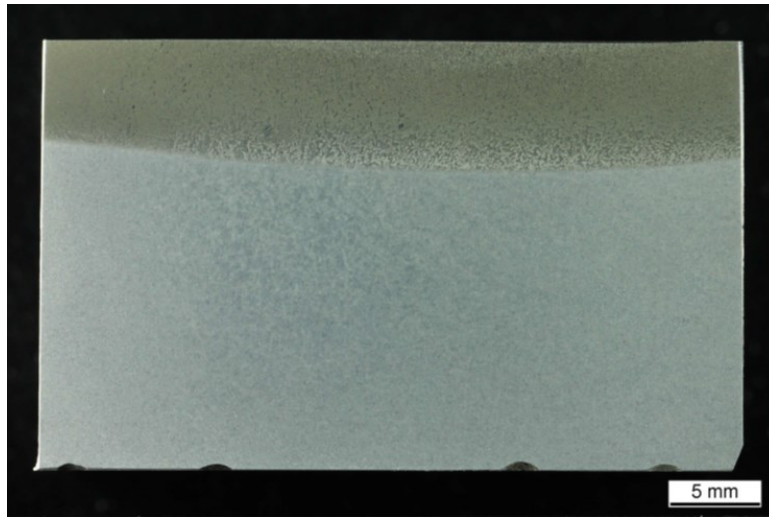
(b) S1, 127 mm/min, x=450 mm



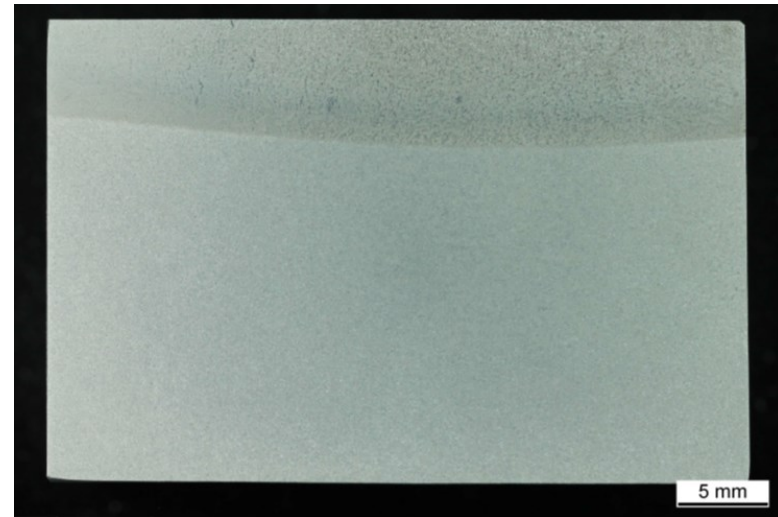
(c) S14, 150 mm/min, x=400 mm



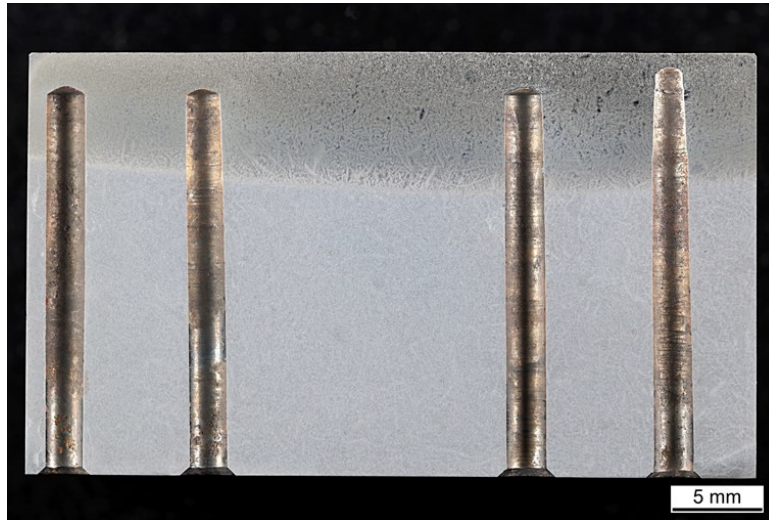
(d) S14, 150 mm/min, x=450 mm



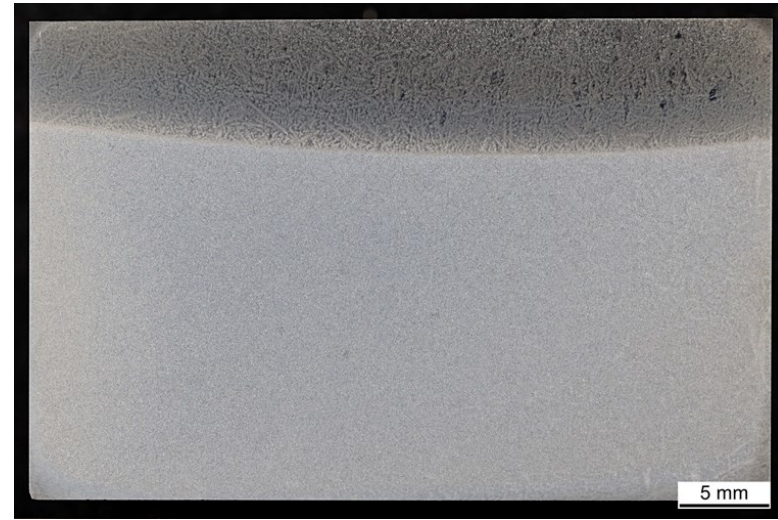
(e) S4, 180 mm/min, x=400 mm



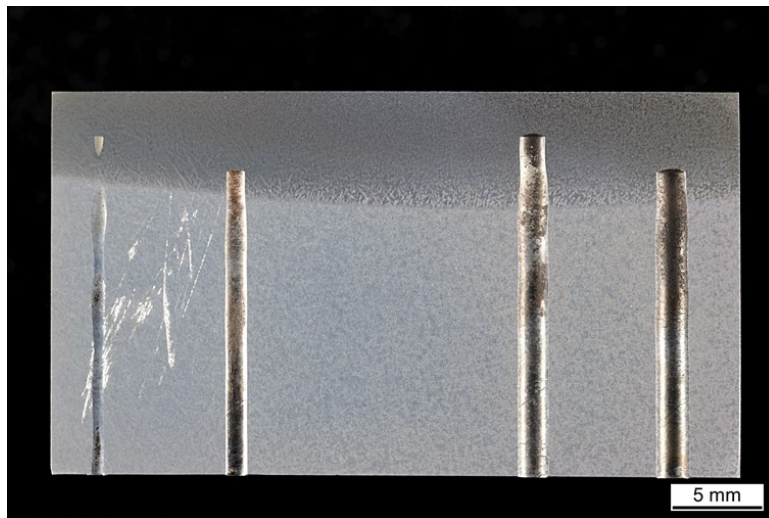
(f) S4, 180 mm/min, x=450 mm



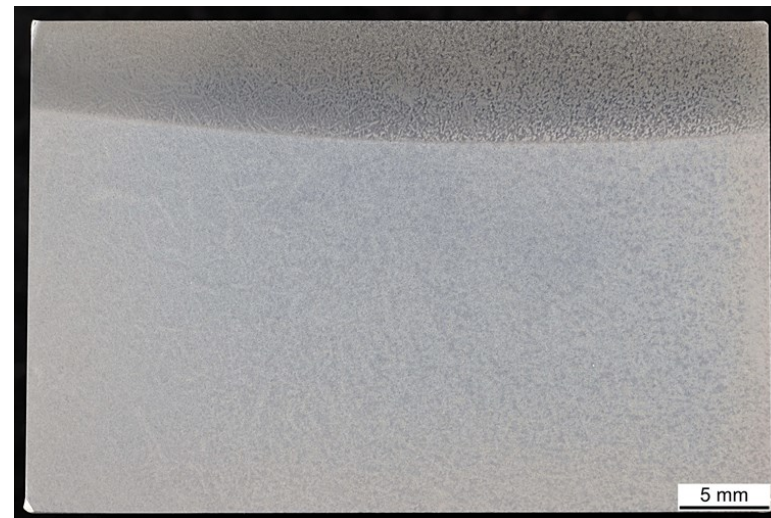
(g) S8, 180 mm/min, x=400 mm



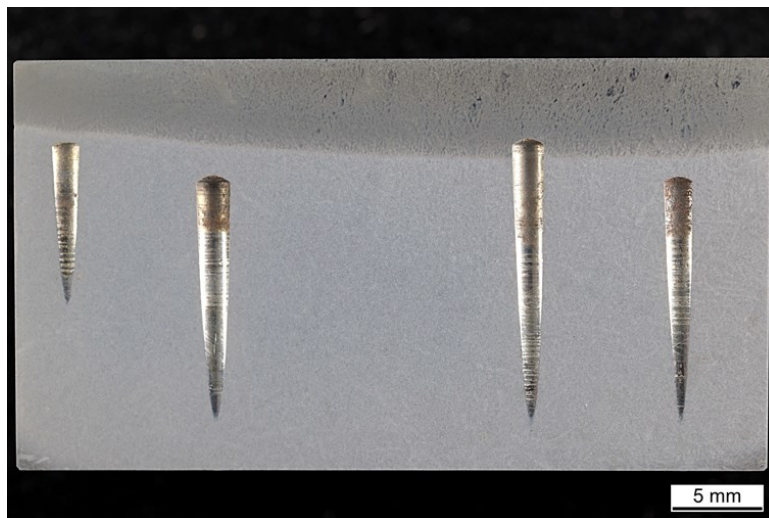
(h) S8, 180 mm/min, x=450 mm



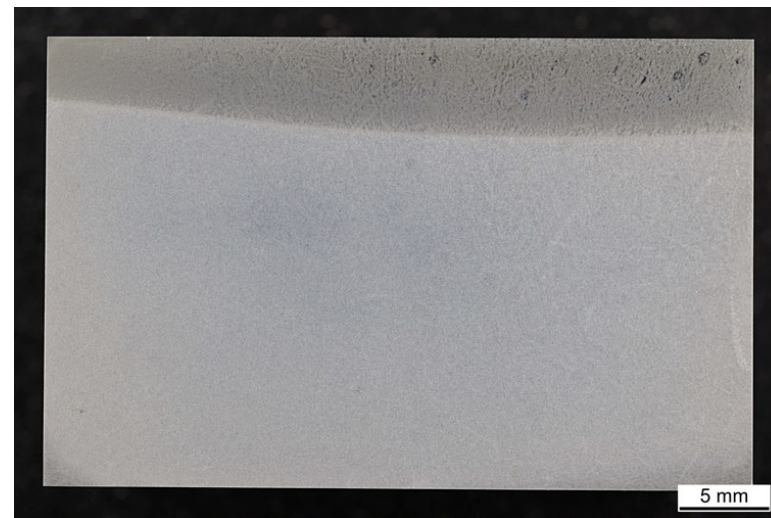
(i) S13, 210 mm/min, x=400 mm



(j) S13, 210 mm/min, x=450 mm



(k) S20, 240 mm/min, x=400 mm

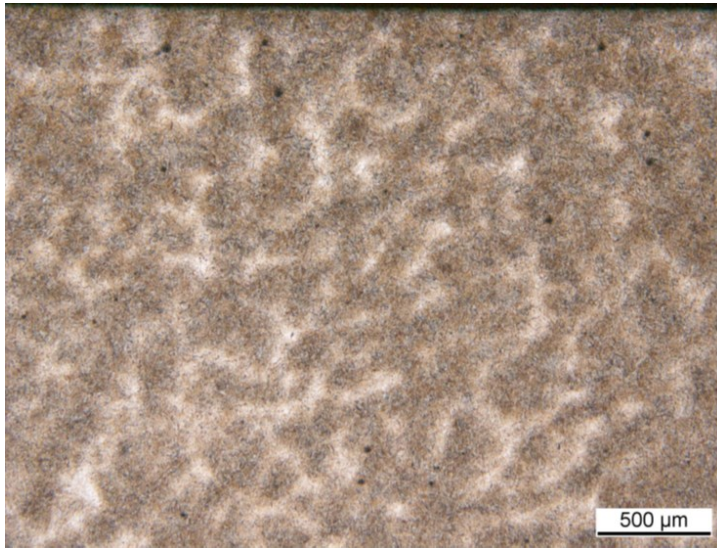


(l) S20, 240 mm/min, x=450 mm

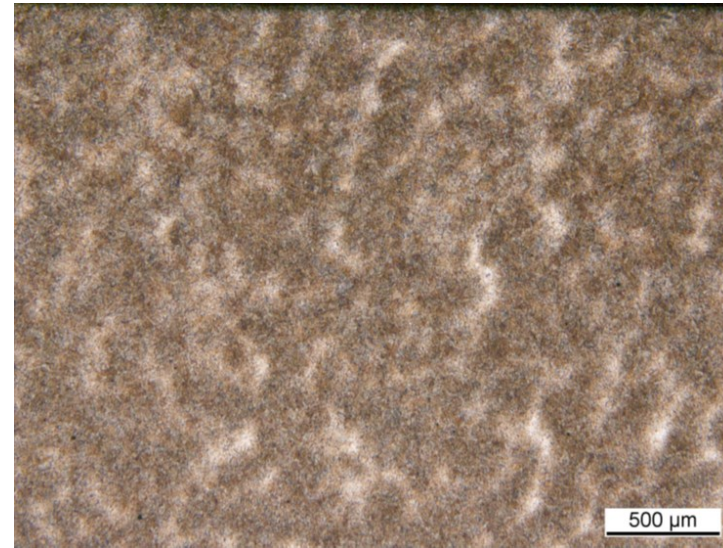
Abbildung 44: Makroaufnahmen aller geätzten Proben in den Ebenen x=400 mm (links) und x=450 mm (rechts) der Ringabschnitte angeordnet mit aufsteigender Vorschubgeschwindigkeit.

Die mikroskopische Untersuchung zeigt bis auf die unterschiedlichen thermisch beeinflussten Tiefen bei verschiedenen Vorschubgeschwindigkeiten zwischen den Proben große Ähnlichkeiten. Aus diesem Grund werden im Folgenden ausschließlich Mikrostrukturaufnahmen aus Ringabschnitt S4 mit einem Vorschub von 180 mm/min der Untersuchungsebenen $x=400$ mm und $x=450$ mm gezeigt, deren makroskopische Aufnahmen in Abbildung 44(e) und (f) dargestellt sind. Abbildung 45 zeigt Mikrostrukturaufnahmen des mit Nital geätzten Gefüges der Proben aus Ringabschnitt S4 bei $x=400$ mm und $x=450$ mm jeweils an der Position $y=30$ mm im Vergleich. Sowohl im Randbereich als auch in der Mitte der gehärteten Schicht erscheint das Gefüge in den Aufnahmen geringer Vergrößerung fleckig durch die unterschiedlich stark angeätzten Bereiche und ähnelt damit den Aufnahmen des vorvergüteten Gefüges aus Kapitel 3.1.1. Positiv geseigte Bereiche des martensitischen Gefüges werden dabei weniger stark angegriffen als negativ geseigte Bereiche und erscheinen daher heller [92]. Die hellen bräunlichen, nahezu weißen Bereiche in den Aufnahmen in Abbildung 45(a) bis (j) sind dementsprechend martensitische Gefügebereiche mit höherer Kohlenstoffkonzentration, während die etwas dunkleren bräunlichen Bereiche überwiegend aus Martensit mit niedrigerem Kohlenstoffgehalt bestehen. Die feinen Martensitnadeln sind in den Abbildung 45(c) bis (f) nahe der Oberfläche deutlich erkennbar und weisen eine Länge von wenigen 10 μm auf.

Im Übergangsbereich zwischen gehärteter Randschicht und dem Grundgefüge in Abbildung 45(k) bis (p) treten neben den Bereichen in hellen Braunschattierungen auch Bereiche mit bläulicher Färbung sowie mit dunkleren Brauntönen auf. Darüber hinaus ist deutlich zu erkennen, dass die Bereiche in der oberen Bildhälfte jeweils eine deutlich feinere Gefügestruktur aufweisen als die Bereiche der unteren Bildhälfte. Die hellen Braunschattierungen in den oberen Bildhälften stellen wie im Randbereich martensitische Bereiche verschiedener Kohlenstoffgehalte dar. Die bläulichen erscheinenden Gefügebereiche in den oberen Bildhälften sind bainitische Bereiche in der gehärteten Randschicht. In den unteren Bildhälften finden sich ebenfalls bläulich erscheinende bainitische Gefügeb Bestandteile. Im Gegensatz zu den Bereichen der oberen Bildhälfte sind diese Bainitanteile jedoch weniger kompakt. Die dunkelbraunen Bereiche in den unteren Bildhälften sind die angelassenen martensitischen Gefügeb Bestandteile des vorvergüteten Grundwerkstoffs, was sich insbesondere bei erhöhter Vergrößerung in den Abbildung 45(m) bis (p) zeigt. Die angelassenen Martensitanteile bilden zusammen mit den weniger kompakten Bainitanteilen das vorvergütete Ausgangsgefüge.



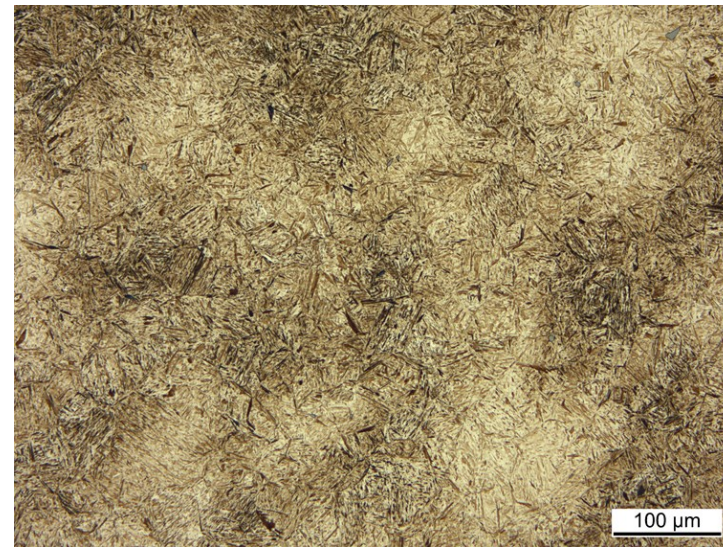
(a) x=400 mm, Randbereich



(b) x=450 mm, Randbereich



(c) x=400 mm, Randbereich



(d) x=450 mm, Randbereich



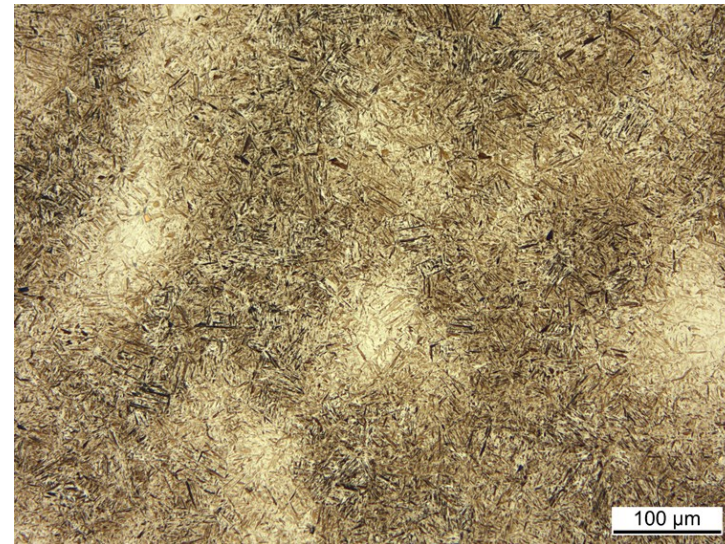
(e) $x=400$ mm, Randbereich



(f) $x=450$ mm, Randbereich



(g) $x=400$ mm, Mitte gehärteter Bereich



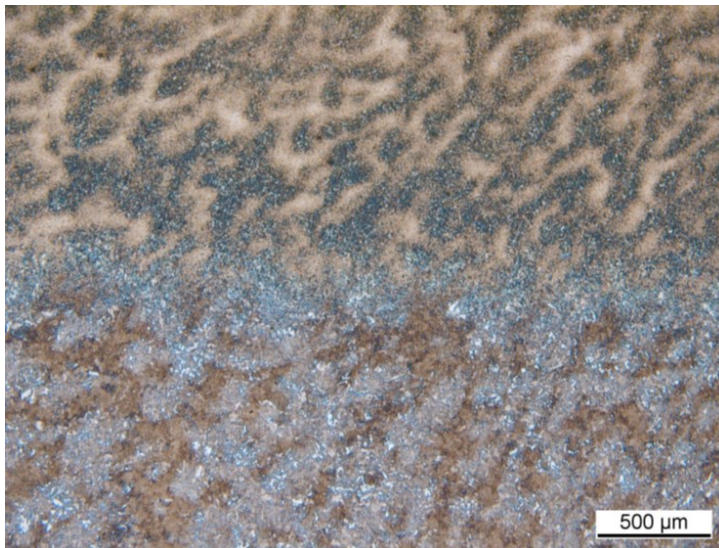
(h) $x=450$ mm, Mitte gehärteter Bereich



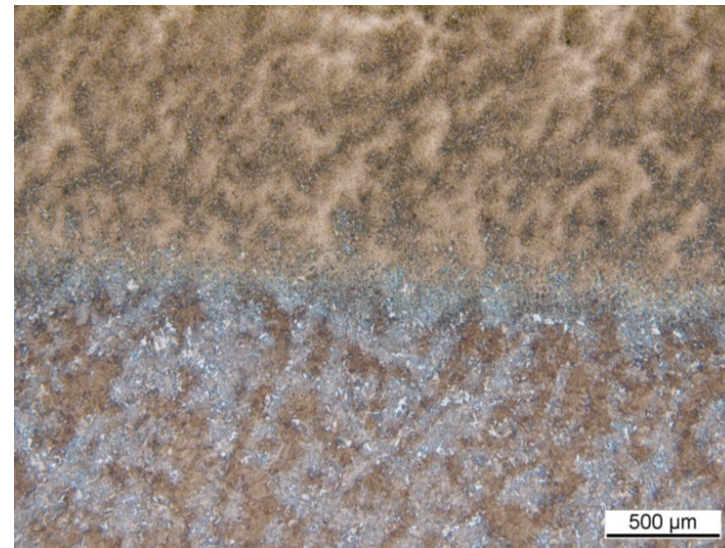
(i) x=400 mm, Mitte gehärteter Bereich



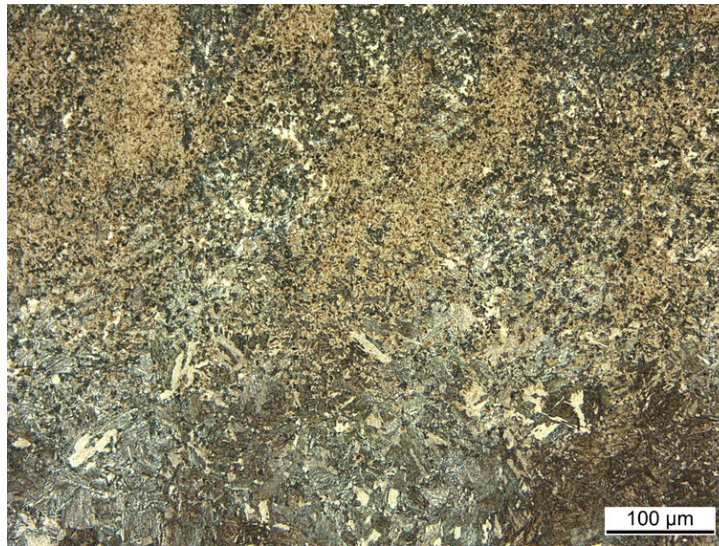
(j) x=450 mm, Mitte gehärteter Bereich



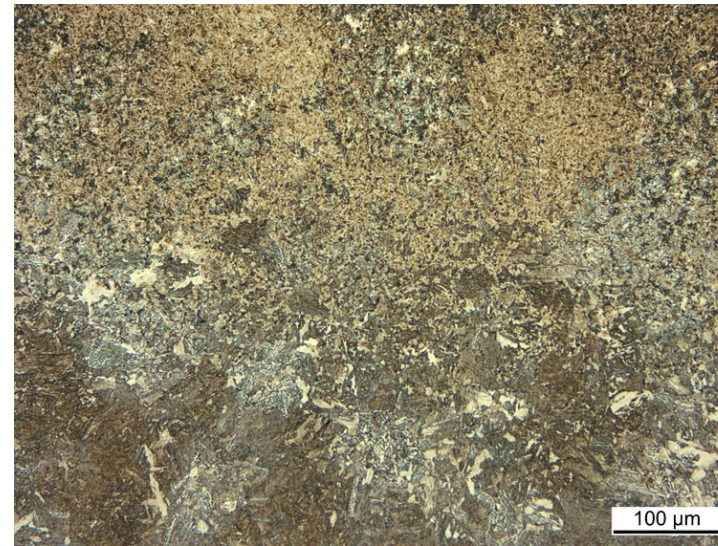
(k) x=400 mm, Übergang Grundgefüge



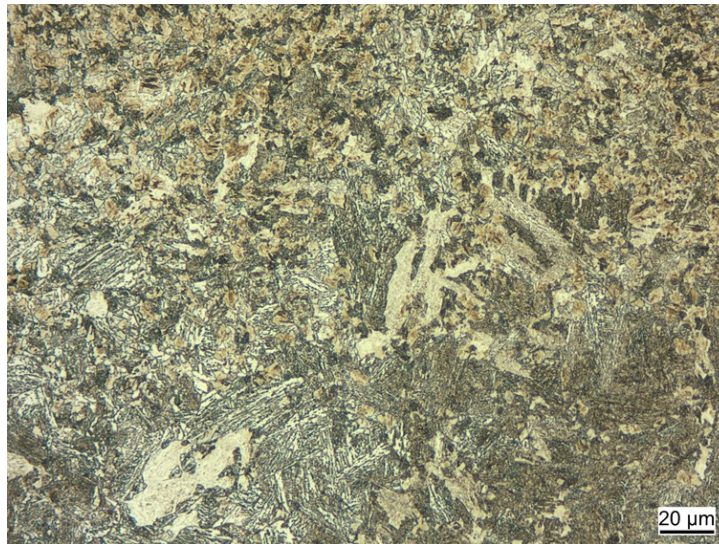
(l) x=450 mm, Übergang Grundgefüge



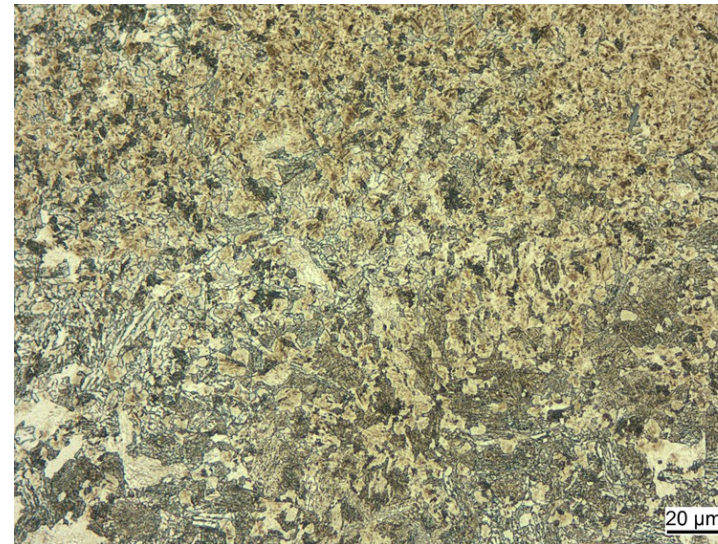
(m) x=400 mm, Übergang Grundgefüge



(n) x=450 mm, Übergang Grundgefüge



(o) x=400 mm, Übergang Grundgefüge



(p) x=450 mm, Übergang Grundgefüge

Abbildung 45: Mikrostrukturaufnahmen des mit Nital geätzten Gefüges der Proben aus Ringabschnitt S4 bei einer y-Position von jeweils y=30 mm: Ebene x=400 mm (links) und Ebene x=450 mm (rechts).

4.3 Härteprüfung

Abbildung 46 stellt die gemessenen Härte-Tiefen-Verläufe an den untersuchten y-Positionen der Probe aus Ringabschnitt S4 in der Ebene $x=400$ mm dar. Die durchschnittliche Härte für alle untersuchten Positionen liegt bis zu einer Tiefe von ca. 5 mm bei etwa 660 HV1 und weist starke Schwankungen auf. Die Minimalwerte liegen bei 600 HV1 und entsprechen damit der Mindestoberflächenhärte von 600 HV1, wohingegen die Maximalwerte 780 HV1 erreichen.

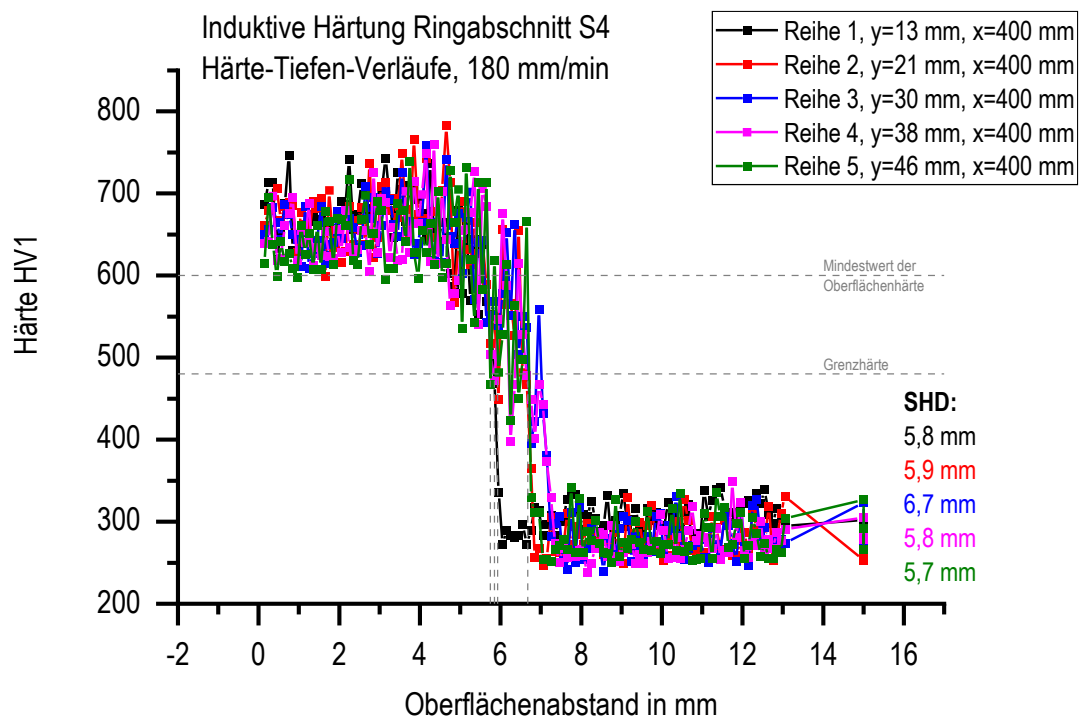


Abbildung 46: Härte-Tiefen-Verläufe und Einhärtungstiefen an den y-Positionen der Thermoelemente von Ringabschnitt S4 in der Ebene $x=400$ mm.

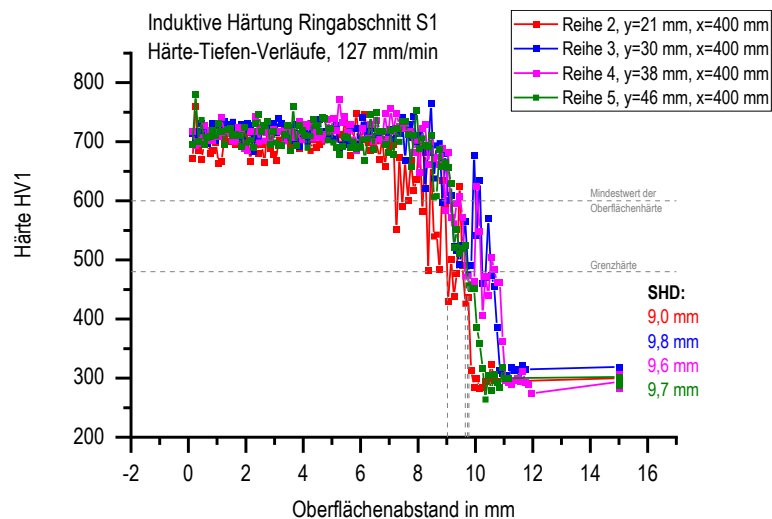
Im Bereich des Oberflächenabstandes von 5 mm bis 8 mm fällt die Härte sehr schnell auf die Härte des Grundgefüges ab. Der Abfall der Härte auf die Grenzhärte von 480 HV1 findet an allen y-Positionen innerhalb weniger Zehntelmillimeter ab. Unterhalb der Grenzhärte setzt sich der Härteabfall auf die Härte des Grundgefüges von ca. 290 HV1 mit Schwankungen von etwa 40 HV1 innerhalb weniger Zehntelmillimeter fort. Im Bereich des Härteabfalls sind starke Schwankungen der Härte zwischen benachbarten Eindrücken von mehr als 200 HV1 wie beispielsweise in Reihe 2 oder von ca. 150 HV1 in Reihe 3, 4 und 5 zu beobachten. Je nach Intensität der Schwankungen findet der Abfall der Härte vom Mittelwert der gehärteten Randschicht auf die Härte des Grundgefüges in 1 – 2 mm statt. Durch die Schwankungen findet kein monotoner Abfall der Härte mit steigendem Oberflächenabstand statt. In Reihe 2 – 5 findet beispielsweise eine erste

Unterschreitung der Grenzhärte statt, die normgemäß die Einhärtungstiefe bestimmt, gefolgt von einer Härte oberhalb der Grenzhärte und einem erneuten Abfall. Diese Schwankungen der Härte zwischen Werten oberhalb und unterhalb der Grenzhärte können mehrfach auftreten und führen beispielsweise in Reihe 4 und 5 dazu, dass zwischen erster und letzter Unterschreitung der Grenzhärte 1,7 mm in Tiefenrichtung liegen. Die Einhärtungstiefen definieren sich wie in Kapitel 2.1 erläutert als erste Unterschreitung der Grenzhärte. Die resultierenden Einhärtungstiefen sind in Abbildung 46 angegeben und variieren über die Breite der Probe um bis zu 1 mm.

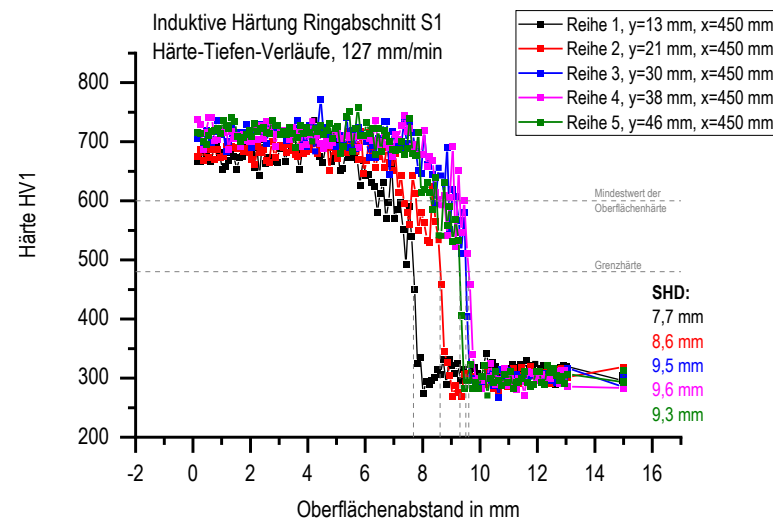
Abbildung 47 zeigt die ermittelten Härte-Tiefen-Verläufe der Proben aus den untersuchten Ringabschnitten mit verschiedenen Vorschubgeschwindigkeiten und die jeweils resultierenden Einhärtungstiefen. Die Ringabschnitte sind dabei mit steigender Vorschubgeschwindigkeit angeordnet und stellen jeweils die Proben der Ebenen $x=400$ mm und $x=450$ mm dar. Die Härte-Tiefen-Verläufe ähneln den ermittelten Verläufen aus Abbildung 46 in ihrem grundlegenden Verlauf mit hohen Härten im oberflächennahen Bereich, einem abrupten Abfall auf die Härte des Grundgefüges und starke Schwankungen, insbesondere im Bereich des Härteabfalls. Die Härte-Tiefen-Verläufe unterscheiden sich allerdings deutlich im Hinblick auf Einhärtungstiefe.

Die Mittelwerte der Härte im oberflächennahen Bereich betragen etwa 610 – 700 HV1 mit unterschiedlich großen Schwankungen. Die unterschiedliche Höhe der Mittelwerte und Schwankungen hängt nicht mit der Vorschubgeschwindigkeit oder der untersuchten x -Position zusammen. Für die meisten Ringabschnitte sind die Mittelwerte und Schwankungen in beiden untersuchten Ebene sehr ähnlich. Lediglich im Fall von Ringabschnitt S13 (210 mm/min) unterscheiden sich die Härte-Tiefen-Verläufe für beide Proben signifikant. Während die mittlere Härte der gehärteten Randschicht in der Ebene $x=400$ mm bei etwa 610 HV1 liegt und Schwankungen von ca. 40 HV1 aufweist, beträgt der Mittelwert in der Ebene $x=450$ mm ca. 690 HV1 mit Schwankungen von 60 HV1.

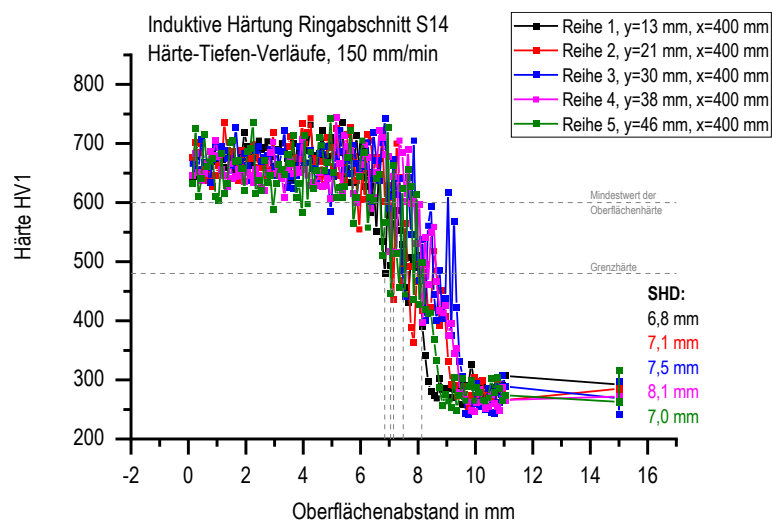
Insgesamt zeigt sich, dass die Einhärtungstiefen im Bereich von $y=13$ mm, also näher an der Vorderkante der Tragbahn, am niedrigsten sind, dann ansteigen und bei einer y -Position von 30 – 38 mm ihr Maximum erreichen und anschließend wieder abfallen. Die Einhärtungstiefe im Bereich von 46 mm weist ähnliche oder leicht erhöhte Werte im Vergleich zu $y=13$ mm auf. Darüber hinaus sinken die Einhärtungstiefen mit steigender Vorschubgeschwindigkeit von bis zu 9,8 mm bei einem Vorschub von 127 mm/min auf maximal 5,3 mm bei einem Vorschub von 240 mm/min.



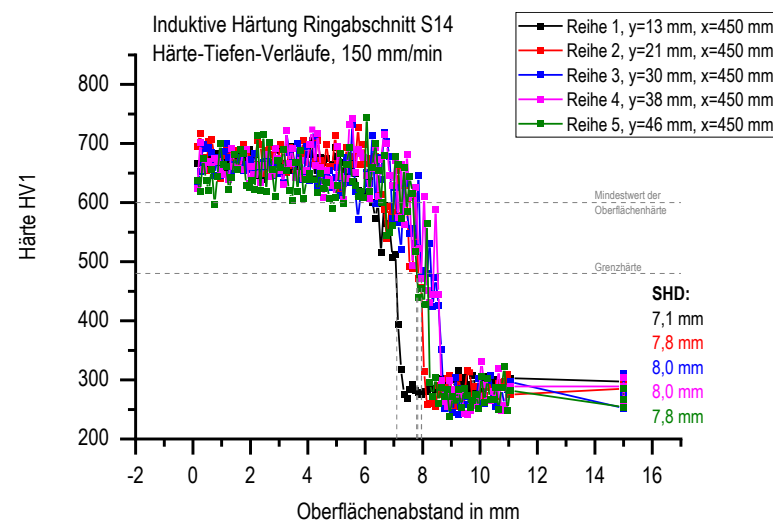
(a) S1, 127 mm/min, x=400 mm



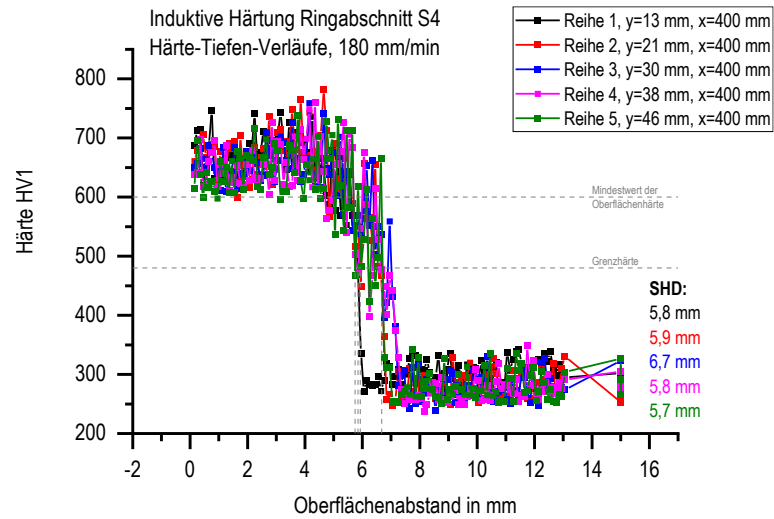
(b) S1, 127 mm/min, x=450 mm



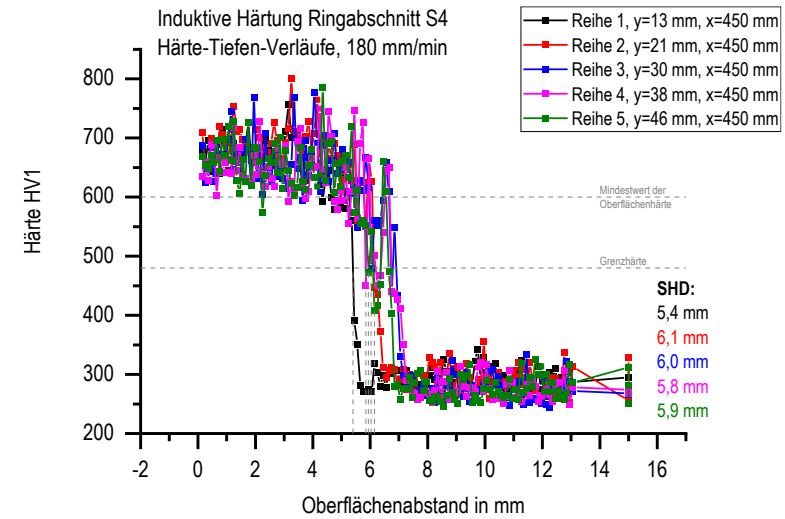
(c) S14, 150 mm/min, x=400 mm



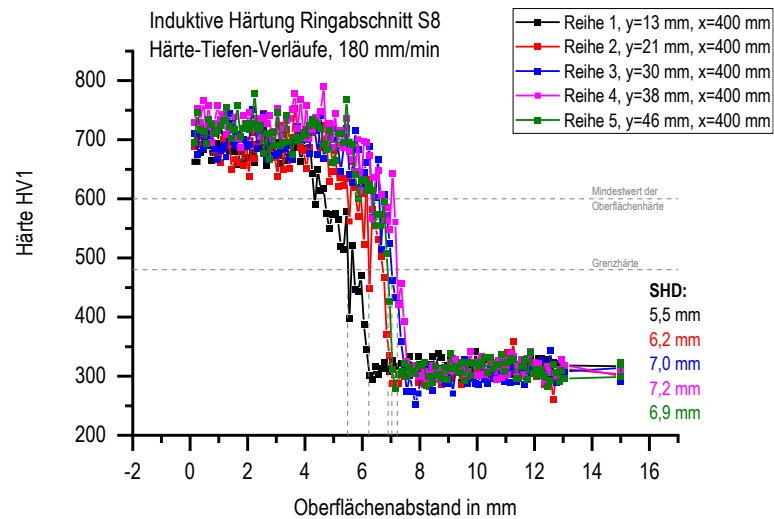
(d) S14, 150 mm/min, x=450 mm



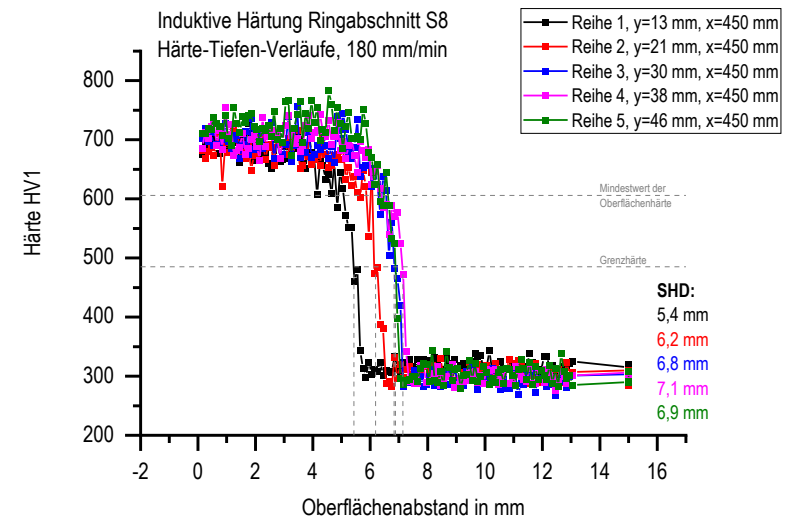
(e) S4, 180 mm/min, x=400 mm



(f) S4, 180 mm/min, x=450 mm



(g) S8, 180 mm/min, x=400 mm



(h) S8, 180 mm/min, x=450 mm

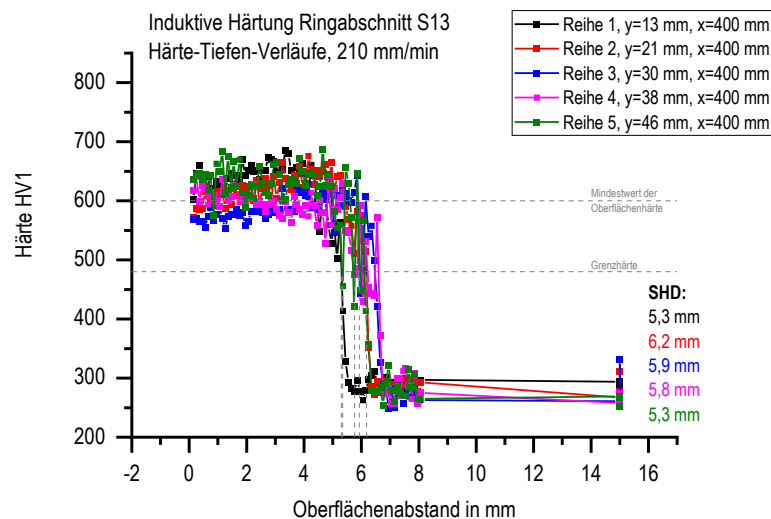
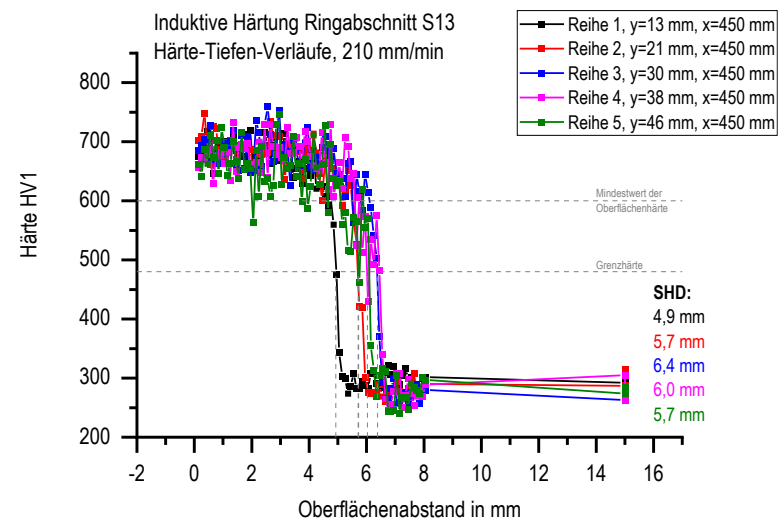
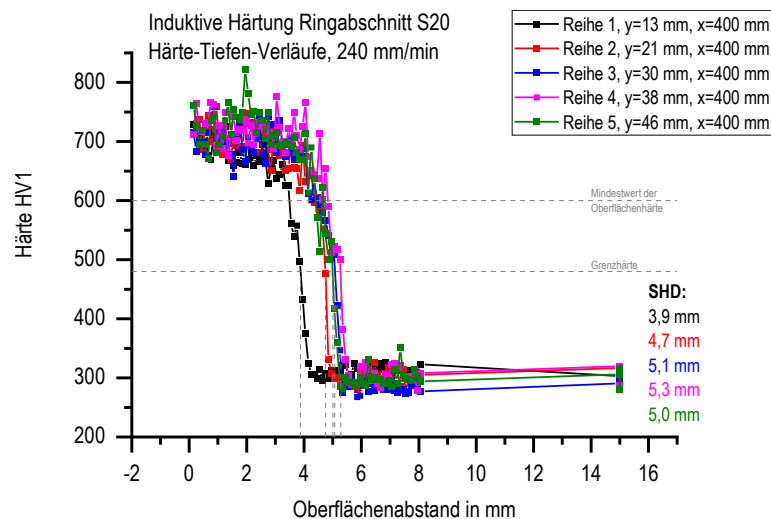
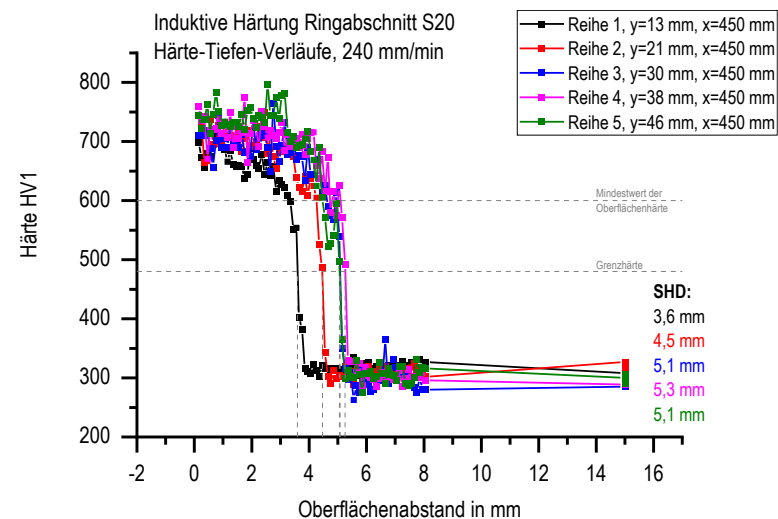
(i) S13, 210 mm/min, $x=400$ mm(j) S13, 210 mm/min, $x=450$ mm(k) S20, 240 mm/min, $x=400$ mm(l) S20, 240 mm/min, $x=450$ mm

Abbildung 47: Gemessene Härte-Tiefen-Verläufe an den Proben der untersuchten Ringabschnitte in den Ebenen $x=400$ mm (links) und $x=450$ mm (rechts) angeordnet mit aufsteigender Vorschubgeschwindigkeit.

Abbildung 48 vergleicht die Einhärtungstiefe in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit, der x-Koordinaten ($x=400$ mm und $x=450$ mm) und der y-Position auf der Bahn und stellt somit die Kontur der gehärteten Schicht dar. Im Vergleich der verschiedenen Ringabschnitte mit Vorschubgeschwindigkeiten von 127 mm/min bis 240 mm/min zeigt sich, dass die Form in den meisten Fällen sehr ähnlich ist und einer sehr breiten flachen Parabel mit dem Scheitelpunkt im Bereich von 30 – 40 mm in y-Richtung gleicht. Die Einhärtungstiefe eines Ringabschnittes in den Ebenen $x=400$ mm und $x=450$ mm an identischen y-Positionen stimmen weitgehend überein. Während in der untersuchten Ebenen $x=400$ mm eine Aussparung eingebracht wurde, um die Thermoelemente zu platzieren, befindet sich in der Ebene $x=450$ mm keine solche Aussparung. Diese Ergebnisse deuten darauf hin, dass die ausgefrästen Aussparungen wie gewünscht, nur geringen Einfluss auf die Temperaturentwicklung und dementsprechend auf die ablaufenden Phasenumwandlungen haben.

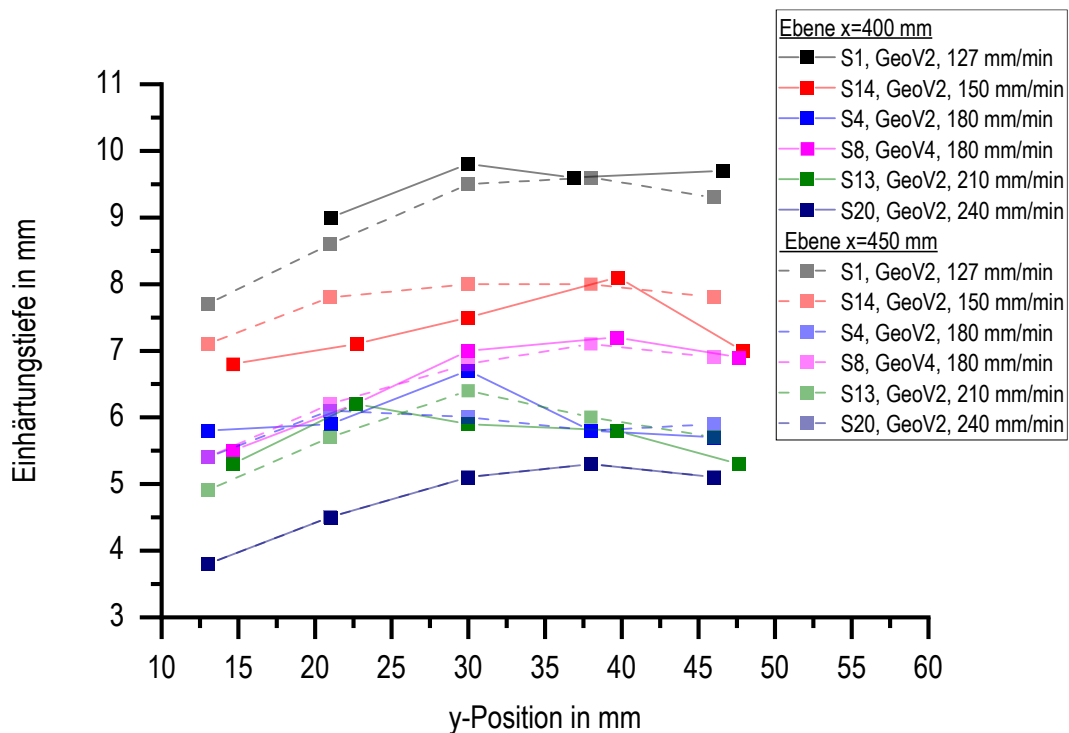


Abbildung 48: Einhärtungstiefen über den Bahnquerschnitt bei verschiedenen Geometrien und Vorschüben für die x-Ebenen 400 mm und 450 mm.

Die Einhärtungstiefen unterscheiden sich allerdings deutlich zwischen den Ringabschnitten. Mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit verschieben sich die Einhärtungstiefen zu geringeren Werten. Abbildung 49 stellt die gemessenen Einhärtungstiefen in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit für die einzelnen Messpositionen in beiden untersuchten Ebenen dar. Auch hier zeigen sich zwischen den Ebenen nur minimale Abweichungen. Für alle untersuchten y-Positionen stellt sich ein in

erster Näherung linearer Abfall der Einhärtungstiefen mit der Vorschubgeschwindigkeit ein.

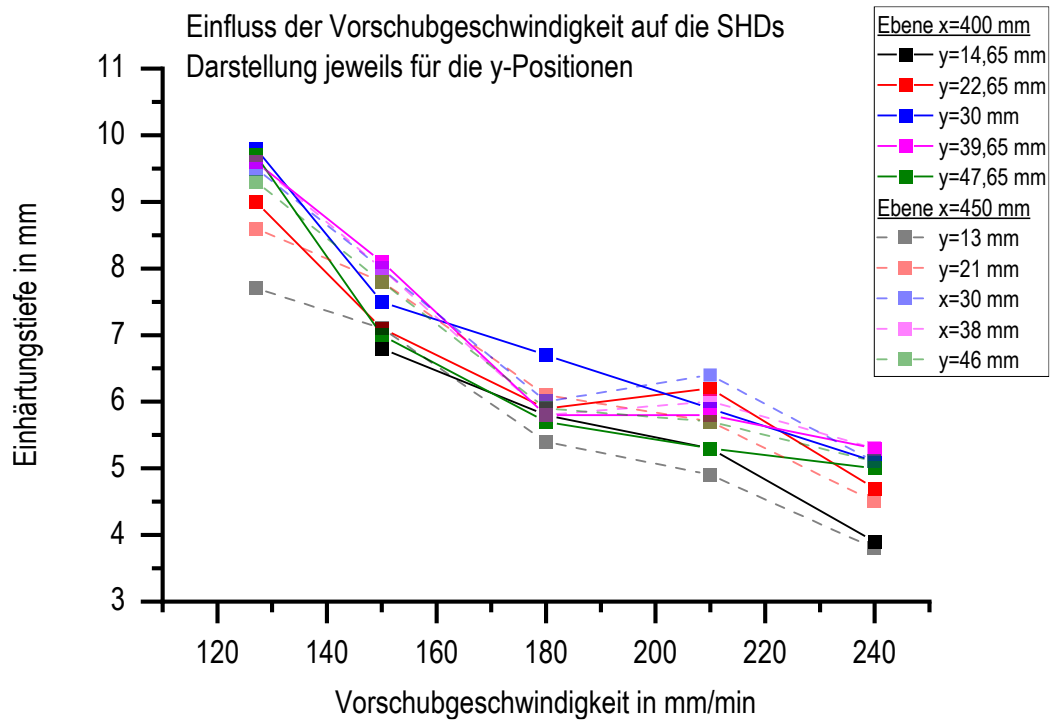


Abbildung 49: Einhärtungstiefen an den verschiedenen y-Positionen in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit.

5 Entwicklung der Randbedingungen für Erwärmung und Abschreckung

5.1 Entwicklung der Ersatzwärmequelle

Die Ersatzwärmequelle wird für den quasistationären Bereich der Vorschubhärtung entwickelt. Start- und Endbereiche der Härtespur werden nicht betrachtet. Alle Temperaturmesspositionen lagen im quasistationären Bereich. Die Methode wird zunächst am Beispiel der waagerechten Tragbahn vorgestellt. Die Definition der Ersatzwärmequellen erfolgt an den experimentellen Ergebnissen der Ringabschnitte S4 und S8, die jeweils mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 180 mm/min gehärtet wurden. Idealerweise liegen Ergebnisse einer elektromagnetisch-thermischen Simulation für das jeweilige Bauteil in Kombination mit dem passenden Induktor vor, sodass aus der Simulation die exakte räumliche Verteilung der induzierten Wärme exportiert werden kann. Die räumliche Verteilung der induzierten Wärme kann dann für kombinierte Simulationen mit Mechanik und/oder Phasenumwandlungen verwendet werden.

Ohne elektromagnetische Simulationen für den konkreten Anwendungsfall ist die Entwicklung einer solchen Ersatzwärmequelle für jede zu härtende Bahn auf Basis von Temperaturmessungen möglich. Eine solche Ersatzwärmequelle $Q(x, y, z)$ lässt sich wie in Gleichung (5.1) als Produkt der Verteilungen für die drei Raumrichtungen v_x , v_y und v_z sowie einem Faktor f_{EWQ} für die Skalierung der Ersatzwärmequelle definieren:

$$Q(x, y, z) = f_{EWQ} \cdot v_x(x) \cdot v_y(y) \cdot v_z(z) \quad (5.1)$$

Voraussetzung für die auf Temperaturmessungen basierende Entwicklung der Ersatzwärmequelle ist die Annahme, dass die auftretenden Phasenumwandlungen nur marginalen Einfluss auf die resultierenden Temperatur-Zeit-Verläufe haben und die Definition der Ersatzwärmequellen in einem rein thermischen Modell mit

phasenunabhängigen thermophysikalischen Eigenschaften erfolgen kann. Konkret wird angenommen, dass sowohl die Umwandlungswärme im Verhältnis zur induktiv eingebrachten Wärme sehr gering ist und daher vernachlässigt werden kann, als auch, dass die Änderungen der thermischen Eigenschaften infolge der Phasenumwandlungen so gering sind, dass deren Änderungen für die Entwicklung der Ersatzwärmequelle vernachlässigt werden können. Würden diese Annahmen nicht getroffen, müsste zunächst in einem rein thermischen Modell die Entwicklung der Ersatzwärmequelle erfolgen und anschließend in zusätzlichen Durchläufen weitere Anpassungen erfolgen, die die Umwandlungswärme und die veränderten thermischen Eigenschaften nach Phasenumwandlungen berücksichtigen. Daher wird für die Entwicklung der Ersatzwärmequellen ein thermisches Modell mit den thermischen Eigenschaften des Werkstoffes im Ausgangszustand verwendet. Davon betroffen sind ausschließlich die thermischen Eigenschaften Dichte, spezifische Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit.

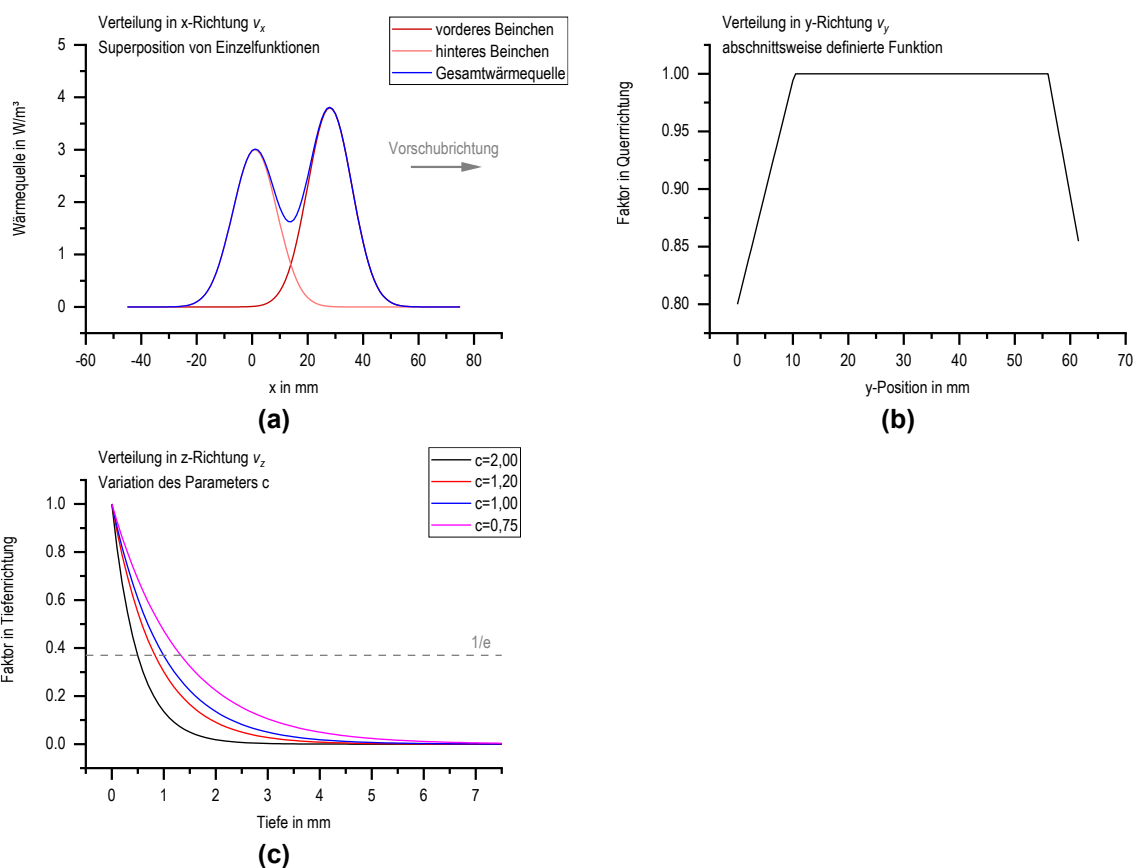


Abbildung 50: Verteilungen für die einzelnen Raumrichtungen am Beispiel der Tragbahn: (a) Verteilung v_x als Überlagerung zweier Gauss'scher Dichtefunktionen, (b) Verteilung v_y in Form einer abschnittsweise definierten Funktion und (c) Verteilung d_z in Tiefenrichtung bei konventionellen e -Funktionen mit verschiedenen Parametern c .

In x-Richtung, also in Vorschubrichtung, wirken die beiden Stege des Induktors als zwei Wärmequellen, wobei aufgrund der Feldkonzentratoren davon auszugehen ist, dass die elektromagnetischen Felder weitgehend voneinander abgeschirmt sind [18, 21, 32, 113]. Für die Abbildung der Verteilung in x-Richtung v_x werden daher zwei Gauss'sche Dichtefunktionen mit zueinander verschobenen Maxima superponiert und zu einer Verteilung zusammengesetzt wie in Abbildung 50(a) gezeigt. Für Induktoren mit einem rechteckigen Querschnitt ohne Feldkonzentratoren wurden bereits von *Dong et. al.* Gaussfunktionen verwendet [75].

Quer zur Tragbahn, in y-Richtung, ist für v_y eine konstante Verteilung mit linear abfallenden Randbereichen der Ausgangspunkt für die Untersuchungen, die in Abbildung 50(b) dargestellt ist.

Ein erster Ausgangspunkt für die Verteilung der induzierten Wärme in Tiefenrichtung v_z ist typischerweise eine Funktion vom Typ der e -Funktion mit einem Parameter c [24, 69]. Abbildung 50(c) zeigt, dass der Parameter c einen deutlichen Einfluss auf den Verlauf der Funktion hat. Unter Annahme der genannten Verteilungen ergeben sich folgende Gleichungen (5.2) bis (5.4) für die drei Raumrichtungen:

$$v_x(x) = y_{01} + A_{x1} e^{\left(\frac{(x-x_{c1})^2}{-2w_1^2}\right)} + y_{02} + A_{x2} e^{\left(\frac{(x-x_{c2})^2}{-2w_2^2}\right)} \quad (5.2)$$

$$v_y(y) = \begin{cases} \frac{b - b_{01}}{y_{g1}} \cdot y + b_{01} & \forall y < y_{g1} \\ b & \forall y_{g1} \geq y \geq y_{g2} \\ b - (y - y_{g2}) \frac{b - b_{02}}{y_{bb} - y_{g2}} & \forall y > y_{g2} \end{cases} \quad (5.3)$$

$$v_z(z) = e^{-z \cdot c} \quad (5.4)$$

mit	y_{01}, y_{02}	Absolutglieder der Gauss'schen Dichteverteilungen
	A_{x1}, A_{x2}	Amplitudenfaktoren der Gauss'schen Dichtefunktionen
	x_{c1}, x_{c2}	x-Positionen der Peaks der Gauss'schen Dichteverteilungen
	w_1, w_2	Breiten der Gauss'schen Dichtefunktionen
	b	Konstante für die Querverteilung der Ersatzwärmequelle
	b_{01}, b_{02}	Parameter für die abschnittsweise definierte Funktion
	y_{bb}	y-Position der Hinterkante der Tragbahn
	y_{g1}, y_{g2}	y-Grenzen für abschnittsweise definierte Funktion
	c	Faktor der e -Funktion

Abbildung 51 zeigt anschaulich das Produkt der Verteilungsfunktionen auf der zu härtenden Oberfläche der Tragbahn mit einem typischen Skalierungsfaktor. Im Falle der Oberfläche definiert sich das Produkt als $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_y$. In der Darstellung bleibt der Tiefenverlauf v_z zunächst unberücksichtigt.

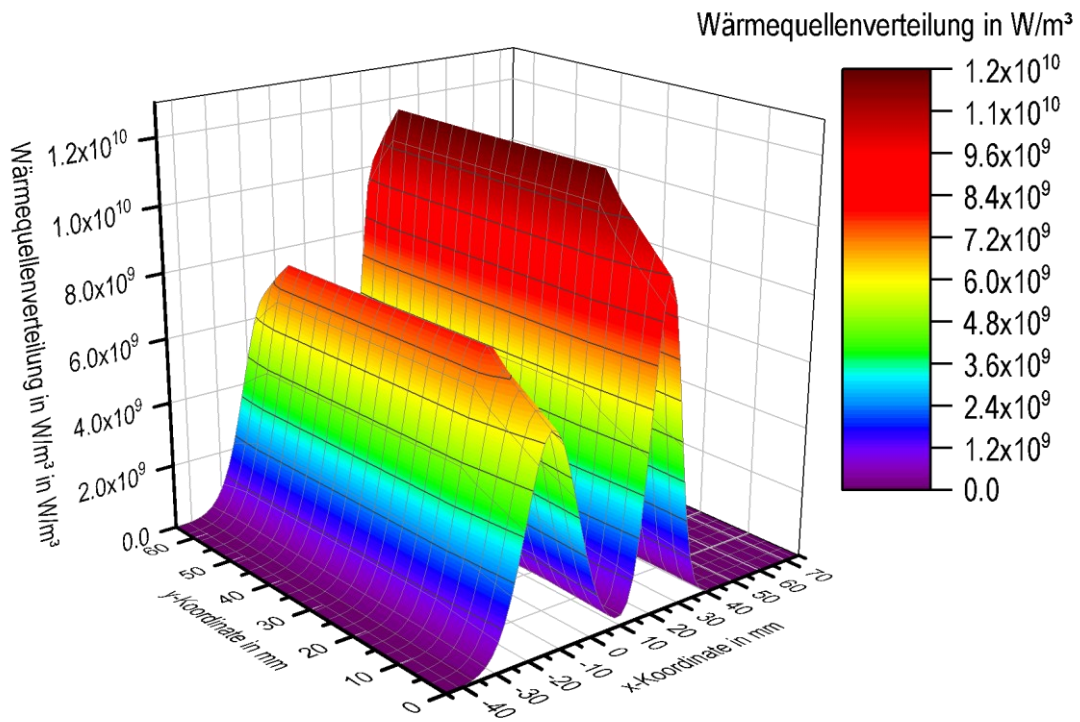


Abbildung 51: Resultierendes Produkt der Verteilungsfunktionen an der Oberfläche und des Skalierungsfaktors für die Tragbahn als Produkt $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_y$ unter Anwendung der Gleichungen (5.2) und (5.3).

Die Anpassung der einzelnen Parameter erfolgt Schritt für Schritt im Abgleich mit den experimentell ermittelten Temperatur-Zeit-Verläufen aus Kapitel 4.1 zunächst für die Tragbahn. Dabei ist zu beachten, dass eine Änderung einzelner Parameter eine erneute Änderung anderer Parameter notwendig machen kann. So sind insbesondere Anpassungen des Faktors f_{EWQ} notwendig, wenn die Funktion für den Tiefenverlauf v_z verändert wird, weil der Tiefenverlauf einen sehr großen Einfluss auf die induzierte Wärmemenge hat. Veränderungen durch die Anpassung des Tiefenverlaufs müssen daher mit einer Anpassung des Faktors f_{EWQ} kompensiert werden, wenn die eingebrachte Wärmemenge konstant bleiben soll. Da die Hinterkante der Tragbahn und die Unterkante der Verschleißbahn aneinander angrenzen, kommt es in diesem Bereich zu Wärmeleitung zwischen den beiden Bahnen. Daher beeinflusst die räumliche Verteilung einer Ersatzwärmequelle zwangsläufig auch die Temperaturverteilung auf der zweiten Bahn. Auf diese Weise superponieren sich die Effekte der beiden Ersatzwärmequellen im Bereich der Hinterkante der Tragbahn und der Unterkante der Verschleißbahn.

Die Simulationsergebnisse mit den beschriebenen Verteilungen sind in Abbildung 52 den experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt. Für die Abkühlung wurden hier zunächst experimentell bestimmte Wärmeübergangskoeffizienten nach *Kadanik et al.* [107] verwendet. Daraus ergibt sich eine auffällig große Abweichung der Temperatur-

Zeit-Verläufe beim Abschrecken zwischen Simulationen und experimentellen Ergebnissen. Da diese Abweichungen keinen Einfluss auf die Temperaturentwicklung beim Erwärmen haben, können sie in diesem Kapitel ignoriert werden. Die notwendigen Anpassungen des Wärmeübergangs beim Abschrecken erfolgen im Kapitel 5.2.

Es ist zu erkennen, dass der qualitative Verlauf schon überwiegend abgebildet werden kann. Allerdings wird auch deutlich, dass die Temperatur-Zeit-Verläufe einzelner Thermoelemente gut nachgebildet werden, während an anderen Positionen nur geringe Übereinstimmung zu erkennen sind. So ist das Temperaturniveau an der Position von Thermoelement 3 von Ringabschnitt S4 in der Simulation deutlich zu niedrig während die Temperaturniveaus von Thermoelement 7 bis 10 von Ringabschnitt S8 nicht ausreichend weit auseinander liegen.

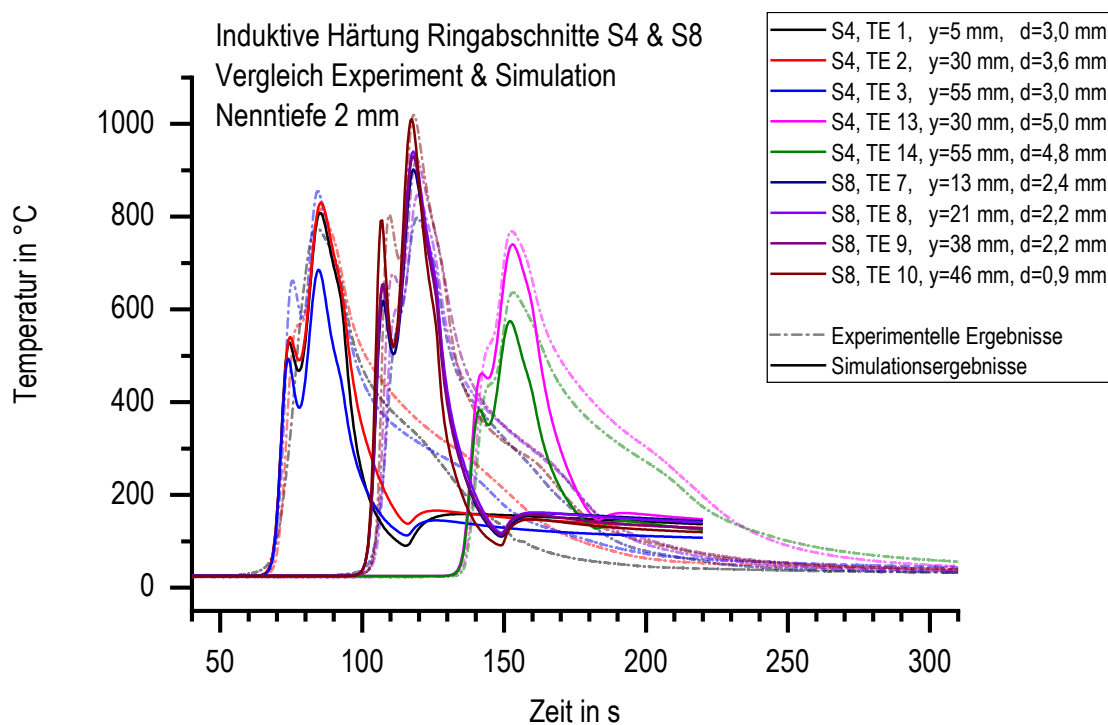


Abbildung 52: Resultierende simulierte Temperatur-Zeit-Verläufe für die Tragbahn der Ringabschnitte S4 und S8 (jeweils 180 mm/min) unter Anwendung der Gleichungen (5.2) bis (5.4) an Positionen mit einem Nennoberflächenabstand von $d = 2,0$ mm im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen.

Im Prozess der iterativen Ermittlung der Ersatzwärmequellen werden zunächst immer Anpassungen an einer der drei Verteilungsfunktionen vorgenommen, um eine möglichst große Übereinstimmung in dieser Raumrichtung zu erreichen. Erst anschließend erfolgt eine Anpassung der nächsten Verteilung.

Die iterativen Anpassungen der Ersatzwärmequellen nach Gleichung (5.1) zeigen am Beispiel der Tragbahn, dass die gewählten Verteilungsfunktionen für die

Raumrichtungen, wie sie in Abbildung 50 und Abbildung 51 gezeigt sind, noch keine zufriedenstellende Übereinstimmung erzielen können. In y-Richtung erweist sich ein hyperbolischer Verlauf als sinnvoll, um die experimentell bestimmten Temperatur-Zeit-Verläufe nachzubilden. Da die makroskopischen Aufnahmen der experimentell gehärteten Ringabschnitte aus Kapitel 4.2 sowie die Ergebnisse der Härteprüfung aus Kapitel 4.3 einen Verlauf der gehärteten Schicht beziehungsweise der Einhärtungstiefe zeigen, der mit einer hyperbolischen Funktion gut angenähert werden kann, ist davon auszugehen, dass eine Verteilungsfunktion v_y mit diesem Verlauf bessere Ergebnisse erzielt als die zuvor gezeigte Verteilung in Abbildung 51. Abbildung 53 zeigt deutlich, dass insbesondere im mittleren Bahnbereich mit der hyperbolischen Verteilung eine bessere Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen erzielt werden kann, als mit der zunächst verwendeten abschnittsweise definierten Funktion.

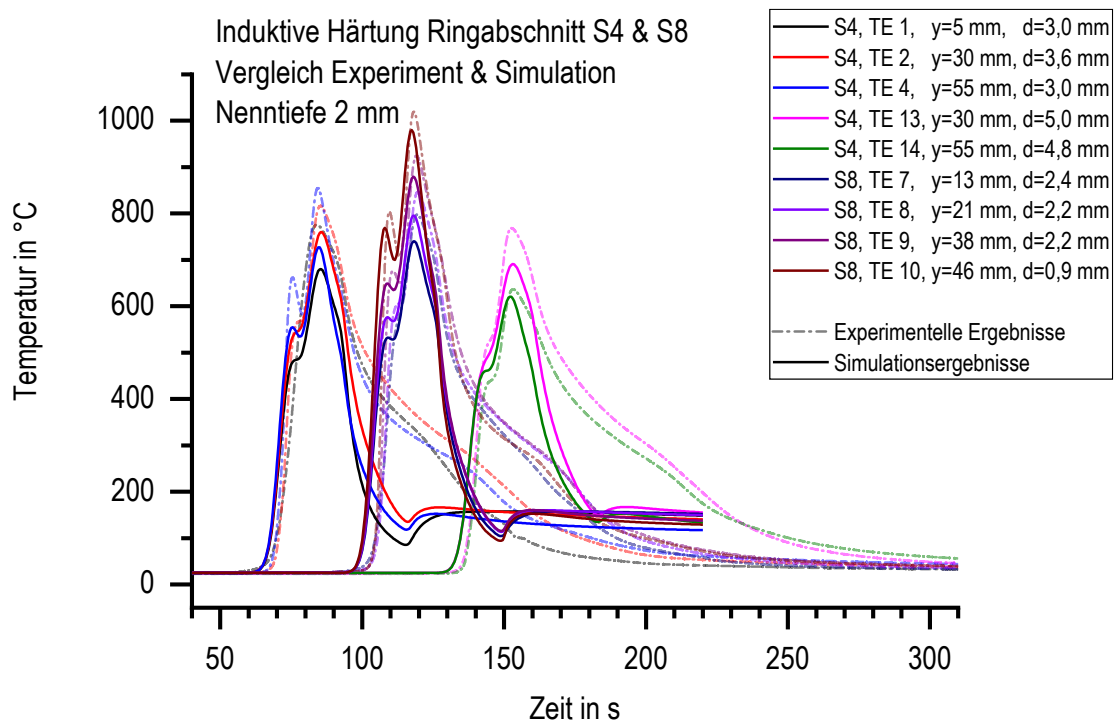


Abbildung 53: Resultierende simulierte Temperatur-Zeit-Verläufe für die Tragbahn der Ringabschnitte S4 und S8 (jeweils 180 mm/min Vorschub) unter Einsatz einer hyperbolischen Verteilung v_y an Positionen mit einem Nennoberflächenabstand von $d = 2,0 \text{ mm}$ im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen.

Die Vergleiche der Simulationsergebnisse mit den experimentell ermittelten Temperatur-Zeit-Verläufen zeigen des Weiteren, dass eine konventionelle e -Funktion nicht geeignet ist, um den funktionalen Zusammenhang im vorliegenden Fall in Tiefenrichtung darzustellen. Bei übereinstimmenden Temperaturen an der Oberfläche, findet eine unzureichende Erwärmung in größeren Oberflächenabständen statt, während

ausreichende Erwärmungen in der Tiefe zu überhöhten Temperaturen nahe der Oberfläche führen. Ähnliche Probleme wurden in der Schweißsimulation mit Gaussfunktionen höherer Ordnung, auch Super-Gaussfunktionen genannt, behoben [114]. Abbildung 54 zeigt eindrücklich wie stark sich der Verlauf der e -Funktionen vom Verlauf der Super-Gaussfunktionen unterscheidet. Diese Funktionen erweisen sich auch für die vorliegenden Simulationen als bessere Wahl im Vergleich zu konventionellen e -Funktionen und kommen damit dem in Abbildung 4(b) gezeigten Verlauf deutlich näher als die konventionellen e -Funktionen [24, 115].

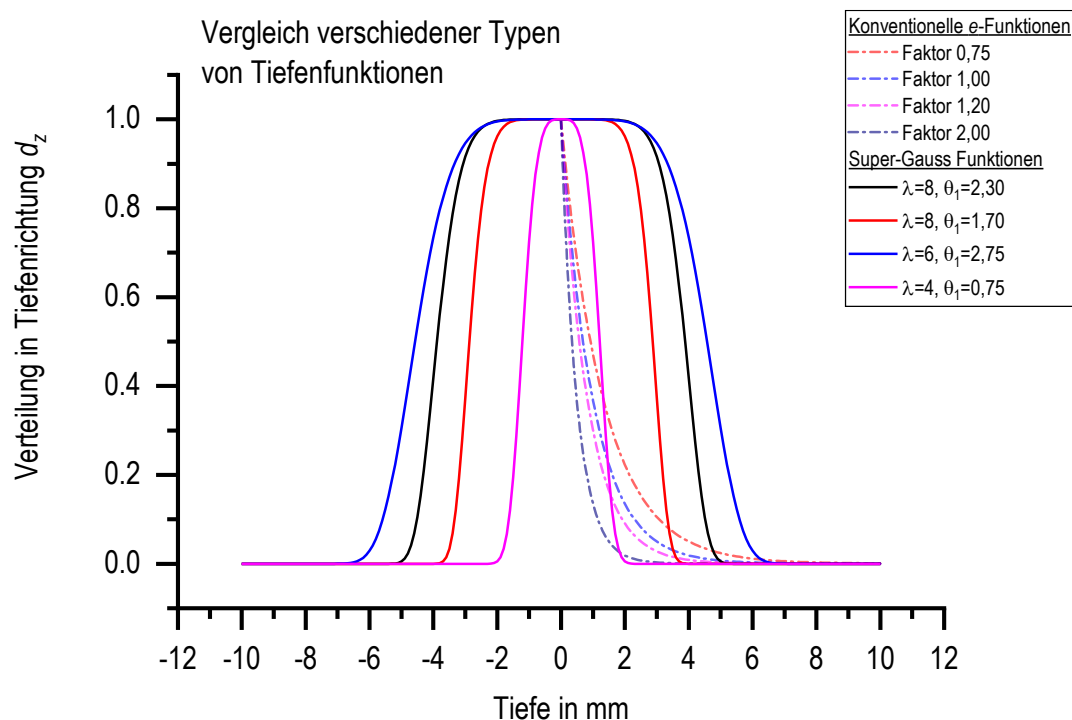


Abbildung 54: Gegenüberstellung von konventionellen e -Funktionen und Gaussfunktionen höherer Ordnung, auch Super-Gaussfunktionen genannt, mit den jeweiligen Parametern.

Die Gegenüberstellung der Simulationsergebnisse und experimentellen Ergebnisse unter Verwendung einer e -Funktion in Abbildung 53 und unter Verwendung einer Super-Gaussfunktion in Abbildung 55 illustriert, dass die Super-Gaussfunktion die tatsächliche Temperaturentwicklung deutlich besser abbilden kann als die e -Funktion.

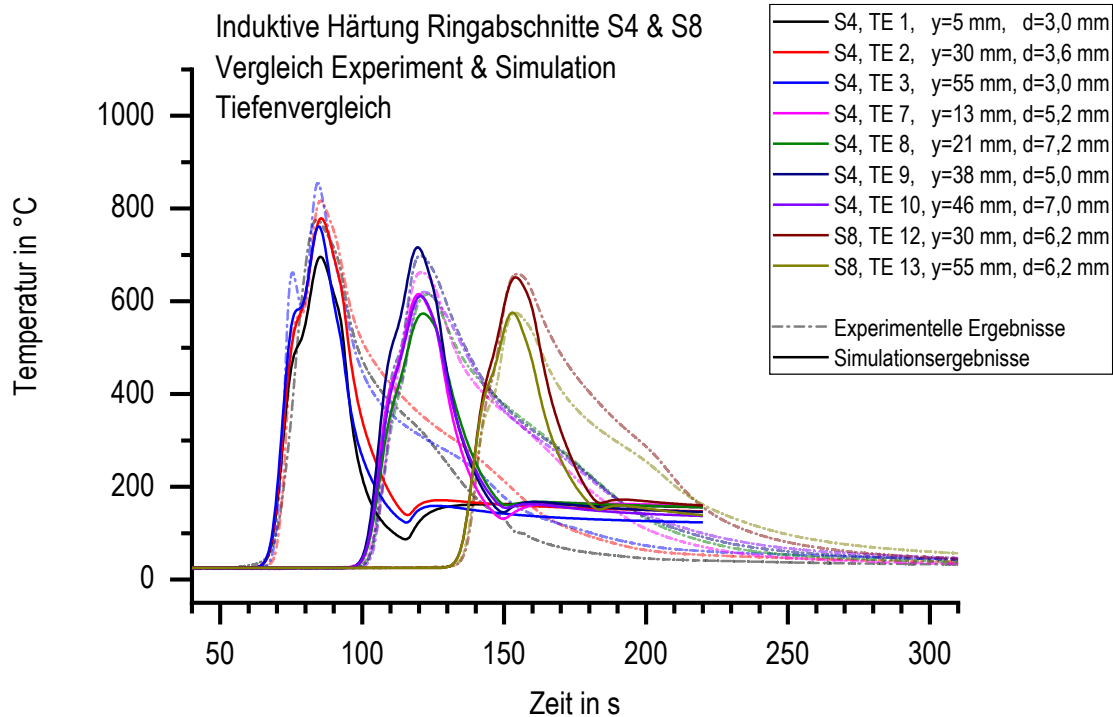


Abbildung 55: Resultierende simulierte Temperatur-Zeit-Verläufe für die Tragbahn der Ringabschnitte S4 und S8 (jeweils 180 mm/min Vorschub) unter Einsatz einer Super-Gaussfunktion v_z an Positionen mit einem Nennoberflächenabstand von $d = 2,0$ mm im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen.

Weitere signifikante Verbesserungen ergeben sich durch die Berücksichtigung der Tatsache, dass der Induktor über der Tragbahn Bereiche mit und ohne Feldkonzentrator aufweist, wie in Abbildung 31 gezeigt. Wie in Kapitel 2.1 erläutert, sorgen die Feldkonzentratoren für eine Trennung der Magnetfelder beider Stege während in Bereichen ohne Feldkonzentrator die Ausbildung eines gemeinsamen Magnetfeldes zu erwarten ist [115, 116]. Dementsprechend muss auch die Verteilungsfunktion in x-Richtung v_x diesen Effekt berücksichtigen, indem im Randbereich der Bahn eine einzelne breitere Gauss'sche Dichteverteilung v_{x1p} das gemeinsame Magnetfeld beider Stege ohne Feldkonzentratoren repräsentiert. Im übrigen Bereich bleibt weiterhin die Verteilung mit den beiden zueinander verschobenen Gauss'schen Dichtefunktionen v_{x2p} aktiv. In einem Übergangsbereich festgelegter Breite addieren sich beide Funktionen mittels linearer Mischungsregel nach Gleichung (5.8). Zusätzlich erfolgt eine Normierung der Funktion v_{x1p} , sodass sowohl mit der einfachen Gauss'schen Dichtefunktion v_{x1p} als auch mit den überlagerten Funktionen in v_{x2p} dieselbe Wärmemenge eingebracht wird. So ist gewährleistet, dass unabhängig von den Verteilungen in x-Richtung eine Verteilung in y-Richtung definiert werden kann. Die Funktion v_{xcomb} , die definiert in welchen Bereichen die Funktionen v_{x1p} und v_{x2p} wirksam sind, orientiert sich dabei an der

Induktorgeometrie der experimentellen Untersuchungen. Die resultierenden simulierten Temperatur-Zeit-Verläufe sind in Abbildung 56 den experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt und zeigen, dass mit der Berücksichtigung der unterschiedlichen Wärmeeinbringung quer zur Bahn deutlich bessere Ergebnisse als zuvor erzielt werden können.

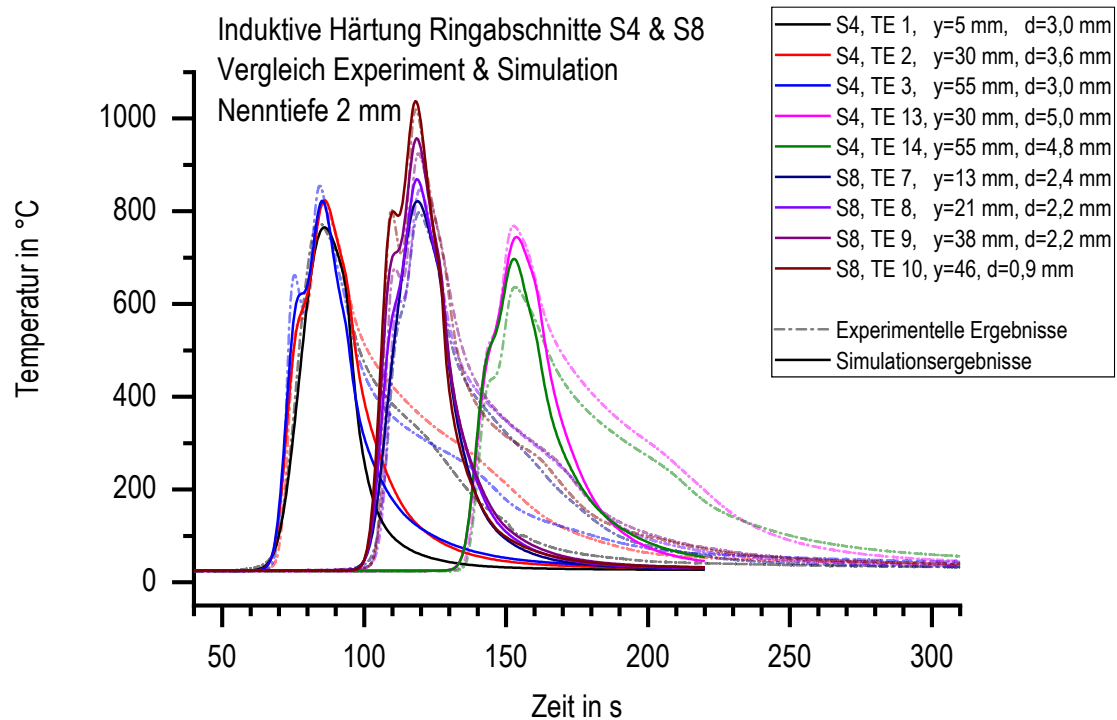


Abbildung 56: Resultierende simulierte Temperatur-Zeit-Verläufe für die Tragbahn der Ringabschnitte S4 und S8 (jeweils 180 mm/min Vorschub) unter Einsatz einer Kombination aus einfacher Gauss'scher Dichteverteilung und zwei überlagerten Gauss'scher Dichteverteilungen für v_z an Positionen mit einem Nennoberflächenabstand von $d = 2,0$ mm im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen.

Mit den erläuterten Anpassungen ergibt sich die Ersatzwärmequelle für die untersuchte Tragbahn damit aus den folgenden Gleichungen (5.5) bis (5.10):

$$\begin{aligned}
 Q(x, y, z) &= f_{EWQ} \cdot v_x(x) \cdot v_y(y) \cdot v_z(z) \\
 &= f_{EWQ} \cdot (v_{x1p} \cdot (1 - v_{xcomb}) + v_{x2p} \cdot v_{xcomb}) \cdot v_y \cdot v_z
 \end{aligned}
 \tag{5.5}$$

$$v_{x1p}(x) = \frac{y_{01} + A_{x1} e^{\left(\frac{(x-x_{c1})^2}{-2w_1^2}\right)}}{\int y_{01} + A_{x1} e^{\left(\frac{(x-x_{c1})^2}{-2w_1^2}\right)} dx}
 \tag{5.6}$$

$$v_{x2p}(x) = \frac{y_{02} + A_{x2} e^{\left(\frac{(x-x_{c2})^2}{-2w_2^2}\right)} + y_{03} + A_{x3} e^{\left(\frac{(x-x_{c3})^2}{-2w_3^2}\right)}}{\int y_{02} + A_{x2} e^{\left(\frac{(x-x_{c2})^2}{-2w_2^2}\right)} + y_{03} + A_{x3} e^{\left(\frac{(x-x_{c3})^2}{-2w_3^2}\right)} dx}
 \tag{5.7}$$

$$v_{xcomb}(y) = \begin{cases} 0 & \forall y < y_{g1} \\ \frac{y - y_{g1}}{y_{g2} - y_{g1}} & \forall y_{g1} \geq y \geq y_{g2} \\ 1 & \forall y > y_{g2} \end{cases}
 \tag{5.8}$$

$$v_y(y) = c_3 y^3 + c_2 y^2 + c_1 y + c_0
 \tag{5.9}$$

$$v_z(z) = \frac{\lambda}{2\sqrt{2}\theta_1 \Gamma(1/\lambda)} \exp\left(-\left(\frac{|z - \theta_0|}{\sqrt{2}\theta_1}\right)^\lambda\right)
 \tag{5.10}$$

mit	y_{01}, y_{02}, y_{03}	Absolutglieder der Gauss'schen Dichteverteilungen
	A_{x1}, A_{x2}, A_{x3}	Amplitudenfaktoren der Gauss'schen Dichtefunktionen
	x_{c1}, x_{c2}, x_{c3}	x-Positionen der Peaks der Gauss'schen Dichteverteilungen
	w_1, w_2, w_3	Breiten der Gauss'schen Dichtefunktionen
	v_{x1p}	Verteilungsfunktion in x-Richtung mit einem gemeinsamen Peak
	v_{x2p}	Verteilungsfunktion in x-Richtung mit zwei getrennten Peaks
	v_{xcomb}	Gewichtungsfunktion für Einzelfunktionen in x-Richtung
	y_{g1}, y_{g2}	y-Grenzen für abschnittsweise definierte Funktion in y-Richtung
	c_0, c_1, c_2, c_3	Polynomfaktoren nullter, erster, zweiter und dritter Ordnung
	λ	Formparameter der Super-Gauss-Funktion
	$\Gamma(\dots)$	Gamma-Funktion
	θ_0	Peakposition der Super-Gaussfunktion
	θ_1	Wurzel der Varianz der Super-Gauss-Funktion

In Gleichung (5.6) und (5.7) gilt $y_{01} = y_{02} = y_{03} = 0$, da nur unter den Induktorstegen Wärme induziert werden soll und daher die Verteilungsfunktion in Bereichen, die nicht direkt unter den Induktorstegen liegen null sein muss. Außerdem ist die z-Koordinate der Bahnoberkante bekannt, sodass θ_0 in Gleichung (5.10) ebenfalls nicht bestimmt werden muss, sondern der z-Koordinate der Bahnoberkante entspricht. Die insgesamt 21 Parameter reduzieren sich also auf 18 Parameter pro Ersatzwärmequelle, die iterativ bestimmt wurden. Die Parameter der Ersatzwärmequellen für Tragbahn und Verschleißbahn sind in Tabelle 11 und Tabelle 12 in Anhang C angegeben.

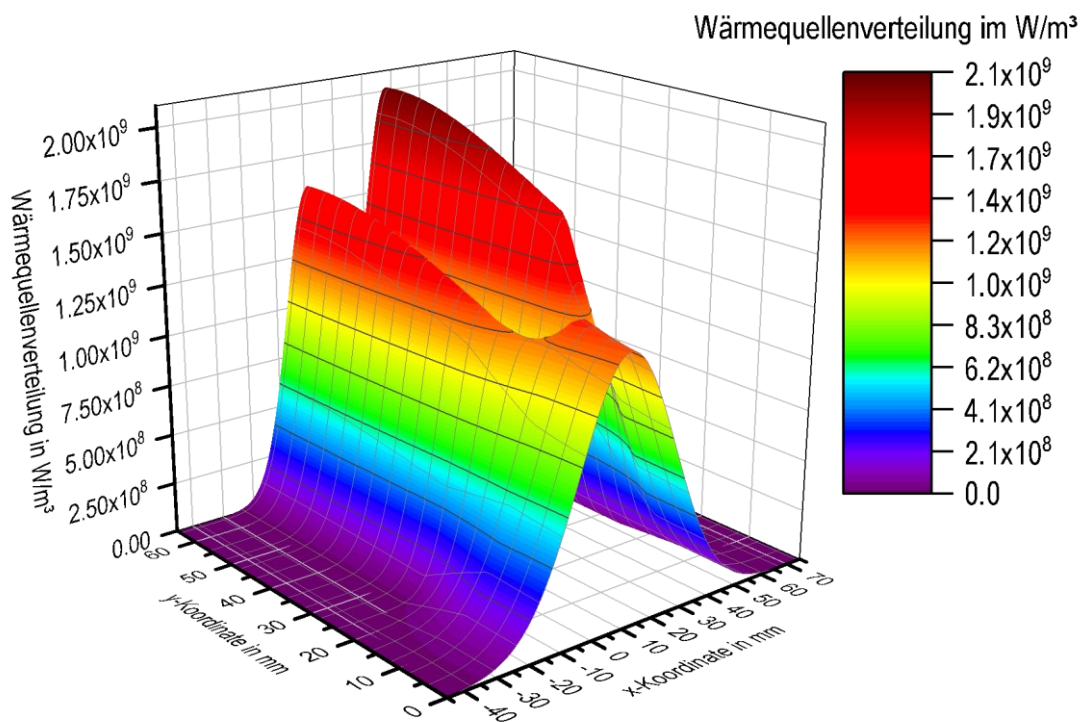


Abbildung 57: Resultierendes Produkt der Verteilungsfunktionen an der Oberfläche und des Skalierungsfaktors für die Tragbahn als Produkt $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_y$ unter Anwendung der Gleichungen (5.6) bis (5.9).

Abbildung 57 zeigt die oberflächliche Verteilung der Ersatzwärmequelle für die Tragbahn multipliziert mit dem Skalierungsfaktor, die sich deutlich vom ersten Ansatz in Abbildung 51 unterscheidet. Dabei ist zu beachten, dass das Produkt $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_y$ in diesem Fall niedriger ausfällt als im ersten Ansatz, weil die Super-Gauss-Funktion eine größere Wärmemenge in die Tiefe einbringt. Die insgesamt eingebrachte Wärmemenge ist in beiden Varianten in etwa gleich groß, sodass die maximale Wärmeeinbringung an der Oberfläche bei Verwendung einer Super-Gauss-Funktion kleiner ausfällt.

Insgesamt ergibt sich somit aus den erläuterten iterativen Anpassungsschritten die Ersatzwärmequelle für die Tragbahn und damit die simulierten Temperatur-Zeit-Verläufe, die sehr gut mit den experimentellen Daten übereinstimmen. In Abbildung 58 sind

beispielhaft die Temperatur-Zeit-Verläufe der Tragbahn in Ringabschnitt S4 aus der Simulation den experimentellen Ergebnissen gegenübergestellt. Es ist deutlich erkennbar, dass sowohl der qualitative als auch der quantitative Verlauf der Erwärmung gut abgebildet wird.

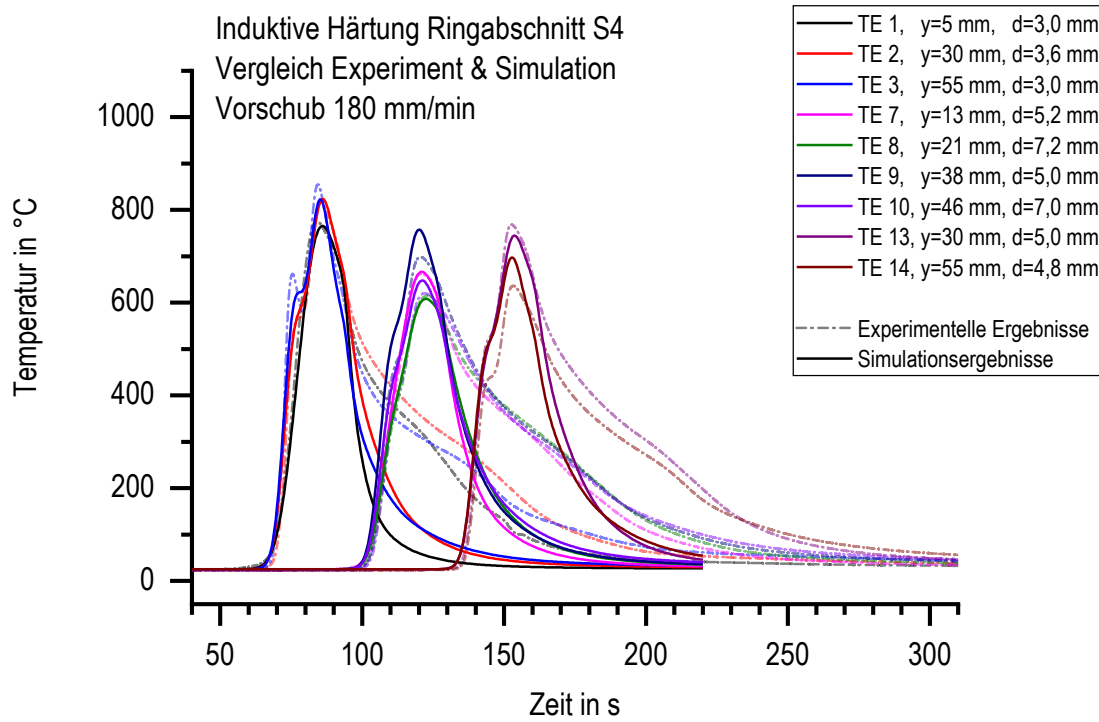


Abbildung 58: Temperatur-Zeit-Verläufe aus Experiment und Simulation an den untersuchten Positionen auf der Tragbahn von Ringabschnitt S4 (180 mm/min) im Endzustand.

Gleichermaßen wurde eine Ersatzwärmequelle für die senkrechte Verschleißbahn entwickelt. Die resultierende oberflächliche Verteilung als Produkt aus den Verteilungsfunktionen und dem Skalierungsfaktor $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_z$ für die Ersatzwärmequelle der Verschleißbahn sind in Abbildung 59 dargestellt. Es gibt augenfällig eine große Ähnlichkeit der oberflächlichen Verteilungen für Tragbahn und Verschleißbahn. Diese Ähnlichkeit ergibt sich auch dadurch, dass die Geometrie des Induktors über der Tragbahn und Verschleißbahn nahezu identisch ist. Die Maximalwerte des Produktes $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_y$ im Endzustand fallen ca. eine Zehnerpotenz kleiner aus als in Abbildung 51. Das Produkt $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_y$ wird noch mit der Verteilung in Tiefenrichtung v_z multipliziert, um die Ersatzwärmequelle vollständig zu definieren. Daher beeinflusst der Verlauf der Verteilung in Tiefenrichtung v_z die eingebrachte Wärmemenge signifikant. Im Vergleich zur e -Funktion in Tiefenrichtung, wie sie zu Beginn verwendet wurde, bringt die Super-Gaussfunktion insgesamt eine deutlich größere Wärmemenge in die Tiefe des Bauteils

ein. Dementsprechend ist die Wärmeeinbringung bei Multiplikation der Super-Gaussfunktion mit dem Produkt $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_y$ im Endzustand ähnlich groß wie zu Beginn.

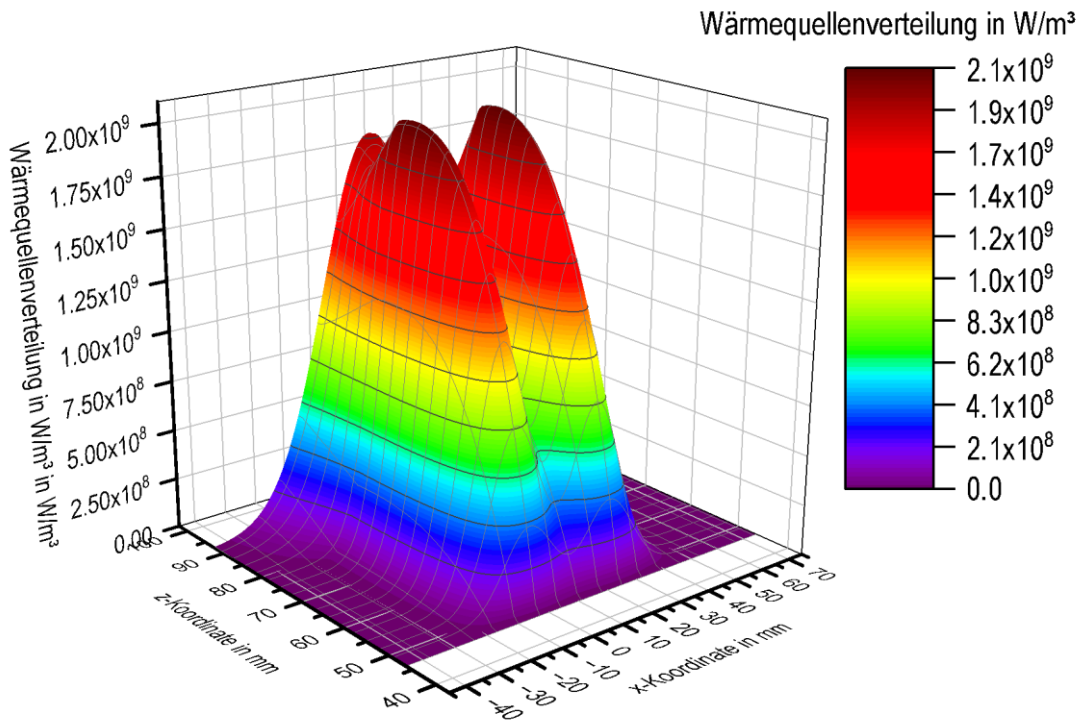


Abbildung 59: Resultierendes Produkt der Verteilungsfunktionen an der Oberfläche und des Skalierungsfaktors für die Verschleißbahn als Produkt $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_z$.

5.2 Definition der Abschreckung

Die experimentell ermittelten temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten nach *Kadanik et al.* [107] charakterisieren den Wärmeübergang direkt unter einer Brause. Im realen Prozess sind insgesamt drei Brausen im Einsatz, die entsprechend der Darstellung in Abbildung 32 angeordnet sind. Insbesondere hinter der ersten Brause gibt es daher Bereiche, in denen eine Abkühlung durch einen über die Oberfläche strömenden Film der wässrigen PAG-Lösung erfolgt. Abbildung 58 zeigt, dass die Verwendung der experimentell bestimmten Wärmeübergangskoeffizienten ohne Anpassungen im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen zu unrealistisch schroffen Abkühlvorgängen in der Simulation führt.

In COMSOL Multiphysics® wird die folgende Wärmeleitungsgleichung (5.11) für Festkörper in thermischen Simulationen gelöst [117]:

$$\rho \cdot c_p \cdot \left(\frac{\partial T}{\partial t} + u_{trans} \cdot \nabla T \right) + \nabla \cdot (q + q_r) = -\alpha T \cdot \frac{dS}{dt} + Q \quad (5.11)$$

Da in der thermischen Simulation die Ersatzwärmequelle selbst sich bewegt und keine Bewegung des Ringabschnittes stattfindet, gilt $u_{trans} = 0$. Außerdem ist die Verformungswärme $-\alpha T \cdot \frac{dS}{dt}$ vernachlässigbar, da nur kleine plastische Verformungen auftreten und diese zu keiner signifikanten Erwärmung führen. Die Strahlungswärme q_r wird ebenfalls vernachlässigt. Somit vereinfacht sich die Wärmeleitungsgleichung und die Temperaturentwicklung ist nur abhängig von den definierten Ersatzwärmequellen Q und dem konvektiven Wärmeübergang, der sich zusammensetzt aus dem Wärmeübergang durch die Abschreckung mit der PAG-Lösung q_{quench} und den Wärmeübergang an Luft q_{air} :

$$\rho \cdot c_p \cdot \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right) = Q - \nabla \cdot (q_{quench} + q_{air}) \quad (5.12)$$

Eine Integration der Gleichung und Umstellung nach der Temperatur ergibt folgende Formel (5.13):

$$T = \frac{(Q - \nabla \cdot (q_{quench} + q_{air})) \cdot t + c_1}{\rho \cdot c_p} \quad (5.13)$$

Die berechneten Temperatur-Zeit-Verläufe der Simulationen in Abbildung 58 zeigen, dass der Wärmeübergang infolge der Abschreckung mit der PAG-Lösung den realen Prozess noch nicht abbilden kann. Ein Ansatz zur Anpassung der Wärmeübergangskoeffizienten besteht darin die simulierten Temperaturen ins Verhältnis zur experimentell gemessenen Temperatur zu setzen. Unter der Annahme, dass sich nur der Wärmeübergang durch die Abschreckung unterscheidet, ergibt sich Verhältnis zwischen simulierter und gemessener Temperatur gemäß Gleichung (5.14):

$$\frac{T_{sim}}{T_{exp}} = \frac{(Q - \nabla \cdot (q_{quench_{sim}} + q_{air})) \cdot t + c_1}{(Q - \nabla \cdot (q_{quench_{exp}} + q_{air})) \cdot t + c_1} \quad (5.14)$$

Diesem Quotienten aus simulierter und gemessener Temperatur wird zu jedem Zeitpunkt der Simulation die simulierte Oberflächentemperatur zugeordnet. Durch die Definition des Quotienten in Abhängigkeit von der simulierten Oberflächentemperatur ist er unabhängig

davon anwendbar, an welcher Position sich das jeweilige Thermoelement befindet und kann für den gesamten Bauteilbereich verwendet werden.

Anschließend wird dieser Quotient in Abhängigkeit von der simulierten Oberflächentemperatur mit dem experimentell ermittelten temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten multipliziert. Daraus ergibt sich eine Reduktion des Wärmeübergangskoeffizienten. Weder die Ersatzwärmequellen noch der Wärmeübergang an Luft werden durch eine Anpassung des Wärmeübergangs während der Abschreckung verändert. Somit kann mit dieser Methode eine iterative Anpassung des Wärmeübergangskoeffizienten vorgenommen werden.

Der Korrekturfaktor für die nachfolgende Simulation berechnet sich immer an Thermoelementposition 1 und wird mit dem bisherigen Wärmeübergangskoeffizienten multipliziert. Der mit den acht Korrekturfaktoren multiplizierte temperaturabhängige Wärmeübergangskoeffizient ist in Abbildung 60 im Vergleich zum unkorrigierten Wärmeübergangskoeffizienten dargestellt.

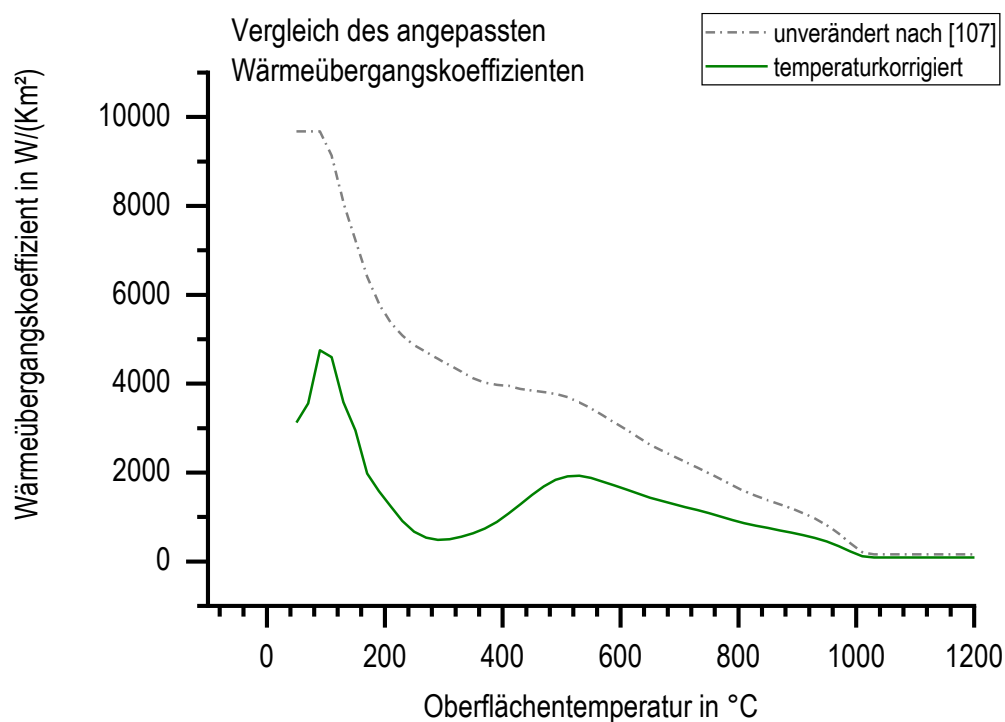


Abbildung 60: Vergleich des experimentell ermittelten temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten nach *Kadanik et al.* [107] und des resultierenden temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten nach Anwendung temperaturabhängiger Korrekturfaktoren.

Mit dem temperaturangepassten temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten ergeben sich die in Abbildung 61 gezeigten Temperatur-Zeit-Verläufe. Gegenüber der Simulation ohne Anpassung der Wärmeübergangskoeffizienten kann eine deutlich

bessere Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen erzielt werden. Allerdings ist auch deutlich erkennbar, dass an den Thermoelementpositionen 1 – 3 eine signifikante Veränderung des Anstieges zu jeweils unterschiedlichen Zeitpunkten während der Abschreckung auftritt. Dieser Effekt ist für die Thermoelementpositionen 7 – 10 oder 13 und 14 in dieser Deutlichkeit nicht erkennbar.

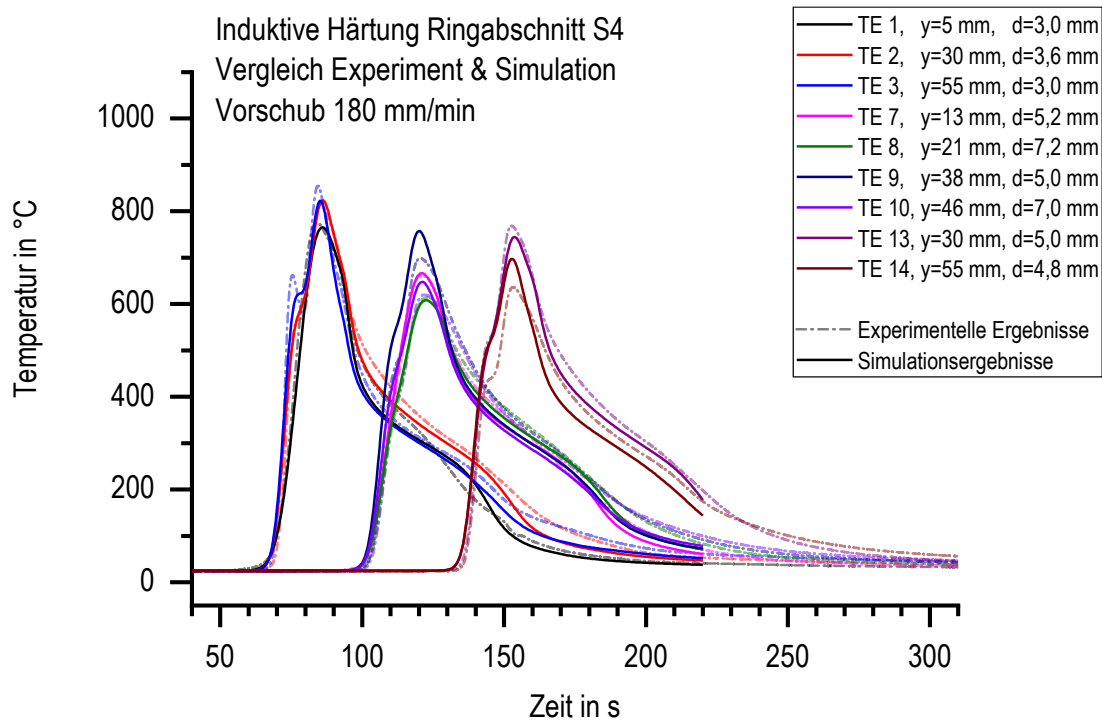


Abbildung 61: Temperatur-Zeit-Verläufe aus Experiment und Simulation nach acht Iterationsschritten zur Anpassung des Wärmeübergangskoeffizienten beim Abschrecken mit temperaturabhängigen Korrekturfaktoren auf der Tragbahn von Ringabschnitt S4.

Die Korrekturfaktoren können zusätzlich in Abhängigkeit von der jeweiligen Querkoordinate der Bahn berücksichtigt werden. Damit ergeben sich temperaturabhängige Korrekturfaktoren an den sechs Positionen auf der Tragbahn und fünf Positionen auf der Verschleißbahn. Zusätzlich wird für beide Bahnen jeweils für die Querposition, in der die Bereiche aufeinander stoßen eine zusätzliche Stützstelle mit einem Korrekturfaktor von 1 definiert. Auf diese Weise wird auch das unterschiedliche Abschreckverhalten auf den Bahnen berücksichtigt. Abbildung 62 zeigt beispielhaft die resultierenden temperatur- und positionsabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten für drei verschiedene Positionen auf der Tragbahn.

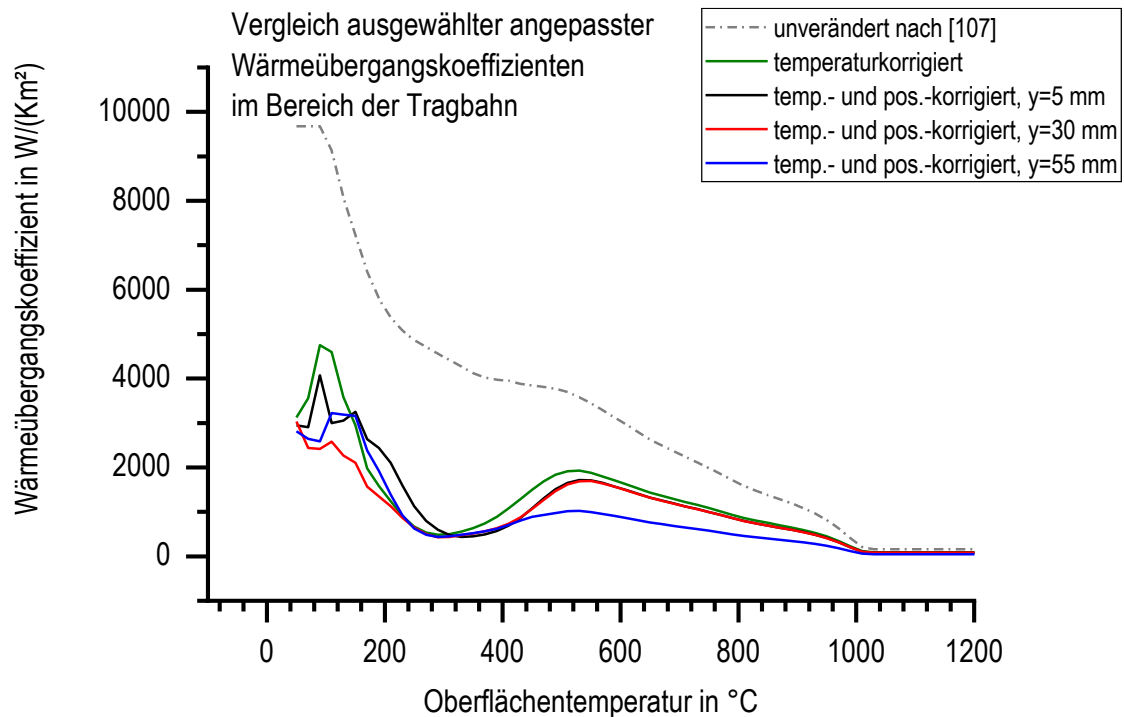


Abbildung 62: Vergleich des experimentell ermittelten temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten nach *Kadanik et al.* [107], des ausschließlich temperaturkorrigierten und des resultierenden temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten nach Anwendung temperatur- und positionsabhängiger Korrekturfaktoren.

Die Temperatur-Zeit-Verläufe in Abbildung 63 zeigen nach vier weiteren Iterationsschritten mit temperatur- und positionsabhängigen Korrekturfaktoren eine sehr gute Übereinstimmung. Die zu unterschiedlichen Zeitpunkten auftretenden Steigungsänderungen an den oberflächennahen Thermoelementpositionen in der Abschreckung werden ebenso abgebildet wie der kontinuierliche Temperaturabfall für die tiefer liegenden Thermoelemente.

Die Korrektur der Wärmeübergangskoeffizienten der Abschreckung in Abhängigkeit von Oberflächentemperatur und Position muss immer dann erneut durchgeführt werden, wenn sich die Temperatur-Zeit-Verläufe signifikant ändern. Dies ist beispielsweise der Fall, wenn die Vorschubgeschwindigkeit oder die verwendete Leistung und damit die Menge der eingebrachten Wärme verändert werden.

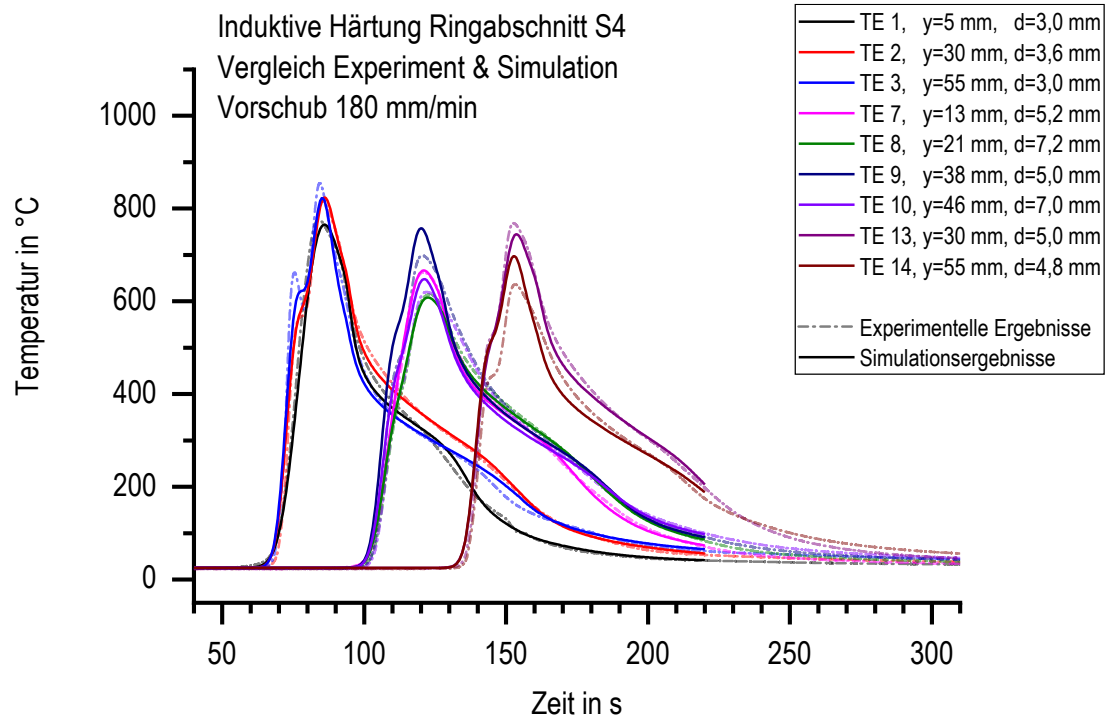


Abbildung 63: Temperatur-Zeit-Verläufe aus Experiment und Simulation V150 nach weiteren 4 Iterationsschritten zur Anpassung des Wärmeübergangskoeffizienten mit temperatur- und positionsabhängigen Korrekturfaktoren auf der Tragbahn von Ringabschnitt S4.

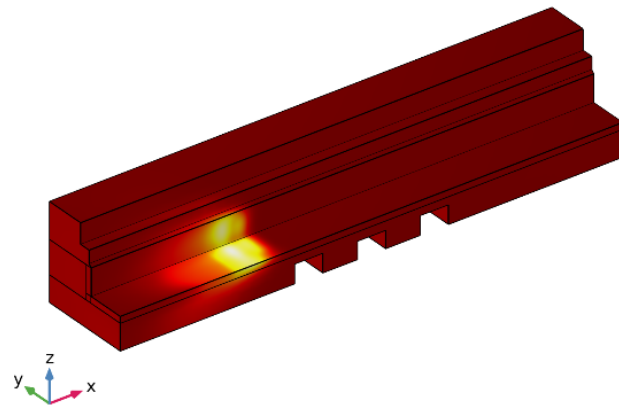
6 Simulationsergebnisse

6.1 Thermische Simulationen

Die entwickelten Ersatzwärmequellen für Tragbahn und Verschleißbahn und die angepassten Wärmeübergangskoeffizienten für die Brausenabschreckung wurden verwendet, um die Härtung der Ringabschnitte mit abweichenden Vorschubgeschwindigkeiten zunächst thermisch zu simulieren. Abbildung 64 zeigt beispielhaft zu vier Zeitpunkten die simulierte Temperaturentwicklung während des Induktionshärtens mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 180 mm/min. Die Darstellung zeigt, dass die Erwärmung offensichtlich sehr schnell im Bereich des Induktors erfolgt, während die Abschreckung des erwärmten Bereiches länger dauert.

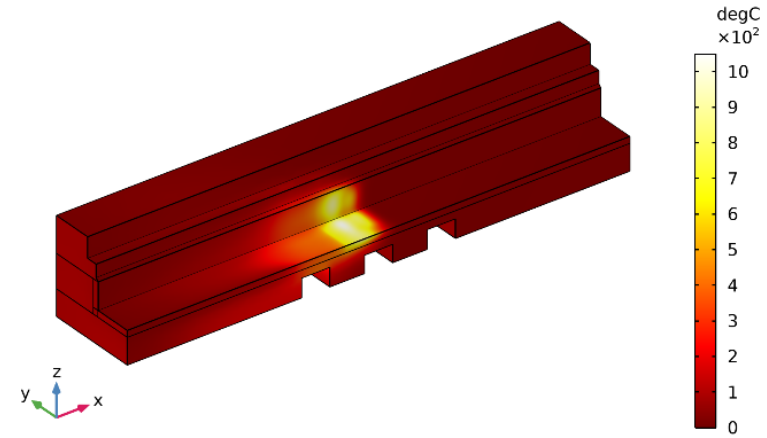
Time=55 s

Temperatur in °C

(a) $t=55$ s (25 % Prozesszeit)

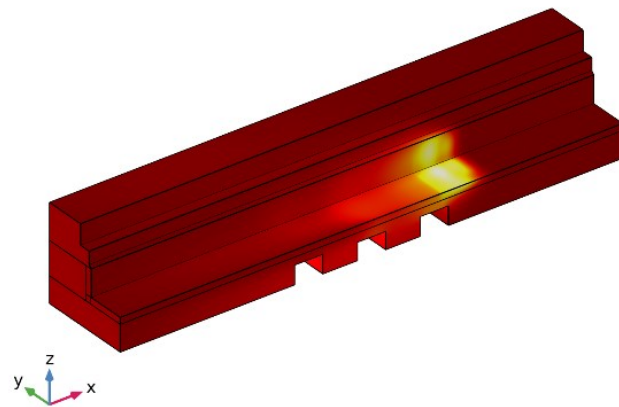
Time=110 s

Temperatur in °C

(b) $t=110$ s (50 % Prozesszeit)

Time=165 s

Temperatur in °C

(c) $t=165$ s (75 % Prozesszeit)

Time=220 s

Temperatur in °C

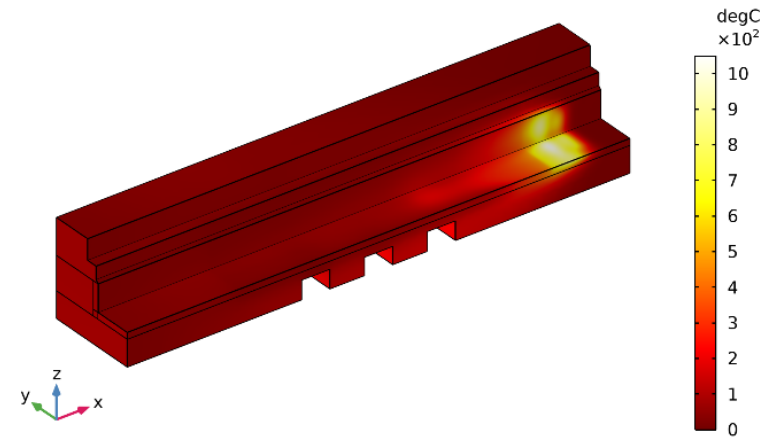
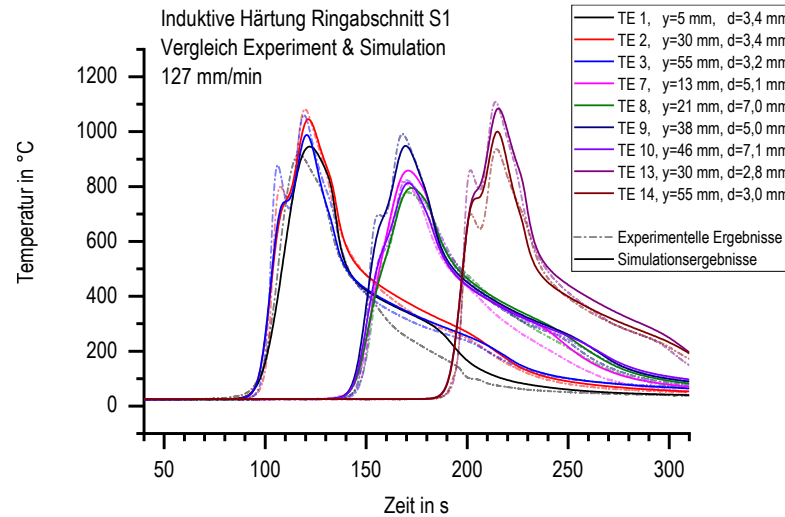
(d) $t=220$ s (100 % Prozesszeit)

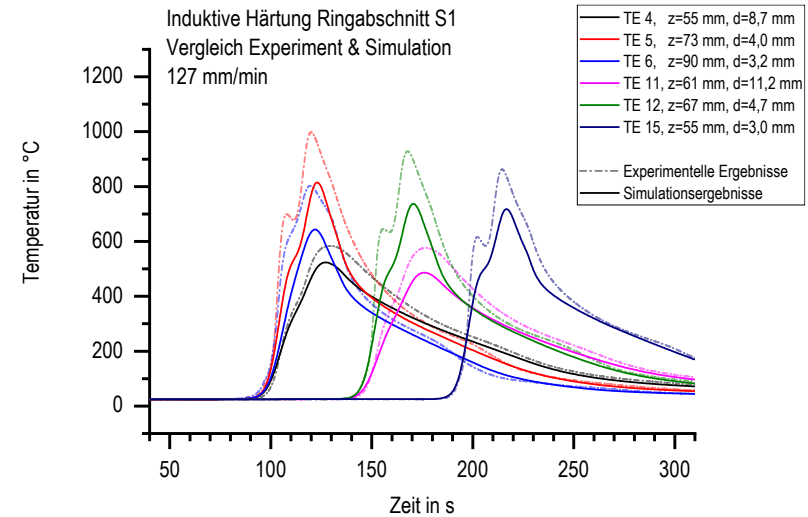
Abbildung 64: Entwicklung des Temperaturfeldes im Verlauf des Induktionshärteprozesse bei einem Vorschub von 180 mm/min.

Abbildung 65 zeigt die experimentellen und simulierten Ergebnisse für alle untersuchten Ringabschnitte geordnet nach der Vorschubgeschwindigkeit und aufgeteilt in Tragbahn und Verschleißbahn. Neben der Vorschubgeschwindigkeit und Prozessdauer wurden jeweils nur die genauen Thermoelementpositionen in den Simulationen angepasst, um zu überprüfen, ob Ersatzwärmequellen und die für 180 mm/min Vorschub angepassten Korrekturfaktoren auch auf andere Vorschubgeschwindigkeiten anwendbar sind.

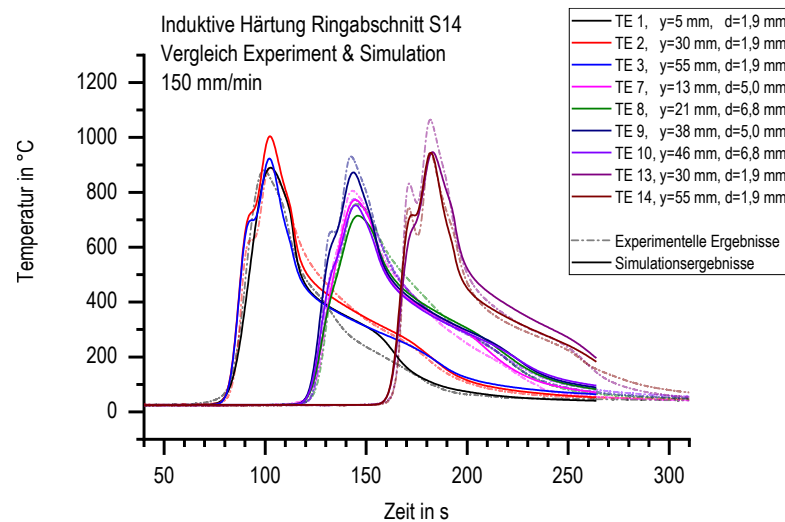
Die Ergebnisse zeigen, dass die Abweichungen im Bereich der Tragbahn zwischen Simulation und Experiment jeweils maximal wenige 10 K betragen und der Verlauf der Erwärmung und Abkühlung sehr gut abgebildet wird. Sowohl der Beginn der Erwärmung als auch die Heizraten und die Abkühlung werden sehr gut wiedergegeben. Im Fall der Verschleißbahn wird die grundlegende Charakteristik der Erwärmung und Abschreckung richtig abgebildet. Allerdings sind die Abweichungen der Simulationsergebnisse von den experimentellen Ergebnissen deutlich größer und bewegen sich in der Größenordnung von bis zu 100 K. Die Abschreckvorgänge im Bereich der Tragbahn werden überwiegend gut abgebildet. Allerdings fällt auf, dass bei allen Abschreckungen, abgesehen von Ringabschnitt S4, die zweite Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit oft nicht korrekt berechnet wird. Diese findet für Thermoelement 1 in allen Fällen zu spät und dementsprechend auch bei der falschen Temperatur statt. Für die anderen Thermoelemente ist die Abweichung deutlich geringer, aber ebenfalls feststellbar.



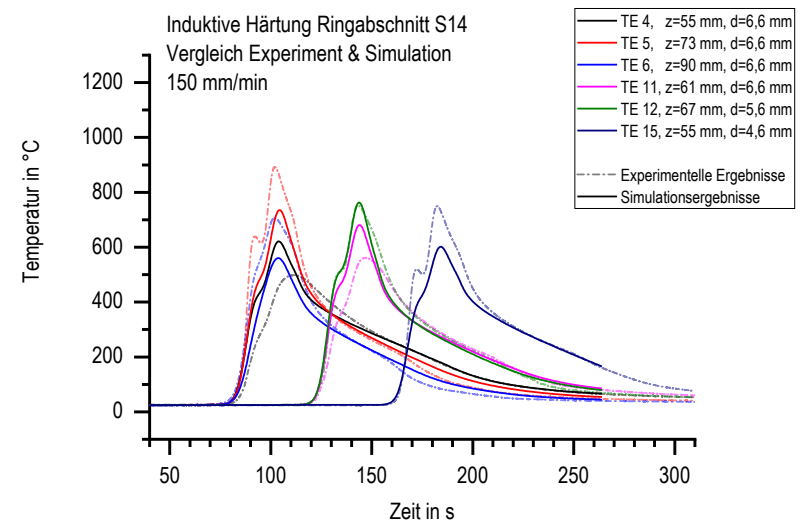
(a) S1, 127 mm/min, Tragbahn



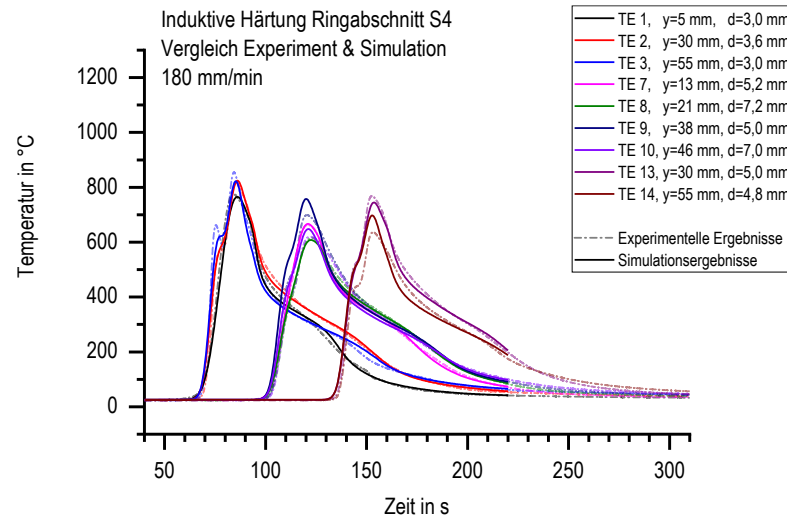
(b) S1, 127 mm/min, Verschleißbahn



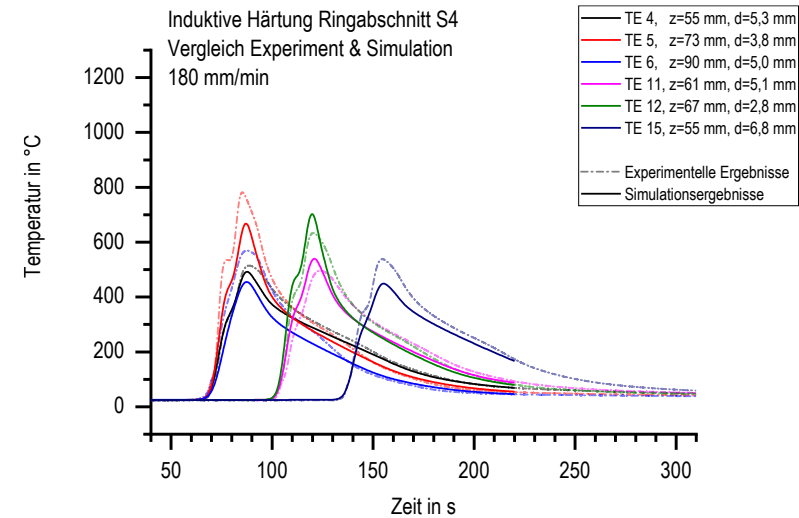
(c) S14, 150 mm/min, Tragbahn



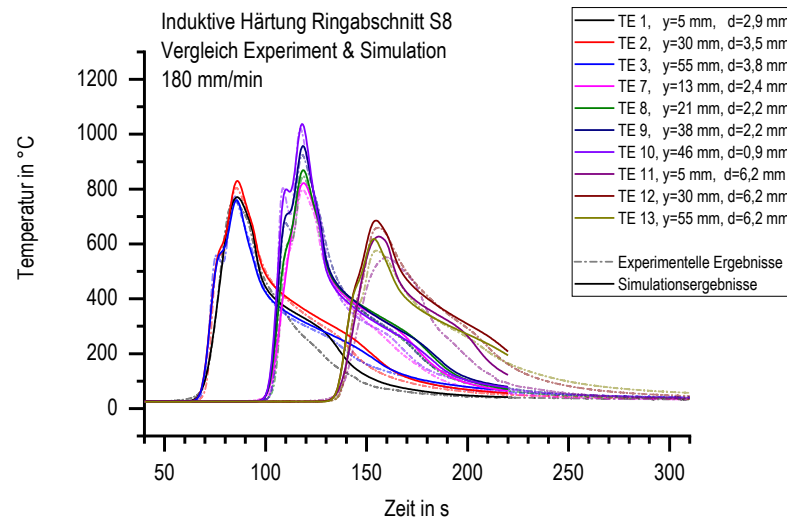
(d) S14, 150 mm/min, Verschleißbahn



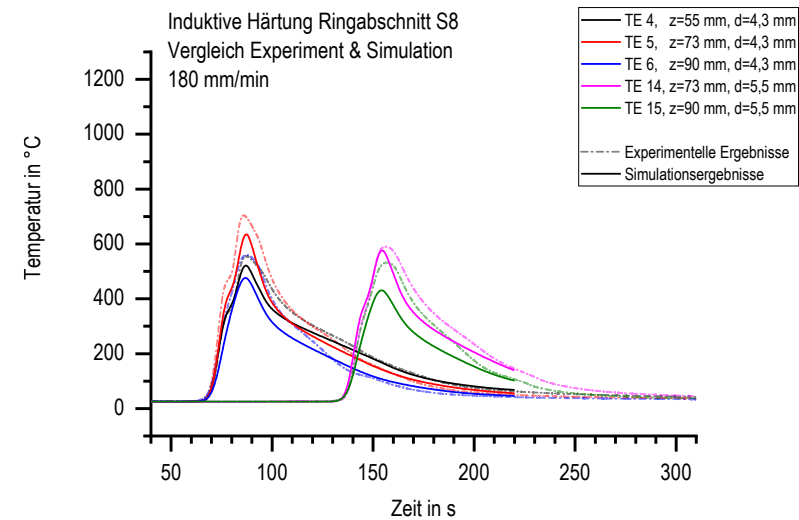
(e) S4, 180 mm/min, Tragbahn



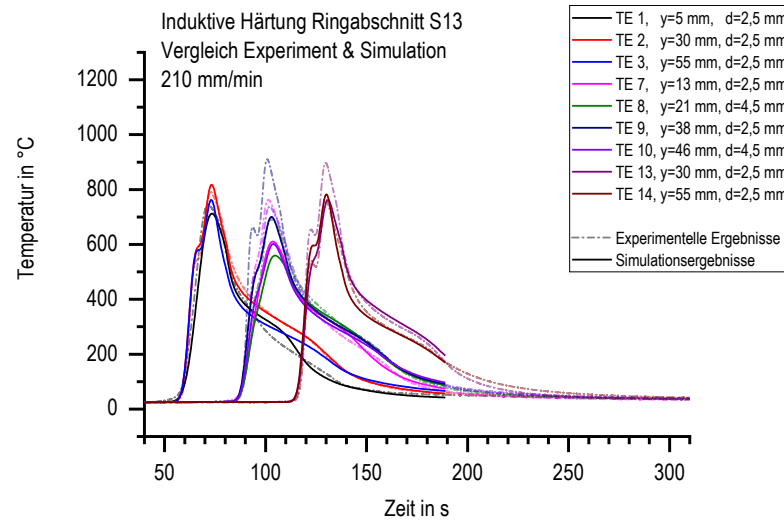
(f) S4, 180 mm/min, Verschleißbahn



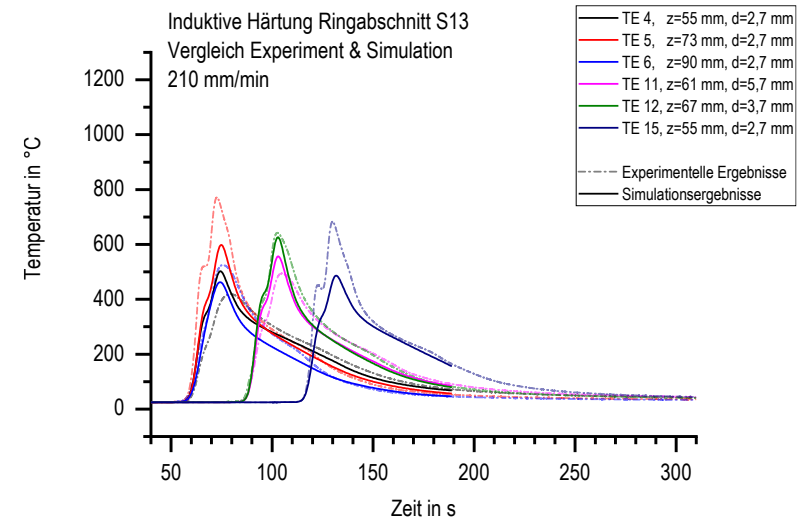
(g) S8, 180 mm/min, Tragbahn



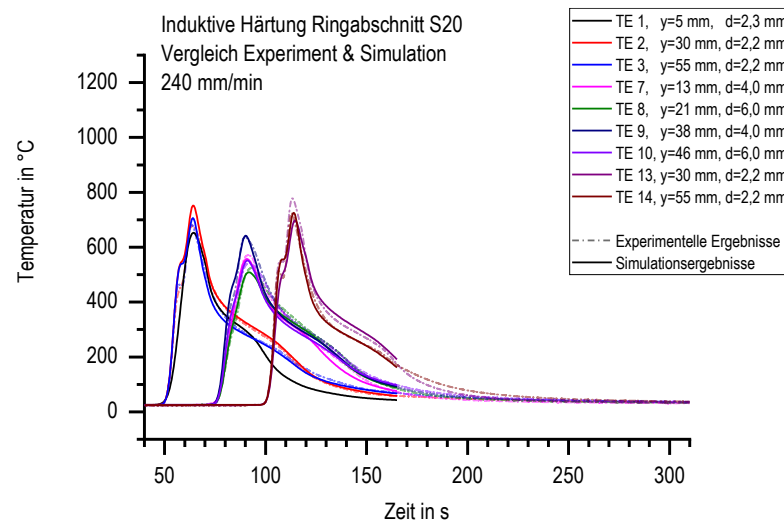
(h) S8, 180 mm/min, Verschleißbahn



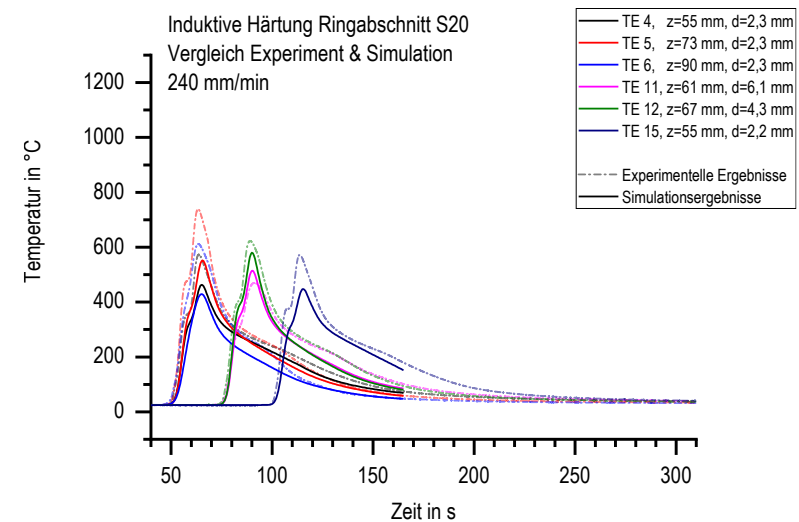
(i) S13, 210 mm/min, Tragbahn



(j) S13, 210 mm/min, Verschleißbahn



(k) S20, 240 mm/min, Tragbahn



(l) S20, 240 mm/min, Verschleißbahn

Abbildung 65: Vergleich der simulierten und experimentell ermittelten Temperatur-Zeit-Verläufe von Tragbahn (links) und Verschleißbahn (rechts) der untersuchten Ringabschnitte angeordnet mit steigender Vorschubgeschwindigkeit.

Die Auswertung der jeweils erreichten Spitzentemperaturen für die einzelnen Thermoelementpositionen der Ringabschnitte in Abbildung 66 zeigt, dass die Spitzentemperaturen mit zunehmender Vorschubgeschwindigkeit tendenziell leicht sinken. In dieser Darstellung sind nur Thermoelementpositionen enthalten, die in allen Ringabschnitten ähnliche Tiefen aufweisen. In erster Näherung deuten die Ergebnisse auf einen linearen Zusammenhang zwischen Vorschubgeschwindigkeiten und erreichter Spitzentemperatur unabhängig davon, ob die Messposition sich auf der Tragbahn oder auf der Verschleißbahn befindet oder wo auf der jeweiligen Bahnbreite sie sich befindet.

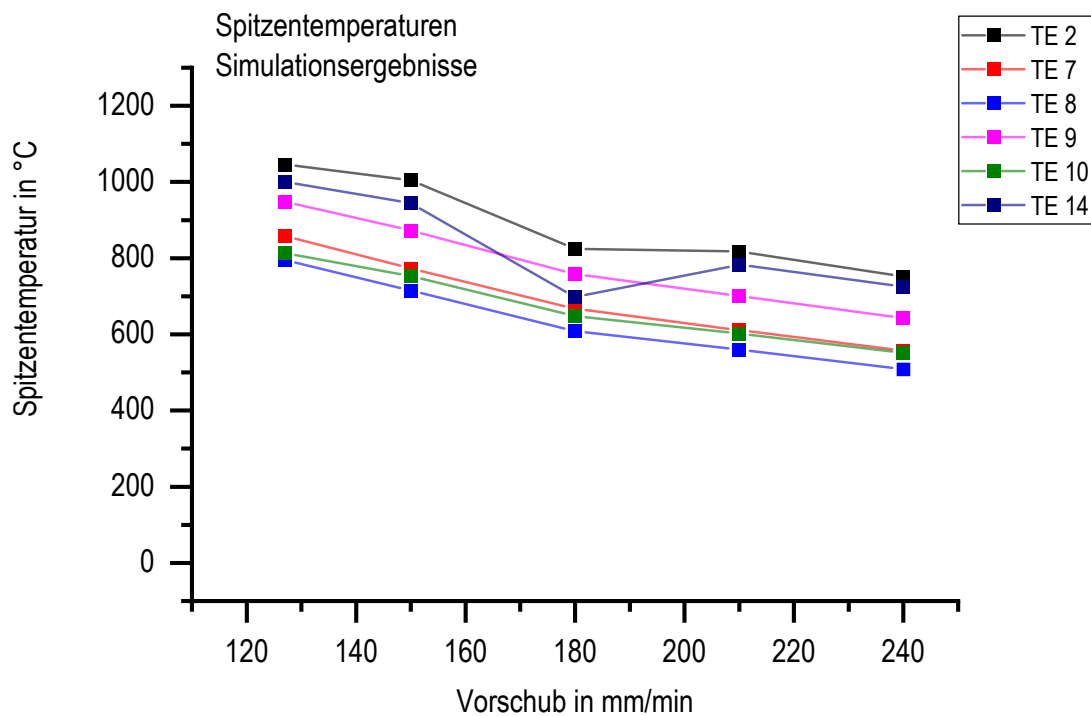


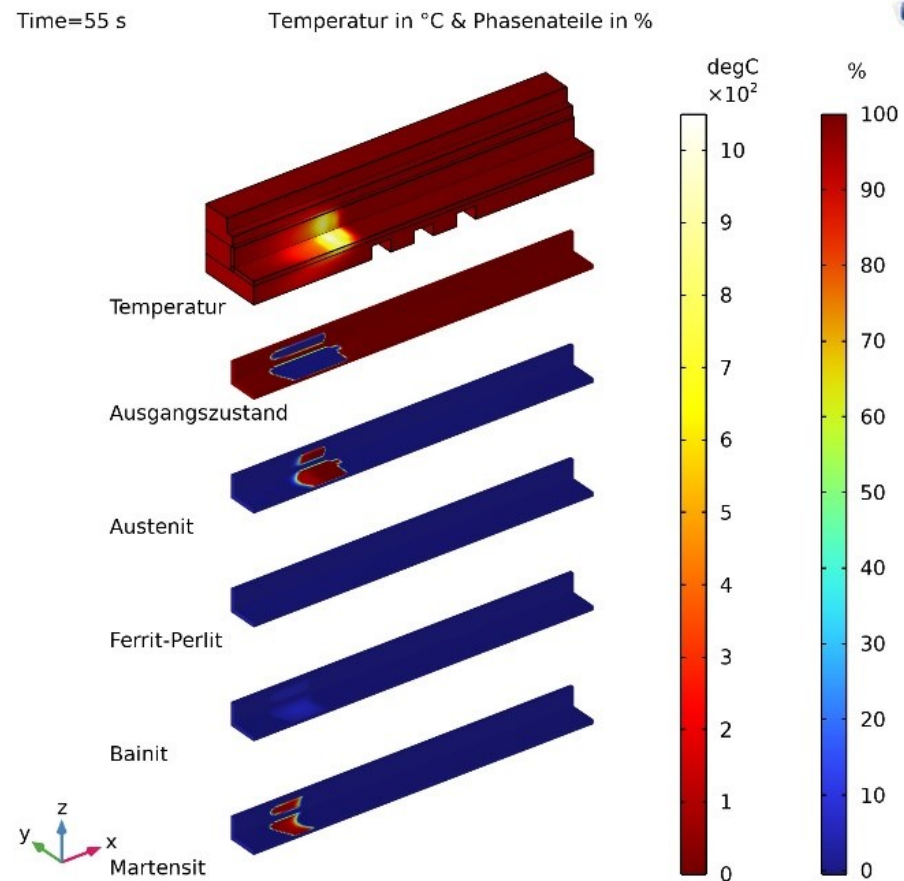
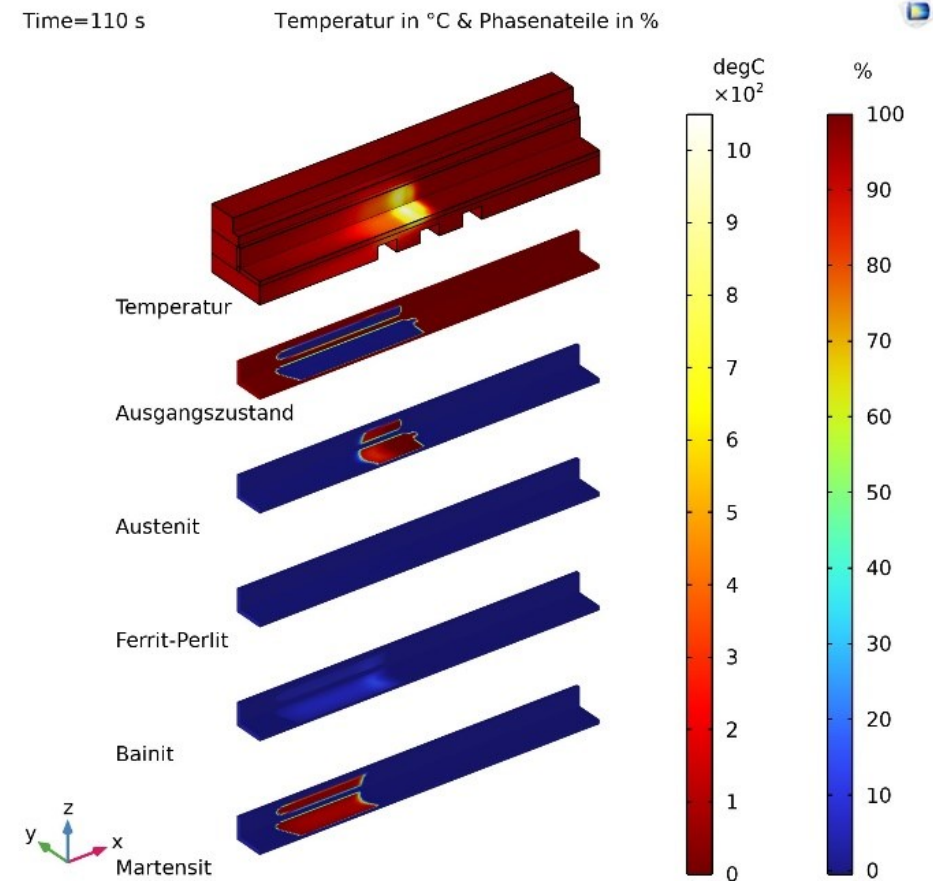
Abbildung 66: Simulierte Spitzentemperaturen der Ringabschnitte S1, S4, S13, S14 und S20 an den untersuchten Messpositionen der Thermoelemente mit maximal 3,0 mm Differenz der Oberflächenabstände im Induktionshärteprozess in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit.

6.2 Thermisch-metallurgische Simulationen

Die thermisch-metallurgischen Simulationen zur Modellierung der Phasenzusammensetzung mithilfe der entwickelten Ersatzwärmequellen erfolgt nur an Ringabschnitt S4 (180 mm/min Vorschub). Die Entwicklung der Temperaturen und der einzelnen Phasenanteile sind für vier Zeitpunkte des Induktionshärteprozesses in Abbildung 67 zusammengefasst. Die Darstellungen zeigen, dass die Tragbahn nach dem Anlaufvorgang über ihre gesamte Breite und die Verschleißbahn mittig gehärtet wird. Die gehärtete Schicht an der Oberfläche besteht, abgesehen von den Bereichen über den ausgefrästen Aussparungen auf der Tragbahn, zu 90 – 95 % aus Martensit und 5 - 10 % Bainit. Auf Höhe der Aussparungen setzt sich das Gefüge der Tragbahn aus ca. 80 - 90 % Martensit und 10 - 20 % Bainit an der Oberfläche. Alle übrigen Gefügebestandteile sind vernachlässigbar.

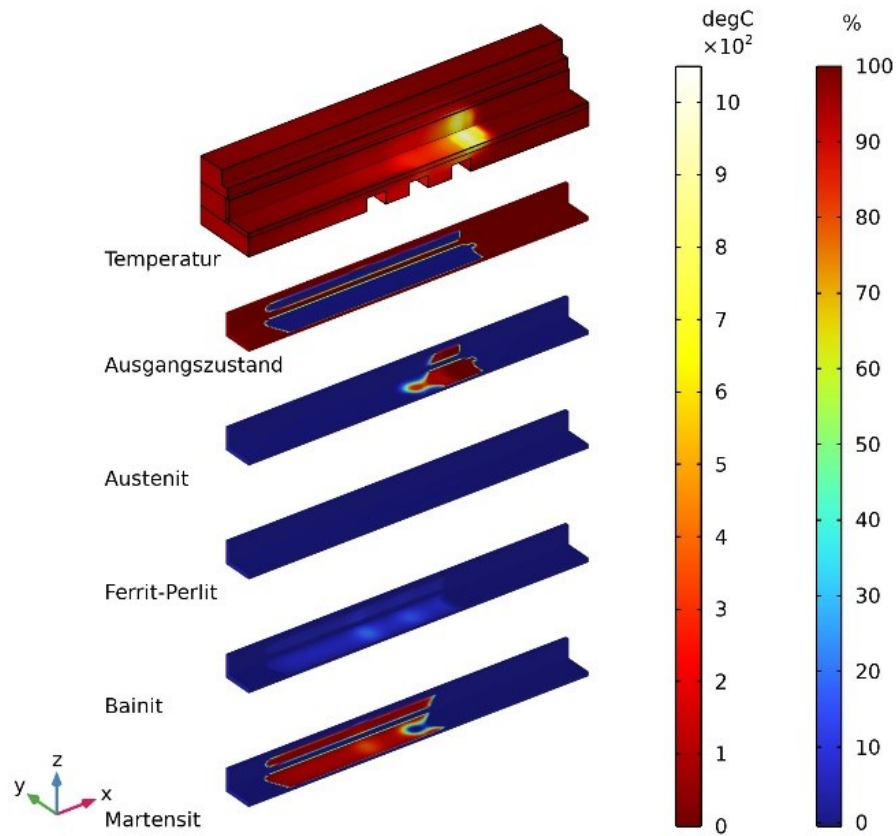
Dementsprechend reicht es für eine genauere Analyse aus, den Martensitanteil und den Bainitanteil auszuwerten. Daraus ergibt sich als Differenz zu 100 % der Anteil des noch vorhandenen Ausgangszustandes.

Abbildung 68 zeigt den jeweils simulierten Martensit- und Bainitanteil im Vergleich für die Ebenen $x=400$ mm und $x=450$ mm. Über die gesamte Breite der Tragbahn kann in beiden Ebenen eine martensitische Härtung in unterschiedlichem Ausmaß festgestellt werden. Die gehärtete Schicht in der Tragbahn weist in beiden Ebenen übereinstimmend im ersten Viertel ausgehend von der Vorderkante zunächst eine relativ konstante Dicke auf, die dann kontinuierlich ansteigt und ihr Maximum außermittig bei etwa $y=45$ mm erreicht. Zum Bereich der Verschleißbahn hin sinkt die Dicke der gehärteten Schicht wieder. In der Verschleißbahn hingegen findet die martensitische Härtung nur in der Mitte der Bahn statt und setzt sich nicht bis zu den Rändern fort. Die gehärtete Schicht weist in der Verschleißbahn eine symmetrische Form mit kontinuierlichem Anstieg der Dicke von den Rändern zur Mitte hin auf, wobei die Dicke deutlich geringer ist als im Bereich der Tragbahn.

(a) $t=55$ s (25 % Prozesszeit)(b) $t=110$ s (50 % Prozesszeit)

Time=165 s

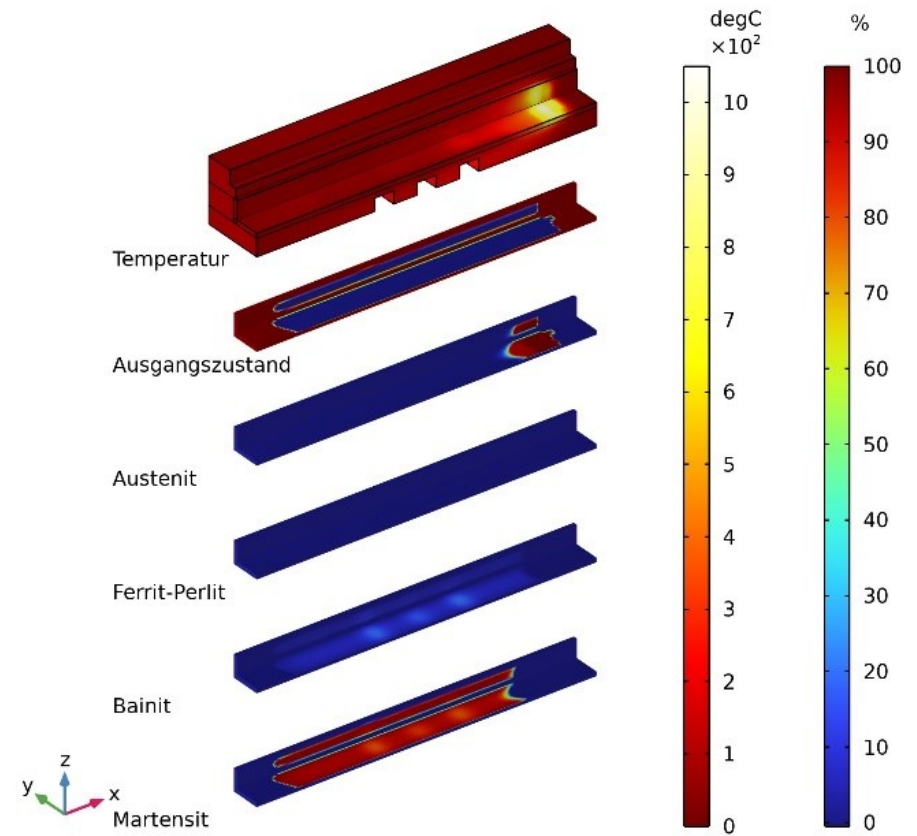
Temperatur in °C & Phasenateile in %



(c) t=165 s (75 % Prozesszeit)

Time=220 s

Temperatur in °C & Phasenateile in %



(d) t=220 s (100 % Prozesszeit)

Abbildung 67: Entwicklung des Temperaturfeldes und der Phasenverteilung im Verlauf des Induktionshärtprozesses von Ringabschnitt S4 mit 180 mm/min Vorschub.

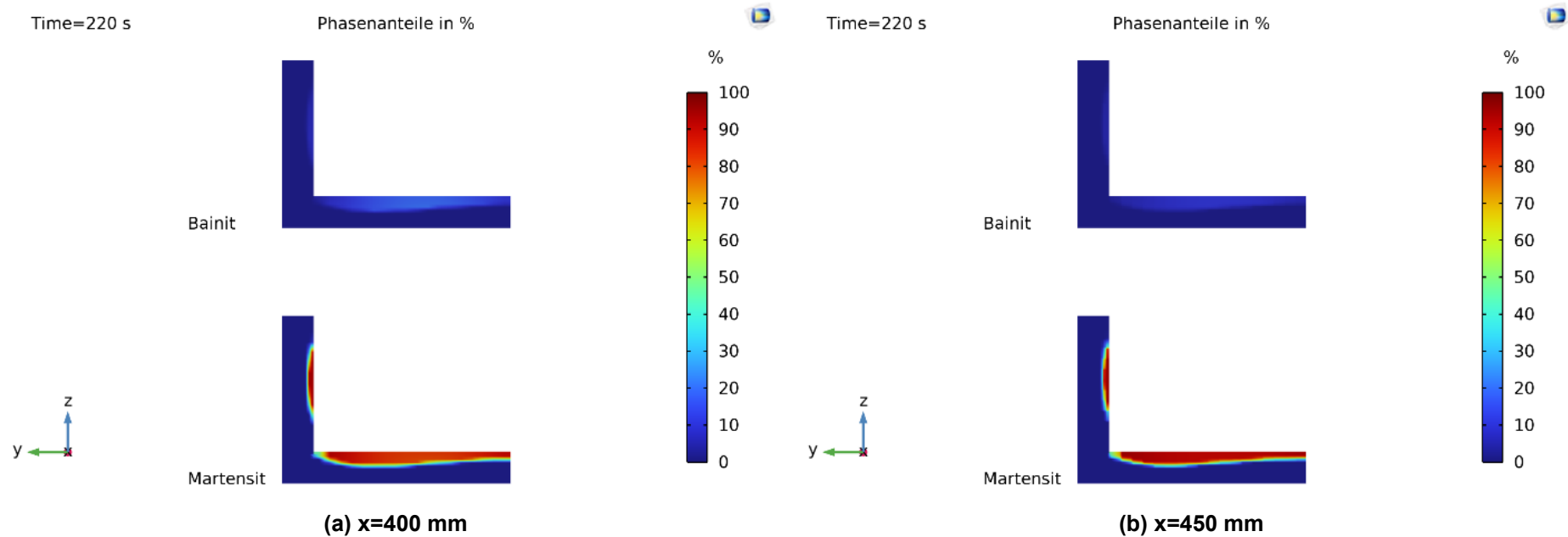


Abbildung 68: Simulierte Martensit- und Bainitanteile im Ringabschnitt S4 (180 mm/min Vorschub) im Querschnitt am Prozessende in den Schnittebenen (a) x=400 mm und (b) x=450 mm.

7 Diskussion

7.1 Experimentelle Ergebnisse

7.1.1 Temperaturentwicklung

Die experimentell ermittelten Temperatur-Zeit-Verläufe in Abbildung 42 zeigen, wie für eine Randschichthärtung zu erwarten, eine schnelle Erwärmung ohne isotherme Halteschritte insbesondere nahe der Oberfläche und eine schnelle Abkühlung. Der typische Verlauf einer zunächst schnellen Erwärmung mit kurzer Verringerung der Erwärmgeschwindigkeit oder geringfügiger Abkühlung gefolgt von einer schnellen Erwärmung auf noch höhere Temperaturen ist bei allen gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen deutlich erkennbar. Diese zweistufige Erwärmung ist auf die Geometrie des Induktors mit seinen zwei Stegen zurückzuführen, die den Ringabschnitt an der jeweiligen Messposition nacheinander passieren. Die mit steigendem Oberflächenabstand sinkenden Spitzentemperaturen und Erwärmgeschwindigkeiten sind typisch für die oberflächliche Wärmeeinbringung bei induktiver Erwärmung.

Erwärmung

Die charakteristischen asymmetrischen Temperaturverteilungen in Breitenrichtung der Bahn mit der Maximaltemperatur jeweils leicht außermittig zur anderen Bahn lassen sich mit dem Aufbau des Induktors erklären. Die niedrigeren Temperaturen nahe der jeweils anderen Bahn im Vergleich zu den mittigen Bereichen kommen durch zwei Effekte zustande. Zum einen befindet sich der Induktor aufgrund seines Koppelabstandes nur über den Bahnbereichen, deren Abstand von der jeweils anderen Bahn mindestens so groß ist wie der Koppelabstand. Zum anderen ist dort das kalte Materialvolumen unterhalb der Bahnen im Vergleich zu den anderen Bahnbereichen erhöht, wo Tragbahn und Verschleißbahn aufeinandertreffen. Das Volumen des kalten Werkstoffes kann große

Mengen an Wärme aufnehmen und kühlt damit effektiv auch die genannten Bereiche stärker ab als dies beispielsweise in der Bahnmitte der Fall ist.

Die niedrigen Temperaturen an der Vorderkante der Tragbahn und der Oberkante der Verschleißbahn kommen aus einem anderen Grund zustande. An der Vorderkante der Tragbahn und der Oberkante der Verschleißbahn besitzt der Induktor jeweils keinen Feldkonzentrator. Die Feldkonzentratorelemente sind jeweils schmaler als die betreffenden Bahnen. Dementsprechend wird das erzeugte elektromagnetische Feld in diesen Randbereichen der Bahnen nicht konzentriert, sodass die eingebrachte Wärme in einem größeren Werkstoffvolumen eingebracht wird und geringere Spitzentemperaturen erreicht werden [32]. Während Feldkonzentratoren das elektromagnetische Feld nahezu vollständig unter dem jeweiligen Induktorsteg konzentrieren, interagieren die elektromagnetischen Felder der Stege bei Abwesenheit von Feldkonzentratoren, sodass der sogenannte Proximity-Effekt auftritt. Der Proximity-Effekt beschreibt das Verhalten zweier parallel verlaufender elektrischer Leiter, deren Wechselströme in entgegengesetzte Richtungen fließen [118]. Die gegenseitig induzierten Magnetfelder konzentrieren den Stromfluss an den einander zugewandten Seiten der Leiter. Die höchsten Stromdichten entstehen damit ebenfalls an den einander zugewandten Seiten des Leiters, sodass an diesen Positionen direkt unter den Induktorstegen die höchsten Stromdichten und damit die stärksten Erwärmungen stattfinden [21].

Auf diese Weise erklärt sich auch, warum an den äußeren Kanten der Bahnen nahe der Oberfläche jeweils nur eine Änderung der Erwärmrate zu erkennen ist und in den anderen Bahnbereichen nahe der Oberfläche eine zwischenzeitliche Abkühlung vor der erneuten Erwärmung zu beobachten ist. Die Feldkonzentratoren sorgen für eine Konzentration der Felder direkt unter den Induktorstegen, sodass die beiden Felder nicht nennenswert miteinander interagieren. Die relativ gleichmäßige Stromdichte über die Breite jedes Induktorsteges führt zu einer verhältnismäßig separaten ersten und zweiten Erwärmung mit zwischenzeitlicher Abkühlung. In den Bereichen ohne Feldkonzentratoren führt der beschriebene Proximity-Effekt jeweils zu einer Verschiebung der maximalen Stromdichten an die einander zugewandten Seiten, sodass auch an diesen Positionen die größte Erwärmung stattfindet. Obwohl die Zeitspanne zwischen Passage des ersten und zweiten Induktorsteges ohne Feldkonzentrator genauso lang ist wie in den Bereichen mit Feldkonzentrator, ist in diesen Temperatur-Zeit-Verläufen keine zwischenzeitliche Abkühlung erkennbar, weil erst kurz vor Ende der Passage des ersten Steges eine signifikante Erwärmung stattfindet und sich mit Einsetzen der Passage des zweiten

Steges mit einer schnellen Erwärmung fortsetzt. Die erwärmten Bereiche verlagern sich also ohne Feldkonzentratoren näher zueinander und überlagern sich [119].

Die höchsten in den in-situ Temperaturmessungen erreichten Erwärmgeschwindigkeiten liegen bei 170 K/s und stimmen damit gut mit den Angaben von *Clarke* [120] überein, der in Abhängigkeit vom konkreten Anwendungsfall Erwärmraten im Bereich von 100 – 1 000 K/s angibt. Aus dem experimentell ermittelten Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubild in Abbildung 22 kann anhand dieser Heizraten ermittelt werden welche Spitzentemperaturen in erster Näherung erreicht werden müssen, um eine Austenitisierung sicherzustellen. Die Abbildung zeigt, dass die notwendigen Spitzentemperaturen bei Erwärmgeschwindigkeiten im Bereich von 100 K/s etwa 850 °C betragen. Im vorliegenden ZTA-Schaubild in Abbildung 22 wurde die Homogenisierung des Austenits nicht untersucht. Die notwendigen Temperaturen für eine vollständige Homogenisierung des Austenits können daher anhand des ZTA-Schaubildes von *Orlich et al.* [121] abgeschätzt werden. Laut diesem Diagramm ergeben sich im genannten Bereich der Erwärmgeschwindigkeiten notwendige Spitzentemperaturen von ca. 950 °C. Dementsprechend sollten nahe der Oberfläche idealerweise Temperaturen oberhalb von 950 °C erreicht werden, um eine Homogenisierung sicherzustellen. Im Gegensatz dazu wurden bei einer Vorschubgeschwindigkeit von 180 mm/min nur Spitzentemperaturen von etwa 850 °C gemessen. Dabei ist zu berücksichtigen, dass diese Spitzentemperaturen in Oberflächenabständen von 3,0 – 3,6 mm gemessen wurden. Dennoch sind die Spitzentemperaturen niedriger als erwartet.

Abkühlung

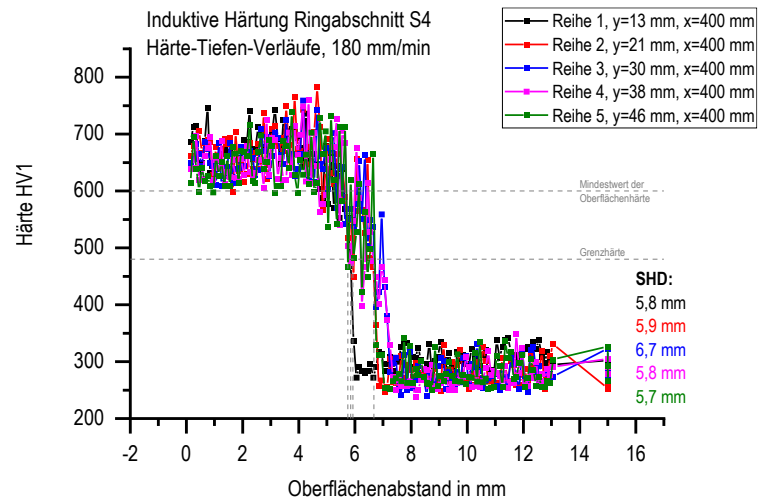
Alle drei Bereiche der Abschreckung weisen einen Temperatur-Zeit-Verlauf mit großer Ähnlichkeit zur newtonschen Abkühlung auf, die typischerweise mit hohen Kühlraten startet und sich im Verlauf der Abkühlung durch die abnehmende Temperaturdifferenz immer stärker verlangsamt. Die Mehrstufigkeit der Abkühlung kommt durch mehrere Phänomene zustande. Nach Erreichen der Maximaltemperatur an der jeweiligen Messposition findet zunächst eine erste Abkühlung durch freie Konvektion an Luft statt. Deren lange Dauer ergibt sich durch den Abstand zwischen Induktor und Brause und die um 30° vom Induktor weggerichtete Aufbringung der Polymerlösung durch die Abschreckbrause. Im Vergleich zur nachfolgenden Abkühlung mit der wässrigen PAG-Lösung ist die konvektive Kühlung an Luft relativ langsam. Die PAG-Lösung wird durch eine Brause über eine Länge von 24 mm aufgebracht. Erst in einem Abstand folgen zwei weitere Brausen, wie bereits in Abbildung 32 gezeigt. Dementsprechend erwärmt sich die von der ersten Brause aufgebrachte wässrige Lösung während sie über das Bauteil

strömt. Der dadurch sinkende Temperaturunterschied zwischen Bauteil und Abschreckmedium verlangsamt die Abschreckung zunehmend. Der folgende erneute Anstieg der Kühlrate korreliert mit den Positionen der Brausen 2 und 3. Die Abschreckung durch Brause 2 und 3 erfolgt in einem Abstand von ca. 122 mm hinter der ersten Brause. Die Brausen sorgen für eine Zufuhr kalter Polymerlösung, beschleunigen damit die Wärmeabfuhr und erhöhen so die Kühlraten erneut.

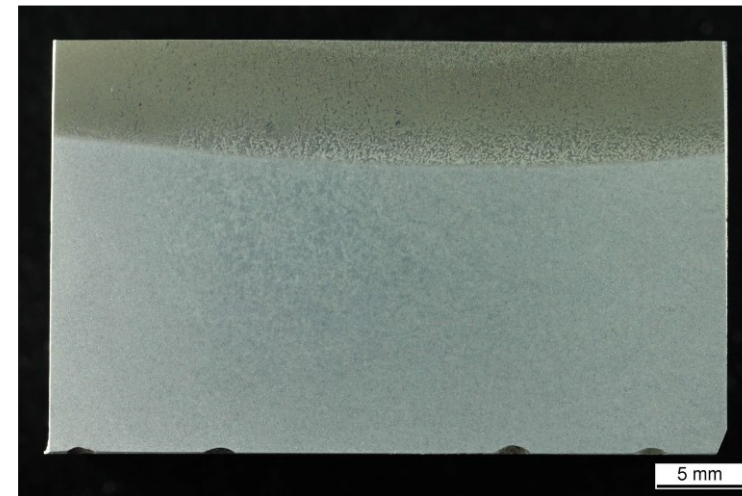
7.1.2 Metallografie und Härteprüfung

Die Korrelation von metallografischen Ergebnissen mit den experimentell ermittelten Härte-Tiefen-Verläufen ist bei den untersuchten Proben mit über die Breite variierenden Einhärtungstiefen aufschlussreich. Abbildung 69 zeigt die Vorgehensweise um die makroskopischen Aufnahmen einer Probe mit den gemessenen Härte-Verläufen zu überlagern. Die Abmessungen der Probe und die Kenntnis der genauen Position im Ringabschnitt vor der Entnahme erlauben es die Makroskopieaufnahme im Koordinatensystem des Ringabschnittes darzustellen, wie in Abbildung 69(c) gezeigt. Auf diese Weise kann die makroskopische Darstellung der Probe mit allen gemessenen Härteverläufen in Form einer Farbverlaufsdarstellung überlagert werden und ergibt zusammen mit den als roten Quadraten dargestellten Einhärtungstiefen eine Darstellung wie in Abbildung 69(d).

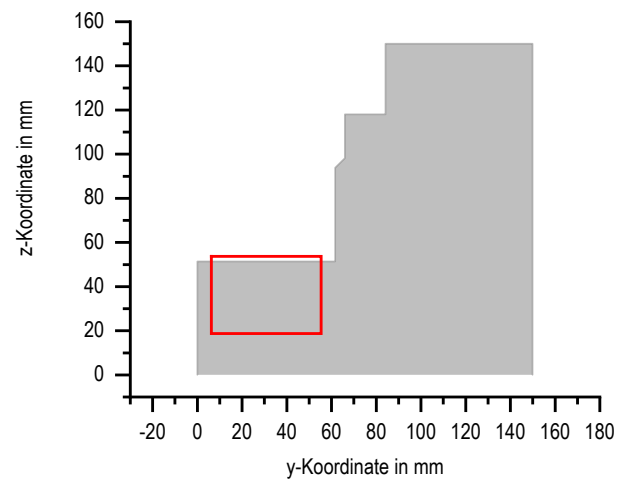
Abbildung 70 zeigt die mit den Härteverläufen überlagerten Makroskopieaufnahmen aller untersuchten Proben angeordnet mit steigender Vorschubgeschwindigkeit. Links ist jeweils die Makroskopieaufnahme der Ebene $x=400$ mm und rechts die der Ebene $x=450$ mm einer Vorschubgeschwindigkeit dargestellt.



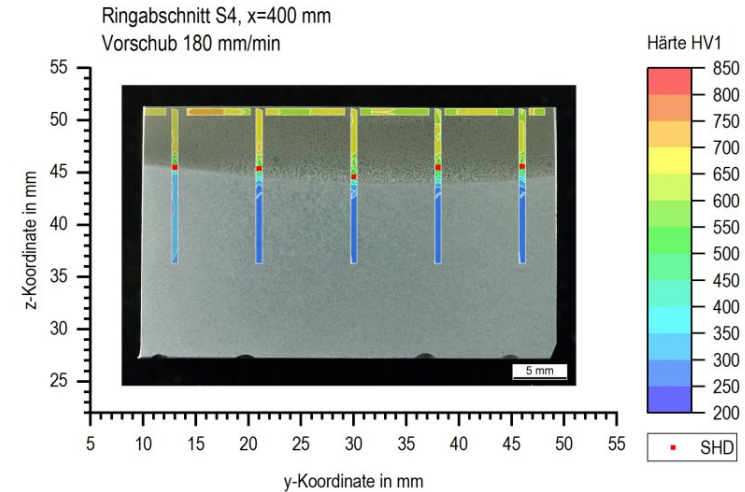
(a)



(b)

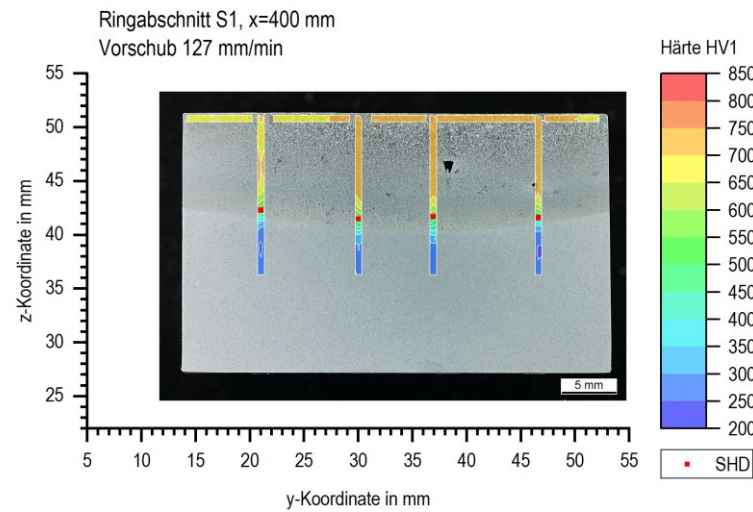
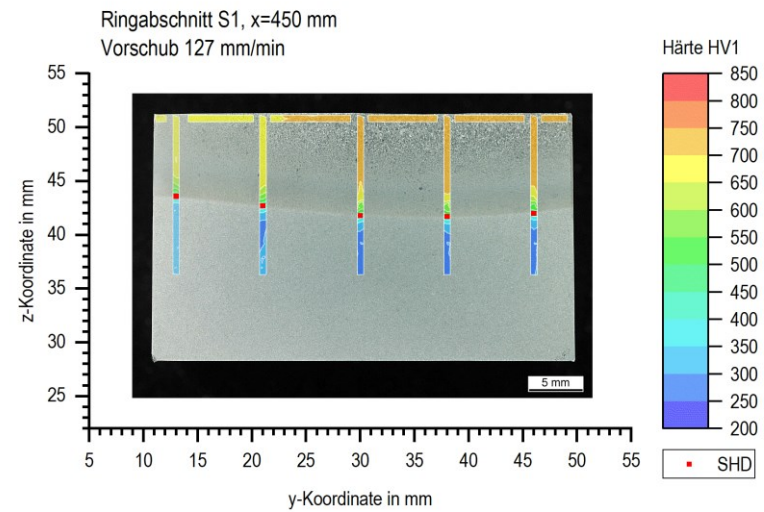
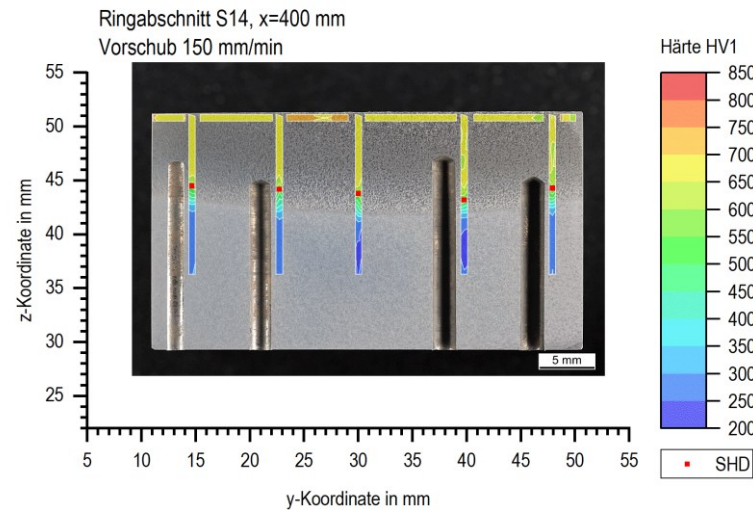
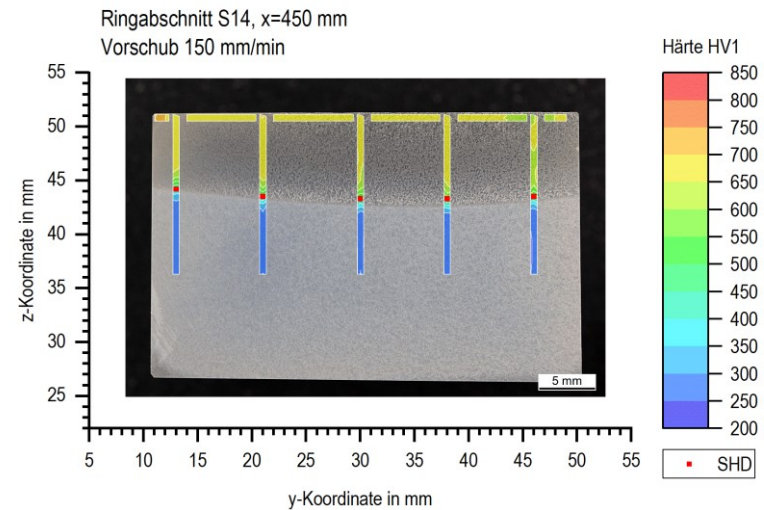


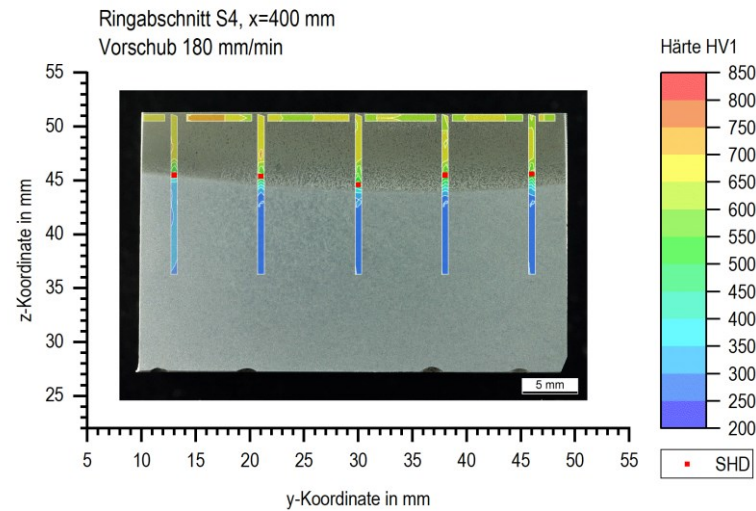
(c)



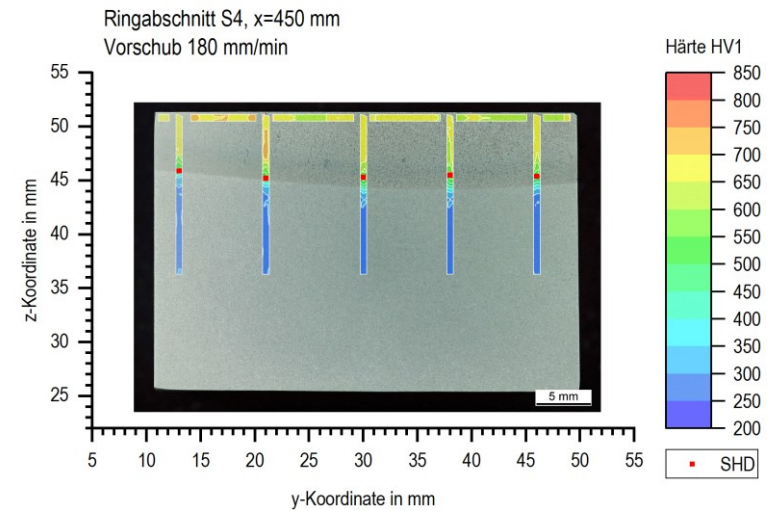
(d)

Abbildung 69: Aus den gemessenen Härte-Tiefen-Verläufen (a) wird anhand der makroskopischen Aufnahmen (b) und den genauen Probenentnahmepositionen (c) eine farblich codierte Darstellung der Härte-Tiefen-Verläufe und der Einhärtungstiefen (SHDs) den makroskopischen Aufnahmen überlagert (d).

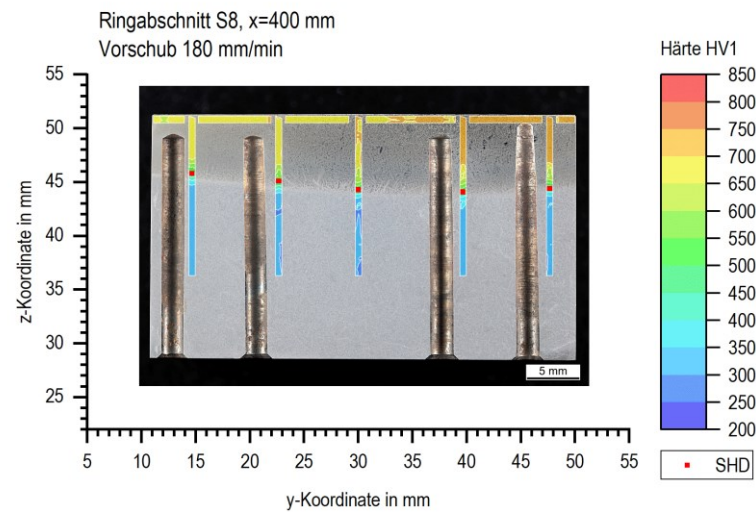
(a) S1, 127 mm/min, $x=400$ mm(b) S1, 127 mm/min, $x=450$ mm(c) S14, 150 mm/min, $x=400$ mm(d) S14, 150 mm/min, $x=450$ mm



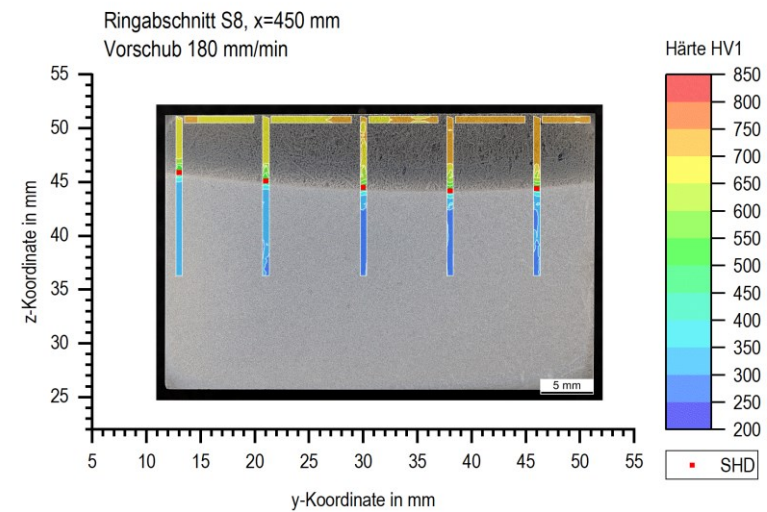
(e) S4, 180 mm/min, x=400 mm



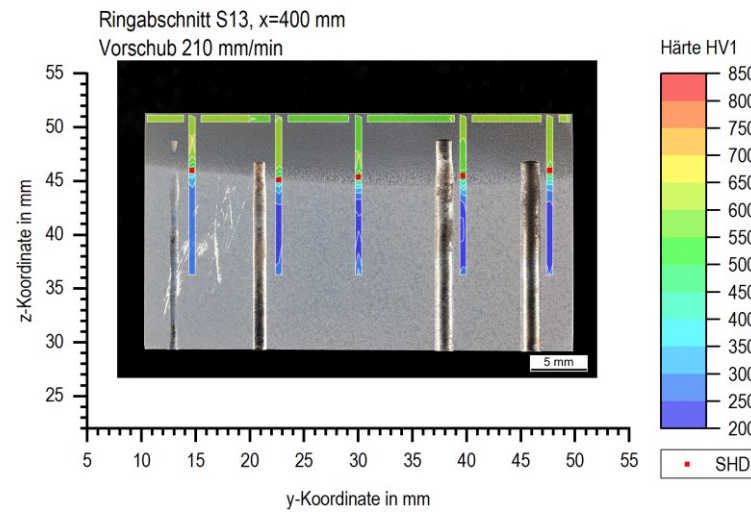
(f) S4, 180 mm/min, x=450 mm



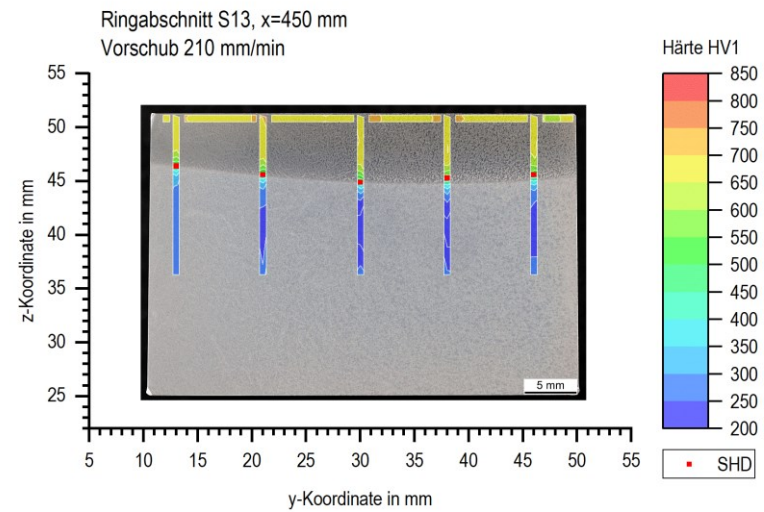
(g) S8, 180 mm/min, x=400 mm



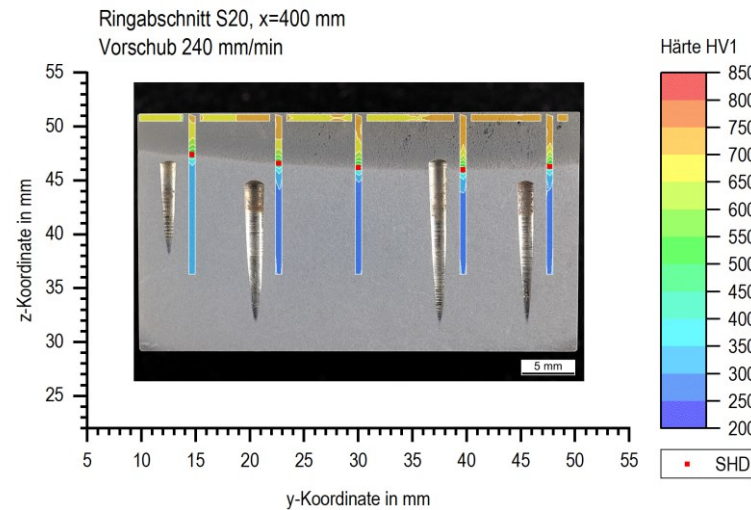
(h) S8, 180 mm/min, x=450 mm



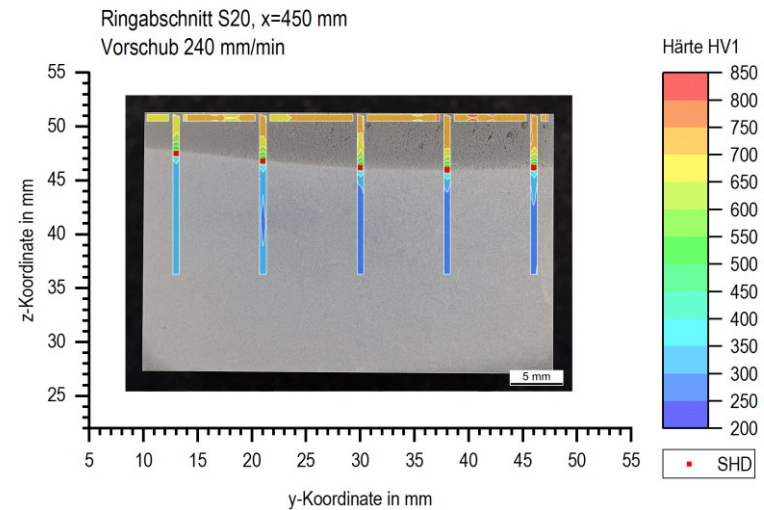
(i) S13, 210 mm/min, x=400 mm



(j) S13, 210 mm/min, x=450 mm



(k) S20, 240 mm/min, x=400 mm



(l) S20, 240 mm/min, x=450 mm

Abbildung 70: Makroskopische Aufnahmen der geätzten Proben in den Ebenen x=400 mm (links) und x=450 mm (rechts) überlagert mit den Ergebnissen der Härteprüfung und den ermittelten Einhärtungstiefen (SHDs) angeordnet mit steigender Vorschubgeschwindigkeit.

Insgesamt wird die Form der gehärteten Schicht in den meisten Fällen sehr gut durch die Einhärtungstiefe abgebildet. Wenn in den geätzten makroskopischen Aufnahmen eine klar abgegrenzte gehärtete Schicht mit meist hellem Saum zu erkennen ist, wie beispielsweise in den Abbildung 70(b), (h), (j), (k) und (l), dann stimmt die experimentell ermittelte Einhärtungstiefe sehr gut mit der Kante der gehärteten Schicht überein. Wenn die Kante hingegen an einigen Stellen nicht so klar zu erkennen ist und das Grundgefüge und die gehärtete Schicht ineinander überzugehen scheinen, wie in den Abbildung 70(a), (c), (d), (e), (f), (g) und (i), dann ist die gemessene Einhärtungstiefe bis zu 0,8 mm kleiner als die Dicke der gehärteten Schicht. Beispielsweise Ringabschnitt S14 zeigt relativ große Abweichungen für $y=21$ mm und $y=30$ mm, ebenso wie Ringabschnitt S4 bei $y=30$ mm. Die Abweichungen in Bezug auf die bestimmten Einhärtungstiefen an den Proben aus den Ringabschnitten S1, S8 und S20 weisen hingegen nur Abweichungen von wenigen 0,1 mm auf und stimmen damit gut überein. Ein Blick in die Härte-Tiefen-Verläufe in Abbildung 47 zeigt, dass in den Fällen einer verringerten Einhärtungstiefe gegenüber der makroskopisch erkennbaren gehärteten Schicht eine, teilweise mehrfache, Unter- und Überschreitung der Grenzhärte stattfindet. Für die Bestimmung der Einhärtungstiefe zählt immer die erste Unterschreitung der Grenzhärte und damit die niedrigste Tiefe unabhängig davon, ob es zu einer erneuten Überschreitung der Grenzhärte kommt oder nicht.

Werden für die jeweiligen Ringabschnitte die makroskopischen Aufnahmen und Härte-Tiefen-Verläufe der Ebenen $x=400$ mm und $x=450$ mm verglichen, wird deutlich, dass die Formen der gehärteten Schichten keine signifikanten Unterschiede aufweisen und auch die Schichtdicken gut übereinstimmen. Die Ergebnisse verdeutlichen damit, dass die eingebrachten Aussparungen unter der Tragbahn bei keiner der untersuchten Vorschubgeschwindigkeiten signifikante Veränderungen der Form und Dicke der Randschicht verursachen. Diese Erkenntnis legt nahe, dass auch das Temperaturfeld nicht übermäßig beeinflusst wird, weil sich sonst Änderungen in der Gefügeverteilung zeigen würden.

Die Gefügaufnahmen zeigen Seigerungen, die schon beim Urformprozess entstehen [46, 92, 122]. Im Verlauf der Prozesskette werden die Seigerungen verformt und beispielsweise beim Walzen in Walzrichtung langgestreckt [123]. Wird eine geseigerte Probe parallel zur Walzrichtung untersucht, erscheinen die Seigerungen als Zeilen im Gefüge, während eine Untersuchung senkrecht zur Walzrichtung die Seigerungszeilen im Querschnitt zeigt [92, 123]. *Hunkel et al.* [123] geben die Abstände in einem Stahl 20MnCr5 zwischen zwei Ferritbändern mit 10 – 50 μm an, während ein

randschichtgehärteter Stahl 42CrMo4 in der gehärteten Schicht Abstände zwischen gleichartigen Zeilen im Bereich ca. 50 – 100 µm zeigt [93]. Dabei beeinflusst sowohl der genaue Ablauf des Gießens als auch der Umformgrad beim Walzen oder Schmieden die Größe der Zeilenabstände [46, 124]. Die untersuchten Ringabschnitte wurden aus gewalzten Stäben gefräst, sodass die metallografische Untersuchung der y-z-Ebene der Ringabschnitte senkrecht zur Walzrichtung der Halbzeuge stattfindet. Die Mikrostrukturaufnahmen in Abbildung 45 weisen zwischen den gleichartigen Gefügebereichen sowohl an der Oberfläche als auch im Übergangsbereich Zeilenabstände in der Größenordnung von 50 – 100 µm auf.

Die positiv geseigerte Bereiche weisen eine höhere Konzentration von Legierungselementen wie Mangan, Chrom und Nickel auf, die die Ferrit- und Perlitbildung verzögern und die kritische Abkühlrate absenken [93, 124]. Diese nach der Ätzung hell erscheinenden Bereiche nahe der Oberfläche erfahren nach der Austenitisierung eine Abkühlung, deren Geschwindigkeit weit über der kritischen Abkühlrate liegt und sind daher vollständig martensitisch [92]. Im Gegensatz dazu kann in negativ geseigerten Bereichen auch bei verhältnismäßig hohen Kühlraten Bainit oder Ferrit entstehen, weil die geringere Konzentration der Legierungselemente zu erhöhten kritischen Abkühlraten führt [10, 93]. Aufgrund der ausreichend hohen Kühlraten gegenüber der kritischen Kühlrate entsteht auch in den negativ geseigerten Bereichen an der Oberfläche überwiegend Martensit. Die negativ geseigerten Bereiche erscheinen nach der Nitalätzung eher dunkel [92].

Im Übergangsbereich zum Grundgefüge sind sowohl die Seigerungen in der gehärteten Schicht als auch im Grundgefüge deutlich sichtbar. In den Ausläufern der gehärteten Randschicht entsteht in den positiv geseigerten Bereichen noch ein martensitisches Gefüge. Die negativ geseigerten, dunkelblau erscheinenden Bereiche der Randschicht setzen sich überwiegend aus Bainit zusammen. Auch im Grundgefüge sind die Seigerungen deutlich zu erkennen, da es sowohl aus angelassenem Martensit besteht, der nach der Ätzung dunkelbraun erscheint, als auch aus Bainit, der in den hellblauen Bereichen vorliegt. Der angelassene Martensit befindet sich wieder in den positiv geseigerten Bereichen, während sich Bainit in den negativ geseigerten Bereichen bildet. Mit dieser Gefügeverteilung erklären sich auch die gemessenen Härteschwankungen. Die positiv geseigerten Bereiche im Randbereich weisen deutlich höhere Härten auf als die negativ geseigerten Bereiche in direkter Nachbarschaft. Daher springen die gemessenen Werte immer wieder um mehrere 10 HV1 oder mehr sobald ein Wechsel

zwischen positiv und negativ geseigten Bereichen erfolgt. Bei Abständen der Seigerungszeilen von etwa 50 – 100 µm groß, Eindruckabständen von 100 µm in Tiefenrichtung und dem Querversatz der Eindrücke ergeben sich die genannten Schwankungen. Im Bereich der Einhärtungstiefen, im Übergangsbereich zum Grundgefüge, sind die Härteschwankungen besonders groß. In diesem Bereich sind die Kühlraten, die von der Wärmeabfuhr über die Oberfläche in Kombination mit der Wärmeleitung bestimmt werden, so weit abgesunken, dass die niedrige kritische Kühlrate in den positiv geseigten Bereichen noch überschritten wird, während die höhere kritische Kühlrate in den negativ geseigten Bereichen deutlich unterschritten wird.

Ein Abfall der Härte im Härte-Tiefen-Verlauf auf ein Minimum unterhalb des Härteniveaus des unbeeinflussten Ausgangsgefüges Abbildung 8 gezeigt konnte in den Proben nicht festgestellt werden. Bei einigen Proben, beispielsweise die Proben aus Ringabschnitt S13 und S14, ist möglicherweise eine leichte Verringerung der Härte nach Erreichen der Einhärtungstiefe gegenüber dem Grundgefüge aufgetreten. Allerdings sind die Ausprägungen jeweils gering, während die Streuungen hoch sind.

7.2 Validierung der Simulationen

7.2.1 Thermische Simulationen

Die Validierung der entwickelten Ersatzwärmequellen erfolgte in einem ersten Schritt in Form der Anwendung der Ersatzwärmequellen mit veränderten Vorschubgeschwindigkeiten. Der Vergleich der experimentell bestimmten und simulierten Temperatur-Zeit-Verläufe in Abbildung 65 zeigt, dass die Ersatzwärmequellen mit sehr guter Übereinstimmung auch die Temperatur-Zeit-Verläufe mit von 180 mm/min abweichenden Vorschüben abbilden kann. Die deutlich bessere Übereinstimmung der Temperatur-Zeit-Verläufe im Bereich der Tragbahn im Vergleich zur Verschleißbahn ergibt sich dadurch, dass für die Entwicklung der Ersatzwärmequellen unterschiedlich umfangreiche Datensätze zur Verfügung standen. Während aus den Ringabschnitten S4 und S8 im Bereich der Tragbahn 19 Messpositionen für die Entwicklung der Ersatzwärmequelle zur Verfügung standen, befanden sich im Bereich der Verschleißbahn nur 11 Thermoelemente. In den Untersuchungen wurde der Fokus bewusst auf eine möglichst umfassende Charakterisierung der Tragbahn gelegt. Die

geringere Anzahl an Messpositionen erlaubt im Bereich der Verschleißbahn keine so detaillierte Erfassung des räumlichen Temperaturfeldes wie in der Tragbahn.

Die Güte der Ersatzwärmequellen hängt maßgeblich von der Qualität der verfügbaren Daten ab. Neben der Anzahl der Messpunkte und ihrer räumlichen Verteilung ist auch die exakte Positionierung der Thermoelemente in den Bohrungen entscheidend. Daher ist eine Validierung unter Variation der Vorschubgeschwindigkeit bei sonst unveränderten Parametern zwingend erforderlich, um die Qualität der Ersatzwärmequelle zu bewerten. Erfolgt diese Validierung für verschiedene Vorschubgeschwindigkeiten nicht, könnten die Simulationsergebnisse nur mit den experimentellen Temperatur-Zeit-Verläufen verglichen werden, die die Grundlage für die Entwicklung der Ersatzwärmequellen sind und somit aufgrund des Rückbezuges keine zulässige Validierung darstellen. Erst wenn auch in Simulationen und Experimenten mit veränderten Vorschubgeschwindigkeiten gute Übereinstimmungen erzielt werden, kann von einer hinreichend guten Abbildung der induktiven Erwärmung durch die Ersatzwärmequellen ausgegangen werden.

Darüber hinaus erfordert die iterative Entwicklung der Ersatzwärmequellen aus den Temperatur-Zeit-Verläufen die Vernachlässigung von Phasenumwandlungen und damit zusammenhängender Effekte wie der Umwandlungswärme. Wenn die voneinander abweichenden thermischen Eigenschaften der verschiedenen Phasen berücksichtigt werden sollten, müssten die Ersatzwärmequellen nach der hier vorgestellten Vorgehensweise entwickelt und anschließend unter Berücksichtigung der Phasenumwandlungen weiter angepasst werden. Neben temperaturabhängigen thermischen Eigenschaften der einzelnen Phasen würde dieses Vorgehen deutlich mehr Iterationsschritte und damit Entwicklungszeit erfordern. Die erzielten Ergebnisse zeigen jedoch, dass trotz der Vernachlässigung der Phasenumwandlungen und aller damit verbundenen Effekte die experimentellen Temperatur-Zeit-Verläufe für den quasistationären Zustand des Induktionshärtens im Vorschubverfahren hinreichend genau simuliert werden können.

Aufgrund der begrenzten Anzahl an Messpunkten im realen Prozess besteht die Möglichkeit, dass eine andere funktionale Verteilung in einer oder mehreren Raumrichtungen die tatsächliche Wärmeeinbringung im Prozess besser abbilden könnte. Insbesondere in Tiefenrichtung lassen die Literaturdaten, die bereits in Abbildung 4(b) für ähnliche Randbedingungen dargestellt wurden, dies vermuten [21, 24]. Diese Unsicherheiten könnten nur mithilfe von mehr Messstellen sowohl im Bereich der Tragbahn als auch der Verschleißbahn quantifiziert und behoben werden. Sollte sich eine

solche Verteilung, wie sie von *Lupi et al.* [21] und *Rudnev et al.* [24] vorgestellt wurde, als besser geeignet erweisen, so wären ein deutlich umfangreicherer Datensatz über das jeweilige Temperaturfeld in seiner zeitlichen Entwicklung erforderlich. Nur mit deutlich mehr räumlichen Stützstellen ist es möglich die größere Anzahl an Modellparametern zu ermitteln.

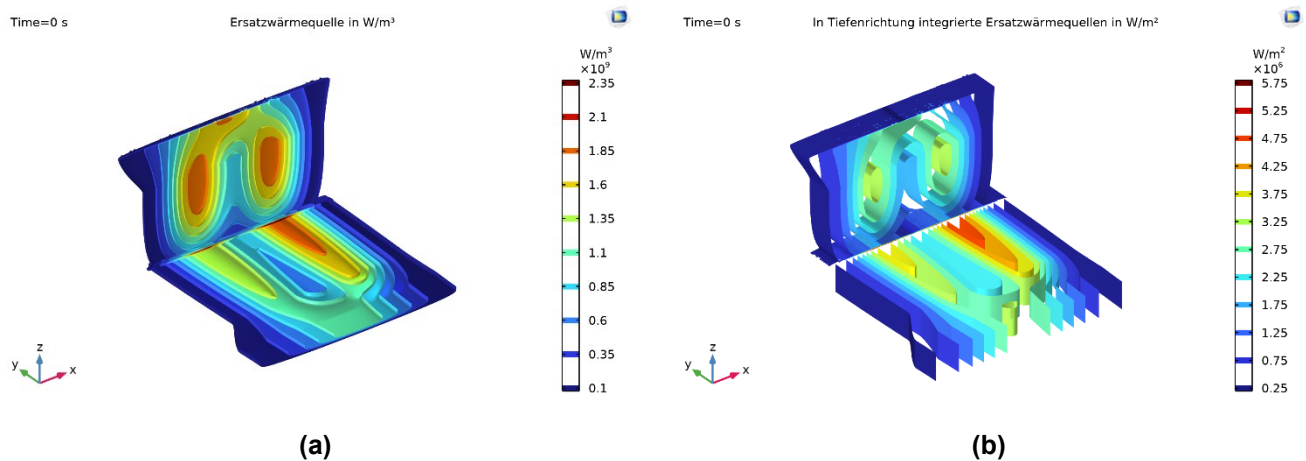


Abbildung 71: Ersatzwärmequellen dargestellt in Form von Isoflächen für (a) die eingebrachte Wärmemenge pro Volumen und (b) die jeweils eingebrachte Wärmemenge pro Oberflächeneinheit.

Die entwickelten Ersatzwärmequellen mit maximalen Energieeinträgen von $2\,550\text{ MW/m}^3$ im Bereich der Tragbahn angrenzend an die Verschleißbahn, wie in Abbildung 71(a) mit Isoflächen dargestellt, decken sich gut mit den Angaben von *Goldstein* über Energieeinträge in der Größenordnung von $1\,600\text{ MW/m}^3$ bei Verwendung von Feldkonzentratorelementen [125]. Auch wenn jeweils die eingebrachte Wärme pro Oberflächeneinheit betrachtet wird, wie in Abbildung 71(b), liegen die maximal induzierten Wärmemengen der Ersatzwärmequellen mit bis zu 500 W/cm^2 im Bereich der Tragbahn in etwa in der Größenordnung der typischen Leistungsdichten beim induktiven Randschichthärten von $1\,000 - 10\,000\text{ W/cm}^2$ [12].

Der Vergleich der experimentell ermittelten und simulierten Spitzentemperaturen für die untersuchten Vorschubgeschwindigkeiten in Abbildung 72 zeigt noch einmal die gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment und damit die gute Eignung der Ersatzwärmequellen.

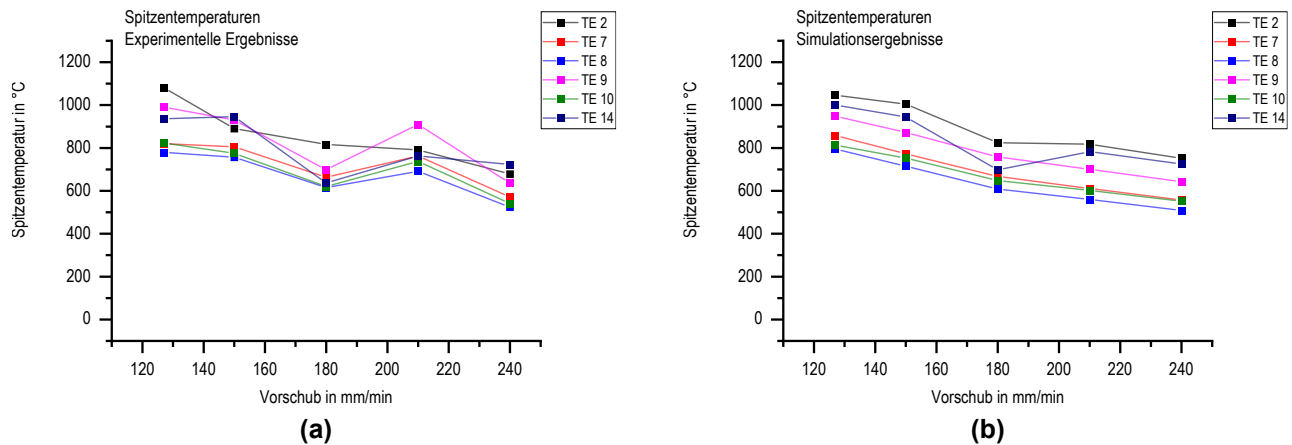


Abbildung 72: Vergleich der (a) experimentell ermittelten und (b) simulierten Spitzentemperaturen der Ringabschnitte S1, S4, S13, S14 und S20 an den untersuchten Messpositionen der Thermoelemente mit maximal 3,0 mm Differenz der Oberflächenabstände im Induktionshärtprozess in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit.

Die erfolgreiche Validierung der Simulation zeigt auch, dass die getrennte Betrachtung von Erwärmung und Abschreckung im vorliegenden Fall möglich und geeignet ist, weil die Anpassung der Abschreckung keinerlei Einfluss auf die Temperaturentwicklung bei der Erwärmung hat. Die liegt auch in der Tatsache begründet, weil die Abschreckbrause dem Induktor mit einem entsprechenden Abstand folgt.

Bei genauerer Betrachtung des Temperatur-Zeit-Verlaufes nach Beginn der Wasserabschreckung in Abbildung 65 zeigt sich zu Beginn ein typischer newtonscher Verlauf mit starkem Temperaturabfall. Die immer weiter sinkende Abkühlgeschwindigkeit erhöht sich erst für Temperaturen im Bereich von 200 - 300 °C erneut, bevor sie wieder absinkt. Die Erhöhung der Kühlrate bei diesen Temperaturen ist auf die zweite und dritte Brause zurückzuführen, die weiteres Kühlmedium auf das Bauteil aufbringen und in Abbildung 32 dargestellt sind. Die Abschreckung durch das Kühlmedium der ersten Brause wird mit einer weiteren Brausenabschreckung überlagert, sodass daher wieder ein newtonscher Verlauf zu erkennen ist. Der genaue Zeitpunkt und die genaue Temperatur ab der die Erhöhung der Kühlrate einsetzt, hängt von der Position der einzelnen Thermoelemente ab. Wie bereits in Kapitel 5.2 erwähnt, ist der Abschreckprozess nach der induktiven Erwärmung nicht identisch mit den Abschreckversuchen zur Ermittlung der Wärmeübergangskoeffizienten. Die iterative Anpassung der Abschreckrandbedingung führt automatisch dazu, dass die Abweichungen zwischen experimentellen Ergebnissen und Simulationsergebnissen mit jedem Iterationsschritt sinken. Die Stärke des gewählten Ansatzes liegt insbesondere in der Objektivität, da die berechneten Korrekturfaktoren nicht vom jeweiligen subjektiven Eindruck des Anwenders beeinflusst werden. Die veränderten Kühlraten im

Temperaturbereich von 200 - 300 °C infolge der wirkenden zweiten und dritten Brause werden sehr gut abgebildet und bedürfen keiner manuellen Eingriffe oder Korrekturen, um sie korrekt abzubilden.

Die mit den Korrekturfaktoren angepassten Wärmeübergangskoeffizienten wurden unverändert auch auf die weiteren untersuchten Vorschubgeschwindigkeiten übertragen. Auf diese Weise können erste Aussagen darüber getroffen werden, ob die iterativ ermittelten Korrekturfaktoren ebenso wie die Ersatzwärmequellen auch bei verändertem Vorschub anwendbar sind. Die Ergebnisse in Abbildung 65 zeigen, dass die Abweichungen zu den experimentell ermittelten Temperatur-Zeit-Verläufen sich überwiegend im Bereich von wenigen 10 K bewegen und damit nur wenig höher liegen als für Ringabschnitt S4 mit 180 mm/min, für den die iterative Anpassung vorgenommen wurde. Somit kann in erster Näherung auch die Abschreckrandbedingung unter Verwendung der Korrekturfaktoren im untersuchten Intervall der Vorschubgeschwindigkeiten genutzt werden.

Die exakte Temperaturentwicklung des Abschreckvorganges hängt maßgeblich von der Vorschubgeschwindigkeit und der aufgetragenen Menge der wässrigen Polymerlösung ab. Da bei allen experimentellen Härteprozessen die Parameter der Abschreckung unverändert bleiben, ist der einzige Einflussfaktor die Vorschubgeschwindigkeit. Verändert sich die Vorschubgeschwindigkeit bei sonst unveränderter Abschreckung, dann verändern sich automatisch die Spitzentemperaturen während der Erwärmung und damit auch das Temperaturfeld zu Beginn der Abschreckung. Daher ist davon auszugehen, dass sich auch der Wärmeübergang während der Abschreckung verändert. Folglich wird damit für möglichst exakte Simulationsergebnisse auch eine Anpassung der Korrekturfaktoren nötig. Insbesondere für langsamere Vorschübe als die zur Entwicklung verwendeten 180 mm/min ist mit Abweichungen zu rechnen, weil durch die verlangsamte Bewegung des Induktors mehr Wärme im Bauteil induziert wird. Auf diese Weise treten höhere Temperaturen am Beginn der Abschreckung auf, für die bei 180 mm/min Vorschub keine Korrekturfaktoren ermittelt werden konnten. Die Korrekturfaktoren werden stattdessen außerhalb ihres Temperaturbereiches jeweils mit konstanten Werten extrapoliert. Trotz der dargelegten Einschränkungen bezüglich der Anwendbarkeit der angepassten Wärmeübergangskoeffizienten bewegen sich die Temperaturdifferenzen zwischen experimentell bestimmten und simulierten Temperatur-Zeit-Verläufen für alle von 180 mm/min abweichenden Vorschubgeschwindigkeiten wie bereits dargelegt im Bereich von wenigen 10 K. Da die Abweichungen nur wenig größer sind als bei Ringabschnitt S4, ist davon auszugehen, dass auch die iterativ ermittelten

Korrekturfaktoren des Wärmeübergangskoeffizienten für die untersuchten Vorschubgeschwindigkeiten mit ausreichender Genauigkeit anwendbar sind.

7.2.2 Korrelation von Gefügeverteilung und Härte

Da die Einhärtungstiefe der experimentellen Untersuchungen anhand der Ergebnisse der Härteprüfung definiert wird und die Simulationen keine Härtewerte liefern, ist kein direkter Vergleich zwischen Experiment und Simulation möglich. Alternativ ist es möglich eine Validierung der Simulationsergebnisse anhand der simulierten Phasenanteile durchzuführen. Dazu wurden mehrere geätzte Proben aus Ringabschnitten nach der Härteprüfung erneut einer metallografischen Untersuchung unterzogen. Anhand der gemessenen Härte-Tiefen-Verläufe ist bereits bekannt bei welchem Härteeindruck eine erste Unterschreitung der Grenzhärte stattfindet. An dieser Position erfolgt die Abschätzung der Gefügezusammensetzung um den jeweiligen Härteeindruck durch eine erfahrene Metallographin. Die Abschätzung ergibt Martensitanteile im Bereich von 50 – 70 %. Daher wird ein Wert von 60 % Martensit mit dem Erreichen der Grenzhärte korreliert.

Darüber hinaus wurde eine Berechnung der Härte von Martensit und Bainit basierend auf der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes und der Abkühlgeschwindigkeit bei 700 °C nach *Blondeau et al.* [126] durchgeführt. Die folgenden Formeln (7.1) und (7.2) berechnen die resultierende Härte von Martensit und Bainit anhand der Konzentration der einzelnen Legierungselemente in Masseprozent und der Abkühlgeschwindigkeit V_R bei 700 °C in K/h [126]:

$$HV_{Martensit} = 127 + 949 \cdot C + 27 \cdot Si + 11 \cdot Mn + 8 \cdot Ni + 16 \cdot Cr + 21 \cdot \log V_R \quad (7.1)$$

$$HV_{Bainit} = -323 + 185 \cdot C + 330 \cdot Si + 153 \cdot Mn + 65 \cdot Ni + 144 \cdot Cr + 191 \cdot Mo + \log V_R \cdot (89 + 53 \cdot C - 55 \cdot Si - 22 \cdot Mn - 10 \cdot Ni - 20 \cdot Cr - 33 \cdot Mo) \quad (7.2)$$

Für Ringabschnitt S4 wurden laut den in-situ Temperaturmessungen maximal Kühlraten von ca. 30 K/s bei 700 °C an der Position von Thermoelement 2, also in einem Oberflächenabstand von 3,6 mm gemessen. Mit dieser Abkühlgeschwindigkeit ist eine maximale Härte eines rein martensitischen Gefüges in der Zusammensetzung der Ringabschnitte in Höhe von 667 HV1 laut Formel (7.1) erreichbar. Dies entspricht näherungsweise den gemessenen oberflächennahen Härtewerten in Abbildung 47.

Da die Metallographieaufnahmen zeigen, dass in der gehärteten Randschicht ausschließlich Martensit und Bainit auftreten, wird darüber hinaus nur der Ausgangszustand, basierend auf den Angaben in Kapitel 3.1.1, mit einer Härte von 293 HV1 für die Berechnung der Gesamthärte berücksichtigt. Die resultierende Härte des Gefügegemesches HV_{ges} ergibt sich anhand einer linearen Mischungsregel aus den anteilmäßig gewichteten Härtewerten der einzelnen Gefügebestandteile. Die Härtewerte der Gefügebestandteile werden dazu, entsprechend der nachfolgenden Gleichung (7.3), mit den jeweiligen Phasenanteilen ξ multipliziert und ergeben so die Gesamthärte HV_{ges} .

$$HV_{ges} = HV_{AZ} \cdot \xi_{AZ} + HV_{Bainit} \cdot \xi_{Bainit} + HV_{Martensit} \cdot \xi_{Martensit} \quad (7.3)$$

Der simulierte Martensitanteil in der Ebene $x=400$ mm für Ringabschnitt S4 (Vorschub 180 mm/min) ist in Abbildung 73 dargestellt. Die Strich-Punkt-Linie zeigt den Grenzwert von 60 % Martensit, der mit der Einhärtungstiefe korrelieren soll. Abbildung 74 präsentiert in der gleichen Ebene die Härte, die sich bei Anwendung des Ansatzes nach *Blondeau et al.* ergibt. Die Einhärtungstiefe unter Verwendung der Grenzhärte von 480 HV1 (siehe Kapitel 3.2.6) wird ebenfalls durch die Strich-Punkt-Linie dargestellt. Mit beiden Ansätzen ist es gelungen, aus den simulierten Phasenverteilungen die Härteverteilungen und damit die simulierte Einhärtungstiefe zu bestimmen. Beide Ansätze führen zu sehr ähnlichen Ergebnissen, deren Verläufe über die Bahnbreite qualitativ mit den Formen der gehärteten Randschichten in Abbildung 44 übereinstimmen. Ein quantitativer Vergleich wird nachfolgend vorgenommen.

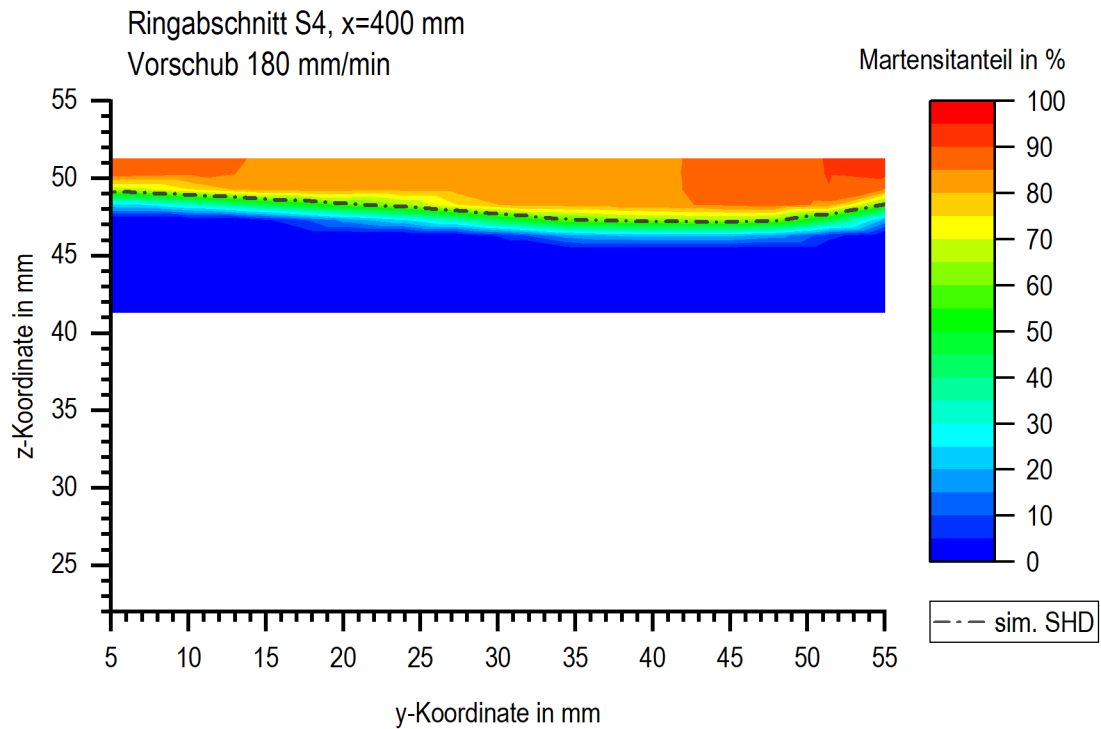


Abbildung 73: Simulierte Härteverteilung und resultierende Einhärtungstiefe für Ringabschnitt S4 (180 mm/min Vorschub) in der Ebene $x=400$ mm unter Anwendung des Grenzanteils an Martensit.

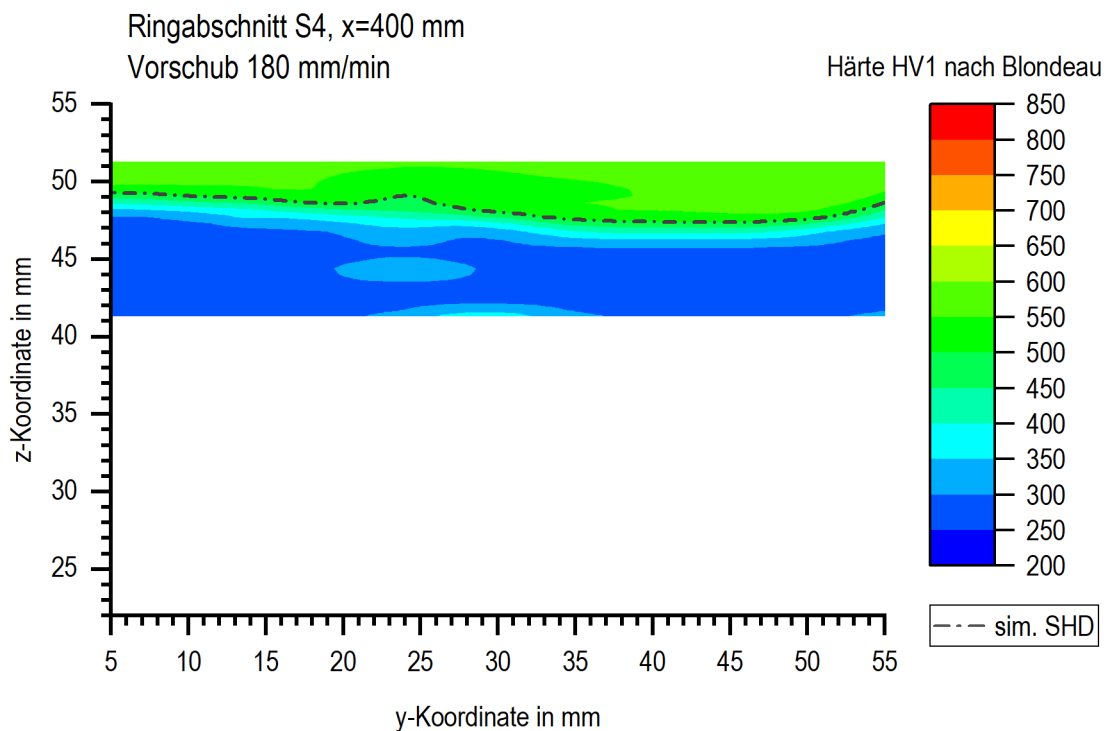
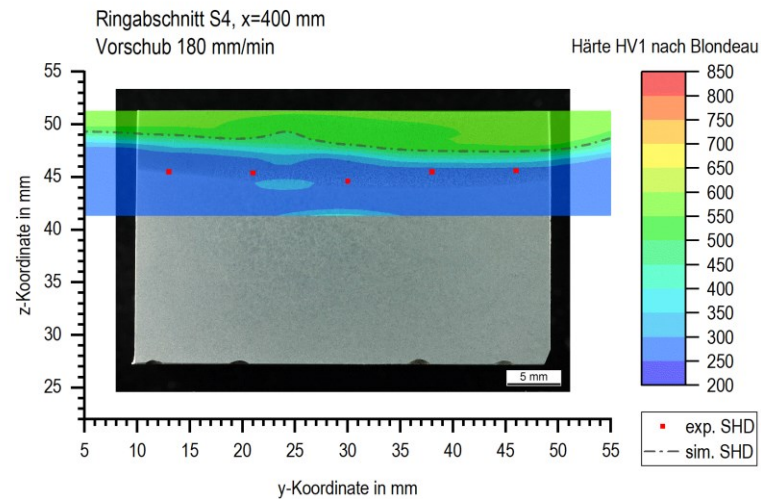
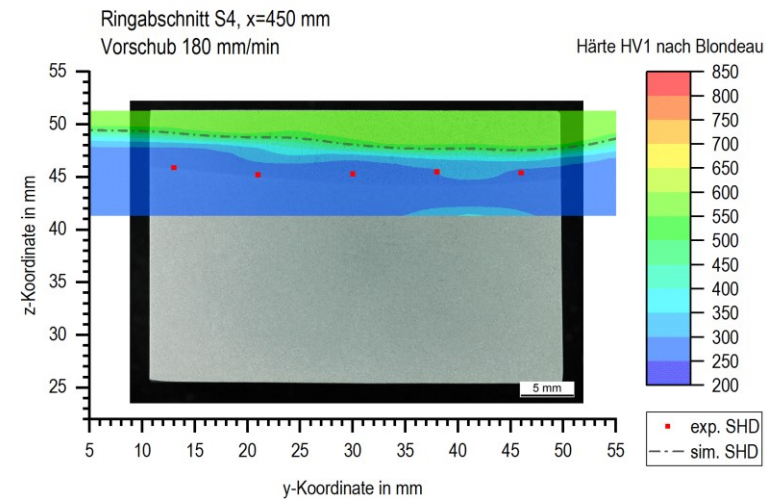
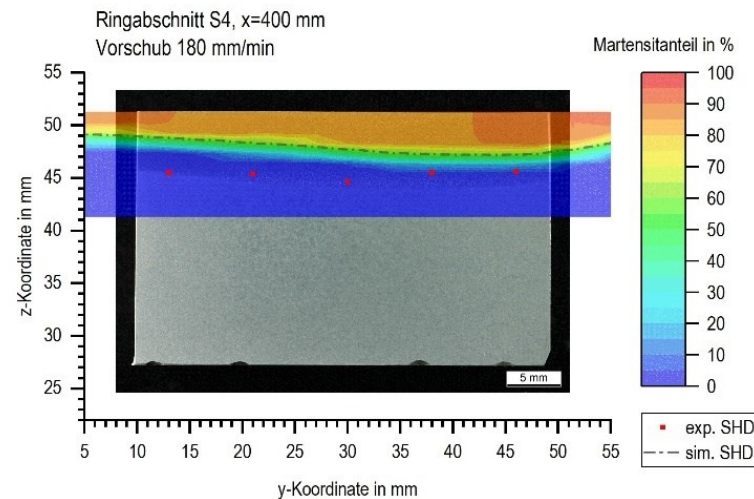


Abbildung 74: Simulierte Härteverteilung und resultierende Einhärtungstiefe für Ringabschnitt S4 (180 mm/min Vorschub) in der Ebene $x=400$ mm nach *Blondeau et al.* [126].

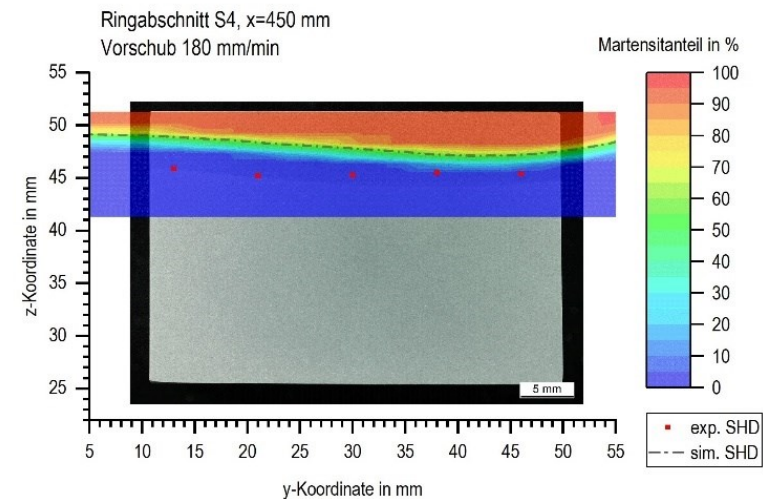
7.2.3 Gefügeverteilung und Härte

Erst durch einen Vergleich der simulierten und experimentell bestimmten Gefüge und Einhärtungstiefen kann die Simulation vollständig validiert werden. Da die gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufe die Datenbasis für die entwickelten Ersatzwärmequellen bilden, kann die Validierung nicht allein anhand von thermischen Simulationen erfolgen. Die Gefügeverteilung hingegen als Ergebnis der Wärmebehandlung eignet sich für die Validierung, weil sie einerseits eine korrekte Abbildung der thermischen Vorgänge und andererseits eine korrekte Implementierung des Phasenumwandlungsverhaltens voraussetzt.

Daher wurden die Ergebnisse der thermisch-metallurgischen Simulation sowohl in Bezug auf den zur Grenzhärte gehörenden Martensitanteil von 60 % als auch mit dem Ansatz zur Berechnung der Härte nach *Blondeau et al.* ausgewertet. Mit den experimentell gemessenen Kühlraten könnte theoretisch laut dem Ansatz von *Blondeau et al.* eine Maximalhärte des rein martensitischen Gefüge von 667 HV1 erzielt werden. Diese Härte stimmt gut mit den experimentellen Ergebnissen von Ringabschnitt S4 überein, die einen Mittelwert von etwas mehr als 650 HV1 im Bereich der gehärteten Schicht vor dem Härteabfall aufweisen. Auch für die weiteren untersuchten Ringabschnitte wurde eine Härte von durchschnittlich etwa 660 HV1 gemessen. In Abbildung 75 sind für die Schnittebenen $x=400$ mm und $x=450$ mm sowohl die experimentellen Ergebnisse in Form roter Quadrate als auch die Simulationsergebnisse als strichpunktierte Linien dargestellt. Die Gegenüberstellung der Auswertung eines Martensitanteils von 60 % zur Abbildung der Einhärtungstiefe und der Härteberechnung nach *Blondeau et al.* zur Bestimmung der Einhärtungstiefe liefert für beide untersuchten Ebenen nahezu identische Ergebnisse. Wie die makroskopische Gefügaufnahme im Hintergrund zeigt, wird in beiden Fällen die Form der gehärteten Schicht gut abgebildet. Die Einhärtungstiefen werden in der Simulation allerdings deutlich unterschätzt. Die großen Abweichungen der Einhärtungstiefen verdeutlichen, dass die Simulation die tatsächlich ablaufenden Vorgänge im hier untersuchten Fall noch nicht korrekt abbilden kann.

(a) berechnete Härte nach *Blondeau et al.*(b) berechnete Härte nach *Blondeau et al.*

(c) simulierter Martensitanteil



(d) simulierter Martensitanteil

Abbildung 75: Makroskopische Aufnahmen des Ringabschnittes S4 (180 mm/min Vorschub) überlagert mit den Simulationsergebnissen in den Ebenen x=400 mm (links) und x=450 mm (rechts): berechnete Härteverläufe und Einhärtungstiefen nach *Blondeau et al.* [126] (oben) sowie bei Auswertung des Grenzwertes an 60 % Martensit zum Erreichen der Grenzhärte (unten).

Grundsätzliche Eignung des Simulationsmodells

Zunächst wird überprüft, ob die simulierten Temperaturverteilungen mit den simulierten Einhärtungstiefen sinnvoll korrelieren. Abbildung 76 zeigt, dass die gepunktet dargestellte 800 °C-Isotherme der Spitzentemperaturen nahezu deckungsgleich ist mit den simulierten Einhärtungstiefen, die als Strich-Punkt-Linie dargestellt ist. Eine Spitzentemperatur von etwa 800 °C im Bereich der Einhärtungstiefe ist physikalisch sinnvoll, da bei dieser Temperatur laut dem ZTA-Diagramm in Abbildung 22 eine weitgehende Austenitisierung gewährleistet wird. Die thermischen und metallurgischen Ergebnisse der gekoppelten Simulation ergeben also ein stimmiges Bild.

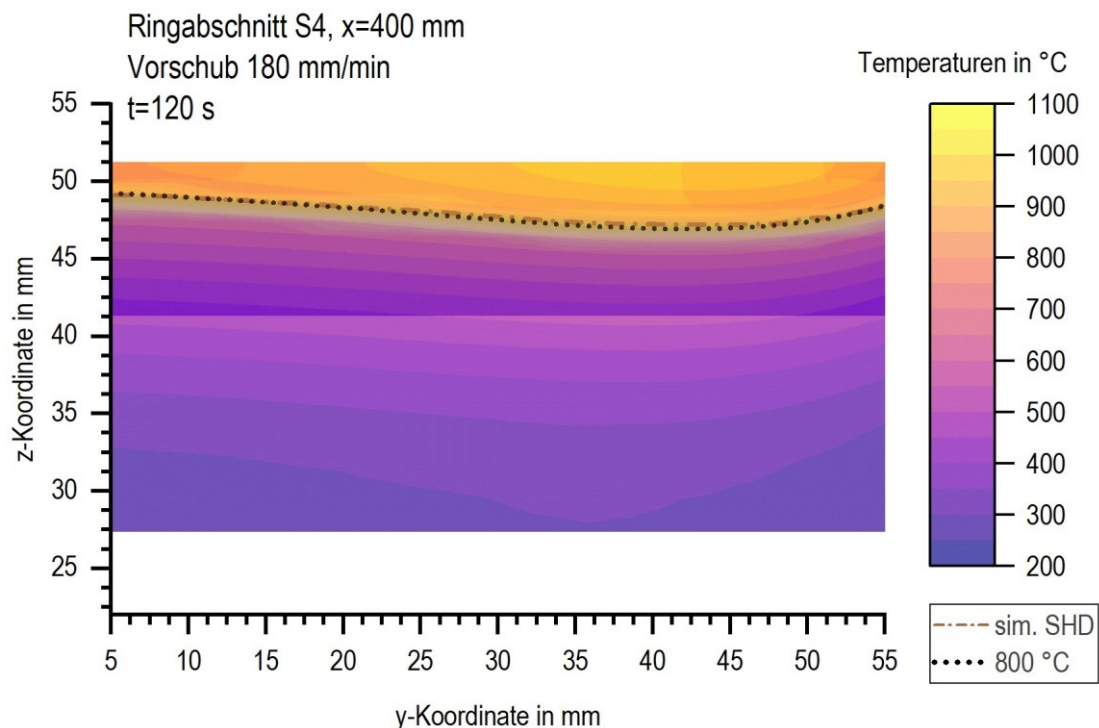


Abbildung 76: Darstellung der erreichten Temperaturen zum Zeitpunkt $t=120$ s und der 800 °C-Isotherme und der simulierten Einhärtungstiefe basierend auf 60 % Martensit im resultierenden Gefüge in der Ebene $x=400$ mm des Ringabschnittes S4 (180 mm/min Vorschub).

Umwandlungsmodell

Als weitere mögliche Ursache für die Abweichungen zwischen Simulation und Experiment kommt die unterschiedliche chemische Zusammensetzung der Proben zur Bestimmung des Umwandlungsverhaltens und der Ringabschnitte in Betracht. Die chemischen Zusammensetzungen von Ringabschnitten und Ringrohling sind laut Tabelle 1 aber sehr ähnlich, sodass auch das Umwandlungsverhalten sehr ähnlich sein sollte. Darüber hinaus beinhaltet das Umwandlungsmodell, wie bereits in Kapitel 3.1.3 erläutert, nur ein ZTU-Diagramm unabhängig vom Oberflächenabstand. Das heißt, dass.

unterschiedliche Austenitisierungszustände abhängig vom Oberflächenabstand nicht berücksichtigt werden. Insbesondere nahe der Oberfläche ist mit einer vollständigen Homogenisierung des Austenits zu rechnen, sodass in oberflächennahen Bereichen der Anteil des gebildeten Bainits tendenziell überschätzt wird. Dieser Effekt wird mit steigendem Oberflächenabstand geringer, weil die Homogenität des gebildeten Austenits abnimmt und damit das implementierte Umwandlungsmodell wieder eine zunehmend korrekte Abbildung des Umwandlungsverhaltens bieten kann. Das genaue Ausmaß dieses Effektes könnte nur abgeschätzt werden, indem ein Umwandlungsmodell implementiert würde, das die mit zunehmendem Oberflächenabstand abnehmende Homogenisierung berücksichtigt. Im Bereich der Einhärtungstiefe liefert das genutzte vereinfachte Umwandlungsmodell zutreffende Ergebnisse.

Temperaturmessung

Da das implementierte thermisch-metallurgische Simulationsmodell offensichtlich keine groben Fehler aufweist, wird die Ursache für die großen Abweichungen zwischen experimentell und mittels Simulation ermittelter Einhärtungstiefe im Bereich der Temperaturmessung als Basis für die Ersatzwärmequellen angenommen. Als mögliche Ursache kommen die in-situ Temperaturmessungen beim induktiven Randschichthärten in Frage. Die gemessenen Temperaturen sind vermutlich zu niedrig und die Ersatzwärmequellen damit zu schwach definiert.

7.3 Fehlerquellen bei der Temperaturmessung

Thermoelemente benötigen an der gewünschten Messstelle Kontakt zum Bauteil. Dies kann wahlweise über eine Punktschweißung oder eine temporäre Fixierung des Thermoelementes sichergestellt werden. Thermoelemente nutzen den sogenannten Seebeck-Effekt [99, 127]. Der Seebeck-Effekt beschreibt die Entstehung einer Thermospannung, wenn zwei verschiedene elektrische Leiter zu einer offenen Schleife verbunden und an ihrer Verbindungsstelle erwärmt werden. Die Thermospannung hängt von der Temperaturdifferenz zwischen Verbindungsstelle und den freien Enden sowie von den verwendeten elektrischen Leiter ab [128]. Thermoelemente ermöglichen Messungen der Temperaturentwicklung in Bohrungen, um Informationen über die Temperaturen abseits der Bauteiloberflächen zu erhalten, die optisch nicht zugänglich sind [129].

Die verwendete Materialpaarung der Thermodrähte bestimmt sowohl den Temperatureinsatzbereich als auch die Fehlertoleranz. Die Normen DIN EN 60584-1 und DIN EN 60584-3 beschreiben die Legierungszusammensetzungen wichtiger genormter Thermoelemente sowie Grenzwerte, Toleranzen und Details zum Aufbau [130, 131]. Insbesondere Thermoelemente vom Typ K mit Ni-Cr und Ni-Al Thermodrähten und einem Temperaturbereich von $-200\text{ }^{\circ}\text{C}$ bis $1\,250\text{ }^{\circ}\text{C}$ finden breite Anwendung in der Wärmebehandlung [132].

Nachfolgend werden drei möglich Fehlerquellen bei der Temperaturmessung diskutiert. Dabei handelt es sich um die Positionen der Thermoelemente, den Einfluss des elektromagnetischen Feldes und die thermische Trägheit der Thermoelemente.

Positionen der Thermoelemente

Eine erste mögliche Fehlerquelle für die relativ niedrigen gemessenen Temperaturen sind die Messpositionen der Thermoelemente. Die tatsächlichen Oberflächenabstände können von den Sollwerten abweichen. Die Bohrungen sind mit einem Durchmesser von 2,1 mm nur geringfügig größer als die Mantelthermoelemente mit einem Außendurchmesser von 2,0 mm, um einen guten thermischen Kontakt zu gewährleisten. Der vorvergütete Ausgangszustand des Werkstoffes mit einer Zugfestigkeit im Bereich von $850 - 1\,000\text{ N/mm}^2$ erschwert die notwendigen tiefen Bohrungen [133]. Die mit bis zu 20 mm relativ tiefen Bohrungen wurden auf einer CNC-Fräsmaschine ausgeführt, sodass vermutlich von einer senkrechten Einbringung der Bohrungen zur Oberfläche der gefrästen Aussparung ausgegangen werden kann. Nichtsdestotrotz sind kleine Winkelabweichungen bei Verwendung entsprechend dünner Bohrer in Kombination mit dem hochfesten Werkstoff denkbar. Bereits kleine Winkelabweichungen vergrößern den Oberflächenabstand. Eine Winkelabweichung von beispielsweise 5° bei einer Bohrungstiefe von 20 mm erhöht den Oberflächenabstand um 0,15 mm. Dass auch Bohrungen mit einer gewissen Krümmung entstehen können zeigt die makroskopische Aufnahme der Probe in der Ebene $x=400\text{ mm}$ aus Ringabschnitt S8 in Abbildung 44(g). Bereits mit bloßem Auge ist erkennbar, dass die zweite Bohrung von links nicht lotrecht zur Oberfläche ist und zusätzlich im oberen Bereich eine leichte Krümmung nach links aufweist. Zusätzlich können auch Grate, Späne oder andere Verunreinigungen eine Platzierung des Thermoelementes am Bohrlochgrund behindern. Durch die nachträgliche Messung der tatsächlichen Bohrlochtiefen in den Ringabschnitten und deren Berücksichtigung in den Simulationen ist der Fehler durch mögliche ungenaue Positionierungen so weit wie möglich reduziert. Es ist davon auszugehen, dass dieser Fehler aufgrund der ergriffenen Maßnahmen verhältnismäßig gering ist.

Einfluss des elektromagnetischen Feldes

Eine zweite Fehlerquelle ergibt sich aus der elektromagnetischen Erwärmung. Da Thermoelemente Thermospannungen nutzen, um die Temperatur eines Bauteils zu messen, können elektromagnetische Wechselfelder zu Störungen führen. Die elektromagnetischen Wechselfelder können auch in Thermoelementdrähten Spannungen induzieren, die dann die zu messenden Thermospannungen überlagern. [99, 127]. *Smalcerz und Przylucki* [134] zeigen in ihren Untersuchungen, dass elektromagnetischen Felder je nach verwendeter Frequenz Einfluss auf die Temperaturmessungen haben können. Allerdings wird auch deutlich, dass die Verwendung isolierter Thermoelemente die auftretenden Fehler stark reduziert. *Chatterjee und Nabhiraj* [135] weisen nach, dass der Messfehler bei Temperaturmessungen während einer Innenfelderwärmung auf wenige Prozent absinkt, wenn sich das isolierte Thermoelement im eisenhaltigen Werkstück befindet und durch dieses vom elektromagnetischen Feld abgeschirmt wird. Zusätzlich sinkt der Einfluss der elektromagnetischen Wechselfelder je kleiner der Durchmesser der Thermoelemente ist [135]. Selbst bei der induktiven Erwärmung in Dilatometern wird ein nicht isoliertes Regelthermoelement direkt auf der Probenoberfläche aufgeschweißt und mit sehr guten Ergebnissen verwendet [136]. Bei einem signifikanten Einfluss des elektromagnetischen Feldes wäre eine Veränderung der gemessenen Temperaturen in Form einer Unstetigkeit des Temperaturverlaufes zu erwarten, während sich der Induktor über die Messstelle bewegt [134]. Die aufgenommenen Temperatur-Zeit-Verläufe lassen keine solche Unstetigkeit erkennen. Während der induktiven Erwärmung der Ringabschnitte sind die Thermoelemente weitgehend vom elektromagnetischen Feld abgeschirmt, weil sie von der der Erwärmung abgewandten Seite ins Bauteil eingebracht werden und auch die Zuleitungen immer hinter dem Werkstück geführt werden. In Kombination mit der Isolierung der Thermoelemente ist daher davon auszugehen, dass der Einfluss der elektromagnetischen Wechselfelder auf die Temperaturmessungen gering ist.

Thermische Trägheit der Thermoelemente

Bei der Verwendung von Thermoelementen muss berücksichtigt werden, dass das Messergebnis immer die Temperatur an der Verbindungsstelle der Thermodrähte widerspiegelt. Die Verbindungsstelle muss durch Wärmeleitung gegen einen thermischen Widerstand erwärmt werden, sodass sie nicht zwingend dieselbe Temperatur aufweist wie die vorgesehene Messstelle am Bauteil [99]. Zwei Effekte beeinflussen dabei die Temperaturentwicklung an der Verbindungsstelle des Thermoelementes. Zum einen muss die Verbindungsstelle und je nach Aufbau und Dicke des Thermoelementes auch

der Mantel des Thermoelementes erwärmt werden. Wie schnell diese Erwärmung vonstattengeht hängt von der Wärmekapazität des Thermoelementes und damit von der Masse und der spezifischen Wärmekapazität ab [129]. Zum anderen führt eine Temperaturänderung an der Messstelle zu einer Temperaturdifferenz zwischen Messstelle und Thermoelement. Da der resultierende Wärmeübergang zwischen Thermoelement und Bauteil getrieben wird von der Temperaturdifferenz, gleicht sich die Temperatur der Verbindungsstelle zunehmend langsamer an die Temperatur der Messstelle an [99]. Gleichzeitig tritt ein thermischer Widerstand zwischen Thermoelement und Bauteil auf, der durch die Güte des Kontaktes zwischen den beiden bestimmt wird und sich beispielsweise durch Verunreinigungen oder unzureichenden Kontakt erhöht [129]. Sobald der thermische Widerstand größer als null ist, verbleibt auch nach unendlich langer Zeit eine Temperaturdifferenz zwischen Messstelle und Verbindungsstelle der Thermodrähte [129].

Die gemessene Temperatur ϑ_M infolge einer sprunghaften Temperaturänderung an der Messstelle zum Zeitpunkt $t = 0 \text{ s}$ von einer Starttemperatur ϑ_0 auf die neue Temperatur ϑ_∞ lässt sich nach dem Newtonschen Gesetz berechnen. Im Falle einer Abkühlung kann die gemessene Temperaturentwicklung mit folgender Gleichung (7.4) beschrieben werden [99, 137]:

$$\vartheta_M(t) = \vartheta_\infty + (\vartheta_0 - \vartheta_\infty) \cdot e^{-t/\tau} \quad (7.4)$$

Die Zeitkonstante τ charakterisiert dementsprechend wie schnell sich die Temperaturdifferenz zwischen Verbindungsstelle und Messstelle auf $e^{-1} \approx 36,79 \%$ der anfänglichen Temperaturdifferenz verkleinert. Neben dem Kontakt zur Messstelle beeinflusst auch die Dicke der Thermoelemente die Zeitkonstante. Dabei liegen typische Zeitkonstanten je nach Material, Aufbau und Dicke der Thermoelemente im Bereich von Sekundenbruchteilen bis zu mehreren Sekunden [99, 129]. Im Vergleich zu den beiden anderen diskutierten Fehlerursachen bei der Temperaturmessung ist der Einfluss der thermischen Trägheit als relevant anzunehmen.

Insbesondere bei dynamischen Messungen müssen die ausgewählten Thermoelemente hinsichtlich ihrer Reaktionsgeschwindigkeit so ausgewählt werden, dass sie den Temperaturentwicklungen schnell genug folgen können und die Temperatur-Zeit-Verläufe durch ihre thermische Trägheit möglichst wenig verfälschen. Die beste Methode wäre möglichst dünne und unisolierte Thermoelemente zu verwenden, da auf die Weise die Zeitkonstante und damit der Messfehler deutlich geringer wird. In der Praxis ist es jedoch oft aus verschiedenen Gründen nicht möglich dünnere und unisolierte

Thermoelemente zu verwenden, sodass eine Abschätzung der auftretenden Fehler und eine Korrektur der Messergebnisse vorgenommen werden muss [129, 138]. Im vorliegenden Fall sprach die Notwendigkeit tiefer Thermoelementbohrungen in relativ großen Ringabschnitten gegen die Verwendung dünnerer Thermoelemente. Erwartete Störungen durch die wirkenden elektromagnetischen Felder sprachen gegen die Verwendung unisolierter Thermoelemente.

Die Methode von *Oliveira et al.* [129] ermöglicht an einem vereinfachten Kalibrierungsversuch die Zeitkonstante τ der verwendenden trägen Thermoelemente zu bestimmen und anschließend auf die tatsächlichen Temperatur-Zeit-Verläufe zurück zu rechnen. Im Rahmen der Kalibrierungsversuche wird die Messsituation der geplanten Untersuchungen zunächst in vereinfachter Form mit einem der zu verwendenden trägeren Thermoelemente nachgebildet. Zusätzlich wird an einer Messposition, die dieselbe Temperaturentwicklung erfährt, mit einem möglichst dünnen, idealerweise unisolierten, Thermoelement derselbe Prozess untersucht. Unter der vereinfachenden Annahme einer Zeitkonstante von $\tau = 0\text{ s}$ im Fall des unisolierten, dünnen Thermoelementes kann aus dem Vergleich der gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufe sowohl die Zeitkonstante für das dickere, meist isolierte, Thermoelement als auch die Parameter zur Beschreibung des thermischen Kontaktes abgeschätzt werden. *Konopka* [138] ermittelt die charakteristischen Parameter der thermischen Trägheit mit einem ähnlichen Kalibrierungsversuch.

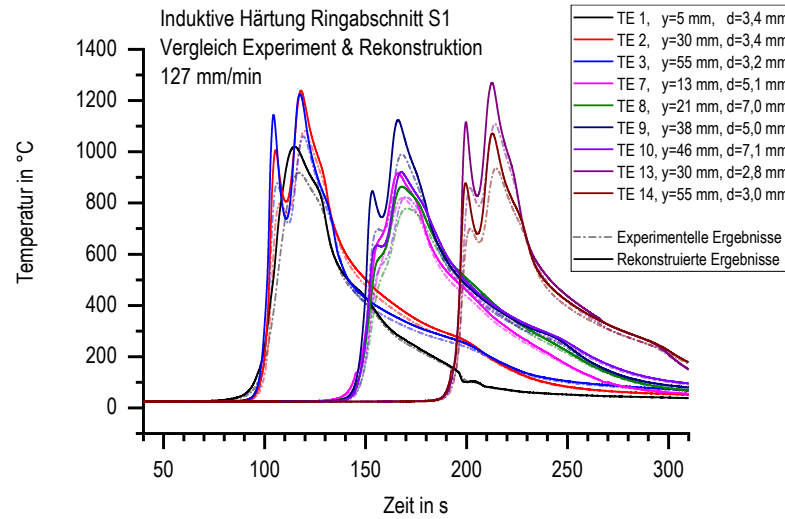
Für die Berechnung kommt ein von *Oliveira et al.* [129] zur Verfügung gestelltes MATLAB-Skript zum Einsatz, das im Ergebnis die abgeschätzten Zeitkonstante $\hat{\tau}$, das Verhältnis $\hat{\xi} = \frac{R_e}{R_{TC}}$ aus thermischem Widerstand zwischen Thermoelement und Messstelle R_e und thermischen Widerstand des Thermoelementes R_{TC} sowie die abgeschätzte Referenztemperatur $\hat{\vartheta}_{ref}$ berechnet [129]. Die in Anhang D ermittelten Parameter zur Korrektur der thermischen Trägheit ergeben sich für die verwendeten Mantelthermoelement mit 2,0 mm Durchmesser zu $\hat{\tau} \approx 2,00\text{ s}$, $\hat{\xi} \approx 0,089$ und $\hat{\vartheta}_{ref} \approx -6,0\text{ °C}$. Verglichen mit den Parametern, die *Oliveira et al.* [129] bestimmt haben, erscheinen die ermittelten Parameter sinnvoll, weil die Zeitkonstante $\hat{\tau}$ für ein 3,0 mm Thermoelement mit 2,4 s etwas höher angegeben wird. Auch der Wärmeverlustparameter $\hat{\xi}$ und die Referenztemperatur $\hat{\vartheta}_{ref}$ bewegen sich in einer ähnlichen Größenordnung.

Die ermittelten Korrekturparameter für Thermoelement und Wärmeübergangssituation ermöglichen aus den Messungen an den Ringabschnitten mit den dickeren, isolierten

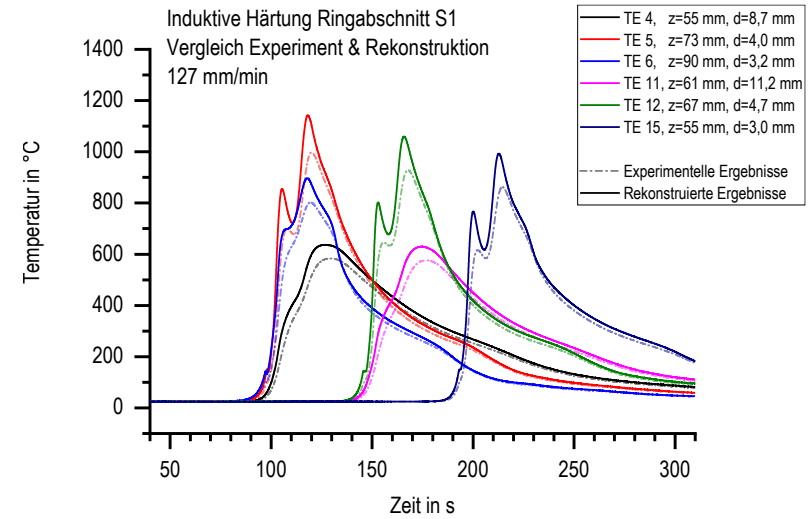
Thermoelementen die tatsächlichen Temperatur-Zeit-Verläufe zu berechnen und die Messdaten so um die thermische Trägheit der Thermoelemente zu korrigieren. Damit kann dann die vorhandene Ersatzwärmequelle neu parametrisiert werden.

7.4 Anpassungen aufgrund der Temperatur-rekonstruktion

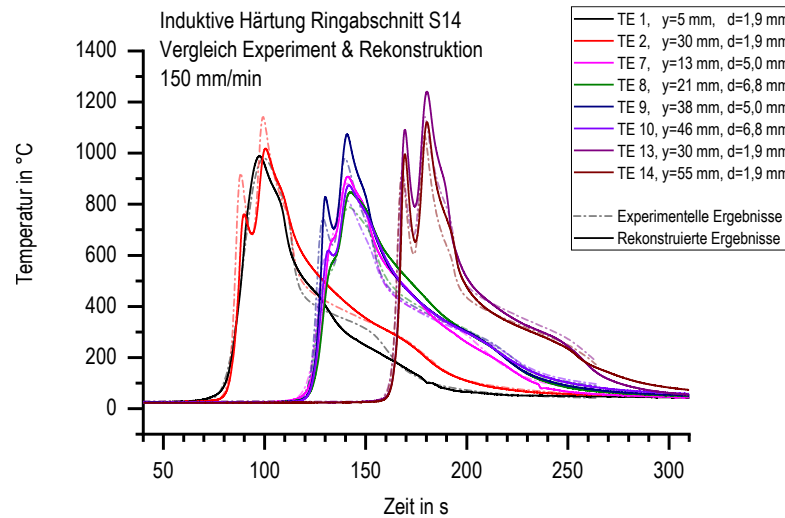
Die mit den ermittelten Korrekturparametern erfolgte Rekonstruktion der tatsächlichen Temperatur-Zeit-Verläufe aus den gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen führt zu signifikanten Änderungen sowohl in Bezug auf die auftretenden Spitzentemperaturen als auch in Bezug auf den Verlauf der einzelnen Kurven. Abbildung 77 zeigt die gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufe als gestrichelte Linien und die rekonstruierten Temperatur-Zeit-Verläufe in Form durchgezogener Linien im Vergleich für alle untersuchten Vorschubgeschwindigkeiten jeweils geordnet nach Tragbahn und Verschleißbahn. Je näher die Messpositionen an der Oberfläche liegen desto größer ist der Unterschied zwischen gemessenen und rekonstruierten Daten. Außerdem verändert sich der erste Temperaturpeak stärker sowohl in der Form als auch in der Höhe im Vergleich zum zweiten Peak. Während die Messungen eine verhältnismäßig niedrige Spitzentemperatur des ersten Maximums ergaben, zeigt die Rekonstruktion, dass schon die Spitzentemperaturen des ersten Maximums im Bereich des späteren globalen Maximums liegen und, dass die Spitzentemperatur etwas früher erreicht wird. Sowohl die stärkeren Veränderungen an der Oberfläche als auch die unterschiedlich starke Veränderung der beiden Temperaturpeaks kommen durch die thermische Trägheit der Thermoelemente zustande. An Positionen nahe der Oberfläche treten ebenso wie beim ersten Temperaturpeak sehr schnelle Änderungen der Temperaturen auf. Den schnellen Temperaturänderungen können die Thermoelemente aufgrund ihrer thermischen Trägheit nur teilweise folgen, sodass in diesen Fällen die Temperaturverläufe durch die Rekonstruktion besonders stark gegenüber den gemessenen Daten verändert werden.



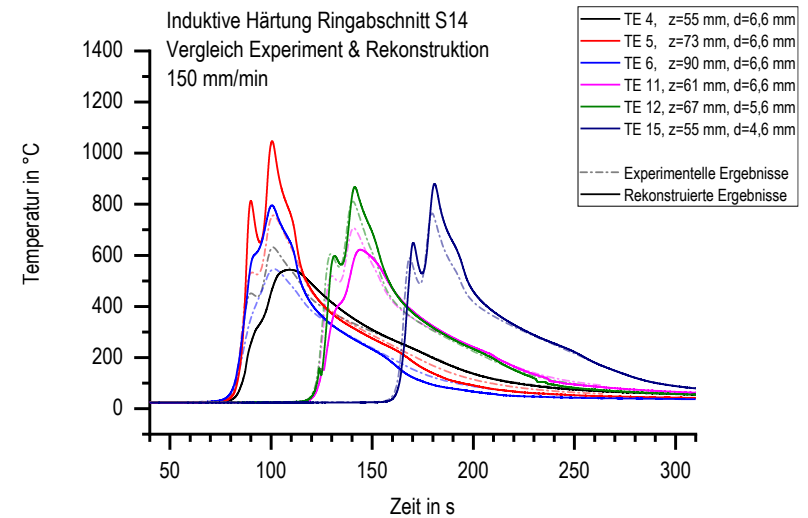
(a) S1, 127 mm/min, Tragbahn



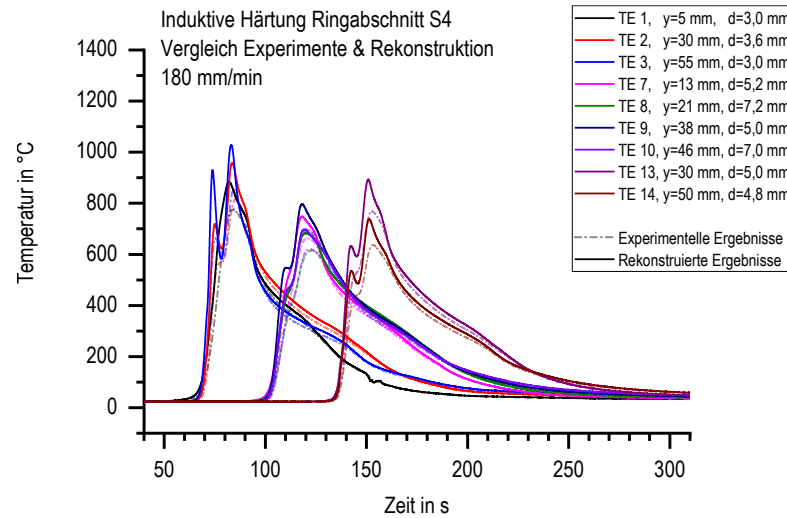
(b) S1, 127 mm/min, Verschleißbahn



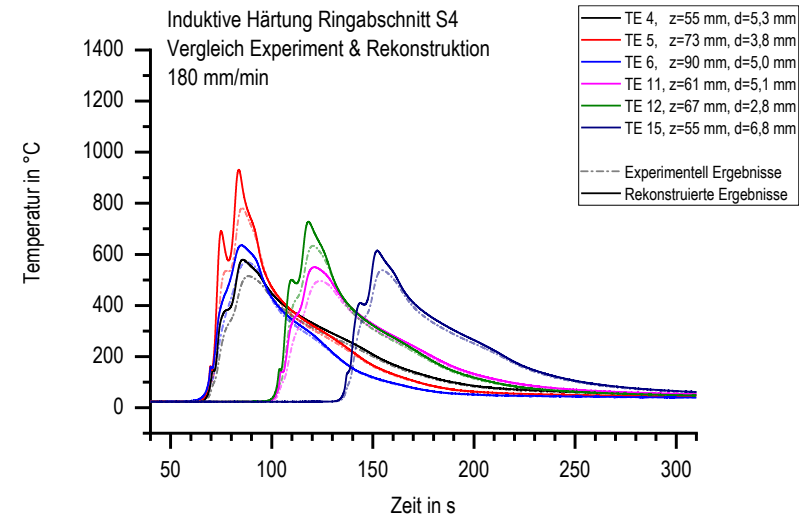
(c) S14, 150 mm/min, Tragbahn



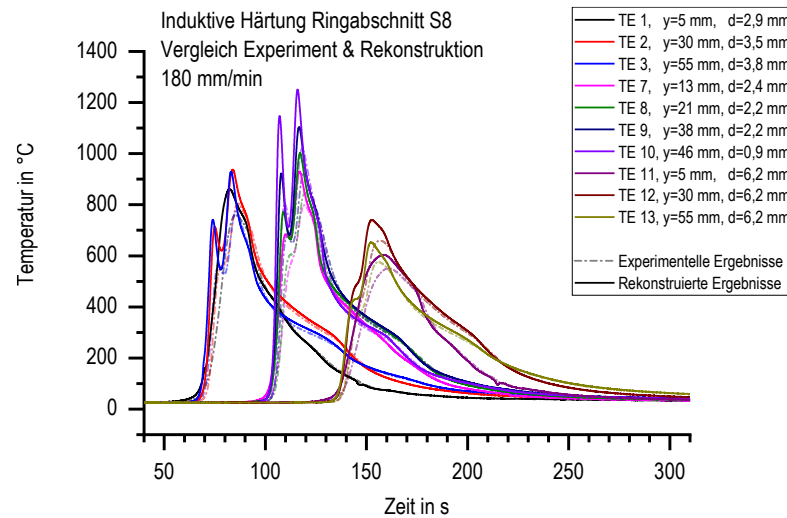
(d) S14, 150 mm/min, Verschleißbahn



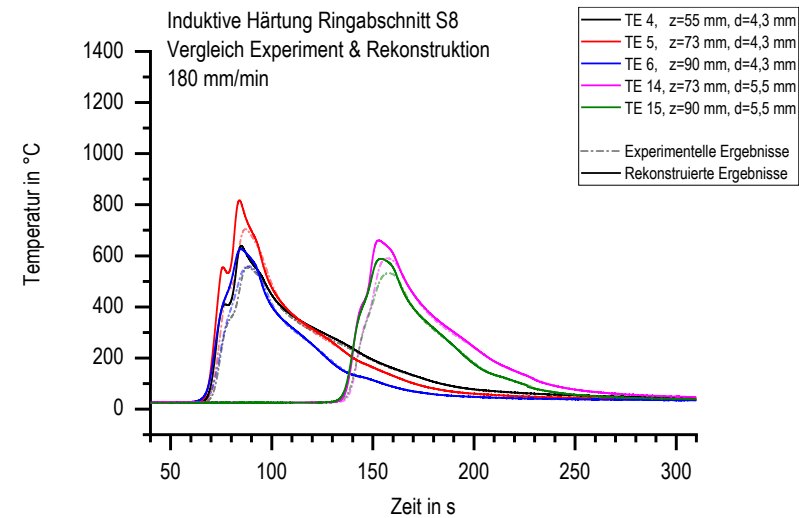
(e) S4, 180 mm/min, Tragbahn



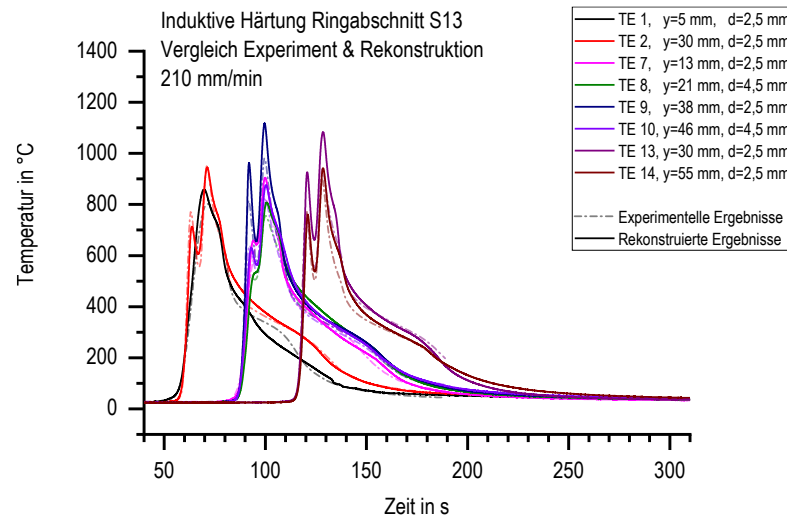
(f) S4, 180 mm/min, Verschleißbahn



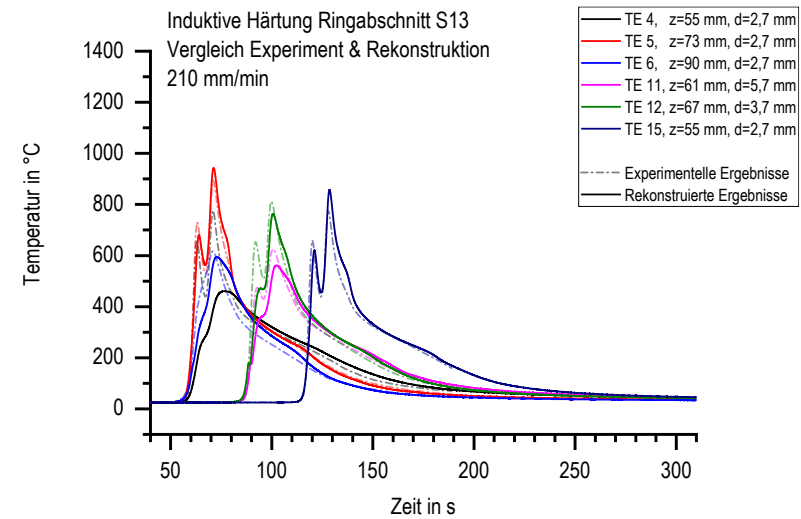
(g) S8, 180 mm/min, Tragbahn



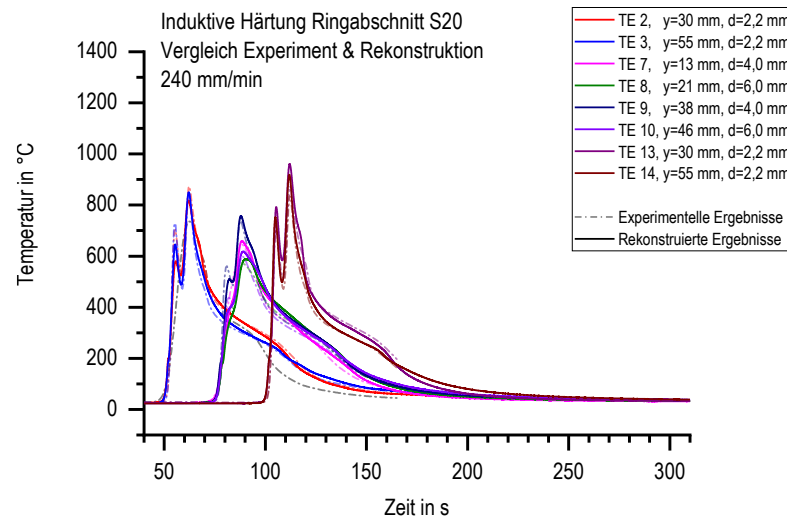
(h) S8, 180 mm/min, Verschleißbahn



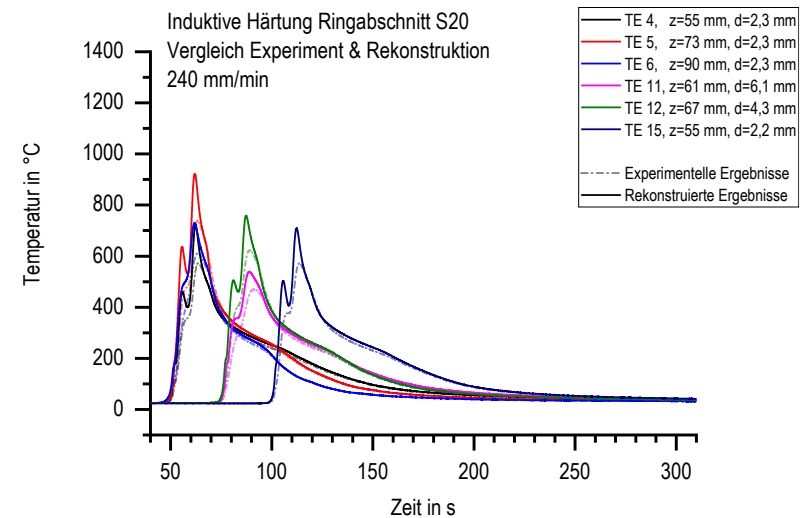
(i) S13, 210 mm/min, Tragbahn



(j) S13, 210 mm/min, Verschleißbahn



(k) S20, 240 mm/min, Tragbahn



(l) S20, 240 mm/min, Verschleißbahn

Abbildung 77: Vergleich der gemessenen und rekonstruierten Temperatur-Zeit-Verläufe unter Verwendung der Kalibrierungsparameter im Bereich der Tragbahn (links) und der Verschleißbahn (rechts) angeordnet mit steigender Vorschubgeschwindigkeit.

Die erreichten Spitzentemperaturen nach der Rekonstruktion bewegen sich im Bereich der Tragbahn je nach Vorschubgeschwindigkeit zwischen 850 °C und 1 250 °C. Die rekonstruierten Spitzentemperaturen liegen gegenüber den gemessenen Spitzentemperaturen eher in dem Bereich, der beim Induktionshärten zu erwarten wäre. Insbesondere im Bereich der Tragbahn ergeben sich Spitzentemperaturen, die darauf hindeuten, dass es dort auch im Bereich von einigen Millimetern Tiefe zu einer vollständigen Austenitisierung kommt.

Während sich der Temperatur-Zeit-Verlauf bei der Erwärmung für die meisten Messpositionen verändert, sind für Abschreckung eher geringe Veränderungen zu beobachten. Das legt den Schluss nahe, dass die zeitlichen Gradienten der Temperatur während der Abschreckung in einer Größenordnung liegen, in der die Thermoelemente den Temperaturänderungen verhältnismäßig gut folgen können.

Entsprechend der rekonstruierten Temperatur-Zeit-Verläufe sind Anpassungen der Ersatzwärmequellen erforderlich, die wie zuvor an Ringabschnitt S4 mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 180 mm/min vorgenommen werden. Die funktionalen Ansätze der Verteilungen in den verschiedenen Raumrichtungen bleiben dabei gegenüber Kapitel 5.1 unverändert. In Vorschubrichtung müssen die Temperaturpeaks der Gauss'schen Verteilungsfunktionen, insbesondere der erste Peak, deutlich schmaler gestaltet werden als zuvor, um die schnelle Erwärmung abzubilden. Auch das frühere Erreichen der Spitzentemperaturen infolge des ersten Induktorsteiges wurde durch eine Verschiebung des ersten Peaks in Vorschubrichtung realisiert. Quer zur Vorschubrichtung erfolgten nur kleine Änderungen der Parameter, während die Super-Gauss-Funktion in Tiefenrichtung jetzt ein deutlich breiteres Plateau aufweist, um die größere Wärmeeinbringung in die Tiefe korrekt nachzubilden. Auch die Korrekturfunktionen für den oberflächentemperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten bei der Abschreckung wurden entsprechend der in Kapitel 5.2 vorgestellten Methode an Ringabschnitt S4 nach der Anpassung der Ersatzwärmequellen neu berechnet.

Die neu parametrisierten Ersatzwärmequellen in Abbildung 78 mit maximalen Energieeinträgen von 2800 MW/m³ im Bereich der Tragbahn angrenzend an die Verschleißbahn decken sich sehr gut mit den Angaben von *Goldstein* über Energieeinträge in der Größenordnung von 1600 MW/m³ bei Verwendung von Feldkonzentratorelementen [125]. Damit liegt die maximal induzierte Wärme nach der Rekonstruktion der Temperatur-Zeit-Verläufe um ca. 300 MW/m³ höher als zuvor. Die

eingebraachte Wärme pro Flächeneinheit liegen mit bis zu $1\,100\text{ W/cm}^2$ in der Größenordnung der typischen Leistungsdichten beim induktiven Randschichthärten von $1\,000 - 10\,000\text{ W/cm}^2$ [12] und stimmen nach der Rekonstruktion deutlich besser mit den Literaturangaben überein. Im Gegensatz zu den Ergebnissen ohne Rekonstruktion wird also direkt unter dem Induktor deutlich mehr Wärme pro Flächeneinheit eingebracht. Die Isoflächendarstellungen der durch die Ersatzwärmequellen eingebrachten Energie pro Volumeneinheit und pro Oberflächeneinheit unter dem Induktor in Abbildung 78 weisen für die angepassten Ersatzwärmequellen eine sehr große Ähnlichkeit zur Geometrie des Induktors in Abbildung 31 auf, die größer ist als vor der Rekonstruktion. Die Parameter der Ersatzwärmequellen nach der Rekonstruktion sind in Tabelle 13 und Tabelle 14 in Anhang C angegeben.

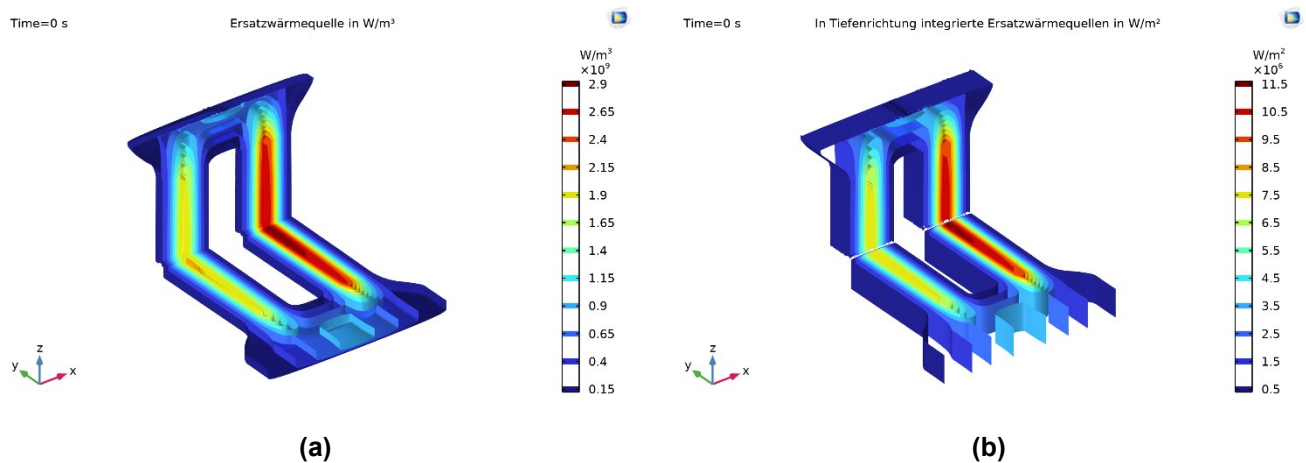


Abbildung 78: Ersatzwärmequellen nach der Rekonstruktion dargestellt in Form von Isoflächen für (a) die eingebrachte Wärmemenge pro Volumen und (b) die jeweils eingebrachte Wärmemenge pro Oberflächeneinheit.

Abbildung 79 zeigt das veränderte Produkt der Verteilungsfunktionen an der Oberfläche und des Skalierungsfaktors $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_y$ auf der Tragbahn, das sich nach der Temperaturrekonstruktion ergibt. Im Vergleich zu Abbildung 57 sind hier die maximal erreichten Werte um etwa eine Zehnerpotenz höher, während die Wärme in einem deutlich schmaleren Bereich eingebracht wird. Abbildung 80 zeigt analog das veränderte Produkt der Verteilungsfunktionen an der Oberfläche und des Skalierungsfaktors $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_z$ auf der Verschleißbahn nach der Temperaturrekonstruktion. Im Bereich der Verschleißbahn erhöhen sich der Wärmeeintrag in der Spitze nur minimal im Vergleich zu Abbildung 59. Allerdings wird der Bereich, in dem Wärme eingebracht wird, auch hier deutlich schmaler.

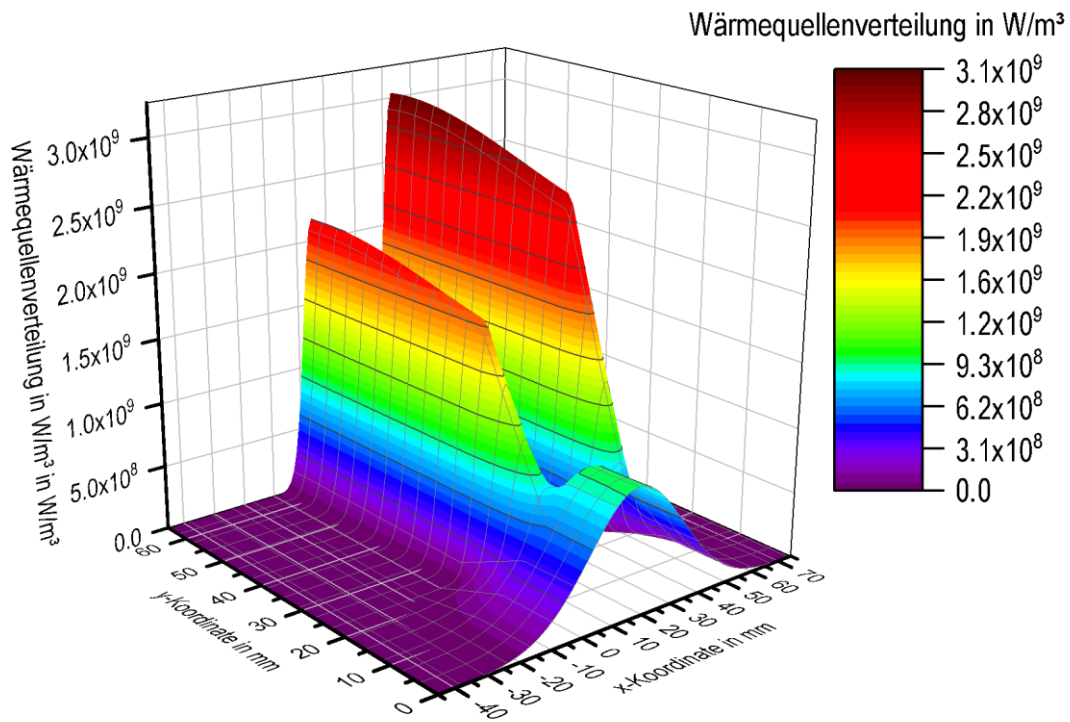


Abbildung 79: Resultierendes Produkt der Verteilungsfunktionen an der Oberfläche und des Skalierungsfaktors für die Tragbahn als Produkt $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_y$ auf Grundlage der rekonstruierten Temperatur-Zeit-Verläufe.

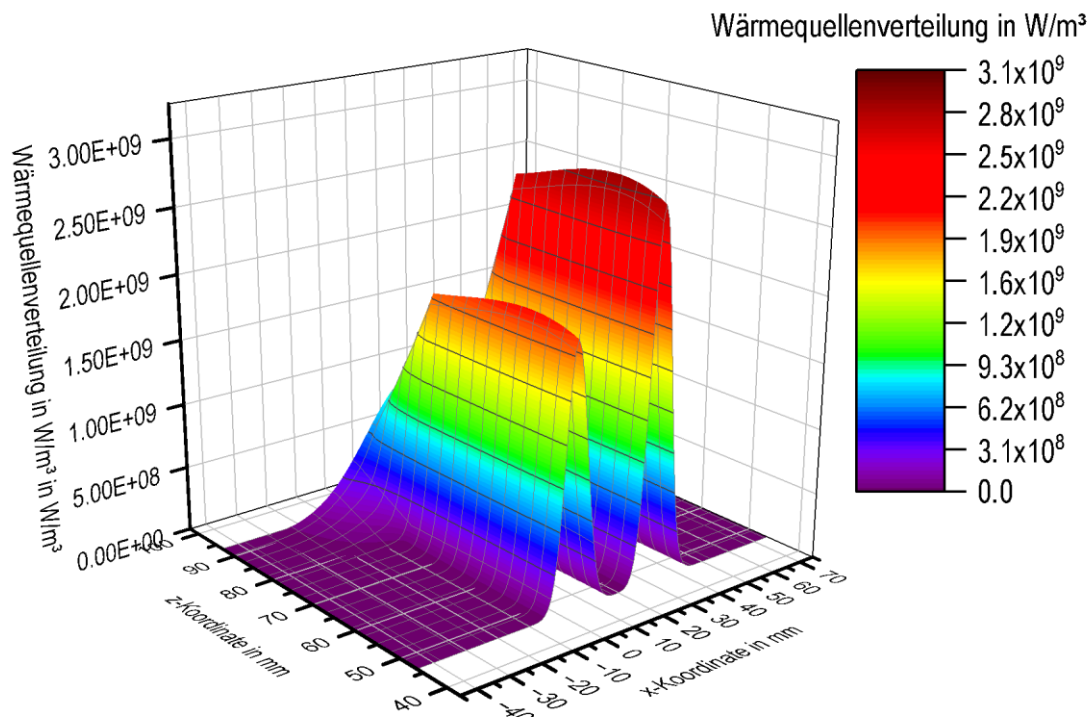
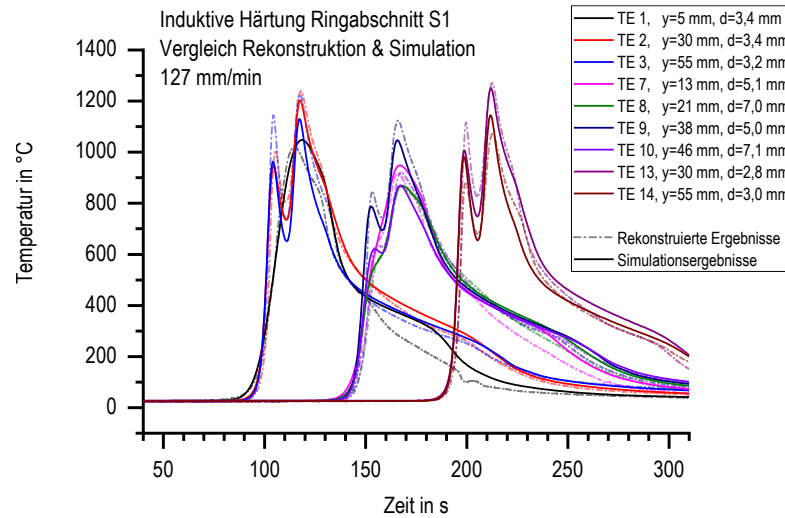


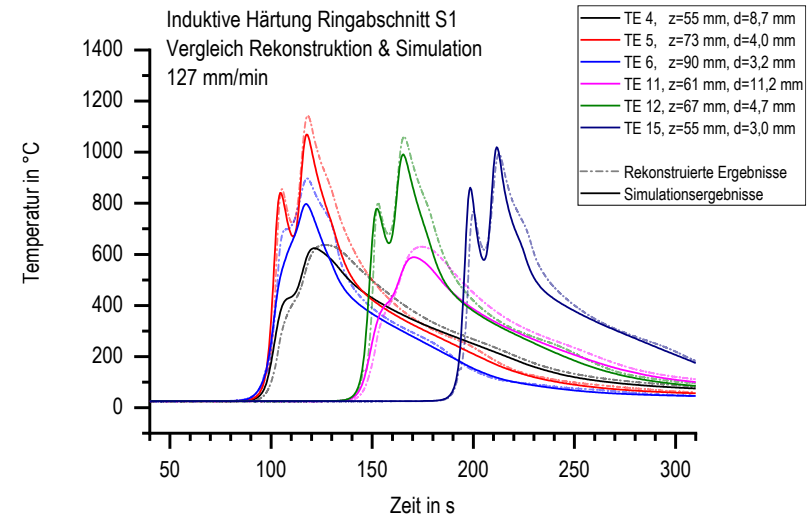
Abbildung 80: Resultierendes Produkt der Verteilungsfunktionen an der Oberfläche und des Skalierungsfaktors für die Verschleißbahn als Produkt $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_z$ auf Grundlage der rekonstruierten Temperatur-Zeit-Verläufe.

Bei der Betrachtung der Ersatzwärmequellen vor der Rekonstruktion in Abbildung 71 im Vergleich zu den Ersatzwärmequellen nach der Rekonstruktion in Abbildung 78 wird deutlich, dass die eingebrachte Wärme nach der Rekonstruktion deutlich steilere räumliche Gradienten aufweist. Durch die Bewegung der Ersatzwärmequellen über das Bauteil im Induktionshärteprozess ergeben sich dementsprechend höhere zeitliche Gradienten. Daher ist es erforderlich die Simulation unter Verwendung der Ersatzwärmequellen nach der Rekonstruktion mit einer deutlich feineren Diskretisierung in Raum und Zeit durchzuführen. Dafür wird das Netz im Bereich der Tragbahn und Verschleißbahn deutlich verfeinert, insbesondere nahe der Oberfläche, während das Netz in allen anderen Bereichen vergrößert wird.

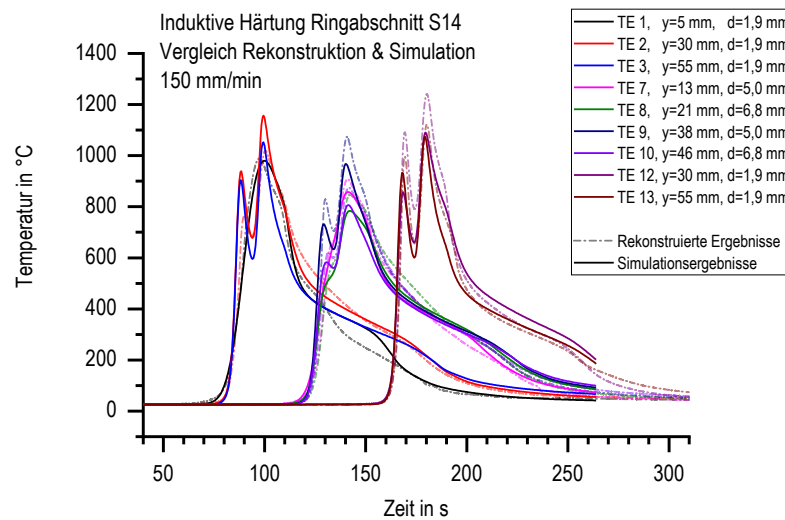
Werden die Simulationen mit den angepassten Ersatzwärmequellen erneut durchgeführt und den rekonstruierten Temperatur-Zeit-Verläufen gegenübergestellt, ergeben sich die in Abbildung 81 dargestellten Temperatur-Zeit-Verläufe angeordnet mit ansteigender Vorschubgeschwindigkeit. Die Gegenüberstellung der rekonstruierten und simulierten Temperatur-Zeit-Verläufe zeigt eine sehr gute Übereinstimmung sowohl für die Erwärmung als auch für die Abschreckung für alle untersuchten Vorschubgeschwindigkeiten. Auch in diesem Fall wurden zur Prozesssimulation der verschiedenen Vorschubgeschwindigkeiten jeweils die Ersatzwärmequellen und Korrekturfaktoren der Abschreckung unverändert aus den Simulationen mit einem Vorschub von 180 mm/min übernommen und nur eine Anpassung der Vorschubgeschwindigkeiten durchgeführt.



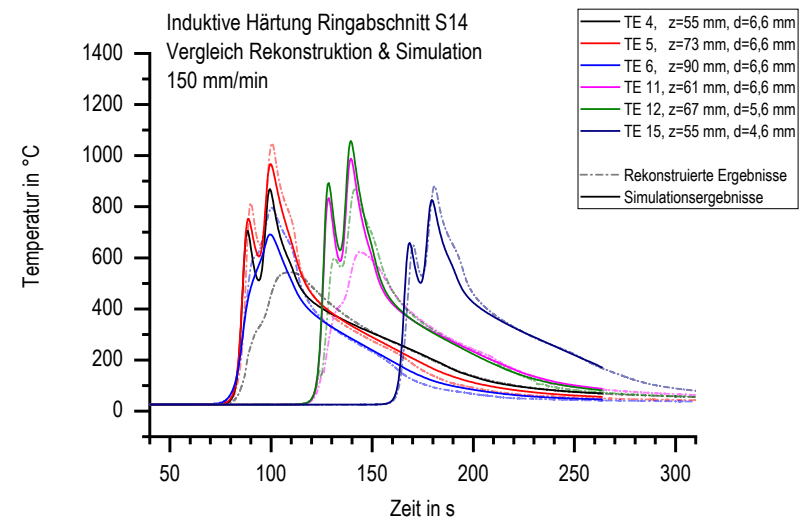
(a) S1, 127 mm/min, Tragbahn



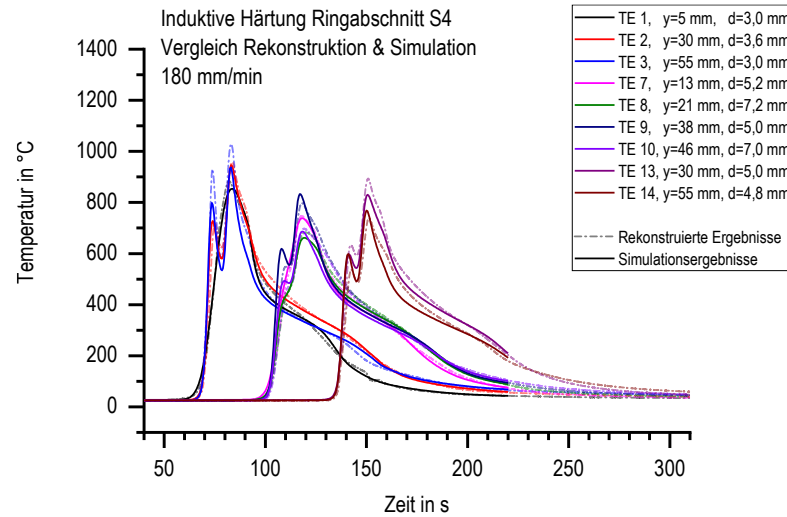
(b) S1, 127 mm/min, Verschleißbahn



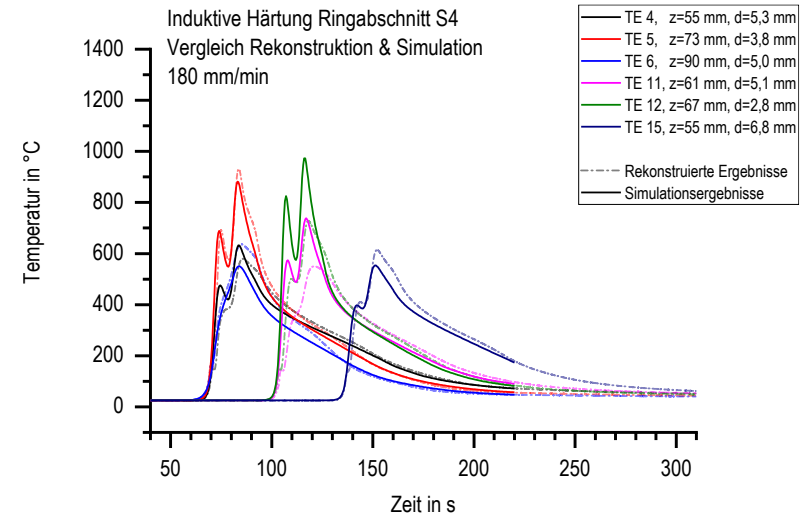
(c) S14, 150 mm/min, Tragbahn



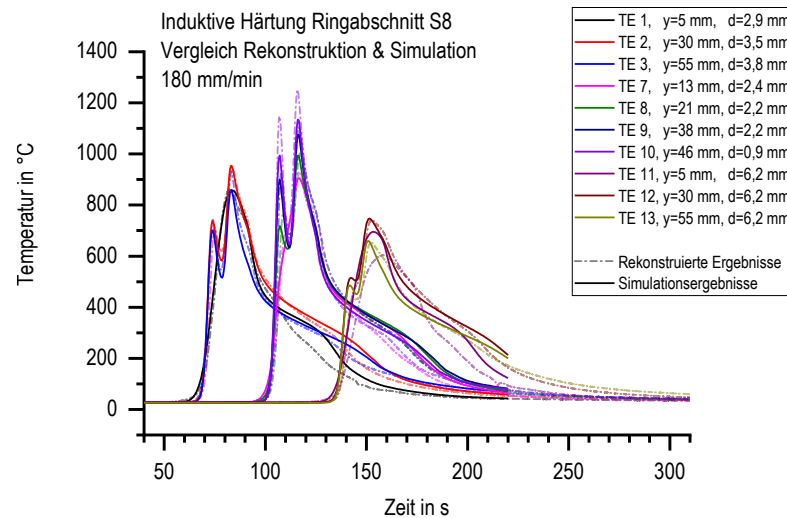
(d) S14, 150 mm/min, Verschleißbahn



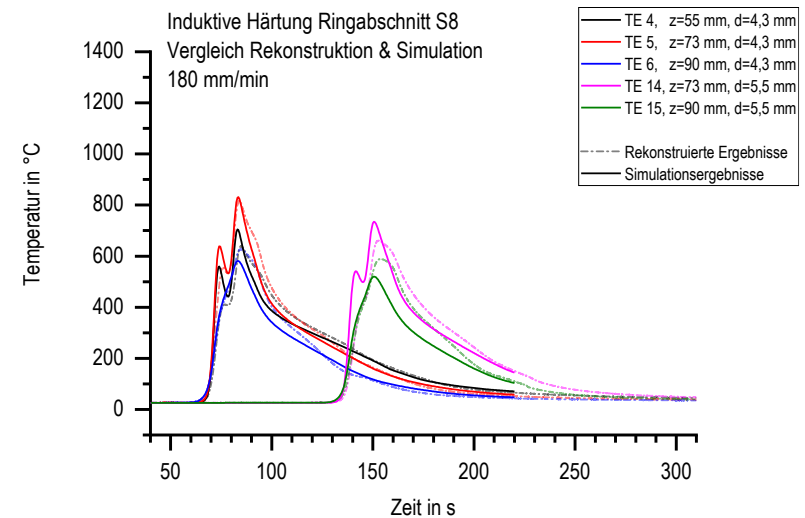
(e) S4, 180 mm/min, Tragbahn



(f) S4, 180 mm/min, Verschleißbahn



(g) S8, 180 mm/min, Tragbahn



(h) S8, 180 mm/min, Verschleißbahn

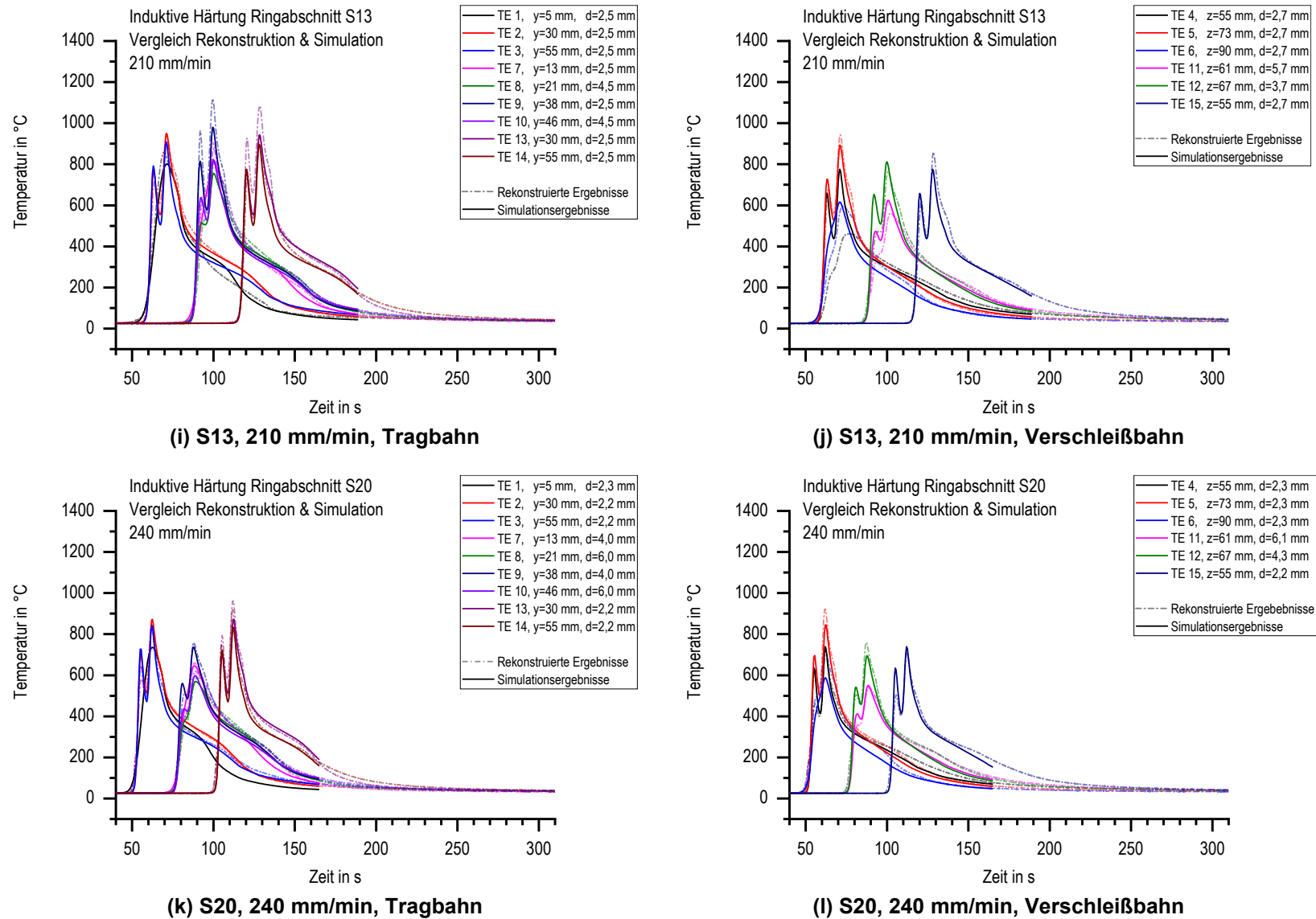


Abbildung 81: Vergleich der rekonstruierten Messdaten mit den Simulationsergebnissen im Bereich der Tragbahn (links) und der Verschleißbahn (rechts) angeordnet mit steigender Vorschubgeschwindigkeit.

Für eine erste Simulation zur Untersuchung der Veränderungen durch die Temperaturrekonstruktion auf die Ausbildung der gehärteten Schicht wird in Anbetracht der erforderlichen Netzverfeinerung ein vereinfachtes Umwandlungsmodells ohne Ferrit-Perlit und Bainit verwendet. Die Ergebnisse in Kapitel 7.2.3 zeigen, dass der Anteil an gebildetem Ferrit-Perlit und Bainit gering ist. Vergleichende Simulationsergebnisse in Anhang E belegen, dass auch das vereinfachte Umwandlungsmodell gute Ergebnisse liefert.

Sowohl die Temperaturentwicklung als auch die Entwicklung der Phasenanteile sind zu verschiedenen Prozesszeitpunkten in Abbildung 82 dargestellt. Die Darstellungen zeigen deutlich, dass sich weder das Temperaturfeld noch die verschiedenen Phasenanteile homogen über die Bahnbreite ausbilden. Da die höchsten Temperaturen der Bahnen jeweils mittig erreicht werden, tritt dort die Austenitisierung zuerst auf. Dort dauert es im Anschluss auch länger bis die Martensitstarttemperatur unterschritten wird und die Martensitumwandlung stattfindet. Auf diese Weise entstehen die Konturen des Martensitbereiches hinter dem Induktor.

Die Ergebnisse der thermisch-metallurgischen Simulationen, insbesondere die Einhärtungstiefen, sind in Bezug auf einen Grenzanteil Martensit von 60 % und die Härte berechnet nach *Blondeau et al.* in Abbildung 83 für beide Schnittebenen $x=400$ mm und $x=450$ mm im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen dargestellt. Sowohl für die Betrachtung eines Martensitanteils von 60 % zur Definition der simulierten Einhärtungstiefe als auch die Berechnung der Härte nach *Blondeau et al.* zeigen eine sehr gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen in Bezug auf die Form der gehärteten Schicht. Die Übereinstimmung zwischen simulierten Einhärtungstiefen, dargestellt durch strichpunktierte Linien, und experimentellen Einhärtungstiefen, dargestellt durch rote Quadrate, ist nach der Korrektur der Trägheit der Thermoelemente deutlich verbessert.

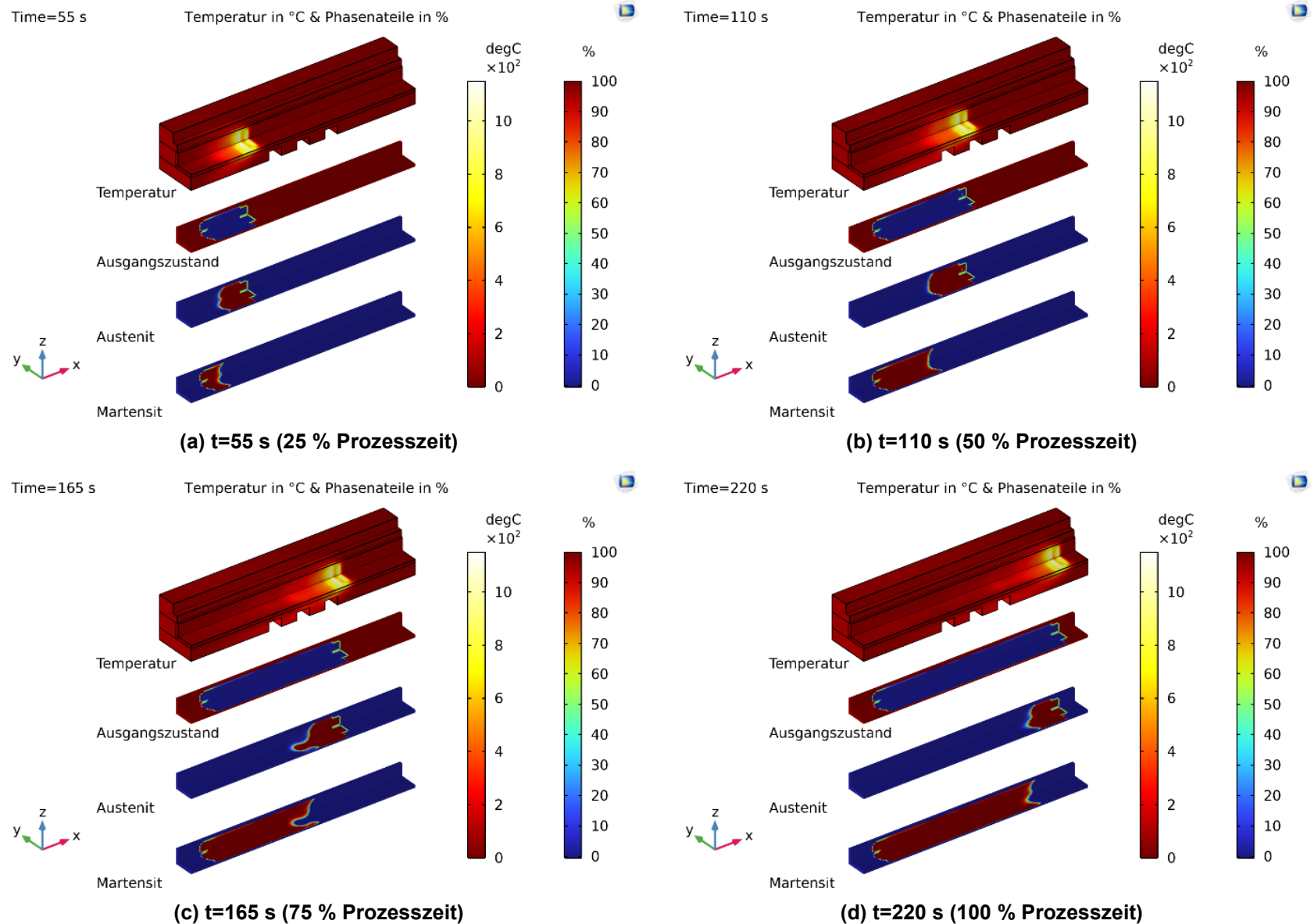
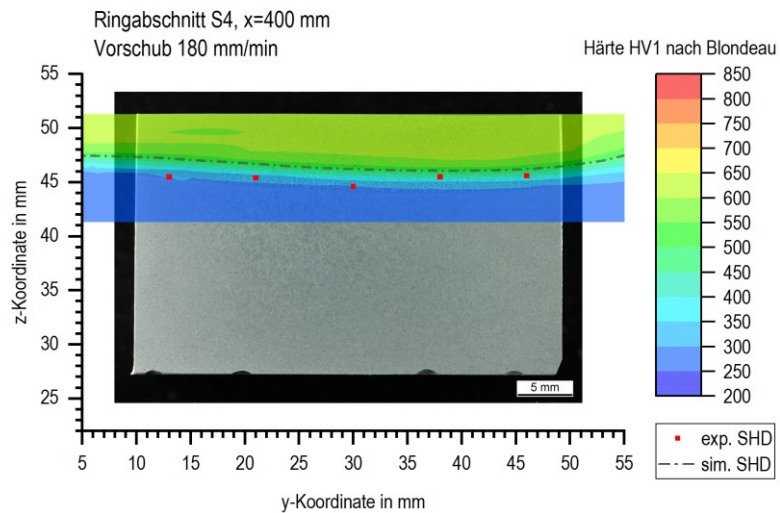
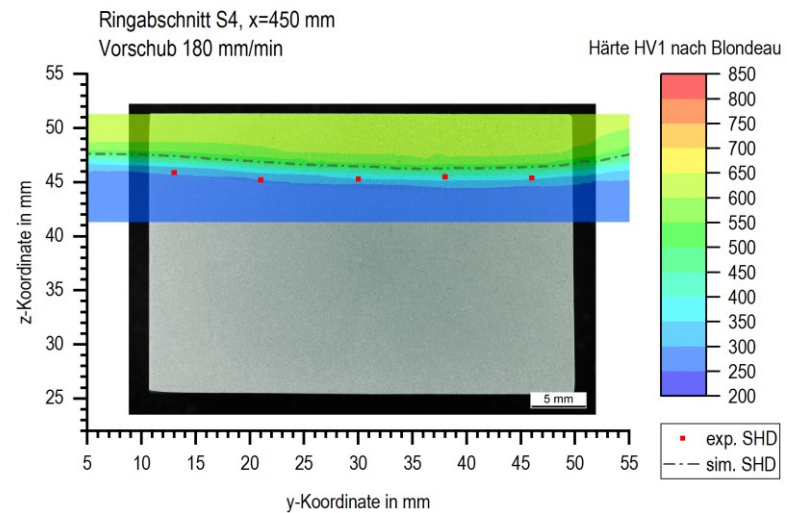
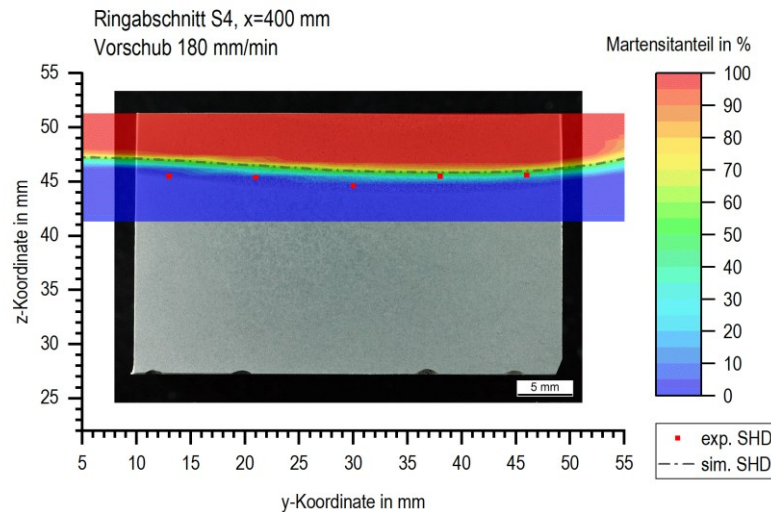
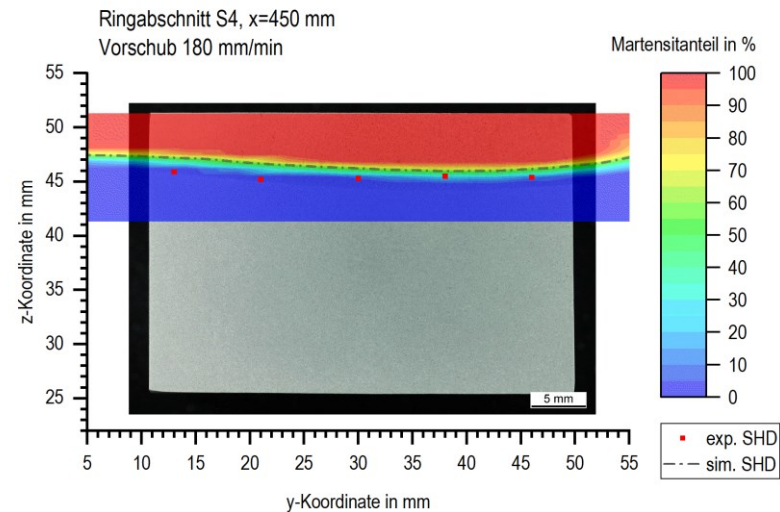


Abbildung 82: Entwicklung des Temperaturfeldes und der Phasenverteilung im Verlauf des Induktionshärtprozesse.

(a) berechnete Härte nach *Blondeau et al.*(b) berechnete Härte nach *Blondeau et al.*

(c) simulierter Martensitanteil



(d) simulierter Martensitanteil

Abbildung 83: Gegenüberstellung und Auswertung der Simulationsergebnisse (vereinfachtes Umwandlungsmodell ohne Ferrit-Perlit und Bainit) des Ringabschnittes S4 (180 mm/min Vorschub) in den Ebenen x=400 mm (links) und x=450 mm (rechts): berechnete Härteverläufe und Einhärtungstiefen nach *Blondeau et al.* (oben) sowie bei Auswertung des Grenzwertes an Martensit (unten).

Allerdings unterschätzen die aus den Simulationen ermittelten Einhärtungstiefen weiterhin die real auftretenden Einhärtungstiefen. Die Abweichungen zwischen den simulierten und experimentell ermittelten Einhärtungstiefen betragen zwischen 0,5 mm und 1,7 mm, wobei die durchschnittliche Abweichung an den zehn untersuchten Messpositionen bei 1,2 mm liegt. Auch die prozentuale Abweichung der simulierten Einhärtungstiefen reduziert sich damit deutlich auf Werte im Bereich von 8,8 % bis 29,3 % bei einer mittleren Abweichung von 20 %.

Wie bereits diskutiert sind die Proben aus Ringabschnitt S4 wie aus allen Ringabschnitten jeweils dadurch charakterisiert, dass die experimentell bestimmten Einhärtungstiefen nur teilweise mit der makroskopisch erkennbaren Schicht übereinstimmen und dieser Effekt mit großer Wahrscheinlichkeit auf Seigerungen zurückzuführen ist. Da Seigerungen im Simulationsmodell nicht berücksichtigt werden, erschweren diese die Validierung.

Eine mögliche Ursache für die verbleibenden Unterschiede zwischen Simulation und Experiment liegt in der Bestimmung der Einhärtungstiefe aus einem Grenzmartensitgehalt von 60 % bzw. aus der Mischungsregel mit Phasenhärten nach Blondeau. Eine Verringerung des Grenzmartensitgehalts auf 50 % würde die Unterschiede zwischen Simulation und Experiment deutlich verringern.

Weitere mögliche Ursachen für die verbleibenden Unterschiede zwischen Simulation und Experiment sind in den Stoffwerten zu finden. Die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit, die im Rahmen dieser Arbeit der Literatur entnommen wurde, kann einen signifikanten Einfluss auf die Form und Dicke der gehärteten Schicht haben, weil sie bestimmt, wie schnell die induktiv eingebrachte Wärme von der Oberfläche in die Tiefe des Bauteils transportiert wird. Insbesondere die Annahme identischer thermophysikalischer Eigenschaften aller Phasen kann für die Abweichungen verantwortlich sein. Eine Berücksichtigung solcher Effekte ist möglich, setzt allerdings die Kenntnis der temperatur- und phasenabhängigen thermophysikalischen Eigenschaften voraus.

In Anbetracht der extrem komplexen Vorgänge beim Induktionshärten großer Bauteile im Vorschubverfahren, die erfolgreich mit Hilfe von Ersatzwärmequellen abgebildet werden konnten, sowie der Vereinfachungen im Bereich der thermophysikalischen Eigenschaften und des Umwandlungsverhaltens, sind die Simulationsergebnisse als sehr gut zu bewerten.

Nichtsdestotrotz wäre zukünftig eine bessere Übereinstimmung im Hinblick auf die praktische Anwendung der Simulationen wünschenswert. Andersfalls sind perspektivisch

auch keine aussagekräftigen Simulationen zum Eigenspannungs- und Verzugszustand möglich, weil die Form und Dicke der gehärteten Schicht signifikanten Einfluss auf den Eigenspannungs- und Verzugszustand hat.

8 Zusammenfassung

Das Induktionshärten von Großwälzlageringern mit mehreren Metern Durchmesser wie sie beispielsweise in Kränen, Windkraftanlagen oder Tunnelbohrmaschinen zum Einsatz kommen, ist seit Jahrzehnten etabliert. Trotz der starken Weiterentwicklung der Rechentechnik war es bisher nicht möglich, den Prozess des Induktionshärtens solcher Großwälzlageringerringe umfassend zu simulieren. Die beteiligten physikalischen Felder und deren starke Wechselwirkungen erlaubten bisher nur Simulationen der Gesamtflächenhärtung an symmetrischen Bauteilen mit Abmessungen in der Größenordnung weniger 10 mm.

Der neuartige Ansatz, die induktive Härtung mittels Ersatzwärmequellen zu simulieren, ermöglicht auch die Simulation größerer Bauteile für die Härtung im Vorschubverfahren. Dazu wird der Induktionshärteprozess zunächst experimentell mit zahlreichen in-situ Temperaturmessungen charakterisiert, sodass basierend auf diesen Temperatur-Zeit-Verläufen dreidimensionale Ersatzwärmequellen entwickelt werden können. Auch eine Anpassung der temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten an die tatsächlich vorhandene Brausenabschreckung wurde vorgenommen.

Am Beispiel eines geraden Ringabschnittes mit dem Querschnitt eines Tragrings aus einem Großwälzlager wurden die notwendigen Ersatzwärmequellen im quasistationären Zustand für Tragbahn und Verschleißbahn entwickelt und eine Anpassung der temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten der Brausenabschreckung vorgenommen. Die Validierung erfolgte anhand experimenteller Härtungen mit verschiedenen Vorschubgeschwindigkeiten.

Die experimentellen Untersuchungen zeigen zusammen mit den Simulationsergebnissen sehr anschaulich, dass es möglich ist, Simulationen des Induktionshärtens mit Ersatzwärmequellen durchzuführen ohne die elektromagnetischen Felder direkt zu

berücksichtigen. Dieser neuartige Ansatz ermöglicht thermische, thermisch-metallurgische oder perspektivisch auch thermisch-metallurgisch-mechanische Simulationen des Induktionshärtens ohne elektromagnetische Felder einzubeziehen. Ohne weitere Änderungen der Ersatzwärmequellen sind im untersuchten Rahmen auch Simulationen mit veränderter Vorschubgeschwindigkeit bei gleichem Induktor möglich.

Gegenüber den bisherigen eingeschränkten Anwendungen von Ersatzwärmequellen wird hier die komplexe dreidimensionale Geometrie des Bauteils und des Induktors berücksichtigt. Auch die Relativbewegung zwischen Induktor und Bauteil während des Härtens und damit der Charakter des Vorschubprozesses können auf diese Weise korrekt simuliert werden.

Die dargestellten Ergebnisse zeigen, dass die Ersatzwärmequellen als Produkt aus einzelnen Funktionen der Raumrichtungen und einem Skalierungsfaktor beschrieben werden können. Sie können basierend auf experimentellen Temperatur-Zeit-Verläufen des Prozesses iterativ bestimmt werden, wobei eine getrennte Anpassung der einzelnen Verteilungsfunktionen durch den multiplikativen Ansatz möglich ist. Darüber hinaus ist auch die abschnittsweise Definition einzelner Verteilungsfunktionen in Abhängigkeit der jeweils anderen Raumkoordinaten möglich. Der aus diesem Ansatz entstehenden Flexibilität sind nur durch die Wahl der funktionalen Zusammenhänge und der resultierenden Anzahl der Parameter Grenzen gesetzt. Daher sind Ersatzwärmequellen mit diesem Ansatz nicht nur für Anwendungen des Induktionshärtens mit verschiedensten Induktor- und Bauteilgeometrien sowie unterschiedlichen Werkstoffen und Prozessparametern geeignet, sondern auch für die Simulation von Volumenwärmequellen in anderen Fertigungsprozessen.

Entscheidend für die korrekte Bestimmung von Ersatzwärmequellen ist dabei die Messung der Temperatur-Zeit-Verläufe an einer Vielzahl von Positionen, die eine Charakterisierung des dreidimensionalen zeitabhängigen Temperaturfeldes ermöglicht. Die vorliegenden Ergebnisse zeigen, dass sowohl eine Kenntnis der exakten Messpositionen entscheidend ist als auch eine Messung mit einer niedrigen Zeitkonstante der Thermoelemente. Da diese Anforderung in den meisten Fällen nicht vollständig umsetzbar ist, kann alternativ auch eine Rekonstruktion der Temperatur-Zeit-Verläufe basierend auf Kalibrierungsversuchen der Thermoelemente vorgenommen werden, um die Temperaturmessungen nachträglich hinsichtlich der thermischen Trägheit und der Kontaktbedingungen zu korrigieren.

Die erzielten Abweichungen der Simulationen von durchschnittlich 20 % im Vergleich zu den experimentellen Einhärtungstiefen bei gleichzeitig sehr guter Abbildung der Form der gehärteten Schicht sind in Anbetracht der Komplexität des Induktionshärtens großer Bauteile im Vorschubverfahren als sehr gut zu bewerten. Die verbleibenden Unterschiede können auf verschiedene Ursachen zurückgeführt werden:

- stark geseigerter Werkstoff,
- Berechnung der Einhärtungstiefe aus den Phasenanteilen,
- Grenzen der räumlichen und zeitlichen Diskretisierung vor dem Hintergrund der Rechenzeit,
- verwendete Literaturdaten der thermophysikalischen Eigenschaften,
- Verwendung eines einzigen Umwandlungsmodells bei der Abschreckung unabhängig von den örtlichen Austenitisierungsbedingungen.

Damit bietet der dargelegte Ansatz auch die Möglichkeit, zukünftig Simulationen des Induktionshärtens im Vorschubverfahren an großen Bauteilen wie Großwälzlagering durchzuführen und dabei den Spannungs- und Dehnungszustand zu charakterisieren. Die langen Rechenzeiten von derzeit bis zu 8 Wochen auf einem leistungsfähigen Simulations-PC⁴ machen weitere Arbeiten am Modell erforderlich, bevor eine Erweiterung um die Spannungen und Dehnungen oder ein Einsatz in der industriellen Praxis sinnvoll ist. Diese Rechenzeiten können durch die Verwendung von leistungsfähigen Rechnerclustern verkürzt werden.

Die aktuellen Ersatzwärmequellen wurden noch nicht zur Untersuchung des Einflusses weiterer Prozessparameter wie Härtfrequenz, Induktorstrom oder Koppelabstand verwendet. Zukünftig wäre hier ein zweistufiges Vorgehen denkbar. In einem ersten Schritt wird mittels elektromagnetisch-thermischer Simulation die Ersatzwärmequelle bestimmt. Im zweiten Schritt dient diese Ersatzwärmequelle als thermische Randbedingung einer thermisch-metallurgisch-mechanischen Simulation. Auf diese Weise sind auch Parameterstudien der Frequenz, des Induktorstroms oder des Koppelabstand möglich und die Ersatzwärmequellen können in ihrer räumlichen Verteilung angepasst werden.

⁴ FUJITSU CELSIUS R970 (x64 System) mit 2 Intel® Xeon® Gold 5122 Prozessoren (3,60 GHz, 4 Kerne, 8 Threads), 192 GB RAM mit 2 933 MT/s und NVIDIA Quadro P400.

Selbständigkeitserklärung

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

Rostock, den 30.08.2024

Maria K. Stephan

Literaturverzeichnis

- [1] Lüers, S.: Status des Windenergieausbaus an Land in Deutschland – Jahr 2023. Deutsche Windguard GmbH, Varel 2024. Internetadresse: https://www.wind-energie.de/fileadmin/redaktion/dokumente/publikationen-oeffentlich/themen/06-zahlen-und-fakten/20240116_Status_des_Windenergieausbaus_an_Land_Jahr_2023.pdf. Zuletzt aufgerufen am 22.04.2024.
- [2] Lüers, S.; Heyken, M.: Status des Offshore-Windenergieausbaus in Deutschland - Jahr 2023. Deutsche Windguard GmbH, Varel 2024. Internetadresse: https://www.wind-energie.de/fileadmin/redaktion/dokumente/publikationen-oeffentlich/themen/06-zahlen-und-fakten/Status_des_Offshore-Windenergieausbaus_Jahr_2023.pdf. Zuletzt aufgerufen am 22.04.2024.
- [3] Jarass, L.; Obermair, G. M.; Voigt, W.: Windenergie. Zuverlässige Integration in die Energieversorgung. Berlin, Heidelberg: Springer 2009.
- [4] Kausche, M.: Wirtschaftlichkeit schwimmender Offshore Windenergieanlagen. Dissertation, Technische Universität Bergakademie Freiberg, Institut für Bergbau und Spezialtiefbau, Freiberg 2018.
- [5] Kryнке, M.; Borkowski, S.; Selejdak, J.: Analysis of influence of bearing clearance on the static carrying capacity of multi-row slewing bearings. Periodica Polytechnica Transportation Engineering 42 (2014), Nr. 1, S. 43–48.
- [6] Liedtke, D.; Stiele, H.: Randschichthärten. In: Zoch, H.-W.; Spur, G. (Hrsg.): Handbuch Wärmebehandeln und Beschichten, S. 384–416. München: Hanser 2015.
- [7] Roos, E.; Maile, K.; Seidenfuß, M.: Werkstoffkunde für Ingenieure. Grundlagen, Anwendung, Prüfung. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg 2017.
- [8] Hömberg, D.: A mathematical model for induction hardening including mechanical effects. Nonlinear Analysis: Real World Applications 5 (2004), Nr. 1, S. 55–90.
- [9] Petzold, T.: Modelling, analysis and simulation of multifrequency induction hardening. Zugl.: Berlin, Techn. Univ., Diss., 2014. Berlin: epubli 2014.
- [10] Läßple, V.: Wärmebehandlung des Stahls. Grundlagen, Verfahren und Werkstoffe; mit Aufgabensammlung. Haan-Gruiten: Verl. Europa-Lehrmittel 2010.

-
- [11] Bültmann, J.; Hof, J.; Prahl, U.: Wärmebehandlung von Stählen. In: Bleck, W.; Moeller, E. (Hrsg.): Handbuch Stahl. Auswahl, Verarbeitung, Anwendung, S. 272–319. München: Hanser 2018.
- [12] Läßle, V.; Drube, B.; Kammer, C. et al.: Werkstofftechnik Maschinenbau. Theoretische Grundlagen und praktische Anwendungen. Haan-Gruiten: Verl. Europa-Lehrmittel Nurney, Vollmer 2015.
- [13] Hömberg, D.; Petzold, T.; Rocca, E.: Analysis and simulations of multifrequency induction hardening. *Nonlinear Analysis: Real World Applications* 22 (2015), S. 84–97.
- [14] Schulze, G.; Bargel, H.-J.: Eisenwerkstoffe. In: Bargel, H.-J.; Schulze, G. (Hrsg.): Werkstoffkunde, S. 175–308. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg 2012.
- [15] Ilchner, B.; Singer, R. F.: Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg 2016.
- [16] Weißbach, W.: Werkstoffkunde. Strukturen, Eigenschaften, Prüfung. Wiesbaden: Vieweg + Teubner 2010.
- [17] Zinn, S.; Pfaffmann, G.: History and Applications. In: Rudnev, V.; Totten, G. E. (Hrsg.): Induction heating and heat treatment, S. 3–5. Materials Park, OH: ASM International 2014.
- [18] Liedtke, D.: Einfluss einer Zeit-Temperatur-Folge auf den Gefügestand der Eisenwerkstoffe. In: Zoch, H.-W.; Spur, G. (Hrsg.): Handbuch Wärmebehandeln und Beschichten, S. 338–347. München: Hanser 2015.
- [19] Bergmann, W.: Werkstofftechnik 2. Werkstoffherstellung, Werkstoffverarbeitung, Werkstoffanwendung. München: Carl Hanser Fachbuchverlag 2009.
- [20] Nacke, B.: Ein Verfahren zur numerischen Simulation induktiver Erwärmungsprozesse und dessen technische Anwendung. Dissertation, Universität Hannover, Fakultät für Maschinenwesen, Hannover 1987.
- [21] Lupi, S.; Rudnev, V.: Principles of Induction Heating. In: Rudnev, V.; Totten, G. E. (Hrsg.): Induction heating and heat treatment, S. 6–27. Materials Park, OH: ASM International 2014.
- [22] Zedler, T.: Numerische Modellierung, Analyse und Design von induktiven Systemen für das Randschichthärtens komplexer Werkstückgeometrien. Dissertation, Gottfried Wilhelm Leibniz Universität Hannover, Fakultät für Elektrotechnik und Informatik, Hannover 2010.

- [23] Becker, N.; Hadick, J.: Induktive Erwärmung - Physikalische Grundlagen und technische Anwendungen. Essen 1991.
- [24] Rudnev, V.; Fett, G. A.; Griebel, A. et al.: Principles of Induction Hardening and Inspection. In: Rudnev, V.; Totten, G. E. (Hrsg.): Induction heating and heat treatment, S. 58–86. Materials Park, OH: ASM International 2014.
- [25] Rudnev, V.; Storm, J.: Induction Hardening of Gears and Gear-Like Components. In: Rudnev, V.; Totten, G. E. (Hrsg.): Induction heating and heat treatment, S. 187–210. Materials Park, OH: ASM International 2014.
- [26] Wrona, E.: Numerische Simulation des Erwärmungsprozesses für das induktive Randschichthärten komplexer Geometrien. Zugl.: Hannover, Univ., Diss., 2005. Göttingen: Cuvillier 2005.
- [27] Rudnev, V.; Loveless, D.; Cook, R. L.: Handbook of Induction Heating. CRC Press 2017.
- [28] Liedtke, D.: Martensitisches Härten. In: Zoch, H.-W.; Spur, G. (Hrsg.): Handbuch Wärmebehandeln und Beschichten, S. 355–364. München: Hanser 2015.
- [29] Schibisch, D. M.; Carsen, O.: Vorteile des induktiven schlupflosen Härtens an Großwälzlagern. Advantages of induction hardening with no soft zone on large bearings. Elektrowärme International (2010), Nr. 3, S. 211–215.
- [30] Schaefer, T.; Schibisch, D. M.: Advantages of Induction Hardening with no soft zone on large bearings. Thermal Processing (2014), S. 64–68.
- [31] Conrad, H.; Mühlbauer, A.; Thomas, R.: Elektrothermische Verfahrenstechnik. Essen: Vulkan-Verl. 1994.
- [32] Goldstein, R.: Magnetic Flux Controllers in Induction Heating and Melting. In: Rudnev, V.; Totten, G. E. (Hrsg.): Induction heating and heat treatment, S. 633–645. Materials Park, OH: ASM International 2014.
- [33] Stiny, L.: Grundwissen Elektrotechnik und Elektronik. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden 2018.
- [34] Hammerschmidt, V.: Entwicklung eines Prüfkonzepthes für thermomechanisch hoch beanspruchte Bereiche von Zylinderköpfen und numerische Abbildung der thermischen Belastungszyklen. Dissertation, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Institut für Mechanik, Fakultät für Maschinenbau, Magdeburg 2018.
- [35] Ida, N.: Engineering Electromagnetics. Cham: Springer International Publishing 2015.

-
- [36] Fuhrmann, J.; Hömberg, D.: Numerical simulation of the surface hardening of steel. International Journal of Numerical Methods for Heat & Fluid Flow 9 (1999), Nr. 6, S. 705–724.
- [37] Edenhofer, B.: An Overview of Advances in Atmosphere and Vacuum Heat Treatment. Heat Treatment of Metals 26 (1999), Nr. 1, S. 1–5.
- [38] Jeschar, R.; Specht, E.; Köhler, C.: Heat Transfer during Cooling of Heated Metals with Vaporizable Liquids. In: Liščić, B. (Hrsg.): Quenching theory and technology, S. 159–178. Boca Raton, Fla., Zurich: CRC Press; IFHTSE 2010.
- [39] Rodman, D.; Krause, C.; Nürnberger, F. et al.: Induction Hardening of Spur Gearwheels Made from 42CrMo4 Hardening and Tempering Steel by Employing Spray Cooling. steel research international 82 (2011), Nr. 4, S. 329–336.
- [40] Macherauch, E.; Zoch, H.-W.: Praktikum in Werkstoffkunde. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden 2019.
- [41] Liedtke, D.: Martensitisches Härten. In: Zoch, H.-W.; Spur, G. (Hrsg.): Handbuch Wärmebehandeln und Beschichten, S. 355–364. München: Hanser 2015.
- [42] DIN EN ISO 683-2:2018-09: Für eine Wärmebehandlung bestimmte Stähle, legierte Stähle und Automatenstähle - Teil 2: Legierte Vergütungsstähle (ISO 683-2:2016).
- [43] DIN 17022-5:2000-03: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen.
- [44] Stiele, H.; Krause, C.: Kurzzeitaustenitisieren - Werkstoffkundliche Grundlagen zum Randschichterwärmen. Elektrowärme International 71 (2013), Nr. 4, S. 47–53.
- [45] DIN EN ISO 18203: Stahl - Bestimmung der Dicke gehärteter Randschichten (ISO 18203:2016).
- [46] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Einwirkung von Herstellung und Weiterverarbeitung auf die Eigenschaften von Metallen. In: Bargel, H.-J.; Schulze, G. (Hrsg.): Werkstoffkunde, 81-118. Berlin, Heidelberg: Springer Vieweg 2012.
- [47] Tinscher, R.; Zoch, H.-W.: Grundlagen der Wärmebehandlung. In: Zoch, H.-W.; Spur, G. (Hrsg.): Handbuch Wärmebehandeln und Beschichten, S. 260–303. München: Hanser 2015.
- [48] Worch, H.; Pompe, W.; Schatt, W. (Hrsg.): Werkstoffwissenschaft. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA 2011.
- [49] Hoffmann, F.; Keßler, O.; Lübken, T. et al.: "Distortion Engineering" - Verzugsbeherrschung in der Fertigung. Härtereitechnische Mitteilungen 57 (2002), Nr. 3, S. 213–217.

- [50] Gobrecht, J.: Werkstofftechnik - Metalle. Oldenbourg Wissenschaftsverlag GmbH 2009.
- [51] Montalvo-Urquiza, J.; Liu, Q.; Schmidt, A.: Simulation of quenching involved in induction hardening including mechanical effects. *Computational Materials Science* 79 (2013), S. 639–649.
- [52] Simsir, C.: Modeling and Simulation of Steel Heat Treatment - Prediction of Microstructure, Distortion, Residual Stresses, and Cracking. In: Dossett, J. L.; Totten, G. E. (Hrsg.): *Steel heat treating technologies*, S. 409–466. Materials Park, OH: ASM International 2014.
- [53] Lewis, R. W.; Nithiarasu, P.; Seetharamu, K. N.: *Fundamentals of the finite element method for heat and fluid flow*. Hoboken NJ: Wiley 2004.
- [54] Knothe, K.; Wessels, H.: *Finite Elemente*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg 2017.
- [55] Pan, J.; Gu, J.: *Mathematical Fundamentals of Thermal Process Modeling of Steel*. In: Gür, C. H.; Pan, J. (Hrsg.): *Handbook of thermal process modeling of steels*, S. 1–62. Boca Raton: Taylor & Francis 2009.
- [56] Braess, D.: *Finite Elemente. Theorie, schnelle Löser und Anwendungen in der Elastizitätstheorie*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg 2013.
- [57] Steinke, P.: *Finite-Elemente-Methode*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg 2015.
- [58] Rieg, F.; Hackenschmidt, R.; Alber-Laukant, B.: *Finite element analysis for engineers : basics and practical applications with Z88Aurora*. München: Hanser 2014.
- [59] Schwenk, M.; Hoffmeister, J.; Schulze, V.: Experimental Determination of Process Parameters and Material Data for Numerical Modeling of Induction Hardening. *Journal of Materials Engineering and Performance* 22 (2013), Nr. 7, S. 1861–1870.
- [60] Mühl, F.; Damon, J.; Dietrich, S. et al.: Simulation of induction hardening: Simulative sensitivity analysis with respect to material parameters and the surface layer state. *Computational Materials Science* 184 (2020), S. 1–10.
- [61] Ferziger, J. H.; Perić, M.: *Numerische Strömungsmechanik*. Berlin: Springer 2008.
- [62] Schöning, H.; Kadanik, M.; Reich, M. et al.: Challenges of Numerical Simulation Models for Induction Surface Hardening of Large Bearing Rings. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 77 (2022), Nr. 5, S. 319–335.

-
- [63] Neumeyer, J.; Groth, C.; Wibbeler, J. et al.: FE-Simulation des induktiven Härtens am Beispiel einer Kalandrierwalze*. HTM Journal of Heat Treatment and Materials 71 (2016), Nr. 1, S. 43–50.
- [64] Ebel, W.; Kroll, M.; Baake, E. et al.: Numerical investigation of a double frequency approach for longitudinal HF welding of clad pipes. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering 424 (2018), S. 1–4.
- [65] Barglik, J.; Wieczorek, T.; Smalcerz, A.: Modeling of the surface induction hardening process. Przegląd Elektrotechniczny 90 (2014), Nr. 2, S. 1–4.
- [66] Smalcerz, A.; Przyłucki, R.; Konopka, K. et al.: Multi-variant calculations of induction heating process. Archives of Materials Science and Engineering 58 (2012), Nr. 2, S. 177–181.
- [67] Fisk, M.; Lindgren, L.-E.; Datchary, W. et al.: Modelling of induction hardening in low alloy steels. Finite Elements in Analysis and Design 144 (2018), S. 61–75.
- [68] Cajner, F.; Smoljan, B.; Landek, D.: Computer simulation of induction hardening. Journal of Materials Processing Technology 157-158 (2004), S. 55–60.
- [69] Schwenk, M.: Numerische Modellierung der induktiven Ein- und Zweifrequenzrandschichthärtung. Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie, Fakultät für Maschinenbau, Karlsruhe 2012.
- [70] Coupard, D.; Palin-luc, T.; Bristiel, P. et al.: Residual stresses in surface induction hardening of steels. Comparison between experiment and simulation. Materials Science and Engineering: A 487 (2008), 1-2, S. 328–339.
- [71] Hömberg, D.; Liu, Q.; Montalvo-Urquiza, J. et al.: Simulation of multi-frequency-induction-hardening including phase transitions and mechanical effects. Finite Elements in Analysis and Design 121 (2016), S. 86–100.
- [72] COMSOL Learning Center: How to Estimate the Number of Degrees of Freedom in a Model. Internetadresse: <https://www.comsol.com/support/learning-center/article/How-to-Estimate-the-Number-of-Degrees-of-Freedom-in-a-Model-51451>. Zuletzt aufgerufen am 31.07.2024.
- [73] Gustrau, F.: Angewandte Feldtheorie. Eine praxisnahe Einführung in die Theorie elektromagnetischer Felder. München: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG 2018.
- [74] Bai, X.; Zhang, H.; Wang, G.: Modeling of the moving induction heating used as secondary heat source in weld-based additive manufacturing. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 77 (2015), 1-4, S. 717–727.

- [75] Dong, H.; Zhao, Y.; Yuan, H. et al.: A Simplified Calculation Method of Heat Source Model for Induction Heating. *Materials* (Basel, Switzerland) 12 (2019), Nr. 18.
- [76] Stiele, H.; Brand, M.; Asperheim, J.-I.: Unterstützung der Prozessentwicklung des induktiven Randschichthärtens großer Lagerringe durch Simulation. *Elektrowärme International* 68 (2010), Nr. 3, S. 203–206.
- [77] Brand, M.; Asperheim, J.-I.; Stiele, H. et al.: Coupling of temperature fluxes induced by electromagnetic induction for transient 3D distortion and residual stress calculation in finite element codes. In: Lupi, S. (Hrsg.): *Induction, dielectric and microwaves, conduction & electromagnetic processing. International Symposium on Heating by Electromagnetic Sources*; Padua, May 18-21, 2010, S. 201–208. Padova: SGE 2010.
- [78] Fahrenwaldt, H. J.; Schuler, V.; Twrdek, J.: *Praxiswissen Schweißtechnik*. Wiesbaden: Springer Fachmedien Wiesbaden 2014.
- [79] Goldak, J. A.; Akhlaghi, M.: *Computational welding mechanics*. New York, NY: Springer 2005.
- [80] Lindgren, L.-E.: *Computational welding mechanics. Thermomechanical and microstructural simulations*. Cambridge: Woodhead Publishing Ltd 2007.
- [81] Radaj, D.: *Schweißprozeßsimulation. Grundlagen und Anwendungen*. Düsseldorf: Verl. für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verl. 1999.
- [82] Radaj, D.: *Eigenspannungen und Verzug beim Schweißen. Rechen- und Meßverfahren*. Düsseldorf: Verl. für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verl. 2002.
- [83] Goldak, J.; Chakravarti, A.; Bibby, M.: A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical Transactions B* 15 (1984), Nr. 2, S. 299–305.
- [84] Chergui, A.; Villeneuve, F.; Béraud, N. et al.: Thermal simulation of wire arc additive manufacturing: a new material deposition and heat input modelling. *International Journal on Interactive Design and Manufacturing (IJIDeM)* 16 (2022), Nr. 1, S. 227–237.
- [85] Giarollo, D. F.; Mazzaferro, C. C. P.; Mazzaferro, J. A. E.: Comparison between two heat source models for wire-arc additive manufacturing using GMAW process. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering* 44 (2022), Nr. 1.

-
- [86] Al Hamahmy, M. I.; Deiab, I.: Review and analysis of heat source models for additive manufacturing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 106 (2020), 3-4, S. 1223–1238.
- [87] Fröck, H.; Graser, M.; Reich, M. et al.: Linked Heat Treatment and Bending Simulation of Aluminium Tailored Heat Treated Profiles. In: Mason, P.; Fisher, C. R.; Glamm, R. et al. (Hrsg.): *Proceedings of the 4th World Congress on Integrated Computational Materials Engineering (ICME 2017)*, S. 237–248. Cham, s.l.: Springer International Publishing 2017.
- [88] Arif, A. F. M.: On the Modeling of Laser as a Moving Distributed Volumetric Heat Source for Laser Cutting Simulation. *Advanced Materials Research* 83-86 (2009), S. 858–865.
- [89] Fröck, H.; Graser, M.; Reich, M. et al.: Numerical modelling of the process chain for aluminium Tailored Heat-Treated Profiles. *Advanced Modeling and Simulation in Engineering Sciences* 10 (2023), Nr. 1.
- [90] Gutierrez, G.; Jen, T.-C.: Numerical simulation of non-linear heat conduction subjected to a laser source: the effects of variable thermal properties. *International Journal of Heat and Mass Transfer* 43 (2000), Nr. 12, S. 2177–2192.
- [91] Stahl, K.; Tobie, T.; Dobler, F.: *Stähle für Zahnräder*. In: Bleck, W.; Moeller, E. (Hrsg.): *Handbuch Stahl. Auswahl, Verarbeitung, Anwendung*, S. 517–530. München: Hanser 2018.
- [92] Schrader, A.; Rose, A.: *De ferri metallographia II. Gefüge der Stähle*. Düsseldorf: Verlag Stahleisen 1966.
- [93] Hunkel, M.: Segregations in Steels during Heat Treatment – A Consideration along the Process Chain. *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 76 (2021), Nr. 2, S. 79–104.
- [94] SEP 1680-12:1990-03: *Aufstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern für Eisenlegierungen*.
- [95] Rose, A.; Peter, W.; Strassburg, W. et al.: *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle - Teil II*. Düsseldorf: Verlag Stahleisen 1958.
- [96] Richter, F.: *Die physikalischen Eigenschaften der Stähle - "Das 100-Stähle-Programm"*. Mülheim a.d. Ruhr. Internetadresse: https://www.tugraz.at/fileadmin/user_upload/Institute/IEP/Thermophysics_Group/Files/Staehle-Richter.pdf. Zuletzt aufgerufen am 15.06.2021.

- [97] Dr. Sommer Werkstofftechnik GmbH: Werkstoffdatenblatt: 42CrMo4, 1.7225 2012.
Internetadresse: <https://de.scribd.com/document/337145744/42CrMo4-1-7225>.
Zuletzt aufgerufen am 07.12.2021.
- [98] Buck, W.; Rudtsch, S.: Thermal Properties. In: Czichos, H. (Hrsg.): Springer handbook of materials measurement methods. With 158 tables, S. 399–429. Berlin: Springer 2007.
- [99] Körtvélyessy, L.; Körtvélyessy, D.: Thermoelement Praxis. Essen: Vulkan Verlag GmbH 2015.
- [100] Hornbogen, E.; Skrotzki, B.: Mikro- und Nanoskopie der Werkstoffe. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2009.
- [101] Steyer, H.-L.: Präparation. In: Schumann, H.; Oettel, H. (Hrsg.): Metallografie. Mit einer Einführung in die Keramografie, S. 117–224. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA 2016.
- [102] Beckert, M.; Klemm, H.: Handbuch der metallographischen Ätzverfahren. Leipzig: Dt. Verl. für Grundstoffindustrie 1984.
- [103] Schumann, H.: Metallographie. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie 1983.
- [104] DIN 50600:2017-10: Prüfung metallischer Werkstoffe - Metallographische Gefügebilde - Abbildungsmaßstäbe.
- [105] DIN EN ISO 6507-1:2024-01: Metallische Werkstoffe –Härteprüfung nach Vickers –Teil 1: Prüfverfahren (ISO 6507-1:2023).
- [106] DIN EN ISO 6507-4:2018-07: Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 4: Tabellen zur Bestimmung der Härtewerte (ISO 6507-4:2018).
- [107] Kadanik, M.; Burgschat, L.; Reich, M. et al.: Experimental Determination of Heat Transfer using a Polymer Solution Shower during Induction Hardening*. HTM Journal of Heat Treatment and Materials 76 (2021), Nr. 4, S. 249–260.
- [108] Marek, R.; Nitsche, K.: Praxis der Wärmeübertragung. Grundlagen - Anwendungen - Übungsaufgaben ; mit 50 Tabellen, 50 vollständig durchgerechneten Beispielen sowie 126 Übungsaufgaben mit Lösungen. München: Fachbuchverl. Leipzig im Carl-Hanser-Verl. 2010.
- [109] Leblond, J.-B.; Devaux, J. C.: A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. Acta Metallurgica 32 (1984), Nr. 1, S. 137–146.

-
- [110] COMSOL AB: The Metal Processing Module User's Guide. Stockholm, Schweden 2022.
- [111] Leblond, J.-B.; Mottet, G.; Devaux, J. C. et al.: Mathematical models of anisothermal phase transformations in steels, and predicted plastic behaviour. *Materials Science and Technology* 1 (1985), Nr. 10, S. 815–822.
- [112] Koistinen, D. P.; Marburger, R. E.: A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metallurgica* 7 (1959), Nr. 1, S. 59–60.
- [113] Nemkov, V.: Modeling of Induction Hardening Processes. In: Gür, C. H.; Pan, J. (Hrsg.): *Handbook of thermal process modeling of steels*, S. 427–498. Boca Raton: Taylor & Francis 2009.
- [114] Mokrov, O.; Simon, M.; Schiebahn, A. et al.: A fine modification of the double ellipsoid heat source. In: Sommitsch, C.; Enzinger, N.; Mayr, P. (Hrsg.): *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 12. Selected peer reviewed papers form the 12th International Seminar Numerical Analysis of Weldability. 12th International Seminar Numerical Analysis of Weldability, Schloss Seggau Graz (Austria), 23.-26.09., S. 39–51. Graz: Verlag der Technischen Universität Graz 2018.*
- [115] Lupi, S.; Rudnev, V.: Principles of Induction Heating. In: Rudnev, V.; Totten, G. E. (Hrsg.): *Induction heating and heat treatment*, S. 6–27. Materials Park, OH: ASM International 2014.
- [116] Rudnev, V.: Systematic Analysis of Induction Coil Failures and Prevention. In: Rudnev, V.; Totten, G. E. (Hrsg.): *Induction heating and heat treatment*, S. 646–672. Materials Park, OH: ASM International 2014.
- [117] COMSOL AB: COMSOL Multiphysics Reference Manual. Stockholm, Schweden 2022.
- [118] Gustrau, F.: *Elektromagnetic Design. Theorie und Simulation elektromagnetischer Felder*. Cincinnati: HANSER PUBLICATIONS 2023.
- [119] Larrabee, S.; Bernhard, A.: Design and Fabrication of Inductors for Heat Treating, Brazing, and Soldering. In: Rudnev, V.; Totten, G. E. (Hrsg.): *Induction heating and heat treatment*, S. 619–632. Materials Park, OH: ASM International 2014.

- [120] Clarke, K.: The effect of heating rate and microstructural scale on austenite formation, austenite homogenization, and as-quenched microstructure in three induction hardenable steels. Dissertation, Colorado School of Mines, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Golden, Colorado 2008.
- [121] Orlich, J.; Rose, A.; Wiest, P.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle - Band 3. Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubilder. Düsseldorf: Verlag Stahleisen 1973.
- [122] Schumann, H.; Oettel, H. (Hrsg.): Metallografie. Mit einer Einführung in die Keramografie. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA 2016.
- [123] Hunkel, M.; Frerichs, F.; Prinz, C. et al.: Size Change due to Anisotropic Dilation Behaviour of a Low Alloy SAE 5120 Steel. steel research international 78 (2007), Nr. 1, S. 45–51.
- [124] Hunkel, M.: Analyse von Seigerungen und seigerungsbedingtem Verzug am Beispiel des Einsatzstahls 20MnCr5. HTM Journal of Heat Treatment and Materials 67 (2012), Nr. 5, S. 311–322.
- [125] Goldstein, R.: Design and Fabrication of Inductors for Induction Heat Treating. In: Rudnev, V.; Totten, G. E. (Hrsg.): Induction heating and heat treatment, S. 589–606. Materials Park, OH: ASM International 2014.
- [126] Blondeau, R.; Maynier, P.; Dollet, J.: Prévision de la dureté et de la résistance des aciers au carbone et gaiblement alliés d'après leur structure et leur composition. Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie 70 (1973), Nr. 12, S. 883–892.
- [127] Goldsmid, H. J.: Introduction to Thermoelectricity. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg 2016.
- [128] Irrgang, K.: Altes und Neues zu thermoelektrischen Effekten und Thermoelementen. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg 2023.
- [129] Oliveira, A.; Avrit, A.; Gradeck, M.: Thermocouple response time estimation and temperature signal correction for an accurate heat flux calculation in inverse heat conduction problems. International Journal of Heat and Mass Transfer 185 (2022), S. 122398.
- [130] DIN EN 60584-1:2014-07: Thermoelemente - Teil 1: Thermospannungen und Grenzabweichungen (IEC 60584-1:2013).

-
- [131] DIN EN 60584-3:2022-02: Thermopaare - Teil 3: Thermoleitungen und Ausgleichsleitungen - Grenzabweichungen und Kennzeichnungssystem (IEC 60584-3:2021).
- [132] Bernhard, F.: Handbuch der Technischen Temperaturmessung. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg 2014.
- [133] DIN EN 10083-3:2007-01: Vergütungsstähle - Teil3: Technische Lieferbedingungen für legierte Stähle.
- [134] Smalcerz, A.; Przylucki, R.: Impact of Electromagnetic Field upon Temperature Measurement of Induction Heated Charges. International Journal of Thermophysics 34 (2013), Nr. 4, S. 667–679.
- [135] Chatterjee, M.; Nabhiraj, P.: Capturing the temperature of the workpiece in an induction heating system using thermocouple with minimal error. 5th International Conference on Electronics, Materials Engineering & Nano-Technology (IEMENTech), S. 1–5.
- [136] Dreisbach, F.: Advantage of Constant Frequency Inductive Heating in Quenching Dilatometry 2020. Internetadresse: <https://www.tainstruments.com/wp-content/uploads/TA-805-02-Inductive-heating-with-constant-frequency.pdf>. Zuletzt aufgerufen am 12.10.2023.
- [137] Milkereit, B.; Beck, M.; Reich, M. et al.: Precipitation kinetics of an aluminium alloy during Newtonian cooling simulated in a differential scanning calorimeter. Thermochimica Acta 522 (2011), 1-2, S. 86–95.
- [138] Konopka, K.: Thermocouple Dynamic Errors Correction for Instantaneous Temperature Measurements in Induction Heating. In: 19th IMEKO TC4 Symposium Measurement of Electrical Quantities 2013 (and 17th International Workshop on ADC and DAC Modelling and Testing). Barcelona, Spain, 18-19 July 2013, S. 508–514. Red Hook, NY: Curran 2013.

Anhang

A. Positionen der Thermoelementmessungen

Tabelle 4: Nennkoordinaten sowie Nennoberflächenabstände und tatsächliche Oberflächenabstände der Thermoelemente von Ringabschnitt S1 (Geometrie V2, 127 mm/min) in Millimetern.

	x_{nenn} in mm	y_{nenn} in mm	z_{nenn} in mm	d_{nenn} in mm	d_{real} in mm
TE 1	300,0	5,0	49,3	2,0	3,4
TE 2	300,0	30,0	49,3	2,0	3,4
TE 3	300,0	55,0	49,3	2,0	3,2
TE 4	300,0	63,7	55,0	2,0	8,7
TE 5	300,0	63,7	73,0	2,0	4,0
TE 6	300,0	63,7	90,0	2,0	3,2
TE 7	400,0	13,0	47,3	4,0	5,1
TE 8	400,0	21,0	45,3	6,0	7,0
TE 9	400,0	38,0	47,3	4,0	5,0
TE 10	400,0	46,0	45,3	6,0	7,1
TE 11	400,0	67,7	61,0	6,0	11,2
TE 12	400,0	65,7	67,0	4,0	4,7
TE 13	500,0	30,0	49,3	2,0	2,8
TE 14	500,0	55,0	49,3	2,0	3,0
TE 15	500,0	63,7	55,0	2,0	3,0

Tabelle 5: Nennkoordinaten sowie Nennoberflächenabstände und tatsächliche Oberflächenabstände der Thermoelemente von Ringabschnitt S4 (Geometrie V2, 180 mm/min) in Millimetern.

	x_{nenn} in mm	y_{nenn} in mm	z_{nenn} in mm	d_{nenn} in mm	d_{real} in mm
TE 1	300,0	5,0	49,3	2,0	3,0
TE 2	300,0	30,0	49,3	2,0	3,6
TE 3	300,0	55,0	49,3	2,0	3,0
TE 4	300,0	63,7	55,0	2,0	5,3
TE 5	300,0	63,7	73,0	2,0	3,8
TE 6	300,0	63,7	90,0	2,0	5,0
TE 7	400,0	13,0	47,3	4,0	5,2
TE 8	400,0	21,0	45,3	6,0	7,2
TE 9	400,0	38,0	47,3	4,0	5,0
TE 10	400,0	46,0	45,3	6,0	7,0
TE 11	400,0	67,7	61,0	6,0	5,1
TE 12	400,0	65,7	67,0	4,0	2,8
TE 13	500,0	30,0	49,3	2,0	5,0
TE 14	500,0	55,0	49,3	2,0	4,8
TE 15	500,0	63,7	55,0	2,0	6,8

Tabelle 6: Nennkoordinaten sowie Nennoberflächenabstände und tatsächliche Oberflächenabstände der Thermoelemente von Ringabschnitt S8 (Geometrie V4, 180 mm/min) in Millimetern.

	x_{nenn} in mm	y_{nenn} in mm	z_{nenn} in mm	d_{nenn} in mm	d_{real} in mm
TE 1	300,0	5,0	47,3	4,0	2,9
TE 2	300,0	30,0	47,3	4,0	3,5
TE 3	300,0	55,0	47,3	4,0	3,8
TE 4	300,0	65,7	55,0	4,0	4,3
TE 5	300,0	65,7	73,0	4,0	4,3
TE 6	300,0	65,7	90,0	4,0	4,3
TE 7	400,0	13,0	49,3	2,0	2,4
TE 8	400,0	21,0	49,3	2,0	2,2
TE 9	400,0	38,0	49,3	2,0	2,2
TE 10	400,0	46,0	49,3	2,0	0,9
TE 11	500,0	5,0	45,3	6,0	6,2
TE 12	500,0	30,0	45,3	6,0	6,2
TE 13	500,0	55,0	45,3	6,0	6,2
TE 14	500,0	67,7	73,0	6,0	5,5
TE 15	500,0	67,7	90,0	6,0	5,5

Tabelle 7: Nennkoordinaten sowie Nennoberflächenabstände und tatsächliche Oberflächenabstände der Thermoelemente von Ringabschnitt S13 (Geometrie V2, 210 mm/min) in Millimetern.

	x_{nenn} in mm	y_{nenn} in mm	z_{nenn} in mm	d_{nenn} in mm	d_{real} in mm
TE 1	300,0	5,0	49,3	2,0	2,5
TE 2	300,0	30,0	49,3	2,0	2,5
TE 3	300,0	55,0	49,3	2,0	2,5
TE 4	300,0	63,7	55,0	2,0	2,7
TE 5	300,0	63,7	73,0	2,0	2,7
TE 6	300,0	63,7	90,0	2,0	2,7
TE 7	400,0	13,0	47,3	4,0	2,5
TE 8	400,0	21,0	45,3	6,0	4,5
TE 9	400,0	38,0	47,3	4,0	2,5
TE 10	400,0	46,0	45,3	6,0	4,5
TE 11	400,0	67,7	61,0	6,0	5,7
TE 12	400,0	65,7	67,0	4,0	3,7
TE 13	500,0	30,0	49,3	2,0	2,5
TE 14	500,0	55,0	49,3	2,0	2,5
TE 15	500,0	63,7	55,0	2,0	2,7

Tabelle 8: Nennkoordinaten sowie Nennoberflächenabstände und tatsächliche Oberflächenabstände der Thermoelemente von Ringabschnitt S14 (Geometrie V2, 150 mm/min) in Millimetern.

	x_{nenn} in mm	y_{nenn} in mm	z_{nenn} in mm	d_{nenn} in mm	d_{real} in mm
TE 1	300,0	5,0	49,3	2,0	1,9
TE 2	300,0	30,0	49,3	2,0	1,9
TE 3	300,0	55,0	49,3	2,0	1,9
TE 4	300,0	63,7	55,0	2,0	6,6
TE 5	300,0	63,7	73,0	2,0	6,6
TE 6	300,0	63,7	90,0	2,0	6,6
TE 7	400,0	13,0	47,3	4,0	5,0
TE 8	400,0	21,0	45,3	6,0	6,8
TE 9	400,0	38,0	47,3	4,0	5,0
TE 10	400,0	46,0	45,3	6,0	6,8
TE 11	400,0	67,7	61,0	6,0	6,6
TE 12	400,0	65,7	67,0	4,0	5,6
TE 13	500,0	30,0	49,3	2,0	1,9
TE 14	500,0	55,0	49,3	2,0	1,9
TE 15	500,0	63,7	55,0	2,0	4,6

Tabelle 9: Nennkoordinaten sowie Nennoberflächenabstände und tatsächliche Oberflächenabstände der Thermoelemente von Ringabschnitt S20 (Geometrie V2, 240 mm/min) in Millimetern.

	x_{nenn} in mm	y_{nenn} in mm	z_{nenn} in mm	d_{nenn} in mm	d_{real} in mm
TE 1	300,0	5,0	49,3	2,0	-
TE 2	300,0	30,0	49,3	2,0	2,2
TE 3	300,0	55,0	49,3	2,0	2,2
TE 4	300,0	63,7	55,0	2,0	2,3
TE 5	300,0	63,7	73,0	2,0	2,3
TE 6	300,0	63,7	90,0	2,0	2,3
TE 7	400,0	13,0	47,3	4,0	4,0
TE 8	400,0	21,0	45,3	6,0	6,0
TE 9	400,0	38,0	47,3	4,0	4,0
TE 10	400,0	46,0	45,3	6,0	6,0
TE 11	400,0	67,7	61,0	6,0	6,1
TE 12	400,0	65,7	67,0	4,0	4,3
TE 13	500,0	30,0	49,3	2,0	2,2
TE 14	500,0	55,0	49,3	2,0	2,2
TE 15	500,0	63,7	55,0	2,0	2,2

B. Vernetzung und Solvereinstellungen

Abbildung 84 zeigt das verwendete Netz für die thermischen Simulationen. Es ist deutlich erkennbar, dass die Tragbahn und die Verschleißbahn sehr fein vernetzt sind, um die zu erwartenden hohen Temperaturgradienten abbilden zu können. Der Bereich der beiden Bahnen bis in eine Tiefe von jeweils 10 mm wird mit Dreiecksprismen vernetzt. Die maximale Kantenlänge der Dreieckselemente an der Oberfläche beträgt 5 mm bei einer Dicke von jeweils 1 mm in Tiefenrichtung. Die restlichen Bereiche des Ringabschnittes sind deutlich weniger fein mit Tetraederelementen (Elementgröße: „extra fein für generelle Physik“) vernetzt, da in diesen Bereichen eine Erwärmung ausschließlich durch Wärmeleitung stattfindet. Daher sind die Temperaturgradienten dort deutlich geringer.

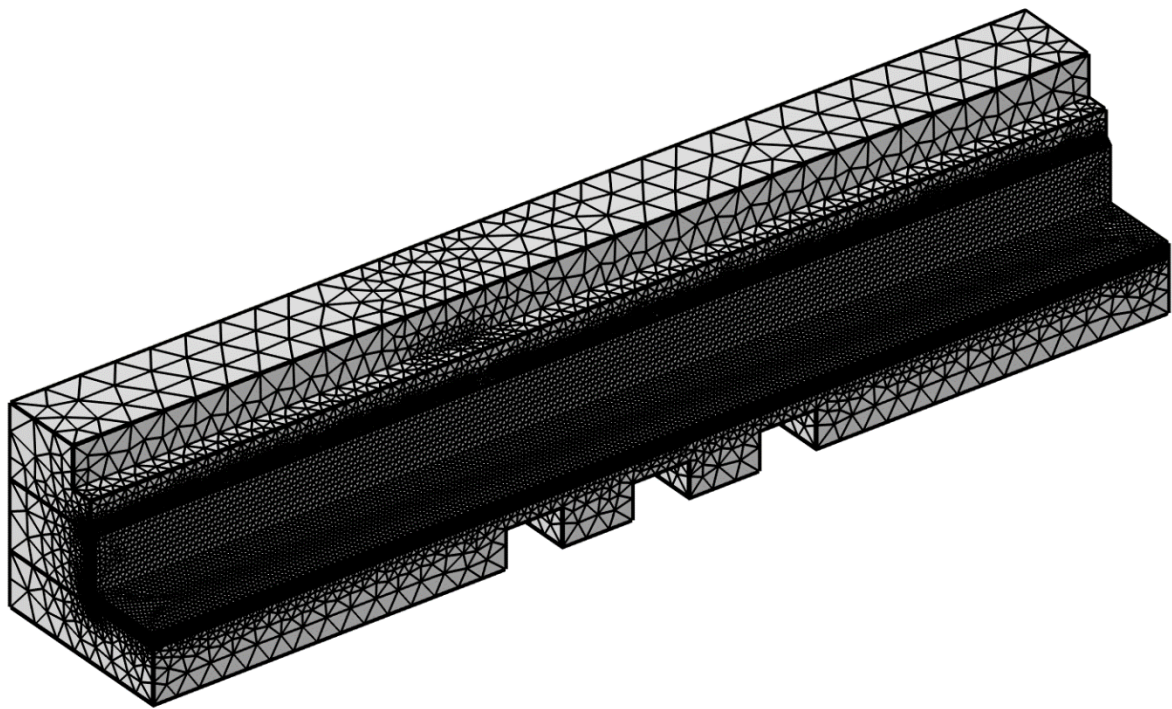


Abbildung 84: Vernetzung des Ringabschnittes für rein thermische Simulationen in der Gesamtansicht.

Das verwendete Netz für die thermisch-metallurgische Simulation ohne Temperaturrekonstruktion in Abbildung 85 nutzt im Bereich unter der Tragbahn und Verschleißbahn jeweils Hexaederelemente mit einer Elementkantenlängen in der Oberflächenebene von 3,5 mm und einer Dicke von 1 mm in Tiefenrichtung. Die Vernetzung des restlichen Ringabschnittes mit Tetraederelementen ist weniger fein als in den thermischen Simulationen gewählt (Elementgröße: „normal für generelle Physik“).

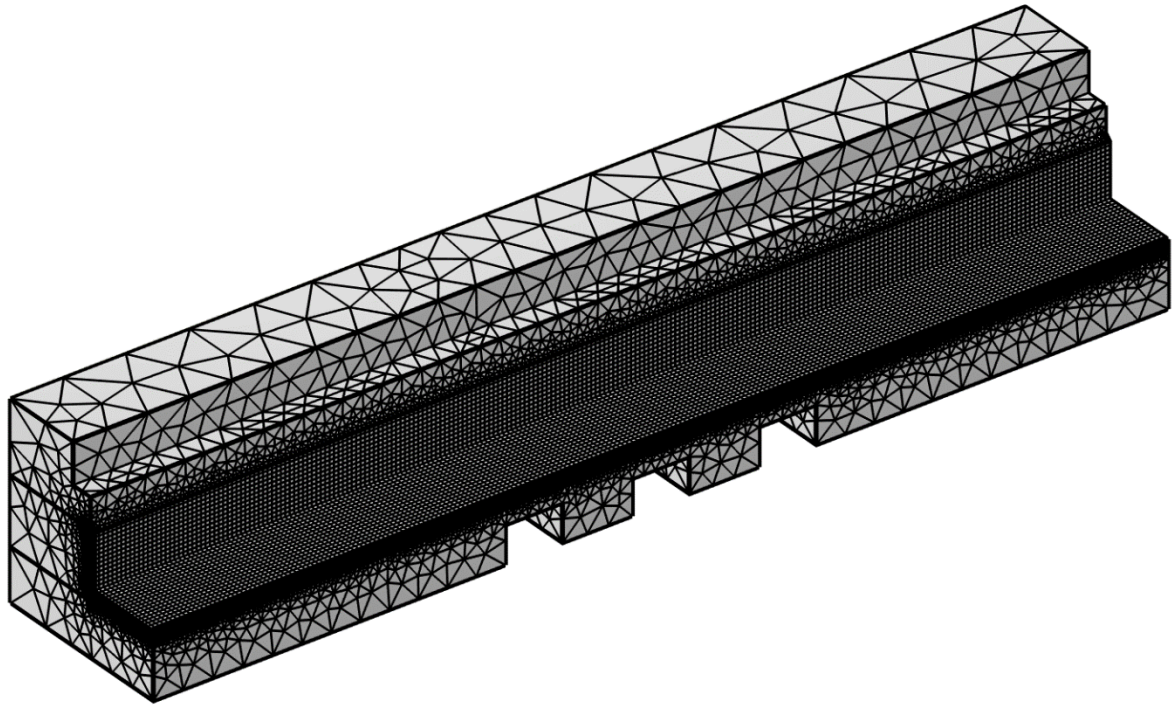


Abbildung 85: Vernetzung des Ringabschnittes für thermisch-metallurgische Simulationen ohne Temperaturrekonstruktion in der Gesamtansicht.

Das Netz für die thermisch-metallurgische Simulation mit Temperaturrekonstruktion besteht unter der Tragbahn und Verschleißbahn aus Hexaederelementen mit einer maximalen Kantenlänge in der Oberflächenebene von 5 mm. In Tiefenrichtung steigt die Elementdicke von 0,46 mm an der Oberfläche linear auf 0,92 mm in 10 mm Oberflächenabstand. Das Tetraedernetz der verbleibenden Bereiche ist noch einmal vergrößert gegenüber den zuvor vorgestellten Netzen (Elementgröße: „größer für generelle Physik“).

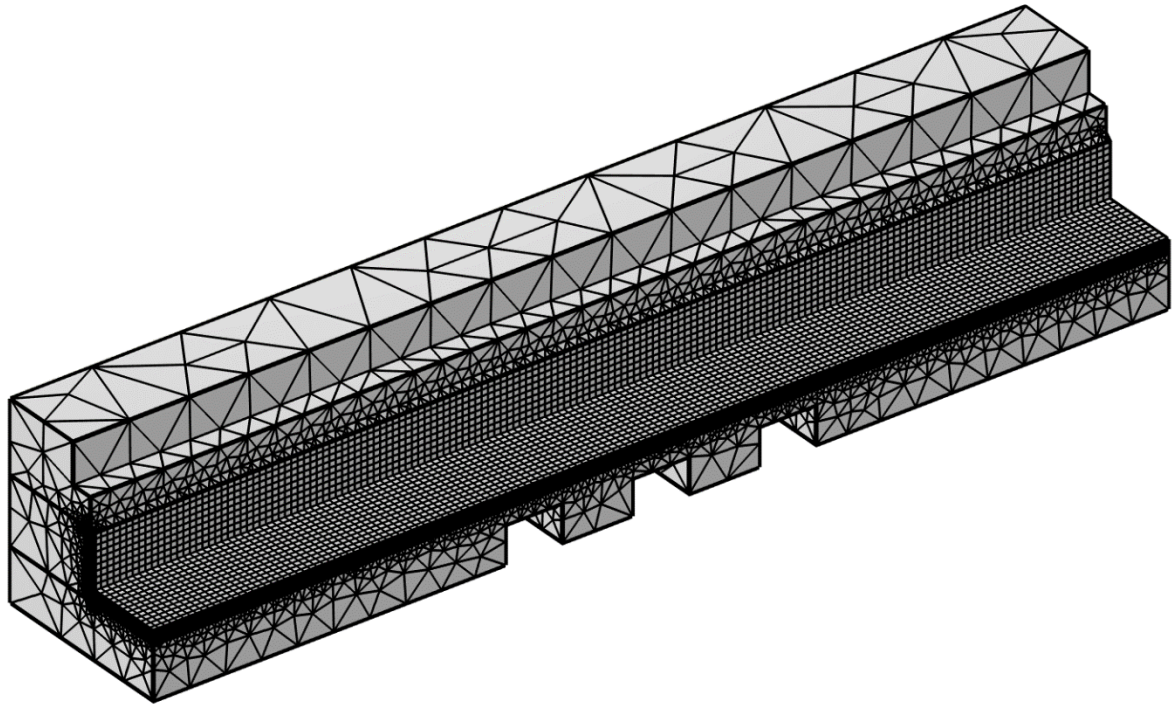


Abbildung 86: Vernetzung des Ringabschnittes für thermisch-metallurgische Simulationen mit Temperaturrekonstruktion in der Gesamtansicht.

Tabelle 10: Übersicht der wichtigsten Solver- und Diskretisierungseinstellungen für rein thermische und thermisch-metallurgischen Simulationen ohne und mit Temperaturrekonstruktion.

		<i>Thermische Simulationen</i>	<i>Therm.-metall. Simulationen ohne Temperaturrekonstruktion</i>	<i>Therm.-metall. Simulationen mit Temperaturrekonstruktion</i>
Zeitschrittberechnung		Rückwärtsdifferenzenverfahren Ordnung min. 1, max. 2	Rückwärtsdifferenzenverfahren Ordnung min. 1, max. 2	Rückwärtsdifferenzenverfahren Ordnung min. 1, max. 2
Nichtlinearer Lösungsalgorithmus		Blocklöser, Blöcke je mit mod. Newton-Raphson-Verfahren	Blocklöser, Blöcke je mit mod. Newton-Raphson-Verfahren	Blocklöser, Blöcke je mit mod. Newton-Raphson-Verfahren
Linearer Solver	thermisch	PARDISO (PAR allel DI rect SO lver)	PARDISO (PAR allel DI rect SO lver)	GMRES (G eneralized MI nimal RES idual method)
	metallurgisch	-	PARDISO (PAR allel DI rect SO lver)	MUMPS (MU ltifrontal MA ssively P arallel sparse direct SO lver)
Elementansatz	thermisch	vollst. triquadratisch (Lagrange)	vollst. triquadratisch (Lagrange)	vollst. triquadratisch (Lagrange)
	metallurgisch	-	linear	linear in Gausspunkten
Elementtyp unter Bahnen		Dreiecksprismen	Hexaeder	Hexaeder
Kantenlänge auf Bahnoberflächen		5,0 mm	3,5 mm	5,0 mm
Elementdicke unter Bahnen in Tiefenrichtung (bis 10 mm)		1,0 mm (konstant)	1,0 mm (konstant)	0,46 mm bis 0,92 mm (linear ansteigend in die Tiefe)
max. Zeitschrittweite		0,5 s	0,1 s	0,2 s
Freiheitsgrade	thermisch	$7,45 \cdot 10^5$	$8,7 \cdot 10^5$	$5,79 \cdot 10^5$
	metallurgisch	-	$7,18 \cdot 10^5$	$5,72 \cdot 10^5$
	gesamt	$7,45 \cdot 10^5$	$1,59 \cdot 10^6$	$1,15 \cdot 10^6$

C.Parameter der Ersatzwärmequellen

Tabelle 11: Parameter der Ersatzwärmequelle für die Tragbahn ohne Temperaturrekonstruktion.

$y_{01} = 0 \text{ W/m}^3$	$x_{c1} = 11,0 \text{ mm}$	$y_{g1} = 10,48 \text{ mm}$	$\lambda = 6,0$
$y_{02} = 0 \text{ W/m}^3$	$x_{c2} = 28,0 \text{ mm}$	$y_{g2} = 24,38 \text{ mm}$	$\theta_0 = 51,3 \text{ mm}$
$y_{03} = 0 \text{ W/m}^3$	$x_{c3} = 1,0 \text{ mm}$	$c_0 = 81,0$	$\theta_1 = 1,5$
$A_{x1} = 4,0 \text{ W/m}^3$	$w_1 = 16,0 \text{ mm}$	$c_1 = 0,2$	$f_{EWQ} = 6,358 \cdot 10^{10}$
$A_{x2} = 3,8 \text{ W/m}^3$	$w_2 = 8,0 \text{ mm}$	$c_2 = 0,0192$	
$A_{x3} = 3,0 \text{ W/m}^3$	$w_3 = 8,0 \text{ mm}$	$c_3 = -2,24 \cdot 10^{-4}$	

Ersatzwärmequelle für die Verschleißbahn:

$$Q(x, y, z) = f_{EWQ} \cdot (v_{x1p} \cdot (1 - v_{xcomb}) + v_{x2p} \cdot v_{xcomb}) \cdot v_y \cdot v_z \quad (C.1)$$

$$v_{x1p}(x) = \frac{y_{01} + A_{x1} e^{\left(\frac{(x-x_{c1})^2}{-2w_1^2}\right)}}{\int y_{01} + A_{x1} e^{\left(\frac{(x-x_{c1})^2}{-2w_1^2}\right)} dx} \quad (C.2)$$

$$v_{x2p}(x) = \frac{y_{02} + A_{x2} e^{\left(\frac{(x-x_{c2})^2}{-2w_2^2}\right)} + y_{03} + A_{x3} e^{\left(\frac{(x-x_{c3})^2}{-2w_3^2}\right)}}{\int y_{02} + A_{x2} e^{\left(\frac{(x-x_{c2})^2}{-2w_2^2}\right)} + y_{03} + A_{x3} e^{\left(\frac{(x-x_{c3})^2}{-2w_3^2}\right)} dx} \quad (C.3)$$

$$v_{xcomb}(z) = \begin{cases} 0 & \forall z > z_{g1} \\ \frac{z - z_{g1}}{z_{g2} - z_{g1}} & \forall z_{g1} \leq z \leq z_{g2} \\ 1 & \forall z < z_{g1} \end{cases} \quad (C.4)$$

$$v_y(y) = \frac{\lambda}{2\sqrt{2}\theta_1\Gamma(1/\lambda)} \exp\left(-\left(\frac{|y - \theta_0|}{\sqrt{2}\theta_1}\right)^\lambda\right) \quad (C.5)$$

$$v_z(z) = c_3 z^3 + c_2 z^2 + c_1 z + c_0 \quad (C.6)$$

mit	y_{01}, y_{02}, y_{03}	Absolutglieder der Gauss'schen Dichteverteilungen
	A_{x1}, A_{x2}, A_{x3}	Amplitudenfaktoren der Gauss'schen Dichtefunktionen
	x_{c1}, x_{c2}, x_{c3}	x-Positionen der Peaks der Gauss'schen Dichteverteilungen
	w_1, w_2, w_3	Breiten der Gauss'schen Dichtefunktionen
	v_{x1p}	Verteilungsfunktion in x-Richtung mit einem gemeinsamen Peak
	v_{x2p}	Verteilungsfunktion in x-Richtung mit zwei getrennten Peaks
	v_{xcomb}	Gewichtungsfunktion für Einzelfunktionen in x-Richtung
	z_{g1}, z_{g2}	z-Grenzen für abschnittsweise definierte Funktion in z-Richtung
	c_0, c_1, c_2, c_3	Polynomfaktoren nullter, erster, zweiter und dritter Ordnung
	λ	Formparameter der Super-Gauss-Funktion
	$\Gamma(\dots)$	Gamma-Funktion
	θ_0	Peakposition der Super-Gaussfunktion
	θ_1	Wurzel der Varianz der Super-Gauss-Funktion

Tabelle 12: Parameter der Ersatzwärmequelle für die Verschleißbahn ohne Temperaturrekonstruktion.

$y_{01} = 0 \text{ W/m}^3$	$x_{c1} = 8,0 \text{ mm}$	$z_{g1} = 92,2 \text{ mm}$	$\lambda = 6,0$
$y_{02} = 0 \text{ W/m}^3$	$x_{c2} = 25,0 \text{ mm}$	$z_{g2} = 78,3 \text{ mm}$	$\theta_0 = 61,68 \text{ mm}$
$y_{03} = 0 \text{ W/m}^3$	$x_{c3} = -2,0 \text{ mm}$	$c_0 = 20,0$	$\theta_1 = 1,0$
$A_{x1} = 4,0 \text{ W/m}^3$	$w_1 = 16,0 \text{ mm}$	$c_1 = 4,1$	$f_{EWQ} = 1,4 \cdot 10^{11}$
$A_{x2} = 2,5 \text{ W/m}^3$	$w_2 = 8,0 \text{ mm}$	$c_2 = -0,136$	
$A_{x3} = 2,5 \text{ W/m}^3$	$w_3 = 8,0 \text{ mm}$	$c_3 = 1,37 \cdot 10^{-3}$	

Tabelle 13: Parameter der Ersatzwärmequelle für die Tragbahn mit Temperaturrekonstruktion.

$y_{01} = 0 \text{ W/m}^3$	$x_{c1} = 18,0 \text{ mm}$	$y_{g1} = 10,48 \text{ mm}$	$\lambda = 12,0$
$y_{02} = 0 \text{ W/m}^3$	$x_{c2} = 33,0 \text{ mm}$	$y_{g2} = 24,38 \text{ mm}$	$\theta_0 = 51,3 \text{ mm}$
$y_{03} = 0 \text{ W/m}^3$	$x_{c3} = 5,0 \text{ mm}$	$c_0 = 95,0$	$\theta_1 = 2,3$
$A_{x1} = 4,0 \text{ W/m}^3$	$w_1 = 16,0 \text{ mm}$	$c_1 = -0,3$	$f_{EWQ} = 4,08 \cdot 10^{10}$
$A_{x2} = 4,2 \text{ W/m}^3$	$w_2 = 3,5 \text{ mm}$	$c_2 = 0,023$	
$A_{x3} = 3,0 \text{ W/m}^3$	$w_3 = 3,5 \text{ mm}$	$c_3 = -2,2 \cdot 10^{-4}$	

Tabelle 14: Parameter der Ersatzwärmequelle für die Verschleißbahn mit Temperaturrekonstruktion.

$y_{01} = 0 \text{ W/m}^3$	$x_{c1} = 18,0 \text{ mm}$	$z_{g1} = 92,2 \text{ mm}$	$\lambda = 12,0$
$y_{02} = 0 \text{ W/m}^3$	$x_{c2} = 33,0 \text{ mm}$	$z_{g2} = 78,3 \text{ mm}$	$\theta_0 = 61,68 \text{ mm}$
$y_{03} = 0 \text{ W/m}^3$	$x_{c3} = 5,0 \text{ mm}$	$c_0 = 98,0$	$\theta_1 = 2,3$
$A_{x1} = 4,0 \text{ W/m}^3$	$w_1 = 16,0 \text{ mm}$	$c_1 = -0,4$	$f_{EWQ} = 3 \cdot 10^{10}$
$A_{x2} = 4,2 \text{ W/m}^3$	$w_2 = 3,5 \text{ mm}$	$c_2 = 0,023$	
$A_{x3} = 3,0 \text{ W/m}^3$	$w_3 = 3,5 \text{ mm}$	$c_3 = -2,38 \cdot 10^{-4}$	

D. Rekonstruktion der Temperatur-Zeit-Verläufe

Angelehnt an die Vorgehensweise von *Oliveira et al.* [129] wurde ein Kalibrierungsexperiment entwickelt, dass der Messsituation an den Ringabschnitten möglichst nahe kommt. Das bedeutet, es sollte idealerweise eine induktive Erwärmung untersucht werden, bei der sowohl ein träges, als auch ein sehr rasch reagierendes Thermoelement verwendet werden.

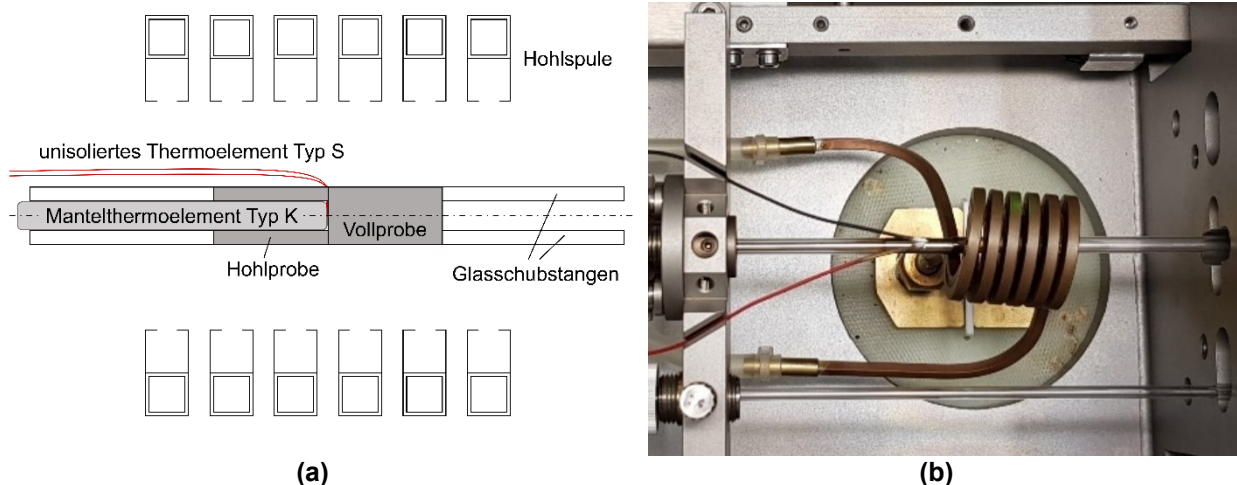


Abbildung 87: Messaufbau im Dilatometer zur Bestimmung der Parameter der Temperaturmessung: (a) Prinzipskizze des Aufbaus im Dilatometer und (b) Proben vor dem Einschub in die Heizspule.

Die induktive Erwärmung findet in einem induktiv beheizten Abschreck- und Umformdilatometer statt. Abbildung 87 zeigt eine Prinzipskizze sowie ein Foto des Aufbaus im Dilatometer. Die verwendeten Proben aus umwandlungsfreiem Stahl X5CrNi18-10 sind eine Vollprobe mit einem Durchmesser von 4,0 mm bei einer Länge von 8,0 mm sowie eine daran anliegende Hohlprobe mit identischen Abmessungen und einer Wandstärke von 0,95 mm. An einer Stirnseite der Vollprobe wird mittig das Regelthermoelement des Dilatometers vom Typ S mit einer Dicke der einzelnen unisolierten Thermodrähte von 0,1 mm mittels Punktschweißung fixiert. Auf die Stirnseite der Vollprobe mit dem Thermoelement wird die Hohlprobe aufgesetzt und zwischen den Glasschubstangen des Dilatometers eingespannt. Das isolierte Mantelthermoelement vom Typ K mit einem Durchmesser von 2,0 mm, mit dem auch in den Ringabschnitten gemessen wurde, wird durch die hohle Glasschubstange und die Hohlprobe bis an die Stirnseite der Vollprobe geführt. Die Proben werden vor Versuchsbeginn mittig in der Spule positioniert, um eine gleichmäßige Erwärmung und Abkühlung während der Wärmebehandlung sicherzustellen. Anschließend wird das in Abbildung 88 dargestellte Temperaturprogramm sechs Mal durchlaufen. Die Proben werden zunächst mit 0,5 K/s

auf 40 °C erwärmt, dann folgen Schritte mit 1 K/s Heizgeschwindigkeit auf 60 °C und 2 K/s auf 80 °C sowie zuletzt eine Erwärmung mit 100 K/s auf 480 °C. Dieses Temperaturprogramm mit dem langsamen Erwärmbeginn erlaubt die gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufe der beiden Thermoelemente mit identischer Zeitachse übereinander zu legen. Nach einem 15 s dauernden Halteschritt folgt eine lineare Abkühlung mit 0,75 K/s auf Raumtemperatur. Die Annahme einer Zeitkonstante $\tau = 0$ s wird in diesem Versuchsaufbau sehr gut erfüllt, da die Regelung der Temperatur anhand des Thermoelementes vom Typ S erfolgt.

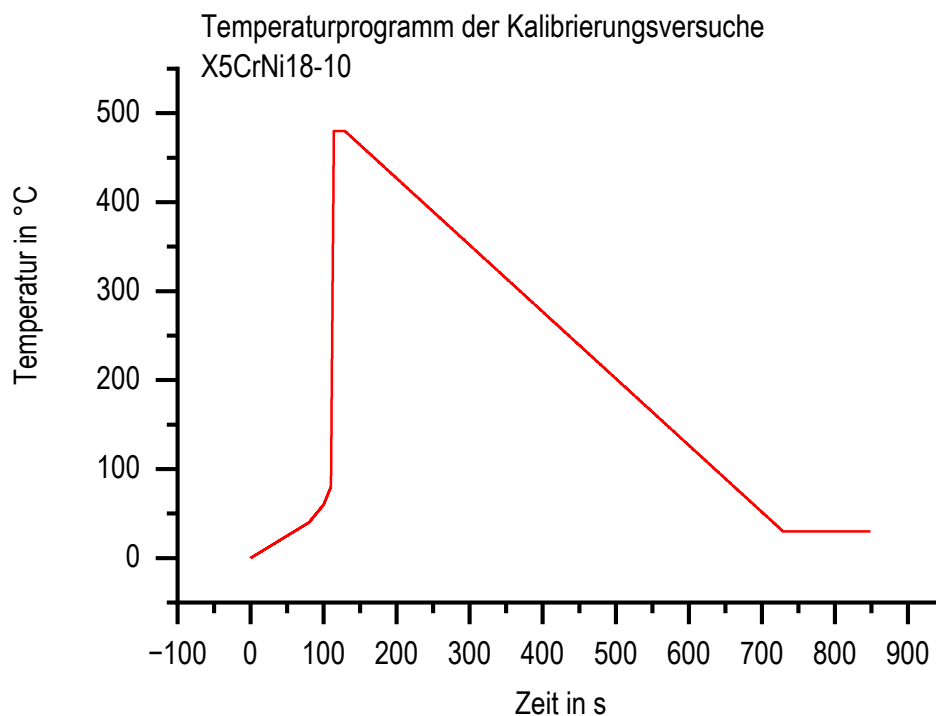


Abbildung 88: Temperatur-Zeit-Programm zur Ermittlung der Parameter bei Verwendung von isolierten Mantelthermoelementen vom Typ K mit 2,0 mm Durchmesser.

Die Messung und Aufzeichnung der Regeltemperatur mittels des unisolierten Thermoelementes vom Typ S erfolgt über das Dilatometer, während die Temperaturmessung des Mantelthermoelementes vom Typ K über das bereits in Kapitel 3.2.3 erwähnte externe Temperaturmesssystem erfolgt und daher keine gemeinsame Zeitmessung vorhanden ist. Die zunächst sehr langsame Erwärmung erlaubt es die Temperaturmessdaten übereinander zu legen. Die Temperatur-Zeit-Verläufe des 2,0 mm dicken Thermoelementes werden daher in der Auswertung zunächst so verschoben, dass der erste langsame Erwärmungsschritt für beide Thermoelemente zur gleichen Zeit beginnt. Anschließend werden beide Temperatur-Zeit-Verläufe in Abhängigkeit von der Zeit als Textdatei exportiert. Das Skript von *Oliveira et al.* [129] wurde auf das hier verwendete Temperaturprogramm angepasst und in MATLAB R2022a der Firma

Mathworks, Natick, Massachusetts, USA, ausgeführt. Als Ergebnisse werden die abgeschätzte Zeitkonstante $\hat{\tau}$, das Verhältnis von thermischem Widerstand zwischen Thermoelement und Messstelle zum thermischen Widerstand des Thermoelementes $\hat{\xi} = \frac{R_e}{R_{TC}}$ sowie die abgeschätzte Referenztemperatur $\hat{\vartheta}_{ref}$ ausgegeben. Aus den sechs Einzelversuchen wurde anschließend für jede Größe Mittelwert und Standardabweichung berechnet und in der folgenden Tabelle 15 zusammengefasst:

Tabelle 15: Mittelwerte und Standardabweichungen der experimentell in Kalibrierungsversuchen bestimmten Parameter bei Verwendung von 2,0 mm Mantelthermoelementen vom Typ K.

$\hat{\tau} \approx 2,00 \pm 0,17 \text{ s}$	$\hat{\xi} \approx 0,089 \pm 0,016$	$\hat{\vartheta}_{ref} \approx -6,0 \pm 12,9 \text{ }^{\circ}\text{C}$
--	-------------------------------------	--

Die Temperaturmessdaten sowohl des 2,0 mm Mantelthermoelementes als auch des dünnen unisolierten Regelthermoelementes zeigen weder beim Start noch im Verlauf oder am Ende der induktiven Erwärmung sprunghafte Änderungen der Temperatur. Diese Ergebnisse bekräftigen die Vermutung, dass die in-situ Temperaturmessungen mit den 2,0 mm Mantelthermoelemente in den Ringabschnitten nicht signifikant durch das elektromagnetische Feld beeinflusst wurden.

Mit den so bestimmten Korrekturparametern und der nach der tatsächlich aufgetretenen Temperatur ϑ_{∞} umgestellten Gleichung (7.4) werden aus den gemessenen Temperatur-Zeit-Verläufen ϑ_m die tatsächlichen Temperatur-Zeit-Verläufe berechnet. In der resultierenden Gleichung (D.1) zur Berechnung der tatsächlichen Temperatur $\vartheta_{\infty,i}$ zum Zeitpunkt $t = i$ werden die gemessene Temperatur $\vartheta_{M,i}$ und $\vartheta_{M,i-1}$ zu den Zeitpunkten $t = i$ und $t = i - 1$ sowie die Zeitschrittweite Δt und die ermittelte Zeitkonstante τ verwendet.

$$\vartheta_{\infty,i} = \frac{\vartheta_{M,i} - \vartheta_{M,i-1} \cdot e^{-\Delta t/\tau}}{1 - e^{-\Delta t/\tau}} \quad (\text{D.1})$$

E. Einfluss des vereinfachten Umwandlungsmodells auf die metallurgischen Ergebnisse

Am Beispiel der Simulationsergebnisse aus Kapitel 6.2 ohne vorherige Temperaturrekonstruktion wurde neben der Simulation mit vollständigem Umwandlungsmodell eine weitere Simulation mit einem reduzierten Umwandlungsmodell durchgeführt. Das reduzierte Phasenumwandlungsmodell berücksichtigt ausschließlich den vergüteten Ausgangszustand, Austenit und Martensit mit den beiden möglichen Umwandlungen vom Ausgangszustand in Austenit und von Austenit in Martensit. Ferrit-Perlit und Bainit werden vereinfachend nicht berücksichtigt. Auf diese Weise ist es möglich einen Eindruck zu gewinnen, wie groß der Fehler durch die Annahme dieses vereinfachten Umwandlungsmodells ist.

Eine Betrachtung der resultierenden Phasen in Tiefenrichtung am Beispiel der Ebene $x=400$ mm erlaubt Abbildung 89. Diese Ebene ist besonders interessant, weil dort die höchsten Anteile an Bainit auftreten, sodass in dieser Ebene die größten Unterschiede zwischen vollständigem und vereinfachtem Umwandlungsmodell zu erwarten sind.

Im Vergleich der ermittelten Phasen am Prozessende wird deutlich, dass die Dicke der gehärteten Schicht unverändert bleibt. Da im vereinfachten Modell Bainit nicht berücksichtigt wird, entsteht im vereinfachten Modell eine rein martensitische Schicht. Der Martensitgehalt der Randschicht wird also im vereinfachten Modell um genau den Prozentsatz größer, der dem Prozentsatz des gebildeten Bainits im vollständigen Modell entspricht. Im vereinfachten Modell wird daher der Martensitanteil um bis zu 22 % überschätzt. Der Übergangsbereich zwischen gehärteter Schicht und Grundgefüge, der jeweils besonders deutlich in der Darstellung des Martensitanteils erkennbar ist, ändert sich weder in Form noch in Dicke bei Verwendung des vereinfachten Umwandlungsmodells anstelle des vollständigen Modells. Allerdings befindet sich auch im Übergangsbereich des vollständigen Modells noch ein Anteil von bis zu ca. 10 % Bainit. Dadurch sinkt dort die nach der linearen Mischungsregel berechnete Gesamthärte im Vergleich zu einem Gefüge, das nur aus Martensit und Ausgangszustand besteht.

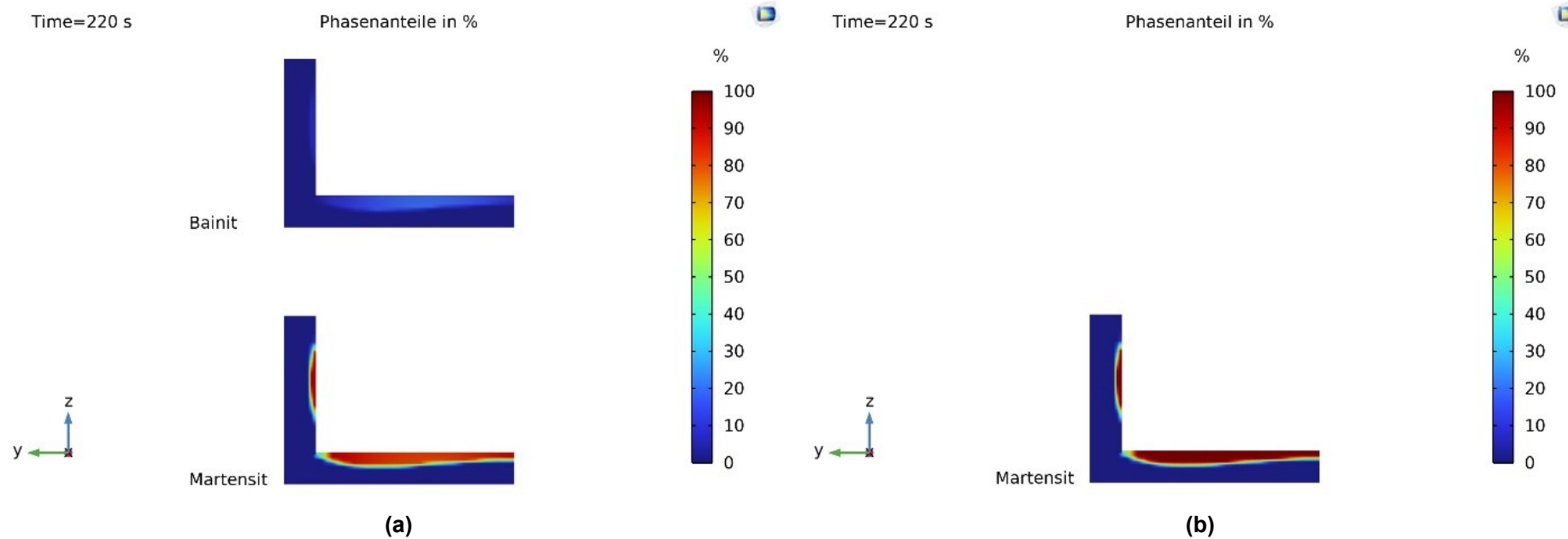
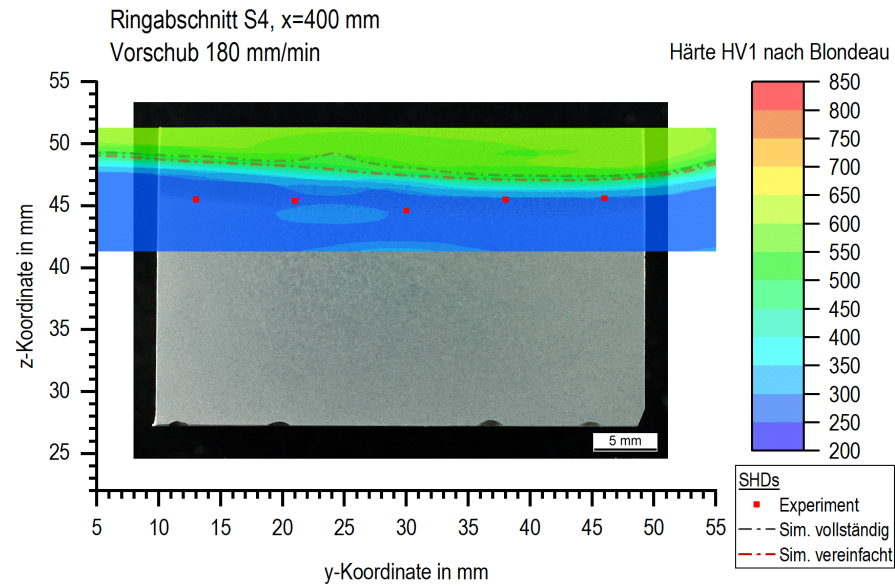
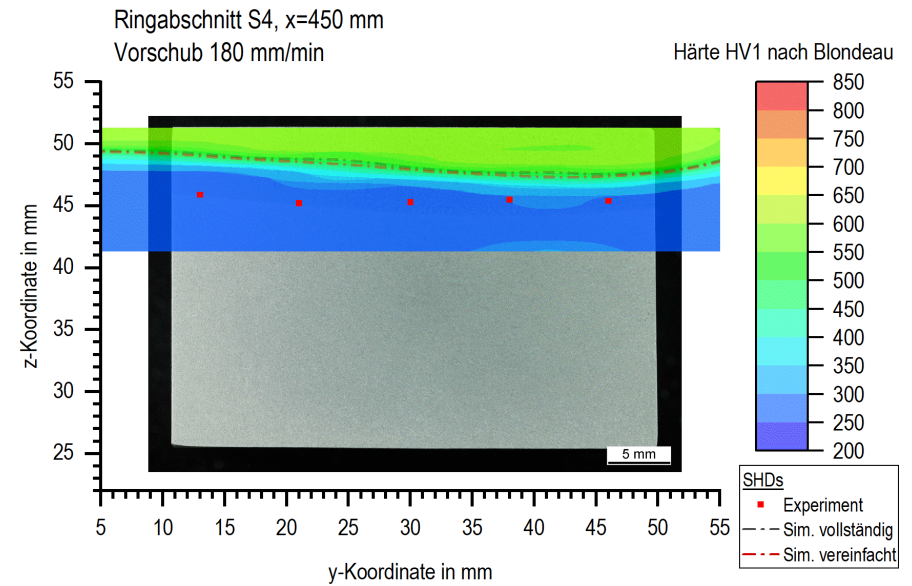


Abbildung 89: Vergleich der resultierenden Anteile an Martensit und Bainit im vollständigen Modell (a) und des resultierenden Anteils Martensit im vereinfachten Modell (b) in der Schnittebene von x=400 mm.



(a) simulierte Härteverteilung, x=400 mm



(b) simulierte Härteverteilung, x=450 mm

Abbildung 90: Darstellung der nach *Blondeau et al.* berechneten Härten und Einhärtungstiefen berechnet mit (a) vollständigem und (b) vereinfachtem Umwandlungsmodell sowie die experimentellen Ergebnisse für die Ebenen x=400 mm und x=450 mm.

Auf diese Weise kann auch die im vereinfachten Modell geringfügig erhöhte Einhärtungstiefe, die in Abbildung 90 dargestellt ist, erklärt werden. In der Konsequenz bedeutet das, dass die Einhärtungstiefe mit dem vereinfachten Umwandlungsmodell aufgrund des nicht simulierten Bainits in geringem Maße überschätzt wird. Gleichzeitig wurde mit dem vollständigen Umwandlungsmodell deutlich mehr Bainit simuliert als experimentell ermittelt und der Ansatz nach *Blondeau et al.* unterschätzt die erreichte Härte. Diese beiden Effekte gleichen sich tendenziell aus, sodass eine Anwendung des vereinfachten Umwandlungsmodells in Anbetracht der Rechenzeiterparnis und verringerten Hardwareanforderungen gegenüber dem vollständigen Modell zu favorisieren ist.

Abkürzungsverzeichnis

JMAK	Umwandlungsmodell nach Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov
FEM	Finite-Elemente-Methode
FVM	Finite-Volumen-Methode
OES	optische Emissionsspektroskopie
OPS	oxidische Poliersuspension
PAG	Polyalkylenglykol
SEP	Stahl-Eisen-Prüfblatt
SHD	Einhärtungstiefe
TE	Thermoelement
WÜK	Wärmeübergangskoeffizient
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierung
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung
2D	zweidimensional
3D	dreidimensional

Symbolverzeichnis

Lateinische Buchstaben

A_1, A_2, A_3	Faktoren zur Anpassung der Martensitstarttemperatur
A_{c1}, A_{c3}	Beginn und Ende der Austenitumwandlung bei Erwärmung
A_{x1}, A_{x2}, A_{x3}	Amplitudenfaktoren der Gauss'schen Dichtefunktionen
b	Konstante für die Querverteilung der Ersatzwärmequelle
$b_{01}, b_{02},$	Parameter für die abschnittsweise definierte Funktion
c	Faktor der e -Funktion
c_I	Integrationskonstante für iterative Anpassung der WÜKs
c_0, c_1, c_2, c_3	Polynomfaktoren nullter, erster, zweiter und dritter Ordnung
c_p	spezifische Wärmekapazität
d	Abstand der Messstelle zur gehärteten Oberfläche
d_{nenn}	Nennoberflächenabstand
d_{real}	tatsächlicher Oberflächenabstand
e	Eulersche Zahl
f	Frequenz des Induktorstroms
f_{EWQ}	Skalierungsfaktor einer Ersatzwärmequelle
HV_{Bainit}	berechnete Härte des Bainits
$HV_{Martensit}$	berechnete Härte des Martensits
HV_{min}	Grenzhärte
i_0	induzierter Strom an der Oberfläche eines Bauteils
$K_{s \rightarrow d}$	Faktor im Umwandlungsmodell nach Leblond-Devaux
$L_{s \rightarrow d}$	Faktor im Umwandlungsmodell nach Leblond-Devaux
M_s	Martensitstarttemperatur
$M_{s,const}$	Ratenunabhängige Martensitstarttemperatur
$n_{s \rightarrow d}$	Avrami-Exponent
q	spezifischer konvektiver Wärmeübergang
Q	Ersatzwärmequelle
q_{air}	Wärmeübergang an Luft
q_{quench}	Wärmeübergang durch Abschreckung
q_{quench_exp}	im Experiment auftretender Wärmeübergang durch Abschreckung
q_{quench_sim}	simulierter Wärmeübergang durch Abschreckung
q_r	spezifische Strahlungswärme
R_e	equivalenter thermischer Widerstand
R_{TC}	thermischer Widerstand zwischen Thermoelement und Messstelle

T	Temperatur
\dot{T}	Temperaturrate
T_C	Curietemperatur
T_{exp}	experimentell ermittelte Temperatur
\dot{T}_{grenz}	Grenze der Temperaturrate
T_{sim}	simulierte Temperatur
t	Zeit
t_1, t_2, t_3	Faktoren zur Anpassung der Martensitstarttemperatur
t_{85}	Abkühldauer von 800 °C auf 500 °C
u_{trans}	Bewegungsgeschwindigkeit
V_R	Abkühlgeschwindigkeit bei 700 °C
v_x, v_y, v_z	Verteilungsfunktionen für die Raumrichtungen x, y und z
v_{xcomb}	Gewichtungsfunktion für Einzelfunktionen in x-Richtung
v_{x1p}, v_{x2p}	Teilfunktionen für die x-Richtung
w_1, w_2, w_3	Breiten der Gauss'schen Dichtefunktionen
x	x-Koordinate
x_{c1}, x_{c2}, x_{c3}	x-Positionen der Peaks der Gauss'schen Dichteverteilungen
y	y-Koordinate
y_{bb}	y-Position der Hinterkante der Tragbahn
y_{g1}, y_{g2}	y-Grenzen für abschnittsweise definierte Funktion in y-Richtung
y_0	Absolutglied für temperaturratenabhängige Martensitstarttemperatur
y_{01}, y_{02}, y_{03}	Absolutglieder der Gauss'schen Dichteverteilungen
z	z-Koordinate
z_{g1}, z_{g2}	z-Grenzen für abschnittsweise definierte Funktion in z-Richtung

Griechische Buchstaben

β	Koistinen-Marburger-Koeffizient
$\Gamma(\dots)$	Gamma-Funktion
∇	Nabla-Operator
δ	Stromeindringmaß (Skintiefe)
Δt	Zeitschrittweite zwischen zwei diskreten Zeitschritten
ϑ_M	gemessene Temperatur
$\vartheta_{M,i-1}, \vartheta_{M,i}$	gemessene Temperatur zu den diskreten Zeitpunkten $t=i-1$ und $t=i$
$\hat{\vartheta}_{ref}$	gemittelte Referenztemperatur
ϑ_0	Starttemperatur
θ_0	Peakposition der Super-Gaussfunktion

θ_1	Wurzel der Varianz der Super-Gauss-Funktion
ϑ_∞	Temperatur nach sprunghafter Änderung
$\vartheta_{\infty,i}$	tatsächliche Temperatur zum diskreten Zeitpunkt $t=i$
λ	Formparameter der Super-Gauss-Funktion
μ_0	magnetische Feldkonstante
μ_r	relative magnetische Permeabilität
$\hat{\xi}$	gemittelter thermischer Widerstand des Thermoelementes
ξ^d	Anteil der Zielphase
ξ_{eq}^d	Gleichgewichtsanteil der Zielphase
ξ_0^d	Anfangsanteil der Zielphase
ξ^s	Anteil der Quellphase
ρ	spezifischer elektrischer Widerstand
ϱ	Dichte
τ	Zeitkonstante des Thermoelementes
\hat{t}	Gemittelte Zeitkonstante des Thermoelementes
$\tau_{s \rightarrow d}$	Zeitkonstante des Umwandlungsmodells nach JMAK

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1:	Dauerschwingfestigkeit geradverzahnter Stirnrädern in Abhängigkeit von der Flankenhärte je nach gewählter Wärmebehandlung basierend auf den Angaben aus DIN 3990 [6].	6
Abbildung 2:	Schematische Darstellung einer induktiven Erwärmung [18]: (a) Temperaturfeld des Bauteils beim Induktionshärten und (b) Verteilung der Stromdichte in Abhängigkeit vom Oberflächenabstand infolge des Skineffekts.	7
Abbildung 3:	Skintiefe in Abhängigkeit von der Induktionsfrequenz und dem verwendeten Werkstoff [23].	9
Abbildung 4:	(a) Temperatur-Verteilung und (b) Verteilung der induzierten Wärme am Beispiel einer Welle aus unlegiertem Stahl im Vergleich zur Verteilung bei Annahme konstanter Werkstoffeigenschaften (gestrichelt) [24].	10
Abbildung 5:	Schematische Darstellung (a) der Gesamtflächenhärtung (Single-Shot-Verfahren) mit induktiver Erwärmung bei schneller Rotation des Bauteils gegenüber dem Induktor und anschließender Abschreckung sowie (b) der Induktionshärtung im Vorschubverfahren [31].	11
Abbildung 6:	Veränderung des Magnetfeldes durch den Einsatz eines Feldkonzentrators dargestellt in Form von magnetischen Feldlinien.	12
Abbildung 7:	Typische Wärmeübergangskoeffizienten verschiedener Abschreckmedien in $Wm^2 \cdot K$ nach [37].	13
Abbildung 8:	Schematischer Härte-Tiefen-Verlauf und resultierendes Gefüge eines Stahls nach dem Randschichthärten bei vergütetem Ausgangsgefüge [43].	14
Abbildung 9:	Schematische Darstellung zur Ermittlung der Einhärtungstiefe eines randschichtgehärteten Bauteils aus dem Härte-Tiefen-Verlauf nach DIN EN 18203 [10].	15
Abbildung 10:	Die drei extremen Tendenzen des Verzuges je nachdem, ob Maß- und Formänderungen überwiegend durch Umwandlungen, thermische Spannungen oder beide Effekte auftreten [47].	16
Abbildung 11:	Typischer Eigenspannungsverlauf eines randschichtgehärteten Bauteils nach der Wärmebehandlung und resultierende Spannung im Bauteil unter Belastung [6].	17
Abbildung 12:	Simulationsschema einer Wärmebehandlung mit den auftretenden Wechselwirkungen zum Beispiel beim Abschrecken zum durchgreifenden Härten.	19
Abbildung 13:	Simulationsschema des Induktionshärtens mit den auftretenden Wechselwirkungen, wobei vernachlässigbare Wechselwirkungen in grau dargestellt sind.	21

Abbildung 14:	Simulationsschema des Induktionshärtens bei Verwendung einer Ersatzwärmequelle zur Abbildung der induzierten Wärme mit vernachlässigbaren Wechselwirkungen in grau.	26
Abbildung 15:	Schematische Darstellung einer Flächenwärmequelle (links) im Vergleich zu einer Volumenwärmequelle (rechts) [82].	28
Abbildung 16:	Doppelellipsoide Volumenersatzwärmequelle mit den Parametern der Ersatzwärmequelle nach Goldak [82].	29
Abbildung 17:	Mikrostrukturaufnahmen des Ausgangsgefüges jeweils einer Probe aus dem Ringrohling (links) und aus dem Ringabschnitt (rechts) im Querschliff nach Nitalätzung.	34
Abbildung 18:	Mikrostrukturaufnahme der Seigerungen der mit Nital geätzten Probe aus dem Ringrohling mit vorvergütetem Ausgangsgefüges im Längsschliff.	35
Abbildung 19:	Mikrostrukturaufnahmen der gewalzten Oberfläche im Querschliff nach Nitalätzung zur Untersuchung der Randentkohlung in unterschiedlichen Vergrößerungen an einer Probe aus dem Ringrohling.	36
Abbildung 20:	Ergebnisse der Härteprüfung HV1 über den Querschnitt der gelieferten Ringe im Ausgangszustand.	37
Abbildung 21:	Entnahme der Proben aus dem Ringrohling im Ausgangszustand: (a) Entnahme eines Ringsegmentes, (b) Ringsegment mit Abmaßen, (c) Unterteilung des Ringsegmentes in einzelne Bereiche und (d) ein Streifen zur anschließenden Fertigung von Proben.	38
Abbildung 22:	Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubild des Stahls 42CrMo4 im Ausgangszustand mit den ermittelten Streubereichen von A_{c1} - und A_{c3} -Temperatur.	39
Abbildung 23:	Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild des vorvergüteten Stahls 42CrMo4 im Ausgangszustand bei einer Kurzzeitaustenitisierung von 11,5 s bei 810 °C nach Erwärmung mit 100 K/s.	41
Abbildung 24:	Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild des vorvergüteten Stahls 42CrMo4 im Ausgangszustand bei einer Kurzzeitaustenitisierung von 1,9 s bei 840 °C nach Erwärmung mit 100 K/s.	41
Abbildung 25:	Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild des vorvergüteten Stahls 42CrMo4 im Ausgangszustand bei einer Kurzzeitaustenitisierung von 1,0 s bei 1100 °C nach Erwärmung mit 100 K/s.	42
Abbildung 26:	Beispiel für eine dreiteilige Drehverbindung (a) in der 3D-Ansicht eines 45°-Segmentes einer dreiteiligen Drehverbindung und (b) die Querschnitte der Einzelringe mit den Zylinderrollen.	44
Abbildung 27:	Geometrie der geraden Ringabschnitte in 3D-Ansicht mit den jeweils in blau dargestellten Flächen und dem verwendeten Koordinatensystem: (a) Tragbahn mit den Abmaßen des Ringabschnittes und (b) Verschleißbahn.	45

Abbildung 28:	Ringabschnitt der Geometrie V2 in der (a) Vorderansicht und (b) Rückansicht.....	45
Abbildung 29:	Ringabschnitt der Geometrie V4 in der (a) Vorderansicht und (b) Rückansicht.....	46
Abbildung 30:	Darstellung der Nennpositionen der Thermoelemente in den einzelnen y-z-Ebenen in Form von schwarzen Quadraten am Beispiel von Ringabschnitt S4 der Geometrie V2.....	47
Abbildung 31:	Schematische Darstellung des verwendeten Haarnadelinduktors (blau) mit Feldkonzentratorelementen (grau).	49
Abbildung 32:	Prinzipskizze des Induktionsprozesses mit Induktor, der direkt folgenden Brause B1 und den beiden weiteren Brausen B2 und B3 sowie der jeweiligen Aufbringungsrichtung der wässrigen PAG-Lösung.	49
Abbildung 33:	Befestigung der Thermoelemente während der Temperaturmessungen am Ringabschnitt.	50
Abbildung 34:	Positionen der entnommenen Proben aus Ringabschnitt S4 (in den Abbildungen gelb dargestellt) mit der thermisch neutral getrennten Fläche an der Vorderseite der Proben für die Ebenen (a) x=400 mm und (b) x=450 mm.....	51
Abbildung 35:	Positionierung der Härteeindrücke am Beispiel der Probe bei x=400 mm aus Ringabschnitt S8 (a) im Überblick und (b) im Detail für y=30 mm.	53
Abbildung 36:	Temperaturabhängiger Wärmeübergangskoeffizient für die Abschreckung mit wässriger PAG-Lösung bei einem Abstand zwischen Bauteil und Brause von 8 mm und einem Auftreffwinkel der Lösung von 0° nach [107].	56
Abbildung 37:	Schematische Darstellung des Wirkbereiches der Ersatzwärmequellen (rot) der Abschreckrandbedingung (blau) und des Überlappbereiches der Ersatzwärmequellen und Abschreckrandrandbedingung (violett) auf dem Bauteil zum Zeitpunkt $t = 175,5 \text{ s}$	57
Abbildung 38:	Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubild für die Umwandlung vom Ausgangszustand in Austenit basierend auf den experimentellen Ergebnissen (rot) und basierend auf dem in COMSOL Multiphysics® implementierten Modell (blau).	61
Abbildung 39:	Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild der experimentellen Ergebnisse (schwarz) und implementierten Umwandlungen in COMSOL Multiphysics® (grün) nach vollständiger Austenitisierung basierend auf dem experimentell ermittelten Umwandlungsverhalten nach einer Austenitisierung von 1,9 s bei 840 °C.	62
Abbildung 40:	Temperatur-Zeit-Verlauf der Thermoelemente im Bereich der Tragbahn von Ringabschnitt S4.	66
Abbildung 41:	Temperatur-Zeit-Verlauf der Thermoelemente im Bereich der Verschleißbahn von Ringabschnitt S4.	67

Abbildung 42:	Temperatur-Zeit-Verläufe aller untersuchten Ringabschnitte mit den Daten für Tragbahn (links) und Verschleißbahn (rechts) dargestellt in steigender Vorschubgeschwindigkeit.....	72
Abbildung 43:	Experimentell ermittelte Spitzentemperaturen der Ringabschnitte S1, S4, S13, S14 und S20 an den untersuchten Messpositionen der Thermoelemente mit maximal 3,0 mm Differenz der Oberflächenabstände im Induktionshärteprozess in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit.....	73
Abbildung 44:	Makroaufnahmen aller geätzten Proben in den Ebenen $x=400$ mm (links) und $x=450$ mm (rechts) der Ringabschnitte angeordnet mit aufsteigender Vorschubgeschwindigkeit.....	77
Abbildung 45:	Mikrostrukturaufnahmen des mit Nital geätzten Gefüges der Proben aus Ringabschnitt S4 bei einer y-Position von jeweils $y=30$ mm: Ebene $x=400$ mm (links) und Ebene $x=450$ mm (rechts).	82
Abbildung 46:	Härte-Tiefen-Verläufe und Einhärtungstiefen an den y-Positionen der Thermoelemente von Ringabschnitt S4 in der Ebene $x=400$ mm.	83
Abbildung 47:	Gemessene Härte-Tiefen-Verläufe an den Proben der untersuchten Ringabschnitte in den Ebenen $x=400$ mm (links) und $x=450$ mm (rechts) angeordnet mit aufsteigender Vorschubgeschwindigkeit.	87
Abbildung 48:	Einhärtungstiefen über den Bahnquerschnitt bei verschiedenen Geometrien und Vorschüben für die x-Ebenen 400 mm und 450 mm.	88
Abbildung 49:	Einhärtungstiefen an den verschiedenen y-Positionen in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit.	89
Abbildung 50:	Verteilungen für die einzelnen Raumrichtungen am Beispiel der Tragbahn: (a) Verteilung v_x als Überlagerung zweier Gauss'scher Dichtefunktionen, (b) Verteilung v_y in Form einer abschnittsweise definierten Funktion und (c) Verteilung dz in Tiefenrichtung bei konventionellen e -Funktionen mit verschiedenen Parametern c	92
Abbildung 51:	Resultierendes Produkt der Verteilungsfunktionen an der Oberfläche und des Skalierungsfaktors für die Tragbahn als Produkt $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_y$ unter Anwendung der Gleichungen (5.2) und (5.3).....	95
Abbildung 52:	Resultierende simulierte Temperatur-Zeit-Verläufe für die Tragbahn der Ringabschnitte S4 und S8 (jeweils 180 mm/min) unter Anwendung der Gleichungen (5.2) bis (5.4) an Positionen mit einem Nennoberflächenabstand von $d = 2,0$ mm im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen.....	96
Abbildung 53:	Resultierende simulierte Temperatur-Zeit-Verläufe für die Tragbahn der Ringabschnitte S4 und S8 (jeweils 180 mm/min Vorschub) unter Einsatz einer hyperbolischen Verteilung v_y an Positionen mit einem Nennoberflächenabstand von $d = 2,0$ mm im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen.....	97

Abbildung 54:	Gegenüberstellung von konventionellen e -Funktionen und Gaussfunktionen höherer Ordnung, auch Super-Gaussfunktionen genannt, mit den jeweiligen Parametern.	98
Abbildung 55:	Resultierende simulierte Temperatur-Zeit-Verläufe für die Tragbahn der Ringabschnitte S4 und S8 (jeweils 180 mm/min Vorschub) unter Einsatz einer Super-Gaussfunktion vz an Positionen mit einem Nennoberflächenabstand von $d = 2,0 \text{ mm}$ im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen.	99
Abbildung 56:	Resultierende simulierte Temperatur-Zeit-Verläufe für die Tragbahn der Ringabschnitte S4 und S8 (jeweils 180 mm/min Vorschub) unter Einsatz einer Kombination aus einfacher Gauss'scher Dichteverteilung und zwei überlagerten Gauss'scher Dichteverteilungen für vz an Positionen mit einem Nennoberflächenabstand von $d = 2,0 \text{ mm}$ im Vergleich zu den experimentellen Ergebnissen.	100
Abbildung 57:	Resultierendes Produkt der Verteilungsfunktionen an der Oberfläche und des Skalierungsfaktors für die Tragbahn als Produkt $fEWQ \cdot vx \cdot vy$ unter Anwendung der Gleichungen (5.6) bis (5.9).	102
Abbildung 58:	Temperatur-Zeit-Verläufe aus Experiment und Simulation an den untersuchten Positionen auf der Tragbahn von Ringabschnitt S4 (180 mm/min) im Endzustand.	103
Abbildung 59:	Resultierendes Produkt der Verteilungsfunktionen an der Oberfläche und des Skalierungsfaktors für die Verschleißbahn als Produkt $fEWQ \cdot vx \cdot vz$	104
Abbildung 60:	Vergleich des experimentell ermittelten temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten nach <i>Kadanik et al.</i> [107] und des resultierenden temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten nach Anwendung temperaturabhängiger Korrekturfaktoren.	106
Abbildung 61:	Temperatur-Zeit-Verläufe aus Experiment und Simulation nach acht Iterationsschritten zur Anpassung des Wärmeübergangskoeffizienten beim Abschrecken mit temperaturabhängigen Korrekturfaktoren auf der Tragbahn von Ringabschnitt S4.	107
Abbildung 62:	Vergleich des experimentell ermittelten temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten nach <i>Kadanik et al.</i> [107], des ausschließlich temperaturkorrigierten und des resultierenden temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten nach Anwendung temperatur- und positionsabhängiger Korrekturfaktoren.	108
Abbildung 63:	Temperatur-Zeit-Verläufe aus Experiment und Simulation V150 nach weiteren 4 Iterationsschritten zur Anpassung des Wärmeübergangskoeffizienten mit temperatur- und positionsabhängigen Korrekturfaktoren auf der Tragbahn von Ringabschnitt S4.	109

Abbildung 64:	Entwicklung des Temperaturfeldes im Verlauf des Induktionshärteprozesse bei einem Vorschub von 180 mm/min.	112
Abbildung 65:	Vergleich der simulierten und experimentell ermittelten Temperatur-Zeit-Verläufe von Tragbahn (links) und Verschleißbahn (rechts) der untersuchten Ringabschnitte angeordnet mit steigender Vorschubgeschwindigkeit.....	116
Abbildung 66:	Simulierte Spitzentemperaturen der Ringabschnitte S1, S4, S13, S14 und S20 an den untersuchten Messpositionen der Thermoelemente mit maximal 3,0 mm Differenz der Oberflächenabstände im Induktionshärteprozess in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit.....	117
Abbildung 67:	Entwicklung des Temperaturfeldes und der Phasenverteilung im Verlauf des Induktionshärteprozesses von Ringabschnitt S4 mit 180 mm/min Vorschub.	120
Abbildung 68:	Simulierte Martensit- und Bainitanteile im Ringabschnitt S4 (180 mm/min Vorschub) im Querschnitt am Prozessende in den Schnittebenen (a) x=400 mm und (b) x=450 mm.....	121
Abbildung 69:	Aus den gemessenen Härte-Tiefen-Verläufen (a) wird anhand der makroskopischen Aufnahmen (b) und den genauen Probenentnahmepositionen (c) eine farblich codierte Darstellung der Härte-Tiefen-Verläufe und der Einhärtungstiefen (SHDs) den makroskopischen Aufnahmen überlagert (d).	127
Abbildung 70:	Makroskopische Aufnahmen der geätzten Proben in den Ebenen x=400 mm (links) und x=450 mm (rechts) überlagert mit den Ergebnissen der Härteprüfung und den ermittelten Einhärtungstiefen (SHDs) angeordnet mit steigender Vorschubgeschwindigkeit.....	130
Abbildung 71:	Ersatzwärmequellen dargestellt in Form von Isoflächen für (a) die eingebrachte Wärmemenge pro Volumen und (b) die jeweils eingebrachte Wärmemenge pro Flächeneinheit.....	135
Abbildung 72:	Vergleich der (a) experimentell ermittelten und (b) simulierten Spitzentemperaturen der Ringabschnitte S1, S4, S13, S14 und S20 an den untersuchten Messpositionen der Thermoelemente mit maximal 3,0 mm Differenz der Oberflächenabstände im Induktionshärteprozess in Abhängigkeit von der Vorschubgeschwindigkeit.....	136
Abbildung 73:	Simulierte Härteverteilung und resultierende Einhärtungstiefe für Ringabschnitt S4 (180 mm/min Vorschub) in der Ebene x=400 mm unter Anwendung des Grenzanteils an Martensit.....	140
Abbildung 74:	Simulierte Härteverteilung und resultierende Einhärtungstiefe für Ringabschnitt S4 (180 mm/min Vorschub) in der Ebene x=400 mm nach <i>Blondeau et al.</i> [126].	140

Abbildung 75:	Makroskopische Aufnahmen des Ringabschnittes S4 (180 mm/min Vorschub) überlagert mit den Simulationsergebnissen in den Ebenen $x=400$ mm (links) und $x=450$ mm (rechts): berechnete Härteverläufe und Einhärtungstiefen nach <i>Blondeau et al.</i> [126] (oben) sowie bei Auswertung des Grenzwertes an 60 % Martensit zum Erreichen der Grenzhärte (unten).....	142
Abbildung 76:	Darstellung der erreichten Temperaturen zum Zeitpunkt $t=120$ s und der 800 °C-Isotherme und der simulierten Einhärtungstiefe basierend auf 60 % Martensit im resultierenden Gefüge in der Ebene $x=400$ mm des Ringabschnittes S4 (180 mm/min Vorschub).	143
Abbildung 77:	Vergleich der gemessenen und rekonstruierten Temperatur-Zeit-Verläufe unter Verwendung der Kalibrierungsparameter im Bereich der Tragbahn (links) und der Verschleißbahn (rechts) angeordnet mit steigender Vorschubgeschwindigkeit.	152
Abbildung 78:	Ersatzwärmequellen nach der Rekonstruktion dargestellt in Form von Isoflächen für (a) die eingebrachte Wärmemenge pro Volumen und (b) die jeweils eingebrachte Wärmemenge pro Flächeneinheit.	154
Abbildung 79:	Resultierendes Produkt der Verteilungsfunktionen an der Oberfläche und des Skalierungsfaktors für die Tragbahn als Produkt $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_y$ auf Grundlage der rekonstruierten Temperatur-Zeit-Verläufe.....	155
Abbildung 80:	Resultierendes Produkt der Verteilungsfunktionen an der Oberfläche und des Skalierungsfaktors für die Verschleißbahn als Produkt $f_{EWQ} \cdot v_x \cdot v_z$ auf Grundlage der rekonstruierten Temperatur-Zeit-Verläufe.....	155
Abbildung 81:	Vergleich der rekonstruierten Messdaten mit den Simulationsergebnissen im Bereich der Tragbahn (links) und der Verschleißbahn (rechts) angeordnet mit steigender Vorschubgeschwindigkeit.....	159
Abbildung 82:	Entwicklung des Temperaturfeldes und der Phasenverteilung im Verlauf des Induktionshärteprozesse.	161
Abbildung 83:	Gegenüberstellung und Auswertung der Simulationsergebnisse (vereinfachtes Umwandlungsmodell ohne Ferrit-Perlit und Bainit) des Ringabschnittes S4 (180 mm/min Vorschub) in den Ebenen $x=400$ mm (links) und $x=450$ mm (rechts): berechnete Härteverläufe und Einhärtungstiefen nach <i>Blondeau et al.</i> (oben) sowie bei Auswertung des Grenzwertes an Martensit (unten). ..	162
Abbildung 84:	Vernetzung des Ringabschnittes für rein thermische Simulationen in der Gesamtansicht.	XX
Abbildung 85:	Vernetzung des Ringabschnittes für thermisch-metallurgische Simulationen ohne Temperaturrekonstruktion in der Gesamtansicht.	XXI
Abbildung 86:	Vernetzung des Ringabschnittes für thermisch-metallurgische Simulationen mit Temperaturrekonstruktion in der Gesamtansicht.	XXII

-
- Abbildung 87: Messaufbau im Dilatometer zur Bestimmung der Parameter der Temperaturmessung: (a) Prinzipskizze des Aufbaus im Dilatometer und (b) Proben vor dem Einschub in die Heizspule. XXVII
- Abbildung 88: Temperatur-Zeit-Programm zur Ermittlung der Parameter bei Verwendung von isolierten Mantelthermoelementen vom Typ K mit 2,0 mm Durchmesser. XXVIII
- Abbildung 89: Vergleich der resultierenden Anteile an Martensit und Bainit im vollständigen Modell (a) und des resultierenden Anteils Martensit im vereinfachten Modell (b) in der Schnittebene von $x=400$ mm. XXXI
- Abbildung 90: Darstellung der nach *Blondeau et al.* berechneten Härten und Einhärtungstiefen berechnet mit (a) vollständigem und (b) vereinfachtem Umwandlungsmodell sowie die experimentellen Ergebnisse für die Ebenen $x=400$ mm und $x=450$ mm. XXXII

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1:	Massenanteile der Hauptlegierungselemente der untersuchten Chargen 42CrMo4.....	32
Tabelle 2:	Notwendige physikalische Eigenschaften mit ihren Abhängigkeiten für thermisch-metallurgische und gegebenenfalls mechanische Simulationen.	43
Tabelle 3:	Auflistung der gehärteten Ringabschnitte unter Angabe der Geometrievariante und Vorschubgeschwindigkeit.	48
Tabelle 4:	Nennkoordinaten sowie Nennoberflächenabstände und tatsächliche Oberflächenabstände der Thermoelemente von Ringabschnitt S1 (Geometrie V2, 127 mm/min) in Millimetern. ...	XIV
Tabelle 5:	Nennkoordinaten sowie Nennoberflächenabstände und tatsächliche Oberflächenabstände der Thermoelemente von Ringabschnitt S4 (Geometrie V2, 180 mm/min) in Millimetern. ...	XV
Tabelle 6:	Nennkoordinaten sowie Nennoberflächenabstände und tatsächliche Oberflächenabstände der Thermoelemente von Ringabschnitt S8 (Geometrie V4, 180 mm/min) in Millimetern. ...	XVI
Tabelle 7:	Nennkoordinaten sowie Nennoberflächenabstände und tatsächliche Oberflächenabstände der Thermoelemente von Ringabschnitt S13 (Geometrie V2, 210 mm/min) in Millimetern.	XVII
Tabelle 8:	Nennkoordinaten sowie Nennoberflächenabstände und tatsächliche Oberflächenabstände der Thermoelemente von Ringabschnitt S14 (Geometrie V2, 150 mm/min) in Millimetern.	XVIII
Tabelle 9:	Nennkoordinaten sowie Nennoberflächenabstände und tatsächliche Oberflächenabstände der Thermoelemente von Ringabschnitt S20 (Geometrie V2, 240 mm/min) in Millimetern. ...	XIX
Tabelle 10:	Übersicht der wichtigsten Solver- und Diskretisierungseinstellungen für rein thermische und thermisch-metallurgischen Simulationen ohne und mit Temperaturrekonstruktion.	XXIII
Tabelle 11:	Parameter der Ersatzwärmequelle für die Tragbahn ohne Temperaturrekonstruktion.	XXIV
Tabelle 12:	Parameter der Ersatzwärmequelle für die Verschleißbahn ohne Temperaturrekonstruktion.	XXVI
Tabelle 13:	Parameter der Ersatzwärmequelle für die Tragbahn mit Temperaturrekonstruktion.	XXVI
Tabelle 14:	Parameter der Ersatzwärmequelle für die Verschleißbahn mit Temperaturrekonstruktion.	XXVI
Tabelle 15:	Mittelwerte und Standardabweichungen der experimentell in Kalibrierungsversuchen bestimmten Parameter bei Verwendung von 2,0 mm Mantelthermoelementen vom Typ K.....	XXIX

Verzeichnis im Rahmen der Promotion betreuter studentischer Arbeiten

Hahn, Florian; Nazir, Jamal; Ernst, Jan-Peter; Jahnke, Robert: *„Herstellung von Großwälzlager: Beschreibung des Ausgangszustandes für die spanende Fertigung und das Randschichthärten“*, Projekt Maschinenbau WS 2018/2019.

Wiesner, Philipp: *„Studie zum Einfluss der Austenitisierung auf die anschließende Gefügeentwicklung bei rascher Abkühlung eines Stahls 42CrMo4“*, Bachelorarbeit SS 2019.

Schöning, Hanna: *„Entwicklung und Validierung eines Simulationsmodells für das induktive Randschichthärten des Stahles 42CrMo4“*, Masterarbeit SS 2019.

Reisberg, Moritz: *„Experimentelle und numerische Untersuchungen zum schlupflosen Randschichthärten von Großwälzlager“*, Studienarbeit SS 2021.

Ernst, Jan-Peter: *„Erprobung einer Simulationssoftware für den Einsatz beim induktiven Randschichthärten von Großwälzlager“*, Studienarbeit WS 2021/2022.

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Universität Rostock im Rahmen des EFRE-Verbundprojektes „GROWS - Großwälzlager-Simulationsmodell für das Induktionshärten“ von 2018 bis 2021 und des EFRE-Verbundprojektes „SLING - Schlupfloses Induktionshärten von Großwälzlageringerringen“ von 2021 bis 2023.

Von den vielen Personen, die mich in meiner Promotionszeit begleitet haben und zum Entstehen und Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben, möchte ich einige ganz besonders würdigen.

Mein besonderer Dank gilt meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler, Leiter des Lehrstuhls für Werkstofftechnik, für die Möglichkeit der Promotion mit ausgezeichneter Betreuung. Seine Bereitschaft alle Fragestellungen und Schwierigkeiten zu jeder Zeit umfangreich und lösungsorientiert zu diskutieren war mir im Angesicht der vielen Herausforderungen eine große Unterstützung.

Den Mitarbeitern der Firma Deutsche Großwälzlager GmbH, Industriepartner in den EFRE-Projekten, möchte ich für die erfolgreiche Zusammenarbeit danken. Insbesondere Frau Dr.-Ing. Sabine Petersen danke ich für die inhaltlichen Diskussionen und die Organisation der experimentellen Härteversuche. Benjamin Rist und Stefan Gehrke haben mit ihrem besonderen Einsatz an der Härteanlage die experimentellen Messungen oft auch sehr kurzfristig im engen Produktionsablauf ermöglicht.

Mein Dank gilt meinen Kollegen vom Lehrstuhl für Werkstofftechnik für das angenehme Arbeitsklima, die Unterstützung bei allen Problemen und die konstruktiven Diskussionen. Ein herzlicher Dank geht insbesondere an Dr.-Ing. Michael Reich, meinem Arbeitsgruppenleiter, für die Unterstützung in der Durchführung der Projekte und die umfangreichen Diskussionen zu den numerischen Grundlagen der Simulationen und Dipl.-Ing. Hanna Schöning für die gemeinsame Bearbeitung der Projekte.

Carola Ladewig danke ich für die zahlreichen und umfangreichen metallographischen Untersuchungen, die im Rahmen dieser Arbeit notwendig waren. Die extrem hochwertigen Aufnahmen und die vielen Diskussionen der Probengefüge waren mir eine große Hilfe.

Ein großer Dank gilt darüber hinaus meiner Familie und ganz besonders meinem Mann Simon Stephan für die uneingeschränkte Unterstützung und das aufgebrachte Verständnis. Ihre Geduld und der Rückhalt insbesondere bei allen Herausforderungen haben mir sehr geholfen.