

***Reduzierung von Eigenspannungen und
Verzug von Stahlbauteilen durch örtliche
Beeinflussung der Abkühlung***

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktoringenieur
(Dr.-Ing.)**

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Mirosław Brzoza

geb. am 06.02.1975

in Mikołów (Polen)

genehmigt durch die

Fakultät für Verfahrens- und Systemtechnik
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. E. Specht, Universität Magdeburg

Prof. Dr.-Ing. A. Bertram, Universität Magdeburg

eingereicht am 30.06.2006

Promotionskolloquium am 13.10.2006

Inhalt

1	EINLEITUNG	5
1.1	Problemstellung	5
1.2	Bedeutung des Verzuges.....	8
1.3	Technologien der Verzugsminderung	10
1.4	Verzugsminimierung von Profilen	11
1.5	Kühlverfahren	16
2	KOMPLEXES THERMOMECHANISCHES MODELL	20
2.1	Zusammenhang der Feldgrößen	20
2.2	Temperaturfeld	22
2.3	Diffusiven Phasenumwandlungen.....	22
2.4	Martensitische Phasenumwandlung	27
2.5	Spannungs- Dehnungsfeld	28
2.6	Mittelungsmethoden.....	32
2.7	Härteberechnung	34
2.8	Stoffwerte.....	35
2.9	Bauteile.....	37
2.10	Lösungsverfahren	42
3	ABGLEICH ZWISCHEN SIMULATIONEN UND EXPERIMENT	45
3.1	Versuchsaufbauten	45
3.2	Versuchsdurchführung.....	48
3.3	Zylindrische Proben	57
3.4	Asymmetrische Scheibe	71
3.5	Schlussfolgerungen	80
4	EINFLUSS DER THERMISCHEN MATERIALEIGENSCHAFTEN	81
4.1	Einführung	81
4.2	Änderung der Wärmeleitfähigkeit.....	81
4.3	Änderung der Wärmekapazität	86
4.4	Änderung der Wärmeausdehnungskoeffizienten	90
4.5	ZTU- Diagramm-Variationen.....	94

5	EINFLUSS DER KÜHLBEDINGUNGEN.....	108
5.1	Einleitung	108
5.2	Einfluss des Kühlverfahrens	108
5.3	Einfluss des örtlichen Wärmeübergangskoeffizienten am Beispiel der zylindrischen Probe	114
5.4	Einfluss des örtlichen Wärmeübergangskoeffizienten am Beispiel der asymmetrischen Flachprobe.....	120
5.5	Zeitliche Veränderung der Wärmeübergangskoeffizienten	123
6	ZUSAMMENFASSUNG	129
7	FORMELZEICHEN UND OPERATIONSSYMBOLS.....	130
8	LITERATURVERZEICHNIS	132

1 EINLEITUNG

1.1 Problemstellung

Stahlbauteile werden nach einer Wärmebehandlung abgekühlt, um bestimmte Eigenschaften zu bekommen. Während der Abkühlung kann ein unerwünschter Verzug entstehen. Hauptursache ist meist eine ungleichmäßige Kühlung auf der Oberfläche [Pietzsch 2000], aber auch allseitig gleichmäßige Abkühlung kann bei vielen Werkstücken nicht verhindern, dass eine Gestaltänderung eintritt. Dieser Umstand betrifft unsymmetrische und symmetrische Werkstücke. In Bild 1.1 wird beispielhaft ein berechnetes L-Profil nach gleichmäßiger Abkühlung gezeigt.

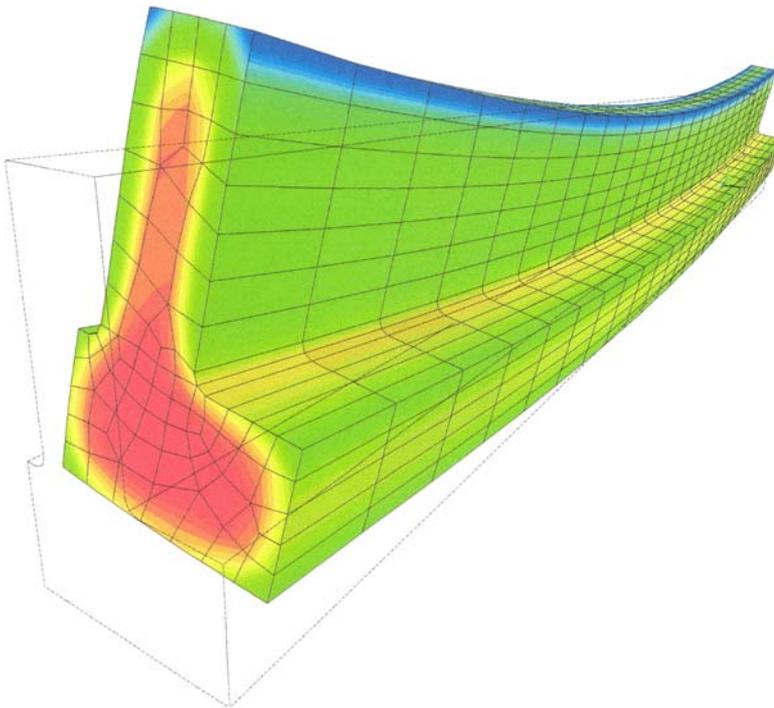


Bild 1.1 Berechnete Form der L-Profile nach einem gleichmäßigen Abschrecken

In Bild 1.2 werden Stahlplatten gezeigt, bei denen ein Verzug nach der Abkühlung entstanden ist. Diese Bauteile müssen später nachbehandelt werden, um den Verzug zu beseitigen. Das ist aber mit zusätzlichen Kosten und Zeitaufwand verbunden. Einige Technologien der Verzugsminderung werden in Kapitel 1.3 beschrieben. In Bild 1.3 wird der Verzug eines Sägeblattes präsentiert. In diesem Fall, auf Grund der speziellen Ausrichtung der Zähne,

war keine nachträgliche Verzugsbeseitigung möglich. Wünschenswert wäre, von Anfang an so den Abkühlprozess führen zu können, dass es am Ende zu keinem Verzug kommt.



Bild 1.2 Gekrümmte Platten nach 24 Stunden Abkühlzeit

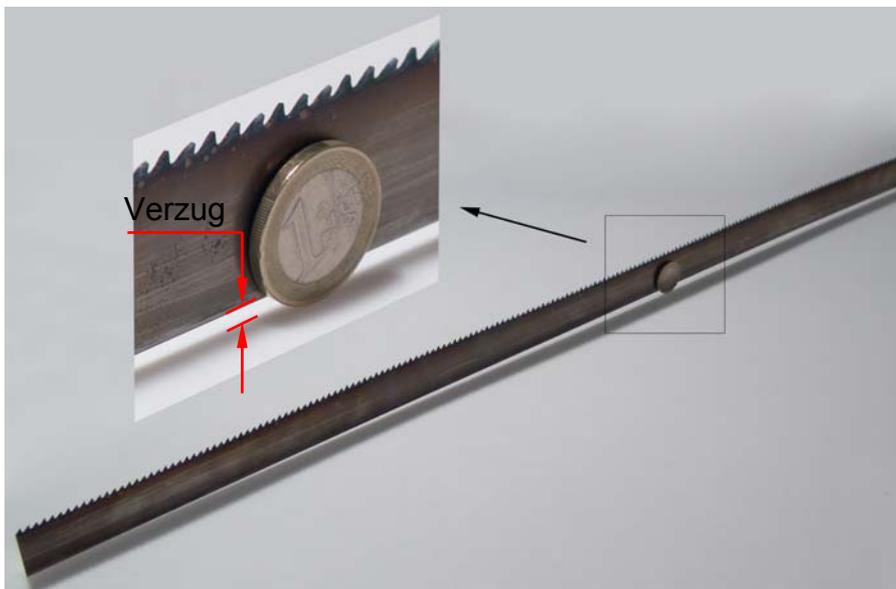


Bild 1.3 Bogenförmige Verformung des Sägeblattes nach dem Abschrecken

Verzug ist aber nicht das einzige Problem bei der Abkühlung. Auch die

Oberflächenhärte spielt eine sehr wichtige Rolle bei den Konstruktionsbauteilen, die miteinander verbunden sind oder zusammen arbeiten.

Bei komplexen Bauteilen führt ein gleichmäßiger Wärmeübergang über die Werkstückoberfläche zu starken Maß- und Formänderungen und zu Ungleichmäßigkeiten in der erzielten Härte des Bauteils. In Bild 1.4 ist beispielhaft eine gekerbte Welle dargestellt mit dem qualitativen Profil von Formänderung, Härte und Spannungsspitzen nach gleichmäßiger Abkühlung.

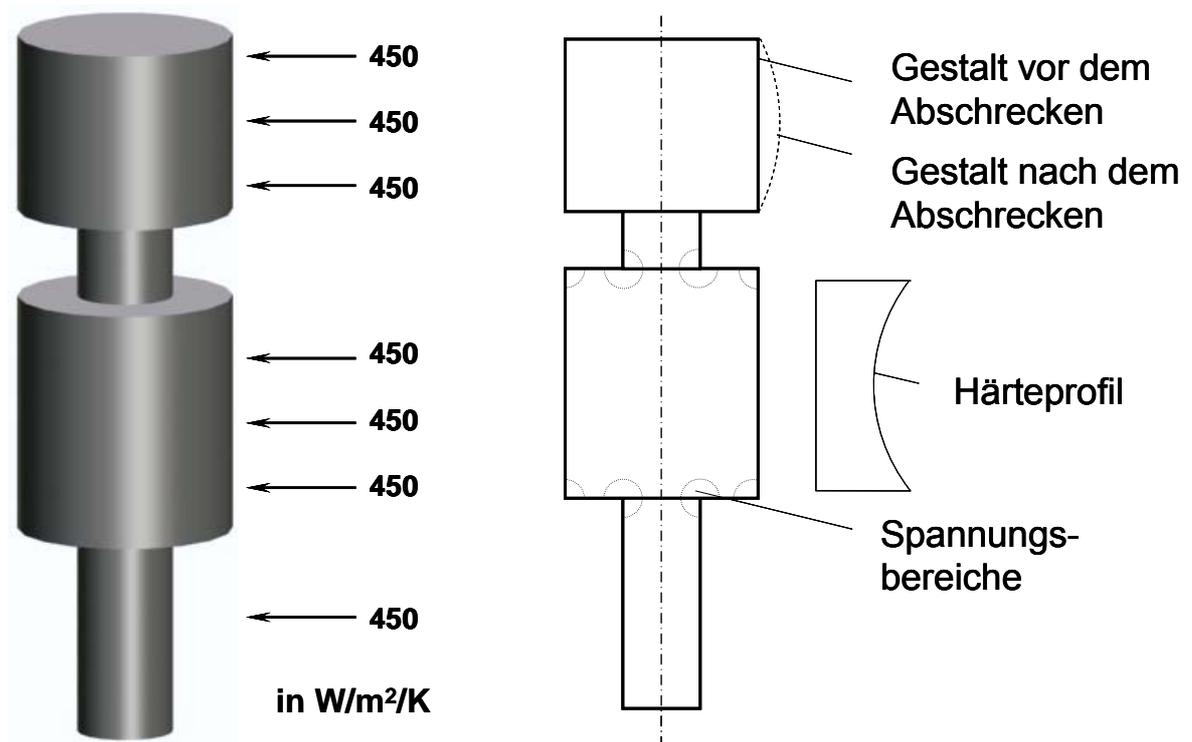


Bild 1.4 Probleme bei gleichmäßiger Kühlung komplexer Bauteile

In dieser Arbeit werden die thermischen Ursachen für eine Formänderung und Härteungleichmäßigkeit erforscht, die während einer schnellen Abkühlung entstehen. Die Probengeometrien sind Werkstücken der industriellen Anwendung nachempfunden. Es sind zwei verschiedene Grundgeometrien (Bild 1.5) in je zwei Abmessungen untersucht worden. Die zylindrischen Proben sind nach dem Vorbild von abgesetzten Wellen in der Automobilindustrie gefertigt worden. Das Größenverhältnis zwischen den Probenabmessungen der zylindrischen Proben beträgt 1 zu 2 (siehe Bild 2.8). Das Vorbild für die zwei Flachproben im Größenverhältnis 3 zu 4 sind Trennscheiben aus der

Textilindustrie. Es musste jedoch berücksichtigt werden, dass die Geometrie nicht beliebig kompliziert gestaltet werden konnte, damit der Maß- und Simulationsaufwand in dieser Studie noch in einem sinnvollen Rahmen lag. Damit auch geringe Änderungen in den Abschreckbedingungen zu deutlichen Änderungen im Härteprofil führten, wurde ein Stahl 100Cr6 (SAE 52100) mit einem ausgeprägten Härtesteilabfall verwendet. Die Abschreckbedingungen wurden so gewählt, dass die erzielten Härtewerte in dem Bereich des Steilabfalls lagen.

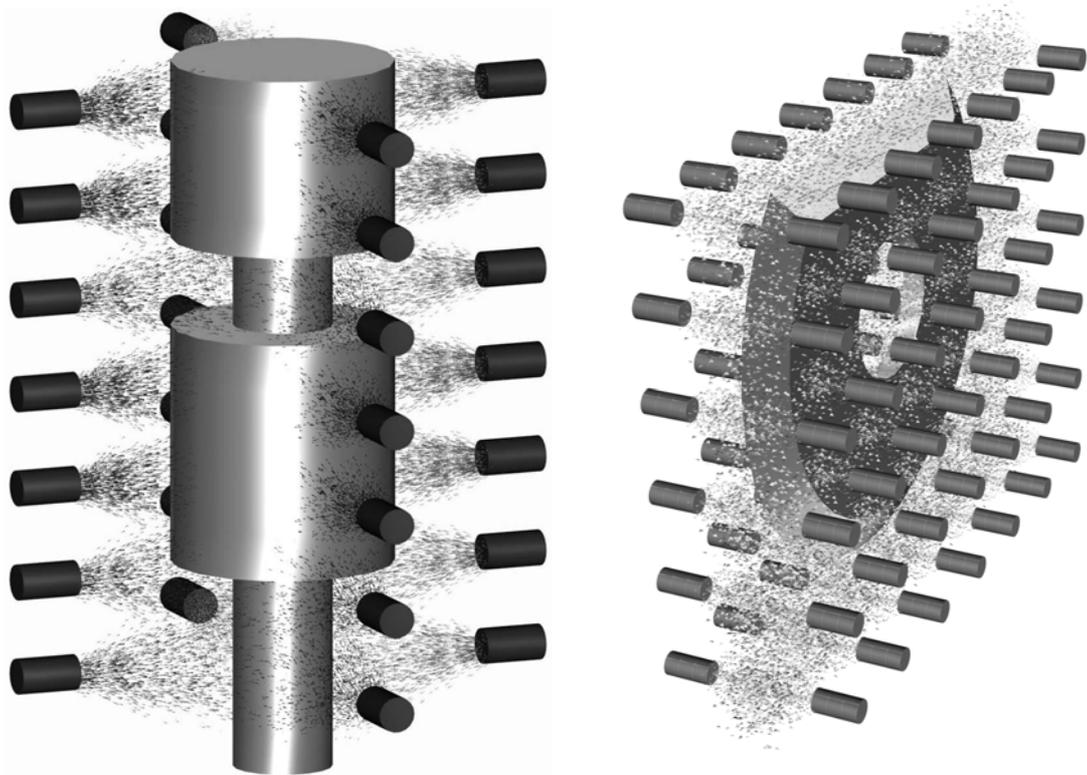


Bild 1.5 Betrachtete Geometrien im Düsenfeld

1.2 Bedeutung des Verzuges

Moderne Technologien der Konstruktion und Produktion erfordern sehr hohe Fertigungsgenauigkeit. Gleichzeitig aber sind zwei starke Konstruktionstrends – Größe- und Gewichtsreduzierung nicht zu übersehen. Die führen zur enormen Steigerung der Verzugempfindlichkeit. Ökonomische Verluste von ca. 850 Mio. Euro sind jährlich durch Wärmebehandlungsverzug allein in Deutschland in der Automobil-, Maschinen- und Getriebeindustrie zu verzeichnen [Thoben 2002].

Beide Aspekte haben in den letzten Jahren großes Interesse geweckt und haben für zahlreiche Veröffentlichungen in dieser Branche gesorgt. An der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg im Institut für Strömungstechnik und Thermodynamik wird dieses Thema schon seit 1996 erforscht im Rahmen des Graduiertenkollegs „Mikro-Makro Wechselwirkungen von Medien mit Mikrostruktur und Partikelsystemen“ [Pietzsch 2000, Fritsching 2002, Brzoza 2005]. Die Suche nach entsprechenden Methoden der Verzugsminimierung war auch ein Thema des Collaborative Research Center im Jahr 2001, das von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) an der Universität Bremen gegründet wurde. 2005 wurden die Ergebnisse dieser Forschungen während 1st International Conference on Distortion Engineering in Bremen präsentiert. Modellierung- und Simulationstechniken wurden beispielsweise in [Inoue 2004, Ju 2003, Wolff 2004] beschrieben. Eine Ausführliche historische Entwicklung der Simulation wird in [Funatani 2005] dargestellt. Vernetzungstechniken, die als Grundlage für die Finite Elemente Methode dienen, wurden am Beispiel von adaptiver und unsymmetrischer Netzerstellung in [Schmidt 2005 und Inoue 2005] gezeigt. Beiträge zur Phasenumwandlungsplastizität, die während der Verzugsberechnung eine große Rolle spielt, wurden in [Fischer 2000, Schmidt 2003, Dalgic 2005] veröffentlicht. Ein innovatives Thema, das am Beispiel des Werkstoffs 100Cr6 neben der Phasenumwandlungsplastizität auch Spannungsabhängige Phasenumwandlung betrachtet, wurde in [Wolff 2005] demonstriert. Praktische Verzugsminimierungsbeispiele von Ringen, Wellen, Rippen wurden entsprechend in [Dijkman 2005, Schüttenberg 2005, Pretorius 2005] präsentiert. Eine Zusammenarbeit der Robert Bosch GmbH und der DaimlerChrysler AG, die mit zwei unterschiedlichen komplexen Geometrien (Synchronisator und Pumpengehäuse) beschäftigt ist, wird in [Schwarzer 2005, Lütjens 2005, Franz 2005, Trapp 2005] vorgestellt. Bis jetzt wurden zwar viele Modelle zur Beschreibung eines Verzuges entwickelt, es wurde aber nicht gezeigt wie man den Verzug während eines Abkühlprozesses minimieren kann. In dieser Arbeit wird beschrieben, wie das Problem durch definierte Kühlung gelöst werden kann.

1.3 Technologien der Verzugsminderung

Zurzeit werden die Werkstücke nach der Abkühlung behandelt um den Verzug zu beseitigen. Beispielhaft sind das:

Härtepressen

Das Härtepressen oder Presshärten ist eine moderne und umweltfreundliche Methode, Flachprodukte verzugsfrei zu härten. Dazu werden die austenitisierten, glühenden Teile zwischen zwei flüssigkeitsgekühlten Metallbacken unter hohem Druck abgeschreckt. In vertikaler Richtung ist deshalb ein Verzug unmöglich, in horizontaler Richtung muss mit Abweichungen von der Geradheit gerechnet werden. Durch die Ausnutzung der Erscheinung der Umwandlungsplastizität während der Austenitumwandlung wird das Flachprodukt zusätzlich gestaucht. Das pressgehärtete Material hat dann ausgezeichnete Festigkeitseigenschaften und eine Volumenzunahme durch die Martensitisierung wird unterbunden. Die flache Form des abzuschreckenden Werkstücks ist für das Verfahren nicht zwingend. Auch zylindrische Teile können auf diese Weise gehärtet werden. Eine Untersuchung zum Verzug derartig wärmebehandelter Teile findet man in [Zoch 1995].

Formgebundene Abkühlung

Wird das Werkstück während des Abkühlvorgangs in einer Vorrichtung festgehalten, so spricht man von formgebundener Abkühlung. Bei diesem Verfahren wird keine zusätzliche Kraft, wie beim Presshärten auf das Werkstück ausgeübt. Insbesondere im Augenblick der Phasenumwandlung wird bereits eine Anpassung an die vorgegebene Form erreicht. Es ist jedoch keinesfalls garantiert, dass das Werkstück nach Entfernen aus der Vorrichtung die gerade Form beibehält. In besonderen Fällen, so bei Langprofilen, kann die Abkühlung unter einer vorgegebenen Krümmung durchgeführt werden (Gabellagerung). Das Restspannungsfeld wird so beeinflusst, dass das Profil nach der Entnahme aus der Form gerade wird.

Verzugsminderung durch Rollenrichten

Eine verbreitete Methode der nachträglichen Verzugsbeseitigung von Langprofilen ist das Richten in Rollenrichtanlagen. Die Profile werden in

Rollenrichtmaschinen mehrmals nacheinander wechselnd in der Verzugs Ebene gebogen. Während jedes Biegevorgangs überschreitet die Spannung die Fließgrenze. Am Ende des Richtvorgangs ist das Profil nahezu gerade. Dieses Verfahren ist energetisch enorm aufwendig und kann bei bestimmten Stählen eine Festigkeitsminderung bewirken. Untersuchungen zu den Möglichkeiten der Modellierung mit der FEM findet man in [Weiser 1997].

Flammrichtverfahren

Durch gezielten Wärmeeintrag in verzogene Bauteile können diese wieder gebrauchsfähig gemacht werden. Dieses Verfahren wird meist auf Bau –und Montagegeräten angewandt. Üblicherweise werden dazu transportable Gasbrenner verwendet. Für die Anwendung dieses Richtverfahrens ist sehr viel praktische Erfahrung und oft auch eine rechnerische Vorabschätzung notwendig [Pfeiffer 1989].

Kontrolle bei Operationsniveau

In-Prozess und Post-Prozess wurden in [Dijkman 2005] dargestellt. Die Qualität während und nach der Abkühlung kann in einem Steuergerät gespeichert, und für den nächsten Schritt in verbesserter Form eingesetzt werden. Bei dieser Methode ist es notwendig, ein Lernverfahren für jede einzelne Geometrie neu zu entwickeln und Schnellmesstechnologien anzuwenden.

1.4 Verzugsminimierung von Profilen

Ein Model zur Verzugsminimierung durch örtlich definierte Abkühlung wurde von Pietzsch entwickelt und in [Pietzsch 2000] ausführlich beschrieben. Ein gleichschenkliges Winkelprofil und hochstegige, rundkantige T-Profile wurden hier als Beispiele verwendet, für die der Verzug minimiert wurde. Beide Geometrien wurden in [Pietzsch 2000] dargestellt und gelten als Basis für die Optimierungsstrategie, die auch in dieser Arbeit vorgenommen wurde.

Gleichschenkliges Winkelprofil

Die Untersuchung zur verzugsminimierten Abkühlung wird dem häufig verwendeten gleichschenkligen Winkelprofil nach DIN 1028 gewidmet. Der Profilquerschnitt ist einfach symmetrisch und aus diesem Grunde anfällig für

einen selbstbewirkten Verzug. Grundlage der Untersuchungen bilden Variationen der Kühlstrategie, der Kühlintensität der Querschnittsgröße und des Materials. Aus der denkbar großen Vielfalt von Kühlstrategien werden vier praktisch geeignete ausgewählt. Prinzipiell sind nur jene sinnvoll, die eine erhöhte Kühlung des massereichen Profilkamms ermöglichen. Die Kühlung an den übrigen Stellen entspricht der bei etwas erhöhter Konvektion ($\alpha_0=10\text{W/m}^2/\text{K}$). Die Wärmeabgabe durch Strahlung wird mit einem Emissionsgrad von $\varepsilon=0,7$ berücksichtigt. Im Bild 1.6 sind die Kühlstrategien (links) und die typische Verzugskurve des Winkelprofils (rechts) abgebildet. Die Kurve gilt nur für annähernd allseitig gleichmäßige Kühlung ($\alpha_0=10\text{W/m}^2/\text{K}$). Variiert wird der Wärmeübergangskoeffizient α_1 . Es zeigt sich, dass schon mit wenig veränderten Wärmeübergangswerten eine verzugsfreie Abkühlung möglich ist.

Hochstegiges, rundkantiges T-Profil

Die hier gezeigten Optimierungsstrategien wurden in [Pietzsch 2000] ausführlicher beschrieben und gelten als Vergleichsstrategie zur Welle.

Aus der großen Vielfalt denkbarer Abkühlmöglichkeiten wurde eine sinnvolle Strategie ausgewählt. Diese Variante sieht die Kühlung der Profilbasis mit einem ortsveränderlichen Wärmeübergangskoeffizienten vor (Bild 1.7). Die Abhängigkeit des Wärmeübergangskoeffizienten vom Ort hat die Form einer Glockenkurve, womit das durch eine Luftdüse erzeugte Verteilungsprofil des Wärmeübergangs angenähert wird:

$$\alpha(x) = \alpha_0 + \alpha_1 \exp(-Bx^2). \quad (1.1)$$

Variiert wird sowohl die Breite des Luftstrahls (Konstante B), als auch das Maximum des Wärmeübergangs (Konstante α_1). Selbstverständlich sind weitere Kühlmethoden denkbar. So kann man die Kühlung der Kehlen mit einer Kühlung der Basis kombinieren. Außerdem könnte die Art und Ausdehnung der Kühlung der Kehlen variiert werden. Gezeigt werden hier aber nur die oben dargestellten Varianten. Die Wärmeabgabe durch Strahlung wird wieder mit einem Emissionsgrad $\varepsilon=0,7$ berücksichtigt. Als repräsentatives Material wird in diesem Falle der Stahl C45 untersucht.

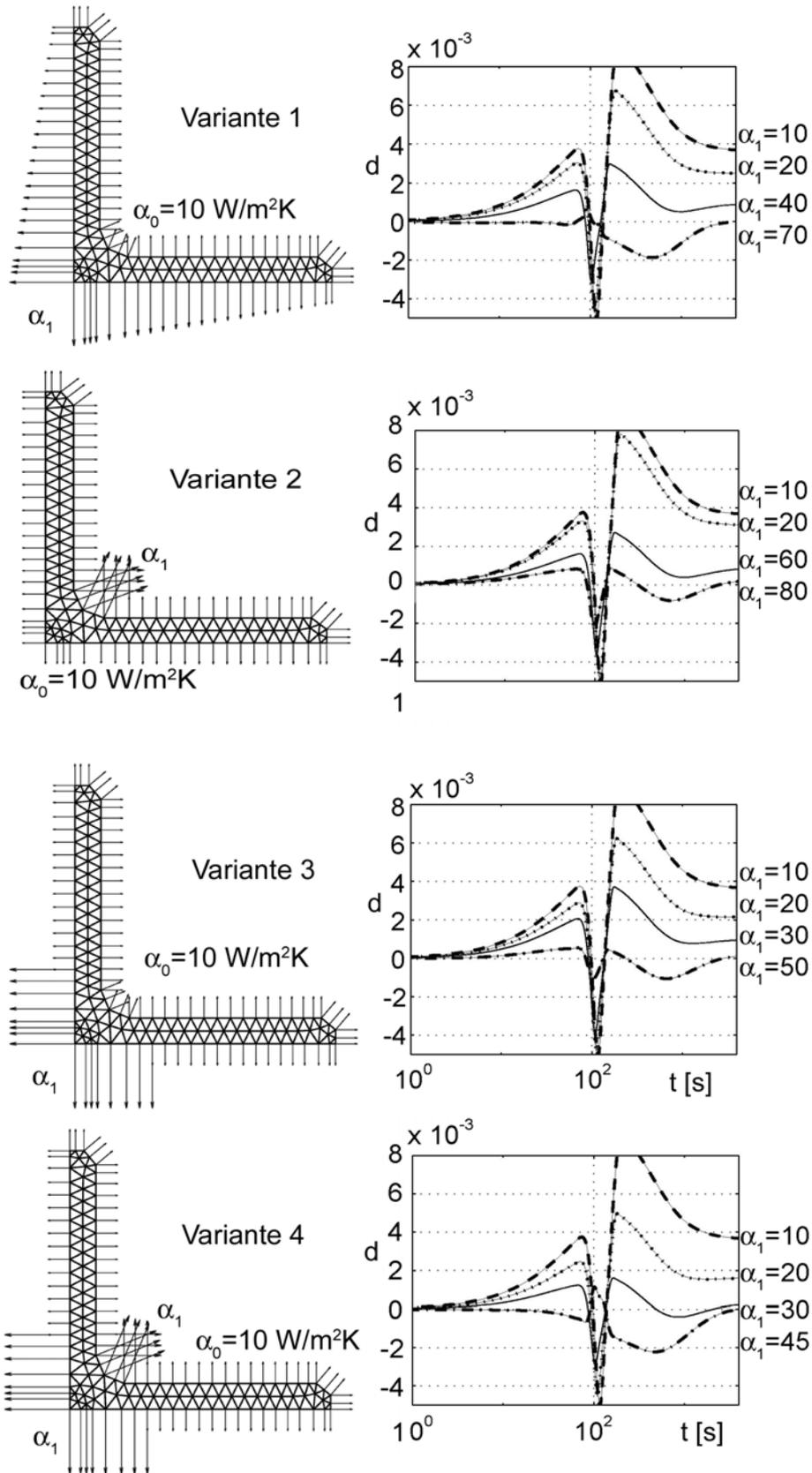


Bild 1.6 Prinzipielle Darstellung der vier verschiedenen Kühlstrategien und entsprechende zeitliche Verfolgung des Verzugs

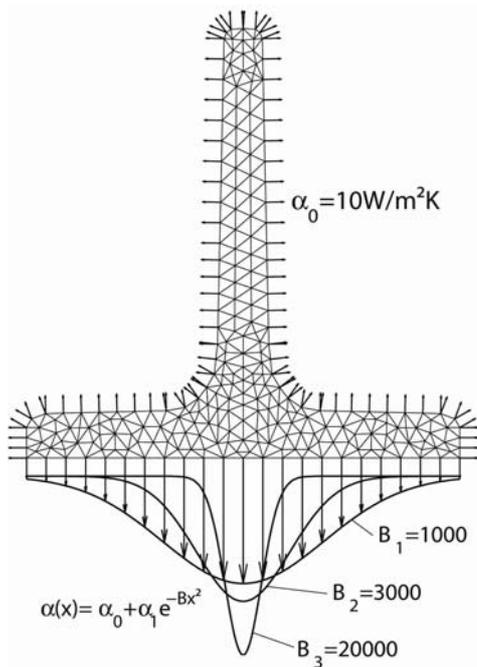


Bild 1.7 Kühlstrategien für das T-Profil

Das T-Profil zeigt bei der Abkühlung ein dem des Winkelprofils ähnliches Verhalten. Bemerkt sei aber, dass das T-Profil in einer Lage betrachtet wird, in der der gesamte Verzug in y -Richtung berechnet wird. In x -Richtung tritt aufgrund der symmetrischen Lage zur y -Achse kein Verzug auf.

Die Ergebnisse der Verzugsoptimierung mit der Kühlung der Profilbasis zeigen, dass man Verzugsfreiheit herstellen kann (Bild 1.8). Die optimale Kühlung muss unter technologischen Gesichtspunkten gefunden werden. So ist zum Beispiel der zeitliche Verzug bei der Kühlung mit einer breitflächigen Düse nach Variante 1 für $B=1000$ am geringsten. Bei noch breitflächigerer Kühlung der Profilbasis nimmt der zeitliche Verzug noch weiter ab, so dass selbst bei langen Profilen ein nahezu feststehendes Düsenfeld zur Kühlung verwendet werden kann. Der energetische Aufwand steigt damit natürlich an.

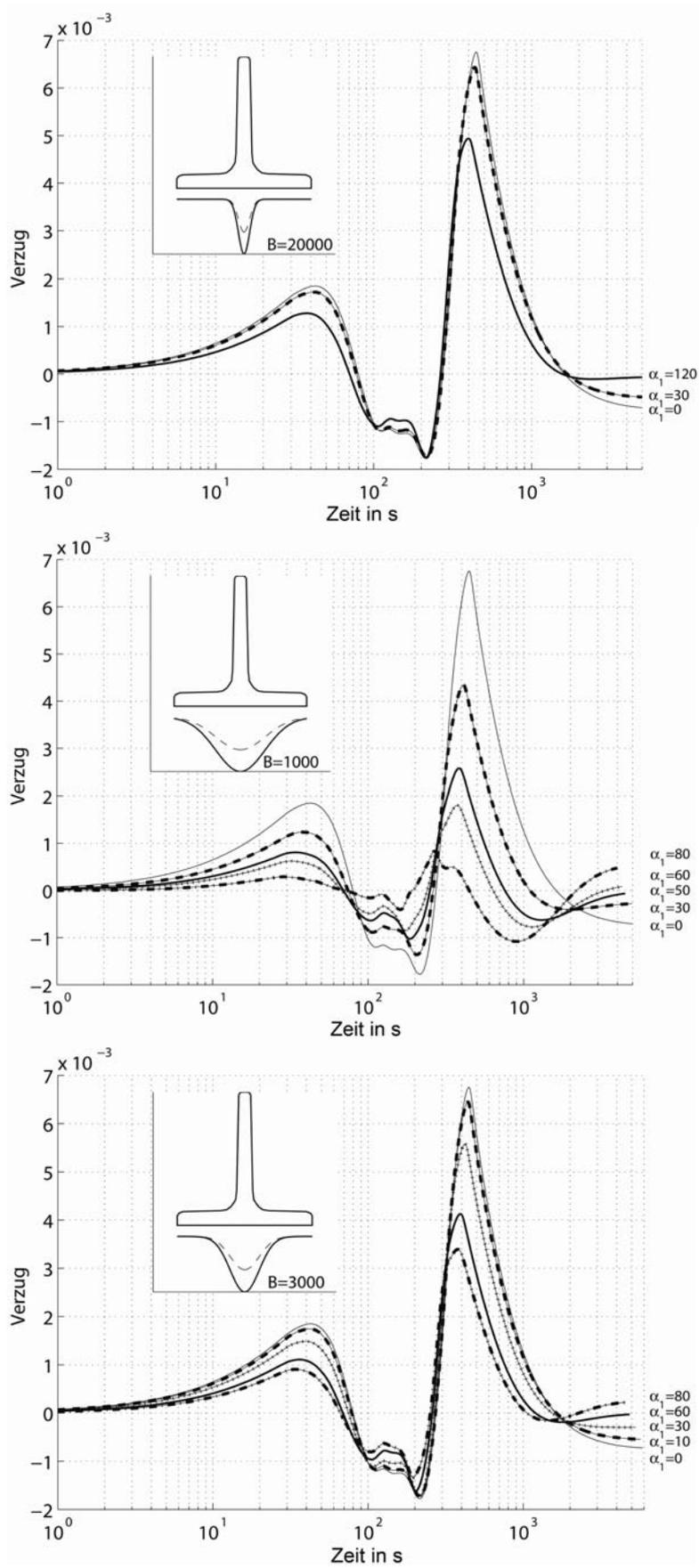


Bild 1.8 Verzugsoptimierung für das T-Profil, Material C45

1.5 Kühlverfahren

Die in Kapitel 1.4 beschriebenen verzugsfreien Abkühlungstechniken gelten jedoch für lange Stahlprofile, die mit niedrigen Wärmeübergangskoeffizienten, das heißt langsam abgekühlt wurden. Hier werden schnelle Abschreckungsgeschwindigkeiten für komplexe Geometrien betrachtet. Darüber hinaus wurden die Härteprofile erforscht, die nach dieser Abkühlung entstehen. Das Ziel wurde nämlich so gesetzt, dass nicht nur der Verzug nach der Abschreckung minimiert werden soll, sondern auch, dass die bestimmten Härteprofile erreicht werden.

Zur schnellen Abkühlung, der so genannten Abschreckung, heißer Körper werden verschiedene Kühltechniken eingesetzt, bei denen man sich die hohe Wärmeübertragung bei verdampfenden Flüssigkeiten zunutze macht. Beispiele hierfür sind das Härten von metallischen Werkstücken, bei dem diese in Wasser-, Salzwasser- oder Ölbäder eingetaucht werden (Tauchkühlung, Bild 1.9) oder die Kühlung von stranggegossenen Metallen, sowie von Blechen und Bändern, bei denen diese mit Flüssigkeit bespritzt werden (Spritzkühlung, Bild 1.11).



Bild 1.9 Zusammenbruch des Dampfes an einem Zylinder bei der Tauchkühlung [Maaß 1989]

Unabhängig von der Art der Kühlung bildet sich über der heißen Oberfläche zunächst ein stabiler Dampffilm aus (Filmphase). Der wirkt isolierend, so dass die Wärmeabfuhr während dieser Phase relativ klein ist. Sobald an der Oberfläche die Leidenfrosttemperatur unterschritten wird, bricht der Dampffilm zusammen. In den sich nun anschließenden Bereichen der partiellen Filmverdampfung und des Blasensiedens entsprechend Bild 1.10 wird ein sehr viel höherer Wärmestrom übertragen, so dass der Körper nun sehr schnell abkühlt. Die Höhe des abgeführten Wärmestroms während der Filmphase sowie die Beeinflussungsmöglichkeiten der Leidenfrosttemperatur hängen von der Art der Kühltechnik ab. Bei der Tauchkühlung ist es unmöglich, die Wärmeübergangskoeffizienten zu kontrollieren. Darüber hinaus ergeben sich Umweltprobleme durch das Ausschleppen von Härteölen, die notwendige Reinigung der Werkstücke nach der Abschreckung und die notwendige Aufarbeitung und Entsorgung von ölkontaminierten Waschflüssigkeiten.

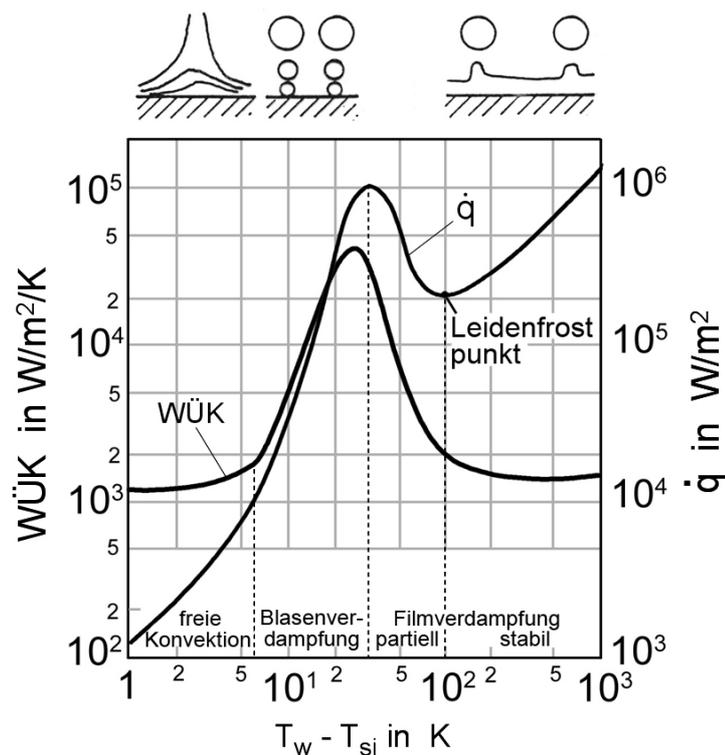


Bild 1.10 Abhängigkeit der Wärmestromdichte und der Wärmeübergangskoeffizienten von der Heizflächenüberhitzung beim Behältersieden [Nukiyama 1934]

Bei der Gaskühlung entsteht kein Leidenfrostphänomen. Wärmeübergangskoeffizienten, die für die schnelle Abkühlung verantwortlich sind lassen sich aber nur mit größeren Gasgeschwindigkeiten erreichen. Diese Prozesse führen zu enormem Lärmpegel. In letzten Jahren wird an der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg sehr intensiv eine alternative Abkühlung mit Zweistoffdüsen (Luft-Wasser Düsen) erforscht [Puschmann 2003, Krol 2005]. Bei diesem Abkühlverfahren wird Wasser fein zersträubt und mit einer überlagerten Luftströmung als Wasserspray auf die zu kühlende Oberfläche gesprüht. Die Wassermenge wird soweit begrenzt, dass sich kein geschlossener Wasserfilm mit darunter liegender Dampfschicht ausbilden kann. Im Idealfall verdampfen die Einzeltropfen auf der Oberfläche vollständig, bevor der nächste Tropfen nachgeführt wird, so dass die Effektivität der Verdampfungskühlung erreicht wird. Der Leidenfrostpunkt wird bei der Spraykühlung nicht umgangen. Da der Abkühlvorgang aber im Wesentlichen auf die Wärmeabfuhr durch aufprallende Einzeltropfen zurückzuführen ist, begrenzen sich die Einflussparameter, so dass der Abkühlvorgang gut eingestellt werden kann. Um die Abgrenzung dieser Kühlmethode zur Spritzwasserkühlung zu verdeutlichen, sind in Bild 1.11 Spritzwasserkühlung und Spraykühlung gegenübergestellt.

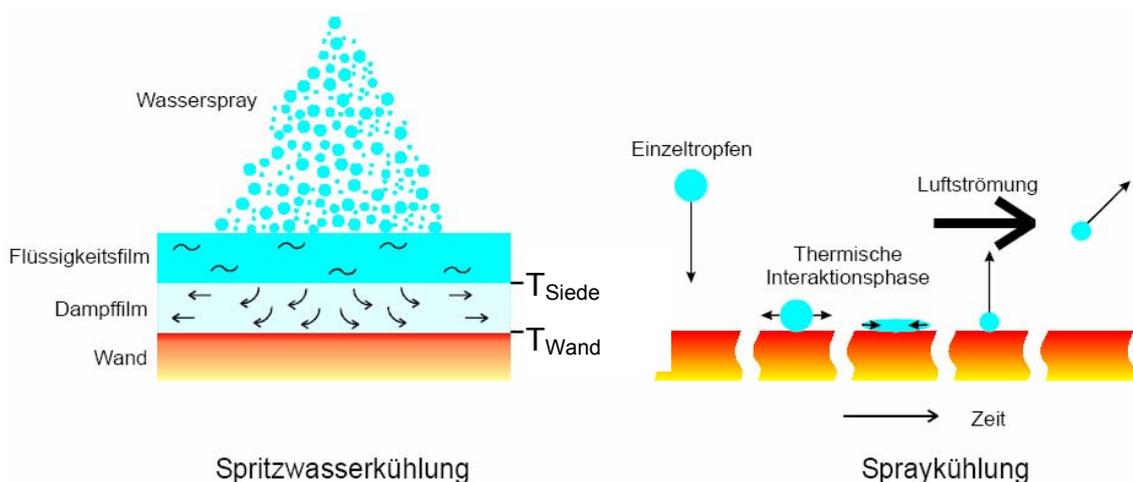


Bild 1.11 Vergleich zwischen Spritzwasser- und Spraykühlung [Puschmann 2003]

Es ist gut zu erkennen, dass sich bei der Spritzwasserkühlung ein Dampffilm etabliert, der bei der Spraykühlung fehlt. Bei der Spraykühlung trifft der Einzeltropfen auf die Wand, interagiert thermisch mit dieser und prallt wieder ab. Anschließend wird er durch die Luftströmung, die in der Nähe der heißen Wand parallel verläuft, fortgetragen. Einzeltropfen können so nicht zu einem Wasserfilm zusammenwachsen.

Bei einem Düsenfeld in offener Anordnung kommt zu den schon genannten Vorteilen noch hinzu, dass dieses in eine kontinuierliche Fertigungslinie integriert werden kann und dass durch die flexible Einstellung des Düsenfeldes örtlich unterschiedliche Wärmeübergangskoeffizienten einstellbar sind. Damit bietet das Düsenfeld dem Anwender die Möglichkeit, komplexe Bauteile mit einem angepassten Wärmübergangsfeld abzuschrecken [Liscic 1992, Gondesan 1998]. Die Anpassung des lokalen Wärmeübergangs an die abzuschreckende Bauteilgeometrie eröffnet hier die Möglichkeit, einen möglichst homogenen Härteverlauf bei gleichzeitiger Minimierung der Maß- und Formänderungen einzustellen. In dieser Arbeit werden verallgemeinerungsfähige Auslegungsrichtlinien für einen werkstückangepassten, ortsabhängigen Wärmeübergang bei der flexiblen Gasabschreckung im Düsenfeld zur Minimierung des Bauteilverzuges und der Vergleichmäßigung des Härteprofils sowie Reduzierung der Eigenspannungen entwickelt. Für dieses Vorgehen werden, ausgehend von der Abschreckung einer geometrisch komplexen Probe mit Standardabschreckbedingungen, Optimierungsstrategien für eine Düsenfeldanordnung auf der Basis von Simulationsstudien festgelegt und anschließend experimentell verifiziert. Ausgangspunkt ist die Erstellung eines Standardversuchs als Basis für die Simulation. Die hierbei festgestellten Abkühlkurven und Mess- und Formänderungen dienen der Verifikation der Simulationsrechnungen, hier für die Strömungs- und die werkstofftechnische Simulation.

2 KOMPLEXES THERMOMECHANISCHES MODELL

2.1 Zusammenhang der Feldgrößen

Für die Berechnung thermomechanischer Probleme mit Gefügeumwandlungen ist es notwendig, mindestens vier Hauptfeldgrößen im Zusammenhang zu betrachten. Namentlich sind dies das Temperaturfeld, das Spannungs- und Verschiebungsfeld und die Gefügezusammensetzung. Diese Felder werden primär aus Bilanzgleichungen und konstitutiven Beziehungen gewonnen.

Diese Bilanzgleichungen reichen jedoch für die Berechnung der Größen nicht aus. Weitere Beziehungen, die das Materialverhalten beschreiben, sind notwendig. Die Felder sind miteinander gekoppelt. Diese Kopplung ist in Bild 2.1 dargestellt. Das Temperaturfeld beeinflusst über die Umwandlungskinetik das Gefüge. Der Stahl liegt durch den Erwärmungsvorgang zunächst als Austenit vor. Während der Abkühlung können sich Perlit, Bainit und Martensit bilden. Die Bildungskinetik hängt von der Abkühlgeschwindigkeit ab, wobei eine Inkubationszeit zu berücksichtigen ist. Die Zusammensetzung des Gefüges beeinflusst wiederum über die Stoffwerte (Leitfähigkeit, Dichte, spez. Wärmekapazität) und über die Umwandlungswärme das Temperaturfeld. Dieses wirkt sich auf die thermische Dehnung (temperaturabhängige Dichteänderung) und die mechanischen Materialparameter wie Elastizitätsmodul auf das Spannungs-Dehnungsfeld aus. Dieses ist über die Wärme durch die Verzerrungsleistung mit dem Temperaturfeld verbunden. Diese Wärme ist jedoch bei Abkühlprozessen vernachlässigbar. Der Austenit besitzt eine kubisch-flächenzentrierte Gitterstruktur. Infolge der Gefügeumwandlung stellt sich eine kubisch-raumzentrierte Gitterstruktur ein. Diese hat ein größeres Volumen als das vorherige Gitter. Während der Abkühlung nimmt das Volumen zunächst auf Grund der thermischen Dehnung ab. Durch die Gefügeumwandlung nimmt das Volumen wieder zu. Nach abgeschlossener Umwandlung nimmt das Volumen wieder auf Grund der thermischen Dehnung ab. Da diese Vorgänge infolge des Temperaturprofils im Körper zu unterschiedlichen Zeiten ablaufen, erzeugen die Volumenänderungen und Eigenspannungen. Wird die Streckgrenze überschritten, setzt plastisches Fließen ein. Dieses bewirkt Verzug und

Eigenstressen. Die Rückkopplung des Verschiebungsfeldes auf die Gefüge wird hier vernachlässigt. Das Temperaturfeld wird bei der Härtung über die Kühlbedingungen beeinflusst. Als Ergebnis stellt sich ein bestimmtes Endgefüge und ein Verzug ein, der minimiert werden soll.

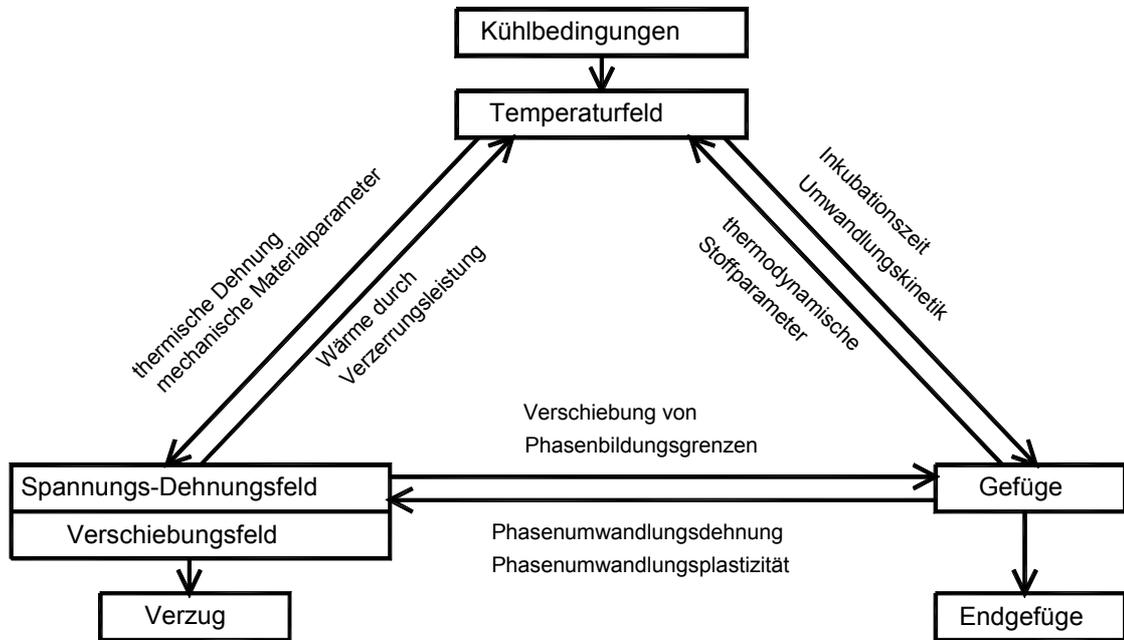


Bild 2.1 Wechselwirkungen zwischen den hauptsächlichsten physikalischen Feldgrößen

2.2 Temperaturfeld

Das Temperaturfeld unterliegt der Fourierschen Differentialgleichung

$$\rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \cdot \left(\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \cdot \left(\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \cdot \left(\lambda \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \Delta H \quad (2.1)$$

mit $\Delta H = L \cdot \dot{\xi}$. (2.2)

Hierin sind: die Dichte ρ [kg/m³], spezifische Wärmekapazität c [kJ/kgK], Wärmeleitfähigkeit λ [W/mK], Phasenumwandlungsenthalpie ΔH [kJ/kg], Temperatur T [K], Zeit t [s], L Transformationsenergie, $\dot{\xi}$ Phasenumwandlungsrate, Ortskoordinaten x, y, z .

Die Wärme wird durch Konvektion und durch Strahlung abgeführt. Die Randbedingung lautet somit

$$-\lambda \frac{dT}{dx} \Big|_w = \alpha(T_w - T_u) + \tilde{\varepsilon} \cdot \sigma(T_w^4 - T_u^4) \quad (2.3)$$

wobei $\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8} \frac{W}{m^2 K^4}$ die Stefan-Boltzmann-Konstante, $\tilde{\varepsilon}$ den Emissionsgrad der Oberfläche und der Index w die Oberfläche symbolisiert. Der Einfluss der Strahlung ist nur bei Temperaturen oberhalb 600 °C bemerkbar. Er ist jedoch gegenüber der Konvektion so gering, dass er vernachlässigt wurde.

2.3 Diffusiven Phasenumwandlungen

Die Bildung einer neuen Phase wird durch die *Kolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami*-Gleichung (KJMA) [Inoue 1985, Inoue 1997] beschrieben

$$\xi_i = \xi_i^{GG} \left[1 - \exp(-a_i \cdot t^{b_i}) \right] \quad (2.4)$$

Nach unendlicher Zeit erreicht die Phase ihren Gleichgewichtsanteil ξ_i^{GG} . Bild 2.3 zeigt die Gleichgewichtsanteile für Bainit, Perlit und Ferrit beispielhaft für den Stahl C45. Für den hier betrachteten Stahl 100Cr6 ist ein solches Diagramm nicht bekannt. Daher wurde der Verlauf der Gleichgewichtsanteile abgeschätzt. Dieser Verlauf ist in Bild 2.4 dargestellt. Bei dem Stahl 100Cr6

bildet sich kein Ferrit, weswegen hierfür keine Gleichgewichtskurve angegeben wird. Der Gleichgewichtsanteil legt im Wesentlichen fest, ab welcher Temperatur die Umwandlung beginnt und bei welcher Temperatur die Umwandlung abgeschlossen ist. Beide Temperaturen können aus dem ZTU-Schaubild abgeschätzt werden.

Für die Modellbildung ist es weiterhin notwendig, die Temperaturabhängigkeit der kinetischen Parametern a_i , b_i zu ermitteln. Dazu müssen die Grenzkurven für die Umwandlung aus dem ZTU-Schaubild beschrieben werden. Bild 2.5 zeigt diese Grenzkurven für Perlit und Bainit im isothermen ZTU-Schaubild. Die isotherme Umwandlung in eine Teilfraktion wird durch zwei Kurven dieses Typs begrenzt. Eine Kurve beschreibt die Startzeit der Umwandlung. Diese wird festgelegt für den Zeitpunkt, bei dem 1% der neuen Fraktion im Gefüge vorhanden ist. Die Endzeit für die Umwandlung wird zu dem Zeitpunkt definiert, bei dem 99% der Gleichgewichtsmenge des Gefügeanteils gebildet wurden. Aus dem Kurvenpaar und dem Gleichgewichtsanteil ξ_i^{GG} der Fraktion

$$\begin{aligned} 1 - \exp \left\{ -a \cdot (t_S^{iso})^b \right\} &= 0.01 \\ 1 - \exp \left\{ -a \cdot (t_E^{iso})^b \right\} &= 0.99 \xi^{GG} \end{aligned} \quad (2.5)$$

$$\begin{aligned} b &= \frac{1}{\ln \left(\frac{t_S^{iso}}{t_E^{iso}} \right)} \ln \left(\frac{\ln(1-0.01)}{\ln(1-0.99 \xi^{GG})} \right) \\ a &= - \frac{1}{(t_E^{iso})^b} \ln(1-0.99 \xi^{GG}) \end{aligned} \quad (2.6)$$

Diese Konstanten sind im Bild 2.2 für 100Cr6 gezeigt.

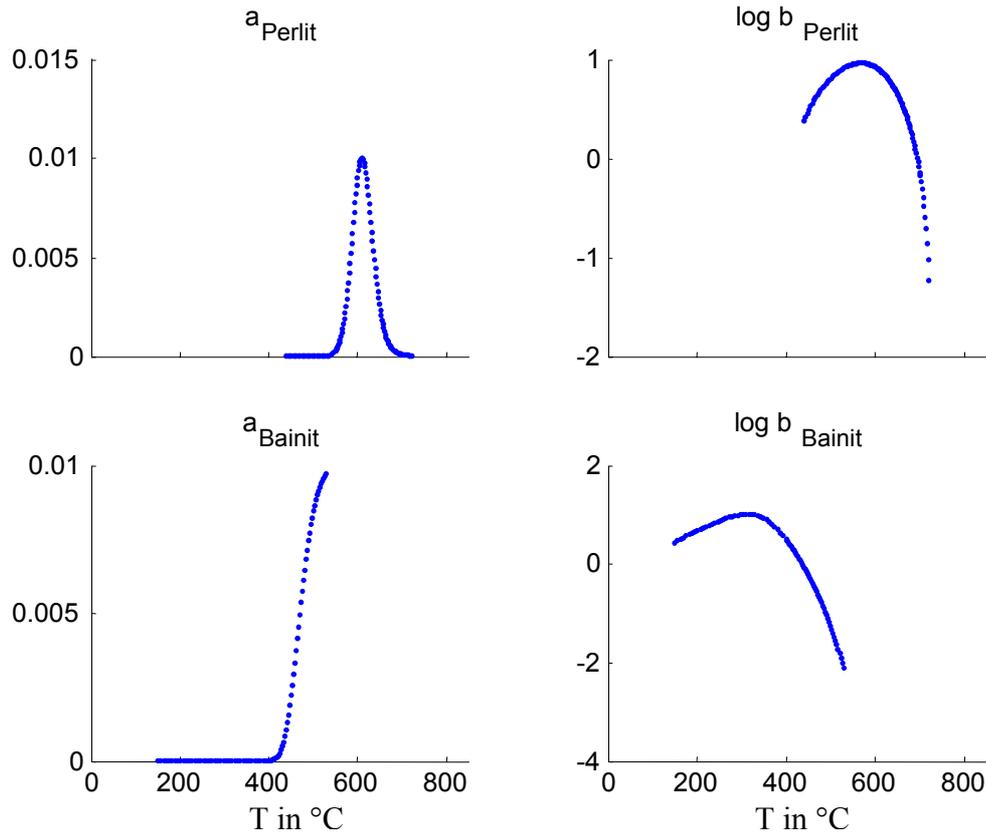


Bild 2.2 Kinetische Konstanten für 100Cr6

Hougardy [Hougardy 1986] macht den Vorschlag, folgende Gleichung für die Grenzkurven zu verwenden:

$$t = d_0 \cdot \exp \frac{d_1 + d_2 (T_o - T)^{-n}}{T - T_u} \quad (2.7)$$

T_u und T_o sind die untere und obere Asymptote der Grenzkurve, die aus dem Diagramm abgeschätzt werden müssen. Um d_0 , d_1 und d_2 zu bestimmen, benötigt man drei Punkte auf jeder Grenzkurve. Die hier ausgewählten Punkte sind im Bild 2.5 eingezeichnet. Diese Punkte stellen gemessene Werte dar. Mit Hilfe der drei festgelegten Punkte $P_i=(t_i, T_i)$ und dem Exponenten $n=0.1 \div 2$ kann man die Konstanten d_j ermitteln:

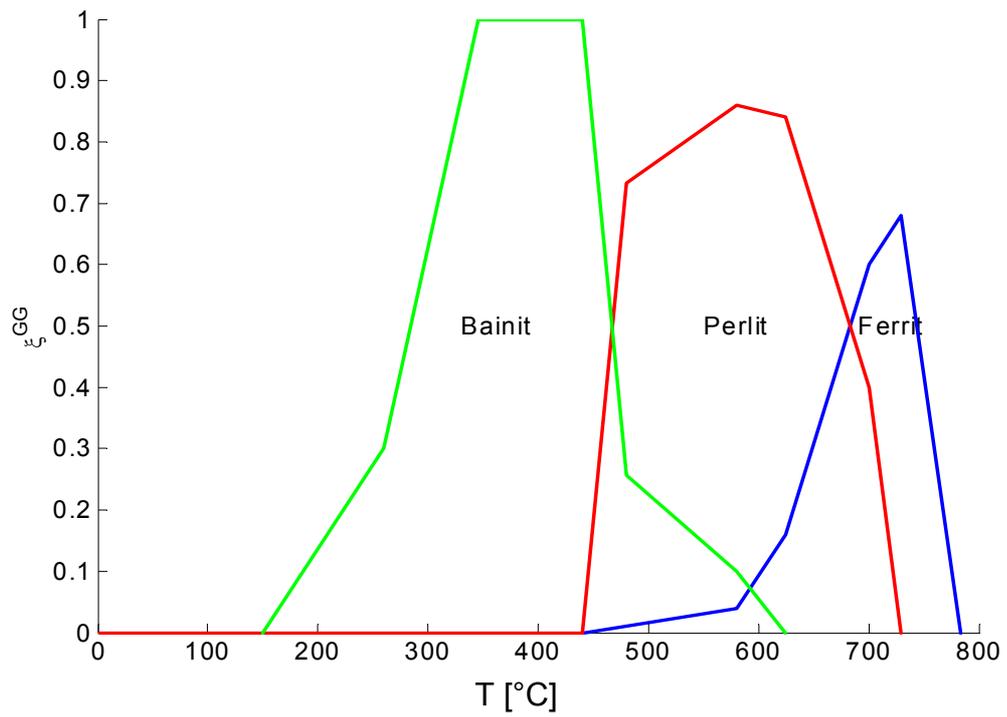


Bild 2.3 Gleichgewichtsanteile ξ_i^{GG} der ferritischen Fraktionen C45

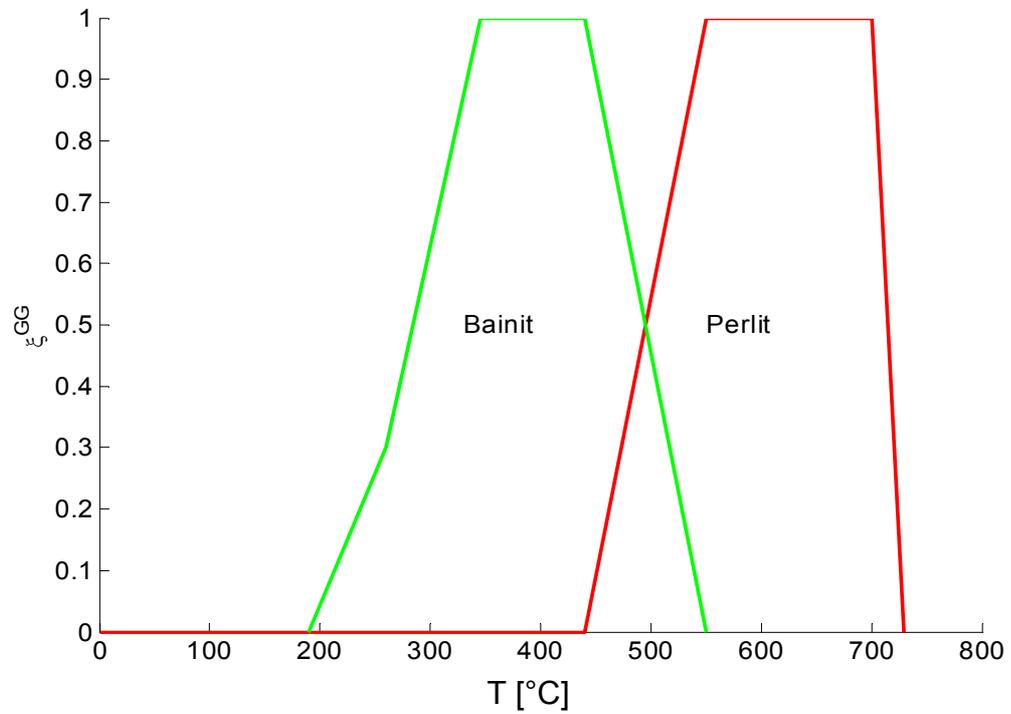


Bild 2.4 Gleichgewichtsanteile ξ_i^{GG} der ferritischen Fraktionen 100Cr6

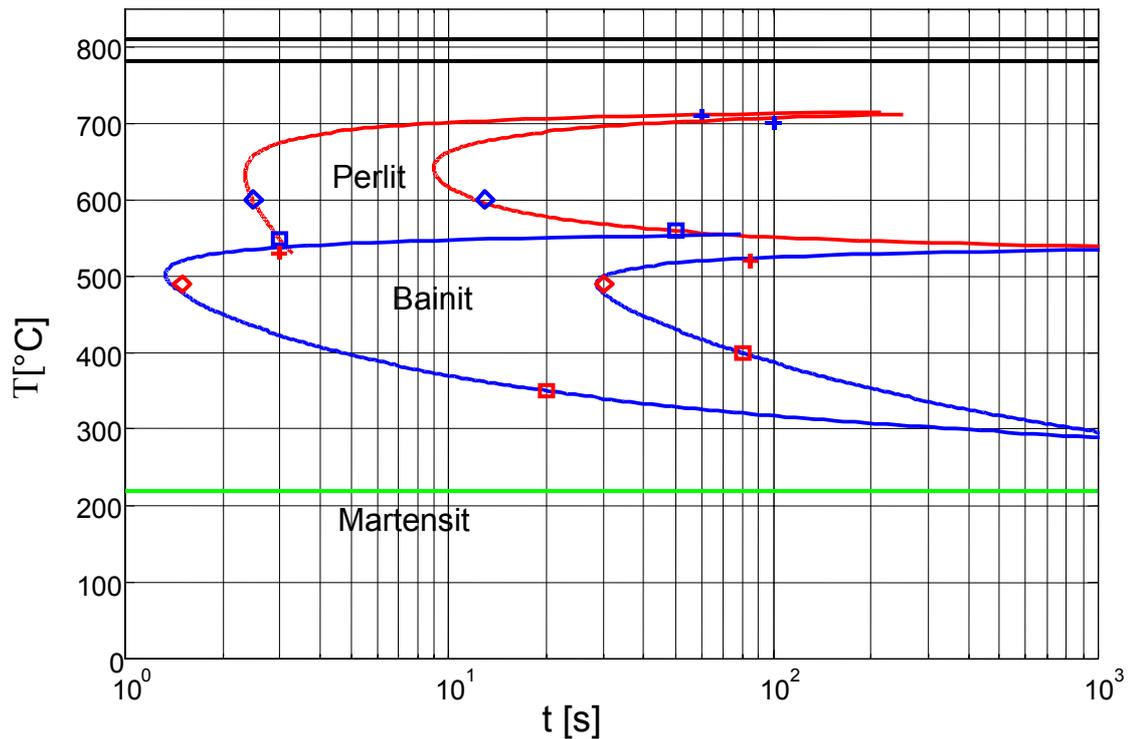


Bild 2.5 Berechnetes isothermes ZTU-Diagramm

$$\begin{aligned}
 d_0 &= t_1 \exp\left(\frac{(T_3 - T_u)(\varphi_{13} - \varphi_{23}) \ln\left(\frac{t_1}{t_3}\right) + (T_u - T_2)(\varphi_{12} - \varphi_{23}) \ln\left(\frac{t_1}{t_2}\right)}{(T_1 - T_2)\varphi_{12} + (T_3 - T_1)\varphi_{13} + (T_2 - T_3)\varphi_{23}}\right) \\
 d_1 &= \frac{\varphi_{23}(T_2 T_3 - T_u(T_2 + T_3) + T_u^2) - \varphi_{12}(T_1 T_2 - T_u(T_1 + T_2) + T_u^2)}{(T_1 - T_2)\varphi_{12} + (T_3 - T_1)\varphi_{13} + (T_2 - T_3)\varphi_{23}} \ln\left(\frac{t_1}{t_2}\right) + \\
 &+ \frac{\varphi_{13}(T_1 T_3 - T_u(T_1 + T_3) + T_u^2) - \varphi_{23}(T_2 T_3 - T_u(T_2 + T_3) + T_u^2)}{(T_1 - T_2)\varphi_{12} + (T_3 - T_1)\varphi_{13} + (T_2 - T_3)\varphi_{23}} \ln\left(\frac{t_1}{t_2}\right) \quad (2.8) \\
 d_2 &= \frac{(T_3 - T_u)(T_2 - T_1) \ln\left(\frac{t_1}{t_2}\right) + (T_3 - T_1)(T_u - T_2) \ln\left(\frac{t_1}{t_2}\right)}{(T_1 - T_2)\varphi_{12} + (T_3 - T_1)\varphi_{13} + (T_2 - T_3)\varphi_{23}} \varphi_{123}
 \end{aligned}$$

Die Ausdrücke $\varphi_{12}, \varphi_{13}, \varphi_{23}, \varphi_{123}$ haben folgende zusammenfassende Bedeutungen:

$$\begin{aligned}
\varphi_{12} &= [(T_1 - T_o)(T_2 - T_o)]^n \\
\varphi_{13} &= [(T_1 - T_o)(T_3 - T_o)]^n \\
\varphi_{23} &= [(T_2 - T_o)(T_3 - T_o)]^n \\
\varphi_{123} &= [-(T_1 - T_o)(T_2 - T_o)(T_3 - T_o)]^n
\end{aligned}
\tag{2.9}$$

Die Inkubation, das ist die Zeit vom Start der Abkühlung bis zum Erreichen der Grenzkurve, die den Anfang der Phasenumwandlung beschreibt. Diese wurde mit Scheil's Summe berechnet [Scheil 1935]

$$\int_0^{t_{S,E}^{inc}} \frac{1}{t_{S,E}(T(t))} dt = 1, \text{ bzw. diskret } \sum_{i=1}^n \frac{\Delta t}{t_{S,E}(T_i)} = 1.
\tag{2.10}$$

Die überwiegende Zahl der Modelle legt der Berechnung eine isotherme Referenzkinetik zugrunde, aus der für beliebige Abkühlvorgänge das Phasenumwandlungsverhalten der Stähle ermittelt wird [Fernandes 1985, Song 1990, Gergely 1985, Gür 1996, Yamaguchi 1985]. Die isotherme Referenzkinetik wird zumeist aus dem experimentell ermittelten ZTU-Schaubild für die isotherme Umwandlung berechnet. Die ZTU-Schaubilder für die isotherme Umwandlung sind schwer zu messen und deshalb nur in geringer Menge verfügbar. In [Buza 1986] wird deshalb vorgeschlagen, die Referenzkinetik aus dem ZTU-Schaubild für die kontinuierliche Abkühlung zu berechnen.

2.4 Martensitische Phasenumwandlung

Erheblich einfacher ist die Berechnung der Inkubation des Martensits. Die Inkubationsschwelle ist überschritten, wenn die Temperatur die Martensitbildungstemperatur unterschreitet. Die Martensitbildungstemperatur T_{Ms} ist im ZTU-Schaubild (Bild 2.5) dargestellt. Sie ist unabhängig von der Zeit. Berechnet wird der Martensitanteil mittels der Gleichung von *Koistinen* und *Marburger* [Koistinien 1959]:

$$\xi_M = \xi_A \{1 - \exp(-k_M(T_{Ms} - T))\}
\tag{2.11}$$

ξ_A ist die Summe der Menge Bainit und Perlit, T_{Ms} ist eine

Martensitbildungstemperatur, und k_M ist eine Spannungsabhängige Transformationskonstante, die in [Denis 1987] diskutiert wird.

2.5 Spannungs- Dehnungsfeld

Für die Berechnung des Verschiebungsfelds unter Berücksichtigung von thermischen Einflüssen und Phasenumwandlungseinflüssen wurde für kleine Verformungen die Additive Zerlegung des Verzerrungssinkrements verwendet [Pietzsch 2000]:

$$\dot{\mathbf{E}} = \dot{\mathbf{E}}^{T,\Xi} + \dot{\mathbf{E}}^p + \dot{\mathbf{E}}^{PUP} + \dot{\mathbf{E}}^e \quad (2.12)$$

wobei $\dot{\mathbf{E}}^{T,\Xi}$ thermische und Phasenumwandlungsdehnung, $\dot{\mathbf{E}}^p$ plastische Dehnung, $\dot{\mathbf{E}}^{PUP}$ phasenumwandlungsplastische Dehnung, $\dot{\mathbf{E}}^e$ elastische Dehnung bezeichnet.

Die Temperatur- und Phasenumwandlungsdehnung wurde mit Hilfe der Temperaturabhängigkeit der Dichte der drei verschiedenen Phasen berechnet:

$$\mathbf{E}^T = \left(\sqrt[3]{\frac{\rho_R}{\xi_1 \rho_1 + \xi_2 \rho_2 + \xi_3 \rho_3}} - 1 \right) \mathbf{I} \quad (2.13)$$

mit ρ_R als Referenzdichte, ξ_1, ξ_2, ξ_3 Phasenanteile und \mathbf{I} Kugeltensor.

Die thermische Dehnung und Phasenumwandlungsdehnungsrate wird als

$$\dot{\mathbf{E}}^{T,\Xi} = \sum_{i=1}^n \frac{d\mathbf{E}^{T,\Xi}}{d\rho} \left(\frac{\partial \rho}{\partial T} \dot{T} + \frac{\partial \rho}{\partial \xi_i} \dot{\xi}_i \right) \quad (2.14)$$

bezeichnet.

Für die Modellierung des elasto-plastischen Materialverhaltens von Stählen wird im Allgemeinen die Plastizitätstheorie nach von Mises mit temperatur- und gefügeabhängiger Fließgrenze verwendet. Um den Beginn plastischen Fließens zu ermitteln, wurde hier die reduzierte Vergleichsspannung

$$\sigma^{HM} = \sqrt{\frac{3}{2} (\mathbf{S} \cdot \mathbf{S})} \quad \text{nach Huber, von Mises und Hencky (HMH) mit } \mathbf{S} \text{ als Deviator}$$

des Spannungstensors eingesetzt:

$$F(\mathbf{T}, \mathbf{E}^p, T, \Xi) = \sigma^{HM} - \sigma_y(\mathbf{T}, \mathbf{E}^p, T, \Xi). \quad (2.15)$$

Die Fließspannung σ_y wird mit:

$$\sigma_y = R_0 + R_\infty (1 - \exp(-R_\psi \cdot \gamma)) \quad \text{mit } \gamma = \ln(1 + \varepsilon^p) \quad (2.16)$$

modelliert (Bild 2.6). R_0 bestimmt die Elastizitätsgrenze, R_∞ den Spannungszuwachs bis zur Sättigung und R_ψ die Steilheit des Anstiegs der Fließspannung. Untersuchungen zu anderen Ansätzen findet man in [Schotten 1998] und [Lehmann 1998].

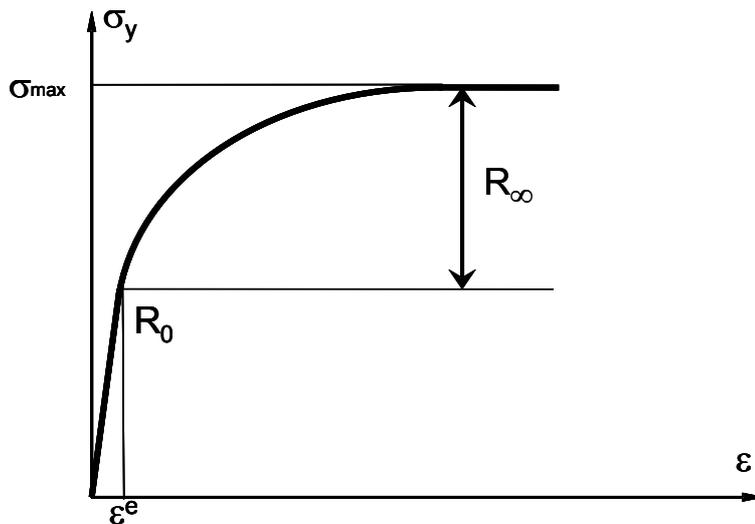


Bild 2.6 Fließkurve mit Sättigung

In der geschwindigkeitsunabhängigen Plastizität sind nur Spannungszustände zugelassen, die innerhalb oder auf der Fließfläche liegen. Deshalb muss im Falle des plastischen Fließens sowohl die Fließbedingung $\dot{F} = 0$, als auch die Konsistenzbedingung:

$$\dot{F} = \frac{\partial F}{\partial \mathbf{T}} \cdot \dot{\mathbf{T}} + \frac{\partial F}{\partial \mathbf{E}^p} \cdot \dot{\mathbf{E}}^p + \frac{\partial F}{\partial T} \dot{T} + \sum_i \frac{\partial F}{\partial \xi_i} \dot{\xi}_i = 0 \quad (2.17)$$

gefordert werden.

Nach HMM erfolgt das Fließen in Richtung der Normalen \mathbf{N} zur Fließfläche

$$\dot{\mathbf{E}}^p = \dot{\eta} \sqrt{\frac{3}{2}} \mathbf{N} \quad (2.18)$$

wobei $\dot{\eta}$ als plastischer Multiplikator bezeichnet wird.

Mit Hilfe des Verfestigungsparameters

$$\zeta = \left. \frac{\partial \sigma_y}{\partial \varepsilon^p} \right|_{T, \Xi = \text{const}} \quad (2.19)$$

kann man die Fließregel in Richtung der Normalen \mathbf{N} in folgender Form schreiben:

$$\dot{\mathbf{E}}^p = \frac{3}{2\zeta} \left(\mathbf{N} \cdot \dot{\mathbf{T}} - \sqrt{\frac{2}{3}} \left(\frac{\partial \sigma_y}{\partial T} \dot{T} + \sum_i \frac{\partial \sigma_y}{\partial \xi_i} \dot{\xi}_i \right) \right) \mathbf{N}. \quad (2.20)$$

In dieser Arbeit wird isotropes Verfestigungsverhalten angenommen. Eine andere Art ist die kinematische Verfestigung, bei der zwar die Größe des Fließkörpers beibehalten, die Fließfläche im Spannungsraum jedoch verschoben wird. Bei Vorgängen mit Phasenumwandlungen im Stahl muss bedacht werden, dass die einzelnen Gefügeanteile unterschiedliche Verfestigungseigenschaften haben. Austenit neigt mehr zu isotropem Verfestigungsverhalten, die ferritischen Fraktionen Perlit, Ferrit und Martensit zu kinematischem Verhalten. Die bedeutenden gestaltändernden plastischen Verformungen bei einer Abkühlung erfährt das Material im austenitischen Zustand. Dabei wird jedoch keine Rückspannung akkumuliert, denn Austenit hat isotropes Verfestigungsverhalten. Kommt es nun zum Rückfließen im ferritischen Zustand, so hat das Material zwar kinematisches Verfestigungsverhalten, aber es wurde keine Fließflächenverschiebung akkumuliert. Aus diesem Grunde ist die Annahme isotropen Verfestigungsverhaltens realitätsnäher als die Annahme kinematischen Verhaltens. Der Übergang von $\dot{\mathbf{E}}^p$ zur plastischen HMH-Vergleichsverzerrungsgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}^p$ wird durch

$$\dot{\varepsilon}^p = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\mathbf{E}}^p \cdot \dot{\mathbf{E}}^p} \quad (2.21)$$

definiert.

Die Phasenumwandlungsplastizität (PUP, engl. transformation induced plasticity, TRIP) ist eine zusätzliche irreversible Deformation, die während der Phasenumwandlung auftritt. Das PUP-Fließen tritt in der

Spannungsdeviatorrichtung \mathbf{S} auf, selbst wenn die globale Spannung nicht die Fließgrenze einer einzigen Phase übersteigt. Die Fließrate ist proportional zum Phasenumwandlungsrate und Spannungsdeviator

$$\dot{\mathbf{E}}^{PUP} = -\frac{3}{2} \Lambda \ln\left(\frac{\xi}{\xi_0}\right) \dot{\xi} \mathbf{S} . \quad (2.22)$$

Diese Gleichung kennzeichnet das makroskopische materielle Verhalten, das durch die mikromechanischen Prozesse festgestellt wird. Außerdem hängt der Proportionalitätsfaktor von der Phaseumwandlung und dem Greenwood-Johnson Koeffizienten Λ [Greenwood 1965] ab, der experimentell festgestellt werden muss. Die Gleichung für den Faktor wird gegeben als

$$\Lambda_i = \frac{5(\rho_A - \rho_i)}{6\rho_A \sigma_{yA}} , \quad (2.23)$$

worin das Dichteverhältnis ein Maß für Phasenverhältnis der umwandelnden Phasen (z.B. Austenit, Perlit) und die Fließgrenze σ_{yA} auf die weichere Phase (meistens Austenit) bei der Umwandlungstemperatur ist.

Es besteht die Möglichkeit, den elastischen Anteil des Verzerrungstensors mittels einer linearen Abbildung mit dem *Cauchyschen* Spannungstensor zu verknüpfen:

$$\mathbf{T} = \mathbf{C}^e \cdot \mathbf{E}^e \quad ; \quad \dot{\mathbf{T}} = \mathbf{C}^e \cdot \dot{\mathbf{E}}^e + \dot{\mathbf{C}}^e \cdot \mathbf{E}^e \quad (2.24)$$

\mathbf{C}^e ist die elastische Stofftetrade. Sie ist von Temperatur und Gefügezusammensetzung abhängig.

In Arbeiten zur Plastizität [Sluzalec 1992, Pietzsch 2000] wird gezeigt, dass im Falle assoziierten Fließens mit isotropem Materialverhalten sich das Materialgesetz weiter präzisieren lässt:

$$\dot{\mathbf{T}} = \mathbf{C}^{ep} \left[\dot{\mathbf{E}} - \dot{\mathbf{E}}^{T,\Xi} - \dot{\mathbf{E}}^{PUP} \right] + K_L \left(\frac{2}{3} \sigma^{HM} \dot{\sigma}_y - \mathbf{S} \mathbf{T}^* \right) \mathbf{S} + \mathbf{T}^* \quad (2.25)$$

$$\text{mit } K_L = \frac{3G}{(\sigma^{HM})^2 \left(2G + \frac{2}{3} \zeta \right)} \quad (2.26)$$

$$\text{und } \dot{\sigma}_y = \frac{\partial \sigma_y}{\partial T} \dot{T} + \sum_i \frac{\partial \sigma_y}{\partial \xi_i} \dot{\xi}_i. \quad (2.27)$$

Der Korrekturterm \mathbf{T}^* berücksichtigt die Änderung der elastischen Charakteristik

$$\mathbf{T}^* = \dot{\mathbf{C}}^e \cdot \mathbf{E}^e = \left[\frac{\partial \mathbf{C}^e}{\partial T} \dot{T} + \sum_i \frac{\partial \mathbf{C}^e}{\partial \xi_i} \dot{\xi}_i \right] \mathbf{E}^e.$$

Der elastisch-plastische Tangentenoperator hat demnach die Form:

$$\mathbf{C}^{ep} = \mathbf{C}^e - 2GK_L(\mathbf{S} \otimes \mathbf{S}) \quad (2.28)$$

$$\text{mit } G = \frac{E}{2(1+\nu)}. \quad (2.29)$$

2.6 Mittelungsmethoden

Die Änderung der Stoffwerte Z während der Phasenumwandlung wurde mit verschiedenen Mittelungsmethoden beschrieben:

- Arithmetische Mittelung

$$Z_{mix}^{AM} = \sum_{i=1}^n \xi_i Z_i \quad (2.30)$$

(Wärmeleitfähigkeit, spez. Wärmekapazität, Dichte)

- Harmonische Mittelung

$$Z_{mix}^{HM} = \left(\sum_{i=1}^n \xi_i Z_i^{-1} \right)^{-1} \quad (2.31)$$

(Fließspannung)

- Geometrische Mittelung

$$Z_{mix}^{GM} = \exp \left(\sum_{i=1}^n \xi_i \ln(Z_i) \right) \quad (2.32)$$

(Kompressionsmodul, Schubmodul).

Eine schematische Darstellung der Mittelung wird in Bild 2.7 beispielhaft für die Wärmeleitfähigkeit gezeigt. Hier sind Körper mit zwei unterschiedlichen Phasen

zusammengestellt, wobei die Wärmeleitfähigkeit λ_1 größer als die Wärmeleitfähigkeit λ_2 ist ($\lambda_1 > \lambda_2$). Die Phasen sind (links) in vertikaler und (rechts) horizontaler Richtung angeordnet. Die Wärme fließt durch die Körper von oben nach unten und verursacht unterschiedliche Effekte. Im Fall 1 wird der Wärmetransport durch λ_1 bestimmt, weil diese dem größten Stoffwert entspricht. Im Extremfall, wenn $\lambda_2 = 0 \text{ W/m/K}$, wird die gesamte Wärme durch λ_1 transportiert, weil hier ein direkter Weg zu finden ist. Diese Situation entspricht der arithmetischen Methode. Im Fall 2 wird dagegen der Wärmetransport durch die kleinere Wärmeleitfähigkeit bestimmt, weil diese die Leitung verhindert. Hier wirkt der kleinere Stoffwert dominant und deshalb kommt die harmonische Methode zum Einsatz. Arithmetische und harmonische Methoden gelten als Grenzwerte für die geometrische Methode, die für die Eigenschaften gewählt worden ist, für die die kleineren Werte größere Bedeutung haben als größere Werte. In der Mitte des Bildes 2.7 sind die Phasen beliebig angeordnet. Solche Verteilung entspricht der geometrischen Methode. Die spezifische Wärmekapazität eines Gemisches muss stets mit der Massenkonzentration gemittelt werden. Die Dichte muss mit der Volumenkonzentration gemittelt werden. Die Wärmeleitfähigkeitswerte unterscheiden sich nicht stark voneinander. Daher werden diese ebenfalls mit der arithmetischen Methode gemittelt, damit für die thermophysikalischen Stoffwerte eine einheitliche Mittelung vorliegt. Die Fließspannung wird durch die Komponenten mit den geringsten Festigkeiten beeinflusst, deswegen wurde hier die harmonische Methode eingesetzt. Beim plastischen Verfahren kommt geometrische Mittelung zum Einsatz, weil diese Eigenschaften immer für die schwächste Stelle des Materials zutreffen.

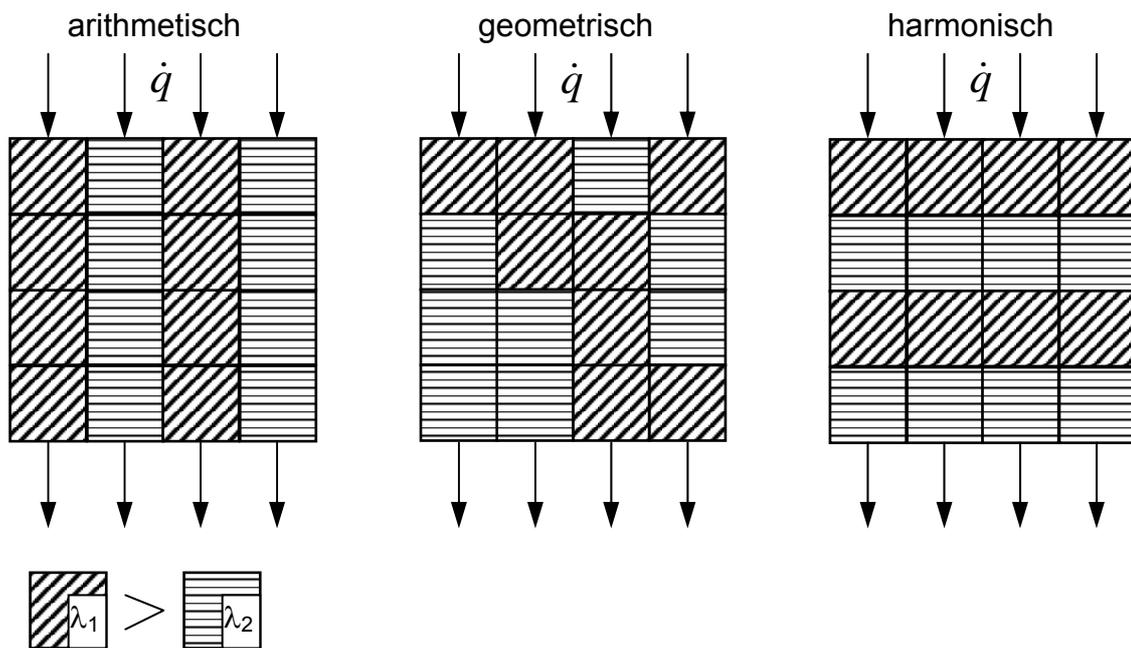


Bild 2.7 Darstellung des Körpers mit unterschiedlich aufgebauten Phasen

2.7 Härteberechnung

Für die Temperaturabhängigkeit der Härte der verwendeten Phasen Perlit und Bainit wird ein Polynomansatz genommen [Hunkel 2000]:

$$HV_i(T) = HV_0 + HV_1 + HV_2 T^2 \quad (2.33)$$

Die Parameter werden in Tabelle 2.1 angegeben.

	Perlit	Bainit	Martensit	Restaustenit
HV_0	575	1894	900	200
HV_1	0,452	7,461	-	-
HV_2	-	0,005851	-	-

Tabelle 2.1 Parameter der Härteberechnung [Hunkel 2001]

Es wird angenommen, dass sich die Härte über eine einfache Mischungsregel aus den Härten der einzelnen Phasen zusammensetzt:

$$HV(x) = \sum_{\text{Phasen}} \xi_i(x) HV_i(x) \quad (2.34)$$

Die Härte der einzelnen Phasen hängt von der Bildungsgeschichte ab und ist somit temperaturabhängig. Die Härte der Phase i lässt sich über die isothermen Härten $HV_i(\overline{T_j})$ bei jedem Temperaturschritt T_j und die in diesem Intervall gebildeten Phasenanteile $\Delta\xi_i(T_j)$ berechnen:

$$HV_i(x) = \sum_j \Delta\xi_i(x, T_j) \overline{HV}_i(T_j) \quad (2.35)$$

2.8 Stoffwerte

Als Material wurde der Stahl 100Cr6 ausgewählt, und zwar aus folgendem Grund: Zur Überprüfung der Ergebnisse der Strömungssimulation haben sich die Oberflächenhärteprofile als geeignetes Mittel erwiesen [Gondesen 1996]. Damit auch geringe Änderungen in den Abschreckbedingungen zu deutlichen Änderungen im Härteprofil führen, ist es notwendig, einen Stahl mit einem deutlichen Härtesteilabfall zu verwenden. Die Abschreckbedingungen müssen dann so gewählt werden, dass die erzielten Härtewerte in dem Bereich des Steilabfalls liegen. Hier ist der Stahl 100Cr6 verwendet worden, der diese Bedingungen erfüllt. Insgesamt kamen drei verschiedene Stahlchargen zum Einsatz. Die chemische Zusammensetzung und ihre Zuordnung zu den Probengeometrien ist der Tabelle 2.2 zu entnehmen.

Die Materialeigenschaften für den Stahl 100Cr6 werden in Tabelle 2.3 (Perlit, Bainit, Martensit) und in Tabelle 2.4 (Austenit) angegeben.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
Große Zylindrische Probe	0,97	0,2	0,29	0,013	0,02	1,46	–	0,22
Kleine Zylindrische Probe	0,98	0,26	0,35	0,016	0,036	1,39	0,14	–
Flachproben	0,92	0,23	0,35	0,013	0,009	1,48	0,05	0,09
Normwerte	0,95 – 1,1	0,10 - 0,35	0,20 – 0,40	< 0,03	< 0,025	1,35 – 1,60	< 0,3	< 0,3

Tabelle 2.2 Chemische Zusammensetzung der Versuchsstähle, in % angegeben und mit der optischen Emissionsspektroskopie ermittelt (Normwerte aus dem Stahlschlüssel 2001, Verlag Stahlschlüssel GmbH, S. 303).

Temp [°C]	E [GPa]	ν -	σ_y [MPa]	HRD [GPa]	ρ [kg/m ³]	λ [W/m/K]	c_p [J/kg/K]
0	212	0.283	479-1116	21-63	7820	45	347
200	202	0.291	472-914	26-40	7740	43	418
400	186	0.299	400-712	22-17	7770	40	489
600	166	0.307	277-510	19-0	7620	36	560
800	141	0.315	118-0	11-0	7530	32	630
1000	112	0.323	0-0	0-0	7460	26	697

Tabelle 2.3 Materialeigenschaften für Stahl 100Cr6 (Perlit, Bainit, Martensit)

Temp. [°C]	E [GPa]	ν -	σ_y [MPa]	HRD [GPa]	ρ [kg/m ³]	λ [W/m/K]	c_p [J/kg/K]
0	212	0.283	300	12.0	7980	22	463
200	202	0.291	270	10.4	7900	24	463
400	186	0.299	240	8.8	7820	26	463
600	166	0.307	210	7.2	7720	27	463
800	141	0.315	180	5.6	7620	29	463
1000	112	0.323	150	4.0	7530	31	463

Tabelle 2.4 Materialeigenschaften für Stahl 100Cr6 (Austenit)

2.9 Bauteile

Die Probengeometrien sind Werkstücken der industriellen Anwendung nachempfunden. Dabei musste jedoch berücksichtigt werden, dass die Geometrie nicht beliebig kompliziert gestaltet werden konnte, damit der Simulationsaufwand und die Simulationsdauer in einem sinnvollen Rahmen lagen. Insgesamt sind zwei verschiedene Grundgeometrien in je zwei Abmessungen untersucht worden.

Zylindrische Proben

Die zylindrischen Proben sind nach dem Vorbild von abgesetzten Wellen in der Automobilindustrie gefertigt worden. Die Probenform und die Abmessungen der beiden Wellengrößen sind in Bild 2.8 zu sehen. Das Größenverhältnis zwischen den beiden Probenabmessungen beträgt 1 zu 2.

Zur Aufnahme von Temperaturkurven im Probeninneren wurde von beiden Abmessungen je eine austenitische Probe mit Thermoelementbohrungen versehen. Durch die Verwendung eines austenitischen Stahls ist eine Vergleichbarkeit der Simulationsergebnisse mit den Messergebnissen gegeben, da keine Wärmetönung aufgrund von Gefügeumwandlungen den Temperaturverlauf beeinflusst. Die Position der Thermoelemente ist in Bild 2.9 für die größere Probe und in Bild 2.10 für die kleinere Abmessung dargestellt. Die Durchmesser der Thermoelementbohrungen betragen für beide Probenabmessungen 0,6mm.

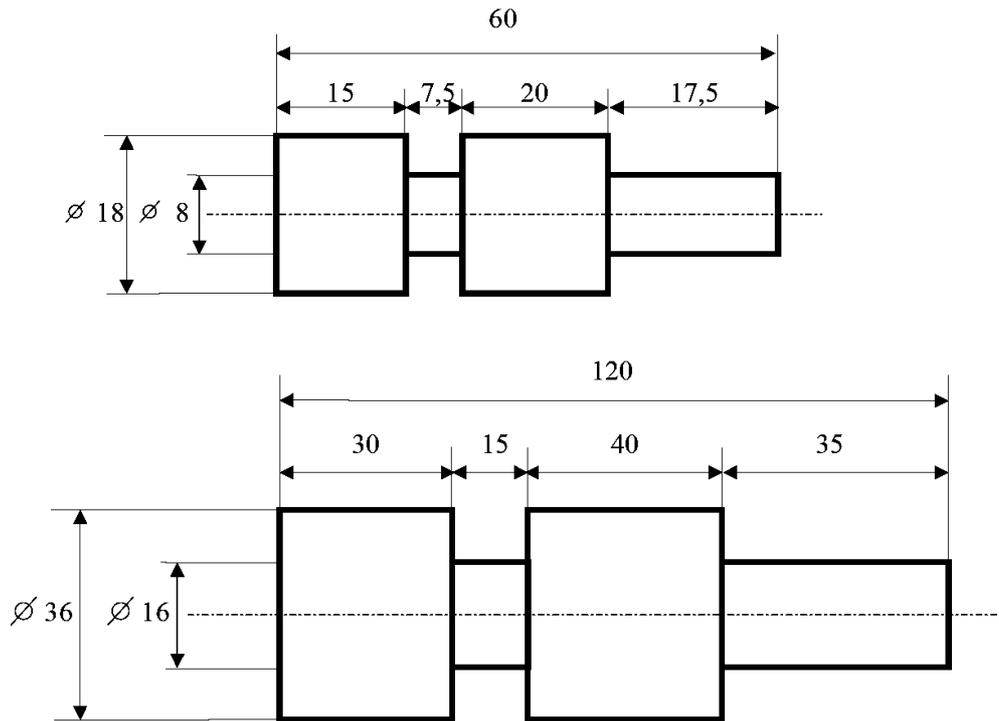


Bild 2.8 Abmessungen der zylindrischen Proben

Thermoelementbohrungen der Welle 120 mm

Bohrung	Tiefe
1.	15 mm
2.	15 mm
3.	37,5 mm
4.	28 mm
5.	38,8 mm
∅	0.6 mm

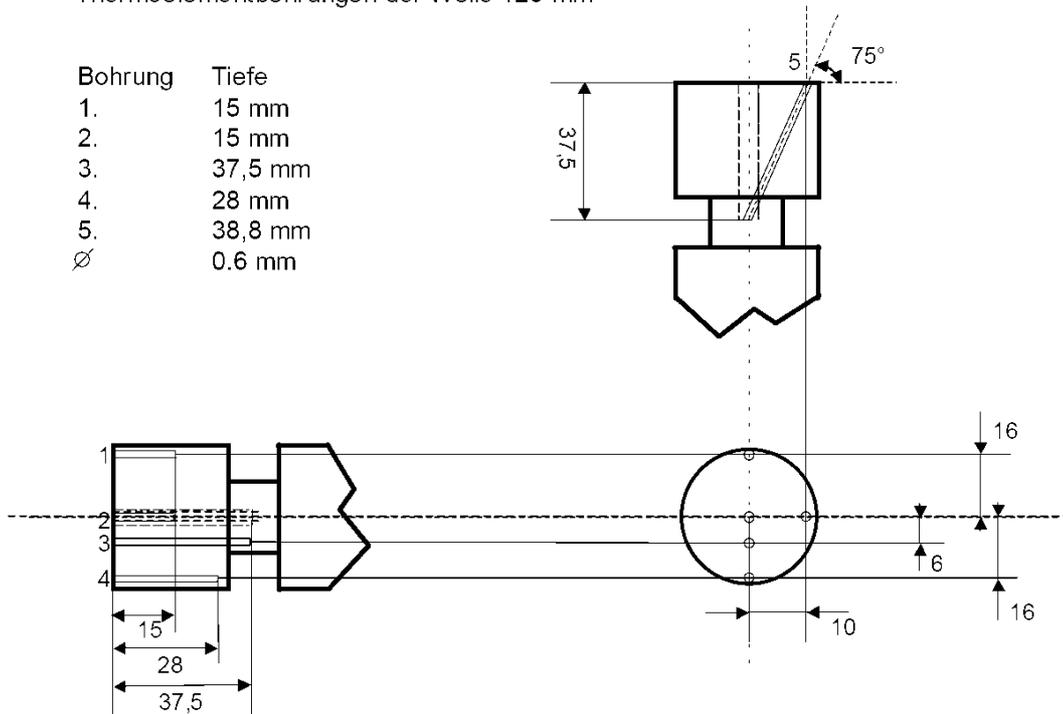


Bild 2.9 Positionen der Thermoelementbohrungen der großen zylindrischen Probe [Ohland 2002]

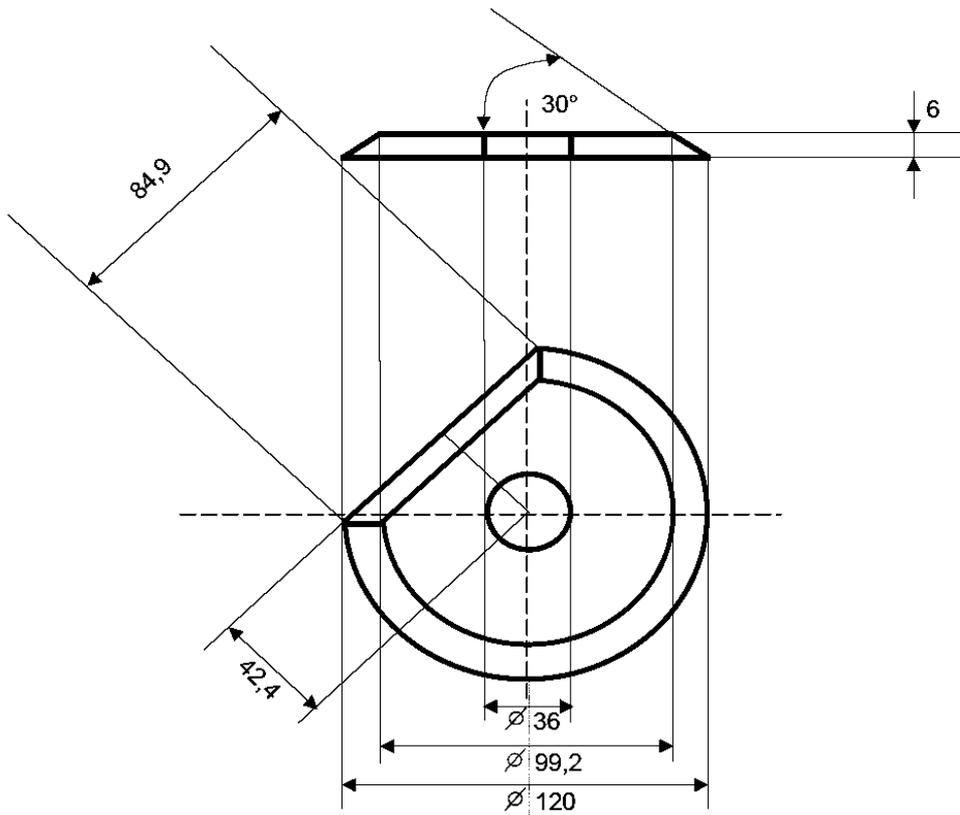


Bild 2.11 Abmessungen der großen Flachprobe [Ohland 2002]

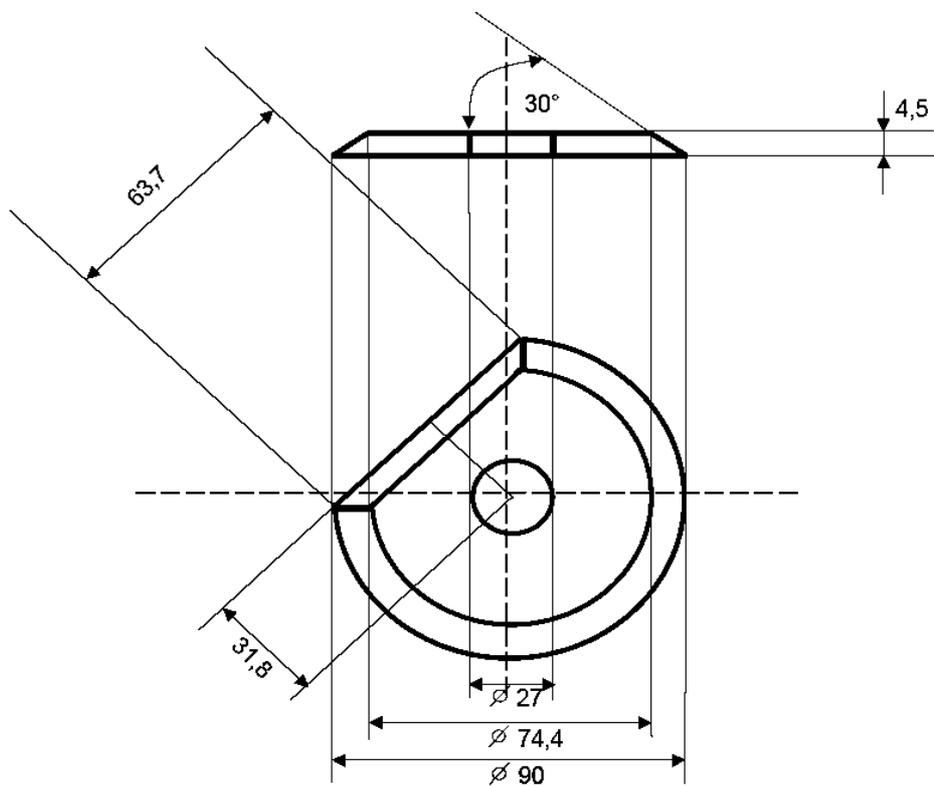


Bild 2.12 Abmessungen der kleinen Flachprobe [Ohland 2002]

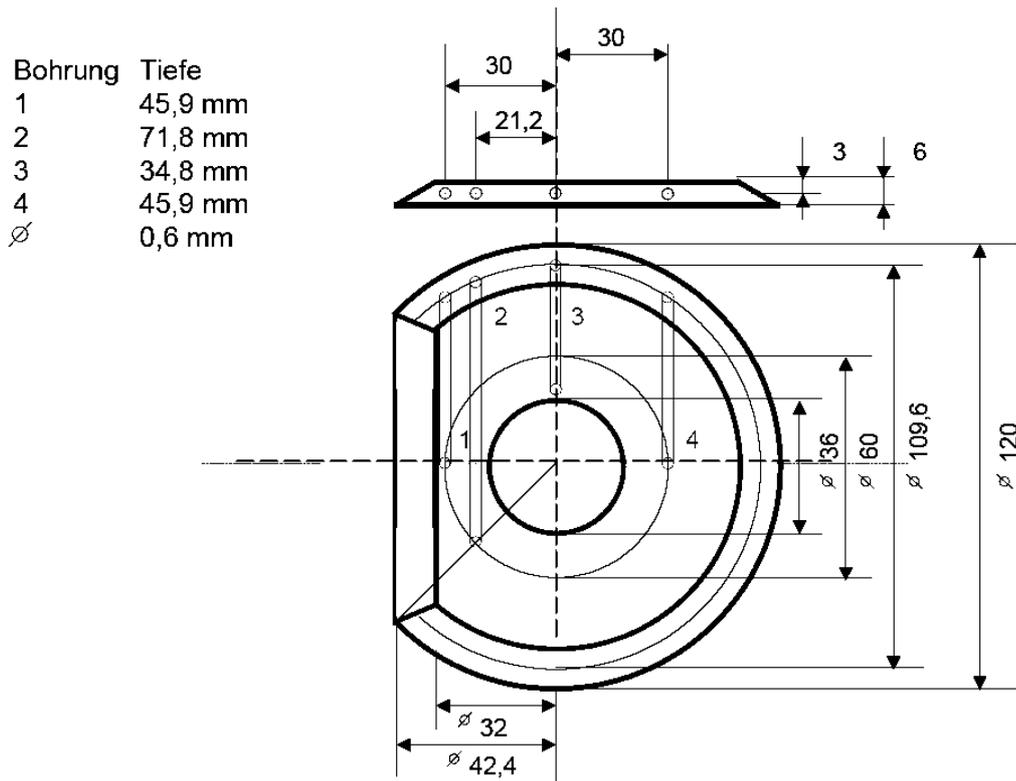


Bild 2.13 Positionen der Thermoelementbohrungen der großen flachen Probe [Ohland 2002]

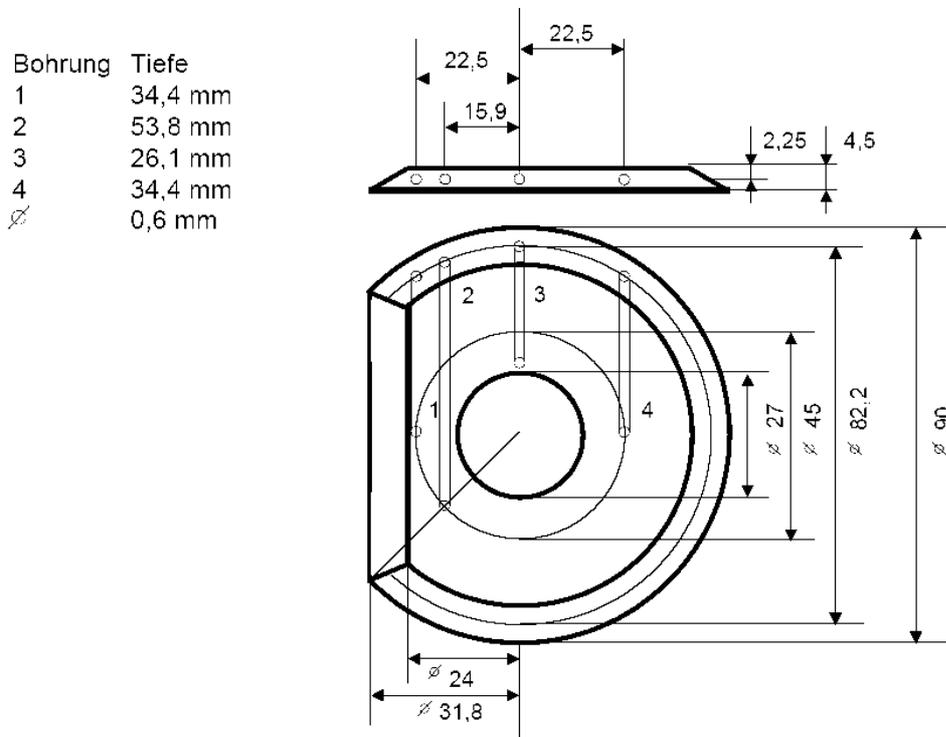


Bild 2.14 Positionen der Thermoelementbohrungen der kleinen flachen Probe [Ohland 2002]

2.10 Lösungsverfahren

Für die Berechnung wurde die Finite Elemente Methode (FEM) eingesetzt, die sich sehr gut für die gekoppelten Probleme eignet. Im Comsol Matlab System wurde ein Simulationsmodell für zylindrische Proben aufgebaut. Für die dreidimensionalen Flachproben wurde das Berechnungsprogramm Deform-HT verwendet. Als Berechnungsmodell für die große zylindrische Probe und die kleine zylindrische Probe wurde das 2D-Modell (rotationssymmetrisch) eingesetzt (siehe Bild 2.15). Diese Entscheidung wurde anhand der Messungen der Wärmeübergangskoeffizienten in der Umfangsrichtung getroffen. Der Unterschied zwischen den gemessenen Wärmeübergangskoeffizienten war nämlich gering. Außerdem wurde aufgrund der Wellensymmetrie nur die Hälfte bei der Simulation der Welle berücksichtigt. Beide Geometrien besitzen ein Netz, das aus 4877 Knoten besteht. Für die Berechnungen der großen Flachprobe und der kleinen Flachprobe wurde ein 3D-Modell angewandt (siehe Bild 2.16). Aufgrund der Symmetrie der Flachproben wurde nur eine Hälfte den Berechnungen unterzogen. Beide Proben besitzen ein Netz, das aus 37037 Knoten besteht. Ein Zeitintegrationsschema, das Gleichgewichtsiterationen an jedem Zeitschritt miteinbezieht, wird angewandt, um das gekoppelte Feldproblem zu lösen. In einem Iterationsschritt werden zuerst die Temperatur, die Phasenübergänge und das Eigenspannungsfeld kalkuliert. Die Phasenübergänge werden errechnet, indem man die momentane Iterationstemperatur und die Temperatur vom vorhergehenden Zeitschritt verwendet. Wenn die Werte für Temperatur, Mikrostruktur und Eigenspannung konvergiert sind, wird die Iteration für nächsten Zeitschritt begonnen.

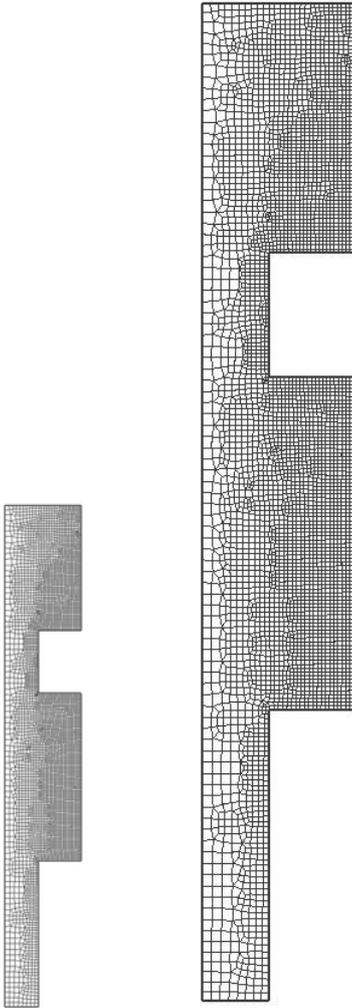


Bild 2.15 Vernetzung kleine zylindrische Probe - 2D-rotationssymmetrisch (links), große zylindrische Probe - 2D-rotationssymmetrisch (rechts)

Die Abkühlung der großen und kleinen Welle wurde entsprechend 200 und 100 Sekunden lang simuliert. Beide Flachproben wurden 75 Sekunden lang im realen Fall und in einer Simulation abgeschreckt. Die durchschnittliche Rechenzeit für ein komplettes Modell betrug 2 Stunden. Die Optimierungsberechnung dauerte bis 5 Tage. Die Rechenzeit für die beiden Scheiben war deutlich länger und betrug bis 48 Stunden.

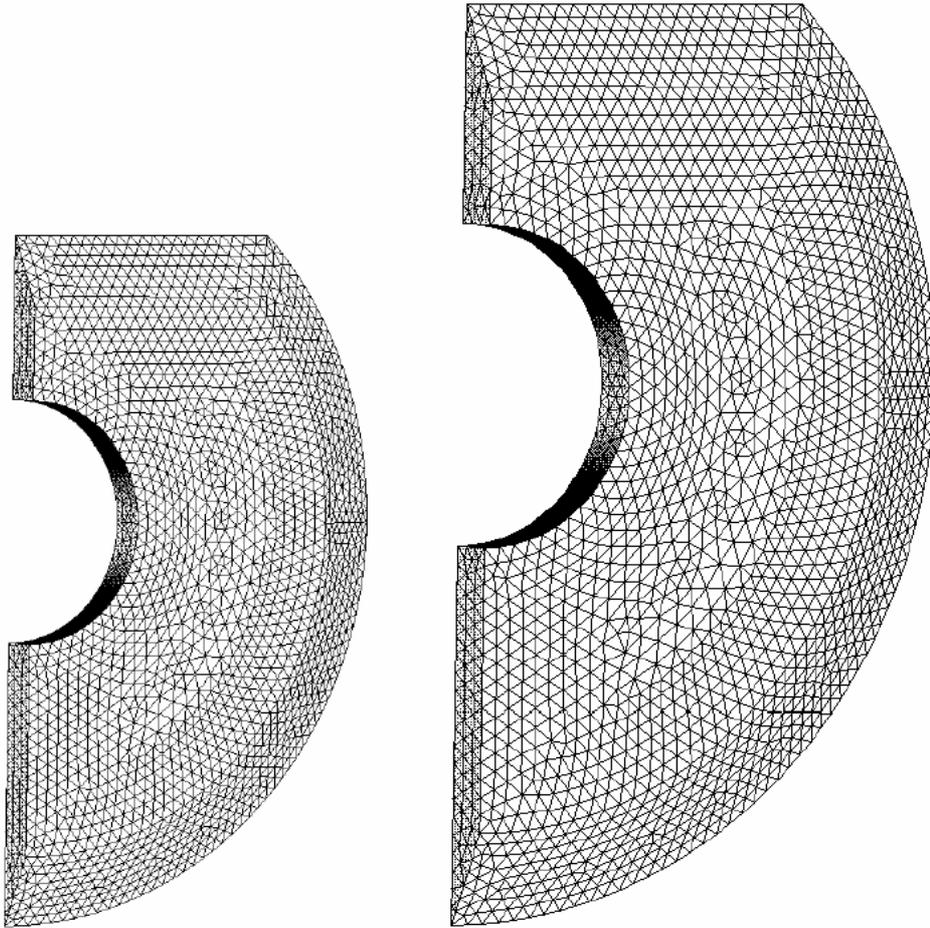


Bild 2.16 Vernetzung kleine Flachprobe 3D (links), große Flachprobe 3D (rechts)

3 ABGLEICH ZWISCHEN SIMULATIONEN UND EXPERIMENT

3.1 Versuchsaufbauten

Die Bauteile wurden mit dem in Bild 1.5 gezeigten Düsenfeld gekühlt, um örtlich definierte Wärmeübergangsbedingungen einstellen zu können. Die Experimente und Simulation waren im Rahmen eines gemeinsamen Forschungsprojektes aufeinander abgestimmt. Zur Beurteilung von Abweichungen zwischen berechneten und experimentellen Werten werden die Messungen etwas ausführlicher beschrieben. In Bild 3.1 ist die gesamte Versuchseinrichtung für die zylindrischen Proben zu sehen. Die hier beschriebenen Experimente wurden im Institut für Werkstofftechnik der Universität Bremen durchgeführt. Die Anlage besteht aus:

- Rollenherdofen mit Ausförderungsmodul der Firma Rollmod®. Durch eine reversierende Probenbewegung während des Aufheizvorgangs wird mit diesem Ofen eine sehr gleichmäßige Erwärmung der Proben erreicht. Zusätzlich kann die Erwärmung in einer Stickstoffatmosphäre erfolgen, womit sich die Effekte der Randschichtveränderung reduzieren lassen.
- Gasversorgung mit Volumenstromregelung. Die Gasabschreckanlage wird aus einem Puffertank mit Stickstoff versorgt. Hinter den Massenflussreglern wird das Gas über Gasverteiler auf die Düsen gegeben. Durch diese Anordnung ist es möglich, zwei Bereiche mit unterschiedlichen Gasgeschwindigkeiten in der Abschreckung zu verwenden. Mögliche Einstellungen des zeitabhängigen Gasvolumenstroms sind Sinus/Kosinus, Dreieck und Sprungfunktion.

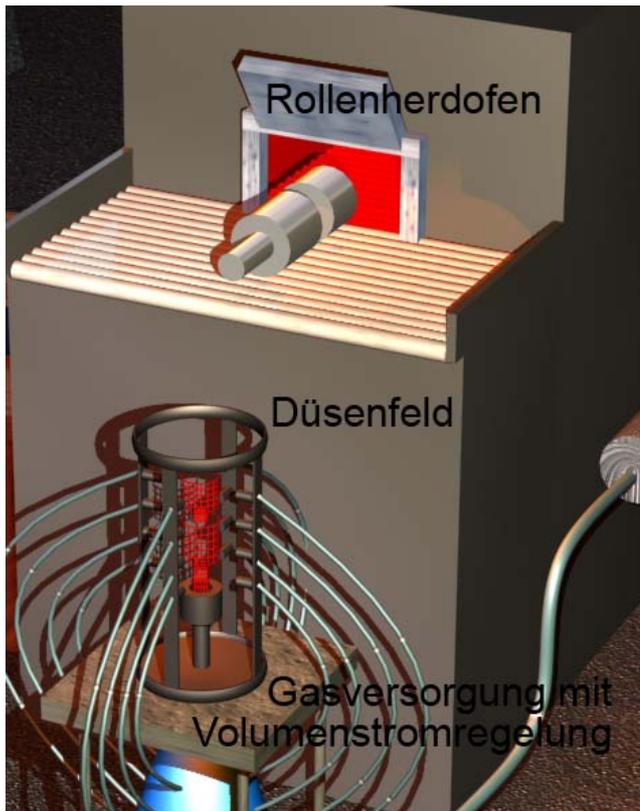


Bild 3.1 Gesamtversuchsaufbau für zylindrische Proben

- Düsenfeld. Als Düsen werden Kupferrohre mit einem Innendurchmesser von 4 mm und einer Wandstärke von 1 mm verwendet. Sie haben eine Länge von ca. 60 mm. Mit dieser Länge soll gewährleistet werden, dass keine zusätzlichen Turbulenzen durch den Übergang zwischen Schlauch und Düse die Versuche beeinträchtigen. Die Düsenstöcke ermöglichen es, sowohl den Anstellwinkel der Düsen als auch den Abstand der Düsen von der Probenoberfläche für jede Düse möglichst unabhängig verstellen zu können. Die Halter (Bild 3.2) sind drehbar gelagert und lassen eine freie Verschiebung der Düsen entlang der Düsenachse zu. Die möglichen Teilungsverhältnisse (Abstand der Düsenmittellachsen t zu Düsendurchmesser d) reichen von $t/d=3$ bis zu $t/d=9$. Die gesamte Düsenhalterung ist für jede Probengeometrie universell einsetzbar.

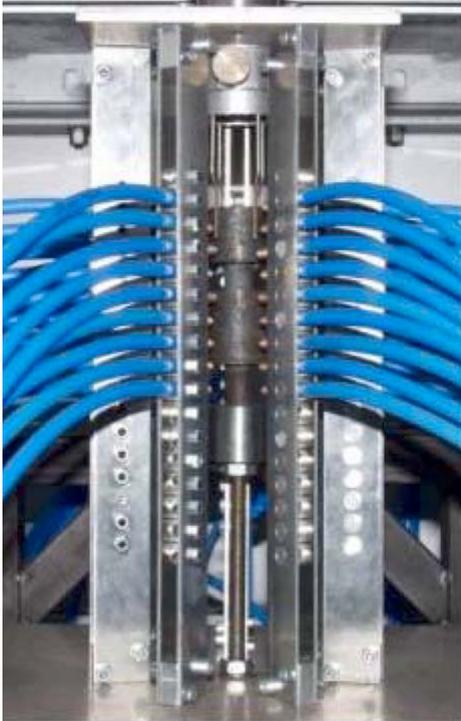


Bild 3.2 Düsenfeld für die zylindrischen Geometrien (links) und für die Flachproben (rechts) [Ohland 2002]

Der Düsenstock kann auf die Grundplatten montiert werden, um die verschiedenen gewünschten Abschreckbedingungen realisieren zu können. Dabei sind die Grundplatten für die beiden Geometrien unterschiedlich. Die möglichen Teilungsverhältnisse reichen auch hier von $t/d=3$ bis zu $t/d=9$. Für die zylindrischen Proben besteht die Halterung aus einem Auffangbecher, der die Zentrierung der Standfläche gewährleistet, und einem Trichter mit Drahtbügeln, damit die Probe in einer aufrechten Position gegen ein Kippen aus der Senkrechten fixiert ist, ohne eine große Beeinflussung des Strömungsfeldes nach sich zu ziehen. Die Halterung der Flachproben besteht aus einem Auffangprisma und zwei Führungsschienen, womit die Probe in einer senkrechten Position in der Mitte zwischen den Düsen gehalten wird. Die Führungsschienen können in ihrem Abstand zueinander verstellt werden. Damit ist die Halterung für beide unterschiedlichen Abmessungen der Flachproben einsetzbar.

3.2 Versuchsdurchführung

3.2.1 Erwärmung

Für alle Proben ist eine Austenitisierdauer von 20 Minuten bei einer Austenitisiertemperatur von 850°C gewählt worden. Aufgrund der unterschiedlichen Geometrien resultieren verschiedene Erwärmzeiten. Die großen zylindrischen Proben erreichen die Austenitisiertemperatur nach 16 Minuten, die kleinen zylindrischen Proben nach 10 Minuten, die großen Flachproben nach 11 Minuten und die kleinen Flachproben nach 6 Minuten. Die Erwärmung findet unter Stickstoffspülung des Ofenraumes statt. Die Lage der Proben ist immer in der Mitte der Förderrollen gewesen, um Störeinflüsse durch das Temperaturprofil des Ofens möglichst gering zu halten.

3.2.2 Abschreckung

Zylindrische Proben

Nach erreichter Austenitisierdauer wurden die Proben im Schnellgang aus dem Ofen herausbefördert und fielen durch den Fangtrichter (*Bild 3.2 links*) in die Abschreckvorrichtung. Bei Versuchen für die Temperaturmessung musste vor Beginn der Abschreckung eine manuelle Ausrichtung der Probe im Düsenfeld vorgenommen werden, damit sich die Thermoelemente an definierten Positionen befanden. Danach wurde der Gasstrom in das Düsenfeld geleitet. Bei Versuchen zur Härtemessung und zur Bestimmung der Maß- und Formänderung war das nicht notwendig. Hier wurde die Orientierung der Probe im Düsenfeld nach der abgeschlossenen Abkühlung bestimmt.

Flachproben

Im Unterschied zu den Zylindern konnten die asymmetrischen Flachproben jedoch nicht von selber in das Düsenfeld fallen, sondern mussten mit einer Zange gegriffen und im Düsenfeld platziert werden (*Bild 3.2 rechts*). Dabei war darauf zu achten, dass die Probe immer an derselben Stelle gefasst wurde, um eine mögliche Beeinflussung der kalten Zange auf die Versuchsergebnisse berücksichtigen zu können.

3.2.3 Temperaturmessungen

Temperaturmessungen im Inneren

Die Temperaturmessung erfolgte mit NiCr-Ni-Thermoelementen an den im Kapitel 2.9 angegebenen Punkten. Zum Vergleich zwischen Messung und Temperaturberechnung war eine exakte Ausrichtung der Messprobe notwendig. Bei den zylindrischen Proben wurde die Probe im Düsenfeld immer so ausgerichtet, dass das Randthermoelement in der Mittelebene des 30mm (bzw. 15mm) Abschnitts gegenüber einer Düsenreihe positioniert war. Bei den flachen Proben ergeben sich die Positionierungen der Thermoelemente aus der jeweiligen Düsenfeldaufstellung.

3.2.4 Härtemessungen

Die Härtemessungen wurden zum einen mit einer halbautomatischen Jominy-Härteprüfmaschine durchgeführt. Dieses Gerät bestimmt die Härte nach Rockwell und besitzt eine Abstandsunsicherheit von $\pm 0,1\text{mm}$ [Dietrich 1985]. Zum anderen kam eine manuelle Härteprüfmaschine zum Einsatz. Die Positionsunsicherheit der Härtemesspunkte lag dabei bei $\pm 0,5\text{mm}$. Die Härte wurde ebenfalls nach Rockwell ermittelt.

Zylindrische Proben

Die Härtemesspunkte wurden in der Regel in einem Abstand von 1mm gesetzt. Nur bei Proben, die einen Härtewert um die 40HRC hatten, ist im Einschnitt ein größerer Abstand (4mm) gewählt worden, um die gegenseitige Beeinflussung der Messpunkte zu verhindern.

Der Abstand in Umfangsrichtung zwischen den einzelnen Messreihen betrug 10° , wobei als Nullpunkt für diese Skaleneinteilung immer die Linie unter einer definierten Düsenreihe gewählt wurde. Der Messbereich reichte von 0° bis 90° . Die Messpositionen in axialer Richtung sind in Bild 3.3 zu entnehmen.

Für die Messungen im Einschnitt mussten die Proben funkenerosiv getrennt werden, um eine Beeinflussung der Härtewerte durch den Trennvorgang zu vermeiden. Gemessen wurde hier mit der manuellen Härteprüfmaschine. Die Messreihen in axialer Richtung hatten die Winkelpositionen: 0° ; 30° ; 50° und 80° .

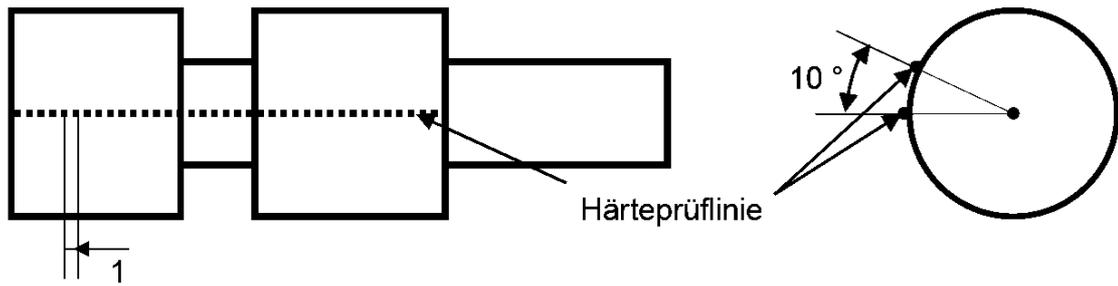


Bild 3.3 Punkte der Härtemessungen an den zylindrischen Proben (schematisch)

Flachproben

Bei dieser Probengeometrie konnten die Härtewerte nur mittels der manuellen Härteprüfmaschine ermittelt werden. Die Messpunkte auf der Scheibenoberfläche wurden in einem 4mmx4mm-Raster angeordnet. Ausgangspunkt dieses Rasters war der Mittelpunkt der Bohrung. Um die Anzahl der Handmessungen vernünftig zu reduzieren, wurde nur eine Symmetriehälfte der Probe gemessen (siehe Bild 3.4)

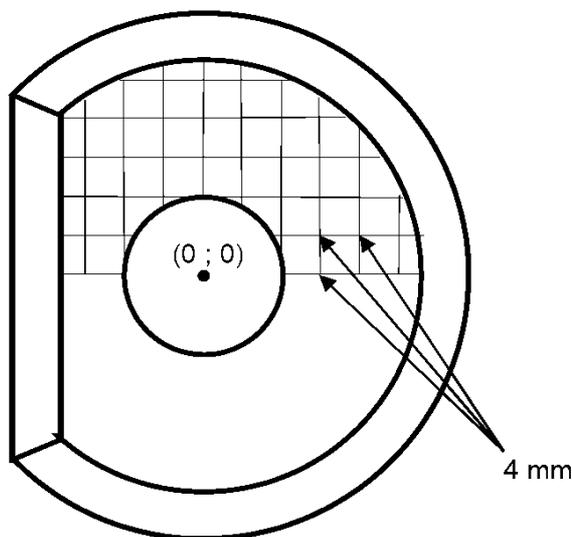


Bild 3.4 Punkte der Härtemessungen an den Flachproben (schematisch)

3.2.5 Koordinatenmessungen

Die Messungen wurden auf einem Koordinatenmessgerät durchgeführt. Dessen Messgenauigkeit betrug $1,3\mu\text{m} + (\text{Probenlänge}/300)$. Die Maß- und Formänderungen der Proben wurden durch einen Vergleich der gemessenen

Werte nach der Fertigung mit den gemessenen Werten nach der Wärmebehandlung bestimmt. Bei den zylindrischen Proben konnten die Änderungen der Maß- und Formwerte durch Differenzbildung errechnet werden. Bei den Flachproben war dies nicht möglich, da sich die Bezugsebenen der Proben zwischen den beiden untersuchten Zuständen durch die Wärmebehandlung veränderten und die resultierenden Absolutwerte somit in keiner definierten Relation mehr zueinander standen.

Zylindrische Proben

Die an den Proben vorgenommenen Koordinatenmessungen sind in Bild 3.5 veranschaulicht. Als Fixpunkt für das Koordinatensystem diente der Abschnitt 40mm (bzw. 20mm). Hier wurde aus den auf der Oberfläche gemessenen Punkten der am besten eingepasste Hüllzylinder gebildet. Dieser definierte die Orientierung der z-Achse. Solche Hüllzylinder lagen für jeden Abschnitt der Probe vor. Durch die einzelnen z-Achsen der Hüllzylinder wurde auch die Größenordnung der Änderung des Schlages erfasst.

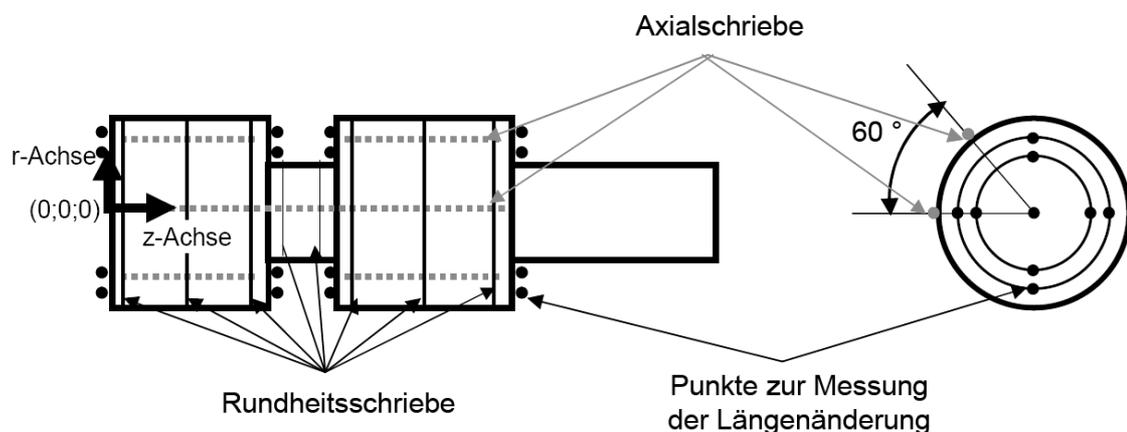


Bild 3.5 Koordinatenmeßpunkte an den zylindrischen Proben (schematisch)

Die Orientierung des Umlaufwinkels φ im Messkoordinatensystem (und somit sein Nullpunkt) ergab sich aus einer Zentrierbohrung auf der Stirnfläche der Proben. Der Nullpunkt der z-Achse folgte aus den auf der Stirnfläche aufgenommenen Punkten. Insgesamt wurden folgende Messungen an den zylindrischen Proben (Bild 3.5) vorgenommen:

1. 3 Rundheitsschriebe je Zylinderabschnitt (30mm und 40mm; bzw. 15mm und 20mm). Die Position der Schriebe war jeweils ein Millimeter von den

Stirnflächen entfernt und in der Mittelebene der Abschnitte.

2. 2 Rundheitsschriebe im Einschnitt. Deren Position lag 2mm von den Übergängen entfernt.

3. 6 Axialschriebe im Winkel von 60 ° je Zylinderabschnitt (nicht im Einschnitt)

4. Je 4 Punkte im Winkel von 90° auf den Stirnflächen auf 2 Radien (r=6mm und 8mm bzw. r=3mm und 4mm). Aus den Rundheitsschrieben wurde die mittlere Radiusänderung bei der jeweiligen z-Koordinate ermittelt. Außerdem lieferte die Betrachtung der einzelnen Schriebe Aussagen über winkelabhängige Einflüsse der Abschreckung. Die genauen z-Koordinaten sind in Tabelle 3.1 aufgeführt.

	Abschnitt 30/15 mm			Einschnitt		Abschnitt 40/20 mm		
große Probe	1	15	29	35	40	46	65	84
kleine Probe	1	8	14	17	20	24	33	42

Tabelle 3.1 z-Koordinate der Rundheitsschriebe in mm

Die 6 Axialschriebe pro Abschnitt wurden gemittelt und die Standardabweichung berechnet, wenn bei den Rundheitsschrieben keine systematische Winkelabhängigkeit der Radiusänderung festzustellen war. Aus den Punkten auf der Stirnfläche wurde die Längenänderung der einzelnen Abschnitte bestimmt.

Flachproben

Im Gegensatz zu den zylindrischen Proben wurde hier die Orientierung des Koordinatensystems nicht durch eine Zentrierbohrung auf der Probe erreicht. Bei den Flachproben wurde die gerade Abschnittkante zur Festlegung des Winkels $\varphi=0$ benutzt. Als Nullpunkt für die z-Achse wurde die in alle auf der Oberfläche gemessenen Punkte best eingepasste Ebene verwendet. Die r-Achse hatte ihren Ursprung im Mittelpunkt der Bohrung (siehe Bild 3.6).

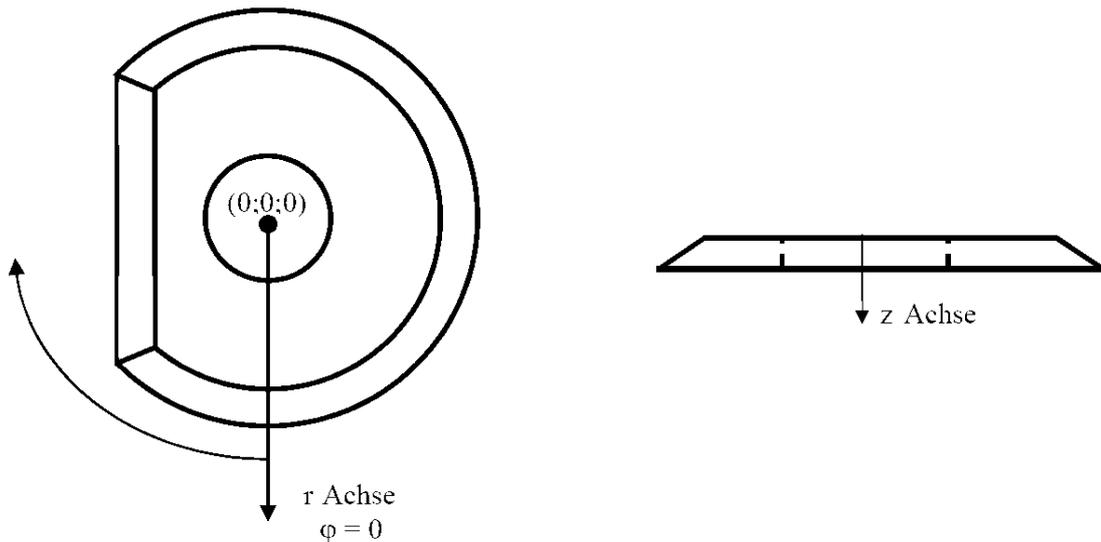


Bild 3.6 Koordinatensystem der Flachproben

Insgesamt wurden folgende Messungen an den Flachproben (Bild 3.7) vorgenommen:

1. Oberflächenscans in Abhängigkeit von φ mit einem Abstand der Kreise von 4mm.

Damit ergaben sich:

8 Kreise bei der großen Flachprobe

6 Kreise bei der kleinen Flachprobe

2. Oberflächenscans in Abhängigkeit von r bei einem $\Delta\varphi$ von 45° (8 Schriebe)

3. 1 Rundheitsschrieb in der Mittelebene der Bohrung

Aus den Oberflächenscans konnte man die Position der am besten eingepassten z -Ebene der jeweiligen Probe errechnen, wobei sich diese Lage zwischen Fertigungs- und Wärmebehandlungszustand unterschied. Daher konnten die Oberflächenscans nicht durch Differenzbildung zwischen den beiden Zuständen in Form einer relativen Änderung ausgewertet werden. Der Rundheitsschrieb zeigte die Veränderung der Bohrung durch die Wärmebehandlung. Hier war eine Betrachtung der relativen Änderungen möglich, da die Lageänderung des z -Nullpunkts vernachlässigbar war.

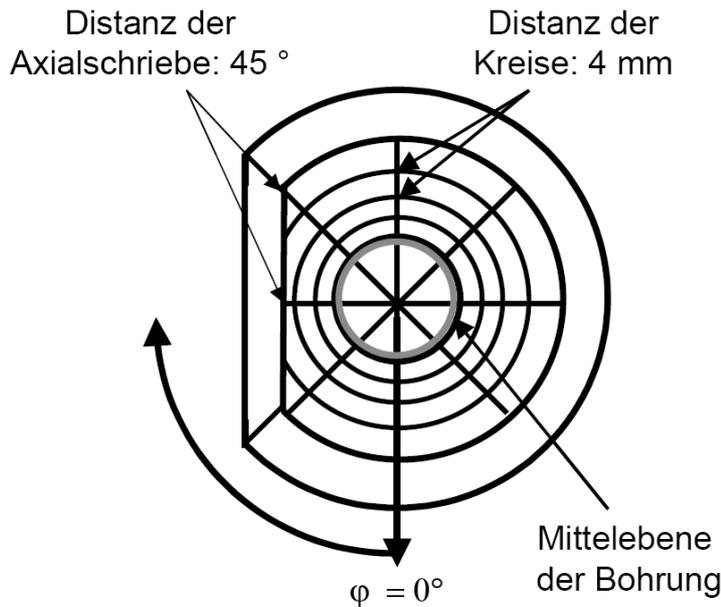


Bild 3.7 Koordinatenmeßpunkte an den Flachproben (schematisch)

3.2.6 Eigenspannungsmessungen

An einer großen zylindrischen Probe des Ausgangsversuchs und den beiden durchgeführten Optimierungen wurden die Eigenspannungen gemessen. Um Effekte durch die wärmebehandlungsbedingte Randschichtschädigung zu vermeiden, war die Oberfläche entlang der Messlinie um ca. 120 bis 150 μm elektrolytisch abgetragen worden. Die Eigenspannungsmessungen waren mit einem rechnergesteuerten ψ -Diffraktormeter mit einer Blende von 1mm und einem ortsempfindlichen Detektor unter Verwendung von Cr-K α - Strahlung durchgeführt worden. In allen Fällen wurden die {211}-Ebenen des α -Eisens vermessen. Der ausgemessene Winkelbereich reichte von 151,6–158,7° bei einer Schrittweite von 0,1° und einer Messzeit von 5s. Zur Auswertung wurde der Untergrund von allen Intensitätswerten subtrahiert. Die Linienlage war mit Hilfe eines Regressionspolynoms vierter Ordnung ermittelt worden. Die Gitterdehnungsmessungen erfolgten unter den Winkeln $\psi=0^\circ$; $\pm 17^\circ$; $\pm 24^\circ$; $\pm 30^\circ$; $\pm 35^\circ$; $\pm 40^\circ$ und $\pm 45^\circ$. Aus den entsprechenden Wertepaaren wurden nach dem $\sin 2\psi$ - Verfahren [Macherauch 1973] unter Verwendung der Elastizitätskonstante = 210000N/mm² und der Querkontraktionszahl $n=0,28$ die Eigenspannungen berechnet. Die Messpunkte der Eigenspannungsmessung wurden unter eine Düsenreihe gelegt. Die genauen Positionen sind Bild 3.8 zu entnehmen.

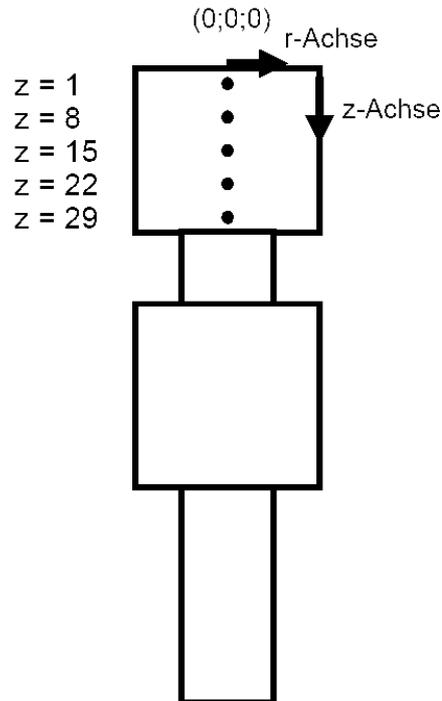


Bild 3.8 z-Koordinaten der Eigenspannungsmessungen an der großen zylindrischen Probe. Die Messpunkte liegen unter einer Düsenreihe.

3.2.7 Metallographische Untersuchungen

Die quantitative Untersuchung des Gefüges erfolgte unter Verwendung der Punktanalyse [Exner 1986]. Zur Ätzung der Schliffe wurde HCL verwendet. Die Auszählung der Trefferpunkte wurde an Schliffbildern (Vergrößerung 750:1) unter Verwendung einer entsprechenden Punktschablone durchgeführt. Die Zahl der zu untersuchenden Punkte je Probe wurde gemäß [Exner 1986] so abgeschätzt, dass in der Regel ein relativer Fehler des jeweiligen Gefügeanteils von 10% resultierte. Maximal wurden 3200 Punkte ausgezählt. Die Orte an denen die Untersuchungen durchgeführt wurden sind in Bild 3.9 für die zylindrischen Proben und in Bild 3.10 für die Flachproben veranschaulicht. Die Koordinaten der Orte der Phasenanalyse an den zylindrischen Proben (große bzw. kleine zylindrische Probe) waren:

Punkt 1: Unter einer Düsenreihe jeweils 1 mm von den Außenflächen entfernt ($r=17\text{mm}$ (große zylindrische Probe) bzw. 8mm (kleine zylindrische Probe); $z=1\text{mm}$, unter einer Düsenreihe)

Punkt 2: Unter einer Düsenreihe 1mm von den Außenflächen entfernt und in

der Mittelebene ($r=17\text{mm}$ bzw. 8mm ; $z=15\text{mm}$ bzw. $7,5\text{mm}$, unter einer Düsenreihe)

Punkt 3: Im Kern 1mm von der Stirnfläche entfernt ($r=0\text{mm}$; $z=1\text{mm}$)

Punkt 4: Im Kern in der Mittelebene ($r=0\text{mm}$; $z=15\text{mm}$ bzw. $7,5\text{mm}$)

Die Koordinaten der Punkte der Phasenanalyse an den Flachproben (große bzw. kleine Flachprobe) waren:

Punkt 1: $r=30\text{mm}$ bzw. $22,5\text{mm}$; $\varphi=90^\circ$, $z=3\text{mm}$ bzw. $2,3\text{mm}$

Punkt 2: $r=30\text{mm}$ bzw. $22,5\text{mm}$; $\varphi=270^\circ$ $z=3\text{mm}$ bzw. $2,3\text{mm}$

Die Punkte deckten sich mit den Positionen 1 und 4 der Thermoelemente. Die z -Koordinate entsprachen der Mittelebene der Flachproben.

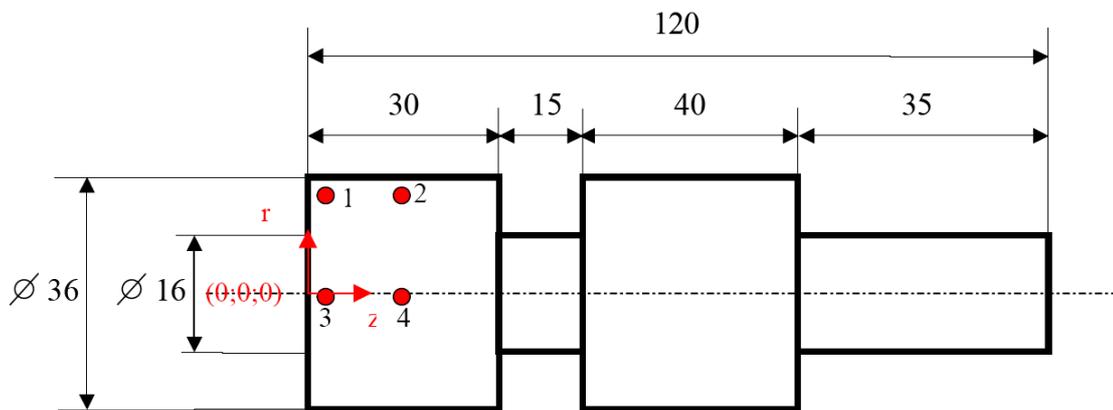


Bild 3.9 Orte der Phasenanalyse am Beispiel der großen zylindrischen Probe

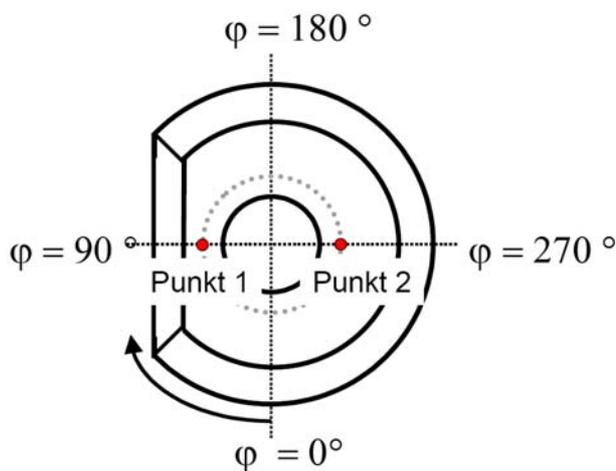


Bild 3.10 Punkte der Phasenanalyse der Flachproben

3.3 Zylindrische Proben

3.3.1 Temperaturfeld

Die Wärmeübergangskoeffizienten von $\alpha=432-472(\text{W}/\text{m}^2/\text{K})$ für die große zylindrische Probe und $\alpha=537-645(\text{W}/\text{m}^2/\text{K})$ für die kleine zylindrische Probe wurden aus Wärmeübergangsuntersuchungen ermittelt. Zunächst wurden die berechneten Temperaturen mit den gemessenen Temperaturen verglichen. Bild 3.11 bis Bild 3.15 zeigen die zeitliche Abhängigkeit dieser Temperaturen für die fünf Messstellen in der großen zylindrischen Probe. Die Messstellen mit den zugehörigen Bohrlöchern werden bei jedem Bild durch eine gesonderte Skizze dargestellt. Die Ziffer der dem Bild zugeordneten Messstelle ist im Hintergrund jeweils grau hinterlegt gekennzeichnet. Der Abkühlverlauf wurde jeweils für drei Proben unter gleichen Bedingungen gemessen. Die Unterschiede bei den gemessenen Temperaturen waren so gering, dass diese im Bild nicht ersichtlich sind. Die berechneten Temperaturverläufe lagen bei allen fünf Messstellen nur ganz geringfügig oberhalb der gemessenen Verläufe.

In Bild 3.16 bis Bild 3.20 werden die analogen Vergleiche der Temperaturen für die kleine zylindrische Probe gezeigt. Messungen wurden wiederum jeweils für drei Proben durchgeführt. Nennenswerte Unterschiede bei den Messreihen waren ebenfalls nicht erkennbar. Die berechneten und gemessenen Verläufe stimmen auch bei der kleinen zylindrischen Probe in allen Punkten gut überein. Zwar gab es in Punkten 1 und 4 für die kleine zylindrische Probe minimale Abweichungen, sie treten jedoch im unteren Temperaturbereich auf und sind deshalb geringfügig.

Die Wärmeübergangskoeffizienten wurden richtig ermittelt, so dass die Abkühlung genau beschrieben werden konnte. Mit den für das Düsenfeld berechneten Wärmeübergangskoeffizienten lässt sich also das Temperaturfeld sehr genau berechnen.

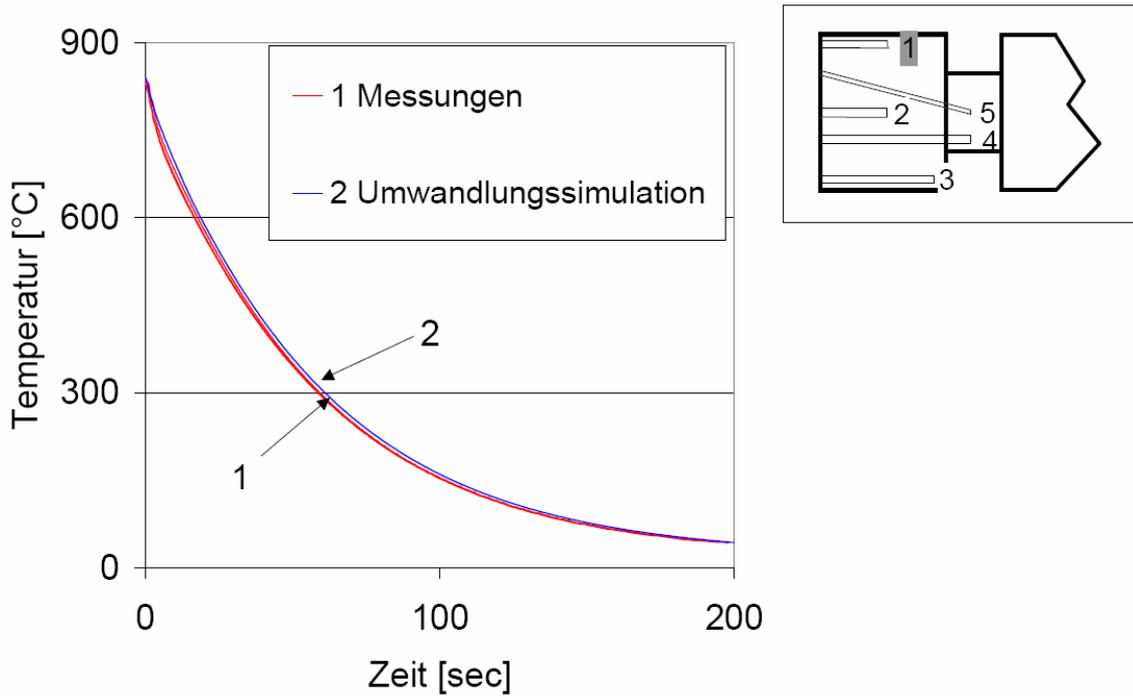


Bild 3.11 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und Simulation für die große zylindrische Probe - Punkt 1

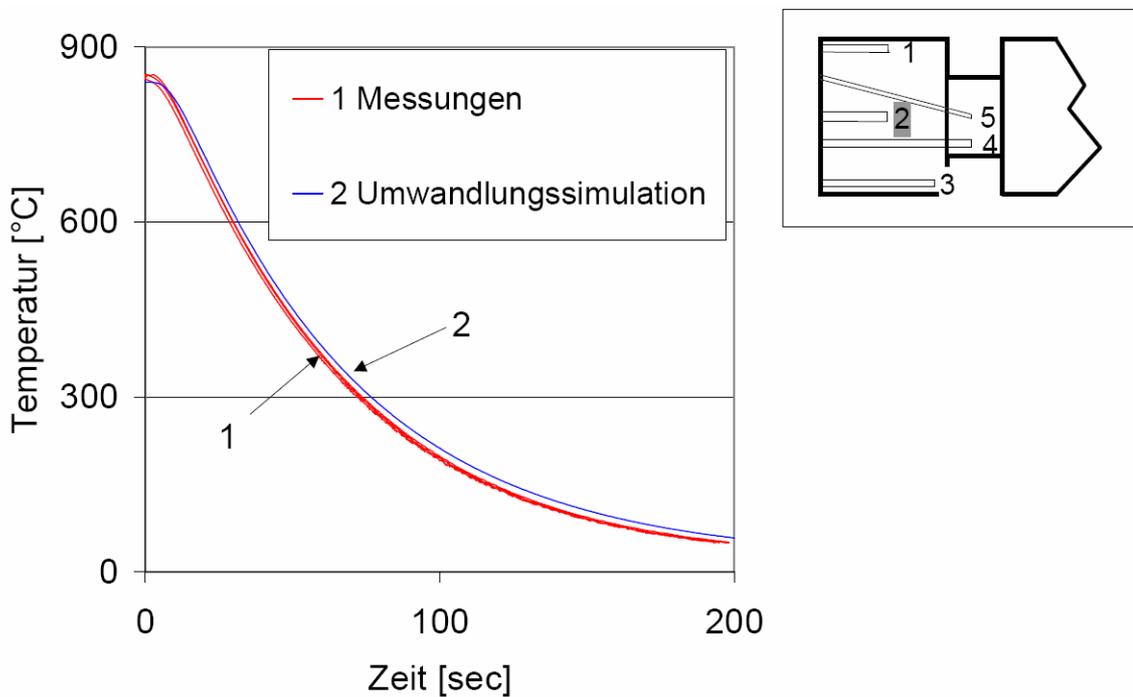


Bild 3.12 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und Simulation für die große zylindrische Probe - Punkt 2

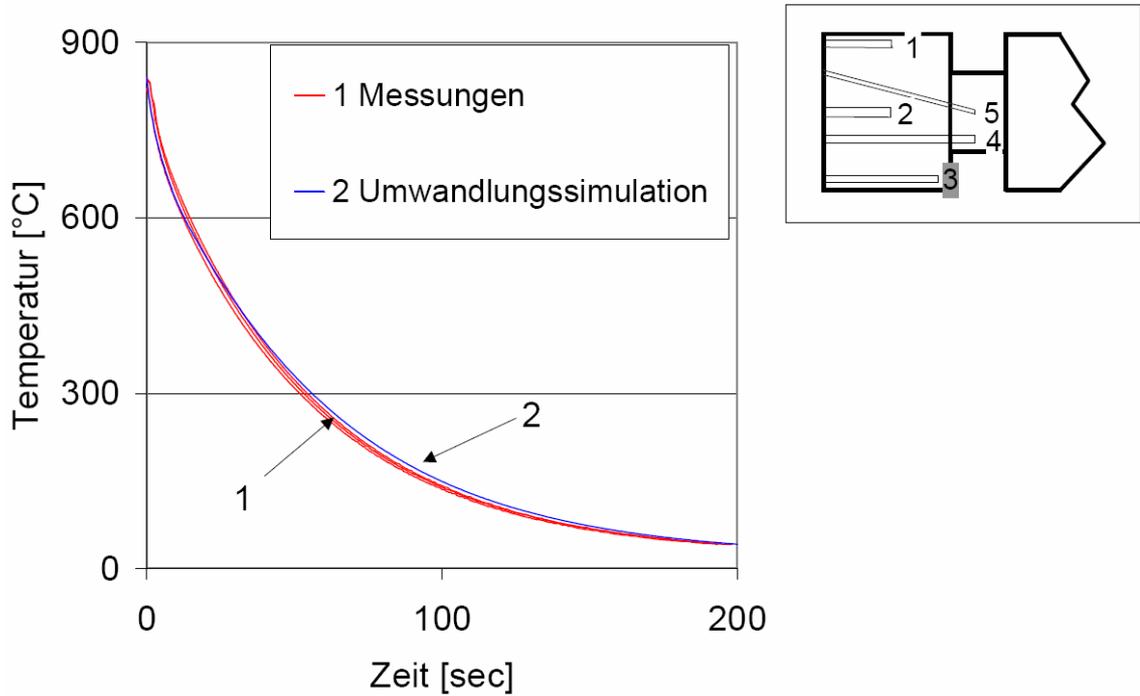


Bild 3.13 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und Simulation für die große zylindrische Probe - Punkt 3

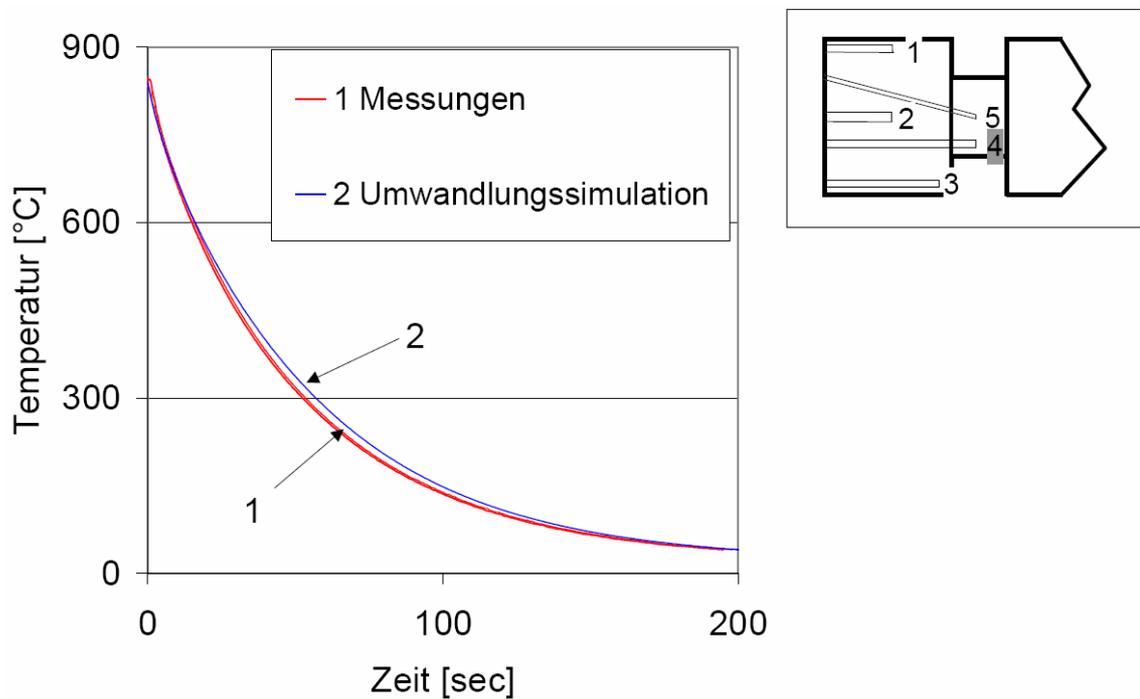


Bild 3.14 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und Simulation für die große zylindrische Probe - Punkt 4

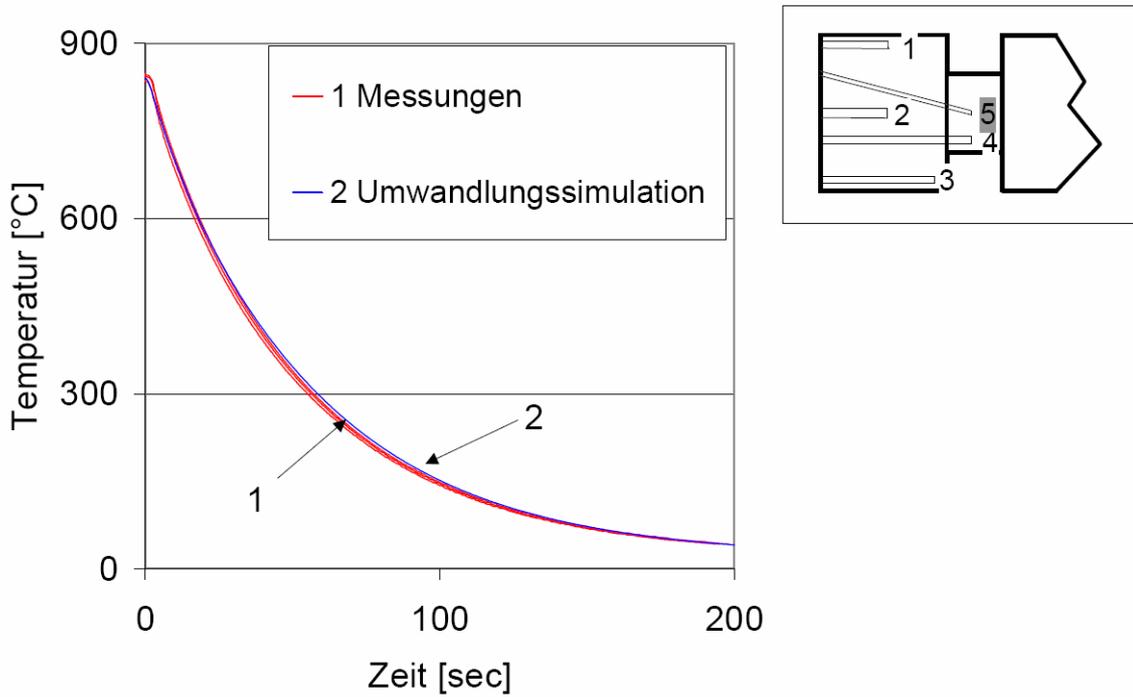


Bild 3.15 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und Simulation für die große zylindrische Probe - Punkt 5

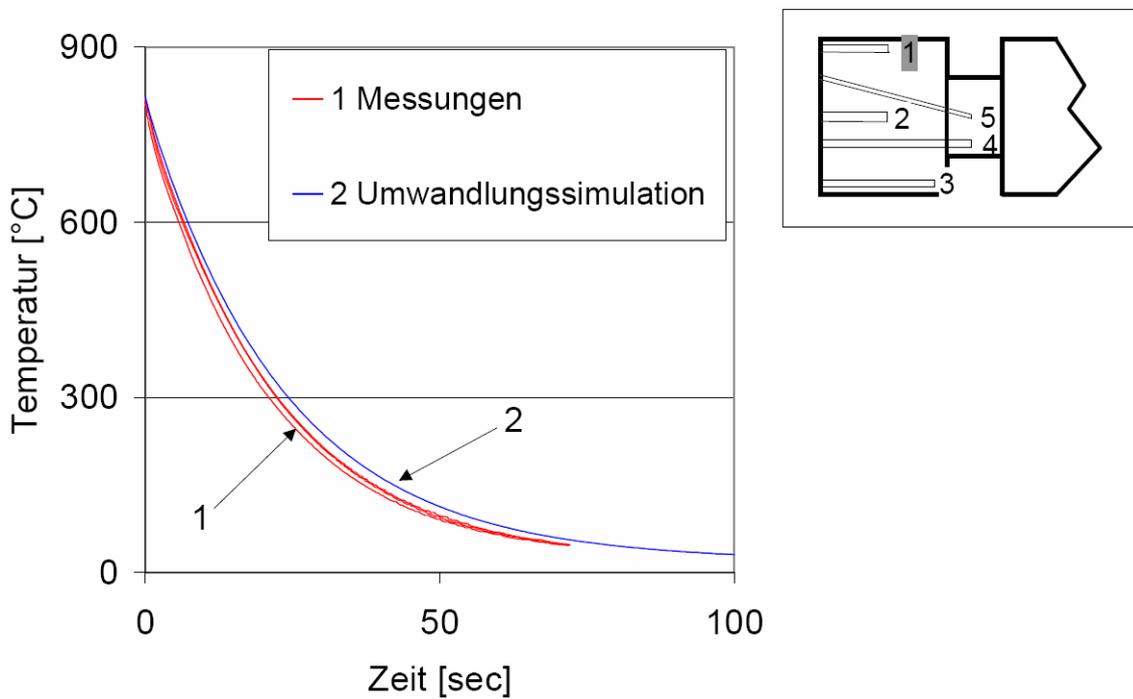


Bild 3.16 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und der Simulation für die kleine zylindrische Probe - Punkt 1

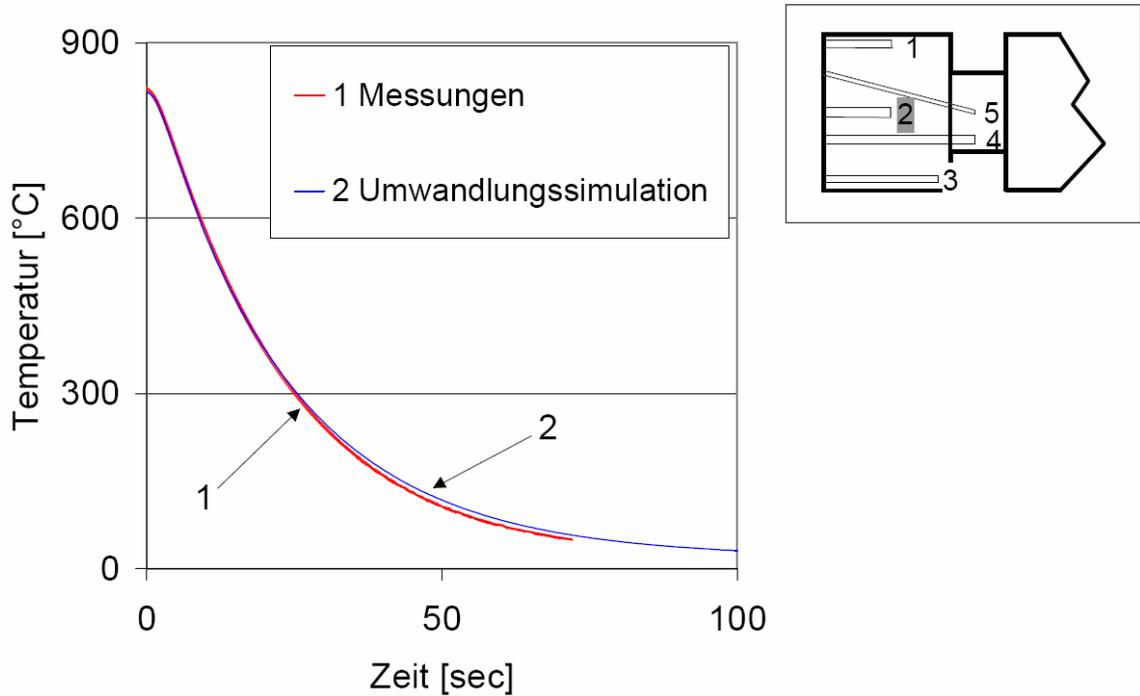


Bild 3.17 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und der Simulation für die kleine zylindrische Probe – Punkt 2

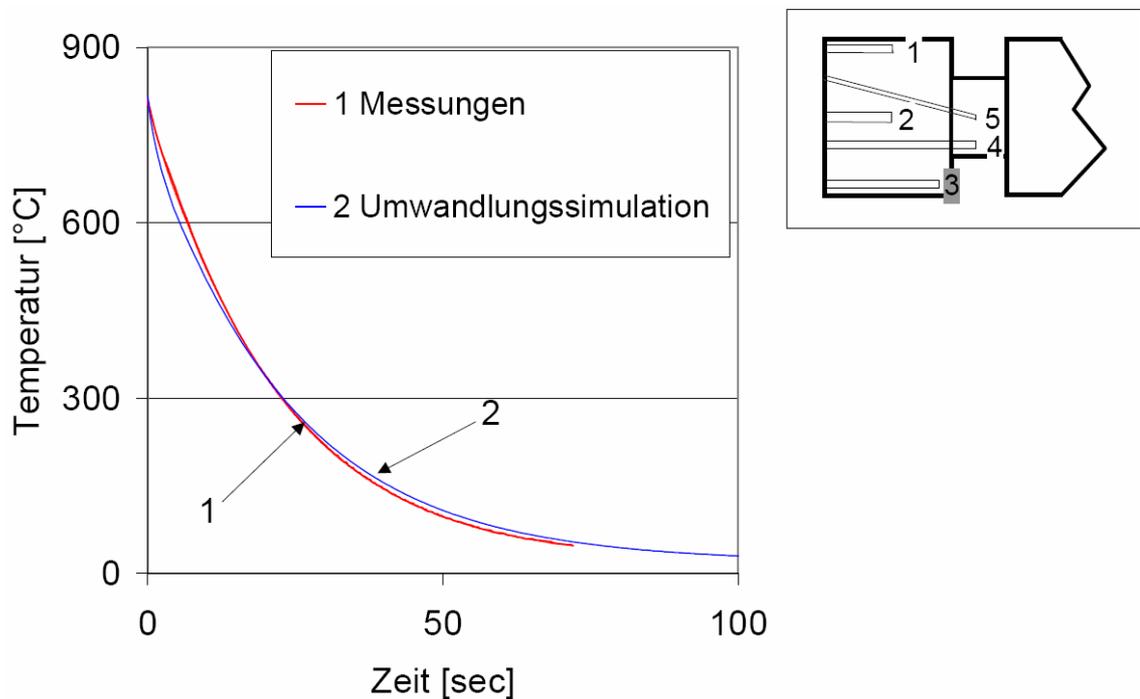


Bild 3.18 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und der Simulation für die kleine zylindrische Probe – Punkt 3

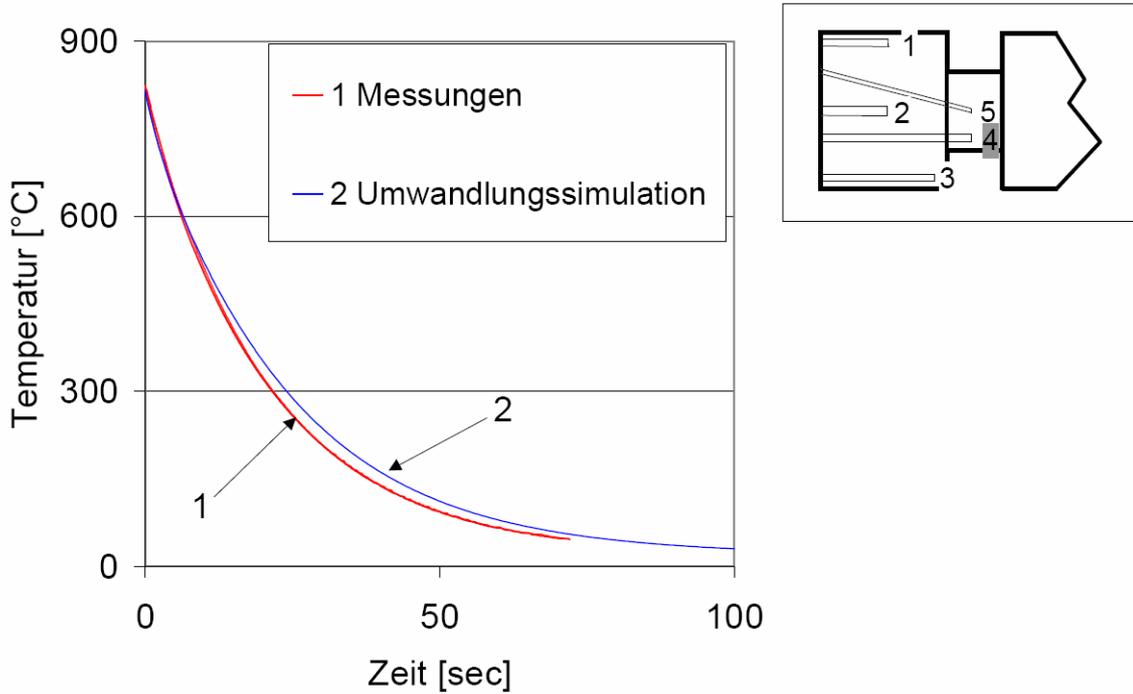


Bild 3.19 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und der Simulation für die kleine zylindrische Probe – Punkt 4

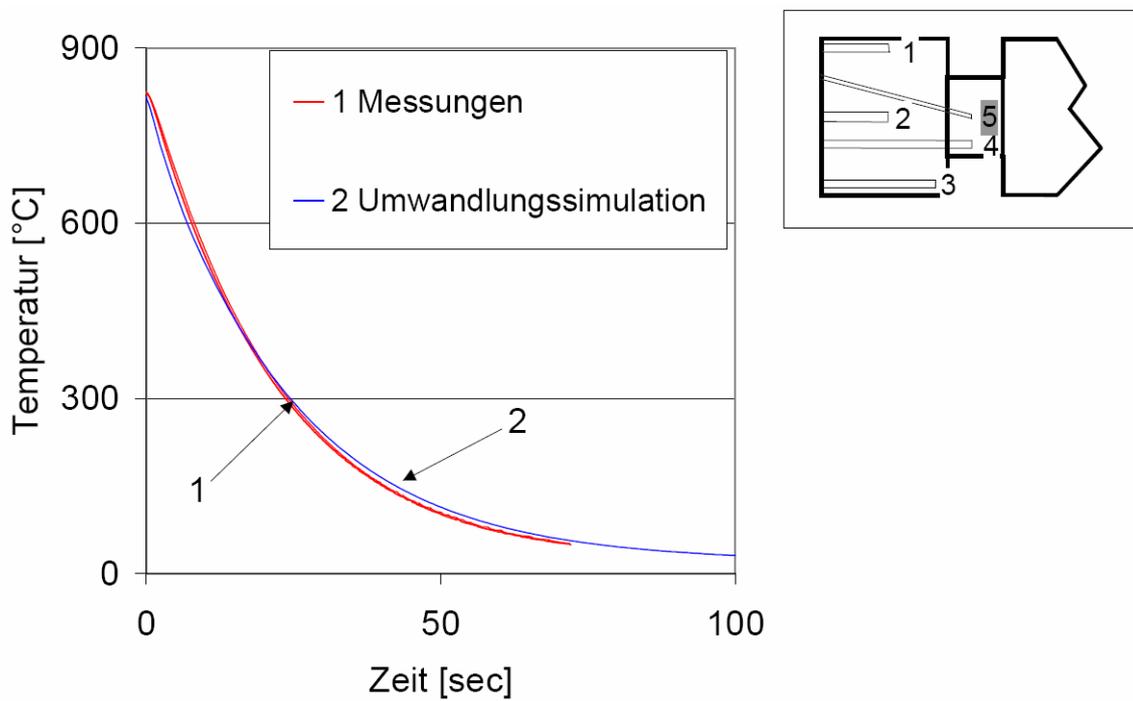
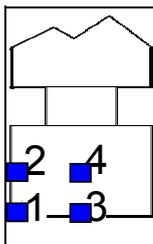


Bild 3.20 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und der Simulation für die kleine zylindrische Probe – Punkt 5

3.3.2 Gefüge und Oberflächenhärteverteilung

Die gemessenen und berechneten Anteile von Perlit, Bainit und Martensit im Gefüge sind in der Tabelle 3.2 angegeben. Die Platzierungen der Messpunkte für die beiden zylindrischen Proben sind in Tabelle 3.2 veranschaulicht.

Die Unterschiede zwischen den berechneten und gemessenen Werten sind im Wesentlichen auf zwei Ursachen zurückzuführen. Zum einen kann das zu Grunde liegende ZTU-Schaubild nicht genau genug sein. Wie zuvor erläutert wurde, beruhen die Umwandlungslinien für Perlit und Bainit im ZTU-Schaubild für den hier verwendeten Stahl auf lediglich drei Messpunkten, aus denen dann der gesamte Verlauf der Kurven berechnet wurde. Zum anderen können Ungenauigkeiten bei der Kinetik der Phasenumwandlung vorhanden sein. Wie ebenfalls zuvor erläutert wurde, mussten zur Berechnung der Kinetik Umwandlungstemperaturen und die Temperaturabhängigkeit der Gleichgewichtsanteile abgeschätzt werden. Die Zahl der zu untersuchenden Punkte je Probe wurde gemäß Exner [Exner 1986] so abgeschätzt, dass in der Regel ein relativer Fehler des jeweiligen Gefügeanteils von 10% resultierte. Trotz der erwähnten Annahmen ist die Übereinstimmung des berechneten und gemessenen Gefüges als gut zu bezeichnen. Daher wurden eingehende Untersuchungen für die Ursache der geringen Abweichungen nicht durchgeführt.

	Kleine Welle						Große Welle					
	Perlit [%]		Bainit [%]		Martensit [%]		Perlit [%]		Bainit [%]		Martensit [%]	
	M	S	M	S	M	S	M	S	M	S	M	S
Punkt 1	-	-	33	31	67	69	94	86	-	5	6	9
Punkt 2	-	-	33	31	67	69	97	86	-	9	3	5
Punkt 3	-	-	22	18	78	82	100	90	-	10	-	-
Punkt 4	-	-	26	22	74	78	100	89	-	11	-	-

M – Messung, S – Simulation

Tabelle 3.2 Ergebnisse der Messungen und Simulationen des Gefüges für die große und die kleine zylindrische Probe

Zur Berechnung der Härte aus dem Gefüge stehen nur wenige Beziehungen zur Verfügung, die ebenfalls mit Unsicherheiten behaftet sind. Die hier verwendete Beziehung ist im Abschnitt 2.7 vorgestellt worden. Diese so erhaltene Vickershärte wurde nach der DIN 50150 - Norm vom Dezember 1976 - in die Rockwellhärte (HRC) umgerechnet.

In Bild 3.21 sind die berechneten und die gemessenen Härten für die große zylindrische Probe dargestellt, und zwar in Abhängigkeit von der Längsachse unmittelbar unterhalb der Düsenreihe. Beim rechten dicken Teil der Welle stimmen die berechneten und gemessenen Werte sehr gut überein. Lediglich im Verlauf gibt es leichte Unterschiede. Die gemessenen Werte fallen zu den Kanten leicht ab. Die berechneten Werte steigen hingegen zur rechten Kante leicht an. Bei der Einkerbung sind sowohl die berechneten als auch die gemessenen Werte unabhängig von der Längskoordinate. Die berechneten Werte liegen am oberen Rand des Messbereiches. Beim linken Teil der Welle sind die berechneten Werte etwas höher als die gemessenen Werte. Die Verläufe unterscheiden sich insofern, dass die berechneten Werte zur linken Kante ansteigen, während die gemessenen Werte zu beiden Kanten wiederum leicht abfallen.

In Bild 3.22 sind die entsprechenden Ergebnisse für die Längskoordinate zwischen den Düsenreihen dargestellt. Zum vorherigen Bild sind kaum Unterschiede zu erkennen. Eine Abhängigkeit von der Umfangsrichtung ist nicht zu erkennen. Dies ist zu erwarten, da die Wärmeübergangskoeffizienten in Umfangsrichtung nahezu gleich waren. Daher besteht keine Abhängigkeit der Härte von der Umfangsrichtung.

Die berechnete Härte stimmt mit der gemessenen Härte jeweils gut überein. In Bild 3.23 und Bild 3.24 ist der axiale Härteverlauf für die kleine zylindrische Probe dargestellt, und zwar wiederum zunächst für eine Linie direkt unterhalb der Düsenreihe bzw. für eine Linie in der Mitte zwischen den Düsenreihen. Die gemessenen und berechneten Härteverläufe stimmen hier nicht nur von der Höhe, sondern besonders auch von der axialen Abhängigkeit her sehr gut überein.

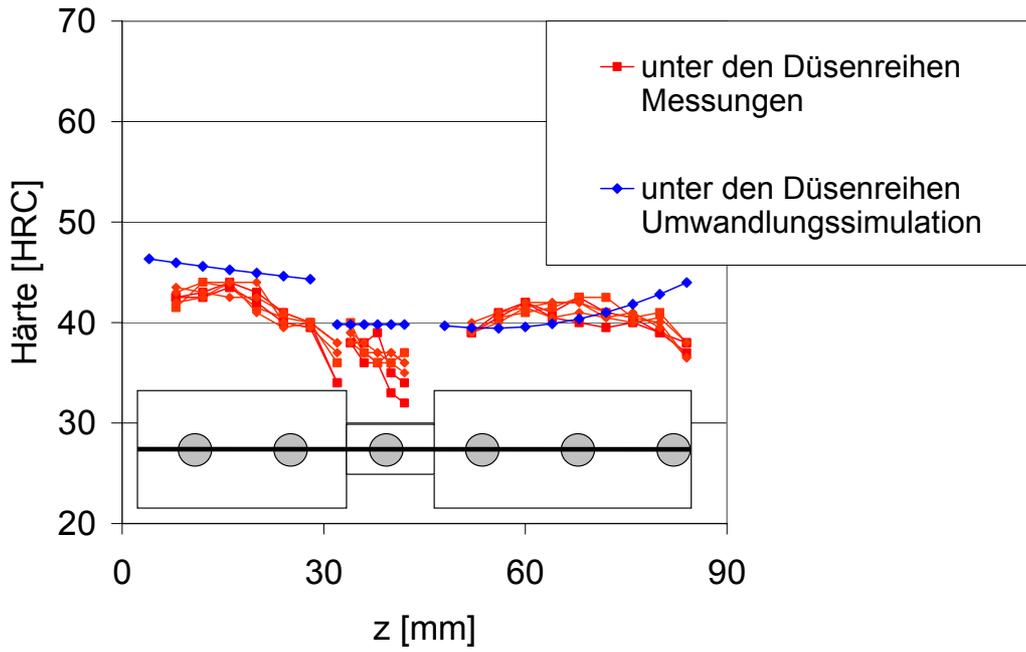


Bild 3.21 Verlaufsvergleich der Härteprofile unter den Düsenreihen für die große zylindrische Probe

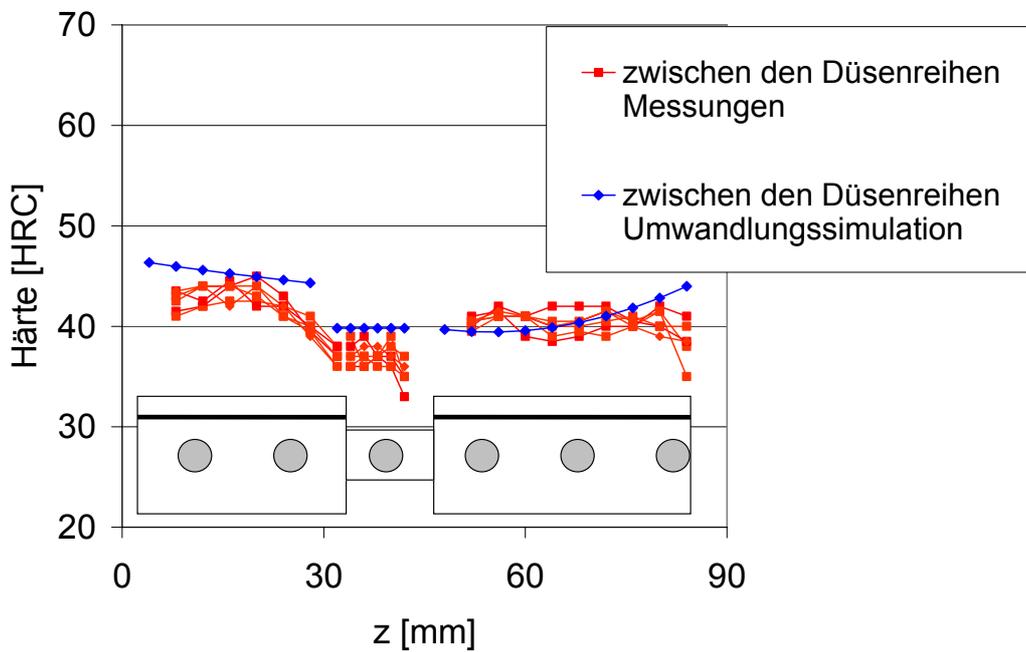


Bild 3.22 Verlaufsvergleich der Härteprofile zwischen den Düsenreihen für die große zylindrische Probe

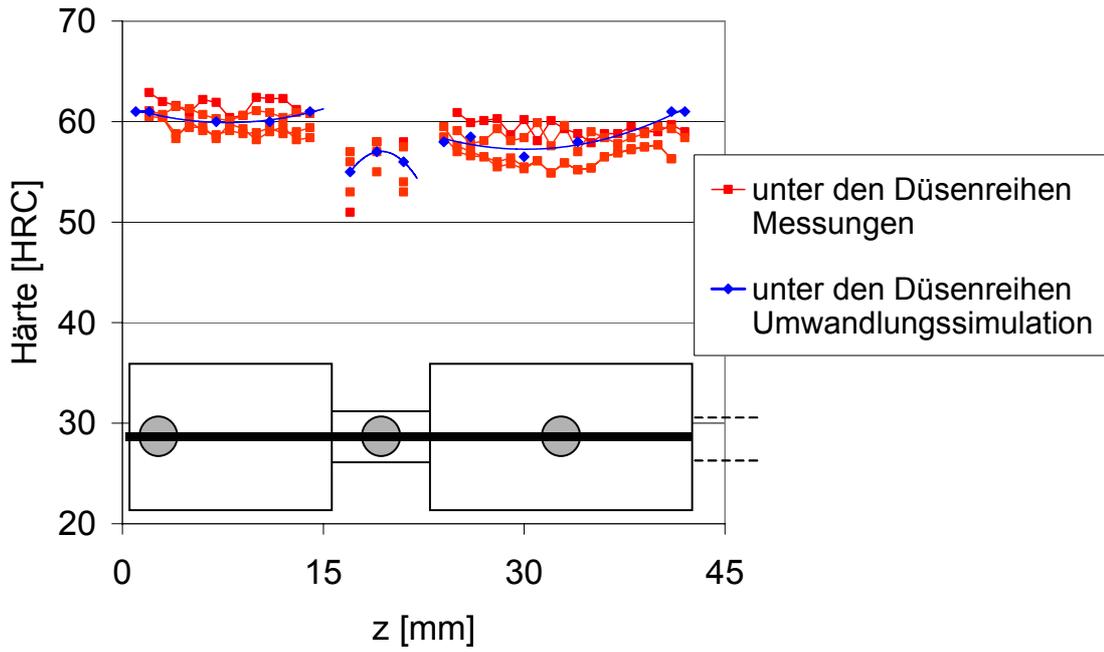


Bild 3.23 Verlaufsvergleich der Härteprofile für die kleine zylindrische Probe unter den Düsenreihen

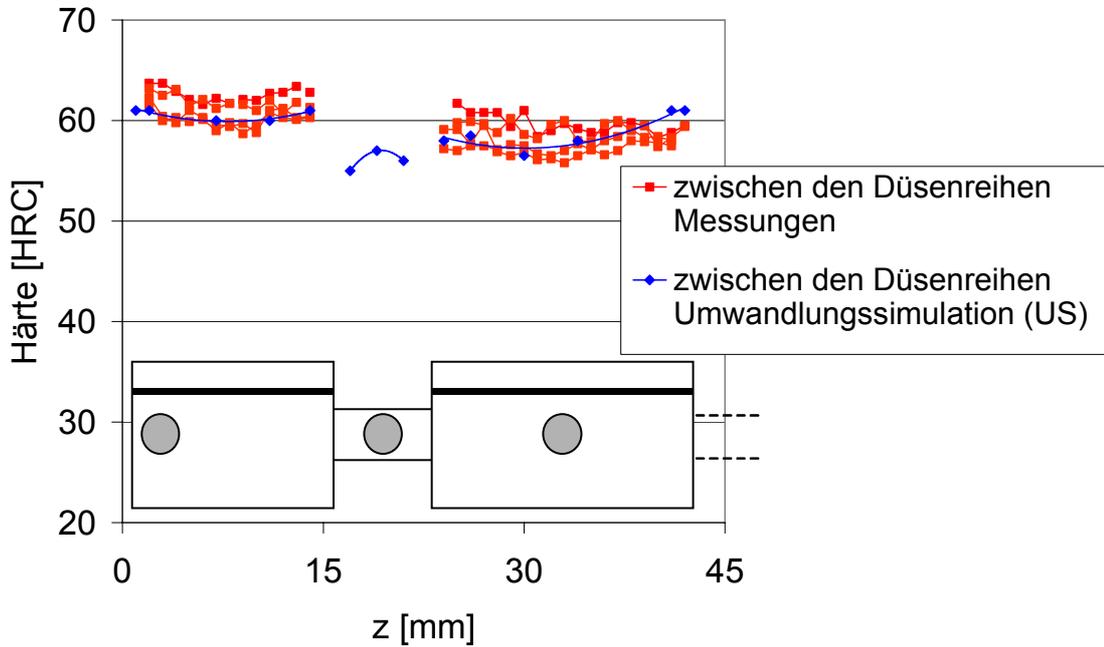


Bild 3.24 Verlaufsvergleich der Härteprofile für die kleine zylindrische Probe zwischen den Düsenreihen

3.3.3 Maß- und Formänderung

Im folgenden Abschnitt wird auf die Maß- und Formänderungen eingegangen. In Bild 3.25 und Bild 3.26 ist die relative Änderung des Radius in Abhängigkeit von der Längskoordinate dargestellt, und zwar für den oberen und den unteren Teil der großen Welle, jeweils in der nebenstehenden geometrischen Skizze durch den dunklen Hintergrund verdeutlicht. Zum Vergleich wurden jeweils zwei Messungen durchgeführt. Die Messungen zeigen beim oberen Teil der Welle keine und für den unteren Teil eine leichte Abhängigkeit von der Längskoordinate. Die Berechnung ergibt keine Abhängigkeit von der Längskoordinate.

In Bild 3.27 ist der Streubereich der Messwerte für die Längenänderung analog verdeutlicht. Bild 3.28 bis Bild 3.30 geben die Ergebnisse analog für die kleine zylindrische Probe wieder. Die relativ großen Längenänderungen bei Messungen im Bereich des Einschnitts haben ihre Ursache in einer Art von Verformung die „banana form“ [Prinz 2005] genannt wird, bei der die Achse des Bauteiles bogenförmig gekrümmt ist. Die Änderungen beim relativen Radius sind stets äußerst gering, worauf auch die relativ starke Streuung der Messergebnisse zurückzuführen ist. Die Übereinstimmung der gemessenen und berechneten Werte ist im Rahmen der Streuung als gut zu bezeichnen. Da der Verzug bei den beiden Wellen insgesamt sehr gering ist, kann daher nicht überprüft werden, inwieweit der Verzug mit dem hier vorgestellten Programm simuliert werden kann. Hierzu wird vielmehr auf die Scheibe verwiesen.

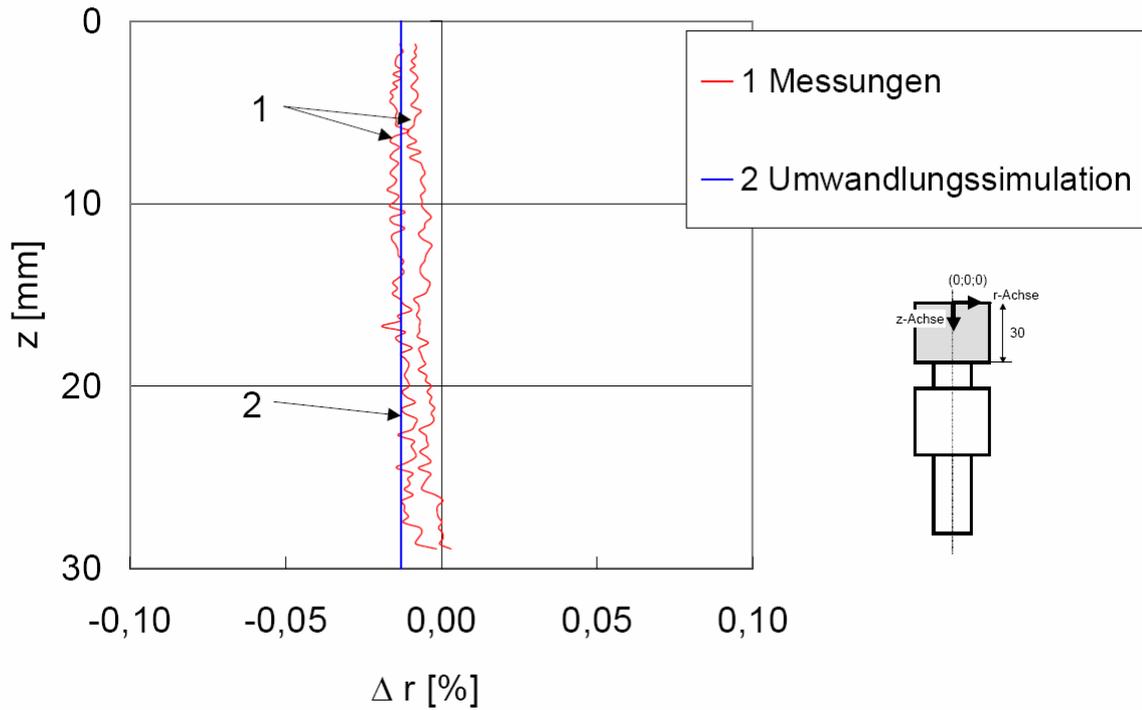


Bild 3.25 Radiusänderung in % nach der Abkühlung im Bereich der großen zylindrischen Probe, der auf der Skizze aufgezeigt wird

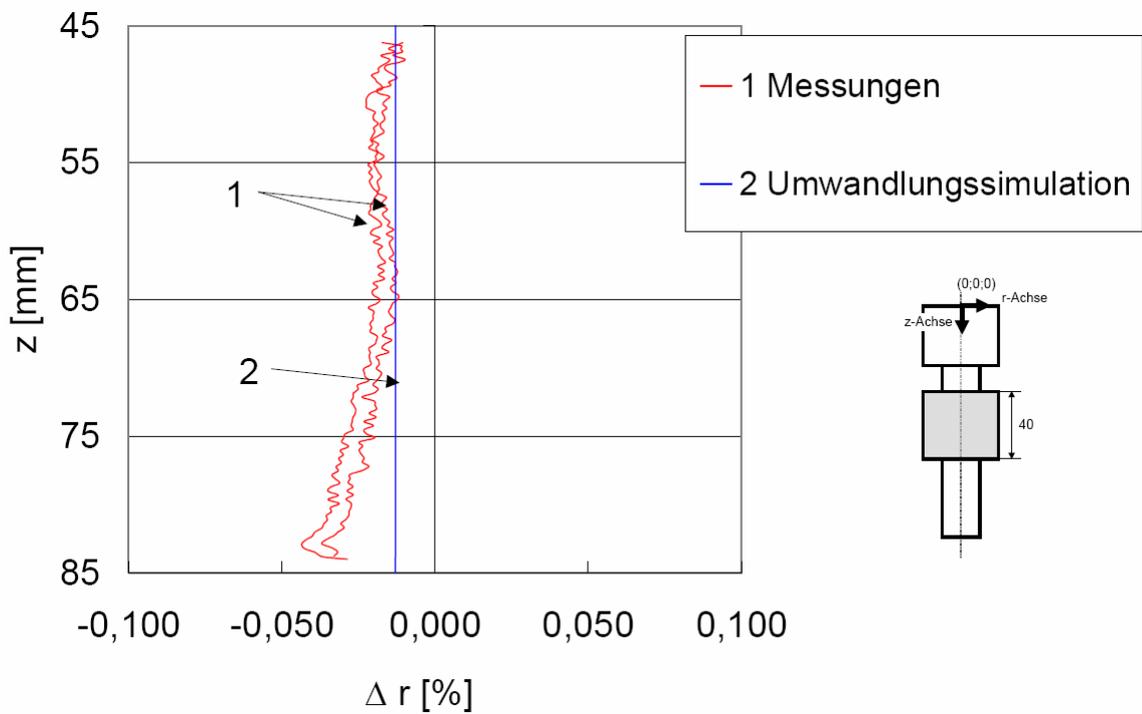


Bild 3.26 Radiusänderung in % nach der Abkühlung im Bereich der großen zylindrischen Probe, der auf der Skizze aufgezeigt wird

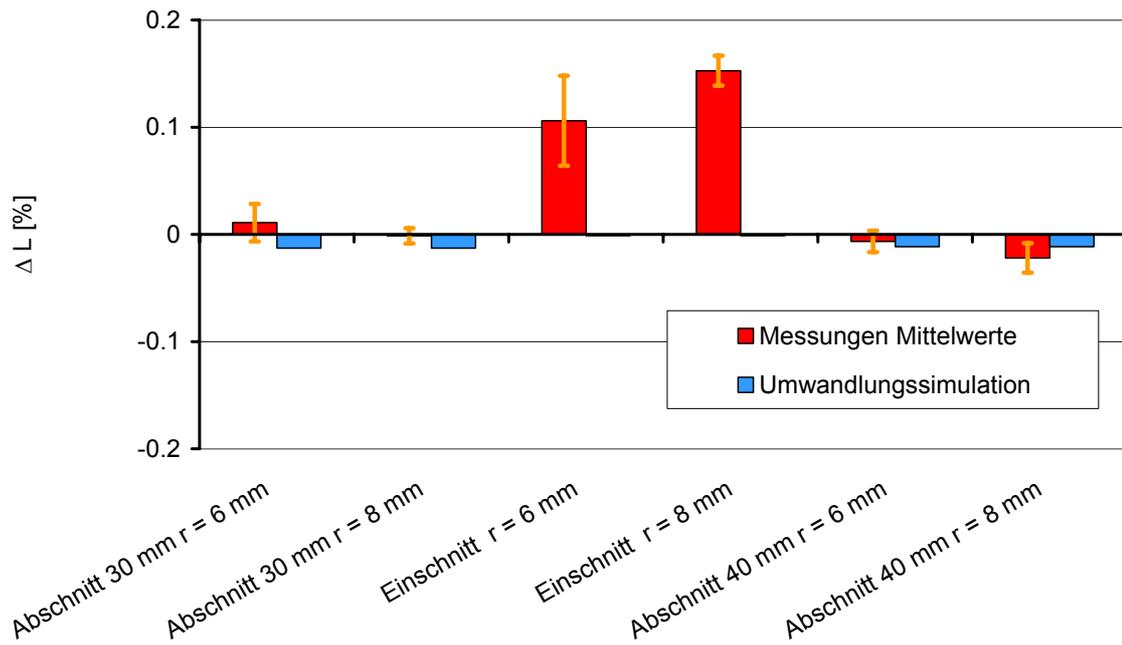


Bild 3.27 Längenänderung in % nach der Abkühlung im Bereich der großen zylindrischen Probe

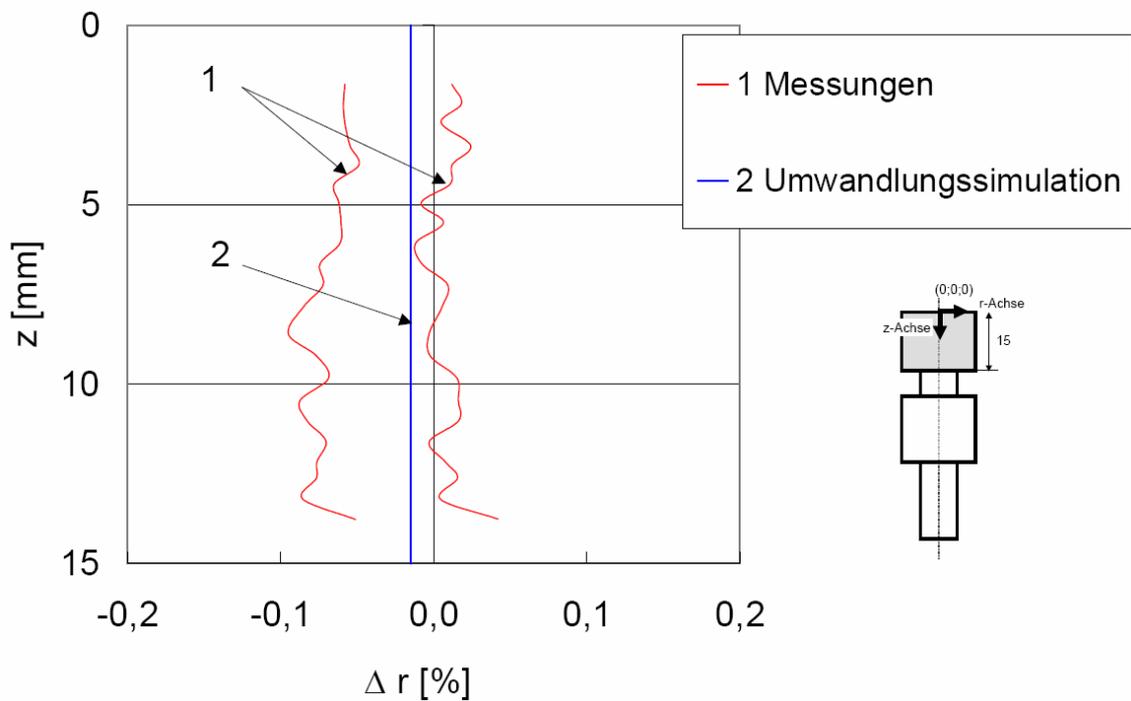


Bild 3.28 Radiusänderung in % nach der Abkühlung im Bereich der kleinen zylindrischen Probe, der auf der Skizze aufgezeigt wird

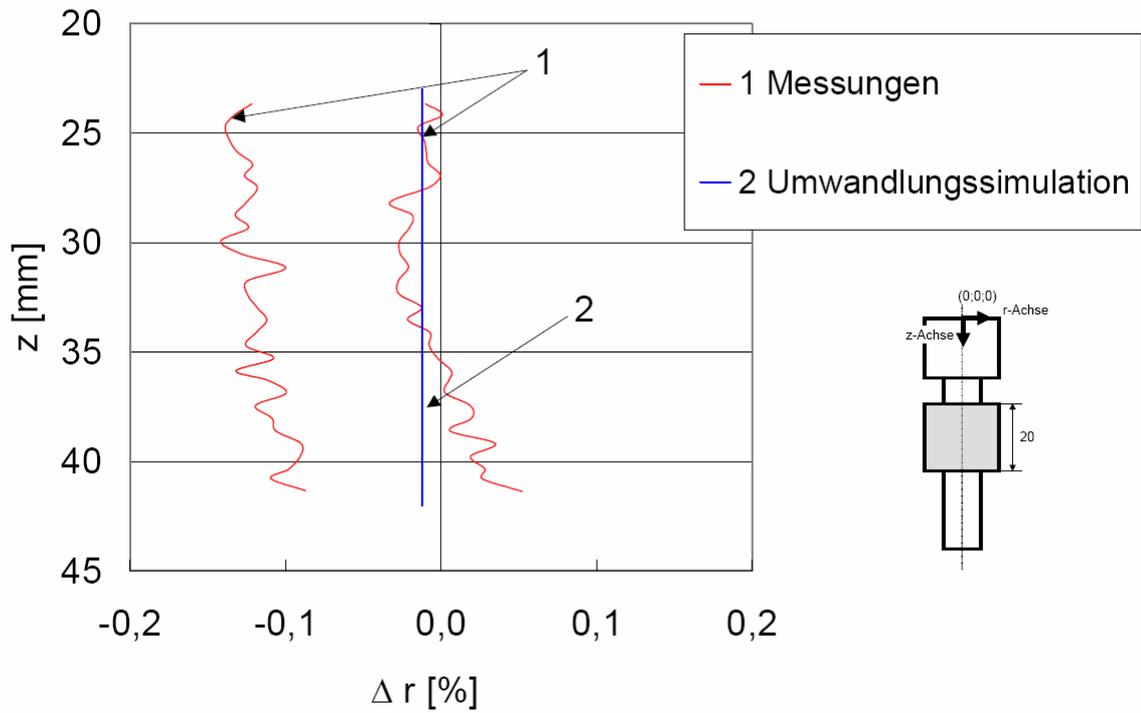


Bild 3.29 Radiusänderung in % nach der Abkühlung im Bereich der kleinen zylindrischen Probe, der auf der Skizze aufgezeigt wird

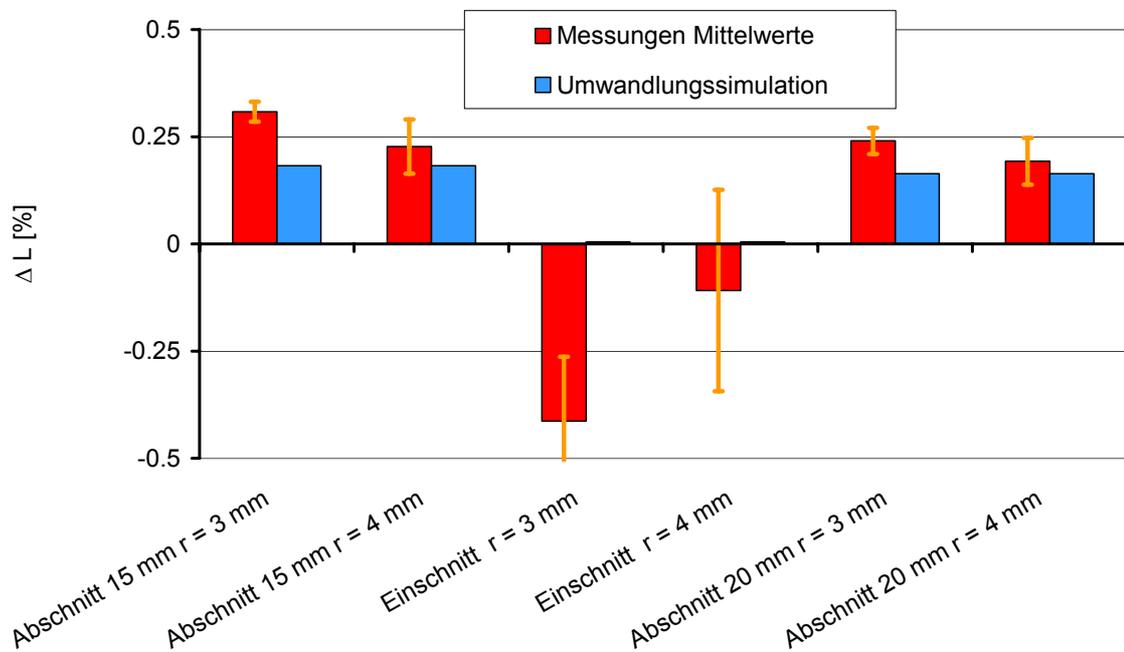


Bild 3.30 Längenänderung in % nach der Abkühlung im Bereich der kleinen zylindrischen Probe

3.3.4 Eigenspannung

Die Eigenspannung wurde bei fünf verschiedenen Längskoordinaten jeweils für zwei Versuchsreihen gemessen. Die Werte sind in Bild 3.31 gezeigt. Die Messungen der Eigenspannungen sind demnach gut reproduzierbar. Die berechneten Eigenspannungen stimmen mit den gemessenen sowohl in der Höhe als auch im Verlauf überein.

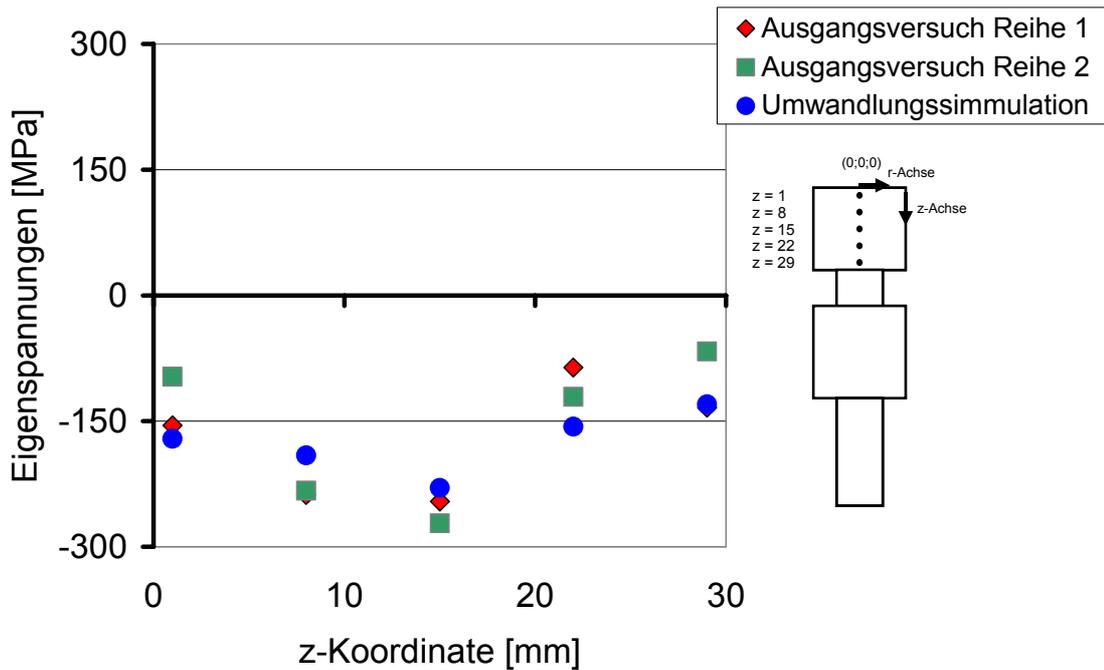


Bild 3.31 Eigenspannung nach der Abkühlung im Bereich der großen zylindrischen Probe (z = 1, 8, 15, 22, 29mm)

3.4 Asymmetrische Scheibe

3.4.1 Temperaturfeld

In diesem Kapitel werden die gemessenen und berechneten Temperaturen für die große und die kleine Scheibe miteinander verglichen, und zwar in analoger Darstellung wie bei der großen und kleinen Welle.

Begonnen wird beim Vergleich der Ergebnisse wiederum mit dem Temperaturverlauf, der in Bild 3.32 bis Bild 3.35 für die große Scheibe und in Bild 3.36 bis Bild 3.39 für die kleine Scheibe gezeigt ist. Die zugehörigen Messpositionen sind aus den geometrischen Skizzen ersichtlich. Die berechneten Verläufe sind mit wiederum drei gemessenen Verläufen

verglichen. Die gemessenen Verläufe sind sehr gut reproduzierbar und stimmen mit den berechneten Verläufen sehr gut überein. Die Wärmeübergangskoeffizienten von $\alpha=250(\text{W}/\text{m}^2/\text{K})$ wurden aus Wärmeübergangsuntersuchungen richtig ermittelt, so dass die Abkühlung genau beschrieben werden kann.

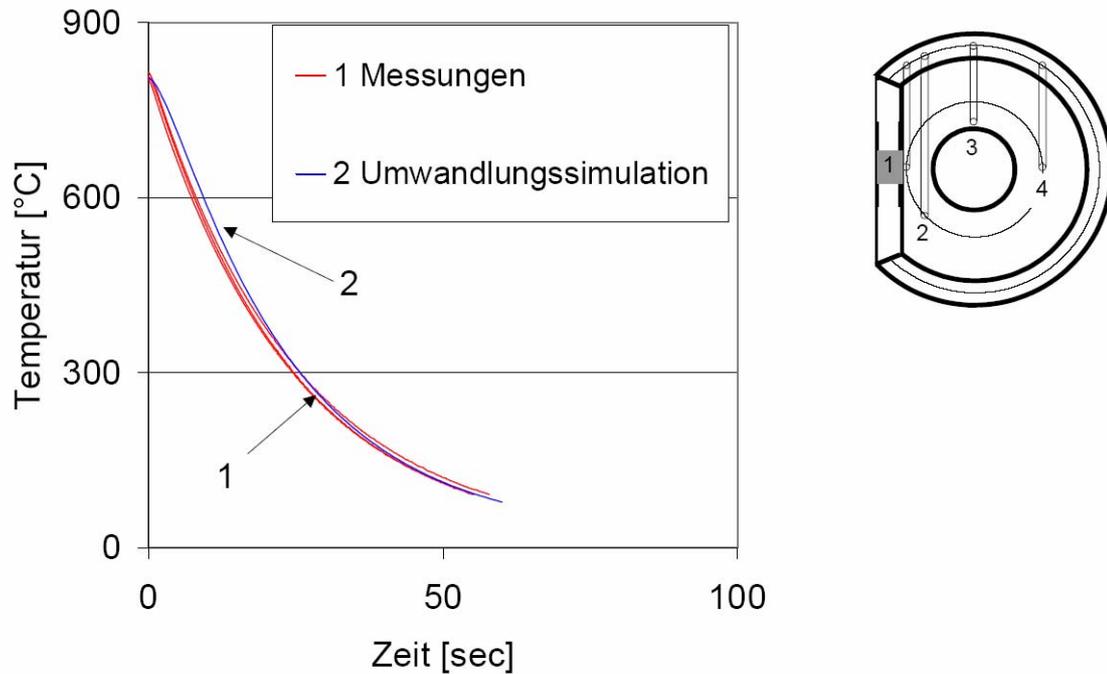


Bild 3.32 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und der Simulation für die große Flachprobe - Punkt 1

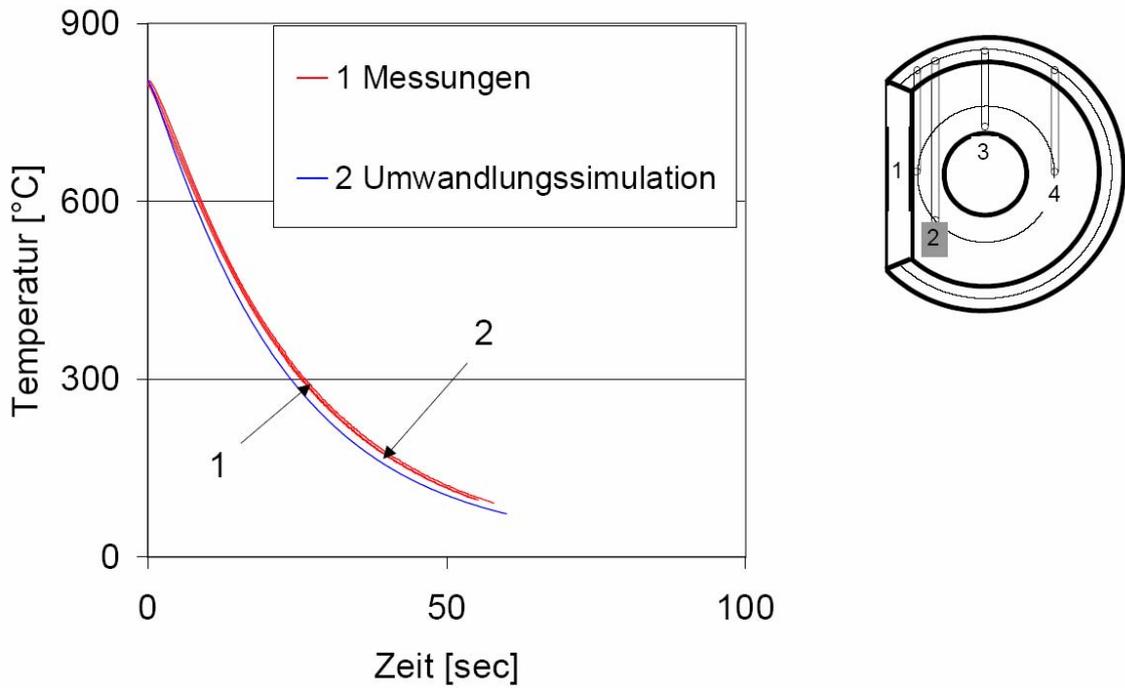


Bild 3.33 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und der Simulation für die große Flachprobe – Punkt 2

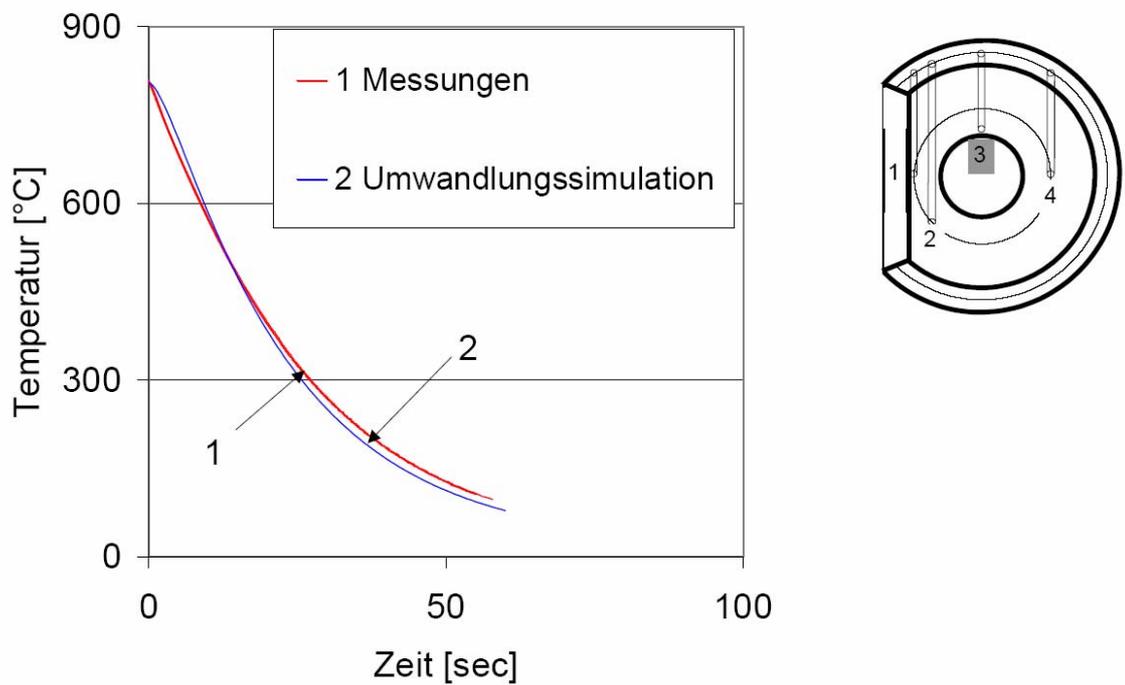


Bild 3.34 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und der Simulation für die große Flachprobe – Punkt 3

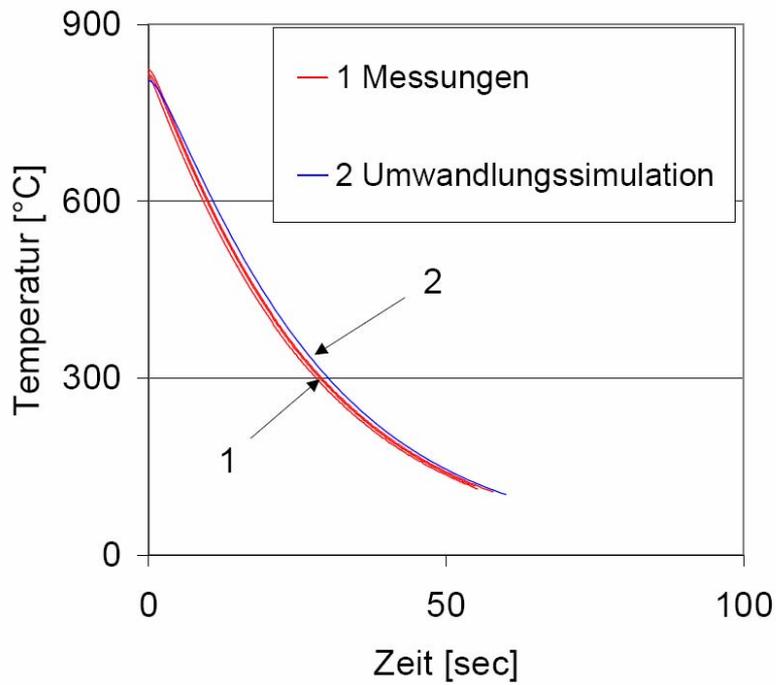


Bild 3.35 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und der Simulation für die große Flachprobe – Punkt 4

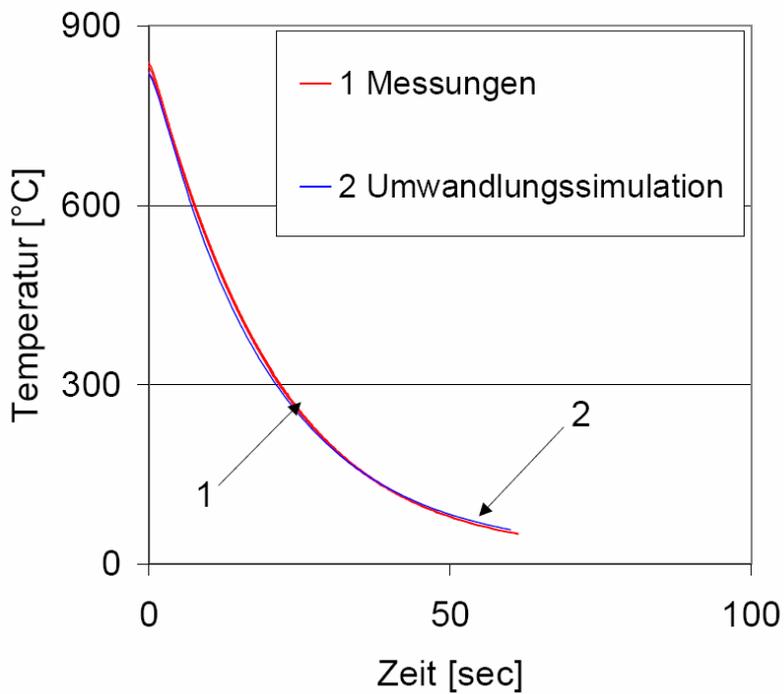


Bild 3.36 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und der Simulation für die kleine Flachprobe - Punkt 1

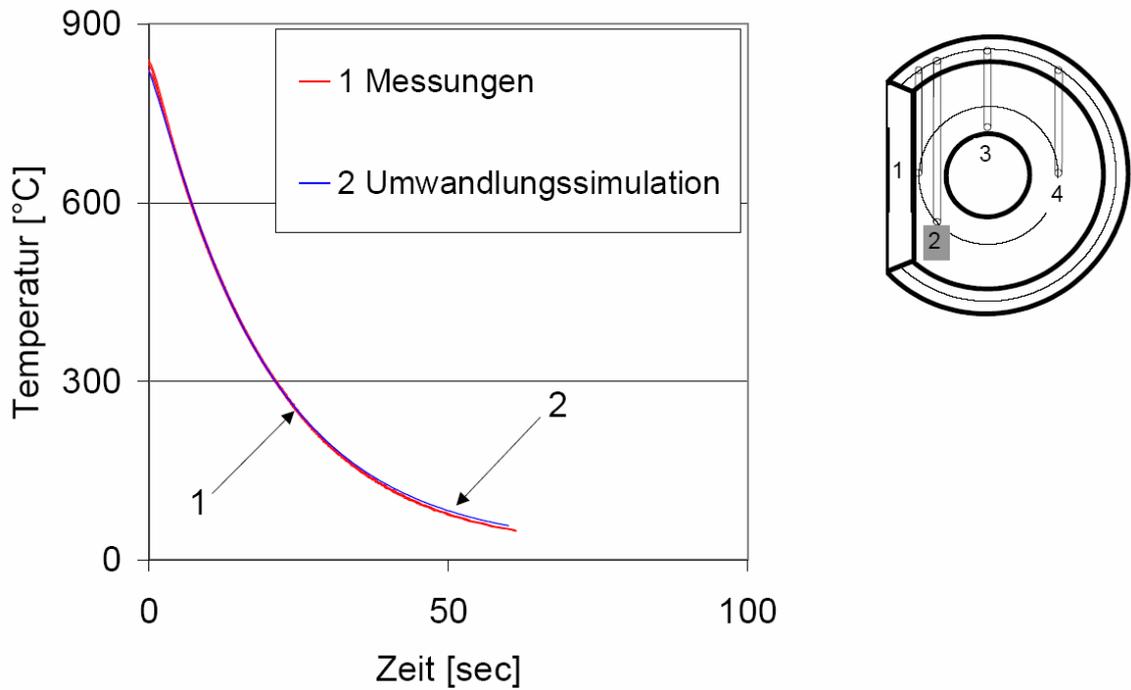


Bild 3.37 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und der Simulation für die kleine Flachprobe – Punkt 2

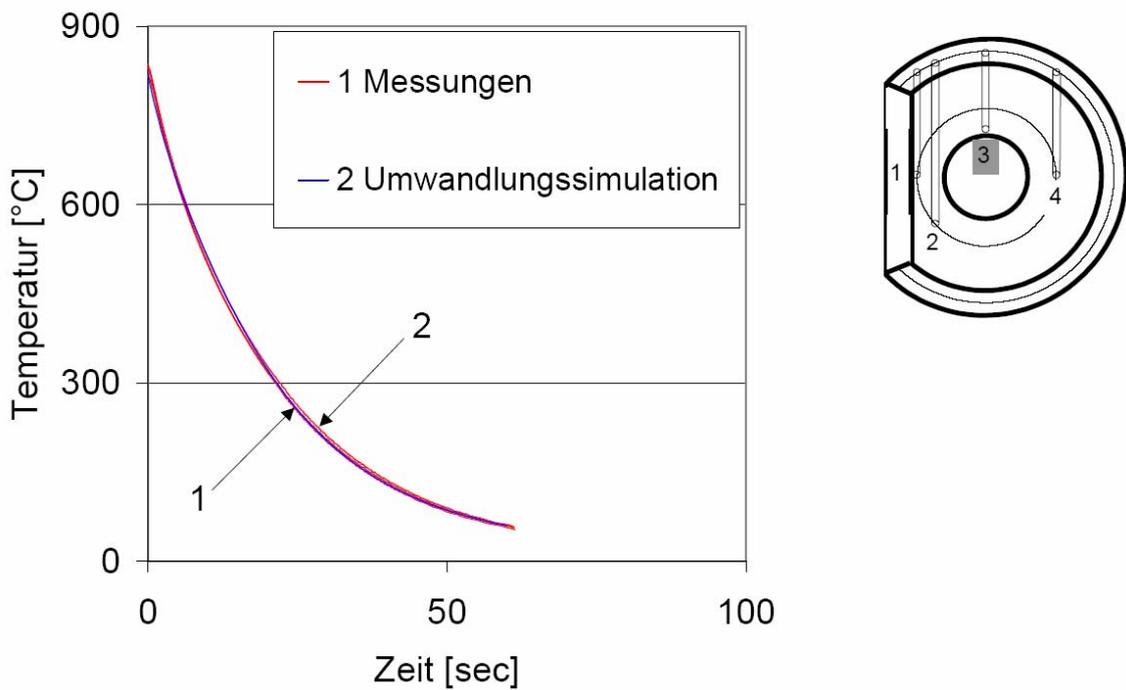


Bild 3.38 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und der Simulation für die kleine Flachprobe – Punkt 3

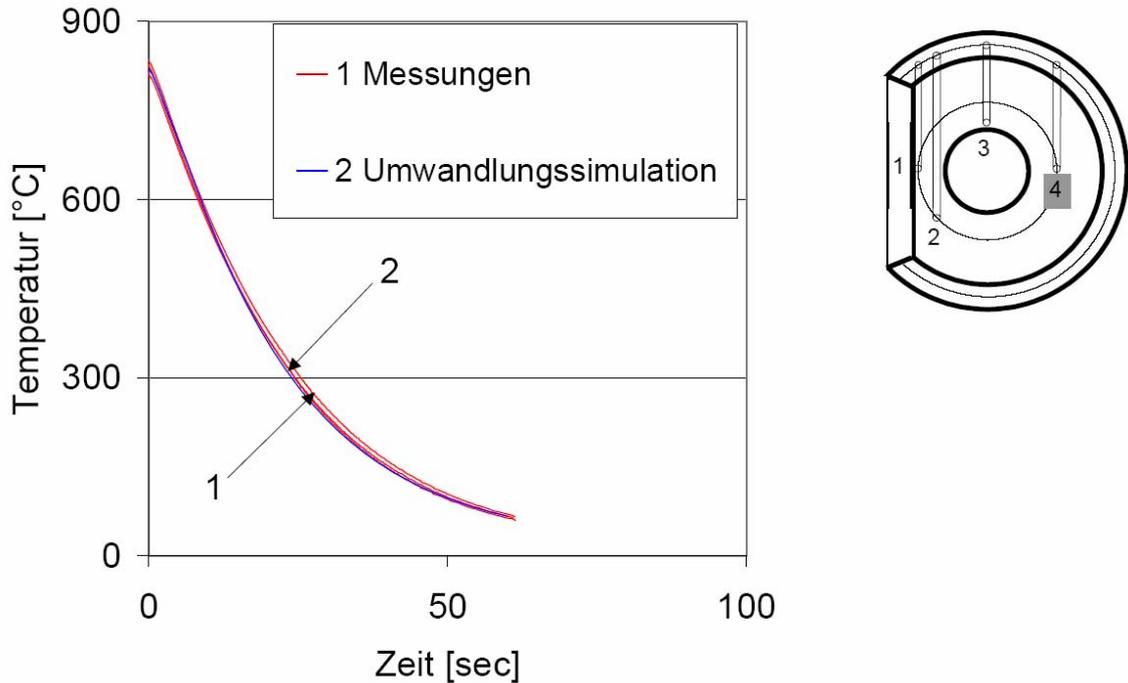
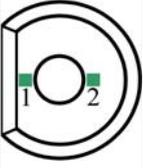


Bild 3.39 Vergleich des Temperaturverlaufs zwischen 3 Messungen und der Simulation für die kleine Flachprobe – Punkt 4

3.4.2 Gefüge und Oberflächenhärteverteilung

In der Tabelle 3.3 werden die Ergebnisse der Messungen und Simulationen des Gefüges für beide Flachproben dargestellt. Die Platzierung der unten angegebenen Punkte wurde in Tabelle 3.3 veranschaulicht.

	Kleine Flachprobe						Große Flachprobe					
	Perlit [%]		Bainit [%]		Martensit [%]		Perlit [%]		Bainit [%]		Martensit [%]	
	M	S	M	S	M	S	M	S	M	S	M	S
Punkt 1	-	-	4	12	96	88	-	-	12	22	88	78
Punkt 2	-	-	5	18	95	82	-	-	16	30	84	70

M – Messung, S – Simulation

Tabelle 3.3 Die Ergebnisse der Messungen und Simulationen des Gefüges für die große und die kleine Flachprobe

Bei beiden Proben wird der Bainit-Anteil etwas höher und der Martensit-Anteil entsprechend niedriger berechnet als die gemessenen Werte. Diese

Abweichungen weisen die umgekehrte Tendenz auf als bei den zylindrischen Proben (Tabelle 3.3). Dort war der Martensit-Anteil stets höher berechnet worden gegenüber den gemessenen Werten. Über die möglichen Ursachen der Abweichungen wurde bereits diskutiert.

Die gemessene Härte an verschiedenen Stellen der Oberfläche der Flachprodukte ist in Bild 3.40 dargestellt. Die Werte sind fast konstant und man kann keine Regularität in der Härteänderung feststellen. Messungen der großen Flachprobe haben die maximale Härte­differenz in Höhe von 3 HRC aufgewiesen. Für die kleine Flachprobe dagegen war die Differenz noch kleiner und betrug 1 HRC. Die gemessene Härte für die kleine Flachprobe erreichte 66-67 HRC. Die berechneten Härte­werte für die große Flachprobe betrug 720-800 HV, was umgerechnet in HRC nach DIN 50150 61-64 HRC ergibt. Die simulierte Härte für die kleine Flachprobe betrug 63-65 HRC. Die berechneten Werte liegen somit etwa nur 2 bis 3 HRC niedriger als die gemessenen Werte.

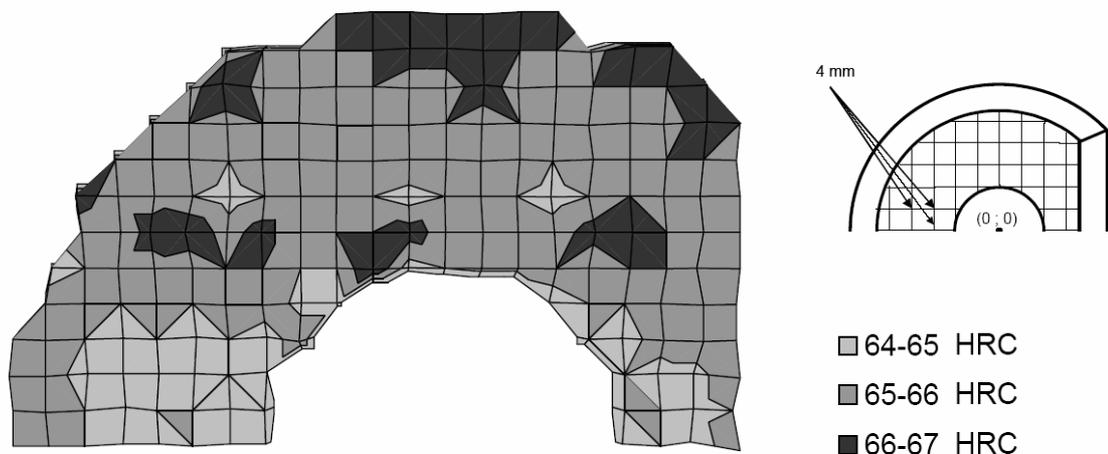


Bild 3.40 Härteverteilung an der Oberfläche der großen Flachprobe - Messwerte

3.4.3 Maß- und Formänderung

Die Maß- und Formänderung wird auf zweierlei Art diskutiert, und zwar zum einen als Bohrungsformänderung und zum anderen als Änderung der Oberflächenneigung. Bild 3.41 zeigt zunächst die relative Änderung des Radius der Bohrung in Abhängigkeit von der Umfangsrichtung (Winkel) für die große Scheibe. In Bild 3.42 ist die Änderung der Oberflächenneigung dargestellt. Die Streuung der Meßwerte ist wieder durch einen Strich gekennzeichnet. In Bild

3.43 und Bild 3.44 sind die analogen Vergleiche für die kleine Scheibe gezeigt. Man erkennt, dass sowohl die Höhe der gemessenen und berechneten Werte als auch deren Verläufe sehr gut übereinstimmen.

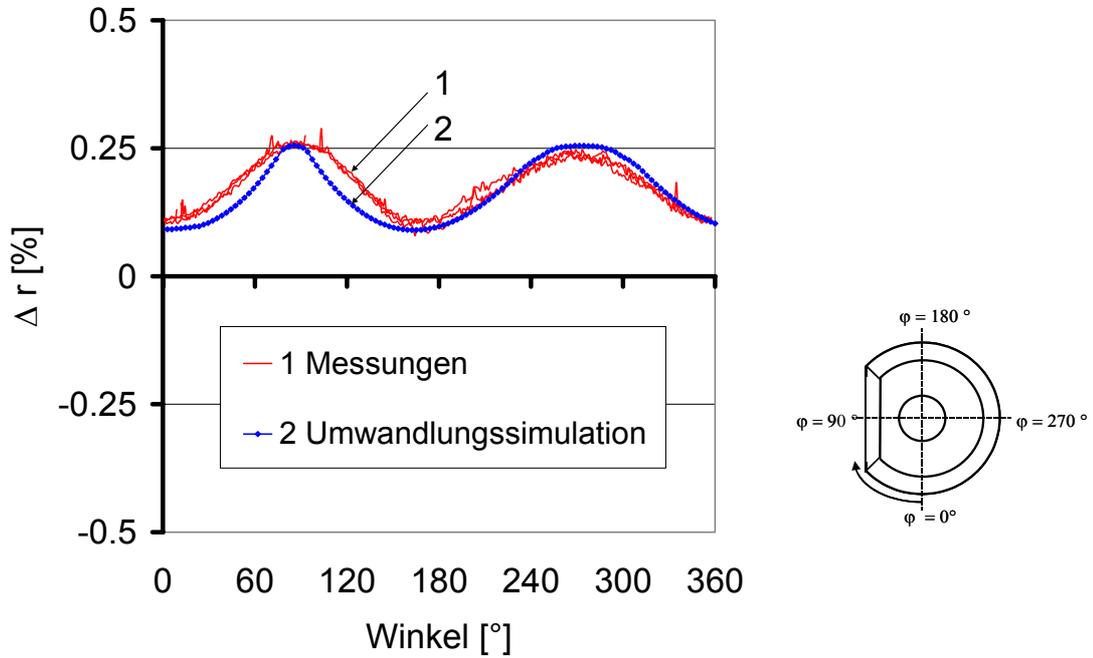


Bild 3.41 Bohrungsänderung in % nach der Abkühlung der großen Flachprobe

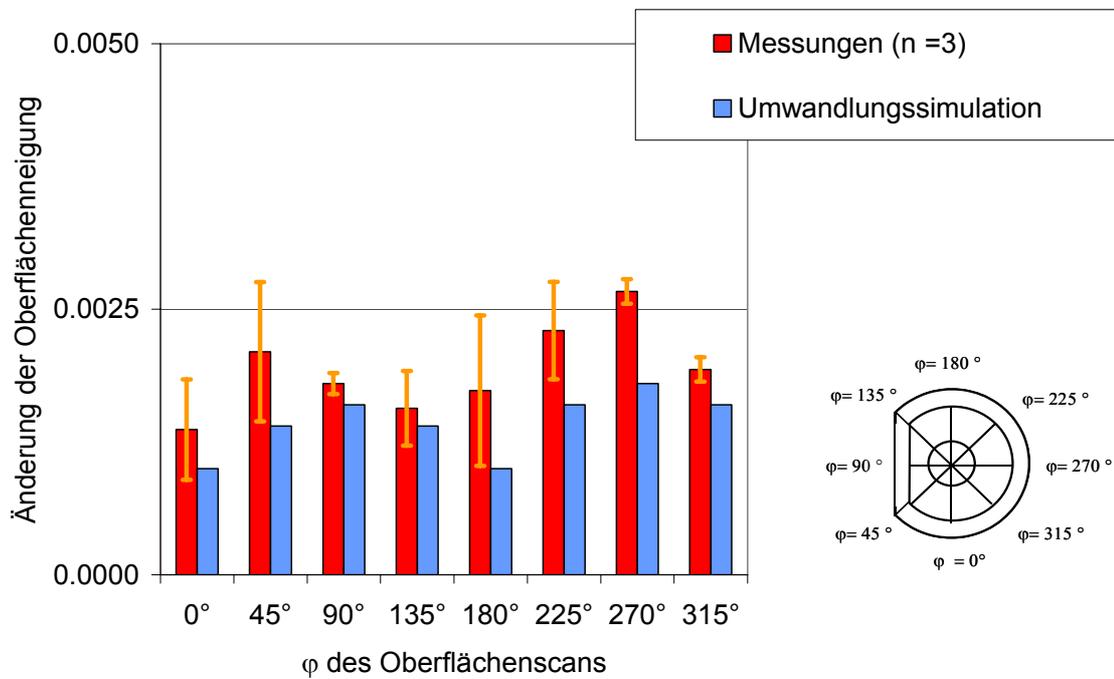


Bild 3.42 Änderung der Oberflächenneigung für die große Flachprobe

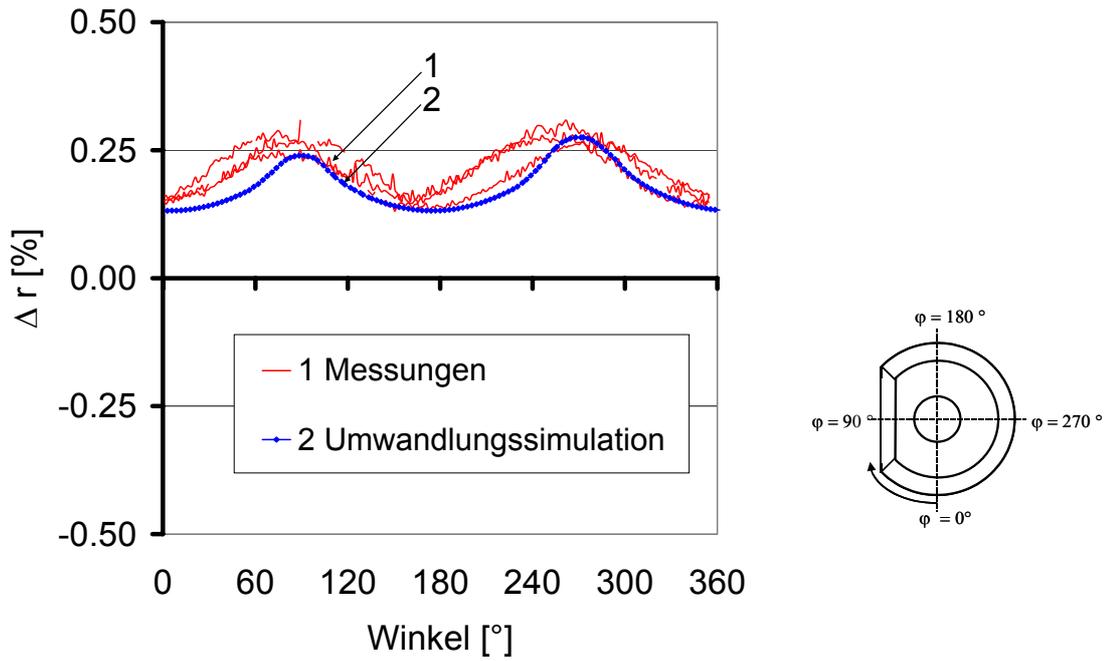


Bild 3.43 Bohrungsänderung in % nach der Abkühlung der kleinen Flachprobe

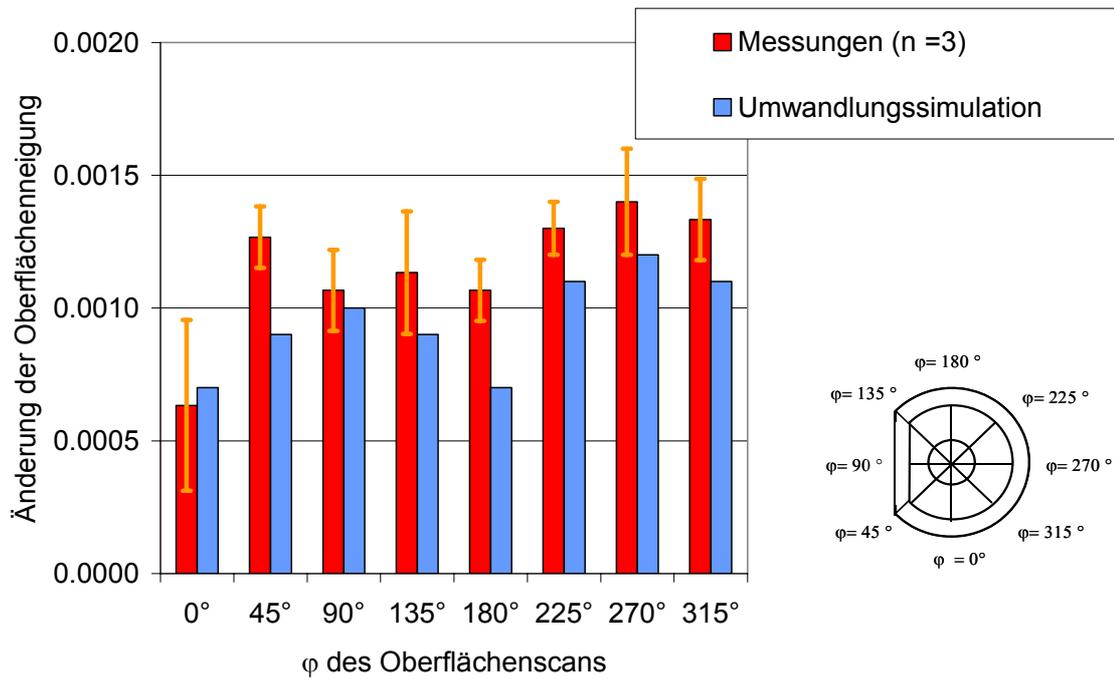


Bild 3.44 Änderung der Oberflächenneigung in mm für die kleine Flachprobe

3.5 Schlussfolgerungen

Die in diesem Kapitel beschriebenen Simulationen sind leistungsfähig. Berechnete Temperaturprofile, Gefüge, Härte und Verzug stimmen mit gemessenen Werten gut überein. Das Modell kann deswegen als verifiziert betrachtet werden. Die Stoffwerte waren bisher gut bekannt, dies ist aber nicht für alle Metalle der Fall. Daher wird im nächsten Abschnitt untersucht, welche Fehler auf die Simulationsergebnisse ungenaue Stoffwerte ausüben.

4 EINFLUSS DER THERMISCHEN MATERIAL-EIGENSCHAFTEN

4.1 Einführung

Im folgenden Kapitel werden die Genauigkeit der thermischen Materialeigenschaften und die Empfindlichkeit des ZTU Diagramms auf den Abkühlungsprozess überprüft. Die betrachteten Punkte und Oberflächen werden in Bild 4.1 gezeigt.

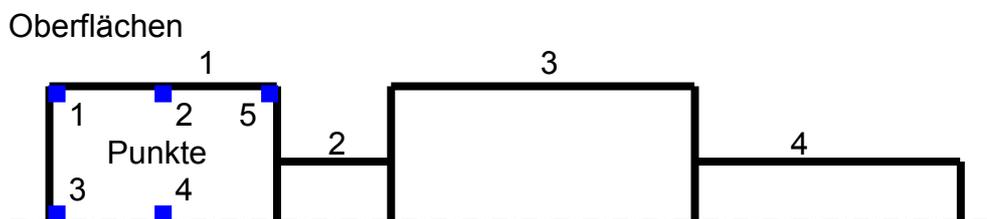


Bild 4.1 Schematische Darstellung betrachterter Punkte

Aus praktischen Gründen werden im folgenden Abschnitt die Ergebnisse für Punkt 4 (die langsamste Abkühlung) und Punkt 5 (einer der schnellsten Abkühlungen und Beeinflussung durch die Querschnittsänderung) dargestellt. Die Wärmeleitfähigkeit und die spezifische Wärmekapazität werden gegenüber der Originaleigenschaft (Standard) um 10% erhöht (Standard+10%) und um 10% gesenkt (Standard-10%), um den Einfluss dieser Größen auf Simulationsergebnisse zu bestimmen.

4.2 Änderung der Wärmeleitfähigkeit

Die temperatur- und phasenabhängigen Wärmeleitfähigkeitsänderungen werden in Bild 4.2 gezeigt. Die Resultate dieser Operation sind in Bild 4.3 bis Bild 4.8 zu sehen. In Bild 4.3 werden die Temperaturprofile für die drei Abkühlvorgänge in Punkt 4 und Punkt 5 gezeigt. Gleichzeitig wird die isotherme Kinetik der ferritischen Fraktionen und die Grenze der Martensitbildung verdeutlicht. Bild 4.4 und Bild 4.5 zeigen entsprechend in Punkt 4 und 5 die Gefügeanteile in Abhängigkeit von der Abkühlzeit. In den nächsten drei Bildern werden die Härte (Bild 4.6), die Eigenspannung (Bild 4.7) und der Verzug (Bild

4.8) nach der Abschreckung präsentiert.

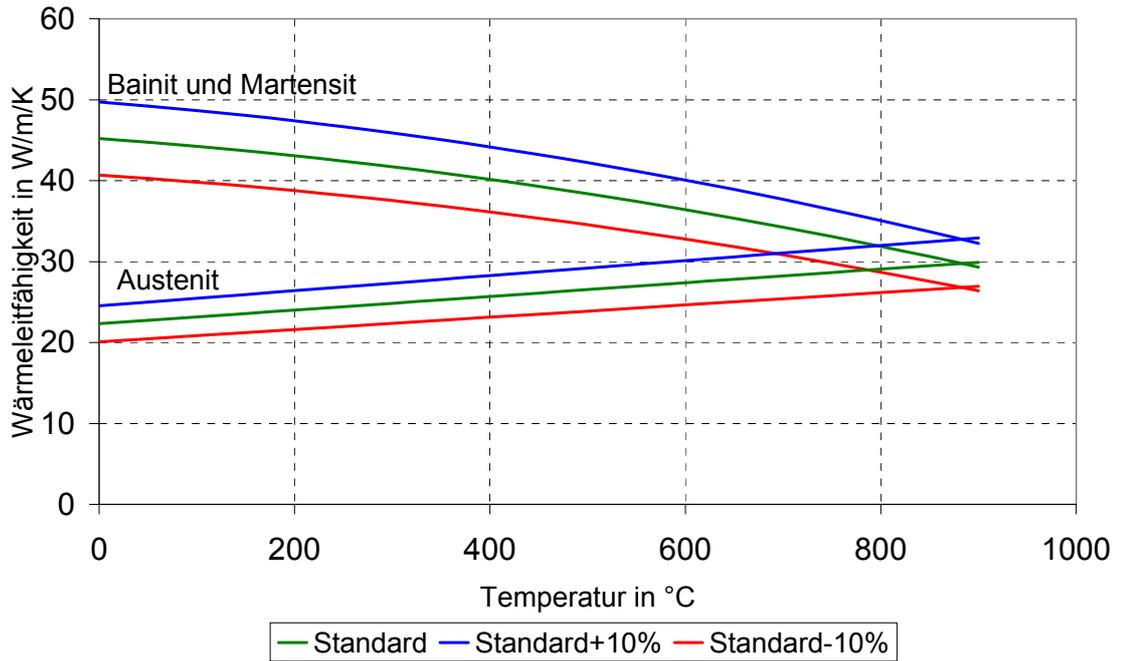


Bild 4.2 Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur für Austenit, Bainit und Martensit

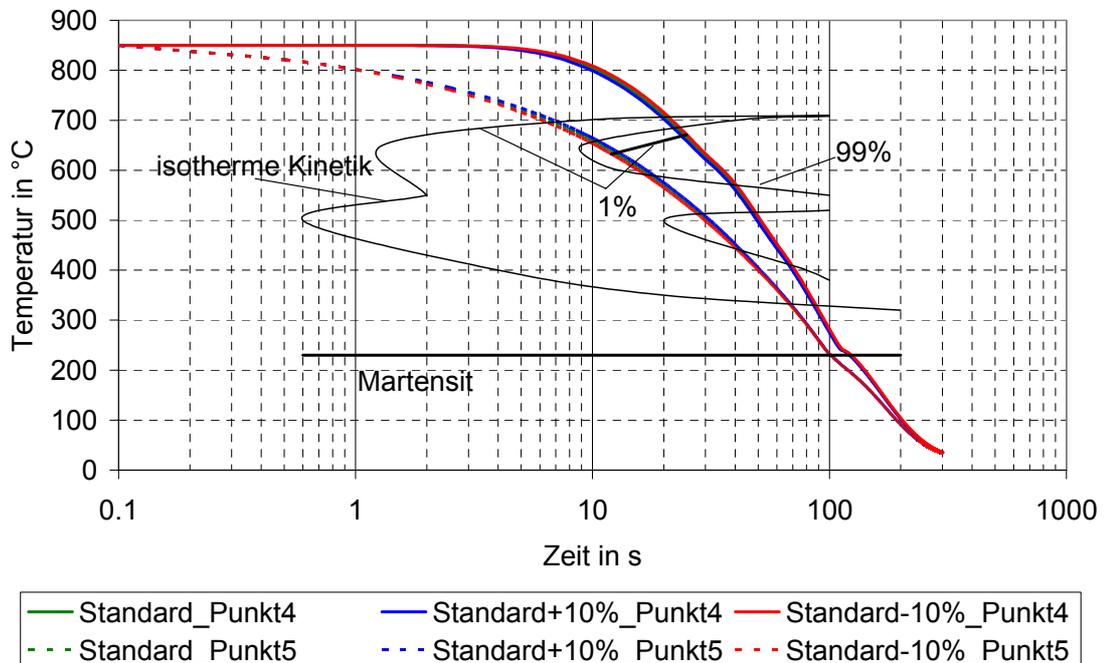


Bild 4.3 Temperaturprofile für 3 verschiedene Abkühlvorgänge in 2 Punkten. Darstellung des Parameters Wärmeleitfähigkeit

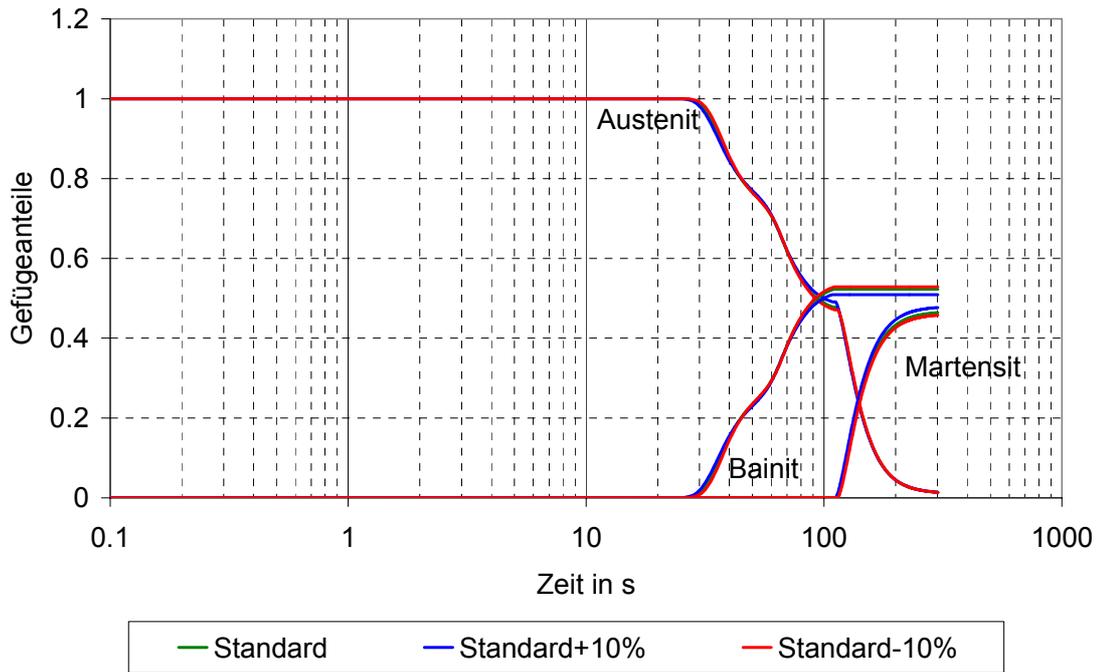


Bild 4.4 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

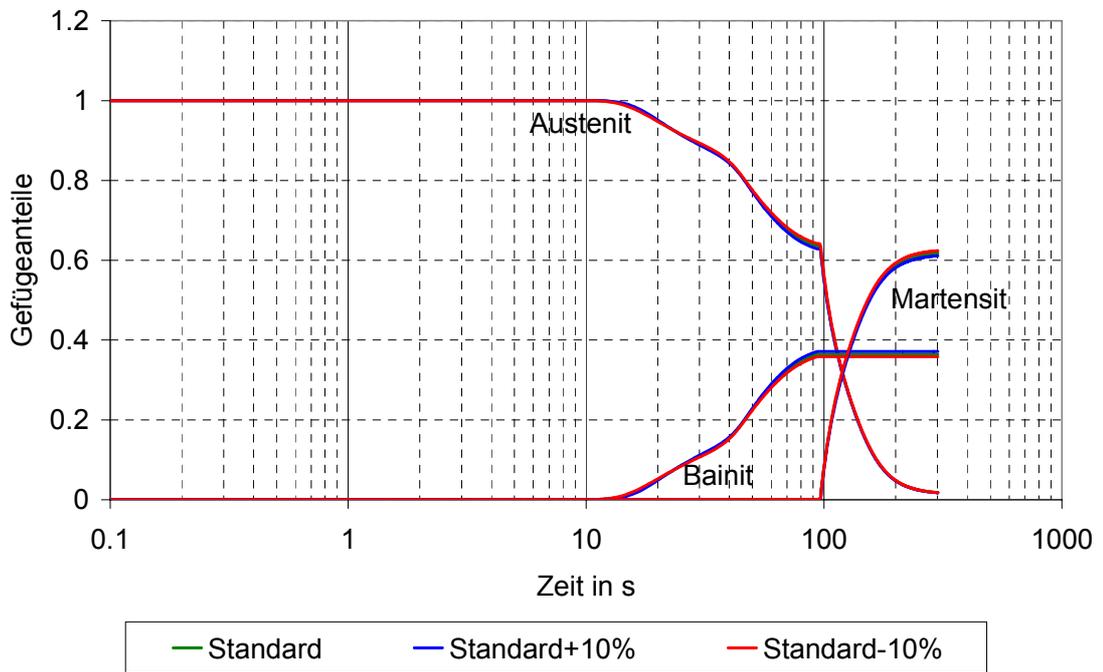


Bild 4.5 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 5

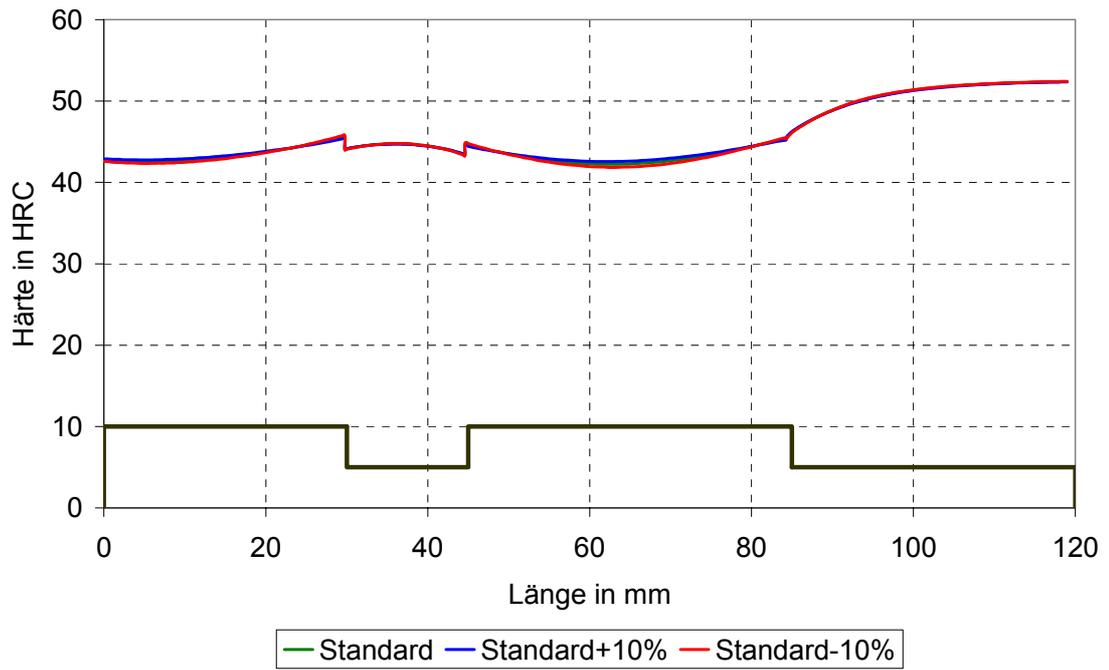


Bild 4.6 Härteprofile an der Wellenoberfläche

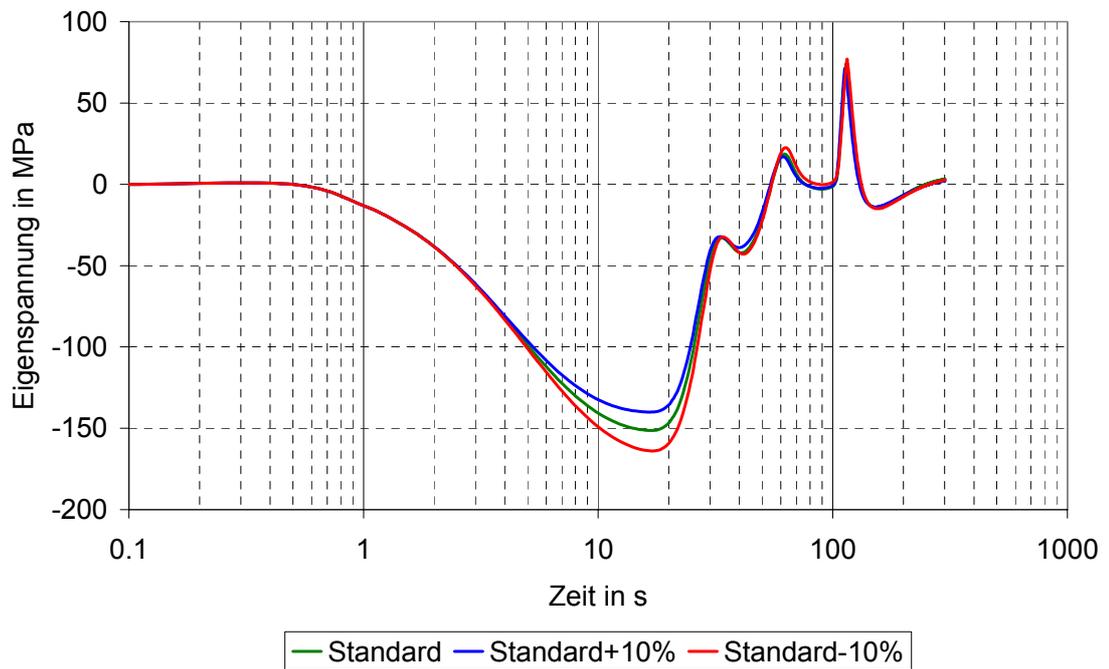


Bild 4.7 Eigenspannungsprofile in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

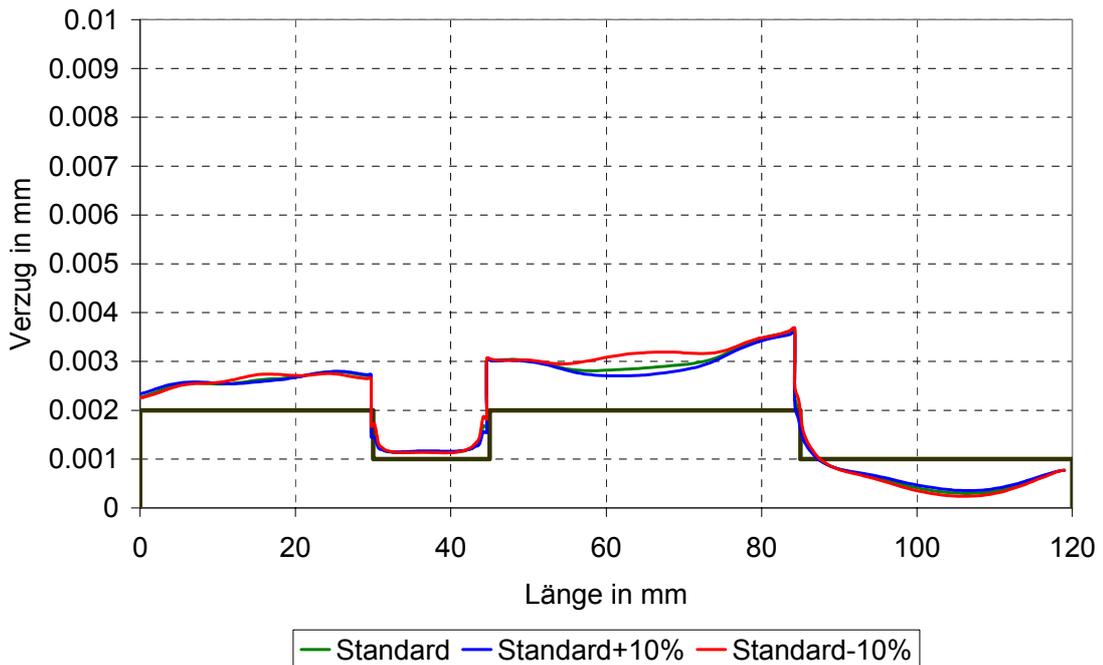


Bild 4.8 Verzugsprofile für 3 verschiedene Parametervarianten

Aus allen Bildern ist zu erkennen, dass für die Wellendicke von 36mm die Änderung der Wärmeleitfähigkeit keinen nennenswerten Einfluss hat. Die Abkühlung wird nicht nur durch die Wärmeleitfähigkeit sondern auch durch den Wärmeübergangskoeffizienten beeinflusst. Welcher Mechanismus hier geschwindigkeitsbestimmend ist, wird im Folgenden abgeschätzt. Hierzu wird

die BIOTzahl $Bi = \frac{\alpha \cdot d}{\lambda}$ (d Wellendurchmesser) herangezogen, die sich

physikalisch folgendermaßen deuten lässt:

$$Bi \sim \frac{\text{konvektiv übertragene Wärme}}{\text{in den Körper geleitete Wärme}}$$

Die Höhe der BIOTzahl bestimmt die Geschwindigkeitsbesteinwande Teilschritte:

$$Bi \begin{cases} \leq 0,1 & \text{nur Wärmeübergangskoeffizient (WÜK) hat Einfluss auf Wärmetransport} \\ \approx 1 & \text{WÜK und Wärmeleitfähigkeit haben Einfluss auf Wärmetransport} \\ \geq 10 & \text{nur Wärmeleitfähigkeit hat Einfluss auf Wärmetransport} \end{cases}$$

Für die BIOTzahl ergibt sich für den mittleren Wärmeübergangskoeffizienten $400\text{W/m}^2/\text{K}$, die mittlere Wärmeleitfähigkeit 32W/m/K und den Wellendurchmesser von 36mm ein Wert von $Bi=0,225$.

In diesem Fall bedeutet das, dass der Wärmetransport überwiegend vom Wärmeübergangskoeffizienten beeinflusst wird, deswegen kann die Wärmeleitfähigkeit keinen großen Einfluss ausüben.

4.3 Änderung der Wärmekapazität

Als nächster Schritt wird die Wärmekapazität c_p variiert. Die temperatur- und phasenabhängigen Änderungen der spez. Wärmekapazitäten werden in Bild 4.9 gezeigt. Wie in Bild 4.10 zu sehen ist, treten für kleinere c_p -Werte schnellere Abkühlvorgänge ein, was zur höheren Martensitbildung führt. Die Änderung der c_p um $\pm 10\%$ bewirkt eine Änderung des Bainits und des Martensits am Ende der Abkühlung um $\pm 12\%$ im Punkt 4 (Bild 4.11) und um $\pm 10\%$ im Punkt 5 (Bild 4.12). Die Härteprofile an der Oberfläche (Bild 4.13) variieren um $\pm 3\text{HRC}$, was der Änderung um etwa $\pm 7\%$ entspricht. Die Eigenspannungs- und Verzugsprofile werden in diesem Fall leicht beeinträchtigt (Bild 4.14 und Bild 4.15), insgesamt bleibt aber der Verzug sehr gering.

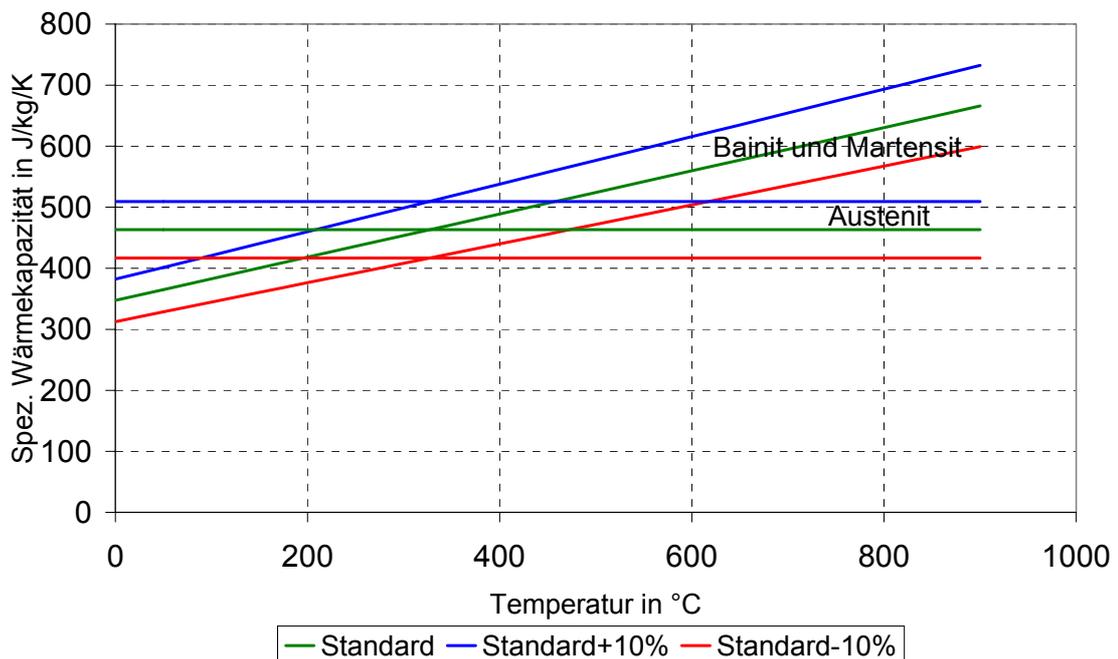


Bild 4.9 Spez. Wärmekapazität in Abhängigkeit von der Temperatur für Austenit, Bainit und Martensit

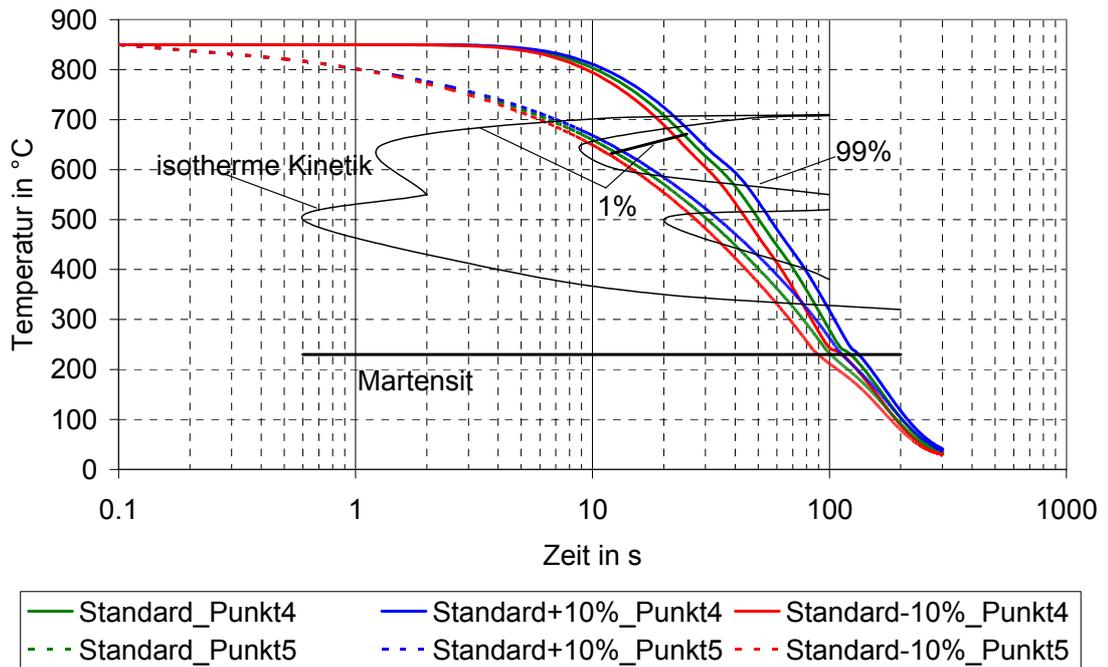


Bild 4.10 Temperaturprofile für 3 verschiedene Abkühlvorgänge in 2 Punkten. Darstellung des Parameters Wärmeleitfähigkeit

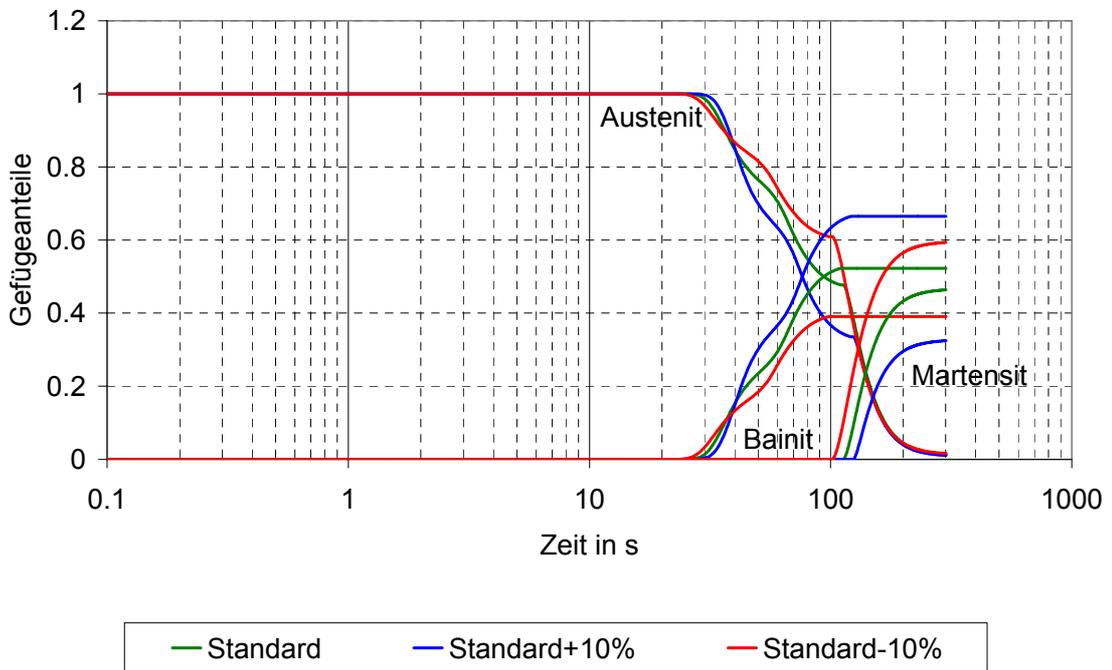


Bild 4.11 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

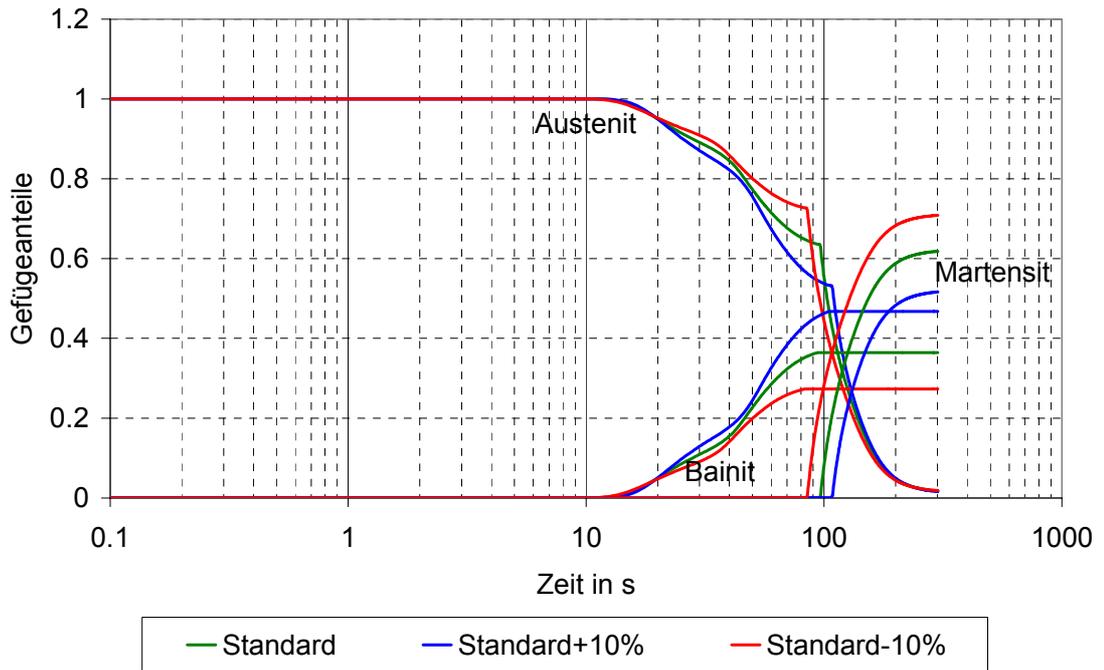


Bild 4.12 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 5

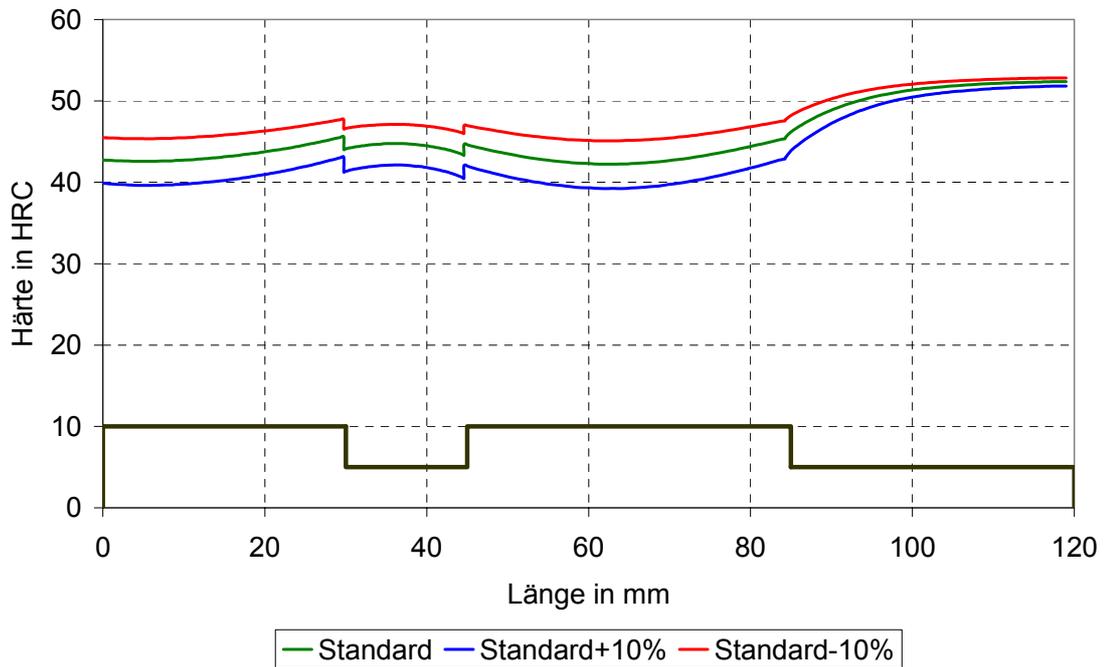


Bild 4.13 Härteprofile an der Wellenoberfläche

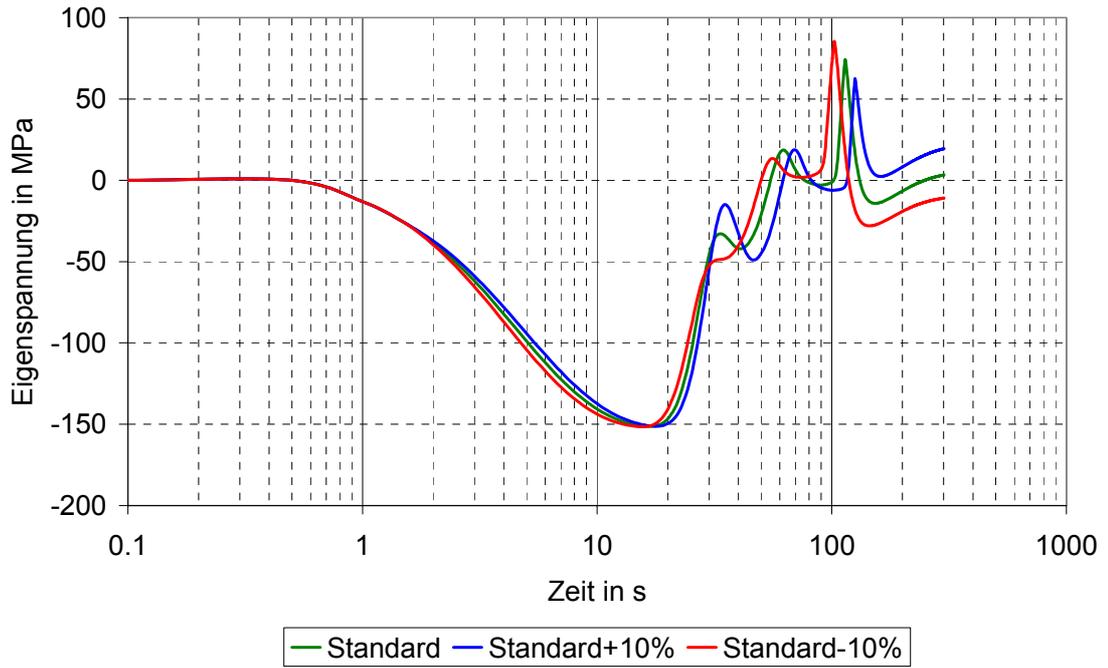


Bild 4.14 Zeitliche Eigenspannungsverläufe in Punkt 4

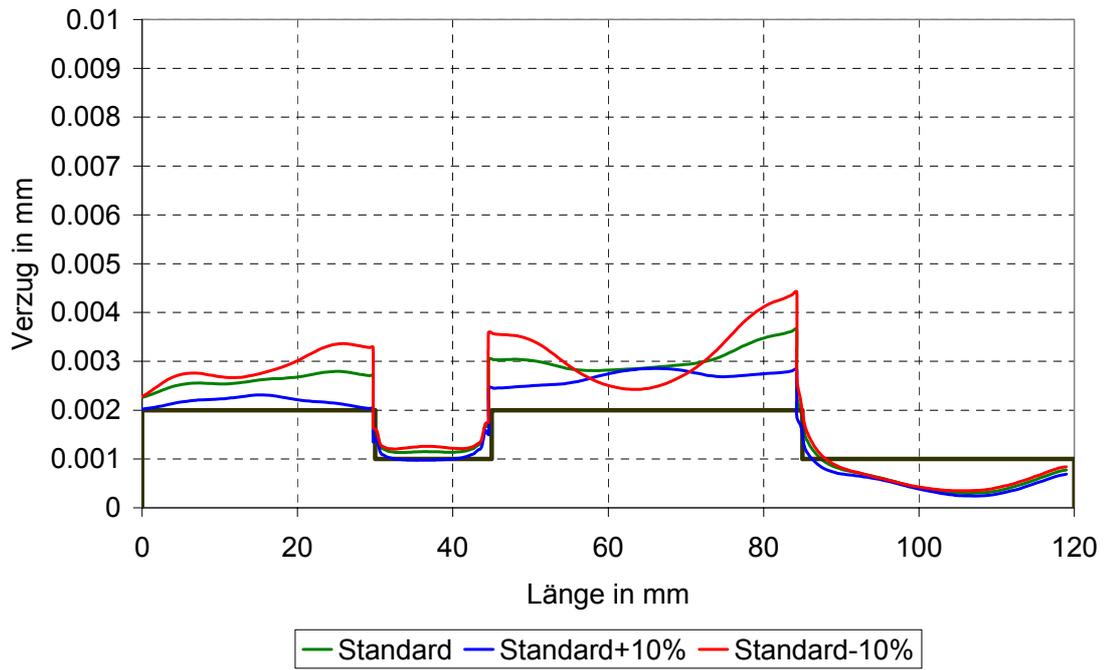


Bild 4.15 Verzugsprofile für 3 verschiedene c_p

4.4 Änderung der Wärmeausdehnungskoeffizienten

In diesem Kapitel wird der Wärmeausdehnungskoeffizienteneinfluss auf die Simulationsergebnisse erforscht. Auch in diesem Fall wurden die Koeffizienten gegenüber den Standardeigenschaften um 10% erhöht (Standard+10%) und um 10% gesenkt (Standard-10%); siehe Bild 4.16. Es wurden keine Unterschiede in den Temperaturprofilen (Bild 4.17), Gefügebildung (Bild 4.18 und Bild 4.19) und Härte (Bild 4.20) festgestellt. Dies war zu erwarten, da der Wärmeausdehnungskoeffizient in die entsprechende Gleichung nicht eingeht. Auf die Eigenspannungsverläufe im Punkt 4 (Bild 4.21) und auf das Verzugsprofil (Bild 4.22) hat die Änderung des Wärmeausdehnungskoeffizienten die stärkste Auswirkung. Allerdings wird hier ein geringer Verzug festgestellt.

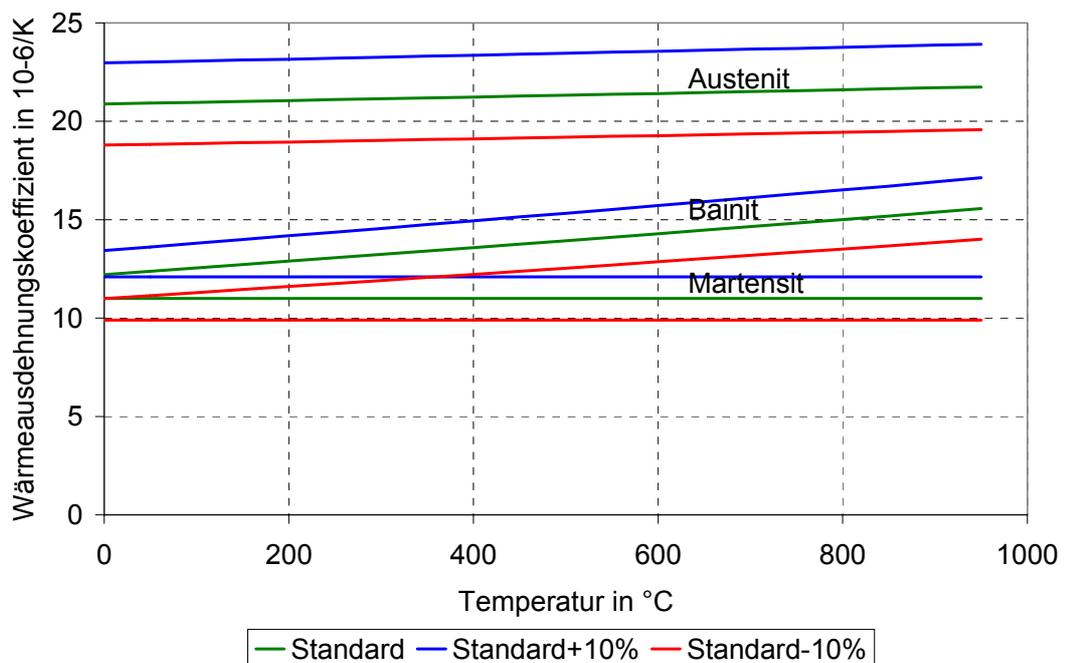


Bild 4.16 Wärmeausdehnungskoeffizient in Abhängigkeit von der Temperatur für Austenit, Bainit und Martensit

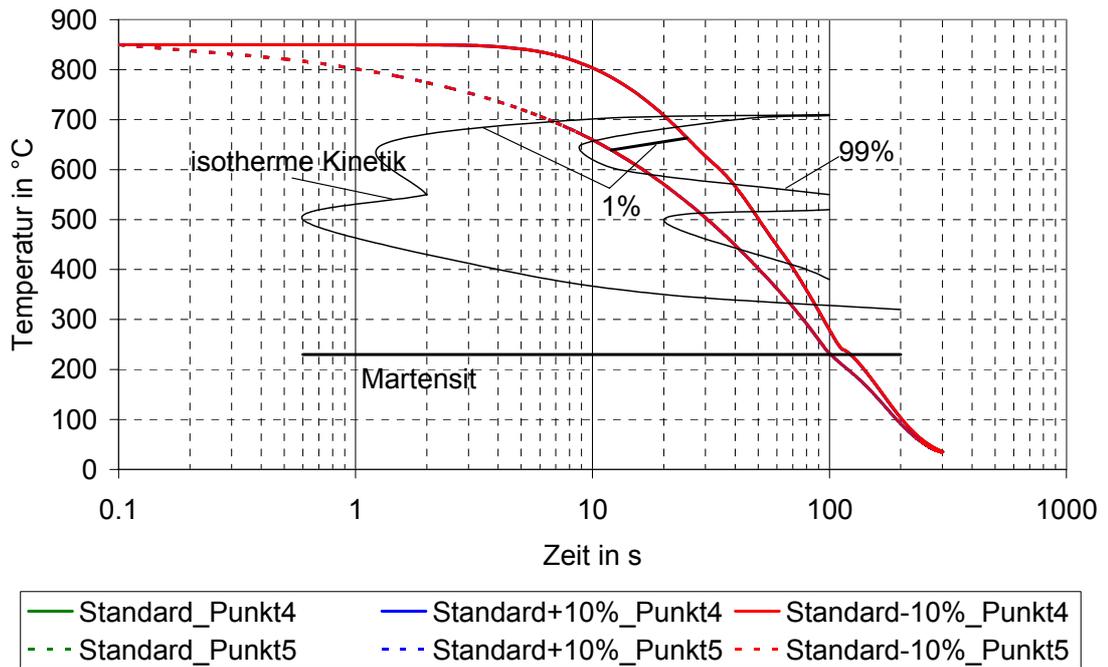


Bild 4.17 Temperaturprofile für 3 verschiedene Abkühlvorgänge in 2 Punkten. Darstellung des Parameters Wärmeausdehnungskoeffizient

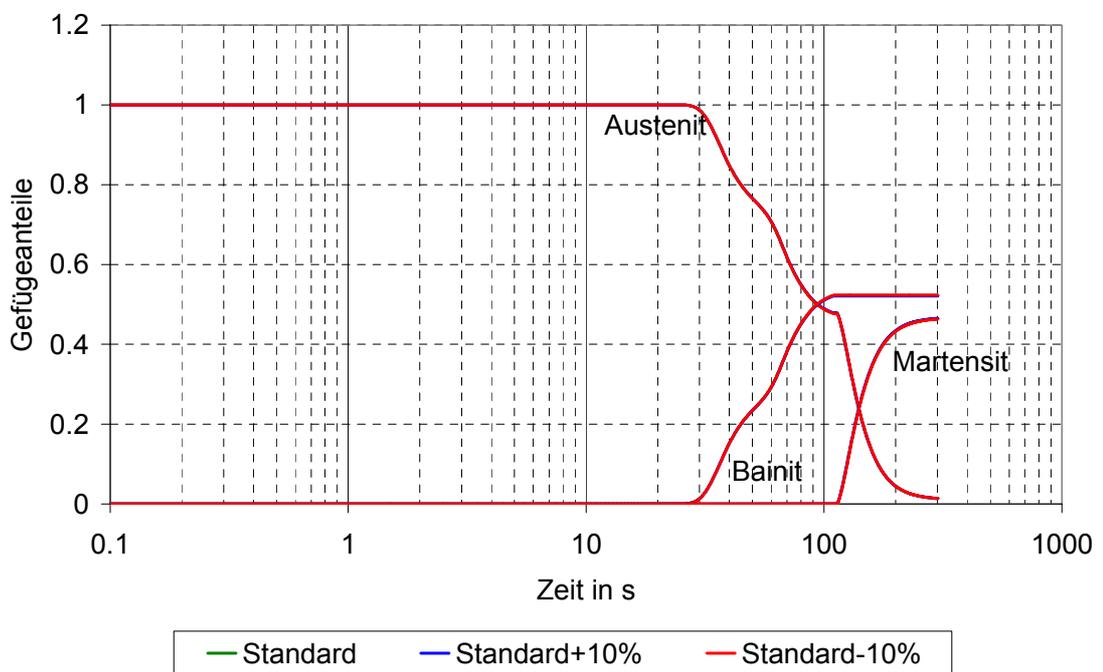


Bild 4.18 Endfugemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

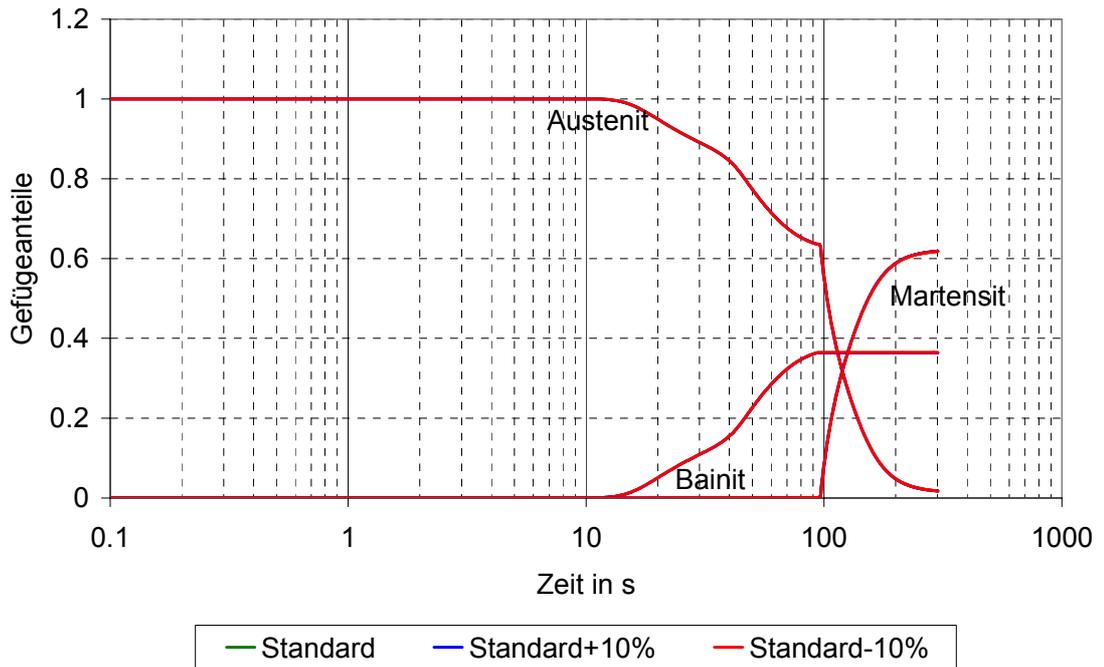


Bild 4.19 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 5

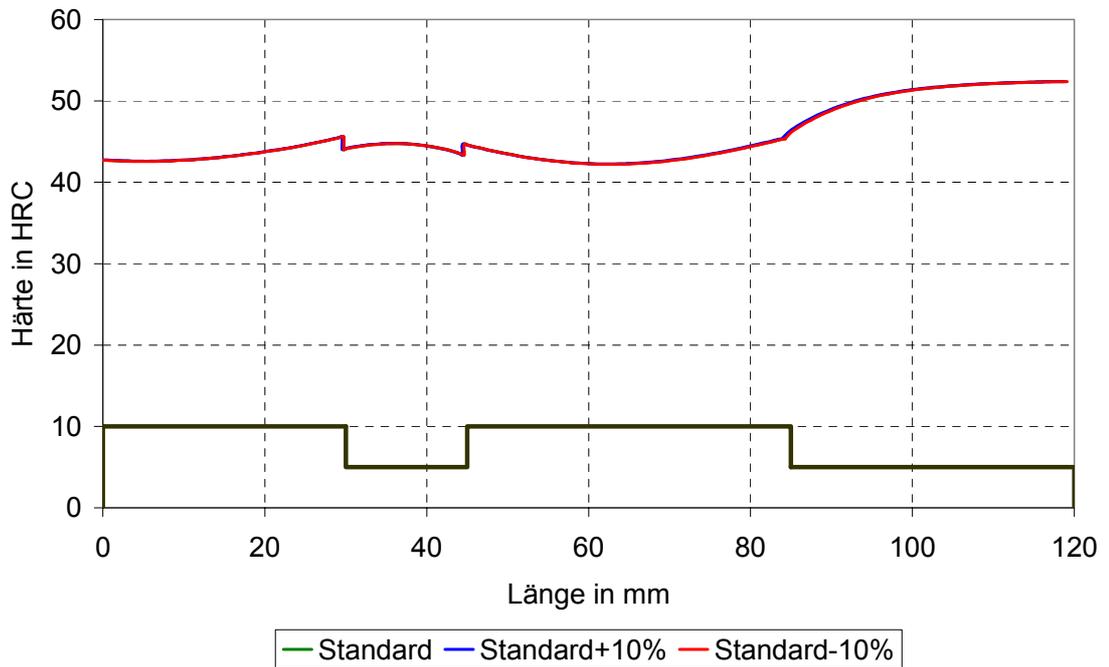


Bild 4.20 Härteprofile an der Wellenoberfläche

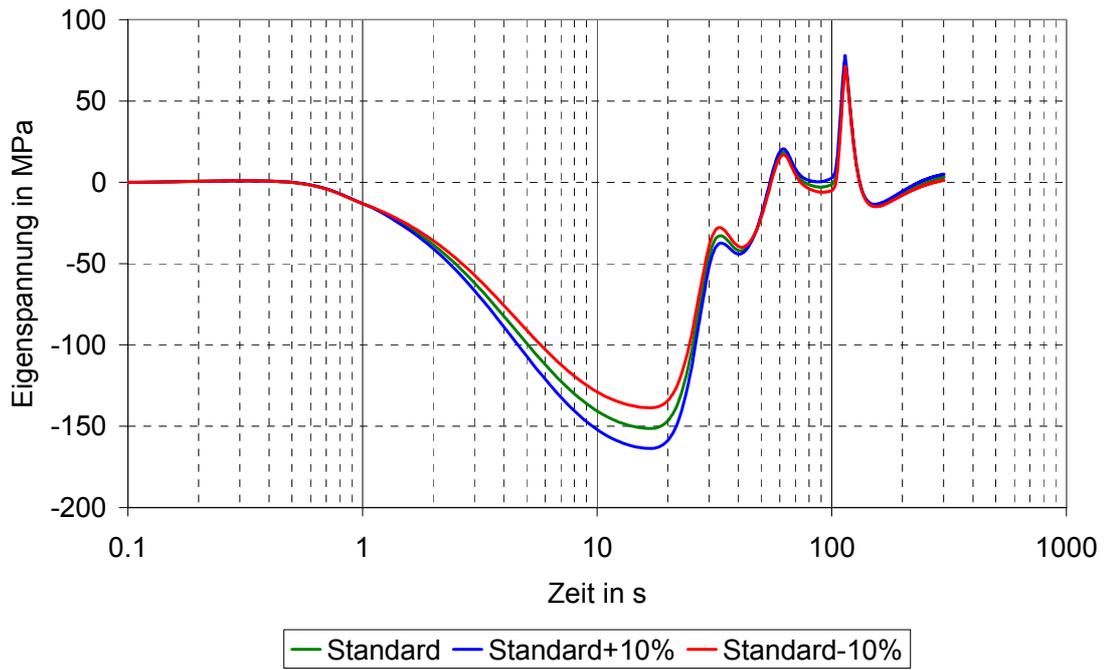


Bild 4.21 Eigenspannungsprofile in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

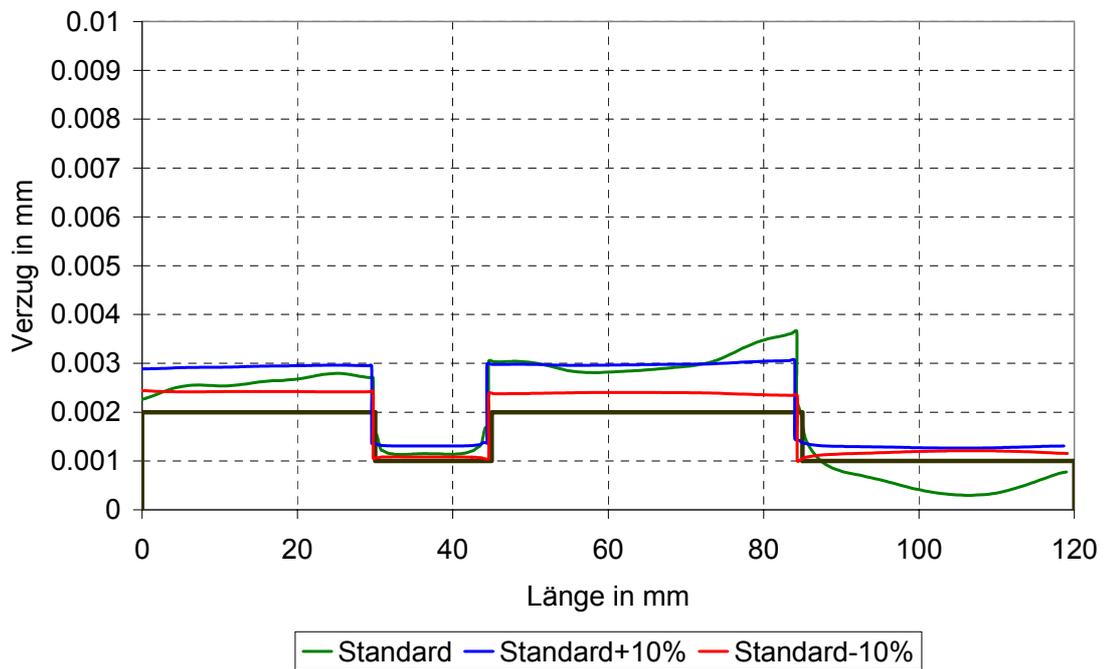


Bild 4.22 Verzugsprofile für 3 verschiedene Parametervarianten

4.5 ZTU- Diagramm-Variationen

Das in dieser Arbeit beschriebene Modell liegt der Berechnung einer isothermen Referenzkinetik zugrunde, aus der für beliebige Abkühlvorgänge das Phasenumwandlungsverhalten der Stähle ermittelt wird. Die isothermen ZTU-Schaubilder sind experimentell ermittelt und mit Ungenauigkeiten in verschiedene Richtungen belastet. Hier wird die Empfindlichkeit der Kennlinien in horizontaler und vertikaler Richtung auf die Simulationen überprüft. In Bild 4.23 werden die Temperaturverläufe für die Variationen des ZTU-Diagramms in horizontaler Richtung (Zeitachse) gezeigt. Im Fall 1 (Standard+10%) wurden die Startlinie (1% der neuen Fraktion) und Endlinie (99% der neuen Fraktion) um 10% in Richtung der längeren Zeiten verschoben. Im Fall 2 (Standard-10%) wurden diese Linien um 10% in Richtung der kürzeren Zeiten gelegt. Im ersten Fall erreicht die Abkühlung kaum die Linie der Bainitbildung (blaue Linie), wobei im zweiten (rote Linie) die Bainitbildung durch diese Verschiebung im Punkt 4 vollständig abgeschlossen ist. Für beide Punkte sind im Fall 2 die Bainitanteile um 50% gestiegen (Bild 4.24 und Bild 4.25) und die Härteprofile (Bild 4.26) entsprechend gesunken. In Bild 4.27 und Bild 4.28 werden die Eigenspannungsprofile und Verzug nach der Abschreckung gezeigt. Die ZTU-Kennliniengenauigkeit hat einen starken Einfluss auf diese Verläufe, besonders im Fall 1, wo die Linien in Richtung der kürzeren Zeiten verschoben wurden.

In Bild 4.29 bis Bild 4.34 wird das Experiment wiederholt, die Kennlinien wurden jetzt jedoch in vertikaler Richtung (Temperaturachse) um 10% in Richtung der höheren Temperaturen (Standard+10%) und um 10% in Richtung der niedrigeren Temperaturen (Standard-10%) verschoben. Es wurde festgestellt, dass diese Änderung einen deutlich kleineren Einfluss auf die Ergebnisse hat, weil die Phasenbildung in allen Fällen für Punkt 4 und 5 praktisch das gleiche Niveau erreicht hat. Die Martensitunterschiede von 2% im Punkt 4 und 8% in Punkt 5 werden entsprechend in Bild 4.30 und in Bild 4.31 gezeigt. Diese kleine Änderungen haben auch in diesem Fall keine große Beeinträchtigung der Härte verursacht (Bild 4.32), wobei besonders im dritten Abschnitt der Welle die rote Linie leichte Vergleichmäßigung der Härte aufweist.

In Bild 4.33 sind die zeitlichen Verläufe der Eigenspannung in Punkt 4 dargestellt.

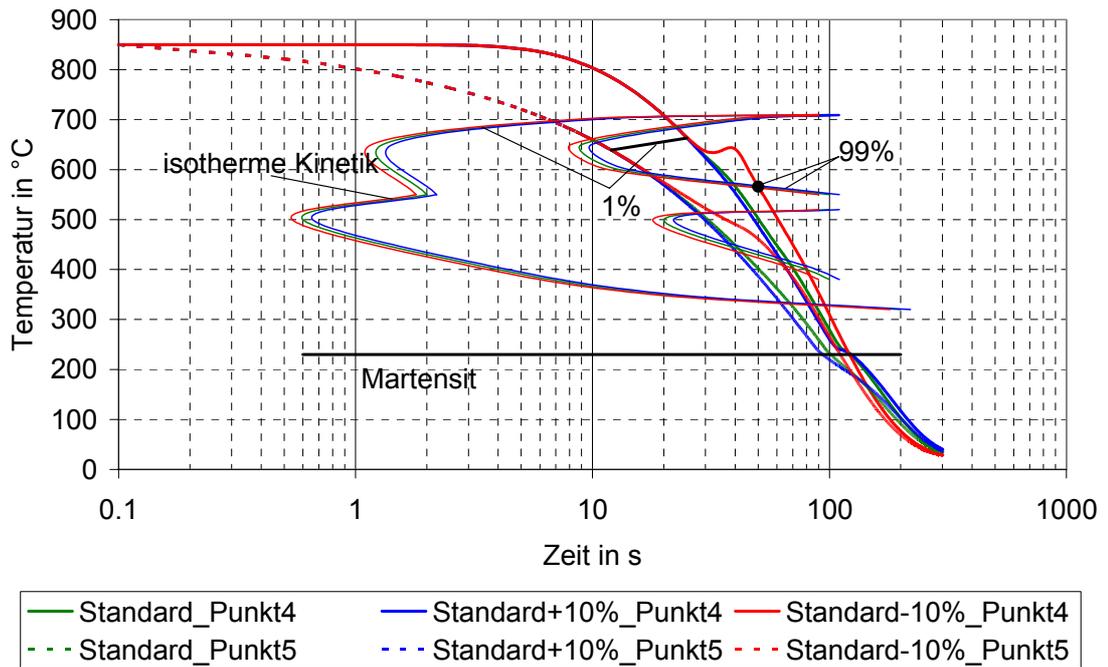


Bild 4.23 Temperaturprofile für 3 verschiedene Abkühlvorgänge in 2 Punkten. Darstellung des Parameters ZTU-Diagramm. Verschiebung von Anfang und Ende der Kennlinien in Richtung Zeit

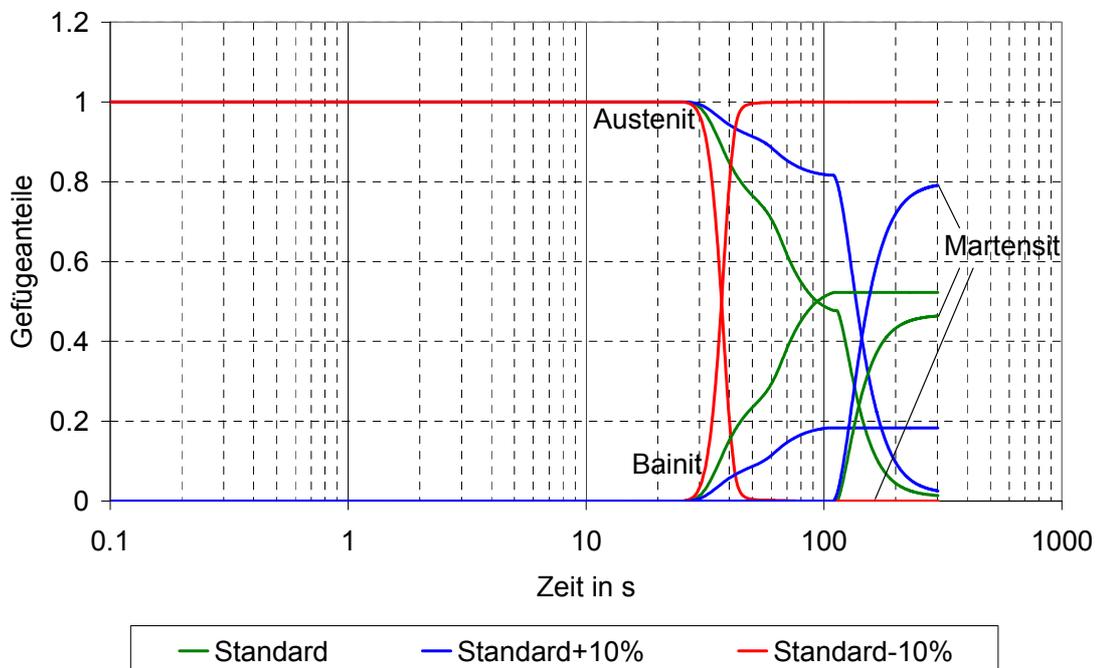


Bild 4.24 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

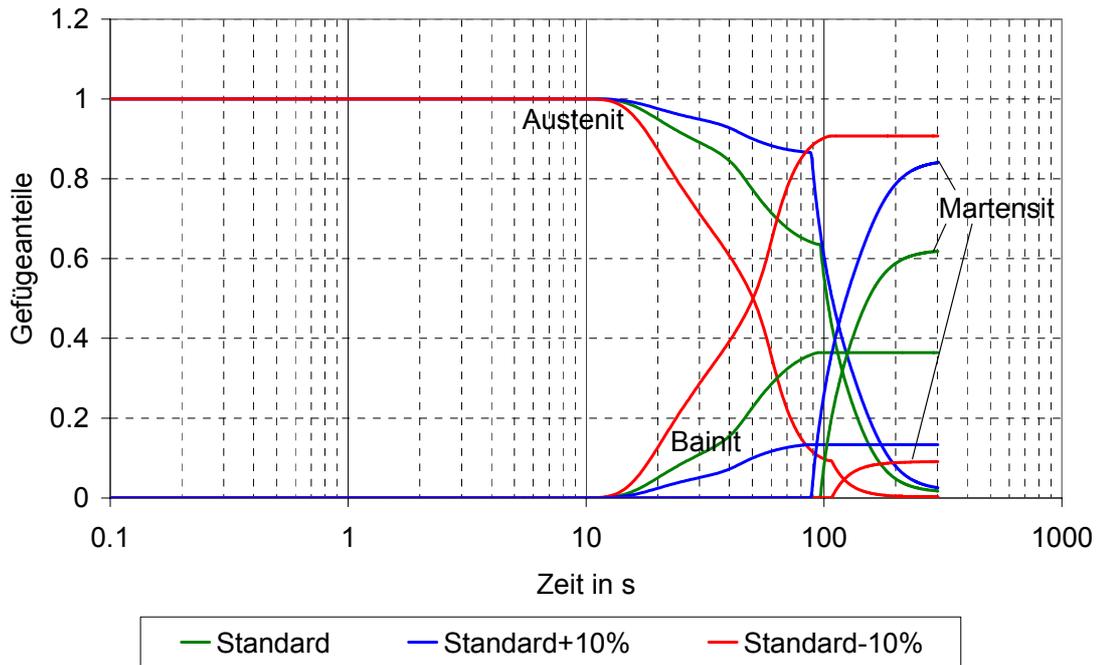


Bild 4.25 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 5

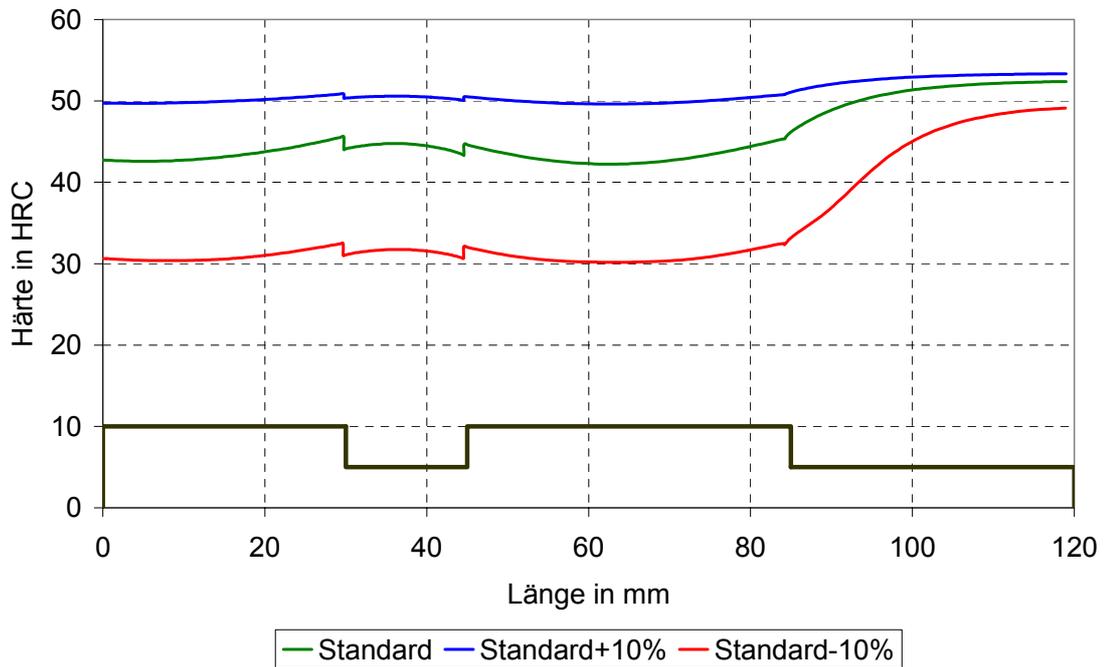


Bild 4.26 Härteprofile an der Wellenoberfläche

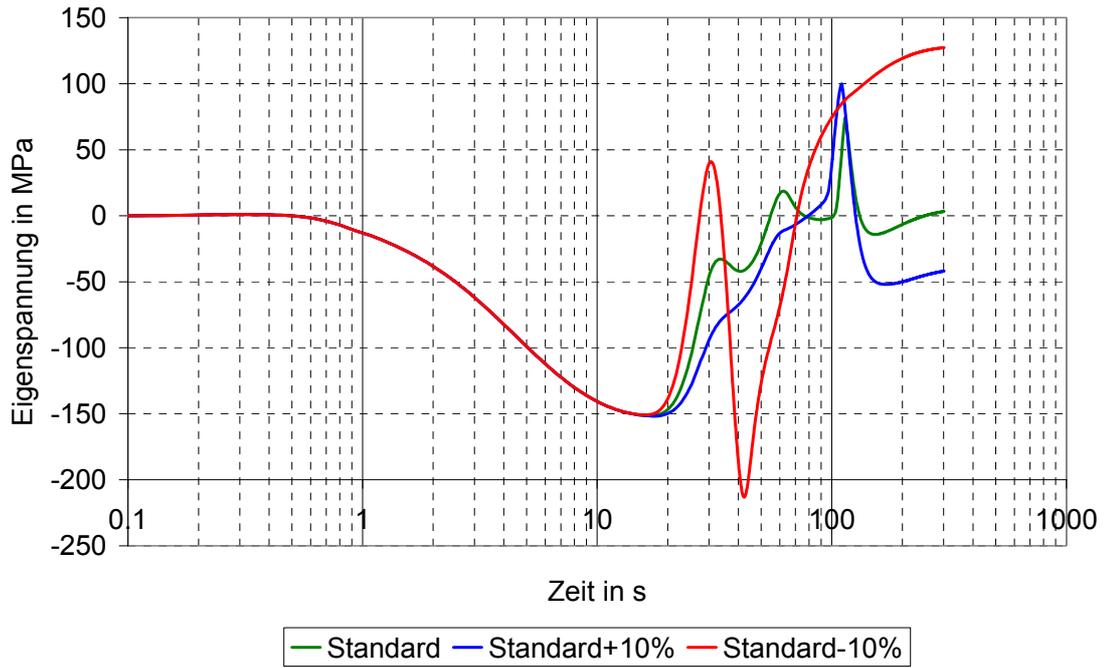


Bild 4.27 Eigenspannungsprofile in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

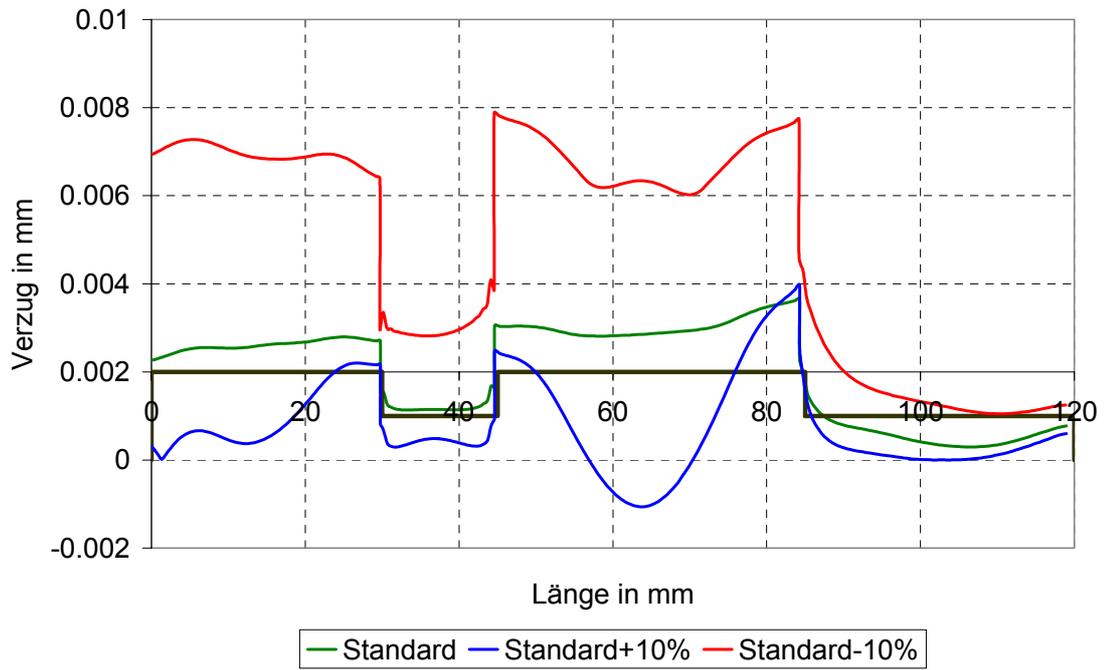


Bild 4.28 Verzugsprofile für 3 verschiedene Parametervarianten

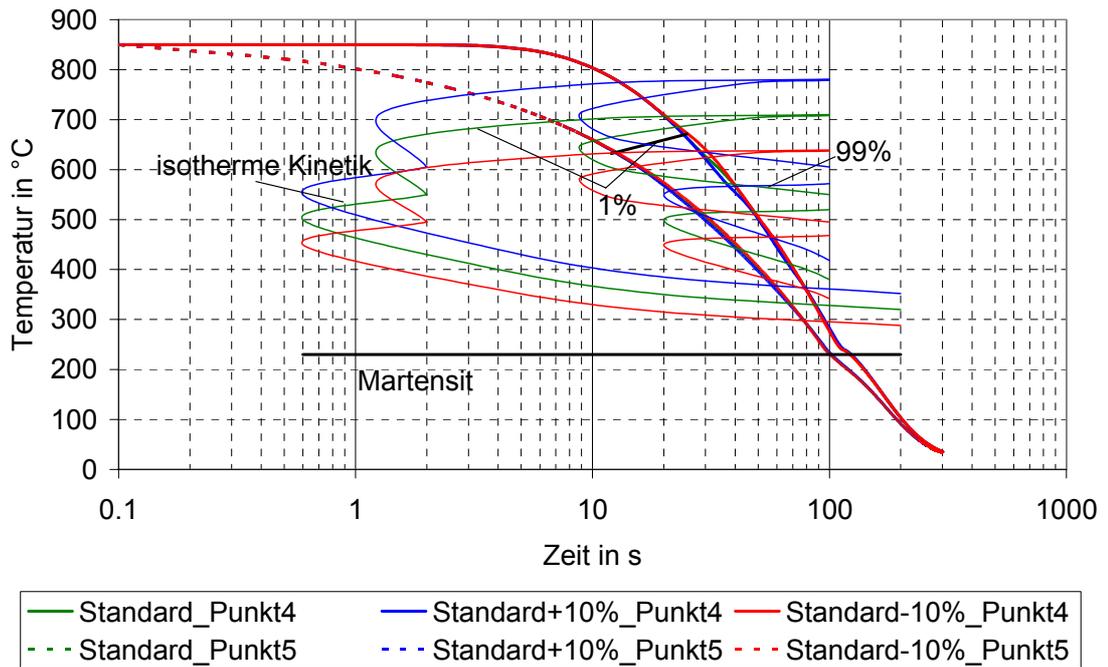


Bild 4.29 Temperaturprofile für 3 verschiedene Abkühlvorgänge in 2 Punkten. Darstellung des Parameters ZTU-Diagramm. Verschiebung von Anfang und Ende der Kennlinien in Richtung Temperatur

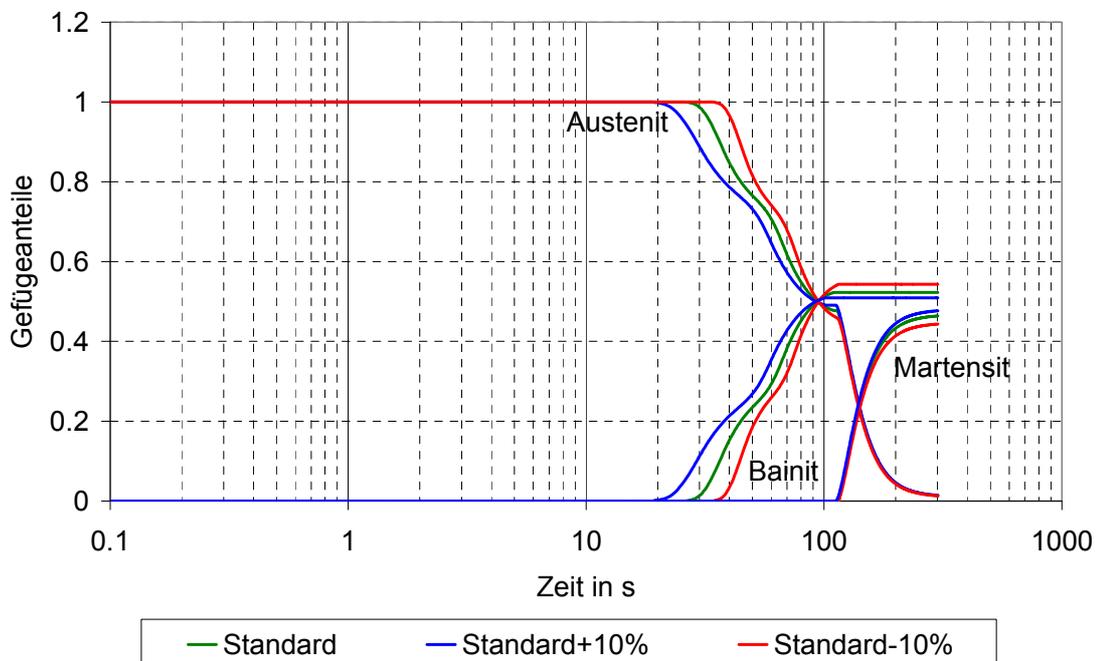


Bild 4.30 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

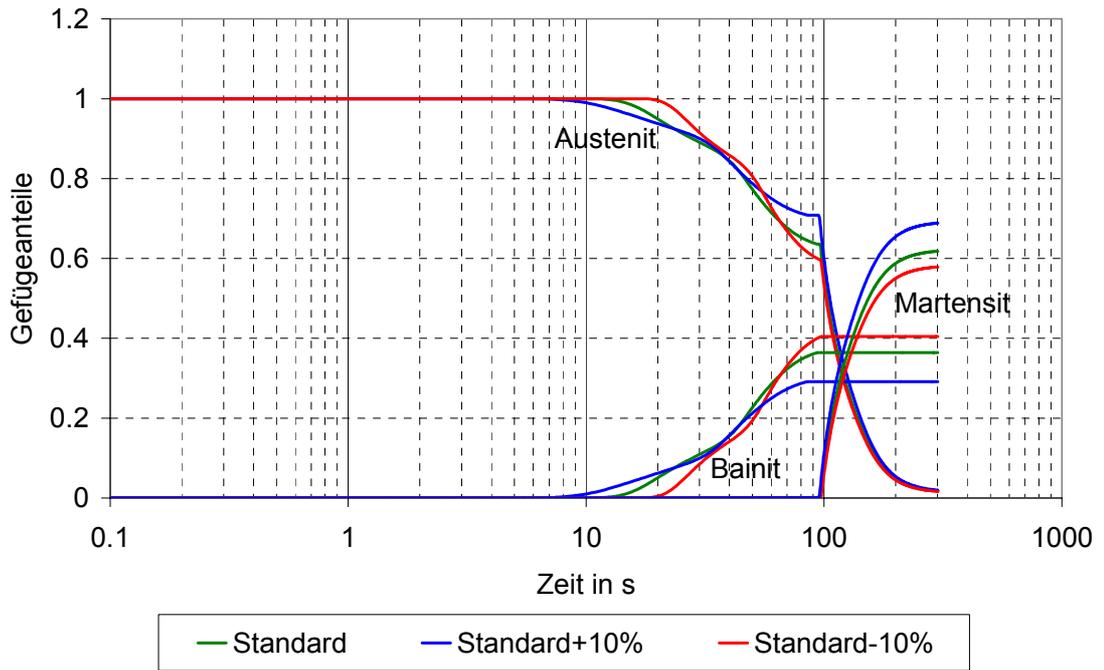


Bild 4.31 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 5

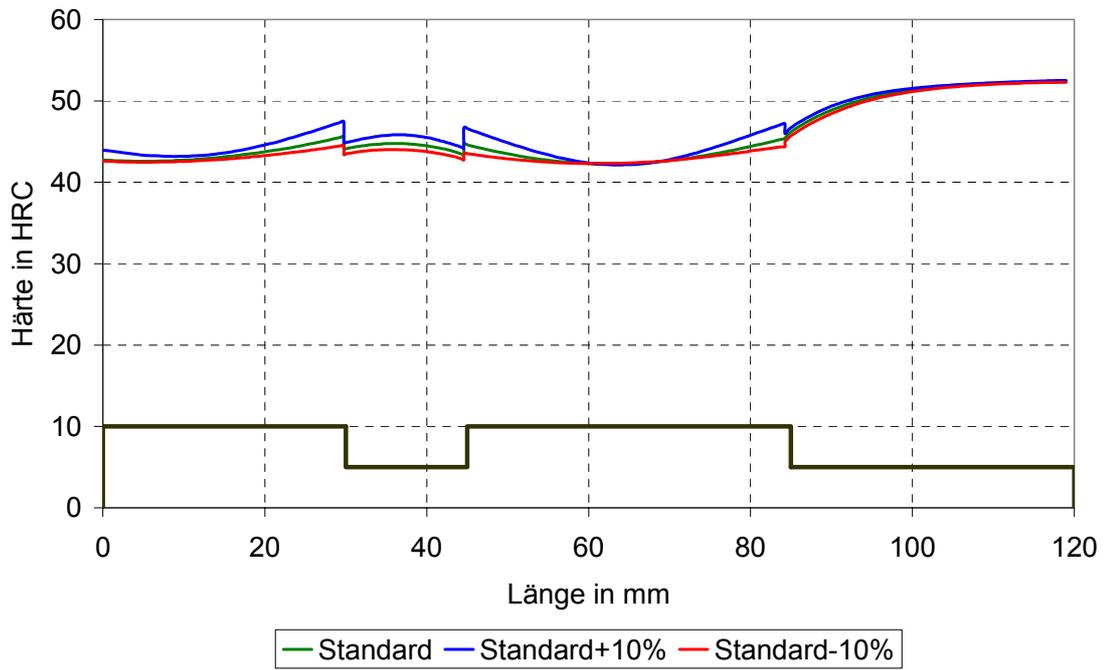


Bild 4.32 Härteprofile an der Wellenoberfläche

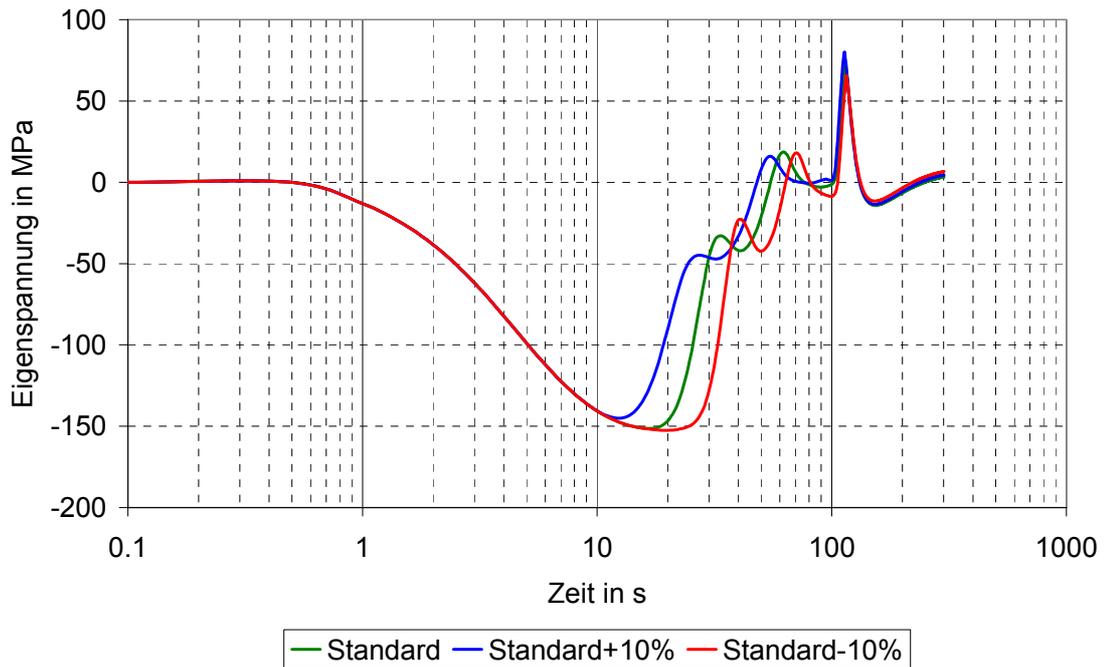


Bild 4.33 Eigenspannungsprofile in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

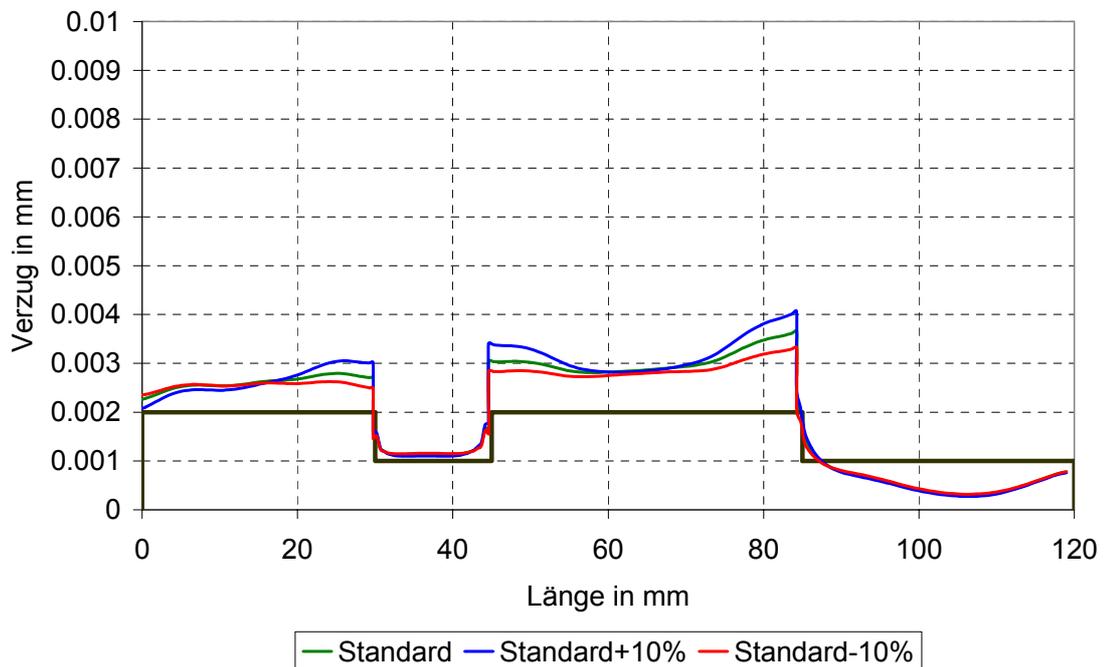


Bild 4.34 Verzugsprofile für 3 verschiedene Parametervarianten

Trotz einer Verschiebung in Zeitrichtung im Bereich der Bainitbildung bleibt die Restspannung in Punkt 4 nach dieser Änderung konstant. Die im [Bild 4.34](#) gezeigten Verzugsverläufe blieben durch diese Änderung der ZTU-Kennlinien

praktisch unverändert. In Bild 4.23 bis Bild 4.34 wurden beide ZTU-Kennlinien gleichzeitig variiert. Es wurden nur Unterschiede am Beispiel der Änderung in Richtung Zeitachse festgestellt, deswegen werden nur diese weiter zur Diskussion gestellt. In Bild 4.35 bis Bild 4.46 wird der Einfluss einer Kennlinie (Anfang der ferritische Phase: 1% oder Ende: 99%) auf die Ergebnisse analysiert. Obwohl nur kleine Abweichungen im Temperaturverlauf in Punkt 4 und 5 in Bild 4.35 zu sehen sind, ist im Fall der Änderung der Endkennlinien die Martensitbildung um 30% in Punkt 4 und um 20% in Punkt 5 gestiegen. Das ist entsprechend in Bild 3.36 und in Bild 3.37 zu sehen. Die gestiegenen Martensitwerte haben Einfluss auf die Steigerung der Härte auf der gesamten Oberfläche um etwa 7HRC, was in Bild 4.38 erkennbar ist. Bild 4.39 zeigt in Punkt 4 ab der 30. Sekunde deutliche Änderungen des Eigenspannungsverlaufs, was aus der Änderung der Phasenbildung resultiert. Der Verzug ist in diesem Fall auf der gesamten Wellenoberfläche kleiner geworden (siehe Bild 4.40).

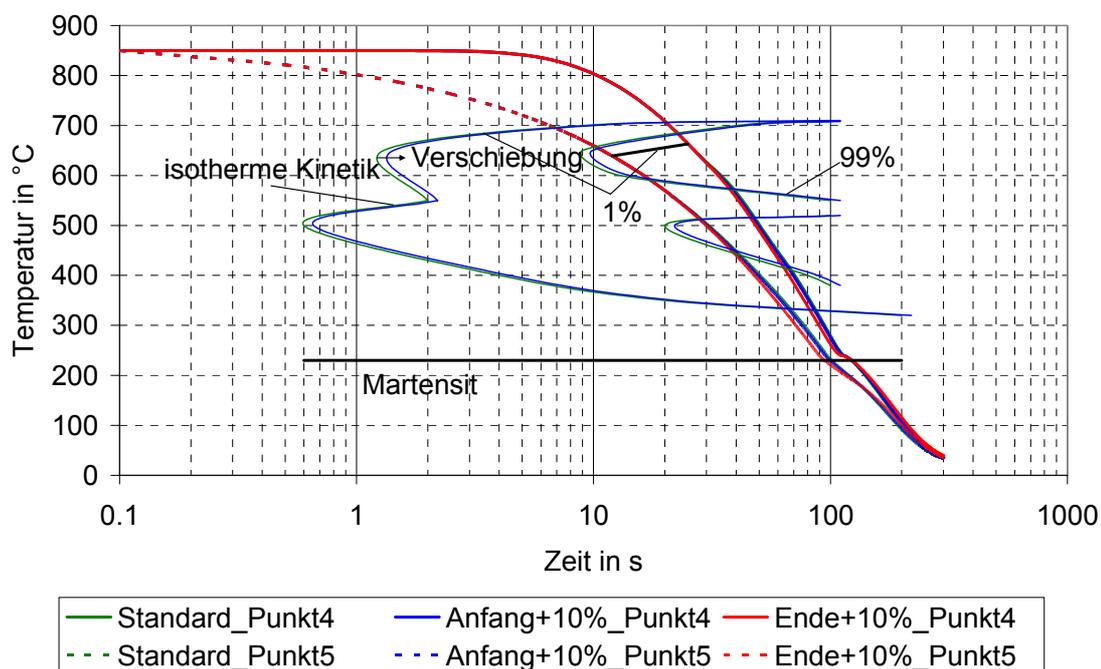


Bild 4.35 Temperaturprofile für 3 verschiedene Abkühlvorgänge in 2 Punkten. Darstellung des Parameters ZTU-Diagramm. Verschiebung von Anfang oder Ende der Kennlinien in Richtung Zeit

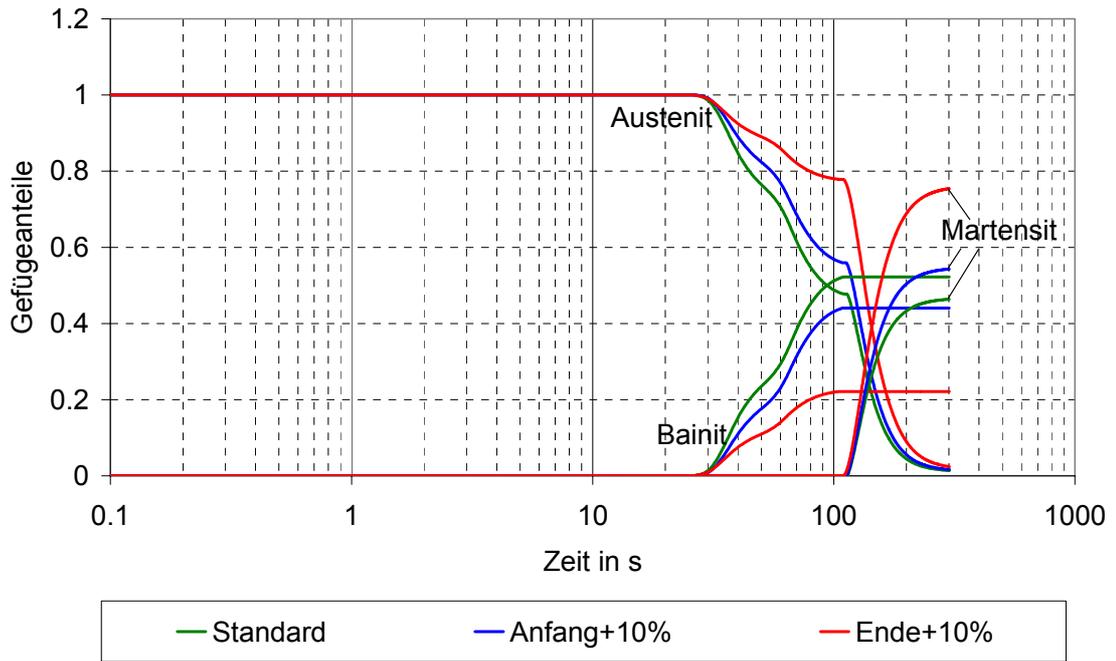


Bild 4.36 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

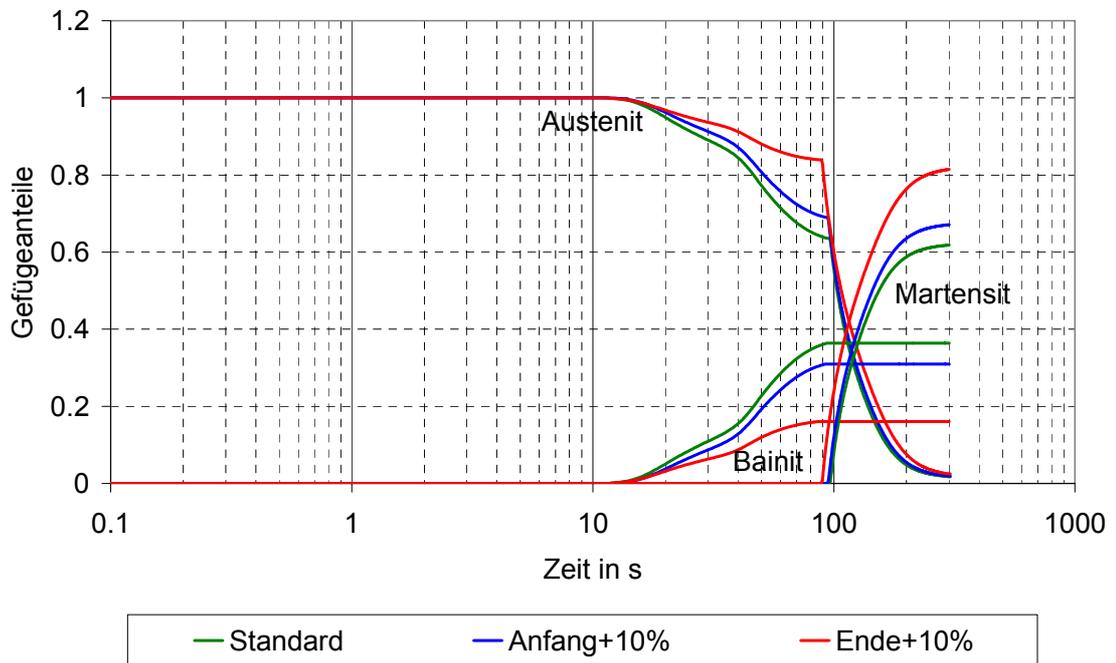


Bild 4.37 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 5

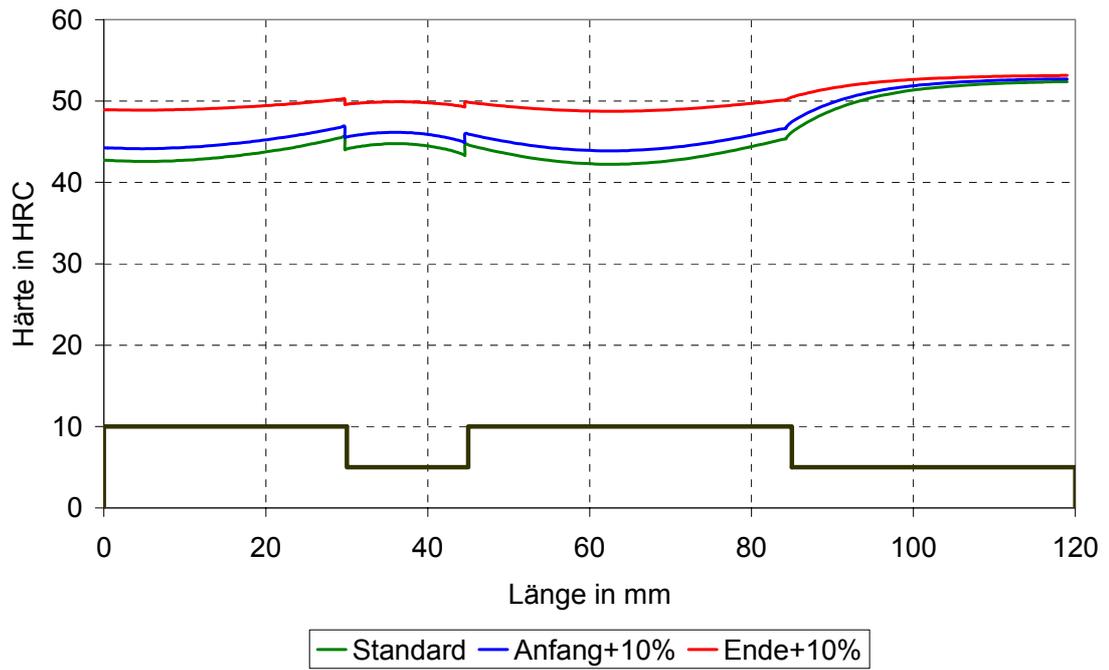


Bild 4.38 Härteprofile an der Wellenoberfläche

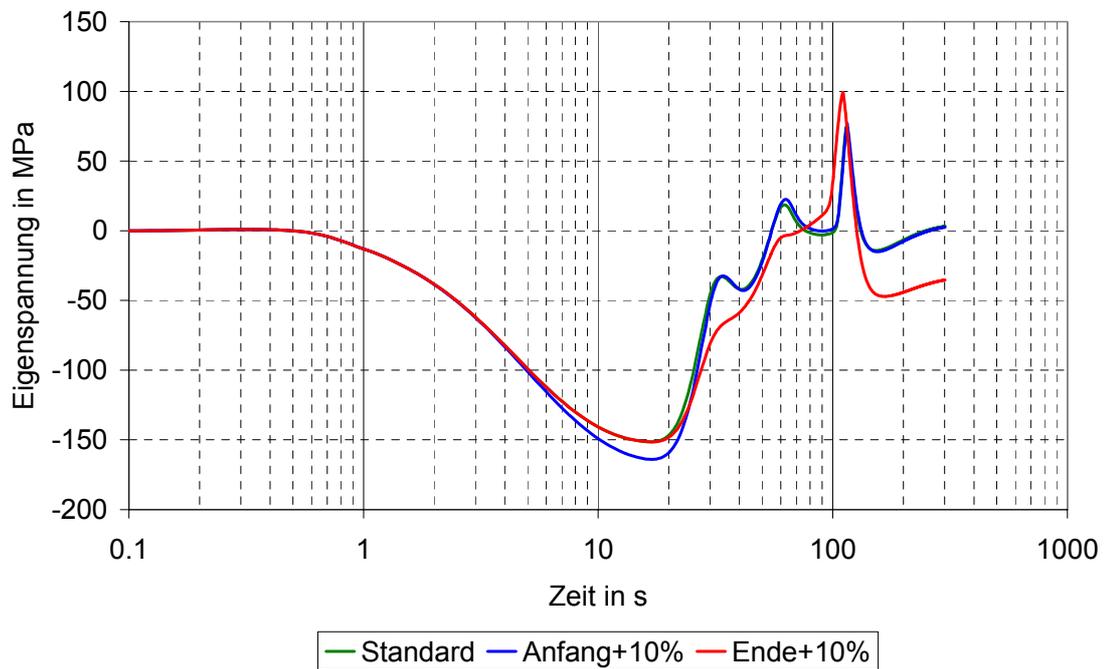


Bild 4.39 Eigenspannungsprofile in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

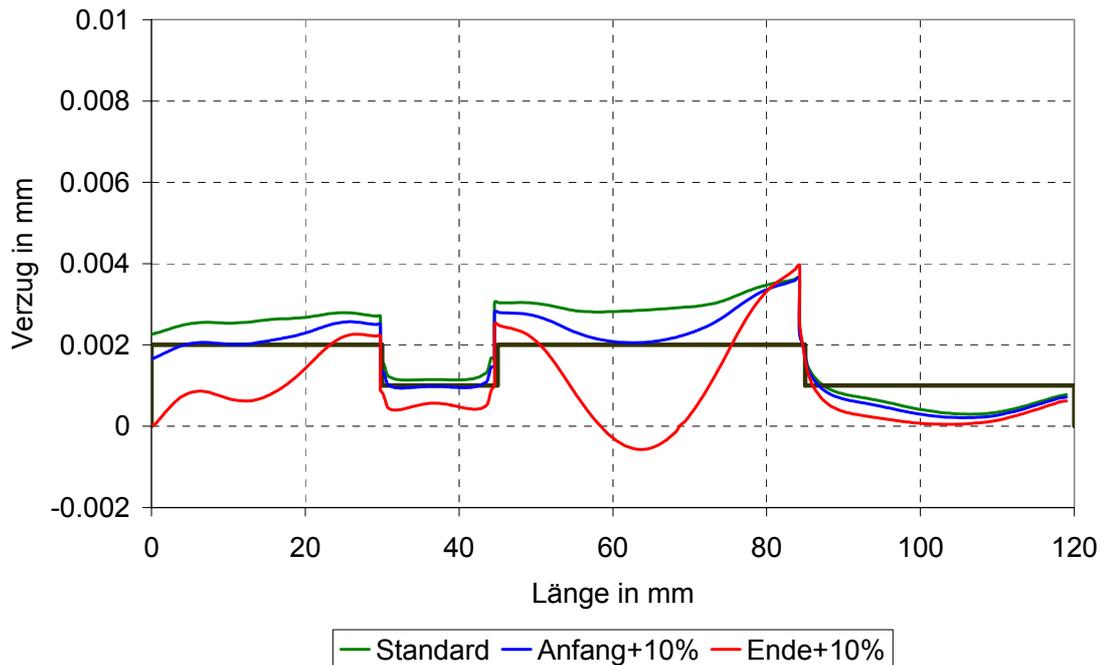


Bild 4.40 Verzugsprofile für 3 verschiedene Parametervarianten

Im nächsten Schritt wurden die entsprechenden Kennlinien der Phasenbildung (Anfang oder Ende) in Richtung der kürzeren Zeiten verschoben. In [Bild 4.41](#) sind die Temperaturverläufe wiederum in Punkt 4 und 5 gezeigt. Die Änderung der Kennlinie, die den Anfang der Phasenbildung beschreibt, hat praktisch keinen Einfluss auf weitere Ergebnisse. Die Verschiebung der zweiten Kennlinie zeigt in Punkt 4 ([Bild 4.42](#)) und Punkt 5 ([Bild 4.43](#)) entsprechend 10- und 8-prozentige Steigerung der Bainitbildung. Diese Änderung hat starken Einfluss auf Härteprofile, die in [Bild 4.44](#) verdeutlicht werden. Die Härte ist um 12HRC gesunken. In [Bild 4.45](#) ist der zeitliche Verlauf der Eigenspannung in Punkt 4 zu sehen. Am Ende des Abkühlprozesses steigt die Eigenspannung um 200MPa an, was eine deutliche Änderung gegenüber dem Ausgangsversuch ist. Erwartungsgemäß steigt auch der Verzug, der in diesem Fall in [Bild 4.46](#) mit einer roten Linie gekennzeichnet ist. Mechanische Stoffwerte wurden hier nicht untersucht, da auch verschiedene Modellansätze existieren. Die Untersuchung der Auswirkung der Stoffwerte und Modellansätze umfasst einen größeren Rahmen, der in dieser Arbeit nicht mehr behandelt werden konnte.

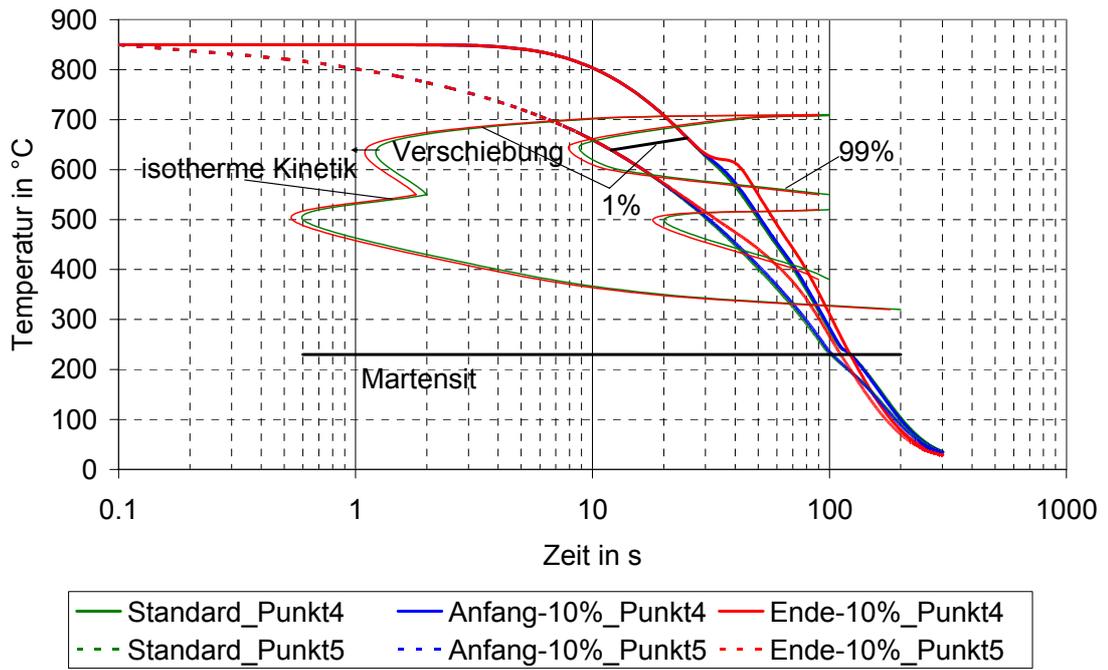


Bild 4.41 Temperaturprofile für 3 verschiedene Abkühlvorgänge in 2 Punkten

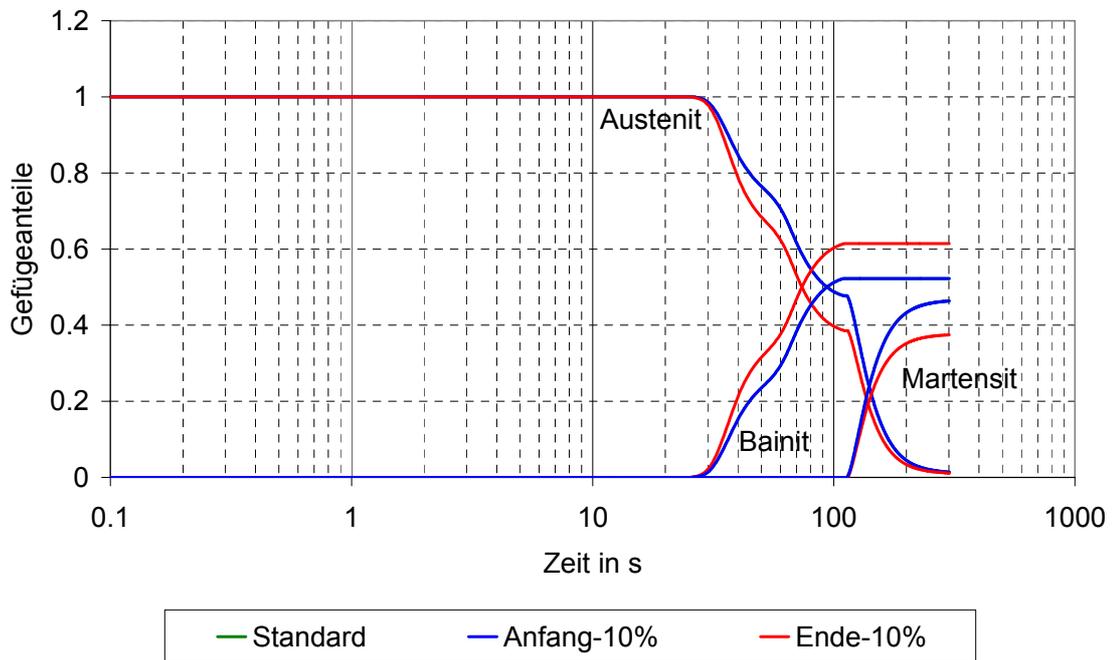


Bild 4.42 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

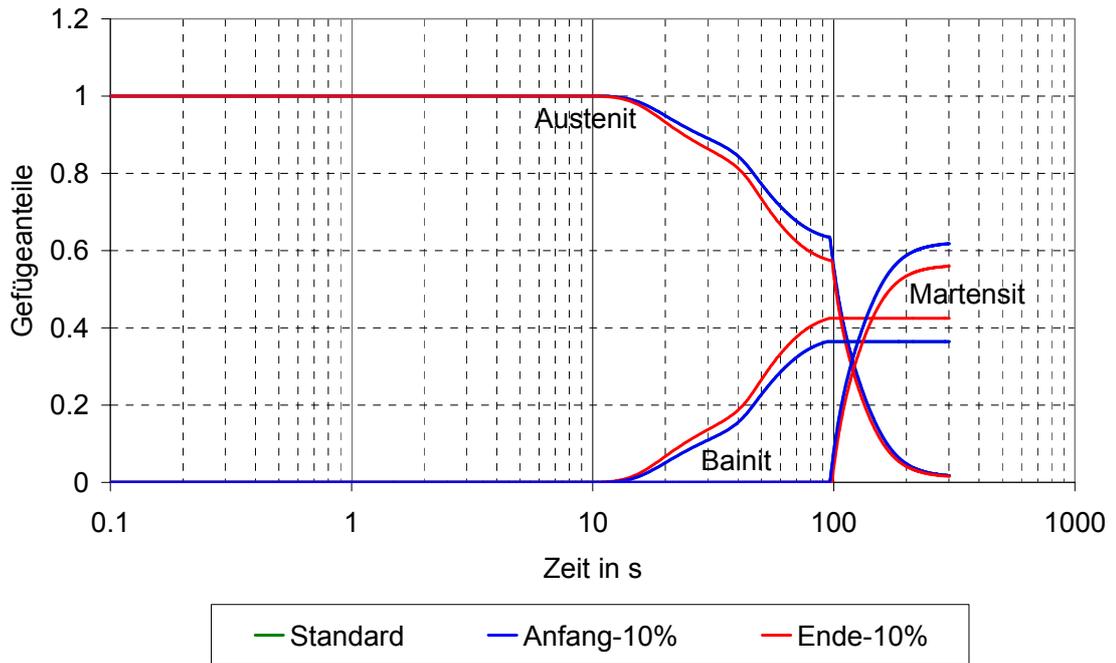


Bild 4.43 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 5

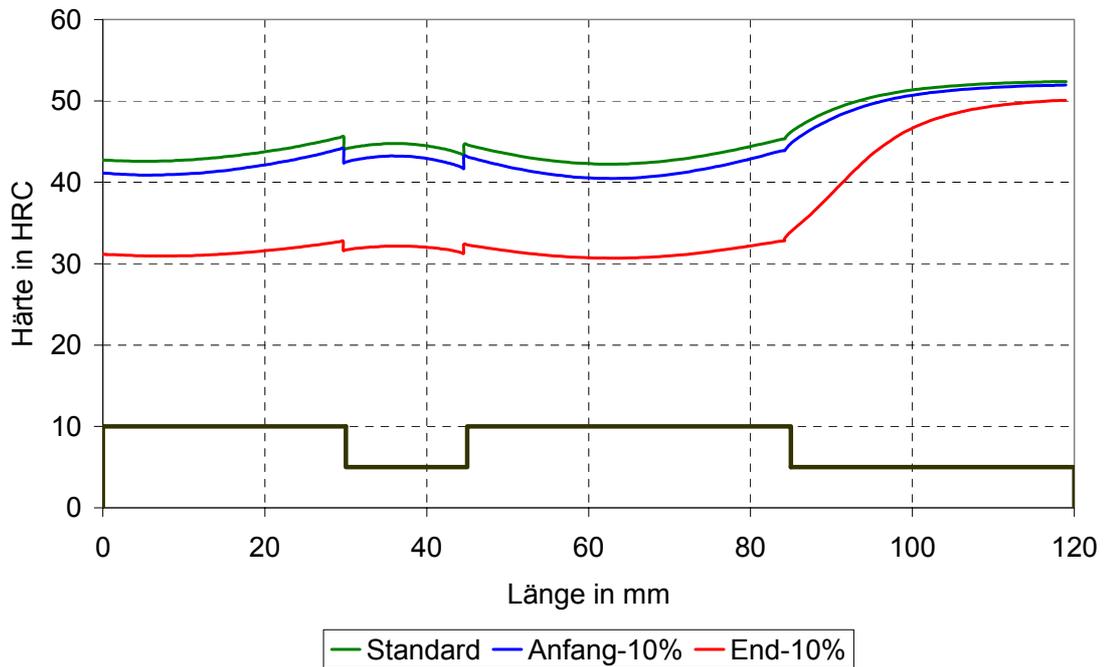


Bild 4.44 Härteprofile an der Wellenoberfläche

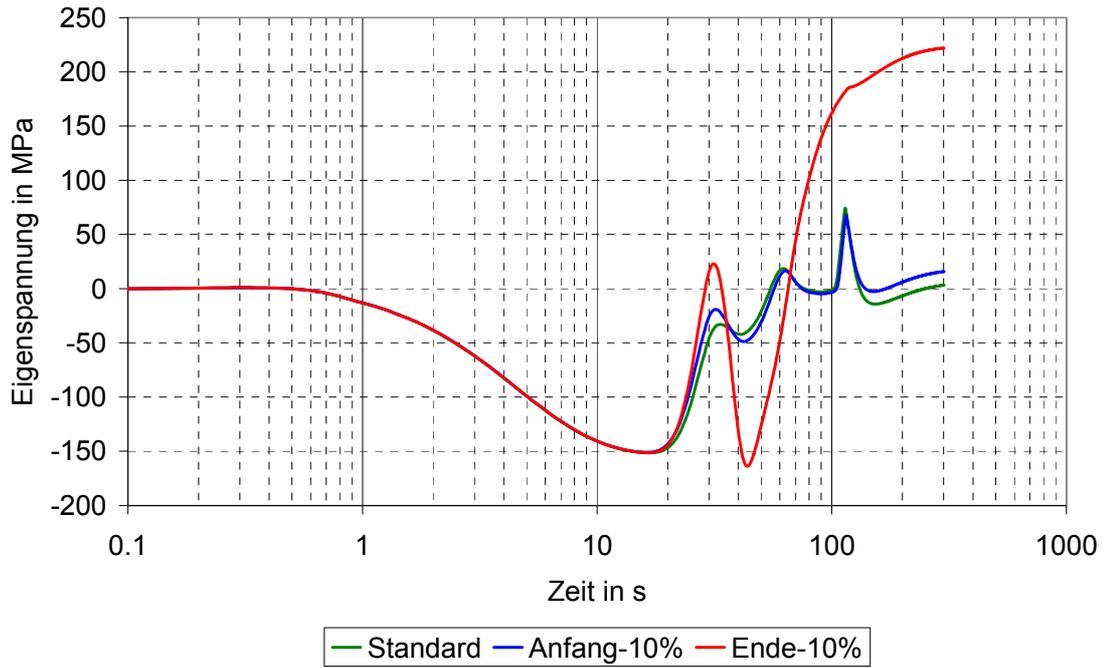


Bild 4.45 Eigenspannungsprofile in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

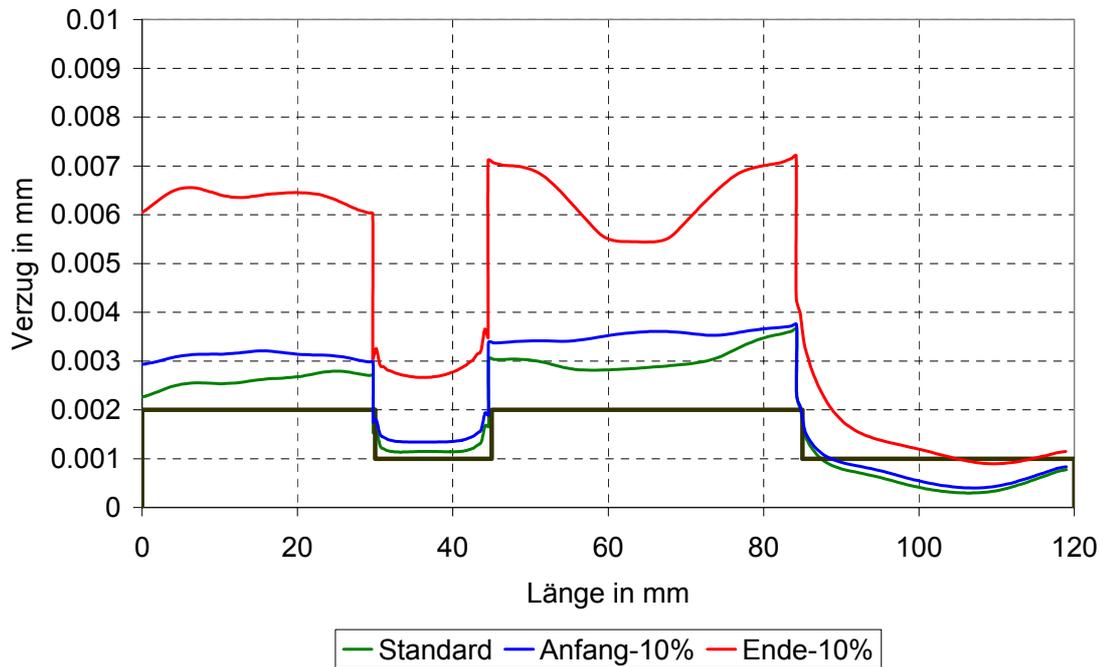


Bild 4.46 Verzugsprofile für 3 verschiedene Parametervarianten

5 EINFLUSS DER KÜHLBEDINGUNGEN

5.1 Einleitung

In diesem Kapitel wird der Einfluss der Kühlbedingungen auf die Phasenumwandlung, die Härte, die Eigenspannungen und den Verzug untersucht. Ein Verzug wurde besonders bei der Scheibe, und eine ungleichmäßige Härte bei der Welle festgestellt. Die Kühlbedingungen können erstens durch bestimmte Kühlverfahren beeinflusst werden. Hier werden drei verschiedene Kühlverfahren erforscht: das Eintauchen in Flüssigkeitsbäder, das Kühlen mit Gasdüsenfeldern und das Kühlen mit Sprays. Zweitens können die Kühlbedingungen durch gezielte Einströmung eingestellt werden. Drittens lassen sich die Kühlbedingungen durch zeitliche Veränderung des Wärmeübergangskoeffizienten beeinflussen. Auf diese drei Möglichkeiten wird jetzt eingegangen.

5.2 Einfluss des Kühlverfahrens

Bei den verschiedenen Kühlverfahren treten prinzipielle Unterschiede in der Höhe und im örtlichen Verlauf des Wärmeübergangskoeffizienten auf. Um hohe Wärmeübergangskoeffizienten zu bekommen, werden in der Praxis Abkühlprozesse mit Flüssigkeiten durchgeführt, zum Beispiel werden Bauteile in Ölbäder eingetaucht. Dies ist eine einfache Methode, die bei Massengütern vielfach angewendet wird. Das Problem hier ist, dass der Dampffilm in Ecken und Kanten sofort bricht, wobei in massenreichern Teilen er länger stabiler, wie in Kapitel 1.5 beschrieben worden ist. Das führt dazu, dass in Ecken und Kanten sehr hohe Wärmeübergangskoeffizienten und in restlichen Teilen sehr niedrige Wärmeübergangskoeffizienten eintreten.

In Bild 5.1 ist dieser Verlauf schematisch vorgegeben. Hier sieht man eine Welle, wo in den Kanten der Wert von $3000\text{W/m}^2/\text{K}$ gewählt worden ist. In anderen Bereichen wurde der Wert von $1000\text{W/m}^2/\text{K}$ gewählt. Um die Leidenfrostproblematik zu umgehen, wurden Gasdüsenfelder eingesetzt. Mit diesen Gasdüsenfeldern kann man einen relativ gleichmäßigen Verlauf der Wärmeübergangskoeffizienten einstellen. Zum Vergleich wurde ein Wärmeübergangskoeffizient von $480\text{W/m}^2/\text{K}$ gewählt, was dem bisherigen

Standardfall entspricht. Mit Gas können zwar noch höhere Wärmeübergangskoeffizienten eingestellt werden, dies ist aber nur mit großem Aufwand, das heißt mit extrem hohen Gasgeschwindigkeiten und sehr kleinen Düsendurchmessern zu erreichen. Als drittes Verfahren ist eine Spraykühlung gewählt worden. Bei Einsatz von Wassersprays hängen die Wärmeübergangskoeffizienten von der Wasserbeaufschlagungsdichte ab. Düsen haben meistens eine Wasserbeaufschlagungsdichteverteilung, die der Gaussschen Verteilung entspricht. Dieser Verlauf ist durch diese blaue Linie angenähert worden. Dieser Verlauf ist genau dem des Ölbadegegengesetzt. Der Spitzenwert ist bewusst so festgelegt worden, dass die mittleren Wärmeübergangskoeffizienten beim Spray- und Ölbad etwa gleich sind.

In Bild 5.2 sind die Temperaturverläufe für die Abkühlung mit unterschiedlichen Kühlverfahren gezeigt. Die Abkühlung zeigt für die Ölbad- und Sprays gleiche Temperaturverläufe in Punkt 4, weil dort die gleichen Wärmeübergangskoeffizienten eingestellt worden sind. In Punkt 5 sind die Verläufe sehr unterschiedlich. Bei der Gaskühlung sind die Abkühlverläufe langsamer, weil hier die geringeren Wärmeübergangskoeffizienten eingestellt worden sind.

In Bild 5.3 und in Bild 5.4 sind die zeitlichen Verläufe der Gefügeanteile in Punkt 4 und Punkt 5 entsprechend dargestellt. Die Abkühlung im Ölbad produziert aufgrund der schnellsten Abkühlung in beiden Punkten über 90% Martensit. Beim Einsatz von Stickstoff, trotz anderer Verteilung der Wärmeübergangskoeffizienten, werden auch in beiden Punkten fast 90% Martensitanteile erreicht.

In Bild 5.5 ist der örtliche Verlauf der Härte zu sehen. Da bei der Ölbad- und Spraykühlung 90% Martensit erzielt wurde, hat die Härte fast überall Maximalwerte erreicht. Deswegen sind im örtlichen Verlauf kaum noch Unterschiede vorhanden. Für den Verlauf der Härte ist nicht entscheidend, ob in Ölbad oder Spray gekühlt wird. Bei der Gaskühlung treten dagegen Unterschiede auf, weil aufgrund der niedrigeren Wärmeübergangskoeffizienten maximale Werte nicht erreicht werden konnten.

In Bild 5.6 ist der zeitliche Verlauf der Eigenspannungen miteinander verglichen, und zwar für Punkt 4. Die Schwankungen des

Eigenspannungsverlaufes im Bereich der bainitischen Umwandlung sind nur bei der Abkühlung mit Stickstoff zu sehen, weil in anderen Fällen nur maximal 10% Bainit entstanden ist. Mit einer schnellen Abkühlung im Ölbad erreicht man zwar hohe Härteverläufe, bekommt aber auch höchste Eigenspannungen in Bauteilen und große Änderungen der Durchmesser auf der Oberfläche. Die Ölbadkühlung hat extrem hohe Eigenspannungen, die Gaskühlung dagegen gibt die geringsten Eigenspannungen, was hier mit geringeren Abkühlgeschwindigkeiten zu begründen ist.

In *Bild 5.7* wird schließlich der Einfluss der Wärmeübergangskoeffizienten auf den Verzug diskutiert. Sowohl bei Ölbad wie auch bei Spray treten große Unterschiede im Verzugverlauf auf. Beim Spray aber lässt sich im Gegenteil zu Ölbad der Wärmeübergangskoeffizient beeinflussen. Im nächsten Abschnitt wird untersucht, inwieweit mit diesem Profil der Wärmeübergangskoeffizienten der Verzug und die Eigenspannungen beeinflusst werden können.

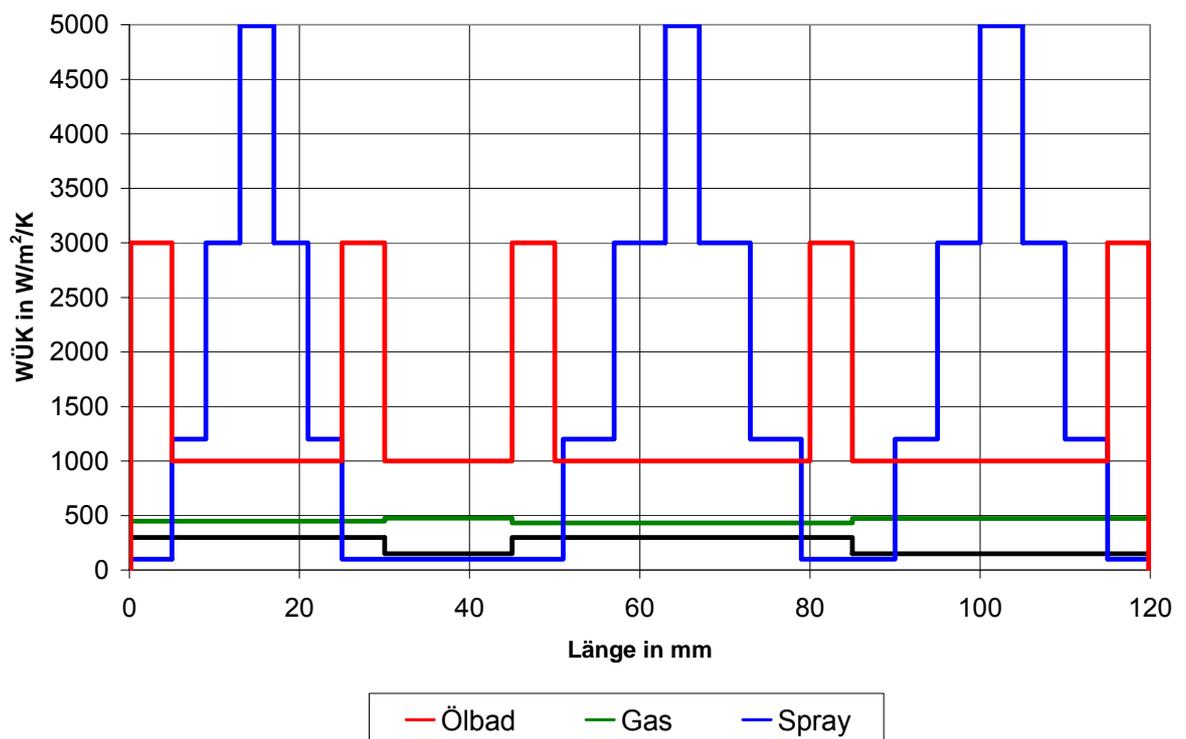


Bild 5.1 Verteilung der Wärmeübergangskoeffizienten für drei Kühlverfahren

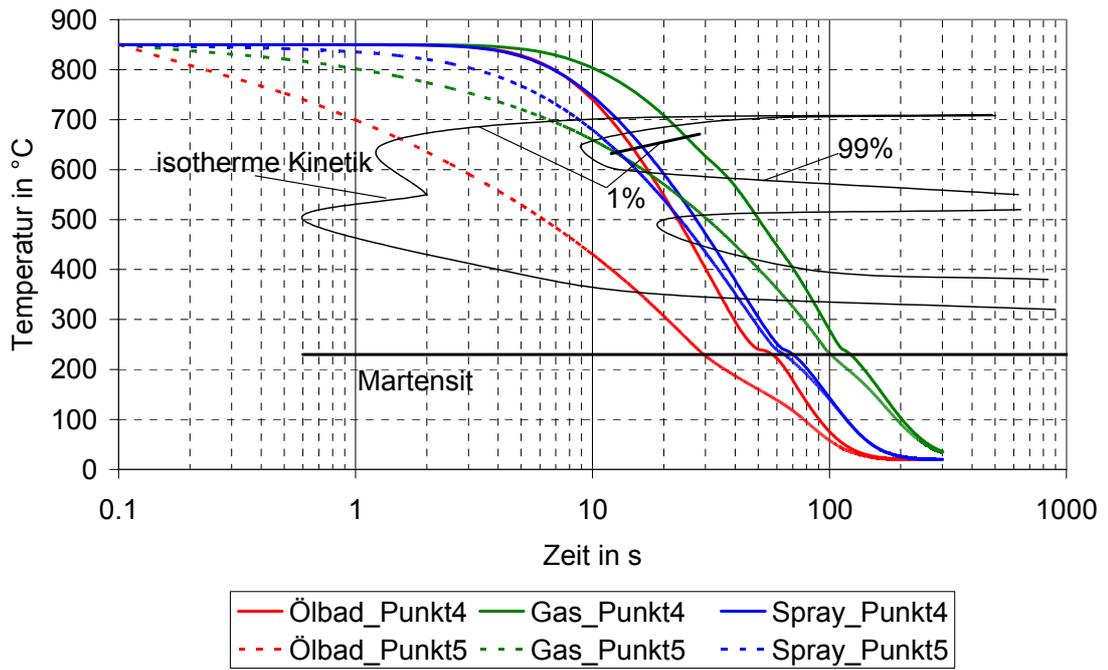


Bild 5.2 Temperaturverläufe für drei verschiedene Abkühlmedien in zwei Punkten

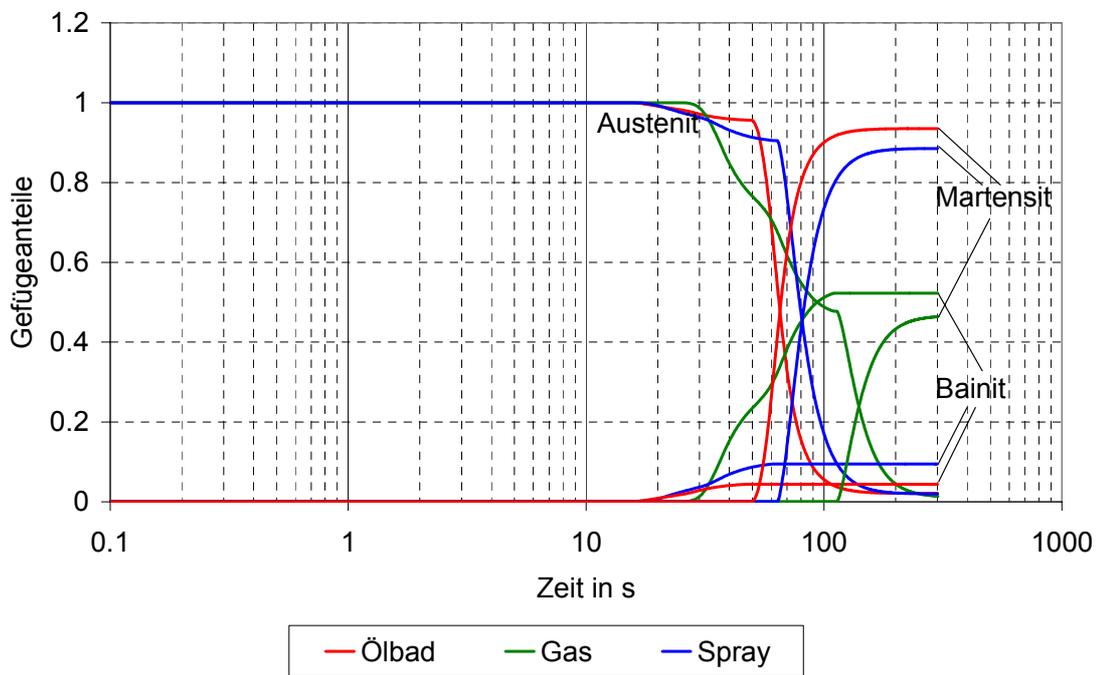


Bild 5.3 Endgefüge in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

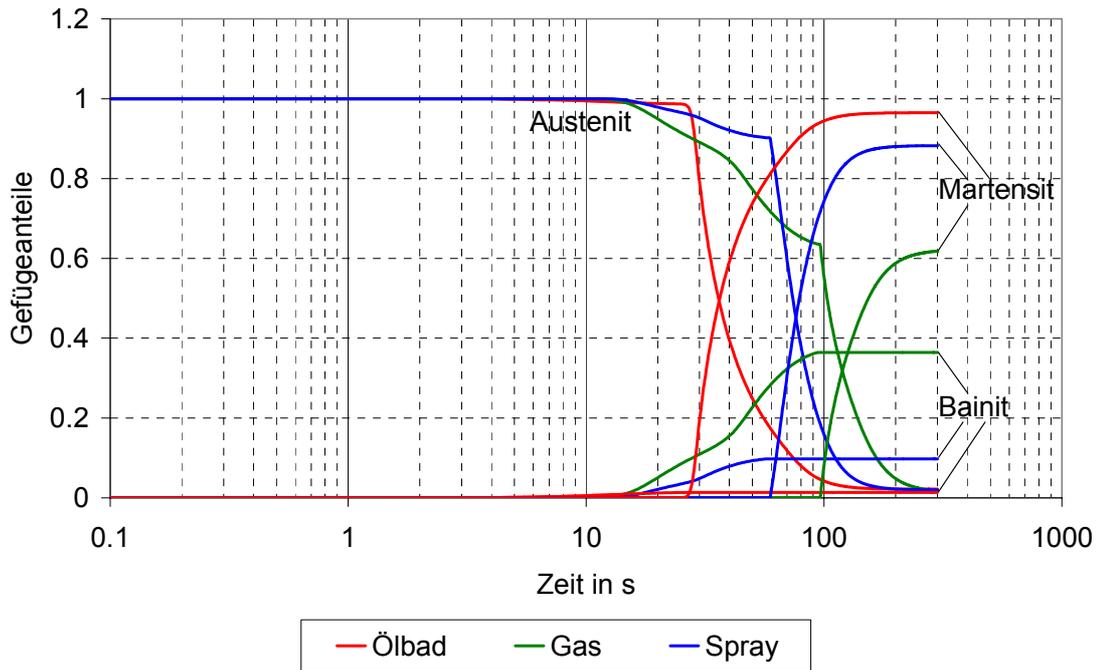


Bild 5.4 Endgefüge in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 5

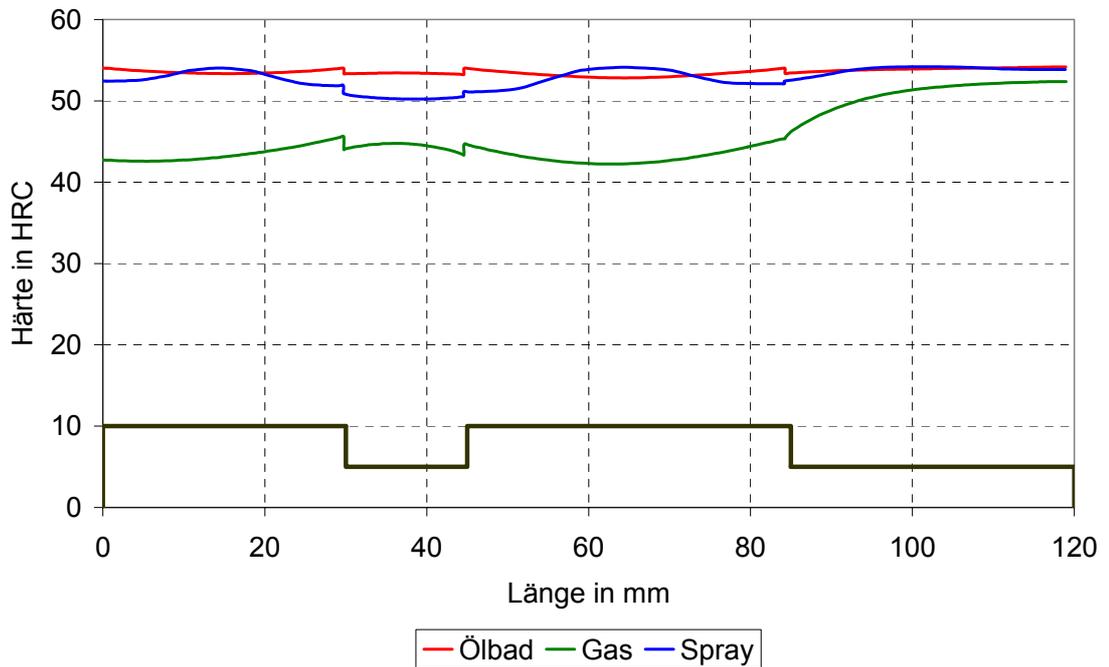


Bild 5.5 Härteverläufe an der Wellenoberfläche

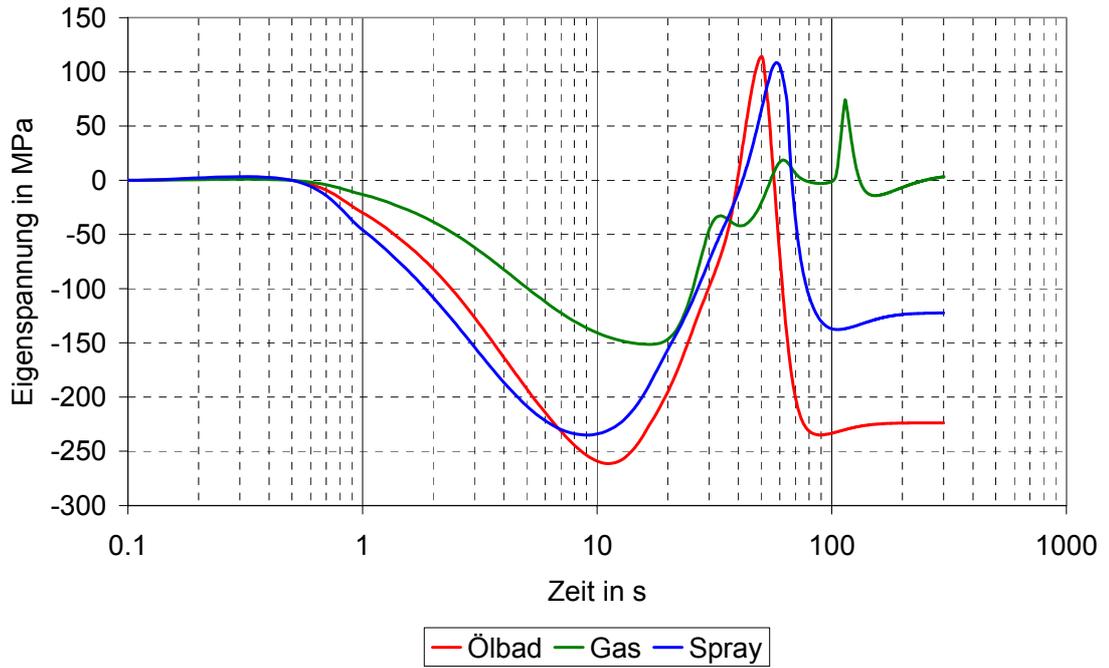


Bild 5.6 Eigenspannungsprofile in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

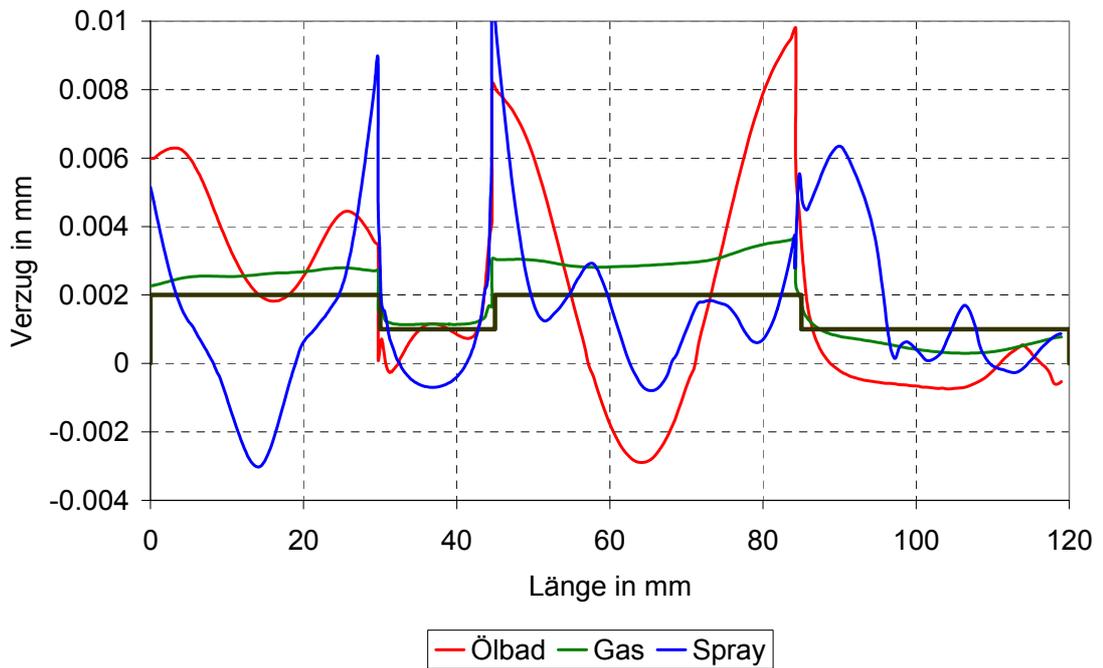


Bild 5.7 Verzugsprofile für drei Abkühlmedien

5.3 Einfluss des örtlichen Wärmeübergangskoeffizienten am Beispiel der zylindrische Probe

In diesem Kapitel wird untersucht, wie mit einer gezielten Einstellung der örtlichen Verteilung des Wärmeübergangskoeffizienten auf der Basis von Simulationsrechnungen die Abschreckung optimiert werden kann. Unter der Optimierung wird ein möglichst gleichmäßiger Verlauf der Oberflächenhärte, die Reduzierung von Eigenspannungen und ein geringer Verzug verstanden.

In Bild 5.8 ist die Welle mit den insgesamt 9 verschiedenen Oberflächen gezeigt. Für jede Fläche wurden verschiedene Wärmeübergangskoeffizienten ausprobiert. Solche Werte lassen sich technisch in einem Düsenfeld einstellen, indem jede Düse durch einen anderen Volumenstrom durchströmt wird. Die Oberflächen 2 und 6 wurden jeweils mit 3 verschiedenen Werten ausprobiert, entsprechend der drei Düsen, die auf diese Oberfläche gerichtet sind. Die Oberfläche 8 wurde entsprechend mit 4 Werten ausprobiert.

In der Tabelle 5.1 sind die Wärmeübergangskoeffizienten für die verschiedenen Flächen angegeben, und zwar in der ersten Spalte für den bisherigen Standardfall und in der zweiten Spalte für den hier optimierten Fall. Im Ausgangsfall besitzen alle Düsen die gleiche Austrittsgeschwindigkeit, so dass die Wärmeübergangskoeffizienten aller Flächen in vertikaler Richtung mit Werten zwischen 432 und 472 relativ gleich sind. Lediglich die nicht bedüsten Stirnflächen 1 und 9 weisen deutlich geringere Wärmeübergangskoeffizienten auf. Im optimierten Fall zeigen die Wärmeübergangskoeffizienten mit Werten von 171 bis 700 deutlich größere Unterschiede. In Bild 5.9 ist der Verlauf der Wärmeübergangskoeffizienten grafisch verdeutlicht. Man erkennt an den gestrichelten Linien für den Wärmeübergangskoeffizienten im Ausgangsfall die relativ gleichmäßige Verteilung. Demgegenüber sind im optimierten Fall die Wärmeübergangskoeffizienten in der Mitte der dicken Wellenbereiche deutlich angehoben und im Bereich der kleinen Durchmesser deutlich gesunken. Nur im Bereich der Kanten sind die Wärmeübergangskoeffizienten etwa gleich geblieben.

Die Auswirkungen der neuen Verteilung des Wärmeübergangskoeffizienten werden zunächst am Temperaturfeld erläutert. Hierzu ist in Bild 5.10 der Verlauf der Temperatur auf der Achse nach 300s für die große zylindrische Probe

gezeigt. Hieraus wird ersichtlich, dass dieser Verlauf gegenüber dem Standardfall erheblich gleichmäßiger ist. Die Temperaturunterschiede werden von etwa 9K auf etwa 1K abgebaut.

In Bild 5.11 ist das Temperaturfeld für diese Wellen nach 200s Abkühlzeit im Querschnitt dargestellt, und zwar wiederum für den Standardfall und den hier optimierten Fall. Man erkennt, wie bei allen Radien die Längsverteilung der Temperatur erheblich gleichmäßiger wird.

In Bild 5.12 sind die zugehörigen Verteilungen der Eigenspannung im Querschnitt miteinander verglichen. Hieraus wird ersichtlich, dass im hier optimierten Fall insbesondere die Eigenspannungsspitzen bei den Einkerbungen drastisch abgebaut werden.

Der Härteverlauf wird schließlich in Bild 5.13 dargestellt. Das Niveau der Härtewerte ist zwar bei den verschiedenen Abschnitten der Welle noch unterschiedlich, der örtliche Verlauf in diesen Abschnitten konnte jedoch gleichmäßiger werden. Die Härte variiert im Standardfall zwischen 42-52HRC, und im optimierten Fall zwischen 38-43HRC. In Bild 5.14 werden die Verzugsverläufe für Ausgangsversuch und Optimierung gezeigt. In den ersten drei Abschnitten der Welle konnte der Verzug minimiert werden und bleibt für die gesamte Welle sehr gering.

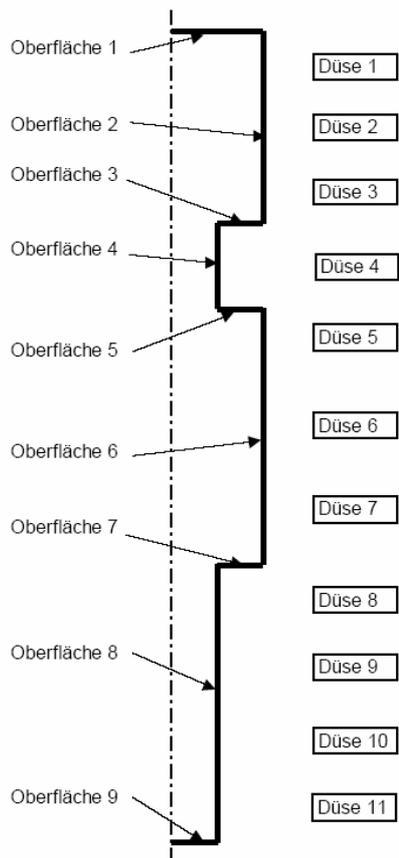


Bild 5.8 Bezeichnungen einzelner Abschnitte der zylindrischen Proben

Oberfläche	WÜK-Standard (Mittelwert)	WÜK-Optimiert (Mittelwert)
	W/(m ² *m*K)	W/(m ² *m*K)
1	177	119
2 (Düse 1)	449	300
2 (Düse 2)	449	700
2 (Düse 3)	449	450
3	393	145
4	475	175
5	385	145
6 (Düse 5)	432	520
6 (Düse 6)	432	700
6 (Düse 7)	432	430
7	396	176
8 (Düse 8)	472	210
8 (Düse 9)	472	210
8 (Düse 10)	472	190
8 (Düse 11)	472	171
9	169	119

Tabelle 5.1 Wärmeübergangskoeffizienten für die große zylindrische Probe

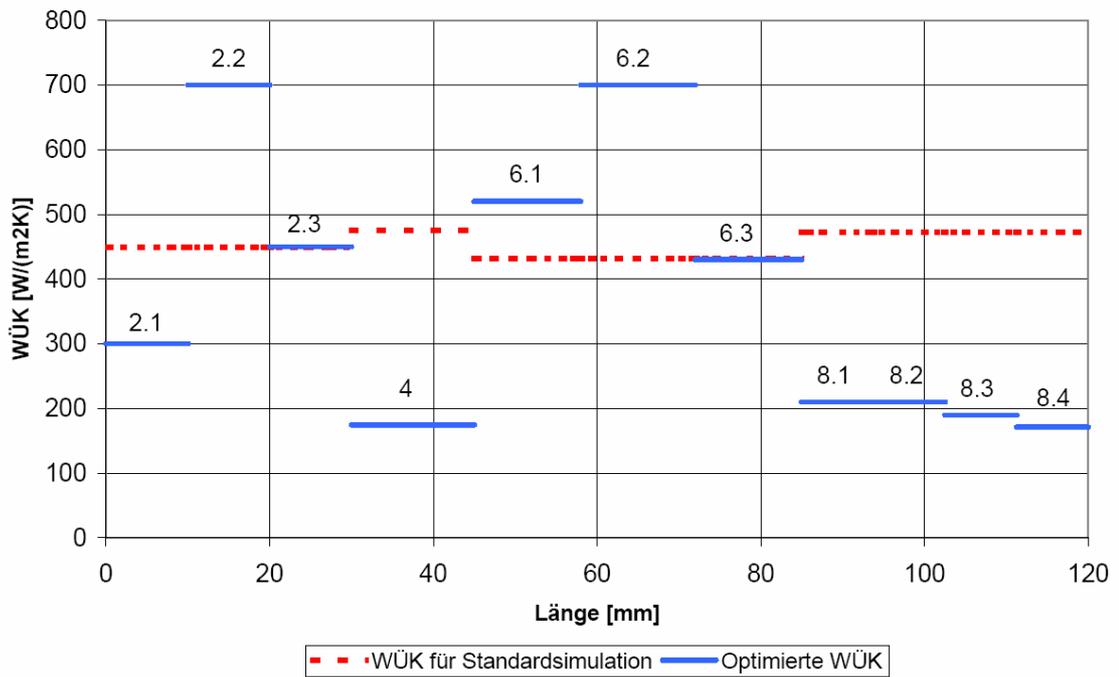


Bild 5.9 Verteilung der Wärmeübergangskoeffizienten für die große zylindrische Probe

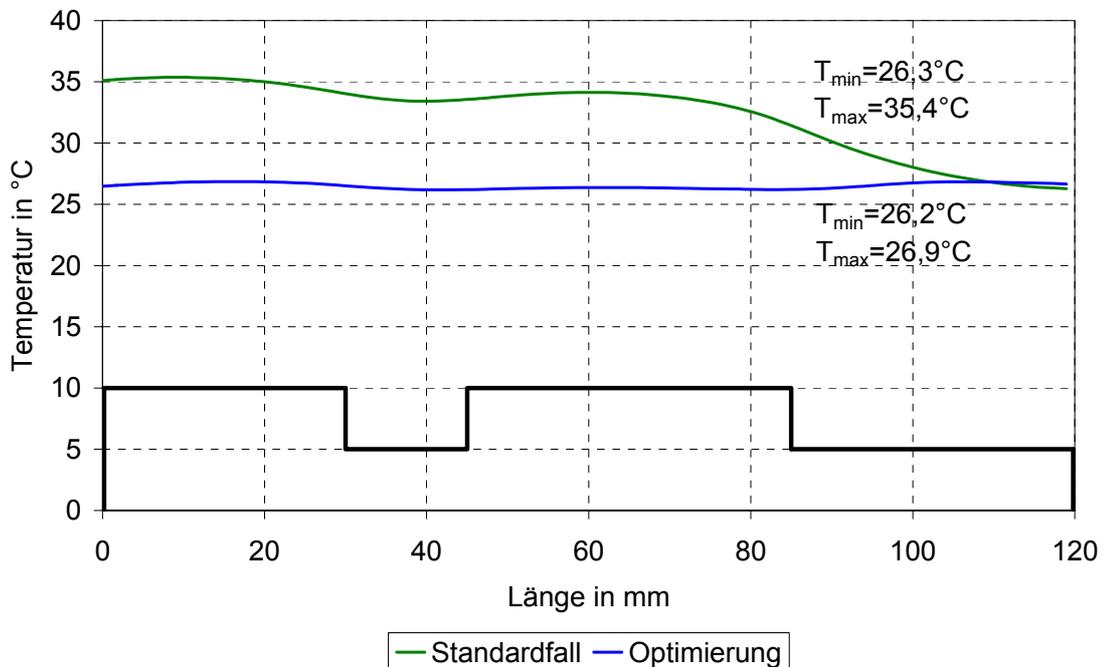


Bild 5.10 Temperaturverlauf in der Wellenachse für die große zylindrische Probe nach 300s.

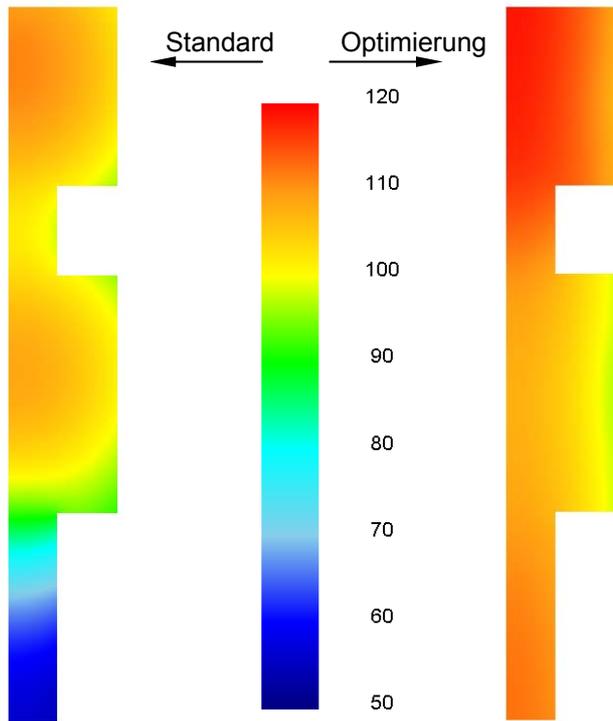


Bild 5.11 Temperaturfeld in °C für die große zylindrische Probe nach 200s Abkühlzeit

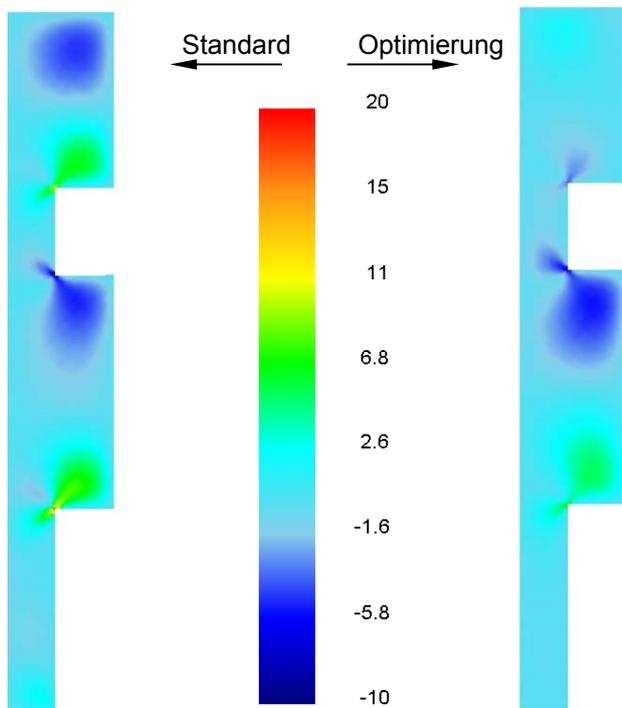


Bild 5.12 Eigenstressfeld in MPa für die große zylindrische Probe nach 200s Abkühlzeit

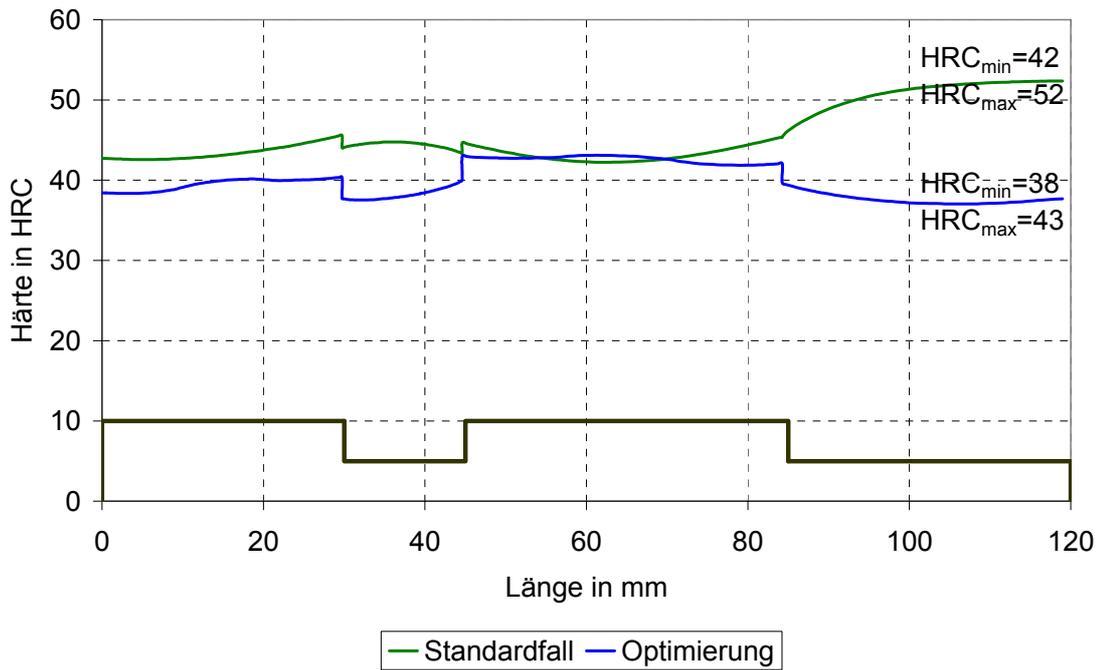


Bild 5.13 Verlaufsvergleich der Härteprofile für die große zylindrische Probe

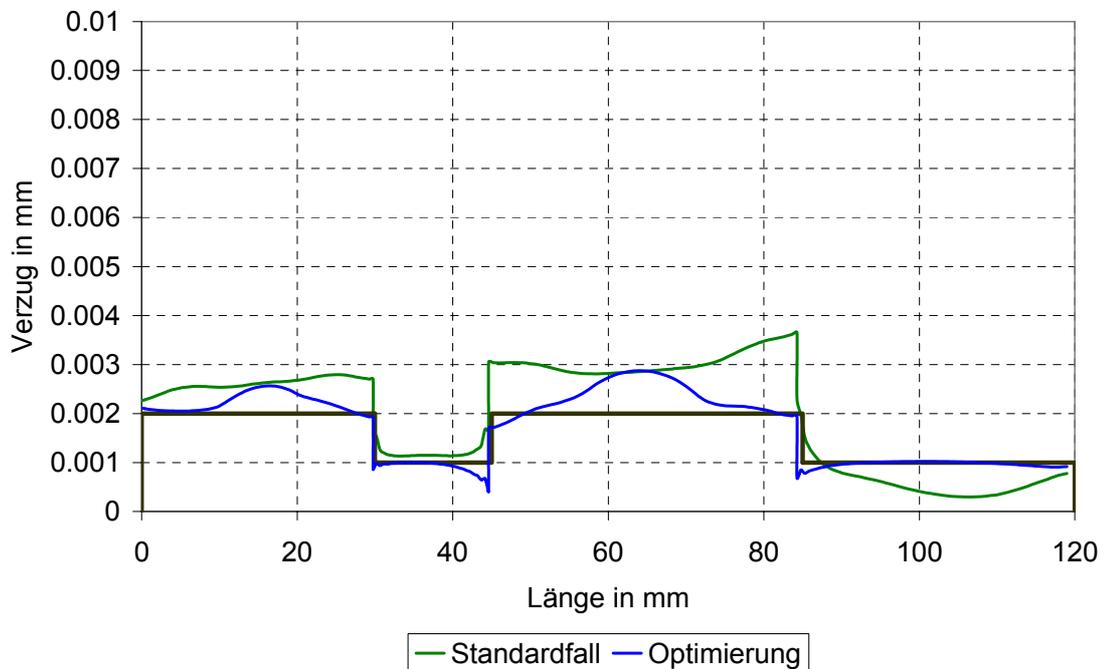


Bild 5.14 Verlaufsvergleich des Verzuges für die große zylindrische Probe

5.4 Einfluss des örtlichen Wärmeübergangskoeffizienten am Beispiel der asymmetrischen Flachprobe

Die asymmetrische Flachprobe hatte einen starken Verzug gezeigt, der prinzipiell in Bild 5.15 zu sehen ist. In diesem Abschnitt wird untersucht, inwieweit der Verzug durch eine definierte örtliche Verteilung der Wärmeübergangskoeffizienten verringert werden kann. Es wurden zwei Varianten für die Abkühlung der asymmetrischen Scheibe gemacht. Aufgrund der in Bild 5.16 gezeigten Temperaturprofile wurde eine neue Verteilung der Wärmeübergangskoeffizienten vollzogen, die in Bild 5.17 präsentiert ist. Für die Berechnung der Flachprobe musste ein 3D-Modell angewandt werden. Aufgrund der Symmetrie wurde zwar nur eine Hälfte diesen Berechnungen unterzogen, trotz dieser Vereinfachung dauerte jedoch eine Berechnung fast 2 Tage. Als Simulationen wurden durchgeführt:

Simulation 1 → $WÜK\ 1 = WÜK\ 2 = 250\text{W/m}^2/\text{K}$;

Simulation 2 → $WÜK\ 1(300\text{W/m}^2/\text{K}) > WÜK\ 2(250\text{W/m}^2/\text{K})$;

Simulation 3 → $WÜK\ 1(250\text{W/m}^2/\text{K}) < WÜK\ 2(300\text{W/m}^2/\text{K})$.

Die Ergebnisse werden in Bild 5.18 dargestellt. Die Genauigkeit der Bohrung wurde durch die Änderung der Abkühlbedingung leicht geändert, jedoch der Verzug konnte mit dieser Strategie nicht minimiert werden.

In Bild 5.19 ist die prinzipielle Darstellung der zeitlichen Entwicklung des Verzuges in Punkt A gezeigt. Punkt A ist in Bild 5.15 zu sehen. Die maximale Abweichung in Richtung x-Achse erreicht der Punkt nach 60s Abkühlzeit, allerdings ist am Ende des Abkühlprozesses die Abweichung kleiner.

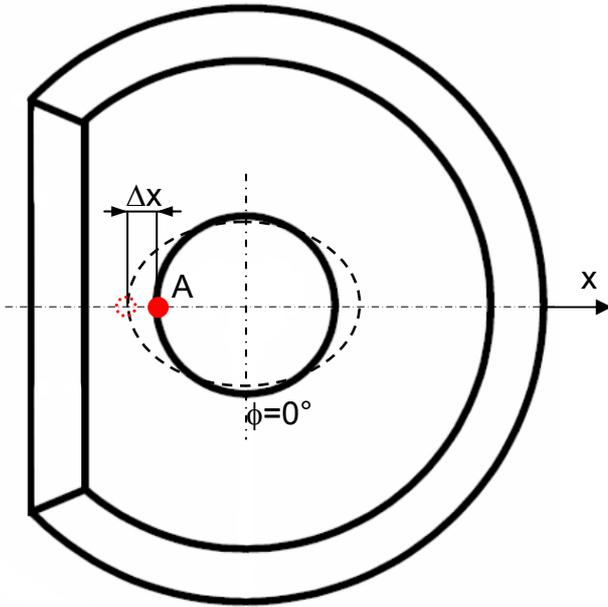


Bild 5.15 Schematische Darstellung des Verzuges im Bereich der Scheibenbohrung

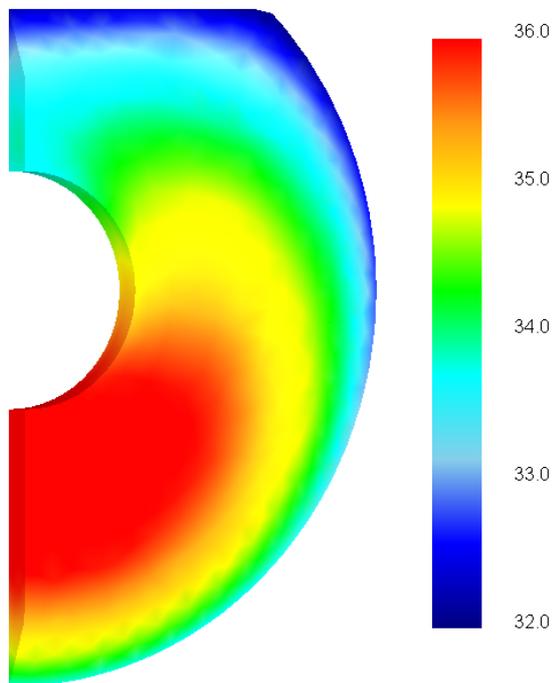


Bild 5.16 Temperaturprofile in °C der asymmetrischen Flachprobe nach 150s Abkühlzeit

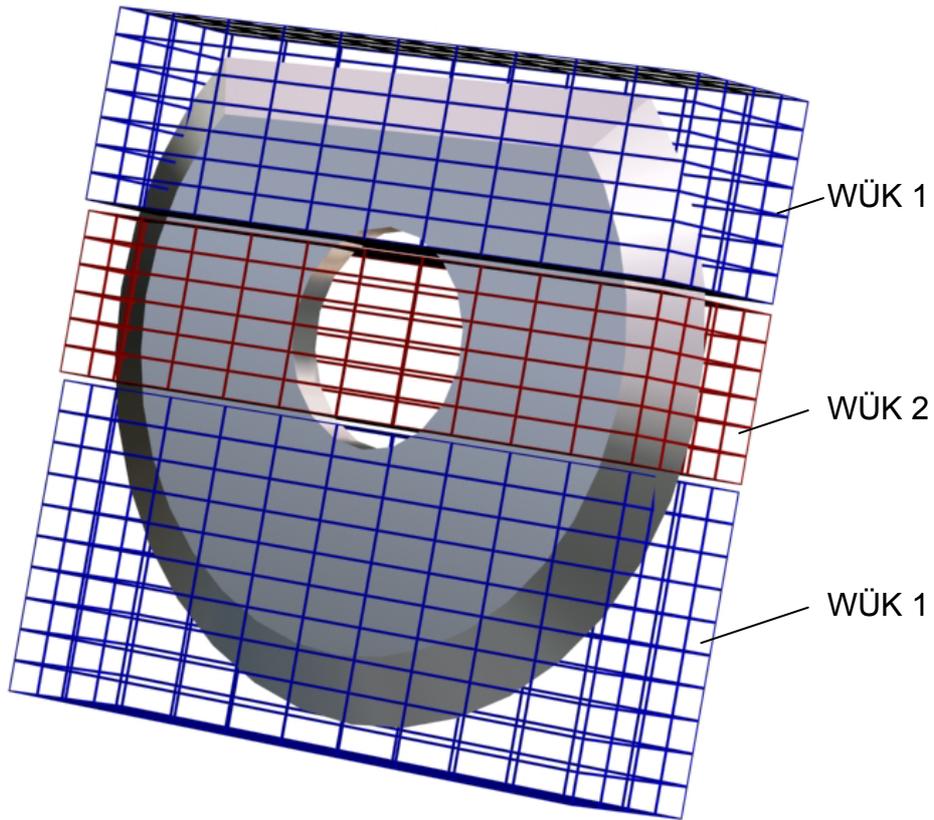


Bild 5.17 Verteilung der Wärmeübergangskoeffizienten

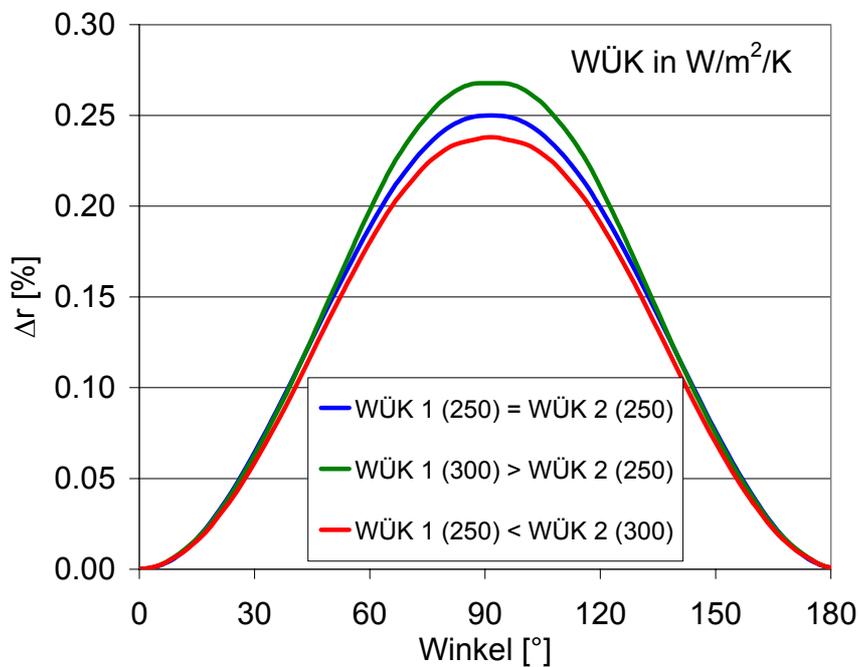


Bild 5.18 Berechnete Bohrungsänderung in % nach der Abkühlung der großen Flachprobe

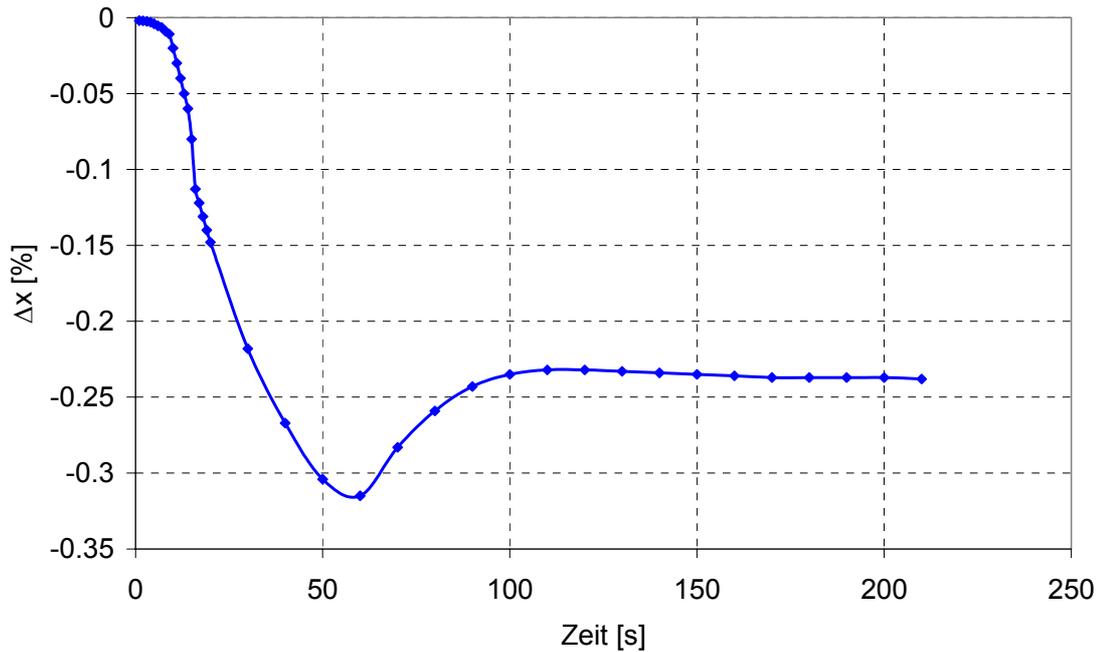


Bild 5.19 Prinzipielle Darstellung der zeitlichen Entwicklung des Verzuges in Punkt A

5.5 Zeitliche Veränderung der Wärmeübergangskoeffizienten

In der Praxis wird oft diskutiert, ob durch eine zeitliche Regelung des Wärmeübergangskoeffizienten Eigenspannungen und Verzug beeinflusst werden können. Der Einfluss der zeitlichen Änderung wird hier prinzipiell untersucht.

Das Abkühlverfahren lässt sich zeitlich einfach steuern, indem zu einem bestimmten Zeitpunkt der Abkühlprozess angehalten und dann wieder fortgeführt wird. In *Bild 5.20* werden drei Varianten einer solchen Abkühlung gezeigt. Variante 1 stellt die Abkühlung mit einem Referenz-WÜK

($\alpha_{\text{referenz}} = 500 \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \text{K}}$) in der Zeit von 0 bis 90 und von 201 bis 300 Sekunden dar.

Zwischen der 91. und der 200. Sekunde wird die Abkühlung unterbrochen

($\alpha = 10 \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \text{K}}$), was noch vor der martensitischen Phasenumwandlung

stattfindet. Die zweite Variante beschreibt eine zeitliche Unterbrechung der Abschreckung in der Zeit von 11 bis 50 Sekunden. Diese passiert kurz vor der bainitischen Phasenumwandlung. In Variante 3 wird die Abkühlung in der Zeit

von 41 bis 110 Sekunden, im Bereich der bainitischen Umwandlung, unterbrochen. Im Standardfall wird kontinuierlich mit dem in der Tabelle 5.1 angegebenen Wärmeübergangskoeffizienten gekühlt.

In Bild 5.21 werden die drei Abkühlvorgänge mit dem Standardfall für Punkt 4 und Punkt 5 miteinander verglichen. Punkt 5 ist auf der Oberfläche der Welle und Punkt 4 im Kern platziert. Während die Welle keine Wärme abgibt, fließt Wärme vom heißen Kern zur kälteren Oberfläche, so dass die Temperatur in Punkt 5 ansteigt. Ein besonders starker Temperaturanstieg tritt zwischen der 60. und 90. Sekunde auf (Variante 3). In dieser Zeit findet die bainitische Phasenumwandlung statt.

In Bild 5.22 und Bild 5.23 werden die Gefügeanteile in Abhängigkeit von der Abkühlzeit entsprechend in Punkt 4 und 5 gezeigt. In allen Varianten bildet sich mehr Bainit und weniger Martensit als im Standardfall. Dies ist im Wesentlichen damit begründet, dass Abkühlung langsamer verläuft.

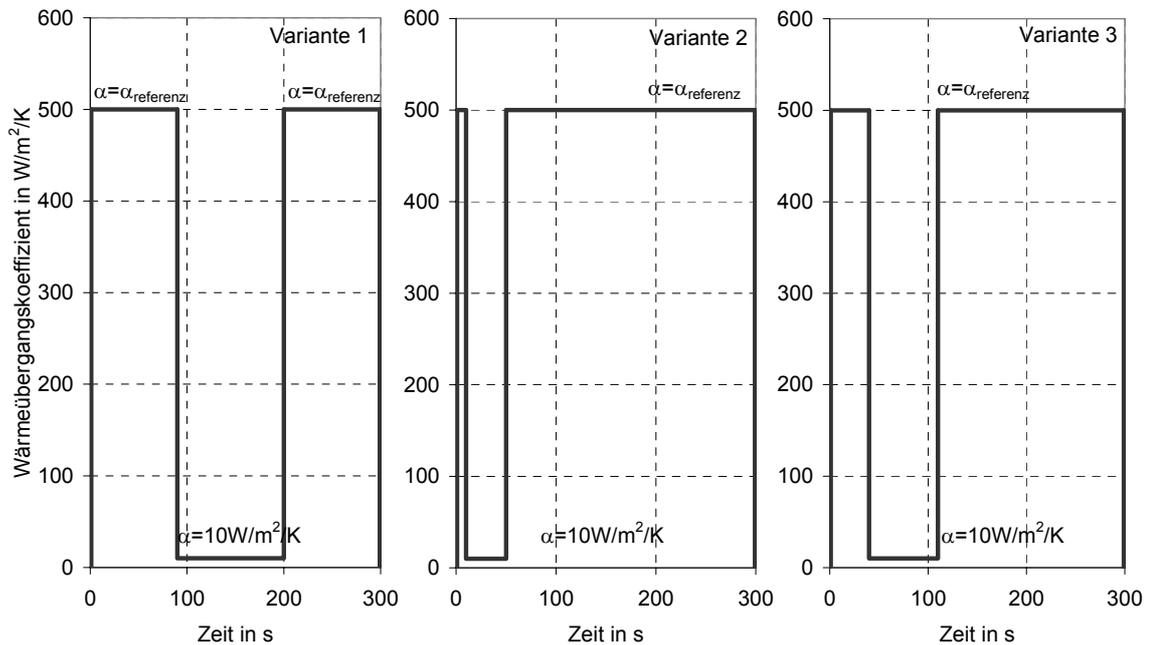


Bild 5.20 Wärmeübergangskoeffizienten in Abhängigkeit von der Abkühlzeit

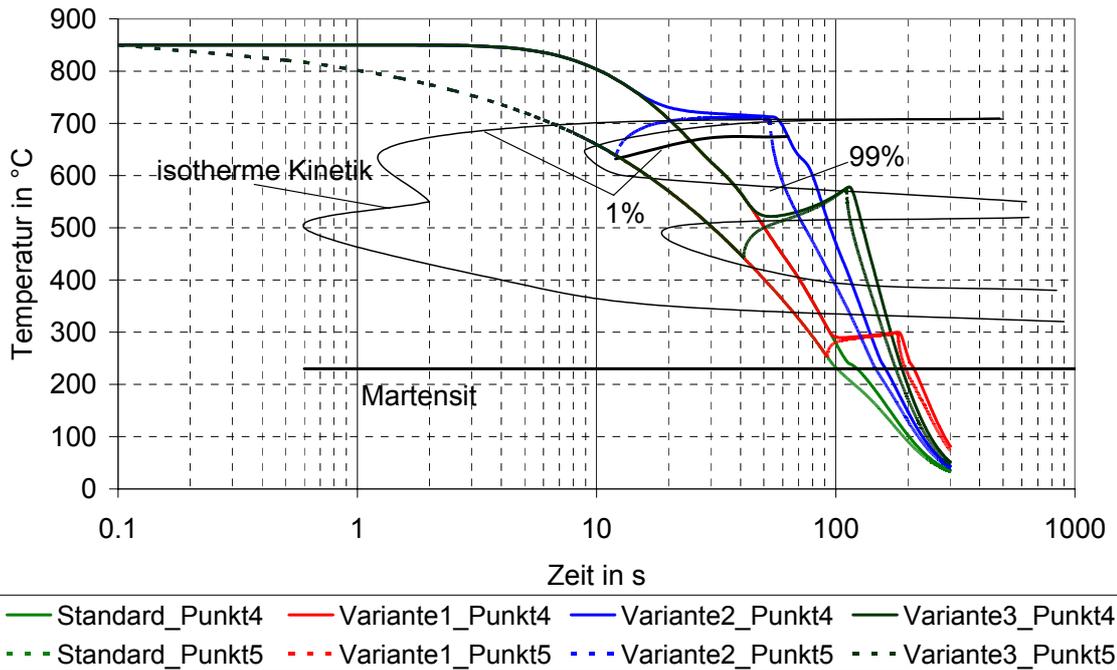


Bild 5.21 Temperaturprofile für 4 verschiedene Abkühlvorgänge in 2 Punkten

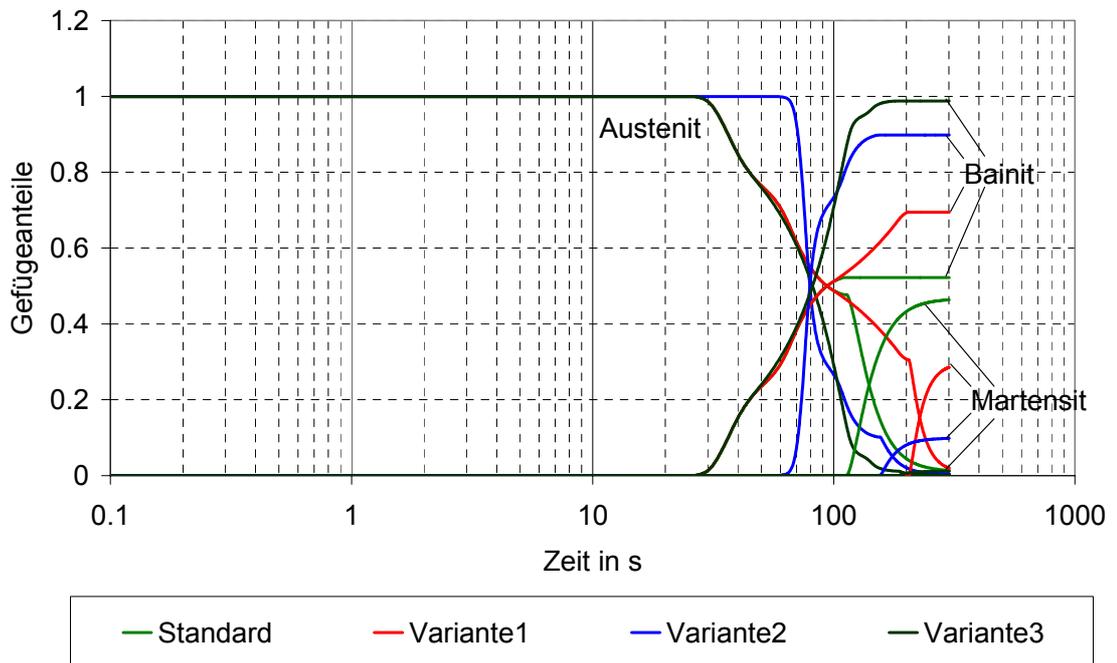


Bild 5.22 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

Die Bildung der weichen bainitischen Phase beeinflusst die Oberflächenhärte, die für alle Varianten deutlich niedriger ist als im Standardfall (*Bild 5.24*).

Die Eigenspannungsprofile (*Bild 5.25*) sind phasenbildungsabhängig,

deswegen zeigt die blaue Linie (Variante 1) die meisten Schwankungen im Bereich der Bainitumwandlung. Der Abkühlvorgang geht dort mehrfach die bainitische Phase zwischen der 20. und 40. Sekunde durch.

In Bild 5.26 sind die Verzugsprofile veranschaulicht. Auch hier präsentiert die Variante 1 den größten Verzug. Variante 2 und 3 aber haben keine Verbesserung gezeigt. Zeitliche Steuerung ist also ein wenig erfolgreiches Mittel, Verzug zu reduzieren.

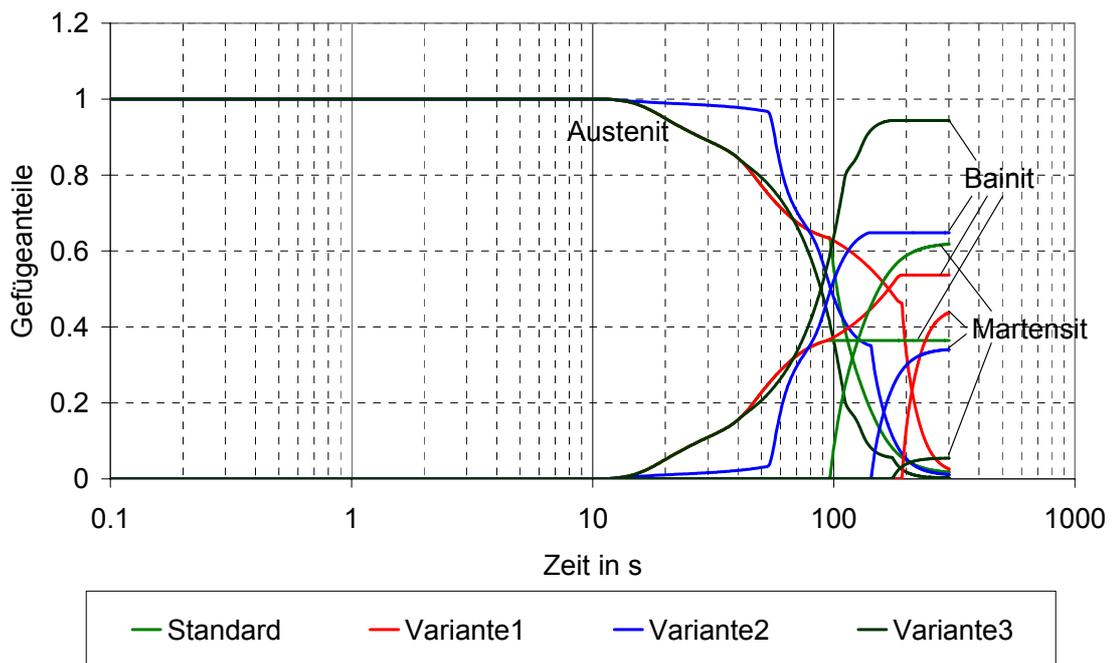


Bild 5.23 Endgefügemengen in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 5

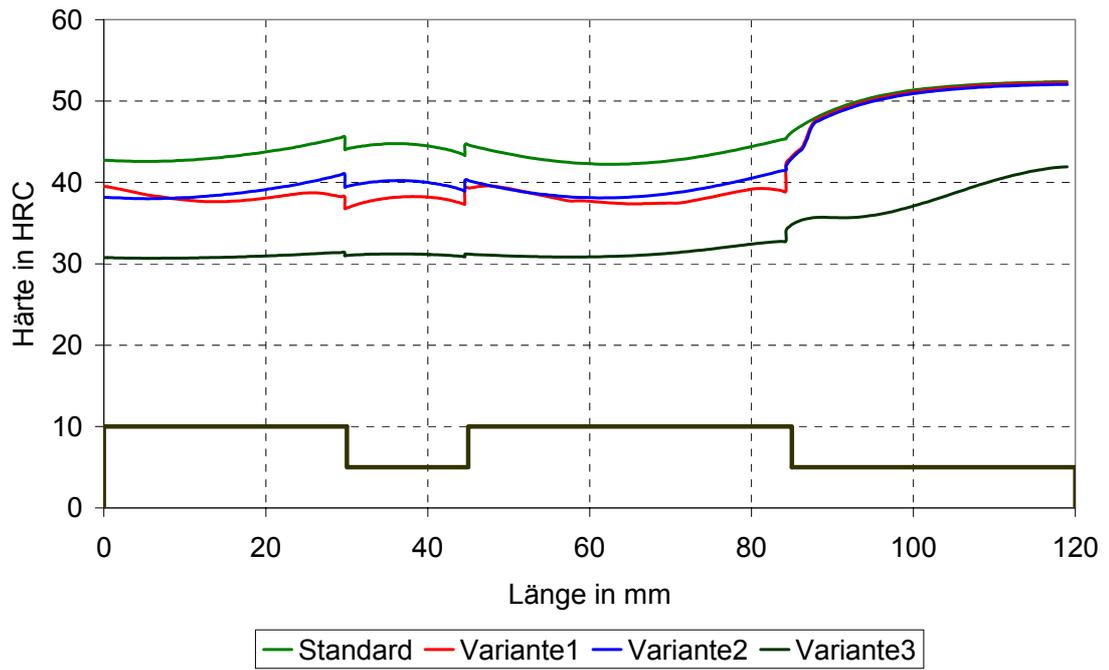


Bild 5.24 Härteprofile an der Wellenoberfläche

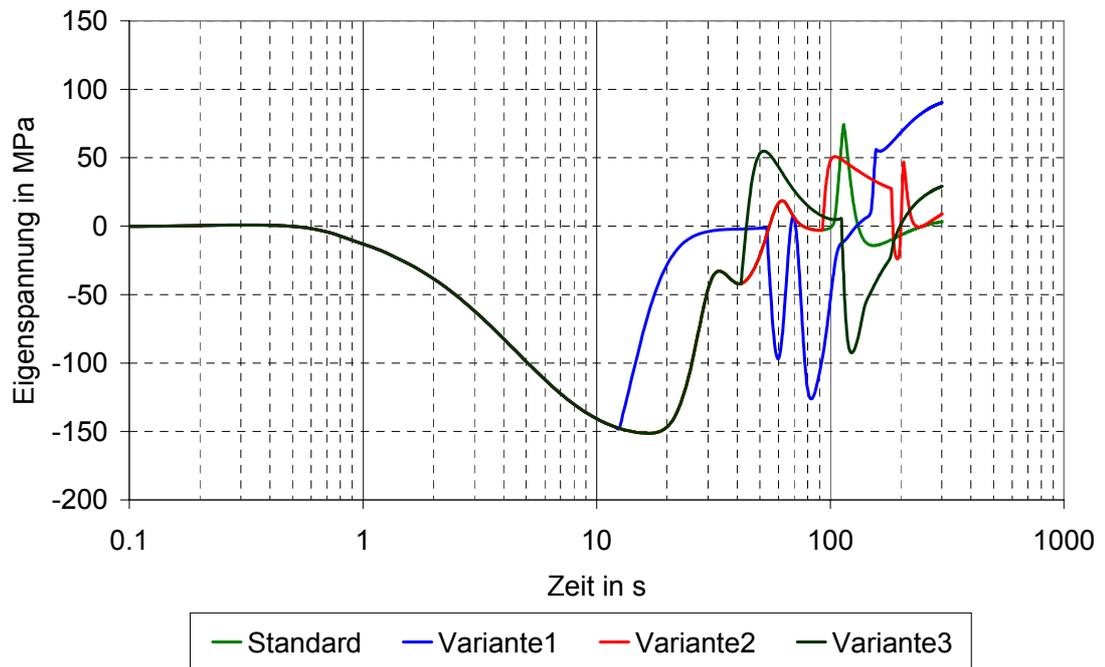


Bild 5.25 Eigenspannungsprofile in Abhängigkeit von der Abkühlzeit in Punkt 4

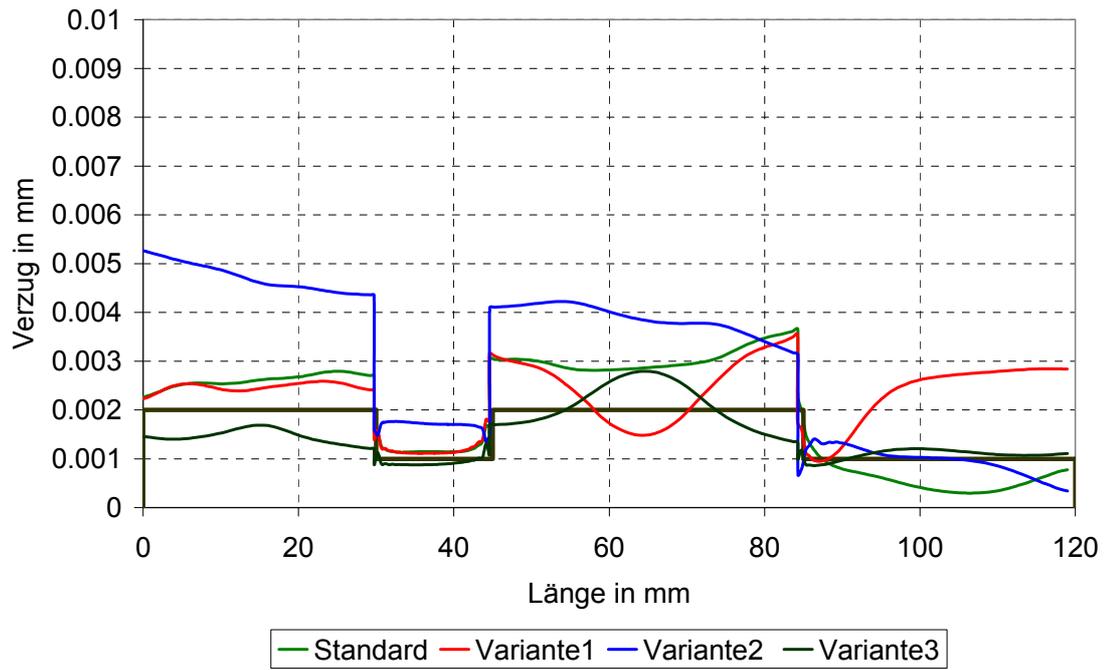


Bild 5.26 Verzugsprofile für 4 verschiedene Parametervarianten

6 ZUSAMMENFASSUNG

In dieser Arbeit wurde ein Abkühlprozess von zwei verschiedenen Geometrien (abgesetzte Welle und asymmetrische Scheibe) in je zwei Abmessungen aus dem Stahl 100Cr6 untersucht. Ein komplexes thermomechanisches Modell wurde entwickelt und eingesetzt, um Temperatur-, Phasenumwandlungs- und Spannungs- Dehnungsfeld zu simulieren. Diese Felder sind miteinander gekoppelt. Das Temperaturfeld beeinflusst über die Umwandlungskinetik das Gefüge. Die Bildungskinetik hängt von der Abkühlgeschwindigkeit ab, wobei eine Inkubationszeit zu beachten ist. Die Zusammensetzung des Gefüges beeinflusst wiederum über die thermischen Stoffwerte und über die Umwandlungswärme das Temperaturfeld. Dieses wirkt sich auf die temperaturabhängige Dichteänderung und die mechanischen Materialparameter aus. Ergebnisse dieser Simulation wurden mit Versuchsergebnissen, die in Zusammenarbeit mit dem Institut für Werkstofftechnik an der Universität Bremen gemacht wurden, verglichen. Die gute Übereinstimmung von Temperaturverläufen, Phasenbildung, Härte, Eigenspannungen und Verzug wurde als Basis für die Erforschung des Einflusses der thermischen Materialeigenschaften auf den Abkühlprozess genommen. Die Änderung der spez. Wärmekapazität und die Verschiebung der Kennlinien des ZTU-Diagramms in Richtung Zeit hatte großen Einfluss auf die Phasenbildung und Härteverläufe. Die Änderung der Wärmeleitfähigkeit, der Wärmeausdehnungskoeffizienten und die Verschiebung der Kennlinien des ZTU-Diagramms in Richtung Temperatur haben dagegen keinen großen Einfluss auf die Ergebnisse. Es wurde gezeigt, dass mit einer erhöhten Abkühlung massenreicher Abschnitte der Welle auf Basis von Simulationsrechnungen die Abschreckung optimiert werden kann. Die Optimierung führt zur Vergleichmäßigung der Oberflächenhärte und Eigenspannungs- und Verzugsminderung.

7 FORMELZEICHEN UND OPERATIONSSYMBOLE

C	Steifigkeitstetrate
S	Spannungsdeviator
I	Eins-Tensor
E	linearisierter Verzerrungstensor
E^e	elastische Dehnung
E^p	plastische Dehnung
E^{PUP}	phasenumwandlungsplastische Dehnung
$E^{T,\Xi}$	thermische und Phasenumwandlungsdehnung
T	Cauchyscher Spannungstensor
N	Normalentensor der Fließfläche
G	Schubmodul
HV	Vickershärte
K	zusammenfassende Konstante
E	Elastizitätsmodul
F	Fließkriterium
R	Faktoren in Fließgesetz
T	Kelvin-Temperatur
a, b	Avrami Parametern
c	spezifische Wärmekapazität
d	Konstante für Umwandlungsgrenzkurvenbeschreibung
k	allgemeine Konstante
t	Zeit
x, y, z	Koordinate in Momentanplatzierung
α	Wärmeübergangskoeffizient
ε	Komponente Verzerrungstensor
$\tilde{\varepsilon}$	Emissionsgrad
η	plastischer Multiplikator
φ	beliebige Funktion
λ	Wärmeleitfähigkeit
ν	Querkontraktionszahl

ρ	Dichte
σ	Komponente des Spannungstensor (in Kapitel 2.2 Stefan-Boltzmann-Konstante)
σ^{HM}	Vergleichsspannung nach Huber, von Mises und Hencky
σ_y	Fließspannung
ξ	Volumenfraktion
ζ	isotroper Verfestigungsparameter
Ξ	Gefügezusammensetzung
Λ	Greenwood Johnson Faktor

8 LITERATURVERZEICHNIS

Betten J (1993), Kontinuumsmechanik: Elasto- Plasto- und Kriechmechanik, Springer Verlag.

Brzoza M, Pietzsch R, Kaymak Y, Specht E, Bertram A (2005), Minimizing the Distortion of Steel Profiles by Controlled Cooling, Steel Research International 76 No.5, 399-407

Buza G, Hougardy H P, Gergely M (1986), Calculation of the isothermal transformation diagram from measurements with continuous cooling, Steel Research 57, No. 12, 650- 653

Dalgic M, Löwisch G (2005), Transformation plasticity at different phase transformations of bearing steel, 1st International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 347-356

Denis S, Gautier E, Sjöström S, Simon A (1987), Influence of Stress on the Kinetics of Pearlitic Transformation during Continuous Cooling, Acta Metallica 35, 1621-1632.

Dietrich H, Schmidt W, Schüler V (1985), Fehlerbetrachtung zum Stirnabschreckversuch. Tz für Metallbearbeitung, 79. Jahrg. 10

Dijkman M, Ament C, Goch G (2005), Design and Application of Quality Control Strategies at the Operational Level of a Produktion Process Chain, 1st International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 375-380

Exner H J, Hougardy H P (1986), Einführung In die Quantitative Gefügeanalyse, DGM Informationsgesellschaft Oberursel, 8-18

Fernandes F M B, Denis S, Simon A (1985), Mathematical model coupling phase transformation and temperature evolution during quenching of steels, 132

Mat. Sc. Techn. 1, 838

Fischer F D, Reisner G, Werner E, Tanaka K, Cailletaud G, Antretter T (2000), A new view on transformation induced plasticity (TRIP), Int. J. of Plasticity 16, 723-748

Funatani K (2005), Modelling and simulation technology to reduce distortion for the advancement of materials processing technology. 1st International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 125-132

Franz C, Lübben T, Lütjens J, Streicher F, Trapp N, Vogel M (2005), Case Hardening Simulation of Complex Components by Use of Abstraction, 1st International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 281-288

Fritsching U, Ohland J, Belkessam O, Lübben T, Mayr P, Specht E, Brzoza M (2002), Flexible Gasabschreckung komplexer Bauteile zur Einstellung gleichmäßiger Härte und minimierter Maß- und Formänderungen, Gaswärme Int. 51, 227-231

Gergely M, Somogyi Sz, Buza G (1985), Calculation of transformation sequences in quenched steel components to help predict internal stress distribution, Mat. Sc. Technol.1, 893

Gondesen B, Heck U, Fritsching U, Lübben Th, Hoffmann F, Mayr P (1996), Flexible Gasabschreckung als Ersatz für die Ölabschreckung, Abschlußbericht zu dem AiF-Forschungsvorhaben 10087 (FOGI FV 655), IWT Bremen

Greenwood G W, Johnson R H (1965), The Deformation of Metals under Small Stress during Phase Transformation, Proc. R. S. London A283, 403- 422.

Gür C H, Tekkaya A E (1996), Finite element simulation of quench hardening, Steel Research 67, 298

Hougardy H P, Yamazaki K (1986), An improved calculation of the transformation of steels, *Steel Research* **57**, 466- 471

Hunkel M, Lübben T, Fritsching U, Hoffman F, Mayr P (2001), Simulation des Härtevorgangs beim Gasabschrecken. Abschlußbericht zu dem AiF-Forschungsvorhaben B 11 506 (FOGI FV 660), IWT Bremen

Inoue T, Arimoto K (1997), Development and Implementation of CAE System „HEARTS“ for heat treatment simulation based on metallo-thermo-mechanics, *Journ. Mat. Eng. Perform.* 6(1), 51- 60

Inoue T, Wang Z (1985), Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations, *Mat. Sc. Techn* **1**, 845

Inoue T, Watanabe T, Okamura K, Narazaki M, Shichino H, Ju D Y, Kanamori H, Ichitani K (2004), A Cooperative Activity on Quenching Process Simulation – Japanese IMS-VHT Project on the Benchmark Analysis and Experiment, *Transactions of Materials and Heat Treatment*, Vol.25, No.5, 28-34

Inoue T, Watanabe Y, Okamura K, Narazaki M, Shichino H, Ju D Y, Kanamori H, Ichitani K (2005), Recent Development of Heat Treating Simulation in Japan, 1st International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 133-140

Ju D Y, Ito Y, Inoue T (2003), Simulation and verification of residual stresses and distortion in carburizing-quenching process of a gear shaft, *Proc. Of 4th International Conference on Quenching and Control of Distortion*, 291-296

Krol J, Specht E (2005), Atomized Spray Quenching as Alternative Technique for Reduction of Distortion and Stresses, *International Metallurgy-Materials Congress and Fair*, Istanbul

Koistinen D P, Marburger R E (1959), A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-martensite Transformation in Pure Iron-carbon Alloys and Plain Carbon Steels, *Acta Metallica* 7, 59-60

Lehmann G, Lemke J (1998), Development of a new composite flow curve statement, *steel research* 69, No.6, 237

Lütjens J, Heuer V, König F, Lübben T, Schulze V, Trapp N (2005), Determination of input data for the simulation of case hardening, 1st International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 269-279

Macherauch E, Wohlfahrt H, Wolfstieg U (1973), Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen, *HTM* 28, Heft 3, 201

Maaß R, Jeschar R (1989), Einflußgrößen des Wärmeüberganges beim Abschrecken von Metallen in Wasser, *Gas wärme int.* 38, 142-150

Nukiyama S (1934), The maximum and minimum values of the heat transmitted from metal to boiling water under atmospheric pressure, *Journal of the Jap. Soc. Of Mech. Eng.* 37, 367-374

Ohland J, Belkessam O, Lübben Th, Fritsching U, Mayr P, Brzoza M, Specht E (2002), Härten von Werkstücken mit komplexer Geometrie und Minimierung des Verzuges durch flexible Gasabschreckung, Abschlußbericht zum AiF-Forschungsvorhaben 12012B

Pfeiffer R (1989), Richten und Umformen mit der Flamme, Düsseldorf

Pietzsch R (2000), Simulation und Minimierung des Verzuges von Stahlprofilen bei der Abkühlung, Promotion, Shaker Press, Aachen.

Pretorius T, Habedank G, Woitschig J, Vollertsen F (2005), Thermal Generation of Residual Stress Fields for Purpose of Distortion Minimization, 1st International

Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 381-388

Prinz C, Clausen B, Hoffmann F, Kohlmann R, Zoch HW (2005), 1st International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 75-82

Puschmann F (2003), Experimentelle Untersuchung der Spraykühlung zur Qualitätsverbesserung durch definierte Einstellung des Wärmeübergangs, Promotion, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Scheil E (1935), *Steel Research Int.* 12, 565

Schmidt A, Suhr B, Moshagen T, Wolff M, Böhm M (2005), Adaptive Finite Element Simulations for Macroscopic and Mesoscopic Models of Steel, 1st International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 141-148

Schmidt A, Wolff M, Böhm M (2003), Numerische Untersuchungen für ein Modell des Materialverhaltens mit Umwandlungsplastizität und Phasenumwandlungen beim Stahl 100Cr6. Report Berichte aus der Technomathematik, FB 3, Universität Bremen, Germany, Report 03-13

Schotten K, Bleck W, Dahl W (1998), Modelling of flow curves for hot deformation, *steel research* 69, 193

Schüttenberg S, Hunkel M, Fritsching U, Zoch H W (2005), Controlling of Distortion by Means of Quenching in Adapted Jet Fields, 1st International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 389-396

Schwarzer J, Ehlers M, Güttler J (2005), C.A.S.H. - Computer Aided Simulation of Heat Treatment – An Overview, 1st International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 261-267

Song R, Dhatt G, Cheikh A B (1990), Thermo-mechanical finite element model of casting systems, *Intern. J. Num. Meth. engin.* 30, 579- 599

Thoben K.-D, Lübben Th, Clausen B, Prinz C, Schulz A, Rentsch R, Kusmierz R, Nowag L, Surm H, Frerichs F, Hunkel M, Klein D, Mayr P (2002), Distortion Engineering, Eine systemorientierte Betrachtung des Bauteilverzugs. HTM 57, 276-282

Trapp N, Fiderer M, Lütjens J, Ehlers M, Schulze V (2005), Simulation of case hardening of complex components by use a construction kit, 1st International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 289-296

Weiser J (1997), Analyse der Eigenspannungsentstehung beim Rollenrichten von Schienen, *Dissertation Univ. Magdeburg*

Wolff M, Böhm M, Dalgic M, Löwisch G, Rath J (2005), TRIP and phase evolution fo the pearlitic transformation of the steel 100Cr6 under Stepp-wise loads, 1st International Conference on Distortion Engineering, Bremen, Germany, 337-345

Wolff M, Böhm M, Dalgic M, Löwisch G, Schmidt A (2004), Modelling and testing of transformation-induced plasticity and stress-dependent phase transformation in steel via simple experiments. Computational Materials Sciences 32, 604-610

Yamaguchi T, Inoue T, Wang Z (1985), Stress and phase transformations occuring in quenching of carburized steel gear wheel, Mat. Sc. Techn.1,

Zoch H W (1995), Untersuchungen zum Einfluß unterschiedlicher Erstarrungsgeometrie von Strangguß aus dem Wälzlagerstahl 100Cr6 auf das Verzugsverhalten ringförmiger Bauteile beim Abschrecken in Härtepressen, *Dissertation Univ. Bremen*