

Vorhersage des Einsatzhärtungsergebnisses aus dem Aufkohlungsprofil und den Abschreck- und Anlassbedingungen

MARCO KAFFENBERGER



SIEGENER WERKSTOFFKUNDLICHE BERICHTE | BAND 7/2013
HERAUSGEBER: PROF. DR.-ING. HABIL. H.-J. CHRIST



MARCO KAFFENBERGER

Vorhersage des Einsatzhärtungsergebnisses aus dem Aufkohlungsprofil und den
Abschreck- und Anlassbedingungen

Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen
Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über
<http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

Zugl.: Siegen, Univ., Diss., 2013

Herausgeber:
Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ
Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung
Institut für Werkstofftechnik
Paul-Bonatz-Str. 9-11
Universität Siegen
D-57068 Siegen

© Copyright Marco Kaffenberger 2013

© Copyright Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung,
Universität Siegen 2013

Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdruckes,
der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung
in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

URN:nbn:de:hbz:467-7485
ISSN 2193-5106

Vorhersage des Einsatzhärtungsergebnisses aus dem Aufkohlungsprofil und den Abschreck- und Anlassbedingungen

DISSERTATION

zur Erlangung des Grades eines Doktors
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von

Dipl. Wirt.-Ing. (FH) Marco Kaffenberger
aus Heidelberg

eingereicht bei der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät
der Universität Siegen
Siegen 2012

Referent: Prof. Dr. rer. nat. habil. Jürgen Gegner

Korreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ

Tag der mündlichen Prüfung: 10.05.2013

Hinweis

Warenzeichen werden im Text nicht speziell als solche gekennzeichnet. Microsoft, Windows, Compaq, Excel und JMatPro sind eingetragene Markenzeichen. Alle Warennamen werden ohne Gewährleistung der freien Verwendbarkeit benutzt und sind möglicherweise eingetragene Warenzeichen. Auch andere im Text verwendete und hier nicht namentlich genannte Produkte können geschützte Warenzeichen sein.

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wird die Entwicklung der Software SimCarb QuenchTemp für das computergestützte Einsatzhärten beschrieben, die die Simulationsaufgabe löst, in welcher Weise sich eine bestimmte, nach dem Aufkohlen erreichte Kohlenstofftiefenverteilung material-, werkstück- und prozessabhängig auf die nach dem Abschrecken bzw. weiteren Anlassen resultierenden Härteprofile und die Gefügezusammensetzung überträgt. Hierfür werden ein empirisches und ein thermophysikalisches Modell formuliert und implementiert.

Im empirischen Modell werden Jominy-Stirnabschreckkurven mit einer in der Literatur vorgeschlagenen Formel anhand der chemischen Zusammensetzung und der Austenitkorngröße des verwendeten Stahls berechnet. Die Auswertung dieser Stirnabschreckkurven findet am maßgeblichen Stirnflächenabstand statt. Die Werkstückgeometrie wird durch einen repräsentativen Zylinderdurchmesser charakterisiert. Die Kühlwirkung des Abschreckmittels beschreibt der Grossman'sche Abschreckintensitätsfaktor. Zur Berechnung der Anlass- aus der Abschreckhärte werden von der Kohlenstoffkonzentration abhängige Abminderungsfaktoren verwendet.

Im thermophysikalischen Modell wird eine zeitliche Temperaturverteilung für die unendlich lange Vollzylinderprobe während des Abschreckprozesses simuliert. Hierzu wird eine modifizierte Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung mithilfe einer expliziten Finite-Differenzen-Methode gelöst. Bei der Simulation werden temperaturabhängige Wärmeübergangs- und Wärmeleitkoeffizienten angewendet. Zur Bestimmung der tiefenabhängigen Gefügeausbildung und Härteverteilung werden die betreffenden Abkühlkurven der simulierten Temperaturverteilung mit Abkühlkurven aus kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern verglichen. Diese Abkühlkurven werden zuvor für handelsübliche Einsatzstähle berechnet und in SimCarb QuenchTemp programmiert. Die Anlasshärte wird im thermophysikalischen Modell abhängig von der Abschreckhärte aus Hollomon-Jaffe-Parametern berechnet.

Abstract

In the present thesis, the development of the software SimCarb QuenchTemp for computer-aided case hardening is described that solves the simulation task, in which way a certain carbon depth distribution obtained by carburizing is transferred to the resulting hardness profile and microstructure composition respectively after quenching and subsequent tempering, depending on the material, workpiece and process. For this purpose, an empirical and a thermophysical model are formulated and implemented.

In the empirical model, Jominy end quench curves are calculated from a formula proposed in the literature by means of the chemical composition and the austenite grain size of the used steel. The evaluation of these end quench curves occurs at the applicable distance from the end face. The workpiece geometry is characterized by a representative cylinder diameter. The cooling capability of the quenchant is described by the Grossman quench severity. For the calculation of the tempering from the quenching hardness, diminution factors depending on the carbon concentration are applied.

In the thermophysical model, a time distribution of the temperature is simulated for the infinitely long solid cylinder during the quenching process. For this purpose, a modified Fourier temperature conduction equation is solved by means of an explicit finite difference method. Temperature dependent coefficients of heat transfer and conduction are used in the simulation. To determine the depth dependent microstructure development and hardness distribution, the relevant cooling curves of the simulated temperature distribution are compared with cooling curves of continuous cooling transformation diagrams. These cooling curves are computed beforehand for customary case hardening steels and programmed in SimCarb QuenchTemp. Depending on the quenching hardness, the tempering hardness is calculated from Hollomon-Jaffe parameters in the thermophysical model.

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als externer Doktorand am Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung der Universität Siegen in Zusammenarbeit mit der SKF GmbH in Schweinfurt.

Mein aufrichtiger Dank gilt Herrn Prof. Dr. rer. nat. habil. Jürgen Gegner für das in mich gesetzte Vertrauen und die Geduld während meiner Einarbeitungsphase, die großartige Zusammenarbeit sowie Unterstützung während der gesamten Promotionszeit, die Übernahme des Hauptberichts und nicht zuletzt für die unzählbaren Diskussionen, Anregungen und Kritiken, die zum Gelingen dieser Arbeit und zur Entwicklung meiner Person beigetragen haben.

Besonders bedanken möchte ich mich auch bei Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ für die freundliche Aufnahme am Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung, für die Bereitschaft, diese Arbeit zu begutachten sowie für viele stets hilfreiche Gespräche.

Herrn Dr. rer. nat. Peter-Joachim Wilbrandt vom Institut für Materialphysik der Universität Göttingen danke ich für die Messung der Kohlenstoffverläufe mit der Sekundärionenmassenspektrometrie (SIMS). Dank gebührt auch Herrn Prof. Dr. Alexander Vasilyev von der Polytechnischen Universität St. Petersburg für viele nützliche Diskussionen zum Thema der Anlassbeständigkeit von Stählen. Ein besonderer Dank geht an Herrn Dipl.-Ing. Josef Badem, Qualitätsleiter der Industrial Division der SKF GmbH in Schweinfurt, für die gute Zusammenarbeit in diesem Forschungsprojekt. Frau Gerda Denninger aus der Abteilung Werkstoffphysik der SKF GmbH danke ich für die wertvolle Hilfestellung bei der Probenpräparation und Metallografie.

Herzlich danken möchte ich allen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Materialkunde und Werkstoffprüfung der Universität Siegen für die nette Zusammenarbeit, im Besonderen Frau Lisa Häbel und Herr Michael Nöll für die Unterstützung bei verschiedenen Anlassversuchen und Härtemessungen.

Mein ganz besonderer Dank gilt meiner Familie und meinen Freunden, die alle auf ihre Weise zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Besonders meinen Eltern Karl und Petra danke ich sehr herzlich für die fortwährende Unterstützung, ohne die ich dieses Ziel niemals hätte erreichen können. Dank gebührt auch meinem Bruder Tobias. Herzlich bedanken möchte ich mich außerdem bei Dr. Klaus und Anita Lehr, die mir während der gesamten Zeit mit Rat und Tat zur Seite standen.

Mein wohl größter Dank gilt meiner Freundin Carola, die mich während dieser hektischen Zeit mit einer unglaublichen Portion an Geduld und Verständnis unterstützte und damit einen sehr großen Beitrag zum Erfolg dieser Arbeit geleistet hat.

München, im Mai 2013

Marco Kaffenberger

Inhaltsverzeichnis

| | |
|---|-----------|
| Inhaltsverzeichnis..... | V |
| Verzeichnis verwendeter Symbole und Abkürzungen..... | X |
| 1 Einleitung und Zielsetzung..... | 1 |
| 2 Grundlagen des Einsatzhärtens | 4 |
| 2.1 Aufkohlen..... | 4 |
| 2.2 Härten..... | 7 |
| 2.2.1 Austenitisieren..... | 9 |
| 2.2.2 Abschrecken | 9 |
| 2.2.3 Anlassen | 12 |
| 2.3 Abschreckmittel | 13 |
| 2.4 Phasenumwandlungsverhalten | 15 |
| 3 Einsatzhärtungsversuche..... | 20 |
| 3.1 Probenwerkstoffe | 20 |
| 3.1.1 Werkstoffwahl | 20 |
| 3.1.2 Probenform..... | 20 |
| 3.2 Versuchsdurchführung..... | 21 |
| 3.2.1 Aufkohlen..... | 21 |
| 3.2.2 Abschrecken | 22 |
| 3.2.3 Probenpräparation | 23 |
| 3.2.4 Anlassen | 24 |
| 3.3 Messverfahren | 25 |
| 3.3.1 Chemische Stückanalyse | 25 |
| 3.3.2 Aufkohlungsprofil | 27 |
| 3.3.3 Härteverteilung..... | 27 |
| 3.3.4 Restaustenitverlauf | 28 |
| 3.4 Versuchsergebnisse | 28 |
| 3.4.1 Werkstoffzusammensetzung | 28 |
| 3.4.2 Aufkohlungsprofile | 29 |
| 3.4.3 Härteverteilungen | 31 |
| 3.4.4 Restaustenitverläufe | 34 |
| 4 Das empirische Modell von SimCarb QuenchTemp..... | 37 |

| | | |
|----------|--|-----------|
| 4.1 | Grundlagen..... | 37 |
| 4.1.1 | Werkstoff..... | 37 |
| 4.1.2 | Werkstück..... | 39 |
| 4.1.3 | Abschreckmittel | 40 |
| 4.1.4 | Anlassen | 44 |
| 4.2 | Berechnung der Abschreckhärte aus dem Aufkohlungsprofil | 45 |
| 4.3 | Berechnung der Anlasshärte mithilfe von Abminderungsfaktoren..... | 47 |
| 4.3.1 | Mathematische Berechnung der Anlasshärte | 47 |
| 4.3.2 | Auswertung der Abminderungsfaktoren | 49 |
| 4.4 | Aufbau und Bedienung von SimCarb QuenchTemp | 51 |
| 4.4.1 | Tiefenverlauf der Kohlenstoffkonzentration | 51 |
| 4.4.2 | Stahlsorte und Werkstoffzusammensetzung | 52 |
| 4.4.3 | Formel der Jominy-Stirnabschreckkurve | 53 |
| 4.4.4 | Abschreckintensität | 54 |
| 4.4.5 | Randhärte | 55 |
| 4.4.6 | Werkstückgeometrie..... | 56 |
| 4.4.7 | Anlassen | 56 |
| 4.4.8 | Ergebnisausgabe..... | 57 |
| 5 | Anwendung des empirischen Modells | 59 |
| 5.1 | Vorhersage der Abschreckhärte | 60 |
| 5.2 | Vorhersage der Anlasshärte | 62 |
| 6 | Das thermophysikalische Modell von SimCarb QuenchTemp | 64 |
| 6.1 | Grundlagen zur Beschreibung des Abschreckens | 64 |
| 6.1.1 | Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung..... | 64 |
| 6.1.2 | Anfangs- und Randbedingungen | 65 |
| 6.1.3 | Finite-Differenzen-Methode (eindimensional) | 66 |
| 6.1.3.1 | Explizite Finite-Differenzen-Methode | 67 |
| 6.1.3.2 | Implizite Finite-Differenzen-Methode nach Crank-Nicolson..... | 68 |
| 6.1.4 | Wärmeübergang | 70 |
| 6.1.5 | Wärmeleitung | 72 |
| 6.1.6 | Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder | 75 |
| 6.1.6.1 | Isotherme Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder | 75 |
| 6.1.6.2 | Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder | 76 |
| 6.2 | Grundlagen zur Beschreibung des Anlassens | 78 |

| | | |
|---------|--|-----|
| 6.3 | Mathematische Modellierung der Temperaturverteilung beim Abschrecken.... | 79 |
| 6.3.1 | Wärmeübergang | 79 |
| 6.3.2 | Wärmeleitfähigkeit..... | 81 |
| 6.3.2.1 | Beschreibung des Verlaufs der temperaturabhängigen Wärmeleitkoeffizienten..... | 81 |
| 6.3.2.2 | Methode zur Bestimmung temperaturabhängiger Wärmeleitkoeffizienten .. | 83 |
| 6.3.3 | Numerische Lösung der Temperaturleitungsgleichung | 87 |
| 6.3.3.1 | Diskretisierung der Temperaturleitungsgleichung..... | 89 |
| 6.3.3.2 | Diskretisierung der Randbedingungen..... | 90 |
| 6.3.3.3 | Zeitabhängige Temperaturverteilung..... | 92 |
| 6.3.4 | Exakte Lösung der Temperaturleitungsgleichung (Spezialfall)..... | 94 |
| 6.3.4.1 | Analytisches Verfahren..... | 94 |
| 6.3.4.2 | Verifizierung der numerischen Simulation..... | 97 |
| 6.4 | Identifikation von Gefügezusammensetzung und Härteverteilung..... | 100 |
| 6.4.1 | Simulation von Abkühlkurven in kontinuierlichen Zeit-Temperatur- Umwandlungsschaubildern..... | 100 |
| 6.4.2 | Programmierung der simulierten Abkühlkurven in kontinuierlichen Zeit- Temperatur-Umwandlungsschaubildern..... | 104 |
| 6.4.3 | Berechnung von Abkühlgeschwindigkeiten aus der Temperaturverteilung | 106 |
| 6.4.4 | Identifikation von Gefügezusammensetzung und Härte | 108 |
| 6.5 | Analyse von Einflussgrößen | 112 |
| 6.5.1 | Einfluss der chemischen Zusammensetzung..... | 112 |
| 6.5.1.1 | Simulation für 50 mm Zylinderdurchmesser | 114 |
| 6.5.1.2 | Simulation für 20 mm Zylinderdurchmesser | 116 |
| 6.5.1.3 | Diskussion der Ergebnisse | 119 |
| 6.5.2 | Einfluss des Abschreckmittels | 120 |
| 6.5.3 | Einfluss der Härtetemperatur | 122 |
| 6.5.4 | Einfluss der Austenitkorngröße..... | 127 |
| 6.6 | Berechnung der Anlasshärte mithilfe von Hollomon-Jaffe-Parametern..... | 131 |
| 6.6.1 | Anlassbeständigkeit..... | 131 |
| 6.6.2 | Auswertung der Hollomon-Jaffe-Parameter | 134 |
| 6.7 | Struktur und Bedienung von SimCarb QuenchTemp | 136 |
| 6.7.1 | Tiefenverlauf der Kohlenstoffkonzentration..... | 136 |
| 6.7.2 | Stahlsorte und Werkstoffzusammensetzung | 136 |
| 6.7.3 | Abschreckmittel | 137 |

| | | |
|-----------|--|------------|
| 6.7.4 | Wärmeleitkoeffizient..... | 139 |
| 6.7.5 | Diskretisierung | 140 |
| 6.7.6 | Werkstück..... | 140 |
| 6.7.7 | Anlassen | 141 |
| 6.7.8 | Ergebnisausgabe..... | 141 |
| 7 | Anwendung und Verifizierung des thermophysikalischen Modells..... | 144 |
| 7.1 | Abschreckversuch für 18NiCrMo14-6..... | 144 |
| 7.1.1 | Simulation der Abschreckhärte | 145 |
| 7.1.2 | Verifizierung mit experimentellen Daten..... | 146 |
| 7.2 | Abschreckversuch für 16MnCr5 | 148 |
| 7.2.1 | Simulation der Abschreckhärte | 149 |
| 7.2.2 | Verifizierung mit experimentellen Daten..... | 150 |
| 7.3 | Abschreckversuch für 17Cr3 | 152 |
| 7.3.1 | Simulation der Abschreckhärte | 153 |
| 7.3.2 | Verifizierung mit experimentellen Daten..... | 154 |
| 7.4 | Anlassversuch für 18NiCrMo14-6..... | 156 |
| 7.4.1 | Simulation der Anlasshärte | 156 |
| 7.4.2 | Verifizierung mit experimentellen Daten..... | 157 |
| 7.5 | Anlassversuch für 16MnCr5 | 159 |
| 7.5.1 | Simulation der Anlasshärte | 159 |
| 7.5.2 | Verifizierung mit experimentellen Daten..... | 160 |
| 7.6 | Vergleich des empirischen und thermophysikalischen Modells..... | 162 |
| 7.6.1 | Vergleich für 16MnCr5 | 162 |
| 7.6.2 | Vergleich für 17Cr3 | 164 |
| 8 | Diskussion | 168 |
| 8.1 | Empirisches Modell | 168 |
| 8.1.1 | Abschrecken | 168 |
| 8.1.2 | Anlassen | 170 |
| 8.2 | Thermophysikalisches Modell | 172 |
| 8.2.1 | Abschrecken | 172 |
| 8.2.2 | Anlassen | 175 |
| 9 | Zusammenfassung und Ausblick..... | 178 |
| 10 | Anhang..... | 182 |

| | | |
|-----------|----------------------------------|------------|
| 10.1 | Abschreckhärteverläufe | 182 |
| 10.2 | Anlasshärteverläufe..... | 184 |
| 10.3 | Informationen zu JMatPro | 186 |
| 11 | Literaturverzeichnis..... | 187 |

Verzeichnis verwendeter Symbole und Abkürzungen

Lateinische Symbole

| | |
|----------------------|---|
| a | Temperaturleitfähigkeit |
| Ac_3^{Kern} | Kernhärtetemperatur |
| Ac_3^{Rand} | Randhärtetemperatur |
| A | Oberfläche |
| A_i | Koeffizient des ADC-Modells |
| $At_{0,35}$ | Aufkohlungtiefe bei 0,35 Gew.-% C |
| CHD | Einsatzhärtungtiefe (Case Hardening Depth), früher <i>EHT</i> |
| c_C | Kohlenstoffkonzentration |
| c_{Cr} | Chromkonzentration |
| c_{Mn} | Mangankonzentration |
| c_{Mo} | Molybdänkonzentration |
| c_{Ni} | Nickelkonzentration |
| c_P | Phosphorkonzentration |
| c_{Si} | Siliziumkonzentration |
| c_V | Vanadiumkonzentration |
| c_0 | Kernkohlenstoffkonzentration |
| c_R | Randkohlenstoffkonzentration (Oberfläche) |
| c_P | Kohlenstoffpegel |
| c_P^S | Kohlenstoffpegel in der Sättigungsphase |
| c_P^A | Kohlenstoffpegel in der Ausgleichsphase |
| \hat{c}_C | gegebene Kohlenstoffkonzentration |
| c_P | spezifische Wärmekapazität |
| c_R^{gew} | gewünschte Randkohlenstoffkonzentration (Oberfläche) |
| c_P^{erf} | erforderlicher Kohlenstoffpegel |
| c_P^S | Kohlenstoffpegel in der Sättigungsphase |
| c_P^A | Kohlenstoffpegel in der Ausgleichsphase |

| | |
|---------------------------|--|
| d | Abminderungsfaktor, Zylinderdurchmesser |
| d_0 | repräsentativer Zylinderdurchmesser |
| F | Oberfläche einer Platte |
| $f_{\alpha'}$ | Volumenbruch des Martensits |
| f_{γ} | Volumenbruch des (Rest-) Austenits |
| f_{R} | Volumenbruch der restlichen Phasen (neben Martensit) |
| H | Härte |
| H_{Q} | Abschreckhärte |
| H_{T} | Anlasshärte |
| $H_{\text{Q}}^{\alpha'}$ | Abschreckhärte des Martensits |
| $H_{\text{T}}^{\alpha'}$ | Anlasshärte des Martensits |
| H_{Q}^{R} | Abschreckhärte der restliche Phasen |
| H_{T}^{R} | Anlasshärte der restliche Phasen |
| h | Grossman'scher Abschreckintensitätsfaktor |
| i | Laufindex |
| j | Laufindex |
| J | Stirnflächenabstand |
| J_0 | maßgeblicher Stirnflächenabstand |
| K_{ASTM} | Austenitkorngröße nach ASTM |
| k_{L} | Legierungsfaktor |
| M_{s} | Martensitstarttemperatur |
| M_{f} | Martensitfinishtemperatur |
| p_{HJ} | Hollomon-Jaffe-Parameter |
| \dot{Q} | Wärmestrom |
| \dot{q} | Wärmestromdichte |
| R | Gesamtradius |
| r | Radius |
| s | Dicke einer Platte |
| T | Temperatur |

| | |
|----------|--|
| T_F | Fluidtemperatur |
| T_H | Härtetemperatur |
| T_R | Randtemperatur (Oberfläche) |
| t | Zeit |
| t_H | Abschreckzeit |
| V | Volumen |
| v_{ok} | obere kritische Abkühlgeschwindigkeit |
| v_{uk} | untere kritische Abkühlgeschwindigkeit |

Griechische Symbole

| | |
|---------------------------------|--|
| α | Wärmeübergangskoeffizient (WÜK) |
| β | Massenübergangszahl |
| β_A | Massenübergangszahl in der Ausgleichsphase |
| β_S | Massenübergangszahl in der Sättigungsphase |
| ΔH | Härteabnahme beim Anlassen (Differenz zwischen Abschreck- und Anlasshärte) |
| λ | Wärmeleitkoeffizient (WLK), Wärmeleitfähigkeit |
| λ_{Fe} | Wärmeleitfähigkeit von reinem Eisen |
| $\lambda_{\text{gehärtet}}$ | Wärmeleitfähigkeit im gehärteten Gefügestand |
| λ_{leg} | Wärmeleitfähigkeit einer Eisenlegierung |
| $\lambda_{\text{normalisiert}}$ | Wärmeleitfähigkeit im normalisierten Gefügestand |
| ρ | Dichte |
| τ | Abkühlkoeffizient |

Abkürzungen

| | |
|---------------------------|--|
| ACR | Alkali-Polyacrylate |
| ADC | Austenite Decomposition Model |
| ASCII | American Standard Code for Information Interchange |
| AWT | Arbeitsgemeinschaft Wärmebehandlung und Werkstofftechnik e. V., Bremen |
| C_3H_8 | Propan |
| C_4H_{10} | Butan |
| CH_4 | Methan |
| FDM | Finite-Differenzen-Methode |
| H_2 | Wasserstoff |
| NaCl | Natriumchlorid |
| NaOH | Natriumhydroxid |
| PAG | Polyalkylenglykol |
| PVA | Polyvinylalkohole |

| | |
|------|---|
| PVP | Polyvinylpyrrolidone |
| REM | Rasterelektronenmikroskop |
| SIMS | Sekundärionenmassenspektrometrie |
| WLK | Wärmeleitkoeffizient |
| WÜK | Wärmeübergangskoeffizient |
| XRD | Röntgendiffraktometrie |
| ZTU | Zeit-Temperatur-Umwandlung (-Schaubild) |

1 Einleitung und Zielsetzung

Die bis heute vorherrschende Stellung des Einsatzhärtens innerhalb der Wärmebehandlungstechnologie der Stähle reicht in die erste Hälfte des vergangenen Jahrhunderts zurück und drückt sich deutlich in einem Marktanteil von über einem Drittel an den industriellen Härteprozessen aus [1-9]. Um Bauteile betriebssicher, ressourceneffizient und wirtschaftlich herzustellen, ist eine hohe Treffsicherheit bei der Einstellung der Verfahrenszielgrößen erforderlich. Die Aufkohlungs- und Einsatzhärtungstiefe bei 0,35 Gew.-% C bzw. 550 HV1 (52,5 HRC) charakterisieren in geeigneter Weise die Form des Kohlenstoffprofils und der Härteverteilung. Typische Werte liegen bei 0,5 bis 4 mm. Die geforderte Treffsicherheit beträgt $\pm 0,1$ mm [10], was in der industriellen Praxis aber kaum erreicht wird [4, 11, 12]. Tatsächlich stellen Genauigkeiten um $\pm 0,25$ mm ein gutes Wärmebehandlungsergebnis dar [4]. Eine Prozessanalyse in der Literatur liefert eine Abweichung von gut 0,5 mm [12]. Auch der Zielwert der Oberflächenhärte wird in der guten aktuellen Industriepraxis nur auf ± 2 HRC genau getroffen [4]. Diese eingeschränkte Vorhersagbarkeit des Einsatzhärtens, die nach neuen Erkenntnissen mit der Legierungsabhängigkeit des Diffusionskoeffizienten von Kohlenstoff in Austenit zusammenhängen könnte [13], macht Verbesserungsbemühungen notwendig, wozu die vorliegende Arbeit einen Beitrag leistet.

Numerische Simulationsmethoden ermöglichen durch Parameterstudien grundlegende Einsichten in die verknüpften Einflussgrößen auf Prozess- und Produktqualität. Da eine wichtige Aufgabe in der quantitativen Vorhersage des Härteverlaufs besteht, liegt ein Forschungsschwerpunkt bei den Abschreckverfahren [14-16].

Die Kühlbedingungen bestimmen wesentlich die aus der Gefügezusammensetzung resultierenden Werkstoffeigenschaften. So ist heute ein deutlich zunehmendes Interesse an der Material und Verfahren berücksichtigenden mathematischen Simulation von Abschreckprozessen erkennbar [17-21]. Günstig für ein gutes Abschreckergebnis sind eine über das Werkstück möglichst gleichmäßige Wärmeübertragung und eine geringe Abkühlgeschwindigkeit ab Erreichen der Martensitstarttemperatur. Gebräuchliche Computermodelle konzentrieren sich auf die Berechnung der zeitabhängigen Temperaturverteilung im Werkstück unter realen Randbedingungen und der resultierenden Phasenumwandlung, wonach in einem weiteren Schritt auch komplexe mechanische Werkstoffreaktionen (z. B. Eigenspannungsaufbau und Verzug, Risseinleitung) behandelt werden [22-35]. Verfügbare Softwarelösungen zur Vorhersage von Härteverläufen dienen etwa der Bewertung bestehender Abschreckanlagen oder zur Wahl bzw. Prüfung der Gebrauchsfähigkeit der benutzten Medien [19, 36-41].

In einem langfristigen Forschungsprojekt aus der Werkstoffinformatik wird seit dem Jahr 2000 das Stand-Alone-Expertensoftwaresystem SimCarb entwickelt [6, 11, 12, 42-53], das sich inzwischen auch in der Universitätslehre international bewährt. Rechnergestütztes Einsatzhärten zur systematischen Analyse, Auslegung, Kalibrierung und Überwachung industrieller Prozesse basiert auf diesem leistungsfähigen Simulationswerkzeug. Die grafische Benutzeroberfläche unter Microsoft Windows mit Mausnavigation zu Dialogfenstern über Pull-down-Menüs, flexible Eingabeoptionen (Subroutinen), umfangreiche Bibliotheken und der konzeptionelle Verzicht auf externe Hilfsprogramme (Stand-Alone-Software) gewährleisten Funktionalität, Rentabilität, komfortable Bedienung und unkomplizierte Anwendbarkeit in Industrie und Wissenschaft. Das Grundmodul SimCarb erlaubt für den komplexen Diffusionsprozess die numerische Berechnung von Aufkohlungsprofilen unter realen Randbedingungen mithilfe einer impliziten Finite-Differenzen-Methode (FDM) [11, 48-53]. Die integrierte elementare Härtevorhersage beruht auf Kohlenstoffkonzentrationsbeziehungen, die auch den Restaustenitgehalt berücksichtigen können [51]. In Kooperation mit der Polytechnischen Universität St. Petersburg (Prof. Alexander Vasilyev) wurde als Erweiterungsmodul für SimCarb die ebenfalls eigenständige Software SimCarb Diffusivity entwickelt, die mithilfe eines physikalisch basierten Modells den legierungsabhängigen Diffusionskoeffizienten von Kohlenstoff im Austenit von Stählen berechnet [13]. Die für isotherme Bedingungen abgeleitete Formel liefert geeignete Koeffizienten zur direkten Eingabe (Kopieren und Einfügen) einer exponentiellen Konzentrationsabhängigkeit in SimCarb. In der Modellierung werden die relevanten substitutionellen Legierungselemente Cr, Mn, Mo, Ni, Si und Al sowie Co und W berücksichtigt. Auch ein temperaturabhängiger Ausdruck für den Diffusionskoeffizienten kann berechnet und als SimCarb-Input verwendet werden.

Die vorliegende Arbeit verfolgt die Zielsetzung, die Software SimCarb QuenchTemp als zweites Hauptmodul der SimCarb Windows-Programmfolge zu entwickeln. Dieses ebenfalls eigenständige Simulationswerkzeug bearbeitet die Aufgabe, wie sich eine bestimmte Kohlenstoffverteilung nach dem Aufkohlen material-, werkstück- und prozessabhängig auf die resultierenden Tiefenverläufe von Abschreck- und Anlasshärte überträgt. Der Modulaufbau der Softwarereihe drückt sich im unterstützten Datentransfer der ASCII-Ausgabe von SimCarb (Kohlenstoffverlauf) als Eingabedatei von SimCarb QuenchTemp aus. Der Benutzer soll jedoch auch mit SimCarb QuenchTemp ein beliebiges Aufkohlungsprofil generieren und für die Simulation verwenden sowie abspeichern können. Für die Vorhersage des Einsatzhär-

tungsergebnisses werden ein empirisches und ein thermophysikalisches Modell entwickelt und implementiert.

Die Anwendung des von *Wyss* entwickelten, praktischen Verfahrens zur Vorhersage von Abschreckhärteverläufen aus vorgegebenen Kohlenstoffkonzentrationsverteilungen [54-56], das auf klassischen Arbeiten von *Grossman* beruht [57, 58], findet Anwendung im empirischen Modell und ist in der Literatur als zweckmäßig empfohlen [59]. Ziel ist es, diese bisher nur für die grafische Auswertung vorgeschlagene Methode in eine technische Softwarelösung umzusetzen. Für die Berechnung der Anlasshärte liegt die Verwendung von kohlenstoffabhängigen Abminderungsfaktoren nach *Diemar* nahe.

Im thermophysikalischen Modell liegt der erste Schwerpunkt auf der Simulation der zeitabhängigen Temperaturverteilung im Werkstück unter Realbedingungen. Hierzu soll die Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung mit einer expliziten Finite-Differenzen-Methode gelöst werden. Es wird ein Ansatz erarbeitet, um den Wärmeübergang zwischen Bauteil und Abschreckmedium sowie die Wärmeleitung innerhalb des Bauteils während des Abschreckvorgangs temperaturabhängig zu berücksichtigen, damit die Simulation möglichst realitätsnah erfolgt. Der zweite Schwerpunkt liegt auf der Ableitung der Härteverteilung sowie der tiefenabhängigen Gefügezusammensetzung aus der berechneten zeitabhängigen Temperaturverteilung. Die Verwendung von simulierten Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (ZTU) erweist sich hierfür als zweckmäßig. Die anschließende Berechnung der Anlasshärte soll mit von der Ausgangshärte abhängigen Zeit-Temperatur-Parametern realisiert werden.

Die Entwicklung der Software unterstützen zahlreiche Aufkohlungs-, Abschreck- und Anlassversuche für verschiedene Einsatzstähle. Die Messergebnisse für Gefügezusammensetzung und Härteverteilung aus diesen Experimenten sollen außerdem zur Verifizierung der Modelle mithilfe von Simulationen verwendet werden.

Für die präzise Bestimmung der Kohlenstoffverteilung ist ein hochauflösendes Messverfahren verfügbar, das auf der Anwendung der Sekundärionenmassenspektrometrie (SIMS) an randscharf polierten Schliffen basiert [6, 60, 61]. Gemeinsam mit einer systematischen Analysemethodik sind somit wichtige Bedingungen eines Konzepts der rechnergestützten integralen Prozessentwicklung und Optimierung des Einsatzhärtens [6, 47, 53], auch Case Hardening Engineering genannt [13, 53], erfüllt.

2 Grundlagen des Einsatzhärtens

Einsatzhärtens zählt zu den thermochemischen Verfahren der Randschichtwärmebehandlung, mit denen die Härte von metallischen Werkstoffen in Oberflächennähe durch Gefügemodifikation erhöht wird [9]. Dies geschieht, indem die Randschicht des Bauteils mit Kohlenstoff angereichert (Aufkohlen) und anschließend durch rasches Abkühlen in einem Medium martensitisch umgewandelt wird (Abschrecken). Durch nachfolgendes Wiedererwärmen des Bauteils (Anlassen) wird die Zähigkeit des Werkstoffs erhöht, die Rissgefahr beseitigt und das abgeschreckte Gefüge stabilisiert [9, 53]. In den folgenden Abschnitten sind die grundlegenden Schritte dieser Art der Randschichtwärmebehandlung näher erläutert. Für eine weitere Vertiefung wird auf die umfangreiche Literatur verwiesen (siehe z. B. [3, 6, 53, 62-66]).

2.1 Aufkohlen

Nach DIN EN 10052:1994-01 (Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen) bezeichnet man mit Aufkohlen die thermochemische Behandlung eines Stahlbauteils im austenitischen Zustand zur Anreicherung der Randschicht mit Kohlenstoff.

Nach dem Erwärmen des Bauteils auf eine Temperatur im typischen Bereich von etwa 850 bis 980 °C, der sogenannten Aufkohlungstemperatur, wird es einem kohlenstoffhaltigen Medium ausgesetzt, aus dem Kohlenstoff in die Randschicht diffundieren kann [3, 6]. Der Aufkohlungsprozess erfolgt grundsätzlich im reinen γ -Gebiet (Austenit), d. h. die Temperatur entspricht mindestens A_{c3} für den jeweiligen Stahl. In diesem Gefügestand ist aufgrund der größeren Oktaederlücke des kubisch flächenzentrierten Gitters die Löslichkeit von Kohlenstoff wesentlich höher (bis ca. 2 Gew.-%) als im Ferrit [6]. Typische Kohlenstoffkonzentrationen liegen in der angereicherten Schicht zwischen 0,6 und 0,9 Gew.-%, meist um etwa 0,8 Gew.-%. Bleibt der Kohlenstoffgehalt am Rand unterhalb 0,6 Gew.-%, wird die gewünschte Mindesthärte nicht immer erreicht. Bei einer maximalen Kohlenstoffkonzentration von über 0,9 Gew.-% (abhängig vom Stahl) kann es zu versprödet wirkender Zementitausscheidung an den Korngrenzen kommen (Korngrenzencarbide) [9]. Weiterhin besteht bei einer zu hohen Kohlenstoffkonzentration die Gefahr von überhöhten Restaustenitgehalten (nach dem Abschrecken) und damit verbundenem Härteverlust [6, 9]. Die Aufkohlungstiefe At , die die Dicke der kohlenstoffangereicherten Randzone misst, liegt in der Praxis im Bereich zwischen 0,05 mm (Feinwerktechnik) und bis über 10 mm (große Zahnräder). Häufig wird die Bezeichnung $At_{0,35}$ verwendet, um die Aufkohlungstiefe bei einer

Kohlenstoffkonzentration von 0,35 Gew.-% anzugeben [53, 62]. Eine typische Behandlungsdauer beispielweise bei 930 °C kann durchaus bis zu 200 h betragen [6, 62].

Zu den gebräuchlichen Aufkohlungsverfahren zählen Gasaufkohlen (gasförmiges Aufkohlungsmittel), Badaufkohlen (flüssiges Aufkohlungsmittel) und Pulveraufkohlen (festes Aufkohlungsmittel) [67]. Aufgrund der möglichen Prozessregelung und -überwachung nutzt man bei heutigen industriellen Aufkohlungsprozessen weit überwiegend gasförmige Aufkohlungsmittel. Hierfür werden häufig Alkane, wie Methan (CH_4), Propan (C_3H_8) oder Butan (C_4H_{10}), verwendet [6, 9, 62]. Die Regelung der Randkohlenstoffkonzentration findet über die chemische Zusammensetzung der Atmosphäre statt. In den industrieüblichen *schellen* sauerstoffhaltigen Gasgemischen erreicht die Kohlenstoffübergangszahl, auch Aufkohlungsgeschwindigkeit genannt, Werte zwischen $1 \cdot 10^{-5}$ und $4 \cdot 10^{-5}$ cm/s. Um Knallgasreaktionen durch Lufteintritt zu vermeiden, wird das sogenannte Normaldruck-Gasaufkohlen gewöhnlich bei im Vergleich zur Atmosphäre geringem Überdruck von 1 bis 3 mbar durchgeführt [6].

Heutiger Industriestandard ist der über den geänderten Kohlenstoffpegel geregelte, isotherme zweistufige Gasaufkohlungsprozess. Diese Behandlungsart soll die Aufkohlungsdauer bis zum Erreichen der gewünschten Werkstoffeigenschaften minimieren. In der ersten Prozessstufe, der Sättigungs- oder Kohlunphase, arbeitet man nahe an der Sättigungslöslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit mit C-Pegeln von 0,8 bis 1,3 Gew.-% (knapp unterhalb der Rußgrenze). In dieser ersten Stufe findet praktisch die gesamte Stoffübertragung statt. Hält man den Randkohlenstoffgehalt während der Dauer der Sättigungsphase durchgehend auf Sättigungslöslichkeit, kann die theoretisch maximale Aufkohlungstiefe erreicht werden. Bei der zweiten Prozessstufe, der Ausgleichphase, die sich direkt an die Sättigungsphase anschließt, handelt es sich im Prinzip um eine Diffusionsbehandlung, die auch beim Nitrieren und Borieren angewandt wird. Diese Stufe ist nötig, um den steilen Kohlenstoffgradienten im äußeren Randbereich nach innen zu verteilen bzw. abzubauen, da der sehr hohe oberflächennahe Kohlenstoffgehalt ansonsten die Werkstoffeigenschaften verschlechtern würde. Dadurch stellt sich ein gleichmäßiger Kohlenstoffverlauf ein, der maßgeblich für die Gefügeausbildung beim Abschrecken und den resultierenden Härteverlauf ist. Die Kohlenstoffkonzentration an der Oberfläche und im äußeren Randbereich liegen nach der zweiten Prozessstufe meist um 0,6 bis 0,85 Gew.-%. Die Ausgleichphase erfordert generell eine Dauer von etwa 10% bis 25% der Zeit der Sättigungsstufe und wird mit entsprechend gesenktem C-Pegel gefahren [3, 6]. Für die gewünschte Oberflächenkonzentration c_R^{gew} an Kohlenstoff gilt dabei [6]:

$$c_p^{\text{erf}} = \frac{c_R^{\text{gew}}}{k_L} \quad (2.1)$$

Der Legierungsfaktor k_L berücksichtigt den Einfluss der Legierungs- und Begleitelemente auf die Kohlenstoffaktivitäts-Konzentrationsbeziehung und berechnet sich aus der chemischen Zusammensetzung des Stahls [3]. Die Software SimCarb bietet eine Taschenrechnerfunktion an [11, 48]. Mit c_p^{erf} wird der erforderliche C-Pegel berechnet. Typische Werte des Legierungsfaktors für Einsatzstähle reichen von 0,9 bis 1,2.

In Bild 2.1 sind die Bedingungen des in einem Experiment durchgeführten, zweistufigen isothermen Gasaufkohlungsprozesses eines Probenzylinders aus 18NiCrMo14-6¹ veranschaulicht, dessen Grundkohlenstoffkonzentration zu 0,183 Gew.-% bestimmt wurde. In diesem Prozess wurde das Werkstück bei 970 °C insgesamt 43,7 h lang behandelt, davon 34,5 h in der Sättigungs- und 9,2 h in der Ausgleichsstufe. Der Kohlenstoffpegel während der Sättigungs- (S) und Ausgleichsphase (A) betrug $c_p^S=1,2$ bzw. $c_p^A=0,8$ Gew.-% C. Die Kohlenstoffübergangszahl β wurde im Versuch nicht ermittelt, liegt aber im erhitzten Ofen üblicherweise bei Werten im Bereich von $2 \cdot 10^{-5}$ bis $3 \cdot 10^{-5}$ cm/s (wegen der geänderten Gaszusammensetzung in der Ausgleichsstufe tendenziell eher etwas höher als in der Sättigungsphase).

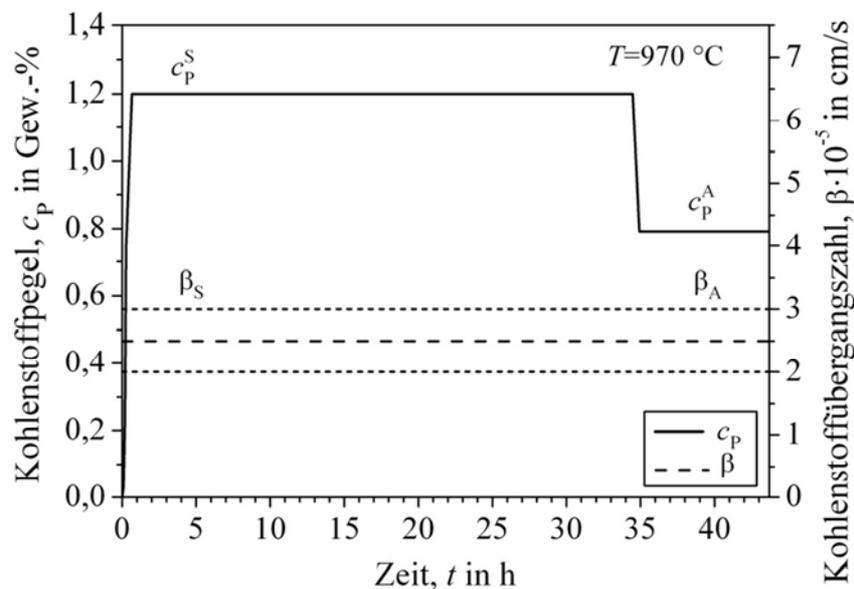


Bild 2.1: Zweistufiger Gasaufkohlungsprozess für 18NiCrMo14-6.

¹ 18NiCrMo14-6 wird in der Norm DIN EN ISO 683-17:1999 (Für eine Wärmebehandlung bestimmte Stähle, legierte Stähle und Automatenstähle. Teil 17: Wälzlagerstähle) als einsatzhärtender Wälzlagerstahl empfohlen und in der weiteren Arbeit als Einsatzstahl bezeichnet.

In Bild 2.2 ist die mit der Sekundärionenmassenspektrometrie² (SIMS) gemessene Kohlenstoffverteilung $c_C(x)$ des aufgekohlten Probenzylinders aus 18NiCrMo14-6 dargestellt. Es beschreibt den Endzustand nach der Ausgleichsbehandlung. Die bei der SIMS-Messung durch Randeffekte beeinflussten, oberflächennahen Werte der Kohlenstoffkonzentration wurden bei der Anpassungskurve mithilfe eines in der Literatur mitgeteilten Legierungsfaktors k_L für die gemessenen Stahlzusammensetzung korrigiert [3]. Die verwendete Empfehlung der AWT (Arbeitsgemeinschaft Wärmebehandlung und Werkstofftechnik e. V., Bremen) wird auch von SimCarb als Voreinstellung angeboten.

An der Oberfläche liegt eine Kohlenstoffkonzentration von $c_R=0,82$ Gew.-% C vor. Die Aufkohlungstiefe $At_{0,35}$ beträgt 3,53 mm. Die Auswertung bei 0,35 Gew.-% C ist im Diagramm eingezeichnet. Die Sättigungsbehandlung kann anhand der Aufkohlungsbedingungen aus Bild 2.1 mit der gemessenen Stahlzusammensetzung ($k_L=1,0371$ nach [3]) simuliert werden. Bild 2.2 enthält das mit SimCarb berechnete Kohlenstoffprofil. Die Aufkohlungstiefe wird zu $At_{0,35}=3,58$ mm bestimmt.

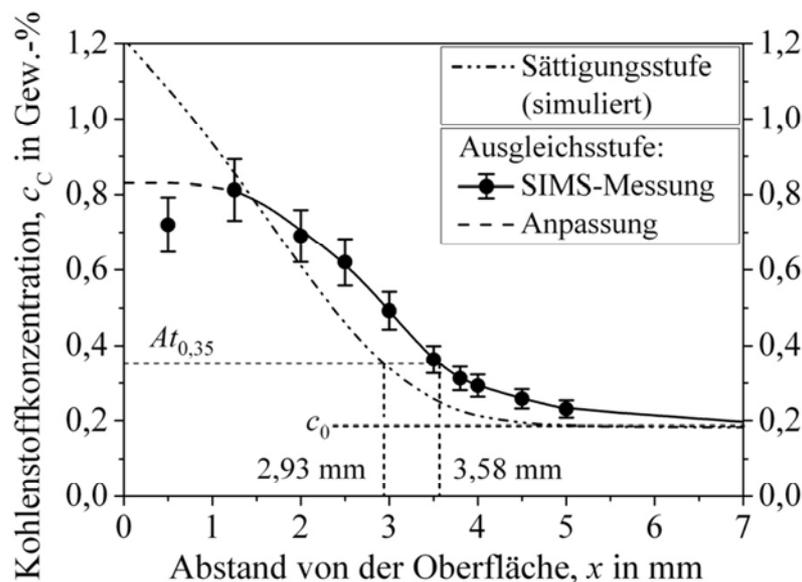


Bild 2.2: Mit SimCarb simuliertes bzw. SIMS gemessenes Kohlenstoffprofil nach der Sättigungs- und Ausgleichsphase des Aufkohlungsprozesses von Stahl 18NiCrMo14-6 aus Bild 2.1.

2.2 Härten

Härten besteht aus den drei Prozessschritten Austenitisieren, Abschrecken und Anlassen. Die in der Praxis des Einsatzhärtens am häufigsten angewandten Härteverfahren sind das Direkt-

² Erläuterung der Sekundärionenmassenspektrometrie, siehe Abschnitt 3.3.2.

und Einfachhärten [9]. Dabei kann das Austenitisieren mit dem Aufkohlen verbunden sein (Direkthärten) oder danach separat erfolgen (Einfachhärten) [6, 9]. Bild 2.3 veranschaulicht grafisch den Unterschied dieser beiden Härteverfahren.

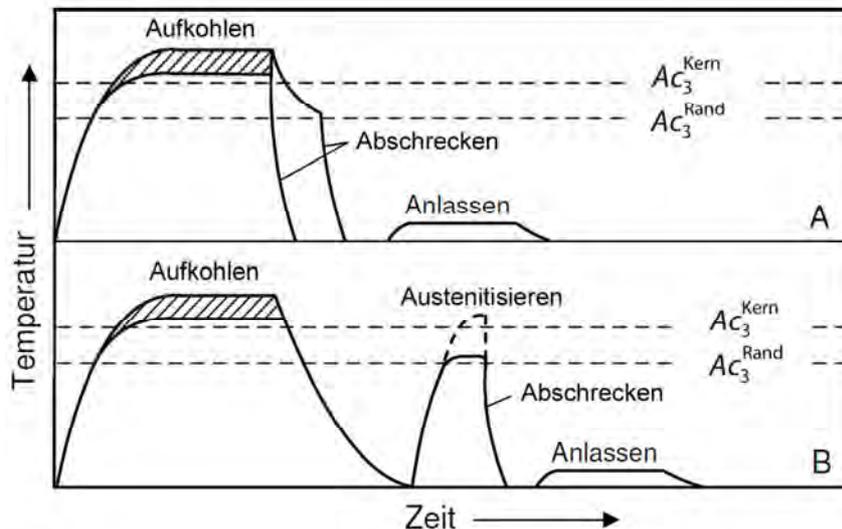


Bild 2.3: Schematische Darstellung für das Direkthärten A aus der Aufkohlhitzte oder nach geregelter Vorabkühlen und das Einfachhärten B aus unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen [9].

Beim Direkthärten folgt das Abschrecken direkt im Anschluss an das Aufkohlen. Aus Gründen der Verzugsminderung und der Einstellung des Restaustenitgehalts kann die Temperatur in der Praxis erst von der Aufkohlungstemperatur auf eine niedrigere Härtetemperatur T_H abgesenkt werden. Je nach Anforderung erfolgt das Kühlen unterschiedlich: Wird eine maximale Kernfestigkeit gewünscht, so wird von der höheren Kernhärtetemperatur Ac_3^{Kern} abgeschreckt (je nach Werkstoff über 860 °C). Durch Abschrecken von der niedrigeren Randhärte-temperatur Ac_3^{Rand} ergibt sich ein gut gehärtetes Randgefüge und ein nicht optimal gehärteter Kern [9, 62].

Beim Einfachhärten wird das Bauteil nach dem Aufkohlen zuerst langsam auf Raumtemperatur abgekühlt. Dadurch kann eine einfachere Zwischenbearbeitung stattfinden. Anschließend wird das Bauteil wieder erwärmt (austenitisiert) und analog zum Direkthärten entweder von der Kernhärtetemperatur Ac_3^{Kern} oder von der Randhärte-temperatur Ac_3^{Rand} gehärtet. Das Unterschreiten der Ac_3 -Temperatur beim langsamen Abkühlen auf Raumtemperatur sowie das Überschreiten der Ac_3 -Temperatur beim Wiedererwärmen des Bauteils führt zu einer Kornneubildung. Hierbei wird die aufgrund der hohen Temperatur beim Aufkohlen entstandene Kornvergrößerung teilweise rückgängig gemacht [9, 62].

2.2.1 Austenitisieren

Unter dem Begriff Austenitisieren versteht man beim Einsatzhärten das Erwärmen eines Bauteils auf eine Temperatur von etwa 30 bis 50 °C oberhalb A_{c3} (bei untereutktoider Zusammensetzung). Durch diese Wärmebehandlung wandelt das ferritische Gefüge des Stahls vollständig in Austenit um, der aufgrund der größeren Oktaederlücke des kubisch flächenzentrierten Gitters in der Lage ist, eine große Menge an Kohlenstoff zu lösen [6, 63].

Die Austenitisierungstemperatur beeinflusst maßgeblich das nach dem Abschrecken resultierende Gefüge. Bei erhöhten Austenitisierungstemperaturen wächst in der Regel grobes Korn, das die Diffusionsbedingungen erschwert, gegenüber segregationsbedingter Versprödung anfällig ist und zur ungewollten Bildung von grobem, sprödem Martensit führt [63]. Liegt die Austenitisierungstemperatur zu niedrig, kann der Ferrit unter Umständen nicht vollständig in Austenit umgewandelt werden und es kommt nach dem Abschrecken zu ungleichmäßiger Gefügeausbildung (Weichfleckigkeit) und teilweise niedriger Härte [63, 65].

Die Haltedauer bei einer bestimmten Austenitisierungstemperatur ist abhängig von der chemischen Zusammensetzung (insbesondere von der Kohlenstoffkonzentration), der Werkstückgeometrie sowie -abmessung und soll möglichst kurz gehalten werden, um beispielsweise Austenitkornwachstum und hohe Matrixkonzentrationen an Legierungselementen zu vermeiden, die einen überhöhten Restaustenitgehalt nach dem Abschrecken verursachen können [62, 63].

2.2.2 Abschrecken

Beim Direkthärten wird die Temperatur des Bauteils nach dem Aufkohlen üblicherweise langsam auf eine niedrigere Härtetemperatur T_H gesenkt, von der aus in einem Abschreckmedium möglichst rasch abgekühlt wird. Das Abschrecken beim Einfachhärten erfolgt, nachdem das Bauteil auf die gewünschte Härtetemperatur T_H wiedererwärmt und dort austenitisiert worden ist. Durch rasches Abkühlen von der Härtetemperatur T_H soll eine hohe Härte, in der Regel durch die vollständige Bildung des harten Martensits, erzielt werden. Dabei hängt die Härtebarkeit eines Stahls sehr stark von der chemischen Zusammensetzung, d. h. insbesondere auch von der Kohlenstoffkonzentration, ab [9, 63].

Der Begriff der Härtebarkeit (siehe Jominy-Kurven) beinhaltet die Höhe der Randhärte (Aufhärtebarkeit), Tiefe der Härteannahme und erreichbare Kernhärte (Einhärtebarkeit) [6, 62].

Um eine möglichst vollständig martensitische Gefügeausbildung und daraus resultierend hohe Härte zu erreichen, muss die tatsächliche Abkühlgeschwindigkeit v höher sein, als die vom Kohlenstoffgehalt abhängige obere kritische Abkühlgeschwindigkeit v_{ok} , bei der zum ersten Mal ausschließlich Martensit im Gefüge entsteht [62].

Bei der Bildung von Martensit findet ein diffusionsloser Umklappvorgang vom kubisch flächenzentrierten Gitter (kfz) in das kubisch raumzentrierte Gitter (krz) statt. Der nach dem Aufkohlen im kfz-Gitter des Austenits gelöste Kohlenstoff bleibt nach der Umwandlung im krz-Gitter des Martensit zwangsgelöst. Da nicht jede Elementarzelle mit einem Kohlenstoffatom besetzt ist, hat diese Umwandlung eine tetragonale Verzerrung des krz-Gitters zur Folge, welche der Grund für die hohe Martensithärte ist [63, 64, 67].

Bild 2.4 zeigt ein tetragonal verzerrtes krz-Gitter (Martensit) [67]. Die „tetragonale Aufweitung“ durch ein zwangsgelöstes C-Atom ist deutlich zu erkennen.

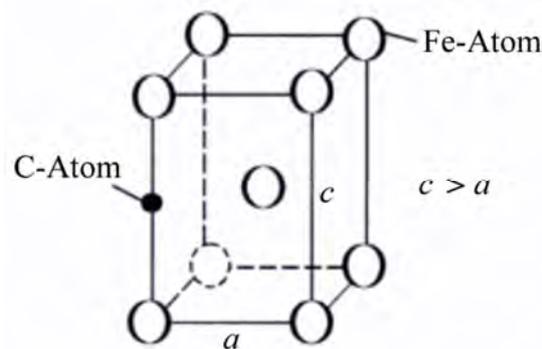


Bild 2.4: Elementarzelle des tetragonal verzerrten Atomgitters von Martensit [67].

In Bild 2.5 ist ein kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (k-ZTU) des Einsatzstahls 17Cr3 mit einer mittleren chemischen Zusammensetzung nach DIN EN 10084:1998 (Einsatzstähle - Technische Lieferbedingungen) und einer Kohlenstoffkonzentration von 0,54 Gew.-% veranschaulicht. Die fünf (Haupt-) Abkühlkurven stehen für konstante Abkühlgeschwindigkeiten von 100, 10, 1, 0,1 und 0,01 °C/s. Der Pfeil kennzeichnet diejenige Abkühlkurve, deren Abkühlgeschwindigkeit erstmalig vor den Umwandlungslinien der anderen gleichgewichtsnäheren Gefüge vorbeiläuft und damit über der oberen kritischen Abkühlgeschwindigkeit v_{ok} des verwendeten Stahls (einheitliche Kohlenstoffkonzentration) liegt. Hier entsteht somit erstmals ein vollständig martensitisches Gefüge. Im Beispiel liegt die Abkühlgeschwindigkeit der gekennzeichneten Abkühlkurve bei etwa 60 °C/s. Der gekrümmte Linienvorlauf hängt mit der logarithmischen Einteilung der Zeitachse zusammen.

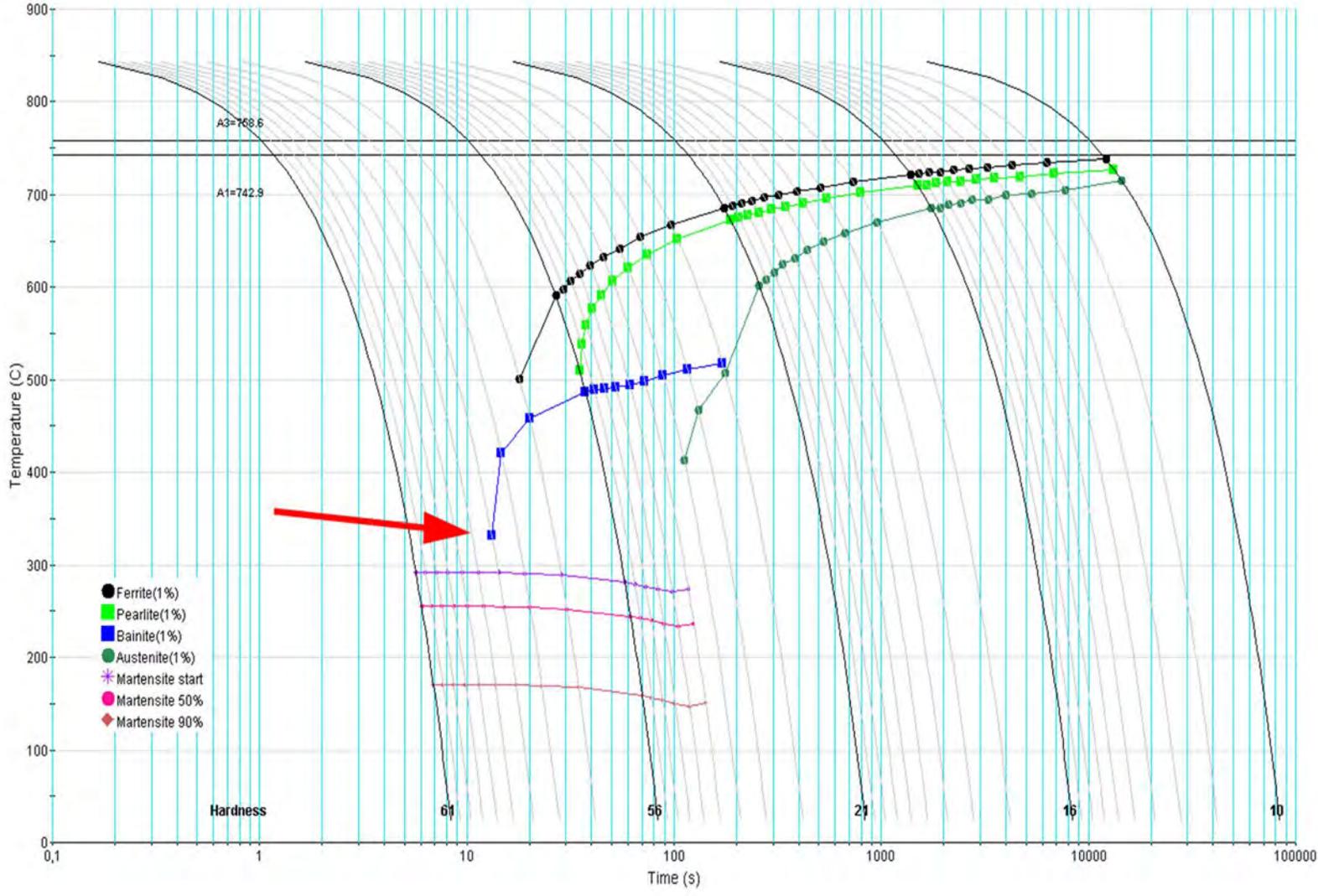


Bild 2.5: Mit JMatPro³ simuliertes kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild für den Einsatzstahl 17Cr3 mit einer mittleren chemischen Zusammensetzung und einer Kohlenstoffkonzentration (aufgekohlte Randschicht) von 0,54 Gew.-%.

³ Nähere Informationen zu JMatPro siehe Abschnitt 10.3.

Ein Werkstück kann als vollmartensitisch bezeichnet werden, sobald dessen Gefüge vollständig in Martensit umgewandelt wurde. Hierzu muss die tatsächliche Abkühlgeschwindigkeit v auch im Kern größer sein als die obere kritische Abkühlgeschwindigkeit v_{ok} , d. h. die Abkühlkurve des Kernbereichs muss ebenfalls vor den Umwandlungslinien der anderen Gefüge vorbeilaufen. Bei der Einsatzschicht ist zu beachten, dass die Kohlenstoffkonzentration und damit v_{ok} von der Tiefe abhängt.

2.2.3 Anlassen

Um eine für Ermüdungs- und Verschleißbeanspruchung günstige Mindesthärte von etwa 58 HRC in der Randschicht nicht zu unterschreiten, darf das Bauteil bei einer typischen Dauer von 2 h nicht über 180 bis 200 °C angelassen werden [68]. In der Praxis üblich sind daher, geeignet angepasst, Zeiten zwischen 2 und 4 h bei Temperaturen von 150 bis 200 °C. Die Zähigkeit des Werkstoffs wird erhöht, die Rissgefahr beseitigt und das abgeschreckte Gefüge stabilisiert [9]. Wie bei allen diffusionsgesteuerten, d. h. thermisch aktivierten Vorgängen hat die Temperatur einer Anlassbehandlung einen bedeutend größeren Einfluss als die Dauer [9], was etwa der (Hollomon-Jaffe-) Anlassparameter ausdrückt [69].

In der für das Einsatzhärten relevanten 1. Anlassstufe (ab 100 °C) wandelt sich in der kohlenstoffangereicherten Randschicht tetragonaler in kubischen Martensit um und es werden hexagonale ϵ -Carbide $Fe_{2,4}C$ kohärent in feiner Verteilung ausgeschieden, wodurch das spezifische Volumen abnimmt [6, 9, 65, 66]. Der wesentliche Verfestigungsmechanismus geht dabei von Mischkristall- in Teilchenhärtung über. Die entstehenden Anlasscarbide besitzen eine Größe von etwa 10 bis 20 nm [6]. Die Versetzungen umgehen diese Hindernisse mittels Ausbauchen nach dem Orowan-Mechanismus [65, 66].

Bei einer Anlassbehandlung im betrachteten Temperaturbereich kommt es nur zu einer Abnahme der Härte des Martensitanteils. Das Grundgefüge mit Kohlenstoffkonzentrationen c_C um 0,2 Gew.-% verändert sich durch das Anlassen kaum [9]. In der Einsatzhärtungsschicht un- und niedriglegierter Stähle verbleibt Restaustenit nach dem Abschrecken im Gefüge [63, 66]. Die Ursache hierfür liegt im Abfall der Martensitfinishtemperatur M_f oberhalb einer Kohlenstoffkonzentration von etwa 0,5 Gew.-% (Wert legierungsabhängig) unter Raumtemperatur, da der Rand üblicherweise auf mindestens 0,6 Gew.-% C angereichert ist [6, 9, 66].

Bei Temperaturen bis höchstens 200 °C findet noch keine wesentliche Umwandlung von Restaustenit in Ferrit und Carbid statt (2. Anlassstufe: ab 230 °C), die das Volumen erhöhen würde [6, 66]. Die je nach Aufkohlungstiefe, Legierungszusammensetzung und Abkühlge-

schwindigkeit in der Randschicht neben Martensit vorhandenen, thermodynamisch stabileren Gefügebestandteile Bainit, Perlit und Ferrit zeigen wie verbliebener (Rest-) Austenit beim Anlassen im relevanten Temperaturbereich keine nennenswerte Reaktion [6, 9, 66].

Für die Berechnung der Anlasshärte aus der Abschreckhärte werden in der Literatur sogenannte Abminderungsfaktoren vorgeschlagen [70]. Häufiger werden zur mathematischen Vorhersage der Härteabnahme nach dem Anlassen allerdings Zeit-Temperatur-Parameter verwendet [71, 72]. Gute Übereinstimmung liefert der bekannte Hollomon-Jaffe-Anlassparameter [69], der bisher vor allem bei höheren Temperaturen über 300 °C genutzt wird [73]. Beide Ansätze zur Berechnung der Anlass- aus der Abschreckhärte werden in der vorliegenden Arbeit eingehend erläutert (vgl. Abschnitte 4.3 und 6.2) und in der Simulation angewendet (siehe Abschnitte 4.4.7 und 6.7.7).

2.3 Abschreckmittel

Bei industriellen Härtungsverfahren gelangen je nach Prozessziel verschiedenste Arten von Abschreckmedien zur Anwendung. Neben der Art und Zusammensetzung des Abschreckmittels haben auch Temperatur und Bewegungszustand einen großen Einfluss auf den Abschreckprozess sowie die resultierende Gefüge- und Härteentwicklung [74]. Nachstehend sollen einige gängige Abschreckmittel vorgestellt werden.

Wasser stellt ein sehr kostengünstiges, umweltfreundliches und gesundheitlich unbedenkliches Abschreckmittel dar, das vor allem bei Nichteisenmetallen und austenitischen Stählen häufig verwendet wird. Der Mechanismus der Wärmeübertragung beim Aufspritzen auch von Luftgemischen mithilfe von Sprühsystemen ist mit Tauchen des heißen Guts in ein Bad vergleichbar [66]. Wegen der hohen Volumen- und Verdampfungswärme von Wasser resultieren über den gesamten Temperaturbereich große Abkühlgeschwindigkeiten. Dabei ermöglichen den Dampffilm destabilisierende Salzzusätzen (NaCl, NaOH) eine weitere Steigerung, Gaseinleitung (z. B. Luft, Stickstoff) durch Ausbildung fein verteilter Blasen hingegen eine gezielte Verminderung [63]. Die großen Abkühlgeschwindigkeiten bzw. Wärmeübergangskoeffizienten verbessern die erzielbaren mechanischen Eigenschaften etwa bei Aluminiumlegierungen, erhöhen aber die Gefahr von Verzug und das Risiko von Härterissen. Bei Salzwasser ist diese Gefahr zumindest gemindert [74].

Die gebräuchlichsten Abschreckmittel für kohlenstoffreiche Stähle sind daher Öle (typisch in Bädern zwischen 50 und 200 °C mit mehreren Jahren Standzeit), die sich werkstoff- und prozessabhängig maßgeschneidert formulieren bzw. additivieren und auswählen lassen [75].

Sie führen die Wärme gut vom Bauteil ab und zeigen grundsätzlich bei hohen Temperaturen keine übermäßige Ausbildung der isolierenden Dampfhaut (Leidenfrost-Phänomen). Eine die Werkstückoberfläche örtlich ungleichmäßig bedeckende Dampfhaut (z. B. Wasser) vergrößert die Gefahr von Weichfleckigkeit und starkem Verzug. Besonders risseempfindliche Werkstoffe, wie Wälzlager- oder Werkzeugstähle, werden speziell nach Gasaufkohlen deshalb zumeist in (Martensit-) Härteölen abgeschreckt [8, 74]. Wässrige Emulsionen, in der Anwendung allerdings beschränkt, erhöhen das Abkühlvermögen [14, 76]. Der Ölgehalt bis zu wenigen 10% dient dabei zur Einstellung einer gewünschten Abschreckcharakteristik (z. B. Beginn der Kochphase). Die Zugabe geeigneter Korrosionsinhibitoren für Stahlbauteile schützt das Härtegut.

Wässrige Polymerlösungen mit gängigen Arbeitstemperaturen von 30 bis 50 °C können beim Abschrecken erhebliche Mengen Wasserdampf in den Ofenraum bzw. die Vorkammer abgeben, besitzen jedoch Vorteile unter verschiedenen Gesichtspunkten von Wirtschaftlichkeit, Umweltverträglichkeit (frei von Mineralöl), Sicherheit (u. a. Brandgefahr), Sauberkeit oder Gesundheitsschutz, aber auch bezüglich gleichmäßiger Wärmeabfuhr und Verzugsminderung [77]. Diese flüssigen Medien ähneln in Zusammensetzung wie Additivierung den Kühlschmierstoffen und enthalten 2 bis über 30 Vol.-% (übliche Konzentrationen zwischen 5 und 20%) Polyalkylenglykole (PAG), Polyvinylpyrrolidone (PVP), Polyvinylalkohole (PVA) oder Alkali-Polyacrylate (ACR) [77].

Mit dem trockenen Abschrecken in ruhenden oder durch Düsenfelder strömenden Gasen (gebräuchlich sind Luft, Stickstoff, Helium, Wasserstoff und Argon unter typisch 0,1 bis 4 MPa) kann einheitliches Abkühlen erreicht und Nachreinigen (etwa bei Vakuumprozessen) vermieden werden, wobei Hochdrucksysteme (z. B. H₂ bei 5 teilweise bis 10 MPa) Wärmeübergangskoeffizienten im Bereich von Wasser bis über 3000 Wm⁻²K⁻¹ liefern. Neben ebenfalls hoher Arbeitssicherheit und Umweltverträglichkeit verbessern diese Verfahren die Kontrollierbarkeit des Härteergebnisses [5, 8, 14, 74, 78, 79].

Bei guten Verzugseigenschaften bieten Salzbäder höhere Abschrecktemperaturen ab ca. 135 °C, die sich wiederum durch Wasserzugabe noch unter 100 °C absenken lassen [74]. Salzbäder bestehen meist aus binären oder ternären (eutektischen) Mischungen aus Kaliumnitrat, Natriumnitrit und Natriumnitrat. Die Kühlwirkung von Metallschmelzen (z. B. flüssiges Blei) ist damit vergleichbar. Auch bei den Salzbädern liegt der Siedepunkt oberhalb der Härte- bzw. Austenitisierungstemperatur, so dass nur Konvektion und Wärmeleitung auftreten [62]. Bei der Anwendung sind Sicherheitshinweise zu beachten [14].

Schließlich werden noch verschiedene Wirbelbetten, z. B. basierend auf Aluminiumoxid oder Ferrosilicium, zum beschleunigten Abkühlen mit begrenzter Abschreckintensität verwendet [14, 80]. Die betriebliche Handhabung ist gegenüber Salz- oder Metallbädern deutlich einfacher.

2.4 Phasenumwandlungsverhalten

Neben der chemischen Zusammensetzung ist die Abkühlgeschwindigkeit das entscheidende Kriterium für die Umwandlung des Austenits in andere Phasen während des Abkühlvorgangs. Je höher die Abkühlgeschwindigkeit, desto eher werden die zur Bildung von Gleichgewichtsgefügen benötigten Diffusionsprozesse unterbunden, wodurch sich neue Gefügebestandteile mit anderen Eigenschaften bilden können. Abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit wird daher zwischen drei Umwandlungsstufen des unterkühlten Austenits unterschieden: Perlitstufe, Bainitstufe und Martensitstufe [63, 64].

Perlitstufe. Bei geringen Abkühlgeschwindigkeiten entsteht durch Umwandlung von Austenit vornehmlich ein perlitisches Gefüge, das sich aus einem kristallinen Gemenge von Ferrit- und Zementitlamellen zusammensetzt [81].

Die Keimbildung und das Wachstum der Kristallite erfolgt für diese beiden Phasen durch Diffusion des Kohlenstoffs und des Eisens. Zunehmende Abkühlgeschwindigkeit verkürzt die für die Diffusion zur Verfügung stehende Zeit, wodurch der Weg der Atome kleiner wird und die Lamellenbreite abnimmt. Dies führt zur Bildung von fein- und feinststreifigem Perlit, der (veraltet) auch als Sorbit bzw. Troostit bezeichnet wird und sich in der Praxis durch erhöhte Härte- und Festigkeitswerte bei allerdings hoher Sprödigkeit äußert [63].

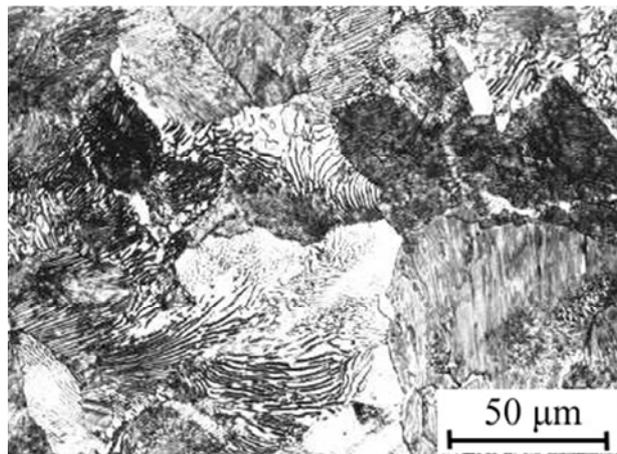


Bild 2.6: Perlitisches Gefüge eines Stahls mit einer Kohlenstoffkonzentration von 0,8 Gew.-%.

In Bild 2.7 ist die Aufnahme eines perlitischen Gefüges mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) veranschaulicht. In dieser Aufnahme sind die hellen Zementitlamellen im Ferrit sehr gut zu erkennen.

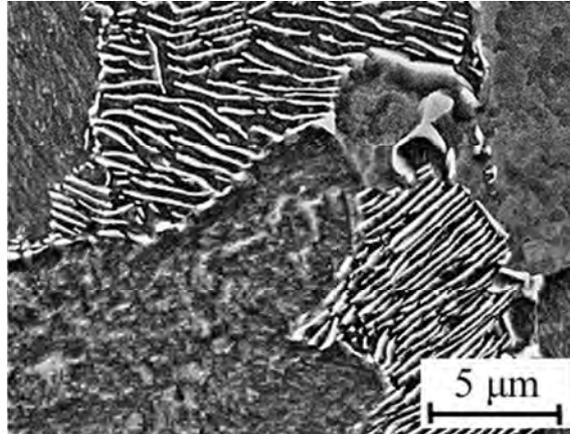


Bild 2.7: REM-Aufnahme eines perlitischen Gefüges.

Bainitstufe. Bei schnellerer Abkühlung entsteht aus dem Austenit die so genannte Bainitstufe (früher Zwischenstufe genannt), die sich bezüglich Entstehungsmechanismus und Gefügemorphologie zwischen Perlit und Martensit einordnet [82].

Aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeit wird die Diffusion der Eisenatome unterdrückt sowie die Kohlenstoffdiffusion erheblich erschwert. Bainit kann dabei in zwei Hauptformen auftreten, dem unteren und oberen Bainit. Der obere Bainit entsteht im hohen Temperaturbereich der Bainitbildung. Aufgrund der günstigeren Diffusionsbedingungen kann der Kohlenstoff aus dem Inneren der Nadeln an deren Korngrenzen wandern. Die dabei entstehende lanzettenartige Struktur erinnert an den nadeligen Martensit. Der dem Martensit ähnlichere untere Bainit entsteht im niedrigen Temperaturbereich der Bainitbildung knapp oberhalb der Martensitstarttemperatur M_s . Unabhängig von der Form besteht Bainit aus Ferrit mit eingelagerten Carbiden. Aus diesem Grund wird der untere Bainit auch oft als bainitischer Ferrit oder Zwischenstufenferrit bezeichnet [63, 82].

Technisch wird, z. B. für Wälzlager, nur der untere Bainit genutzt. Der obere, dem Perlit ähnlichere Bainit ist zu spröde.

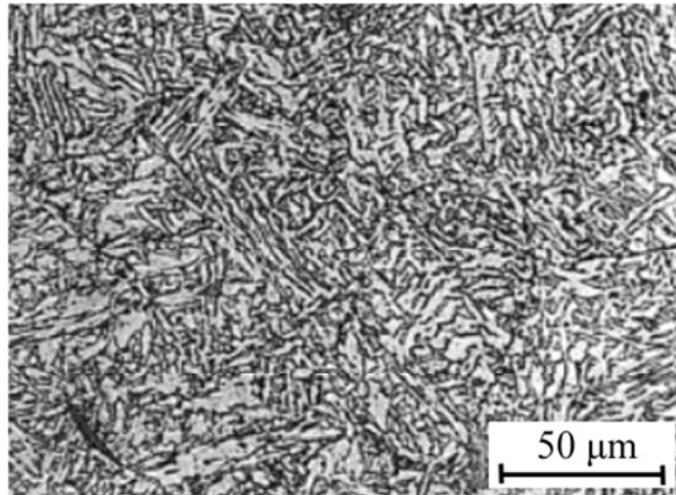


Bild 2.8: Oberer Bainit eines Stahls mit 0,15 Gew.-% C [82].

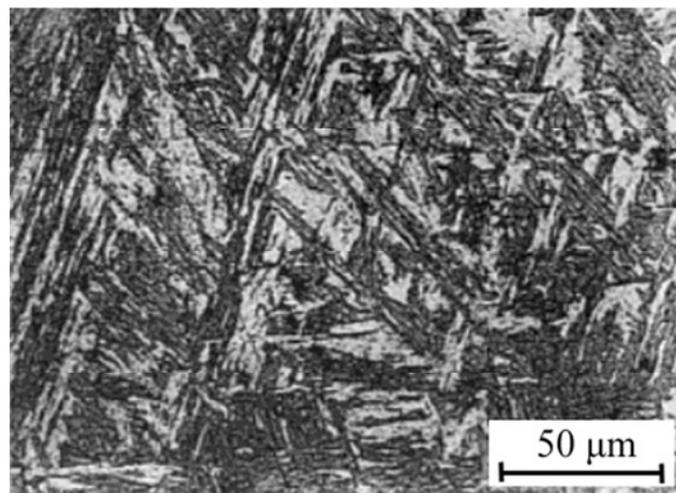


Bild 2.9: Unterer Bainit eines Stahls mit 0,15 Gew.-% C [82].

Martensitstufe. Das beim Einsatzhärten üblicherweise erwünschte Randgefüge ist harter und verschleißfester Martensit. Die Umwandlung des Austenits in Martensit beginnt unterhalb der Martensitstarttemperatur M_s , sobald eine kritische Abkühlgeschwindigkeit überschritten wird. Das Ende dieser Umwandlung wird durch die Martensitfinishtemperatur M_f gekennzeichnet. Erstmals entsteht Martensit, wenn die Abkühlgeschwindigkeit größer ist als eine untere kritische Abkühlgeschwindigkeit v_{uk} . Sobald eine obere kritische Abkühlgeschwindigkeit v_{ok} überschritten wird, wird Austenit praktisch vollständig in Martensit umgewandelt [62, 63].

Die zeitunabhängige Umwandlung von Austenit in Martensit ist im Gegensatz zur Umwandlung in Perlit bzw. Bainit diffusionslos und hält den Kohlenstoff im tetragonal verzerrten Martensit zwangsgelöst. Das kubisch flächenzentrierte (kfz) Gitter (Austenit, γ -Mischkristall) klappt in das kubisch raumzentrierte (krz) Gitter (α' -Mischkristall) um [64, 67].

Wie in Bild 2.10 gut erkennbar, werden mit steigender Kohlenstoffkonzentration c_C Umwandlungsbeginn und -ende zu niedrigeren Temperaturen hin verschoben. Eine weitere Folge ist die Abnahme der kritischen Abkühlgeschwindigkeiten. Ab Kohlenstoffkonzentrationen von etwa 0,5 bis 0,6 Gew.-% wird zunehmend die M_f -Temperatur beim Abschrecken nicht mehr unterschritten und Austenit kann nicht vollständig in Martensit umgewandelt werden. Entsprechend verbleibt weicherer Restaustenit im Gefüge [62, 63].

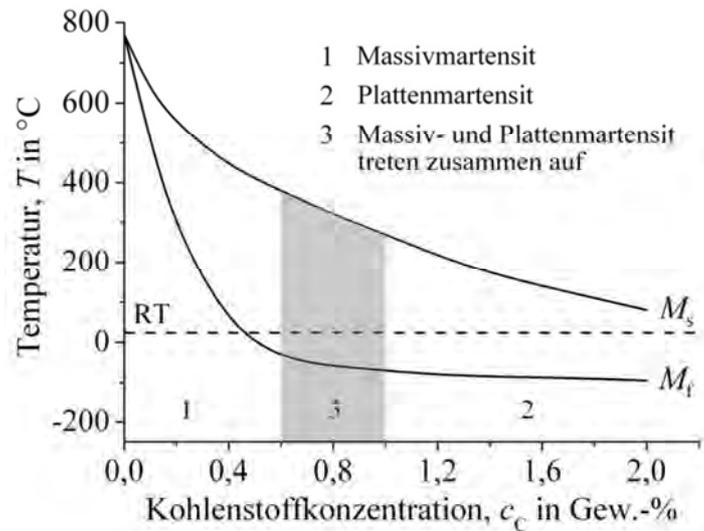


Bild 2.10: Abhängigkeit der Martensitstart- und -finishtemperatur M_s und M_f von der Kohlenstoffkonzentration c_C [63].

Martensit kann in verschiedenen Erscheinungsformen auftreten, die durch die Kohlenstoffkonzentration (und andere Legierungselemente) bestimmt werden [63]. Wie aus Bild 2.10 ersichtlich, entsteht unterhalb von 0,5 Gew.-% C Massivmartensit (Lanzettmartensit) und oberhalb von 1,0 Gew.-% C der spröde und harte Plattenmartensit (nadeliger Martensit). Zwischen diesen beiden Grenzen der Kohlenstoffkonzentration können beide Martensitarten gemischt auftreten [63, 83]. Die drei Erscheinungsformen sind in Bild 2.11 veranschaulicht.

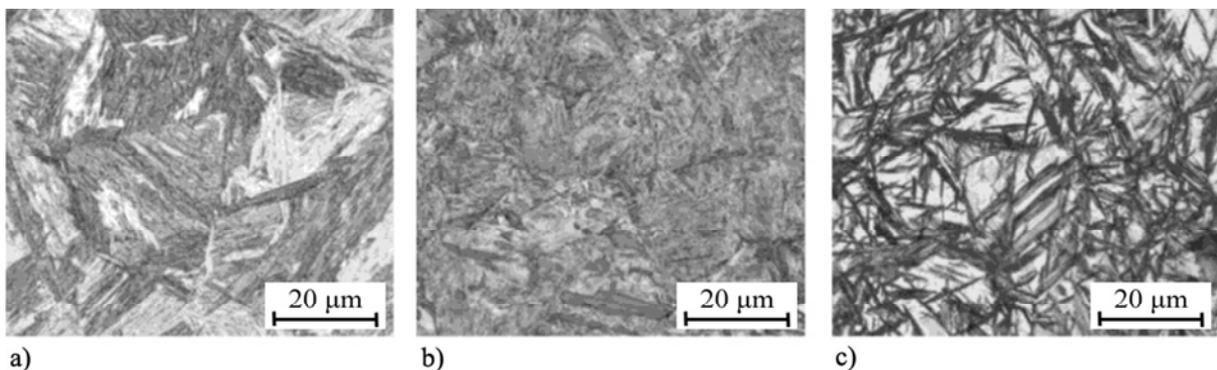


Bild 2.11: Martensit in seinen verschiedenen Erscheinungsformen: a) Massivmartensit, b) Mischmartensit und c) Plattenmartensit [83].

Für die Berechnung der diffusionslosen Umwandlung des Austenits in Martensit stehen in der Literatur verschiedene Ansätze zur Verfügung. Im bekannten Verfahren nach *Koistinen* und *Marburger* wird der Martensitanteil angegeben, der sich bei monotoner Abkühlung auf eine Temperatur unterhalb der Martensitstarttemperatur M_s aus dem Austenit bildet [84-87]. Zur Berechnung des Martensitanteils wird die Koistinen-Marburger-Gleichung verwendet, die in Gl. (2.2) mitgeteilt ist [86, 70].

$$f_{\alpha'}(T) = 1 - e^{-a(M_s - T)} \quad (2.2)$$

In dieser Gleichung bezeichnet $f_{\alpha'}$ den Martensitanteil, M_s die Martensitstarttemperatur und T die Temperatur. Die Konstante a ist ein die Umwandlung charakterisierender Werkstoffparameter.

Die Umwandlung von Austenit in die einzelnen Gefügestände sowie die jeweils umgewandelten Mengenanteile können durch Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder dargestellt werden. Man unterscheidet allgemein kontinuierliche und isotherme ZTU-Schaubilder für Umwandlung bei kontinuierlicher Abkühlung bzw. isothermer Behandlung [63, 88]. Für eine weitere Vertiefung dieses Themas wird auf Abschnitt 6.1.6 verwiesen.

3 Einsatzhärtungsversuche

Für die Entwicklung und Verifizierung der Software SimCarb QuenchTemp wurden systematisch mehrere Einsatzhärtungsversuche mit verschiedenen Einsatzstählen durchgeführt. Neben einer Erläuterung zu den Probenwerkstoffen enthalten die nachfolgenden Abschnitte eine ausführliche Beschreibung der Durchführung der Experimente und der angewandten Messverfahren. Des Weiteren werden ausgewählte, in der vorliegenden Arbeit zur Verifizierung der Simulationen (vgl. Abschnitt 7) verwendete Versuchsergebnisse, wie Aufkohlungsprofile und Abschreck- sowie Anlasshärteverläufe, veranschaulicht.

3.1 Probenwerkstoffe

3.1.1 Werkstoffwahl

Für die Experimente wurden insgesamt sechs verschiedene Werkstoffe aus dem Vorrat handelsüblicher Einsatzstähle verwendet. Das Ziel der Auswahl bestand darin, möglichst unterschiedlich stark legierte Stahlsorten bei den Einsatzhärtungsversuchen zu benutzen, um einerseits den Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die Gefügeausbildung und Härteverteilung nach dem Abschrecken sowie Anlassen zu untersuchen und andererseits die Modelle von SimCarb QuenchTemp anhand signifikant unterschiedlicher Einsatzstähle entwickeln und in Simulationen mit Soll/Ist-Vergleich verifizieren zu können. Die ausgewählten Werkstoffe sind in Tabelle 3.1 zusammengefasst.

Tabelle 3.1: Verwendete Einsatzstähle für die Aufkohlungs-, Abschreck- und Anlassversuche.

| Proben-Nr. | Kurzname | Werkstoff-Nr. | Norm |
|------------|--------------|---------------|-------------------|
| 1 | 18NiCrMo14-6 | 1.3533 | DIN EN ISO 683-17 |
| 2 | 18CrNiMo7-6 | 1.6587 | DIN EN 10084 |
| 3 | 20MoCr4 | 1.7321 | DIN EN 10084 |
| 4 | 15NiCr13 | 1.5752 | DIN EN 10084 |
| 5 | 16MnCr5 | 1.7131 | DIN EN 10084 |
| 6 | 17Cr3 | 1.7016 | DIN EN 10084 |

3.1.2 Probenform

Die Maße der verwendeten Probenzylinder sind in Tabelle 3.2 dargestellt. Die Zylinderhöhe betrug bei allen Proben einheitlich 100 mm. Bild 3.1 veranschaulicht beispielhaft ein abgetrenntes Teil des abgeschreckten Probenzylinders Nr. 2 aus 18CrNiMo7-6 mit einem Durchmesser von 56 mm.

Tabelle 3.2: Maße der verwendeten Probenzylinder.

| Proben-Nr. | Kurzname | Werkstoff.-Nr. | Zylinderdurchmesser | Zylinderhöhe |
|------------|--------------|----------------|---------------------|--------------|
| 1 | 18NiCrMo14-6 | 1.3533 | 40 mm | 100 mm |
| 2 | 18CrNiMo7-6 | 1.6587 | 56 mm | 100 mm |
| 3 | 20MoCr4 | 1.7321 | 45 mm | 100 mm |
| 4 | 15NiCr13 | 1.5752 | 30 mm | 100 mm |
| 5 | 16MnCr5 | 1.7131 | 39 mm | 100 mm |
| 6 | 17Cr3 | 1.7016 | 33 mm | 100 mm |

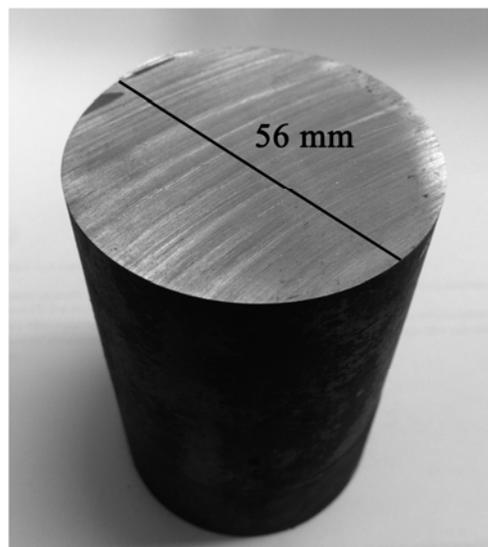


Bild 3.1: Probenzylinder (Teil) aus 18CrNiMo7-6 (Nr. 2) nach dem Abschrecken in „Abschrecköl, ruhend“.

3.2 Versuchsdurchführung

3.2.1 Aufkohlen

Das Aufkohlen der Probenzylinder erfolgte in einem zweistufigen Gasaufkohlungsprozess. Probe Nr. 1 wurde bei 970 °C insgesamt 43,7 h lang aufgekühlt, davon 34,5 h in der Sättigungsphase (S) und 9,2 Stunden in der Ausgleichsphase (A). Die Proben Nr. 2 bis 6 wurden insgesamt 51 h lang aufgekühlt, davon 42 h in der Sättigungsphase (S) und 9 Stunden in der Ausgleichsphase (A). Der Kohlenstoffpegel beider Prozesse betrug während der Sättigungs- und Ausgleichsphase 1,2 bzw. 0,792 Gew.-% C. Die Bedingungen des Gasaufkohlungsprozesses sind in den Bildern 3.2 und 3.3 grafisch dargestellt.

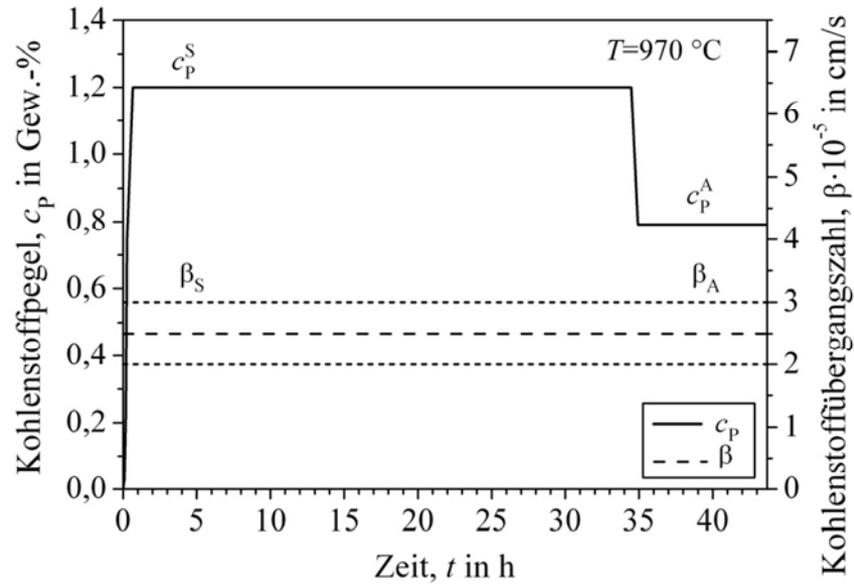


Bild 3.2: Zweistufiger Gasaufkohlungsprozess für Probe Nr. 1.

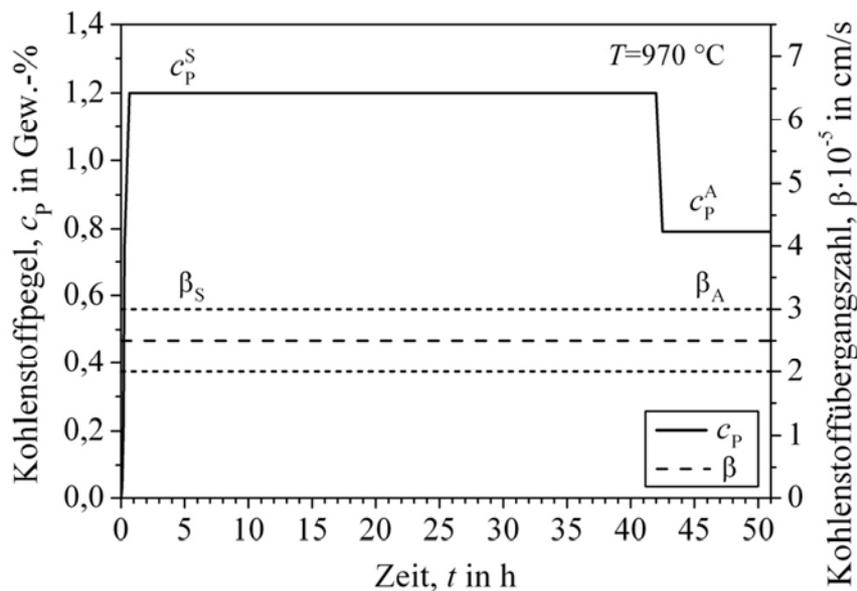


Bild 3.3: Zweistufiger Gasaufkohlungsprozess für die Proben Nr. 2 bis 6.

3.2.2 Abschrecken

Um den Einfluss von unterschiedlichen Abschreckmitteln auf die Gefügeausbildung und Härtetiefenverteilung der ausgewählten Einsatzstähle untersuchen zu können, wurden die aufgekohlten Probenzylinder mit unterschiedlichen Abschreckmedien abgeschreckt. Die Bedingungen der einzelnen Abschreckversuche, wie sie in den Simulationen berücksichtigt werden, sind in den Tabellen 3.3 bis 3.5 zusammengefasst. Hier bezeichnen T_H , t_H und T_F die Härtetemperatur, die Abschreckzeit bzw. die Abschreckmitteltemperatur (Fluidtemperatur).

Tabelle 3.3: Bedingungen der Abschreckversuche für Probe Nr. 1.

| Abschreckmedium | Bewegungszustand | T_F in °C | T_H in °C | t_H in min |
|-----------------|------------------|-------------|-------------|--------------|
| Hydrauliköl | ruhend | 53 | 871 | 90 |
| Abschrecköl | ruhend | 53 | 871 | 90 |
| Wasser | ruhend | 26 | 859 | 60 |
| Salzwasser | ruhend | 25 | 858 | 60 |

Tabelle 3.4: Bedingungen der Abschreckversuche für die Proben Nr. 2, 3, 4 und 6.

| Abschreckmedium | Bewegungszustand | T_F in °C | T_H in °C | t_H in min |
|------------------------|------------------|-------------|-------------|--------------|
| Wasser | ruhend | 26 | 854 | 60 |
| Polymerlösung (6,1%) | ruhend | 23 | 854 | 60 |
| Polymerlösung (19,45%) | ruhend | 34 | 854 | 115 |
| Abschrecköl | ruhend | 53 | 869 | 90 |

Tabelle 3.5: Bedingungen der Abschreckversuche für Probe Nr. 5.

| Abschreckmedium | Bewegungszustand | T_F in °C | T_H in °C | t_H in min |
|------------------------|------------------|-------------|-------------|--------------|
| Wasser | leichte Bewegung | 26 | 867 | 60 |
| Polymerlösung (9,87%) | ruhend | 26 | 867 | 60 |
| Polymerlösung (20,16%) | ruhend | 37 | 867 | 60 |
| Abschrecköl | ruhend | 53 | 869 | 85 |

Nach den jeweiligen Abschreckprozessen wurden die Probenzylinder aus dem Abschreckmedium entnommen und langsam weiter an Luft auf Raumtemperatur abgekühlt. Die Probenpräparation für das anschließende Messen der Abschreckhärteverläufe wird im folgenden Abschnitt kurz erläutert.

3.2.3 Probenpräparation

Die Präparation der abgeschreckten Probenzylinder für die Bestimmung der Abschreckhärteverläufe bestand aus den nachstehenden einzelnen Schritten:

1. Heraustrennen von etwa 10 mm dicken Proben von jedem abgeschreckten Probenzylinder unter ausreichender Kühlung durch Wasser (auf großzügigen Abstand zur aufgekühlten Stirnfläche wurde geachtet)
2. Vierteln der Proben und anschließendes Kalteinbetten
3. Planschleifen beider Oberflächen mit einer Topfschleifmaschine

4. Schrittweises Nassschleifen der Probenoberfläche bis Körnung 4000
5. Polieren mit Tonerde.

In Bild 3.4 sind eine bereits abgetrennte Probe (1), eine geviertelte Probe (2) sowie eine eingebettete und fertig polierte Probe (3) zu sehen.

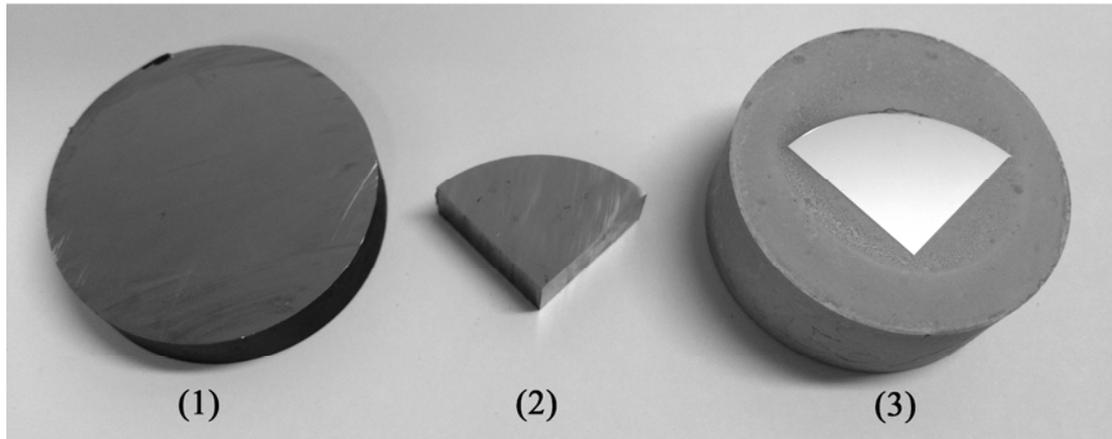


Bild 3.4: Dokumentation einzelner Schritte der Probenpräparation.

3.2.4 Anlassen

Für die Auswertung von Abminderungsfaktoren (empirisches Modell) sowie Hollomon-Jaffe-Parametern (thermophysikalisches Modell) wurden im Anschluss an die Aufkohlungs- und Abschreckversuche systematische Anlassversuche für die Einsatzstähle 18NiCrMo14-6, 18CrNiMo7-6, 20MoCr4 und 16MnCr5 bei den in Tabelle 3.6 mitgeteilten Anlassparametern durchgeführt. Die in der vorliegenden Arbeit für die Verifizierung der Simulationsergebnisse von SimCarb QuenchTemp (vgl. Kapitel 7) verwendeten Anlasshärteverläufe von 18NiCrMo14-6 (abgeschreckt in „Wasser, ruhend“ und anschließend angelassen bei 200 °C für 2 h) und 16MnCr5 (abgeschreckt in „Abschrecköl, ruhend“ und anschließend angelassen bei 170 °C für 4 h) werden in Abschnitt 3.4.3 diskutiert.

Tabelle 3.6: Anlasstemperaturen und -zeiten (vgl. Anlassparameter) der Anlassversuche für 18NiCrMo14-6, 18CrNiMo7-6, 20MoCr4 und 16MnCr5.

| T in °C | t in h | 18NiCrMo14-6 | 18CrNiMo7-6 | 20MoCr4 | 16MnCr5 |
|-----------|----------|--------------|-------------|---------|---------|
| 150 | 2 | x | x | x | x |
| 150 | 3 | x | | x | x |
| 150 | 4 | x | | x | x |
| 170 | 2 | x | | x | x |
| 170 | 3 | x | | x | x |
| 170 | 4 | x | | x | x |
| 185 | 2 | x | | | |
| 185 | 3 | x | | | |
| 185 | 4 | x | | | |
| 200 | 2 | x | | x | x |
| 200 | 3 | x | | x | x |
| 200 | 4 | x | | x | x |
| 220 | 2 | | x | | |
| 300 | 2 | | x | x | x |
| 400 | 2 | | x | x | x |

3.3 Messverfahren

3.3.1 Chemische Stückanalyse

Zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung der einzelnen Probenzylinder wurden zwei Standardverfahren der integralen chemischen Analyse ohne Ortsauflösung angewandt. Die Kohlenstoffkonzentration im Anlieferungszustand der Probenzylinder wurde mit dem Kohlenstoffausbrandverfahren bestimmt. Der hierfür verwendete Verbrennungskatalysator (LECO EC-12) ist in Bild 3.5 dargestellt. Bei diesem Verfahren werden kleine Mengen Probenpäne (ca. 1 g) unter Sauerstoffüberschuss vollständig verbrannt. Die Bestimmung der Kohlenstoffkonzentration erfolgt mithilfe eines Infrarotdetektors, der den freigesetzten CO_2 -Gehalt durch eine Gasanalyse ermittelt. Dieses Ausbrandverfahren wird zur Bestimmung der Ausgangs- bzw. Kernkohlenstoffkonzentration der Versuchsstähle angewandt und dient damit ebenfalls zur Kalibrierung von Kohlenstoffprofilen, die mit der in Abschnitt 3.3.2 vorgestellten Methode der Sekundärionenmassenspektrometrie gemessen wurden [6].

Die Konzentration der Legierungselemente der benutzten Einsatzstähle wurde mithilfe eines automatischen optischen Emissionsspektrometers (OES, SPECTROLAB, Firma SPECTRO Analytical Instruments) bestimmt. Funkenspektrometer für die Emissionsspektralanalyse im optischen Bereich (visuell, IR, UV) werden aufgrund ihrer einfachen Bedienung häufig in der

chemischen Laboranalytik verwendet [6, 89]. Das bestehende OES-Gerät ist in Bild 3.6 wiedergegeben.



Bild 3.5: Messgerät für das Kohlenstoffausbrandverfahren (LECO EC-12, Firma LECO, Mönchengladbach).



Bild 3.6: Automatisches Funkenspektrometer (SPECTROLAB, Firma SPECTRO Analytical Instruments, Kleve)

3.3.2 Aufkohlungsprofil

Für die präzise Bestimmung der Kohlenstoffverteilung nach dem Aufkohlen im μm -Bereich wurde ein hochauflösendes Messverfahren basierend auf der Sekundärionenmassenspektrometrie (SIMS) verwendet. SIMS zählt zu den wichtigsten Verfahren der Oberflächenanalytik. Die Untersuchung erfolgt an metallografisch randscharf polierten Schlifflen von radialen Querschnitten der Probenzylinder vom Rand zum Kern [6, 60, 61].

In Bild 3.7 ist eine Fotografie des verwendeten SIMS-Analyseplatzes zu sehen. Für die Messung wurden aus jedem Probenzylinder 8 mm starke Segmente präpariert und randscharf poliert.

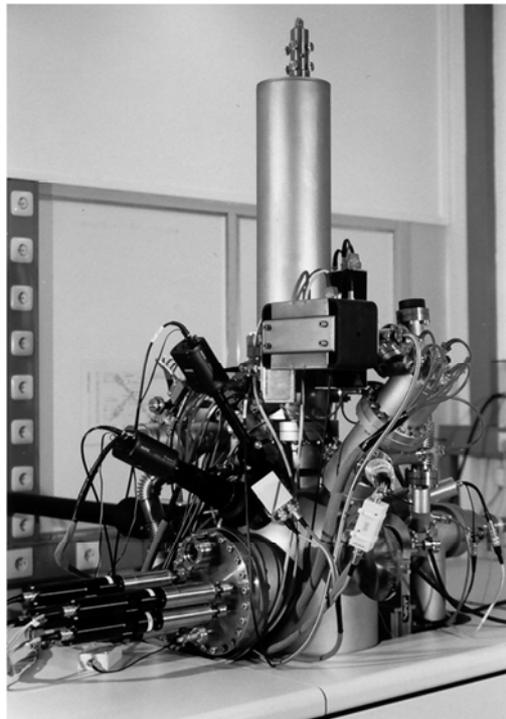


Bild 3.7: SIMS-Analyseplatz (Gerät TOF-SIMS IV, Firma ION-TOF, Münster) am Institut für Materialphysik der Universität Göttingen.

3.3.3 Härteverteilung

Die Messung der Abschreck- und Anlasshärteverläufe wurde im Kleinlasthärtebereich nach Vickers mit zwei Kleinlasthärteprüfgeräten durchgeführt (Struers Duramin und Leitz Mini-load 2). Als Eindringkörper wird beim Vickersverfahren eine vierseitige Diamantpyramide mit quadratischer Grundfläche und einem Pyramidenwinkel von 136° verwendet. Der Eindringkörper wird mit einer festgelegten Prüfkraft für eine bestimmte Zeit senkrecht in die Probe gedrückt und wieder abgehoben. Aus dem arithmetischen Mittelwert der Diagonallänge des Eindrucks in der Probe kann anschließend die Eindrucksfläche bestimmt und die

Härte des Werkstoffes abgeleitet werden. Die Vickershärte HV wird anschließend aus dem Quotienten der Prüfkraft und der Eindrucksfläche, multipliziert mit einer Konstanten zur Umrechnung der Prüfkraft von Kilopond in Newton, bestimmt [63, 90].

Die Prüfkraft bei den durchgeführten Härtemessungen betrug für jeden Eindruck einheitlich 1 kp und wurde jeweils für 12 s gehalten. Für jede Probe wurden zwei bis drei unabhängige Messreihen aufgenommen.

3.3.4 Restaustenitverlauf

Der Restaustenitgehalt ist der wichtigste Gefügeindikator einer Wärmebehandlung von Stahl und wird deshalb routinemäßig in der Industrie zu Zwecken der Qualitätskontrolle gemessen. Die Bestimmung des Restaustenitgehalts wurde in der vorliegenden Arbeit für die abgeschreckten Probenzylinder mittels auf Röntgenbeugung (XRD) basierender Phasenanalyse gemäß ASTM E975 und SAE SP-453 durchgeführt, die der metallografischen Ermittlung deutlich vorzuziehen ist [91-93]. Während bei der metallografischen Restaustenitbestimmung schon präparationsbedingt Schwankungen von bis zu $\pm 10\%$ auftreten können, liegt die Messgenauigkeit der XRD-Analyse bei $\pm 1\%$ [94]. Bei der benutzten röntgenografischen Restaustenitbestimmung mit der Vierlinienmethode werden je zwei Beugungslinien für Austenit ($\{220\}$, $\{311\}$) und Martensit ($\{200\}$, $\{211\}$) mit Mo-K α -Strahlung im Vorderstrahlbereich gemessen [95, 96]. Daraus wird jeweils das mit Gewichtsfaktoren versehene Intensitätsverhältnis (Integral) einer Austenit- zu einer Martensit-Röntgenbeugungslinie gebildet. Der Volumenanteil des Restaustenits korreliert mit den integrierten Peakintensitätsverhältnissen. Man erhält vier Werte für den Restaustenitgehalt, deren Mittelwert das Messergebnis darstellt [95, 97]. Der geringe Carbidgehalt kann bei gehärteten niedriglegierten Stählen, insbesondere beim Einsatzhärten, vernachlässigt werden. Eine Einzelmessung dauert ca. 10 min. Die Eindringtiefe der Röntgenstrahlung beträgt einige μm . Tiefenverteilungen erhält man durch wiederholtes elektrochemisches Abtragen.

3.4 Versuchsergebnisse

3.4.1 Werkstoffzusammensetzung

In Tabelle 3.7 sind die spektroskopisch gemessenen Stahlzusammensetzungen der einzelnen Probenzylinder zusammengefasst.

Tabelle 3.7: Chemische Zusammensetzung der in den Versuchen verwendeten Einsatzstähle mit Zuordnung zu den Probennummern (P-Nr.).

| P-Nr. | Werkstoff | chemische Zusammensetzung in Gew.-% | | | | | | | | | |
|-------|--------------------------|-------------------------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-------|-------|-----|
| | | C | Cr | Co | Mn | Mo | Ni | Si | | | |
| 1 | 18NiCrMo14-6 (1.3533) | 0,183 | 1,366 | --- | 0,446 | 0,180 | 3,318 | 0,261 | | | |
| | | V | Al | Cu | N | S | P | --- | 0,038 | 0,184 | --- |
| 2 | 18CrNiMo7-6 (1.6587) | 0,17 | 1,55 | 0,013 | 0,627 | 0,227 | 1,43 | 0,20 | | | |
| | | V | Al | Cu | N | S | P | 0,0047 | 0,032 | 0,141 | --- |
| 3 | 20MoCr4 (1.7321) | 0,201 | 0,432 | 0,010 | 0,851 | 0,384 | 0,160 | 0,220 | | | |
| | | V | Al | Cu | N | S | P | 0,0036 | 0,027 | 0,14 | --- |
| 4 | 15NiCr13 (1.5752) | 0,151 | 0,690 | 0,013 | 0,417 | 0,069 | 3,33 | 0,291 | | | |
| | | V | Al | Cu | N | S | P | 0,0029 | 0,036 | 0,268 | --- |
| 5 | 16MnCr5 (1.7131) | 0,175 | 1,09 | 0,010 | 1,15 | 0,029 | 0,134 | 0,234 | | | |
| | | V | Al | Cu | N | S | P | 0,0030 | 0,038 | 0,31 | --- |
| 6 | 17Cr3 (1.7016) | 0,165 | 0,857 | 0,011 | 0,687 | 0,039 | 0,107 | 0,237 | | | |
| | | V | Al | Cu | N | S | P | 0,0020 | 0,043 | 0,125 | --- |

3.4.2 Aufkohlungsprofile

In den Bildern 3.8 bis 3.10 sind die gemessenen Kohlenstoffverläufe der aufgekohlten Einsatzstähle 18NiCrMo14-6, 16MnCr5 und 17Cr3 (Proben Nr. 1, 5 und 6) dargestellt. Wie die Messpunkte im Randbereich von 18NiCrMo14-6 und 16MnCr5 nahelegen, wurden die SIMS-Messungen in Oberflächennähe offenbar durch Kanteneffekte beeinträchtigt. Einige Aufkohlungsprofile wurden daher im Randbereich gemäß des von der AWT empfohlenen Legierungsfaktors k_L für den entsprechenden Stahl (Zusammensetzung siehe Tabelle 3.7) korri-

giert [3]. Der Messfehler für die SIMS-Werte kann mit $\pm 10\%$ abgeschätzt werden und wird durch die entsprechenden Fehlerbalken an den Datenpunkten in den Aufkohlungsprofilen grafisch gekennzeichnet [6]. Die Aufkohlungstiefe kann bei 0,35 Gew.-% C entnommen werden.

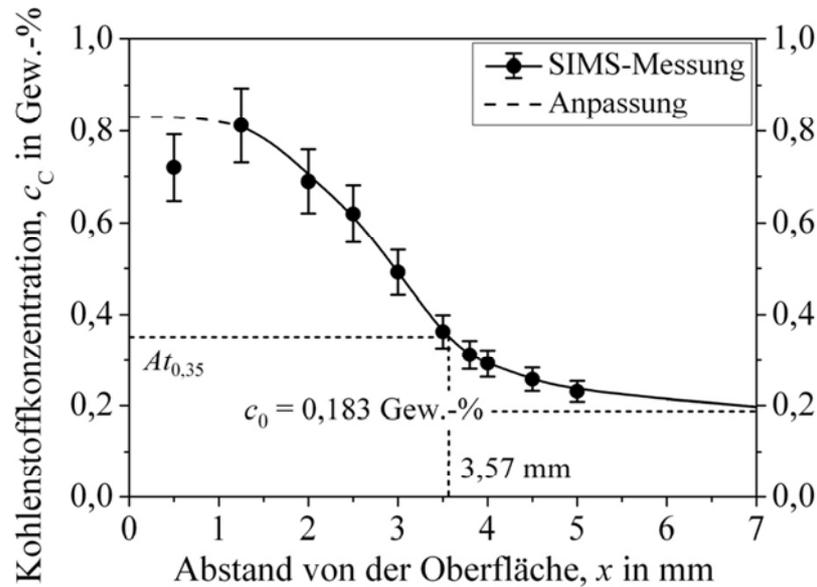


Bild 3.8: Mit der Sekundärionenmassenspektrometrie (SIMS) gemessene Kohlenstofftiefenverteilung des aufgekohlten Probenzylinders Nr. 1 aus 18NiCrMo14-6, am Rand gemäß des von der AWT empfohlenen Legierungsfaktors k_L angepasst.

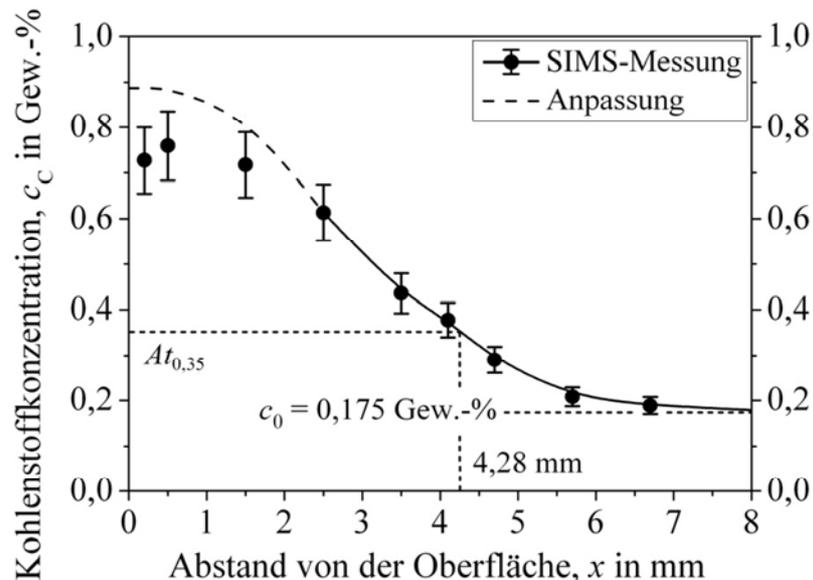


Bild 3.9: Mit der Sekundärionenmassenspektrometrie (SIMS) gemessene Kohlenstoffverteilung des aufgekohlten Probenzylinders Nr. 5 aus 16MnCr5, am Rand gemäß des von der AWT empfohlenen Legierungsfaktors k_L angepasst.

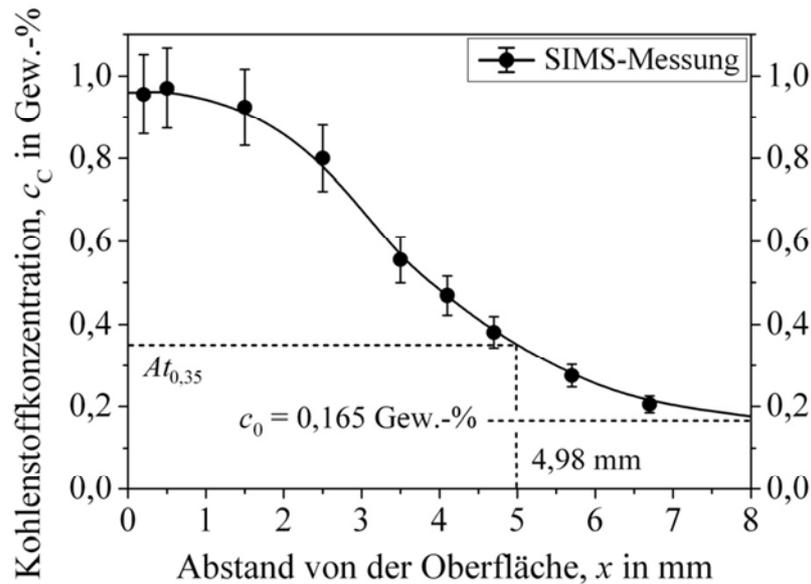


Bild 3.10: Mit der Sekundärionenmassenspektrometrie (SIMS) gemessene Kohlenstoffverteilung des aufgekohlten Probenzylinders Nr. 6 aus 17Cr3.

3.4.3 Härteverteilungen

In den Bildern 3.11 bis 3.13 sind die Abschreckhärteverläufe der abgeschreckten Probenzylinder aus 18NiCrMo14-6, 16MnCr5 und 17Cr3 grafisch dargestellt. Der Probenzylinder aus 18NiCrMo14-6 wurde in „Wasser, ruhend“, die beiden Probenzylinder aus 16MnCr5 und 17Cr3 jeweils in „Abschrecköl, ruhend“ abgeschreckt (vgl. Abschnitt 3.2.2). In den Bildern 3.14 und 3.15 sind die Anlasshärteverläufe der Probenzylinder aus 18NiCrMo14-6 (abgeschreckt in „Wasser, ruhend“ und anschließend bei 200 °C für 2 h angelassen) und 16MnCr5 (abgeschreckt in „Abschrecköl, ruhend“ und anschließend bei 170 °C für 4 h angelassen) aufgetragen (vgl. Abschnitt 3.2.4). Die eingetragenen Datenpunkte stellen jeweils den Mittelwert der durchgeführten Einzelmessungen dar. Für die gemessenen Härteverteilungen ist jeweils die Einsatzhärtungstiefe *CHD* eingezeichnet und angegeben.

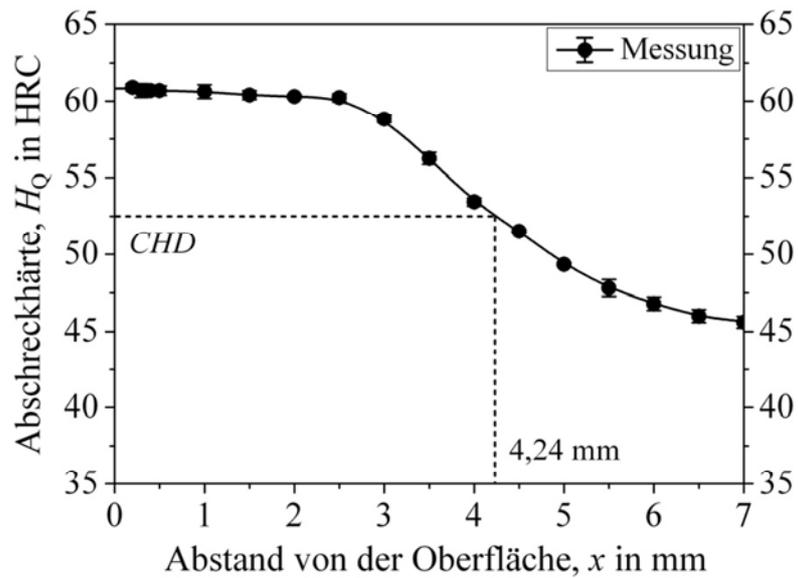


Bild 3.11: Gemessene Härteverteilung des in „Wasser, ruhend“ abgeschreckten Probenzylinders Nr. 1 aus 18NiCrMo14-6.

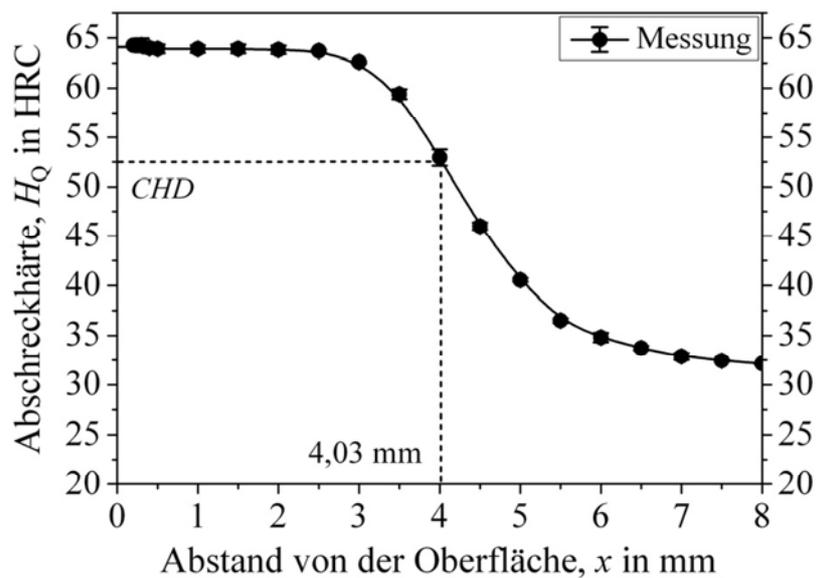


Bild 3.12: Gemessene Härteverteilung des in „Abschrecköl, ruhend“ abgeschreckten Probenzylinders Nr. 5 aus 16MnCr5.

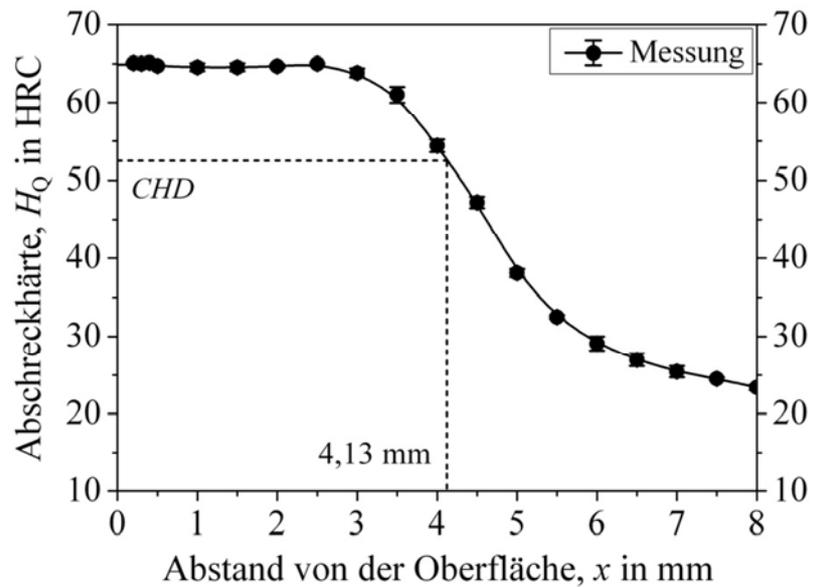


Bild 3.13: Gemessene Härteverteilung des in „Abschrecköl, ruhend“ abgeschreckten Probenzylinders Nr. 6 aus 17Cr3.

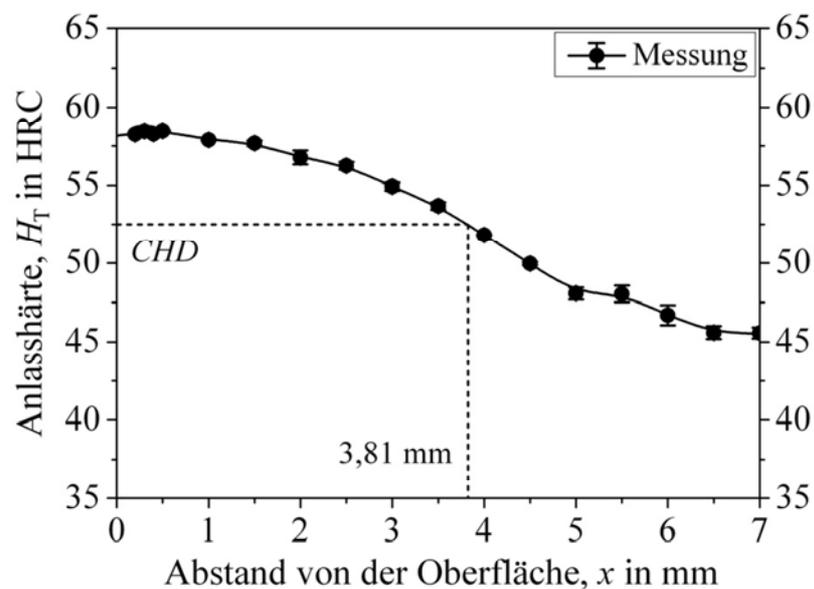


Bild 3.14: Gemessene Härteverteilung des in „Wasser, ruhend“ abgeschreckten und anschließend bei 200 °C für 2 h angelassenen Probenzylinders Nr. 1 aus 18NiCrMo14-6.

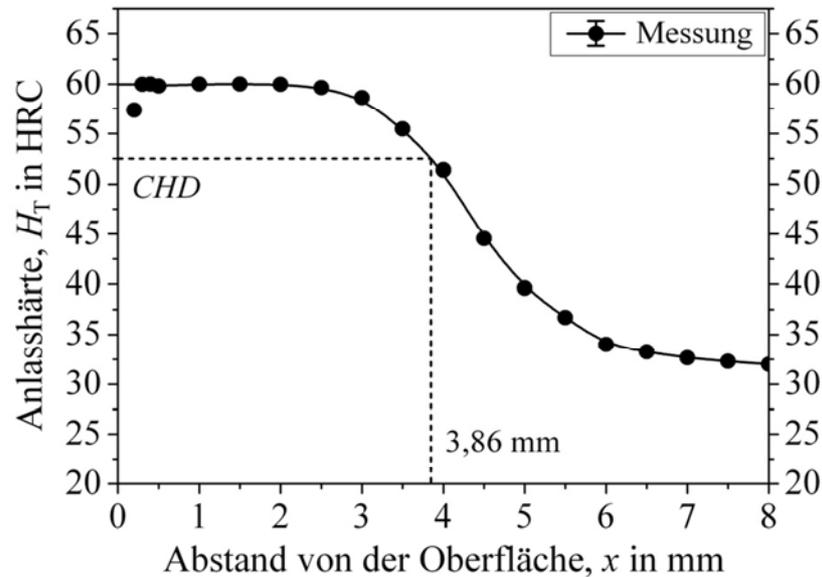


Bild 3.15: Gemessene Härteverteilung des in „Abschrecköl, ruhend“ abgeschreckten und anschließend bei 170 °C für 4 h angelassenen Probenzylinders Nr. 5 aus 16MnCr5.

3.4.4 Restaustenitverläufe

Die Messungen der Restaustenitverläufe für die abgeschreckten Probenzylinder aus Abschnitt 3.4.3 sind in den Bildern 3.16 bis 3.18 dargestellt. Bei allen drei Tiefenverteilungen kann ein recht hoher Restaustenitgehalt im Randbereich beobachtet werden. Offensichtlich wurden die Martensitfinishtemperaturen bei den Abschreckversuchen aufgrund der verhältnismäßig hohen Randkohlenstoffkonzentrationen nicht erreicht. Der Messfehler von $\pm 1\%$ wird an den entsprechenden Messwerten durch Fehlerbalken gekennzeichnet. In den Bildern 3.17 und 3.18 sind die deutlich streuenden Restaustenitgehalte der äußeren Randschicht mit der gestrichelten Linie qualitativ angeglichen. Ursache hierfür können z. B. Seigerungen im Werkstoff sein.

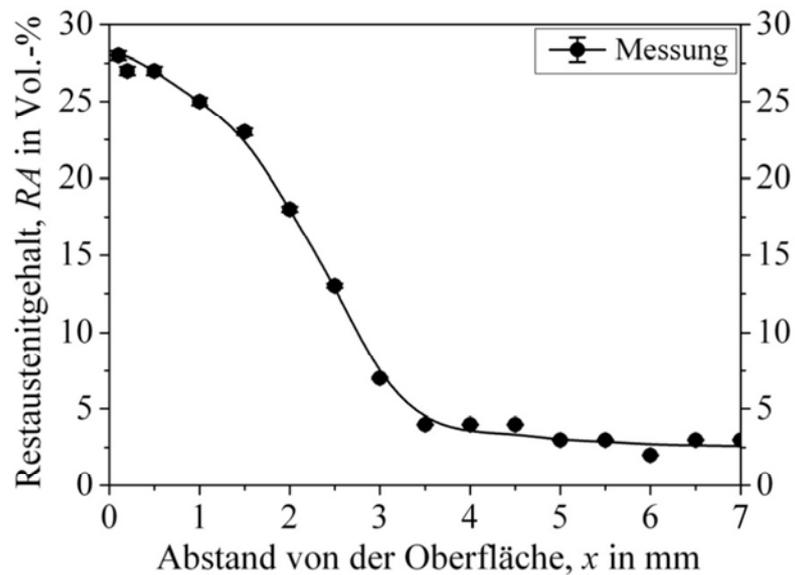


Bild 3.16: Röntgenografisch gemessener Restaustenitverlauf für den in „Wasser, ruhend“ abgeschreckten Probenzylinder Nr. 1 aus 18NiCrMo14-6.

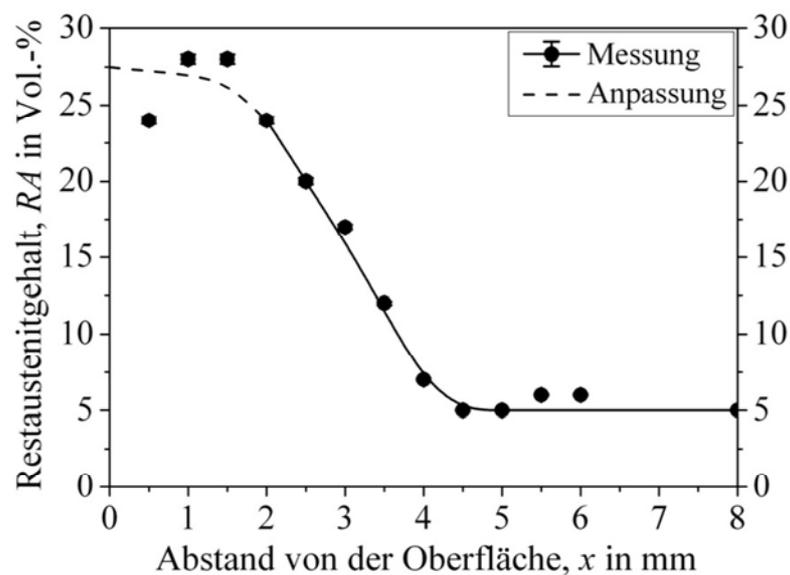


Bild 3.17: Röntgenografisch gemessener Restaustenitverlauf für den in „Abschrecköl, ruhend“ abgeschreckten Probenzylinder Nr. 5 aus 16MnCr5.

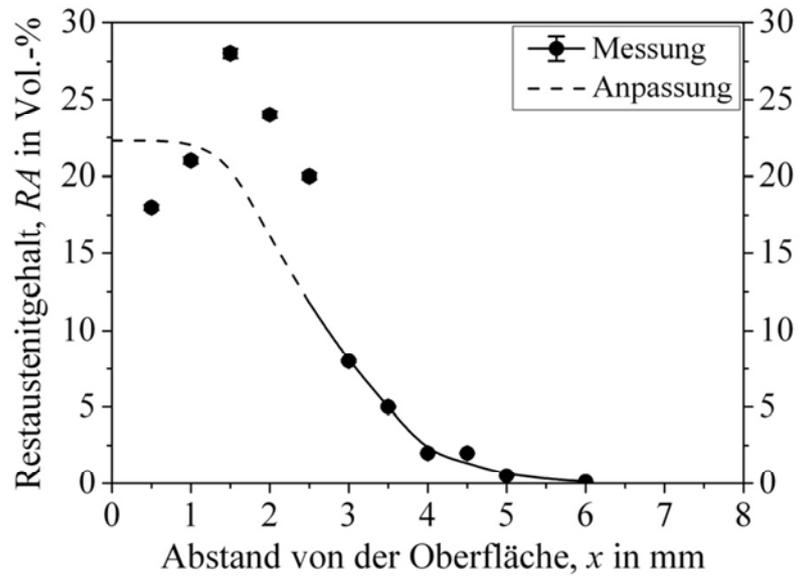


Bild 3.18: Röntgenografisch gemessener Restausenitverlauf für den in „Abschrecköl, ruhend“ abgeschreckten Probenzylinder Nr. 6 aus 17Cr3.

4 Das empirische Modell von SimCarb QuenchTemp

4.1 Grundlagen

Das durch Aufkohlen in der Randschicht erzeugte Kohlenstoffprofil bestimmt als Eingangsgröße den resultierenden Härtetiefenverlauf nach dem Abschrecken. Der Einfluss der Stahlzusammensetzung geht dabei über die legierungsabhängige Härbarkeit ein. Die Werkstückgeometrie wird in üblicher Vereinbarung durch den repräsentativen Zylinderdurchmesser eines äquivalenten Rundstabs gekennzeichnet, der die Abkühlcharakteristik eines relevanten Querschnitts des Bauteils abbildet. Die Abschätzung eines geeigneten Werts kann auf vereinfachenden Formeln beruhen. Andere gleichwertige Ersatzformen, wie Kugel, Quader (Platte) oder Ring, sind weniger gebräuchlich. Im erfahrungsbasierten Modell von SimCarb QuenchTemp werden die Prozessbedingungen durch den Grossman'schen Abschreckintensitätsfaktor berücksichtigt. Die Randhärte ergibt sich aus einer Aufhärbarkeitsbeziehung oder Benutzereingabe. Der Tiefenverlauf wird aus Stirnabschreckhärteprofilen, dem repräsentativen Zylinderdurchmesser und der Grossman-Zahl berechnet. Die Wirkung des abschließenden Anlassens beschreiben von *Diemar* eingeführte Abminderungsfaktoren [70], wobei ein einfaches Verfahren zur Abschätzung des Martensitanteils dient [98].

Die genannten Elemente des empirischen Modells werden nachstehend erläutert. Das Hauptziel besteht in einer treffsicheren Vorhersage der Einsatzhärtungstiefe als wichtigste Prozesszielgröße zur Charakterisierung der Härteverteilung sowohl nach dem Abschrecken als auch dem nachfolgenden Anlassen.

4.1.1 Werkstoff

Bei der Vorhersage des Härtetiefenprofils wird die Einhärbarkeit des Stahls in hinreichender Genauigkeit durch Jominy-Stirnabschreckkurven berücksichtigt [19, 99], deren Verläufe (keine Streubreiten) aus der chemischen Werkstoffzusammensetzung und der ehemaligen Austenitkorngröße K_{ASTM} berechnet werden. Aus der Literatur ist die auch von der AWT (Arbeitsgemeinschaft Wärmebehandlung und Werkstofftechnik e.V., Bremen) empfohlene Gleichung nach *Just* im Programm voreingestellt [55, 56, 100]:

$$H = -13 - 12,28\sqrt{J} + 0,898J + (95 - 0,00276J^2)\sqrt{c_C} + 20c_{Cr} + 14c_{Mn} + 38c_{Mo} + 5,5c_{Ni} + 6,1c_{Si} + 39c_V + 96c_P - 0,81K_{ASTM} \quad (4.1)$$

Die Konzentrationen c der angegebenen Legierungselemente werden in Gew.-% angegeben. Die Härte H ergibt sich in HRC. Die Formel aus Gl. (4.1) besitzt Gültigkeit für Kohlenstoffkonzentrationen c_C von 0,10 bis 0,60 Gew.-% und Stirnflächenabstände J von 8 bis 80 mm [3, 100]. Für Randkohlenstoffkonzentrationen, die meist bei Werten zwischen 0,6 bis 0,9 Gew.-% liegen, muss die Randhärte für vollmartensitisches Gefüge aus der nur von der Kohlenstoffkonzentration c_C abhängigen Aufhärthebeziehung berechnet werden. Die bereits von SimCarb bekannten Literaturangaben sind in einer Werkstoffdatenbank hinterlegt [51], wobei der Benutzer aus diesen sechs Einträgen auswählen oder selbst den Oberflächenwert eingeben kann. Die verwendeten Aufhärthebeziehungen sind in den Gln. (4.2) bis (4.7) angegeben.

Version Burns-Moore-Archer [101]:

$$\begin{aligned}
 0,04 \leq c_C \leq 0,1: & H(c_C) = 13279,13695c_C^3 - 6000,13324c_C^2 + 949,09188c_C - 9,2133266 \\
 0,1 \leq c_C \leq 0,5: & H(c_C) = 20 + 60\sqrt{c_C} \\
 0,5 \leq c_C \leq 0,7: & H(c_C) = -38,86c_C^3 - 14,32c_C^2 + 78,89c_C - 31,4189069 \\
 0,7 \leq c_C \leq 1,5: & H(c_C) = 66,3037101
 \end{aligned} \tag{4.2}$$

Version Gegner [102]:

$$\begin{aligned}
 0,07 \leq c_C \leq 0,9: & H(c_C) = 76,57c_C^3 - 185,86c_C^2 + 150,61c_C - 25,65 \\
 0,9 \leq c_C \leq 1,5: & H(c_C) = 66,47193
 \end{aligned} \tag{4.3}$$

Version Hodge-Orehski [103]:

$$\begin{aligned}
 0,1 \leq c_C \leq 0,6: & H(c_C) = 35 + 50c_C \\
 0,6 \leq c_C \leq 0,7: & H(c_C) = 133,33c_C^3 - 308,57c_C^2 + 239,66c_C - 3,48992 \\
 0,7 \leq c_C \leq 1,5: & H(c_C) = 65,78481
 \end{aligned} \tag{4.4}$$

Version Kell [59]:

$$\begin{aligned}
 0,1 \leq c_C \leq 0,4: & H(c_C) = 32,55 + 61c_C \\
 0,6 \leq c_C \leq 0,7: & H(c_C) = -14,91c_C^3 - 68,78c_C^2 + 115,82c_C + 22,58104 \\
 0,7 \leq c_C \leq 1,5: & H(c_C) = 64,8465869
 \end{aligned} \tag{4.5}$$

Version Riehle-Simmchen [104]:

$$\begin{aligned}
 0 \leq c_C \leq 1,5: & H(c_C) = 81,752c_C^5 - 359,362c_C^4 + 610,720c_C^3 \\
 & - 524,093 \cdot c_C^2 + 232,776c_C + 24,643
 \end{aligned} \tag{4.6}$$

Version Wyss [54]:

$$\begin{aligned}
 0,1 \leq c_C \leq 0,73: & H(c_C) = -54,31c_C^3 + 21,91c_C^2 + 56,59c_C + 33,47 \\
 0,73 \leq c_C \leq 1,5: & H(c_C) = 65,3290257
 \end{aligned} \tag{4.7}$$

Gemäß der gewählten Aufhärthebeziehung wird der Tiefenverlauf der Härte, ohne Berücksichtigung eines möglichen oberflächennahen Abfalls für $c_C \geq 0,60$ Gew.-% C infolge Restaustenits und eventuell Carbids im abgeschreckten Werkstoff, zum Rand interpoliert.

Übliche Mittelwerte der Austenitkorngröße K_{ASTM} , die metallografisch nach ASTM-Vorschrift zu bestimmen ist [105], liegen für einen typischen Gefügestand von Einsatzstählen zwischen 6 und 8 (bis 10). Gemessene Summenhäufigkeitsverteilungen werden in der Literatur mitgeteilt [106]. Eine örtliche Änderung der Austenitkorngröße über den Querschnitt wird in der Berechnung vernachlässigt.

Es ist bekannt, dass die Vorhersage der Stirnabschreckhärte für geringer einhärtbare Stähle mit befriedigender Genauigkeit gelingt, aber mit zunehmenden Legierungsgehalten an Treffsicherheit verliert [38]. Diese Einschränkung muss auch bei Gl. (4.1) beachtet werden. Eine Verbesserung bzw. Erweiterung des Gültigkeitsbereichs ist mittels Begrenzung auf einzelne Werkstoffgruppen (Probleme bereiten beispielsweise höher Cr- und Ni-legierte Stähle) erreichbar. Deshalb bietet SimCarb QuenchTemp dem Benutzer zusätzlich die Möglichkeit, anstelle von Gl. (4.1), selbst die Parameter für eine z. B. stahlsortenspezifisch besser geeignete Gleichung zur Berechnung der Jominy-Stirnabschreckkurven einzugeben.

4.1.2 Werkstück

Die Abkühl- und Härteverläufe hängen bei den Aggregatzustand ändernden (verdampfenden), flüssigen Abschreckmitteln vom Siedebeginn des Mediums bzw. von der Leidenfrosttemperatur ab, die den Wärmeübergang (Einsetzen der Kochphase) lokal ungleichmäßig reguliert und empfindlich auf den Oberflächenzustand (z. B. Oxidschicht, Verschmutzung) des behandelten Werkstücks reagiert [14, 17, 18, 21, 107-109]. Die veränderlichen Benetzungsbedingungen können beispielsweise mittels Widerstandsmessung oder Ultraschallverfahren verfolgt werden [108, 110, 111].

Für gleichförmige Gefügebildung, mechanische Eigenschaften und Eigenspannungszustände sowie Verzugsarmut soll die schnelle Wärmeabfuhr aus dem Bauteil beim Abschrecken mit möglichst einheitlich hoher Wärmestromdichte durch die gekühlte Oberfläche erfolgen. Diese Gleichmäßigkeit des Prozesses ist bei verdampfenden Medien (z. B. Wasser, Öl, Polymerlösungen) vor allem wegen des Leidenfrost-Phänomens, bei dem ein isolierender Dampffilm das Bauteil vom Abschreckmedium trennt [74, 112], unterschiedlich stark gestört. Die Oberflächenbeschaffenheit, deren Einfluss auf den Wärmestrom vereinfachend in die Charakterisierung des Abschreckmittels eingeht, sowie insbesondere Abmessung, Form und Masse des

Werkstücks berücksichtigt SimCarb QuenchTemp durch den vom Benutzer in einem Eingabefenster einzutragenden repräsentativen Zylinderdurchmesser einer Modellrundprobe.

4.1.3 Abschreckmittel

Die Gefügezusammensetzung und Eigenschaften des gehärteten Stahls bestimmt der sich bei beschleunigtem Abkühlen des Glühguts ausbildende Temperaturverlauf, der aus dem Wärmeübergang an der Bauteiloberfläche und der Wärmeleitung im Werkstoff resultiert. Im empirischen Modell von SimCarb QuenchTemp wird die Wirkung des Abschreckmittels (Art, Zustand, Verweildauer), das auch wesentlich zur Beherrschung des Verzugs beiträgt, deshalb durch den Grossman'schen Abschreckintensitätsfaktor als auf die thermischen Materialeigenschaften bezogenes mittleres Maß der Wärmeentzugskraft beschrieben [57, 113, 114]:

$$h = \frac{\alpha}{2\lambda} \quad (4.8)$$

Es werden konstante Effektivwerte des Wärmeübergangskoeffizienten α , gültig von T_H bis $\frac{1}{2}(T_F + T_H)$, und der Wärmeleitfähigkeit λ des Werkstoffs verwendet. Entsprechende Literaturangaben zeigen die lineare Abhängigkeit $h \propto \alpha$ für Stahl [115]. Anders als die Wärmeleitfähigkeit stellen der Wärmeübergangskoeffizient und damit der Abschreckintensitätsfaktor keine Materialkenngrößen, sondern Systemeigenschaften dar. Auf die Analogie zu Diffusionsvorgängen sei hier ebenfalls hingewiesen, wie beispielsweise der Fluchtpunktabstand als kinetische Kenngröße beim Gasaufkohlen veranschaulicht [11]. Die Einheit $[h] = \text{m}^{-1}$ der Abschreckintensität, die die Abkühlgeschwindigkeit charakterisiert, entfällt bei Datenangaben meist durch den üblichen Bezug auf ruhendes Wasser von 18 °C ($h = 1,0$) zugunsten einer dimensionslosen Schreibweise [14].

Das bestimmende Verhältnis α/λ heißt nach *Gröber* auch relative Wärmeübergangszahl [14, 116-118]. Wegen der Beeinflussung der Geschwindigkeit der Wärmeübertragung etwa durch Dampfhautzusammenbruch oder erzwungene Konvektion geht in diesen physikalischen Kennwert der oft aufgeprägte Bewegungszustand des Mediums (Strömungsgeschwindigkeit) maßgeblich ein, dessen geeignete Einstellung (z. B. umgewälzte Flüssigkeit) somit für optimale Verfahrensbedingungen erforderlich ist [119-121]. Die Auswahl des Abschreckmittels muss zudem die Einhärtbarkeit des Stahls, das Zielgefüge, die Bauteilform und Wandstärke, die Chargengröße sowie die Reproduzierbarkeit in einer Serienfertigung berücksichtigen. Dabei lässt sich die Abkühlgeschwindigkeit in Bädern verdampfender flüssiger Medien vor allem durch Verschieben der Leidenfrosttemperatur ändern [66]. Je früher die Filmphase, die

aufgrund des sich bildenden Dampffilms nur eine geringe Wärmeabgabe des Bauteils an das Fluid ermöglicht, endet, desto schneller kühlt das Werkstück ab. Maßgeblich für die Lage des Steilabfalls der Oberflächentemperatur des Abschreckguts ist der Moment des Zusammenbruchs des stabilen isolierenden Dampffilms. Das zur Näherung der Wärmeübertragung angenommene Newton'sche Gesetz der zeitlich linearen (erzwungenen konvektiven) Abkühlung [122]

$$\dot{q} = -\alpha \cdot (T - T_F) \quad (4.9)$$

stellt eine (Robin-) Randbedingung 3. Art der Fourier-Gleichung für die Wärmestromdichte \dot{q} dar und wird in der Literatur in der für den thermisch dünnen (homogenen) Körper (niedrige Biot-Zahl $Bi < 0,1$) aufgelösten Form [122]

$$T = T_F + (T_H - T_F) \cdot \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right) \quad (4.10)$$

auch zur Bestimmung des mittleren Wärmeübergangskoeffizienten herangezogen [34, 123]. Hier bedeuten T_F , T_H und T die Fluid-, Härte- bzw. (Oberflächen-) Temperatur. Der Anfangswert lautet $T(t = 0) = T_H$, wenn für die Zeit $t \geq 0$ gilt. Der Abkühlkoeffizient wird mit τ bezeichnet. Bei einem sofort benetzenden, idealen Abschreckmittel ($h \rightarrow \infty$) gilt gleich nach dem Eintauchen $T = T_F$, so dass die Abkühlung im Stahl allein durch die Wärmeleitung bestimmt wird [66]. Nach Gl. (4.10) entspricht diese Bedingung $\tau \rightarrow 0$. Folgender Zusammenhang besteht zwischen dem Abkühl- und Wärmeübergangskoeffizienten [122]:

$$\tau = \frac{c_p \rho}{\alpha} \cdot \frac{V}{A} \quad (4.11)$$

In Gl. (4.11) bezeichnen c_p und ρ die spezifische Wärmekapazität bzw. die Dichte des Stahls. Das Verhältnis V/A von Bauteilvolumen und -oberfläche beschreibt ein charakteristisches Längenmaß. Der Wert der volumenspezifischen Wärmekapazität $c_p \cdot \rho$ beträgt etwa $4 \cdot 10^6 \text{ Jm}^{-3}\text{K}^{-1}$. Der temperaturabhängige Wärmeübergangskoeffizient von Abschreckgasen kann aus thermodynamischen Beziehungen berechnet werden [124]. Für verdampfende flüssige Medien gelingt eine solche Ableitung in der Kochphase (Blasensieden) nicht. Geeignete Versuchsverfahren werden in der Literatur diskutiert [19]. Der nach Gl. (4.8) auf die mittlere Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs (um $30 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ für Kohlenstoffstahl im relevanten Temperaturbereich) bezogene Abschreckintensitätsfaktor lässt sich aus Messungen der Abkühlgeschwindigkeit ermitteln [14, 33, 74, 125, 126]. In der Literatur werden

Abkühlkurvenanalysen, etwa für die inverse Modellierung, ausführlich diskutiert [19, 33, 39, 41, 74, 77, 125-132]. Neben der experimentellen Bestimmung in Laborversuchen und anwendungsnahen technologischen Prüfungen sind Werte des Abschreckintensitätsfaktors in Tabellen verfügbar oder aus Schaubildern zu entnehmen [14, 62, 133, 134].

Diese vereinfachende Beschreibung des Wärmeaustauschs zwischen Werkstück und Medium, die auf dem über einen weiten Temperaturbereich konstanten Wärmeübergangskoeffizienten beruht [126, 131, 135, 136], erscheint wegen der zahlreichen Einflussfaktoren praktisch durchaus zweckmäßig [62]. Obwohl etwa die Auswirkung kurzzeitiger Spitzenwerte auf die erzielten Härteverläufe zu Fehleinschätzungen führen kann und die Aussagekraft somit begrenzt ist [5, 33, 137], bietet die Grossman-Zahl deshalb eine zum Beispiel als Auswahlkriterium gebräuchliche Referenz zur Charakterisierung des Wärmeabfuhr- bzw. resultierenden Härtungsvermögens eines Abschreckmittels [40, 75, 126, 138-141]. Dieser handliche Näherungsansatz wird auch im empirischen Modell von SimCarb QuenchTemp genutzt.

Bild 4.1 vergleicht in einer Übersichtsdarstellung typische h -Werte wichtiger Gruppen von Abschreckmitteln. Die entsprechende Bibliothek von SimCarb QuenchTemp ist in Tabelle 4.1 zusammengefasst und berücksichtigt den Bewegungszustand eines flüssigen Mediums von ruhend bis stürmisch in detaillierten Daten von $0,2 \leq h \leq 2,0$ (vgl. Abschnitt 4.4.4). Beim Gasabschrecken mit Düsenfeldern wird der Druck zur Auswahl angeboten. Der Benutzer kann auch selbst einen Zahlenwert für h eingeben. Zunehmende Abschreckintensität führt zu höherer Härte, vergrößert aber tendenziell das Verzugsrisiko (Eigenspannungsverteilung) und die Rissgefahr [62]. In der industriellen Wärmebehandlung strebt man deshalb oft mäßige bis mittlere h -Werte nicht über 1,0 an.

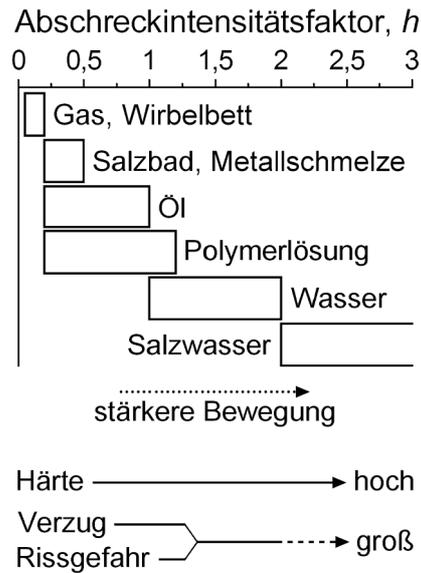


Bild 4.1: Typische Grossman-Zahlen verschiedener Gruppen von Abschreckmitteln, abhängig vom Bewegungszustand.

Tabelle 4.1: In SimCarb QuenchTemp als Bibliothekseinträge verfügbare Abschreckmittel.

| Abschreckmittel | h | Abschreckmittel | h | | |
|-----------------------------------|--------------------|-----------------|----------------|------------------|-----|
| Gasabschrecken | Stickstoff 1 MPa | 0,2 | Standardöl | ruhend | 0,3 |
| | Helium 2 MPa | 0,25 | schwach bewegt | 0,4 | |
| | Wasserstoff 4 MPa | 0,5 | mäßig bewegt | 0,5 | |
| | Wasserstoff 5 MPa | 0,7 | lebhaft bewegt | 0,7 | |
| | Wasserstoff 10 MPa | 0,8 | stark bewegt | 0,8 | |
| <hr/> | | <hr/> | | | |
| Salzbad | ruhend | 0,3 | Standardöl | stürmisch bewegt | 1,1 |
| | schwach bewegt | 0,4 | ruhend | 0,5 | |
| | mäßig bewegt | 0,5 | schnelles | schwach bewegt | 1,0 |
| | lebhaft bewegt | 0,8 | Abschrecköl | mäßig bewegt | 1,1 |
| | stark bewegt | 1,2 | lebhaft bewegt | 1,2 | |
| stürmisch bewegt | 1,8 | stark bewegt | 1,5 | | |
| <hr/> | | <hr/> | | | |
| Standard-polymer-lösung (25% PAG) | ruhend | 0,2 | Standardöl | stürmisch bewegt | 1,7 |
| | schwach | 0,3 | ruhend | 1,0 | |
| | mäßig bewegt | 0,5 | Wasser | schwach bewegt | 1,1 |
| | lebhaft bewegt | 0,7 | mäßig bewegt | 1,3 | |
| | stark bewegt | 0,8 | lebhaft bewegt | 1,6 | |
| stürmisch bewegt | 1,1 | stark bewegt | 2,0 | | |
| <hr/> | | <hr/> | | | |
| Wirbelbett | --- | 0,2 | Salzwasser | ruhend | 2,0 |
| | | | Salzwasser | schwach bewegt | 2,0 |

4.1.4 Anlassen

Für das Anlassen sind in der Praxis des Einsatzhärtens, geeignet angepasst, Zeiten zwischen 2 und 4 h bei Temperaturen von 150 bis 200 °C üblich [9]. SimCarb QuenchTemp bietet dem Benutzer deshalb innerhalb dieser Grenzen wählbare Prozessbedingungen für die Berechnung von Anlasshärteverläufen an. Die Zähigkeit des Werkstoffs wird erhöht, die Rissgefahr beseitigt und das abgeschreckte Gefüge stabilisiert [9, 53].

Bei einer Anlassbehandlung im betrachteten Temperaturbereich kommt es nur zu einer Abnahme der Härte des Martensitanteils [9, 63, 66]. Zur Berechnung verwendet SimCarb QuenchTemp einen von der Kohlenstoffkonzentration abhängigen Abminderungsfaktor nach *Diemar* [70]:

$$H_T^{a'} = H_Q^{a'} \cdot d(c_C, T, t) . \quad (4.12)$$

Mit $H_Q^{a'}$ und $H_T^{a'}$ werden die Abschreck- bzw. Anlasshärte des Martensits bezeichnet. Die im Programm verfügbaren Daten für den Abminderungsfaktor d stammen aus eigenen Anlassversuchen für 18NiCrMo14-6 (vgl. Abschnitt 3.2.4). Das Grundgefüge mit Kohlenstoffkonzentrationen c_C um 0,2 Gew.-% verändert sich durch das Anlassen kaum, so dass bei der Vorhersage gleich bleibende Kernhärte als vereinfachende Näherung angenommen werden darf [9].

Der Abminderungsfaktor d sinkt für gegebene Anlassstemperatur T und -zeit t mit steigender Kohlenstoffkonzentration c_C . So erfährt eine höhere ursprüngliche Abschreckhärte eine relativ stärkere Abnahme als ein niedrigerer Ausgangswert. Die je nach Aufkohlungstiefe, Legierungszusammensetzung und Abkühlgeschwindigkeit in der Randschicht neben Martensit vorhandenen, thermodynamisch stabileren Gefügebestandteile Bainit, Perlit und Ferrit zeigen wie verbliebener Austenit beim Anlassen im relevanten Temperaturbereich keine solche Reaktion durch Härteminderung [9, 66]. Für diese restlichen Phasen darf die Abschreckhärte somit unvermindert übernommen werden: $H_T^R = H_Q^R$.

4.2 Berechnung der Abschreckhärte aus dem Aufkohlungsprofil

In den folgenden Abschnitten wird die in SimCarb QuenchTemp implementierte Profilberechnung eingeführt. Dabei beruht die Vorhersage der Abschreckhärte auf der Auswertung von Jominy-Einhärtungskurven für die Kohlenstoffkonzentrationen in der Aufkohlungsschicht am maßgeblichen Stirnflächenabstand. Eine solche Methode wendet auch das seit langem bewährte DIFF-Programm von *Wüning* an [142, 143]. Diese Software benutzt für die Vorhersage der Härteverläufe nach *Wyss* ebenfalls die Abschreckintensität und Stirnabschreckkurven [59].

Durch die Analyse von Jominy-Versuchen lassen sich handliche Beziehungen $J_0 = f(d_0, h)$ zur Bestimmung des maßgeblichen Stirnflächenabstands J_0 aus dem für die Geometrie des behandelten Werkstücks repräsentativen Zylinderdurchmesser d_0 und dem mediencharakteristischen Grossman'schen Abschreckintensitätsfaktor h über eine Funktion f ableiten [54-56]. Tabelle 4.2 stellt die aus der Literatur bekannten Näherungsformeln zur Bestimmung von J_0 für unterschiedliche h -Werte vor [3].

Tabelle 4.2: Näherungsformeln zur Bestimmung des maßgeblichen Stirnflächenabstands J_0 aus dem repräsentativen Zylinderdurchmesser d_0 für verschiedene Abschreckintensitäten h [3].

| h -Wert | Näherungsformel | Beispiel des Abschreckmittels |
|-----------|---------------------------------------|-------------------------------|
| 0,25 | $J_0 = d_0^{0,755-0,0003 \cdot d_0}$ | Öl, ruhend |
| 0,35 | $J_0 = d_0^{0,649-0,0001 \cdot d_0}$ | Öl, schwach bewegt |
| 0,45 | $J_0 = d_0^{0,57}$ | Öl, mäßig bewegt |
| 0,60 | $J_0 = d_0^{0,5}$ | Öl, stark bewegt |
| 1,00 | $J_0 = d_0^{0,47-0,00015 \cdot d_0}$ | Öl, stürmisch bewegt |
| 2,00 | $J_0 = d_0^{0,31-0,000001 \cdot d_0}$ | Wasser, stark bewegt |

Der Benutzer hat im empirischen Modell von SimCarb QuenchTemp die Möglichkeit, aus einer Bibliothek ein passendes Abschreckmittel für die Simulation auszuwählen oder alternativ einen beliebigen Abschreckintensitätsfaktor h zwischen 0,2 und 2,0 einzugeben. Für die Programmierung in SimCarb QuenchTemp wurden weitere Näherungsformeln für h -Werte zwischen 0,2 und 2,0 in Schritten von 0,05 ausgewertet. Für Werte von h , denen keine Näherungsformel hinterlegt ist, wird die Bestimmung von J_0 mithilfe eines Interpolationsverfahrens für jedes vorgegebene Wertepaar (d_0, h) durchgeführt. Hierzu werden jeweils die bekanntesten Näherungsformeln der benachbarten h -Werte verwendet. Bei diesen Formeln von *Wyss*

beruht die Berücksichtigung des Umwandlungsverhaltens des Stahls in der Auswertung tiefenabhängiger Abkühlkurven auf vereinfachenden Schaubildern [14, 57, 58, 74, 75, 144-146].

Für die betreffende Legierungszusammensetzung und Austenitkorngröße werden nun nach Gl. (4.1) oder einem vom Benutzer alternativ eingegebenen Ausdruck für die Kohlenstoffkonzentrationen in der Einsatzschicht schrittweise zwischen dem Kern- und Randgehalt bzw. der Gültigkeitsgrenze (0,60 Gew.-% C) die Stirnabschreckkurven in Schritten von 0,01 Gew.-% C berechnet. Der Oberflächenwert kann dabei beispielsweise aus einer Aufhärbarkeitsbeziehung gemäß Abschnitt 4.1.1 bestimmt oder manuell eingegeben werden. Zur Ableitung des Abschreckhärteprofils erfolgt die Auswertung der Jominy-Kurvenschar am maßgeblichen Stirnflächenabstand J_0 [54-56].

Das in SimCarb QuenchTemp implementierte Verfahren wird in Bild 4.2 an einem schematischen Beispiel grafisch veranschaulicht. Es handelt sich um sanftes Abschrecken eines aufgekohlten Einsatzstahls 16MnCr5 etwa in einem Kühlgas, Öl oder Salzbad ($h = 0,3$). Die Kohlenstoffverteilung $c_C(x)$ geht aus Bild 4.2c) hervor. Gemäß der Beziehung $J_0 = f(d_0, h)$ für den Abschreckintensitätsfaktor $h = 0,3$ wird am werkstückcharakteristischen repräsentativen Zylinderdurchmesser $d_0 = 50$ mm der maßgebliche Stirnflächenabstand zu $J_0 = 15,0$ mm berechnet. In Bild 4.2a) ist diese Festlegung anhand der aufgetragenen Formel für d_0 als Funktion von J_0 für die gegebene Grossman-Zahl h dargestellt. Die jeweils am Abstand J_0 aus den für die eingetragenen Kohlenstoffkonzentrationen c_C bei mittlerer Werkstoffzusammensetzung und $K_{ASTM} = 8,0$ nach Gl. (4.1) in Bild 4.2b) berechneten Stirnabschreckkurven $H(J)$ entnommene Abschreckhärte $H(J_0)$ kann nun mit demselben c_C -Wert in der Einsatzschicht identifiziert werden. Diese Zuordnung erfolgt in Bild 4.2d). Am Rand $x = 0$ wird die ausgewählte Aufhärbarkeitsbeziehung oder eine Benutzereingabe ausgewertet, so dass sich das gesuchte, im Diagramm gezeigte Abschreckhärteprofil $H(x)$ oberhalb von 0,6 Gew.-% C durch Interpolation vervollständigen lässt. Hier bezeichnet x den Abstand von der Oberfläche. In Bild 4.2c) ist außerdem die Aufkohlungstiefe $At_{0,35}$ vermerkt.

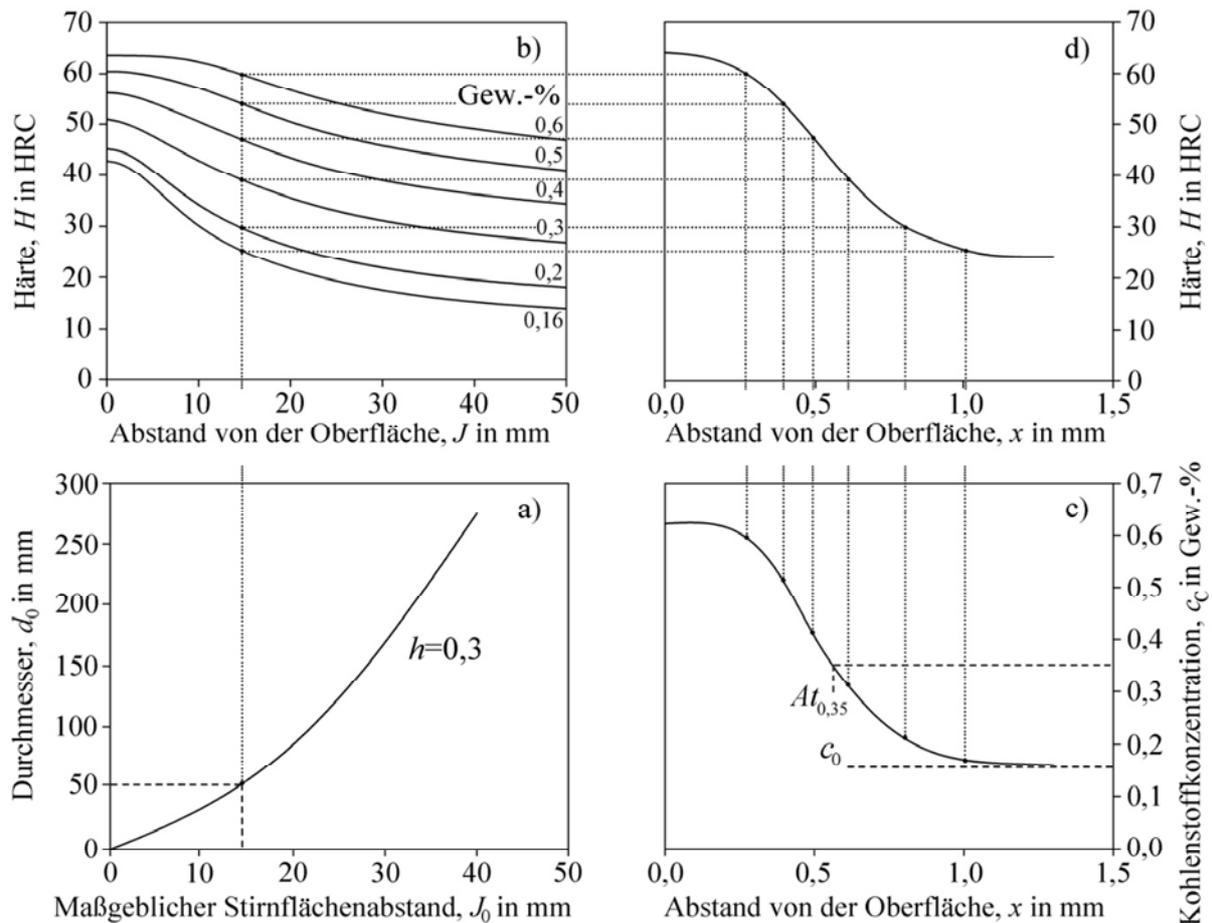


Bild 4.2: Grafische Veranschaulichung der Ableitung des Abschreckhärteverlaufs in der Einsatzschicht. a) Bestimmung des maßgeblichen Stirnflächenabstands aus dem repräsentativen Zylinderdurchmesser und der Abschreckintensität; b) berechnete Stirnabschreckkurven für die Kohlenstoffkonzentrationen in der Einsatzschicht; c) Aufkohlungsprofil (Ausgangskohlenstoffkonzentration c_0); d) resultierender Abschreckhärteverlauf.

4.3 Berechnung der Anlasshärte mithilfe von Abminderungsfaktoren

Für die Beschreibung des anschließenden Anlassens ist aus der Literatur keine auf der Vorhersage der Abschreckhärte nach *Wyss* aufbauende Methode bekannt. Die Anwendung von Abminderungsfaktoren nach *Diemar* liegt nahe und wird deshalb im empirischen Modell umgesetzt. Die Bestimmung der Abminderungsfaktoren aus experimentellen Anlassversuchen wird neben der mathematischen Ableitung der Anlasshärte in den folgenden Abschnitten diskutiert.

4.3.1 Mathematische Berechnung der Anlasshärte

Die nach dem Abschrecken erzielte Gefügeverteilung drückt sich in der Härte aus, wobei der höchste erreichbare Wert für martensitische Struktur nahezu ausschließlich von der Konzentration des im Austenit gelösten Kohlenstoffs bestimmt wird [63]. Die in der Literatur

gebräuchliche Angabe nach *Hodge* und *Orehoski* gemäß Bild 4.3 eignet sich für Einsatzstähle [103].

Die in Abschnitt 4.2 beschriebene Methode von *Wyss* berücksichtigt die beim Abschrecken erzielte Phasenzusammensetzung durch die Anwendung von Jominy-Einhärtungskurven. Es erfolgt keine Simulation der zeitlichen Temperaturverteilung im Werkstück zur Vorhersage der Gefügebildung. Für die Berechnung der Anlasshärteprofile nach Gl. (4.12) muss deshalb der Martensitgehalt im abgeschreckten Werkstoffzustand tiefen- bzw. kohlenstoffabhängig abgeschätzt werden. Im empirischen Modell dient hierzu die folgende Auswertung der Hodge-Orehoski-Verläufe gemäß Bild 4.3: Für eine gegebene Kohlenstoffkonzentration \hat{c}_C wird $H_Q^{a'}$ aus der Aufhärbarkeitsbeziehung (99,9%) für das vollmartensitische Gefüge entnommen. Wie ebenfalls im Diagramm von Bild 4.3 angedeutet, lässt sich am Schnittpunkt der Vertikalen $c_C = \hat{c}_C$ mit der nach *Wyss* in der Tiefe $x(\hat{c}_C)$ berechneten Abschreckhärte (Horizontale) $H = H_Q$ aus der Hodge-Orehoski-Kurvenschar der zugehörige Volumenbruch $f_{a'}$ des Martensits abschätzen [147].

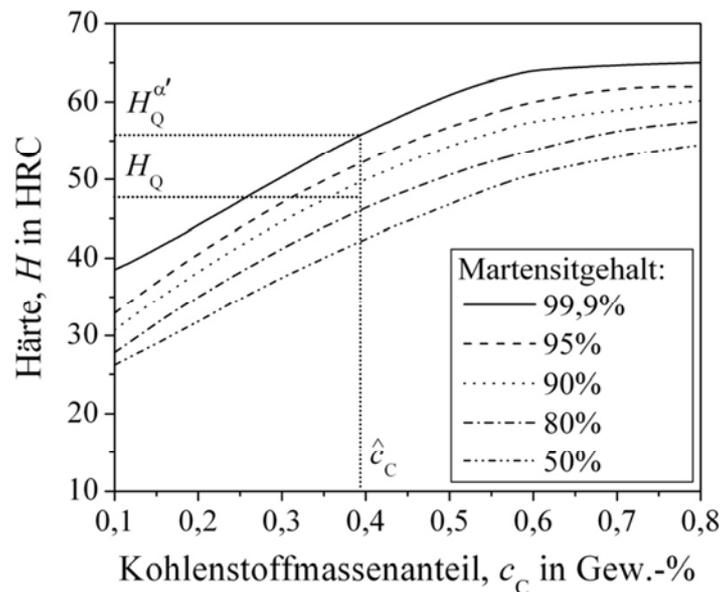


Bild 4.3: Abhängigkeit der Maximalhärte von der Kohlenstoffkonzentration und dem Martensitgehalt $f_{a'}$ (Volumenbruch, ausgedrückt in %) nach *Hodge* und *Orehoski*. Die Abschätzung von $f_{a'}(\hat{c}_C)$ aus einem gegebenen Abschreckergebnis wird veranschaulicht. Die Angaben beziehen sich auf martensitische Härten mit einem Restaustenitgehalt von $1 - f_{a'}$.

Für die übrigen Gefügebestandteile (Restaustenit) gilt dann folgender Ausdruck:

$$f_R \cdot H_Q^R = H_Q - f_{a'} \cdot H_Q^{a'} \quad (4.13)$$

Dabei wird eine lineare Mischungsregel für die (Gesamt-) Abschreckhärte H_Q angesetzt [70, 148]. Der Volumenbruch f_R bezeichnet den Anteil der neben Martensit vorhandenen Phasen. Die unbekannte (Gesamt-) Anlasshärte geht ebenfalls aus einer linearen Mischungsregel hervor:

$$H_T = f_{\alpha'} \cdot H_T^{\alpha'} + f_R \cdot H_T^R . \quad (4.14)$$

Wegen $H_T^R = H_Q^R$, folgt durch Einsetzen der Gln. (4.12) und (4.13) die gesuchte Bestimmungformel:

$$H_T = H_Q - f_{\alpha'} \cdot H_Q^{\alpha'} (1 - d) . \quad (4.15)$$

Wiederholte Auswertung für die verschiedenen Kohlenstoffkonzentrationen bzw. Tiefen mit den entsprechenden Abminderungsfaktoren d (vgl. Abschnitt 4.3.2) führt den Abschreck- in den Anlasshärtetiefenverlauf über. Im Kern ($c_C \approx 0,2$ Gew.-%) darf dabei vereinfachend $H_T = H_Q$ gesetzt werden. Die Auswertung der für die Berechnung der Anlasshärte mit Gl. (4.15) nötigen, von der Kohlenstoffkonzentration c_C abhängigen, Abminderungsfaktoren d ist im nachfolgenden Abschnitt näher beschrieben.

4.3.2 Auswertung der Abminderungsfaktoren

Aus Tabelle 4.3 ist beispielhaft die Auswertung der Abminderungsfaktoren für den in „Wasser, ruhend“ abgeschreckten und anschließend bei 200 °C für 2 h angelassenen Probenzylinder Nr. 1 aus 18NiCrMo14-6 ersichtlich (vgl. Bilder 3.11 und 3.14). In einem ersten Schritt wird jeder Tiefe eine Kohlenstoffkonzentration c_C aus dem gemessenen Aufkohlungsprofil (siehe Bild 3.8) zugeordnet. Aus dem gemessenen Restaustenitgehalt f_γ (vgl. Bild 3.16) wird im nächsten Schritt der Martensitgehalt $f_{\alpha'} = 1 - f_\gamma$ berechnet (keine weiteren Phasen). Die zugehörige Martensithärte $H_Q^{\alpha'}$ kann anschließend den Hodge-Oreoski-Verläufen aus Bild 4.3 entnommen werden. Durch Umstellen von Gl. (4.15) nach d kann der Abminderungsfaktor für alle Abstände von der Oberfläche (Kohlenstoffkonzentrationen) ausgewertet werden. Diese Analyse wurde für die unterschiedlichen zwölf Anlassbedingungen (Temperaturen von 150, 170, 185 und 200 °C für Zeiten von jeweils 2, 3 und 4 h) der Anlassversuche für 18NiCrMo14-6 aus Tabelle 3.6 durchgeführt.

Tabelle 4.3: Auswertung von $d(c_C, T, t)$ des in „Wasser, ruhend“ abgeschreckten und anschließend bei 200 °C für 2 h angelassenen Probenzylinders Nr. 1 aus 18NiCrMo14-6.

| Tiefe in mm | c_C in Gew.-% | H_Q in HRC | H_T in HRC | $f_{\alpha'}$ in Vol.-% | $H_Q^{\alpha'}$ in HRC | Faktor d |
|----------------|--------------------|-----------------|-----------------|----------------------------|---------------------------|------------|
| 0,2 | 0,822 | 60,97 | 58,24 | 73,0 | 65,00 | 0,9469 |
| 0,3 | 0,822 | 61,08 | 58,44 | 73,0 | 65,00 | 0,9489 |
| 0,4 | 0,820 | 61,01 | 58,26 | 73,0 | 65,00 | 0,9466 |
| 0,5 | 0,819 | 61,18 | 58,46 | 73,0 | 65,00 | 0,9474 |
| 1,0 | 0,812 | 61,05 | 57,88 | 75,0 | 65,00 | 0,9400 |
| 1,5 | 0,783 | 60,63 | 57,67 | 77,0 | 64,50 | 0,9445 |
| 2,0 | 0,690 | 60,05 | 56,76 | 82,0 | 64,00 | 0,9406 |
| 2,5 | 0,620 | 59,53 | 56,23 | 87,0 | 63,00 | 0,9424 |
| 3,0 | 0,492 | 58,38 | 55,00 | 93,0 | 59,00 | 0,9410 |
| 3,5 | 0,363 | 56,24 | 53,67 | 96,0 | 53,50 | 0,9539 |
| 4,0 | 0,293 | 53,55 | 51,80 | 96,0 | 49,00 | 0,9670 |
| 4,5 | 0,258 | 51,60 | 49,96 | 96,0 | 47,00 | 0,9679 |
| 5,0 | 0,231 | 49,30 | 48,07 | 97,0 | 46,00 | 0,9748 |
| 5,5 | 0,226 | 48,24 | 47,00 | 97,0 | 45,50 | 0,9741 |
| 6,0 | 0,206 | 47,30 | 46,40 | 97,0 | 43,50 | 0,9807 |
| 6,5 | 0,192 | 46,94 | 45,95 | 97,0 | 43,00 | 0,9788 |
| 7,0 | 0,183 | 46,45 | 45,95 | 97,0 | 42,00 | 0,9892 |

Die in Tabelle 4.3 ausgewerteten Abminderungsfaktoren d sind in Bild 4.4 als Funktion der Kohlenstoffkonzentration aufgetragen. Es ist zu erkennen, dass der Abminderungsfaktor d bei sinkender Kohlenstoffkonzentration zunimmt und dabei im Kernbereich gegen 1 ansteigt, weshalb in diesem Bereich $H_T = H_Q$ gesetzt werden kann. Für die Programmierung in SimCarb QuenchTemp wird der Verlauf des Abminderungsfaktors für alle genannten Anlassbedingungen analog zu Bild 4.4 ausgewertet und als Funktion der Kohlenstoffkonzentration mit Polynomen 5. Grades angepasst.

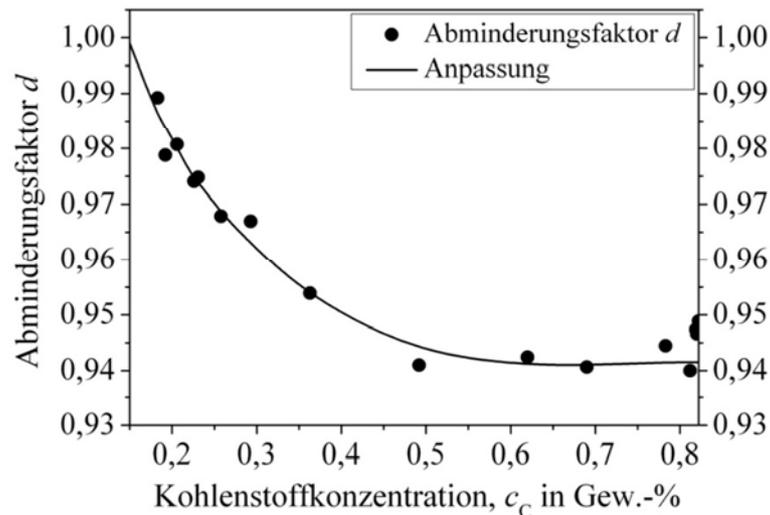


Bild 4.4: Abminderungsfaktor d als Funktion der Kohlenstoffkonzentration für eine Anlassbehandlung bei einer Temperatur von 200 °C für eine Dauer von 2 h.

4.4 Aufbau und Bedienung von SimCarb QuenchTemp

In diesem Abschnitt werden für das empirische Modell Aufbau und Bedienung von SimCarb QuenchTemp vorgestellt. Auch die verfügbaren Datenbanken werden genannt. Menü- und Fensteraufbau sowie mausgesteuerte Bedienung des Windows-Programms orientieren sich am Grundmodul SimCarb [51, 53]. Die Funktionen aus den Abschnitten 4.4.1 und 4.4.2 gelten für beide Modelle von SimCarb QuenchTemp.

4.4.1 Tiefenverlauf der Kohlenstoffkonzentration

Das Aufkohlungsprofil kann mit SimCarb simuliert werden. Die ASCII .txt Ausgabedatei wird direkt als Eingabe von SimCarb QuenchTemp unterstützt. Die Daten lassen sich im Fenster von Bild 4.5 durch Drücken der Schaltfläche „Kohlenstoffkonzentration-Tiefe-Verlauf importieren“ in das Programm laden.

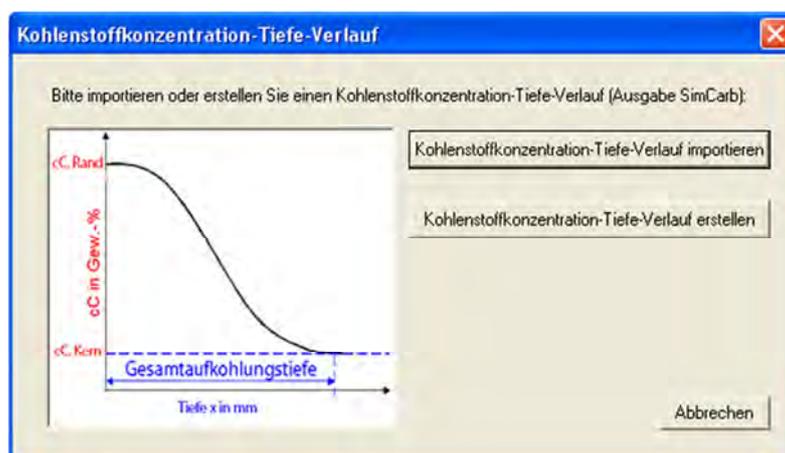


Bild 4.5: Dialogfenster zum Einlesen oder Erzeugen des Aufkohlungsprofils.

Alternativ steht dem Benutzer ein komfortables Werkzeug zur Verfügung, um selbst eine beliebige Kohlenstoffverteilung zu erzeugen. Durch Drücken der Schaltfläche „Kohlenstoffkonzentration-Tiefe-Verlauf erstellen“ öffnet sich das in Bild 4.6 dargestellte Fenster zum Erzeugen eines benutzerdefinierten Aufkohlungsprofils. In diesem Fenster kann eine beliebige Anzahl an Stützstellen für die Tiefe in mm (Abstand von der Oberfläche) und die zugehörige Kohlenstoffkonzentration in Gew.-% eingegeben werden. Der letzte eingegebene Wert wird dabei als Gesamtaufkohlungstiefe (Erreichen des Grundkohlestoffgehalts, vgl. Bild 4.5) vereinbart. Der interpolierte Verlauf kann grafisch dargestellt und überprüft sowie für eine spätere Bearbeitung in eine ASCII .txt Datei exportiert bzw. wieder importiert werden.

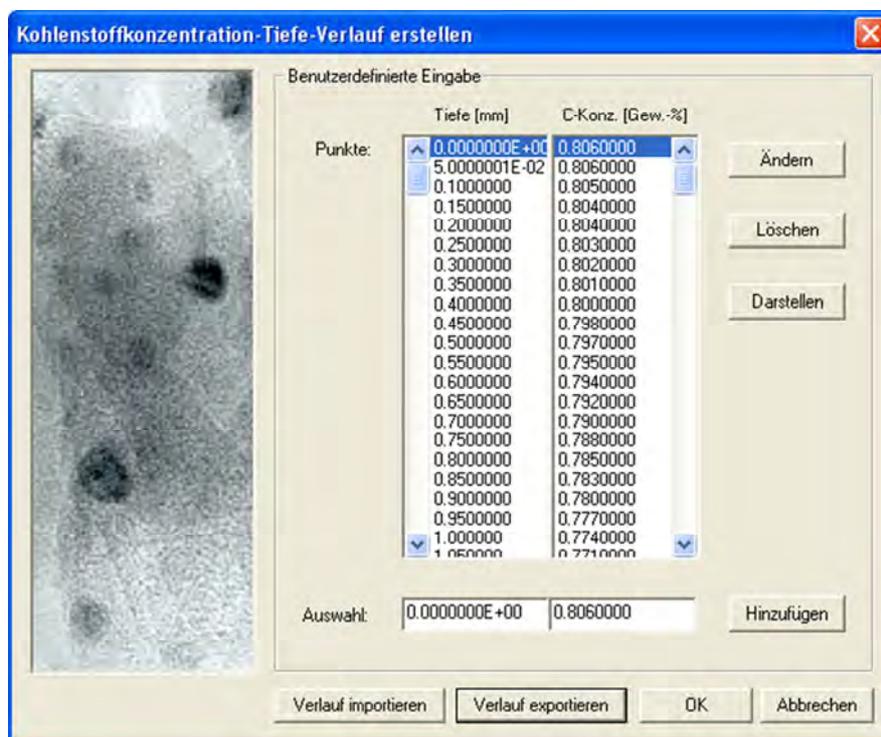


Bild 4.6: Dialogfenster zum interaktiven Erzeugen beliebiger Aufkohlungsprofile.

4.4.2 Stahlsorte und Werkstoffzusammensetzung

Das Dialogfenster von Bild 4.7 bietet dem Benutzer zunächst die Möglichkeit, aus einer Bibliothek mit insgesamt 49 Einträgen eine Stahlsorte auszuwählen. In der Datenbank werden die Bezeichnungen und Werkstoffnummern gelistet. Nach Auswahl wird die mittlere chemische Zusammensetzung geladen. Die Legierungsgehalte erscheinen bei den entsprechenden Elementen. Alternativ kann der Benutzer nach Anklicken des zweiten Radioknopfes eine gewünschte Stahlzusammensetzung manuell einrichten. Die Austenitkorngröße wird im Eingabefeld „K-ASTM“ eingetragen.

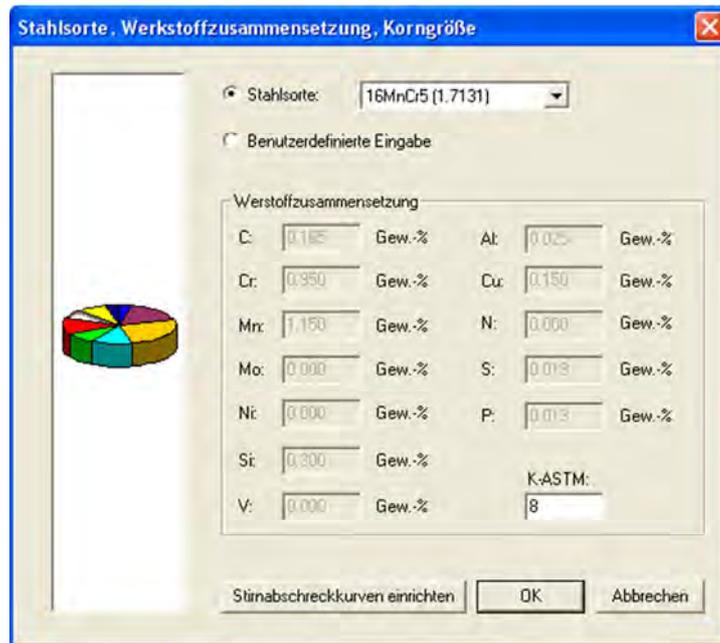


Bild 4.7: Dialogfenster zur Auswahl einer Stahlsorte oder manuellen Eingabe der Werkstoffzusammensetzung sowie zum Eintragen der Korngröße und Öffnen der Formelbox für die Berechnung von Stirnabschreckkurven.

4.4.3 Formel der Jominy-Stirnabschreckkurve

Über das Dialogfenster von Bild 4.7 kann der Benutzer weiterhin die Berechnung der Stirnabschreckkurven vorgeben. Nach Drücken der entsprechenden Schaltfläche öffnet sich eine weitere Dialogbox. Voreingestellt ist hier gemäß Bild 4.8 die Angabe aus Gl. (4.1). Die Koeffizienten können aber nach Auswahl des entsprechenden Radioknopfes manuell verändert werden, um z. B. andere Regressionsformeln oder eigene Versuchsergebnisse zu verwenden.

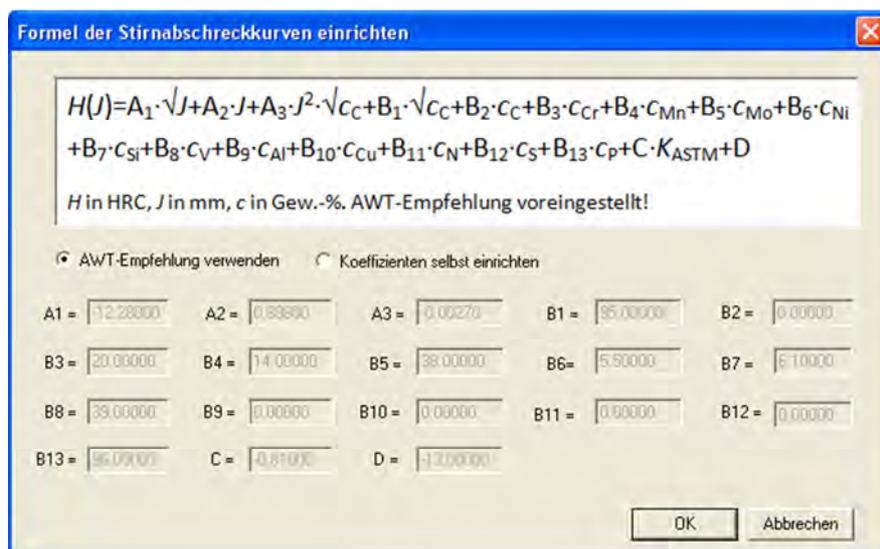


Bild 4.8: Dialogfenster zum Einrichten der Berechnungsformel von kohlenstoffabhängigen Stirnabschreckkurven, für die von der AWT empfohlene Koeffizienten nach Just voreingestellt sind [100].

4.4.4 Abschreckintensität

Den Einfluss von Art und Bewegungszustand des Abschreckmittels auf die resultierenden Härteverläufe beschreibt der auf die Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffs bezogene Grossman'sche Abschreckintensitätsfaktor. SimCarb QuenchTemp bietet für die Zuordnung die im Fenster von Bild 4.9 gezeigte Bibliothek mit insgesamt 37 Einträgen an (vgl. Tabelle 4.1). Die zugewiesenen Abschreckintensitätsfaktoren gehen aus einer eigenen Datenanalyse von Literaturangaben hervor [5, 14, 33, 35, 62, 66, 74, 75, 130, 133, 138, 139, 149-151]. Aus den Gruppen der wässrigen Polymerlösungen und Härteöle werden jeweils eine Standard- und eine schnelle Variante berücksichtigt. Dabei hängt die maximale Abkühlgeschwindigkeit von Abschreckpolymeren vom verwendeten Produkt ab (ACR langsamer als PAG und PVP) und sinkt mit dessen Gehalt. Die Kosten steigen entsprechend an, weshalb Polymeranteile über 20 Vol.-% in der betrieblichen Praxis weniger gebräuchlich sind. Schnelle Härteöle können für eine verlässliche Martensitumwandlung verwendet werden.

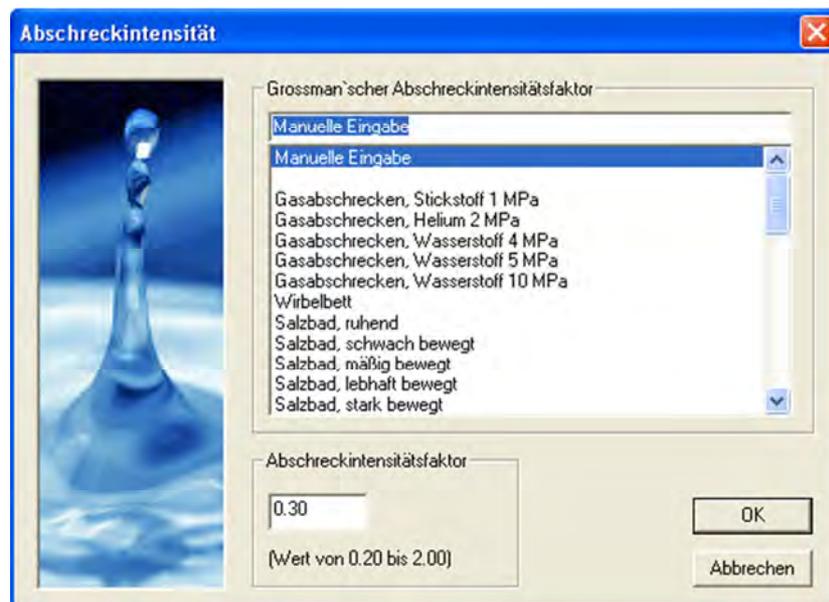


Bild 4.9: Programmbibliothek für die Zuweisung des Abschreckintensitätsfaktors, dessen Wert zwischen 0,20 und 2,00 auch manuell eingegeben werden kann.

Der Bewegungszustand eines flüssigen oder gasförmigen Mediums beeinflusst wesentlich die Wärmeübertragung. Einen Einflussfaktor stellt dabei die erzwungene Konvektion dar, beispielsweise in einem Salzbad [62, 112, 152]. In verdampfenden flüssigen Abschreckmitteln beschleunigt Rohrwirkung (Umwälzen) zudem das Zerreißen der isolierenden Dampfhaut (Leidenfrost-Phänomen) und das Ablösen der Blasen von der Werkstückoberfläche [62, 74, 112]. Zunehmende Strömungsgeschwindigkeit wird in der Datenbank von Bild 4.9 durch die

Kennzeichnungen ruhend sowie schwach, mäßig, lebhaft, stark und stürmisch bewegt halbquantitativ berücksichtigt. Beim Gasabschrecken dient der Druck (Teilchenzahldichte) als Kriterium.

Die Abschreckintensität kann auch manuell eingegeben werden. Nach Auswahl wird das Eingabefeld gemäß Bild 4.9 aktiviert. Zulässig sind Werte zwischen 0,2 und 2,0, bezogen auf ruhendes Wasser bei 18 °C ($h = 1,0$). Für eingegebene Werte von h , denen keine Näherungsformel hinterlegt ist, wird die Bestimmung von J_0 mithilfe eines linearen Interpolationsverfahrens für jedes vorgegebene Wertepaar (d_0, h) durchgeführt.

4.4.5 Randhärte

Für die Berechnung der Randhärte (Oberfläche) mithilfe der Aufhärbarkeit für Martensitgefüge werden in der im Dialogfenster von Bild 4.10 dargestellten Datenbank insgesamt sechs Einträge angeboten (vgl. Abschnitt 4.1.1). Die berücksichtigten Literaturangaben sind aus dem Grundmodul SimCarb bekannt [51, 53].

Alternativ besteht für den Benutzer die Möglichkeit, den Härtewert an der Oberfläche selbst vorzugeben, etwa gemäß Bild 4.3 für die vorliegende Randkohlenstoffkonzentration und ein bestimmtes Restaustenitniveau, abhängig von der Martensitstarttemperatur des verwendeten Stahls. Hierfür steht das betreffende Eingabefeld zur Verfügung.

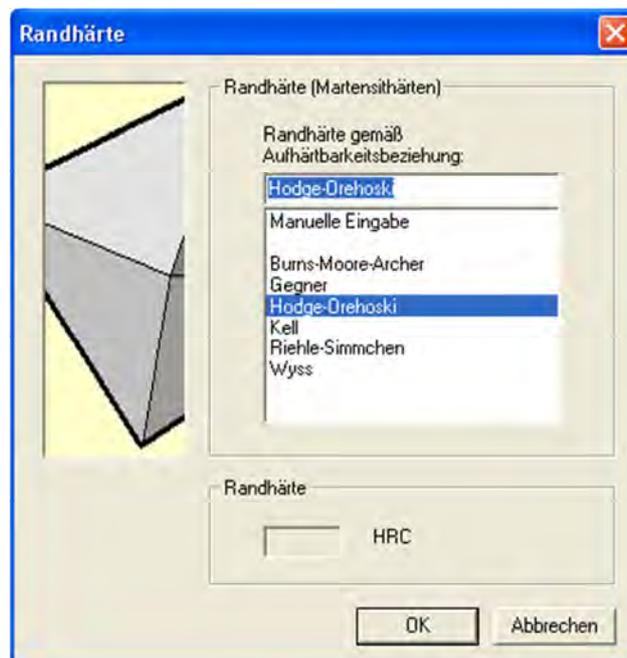


Bild 4.10: Programmbibliothek der Aufhärbarkeitsbeziehungen, wobei die Randhärte auch manuell eingegeben werden kann.

4.4.6 Werkstückgeometrie

Zur Eingabe des für ein bestimmtes Bauteil repräsentativen Zylinderdurchmessers einer Stahlrundprobe (Referenzkörper) dient die Dialogbox von Bild 4.11. In das entsprechende Eingabefeld wird der repräsentative Zylinderdurchmesser d_0 eingegeben, der für die Bestimmung des maßgeblichen Stirnflächenabstands $J_0 = f(d_0, h)$ verwendet wird, man vergleiche hierzu Bild 4.2a).



Bild 4.11: Dialogfenster zur Eingabe des repräsentativen Zylinderdurchmessers d_0 .

4.4.7 Anlassen

Für die Berechnung der Anlasshärte muss der Verlauf des Abminderungsfaktors d als Funktion der Kohlenstoffkonzentration c_C bekannt sein (siehe Abschnitt 4.1.4). Im Programm hinterlegt sind an einem höher legierten Einsatzstahl (18NiCrMo14-6) experimentell ermittelte und durch Polynome 5. Grades angepasste Daten für Anlasstemperaturen von 150, 170, 185 und 200 °C und -zeiten von jeweils 2, 3 und 4 h (vgl. Bild 4.4 für 200 °C und 2 h). Hierbei stellen die Versuchsbedingungen beim Abschrecken dieses sehr gut einhärtenden Werkstoffes ausschließlich martensitische Umwandlung mit Restaustenitanteil ohne Bainit-, Perlit- oder Ferritbildung in der aufgekohlten Schicht sicher. Im Fenster von Bild 4.12 kann der Benutzer in zwei Spalten hierfür Temperatur und Zeit (Anlassbedingungen) von 150, 170, 185 und 200 °C bzw. 2, 3 und 4 h auswählen. Es wird ein isothermer Prozess betrachtet.

Alternativ ist auch, analog zu Bild 4.4, die Eingabe einer Bestimmungsformel durch ein Polynom höchstens 5. Grades (Laufindex i) möglich [70]:

$$d(c_C) = \sum_{i=0}^5 A_i \cdot c_C^i \quad (4.16)$$

Die Kohlenstoffkonzentration wird in Gew.-% ausgedrückt. Der Abminderungsfaktor d für Martensit ist dimensionslos. Die Einheit der Koeffizienten A_i , die in Eingabefeldern eingetragen werden, ergibt sich somit zu $(\text{Gew.}\%)^{-i}$.

Anlasshärte

Nur Abschreckhärte berechnen

empirisches Modell

Polynom maximal 5. Grades zur benutzerdefinierten Berechnung des Abminderungsfaktors angeben (cC in Gew.-%):

$$d = A_5 \cdot c_C^5 + A_4 \cdot c_C^4 + A_3 \cdot c_C^3 + A_2 \cdot c_C^2 + A_1 \cdot c_C + A_0$$

A5 = A4 = A3 =
A2 = A1 = A0 =

Anlasstemperatur und Anlasszeit für implementierte Berechnung des Abminderungsfaktors auswählen:

| Anlasstemperatur in °C | Anlasszeit in min |
|------------------------|-------------------|
| 185 | 120 |
| 150 | 120 |
| 170 | 180 |
| 185 | 240 |
| 200 | |

thermophysikalisches Modell

Anlasstemperatur und Anlasszeit für Berechnung der Anlasshärte mit Hollomon-Jaffe-Parameter auswählen:

| Anlasstemperatur in °C | Anlasszeit in min |
|------------------------|-------------------|
| 150 | 120 |
| 151 | 121 |
| 152 | 122 |
| 153 | 123 |
| 154 | 124 |
| 155 | 125 |
| 156 | 126 |

OK Abbrechen

Bild 4.12: Dialogfenster zur Eingabe einer Formel des kohlenstoffabhängigen Abminderungsfaktors für Martensit oder Auswahl der Anlassparameter (Temperatur, Zeit), basierend auf hinterlegten Daten.

4.4.8 Ergebnisausgabe

Die wichtigsten Prozessbedingungen und Ergebnisse der Simulation werden, wie in Bild 4.13 gezeigt, zur Übersicht in einem Ergebnisfenster von SimCarb QuenchTemp dargestellt. Hierzu zählen beispielweise die verwendete chemische Zusammensetzung des Stahls, die Bedingungen der Härtesimulation (Aufhärtebarkeitsbeziehung, Abschreckmittel, Abschreckintensitätsfaktor, Austenitkorngröße, repräsentativer Zylinderdurchmesser) und die Simulationsergebnisse der Randhärte und Einsatzhärtungstiefe.

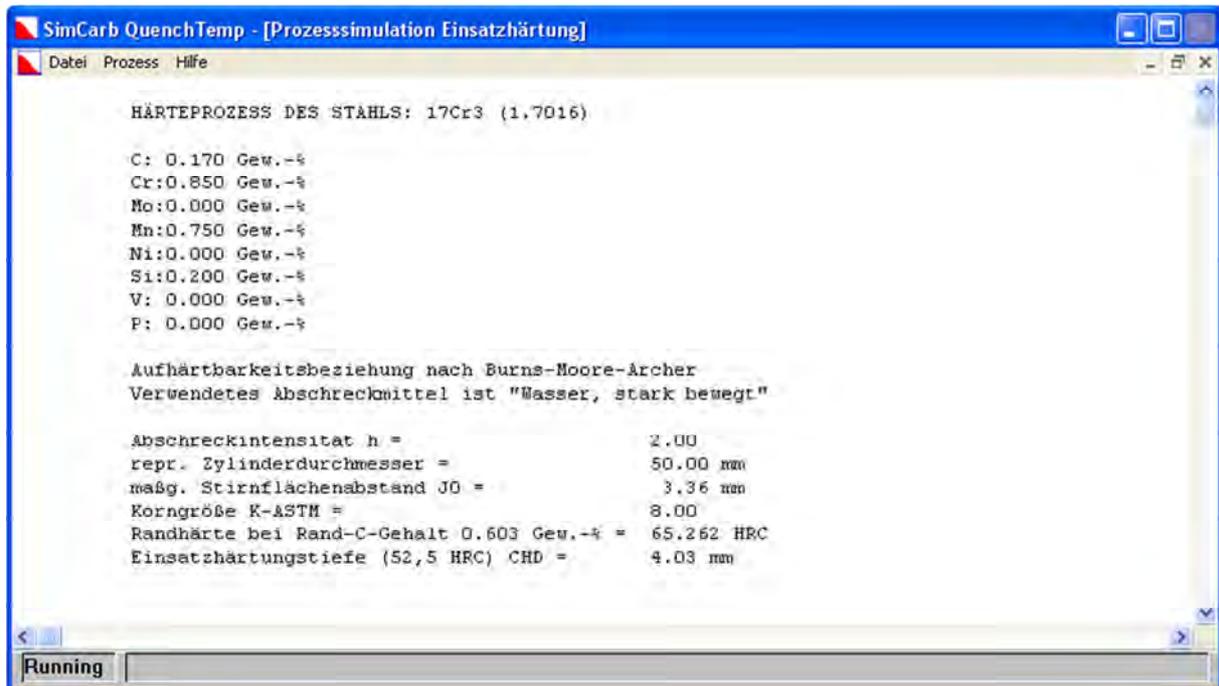


Bild 4.13: Ergebnisfenster mit Informationen über die Bedingungen sowie Ergebnisse der Härtesimulation.

Der simulierte Abschreck- bzw. Anlasshärteverlauf wird in dem separaten Grafikenfenster von Bild 4.14 geöffnet. Dem Nutzer stehen darüber hinaus zahlreiche Speicher- und Exportfunktionen für die simulierten Daten und deren Weiterverarbeitung (z. B. grafische Aufbereitung) zur Verfügung.

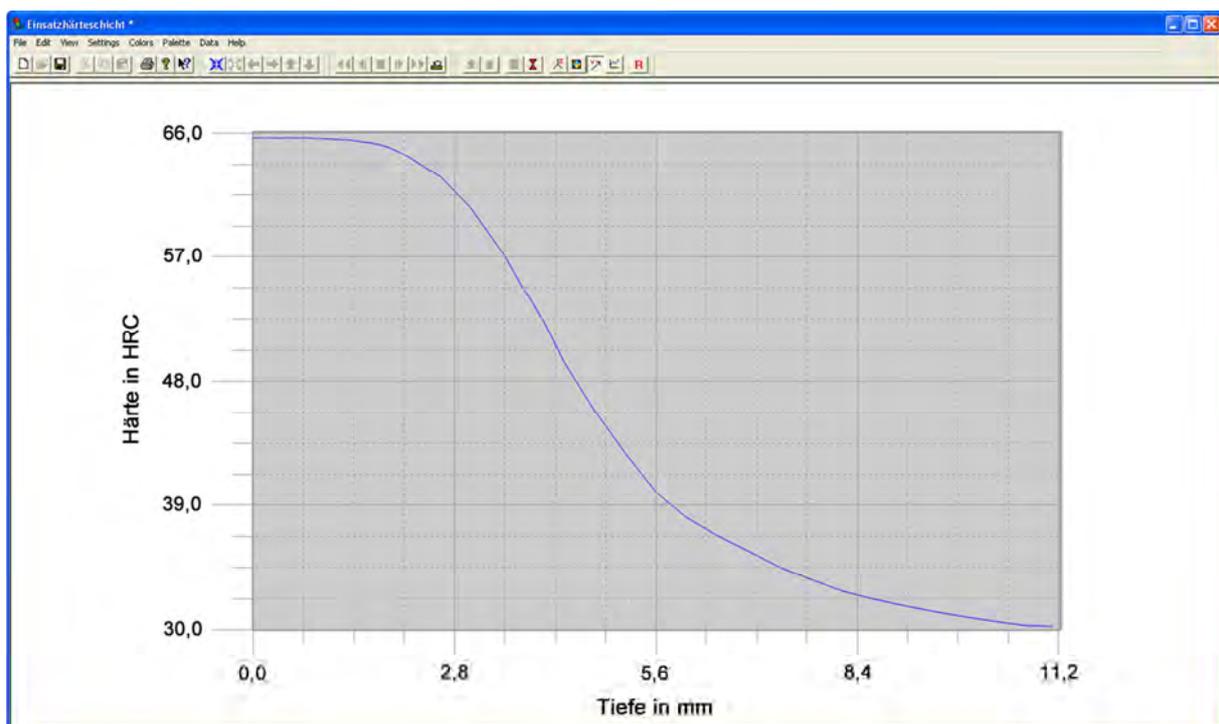


Bild 4.14: Grafische Ausgabe der simulierten Härteverteilung.

5 Anwendung des empirischen Modells

Als Ausgabe liefert SimCarb QuenchTemp die Tiefenverläufe der Abschreck- und Anlasshärte in grafischer Darstellung am Bildschirm und wertet dabei die Einsatzhärtungstiefe als Prozesszielgröße aus. Diese Profile können zur weiteren Aufbereitung und Analyse exportiert und als ASCII .txt Dateien gespeichert werden. Übliche Rechenzeiten betragen nur wenige Sekunden.

Die praktische Anwendung der Software veranschaulichen die folgenden Prozessbeispiele. Dazu wurde mit dem Grundmodul SimCarb ein 15-stündiges konventionelles zweistufiges Gasaufkohlen der Einsatzstähle 15Cr3 und 16MnCr5 simuliert, die geringe bzw. mittlere (Ein-) Härtpfähigkeit aufweisen. Bild 5.1 zeigt die Verläufe von Kohlenstoffpegel c_p und Massenübergangszahl β mit der Zeit t im Sättigungs- (S) und Ausgleichsschritt (A). Die Aufkohlungstemperatur in Bild 5.1 beträgt 900 °C. Die Profilberechnung erfolgte mit dem voreingestellten Diffusionskoeffizienten von Kohlenstoff in Austenit nach *Tibbetts* [153], der die Legierungsabhängigkeit nicht berücksichtigt [13]. Der C-Pegel in der Ausgleichsphase wurde stahlspezifisch so vorgegeben, dass gemäß AWT-Empfehlung für den Legierungsfaktor k_L (mittlere Werkstoffzusammensetzung [154]) die gewünschte Randkohlenstoffkonzentration c_R^{gew} von 0,60 Gew.-% erreicht wird [11]. Entsprechend Gl. (2.1) gilt:

$$c_p^A = \frac{c_R^{\text{gew}}}{k_L} \quad (5.1)$$

Für 15Cr3 und 16MnCr5 ergibt sich k_L demnach zu 1,0823 bzw. 1,1052. Wie in Bild 5.1 gekennzeichnet, liegt der Kohlenstoffpegel für 15Cr3 in der Ausgleichsstufe deshalb etwas höher als für 16MnCr5.

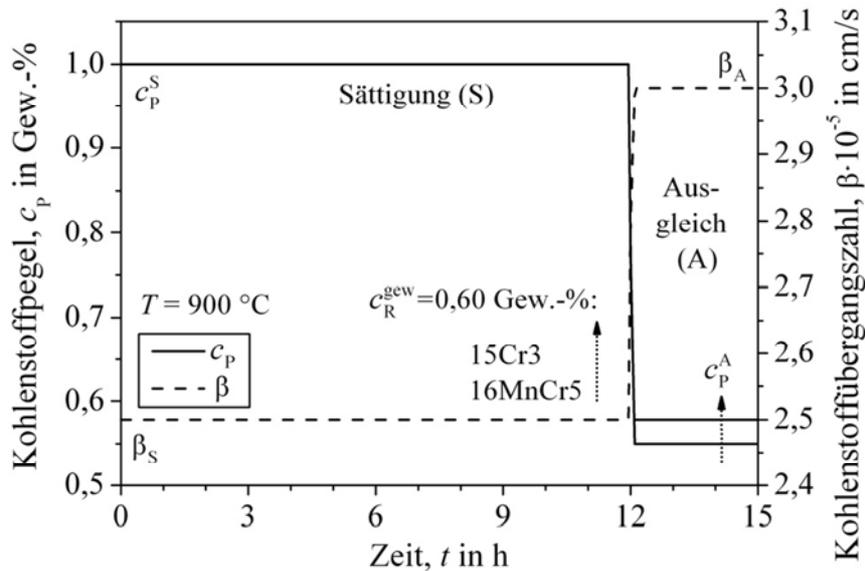


Bild 5.1: Zeitverlauf der Prozessparameter des simulierten isothermen zweistufigen Gasaufkohlens der Einsatzstähle 15Cr3 und 16MnCr5 mit Sättigungs- (S) und Ausgleichsphase (A).

5.1 Vorhersage der Abschreckhärte

Mit den gemäß Bild 5.1 simulierten Aufkohlungsprofilen $c_C(x)$ wurden Tiefenverläufe $H(x)$ der resultierenden Abschreckhärte H_Q für einen repräsentativen Zylinderdurchmesser $d_0 = 50$ mm und eine Austenitkorngröße K_{ASTM} von 8 mit SimCarb QuenchTemp berechnet. Das Ergebnis fassen die Bilder 5.2 und 5.3 zusammen. Die Einsatzhärtungstiefe CHD wurde ausgewertet, x bezeichnet den Abstand von der Oberfläche. Es wurde kräftiges (z. B. stark bewegtes schnelles Abschrecköl oder -polymer, $h = 1,5$) und mildes Abschrecken (ruhendes Salzbad oder Standardöl, $h = 0,3$) analysiert.

Zum Vergleich wurde mit dem Grundmodul SimCarb auch direkt aus der Aufhärthebarkeitsbeziehung (Hodge-Orehoski) ein Härteprofil abgeleitet. Die Verläufe sind in beiden Diagrammen eingetragen, wobei die Aufkohlungstiefe $At_{0,35}$ (nicht eingezeichnet) jeweils sehr gut mit der hieraus entnommenen CHD übereinstimmt. Diese Kurven können als Grenzlinie für beste Härteannahme beim Abschrecken angesehen werden. Ein Vergleich der Bilder 5.2 und 5.3 veranschaulicht somit augenfällig die bessere Einhärthebarkeit des Einsatzstahls 16MnCr5 gegenüber 15Cr3. Auch der Einfluss des Abschreckmittels auf die resultierende Einsatzhärtungstiefe wird ersichtlich.

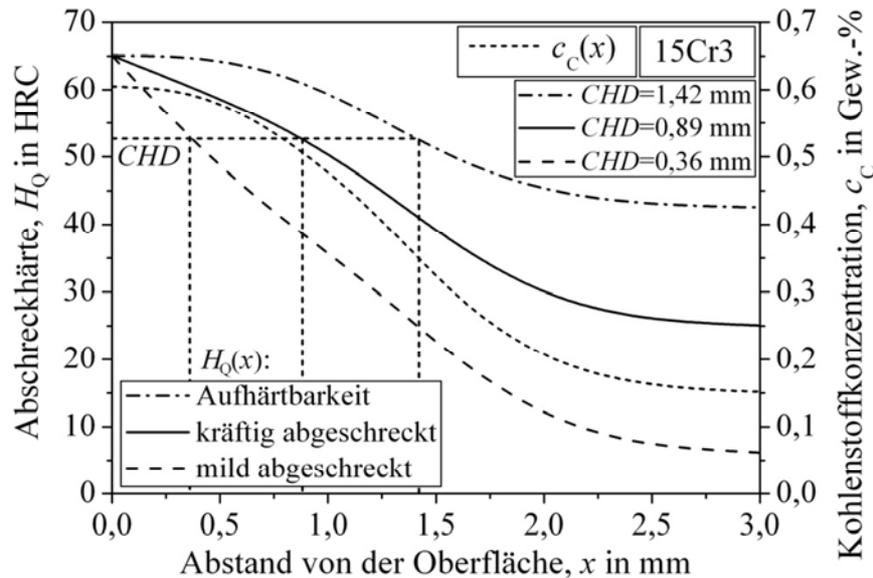


Bild 5.2: Aufkohlungsprofil und simulierte Abschreckhärteverläufe (Zylinderdurchmesser $d_0 = 50$ mm) des Stahls 15Cr3 für stark unterschiedliche Grossman-Zahlen $h = 0,3$ und $h = 1,5$ mit Auswertung der erreichten Einsatzhärtungstiefe CHD , wobei die aus der Aufhärbarkeitsbeziehung berechnete Kurve als Vergleich dient.

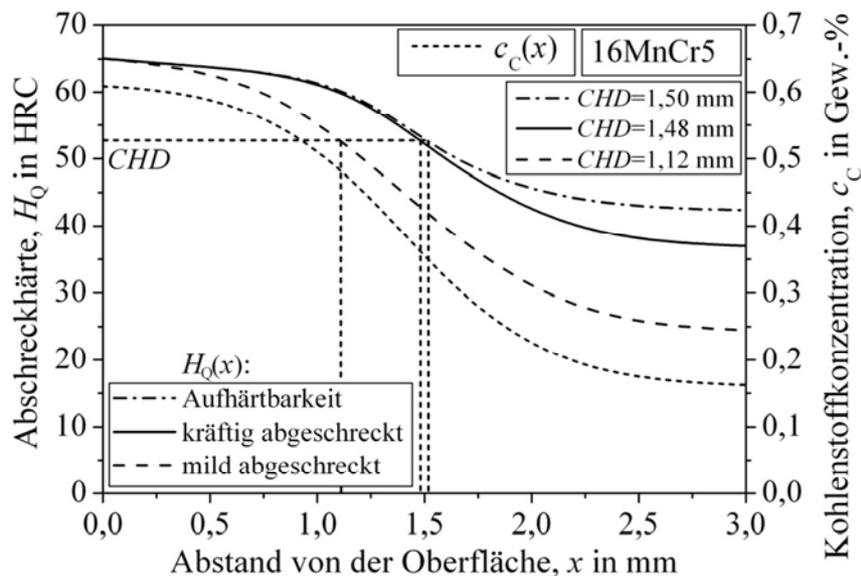


Bild 5.3: Aufkohlungsprofil und simulierte Abschreckhärteverläufe (Zylinderdurchmesser $d_0 = 50$ mm) des Stahls 16MnCr5 für stark unterschiedliche Grossman-Zahlen $h = 0,3$ und $h = 1,5$ mit Auswertung der erreichten Einsatzhärtungstiefe CHD , wobei die aus der Aufhärbarkeitsbeziehung berechnete Kurve als Vergleich dient.

Die Bilder 5.2 und 5.3 verdeutlichen zudem die bekannte Schwierigkeit, bei Anwendung weniger kräftig wirkender Abschreckmittel eine noch genügende Kernhärte im aufgekohlten Werkstück zu erzielen. In der Literatur wird dieses Problem wegen der gegenüber den meis-

ten flüssigen Medien fehlenden Kochphase, in der zeitweise sehr hohe Abkühlgeschwindigkeiten auftreten, insbesondere beim Gasabschrecken diskutiert [5].

Bild 5.4 zeigt schließlich am Beispiel des Einsatzstahls 15Cr3 den Einfluss des repräsentativen Zylinderdurchmessers auf die resultierende Verteilung der Abschreckhärte. Die verwendeten d_0 -Werte von 50 bis 300 mm sind eingetragen. Auch Einsatzhärtungstiefe und Härte bei Erreichen des Grundkohlenstoffgehalts werden im Diagramm ausgewertet. Der angenommene Abschreckintensitätsfaktor beträgt $h = 1,0$. Diese Kühlwirkung von ruhendem Wasser entspricht im vereinfachten Vergleich der Wärmeentzugskraft anhand von Grossman-Zahlen etwa dem Tauchen im Salzbad, in Standardöl oder -polymerlösung bei jeweils heftigem Umwälzen.

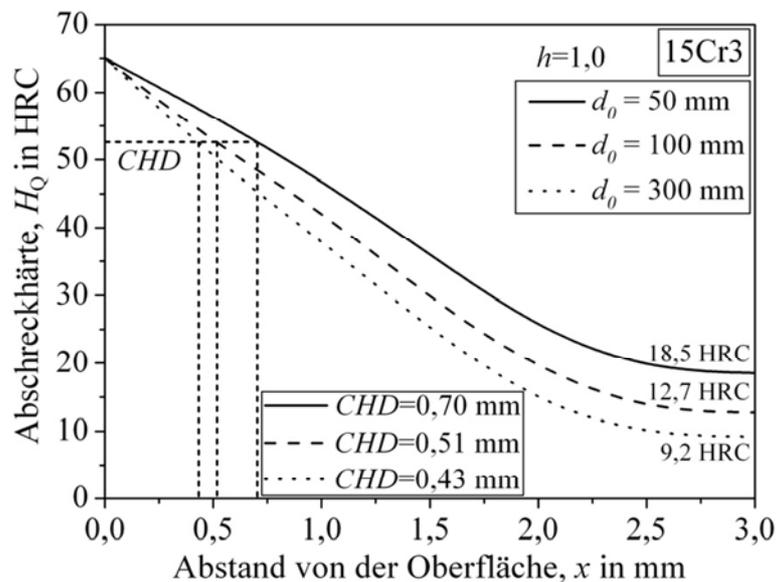


Bild 5.4: Für einen Abschreckintensitätsfaktor $h = 1,0$ simulierte Abschreckhärteverläufe des Einsatzstahls 15Cr3 für die eingetragenen repräsentativen Zylinderdurchmesser d_0 mit Auswertung der Einsatzhärtungstiefe und der Härte bei Erreichen der Ausgangskohlenstoffkonzentration.

5.2 Vorhersage der Anlasshärte

Aus den Tiefenverläufen der Abschreckhärte berechnet SimCarb QuenchTemp mittels von der Kohlenstoffkonzentration abhängiger Abminderungsfaktoren ebenfalls die Anlasshärteprofile. Die Bilder 5.5 und 5.6 stellen für die Einsatzstähle 15Cr3 und 16MnCr5 entsprechende Ergebnisse zu den Prozessbeispielen aus Abschnitt 5.1 vor. Die Anlasstemperatur beträgt dabei 180 bzw. 200 °C. Es werden jeweils beide Abschreckbedingungen, kräftig und mild, in den Simulationen berücksichtigt.

In Bild 5.5 werden Literaturangaben für den Abminderungsfaktor verwendet [59, 70], die gemäß Bild 4.12 manuell eingegeben wurden. Die Dauer des Anlassvorgangs wird allerdings nicht mitgeteilt: Man darf eine typische Zeit von 2 h annehmen. Bild 5.6 zeigt Vorhersagen anhand der im Programm selbst hinterlegten Datensätze (siehe ebenfalls Bild 4.12). Die gewählte Anlasszeit bei hier 200 °C beträgt 2 h. Die Änderung der Einsatzhärtungstiefe CHD ist aus den Diagrammen ersichtlich. Man vergleiche hierzu auch die Bilder 5.2 und 5.3.

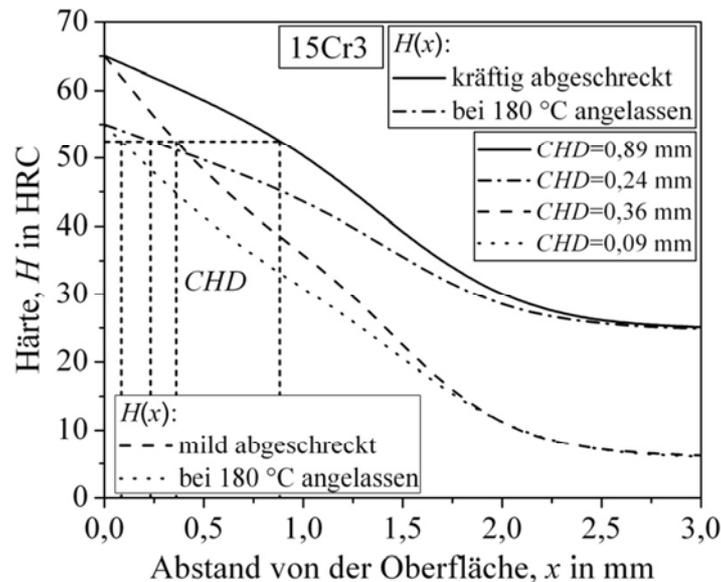


Bild 5.5: Mit dem von *Diemar* für Anlassen bei 180 °C angegebenen Abminderungsfaktor simulierte Anlasshärteverläufe für die Abschreckergebnisse des Stahls 15Cr3 gemäß Bild 5.2 gekennzeichnete Einsatzhärtungstiefe CHD .

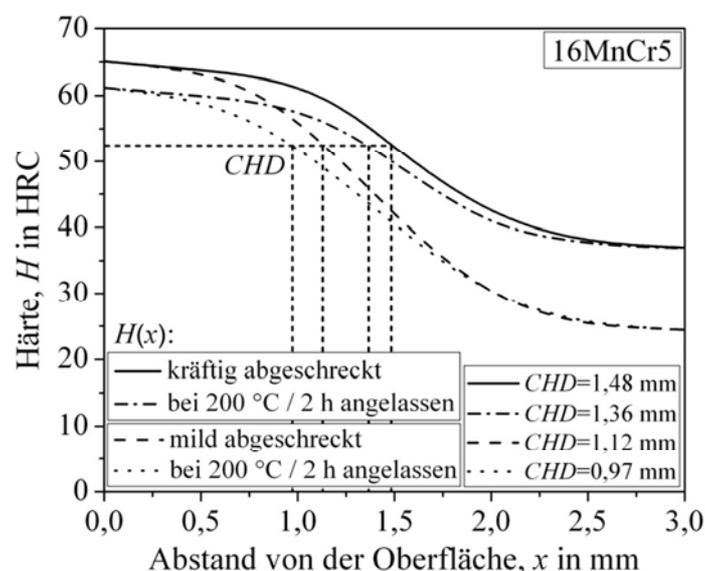


Bild 5.6: Mit eigenen, in SimCarb QuenchTemp verfügbaren Daten des Abminderungsfaktors für Anlassen bei 200 °C über 2 h simulierte Anlasshärteverläufe für die Abschreckergebnisse des Stahls 16MnCr5 gemäß Bild 5.3 mit gekennzeichnete Einsatzhärtungstiefe CHD .

6 Das thermophysikalische Modell von SimCarb QuenchTemp

6.1 Grundlagen zur Beschreibung des Abschreckens

Wie im erfahrungsbasierten Modell bildet auch beim thermophysikalischen Modell das durch Aufkohlen in der Randschicht erzeugte Kohlenstoffprofil die Eingangsgröße für den Härtetiefenverlauf beim Abschrecken. Die Werkstückgeometrie wird wieder in der üblichen Weise durch den repräsentativen Zylinderdurchmesser eines äquivalenten Rundstabs gekennzeichnet. Die Prozessbedingungen werden durch eine Auswahl an gängigen Abschreckmitteln mit temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten realitätsnah abgebildet. Die Wärmeleitung in der Stahlrundprobe wird ebenfalls temperaturabhängig berechnet. Härte und Gefügezusammensetzung werden durch Vergleich von Abkühlkurven der numerisch simulierten Temperaturverteilung mit in SimCarb QuenchTemp programmierten Daten aus kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (k-ZTU) ortsabhängig identifiziert. Die Berechnung der Anlasshärte wird anhand von Hollomon-Jaffe-Parametern durchgeführt [69]. Die erforderlichen Daten zur Bestimmung dieser Parameter und zur Verifizierung der Simulationsergebnisse stammen aus eigenen Versuchsreihen (vgl. Kapitel 3).

In den folgenden Abschnitten werden die genannten Elemente des thermophysikalischen Modells und der numerischen Simulation näher erläutert. Das Hauptziel besteht in einer treffsicheren Vorhersage der Härteverteilung und der tiefenabhängigen Gefügezusammensetzung nach dem Abschrecken sowie der Vorhersage der Härteverteilung nach dem Anlassen. Die beim Einsatzhärten typischen Anlasstemperaturen und -zeiten führen zu keiner wesentlichen Gefügeveränderung [63].

6.1.1 Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung

Zur Beschreibung des Abschreckprozesses wird für eine ideale Stahlrundprobe (sehr langer Vollzylinder) mit Durchmesser $2R$ die Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung gelöst. Für radialen Wärmefluss wird diese Gleichung in eindimensionaler Form wie folgt geschrieben:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} \right) \quad \text{oder} \quad \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r a \frac{\partial T}{\partial r} \right). \quad (6.1)$$

Bei Gl. (6.1) handelt es sich um eine parabolische partielle (Transport-) Differentialgleichung 2. Ordnung [155-157]. Die vom Gefüge abhängige Temperaturleitfähigkeit $a(T)$ wird in Analogie zum Fick'schen Gesetz auch thermischer Diffusionskoeffizient genannt [157]:

$$a = \frac{\lambda}{c_p \rho} . \quad (6.2)$$

Der Radius r weist bei Zylinderkoordinaten nach außen und misst den senkrechten Abstand zur Mittellängsachse. Ferner bezeichnet T , t , λ , c_p und ρ die Temperatur, Zeit, Wärmeleitfähigkeit, spezifische Wärmekapazität bzw. Dichte.

6.1.2 Anfangs- und Randbedingungen

Zur Lösung der Fourier'schen Temperaturleitungsgleichung benötigt man sowohl Anfangs- als auch Randbedingungen. Die Anfangsbedingung lautet [155-157]:

$$T = T_H, r < R, t = 0 . \quad (6.3)$$

Die Härtetemperatur T_H darf als anfangs im gesamten Werkstück einheitlich angenommen werden. Eine Randbedingung 3. Art beschreibt den Wärmeübergang vom Bauteil zum Abschreckmittel (Wärmeträger) [155-157]:

$$\frac{\partial T}{\partial r} = -\frac{\alpha}{\lambda}(T - T_F), r = R, t > 0 . \quad (6.4)$$

In dieser Randbedingung steht T_F für die Temperatur des Mediums (Fluid). Der Wärmeübergangskoeffizient $\alpha(T)$ berücksichtigt die relevanten Vorgänge (Filmsieden, Blasensieden, Konvektion) der Wärmeübertragung [62]. Die beim Abschrecken erzielte Wärmestromdichte bestimmt den Temperaturverlauf $T(r,t)$ und damit die Gefügebildung sowie das Härteprofil $H(r)$ im behandelten Werkstück. Hierfür liefert die feste Grossman-Zahl aus Gl. (4.8) ein gebräuchliches, aus Effektivwerten für α und λ gebildetes Maß, da zwar Spitzen in der Abkühlgeschwindigkeit vernachlässigt werden, zumindest aber die Wärmeleitfähigkeit als thermische Materialeigenschaft eingeht. Der Wärmeübergangskoeffizient $\alpha(T)$, der in komplexer Form von Temperatur und Strömungsgeschwindigkeit des Mediums sowie von Werkstoff, Geometrie und Oberflächenbeschaffenheit des Bauteils abhängt, eignet sich jedoch am besten zur Beschreibung der Kühlwirkung eines Abschreckmittels für die realistische Simulation der Wärmeübertragung [62, 155, 158]. Alternativ wird für die Lösung von Gl. (6.1) in der Software eine Randbedingung 1. Art unterstützt [155]:

$$T = f(t), r = R, t > 0 . \quad (6.5)$$

Grund ist, dass die Temperatur an der Oberfläche des Bauteils beim Abschrecken als Funktion f der Zeit t gemessen werden kann.

6.1.3 Finite-Differenzen-Methode (eindimensional)

Für die Lösung der Fourier'schen Temperaturleitungsgleichung bietet sich mit der Finite-Differenzen-Methode (FDM) ein Standardverfahren zur Lösung partieller Differentialgleichungen an. Die in den folgenden Abschnitten dargestellten Grundlagen zur Lösung der Temperaturleitungsgleichung mithilfe der expliziten und impliziten Finite-Differenzen-Methode entstammen Standardwerken aus der Literatur [155-157, 159, 160]. Für eine weitere Vertiefung wird hierauf verwiesen.

Durch das Ersetzen der Ableitungen der Differentialgleichung mit entsprechenden Differenzen-Ausdrücken (Differenzenquotienten) erhält man die Approximation der exakten Lösung $T(x,t)$ anhand einer Gitterfunktion $T(x_i,t_j)$. Durch diese Diskretisierung geht die Differential- in eine Differenzengleichung über. Ihre Lösung (explizit oder implizit) approximiert die Lösung der Differentialgleichung an diskreten Stellen, die ein Gitternetz in Raum und Zeit bilden. Bei dieser Approximation muss allerdings ein Diskretisierungsfehler in Kauf genommen werden:

Ableitung = Differenzenquotient + Diskretisierungsfehler.

Dieser Diskretisierungsfehler soll durch Verkleinern der Maschenweite Δx bzw. Δt gegen null streben. Für den eindimensionalen Fall ist dieses Gitternetz in kartesischen Koordinaten mit der Ortsschrittweite Δx und der Zeitschrittweite Δt in Bild 6.1 veranschaulicht. Hier stehen T_{i-1}^j , T_i^j und T_{i+1}^j für drei benachbarte Temperaturen des aktuellen Zeitschritts t_j sowie T_{i-1}^{j+1} , T_i^{j+1} und T_{i+1}^{j+1} für diese benachbarten Temperaturen zum nächsten Zeitschritt t_{j+1} .

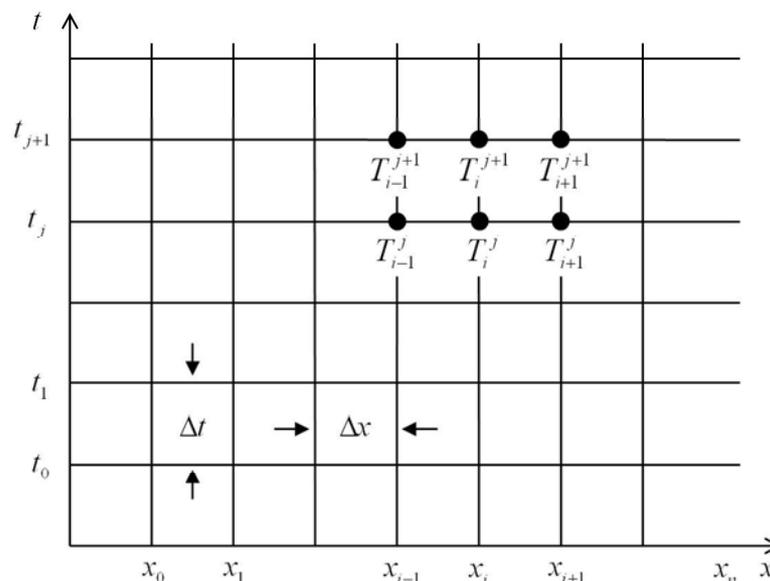


Bild 6.1: Gitter zur Diskretisierung der Temperaturleitungsgleichung.

In den folgenden Abschnitten sollen die explizite sowie implizite Finite-Differenzen-Methode anhand der Lösung der Fourier'schen Temperaturleitungsgleichung beispielhaft für den einfachen Fall mit konstantem Wärmetübergang und konstanter Wärmeleitung im kartesischen Koordinatensystem vorgestellt werden.

6.1.3.1 Explizite Finite-Differenzen-Methode

Die explizite Differenzenformulierung bietet den großen Vorteil, dass keine Gleichungssysteme gelöst werden müssen. Für die Berechnung des neuen Zeitschritts T_i^{j+1} werden, wie in Bild 6.2 zu sehen, die Werte des vorangegangenen Zeitschritts T_{i-1}^j , T_i^j und T_{i+1}^j verwendet.

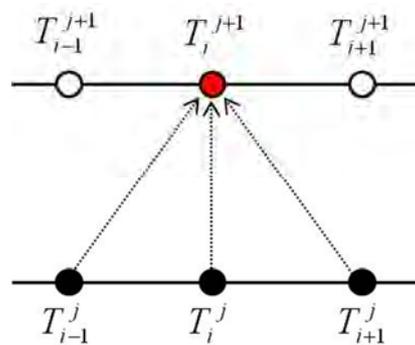


Bild 6.2: Grafische Veranschaulichung der expliziten Zeitdiskretisierung.

In Gl. (6.6) ist die Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung für kartesische Koordinaten dargestellt:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} . \quad (6.6)$$

In einem ersten Schritt wird die Ableitung $\partial T/\partial t$ durch den relativ ungenauen vorderen Differenzenquotienten ersetzt:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{T_i^{j+1} - T_i^j}{\Delta t} + O(\Delta t) . \quad (6.7)$$

Hierbei stellt $O(\Delta t)$ den Diskretisierungsfehler erster Ordnung dar. Die zweite partielle Ableitung nach x wird durch den zentralen Differenzenquotienten ersetzt:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \frac{T_{i-1}^j - 2T_i^j + T_{i+1}^j}{\Delta x^2} + O(\Delta x^2) . \quad (6.8)$$

In Gl. (6.8) steht $O(\Delta x^2)$ für den Diskretisierungsfehler zweiter Ordnung. Diese Schreibweise weist darauf hin, dass der Diskretisierungsfehler proportional zu Δx^2 ist und durch Verkleinern der Maschenweite quadratisch gegen null strebt. Nach Ersetzen der Ableitungen aus Gl. (6.6) durch die Differenzenquotienten aus Gl. (6.7) und Gl. (6.8) ergibt sich aus der Differentialgleichung eine sogenannte Differenzengleichung:

$$\frac{T_i^{j+1} - T_i^j}{\Delta t} = a \frac{T_{i-1}^j - 2T_i^j + T_{i+1}^j}{\Delta x^2} . \quad (6.9)$$

Durch Auflösen von Gl. (6.9) nach der gesuchten Temperatur zum nächsten Zeitschritt T_i^{j+1} ergibt sich folgende Gleichung:

$$T_i^{j+1} = MT_{i-1}^j + (1 - 2M)T_i^j + MT_{i+1}^j . \quad (6.10)$$

In dieser Gleichung bezeichnet M das sogenannte Modul, das sich wie folgt zusammensetzt:

$$M = a \frac{\Delta t}{\Delta x^2} . \quad (6.11)$$

Das Modul M wird auch als Stabilitätskriterium bezeichnet. Bei der expliziten Methode ist das Stabilitätskriterium stets einzuhalten, um absolute numerische Stabilität und Genauigkeit der Simulation zu gewährleisten. Hierzu sollte besonders die Zeitschrittweite Δt , ebenso aber auch die Ortsschrittweite Δx , möglichst klein gewählt werden. Für die Stabilität gilt:

$$M = a \frac{\Delta t}{\Delta x^2} \leq \frac{1}{2} . \quad (6.12)$$

Wird dieses Kriterium nicht eingehalten, können Störungen auftreten, die beispielsweise durch Rundungsfehler entstehen und nicht mehr gedämpft werden können.

6.1.3.2 Implizite Finite-Differenzen-Methode nach Crank-Nicolson

Das mögliche Auftreten von Stabilitätsproblemen bei einer expliziten Differenzen-Methode kann mit der Wahl eines impliziten Differenzenverfahrens nahezu ausgeschlossen werden. Bei einer impliziten Methode muss für jeden Zeitschritt ein lineares Gleichungssystem gelöst werden. Bei diesem Gleichungssystem handelt es sich um ein Tridiagonalsystem, dessen Koeffizientenmatrix nur in der Hauptdiagonale und in den beiden Nebendiagonalen besetzt ist. Bei der Lösung dieses Tridiagonalsystems werden im Gegensatz zu einem expliziten Verfahren sowohl die bereits bekannten Temperaturen des Zeitschritts t_j als auch die noch unbekanntes Temperaturen des Zeitschritts t_{j+1} für die Berechnung von T_i^{j+1} herangezogen.

Ein besonders genaues implizites Differenzenverfahren, das nahezu unbegrenzt stabil ist, haben *J. Crank* und *P. Nicolson* entwickelt [155, 156]. Bei diesem Verfahren, das die Software SimCarb in erweiterter Formulierung verwendet [11, 48], verwendet man ebenfalls die Temperaturen der Zeitschritte t_j und t_{j+1} . Die Differentialgleichung Gl. (6.6) wird jedoch zur dazwischenliegenden Zeit $t_j + \Delta t/2$ diskretisiert.

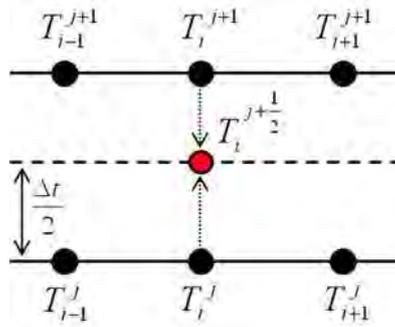


Bild 6.3: Grafische Veranschaulichung des impliziten Crank-Nicolson-Verfahrens.

Dadurch ist es möglich, die Ableitung $(\partial T / \partial t)_i^{j+1/2}$ durch den genauen zentralen Differenzenquotienten zu approximieren:

$$\left(\frac{\partial T}{\partial t}\right)_i^{j+1/2} = \frac{T_i^{j+1} - T_i^j}{2 \cdot \Delta t/2} + O(\Delta t^2) \quad (6.13)$$

Ersetzt man die zweite Ableitung $(\partial_2^2 T / \partial x^2)_i^{j+1/2}$ zur Zeit $t_j + \Delta t/2$ durch das arithmetische Mittel der zweiten zentralen Differenzenquotienten zu den Zeiten t_j und t_{j+1} , so erhält man:

$$\left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}\right)_i^{j+1/2} = \frac{1}{2} \left[\frac{T_{i-1}^j - 2T_i^j + T_{i+1}^j}{(\Delta x)^2} + \frac{T_{i-1}^{j+1} - 2T_i^{j+1} + T_{i+1}^{j+1}}{(\Delta x)^2} \right] + O(\Delta x^2). \quad (6.14)$$

Nach Ersetzen der Ableitungen in Gl. (6.6) durch die Differenzenquotienten aus Gl. (6.13) und Gl. (6.14) ergibt sich die folgende implizite Differenzengleichung:

$$\frac{T_i^{j+1} - T_i^j}{\Delta t} = \frac{1}{2} a \left[\frac{T_{i-1}^j - 2T_i^j + T_{i+1}^j}{(\Delta x)^2} + \frac{T_{i-1}^{j+1} - 2T_i^{j+1} + T_{i+1}^{j+1}}{(\Delta x)^2} \right]. \quad (6.15)$$

Nach weiterem Umstellen wird Gl. (6.15) mit $M = a\Delta t/\Delta x^2$ in folgende Form überführt:

$$-MT_{i-1}^{j+1} + (2+2M)T_i^{j+1} - MT_{i+1}^{j+1} = MT_{i-1}^j + (2-2M)T_i^j + MT_{i+1}^j. \quad (6.16)$$

Die Temperaturen auf der rechten Seite von Gl. (6.16) zum Zeitschritt t_j sind bekannt. Die drei unbekanntenen Temperaturen zum Zeitschritt t_{j+1} auf der linken Seite müssen berechnet

werden. Die Differenzgleichung aus Gl. (6.16) ergibt mit $i = 1, 2, \dots, n$ ein lineares Gleichungssystem, das gelöst werden muss. Lösungsalgorithmen sind aus Standardwerken zur numerischen Mathematik zahlreich verfügbar [160, 161].

6.1.4 Wärmeübergang

Die Wärmeleitung innerhalb eines Körpers setzt sich auch über die Oberfläche des Körpers hinaus fort. Dadurch findet ein sogenannter Wärmeaustausch zwischen dem Körper und seiner Umgebung statt. Unter Wärmeaustausch versteht man die Wärmemenge, die senkrecht zur Oberfläche eines Körper ein- bzw. austritt [62]. Im Falle des Abschreckvorgangs geschieht dieser Wärmeaustausch zwischen der erwärmten Stahlrundprobe und dem Abschreckmedium, dessen Temperatur T_F deutlich tiefer liegt [62, 158].

In Bild 6.4 ist die Temperaturverteilung im Querschnitt einer abkühlenden Platte skizziert [66]. In dieser schematischen Darstellung bezeichnen F , s , t und \dot{Q} die Oberfläche, Dicke der Platte, Zeit bzw. den Wärmestrom. Es ist zu erkennen, dass der Wärmestrom \dot{Q} senkrecht zur Oberfläche der Platte F austritt und der Temperaturgradient dT/dx mit zunehmender Zeit t abnimmt, bis sich nach einiger Zeit auch im Inneren der Platte ($x = 0$) die Umgebungstemperatur T_F einstellt.

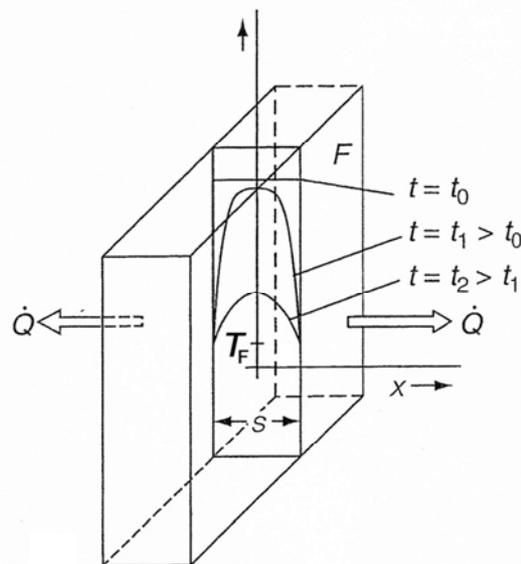


Bild 6.4: Temperaturverteilung im Querschnitt einer abkühlenden Platte [66].

Der Wärmeaustausch ist während eines Abkühl- bzw. Erwärmungsprozesses keineswegs konstant, sondern ändert sich mit der Oberflächentemperatur des zu behandelnden Körpers. Die Intensität des Wärmeübergangs an der Oberfläche des Körpers wird als Proportionalitäts-

faktor durch den Wärmeübergangskoeffizienten α bestimmt. Dieser Faktor gibt die zwischen dem Körper und seiner Umgebung aufgrund eines Temperaturunterschieds ausgetauschte Wärmemenge je Zeit- und Flächeneinheit an und ist insbesondere bei verdampfenden flüssigen Abschreckmitteln stark von der Temperatur abhängig [62, 155, 158].

Im Wesentlichen hängt der Wärmeübergangskoeffizient von folgenden Faktoren ab [62, 158]:

1. Form und Größe des Bauteils
2. Position des Körpers (z. B. stehend oder liegend)
3. Oberflächenzustand des Körpers
4. Physikalische Eigenschaften des Werkstoffs
5. Physikalische Eigenschaften des Abschreckmediums (Dichte, spezifische Wärmekapazität, dynamische Viskosität)
6. Bewegungszustand und Temperatur des Abschreckmediums.

Als typische Abschreckmedien dienen in der Praxis häufig Fluide oder Gase, die den thermischen Kontakt zur Oberfläche des Körpers herstellen (vgl. Abschnitt 2.3). Die Wärme wird durch diese Wärmeträger meist auf unterschiedliche Weise übertragen. Bei verdampfenden Fluiden lässt sich der Wärmeübergang, wie in Bild 6.5 gezeigt, in die drei Grundvorgänge des Filmsiedens, des Blasensiedens und der einphasigen Konvektion unterteilen [62, 74, 158].

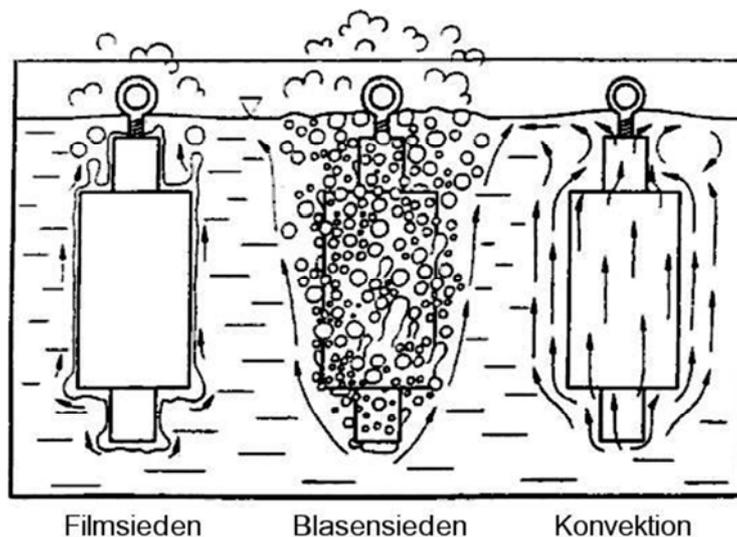


Bild 6.5: Phasen des Abschreckvorgangs in verdampfenden Flüssigkeiten [62].

Wärmeübertragung durch Filmsieden. Nach dem Eintauchen des Körpers in das Abschreckmedium (Fluid) entsteht ein Dampffilm, der eine isolierende Schicht zwischen Körper und Abschreckmedium bildet. Während dieser Phase geschieht der Wärmeaustausch hauptsächlich durch Strahlung, was zu einem verhältnismäßig geringen Wärmeübergang führt

[162]. Der Dampffilm bleibt solange stabil, bis die Wärme des Körpers nicht mehr ausreicht, um das Fluid zu verdampfen. Die Temperatur, bei der der Dampffilm zusammenbricht, nennt man die Leidenfrosttemperatur [74, 112].

Wärmeübertragung durch Blasensieden. Der größte Wärmeaustausch und damit die höchsten Wärmeübergangskoeffizienten treten beim Blasensieden auf. Während dieser Kochphase kommt die Oberfläche des Körpers nach dem Zusammenbruch des Dampffilms in direkten Kontakt mit dem Fluid. Es bilden sich Dampfbläschen, die am Körper haften und sich ab einer gewissen Größe schlagartig ablösen. Die Dampfbläschen steigen anschließend aufgrund ihrer geringeren Dichte im Fluid auf und durchmischen dieses stark, was einen großen Wärmetransport zur Folge hat. Die Stellen, an denen sich die Dampfbläschen gelöst haben, werden von kaltem Fluid wiederbenetzt. Dieser Vorgang wiederholt sich solange, bis aufgrund der zu geringen Temperatur keine Bläschen mehr entstehen können. Ab dieser Temperatur tritt die sogenannte Konvektionsphase ein [14, 152].

Wärmeübertragung durch Konvektion. Während dieser Phase findet der Wärmeaustausch ausschließlich aufgrund von Konvektion und Leitung statt, was den Wärmetransport erheblich verringert. Konvektion wird durch eine Strömung hervorgerufen, die Teilchen befördert. Bei der sogenannten freien Konvektion beruht die Bewegung der Teilchen auf den temperaturbedingten Dichteunterschieden des Fluids bzw. Gases. Kommen beispielweise Pumpen oder Gebläse zum Einsatz, spricht man von erzwungener Konvektion. Hierbei wird der Teilchentransport durch äußere Einwirkung hervorgerufen. Da in der Praxis meist freie und beschleunigte erzwungene Konvektion gleichzeitig auftreten, ist der Einfluss auf den Wärmeübergang zum einen abhängig vom Temperaturgradienten im Wärmeträger und zum anderen von der Intensität der erzwungenen Strömung [62, 112, 152].

6.1.5 Wärmeleitung

In diesem Abschnitt soll auf die Grundlagen der Wärmeleitung, insbesondere auf die Wärmeleitfähigkeit von Stählen, eingegangen werden. Unter Wärmeleitung versteht man den Transport thermischer Energie in Festkörpern oder Fluiden. Dabei fließt die Wärme nach dem zweiten Hauptsatz der Thermodynamik grundsätzlich nur in Richtung der geringeren Temperatur [155, 157].

Die Wärmeleitfähigkeit eines Stoffes ist als dessen Vermögen definiert, thermische Energie mittels Wärmeleitung in Form von Wärme zu transportieren. Bei Stählen ist die Wärmeleitfä-

higkeit allgemein abhängig von der Stahlzusammensetzung (Art, Menge und Verteilung der gelösten Fremdatome), dem Gefügestand (Art, Menge und Verteilung des vorliegenden Gefüges, Korngröße) sowie von der Temperatur [28, 62, 158, 163].

Stahlzusammensetzung. Je höher ein Stahl legiert ist, desto mehr Fremdatome sind in ihm gelöst und desto schlechter ist dessen Wärmeleitfähigkeit. Alle hochwertigen Stähle weisen daher eine relativ schlechte Wärmeleitfähigkeit und eine geringe Änderung der Wärmeleitfähigkeit bei Veränderung des Legierungsgehaltes auf [62]. In Bild 6.6 ist zu erkennen, dass die Abnahme der Wärmeleitfähigkeit durch gelöste Fremdatome X_i (z. B. Ni, Mn) umso größer ist, je mehr sich die gelösten Fremdatome von den Eisenatomen unterscheiden. Bei Kohlenstoff muss außerdem berücksichtigt werden, dass dieser zusätzlich die Gefügebildung des Stahls stark beeinflusst, was gerade beim Einsatzhärten ausgenutzt wird [9, 62]. In Bild 6.6 bezeichnet λ_{Fe} die Wärmeleitfähigkeit von reinem Eisen.

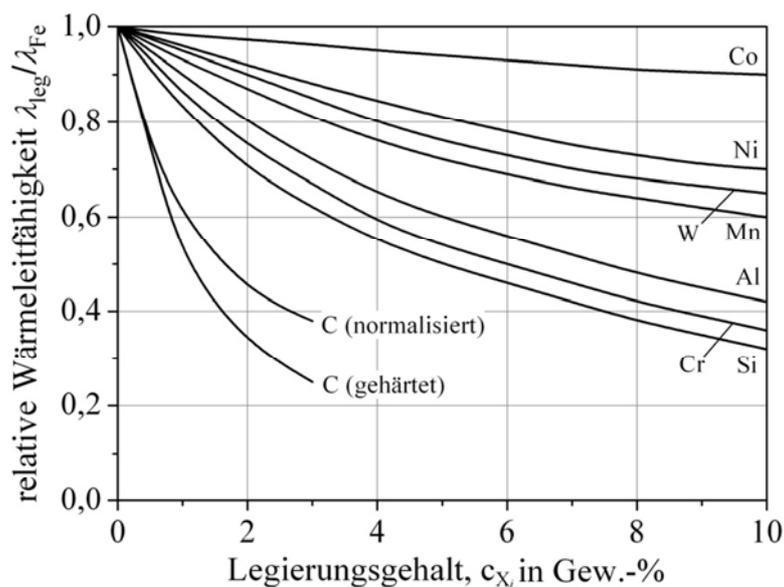


Bild 6.6: Einfluss der Konzentration c_{X_i} der Legierungselemente X_i auf die Wärmeleitfähigkeit λ_{leg} von Eisenlegierungen [62].

Gefügestand. Der Behandlungszustand des Stahls (z. B. Aufkohlen) hat einen großen Einfluss auf die sich während des Abschreckprozesses ausbildenden Gefüge, die abhängig von der Art des jeweiligen Gefüges eine unterschiedliche Wärmeleitung besitzen (siehe z. B. Kohlenstoff in Bild 6.6, normalisiert und gehärtet). Aufgrund von erhöhten Kohlenstoffkonzentrationen nach dem Aufkohlen kommt es zu verstärkter Martensitbildung, die gerade beim Einsatzhärten aufgrund der hohen Härte des Martensits erwünscht ist. Dabei nimmt jedoch gleichzeitig die Wärmeleitfähigkeit von Fe–C-Legierungen ab, wie in Bild 6.7 gezeigt ist (vgl.

auch Bild 6.6). Diese Abnahme ist mit der größeren Anzahl zwangsgelöster Kohlenstoffatome im Eisen nach der Umwandlung in Martensit sowie mit der bei der Martensitbildung zunehmenden Gitterfehlerzahl zu begründen [62].

In Bild 6.7 bedeuten $\lambda_{\text{gehärtet}}$ und $\lambda_{\text{normalisiert}}$ die Wärmeleitfähigkeiten im gehärteten und normalisierten Gefügestand. Mit zunehmendem Gehalt an weiteren Legierungselementen nimmt die Wärmeleitfähigkeit weiter ab. Der Einfluss der Korngröße auf die Wärmeleitfähigkeit ist gering und kann vernachlässigt werden [62, 66].

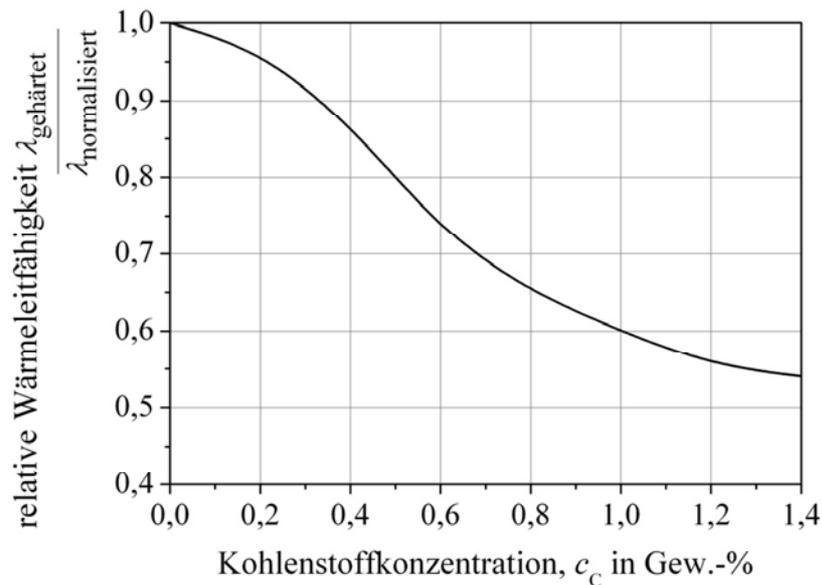


Bild 6.7: Wärmebehandlungseinfluss auf die Wärmeleitfähigkeit von Kohlenstoffstählen in Abhängigkeit von der Kohlenstoffkonzentration [62].

Temperatureinfluss. Bei der Betrachtung des Einflusses der Temperatur muss zunächst vernachlässigt werden, dass mit sich ändernder Temperatur auch das Gefüge des Stahls variieren kann, was seinerseits zu einer Änderung der Wärmeleitfähigkeit führt [62]. Aufgrund des Temperatureinflusses auf die Wärmeleitfähigkeit lassen sich die Stähle nach Bild 6.8 in drei Gruppen unterteilen. Mit zunehmender Temperatur kommt es in der ersten Gruppe (unlegierte Stähle und Kohlenstoffstähle) zu einer starken Wärmeleitfähigkeitsabnahme, in der zweiten Gruppe (legierte Stähle) zu einer geringfügigen Wärmeleitfähigkeitsabnahme und in der dritten Gruppe (hochlegierte Stähle) zu einer geringen Wärmeleitfähigkeitszunahme. Es ist zu erkennen, dass mit zunehmender Temperatur der Einfluss der Legierungselemente auf die Wärmeleitfähigkeit abnimmt. Bei einer Temperatur von etwa 900 °C liegt die Wärmeleitfähigkeit aller Stähle etwa bei $25 \text{ Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$. Bei niedrigeren Temperaturen nimmt die Wärmeleitfähigkeit mit steigendem Legierungsgehalt deutlich ab [62, 66, 158].

Wie in diesem Abschnitt erläutert wurde, variiert die Wärmeleitfähigkeit von Stahl aufgrund verschiedener Einflüsse merklich. Insbesondere bei der Simulation von Abschreckprozessen muss die sich ändernde Wärmeleitfähigkeit geeignet berücksichtigt werden. Bei der numerischen Simulation des Abschreckprozesses wird die Wärmeleitfähigkeit als Funktion der Temperatur für die beim Einsatzhärten üblicherweise vorkommenden Phasen Austenit, Mischgebiet aus Austenit und Martensit sowie Martensit betrachtet und somit realitätsgetreu in der Simulation berücksichtigt. Die mathematische Modellierung der Wärmeleitfähigkeit für die numerische Simulation der Temperaturverteilung des Abschreckprozesses wird in Abschnitt 6.3.2 näher diskutiert.

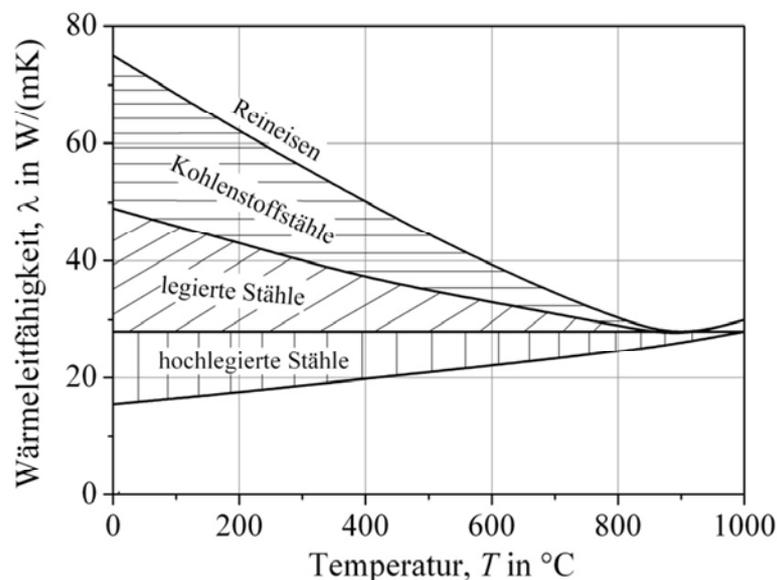


Bild 6.8: Temperaturabhängigkeit der Wärmeleitfähigkeit verschieden hoch legierter Stähle [66].

6.1.6 Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder

In Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (ZTU) wird ausgehend von Austenit die Gefügeumwandlung während eines Abschreckprozesses zeit- und temperaturabhängig beschrieben [63]. Man unterscheidet allgemein zwischen isothermen und kontinuierlichen ZTU-Schaubildern. Für die vorliegende Arbeit sind ausschließlich kontinuierliche ZTU-Schaubilder (k-ZTU) von Bedeutung, weshalb im Folgenden nur kurz auf die isothermen ZTU-Schaubilder (i-ZTU) eingegangen werden soll.

6.1.6.1 Isotherme Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder

Das entsprechende Bauteil wird von der Austenitisierungstemperatur in einem geeigneten Medium (z. B. Salzbad oder strömendes Gas) zügig auf eine Untersuchungstemperatur herun-

tergekühlt und dort bis zum Ablauf der Umwandlung gehalten. Die Umwandlung des Austenits beginnt erst nach einer gewissen Zeit, der sogenannten Anlaufzeit. Diese Anlaufzeit ist abhängig von der Haltetemperatur. Bei einer isothermen Abkühlung wird meist eine vollständige Umwandlung des austenitischen Gefüges in Perlit oder (unteren) Bainit angestrebt. Das isotherme ZTU-Schaubild kann nur vom Nullpunkt der Zeitzählung in Richtung der Isothermen gelesen werden [63, 88].

Die in Bild 6.9 dargestellten Zahlenwerte geben die Anteile der verschiedenen Gefüge in Vol.-% wieder. Da der Abschreckprozess eine kontinuierliche Abkühlung darstellt, finden isotherme ZTU-Schaubildern in der vorliegenden Arbeit keine Anwendung.

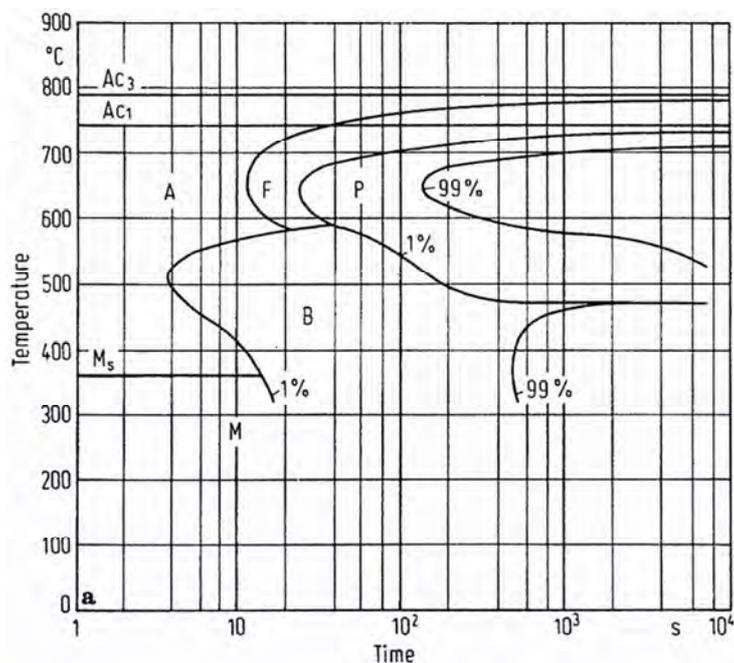


Bild 6.9: Isothermes ZTU-Schaubild des Stahls SAE 4150, ähnlich 50CrMo4 (Werkstoffnummer 1.7228) [14].

6.1.6.2 Kontinuierliche Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder

In kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern wird der Zusammenhang zwischen Abkühlgeschwindigkeit und Ablauf der Austenitumwandlung beschrieben. Bei der Aufstellung kontinuierlicher ZTU-Schaubilder werden die Proben von einer Austenitisierungs- bzw. Härtetemperatur in einem geeigneten Medium (z. B. Wasser, Öl) entsprechend vorgegebener Abkühlkurven abgekühlt. ZTU-Schaubilder sind daher nur entlang dieser eingezeichneten Abkühlkurven zu lesen. Entlang der Abkühlkurven kann man die Umwandlung des Austenits verfolgen. Die Menge der in den verschiedenen Umwandlungsgebieten gebildeten Gefüge sind an den Schnittpunkten der Abkühlkurve mit der unteren Grenze des jeweili-

gen Bereichs in Vol.-% angegeben. Weiterhin wird bei einer Vielzahl von kontinuierlichen ZTU-Schaubildern am Ende jeder Abkühlkurve die Härte in HRC oder HV angegeben [63, 88].

Anhand des ZTU-Schaubilds in Bild 6.10 soll beispielhaft für die mit a) und b) gekennzeichneten Abkühlkurven der Ablauf der Gefügeumwandlung während des Abkühlens erläutert werden:

Abkühlkurve a): Die Austenitumwandlung beginnt nach etwa 1 s bei der Martensitstarttemperatur M_s von 400 °C mit der Bildung von Martensit. Nach ca. 4 s ist der Abkühlprozess nach Erreichen der Badtemperatur von 25 °C abgeschlossen. Die Abkühlkurve läuft vor den *Nasen* der übrigen Gefügearten vorbei, weshalb neben Martensit keine weiteren Gefüge gebildet werden können. Der gesamte Austenit ist aufgrund der hohen Abkühlgeschwindigkeit vollständig in Martensit umgewandelt. Die Härte dieses (martensitischen) Gefüges beträgt 423 HV.

Abkühlkurve b): Die Austenitumwandlung beginnt nach etwa 3,8 s mit der Bildung von Bainit. Bei Erreichen der Martensitstarttemperatur M_s von 400 °C haben sich nach etwa 6,8 s ca. 5 Vol.-% Bainit gebildet. Der restliche Austenit ist ca. nach 20 s (Erreichen der Badtemperatur) in Martensit umgewandelt. Das Gefüge, bestehend aus 95 Vol.-% Martensit und 5 Vol.-% Bainit, weist eine Härte von 412 HV auf.

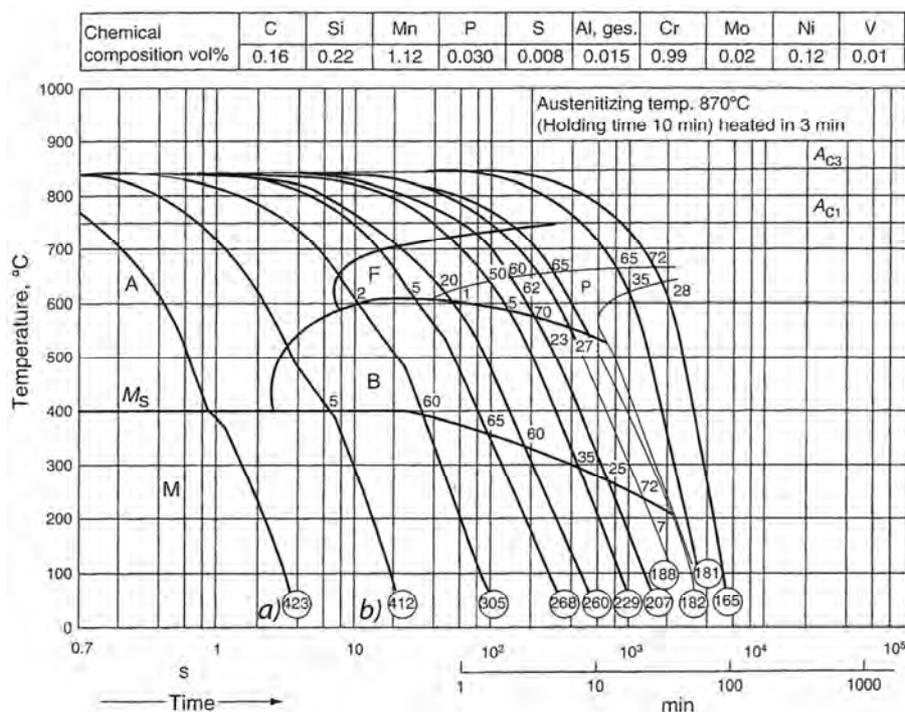


Bild 6.10: Kontinuierliches ZTU-Schaubild von 16MnCr5 [158].

6.2 Grundlagen zur Beschreibung des Anlassens

Um die Zähigkeit des Werkstoffs zu erhöhen, die Rissgefahr zu beseitigen und das abgeschreckte Gefüge zu stabilisieren, wird das Werkstück, wie in Abschnitt 2.2.3 näher erläutert, nach dem Abschrecken angelassen [9]. Typische Anlassbedingungen liegen in der Praxis bei Temperaturen zwischen 150 und 200 °C für Zeiten von 2 bis 4 h [9, 68]. Aufgrund dieser beim Einsatzhärten relativ niedrigen Anlasstemperaturen kommt es auch im kohlenstoffangereicherten Randbereich nur zu einer moderaten Härteabnahme (vgl. Abschnitt 3.4.3).

Im empirischen Modell wurde die Anlasskinetik bisher basierend auf einem Abminderungsfaktor für Martensit erfasst. Grundsätzlich erscheinen allerdings Zeit-Temperatur-Parameter zur Vorhersage der Härteabnahme besser geeignet. In der Literatur sind entsprechende Zusammenstellungen verfügbar [71, 72]. Gute Übereinstimmung liefert im mitgeteilten Schrifttum der Hollomon-Jaffe-Anlassparameter [69], insbesondere bei höheren Temperaturen [73]. Seine Anwendung für das thermophysikalische Modell erscheint deshalb zweckmäßig. Die Auswertung der Parameter beruht auf eigenen Datenanalysen.

Der Hollomon-Jaffe-Parameter ist durch folgende Gleichung definiert [69]:

$$p_{\text{HJ}} = (T + 273,15) \cdot (C + \log t) \quad (6.17)$$

In Gl. (6.17) beschreibt T die Anlass Temperatur in °C und t die Anlasszeit in s. Die Konstante C steht für die sogenannte Hollomon-Jaffe-Konstante, die abhängig ist von der Zusammensetzung des abgeschreckten Stahls und für un- bis mittellegierte Stähle Werte zwischen 14 und 20 annehmen kann [69, 164]. Für Einsatzstähle sollte C im Bereich von 15 und 17 liegen. Unterschiedliche Kombinationen aus Temperatur und Dauer können nach Gl. (6.17) identische Hollomon-Jaffe-Parameter und somit vergleichbare Anlassergebnisse liefern.

Die Auswertung der Hollomon-Jaffe-Parameter für das thermophysikalischen Modell von SimCarb QuenchTemp wird in Abschnitt 6.6 näher erläutert.

6.3 Mathematische Modellierung der Temperaturverteilung beim Abschrecken

6.3.1 Wärmeübergang

Wie in Abschnitt 6.1.4 näher erläutert, variiert der Wärmeübergang zwischen Werkstück und Abschreckmedium (verdampfende Flüssigkeit) während des Abschreckprozesses aufgrund der drei verschiedenen Grundvorgänge (Filmsieden, Blasensieden und Konvektion) sehr stark. In Bild 6.11 ist der temperaturabhängige Verlauf der Wärmeübergangskoeffizienten am Beispiel von Wasser mit einer Temperatur von 20 °C und ruhendem Zustand veranschaulicht [165]. Ab dem Zeitpunkt des Eintauchens in das Abschreckmedium bis zur Leidenfrosttemperatur (im Beispiel von Bild 6.11 etwa bei 780 °C) isoliert der sich aufbauende Dampffilm das Werkstück, was sehr niedrige Wärmeübergangskoeffizienten zur Folge hat. Nach dem Zusammenbruch des Dampffilms nimmt der Wärmeübergang stark zu, bis dieser sein Maximum (im Beispiel bei etwa 420 °C) erreicht. Ab dieser Temperatur nimmt der Wärmeübergang stetig ab, bis die Temperatur des Werkstücks annähernd auf die Siedetemperatur des Wassers gesunken ist. Von da an beruht der Wärmetransport lediglich auf Konvektion und Wärmeleitung (vgl. Abschnitt 6.1.4).

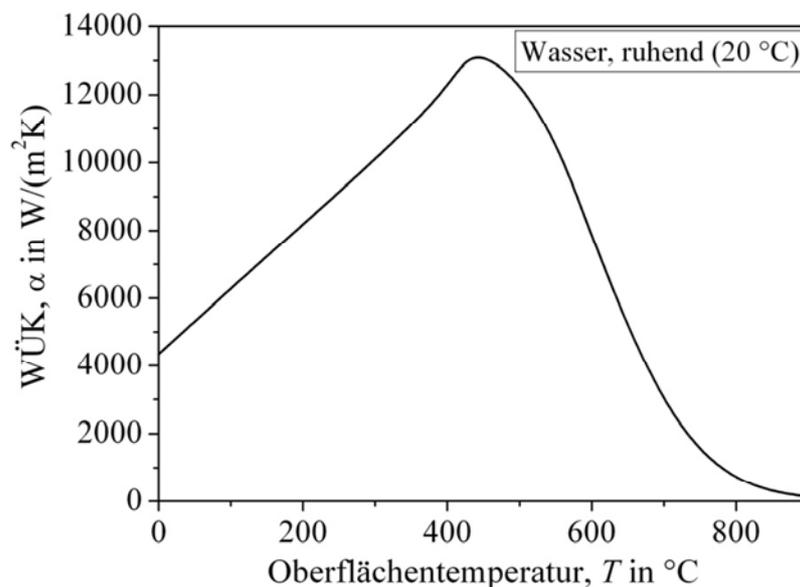


Bild 6.11: Wärmeübergangskoeffizient $\alpha(T)$ als Funktion der Oberflächentemperatur T des Stahls für das Abschreckmedium „Wasser, ruhend (20 °C)“ [165].

Der Abschreckprozess kann nicht nur durch die Wahl eines geeigneten Abschreckmittels gesteuert werden, sondern auch durch dessen Temperatur sowie Bewegungszustand [62, 158].

Je höher die Temperatur des Abschreckmediums ist, desto niedriger sind die entsprechenden Temperaturgradienten, was zu einem niedrigeren Wärmeübergang und dadurch zu einer mildereren Abschreckwirkung führt. In Bild 6.12 ist ein Vergleich der Wärmeübergangskoeffizienten von ruhendem Wasser unterschiedlicher Temperaturen als Funktion der Oberflächentemperatur T zu sehen [165, 166]. In diesem Beispiel wird der Einfluss der Abschreckmitteltemperatur auf den Wärmeübergang während des Abschreckens sichtbar. Weiterhin ist gut zu erkennen, dass Wasser grundsätzlich eine schroffere Abschreckwirkung besitzt als beispielweise Abschrecköl, vgl. Bild 6.13.

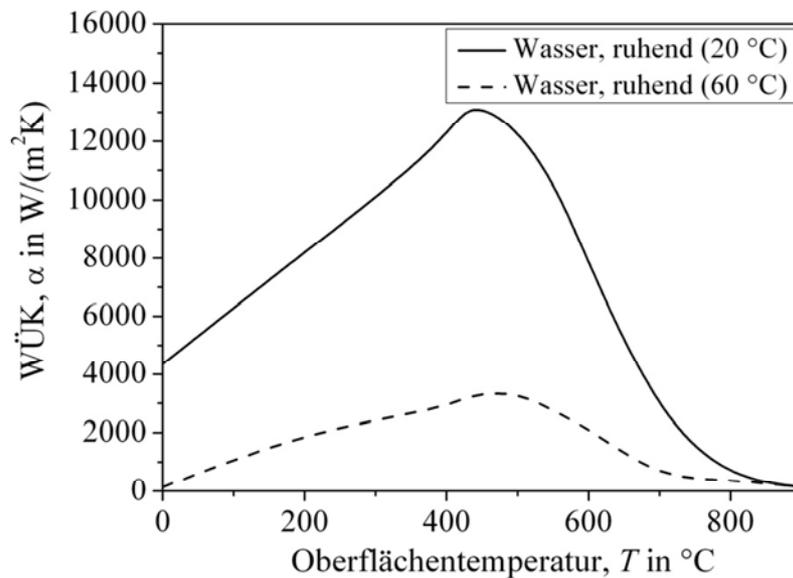


Bild 6.12: Vergleich der Wärmeübergangskoeffizienten (WÜK) von ruhendem Wasser bei unterschiedlichen Abschreckmitteltemperaturen [165].

Eine wesentliche Rolle beim Wärmeübergang spielt außerdem die Bewegung des Abschreckmittels (Strömung). Wird diese im Abschreckbad erhöht, kann die Wärme schneller vom Bauteil wegtransportiert werden, was zu einem höheren Wärmeübergang führt. Eine Erhöhung der Strömung verschiebt außerdem die Leidenfrosttemperatur hin zu höheren Temperaturen, was einen früheren Zusammenbruch des sich bildenden Dampffilms zur Folge hat und deshalb den Wärmeübergang sowie die Abschreckwirkung ebenfalls erhöht [62, 74, 166].

In Bild 6.13 ist der Vergleich der temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten von Abschrecköl mit den Bewegungszuständen „ruhend“, „mäßig bewegt“ und „lebhaft bewegt“ bei einheitlicher Abschreckmitteltemperatur von etwa 50 °C veranschaulicht. Es ist deutlich zu erkennen, dass zunehmende Bewegung durch z. B. Pumpen oder Rütteln des Abschreckguts eine stärkere Strömung verursacht und dadurch der Wärmeübergang erhöht wird.

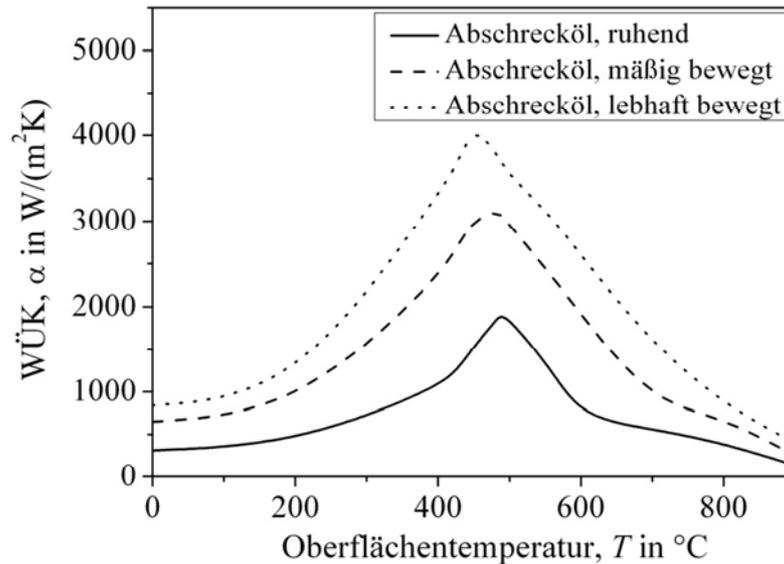


Bild 6.13: Vergleich der Wärmeübergangskoeffizienten (WÜK) von Abschrecköl bei gleicher Abschreckmitteltemperatur (50 °C) und unterschiedlichen Bewegungszuständen [166].

Um die numerische Simulation des Abschreckprozesses möglichst real abbilden zu können, erscheint es sinnvoll, temperaturabhängige Wärmeübergangskoeffizienten $\alpha(T)$ zu verwenden. Um dies zu ermöglichen, wurden in einer umfangreichen Literaturrecherche Wärmeübergangskoeffizienten für gängige Abschreckmedien unterschiedlicher Temperaturen und Bewegungszustände zusammengetragen und in SimCarb QuenchTemp programmiert [14, 74, 165-170]. Auf diese Weise ist es während der Simulation des Abschreckprozesses möglich, für jeden Temperaturschritt der Finite-Differenzen-Methode den jeweils passenden Wärmeübergangskoeffizienten zu verwenden.

6.3.2 Wärmeleitfähigkeit

Wie in Abschnitt 6.1.5 erläutert wurde, ist die Wärmeleitfähigkeit von Stahl hauptsächlich vom Gefügestand abhängig, der sich während des Abschreckprozesses mit der Temperatur ändert und durch die Stahlzusammensetzung sowie die Abkühlgeschwindigkeit beeinflusst wird [62, 171]. Zur Verwendung von temperaturabhängigen Wärmeleitkoeffizienten für die Simulation des Abschreckprozesses wurde ein praktisches Modell entwickelt, das in den folgenden Abschnitten vorgestellt wird.

6.3.2.1 Beschreibung des Verlaufs der temperaturabhängigen Wärmeleitkoeffizienten

Bei niedrigen Abkühlgeschwindigkeiten wandelt sich Austenit in weichere Gefüge wie Perlit, Ferrit oder Bainit um [81, 82]. Bei höheren Abkühlgeschwindigkeiten erfolgt hingegen eine

diffusionslose Umwandlung von Austenit in Martensit [67]. Dies ist gerade beim Einsatzhärten von Interesse, da hier eine hohe Härte in der Randschicht durch Martensitbildung angestrebt wird [9, 14]. Im Modell werden deshalb ausreichend hohe Abkühlgeschwindigkeiten für eine direkte Umwandlung des Austenits in Martensit vorausgesetzt. Aus diesem Grund wird ausschließlich die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit des Austenits (γ), des Martensits (α') und des Mischgebiets, bestehend aus Austenit und Martensit, berücksichtigt. Der Übergang zwischen diesen unterschiedlichen Phasen wird anhand der Martensitstart- und Martensitfinishtemperatur festgelegt, die jeweils abhängig von der chemischen Zusammensetzung des verwendeten Stahls sind. Die Wärmeleitfähigkeiten der raumzentrierten Phasen Martensit, Bainit und Ferrit sind vergleichbar und deutlich größer gegenüber kubisch flächenzentriertem Austenit [65].

In Bild 6.14 ist der Wärmeleitkoeffizient λ während der Umwandlung des Austenits in Martensit schematisch als Funktion der Temperatur dargestellt [172]. Hierbei kennzeichnet M_s die Martensitstarttemperatur und M_f die Martensitfinishtemperatur.

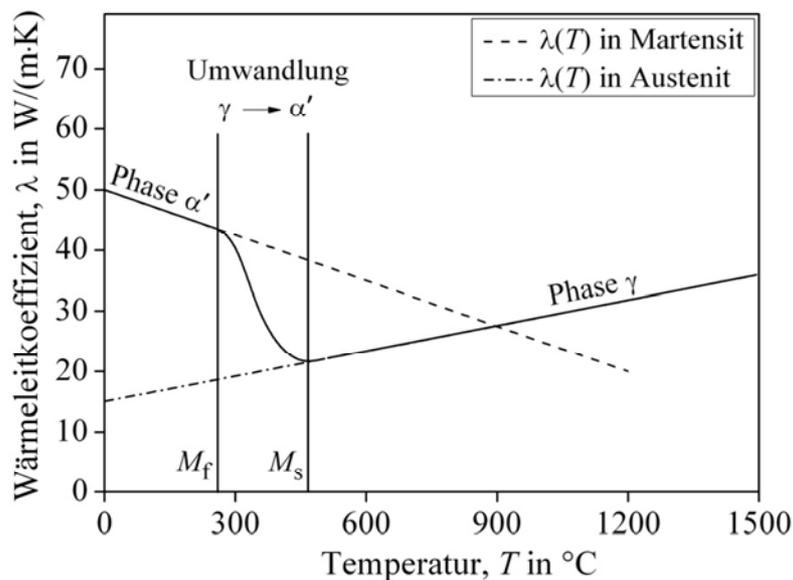


Bild 6.14: Schematische Darstellung des Verlaufs des Wärmeleitkoeffizienten während der Umwandlung von Austenit in Martensit anhand der Temperaturabhängigkeit [172].

Wie in Bild 6.14 zu erkennen, besteht das Gefüge zu Prozessbeginn ausschließlich aus Austenit (γ -Phase). Während des Abkühlens verringert sich die Wärmeleitfähigkeit des Austenits zunehmend bis die M_s -Temperatur erreicht wird. Ab dieser Temperatur beginnt die (diffusionslose) Umwandlung in Martensit (α' -Phase), die bei der M_f -Temperatur endet und eine kontinuierliche Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit bewirkt. Das Mischgebiet zwischen der M_s -

und M_f -Temperatur besteht hauptsächlich aus Austenit und Martensit. Nach dem Erreichen der M_f -Temperatur wird davon ausgegangen, dass sich der Großteil des Austenits in Martensit umgewandelt hat. Die Wärmeleitfähigkeit steigt im martensitischen Bereich stetig an und erreicht ihr Maximum, sobald die Oberflächentemperatur des Stahls der Fluidtemperatur entspricht [172].

Für die realistische Simulation des Abschreckprozesses erscheint es zweckmäßig, einen temperaturabhängigen Wärmeleitkoeffizienten $\lambda(T)$ für die unterschiedlichen Gefügezusammensetzungen einzuführen, der die Wärmeleitung in der Fourier'schen Temperaturleitungsgleichung und der Randbedingung 3. Art nicht nur als konstanten Wert, sondern als Funktion der Temperatur berücksichtigt. Die Methode zur Bestimmung von temperaturabhängigen Wärmeleitkoeffizienten für die drei unterschiedlichen Gefügestände ist im nächsten Abschnitt näher erläutert [173].

6.3.2.2 Methode zur Bestimmung temperaturabhängiger Wärmeleitkoeffizienten

Beim Einsatzhärten wird, wie bereits im vorherigen Abschnitt erwähnt, die Umwandlung von Austenit in Martensit angestrebt. Die M_s - und M_f -Temperatur kennzeichnen dabei den Beginn bzw. das Ende der zeitunabhängigen Umwandlung und sind stark von der Stahlzusammensetzung abhängig [174]. Hierbei verschieben sich mit Zunahme bzw. Abnahme der chemischen Zusammensetzung die M_s - und M_f -Temperatur nach unten oder oben [53, 63]. In der Literatur sind zahlreiche Ansätze zur Berechnung dieser Umwandlungstemperaturen aufgeführt. Drei dieser Ansätze sollen im Folgenden vorgestellt werden [175-177].

Ansatz nach Nehrenberg [175]:

$$M_s = 499 - 300c_C - 11c_{Si} - 33c_{Mn} - 22c_{Cr} - 11c_{Mo} - 17c_{Ni} \quad (6.18)$$

Ansatz nach Stevens und Haynes [176]:

$$\begin{aligned} M_s &= 561 - 474c_C - 33c_{Mn} - 17c_{Cr} - 21c_{Mo} - 17c_{Ni} \\ M_f &= M_s - 215 \end{aligned} \quad (6.19)$$

Ansatz nach Andrews [177]:

$$M_s = 539 - 423c_C - 30,4c_{Mn} - 12,1c_{Cr} - 7,5c_{Mo} - 17,7c_{Ni} \quad (6.20)$$

Die Konzentrationen c der angegebenen Legierungselemente werden in Gew.-% eingesetzt. Die M_s - bzw. M_f -Temperatur ergibt sich in °C. An den negativen Vorzeichen der einzelnen

Koeffizienten lässt sich erkennen, dass die martensitische Umwandlung mit Zunahme der Fremdelementzugabe später einsetzt, wobei Kohlenstoff offensichtlich den größten Einfluss ausübt.

In Bild 6.15 ist der Verlauf der Wärmeleitfähigkeit aus Bild 6.14 vereinfachend als lineare Funktion der Temperatur dargestellt. Dieser Näherungsansatz wird in SimCarb QuenchTemp zur Berechnung der temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit verwendet.

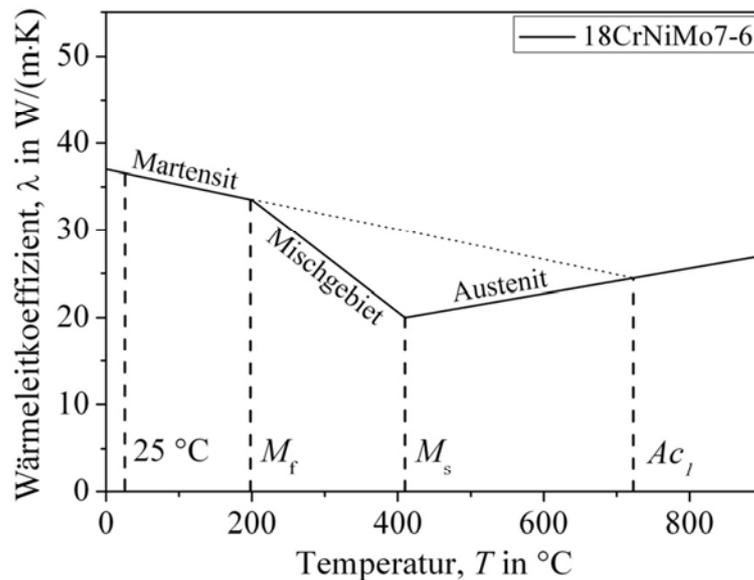


Bild 6.15: Vereinfachte Darstellung des Verlaufs des Wärmeleitkoeffizienten als Funktion der Temperatur.

Wärmeleitfähigkeit von Austenit. Vor dem Abschrecken bestehe das gesamte Gefüge des aufgekohlten Stahls auf Härtetemperatur ausschließlich aus Austenit [14]. Die Eigenschaften sind mit austenitischen Stählen vergleichbar [178]. In experimentellen Untersuchungen von *Hust* und *Giarratano* wurde die Wärmeleitfähigkeit des rostfreien, austenitischen Stahls SRM 735 im Temperaturbereich von -268 bis 927 °C bestimmt. Aus der anschließenden Datenanalyse wurde die folgende Gleichung zur Berechnung der temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit von Austenit abgeleitet [178]:

$$\lambda(T) = 0,0133T + 144. \quad (6.21)$$

Hierbei ergibt sich λ in $W/(m \cdot K)$ und die Temperatur wird in °C eingesetzt. Gl. (6.21) beschreibt den temperaturabhängigen Verlauf des Wärmeleitkoeffizienten für den austenitischen Stahl SRM 735 und wird in der Modellierung zur Abschätzung des Wärmeleitkoeffizienten während des Abschreckprozesses im austenitischen Bereich herangezogen.

Wärmeleitfähigkeit von Martensit. Wie Bainit und Ferrit bzw. Perlit besitzt auch Martensit eine (tetragonal leicht verzerrte) kubisch raumzentrierte (krz) Gitterstruktur [179]. Diese strukturelle Ähnlichkeit kann im vorliegenden Modell zur Abschätzung der thermophysikalischen Eigenschaften, insbesondere der Wärmeleitfähigkeit, verwendet werden [173].

Die Umwandlung von Austenit in Ferrit findet unterhalb der GSK-Linie (vgl. Bild 6.16) statt. Die direkte Umwandlung von Austenit in Perlit erfolgt jedoch erst im eutektoiden Punkt (A_{C1}) bei 723 °C und einer Kohlenstoffkonzentration von 0,8 Gew.-% (binäres Fe–C). Aus diesem Grund soll die Temperatur von 723 °C als Ausgangspunkt für den Verlauf der Wärmeleitfähigkeit im martensitischen Bereich herangezogen werden [173].

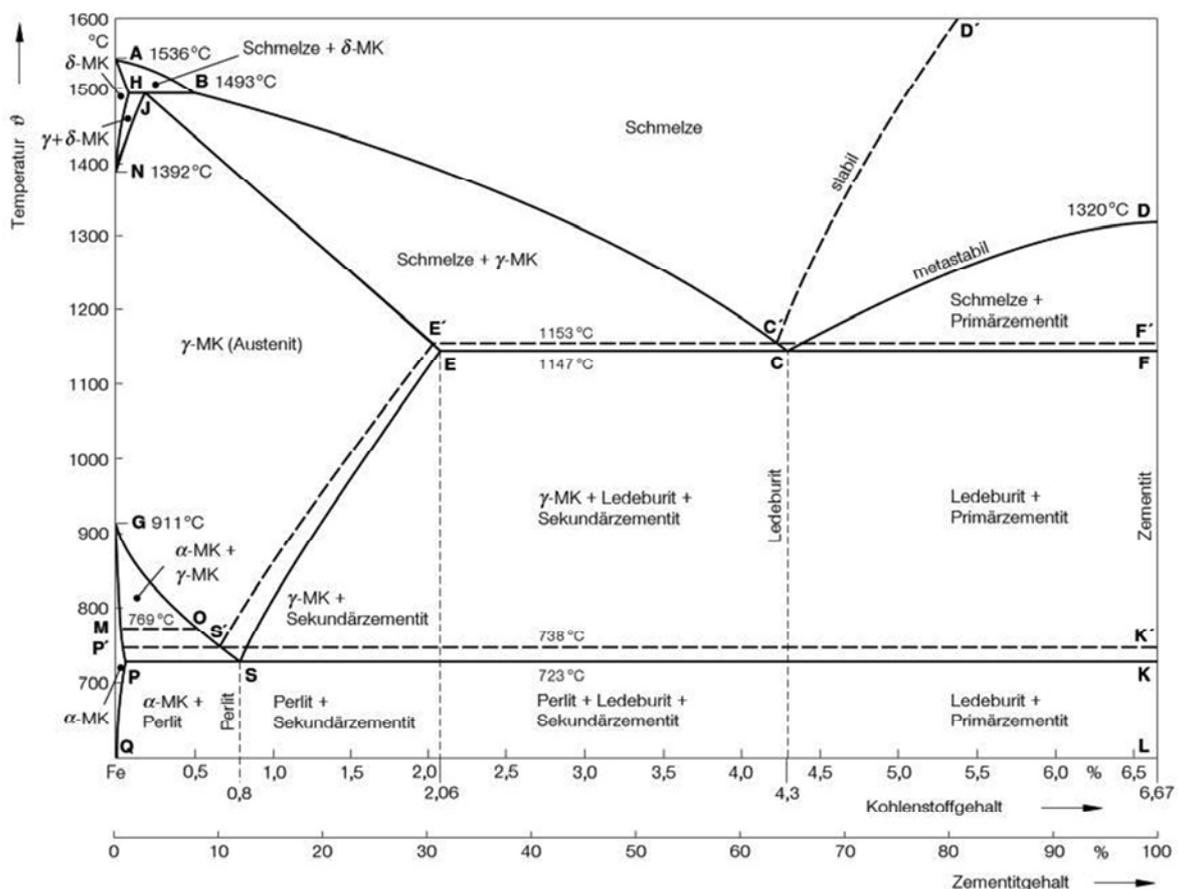


Bild 6.16: Eisen-Kohlenstoff-Zustandsschaubild [63].

Um die Wärmeleitfähigkeit für den eutektoiden Punkt bei 723 °C (austenitischer Bereich) zu berechnen, wird die Temperatur $T = 723 \text{ °C}$ in Gl. (6.21) eingesetzt. Daraus folgt ein Wärmeleitkoeffizient von $\lambda(723 \text{ °C}) = 24,02 \text{ W/(m·K)}$.

Für die Aufstellung einer linearen Funktion der Wärmeleitfähigkeit im martensitischen Gebiet wird noch ein zweiter Punkt benötigt. Hierfür wird neben $\lambda(723 \text{ °C})$ die Wärmeleitfähigkeit

bei Raumtemperatur, $\lambda(25\text{ °C})$, verwendet. Die Berechnung der Wärmeleitfähigkeit bei Raumtemperatur erfolgt unter Verwendung des sogenannten ADC-Modells (Austenite-Decomposition-Model) [180]. Bei diesem Modell wird davon ausgegangen, dass die Zugabe von Legierungselementen einen Einfluss auf die thermophysikalischen Eigenschaften von Reineisen hat. Die Wärmeleitfähigkeit bei $T = 25\text{ °C}$ kann mit

$$\lambda(T) = k_0 + \sum_{i=1}^n b_i c_i \quad (6.22)$$

berechnet werden [171, 180].

In dieser Gleichung wird der Wärmeleitkoeffizient $\lambda(T)$ in Abhängigkeit von den Koeffizienten b_i der Legierungselemente X_i sowie deren Massenanteilen c_i berechnet. Der Koeffizient k_0 stellt dabei die temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit des Reineisens dar. In Tabelle 6.1 sind die Werte für b_i und k_0 zur Berechnung der Wärmeleitfähigkeit für verschiedene Temperaturen dargestellt. Im vorliegenden Ansatz wird das ADC-Modell jedoch lediglich für die Berechnung der Wärmeleitfähigkeit bei $T = 25\text{ °C}$ im martensitischen Bereich verwendet, da die Methode von *Hust* und *Giarratano* aus Gl. (6.21) in der Literatur für die Berechnung der temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit im austenitischen Bereich als zweckmäßig empfohlen wird [178].

Tabelle 6.1: Einflussfaktoren beim ADC-Modell [171].

| T in °C | k_0 | $b(\text{C})$ | $b(\text{Cr})$ | $b(\text{Mn})$ | $b(\text{Mo})$ | $b(\text{Ni})$ | $b(\text{Si})$ | $b(\text{V})$ |
|--------------|-------|---------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|---------------|
| | | in Gew.-% | | | | | | |
| 1000 | 28,12 | -1,6 | --- | -0,55 | --- | --- | -0,18 | --- |
| 400 | 47,70 | -7,7 | -3,10 | -3,37 | -0,59 | -1,68 | -5,12 | -6,07 |
| 200 | 57,56 | -9,98 | -5,00 | -6,67 | -0,48 | -3,12 | -8,85 | -8,84 |
| 25 | 68,15 | -15,9 | -7,87 | -12,5 | -1,71 | -4,61 | -12,4 | -9,99 |

Wie die negativen Vorzeichen der Koeffizienten b_i besagen, mindern die Legierungselemente die Wärmeleitfähigkeit des Eisens. Die Wärmeleitfähigkeit für $T = 25\text{ °C}$ lässt sich nun, ausgedrückt in $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, mit Gl. (6.22) für eine beliebige Stahlzusammensetzung wie folgt berechnen:

$$\lambda(25\text{ °C}) = 68,15 - 15,9c_{\text{C}} - 12,4c_{\text{Si}} - 12,5c_{\text{Mn}} - 7,87c_{\text{Cr}} - 1,71c_{\text{Mo}} - 4,61c_{\text{Ni}} - 9,99c_{\text{V}}. \quad (6.23)$$

Aus den Werten der Wärmeleitfähigkeit $\lambda(25\text{ °C})$ und $\lambda(723\text{ °C})$ wird in SimCarb QuenchTemp eine lineare Funktion berechnet. Diese lineare Funktion der Wärmeleitfähigkeit

für den martensitischen Bereich ist allerdings nur zwischen $T = 25 \text{ °C}$ und $T = M_f$ gültig (vgl. Bild 6.15).

Wärmeleitfähigkeit im Austenit-Martensit-Mischgebiet. Die Grenzen dieses Bereichs sind auf der einen Seite die M_s - und auf der anderen Seite die M_f -Temperatur. Zwischen diesen Grenzen existieren zwei Gefügearten: der noch nicht in Martensit umgewandelte Austenit sowie der bereits umgewandelte Martensit.

Um die Wärmeleitkoeffizienten für diesen Mischbereich ermitteln zu können, muss jeweils die Wärmeleitfähigkeit für die M_s - und die M_f -Temperatur bestimmt werden. In Bild 6.15 ist zu erkennen, dass die M_s -Temperatur im austenitischen Bereich liegt. Für die Berechnung der entsprechenden Wärmeleitfähigkeit kann die M_s -Temperatur deshalb in Gl. (6.21) eingesetzt werden:

$$\lambda(M_s) = 0,0133 \cdot M_s + 14,4 \quad . \quad (6.24)$$

Hier ergibt sich λ in $\text{W}/(\text{m}\cdot\text{K})$, wobei M_s in $^\circ\text{C}$ eingesetzt wird. Die Berechnung der Wärmeleitfähigkeit bei der M_f -Temperatur erfolgt durch Einsetzen der M_f -Temperatur in die lineare Funktion für den martensitischen Bereich. Durch die Aufstellung einer weiteren linearen Funktion zwischen der Wärmeleitfähigkeit bei M_s und der Wärmeleitfähigkeit bei M_f können gemäß Bild 6.15 Wärmeleitkoeffizienten für alle Temperaturen im Mischgebiet berechnet werden.

Der in Abschnitt 6.3.2.2 vorgestellte Ansatz zur Berechnung der temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit $\lambda(T)$ berücksichtigt vereinfacht die in Abschnitt 6.1.5 aufgeführten Einflussfaktoren auf die Wärmeleitfähigkeit von Stahl: chemische Zusammensetzung, Gefügezustand (Wärmebehandlung) und Temperatur. Auf diese Weise wird abhängig von der in SimCarb QuenchTemp gewählten Stahlzusammensetzung der entsprechende Verlauf der Wärmeleitfähigkeit berechnet und bei der numerischen Lösung der Temperaturleitungsgleichung mithilfe der Finite-Differenzen-Methode für jeden Temperaturschritt der passende Wärmeleitkoeffizient verwendet.

6.3.3 Numerische Lösung der Temperaturleitungsgleichung

Die Lösung der Fourier'schen Temperaturleitungsgleichung erfolgt eindimensional für den radialen Wärmefluss. Die Abkühlzeiten, die es zu berechnen gilt, bewegen sich im Bereich von nur einigen Sekunden bis hin zu wenigen Minuten. Obwohl die Zeitschrittweite Δt bei einer expliziten Methode für die Gewährleistung der numerischen Stabilität sehr klein zu

wählen ist, ist die Gesamtanzahl an Zeitschritten bei solch kurzen Abkühlzeiten überschaubar. Hierin liegt ein wesentlicher Unterschied zur Simulation des Aufkohlungsprozesses und der Basissoftware SimCarb [11, 48]. Bei der vorliegenden Problemstellung führt auch eine explizite Methode zu geringen Rechenzeiten und präzisen Ergebnissen. Aus diesem Grund ist der Einsatz der expliziten Differenzenmethode aus mathematischer Sicht sinnvoll und aufgrund der einfacheren Programmierbarkeit besonders zweckmäßig.

Das Ziel der Entwicklung des thermophysikalischen Modells besteht darin, den Abschreckprozess unter möglichst realen Bedingungen zu simulieren. Zwei sich während des Abschreckprozesses kontinuierlich ändernde Stoffwerte sind der Wärmeübergangskoeffizient α sowie die Wärmeleitfähigkeit λ . Beide Größen sind stark von der Temperatur abhängig, was in der numerischen Simulation der Temperaturverteilung entsprechend berücksichtigt werden muss. In den Abschnitten 6.3.1 und 6.3.2 wurde die Verwendung temperaturabhängiger Wärmeübergangs- bzw. Wärmeleitkoeffizienten in der Simulation des Abschreckprozesses im Rahmen der Modellbildung bereits ausführlich diskutiert. In folgendem Abschnitt wird die numerische Lösung der Fourier'schen Temperaturleitungsgleichung mit temperaturabhängigen Stoffwerten erläutert.

Die Wärmeleitfähigkeit λ geht über die Temperaturleitfähigkeit a aus Gl. (6.2) in die Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung aus Gl. (6.1) ein. Dabei besitzt die Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung nur für konstante Werte der Wärmeleitfähigkeit λ und Temperaturleitfähigkeit a Gültigkeit [155]. Um die Temperaturleitungsgleichung auch für temperaturabhängige Stoffwerte numerisch lösen zu können, muss Gl. (6.1) entsprechend umgeschrieben werden:

$$\begin{aligned}
 \frac{\partial T}{\partial t} &= \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r a \frac{\partial T}{\partial r} \right) \\
 &= \frac{1}{r} \left(r a \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{\partial T}{\partial r} \cdot \frac{\partial (r a)}{\partial r} \right) \\
 &= a \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} \left(a \frac{\partial r}{\partial r} + r \frac{\partial a}{\partial r} \right) \\
 &= a \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{a}{r} \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial T}{\partial r} \frac{\partial a}{\partial r} \\
 &= a \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{\partial T}{\partial r} \left(\frac{a}{r} + \frac{\partial a}{\partial r} \right).
 \end{aligned} \tag{6.25}$$

Die Ableitung $\partial a / \partial r$ wird hier wegen $a = a[T(r)]$ wie folgt gebildet:

$$\frac{\partial a}{\partial r} = \frac{\partial a}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial r} . \quad (6.26)$$

Nach Einsetzen von Gl. (6.26) in Gl. (6.25) erhält man eine für $\lambda(T)$ bzw. $a(T)$ modifizierte Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{\partial T}{\partial r} \left(\frac{a}{r} + \frac{\partial a}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} \right) . \quad (6.27)$$

6.3.3.1 Diskretisierung der Temperaturleitungsgleichung

Nachdem Gl. (6.27) nun als modifizierte Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung die Grundlage für die numerische Simulation bietet, muss diese Differentialgleichung in eine Differenzengleichung überführt werden (vgl. Abschnitt 6.1.3.1). Hierzu müssen die Ableitungen durch entsprechende Differenzenausdrücke ersetzt werden. Die Lösung der Differenzengleichung approximiert die Lösung der Differentialgleichung an diskreten Stellen.

Die zweite Ableitung in r -Richtung an der Stelle r_i zur Zeit t_j wird durch den zentralen zweiten Differenzenquotienten

$$\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} = \frac{T_{i+1}^j - 2T_i^j + T_{i-1}^j}{\Delta r^2} + O(\Delta r^2) \quad (6.28)$$

ersetzt. Die erste Ableitung in r -Richtung wird in diesem Modell durch den zentralen ersten Differenzenquotienten

$$\frac{\partial T}{\partial r} = \frac{T_{i+1}^j - T_{i-1}^j}{2\Delta r} + O(\Delta r^2) \quad (6.29)$$

substituiert. Dieser zentrale Differenzenquotient ist etwas genauer als der üblicherweise verwendete vordere Differenzenquotient (vgl. Abschnitt 6.1.3.1). Die zeitliche Diskretisierung erfolgt mit dem vorderen Differenzenquotienten:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{T_i^{j+1} - T_i^j}{\Delta t} + O(\Delta t) . \quad (6.30)$$

Durch Ersetzen der Ableitungen in Gl. (6.27) mit den Differenzenausdrücken aus Gln. (6.28) bis (6.30) ergibt sich folgende Differenzengleichung:

$$\frac{T_i^{j+1} - T_i^j}{\Delta t} = a_i \frac{T_{i+1}^j - 2T_i^j + T_{i-1}^j}{\Delta r^2} + \frac{T_{i+1}^j - T_{i-1}^j}{2\Delta r} \left[\frac{a_i}{r_i} + \left(\frac{\partial a}{\partial T} \right)_i \cdot \frac{T_{i+1}^j - T_{i-1}^j}{2\Delta r} \right] . \quad (6.31)$$

Durch Umstellen von Gl. (6.31) nach der gesuchten Temperatur T_i^{j+1} zum nächsten Zeitschritt t_{j+1} erhält man:

$$T_i^{j+1} = T_i^j + \left\{ a_i \frac{T_{i+1}^j - 2T_i^j + T_{i-1}^j}{\Delta r^2} + \frac{T_{i+1}^j - T_{i-1}^j}{2\Delta r} \left[\frac{a_i}{r_i} + \left(\frac{\partial a}{\partial T} \right)_i \cdot \frac{T_{i+1}^j - T_{i-1}^j}{2\Delta r} \right] \right\} \cdot \Delta t . \quad (6.32)$$

Bei der numerischen Lösung mithilfe einer expliziten Differenzenmethode wird die gesuchte Temperatur T_i^{j+1} des nächsten Zeitschritts t_{j+1} anhand der bekannten Temperaturen T_i^j , T_{i+1}^j und T_{i-1}^j des aktuellen Zeitschritts t_j bestimmt. Mit Gl. (6.32) können demnach Temperaturen für jeden Radius r_i zum jeweils nächsten Zeitschritt t_{j+1} berechnet werden.

Die Abkühlung eines Körpers beim Abschrecken beginnt grundsätzlich am Rand und setzt sich in Richtung Kern fort. Das bedeutet, dass zu Beginn der Simulation die Randtemperatur T_R^{j+1} berechnet werden muss:

$$T_R^{j+1} = T_R^j + \left\{ a_R \frac{T_{R+1}^j - 2T_R^j + T_{R-1}^j}{\Delta r^2} + \frac{T_{R+1}^j - T_{R-1}^j}{2\Delta r} \left[\frac{a_R}{r_R} + \left(\frac{\partial a}{\partial T} \right)_R \cdot \frac{T_{R+1}^j - T_{R-1}^j}{2\Delta r} \right] \right\} \cdot \Delta t . \quad (6.33)$$

In diesem Fall werden für die Berechnung der Randtemperatur T_R^{j+1} entsprechend die Temperaturen T_R^j , T_{R+1}^j und T_{R-1}^j benötigt (vgl. Bild 6.17). Die fiktive Temperatur T_{R+1}^j liegt allerdings außerhalb des Körpers und kann daher für die Berechnung nicht direkt herangezogen werden. Deshalb erfolgt die Berechnung von T_{R+1}^j mithilfe der Randbedingung 3. Art aus Gl. (6.4). Eine ausführliche Erläuterung hierzu erfolgt im nächsten Abschnitt.

6.3.3.2 Diskretisierung der Randbedingungen

Um T_{R+1}^j mithilfe der Randbedingung 3. Art berechnen zu können, muss Gl. (6.4) zuerst in eine Differenzgleichung überführt werden. Hierfür ist es am günstigsten, wie in Bild 6.17 gezeigt, den Rand mit einer Gitterlinie zusammenfallen zu lassen. Dadurch kann die in Gl. (6.4) auftretende Randtemperatur unmittelbar im Differenzenverfahren verwendet werden [155].

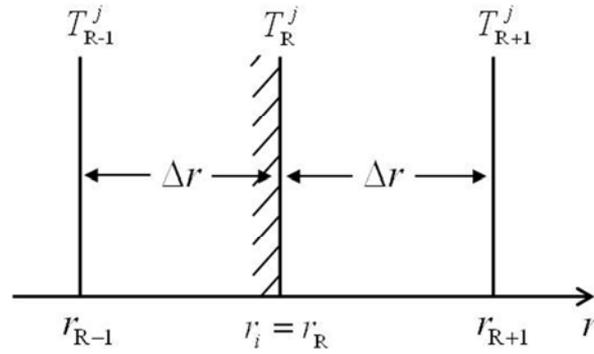


Bild 6.17: Diskretisierung der Randbedingung 3. Art [155].

Für die Diskretisierung wird die Ableitung aus Gl. (6.4) in einem ersten Schritt durch den zentralen Differenzenquotienten

$$\frac{\partial T}{\partial r} = \frac{T_{R+1}^j - T_{R-1}^j}{2\Delta r} + O(\Delta r^2) \quad (6.34)$$

ersetzt. Daraus ergibt sich die Differenzgleichung der Randbedingung 3. Art

$$\frac{T_{R+1}^j - T_{R-1}^j}{2\Delta r} = -\frac{\alpha[T(\mathbf{R}, t)]}{\lambda[T(\mathbf{R}, t)]} \cdot [T(\mathbf{R}, t) - T_F], \quad (6.35)$$

die bei Auflösung nach T_{R+1}^j die Gestalt

$$T_{R+1}^j = T_{R-1}^j - 2\Delta r \cdot \frac{\alpha[T(\mathbf{R}, t)]}{\lambda[T(\mathbf{R}, t)]} \cdot [T(\mathbf{R}, t) - T_F] \quad (6.36)$$

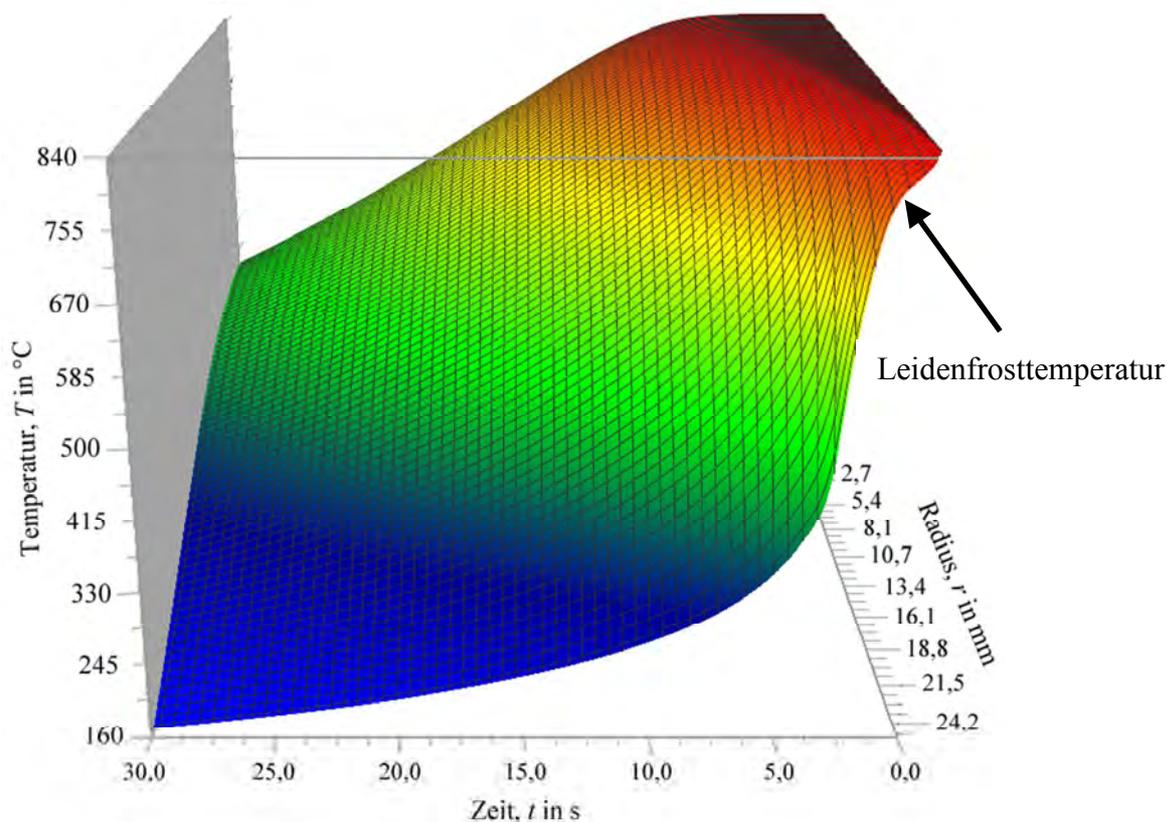
annimmt. Der berechnete Wert für T_{R+1}^j kann anschließend zur Lösung von Gl. (6.33) verwendet werden [155].

Für jeden neuen Zeitschritt wird zunächst die Temperatur T_{R+1}^j mittels Gl. (6.36) neu berechnet und in Gl. (6.33) eingesetzt, um die Randtemperatur T_R^{j+1} des nächsten Zeitschritts zu bestimmen. Von dieser Randtemperatur ausgehend werden alle weiteren Temperaturen T_i^{j+1} für den Zeitschritt t_{j+1} anhand von Gl. (6.33) ausgewertet [155, 159]. Durch wiederholtes Durchführen dieser Schritte werden alle Temperaturen T_i^j für den Radius r_i bis zu einer vorgegebenen Zeit t_j berechnet.

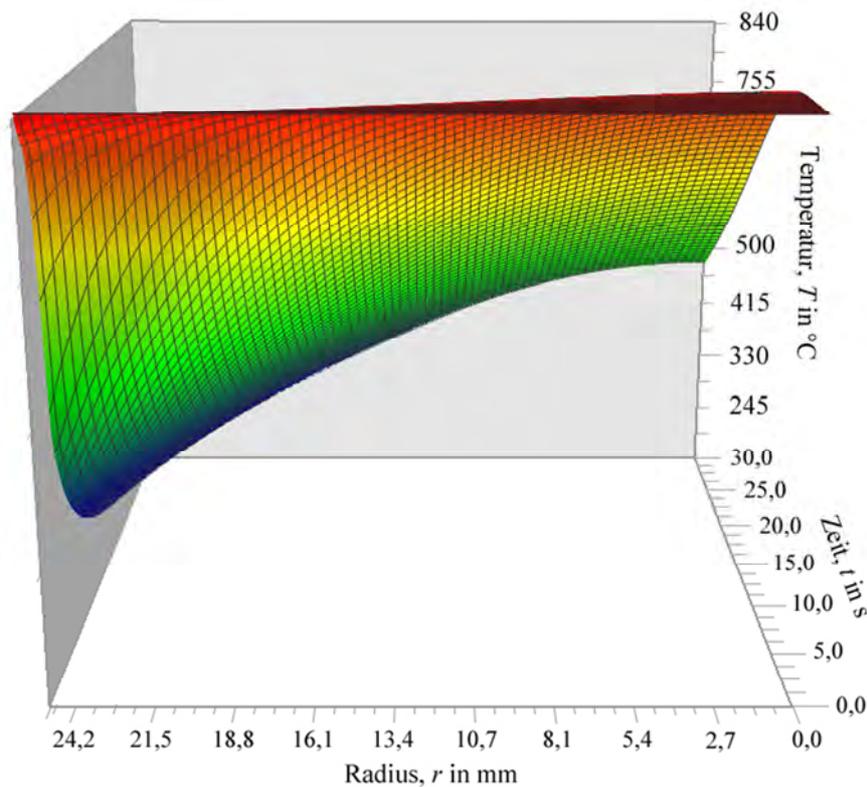
6.3.3.3 Zeitabhängige Temperaturverteilung

In den vorangegangenen Abschnitten wurde ausführlich erläutert, wie sich die einzelnen Temperaturen T_i^j für alle Radien r_i und Zeitschritte t_j während des Abschreckvorgangs berechnen lassen. Fügt man alle berechneten Temperaturen zusammen, ergibt sich eine zeitabhängige Temperaturverteilung des simulierten Abschreckprozesses.

Die in Bild 6.18 dargestellte Temperaturverteilung veranschaulicht beispielhaft den zeitlichen und örtlichen Temperaturverlauf einer auf ca. 840 °C erwärmten Stahlrundprobe beim Eintauchen in ein Abschreckmedium. In diesem Versuch wurde für das Abschreckmedium „Wasser, schwach bewegt“ mit einer Fluidtemperatur $T_F = 26$ °C gewählt. Die Härtetemperatur T_H der aus 18NiCrMo14-6 bestehenden Rundprobe betrug vor dem Abschreckvorgang 840 °C. Der Durchmesser beträgt 50 mm, der Abschreckvorgang wird bis $t = 30$ s grafisch dargestellt. Die Lage der Leidenfrosttemperatur ist grob gekennzeichnet.



a)



b)

Bild 6.18: Temperaturverteilung einer Rundprobe (Durchmesser $d = 50$ mm) aus Stahl 18NiCrMo14-6, abgeschreckt bei einer Härtetemperatur $T_H = 840$ °C in „Wasser, schwach bewegt“ mit der Fluidtemperatur $T_H = 26$ °C, wobei die grafisch dargestellte Abschreckzeit $t = 30$ s beträgt.

In Bild 6.18 ist deutlich zu erkennen, dass der Randbereich zu Beginn schneller abkühlt als der Kernbereich. Nach einiger Zeit sinkt die Temperaturdifferenz (der Temperaturgradient) zwischen Rand- und Kernbereich jedoch immer weiter, bis die Stahlrundprobe nach wenigen Minuten eine einheitliche Temperatur, die Fluidtemperatur T_F , angenommen hat.

Der Pfeil in Bild 6.18a) markiert grob die Leidenfrosttemperatur, bis zu der ein Dampffilm die Stahlrundprobe vom Abschreckmedium isoliert. Dadurch verringert sich die Abkühlgeschwindigkeit erheblich. Unterhalb der Leidenfrosttemperatur bricht der Dampffilm zusammen und die Kühlflüssigkeit kommt in direkten Kontakt mit der Oberfläche der Stahlrundprobe. Dieser Bereich ist durch einen starken Anstieg des übertragenen Wärmestroms \dot{Q} sowie des Wärmeübergangskoeffizienten α gekennzeichnet. Dadurch kommt es zu einer deutlichen Zunahme der Abkühlgeschwindigkeit, was an dem steilen Abfall der Temperatur zu erkennen ist.

6.3.4 Exakte Lösung der Temperaturleitungsgleichung (Spezialfall)

Da für die numerische Simulation der Temperaturverteilung eine modifizierte, noch nicht z. B. durch Vergleichsrechnungen auf Richtigkeit überprüfte Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung verwendet wird, erscheint eine Kontrolle der Simulationsergebnisse sinnvoll. Für eine solche Verifizierung von numerischen Simulationen werden in der Praxis häufig exakte analytische Lösungen von Spezialfällen herangezogen. So ist bei der vorliegenden Problemstellung zu beachten, dass exakte Lösungen nur bei konstanten Werten für Wärmeübergang und Wärmeleitfähigkeit vorliegen. Die Aufgabe kann somit lediglich durch Linearisierung analytisch gelöst werden. Da aber in der modifizierten Fourier'schen Temperaturleitungsgleichung von Gl (6.27) ebenfalls konstante Stoffwerte verwendet werden können, ist ein Vergleich von Numerik und Analytik für diesen Spezialfall möglich. Deshalb wurde ein analytisches Verfahren zur Lösung der Fourier'schen Temperaturleitungsgleichung in Zylinderkoordinaten entwickelt und in FORTRAN programmiert. Die nachfolgend erläuterte analytische Lösung beruht auf Literaturangaben [155, 157, 159].

6.3.4.1 Analytisches Verfahren

Wie bereits aus den Abschnitten 6.1.1 und 6.1.2 bekannt, werden auch beim analytischen Verfahren zur Fourier'schen Temperaturleitungsgleichung eine Anfangsbedingung, eine Randbedingung 1. Art sowie eine Randbedingung 3. Art berücksichtigt. Die angewendete Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung für Zylinderkoordinaten lautet wie folgt:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r a \frac{\partial T}{\partial r} \right). \quad (6.37)$$

Anfangsbedingung:

$$T = T_H, r < R, t = 0. \quad (6.38)$$

Randbedingung 1. Art:

$$T = f(t), r = R, t > 0. \quad (6.39)$$

Randbedingung 3. Art:

$$\frac{\partial T}{\partial r} = -\frac{\alpha}{\lambda} (T - T_F), r = R, t > 0. \quad (6.40)$$

Im ersten Schritt werden nachstehend für Radius r und Zeit t die dimensionslosen Kennzahlen r^+ und t^+ eingeführt:

$$r^+ := \frac{r}{R}, 0 \leq r \leq 1 \quad (6.41)$$

und

$$t^+ := \frac{at}{R^2} . \quad (6.42)$$

In Gl. (6.41) und Gl. (6.42) entspricht R dem Gesamtradius bzw. halben Durchmesser des Zylinders. Weiterhin wird für die Temperatur T die dimensionslose Kennzahl T^+ definiert:

$$T^+ := \frac{T - T_F}{T_H - T_F}, 0 \leq T^+ \leq 1 . \quad (6.43)$$

Mit diesen dimensionslosen Größen geht die Differentialgleichung aus Gl. (6.37) in folgende Form über:

$$\frac{\partial T^+}{\partial t^+} = \frac{\partial^2 T^+}{\partial r^{+2}} + \frac{1}{r^+} \frac{\partial T^+}{\partial r^+} . \quad (6.44)$$

Für die Randbedingungen 1. und 3. Art ergeben sich nach Einsetzen der dimensionslosen Kennzahlen die Gleichungen

$$\frac{\partial T^+}{\partial r^+} = 0, r^+ = 0 \quad (6.45)$$

und

$$-\frac{\partial T^+}{\partial r^+} = Bi T^+, r^+ = 1 . \quad (6.46)$$

In Gl. (6.46) steht Bi für die sogenannte Biot-Zahl:

$$Bi = \frac{\alpha R}{\lambda} . \quad (6.47)$$

Die Anfangsbedingung lautet:

$$T^+ = 1, t^+ = 0 . \quad (6.48)$$

Durch Verwendung des Separationsansatzes erhält man für den unendlich langen Zylinder die Bessel'sche Differentialgleichung 0. Ordnung:

$$F(r^+) = c_1 J_0(\mu r^+) + c_2 N_0(\mu r^+) . \quad (6.49)$$

Ihre Lösungen sind, wie in Gl. (6.49) dargestellt, die Bessel-Funktion J_0 und die Neumann-Funktion N_0 0. Ordnung. Aufgrund der Symmetriebedingung der Randbedingung 1. Art wird N_0 durch $c_2 = 0$ aus der Gleichung eliminiert. Die Randbedingung 3. Art aus Gl. (6.40) liefert eine Bestimmungsgleichung für die Eigenwerte μ_i mit J_1 als Bessel-Funktion 1. Ordnung:

$$\mu_i J_1(\mu) = Bi J_0(\mu) . \quad (6.50)$$

Durch Lösen von Gl. (6.50) erhält man unendlich viele Eigenwerte. Die Summe dieser Eigenwerte

$$T^+(r^+, t^+) = \sum_{i=1}^{\infty} C_i J_0(\mu_i r^+) \exp(-\mu_i^2 t^+) \quad (6.51)$$

ist unter Berücksichtigung der Randbedingungen die Lösung der Temperaturleitungsgleichung für den Zylinder. Aus der Anfangsbedingung Gl. (6.48) erhält man die Entwicklungskoeffizienten

$$C_i = \frac{2J_1(\mu_i)}{\mu_i [J_0^2(\mu_i) + J_1^2(\mu_i)]} = \frac{2Bi}{(Bi^2 + \mu_i^2) J_0(\mu_i)} . \quad (6.52)$$

Für eine einfachere Berechnung setzt man Gl. (6.52) in Gl. (6.51) ein und erhält

$$T^+(r^+, t^+) = \sum_{i=1}^{\infty} \frac{2Bi}{(Bi^2 + \mu_i^2)} \frac{J_0(\mu_i r^+)}{J_0(\mu_i)} \exp(-\mu_i^2 t^+) . \quad (6.53)$$

Mit dieser Gleichung kann eine dimensionslose Temperatur T^+ direkt für eine bestimmte Ortskoordinate r^+ und eine bestimmte Zeit t^+ berechnet werden. Mit

$$T = T^+(T_H - T_F) + T_F \quad (6.54)$$

kann die berechnete dimensionslose Temperatur wieder mit Einheit versehen und in eine reale Temperatur umgerechnet werden.

6.3.4.2 Verifizierung der numerischen Simulation

In folgendem Abschnitt sollen die Ergebnisse der numerischen Simulation mit den Resultaten des analytischen Verfahrens verglichen werden. Für die Simulation der Temperaturverteilung wurde der Einsatzstahl 18NiCrMo14-6 verwendet. Die mittlere chemische Zusammensetzung nach DIN EN ISO 683-17 (Für eine Wärmebehandlung bestimmte Stähle, legierte Stähle und Automatenstähle. Teil 17: Wälzlagerstähle) ist in Tabelle 6.2 dargestellt. Die Bedingungen des simulierten Abschreckversuchs sind in Tabelle 6.3 zusammengefasst.

Tabelle 6.2: Mittlere chemische Zusammensetzung von 18NiCrMo14-6.

| | | | | | | | |
|----------------------------|-------------------|-----------|-----------|-----------|------------|-----------|-----------|
| Werkstoff-Nr. | 1.3533 | | | | 1.3533 | | |
| Kurzname | 18NiCrMo14-6 | | | | 17NiCrMo14 | | |
| Normen / Bezug | DIN EN ISO 683-17 | | | | DIN 17230 | | |
| Konzentration in Gew.-% | C | Cr | Co | Mn | Mo | Ni | Si |
| | 0,175 | 1,45 | --- | 0,55 | 0,20 | 3,50 | 0,20 |
| | V | Al | Cu | N | S | P | |
| | --- | 0,025 | 0,15 | --- | 0,0075 | --- | |

Tabelle 6.3: Bedingungen des simulierten Abschreckversuchs für 18NiCrMo14-6.

| Werkstück | | Abschreckmittel | |
|--------------------------------|-------------------------------------|---------------------------------|---------------------------------------|
| Durchmesser d : | 40 mm | Fluidtemperatur T_F : | 25 °C |
| Härtetemperatur T_H : | 840 °C | Wärmeübergangskoeff. α : | 1000 Wm ⁻² K ⁻¹ |
| Austenitkorngröße K_{ASTM} : | 8 | | |
| Wärmeleitfähigkeit λ : | 40 Wm ⁻¹ K ⁻¹ | | |

Bis zu einem Abstand von 8 mm von der Oberfläche des Zylinders wurden in Schritten von 1 mm die Temperaturen nach einer Abkühlzeit von jeweils 1, 5, 10 und 50 s berechnet. Der Vergleich zwischen der numerischen und der exakten Lösung ist in den Tabellen 6.4 bis 6.7 zusammengefasst. Zur besseren Anschaulichkeit wurden die dimensionslosen Temperaturen des analytischen Verfahrens bereits mit Gl. (6.54) in reale Temperaturen umgerechnet.

Tabelle 6.4: Temperaturen $T(r_i, t = 1 \text{ s})$ nach einer Abkühlzeit t von 1 s.

| r_i in mm | Numerische Lösung T in °C | Analytische Lösung T in °C |
|----------------|--------------------------------|---------------------------------|
| 20,00 | 764,106007 | 764,105888 |
| 19,00 | 781,424112 | 781,422772 |
| 18,00 | 796,003597 | 796,001029 |
| 17,00 | 807,888459 | 807,884779 |
| 16,00 | 817,255526 | 817,250982 |
| 15,00 | 824,384441 | 824,379379 |
| 14,00 | 829,618083 | 829,612892 |
| 13,00 | 833,321362 | 833,316408 |
| 12,00 | 835,845413 | 835,840984 |

Tabelle 6.5: Temperaturen $T(r_i, t = 5 \text{ s})$ nach einer Abkühlzeit t von 5 s.

| r_i in mm | Numerische Lösung T in °C | Analytische Lösung T in °C |
|----------------|--------------------------------|---------------------------------|
| 20,00 | 668,003444 | 668,005764 |
| 19,00 | 683,801873 | 683,803937 |
| 18,00 | 698,696301 | 698,698078 |
| 17,00 | 712,655808 | 712,657272 |
| 16,00 | 725,659210 | 725,660342 |
| 15,00 | 737,695148 | 737,695936 |
| 14,00 | 748,761843 | 748,762287 |
| 13,00 | 758,866560 | 758,866668 |
| 12,00 | 768,024771 | 768,024566 |

Tabelle 6.6: Temperaturen $T(r_i, t = 10 \text{ s})$ nach einer Abkühlzeit t von 10 s.

| r_i in mm | Numerische Lösung T in °C | Analytische Lösung T in °C |
|----------------|--------------------------------|---------------------------------|
| 20,00 | 590,616303 | 590,619445 |
| 19,00 | 604,603904 | 604,606961 |
| 18,00 | 617,983492 | 617,986484 |
| 17,00 | 630,731920 | 630,734869 |
| 16,00 | 642,828019 | 642,830953 |
| 15,00 | 654,252650 | 654,255600 |
| 14,00 | 664,988714 | 664,991721 |
| 13,00 | 675,021134 | 675,024247 |
| 12,00 | 684,336795 | 684,340071 |

Tabelle 6.7: Temperaturen $T(r_i, t = 50 \text{ s})$ nach einer Abkühlzeit t von 50 s.

| r_i in mm | Numerische Lösung T in °C | Analytische Lösung T in °C |
|----------------|--------------------------------|---------------------------------|
| 20,00 | 241,393033 | 241,392907 |
| 19,00 | 246,749780 | 246,749599 |
| 18,00 | 251,885047 | 251,884830 |
| 17,00 | 256,790234 | 256,790000 |
| 16,00 | 261,457116 | 261,456889 |
| 15,00 | 265,877861 | 265,877663 |
| 14,00 | 270,045037 | 270,044896 |
| 13,00 | 273,951636 | 273,951579 |
| 12,00 | 277,591079 | 277,591137 |

Den Tabellen ist zu entnehmen, dass die simulierten Temperaturen der numerischen Lösung mit den berechneten Temperaturen des analytischen Verfahrens sehr genau übereinstimmen. Die Rechenzeiten der numerischen Simulation betragen selbst bei einer simulierten Abkühl-dauer von 50 s noch weniger als eine Sekunde.

6.4 Identifikation von Gefügezusammensetzung und Härteverteilung

In (kontinuierlichen) Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (vgl. Bild 6.10) ist der Zusammenhang zwischen verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten während des Abschreckens von Austenit und der jeweils resultierenden Gefügeumwandlung bzw. Härte dargestellt. Die Vorhersage der Gefügezusammensetzung und Härte für einen bestimmten Radius r einer Stahlrundprobe nach dem Abschrecken ist durch den Vergleich der Abkühlgeschwindigkeit an dieser Stelle mit Daten aus einem entsprechenden ZTU-Schaubild möglich. Voraussetzung hierfür ist, dass dieses ZTU-Schaubild die gleiche chemische Zusammensetzung, insbesondere die gleiche Kohlenstoffkonzentration, aufweist. Da beim Einsatzhärten, jedenfalls hinter einem möglichen äußeren Plateau oder Buckel, mit zunehmendem Abstand von der Oberfläche der Stahlrundprobe die Kohlenstoffkonzentration in der aufgekohlten Randzone stetig abnimmt, sind für die Vorhersage der Gefügezusammensetzung sowie der Härte für die gesamte Einsatzhärtungsschicht Daten aus mehreren ZTU-Schaubildern mit unterschiedlichen Kohlenstoffkonzentrationen erforderlich.

Zur Bestimmung der tiefenabhängigen Gefügezusammensetzung sowie des Härteprofils nach dem Abschrecken wurde in der vorliegenden Arbeit eine entsprechende Methode entwickelt. Dabei werden zu den Abkühlgeschwindigkeiten an den einzelnen Radien der simulierten Temperaturverteilung passende Abkühlkurven aus vorprogrammierten kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern (k-ZTU) gesucht. Durch diesen Vergleich werden für jeden Radius die chemische Zusammensetzung, die Kohlenstoffkonzentration sowie die Abkühlgeschwindigkeit ermittelt und mithilfe von entsprechenden ZTU-Daten die jeweiligen Gefügebestandteile und Härtewerte identifiziert. Auf die einzelnen Schritte dieser Methode wird im folgenden Abschnitt näher eingegangen.

6.4.1 Simulation von Abkühlkurven in kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern

Die Simulation der erforderlichen ZTU-Daten (Abkühlkurven) für gängige Einsatzstähle wurde mit der Software JMatPro durchgeführt. Bild 6.19 zeigt beispielhaft ein mit JMatPro simuliertes kontinuierliches ZTU-Schaubild des Einsatzstahls 16MnCr5 mit einer Kohlenstoffkonzentration von 0,3 Gew.-%. Die fünf Abkühlkurven gehören, von links her gelesen, zu folgenden Abkühlgeschwindigkeiten: 100, 10, 1, 0,1 und 0,01 °C/s. Am Ende jeder Abkühlkurve ist die resultierende Härte in HRC angegeben.

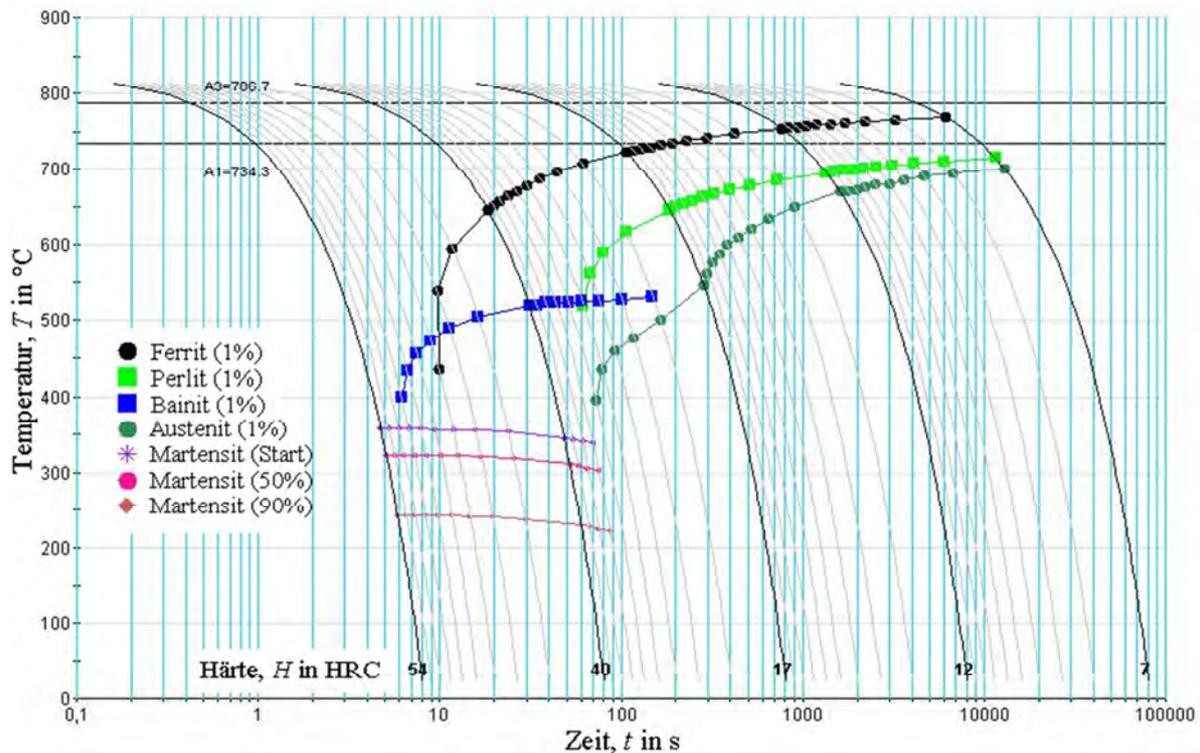


Bild 6.19: Kontinuierliches ZTU-Schaubild von 16MnCr5 mit 0,3 Gew.-% Kohlenstoff.

In der Praxis können unter Verwendung von schroffen Abschreckmitteln wie Wasser oder Salzwasser (weniger rissanfällig) durchaus Abkühlgeschwindigkeiten von weit über 100 °C/s erzielt werden. Diese werden durch herkömmliche ZTU-Schaubilder (vgl. Bild 6.19), deren Abkühlgeschwindigkeiten in der Regel lediglich bis 100 °C/s reichen, nicht abgedeckt. Des Weiteren ist der Abstand zwischen den einzelnen Abkühlgeschwindigkeiten für eine hinreichend exakte Datenauswertung zu groß, insbesondere zwischen den Abkühlkurven für 100 und 10 °C/s sowie zwischen 10 und 1 °C/s. Die Verwendung üblicher ZTU-Schaubilder zur Identifizierung der Gefügezusammensetzung und Härteverteilung erscheint somit nicht zweckmäßig. Aus diesem Grund wurden für jeden Stahl geeignete Abkühlkurven mit Abkühlgeschwindigkeiten von 1 bis 600 °C/s ausgewählt und schrittweise für die in der Einsatzschicht relevanten Kohlenstoffkonzentrationen von 0,1 bis 1,0 Gew.-% (jeweils in Stufen von 0,1 Gew.-%) simuliert. Um die erforderliche enge Verteilung dieser Abkühlkurven zu gewährleisten, wurden pro Kohlenstoffkonzentration bis zu 20 Abkühlkurven simuliert.

Für den Einsatzstahl 16MnCr5 mit einer Kohlenstoffkonzentration von 0,3 Gew.-% wurden beispielhaft Abkühlkurven mit Abkühlgeschwindigkeiten von 1, 5, 25, 50, 150 und 300 °C/s simuliert. Die Härteentwicklung bei den genannten Abkühlgeschwindigkeiten ist in Bild 6.20 als Funktion der Temperatur beim Abschrecken dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, dass bei Abkühlen auf Raumtemperatur, insbesondere im Bereich von 1 bis 5 °C/s und 5 bis 25

°C/s, mit steigender Abkühlgeschwindigkeit eine starke, nicht verlässlich interpolierbare Härtezunahme erfolgt. In diesen Bereichen sind deshalb für eine präzise Auswertung weitere Abkühlkurven für die Zwischenwerte notwendig. Hingegen wird die Maximalhärte von 54,11 HRC schon annähernd bei einer Abkühlgeschwindigkeit von etwa 50 °C/s erreicht. Mit weiter steigender Abkühlgeschwindigkeit nimmt die Härte dann nur noch minimal zu. Im Bereich von 50 bis 150 °C/s bzw. 150 bis 300 °C/s ist die Simulation von weiteren Abkühlkurven demzufolge nicht erforderlich.

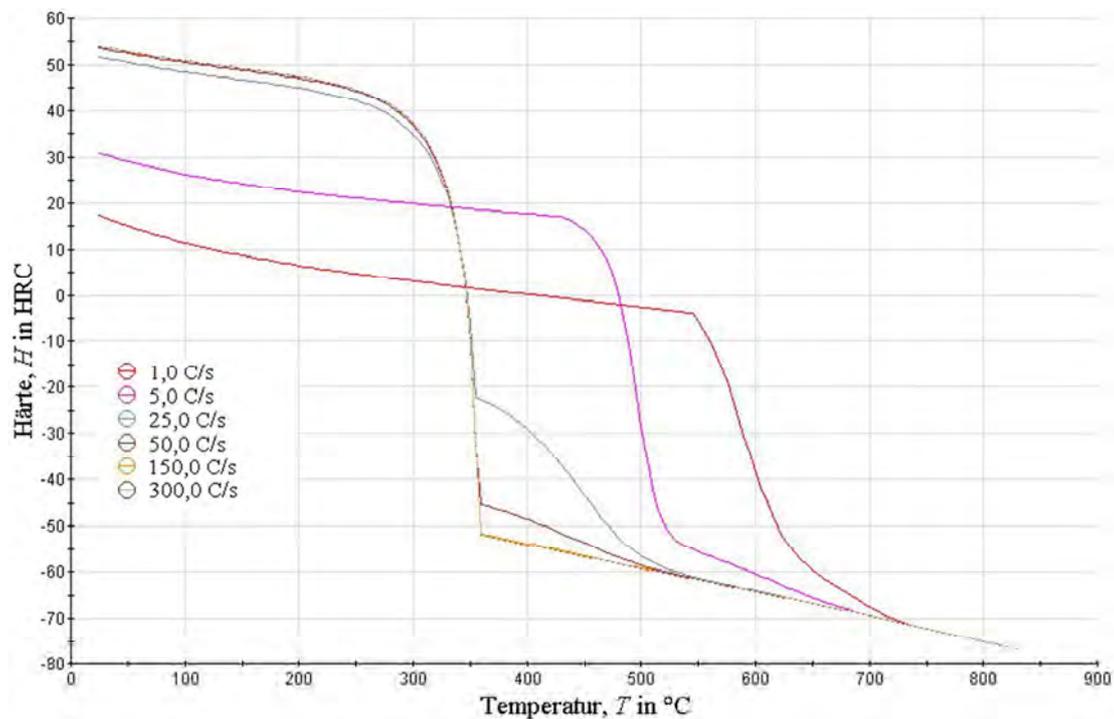


Bild 6.20: Mit JMatPro simulierte Härteentwicklung bei verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten für 16MnCr5, angereichert auf eine Kohlenstoffkonzentration von 0,30 Gew.-%.

In Bild 6.21 ist die Gefügeumwandlung für die aus Bild 6.20 bekannten Abkühlgeschwindigkeit von 25 °C/s für 16MnCr5 mit 0,3 Gew.-% Kohlenstoff dargestellt. Am Ende des Abschreckprozesses besteht das Gefüge aus etwa 80,34 Vol.-% Martensit, 17,02 Vol.-% Bainit, 2,51 Vol.-% Ferrit, 0,02 Vol.-% Perlit und 0,10 Vol.-% Restaustenit. Bei der vorliegenden chemischen Zusammensetzung von 16MnCr5 und einer Abkühlgeschwindigkeit von 25 °C/s wird eine Härte von 51,80 HRC erreicht (siehe Bild 6.20).

In Bild 6.22 ist zum Vergleich die Gefügeumwandlung für die Abkühlgeschwindigkeit von 150 °C/s aus Bild 6.20 veranschaulicht. Die höhere Abkühlgeschwindigkeit führt nach Vorhersage der Software zur Bildung von 99,63 Vol.-% Martensit, 0,18 Vol.-% Bainit, 0,06 Vol.-% Ferrit und 0,12 Vol.-% Restaustenit. Die Härte dieses hauptsächlich aus Martensit bestehenden Gefüges beträgt 54,11 HRC (vgl. Bild 6.20).

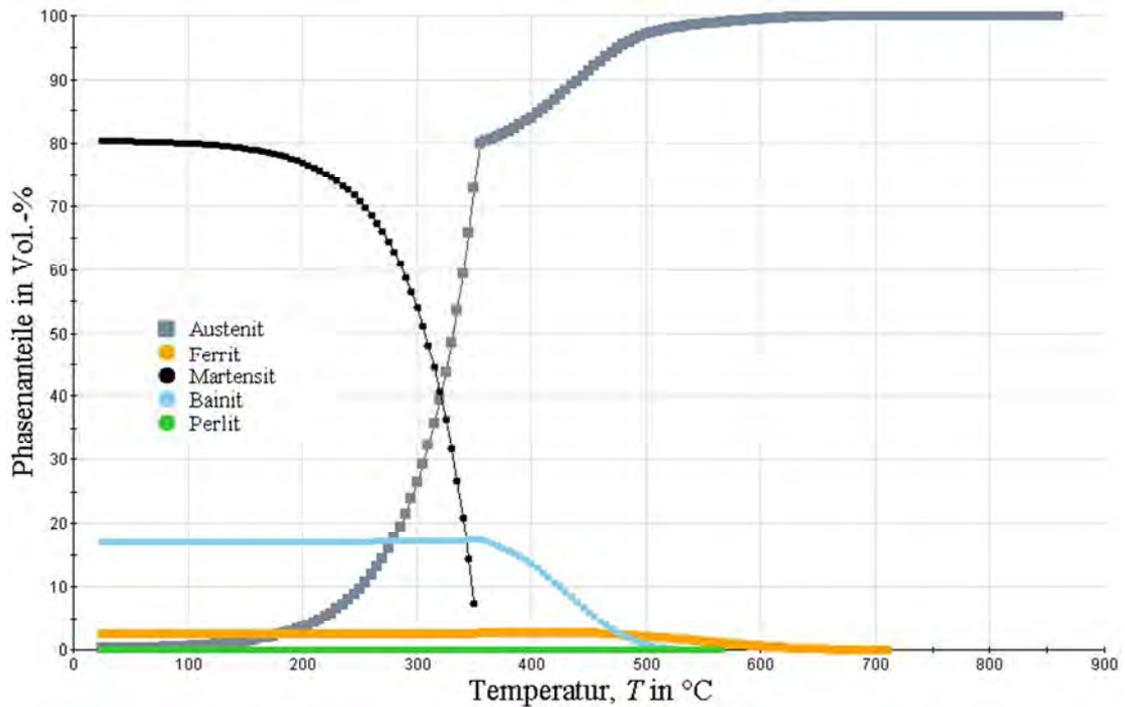


Bild 6.21: Gefügeumwandlung des Stahls 16MnCr5 (0,30 Gew.-% C) beim Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 25 °C/s.

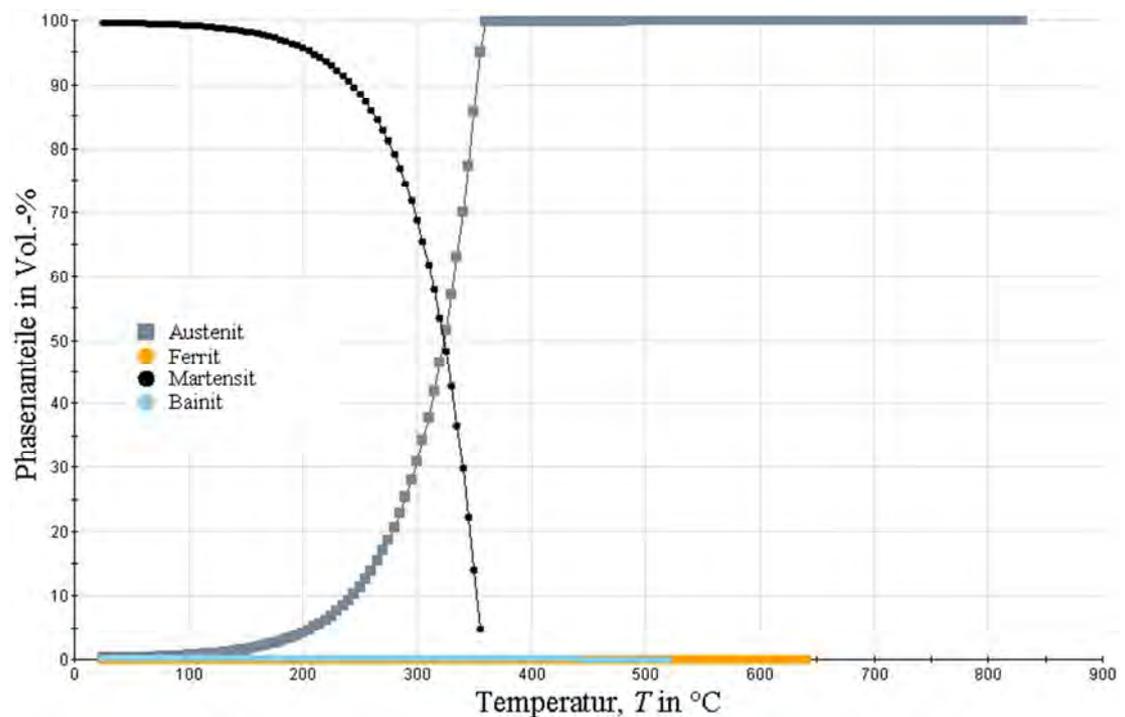


Bild 6.22: Gefügeumwandlung des Stahls 16MnCr5 (0,30 Gew.-% C) beim Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 150 °C/s.

In Tabelle 6.8 sind die in SimCarb QuenchTemp verfügbaren Einsatzstähle zusammengefasst, für die jeweils entsprechende ZTU-Daten berechnet und einprogrammiert wurden. Alle wich-

tigen, für das Einsatzhärten verwendeten Stahlsorten werden hierdurch erfasst und dem Nutzer der Software zugänglich gemacht.

Tabelle 6.8: Verfügbare Einsatzstähle von SimCarb QuenchTemp.

| Nr. | Kurzname | Werkstoffnummer | Nr. | Kurzname | Werkstoffnummer |
|-----|--------------|-----------------|-----|--------------|-----------------|
| 1 | 18CrNiMo7-6 | 1.6587 | 14 | 20MoCrS4 | 1.7323 |
| 2 | 18NiCrMo14-6 | 1.3533 | 15 | 15NiCr13 | 1.5752 |
| 3 | 16MnCr5 | 1.7131 | 16 | C15E | 1.1141 |
| 4 | 17MnCr5 | 1.3521 | 17 | 20MoCr3 | 1.7320 |
| 5 | 19MnCr5 | 1.3523 | 18 | 16NiCr4 | 1.5714 |
| 6 | 15CrMo4 | 1.3566 | 19 | 18NiCr5-4 | 1.5810 |
| 7 | 20CrMo4 | 1.3567 | 20 | 17CrNi6-6 | 1.5918 |
| 8 | 15Cr3 | 1.7015 | 21 | 17NiCrMo6-4 | 1.6566 |
| 9 | 17Cr3 | 1.7016 | 22 | 14NiCrMo13-4 | 1.6657 |
| 10 | 20MoCr4 | 1.7321 | 23 | 20NiCrMo13-4 | 1.6660 |
| 11 | 20Cr3 | 1.3559 | 24 | 20NiCrMo2 | 1.6522 |
| 12 | 20Cr4 | 1.7027 | 25 | 18CrMo4 | 1.7243 |
| 13 | 20MnCr5 | 1.7147 | 26 | 16NiCrMo16-5 | 1.3532 |

6.4.2 Programmierung der simulierten Abkühlkurven in kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern

Die Programmierung der simulierten Abkühlkurven erfolgt in SimCarb QuenchTemp, gegliedert nach Stahl und Kohlenstoffkonzentration, in dafür angelegten ZTU-Datenbanken. Für die ausgewählten Abkühlkurven wurden jeweils die Gefüge- und Härtewerte simuliert, unterteilt nach den unterschiedlichen Kohlenstoffkonzentrationen von 0,1 bis 1,0 Gew.-%. Die Anzahl der Abkühlkurven je Kohlenstoffkonzentration wurde so gewählt, dass die Differenz der einzelnen Gefüge- sowie Härtewerte zwischen zwei Abkühlkurven einen festgelegten Maximalwert nicht übersteigt. Dieses Maximalkriterium garantiert, dass bei einer späteren Interpolation der Gefüge- und Härtewerte zwischen zwei Abkühlkurven möglichst exakte Ergebnisse erzielt werden. Für jeden in SimCarb QuenchTemp programmierten Stahl sind bis zu 150 Härtewerte und entsprechend weitere 750 Werte für die fünf verschiedenen Gefügebestandteile Martensit, Bainit, Ferrit, Perlit und (Rest-) Austenit hinterlegt.

In den Bildern 6.23 und 6.24 sind beispielhaft die Datenbanken der Härtewerte für die Stähle 18NiCrMo14-6 und 17Cr3 dargestellt. Für die relevanten Kohlenstoffkonzentrationen zwischen 0,1 und 1,0 Gew.-% C sind in Stufen von 0,1 Gew.-% jeweils ausgewählte Abkühlgeschwindigkeiten im Bereich von 1 bis 600 °C/s sowie die zugehörigen Härtewerte dargestellt

6.4.3 Berechnung von Abkühlgeschwindigkeiten aus der Temperaturverteilung

Um die Gefügezusammensetzung sowie Härteverteilung für jeden Radius der Stahlrundprobe nach dem Abschreckprozess anhand der programmierten Abkühlkurven bestimmen zu können, müssen neben der chemischen Zusammensetzung des Stahls zusätzlich die Kohlenstoffkonzentration und die Abkühlgeschwindigkeit an dieser Stelle bekannt sein. Die entsprechende Kohlenstoffkonzentration wird aus dem zuvor importierten bzw. über die Eingabe von Stützstellen generierten Aufkohlungsprofil interpoliert. Die Abkühlgeschwindigkeit wird aus der simulierten zeitabhängigen Temperaturverteilung nach dem Abschrecken berechnet. Dies soll anhand des folgenden Beispiels veranschaulicht werden.

Für diesen Zweck wurde in Anlehnung an den Abschreckversuch für 18NiCrMo14-6 aus Abschnitt 3.2.2 eine zeitabhängige Temperaturverteilung simuliert (vgl. Bild 6.25). Es wurde die mittels Funken-angeregter optischer Emissionsspektrometrie (siehe Bild 3.6) gemessene chemische Zusammensetzung von 18NiCrMo14-6 aus Tabelle 6.9 verwendet. Die Bedingungen des Abschreckversuchs sind in Tabelle 6.10 zusammengefasst. An der dreidimensionalen Darstellung der simulierten Temperaturverteilung in Bild 6.25 ist zu erkennen, dass die Abkühlgeschwindigkeiten im Randbereich deutlich höher sind als im Kernbereich und aufgrund der verzögerten Wärmeleitung mit zunehmendem Abstand von der Oberfläche stetig abnehmen.

Tabelle 6.9: Gemessene chemische Zusammensetzung von 18NiCrMo14-6.

| | | | | | | | |
|----------------------------|-------------------|-----------|-----------|------------|-----------|-----------|-----------|
| Werkstoff-Nr. | 1.3533 | | | 1.3533 | | | |
| Kurzname | 18NiCrMo14-6 | | | 17NiCrMo14 | | | |
| Normen / Bezug | DIN EN ISO 683-17 | | | DIN 17230 | | | |
| Konzentration in Gew.-% | C | Cr | Co | Mn | Mo | Ni | Si |
| | 0,183 | 1,366 | --- | 0,446 | 0,180 | 3,318 | 0,261 |
| | V | Al | Cu | N | S | P | |
| | --- | 0,038 | 0,184 | --- | 0,0027 | 0,0043 | |

Tabelle 6.10: Werkstückabmessung, Härtetemperatur, Gefügezustand vor dem Abschrecken und Badbedingungen des Abschreckversuchs für 18NiCrMo14-6.

| Werkstück | | Abschreckmittel | |
|--------------------------------|--------|-------------------------|--------|
| Durchmesser d : | 40 mm | Typ: | Wasser |
| Härtetemperatur T_H : | 859 °C | Bewegungszustand: | ruhend |
| Austenitkorngröße K_{ASTM} : | 8 | Fluidtemperatur T_F : | 26 °C |

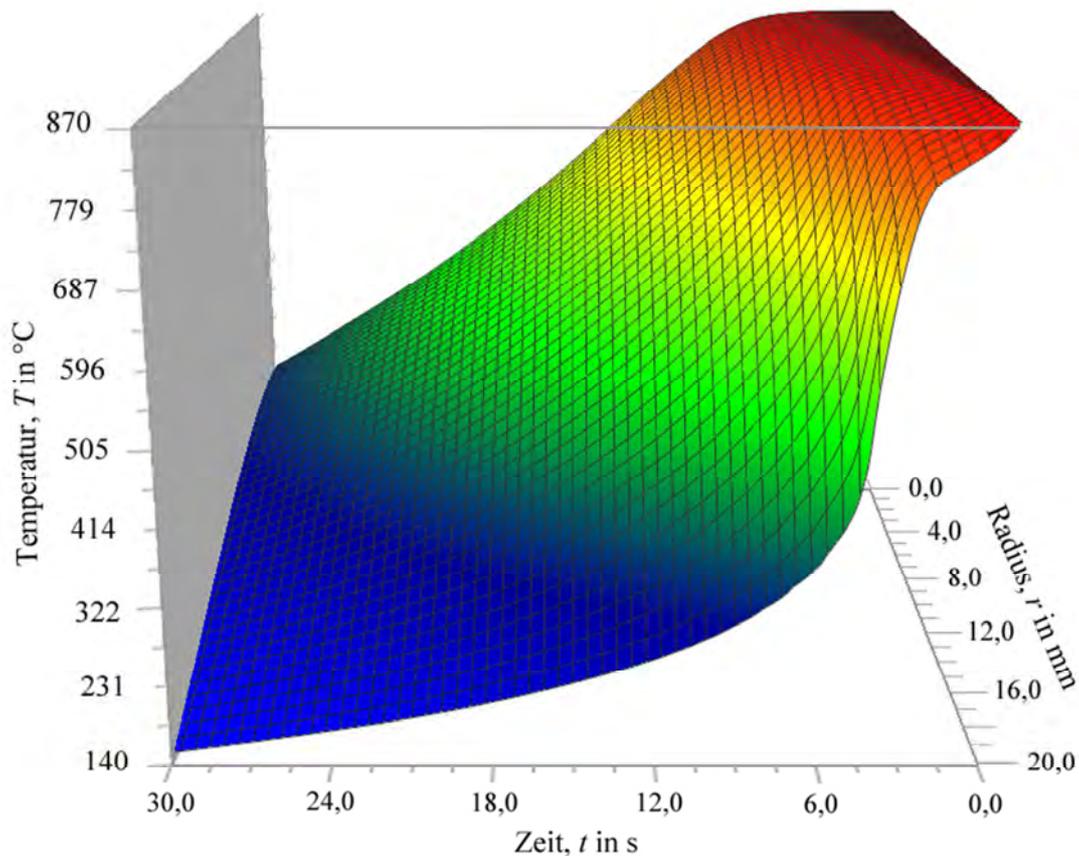


Bild 6.25: Temperaturverteilung der abgeschreckten Stahlrundprobe aus 18NiCrMo14-6.

In einem ersten Schritt wird für jeden vorgegeben Radius r_i der simulierten Temperaturverteilung die sogenannte $t_{8/5}$ -Zeit berechnet. Die Abkühlzeit $t_{8/5}$ ist aus der Schweißtechnik als maßgeblich für die Gefügeausbildung bei schneller Abkühlung bekannt und gibt die Zeit an, die während des Abkühlens einer Schweißnaht und ihrer Einflusszone zum Durchlaufen eines Temperaturintervalls von 800 auf 500 °C benötigt wird [14, 63]. Die $t_{8/5}$ -Methode hat sich in der Schweißtechnik bewährt und eignet sich ebenfalls für SimCarb QuenchTemp; aus der zeitabhängigen Temperaturverteilung wird die Dauer $t_{8/5}$ bestimmt, die benötigt wird, um von 800 auf 500 °C zu kühlen. Aus dieser Zeit wird eine mittlere Abkühlgeschwindigkeit v berechnet, die für den Vergleich mit vorprogrammierten Abkühlkurven (vgl. Abschnitt 6.4.2) verwendet wird, um die resultierende Gefügezusammensetzung und Härte zu ermitteln.

Die Umrechnung der Abkühlzeit $t_{8/5}$ in eine mittlere Abkühlgeschwindigkeit v erfolgt mit nachstehender Gleichung:

$$v = \frac{800 - 500 \text{ °C}}{t_{8/5} \text{ s}} \quad (6.55)$$

Tabelle 6.11 zeigt die aus der Temperaturverteilung in Bild 6.25 berechneten Abkühlzeiten $t_{8/5}$ und Abkühlgeschwindigkeiten v bis zu einem Oberflächenabstand von 7 mm. Für die Simulation der Temperaturverteilung wurde eine grobe Maschenweite von $\Delta r = 0,5$ mm gewählt.

Tabelle 6.11: Abkühlzeiten $t_{8/5}$ und mittlere Abkühlgeschwindigkeiten v für die simulierte Temperaturverteilung nach dem Abschrecken der Stahlrundprobe aus 18NiCrMo14-6 in „Wasser, ruhend“ gemäß Bild 6.25.

| Randabstand in mm | Abkühlzeit $t_{8/5}$ in s | Abkühlgeschwindigkeit v in °C/s |
|----------------------|------------------------------|--------------------------------------|
| 0,00 | 2,18 | 137,64 |
| 0,50 | 2,24 | 133,78 |
| 1,00 | 2,52 | 118,94 |
| 1,50 | 2,92 | 102,61 |
| 2,00 | 3,35 | 89,49 |
| 2,50 | 3,85 | 78,01 |
| 3,00 | 4,34 | 69,14 |
| 3,50 | 4,85 | 61,89 |
| 4,00 | 5,36 | 55,93 |
| 4,50 | 5,87 | 51,09 |
| 5,00 | 6,37 | 47,09 |
| 5,50 | 6,86 | 43,73 |
| 6,00 | 7,33 | 40,94 |
| 6,50 | 7,78 | 38,58 |
| 7,00 | 8,20 | 36,58 |

6.4.4 Identifikation von Gefügezusammensetzung und Härte

Gefügezusammensetzung und Härte können für jeden beliebigen Radius r_i der simulierten Temperaturverteilung anhand der Abkühlgeschwindigkeit $v(r_i)$ und der Kohlenstoffkonzentration $c_C(r_i)$ mithilfe der vorprogrammierten Abkühlkurven des entsprechenden Stahltyps identifiziert werden. Während die Abkühlgeschwindigkeit, wie in Abschnitt 6.4.3 erläutert, aus der simulierten Temperaturverteilung berechnet wird, erfolgt die Bestimmung der entsprechenden Kohlenstoffkonzentration aus dem vom Benutzer aus SimCarb importierten oder durch die Eingabe von Stützstellen selbst erstellten Aufkohlungsprofil. Um einen vollständigen Abschreckhärteverlauf sowie die zugehörige tiefenabhängige Gefügezusammensetzung zu berechnen, wird dieses Verfahren für alle Radien der Temperaturverteilung bis zum Erreichen der Kernkohlenstoffkonzentration c_0 durchgeführt.

Stimmen die berechnete Abkühlgeschwindigkeit und die ermittelte Kohlenstoffkonzentration des jeweiligen Radius der simulierten Temperaturverteilung nicht exakt mit einem der entsprechend programmierten Werte aus der ZTU-Datenbank (vgl. z. B. Bilder 6.23 bzw. 6.24) des jeweiligen Stahls überein, so wird der unbekannte Härtewert aus den beiden benachbarten Werten der Abkühlgeschwindigkeit und der Kohlenstoffkonzentration durch lineare Interpolation bestimmt. Die Interpolation ist in Bild 6.26 schematisch für die Bestimmung der Härte veranschaulicht.

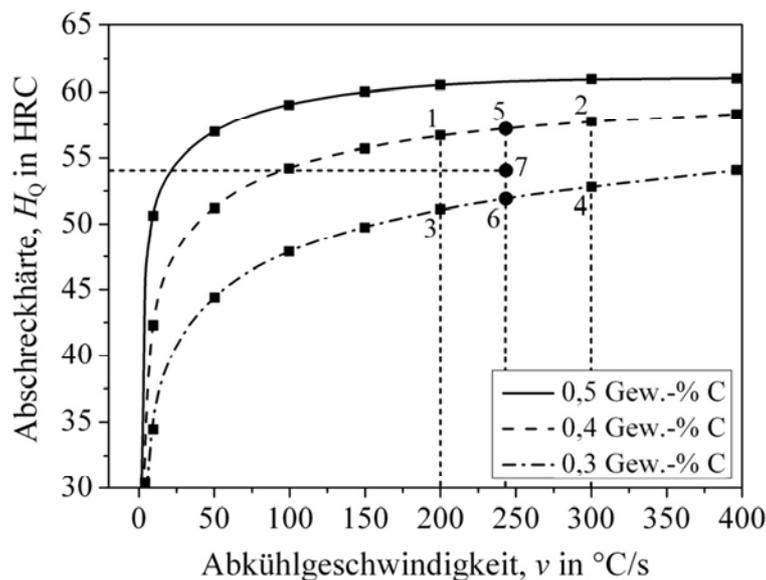


Bild 6.26: Schematische Darstellung der Härteinterpolation aus der Abkühlgeschwindigkeit und der Kohlenstoffkonzentration.

In diesem Beispiel wurde für einen beliebigen Radius der Temperaturverteilung eine Abkühlgeschwindigkeit von 246 °C/s berechnet und aus dem importierten Aufkohlungsprofil an dieser Stelle eine Kohlenstoffkonzentration von 0,34 Gew.-% entnommen. Die quadratischen Symbole in Bild 6.26 stehen für Härtewerte, die mit JMatPro für verschiedene Kohlenstoffkonzentrationen und Abkühlgeschwindigkeiten simuliert wurden und in einer ZTU-Datenbank von SimCarb QuenchTemp programmiert sind (vgl. Bilder 6.23 und 6.24). Da für eine Abkühlgeschwindigkeit von 246 °C/s und eine Kohlenstoffkonzentration von 0,34 Gew.-% keine Härtewerte programmiert sind, werden in einem ersten Schritt die Härtewerte für die nächsten bekannten Abkühlgeschwindigkeiten (200 und 300 °C/s) der beiden benachbarten Kohlenstoffkonzentrationen (0,3 und 0,4 Gew.-%) aus der ZTU-Datenbank bestimmt, in Bild 6.26 mit den Nummern 1 bis 4 gekennzeichnet. Im nächsten Schritt wird der Härtewert für die Abkühlgeschwindigkeit von 246 °C/s aus den beiden benachbarten Härtewerten der Abkühlgeschwindigkeiten von 200 und 300 °C/s interpoliert. Diese

Interpolation wird für beide benachbarten Kohlenstoffkonzentrationen von 0,3 und 0,4 Gew.-% durchgeführt (siehe Nr. 5 und 6 in Bild 6.26). Zwischen den beiden ermittelten Härtewerten bei 0,3 und 0,4 Gew.-% C und einer Abkühlgeschwindigkeit von 246 °C/s wird letztendlich der gesuchte Härtewert bei 246 °C/s und 0,34 Gew.-% C linear interpoliert (siehe Nr. 7). Für die Bestimmung der einzelnen Gefügeanteile von Martensit, Bainit, Perlit, Ferrit und Austenit ist das Vorgehen identisch.

Wie bereits geschildert, wurden aus der simulierten Temperaturverteilung des Abschreckversuchs für 18NiCrMo14-6 (vgl. Bild 6.25) die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ und die zugehörigen Abkühlgeschwindigkeiten für den Randbereich berechnet und in Tabelle 6.11 zusammengefasst. Anhand dieser Abkühlgeschwindigkeiten und des importierten Aufkohlungsprofils aus Bild 3.8 können die Gefügezusammensetzung und der Härteverlauf mit der vorgestellten Interpolationsmethode berechnet werden. Der resultierende Abschreckhärteverlauf ist beispielhaft bis zu einem Oberflächenabstand von 7,0 mm in Bild 6.27 grafisch veranschaulicht. Die zugehörige tiefenabhängige Gefügezusammensetzung ist in Tabelle 6.12 zusammengefasst. Die Maschenweite wurde zu $\Delta r = 0,5$ mm festgelegt.

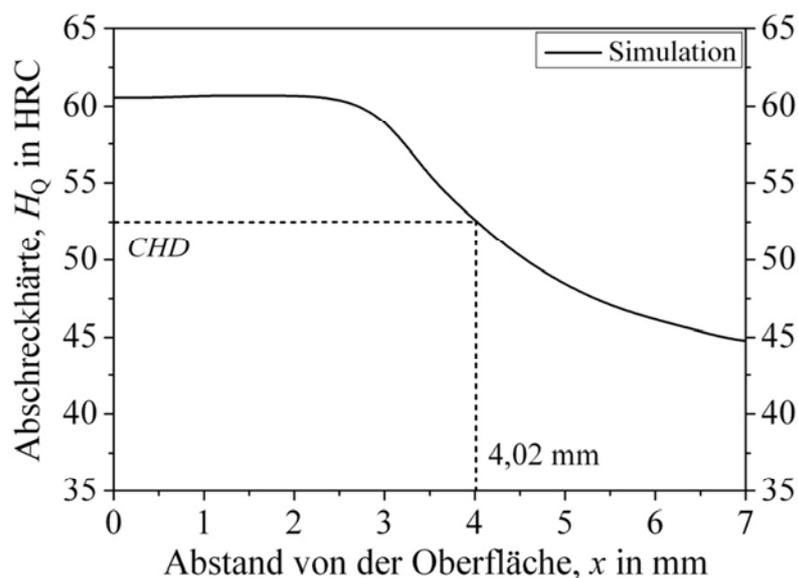


Bild 6.27: Simulierter Abschreckhärteverlauf für 18NiCrMo14-6 mit Auswertung der Einsatzhärtungstiefe *CHD*.

Tabelle 6.12: Simulierte Gefügeverteilung nach dem Abschreckversuch für 18NiCrMo14-6.

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restaustenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|
| 0,0 | 77,4 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 22,6 |
| 0,5 | 77,7 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 22,3 |
| 1,0 | 81,5 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 18,5 |
| 1,5 | 84,4 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 15,6 |
| 2,0 | 89,8 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 10,2 |
| 2,5 | 94,2 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 5,8 |
| 3,0 | 97,6 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 2,4 |
| 3,5 | 99,0 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 0,9 |
| 4,0 | 99,2 | 0,2 | 0,0 | 0,0 | 0,6 |
| 4,5 | 99,0 | 0,6 | 0,0 | 0,0 | 0,4 |
| 5,0 | 98,7 | 0,9 | 0,0 | 0,0 | 0,4 |
| 5,5 | 98,5 | 1,2 | 0,0 | 0,0 | 0,3 |
| 6,0 | 98,3 | 1,4 | 0,0 | 0,0 | 0,3 |
| 6,5 | 97,5 | 2,3 | 0,0 | 0,0 | 0,2 |
| 7,0 | 96,6 | 3,2 | 0,0 | 0,0 | 0,2 |

6.5 Analyse von Einflussgrößen auf das Einsatzhärtungsergebnis

Die Veränderung verschiedener werkstoff- und prozessabhängiger Größen wie beispielweise chemische Zusammensetzung, Abschreckmittel, Austenitkorngröße und Härtetemperatur kann die nach dem Abschrecken resultierende Gefügezusammensetzung und Härteverteilung maßgeblich beeinflussen. Die Auswirkungen dieser Veränderungen sollen in den folgenden Abschnitten anhand von Härtesimulationen mit SimCarb QuenchTemp diskutiert werden.

6.5.1 Einfluss der chemischen Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung wirkt sich, abhängig von der verwendeten Stahlsorte, stark auf die Gefügebildung und resultierende Härte nach dem Abschrecken aus [9, 63]. Für die in der Norm berücksichtigten Legierungselemente sind in der Regel untere und obere Spezifikationsgrenzen bzw. ein Maximalwert für die zulässigen Konzentrationen vorgegeben, wie in Tabelle 6.13 am Beispiel von 17Cr3 veranschaulicht.

Tabelle 6.13: Chemische Zusammensetzung von 17Cr3 (DIN EN 10084).

| | | | | | | |
|----------------------------|--------------|-----------|-----------|-----------|------------|------------|
| Werkstoff-Nr. | 1.7016 | | | | | |
| Kurzname | 17Cr3 | | | | | |
| Normen / Bezug | DIN EN 10084 | | | | | |
| Konzentration in Gew.-% | C | Cr | Mn | Si | S | P |
| | 0,14-0,20 | 0,7-1,0 | 0,6-0,9 | max. 0,4 | max. 0,035 | max. 0,025 |

Um den Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die resultierende Gefügezusammensetzung und Härteverteilung nach dem Abschrecken aufzuzeigen, wurden jeweils Härtesimulationen mit der unteren und oberen Spezifikationsgrenze sowie den Mittelwerten der chemischen Zusammensetzung des Einsatzstahls 17Cr3 für Probendurchmesser von 20 und 50 mm durchgeführt. Zu diesem Zweck wurden mit JMatPro entsprechende ZTU-Datensätze für die untere, obere und mittlere chemische Zusammensetzung von 17Cr3 simuliert und in SimCarb QuenchTemp verwendet.

Die für die Härtesimulationen herangezogenen Elementkonzentrationen von 17Cr3 sind aus Tabelle 6.14 ersichtlich. Für alle Härtesimulationen wurde derselbe, mit SimCarb für einen typischen zweistufigen Gasaufkohlungsprozess simulierte Kohlenstoffverlauf aus Bild 6.29 verwendet, um ausschließlich die Wirkung der neben Kohlenstoff vorhandenen Legierungselemente (Cr, Mn, Si, S, P) bewerten zu können. Der Gasaufkohlungsprozess für 17Cr3 und

die Bedingungen des simulierten Abschreckversuchs sind in Bild 6.28 bzw. Tabelle 6.15 veranschaulicht. Im Anschluss an die Härtesimulationen erfolgt eine Diskussion der Ergebnisse.

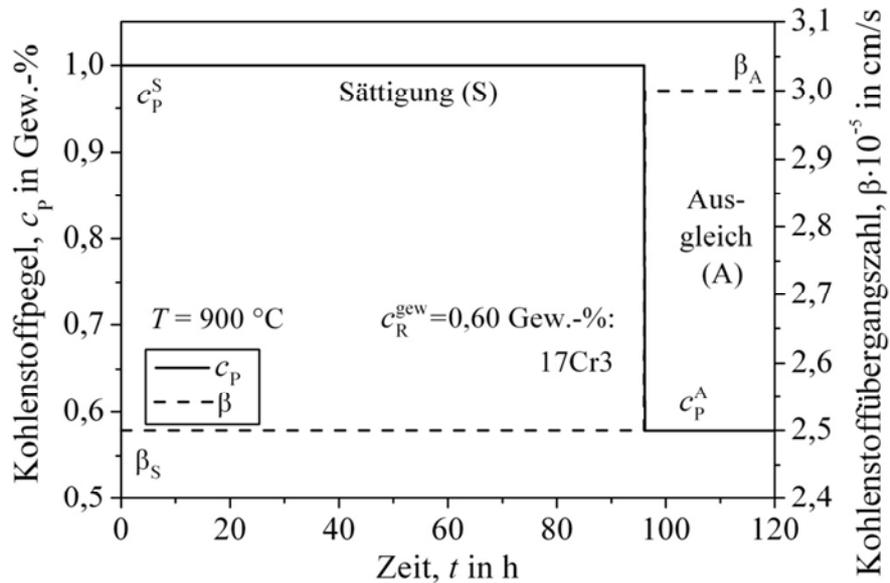


Bild 6.28: Mit SimCarb simulierter zweistufiger Gasaufkohlungsprozess für 17Cr3.

Tabelle 6.14: Zulässige untere und obere Spezifikationsgrenze sowie daraus abgeleitete mittlere chemische Zusammensetzung von 17Cr3.

| | | | | | | |
|----------------------------|--------------|------|------|------|--------|--------|
| Werkstoff-Nr. | 1.7016 | | | | | |
| Kurzname | 17Cr3 | | | | | |
| Normen / Bezug | DIN EN 10084 | | | | | |
| | C | Cr | Mn | Si | S | P |
| Mindestgehalt in Gew.-% | 0,16 | 0,70 | 0,60 | 0,00 | 0,00 | 0,00 |
| mittlerer Gehalt in Gew.-% | 0,16 | 0,85 | 0,75 | 0,20 | 0,0175 | 0,0125 |
| Höchstgehalt in Gew.-% | 0,16 | 1,00 | 0,90 | 0,40 | 0,035 | 0,025 |

Tabelle 6.15: Werkstückabmessung, Härtetemperatur, Gefügezustand und Badbedingungen des Abschreckversuchs für 17Cr3.

| | | | |
|--------------------------------|---------------|-------------------------|--------------|
| Werkstück | | Abschreckmittel | |
| Durchmesser d : | 20 mm / 50 mm | Typ: | Wasser |
| Härtetemperatur T_H : | 840 °C | Bewegungszustand: | stark bewegt |
| Austenitkorngröße K_{ASTM} : | 8 | Fluidtemperatur T_F : | 26 °C |

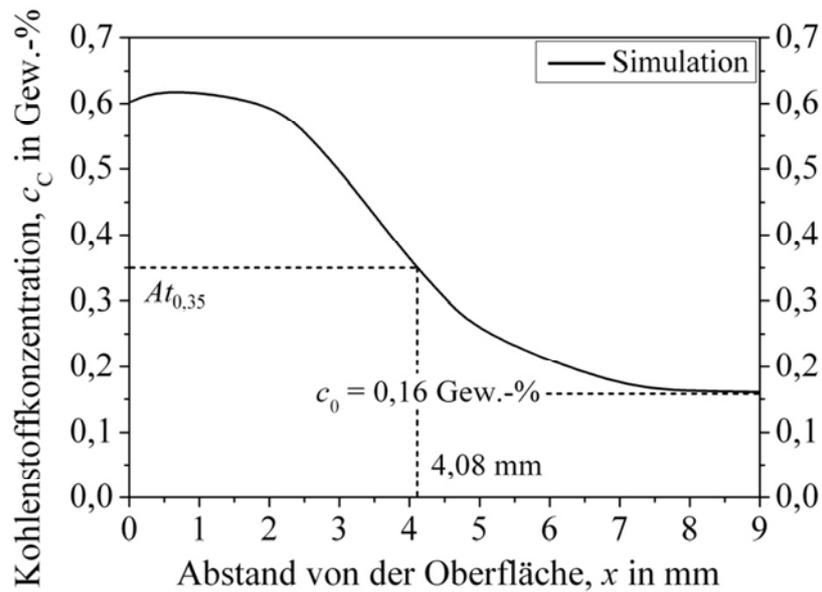


Bild 6.29: Simuliertes Aufkohlungsprofil für 17Cr3 mit einer Kernkohlenstoffkonzentration c_0 von 0,16 Gew.-% und einer Randkohlenstoffkonzentration c_R von 0,602 Gew.-%.

6.5.1.1 Simulation des Abschreckergebnisses für 50 mm Zylinderdurchmesser

Bild 6.30 zeigt die mit SimCarb QuenchTemp simulierte Härteverteilung nach dem Abschrecken aus 840 °C in „Wasser, stark bewegt“ (siehe Tabelle 6.15) für einen Zylinderdurchmesser von 50 mm. Die zugehörigen tiefenabhängigen Gefügezusammensetzungen für den kohlenstoffangereicherten Randbereich sind in den Tabellen 6.16 bis 6.18 dargestellt.

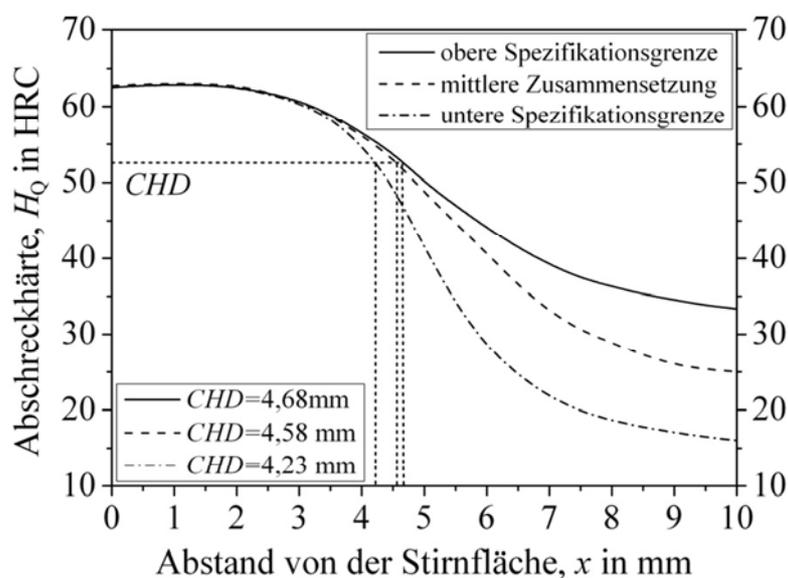


Bild 6.30: Vergleich der simulierten Abschreckhärteverläufe für die verschiedenen chemischen Zusammensetzung von 17Cr3 aus Tabelle 6.14 für einen Zylinderdurchmesser von 50 mm.

Tabelle 6.16: Simulierte Gefügezusammensetzung des Abschreckversuchs für 17Cr3 mit der chemischen Zusammensetzung der unteren Spezifikationsgrenze (Mindestgehalt in Tabelle 6.14).

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restaustenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|
| 0,0 | 99,0 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 0,9 |
| 0,5 | 98,8 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 1,1 |
| 1,0 | 98,7 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 1,2 |
| 1,5 | 98,7 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 1,2 |
| 2,0 | 98,9 | 0,2 | 0,0 | 0,0 | 0,9 |
| 2,5 | 98,8 | 0,4 | 0,1 | 0,0 | 0,7 |
| 3,0 | 98,6 | 0,8 | 0,2 | 0,0 | 0,4 |
| 3,5 | 97,4 | 1,9 | 0,5 | 0,0 | 0,2 |
| 4,0 | 89,3 | 8,6 | 2,1 | 0,0 | 0,1 |
| 4,5 | 73,0 | 22,2 | 4,8 | 0,0 | 0,0 |
| 5,0 | 50,7 | 39,3 | 10,0 | 0,0 | 0,0 |
| 5,5 | 31,6 | 53,9 | 14,5 | 0,0 | 0,0 |
| 6,0 | 18,3 | 63,5 | 18,2 | 0,0 | 0,0 |
| 7,0 | 7,5 | 69,1 | 23,4 | 0,0 | 0,0 |

Tabelle 6.17: Simulierte Gefügezusammensetzung des Abschreckversuchs für 17Cr3 mit einer mittleren chemischen Zusammensetzung gemäß Tabelle 6.14.

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restaustenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|
| 0,0 | 98,9 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,1 |
| 0,5 | 98,6 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,4 |
| 1,0 | 98,4 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,6 |
| 1,5 | 98,5 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,5 |
| 2,0 | 98,8 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 1,1 |
| 2,5 | 99,1 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 0,8 |
| 3,0 | 99,2 | 0,2 | 0,1 | 0,0 | 0,5 |
| 3,5 | 99,0 | 0,4 | 0,3 | 0,0 | 0,3 |
| 4,0 | 96,7 | 1,3 | 1,8 | 0,0 | 0,2 |
| 4,5 | 92,7 | 2,7 | 4,5 | 0,0 | 0,1 |
| 5,0 | 81,5 | 7,1 | 11,3 | 0,0 | 0,1 |
| 5,5 | 70,3 | 12,5 | 17,2 | 0,0 | 0,0 |
| 6,0 | 59,1 | 19,3 | 21,6 | 0,0 | 0,0 |
| 7,0 | 39,4 | 33,7 | 26,9 | 0,0 | 0,0 |

Tabelle 6.18: Simulierte Gefügezusammensetzung des Abschreckversuchs für 17Cr3 mit der chemischen Zusammensetzung der oberen Spezifikationsgrenze (Höchstgehalt in Tabelle 6.14).

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restaustenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|
| 0,0 | 98,6 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,4 |
| 0,5 | 98,2 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,8 |
| 1,0 | 98,0 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 2,0 |
| 1,5 | 98,1 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,9 |
| 2,0 | 98,6 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,4 |
| 2,5 | 98,9 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,1 |
| 3,0 | 99,3 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 0,6 |
| 3,5 | 99,4 | 0,1 | 0,1 | 0,0 | 0,4 |
| 4,0 | 99,0 | 0,4 | 0,4 | 0,0 | 0,2 |
| 4,5 | 97,9 | 0,8 | 1,2 | 0,0 | 0,1 |
| 5,0 | 92,0 | 2,1 | 5,8 | 0,0 | 0,1 |
| 5,5 | 85,6 | 3,8 | 10,6 | 0,0 | 0,0 |
| 6,0 | 79,2 | 5,7 | 15,1 | 0,0 | 0,0 |
| 7,0 | 66,0 | 12,6 | 21,4 | 0,0 | 0,0 |

6.5.1.2 Simulation des Abschreckergebnisses für 20 mm Zylinderdurchmesser

In Bild 6.31 sind die simulierten Abschreckhärteverläufe für die verschiedenen chemischen Zusammensetzungen innerhalb der zulässigen Spezifikationsgrenzen von 17Cr3 nach Tabelle 6.14 für einen Zylinderdurchmesser von 20 mm veranschaulicht. Die zugehörigen tiefenabhängigen Gefügezusammensetzungen für den Randbereich sind in den Tabellen 6.19 bis 6.21 dargestellt. Die gewählten Abschreckbedingungen gehen aus Tabelle 6.15 hervor.

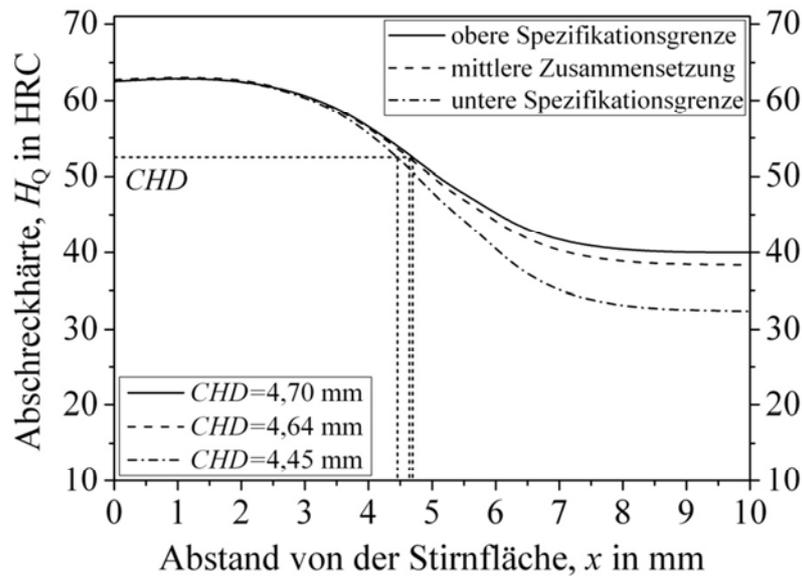


Bild 6.31: Vergleich der simulierten Abschreckhärteverläufe für die verschiedenen chemischen Zusammensetzung von 17Cr3 aus Tabelle 6.14 für einen Zylinderdurchmesser von 20 mm.

Tabelle 6.19: Simulierte Gefügezusammensetzung des Abschreckversuchs für 17Cr3 mit der chemischen Zusammensetzung der unteren Spezifikationsgrenze (Mindestgehalt in Tabelle 6.14).

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restaustenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|
| 0,0 | 99,0 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 0,9 |
| 0,5 | 98,8 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 1,1 |
| 1,0 | 98,7 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 1,2 |
| 1,5 | 98,7 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 1,2 |
| 2,0 | 98,9 | 0,2 | 0,0 | 0,0 | 0,9 |
| 2,5 | 98,9 | 0,4 | 0,1 | 0,0 | 0,6 |
| 3,0 | 98,6 | 0,9 | 0,2 | 0,0 | 0,3 |
| 3,5 | 97,2 | 2,0 | 0,6 | 0,0 | 0,2 |
| 4,0 | 93,3 | 4,9 | 1,7 | 0,0 | 0,1 |
| 4,5 | 87,2 | 9,2 | 3,6 | 0,0 | 0,0 |
| 5,0 | 76,9 | 16,2 | 6,9 | 0,0 | 0,0 |
| 5,5 | 69,3 | 21,4 | 9,3 | 0,0 | 0,0 |
| 6,0 | 60,4 | 27,3 | 12,3 | 0,0 | 0,0 |
| 7,0 | 50,7 | 33,9 | 15,4 | 0,0 | 0,0 |

Tabelle 6.20: Simulierte Gefügezusammensetzung des Abschreckversuchs für 17Cr3 mit einer mittleren chemischen Zusammensetzung gemäß Tabelle 6.14.

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restaustenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|
| 0,0 | 98,9 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,1 |
| 0,5 | 98,6 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,4 |
| 1,0 | 98,4 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,6 |
| 1,5 | 98,5 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,5 |
| 2,0 | 98,9 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,1 |
| 2,5 | 99,1 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 0,8 |
| 3,0 | 99,3 | 0,2 | 0,1 | 0,0 | 0,4 |
| 3,5 | 99,1 | 0,4 | 0,3 | 0,0 | 0,2 |
| 4,0 | 97,9 | 0,8 | 1,2 | 0,0 | 0,1 |
| 4,5 | 95,2 | 1,4 | 3,3 | 0,0 | 0,1 |
| 5,0 | 89,4 | 2,7 | 7,8 | 0,0 | 0,1 |
| 5,5 | 84,8 | 3,7 | 11,5 | 0,0 | 0,0 |
| 6,0 | 80,4 | 4,7 | 14,9 | 0,0 | 0,0 |
| 7,0 | 75,3 | 6,1 | 18,6 | 0,0 | 0,0 |

Tabelle 6.21: Simulierte Gefügezusammensetzung des Abschreckversuchs für 17Cr3 mit der chemischen Zusammensetzung der oberen Spezifikationsgrenze (Höchstgehalt in Tabelle 6.14).

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restaustenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|
| 0,0 | 98,6 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,4 |
| 0,5 | 98,2 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,8 |
| 1,0 | 98,0 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 2,0 |
| 1,5 | 98,2 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,8 |
| 2,0 | 98,6 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,4 |
| 2,5 | 99,0 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,0 |
| 3,0 | 99,4 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 0,5 |
| 3,5 | 99,5 | 0,1 | 0,1 | 0,0 | 0,3 |
| 4,0 | 99,1 | 0,3 | 0,4 | 0,0 | 0,2 |
| 4,5 | 98,0 | 0,5 | 1,4 | 0,0 | 0,1 |
| 5,0 | 94,8 | 1,0 | 4,1 | 0,0 | 0,1 |
| 5,5 | 92,5 | 1,4 | 6,1 | 0,0 | 0,0 |
| 6,0 | 89,4 | 1,6 | 9,0 | 0,0 | 0,0 |
| 7,0 | 85,6 | 1,9 | 12,5 | 0,0 | 0,0 |

6.5.1.3 Diskussion der Ergebnisse

Aus den durchgeführten Härtesimulationen in den Bildern 6.30 und 6.31 ist ersichtlich, dass die Abschreckhärteprofile der verschiedenen chemischen Zusammensetzungen im Randbereich nahezu deckungsgleich verlaufen. Dies wird dadurch verständlich, dass die erreichbare Härte in der Zone nahe der Oberfläche (Aufhärbarkeit) fast ausschließlich durch die Kohlenstoffkonzentration bestimmt wird. Die übrigen Legierungselemente haben demgegenüber einen vergleichsweise geringen Einfluss auf die Härte im Randbereich [63].

Im Übergangsbereich nimmt die Kohlenstoffkonzentration innerhalb der Anreicherungszone ab, wodurch die maximal erreichbare Härte ebenfalls sinkt. Der relative Einfluss der restlichen chemischen Elemente auf die Gefügezusammensetzung und Härteverteilung nimmt entsprechend zu. Insbesondere Legierungselemente wie Cr, Mn, Mo, Ni und Si bewirken mit zunehmender Konzentration eine Erhöhung der Härte [181], wie jeweils im Vergleich der unteren und oberen Spezifikationsgrenze deutlich wird (vgl. Bilder 6.30 und 6.31). Der Grundkohlenstoffgehalt von 0,16 Gew.-% reicht in diesem Werkstoff nicht aus, um vollständig Martensit zu bilden.

Beim Vergleich der Härtesimulationen für die unterschiedlichen Durchmesser ist zu erkennen, dass trotz identischer chemischer Zusammensetzung im Kernbereich die Abschreckhärteverläufe der dickeren Probe (Durchmesser von 50 mm) jeweils niedriger liegen als die der dünneren Probe (Durchmesser von 20 mm). Dies lässt sich mit dem größeren Abstand des Kernbereichs zur Oberfläche begründen, weil dadurch die Wärmeleitung verzögert wird. Durch die folglich niedrigeren Abkühlgeschwindigkeiten im Kernbereich der dickeren Probe kann weniger Martensit gebildet werden [63], der für eine hohe Härte maßgeblich ist [9, 14, 62]. Der Werkstoff 17Cr3 zählt zu den relativ schlecht einhärtenden Einsatzstählen, der für größere Wandstärken nicht geeignet ist.

Die Härtesimulationen zeigen, dass leichte Abweichungen der chemischen Zusammensetzung innerhalb des zulässigen Bereichs hin zur unteren oder oberen Spezifikationsgrenze (vgl. Tabelle 6.14 für 17Cr3) für die beim Einsatzhärten wichtige Zone zwischen dem Rand und der Einsatzhärtungstiefe bei 52,5 HRC nur einen geringen Einfluss haben, da die resultierende Härte hier maßgeblich durch die erhöhten Kohlenstoffkonzentrationen bestimmt wird [63]. Im Randbereich sind die simulierten Abschreckhärteverläufe für die verschiedenen chemischen Zusammensetzungen daher nahezu identisch. Im Bereich um die Einsatzhärtungstiefe sind erstmals Unterschiede zwischen den Abschreckhärteverläufen erkennbar. Die größten Härteunterschiede treten im Kernbereich bei der Grundhärte auf (vgl. Bilder 6.30 und 6.31).

Der Einfluss der Legierungszusammensetzung innerhalb der Spezifikationsgrenzen auf die resultierende Gefügestruktur sowie Härteverteilung ist zudem erheblich von der Stahlsorte abhängig. Während sich bei einem vergleichsweise niedrig legierten Stahl, wie 17Cr3, eine Änderung der chemischen Zusammensetzung innerhalb der Spezifikationsgrenzen verhältnismäßig stark auf die Gefügestruktur und Härteverteilung auswirkt, ist der Einfluss bei einem höher legierten Stahl mit somit besserer Einhärtbarkeit, wie z. B. 18NiCrMo14-6, wesentlich geringer [13, 63, 98].

6.5.2 Einfluss des Abschreckmittels

Der Einfluss des Abschreckmittels auf die resultierende Gefügestruktur und Härteverteilung nach dem Abschrecken wurde bereits in den Abschnitten 2.2.2 und 2.3 diskutiert. Insbesondere bei vergleichsweise niedrig legierten Stählen, wie 17Cr3, machen sich unterschiedliche Abschreckmittel stark bemerkbar. Im Gegensatz dazu bildet sich bei höher legierten Einsatzstählen, wie 18NiCrMo14-6, schon bei verhältnismäßig niedrigen Abkühlgeschwindigkeiten ein fast vollständig martensitisches Gefüge aus, wodurch auch der Übergangs- und Kernbereich höhere Härtewerte aufweist. In diesem Abschnitt soll beispielhaft die Wirkung der unterschiedlichen Abschreckmittel „Wasser, ruhend“ bei einer Badtemperatur von 26 °C und „Abschrecköl, ruhend“ bei einer Badtemperatur von 53 °C auf die genannten Stähle 18NiCrMo14-6 und 17Cr3 veranschaulicht werden. In Bild 6.32 sind die sehr unterschiedlichen Wärmeübergangskoeffizienten dieser beiden Abschreckmittel (vgl. Abschnitt 6.3.1) als Funktion der Oberflächentemperatur dargestellt [165, 166].

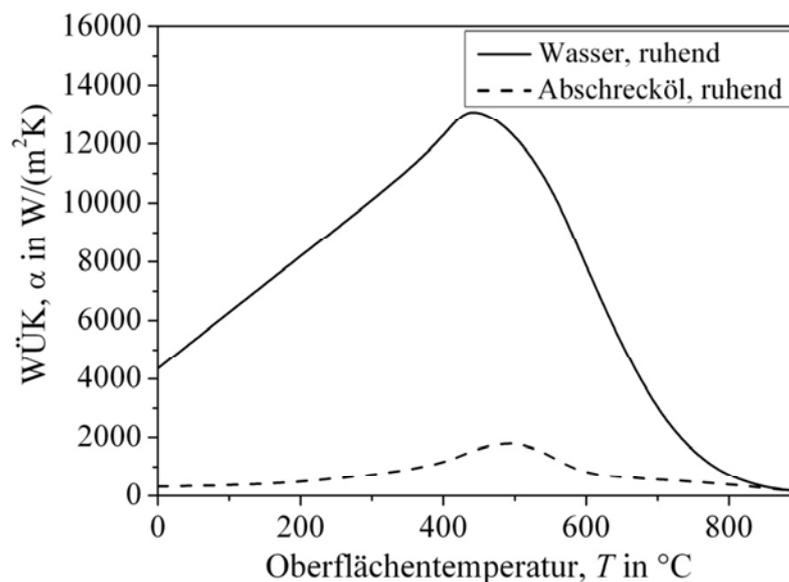


Bild 6.32: Vergleich der Wärmeübergangskoeffizienten von „Wasser, ruhend“ bei $T_F = 26$ °C und „Abschrecköl, ruhend“ bei $T_F = 53$ °C als Funktion der Oberflächentemperatur.

Die Härtesimulationen finden in Anlehnung an die in Abschnitt 3.2.2 mitgeteilten Abschreckversuche statt. Es wurden die spektroskopisch bestimmten chemischen Zusammensetzungen der beiden Einsatzstähle aus Tabelle 3.7 verwendet. Die jeweilige Kohlenstoffverteilung wurde nach dem Aufkohlen anhand der Sekundärionenmassenspektrometrie bestimmt (vgl. Bilder 3.8 und 3.10). Die Tabellen 6.22 und 6.23 fassen die Bedingungen des Abschreckversuchs zusammen. Die simulierten Abschreckhärteverläufe von 18NiCrMo14-6 und 17Cr3 sind in Bild 6.33 dargestellt.

Tabelle 6.22: Werkstückabmessung, Härtetemperatur, Gefügezustand und Badbedingungen des Abschreckversuchs für 18NiCrMo14-6.

| Werkstück | | Abschreckmittel | |
|--------------------------------|--------|-------------------------|----------------------|
| Durchmesser d : | 40 mm | Typ: | Wasser / Abschrecköl |
| Härtetemperatur T_H : | 859 °C | Bewegungszustand: | ruhend |
| Austenitkorngröße K_{ASTM} : | 8 | Fluidtemperatur T_F : | 26 °C / 53 °C |

Tabelle 6.23: Werkstückabmessung, Härtetemperatur, Gefügezustand und Badbedingungen des Abschreckversuchs für 17Cr3.

| Werkstück | | Abschreckmittel | |
|--------------------------------|--------|-------------------------|----------------------|
| Durchmesser d : | 33 mm | Typ: | Wasser / Abschrecköl |
| Härtetemperatur T_H : | 869 °C | Bewegungszustand: | ruhend |
| Austenitkorngröße K_{ASTM} : | 8 | Fluidtemperatur T_F : | 26 °C / 53 °C |

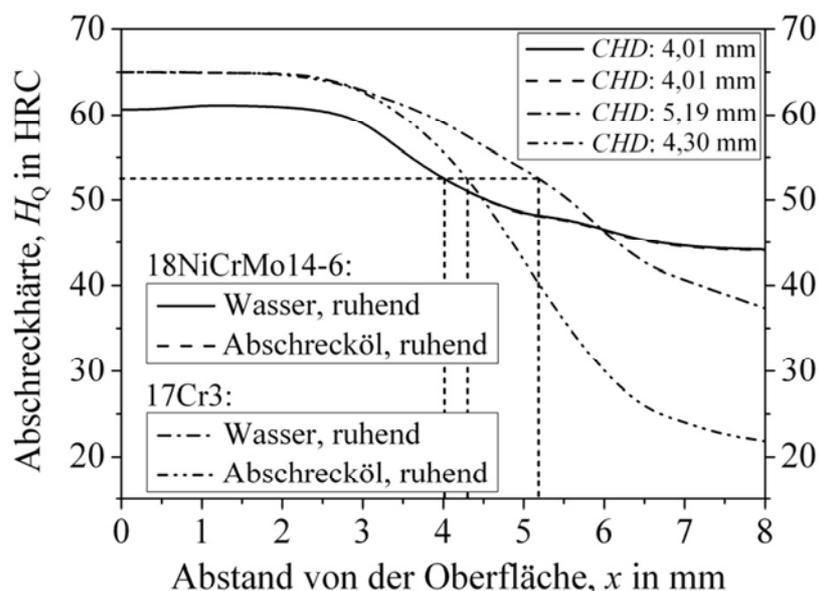


Bild 6.33: Härtesimulationen für 18NiCrMo14-6 und 17Cr3 mit den Abschreckmitteln „Wasser, ruhend“ bei $T_F = 26$ °C und „Abschrecköl, ruhend“ bei $T_F = 53$ °C.

Es ist bemerkenswert, dass die simulierten Abschreckhärteverläufe von 18NiCrMo14-6 für beide Medien trotz sehr unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten praktisch identisch sind. Der Grund hierfür liegt in der sehr guten Einhärbarkeit von 18NiCrMo14-6 (nahezu Lufthärter). Schon die relativ geringen Abkühlgeschwindigkeiten beim Abschrecken mit „Abschrecköl, ruhend“ führen, selbst im Übergangs- und Kernbereich, zu einer fast vollständigen Umwandlung des Austenits in Martensit und folglich zu vergleichbar hohen Härtewerten wie bei dem Abschreckversuch mit „Wasser, ruhend“. Die Einsatzhärtungstiefe *CHD* beträgt jeweils 4,01 mm. Bei 17Cr3 hingegen bewirken die verschiedenen Abschreckmittel vollkommen unterschiedliche Abschreckhärteverläufe. Während die hohen Abkühlgeschwindigkeiten beim Abschrecken mit „Wasser, ruhend“ auch im Übergangs- und Kernbereich zu relativ hohen Härtewerten führen, reichen die Abkühlgeschwindigkeiten bei der Verwendung von „Abschrecköl, ruhend“ nicht aus, um vergleichbar hohe Härtewerte zu erzielen. Nach Bild 6.33 betragen die Einsatzhärtungstiefen 4,30 bzw. 5,19 mm.

Die durchgeführten Härtesimulationen können durch Abschreckversuche für 18NiCrMo14-6 und 17Cr3 (siehe Abschnitt 3.2.2) validiert werden. Man vergleiche hierzu die Abschnitte 7.1 und 7.3. Bei den Experimenten mit dem Einsatzstahl 18NiCrMo14-6 sind unter Verwendung der Abschreckmittel Wasser, Salzwasser, Hydraulik- und Abschrecköl, genau wie bei der Härtesimulation, aufgrund der guten Einhärbarkeit keine nennenswerten Unterschiede zwischen den jeweiligen Abschreckhärteverläufen festzustellen. Auch die Abschreckversuche für 17Cr3 mit den Abschreckmitteln Wasser und Abschrecköl stimmen mit den Befunden der Härtesimulation überein. Hier kommt es bei der Verwendung von unterschiedlichen Abschreckmitteln, entsprechend der durchgeführten Härtesimulation, zu erheblichen Unterschieden bei den resultierenden Abschreckhärteverläufen und den diese Profile charakterisierenden Einsatzhärtungstiefen.

6.5.3 Einfluss der Härtetemperatur

Wie bereits in Abschnitt 2.2 beschrieben, wird beim Direkthärten die Temperatur des Bauteils nach dem Aufkohlen üblicherweise in langsamer Regelung auf eine niedrigere Härtetemperatur T_H gesenkt, von der aus das Bauteil in einem Abschreckmedium möglichst rasch abgekühlt wird. Das Abschrecken beim Einfachhärten erfolgt, nachdem das zunächst aus der Aufkohlungshitze geregelt auf Raumtemperatur abgekühlte Bauteil (z. B. perlitisiert mit Kornfeinung, vergütet) auf die gewünschte Härtetemperatur T_H wiedererwärmt und dort austenitisiert wurde [9, 62].

Durch eine erhöhte Härtetemperatur kann es etwa zu Kornwachstum und dadurch bedingt zur Entstehung von grobem, zur Versprödung neigendem Austenitkorn kommen [63]. Der Einfluss eines gröberen Austenitkornzustands auf das Einsatzhärtungsergebnis wird in Abschnitt 6.5.4 am Beispiel von Härtesimulationen mit unterschiedlichen Austenitkorngrößen näher erläutert.

Bei zu niedrigen Härtetemperaturen unterhalb der A_{c3} -Temperatur wandelt sich das z. B. perlitische oder ferritische Gefüge (z. B. GKZ-Glühen) des Stahls nicht vollständig in Austenit um und es kommt beim Abschrecken zu ungleichmäßiger und teilweise niedriger Härte im Gefüge (Weichfleckigkeit) [63, 65]. In Bild 6.34 ist ein Ausschnitt des Eisen-Kohlenstoff-Zustandsschaubilds dargestellt, der den Verlauf der A_{c3} -Temperatur mithilfe der rot eingefärbten G-S-E-Linie dargestellt. Es ist deutlich zu erkennen, dass die A_{c3} -Temperatur mit von der Fe-Seite zunehmender Kohlenstoffkonzentration abnimmt. Bei 0,8 Gew.-% C (binäres Fe-C) erreicht die A_{c3} -Temperatur ihr Minimum von 723 °C (eutektoider Punkt). Mit weiter steigender Kohlenstoffkonzentration steigt die A_{c3} -Temperatur wieder an.

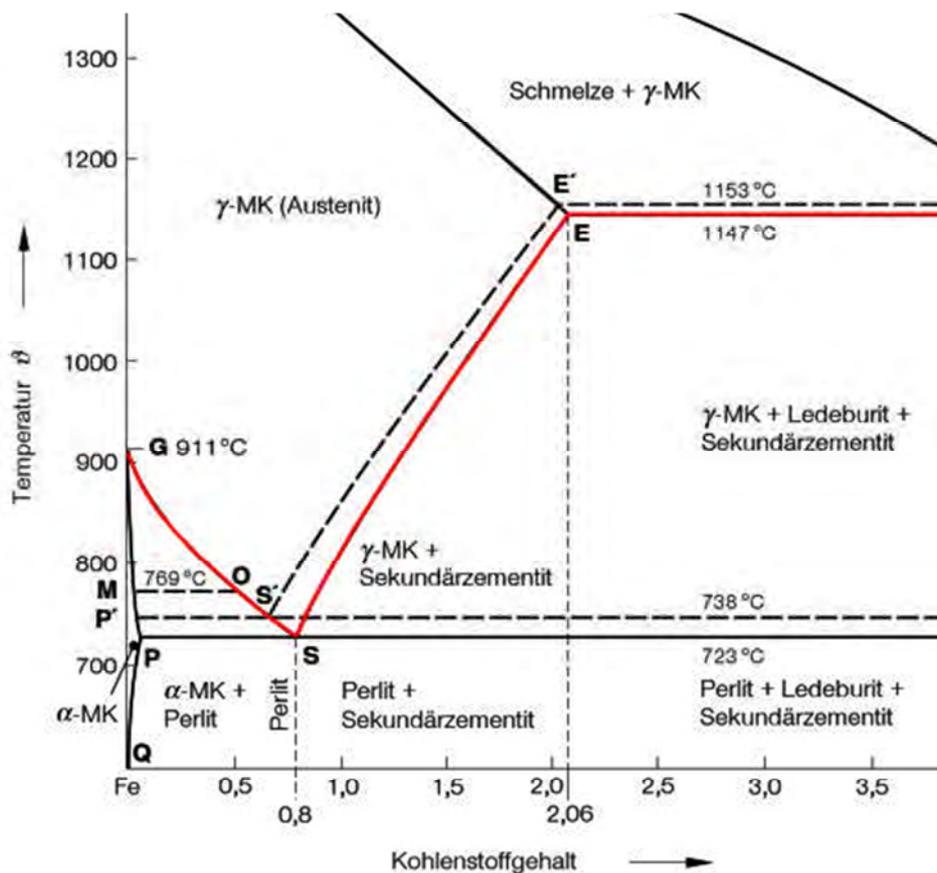


Bild 6.34: Ausschnitt aus dem Eisen-Kohlenstoff-Zustandsschaubild zur Veranschaulichung des Verlaufs der A_{c3} -Temperatur in der Stahlecke [63].

Nachfolgend soll der Einfluss einer zu niedrigen Härtetemperatur auf die resultierende Gefügestruktur sowie Härteverteilung untersucht werden. Hierzu wurden mit JMatPro ZTU-Daten für den Einsatzstahl 16MnCr5 mit der gemessenen chemischen Zusammensetzung aus Tabelle 3.7 und Härtetemperaturen von jeweils 780 und 860 °C berechnet und in SimCarb QuenchTemp programmiert.

In Tabelle 6.24 ist der mit JMatPro simulierte Gefügestand bei einer Härtetemperatur von 780 °C für die relevanten Kohlenstoffkonzentrationen zwischen 0,1 und 1,0 Gew.-% dargestellt. Es ist zu erkennen, dass diese niedrige Härtetemperatur bei Kohlenstoffgehalten von 0,3 bis 0,6 Gew.-% oberhalb der A_{c3} -Temperatur liegt, d. h. in diesem Konzentrations- bzw. Tiefenbereich liegt vor dem Abschrecken ein vollständig austenisiertes Gefüge vor. Bei Kohlenstoffkonzentrationen von 0,1 und 0,2 Gew.-% bzw. 0,7 bis 1,0 Gew.-% liegt die Härtetemperatur von 780 °C offensichtlich unterhalb der A_{c3} -Temperatur. Der Ferrit kann in diesen Bereichen nicht vollständig in Austenit umgewandelt werden. Bei höheren übereutektoiden Kohlenstoffkonzentrationen entsteht neben Austenit zusätzlich Zementit. Durch den Einfluss der Legierungselemente von 16MnCr5 wird der eutektoide Punkt des Zweistoffsystems Fe-C in den Bereich von etwa 0,5 Gew.-% C verschoben. Diffusive Umverteilung von Kohlenstoff in der Aufkohlungszone kann während der kleinen Austenitisierungszeiten auf Härtetemperatur vernachlässigt werden [6]. Bei einer Härtetemperatur von 860 °C wird das gesamte Gefüge für alle Kohlenstoffkonzentrationen vollständig austenitisiert.

Tabelle 6.24: Gefügestruktur von 16MnCr5 vor dem Abschrecken bei einer Härtetemperatur von 780 °C.

| Kohlenstoffgehalt in Gew.-% | Austenit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Zementit, Vol.-% |
|--------------------------------|---------------------|-------------------|---------------------|
| 0,1 | 48,88 | 51,06 | --- |
| 0,2 | 78,09 | 21,86 | --- |
| 0,3 | 100,0 | --- | --- |
| 0,4 | 100,0 | --- | --- |
| 0,5 | 100,0 | --- | --- |
| 0,6 | 100,0 | --- | --- |
| 0,7 | 99,68 | --- | 0,26 |
| 0,8 | 98,35 | --- | 1,59 |
| 0,9 | 96,96 | --- | 2,99 |
| 1,0 | 96,51 | --- | 4,44 |

Die für die Härtesimulationen verwendete chemische Zusammensetzung und die Bedingungen der simulierten Abschreckprozesse sind in den Tabellen 6.25 und 6.26 zusammengestellt. Der mit SIMS gemessene Kohlenstoffverlauf ist in Bild 3.9 aufgetragen und wurde entsprechend in SimCarb QuenchTemp importiert.

Tabelle 6.25: Gemessene chemische Zusammensetzung von 16MnCr5.

| | | | | | | | |
|----------------------------|--------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Werkstoff-Nr. | 1.7131 | | | | | | |
| Kurzname | 16MnCr5 | | | | | | |
| Normen / Bezug | DIN EN 10084 | | | | | | |
| Konzentration in Gew.-% | C | Cr | Co | Mn | Mo | Ni | Si |
| | 0,175 | 1,09 | 0,010 | 1,15 | 0,029 | 0,134 | 0,234 |
| | V | Al | Cu | N | S | P | |
| | 0,0030 | 0,038 | 0,31 | --- | 0,02 | 0,013 | |

Tabelle 6.26: Werkstückabmessung, Härtetemperatur, Gefügestand und Badbedingungen des Abschreckversuchs für 16MnCr5.

| Werkstück | | Abschreckmittel | |
|--------------------------------|--------------|-------------------------|-------------|
| Durchmesser d : | 50 mm | Typ: | Abschrecköl |
| Härtetemperatur T_H : | 780 / 860 °C | Bewegungszustand: | ruhend |
| Austenitkorngröße K_{ASTM} : | 8 | Fluidtemperatur T_F : | 53 °C |

In Bild 6.35 sind die Abschreckhärteverläufe der Härtesimulationen für 16MnCr5 bei den Härtetemperaturen von 780 und 860 °C wiedergegeben. Insbesondere im Rand- und Kernbereich (bei Kohlenstoffkonzentrationen von 0,1 bis 0,2 Gew.-% und 0,7 bis 0,9 Gew.-%), in denen das Gefüge bei einer Härtetemperatur von 780 °C nicht vollständig in Austenit umgewandelt werden kann, ist eine geringere Härte festzustellen (Weichfleckigkeit, Unteraustenitisieren). Im Übergangsbereich (bei Kohlenstoffkonzentrationen von 0,3 bis 0,6 Gew.-%) sind beide Härteverläufe nahezu identisch, da in diesem Bereich vor dem Abschrecken auch bei einer Härtetemperatur von 780 °C ein vollständig austenitisches Gefüge vorlag (vgl. Tabelle 6.24).

Bei einer weiteren Absenkung der Härtetemperatur unter 780 °C ist mit einem noch stärkeren Abfall des Abschreckhärteverlaufs, auch im Übergangsbereich, zu rechnen. In den Tabellen 6.27 und 6.28 sind die resultierenden Gefügestandbedingungen der Härtesimulationen dargestellt.

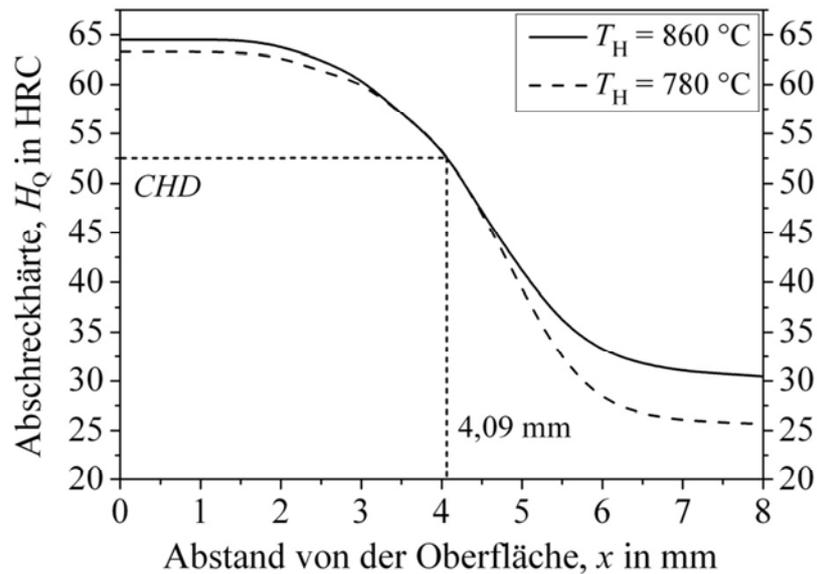


Bild 6.35: Vergleich der simulierten Abschreckhärteverläufe von 16MnCr5 bei Härtetemperaturen von 780 bzw. 860 °C.

Tabelle 6.27: Simulierte Gefügezusammensetzung des Abschreckversuchs für 16MnCr5 bei einer Härtetemperatur von 860 °C.

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restausenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|------------------------|
| 0,0 | 82,5 | 0,8 | 0,0 | 1,3 | 15,4 |
| 0,5 | 82,5 | 0,8 | 0,0 | 1,3 | 15,4 |
| 1,0 | 85,1 | 0,9 | 0,0 | 1,0 | 13,0 |
| 1,5 | 87,7 | 0,9 | 0,0 | 0,7 | 10,7 |
| 2,0 | 92,9 | 2,5 | 0,0 | 0,3 | 5,3 |
| 2,5 | 90,9 | 6,8 | 0,0 | 0,2 | 2,1 |
| 3,0 | 91,2 | 7,6 | 0,0 | 0,1 | 1,1 |
| 3,5 | 76,8 | 22,6 | 0,1 | 0,1 | 0,4 |
| 4,0 | 65,0 | 34,4 | 0,3 | 0,1 | 0,2 |
| 4,5 | 44,3 | 54,3 | 1,2 | 0,1 | 0,1 |
| 5,0 | 28,0 | 67,5 | 4,4 | 0,1 | 0,0 |
| 5,5 | 16,3 | 75,5 | 8,1 | 0,1 | 0,0 |
| 6,0 | 9,7 | 79,9 | 10,3 | 0,1 | 0,0 |
| 6,5 | 8,1 | 79,7 | 12,1 | 0,1 | 0,0 |
| 7,0 | 7,4 | 79,3 | 13,2 | 0,1 | 0,0 |
| 8,0 | 6,7 | 79,1 | 14,1 | 0,1 | 0,0 |

Tabelle 6.28: Simulierte Gefügezusammensetzung des Abschreckversuchs für 16MnCr5 bei einer Härtetemperatur von 780 °C

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restaustenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|
| 0,0 | 90,5 | 4,6 | 0,0 | 0,7 | 4,2 |
| 0,5 | 90,5 | 4,6 | 0,0 | 0,7 | 4,2 |
| 1,0 | 90,8 | 4,5 | 0,0 | 0,7 | 4,0 |
| 1,5 | 91,0 | 4,5 | 0,0 | 0,6 | 3,9 |
| 2,0 | 91,7 | 4,3 | 0,0 | 0,4 | 3,6 |
| 2,5 | 95,4 | 2,4 | 0,0 | 0,1 | 2,1 |
| 3,0 | 93,6 | 5,2 | 0,0 | 0,1 | 1,1 |
| 3,5 | 80,5 | 18,8 | 0,1 | 0,1 | 0,5 |
| 4,0 | 68,4 | 31,0 | 0,3 | 0,1 | 0,2 |
| 4,5 | 44,6 | 54,0 | 1,2 | 0,1 | 0,1 |
| 5,0 | 24,8 | 65,9 | 9,2 | 0,1 | 0,0 |
| 5,5 | 9,5 | 72,1 | 18,4 | 0,0 | 0,0 |
| 6,0 | 0,8 | 75,8 | 23,4 | 0,0 | 0,0 |
| 6,5 | 0,0 | 73,9 | 26,1 | 0,0 | 0,0 |
| 7,0 | 0,0 | 72,6 | 27,4 | 0,0 | 0,0 |
| 8,0 | 0,0 | 71,9 | 28,1 | 0,0 | 0,0 |

6.5.4 Einfluss der Austenitkorngröße

Die Austenitkorngröße vor dem Abschrecken, z. B. als K_{ASTM} mithilfe von Richtreihen ausgewertet [105], spielt bei der Wärmebehandlung von Stahl eine wichtige Rolle. Sie beeinflusst die Gefügeausbildung und resultierende Härte nach dem Abschrecken. Grobes Korn entsteht beispielsweise bei zu hohen Härtetemperaturen (vgl. Abschnitt 6.5.3) und erschwert in der Regel die Diffusionsbedingungen bei sinkender Temperatur, wodurch bei gleicher Abkühlgeschwindigkeit der Martensitanteil und damit die Einhärtbarkeit zunehmen [63]. Feines Korn erleichtert die Umwandlung des Austenits in der Perlitstufe [63]. Um gleiche Martensitmengen zu erzielen, muss ein feinkörniger Stahl deshalb schneller abgekühlt werden als ein grobkörniger Stahl [63, 88]. Feinkorn besitzt bei nicht zu hohen Betriebstemperaturen eine höhere Festigkeit und Zähigkeit und ist daher technisch zumeist erwünscht [182].

Um den Einfluss der Austenitkorngröße auf das Ergebnis des Einsatzhärtens zu prüfen, wurde mit JMatPro jeweils ein ZTU-Datensatz für den Einsatzstahl 16MnCr5 mit einer Austenitkorngröße von $K_{ASTM} = 8$ (feineres Korn) bzw. $K_{ASTM} = 5$ (gröberes Korn) berechnet und in SimCarb QuenchTemp programmiert. Dieser Bereich deckt technisch übliche Gefügestände ab. Eine örtliche Änderung der Austenitkorngröße über den Querschnitt, z. B. in Verbindung

mit Seigerungen, wird auch im thermophysikalischen Modell in der Berechnung vernachlässigt. Für die Härtesimulationen wurden die spektroskopisch ermittelte chemische Zusammensetzung von 16MnCr5 aus Tabelle 6.29 und die Abschreckbedingungen aus Tabelle 6.30 verwendet. Weiterhin wurde der mit SIMS bestimmte Kohlenstoffverlauf aus Bild 3.9 für die Simulationen übernommen. Die experimentellen Daten stammen aus der für 16MnCr5 durchgeführten Versuchsreihe (vgl. Abschnitt 3.2).

Tabelle 6.29: Gemessene chemische Zusammensetzung von 16MnCr5.

| | | | | | | | |
|----------------------------|--------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Werkstoff-Nr. | 1.7131 | | | | | | |
| Kurzname | 16MnCr5 | | | | | | |
| Normen / Bezug | DIN EN 10084 | | | | | | |
| Konzentration in Gew.-% | C | Cr | Co | Mn | Mo | Ni | Si |
| | 0,175 | 1,09 | 0,010 | 1,15 | 0,029 | 0,134 | 0,234 |
| | V | Al | Cu | N | S | P | |
| | 0,0030 | 0,038 | 0,31 | --- | 0,02 | 0,013 | |

Tabelle 6.30: Werkstückabmessung, Härtetemperatur, Gefügestand und Badbedingungen des Abschreckversuchs für 16MnCr5.

| Werkstück | | Abschreckmittel | |
|--------------------------------|--------|-------------------------|----------------|
| Durchmesser d : | 50 mm | Typ: | Wasser |
| Härtetemperatur T_H : | 840 °C | Bewegungszustand: | schwach bewegt |
| Austenitkorngröße K_{ASTM} : | 8 / 5 | Fluidtemperatur T_F : | 26 °C |

In Bild 6.36 sind die simulierten Abschreckhärteverläufe für die Austenitkorngrößen $K_{ASTM} = 8$ und $K_{ASTM} = 5$ dargestellt. Im Rand- und Übergangsbereich ist eine deutliche Übereinstimmung der Härteverläufe zu beobachten. Die Einsatzhärtungstiefen CHD liegen mit 4,79 bzw. 4,89 mm nur wenig auseinander. Der Einfluss der unterschiedlichen Austenitkorngrößen macht sich, insbesondere im Kernbereich mit einem Unterschied von etwa 2 HRC bemerkbar. Die Simulationsergebnisse bestätigen die Aussage [63], dass gröberes Korn bei gleicher Abkühlgeschwindigkeit die Diffusionsbedingungen erschwert und die Einhärtbarkeit erhöht.

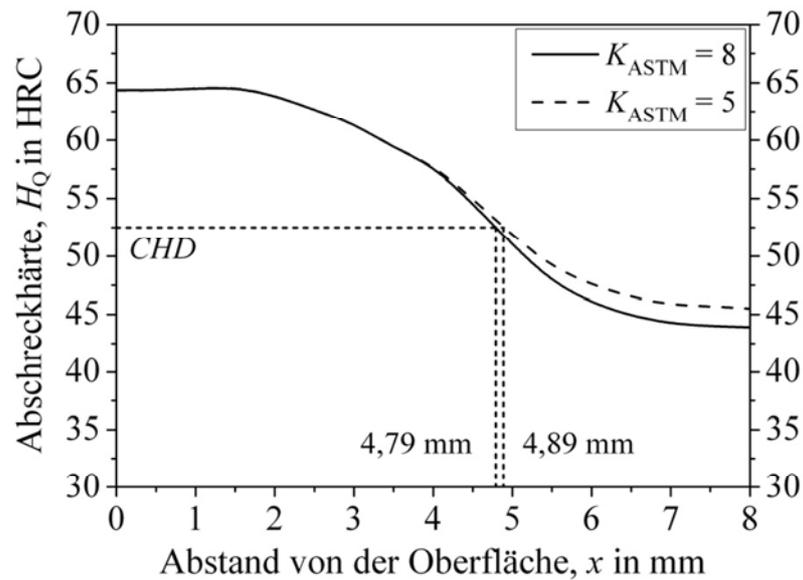


Bild 6.36: Einfluss verschiedener Austenitkorngrößen auf den resultierenden Abschreckhärteverlauf bei gleichen Prozessbedingungen.

Die simulierte Gefügezusammensetzung ist für beide Austenitkorngrößen jeweils in den Tabellen 6.31 und 6.32 zusammengefasst. Bei der Simulation mit $K_{ASTM} = 8$ (feines Korn) wird bei einem Abstand von der Oberfläche von 8 mm ein Martensitanteil von etwa 81 Vol.-% vorhergesagt. Im Gegensatz hierzu entsteht bei der Härtesimulation mit $K_{ASTM} = 5$ (grobes Korn) bei gleichem Abstand von der Oberfläche und entsprechend identischer Abkühlgeschwindigkeit ein Martensitanteil von rund 98,5 Vol.-%. Anhand der Simulationen kann bestätigt werden, dass durch ein größeres Korn bei gleicher Abkühlgeschwindigkeit ein erhöhter Martensitanteil, insbesondere im Kernbereich, entsteht.

Man beachte, dass im Rahmen dieser Analyse nur die Auswirkung der (ehemaligen) Austenitkorngröße auf das durch Gefügezusammensetzung und Härte ausgedrückte Einsatzhärtungsergebnis untersucht wird. Die Vorteile der größeren Korngrenzfläche eines Feinkorngefüges liegen auch in der dadurch geringeren Belegung mit schwächenden Elementen wie etwa Phosphor oder Schwefel [67]. Grobkorn neigt daher eher zur Versprödung und interkristallinem Bruchverhalten, so dass die Festigkeit der gehärteten Körner nicht voll ausgenutzt werden kann [65, 182]. Diese Eigenschaften müssen gegeneinander abgewogen werden.

Tabelle 6.31: Simulierte Gefügezusammensetzung des Abschreckversuchs für 16MnCr5 mit $K_{ASTM} = 8$.

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restaustenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|
| 0,0 | 84,2 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 15,7 |
| 0,5 | 84,2 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 15,7 |
| 1,0 | 86,4 | 0,2 | 0,0 | 0,1 | 13,3 |
| 1,5 | 88,5 | 0,4 | 0,0 | 0,2 | 10,9 |
| 2,0 | 94,7 | 0,2 | 0,0 | 0,0 | 5,1 |
| 2,5 | 97,7 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 2,3 |
| 3,0 | 98,8 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,2 |
| 3,5 | 99,4 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 0,5 |
| 4,0 | 99,0 | 0,7 | 0,0 | 0,0 | 0,3 |
| 4,5 | 96,1 | 3,6 | 0,1 | 0,0 | 0,2 |
| 5,0 | 93,5 | 6,1 | 0,3 | 0,0 | 0,1 |
| 6,0 | 87,7 | 11,1 | 0,1 | 0,0 | 0,1 |
| 7,0 | 83,8 | 14,2 | 2,0 | 0,0 | 0,0 |
| 8,0 | 80,7 | 16,8 | 2,5 | 0,0 | 0,0 |

Tabelle 6.32: Simulierte Gefügezusammensetzung des Abschreckversuchs für 16MnCr5 mit $K_{ASTM} = 5$.

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restaustenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|
| 0,0 | 84,3 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 15,7 |
| 0,5 | 84,3 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 15,7 |
| 1,0 | 86,7 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 13,3 |
| 1,5 | 89,1 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 10,9 |
| 2,0 | 94,9 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 5,1 |
| 2,5 | 97,7 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 2,3 |
| 3,0 | 98,8 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 1,2 |
| 3,5 | 99,4 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,6 |
| 4,0 | 99,6 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 0,3 |
| 4,5 | 99,5 | 0,3 | 0,0 | 0,0 | 0,2 |
| 5,0 | 99,4 | 0,5 | 0,0 | 0,0 | 0,1 |
| 6,0 | 99,1 | 0,7 | 0,1 | 0,0 | 0,1 |
| 7,0 | 98,6 | 1,0 | 0,3 | 0,0 | 0,1 |
| 8,0 | 98,5 | 1,1 | 0,3 | 0,0 | 0,1 |

6.6 Berechnung der Anlasshärte mithilfe von Hollomon-Jaffe-Parametern

Im thermophysikalischen Modell von SimCarb QuenchTemp wird die Anlasshärte mithilfe von Hollomon-Jaffe-Parametern berechnet. Wie bereits in Abschnitt 6.2 diskutiert, können unterschiedliche Kombinationen aus Temperatur und Dauer der Wärmebehandlung identische Hollomon-Jaffe-Parameter ergeben. Die Auswirkung der Wärmebehandlung bei gleichen Parametern ist dann ebenfalls vergleichbar [69], was man technisch beispielsweise beim Kurzzeitanlassen ausnutzt. In den folgenden Abschnitten werden neben einigen Grundlagen zur Anlassbeständigkeit von Stählen die durchgeführten Anlassversuche für ausgewählte Einsatzstähle und die anschließende Auswertung der Hollomon-Jaffe-Parameter erläutert.

6.6.1 Anlassbeständigkeit

Um die ausgewerteten Hollomon-Jaffe-Parameter auf alle in SimCarb QuenchTemp programmierten Stähle anwenden zu können, müssen diese Stähle bei identischer Wärmebehandlung (ausgedrückt durch denselben Hollomon-Jaffe-Parameter) eine vergleichbare Anlassbeständigkeit aufweisen, d. h. die Härteabnahme bei einer bestimmten Ausgangshärte (Abschreckhärte) sollte annähernd gleich sein.

Aus der Literatur ist bekannt, dass vergleichsweise höher legierte Stähle eine höhere Anlassbeständigkeit aufweisen, wobei die einzelnen Legierungselemente einen unterschiedlich starken Einfluss auf die Anlassbeständigkeit ausüben. In Tabelle 6.33 ist der Einfluss einzelner Legierungselemente auf die Anlassbeständigkeit von Stahl qualitativ zusammengefasst [181]:

Tabelle 6.33: Einfluss (Tendenz) wichtiger Legierungselemente auf die Anlassbeständigkeit von Stahl [181].

| Legierungselement | Einfluss |
|-------------------|--|
| Mangan | geringe / keine Auswirkung |
| Nickel | geringe / keine Auswirkung |
| Chrom | geringe / keine Auswirkung |
| Silizium | mäßige Erhöhung der Anlassbeständigkeit |
| Cobald | starke Erhöhung der Anlassbeständigkeit |
| Molybdän | sehr starke Erhöhung der Anlassbeständigkeit |
| Wolfram | sehr starke Erhöhung der Anlassbeständigkeit |
| Vanadium | sehr starke Erhöhung der Anlassbeständigkeit |

Die Anlassbeständigkeit einsatzgehärteter Bauteile wird in der Literatur für den relevanten Temperaturbereich von 150 bis 200 °C allerdings nicht näher untersucht. Um die Anlassbeständigkeit in diesem Temperaturbereich für unterschiedlich stark legierte Stähle bei den relevanten Anlasszeiten von 2 bis 4 h zu untersuchen, wurden Anlassversuche für die Einsatzstähle 18CrNiMo7-6, 20MoCr4 und 16MnCr5 (Legierungszusammensetzung siehe Tabelle 3.7) bei den in Tabelle 3.6 mitgeteilten Anlassbedingungen durchgeführt (vgl. Abschnitt 3.2.4). Beim Vergleich der Abschreck- mit den zugehörigen Anlasshärteverläufen wurde festgestellt, dass die Härteabnahme ΔH der verschiedenen Einsatzstähle bei identischer Anlassbehandlung (gleiche Temperatur-Zeit-Kombination) auch im höheren betrachteten Temperaturbereich bei 200 °C noch annähernd gleich ist. Alle drei untersuchten Stähle weisen beispielweise bei einer Anlasstemperatur von 200 °C (220 °C bei 18CrNiMo7-6) und einer Anlassedauer von 2 h im Randbereich eine mittlere Härteabnahme von etwa 120 HV auf. Für die Anlassbehandlung von 16MnCr5 und 20MoCr4 bei 200 °C für 2 h und 18CrNiMo7-6 bei 220 °C für 2 h ist die Härteabnahme in Bild 6.37 als Funktion der Abschreckhärte aufgetragen. Daraus ist ersichtlich, dass die Härteabnahme der untersuchten Stähle selbst bei für das Einsatzhärten hohen Anlasstemperaturen von 200 bzw. 220 °C noch sehr ähnlich ist.

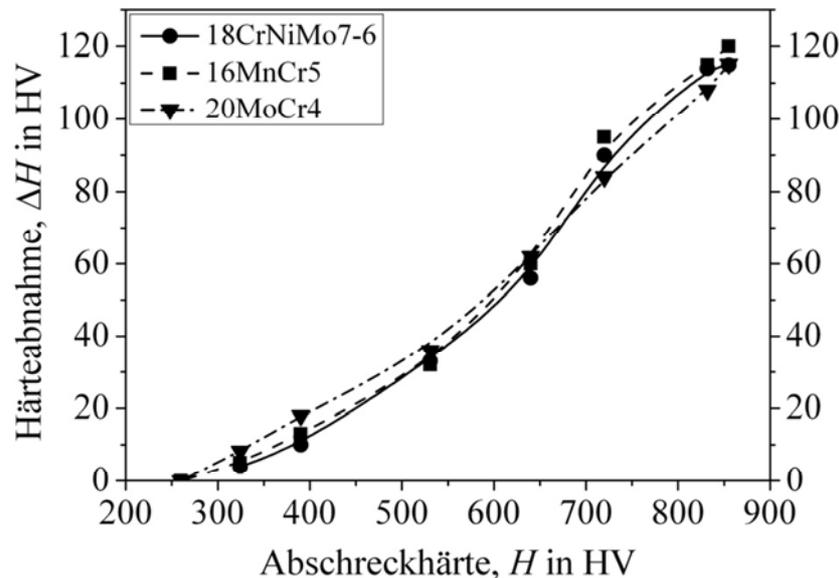


Bild 6.37: Härteabnahme als Funktion der Abschreckhärte nach Anlassversuchen bei 200 °C für 2 h (16MnCr5 und 20MoCr4) sowie 220 °C für 2 h (18CrNiMo7-6).

Die ausgewerteten Anlassversuche zeigen, dass der Einfluss der unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen der untersuchten Stähle auf die Anlassbeständigkeit im Temperaturbereich von 150 bis 200 °C vernachlässigt werden kann. Es ist zu vermuten, dass dieser Einfluss mit ansteigender Anlasstemperatur spürbarer wird.

Um diese Annahme zu überprüfen, wurden weitere abgeschreckte Proben aus 18CrNiMo7-6, 20MoCr4 und 16MnCr5 bei 300 sowie 400 °C und einer Dauer von 2 h angelassen. Nach Messung der Anlasshärte H_T im Randbereich konnte mit zunehmender Anlass temperatur tatsächlich eine unterschiedliche Anlassbeständigkeit der untersuchten Stähle beobachtet werden. Die mittlere Härteabnahme im Randbereich ist für die verschiedenen Anlassbedingungen in Tabelle 6.34 dargestellt.

Tabelle 6.34: Mittlere Härteabnahme im Randbereich nach Anlassen bei 300 °C für 2 h und 400 °C für 2 h.

| Stahl | Härteabnahme ΔH in HV | |
|-------------|-------------------------------|--------------|
| | 300 °C / 2 h | 400 °C / 2 h |
| 18CrNiMo7-6 | 140 | 170 |
| 20MoCr4 | 160 | 250 |
| 16MnCr5 | 165 | 250 |

Während 18CrNiMo7-6 bei einer Anlass temperatur von 300 °C und einer Anlassedauer von 2 h im Randbereich lediglich eine mittlere Härteabnahme von 140 HV aufweist, nimmt die Härte bei 20MoCr4 und 16MnCr5 ungefähr 160 bzw. 165 HV ab. Bei einer Anlass temperatur von 400 °C und einer Dauer von 2 h verstärkt sich diese Tendenz. Die mittlere Härteabnahme im Randbereich der Probe aus 18CrNiMo7-6 beträgt lediglich 170 HV, bei 20MoCr4 und 16MnCr5 nimmt die Härte um jeweils 250 HV ab.

Die qualitativen Literaturangaben zum relativen Wirkungseinfluss der Legierungselemente aus Tabelle 6.33 stimmen für die untersuchten Stähle bei den betrachteten Temperaturen offensichtlich nicht mit den Ergebnissen der Anlassversuche überein. Man vergleiche hierzu die chemische Analyse aus Tabelle 3.7. Aufgrund der bei 20MoCr4 im Vergleich zu 18CrNiMo7-6 etwas höheren Molybdän- und Cobalddkonzentration und des vergleichbar hohen Siliziumgehalts (vgl. Tabelle 3.7), die laut Tabelle 6.33 großen Einfluss auf die Anlassbeständigkeit ausüben, wäre eine höhere oder mit 18CrNiMo7-6 zumindest vergleichbare Anlassbeständigkeit zu erwarten gewesen. Eine Erklärungsmöglichkeit wäre, dass die kombinierte Wirkung der Legierungselemente bei 18CrNiMo7-6 zu der merklich höheren Anlassbeständigkeit führt. Auch ein stärkerer Einfluss von Chrom und/oder Nickel auf die Anlassbeständigkeit könnte Grund für die geringere Härteabnahme von 18CrNiMo7-6 bei den höheren Anlass temperaturen sein. Beide Elemente sind in 18CrNiMo7-6 in deutlich höherer Konzentration als in 20MoCr4 und 16MnCr5 enthalten.

6.6.2 Auswertung der Hollomon-Jaffe-Parameter

Die Untersuchung der Anlassbeständigkeit von 18CrNiMo7-6, 16MnCr5 und 20MoCr4 legt nahe, dass die Härteabnahme der für SimCarb QuenchTemp relevanten Einsatzstähle bei jeweils identischer Anlassbehandlung im Temperaturbereich von 150 bis 200 °C als annähernd gleich angenommen werden kann. Die für die untersuchten Einsatzstähle ausgewerteten Hollomon-Jaffe-Parameter werden deshalb auf alle Einsatzstähle aus der Programmbibliothek (vgl. Tabelle 6.8) angewendet. Die Auswertung der Parameter wird im folgenden Abschnitt näher erläutert.

In Tabelle 6.35 sind die für die Anlassbedingungen aus Tabelle 3.6 mit Gl. (6.17) berechneten Hollomon-Jaffe-Parameter p_{HJ} dargestellt. Für die Hollomon-Jaffe-Konstante C wurde der Mittelwert 16 verwendet.

Tabelle 6.35: Hollomon-Jaffe-Parameter p_{HJ} für die Anlassversuche aus Abschnitt 3.2.4.

| T in °C | t in h | p_{HJ} |
|-----------|----------|----------|
| 150 | 2 | 8402,63 |
| 150 | 3 | 8477,14 |
| 150 | 4 | 8530,01 |
| 170 | 2 | 8799,78 |
| 170 | 3 | 8877,81 |
| 170 | 4 | 8933,18 |
| 200 | 2 | 9395,50 |
| 200 | 3 | 9478,81 |
| 200 | 4 | 9537,93 |
| 220 | 2 | 9792,64 |

Bei der Auswertung der Hollomon-Jaffe-Parameter wird für jeden Anlassparameter aus Tabelle 6.35 die Härteabnahme ΔH für alle gemessenen Abstände von der Oberfläche aus den jeweiligen Abschreck- und Anlasshärteverläufen bestimmt und als Funktion der Abschreckhärte H_Q dargestellt. Die Anlasshärte kann nun anhand des entsprechenden Verlaufs der Härteabnahme ΔH aus der Abschreckhärte berechnet werden.

Die Auswertung ist nachfolgend für den in „Abschrecköl, ruhend“ abgeschreckten und anschließend bei 150 °C für 2 h ($p_{HJ} = 8402,63$) angelassenen Probenzylinder aus 20MoCr4 veranschaulicht. In Tabelle 6.36 sind die gemessenen Abschreck- und Anlasshärtewerte sowie

die jeweilige Härteabnahme ΔH zusammengefasst. Bild 6.38 zeigt die resultierende Härteabnahme ΔH als Funktion der Abschreckhärte H_Q .

Tabelle 6.36: Härteabnahme ΔH von 20MoCr4 nach einer Anlassbehandlung bei 150 °C für 2 h ($p_{\text{HJ}} = 8402,63$).

| Tiefe in mm | H_Q in HV | H_T in HV | ΔH in HV |
|----------------|----------------|----------------|---------------------|
| 0,2 | 854,8 | 815,8 | 39,0 |
| 0,3 | 855,0 | 815,4 | 39,6 |
| 0,4 | 854,6 | 815,4 | 39,2 |
| 0,5 | 854,8 | 812,5 | 42,3 |
| 1,0 | 855,0 | 811,8 | 42,2 |
| 1,5 | 855,0 | 812,5 | 42,5 |
| 2,0 | 855,2 | 812,0 | 43,2 |
| 2,5 | 855,2 | 812,0 | 43,2 |
| 3,0 | 832,0 | 790,9 | 41,1 |
| 3,5 | 720,0 | 682,1 | 37,9 |
| 4,0 | 530,8 | 509,8 | 21,0 |
| 4,5 | 390,0 | 381,5 | 8,5 |
| 5,0 | 324,3 | 320,1 | 4,2 |
| 6,0 | 260,0 | 259,8 | 0,2 |

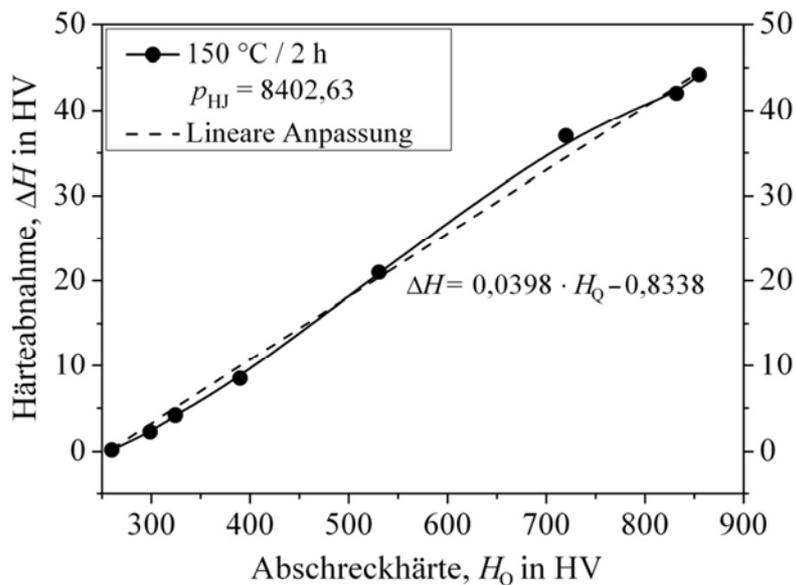


Bild 6.38: Härteabnahme ΔH als Funktion der Abschreckhärte H_Q von 20MoCr4 nach einer Anlassbehandlung bei 150 °C für 2 h ($p_{\text{HJ}} = 8402,63$).

In Bild 6.38 ist zu erkennen, dass die Härteabnahme ΔH annähernd einer Geraden folgt und somit für die Vorhersage im Programm eine lineare Anpassung vorgenommen werden kann.

Für diejenigen Temperatur-Zeit-Kombinationen, für die p_{HJ} einen Wert von etwa 8402 annimmt, kann die Anlasshärte daher mithilfe dieser Funktion aus der Abschreckhärte berechnet werden. Bei der Auswertung aller weiteren Hollomon-Jaffe-Parameter aus Tabelle 6.35 ergibt sich analog zu Bild 6.38 ebenfalls ein gerader Kurvenverlauf, weshalb auch hier für die Programmierung in SimCarb QuenchTemp lineare Anpassungen vorgenommen werden können. Für die Auswertung sämtlicher Parameter p_{HJ} werden jeweils die Mittelwerte der Härteabnahme von 18CrNiMo7-6, 20MoCr4 und 16MnCr5 herangezogen.

In SimCarb QuenchTemp ist es für den Benutzer möglich, Anlasszeiten von 2 bis 4 h in Schritten von einer Minute bei Temperaturen von 150 bis 200 °C in Stufen von einem °C auszuwählen. Der Hollomon-Jaffe-Parameter wird für die gewählte Kombination berechnet. Sofern für den erhaltenen Hollomon-Jaffe-Parameter keine lineare Funktion zur Ermittlung der Härteabnahme ΔH ausgewertet und programmiert ist, wird eine lineare Interpolations-Routine verwendet, die die gesuchte Härteabnahme ΔH für jeden Radius r_i mithilfe der linearen Funktionen der benachbarten Hollomon-Jaffe-Parameter bestimmt und daraus den gesuchten Anlasshärteverlauf berechnet.

6.7 Struktur und Bedienung von SimCarb QuenchTemp

In diesem Abschnitt werden Struktur und Bedienung des thermophysikalischen Modells in SimCarb QuenchTemp vorgestellt. Menü- und Fensteraufbau sowie mausgesteuerte Bedienung des Windows-Programms orientieren sich genau wie im empirischen Modell am Grundmodul SimCarb [51], um dem Benutzer eine vertraute Arbeitsumgebung anzubieten.

6.7.1 Tiefenverlauf der Kohlenstoffkonzentration

Analog zum empirischen Modell lässt sich auch im thermophysikalischen Modell eine Kohlenstoffverteilung als ASCII .txt Datei importieren oder über die Eingabe von Stützstellen erstellen (vgl. hierzu Abschnitt 4.4.1).

6.7.2 Stahlsorte und Werkstoffzusammensetzung

Das Dialogfenster von Bild 6.39 bietet dem Benutzer die Möglichkeit, aus einer Bibliothek mit insgesamt 26 Einträgen (alle wichtigen Werkstoffe berücksichtigt) eine Stahlsorte für die Härtesimulation auszuwählen. Nach Auswahl wird die gemäß Norm mittlere chemische Zusammensetzung geladen. Alternativ kann eine benutzerdefinierte Legierungszusammensetzung eingegeben werden. Das Feld zur Eingabe der Austenitkorngröße ist gesperrt, da K_{ASTM}

bereits bei der Simulation der ZTU-Daten berücksichtigt wird. Die Schaltfläche zur Einrichtung der Jominy-Formel ist nicht verfügbar, da diese Option für die Härtesimulation im thermophysikalischen Modell nicht benötigt wird.

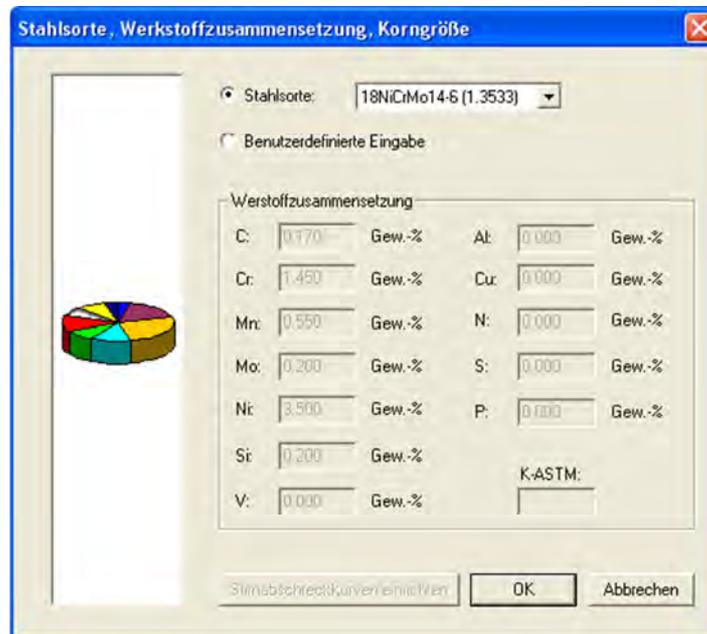


Bild 6.39: Dialogfenster zur Auswahl einer Stahlsorte oder manuellen Eingabe der Werkstoffzusammensetzung.

6.7.3 Abschreckmittel

Art, Bewegungszustand und Temperatur eines Abschreckmittels sind maßgeblich für die resultierende Gefügezusammensetzung und den Härtetiefenverlauf nach dem Abschrecken [62, 158]. Dem Benutzer stehen im Dialogfenster von Bild 6.40 insgesamt 12 gängige Abschreckmittel verschiedener Bewegungszustände und Temperaturen zur Verfügung. Die Temperatur des ausgewählten Abschreckmittels wird im zugehörigen Informationsfenster angezeigt. Für die Simulation kann alternativ ein konstanter Wert für den Wärmübergangskoeffizient (WÜK) eingegeben werden.

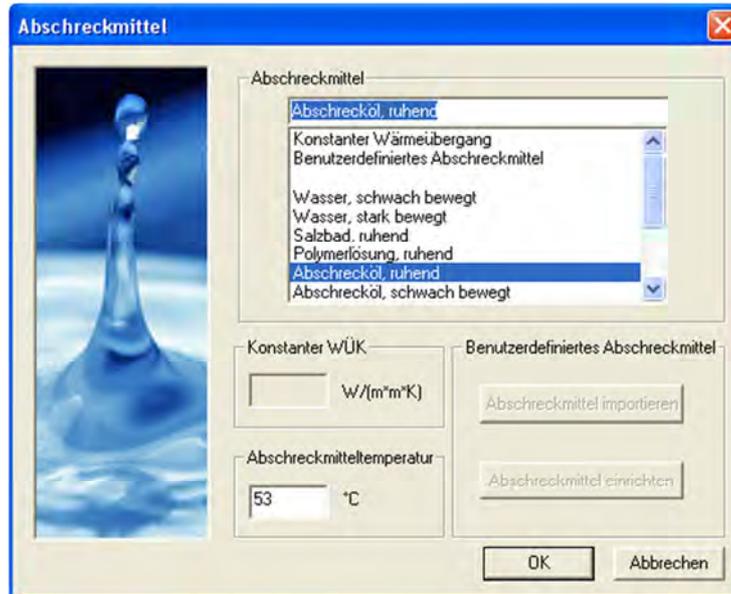


Bild 6.40: Dialogfenster für die Auswahl, die Erstellung und den Import eines Abschreckmittels sowie zum Öffnen des Dialogfensters für das Erstellen benutzerdefinierter Abschreckmittel.

Es besteht weiterhin die Möglichkeit, ein benutzerdefiniertes Abschreckmittel zu erzeugen. Nach dem Drücken der Schaltfläche „Abschreckmittel einrichten“ öffnet sich das in Bild 6.41 dargestellte Dialogfenster zur benutzerdefinierten Einrichtung eines Abschreckmittels.

Für die Einrichtung eines benutzerdefinierten Abschreckmittels können beliebig viele Stützstellen für Temperatur und Wärmeübergangskoeffizient in °C bzw. $\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ in dafür vorgesehene Eingabefelder eingetragen werden. Der temperaturabhängige Verlauf der Wärmeübergangskoeffizienten kann grafisch dargestellt sowie für eine spätere Bearbeitung in eine ASCII .txt Datei exportiert werden. Eine Importfunktion für die Verwendung oder Änderung eines bereits erstellten und gespeicherten Verlaufs steht zur Verfügung. Um Wärmeübergangskoeffizienten für alle Temperaturschritte der Simulation aus dem erstellten Verlauf zu ermitteln, wird zwischen den eingegebenen Stützstellen eine lineare Interpolationsroutine angewandt.

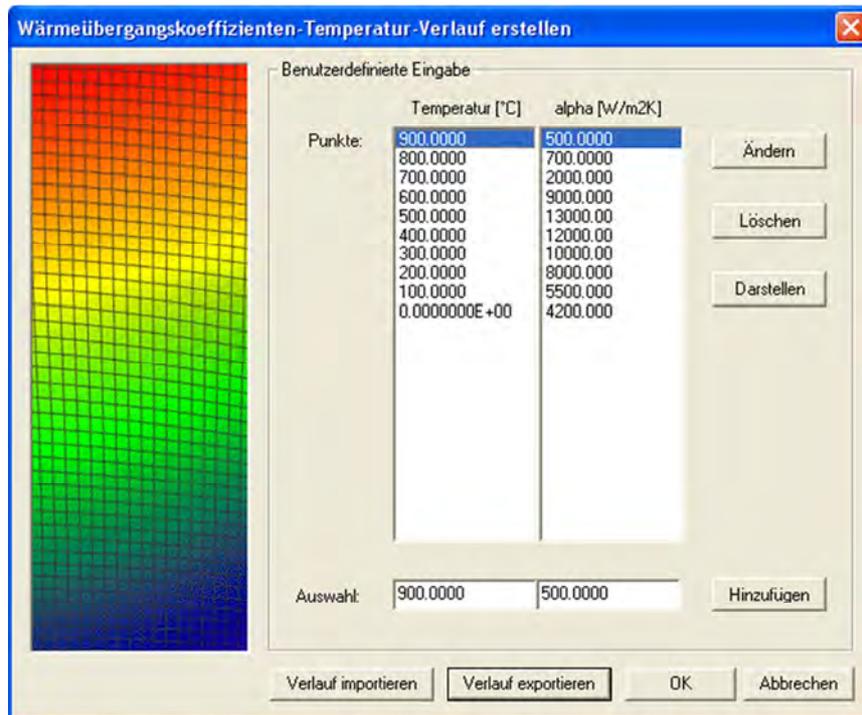


Bild 6.41: Dialogfenster zur Einrichtung eines benutzerdefinierten Abschreckmittels.

6.7.4 Wärmeleitkoeffizient

In SimCarb QuenchTemp können für die Simulation der zeitabhängigen Temperaturverteilung sowohl konstante Werte des Wärmeleitkoeffizienten als auch temperaturabhängige Wärmeleitkoeffizienten verwendet werden. Diese beiden Arten der Wärmeleitung stehen dem Benutzer für die Härtesimulation im Dialogfenster von Bild 6.42 zur Auswahl. Bei Wahl der konstanten Wärmeleitfähigkeit muss ein (mittlerer) Wert für den Wärmeleitkoeffizienten im Bereich von 10 bis 60 in $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ eingegeben werden. Entscheidet sich der Benutzer für eine Härtesimulation mit temperaturabhängigen Wärmeleitkoeffizienten, wird zur Bestimmung das vereinfachte Modell aus Abschnitt 6.3.2.2 angewandt.

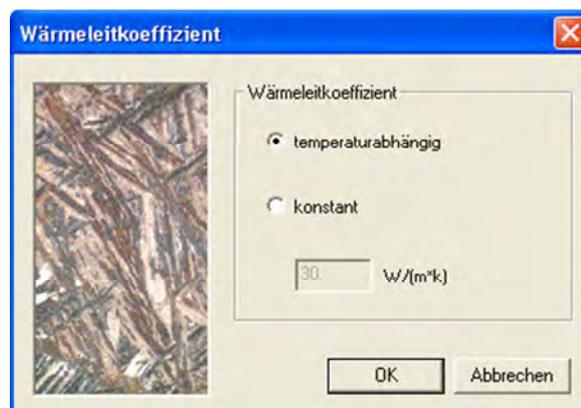


Bild 6.42: Dialogfenster zur Auswahl der temperaturabhängigen Berechnung von Wärmeleitkoeffizienten oder zur Eingabe eines konstanten Wertes für die Wärmeleitfähigkeit.

6.7.5 Diskretisierung

Zur Diskretisierung der Tiefe wird die optimale Anzahl von Stützstellen nr abhängig vom eingegebenen Zylinderdurchmesser automatisch berechnet. Für die zeitliche Diskretisierung steht dem Benutzer neben der Möglichkeit zur automatischen Berechnung der optimalen Abschreckzeit eine manuelle Eingabe zur Verfügung. Die Abschreckzeit wird in s eingegeben und in eine Anzahl von Stützstellen nt umgerechnet. Die Maschenweite Δt wird so gewählt, dass sich ein optimales Verhältnis aus numerischer Stabilität und Rechenzeit ergibt.

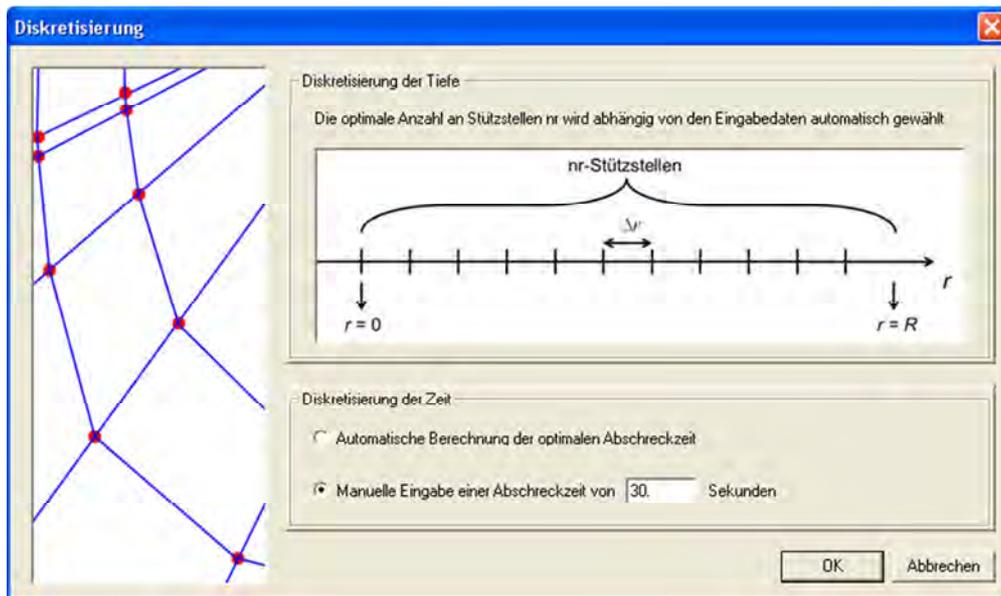


Bild 6.43: Dialogfenster zur Auswahl der zeitlichen Diskretisierung.

6.7.6 Werkstück

In Bild 6.44 ist das Dialogfenster zur Eingabe des (z. B. für ein Werkstück oder einen bestimmten Bauteilbereich repräsentativen) Zylinderdurchmessers der Stahlrundprobe und der Härtetemperatur wiedergegeben. Die Werte werden in mm bzw. °C eingetragen.



Bild 6.44: Dialogfenster zur Eingabe des Zylinderdurchmessers und der Härtetemperatur.

6.7.7 Anlassen

Im thermophysikalischen Modell von SimCarb QuenchTemp wird die Anlasshärte mithilfe von Hollomon-Jaffe-Parametern aus der Abschreckhärte berechnet (vgl. Abschnitt 6.6). Wie aus dem Dialogfenster von Bild 6.45 ersichtlich, kann der Benutzer aus zwei Spalten jeweils eine Anlassstemperatur und eine Anlasszeit (Anlassbedingung) für die Simulation der Anlassbehandlung auswählen. Es stehen Anlassstemperaturen im Bereich von 150 bis 200 °C in Stufen von 1 °C bei Anlasszeiten von 2 bis 4 h in Schritten von 1 min zur Auswahl.

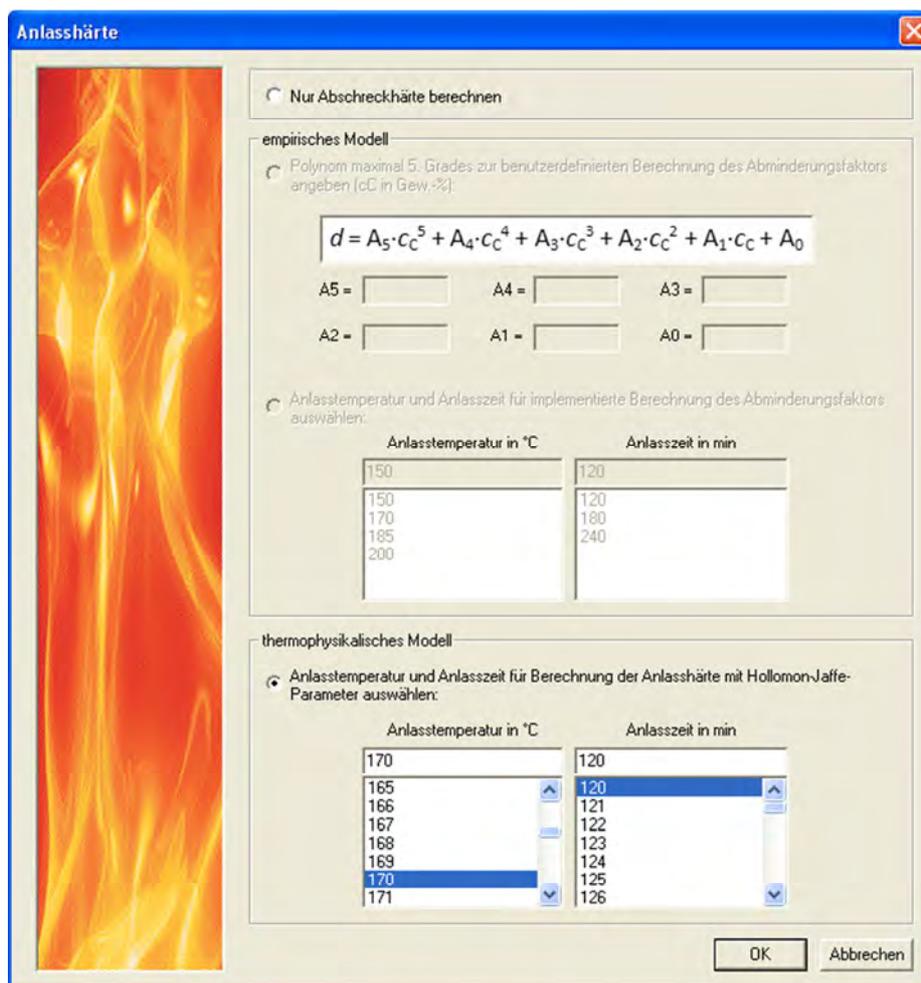


Bild 6.45: Dialogfenster zur Auswahl der Anlassbedingungen für die Anlassbehandlung.

6.7.8 Ergebnisausgabe

Analog zum empirischen Modell von SimCarb QuenchTemp werden nach jeder Härtesimulation die wichtigsten Prozessbedingungen und Simulationsergebnisse auf einen Blick in einem Ergebnisfenster übersichtlich zusammengefasst (vgl. Bild 6.46). Die simulierte Abschreck- bzw. Anlasshärte wird, wie in Bild 6.47 gezeigt, in einem separaten Grafikfenster als Funktion des Oberflächenabstands grafisch dargestellt.

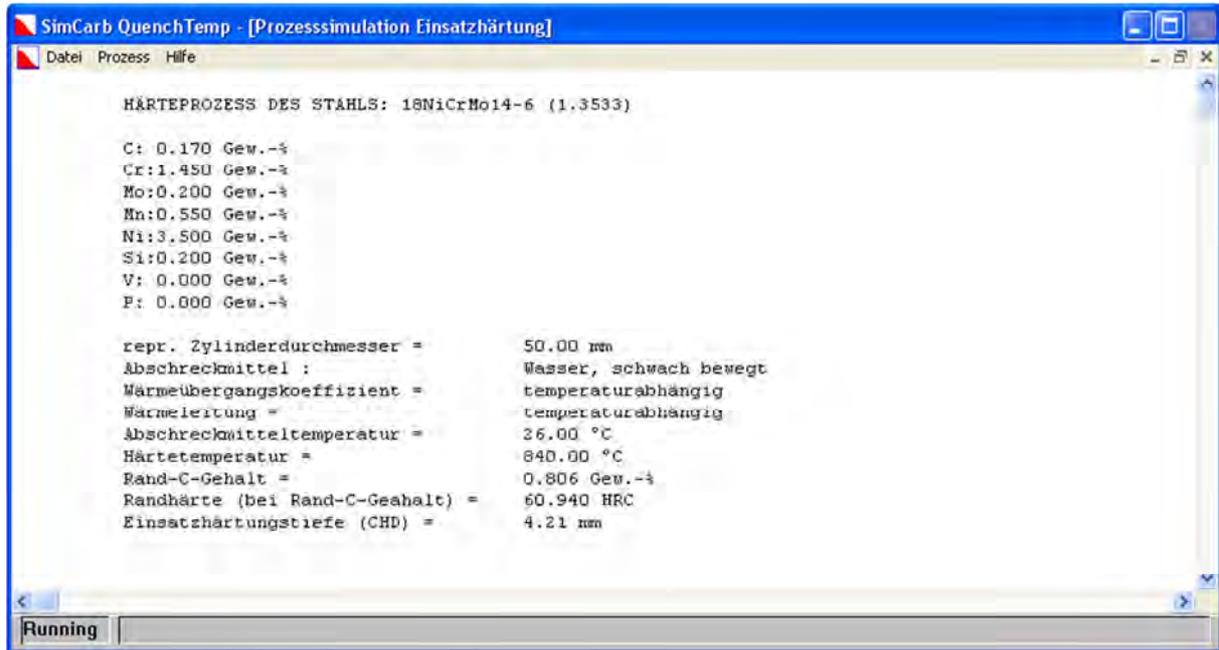


Bild 6.46: Ausgabe der Stahlzusammensetzung und der wichtigsten Prozessbedingungen und Simulationsergebnisse in einem Ergebnisfenster.

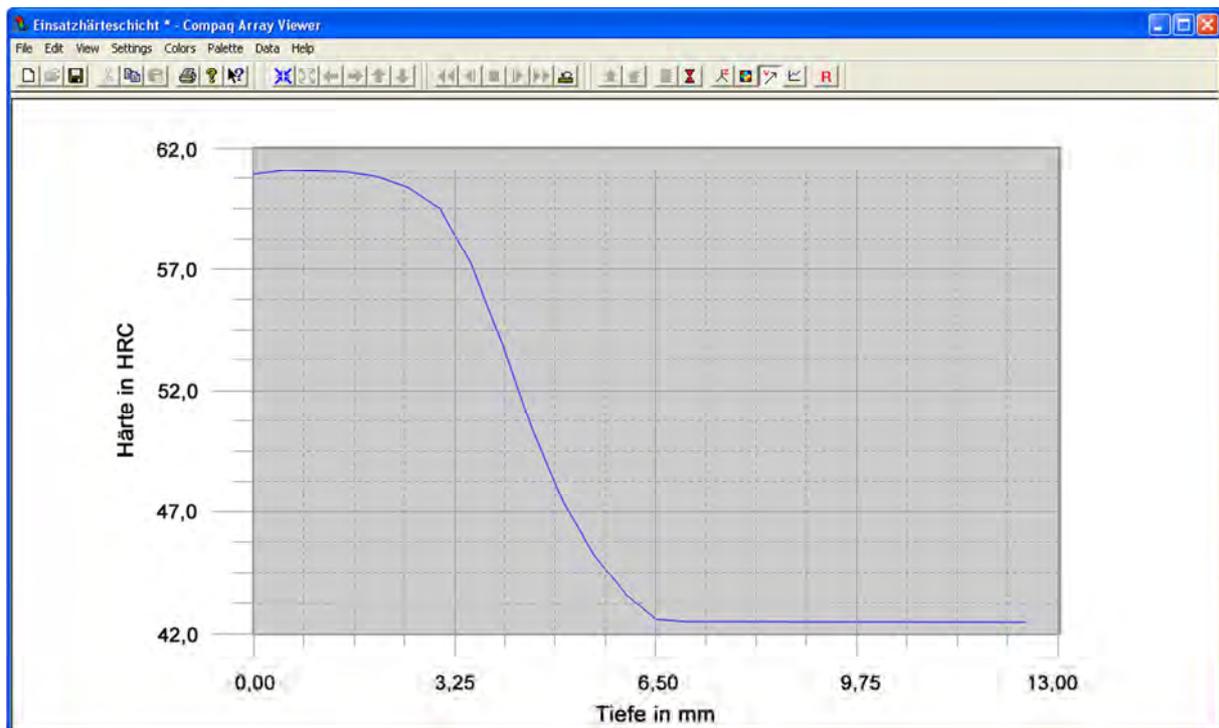


Bild 6.47: Grafische Ausgabe des simulierten Härteverlaufs.

Dem Benutzer stehen darüber hinaus zahlreiche Speicher-, Export- sowie Druckfunktionen für den simulierten Prozess zur Verfügung. Abschreck- und Anlasshärte können als Funktion des Abstands von der Oberfläche für eine weitere Bearbeitung in eine ASCII .txt Datei exportiert werden. Weiterhin ist auch die Ausgabe der simulierten Gefügezusammensetzung in

Form der tiefenabhängigen Volumenanteile von Martensit, Bainit, Ferrit, Perlit und Restaustenit in eine ASCII .txt Datei möglich.

Neben der Möglichkeit, die Bedingungen einer Härtesimulation für eine spätere Verwendung zu speichern und wieder zu laden, können sowohl das Ergebnisfenster als auch die grafische Ausgabe des Abschreck- und Anlasshärteverlaufs ausgedruckt und als Bilddatei gespeichert werden. Für die grafische Ausgabe stehen in der Software außerdem umfangreiche Gestaltungsmöglichkeiten des Härteverlaufs zur Verfügung.

7 Anwendung und Verifizierung des thermophysikalischen Modells

Zur Verifizierung der Modelle und Simulationen wurden Härtesimulationen mit dem thermophysikalischen Modell von SimCarb QuenchTemp in Anlehnung an die durchgeführten Abschreck- und Anlassversuche aus Kapitel 3 durchgeführt. Ein Vergleich der simulierten Gefügezusammensetzung und berechneten Härteverteilungen mit den Messdaten erfolgt in den nachstehenden Abschnitten für die Einsatzstähle 18NiCrMo14-6, 16MnCr5 und 17Cr3.

7.1 Abschreckversuch für 18NiCrMo14-6

In den Tabellen 7.1 und 7.2 sind die gemessene chemische Zusammensetzung von 18NiCrMo14-6 und die Bedingungen des Abschreckversuchs dokumentiert (vgl. Abschnitt 3.4). Aufgrund der hohen Rissgefahr wird Wasser in der Praxis nur in Ausnahmefällen als Abschreckmittel für gehärtete Stähle verwendet [62]. Zu Zwecken der Verifizierung wurden das Experiment und die folgende Härtesimulation für 18NiCrMo14-6 dennoch mit „Wasser, ruhend“ durchgeführt.

Tabelle 7.1: Gemessene chemische Zusammensetzung von 18NiCrMo14-6.

| | | | | | | | |
|----------------------------|-------------------|-----------|-----------|-----------|------------|-----------|-----------|
| Werkstoff-Nr. | 1.3533 | | | | 1.3533 | | |
| Kurzname | 18NiCrMo14-6 | | | | 17NiCrMo14 | | |
| Normen / Bezug | DIN EN ISO 683-17 | | | | DIN 17230 | | |
| Konzentration in Gew.-% | C | Cr | Co | Mn | Mo | Ni | Si |
| | 0,183 | 1,366 | --- | 0,446 | 0,180 | 3,318 | 0,261 |
| | V | Al | Cu | N | S | P | |
| | --- | 0,038 | 0,184 | --- | 0,0027 | 0,0043 | |

Tabelle 7.2: Werkstückabmessung, Härtetemperatur, Gefügezustand vor dem Abschrecken und Badbedingungen des Abschreckversuchs für 18NiCrMo14-6.

| Werkstück | | Abschreckmittel | |
|--------------------------------|--------|-------------------------|--------|
| Durchmesser d : | 40 mm | Typ: | Wasser |
| Härtetemperatur T_H : | 859 °C | Bewegungszustand: | ruhend |
| Austenitkorngröße K_{ASTM} : | 8 | Fluidtemperatur T_F : | 26 °C |

Es wurde die mit der Sekundärionenmassenspektrometrie (SIMS) gemessene Kohlenstoffverteilung des aufgekohlten Probenzylinders aus 18NiCrMo14-6 (vgl. Bild 3.8) verwendet. Die Kernkohlenstoffkonzentration wurde zu 0,183 Gew.-% bestimmt. Sie dient zur Kalibrierung

des SIMS-Profiles [6]. Die SIMS-Messung bei einem Oberflächenabstand von 0,5 mm wurde offensichtlich durch kantennahe Störeffekte beeinträchtigt. Die Kohlenstoffkonzentration im Randbereich ist in Bild 3.8 daher gemäß des von der AWT empfohlenen Legierungsfaktors k_L angepasst worden. Als Randkohlenstoffkonzentration c_R an der Oberfläche wurde ebenfalls der entsprechend normierte Wert verwendet.

7.1.1 Simulation der Abschreckhärte

Für die Simulation des Abschreckversuchs mit SimCarb QuenchTemp wurden die gemessene chemische Zusammensetzung aus Tabelle 7.1 und die Bedingungen des Abschreckversuchs aus Tabelle 7.2 herangezogen. Der Kohlenstoffverlauf wurde durch Eingabe von Stützstellen mit SimCarb QuenchTemp gemäß Bild 3.8 erstellt.

Bild 7.1 zeigt die mit SimCarb QuenchTemp simulierte Härteverteilung in Abhängigkeit vom Abstand von der Oberfläche. Die Einsatzhärtungstiefe CHD liegt im Simulationsbeispiel bei 4,02 mm. Die simulierte Gefügezusammensetzung ist in Tabelle 7.3 für die Gefügebestandteile Martensit, Bainit, Ferrit, Perlit und (Rest-) Austenit dargestellt.

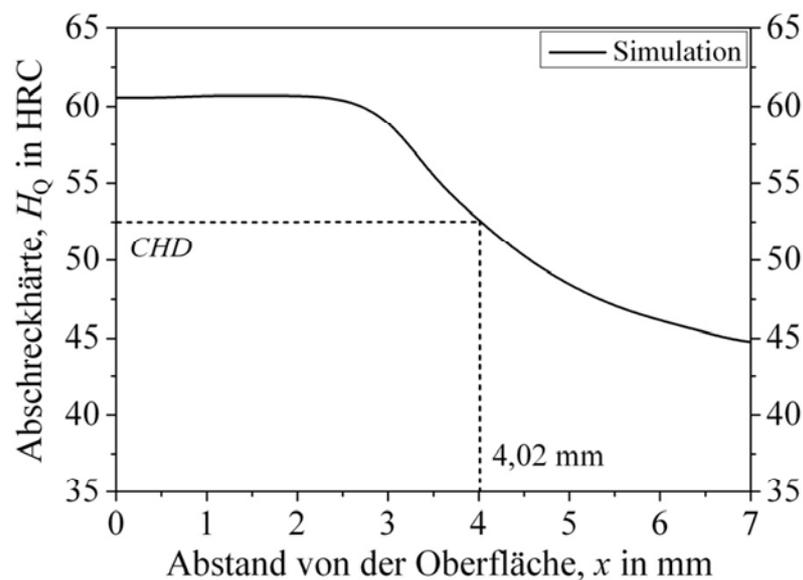


Bild 7.1: Mit SimCarb QuenchTemp simulierte Abschreckhärteverteilung für 18NiCrMo14-6.

Tabelle 7.3: Simulierte Gefügezusammensetzung des Probenzylinders aus 18NiCrMo14-6 nach dem Abschrecken in „Wasser, ruhend“.

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restaustenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|
| 0,0 | 77,4 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 22,6 |
| 0,5 | 77,7 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 22,3 |
| 1,0 | 81,5 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 18,5 |
| 1,5 | 84,4 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 15,6 |
| 2,0 | 89,8 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 10,2 |
| 2,5 | 94,2 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 5,8 |
| 3,0 | 97,6 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 2,4 |
| 3,5 | 99,0 | 0,1 | 0,0 | 0,0 | 0,9 |
| 4,0 | 99,2 | 0,2 | 0,0 | 0,0 | 0,6 |
| 4,5 | 99,0 | 0,6 | 0,0 | 0,0 | 0,4 |
| 5,0 | 98,7 | 0,9 | 0,0 | 0,0 | 0,4 |
| 6,0 | 98,3 | 1,4 | 0,0 | 0,0 | 0,3 |
| 7,0 | 96,6 | 3,2 | 0,0 | 0,0 | 0,2 |

7.1.2 Verifizierung mit experimentellen Daten

In Bild 7.2 ist der Vergleich des mit SimCarb QuenchTemp simulierten Abschreckhärteverlaufs (vgl. Bild 7.1) mit dem gemessenen Profil (vgl. Bild 3.11) grafisch dargestellt. Eine gute Übereinstimmung von Simulation und Messung ist erkennbar. Die Einsatzhärtungstiefen *CHD* liegen mit 4,02 mm (Simulation) und 4,24 mm (Messung) ebenfalls recht nahe zusammen. Es treten Abweichungen um bis zu 1,5 HRC zwischen Simulation und Messung auf, wobei die Messgenauigkeit der Härtebestimmung um 0,5 HRC liegt.

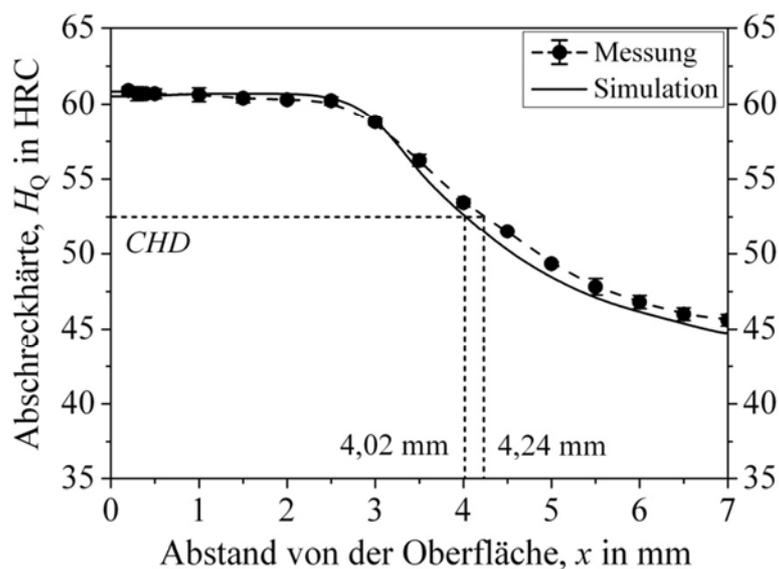


Bild 7.2: Vergleich des Abschreckhärteverlaufs von Messung und Simulation.

Nach dem Abschreckversuch wurde der Restaustenitgehalt mittels röntgenografischer Phasenanalyse bestimmt (vgl. Bild 3.16). In Bild 7.3 ist der Vergleich zwischen Messung und Simulation zu sehen.

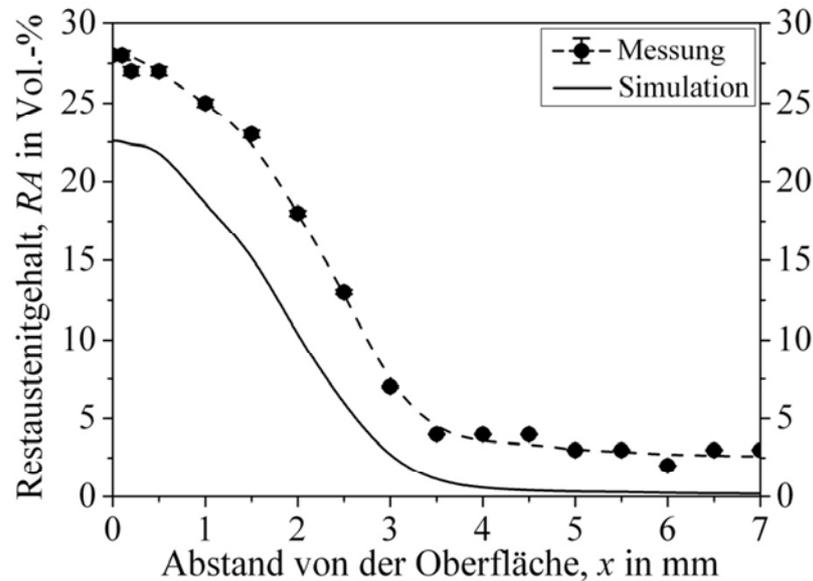


Bild 7.3: Vergleich des Restaustenitgehalts von Messung und Simulation.

Aufgrund der relativ hohen Randkohlenstoffkonzentration von 0,82 Gew.-% und des verhältnismäßig hohen Legierungsgehalts wird die Martensitfinishtemperatur beim Abschrecken nicht erreicht, da diese unterhalb der Temperatur des Abschreckmediums $T_F = 26 \text{ °C}$ liegt (vgl. hierzu auch Bild 2.10). Dies führt dazu, dass Austenit nicht vollständig in Martensit umgewandelt werden kann und ein relativ hoher Anteil an Restaustenit im Gefüge verbleibt. Die Lebensdauer von Bauteilen unter zyklischer mechanischer Belastung kann sich dadurch erhöhen. Bei der Simulation wird im oberflächennahen Randbereich ein Restaustenitanteil von etwa 22,6 Vol.-% berechnet, der ca. 5 Vol.-% unter dem durch Röntgenbeugung ermittelten Wert von 28 Vol.-% liegt. Die resultierende Härte ist von dieser leichten Abweichung offenbar kaum betroffen.

Die Unterschiede des Restaustenitgehalts im Randbereich von maximal gut 5 Vol.-% können auch (teilweise) mit der bei der SIMS-Messung auftretenden Messwertstreuung von $\pm 10\%$ der gemessenen Kohlenstoffkonzentration in Verbindung stehen. Die mittlere Kohlenstoffkonzentration in der angereicherten äußeren Randschicht beträgt etwa 0,8 Gew.-%. Mit einer etwas erhöhten Kohlenstoffkonzentration c_C von 0,86 Gew.-%, die innerhalb der Messtoleranzgrenzen liegt, liefert die Gefügesimulation den gemessenen Restaustenitgehalt von 28 Vol.-%. Auch eine tatsächlich etwas höhere Härtebadtemperatur macht sich stärker im

Restaustenitgehalt bemerkbar als in der Härte und könnte Grund für die etwas abweichende Vorhersage des Restaustenitgehalts sein.

Zur Veranschaulichung des Einflusses der chemischen Zusammensetzung auf den Restaustenitgehalt wurde der identische Abschreckversuch zusätzlich für die chemischen Zusammensetzungen der oberen und unteren Spezifikationsgrenze des Stahls simuliert. Bild 7.4 zeigt den berechneten Restaustenitverlauf der Abschreckversuche für die obere und untere Spezifikationsgrenze sowie für die mittlere chemische Zusammensetzung von 18NiCrMo14-6.

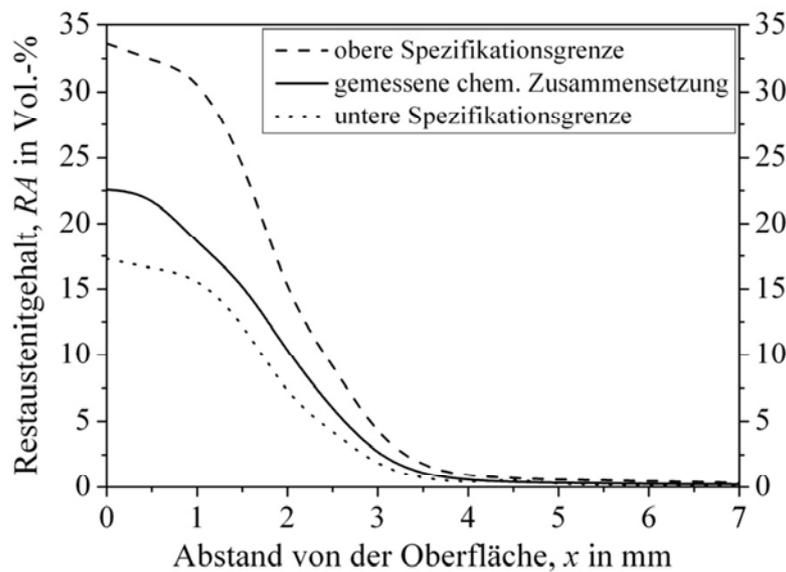


Bild 7.4: Simulierter Restaustenitgehalt nach dem Abschreckversuch für 18NiCrMo14-6 mit unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen.

Unter Verwendung der oberen Spezifikationsgrenze weist das Randgefüge einen Restaustenitgehalt von 33,6 Vol.-% auf. Wird der gleiche Abschreckprozess mit der unteren Spezifikationsgrenze simuliert, wird lediglich ein Restaustenit von 17,3 Vol.-% im Randbereich vorhergesagt. Dieser Unterschied innerhalb der zulässigen Grenzen der Stahlzusammensetzung von 18NiCrMo14-6 ist bemerkenswert hoch und die empfindliche Reaktion beeinträchtigt die Vorhersagbarkeit. Der maximale Restaustenitgehalt an der Oberfläche liegt nach der Härtesimulation mit der spektroskopisch gemessenen chemischen Zusammensetzung, die der mittleren chemischen Zusammensetzung nach DIN EN ISO 683-17 ähnelt, mit 22,58 Vol.-% zwischen den beiden Grenzen.

7.2 Abschreckversuch für 16MnCr5

In den Tabellen 7.4 und 7.5 sind die gemessene chemische Zusammensetzung von 16MnCr5 und die Bedingungen des Abschreckversuchs angegeben (vgl. Abschnitt 3.4). Für die Härte-

simulation wurde die mit der Sekundärionenmassenspektrometrie gemessene Kohlenstoffverteilung des aufgekohlten Probenzylinders aus 16MnCr5 gemäß Bild 3.9 verwendet. Die Kernkohlenstoffkonzentration wurde zu 0,175 Gew.-% bestimmt. An der Oberfläche und im äußeren Randbereich wurde das Aufkohlungsprofil korrigiert (vgl. Bild 3.9). Dies ist im Abschnitt 3.4.2 erläutert.

Tabelle 7.4: Gemessene chemische Zusammensetzung von 16MnCr5.

| | | | | | | | |
|----------------------------|--------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Werkstoff-Nr. | 1.7131 | | | | | | |
| Kurzname | 16MnCr5 | | | | | | |
| Normen / Bezug | DIN EN 10084 | | | | | | |
| Konzentration in Gew.-% | C | Cr | Co | Mn | Mo | Ni | Si |
| | 0,175 | 1,09 | 0,010 | 1,15 | 0,029 | 0,134 | 0,234 |
| | V | Al | Cu | N | S | P | |
| | 0,0030 | 0,038 | 0,31 | --- | 0,02 | 0,013 | |

Tabelle 7.5: Werkstückabmessung, Härtetemperatur, Gefügezustand vor dem Abschrecken und Badbedingungen des Abschreckversuchs für 16MnCr5.

| Werkstück | | Abschreckmittel | |
|--------------------------------|--------|-------------------------|-------------|
| Durchmesser d : | 39 mm | Typ: | Abschrecköl |
| Härtetemperatur T_H : | 869 °C | Bewegungszustand: | ruhend |
| Austenitkorngröße K_{ASTM} : | 8 | Fluidtemperatur T_F : | 53 °C |

7.2.1 Simulation der Abschreckhärte

Für die Härtesimulation wurden die spektroskopisch bestimmte chemische Zusammensetzung aus Tabelle 7.4 und die Bedingungen des experimentellen Abschreckversuchs aus Tabelle 7.5 herangezogen. Der Kohlenstoffverlauf wurde durch Eingabe von Stützstellen mit SimCarb QuenchTemp analog gemäß Bild 3.9 erstellt.

Bild 7.5 stellt die mit SimCarb QuenchTemp simulierte Härteverteilung in Abhängigkeit vom Oberflächenabstand dar. Die Einsatzhärtungstiefe CHD liegt im Simulationsbeispiel bei 4,11 mm. Die berechnete Gefügezusammensetzung ist in Tabelle 7.6 als Volumenanteile der Gefügebestandteile Martensit, Bainit, Ferrit, Perlit und (Rest-) Austenit dargestellt.

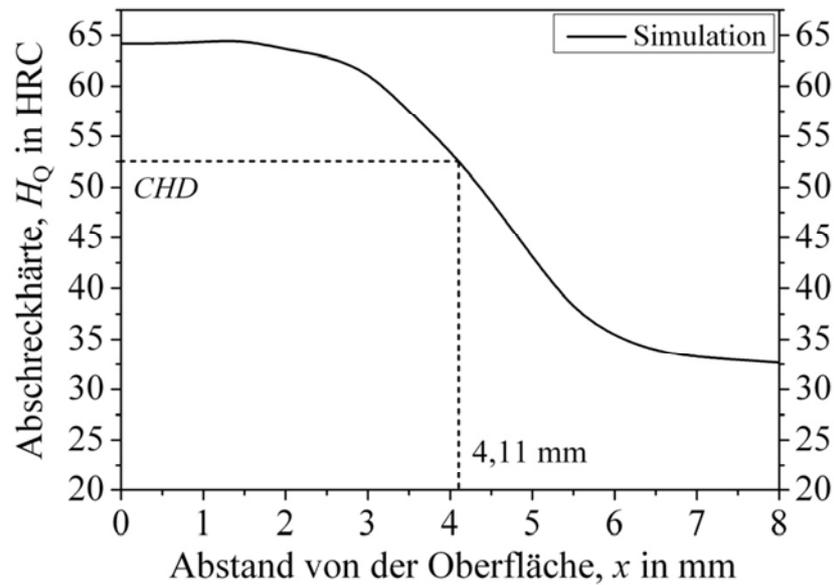


Bild 7.5: Mit SimCarb QuenchTemp simulierte Abschreckhärteverteilung für 16MnCr5.

Tabelle 7.6: Simulierte Gefügezusammensetzung des Probenzylinders aus 16MnCr5 nach dem Abschrecken in „Abschrecköl, ruhend“.

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restaustenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|
| 0,0 | 83,0 | 0,6 | 0,0 | 0,9 | 15,5 |
| 0,5 | 83,0 | 0,6 | 0,0 | 1,0 | 15,4 |
| 1,0 | 85,4 | 0,7 | 0,0 | 0,8 | 13,1 |
| 1,5 | 88,0 | 0,8 | 0,0 | 0,6 | 10,6 |
| 2,0 | 93,3 | 2,5 | 0,0 | 0,3 | 4,9 |
| 2,5 | 91,0 | 6,8 | 0,0 | 0,2 | 2,0 |
| 3,0 | 91,6 | 7,3 | 0,0 | 0,1 | 1,0 |
| 3,5 | 76,9 | 22,4 | 0,1 | 0,1 | 0,5 |
| 4,0 | 66,8 | 32,6 | 0,3 | 0,1 | 0,2 |
| 4,5 | 53,7 | 45,3 | 0,9 | 0,0 | 0,1 |
| 5,0 | 38,2 | 58,1 | 3,6 | 0,0 | 0,1 |
| 5,5 | 24,7 | 68,7 | 6,6 | 0,0 | 0,0 |
| 6,0 | 17,8 | 74,0 | 8,2 | 0,0 | 0,0 |
| 6,5 | 15,5 | 74,6 | 9,9 | 0,0 | 0,0 |
| 7,0 | 14,4 | 74,8 | 10,8 | 0,0 | 0,0 |
| 8,0 | 13,2 | 75,4 | 11,4 | 0,0 | 0,0 |

7.2.2 Verifizierung mit experimentellen Daten

Bild 7.6 zeigt den Vergleich zwischen dem simulierten Abschreckhärteverlauf (vgl. Bild 7.5) und dem tatsächlich gemessenen Abschreckhärteprofil (vgl. Bild 3.12). Eine gute Überein-

stimmung von Messung und Simulation ist zu erkennen. Die Einsatzhärtungstiefe CHD liegt bei Messung und Simulation bei 4,03 bzw. 4,11 mm. Die maximale Abweichung beträgt 2 HRC.

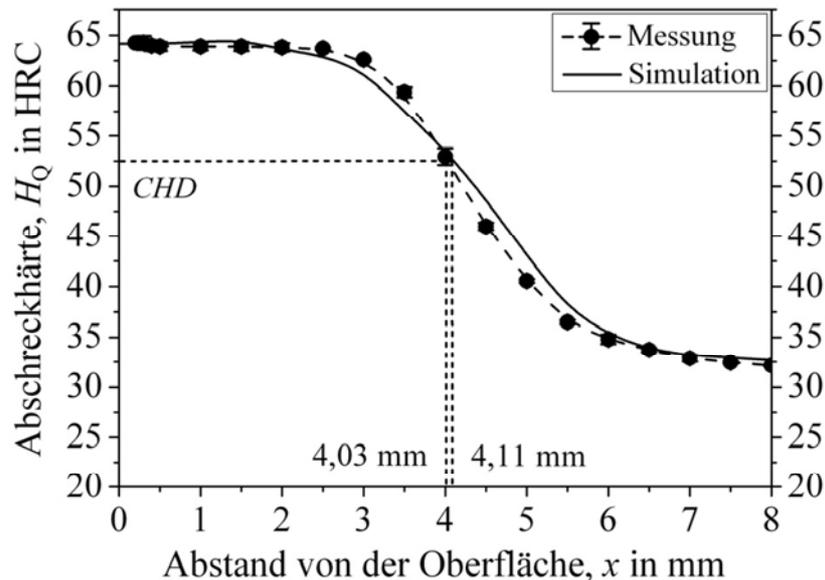


Bild 7.6: Vergleich der Abschreckhärteverteilung von Messung und Simulation.

Nach dem Abschreckversuch wurde der Restaustenitgehalt mittels röntgenografischer (XRD-) Phasenanalyse bestimmt (vgl. Bild 3.17). Der Vergleich zwischen Messung und Simulation ist in Bild 7.7 dargestellt. Bei der Simulation wurde im oberflächennahen Randbereich ein Restaustenitanteil von etwa 16 Vol.-% berechnet, der unter dem durch röntgenografische Phasenanalyse ermittelten Wert von 28 Vol.-% liegt. Die beträchtlichen Abweichungen im Randbereich von maximal gut 12 Vol.-% könnten auch bei dieser Simulation zumindest teilweise mit möglichen Abweichungen des gemessenen Aufkohlungsprofils in Verbindung stehen (vgl. Restaustenitmessung für 18NiCrMo14-6 aus Abschnitt 7.1.2). Mit einer Erhöhung der Kohlenstoffkonzentration c_C im Randbereich innerhalb einer Toleranz von $\pm 10\%$ liefert die Gefügesimulation auch in diesem Beispiel annähernd den gemessenen Restaustenitgehalt von 28 Vol.-%. Die Diskrepanz gemäß Bild 7.7 wirkt sich allerdings offensichtlich kaum auf die Oberflächenhärte aus, wie aus Bild 7.6 ersichtlich.

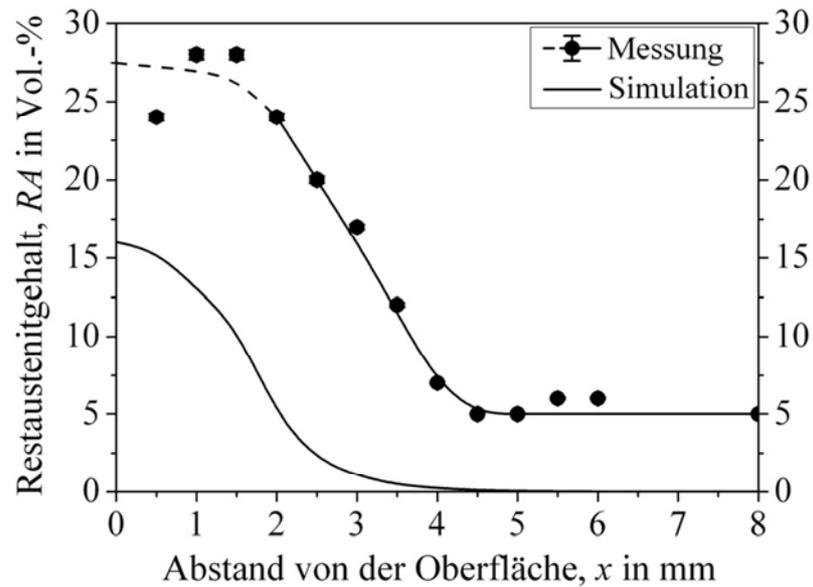


Bild 7.7: Vergleich des Restaustenitgehalts von Messung (am Rand mit der Anpassung geglättet) und Simulation (vgl. Bild 3.17). Gemessener Restaustenitverlauf im Randbereich angepasst.

7.3 Abschreckversuch für 17Cr3

Die gemessene chemische Zusammensetzung des Probenzylinders aus 17Cr3 sowie die Bedingungen des experimentellen Abschreckversuchs sind in den Tabellen 7.7 und 7.8 zusammengestellt (vgl. Abschnitt 3.4). Für die Härtesimulation wurde die mit der Sekundärionenmassenspektrometrie gemessene Kohlenstoffverteilung aus Bild 3.10 des aufgekohlten Probenzylinders aus 17Cr3 mit einer Oberflächenkohlenstoffkonzentration von 0,97 Gew.-% verwendet. Die Kernkohlenstoffkonzentration c_0 wurde zu 0,165 Gew.-% bestimmt.

Tabelle 7.7: Gemessene chemische Zusammensetzung von 17Cr3.

| | | | | | | | |
|----------------------------|--------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Werkstoff-Nr. | 1.7016 | | | | | | |
| Kurzname | 17Cr3 | | | | | | |
| Normen / Bezug | DIN EN 10084 | | | | | | |
| Konzentration in Gew.-% | C | Cr | Co | Mn | Mo | Ni | Si |
| | 0,165 | 0,857 | 0,011 | 0,687 | 0,039 | 0,107 | 0,237 |
| | V | Al | Cu | N | S | P | |
| | 0,0020 | 0,043 | 0,125 | --- | 0,022 | 0,022 | |

Tabelle 7.8: Werkstückabmessung, Härtetemperatur, Gefügestand vor dem Abschrecken und Badbedingungen des Abschreckversuchs für 17Cr3.

| Werkstück | | Abschreckmittel | |
|--------------------------------|--------|-------------------------|-------------|
| Durchmesser d : | 33 mm | Typ: | Abschrecköl |
| Härtetemperatur T_H : | 869 °C | Bewegungszustand: | ruhend |
| Austenitkorngröße K_{ASTM} : | 8 | Fluidtemperatur T_F : | 53 °C |

7.3.1 Simulation der Abschreckhärte

Die in Tabelle 7.8 zusammengefassten Bedingungen des experimentellen Abschreckversuchs für 17Cr3 wurden entsprechend für die Härtesimulation mit SimCarb QuenchTemp übernommen. Für die Stahlzusammensetzung wurden die bestimmten Werte aus Tabelle 7.7 verwendet. Der Kohlenstoffverlauf wurde durch Eingabe von Stützstellen mit SimCarb QuenchTemp gemäß Bild 3.10 erstellt.

In Bild 7.8 ist die mit SimCarb QuenchTemp simulierte Härteverteilung in Abhängigkeit des Abstands von der Oberfläche dargestellt. Die Einsatzhärtungstiefe CHD wird zu 4,30 mm entnommen. Die Vorhersage der Gefügestandteile ist aus Tabelle 7.9 anhand der Volumengehalte der Gefügestandteile Martensit, Bainit, Ferrit, Perlit und Restaustenit ersichtlich.

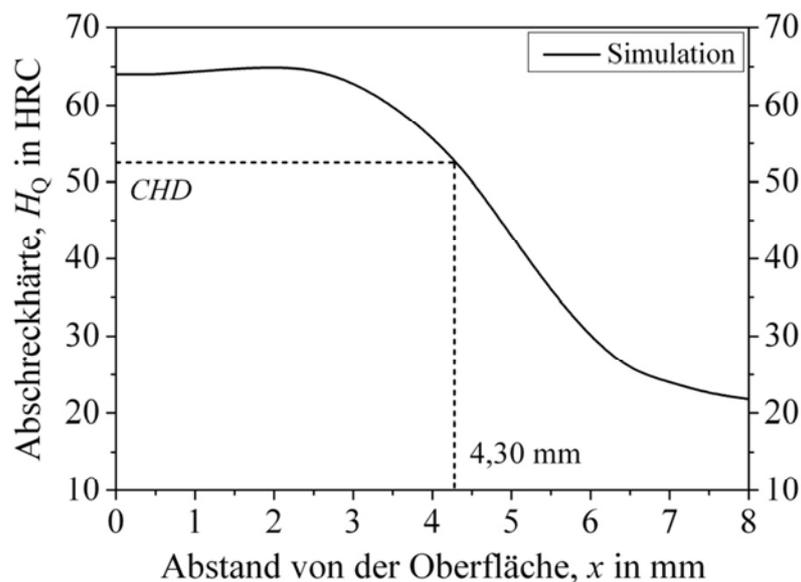


Bild 7.8: Mit SimCarb QuenchTemp simulierte Abschreckhärteverteilung für 17Cr3.

Tabelle 7.9: Simulierte Gefügezusammensetzung des Probenzylinders aus 17Cr3 nach dem Abschrecken in „Abschrecköl, ruhend“.

| Tiefe in mm | Martensit, Vol.-% | Bainit, Vol.-% | Ferrit, Vol.-% | Perlit, Vol.-% | Restaustenit, Vol.-% |
|----------------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------------|
| 0,0 | 82,2 | 0,1 | 0,0 | 0,2 | 17,5 |
| 0,5 | 82,2 | 0,1 | 0,0 | 0,2 | 17,5 |
| 1,0 | 84,5 | 0,2 | 0,0 | 0,2 | 15,1 |
| 1,5 | 86,8 | 0,2 | 0,0 | 0,2 | 12,8 |
| 2,0 | 90,7 | 0,5 | 0,0 | 0,3 | 8,5 |
| 2,5 | 93,0 | 1,5 | 0,1 | 0,3 | 5,1 |
| 3,0 | 85,9 | 11,0 | 0,5 | 0,7 | 1,9 |
| 3,5 | 81,5 | 16,2 | 1,4 | 0,2 | 0,7 |
| 4,0 | 70,7 | 25,7 | 3,2 | 0,1 | 0,3 |
| 5,0 | 31,9 | 55,1 | 12,9 | 0,1 | 0,0 |
| 5,5 | 15,9 | 65,4 | 18,6 | 0,1 | 0,0 |
| 6,0 | 9,3 | 67,4 | 23,2 | 0,1 | 0,0 |
| 7,0 | 1,8 | 69,1 | 29,0 | 0,1 | 0,0 |
| 8,0 | 1,5 | 67,7 | 30,7 | 0,1 | 0,0 |

7.3.2 Verifizierung mit experimentellen Daten

In Bild 7.9 wird der gemessene mit dem simulierten Abschreckhärteverlauf verglichen (siehe Bilder 3.13 und 7.8). Eine insgesamt gute Übereinstimmung von Messung und Simulation ist zu erkennen, wobei die simulierten Einsatzhärtungstiefen CHD mit 4,13 bzw. 4,30 mm nicht weit auseinander liegen. Insbesondere im Übergangsbereich treten örtlich maximale Abweichungen der Simulation von der Messung von bis zu 3 HRC auf.

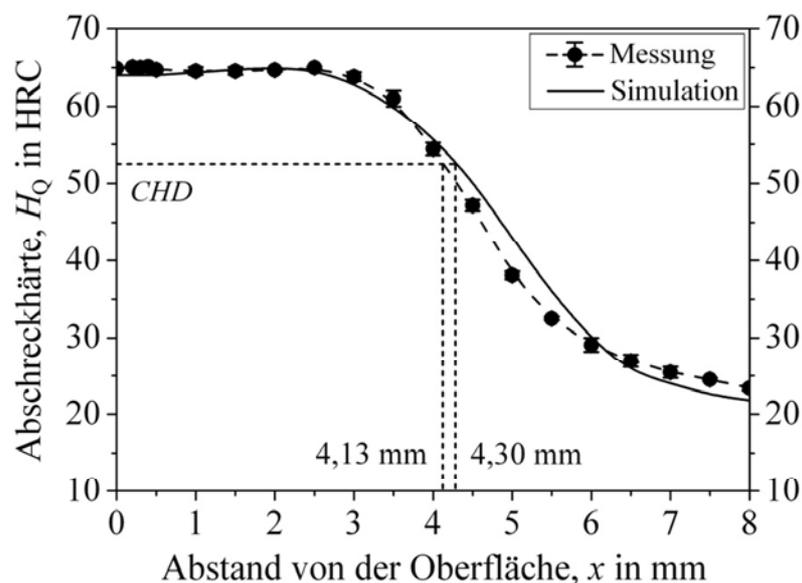


Bild 7.9: Vergleich der Abschreckhärteverteilung von Messung und Simulation.

Nach dem Abschreckversuch wurde der Restaustenitgehalt mittels röntgenografischer Phasenanalyse bestimmt (vgl. Bild 3.18). Den Vergleich zwischen Messung und Simulation liefert Bild 7.10.

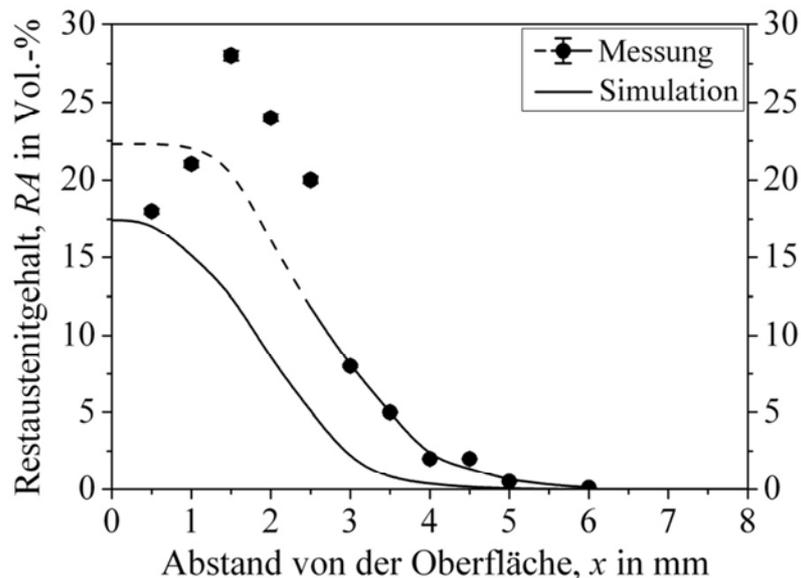


Bild 7.10: Vergleich des Restaustenitgehalts von Messung und Simulation, wobei der gemessene Verlauf im Randbereich wie in Bild 3.18 angepasst wurde.

Bei dem für 17Cr3 durchgeführten Abschreckversuch wurde im Randbereich ein mittlerer Restaustenitgehalt von rund 22 Vol.-% gemessen. Die Simulation ergibt dagegen nur etwa 17 Vol.-%. Es ist deutlich zu erkennen, dass die Messwerte im Randbereich bis zu einem Abstand von der Oberfläche von 2,5 mm sehr stark schwanken. Diese Schwankungen deuten auf Seigerungen in diesem Bereich hin. Die Messpunkte sind deshalb bis zu einem Abstand von 2,5 mm von der Oberfläche entsprechend geglättet, da SimCarb QuenchTemp solche Werkstoffinhomogenitäten nicht berücksichtigt.

Für alle drei im Abschreckversuch untersuchten aufgekohlten Einsatzstähle 18NiCrMo14-6, 16MnCr5 und 17Cr3 sagt SimCarb QuenchTemp einen gegenüber der Messung niedrigeren Restaustenitgehalt voraus. Als mögliche Ursache wurde die hohe Empfindlichkeit auf schon kleine Abweichungen in der Legierungszusammensetzung diskutiert. Weiterhin mag es sein, dass JMatPro den Restaustenitgehalt beim Abschrecken systematisch etwas zu niedrig berechnet. Insgesamt ist die Vorhersage und erreichte Übereinstimmung aber auch dann praktisch brauchbar, wobei die Auswirkung auf die Abschreckhärte offensichtlich nur geringfügig ist.

7.4 Anlassversuch für 18NiCrMo14-6

In folgendem Abschnitt soll ein mit SimCarb QuenchTemp simulierter Anlasshärteverlauf von 18NiCrMo14-6 mit Messdaten aus durchgeführten Anlassversuchen verglichen werden. Der Probenzylinder aus 18NiCrMo14-6 wurde während eines Abschreckversuchs in „Wasser, ruhend“ abgeschreckt (vgl. Abschnitt 3.2.2). Die anschließende Anlassbehandlung wurde bei einer Temperatur von 200 °C und einer Dauer von 2 h durchgeführt (vgl. Abschnitt 3.2.4). Der mit SIMS bestimmte Kohlenstoffverlauf des aufgekohlten Probenzylinders ist in Bild 3.8 dargestellt. Bild 7.11 zeigt die gemessenen Abschreck- sowie Anlasshärteverläufe für 18NiCrMo14-6.

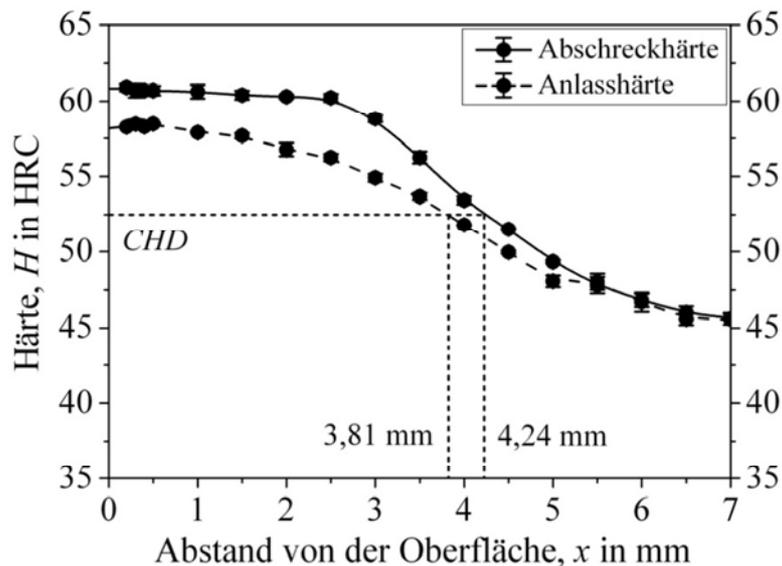


Bild 7.11: Gemessener Abschreckhärteverlauf (abgeschreckt in „Wasser, ruhend“) und Anlasshärteverlauf (angelassen bei 200 °C für 2 h) von 18NiCrMo14-6.

7.4.1 Simulation der Anlasshärte

Die folgende Vorhersage der Anlasshärte basiert auf der in Abschnitt 7.1 für 18NiCrMo14-6 bereits durchgeführten Simulation der Abschreckhärte und wurde entsprechend dem Anlassversuch ebenfalls bei einer Anlasstemperatur von 200 °C und einer Dauer von 2 h durchgeführt. Bild 7.12 gibt die Messdaten der Abschreckhärte sowie den simulierten Abschreck- und Anlasshärteverlauf von 18NiCrMo14-6 wieder.

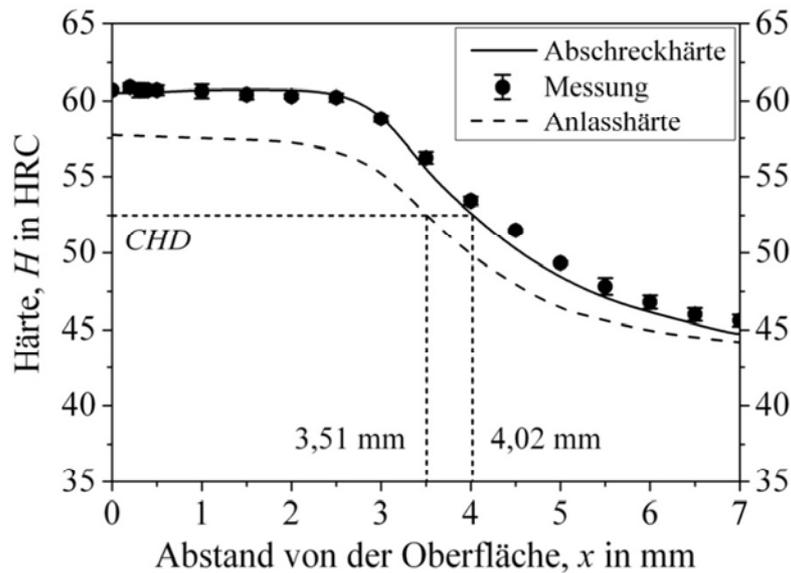


Bild 7.12: Messdaten und simulierter Abschreckhärteverlauf (abgeschreckt in „Wasser, ruhend“) mit aus dem simulierten Abschreckhärteverlauf berechneten Anlasshärteverlauf (angelassen bei 200 °C für 2 h) von 18NiCrMo14-6.

7.4.2 Verifizierung mit experimentellen Daten

Zur Überprüfung des simulierten Anlasshärteverlaufs aus Bild 7.12 wurden die Messdaten des entsprechenden Anlassversuchs für 18NiCrMo14-6 aus Bild 3.14 herangezogen. In Bild 7.13 ist der Vergleich des gemessenen und simulierten Anlasshärteverlaufs nach einer Anlassbehandlung von 200 °C für 2 h grafisch dargestellt.

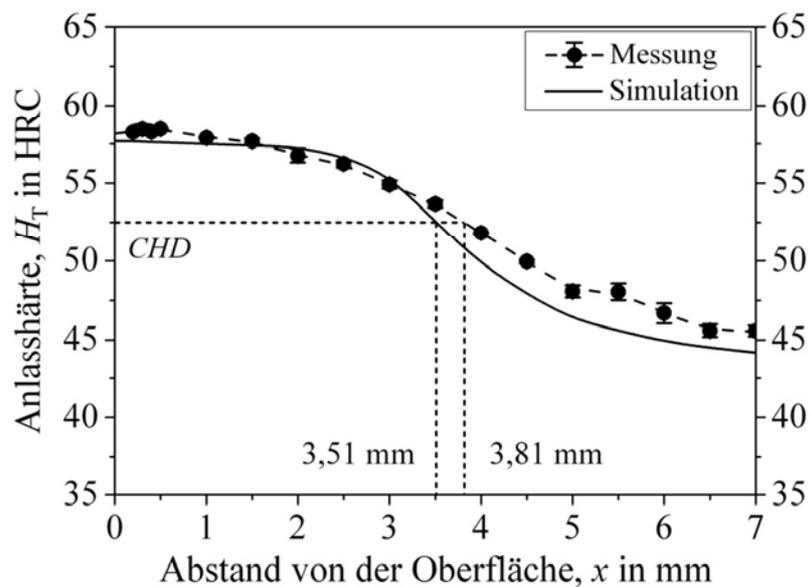


Bild 7.13: Vergleich des gemessenen und simulierten Anlasshärteverlaufs von 18NiCrMo14-6 nach einer Anlassbehandlung bei 200 °C für 2 h.

In Bild 7.13 ist allgemein eine taugliche, zum Kern hin aber merklich verschlechternde Übereinstimmung der Simulation mit der Messung zu erkennen. Dieser Unterschied korreliert örtlich mit den Abweichungen der für die Berechnung in Bild 7.13 verwendeten Simulation von der gemessenen Abschreckhärte, wie Bild 7.2 bestätigt. Es handelt sich somit zumindest teilweise um einen fortgepflanzten Fehler, wie gleich näher analysiert wird.

In Bild 7.14 ist deshalb zum Vergleich der nur aus dem gemessenen Abschreckhärteverlauf mit SimCarb QuenchTemp simulierte Anlasshärteverlauf den Messdaten des gemessenen Anlasshärteverlaufs gegenübergestellt (angelassen bei 200 °C für 2 h). Jetzt ist, insbesondere auch im Übergangsbereich, eine sehr gute Übereinstimmung des simulierten Anlasshärteverlaufs mit den Messdaten erkennbar. Die Einsatzhärtungstiefen CHD von Messung und Simulation liegen nun mit 3,81 bzw. 3,72 mm sehr nahe zusammen. Im Rand- und Kernbereich weisen die beiden Anlasshärteprofile nunmehr Unterschiede von maximal 1 HRC auf.

Die Analyse dieses Beispiels zeigt, dass die Vorhersage der Anlass- aus der Abschreckhärte mithilfe des Hollomon-Jaffe-Parameters mit hoher Genauigkeit gelingt, die berechneten Werte aber recht empfindlich auf Abweichungen der Abschreckhärte reagieren. Ein Vergleich der Bilder 7.2, 7.13 und 7.14 erläutert die Zusammenhänge. Bild 7.14 offenbart weiterhin, dass beim Anlassen infolge der Härteabnahme auch die Einsatzhärtungstiefe CHD zurückgeht.

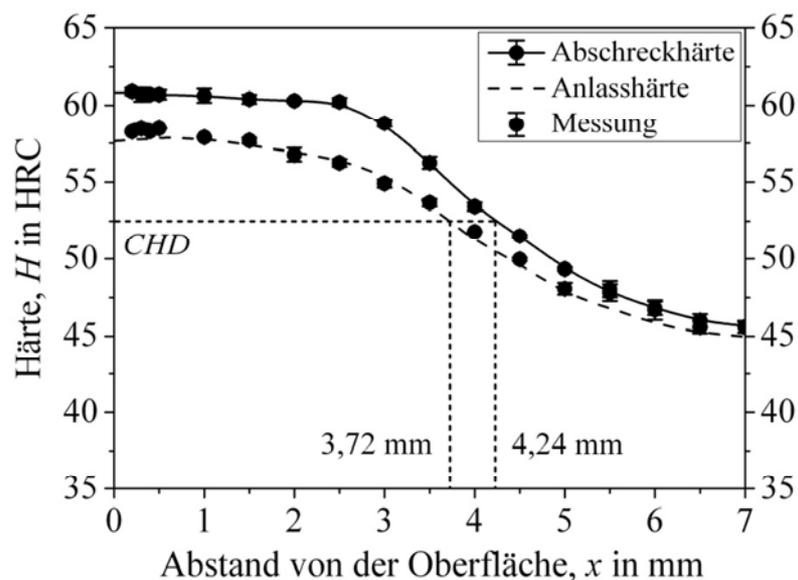


Bild 7.14: Vergleich des gemessenen Abschreckhärteverlaufs und des daraus simulierten Anlasshärteverlaufs mit den Messdaten des Anlasshärteverlaufs.

7.5 Anlassversuch für 16MnCr5

Wie beim Anlassversuch mit 18NiCrMo14-6 wird in diesem Abschnitt die mit SimCarb QuenchTemp simulierte Anlasshärte von 16MnCr5 mit entsprechenden Messdaten aus dem Anlassversuch verglichen. Der Probenzylinder aus 16MnCr5 wurde bei einem Abschreckversuch in „Abschrecköl, ruhend“ abgeschreckt (vgl. Abschnitt 3.2.2). Die anschließende Anlassbehandlung wurde bei einer Temperatur von 170 °C und einer Dauer von 4 h durchgeführt (vgl. Abschnitt 3.2.4). Der mit SIMS bestimmte Kohlenstoffverlauf des aufgekohlten Probenzylinders ist in Bild 3.9 aufgetragen. Bild 7.15 zeigt den gemessenen Abschreck- und Anlasshärteverlauf für 16MnCr5.

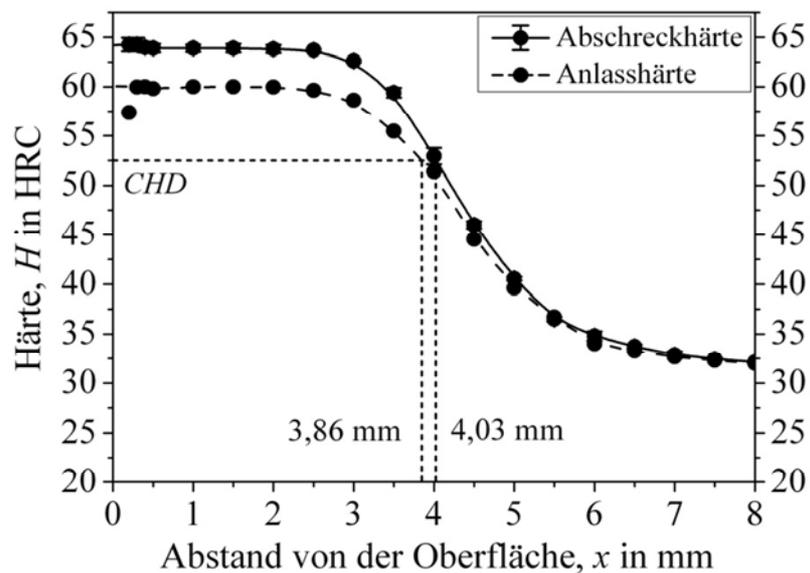


Bild 7.15: Gemessener Abschreckhärteverlauf (abgeschreckt in „Abschrecköl, ruhend“) und Anlasshärteverlauf (angelassen bei 170 °C für 4 h) von 16MnCr5.

7.5.1 Simulation der Anlasshärte

Die folgende Simulation der Anlasshärte basiert auf der in Abschnitt 7.2 für 16MnCr5 bereits durchgeführten Simulation der Abschreckhärte (siehe Bild 7.5) und wurde gemäß Anlassversuch für eine Anlasstemperatur von 170 °C und eine Dauer von 4 h durchgeführt. Bild 7.16 stellt den Vergleich des simulierten Abschreckhärteverlaufs und daraus berechneten Anlasshärteverlaufs mit den Messdaten der Abschreckhärte von 16MnCr5 vor.

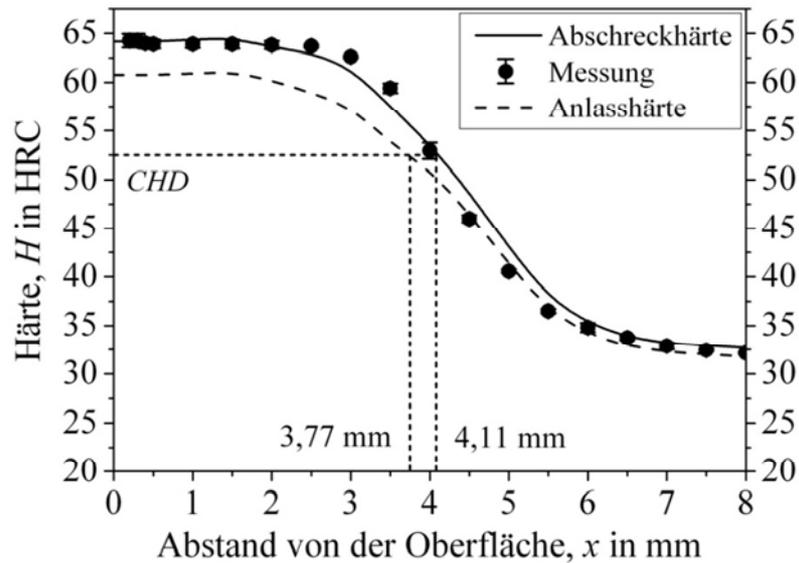


Bild 7.16: Gemessene Abschreckhärte (abgeschreckt in „Abschrecköl, ruhend“), simulierter Abschreckhärteverlauf und daraus simulierter Anlasshärteverlauf (angelassen bei 170 °C für 4 h) von 16MnCr5.

7.5.2 Verifizierung mit experimentellen Daten

Für die Verifizierung des simulierten Anlasshärteverlaufs aus Bild 7.16 wurden die Messdaten des zugehörigen Anlassversuchs für 16MnCr5 aus Bild 3.15 herangezogen. Der Vergleich des simulierten mit dem gemessenen Anlasshärteverlauf nach einer Anlassbehandlung bei 170 °C für 4 h ist in Bild 7.17 dargestellt.

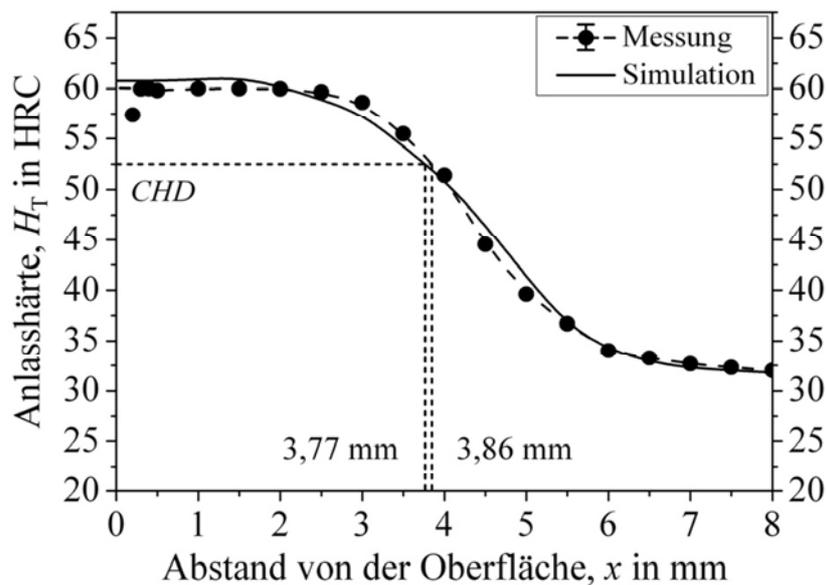


Bild 7.17: Vergleich des gemessenen und simulierten Anlasshärteverlaufs von 16MnCr5 nach einer Anlassbehandlung bei 170 °C für 4 h.

Aus Bild 7.17 ist eine gelungene Übereinstimmung des simulierten mit dem gemessenen Anlasshärteverlauf ersichtlich. Die Einsatzhärtungstiefen *CHD* von Messung und Simulation liegen mit 3,86 bzw. 3,77 mm um nur 0,09 mm auseinander. Insbesondere wird auch die mit dem Anlassen verbundene starke Härteabnahme in der äußeren Randschicht (höchste Abschreckhärte) von der auf Hollomon-Jaffe-Parametern beruhende Vorhersage in SimCarb Quench Temp realistisch abgebildet.

7.6 Vergleich des empirischen und thermophysikalischen Modells

In folgendem Abschnitt soll ein Vergleich der Vorhersagen von empirischem und thermophysikalischem Modell in SimCarb QuenchTemp gezogen werden. Zu diesem Zweck wurde mit beiden Modellen jeweils eine identische Härtesimulation für die Einsatzstähle 16MnCr5 und 17Cr3 durchgeführt. Für beide Werkstoffe wurden mit dem Grundmodul SimCarb verschiedene Aufkohlungsprofile simuliert.

7.6.1 Vergleich für 16MnCr5

In den Tabellen 7.10 und 7.11 sind die chemische Zusammensetzung sowie die Bedingungen des Abschreckversuchs dargestellt, die für die Härtesimulation von 16MnCr5 verwendet wurden. Die angenommene Stahlzusammensetzung weicht dabei minimal von der mittleren Zusammensetzung der Norm ab, wie es in der Praxis der Fall sein kann.

Tabelle 7.10: Für die Simulation verwendete chemische Zusammensetzung von 16MnCr5.

| | | | | | | | |
|----------------------------|--------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Werkstoff-Nr. | 1.7131 | | | | | | |
| Kurzname | 16MnCr5 | | | | | | |
| Normen / Bezug | DIN EN 10084 | | | | | | |
| Konzentration in Gew.-% | C | Cr | Mn | Mo | Ni | Si | Al |
| | 0,16 | 0,95 | 1,15 | 0,00 | 0,00 | 0,30 | 0,00 |
| | Cu | S | P | | | | |
| | 0,00 | 0,035 | 0,025 | | | | |

Tabelle 7.11: Werkstückabmessung, Härtetemperatur, Gefügestand vor dem Abschrecken und Badbedingungen des Abschreckversuchs für 16MnCr5.

| Werkstück | Abschreckmittel |
|----------------------------------|-------------------------------|
| Durchmesser d : 50 mm | Typ: Abschrecköl |
| Härtetemperatur T_H : 840 °C | Bewegungszustand: ruhend |
| Austenitkorngröße K_{ASTM} : 8 | Fluidtemperatur T_F : 53 °C |

Der Kohlenstoffverlauf für 16MnCr5 wurde mit dem Grundmodul SimCarb für einen konventionellen zweistufigen Gasaufkohlungsprozess simuliert. Hierbei wurde ein Werkstück (z. B. die Stahlrundprobe) 12 h in der Sättigungsstufe bei einem C-Pegel c_p^S von 1,0 Gew.-% und 3 h in der Ausgleichsphase bei einem C-Pegel c_p^A von 0,546 Gew.-% behandelt. Die Bedingungen des Aufkohlungsprozesses und der resultierende Kohlenstoffverlauf sind in den Bil-

dem 7.18 bzw. 7.19 dargestellt. Das Aufkohlungsprofil wurde zur Simulation der Abschreckprozesse für 16MnCr5 mit beiden Modellen von SimCarb QuenchTemp genutzt. Es wird das industriell verbreitete Einfachhärten angewendet.

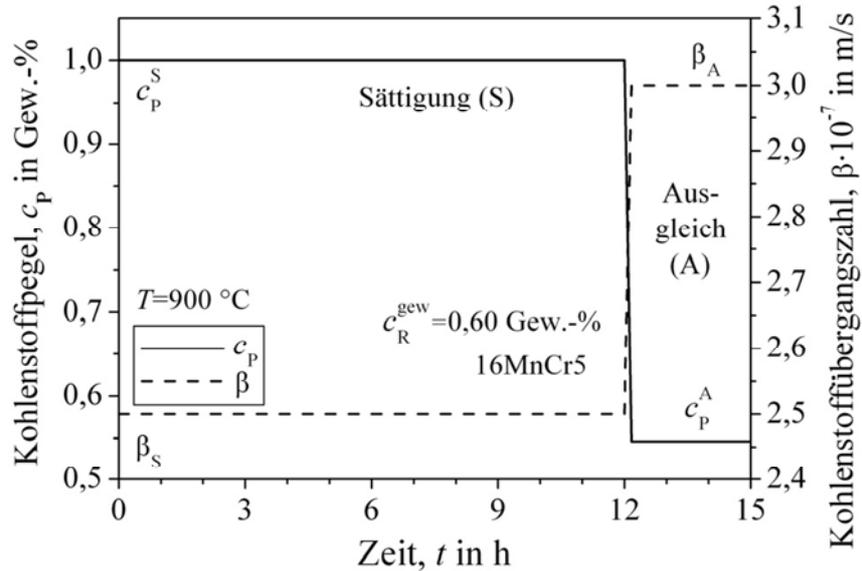


Bild 7.18: Prozessparameter des isothermen zweistufigen Gasaufkohlens des Einsatzstahls 16MnCr5 für Simulationsbeispiele zum Abschrecken.

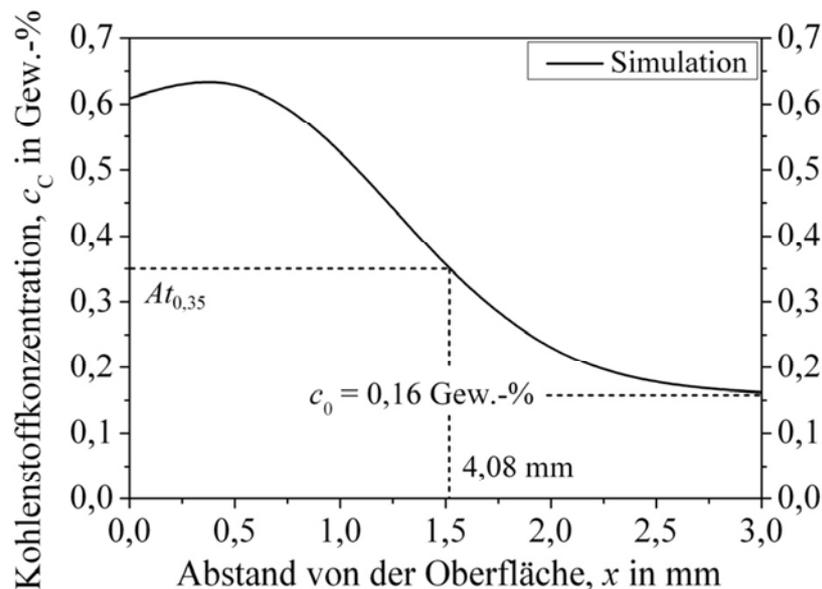


Bild 7.19: Mit SimCarb für den Zweistufenprozess aus Bild 7.18 simulierter Kohlenstoffverlauf für 16MnCr5.

In Bild 7.20 sind die mit dem thermophysikalischen und dem empirischen Modell von SimCarb QuenchTemp simulierten Abschreckhärteverläufe von 16MnCr5 aufgetragen. Eine brauchbare, insbesondere im Rand- sowie Kernbereich gute Übereinstimmung der beiden

Verläufe ist zu erkennen. Die Einsatzhärtungstiefen CHD liegen mit 1,36 bzw. 1,11 mm um 0,25 mm auseinander. In der Härtepraxis entspricht eine solche Abweichung beispielsweise einer recht guten Übereinstimmung zwischen Vorhersage und tatsächlichem Einsatzhärtungsergebnis.

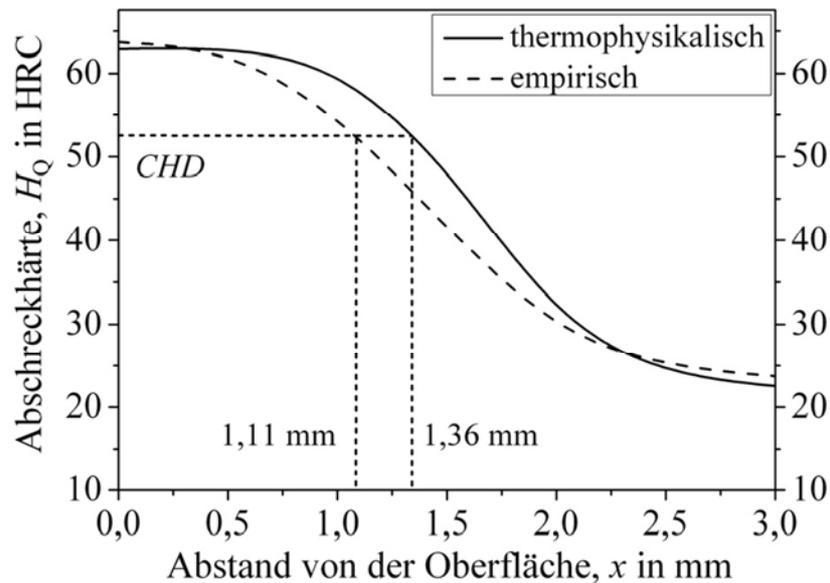


Bild 7.20: Vergleich der mit dem thermophysikalischen und dem empirischen Modell simulierten Abschreckhärteverläufe von 16MnCr5 (siehe Bilder 7.18 bzw. 7.19).

7.6.2 Vergleich für 17Cr3

In den Tabellen 7.12 und 7.13 sind die vorgegebene chemische Zusammensetzung und die Bedingungen des angenommenen Abschreckprozesses dargestellt, die für die Härtesimulation von 17Cr3 verwendet wurden. Wieder liegt die Stahlzusammensetzung nahe an der mittleren chemischen Zusammensetzung der Norm.

Tabelle 7.12: Für die Simulationen verwendete chemische Zusammensetzung von 17Cr3.

| | | | | | | | |
|----------------------------|--------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Werkstoff-Nr. | 1.7016 | | | | | | |
| Kurzname | 17Cr3 | | | | | | |
| Normen / Bezug | DIN EN 10084 | | | | | | |
| Konzentration in Gew.-% | C | Cr | Mn | Mo | Ni | Si | Al |
| | 0,17 | 0,85 | 0,75 | 0,00 | 0,00 | 0,25 | 0,00 |
| | Cu | S | P | | | | |
| | 0,00 | 0,035 | 0,025 | | | | |

Tabelle 7.13: Werkstückabmessung, Härtetemperatur, Gefügestand vor dem Abschrecken und Badbedingungen des Abschreckversuchs für 17Cr3.

| Werkstück | | Abschreckmittel | |
|--------------------------------|--------|-------------------------|-------------|
| Durchmesser d : | 33 mm | Typ: | Abschrecköl |
| Härtetemperatur T_H : | 840 °C | Bewegungszustand: | lebhaft |
| Austenitkorngröße K_{ASTM} : | 8 | Fluidtemperatur T_F : | 53 °C |

Der Kohlenstoffverlauf von 17Cr3 wurde mit dem Grundmodul SimCarb für einen diesmal deutlich längeren zweistufigen Gasaufkohlungsprozess simuliert. Die angenommene Stahlrundprobe wurde dabei 42 h in der Sättigungsstufe bei einem C-Pegel c_p^S von 1,2 Gew.-% und nachfolgend 9 h in der Ausgleichsphase bei einem C-Pegel c_p^A von 0,8 Gew.-% behandelt. Die Bedingungen des Aufkohlens sind in Bild 7.21 grafisch veranschaulicht. Bild 7.22 zeigt den dafür berechneten Kohlenstoffverlauf von 17Cr3.

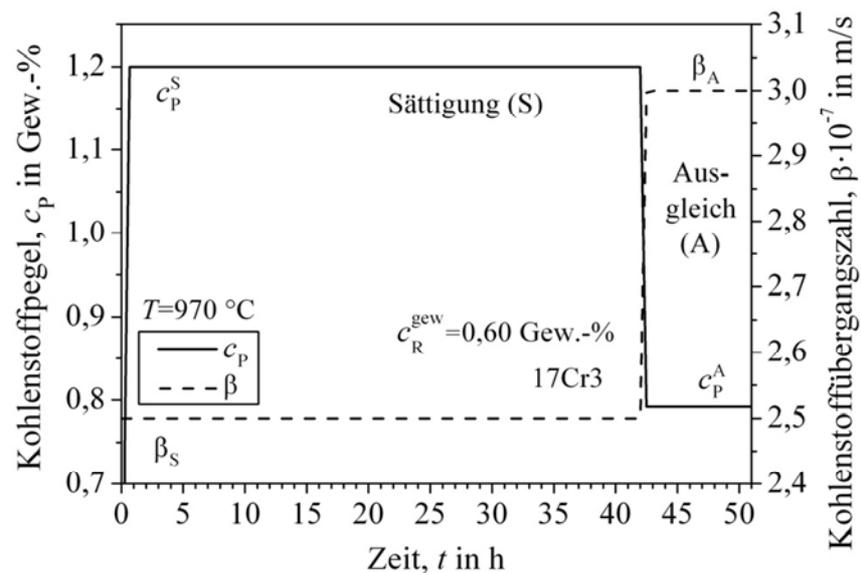


Bild 7.21: Prozessparameter des isothermen zweistufigen Gasaufkohlens des Einsatzstahls 17Cr3 für Simulationsbeispiele zum Abschrecken.

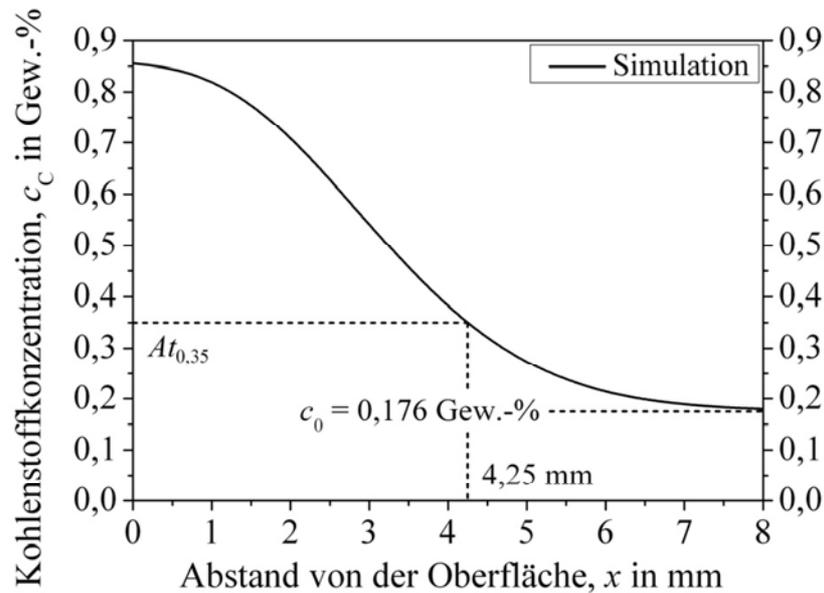


Bild 7.22: Mit SimCarb für den Zweistufenprozess aus Bild 7.21 simuliertes Aufkohlungsprofil für 17Cr3.

In Bild 7.23 sind die mit dem thermophysikalischen und dem empirischen Modell von SimCarb QuenchTemp simulierten Abschreckhärteverläufe von 17Cr3 dargestellt. Im Randbereich und hin zum Kern der Stahlrundprobe liegt eine sehr gute Übereinstimmung vor. Im mittleren Übergangsbereich der Abschreckhärteprofile kommt es hingegen zu merklichen Abweichungen. Deshalb liegen die Einsatzhärtungstiefen CHD mit 4,46 bzw. 3,56 mm auch deutlich um 0,9 mm auseinander.

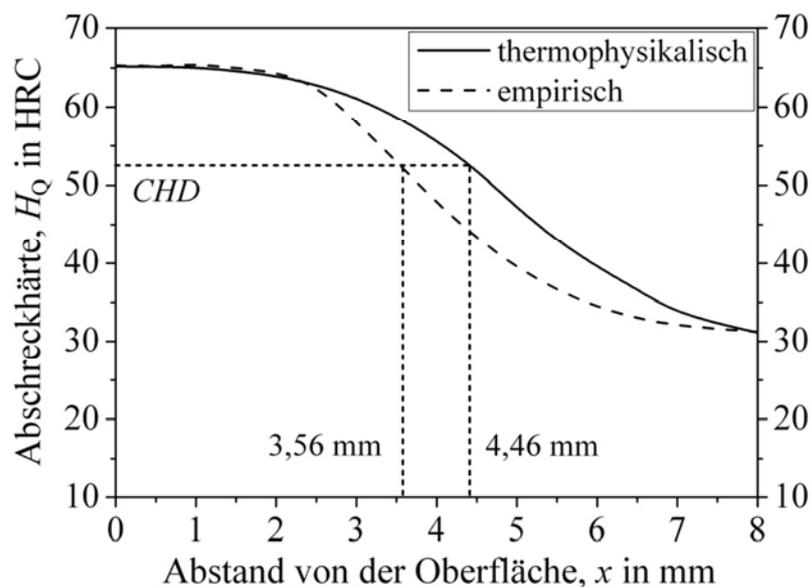


Bild 7.23: Vergleich der mit dem thermophysikalischen und empirischen Modell simulierten Abschreckhärteverläufe von 17Cr3.

Die Analyse in Kapitel 7, insbesondere in Abschnitt 7.3 (vgl. Bild 7.9), sprechen für eine höhere Vorhersagekraft des thermophysikalischen Modells, das auf einer realistischen Beschreibung der Werkstoff- und Prozesseigenschaften gründet. Das robuste empirische Modell, auf dem z. B. das eine Pionierstellung einnehmende DIFF-Programm von *Wünnig* beruht [142, 143], besitzt jedoch ebenfalls praktische Anwendbarkeit. Da hierbei der Abschreckprozess handlicher, aber deshalb auch nur halbquantitativ erfasst wird, muss seine Treffsicherheit gewissen Beschränkungen unterliegen. Auf der anderen Seite reagiert das leistungsstärkere thermophysikalische Modell teilweise recht empfindlich auf Parameterschwankungen, wobei etwa die Prozessbedingungen nicht immer genau bekannt sind. Die gemeinsame Verfügbarkeit beider Modelle steigert daher sinnvoll die Flexibilität von SimCarb QuenchTemp für den Benutzer. Weitere Diskussionen werden im nächsten Kapitel geführt.

8 Diskussion

Das Ziel der vorliegenden Arbeit aus der Werkstoffinformatik innerhalb der Werkstofftechnik bestand in der Entwicklung einer SimCarb QuenchTemp genannten Software, die als Teil der SimCarb-Programmfolge für das computergestützte Einsatzhärten die Simulationsaufgabe löst, wie sich eine bestimmte, nach dem Aufkohlen erreichte Kohlenstofftiefenverteilung abhängig von den Material-, Werkstück- und Prozesseigenschaften auf die nach dem Abschrecken bzw. weiteren Anlassen resultierenden Härteprofile und die Gefügezusammensetzung überträgt. Hierfür wurden ein empirisches und ein thermophysikalisches Modell formuliert und mit der maßgeblich auf der Finite-Differenzen-Methode beruhenden mathematischen Simulation im Programm implementiert.

Zur Verifizierung der Werkstoff- und Prozessmodellierung sowie der mathematischen Simulation anhand experimenteller Daten wurden gezielt Aufkohlungs-, Abschreck- und Anlassversuche durchgeführt. Insbesondere mit dem Anlassparameter nach *Hollomon* und *Jaffe* bei den für das Einsatzhärten relevanten Anlasstemperaturen von 150 bis 200 °C konnten damit auch, in der Literatur bisher nicht verfügbare Größen für die Entwicklung der Software gewonnen werden.

In beiden Modellen von SimCarb QuenchTemp werden verschiedene Vereinfachungen bzw. Näherungsannahmen bei der werkstoff- und prozessabhängigen Vorhersage der Tiefenverteilung von Abschreck- und Anlasshärte aus den Aufkohlungsprofilen getroffen. Eine ausführliche Diskussion erfolgt in den folgenden Abschnitten.

8.1 Empirisches Modell

8.1.1 Abschrecken

Das im Programm implementierte Verfahren von *Wyss* zur Vorhersage von Abschreckhärteverläufen wird in der Wärmebehandlungspraxis seit langem erfolgreich angewandt [54-56]. In der Literatur sind Vergleiche mit Messergebnissen aufgekohlter Einsatzstähle verfügbar [59]. Der voreingestellte Formel­ausdruck zur Berechnung kohlenstoffabhängiger Stirnabschreckkurven nach Gl. (4.1) geht aus Regressionsanalysen hervor. Der Gültigkeitsbereich dieser Bestimmungsgleichung ist hinsichtlich höher legierter Einsatzstähle (z. B. 18CrNiMo7-6) begrenzt. Hiervon betroffen sind insbesondere höher Cr- und Ni-legierte Stähle.

Der Grossman'sche Abschreckintensitätsfaktor gibt das Verhältnis der erzielten Abkühlgeschwindigkeiten eines Werkstücks (Modellzylinder) von dem verwendeten Medium (z. B. umgewälztes Härteöl) zu ruhendem Wasser (Gas- und Salzgehalt nicht genauer spezifiziert) von 18 °C an. Dieser thermophysikalische Kennwert kann experimentell ermittelt oder aus Literaturdaten entnommen werden. Die Abschreckwirkung hängt vom Medium, dessen Strömungs- bzw. Bewegungszustand und der Wärmeleitung im Stahl ab, daneben aber noch von einigen weiteren Einflussfaktoren. Hier sind etwa Bad- und Härtetemperatur, Masse des Werkstücks und Wandstärke zu nennen [37, 62, 74, 137]. Auch wird der Bewegungszustand des Abschreckmittels in tabellierten Angaben nach *Grossman* nur halbquantitativ beschrieben. Diese Unklarheit lässt sich im *Case Hardening Engineering* prinzipiell durch die seriennahe technologische Prüfung zur Messung des Abschreckintensitätsfaktors umgehen. Außerdem erscheint die getroffene Unterscheidung der verschiedenen Medien in Gruppen (z. B. Öl, wässrige Polymerlösung) als recht grob. In der entsprechenden Datenbank des empirischen Modells von SimCarb QuenchTemp stehen weitere Unterteilungen für die Auswahl zur Verfügung. Die für die Kühlwirkung relevanten Eigenschaften des Abschreckmittels, wie chemische Zusammensetzung, Viskosität oder Siedepunkt, können hierbei jedoch nicht als Kriterien berücksichtigt werden.

Die Wärmeleitfähigkeit des Stahls hängt von dem Gefüge, der Kohlenstoffkonzentration und der Temperatur ab [28, 124]. Diese Einflussfaktoren ändern sich beim Abkühlen einsatzgehärteter Werkstücke zeitlich und örtlich. Die Grossman-Zahl stellt hingegen einen festen (Effektiv-) Wert dar. Auch die Näherungsannahme eines für alle Oberflächentemperaturen des Behandlungsguts konstanten Wärmeübergangskoeffizienten ist nur etwa beim Gaskühlen, Abschrecken in Salzbadern und Metallschmelzen sowie in flüssigen verdampfenden Medien in der Film- und Konvektionsphase gut oder wenigstens leidlich begründet, nicht aber für das Blasensieden. Hier werden vorübergehend sehr hohe Spitzenwerte erreicht. Viele Abschreckprozesse der industriellen Wärmebehandlung, insbesondere in verdampfenden Medien, zeigen deshalb tatsächlich kein Newton'sches Abkühlverhalten [137].

Man beachte zudem, dass entlang einer nicht abrupt, sondern fortschreitend zusammenbrechenden Dampfhaut (u. a. abhängig von der Wandstärke) sehr große lokale Unterschiede im Wärmeübergangskoeffizienten auftreten, so dass die Wirkung durch einen konstanten Wert der Grossman'schen Abschreckintensität nur näherungsweise abgebildet werden kann. Schließlich eignet sich das Konzept von *Grossman* nicht für diskontinuierliche (z. B. unter-

brochene) Abschreckprozesse [14]. Wechselnde Medien oder geänderte Bewegungszustände, etwa vermindertes Umwälzen, lassen sich nicht näher beschreiben.

Die angebotenen Aufhärtheitsbeziehungen zur Bestimmung der maximalen Martensithärte als festgelegter Oberflächenwert berücksichtigen nur die Kohlenstoffkonzentration. Der auch für die im Austauschmischkristall am stärksten verfestigenden Fremdatome, wie etwa Silizium, relativ geringe Einfluss der substitutionellen Legierungselemente darf hierbei vernachlässigt werden [181].

8.1.2 Anlassen

Die auf den Angaben von *Hodge* und *Orehoski* beruhende, einfache Gefügeanalyse liefert, wie ein Blick auf Bild 4.3 verdeutlicht, speziell bei geringen Gehalten eine grobe, aber für den angestrebten Zweck insgesamt brauchbare Abschätzung des Martensitanteils für die Anwendung der kohlenstoff-, temperatur- und zeitabhängigen Abminderungsfaktoren nach *Diemar* zur Vorhersage der Anlass- aus der Abschreckhärte [70, 103]. Eine unmittelbare Bestimmung der Zusammensetzung der Mikrostruktur ist im empirischen Modell nicht vorgesehen. Der Martensitgehalt muss allerdings als Funktion der Kohlenstoffkonzentration bzw. der Tiefe bekannt sein. Nur diese gleichgewichtsferne Phase reagiert mit Härteabnahme auf das Anlassen im relevanten Temperaturbereich bis 200 °C [9, 63, 66].

Beim Martensithärten können die *Hodge-Orehoski*-Verläufe aus Bild 4.3 nach der in Abschnitt 4.3 entwickelten Methode ausgewertet werden. Die Nasen der diffusionsvermittelten Phasentransformationen im ZTU-Schaubild sind beim technischen Abschrecken aus dem austenitischen Gefügestand im randnahen Werkstoffbereich sicher zu vermeiden. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit für das umwandlungsfreie Erreichen der Martensitstarttemperatur auch in tieferen Zonen hängt von der Legierungszusammensetzung und der vorliegenden Kohlenstoffkonzentration ab. Einen Hinweis liefert die Lage des maßgeblichen Stirnflächenabstands in der betreffenden Jominy-Kurvenschar (vgl. Bild 4.2b). Bei teilweiser Bainitbildung etwa, die in der Simulation des Abschreckvorgangs die Stirnabschreckkurven berücksichtigen, verliert die vereinfachte Gefügeanalyse an Genauigkeit. Der Martensitanteil wird zu hoch abgeschätzt, was zur Vorhersage einer zu geringen Anlasshärte führt. Da mit fallender Kohlenstoffkonzentration in größerem Oberflächenabstand der Abminderungsfaktor allerdings gegen 1 ansteigt (siehe Bild 4.4), bleibt der damit verbundene Fehler für die gängige Praxis begrenzt.

Die Vorhersage der Einsatzhärtungstiefe stellt als die wichtigste Prozesszielgröße auch die Hauptaufgabe des Softwaremoduls SimCarb QuenchTemp dar. Die Annahme einer durch das Anlassen ab Erreichen des Grundkohlenstoffgehalts nicht mehr veränderten Abschreckhärte erscheint auch deshalb pragmatisch gerechtfertigt. Diese Näherung vereinfacht die Tiefenverlaufsrechnung. Die in Abschnitt 5.2 mitgeteilten Profilmessungen von Anlass- und zugehöriger Abschreckhärte bestätigen die Tauglichkeit [59].

8.2 Thermophysikalisches Modell

8.2.1 Abschrecken

Die Simulation der zeitabhängigen Temperaturverteilung im Werkstück basiert auf einer für temperaturabhängige Wärmeübergangs- und Wärmeleitkoeffizienten modifizierten Fourier'schen Temperaturleitungsgleichung. Zur numerischen Lösung dieser Transportgleichung (lineare parabolische partielle Differentialgleichung 2. Ordnung) wird eine explizite Finite-Differenzen-Methode entwickelt. Es ist aus der Literatur bekannt, dass eine implizite Methode, insbesondere nach *Crank* und *Nicolson*, im Allgemeinen numerisch stabiler bei geringerer Rechenzeit arbeitet. Bei der vorliegenden Aufgabenstellung ist allerdings zu beachten, dass typische Abschreckzeiten, die es zu simulieren gilt, nur im Bereich von einigen Sekunden bis wenigen Minuten liegen, sodass auch bei der expliziten Methode die Rechenzeit trotz sehr kleiner Maschenweiten Δt bei nur wenigen Sekunden liegt. Für die Diskretisierung der Tiefe ergibt sich dabei bei absoluter numerischer Stabilität eine Maschenweite Δr von 0,1 mm, die für eine gute Tiefenauflösung zufriedenstellend ist und einem engen Abstand von Messpunkten bei Härtemessungen von Einsatzhärtungsschichten entspricht. Auch aufgrund der besseren Programmierbarkeit unter FORTRAN wurde für die Simulation der zeitabhängigen Temperaturverteilung deshalb eine explizite Methode ausgearbeitet.

Durch die Verwendung von temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten während der Simulation der Temperaturverteilung im Werkstück werden alle drei Phasen des Abschreckvorgangs (Filmsieden, Blasensieden, Konvektion) realitätsnah berücksichtigt. Da die Wärmeübergangskoeffizienten sehr stark von Typ, Bewegungszustand und Temperatur des jeweiligen Abschreckmittels abhängig sind und das Simulationsergebnis stark beeinflussen, muss der temperaturabhängige Verlauf der Wärmeübergangskoeffizienten (vgl. z. B. Bild 6.12 und Bild 6.13) dem Nutzer genau bekannt sein, um mit diesem Verfahren zufriedenstellende Simulationsergebnisse zu erzielen. Gewähr für verlässliche Resultate bietet deshalb, im Rahmen des *Case Hardening Engineering* den Verlauf der temperaturabhängigen Wärmeübergangskoeffizienten des Abschreckmediums experimentell zu bestimmen (Kühlkurvenanalyse), mit den hierfür verfügbaren Werkzeugen in SimCarb QuenchTemp einzugeben und für die Simulation zu verwenden. Die in der Programmbibliothek hinterlegten Abschreckmedien, denen temperaturabhängige Wärmeübergangskoeffizienten hinterlegt sind, besitzen Gültigkeit nur für die angegebenen Bewegungszustände und Abschreckmitteltemperaturen. Schon geringe

Abweichungen beeinflussen den Wärmeübergangskoeffizienten und damit die Gefügeausbildung sowie die resultierende Härteverteilung.

Die Wärmeleitung in einem Bauteil während des Abschreckvorgangs ist abhängig von der vorliegenden Gefügezusammensetzung und Temperatur [62, 158, 163]. Das in Abschnitt 6.3.2 entwickelte Modell zur temperaturabhängigen Abschätzung des Wärmeleitkoeffizienten $\lambda(T)$ stützt sich auf Literaturangaben zur Wärmeleitung bei verschiedenen Gefügeständen und Temperaturen. Im Modell wird vorausgesetzt, dass neben Austenit, dem Mischgebiet Austenit/Martensit und Martensit keine weiteren Gefüge entstehen, was in der Praxis des Einsatzhärtens zwar gewünscht, aber nicht immer der Fall ist. Der Übergang zwischen den einzelnen Gefügeständen Martensit, Mischgebiet Martensit/Austenit und Austenit wird mithilfe der Martensitstart- und -finishtemperatur bestimmt. Die Ermittlung der Martensitstart- und -finishtemperatur erfolgt nach bekannten Ansätzen aus der Literatur, die geringfügig unterschiedliche M_s - und M_f -Temperaturen liefern. Ein linearer Verlauf des Wärmeleitkoeffizienten im Austenit ist in der Literatur angegeben und wird im Modell entsprechend verwendet sowie auch für das Zweiphasengebiet Austenit/Martensit und Martensit vereinfachend angenommen [178].

Die Abkühlzeit $t_{8/5}$ ist aus der Schweißtechnik als maßgeblich für die Gefügeausbildung bekannt und gibt die Zeit an, die während des raschen Abkühlens einer Schweißraupe und ihrer Einflusszone zum Durchlaufen eines Temperaturintervalls von 800 auf 500 °C benötigt wird [14, 63]. In SimCarb QuenchTemp wird ebenfalls die $t_{8/5}$ -Methode angewendet und aus der zeitabhängigen Temperaturverteilung die Dauer $t_{8/5}$ bestimmt, die beim Abschreckvorgang benötigt wird, um von 800 auf 500 °C zu kühlen. Aus dieser berechneten Zeit wird eine durchschnittliche Abkühlgeschwindigkeit v ermittelt, die für den Vergleich mit konstanten Abkühlgeschwindigkeiten von simulierten Abkühlkurven verwendet wird. Der Bezug zum Temperaturintervall zwischen 800 und 500 °C hat sich für die Gefügebewertung in der Schweißtechnik bewährt. In SimCarb QuenchTemp verändert sich dabei durch die Verschiebung der Intervallgrenzen die durchschnittliche Abkühlgeschwindigkeit aufgrund der in niedrigeren Temperaturbereichen abnehmenden Abkühlgeschwindigkeiten. Speziell die Verschiebung des unteren Temperaturintervalls (500 °C) hin zu niedrigeren beziehungsweise höheren Temperaturen ergibt geringere bzw. höhere durchschnittliche Abkühlgeschwindigkeiten und führt dadurch zu niedrigeren bzw. höheren Härtewerten und entsprechend veränderten Gefügezusammensetzungen. Die Verifizierung mit experimentellen Ergebnissen hat allerdings gezeigt, dass sich das Temperaturintervall von 800 bis 500 °C auch für die Modellierung des

Gefügezustands beim Abschrecken in SimCarb QuenchTemp eignet und für die Umrechnung in eine durchschnittliche Abkühlgeschwindigkeit ein gutes Maß darstellt.

Die Simulation der Gefügezusammensetzung und Härteverteilung beschränkt sich in SimCarb QuenchTemp auf die durch den Benutzer in der Software auswählbaren Stahlsorten, für die eine umfangreiche ZTU-Datenauswertung durchgeführt und in einer Bibliothek programmiert wurde. Es sind insgesamt ZTU-Daten für die 26 gängigsten Einsatzstähle bezogen auf die nach Norm mittlere chemische Zusammensetzung verfügbar. Eine Änderung der Werkstoffzusammensetzung in SimCarb QuenchTemp durch den Benutzer wird bei der Berechnung der Martensitstart- und -finishtemperatur sowie damit bei der Berechnung der temperaturabhängigen Wärmeleitkoeffizienten berücksichtigt und wirkt sich geringfügig auf die Simulation der zeitabhängigen Temperaturverteilung aus. Auf die bereits programmierten ZTU-Daten, die einen sehr großen Einfluss auf die resultierende Gefügezusammensetzung und Härteverteilung haben, hat eine solche Modifikation jedoch keinen Effekt. Die Auswirkung einer Abweichung von der programmierten mittleren chemischen Zusammensetzung z. B. hin zur oberen oder unteren Spezifikationsgrenze auf Gefügezusammensetzung und Härteverteilung muss deshalb vom Benutzer abgeschätzt werden. Ein entsprechendes Beispiel wird in der vorliegenden Arbeit diskutiert (vgl. Abschnitt 6.5.1). Der Benutzer kann sich in manchen Fällen grob anhand vergleichbarer Einsatzstähle aus der Bibliothek behelfen. Bei der Simulation der ZTU-Daten der verschiedenen Stahlsorten wurde durchgehend die mittlere chemische Zusammensetzung der jeweiligen Legierungen verwendet.

Die Wahl der Härtetemperatur beeinflusst maßgeblich die Gefügezusammensetzung und Härteverteilung nach dem Abschrecken. Liegt die Härtetemperatur zu niedrig (unterhalb von A_{c3}), so wird das Bauteil nicht vollständig austenitisiert und es kommt nach dem Abschrecken zu unregelmäßiger und teilweise niedriger Härte im Gefüge (Weichfleckigkeit) [63, 65]. Bei von der Stahlsorte abhängigen, überhöhten Härtetemperaturen kann gröberes Austenitkorn entstehen, das die Zähigkeit und Festigkeit des Bauteils nach dem Abschrecken verschlechtert [182], wobei auch die Gefahr von Versprödung steigt. Die vom Benutzer eingegebene Härtetemperatur (bzw. Austenitisierungstemperatur) wird zwar bei der Simulation der Temperaturverteilung berücksichtigt, auf die bereits programmierten ZTU-Daten hat eine Änderung jedoch keine Auswirkung. Bei der Simulation der ZTU-Daten mit JMatPro wurden stets Härtetemperaturen oberhalb von A_{c3} sowie eine für die Praxis typische Austenitkorngröße $K_{ASTM} = 8$ (recht feines Korn) verwendet. Die Einflüsse einer zu niedrigen Härtetemperatur sowie von unterschiedlichen Austenitkorngrößen werden in den Abschnitten 6.5.3 und 6.5.4

diskutiert. Eine örtliche Änderung der Austenitkorngröße über den Querschnitt wird in der Simulation vernachlässigt.

Im Vergleich zum empirischen Modell schätzt das thermophysikalische Modell die Wirkung der Legierungselemente, insbesondere Chrom, in der Tendenz etwas schwächer ein. Dabei sagen beide Modelle etwa mit einer erhöhten Cr-Konzentration sowohl eine größere Härte im äußeren Randbereich und zunehmende Einsatzhärtungstiefe als auch eine gesteigerte Härteannahme im Kern vorher. Das empirische Modell ist nur für nicht zu hohe Cr-Gehalte gültig.

Insbesondere bei der Anwendung des thermophysikalischen Modells (vgl. Abschnitt 7) ist die unterschiedliche Härtebarkeit von Stählen auch anhand des Vergleichs der Einsatzhärtungstiefe CHD mit der Aufkohlungstiefe $At_{0,35}$ zu erkennen. Während bei Stählen mit einer vergleichsweise schlechten Einhärtbarkeit, wie z. B. 17Cr3, die Einsatzhärtungstiefe CHD meist um oder unterhalb der Aufkohlungstiefe $At_{0,35}$ liegt, übertrifft die CHD bei einem gut einhärtenden Werkstoff, wie z. B. 18NiCrMo14-6, regelmäßig die $At_{0,35}$. Bei Verwendung der härtereitechnischen Faustregel $CHD \approx At_{0,35}$ sind diese Zusammenhänge zu beachten.

8.2.2 Anlassen

Der im thermophysikalischen Modell zur Berechnung der Anlasshärte verwendete Hollomon-Jaffe-Parameter ist in der Literatur, insbesondere für das Vergüten als zweckmäßig empfohlen [69, 73]. Es werden aber keine Daten im für das Einsatzhärten relevanten Temperaturbereich von 150 bis 200 °C mitgeteilt. Um für die in SimCarb QuenchTemp programmierten Stahlsorten passende Hollomon-Jaffe-Parameter auszuwerten, wurden deshalb entsprechende Anlassversuche bei unterschiedlichen Anlassbedingungen durchgeführt (vgl. Abschnitt 3.2.4). Es konnten im relevanten Temperaturbereich von 150 bis 200 °C keine nennenswerten Unterschiede bei der Anlassbeständigkeit der geprüften, verschieden hoch legierten Einsatzstähle festgestellt werden. Die Härteabnahme aller in SimCarb QuenchTemp programmierten Stahlsorten wird daher als vergleichbar angenommen. Anhand der aus den drei untersuchten Einsatzstählen 18CrNiMo7-6, 16MnCr5 und 20MoCr4 gemittelten Messergebnisse wurde für jede Anlassbedingung (Anlasstemperaturen von 150, 170 und 200 °C und Anlasszeiten von 2, 3 und 4 h) ein Hollomon-Jaffe-Parameter bestimmt, der für die Berechnung der Anlasshärte der programmierten Stahlsorten verwendet wird.

Die Materialkonstante C aus der Hollomon-Jaffe-Gleichung Gl. (6.17) nimmt für un- und mittellegierte Stähle typischerweise Werte von 14 bis 20 an [69, 164], wobei diese für Einsatzstähle im engeren Bereich von 15 und 17 liegen sollte. Für die Auswertung der Hollomon-

Jaffe-Parameter wurde deshalb für alle in SimCarb QuenchTemp programmierten Stähle ein Wert von $C = 16$ verwendet. Da der Einfluss der Materialkonstante C auf die Anlasshärte recht gering ist, darf diese Vereinfachung als geeignet angenommen werden.

Der Benutzer hat unter Berücksichtigung der technisch üblichen Anlassbedingungen beim Einsatzhärten die Möglichkeit, Anlasstemperaturen im Bereich von 150 bis 200 °C in Stufen von 1 °C bei Anlasszeiten von 2 bis 4 h in Schritten von 1 min praktisch stufenlos auszuwählen. Der Einfluss der Temperatur ist dabei wesentlich stärker, da sie linear in den Hollomon-Jaffe-Parameter von Gl. (6.17) eingeht, die Zeit hingegen nur logarithmisch. Hollomon-Jaffe-Parameter wurden anhand der für die drei genannten Stähle durchgeführten Anlassversuche bei Anlasstemperaturen von 150, 170 und 200 °C und Anlasszeiten von 2, 3 und 4 h berechnet und mit der entsprechend ausgewerteten Funktion zur Bestimmung der Härteabnahme (vgl. z. B. Bild 6.38) im Programm hinterlegt. Sofern der Benutzer eine hiervon abweichende Kombination aus Temperatur und Dauer auswählt, werden in einem ersten Schritt die Anlasshärteverläufe der jeweils benachbarten bekannten Hollomon-Jaffe-Parameter (Temperatur-Zeit-Kombinationen) berechnet. In einem zweiten Schritt wird der gesuchte Anlasshärteverlauf aus den Verläufen dieser beiden benachbarten Hollomon-Jaffe-Parameter linear interpoliert. Die lineare Interpolation erscheint aufgrund der geringen Unterschiede der Anlasshärten zwischen den benachbarten Hollomon-Jaffe-Parameter als zweckmäßig.

Die Treffsicherheit der experimentell bestimmten Hollomon-Jaffe-Parameter wurde im Anlassversuch überprüft. Dabei liefert beispielsweise auch die in der Auswertung nicht berücksichtigte Stahlsorte 18NiCrMo14-6 eine sehr gute Übereinstimmung der Simulationsvorhersage mit den Messwerten.

Eine durch den Anlassprozess bedingte Veränderung des abgeschreckten Gefüges wird in den Hollomon-Jaffe-Parametern nicht berücksichtigt. Durch ihre Verwendung wird in SimCarb QuenchTemp eine Härteabnahme bestimmt, aus der die Anlasshärte berechnet wird. Abgesehen von der Ausscheidung der ϵ -Carbide mit Bildung von kubischem Martensit in der kohlenstoffangereicherten Randschicht ändert sich in der maßgeblichen 1. Anlasstufe die Gefügezusammensetzung tatsächlich nicht wesentlich. So kommt es auch noch zu keinem nennenswerten Zerfall des Restaustenits (vgl. Abschnitt 2.2.3). Die Beibehaltung des Abschreckgefüges, charakterisiert durch die tiefenabhängigen Volumenanteile der Gefügebestandteile, ist daher in guter Näherung begründet.

Die simulierten Anlasshärteprofile geben die experimentell bestimmten Anlasshärteverläufe in hoher Genauigkeit wieder. Für die Vorhersage der Anlasshärte beim Einsatzhärten er-

scheint die Anwendung von Hollomon-Jaffe-Parameter in der hier umgesetzten Form als geeignet.

9 Zusammenfassung und Ausblick

Das Ziel der Entwicklungsarbeit an der SimCarb-Programmfolge für das rechnergestützte Einsatzhärten besteht darin, gleichermaßen wissenschaftlich fundierte und praktisch nutzbare Stand-Alone-Simulationswerkzeuge der Werkstoffinformatik für die nutzbringende Anwendung in der industriellen Wärmebehandlung und Forschung zu schaffen. Das als *Case Hardening Engineering* bezeichnete Konzept der computergestützten Prozessoptimierung des Einsatzhärtens berücksichtigt dabei gleichermaßen Aspekte von Qualität (Zielgrößentreffsicherheit), Nachhaltigkeit (z. B. Einsparung von Kohlungsgasen) und Rentabilität (z. B. bestmögliche Anlagennutzung). Aufbauend auf dem eingeführten Grundmodul SimCarb der Expertensoftware wurde in der vorliegenden Arbeit das Erweiterungsmodul SimCarb QuenchTemp entwickelt, welches die realistische Vorhersage von Härtetiefenprofilen nach Abschrecken aus dem aufgekohlten Gefügestand und zusätzlich nach folgendem Anlassen ermöglicht. Für die Vorhersage des Einsatzhärtungsergebnisses wird die Simulationsaufgabe bearbeitet, wie sich eine bestimmte Kohlenstoffverteilung nach dem Aufkohlen material-, werkstück- und prozessabhängig auf die Gefügebildung und resultierenden Tiefenverläufe von Abschreck- und Anlasshärte überträgt. Für die Entwicklung dieses Erweiterungsmoduls wurden ein empirisches und ein thermophysikalisches Modell in der mathematischen Simulation umgesetzt.

Im empirischen Modell beruht die Ableitung des Abschreckhärteverlaufs auf berechneten Jominy-Einhärtekurven. Die Auswertung erfolgt für die Kohlenstoffkonzentrationen in der Einsatzschicht am maßgeblichen Stirnflächenabstand. Die Wärmeentzugskraft bzw. das daraus resultierende Härtungsvermögen des Abschreckmittels wird vereinfachend durch Grossman-Zahlen beschrieben. Abmessung, Form, Masse und Oberflächenbeschaffenheit des Werkstücks werden in üblicher Weise durch den repräsentativen Zylinderdurchmesser einer Modellrundprobe berücksichtigt. Die Bestimmung der Anlasshärteverteilung aus dem Abschreckergebnis und dem Aufkohlungsprofil erfordert eine Gefügeanalyse. Es wird eine Methode zur Abschätzung des Martensitgehalts angewandt. Für die Berechnung der Anlasshärte wurde im empirischen Modell ein kohlenstoffabhängiger Abminderungsfaktor genutzt, der aus eigenen Anlassversuchen bestimmt wurde. Dem Benutzer stehen für die Simulation der Anlassbehandlung damit Anlasstemperaturen von 150 bis 200 °C bei Anlasszeiten von 2 bis 4 h zur Verfügung, was die technische Praxis erfasst.

Interne Bibliotheken für Stahlsorten, Aufhärbarkeitsbeziehungen und Abschreckintensitätsfaktoren werden angeboten. Entsprechende Daten lassen sich wahlweise auch benutzerdefi-

niert eingeben. Eine Literaturempfehlung für die Berechnung von kohlenstoffabhängigen Jominy-Stirnabschreckkurven ist voreingestellt. Die Koeffizienten der Gleichung können manuell modifiziert werden, um beispielsweise andere Regressionsformeln oder eigene, z. B. experimentell gewonnene Daten, zu verwenden.

Im thermophysikalischen Modell wird für den Abschreckprozess in einem ersten Schritt eine zeitabhängige Temperaturverteilung im Werkstück unter Realbedingungen simuliert. Hierzu wird die Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung mit einer Finite-Differenzen-Methode gelöst. Für diese numerische Simulation wurde die Fourier'sche Temperaturleitungsgleichung entsprechend modifiziert, um den Wärmeübergangskoeffizienten und den Wärmeleitkoeffizienten während des Abschreckvorgangs temperaturabhängig berücksichtigen zu können. Es wurde ein Werkstoffmodell entwickelt, um abhängig von der chemischen Zusammensetzung des betreffenden Stahls temperaturabhängige Wärmeleitkoeffizienten zu berechnen und in der Simulation zu verwenden. Für die Berücksichtigung eines temperaturabhängigen Wärmeübergangs sind jedem in SimCarb QuenchTemp programmierten Abschreckmittel Wärmeübergangskoeffizienten als Funktion der Temperatur zugeordnet, die für die Simulation der Temperaturverteilung herangezogen werden kann. Weitere Abschreckmittel können vom Benutzer selbst über die vom Programm unterstützte Eingabe von Stützstellen für Temperatur und Wärmeübergangskoeffizient erstellt werden.

Für die anschließende Ableitung der tiefenabhängigen Gefügezusammensetzung und des Härteprofils aus der simulierten Temperaturverteilung hat sich die Verwendung von kontinuierlichen Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern als gut geeignet erwiesen. Über den Vergleich von aus der simulierten Temperaturverteilung errechneten charakteristischen mittleren Abkühlgeschwindigkeiten mit den zuvor für wichtige Einsatzstähle simulierten und einprogrammierten ZTU-Daten (Abkühlkurven) werden die resultierende Gefügezusammensetzung und Härteverteilung bestimmt. Die Vorhersage der Härteverteilung nach einer Anlassbehandlung wird im thermophysikalischen Modell mit Hollomon-Jaffe-Parametern realisiert. Allerdings sind aus der Literatur keine Angaben für den beim Einsatzhärten relevanten Bereich der Anlass temperatur zwischen 150 und 200 °C bekannt. Die nötigen Daten wurden deshalb in eigenen Anlassversuchen ermittelt. Damit liegen alle, das Einsatzhärtungsergebnis in der technischen Anwendung charakterisierende Informationen vor.

Die Aufkohlungsprofile können mit dem Grundmodul SimCarb simuliert und daraus in SimCarb QuenchTemp direkt importiert werden. Alternativ wurde für den Benutzer die Möglichkeit geschaffen, über die Eingabe von Stützstellen für Tiefe und Kohlenstoffkonzentration

einen benutzerdefinierten Kohlenstoffverlauf zu erstellen und für die Simulation zu verwenden.

Für das empirische als auch für das thermophysikalische Modell von SimCarb QuenchTemp wurden Simulationsbeispiele zur Berechnung der Abschreck- und Anlasshärteverläufe durchgeführt. Der Vergleich mit Resultaten der durchgeführten Aufkohlungs-, Abschreck- und Anlassversuche zeigt durchgehend eine gute Übereinstimmung der Härteverteilung nach dem Abschrecken und Anlassen. Bei diesen Experimenten wurde außerdem der Restaustenitgehalt nach dem Abschrecken durch röntgenografische Phasenanalyse bestimmt, um die Gefügevorhersage im thermophysikalischen Modell zu überprüfen. Auch hier wurde geeignete Übereinstimmung gefunden.

Eine nützliche Weiterentwicklung des empirischen Modells ist in der Verbesserung der von *Just* voreingestellten Jominy-Gleichung und in der Erweiterung der Grossman'schen Abschreckintensitäten zu sehen. Die von *Just* mitgeteilte Gleichung zur Berechnung von Jominy-Stirnabschreckkurven besitzt nur Gültigkeit für niedrig bis moderat legierte Einsatzstähle, während beispielsweise höher Cr- und Ni-haltige Werkstoffe damit nicht geeignet beschrieben werden. Abhilfe schafft zwar die Möglichkeit, in SimCarb QuenchTemp die Koeffizienten der Berechnungsgleichung zu verändern, um etwa andere Regressionsformeln oder eigene Versuchsergebnisse zu verwenden, allerdings sind solche Daten nicht immer bekannt oder einfach zu ermitteln. Um die Verwendbarkeit des empirischen Modells ohne Anpassung der Koeffizienten auch für höher legierte Einsatzstähle sicherzustellen, stellt die Erweiterung der verwendeten Formel eine zukünftige Aufgabe dar.

Vornehmlich für die Nutzung in der Forschung wäre außerdem die Vervollständigung der im empirischen Modell berücksichtigten Spanne von 0,2 bis 2,0 des Grossman'schen Abschreckintensitätsfaktors durch ergänzende Datenauswertungen erstrebenswert. Eine Zuordnung von definierten Strömungsgeschwindigkeiten (Intervalle) zu den einzelnen Stufen der relativen Einteilung wäre ebenfalls denkbar [74].

Im thermophysikalischen Modell könnten zukünftige Entwicklungsschwerpunkte darin liegen, die Berechnung der ZTU-Daten (Abkühlkurven) in SimCarb QuenchTemp zu integrieren. Hierdurch wäre der Benutzer nicht auf vorprogrammierte ZTU-Daten aus der SimCarb QuenchTemp-Datenbank beschränkt, sondern es bestünde die Möglichkeit, einen Abschreckprozess für eine beliebige chemische Zusammensetzung eines Stahls zu simulieren.

Dem Benutzer stehen im thermophysikalischen Modell aktuell 12 Abschreckmittel unterschiedlicher Bewegungszustände und Temperaturen zur Verfügung, denen hinterlegte Wärmeübergangskoeffizienten als Funktion der Temperatur zugeordnet sind. Obwohl es für den Benutzer möglich ist, über die Eingabe von Stützstellen für Temperatur und Wärmeübergangskoeffizient benutzerdefinierte Abschreckmittel zu erstellen, wäre eine Erweiterung der aktuellen Abschreckmittel-Datenbank natürlich wünschenswert.

Die beim Einsatzhärten im Bauteil durch schnelles Abkühlen und Phasenumwandlung während des Abschreckens erzeugte Eigenspannungsverteilung wird von SimCarb QuenchTemp nicht berechnet. Die Simulation der Gefügezusammensetzung und Härteverteilung im thermophysikalischen Modell liefert jedoch eine Grundlage für diese Erweiterung. Ein auf SimCarb QuenchTemp aufbauendes Modell zur Simulation des Eigenspannungszustands nach dem Abschrecken wäre etwa hinsichtlich der Vorhersage von Verzug (*Distortion Engineering*) wünschenswert. Zudem bildet die Entstehung von Druckeigenspannungen in der im Bauteilbetrieb oft am stärksten beanspruchten Randschicht (z. B. bei Wälzkontakt) einen praktischen Vorteil des Einsatzhärtens etwa im Vergleich zum martensitischen Durchhärten.

10 Anhang

10.1 Abschreckhärteverläufe

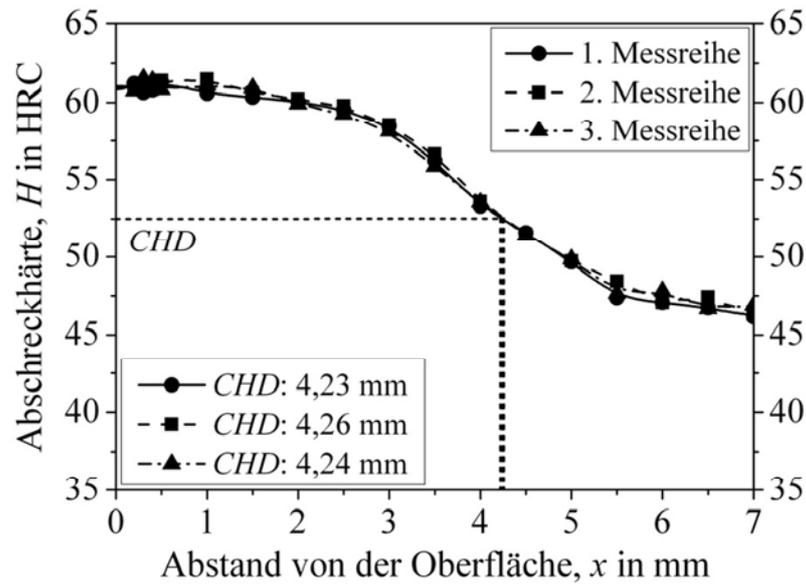


Bild 10.1: Messreihen der Abschreckhärteverläufe von 18NiCrMo14-6, abgeschreckt in „Wasser, ruhend“; vgl. Abschnitt 3.4.3.

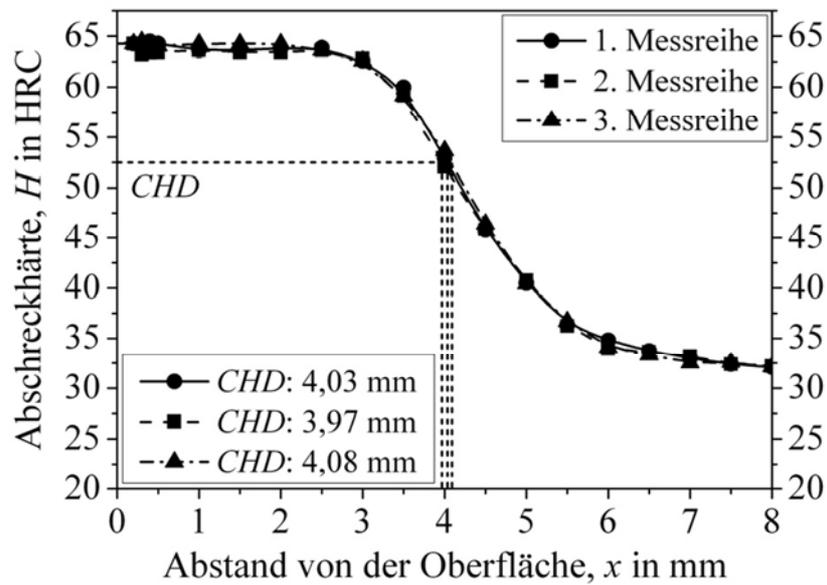


Bild 10.2: Messreihen der Abschreckhärteverläufe von 16MnCr5, abgeschreckt in „Ab-schrecköl, ruhend“; vgl. Abschnitt 3.4.3.

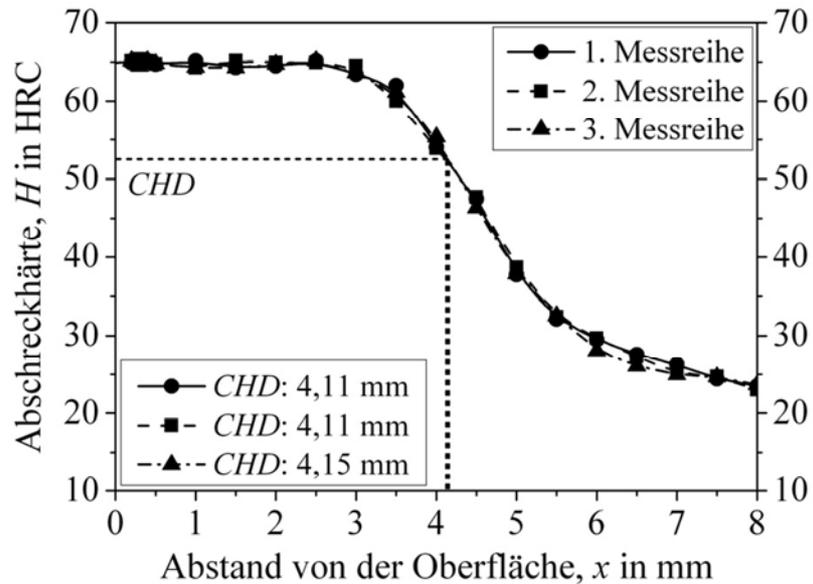


Bild 10.3: Messreihen der Abschreckhärteverläufe von 17Cr3, abgeschreckt in „Abschrecköl, ruhend“; vgl. Abschnitt 3.4.3.

Tabelle 10.1: Messdaten der Abschreckversuche für 18NiCrMo14-6 („Wasser, ruhend“), 16MnCr5 („Abschrecköl, ruhend“) und 17Cr3 („Abschrecköl, ruhend“); vgl. Abschnitt 3.4.3.

| Tiefe in mm | 18NiCrMo14-6 | | | 16MnCr5 | | | 17Cr3 | | |
|----------------|--------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| | 1. HCR | 2. HCR | 3. HCR | 1. HCR | 2. HCR | 3. HCR | 1. HCR | 2. HCR | 3. HCR |
| 0,2 | 61,22 | 60,96 | 60,74 | 64,26 | 64,34 | 64,26 | 64,91 | 65,14 | 65,14 |
| 0,3 | 60,62 | 61,08 | 61,53 | 64,26 | 63,19 | 64,48 | 65,14 | 65,36 | 64,48 |
| 0,4 | 60,80 | 60,84 | 61,39 | 64,48 | 63,40 | 63,82 | 65,12 | 65,14 | 65,12 |
| 0,5 | 61,32 | 61,40 | 60,82 | 64,26 | 63,42 | 64,04 | 64,69 | 64,69 | 64,77 |
| 1,0 | 60,58 | 61,48 | 61,10 | 63,61 | 63,61 | 64,26 | 65,14 | 64,26 | 64,32 |
| 1,5 | 60,33 | 60,62 | 60,93 | 63,61 | 63,42 | 64,26 | 64,28 | 65,16 | 64,26 |
| 2,0 | 60,06 | 60,20 | 59,90 | 63,82 | 63,42 | 64,26 | 64,48 | 64,92 | 64,70 |
| 2,5 | 59,56 | 59,78 | 59,25 | 63,84 | 63,62 | 63,62 | 65,15 | 64,92 | 65,15 |
| 3,0 | 58,46 | 58,54 | 58,12 | 62,58 | 62,79 | 62,56 | 63,40 | 64,48 | 63,64 |
| 3,5 | 56,22 | 56,64 | 55,85 | 59,98 | 59,12 | 59,12 | 62,02 | 59,97 | 61,14 |
| 4,0 | 53,29 | 53,82 | 53,55 | 52,93 | 52,02 | 53,65 | 54,02 | 53,88 | 55,33 |
| 4,5 | 51,98 | 51,81 | 51,30 | 45,77 | 45,82 | 46,42 | 47,49 | 47,71 | 46,33 |
| 5,0 | 49,66 | 49,18 | 49,20 | 40,48 | 40,76 | 40,38 | 37,72 | 38,67 | 37,86 |
| 5,5 | 47,69 | 48,42 | 48,53 | 36,35 | 36,22 | 36,70 | 32,11 | 32,40 | 32,54 |
| 6,0 | 47,06 | 47,05 | 47,80 | 34,79 | 33,91 | 34,06 | 29,50 | 29,67 | 28,04 |
| 6,5 | 46,72 | 47,42 | 46,66 | 33,73 | 33,62 | 33,30 | 27,58 | 27,28 | 26,03 |
| 7,0 | 46,16 | 46,31 | 46,87 | 32,97 | 33,19 | 32,49 | 26,26 | 25,08 | 24,94 |
| 7,5 | --- | --- | --- | 32,38 | 32,38 | 32,55 | 24,40 | 24,72 | 24,66 |
| 8,0 | --- | --- | --- | 32,08 | 32,18 | 32,11 | 23,49 | 22,99 | 23,65 |

10.2 Anlasshärteverläufe

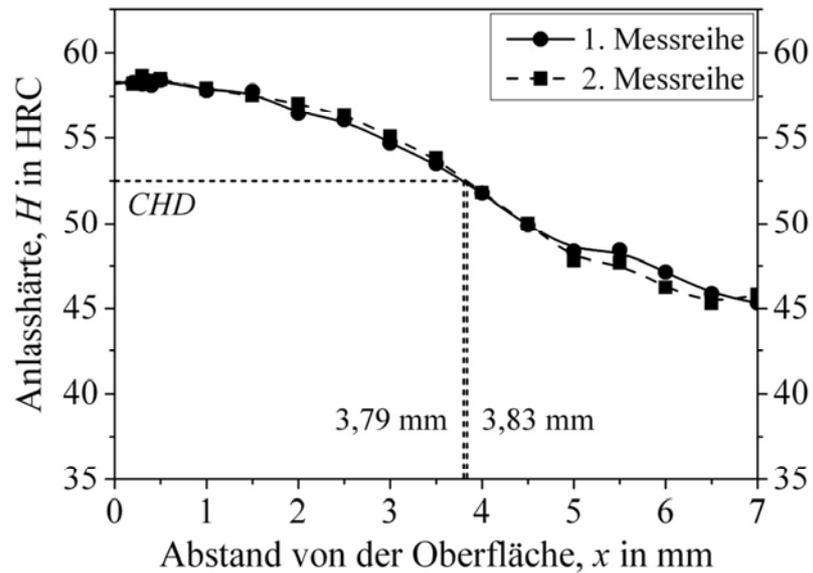


Bild 10.4: Messreihen der Anlasshärteverläufe von 18NiCrMo14-6, abgeschreckt in „Wasser, ruhend“ und anschließend bei 200 °C für 2 h angelassen; vgl. Abschnitt 3.4.3.

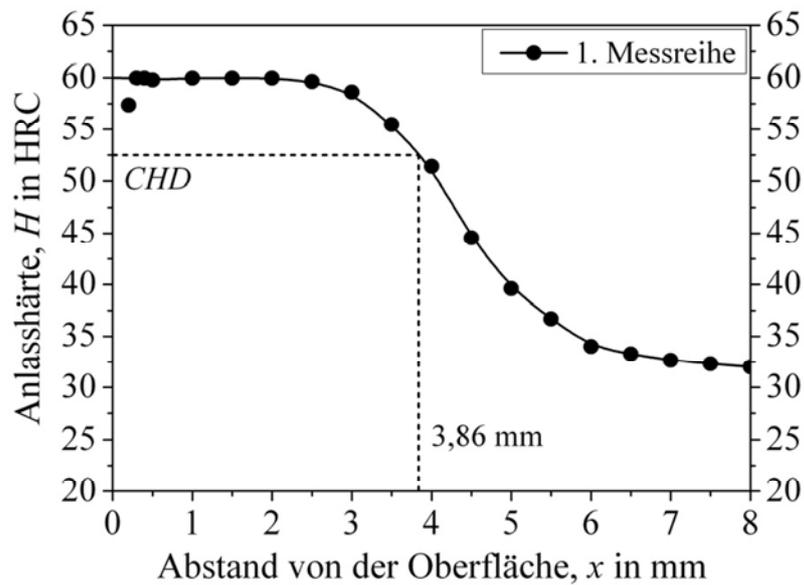


Bild 10.5: Messreihe der Anlasshärteverläufe von 16MnCr5, abgeschreckt in „Abschrecköl, ruhend“ und anschließend bei 170 °C für 4 h angelassen; vgl. Abschnitt 3.4.3.

Tabelle 10.2: Messdaten der Anlasshärte bei den Anlassversuchen für 18NiCrMo14-6 (200 °C für 2 h) und 16MnCr5 (170 °C für 4 h); vgl. Abschnitt 3.4.3.

| Tiefe in mm | 18NiCrMo14-6 | | 16MnCr5 |
|----------------|--------------|-----------|-----------|
| | 1. HRC | 2. HRC | 1. HRC |
| 0,2 | 58.27 | 58.21 | 57,36 |
| 0,3 | 58.22 | 58.66 | 59,98 |
| 0,4 | 58.14 | 58.39 | 59,98 |
| 0,5 | 58.45 | 58.48 | 59,80 |
| 1,0 | 57.84 | 57.93 | 59,98 |
| 1,5 | 57.80 | 57.54 | 59,98 |
| 2,0 | 56.44 | 57.07 | 59,97 |
| 2,5 | 56.06 | 56.40 | 59,63 |
| 3,0 | 54.90 | 55.09 | 58,62 |
| 3,5 | 53.50 | 53.85 | 55,46 |
| 4,0 | 51.79 | 51.81 | 51,39 |
| 4,5 | 49.89 | 50.03 | 44,54 |
| 5,0 | 48.34 | 47.80 | 39,60 |
| 5,5 | 48.41 | 47.66 | 36,69 |
| 6,0 | 46.59 | 46.24 | 34,02 |
| 6,5 | 45.87 | 46.00 | 33,26 |
| 7,0 | 45.98 | 45.82 | 32,65 |
| 7,5 | --- | --- | 32,32 |
| 8,0 | --- | --- | 32,15 |

10.3 Informationen zu JMatPro

JMatPro ist eine praxisorientierte kommerzielle Software der Fa. Sente Software Ltd. zur Berechnung von Werkstoffeigenschaften für eine Vielzahl von technischen Legierungen. Die Simulationen liefern auf physikalischen Grundlagen (Thermodynamik, Kinetik, Mechanik) über weite Zusammensetzungsbereiche konsistente Berechnungsergebnisse, die mit anderen Regressionsmodellen kaum erreicht werden.

Typische Anwendungsgebiete sind die Simulation von Phasengleichgewichten und -umwandlungen, ZTU- (isotherm und kontinuierlich) und ZTA-Schaubildern. Es ist weiterhin möglich, physikalische Eigenschaften, wie beispielsweise thermische Ausdehnung und Wärmekapazität, oder mechanisch-technologische Eigenschaften, z. B. Festigkeit und Fließkurven, zu berechnen. Schnittstellen zu Computer Aided Engineering (CAE) Systemen wie Magma, Forge, Deform, Simufact sowie die Möglichkeit zum Datenexport (ASCII, Grafiken) sind vorhanden.

Eine Grundlage von JMatPro ist das Berechnen von Phasengleichgewichten von Mehrstofflegierungen auf Basis der etablierten CalPhad-Methode (Calculation of Phase Diagrams) [183]. Ausgehend von Phasenanteilen und Phasenzusammensetzungen sowie Mischungsregeln und Gefügemorphologie können so die Werkstoffeigenschaften berechnet werden.

In der vorliegenden Dissertation wurde JMatPro für die Berechnung von kontinuierlichen ZTU-Schaubildern sowie benutzerdefinierten Abkühlkurven verwendet. Die Berechnungen wurden für verschiedene Einsatzstähle und deren Kohlenstoffkonzentrationen von 0,1 bis 1,0 Gew.-% durchgeführt. Simulationsergebnisse, wie Härte und Gefügezusammensetzung (Martensit, Bainit, Ferrit, Perlit, Restaustenit), sind für jede Abkühlkurve der verschiedenen Einsatzstähle und Kohlenstoffkonzentrationen in SimCarb QuenchTemp programmiert.

11 Literaturverzeichnis

- [1] Parrish, G.; Harper, G. S.: Production Gas Carburizing. Pergamon Press, Oxford, 1985.
- [2] Boyer, H. E. (Hrsg.): Case Hardening of Steel. ASM International, Ohio, 1987.
- [3] Grabke, H. J.: Die Prozessregelung beim Gasaufkohlen und Einsatzhärten. expert Verlag, Renningen, 1997.
- [4] Parrish, G.: Carburizing – Microstructures and Properties. ASM International, Ohio, 1999.
- [5] Edenhofer, B.: Einsatzhärten: Ein Prozess mit neuen Entwicklungen und Perspektiven. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert. 56 (2001) 14-22.
- [6] Gegner, J.: Komplexe Diffusionsprozesse in Metallen – Experimentelle Analyse und mathematische Simulation der Randentkohlung und Gasaufkohlung, innere Oxidation und Sauerstoffsegregation an Metall-Oxid-Phasengrenzen. expert Verlag, Renningen, 2006.
- [7] Liedtke, D.: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen I – Grundlagen und Anwendung. expert Verlag, Renningen, 2007.
- [8] Liedtke, D.: Einsatzhärten – Stand und Perspektiven aus industrieller Sicht. HTM J. Heat Treatm. Mat. 64 (2009) 323-337.
- [9] Grosch, J.: Einsatzhärten – Grundlagen, Verfahren, Anwendungen, Eigenschaften einsatzgehärteter Gefüge und Bauteile. expert Verlag, Renningen, 2010.
- [10] Wüning, J.: Grundlagen der rechnergesteuerten Aufkohlung. In: Berichtsband der AWT-Tagung Einsatzhärten. 12-14. April 1989, Darmstadt, S. 154-171.
- [11] Gegner, J.: SimCarb – Eine leistungsfähige Windows-Expertensoftware für das rechnergestützte Einsatzhärten, Teil 1: Soll-Ist-Vergleich, Prozessanalyse, Grundlagen, Modellierung und Simulation. HTM J. Heat Treatm. Mat. 64 (2009) 53-62.
- [12] Gegner, J.: Concentration- and Temperature-dependent Diffusion Coefficient of Carbon in FCC Iron Mathematically Derived from Literature Data. In: Proc. 4th Int. Conf. on Mathematical Modeling and Computer Simulation of Material Technologies (MMT-2006). 11.-15. September 2006, Ariel, Israel, Kap. 1, S. 158-167.
- [13] Gegner, J.; Vasilyev, A. A.; Wilbrandt, P.-J.; Kaffenberger, M.: Alloy Dependence of the Diffusion Coefficient of Carbon in Austenite and Analysis of Carburization Profiles in Case Hardening of Steels. In: Proc. 7th Int. Conf. on Mathematical Modeling and Computer Simulation of Material Technologies (MMT-2012). 20.-22. September 2012, Ariel, Israel, Kap. 1, S. 259-285.
- [14] Lišcic, B.; Tensi, H. M.; Luty, W. (Hrsg.): Theory and Technology of Quenching. Springer-Verlag, Berlin, 1992.
- [15] Tensi, H. M.; Totten, G. E.; Kunzel, T.: Physics and Technology of Quenching in Fluids – Part I: Technology of Quenching. In: Proc. 20th ASM Heat Treat. Soc. Conference. 09.-12. Oktober 2000, St. Louis, Missouri, S. 727-730.
- [16] Tensi, H. M.; Totten, G. E.; Kunzel, T.: Physics and Technology of Quenching in Fluids – Part II: Physics of Quenching. In: Proc. 20th ASM Heat Treat. Soc. Conference. 09.-12. Oktober 2000, St. Louis, Missouri, S. 731-736.

- [17] Lübber, T.: Zahlenmäßige Beschreibung des Wärmeübergangs flüssiger Abschreckmedien am Beispiel zweier Härteöle als wesentliche Randbedingung für die numerische Simulation von Wärmebehandlungsprozessen. Fortschr.-Ber. VDI Reihe 5: Grund- und Werkstoffe, Nr. 352, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1994.
- [18] Lainer, K.: Wärmeübergang und Wiederbenetzung beim Tauchkühlen als wesentliche Randbedingungen der Simulation von Wärmebehandlungsprozessen. Dissertation, Technische Universität München, 1996.
- [19] Nelle, S.: Computerunterstützte Simulation von Prozessen der Wärmebehandlung an real gestalteten Bauteilen. Fortschr.-Ber. VDI Reihe 20: Rechnergestützte Verfahren, Nr. 203, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1996.
- [20] Tensi, H. M.; Lainer, K.: Wiederbenetzung und Wärmeübergang beim Tauchkühlen in Hochleistungsölen. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert. 52 (1997) 298-303.
- [21] Tensi, H. M.; Totten, G. E.: Standard for Testing FE-Simulations of Quenching (STA-FE-SIM). In: Proc. 20th ASM Heat Treatm. Soc. Conference. 09.-12. Oktober 2000, St. Louis, Missouri, S. 696-700.
- [22] Majorek, A.: Einfluß des Wärmeübergangs auf die Eigenspannungs- und Verzugsausbildung beim Abschrecken von Stahlzylindern in verdampfenden Flüssigkeiten. Dissertation, Universität Karlsruhe, 1995.
- [23] Graja, P.: Rechnerische und experimentelle Untersuchungen zum Einfluss kontinuierlicher und diskontinuierlicher Wärmebehandlungsverfahren auf die Wärme- und Umwandlungseigenspannungen und Verzüge von un- und niedriglegierten Stählen. Dissertation, Universität Karlsruhe, 1987.
- [24] Hoferer, M. B.; Müller, H.; Macherauch, E.: Calculation of Residual Stresses in Cases-hardened SAE5115 Steel Cylinders. Steel Research 66 (1995) 31-34.
- [25] Thuvander, A.: Prediction of Heat Treatment Distortion Using Numerical Simulation. Dissertation, Königliche Technische Hochschule (KTH) Stockholm, 1995.
- [26] Hoferer, M. B.; Müller, H.; Macherauch, E.: Einfluss des Kohlenstoffprofils bei Eisenwerkstoffen auf die Spannungs- und Eigenspannungsbildung beim Härten. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert. 51 (1996) 80-87.
- [27] Gür, H.-C.; Tekkaya, A.-E.; Schuler, W.: Effect of Boundary Conditions and Workpiece Geometry on Residual Stresses and Microstructure in Quenching Process. Steel Research 67 (1996) 501-506.
- [28] Hoferer, M. B.: Einfluß des Kohlenstoffprofils, des Grundwerkstoffs und des Abschreckmediums auf die Spannungs- und Eigenspannungsbildung beim Einsatzhärten verschiedener Eisenbasiswerkstoffe. Dissertation, Universität Karlsruhe, 1997.
- [29] Ehlers, M.; Müller, H.; Löhe, D.: Simulation der Spannungs-, Eigenspannungs- und Verzugsausbildung bei der Stahlhärtung. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert. 54 (1999) 208-215.
- [30] Rohde, J.; Jeppsson, A.: A Literature Review of Heat Treatment Simulations with Respect to Phase Transformation, Residual Stresses and Distortion. Scand. J. Metall. 29 (2000) 47-62.

- [31] Ehlers, M.: Numerische und experimentelle Untersuchungen zur Eigenspannungs- und Verzugsbildung beim martensitischen Härten von Stufenzylindern und Quadern in dampfenden Flüssigkeiten. Dissertation, Universität Karlsruhe, 2000.
- [32] Kübler, R.: Numerische und experimentelle Untersuchungen zum Einfluß des Wärmeübergangs beim Hochdruckgasabschrecken in Düsenfeldern auf die Spannungs-, Eigenspannungs- und Verzugsausbildung von rotationssymmetrischen Proben aus 100Cr6. Dissertation, Universität Karlsruhe, 2002.
- [33] Prabhu, K. N.; Prasad, A.: Metal/Quenchant Interfacial Heat Transfer during Quenching in Conventional Quench Media and Vegetable Oils. *J. Mater. Eng. Perform.* 12 (2003) 48-55.
- [34] Hunkel, M.; Trapp, N.: Wärmebehandlungssimulation – Simulation der Eigenspannungen von Stahlbauteilen bei der Wärmebehandlung. Abschlussbericht, Forschungsvorhaben Nr. 397/I+II, Heft 749, Forschungsvereinigung Antriebstechnik (FVA), Frankfurt, 2004.
- [35] Aronov, M. A.; Kobasko, N. I.; Powell, J. A.; Hernandez-Morales, J. B.: Correlation Between Grossmann H-Factor and Generalized Biot Number Bi_V . In: Proc. 5th WSEAS Int. Conf. on Heat and Mass Transfer (HMT'08). 25.-27. Januar 2008, Acapulco, Mexico, S. 122-126.
- [36] Kühn, F.: Computergestützte Verfahrensoptimierung beim Wärmebehandeln in der Massenfertigung. *HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert.* 46 (1991) 35-40.
- [37] Kühn, F.: Beitrag zur Ermittlung der Abschreckintensität von Ölbädern beim Einsatzhärten. *Gaswärme International* 42 (1993) 579-585.
- [38] Li, M. V.; Niebuhr, D. V.; Meekisho, L. L.; Atteridge, D. G.: A Computational Model for the Prediction of Steel Hardenability. *Metal. Mater. Trans. B* 29 (1998) 661-672.
- [39] Lišcic, B.; Totten, G. E.: From GM Quenchometer via Cooling Curve Analysis to Temperature Gradient Method. In: Proc. 18th ASM Heat Treat. Soc. Conference. 12.-15. Oktober 1998, Cincinnati, Ohio, S. 601-609.
- [40] Grzyb, J.; Jonczyk, S.; Babul, T.: Software for Computer Aided Prediction of Hardness after Hardening of Simple Components. *Int. J. Mater. Prod. Technol.* 24 (2005) 339-346.
- [41] Troell, E.; Kristoffersen, H.; Bodin, J.; Segerberg, S.; Felde, I.: Unique Software Bridges the Gap between Cooling Curve and the Result of Hardening. *HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert.* 62 (2007) 110-115.
- [42] Gegner, J.: Prozessregelung für die industrielle Gasaufkohlung – Optimierung und Standardisierung. *ZWF Z. Wirtsch. Fabrikbetr.* 97 (2002) 544-547.
- [43] Gegner, J.; Öchsner, A.; Wilbrandt, P.-J.; Kirchheim, R.; Nierlich, W.: Ein neues Simulationswerkzeug zur Berechnung von Kohlenstoff-Tiefenverläufen, Vorhersage und Analyse von Aufkohlungs- und Randenkohlungsprofilen. *HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert.* 58 (2003) 5-12.
- [44] Gegner, J.: Zuverlässigkeit der Prozessmodellierung in der Aufkohlungstechnik. *Konstruktion* 55 (2003) 44-46.
- [45] Gegner, J.: Analytical Modeling of Carbon Transport Processes in Heat Treatment Technology of Steels. In: Proc. 3rd Int. Conf. on Mathematical Modeling and

- Computer Simulation of Material Technologies (MMT-2004). 06.-10. September 2004, Ariel, Israel, Kap. 1, S. 95-106.
- [46] Gegner, J.: Linearisierte Darstellung des Diffusionskoeffizienten von Kohlenstoff in austenitischem Eisen. *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.* 36 (2005) 56-61.
- [47] Gegner, J.; Bontems, N.: Deutsches Patent DE 10 2005 030 433 B3, 2005.
- [48] Gegner, J.; Bontems, N.: First Purchasable High-end FDM Software for Advanced Case-Hardening Technology of Steels. In: *Proc. 4th Int. Conf. on Mathematical Modeling and Computer Simulation of Material Technologies (MMT-2006)*. 2006, Ariel, Israel, Kap. 2, S. 1-20.
- [49] Gegner, J.: Windows-Expertensoftware für das Kohlenstoff-Einsatzhärten. In: *Berichtband der SKF Fachpresstagung*. 06.-07. Dezember 2006, Schweinfurt, S. 6-8.
- [50] Gegner, J.; Wilbrandt, P.-J.; Kirchheim, R.: On the Application of SIMS for the Determination of Carbon Depth Profiles. In: *Proc. 1st DPG Physics meets Industry Symp. on Physical Measuring Techniques for Industrial Requirements (PmI-2007)*. 28. März 2007, Regensburg, S. 75-86.
- [51] Gegner, J.: SimCarb – Eine leistungsfähige Windows-Expertensoftware für das rechnergestützte Einsatzhärten, Teil 2: Ein- und Ausgabe, Werkstoffdatenbanken, Speicherung und Prozessanimation. *HTM J. Heat Treatm. Mat.* 64 (2009) 115-128.
- [52] Gegner, J.: SimCarb – Eine leistungsfähige Windows-Expertensoftware für das rechnergestützte Einsatzhärten, Teil 3: Simulationsbeispiele, Prozessoptimierung und Software-Weiterentwicklung. *HTM J. Heat Treatm. Mat.* 64 (2009) 186-199.
- [53] Gegner, J.: Rechnergestütztes Einsatzhärten mit Expertensoftware – Grundlagen, Modellierung und Simulation, Case Hardening Engineering, Prozessanalyse, Prozessentwicklung und Prozessoptimierung. expert Verlag, Renningen, 2009.
- [54] Wyss, U.: Kohlenstoff- und Härteverlauf in der Einsatzhärtungsschicht verschieden legierter Einsatzstähle. *HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertg.* 43 (1988) 27-35.
- [55] Wyss, U.: Regelung des Härteverlaufs in der aufgekohlten Randschicht. *HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertg.* 50 (1995) 259-264.
- [56] Wyss, U.: Regelung des Härteverlaufs in der aufgekohlten Randschicht. In: [3], 112-123.
- [57] Grossman, M. A.; Asimov, M.; Urban, S. F.: Hardenability, its Relation to Quenching and Some Quantitative Data. In: *Proc. ASM Symp. on the Hardenability of Alloy Steels (Medium and Low Alloy Steels - Up to 5% Alloy)*. 17.-21. Oktober 1938, Detroit, Michigan, S. 237-249.
- [58] Asimov, M.; Craig, W. F.; Grossman, M. A.: Relationship between the Distance from the Quenched End of the Jominy Specimen and the Ideal Critical Diameter. *SAE Trans.* 49 (1941) 283-292.
- [59] Kell, G.; Liedtke, D.; Roempler, D.; Vogel, W.; Weissohn, K.-H.; Wyss, U.: Stand der Erkenntnisse über die mathematische Voraussage des Härteprofils einsatzgehärteter Bauteile. *HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertg.* 56 (2001) 166-178.
- [60] Wilbrandt, P.-J.; Gegner, J.; Kirchheim, R.: Ein neues Messverfahren zur Bestimmung von Kohlenstoffprofilen. *HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertg.* 59 (2004) 277-283.
- [61] Wilbrandt, P.-J.; Gegner, J.; Kirchheim, R.: SIMS and XRD Measurements for the Critical Review of Carbon Diffusivity Derivation from Hardness Profiles. In: *Proc. 1st*

- DPG Physics meets Industry Symp. on Physical Measuring Techniques for Industrial Requirements (PmI-2007). 28. März 2007, Regensburg, S. 58-74.
- [62] Eckstein, H.-J. (Hrsg.): Technologie der Wärmebehandlung von Stahl. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1987.
- [63] Bargel, H.-J.; Schulze, G. (Hrsg.): Werkstoffkunde. Springer-Verlag, Berlin / Heidelberg, 2008.
- [64] Schatt, W.: Einführung in die Werkstoffwissenschaft. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 2. Auflage, Leipzig, 1973.
- [65] Bergmann, W.: Werkstofftechnik 2: Werkstoffherstellung, Werkstoffbearbeitung, Werkstoffanwendung. 3. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, 2002.
- [66] Spur, G.; Stöferle, T. (Hrsg.): Handbuch der Fertigungstechnik, Bd. 4/2: Wärmebehandeln. Carl Hanser Verlag, München, 1987.
- [67] Gobrecht, J.: Werkstofftechnik – Metalle, 2. Auflage. Oldenbourg Wissenschaftsverlag GmbH, München, 2006.
- [68] Schwarz, O.; Grosch, J.; Genzel, C.; Reimers, W.: Gefüge- und Eigenspannungen tiefgekühlter und angelassener einsatzgehärteter Stähle. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert. 49 (1994) 134-141.
- [69] Hollomon, J. H.; Jaffe, L. D.: Time-Temperature Relations in Tempering of Steel. Trans. AIME 162 (1945) 223-249.
- [70] Diemar, A.: Simulation des Einsatzhärtens und Abschätzung der Dauerfestigkeit einsatzgehärteter Bauteile. Dissertation, Bauhaus-Universität Weimar, 2008.
- [71] Murphy, S.; Woodhead, J. H.: An Investigation of the Validity of Certain Tempering Parameters. Metall. Mater. Trans. B 3 (1972) 727-735.
- [72] Réti, T.; Gergely, M.; Tardy, P.: Mathematical Treatment of Non-isothermal Transformations. Mater. Sci. Technol. 3 (1987) 365-371.
- [73] Janjušević, Z.; Gulišija, Z.; Mihailović, M.; Pataric, A.: The Investigation of Applicability of the Hollomon-Jaffe Equation on Tempering the HSLA Steel. Chem. Ind. Chem. Eng. Quart. 15 (2009) 131-136.
- [74] Totten, G. E.; Bates, C. E.; Clinton, N. A.: Handbook of Quenchants and Quenching Technology. ASM International, Material Parks, Ohio, 1993.
- [75] Davis, J. R. (Hrsg.): Carbon Alloy Steels, ASM Speciality Handbook. ASM International, Materials Park, Ohio, 1996, 138-166.
- [76] Möller, U. J.; Nassar, J.: Schmierstoffe im Betrieb. Springer-Verlag, Berlin, 2002.
- [77] Totten, G. E.; Sun, Y. E.; Kobasko, N. I.; Lišćić, B.; Han, S. W.: Advances in Polymer Quenching Technology. In: Proc. 1st Int. Conf. in Automotive Heat Treating. 13.-15. Juli 1998, Puerto Vallarta, Mexico, S. 37-44.
- [78] Schmidt, R.; Fritsching, U.: Homogenisierung der chargenweisen Hochdruckgasabschreckung. Gaswärme International 56 (2007) 285-289.
- [79] Kowalewski, J.; Korecki, M.; Olejnik, J.: Next-Generation HPQ Vacuum Furnace. HTP Heat Treat. Prog. 8 (2008) 39-44.
- [80] Botterill, J. S. M.: Fluid-Bed Heat Transfer. Academic Press, London, 1975.

- [81] Kanani, N.: Werkstoffkunde für Oberflächentechniker und Galvaniseure. Carl Hanser Verlag, München/Wien, 2006.
- [82] Oettel, H.; Schumann, H.: Metallografie: Mit einer Einführung in die Keramografie, 15. Auflage. Wiley-VCH, Weinheim, 2011.
- [83] Macherauch, E.; Zoch, H.-W.: Praktikum in Werkstoffkunde, 11. Auflage. Vieweg + Treubner Verlag, Springer Fachmedien GmbH, Wiesbaden, 2011.
- [84] Burke, J.: The Kinetics of Phase Transformation in Metals. Pergamon Press, Oxford, 1965.
- [85] Christian, J. W.: The Theory of Transformations in Metals and Alloys. Part 1, Pergamon Press, Oxford, 1975.
- [86] Koistinen, D. P.; Marburger, R. E.: A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite Transformation in Pure Iron-Carbon and Plain Carbon Steels 7 (1959) 59-60.
- [87] Lemaitre, J.: Handbook of Material Behavior Models. Academic Press, San Diego, USA, 2001.
- [88] Domke, W.: Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung, 10. Auflage. Cornelsen-Verlag, Berlin, 1986.
- [89] Naumer, H.; Heller, W. (Hrsg.): Untersuchungsmethoden in der Chemie. Wiley-VCH, Weinheim, 2002.
- [90] Heine, B.: Werkstoffprüfung: Ermittlung von Werkstoffeigenschaften. Carl Hanser Verlag, München/Wien, 2003.
- [91] Magner, S. H.; De Angelis, R. J.; Weins, W. N.; Makinson, J. D.: A Historical Review of Retained Austenite and its Measurement by X-ray Diffraction, Advances in X-ray Analysis Vol. 45 (2002) 92–97.
- [92] Jatcak, C. F.; Larson, J. A.: Retained Austenite and its Measurement by X-ray Diffraction, SAE SP-453. Society of Automotive Engineers (SAE), Warrendale, Pennsylvania, 1980.
- [93] ASTM Standard E975-03: Standard Practice for X-ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation, Annual Book of ASTM Standards. ASTM International, West Conshohocken, Pennsylvania, 2003.
- [94] Voskamp, A. P.: Microstructural Changes during Rolling Contact Fatigue – Metal Fatigue in the Subsurface Region of Deep Groove Ball Bearing Inner Rings. Dissertation, Delft University of Technology, 1996.
- [95] Bierwirth, G.: Die röntgenographische Bestimmung des Restaustenits in einseitiggehärteten Stählen. Materialprüfung 3 (1961) 228–233.
- [96] Wolfstieg, U.: Berücksichtigung der Textureinflüsse bei der quantitativen röntgenographischen Phasenanalyse. HTM Härterei-Techn. Mitt. 27 (1972) 245–251.
- [97] Faninger, G.; Hartmann, U.: Physikalische Grundlagen der quantitativen röntgenographischen Phasenanalyse (RPA). HTM Härterei-Techn. Mitt. 27 (1972) 233–244.
- [98] Gegner, J.; Kaffenberger, M.: SimCarb QuenchTemp – Ein neues Softwaremodul zur Simulation des Härteverlaufs beim Einsatzhärten. Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 41 (2010) 629-645.

- [99] Lišcic, B.; Filetin, T.: Microcomputerunterstütztes Sonde-Etalon-Verfahren zur Messung der realen Abschreckintensität und zur Vorausbestimmung der Härteverteilung am Rundquerschnitt. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert. 41 (1986) 207-212.
- [100] Just, E.: Formel der Härbarkeit. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert. 23 (1968) 85-99.
- [101] Burns, J.L.; Moore, T.L.; Archer, R.S.: Quantitative Hardenability. Trans. ASM 26 (1938) 1-21.
- [102] Gegner, J.: unveröffentlichte Datenanalyse (2002).
- [103] Hodge, J. M.; Orehoski, M.A.: Relationship between Hardenability and Percentage of Maetensite in some Low Alloy Steels. Trans. AIME 167 (1946) 627-642.
- [104] Riehle, M.; Simmchen, E.: Grundlagen der Werkstofftechnik. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart, 1997.
- [105] ASTM E112: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM International, West Conshohocken, Pennsylvania, 2006.
- [106] Klenke, K.; Kohlmann, R.; Reinhold, P.; Schweinebraten, W.: Kornwachstumsverhalten des Einsatzstahles 20NiMoCr6-15 + Nb (VW 4521 + Nb) für Getriebeteile. HTM J. Heat Treatm. Mat. 63 (2008) 265-275.
- [107] Zach, O.: Experimentelle Untersuchungen der Ursachen für die Streuung der Leidenfrost-Temperatur. Bericht IKE 2-34, Universität Stuttgart, 1976.
- [108] Tensi, H. M.; Künzel, T.; Stitzelberger-Jakob, P.: Benetzungskinetik als wichtige Kenngröße für die Härtung beim Tauchkühlen. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert. 42 (1987) 125-132.
- [109] Lübben, T.; Hoffmann, F.; Mayr, P.; Wildau, M.: Simulation der Ölabschreckung unter Berücksichtigung der Streuung des Wärmeübergangs. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert. 53 (1998) 228-237.
- [110] Tensi, H. M.; Stich, A.; Spies, H.-J.; Spengler, A.: Grundlagen des Abschreckens durch Tauchkühlen. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert. 50 (1995) 254-258.
- [111] Stöbener, D.; Böge, M.; Dünzelmann, J.; Goch, G.; Frerichs, F.; Zoch, H.-W.: Ein Ultraschallsystem zur Erfassung des Benetzungszustands von zylindrischen Bauteilen. TM Tech. Mess. 72 (2005) 242-248.
- [112] Heat Treating of Steel: ASM Handbook Vol. 4, Heat Treating. ASM International, Material Parks, Ohio, 1991, 67-121.
- [113] Grossman, M. A.; Asimov, M.: Hardenability and Quenching. Iron Age 145 (1940) 25-29.
- [114] Grossman, M. A.; Asimov, M.: Hardenability and Quenching. Iron Age 145 (1940) 39-45.
- [115] Bates, C. E.: Predicting Properties and Minimizing Residual Stress in Quenched Steel Parts. J. Heat Treat. 6 (1988) 27-45.
- [116] Gröber, H.: Die Erwärmung und Abkühlung einfacher geometrischer Körper. Z. Ver. Dtsch. Ing. 69 (1925) 705-711.
- [117] Gröber, H.; Erk, S.; Grigull, U.: Die Grundgesetze der Wärmeübertragung. Springer-Verlag, Berlin, 1963.

- [118] Martin, H.: Wärme- und Stoffübertragung. Chem.-Ing.-Tech. 75 (2003) 1472-1475.
- [119] Totten, G. E.; Webster, G. M.; Blackwood, R. R.; Jarvis, L. M.; Narumi, T.: Chute Quench Recommendations for Continuous Furnace Applications with Aqueous Polymer Quenchants. Heat Treat. Metals 2 (1996) 36-39.
- [120] Mackenzie, D. S.; Totten, G. E.: Aluminium Quenching Technology – A Review. Mater. Sci. Forum 331 (2000) 589-594.
- [121] Canale, L. C. F.; Totten, G. E.: Eliminate Quench Cracking with Uniform Agitation. HTP Heat Treat. Prog. 4 (2004) 27-30.
- [122] Jiji, L. M.: Heat Conduction. Springer-Verlag, Berlin, 2009.
- [123] Wüning, J.: Berechnung und Steuerung des Temperaturverlaufs beim Abschrecken von Stahl in Wasser und Öl. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung. 231-241 (1981) 36.
- [124] Zieger, H.: Berechnung der Erwärmdauer für Wärmebehandlungsprozesse. Neue Hütte 27 (1982) 134-138.
- [125] Dakins, M. E.; Bates, C. E.; Totten, G. E.: Calculation of Grossman Hardenability Factor from Quench Cooling Curve. Metallurgia 56 (1989) 57-59.
- [126] Canale, L. C. F.; Luo, X.; Yao, X.; Totten, G. E.: Quench Characterization by Cooling Curve Analysis (Paper ID: JAI 101981). In: Quenching and Cooling, Residual Stress and Distortion Control (STP 1523). J. ASTM Int., 2009, 871-899.
- [127] Wüning, J.; Liedtke, D.: Versuche zum Ermitteln der Wärmestromdichte beim Abschrecken von Stahl in flüssigen Abschreckmitteln nach der QTA-Methode. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung. 38 (1983) 149-155.
- [128] ISO 9950: Industrial Quenching Oils - Determination of Cooling Characteristics - Nickel-alloy Probe Test Method. International Organization for Standardization, Genf, 1995.
- [129] Totten, G. E.; Webster, G. M.; Tensi, H. M.; Lišcic, B.: Standards for Cooling Curve Analysis of Quenchants. Heat Treat. Metals 24 (1997) 92-94.
- [130] Totten, G. E.; Webster, G. M.; Bates, C. E.; Han, S. W.; Kang, S. H.: Limitations of the Use of Grossman Quench Severity Factors. In: Proc. 17th ASM Heat Treat. Soc. Conference. 15.-18. September 1997, Indianapolis, Indiana, S. 411-422.
- [131] Kristofferson, H.; Troell, E.; Felde, I.; Bodin, J.: New Tool for Calculation of Heat Transfer Coefficients, Microstructure and Hardness from the Cooling Curve. In: Proc. 5th Int. Conference Quenching and Control of Distortion. 25.-27. April 2007, Berlin, S. 1-9.
- [132] ASTM D6200: Test Method of Determination of Cooling Characteristics of Quench Oils by Cooling Curve Analysis. ASTM International, West Conshohocken, Pennsylvania, 2007.
- [133] Hick, A. J.: Progress in Quenching Technology. Heat Treat. Metals 13 (1986) 1-5.
- [134] Liedtke, D.: Beurteilung des Standes der Technik und Hinweise für die Weiterentwicklung. In: [3]. 134-135.
- [135] Paschkis, V.: Die Wärmeübergangszahl während des Abschreckens. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert. 15 (1960) 74-86.
- [136] Maaß, R.: Untersuchung zur Wärmeübertragung beim Abschreckhärten. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 1988.

- [137] Canale, L. C. F.; Totten, G. E.; Pye, D.: Heat Treating Process Design. In: Totten, G. E.; Funatani, K.; Xie, L. (Hrsg.): Handbook of Metallurgical Process Design. 2004, 453-505.
- [138] Boyer, H. E.; Cary, P. R. (Hrsg.): Quenching and Control of Distortion. ASM International, Materials Park, Ohio, 1988.
- [139] Totten, G. E.; Dakins, M. E.; Jarvis, J. M.: How H-Factors Can Be Used to Characterize Polymers. J. Heat Treat. 21 (1989) 28-29.
- [140] Tensi, H. M.; Spitzelberger-Jacob, P.; Stich, A.: Steuern und Berechnen der Abkühlung zylinderförmiger Körper und Vorherbestimmung der Härteverteilung. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fert. 45 (1990) 145-153.
- [141] Reddy, A. V.; Akers, D. A.; Chuzhoy, L.; Pershing, M. A.; Woldow, R. A.: Simple Method Evaluates Quenches. HTP Heat Treat. Prog. 1 (2001) 40-43.
- [142] Wünning, J.: Prozessrechner zur Steuerung des Diffusionsverlaufs während der Aufkohlung. ZWF Z. wirtsch. Fertigung 77 (1982) 424-426.
- [143] Weisssohn, K. H.: Praktische Erfahrung mit dem Regeln des Kohlenstoff- und Härteverlaufs in der Randschicht einsatzgehärteter Werkstücke mit dem DIFF-System. In :[3]. 124-133.
- [144] Wyss, U.: Auswertungsmöglichkeiten der Stirnabschreck-Härtbarkeitsprüfung. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 6 (1950) 9-40.
- [145] Crafts, W.; Lamont, J. L.: Härtbarkeit und Auswahl von Stählen. Springer-Verlag, Berlin, 1954.
- [146] Wyss, U.: Die Härtbarkeitsprüfung nach der Stirnabschreckmethode. In: Benninghoff, H. (Hrsg.): Wärmebehandlung der Bau- und Werkzeugstähle. BAZ Buchverlag, Basel, 1978, 79-87.
- [147] Archer, R. S.; Briggs, J. Z.; Loeb, S. M.: Molybdän – Stähle, Gusseisen, Legierungen. Climax Molybdenum Company, Zürich, 1951.
- [148] Maynier, P.; Jungmann, B.; Dollet, J.: Creusot-Loire System for the Prediction of Mechanical Properties of Low Alloy Steel Products. In: Doane, D. V.; Kirkaldy, J. S. (Hrsg.): Hardenability Concepts with Application to Steels. The Metallurgical Society of AIME (TMS-AIME), Warrendale, Pennsylvania, 1978, 518-544.
- [149] Bardes, B. P. (Hrsg.): Metals Handbook, 9th edition, Vol. 4: Heat Treating. American Society of Metals (ASM), Metals Park, Ohio, 1981.
- [150] Grossman, M. A.: Elements of Hardenability. American Society for Metals (ASM), Cleveland, Ohio, 1952.
- [151] Totten, G. E.; Howes, M.; Inoue, T. (Hrsg.): Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. ASM International, Materials Park, Ohio, 2002.
- [152] Mackenzie, D. S.; Lambert, D.: Proc. 6th International Conference on Quenching and Control of Residual Stress. 24.-27. November, 2003 Beijing, China.
- [153] Tibbetts, G. G.: Diffusivity of Carbon in Iron and Steels at High Temperatures. J. Appl. Phys. 51 (1980) 4813-4816.
- [154] Neumann, F.; Wyss, U.: Thermodynamische Grundlagen zur Prozesskontrolle beim Aufkohlen in Gasen. In: [3]. 3-20.

- [155] Baehr, H. D.; Stephan, K.: Wärme- und Stoffübertragung. Springer-Verlag, Berlin/Heidelberg, 2008.
- [156] Crank, J.: The Mathematics of Diffusion. Oxford University Press, Oxford, 1988.
- [157] Polifke, W.; Kopitz, J.: Wärmeübertragung – Grundlagen, analytische und numerische Methoden. Pearson Studium, München, 2005.
- [158] Totten, G. E.: Steel Heat Treatment – Metallurgy and Technologies. 2. Edition, Taylor and Francis Group, Portland, Oregon, 2007.
- [159] Schwarz, H. R.: Numerische Mathematik. Teubner, Stuttgart, 1993.
- [160] Törnig, W.; Spelluci, P.: Numerische Mathematik für Ingenieure und Physiker. 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 1988/1990.
- [161] Stoer, J.; Bulirsch, R.: Numerische Mathematik 1. 9. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2005.
- [162] Brooks, C. R.: Heat Treatment of Ferrous Alloy. Hemisphere Publishing Corporation, 1979.
- [163] Incropera, F. P.; DeWitt, D. P.: Fundamentals of Heat and Mass Transfer. 5. Auflage, John Wiley & Sons, 2002.
- [164] Thelning, K. E.: Steel and Its Heat Treatment. 2. Edition, Butterworths, London, 1984, 288-292.
- [165] Doğu, D.: Finite Element Modeling of Stress Evolution in Quenching Process. Master Thesis, Middle East Technical University, 2005, 69.
- [166] Smoljan, B.: The Calibration of the Mathematical Modell of Steel Quenching. Technical Faculty Rijeka, The University of Rijeka, Croatia (1995).
- [167] Sánchez Sarmiento, G.; Castro, M.; Totten, G. E.; Jarvis, L. M.; Webster, G.; Cabré, M. F.: Modeling Residual Stresses in Spring Steel Quenching. In: Proc. 21st Conference: Heat Treating – Including Quenching and Control of Distortion: An International Symposium in Honor of Professors Bozidar Liscic and Hans M. Tensi. 05.-08. November 2002, S. 191-200.
- [168] Narazaki, M.; Kogowara, M.; Qin, M.; Watanabe, Y.: Measurement and Database Construction of Heat Transfer Coefficients of Gas Quenching. Journal of Mechanical Engineering 55 (2009) 167-173.
- [169] Hardin, R. A.; Beckerman, C.: Simulation of Heat Treatment Distortion. In: Proc. 59th SFSA Technical and Operating Conference, Steel Founders' Society of America. 2005, Chicago, Illinois. Paper No. 3.3.
- [170] Hasan, H. S.: Evaluation of Heat Transfer Coefficient during Quenching of Steels. Dissertation, University of Technology Baghdad, 2009.
- [171] Miettinen, J.; Louhenkilpi, S.: Calculation of Thermophysical Properties of Carbon and Low Alloyed Steels for Modelling of Solidification Processes. Metall. Mater. Trans. B 25 (1994) 909-916.
- [172] Bergheau, J.-M.; Boitout, F.: Contribution of Finite Element Simulation to the Analysis of Bulk and Surface Heat Treatments. Laboratoire de Tribologie et de Dynamique des Systèmes, UMR5513 CNRS/ECL/ENISE 42023 Saint Etienne Cedex 2, SYSTUS International, 69485, Lyon cedex 03.
- [173] Oumarou, C.: persönliche Mitteilung, Universität Bremen, 2011.

-
- [174] Klingenberg, J. (Hrsg.): Kegelräder – Grundlagen, Anwendungen. Springer-Verlag, Berlin/Heidelberg, 2008, 305.
- [175] Nehrenberg, A. E.: In Contribution of Discussion on Grange and Stewart. Transaction of AIME 167 (1946) 494-498.
- [176] Steven, W.; Haynes, A. G.: The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low-alloy Steel. JISI 183 (1956) 349-359.
- [177] Andrews, K. W.: Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. JISI 302 (1965) 721-727.
- [178] Giarratano, P.- J.; Hust, J.-G.: Thermal Conductivity and Electrical Resistivity, Standards Reference Materials: Austenitic Stainless Steel, SRM's 735 and 798, from 4 to 1200 K. National Bureau of Standards, 1975.
- [179] Ruge, J.; Wohlfahrt, H.: Technologie der Werkstoffe. 7. Auflage, Vieweg Verlag, Braunschweig/Wiesbaden, 2002.
- [180] Miettinen, J.: Calculation of Solidification-related Thermophysical Properties for Steels. Metall. Mater. Trans. B 28 (1997) 281-297.
- [181] Bergmann, W.: Werkstofftechnik 1: Teil 1: Grundlagen. 6. Auflage, Carl Hanser Verlag, München, 2008.
- [182] Seidel, W.: Werkstofftechnik, Werkstoffe – Eigenschaften – Prüfung – Anwendung. Carl Hanser Verlag, München, 2007.
- [183] Saunders, N.; Miodownik, A. P. (Hrsg.): CALPHAD Calculation of Phase Diagrams – A Comprehensive Guide. Elsevier Science, Oxford, 1998.

