

Stefan Lutz

Erarbeitung einer Methodik zur semiempirischen Ermittlung der Umwandlungskinetik durchhärtender Wälzlagerstähle für die Wärmebehandlungssimulation

Stefan Lutz

Erarbeitung einer Methodik zur semiempirischen Ermittlung der Umwandlungskinetik durchhärtender Wälzlagerstähle für die Wärmebehandlungssimulation

FAU Studien aus dem Maschinenbau

Band 325

Herausgeber der Reihe:

Prof. Dr.-Ing. Jörg Franke

Prof. Dr.-Ing. Nico Hanenkamp

Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Prof. Dr.-Ing. Michael Schmidt

Prof. Dr.-Ing. Sandro Wartzack

Stefan Lutz

**Erarbeitung einer Methodik zur
semiempirischen Ermittlung der
Umwandlungskinetik durchhärtender
Wälzlagerstähle für die
Wärmebehandlungssimulation**

Dissertation aus dem Lehrstuhl für Fertigungstechnologie (LFT)
Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein

Erlangen
FAU University Press
2019

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.

Bitte zitieren als

Lutz, Stefan. 2019. *Erarbeitung einer Methodik zur semiempirischen Ermittlung der Umwandlungskinetik durchhärtender Wälzlagerstähle für die Wärmebehandlungssimulation*. FAU Studien aus dem Maschinenbau Band 325. Erlangen: FAU University Press.
DOI: 10.25593/978-3-96147-210-9.

Das Werk, einschließlich seiner Teile, ist urheberrechtlich geschützt.
Die Rechte an allen Inhalten liegen bei ihren jeweiligen Autoren.
Sie sind nutzbar unter der Creative Commons Lizenz BY-NC.

Der vollständige Inhalt des Buchs ist als PDF über den OPUS Server der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg abrufbar:
<https://opus4.kobv.de/opus4-fau/home>

Verlag und Auslieferung:
FAU University Press, Universitätsstraße 4, 91054 Erlangen

Druck: docupoint GmbH

ISBN: 978-3-96147-209-3 (Druckausgabe)
eISBN: 978-3-96147-210-9 (Online-Ausgabe)
ISSN: 2625-9974
DOI: 10.25593/978-3-96147-210-9

**Erarbeitung einer Methodik zur semiempirischen
Ermittlung der Umwandlungskinetik durchhärten-
der Wälzlagerstähle für die Wärmebehandlungs-
simulation**

Der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität
Erlangen-Nürnberg

zur
Erlangung des Doktorgrades Dr.-Ing.

vorgelegt von

Dipl.-Ing. Stefan Lutz

aus Neustadt a. d. Aisch

Als Dissertation genehmigt
von der Technischen Fakultät
der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg

Tag der mündlichen

Prüfung: 23.01.2018

Vorsitzender des

Promotionsorgans: Prof. Dr.-Ing. Reinhard Lerch

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein
Prof. Dr.-Ing. habil. Markus Bambach,
BTU Cottbus-Senftenberg

Vorwort

*„Macht Dir das Nachforschen der Wahrheit
noch eben so viel Freude wie sonst?
Wahrlich es ist nicht das Wissen, sondern das Lernen,
nicht das Besitzen, sondern das Erwerben,
nicht das Da-Seyn, sondern das Hinkommen,
was den größten Genuss gewährt.“*

Briefwechsel zwischen Carl Friedrich Gauß und Wolfgang Bolyai [1]

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. Die Arbeit wurden im Rahmen des wtt-Projektes „Erarbeitung einer Methodik zur simulationsgestützten Aufnahme von Werkstoffkennwerten für die Umform- und Wärmebehandlungssimulation von Stahlwerkstoffen“ in enger Zusammenarbeit mit der Schaeffler Technologies AG & Co. KG erarbeitet, der ich an dieser Stelle ganz besonders für die Finanzierung des Projektes danken möchte.

Mein besonderer Dank gilt Frau Prof. Dr.-Ing. habil. Marion Merklein, Ordinaria des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie, für die wissenschaftliche Betreuung der Arbeit, sowie für das in mich gesetzte Vertrauen. Die großen Freiheiten, die mir bei der Bearbeitung des Projektes gewährt wurden, sowie die umfangreiche Unterstützung durch die Beschaffung neuer Werkstoffprüfeinrichtungen haben entscheidend zum Gelingen der Arbeit beigetragen. Ebenfalls herzlich bedanken möchte ich mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Markus Bambach für die Übernahme des Koreferats und das Interesse an meiner Arbeit.

Stellvertretend für die gesamte Abteilung Prozesssimulation der Schaeffler Technologies AG & Co. KG gilt mein Dank Herrn Johannes Weninger, Herrn Dr.-Ing. Bastian Helldörfer und Herrn Norbert Nickl. Ihre fachlichen Expertisen und ihre umfangreiche Unterstützung des Projektes haben entscheidend dazu beigetragen, dass die Arbeit stets einen direkten Bezug zur industriellen Praxis behalten hat.

Zu Dank verpflichtet bin ich auch meinen Bürokollegen Herrn Dr.-Ing. Daniel Gröbel, Herrn Dr.-Ing. Martin Grüner und Herrn Dr.-Ing. Sebastian Rösel für das angenehme Arbeitsklima und die stets konstruktiven wissenschaftlichen Diskussionen. Außerdem möchte ich die Gelegenheit nutzen, an dieser Stelle auch allen Kollegen der Gruppen „Werkzeugbau und Systemtechnik“, „Werkstoffcharakterisierung und Modellierung“, „Modellierung und Simulation“ sowie allen weiteren wissenschaftlichen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie zu danken.

Weiterhin möchte ich Herrn Andreas Dreves, Herrn Stephan Dübel und Herrn Stefan Förstel für die Probenfertigung, Herrn Thorsten Rudolf für die Hilfestellung bei Umrüsten und Wartung der Prüfanlagen, Frau Elfriede Tissera und Frau Janine Schmidt für die Unterstützung bei den metallographischen Untersuchungen sowie allen weiteren technischen Mitarbeitern des Lehrstuhls danken.

Zudem gilt mein Dank den zahlreichen Studenten, deren Arbeit im Rahmen von verschiedenen Hiwi-Tätigkeiten und Projektarbeiten zu einer erheblichen Erleichterung meiner Tätigkeiten am Lehrstuhl beigetragen haben. Namentlich möchte ich an dieser Stelle folgende Personen erwähnen: Herr Frank Dickert, Frau Ines Zeidler, Herr Jan-Niklas Wedig, Herr Michael Hümmer, Frau Nadine Linhose, Herr Rafael Tuczek, Herr Samuel Winkler, Herr Sebastian Jürschick und Herr Thomas Wild.

Erlangen, im Oktober 2018

Stefan Lutz

Inhaltsverzeichnis

	Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis	ix
1	Einleitung	1
2	Stand der Technik und Forschung	5
2.1	Grundlagen der Legierungsbildung und Wärmebehandlung von Stählen	5
2.1.1	Die Legierungsbildung des Stahles	6
2.1.2	Das binäre Eisen-Kohlenstoff System	8
2.1.3	Phasenumwandlungen bei beschleunigten Temperaturänderungen	9
2.1.4	Die metallurgischen Gefüge des Stahles.....	11
2.2	Experimentelle Ermittlung und Abbildung von Phasenumwandlungen	15
2.2.1	Experimentelle Untersuchung des Umwandlungsverhaltens .	16
2.2.2	Mathematische Modelle zur Beschreibung der Phasenumwandlungen	18
2.2.3	Umwandlungsberechnung bei beliebigen Temperaturführungen	21
2.3	Modellierung und Berechnung von Phasenumwandlungen in Stählen.....	24
2.3.1	Empirische Berechnungsmodelle	25
2.3.2	Semiempirische Berechnungsmodelle	30
2.3.3	Physikalische Berechnungsmodelle	33
2.4	Die Wärmebehandlung von Wälzlagerstählen	34
2.4.1	Die Legierungszusammensetzungen der Wälzlagerstähle.....	34
2.4.2	Wärmebehandlungsablauf übereutektoider Wälzlagerstähle	36
2.4.3	Karbidauflösungskinetik bei der Austenitisierung der Wälzlagerstähle	37
2.5	Numerische Simulation von Wärmebehandlungsprozessen.....	39
2.6	Zusammenfassende Bewertung zum Stand der Technik und Forschung.....	40
3	Zielsetzung und Methodik.....	43
4	Verwendete Werkstoffe, Versuchseinrichtungen und Software.....	47
4.1	Untersuchte Wälzlagerwerkstoffe	47

4.2	Charakterisierung der Phasenumwandlung.....	48
4.2.1	Thermomechanische Prüfanlage	48
4.2.2	(Umform-) Dilatometerversuchsaufbau	50
4.2.3	Versuchsdurchführung und Auswertung.....	52
4.2.4	Untersuchung des spannungsabhängigen Umwandlungsverhaltens	54
4.2.5	Untersuchung der Karbidauflösung	55
4.3	Metallographische Verfahren und Versuchseinrichtungen	56
4.3.1	Lichtmikroskopische Messungen.....	57
4.3.2	Elektronenmikroskopische und -spektroskopische Messungen	58
4.3.3	Eigenspannungs- und Restaustenitmessung	58
4.4	Eingesetzte Software.....	58
5	Experimentelle Untersuchung des Wälzlagerstahls 100Cr6 ..	61
5.1	Versuchsplan	61
5.2	Karbidverteilung im GKZ-geglühten Ausgangsgefüge.....	63
5.3	Austenitisierungsverhalten des GKZ-geglühten Gefüges	64
5.4	Umwandlungsverhalten bei kontinuierlicher Kühlung	66
5.5	Umwandlungsverhalten bei isothermer Temperaturführung.....	68
5.6	Wirkung von Chargenschwankungen auf das Umwandlungsverhalten.....	70
5.7	Zusammenfassende Bewertung der Umwandlungskinetik	78
6	Einflussgrößen auf das Umwandlungsverhalten von Wälzlagerstählen	79
6.1	Einfluss der Austenitkonditionierung auf die Phasenumwandlung.	79
6.1.1	Karbidauflösungsverhalten bei der Austenitisierung	80
6.1.2	Chemische Zusammensetzung des Austenits und der Karbide	88
6.1.3	Einfluss der Karbidauflösung auf die Phasenumwandlung....	92
6.2	Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Phasenumwandlung.....	96
6.2.1	Austenitisierungsverhalten der höher legierten Wälzlagerstähle	97
6.2.2	Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die Phasenumwandlung	101
6.3	Einfluss von mechanischen Spannungen auf die Phasenumwandlung.....	103
6.4	Zusammenfassende Bewertung der Einflussgrößen	107

7	Mathematische Abbildung und Berechnung des Umwandlungsverhaltens.....	111
7.1	Mathematische Abbildung der isothermen Phasenumwandlungen.....	111
7.2	Mathematische Abbildung der martensitischen Phasenumwandlung.....	117
7.3	Mathematische Abbildung kompletter isothermer ZTU-Diagramme.....	119
7.4	Berechnung von Phasenumwandlungen bei kontinuierlicher Kühlung.....	124
7.5	Zusammenfassende Bewertung der mathematischen Modelle.....	127
8	Modelle zur Berechnung der Umwandlungskinetik.....	131
8.1	Berechnung der unvollständigen Karbidauflösung und Korngröße des Austenits.....	131
8.2	Berechnung der Umwandlungstemperaturen und Umwandlungskinetik.....	133
8.3	Berechnung von abgeleiteten ZTU-Diagrammen.....	139
8.4	Zusammenfassende Bewertung der Berechnungsmodelle.....	145
9	Handlungsempfehlung zur Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens von Wälzlagerstählen.....	149
10	Validierung der Handlungsempfehlung zur Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens an einem Serienwerkstoff.....	155
11	Zusammenfassung und Ausblick.....	159
12	Summary and outlook.....	163
	Literaturverzeichnis.....	167

Formelzeichen- und Abkürzungsverzeichnis

Formelzeichen

<i>Symbol</i>	<i>Einheit</i>	<i>Beschreibung</i>
a_L	-	Parameter des Umwandlungsmodells von LEE und LEE
a_L^*	-	Parameter des angepassten Umwandlungsmodells nach LEE und LEE
a_Y	$1 / \mu\text{m}^3$	Parameter des Umwandlungsmodells von YANG und BHADESHIA
b_L	-	Parameter des Umwandlungsmodells von LEE und LEE
b_L^*	-	Parameter des angepassten Umwandlungsmodells nach LEE und LEE
b_Y	-	Parameter des Umwandlungsmodells von YANG und BHADESHIA
$c_0 - c_3$	-	Parameter des Modells von BÖRNSEN
c_{K1}	-	Parameter zur Berechnung des
c_{K2}	-	Karbidflächenanteils
c_L^*	-	Parameter des angepassten Umwandlungsmodells nach LEE und LEE
c_T	-	Parameter des Modells von BÖRNSEN
d_a	nm	Atomdurchmesser
d_L^*	-	Parameter des angepassten Umwandlungsmodells nach LEE und LEE
h	-	Abkühlratenabhängiger Parameter der JMAK-Differentialgleichung
k_h	$\text{kJ} / \text{Mol K}$	Umwandlungsparameter
m	$1 / \text{mm}^2$	Anzahl der sichtbaren Körner auf 1 mm^2
m_Y	-	Aspektverhältnis der martensitischen Platten
n_a	-	Parameter der JMAK-Gleichung (Avrami-Exponent)
n_{a0}	-	Referenzparameter zur Anpassung des Avrami-Exponenten n_a
n_w	-	Parameter der WH-Gleichung
p_α	-	Phasenanteil der Phase α
p_β	-	Phasenanteil der Phase β
\dot{p}_β	$1 / \text{s}$	Umwandlungsgeschwindigkeit in Phase β
p_b	-	Parameter des Modells von BHADESHIA

Symbol	Einheit	Beschreibung
p_{ik}	-	Parameter zur Anpassung des Umwandlungsmodells nach KIRKALDY
p_{il}	-	Parameter zur Anpassung des Umwandlungsmodells nach LI ET AL.
p_m	-	Martensitischer Phasenanteil
t	s	Umwandlungszeit
t_0	s	Referenzzeit
t_v	s	Fiktive Umwandlungszeit
$w_C \text{ in } A$	-	Gewichtsgehalt des Kohlenstoffs im Austenit
$w_C \text{ in } K$	-	Gewichtsgehalt des Kohlenstoffs in den Karbiden
$w_C \text{ ges}$	-	Gewichtsgehalt des Kohlenstoffs im Gefüge
w_{fe}	-	Gewichtsgehalt des Eisens im Gefüge
w_k	-	Gewichtsgehalt der Karbide im Gefüge
$w_K \text{ ges}$	-	Gewichtsgehalt der Karbide im Gefüge
x_n	-	Parameter zur Anpassung des Avrami-Exponenten n_a
z_b	-	Parameter des Modells von BHADESHIA
AC_1	°C	Haltepunkt der A_1 -Umwandlung bei der Erwärmung
AC_{1f}	°C	Ende der A_1 -Umwandlung bei der Erwärmung legierter Stähle
AC_{1s}	°C	Start der A_1 -Umwandlung bei der Erwärmung legierter Stähle
AC_3	°C	Haltepunkt der A_3 -Umwandlung bei der Erwärmung
AC_x	°C	Haltepunkt der A_x -Umwandlung bei der Erwärmung
A_{HO}	-	Parameter des Modells von HOUGARDY
A_{HU}	-	Parameter des Modells von HUNKEL
B_f	°C	Temperatur unterhalb der sich 100 Vol.% Bainit bildet
B_{HO}	-	Parameter des Modells von HOUGARDY
B_{HU}	-	Parameter des Modells von HUNKEL
B_s	°C	Temperatur unterhalb der sich Bainit bildet
B_x	°C	Temperatur bei der sich isotherm x bainitischer Phasenanteil bildet
$C_1 - C_4$	-	Parameter des angepassten Modells nach KIRKALDY
C_b	-	Parameter des Modells von BHADESHIA
C_{HO}	-	Parameter des Modells von HOUGARDY
C_{HU}	-	Parameter des Modells von HUNKEL
C_w	-	Parameter der WH-Gleichung

Symbol	Einheit	Beschreibung
D	-	Diffusionskoeffizient
E_c	keV	Anregungsenergie der Elektronen
E_o	keV	kinetischen Energie der Elektronen
G_{ASTM}	-	Korngrößen-Kennzahl nach ASTM-Norm
G_{DIN}	-	Korngrößen-Kennzahl nach DIN-Norm
G_m	kJ / Mol	Freie Enthalpie
\dot{G}	mm / s	Keimwachstumsrate
I	-	Integralteil des Modells nach KIRKALDY
I^*	-	Angepasster Integralteil für die bainitische Umwandlung des Modells nach KIRKALDY
K_l	-	Parameter der JMAK-Gleichung
K_a	-	Parameter des Umwandlungsmodells nach LEE und LEE
L	-	Legierungskennzahl nach Peter
M_s^0	°C	Theoretische M_s -Temperatur bei sehr großen Austenitkörnern
M_s	°C	Temperatur bei der sich 1 Vol.% Martensit bildet
$M_{10\%}$	°C	Temperatur bei der sich 10 Vol.% Martensit bildet
$M_{50\%}$	°C	Temperatur bei der sich 50 Vol.% Martensit bildet
$M_{90\%}$	°C	Temperatur bei der sich 90 Vol.% Martensit bildet
M_f	°C	Temperatur bei der sich 100 Vol.% Martensit bildet
\dot{N}	1 / s	Keimbildungsrate
P_h	K ³	Umwandlungsparameter
P_a	°C / h	Austenitisierungsparameter des Modells nach BLONDEAU ET AL.
Q	kJ / Mol	Aktivierungsenergie
R	J / K mol	Universelle Gaskonstante
R^*	cal / K mol	Universelle Gaskonstante
R_e	µm	Eindringtiefe der Elektronen im Material
ΔT	°C	Unterkühlung unter die Umwandlungsstarttemperatur des Gefüges
T	°C	Temperatur
\dot{T}	K / s	Abkühlrate
T_{HO}	-	Parameter des Modells von HOUARDY
T_0	°C	Referenztemperatur
V	nm ³	Volumen
V_α	nm ³	Volumen der Ausgangsphase α
V_β	nm ³	Volumen der neu gebildeten Phase β
V_β^e	nm ³	Erweitertes Volumen der neu gebildeten Phase β

Symbol	Einheit	Beschreibung
V_f	K / s	Kritische Abkühlgeschwindigkeit bei 700 °C zur Unterdrückung der ferritischen Umwandlung
V_b	K / s	Kritische Abkühlgeschwindigkeit bei 700 °C zur Unterdrückung der bainitischen Umwandlung
V_k	-	Volumengehalt der Karbide im Gefüge
V_y	μm^3	Volumen der Austenitkörner
α_t	-	Parameter des Modells von TZITZELKOV
β_t	-	Parameter des Modells von TZITZELKOV
ε_a	%	Dehnung der Dilatometerproben
ε_{el}	%	Elastische Dehnung
$\varepsilon_{ges\ i \rightarrow j}$	%	Gesamtdehnung bei der Umwandlung von Phase i in Phase j
ε_{pl}	%	Plastische Dehnung
ε_{th}	%	Thermische Dehnung
ε_{tp}	%	Umwandlungsplastische Dehnung
ε_{tr}	%	Umwandlungsdehnung
$\varepsilon_{tr\ ges}$	%	Dehnung bei vollständiger Umwandlung
ρ	g/cm^3	Dichte des Werkstoffes
ρ_{Fe}	g/cm^3	Dichte des Eisens
ρ_k	g/cm^3	Dichte der Karbide
τ	s	Umwandlungszeit
τ_0	s	Referenz-Umwandlungszeit
τ_a	1 / s	Parameter der JMAK-Gleichung
τ_b	s	Umwandlungszeit der bainitischen Umwandlung
τ_f	s	Umwandlungszeit der ferritischen Umwandlung
τ_l	1 / s	Parameter der LEBLOND-DEVAUX-Gleichung
τ_p	s	Umwandlungszeit der perlitischen Umwandlung
τ_s	s	Inkubationszeit
w_m	-	Massenanteil Martensit
π	-	Kreiszahl

Abkürzungen

<i>Abkürzung</i>	<i>Beschreibung</i>
+GKZ	auf kugelige Karbide gegläht (+AC)
+K	kaltverfestigt (+C)
Ac	arrêt chauffage (frz.: Haltepunkt der Erwärmung)
Ar	arrêt refroidissement (frz.: Haltepunkt der Abkühlung)
ASTM	American Society for Testing and Materials (engl.: internationale Standardisierungsorganisation)
B _s -Temperatur	Bainit-Starttemperatur
B _r -Temperatur	Temperatur der vollständigen isothermen Bainitumwandlung
CG	Karbidgröße (nach SEP 1520)
CN	Karbidnetzwerke (nach SEP 1520)
CZ	Karbidzeitigkeit (nach SEP 1520)
DIN	Deutsches Institut für Normung
DSC	Differential Scanning Calorimetry (engl.: Dynamische Differenzkalorimetrie)
DTA	Differenzialthermoanalyse
EDX	energiedispersive Röntgenbeugung
EN	europäische Norm
EsB-Detektor	energiselektiver Rückstreuelektronendetektor
Fe-C-Diagramm	Eisen-Kohlenstoff-Diagramm
FEM	Finite Elemente Methode
FE	Finite Elemente
GaN	Galliumnitrid
Gew.%	Gewichtsprozent
HRC	Härte nach Rockwell
HV0,1 / HV10	Härte nach Vickers mit Prüfkraft 0,981 N / 98,1 N
ICME	Integrated Computational Materials Engineering (engl.: Computergestützte Verknüpfung von Materialentwicklung und Fertigungsprozessen)
ISO	International Organization for Standardization (engl.: Internationale Organisation für Normung)
ISO-Q™	Isothermal Quenching Setup (engl.: Versuchsaufbau zur Gewährleistung einer isothermen Auswerteebene bei der Probenabschreckung)
ISO-T™	Isothermal Temperature Setup (engl.: Versuchsaufbau zur homogenen Erwärmung von Zylinderstauchproben)
JMAK-Modell	JOHNSON-MEHL-AVRAMI-KOLMOGOROV-Modell
KM-Modell	KOISTINEN-MARBURGER-Modell

<i>Abkürzung</i>	<i>Beschreibung</i>
krz	kubisch raumzentriert
kfz	kubisch flächenzentriert
LED	light-emitting diode (engl.: Leuchtdiode)
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
LSM	Laser-Scanning Mikroscope (engl.: Laserrastermikroskop)
M.%	Massenprozent
M _s -Temperatur	Martensit-Starttemperatur
M _f -Temperatur	Martensit-Endtemperatur
OP-S-Polieren	chemisch-mechanisches Oxidpolieren
R5 / R10	Renard-Serien nach DIN 323-1
SE-Detektor	Sekundärelektronendetektor
SEP	Stahl-Eisen-Prüfblatt
SFB	Sonderforschungsbereich
UZTU- Diagramm	Umform-Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm
Vol.%	Volumenprozent
WBH	Wärmebehandlung
WDX	wellenlängendispersive Röntgenbeugung
WH-Modell	WILDAU-HOUGARDY-Modell
ZTA-Diagramm	Zeit-Temperatur-Austenitisierungsdiagramm
ZTK-Diagramm	Zeit-Temperatur-Karbidauflösungsdiagramm
ZTU-Diagramm	Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm

1 Einleitung

Reibung spielt bei der Effizienz einer Vielzahl von Maschinen mit beweglichen Bauteilen eine entscheidende Rolle. So gehen pro Jahr schätzungsweise 20 % des weltweiten Primärenergieverbrauchs, umgerechnet ca. 27.800 TWh, durch Reibungsverluste verloren [2]. Nach einer Studie des Bundesministeriums für Forschung und Technologie entstehen in den Industrieländern durch Reibung und dem hiermit einhergehendem Verschleiß und erhöhten Energieeinsatz jährlich volkswirtschaftliche Einbußen in Höhe von ca. 4,5 % des Bruttosozialproduktes [3]. Bezogen auf Deutschland bedeutet dies für das Jahr 2016 einen Verlust von 141 Milliarden € [4]. Reibungsarme und verschleißbeständige Lagerungen der beweglichen Bauteile stehen deshalb seit Jahrtausenden im Fokus steter Entwicklung.

Belege für die Verwendung erster Wälzlager, bei denen zylinderförmige, hölzerne Wälzkörper zwischen bronzenen Lagerringen geführt wurden, konnten bereits an einem keltischen Prunkwagen aus dem ersten Jahrhundert v.Chr. nachgewiesen werden [5]. Ein Jahrhundert später waren im römischen Reich schon Wälzlager mit kugel-, zylinder- und kegelförmigen Wälzkörpern bekannt [6]. Eine größere Verbreitung fanden Wälzlager jedoch erst mit der industriellen Revolution, als Fortschritte in der Eisenverarbeitung eine Massenproduktion von gusseisernen Lagern ermöglichten. Gleichzeitig stieg auch der Bedarf an zuverlässigen und reibungsarmen Wälzlagern, z.B. bei Dampfmaschinen, Kränen und Mühlen. Die Einführung des Bessemer-Verfahrens zur Stahlerzeugung um 1856 [7] ermöglichte es, das relativ spröde Gusseisen durch duktileren und verschleißbeständigeren härtbaren Stahl zu ersetzen. Durch die 1883-86 von Friedrich Fischer und Friedrich Wilhelm Höpfinger in Schweinfurt entwickelten Fräsapparate und Kugelschleifmaschinen mit Schleifrillen konnten gehärtete Stahlkugeln präzise und wirtschaftlich gefertigt werden, wodurch der Grundstein für die sich schnell entwickelnde deutsche Wälzlagerindustrie gelegt war [8].

Heute gehört Deutschland mit der Schaeffler-Gruppe mit ca. 86.650 Beschäftigten [9] und der Deutschlandsparte der SKF GmbH mit ca. 5.950 Beschäftigten [10] zu den bedeutendsten Standorten der Wälzlagerindustrie. Trotz einer wachsenden Nachfrage an Wälzlagern mit einer Umsatzsteigerung von weltweit ca. 27 Milliarden \$ im Jahr 2002 [11] auf ca. 74 Milliarden \$ im Jahr 2014 [12] und prognostizierten

104,5 Milliarden \$ bis 2020 [12] wachsen die Herausforderungen für die deutsche Wälzlagerindustrie durch zunehmenden Konkurrenzdruck aus Asien [13]. Gleichzeitig verschiebt sich die Wertschöpfung zu qualitativ höherwertigen und komplexeren Wälzlagern [14]. Um weiterhin am Weltmarkt bestehen zu können, sind deshalb neben Verbesserungen der Lagereigenschaften und Effizienzsteigerungen in der Fertigung vor allem die schnelle Entwicklung von kundenspezifisch angepassten Hochleistungslagern sowie Funktionserweiterungen und Funktionsintegrationen von Bedeutung. Der konsequente Einsatz von Berechnungs- und Simulationsmethoden in der Produktentwicklung spielt hierbei eine entscheidende Rolle, da die Eigenschaften unterschiedlicher Lagervarianten bereits in der Konstruktionsphase abgeschätzt und so aufwändige konstruktive Iterationen und Versuchsläufe auf ein Minimum reduziert werden können [15]. Durch die skalen- und prozessübergreifende Berechnung mehrerer Fertigungsschritte entlang der Prozesskette, dem „Integrated Computational Materials Engineering“ (ICME; engl.: Computergestützte Verknüpfung von Materialentwicklung und Fertigungsprozessen), wird die Optimierung der eingesetzten Werkstoffe, des Fertigungsablaufes und der resultierenden Bauteileigenschaften ermöglicht [16].

Neben den bereits etablierten Methoden der Finiten Elemente (FEM) für die Simulation der Blech- und Kaltmassivumformung rückt die thermometallurgisch-thermomechanisch gekoppelte FE-Simulation der Warmumformung und der Wärmebehandlung zunehmend in den Fokus der Entwicklung. Die Wärmebehandlung hat einen entscheidenden Einfluss auf die späteren Bauteileigenschaften, lässt sich aufgrund der Komplexität der hierbei ablaufenden Umwandlungsvorgänge sowie der Vielzahl der benötigten thermophysikalischen, thermomechanischen und thermometallurgischen Werkstoffkennwerte jedoch nur schwer simulativ abbilden. Des Weiteren bedarf es eines erheblichen Versuchsaufwandes, die benötigten Kennwerte und Randbedingungen durch geeignete Versuchsreihen zu ermitteln. Da die erreichbare Genauigkeit dieser Simulationen jedoch entscheidend von der Güte der verwendeten Werkstoffkennwerte abhängt, entsteht zwischen einer möglichst effizienten und genauen Simulation der Wärmebehandlung ein Interessenkonflikt.

Dieser Interessenskonflikt soll durch die vorliegende Arbeit überwunden werden, indem die Ermittlung und mathematische Abbildung der für eine Wärmebehandlungssimulation von durchhärtenden Wälzlagerringen benötigten Umwandlungskennwerte untersucht werden. Dabei liegt der Fokus neben der experimentellen Ermittlung und semiempirischen

Berechnung der Kennwerte vor allem auf der Reduzierung des Versuchsaufwandes für eine hinreichend genaue Abbildung des Einflusses von Prozessrandbedingungen wie Chargenschwankungen und den Austenitierungsbedingungen auf das Umwandlungsverhalten der untersuchten Wälzlagerstähle. Abschließend wird die erarbeitete Methode zur Ermittlung und Abbildung des Umwandlungsverhaltens an einem exemplarischen Wälzlagererring überprüft und validiert.

2 Stand der Technik und Forschung

In diesem Kapitel wird der Stand der Technik und Forschung zur Wärmebehandlung (WBH) von Stählen dargelegt. Zunächst wird auf die metallkundlichen Grundlagen der Legierungsbildung und Phasenumwandlungen in Stählen, die für das Verständnis der Arbeit unerlässlich sind, eingegangen. Anschließend werden Verfahren zur experimentellen Ermittlung und Methoden zur mathematischen Abbildung dieser Umwandlungsvorgänge für die numerische Simulation behandelt. Aus der Literatur bekannte Methoden und Ansätze zur Abschätzung und Berechnung der Umwandlungsvorgänge aus der chemischen Zusammensetzung werden vorgestellt und erläutert. Aufbauend auf den Grundlagen wird auf einige Besonderheiten der Wärmebehandlung von übereutektoiden Wälzlagerstählen eingegangen. Anschließend wird die numerische Simulation von Wärmebehandlungsprozessen erläutert. Das Kapitel endet mit einer zusammenfassenden Bewertung zur Messdatenerfassung und Simulation von Wärmebehandlungsvorgängen.

2.1 Grundlagen der Legierungsbildung und Wärmebehandlung von Stählen

Technisch reines Eisen besitzt aufgrund seiner geringen Festigkeit keine Bedeutung als Konstruktions- und Werkzeugwerkstoff und findet meist nur als Funktionswerkstoff im Bereich der Elektrotechnik Anwendung [17]. Erst durch geeignete Legierungselemente lassen sich Eisenlegierungen in Form von Stahl und Gusseisen technisch als Konstruktions- und Werkzeugwerkstoff nutzen. Neben der Erhöhung der Korrosions- und Verschleißbeständigkeit lassen sich insbesondere die mechanischen Eigenschaften von legiertem Stahl gezielt beeinflussen und ermöglichen ein breites Einsatzspektrum. Je nach Anforderung können durch eine angepasste Legierungszusammensetzung und Wärmebehandlung sowohl sehr duktile Stähle mit Bruchdehnungen bis zu 95 % [18] als auch hochfeste verschleißbeständige Stähle mit einer Härte bis zu 71 HRC [19] hergestellt werden. Im Folgenden wird auf die metallurgischen Grundlagen dieser Eigenschaftsänderungen eingegangen.

2.1.1 Die Legierungsbildung des Stahles

Die Änderung der mechanischen Werkstoffeigenschaften durch Legierungselemente und Wärmebehandlungen beruht auf der gezielten Beeinflussung von Versetzungsbewegungen im Werkstoff. Je nach Konzentration und Position der Legierungsatome im Gefüge wird das Kristallgitter lokal verzerrt bzw. durch Ausscheidungen und Korngrenzen unterbrochen. Die nötige Schubspannung für eine plastische Deformation des Stahls durch das schrittweise Abgleiten benachbarter Gitterebenen an den Versetzungen wird hierdurch erhöht und die Festigkeit des Werkstoffes steigt an.

Die Legierungsatome können durch Substitution einzelner Eisenatome bzw. durch die Einlagerung auf Zwischengitterplätzen einen Mischkristall bilden oder als intermetallische Phasen ausgeschieden werden. Gemäß der HUME-ROTHERY-Regeln hängt die Löslichkeit der Legierungselemente neben dem Unterschied der Atomradien auch von der Gitterstruktur ab, in der die Legierungselemente kristallisieren [20]. Je größer die Abweichung des Atomdurchmessers der Legierungselemente vom Grundwerkstoff ist, desto größer ist die resultierende Gitterverzerrung und desto stärker sinkt die Löslichkeit der Substitutionsatome (vgl. Tabelle 1).

Tabelle 1: Legierungselemente und ihre Eigenschaften (nach [21])

Bezeichnung	Atomdurchmesser [nm]	Gitteraufbau	Löslichkeit in α -Eisen (krz)	Löslichkeit in γ -Eisen (kfz)	Mischkristall
Stickstoff	0,148	-	0,1 %	2,8 %	Interstition
Kohlenstoff	0,154	Graphitgitter	0,03 %	2,1 %	Interstition
Silizium	0,234	Diamantgitter	11,0 %	1,7 %	Substitution
Eisen	0,248	krz; kfz	-	-	-
Chrom	0,258	krz	100 %	12,5 %	Substitution
Mangan	0,274	kfz	3,5 %	100 %	Substitution
Molybdän	0,280	krz	31,0 %	1,7 %	Substitution

Besitzen die Legierungsatome im Vergleich zu den Gitteratomen einen bedeutend geringeren Durchmesser, so können sie auch in den freien Bereichen zwischen den Gitteratomen interstitiell in Tetraeder- und Oktaederlücken eingelagert werden (vgl. Tabelle 1). Die Löslichkeit hängt hierbei von der Größe dieser Zwischengitterplätze bzw. Gitterlücken in Relation zum Atomradius der interstitiellen Atome ab.

Größere Zwischengitterplätze können größere Legierungsatome aufnehmen, führen zu einer geringeren Gitterverzerrung und höheren Löslichkeit der Legierungsatome. Bei einem Atomdurchmesser d_a des Eisens von 0,2482 nm bei 20 °C ergeben sich folgende Gitterlücken [22]:

- Oktaederlücke krz-Gitter: $0,155 d_a = 0,038$ nm
- Tetraederlücke krz-Gitter: $0,291 d_a = 0,072$ nm
- Oktaederlücke kfz-Gitter: $0,414 d_a = 0,103$ nm
- Tetraederlücke kfz-Gitter: $0,230 d_a = 0,057$ nm

Da das kubisch-flächenzentrierte Gitter (kfz-Gitter) größere Gitterlücken als das kubisch-raumzentrierte Gitter (krz-Gitter) aufweist, kann es interstitielle Fremdatome wie Kohlenstoff mit einem Atomdurchmesser von 0,1545 nm ohne starke Gitterverzerrungen in seiner Oktaederlücke aufnehmen. Die größte Gitterlücke des krz-Gitters, die Tetraederlücke, ist hingegen deutlich kleiner und kann nur bei erheblicher Gitterverzerrung Kohlenstoff aufnehmen. Dies führt dazu, dass die Kohlenstofflöslichkeit des krz-Gitters mit 0,03 Gew.% bei 723 °C geringer ist als die des kfz-Gitters von 0,8 Gew.% bei 723 °C.

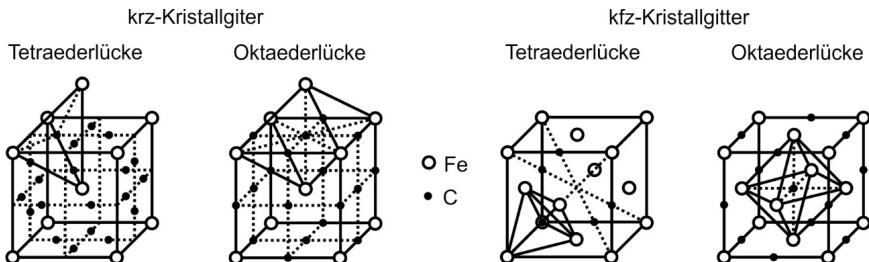


Bild 1: Tetraeder- und Oktaederlücken in den polymorphen Modifikationen des Eisens

Die Löslichkeit der Legierungselemente hängt folglich von der Gitterstruktur des Eisens ab, das in Abhängigkeit der Temperatur in einem unterschiedlichen Gitteraufbau kristallisiert. Dieses Verhalten wird als Polymorphie und die unterschiedlichen Gitterstrukturen als polymorphe Modifikationen bezeichnet. Die Umwandlungstemperaturen zwischen den Gitterstrukturen werden bei der Erwärmung A_{c_x} (für *arrêt chauffage* frz.: Haltepunkt der Erwärmung) bzw. bei der Abkühlung A_{r_x} (für *arrêt refroidissement* frz.: Haltepunkt der Abkühlung) genannt, wobei das x für eine laufende Nummer der aufeinanderfolgenden Temperaturen ausgehend von der Raumtemperatur steht. Reines Eisen ist bis zur Curietemperatur von 769 °C (A_{c_2}) ferromagnetisch und besitzt ein krz-Gitter. Bei weiterer Erwärmung verhält es sich paramagnetisch. Von 911 °C (A_{c_3}) bis 1392 °C (A_{c_4}) besitzt es kfz-Gitter und über 1392 °C bis zum

Schmelzpunkt bei 1536 °C wiederum ein krz-Gitter. Da sich durch die Änderungen der Temperatur und Kristallstruktur auch die Fähigkeit des Gitters, Fremdatome in Zwischengitterplätzen aufzunehmen, ändert, kann die Aufnahme und Ausscheidung von Legierungselementen und Karbiden durch eine geeignete Temperaturführung gesteuert werden. Der Phasenumwandlung des Eisens von einem kfz-Gitter in ein krz-Gitter bei Unterschreiten der A_{c_3} -Linie muss z.B. eine Ausscheidung von Kohlenstoffatomen vorausgehen. Diese können zusammen mit Atomen des Eisengitters metastabile Verbindungsphasen wie Karbide und Karbonitride bilden, die sich durch eine hohe chemische, thermische und mechanische Stabilität auszeichnen und bereits in geringen Konzentrationen zu starken Versetzungsbehinderungen führen. Ist die Ausscheidung durch eine schnelle Abkühlung nicht möglich, so bleibt der Kohlenstoff bei der Phasenumwandlung in den kleineren Gitterlücken des sich bildenden krz-Gitters zwangsgelöst, was ebenfalls zu einer starken Gitterverzerrung und Festigkeitssteigerung führt.

2.1.2 Das binäre Eisen-Kohlenstoff System

Der Einfluss der Temperatur und Legierungskonzentration auf die Gitterstruktur der polymorphen Gefügemodifikationen, auch Phasen genannt, lässt sich im Gleichgewicht durch Zustandsdiagramme beschreiben. Das binäre Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm (Fe-C-Diagramm) ist bei der Wärmebehandlung aufgrund der besonderen Bedeutung des Kohlenstoffes das gebräuchlichste und stellt die Übergangstemperaturen der Kristallgitter und Kohlenstoffkonzentrationen der sich bildenden Phasengemische bzw. Gefüge dar. Da der Kohlenstoff sowohl als stabile Phase Graphit als auch als metastabile intermetallische Verbindungsphase Zementit (Fe_3C) vorliegen kann, existieren sowohl ein stabiles als auch ein metastabiles Fe-C-Diagramm. Da für die vorliegende Arbeit nur die sogenannte Stahlecke, der Bereich bis zu einer maximalen Kohlenstoffkonzentration von 2,06 % des metastabilen Systems, von Interesse ist, wird im Folgenden nur hierauf genauer eingegangen. Der für die Wärmebehandlung relevante Temperaturbereich des metastabilen Fe-C-Diagramms ist in Bild 2 dargestellt.

Bei niedrigen Temperaturen kann der Kohlenstoff nur begrenzt im ferritischen krz-Gitter gelöst werden. Bei Konzentrationen über der Linie P-Q bildet der überschüssige Kohlenstoff bis zu einer Konzentration von 0,8 % zusätzlich ein lamellares Gefüge aus ferritischen und zementitischen Lamellen, das Perlit. Bei einer weiteren Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes

scheidet sich an den Korngrenzen zusätzlich Sekundärzementit aus. Werden diese Gefüge über die Linie P-S-K (A_{c1}) erwärmt, so wandelt sich zunächst das perlitische Gefüge ausgehend von den Grenzflächen zwischen Ferrit und Karbid in ein austenitisches kfz-Gefüge um, das aufgrund seiner größeren Oktaederlücken den Kohlenstoff der zementitischen Lamellen aufnehmen kann. Bei weiterer Erwärmung bis zur Linie S-E (A_{cm}) löst sich auch das Sekundärzementit im Austenit. Das ferritische Gefüge wandelt sich im Bereich G-P-S in Austenit um, wobei der Kohlenstoffgehalt des Austenits entlang der Linie G-S (A_{c3}) stetig abnimmt. Bei der Abkühlung laufen die Vorgänge entsprechend in umgekehrter Reihenfolge ab.

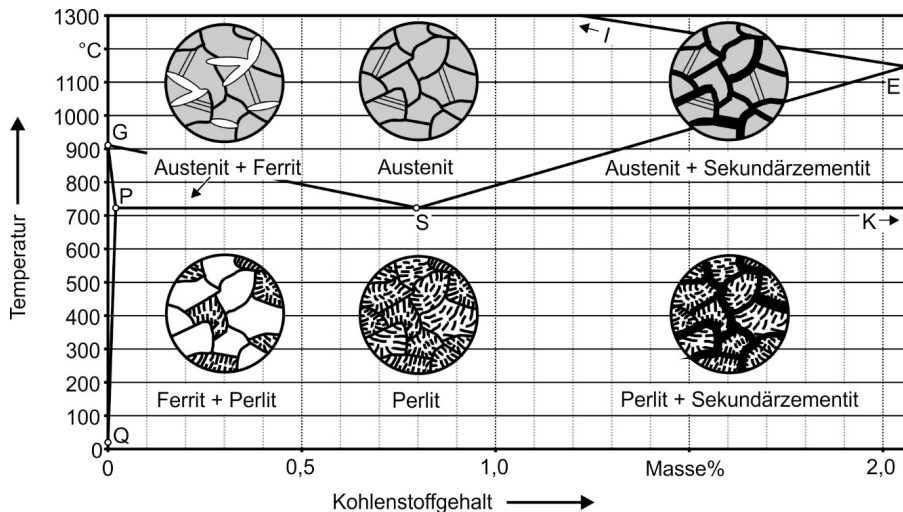


Bild 2: Das metastabile Eisen-Kohlenstoff-Phasendiagramm (nach [23])

Das Fe-C-Diagramm verliert bei höheren Konzentrationen weiterer Legierungselemente zunehmend an Gültigkeit, da die Halte- bzw. Umwandlungstemperaturen und Löslichkeitsgrenzen des Kohlenstoffes durch die Legierungselemente verändert werden [24].

2.1.3 Phasenumwandlungen bei beschleunigten Temperaturänderungen

Das Fe-C-Diagramm beschreibt das Verhalten einer reinen Eisen-Kohlenstofflegierung im Gleichgewichtszustand bzw. bei sehr langsamen Temperaturänderungen, bei denen die Legierungselemente genügend Zeit haben, an einen energetisch günstigen Gitterplatz zu diffundieren. Bereits bei verhältnismäßig geringen Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten

verschieben sich die Phasengrenzen zu höheren bzw. niedrigeren Temperaturen [25], da die begrenzte Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs die Phasenumwandlungen zunehmend verzögert. Bei einer Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeiten kann die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffes so gering werden, dass sich kein ferritisches und perlitisches Gefüge mehr bilden kann. Ist die Diffusionsfähigkeit bereits stark eingeschränkt, so entsteht ein bainitisches Gefüge, das aus bainitischem Ferrit mit zwangsgelöstem Kohlenstoff sowie feinen Zementit-Ausscheidungen zwischen den Ferritplatten besteht. Ist die Kohlenstoffdiffusion durch starke Unterkühlung des Austenits nahezu komplett gestoppt, so entsteht ein martensitisches Gefüge, in dem der Kohlenstoff in tetragonal verzerrten krz-Gittern zwangsgelöst bleibt. Die zeitabhängige Phasenumwandlung von Stählen kann beim Erwärmen durch Zeit-Temperatur-Austenitisierungsdiagramme (ZTA-Diagramme) und beim Abkühlen durch Zeit-Temperatur Umwandlungsdiagramme (ZTU-Diagramme) dargestellt werden. Diese gehen für unendlich langsame Temperaturänderungsraten in das Fe-C-Diagramm über (vgl. Bild 3).

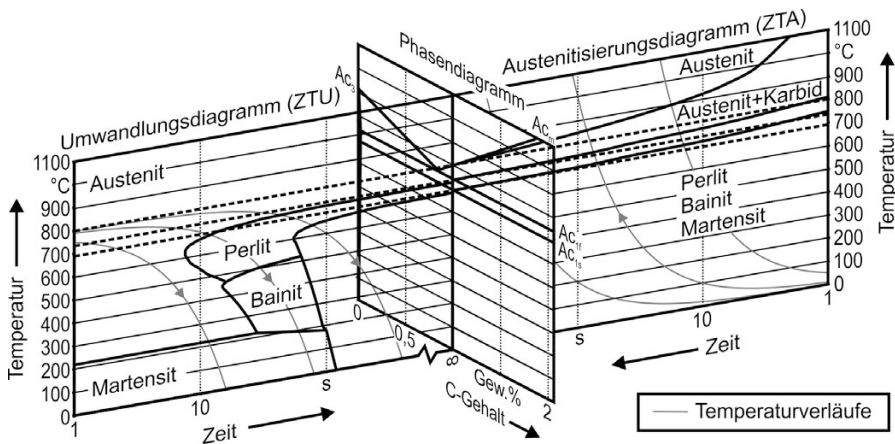


Bild 3: Veränderung der Phasengrenzen des Fe-C-Diagramms bei beschleunigten Temperaturänderungen

Bei beiden Schaubildern unterscheidet man kontinuierliche Schaubilder mit stetiger Temperaturänderung und isotherme Schaubilder, bei denen die Temperatur nach schneller Erwärmung bzw. Abkühlung konstant gehalten wird. Kontinuierliche Diagramme werden meist für kurzzeitige Temperaturänderungen, wie sie beim Schweißen, Randschichthärten und martensitischen Härten auftreten, verwendet. Isotherme Diagramme werden hingegen für die Wärmebehandlung beim Bainitisieren und als Grundlage für numerische Berechnungen eingesetzt. Die aus dem

Fe-C-Diagramm über die Zeit aufgetragenen Umwandlungslinien kennzeichnen den Start und das Ende der jeweiligen Phasenumwandlungen. Der Umwandlungsstart wird meist als 0,1 Vol.%, 1 Vol.% oder 5 Vol.% umgewandelter Phasenanteil definiert. Das Umwandlungsende entspricht dementsprechend einem Phasenanteil von 95 Vol.%, 99 Vol.% oder 99,9 Vol.%. Ist die Umwandlung durch die Temperaturführung unvollständig, so wird der gebildete Anteil der Phase durch einen prozentualen Wert am Schnittpunkt des jeweiligen Temperaturverlaufs mit der Umwandlungsendlinie gekennzeichnet. Neben der quantitativen Menge der auftretenden Gefügebestandteile werden in den Umwandlungsdiagrammen meist noch weitere Parameter wie der Restaustenitgehalt und die erzielte Härte eingetragen. Wurden die Versuche unter besonderen Bedingungen wie aufgeprägten Kräften [26], Verformungen des Austenits sowie unter dem Einfluss von Magnetfeldern [27] durchgeführt, so können diese das Umwandlungsverhalten beeinflussen und sind dementsprechend ebenfalls im Diagramm anzugeben. Die Schaubilder sind stets nur für die entsprechenden Ausgangsgefüge, Temperaturverläufe, Starttemperaturen und Randbedingungen gültig. Während die logarithmisch aufgetragene Zeit bei ZTA-Diagrammen meist mit der Erwärmung von Raumtemperatur beginnt, haben die in ZTU-Diagrammen beschriebenen Wärmebehandlungen keine einheitliche Starttemperatur. Um dennoch eine Vergleichbarkeit der Diagramme mit unterschiedlichen Austenitierungstemperaturen zu gewährleisten, wird die Zeitzählung meist mit Unterschreiten der Ac_3 -Linie gestartet.

2.1.4 Die metallurgischen Gefüge des Stahles

Der Begriff Gefüge bezeichnet die aus einer oder mehrerer Phasen bestehende Mikrostruktur des Werkstoffes [28]. Die bei Stählen auftretenden Gefüge unterscheiden sich nicht nur hinsichtlich ihrer Bildungstemperaturen, sondern auch hinsichtlich ihres Bildungsmechanismus und ihrer elektrischen, thermischen und mechanischen Eigenschaften, weshalb hier auf die Bildungsmechanismen und Unterscheidungsmerkmale eingegangen wird. Die Gefüge können nach ihrem Entstehungsmechanismus in diffusionsgesteuerte Umwandlungen in Austenit, Ferrit und Perlit, sowie in diffusionslose Umwandlungen durch Scherung in Martensit unterschieden werden. Einen Sonderfall bildet die Umwandlung in Bainit, bei der neben diffusionslosen Umklappvorgängen des Kristallgitters auch Diffusionsvorgänge beteiligt sind.

mit abwechselnd ferritischen und zementitischen Lamellen, der sogenannte Perlit (vgl. Bild 5). Bei längeren Haltezeiten knapp unterhalb der A_{c1} -Temperatur formen sich diese perlitischen Zementitlamellen in energetisch günstigere kugelförmige Zementide ein und bilden ein duktileres, auf kugelige Karbide weichgeglühtes Gefüge (GKZ-Gefüge). Sind im Austenit noch unvollständig gelöste Karbide vorhanden, so kann sich bei langsamer Abkühlrate auch direkt ein GKZ-Gefüge durch eine geteilte eutektoidale Umwandlung bilden [30]. Die Perlitbildung ist wie die Ferritbildung stark von der Diffusionsmöglichkeit der Eisen- und Kohlenstoffatome abhängig. Mit zunehmender Unterkühlung bildet sich ein feinlamellareres Gefüge mit kürzeren Diffusionswegen. Bei einer weiteren Reduktion der Temperatur kommt die Diffusion der Kohlenstoffatome praktisch zum Erliegen und es können sich keine Karbide mehr bilden, was auch die Perlitbildung stoppt.

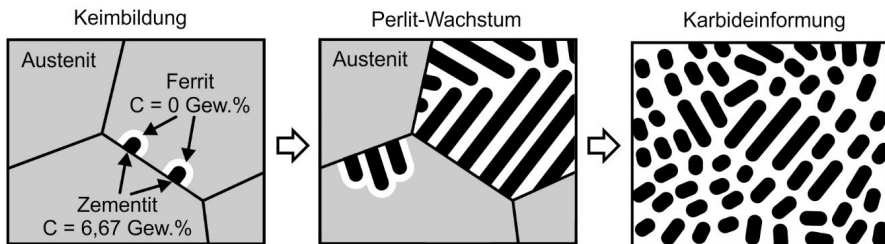


Bild 5: Zeitlicher Verlauf der Perlitbildung und Einförmigkeit der Karbide

Bainit entsteht bei niedrigeren Temperaturen, bei denen die Kohlenstoffdiffusion nur noch eingeschränkt und die Diffusion der Eisenatome praktisch nicht mehr möglich ist. Es wird in älteren Schriften auch Zwischenstufengefüge genannt [31]. Obwohl bereits 1930 erstmals beschrieben [32], wird der Bildungsmechanismus noch kontrovers diskutiert [33]. Sowohl diffusionslose Umklappvorgänge, als auch diffusionsgesteuerte Vorgänge spielen hierbei eine Rolle. Die displazive Theorie von BHADSHIA geht von sukzessivem diffusionslosem Umklappen in übersättigte ferritische Platten aus [34]. Der Kohlenstoff kann erst nach der Umwandlung durch die nun deutlich bessere Diffusionsfähigkeit im krz -Gitter in den umgebenden Austenit diffundieren und Karbide bilden. Die diffusionsgesteuerte Theorie von HILLERT geht hingegen von einer Kohlenstoffdiffusion vor und während der Bildung der ferritischen Platten in das umgebende Austenit aus [35]. Bei zunehmender Umwandlung reichert sich hierdurch der Austenit zunehmend mit Kohlenstoff an [36]. Es herrscht jedoch Einigkeit darüber, dass sich Bainit nur unterhalb einer Bainit-Starttemperatur (B_s) bilden kann und sich zunächst nur unvollständig umwandelt

[37]. Erst bei niedrigeren Temperaturen (B_f) wird eine vollständige bainitische Umwandlung möglich.

Das bainitische Gefüge kann in das obere und untere Bainit unterteilt werden, das sich in Verteilung, Größe und Ausrichtung der Karbide unterscheidet [38]. Die Karbide des oberen Bainits bilden sich zwischen den sogenannten „Sheaves“, nadelförmigen Strukturen aus ferritischen Platten, wohingegen sich die Karbide im unteren Bainit durch die geringere Diffusionsmöglichkeit auch innerhalb der Platten fein verteilt ausscheiden. Die Übergangstemperatur zwischen beiden Erscheinungsformen wird abhängig von der Definition dieser Temperatur unterschiedlich angegeben [39]. Die kohlenstoffabhängige Übergangstemperatur entspricht der höchsten Temperatur, ab der sich noch Karbide aus dem ferritischen Platten ausscheiden können [40] (vgl. Bild 6).

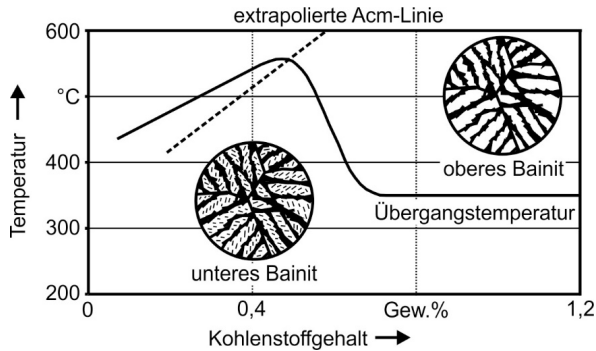


Bild 6: Oberes und unteres Bainit mit Übergangstemperatur (nach [40])

Wird hingegen die Ausscheidung von ϵ -Karbiden als Trennung herangezogen, so ist die Übergangstemperatur konstant bei 350 °C [41]. Im Bereich des Übergangs zum unteren Bainit wird eine Halbierung der Aktivierungsenergie für die Phasenumwandlung beobachtet [42], was zu einer eigenen C-förmigen Umwandlungskurve des unteren Bainits in chrom- [43], silizium- [44] und kohlenstofflegierten [45] Stählen führt.

Ist die Temperatur so weit abgesunken, dass sowohl die Kohlenstoff- als auch die Eisenatome nicht mehr diffundieren können, so kann die Phasenumwandlung nur noch durch gekoppelte, koordinierte Umklappvorgänge ganzer Gitterbereiche erfolgen. Hierdurch bleiben die Kohlenstoffatome in den kleineren Gitterlücken des entstehenden krz-Gitters zwangsgelöst und es entsteht das stark tetragonal verzernte Gitter des Martensits. Die Mikrostruktur des Martensits verändert sich mit steigendem Kohlenstoffgehalt von parallel angeordneten lattenförmigen Kristallen des Massiv- bzw. Lanzettenmartensits, zu Platten unterschied-

licher Größe und Orientierung des Plattenmartensits, die sich in 60° bzw. 120° Winkel zueinander bilden und sukzessive kleiner werden. Diese Phasenumwandlung erfordert eine starke Unterkühlung des Austenits und setzt erst mit Erreichen der werkstoffspezifischen Martensit-Starttemperatur (M_s) ein. Die Phasenumwandlung erfolgt im Gegensatz zu den vorher beschriebenen Umwandlungen so schnell, dass sie meist als zeitunabhängig angesehen werden kann [46] und nur an das weitere Absenken der Temperatur bis zur Martensitendtemperatur (M_f) gebunden ist. Mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt des Austenits steigt die Umwandlungshemmung an, und die M_s - und M_f -Temperaturen sinken ab. Hierdurch steigt der bei Raumtemperatur noch vorhandene Rest-austenitgehalt stetig an (vgl. Bild 7).

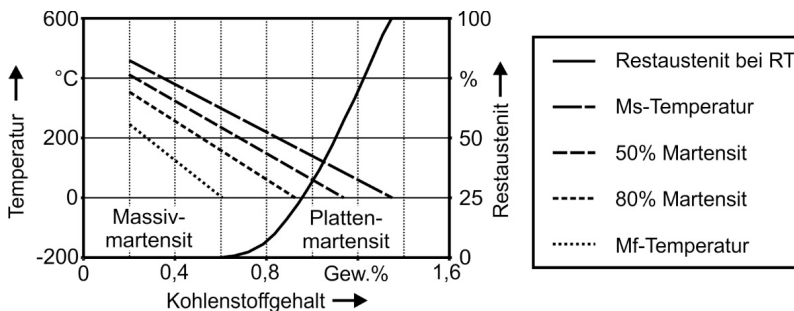


Bild 7: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die Martensitumwandlung (nach [23])

Im Gegensatz zu den diffusionskontrollierten Umwandlungsvorgängen führt eine Vergrößerung der Austenitkörner bei der Martensitbildung nicht zu einer Umwandlungshemmung, sondern zu einer Erhöhung der M_s -Temperatur [47].

2.2 Experimentelle Ermittlung und Abbildung von Phasenumwandlungen

ZTU-Schaubilder sind die Basis für das Verständnis von Wärmebehandlungsprozessen und den in ihnen ablaufenden Gefügeumwandlungen. Über die Jahre wurden bereits für viele industriell relevante Stähle und Austenitisierungstemperaturen Umwandlungsdiagramme erstellt und veröffentlicht. Hierzu stehen zusammenfassende Werke wie der „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“ [31], der „Atlas of Isothermal Transformation and cooling Transformation Diagrams“ [48], der „Atlas of Isothermal Transformation Diagrams of B. S. EN Steels“ [49], der „Courbes de transformation des aciers de fabrication françaises“ [50] sowie der „Atlas of Time-temperature Diagrams for Irons and Steels“ [51]

zur Verfügung. Des Weiteren kann auf vertiefende Untersuchungen höherlegierter Nickelstähle [52], Chromstähle [53] und Vanadiumstähle [54] zurückgegriffen werden. Liegen für die zu untersuchenden Werkstoffe und Randbedingungen keine geeigneten Umwandlungsschaubilder vor, so müssen sie durch eigene Experimente ermittelt und für eine elektronische Archivierung durch Umwandlungskennwerte mathematisch beschrieben werden [55].

2.2.1 Experimentelle Untersuchung des Umwandlungsverhaltens

Grundsätzlich kann das Umwandlungsverhalten durch die indirekte stetige Messung der Änderung der Werkstoffeigenschaften sowie durch die direkte mikroskopische Gefügeauswertung im Anschluss an die Versuche untersucht werden. Für die indirekte Messung kann jede sich während der Umwandlung ändernde physikalische Größe genutzt werden. Da diese Änderungen jedoch verschieden stark ausgeprägt sind und einen unterschiedlich hohen Messaufwand erfordern, haben sich einige Verfahren für die Ermittlung von ZTU-Diagrammen durchgesetzt. Am weitesten verbreitet sind das Dilatometerverfahren und die thermische Analyse. Die Messung der Magnetisierbarkeit [56], der elektrischen Leitfähigkeit [47] und der Dämpfung von Schallwellen [57] werden meist in Kombination mit dilatometrischen und metallographischen Untersuchungen angewandt. Die Messung der Phasenanteile über die Gitterparameter der Phasen durch energiedispersive [58] und wellenlängendispersive Beugung von Röntgen- [59] und Synchrotronstrahlung [60] sowie Neutronenstreuung [61] findet hauptsächlich in der Forschung Anwendung.

Das Dilatometerverfahren basiert auf der Messung der Längenänderung von stab- oder röhrenförmigen Proben. Durch die im Vergleich zum ferritischen krz-Gitter höhere Packungsdichte der Atome im austenitischen kfz-Gitter hat der Austenit einen größeren Wärmeausdehnungskoeffizienten und ein geringeres Volumen. Diese während der Phasenumwandlung auftretende Volumenänderung kann durch taktile und optische Längenmessung erfasst und auf den jeweiligen Phasenanteil umgerechnet werden (vgl. Bild 8). Da die Temperatur für eine exakte Messung auch bei Temperaturwechseln über die gesamte Probe homogen bleiben muss, eignet es sich vor allem für kontinuierliche ZTA- und ZTU-Diagramme bei niedrigen Aufheiz- bzw. Abkühlgeschwindigkeiten sowie für isotherme ZTA- und ZTU-Diagramme. Bei schnelleren Temperaturänderungen entsteht in den Dilatometerproben ein höherer Temperatur-

gradient zwischen Kern und Rand und die Messung wird zunehmend ungenauer. Eine weitere Reduzierung des Querschnitts bzw. der Wandstärke der Proben erschwert die taktile Messung der Längenänderung, weshalb vermehrt berührungslose optische Messsysteme eingesetzt werden.

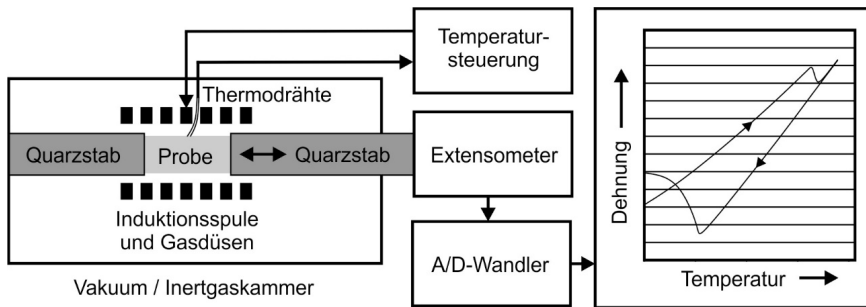


Bild 8: Schematischer Dilatometerversuchsaufbau

Bei hohen Aufheiz- und Abkühlraten findet auch die Differenzialthermoanalyse (DTA) Anwendung. Hierbei wird der Einfluss der bei Phasenumwandlungen frei werdenden bzw. aufgenommenen latenten Wärme auf die Temperaturänderung der Probe gemessen. Eine Verzögerung der Temperaturänderung deutet sowohl beim Aufheizen als auch beim Abkühlen auf eine Phasenumwandlung hin [62]. Durch differential scanning calorimetry (DSC; engl.: dynamische Differenzkalorimetrie) kann die quantitative Enthalpieänderung der Probe durch Messung des Wärmestroms im Vergleich zu einer Referenzprobe ermittelt werden. Da diese direkt proportional zum umgewandelten Phasenanteil ist, lässt sich der zeitliche Verlauf der Phasenumwandlung bestimmen.

Bei der direkten un stetigen Versuchsdurchführung wird der zu untersuchende Temperatur-Zeit-Verlauf mit einer Vielzahl von Proben durchlaufen und nach regelmäßigen Zeitabstufungen abgebrochen. Der bis zu diesem Zeitpunkt umgewandelte Phasenanteil kann im Anschluss durch Polieren, Ätzen und licht- bzw. elektronenmikroskopischer Analyse der Probe sichtbar gemacht und ggf. quantitativ ausgezählt werden. Die un stetige Versuchsdurchführung findet in der Erstellung isothermer ZTU-Diagramme Anwendung. Hierfür werden kleine Probenplättchen austenitisiert und in einem Warmbad rasch auf die jeweilige isotherme Haltetemperatur abgeschreckt. Einzelne Proben werden nach unterschiedlichen Haltezeiten aus dem Warmbad entnommen und in einem weiteren Abschreckmedium auf Raumtemperatur abgeschreckt. Die isotherme Umwandlung wird gestoppt und der zu diesem Zeitpunkt

vorhandene restliche Austenit wird in Martensit umgewandelt. Aus einem metallographischen Schliff der Probe kann bei geeignetem Kontrast der jeweiligen Phasen der Flächenanteil ausgewertet und in ein Umwandlungsdiagramm übertragen werden.

2.2.2 Mathematische Modelle zur Beschreibung der Phasenumwandlungen

Für die mathematische Beschreibung der Umwandlungskinetik von Stahlwerkstoffen wird zwischen den diffusionsgesteuerten und diffusionslosen Umwandlungen unterschieden, die jeweils mit einem eigenen Ansatz abgebildet werden. Der zeitliche Verlauf der diffusionsgesteuerten ferritischen, perlitischen und bainitischen Umwandlungen wird hierbei aus isothermen Umwandlungsversuchen bei unterschiedlichen Temperaturen entnommen. Der umgewandelte Phasenanteil wird durch eine zeit- und temperaturabhängige Formulierung beschrieben. Für die diffusionslose martensitische Umwandlung genügt hingegen ein rein temperaturabhängiger Ansatz, der die Umwandlung bei schneller kontinuierlicher Abschreckung beschreibt.

Ein mathematisches Modell für die isotherme Phasenumwandlung wurde erstmals 1937 von KOLMOGOROV [63] sowie davon unabhängig [64] 1939 von JOHNSON und MEHL [65] vorgestellt. Die zugrundeliegende Theorie dieser Modelle [66] sowie das Umwandlungsverhalten bei zufällig verteilten Keimstellen [67] wurde von AVRAMI weiter ausgearbeitet und vereinfacht [68]. Die JOHNSON-MEHL-AVRAMI-KOLMOGOROV-Gleichung (JMAK-Gleichung) teilt die Umwandlung in die drei Stadien Keimbildung, Keimwachstum und Zusammenstoßen der Keime auf (vgl. Bild 9).

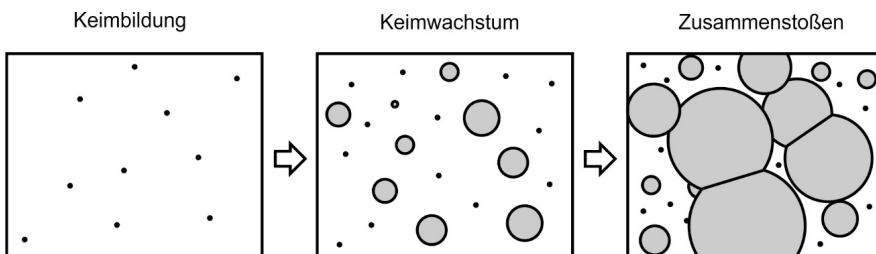


Bild 9: Die Stadien der Phasenumwandlung

Im einfachen Fall einer konstanten Keimbildungsrate \dot{N} und konstanter isotroper Wachstumsrate \dot{G} der Keimradien ergibt sich das im Zeitintervall $\Delta\tau$ ohne Berücksichtigung des Zusammenstoßens der Keime von Phase α in Phase β umgewandelte Volumen V_β^e pro Volumeneinheit V zu:

$$dV_\beta^e = \frac{4\pi}{3} (\dot{G}(t - \tau))^3 V \dot{N} d\tau \quad (1)$$

Durch Integration von Gleichung (1) von 0 bis zum Zeitpunkt t erhält man das in Phase β umgewandelte erweiterte Volumen V_β^e :

$$V_\beta^e(t) = \frac{\pi}{3} V \dot{N} \dot{G}^3 t^4 \quad (2)$$

Da sich die Keime beim Zusammenstoßen gegenseitig in ihrem Wachstum behindern, ist das tatsächlich umgewandelte Volumen V_β bedeutend kleiner. Bei zufällig verteilten Keimen ist sein Wachstum proportional zum Phasenanteil der Ausgangsphase α :

$$dV_\beta = dV_\beta^e \frac{V_\alpha}{V} = dV_\beta^e \left(1 - \frac{V_\beta}{V}\right) \quad (3)$$

Durch Integration der Gleichung (3) erhält man mit Gleichung (2) den nach der Zeit t tatsächlich umgewandelten Phasenanteil P_β :

$$dV_\beta = dV_\beta^e \frac{V_\alpha}{V} = dV_\beta^e \left(1 - \frac{V_\beta}{V}\right) \quad (4)$$

Die JMAK-Gleichung (4) wird für die Umwandlungsbeschreibung bei isothermer Temperatur meist mit den Parametern $K_\alpha = \frac{\pi}{3} V \dot{N} \dot{G}^3$ und $n_\alpha = 4$ verwendet:

$$p_\beta(t) = 1 - \exp(-K_\alpha t^{n_\alpha}) \quad (5)$$

Eine alternative Schreibweise existiert mit $\tau = \frac{1}{n_\alpha \sqrt[n_\alpha]{K_\alpha}}$:

$$p_\beta(t) = 1 - \exp\left(-\left(\frac{t}{\tau_\alpha}\right)^{n_\alpha}\right) \quad (6)$$

Die Phasenumwandlung von Stählen kann durch die JMAK-Gleichung bei einer ausreichend großen Zahl von Keimen [69] meist gut abgebildet werden. Abweichungen werden jedoch bei der Beschreibung des unteren

Bainits bei kohlenstoffreichen Legierungen wie Grauguss [70] und durchhärtenden Wälzlagerstählen beobachtet [71]. Die gemessene Verlangsamung der Umwandlungsgeschwindigkeit wird auf die durch Atomsondenanalyse [72] und dilatometrisch nachgewiesene Kohlenstoffanreicherung im Austenit [73] zurückgeführt [71]. Ein anisotropes Wachstum führt durch das schneller einsetzende Zusammenstoßen der Phasenbereiche ebenfalls zu einer Verlangsamung der Umwandlung [74].

Die diffusionslose martensitische Umwandlung kann durch den der JMAK-Gleichung sehr ähnlichen Ansatz von KOISTINEN und MARBURGER (KM-Gleichung) für $n_w=1$ [75] bzw. WILDAU und HOUGARDY für $n_w \neq 1$ [76] in Abhängigkeit der Unterkühlung unter die Martensitstarttemperatur (M_s-T) beschrieben werden:

$$p_m(T) = 1 - \exp(-C_w(M_s - T)^{n_w}) \quad (7)$$

Um ein vollständiges ZTU-Schaubild abzubilden, muss für die Parameter K und n der JMAK-Gleichung (5) noch eine temperaturabhängige Beschreibung gefunden werden. HUNKEL ET AL. haben hierfür einen semiempirischen Ansatz zum Beschreiben experimenteller ZTU-Schaubilder vorgeschlagen, um über die Messwerte hinaus bis zur A_c -Linie extrapolieren zu können [71]. Unter der Annahme, dass der Parameter τ der alternativen Schreibweise der JMAK-Gleichung (6) umgekehrt proportional zur Keimdichte und zum Diffusionskoeffizienten ist [77], kann er durch Gleichung (8) mit den Parametern τ_0 , Q und P temperaturabhängig beschrieben werden. Für den Parameter n wird hingegen ein Polynom ersten Grades verwendet [71].

$$\tau_a(T) = \tau_0 e^{\frac{Q}{k(273^\circ C + T)}} e^{\frac{P}{(273^\circ C + T)(T_0 - T)^2}} \quad (8)$$

Darüber hinaus liefern auch weitere Ansätze zur Beschreibung der Parameter der JMAK-Gleichung sowie der Inkubationszeit von BÖRNSEN [78], HOUGARDY [79] und TZITZELKOV ET AL. [55] gute Übereinstimmungen mit den Messwerten.

Die soeben genannten Modelle zur Beschreibung des isothermen Umwandlungsverhaltens bilden die ZTU-Diagramme zwar genau ab, vernachlässigen jedoch die Temperaturrandbedingungen, unter denen die Schaubilder ermittelt wurden. Um die tatsächliche Inkubationszeit bei konstanten Umwandlungstemperaturen zu ermitteln, müsste die Probe mit unendlich hoher Abkühlrate von der Austenitisierungs- auf die Halte-temperatur abgeschreckt werden. Vor allem bei schnell umwandelnden

Stählen befindet sich die Probe jedoch, bedingt durch die realen Abkühlkurven, für eine nicht zu vernachlässigende Zeit über der jeweiligen Umwandlungsstarttemperatur des Gefüges sowie in Temperaturbereichen, in denen die Inkubation langsamer abläuft (vgl. Bild 10).

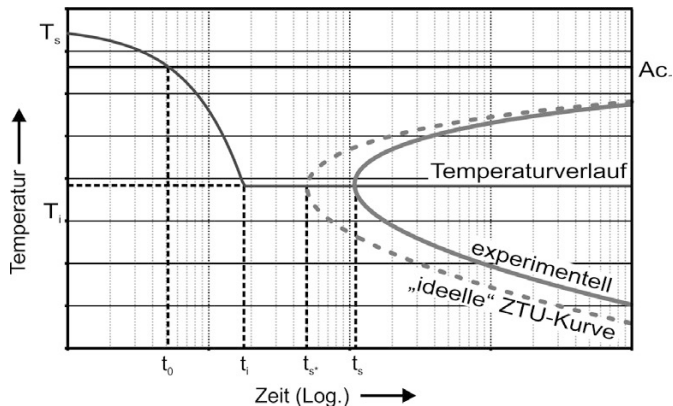


Bild 10: Schematische Darstellung der Verschiebung der Umwandlungslinien isothermer Umwandlungsdiagramme bei Berücksichtigung realer Abkühlkurven (nach [80])

Wierszyłowski schließt daraus, dass die tatsächlichen Inkubationszeiten gegenüber dem ZTU-Diagramm kürzer sind [80]. Er stellt des Weiteren eine Methode zum Ableiten der „wahren“ Umwandlungszeiten aus experimentellen Daten durch die von SCHEIL [81] aufgestellte und von UMEMOTO ET AL. auf die gesamte Umwandlung erweiterte [82] Additivitätsregel vor. Das Konzept des „wahren“ bzw. „ideellen“ ZTU-Diagramms wird auch von PHAM ET AL. vertreten [83] und wurde bereits erfolgreich an einem eutektoiden Stahl getestet [84].

2.2.3 Umwandlungsberechnung bei beliebigen Temperaturführungen

Reale Temperatur-Zeit-Verläufe von Wärmebehandlungsprozessen haben, wie bereits im vorherigen Abschnitt angedeutet, keinen rein isothermen oder kontinuierlichen Verlauf. Während der martensitische Phasenanteil auch in diesem Fall direkt durch die KM-Gleichung in Abhängigkeit der Temperatur berechnet werden kann, ist eine Bestimmung der diffusionsgesteuerten Phasenumwandlungen durch die JMAK-Gleichungen nicht mehr direkt möglich. Der Zeit-Temperatur-Verlauf kann jedoch in einzelne Zeitschritte diskretisiert werden, in denen der Umwandlungsfortschritt jeweils isotherm berechnet und über alle Zeitschritte aufsummiert wird (vgl. Bild 11). Voraussetzung hierfür ist, dass

das Verhältnis zwischen Keimbildungs- und Wachstumsrate während der Phasenumwandlung konstant bleibt und ein sogenanntes isokinetisches Umwandlungsverhalten eintritt [66]. Die Umwandlungsrate ist in diesem Fall, wie von CHRISTIAN [85] beschrieben, nur vom bereits umgewandelten Phasenanteil und der momentanen Temperatur, nicht aber vom vorherigen Temperaturverlauf abhängig.

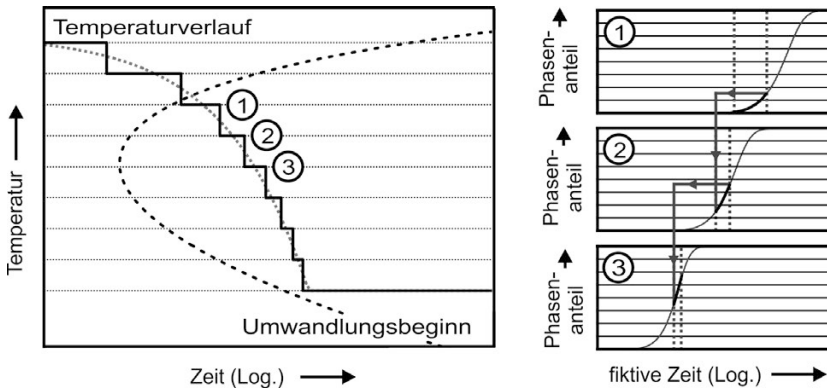


Bild 11: Schematische Umrechnung isothermer ZTU-Diagramme auf kontinuierliche Temperaturführungen

Zu Beginn jedes Zeitschrittes kann, so wie von DENIS ET AL. [86] beschrieben, nach Gleichung (9) eine fiktive Zeit t_v bestimmt werden, nach der der momentane Phasenanteil bei isothermer Temperaturführung umgewandelt worden wäre.

$$t_v = \frac{(-\ln(1 - p_\beta))^{1/n_a}}{K_a} \quad (9)$$

Indem diese fiktive Zeit t_v um die Dauer des Zeitschrittes Δt inkrementiert wird, kann wiederum der Phasenanteil zum Beginn des nächsten Zeitschrittes berechnet werden:

$$p_\beta(t + \Delta t) = 1 - \exp(-K_a(t_v + \Delta t)^{n_a}) \quad (10)$$

DENIS ET AL. [87] teilen die Umwandlung zusätzlich in die Inkubationszeit und die eigentliche Phasenumwandlung auf. Sobald die Summe der prozentualen Inkubationszeiten der Diskretisierungsschritte 100% erreicht, wird der umgewandelte Phasenanteil über die JMAK-Gleichung berechnet. Ein weiterer, in der Simulationssoftware SYWELD verwendeter Ansatz, ist die direkte Berechnung der Umwandlungsrate durch die von der JMAK-Gleichung abgeleitete autonome JMAK-Differential-

gleichung (11) bzw. für den Sonderfall $n=1$ durch die autonome LEBLOND-DEVAUX-Differentialgleichung (12) [88].

$$\dot{p}_\beta(t) = (1 - p_\beta(t)) \frac{n_a}{\tau_a} \left(-\ln(1 - p_\beta(t)) \right)^{1-(1/n_a)} \quad (11)$$

$$\dot{p}_\beta(t) = \frac{1 - p_\beta(t)}{\tau_l} \quad (12)$$

Obwohl die bereits in diesem Abschnitt beschriebenen Vorgehensweisen z.B. von GÜR und TEKKAYA [89] erfolgreich für Wärmebehandlungssimulationen und von LEE ET AL. [90] für Schweißsimulationen eingesetzt werden, wird die Inkubations- und Umwandlungszeit bei Berechnungen anderer Autoren stark überschätzt [91] bzw. unterschätzt [71]. Wie ZHU und LOWE zeigen, ist die Additivitätsregel nicht für alle Werkstoffe uneingeschränkt gültig und führt vor allem bei der Berechnung der Inkubationszeit zu Abweichungen [92]. HAWBOLT ET AL. kommen bei Untersuchungen eines eutektoiden Stahles zu dem Ergebnis, dass das Verhältnis von Keimbildungs- und Wachstumsrate während der perlitischen Phasenumwandlung nicht konstant ist und die Additivitätsregel deshalb bei diesem Werkstoff nur für Umwandlungszeit, nicht jedoch für die Inkubationszeit gültig ist [91]. In einer weiterführenden Untersuchung von KUBAN ET AL. wird dies durch das Konzept der „Effective Site Saturation“ (engl.: effektiven Sättigung mit Umwandlungskeimen) erklärt [93]. Der Umwandlungsfortschritt ist nach diesem Konzept hauptsächlich vom Wachstum früh entstehender Keimstellen abhängig, wodurch eine Änderung der Keimbildungsrate keinen signifikanten Einfluss auf die spätere Umwandlungsrate hat.

RETI und FELDE schlagen eine nichtlineare temperatur- und/oder abkühlratenabhängige Erweiterung der Additivitätsregel vor [94]. In SYSWELD wird dies durch eine abkühlratenabhängige Korrekturfunktion $h(\dot{T})$ der JMAK-Differentialgleichung umgesetzt:

$$\dot{p}_\beta(t) = (1 - p_\beta(t)) \frac{n_a}{\tau_a} \left(-\ln(1 - p_\beta(t)) \right)^{1-(1/n_a)} h(\dot{T}) \quad (13)$$

Für eine Übersicht über weitere Modelle zur Berechnung der Phasenumwandlung sei auf HILDEBRAND ET AL. [95] und BÖHM ET AL. [96] verwiesen. Eine Bewertung verschiedener Modelle für die perlitische und martensitische Umwandlung des Stahles 100Cr6 ist von WOLFF ET AL. in [97] und [98] gegeben.

2.3 Modellierung und Berechnung von Phasenumwandlungen in Stählen

Die experimentelle Ermittlung des Umwandlungsverhaltens eines Werkstoffes unter Berücksichtigung aller Prozessrandbedingungen, wie Chargenschwankungen und Austenitisierungsbedingungen z.B. für Variantensimulationen zur Ermittlung eines Prozessfensters, ist aufgrund des enormen Zeit- und Kostenaufwandes meist nicht zielführend. Die zur Verfügung stehenden Messwerte aus Literaturdaten und eigenen Untersuchungen können jedoch zwischen den Messwerten interpoliert und über diese hinaus extrapoliert werden. Hierfür müssen die experimentellen Messwerte durch Modelle abgebildet werden, die den Einfluss der Legierungselemente möglichst genau abbilden. Eine Übersicht über einige zu berücksichtigende Veränderungen der ZTU-Diagramme durch Legierungselemente ist in Bild 12 dargestellt.

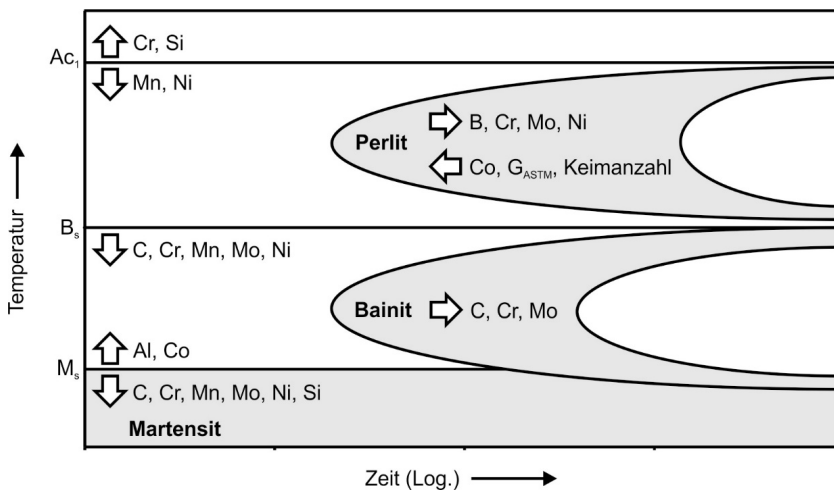


Bild 12: Einflussfaktoren auf die Phasenumwandlung (nach [99])

Nach ASHBY [100] kann zwischen empirischen Modellen, die vorhandene Messwerte durch das Fitten einer beliebigen mathematischen Funktion abbilden, und physikalischen Modellen, die auf physikalischen und chemischen Prinzipien beruhen, unterschieden werden. Während empirische Modelle nur für die Interpolation geeignet sind, erlauben physikalische Modelle auch die Extrapolation über die Messwerte hinaus. Ist aufgrund der Komplexität des zu beschreibenden Prozesses eine vollständig physikalische Modellierung nicht möglich, so muss auf ein physikalisch-empirisches oder semiempirisches Modell zurückgegriffen werden [101], das nur einige Aspekte des Prozesses durch physikalische

Prinzipien beschreibt. Im Folgenden wird auf einige grundlegende Modelle zur Berechnung von ZTU-Schaubildern eingegangen. Die Übergänge zwischen empirischen, semiempirischen und physikalischen Modellen sind hierbei fließend, weshalb die folgende Einteilung nur als Vorschlag angesehen werden kann.

2.3.1 Empirische Berechnungsmodelle

Die Berechnung von Umwandlungsvorgängen durch empirische, „aus der Erfahrung gewonnene“ Modelle beruht auf der Erkenntnis, dass auch Stähle sehr unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung ZTU-Diagramme mit ähnlichen charakteristischen Formen und Positionen der Umwandlungsbereiche besitzen [31]. Die Substitutionsatome bzw. interstitiellen Atome der Legierungselemente müssen folglich in einem gewissen Bereich vergleichbare und somit auch durch eine gewichtete Funktion beschreibbare Einflüsse auf die Lage der Umwandlungsbereiche in Ferrit, Perlit, Bainit und Martensit haben. Nach PETER können die isothermen ZTU-Diagramme von Stählen in Abhängigkeit der prozentualen Legierungselementkonzentration auf neun grundlegende Formen aufgeteilt werden [102] (vgl. Bild 13). Die relative Temperaturlage der perlitischen, bainitischen und martensitischen Umwandlungsbereiche werden auf die Konzentration des interstitiellen Kohlenstoffs zurückgeführt, wohingegen die Einteilung des Übergangsbereichs zwischen Perlit und Bainit durch den Einfluss von Substitutionsatomen nach Gleichung (14) bestimmt wird.

$$L = Mn + Cr + Mo + V + 0,3 (Ni + W + Si) \quad (14)$$

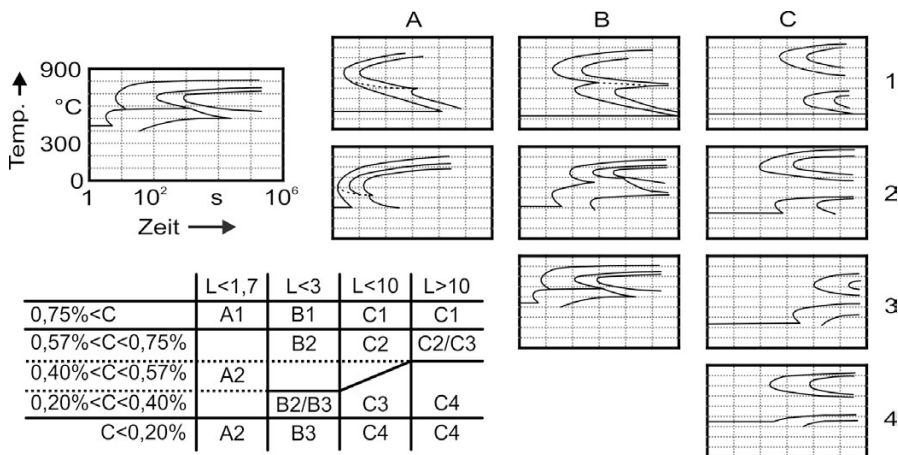


Bild 13: Einteilung von ZTU-Diagrammen in charakteristische Formen (nach [102])

Die qualitative Einteilung der Temperaturbereiche basiert auf der Auswertung und Vereinfachung von quantitativen Berechnungsformeln für die charakteristischen Starttemperaturen der Umwandlungsbereiche, die durch Regressionsrechnung an vielen Umwandlungsschaubildern ermittelt wurden. Diese Regressionsformeln sind in der Literatur in großer Zahl vorhanden und ermöglichen die Berechnung der Temperaturen, ab denen das jeweilige Gefüge gebildet werden kann. Sie beruhen auf der in Gleichung (15) beschriebenen Verschiebung der Umwandlungsstart- und Endtemperatur durch den gewichteten Einfluss einzelner Legierungselemente.

$$Ac_x = T_0 + a \cdot \text{Gew. \% Element A} + b \cdot \text{Gew. \% Element B} + \dots \quad (15)$$

Einfache Ansätze z.B. von PAYSON und SAVAGE [103] basieren durch die geringe Zahl von 17 ausgewerteten Datensätzen auf einem rein linearen Zusammenhang zwischen den Legierungselementen und der Martensitstarttemperatur:

$$M_s(^{\circ}F) = 930 - 570 C - 60 Mn - 50 Cr - 30 Ni - 20 Si - 20 Mo - 20 W \quad (16)$$

Ähnliche Formeln existieren auch für die Bainitstarttemperatur und die Temperatur der vollständigen bainitischen und martensitischen Umwandlung von STEVEN und HAYNES [104] sowie die Ac_3 - und Ac_1 -Temperaturen von GRANGE [105]:

$$B_s(^{\circ}C) = 830,0 - 270,0 C - 90,0 Mn - 37,0 Ni - 70,0 Cr - 83,0 Mo \quad (17)$$

$$B_f(^{\circ}C) = B_s - 120^{\circ}C \quad (18)$$

$$M_f(^{\circ}C) = M_s - 215^{\circ}C \quad (19)$$

$$Ac_3(^{\circ}F) = 1570 - 323 C - 25 Mn + 80 Si - 3 Cr - 32 Ni \quad (20)$$

$$Ac_1(^{\circ}F) = 1333 - 25 Mn + 40 Si + 42 Cr - 26 Ni \quad (21)$$

Durch die steigende Anzahl der zur Verfügung stehenden Umwandlungsdiagramme (vgl. Tabelle 2) konnten die Formeln durch nichtlineare Einflüsse des Kohlenstoffs und die gegenseitige Beeinflussung verschiedener Legierungselemente bei ANDREWS [106] erweitert werden.

$$Ac_3(^{\circ}C) = 910 - 203 \sqrt{C} - 15,2 Ni + 44,7 Si + 104 V + 31,5 Mo + 13,1 W (-30 Mn - 11 Cr - 20 Cu + 700 P + 400 Al + 120 As + 400 Ti) \quad (22)$$

$$Ac_1(^{\circ}C) = 723 - 10,7 Mn - 16,9 Ni + 29,1 Si + 16,9 Cr + 290 As + 6,38 W \quad (23)$$

$$M_s(^{\circ}C) = 512,0 - 453,0 C - 16,9 Ni + 15 Cr - 9,5 Mo + 217 C^2 - 71,5 C Mn - 67,6 C Cr \quad (24)$$

Die Aufspaltung der Ac_1 -Linie bei höher legierten Stählen in eine Ac_{1s} - und Ac_{1f} -Linie wird von PAWŁOWSKI [107] durch die Anpassung von Gleichungen nach GRANGE [105], ANDREWS [106], ELDIS [108], HOUGARDY [109] und TRZASKA und DOBRZANSKI [110] untersucht. Die beste Korrelation mit den Datensätzen wird durch die Anpassung der Gleichung nach TRZASKA [110] erreicht:

$$Ac_{1f}(^{\circ}C) = 752,7 - 11,2 C - 3,2 Mn + 33,2 Si + 25,9 Cr - 13,4 Ni - 36,8 Mo - 9,9 V + 39,9 Cu \quad (25)$$

Tabelle 2: Gültigkeitsbereiche der empirischen Formeln zur Berechnung von Umwandlungstemperaturen und -zeiten (nach [104] [105] [106] [107] [110])

	Legierungsgehalt in Gew.%			
	C	Mn	Ni	Cr
Steven & Haynes (1956) 65 Datensätze	C<0,55	Mn<1,70	Ni<5,00	Cr<3,50
	Mo<1,00	---	---	---
Grange (1961) 19 Datensätze	0,35<C<0,63	0,37<Mn<1,85	0,15<Si<0,30	Ni<3,41
	Cr<0,93	Mo<0,23	---	---
Andrews (1965) 196 Datensätze	C<0,59	Mn<1,98	Ni<5,00	Si<1,78
	Cr<4,48	V<0,70	Mo<1,05	W<4,10
Pawlowski (2011) 89 Datensätze	C<0,75	Mn<2,94	Si<1,21	Cr<2,04
	Ni<2,52	Mo<0,68	V<0,77	Cu<0,25
Trzaska und Dobrzanski (2007) 300 Datensätze	0,20<C<0,50	Si<1,00	Mn<2,00	Ni<4,00
	Cr<3,00	Mo<1,00	V<0,20	---

Weitere Formeln existieren u. a. von BODNAR [111], CAPDEVILA [112], GRANGE und STEWART [113], KASATKIN ET AL. [114]; KIRKALDY [115], KUNG und RAYMENT [116], KUNITAKE und OKADA [117], LEE [118], LEE und LEE [119] und [120], LI [121], LORENZ [101], MINTZ [122], NEHRENBURG [123], TAKADA [124], YANG [47] und ZHAO [125], die teilweise auf einen Vergleich älterer Modelle zurückgreifen und diese anpassen bzw. um den Einfluss zusätzlicher Legierungselemente erweitern [116].

Die Abschätzung der Zeit bis zum Einsetzen der diffusionsgesteuerten Umwandlungen kann im Fall kontinuierlicher Umwandlungsschaubilder anhand des Konzepts der kritischen Abkühlgeschwindigkeit erfolgen. Nach BLONDEAU ET AL. [126] und MAYNIER ET AL. [127] kann die Abschätzung der minimalen Abkühlgeschwindigkeit V_f bei 700 °C für die Unterdrückung der ferritisch-perlitischen Umwandlung und V_b für die Unterdrückung der bainitische Umwandlung nach Formel (26) und (27) erfolgen. TRZASKA und DOBRZANSKI [110] schlagen ähnliche Formeln für die Berechnung der Zeit bis zum Einsetzen der Phasenumwandlung vor.

$$\log V_f(K/s) = 10,17 - (3,8 C + 1,07 Mn + 0,70 Ni + 0,57 Cr + 1,58 Mo + 0,0032 P_A) \quad (26)$$

$$\log V_b(K/s) = 9,81 - (4,26 C + 1,05 Mn + 0,54 Ni + 0,5 Cr + 0,66 Mo + 0,00183 P_A) \quad (27)$$

$$P_A = \left(\frac{1}{T} - \frac{(\ln 10) R}{Q} \log \frac{t}{t_0} \right)^{-1} \quad (28)$$

Für die temperaturabhängige Entwicklung des Phasenanteils p_M der diffusionslosen martensitischen Umwandlung haben LEE und LEE [119] und [120] die von der chemischen Zusammensetzung und ASTM-Korngröße G des Austenits abhängigen Formeln (29)-(33) an 37 niedrig legierten Stählen erarbeitet:

$$\frac{dp_m}{dT} = K_l p_m^{a_l} (1 - p_m)^{b_l} \quad (29)$$

$$K_l = \frac{G_{ASTM}^{0,240} (M_s - T)^{0,191}}{9,017 + 62,88 C + 9,27 Ni - 1,08 Cr + 25,76 Mo} \quad (30)$$

$$\begin{aligned}
M_s(^{\circ}C) = & 402 - 797 C + 14,4 Mn + 15,3 Si - 31,1 Ni \\
& + 345,6 Cr + 434,6 Mo \\
& + (59,6 C + 3,8 Ni - 41 Cr \\
& - 53,8 Mo) G_{ASTM}
\end{aligned} \tag{31}$$

$$a_L = 0,42 - 0,246 C + 0,359 C^2 \tag{32}$$

$$b_L = 1,320 + 1,576 C + 1,933 C^2 \tag{33}$$

Wird ein komplexer nichtlinearer Zusammenhang zwischen den Legierungselementen und den Umwandlungsbereichen vermutet, so ist die Beschreibung durch Regressionsfunktionen nicht mehr zielführend. Künstliche neuronale Netze ermöglichen in diesem Fall eine Vorhersage des Umwandlungsverhaltens ohne explizite Vorgabe der Zusammenhänge zwischen Eingangs- und Ausgangsdaten. Sie benötigen jedoch eine große, von den unabhängigen Einflussgrößen n abhängige Anzahl von 2^n bis 3^n Datensätzen zum Training [128]. Für die Berechnung der Härte von Stirnabschreckproben werden von VERMEULEN beispielsweise mindestens 800 Datensätze benötigt [129]. CAPDEVILA ET AL. [130] verwenden die Datensätze von 170 Stählen, um ein neuronales Netzwerk zur Bestimmung der M_s -Temperatur zu trainieren. Weitere 150 Datensätze wurden für die Evaluierung verwendet. Die erreichte Vorhersagegenauigkeit für weitere Datensätze ist jedoch aufgrund von Fehlern in den zum Training verwendeten Daten gering [131]. Durch die von SOURMAIL und GARCIA-MATEO durchgeführte Überarbeitung und Erweiterung der Datensätze auf über 1.000 Trainingsdaten und 124 Testdaten konnte eine Standardabweichung zwischen der gemessenen und berechneten M_s -Temperatur von ± 24 K erreicht werden [131]. DOBRANSKI und TRZASKA [132] verwenden die kontinuierlichen ZTU-Diagramme von 400 Stählen, um ein neuronales Netzwerk zur Bestimmung der Ac_3 -, Ac_1 -, B_s - und M_s -Temperaturen sowie der kürzesten Zeit bis zum Einsetzen einer ferritischen, perlitischen und bainitischen Umwandlung zu trainieren. Die erreichten Vorhersagegenauigkeiten der neuronalen Netze übertreffen die älterer Regressionsformeln [132].

2.3.2 **Semiempirische Berechnungsmodelle**

Ein weit verbreiteter semiempirischer Ansatz ist die thermodynamische Berechnung von Phasendiagrammen unter Verwendung von experimentellen Datenbanken zur freien Enthalpie. Im einfachsten Fall wird zunächst ein Zweiphasenzustandsdiagramm im thermodynamischen Gleichgewicht untersucht. Da ein System stets den Zustand der niedrigsten freien Enthalpie (auch Gibbs-Energie genannt) anstrebt, kann der Gleichgewichtszustand zwischen den Phasen bei bekannter Zusammensetzung, Temperatur und bekanntem Druck durch die Minimierung der freien Enthalpie berechnet werden [133]. Diese unter der Abkürzung Calphad [134] (engl.: Calculation of phase diagrams) bekannte Methode ist beispielsweise in den Berechnungsprogrammen SOLGASMIX [135], Thermo-Calc [136], FactStage [137] und MTDATA [138] umgesetzt und erlaubt die direkte Berechnung von Mehrphasenzustandsdiagrammen und der A_{c3} - und A_{c1} -Temperaturen einer Vielzahl von Legierungen. Aus der Differenz der freien Enthalpie zwischen Austenit und Ferrit bei schneller Abkühlung kann auch die temperaturabhängige thermodynamische Triebkraft für die Phasenumwandlung in Martensit berechnet werden [139]. Aufbauend auf der Datenbasis von Thermo-Calc haben GOSH und OLSEN [140] die Datenbank kMart (engl.: kinetics of Martensitic Transformation) zur Berechnung der Martensitstarttemperatur M_s erstellt und erreichen eine Genauigkeit von ± 40 K.

Für die Ermittlung von isothermen ZTU-Diagrammen hat KIRKALDY 1978 [141] erstmals ein Modell vorgeschlagen, das die Berechnung der Lage und Form des Umwandlungsbereiches der Phasenumwandlungen mit Diffusionsbeteiligung ermöglicht. Durch eine Erweiterung des Modells mit angepassten Gewichtungen der Legierungselemente durch KIRKALDY und VENUGOPALAN [115] und des Korngrößeneinflusses [142] durch KIRKALDY ist die getrennte Analyse der Phasenumwandlungen in Ferrit, Perlit und Bainit sowie die Berechnung des Umwandlungsfortschrittes möglich. Das Modell verknüpft die Umwandlungsgeschwindigkeit mit der temperaturabhängigen Anzahl der Keimstellen an den Korngrenzen und der Diffusionsgeschwindigkeit der Legierungselemente. Die Zeit τ , die für die Umwandlung eines definierten Volumenanteils x bei isothermer Haltetemperatur T benötigt wird, kann am Beispiel des erweiterten Modells durch Gleichung (34) in Abhängigkeit der Volumenanteile der Legierungselemente und der Austenitkorngröße N nach ASTM bestimmt werden.

$$\tau(p, T) = \frac{1}{\alpha(G_{ASTM}) \Delta T^q D} \int_0^p \frac{1}{p^{2(1-p)/3} (1-p)^{2p/3}} dp \quad (34)$$

Die Unterkühlung des Austenits unter die Ac_3 - und Ac_1 -Temperaturen wird thermodynamisch berechnet. Die B_s -Temperatur wird durch eine eigene empirische Formel ermittelt, wohingegen für die M_s -Temperatur auf die Formel von STEVEN und HAYNES [104] zurückgegriffen wird. Die Faktoren für den Einfluss der Korngröße und der Legierungselemente, sowie die Aktivierungsenergie, beruhen auf Regressionsanalysen. Für die einzelnen Phasen Ferrit, Perlit und Bainit werden folgende Gewichtungen angegeben:

$$\tau_f = \frac{60 Mn + 2 Ni + 68 Cr + 244 Mo}{6 \cdot 2^{G_{ASTM}/8} \Delta T^3 \exp\left(\frac{-23.500}{RT}\right)} I \quad (35)$$

$$\tau_p = \frac{1,8 + 5,4 (Cr + Mo + 4 Mo Ni)}{6 \cdot 2^{G_{ASTM}/8} \Delta T^3 D} I \quad (36)$$

$$\text{mit: } \frac{1}{D} = \frac{1}{\exp\left(\frac{-27.500}{RT}\right)} + \frac{0,5 Mo}{\exp\left(\frac{-37.000}{RT}\right)} \quad (37)$$

$$\tau_b = \frac{(2,3 + 10 C + 4 Cr + 19 Mo) 10^{-4}}{6 \cdot 2^{G_{ASTM}/8} \Delta T^2 \exp\left(\frac{-27.500}{RT}\right)} I^* \quad (38)$$

Um die träge Umwandlungskinetik zum Ende der Bainitumwandlung genauer zu beschreiben, wird der Integralteil der Gleichung durch die Funktion (39) angepasst.

$$I^* = \int_0^p \frac{\exp(p^2(1,9 C + 2,5 Mn + 0,9 Ni + 1,7 Cr + 4 Mo - 2,6))}{p^{2(1-p)/3} (1-p)^{2p/3}} dp \quad (39)$$

Für das KIRKALDY-Modell existieren mehrere Modifikationen und Erweiterungen. Das von LI ET AL. vorgeschlagene Modell besitzt einen vergleichbaren Aufbau, geht jedoch von einem exponentiellen Einfluss der Legierungselemente und abweichenden Faktoren für den Korngrößeneinfluss, die Keimbildung und Aktivierungsenergie aus [121]. Die Erweiterung um den Einfluss des Legierungselements Bor durch AKERSTRÖM ermöglicht den Einsatz für die Simulation von Bor-Manganstählen für Presshärteprozesse [143]. Dieses Modell wird wiederum

von HIPPCHEN aufgegriffen und für den indirekten Presshärteprozess weiterentwickelt [144]. Eine umfangreichere Erweiterung des Modells wird auch für die Berechnung von Phasenumwandlungen im kommerziellen Berechnungsprogramm JMatPro verwendet [145].

BHADESHIA geht in seinem Modell hingegen davon aus, dass die Inkubationszeit bis zum Umwandlungsbeginn primär von der Keimbildungsrate abhängt [146]. Nach RUSSEL kann diese Inkubationszeit τ_s mit der absoluten Temperatur T , einem effektiven Diffusionskoeffizienten D und der Änderung der freien Enthalpie ΔF_m bei der Phasenumwandlung nach dem in Gleichung (40) gezeigten Zusammenhang berechnet werden [147]. Der Exponent p beträgt hierbei 2 für kohärente Keimbildung und 3 für inkohärente Keimbildung. Aus Gleichung (40) leitet BHADESHIA Gleichung (41) ab, in der für die Variablen Q , C_b , p_b und z_b für Ferrit und Bainit die in Tabelle 3 angegebenen Werte ermittelt wurden. Die Inkubationszeit ist bei isothermer Temperatur T somit nur noch von der Änderung der freien Enthalpie ΔF_m abhängig. Diese kann für die jeweilige Legierungszusammensetzung thermodynamisch berechnet werden.

$$\tau_s \propto \frac{T}{(\Delta G_m^v)^{p_b} D} \tag{40}$$

$$\ln \left(\frac{\tau (\Delta G_m)^{p_b}}{T^{z_b}} \right) = \frac{Q}{RT} + C_b \tag{41}$$

Tabelle 3: Konstanten und Koeffizienten für die Umwandlungsberechnung (nach [146])

Umwandlungsmechanismus	Aktivierungsenergie Q	Konstante C_b	Exponent p_b	Konstante z_b	Korrelationskoeffizient
Scherung	0,2432	0,01350	5	20	0,97428
Diffusion	0,6031	0,01905	4	20	0,91165

Bei einem Vergleich der semiempirischen Simulationsmodelle von KIRKALDY und BHADESHIA erzielt ersteres bei niedrig legierten Stählen, zweites hingegen bei höher legierten Stählen bessere Übereinstimmungen mit Literaturdaten [148]. Durch die empirische Anpassung und Erweiterung der Fittingparameter an ZTU-Schaubildern weiterer Werkstoffe kann die Übereinstimmung beider Modelle für diese Werkstoffe erhöht werden [148]. Durch diese Betonung des empirischen Teils der Modelle wird die Fähigkeit zur Extrapolation jedoch unter Umständen weiter eingeschränkt.

2.3.3 Physikalische Berechnungsmodelle

Unter der Voraussetzung, dass sowohl die physikalischen und chemischen Mechanismen der Phasenumwandlung als auch die exakten Randbedingungen wie die Verteilung von Legierungselementen, Gitterbaufehlern und Eigenspannungen bekannt sind, können beliebige Wärmebehandlungsprozesse durch physikalische Modelle exakt berechnet werden. Da die genauen Bildungsmechanismen der metallurgischen Phasen jedoch noch nicht abschließend geklärt sind und der exakte Ausgangszustand des Gefüges messtechnisch nur schwer zu bestimmen ist, ist eine solche Herangehensweise noch nicht möglich. Im Folgenden sollen dennoch einige interessante mikroskopische, mesoskopische und makroskopische Ansätze zusammengefasst werden, die erste Schritte zu einem physikalischen Modell aufzeigen.

Auf einer makroskopischen Ebene kann dies durch die Erweiterung des JMAK-Modells durch die unabhängige Beschreibung verschiedener Mechanismen der Keimbildung, des Keimwachstums und des Zusammenstoßens der Körner geschehen. LIU ET AL. haben hierfür ein analytisches Modell aufgestellt, das eine Kombination verschiedener Umwandlungsteilmechanismen für Keimbildung und Wachstum erlaubt [149].

Auf mesoskopischer Ebene wird von SONG ET AL. eine Phasenfeldsimulation zur Modellierung der Kohlenstoffdiffusion als kontrollierender Parameter der bainitischen Umwandlung eines Wälzlagerstahles verwendet [150]. Die Phasenfeldsimulation basiert auf der Simulationssoftware MICRESS und behandelt neben der Phasenumwandlung und Kohlenstoffdiffusion auch die Karbidausscheidung aus dem bainitischen Ferrit. Bei einer Auflösung der Simulation von 2 nm werden gute Übereinstimmungen mit transmissionselektronenmikroskopischen und atomsondenanalytischen Untersuchungen erzielt [151].

Auf mikroskopischer Ebene kann das Keimwachstum bei diffusionsloser austenitisch-ferritischer Phasenumwandlung in reinem Eisen durch eine kinetische Monte-Carlo-Simulation abgebildet werden [152]. Um trotz der Berücksichtigung der einzelnen Atome eine vertretbare Rechenzeit zu gewährleisten, werden den Atomen diskrete Positionen auf den unterschiedlichen Kristallgittern der beteiligten Phasen vorgegeben, zwischen denen die Atome an den Phasengrenzen stochastisch springen [153].

2.4 Die Wärmebehandlung von Wälzlagerstählen

Die Wärmebehandlung beschreibt eine Folge von Prozessschritten, in deren Verlauf das Gefüge und somit die Eigenschaften eines Werkstückes bzw. einzelner Werkstückbereiche durch einen definierten Zeit-Temperatur-Verlauf an die jeweiligen Erfordernisse einzelner Bearbeitungsschritte sowie des finalen Gebrauchs angepasst werden [29]. Der Wärmebehandlungsprozess nutzt dazu das in Abschnitt 2.1 beschriebene temperaturabhängige Lösungsverhalten der Legierungsatome sowie die Phasenumwandlungen des Stahles zur Erzeugung eines Gefüges mit geeigneten physikalischen und mechanischen Eigenschaften aus. Bei der Fertigung von Wälzlagerkomponenten können so, z.B. durch das Weichglühen, eine für die spanende Bearbeitung des Halbzeuges optimierte geringe Härte und Festigkeit bei gleichzeitig hoher Verformbarkeit sowie durch Härten bzw. Vergüten für die späteren Gebrauchseigenschaften des Wälzlagers hohe Festigkeit und Oberflächenhärte erzeugt werden.

2.4.1 Die Legierungszusammensetzungen der Wälzlagerstähle

Am häufigsten werden für Wälzlager durchhärtende Chromstähle, insbesondere der Stahl 1.3505 (100Cr6) bzw. seine internationalen Abwandlungen wie z.B. 52100, EN31, SUJ-2 und GCr15 mit einem Kohlenstoffgehalt von ca. 1 Gew.% und einen Chromgehalt von ca. 1,5 Gew.% eingesetzt [154]. Bei größeren Lagerkomponenten wird der Gehalt der Legierungselemente Cr, Mn, Mo und Si gegebenenfalls erhöht, um auch bei langsamer Abkühlung im Kern eine ausreichende Härte zu gewährleisten. Die Legierungselemente haben nach BESWICK die folgenden Bedeutungen für die Verarbeitungs- und Gebrauchseigenschaften der Wälzlagerstähle [155]:

Kohlenstoff:

- Steigert die Härte des bainitischen und martensitischen Gefüges
- Verlangsam das Wachstum der Austenitkörner durch ungelöste Karbide
- Erleichtert das GKZ-Glühen durch die Erhöhung der Keimstellen
- Verringert die M_s -Temperatur stark

Chrom:

- Verringert die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffes im Austenit

- Führt zu feinlamellarerem Perlit und erleichtert das Einformen der Karbide
- Verlangsamt die Karbidauflösung
- Verlangsamt die Phasenumwandlung des Perlits und oberen Bainits

Molybdän:

- Verlangsamt die Phasenumwandlung des Perlits und oberen Bainits

Mangan:

- Verhindert die Bildung von spröden Eisensulfiden
- Kann zu größeren Karbiden im GKZ-geglühten Gefüge führen
- Verlangsamt die Phasenumwandlung des unteren Bainits

Tabelle 4: ISO 683-17:1999(E) (nach [156])

Bezeichnung	Gew.%	C	Si	Mn	Cr	Mo	weitere
100Cr6	Min.	0,93	0,15	0,25	1,35	-	P < 0,025 S < 0,015 Al < 0,050 Cu < 0,300 O < 0,0015
	Max.	1,05	0,35	0,45	1,60	0,10	
100CrMnSi4-4	Min.	0,93	0,45	0,90	0,90	-	
	Max.	1,05	0,75	1,20	1,20	0,10	
100CrMnSi6-4	Min.	0,93	0,45	1,00	1,40	-	
	Max.	1,05	0,75	1,20	1,65	0,10	
100CrMnSi6-6	Min.	0,93	0,45	1,40	1,40	-	
	Max.	1,05	0,75	1,70	1,65	0,10	
100CrMo7	Min.	0,93	0,15	0,25	1,65	0,15	
	Max.	1,05	0,35	0,45	1,95	0,30	
100CrMo7-3	Min.	0,93	0,15	0,60	1,65	0,20	
	Max.	1,05	0,35	0,80	1,95	0,35	
100CrMo7-4	Min.	0,93	0,15	0,60	1,65	0,40	
	Max.	1,05	0,35	0,80	1,95	0,50	
100CrMnMoSi8-4-6	Min.	0,93	0,40	0,80	1,80	0,50	
	Max.	1,05	0,60	1,10	2,05	0,60	

Silizium:

- Bindet Sauerstoff und verringert die Zahl nichtmetallischer Oxideinschlüsse
- Verringert die Bearbeitbarkeit und Kaltumformbarkeit
- Verlangsamt die Phasenumwandlung des unteren Bainits stark

Neben den durchhärtenden Stählen können auch induktionshärtende Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,4 Gew.% - 0,7 Gew.% sowie einsatzhärtende Stähle verwendet werden, deren geringerer Kohlenstoffgehalt von 0,1 Gew.% - 0,2 Gew.% für die nötige Härte in der Randschicht lokal durch einen Aufkohlungsprozess gesteigert wird. Vereinzelt werden auch Edelmehle für den Einsatz in korrosiven Umgebungen sowie sekundärhärtende Stähle für Hochtemperaturanwendungen genutzt. Eine Auswahl wichtiger durchhärtender Wälzlagerstähle sowie deren chemischer Zusammensetzung ist in Tabelle 4 gegeben. Für weitere Stähle sei auf ISO 683-17 [156] verwiesen.

2.4.2 Wärmebehandlungsablauf übereutektoider Wälzlagerstähle

Aufgrund der besonderen wirtschaftlichen Bedeutung der durchhärtenden Wälzlagerstähle [157] wird im Folgenden auf den Wärmebehandlungsprozess übereutektoider Stähle eingegangen. Als Ausgangsmaterial dienen hierfür meist gewalzte Halbzeuge wie Rohre oder Stangen, die gegebenenfalls durch Warmumformprozesse wie Schmieden und Ringwalzen vorgeformt werden. Das nach langsamer Abkühlung vorliegende perlitische Gefüge besteht aus ca. 15 Vol.% Zementit bzw. Karbiden, die lamellar in einer ferritischen Matrix verteilt sind. Für eine einfache Zerspanbarkeit zur Fertigung der Halbzeuge sowie für eine homogenere Verteilung der Legierungselemente vor dem Härten, werden diese Gefüge zunächst auf kugelige Karbide geglüht. Hierfür wird der Werkstoff für mehrere Stunden knapp oberhalb der A_{c1} -Temperatur gehalten oder für eine Verkürzung der Haltezeit um die A_{c1} -Temperatur gependelt. Die Karbidlamellen des Perlits formen sich dabei zu energetisch günstigeren kugelförmigen Karbiden ein, was wiederum die Festigkeit des Werkstoffes senkt und seine Duktilität erhöht. Die Verteilung der eingeförmten Karbide sowie die in ihnen gebundenen Legierungselemente haben einen großen Einfluss auf die nachfolgende Wärmebehandlung. Eine inhomogene Verteilung durch Karbidnetzwerke, Zeiligkeiten und große Karbide ist im Allgemeinen unerwünscht und führt zu einer Verschlechterung der Werkstoffeigenschaften [158]. Die Größe und Verteilung der Karbide ist

in Stahl-Eisen-Prüfblatt SEP 1520 [159] geregelt und kann anhand von Bildreihen eingestuft werden. In einem zweiten Wärmebehandlungsschritt werden die spanend bearbeiteten Bauteile gehärtet. Hierfür werden sie bei einer Temperatur zwischen der A_{c1} - und A_{cm} -Linie austenitisiert und anschließend wahlweise durch rasches Abschrecken in Wasser oder Öl auf Raumtemperatur martensitisch gehärtet und angelassen oder durch isothermes Halten im Salzbad auf einer Temperatur knapp oberhalb der M_s -Temperatur bainitisiert und ggf. angelassen. Die beispielhafte Zeit-Temperatur-Folge bei der Herstellung eines durchhärtenden Wälzlagers ist in Bild 14 gezeigt.

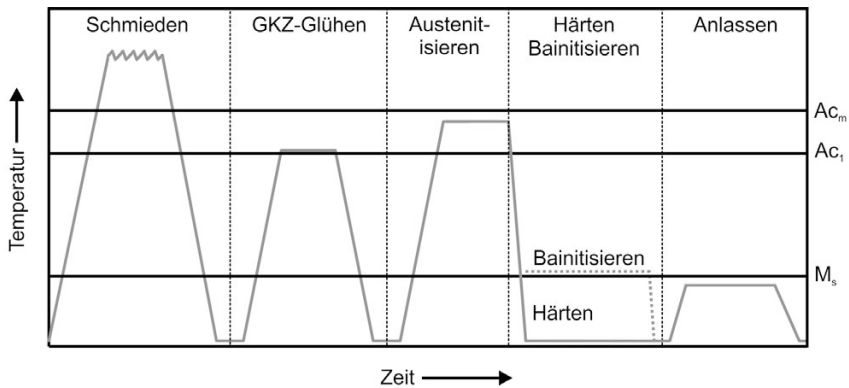


Bild 14: Schematische Temperaturführungen beim martensitischen Härten und Bainitisieren

2.4.3 Karbidauflösungskinetik bei der Austenitisierung der Wälzlagerstähle

Im Gegensatz zu niedriglegierten untereutektoiden Stählen werden die Karbide bei der Austenitisierung von Wälzlagern üblicherweise nicht vollständig im Austenit gelöst, sodass z.B. bei 100Cr6 nach 30 min. Austenitisierung bei 860 °C noch ca. 4 Vol.% an ungelösten Karbiden verbleiben [160]. Der zeitliche Verlauf der Karbidauflösung wird von EPP ET AL. [161] für den Werkstoff 100Cr6 durch Röntgenbeugungsanalyse untersucht. Die Messungen zeigen, dass die mit Thermo-Calc berechnete vollständige Karbidauflösung bei einer A_{cm} -Temperatur von 870 °C auch nach längerer Haltezeit von 42 min. bei 900 °C nicht erreicht wird [161]. ZHAO ET AL. [162] führen diese zunehmende Verlangsamung der Karbidauflösung auf die inhomogene Verteilung und Anreicherung des Chroms im Austenit zurück.

Eine vollständige Karbidauflösung durch eine Erhöhung der Austenitisierungstemperatur ist jedoch nicht gewünscht, da die Karbide zum einen das Wachstum der Austenitkörner verlangsamen [163], zum anderen die Verschleißbeständigkeit der gehärteten Lager erhöhen [164]. Dies hat zur Folge, dass die Konzentration des Kohlenstoffes und anderer Legierungselemente im Austenit von der chemischen Zusammensetzung des Gesamtwerkstoffes abweicht [165]. Beim anschließenden Härten verschieben sich die entsprechenden ZTU-Schaubilder durch die unvollständige Karbidauflösung zu kürzeren Zeiten und höheren Temperaturen. Der Zusammenhang zwischen den Austenitisierungsparametern und der bainitischen Phasenumwandlung wird von SOURMAIL und SMANIO [166] für eine Reihe durchhärtender Wälzlagerstähle untersucht. Der Kohlenstoffgehalt im Austenit wird dabei invers über semiempirische Formeln zur Berechnung der Martensitstarttemperatur ermittelt. Der Einfluss der Austenitisierungsbedingungen auf die martensitische Phasenumwandlung bei Kurzzeitwärmebehandlungen des Stahls 100Cr6 wird von HUNKEL experimentell und numerisch untersucht [167]. Der Chromgehalt, der in den Karbiden nach Messungen von STICKELS [168] im weichgeglühten Zustand des Werkstoffes 100Cr6 9 Gew.% beträgt, wird jedoch von beiden Autoren nicht berücksichtigt. Durch die Einbeziehung der Legierungselemente Chrom, Cobalt und Aluminium erzielt LUZIGNOVA [36] bei der Berechnung der bainitischen Umwandlung gute Übereinstimmungen mit experimentellen Werten. BESWICK [168] ermittelt bei Untersuchungen im weichgeglühten Zustand einen Chromgehalt von 7 Gew.% in den Karbiden, der während der Austenitisierung auf bis zu 12 Gew.% ansteigt. SONG [151] misst nach einer Austenitisierung von 5 min. bei 850 °C einen Chromgehalt der als $(\text{Fe, Cr})_3\text{C}$ identifizierten Karbide von 12 Gew.%. Neben der Anreicherung von Chrom wird auch ein höherer Anteil von Mangan in den GKZ-geglühten Karbiden festgestellt, wohingegen Silizium aus den Karbiden verdrängt wird [151]. Die Effekte von Chrom, Mangan und Silizium auf die Karbidauflösungskinetik werden von ZHANG ET AL. untersucht [170]. Nach thermodynamischen Berechnungen von KANG und RIVERA-DIAZ-DEL-CASTILLO [171] wird bei höherlegierten Wälzlagerstählen auch ein gewisser Prozentsatz von Molybdän in den Karbiden gebunden. Die Karbidauflösung wird beschleunigt. Quantitative Messungen der Legierungselementkonzentrationen in höherlegierten Wälzlagerstählen liegen jedoch noch nicht vor.

2.5 Numerische Simulation von Wärmebehandlungsprozessen

Die komplexe Interaktion thermischer, metallurgischer und mechanischer Phänomene macht die Prognose des Werkstoffverhaltens und der resultierenden Bauteileigenschaften bei Wärmebehandlungsprozessen außerordentlich schwierig. Während die Härbarkeit bei einfachen Geometrien wie Stirnabschreckproben noch durch empirische Methoden, z.B. von GRANGE [172], DOANE [173] sowie KIRKALDY und FELDMAN [174], abgeschätzt werden kann, wird für die Berechnung von Eigenspannungen und Verzug bei komplexeren Geometrien häufig auf numerische Verfahren zurückgegriffen. Durch die Diskretisierung des Bauteils in einzelne finite Elemente können die thermischen und mechanischen Feldprobleme soweit vereinfacht werden, dass sie durch die näherungsweise Lösung eines Systems von Differenzialgleichungen hinreichend genau beschrieben werden können [175].

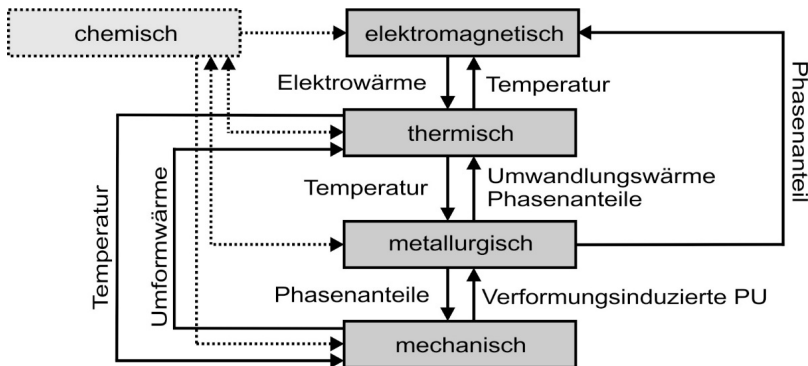


Bild 15: Verknüpfung der Feldprobleme in einer Wärmebehandlungssimulation (nach [176])

Wie in Bild 15 dargestellt, können die Feldprobleme dabei nicht unabhängig voneinander behandelt werden. Vielmehr muss die Interaktion untereinander durch die temperatur- und phasenabhängigen Werkstoffeigenschaften, die Umform- und Umwandlungswärme sowie die Umwandlungsplastizität berücksichtigt werden [176]. Je nach Art des Wärmebehandlungsprozesses muss neben der Kopplung der thermophysikalischen, thermometallurgischen und thermomechanischen Probleme auch die elektromagnetische Erwärmung der Bauteile sowie die Diffusion von Legierungselementen berücksichtigt werden. Diese Teilprobleme werden bei einer schwachen oder indirekten Kopplung sequentiell gelöst und dienen als Randbedingungen für die Simulationsschritte der verknüpften Phänomene. Bei einer starken Kopplung werden die Effekte hingegen

simultan in einem gemeinsamen Gleichungssystem gelöst [177]. Dies führt bei starken Wechselwirkungen der Teilprobleme untereinander zwar zu einer robusteren Konvergenz, jedoch auch zu einem höheren Rechenaufwand [178]. Eine gekoppelte thermometallurgische Simulation wird mittlerweile von kommerziellen FE-Simulationsprogrammen wie SYSWELD [179], LS-DYNA [180] und SIMUFACT [181] unterstützt.

2.6 Zusammenfassende Bewertung zum Stand der Technik und Forschung

Die Legierungsbildung und Wärmebehandlung von Wälzlagerstählen hat einen entscheidenden Einfluss auf die Fertigungs- und Gebrauchseigenschaften, weshalb sie in den vergangenen Jahrzehnten umfassend untersucht wurden. Für die grundlegenden Vorgänge der Wärmebehandlung auf mesoskopischer und mikroskopischer Ebene konnten von verschiedenen Autoren Modelle erstellt und experimentell validiert werden, sodass viele Aspekte der Umwandlungskinetik und der Eigenschaften der resultierenden Phasen bekannt sind. Lediglich einzelne Teilaspekte der Umwandlung, wie die Keimbildung und Karbidausscheidung bei der bainitischen Umwandlung, werden noch kontrovers diskutiert. Einen Überblick über die Grundlagen zum Verständnis dieser Vorgänge bietet Abschnitt 2.1.

Das Werkstoffverhalten kann bei der Wärmebehandlung durch ZTU- und ZTA-Diagramme dargestellt und wie in Abschnitt 2.2 beschrieben durch eine Reihe von kontinuierlichen und diskontinuierlichen Methoden ermittelt werden. Am häufigsten finden dabei das Dilatometerverfahren sowie die thermische Analyse Anwendung, da die zugrundeliegenden Kennwerte am einfachsten gemessen werden können. Zur elektronischen Archivierung des ermittelten Umwandlungsverhaltens eignen sich neben den ZTU-Diagrammen auch mathematische Modelle. Die grundlegenden JMAK- und KM-Umwandlungsmodelle wurden mehrfach angepasst bzw. erweitert, um die speziellen Umwandlungsverläufe einzelner Werkstoffe und Werkstoffgruppen genauer beschreiben zu können. Auch für die temperaturabhängige Beschreibung der isothermen Umwandlungskennwerte sowie zur Umrechnung von isothermen auf kontinuierliche Phasenumwandlungen, existiert keine einheitliche Herangehensweise. Vielmehr werden in der Literatur verschiedenste Modelle und Korrekturen vorgeschlagen und jeweils für eine kleine Anzahl von untersuchten Werkstoffen validiert.

ZTU-Diagramme und Modellparameter zur Beschreibung der Umwandlungsvorgänge sind bereits für eine Vielzahl von Werkstoffen verfügbar und können für die Auslegung und Simulation von Wärmebehandlungsvorgängen genutzt werden. Prozessrandbedingungen wie Änderungen der Austenitisierungsbedingungen, externe Kräfte und Umformungen haben jedoch einen entscheidenden Einfluss auf das Umwandlungsverhalten, weshalb die ZTU-Diagramme nur für die Randbedingungen der Messung gültig sind. Auch für höher legierte Wälzlagerwerkstoffe sowie insbesondere bei Abweichungen im Ausgangsgefüge und der mittleren Legierungszusammensetzung sind nur wenige Datensätze vorhanden. Zwar finden sich vereinzelt Untersuchungen zum Einfluss einiger dieser Effekte, aufgrund von Unterschieden im den untersuchten Werkstoffchargen, dem Versuchsaufbau und den Randbedingungen ist ein direkter Vergleich jedoch nicht möglich. Eine Übertragung der Erkenntnisse auf andere Werkstoffe und Randbedingungen ist aufgrund der Nichtlinearität und eventueller gegenseitiger Beeinflussung mehrerer Effekte auf einen begrenzten Legierungselement- und Prozessrandbereich beschränkt.

Eine vollständige experimentelle Ermittlung des Umwandlungsverhaltens bei verschiedenen Prozessrandbedingungen erfordert jedoch einen erheblichen Versuchsaufwand. Hierfür bieten sich die in Abschnitt 2.3 beschriebenen empirischen und physikalischen Berechnungsmodelle an, die nur die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes sowie teilweise die Korngröße des Gefüges als Eingangsdaten benötigen. Da vollständig physikalische Herangehensweisen noch nicht zur Verfügung stehen, müssen für die Berechnung des Umwandlungsverhaltens vereinfachende Annahmen getroffen und das semiempirische Modell anhand von Datensätzen kalibriert werden. Die Genauigkeit dieser Modelle ist deshalb stark von der Größe und Genauigkeit der Datenbasis abhängig, mit der sie kalibriert wurden, und erlaubt nur eine begrenzte Extrapolation auf andere Werkstoffe. Aufgrund der unzureichenden Datengrundlage für die Kalibrierung werden übereutektoide Stähle sowie Einflüsse von Prozessrandbedingungen in den bisherigen Berechnungsmodellen meist nicht berücksichtigt.

Insbesondere bei kohlenstoffreichen übereutektoiden Wälzlagerstählen erschwert die unvollständige Karbidauflösung bei den gängigen Austenitisierungsbedingungen die Berechnung der Phasenumwandlung. Die Karbide binden, wie in Abschnitt 2.4 beschrieben, einen Teil der Legierungselemente, wodurch die chemische Zusammensetzung des Austenits von der Zusammensetzung des Gesamtgefüges abweicht. Untersuchungen

der Karbidauflösung im Austenit wurden bereits anhand einiger über-eutektoider Wälzlagerstähle für die bainitischen und martensitischen Umwandlung durchgeführt. Andere Untersuchungen beschäftigen sich detailliert mit der direkten Messung und Simulation der Karbidauflösung, haben jedoch den Einfluss der Karbide auf die Lebensdauer der Wälzlager im Fokus.

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass noch keine Methode existiert, mit der die Phasenumwandlung von Wälzlagerstählen unter Berücksichtigung mehrerer Prozessrandbedingungen mit einem vertretbaren Aufwand ermittelt werden kann. Eine solche Methode muss einen Kompromiss zwischen der Genauigkeit experimenteller Untersuchungen und dem geringen Aufwand semiempirischer, auf der chemischen Zusammensetzung und Korngröße basierender, Berechnungsmodelle darstellen. Als zielführend erscheint hierfür ein modular aufgebautes semiempirisches Modell, das die Veränderung des Umwandlungsverhaltens, ausgehend von einer erweiterbaren experimentellen Versuchsdatenbasis, bestimmt und durch neue Erkenntnisse sukzessive angepasst werden kann.

3 Zielsetzung und Methodik

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, ein genaueres Verständnis der Einflussfaktoren auf die Phasenumwandlung von durchhärtenden Wälzlagerstählen zu generieren sowie eine Methodik zur vereinfachten Kennwertermittlung und exakten mathematischen Abbildung des Werkstoffverhaltens für den Einsatz in der FE-Simulation von Wärmebehandlungsprozessen zu erarbeiten. Das hierfür gewählte Vorgehen gliedert sich in die nachfolgend beschriebenen fünf Themenkomplexe:

- Erarbeitung einer einheitlichen und vergleichbaren Datenbasis zum Umwandlungsverhalten der wichtigsten durchhärtenden Wälzlagerstähle
- Quantitative Ermittlung aller relevanten Einflussgrößen auf die Phasenumwandlungen der Wälzlagerstähle
- Untersuchung und ggf. Anpassung von Modellen zur mathematischen Abbildung des Umwandlungsverhaltens für den Einsatz in FE-Berechnungsprogrammen
- Erarbeitung einer Handlungsempfehlung zur effizienten Charakterisierung neuer Wälzlagerstähle bzw. bereits charakterisierter Stähle bei abweichenden Prozessrandbedingungen
- Validierung des erarbeiteten Vorgehens an einem serienprozessnahen Wälzlagering

Durch die gewonnenen Erkenntnisse soll ein effizienteres Vorgehen bei der Simulation von Wärmebehandlungsvorgängen ermöglicht werden, da der zeitliche und finanzielle Aufwand für die Charakterisierung neuer Werkstoffchargen sowie bekannter Werkstoffe bei abweichenden Austenitisierungsbedingungen erheblich reduziert wird. Darüber hinaus soll die Güte der Simulationsergebnisse durch die exaktere Abbildung des Umwandlungsverhaltens entscheidend verbessert werden.

In einem ersten Schritt wird hierfür das Umwandlungsverhalten der industriell bedeutendsten durchhärtenden Wälzlagerstähle 100Cr6, 100CrMnSi6-4 und 100CrMo7-3 umfassend untersucht. Die ermittelte Datenbasis dient sowohl für den direkten Einsatz in der Wärmebehandlungssimulation, als auch als Referenz für die weiteren Untersuchungen der Einflussfaktoren auf die Phasenumwandlungen. Der Einfluss von Chargenschwankungen auf die kontinuierlichen und isothermen Umwandlungen wird am Beispiel des Referenzwerkstoffes 100Cr6 durch die Variation der chemischen Zusammensetzung innerhalb der Werkstoff-

toleranzen ermittelt. Durch die Analyse der höherlegierten Werkstoffe 100CrMnSi6-4 und 100CrMo7-3 wird der Einfluss der Legierungselemente Mangan und Silizium sowie Molybdän auf das Umwandlungsverhalten quantifiziert. Um eine Vergleichbarkeit der Versuchsergebnisse untereinander zu gewährleisten, werden die Versuche an einem einheitlichen Versuchsaufbau mit vergleichbaren Versuchsrandbedingungen ermittelt.

Zur Quantifizierung des Einflusses von Prozessrandbedingungen auf die Phasenumwandlung werden in einem weiteren Schritt Versuche durchgeführt, bei denen je eine Randbedingung systematisch in mehreren Stufen variiert und untersucht wird. Ein besonderes Augenmerk wird dabei auf das GKZ-geglühte Ausgangsgefüge im Anlieferungszustand der Werkstoffe sowie die unvollständige Karbidauflösung bei der Austenitisierung gelegt. Durch die Ermittlung eines Zeit-Temperatur-Karbidauflösungsdiagrammes (ZTK-Diagramm) und einer zusätzlichen Elementanalyse der Karbide kann so die chemische Zusammensetzung des Austenits ermittelt werden. Die gewonnenen Erkenntnisse zum Umwandlungsverhalten können hierdurch in einen direkten quantitativen Zusammenhang mit den Austenitisierungsbedingungen und der chemischen Zusammensetzung gesetzt werden. Der Einfluss der bei der Wärmebehandlung von Wälzlagerkomponenten auftretenden Eigenspannungen auf die Phasenumwandlung wird durch Versuche unter externer Zug- und Druckbelastung abgedeckt.

Aufbauend auf den experimentellen Ergebnissen zum Umwandlungsverhalten werden Modelle zur mathematischen Abbildung der Messwerte für den Einsatz in FE-Berechnungsprogrammen untersucht. Ziel ist es, die Messwerte durch ein möglichst einfaches Modell hinreichend genau abzubilden. Hierfür werden Literaturmodelle zur Beschreibung der temperatur- und phasenabhängigen Umwandlungsrate herangezogen und gegebenenfalls an das Verhalten der übereutektoiden Stähle angepasst.

In einem weiteren Schritt wird eine Handlungsempfehlung zur effizienten Charakterisierung neuer Wälzlagerstähle bzw. bereits charakterisierter Stähle bei abweichenden Prozessrandbedingungen erarbeitet. Hierfür werden experimentelle Ergebnisse mit bereits vorhandenen Erkenntnissen zu vergleichbaren Stählen und dem Einfluss der Prozessrandbedingungen über mathematische Modelle zur Abbildung des Umwandlungsverhaltens ergänzt, um den Versuchsaufwand für eine Neucharakterisierung zu reduzieren. Indem jeweils nur die Veränderung des Umwandlungsverhaltens zu den bereits ermittelten Datensätzen

berechnet wird, soll die Vorhersagegenauigkeit im Vergleich zu reinen semiempirischen Berechnungsmodellen signifikant erhöht werden.

Um die Eignung der erarbeiteten Methodik für den Einsatz im industrielle Umfeld zu validieren, wird abschließend ein Datensatz eines weiteren Werkstoffes durch die reduzierte Versuchsführung erstellt und durch das semiempirische Modell berechnet. Die Daten werden mit weiteren Messungen zum Umwandlungsverhalten validiert.

4 Verwendete Werkstoffe, Versuchseinrichtungen und Software

Im folgenden Kapitel werden die untersuchten Wälzlagerwerkstoffe, die für die Werkstoffcharakterisierung verwendeten Versuchseinrichtungen des Lehrstuhls für Fertigungstechnologie, die Versuchsmethodik sowie die eingesetzte Software erläutert. Bei der Werkstoffauswahl wird neben der chemischen Zusammensetzung auf das Ausgangsgefüge eingegangen. Bei den verwendeten Versuchseinrichtungen wird insbesondere die thermomechanische Prüfmaschine mit dem modifizierten Dilatometeraufbau zur Ermittlung der ZTU- und UZTU-Diagramme erörtert. Die weiteren Versuchseinrichtungen und Softwarepakete sind unveränderte, kommerziell erhältliche Systeme, die deshalb nur kurz behandelt werden.

4.1 Untersuchte Wälzlagerwerkstoffe

Zur Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens durchhärtender Wälzlagerwerkstoffe werden drei Chargen des Werkstoffes 100Cr6 sowie je eine Charge der Werkstoffe 100CrMnSi6-4 und 100CrMo7-3 untersucht. Die zweite Charge des Werkstoffes 100Cr6 dient dabei als Referenzcharge für vergleichende Untersuchungen von Chargenschwankungen anhand der niedriger legierten ersten Charge und der höher legierten dritten Charge. Für die Untersuchung der Austenitisierungsbedingungen und des Spannungseinflusses auf die Umwandlung wird ebenfalls die zweite Charge des Referenzwerkstoffes 100Cr6 eingesetzt. Der Einfluss der Legierungselemente Mn und Si auf die Phasenumwandlung wird durch den höher legierten Werkstoff 100CrMnSi6-4 abgedeckt, der Einfluss von Cr und Mo durch den Werkstoff 100CrMo7-3. Um zu gewährleisten, dass sich die Untersuchungsergebnisse gut auf das Produktivgeschäft übertragen lassen, werden die Werkstoffe aus Lagerbeständen der Schaeffler AG entnommen und entsprechen somit den firmeninternen Standards. Die Werkstoffe liegen als geschältes Stangenmaterial im Zustand +GKZ (+AC; auf kugelige Karbide gegläht) +K (+C; kaltverfestigt) vor. Die durch Funkenemissionspektroskopie ermittelten chemischen Zusammensetzungen der Werkstoffe sowie die Richtwerte nach ISO 683-17 [155] sind in Tabelle 5 und Tabelle 6 zusammengefasst.

Tabelle 5: Chemische Zusammensetzung des Gesamtgefüges des Referenzwerkstoffes

Bezeichnung		C Gew. %	Si Gew. %	Mn Gew. %	Cr Gew. %	Mo Gew. %	Ni Gew. %
100Cr6	Min.	0,93	0,15	0,25	1,35	-	-
	Charge 1	1,01	0,29	0,30	1,49	0,00	0,04
	Charge 2	0,97	0,28	0,36	1,57	0,00	0,03
	Charge 3	0,96	0,31	0,40	1,56	0,03	0,09
	Max.	1,05	0,35	0,45	1,60	0,10	-

Tabelle 6: Chemische Zusammensetzung des Gesamtgefüges der höher legierten Stähle

Bezeichnung		C Gew. %	Si Gew. %	Mn Gew. %	Cr Gew. %	Mo Gew. %	Ni Gew. %
100CrMnSi6-4	Min.	0,93	0,45	1,00	1,40	-	-
	Charge 1	0,98	0,52	1,05	1,45	0,04	0,14
	Max.	1,05	0,75	1,20	1,65	0,10	-
100CrMo7-3	Min.	0,93	0,15	0,60	1,65	0,20	-
	Charge 1	0,98	0,34	0,76	1,77	0,25	0,15
	Max.	1,05	0,35	0,80	1,95	0,35	-

4.2 Charakterisierung der Phasenumwandlung

Zur Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens der untersuchten Werkstoffe wird in dieser Arbeit das Dilatometerverfahren eingesetzt, da es eine exakte Messung der Phasenumwandlung bei einem einfachen Versuchsaufbau ermöglicht (vgl. Abschnitt 2.2.1). Mit einem einheitlichen Versuchsaufbau sollen ZTA- und ZTU-Diagramme bei kontinuierlicher Temperaturänderung und isothermer Temperaturführung ohne sowie mit mechanischer Belastung der Probe ermittelt werden.

4.2.1 Thermomechanische Prüfanlage

Für die Untersuchungen stehen am LFT zwei weitgehend identische thermomechanische Universalprüfmaschinen vom Typ Gleeble 3500 (Dynamic Systems Inc.) zur Verfügung. Die Anlagen ermöglichen eine konduktive, geregelte Probenerwärmung mit bis zu 10.000 K/s [182]. Aufgrund der niedrigen Frequenz des Wechselstroms von 50 Hz ist die

elektrische Stromdichte dabei näherungsweise gleichmäßig über den Probenquerschnitt verteilt und ermöglicht eine homogene Erwärmung der Probe. Die Temperatur wird über mittig auf die Probe aufgeschweißte Thermo-drähte erfasst und über die Pulsweite des Wechselstroms geregelt. Zur Abschreckung der Probe können sowohl Wasser als auch Luft mit variablem Druck auf bzw. in die Probe eingeleitet werden. Durch die beidseitige Einspannung der Probe in wassergekühlte Kupferspannbacken wird ebenfalls für eine Wärmeableitung bei der Probenabschreckung gesorgt. Die Spannbacken sind für die Dilatometerversuche beweglich gelagert, um eine nahezu kraftfreie Ausdehnung der Probe zu ermöglichen. Für Versuche unter externer Krafteinleitung werden die Spannbacken an einen Hydraulikzylinder und wahlweise eine 10 kN oder 100 kN Kraftmessdose gekoppelt. Der gesamte Versuchsaufbau befindet sich in einer Vakuummkammer, die mit einer Rotationsschieberpumpe bis auf einen Restdruck von ca. 10 Pa evakuiert werden kann. Ist vor allem bei höheren Temperaturen und Haltezeiten ein höheres Vakuum erforderlich, so kann zusätzlich eine Diffusionspumpe zugeschaltet werden.

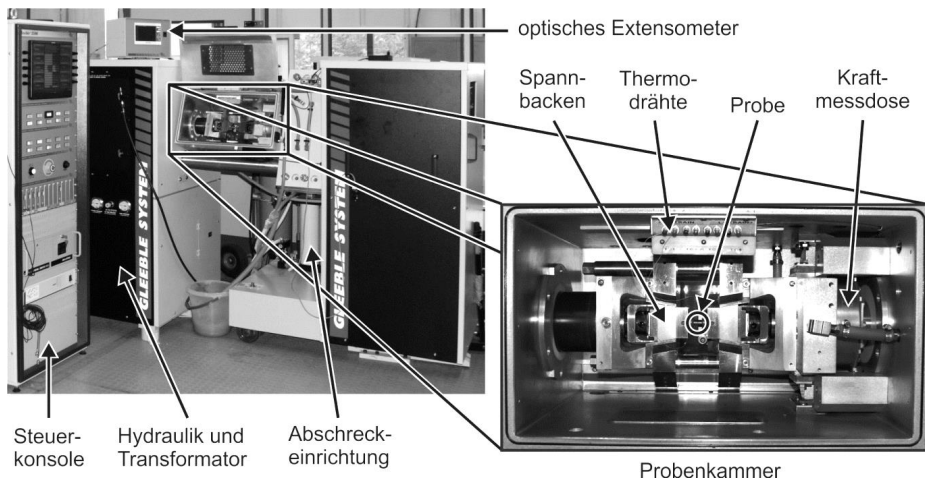


Bild 16: Thermomechanische Prüfanlage Gleeble 3500

Für die Messung der thermischen, umwandlungsbedingten und transformationsplastischen Probendehnung stehen zwei unterschiedliche Systeme zur Verfügung. Für Versuche bei geringeren Temperaturen und Haltezeiten erfolgt die Messung mit einem hochgenauen taktilen Quarzstabextensometer Model 39018 (Dynamic Systems Inc.) auf Basis eines Differentialtransformators mit einer Auflösung von $0,4 \mu\text{m}$ [183]. Bei Temperaturen über $900 \text{ }^\circ\text{C}$ und Haltezeiten über 2 Stunden wird ein optisches Extensometer LS-7600 der Firma KEYENCE CORPORATION eingesetzt,

das die Abschattung einer GaN LED-Lichtleiste durch die Probe auf einer hochgeschwindigkeits-CCD-Zeilenkamera 7070M mit einer Genauigkeit von 3 μm misst [183]. Da dieses System berührungslos arbeitet, können so das Kriechen der Probe durch den Anpressdruck der Quarzstäbe sowie die Messungenauigkeit durch die Erwärmung der Quarzstäbe vermieden werden. Die Prüfmaschine sowie eine vergrößerte Aufnahme der Probenkammer sind in Bild 16 dargestellt.

4.2.2 (Umform-) Dilatometerversuchsaufbau

Die Dilatometerversuche orientieren sich an dem von DSI entwickelten, in Bild 17 skizzierten ISO-QTM-Versuchsaufbau zur umwandlungsbedingten Querdehnungsmessung von Werkstoffen [184].

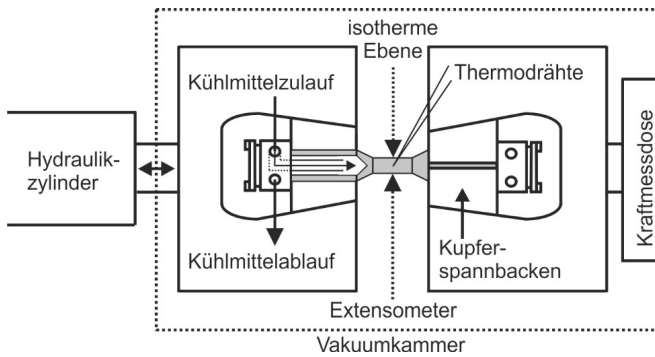


Bild 17: Skizzierter ISO-QTM Versuchsaufbau

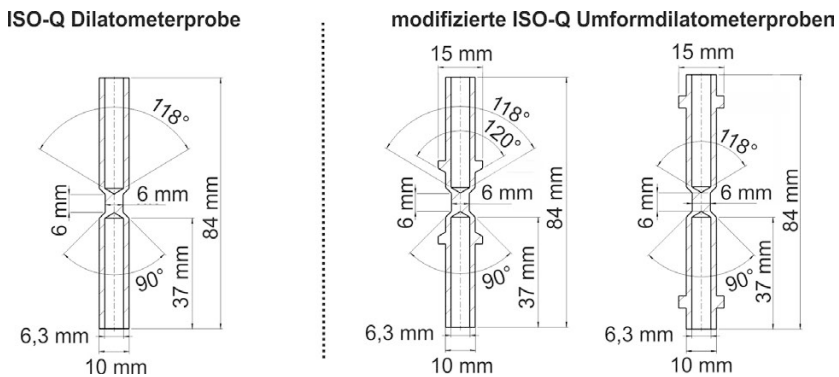


Bild 18: Modifizierte ISO-QTM-Probengeometrien

Hierfür werden Rundproben mit einem mittig auf 6 mm reduzierten Querschnitt verwendet (vgl. Bild 18 links). Die Proben besitzen beidseitig axiale Sacklochbohrungen, über die der reduzierte Querschnitt der Probenmitte mit Druckluft und Wasser gekühlt werden kann. An die

Bohrungen werden Abkühlmodule gekoppelt, die das Kühlmedium durch ein Rohr zur Spitze der Bohrungen leiten und wieder abführen. Der Kühlkreislauf ist dabei durch Dichtringe vollständig vom umgebenden Vakuum gekapselt und erlaubt eine Probenabschreckung im Vakuum. Die Einleitung von Zug- und Druckkräften erfolgt abweichend vom ISO-Q™-Versuchsaufbau über die Kupferspannbacken auf modifizierte Proben mit Absatz (vgl. Bild 18 rechts).

Wegen der homogenen elektrischen Widerstandserwärmung und gleichzeitigen Wärmeableitung über die wassergekühlten Spannbacken entsteht ein glockenförmiges Temperaturprofil über die Probenachse, wobei eine größere freie Probenlänge zwischen den Kontaktflächen mit den Spannbacken zu einem größeren homogenen Temperaturfeld in der Probenmitte und zu niedrigeren erreichbaren Abkühlraten führt. Für die Untersuchungen in dieser Arbeit haben sich modifizierte Kupferspannbacken mit einer freien Probenlänge von 32 mm als geeigneter Kompromiss zwischen Temperaturhomogenität und Abkühlrate erwiesen. Die numerisch berechnete und über die Martensithärte nach dem Abschrecken validierte Temperaturverteilung, die sich bei der Austenitisierung des Werkstoffes 100Cr6 mit diesen Spannbacken einstellt, ist in Bild 19 beispielhaft dargestellt. Zur schnellen Abschreckung nach der Austenitisierung werden zusätzlich Wasser bzw. Luft in die Kühlbohrungen eingeleitet, wodurch der Wärmestrom aus der Probenmitte zu den Spannbacken erhöht wird und Abkühlraten über 100 K/s erzielt werden. Die Abkühlrate wird dabei gegebenenfalls über kontrolliertes Gegenheizen konstant gehalten. In der quasi isothermen Ebene der Probenmitte, die über den gesamten Versuchsablauf erhalten bleibt [185], können die thermische und umwandlungsbedingte Probendehnung durch das taktile bzw. optische Extensometer erfasst werden.

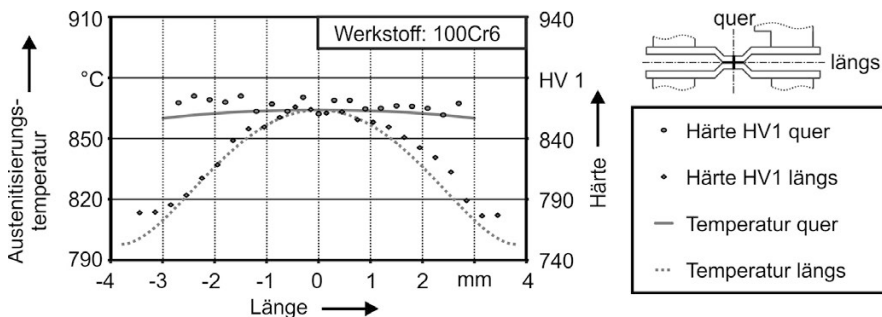


Bild 19: Temperaturverteilung in der Probenmitte während der Austenitisierung

4.2.3 Versuchsdurchführung und Auswertung

Zur Durchführung von Dilatometerversuchen werden Rundproben des jeweiligen Werkstoffes mit einem mittig aufgeschweißtem NiCr/NiAl-Thermoelementpaar vom Typ K in den soeben beschriebenen Versuchsaufbau kraftschlüssig eingespannt. Die Vakuumkammer wird evakuiert und die Probe mit einer Aufheizrate von 5 K/s entsprechend des Versuchsplans auf die jeweilige Austenitisierungstemperatur erwärmt und für mehrere Minuten gehalten. Die anschließende kontinuierliche Abkühlung erfolgt bis zu einer Abkühlrate von 5 K/s über die Wärmeleitung der Spannbacken. Zwischen 6,25 K/s und 31,5 K/s wird zur schnelleren Abkühlung Luft und ab 50 K/s zusätzlich Wasser mit einem Druck von 0,24 MPa in die Kühlbohrungen eingeleitet. Für die Erstellung von kontinuierlichen ZTU-Diagrammen wird die Probe bis auf die Raumtemperatur von 25 °C linear abgekühlt. Bei isothermen ZTU-Diagrammen wird die Probe hingegen mit einer Abkühlrate von 100 K/s auf die jeweilige Halte-temperatur abgeschreckt, für mehrere Minuten bis Tage isotherm gehalten und anschließend weiter auf Raumtemperatur abgeschreckt.

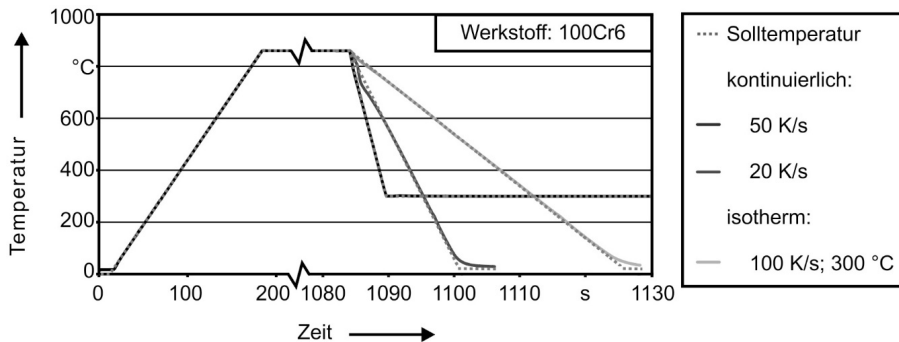


Bild 20: Regelung des zeitlichen Temperaturverlaufes

Die exemplarischen Temperatur-Zeit-Verläufe zweier kontinuierlicher und eines isothermen Versuchs sind in Bild 20 dargestellt. Durch die Temperaturregelung der Prüfmaschine beträgt die maximale Temperaturabweichung zwischen Soll- und Isttemperatur der Probe beim Erwärmen und isothermen Halten weniger als 2 °C. Lediglich bei schneller kontinuierlicher Abschreckung entsteht beim Kontakt der Probe mit dem Kühlwasser kurzzeitig eine größere Temperaturabweichung. Um ein starkes Unterschwingen der Probentemperatur beim Einregeln der isothermen Halte-temperatur zu vermeiden, wird die Abschreckung bereits 200 °C vor Erreichen der jeweiligen Temperatur auf Luftkühlung umgeschaltet und nach weiteren 100 °C vollständig gestoppt. Die initiale

Temperaturabweichung beträgt in diesem Fall weniger als 10 °C und pendelt sich innerhalb weniger Sekunden auf die Zieltemperatur ein. Das Abflachen der Abkühlrate bei Temperaturen unterhalb der M_s -Temperatur hat aufgrund des diffusionslosen Charakters der martensitischen Umwandlung nur einen geringen Einfluss auf das Umwandlungsverhalten.

Indem die gemessene Probendehnung ε_{ges} über die Temperatur (vgl. Bild 21 links) bzw. die Versuchszeit ab Beginn der Abkühlung (vgl. Bild 21 rechts) aufgetragen wird, kann die Phasenumwandlung abgelesen werden. Die Dehnung setzt sich dabei gemäß Gleichung 42 aus der elastischen, plastischen, thermischen, umwandlungsbedingten und umwandlungsplastischen Probendehnung zusammen:

$$\varepsilon_{ges\ i \rightarrow j} = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{th} + \varepsilon_{tr} + \varepsilon_{tp} \quad (42)$$

Im einfachsten Fall isothermer Temperaturführung ohne externe Kraft-einleitung tritt ausschließlich die Umwandlungsdehnung auf, wodurch der umgewandelte Phasenanteil direkt nach Gleichung 43 aus dem Verhältnis der zeitabhängigen Dehnung zur Gesamtdehnung berechnet werden kann.

$$p_\beta = \frac{\varepsilon_a}{\varepsilon_{u\ ges}} \quad (43)$$

Bei kontinuierlicher Abkühlung muss zusätzlich die phasenabhängige thermische Dehnung berücksichtigt werden. Der umgewandelte Phasenanteil des perlitischen Gefüges lässt sich so bei vollständiger Umwandlung aus dem Verhältnis der temperaturabhängigen Dehnung zu Ausgleichsgeraden der austenitischen und perlitischen thermischen Dehnung berechnen.

$$p_\beta = \frac{\varepsilon_a}{\varepsilon_{tr\ ges} + \varepsilon_{th}} \quad (44)$$

Treten mehrere Phasenumwandlungen gleichzeitig bzw. nacheinander auf, so wird der Phasenanteil aus dem Vergleich der Probendehnungen bei Versuchen mit rein perlitischer und martensitischer Umwandlungen berechnet (vgl. Bild 21 links). Der Übergang zwischen perlitischer und bainitischer Umwandlung ist dabei durch ein Abflachen und erneutes Ansteigender Umwandlungsgeschwindigkeit im umwandlungsträgen Temperaturbereich bei ca. 500 °C gekennzeichnet. Steigt die Probendehnung nach der bainitischen Phasenumwandlung gegenüber einer

linearen Regressionsgerade erneut an, so ist dies auf eine martensitische Umwandlung zurückzuführen. Der umgewandelte martensitische Phasenanteil wird in diesem Fall aus dem Verhältnis der Probendehnung zur Regressionsgeraden und der Dehnung bei Raumtemperatur berechnet. Bei Wälzlagerstählen wird bei schneller Abschreckung bis Raumtemperatur meist keine vollständige martensitische Umwandlung erreicht, wodurch zusätzlich der röntgenographisch gemessene Austenitgehalt berücksichtigt und der martensitische Phasenanteil um diesen Wert vermindert werden muss.

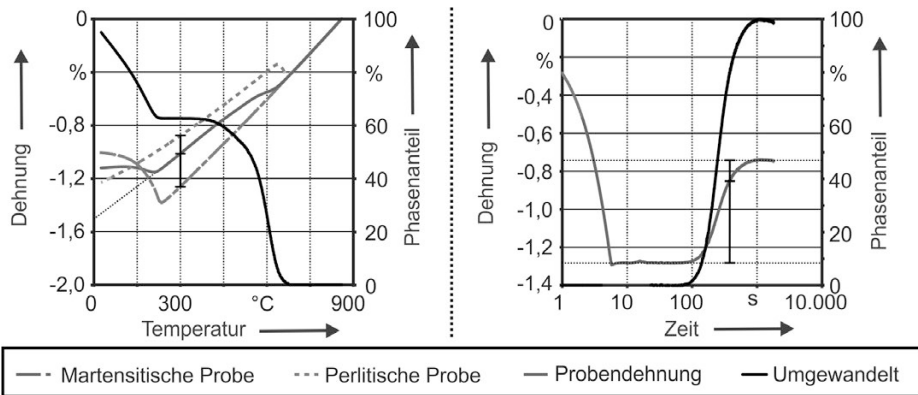


Bild 21: Auswertung kontinuierlich abgekühlter und isothermer Versuche

4.2.4 Untersuchung des spannungsabhängigen Umwandlungsverhaltens

Für die Untersuchung des Spannungseinflusses auf die Phasenumwandlung wird die Probeneinspannung an die Hydraulik der Prüfmaschine angekoppelt. Es wird eine definierte Zug- bzw. Druckkraft innerhalb einer Sekunde nach Erreichen der jeweiligen isothermen Haltetemperatur bzw. kurz oberhalb der M_s -Temperatur im Bereich von 350 °C bis 300 °C auf die Probe aufgebracht und über den weiteren Versuchsverlauf konstant gehalten (vgl. Bild 22).

Die Kräfte werden so gewählt, dass die Spannungen in der Probe stets geringer als die temperaturabhängige Fließspannung des Austenits sind und somit keine plastische Umformung auftritt. Die gemessene Querdehnung der Probe setzt sich in diesem Fall aus den isotropen Anteilen thermische Dehnung und Umwandlungsdehnung sowie den anisotropen Anteilen elastische und umwandlungsplastische Dehnungen zusammen. Da die umwandlungsplastische Dehnung nur während der Phasenum

wandlung auftritt, können Beginn und Ende der Umwandlung analog zu den lastfreien Versuchen aus dem Dehnungsverlauf abgelesen werden. Durch den Vergleich der lastbeaufschlagten Versuche mit lastfreien Referenzversuchen kann bei vollständiger Umwandlung zusätzlich die umwandlungsplastische Dehnung ermittelt werden.

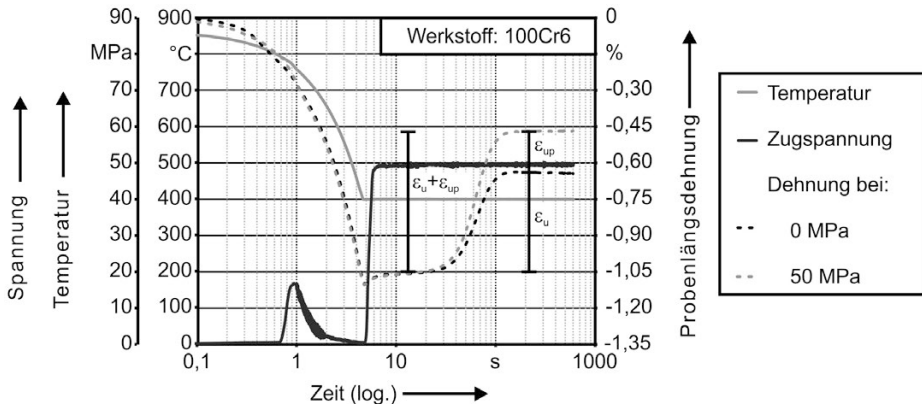


Bild 22: Auswertung von isothermen Versuchen bei 400 °C bei extern aufgebrachter Zugspannung von 50MPa

4.2.5 Untersuchung der Karbidauflösung

Zur Untersuchung der unvollständigen Karbidauflösung bei der Austenitisierung der untersuchten Wälzlagerstähle wird aufgrund der geringen Volumenänderung des Werkstoffes bei der Karbidlösung zusätzlich eine diskontinuierliche metallographische Gefügeauswertung nach martensitischer Abschreckung eingesetzt. Für die einfache Probenpräparation und mikroskopische Auswertung der Karbidfläche nach den Versuchen wird ein möglichst großer homogener Temperaturbereich bei der Austenitisierung angestrebt. Hierfür wird der in Bild 23 skizzierte ISO-TTM Versuchsaufbau für isotherme Zylinderstauchversuche an der thermomechanischen Prüfanlage Gleeble 3500 [186] eingesetzt. Im Gegensatz zu den ISO-QTM Versuchen, bei denen nur eine quasi isotherme Ebene in der Probenmitte homogen erwärmt wird, wird beim ISO-TTM Versuchsaufbau der elektrische Widerstand der Spannbacken aus Wolframkarbid durch Graphitplättchen so angepasst, dass Probe und Einspannungen gleichmäßig erwärmt werden. Hierdurch kann der Temperaturgradient über die Probenlänge bei Stahlproben auf unter 5 °C reduziert werden [186].

Die verwendeten Zylinderproben besitzen eine Länge von 15 mm und einen Durchmesser von 10 mm. Die Temperaturmessung und -regelung erfolgt analog zu den Dilatometerversuchen über mittig an die Proben

angeschweißte Thermodrähte vom Typ K. Nach einer Erwärmung mit 5 K/s auf die Austenitisierungstemperatur werden die Proben unterschiedlich lange auf der Zieltemperatur austenitisiert und anschließend von außen mit einem Wassersprühnebel auf Raumtemperatur abgeschreckt. Die Proben werden im Anschluss in der Probenmitte aufgeschnitten und metallographisch präpariert. Durch Anätzen der Oberfläche (vgl. Abschnitt 4.3) können die Karbide sichtbar gemacht und die verbleibende Karbidfläche unter einem optischen Mikroskop vermessen werden.

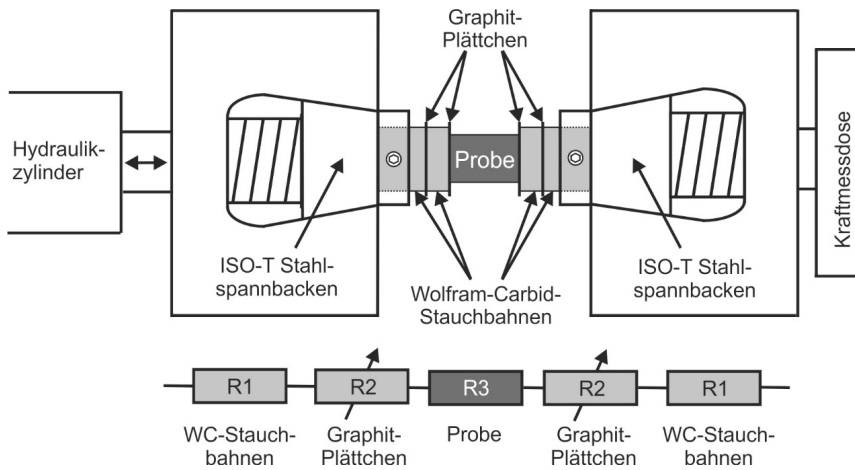


Bild 23: Prinzipskizze des ISO-T-Versuchsaufbaus zur homogenen Wärmebehandlung

4.3 Metallographische Verfahren und Versuchseinrichtungen

Die Proben der Dilatometerversuche und der Versuche zur Karbidauflösung müssen für die weiteren metallographischen und röntgenographischen Untersuchungen präpariert werden. Hierfür werden die Proben zunächst mit einem wassergekühlten Trennschneider vom Typ DISCOTOM-5 (STRUERS GmbH) in der zuvor isotherm wärmebehandelten Zone axial aufgetrennt und in die 2-Komponenten-Einbettmittel TECHNOVIT 4071 (Heraeus) bzw. Technovit Epox (Heraeus) kalt eingebettet. Proben, die für eine elektronen-mikroskopische Untersuchung vorgesehen sind, werden in das leitfähige Einbettmittel TECHNOVIT 5000 (Heraeus) eingebettet. Die Mittel erzeugen beim Aushärten nur wenig Wärme, so dass eine Veränderung des Werkstoffes durch Anlassvorgänge des Gefüges beim Einbetten verhindert wird. Die Oberflächen

der eingebetteten Proben werden zunächst mit Silizium-Karbid-Schleifscheiben mit steigender Körnung von 80 (ca. 260 μm Korndurchmesser) bis 2400 (ca. 7 μm Korndurchmesser) nass geschliffen, um eine ebene Oberfläche zu erzeugen. Die Rückseiten der Einbettungen werden mit einer Flach-Profilschleifmaschine JF 520 E (Jung) planparallel geschliffen. Abschließend wird die Probenoberfläche für eine hohe Oberflächengüte mit Diamantsuspensionen der Partikelgrößen 3 μm und 1 μm poliert.

4.3.1 Lichtmikroskopische Messungen

Zur lichtmikroskopischen Untersuchung werden die Gefüge an der Probenoberfläche zunächst durch chemische Ätztechniken sichtbar gemacht. Für die quantitative Analyse der Karbide wird die Probe für zwei mal 30 s mit Pikral, 3%iger alkoholischer Pikrinsäure ($\text{C}_6\text{H}_3\text{N}_3\text{O}_7$), angeätzt. Zur Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngröße wird die Probe in Anlehnung an das Verfahren nach BECHET-BEAUJARD [187] nach dem martensitischen Abschrecken für 30-60 s in gesättigter wässriger Pikrinsäure unter Zugabe des Entspannungsmittels Natriumalkylsulfat geätzt. Die lichtmikroskopischen Analysen werden an einem Laser-Scanning-Mikroskop (LSM) VK-X 210 (Keyence) mit einem 150x Objektiv (Vergrößerung von 3000x bezogen auf einen 15"-Monitor [188]) durchgeführt. Durch die Kombination einer Laserlichtquelle (408 nm) mit einer konfokalen Optik und Lochblende können hochauflösende Gefügaufnahmen bei großer Schärfentiefe sowie Höhenprofile erstellt werden. Für die Aufbereitung und Auswertung der Gefügebilder nach Karbidflächenanteil, Karbidgröße und Karbidverteilung wird die Bildanalysesoftware VK-Analyzer (Keyence) eingesetzt. Die Einteilung der Schriffe nach Karbidgröße (CG), Karbidnetzwerken (CN) und Karbidzeiligkeit (CZ) erfolgt durch Vergleich mit den Bildreihen 2, 4 und 6 des STAHL-EISEN-Prüfblattes 1520. Die Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngröße erfolgt nach dem in der DIN EN ISO 643 [189] beschriebenen Flächenausählverfahren. Die Korngrößen-Kennzahl G wird dabei nach Gleichung (45) aus der mittleren Anzahl m der Körner auf 1 mm^2 Querschnittsfläche berechnet. Da die Abweichung der Kennzahlen bei der Bestimmung nach DIN EN ISO 643 und ASTM E112 [190] nur 4,56 % einer Einheit beträgt, werden beide Kennzahlen in dieser Arbeit als gleich angenommen.

$$G_{DIN} = \frac{\lg m}{\lg 2} - 3 \approx G_{ASTM} \quad (45)$$

4.3.2 Elektronenmikroskopische und –spektroskopische Messungen

Für die elektronenmikroskopische Untersuchung der Gefügestrukturen werden die Proben zunächst chemisch-mechanisch mit SiO₂ (OP-S) poliert und anschließend für 5-10 s in Nital, 3%iger alkoholischer Salpetersäure (HNO₃), geätzt. Zur hochauflösenden Bildaufnahme wird das Rasterelektronenmikroskop MERLIN (Carl Zeiss AG) mit Gemini II Optik eingesetzt. Neben einem in-lens Sekundärelektronendetektor (SE-Detektor) und einem energieselektiven Rückstreuelektronendetektor (EsB-Detektor) besitzt das MERLIN einen energiedispersiven Röntgendetektor (EDX) X-Max^N 50 (Oxford) zur Elementanalyse mikroskopischer Strukturen.

4.3.3 Eigenspannungs- und Restaustenitmessung

Zusätzlich zur bereits beschriebenen Probenvorbereitung werden die Schlißflächen für eine röntgenographische Messung mit OP-S poliert. Um eine Verfälschung der Eigenspannungen und des Restaustenitgehaltes durch die Verformungsschichten der Probenpräparation zu vermeiden, wird die Oberfläche elektrochemisch abgetragen. Für die Messungen wird am LFT das 8-Achsen Röntgendiffraktometer XRD 3003 Stress Analyzer (Seifert) mit einer Cr-K_{α1} Strahlquelle und einem Lineardetektor Meteor 1D (GE) eingesetzt. Die Intensität der an der Probe reflektierten Interferenzstrahlung wird in einem Beugungswinkelbereich 2θ von 60° - 163° mit einer Auflösung von 0,05° aufgezeichnet. Durch den Vergleich der integralen Intensitäten bei Reflexion an der Gitterebene 200 des krz-Gitters mit den Gitterebenen 200 und 220 des austenitischen kfz-Gitters wird der Restaustenitgehalt bestimmt. Die Messung von Eigenspannungen erfolgt nach dem $\sin^2\psi$ -Verfahren an der Gitterebene 211 des krz-Gitters. Anhand der Winkelverschiebung des Beugungsmaximums kann auf die eigenspannungsbedingte Änderung des Netzebenenabstandes und über das Hooke'sche Gesetz auf die Eigenspannung geschlossen werden.

4.4 Eingesetzte Software

Für die numerische FE-Simulation der Wärmebehandlungsvorgänge wird in dieser Arbeit die Simulationsumgebung SYSWELD (ESI Group) eingesetzt. Das Softwarepaket besteht aus der graphischen Benutzeroberfläche „Visual Environment“ mit den Vernetzer „Visual-MESH“, dem Pre- und Postprozessor „Visual-VIEWER“ und „Visual-WELD“ sowie dem Solver

Paket. Neben der stark gekoppelten thermometallurgischen Simulation erlaubt der Solver auch eine schwach gekoppelte Berechnung von Diffusions- und Ausscheidungsprozessen sowie elektromagnetischer und mechanischer Problemstellungen. Die Phasenumwandlung kann dabei nach den Modellen von LEBLOND-DEVAUX, JOHNSON-MEHL-AVRAMI-KOLMOGOROV und KOISTINEN-MARBURGER berechnet werden. Über eine in „Simplified-Fortran“ programmierbare Schnittstelle können des Weiteren eigene Umwandlungsmodelle implementiert werden.

Bei der Zusammenstellung der für die FE-Simulation benötigten temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte wird neben den umfangreichen Datenbanken der Schaeffler Technologies AG & Co. KG und des LFT auch auf die Berechnung der Kennwerte mit dem Werkstoffsimulationspaket JMatPro (Sente Software Ltd.) zurückgegriffen. Das auf CALPHAD basierende Simulationspaket ermöglicht die temperaturabhängige Berechnung von Phasen- und Umwandlungsdiagrammen sowie thermophysikalischer und -mechanischer Eigenschaften aus der chemischen Zusammensetzung der Werkstoffe. Die Berechnung von Umwandlungsdiagrammen basiert dabei auf einer proprietären Erweiterung des semiempirischen Ansatzes von KIRKALDY.

Für die Regressionsrechnungen zur Identifikation der Modellparameter der Phasenumwandlungen wird das Softwarepaket Matlab (The MathWorks Inc.) eingesetzt. Die Software erlaubt die effiziente numerische Lösung mathematischer Problemstellungen durch eine proprietäre Programmiersprache mit umfangreichen Funktionsbibliotheken. In dieser Arbeit finden vorwiegend die Optimization Toolbox, Curve Fitting Toolbox und Image Processing Toolbox Anwendung. Durch den in Matlab integrierten Compiler kann aus den erarbeiteten Programmteilen eine eigenständige Anwendung zur ZTU-Berechnung und quantitativen Bildanalyse erstellt werden.

5 Experimentelle Untersuchung des Wälzlagerstahls 100Cr6

Für die vergleichende Beurteilung der Umwandlungskinetik von Wälzlagerstählen bei unterschiedlichen Prozessrandbedingungen ist es von zentraler Bedeutung, zunächst einen möglichst genauen Datensatz eines Referenzwerkstoffes zu ermitteln. Anhand dieses Datensatzes können im Anschluss die bei weiteren Versuchen auftretenden Abweichungen im Umwandlungsverhalten erkannt und in Relation zu den unterschiedlichen Versuchsrandbedingungen gesetzt werden. In diesem Kapitel wird deshalb das Umwandlungsverhalten der zweiten Charge mit mittlerer Legierungslage des in der Industrie am häufigsten eingesetzten Wälzlagerwerkstoffes 100Cr6 untersucht und mit Literaturwerten abgeglichen. Hierfür wird zunächst das GKZ-geglühte Ausgangsgefüge mikroskopisch analysiert. Anschließend werden die Austenitisierung und die Umwandlung bei kontinuierlicher Abkühlung und isothermer Temperaturführung durch den in Abschnitt 4.2 beschriebenen Dilatometerversuchsaufbau untersucht. Anhand der tendenziell niedriger legierten ersten Charge und höher legierten dritten Charge des Werkstoffes 100Cr6 sowie von Literaturdaten, wird die Streubreite der in der Praxis zu erwartenden Abweichungen im Umwandlungsverhalten durch Chargenschwankungen beurteilt.

5.1 Versuchsplan

Für die Untersuchung des Ausgangsgefüges des Werkstoffes 100Cr6 werden von den drei untersuchten Chargen Schlibfbilder des GKZ-geglühten Anlieferungszustandes erstellt und die Karbidgröße, Karbidverteilung und der Karbidflächenanteil werden mit einem Laser-Scanning-Mikroskop ermittelt. Die prinzipielle Temperaturführung der im Anschluss durchgeführten Dilatometerversuche zur Untersuchung des Umwandlungsverhaltens bei der Austenitisierung (Bereich 1) sowie beim martensitischen Härten und Bainitisieren (Bereich 3) ist in Bild 24 skizziert.

Die Erwärmung (Bereich 1) der auf kugelige Karbide weichgeglühten Werkstoffproben erfolgt für die Untersuchung der Austenitisierung der zweite Charge des Werkstoffes 100Cr6 mit den nach Normreihe [191] R5 gestaffelten konstanten Aufheizraten von 1,25 K/s bis 8 K/s auf 1100 °C. Für die Beurteilung einer gleichgewichtsnahen Austenitumwandlung werden, wie in SEP 1680 [192] empfohlen, zusätzlich Versuche bei einer

Aufheizrate von 0,05 K/s durchgeführt. Die Untersuchungen des Härtens und Bainitisierens aller drei Chargen erfolgen nach einer Erwärmung auf die Austenitisierungstemperatur T_a von 860 °C mit einer Aufheizrate von 5 K/s und einer isothermen Austenitisierungszeit von 15 min. (Bereich 2). Die Austenitisierungsparameter sind in Anlehnung an übliche industrielle Austenitisierungsprozesse und den „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“ [31] gewählt.

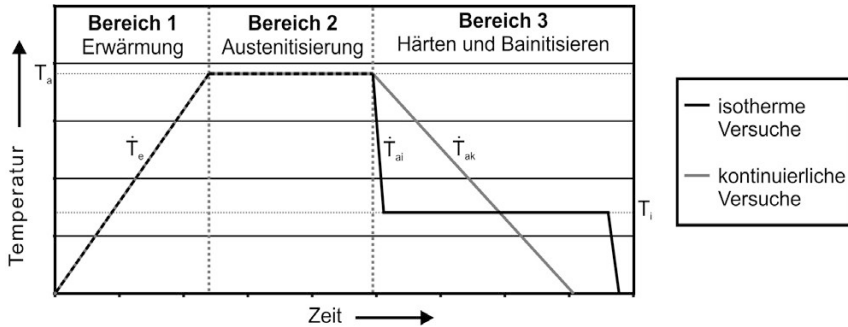


Bild 24: Skizzierter Temperaturverlauf der Dilatometerversuche

Tabelle 7: Versuchsparameter der Dilatometerversuche

Charge	Aufheizraten (kontinuierliche ZTA-Diagramme)					
2	8 K/s	5 K/s	3,15 K/s	2 K/s	1,25 K/s	0,05 K/s
1 und 3	5 K/s	---	---	---	---	---
Charge	Abkühlraten (kontinuierliche ZTU-Diagramme)					
2	-31,5 K/s	-25 K/s	-20 K/s	-15,75 K/s	-12,5 K/s	-10 K/s
	-8 K/s	-6,25 K/s	-5 K/s	-4 K/s	-3,15 K/s	---
1 und 3	---	---	---	---	---	---
Charge	Isotherme Haltetemperaturen (isotherme ZTU-Diagramme)					
2	700 °C	650 °C	600 °C	550 °C	500 °C	450 °C
	400 °C	350 °C	300 °C	250 °C	---	---
1 und 3	700 °C	650 °C	600 °C	500 °C	450 °C	400 °C
	300 °C	---	---	---	---	---

Die Probenabschreckung nach der Austenitisierung erfolgt für die Versuche bei kontinuierlicher Kühlung (Bereich 3) der zweiten Charge mit, nach Normreihe R10 gestaffelten, konstanten Abkühlraten von -31,5 K/s bis -3,15 K/s auf Raumtemperatur. Die Werte sind so gewählt, dass ein

rein martensitisches Gefüge, ein Mischgefüge und ein rein perlitisches Gefüge bei jeweils mehreren unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten zu erwarten sind. Bei den isothermen Versuchen (Bereich 3) der zweiten Charge erfolgt die Probenabschreckung mit 100 K/s auf isotherme Halte-temperaturen, die im Bereich von 250 °C bis 700 °C mit 50 °C abgestuft sind. Für die erste und dritte Charge des Werkstoffes 100Cr6 werden isotherme Versuche (Bereich 3) mit einem reduzierten Versuchsplan durchgeführt. Die Versuche erfolgen für die perlitische Umwandlung im Bereich von 700 °C bis 600 °C und für die bainitische Umwandlung im Bereich von 500 °C bis 400 °C mit 50 °C-Abstufungen. Im Bereich des unteren Bainits werden zusätzliche Versuche bei der isothermen Halte-temperatur von 300 °C durchgeführt. Die Versuchsparameter sind in Tabelle 7 zusammengefasst.

5.2 Karbidverteilung im GKZ-geglühten Ausgangsgefüge

Zunächst wird das GKZ-geglühte Ausgangsgefüge der zweiten Chargen des Referenzwerkstoffes 100Cr6 metallographisch präpariert und mit Pikral angeätzt. Von den Schlifften werden drei willkürlich in der Probenmitte gewählte Bereiche in einem Laser-Scanning-Mikroskop analysiert. Die Karbide heben sich in den Bildern als schwarz umrandete, kugelförmige Bereiche von der stärker geätzten ferritischen Matrix ab. Der ermittelte Flächenanteil dieser Karbide am Gesamtgefüge beträgt ca. 17 %. In jedem Bildbereich werden 1.000 Karbide in der Bildauswertesoftware VK-Analyse ausgewählt und vermessen.

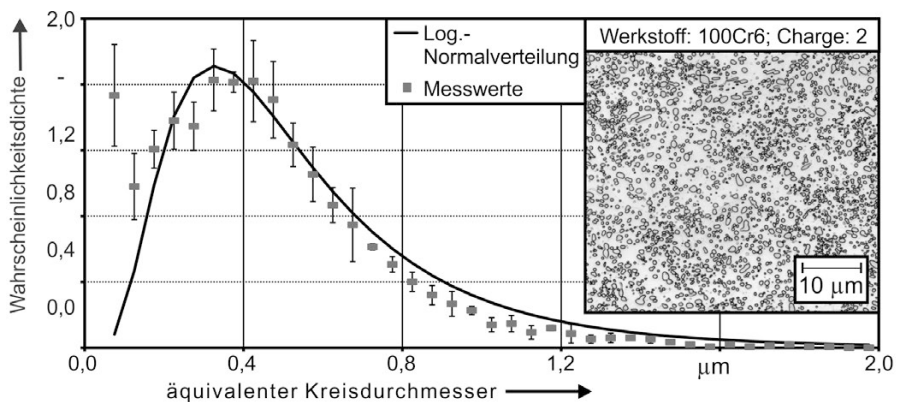


Bild 25: Wahrscheinlichkeitsdichteverteilung der Karbidgröße im GKZ-geglühten Gefüge

Für den mittleren äquivalenten Kreisdurchmesser der Karbide wird ein Wert von $0,45 \mu\text{m}$ und für die Einstufung der Karbidgröße nach SEP-1520 [159] ein Wert von CG 2.1 ermittelt. Die Wahrscheinlichkeitsdichteverteilung der Karbide, bezogen auf den äquivalenten Kreisdurchmesser, ist in Bild 25 dargestellt.

Bei lichtmikroskopischen Untersuchungen an einem ähnlichen, mit Nital geätzten, GKZ-geglühten SAE 52100-Stahl mit 1,36 Gew.% Chrom ermitteln ZHAO ET AL. [162] einen etwas größeren mittleren Karbiddurchmesser von ca. $0,6 \mu\text{m}$ und nahezu keine Karbide mit einem Durchmesser unter $0,3 \mu\text{m}$. SONG [151] misst mit einem mittleren Karbiddurchmesser ca. $0,63 \mu\text{m}$ ähnliche Werte im GKZ-geglühten Gefüge eines Stahls mit 1,38 Gew.% Chrom. LUZIGNOVA [36] setzt eine Kombination aus Nital und Klemm-Farbätzung ein und ermittelt bei einem Stahl mit 1,5 Gew.% Chrom eine bimodale, logarithmisch normalverteilte Karbidgrößenverteilung mit mittleren Karbiddurchmessern von ca. $0,13 \mu\text{m}$ bzw. $0,41 \mu\text{m}$. Auch die eigenen Messungen zeigen, wie in Bild 25 dargestellt, eine gewisse bimodale Aufteilung der Karbidgröße mit je einem Maximum bei $0,075 \mu\text{m}$ bzw. $0,325 - 0,425 \mu\text{m}$. Aufgrund der begrenzten Auflösung des eingesetzten Auswerteverfahrens sowie der hohen Standardabweichung kann an den Messwerten der kleineren Karbide jedoch keine doppelte logarithmische Normalverteilung gefittet werden.

5.3 Austenitisierungsverhalten des GKZ-geglühten Gefüges

Für die Untersuchung des Austenitisierungsverhaltens werden die Proben der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 kontinuierlich erwärmt und die gemessene Querdehnung wird wie in Abschnitt 4.2 beschrieben ausgewertet. Die Phasenumwandlung des ferritischen Anteils des GKZ-Gefüges in Austenit zeigt dabei ein aufheizratenabhängiges Verhalten (vgl. Bild 26). Die eingetragenen Werte repräsentieren den über drei Versuche gemittelten Beginn ($A_{c_{1s}}$) bei 1 Vol.% umgewandeltem Phasenanteil und das Ende ($A_{c_{1f}}$) bei 99 Vol.% umgewandelten Phasenanteil des Austenits. Mit sinkender Aufheizrate nimmt sowohl die $A_{c_{1s}}$ -, als auch die $A_{c_{1f}}$ -Temperatur kontinuierlich bis auf einen gleichgewichtsnahen Zustand ab. Das Ende der Karbidauflösung bei Erreichen der A_{c_m} -Linie kann aus den Dilatometerdaten nicht sicher bestimmt werden, da der charakteristische Knickpunkt in der gemessenen Dehnung bei feinkörnigen Karbiden, wie bereits von ORLICH beschrieben [193], nur sehr schwach ausgeprägt ist.

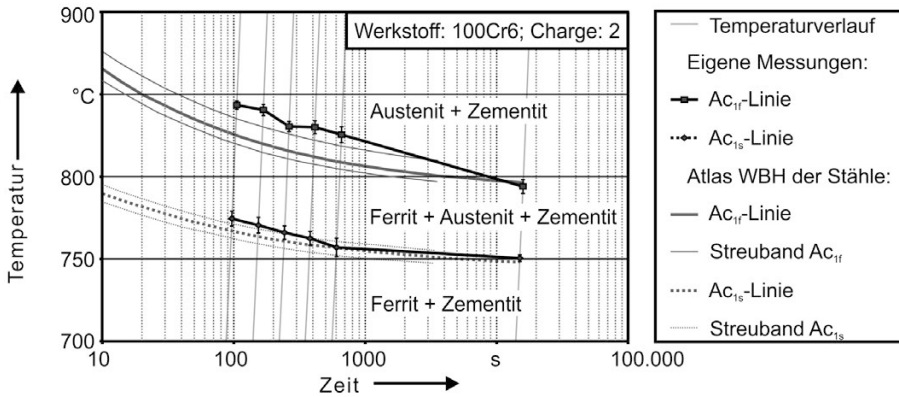


Bild 26: Vergleich des ermittelten ZTA-Diagramms mit Literaturdaten (nach [25])

Zur Validierung der Resultate sind in Bild 26 zusätzlich die Umwandlungslinien (1 Vol.% und 99 Vol.%) und Streubänder aus Band 3 des „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“ [25] eingetragen. Die eigenen Messungen liegen bei den gewählten Aufheizraten über den Werten des „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“. Die extrapolierten Werte bei 0,05 K/s zeigen eine gute Übereinstimmung mit den eigenen Messungen. Eine mögliche Ursache für die Abweichungen bei höheren Aufheizraten ist die in Tabelle 13 dargestellte unterschiedliche chemische Zusammensetzung der Stahlchargen.

Tabelle 8: Chemische Zusammensetzung der verglichenen Stahlchargen

Quelle	C Gew. %	Si Gew. %	Mn Gew. %	Cr Gew. %	Mo Gew. %	Ni Gew. %
Eigene Messungen: Charge 2	0,97	0,28	0,36	1,57	0,00	0,03
Atlas zur WBH der Stähle [25]	1,00	0,22	0,34	1,52	0,00	0,10

Der untersuchte Stahl besitzt sowohl eine höhere Konzentration der Legierungselemente Chrom und Silizium, die die A_{c1} -Temperatur erhöhen, als auch eine niedrigere Konzentration des Legierungselementes Nickel, das die A_{c1} -Temperatur senkt (vgl. Tabelle 8). Auch die von BESWICK [169] an einem ähnlichen Stahl mit geringerem Chrom- und Mangengehalt gemessenen niedrigeren A_{c1s} - und A_{c1r} -Temperaturen bei nichtlinearen Aufheizraten stützen diese Vermutung.

5.4 Umwandlungsverhalten bei kontinuierlicher Kühlung

Nach abgeschlossener Austenitisierung von 15 Minuten bei 860 °C werden die Proben kontinuierlich abgekühlt. Die aus drei Versuchen gemittelten Probenquerdehnungen sind in Bild 27 über die Probentemperatur aufgetragen. Für eine bessere Vergleichbarkeit sind die Versuchsläufe bei Beginn der Abkühlung auf 0 % Dehnung normiert.

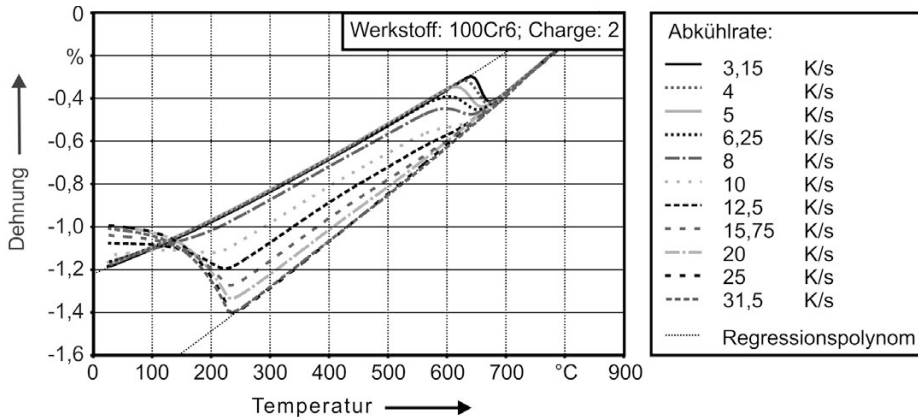


Bild 27: Probenquerdehnung bei kontinuierlicher Kühlung der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 nach einer Austenitisierung von 15 min. bei 860 °C

Zunächst zeigen die Versuche bis unterhalb der $A_{c_{1s}}$ -Temperatur eine durch ein Polynom 2. Ordnung beschreibbare Querschnittsabnahme durch die thermische Kontraktion des austenitischen Gefüges. Ab 702 °C beginnt bei der langsamsten Abkühlrate von 3,15 K/s die perlitische Phasenumwandlung, die bei 657 °C vollständig abgeschlossen ist. Der weitere Dehnungsverlauf zeigt die ebenfalls durch ein Polynom 2. Grades beschreibbare, thermische Kontraktion des perlitischen Gefüges. Bis zu einer Abkühlrate von 6,25 K/s verschiebt sich der perlitische Umwandlungsbereich zu niedrigeren Temperaturen. Ab einer Abkühlrate von 8 K/s erfolgt keine vollständige perlitische Umwandlung mehr und es kommt unterhalb von ca. 510 °C zu einer geringfügigen bainitischen Umwandlung, die durch eine erneute Abflachung der Probenkontraktion gekennzeichnet ist. Der Anteil der perlitischen Phasenumwandlung sinkt bei einer weiteren Erhöhung der Abkühlrate kontinuierlich bis zu 0 % bei 25 K/s ab und der martensitische Phasenanteil sowie dessen Starttemperatur (M_s) steigen an. Der Anteil der Umwandlungsdehnung durch die bainitischen Phasenumwandlung bleibt bei allen Versuchen gering.

Ab einer Abkühlrate von 25 K/s erfolgt eine rein martensitische Phasenumwandlung mit einem Restaustenitanteil bei Raumtemperatur von ca. 14 Vol.%. Die thermische und umwandlungsbedingte Gesamtdehnung bei Raumtemperatur sind nach perlitischer und gemischt perlitisch-bainitischer Umwandlung näherungsweise gleich. Durch das größere Volumen des martensitischen Gefüges, im Vergleich zum perlitischen und bainitischen Gefüge, kommt es bei der martensitischen Umwandlung zu einem starken Anstieg der Gesamtdehnung, der durch ein höheres Probenvolumen bei Raumtemperatur gekennzeichnet ist.

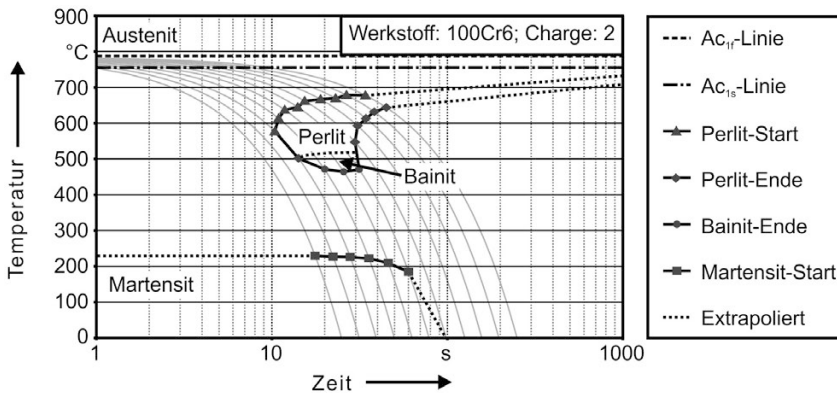


Bild 28: Kontinuierliches ZTU-Diagramm der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 nach einer Austenitisierung von 15 min. bei 860 °C

Aus der Probenquerdehnung werden, wie in Abschnitt 4.2 beschrieben, die Umwandlungsstart- und -endlinien bei 5 Vol.% und 95 Vol.% umgewandelten Phasenanteil ermittelt. Das zugehörige ZTU-Diagramm der zweiten Charge des Referenzwerkstoffes 100Cr6 ist in Bild 28 dargestellt. Der Beginn der Zeitzählung bei kontinuierlichen ZTU-Diagrammen von über-eutektoiden Stählen ist, wie bereits in Abschnitt 2.1.3 erwähnt, nicht eindeutig geregelt und es wird in der Literatur sowohl der Beginn der Abkühlung als auch die Ac_m - bzw. Ac_{1f} -Linie verwendet. Da in dieser Arbeit im Bereich der unvollständigen Karbidauflösung austenitisiert wird und die Phasenumwandlungen des Austenitanteils im Fokus der Untersuchungen stehen, wird das Unterschreiten der Ac_{1f} -Temperatur von 794 °C als Referenzpunkt gewählt. Die Karbidausscheidung aus dem Austenit unterhalb der Ac_m -Linie wird hierbei nicht berücksichtigt. Da beim Übergang von perlitischer in die bainitische Umwandlung in den Dilatometerkurven nur eine schwache Umwandlungsverzögerung zu erkennen ist und sich nur wenig Bainit bildet, kann die Übergangslinie zwischen beiden Phasenumwandlungen nur abgeschätzt werden. Unterhalb von ca. 450 °C ist bei der untersuchten Charge keine bainitische

Umwandlung mehr festzustellen, so dass durch diese Versuche keine verwertbaren Informationen über den industriell besonders relevanten unteren Bainit gewonnen werden können.

5.5 Umwandlungsverhalten bei isothermer Temperaturführung

Für die isothermen Umwandlungsuntersuchungen werden die aus drei Versuchen gemittelten Probendehnungen nach einer Austenitisierung von 15 Minuten bei 860 °C in Bild 29 über die logarithmische Versuchszeit ab Beginn der Abschreckung aufgetragen. Die Probenquerdehnungen sind für eine bessere Vergleichbarkeit ebenfalls bei Beginn der Abkühlung auf 0 % Dehnung normiert.

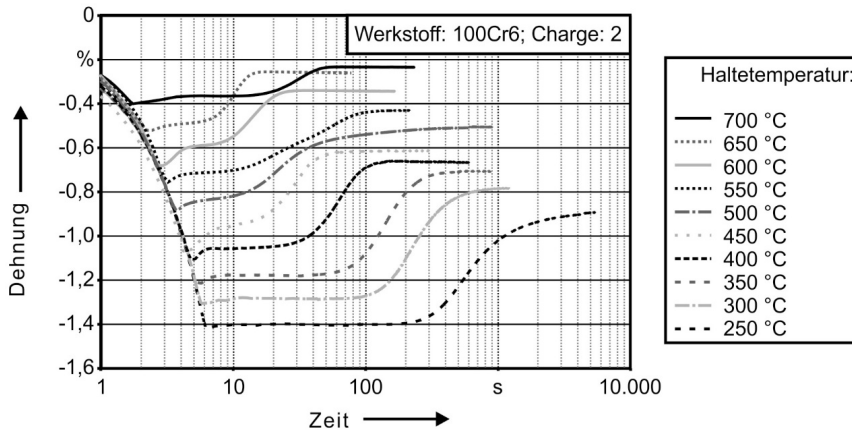


Bild 29: Probenquerdehnung der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 bei isothermer Umwandlung nach einer Austenitisierung von 15 min. bei 860 °C

Nach der Probenabschreckung auf die isotherme Zieltemperatur, bei der der Durchmesser durch die thermische Kontraktion abnimmt, bleibt der Probendurchmesser nach einer kurzen Homogenisierungsphase der Proben temperatur von ca. 1-2 Sekunden zunächst konstant. Sobald die Phasenumwandlung einsetzt, steigt die Proben dehnung bis zur vollständigen Umwandlung wieder an. Die Umwandlungsdehnung erhöht sich dabei mit sinkender Halte temperatur. Während die Dehnung im Temperaturbereich der perlitischen Umwandlung einen charakteristischen sigmoidalen Verlauf annimmt, ist bei 550 °C und 500 °C nach dem ersten Abflachen der Kurve ein weiterer langsamer Anstieg der Dehnung bis zu längeren Haltezeiten zu erkennen, der auf eine weitere, an die unvollständige bainitische Umwandlung anschließende, perlitische Umwand-

lung zurückzuführen ist. Ein Sattelpunkt durch eine zeitliche Trennung der Umwandlungen ist jedoch nicht festzustellen. Im Temperaturbereich des Bainits ist mit sinkender Umwandlungstemperatur ebenfalls eine zunehmende Verlangsamung der Dehnungszunahme zu erkennen. Um den Verlauf der isothermen Umwandlungskinetik genauer zu beurteilen, wird der aus der Probendehnung ermittelte zeitabhängige Anteil der Produktphasen in Bild 30 für drei exemplarische Haltetemperaturen 650 °C, 400 °C und 300 °C dargestellt.

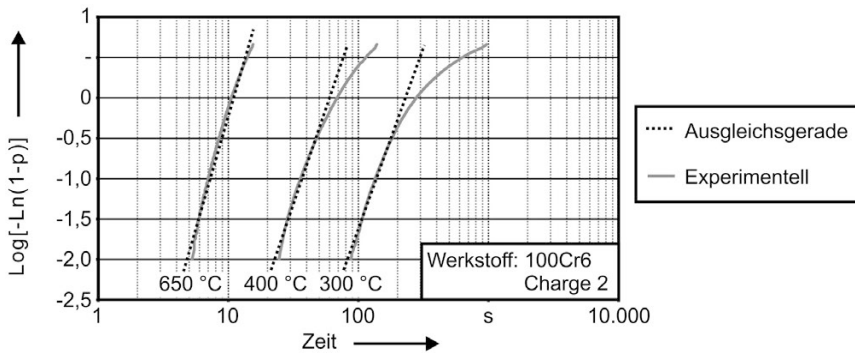


Bild 30: Linearisiertes Umwandlungsverhalten der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 nach einer Austenitisierung von 15 min. bei 860 °C

$$\log\left(-\ln\left(1 - p_{\beta}(t)\right)\right) = n_a \log(t) - n_a \log(\tau_a) \quad (46)$$

Der Umwandlungsfortschritt wird hierfür in der linearisierten Form der JMAK-Gleichung (6) nach Gleichung (46) eingezeichnet. Zeigt die Phasenumwandlung ein klassisches Verhalten, das durch die JMAK-Gleichung abgebildet werden kann, so ergibt sich eine Gerade mit der Steigung n_i , die die Ordinate bei $-n_i \log(\tau)$ schneidet. Während die perlitische Umwandlung bei 650 °C gut durch eine Ausgleichsgerade beschrieben werden kann, flacht die Kurve der bainitischen Umwandlungen bei 400 °C und insbesondere bei 300 °C mit zunehmendem Phasenanteil ab. Die stärker ausgeprägte Umwandlungsverlangsamung bei sinkender Bainitisierungstemperatur korreliert mit der von CHUPATANAKAL ET AL. [73] beobachteten zunehmenden Kohlenstoffanreicherung im Austenit bei niedrigeren Bainitisierungstemperaturen. Das Umwandlungsverhalten des Bainits ist folglich, wie auch von HUNKEL ET AL. [71] festgestellt, nicht ausreichend durch die JMAK-Gleichung beschreibbar. Für den Vergleich der Umwandlungskinetik bei unterschiedlichen Chargen und Randbedingungen wird deshalb im Folgenden zunächst weiter das

ZTU-Diagramm eingesetzt. Ein modifizierter JMAK-Ansatz zur mathematischen Abbildung der bainitischen Phasenumwandlung wird anschließend in Kapitel 7 vorgestellt.

Die aus den Probenquerdehnungen ermittelten Umwandlungskurven bei 1 Vol.%, 5 Vol.%, 50 Vol.%, 95 Vol.% und 99 Vol.% umgewandelten Phasenanteil sowie die zuvor ermittelten Ac_{is^-} , Ac_{if^-} und M_s -Temperaturen sind in Bild 31 zusammengefasst. Die logarithmische Zeitzählung beginnt ab Unterschreiten der Ac_{if^-} -Temperatur. Der Übergang zwischen bainitischer und perlitischer Umwandlung bei 500 °C kann auch hier nicht sicher bestimmt werden, da beide Umwandlungen unterbrechungsfrei ineinander übergehen. Beim Übergang vom oberen Bainit in den unteren Bainit bei 350 °C tritt eine gewisse Beschleunigung der Umwandlung im Vergleich zu einem C-förmigen Verlauf der Umwandlungsstart- und -endlinien auf.

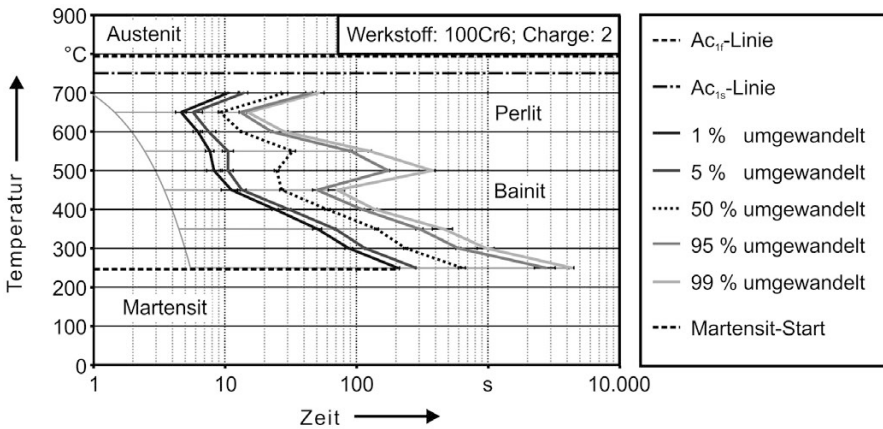
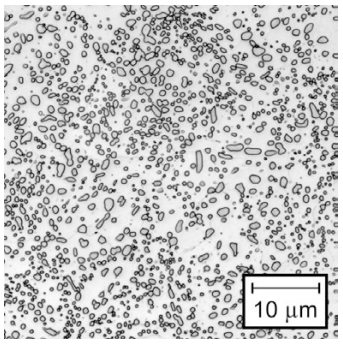
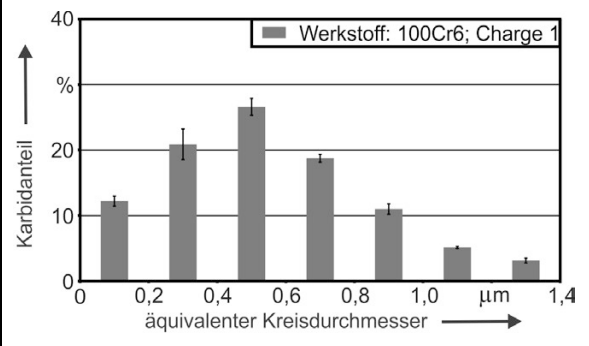
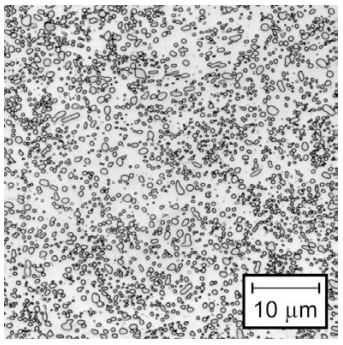
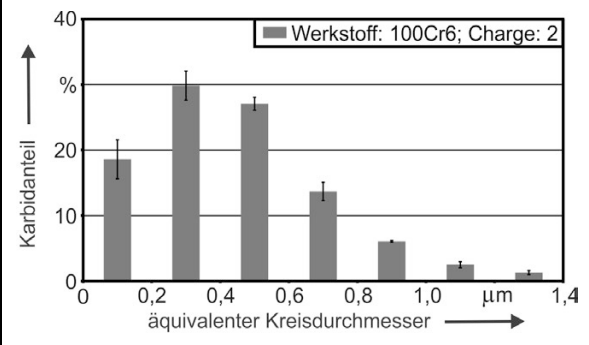
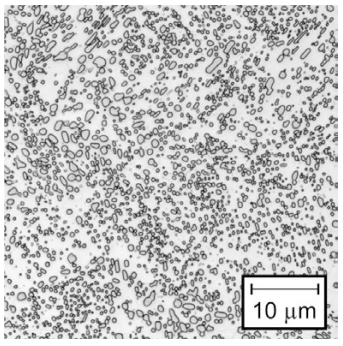
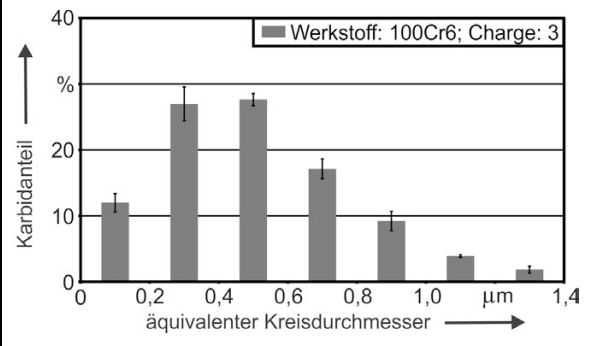


Bild 31: Isothermes ZTU-Diagramm der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 nach einer Austenitisierung von 15 min. bei 860 °C

5.6 Wirkung von Chargenschwankungen auf das Umwandlungsverhalten

Neben der Kenntnis des Umwandlungsverhaltens eines Wälzlagerstahles ist auch die zu erwartende Streubreite der Versuchsergebnisse aufgrund von Chargenschwankungen von Interesse. Hierfür wird zunächst das GKZ-geglühte Gefüge der drei untersuchten Chargen verglichen. Je ein exemplarischer Ausschnitt der Karbidverteilungsbilder, die Einstufung der Karbidgröße nach SEP-1520 [159], sowie die Größenverteilung der Karbide bezogen auf den äquivalenten Kreisdurchmesser sind in Tabelle 9 zusammengefasst.

Tabelle 9: Karbidverteilung im GKZ-geglühten Ausgangsgefüge

100Cr6 Charge 1																	
	 <table border="1"> <caption>Karbidgrößenverteilung für 100Cr6 Charge 1</caption> <thead> <tr> <th>äquivalenter Kreisdurchmesser (µm)</th> <th>Karbidanteil (%)</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>0,1</td><td>12</td></tr> <tr><td>0,3</td><td>21</td></tr> <tr><td>0,5</td><td>26</td></tr> <tr><td>0,7</td><td>19</td></tr> <tr><td>0,9</td><td>11</td></tr> <tr><td>1,1</td><td>5</td></tr> <tr><td>1,3</td><td>3</td></tr> </tbody> </table>	äquivalenter Kreisdurchmesser (µm)	Karbidanteil (%)	0,1	12	0,3	21	0,5	26	0,7	19	0,9	11	1,1	5	1,3	3
äquivalenter Kreisdurchmesser (µm)	Karbidanteil (%)																
0,1	12																
0,3	21																
0,5	26																
0,7	19																
0,9	11																
1,1	5																
1,3	3																
CG 2.2	Karbidgrößenverteilung																
100Cr6 Charge 2																	
	 <table border="1"> <caption>Karbidgrößenverteilung für 100Cr6 Charge 2</caption> <thead> <tr> <th>äquivalenter Kreisdurchmesser (µm)</th> <th>Karbidanteil (%)</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>0,1</td><td>18</td></tr> <tr><td>0,3</td><td>30</td></tr> <tr><td>0,5</td><td>27</td></tr> <tr><td>0,7</td><td>14</td></tr> <tr><td>0,9</td><td>6</td></tr> <tr><td>1,1</td><td>3</td></tr> <tr><td>1,3</td><td>1</td></tr> </tbody> </table>	äquivalenter Kreisdurchmesser (µm)	Karbidanteil (%)	0,1	18	0,3	30	0,5	27	0,7	14	0,9	6	1,1	3	1,3	1
äquivalenter Kreisdurchmesser (µm)	Karbidanteil (%)																
0,1	18																
0,3	30																
0,5	27																
0,7	14																
0,9	6																
1,1	3																
1,3	1																
CG 2.1	Karbidgrößenverteilung																
100Cr6 Charge 3																	
	 <table border="1"> <caption>Karbidgrößenverteilung für 100Cr6 Charge 3</caption> <thead> <tr> <th>äquivalenter Kreisdurchmesser (µm)</th> <th>Karbidanteil (%)</th> </tr> </thead> <tbody> <tr><td>0,1</td><td>12</td></tr> <tr><td>0,3</td><td>27</td></tr> <tr><td>0,5</td><td>27</td></tr> <tr><td>0,7</td><td>17</td></tr> <tr><td>0,9</td><td>9</td></tr> <tr><td>1,1</td><td>4</td></tr> <tr><td>1,3</td><td>2</td></tr> </tbody> </table>	äquivalenter Kreisdurchmesser (µm)	Karbidanteil (%)	0,1	12	0,3	27	0,5	27	0,7	17	0,9	9	1,1	4	1,3	2
äquivalenter Kreisdurchmesser (µm)	Karbidanteil (%)																
0,1	12																
0,3	27																
0,5	27																
0,7	17																
0,9	9																
1,1	4																
1,3	2																
CG 2.1	Karbidgrößenverteilung																

Bereits im Ausgangsgefüge der unterschiedlichen Chargen zeigen sich deutliche Unterschiede in der Karbideinformung und Karbidgrößenverteilung. Während die erste Charge nach den Richtreihen des SEP-1520 auf CG 2.2 einzustufen ist und ca. 0,63 Karbide je μm^2 ermittelt werden, sind die zweite und dritte Charge mit 1,03 bzw. 0,96 Karbide je μm^2 auf CG 2.1 einzustufen. Der mittlere äquivalente Karbiddurchmesser der näherungsweise logarithmisch normalverteilten Karbide schwankt von ca. 0,45 μm bei der zweiten Charge bis zu ca. 0,57 μm bei der ersten Charge. Die Unterschiede in der Karbidverteilung der eigenen Chargen lassen sich, unter der Voraussetzung eines durch firmeninterne Standards gewährleisteten weitgehend identischen Weichglühprozesses, auf den Legierungsgehalt des Gesamtgefüges zurückführen (vgl. Abschnitt 2.4.1). Die am niedrigsten mit Chrom legierte erste Charge besitzt die größten Karbide, wohingegen die höher legierten Chargen 2 und 3 sowohl einen vergleichbaren Chromgehalt als auch eine vergleichbare Karbidgröße aufweisen. Die höheren gemessenen Karbidgrößen bei ZHAO ET AL. [162] und SONG [151] (vgl. Abschnitt 5.2) korrelieren ebenfalls mit dem niedrigeren Chromgehalt der untersuchten Stähle.

In einem weiteren Schritt wird die Umwandlungskinetik der drei untersuchten Chargen des Stahles 100Cr6 verglichen. Der Umwandlungsfortschritt für die bereits im vorherigen Abschnitt gewählten Referenztemperaturen 650 °C, 400 °C und 300 °C ist in Bild 32 dargestellt. Die chemische Zusammensetzung der unterschiedlichen Chargen kann Tabelle 5 entnommen werden.

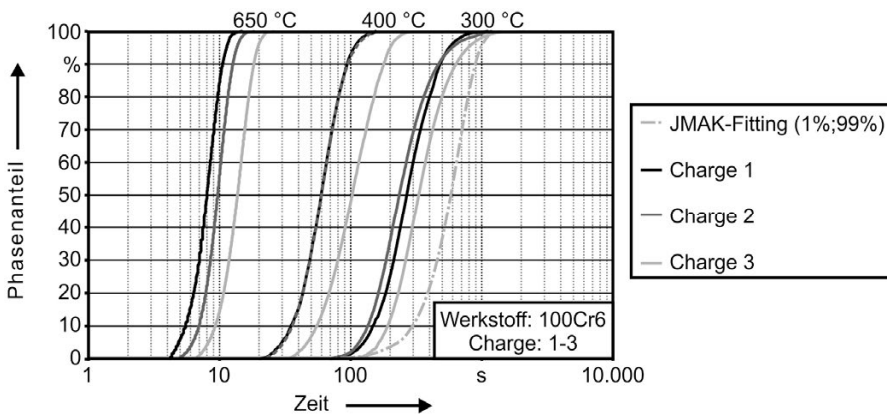


Bild 32: Vergleich der Umwandlungskinetik der 3 untersuchten Chargen des Werkstoffes 100Cr6 nach einer Austenitisierung von 15 min. bei 860 °C

Die perlitische Umwandlung bei 650 °C zeigt mit zunehmender Legierungskonzentration der Chargen eine Verschiebung des Umwandlungsverlaufs zu längeren Zeiten. Bis zum Erreichen einer 50 %igen Umwandlung benötigt die zweite Charge eine um 21 % und die dritte Charge um 71 % längere Haltezeit gegenüber der ersten Charge. Der charakteristische S-förmige Verlauf sowie die Steigung der Kurve verändern sich hierbei nicht stark. Die Umwandlung in den oberen Bainit bei 400 °C zeigt keinen Unterschied im Verhalten der ersten beiden Chargen. Die Umwandlung der dritten Charge ist hingegen stark verzögert, sodass die Zeit bis zu einer 50 %igen Umwandlung um 72 % erhöht ist. Die Umwandlung in den unteren Bainit bei 300 °C zeigt ein ähnliches Verhalten wie die Umwandlung in den oberen Bainit. Auch hier ist die Umwandlung der dritten Charge gegenüber den ersten beiden Chargen zu höheren Zeiten verschoben. Der Umwandlungsverlauf der zweiten Charge weicht jedoch auch leicht vom Verlauf der beiden anderen Chargen ab und ist durch eine geringfügig höhere Umwandlungsgeschwindigkeit zum Beginn der Phasenumwandlung und stärkere Umwandlungsverlangsamung im Endstadium der Phasenumwandlung gekennzeichnet.

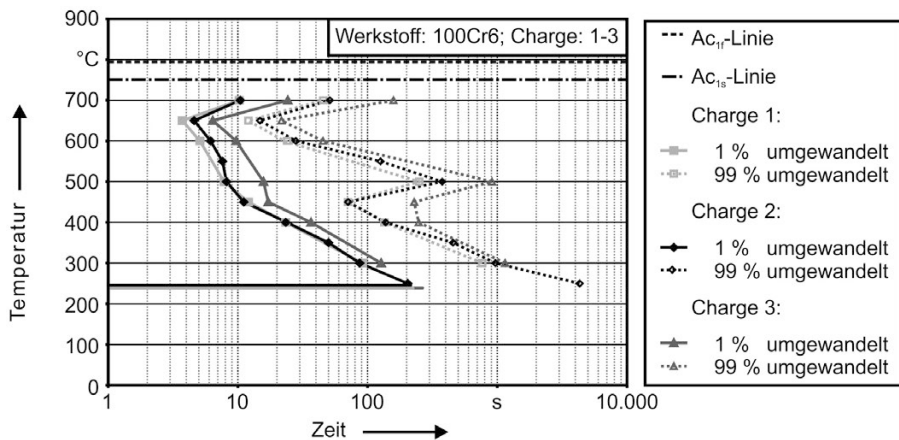


Bild 33: Vergleich der isothermen ZTU-Diagramme der 3 untersuchten Chargen des Werkstoffes 100Cr6 nach einer Austenitisierung von 15 min. bei 860 °C

Die isothermen ZTU-Diagramme mit Umwandlungsstart und -endlinien bei 1 Vol.% und 99 Vol.% umgewandelten Phasenanteil sind zum Vergleich in Bild 33 zusammengefasst. Im Bereich der perlitischen Umwandlung zeigt sich über den gesamten Temperaturbereich eine zunehmende Verzögerung des Umwandlungsbeginns und Verlangsamung der Umwandlung mit steigendem Legierungsgehalt. Im Temperaturbereich der bainitischen Umwandlung ist hingegen nahezu kein Unterschied

zwischen der ersten und zweiten Charge zu beobachten, wohingegen die Umwandlung der dritten Charge zu höheren Zeiten verschoben ist. Die Martensitstarttemperaturen M_s der drei untersuchten Chargen weichen marginal voneinander ab.

Für weiterführende Untersuchungen zum Einfluss von Chargenschwankungen auf das Umwandlungsverhalten kann auf eine Vielzahl von veröffentlichten ZTU-Diagrammen des Stahles 100Cr6 bzw. ähnlicher Stähle aus der Literatur zurückgegriffen werden. Neben den bereits in Abschnitt 2.2 aufgeführten Wärmebehandlungsatlanten werden z.B. in Veröffentlichungen im Teilprojekt C1 des Sonderforschungsbereiches 570 „Distortion Engineering“ [195] sowie von UMEMOTO ET AL. [196] und STICKELS [168] entsprechende ZTU-Diagramme gezeigt.

Zunächst wird eine Auswahl isothermer ZTU-Diagramme bei praxisnahen Austenitisierungsbedingungen den eigenen Messungen gegenübergestellt. Die chemischen Zusammensetzungen der gewählten Stähle sowie die Austenitisierungsbedingungen und die ermittelten Austenitkorngrößen sind in Tabelle 10 zusammengefasst. Die zugehörigen ZTU-Diagramme sind in Bild 34 gezeigt.

Tabelle 10: Chemische Zusammensetzung, Austenitisierungsbedingungen und Austenitkorngrößen der gegenübergestellten Chargen bei praxisnahen Austenitisierungsbedingungen (nach [31] [195] [48] [49] [50])

Quelle	Aust.	G_{ASTM}	C Gew. %	Si Gew. %	Mn Gew. %	Cr Gew. %	Mo Gew. %
Eigene Messungen 100Cr6 Charge 2	15 min. 860 °C	9	0,97	0,28	0,36	1,57	0,00
Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle [31]	15 min. 860 °C	8	1,04	0,26	0,33	1,53	0,00
SFB 570 - Teilprojekt C1: Stoffwertbestimmung [195]	10 min. 850 °C	k. A.	0,97	0,19	0,41	1,43	0,05
Atlas of Isothermal Transformations and Cooling Transformations Diagrams [48]	k. A. 843 °C	9	1,02	k. A.	0,36	1,41	k. A.
Atlas of Isothermal Transformation Diagrams of B. S. En. Steels [49]	30 min. 820 °C	7	1,08	0,25	0,53	1,46	0,06
Courbes de Transformation des Aciers de Fabrication Française [50]	30 min. 850 °C	7-8	1,00	0,27	0,30	1,71	0,04

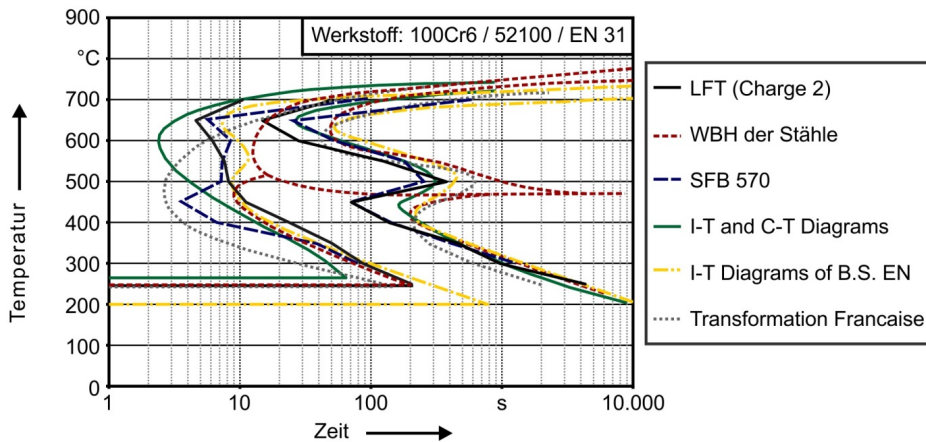


Bild 34: Vergleich der isothermen ZTU-Diagramme der Chargen des Stahles 100Cr6 bei praxisnahen Austenitisierungsbedingungen (nach [31] [195] [48] [49] [50])

Auf eine Umrechnung der Umwandlungsstart- und -endlinien über die JMAK-Gleichung auf einheitliche Prozentsätze umgewandelten Phasenanteil, wie es z.B. ARIMOTO [194] vorschlägt, wird verzichtet, da die bainitische Phasenumwandlung, wie bereits in Abschnitt 5.4 gezeigt, nicht ausreichend durch das JMAK-Modell abgebildet werden kann. Eine beispielhafte Gegenüberstellung einer gemessenen Umwandlungskurve mit einer über die JMAK-Gleichung an den 1 Vol.%- und 99 Vol.%-Umwandlungszeiten gefitteten Kurve ist zur Verdeutlichung in Bild 32 für die bainitische Umwandlung bei 300 °C der dritten Charge des Werkstoffes 100Cr6 eingezeichnet. Eine Umrechnung würde die Diagramme zwar vergleichbarer machen, ohne ein genaueres Umwandlungsmodell jedoch auch stark verfälschen.

Bei einem Vergleich der gemessenen Umwandlungskurven bei 1 Vol.% und 99 Vol.% umgewandeltem Phasenanteil mit den Literaturwerten sind deutliche Unterschiede im diffusionsgesteuerten und diffusionslosen Umwandlungsverhalten zu erkennen. Während die perlitische Umwandlung beim „Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams“ [48] bereits nach ca. 2,5 sec. beginnt und bei niedrigeren Umwandlungstemperaturen unterbrechungsfrei in die langsamere bainitische Umwandlung übergeht, zeigt sich beim „Courbes de transformation des aciers de fabrication françaises“ [50] ein gegensätzliches Verhalten, bei dem die bainitische Umwandlung zu einem früheren Zeitpunkt als die perlitische Umwandlung beginnt. Bei den weiteren Umwandlungsstartkurven ist hingegen ein unterschiedlich stark ausgeprägter, umwandlungsträger Bereich bei ca. 500 °C, sowie eine teils

bedeutend später einsetzende Phasenumwandlung festzustellen. Die Zeiten und generellen Formen der Umwandlungsendkurven zeigen hingegen eine bessere Übereinstimmung. Eine separate, C-förmige Umwandlungskurve des unteren Bainits ist bei den Umwandlungskurven nicht zu erkennen. Jedoch besitzen die eigenen Messungen sowie die Messungen des „SFB 570 - Teilprojekt C1: Stoffwertbestimmung“ [195] und „Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams“ [48] im Verlauf der Umwandlungskurven einen leichten Knickpunkt zu kürzeren Zeiten unterhalb von 350 °C. Sowohl bei den diffusionsgesteuerten Umwandlungen als auch bei der diffusionslosen martensitischen Umwandlung übersteigen die Abweichungen der Literaturwerte die in den eigenen Chargen gemessenen Unterschiede sowie die Messunsicherheit, die nach LÄPPLE [23] bei der Erstellung von ZTU-Diagrammen in etwa ± 10 °C und ± 10 % der Umwandlungszeit entspricht.

Da sich neben Abweichungen in der chemischen Zusammensetzung und Messunsicherheiten durch verschiedene Messmethoden auch die Austenitisierungsbedingungen und das GKZ-geglühte Ausgangsgefüge der Stähle unterscheiden, ist eine direkte quantitative Korrelation zwischen den Randbedingungen und der Umwandlungskinetik aus den vorliegenden Daten nicht möglich. In einem weiteren Schritt werden deshalb ZTU-Diagramme verglichen, deren Karbide durch eine höhere Austenitisierungstemperatur vollständig im Austenit aufgelöst sind. Die Einflussgrößen können in diesem Fall auf die in Tabelle 11 zusammengefassten chemischen Zusammensetzungen der gewählten Stähle sowie die ermittelten Austenitkorngrößen reduziert werden. Die zugehörigen ZTU-Diagramme sind in Bild 35 gezeigt.

Tabelle 11: Chemische Zusammensetzung, Austenitisierungsbedingungen und Austenitkorngrößen der Chargen bei vollständiger Karbidauflösung (nach [31] [196] [168])

Quelle	Aust.	G_{M}^{AST}	C Gew. %	Si Gew. %	Mn Gew. %	Cr Gew. %	Mo Gew. %
Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle [31]	15 min. 1050 °C	4	1,04	0,26	0,33	1,53	0,00
Umemoto et al. [196]	15 min. 1000 °C	4	0,99	0,24	0,29	1,39	0,02
Stickels [168]	30 min. 1040 °C	5-6	1,04	0,19	0,32	1,35	0,01

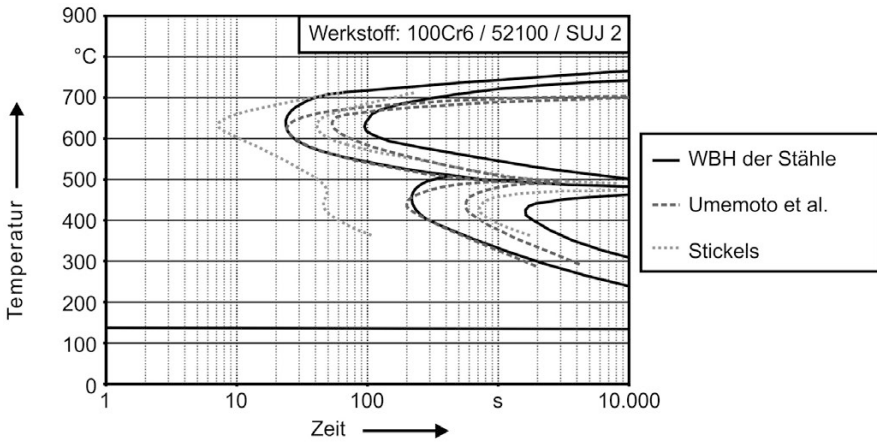


Bild 35: Vergleich der isothermen ZTU-Diagramme bei vollständiger Karbidauflösung (nach [31] [196] [168])

Durch die vollständige Karbidauflösung und Kornvergrößerung verschieben sich die Umwandlungsdiagramme gegenüber den Literaturwerten bei praxisnahen Austenitisierungstemperaturen und den eigenen Referenzkurven zu höheren Umwandlungszeiten der diffusionsgesteuerten Umwandlungen und bedeutend niedrigeren Temperaturen der diffusionslosen martensitischen Umwandlung.

Der nach martensitischer Abschreckung bei Raumtemperatur vorhandene Gehalt an Restaustenit im Werkstoff steigt beim „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“ [31] von ca. 7 Vol.% bei einer Austenitisierungstemperatur von 860 °C bis auf ca. 50 Vol.% bei einer Austenitisierungstemperatur von 1050 °C an. Die Verschiebung der Umwandlungszeiten ist bei der bainitischen Phasenumwandlung am stärksten ausgeprägt und beträgt beim „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“ [31] mehr als den Faktor 10. Die Verschiebung des bainitischen Umwandlungsbereiches zu niedrigeren Temperaturen bewirkt des Weiteren eine stärkere Ausprägung des umwandlungsträgen Übergangsbereiches bei ca. 500 °C. Die gegenüber dem „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“ [31] bedeutend früher einsetzende Phasenumwandlung bei STICKELS [168] kann zum Teil auf den niedrigeren Gehalt der Legierungselemente Chrom, Silizium und Nickel sowie das feinkörnigere austenitische Gefüge zurückgeführt werden. Auch die Phasenumwandlung bei UMEMOTO ET AL. [196] ist vermutlich durch den geringeren Chrom- und Nickelgehalt gegenüber dem „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“ [31] zu etwas kürzeren Umwandlungsendzeiten verschoben.

Da die Karbide bei den gewählten Austenitisierungsbedingungen vollständig gelöst sind, kann ein Einfluss durch die geänderte Karbideinfor-
mung und schnellere Karbidauflösung ausgeschlossen werden.

5.7 Zusammenfassende Bewertung der Umwandlungskinetik

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass das Umwandlungsverhalten des Wälzlagerstahls 100Cr6 nicht durch ein einziges Referenz-ZTU-Diagramm bzw. der zeitlicher Verschiebung der Umwandlungslinien abgebildet werden kann, sondern in Abhängigkeit des Ausgangsgefüges, der Wärmebehandlungsparameter und Chargenschwankungen starke Unterschiede im Umwandlungsverhalten auftreten können. Sowohl die Umwandlungszeiten und Umwandlungstemperaturen der einzelnen Umwandlungsbereiche als auch die generelle Form der ZTU-Diagramme weichen bei den Literaturwerten zum Teil erheblich voneinander ab.

Für eine Beschreibung des Umwandlungsverhaltens sowie dessen Veränderung bei unterschiedlichen Chargen und Randbedingungen müssen die perlitischen, bainitischen und martensitischen Umwandlungsbereiche getrennt betrachtet und in Relation zum Ausgangsgefüge und den Versuchsrandbedingungen gestellt werden. Isotherme ZTU-Diagramme sind dabei den Diagrammen mit kontinuierlicher Kühlung vorzuziehen, da nur bei isothermer Temperaturführung eine getrennte Beurteilung der perlitischen und bainitischen Phasenumwandlung der untersuchten Stähle möglich ist. Literaturwerte können nur dann mit einbezogen werden, wenn das Ausgangsgefüge, die Legierungszusammensetzung, die Versuchsrandbedingungen und die Versuchsmethodik genau bekannt sind. Insbesondere die unterschiedliche Definition des Umwandlungsbeginns, der sowohl durch Dilatometerversuche als auch durch die Untersuchung von Schlifffeldern des Gefüges ermittelt wird, erschwert den Einsatz der Literaturwerte. Eine Rekonstruktion des isothermen Umwandlungsverlaufs aus ZTU-Diagrammen ist nur dann möglich, wenn die Umwandlung durch ein geeignetes mathematisches Modell beschreibbar ist bzw. weitere Umwandlungskurven z. B. bei 10 Vol.%, 50 Vol.% und 90 Vol.% umgewandelten Phasenanteil vorliegen. Da dies bei durchhärtenden Wälzlagerstählen meist nicht der Fall ist, ist von der Verwendung der Literaturdaten für die numerische Simulation abzuraten.

6 Einflussgrößen auf das Umwandlungsverhalten von Wälzlagerstählen

Wie bereits im vorherigen Kapitel gezeigt, treten bei Wälzlagerstählen in Abhängigkeit des Ausgangsgefüges, der Werkstoffchargen und Wärmebehandlungsrandbedingungen erhebliche Unterschiede im Umwandlungsverhalten auf. In diesem Kapitel werden die Einflussgrößen deshalb durch eine gezielte Variation einzelner Parameter bei ansonsten unveränderten Versuchsbedingungen quantifiziert. Hierfür werden sowohl die Austenitisierungsbedingungen als auch die chemische Zusammensetzung der Stähle variiert. Des Weiteren werden Versuche unter der Wirkung einachsiger externer Zug- und Druckkräfte durchgeführt.

6.1 Einfluss der Austenitkonditionierung auf die Phasenumwandlung

Bei den Untersuchungen zum Einfluss der Austenitisierungsbedingungen auf die Phasenumwandlung wird zunächst auf die chemische Zusammensetzung des Austenits eingegangen. Durch eine Untersuchung der Karbidauflösung sowie der chemischen Zusammensetzung der Karbide nach unterschiedlicher Austenitisierung wird diese in Abhängigkeit der Austenitisierungsbedingungen ermittelt. Hierfür wird zunächst die Austenitisierung der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 bei unterschiedlichen Austenitisierungsbedingungen genauer untersucht. Anschließend werden ZTU-Diagramme für die untersuchten Austenitisierungsbedingungen aufgenommen und in Relation zu der ermittelten Legierungszusammensetzung des Austenits gestellt.

Für den praxisnahen Austenitisierungstemperaturbereich von 830 °C bis 890 °C werden sowohl isotherme ZTU-Diagramme als auch Gefügebilder der Karbidauflösung durch ein Laserrastermikroskop und EDX-Messungen der Legierungszusammensetzung der Karbide nach schneller martensitischer Abschreckung erstellt. Bei den Temperaturabstufungen 920 °C und 950 °C wird die weitere Karbidauflösung durch LSM-Gefügebilder untersucht. Zusätzliche ZTU-Diagramme werden im Temperaturbereich der vollständigen Karbidauflösung bei 980 °C und 1100 °C ermittelt. Da sich nach der vollständigen Karbidauflösung das Kornwachstum stark beschleunigt, kann aus dem Vergleich der ZTU-Diagramme bei 980 °C

und 1100 °C auf den Einfluss der Austenitkorngröße auf die Phasenumwandlung geschlossen werden, der bei niedrigeren Temperaturen mit dem Einfluss der Karbidauflösung und Legierungszusammensetzung im Austenit überlagert ist.

Tabelle 12: Versuchsmatrix zur Untersuchung der Austenitkonditionierung

Austenitierung	5 min.	7,5 min.	10 min.	12,5 min.	15 min.			19 min.	23 min.	29 min.	37 min.
					LSM	ZTU	EDX				
830 °C	LSM	LSM	LSM	LSM	LSM	ZTU	EDX	LSM	LSM	LSM	LSM
860 °C	LSM	LSM	LSM	LSM	LSM	ZTU	EDX	LSM	LSM	LSM	LSM
890 °C	LSM	LSM	LSM	LSM	LSM	ZTU	EDX	LSM	LSM	LSM	LSM
920 °C	LSM	LSM	LSM	LSM	LSM	---	---	LSM	LSM	LSM	LSM
950 °C	LSM	LSM	LSM	LSM	LSM	---	---	LSM	LSM	LSM	LSM
980 °C	---	---	---	---	---	ZTU	---	---	---	---	---
1100 °C	---	---	---	---	---	ZTU	---	---	---	---	---

Durch die quantitative Bestimmung der ungelösten Karbide, deren chemischer Zusammensetzung sowie des zuvor ermittelten Einflusses der Austenitkorngröße kann bei den niedrigeren Austenitierungstemperaturen der Einfluss der chemischen Zusammensetzung des Austenits auf die Umwandlung ermittelt werden. Die zugehörige Versuchsmatrix ist in Tabelle 12 zusammengefasst.

Tabelle 13: Versuchsparameter der Dilatometerversuche zur Untersuchung des Einflusses der Austenitkonditionierung auf das Umwandlungsverhalten

Austenitierung	kontinuierliche Abkühlrate	isotherme Haltetemperaturen				
		700 °C	600 °C	500 °C	400 °C	300 °C
830 °C ; 15 min.	50 K/s	700 °C	600 °C	500 °C	400 °C	300 °C
860 °C ; 15 min.	50 K/s	700 °C	600 °C	500 °C	400 °C	300 °C
890 °C ; 15 min.	50 K/s	700 °C	600 °C	500 °C	400 °C	300 °C
980 °C ; 15 min.	50 K/s	700 °C	600 °C	500 °C	400 °C	300 °C
1100 °C ; 15 min.	50 K/s	700 °C	600 °C	500 °C	400 °C	300 °C

Zur Ermittlung des diffusionsgesteuerten Umwandlungsverhaltens bei verschiedenen Austenitierungstemperaturen werden im Temperaturbe-

reich von 700 °C bis 300 °C in 100 °C-Abstufungen isotherme Dilatometerversuche durchgeführt. Zusätzlich wird jeweils die kontinuierliche Abkühlrate von 50 K/s für die diffusionslose martensitischen Umwandlung untersucht. Es werden analog zu den bereits in Kapitel 5 durchgeführten Versuchen je drei Proben nach einer Austenitisierungszeit von 15 Minuten ausgewertet. Die Parameter der Dilatometerversuche sind in Tabelle 13 zusammengefasst.

6.1.1 Karbidauflösungsverhalten bei der Austenitisierung

Für die Beurteilung des Auflösungsverhaltens der Karbide bei der Austenitisierung wird zunächst auf die dilatometrischen Untersuchungen der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 zurückgegriffen. Beim Erwärmen der Proben beginnt ab Erreichen der $A_{c,ib}$ -Temperatur neben der austenitischen Phasenumwandlung auch die diffusionsgesteuerte Auflösung der Karbide. Da die Karbidauflösung durch eine Volumenzunahme des Werkstoffes gekennzeichnet ist, kann die Auflösungskinetik anhand der Dilatometerkurven abgeschätzt werden (vgl. Bild 36). Bei der Probenerwärmung überlagert die Dehnungszunahme durch die Karbidauflösung zunächst die thermische Dehnung des Austenits. Mit steigender Temperatur verringert sich die Auflösungsgeschwindigkeit und die Dilatometerkurve geht in die näherungsweise Gerade der thermischen Dehnung des Austenits über. Auch beim isothermen Halten auf Austenitisierungstemperaturen von 830 °C bis 980 °C geht die zunächst schnelle Karbidauflösung langsam in die temperaturabhängige Kohlenstoffsättigung des Austenits über. Bereits nach wenigen Minuten isothermer Haltezeit flacht die gemessene Dehnungszunahme merklich ab und ein Großteil der temperaturabhängigen Karbidauflösung ist abgeschlossen.

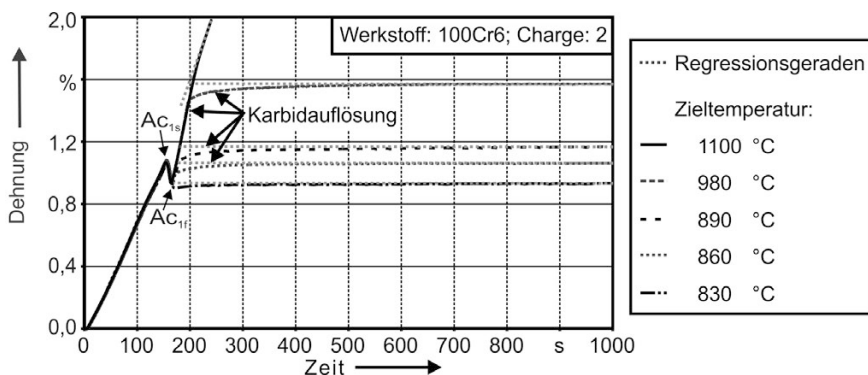


Bild 36: Einfluss der Karbidauflösung auf die Dilatometerkurven bei der Austenitisierung

Der Anteil des bereits während der Aufheizphase gelösten Karbide sowie der Gleichgewichtszustand bei langen Haltezeiten kann jedoch nur ungenau aus den Dilatometerkurven ermittelt werden, wodurch eine quantitative Bestimmung der Karbidauflösung aus den Dilatometerdaten nicht direkt möglich ist. Hierfür werden zusätzlich Proben nach unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen und -zeiten im ISO-T Versuchsaufbau der thermomechanischen Prüfanlage durch einen Luft-Wasser-Sprühnebel schnell martensitisch abgeschreckt, metallographisch präpariert und mikroskopisch ausgewertet.

Die nach der Austenitisierung verbliebenen Karbide sind in den LSM-Bildern in Tabelle 14 als schwarze Punkte bzw. bei größeren Karbiden schwarz umrandete Bereiche in der martensitischen Matrix zu erkennen. Die streifenförmigen Helligkeitsunterschiede in den Bildern entstehen durch das Zusammenfügen mehrerer Fokusebenen bei leicht verkippten Proben und haben keinen Einfluss auf die Auswertung. Bei 920 °C und bei 950 °C sind auch zunehmend größere schwarze kreisförmige Bereiche im Gefüge zu sehen, die auf bei der Präparation herausgebrochene Karbide zurückzuführen sind. Diese Bereiche werden bei der weiteren Auswertung als Karbide gewertet. Bei höheren Temperaturen heben sich das hellere Restaustenit von den martensitischen Lanzetten und Platten ab. Mit zunehmender Austenitisierungstemperatur und -zeit sind in den Gefügebildern sowohl ein geringerer Anteil an Karbiden als auch ein durch den steigenden Kohlenstoffgehalt im Austenit zunehmender Anteil an Restaustenit zwischen den martensitischen Lanzetten und Platten zu erkennen. Die Karbidauflösung erfolgt dabei nicht homogen über die Fläche verteilt, sondern es entstehen, wie in Tabelle 15 anhand der binarisierten Karbidverteilungsbilder, bei der die Karbide als weiße Punkte und Flächen zu erkennen sind, ersichtlich, sowohl nahezu karbidfreie Bereiche als auch Bereiche, in denen die Karbidkonzentration nicht merklich abgenommen hat.

Tabelle 14: LSM-Aufnahmen des martensitisch gehärteten Gefüges bei unterschiedlichen Austenisierungszeiten und -temperaturen

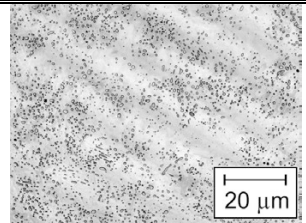
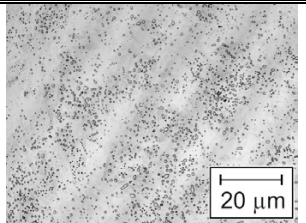
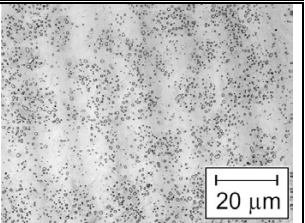
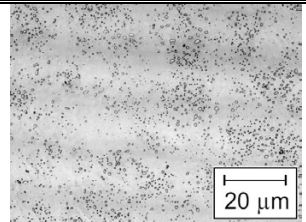
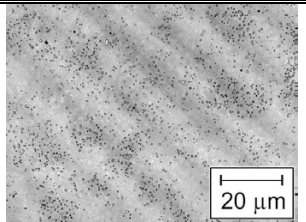
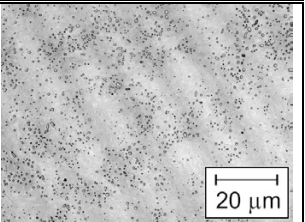
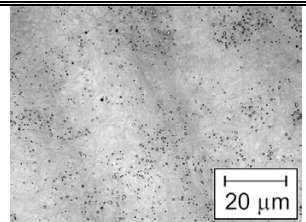
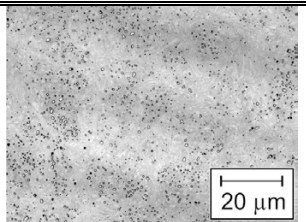
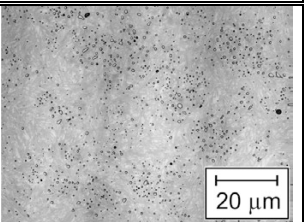
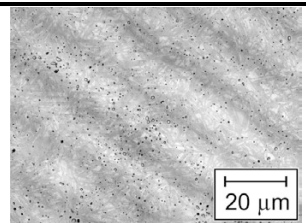
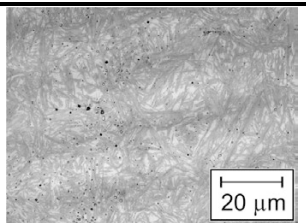
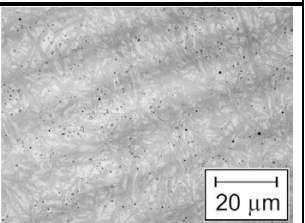
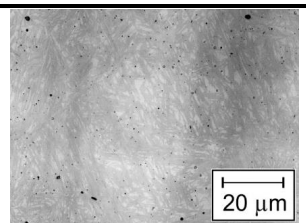
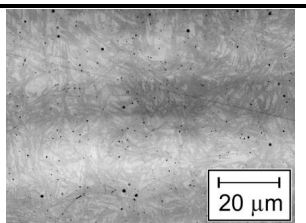
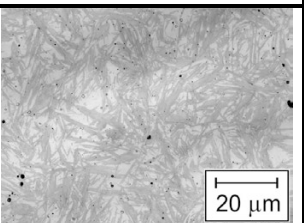
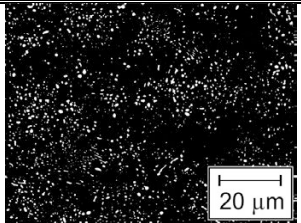
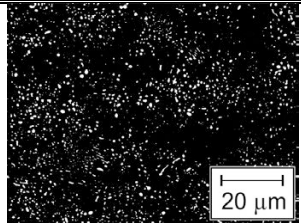
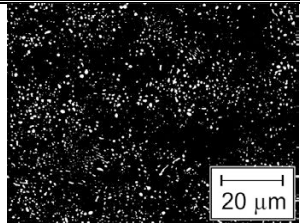
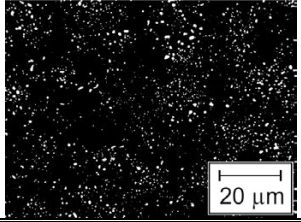
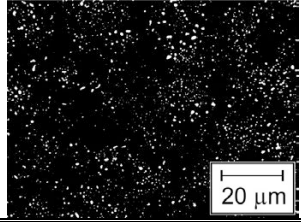
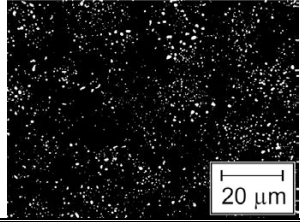
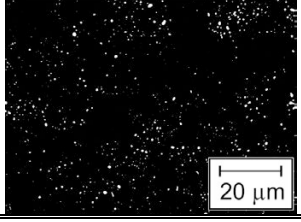
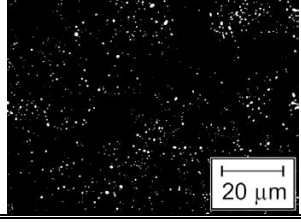
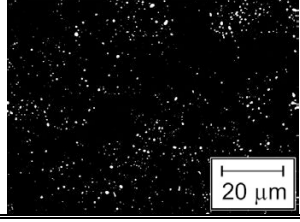
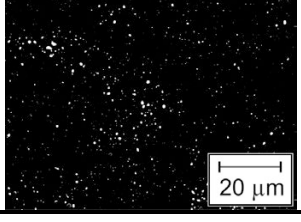
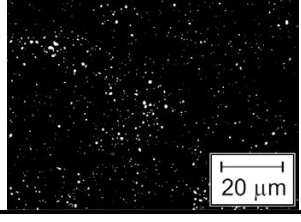
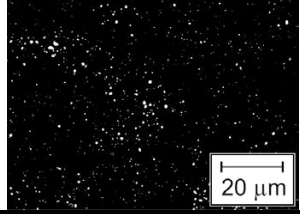



Laser-Scanning-Mikroskop 1500x		
830 °C; 10 min.	830 °C; 15 min.	830 °C; 19 min.
		
860 °C; 10 min.	860 °C; 15 min.	860 °C; 19 min.
		
890 °C; 10 min.	890 °C; 15 min.	890 °C; 19 min.
		
920 °C; 10 min.	920 °C; 15 min.	920 °C; 19 min.
		
950 °C; 10 min.	950 °C; 15 min.	950 °C; 19 min.
		

Tabelle 15: Binarisierte LSM-Aufnahmen des martensitisch gehärteten Gefüges bei unterschiedlichen Austenitisierungszeiten und -temperaturen

Laser-Scanning-Mikroskop 1500x (binarisiert)		
830 °C; 10 min.	830 °C; 10 min.	830 °C; 10 min.
		
860 °C; 10 min.	860 °C; 10 min.	860 °C; 10 min.
		
890 °C; 10 min.	890 °C; 10 min.	890 °C; 10 min.
		
920 °C; 10 min.	920 °C; 10 min.	920 °C; 10 min.
		
950 °C; 10 min.	950 °C; 10 min.	950 °C; 10 min.
		

Die Wahrscheinlichkeitsdichteverteilungen der äquivalenten Kreisdurchmesser der Karbide bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen sind für je 1000 Karbide aus drei Auswertebereichen in Bild 37 zusammengefasst. Bei 830 °C, 860 °C und 890 °C nimmt die mittlere Karbidgröße gegenüber dem GKZ-geglühten Ausgangsgefüge nur langsam ab, sodass auch nach einer Austenitisierung bei 890 °C noch größere Karbide mit einem Durchmesser über 1 µm vorhanden sind. Erst ab einer Austenitisierungstemperatur von 920 °C und einem verbleibenden Karbidflächenanteil von ca. 0,85 % sinkt der Karbiddurchmesser stark ab.

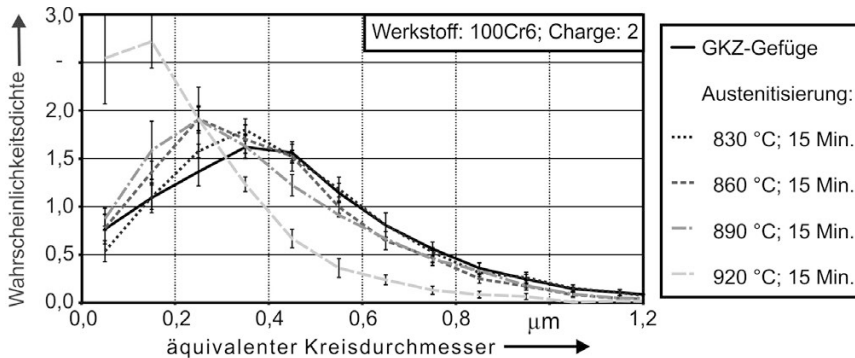


Bild 37: Einfluss der Karbidauflösung auf die Dilatometerkurven bei der Austenitisierung

Auf die Schwierigkeiten bei der quantitativen Bestimmung des Karbidflächenanteils nach der Austenitisierung wird unter anderem in Band 3 des „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“ eingegangen. Die Messunsicherheit bei der Auswertung wird z.B. bei geringen Flächenanteilen unter 3 % mit ± 30 % angegeben [25]. Da auch bei den eigenen Messungen hohe Standardabweichungen der ermittelten Karbidflächenanteile sowie Schwierigkeiten bei der Messung sehr kleiner Karbide mit einem Durchmesser unter 0,2 µm aufgetreten sind, wird auch auf die zahlreichen Literaturwerte zum Abgleich der eigenen Ergebnisse zurückgegriffen.

Der umfangreichste Datensatz zur Karbidauflösung für Austenitisierungstemperaturen von 750 °C bis 1050 °C und Austenitisierungszeiten bis 1000 Sekunden steht aus Band 3 des „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“ [25] zur Verfügung. Die Karbidauflösungskinetik wird auch von GUILLOT und DUDRAGNE [197] bzw. PEILLOUD und DUDRAGNE [198] umfassend untersucht. Da jedoch nur die Anzahl und nicht, wie bei einigen Veröffentlichungen fälschlicherweise übersetzt, die Fläche der aufgelösten Karbide untersucht wird, ist ein direkter Vergleich mit den eigenen Daten nicht zielführend. Bei STICKELS [168], BESWICK [169], YAJIMA ET AL. [200] und ZHANG ET AL. [170] sich auch Daten für längere Haltezeiten

veröffentlicht. Bei ZHAO ET AL. [162] wird die Karbidauflösung aus der Längenänderung der Dilatometerproben sowie Schlibfbildern ermittelt. JIMENEZ-MELERO ET AL. [199] setzen ein Synchrotron-Diffraktometer und EPP ET AL. [161] ein Röntgendiffraktometer zur In-situ-Messung der Karbidauflösung ein. Bei längeren Haltezeiten kann auf die thermodynamisch berechneten Gleichgewichtszusammensetzungen zurückgegriffen werden, die sich im Gleichgewicht nach sehr langen Haltezeiten einstellen. EPP ET AL. [161] berechnen diese mit Thermocalc und kommen zu dem Ergebnis, dass die Karbidauflösung ab 730 °C beginnt, der Karbidgehalt bei 740 °C bereits auf 9 Gew.% absinkt und die Auflösung bei 870 °C vollständig abgeschlossen ist. Der mit JMatPro berechnete Karbidgehalt der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 ist in Tabelle 17 für den Temperaturbereich von 700 °C bis 890 °C zusammengefasst und liegt bei etwas höheren Temperaturen für eine vergleichbare Karbidauflösung. Die chemischen Zusammensetzungen der untersuchten Stähle sowie der Karbidflächenanteil der GKZ-geglühten Ausgangsgefüge sind in Tabelle 16 zusammengefasst.

Tabelle 16: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle sowie der ermittelte Karbidgehalt im weichgeglühten Ausgangszustand (nach [25] [168] [169] [161] [200] [162] [201] [170] [199])

Quelle	Karbid Vol.%	C Gew.%	Si Gew.%	Mn Gew.%	Cr Gew.%	Mo Gew.%	Ni Gew.%
LFT Charge 2	17	0,97	0,28	0,36	1,57	0,00	0,03
Atlas zur WBH [25]	15,4	1,00	0,22	0,34	1,52	0,00	0,10
Stickels [168]	16,0	1,04	0,19	0,32	1,35	0,01	0,12
Beswick [169]	15,0	1,01	0,24	0,30	1,42	0,02	0,06
Epp et al. [161]	16,3	0,96	0,20	0,43	1,48	0,05	0,10
Yajima et al. [199]	k. A.	0,95	0,30	0,34	1,54	k. A.	k. A.
Zhao et al. [162]	14	1,01	0,25	0,32	1,36	0,04	0,16
Shiko et al. [201]	18,5	0,96	0,24	0,40	1,51	k. A.	0,03
Zhang et al. [170]	k. A.	1,02	k. A.	k. A.	1,45	k. A.	k. A.
Jimenez-M. et al. [199]	k. A.	0,96	0,20	0,34	1,44	0,05	k. A.

Die Umrechnung des bei EPP ET AL. [161] angegebenen Gewichtsgehaltes w_K der ungelösten Karbide in den Volumengehalt bzw. Flächengehalt der Karbide V_K erfolgt nach Gleichung (47) unter der Annahme eines Zweikomponentengemisches. Die Dichte der Karbide ρ_K wird mit $7,671 \text{ g/cm}^3$, die Dichte des Eisens ρ_{Fe} mit $7,874 \text{ g/cm}^3$ angenommen [202].

$$V_K = \frac{w_K / \rho_{Fe}}{(w_K / \rho_{Fe}) + (w_{Fe} / \rho_K)} \quad (47)$$

Der bei BESWICK [169] angegebene Gewichtsgehalt des Kohlenstoffes im Austenit $w_{C \text{ in } A}$ wird über Gleichung (48) in Abhängigkeit des Gesamtkohlenstoffgehaltes des Stahles $w_{C \text{ ges}}$ in den Gewichtsgehalt der ungelösten Karbide $w_{C \text{ in } K}$ und wiederum nach Gleichung (47) in den Volumengehalt bzw. Flächengehalt der Karbide V_K umgerechnet.

$$w_{C \text{ ges}} = \frac{(w_{C \text{ ges}} - w_{C \text{ in } A})}{(w_{C \text{ in } K} - w_{C \text{ in } A})} \quad (48)$$

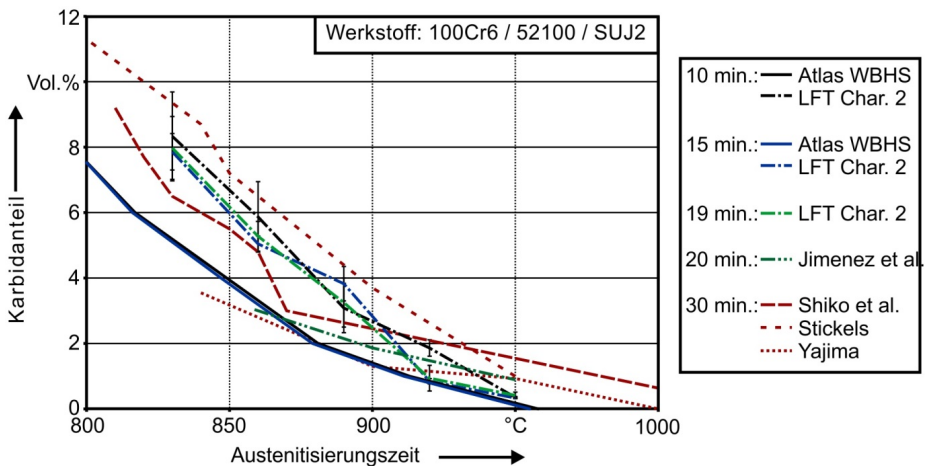


Bild 38: Karbidauflösungsverhalten in Abhängigkeit der Austenitisierungszeit und -temperatur (nach [25] [168] [200] [201] [199])

Der über die Austenitisierungstemperatur (vgl. Bild 38) und über die Austenitisierungszeit (vgl. Bild 39) zusammengefasste Karbidflächenanteil aus eigenen Messungen und Literaturdaten zeigt wie erwartet starke Abweichungen. Generell erscheinen die von STICKELS [168] gemessenen Karbidflächenanteile bei $840 \text{ }^\circ\text{C}$ im Vergleich zu den übrigen Messungen zu hoch. Auch die von BESWICK [169] gemessenen hohen Werte bei kurzen Austenitisierungszeiten sowie die starke Abnahme des Karbidentails im Bereich von ca. $100 - 300$ Sekunden bei $950 \text{ }^\circ\text{C}$ korrelieren nicht mit den

übrigen Quellen und den eigenen Dilatometermessungen. Die Messungen von EPP ET AL. [161], ZHAO ET AL. [162] und die eigenen Messungen zeigen hingegen prinzipiell gute Übereinstimmungen. Die eigenen Werte liegen bei 830 °C bei vergleichsweise hohen Werten, der „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“ [25] und ZHANG ET AL. [170] hingegen bei 850 °C und kurzen Austenitisierungszeiten niedriger als in den zuvor genannten Quellen.

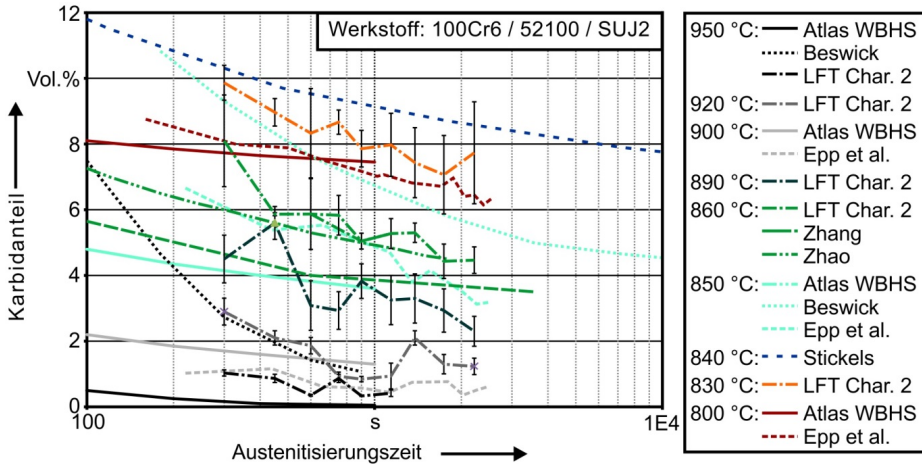


Bild 39: Karbidauflösungsverhalten in Abhängigkeit der Austenitisierungszeit und -temperatur (nach [25] [168] [169] [161] [162] [170])

Tabelle 17: Mit JMatPro berechneter Karbidgehalt im thermodynamischen Gleichgewicht

700 °C	710 °C	720 °C	730 °C	740 °C	750 °C	760 °C	770 °C	780 °C	790 °C
14,32 Gew. %	14,31 Gew. %	14,29 Gew. %	14,27 Gew. %	12,82 Gew. %	5,77 Gew. %	5,38 Gew. %	5,02 Gew. %	4,65 Gew. %	4,27 Gew. %
800 °C	810 °C	820 °C	830 °C	840 °C	850 °C	860 °C	870 °C	880 °C	890 °C
3,88 Gew. %	3,48 Gew. %	3,07 Gew. %	2,65 Gew. %	2,22 Gew. %	1,77 Gew. %	1,32 Gew. %	0,85 Gew. %	0,36 Gew. %	0,00 Gew. %

6.1.2 Chemische Zusammensetzung des Austenits und der Karbide

Die größtenteils globular eingeformten Karbide der weichgeglühten Werkstoffe bestehen, wie bereits in Abschnitt 2.4.3 erwähnt, nicht aus reinem Zementit bzw. Eisenkarbid (Fe_3C), sondern in Abhängigkeit des Legierungsgehaltes des Gesamtgefüges aus Mischkarbiden $(Fe, M)_3C$ und

Sonderkarbiden. Bei der Austenitisierung reichern sich die Karbide durch die im Vergleich zum Kohlenstoff geringere Diffusionsgeschwindigkeit weiter mit den karbidbildenden Elementen Cr, Mn und Mo an. Das nicht karbidbildende Element Si wird hingegen von den Karbiden in das umgebende Gefüge verdrängt. Die chemische Zusammensetzung des Ferrits und des sich bildenden Austenits weicht folglich während der Wärmebehandlung stark von den in Tabelle 4 und Tabelle 5 gezeigten Zusammensetzungen der Gesamtgefüge ab.

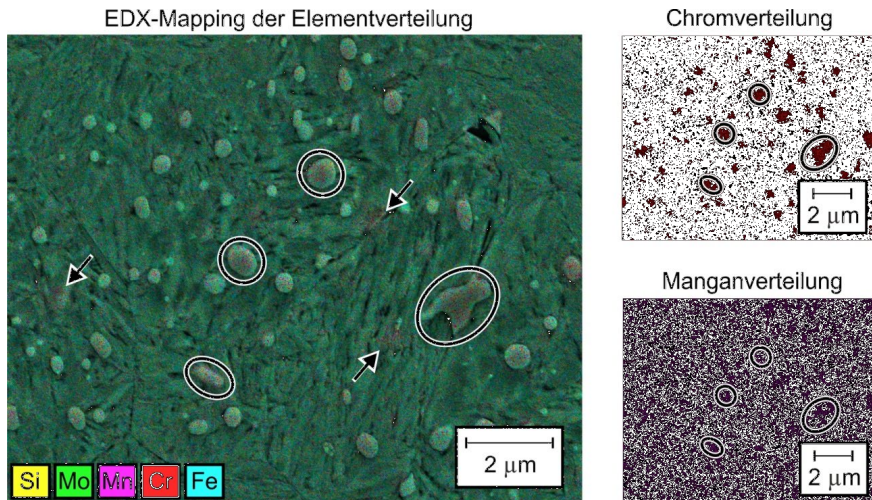


Bild 40: Qualitatives EDX-Mapping des martensitisch gehärteten Gefüges des Werkstoffes 100CrMnSi6-4 mit 20 KV Beschleunigungsspannung

Für die Untersuchung der Elementverteilung bei der Austenitisierung werden deshalb EDX-Messungen der Legierungskonzentration in den Karbiden durchgeführt. Eine exemplarische qualitative EDX-Messung der Elementverteilung des Werkstoffes 100CrMnSi6-4 im martensitisch gehärteten Zustand nach einer Austenitisierung von 15 min. bei 860 °C ist in Bild 40 dargestellt. Bei dem untersuchten Werkstoff sind eine starke Anreicherung von Cr sowie eine geringere Anreicherung von Mangan in den mit Ellipsen gekennzeichneten größeren Karbiden zu erkennen. Darüber hinaus zeigt sich jedoch auch in den mit Pfeilen gekennzeichneten Bereichen, in denen keine Karbide sichtbar sind, eine gewisse Anreicherung der Legierungselemente. Dies ist auf die Eindringtiefe des Elektronenstrahls in den Werkstoff zurückzuführen, die in Abhängigkeit der Beschleunigungsspannung und Dichte des Werkstoffes variiert. Meist wird eine Eindringtiefe von ca. 1 µm angenommen [203], wodurch bei den kleineren Karbiden auch das umgebende Gefüge mitgemessen wird und auch die durch Pfeile gekennzeichneten Karbide knapp unterhalb der

Probenoberfläche messbar sind. Nach ANDERSEN und HASLER [204] kann die Eindringtiefe R_e im Werkstoff, in der die Röntgenstrahlung zur Elementanalyse erzeugt wird, durch Gleichung (49) über die Beschleunigungsspannung E_o gesteuert werden:

$$R_e = \frac{0,0064 (E_o^{1,68} - E_c^{1,68})}{\rho} \quad (49)$$

Bei einer angenommenen mittleren Dichte ρ des Werkstoffes von $7,87 \text{ g/cm}^3$ ergeben sich in Abhängigkeit der kinetischen Energie der Elektronen E_o die in Tabelle 18 zusammengefassten Eindringtiefen für die Erzeugung der charakteristischen K- α - und L- α -Spektrallinien der Elemente. Für eine ausreichend hohe Anregungswahrscheinlichkeit der Atome muss die Beschleunigungsspannung dabei mindestens der doppelten Anregungsenergie der energetisch höchsten untersuchten Spektrallinie entsprechen.

Tabelle 18: Berechnete Eindringtiefe der Elektronen im Werkstoff bis zum Unterschreiten der für eine Anregung der Atome notwendigen Energie

Element		E_c	Beschleunigungsspannung E_o			
			20,0 KV	17,5 KV	15,0 KV	12,5 KV
Cr	K- α	5,411 KeV	1,11 μm	0,86 μm	0,63 μm	0,43 μm
	L- α	0,573 KeV	1,24 μm	0,99 μm	0,77 μm	0,56 μm
Mn	K- α	5,894 KeV	1,09 μm	0,84 μm	0,61 μm	0,41 μm
	L- α	0,637 KeV	1,24 μm	0,99 μm	0,77 μm	0,56 μm
Fe	K- α	6,398 KeV	1,06 μm	0,81 μm	0,59 μm	0,38 μm
	L- α	0,705 KeV	1,24 μm	0,99 μm	0,76 μm	0,56 μm

Die Elementzusammensetzung der größeren Karbide des GKZ-geglühten Ausgangsgefüges sowie des martensitisch gehärteten Gefüges können folglich mit einer Beschleunigungsspannung von 12,5 kV gemessen werden. Bild 41 zeigt ein beispielhaftes Spektrum der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 sowie die Messpunkte und Auswertebereiche bei Punktmessungen mit dieser Beschleunigungsspannung. Da Elemente mit Ordnungszahlen < 11 nur unzureichend genau mit EDX gemessen werden können, wird der Kohlenstoff zunächst aus der Analyse ausgeschlossen. Die Elementkonzentrationen der anderen Elemente werden im Anschluss um den Kohlenstoffgehalt der Karbide von 6,69 Gew.% korrigiert.

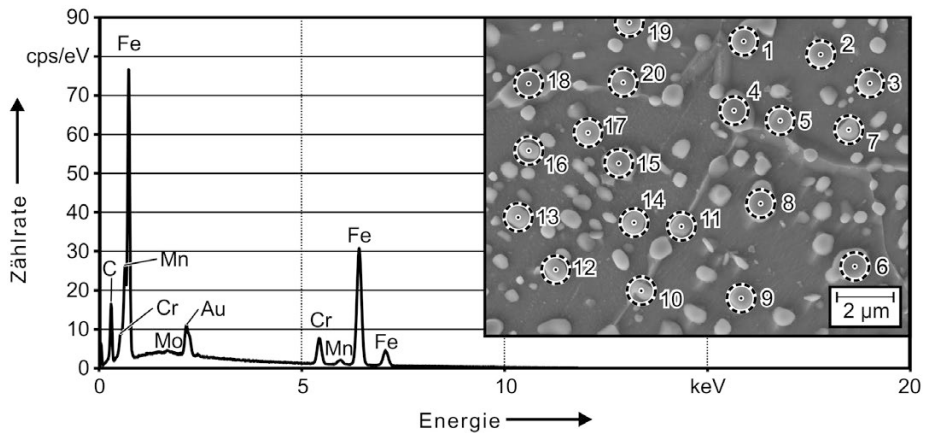


Bild 41: EDX-Spektrum eines Karbides im GKZ-Gefüge des Werkstoffes 100Cr6

Die gemessenen Konzentrationen der Elemente Molybdän und Silizium sind bei den Analysen mit bis zu 0,2 Gew.% zu niedrig, um aussagekräftige Ergebnisse zu erzielen. Ein Unterschied im Legierungsgehalt der Korngrenzenkarbide (vgl. Bild 41 Karbide Nr. 1, 4, 5, 10, 11, 18 und 20) im Vergleich zu den übrigen Karbiden ist nicht festzustellen.

Tabelle 19: EDX-Messungen der Legierungselementkonzentration in den Karbiden des GKZ-Gefüges des Werkstoffes 100Cr6 mit 12,5 KV Beschleunigungsspannung

Einzelmessungen Gew.%											Mittelwert Gew.%	
Cr	9,0	8,4	7,8	8,5	7,0	9,9	6,3	12,0	8,8	9,4		
Mn	0,9	1,0	1,0	0,8	1,1	0,9	1,1	0,7	0,9	0,9		
Einzelmessungen Gew.%											Mittelwert Gew.%	
Cr	8,8	9,6	9,4	6,9	9,5	7,4	8,5	7,7	7,8	8,9		8,6±1,2
Mn	1,0	0,8	1,0	1,1	1,0	1,0	1,1	1,0	0,8	1,1		1,0±0,1

Die in Tabelle 19 zusammengefassten Messungen der Karbide im GKZ-geglühten Gefüge zeigen eine gute Übereinstimmung mit den von LUZIGNOVA [36] berechnete Legierungselementkonzentrationen der Karbide im Gleichgewicht mit Austenit bei 850 °C von 9,8 Gew.% Chrom und den von SONG ET AL. [205] berechneten Elementkonzentrationen der Karbide im Gleichgewicht mit Ferrit bei 850 °C von 7,4 Gew.% Chrom und 0,7 Gew.% Mangan. BESWICK [169] ermittelt bei seinen Messungen des GKZ-geglühten Gefüge einen niedrigeren Chromgehalt von 7 Gew.%, STICKELS [168] einen Chromgehalt von 9 Gew.% und GLOWACKI und BARBACKI [206] einen Chromgehalt von 6,9 Gew.% im Zementit, das

sich nach einem schrittweisen Abkühlen von 1050 °C ausgehend während der Perlitbildung bei 715 °C ausscheidet sowie einen Chromgehalt von 9 Gew.% im GKZ-geglühten Gefüge.

Mit steigender Austenitisierungstemperatur steigt der Chromgehalt an, wohingegen der Mangangehalt in den verbleibenden Karbiden leicht sinkt (vgl. Bild 42). Der Anstieg des Chromgehalts zeigt dabei gute Übereinstimmungen mit den bei BESWICK [169] angegebenen Werten. SONG [150] misst bereits nach einer Austenitisierung von 5 min. bei 850 °C einen höheren Chromgehalt der Karbide von 12 Gew.%. Bei STICKELS [168] sinkt der Chromgehalt hingegen bei steigender Austenitisierungszeit und -temperatur auf bis zu 7 Gew.% ab.

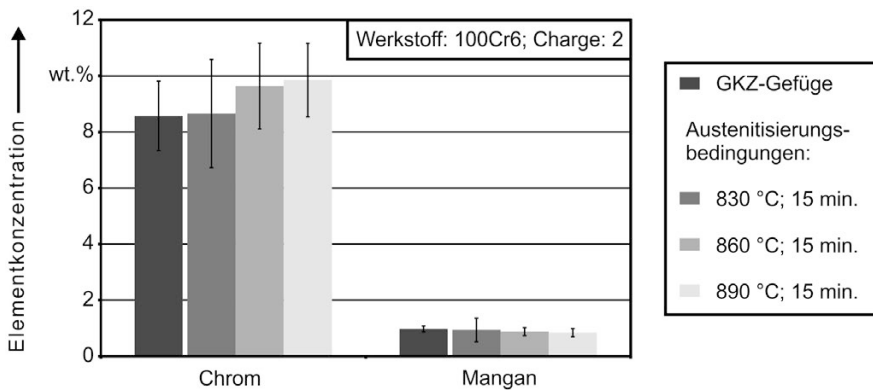


Bild 42: Veränderung der Legierungselementkonzentrationen in den nach der Austenitisierung verbleibenden Karbiden

6.1.3 Einfluss der Karbidauflösung auf die Phasenumwandlung

Mit den ermittelten Daten zur Karbidauflösung und dem Chrom- und Mangangehalt der Karbide bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen kann die Legierungselementkonzentration im Ferrit bzw. Austenit bei Beginn der Abschreckung berechnet werden (vgl. Tabelle 20). Der Siliziumgehalt in den Karbiden sowie der Kohlenstoffgehalt im Ferritanteil des GKZ-Gefüges wird dabei mit 0 Gew.% angenommen. Aus der Legierungselementkonzentration und den ermittelten Austenitkorngrößen kann wiederum ein quantitativer Zusammenhang mit den ermittelten Verschiebungen der ZTU-Diagramme bzw. des Umwandlungsverhaltens bei unterschiedlichen Austenitisierungsbedingungen hergestellt werden.

Tabelle 20: Berechnete chemische Zusammensetzung des ferritischen und austenitischen Gefüges des Werkstoffes 100Cr6 nach unterschiedlichen Austenitisierungen

Austenitisierungsbedingungen	Fe Gew.%	C Gew.%	Cr Gew.%	Mn Gew.%	Si Gew.%	G _{ASTM} ---
--- (GKZ-Geglüht)	99,03	0,00	0,39	0,26	0,33	---
830 °C; 15 min	97,94	0,50	0,98	0,31	0,30	10,5
860 °C; 15 min	97,57	0,67	1,14	0,33	0,29	10
890 °C; 15 min	97,39	0,74	1,24	0,34	0,29	9,5
980 °C; 15 min	95,82	0,97	1,57	0,36	0,28	6,5
1100 °C; 15 min	95,82	0,97	1,57	0,36	0,28	2,5

Das Umwandlungsverhalten bei den untersuchten Austenitisierungstemperaturen ist in Bild 43 für Umwandlungsstart und -ende bei 1 % und 99 % umgewandelten Phasenanteil zusammengefasst. Die logarithmische Zeitzählung beginnt ab Unterschreiten der A_{c1f} -Temperatur.

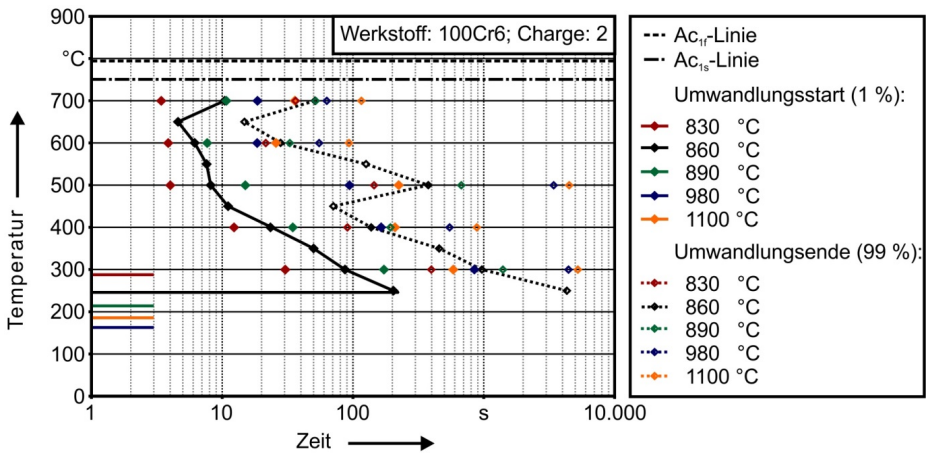


Bild 43: Vergleich der isothermen Phasenumwandlung der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 nach unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen

Die diffusionsgesteuerten Umwandlungen verschieben sich mit steigenden Austenitisierungstemperaturen stetig zu längeren Umwandlungszeiten (vgl. auch Bild 34 und Bild 35). Bei der perlitischen Phasenumwandlung ist sowohl bei steigenden Legierungselementkonzentrationen im Austenit durch Austenitisierungstemperaturen von 830 °C bis zur vollständigen Karbidauflösung bei 980 °C als auch bei steigender Austenitkorngröße durch Austenitisierungstemperaturen von 980 °C bis 1100 °C eine Umwandlungsverlangsamung festzustellen. Der umwandlungsträge Bereich zwischen den perlitischen und bainitischen Umwandlungen bei

ca. 500 °C zeigt mit steigenden Austenitisierungstemperaturen eine bedeutend stärkere Ausprägung, die auf ein Absinken der B_s -Temperatur zurückzuführen ist. Bei der bainitischen Phasenumwandlung ist ebenfalls eine Verschiebung der Umwandlungslinien zu höheren Zeiten festzustellen. Lediglich der Umwandlungsbeginn des unteren Bainits verschiebt sich bei einer Umwandlungstemperatur von 300 °C durch den Anstieg der Austenitkorngröße bei Austenitisierungstemperaturen von 980 °C bis 1100 °C zu kürzeren Zeiten. Die M_s -Temperatur sinkt bei steigenden Austenitisierungstemperaturen von 830 °C bis 980 °C aufgrund der zunehmenden Anreicherung des Austenits mit Kohlenstoff und Chrom stetig ab. Bei einem weiteren Anstieg der Austenitisierungstemperatur auf 1100 °C steigt die M_s -Temperatur jedoch wieder an. Dieser Anstieg der M_s -Temperatur bei sehr hohen Austenitisierungstemperaturen wird auch im „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“ beobachtet, kann jedoch nicht eindeutig der steigenden Austenitkorngröße bzw. einer eventuellen Entkohlung der Probe zugeordnet werden [25]. Neuere Messungen von YANG und BHADESHIA [47] bestätigen jedoch den Zusammenhang der M_s -Temperatur mit der Austenitkorngröße. Auch LEE und LEE [119], sowie GARCÍA-JUNCEDA ET AL. [207] gehen bei ihren empirischen Berechnungen der M_s -Temperatur von einem Anstieg der M_s -Temperatur bei steigender Austenitkorngröße aus.

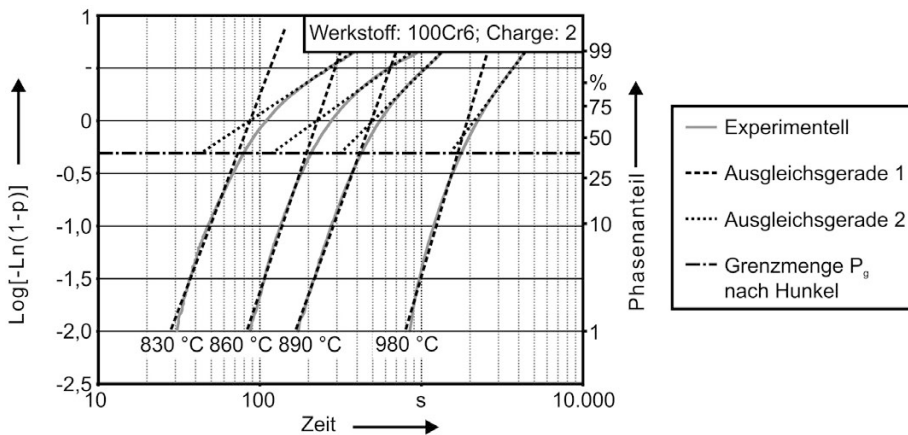


Bild 44: Linearisiertes Umwandlungsverhalten der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 bei einer Temperatur von 300 °C nach unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen

Da der Kohlenstoffgehalt im Austenit bei steigender Austenitisierungstemperatur zunimmt (vgl. Tabelle 20), ist es auch von Interesse, den Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf die von HUNKEL ET AL. [71] beschriebene Verlangsamung der isothermen Umwandlung des unteren

Bainits durch die Anreicherung des Kohlenstoffes im Restaustenit zu untersuchen. Die linearisierten isothermen Umwandlungsverläufe bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen und einer Bainitisierungstemperatur von 300 °C sind hierfür in Bild 44 zusammengefasst. Des Weiteren ist der von HUNKEL ET AL. [71] beschriebene, über alle Austenitisierungstemperaturen gut mit dem ermittelten Beginn der Abweichung von der ersten Ausgleichsgerade zu korrelieren scheinende Übergangsbereich zwischen zwei aufeinanderfolgenden Umwandlungsgeschwindigkeiten mit jeweils konstanten JMAK-Exponenten n bei 40 Vol.% bainitischem Phasenanteil eingezeichnet. Dies ist jedoch auf die linearisierte Auftragung zurückzuführen, die den Umwandlungsverlauf stark verzerrt. Trägt man die Steigung der linearisierten Kurven hingegen über den umgewandelten Phasenanteil auf, so ist für alle Austenitisierungstemperaturen eine näherungsweise lineare Abnahme des JMAK-Exponenten n (vgl. Formel (50)) über die Phasenumwandlung zu erkennen (vgl. Bild 45). Ein Knickpunkt bei 40 Vol.% bainitischem Phasenanteil ist nicht festzustellen.

$$n_a(p_\beta) = \frac{\Delta \log(-\ln(1 - p_\beta))}{\Delta \log(t)} \quad (50)$$

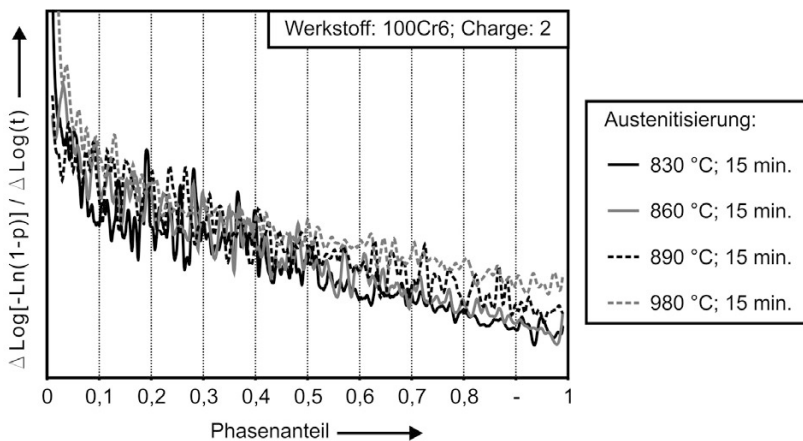


Bild 45: Steigung der linearisierten Umwandlungskurve der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 nach unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen

Im Rahmen der Messunsicherheit ist nur ein schwacher Einfluss der Austenitisierungsbedingungen und folglich des Kohlenstoffgehaltes im Austenit auf den JMAK-Exponenten n zu beobachten. Tendenziell liegt der Exponent bei höheren Austenitisierungszeiten auf einem höheren Anfangsniveau und sinkt weniger stark ab.

6.2 Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die Phasenumwandlung

Um bei größeren Wälzlagerkomponenten eine vollständige Durchhärtung des Querschnitts zu gewährleisten, werden höherlegierte Stähle eingesetzt, deren Umwandlungsgeschwindigkeit gegenüber dem Stahl 100Cr6 verlangsamt ist. Der Einfluss der hierfür eingesetzten Hauptlegierungselemente Chrom, Mangan, Molybdän und Silizium auf die Umwandlungskinetik wird im folgenden Abschnitt anhand der Stähle 100CrMnSi6-4 und 100CrMo7-3 untersucht. Hierdurch kann die chemische Zusammensetzung des Austenits in einem größeren Bereich variiert werden, als es durch die Veränderung der Austenitisierungsbedingungen im vorherigen Abschnitt möglich ist.

Analog zur Untersuchung des Einflusses der Austenitisierungsbedingungen wird zunächst auf das GKZ-geglühte Ausgangsgefüge der Stähle und die Austenitisierung eingegangen, um die Legierungszusammensetzung des Austenits anhand der Karbidauflösung und der chemischen Zusammensetzung der Karbide zu ermitteln. Im Anschluss werden isotherme ZTU-Diagramme der Stähle aufgenommen. Die Verschiebung der Umwandlungsbereiche im Vergleich zum Referenzwerkstoff 100Cr6 kann hierdurch in einen quantitativen Zusammenhang zu den Legierungselementen gesetzt werden.

Tabelle 21: Versuchsparameter der kontinuierlichen und isothermen Versuche zur Ermittlung des Einflusses der Legierungszusammensetzung auf die Phasenumwandlung

Werkstoff	Abkühlraten	isotherme Haltetemperaturen			
		700 °C	650 °C	600 °C	500 °C
100CrMnSi6-4	12,5 K/s	700 °C	650 °C	600 °C	500 °C
		450 °C	400 °C	300 °C	---
100CrMo7-3	5 K/s	700 °C	650 °C	600 °C	500 °C
		450 °C	400 °C	300 °C	---

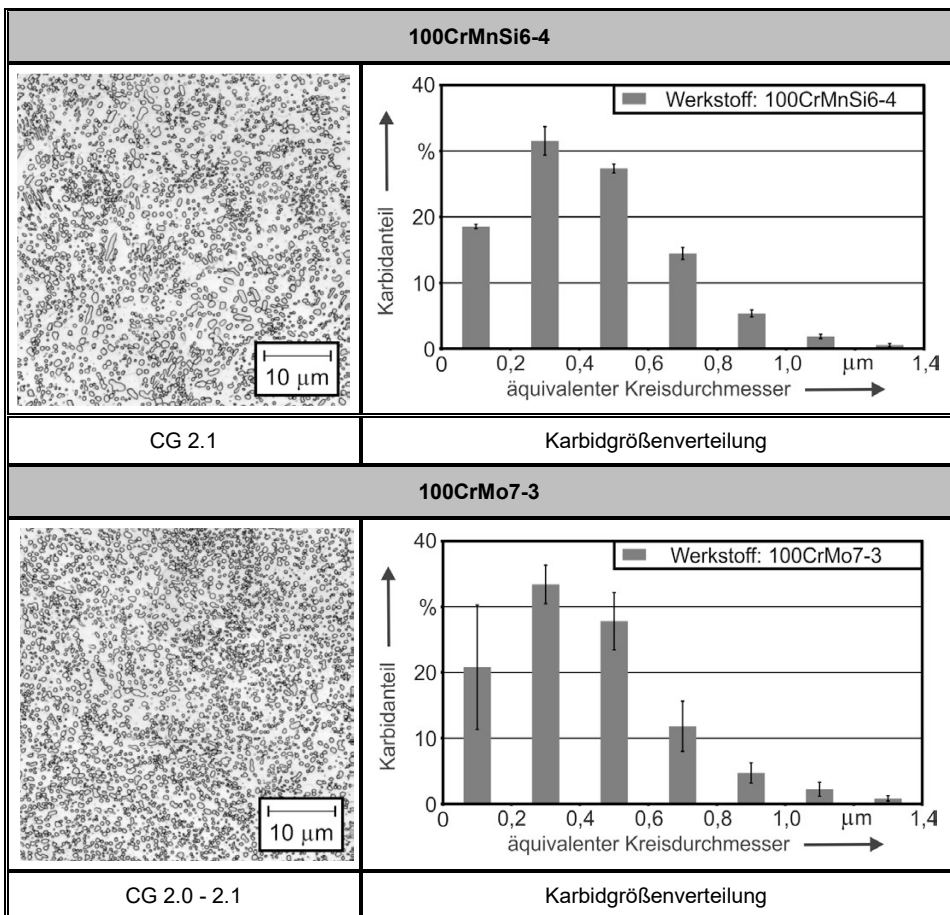
Für die höherlegierten Stähle 100CrMnSi6-4 und 100CrMo7-3 werden sowohl Gefügebilder der Karbidauflösung und EDX-Messungen der Legierungszusammensetzung der Karbide, als auch isotherme ZTU-Diagramme nach einer Austenitisierung von 15 Minuten bei 860 °C erstellt. Zur Ermittlung des diffusionsgesteuerten Umwandlungsverhaltens werden für die perlitische Umwandlung im Bereich von 700 °C bis 600 °C und für die obere bainitische Umwandlung im Bereich von 500 °C bis 400 °C mit 50 °C-Abstufungen sowie für die untere bainitische Umwandlung

bei 300 °C isotherme Versuche durchgeführt. Zusätzlich werden für den Werkstoff 100CrMnSi6-4 Versuche bei einer kontinuierlichen Abkühlrate von 12,5 K/s und für den Werkstoff 100CrMo7-3 von 5 K/s zur Untersuchung der martensitischen Umwandlung durchgeführt. Eine Zusammenfassung der Versuchsparemeter ist in Tabelle 21 gegeben.

6.2.1 Austenitisierungsverhalten der höher legierten Wälzlagerstähle

Zunächst wird das GKZ-geglühte Ausgangsgefüge der höherlegierten Stähle metallographisch präpariert und mit Pikral angeätzt. Von den Schliften werden analog zu Abschnitt 5.2 drei willkürlich in der Probenmitte gewählte Bereiche in einem Laser-Scanning-Mikroskop analysiert und ausgewertet.

Tabelle 22: Karbidverteilung im GKZ-geglühten Ausgangsgefüge



Nach den Richtreihen des SEP-1520 [159] kann der Werkstoff 100CrMnSi6-4 mit ca. 1,05 Karbiden je μm^2 auf CG 2.1 eingestuft werden und besitzt ein dem Referenzwerkstoff sehr ähnliches GKZ-geglühtes Gefüge. Der Werkstoff 100CrMo7-3 weist mit ca. 1,35 Karbiden je μm^2 und einer Einstufung auf GC 2.0 bis 2.1 eine etwas feinere Karbidverteilung auf. Die Karbide des Werkstoff 100CrMo7-3 sind dabei bedeutend unregelmäßiger verteilt als bei den anderen untersuchten Werkstoffen. Je ein exemplarischer Ausschnitt der Karbidverteilungsbilder, die Einstufung der Karbidgröße nach SEP-1520 sowie die Größenverteilung der Karbide bezogen auf den äquivalenten Kreisdurchmesser sind in Tabelle 22 zusammengefasst.

Tabelle 23: Ermittelte Umwandlungsstart- und -endtemperaturen der austenitischen Phasenumwandlung für verschiedene Werkstoffe in Abhängigkeit der Aufheizrate

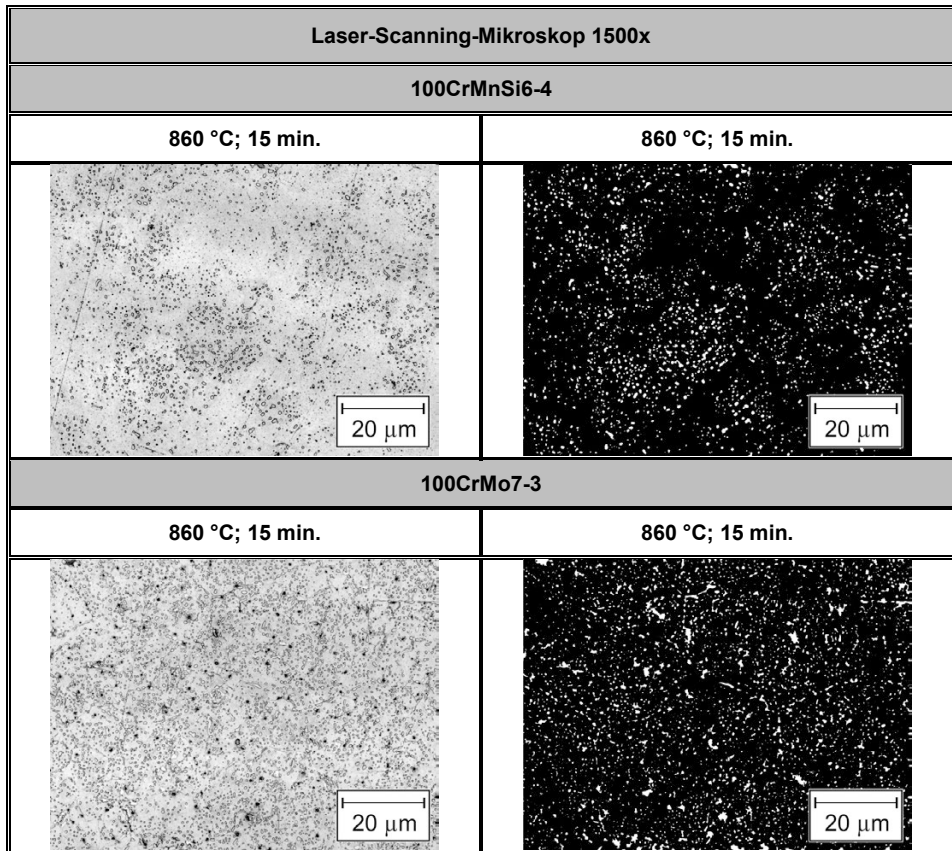
Werkstoff	Ac _{1s}		Ac _{1f}	
	5 K/s	0,05 K/s	5 K/s	0,05 K/s
100Cr6; Charge 2	771 °C	751 °C	841 °C	794 °C
100CrMnSi6-4	764 °C	746 °C	831 °C	789 °C
100CrMo7-3	772 °C	750 °C	830 °C	795 °C

Bei der anschließenden Austenitisierung der höherlegierten Stähle werden zunächst die Ac_{1s}- und Ac_{1f}-Temperaturen für Aufheizraten von 5 K/s und 0,05 K/s dilatometrisch ermittelt. (vgl. Tabelle 23). Die Umwandlungstemperaturen liegen bei allen Werkstoffen auf einem ähnlichen Niveau, wobei die Abweichungen vom Referenzwerkstoff 100Cr6 bei höheren Aufheizraten stärker ausgeprägt sind. Hierbei ist zu beachten, dass die Legierungszusammensetzung des Ferrits aufgrund der im Gefüge eingeformten Karbide stark vom Legierungsgehalt des Gesamtwerkstoffes abweicht. Durch die Karbidauflösung ab Erreichen der Ac_{1s}-Temperatur steigt der Legierungsgehalt im Ferrit bzw. Austenit in Abhängigkeit der Aufheizrate wiederum unterschiedlich stark an. Die ermittelten Ac_{1s}- und Ac_{1f}-Temperaturen sind somit bei genauer Analyse nicht mit den Ar_{1s}- und Ar_{1f}-Temperaturen der ZTU-Diagramme identisch.

Der Flächenanteil der nach der Austenitisierung von 15 Minuten bei 860 °C verbleibenden ungelösten Karbide wird für die höher legierten Stähle, wie bereits in Abschnitt 6.1.2 beschrieben, ausgewertet (vgl. Tabelle 24). Der martensitisch gehärtete Werkstoff 100CrMnSi6-4 zeigt eine zum Referenzwerkstoff 100Cr6 vergleichbare Karbidverteilung im Gefüge bei einem geringfügig höheren Karbidflächenanteil von 6,0 %. Die Karbide des Werkstoffes 100CrMo7-3 verbleiben hingegen gehäuft an den

ehemaligen Austenitkorngrenzen des Werkstoffes und lösen sich mit einer verbleibenden Karbidfläche von 7,5 % deutlich langsamer als die Karbide des Referenzwerkstoffes 100Cr6 im Austenit.

Tabelle 24: LSM-Aufnahmen und binarisierte Karbidverteilungen im martensitisch gehärteten Gefüge der Werkstoffe 100CrMnSi6-4 und 100CrMo7-3



ZHANG ET AL. untersuchen den Effekt von Chrom, Mangan und Silizium auf die Karbidauflösung und kommen durch Messungen und thermodynamische Berechnungen mit DICTRA zu dem Ergebnis, dass Chrom und in geringerem Maße auch Mangan die Karbidauflösung verzögert [170]. Nach BESWICK führt vor allem das Legierungselement Chrom zu einer Verringerung der Karbidauflösungsgeschwindigkeit bei der Austenitisierung [155]. Um nach einer Austenitisierungszeit von 30 Minuten einen vergleichbaren Gehalt an ungelösten Karbiden im Austenit zu erreichen, muss die Austenitisierungstemperatur nach Messungen von LUZIGNOVA für jedes zusätzliche Gew.% Chrom um ca. 30 K erhöht werden [36]. Der im Vergleich zur zweiten Charge des Referenzwerkstoffes 100Cr6 um

0,2 Gew.% erhöhte Chromgehalt des Werkstoffes 100CrMo7-3 erfordert nach dieser Rechnung eine Erhöhung der Austenitierungstemperatur um 6 K für einen vergleichbaren Gehalt an ungelösten Karbiden. Unter der Annahme, dass der gegenüber dem Referenzwerkstoff erhöhte Mangangehalt des Werkstoffes 100CrMo7-3 eine geringere karbidstabilisierende Wirkung als Chrom hat [170], muss auch der erhöhte Molybdängehalt im Werkstoff zu einer Karbidstabilisierung beitragen.

Tabelle 25: EDX-Messungen der Legierungselementkonzentration in den Karbiden des GKZ-Gefüges und den nach der Austenitierung verbleibenden Karbiden

Werkstoff	Gefüge / Austenitierungsbedingungen	Cr Gew. %	Mn Gew. %	Mo Gew. %
100CrMnSi6-4	GKZ-geglüht	9,2 ± 1,0	2,8 ± 0,0,4	---
	860 °C; 15 min.	8,9 ± 1,1	3,1 ± 0,4	0,29 ± 0,29
100CrMo7-3	GKZ-geglüht	10,2 ± 1,0	2,1 ± 0,3	1,2 ± 0,1
	860 °C; 15 min.	8,6 ± 1,1	2,1 ± 0,6	0,7 ± 0,4

Wie bereits bei den Karbiden des Referenzwerkstoffes 100Cr6 gezeigt, reichern sich auch die Karbide der höher legierten Stähle während des GKZ-Glühens mit den Legierungselementen Chrom und Mangan an (Vgl. Tabelle 25). Die gemessenen Chrom- und Mangankonzentration in den Karbiden der GKZ-geglühten Gefüge korreliert dabei gut mit dem veränderten mittleren Chrom- bzw. -Mangangehalt der jeweiligen Werkstoffe. Während der Chromgehalt bei der Austenitierung beider Werkstoffe absinkt, steigt der Mangangehalt beim Werkstoff 100CrMnSi6-4 leicht an. Molybdän ist in den Karbiden des Werkstoffes 100CrMnSi6-4 erst nach der Austenitierung in geringen Konzentrationen messbar. Im Werkstoff 100CrMo7-3 ist ein höherer Molybdängehalt festzustellen, der jedoch während der Austenitierung absinkt. Aufgrund der Messunsicherheit sowie der Einschränkung, dass nur die größeren Karbide ab einem Durchmesser von ca. 1 µm gemessen werden können, kann aus den Messergebnissen kein eindeutiger Trend zur Zu- bzw. Abnahme des Legierungsgehalts der Karbide bei der Austenitierung abgeleitet werden.

6.2.2 Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die Phasenumwandlung

Mit den ermittelten Daten zur Karbidauflösung, dem Legierungsgehalt der Karbide sowie den ZTU-Diagrammen kann der Zusammenhang des Umwandlungsverhalten bei unterschiedlichen Austenitisierungsbedingungen mit den berechneten Legierungsgehalten des Austenits untersucht werden. Die berechneten Legierungselementkonzentrationen im Ferrit bzw. Austenit sowie die ermittelten Austenitkorngrößen sind in Tabelle 26 für beide Werkstoffe zusammengefasst. Der Siliziumgehalt in den Karbiden und der Kohlenstoffgehalt im Ferritanteil des GKZ-Gefüges wird analog zu Abschnitt 6.1 mit 0 Gew.% angenommen.

Tabelle 26: Berechnete chemische Zusammensetzungen des ferritischen und austenitischen Gefüges der Werkstoffe 100CrMnSi6-4 und 100CrMo7-3

Werkstoff	Gefüge / Austenitisierung	Fe Gew. %	C Gew. %	Cr Gew. %	Mn Gew. %	Mo Gew. %	Si Gew. %
100CrMnSi6-4	GKZ-geglüht	98,48	0,00	0,12	0,74	0,05	0,61
	860 °C; 15 min.	96,89	0,62	0,96	0,94	0,04	0,55
100CrMo7-3	GKZ-geglüht	98,66	0,00	0,33	0,53	0,09	0,40
	860 °C; 15 min.	97,19	0,52	1,09	0,65	0,17	0,37

Ein Vergleich der ZTU-Diagramme der höherlegierten Stähle mit dem Referenzwerkstoff ist in Bild 46 für Umwandlungsstart und -ende bei 1 % und 99 % umgewandelten Phasenanteil dargestellt. Die logarithmische Zeitählung beginnt ab Unterschreiten der A_{c1f} -Temperatur der jeweiligen Werkstoffe. Generell sind die diffusionsgesteuerten isothermen Umwandlungen der höherlegierten Stähle zu höheren Umwandlungszeiten und die diffusionslosen martensitischen Umwandlungen zu niedrigeren Umwandlungstemperaturen verschoben. Der höhere Chrom- und Molybdängehalt des Werkstoffes 100CrMo7-3 bewirkt dabei insbesondere eine stärkere Verlangsamung der perlitischen Phasenumwandlung, wohingegen die Umwandlung in das untere Bainit des Werkstoffes 100CrMnSi6-4 durch die Legierungselemente Mangan und Silizium etwas langsamer abläuft. Auch bei der martensitischen Umwandlung zeigen die Legierungselemente Mangan und Silizium eine stärkere Verschiebung der M_s -Temperatur zu niedrigeren Temperaturen. Die Beobachtungen decken sich gut mit den von BESWICK [155] beschriebenen Effekten der Legierungselemente auf die Phasenumwandlung (vgl. Abschnitt 2.4.1). Empirische und semi-

empirische Modelle, wie z.B. die Modelle nach BLONDEAU ET AL. [126] oder KIRKALDY [142], gehen hingegen von keinem signifikanten Einfluss des Legierungselements Silizium auf die diffusionsgesteuerten Phasenumwandlungen aus und unterscheiden nicht zwischen der Umwandlung des oberen und unteren Bainits.

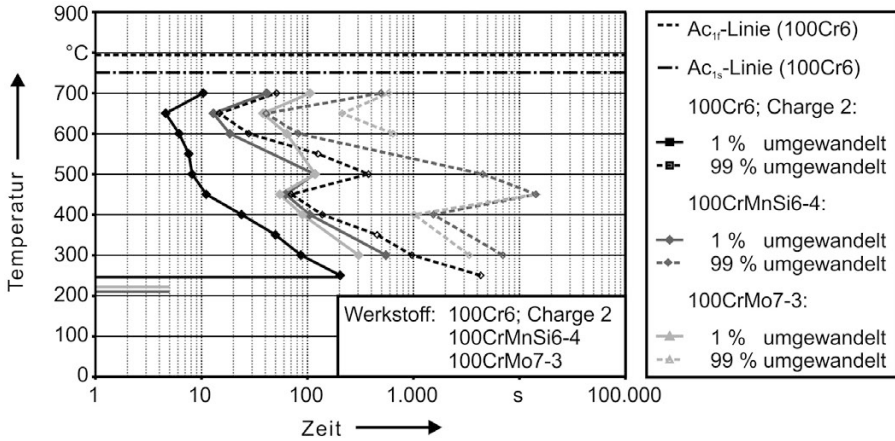


Bild 46: Vergleich der isothermen Phasenumwandlung der höher legierten Werkstoffe 100CrMnSi6-4 und 100CrMo7-3 mit dem Referenzwerkstoff 100Cr6

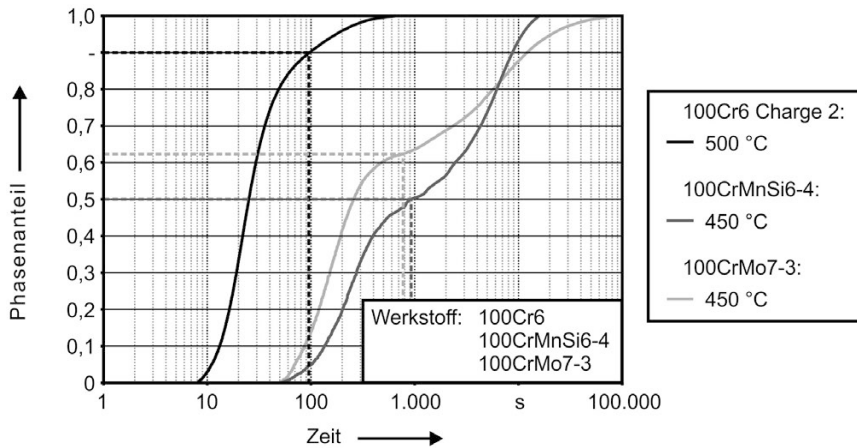


Bild 47: Isotherme Phasenumwandlungen im Temperaturbereich der unvollständigen bainitischen Umwandlung

Analog zur M_s-Temperatur verschiebt sich durch den höheren Legierungsgehalt auch die B_s-Temperatur zu niedrigeren Temperaturen (vgl. Bild 47). Während sich bei der 2. Charge des Referenzwerkstoffes 100Cr6 bei einer isothermen Haltetemperatur von 500 °C bereits ca. 90 Vol.% Bainit bildet, ist die bainitische Umwandlung bei den höher legierten Werkstoffen

bereits bei 450 °C unvollständig. Als Trennkriterium wird hierbei der Wendepunkt in der Umwandlungskurve beim Übergang der bainitischen in die perlitische Phasenumwandlung herangezogen. Das Absinken der Bainit-Starttemperatur ist bei dem Werkstoff 100CrMnSi6-4 mit ca. 50 Vol.% bainitischem Phasenanteil bei 450 °C etwas stärker ausgeprägt als beim Werkstoff 100CrMo7-3 mit ca. 63 Vol.% bainitischem Phasenanteil bei 450 °C.

6.3 Einfluss von mechanischen Spannungen auf die Phasenumwandlung

Neben den bereits behandelten Austenitisierungsbedingungen und der chemischen Zusammensetzung der Stähle kann die Phasenumwandlung auch durch Eigenspannungen, extern aufgebrachte Kräfte sowie eine Umformung des Austenits beeinflusst werden. Da plastische Verformungen beim Härten von Wälzlagerkomponenten unerwünscht sind und in der Regel weitestgehend vermieden werden, wird in diesem Abschnitt nur auf den Einfluss von Spannungen unterhalb der Fließspannung des Gesamtgefüges auf die Phasenumwandlung eingegangen. Für eine Untersuchung zum Einfluss der Umformung des GKZ-geglühten Gefüges auf die martensitische Umwandlung sei auf Beswick [208] verwiesen. Untersuchungen zur Umwandlungsplastizität des Wälzlagerstahles 100Cr6 finden sich z.B. bei DALGIC ET AL. [209], WOLFF ET AL. [210] und LUTZ ET AL. [211].

Von SHIPWAY und BHADESHIA [212] wurde für die bainitische Umwandlung eines Stahles mit 0,45 Gew.% Kohlenstoff festgestellt, dass bereits geringe einachsige Druckspannungen von 20 MPa einen Einfluss auf die Umwandlungskinetik haben. Bei übereutektoiden Wälzlagerstählen wurde von DALGIC ET AL. [209] für die perlitische und bainitische Umwandlung, sowie von WOLFF ET AL. [210] für die martensitische Umwandlung ebenfalls von einer Beschleunigung der Umwandlung berichtet. AHRENS kommt bei einem auf 1 Gew.% Kohlenstoff aufgekohlten Stahl hingegen zu dem Ergebnis, dass die bainitische Umwandlung erst bei höheren Spannungen ab 180 MPa messbar beschleunigt wird [213]. Um diesen Widerspruch zu untersuchen, werden Umformdilatometerversuche der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 am ISO-QTM-Versuchsaufbau der thermomechanischen Prüfanlage durchgeführt. Es werden sowohl das isotherme perlitische und bainitische Umwandlungsverhalten bei den Haltetemperaturen 600 °C, 400 °C und 300 °C als auch die martensitische Umwandlung bei einer kontinuierlichen Abkühlung mit 50 K/s untersucht (vgl. Tabelle 27).

Tabelle 27: Versuchsplan

Umwandlung	Perlit	oberes Bainit	unteres Bainit	Martensit
Prüftemperatur	600 °C	400 °C	300 °C	50 °C/s
Kraft	±25 N/mm ² ±50 N/mm ²	±50 N/mm ² ±100 N/mm ² ±200 N/mm ²	±50 N/mm ² ±100 N/mm ² ±200 N/mm ²	±50 N/mm ² ±100 N/mm ² ±200 N/mm ²

Die bei Erreichen der isothermen Haltetemperatur bzw. kurz vor Beginn der martensitischen Umwandlung aufgebrauchten Zug- und Druckspannungen sind dabei so gewählt, dass sie stets unterhalb des temperaturabhängigen Fließbeginns des Austenits liegen. Die aus je drei Versuchen gemittelten radialen Probendehnungen der perlitischen Umwandlung bei 600 °C sind in Bild 48 für die axialen Zug- und Druckspannungsniveaus 25 MPa und 50 MPa zusammengefasst. Die Probenquerdehnungen sind für eine bessere Vergleichbarkeit bei 6 Sekunden Haltezeit auf 0 % Dehnung normiert.

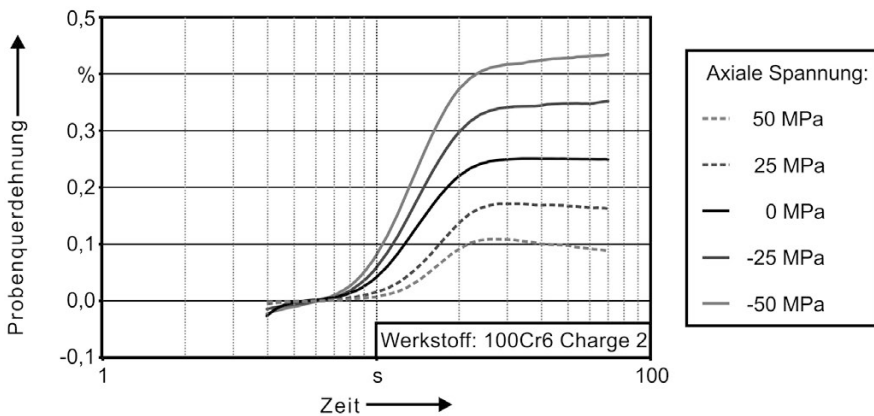


Bild 48: Probenquerdehnung bei isothermer perlitischer Umwandlung bei 600 °C und unterschiedlichen einachsigen mechanischen Spannungszuständen

Bei den aufgezeichneten Kurven ist ein deutlicher Einfluss der eingeleiteten Kräfte auf die Gesamtdehnung der Probe festzustellen. Durch den umwandlungsplastischen Effekt steigt die Dehnung während der Phasenumwandlung bei Druckspannungen zusätzlich zur Umwandlungsdehnung proportional zur aufgebrauchten Spannung an bzw. sinkt bei Zugspannungen proportional ab. Des Weiteren zeigt sich auch nach vollständiger Umwandlung ein weiterer Anstieg bzw. Abfall der Kurven durch das Kriechen des Werkstoffes. Da das Kriechen auch für die Zeit vor Beginn der Umwandlung nicht ausgeschlossen werden kann, ist aus

den vorliegenden Daten keine exakte Bestimmung des Umwandlungsbeginns möglich. Bezogen auf den gesamten Umwandlungsverlauf ist bei den untersuchten Spannungsniveaus jedoch kein starker Einfluss auf die Umwandlungskinetik festzustellen. DALGIC und LÖWISCH [209] kommen bei gleichzeitiger Messung der Längs- und Querdehnung bei der isothermen Umwandlung eines Wälzlagerstahles bei 600 °C ebenfalls zu dem Ergebnis, dass die Umwandlungskinetik nicht stark beschleunigt wird. Bei höheren Temperaturen wird jedoch eine deutlichere Beschleunigung durch aufgebraachte Spannungen festgestellt [209]. Dies wird, wie auch bei DENIS ET AL. [214], auf die bei sinkender Temperatur ansteigende Keimbildungsrate zurückgeführt (vgl. Bild 4), so dass die zusätzlichen Keime durch mechanische Spannungen bei sinkenden Temperaturen eine untergeordnete Rolle spielen [209].

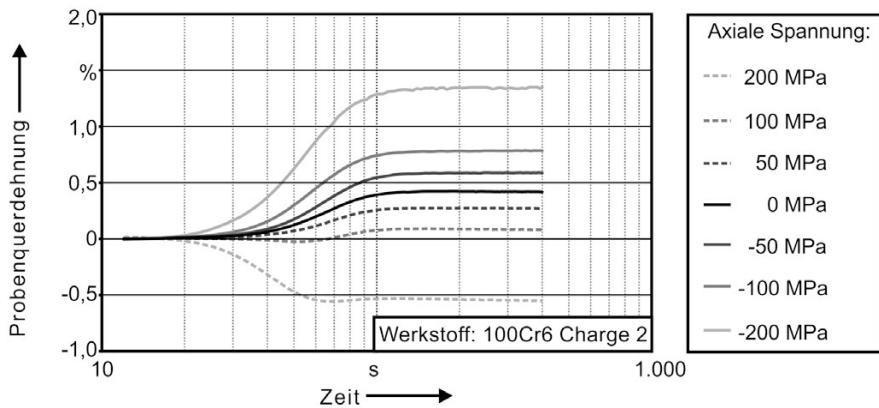


Bild 49: Probenquerdehnung bei isothermer bainitischer Umwandlung bei 400 °C und unterschiedlichen einachsigen mechanischen Spannungszuständen

Die gemessenen Probenquerdehnungen bei isothermer bainitischer Umwandlung sind in Bild 49 und Bild 50 für die Haltetemperaturen von 400 °C und 300 °C zusammengefasst. Es werden die axialen Zug- und Druckspannungsniveaus 50 MPa, 100 MPa und 200 MPa untersucht. Im Gegensatz zu den Versuchen bei 600 °C ist bei keiner der untersuchten mechanischen Spannungen ein Kriechen des Werkstoffes festzustellen. Die spannungsabhängige umwandlungsplastische Dehnung verhält sich bei beiden Temperaturen bis zu 100 MPa näherungsweise direkt proportional zur aufgebraachten Spannung und steigt bei 200 MPa überproportional stark an. Bei einer Zugspannung von 100 MPa und 200 MPa ist bei beiden Temperaturen bei Beginn der Umwandlung zunächst ein Absinken der Querdehnung zu beobachten. Dies ist ein klares Indiz dafür, dass die Umwandlungsplastizität nicht linear mit dem umgewandelten

Phasenanteil ansteigt. Zu Beginn der bainitischen Umwandlung dominiert, wie bereits von DESALOS [215] beschrieben, die umwandlungsplastische Dehnung, wohingegen zum Ende der Umwandlung die Umwandlungsdehnung dominiert.

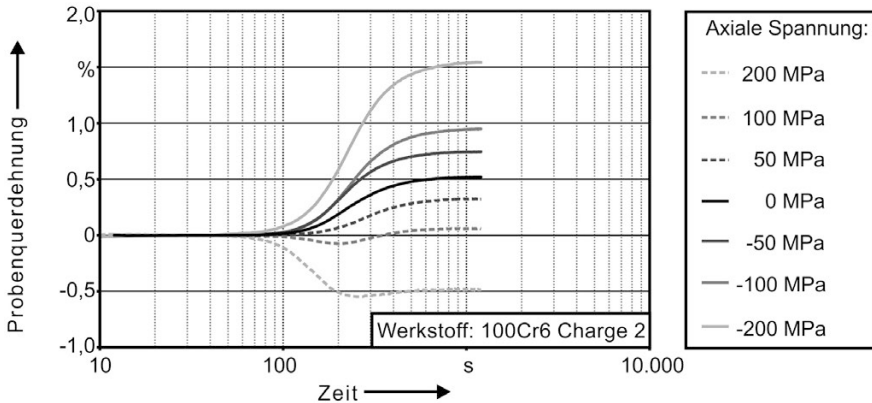


Bild 50: Probenquerdehnung bei isothermer bainitischer Umwandlung bei 300 °C und unterschiedlichen einachsigen mechanischen Spannungszuständen

Eine wie von DALGIC und LÖWISCH [209] beobachtete Beschleunigung der bainitischen Umwandlung ist bei 300 °C erst ab 200 MPa festzustellen. Bei 400 °C zeigt sich bereits bei ± 100 MPa eine leichte und bei ± 200 MPa starke Verschiebung des Umwandlungsbeginns zu kürzeren Zeiten. Das Umwandlungsende wird hingegen nicht stark beeinflusst.

SHIPWAY und BHADESHIA [212], sowie HASE ET AL. [216] berichten ebenfalls von einer Verringerung des Einflusses von Spannungen auf die Umwandlungskinetik bei sinkenden Temperaturen. Sie führen dies sowohl bei geringen [212], als auch bei hohen Spannungen [216] auf die geringere Bedeutung der mechanischen Triebkraft im Vergleich zur chemischen Triebkraft bei niedrigeren Temperaturen zurück. Erst knapp oberhalb der M_s -Temperatur wird von SHIPWAY und BHADESHIA [212], wie auch bei AHRENS [213], eine stärkere Beschleunigung der Umwandlung festgestellt. Dies ist im Widerspruch zu DALGIC und LÖWISCH [209], die eine stetig zunehmende Beschleunigung der bainitischen Umwandlung bei vergleichbaren Spannungen und sinkender Temperatur beobachten.

Die gemessenen Probenquerdehnungen bei martensitischer Umwandlung nach kontinuierlicher Abkühlung mit 50 K/s und einachsigen Spannungen von -200 MPa bis 200 MPa sind in Bild 51 zusammengefasst. Die Dehnung ist auf 0 % Dehnung bei 275 °C normiert.

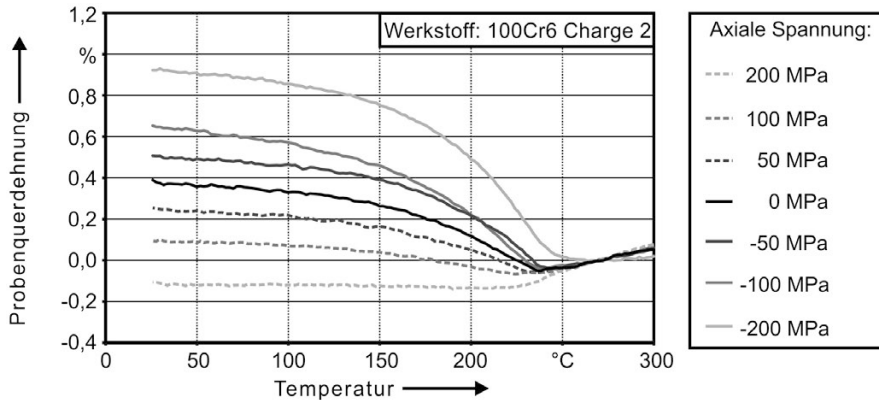


Bild 51: Probenquerdehnung bei martensitischer Umwandlung bei einer Abkühlrate von 50 K/s und unterschiedlichen einachsigen mechanischen Spannungszuständen

Die spannungsabhängige umwandlungsplastische Dehnung verhält sich, wie bereits bei den isothermen Umwandlungen festgestellt, bis 100 MPa näherungsweise direkt proportional zur aufgetragenen Spannung und steigt bei 200 MPa überproportional stark an. Auch bei der martensitischen Umwandlung ist bei einer Zugspannung von 200 MPa zunächst eine gegenüber der Umwandlungsdehnung dominante umwandlungsplastische Abnahme der Querdehnung festzustellen. Die umwandlungsplastische Dehnung besitzt bei der martensitischen Umwandlung folglich nicht den von HOLZWEISSIG ET AL. [217] postulierten linearen Zusammenhang mit dem umgewandelten Phasenanteil. Eine Erhöhung der M_s -Temperatur ist erst bei einer Zug- und Druckspannung von 200 MPa um ca. 15 K festzustellen. Dies widerspricht dem von WOLFF ET AL. [210] an einer ähnlichen Charge des Werkstoffes 100Cr6 gemessenen starken Anstieg der M_s -Temperatur um 0,20-0,40 K/MPa für Zugspannungen und 0,11-0,23 K/MPa für Druckspannungen. Der von AHRENS [213] an einem auf 1 Gew.% Kohlenstoff aufgekohlten Stahl gemessene Anstieg der M_s -Temperatur um 11 K bei einer Zugspannung von 140 MPa bzw. 0,078 K/MPa zeigt eine bessere Übereinstimmung mit den eigenen Ergebnissen.

6.4 Zusammenfassende Bewertung der Einflussgrößen

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass bereits im GKZ-geglühten Ausgangsgefüge der Chargen des Referenzwerkstoffes 100Cr6 in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung und der Temperaturführung des Weichglühprozesses starke Unterschiede in der Karbidgröße und -verteilung vorliegen. Dies beeinflusst wiederum die Karbidauf-

lösung, sodass sich auch die gemessenen Karbidflächenanteile verschiedener Literaturquellen unterscheiden. Die Abweichungen der Karbidflächenanteile der eigenen Messungen und Literaturdaten untereinander bewegen sich dabei in Bereich von ca. $\pm 1,5$ Vol.%. Die Karbide bestehen im weichgeglühten GKZ-Gefüge des untersuchten Werkstoffes aus ca. 8,6 Gew.% Chrom, der sich bei der Austenitisierung weiter in den Karbiden anreichert. Die Streubreite der Messwerte ist mit einer Standardabweichung von $\pm 1,2$ Gew.% jedoch hoch. Der Legierungsgehalt des Austenits weicht folglich in Abhängigkeit des Weichglühprozesses und der Austenitisierungsbedingungen stark vom Gesamtlegierungsgehalt der Stähle ab. Die Austenitkorngröße steigt bei niedrigen Austenitisierungstemperaturen zunächst nur schwach an. Erst bei vollständiger Karbidauflösung kommt es zu einem starken Anstieg.

Die in Abschnitt 5.5 festgestellten zeitlichen Abweichungen im Umwandlungsverhalten der Stähle bei ähnlichen Austenitisierungsbedingungen können durch die Abweichungen der Legierungszusammensetzung des Austenits und dessen Korngröße erklärt werden. Obwohl die Einflüsse einiger Legierungselemente auf den Weichglüh- und Austenitisierungsprozess bekannt sind, kann aufgrund der Komplexität der Mechanismen bei Karbidbildung und Karbidauflösung sowie der Messunsicherheit der Untersuchungsmethoden kein quantitativer Zusammenhang zwischen dem Gesamtlegierungsgehalt des Werkstoffes sowie der Temperaturführung des Weichglühprozesses und des Karbidflächenanteils nach der Austenitisierung hergestellt werden. Die prinzipielle Auflösungskinetik der Karbide ist im industriell relevanten Austenitisierungstemperaturbereich von ca. 830 – 890 °C bei einer Austenitisierungszeit von ca. 5 – 40 min. bei allen Quellen jedoch sehr ähnlich. Die Bestimmung der relativen Änderung des Karbidgehaltes im Austenit ausgehend von bekannten Stählen und Austenitisierungsbedingungen erscheint deshalb sinnvoll. Mit den ermittelten Verschiebungen der zeit- und temperaturabhängigen Phasenumwandlung kann ein quantitativer Zusammenhang mit der Austenitisierungstemperatur bzw. des berechneten Legierungsgehalt im Austenit und der Korngröße abgeleitet werden.

Der Einfluss der Legierungselemente Chrom, Mangan, Molybdän und Silizium auf die Phasenumwandlung kann anhand der Untersuchungen der höherlegierten Stähle bestimmt werden. Dabei muss sowohl der Einfluss der Legierungselemente auf die Karbideiniformung beim GKZ-Glühen und die Karbidauflösung bei der Austenitisierung, als auch der Einfluss der verbleibenden Legierungselemente im Austenit auf die Phasenumwandlung berücksichtigt werden. Im Gegensatz zu den Untersuchungen des

Referenzwerkstoffes konnte bei der Austenitisierung der höher legierten Stähle kein Trend zur Zu- bzw. Abnahme des Legierungsgehalts der Karbide abgeleitet werden. Neben der zeitlichen Verschiebung der diffusionsgesteuerten Phasenumwandlungen und der Temperaturverschiebung der diffusionslosen Phasenumwandlungen muss auch das Absinken der B_s -Temperatur durch die Legierungselemente berücksichtigt werden.

Bei den Untersuchungen zum Einfluss von mechanischen Spannungen auf die Phasenumwandlung kann festgestellt werden, dass die beim Härten entstehenden Eigenspannungen die Phasenumwandlung erst ab einem gewissen Schwellwert beeinflussen. Die Beschleunigung des Umwandlungsbeginns ist für die bainitische Umwandlung bei niedrigeren Temperaturen schwächer ausgeprägt als bei höheren Temperaturen. Aufgrund des nichtlinearen Verlaufs der umwandlungsplastischen Dehnung bei bainitischer Phasenumwandlung kann durch die einachsige Messung der Probendehnung jedoch keine verlässliche quantitative Aussage über die Umwandlungskinetik unter mechanischer Belastung getroffen werden. Ein Einfluss der Spannungen auf die martensitische Umwandlung konnte bei den Untersuchungen ebenfalls erst bei höheren Spannungen festgestellt werden. Der Effekt ist jedoch mit ca. 0,075 K/MPa schwächer ausgeprägt als von WOLFF ET AL. [210] berichtet. Den größten Einfluss auf die Dehnung und somit den Verzug der Wälzlagerwerkstoffe bei mechanischen Spannungen unterhalb der Fließspannung zeigen folglich die Umwandlungsplastizität sowie das Kriechen des Werkstoffes bei hohen Temperaturen.

7 Mathematische Abbildung und Berechnung des Umwandlungsverhaltens

Die in den vorherigen Abschnitten ermittelten ZTU-Diagramme sowie die Einflussgrößen durch Chargenschwankungen, Austenitisierungsbedingungen und Versuchsrandbedingungen können nicht direkt für die numerische Simulation eingesetzt werden, sondern müssen durch geeignete, in den Simulationsprogrammen implementierte, mathematische Modelle abgebildet werden. Im Folgenden werden deshalb zunächst verschiedene Modelle zur Abbildung der diffusionsgesteuerten und diffusionslosen Phasenumwandlung mit den ermittelten Versuchsdaten abgeglichen und gegebenenfalls modifiziert. Für die ermittelten Modellparameter der diffusionsgesteuerten Umwandlungen werden anschließend temperaturabhängige Formulierungen zur Beschreibung des gesamten isothermen Umwandlungsverhaltens verglichen. Zur Validierung der Umwandlungsmodelle und Parameter wird die perlitische Umwandlungskinetik bei mehreren kontinuierlichen Abkühlgeschwindigkeiten aus den isothermen Daten berechnet und mit den experimentell ermittelten kontinuierlichen Umwandlungsverläufen abgeglichen.

7.1 Mathematische Abbildung der isothermen Phasenumwandlungen

Wie bereits in Abschnitt 5.4 gezeigt, kann das bainitische Umwandlungsverhalten der untersuchten Stähle vor allem in der Endphase der Umwandlung nicht gut durch das häufig eingesetzte JMAK-Modell beschrieben werden. Die isothermen Umwandlungskurven der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 werden deshalb in diesem Abschnitt durch mehrere aus der Literatur bekannte Modelle sowie einem angepassten JMAK-Modell abgebildet. Hierfür werden erneut die isothermen Haltetemperaturen 650 °C für die perlitische Umwandlung, 400 °C für die Umwandlung des oberen Bainits und 300 °C für die Umwandlung des unteren Bainits gewählt. Als Gütekriterium der Abbildung wird die über den Umwandlungsfortschritt von 0,1 Vol.% bis 99,9 Vol.% gemittelte, prozentuale zeitliche Abweichung der modellierten Kurve von den Messdaten eingesetzt. Für die einfachere Beschreibung und Diskussion der Ergebnisse wird der Umwandlungsfortschritt von 0,1 Vol.% bis 20,0 Vol.% als Startphase der Umwandlung, von 20,1 Vol.% bis 80,0 Vol.% als Wachstumsphase und von 80,1 Vol.% bis 99,9 Vol.% als Endphase der Umwand-

lung definiert. Das Anpassen der Modellparameter erfolgt durch die Minimierung der quadratischen, prozentualen zeitlichen Abweichung in der „Optimization Toolbox“ des Softwarepakets Matlab.

In einem ersten Schritt wird das am weitesten verbreitete JMAK-Modell untersucht. Liegen eigene Messungen des Umwandlungsverhaltens vor, so kann das Modell über den gesamten Umwandlungsbereich an die Messdaten gefittet werden. Bei Literaturdaten sind meist nur die Umwandlungszeiten für wenige diskrete Werte des Umwandlungsfortschritts wie Beginn und Ende der Phasenumwandlung verfügbar. Dies führt bei einer Abweichung der Umwandlungskinetik vom JMAK-Modell zwangsläufig zu einem Abbildungsfehler. Um die zusätzlichen Abweichungen durch diese Vereinfachung gegenüber dem Fitting an der gesamten Umwandlungskurve zu beurteilen, wird eine Bestimmung der Modellparameter τ und n über den gesamten Umwandlungsbereich von 0,1 Vol.% bis 99,9 Vol.% in Bild 52 einer Anpassung an den 1 Vol.% und 99 Vol.% Umwandlungspunkten den Messwerten gegenübergestellt.

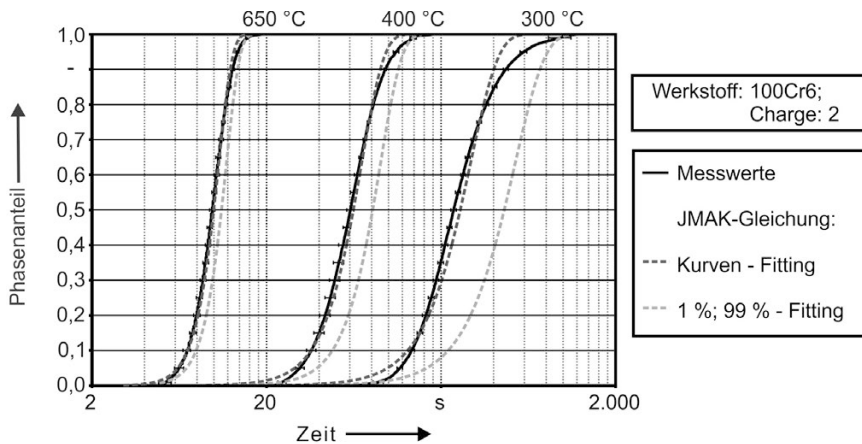


Bild 52: Vergleich der gemessenen mit der nach JMAK modellierten Umwandlungskinetik

Bei der über die gesamte Umwandlung gefitteten perlitischen Kurve bei 650 °C zeigt sich eine bessere Übereinstimmung mit den Versuchsdaten als bei der Kurve, die nur über die Umwandlungsstart- und -endpunkte gefittet wurde. Die mittlere zeitliche Abweichung von den Messwerten sinkt durch das vollständige Fitting von 11,1 % auf 2,3 %. Bei niedrigeren Temperaturen im Bereich der bainitischen Umwandlung verringert sich der Abbildungsfehler von 29,1 % auf 4,9 % bei 400 °C bzw. von 75,0 % auf 9,7 % bei 300 °C. Die Umwandlungszeiten werden jedoch auch bei vollständigem Fitting in der Start- und Endphase der Umwandlung unterschätzt. Dies wird vor allem bei der bainitischen Umwandlung deutlich,

die mit zunehmender Umwandlung deutlich langsamer abläuft als vom JMAK-Modell prognostiziert. Während die Abweichungen der vollständig gefitteten Kurve von den Messwerten bei der perlitischen Umwandlung in der Endphase mit 3,7 % nur geringfügig höher als die Gesamtabweichung von 2,3 % ist, steigt der Wert mit sinkender Temperatur auf 8,2 % bei 400 °C und 18,3 % bei 350 °C. In der Startphase der Umwandlung ist die Abweichung mit 3,0 % bei 650 °C, 6,3 % bei 400 °C und 10,5 % bei 300 °C geringer.

Eine weitere Möglichkeit zur Abbildung der isothermen Phasenumwandlungen wird in den semiempirischen Modellen von KIRKALDY [142] sowie von LI ET AL. [149] eingesetzt. Der über die Integralfunktionen (51) und (52) beschriebene Umwandlungsverlauf wird bei beiden Modellen mit einem temperatur-, Korngrößen- und legierungselementabhängigen Funktionswert multipliziert, der im Folgenden an die Messdaten gefittet wird. Die Integralfunktionen selbst beschreiben einen dem JMAK-Modell ähnlichen sigmoidalen Verlauf der Umwandlung und unterscheiden sich untereinander in erster Linie in der Umwandlungsgeschwindigkeit.

$$\tau(p, T) = p_{ik}(T) \int_0^p \frac{1}{p^{2(1-p)/3} (1-p)^{2p/3}} dp \quad (51)$$

$$\tau(p, T) = p_{il}(T) \int_0^p \frac{1}{p^{2(1-p)/5} (1-p)^{2p/5}} dp \quad (52)$$

Während bei KIRKALDY von einem temperaturunabhängigen Verhältnis der Zeit zwischen Umwandlungsende (100 Vol.%) und Umwandlungsstart (1 Vol.%) von ca. 6,8 ausgegangen wird, beträgt dieses Verhältnis bei LI ET AL. ca. 19,7. Das Modell von KIRKALDY berücksichtigt zusätzlich die Verlangsamung der Umwandlungsgeschwindigkeit zum Ende der bainitischen Phasenumwandlung durch eine legierungsabhängige Korrektur (vgl. Funktion (39)). Die durch beide Modelle berechneten Umwandlungsverläufe sind den Messwerten in Bild 53 gegenübergestellt.

Das Modell von KIRKALDY geht von einem verhältnismäßig schnellen Anstieg des umgewandelten Phasenanteils aus und überschätzt die Geschwindigkeit in der Startphase der Umwandlung mit einer Abweichung von 17,9 % bei 650 °C, 15,1 % bei 400 °C und 5,7 % bei 300 °C. Bei LI ET AL. ist die Abweichung in der Startphase der Umwandlung mit 49,4 % bei 650 °C, 35,3 % bei 400 °C und 29,0 % bei 350 °C noch stärker ausgeprägt. Die Verlangsamung der Umwandlungsgeschwindigkeit in der Endphase

der bainitischen Phasenumwandlung wird bei KIRKALDY unabhängig von der Umwandlungstemperatur mit einem festen Wert korrigiert, der die Umwandlungsverlangsamung bei 400 °C mit einer Abweichung von 20,6 % überschätzt, bei 300 °C jedoch mit 2,5 % zu einer sehr guten Übereinstimmung mit den Messwerten führt. Da diese Anpassung bei LI ET AL. fehlt, ist die Übereinstimmung mit der gemessenen Endphase der Umwandlung bei 400 °C mit einer Abweichung von 8,0 % zwar besser, bei 300 °C mit 20,5 % jedoch geringer als bei KIRKALDY. Über die komplette Umwandlung betrachtet ist die Abweichung von den Messwerten bei LI ET AL. und bei KIRKALDY größer als bei einem Fitting durch das JMAK-Modell. Lediglich bei 300 °C ist der Abbildungsfehler bei KIRKALDY mit 7,1 % gegenüber 9,7 % beim JMAK-Modell etwas geringer.

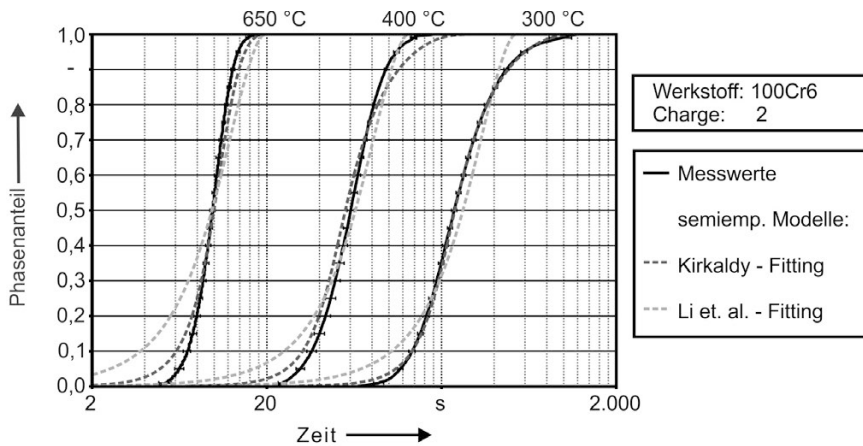


Bild 53: Vergleich der gemessenen Umwandlungskinetik mit den semiempirischen Modellen von Kirkaldy und Li et al.

Eine temperaturabhängige Korrektur der Umwandlungsgeschwindigkeit in Bainit wird von HUNKEL ET AL. [71] vorgeschlagen und erfolgreich an einer Charge des Stahles 100Cr6 getestet. Sie basiert auf einer Aufteilung der Umwandlung in zwei Umwandlungsbereiche, die jeweils durch eine eigene JMAK-Gleichung beschrieben werden. Der Übergang zwischen beiden Bereichen erfolgt einheitlich bei 40 Vol.% umgewandeltem Phasenanteil. Die eigenen Messungen an verschiedenen Wälzlagerstählen zeigen jedoch ein kontinuierliches Absinken des JMAK-Exponenten bei zunehmendem bainitischen Phasenanteil und keinen Knickpunkt im Kurvenverlauf der Umwandlungskurve (vgl. Abschnitt 6.1 und 6.2). Aus diesem Grund wird eine weitere Anpassung des JMAK-Modells vorgeschlagen, die auf der JMAK-Differentialgleichung (11) basiert. Der JMAK-Exponent wird in diesem Modell bei fortschreitender Umwandlung

kontinuierlich über Gleichung (53) angepasst. Über den temperaturabhängigen Parameter x_n kann die Umwandlungsverlangsamung gesteuert werden.

$$n_a(T, p_\beta) = n_{a0} \left(1 - (x_n p_\beta) \right) \quad (53)$$

Durch Einsetzen von Gleichung (53) in die JMAK-Differentialgleichung (11) ergibt sich die modifizierte JMAK*-Differentialgleichung (54):

$$\dot{p}_\beta(t) = (1 - p_\beta) \frac{n_{a0} \left(1 - (x_n p_\beta) \right)}{\tau_a(T) \left(-\ln(1 - p_\beta) \right)^{1 - \left(1/n_{a0} \left(1 - (x_n p_\beta) \right) \right)}} \quad (54)$$

Ein Abgleich des Modells nach HUNKEL ET AL. sowie des modifizierten JMAK-Modells (n-Mod.) mit den Messdaten ist in Bild 54 dargestellt.

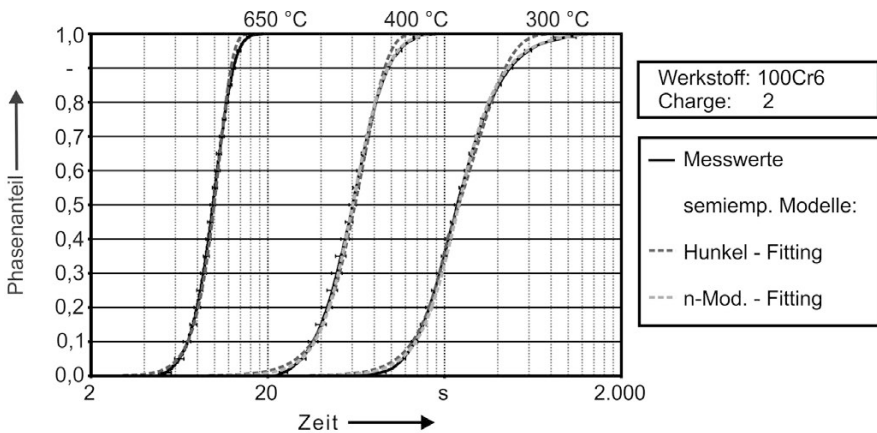


Bild 54: Vergleich der gemessenen Umwandlungskinetik mit den temperaturabhängig angepassten n-Mod.-Modell und dem Modell nach Hunkel et al.

Die Anpassung erfolgt nur für die bainitischen Umwandlungen bei 300 °C und 400 °C, da das JMAK-Modell bei 650 °C mit einem Fehler von 2,3 % bereits eine sehr gute Abbildung der Messwerte ermöglicht. Sowohl das Modell nach HUNKEL ET AL. als auch das modifizierte JMAK-Modell zeigen gegenüber dem JMAK-Modell bei bainitischer Umwandlung eine bessere Übereinstimmung mit den Messdaten. Bei 400 °C reduziert sich die Abweichung von 4,9 % auf 4,1 % beim Modell nach HUNKEL ET AL. bzw. auf 1,5 % bei linear abnehmen JMAK-Exponenten (n-Mod.). Bei 300 °C sinkt die Abweichung von 9,7 % auf 4,5 % beim Modell nach HUNKEL ET AL. bzw. 2,6 % beim modifizierten JMAK-Modell. Besonders

in der Endphase der Umwandlung bildet das modifizierte JMAK-Modell die Messwerte auch im Vergleich mit dem Modell von HUNKEL ET AL. erheblich besser ab. Die Abweichung sinkt in diesem Bereich von 6,1 % auf 0,9 % bei 400 °C bzw. von 10,1 % auf 2,7 % bei 300 °C.

Die bisher behandelten Modelle beschreiben die vollständige Phasenumwandlung vom Beginn der Keimbildung bis zum Umwandlungsende. Bei der Umrechnung von isothermen ZTU-Diagrammen auf Phasenumwandlungen mit beliebigen Abkühlverläufen wird z.B. von DENIS ET AL. [87] und HAWBOLT ET AL. [91] eine zusätzliche Aufteilung der Umwandlung in eine Inkubationszeit und das Phasenwachstum vorgenommen. Um die Auswirkung einer solchen Aufteilung auf die Abbildungsgüte der Phasenumwandlung zu beurteilen, werden das JMAK-Modell und das modifizierte JMAK-Modell auf das Phasenwachstum ab 0,1 Vol.% umgewandeltem Phasenanteil gefittet. Bis zum Zeitpunkt des Umwandlungsbeginns wird der Phasenanteil hierfür auf 0 Vol.% gesetzt. Die Zeitählung des Phasenwachstums beginnt bei 0,1 Vol.% umgewandeltem Phasenanteil.

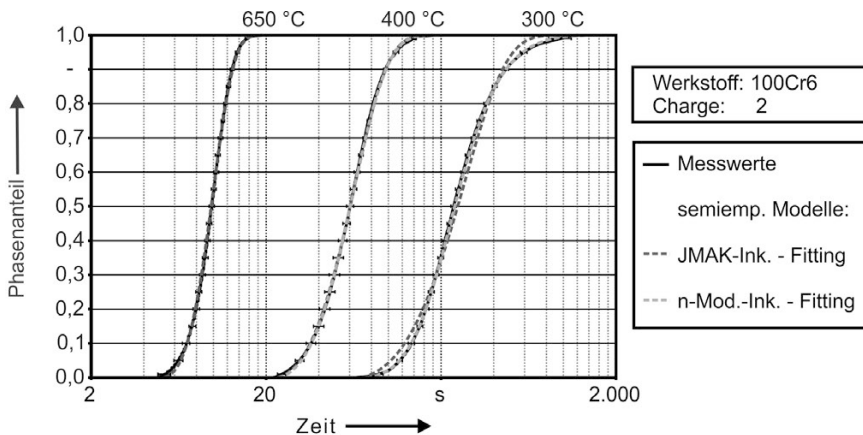


Bild 55: Der Einfluss der Aufteilung in eine Inkubations- und Wachstumszeit auf die Abbildungsgenauigkeit der JMAK-Modelle

Durch die in Bild 55 gezeigte Aufteilung des JMAK-Umwandlungsmodells in die Inkubationszeit und das Phasenwachstum kann die Übereinstimmung der Umwandlungskurve mit den Messwerten weiter erhöht werden. Die Abweichung sinkt bei 650 °C von 2,3 % auf 1,0 %, bei 400 °C von 4,9 % auf 1,3 % und bei 300 °C von 9,7 % auf 5,9 %. Die zunehmende Umwandlungsverlangsamung der bainitische Phasenumwandlung führt bei der niedrigsten Temperatur von 300 °C jedoch weiterhin zu einer Abweichung von 8,3 % in der Startphase und 8,6 % in der Endphase der Umwandlung. Die Kombination aus modifiziertem JMAK-Modell und Aufteilung der

Umwandlung reduziert den Abbildungsfehler bei 300 °C auf 0,9 % in der Startphase der Umwandlung, 1,6 % in der Endphase der Umwandlung und den Gesamtfehler auf 1,1 %. Eine Übersicht der prozentualen zeitlichen Abweichungen der untersuchten Modelle von den Messwerten ist in Bild 56 gegeben.

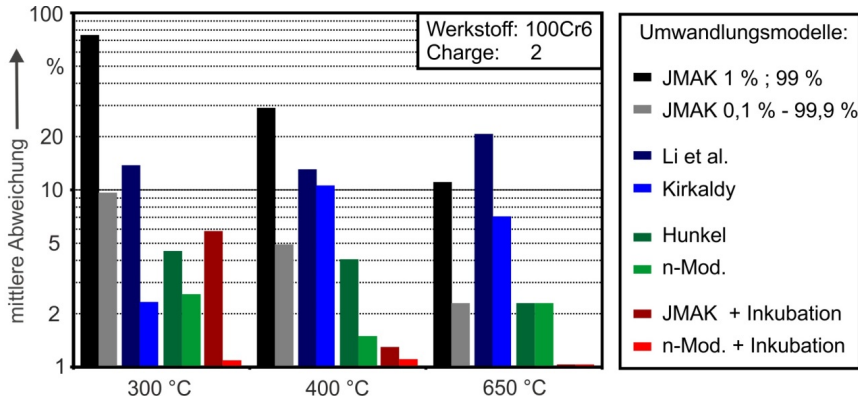


Bild 56: Vergleich zeitlichen Abweichungen der Modellansätze von den Messwerten

7.2 Mathematische Abbildung der martensitischen Phasenumwandlung

Auch für die Abbildung der diffusionslosen martensitischen Phasenumwandlung existieren in der Literatur mehrere Modelle, die sich unter anderem in der Anzahl der Modellparameter unterscheiden. Anhand der martensitischen Umwandlung der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 werden in diesem Abschnitt einige dieser Modelle mit den Messwerten abgeglichen. Bei STEVEN und HAYNES [104] wird der martensitische Phasenanteil in Abhängigkeit der Unterkühlung unter die M_s -Temperatur durch den in den Gleichungen (55)-(58) beschriebenen Zusammenhang beschrieben:

$$M_{10\%} = M_s - 10 \text{ °C} \quad (55)$$

$$M_{50\%} = M_s - 47 \text{ °C} \quad (56)$$

$$M_{90\%} = M_s - 103 \text{ °C} \quad (57)$$

$$M_f = M_s - 215 \text{ °C} \quad (58)$$

KOISTINEN und MARBURGER [75] verwenden einen exponentiellen Ansatz zur Berechnung des umgewandelten Phasenanteils in Abhängigkeit

der Unterkühlung unter die M_s -Temperatur mit einem Modellparameter (vgl. Gleichung (7) mit $n=1$). WILDAU und HOUGARDY [76] erweitern diesen Ansatz durch einen zusätzlichen Exponenten n der Unterkühlung (vgl. Gleichung (7) mit $n \neq 1$). YU berechnet den Martensitischen Phasenanteil nach Gleichung (59) in Abhängigkeit der M_s - und M_f -Temperaturen [217]:

$$w_m = 1 - \left(\frac{(T - M_f)}{(M_s - M_f)} \right)^2 \quad (59)$$

LEE und LEE [119] [120] schlagen eine semiempirische Differenzialgleichung zur Berechnung des Umwandlungsfortschrittes aus der chemischen Zusammensetzung und Korngröße des Werkstoffes vor. Die legierungs- und korngrößenabhängigen Parameter a_L , b_L und c_L der Gleichung (60) werden im Folgenden zur Anpassung an die Messwerte verwendet.

$$\frac{dw_M}{dT} = a_L^* (M_s - T)^{b_L^*} V_M^{c_L^*} (1 - V_M)^{a_L^*} \quad (60)$$

Diese Funktion erlaubt z.B. nach HIPPCHEM [144] eine bessere Abbildung des Umwandlungsbeginns bei Stählen für das indirekte Presshärten. Ein Abgleich der genannten Modelle mit den Messdaten ist in Bild 57 gegeben.

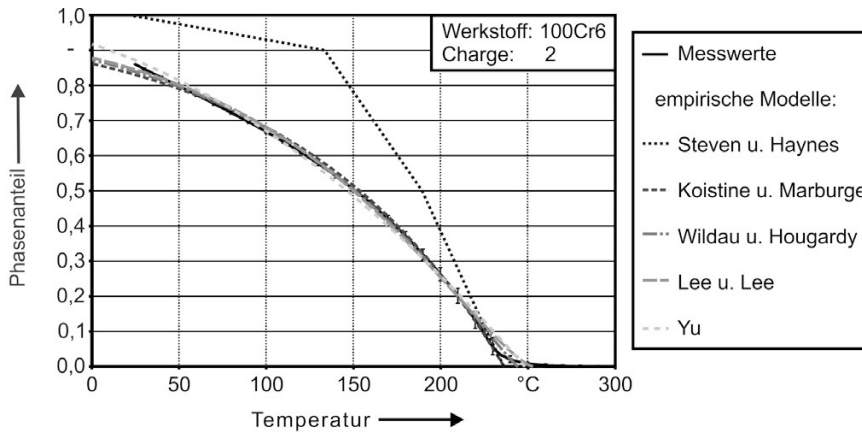


Bild 57: Vergleich der martensitischen Umwandlungskinetik mit empirischen Modellen

Die größte Abweichung ist dabei mit dem von STEVEN und HAYNES für verschiedene Stähle mit mittlerem Kohlenstoffgehalt beobachtetem Umwandlungsverlauf festzustellen. Dies zeigt, dass bei steigendem Kohlenstoffgehalt nicht nur die M_s -Temperatur zu niedrigeren Temperaturen

verschoben wird, sondern auch die Differenz zwischen M_s - und M_f -Temperatur zunimmt und mindestens ein weiterer Parameter für das Abbilden der martensitischen Phasenumwandlung notwendig ist. Die Modelle von YU und KOISTINEN und MARBURGER mit zwei Parametern, sowie WILDAU und HOUGARDY mit 3 Parametern ermöglichen mit einer mittleren Abweichung von 3,9 °C, 2,8 °C und 2,1 °C hingegen eine sehr gute Abbildungsgenauigkeit der Messwerte. Obwohl das Modell von LEE und LEE die meisten anpassbaren Parameter besitzt, kann mit einer mittleren Abweichung von 2,8 °C keine bessere Abbildungsgenauigkeit des Umwandlungsbeginns als durch die Modelle mit zwei bzw. drei Parametern erreicht werden.

7.3 Mathematische Abbildung kompletter isothermer ZTU-Diagramme

Zur vollständigen mathematischen Abbildung des Umwandlungsverhaltens für numerische Simulationen muss die Umwandlungskinetik der diffusionsgesteuerten Umwandlung einzelner Phasen über den gesamten Temperaturbereich definiert werden. Da aus den Versuchsläufen nur Werte für eine begrenzte Zahl diskreter Temperaturabstufungen vorliegen, muss die Umwandlungskinetik zwischen diesen Temperaturen interpoliert bzw. über die Messwerte hinaus extrapoliert werden. FE-Simulationsprogramme wie z.B. SYSWELD verwenden hierfür eine lineare Interpolation der Modellparameter und gehen außerhalb des vorgegebenen Wertebereichs von keiner weiteren Phasenumwandlung aus. Bei einer zu niedrig gewählten Anzahl an vorgegebenen Parametersätzen kann dies zu einer erheblichen Verfälschung des Umwandlungsverhaltens führen (vgl. Bild 58).

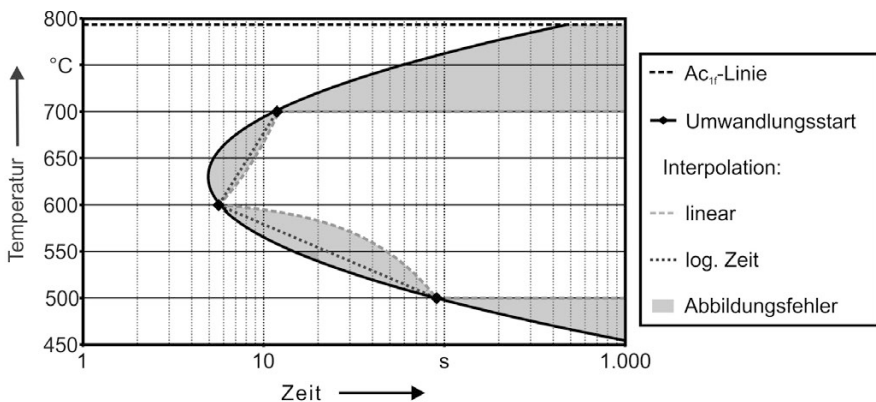


Bild 58: Abbildungsfehler bei linearer Interpolation der Messwerte über die Temperatur

Eine Interpolation über die logarithmische Umwandlungszeit verringert zwar die Abweichungen, eine genaue Abbildung kann jedoch nur durch eine kontinuierliche temperaturabhängige Beschreibung der Umwandlungsparameter erfolgen. Bei der Berechnung der Inkubationszeit bei kontinuierlichen Abkühlverläufen ist auch das Umwandlungsverhalten nahe der Ac_3 - bzw. Ac_{is} -Linie von Interesse. Hierfür liegen meist keine Messwerte vor, da die Messung der Phasenumwandlung aufgrund der geringen Volumenänderung und der geringen Steigung der Umwandlungskurven bei diesen Temperaturen sehr ungenau ist. Von TZITZELKOV ET AL. [55] wird deshalb eine empirische Methode zur Erweiterung der Messwerte bis zur Ac_{is} -Linie vorgeschlagen. Die asymptotische Annäherung der Umwandlungsstartkurve an die Ac_{is} -Linie wird hierbei nach Gleichung (61) berechnet. Die Gleichung wird über die Parameter α und β an die beiden höchsten vorliegenden Messwerte für Umwandlungsstart und -ende angepasst.

$$t = \frac{\alpha_t \exp\left(\frac{\beta_t}{T}\right)}{(Ac_1 - T)^3} \quad (61)$$

Die Umwandlungskinetik in diesem Temperaturbereich wird im Anschluss durch die JMAK-Gleichung abgebildet und die Parameter werden durch ein Polynom 3. Ordnung temperaturabhängig beschrieben. Auch BÖRNSEN [78] setzt ein Polynom zur Beschreibung der temperaturabhängigen Umwandlungsstart- und -endlinien ein:

$$\log\left(\frac{t}{t_0}\right) = c_0(T - c_T)^{-1} + c_1 + c_2(T - c_T) + c_3(T - c_T)^2 \quad (62)$$

Die Erweiterung der gemessenen 1 % Umwandlungsstartlinie der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 nach TZITZELKOV ET AL. sowie deren Abbildung über eine weitere Stützstelle bei 750 °C durch die Polynomfunktion von BÖRNSEN zeigen die erwartete C-förmige Umwandlungskurve und eine gute Übereinstimmung mit den Messwerten (vgl. Bild 59). Lediglich die Zeit bei 550 °C wird um 50,1 % unterschätzt, so dass die prozentuale Gesamtabweichung der nach BÖRNSEN gefitteten Kurve von den Messwerten 19,1 % beträgt.

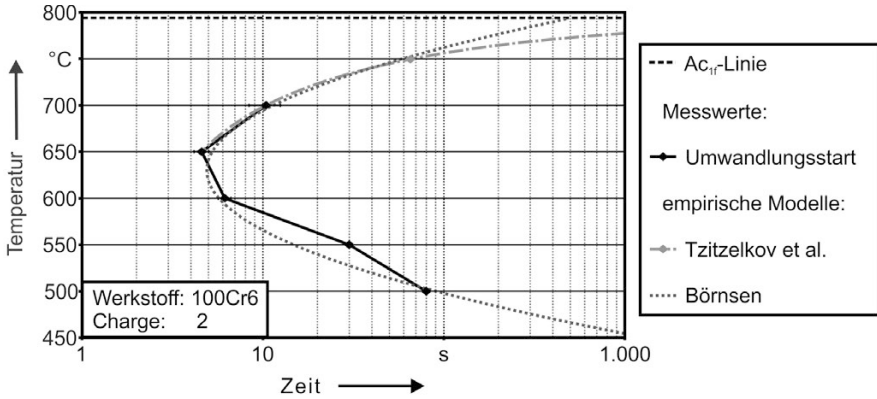


Bild 59: Semiempirische Extrapolation und Interpolation der Messwerte durch temperaturabhängige empirische Modelle

HOUGARDY [79] fittet die Umwandlungsstart- und endkurven des Werkstoffes 50CrV4 durch die semiempirischen Gleichungen (63) und (65) und erreicht mit beiden Ansätzen eine ähnlich gute Abbildegengenauigkeit seiner Messwerte. HUNKEL ET AL. [71] setzen eine zu Gleichung (65) äquivalente Gleichung (8) auch erfolgreich bei der temperaturabhängigen Beschreibung des Umwandlungsparameters τ der JMAK-Gleichung für den Wälzlagerstahl 100Cr6 ein.

$$t = \ln \log \frac{t}{t_0} = A_{HO} - B_{HO} \cdot \ln T_R + C_{HO} \cdot T_R \quad (63)$$

$$\text{mit: } T_R = 950 - \frac{T}{T_0} + T_{HO} \quad (64)$$

$$t = A_{HU} \cdot \exp \frac{B_{HU}}{T} \cdot \exp \frac{C_{HU}}{T(Ac_1 - T)^2} \quad (65)$$

Die semiempirischen Modelle von KIRKALDY und LI ET AL. verwenden die zu Gleichung (61) äquivalente Gleichung (66) (für Mo = 0 Gew.%) zur Beschreibung der perlitischen Umwandlung mit einem temperatur-, legierungsgehalt- und korngößenabhängigen Parameter C_1 . Da bereits LEE und BHADESHIA [148] darauf hinweisen, dass das Modell nach KIRKALDY die Umwandlungszeiten unterhalb des Temperaturbereichs der schnellsten Umwandlung, die „Umwandlungsnase“, stark unterschätzt, wird das Modell in Anlehnung an HIPPCHEM [144] durch die weiteren anpassbaren Parameter C_2 und Q modifiziert (vgl. Gleichung (67)).

$$\tau_p = \frac{C_1}{(Ac_1 - T)^3 \exp\left(\frac{-27.500}{RT}\right)} \quad (66)$$

$$\tau_p = \frac{C_1}{(Ac_1 - T)^{c_2} \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)} \quad (67)$$

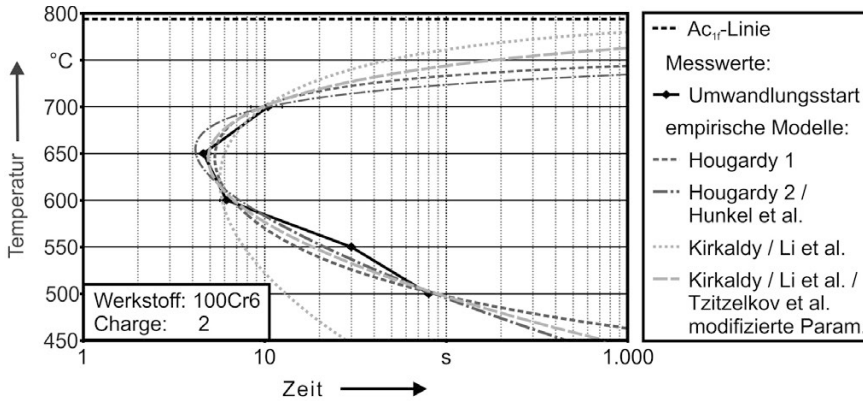


Bild 60: Extrapolation und Interpolation der Messwerte durch temperaturabhängige semiempirische Modelle

Eine Übersicht über die Abbildungsgenauigkeit der gemessenen Umwandlungsstartpunkte der zweiten Charge des Stahles 100Cr6 durch die unterschiedlichen Modelle ist in Bild 60 gegeben. Sowohl die empirische Polynomfunktion nach BÖRNSEN als auch die Funktionen nach HOUGARDY und das angepasste Modell nach KIRKALDY sind in der Lage, die gemessenen Umwandlungsstartpunkte mit einem mittleren Fehler von 19,1 % (BÖRNSEN), 17,7 % (HOUGARDY; Gleichung (63)), 12,7 % (HOUGARDY bzw. HUNKEL ET AL.; Gleichung (65)), und 14,1 % (KIRKALDY mit modifizierten Parameter) abzubilden. Aufgrund des empirischen Charakters der Funktionen unterscheiden sich die gefitteten Kurven jedoch bei der Extrapolation über die Messwerte hinaus stark, was vor allem an den Modellen von KIRKALDY bzw. LI ET AL. deutlich wird. Eine generelle Empfehlung für eines der Modelle kann deshalb nicht getroffen werden. Da das angepasste Modell nach KIRKALDY mit 7,2 % die geringste Abweichung vom Messwert der „Umwandlungsnase“ der untersuchten Werkstoffcharge bei 650 °C zeigt, wird dieses Modell in einem weiteren Schritt an den Umwandlungsstartzeitpunkten der bainitischen Phasenumwandlung gefittet (vgl. Bild 61). Die B_s -Temperatur wird dabei mit 590 °C angenommen.

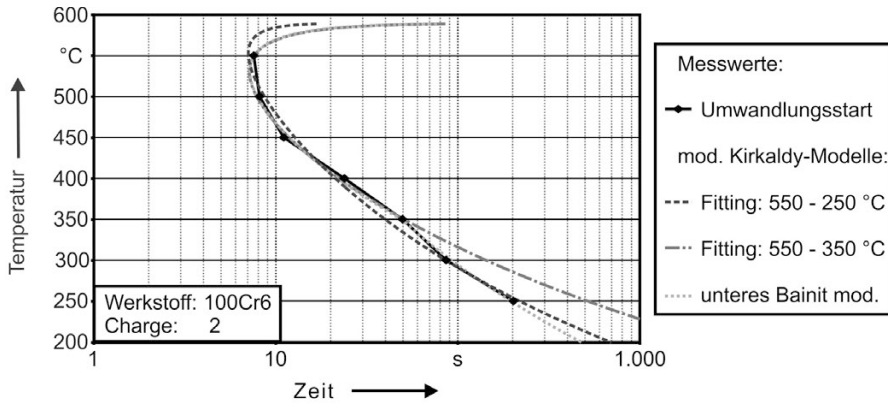


Bild 61: Anpassung des temperaturabhängigen semiempirischen Modells für die Abbildung der bainitischen Umwandlung

Wird über den gesamten Temperaturbereich der gemessenen bainitischen Phasenumwandlung von 550 °C bis 250 °C gefittet, so ergibt sich eine mittlere zeitliche Abweichung von 9,7 % zu den Messwerten. Wird nur über den Temperaturbereich des oberen Bainits bis 350 °C gefittet, so sinkt die Abweichung in diesem Bereich von 11,9 % auf 3,9 %. Die Kurve des unteren Bainits bei 300 °C und 250 °C liegt in diesem Fall jedoch um 65,3 % bzw. 155,0 % hinter den gemessenen Umwandlungszeiten. Dies deutet darauf hin, dass sich oberer und unterer Bainit in ihrer Umwandlungskinetik unterscheiden und folglich bei der Umwandlungsbeschreibung getrennt behandelt werden müsse. Gegen eine Aufteilung in zwei separate Umwandlungsbereiche spricht jedoch der erhöhte Versuchsaufwand für die Ermittlung einer ausreichenden Anzahl an Stützstellen für beide Kurven sowie die Tatsache, dass der Übergangsbereich zwischen dem oberen und unteren Bainit durch dilatometrische Messungen nicht getrennt werden kann. Des Weiteren führt eine separate Beschreibung zu einem erhöhten Aufwand für die Implementierung in die Simulationssoftware. Im Folgenden wird deshalb lediglich eine Anpassung der Umwandlungsstartkurve im Bereich des unteren Bainits vorgenommen (vgl. Gleichung (68)). Durch diese Anpassung kann die Abweichung zwischen gemessenen und gefitteten Umwandlungszeiten auf 4,3 % gesenkt werden.

$$\tau_b = \begin{cases} \frac{C_1}{(Ac_1 - T)^{c_2} \exp\left(\frac{-C_3}{RT}\right)} & \text{wenn } T < 623 \text{ K} \\ \frac{C_1}{(Ac_1 - T)^{c_2} \exp\left(\frac{-C_3}{R(T + (C_4(623 \text{ K} - T)))}\right)} & \text{wenn } T \geq 623 \text{ K} \end{cases} \quad (68)$$

7.4 Berechnung von Phasenumwandlungen bei kontinuierlicher Kühlung

Zur Validierung der bei isothermen Umwandlungen ermittelten Modellparameter wird die Umwandlungskinetik in diesem Abschnitt auf nicht isotherme Temperaturverläufe umgerechnet und mit den Versuchsergebnissen aus Abschnitt 5.4 abgeglichen. Da sich bei den Versuchen mit kontinuierlicher Abkühlung nur ein geringer Anteil Bainit gebildet hat, wird die Untersuchung auf die perlitische Umwandlung bis 500 °C beschränkt. Für den Abgleich werden die konstanten Abkühlraten 10 K/s, 5 K/s und 2 K/s gewählt, so dass sowohl zwei vollständige, als auch eine unvollständige perlitische Umwandlung berücksichtigt werden.

In einem ersten Schritt werden hierfür die über die JMAK-Differentialgleichung (11) berechneten Umwandlungsverläufe bei linearer Interpolation der isothermen Daten und bei Interpolation und Extrapolation des Parameters τ durch das angepasste semiempirische Modell nach KIRKALDY und des Parameters n durch ein Polynom 2. Ordnung mit den experimentellen Werten verglichen (vgl. Bild 62).

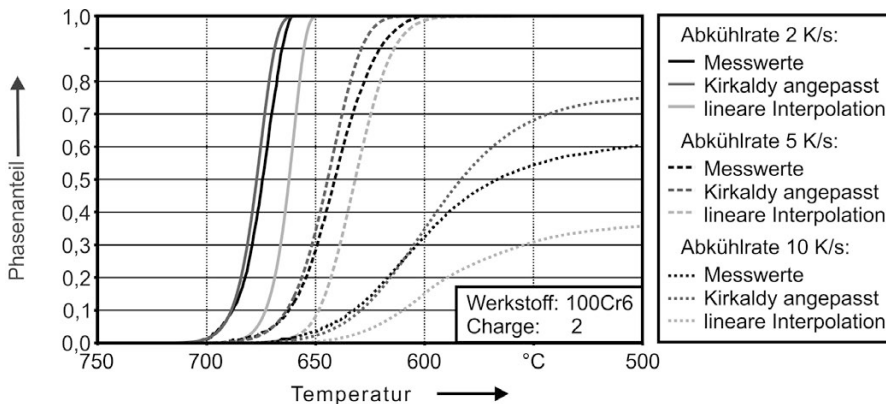


Bild 62: Vergleich der berechneten Umwandlungskinetik mit und ohne Interpolation und Extrapolation der isothermen Daten mit den Messungen

Durch die fehlende Extrapolation der Daten bis zur A_{cl} -Linie wird die Inkubationszeit bis zum Einsetzen der Phasenumwandlung bei linearer Interpolation stark überschätzt. Der Beginn der Phasenumwandlung (1 % umgewandelter Phasenanteil) ist hierdurch bei einer Abkühlrate von 2 K/s um 17,6 °C, bei 5 K/s um 20,5 °C und bei 10 K/s um 23,0 °C zu niedrigeren Temperaturen verschoben. Über die gesamte Umwandlung gemittelt beträgt die Temperaturabweichung von den Messwerten bei 2 K/s 12,4 °C und bei 5 K/s 9,9 °C. Bei der unvollständigen Umwandlung bei

10 K/s wird ein um 24,6 % zu geringer Phasenanteil berechnet. Bei Interpolation und Extrapolation durch das angepasste Modell nach KIRKALDY und ein Polynom 2. Ordnung sinkt die mittlere Temperaturabweichung zu den Messwerten auf 2,4 °C bei 2 K/s und 4,2 °C bei 5 K/s. Der umgewandelte Phasenanteil bei 10 K/s wird hingegen um 14,4 % überschätzt. Die berechnete Kurve bei 10 K/s zeigt bis 30 % umgewandeltem Phasenanteil eine gute Übereinstimmung mit den Messwerten, steigt im Bereich von 600 °C bis 550 °C jedoch zu stark an. In diesem Temperaturbereich überschätzt das zugrundeliegende Modell nach KIRKALDY zur Interpolation und Extrapolation der isothermen Umwandlung die Umwandlungsgeschwindigkeit (vgl. Bild 60), was die Abweichung zum Teil erklären kann.

Durch die empirische Erweiterung der JMAK-Differentialgleichung (11) mit einem abkühlratenabhängigen Term (vgl. Gleichung (13)) und dem Fitten des Parameters an den experimentellen Kurven bei kontinuierlicher Abkühlung kann die Abweichung der berechneten Umwandlungskurven von den Messwerten bei geringen Abkühlraten von 2 K/s auf 0,7 °C bzw. bei 5 K/s auf 1,6 °C gesenkt werden (vgl. Bild 63). Bei schnellen Abkühlraten von 10 K/s kann der gebildete Phasenanteil zwar angepasst werden, der Umwandlungsverlauf ist jedoch im Bereich von 0,1 % bis 60,0 % Phasenanteil um 8,6 °C zu niedrigeren Temperaturen verschoben.

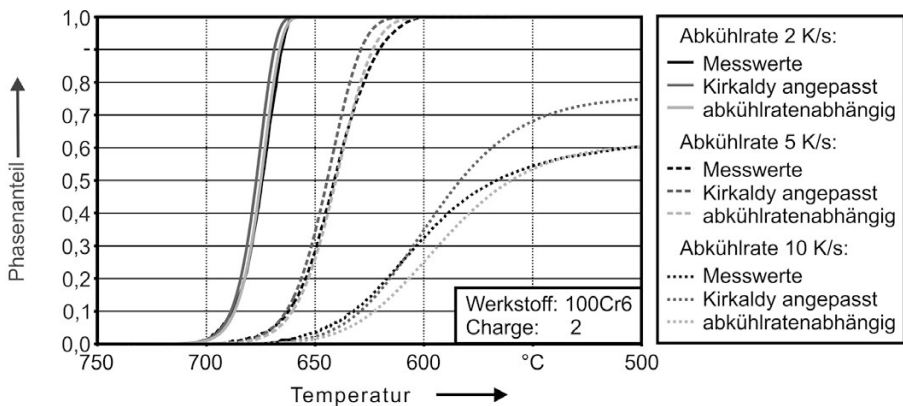


Bild 63: Vergleich der berechneten Umwandlungskinetik mit der abkühlratenabhängigen Anpassung der JMAK-Differentialgleichung mit den Messungen

Eine Aufteilung der isothermen Umwandlungskurven in eine Inkubationszeit und das Phasenwachstum (vgl. Bild 55), deren Interpolation durch das angepasste Modell nach KIRKALDY sowie der separaten Berechnung über die Additivitätsregel bzw. die JMAK-Differentialgleichung (11) führt bei kontinuierlicher Abkühlung sowohl bei Umwandlungsbeginn, als auch

beim weiteren Umwandlungsfortschritt zu stärkeren Abweichungen der berechneten Umwandlungskurven von den Messwerten als ohne Aufteilung (vgl. Bild 62 und Bild 64). Die mittleren Temperaturabweichungen steigen bei 2 K/s von 2,4 °C auf 7,3 °C und bei 5 K/s von 4,2 °C auf 9,6 °C. Der umgewandelte Phasenanteil bei 10 K/s wird um 18,0 % überschätzt. Wird bei der Berechnung des Umwandlungsfortschritts zusätzlich die empirische abkühlratenabhängige Anpassung der JMAK-Differentialgleichung (13) berücksichtigt, so kann die Abweichung wie bereits bei der Berechnung ohne Aufteilung der Umwandlung bei 2 K/s auf 2,8 °C und bei 5 K/s auf 4,8 °C verringert werden (vgl. Bild 63 und Bild 64). Der Umwandlungsverlauf im Bereich von 0,1 % bis 60,0 % Phasenanteil ist bei einer Abkühlrate von 10 K/s im Mittel um 3,4 °C zu niedrigeren Temperaturen verschoben.

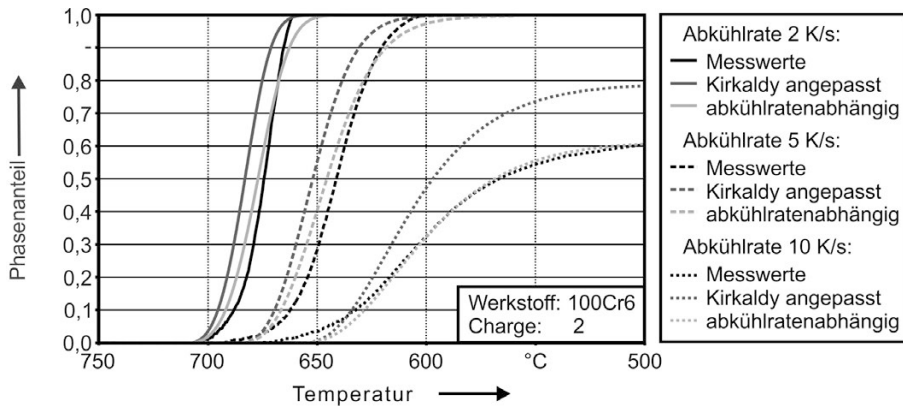


Bild 64: Vergleich der berechneten Umwandlungskinetik mit Trennung der Umwandlung in eine Inkubation und das Phasenwachstum mit den Messungen

Die bestehenden Abweichungen bei der Umrechnung isothermer ZTU-Diagramme auf ZTU-Diagramme mit kontinuierlicher Kühlung werden in einigen Literaturquellen auf den Einfluss des Abkühlverlaufs bei der Bestimmung des isothermen Umwandlungsverhaltens zurückgeführt (vgl. Abschnitt 2.2.2). Um den Einfluss eines solchen „ideellen“ ZTU-Diagramms zu untersuchen, wurde hierfür zunächst der Umwandlungsbeginn bei 1 % Phasenanteil aus den isothermen Versuchsdaten ermittelt und durch das angepasste Modell nach KIRKALDY abgebildet. Über eine inverse Rechnung wird eine weitere Umwandlungsstartkurve ermittelt, durch die der Umwandlungsbeginn unter Berücksichtigung des realen Abkühlverlaufs durch Berechnung über die Additivitätsregel am besten abgebildet werden kann. Die Differenz beider Kurven entspricht der nötigen Anpassung der Inkubationszeit, um die die isothermen

Umwandlungskurven verschoben werden müssen. Wird im Anschluss eine Umrechnung des „ideellen“ ZTU-Diagramms auf die Ergebnisse der Versuche mit kontinuierlicher Abkühlung z.B. durch die JMAK-Differentialgleichung (11) durchgeführt, so verschiebt sich die Umwandlung im gegebenen Fall zu höheren Temperaturen und einem größeren umgewandelten Phasenanteil (vgl. Bild 65).

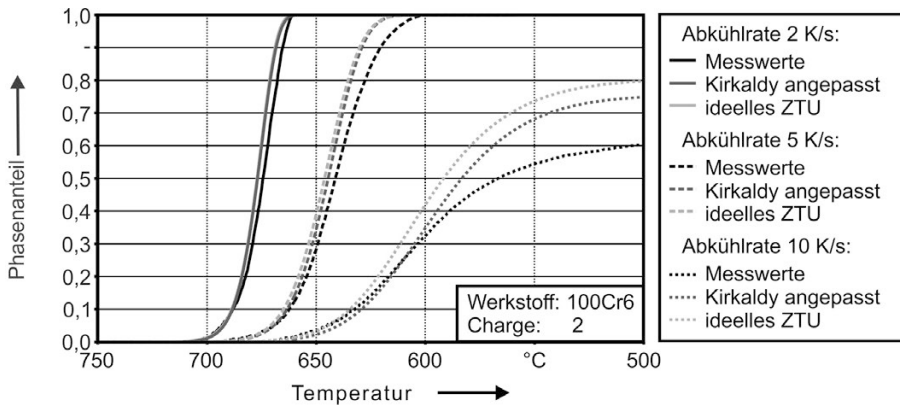


Bild 65: Vergleich der berechneten Umwandlungskinetik mit Berücksichtigung eines „ideellen“ isothermen ZTU-Diagramms mit den Messungen

Der Einfluss des „ideellen“ ZTU-Diagramms auf das Umwandlungsverhalten ist in Abhängigkeit der Abkühlrate bis zum Erreichen der isothermen Haltetemperaturen und der generellen Umwandlungsgeschwindigkeit unterschiedlich stark ausgeprägt. Bei einer Abkühlrate von 2 K/s sinkt die Abweichung der berechneten Umwandlungskurve von den Messwerten geringfügig von 2,4 °C auf 2,1 °C, bei 5 K/s steigt sie hingegen von 4,2 °C auf 5,6 °C. Der umgewandelte Phasenanteil bei einer Abkühlrate von 10 K/s steigt von 0,75 % auf 0,80.

7.5 Zusammenfassende Bewertung der mathematischen Modelle

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass die Abbildegüte der mathematischen Modelle durch das Fitten der Modellparameter an der gesamten Umwandlungskurve im Vergleich zum Fitten an den Umwandlungsstart- und Umwandlungsendzeiten erheblich zunimmt. Im Falle der JMAK-Gleichungen reduziert sich die zeitliche Abweichung hierdurch im Mittel um 84 %. Eine Darstellung des Umwandlungsverhaltens durch ZTU-Diagramme mit Kurven für Umwandlungsstart und Umwandlungsende ohne zusätzliche Umwandlungslinien für z.B. 10 Vol.%, 50 Vol.%

und 90 Vol.% umgewandelten Phasenanteil führt besonders bei niedrigen Temperaturen der bainitischen Umwandlung zu einer zeitlichen Abweichung des Umwandlungsfortschritts zu den Messwerten von bis zu 75 % und folglich einem erheblichen Informationsverlust über das Umwandlungsverhalten. Die Integralfunktionen der Modelle nach KIRKALDY [142] und LI ET AL. [149] bilden insbesondere die Startphase der Phasenumwandlung aufgrund der geringeren Anzahl an Modellparametern mit Abweichungen von durchschnittlich 12,9 % bzw. 37,9 % schlechter ab als das JMAK-Modell mit einer Abweichung von 5,6 %, da sie unabhängig von der Umwandlungsart und -temperatur von einem einheitlichen Umwandlungsverhalten ausgehen. Die Korrektur des bainitischen Phasenumwandlungsverlaufs bei KIRKALDY verringert die Abweichungen der berechneten Kurven von den Messwerten in der Endphase der bainitischen Umwandlung auf 2,5 %, wohingegen die Umwandlungsverlangsamung bei höheren Temperaturen mit einer Abweichung von 20,6 % überschätzt wird. Eine temperaturabhängige Korrektur des bainitischen Umwandlungsverlaufs durch das Modell von HUNKEL ET AL. [71] sowie das eigene modifizierte JMAK-Modell führt zu einer sehr guten Abbildungsgüte über den gesamten Temperaturbereich mit Abweichungen von unter 5 %. Auch die Aufteilung der Umwandlung in die Inkubationszeit und das Phasenwachstum führt zu einer Verbesserung der Abbildungsgüte. Da der mittlere Fehler durch das Fitting des modifizierten JMAK-Modells mit durchschnittlich 2,1 % bereits geringer als die Messunsicherheit der Dilatometerversuche ist, rechtfertigt der zusätzliche Genauigkeitsgewinn jedoch nicht den zusätzlichen Aufwand für die Aufteilung der Umwandlung.

Die diffusionslose martensitische Phasenumwandlung folgt bei durchhärtenden Wälzlagerstählen nicht dem empirischen Zusammenhang von STEVEN und HAYNES [104], sondern benötigt eine stärkere Unterkühlung unter die M_s -Temperatur für die vollständige Umwandlung. Durch die Modelle von YU [218], KOISTINEN und MARBURGER [75] mit zwei, sowie WILDAU und HOUGARDY [76] mit drei Parametern wird die Phasenumwandlung mit einer mittleren Abweichung von 3,9 °C, 2,8 °C und 2,1 °C sehr gut abgebildet. Eine weitere Erhöhung der Parameter im Modell von LEE und LEE [119] [120] führt hingegen zu keiner Verbesserung. Da der Exponent n der Gleichung von WILDAU und HOUGARDY [76] bei den untersuchten Stähle näherungsweise 1 beträgt, bietet das WH-Modell gegenüber dem KM-Modell nur einen geringen Vorteil.

Die durchgängige Modellierung der diffusionsgesteuerten Umwandlungen über den gesamten Temperaturbereich erfolgt in der Literatur sowohl direkt an den Umwandlungsstart- und Endkurven als auch an den Parametern des JMAK-Modells. Im Vergleich zu einer linearen Interpolation der Messwerte kann der Abbildungsfehler hierdurch auch bei einer geringen Anzahl an Messpunkten entscheidend reduziert werden. Sowohl empirische Polynomfunktionen nach BÖRNSEN [78], als auch semiempirische Modelle nach TZITZELKOV ET AL. [55], HOUGARDY [79] und HUNKEL ET AL. [71] unter Berücksichtigung der Keimbildungs- und Diffusionsmechanismen erlauben eine Abbildung des C-förmigen Verlaufs des Umwandlungsbeginns. Die Abweichung der Kurve von den Messwerten ist bei HOUGARDY bzw. HUNKEL ET AL. mit 12,7 % am geringsten. Das Modell nach KIRKALDY unterschätzt die Abnahme der Umwandlungsrate bei niedrigeren Temperaturen hingegen. Durch eine Parametrisierung des Modell nach KIRKALDY in Anlehnung an HIPPCHEM [144] können mit einer mittleren Zeitabweichung von 14,1 % ebenfalls gute Übereinstimmungen mit den Messwerten erzielt werden. Bei der Extrapolation der Daten bis zur $A_{C_{if}}$ -Linie bzw. unterhalb der B_s -Linie unterscheiden sich die untersuchten Modelle jedoch stark. Eine Messung der Umwandlungskinetik bei Temperaturen nahe der $A_{C_{if}}$ -Temperatur ist aufgrund der langen Umwandlungszeiten, unvollständigen Umwandlung und geringen Umwandlungsdehnung nicht möglich. Eine exakte Bestimmung der Umwandlungsdaten bei niedrigeren Temperaturen wird hingegen durch die Überlagerung mit der bainitischen Umwandlung erschwert. Hierfür bietet sich eine inverse Optimierung der Extrapolierten Werte über einen Abgleich mit Versuchen bei kontinuierlicher Kühlung an. Bei der Modellierung der Umwandlungsparameter des bainitischen Temperaturbereichs muss die relative Umwandlungsbeschleunigung des unteren Bainits für eine exakte Abbildung berücksichtigt werden. Um den erhöhten Versuchsaufwand für die Ermittlung einer genügenden Anzahl von Stützstellen für zwei separate Umwandlungskurven zu umgehen, kann die Umwandlungskurve im Temperaturbereich des unteren Bainits durch eine temperaturabhängige Anpassung des Modells unterhalb von 350 °C modifiziert werden. Die mittlere Abweichung der berechneten Kurve von den Messwerten ist bei dieser Methode mit 4,3 % gering.

Werden die gemessenen und gefitteten isothermen Modellparameter für Phasenumwandlungen bei kontinuierlicher Abkühlung durch die JMAK-Differentialgleichung (11) eingesetzt, so kann die Temperaturabweichung der Berechnung durch die geeigneten Interpolation und

Extrapolation der Parameter in Abhängigkeit der Abkühlrate um 58 - 81 % und die Abweichung des Phasenanteils bei unvollständiger Umwandlung um 41 % verringert werden. Die Aufteilung der isothermen Umwandlungen in eine Inkubationszeit und das Phasenwachstum führt bei kontinuierlicher Abkühlung zu schlechteren Übereinstimmungen des Umwandlungsbeginns und des Phasenwachstums mit den Messwerten. Da der exakte Beginn der Umwandlung nur unzureichend genau bestimmt werden kann, ergeben sich des Weiteren je nach Definition des Umwandlungsbeginns unterschiedliche Inkubationszeiten und JMAK-Exponenten und somit unterschiedliche Umwandlungsverläufe bei kontinuierlicher Kühlung. Durch die abkühlratenabhängige Modifikation der JMAK-Differentialgleichung (13) können die Modelle weiter an die jeweiligen Umwandlungskurven angepasst werden. Obwohl die Anpassung in diesem Fall mit den Werten von 0,92, 0,92 und 0,91 für die Abkühlraten 2 K/s, 5 K/s und 10 K/s nicht stark von der Abkühlrate abhängen, ist die empirische Anpassung strenggenommen nur für die jeweiligen konstanten Abkühlraten gültig und erlaubt keine Extrapolation oder Übertragung auf Temperaturverläufe mit nichtlinearen Abkühlverläufen wie sie beim Härten von Wälzlagerkomponenten üblich sind. Während der Einfluss der Umrechnung auf ein „ideelles“ ZTU-Diagramm auf das Umwandlungsverhalten beim Referenzwerkstoff 100Cr6 nur schwach ausgeprägt ist, ist bei den höher legierten Stählen aufgrund der geringeren Keimbildungs- und Wachstumsgeschwindigkeit kein signifikanter Einfluss mehr festzustellen.

8 Modelle zur Berechnung der Umwandlungskinetik

Die in den vorherigen Kapiteln durchgeführten Untersuchungen zur Umwandlungskinetik von Wälzlagerstählen und deren mathematischer Abbildung für den Einsatz in Simulationsprogrammen ermöglichen eine sehr genaue Beschreibung des Umwandlungsverhaltens der untersuchten Stähle. Aufgrund des hohen Aufwands für die notwendigen Werkstoffcharakterisierungen können diese jedoch nicht für alle relevanten Werkstoffchargen und Wärmebehandlungsparametern durchgeführt werden. In diesem Kapitel wird deshalb versucht, das Umwandlungsverhalten durch empirische und semiempirische Modelle aus der Zusammensetzung des Werkstoffes und den Wärmebehandlungsparametern zu berechnen. Hierfür wird zunächst auf die chemische Zusammensetzung des Austenits sowie der Korngröße bei Beginn der Abschreckung eingegangen. In einem weiteren Schritt wird das Umwandlungsverhalten bei isothermer und kontinuierlich kühlender Temperaturführung durch die aus der Literatur bekannten mathematischen Modelle aus der ermittelten chemischen Zusammensetzung des Austenits berechnet. Anschließend wird die Veränderung des Umwandlungsverhaltens ausgehend von einer bekannten Werkstoffcharge anhand der eigenen Messwerte und Literaturdaten untersucht. Durch die gewonnenen Erkenntnisse wird eine Handlungsempfehlung für die Berechnung und verkürzte Charakterisierung neuer Werkstoffe und Chargen bzw. bekannter Werkstoffe bei unterschiedlichen Wärmebehandlungsparametern erarbeitet.

8.1 Berechnung der unvollständigen Karbidauflösung und Korngröße des Austenits

Für die Berechnung des im Gefüge verbleibenden Karbidflächenanteils nach der Austenitisierung werden die eigenen Messdaten der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 durch ein rein empirisches Modell gefittet (vgl. Bild 66). Die zeitabhängige Berechnung des Karbidflächenanteils erfolgt für die jeweilige Austenitisierungstemperatur nach Gleichung (69).

$$V_K = c_{K1} \ln\left(\frac{t}{t_0}\right) + c_{K2} \quad (69)$$

Die Parameter c_{k1} und c_{k2} der Gleichung werden wiederum durch ein Polynom 3. Ordnung temperaturabhängig beschrieben. Durch eine Anpassung der Modellparameter kann der Karbidflächenanteil schnell an neue Messwerte, z.B. durch einen Temperaturoffset für höher legierte Wälzlagerstähle, angepasst werden.

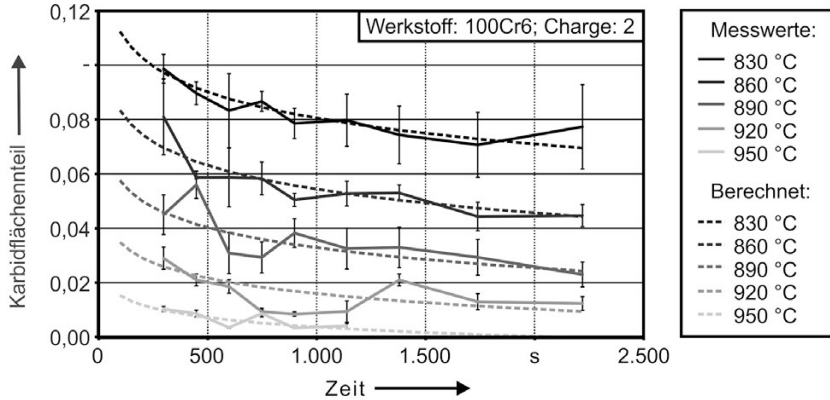


Bild 66: Abbildung der Karbidauflösung durch Gleichung (69)

Der Chromgehalt in den Karbiden wird über die Messwerte der unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen des Werkstoffes 100Cr6 linear interpoliert und extrapoliert. Der Mangangehalt in den Karbiden wird mit konstant 0,90 Gew.%, der Kohlenstoffgehalt mit 6,69 Gew.% und der Siliziumgehalt mit 0,00 Gew.% angenommen. Bei den höherlegierten Stählen wird der Gehalt der Elemente Cr und Mn in den Karbiden entsprechend des Verhältnisses der Legierungselemente im Gesamtgefüge angepasst.

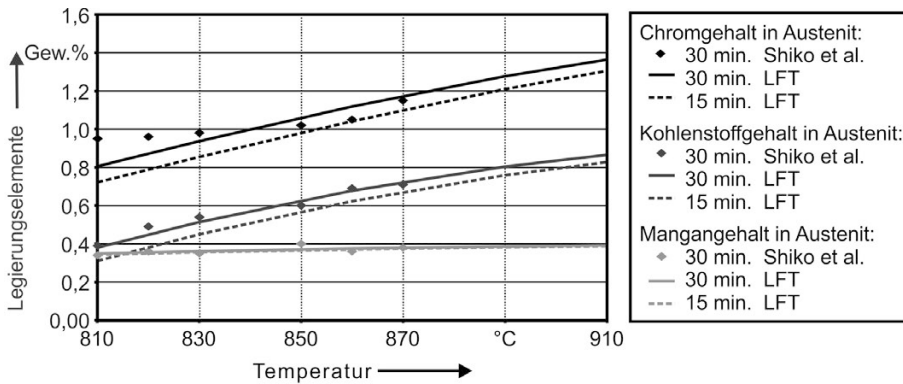


Bild 67: Vergleich der empirisch berechneten Legierungselementzusammensetzung im Austenit mit Messungen von Shiko et al. [201]

Wird der Legierungselementgehalt z.B. für den von SHIKO ET AL. [201] bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen und einer Austenitisierungszeit von 30 Minuten untersuchten Wälzlagerstahl SUJ-2 durch das beschriebene Modell berechnet, so lassen sich gute Übereinstimmungen mit den Messwerten erzielen (vgl. Bild 67). Zur Veranschaulichung des Einflusses der Austenitisierungszeit auf den Legierungselementgehalt im Austenit ist zusätzlich die in dieser Arbeit untersuchte Austenitisierungszeit von 15 Minuten eingezeichnet.

Die Austenitkorngröße steigt erst bei nahezu vollständiger Karbidauflösung stark an, weshalb im Austenitisierungstemperaturbereich durchhärtender Wärmebehandlungen kein großer Einfluss der Korngröße auf die Phasenumwandlung zu vermuten ist. Bei höheren Austenitisierungstemperaturen, wie sie beim Randschichthärten vorkommen, sowie bei bedeutend längeren Austenitisierungszeiten kann auf die von BESWICK [169], ORLICH ET AL. [25] und PERSSON [219] veröffentlichten Daten zurückgegriffen werden. Die von PERSSON untersuchte Charge des Stahls 100Cr6 hat im Vergleich mit den bei BESWICK und ORLICH ET AL. untersuchten Chargen bei ähnlichen praxisnahen Austenitisierungsbedingungen eine um max. eine G_{ASTM} -Stufe geringere Korngröße. Der bei PERSSON zusätzlich untersuchte höher legierten Wälzlagerstahl 100CrMnMoSi8-4-6 hat hingegen eine zu den von BESWICK und ORLICH ET AL. untersuchten Charge des Stahls 100Cr6 vergleichbare Korngröße. Die Unterschiede im Kornwachstum können von PERSSON jedoch nicht eindeutig den Legierungselementen bzw. deren Einfluss auf die verbleibenden Karbide und Nitride im Gefüge, die wiederum das Kornwachstum behindern, zugeordnet werden. Eine quantitative Berücksichtigung des Einflusses der Legierungselemente auf die Korngröße ist daher noch nicht möglich. Aufgrund der geringen Unterschiede der Korngrößen in den publizierten Daten kann daher für durchhärtende Wälzlagerstähle und eine unvollständige Karbidauflösung eine einheitliche Korngrößenzahl von 9 - 10 angenommen werden.

8.2 Berechnung der Umwandlungstemperaturen und Umwandlungskinetik

Ist der Legierungselementgehalt des zu untersuchenden Werkstoffes bekannt, so können die jeweiligen Umwandlungsstarttemperaturen der perlitischen, bainitischen und martensitischen Phasenumwandlung durch empirische Funktionen berechnet werden (vgl. Abschnitt 2.3). Die Genauigkeit einer solchen Berechnung wurde schon vielfach, z.B. von LEE [118]

für die B_s -Temperatur und KUNG und RAYMENT [116] für die M_s -Temperatur, an untereutektoiden Stählen untersucht. Im Folgenden soll anhand der zweiten Charge des Referenzwerkstoffes 100Cr6 überprüft werden, ob die Modelle auch für übereutektoiden Wälzlagerwerkstoffe mit unvollständig im Austenit gelösten Karbiden geeignet sind. Hierfür wird der Legierungselementgehalt im Austenit nach einer Austenitisierung von 15 Minuten bei 860 °C durch das in Abschnitt 8.1 vorgestellte Modell berechnet (vgl. Tabelle 28).

Tabelle 28: Berechnete Legierungselementzusammensetzung im Austenit des Werkstoffes 100Cr6 nach einer Austenitisierung von 15 Minuten bei 860 °C

Werkstoff: 100Cr6 Charge: 2	Korngröße ASTM	C Gew. %	Cr Gew. %	Mn Gew. %	Mo Gew. %	Ni Gew. %	Si Gew. %
Aust.: 15 Min. 860 °C	9	0,63	1,10	0,33	0,004	0,03	0,38

In der Literatur wird die Aufspaltung der A_{c1} -Linie legierter Stähle in eine A_{c1s} - und A_{c1f} -Linie meist nicht berücksichtigt, sodass die Modelle z.B. von ANDREWS [106], ELDIS [108], GRANGE [105], HOUGARDY [109], KASATKIN ET AL. [114] und TRZASKA und DOBRZANSKI [110] nur die Berechnung der A_{c1s} -Temperatur ermöglichen. Für die A_{c1f} -Temperatur wird deshalb auf die Anpassung dieser Modelle nach PAWŁOWSKI [107] zurückgegriffen. Die gemessenen A_{c1s} - und A_{c1f} -Temperaturen bei einer Aufheizrate von 0,05 K/s sowie die berechneten Temperaturen mit der chemischen Zusammensetzung des Ferrits im GKZ-geglühten Gefüge sowie des Austenits nach der Austenitisierung sind in Bild 68 gegenübergestellt.

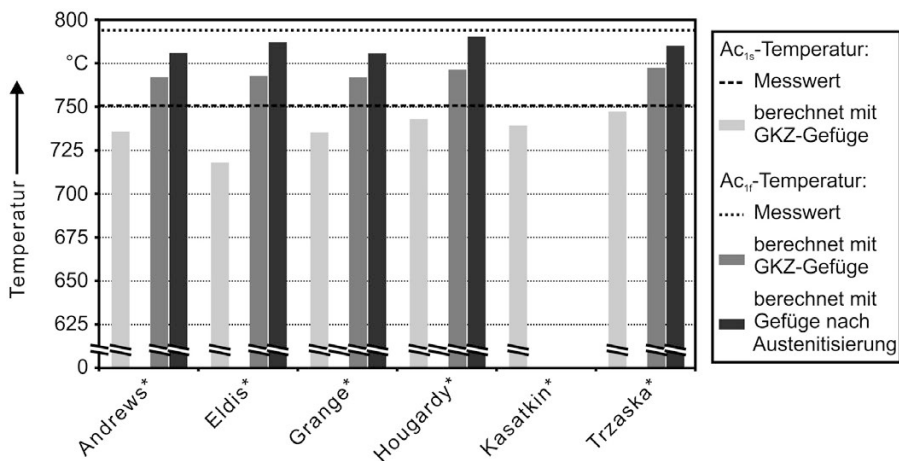


Bild 68: Vergleich der berechneten A_{c1s} - und A_{c1f} -Temperaturen mit den Messwerten (* A_{c1f} -Temperaturen nach den von Pawlowski [107] modifizierten Modellen)

Bei Beginn der austenitischen Phasenumwandlung ist ein Großteil der Legierungselemente in den GKZ-geglühten Karbiden gebunden, so dass zur Bestimmung der $A_{c_{15}}$ -Temperaturen mit der Zusammensetzung des Ferrits im GKZ-geglühten Gefüge gerechnet wird. Die hiermit berechneten Temperaturen sind alle niedriger als die experimentell ermittelten Temperaturen, wobei das aktuellste Modell nach TRZASKA und DOBRZANSKI mit einer Abweichung von 4 °C die beste Übereinstimmung mit den Messwerten zeigt. Bereits während der Phasenumwandlung löst sich ein Teil der Karbide, wodurch die Legierungszusammensetzung des Austenits bei Erreichen der $A_{c_{1f}}$ -Temperatur zwischen der des GKZ-geglühten Gefüges und der berechneten Zusammensetzung nach der Austenitisierung liegt. Für beide Extremwerte der Legierungselementzusammensetzung liegen die berechneten $A_{c_{1f}}$ -Temperaturen der von PAWIOWSKI angepassten Modelle jedoch unter den gemessenen Temperaturen. Ohne Berücksichtigung der Karbidauflösung erreicht das angepasste Modell nach TRZASKA und DOBRZANSKI mit einer Abweichung von 22 °C die beste Übereinstimmung mit den Messwerten. Selbst mit der zu hoch angenommenen Karbidauflösung nach der Austenitisierung ergibt sich eine um 9 °C zu niedrige $A_{c_{1f}}$ -Temperatur. Die beste Übereinstimmung mit den Messwerten unter Berücksichtigung der Karbidauflösung erreicht das angepasste Modell nach HOUARDY mit 4 °C. PAWIOWSKI weist in der Veröffentlichung bereits darauf hin, dass die erreichte Korrelation bei seinen Untersuchungen aufgrund der relativ kleinen zur Verfügung stehenden Datenbasis zur Anpassung der Modelle noch gering ist.

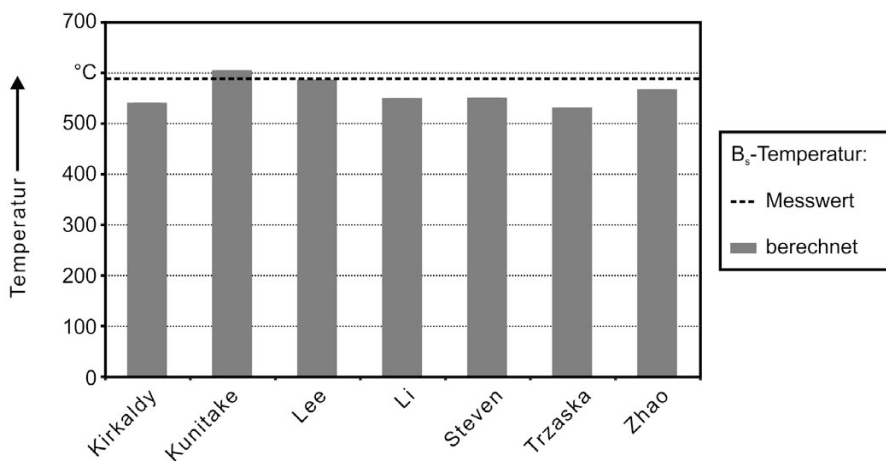


Bild 69: Vergleich der empirisch berechneten B_s -Temperaturen mit dem nach Lee und Bhadeshia extrapolierten Messwert

Analog zu den $A_{C_{1s}}$ - und $A_{C_{1f}}$ -Temperaturen kann auch die B_s -Temperatur z.B. durch die Modelle von BODNAR [111], KIRKALDY [115], KUNITAKE und OKADA [117], LEE [118], LI ET AL. [121], STEVEN und HAYNES [104], TRZASKA und DOBRZANSKI [110] und ZHAO [125] mit der chemischen Zusammensetzung des Austenits nach der Austenitisierung berechnet werden (vgl. Bild 69)

Da die B_s -Temperatur durch die Überlagerung mit der perlitischen Umwandlung nicht direkt gemessen werden kann, wird sie über Gleichungen (70) von LEE und BHADESHIA [220] aus dem bainitischen Phasenanteil von 0,9 bei 500 °C zu 590 °C extrapoliert.

$$\begin{aligned}
 B_x(^{\circ}\text{C}) &= B_s - 300x & x \leq 0,1 \\
 B_x(^{\circ}\text{C}) &= B_s - 30 - (75(x - 0,1)) & 0,1 < x \leq 0,9 \\
 B_x(^{\circ}\text{C}) &= B_s - 90 - 300(x - 0,9) & 0,9 \leq x
 \end{aligned} \tag{70}$$

Die Übereinstimmung zwischen den berechneten und gemessenen B_s -Temperaturen ist bei dem Modell nach LEE, das an einer vergleichsweise großen Datenbasis erstellt wurde, mit einer Abweichung von 3 °C am höchsten. Die älteren Modelle von KIRKALDY, LI ET AL. und STEVEN und HAYNES unterschätzen die B_s -Temperatur hingegen stärker. Das Modell von TRZASKA und DOBRZANSKI wurde an kontinuierlich kühlenden ZTU-Diagrammen erstellt und unterschätzen die B_s -Temperatur um 58 °C. ZHAO geht im Gegensatz zu den übrigen Modellen von keinem signifikanten Einfluss des Kohlenstoffs auf die B_s -Temperatur aus und unterschätzt diese um 22 °C. Die hohe B_s -Temperatur des Modells von KUNITAKE und OKADA von 606 °C kann auf den, wie bereits von LEE angemerkt, zu hoch angenommenen Effekt von Silizium von +216 K/Gew.% zurückgeführt werden.

Für die Berechnung der M_s -Temperatur stehen aufgrund ihrer großen Bedeutung für die Wärmebehandlung sehr viele Untersuchungen zur Verfügung. Mit den Modellen von ANDREWS [106], CAPDEVILA ET AL. [112], ELDIS [108], GRANGE und STEWART [113], KUNG und RAYMENT [116], LEE und LEE [119] [120], NEHRENBURG [123], PAYSON und SAVAGE [103], STEVEN und HAYNES [104] TRZASKA und DOBRZANSKI [110] wird eine Auswahl einiger dieser Modelle zur Berechnung der M_s -Temperatur herangezogen (vgl. Bild 70).

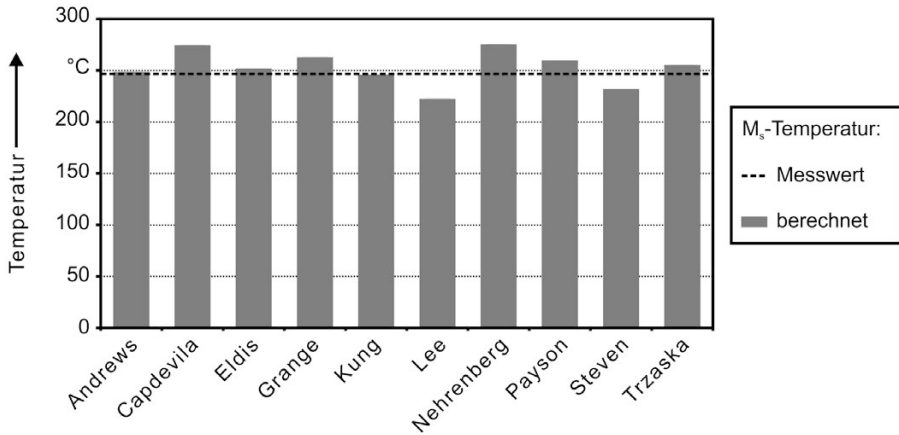


Bild 70: Vergleich der empirisch berechneten M_s -Temperaturen mit dem Messwert

Wie bereits bei den A_{c_s} - und B_s -Temperaturen liefern auch hier die aktuelleren Modelle, z.B. von ANDREWS sowie KUNG und RAYMENT mit einer Abweichung von 3 °C bzw. 1 °C gute Übereinstimmungen mit den Messwerten. Die älteren Modelle von ELDIS, GRANGE und STEWART, NEHRENBURG, PAYSON und SAVAGE sowie STEVEN und HAYNES, deren Daten von den neueren Modellen teilweise übernommen und erweitert werden, zeigen hingegen schlechtere Übereinstimmungen mit der gemessenen M_s -Temperatur. Die hohe Abweichung von 24 °C bei LEE und LEE kann auf die geringe Datengrundlage von 29 niedriglegierten Stählen zurückgeführt werden. CAPDEVILA ET AL. verwenden ein neuronales Netzwerk zur Ermittlung der Einflussfaktoren der Legierungselemente. Da für das Training Stähle mit bis zu 1,6 Gew.% Kohlenstoff eingesetzt werden, ohne die unvollständige Karbidauflösung zu berücksichtigen, wird die M_s -Temperatur um 28 °C überschätzt.

Die für die Auslegung der Abschreckung beim Härten von Wälzlagerstählen besonders relevante kritische Abkühlgeschwindigkeit zur Bildung eines rein martensitischen Gefüges kann für niedrig legierte Stähle nach den empirischen Ansätzen von BLONDEAU ET AL. [126] und MAYNIER ET AL. [127] berechnet werden. TRZASKA [110] schlägt ein ähnliches Modell zur Berechnung der Zeiten und Temperaturen der Umwandlungsstartkurven bei kontinuierlicher Kühlung vor (vgl. Abschnitt 2.3). Im Vergleich zu den eigenen Messungen wird die kritische Abkühlgeschwindigkeit von ca. 25 K/s für ein rein martensitisches Gefüge mit 2,34 K/s bei BLONDEAU ET AL. und MAYNIER ET AL. sowie 7,9 K/s bei TRZASKA jedoch stark unterschätzt.

Die Berechnung von isothermen ZTU-Diagrammen kann z.B. durch die semiempirischen Modelle von KIRKALDY und VENUGOPALAN [115], LI ET AL. [121], der auf diesen Modellen aufbauenden proprietäre Software JMatPro [145] sowie durch das auf dem Modell von BHADESHIA [146] beruhende Berechnungsprogramme MAP_STEEL_MUCG83 erfolgen (vgl. Abschnitt 2.3). Ein Vergleich der beiden letztgenannten Programme mit den experimentell ermittelten Daten der zweiten Charge des Stahls 100Cr6 ist in Bild 71 gegeben.

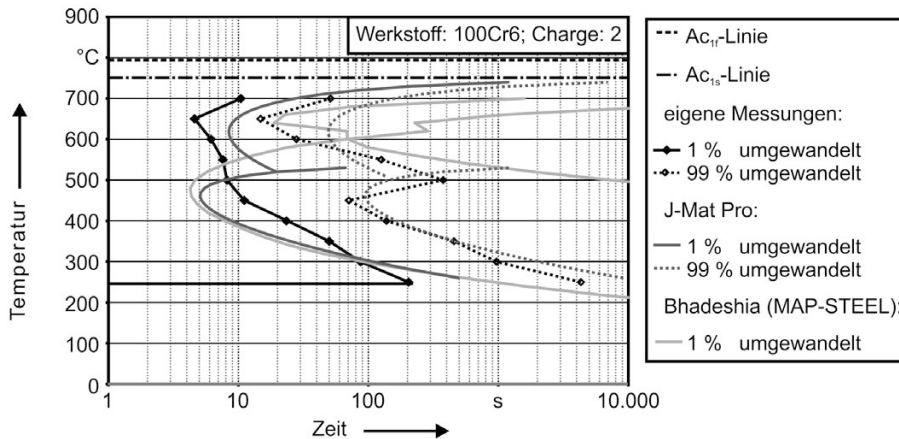


Bild 71: Vergleich der semiempirisch berechneten und experimentell ermittelten isothermen ZTU-Diagramme

Die Umwandlungszeiten der isothermen perlitischen Phasenumwandlung werden von JMatPro im gegebenen Fall überschätzt. Auch das Modell von BHADESHIA überschätzt die Zeit bis zum Beginn der perlitischen Phasenumwandlung deutlich. Der Beginn der bainitischen Phasenumwandlung zeigt bei beiden Modellen einen ähnlichen Verlauf, der die Zeit bei Temperaturen über 300 °C unterschätzt und bei niedrigeren Temperaturen überschätzt. Das Ende der bainitischen Umwandlung wird durch JMat-Pro hingegen gut getroffen. Obwohl die Legierungszusammensetzung des Austenits mit der Zusammensetzung der zur Erstellung dieser Modelle eingesetzten Stähle vergleichbar ist, kann das isotherme Umwandlungsverhalten des untersuchten Wälzlagerstahles nicht hinreichend genau durch die Modelle abgebildet werden. Als ein Grund hierfür können die nach der Austenitisierung verbleibenden ungelösten Karbide im Gefüge angesehen werden. Diese dienen z.B. als zusätzliche Keimstellen und beschleunigen die perlitische Umwandlung. Als weiterer Grund kann angemerkt werden, dass die Modelle nur den Einfluss der

Legierungselemente auf die relative Temperatur und Zeit der Umwandlungsstart- und -endkurven, nicht jedoch auf deren Form, berücksichtigen. Bei der bainitischen Umwandlung wird die Zeit bis zum Beginn bzw.- Ende der Umwandlung hierdurch in Abhängigkeit der Umwandlungstemperatur über- bzw. unterschätzt. Auch die, wie bereits in Abschnitt 7.1 festgestellte, unzureichende Abbildegenauigkeit der isothermen Umwandlungskinetik durch die Modelle führt zu einer zusätzlichen Abweichung.

8.3 Berechnung von abgeleiteten ZTU-Diagrammen

Neben der direkten Berechnung der Umwandlungstemperaturen und -zeiten aus der chemischen Zusammensetzung und Austenitkorngröße des Werkstoffes besteht auch die Möglichkeit, nur die Veränderung der Umwandlungskinetik durch Chargenschwankungen und Wärmebehandlungsparametern ausgehend von bekannten Referenz-ZTUs zu bestimmen. Das prinzipielle Umwandlungsverhalten wird hierbei zunächst durch mathematische Modelle an den Referenzwerkstoff angepasst (vgl. Kapitel 7). In einem weiteren Schritt werden die durch stichprobenartige Versuche an einigen Werkstoffen bei unterschiedlichen Wärmebehandlungsparametern ermittelten Veränderungen des Umwandlungsverhaltens (vgl. Kapitel 6) auf den Referenzwerkstoff übertragen. Hierdurch können die Besonderheiten im Umwandlungsverhalten einzelner Werkstoffgruppen durch den jeweiligen Referenzwerkstoff berücksichtigt und gleichzeitig Extrapolationen des Umwandlungsverhaltens auf neue Chargen und Wärmebehandlungsparameter ermöglicht werden. Um die Aussagekraft dieser Extrapolationen für durchhärtende Wälzlagerwerkstoffe zu beurteilen, werden die eigenen Messungen zur Wirkung der Einflussgrößen auf die Phasenumwandlung in diesem Abschnitt mit semiempirischen Literaturmodellen abgeglichen.

Der Einfluss der Austenitkorngröße auf die martensitische Umwandlung wird z.B. von YANG und BHADESHIA [47], sowie von LEE und LEE [119] [120] bei verschiedenen untereutektoiden Stählen untersucht.

$$M_s^0 - T = \frac{1}{b_Y} \ln \left[\frac{1}{a_Y V_Y} \left\{ \exp \left(- \frac{\ln(1 - p_m)}{m_Y} \right) - 1 \right\} + 1 \right] \quad (71)$$

mit: $a_Y = 1,57E-21 \mu\text{m}^{-3}$; $b_Y = 0,253$; $m_Y = 0,05$; $f = 0,01$

Während YANG und BHADSHIA das Absinken der M_s -Temperatur unter eine theoretische M_s^0 -Temperatur bei unendlich großen Austenitkörnern in Abhängigkeit des Kornvolumens V_v nach Formel (71) berechnen, postulieren LEE und LEE eine empirische Formel zur Berechnung der M_s -Temperatur aus der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffes und der Korngröße nach ASTM (vgl. Formel (31)).

Bei den eigenen Untersuchungen der zweiten Charge des Werkstoffes 100Cr6 wird eine Erhöhung der M_s -Temperatur um 23 K bei einer Kornvergrößerung von 6,5 auf 2,5 G_{ASTM} gemessen. Unter der Annahme eines linearen Zusammenhangs mit den Korngrößenstufen verschiebt sich die M_s -Temperatur um -5,8 K je Korngrößenstufen. YANG und BHADSHIA ermitteln eine niedrigere Verschiebung um -4,1 K je Korngrößenstufe, wohingegen der Einfluss bei LEE und LEE stark von der chemischen Zusammensetzung abhängig ist. Für die zweite Charge des Werkstoffes 100Cr6 ergibt sich ein Wert von -6,5 K je Korngrößenstufe, wohingegen der berechnete Wert des höherlegierten Werkstoffes 100CrMo7-3 mit -27,1 K je Korngrößenstufe bedeutend größer ist. Auch bei Untersuchungen von CAPDEVILA ET AL. [221] wird ein starker Einfluss des Legierungselements Kohlenstoff auf die Veränderung der M_s -Temperatur mit der Korngröße festgestellt. Während eine Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes bei LEE und LEE jedoch zu einer Verstärkung des Effekts führt, ermitteln CAPDEVILA ET AL. eine starke Abschwächung des Effekts. Diese großen Einflüsse der Legierungselemente auf die Veränderung der M_s -Temperatur durch die Korngröße bei LEE und LEE sowie CAPDEVILA ET AL. sind im Widerspruch zu YANG und BHADSHIA, die in ihrem Modell keinen Einfluss der Legierungselemente berücksichtigen und dennoch eine gute Vorhersagegenauigkeit für Stähle mit unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung erzielen.

Der Einfluss der Austenitkorngröße auf die isothermen Phasenumwandlungen wird bereits in den semiempirischen Modellen von KIRKALDY und VENUGOPALAN [115], KIRKALDY [142] und LI ET AL. [121] berücksichtigt. Die Autoren berufen sich dabei auf grundlegende Untersuchungen zum Einfluss der Keimbildungsmechanismen auf die Umwandlungsgeschwindigkeit von CAHN [222]. Der resultierende Einfluss der Kornvergrößerung des Austenits um eine Stufe nach ASTM ist in Tabelle 29 für die Literaturmodelle und die eigenen Messungen des JMAK-Parameters τ (ca. 63 % umgewandelter Phasenanteil) zusammengefasst. Während das Modell von KIRKALDY bei perlitischer und bainitischer Umwandlung von einer Keimbildung an Korngrenzflächen ausgeht, wird bei LI ET AL. eine gemischte Keimbildung an Kanten und Ecken der Körner angenommen.

Die eigenen Messungen lassen hingegen auf eine bevorzugte Keimbildung an den Korngrenzflächen bei der Umwandlung in Perlit und den oberen Bainit sowie einer nahezu homogenen Keimbildung bei der Umwandlung in den unteren Bainit schließen. Da auch die im Austenit verbleibenden Karbide und die Inhomogenität der Legierungszusammensetzung im Austenit als Keimstellen für die Phasenumwandlung dienen können, ist die Aussagekraft der Messwerte über die jeweiligen Keimbildungsmechanismen nach CAHN jedoch begrenzt. Unter dieser Annahme verändert sich der Einfluss der Austenitkorngröße auf die Phasenumwandlung auch in Abhängigkeit der Menge und Verteilung der verbleibenden Karbide im Gefüge, was eine Extrapolation der Messwerte auf Austenitisierungsbedingungen mit unvollständiger Karbidauflösung weiter erschwert.

Tabelle 29: Der Einfluss der Austenitkorngröße auf die isotherme Phasenumwandlung

Modell / Messung	Keimbildung nach Cahn	Korngrößenfaktor	Veränderung je G_{ASTM}
-	homogen	$D^{0,00}$	1
LFT (unteres Bainit)	-	$D^{0,06}$	1,02
Kirkaldy; LFT (oberes Bainit)	Korngrenzflächen	$D^{0,25}$	1,09
LFT (Perlit)	-	$D^{0,33}$	1,12
-	Kanten der Körner	$D^{0,50}$	1,19
Li et al. (Bainit)	Ecken und Kanten der Körner	$D^{0,58}$	1,22
Li et al. (Perlit)	Ecken und Kanten der Körner	$D^{0,64}$	1,25
-	Ecken der Körner	$D^{0,75}$	1,30
Li et al. (Ferrit)	-	$D^{0,82}$	1,33
Kirkaldy und Venugopalan	Sättigung mit Keimstellen	$D^{1,00}$	1,41

Zur Bewertung des Einflusses der Legierungselemente auf die martensitische Umwandlung kann auf die bereits in Abschnitt 8.2 behandelten empirischen Berechnungsformeln der M_s -Temperatur zurückgegriffen werden. Hierfür werden die Messwerte der M_s -Temperatur des Referenzwerkstoffes nach einer Austenitisierung von 15 min. bei 830 °C bis 980 °C und der beiden höher legierten Werkstoffen nach einer Austenitisierung von 15 min. bei 860 °C mit den semiempirisch berechneten Temperaturen abgeglichen (vgl. Tabelle 30). Die Berechnung der chemischen Zusammensetzung des Austenits erfolgt nach dem in Abschnitt 8.1 vorgestellten

Modell. Der Effekt der Korngröße bei abweichenden Austenitisierungstemperaturen wird aus den eigenen Untersuchungen des Referenzwerkstoffes übernommen.

Tabelle 30: Der Einfluss der Legierungszusammensetzung auf die M_s -Temperatur

Werkstoff	100Cr6; Charge 2				100CrMnSi6-4	100CrMo7-3
Austenitisierungstemperatur	830 °C	860 °C	890 °C	980 °C	860 °C	860 °C
Messung	288 °C	246 °C	214 °C	163 °C	206 °C	216 °C
Kung und Rayment [116]	318 °C	245 °C	188 °C	111 °C	219 °C	224 °C
Kung und Rayment (C mod.)	289 °C	246 °C	212 °C	170 °C	221 °C	226 °C
Kung und Rayment mit AWBH	225 °C	174 °C	137 °C	111 °C	147 °C	152 °C
Nehrenberg [123] mit AWBH	253 °C	215 °C	189 °C	172 °C	189 °C	192 °C
DT nach Nehrenberg	284 °C	246 °C	219 °C	202 °C	-	-

Während das Modell nach KUNG und RAYMENT [116] auch bei den höher legierten Werkstoffen eine vergleichsweise gute Übereinstimmung mit den Messwerten zeigt, wird der Effekt der Austenitisierungstemperatur auf die M_s -Temperatur stark überschätzt. Als mögliche Ursache für diese Abweichungen kommen sowohl eine unzureichend genaue Berechnung des Legierungsgehaltes im Austenit als auch ein abweichender Einfluss des Kohlenstoffes, das die M_s -Temperatur am stärksten beeinflussende Element, in Frage. Werden für die Bestimmung des Karbidflächenanteils im Austenit Literaturwerte mit einer schnelleren Karbidauflösung und geringerem Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf die Karbidauflösung wie z.B. der „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle“ [25] eingesetzt, so sind die berechneten M_s -Temperaturen und die Verschiebungen der M_s -Temperaturen bei geänderten Austenitisierungsbedingungen bedeutend geringer. Gute Übereinstimmungen in der Verschiebung der M_s -Temperaturen werden jedoch erst erreicht, wenn für den Einfluss der Legierungselemente zusätzlich ein Modell mit einem geringeren Einflussfaktor für Kohlenstoff wie z.B. das Modell nach NEHRENBURG [123] eingesetzt wird. Dieses Modell wird auch von SOURMAIL und SMANIO [166] für die inverse Berechnung des Kohlenstoffgehaltes im Austenit aus der M_s -Temperatur eingesetzt. Der Einfluss der Austenitkorngröße und der Gehalt an Legierungselementen in den

Karbiden werden von SOURMAIL und SMANIO jedoch nicht berücksichtigt und die Karbidfläche wird nur mit dem thermodynamisch berechneten Karbidgehalt im Austenit abgeglichen.

Unabhängig von den messtechnischen Unsicherheiten in der Karbidauflösungskinetik kann jedoch festgestellt werden, dass der Kohlenstoff die M_s -Temperatur bei höheren Konzentrationen weniger stark beeinflusst als bei den niedriger mit Kohlenstoff legierten Stählen, mit denen die semiempirischen Modelle erstellt wurden. Diese Tendenz zeigt sich auch in Untersuchungen von IZUMIYAMA ET AL. [223] zum Einfluss von Legierungselementen auf die Stabilität des unterkühlten Austenits. Gute Übereinstimmungen mit den Messwerten können deshalb z.B. durch die Anpassung des Koeffizienten des Kohlenstoffes in der Gleichung von KUNG und RAYMENT zur modifizierten Gleichung (72) erreicht werden (vgl. Tabelle 30).

$$M_s(^{\circ}C) = 430 - 250 C - 30,4 Mn - 12,1 Cr - 17,7 Ni - 7,5 Mo + 10 Co - 7,5 Si \quad (72)$$

Die Berechnung der B_s -Temperatur durch die im vorherigen Abschnitt eingesetzten empirischen Modelle führt bei den untersuchten Werkstoffen und Austenitisierungsbedingungen zu einer geringen Übereinstimmung mit den extrapolierten Messwerten. Sowohl die B_s -Temperaturen als auch die Verschiebungen der B_s -Temperatur bei abweichenden Austenitisierungstemperaturen werden je nach Modell stark über- bzw. unterschätzt. Da für die B_s -Temperatur nur indirekte Messwerte vorliegen und die Literaturmodelle sich im Einfluss der Legierungselemente zu stark unterscheiden, wird auf die Anpassung einer Formel durch die eigenen Messwerte verzichtet.

Der Einfluss der im Austenit gelösten Legierungselemente auf die isothermen Phasenumwandlungen in Perlit und Bainit wird anhand des Referenzwerkstoffes 100Cr6 bei einer Austenitisierung von 15 min. und unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen sowie der höher legierten Stähle 100CrMnSi6-4 und 100CrMo7-3 bei einer einheitlichen Austenitisierung von 15 min. bei 860 °C untersucht. Der Effekt der Korngröße bei abweichenden Austenitisierungstemperaturen wird aus den eigenen Untersuchungen des Referenzwerkstoffes 100Cr6 übernommen. Die Veränderung des JMAK-Parameters τ , der der Zeit bei ca. 63 % umgewandelten Phasenteil entspricht, wird analog zur Untersuchung der Austenitkorngröße ausgehend vom Referenzwerkstoff 100Cr6 verwendet, um den Einfluss der Legierungselemente mit den Literatur-

modellen von KIRKALDY [142] und LI ET AL. [121] für die perlitische und bainitische Umwandlung, sowie von SOURMAIL und SMANIO [166] für die untere bainitische Umwandlung zu untersuchen (vgl. Tabelle 31). Es ist anzumerken, dass die Modelle nach KIRKALDY und LI ET AL. nicht zwischen dem oberen und unteren Bainit unterscheiden. Auch die Veränderung der A_{c1} - und B_s -Temperatur hat bei diesen Modellen über die Unterkühlung des Austenits einen gewissen Einfluss auf die Umwandlungsgeschwindigkeit. Da die A_{c1} - und B_s -Temperaturen aufgrund der unvollständigen Karbidauflösung nicht genau bestimmt werden können, wird dieser Einfluss im Folgenden nicht genauer betrachtet. Die bei SOURMAIL und SMANIO angegebenen relativen Verschiebungen beziehen sich auf 90 % umgewandelten Phasenanteil. Es wird angenommen, dass der Effekt bei 63 % umgewandelten Phasenanteil ähnlich stark ausgeprägt ist.

Tabelle 31: Der Einfluss der Austenitisierungstemperatur und Legierungszusammensetzung auf den Parameter τ der isothermen Phasenumwandlung

Gefüge	Werkstoff / Austenitisierung		Messung	Kirkaldy (1983)	Kirkaldy (1991)	Li et al.	Sourmail et al.
Perlit	100Cr6	830 °C	0,64	0,73	0,83	0,22	-
		860 °C	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00
		890 °C	1,18	1,33	1,17	3,65	-
	100CrMnSi6-4		2,76	0,98	0,98	34,37	-
	100CrMo7-3		8,63	1,33	1,33	86,84	-
oberes Bainit	100Cr6	830 °C	0,59	0,68	0,78	0,13	-
		860 °C	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00
		890 °C	1,58	1,37	1,21	5,18	-
	100CrMnSi6-4		6,61	1,03	1,03	1,88	-
	100CrMo7-3		4,22	1,34	1,34	1,97	-
unteres Bainit	100Cr6	830 °C	0,40	0,68	0,68	0,13	0,31
		860 °C	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00
		890 °C	1,99	1,37	1,37	5,18	2,72
	100CrMnSi6-4		6,69	1,03	1,03	1,88	3,38
	100CrMo7-3		3,71	1,34	1,34	1,97	3,17

Die Übereinstimmung der berechneten mit den gemessenen Veränderungen des JMAK-Parameters τ ist durchgängig schlecht. Während das Modell von KIRKALDY und VENUGOPALAN [115] und das angepasste Modell von KIRKALDY [142] die prinzipielle Veränderung der Umwandlungsgeschwindigkeit der perlitischen und bainitischen Umwandlung bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen noch trifft, wird der verzögernde Effekt der Legierungselemente auf die Umwandlungszeiten bei den höher legierten Stählen stark unterschätzt. Das Modell von LI ET AL. [121] überschätzt die Veränderungen des JMAK-Parameters τ bei der perlitischen Umwandlung stark. Bei der bainitischen Umwandlung wird die Veränderung durch die Austenitisierungstemperatur überschätzt und die Veränderung durch die Legierungselemente der höher legierten Stähle unterschätzt. Das Modell von SOURMAIL und SMANIO [166] geht von einer schnelleren Karbidauflösung und folglich von einer geringeren Veränderung des Kohlenstoff- und Chromgehalts im Austenit bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen aus. Die Verschiebung der Umwandlungszeiten des unteren Bainits bei einer Variation der Austenitisierungstemperatur wird deshalb bei der Verwendung des eigenen Karbidauflösungsmodells überschätzt. Die Berechnung des höher legierten Werkstoffes 100CrMnSi6-4 bei gleichen Austenitisierungsbedingungen zeigt ebenfalls starke Abweichungen zu den Messwerten.

8.4 Zusammenfassende Bewertung der Berechnungsmodelle

Das Umwandlungsverhalten niedrig legierter Stähle wurde in den vergangenen Jahrzehnten umfassend untersucht und durch empirische sowie semiempirische Modelle beschrieben. Die Berechnungsansätze zur Ermittlung der Umwandlungstemperaturen und -kinetik durch diese Modelle beruht auf einer Regressionsanalyse an Literaturdaten sowie eigens hierfür ermittelten Datensätzen untereutektoider Stähle. Als Eingangsdaten dienen die chemische Zusammensetzung der Stähle sowie teilweise die Korngröße bzw. die Austenitisierungsbedingungen. Aufgrund des prinzipiellen Aufbaus der Modelle eignen sie sich nur für eine Interpolation innerhalb der Legierungsgrenzen der verwendeten Eingangsdaten. Die chemischen und physikalischen Erklärungsansätze für eine Extrapolation der semiempirischen Modelle sind, wie im Fall des Einflusses der Korngröße auf die isotherme Umwandlungskinetik bei KIRKALDY [142] und LI ET AL. [121], meist spekulativer Natur und nicht ausreichend durch direkte Messungen validiert. Auch die beobachteten Nichtlinearitäten im Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten werden

nur bei Modellen mit größeren zugrundeliegenden Datensätzen und Gültigkeitsbereichen, z.B. bei ANDREWS [106], für einige Legierungselemente berücksichtigt und für höher legierte Stähle empfohlen. Da die für die Erstellung der Modelle eingesetzten Datensätze nicht bei allen Veröffentlichungen vollständig angegeben sind, ist die Ermittlung eines für einen größeren Legierungsbereich und weitere Prozessrandbedingungen allgemeingültigen empirischen Modells ohne weitere umfangreiche Charakterisierungsversuche nicht möglich. Auch die Kombination der Einflussfaktoren einzelner Modelle auf das Umwandlungsverhalten zu einem neuen semiempirischen Modell ist problematisch, da sich die ermittelten quantitativen Einflussfaktoren z.B. der Legierungselemente bei unterschiedlichen zugrundeliegenden Datensätzen mitunter stark unterscheiden können. Liegen die zu untersuchenden Stähle jedoch innerhalb des Gültigkeitsbereichs mehrerer Modelle, so kann ermittelt werden welches dieser Modelle das Umwandlungsverhalten der Stähle am besten abbildet.

Wird der Legierungsgehalt des Gesamtgefüges berücksichtigt, so eignen sich nur die Modelle von CAPDEVILA ET AL. [112] sowie SOURMAIL und SMANIO [166] für eine Berechnung durchhärtender Wälzlagerstähle. Da jedoch nur die im Austenit gelösten Legierungselemente einen direkten Einfluss auf die Phasenumwandlung haben, das Modell von CAPDEVILA ET AL. die Karbidauflösung jedoch nicht berücksichtigt und auch das Modell von SOURMAIL und SMANIO den in den Karbiden gebundenen Chrom vernachlässigt, sind beide Modelle nur eingeschränkt für Wälzlagerstähle gültig. Da der Legierungselementgehalt im Austenit dieser Stähle bei üblichen Austenitisierungsbedingungen jedoch innerhalb bzw. sehr nahe am Gültigkeitsbereichen der Modelle für untereutektoide Stähle liegt, können diese prinzipiell für die Berechnung des Umwandlungsverhaltens eingesetzt werden. Der hierfür benötigte Legierungselementgehalt im Austenit unmittelbar vor der Phasenumwandlung muss zunächst experimentell bestimmt, aus Literaturdaten entnommen oder berechnet werden.

Für die Austenitisierung des Referenzwerkstoffes 100Cr6 wurde aus den experimentellen Daten ein einfaches empirisches Modell erstellt, das die Karbidauflösung bei unterschiedlichen Austenitisierungszeiten und -temperaturen beschreibt. Unter Berücksichtigung der Einflüsse der Legierungselemente Chrom und Mangan auf die Auflösungskinetik sowie der Anreicherung der Legierungselemente in den Karbiden kann die chemische Zusammensetzung des Austenits bei durchhärtenden Wälzlagerstählen berechnet werden. Ein Vergleich mit Literaturwerten von

SHIKO ET AL. [201] zeigt gute Übereinstimmungen mit dem berechneten Legierungselementgehalt im Austenit.

Werden die Umwandlungstemperaturen mit empirischen Modellen für untereutektoide Stähle aus der chemischen Zusammensetzung berechnet, so zeigen nur wenige Modelle eine gute Übereinstimmung mit den $A_{c_{is}}$ -, B_s - und M_s -Temperaturen. Die $A_{c_{if}}$ -Temperatur wird hingegen stets unterschätzt. Als Ursache für die Abweichungen kommen sowohl eine unzureichende Genauigkeit bei der Beschreibung der Karbidauflösung und Berechnung des Legierungselementgehalts im Austenit, als auch eine unzureichend große bzw. ungenaue Datenbasis der Berechnungsmodelle in Frage. Es kann festgestellt werden, dass aktuellere Modelle mit größeren zugrundeliegenden Datenbasen tendenziell eine bessere Vorhersagegenauigkeit für die Umwandlungstemperaturen ermöglichen als ältere Modelle mit einer begrenzten Anzahl an berücksichtigten Stählen. Werden alle untersuchten Stähle bzw. verschiedene Austenitisierungstemperaturen berücksichtigt, so zeigt keines der Modelle eine durchgängig hohe Vorhersagegenauigkeit. Für die Berechnung der M_s -Temperatur kann dies auf den bei wälzlagerstählen zu hoch angesetzten Einfluss des Kohlenstoffgehalts zurückgeführt werden. Durch eine entsprechende Anpassung des Modells von KUNG und RAYMENT [116] kann die M_s -Temperatur mit einer maximalen Abweichung von 15 °C bestimmt werden. Die Unterschiede in den $A_{c_{is}}$ - und $A_{c_{if}}$ -Temperaturen der untersuchten Stähle sind deutlich geringer als die der M_s -Temperatur und ermöglichen keine weitere Anpassung der existierenden Modelle. Für die $A_{c_{is}}$ -Temperatur kann daher weiter auf das Modell von TRZASKA und DOBRZANSKI [110] zurückgegriffen werden. Zur Berechnung der B_s -Temperatur kann keine generelle Empfehlung ausgesprochen werden, da die Temperaturen bei den untersuchten Stählen nicht direkt gemessen und nur z.B. nach LEE und BHADESHIA [224] extrapoliert werden können. Es kann nicht beurteilt werden, ob eventuelle Abweichungen durch die Extrapolation oder die eigentliche Berechnung entstehen.

Die kritischen Abkühlgeschwindigkeiten zur Bildung eines rein martensitischen Gefüges können für Wälzlagerstähle von keinem der untersuchten Modelle berechnet werden. Die isothermen Phasenumwandlungen werden bei direkter Berechnung durch alle untersuchten Modelle unzureichend abgebildet. Die Zeiten der perlitischen Phasenumwandlung werden überschätzt, was auf die Wirkung der Karbide als Umwandlungskeime zurückgeführt werden kann. Die generelle Lage der bainitischen Umwandlungsstart- und -endkurven wird zwar gut getroffen, die temperaturabhängigen Abweichungen in der Form der Kurven und der

Umwandlungskinetik selbst führt jedoch zu einer zusätzlichen Abweichung von den Messwerten. Auch wenn nur die Veränderungen der Umwandlungsgeschwindigkeiten, ausgehend von Umwandlungsdaten bekannter Chargen und Austenitisierungsbedingungen berechnet werden, zeigen die Literaturmodelle eine starke Abweichung zu den eigenen Messungen.

Es kann zusammenfassend festgestellt werden, dass durch die Unsicherheiten in den Literaturdaten und den eigenen Messwerten zur Karbidauflösung und der hieraus resultierenden Legierungszusammensetzung des Austenits sowie insbesondere durch die starken Unterschiede in der Gewichtung der Einflussfaktoren auf die jeweiligen Umwandlungskennwerte durch die empirischen und semiempirischen Literaturmodelle noch keine hinreichend genaue Berechnung vollständiger ZTU-Diagramme von Wälzlagerstählen möglich ist. Zwar finden sich je nach Werkstoff und Austenitisierungsbedingungen z.B. bei SOURMAIL und SMANIO [166] Kombinationen aus Karbidauflösungsdaten und Berechnungsmodellen, die eine Bestimmung der Verschiebung einzelner Messwerte ermöglichen. Diese Modelle berücksichtigen jedoch meist nur wenige Einflussfaktoren und benötigen weitere experimentelle Daten für die inverse Bestimmung der Karbidauflösung. Die großen Unterschiede in der Gewichtung der Einflussfaktoren der Modelle, sowie die Abweichungen zu den eigenen Messwerten verdeutlichen, dass die in den Literaturmodellen angegebenen quantitativen Korrelationen nur bedingt auf andere Werkstoffgruppen übertragen werden können. Daher können auch die eigenen Messungen aufgrund der geringen Datenbasis nur für die Berechnung in einem begrenzten Legierungselementbereich eingesetzt werden und die experimentelle Bestimmung der Umwandlungskinetik noch nicht vollständig ersetzen.

9 Handlungsempfehlung zur Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens von Wälzlagerstählen

Die vollständige Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens mehrerer Wälzlagerwerkstoffchargen bei unterschiedlichen Austenitisierungsbedingungen ist mit einem erheblichen experimentellen Aufwand verbunden und somit nicht für jede FE-Simulation durchführbar. Durch die unvollständige Auflösung der Karbide bei der Austenitisierung und die sich hieraus ergebende Veränderung der chemischen Zusammensetzung des Austenits ist auch eine semiempirische Berechnung des Umwandlungsverhaltens, wie sie teilweise bei niedrig legierten Stählen eingesetzt wird, nur eingeschränkt möglich. Da die exakte Bestimmung der Karbidauflösung bzw. des Legierungsgehalts im Austenit ebenfalls mit einem erheblichen experimentellen Aufwand verbunden ist, bietet dies in Kombination mit den semiempirischen Berechnungsmodellen gegenüber der direkten Messung des Umwandlungsverhaltens keine Vorteile. Das Umwandlungsverhalten innerhalb einer Werkstoffgruppe zeigt jedoch ähnliche Charakteristika, sodass der Versuchsaufwand durch eine geschickte Auswahl stichprobenartiger Referenzversuche erheblich reduziert werden kann. Für jedes Simulationsprojekt muss daher genau abgewogen werden, in welchem Umfang Werkstoffcharakterisierungen durchgeführt werden müssen und ob die in den Datenbanken vorhandenen Umwandlungskennwerte eingesetzt bzw. durch semiempirische Modelle extrapoliert werden können. Aufbauend auf den in dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnissen wird hierfür das in Bild 72 skizzierte Vorgehen empfohlen.

Wird eine neue Berechnungsanfrage bearbeitet, so ist zunächst zu prüfen, ob der Werkstoff bereits in der Werkstoffdatenbank vorhanden ist und ausreichend charakterisiert wurde. Bei einer Übereinstimmung, ist die chemische Zusammensetzung der eingesetzten Werkstoffcharge, z.B. durch Funkenemissionsspektroskopie, experimentell zu ermitteln und mit einer Datenbank abzugleichen. Durch die an Referenzwerkstoffen ermittelten Einflussfaktoren der Legierungselemente und der Austenitisierungsbedingungen kann nun abgeschätzt werden, ob sich das erwartete Umwandlungsverhalten stark von der Vergleichscharge der Datenbank unterscheidet. Es ist abzuwägen, ob die Beschreibung des Umwandlungsverhaltens durch zusätzliche Dilatometerversuche entscheidend verbessert werden kann. LÄPPLE [23] gibt eine empirisch ermittelte Unsicher-

heit bei der Erstellung von ZTU-Diagrammen von 10 °C bzw. 10 % der Umwandlungszeit an, die sich gut mit eigenen Erfahrungen aus dem Vergleich von ZTU-Diagrammen gleicher Werkstoffcharge decken, die bei unterschiedlichen Instituten erstellt wurden. Beträgt die erwartete Verschiebung daher weniger als 10 °C bzw. 10 % der Umwandlungszeit, so können die Daten direkt für die numerische Simulation eingesetzt werden. Durch eine dilatometrische Messung des Umwandlungsverhaltens ist hier nicht mit einer Erhöhung der Genauigkeit zu rechnen.

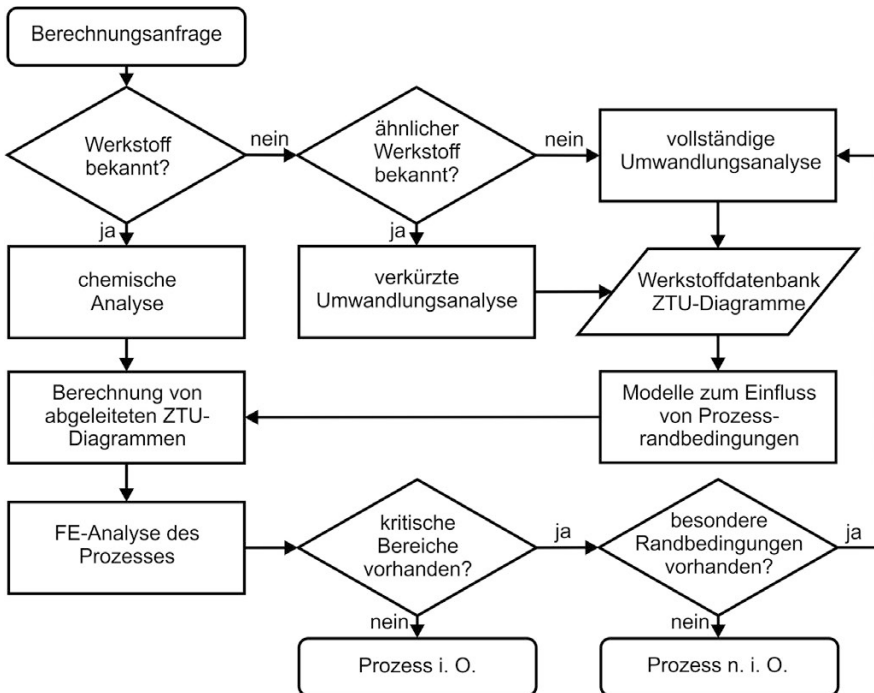


Bild 72: Ablaufdiagramm zur Simulation und Werkstoffcharakterisierung bei der Wärmebehandlung

Auch die semiempirische Berechnung der Veränderung der Umwandlungskennwerte ist stark von der Genauigkeit der chemischen Analyse des Werkstoffes abhängig. Bereits die relative Genauigkeit bei der Bestimmung des Kohlenstoffgehalts im Gesamtgefüge z.B. durch Funkenemissionsspektroskopie von ca. 1-3 % [225] führt bei einer Berechnung der M_s -Temperatur nach KUNG und RAYMENT [116] zu einer Abweichung von bis zu 12,7 °C. Die Berechnung der M_s -Temperatur durch die chemische Zusammensetzung des Austenits und die an Referenzwerkstoffen ermittelten Einflussfaktoren der Legierungselemente auf die Phasenumwandlungen führt deshalb ebenfalls erst bei größeren Unterschieden in

der Legierungszusammensetzung und den Austenitisierungsparametern zu einer Verbesserung der Abbildungsgüte.

Ist eine ähnliche Werkstoffcharge bereits charakterisiert und die, aufgrund der chemischen Analyse und Wärmebehandlungsrandbedingungen erwartete Abweichung im Umwandlungsverhalten größer als die Unsicherheit durch die chemische Analyse, so kann ein abgeleitetes ZTU-Diagramm erstellt werden. Bei der Berechnung ist zu berücksichtigen, dass sich, wie in Kapitel 8 gezeigt, nicht alle Umwandlungsparameter mit hinreichender Genauigkeit berechnen bzw. messen lassen. Die $A_{c_{1s}}$ - und $A_{c_{1f}}$ -Temperaturen lassen sich zwar bei der Erwärmung messen, unterscheiden sich jedoch aufgrund der partiellen Karbidauflösung von den für das ZTU-Diagramm benötigten $A_{r_{1s}}$ - und $A_{r_{1f}}$ -Temperatur nach der Austenitisierung. Aus diesem Grund ist auch kein validiertes Berechnungsmodell für diese Temperatur vorhanden. Ein Vergleich der gemessenen Temperaturen der drei untersuchten Werkstoffe zeigt jedoch nur einen geringen Einfluss der Legierungselemente der Wälzlagerstähle von max. 6 °C auf die Temperaturen. Da die meisten Literaturmodelle von keinem bzw. nur einem geringen Einfluss des Kohlenstoffes auf die A_{c_1} -Temperaturen ausgehen, kann auch der Einfluss der Austenitisierungstemperaturen in erster Näherung vernachlässigt werden. Die $A_{r_{1s}}$ - und $A_{r_{1f}}$ -Temperatur werden daher direkt vom Referenzwerkstoff übernommen. Liegen künftig weitere Untersuchungen vor, so sollte jedoch der Einfluss des Chroms berücksichtigt werden. Bei der B_s -Temperatur besteht eine ähnliche Problematik, da sie durch die Überlagerung der perlitischen und bainitischen Umwandlung nicht direkt gemessen werden kann und die Berechnungsmodelle aus der Literatur daher auch nicht validiert werden können. Auch hier müssen die, aus der unvollständigen bainitischen Umwandlung extrapolierten, Werte der Referenzwerkstoffe übernommen werden. Die M_s -Temperatur kann hingegen nach dem angepassten Modell nach KUNG und RAYMENT (vgl. Gleichung (72)) berechnet werden. Auch für die isotherme perlitische und bainitische Umwandlung kann die Zeitverschiebung der Umwandlungskurven berechnet werden. Die Formeln beschränken sich aufgrund der kleinen zugrundeliegenden Datenbasis noch auf die Haupteinflussfaktoren Kohlenstoff, Chrom, Mangan und Molybdän.

Bei neuen Werkstoffen derselben Werkstoffgruppe bzw. Umwandlungsrandbedingungen, die noch nicht untersucht wurden, müssen zusätzlich dilatometrische Messungen durchgeführt werden, da die semiempirischen Berechnungen hier zu unzureichenden Übereinstimmungen mit dem tatsächlichen Umwandlungsverhalten führen. Unter der Annahme, dass die

generelle Form der Umwandlungsbereiche in Perlit, oberen und unteren Bainit sowie Martensit innerhalb der Werkstoffgruppe sehr ähnlich ist [31], genügt es, für jedes entstehende Gefüge je einen Versuch durchzuführen. Da die Bereiche der schnellsten isothermen Umwandlung den größten Einfluss auf die Umwandlung bei kontinuierlicher Kühlung haben, sollten die isothermen Versuche der perlitischen und oberen bainitischen Umwandlung in diesen Temperaturbereichen durchgeführt werden. Da die bainitische Umwandlung der untersuchten Stähle im Bereich der schnellsten isothermen Umwandlung noch unvollständig abläuft, kann hieraus auch die B_s -Temperatur über die Gleichung (70) von LEE und BHADESHIA [220] extrapoliert werden. Die Versuche der unteren bainitischen Umwandlung sollten im Temperaturbereich der tatsächlichen Wärmebehandlung durchgeführt werden. Erst bei sehr hoch legierten Werkstoffen bietet sich aufgrund der langen Versuchsdauer eine Messung bei höheren Temperaturen an. Für die M_s -Temperatur muss zusätzlich ein Versuch bei hoher kontinuierlicher Abkühlrate durchgeführt werden. Zur Kontrolle der isotherm ermittelten Umwandlungskennwerte wird noch ein weiterer Versuch mit kontinuierlicher Kühlung im Bereich der gemischt perlitischen und bainitischen Umwandlung empfohlen. An diesem kann auch die Extrapolation des Umwandlungsverhaltens nahe der A_c -Temperatur überprüft werden. Von allen Versuchen sollten mindestens drei Wiederholungen durchgeführt werden, um eine statistische Absicherung der Messwerte zu gewährleisten.

Wird ein Werkstoff einer Werkstoffgruppe untersucht, für die keine, oder nur wenige Referenzkennwerte in der Werkstoffdatenbank vorliegen, so muss eine vollständige Umwandlungsanalyse durchgeführt werden. Um den temperaturabhängigen C-förmigen Umwandlungsgeschwindigkeitsverlauf für die isothermen Produktphasen beschreiben zu können, müssen die Temperaturen so gewählt werden, dass bei je mindestens drei Versuchen ein perlitisches und bainitisches Gefüge entsteht. Versuche bei kontinuierlicher Kühlung sollten sowohl bei Abkühlraten rein martensitischer, gemischt perlitischer und bainitischer sowie rein perlitischer Umwandlung durchgeführt werden. Bei niedrig legierten untereutektoiden Werkstoffen können auch semiempirische Berechnungsmodelle eingesetzt werden. Die Auswahl der Modelle sollte sich dabei nach der den Modellen zugrundeliegenden Werkstoffdatenbank richten. Für jede Werkstoffgruppe sollten die eingesetzten Modelle durch mindestens ein experimentelles ZTU-Diagramm validiert werden. Durch die sukzessive Erweiterung der Werkstoffdatenbank zum Umwandlungsverhalten durch neue Stähle kann der experimentelle Aufwand für die Charakterisierung

neuer Werkstoffe und Chargen weiter reduziert und die Prognosefähigkeit der Berechnungsmodelle für abgeleitete ZTU-Diagramme erhöht werden.

Werden bei der anschließenden FE-Analyse der zu berechnenden Prozesse kritische Bereiche im Bauteil identifiziert, so sind insbesondere die zu erwartenden Schwankungen der Versuchsrandbedingungen und der Werkstoffchargen im industriellen Einsatz zu berücksichtigen. Nur wenn die Simulation des Bauteils für alle zu erwartenden Extremwerte der Einflussgrößen wie Verzug und Eigenspannung innerhalb der Toleranzen prognostiziert, kann von einem sicheren Prozess ausgegangen werden. Kann durch die zu erwartenden Schwankungen der Einflussgrößen, z.B. durch neue oder unzureichend untersuchte Randbedingungen, keine sichere Aussage über das Resultat der Wärmebehandlung getroffen werden, so müssen zur Absicherung der Ergebnisse weitere Umwandlungsuntersuchungen durchgeführt und die Werkstoff- und Fertigungstoleranzen für diesen Prozess gegebenenfalls angepasst werden. Durch die stetig steigende Leistungsfähigkeit der eingesetzten Computersysteme ist zukünftig auch die Unschärfepropagierung der Unsicherheiten der Werkstoffkennwerte auf die Simulationsergebnisse und die inverse Unschärfepropagierung zur bedarfsgerechten Aufnahme von Werkstoffkennwerten mit weiter reduziertem Messaufwand denkbar [226].

10 Validierung der Handlungsempfehlung zur Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens an einem Serienwerkstoff

Zur Validierung der erarbeiteten Vorgehensweise zur verkürzten Charakterisierung des Umwandlungsverhaltens von Wälzlagerstählen für die numerische Simulation wird ein exemplarischer Wälzlagererring aus der Produktion der Schaeffler Technologies AG & Co. KG ausgewählt. Der untersuchte Lagerring ist aus einer Charge des Werkstoffes 100CrMo7-3 gefertigt und besitzt die in Tabelle 32 angegebene chemische Zusammensetzung. Aufgrund der Abmessungen des Drucklagerringes wird für die Wärmebehandlung eine Austenitisierung von 40 Minuten bei 860 °C gewählt.

Tabelle 32: Chemische Zusammensetzung der Chargen des Werkstoffes 100CrMo7-3

Werkstoff		C Gew. %	Si Gew. %	Mn Gew. %	Cr Gew. %	Mo Gew. %	Ni Gew. %
100CrMo7-3	Min.	0,93	0,15	0,60	1,65	0,20	-
	Charge 1	0,98	0,34	0,76	1,77	0,25	0,15
	Wälzlagering	0,97	0,36	0,77	1,81	0,25	0,12
	Max.	1,05	0,35	0,80	1,95	0,35	-

Ein Abgleich der ermittelten chemischen Zusammensetzung mit der Werkstoffdatenbank zeigt, dass mit der in dieser Arbeit bereits untersuchten und vorgestellten Charge 1 des Werkstoffes 100CrMo7-3 eine sehr ähnliche Referenzcharge zur Verfügung steht (vgl. Tabelle 32). Durch die im Vergleich zur Referenzcharge erhöhte Austenitisierungsdauer und die hiermit einhergehende stärkere Karbidauflösung ist jedoch mit einer niedrigeren M_s -Temperatur und langsameren isothermen Umwandlung zu rechnen. Die Austenitisierungsbedingungen bewegen sich jedoch in einem Zeit- und Temperaturbereich, der bereits für andere, ähnliche Referenzwerkstoffe untersucht wurde. Da die zu erwartete Abweichung im Umwandlungsverhalten gleichzeitig größer als die Unsicherheit durch die chemische Analyse ist, kann folglich ein abgeleitetes ZTU-Diagramm durch die semiempirische Berechnung erstellt werden.

Zunächst werden die Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung des Austenits durch die abweichende Legierungszusammensetzung der Wälzlagercharge und die geänderten Austenitisierungsbedingungen über

das erarbeitete empirische Modell der Karbidauflösung berechnet. Hieraus kann wiederum das ZTU-Diagramm abgeleitet werden. Die A_{c1} -Temperaturen, sowie die B_s -Temperatur werden für die neue Charge aus der Referenzcharge übernommen. Auch die perlitische Umwandlung kann in diesem Fall direkt übernommen werden, da diese für die Wärmebehandlung des untersuchten Stahles von untergeordneter Bedeutung ist. Durch das um den Kohlenstoffeinfluss angepasste empirische Modell nach KUNG und RAYMENT [116] zur Berechnung der M_s -Temperatur (vgl. Gleichung (72)), kann ein Absinken der M_s -Temperatur um $18\text{ }^\circ\text{C}$ ermittelt werden. Für die bainitische Umwandlung wird eine um ca. $46,8\%$ längere Umwandlungszeit berechnet. Das abgeleitete ZTU-Diagramm der neuen Charge des Werkstoffes 100CrMo7-3 ist in Bild 73 den Messwerten der Referenzcharge gegenübergestellt.

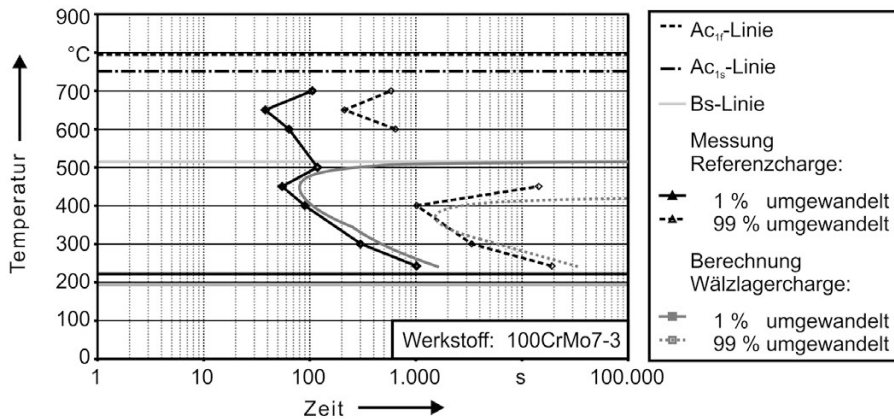


Bild 73: Verschiebung des abgeleiteten ZTU-Diagramms der Wälzlagercharge

Da Wälzlagerringe aus durchhärtenden Stählen in der Regel knapp oberhalb der M_s -Temperatur bainitisiert bzw. martensitisch abgeschreckt werden, sind vor allem die M_s -Temperatur und das Umwandlungsverhalten des unteren Bainits von Interesse. Auf diese beiden Bereiche wird im Folgenden genauer eingegangen. Der durch das Modell nach WILDAU und HOUGARDY [76] gefittete Umwandlungsverlauf der Referenzcharge des Werkstoffes 100CrMo7-3 und der hiervon abgeleitete Umwandlungsverlauf der Wälzlagercharge bei schneller kontinuierlicher Kühlung sind in Bild 74 den dilatometrischen Kontrollmessungen gegenübergestellt.

Die Umwandlung des Referenzwerkstoffes kann durch das WH-Modell mit einer mittleren Temperaturabweichung von $1,9\text{ }^\circ\text{C}$ von der dilatometrischen Messung gut beschrieben werden. Auch die hiervon abgeleitete Umwandlungskinetik zeigt mit einer Temperaturabweichung von $2,4\text{ }^\circ\text{C}$

von den Messwerten eine sehr gute Übereinstimmung mit der Umwandlungskinetik der Wälzlagercharge. Gegenüber der Referenzcharge verringert sich die Temperaturabweichung der neu zu bestimmenden Charge um 17 °C.

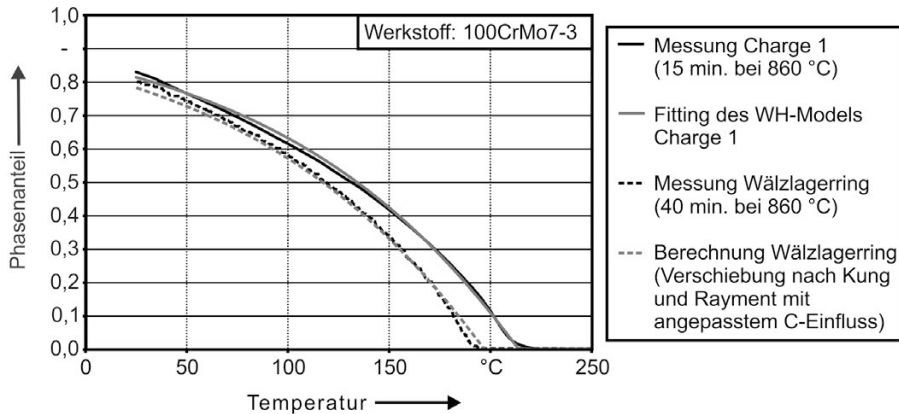


Bild 74: Modellierung und empirische Berechnung der martensitischen Umwandlung

Der Abgleich der bainitischen Umwandlung bei 250 °C zwischen der Referenzcharge des Werkstoffes 100CrMo7-3, der Wälzlagercharge und der jeweiligen mathematischen Beschreibung über das angepasste JMAK-Modell mit linear sinkendem JMAK-Exponenten n über den umgewandelten Phasenanteil ist in Bild 75 dargestellt.

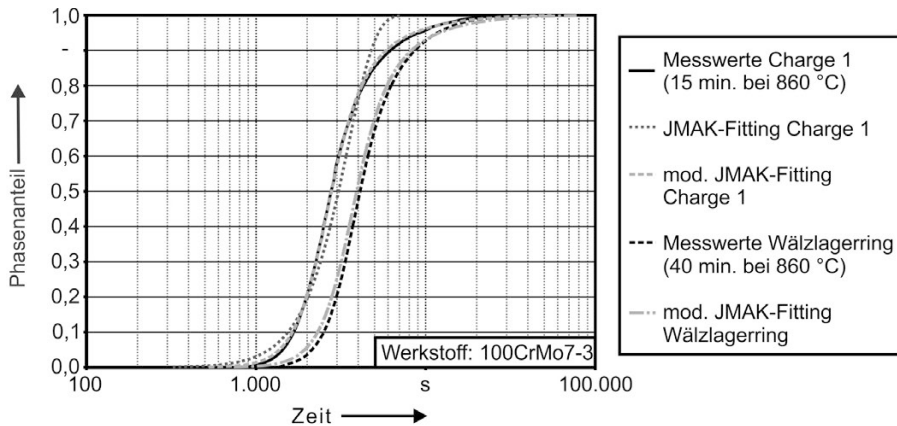


Bild 75: Modellierung und Vergleich der unteren bainitischen Umwandlung bei 250 °C

Auch bei der bainitischen Umwandlung zeigt sich, dass die gemessene Umwandlungskurve des Referenzwerkstoffes mit einer mittleren zeitlichen Abweichung von 2,3 % gut durch das gewählte Umwandlungsmodell beschrieben werden kann. Das Fitting der klassischen JMAK-Gleichung

auf die Referenzdaten führt hingegen zu einer bedeutend größeren mittleren zeitlichen Abweichung von 12,3 %. Die über eine Verschiebung des Parameter τ des angepassten JMAK-Modells berechnete Umwandlungskurve der Wälzlagercharge zeigt mit einer mittleren Zeitabweichung von 5,7 % nur eine geringfügig schlechtere Übereinstimmung mit den Messwerten. Gegenüber der Messung der Referenzcharge verbessert sich die Übereinstimmung durch das abgeleitete Umwandlungsverhalten jedoch deutlich.

11 Zusammenfassung und Ausblick

Die numerische Simulation von Wärmebehandlungsprozessen gewinnt bei der Auslegung großer und komplexer Wälzlagerkomponenten zunehmend an Bedeutung. Da sowohl die thermophysikalischen als auch die thermomechanischen Werkstoffkennwerte stark von der jeweiligen Gefügezusammensetzung des Werkstoffes abhängen, ist eine exakte Beschreibung des Umwandlungsverhaltens von entscheidender Bedeutung für die Genauigkeit der Wärmebehandlungssimulation. Vor diesem Hintergrund ist es das übergeordnete Ziel dieser Arbeit, ein genaueres Verständnis der Einflussfaktoren auf die Phasenumwandlung von durchhärtenden Wälzlagerstählen zu generieren sowie eine Methodik zur vereinfachten Kennwertermittlung und exakten mathematischen Abbildung des Umwandlungsverhaltens für den Einsatz in der FE-Simulation von Wärmebehandlungsprozessen zu erarbeiten. Durch die hierbei gewonnenen Erkenntnisse wird der Aufwand für die Charakterisierung neuer Werkstoffchargen sowie bekannter Werkstoffchargen bei abweichenden Austenitisierungsbedingungen reduziert und die Genauigkeit der Simulationsergebnisse erhöht.

Zunächst werden hierfür drei Chargen des industriell am häufigsten eingesetzten Wälzlagerwerkstoffes 100Cr6 untersucht. Es kann gezeigt werden, dass das Umwandlungsverhalten des Werkstoffes nicht hinreichend genau durch ein einziges Referenz-ZTU-Diagramm und das JMAK-Umwandlungsmodell abgebildet werden kann. Sowohl bei den eigenen Untersuchungen als auch bei den zur Verfügung stehenden Literaturdaten zeigen sich in Abhängigkeit des Ausgangsgefüges, der Wärmebehandlungsparameter und der Chargenschwankungen starke Unterschiede im Umwandlungsverhalten. Da die Legierungselementkonzentration sowohl die Einformung der Karbide in das GKZ-geglühte Ausgangsgefüge, als auch die Karbidauflösung beeinflusst, kann die chemische Zusammensetzung des unterkühlten Austenits und folglich der Einfluss der Legierungselemente auf die Umwandlung nicht direkt aus den Literaturdaten bestimmt werden. Auch die uneinheitliche Definition des Umwandlungsbeginns und die unzureichende Beschreibung der Umwandlungskinetik durch die Umwandlungsstart- und -endlinien der ZTU-Diagramme erschweren den Einsatz von Literaturwerten für die FE-Simulation.

Zur selektiven Ermittlung des Einflusses von Chargenschwankungen und Prozessrandbedingungen auf das Umwandlungsverhalten werden Dilatometerversuche durchgeführt, bei denen je eine zu untersuchende Randbedingung systematisch variiert wird. Das Austenitisierungsverhalten wird anhand des Referenzwerkstoffes 100Cr6 bei unterschiedlichen Austenitisierungsparametern untersucht, um Rückschlüsse auf den Einfluss der unvollständigen Karbidauflösung und der Austenitkorngröße auf die Phasenumwandlungen zu ziehen. Hierfür werden der Karbidflächenanteil sowie die chemische Zusammensetzung der Karbide von Proben, die bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen und -zeiten austenitisiert und martensitisch abgeschreckt werden, ermittelt. Mittels digitaler Bildanalyse der Schlibfbilder an einem Laser-Scanning-Mikroskop kann ein Karbidauflösungsdiagramm des Werkstoffes erstellt werden. Durch den Karbidvolumenanteil und die über ein EDX-System ermittelte chemische Zusammensetzung der Karbide, kann wiederum die Zusammensetzung des Austenits vor der Abschreckung berechnet und in Korrelation zur dilatometrisch gemessenen Umwandlungskinetik gesetzt werden. Des Weiteren wird ein einfaches mathematisches Modell zur Karbidauflösung erstellt, das das Karbidauflösungsverhalten der untersuchten Charge abbilden und den Legierungsgehalt im Austenit ähnlicher Chargen unter Berücksichtigung der Anreicherung der Legierungselemente in den Karbiden vorhersagen kann. Durch die Analyse zweier höher legierter Stähle können hierfür die Einflüsse weiterer Legierungselemente auf die Karbideinbildung, Karbidauflösung und Phasenumwandlung identifiziert werden. Ein exemplarischer Abgleich der berechneten Zusammensetzung des Austenits mit Literaturdaten zeigt eine gute Übereinstimmung. Der Einfluss der bei der Wärmebehandlung von Wälzlagerkomponenten auftretenden Eigenspannungen auf die Phasenumwandlung wird durch Versuche unter externer Zug- und Druckbelastung ermittelt. Erst ab einer Mindestspannung werden eine Beschleunigung der isothermen Umwandlungen und ein Anstieg der M_s -Temperatur festgestellt. Den größten Einfluss auf die Gesamtdehnung und somit den Verzug der Werkstücke bei mechanischen Spannungen unterhalb der Fließspannung zeigt jedoch die Umwandlungsplastizität.

Aufbauend auf den Untersuchungen zum Umwandlungsverhalten werden Modelle zur mathematischen Abbildung der Phasenumwandlung untersucht. Während die Umwandlungskinetik in Perlit und Martensit bereits durch die JMAK- und KM-Modelle hinreichend genau abgebildet werden kann, wird bei der bainitischen Umwandlung eine lineare Abnahme des JMAK-Exponenten n über den Umwandlungsfortschritt beobachtet. Da

dieses Verhalten von der Umwandlungstemperatur, aber nur unwesentlich von der Legierungszusammensetzung, abhängig ist, kann die bainitische Umwandlung durch eine rein temperaturabhängige Modifikation der JMAK-Differentialgleichung beschrieben werden. Werden die isothermen Umwandlungskennwerte durch ein geeignetes semiempirisches Modell über die Temperatur interpoliert und bis zur A_c -Temperatur extrapoliert, so können die Phasenumwandlungen bei kontinuierlicher Kühlung durch die Modelle genau berechnet werden.

Um den erheblichen Versuchsaufwand für die Komplettcharakterisierung des Umwandlungsverhaltens neuer Werkstoffe und Chargen zu reduzieren, werden empirische und semiempirische Berechnungsansätze der Umwandlungskennwerte untersucht und mit den eigenen Messungen abgeglichen. Aufgrund der großen Unterschiede in der Gewichtung der Einflussfaktoren der verschiedenen, aus der Literatur übernommenen, Modelle untereinander und der Unsicherheit in den Daten zur Karbideinformung und Karbidauflösung kann keine direkte Berechnung der Umwandlungskinetik aus der chemischen Zusammensetzung erfolgen. Durch eine Anpassung der Modellparameter kann jedoch die Änderung der M_s -Temperatur, sowie die zeitliche Verschiebung der bainitischen Umwandlung vorhergesagt werden. Für die A_c -Temperaturen und die B_s -Temperatur ist dies aufgrund der Schwierigkeiten bei der dilatometrischen Messung dieser Kennwerte nicht möglich. Die erarbeitete Methodik zur vereinfachten Charakterisierung der Phasenumwandlung sieht daher die Berechnung von abgeleiteten ZTU-Diagrammen, ausgehend von bereits charakterisierten Werkstoffchargen, vor. Bei geringen Unterschieden in der Legierungszusammensetzung und den Austenitisierungsbedingungen erfolgt dies durch die an Referenzwerkstoffen ermittelten Einflussfaktoren der Wärmebehandlungsparameter. Bei größeren Abweichungen, für die noch keine Untersuchungen vorhanden sind, sowie neuen Werkstoffen wird ein verkürzter Versuchsplan vorgeschlagen, der sich die generell ähnliche Umwandlungskinetik innerhalb einer Werkstoffgruppe zu Nutze macht.

Um die Eignung der erarbeiteten Methodik zur vereinfachten Charakterisierung der Phasenumwandlung für das industrielle Umfeld zu validieren, wird abschließend ein Datensatz einer weiteren Werkstoffcharge bei abweichenden Austenitisierungsbedingungen erstellt. Die semiempirisch berechnete Umwandlungskinetik des untersuchten Wälzlagertringes wird mit weiteren Messungen zum Umwandlungsverhalten bei bainitischer und martensitischer Umwandlung abgeglichen. Mit einer mittleren Zeitabweichung von 5,7 % bzw. einer Temperaturabweichung von 2,4 °C

ist eine sehr gute Übereinstimmung mit den berechneten Daten erkennbar. Auch bei diesem Werkstoff kann gezeigt werden, dass die vorgeschlagene Anpassung des Modells zur Beschreibung der bainitischen Umwandlungskinetik zu einer erheblichen Steigerung der Abbildegüte führt. Wird die Datenbasis für Wälzlagerwerkstoffe durch zusätzliche Untersuchungen weiter vergrößert, so ist davon auszugehen, dass die Veränderung der Umwandlungskinetik durch die erarbeitete Methodik weiter verbessert, und auf weitere Einflussfaktoren und Werkstoffgruppen erweitert werden kann.

12 Summary and outlook

The numerical simulation of heat treatment processes is becoming increasingly important in the design of large and complex bearing components. Since both the thermophysical and thermomechanical material properties depend strongly on the phase composition of the material, an exact description of the transformation behavior is crucial for the accuracy of heat treatment simulation. Against this background it is the overall objective of this work to generate a more detailed understanding of the influencing factors on the phase transformation of through-hardening bearing steels, as well as a methodology for the simplified identification of the transformation behavior and an exact mathematical mapping for the use in FE simulation of heat treatment processes. Through the insights gained by this, the effort for the characterization of a new material batch and known material batches with divergent austenitization parameters is reduced and the accuracy of the simulation results is improved.

For this purpose three batches of the industrially most commonly used bearing steel 100Cr6 are examined. It can be shown, that the transformation behavior of the material cannot be represented with sufficient accuracy by a single reference TTT diagram and the JMAK transformation model. The own investigations as well as the literature data indicate, that the transformation behavior shows strong differences depending on the initial structure, the heat treatment parameters and batch variations. As the alloying element concentration influences both the spheroidization of the carbides in the annealed initial structure and the carbide dissolution, the chemical composition of the supercooled austenite and consequently the influence of alloying elements on the transformation cannot be determined directly from the literature data. The inconsistent definition of the transformation start and insufficient description of the transformation kinetics by the transformation start- and end-lines of TTT diagrams impede the use of literature data for the FE simulation.

For the selective determination of the influences of batch variations and process constraints on the transformation behavior, dilatometer tests are carried out in each of which one boundary condition is systematically varied and studied. The austenitization behavior is investigated using the reference material 100Cr6 under different austenitization conditions in order to draw conclusions on the influence of the incomplete carbide dissolution and the austenite grain size on the phase transformations. For this purpose, the carbide surface area, as well as the chemical composition

of the carbides of specimens, austenitized at different austenitization temperatures and times and subsequently quenched to martensite is determined. By means of the digital image analysis of the polished cuts with a laser-scanning-microscope, a carbide dissolution diagram is created. With the carbide volume fraction and the chemical composition of the carbides, determined with an EDX system, the composition of the austenite before the quenching can be calculated and put in correlation with the dilatometrically measured transformation kinetics. Furthermore, a simple mathematical model for the carbide dissolution, which can represent the carbide solubility behavior of the batch being tested, and the alloy content in austenite of similar batches can be predicted, taking into account the enrichment of the alloy elements in the carbides. By analyzing two higher alloy steels, the influence of further alloying elements on carbide formation, carbide dissolution and phase transformation can be identified. An exemplary comparison of the calculated composition of the austenite with literature data shows a good predictability. The influences of the residual stresses on the phase transformation during the heat treatment of bearing components is covered by experiments under external tension and compression force. Above a certain minimum stress, an acceleration of the isothermal transformation and an increase in the M_s temperature is detected. The largest influence on the total dilatation and hence the distortion of the workpieces under tensile stress below the yield stress, however, is caused by the transformation induced plasticity.

Models for mathematical prediction of the phase transition are investigated based on the studies on the transformation behavior. The transformation into pearlite and martensite can already be depicted with sufficient precision by the JMAK- and KM models, while in the bainitic transformation a linear decrease of the JMAK exponent n is observed during the transformation. Since this behavior is dependent on the transition temperature, and only insignificantly on the alloy composition, the bainitic transformation can be described by a purely temperature-dependent modification of the JMAK differential equation. If the isothermal transformation parameters are interpolated by a suitable semi-empirical model and extrapolated towards the A_c temperature, the phase transformations during continuous cooling can be calculated with sufficient accuracy with these models.

In order to reduce the considerable experimental effort for the complete characterization of the phase transformation of new materials and batches, empirical and semi-empirical calculation methods for the transformation parameters are analyzed and compared with the own

measurements. Due to the large differences in the weighting of the influencing factors of various models adopted from the literature and the uncertainty in the spheroidization and carbide dissolution, no direct calculation of the transformation kinetics due to the chemical composition can be carried out. However, by adapting the model parameters, the change in the M_s temperature, as well as the time shift of the bainitic transformation, can be predicted. For the A_c1 temperatures and the B_s temperature, this is not possible due to the difficulties in the dilatometric measurement of these values. The methodology developed for the simplified characterization of the phase transformation is therefore used for the calculation of derived TTT diagrams from already characterized material batches. In the case of slight differences in the alloy composition and the austenitization conditions, this is done by the influencing factors of the heat treatment boundary conditions determined at reference materials. In the case of larger deviations, for which no investigations are carried out, as well as new materials, a shortened test plan is proposed which makes use of the generally similar transformation kinetics within a material group.

In order to validate the suitability of the developed methodology to simplify the characterization of phase transformation for the industrial environment, a data set of a further material batch is calculated at different austenitization conditions. The determined transformation kinetic of the investigated roller bearing ring is compared with further measurements for the bainitic and martensitic transformation. With an average time deviation of 5.7 % and a temperature deviation of 2.4 °C, it shows a very good agreement to the calculated data. It is also shown in this calculation that the proposed adjustment of the model for the bainitic transformation behavior leads to a considerable increase in the quality of the mapped data. If the data basis of the bearing steels is further increased by additional investigations, it can be assumed that the change in the transformation kinetics can be further improved and the methodology developed can be extended to other influencing factors and material groups.

Literaturverzeichnis

- [1] Gauss, C.F.: Gauss-Bolyai – Göttingen, den 2. September 1808. In: Schmidt, F.; Stäckel, P. (Hrsg.): Briefwechsel zwischen Carl Friedrich Gauss und Wolfgang Bolyai. Teubner, 1899, S. 94
- [2] Holmberg, K.; Erdemir, A.: Global Impact of Friction on Energy Consumption, Economy and Environment. FME Transactions. 43(2015), S. 181-185
- [3] N.N.: Damit Rost und Verschleiß nicht Milliarden fressen: Fortschritt durch Forschung. BMFT Report. Bundesministerium für Forschung und Technologie, Bonn, 1983
- [4] N.N.: Bruttoinlandsprodukt 2016 für Deutschland – Begleitmaterial zur Pressekonferenz. Statistisches Bundesamt, Wiesbaden, 2017. Internet: https://www.destatis.de/DE/PresseService/Presse/Pressekonferenzen/2017/BIP2016/Pressebrochure_BIP2016.pdf (Stand 15.06.2017)
- [5] Dowson, D.; Hamrock, B. J.: History of Ball Bearings. NASA Technical Memorandum. 81689(1981), S. 1-72
- [6] Jacobson, B.: History of Rolling Bearings. Tribology Online. 6(2011)3, S. 155-159
- [7] Bessemer, H.: Bessemer's Verbesserungen in der Fabrication von Eisen und Stahl. Repertory of Patent-Inventions. Dez.(1856), S. 449. In: Dingler, J. G.(Hrsg.): Polytechnisches Journal. 143(1857)22, S. 97-107
- [8] Oeller, A.: "Fischer, Friedrich". Neue Deutsche Biographie 5(1961), S. 184 f. [Onlinefassung] Internet: <http://www.deutschebiographie.de/pnd123325900.html> (Stand 15.10.2016)
- [9] N.N.: Geschäftsbericht 2016. Schaeffler AG, 2017
- [10] N.N.: Annual Report 2016. SKF Group, 2017
- [11] N.N.: World Bearings – Industry Study with Forecasts to 2007 & 2012 for 30 Countries and Six Regions. The Freedonia Group. Internet: <http://www.freedoniagroup.com/pdf/1687smwe.pdf> (Stand 15.10.2016)

- [12] N.N.: World Bearings – Demands and Sales Forecasts, Market Share, Market Size, Market Leaders, Company Profiles, Industry Trends. The Freedonia Group. Internet: <http://www.freedoniagroup.com/World-Bearings.html> (Stand 15.10.2016)
- [13] Schwaderlapp, R.: Branchenanalyse 2004 - Die wirtschaftliche Situation der deutschen und weltweiten Wälzlagerindustrie. Wirtschaft Technologie Umwelt. IG-Metall, 2004 Internet: <http://www.schwaderlapp.info/wp-content/uploads/2013/10/Waelzlagerstudie-2004.pdf> (Stand 15.10.2016)
- [14] Schwarz, S.: Trends und Entwicklungen bei Wälz und Gleitlagern. Internet: <http://www.konstruktion.de/komponente-system/trends-und-entwicklungen-bei-waelz-und-gleitlagern/> (Stand 15.10.2016)
- [15] Sarfert, J.: Berechnung und Simulation in der Wälzlagertechnik. INA-Sonderdruck aus „Konstruktion“ Special Antriebstechnik. Springer VDI, 2002
- [16] Bambach, M.; Schmitz, G. J.; Prah, U.: ICME – A Mere Coupling of Models or a Discipline of Its Own? In: Li, M.; Campbell, C.; Thornton, K.; Holm, E.; Gumbsch, P. (Hrsg.): Proceedings of the 2nd World Congress on Integrated Computational Materials Engineering (ICME). Springer-Verlag, 2016, S. 285-290
- [17] Ilschner, B.; Singer, R.: Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik. Eigenschaften, Vorgänge, Technologien. Springer, 2010
- [18] Grässel, O.; Krüger, L.; Frommeyer, G.; Meyer, L.W.: High Strength FE-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP Steels Development - Properties - Application. International Journal of Plasticity. 16(2000), S. 1391-1409
- [19] N.N.: S290 MICROCLEAR Schnellarbeitsstahl. BÖHLER Edelstahl GmbH
- [20] Hume-Rothery, W.; Coles, B. R.: Atomic Theory for Students of Metallurgy. The Institute of Metals, 1969, 5. überarbeitete Aufl.
- [21] Berns, H.; Theisen, W.: Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen. Springer, 2008

- [22] Oettel, H.; Schumann, H.: Metallografie – Mit einer Einführung in die Keramografie. Wiley, 2011, 15. überarbeitete und erweiterte Auflage
- [23] Läßle, V.: Wärmebehandlung des Stahls. Verlag Europa-Lehrmittel, 2010, 10. Aufl.
- [24] Eggers, H.: Die Grundformen ternärer Zustandsdiagramme mit den Komponenten: Eisen, Kohlenstoff und einem beliebigen dritten Element. Zeitschrift für anorganische und allgemeine Chemie. 231(1937), S.34-53
- [25] Orlich, J.; Rose, A.; Wiest, P.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Band 3: Zeit - Temperatur – Austenitisierung – Schaubilder. Verlag Stahleisen, 1973
- [26] Hase, K.; Garcia-Mateo, C.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Bainite formation influenced by large stress. Materials Science and Technology. 20(2004), S. 1499-1505
- [27] Enomoto, M.; Guo, H.; Tazuke, Y.; Abe, Y.R.; Shimotomai, M.: Influence of Magnetic Field on the Kinetics of Proeutectoid Ferrite Transformation in Iron Alloys. Metallurgical and Materials Transactions A. 32A(2001), S. 445-453
- [28] Schatt, W.; Worch, H.: Werkstoffwissenschaft. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1996, 8. Aufl.
- [29] DIN EN 10052:1994-01. Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen. Deutsche Fassung
- [30] Verhoeven, J.D.; Gibson, E.D.: The Divorced Eutectoid Transformation in Steel. Metallurgical and Materials Transactions A. 29(1998), S. 1181-1189
- [31] Wever, F.; Rose, A.; Peter, W.; Strassburg, W.; Rademacher, L.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Verlag Stahleisen, 1961
- [32] Davenport, E. S.; Bain, E. C.: Transformation of Austenite at Constant Subcritical Temperatures. Trans. AIMME. 90(1930), S. 117-154
- [33] Fielding, L.: The Bainite Controversy. Materials Science and Technology. 29(2013)4, S. 383-399
- [34] Bhadeshia, H.K.D.H.: The lower bainite transformation and the significance of carbide precipitation. Acta Metallurgica. 28(1980), S. 1103-1114

- [35] Hillert, M.: Paradigm shift for Bainite. *Scripta Materialia*. 47(2002), S. 175-180
- [36] Luzignova, N.: Microstructure and Transformation Kinetics in Bainitic Steels. Dissertation, Technische Universiteit Delft, 2008
- [37] Klier, E. P.; Lyman, T.: The bainite reaction in hypoeutectoid steels. *Trans. AIMME*. 158(1944), S. 394-422
- [38] Bhadeshia, H.K.D.H.: *Bainite in Steels*. The University Press, Cambridge, 2001, 2.Auflage
- [39] Lünenbürger, A.: Zum Umwandlungs- und Verformungsverhalten bainitisch-austenitischer Siliziumstähle. Dissertation, Universität Karlsruhe, 1991
- [40] Pickering, F.B.: The Structure and Properties of Bainite in Steels. Symposium for Transformation and Hardenability in Steels. Climax Molybdenum Company. 1967. S. 109-129
- [41] Hehemann, R. F.; Kinsman, K. R.; Aaronson, H.I.: A Debate on the Bainite Reaction. *Metallurgical Transactions*. 3(1972), S. 1077-1094
- [42] Hawkins, M.J.; Barford, J.: A Kinetic Anomaly in the Bainite Reaction. *Scripta Metallurgica*. 4(1970), S. 583-588
- [43] Kang, M.K.; Chen, D.M.; Yang, S.P.; Hu, G.L.: The Time-Temperature-Transformation Diagram within the Medium Temperature Range in Some Alloy Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 23(1992), S. 785-795
- [44] Chang, L.C.: Microstructures and reaction kinetics of bainite transformation in Si-rich steels. *Materials Science & Engineering A*. 368(2004), S. 175-182
- [45] Sajjadi, S.A.; Zebarjad, S.M.: Isothermal transformation of Austenite to bainite in high carbon steels. *Journal of Materials Processing Technology*. 189(2007), S. 107-113
- [46] Lobodyuk, V.A.; Estrin, E. I.: Isothermal martensitic transformations. *Physics Uspekhi*. 48(2005)7, S. 713-732
- [47] Yang, H.-S.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Austenite grain size and the martensite-start temperature. *Scripta Materialia*. 60(2009), S. 493-495
- [48] N. N.: *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*. ASM International, 1979

- [49] N. N.: Atlas of Isothermal Transformation Diagrams of B. S. EN Steels. 2nd edition. Special Report Nr. 56. The Iron and Steel Institute, 1956
- [50] N. N.: Courbes de Transformation des Aciers de Fabrication Francaise. IRSID, 1974
- [51] Vander Voort, G.: Atlas of Time-temperature Diagrams for irons and Steels. ASM International, 1991
- [52] N.N.: Transformation characteristics of direct hardening nickelalloy steels. Mond Nickel Company, 1958
- [53] Schirra, M.; Finkler, H.: Das Umwandlungsverhalten der ferritisch-martensitischen Stähle mit 8-14% Cr. Wissenschaftliche Berichte FZKA 6730, Forschungszentrum Karlsruhe, 2002
- [54] N.N.: Atlas of continuous cooling transformation diagrams for vanadium steels. Vanadium International Technical Committee, 1985
- [55] Tzitzelkov, I.; Hougardy, H. P.; Rose, A.: Mathematische Beschreibung des Zeit-Temperatur-Umwandlung-Schaubildes für isothermische Umwandlung und kontinuierliche Abkühlung. Archiv für das Eisenhüttenwesen. 45(1974)8, S. 525-532
- [56] Reimche, W.; Zwoch, S.; Bruchwald, O.; Bach, F.-W; Klümper-Westkamp, H.; Lütjens, J.; Zoch, H.-W.: Hochtemperatur-Prüftechnik ermöglicht Einblick in die Werkstoffumwandlung und Phasenausbildung bei Hochleistungsbauteilen. DGZfP-Jahrestagung 2011. 127(2011)Di.3.C, S. 1-12
- [57] Dubois, M.; Moreau, A.; Militzer, M.; Bussière, J. F.: Laser-Ultrasonic Monitoring of Phase Transformations in Steels. Scripta Materialia. 39(1998)6, S. 735-741
- [58] Gibmeier, J.; Held, E.; Altenkirch, J.; Kromm, A.; Kannengiesser, T.; Buslaps, T.: Real time monitoring of phase transformation and strain evolution in LTT weld filler material using EDXRD. Journal of Materials Processing Technology. 214(2014), S. 2739-2747
- [59] Hirsch, T.; Rocha, A da S.: Fast in Situ X-Ray Diffraction Analysis During Quenching of a Ball Bearing Steel. Advances in X-Ray Analysis. 48(2005), S. 130-135

- [60] Kromm, A.; Kannengiesser, T.; Gibmeier, J.: In Situ Studies of Phase Transformation and Residual Stresses in LTT Alloys During Welding Using Synchrotron Radiation. In: Kannengiesser, T.; Badu, S.S.; Kamizo, Y.-I.; Ramirez, A. (Hrsg.): In-situ Studies with Photons, Neutrons and Electrons Scattering. Springer-Verlag, 2010, S. 13-26
- [61] Meggers, K.; Priesmeyer, H. G.; Trela, W. J.; Bowman, C. D.; Dahms, M.: Real time neutron transmission investigation of the austenite-bainite transformation in grey iron. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B. 88(1994), S. 423-429
- [62] Hoff, C.: Untersuchung der Prozesseinflussgrößen beim Presshärten des höchstfesten Vergütungsstahls 22MnB5. Dissertation, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg. In: Geiger, M.; Feldmann, K. (Hrsg.): Fertigungstechnik – Erlangen, Bd. 193. Meisenbach, 2007
- [63] Kolmogorov, A. N.: On the Statistical Theory of Metal Crystallization*. Izv. Akad. Nauk SSSR Ser. Mat. 3(1937), S. 355-360
*Übersetzung aus dem Russischen: Shirayayev, A. N.: Selected Works of A. N. Kolmogorov - Volume II: Probability Theory and Mathematical Statistics. In: Hazewinkel, M. (Hrsg.): Mathematics and Its Applications (Soviet Series), Bd.26, Springer, 1992, S. 188-192
- [64] Fanfoni, M.; Tomellini, M.: The Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov model: a brief review. Il Nuovo Cimento D. 20(1998)7-9, S. 1171-1182
- [65] Johnson, W. A.; Mehl, R. F.: Reaction Kinetics in Processes of Nucleation and Growth. Trans. AIMME. 135(1939), S 416-458
- [66] Avrami, M.: Kinetics of Phase Change I: General Theory. Journal of Chemical Physics. 7(1939), S. 1103-1112
- [67] Avrami, M.: Kinetics of Phase Change II: Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei. Journal of Chemical Physics. 8(1940), S. 212-224
- [68] Avrami, M.: Kinetics of Phase Change III: Granulation, Phase Change, and Microstructure. Journal of Chemical Physics. 9(1941), S. 177-184

- [69] Todinov, M. T.: On some limitations of the Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov Equation. *Acta Materialia*. 48(2000), S. 4217-4224
- [70] Meggers, K.; Priesmeyer, H. G.; Trela, W. J.; Dahms, M.: Investigation of the austenite-bainite transformation in gray iron using real time neutron transmission. *Materials Science and Engineering*. A188(1994), S. 301-304
- [71] Hunkel, M.; Lübben, T.; Hoffmann, F.; Mayr, P.: Modellierung der bainitischen und perlitischen Umwandlung bei Stählen. *J. Heat Treatm. Mat.* 54(1999)6, S. 365-372
- [72] Peet, M.; Babu, S. S.; Miller, M. K.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Three-Dimensional Atom Probe Analysis of Carbon Distribution in Low-Temperature Bainite. *Scripta Materialia*. 50(2004), S. 1277-1281
- [73] Chupatanakul, S.; Nash, P.: Dilatometric measurement of Carbon enrichment in austenite during bainite transformation. *Journal of Materials Science*. 41(2006), S. 4965-4969
- [74] Liu, F.; Sommer, F.; Bos, C.; Mittemeijer, E. J.: Analysis of solid state phase transformation kinetics: models and recipes. *International Materials reviews*. 52(2007)4, S. 193-212
- [75] Koistinen, D.P.; Marburger, R.E.: A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *Acta Metalurgica*. 7(1959), S. 59-60
- [76] Hougardy, H.; Wildau, M.: Berechnung der Wärmebehandlung von Stählen - Umwandlungsverhalten, Spannungen, Verzug. *Stahl Eisen*. 105(1986) S. 1289-1296
- [77] Burke, J.: The kinetics of phase transformations in metals. Pergamon, 1965
- [78] Börnsen, M.: Zum Einfluss von Gefügeumwandlungen auf Spannungen und Formänderungen bei thermischer und mechanischer Belastung. Dissertation, Universität Hannover. In: Fortschrittsbericht VDI: Reihe 18, Mechanik, Bruchmechanik, Nr. 72, VDI Verlag, 1989
- [79] Hougardy, H. P.; Yamazaki, K.: An improved calculation of the transformation of steels. *steel research*. 57(1986)8, S. 466-471

- [80] Wierszyłowski, I.A.: The Effect of the Thermal Path to Reach Isothermal Temperature on Transformation Kinetics. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 22(1991), S. 993-999
- [81] Scheil, E.: Anlaufzeit der Austenitumwandlung. *Archiv für Eisenhüttenwesen.* 12(1935), S. 565-567
- [82] Umemoto, M.; Nishioka, N.; Tamura, I.: Prediction of Hardenability from Isothermal Transformation Diagrams. *Transactions ISIJ,* 22(1982), S. 629-636
- [83] Pham, T.T.; Hawbolt, E.B.; Brimacombe, J.K.: Predicting the Onset of Transformation under Noncontinuous Cooling Conditions: Part I. Theory. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 26(1995), S. 1987-1992
- [84] Pham, T.T.; Hawbolt, E.B.; Brimacombe, J.K.: Predicting the Onset of Transformation under Noncontinuous Cooling Conditions: Part II. Application to the Austenite Pearlite Transformation. *Metallurgical and Materials Transactions A.* 26(1995), S. 1993-2000
- [85] Christian, J. W.: *The Theory of Transformations in Metals and Alloys.* Elsevier, 2002, 3. Ausg.
- [86] Denis, S.; Farias, D.; Simon, A.: Mathematical Model Coupling Phase Transformations and Temperature Evolutions in Steels. *ISIJ International.* 32(1992)3, S. 316-325
- [87] Denis, S.; Sjöström, S.; Simon, A.: Coupled Temperature, Stress, Phase Transformation Calculation Model Numerical Illustration of the Internal Stresses Evolution during Cooling of a Eutectoid Carbon Steel Cylinder. *Metallurgical Transactions A.* 18(1987), S. 1203-1212
- [88] Leblond, J. B.; Devaux, J.: A New Kinetic Model for Anisothermal Metallurgical Transformations in Steels Including Effect of Austenite Grain Size. *Metallurgica.* 32(1984), S. 137-146
- [89] Gür, C.H.; Tekkaya, A.E.: Finite element simulation of quench hardening. *Steel Research.* 67(1996)7, S. 298-306
- [90] Lee, C.W.; Uhm, S.H.; Kim, K.M.; Lee, K.J.; Lee, C.H.: Modeling of Phase Transformation Kinetics in the Coarsened Grain HAZ of C-Mn Steel Weld Considering Prior Austenite Grain Size. *ISIJ International.* 41(2001)11, S. 1383-1388

- [91] Hawbolt, E.B.; Chau, B.; Brimacombe, J. K.: Kinetics of Austenite-Pearlite Transformation in Eutectoid Carbon Steel. Metallurgical Transactions A. 14(1983), S. 1803-1815
- [92] Zhu, Y. T.; Lowe, T. C.: Application of, and Precautions for the Use of, the Rule of Additivity in Phase Transformation. Metallurgical and Materials Transactions B. 31(2000), S. 675-682
- [93] Kuban, M. B.; Jayaraman, R.; Hawbolt, E.B; Brimacombe, J. K.: An Assessment of the Additivity Principle in Predicting Continuous-Cooling Austenite-to-Pearlite Transformation Kinetics using Isothermal Transformation Data. Metallurgical Transactions A. 17(1986), S. 1493-1503
- [94] Réti, T.; Felde, I.: A non-linear extension of the additivity rule. Computational Materials Science. 15(1999), S. 466-482
- [95] Hildebrand, J.; Wudtke, I.; Werner, F.: Möglichkeiten der mathematischen Beschreibung von Phasenumwandlungen in Stahl bei Schweiss- und WIG-Nachbehandlungsprozessen. In: Gürlebeck, K.; Könde, C. (Hrsg.): 17th International Conference on the Application of Computer Science and Mathematics in Architecture and Civil Engineering. Weimar, 2006
- [96] Böhm, M.; Dachkovski, S.; Hunkel, M.; Lübben, T.; Wolff, M.: Übersicht über einige makroskopische Modelle für Phasenumwandlungen im Stahl. Bericht aus der Technomathematik 03-09, Universität Bremen, 2003
- [97] Wolff, M.; Boettcher, S.; Böhm, M.; Loesch, I.: Vergleichende Bewertung von makroskopischen Modellen für die austenitisch-perlitische Phasenumwandlung im Stahl 100Cr6. Bericht aus der Technomathematik 07-03, Universität Bremen, 2007
- [98] Wolff, M.; Frerichs, F.; Lysenko, N.: Bewerten von Modellen der Martensitbildung bei nichtmonotoner Abkühlung für den Stahl 100Cr6. Bericht aus der Technomathematik 07-01, Universität Bremen, 2007
- [99] Liedtke, D.: Merkblatt 450 Wärmebehandlung von Stahl – Härten, Anlassen, Vergüten, Bainitisieren. Stahl-Informations-Zentrum. 2005
- [100] Ashby, M. F.: Physical modelling of material problems. Materials Science and Technology. 8(1992), S. 102-111

- [101] Lorenz, U.: Anwendung von Werkstoffmodellen auf die Phasenumwandlung und die Austenitkonditionierung von Stählen. Dissertation. RWTH Aachen. In: Bleck, W.; Dahl, W.; Gammal, T. El; Gudenau, H.W.; Senk, D. (Hrsg): Bericht aus dem Institut für Eisenhüttenkunde, Bd. 11/2004, Shaker, 2004
- [102] Peter, W.; Finkler, H.: Ableitung der Form isothermer Zeit-Temperatur-Umwandlung-Schaubilder aus der chemischen Zusammensetzung. Archiv für das Eisenhüttenwesen. 45(1974)8, S. 533-540
- [103] Payson, P.; Savage, C.H.: Martensite Reactions in Alloy Steels. Transactions of the American Society for Metals. 33(1944), S. 261-275
- [104] Steven, W.; Haynes, A.G.: The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low-alloy Steels – Some Effects of Chemical Composition. Journal of the Iron and Steel Institute. 183(1956), S. 349-359
- [105] Grange, R. A.: Estimating Critical Ranges in Heat Treatment of Steel. Metal Progress. 70(1961)4, S. 73-75
- [106] Andrews, K.W.: Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. Journal of the Iron and Steel Institute. 203(1965), S. 721-727
- [107] Pawłowski, B.: Critical points of hypoeutectoid steel – prediction of the pearlite dissolution finish temperature $A_{C_{if}}$. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 49(2011)2, S. 331-337
- [108] Gorny, A. A.: Steel Forming and Heat Treatment Handbook. Internet: www.gorni.eng.br/e/Gorni_SFHTHandbook.pdf. (Stand 15.10.2016)
- [109] Pawłowski, B.: Critical points of hypoeutectoid steel – prediction of the pearlite dissolution finish temperature $A_{C_{if}}$. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 49(2011)2, S. 331-337
- [110] Trzaska, J.; Dobrzanski, L.A.: Modelling of CCT diagrams for engineering and constructional steels. Journal of Materials Processing Technology. 192-193(2007), S. 504-510

- [111] Bodnar, R.L.; Ohashi, T.; Jaffee, R.I.: Effects of Mn, Si, and Purity on the Design of 3.5NiCrMoV, 1CrMoV, and 2.25Cr-1Mo Bainitic Alloy Steels. *Metallurgical Transactions A*. 20(1989), S. 1445-1460
- [112] Capdevila, C.; Caballero, F. G.; Garcia de Andres, C.: Determination of Ms Temperature in Steels: A Bayesian Neural Network Model. *ISIJ International*. 42(2002)8, S. 894-902
- [113] Grange, R.A.; Stewart, H.M.: The Temperature Range of Martensite Formation. *Transaction of the AIME*. 167(1946), S. 467-490
- [114] Kasatkin, O. G.; Vinokur, B. B.; Pilyushenko, V. L.: Calculation Models For Determining the Critical Points of Steel. *Metal Science and Heat Treatment*. 26(1984)1, S. 27-31
- [115] Kirkaldy, J.S.; Venugopalan, D.: Prediction of Microstructure and Hardenability in Low Alloy Steels. In: Marder, A. R.; Goldstein J.L. (Hrsg.): *International Conference on Phase Transformations in Ferrous Alloys*. The Metallurgical Society of AIME, 1983, S. 125-148
- [116] Kung, C.Y.; Rayment, J.J.: An Examination of the Validity of Existing Empirical Formulae for the Calculation of Ms Temperature. *Metallurgical transactions A*. 13(1982), S. 328-331
- [117] Kunitake, T.; Okada, Y.: The Estimation of Bainite Transformation Temperatures in Steels by Empirical Formulas. *Tetsu-to-Hagane*. 84(1998)2, S. 137-141
- [118] Lee Y.-K.: Empirical formula of isothermal bainite start temperatures of steels. *Journal of Materials Science Letters*. 21(2002), S. 1253-1255
- [119] Lee, S.-J.; Lee, Y.-K.: Finite element simulation of quench distortion in a low-alloy steel incorporating transformation kinetics. *Acta Materialia*. 56(2008), S. 1482-1490
- [120] Lee, S.-J.; Lee, Y.-K.: Erratum to "Finite element simulation of quench distortion in a low-alloy steel incorporating transformation kinetics". *Acta Materialia*. 56(2008), S. 1482-1490). *Acta Materialia*. 57(2009), S. 2605
- [121] Li, M.V.; Nieburh, D.V.; Meekisho, LL.; Atteridge, D.G.: A Computational Model for the Prediction of Steel Hardenability. *Metall. Mater. Trans. B*. 29(1998), S. 661-672

- [122] Mintz, B.; Banerjee, J.R.; Banks, K.M.: Regression equation for A_r3 temperature for coarse grained as-cast steels. *Ironmaking & Steelmaking*. 38(2011)3, S. 197-203
- [123] Nehrenberg, A. E.: In Contribution to Discussion on Grange and Stewart. *Transactions of the AIME*. 167(1946), S. 494-498
- [124] Takada, H.: Alloy Designing of High Strength Bainite Steels for Hot Forging. *Tetsu-to-Hagane*. 88(2002)9, S. 534-538
- [125] Zhao, Z.; Liu, C.; Liu, Y.; Northwood, D. O.: A new empirical formula for the bainite upper temperature limit of steel. *Journal of materials science*. 36(2001), S. 5045-5056
- [126] Blondeau, R.; Maynier, P.; Dollet, J.: Pr evision de la duret e et de la r esistance des aciers au carbone et faiblement alli es d'apr es leur structure et leur composition. *Les M emoires Scientifiques de la Revue de M etallurgie*. 70(1973)12, S. 883-892.
- [127] Maynier, P.; Dollet, J.; Bastian, P.: Prediction of microstructure via empirical formulae based on CCT diagrams. In: Doane, D.V.; Kirkaldy, J.S. (Hrsg.): *Hardenability Concepts with Application to Steels*. The Metallurgical Society of AIME, 1978, S. 163-178
- [128] Vermeulen, W.G.; van der Zwaag, S.; Morris, P.; de Weijer, T.: Prediction of the continuous cooling transformation diagram of some selected steels using artificial neural networks. *steel research*. 68(1997)2, S. 72-79
- [129] Vermeulen, W.G.; van der Wolk, P.J.; de Weijer, A.P.; van der Zwaag, S.: Prediction of Jominy Hardness Profiles of Steels Using Artificial Neuronal Networks. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 5(1996), S. 57-63
- [130] Capdevila, C.; Caballero, F.G.; Garcia de Andres, C.: Analysis of the Effect of Alloying Elements on the Martensite-Start Temperature of Steels. *Materials Science and Technology*. 19(2003)5, S. 581-586
- [131] Sourmail, T.; Garcia-Mateo, C.: A model for predicting the M_s temperatures of steels. *Computational Materials Science*. 34(2005), S. 213-218
- [132] Dobrzanski, L.A.; Trzaska, J.: Application of neural networks for prediction of critical values of temperatures and time of the supercooled austenite transformation. *Journal of Material Processing Technology* 155-156(2004), S. 1950-1955

- [133] Kaufman, L.; Bernstein, H.: Computer Calculation of Phase Diagrams with Special Reference to Refractory Metals. Academic Press, 1970
- [134] Agren, J.: Calculation of phase diagrams: Calphad. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 1(1996)3, S. 355-360
- [135] Besmann, T.M.: SOLGASMIX-PV, a computer program to calculate equilibrium relationship in complex chemical systems. Technical Report. ORNL/TM-5775(1977)
- [136] Sundman, B.; Jansson, B.; Andersson, J.-O.: The Thermo-Calc databank system. *Calphad*. 9(1985)2, S. 153-190
- [137] Bale, C.W.; Chartrand, P.; Degterov, S.A.; Eriksson, G.; Hack, K.; Ben Mahfoud, R.; Melancon, J.; Pelton, A.D.; Petersen, S.: FactStage Thermochemical Software and Database. *Calphad*. 26(2002)2, S. 189-228
- [138] Davies, R.H.; Dinsdale, A.T.; Gisby, J.A.; Robinson, J.A.J.; Martin, S.M.: MTDATA – thermodynamic and phase equilibrium software from the national physical laboratory. *Calphad*. 26(2002)2, S. 229-271
- [139] Bhadeshia, H.K.D.H.: Driving force for the martensitic transformation in steels. *Metal Science*. 15(1981)4, S. 175-177
- [140] Ghosh, G.; Olsen, G.B.: Computational Thermodynamics and the Kinetics of Martensitic Transformation. *Journal of Phase Equilibria*. 22(2001)3, S. 199-207
- [141] Kirkaldy, J. S.; Thomson, B.A.; Bagains, E.A.: Prediction of Multicomponent Equilibrium and Transformation Diagrams for low Alloy Steels. In: Doane, D.V.; Kirkaldy, J.S. (Hrsg.): *Hardenability Concepts with Application to Steels*. The Metallurgical Society of AIME, 1978, S. 82-119
- [142] Kirkaldy, J. S.: Diffusion-controlled phase transformations in steels. *Scandinavian Journal of Metallurgy*. 20(1991), S. 50-61
- [143] Akerström, P.: Modelling and Simulation of Hot Stamping. Dissertation, Lulea University of Technology, 2006

- [144] Hippchen, P.: Simulative Prognose der Geometrie indirect press-gehärteter Karosseriebauteile für die industrielle Anwendung. Dissertation, Friedrich-Alexander Universität Erlangen-Nürnberg In: Merklein, M.; Franke, J.; Schmidt, M. (Hrsg.) Fertigungstechnik – Erlangen, Bd. 249, Meisenbach, 2014
- [145] Guo, Z.; Saunders, N.; Miodownik, P.; Schillé, J.P.: Modelling phase transformations and material properties critical to the prediction of distortion during the heat treatment of steels. *International Journal of Microstructure and Materials Properties*. 4(2009)2, S. 187-195
- [146] Bhadeshia, H.K.D.H.: Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams. *Metal Science*. 16(1982), S. 159-165
- [147] Russel, K. C.: Grain Boundary Nucleation Kinetics. *Acta Metallurgica*. 17(1969), S. 1123-1131
- [148] Lee, J.L.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Assessment of TTT Diagrams: Examination of Existing Models. *China Steel Tech. Rep.* 6(1992), S. 19-29
- [149] Liu, F.; Sommer, F.; Mittemeijer, E.J.; An analytical model for isothermal and isochronal transformation kinetics. *Journal of Materials Science*. 39(2004), S. 1621-1634
- [150] Song, W.; Prahl, U.; Bleck, W.; Mukherjee, K.: Phase-Field Simulation of Bainite Phase Transformation in 100Cr6. *The Minerals, Metals & Materials Society* (2011)
doi: 10.1002/9781118062142.ch50
- [151] Song, W.: Charakterization and simulation of bainite transformation in high carbon bearing steel 100Cr6. Dissertation, RWTH Aachen. In: Bleck, W.; Dahl, W.; Gudenau, H.W.; Senk, D. (Hrsg.): *Berichte aus dem Institut für Eisenhüttenkunde*, Bd. 5/2014, Shaker, 2014
- [152] Bos, C.; Sommer, F.; Mittemeijer, E.J.: A kinetic Monte Carlo method for the simulation of massive phase transformations. *Acta Materialia*. 52(2004), S. 3545-3554
- [153] Bos, C.: Atomistic simulation of interface controlled solid-state phase transformations. Dissertation, Universität Stuttgart, 2005
- [154] Bhadeshia, H.K.D.H.: Steels for bearings. *Progress in Materials Sciencs*. 57(2012), S. 268-435

- [155] Beswick, J. M.: The effects of alloying elements in high carbon bearing steels. *Ball Bearing Journal*. 231(1988), S. 2-11
- [156] DIN EN ISO 683-17:2013-04. Für eine Wärmebehandlung bestimmte Stähle, legierte Stähle und Automatenstähle - Teil 17: Wälzlagerstähle. Deutsche Fassung
- [157] Zaretsky, E. V.: Rolling Bearing Steels – A Technical and Historical Perspective. *Materials Science and Technology*. 28(2012)1, S. 58-69
- [158] Burkart, K: Überrollungslebensdauer des Wälzlagerstahls 100Cr6 in Abhängigkeit von nicht idealen Gefügeausbildungen unter besonderer Berücksichtigung der Karbidzeiligkeit. Dissertation, Universität Bremen, 2009
- [159] SEP1520:1998-09. Mikroskopische Prüfung der Carbidausbildung in Stählen mit Bildreihen. Technische Regel
- [160] Barrow, A.T.W.; Kang, J.-H.; Rivera-Díaz-del-Castillo, P.E.J.: The ϵ -h- Θ transition in 100Cr6 and its effect on mechanical properties. *Acta Materialia*. 60(2012), S. 2805-2815
- [161] Epp, J.; Surm, H.; Kessler, O.; Hirsch, T.: In situ X-ray phase analysis and computer simulation of carbide dissolution in ball bearing steel at different austenitizing temperatures. *Acta Materialia*. 55(2007), S. 5959-5967
- [162] Zhao, L.; Vermolen, F.J.; Wauthier, A.; Sietsma, J.: Cementite Dissolution at 860 °C in an Fe-Cr-C Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 37(2006), S. 1841-1850
- [163] Ray, A.; Ray, S. K.; Mediratta, S. R.: Effect of carbides on the austenite grain growth characteristics in 1Cr-1C and 6Cr-1Mo-1C steels. *Journal of Materials Science*. 25(1990), S. 5070-5076
- [164] Monma, K.; Maruta, R.; Yamamoto, T.; Wakikado, Y.: Effects of Particle Sizes of Carbide and Amounts of Undissolved Carbide on the Fatigue Life of Bearing Steel. *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*. 32(1968)12, S. 1198-1204
- [165] Yamamoto, A.; Inoue, K.; Tsubakino, H.: Analysis of Spherical carbides Formed in Chromium Added Hypereutectoid Bearing Steels. *Materials Science Forum*. 539-543(2007), S. 4866-4871
- [166] Sourmail, T.; Smanio, V.: Low temperature kinetics of bainite formation in high carbon steels. *Acta Materialia*. 61(2013), S. 2639-2648

- [167] Hunkel, M.: Mikro-Makromodellierung der Gefügeumwandlung von Stahl bei der Simulation der Kurzzeitwärmebehandlung. Sysweld Forum 2011. Tagungsband. S. 81-91
- [168] Stickels, C. A.: Carbide Refining Heat Treatments for 52100 Bearing Steel. Metallurgical Transactions. 5(1974), S. 865-874
- [169] Beswick, J. M.: The Effect of Chromium in High Carbon Bearing Steels. Metallurgical Transactions A. 18(1987), S.1897-1906
- [170] Zhang, G.-H.; Chae, J.-Y.; Kim, K.-H.; Suh, D. W.: Effects of Mn, Si and Cr addition on the dissolution and coarsening of pearlitic cementite during intercritical austenitization in Fe-1mass%C alloy. Materials Characterization. 81(2013), S. 56-67
- [171] Kang, J.-H.; Rivera-Díaz-del-Castillo, P.E.J.: Carbide dissolution in bearing steels. Computational Materials Science. 67(2013), S. 364-372
- [172] Grange, R. A.: Estimating the Hardenability of Carbon Steels. Metallurgical Transactions. 4(1973), S. 2231-2244
- [173] Doane, D. V.: Application of Hardenability Concepts in Heat Treatment of Steel. Journal of Heat Treating. 1(1979)1, S. 5-30
- [174] Kirkaldy, J. S.; Feldman, S.E.: Optimization of Steel Hardenability Control. Journal of Heat Treating. 7(1989)1, S. 57-64
- [175] Mathiak, F. U. Die Methode der finiten Elemente (FEM). Einführung und Grundlagen. Internet: http://www.mechanik-info.de/dokumente/Skript_FEM.pdf (Stand 15.10.2016)
- [176] Rohde, J.; Jeppsson, A.: Literature review of heat treatment simulation with respect to phase transformation, residual stresses and distortion. Scandinavian Journal of Metallurgy. 29(2000), S. 47-62
- [177] Hameyer, K.; Driesen, J.; De Gersem, H.; Belmans, R.: The Classification of Coupled Field Problems. IEEE Transactions on Magnetics. 35(1999)3, S. 1618-1621
- [178] Busch, M.: Zur Effizienten Kopplung von Simulationsprogrammen. Dissertation, Universität Kassel, 2012

- [179] Berghaus, J. M.; Leblond, J. B.: Coupling between heat flow, metallurgy and stress-strain computations in steels – The approach developed in the computer code SYSWELD for welding and quenching. In: Rappaz, M.; Özgü, M. R.; Mahin, K. W. (Hrsg.): Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes V. Tms, 1990 S.203-210
- [180] Shapiro, A. B.: Using LS-Dyna for Hot Stamping. 7th European LS-DYNA Conference. Stuttgart. 2009. Internet: <https://www.dynamore.se/en/resources/papers/09-conference/papers/C-II-01.pdf> (Stand 15.10.2016)
- [181] N.N.: simufact.forming – Professional Forming Simulation. Internet: http://www.simufact.de/en/ressource/res_fly/Simufact_BR_simufact.forming_en.pdf (Stand 15.10.2016)
- [182] N.N.: Gleeble 3500 – Defining a New Era in Physical Simulation and Thermal-Mechanical Testing. Dynamic Systems Inc. Poestenkill
- [183] N.N.: 2012 Catalog of Gleeble Systems. Dynamic Systems Inc. Poestenkill
- [184] N.N.: Application of ISO-QTM Quenching and Deformation Dilatometer. Application Note. Dynamic Systems Inc. Poestenkill
- [185] Lutz, S.; Weninger, J.; Helldörfer, B.; Merklein, M.: Numerical Investigation of temperature and phase development of (deformation-) dilatometer specimens. In: Larkiola, J. (Hrsg.): Material Forming – ESAFORM 2014 (2014), S. 1539-1544
- [186] N.N.: Axisymmetric Uniaxial Compression Testing Using ISO-TTM Anvils on Gleeble Systems. Application Note. Dynamic Systems Inc. Poestenkill
- [187] Bechet, S.; Beaujard, L.: Nouveau réactif pour la mise en évidence micrographique du grain austénitique des aciers trempés ou trempés-revenus. La Revue de Métallurgie. 52(1955), S. 830-836
- [188] N.N.: 3D-Laserscanningmikroskop VK-X100/X200K Benutzerhandbuch. Keyence Corporation. Osaka
- [189] DIN EN ISO 643:2012. Stahl - Mikrophotographische Bestimmung der erkennbaren Korngröße. Deutsche Fassung

- [190] ASTM E112-13. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. ASTM International
- [191] DIN 323-1:1974-08. Normzahlen und Normzahlreihen; Hauptwerte, Genauwerte, Rundwerte
- [192] SEP1680:1990-12. Aufstellung von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern für Eisenlegierungen. Technische Regel
- [193] Orlich, J.: Beschreibung der austenitisierungsvorgänge unlegierter und legierter Stähle bei induktiver Schnellerwärmung. Dissertation, Technische Universität Berlin, 1971
- [194] Arimoto, K.; Huang, D.; Lambert, D.; Wu, W. T.: Computer Prediction and Evaluation of Inverse Quench-Hardening of Steel. Proceedings of the 20th Heat Treating Conference. St. Louis, ASM International, 2000, S. 737-746
- [195] Löwisch, G.; Mayr, P.; Dalgic, M.: Sonderforschungsbereich 570 – Teilprojekt C1. Stoffwertbestimmung. Arbeitsbericht. Universität Bremen. 2003
- [196] Umemoto, M.; Horiuchi, K.; Tamura, I.: Transformation Kinetics of Bainite during Isothermal Holding and Continuous Cooling. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 22(1982), S. 854-861
- [197] Guillot, M.; Dudragne, G.: Optimisation of the thermal treatment of a roller bearing steel 100 Cr 6. Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie. 79(1982), S. 493
- [198] Peilloud, F.; Dudragne, G.: Optimisation du Traitement thermique de l'acier 100 C 6. Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie. 81(1984), S. 135-144
- [199] Jimenez-Melero, E.; Blondé, R.; Sherif, M.Y.; Honkimöki, V.; van Dijk, N.H.: Time-dependent synchrotron X-ray diffraction on the austenite decomposition kinetics in SAE 52100 bearing steel at elevated temperatures under tensile stress. Acta Materialia. 61(2012)4, S. 1154-1166
- [200] Yajima, E.; Miyazaki, T.; Sugiyama, T.; Terajima, H.: Effects of Retained Austenite on the Rolling Fatigue Life of Ball Bearing Steels. Transactions of the Japan Institute of Metals. 15(1974)3, S. 173-179

- [201] Shiko, S.; Okamoto, K.; Watanabe, S.: Effect of Metallographical Factors on the Rolling Fatigue Life in Ball Bearing Steels. *Tetau-to-Hagane*. 54(1968), S. 1353-1366
- [202] Kayser, F. X.; Litwinchuk, A.; Stowe, G.L.: The Densities of High-Purity Iron-Carbon Alloys in the Spheroidized Condition. *Metallurgical Transactions A*. 6(1975), S. 55-58
- [203] Friel, J.: *X-Ray and Image Analysis in Electron Microscopy*. Princeton Gamma-Tech, 2003, 2.Aufl.
- [204] Anderson, C. A.; Hasler, M. F.: X-ray optics and microanalysis. In: Castaing, R.; Deschamps, P.; Philibert, J. (Hrsg.): 4th Int. Conf. on X-ray Optics and Microanalysis, Hermann, Paris, 1966, S. 310
- [205] Song, W.; Choi, P.-P.; Inden, U.; Prahl, U.; Raabe, U.; Bleck, W.: On the spheroidized carbide dissolution and element partitioning in a high carbon bearing steel 100Cr6. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 45(2014)92, S. 595-606
- [206] Glowacki, Z.; Barbacki, A.: Influence of matrix on chromium contents in cementite. Technical Note. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 240(1972), S. 724
- [207] García-Junceda, A.; Capdevila, C.; Caballero, F.G.; García de Andrés, C.: Dependence of martensite start temperature on fine austenite grain size. *Scripta Materialia*. 58(2008), S. 134-137
- [208] Beswick, J.: Effect of Prior Cold Work on the Martensite Transformation in SAE 52100. *Metallurgical Transactions A*. 15(1984), S. 299-306
- [209] Dalgic, M.; Löwisch, G.: Einfluss einer aufgeprägten Spannung auf die isotherme, perlitische und bainitische Umwandlung des Wälzlagerstahles 100Cr6. *HTM Härtereitechnische Mitteilungen*. 59(2004)1, S. 28-34
- [210] Wolff, M.; Böhm, M.; Dalgic, M.; Hüßler, I.: Evaluation of Models for TRIP and stress-dependent transformation behavior for the martensitic transformation of the steel 100Cr6. *Computational Materials Science*. 43(2008), S. 108-114

- [211] Lutz, S.; Weninger, J.; Helldörfer, B.; Merklein, M.: Evaluierung von Modellen zur Beschreibung der Umwandlungsplastizität durch experimentelle Untersuchungen an einem Wälzlagerstahl. In: Merklein, M. (Hrsg.): 9. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2014, S. 77-88
- [212] Shipway, P.H.; Bhadeshia, H.K.D.H.: The effect of small stresses on the kinetics of the bainite transformation. *Materials Science and Engineering A*. 201(1995), S. 143-149
- [213] Ahrens, U.: Beanspruchungsabhängiges Umwandlungsverhalten und Umwandlungsplastizität niedrig legierter Stähle mit unterschiedlich hohen Kohlenstoffgehalten. Dissertation, Universität Paderborn, 2003. urn:nbn:de:hbz:466-2003010118
- [214] Denis, S.; Gautier, E.; Sjöström, S.; Simon, A.: Influence of Stresses on the Kinetics of Pearlite Transformation during Continuous Cooling. *Acta Metallurgica*. 35(1987)7, S. 1621-1632
- [215] Desalos, Y.: Comportement dilatométrique et mécanique de l'austénite métastable d'un acier A533. IRSID. Rapport technique N°95349401(1981)
- [216] Hase, K.; Garcia-Mateo, C.; Bhadeshia, H.K.D.H.: Bainite formation influenced by large stress. *Materials Science and Technology*. 20(2004), S. 1499-1505
- [217] Holzweissig, M. J.; Uslu, M. C.; Lambers, H.-G.; Canadinc, D.; Maier, H. J.: A Comparative Analysis of Austenite-to-Martensite and Austenite-to-Bainite Phase Transformation Kinetics in Steels. *Materials Research Letters*. 1(2013)3, S. 141-147
DOI: 10.1080/21663831.2013.798748
- [218] Yu, H.J.: Berechnung von Abkühlungs-, Umwandlungs-, Schweiß-, sowie Verformungseigenstressen mit Hilfe der Methode der finiten Elemente. Dissertation, Universität Karlsruhe, 1977
- [219] Persson, E.: Austenite grain growth in bearing steels. Degree project report. Royal Institute of Technology, KTH, 2013
- [220] Lee, J.L.; Bhadeshia, H.K.D.H.: A methodology for the prediction of time-temperature-transformation diagrams. *Materials Science and Engineering*. 171(1993)A, S. 223-230

- [221] Capdevila, C.; Caballero, F. G.; García de Andrés, C.: Analysis of effect of alloying elements on martensite start temperature of steels. *Materials Science and Technology*. 19(2003), S. 1-6
- [222] Cahn, J. W.: The kinetics of grain boundary nucleated reactions. *Acta Metallurgica*. 4(1956)5, S. 449-459
- [223] Izumiyama, M.; Tsuchiya, M.; Imai, Y.: Effects of Alloying Element on Supercooled A₃ Transformation. *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*. 34(1970)3, S. 291-295
- [224] Lee, J.L.; Bhadeshia, H.K.D.H.: A methodology for the prediction of time-temperature-transformation diagrams. *Materials Science and Engineering*. 171(1993)A, S. 223-230
- [225] Groteke, D. E.: Improving your spectrometric analysis of aluminum. *Modern Casting*. 84(1994)9, S. 36-38
- [226] Bambach, M.: Process and Materials Modeling in Metal Forming. Habilitationsschrift, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen. In: Hirt, G.; Raabe, D.; Kopp, R. (Hrsg.): Umformtechnische Schriften, Bd. 181. Shaker, 2014

Verzeichnis promotionsbezogener, eigener Publikationen

- [P1] Lutz, S.; Weninger, J.; Helldörfer, B.; Merklein, M.: Numerische Untersuchungen der Temperatur- und Phasenentwicklung in (Umform-) Dilatometerproben. In: Hildebrand, J.; Loose, T.; Sakkietibutra, J.; Brand, M. (Hrsg.): Simulationsforum 2013 - Schweißen und Wärmebehandlung, docupoint GmbH, Barleben, 2013, S. 35-4
- [P2] Lutz, S.; Weninger, J.; Helldörfer, B.; Merklein, M.: Evaluierung von Modellen zur Beschreibung der Umwandlungsplastizität durch experimentelle Untersuchungen an einem Wälzlagerstahl. In: Merklein, M. (Hrsg.): 9. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, 2014, S. 77-88
- [P3] Lutz, S.; Weninger, J.; Helldörfer, B.; Merklein, M.: Untersuchung des Einflusses von Chargenschwankungen auf das Umwandlungsverhalten übereutektoider Stähle. In: W. Grellmann, H. Frenz (Hrsg.): Tagungsband Werkstoffprüfung, DVM e.V., 2014, S. 169-174
- [P4] Lutz, S.; Weninger, J.; Helldörfer, B.; Merklein, M.: Numerical investigation of temperature and phase development of (deformation-) dilatometer specimens. In: Larkiola, J. (Hrsg.): Material Forming - ESAFORM 2014, 2014, S. 1539-1544
- [P5] Hagenah, H.; Merklein, M.; Lechner, M.; Schaub, A.; Lutz, S.: Determination of the mechanical properties of hot stamped parts from numerical simulations. *Procedia CIRP* 33(2015), S. 167-172

Verzeichnis promotionsbezogener, studentischer Arbeiten¹

- [S₁] Dickert, F.; Lutz, S.; Merklein, M.: Experimentelle Untersuchungen zum Umwandlungsverhalten von Stählen. Projektarbeit. Erlangen, 2013
- [S₂] Zeidler, I.; Lutz, S.; Merklein, M.: Experimentelle Untersuchungen zur Umwandlungsplastizität bei der Wärmebehandlung des Wälzlagerstahles 10Cr6. Projektarbeit. Erlangen, 2014
- [S₃] Linhose, N.; Lutz, S.; Merklein, M.: Experimentelle Untersuchungen zum Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf das Umwandlungsverhalten von Stählen. Projektarbeit. Erlangen, 2014
- [S₄] Hümmer, M.; Lutz, S.; Merklein, M.: Untersuchung der Karbidauflösung bei der Austenitisierung von Wälzlagerstählen. Projektarbeit. Erlangen, 2015

¹ Der Autor an zweiter (und ggf. dritter) Stelle bezeichnet den bzw. die Betreuer der studentischen Arbeit und an letztgenannter Stelle den/die Lehrstuhlinhaber/in.

Reihenübersicht

Koordination der Reihe (Stand 2019):
Geschäftsstelle Maschinenbau, Dr.-Ing. Oliver Kreis, www.mb.fau.de/diss/

Im Rahmen der Reihe sind bisher die nachfolgenden Bände erschienen.

Band 1 – 52
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Carl Hanser Verlag, München

Band 53 – 307
Fertigungstechnik – Erlangen
ISSN 1431-6226
Meisenbach Verlag, Bamberg

ab Band 308
FAU Studien aus dem Maschinenbau
ISSN 2625-9974
FAU University Press, Erlangen

Die Zugehörigkeit zu den jeweiligen Lehrstühlen ist wie folgt gekennzeichnet:

Lehrstühle:

FAPS	Lehrstuhl für Fertigungsautomatisierung und Produktionssystematik
KTmfk	Lehrstuhl für Konstruktionstechnik
LFT	Lehrstuhl für Fertigungstechnologie
LPT	Lehrstuhl für Photonische Technologien

Band 1: Andreas Hemberger
Innovationspotentiale in der
rechnerintegrierten Produktion durch
wissensbasierte Systeme
FAPS, 208 Seiten, 107 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15234-2.

Band 2: Detlef Classe
Beitrag zur Steigerung der Flexibilität
automatisierter Montagesysteme
durch Sensorintegration und erweiterte
Steuerungskonzepte
FAPS, 194 Seiten, 70 Bilder. 1988.
ISBN 3-446-15529-5.

Band 3: Friedrich-Wilhelm Nolting
Projektierung von Montagesystemen
FAPS, 201 Seiten, 107 Bilder, 1 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15541-4.

Band 4: Karsten Schlüter
Nutzungsgradsteigerung von
Montagesystemen durch den Einsatz
der Simulationstechnik
FAPS, 177 Seiten, 97 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15542-2.

Band 5: Shir-Kuan Lin
Aufbau von Modellen zur Lageregelung
von Industrierobotern
FAPS, 168 Seiten, 46 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15546-5.

Band 6: Rudolf Nuss
Untersuchungen zur Bearbeitungsquali-
tät im Fertigungssystem Laserstrahl-
schneiden
LFT, 206 Seiten, 115 Bilder, 6 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15783-2.

Band 7: Wolfgang Scholz
Modell zur datenbankgestützten Planung
automatisierter Montageanlagen
FAPS, 194 Seiten, 89 Bilder. 1989.
ISBN 3-446-15825-1.

Band 8: Hans-Jürgen Wißmeier
Beitrag zur Beurteilung des Bruchverhal-
tens von Hartmetall-Fließpreßmatrizen
LFT, 179 Seiten, 99 Bilder, 9 Tab. 1989.
ISBN 3-446-15921-5.

Band 9: Rainer Eisele
Konzeption und Wirtschaftlichkeit von
Planungssystemen in der Produktion
FAPS, 183 Seiten, 86 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16107-4.

Band 10: Rolf Pfeiffer
Technologisch orientierte
Montageplanung am Beispiel der
Schraubtechnik
FAPS, 216 Seiten, 102 Bilder, 16 Tab. 1990.
ISBN 3-446-16161-9.

Band 11: Herbert Fischer
Verteilte Planungssysteme zur
Flexibilitätssteigerung der
rechnerintegrierten Teilefertigung
FAPS, 201 Seiten, 82 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16105-8.

Band 12: Gerhard Kleineidam
CAD/CAP: Rechnergestützte Montage-
feinplanung
FAPS, 203 Seiten, 107 Bilder. 1990.
ISBN 3-446-16112-0.

Band 13: Frank Vollertsen
Pulvermetallurgische Verarbeitung eines
übereutektoiden verschleißfesten Stahls
LFT, XIII u. 217 Seiten, 67 Bilder, 34 Tab.
1990. ISBN 3-446-16133-3.

Band 14: Stephan Biermann
Untersuchungen zur Anlagen- und
Prozeßdiagnostik für das Schneiden
mit CO₂-Hochleistungslasern
LFT, VIII u. 170 Seiten, 93 Bilder, 4 Tab.
1991. ISBN 3-446-16269-0.

Band 15: Uwe Geißler
Material- und Datenfluß in einer flexiblen
Blechbearbeitungszelle
LFT, 124 Seiten, 41 Bilder, 7 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16358-1.

Band 16: Frank Oswald Hake
Entwicklung eines rechnergestützten
Diagnosesystems für automatisierte
Montagezellen
FAPS, XIV u. 166 Seiten, 77 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16428-6.

Band 17: Herbert Reichel
Optimierung der Werkzeugbereitstellung
durch rechnergestützte
Arbeitsfolgenbestimmung
FAPS, 198 Seiten, 73 Bilder, 2 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16453-7.

Band 18: Josef Scheller
Modellierung und Einsatz von
Softwaresystemen für rechnergeführte
Montagezellen
FAPS, 198 Seiten, 65 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16454-5.

Band 19: Arnold vom Ende
Untersuchungen zum Biegeumforme mit
elastischer Matrize
LFT, 166 Seiten, 55 Bilder, 13 Tab. 1991.
ISBN 3-446-16493-6.

Band 20: Joachim Schmid
Beitrag zum automatisierten Bearbeiten
von Keramikguß mit Industrierobotern
FAPS, XIV u. 176 Seiten, 111 Bilder, 6 Tab.
1991. ISBN 3-446-16560-6.

Band 21: Egon Sommer
Multiprozessorsteuerung für
kooperierende Industrieroboter in
Montagezellen
FAPS, 188 Seiten, 102 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-17062-6.

Band 22: Georg Geyer
Entwicklung problemspezifischer
Verfahrensketten in der Montage
FAPS, 192 Seiten, 112 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16552-5.

Band 23: Rainer Flohr
Beitrag zur optimalen
Verbindungstechnik in der
Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 186 Seiten, 79 Bilder. 1991.
ISBN 3-446-16568-1.

Band 24: Alfons Rief
Untersuchungen zur Verfahrensfolge
Laserstrahlschneiden und -schweißen
in der Rohkarosseriefertigung
LFT, VI u. 145 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab.
1991. ISBN 3-446-16593-2.

Band 25: Christoph Thim
Rechnerunterstützte Optimierung
von Materialflußstrukturen in der
Elektronikmontage durch Simulation
FAPS, 188 Seiten, 74 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17118-5.

Band 26: Roland Müller
CO₂-Laserstrahlschneiden von
kurzglasverstärkten Verbundwerkstoffen
LFT, 141 Seiten, 107 Bilder, 4 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17104-5.

Band 27: Günther Schäfer
Integrierte Informationsverarbeitung
bei der Montageplanung
FAPS, 195 Seiten, 76 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17117-7.

Band 28: Martin Hoffmann
Entwicklung einer
CAD/CAM-Prozesskette für die
Herstellung von Blechbiegeteilen
LFT, 149 Seiten, 89 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17154-1.

Band 29: Peter Hoffmann
Verfahrensfolge Laserstrahlschneiden
und -schweißen: Prozeßführung und
Systemtechnik in der 3D-Laserstrahlbear-
beitung von Blechformteilen
LFT, 186 Seiten, 92 Bilder, 10 Tab. 1992.
ISBN 3-446-17153-3.

Band 30: Olaf Schrödel
Flexible Werkstattsteuerung mit
objektorientierten Softwarestrukturen
FAPS, 180 Seiten, 84 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17242-4.

Band 31: Hubert Reinisch
Planungs- und Steuerungswerkzeuge
zur impliziten Geräteprogrammierung
in Roboterzellen
FAPS, XI u. 212 Seiten, 112 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17380-3.

Band 32: Brigitte Bärnreuther
Ein Beitrag zur Bewertung des Kommuni-
kationsverhaltens von Automatisierungs-
geräten in flexiblen Produktionszellen
FAPS, XI u. 179 Seiten, 71 Bilder. 1992.
ISBN 3-446-17451-6.

Band 33: Joachim Hutfless
Laserstrahlregelung und Optikdiagnostik
in der Strahlführung einer
CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 175 Seiten, 70 Bilder, 17 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17532-6.

Band 34: Uwe Günzel
Entwicklung und Einsatz eines Simula-
tionsverfahrens für operative und
strategische Probleme der
Produktionsplanung und -steuerung
FAPS, XIV u. 170 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab.
1993. ISBN 3-446-17604-7.

Band 35: Bertram Ehmann
Operatives Fertigungscontrolling durch
Optimierung auftragsbezogener Bearbei-
tungsabläufe in der Elektronikfertigung
FAPS, XV u. 167 Seiten, 114 Bilder. 1993.
ISBN 3-446-17658-6.

Band 36: Harald Kolléra
Entwicklung eines benutzerorientierten
Werkstattprogrammiersystems für das
Laserstrahlschneiden
LFT, 129 Seiten, 66 Bilder, 1 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17719-1.

Band 37: Stephanie Abels
Modellierung und Optimierung von
Montageanlagen in einem integrierten
Simulationssystem
FAPS, 188 Seiten, 88 Bilder. 1993.
ISBN 3-446-17731-0.

Band 38: Robert Schmidt-Hebbel
Laserstrahlbohren durchflußbestimmen-
der Durchgangslöcher
LFT, 145 Seiten, 63 Bilder, 11 Tab. 1993.
ISBN 3-446-17778-7.

Band 39: Norbert Lutz
Oberflächenfeinbearbeitung
keramischer Werkstoffe mit
XeCl-Excimerlaserstrahlung
LFT, 187 Seiten, 98 Bilder, 29 Tab. 1994.
ISBN 3-446-17970-4.

Band 40: Konrad Grampp
Rechnerunterstützung bei Test und
Schulung an Steuerungssoftware von
SMD-Bestücklinien
FAPS, 178 Seiten, 88 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18173-3.

Band 41: Martin Koch
Wissensbasierte Unterstützung der
Angebotsbearbeitung in der
Investitionsgüterindustrie
FAPS, 169 Seiten, 68 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18174-1.

Band 42: Armin Gropp
Anlagen- und Prozeßdiagnostik beim
Schneiden mit einem gepulsten
Nd:YAG-Laser
LFT, 160 Seiten, 88 Bilder, 7 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18241-1.

Band 43: Werner Heckel
Optische 3D-Konturerfassung und
on-line Biegewinkelmessung mit
dem Lichtschnittverfahren
LFT, 149 Seiten, 43 Bilder, 11 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18243-8.

Band 44: Armin Rothhaupt
Modulares Planungssystem zur
Optimierung der Elektronikfertigung
FAPS, 180 Seiten, 101 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18307-8.

Band 45: Bernd Zöllner
Adaptive Diagnose in der
Elektronikproduktion
FAPS, 195 Seiten, 74 Bilder, 3 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18308-6.

Band 46: Bodo Vormann
Beitrag zur automatisierten
Handhabungsplanung komplexer
Blechbiegeteile
LFT, 126 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18345-0.

Band 47: Peter Schnepf
Zielkostenorientierte Montageplanung
FAPS, 144 Seiten, 75 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18397-3.

Band 48: Rainer Klotzbücher
Konzept zur rechnerintegrierten
Materialversorgung in flexiblen
Fertigungssystemen
FAPS, 156 Seiten, 62 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18412-0.

Band 49: Wolfgang Greska
Wissensbasierte Analyse und
Klassifizierung von Blechteilen
LFT, 144 Seiten, 96 Bilder. 1995.
ISBN 3-446-18462-7.

Band 50: Jörg Franke
Integrierte Entwicklung neuer
Produkt- und Produktionstechnologien
für räumliche spritzgegossene
Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 196 Seiten, 86 Bilder, 4 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18448-1.

Band 51: Franz-Josef Zeller
Sensorplanung und schnelle
Sensorregelung für Industrieroboter
FAPS, 190 Seiten, 102 Bilder, 9 Tab. 1995.
ISBN 3-446-18601-8.

Band 52: Michael Solvie
Zeitbehandlung und
Multimedia-Unterstützung in
Feldkommunikationssystemen
FAPS, 200 Seiten, 87 Bilder, 35 Tab. 1996.
ISBN 3-446-18607-7.

Band 53: Robert Hopperdietzel
Reengineering in der Elektro- und
Elektronikindustrie
FAPS, 180 Seiten, 109 Bilder, 1 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-070-2.

Band 54: Thomas Rebhahn
Beitrag zur Mikromaterialbearbeitung
mit Excimerlasern - Systemkomponenten
und Verfahrensoptimierungen
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 10 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-075-3.

Band 55: Henning Hanebuth
Laserstrahlhartlöten mit
Zweistrahlschweißtechnik
LFT, 157 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-074-5.

Band 56: Uwe Schönherr
Steuerung und Sensordatenintegration
für flexible Fertigungszellen mit
kooperierenden Robotern
FAPS, 188 Seiten, 116 Bilder, 3 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-076-1.

Band 57: Stefan Holzer
Berührungslose Formgebung mit
Laserstrahlung
LFT, 162 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 1996.
ISBN 3-87525-079-6.

Band 58: Markus Schultz
Fertigungsqualität beim
3D-Laserstrahlschweißen von
Blechformteilen
LFT, 165 Seiten, 88 Bilder, 9 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-080-X.

Band 59: Thomas Krebs
Integration elektromechanischer
CA-Anwendungen über einem
STEP-Produktmodell
FAPS, 198 Seiten, 58 Bilder, 8 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-081-8.

Band 60: Jürgen Sturm
Prozeßintegrierte Qualitätssicherung
in der Elektronikproduktion
FAPS, 167 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-082-6.

Band 61: Andreas Brand
Prozesse und Systeme zur Bestückung
räumlicher elektronischer Baugruppen
(3D-MID)
FAPS, 182 Seiten, 100 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-087-7.

Band 62: Michael Kauf
Regelung der Laserstrahlleistung und
der Fokusparameter einer
CO₂-Hochleistungslaseranlage
LFT, 140 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-083-4.

Band 63: Peter Steinwasser
Modulares Informationsmanagement
in der integrierten Produkt- und
Prozeßplanung
FAPS, 190 Seiten, 87 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-084-2.

Band 64: Georg Liedl
Integriertes Automatisierungskonzept
für den flexiblen Materialfluß in der
Elektronikproduktion
FAPS, 196 Seiten, 96 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-086-9.

Band 65: Andreas Otto
Transiente Prozesse beim
Laserstrahlschweißen
LFT, 132 Seiten, 62 Bilder, 1 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-089-3.

Band 66: Wolfgang Blöchl
Erweiterte Informationsbereitstellung
an offenen CNC-Steuerungen zur
Prozeß- und Programoptimierung
FAPS, 168 Seiten, 96 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-091-5.

Band 67: Klaus-Uwe Wolf
Verbesserte Prozeßführung und
Prozeßplanung zur Leistungs- und
Qualitätssteigerung beim
Spulenwickeln
FAPS, 186 Seiten, 125 Bilder. 1997.
ISBN 3-87525-092-3.

Band 68: Frank Backes
Technologieorientierte Bahnplanung
für die 3D-Laserstrahlbearbeitung
LFT, 138 Seiten, 71 Bilder, 2 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-093-1.

Band 69: Jürgen Kraus
Laserstrahlumformen von Profilen
LFT, 137 Seiten, 72 Bilder, 8 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-094-X.

Band 70: Norbert Neubauer
Adaptive Strahlführungen für
CO₂-Laseranlagen
LFT, 120 Seiten, 50 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-095-8.

Band 71: Michael Steber
Prozeßoptimierter Betrieb flexibler
Schraubstationen in der
automatisierten Montage
FAPS, 168 Seiten, 78 Bilder, 3 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-096-6.

Band 72: Markus Pfestorf
Funktionale 3D-Oberflächenkenngrößen
in der Umformtechnik
LFT, 162 Seiten, 84 Bilder, 15 Tab. 1997.
ISBN 3-87525-097-4.

Band 73: Volker Franke
Integrierte Planung und Konstruktion
von Werkzeugen für die Biegebearbeitung
LFT, 143 Seiten, 81 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-098-2.

Band 74: Herbert Scheller
Automatisierte Demontagesysteme
und recyclinggerechte Produktgestaltung
elektronischer Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 104 Bilder, 17 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-099-0.

Band 75: Arthur Meißner
Kaltmassivumformung metallischer
Kleinstteile - Werkstoffverhalten,
Wirkflächenreibung, Prozeßauslegung
LFT, 164 Seiten, 92 Bilder, 14 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-100-8.

Band 76: Mathias Glasmacher
Prozeß- und Systemtechnik zum
Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 184 Seiten, 104 Bilder, 12 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-101-6.

Band 77: Michael Schwind
Zerstörungsfreie Ermittlung mechani-
scher Eigenschaften von Feinblechen mit
dem Wirbelstromverfahren
LFT, 124 Seiten, 68 Bilder, 8 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-102-4.

Band 78: Manfred Gerhard
Qualitätssteigerung in der
Elektronikproduktion durch
Optimierung der Prozeßführung
beim Löten komplexer Baugruppen
FAPS, 179 Seiten, 113 Bilder, 7 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-103-2.

Band 79: Elke Rauh
Methodische Einbindung der Simulation
in die betrieblichen Planungs- und
Entscheidungsabläufe
FAPS, 192 Seiten, 114 Bilder, 4 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-104-0.

Band 80: Sorin Niederkorn
Meßeinrichtung zur Untersuchung
der Wirkflächenreibung bei umformtech-
nischen Prozessen
LFT, 99 Seiten, 46 Bilder, 6 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-105-9.

Band 81: Stefan Schubert
Regelung der Fokuslage beim Schweißen
mit CO₂-Hochleistungslasern unter
Einsatz von adaptiven Optiken
LFT, 140 Seiten, 64 Bilder, 3 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-106-7.

Band 82: Armando Walter Colombo
Development and Implementation of
Hierarchical Control Structures of
Flexible Production Systems Using High
Level Petri Nets
FAPS, 216 Seiten, 86 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-109-1.

Band 83: Otto Meedt
Effizienzsteigerung bei Demontage
und Recycling durch flexible
Demontagetechologien und optimierte
Produktgestaltung
FAPS, 186 Seiten, 103 Bilder. 1998.
ISBN 3-87525-108-3.

Band 84: Knuth Götz
Modelle und effiziente Modellbildung
zur Qualitätssicherung in der
Elektronikproduktion
FAPS, 212 Seiten, 129 Bilder, 24 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-112-1.

Band 85: Ralf Luchs
Einsatzmöglichkeiten leitender Klebstoffe zur zuverlässigen Kontaktierung elektronischer Bauelemente in der SMT FAPS, 176 Seiten, 126 Bilder, 30 Tab. 1998.
ISBN 3-87525-113-7.

Band 86: Frank Pöhlau
Entscheidungsgrundlagen zur Einführung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3-D MID) FAPS, 144 Seiten, 99 Bilder. 1999.
ISBN 3-87525-114-8.

Band 87: Roland T. A. Kals
Fundamentals on the miniaturization of sheet metal working processes LFT, 128 Seiten, 58 Bilder, 11 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-115-6.

Band 88: Gerhard Luhn
Implizites Wissen und technisches Handeln am Beispiel der Elektronikproduktion FAPS, 252 Seiten, 61 Bilder, 1 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-116-4.

Band 89: Axel Sprenger
Adaptives Streckbiegen von Aluminium-Strangpreßprofilen LFT, 114 Seiten, 63 Bilder, 4 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-117-2.

Band 90: Hans-Jörg Pucher
Untersuchungen zur Prozeßfolge Umformen, Bestücken und Laserstrahllöten von Mikrokontakten LFT, 158 Seiten, 69 Bilder, 9 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-119-9.

Band 91: Horst Arnet
Profilbiegen mit kinematischer Gestalterzeugung LFT, 128 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-120-2.

Band 92: Doris Schubart
Prozeßmodellierung und Technologieentwicklung beim Abtragen mit CO₂-Laserstrahlung LFT, 133 Seiten, 57 Bilder, 13 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-122-9.

Band 93: Adrianus L. P. Coremans
Laserstrahlsintern von Metallpulver - Prozeßmodellierung, Systemtechnik, Eigenschaften laserstrahlgesinterter Metallkörper LFT, 184 Seiten, 108 Bilder, 12 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-124-5.

Band 94: Hans-Martin Biehler
Optimierungskonzepte für Qualitätsdatenverarbeitung und Informationsbereitstellung in der Elektronikfertigung FAPS, 194 Seiten, 105 Bilder. 1999.
ISBN 3-87525-126-1.

Band 95: Wolfgang Becker
Oberflächenausbildung und tribologische Eigenschaften excimerlaserstrahlbearbeiteter Hochleistungskeramiken LFT, 175 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-127-X.

Band 96: Philipp Hein
Innenhochdruck-Umformen von Blechpaaren: Modellierung, Prozeßauslegung und Prozeßführung LFT, 129 Seiten, 57 Bilder, 7 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-128-8.

Band 97: Gunter Beitinger
Herstellungs- und Prüfverfahren für
thermoplastische Schaltungsträger
FAPS, 169 Seiten, 92 Bilder, 20 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-129-6.

Band 98: Jürgen Knoblach
Beitrag zur rechnerunterstützten
verursachungsgerechten
Angebotskalkulation von Blechteilen
mit Hilfe wissensbasierter Methoden
LFT, 155 Seiten, 53 Bilder, 26 Tab. 1999.
ISBN 3-87525-130-X.

Band 99: Frank Breitenbach
Bildverarbeitungssystem zur Erfassung
der Anschlußgeometrie elektronischer
SMT-Bauelemente
LFT, 147 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-131-8.

Band 100: Bernd Falk
Simulationsbasierte
Lebensdauervorhersage für Werkzeuge
der Kaltmassivumformung
LFT, 134 Seiten, 44 Bilder, 15 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-136-9.

Band 101: Wolfgang Schlögl
Integriertes Simulationsdaten-Management für Maschinenentwicklung und
Anlagenplanung
FAPS, 169 Seiten, 101 Bilder, 20 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-137-7.

Band 102: Christian Hinsel
Ermüdungsbruchversagen
hartstoffbeschichteter Werkzeugstähle
in der Kaltmassivumformung
LFT, 130 Seiten, 80 Bilder, 14 Tab. 2000.
ISBN 3-87525-138-5.

Band 103: Stefan Bobbert
Simulationsgestützte Prozessauslegung
für das Innenhochdruck-Umformen
von Blechpaaren
LFT, 123 Seiten, 77 Bilder. 2000.
ISBN 3-87525-145-8.

Band 104: Harald Rottbauer
Modulares Planungswerkzeug zum
Produktionsmanagement in der
Elektronikproduktion
FAPS, 166 Seiten, 106 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-139-3.
Band 111: Jürgen Göhringer
Integrierte Telediagnose via Internet
zum effizienten Service von
Produktionssystemen
FAPS, 178 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-147-4.

Band 105: Thomas Hennige
Flexible Formgebung von Blechen
durch Laserstrahlumformen
LFT, 119 Seiten, 50 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-140-7.

Band 106: Thomas Menzel
Wissensbasierte Methoden für die
rechnergestützte Charakterisierung
und Bewertung innovativer
Fertigungsprozesse
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder. 2001.
ISBN 3-87525-142-3.

Band 107: Thomas Stöckel
Kommunikationstechnische Integration
der Prozeßebe in Produktionssysteme
durch Middleware-Frameworks
FAPS, 147 Seiten, 65 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-143-1.

Band 108: Frank Pitter
Verfügbarkeitssteigerung von
Werkzeugmaschinen durch Einsatz
mechatronischer Sensorlösungen
FAPS, 158 Seiten, 131 Bilder, 8 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-144-X.

Band 109: Markus Korneli
Integration lokaler CAP-Systeme in
einen globalen Fertigungsdatenverbund
FAPS, 121 Seiten, 53 Bilder, 11 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-146-6.

Band 110: Burkhard Müller
Laserstrahljustieren mit Excimer-Lasern -
Prozeßparameter und Modelle zur
Aktorkonstruktion
LFT, 128 Seiten, 36 Bilder, 9 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-159-8.

Band 111: Jürgen Göhringer
Integrierte Telediagnose via Internet
zum effizienten Service von
Produktionssystemen
FAPS, 178 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-147-4.

Band 112: Robert Feuerstein
Qualitäts- und kosteneffiziente Integra-
tion neuer Bauelementetechnologien in
die Flachbaugruppenfertigung
FAPS, 161 Seiten, 99 Bilder, 10 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-151-2.

Band 113: Marcus Reichenberger
Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten
alternativer Elektroniklote in der
Oberflächenmontage (SMT)
FAPS, 165 Seiten, 97 Bilder, 18 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-152-0.

Band 114: Alexander Huber
Justieren vormontierter Systeme mit dem
Nd:YAG-Laser unter Einsatz von Aktoren
LFT, 122 Seiten, 58 Bilder, 5 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-153-9.

Band 115: Sami Krimi
Analyse und Optimierung von Montage-
systemen in der Elektronikproduktion
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 3 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-157-1.

Band 116: Marion Merklein
Laserstrahlumformen von
Aluminiumwerkstoffen - Beeinflussung
der Mikrostruktur und
der mechanischen Eigenschaften
LFT, 122 Seiten, 65 Bilder, 15 Tab. 2001.
ISBN 3-87525-156-3.

Band 117: Thomas Collisi
Ein informationslogistisches
Architekturkonzept zur Akquisition
simulationsrelevanter Daten
FAPS, 181 Seiten, 105 Bilder, 7 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-164-4.

Band 118: Markus Koch
Rationalisierung und ergonomische
Optimierung im Innenausbau durch
den Einsatz moderner
Automatisierungstechnik
FAPS, 176 Seiten, 98 Bilder, 9 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-165-2.

Band 119: Michael Schmidt
Prozeßregelung für das Laserstrahl-
Punktschweißen in der Elektronikpro-
duktion
LFT, 152 Seiten, 71 Bilder, 3 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-166-0.

Band 120: Nicolas Tiesler
Grundlegende Untersuchungen zum
Fließpressen metallischer Kleinstteile
LFT, 126 Seiten, 78 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-175-X.

Band 121: Lars Pursche
Methoden zur technologieorientierten
Programmierung für
die 3D-Lasermikrobearbeitung
LFT, 111 Seiten, 39 Bilder, 0 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-183-0.

Band 122: Jan-Oliver Brassel
Prozeßkontrolle beim
Laserstrahl-Mikroschweißen
LFT, 148 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-181-4.

Band 123: Mark Geisel
Prozeßkontrolle und -steuerung beim
Laserstrahlschweißen mit den Methoden
der nichtlinearen Dynamik
LFT, 135 Seiten, 46 Bilder, 2 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-180-6.

Band 124: Gerd Eßer
Laserstrahlunterstützte Erzeugung
metallischer Leiterstrukturen auf
Thermoplastsubstraten für die
MID-Technik
LFT, 148 Seiten, 60 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-171-7.

Band 125: Marc Fleckenstein
Qualität laserstrahl-gefügter
Mikroverbindungen elektronischer
Kontakte
LFT, 159 Seiten, 77 Bilder, 7 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-170-9.

Band 126: Stefan Kaufmann
Grundlegende Untersuchungen zum
Nd:YAG- Laserstrahlfügen von Silizium
für Komponenten der Optoelektronik
LFT, 159 Seiten, 100 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-172-5.

Band 127: Thomas Fröhlich
Simultanes Löten von Anschlußkontak-
ten elektronischer Bauelemente mit
Diodenlaserstrahlung
LFT, 143 Seiten, 75 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-186-5.

Band 128: Achim Hofmann
Erweiterung der Formgebungsgrenzen
beim Umformen von
Aluminiumwerkstoffen durch den Ein-
satz prozessangepasster Platinen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 4 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-182-2.

Band 129: Ingo Kriebitzsch
3 - D MID Technologie in der
Automobilelektronik
FAPS, 129 Seiten, 102 Bilder, 10 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-169-5.

Band 130: Thomas Pohl
Fertigungsqualität und Umformbarkeit
laserstrahlgeschweißter Formplatinen
aus Aluminiumlegierungen
LFT, 133 Seiten, 93 Bilder, 12 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-173-3.

Band 131: Matthias Wenk
Entwicklung eines konfigurierbaren
Steuerungssystems für die flexible
Sensorführung von Industrierobotern
FAPS, 167 Seiten, 85 Bilder, 1 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-174-1.

Band 132: Matthias Negendanck
Neue Sensorik und Aktorik für
Bearbeitungsköpfe zum
Laserstrahlschweißen
LFT, 116 Seiten, 60 Bilder, 14 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-184-9.

Band 133: Oliver Kreis
Integrierte Fertigung - Verfahrensin-
tegration durch Innenhochdruck-Umfor-
men, Trennen und Laserstrahlschweißen
in einem Werkzeug sowie ihre tele- und
multimediale Präsentation
LFT, 167 Seiten, 90 Bilder, 43 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-176-8.

Band 134: Stefan Trautner
Technische Umsetzung produktbezoge-
ner Instrumente der Umweltpolitik bei
Elektro- und Elektronikgeräten
FAPS, 179 Seiten, 92 Bilder, 11 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-177-6.

Band 135: Roland Meier
Strategien für einen produktorientierten
Einsatz räumlicher spritzgegossener
Schaltungsträger (3-D MID)
FAPS, 155 Seiten, 88 Bilder, 14 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-178-4.

Band 136: Jürgen Wunderlich
Kostensimulation - Simulationsbasierte
Wirtschaftlichkeitsregelung komplexer
Produktionssysteme
FAPS, 202 Seiten, 119 Bilder, 17 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-179-2.

Band 137: Stefan Novotny
Innenhochdruck-Umformen von Blechen
aus Aluminium- und Magnesiumlegie-
rungen bei erhöhter Temperatur
LFT, 132 Seiten, 82 Bilder, 6 Tab. 2002.
ISBN 3-87525-185-7.

Band 138: Andreas Licha
Flexible Montageautomatisierung zur
Komplettmontage flächenhafter Produkt-
strukturen durch kooperierende
Industrieroboter
FAPS, 158 Seiten, 87 Bilder, 8 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-189-X.

Band 139: Michael Eisenbarth
Beitrag zur Optimierung der Aufbau- und
Verbindungstechnik für mechatronische
Baugruppen
FAPS, 207 Seiten, 141 Bilder, 9 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-190-3.

Band 140: Frank Christoph
Durchgängige simulationsgestützte
Planung von Fertigungseinrichtungen der
Elektronikproduktion
FAPS, 187 Seiten, 107 Bilder, 9 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-191-1.

Band 141: Hinnerk Hagenah
Simulationsbasierte Bestimmung der
zu erwartenden Maßhaltigkeit für das
Blechbiegen
LFT, 131 Seiten, 36 Bilder, 26 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-192-X.

Band 142: Ralf Eckstein
Scherschneiden und Biegen metallischer
Kleinstteile - Materialeinfluss und
Materialverhalten
LFT, 148 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-193-8.

Band 143: Frank H. Meyer-Pittroff
Excimerlaserstrahlbiegen dünner
metallischer Folien mit homogener
Lichtlinie
LFT, 138 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2003.
ISBN 3-87525-196-2.

Band 144: Andreas Kach
Rechnergestützte Anpassung von
Laserstrahlschneidbahnen
an Bauteilabweichungen
LFT, 139 Seiten, 69 Bilder, 11 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-197-0.

Band 145: Stefan Hierl
System- und Prozesstechnik für das
simultane Löten mit Diodenlaserstrah-
lung von elektronischen Bauelementen
LFT, 124 Seiten, 66 Bilder, 4 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-198-9.

Band 146: Thomas Neudecker
Tribologische Eigenschaften keramischer
Blechumformwerkzeuge- Einfluss einer
Oberflächenendbearbeitung mittels
Excimerlaserstrahlung
LFT, 166 Seiten, 75 Bilder, 26 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-200-4.

Band 147: Ulrich Wenger
Prozessoptimierung in der Wickeltechnik
durch innovative maschinenbauliche und
regelungstechnische Ansätze
FAPS, 132 Seiten, 88 Bilder, 0 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-203-9.

Band 148: Stefan Slama
Effizienzsteigerung in der Montage durch
marktorientierte Montagestrukturen und
erweiterte Mitarbeiterkompetenz
FAPS, 188 Seiten, 125 Bilder, 0 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-204-7.

Band 149: Thomas Wurm
Laserstrahljustieren mittels Aktoren-Ent-
wicklung von Konzepten und Methoden
für die rechnerunterstützte Modellierung
und Optimierung von komplexen
Aktorsystemen in der Mikrotechnik
LFT, 122 Seiten, 51 Bilder, 9 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-206-3.

Band 150: Martino Celeghini
Wirkmedienbasierte Blechumformung:
Grundlagenuntersuchungen zum Einfluss
von Werkstoff und Bauteilgeometrie
LFT, 146 Seiten, 77 Bilder, 6 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-207-1.

Band 151: Ralph Hohenstein
Entwurf hochdynamischer Sensor- und
Regelsysteme für die adaptive
Laserbearbeitung
LFT, 282 Seiten, 63 Bilder, 16 Tab. 2004.
ISBN 3-87525-210-1.

Band 152: Angelika Hutterer
Entwicklung prozessüberwachender
Regelkreise für flexible
Formgebungsprozesse
LFT, 149 Seiten, 57 Bilder, 2 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-212-8.

Band 153: Emil Egerer
Massivumformen metallischer Kleinst-
teile bei erhöhter Prozesstemperatur
LFT, 158 Seiten, 87 Bilder, 10 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-213-6.

Band 154: Rüdiger Holzmann
Strategien zur nachhaltigen Optimierung
von Qualität und Zuverlässigkeit in
der Fertigung hochintegrierter
Flachbaugruppen
FAPS, 186 Seiten, 99 Bilder, 19 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-217-9.

Band 155: Marco Nock
Biegeumformen mit
Elastomerwerkzeugen Modellierung,
Prozessauslegung und Abgrenzung des
Verfahrens am Beispiel des Rohrbiegens
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 13 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-218-7.

Band 156: Frank Niebling
Qualifizierung einer Prozesskette zum
Laserstrahlsintern metallischer Bauteile
LFT, 148 Seiten, 89 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-219-5.

Band 157: Markus Meiler
Großserientauglichkeit trockenschmier-
stoffbeschichteter Aluminiumbleche im
Presswerk Grundlegende Untersuchun-
gen zur Tribologie, zum Umformverhal-
ten und Bauteilversuche
LFT, 104 Seiten, 57 Bilder, 21 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-221-7.

Band 158: Agus Sutanto
Solution Approaches for Planning of
Assembly Systems in Three-Dimensional
Virtual Environments
FAPS, 169 Seiten, 98 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-220-9.

Band 159: Matthias Boiger
Hochleistungssysteme für die Fertigung
elektronischer Baugruppen auf der Basis
flexibler Schaltungsträger
FAPS, 175 Seiten, 111 Bilder, 8 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-222-5.

Band 160: Matthias Pitz
Laserunterstütztes Biegen höchstfester
Mehrphasenstähle
LFT, 120 Seiten, 73 Bilder, 11 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-223-3.

Band 161: Meik Vahl
Beitrag zur gezielten Beeinflussung des
Werkstoffflusses beim Innenhochdruck-
Umformen von Blechen
LFT, 165 Seiten, 94 Bilder, 15 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-224-1.

Band 162: Peter K. Kraus
Plattformstrategien - Realisierung
einer varianz- und kostenoptimierten
Wertschöpfung
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 0 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-226-8.

Band 163: Adrienn Cser
Laserstrahlschmelzabtrag - Prozessana-
lyse und -modellierung
LFT, 146 Seiten, 79 Bilder, 3 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-227-6.

Band 164: Markus C. Hahn
Grundlegende Untersuchungen zur
Herstellung von Leichtbauverbundstruk-
turen mit Aluminiumschaumkern
LFT, 143 Seiten, 60 Bilder, 16 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-228-4.

Band 165: Gordana Michos
Mechatronische Ansätze zur Optimie-
rung von Vorschubachsen
FAPS, 146 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-230-6.

Band 166: Markus Stark
Auslegung und Fertigung hochpräziser
Faser-Kollimator-Arrays
LFT, 158 Seiten, 115 Bilder, 11 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-231-4.

Band 167: Yurong Zhou
Kollaboratives Engineering Management
in der integrierten virtuellen Entwicklung
der Anlagen für die Elektronikproduktion
FAPS, 156 Seiten, 84 Bilder, 6 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-232-2.

Band 168: Werner Enser
Neue Formen permanenter und lösbarer elektrischer Kontaktierungen für mechatronische Baugruppen
FAPS, 190 Seiten, 112 Bilder, 5 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-233-0.

Band 169: Katrin Melzer
Integrierte Produktpolitik bei elektrischen und elektronischen Geräten zur Optimierung des Product-Life-Cycle
FAPS, 155 Seiten, 91 Bilder, 17 Tab. 2005.
ISBN 3-87525-234-9.

Band 170: Alexander Putz
Grundlegende Untersuchungen zur Erfassung der realen Vorspannung von armierten Kaltfließpresswerkzeugen mittels Ultraschall
LFT, 137 Seiten, 71 Bilder, 15 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-237-3.

Band 171: Martin Prechtl
Automatisiertes Schichtverfahren für metallische Folien - System- und Prozesstechnik
LFT, 154 Seiten, 45 Bilder, 7 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-238-1.

Band 172: Markus Meidert
Beitrag zur deterministischen Lebensdauerabschätzung von Werkzeugen der Kaltmassivumformung
LFT, 131 Seiten, 78 Bilder, 9 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-239-X.

Band 173: Bernd Müller
Robuste, automatisierte Montagesysteme durch adaptive Prozessführung und montageübergreifende Fehlerprävention am Beispiel flächiger Leichtbauteile
FAPS, 147 Seiten, 77 Bilder, 0 Tab. 2006.
ISBN 3-87525-240-3.

Band 174: Alexander Hofmann
Hybrides Laserdurchstrahlsschweißen von Kunststoffen
LFT, 136 Seiten, 72 Bilder, 4 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-243-9.

Band 175: Peter Wölflick
Innovative Substrate und Prozesse mit feinsten Strukturen für bleifreie Mechatronik-Anwendungen
FAPS, 177 Seiten, 148 Bilder, 24 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-246-0.

Band 176: Attila Komlodi
Detection and Prevention of Hot Cracks during Laser Welding of Aluminium Alloys Using Advanced Simulation Methods
LFT, 155 Seiten, 89 Bilder, 14 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-248-4.

Band 177: Uwe Popp
Grundlegende Untersuchungen zum Laserstrahlstrukturieren von Kaltmassivumformwerkzeugen
LFT, 140 Seiten, 67 Bilder, 16 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-249-1.

Band 178: Veit Rückel
Rechnergestützte Ablaufplanung und Bahngenerierung Für kooperierende Industrieroboter
FAPS, 148 Seiten, 75 Bilder, 7 Tab. 2006.
ISBN 978-3-87525-250-7.

Band 179: Manfred Dirscherl
Nicht-thermische Mikrojustiertechnik mittels ultrakurzer Laserpulse
LFT, 154 Seiten, 69 Bilder, 10 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-251-4.

Band 180: Yong Zhuo
Entwurf eines rechnergestützten integrierten Systems für Konstruktion und Fertigungsplanung räumlicher spritzgegossener Schaltungsträger (3D-MID)
FAPS, 181 Seiten, 95 Bilder, 5 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-253-8.

Band 181: Stefan Lang
Durchgängige Mitarbeiterinformation zur Steigerung von Effizienz und Prozesssicherheit in der Produktion
FAPS, 172 Seiten, 93 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-257-6.

Band 182: Hans-Joachim Krauß
Laserstrahlinduzierte Pyrolyse präkeramischer Polymere
LFT, 171 Seiten, 100 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-258-3.

Band 183: Stefan Junker
Technologien und Systemlösungen für die flexibel automatisierte Bestückung permanent erregter Läufer mit oberflächenmontierten Dauermagneten
FAPS, 173 Seiten, 75 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-259-0.

Band 184: Rainer Kohlbauer
Wissensbasierte Methoden für die simulationsgestützte Auslegung wirkmedienbasierter Blechumformprozesse
LFT, 135 Seiten, 50 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-260-6.

Band 185: Klaus Lamprecht
Wirkmedienbasierte Umformung tiefgezogener Vorformen unter besonderer Berücksichtigung maßgeschneiderter Halbzeuge
LFT, 137 Seiten, 81 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-265-1.

Band 186: Bernd Zolleiß
Optimierte Prozesse und Systeme für die Bestückung mechatronischer Baugruppen
FAPS, 180 Seiten, 117 Bilder. 2007.
ISBN 978-3-87525-266-8.

Band 187: Michael Kerausch
Simulationsgestützte Prozessauslegung für das Umformen lokal wärmebehandelter Aluminiumplatten
LFT, 146 Seiten, 76 Bilder, 7 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-267-5.

Band 188: Matthias Weber
Unterstützung der Wandlungsfähigkeit von Produktionsanlagen durch innovative Softwaresysteme
FAPS, 183 Seiten, 122 Bilder, 3 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-269-9.

Band 189: Thomas Frick
Untersuchung der prozessbestimmenden Strahl-Stoff-Wechselwirkungen beim Laserstrahlschweißen von Kunststoffen
LFT, 104 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-268-2.

Band 190: Joachim Hecht
Werkstoffcharakterisierung und
Prozessauslegung für die wirkmedienba-
sierte Doppelblech-Umformung von
Magnesiumlegierungen
LFT, 107 Seiten, 91 Bilder, 2 Tab. 2007.
ISBN 978-3-87525-270-5.

Band 191: Ralf Völkl
Stochastische Simulation zur Werkzeug-
lebensdaueroptimierung und Präzisions-
fertigung in der Kaltmassivumformung
LFT, 178 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-272-9.

Band 192: Massimo Tolazzi
Innenhochdruck-Umformen verstärkter
Blech-Rahmenstrukturen
LFT, 164 Seiten, 85 Bilder, 7 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-273-6.

Band 193: Cornelia Hoff
Untersuchung der Prozesseinflussgrößen
beim Presshärten des höchstfesten
Vergütungsstahls 22MnB5
LFT, 133 Seiten, 92 Bilder, 5 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-275-0.

Band 194: Christian Alvarez
Simulationsgestützte Methoden zur
effizienten Gestaltung von Lötprozessen
in der Elektronikproduktion
FAPS, 149 Seiten, 86 Bilder, 8 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-277-4.

Band 195: Andreas Kunze
Automatisierte Montage von makrome-
chatronischen Modulen zur flexiblen
Integration in hybride
Pkw-Bordnetzsysteme
FAPS, 160 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-278-1.

Band 196: Wolfgang Hußnätter
Grundlegende Untersuchungen zur
experimentellen Ermittlung und zur
Modellierung von Fließortkurven bei
erhöhten Temperaturen
LFT, 152 Seiten, 73 Bilder, 21 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-279-8.

Band 197: Thomas Bigl
Entwicklung, angepasste Herstellungs-
verfahren und erweiterte Qualitätssiche-
rung von einatzgerechten elektroni-
schen Baugruppen
FAPS, 175 Seiten, 107 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-280-4.

Band 198: Stephan Roth
Grundlegende Untersuchungen zum
Excimerlaserstrahl-Abtragen unter
Flüssigkeitsfilmen
LFT, 113 Seiten, 47 Bilder, 14 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-281-1.

Band 199: Artur Giera
Prozesstechnische Untersuchungen
zum Rührreibschweißen metallischer
Werkstoffe
LFT, 179 Seiten, 104 Bilder, 36 Tab. 2008.
ISBN 978-3-87525-282-8.

Band 200: Jürgen Lechler
Beschreibung und Modellierung
des Werkstoffverhaltens von
presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 154 Seiten, 75 Bilder, 12 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-286-6.

Band 201: Andreas Blankl
Untersuchungen zur Erhöhung der
Prozessrobustheit bei der Innenhoch-
druck-Umformung von flächigen Halb-
zeugen mit vor- bzw. nachgeschalteten
Laserstrahlfügeoperationen
LFT, 120 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-287-3.

Band 202: Andreas Schaller
Modellierung eines nachfrageorientierten
Produktionskonzeptes für mobile
Telekommunikationsgeräte
FAPS, 120 Seiten, 79 Bilder, 0 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-289-7.

Band 203: Claudius Schimpf
Optimierung von Zuverlässigkeitsunter-
suchungen, Prüfabläufen und Nachar-
beitsprozessen in der Elektronikproduk-
tion
FAPS, 162 Seiten, 90 Bilder, 14 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-290-3.

Band 204: Simon Dietrich
Sensoriken zur Schwerpunktlagebestim-
mung der optischen Prozessemissionen
beim Laserstrahl-tiefschweißen
LFT, 138 Seiten, 70 Bilder, 5 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-292-7.

Band 205: Wolfgang Wolf
Entwicklung eines agentenbasierten
Steuerungssystems zur
Materialflussorganisation im
wandelbaren Produktionsumfeld
FAPS, 167 Seiten, 98 Bilder. 2009.
ISBN 978-3-87525-293-4.

Band 206: Steffen Polster
Laserdurchstrahl-schweißen
transparenter Polymerbauteile
LFT, 160 Seiten, 92 Bilder, 13 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-294-1.

Band 207: Stephan Manuel Dörfler
Rührreibschweißen von walzplattiertem
Halbzeug und Aluminiumblech zur
Herstellung flächiger Aluminiumschaum-
Sandwich-Verbundstrukturen
LFT, 190 Seiten, 98 Bilder, 5 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-295-8.

Band 208: Uwe Vogt
Seriennahe Auslegung von Aluminium
Tailored Heat Treated Blanks
LFT, 151 Seiten, 68 Bilder, 26 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-296-5.

Band 209: Till Laumann
Qualitative und quantitative Bewertung
der Crashtauglichkeit von höchstfesten
Stählen
LFT, 117 Seiten, 69 Bilder, 7 Tab. 2009.
ISBN 978-3-87525-299-6.

Band 210: Alexander Diehl
Größeneffekte bei Biegeprozessen-
Entwicklung einer Methodik zur
Identifikation und Quantifizierung
LFT, 180 Seiten, 92 Bilder, 12 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-302-3.

Band 211: Detlev Staud
Effiziente Prozesskettenauslegung für das
Umformen lokal wärmebehandelter und
geschweißter Aluminiumbleche
LFT, 164 Seiten, 72 Bilder, 12 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-303-0.

Band 212: Jens Ackermann
Prozesssicherung beim Laserdurchstrahl-
schweißen thermoplastischer Kunststoffe
LPT, 129 Seiten, 74 Bilder, 13 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-305-4.

Band 213: Stephan Weidel
Grundlegende Untersuchungen zum
Kontaktzustand zwischen Werkstück
und Werkzeug bei umformtechnischen
Prozessen unter tribologischen
Gesichtspunkten
LFT, 144 Seiten, 67 Bilder, 11 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-307-8.

Band 214: Stefan Geißdörfer
Entwicklung eines mesoskopischen Modells zur Abbildung von Größeneffekten in der Kaltmassivumformung mit Methoden der FE-Simulation
LFT, 133 Seiten, 83 Bilder, 11 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-308-5.

Band 215: Christian Matzner
Konzeption produktspezifischer Lösungen zur Robustheitssteigerung elektronischer Systeme gegen die Einwirkung von Betauung im Automobil
FAPS, 165 Seiten, 93 Bilder, 14 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-309-2.

Band 216: Florian Schüßler
Verbindungs- und Systemtechnik für thermisch hochbeanspruchte und miniaturisierte elektronische Baugruppen
FAPS, 184 Seiten, 93 Bilder, 18 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-310-8.

Band 217: Massimo Cojutti
Strategien zur Erweiterung der Prozessgrenzen bei der Innhochdruck-Umformung von Rohren und Blechpaaren
LFT, 125 Seiten, 56 Bilder, 9 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-312-2.

Band 218: Raoul Plettke
Mehrkriterielle Optimierung komplexer Aktorsysteme für das Laserstrahljustieren
LFT, 152 Seiten, 25 Bilder, 3 Tab. 2010.
ISBN 978-3-87525-315-3.

Band 219: Andreas Dobroschke
Flexible Automatisierungslösungen für die Fertigung wickeltechnischer Produkte
FAPS, 184 Seiten, 109 Bilder, 18 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-317-7.

Band 220: Azhar Zam
Optical Tissue Differentiation for Sensor-Controlled Tissue-Specific Laser Surgery
LPT, 99 Seiten, 45 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-318-4.

Band 221: Michael Rösch
Potenziale und Strategien zur Optimierung des Schablonendruckprozesses in der Elektronikproduktion
FAPS, 192 Seiten, 127 Bilder, 19 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-319-1.

Band 222: Thomas Rechtenwald
Quasi-isothermes Laserstrahlsintern von Hochtemperatur-Thermoplasten - Eine Betrachtung werkstoff-prozessspezifischer Aspekte am Beispiel PEEK
LPT, 150 Seiten, 62 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-320-7.

Band 223: Daniel Craiovan
Prozesse und Systemlösungen für die SMT-Montage optischer Bauelemente auf Substrate mit integrierten Lichtwellenleitern
FAPS, 165 Seiten, 85 Bilder, 8 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-324-5.

Band 224: Kay Wagner
Beanspruchungsangepasste
Kaltmassivumformwerkzeuge durch
lokal optimierte Werkzeugoberflächen
LFT, 147 Seiten, 103 Bilder, 17 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-325-2.

Band 225: Martin Brandhuber
Verbesserung der Prognosegüte des Ver-
sagens von Punktschweißverbindungen
bei höchstfesten Stahlgüten
LFT, 155 Seiten, 91 Bilder, 19 Tab. 2011.
ISBN 978-3-87525-327-6.

Band 226: Peter Sebastian Feuser
Ein Ansatz zur Herstellung von
pressgehärteten Karosseriekomponenten
mit maßgeschneiderten mechanischen
Eigenschaften: Temperierte Umform-
werkzeuge. Prozessfenster, Prozesssimu-
lation und funktionale Untersuchung
LFT, 195 Seiten, 97 Bilder, 60 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-328-3.

Band 227: Murat Arbak
Material Adapted Design of Cold Forging
Tools Exemplified by Powder
Metallurgical Tool Steels and Ceramics
LFT, 109 Seiten, 56 Bilder, 8 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-330-6.

Band 228: Indra Pitz
Beschleunigte Simulation des
Laserstrahlumformens von
Aluminiumblechen
LPT, 137 Seiten, 45 Bilder, 27 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-333-7.

Band 229: Alexander Grimm
Prozessanalyse und -überwachung des
Laserstrahlhartlötens mittels optischer
Sensorik
LPT, 125 Seiten, 61 Bilder, 5 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-334-4.

Band 230: Markus Kupper
Biegen von höhenfesten Stahlblechwerk-
stoffen - Umformverhalten und Grenzen
der Biegebarkeit
LFT, 160 Seiten, 57 Bilder, 10 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-339-9.

Band 231: Thomas Kroiß
Modellbasierte Prozessauslegung für
die Kaltmassivumformung unter
Brücksichtigung der Werkzeug- und
Pressenauffederung
LFT, 169 Seiten, 50 Bilder, 19 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-341-2.

Band 232: Christian Goth
Analyse und Optimierung der Entwick-
lung und Zuverlässigkeit räumlicher
Schaltungsträger (3D-MID)
FAPS, 176 Seiten, 102 Bilder, 22 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-340-5.

Band 233: Christian Ziegler
Ganzheitliche Automatisierung
mechatronischer Systeme in der Medizin
am Beispiel Strahlentherapie
FAPS, 170 Seiten, 71 Bilder, 19 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-342-9.

Band 234: Florian Albert
Automatisiertes Laserstrahllöten
und -reparaturlöten elektronischer
Baugruppen
LPT, 127 Seiten, 78 Bilder, 11 Tab. 2012.
ISBN 978-3-87525-344-3.

Band 235: Thomas Stöhr
Analyse und Beschreibung des
mechanischen Werkstoffverhaltens
von presshärtbaren Bor-Manganstählen
LFT, 118 Seiten, 74 Bilder, 18 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-346-7.

Band 236: Christian Kägeler
Prozessdynamik beim
Laserstrahlschweißen verzinkter
Stahlbleche im Überlappstoß
LPT, 145 Seiten, 80 Bilder, 3 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-347-4.

Band 237: Andreas Sulzberger
Seriennahe Auslegung der Prozesskette
zur wärmeunterstützten Umformung
von Aluminiumblechwerkstoffen
LFT, 153 Seiten, 87 Bilder, 17 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-349-8.

Band 238: Simon Opel
Herstellung prozessangepasster
Halbzeuge mit variabler Blechdicke
durch die Anwendung von Verfahren
der Blechmassivumformung
LFT, 165 Seiten, 108 Bilder, 27 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-350-4.

Band 239: Rajesh Kanawade
In-vivo Monitoring of Epithelium
Vessel and Capillary Density for the
Application of Detection of Clinical
Shock and Early Signs of Cancer Develop-
ment
LPT, 124 Seiten, 58 Bilder, 15 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-351-1.

Band 240: Stephan Busse
Entwicklung und Qualifizierung eines
Schneidclinchverfahrens
LFT, 119 Seiten, 86 Bilder, 20 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-352-8.

Band 241: Karl-Heinz Leitz
Mikro- und Nanostrukturierung mit kurz
und ultrakurz gepulster Laserstrahlung
LPT, 154 Seiten, 71 Bilder, 9 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-355-9.

Band 242: Markus Michl
Webbasierte Ansätze zur ganzheitlichen
technischen Diagnose
FAPS, 182 Seiten, 62 Bilder, 20 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-356-6.

Band 243: Vera Sturm
Einfluss von Chargenschwankungen
auf die Verarbeitungsgrenzen von
Stahlwerkstoffen
LFT, 113 Seiten, 58 Bilder, 9 Tab. 2013.
ISBN 978-3-87525-357-3.

Band 244: Christian Neudel
Mikrostrukturelle und mechanisch-technologische Eigenschaften widerstandspunktgeschweißter Aluminium-Stahl-Verbindungen für den Fahrzeugbau
LFT, 178 Seiten, 171 Bilder, 31 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-358-0.

Band 245: Anja Neumann
Konzept zur Beherrschung der Prozessschwankungen im Presswerk
LFT, 162 Seiten, 68 Bilder, 15 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-360-3.

Band 246: Ulf-Hermann Quentin
Laserbasierte Nanostrukturierung mit optisch positionierten Mikrolinsen
LPT, 137 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-361-0.

Band 247: Erik Lamprecht
Der Einfluss der Fertigungsverfahren auf die Wirbelstromverluste von Stator-Einzelzahnblechpaketen für den Einsatz in Hybrid- und Elektrofahrzeugen
FAPS, 148 Seiten, 138 Bilder, 4 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-362-7.

Band 248: Sebastian Rösel
Wirkmedienbasierte Umformung von Blechhalbzeugen unter Anwendung magnetorheologischer Flüssigkeiten als kombiniertes Wirk- und Dichtmedium
LFT, 148 Seiten, 61 Bilder, 12 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-363-4.

Band 249: Paul Hippchen
Simulative Prognose der Geometrie indirekt pressgehärteter Karosseriebauteile für die industrielle Anwendung
LFT, 163 Seiten, 89 Bilder, 12 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-364-1.

Band 250: Martin Zubeil
Versagensprognose bei der Prozesssimulation von Biegeumform- und Falzverfahren
LFT, 171 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-365-8.

Band 251: Alexander Kühl
Flexible Automatisierung der Statorenmontage mit Hilfe einer universellen ambidexteren Kinematik
FAPS, 142 Seiten, 60 Bilder, 26 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-367-2.

Band 252: Thomas Albrecht
Optimierte Fertigungstechnologien für Rotoren getriebeintegrierter PM-Synchronmotoren von Hybridfahrzeugen
FAPS, 198 Seiten, 130 Bilder, 38 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-368-9.

Band 253: Florian Risch
Planning and Production Concepts for Contactless Power Transfer Systems for Electric Vehicles
FAPS, 185 Seiten, 125 Bilder, 13 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-369-6.

Band 254: Markus Weigl
Laserstrahlschweißen von Mischverbindungen aus austenitischen und ferritischen korrosionsbeständigen Stahlwerkstoffen
LPT, 184 Seiten, 110 Bilder, 6 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-370-2.

Band 255: Johannes Noneder
Beanspruchungserfassung für die Validierung von FE-Modellen zur Auslegung von Massivumformwerkzeugen
LFT, 161 Seiten, 65 Bilder, 14 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-371-9.

Band 256: Andreas Reinhardt
Ressourceneffiziente Prozess- und Produktionstechnologie für flexible Schaltungsträger
FAPS, 123 Seiten, 69 Bilder, 19 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-373-3.

Band 257: Tobias Schmuck
Ein Beitrag zur effizienten Gestaltung globaler Produktions- und Logistiknetzwerke mittels Simulation
FAPS, 151 Seiten, 74 Bilder. 2014.
ISBN 978-3-87525-374-0.

Band 258: Bernd Eichenhüller
Untersuchungen der Effekte und Wechselwirkungen charakteristischer Einflussgrößen auf das Umformverhalten bei Mikroumformprozessen
LFT, 127 Seiten, 29 Bilder, 9 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-375-7.

Band 259: Felix Lütteke
Vielseitiges autonomes Transportsystem basierend auf Weltmodellerstellung mittels Datenfusion von Deckenkameras und Fahrzeugsensoren
FAPS, 152 Seiten, 54 Bilder, 20 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-376-4.

Band 260: Martin Grüner
Hochdruck-Blechumformung mit formlos festen Stoffen als Wirkmedium
LFT, 144 Seiten, 66 Bilder, 29 Tab. 2014.
ISBN 978-3-87525-379-5.

Band 261: Christian Brock
Analyse und Regelung des Laserstrahl-tiefschweißprozesses durch Detektion der Metaldampffackelposition
LPT, 126 Seiten, 65 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-380-1.

Band 262: Peter Vatter
Sensitivitätsanalyse des 3-Rollen-Schubbiegens auf Basis der Finite Elemente Methode
LFT, 145 Seiten, 57 Bilder, 26 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-381-8.

Band 263: Florian Klämpfl
Planung von Laserbestrahlungen durch simulationsbasierte Optimierung
LPT, 169 Seiten, 78 Bilder, 32 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-384-9.

Band 264: Matthias Domke
Transiente physikalische Mechanismen
bei der Laserablation von dünnen
Metallschichten
LPT, 133 Seiten, 43 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-385-6.

Band 265: Johannes Götz
Community-basierte Optimierung des
Anlagenengineerings
FAPS, 177 Seiten, 80 Bilder, 30 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-386-3.

Band 266: Hung Nguyen
Qualifizierung des Potentials von
Verfestigungseffekten zur Erweiterung
des Umformvermögens aushärtbarer
Aluminiumlegierungen
LFT, 137 Seiten, 57 Bilder, 16 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-387-0.

Band 267: Andreas Kuppert
Erweiterung und Verbesserung von Ver-
suchs- und Auswertetechniken für die
Bestimmung von Grenzformänderungs-
kurven
LFT, 138 Seiten, 82 Bilder, 2 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-388-7.

Band 268: Kathleen Klaus
Erstellung eines Werkstofforientierten
Fertigungsprozessfensters zur Steigerung
des Formgebungsvermögens von Alumi-
niumlegierungen unter Anwendung einer
zwischeneschalteten Wärmebehandlung
LFT, 154 Seiten, 70 Bilder, 8 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-391-7.

Band 269: Thomas Svec
Untersuchungen zur Herstellung von
funktionsoptimierten Bauteilen im
partiellen Presshärtprozess mittels lokal
unterschiedlich temperierter Werkzeuge
LFT, 166 Seiten, 87 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-392-4.

Band 270: Tobias Schrader
Grundlegende Untersuchungen zur
Verschleißcharakterisierung beschichte-
ter Kaltmassivumformwerkzeuge
LFT, 164 Seiten, 55 Bilder, 11 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-393-1.

Band 271: Matthäus Brela
Untersuchung von Magnetfeld-Messme-
thoden zur ganzheitlichen Wertschöp-
fungsoptimierung und Fehlerdetektion
an magnetischen Aktoren
FAPS, 170 Seiten, 97 Bilder, 4 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-394-8.

Band 272: Michael Wieland
Entwicklung einer Methode zur Prognose
adhäsiven Verschleißes an Werkzeugen
für das direkte Presshärten
LFT, 156 Seiten, 84 Bilder, 9 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-395-5.

Band 273: René Schramm
Strukturierte additive Metallisierung
durch kaltaktives
Atmosphärendruckplasma
FAPS, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-396-2.

Band 274: Michael Lechner
Herstellung beanspruchungsangepasster
Aluminiumblechhalbzeuge durch
eine maßgeschneiderte Variation der
Abkühlgeschwindigkeit nach
Lösungsglühen
LFT, 136 Seiten, 62 Bilder, 15 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-397-9.

Band 275: Kolja Andreas
Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit
auf das Werkzeugeinsatzverhalten beim
Kaltfließpressen
LFT, 169 Seiten, 76 Bilder, 4 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-398-6.

Band 276: Marcus Baum
Laser Consolidation of ITO Nanoparticles
for the Generation of Thin Conductive
Layers on Transparent Substrates
LPT, 158 Seiten, 75 Bilder, 3 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-399-3.

Band 277: Thomas Schneider
Umformtechnische Herstellung
dünnwandiger Funktionsbauteile
aus Feinblech durch Verfahren der
Blechmassivumformung
LFT, 188 Seiten, 95 Bilder, 7 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-401-3.

Band 278: Jochen Merhof
Sematische Modellierung automatisierter
Produktionssysteme zur Verbesserung
der IT-Integration zwischen Anlagen-
Engineering und Steuerungsebene
FAPS, 157 Seiten, 88 Bilder, 8 Tab. 2015.
ISBN 978-3-87525-402-0.

Band 279: Fabian Zöller
Erarbeitung von Grundlagen zur
Abbildung des tribologischen Systems
in der Umformsimulation
LFT, 126 Seiten, 51 Bilder, 3 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-403-7.

Band 280: Christian Hezler
Einsatz technologischer Versuche zur
Erweiterung der Versagensvorhersage
bei Karosseriebauteilen aus höchstfesten
Stählen
LFT, 147 Seiten, 63 Bilder, 44 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-404-4.

Band 281: Jochen Bönig
Integration des Systemverhaltens von
Automobil-Hochvoltleitungen in die
virtuelle Absicherung durch
strukturmechanische Simulation
FAPS, 177 Seiten, 107 Bilder, 17 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-405-1.

Band 282: Johannes Kohl
Automatisierte Datenerfassung für disk-
ret ereignisorientierte Simulationen in
der energieflexiblen Fabrik
FAPS, 160 Seiten, 80 Bilder, 27 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-406-8.

Band 283: Peter Bechtold
Mikroschockwellenumformung mittels
ultrakurzer Laserpulse
LPT, 155 Seiten, 59 Bilder, 10 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-407-5.

Band 284: Stefan Berger
Laserstrahlschweißen thermoplastischer
Kohlenstofffaserverbundwerkstoffe mit
spezifischem Zusatzdraht
LFT, 118 Seiten, 68 Bilder, 9 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-408-2.

Band 285: Martin Bornschlegl
Methods-Energy Measurement - Eine
Methode zur Energieplanung für
Fügeverfahren im Karosseriebau
FAPS, 136 Seiten, 72 Bilder, 46 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-409-9.

Band 286: Tobias Rackow
Erweiterung des Unternehmenscontrol-
lings um die Dimension Energie
FAPS, 164 Seiten, 82 Bilder, 29 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-410-5.

Band 287: Johannes Koch
Grundlegende Untersuchungen zur
Herstellung zyklisch-symmetrischer
Bauteile mit Nebenformelementen durch
Blechmassivumformung
LFT, 125 Seiten, 49 Bilder, 17 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-411-2.

Band 288: Hans Ulrich Vierzigmann
Beitrag zur Untersuchung der
tribologischen Bedingungen in der
Blechmassivumformung - Bereitstellung
von tribologischen Modellversuchen und
Realisierung von Tailored Surfaces
LFT, 174 Seiten, 102 Bilder, 34 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-412-9.

Band 289: Thomas Senner
Methodik zur virtuellen Absicherung
der formgebenden Operation des
Nasspressprozesses von
Gelege-Mehrschichtverbunden
LFT, 156 Seiten, 96 Bilder, 21 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-414-3.

Band 290: Sven Kreitlein
Der grundoperationsspezifische
Mindestenergiebedarf als Referenzwert
zur Bewertung der Energieeffizienz in
der Produktion
FAPS, 185 Seiten, 64 Bilder, 30 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-415-0.

Band 291: Christian Roos
Remote-Laserstrahlschweißen verzinkter
Stahlbleche in Kehlnahtgeometrie
LFT, 123 Seiten, 52 Bilder, 0 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-416-7.

Band 292: Alexander Kahrmanidis
Thermisch unterstützte Umformung von
Aluminiumblechen
LFT, 165 Seiten, 103 Bilder, 18 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-417-4.

Band 293: Jan Tremel
Flexible Systems for Permanent
Magnet Assembly and Magnetic Rotor
Measurement / Flexible Systeme zur
Montage von Permanentmagneten und
zur Messung magnetischer Rotoren
FAPS, 152 Seiten, 91 Bilder, 12 Tab. 2016.
ISBN 978-3-87525-419-8.

Band 294: Ioannis Tsoupis
Schädigungs- und Versagensverhalten
hochfester Leichtbauwerkstoffe unter
Biegebeanspruchung
LFT, 176 Seiten, 51 Bilder, 6 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-420-4.

Band 295: Sven Hildering
Grundlegende Untersuchungen zum
Prozessverhalten von Silizium als
Werkzeugwerkstoff für das
Mikroscherschneiden metallischer Folien
LFT, 177 Seiten, 74 Bilder, 17 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-422-8.

Band 296: Sasia Mareike Hertweck
Zeitliche Pulsformung in der
Lasermikromaterialbearbeitung –
Grundlegende Untersuchungen und
Anwendungen
LPT, 146 Seiten, 67 Bilder, 5 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-423-5.

Band 297: Paryanto
Mechatronic Simulation Approach for
the Process Planning of Energy-Efficient
Handling Systems
FAPS, 162 Seiten, 86 Bilder, 13 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-424-2.

Band 298: Peer Stenzel
Großserientaugliche Nadelwickeltechnik
für verteilte Wicklungen im
Anwendungsfall der E-Traktionsantriebe
FAPS, 239 Seiten, 147 Bilder, 20 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-425-9.

Band 299: Mario Lušić
Ein Vorgehensmodell zur Erstellung
montageführender Werkerinformations-
systeme simultan zum
Produktentstehungsprozess
FAPS, 174 Seiten, 79 Bilder, 22 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-426-6.

Band 300: Arnd Buschhaus
Hochpräzise adaptive Steuerung und
Regelung robotergeführter Prozesse
FAPS, 202 Seiten, 96 Bilder, 4 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-427-3.

Band 301: Tobias Laumer
Erzeugung von thermoplastischen
Werkstoffverbunden mittels simultanem,
intensitätsselektivem
Laserstrahlschmelzen
LPT, 140 Seiten, 82 Bilder, 0 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-428-0.

Band 302: Nora Unger
Untersuchung einer thermisch unter-
stützten Fertigungskette zur Herstellung
umgeformter Bauteile aus der höherfes-
ten Aluminiumlegierung EN AW-7020
LFT, 142 Seiten, 53 Bilder, 8 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-429-7.

Band 303: Tommaso Stellin
Design of Manufacturing Processes for
the Cold Bulk Forming of Small Metal
Components from Metal Strip
LFT, 146 Seiten, 67 Bilder, 7 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-430-3.

Band 304: Bassim Bachy
Experimental Investigation, Modeling,
Simulation and Optimization of Molded
Interconnect Devices (MID) Based on
Laser Direct Structuring (LDS) / Experi-
mentelle Untersuchung, Modellierung,
Simulation und Optimierung von Molded
Interconnect Devices (MID) basierend
auf Laser Direktstrukturierung (LDS)
FAPS, 168 Seiten, 120 Bilder, 26 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-431-0.

Band 305: Michael Spahr
Automatisierte Kontaktierungsverfahren
für flachleiterbasierte
Pkw-Bordnetzsysteme
FAPS, 197 Seiten, 98 Bilder, 17 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-432-7.

Band 306: Sebastian Suttner
Charakterisierung und Modellierung
des spannungszustandsabhängigen
Werkstoffverhaltens der Magnesium-
legierung AZ31B für die numerische
Prozessauslegung
LFT, 150 Seiten, 84 Bilder, 19 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-433-4.

Band 307: Bhargav Potdar
A reliable methodology to deduce
thermo-mechanical flow behaviour of
hot stamping steels
LFT, 203 Seiten, 98 Bilder, 27 Tab. 2017.
ISBN 978-3-87525-436-5.

Band 308: Maria Löffler
Steuerung von Blechmassivumformpro-
zessen durch maßgeschneiderte
tribologische Systeme
LFT, viii u. 166 Seiten, 90 Bilder, 5 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-133-1.

Band 309: Martin Müller
Untersuchung des kombinierten Trenn-
und Umformprozesses beim Fügen art-
ungleicher Werkstoffe mittels
Schneidclinchverfahren
LFT, xi u. 149 Seiten, 89 Bilder, 6 Tab.
2018. ISBN: 978-3-96147-135-5.

Band 310: Christopher Kästle
Qualifizierung der Kupfer-Drahtbond-
technologie für integrierte Leistungs-
module in harschen Umgebungs-
bedingungen
FAPS, xii u. 167 Seiten, 70 Bilder, 18 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-145-4.

Band 311: Daniel Vipavc
Eine Simulationsmethode für das
3-Rollen-Schubbiegen
LFT, xiii u. 121 Seiten, 56 Bilder, 17 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-147-8.

Band 312: Christina Ramer
Arbeitsraumüberwachung und autonome
Bahnplanung für ein sicheres und
flexibles Roboter-Assistenzsystem
in der Fertigung
FAPS, xiv u. 188 Seiten, 57 Bilder, 9 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-153-9.

Band 313: Miriam Rauer
Der Einfluss von Poren auf die
Zuverlässigkeit der Lötverbindungen
von Hochleistungs-Leuchtdioden
FAPS, xii u. 209 Seiten, 108 Bilder, 21 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-157-7.

Band 314: Felix Tenner
Kamerabasierte Untersuchungen der Schmelze und Gasströmungen beim Laserstrahlschweißen verzinkter Stahlbleche
LPT, xxiii u. 184 Seiten, 94 Bilder, 7 Tab.
2018. ISBN 978-3-96147-160-7.

Band 315: Aarief Syed-Khaja
Diffusion Soldering for High-temperature Packaging of Power Electronics
FAPS, x u. 202 Seiten, 144 Bilder, 32 Tab.
2018. ISBN 978-3-87525-162-1.

Band 316: Adam Schaub
Grundlagenwissenschaftliche Untersuchung der kombinierten Prozesskette aus Umformen und Additive Fertigung
LFT, xi u. 192 Seiten, 72 Bilder, 27 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-166-9.

Band 317: Daniel Gröbel
Herstellung von Nebenformelementen unterschiedlicher Geometrie an Blechen mittels Fließpressverfahren der Blechmassivumformung
LFT, x u. 165 Seiten, 96 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-168-3.

Band 318: Philipp Hildenbrand
Entwicklung einer Methodik zur Herstellung von Tailored Blanks mit definierten Halbzeugeigenschaften durch einen Taumelprozess
LFT, ix u. 153 Seiten, 77 Bilder, 4 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-174-4.

Band 319: Tobias Konrad
Simulative Auslegung der Spann- und Fixierkonzepte im Karosserierohbau: Bewertung der Baugruppenmaßhaltigkeit unter Berücksichtigung schwankender Einflussgrößen
LFT, x u. 203 Seiten, 134 Bilder, 32 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-176-8.

Band 320: David Meinel
Architektur applikationsspezifischer Multi-Physics-Simulationskonfiguratoren am Beispiel modularer Triebzüge
FAPS, xii u. 166 Seiten, 82 Bilder, 25 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-184-3.

Band 321: Andrea Zimmermann
Grundlegende Untersuchungen zum Einfluss fertigungsbedingter Eigenschaften auf die Ermüdungsfestigkeit kaltmassivumgeformter Bauteile
LFT, ix u. 160 Seiten, 66 Bilder, 5 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-190-4.

Band 322: Christoph Amann
Simulative Prognose der Geometrie nassgepresster Karosseriebauteile aus Gelege-Mehrschichtverbunden
LFT, xvi u. 169 Seiten, 80 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-194-2.

Band 323: Jennifer Tenner
Realisierung schmierstofffreier Tiefziehprozesse durch maßgeschneiderte Werkzeugoberflächen
LFT, x u. 187 Seiten, 68 Bilder, 13 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-196-6.

Band 324: Susan Zöller
Mapping Individual Subjective Values to Product Design
KTmfk, xi u. 223 Seiten, 81 Bilder, 25 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-202-4.

Band 325: Stefan Lutz

Erarbeitung einer Methodik zur
semiempirischen Ermittlung der
Umwandlungskinetik durchhärtender
Wälzlagerstähle für die Wärme-
behandlungssimulation

LFT, xiv u. 189 Seiten, 75 Bilder, 32 Tab.
2019. ISBN 978-3-96147-209-3.

Die numerische Simulation von Wärmebehandlungsprozessen gewinnt bei der Auslegung großer und komplexer Wälzlagerkomponenten zunehmend an Bedeutung. Da die hierfür benötigten thermophysikalischen und thermomechanischen Werkstoffkennwerte stark von der jeweiligen Gefügezusammensetzung des Werkstoffes abhängen, ist eine exakte Beschreibung des Umwandlungsverhaltens von entscheidender Bedeutung für die Genauigkeit der Wärmebehandlungssimulation. Vor diesem Hintergrund ist es das übergeordnete Ziel dieser Arbeit, ein genaueres Verständnis der Einflussfaktoren auf die Phasenumwandlung von durchhärtenden Wälzlagerstählen zu generieren sowie eine Methodik zur vereinfachten Kennwertermittlung und exakten mathematischen Abbildung des Umwandlungsverhaltens für die FE-Simulation von Wärmebehandlungsprozessen zu erarbeiten.

Durch die gewonnenen Erkenntnisse wird der Aufwand für die Charakterisierung neuer Werkstoffchargen sowie bekannter Werkstoffchargen bei abweichenden Austenitisierungsbedingungen reduziert und die Genauigkeit der Simulationsergebnisse entscheidend erhöht.

ISBN 978-3-96147-209-3



9 783961 472093