# Identifikation der verzugsbestimmenden Einflussgrößen beim Austenitisieren am Beispiel von Ringen aus dem Wälzlagerstahl 100Cr6

Vom Fachbereich Produktionstechnik

der

# UNIVERSITÄT BREMEN

zur Erlangung des Grades Doktor-Ingenieur genehmigte

Dissertation

von

Dipl.-Ing. Holger Surm

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. Franz Hoffmann Prof. Dr.-Ing. habil. Olaf Keßler

(Universität Rostock)

Tag der mündlichen Prüfung: 14. Januar 2011

#### Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Stiftung Institut für Werkstofftechnik (IWT) Bremen. Die wesentliche Grundlage zu dieser Arbeit lieferte das Teilprojekt A5 "Verzugsgerechtes Erwärmen bei der Wärmebehandlung", das in die Arbeiten des Sonderforschungsbereiches 570 "Distortion Engineering – Verzugsbeherrschung in der Fertigung" eingebunden war.

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. P. Mayr und Herrn Prof. Dr.-Ing. H.-W. Zoch danke ich für die Möglichkeit der Durchführung dieser Arbeit und für die erhaltene Unterstützung.

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. K.-D. Thoben danke ich für die Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Ferner gilt mein besonderer Dank Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. O. Keßler und Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. F. Hoffmann für die stete wissenschaftliche Betreuung, ihr Interesse an dem Fortgang der Untersuchungen, die hilfreichen Anregungen und die sorgfältige Durchsicht des Manuskripts.

Ein herzlicher Dank geht an die weiteren Mitglieder des Prüfungsausschusses Herrn Dr. rer. nat. F. Frerichs und Herrn Yavuz Öztürk.

Vor allem danke ich allen technischen und wissenschaftlichen Mitarbeitern des IWT und des SFB570 für die gute Zusammenarbeit und die hilfreiche Unterstützung, die mir während der Entstehung dieser Arbeit zuteilwurde. In diesem Zusammenhang gilt der besondere Dank Herrn Dr.-Ing. M. Hunkel für die Unterstützung im Bereich der Simulationsrechnungen, Herrn Dr. rer. nat. F. Frerichs für die Diskussion im Rahmen der Verzugscharakterisierung, Herrn Dr.-Ing. T. Lübben für die zahlreichen konstruktiven Anregungen und den Mitarbeitern der Härterei für die Durchführung der Versuche.

Bremen, Januar 2011

Holger Surm

# Inhaltsverzeichnis

Fo	Formelzeichen und Abkürzungen VII				
1	Ei	nleitung und Zielsetzung	. 1		
2	Ke	enntnisstand	3		
	2.1	Herstellung von Wälzlagerringen	3		
	2.2	Wärmebehandlung	5		
	2.2.1	Begriffserklärungen	5		
	2.2.2	Gefügeumwandlungen beim Austenitisieren	. 7		
	2.2.3	Austenitisieren aus der Sicht der Wärmebehandlungstechnologie	11		
	2.2.4	Austenitisieren aus Sicht der Art der Wärmeübertragung	12		
	2.2.5	Wärmebehandlung von Wälzlagerkomponenten	15		
	2.3	Distortion Engineering	17		
	2.3.1	Begriffe aus dem Sonderforschungsbereich 570	17		
	2.3.2	Maß-, Form- und Lageabweichungen	18		
	2.4	Einflussgrößen auf die Maß- und Formänderungen	20		
	2.4.1	Phasenänderungen beim Austenitisieren des Wälzlagerstahls 100Cr6	21		
	2.4.2	Eigenspannungen	24		
	2.4.3	Erholung und Alterung	28		
	2.4.4	Wärmespannungen beim Erwärmen	31		
	2.4.5	Umwandlungsspannungen beim Austenitisieren	33		
	2.5	Wärmebehandlungssimulation in der Prozesskette	34		
3	Ve	ersuchsdurchführung	37		
	3.1	Standardprozesskette zylindrischer Ring	37		
	3.2	Statistische Versuchspläne	39		
	3.2.1	Identifikation verzugsbestimmender Einflussgrößen aus der Prozesskette	39		
	3.2.2	Identifikation verzugsbestimmender Einflussgrößen beim Austenitisieren	41		
	3.3	Röntgenographische Eigenspannungsmessung	43		
	3.4	Koordinatenmessungen	44		
	3.4.1	Ermittlung der Größen zur Verzugscharakterisierung	45		
	3.4.2	Berechnung der Änderungen von Maß- und Formabweichungen	50		
	3.5	Auswertung der Statistischen Versuchspläne	51		
4	Ch	narakterisierung der Ringe vor der Wärmebehandlung	53		
	4.1	Untersuchungen im Bereich "Einflussgrößen aus der Prozesskette"	53		
	4.1.1	Chemische Zusammensetzung	53		
	4.1.2	Metallographische Untersuchungen	53		
	4.1.3	Röntgenographische Eigenspannungsmessungen	55		
	4.1.4	Fertigungsabweichungen	56		
	4.1	1.4.1 Rundheitsabweichungen	57		
	4.1	1.4.2 Abweichung des Winkels zur z-Achse	30		
	4.1	1.4.3 Ebenheitsabweichungen	32		

	4.2	Untersuchungen im Bereich "Einflussgrößen beim Austenitisieren"	.64
	4.2.1	Chemische Zusammensetzung	.64
	4.2.2	Metallographische Untersuchungen	.65
	4.2.3	Röntgenographische Eigenspannungsmessungen	.65
	4.2.4	Fertigungsabweichungen	.65
	4.2	2.4.1 Rundheitsabweichungen	.66
	4.2	2.4.2 Abweichung des Winkels zur z-Achse	.68
	4.2	2.4.3 Ebenheitsabweichungen	.70
5	lde	entifikation verzugsbestimmender Einflussgrößen aus der Prozesskette	.71
	5.1	Metallographische Untersuchungen	.71
	5.2	Röntgenographische Eigenspannungsmessungen	.72
	5.3	Änderung der Maße und Formabweichungen infolge der Wärmebehandlung	.72
	5.3.1	Änderung der Maße	.73
	5.3.2	Änderung der Rundheitsabweichungen	.74
	5.3.3	Änderung der Abweichung des Winkels zur z-Achse	.79
	5.3.4	Änderung der Ebenheitsabweichungen	.81
6	lde	entifikation verzugsbestimmender Einflussgrößen beim Austenitisieren	.85
	6.1	Metallographische Untersuchungen	.85
	6.2	Röntgenographische Eigenspannungsmessungen	.85
	6.3	Änderungen der Maß- und Formabweichungen infolge der Wärmebehandlung	.85
	6.3.1	Änderung der Maße	.85
	6.3.2	Änderung der Rundheitsabweichungen	.86
	6.3.3	Änderung der Abweichung des Winkels zur z-Achse	.93
	6.3.4	Änderung der Ebenheitsabweichungen	.96
	6.3.5	Einfluss der Auflage auf das Verzugsverhalten von gehärteten Ringen	.98
7	Di	skussion der experimentellen Ergebnisse	101
	7.1	Fertigungsabweichungen	101
	7.2	Änderung der Maß- und Formabweichungen	102
	7.2.1	Einfluss der Seigerungen auf die Maß- und Formänderungen	102
	7.2.2	Einfluss des Gefüges auf die Maß- und Formänderungen	103
	7.2.3	Einfluss der Fertigungseigenspannungen auf die Maß- und Formänderungen	103
	7.2.4	Einfluss der Lastspannungen auf die Maß- und Formänderungen	105
	7.2.5	Einfluss der Temperaturverteilung auf die Maß- und Formänderungen1	110
8	Be	rücksichtigung von Fertigungseigenspannungen in der	
	Wa	armebehandlungssimulation	113
	8.1	Simulationsprogramm	114
	8.2	Geometrie- und Netzerstellung	114
	8.3	Einbringen der Eigenspannungen	116
	8.4	Erwärmen	121
	8.5	Werkstoffdaten	122

9	Er	gebnisse der Simulationsrechnungen12	25
	9.1	Einfluss ungleichmäßiger Spannungszustände auf die Rundheitsabweichungen 12	25
	9.1.1	Entwicklung der Spannungen beim Erwärmen12	25
	9.1.2	Entwicklung der Rundheitsabweichungen beim Erwärmen12	27
	9.2	Verzug beim Erwärmen durch Fertigungseigenspannungen– Verwendung der Spanntechnik Dreibackenfutter / Segmentbacken bei der Weichbearbeitung12	28
	9.2.1	Vergleich der berechneten Eigenspannungszustände mit röntgenographischen Messungen12	29
	9.2.2	Entwicklung der Spannungen bei der Erwärmung1	33
	9.2.3	Plastische Deformationen aufgrund des Spannungsabbaus beim Erwärmen1	35
	9.2.4	Entwicklung der Rundheitsabweichungen beim Erwärmen1	37
10	Di	skussion der Simulationsrechnungen1	39
	10.1	Bewertung der Methode zum Einbringen der Spannungen13	39
	10.2	Effekt der Fertigungseigenspannungen auf die Entwicklung der	40
	7.	reamonfaceung und Auchlick	51
	Zu		וכ
12	: Lit	eraturverzeichnis1	55

# Formelzeichen und Abkürzungen

SI-Basisgr	ößen	
Symbol	Einheit	Bezeichnung
Т	C	Temperatur
t	S	Zeit
Werkstoffk	enngrößen	
Symbol	Einheit	Bezeichnung
λ	Wm⁻¹K⁻¹	Wärmeleitfähigkeit
Cp	Jkg⁻¹K⁻¹	spezifische Wärmekapazität
ρ	kgm⁻³	Dichte
ν		Querkontraktionszahl
E	MPa	Elastizitätsmodul
Fertigungs	parameter au	s dem Bereiche des Drehens
v	m/s	Schnittgeschwindigkeit
f	mm	Vorschub
a <sub>p</sub>	mm	Schnitttiefe
Beschreib	ung des Wärm	neübergangs
Symbol	Einheit	Bezeichnung
Q	W	Wärmestrom
A	m²	Fläche
α	$W/m^{-2}K^{-1}$	Wärmeübergangskoeffizient
σ	$W/m^{-2}K^{-4}$	Stefan-Boltzmann-Konstante
F		Sichtfaktor
8		Emissionsgrad
Beschreib	ung der Umwa	andlungsvorgänge beim Austenitisieren
Symbol	Einheit	Bezeichnung
Ac <sub>1b</sub>	℃	Temperatur, die den Beginn der Ferritumwandlung in übereutektoiden Stählen beim Erwärmen kennzeichnet
Ac <sub>1e</sub>	℃	Temperatur, die das Ende der Ferritumwandlung in übereutektoiden Stählen beim Erwärmen kennzeichnet
Ac <sub>c</sub>	℃	Temperatur, die das Ende der Carbidauflösung im Austenit in übereutektoiden Stählen beim Erwärmen kennzeichnet
К	N⁻¹mm²	Koeffizient der Umwandlungsplastizität
F		Ferrit (Index)
A		Austenit (Index)
Μ		Martensit (Index)

### Beschreibung der Maß- und Formabweichungen

Symbol	Einheit	Bezeichnung
D	mm	Durchmesser
R, r	mm	Radius
х	mm	Raumkoordinate
у	mm	Raumkoordinate
z	mm	Raumkoordinate
φ	o	Umfangswinkel
а		Koeffizient der Fourieranalyse
b		Koeffizient der Fourieranalyse
k		Ordnung der Fourieranalyse (Index)
а		Kennzeichnung der äußeren Mantelfläche (Index)
i		Kennzeichnung der inneren Mantelfläche (Index)
m		Kennzeichnung des mittleren Radius (Index)
t	mm	Angabe der Toleranzzone

## Statistische Versuchsplanung

Symbol	Einheit	Bezeichnung
δ		wahre Differenz der Mittelwerte
d		Schätzwert der Differenz der Mittelwerte
S <sub>d</sub>		Standardabweichung des Effekts
У		Zielgröße
n		Anzahl der Versuche einer Faktorstufenkombination
m		Anzahl der Faktorstufenkombination
df		Freiheitsgrade
t		Wert der t-Verteilung

#### Größen aus dem Bereich der Simulation

Einheit	Bezeichnung
	Dehnung
0	Winkel bei der Drehung des Koordinatensystems
0	Winkel bei der Drehung des Koordinatensystems
	Koeffizient der Dehnungsverteilung beim Einbringen der Spannungen in das Simulationsmodell
	Faktor zur Berücksichtigung der zeitlichen Entwicklung beim Einbringen der Spannungen in das Simulationsmodell
Nm	Biegemoment
MPa	Spannung
	Kennzeichnung eines thermischen Anteils (Index)
	Kennzeichnung eines plastischen Anteils (Index)
	Einheit ° °

# 1 Einleitung und Zielsetzung

Der grundlegende Ansatz, den Verzug als eine Systemeigenschaft aufzufassen, setzt sich im wissenschaftlichen aber auch im industriellen Kontext immer mehr durch. Der im Jahr 2001 eingerichtete Sonderforschungsbereich "Distortion Engineering – Verzugsbeherrschung in der Fertigung" hat diesen Ansatz aufgegriffen und beschäftigt sich mit der Bestimmung signifikanter Einflussgrößen und Wechselwirkungen über die gesamte Fertigungskette von ausgewählten Bauteilen, um die wesentlichen Mechanismen der Verzugsentstehung zu identifizieren.

In der Literatur zum Thema Verzug infolge der Wärmebehandlung werden nahezu ausschließlich Themen aus dem Bereich des Teilschrittes "Abschrecken" behandelt. Eine systematische Analyse der Verzugspotentiale im Wärmbehandlungsschritt "Austenitisieren" liegt nicht vor, obwohl in der Literatur folgende Hinweise zu möglichen Verzugsursachen beim Erwärmen aufgeführt werden:

- Temperaturunterschiede werden aufgrund der Konstruktion des Bauteiles (Querschnittsübergänge, Unterschied Rand - Kern) oder eines inhomogenen Wärmeübergangs bei der Erwärmung im Bauteil vorliegen. In beiden Fällen werden durch die inhomogene Temperaturverteilung thermische Spannungen im Bauteil induziert.
- Unterschiedliche Temperaturverteilungen f
  ühren w
  ährend der Umwandlungsvorg
  änge zu
  orts- und zeitabh
  ängigen Phasenentwicklungen. Durch die unterschiedlichen spezifischen
  Volumina der beteiligten Phasen entstehen dadurch Umwandlungsspannungen, die auch
  durch chemische Inhomogenit
  äten oder lokal unterschiedliche Gef
  üge im Ausgangszustand vor der W
  ärmebehandlung und ihren Einfluss auf das lokale Umwandlungsverhalten entstehen k
  önnen.
- Da die Festigkeit des Werkstoffs mit zunehmender Temperatur abfällt, kommt der Chargierung der Bauteile während der Wärmebehandlung eine wichtige Rolle zu. Bei unsachgemäßer Auflage kann ein Verzug aufgrund von Kriechvorgängen durch das Eigengewicht der Bauteile auftreten.
- Jeder Prozessschritt in der Fertigungskette beeinflusst die Eigenspannungsverteilung des Bauteils in seiner eigenen Art und Weise. Während der Erwärmung bei der Wärmebehandlung werden die elastischen Dehnungen der Eigenspannungen in plastische Dehnungen umgesetzt, wenn der Widerstand gegen plastische Verformung (Zeitdehngrenze, Fließgrenze) örtlich überschritten wird. Die mit zunehmender Temperatur abnehmende Festigkeit des Materials spielt auch beim Abbau der Fertigungseigenspannungen eine entscheidende Rolle.

Entsprechend der notwendigen Eigenschaften in Bezug auf einen konkreten Einsatzfall kann die Wärmebehandlung von Wälzlagerringen unterschiedlich gestaltet werden. Neben Randschichtverfahren und thermochemischen Wärmebehandlungen kommen durchgreifende Wärmebehandlungen in Frage. In dieser Arbeit werden dabei nur durchgreifende Erwärmvorgänge zum Austenitisieren von Wälzlagerringen des Wälzlagerstahls 100Cr6 betrachtet. Auch die Untersuchung des Einflusses der Geometrie auf die Maß- und Formabweichungen ist nicht Bestandteil dieser Arbeit. Gegenstand der Untersuchungen sind ausschließlich rein zylindrische Ringe mit den Abmessungen  $ø_a$ 145 mm x  $ø_i$ 133 mm x 26 mm. Die Herstellung der Ringe erfolgte entlang einer definierten Prozesskette: Rohstahlherstellung über Stranggießtechnologie; Walzen zu Stabstahl; GKZ Glühen; Schmieden der Ringe in den Einzelschritten Stauchen und Lochen sowie Ringwalzen; GKZ Glühen; Weichbearbeitung.

Die Vorgehensweise bei der Betrachtung des Verzugsverhaltens der Ringe richtet sich nach der im Sonderforschungsbereich 570 (SFB570) "Distortion Engineering - Verzugsbeherrschung in der Fertigung" entwickelten Methode. Aus der Analyse der vorliegenden Prozesskette werden mögliche verzugsbestimmende System- und Stellgrößen ausgewählt. Da in den einzelnen Fertigungsschritten der gesamten Prozesskette entscheidend die Verteilung der Träger der Verzugspotenziale geprägt wird, werden gezielt inhomogene Eigenschaften in den Bauteilen eingestellt, um ihre Wirkung auf die Maß- und Formänderungen infolge der Wärmebehandlung aufzuzeigen. Zudem werden die oben aufgeführten prinzipiellen Ursachen für einen möglichen Verzug beim Erwärmen durch die eigentlichen Prozessparameter des Wärmens beeinflusst. So bestimmt z. B. die Wahl der Erwärmgeschwindigkeit die resultierenden Temperaturdifferenzen zwischen Bauteiloberfläche und -kern und somit auch die lokalen Umwandlungsvorgänge. Die entsprechenden experimentellen Untersuchungen werden dabei mit Hilfe der Statistischen Versuchsplanung geplant und ausgeführt. Ziel ist, die statistisch signifikanten Einflussgrößen und Wechselwirkungen auf die Maß- und Formabweichungen zu identifizieren. Als Hilfsmittel wird dabei die Fourieranalyse der Verzugskenngrößen eingesetzt. Zudem erfolgt die Analyse des Verzugsverhaltens in einer, im Rahmen dieser Arbeit entwickelten, neuen Darstellungsform, die neben dem Betrag auch die Richtung der Formabweichungen mit einbezieht.

Die Erkenntnisse aus den experimentellen Untersuchungen werden in einem weiteren Schritt mit Hilfe von Simulationsrechnungen unterstützend analysiert. Die Darstellung der orts- und zeitaufgelösten Vorgänge während der Wärmebehandlung, die in den experimentellen Untersuchungen gar nicht oder nur mit erheblichen Aufwand zugänglich sind, sollen weitere Schlussfolgerungen für die Identifikation der verzugsbestimmenden Einflussgrößen beim Austenitisieren eröffnen. Dabei gilt das besondere Interesse der Entwicklung der Träger der Verzugspotenziale, die Rückschlüsse auf mögliche Verzugsmechanismen beim Erwärmen zulassen.

Das in den ersten Schritten erarbeitete Know-how wird für die Ableitung gezielter Kompensationsmaßnahmen zur Verzugsminimierung beim Erwärmen verwendet. Diese Maßnahmen können dabei sowohl das zielgerichtete Eingreifen in den Wärmebehandlungsprozess als auch die Arbeiten im Bereich der Arbeitsplanung beinhalten.

# 2 Kenntnisstand

# 2.1 Herstellung von Wälzlagerringen

Wälzlager wie auch Gleitlager stützen relativ zueinander bewegte Maschinenteile ab und führen sie. Durch Zwischenschaltung von Wälzkörpern wird das Gleiten durch ein Rollen mit kleinem Gleitanteil (Wälzen) ersetzt [Poll, 2007]. Die Einteilung der Wälzlager kann zum Beispiel über die Angabe des Wälzkörpers (Kugel-, Zylinderrollen-, Kegelrollen-, Nadel- und Tonnenrollenlager) oder entsprechend der Belastung (radial und / oder axial) erfolgen. Aus der Verknüpfung der verschiedenen Anforderungen ergeben sich unzählige Bauformen für verschiedenste Anwendungsfälle, die in umfangreichen Katalogen der Hersteller (z. B. Schaeffler Gruppe, SKF, Rothe Erde) hinterlegt sind.

Der verwendete Werkstoff bestimmt im hohen Maße das Einsatzverhalten von Wälzlagern, wobei der Härte eine herausragende Bedeutung zugewiesen werden kann, da sie von besonderer Bedeutung in Bezug auf die Belastbarkeit, die Ermüdungsfestigkeit und die Berührungsverhältnisse im Wälzkontakt ist. Aber auch hohe Anforderungen aufgrund der Betriebsbedingungen, wie z. B. die Korrosions- oder Temperaturbeständigkeit, bestimmen die Werkstoffauswahl. Die unterschiedlichen Lagerausführungen und Einsatzbedingungen haben deshalb im Laufe der Entwicklung zu einer breiten Werkstoffpalette geführt, die nach DIN EN ISO 683 in die Werkstoffgruppen durchhärtende Stähle, Einsatzstähle, induktionshärtende Stähle, nichtrostende Stähle und warmharte Stähle unterteilt sind (Tabelle 2.1).

	Kurzname	Werkstoffnummer	
	100Cr2	1.3501	
	100Cr6	1.3505	
durchhärtende	100CrMnSi6-4	1.3520	
Stähle	100CrMo7	1.3537	
	100CrMo7-3	1.3536	
	100CrMnMoSi8-4-6	1.3539	
	17MnCr5	1.3521	
Fineatzstählo	19MnCr5	1.3523	
Linsaizsianie	16CrNiMo6	1.3531	
	18NiCrMo14-6	1.3533	
	C56E2	1.1219	
induktionshärtende	56Mn4	1.1233	
Stähle	70Mn4	1.1244	
	43CrMo4	1.3563	
	X47Cr14	1.3541	
nichtrostende	X65Cr14	1.3542	
Stähle	X108CrMo17	1.3543	
	X89CrMoV18-1	1.3549	
	80MoCrV42-16	1.3551	
warmharte	13MoCrNi42-16-14	1.3555	
Stähle	X82WMoCrV6-5-4	1.3553	
	X75WCrV18-4-1	1.3558	

Tabelle 2.1: Zulässige Wälzlagerstähle nach DIN EN ISO 683

Einen besonderen Status nimmt in diesem Zusammenhang der durchhärtende Wälzlagerstahl 100Cr6 ein. Diese Stahlsorte ist in ihrer ca. 100 jährigen Entwicklungsgeschichte der bevorzugte Werkstoff für Untersuchungen im Bereich der gesamten Prozesskette sowohl bei der Herstellung als auch im Einsatz von Wälzlagern [Hengerer, 2002]. Aber auch im industriellen Einsatz im Bereich der Wälzlagertechnik kann der Stahl 100Cr6 als das Standardmaterial bezeichnet werden. Für größere Abmessungen wurden, basierend auf der chemischen Zusammensetzung von ca. 1 % Kohlenstoff und 1,5 % Chrom, weitere Stahlsorten eingeführt, die die Härtbarkeit aufgrund modifizierter Silizium-, Mangan- und Molybdängehalte erhöhen.

Nach Ausführungen von Förster [Förster, 2001] besteht die Herstellung von Wälzlagerringen bei der Fertigung aus Rohren, insbesondere in Europa, aus vielen teilweise sehr aufwendigen Fertigungsschritten (Bild 2.1).



Bild 2.1: Prozesskette zur Herstellung von Wälzlagerringen bei der Fertigung aus Rohren [nach Förster, 2001]

Bis zu Beginn der 1970er Jahre wurde Stahl nahezu ausschließlich als Blockguss in Kokillen vergossen. Danach kam es aber zur Umgestaltung der Produktion im Bereich des Urformens, und die Stranggießtechnologie wurde flächendeckend in der Stahlerzeugung (Bild 2.2) eingeführt. In den folgenden Jahren erhöhte sich der Stranggussanteil an der Rohstahlerzeugung auf nahezu 100 %. Das Warmwalzen zum Stabstahl schließt sich dem Stranggießen an. Hierbei werden die Knüppel auf eine Temperatur oberhalb der Rekristallisationstemperatur erwärmt und dann mittels Walzen auf die vorgegebenen Endabmessungen reduziert.



Bild 2.2: Vergleich der Entwicklung der Stranggussanteile an der Rohstahlerzeugung in der Welt und in Deutschland [Daten aus Stahl-Online, 2009]

Die nachfolgenden Prozessschritte dienen in den überwiegenden Fällen der Herstellung von warmgewalzten und kalt nachverformten Stahlrohren [Krabiell, 1998]. Die durch konventionelles Warmwalzen hergestellten nahtlosen Rohre aus dem Wälzlagerstahl 100Cr6 werden in der Regel GKZ-geglüht, um ein vorteilhaftes Gefüge für die nachfolgende zerspanende Bearbeitung der Ringe zu gewährleisten. Das Komplettdrehen, zu der es bei kleinen Stückzahlen bis heute kaum eine Alternative gibt [Voelkner, 2006], ist dabei nur eine Möglichkeit, aus einem Rohr ein ringförmiges Teil herzustellen. In den vergangenen Jahrzehnten wurden Kaltwalzverfahren wie Tangentialprofilringwalzen (TPRW) und Axialprofilrohrwalzen (APRW) unter dem Gesichtspunkt einer endkonturnahen Fertigung [Ficker, 2005] entwickelt.

In den häufigsten Fällen haben aber Warm- und Halbwarmwalzverfahren zur Fertigung von Ausgangsteilen für die spanende und / oder umformende Weiterbearbeitung in der industriellen Praxis Anwendung gefunden. Dabei dienen als Vormaterial zum sogenannten Ringwalzen runde vorgewalzte oder vorgeschmiedete Stäbe, von denen die erforderlichen Abschnitte durch Kalt- oder Warmscheren bzw. durch Sägen abgelängt werden. Das Halbzeug wird auf Umformtemperatur (1000 bis 1200 ℃) durchgewärmt und dann zunächst gestaucht sowie in ein oder mehreren Schritten gelocht. Dieser zylindrische Ringrohling wird durch kontinuierliche Rotation auf dem Walztisch (Bild 2.3) durch das Zustellen von Hauptund Dornwalze in seiner Wanddicke sowie zeitgleich mit einem zusätzlich in axialer Richtung wirkendem Kegelwalzenpaar in seiner Ringhöhe reduziert und somit in seinem Durchmesser vergrößert wird. Eine vereinfachte Form stellen Radial-Ringwalzwerke dar, bei denen mit nur einem Walzspalt zur Reduzierung der Ringwanddicke gearbeitet wird.



Bild 2.3: Prinzip des Radial-Axial-Ringwalzens [Kluge, 2005]

Die Entwicklung der Wälzlagerindustrie in den einzelnen Prozessschritten wurde in den letzten Jahren kontinuierlich vorgestellt und diskutiert. In diesem Zusammenhang ist die Tagungsreihe der ASTM "Bearing Steel Technology" zu nennen, die seit dem Jahr 1974 mit bislang insgesamt acht Veranstaltungen [Hoo, 1975 bis 1998; Beswick, 2002 bis 2009] ein wichtiges Forum zum Erfahrungsaustausch gerade in den Bereichen Werkstoffentwicklung und Einsatzverhalten darstellt.

# 2.2 Wärmebehandlung

## 2.2.1 Begriffserklärungen

Die Begriffe der Wärmebehandlung sind in DIN EN 10052 definiert. Unter der Wärmebehandlung wird eine Folge von Wärmebehandlungsschritten definiert, in deren Verlauf ein Werkstück ganz oder teilweise Zeit-Temperatur-Folgen unterworfen wird, um eine Änderung seiner Eigenschaften und / oder seines Gefüges herbeizuführen. Entsprechend der schematischen Zeit-Temperatur-Folge in Bild 2.4 wird jede Wärmebehandlung in die drei wesentlichen Behandlungsschritte Erwärmen, Halten und Abkühlen unterteilt. Das Erwärmen wird

im deutschsprachigen Raum zusätzlich noch unterteilt in die Einzelschritte Anwärmen und Durchwärmen. Unter dem Anwärmen versteht man das Erwärmen eines Werkstückes bis zum Erreichen der vorgegebenen Temperatur an der Oberfläche. Danach erfolgt das weitere Erwärmen bis zum Erreichen dieser Temperatur im gesamten Querschnitt des Werkstückes.



Bild 2.4: Zeit-Temperatur-Folge (Schema) bei der Wärmebehandlung [DIN 17022-1]

Während des Erwärmens entstehen zwischen Rand und Kern der Werkstücke Temperaturunterschiede, deren Größe abhängig ist vom Querschnitt bzw. der Abmessungen der Werkstücke, der Erwärmgeschwindigkeit und der Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffes. Neben den Temperaturunterschieden sind die auftretenden Gefügeumwandlungen für die Entstehung von Spannungen verantwortlich, die zu Maß- und Formänderungen nach der Wärmebehandlung führen können. Deshalb wird das Erwärmen gerade bei Werkstücken mit großen Querschnittsunterschieden und / oder Abmessungen sowie bei Werkstoffen mit geringer Wärmeleitfähigkeit stufenweise (Bild 2.5) durchgeführt, um die örtlichen Temperaturgradienten möglichst gering zu halten.



Bild 2.5: Zeit-Temperatur-Folge (Schema) beim Austenitisieren mit dreistufigem Vorwärmen [DIN 17022-1]

Beim Halten verbleibt die Temperatur auf einem konstanten Wert. Dabei muss angegeben werden, ob die Temperatur des Ofens, die der Werkstückoberfläche, die des gesamten Werkstückquerschnittes oder die eines bestimmten Punktes des Werkstückes gemeint ist. Wird die Temperatur des Werkstückes soweit erhöht, dass die Matrix austenitisch wird, so wird vom Austenitisieren gesprochen. Wenn die Umwandlung von Ferrit in Austenit nicht vollständig erfolgt, wird auch von teilweisem oder unvollständigem Austenitisieren gesprochen. Die Angabe der höchsten Temperatur beim Austenitisieren wird als Austenitisiertemperatur bezeichnet [DIN EN 10052].

Das nachfolgende Abkühlen ist für die Einstellung der gewünschten Eigenschaften von großer Bedeutung. So erfolgt nach den Glühbehandlungen, die das Gefüge in Richtung Gleichgewicht verändern, eine langsame Abkühlung. Beim Härten dagegen wird gezielt abgeschreckt, um z. B. im gesamten Bauteil eine martensitische Härtung zu bewirken.

Die Vielzahl der Wärmebehandlungsverfahren basiert demnach auf der zweckgerichteten Kombination des Grundzyklus der Wärmebehandlung [Eckstein, 1987], mit dem die folgenden Eigenschaftsänderungen mit Hilfe von einem oder mehreren Prozesszyklen Erwärmen – Halten – Abkühlen erzielt werden können:

- Bestimmte Gefügezustände können z. B. durch Normalglühen, Weichglühen, GKZ Glühen und Härten eingestellt werden.
- Das Anlassen wird in der Regel nach einem Härten durchgeführt, um die geforderten mechanischen Eigenschaften einzustellen.
- Die Auswirkungen einer Kaltverfestigung werden durch z. B. Rekristallisationsglühen oder Normalglühen beseitigt.
- Das Spannungsarmglühen verfolgt das Ziel eines Eigenspannungsabbaus.
- Während einer thermochemischen Wärmbehandlung wird die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes geändert, z. B. durch Aufkohlen oder Nitrieren.
- Wird die Wärmebehandlung mit Umformverfahren kombiniert, um durch Steuerung der Temperatur und Umformung einen gewünschten Gefügezustand mit entsprechenden Eigenschaften einzustellen, spricht man von thermomechanischer Wärmbehandlung.

#### 2.2.2 Gefügeumwandlungen beim Austenitisieren

In der Regel bestimmt die Gestaltung des Abkühlprozesses einer Wärmebehandlung die mechanischen Eigenschaften eines Bauteils. Allerdings kann auch in einigen Fällen der Erwärmung eine gleich große Bedeutung im Wärmebehandlungsprozess zugewiesen werden, wenn beim Erwärmen und Halten auf erhöhter Temperatur selbst die eigenschaftsbestimmenden Vorgänge ablaufen. In diese Kategorie gehören z. B. das Anlassen oder das Rekristallisationsglühen. Zudem gewinnen die Gefügeumwandlungen beim Erwärmen und Halten an Bedeutung, wenn sie die Anfangsbedingungen der Abkühlung maßgeblich festlegen. Dies trifft auf jeden Fall beim Austenitisieren zum Härten von Stahl zu. Das zu austenitisierende Gefüge ist im Allgemeinen ein Gemenge aus Ferrit und Carbiden, das in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung und der vorausgegangenen Abkühlung in Form von Ferrit, Perlit, Bainit oder Martensit vorliegt. Pauschal kann also die beim Austenitisieren ablaufende Gefügereaktion durch

Ferrit + Carbid 
$$\rightarrow$$
 Austenit (1)

beschrieben werden. Die Kinetik dieser Umwandlung wurde dabei in Standardwerken [Eckstein, 1969; Jäniche, 1984; Brooks, 1992] getrennt nach den verschiedenen Ausgangs-

gefügen beschrieben. Prinzipiell wird die Austenitbildung als thermisch aktivierter Keimbildungs- und Wachstumsprozess mit Kurz- und / oder Langstreckentransport der beteiligten Elemente mittels Diffusion angesehen. Dabei wird der Gesamtprozess in die vier Teilschritte Keimbildung, Keimwachstum, Carbidauflösung und Homogenisierung unterteilt. Detaillierte Ergebnisse aus dem vorhandenen Schrifttum bezüglich der bestimmenden Einflussgrößen und Mechanismen dieser Teilschritte wurden in mehreren Dissertationen [Roth, 1963; Reichelt, 1983; Bösler, 1995] zusammengetragen. Die wichtigsten Erkenntnisse sollen an dieser Stelle am Beispiel der Umwandlungsvorgänge eines legierten übereutektoiden Stahles anhand eines Dreistoffsystems Eisen-Kohlenstoff-Legierungselement M (Bild 2.6) erläutert werden.



Bild 2.6: Schnitt durch ein Dreistoffsystem Eisen-Kohlenstoff-Legierungselement M mit geringen konstanten Gehalt an M [Jäniche, 1984]

Durch den geringen konstanten Gehalt des Legierungselementes M treten in diesem Fall nur Carbide der Form M<sub>3</sub>C auf. In höher legierten Stählen können aber auch weitere Carbide der Form M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> und M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> gebildet werden [Jäniche, 1984]. Als Ausgangsgefüge wird eine ferritische Matrix mit kugelig eingeformten Carbiden angenommen. Die Austenitbildung beginnt bei der Umwandlungstemperatur Ac<sub>1b</sub>. Die Keimbildung erfolgt bevorzugt an den Grenzflächen Ferrit / Carbid, die im Bereich von Korngrenzen liegen. Im folgenden Verlauf bildet sich um die entsprechenden Carbidteilchen eine Austenitschale aus. Das weitere Austenitwachstum wird danach zunächst durch die Kohlenstoffdiffusion im Austenit bestimmt. Da in übereutektoiden Stählen die Abstände zwischen den einzelnen Carbidteilchen relativ gering sind, besteht grundsätzlich die Möglichkeit, dass mehrere Carbidteilchen durch ein wachsendes Austenitkorn umschlossen werden. Somit bleiben die Diffusionswege für den Kohlenstoff während der fortschreitenden Phasenumwandlung kurz. Bei der Umwandlungstemperatur Ac<sub>1e</sub> ist die Ferritumwandlung abgeschlossen. In der Regel sind dann noch Carbide in der austenitischen Matrix vorhanden. Während im ersten Stadium der Carbidauflösung der Kohlenstoff unabhängig von den anderen Substitutionsatomen diffundieren kann, ist danach aufgrund der Kopplung der Diffusionsströme nur noch eine gleichzeitige Umverteilung des Kohlenstoffs und der Substitutionsatome möglich. Bis zur Umwandlungstemperatur Ac<sub>c</sub> haben sich aber alle Carbide aufgelöst und es liegt ein austenitisches Gefüge vor, das aber in der Regel aufgrund der Konzentrationsinhomogenitäten der Legierungselemente als "inhomogener" Austenit bezeichnet wird. Während der weiteren Austenitisierung wird die Verteilung der Legierungselemente durch Diffusionsvorgänge homogenisiert. Dieser Vorgang ist gleichzeitig verbunden mit verstärkt einsetzendem Kornwachstum.

Generell beeinflusst das Ausgangsgefüge vor der Erwärmung aufgrund unterschiedlicher Carbidverteilungen die zeitlichen Abläufe der Phasenumwandlungen beim Austenitisieren. Durch die geänderte Diffusionsgeometrie werden dabei die Geschwindigkeiten der einzelnen Teilvorgänge zwar geändert, die grundsätzlichen Abläufe gelten aber auch in diesen Fällen. Eine weitere wichtige Einflussgröße auf die Umwandlungskinetik bei der Austenitbildung ist die Erwärmgeschwindigkeit. Mit steigender Erwärmgeschwindigkeit wird das Umwandlungsintervall zu höheren Temperaturen verschoben. Diese werkstoffbedingten Zusammenhänge sind am übersichtlichsten in sogenannten Zeit-Temperatur-Austenitisier (ZTA)-Schaubildern hinterlegt, die für einige Werkstoffe in Sammelwerken [Orlich, 1973 und 1976] zusammengetragen sind. Die Schaubilder sind auch für die Wahl der Wärmebehandlungsparameter sehr nützlich, da aus ihnen die erforderliche Austenitisiertemperatur und Haltedauer abgeschätzt werden kann. Die Austenitisierbedingungen werden dabei von der Art und der Geschwindigkeit des Erwärmens bestimmt, weshalb zwischen ZTA-Schaubildern für isothermisches Austenitisieren (Bild 2.7) bzw. für kontinuierliches Austenitisieren (Bild 2.8) zu unterscheiden ist. Es ist zu beachten, dass jedes ZTA-Schaubild nur für eine ganz bestimmte Stahlzusammensetzung und ein bestimmtes Ausgangsgefüge gültig ist.



Bild 2.7: Ausschnitt aus einem ZTA Schaubild für isothermisches Austenitisieren: 100Cr6, GKZ geglüht [Orlich, 1973]



Bild 2.8: Ausschnitt aus einem ZTA Schaubild für kontinuierliches Austenitisieren: 100Cr6, GKZ geglüht [Orlich, 1973]

Das sich beim abschließenden Härten bildende Gefüge hängt von der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs, seinem Austenitisierungszustand und von der Abkühlgeschwindigkeit bei der Abschreckung ab. Der Austenitisierungszustand wirkt sich über seine charakteristischen Größen Korngröße und Homogenität des Austenits sowie die Menge und Verteilung der restlichen Carbide auf die Umwandlungskinetik beim Härten aus. Alle aufgeführten Größen können durch die Wahl der Austenitisiertemperatur sowie der Erwärmauf bzw. Haltedauer bei dieser Temperatur beeinflusst werden. Deshalb liegen auch ZTA-Schaubilder [Orlich, 1973 und 1976] vor, in die die Entwicklung der Korngröße (ZTA-Austenitkornwachstum-Schaubild) bzw. der Volumenanteil der Restcarbide im austenitischen Grundgefüge (ZTA-Carbidauflösung-Schaubild) mit aufgenommen ist. Mit zunehmender Austenitisiertemperatur bzw. -dauer nimmt der Carbidanteil kontinuierlich ab, was gleichbedeutend mit einem höheren Gehalt an gelöstem Kohlenstoff im Austenit ist. Dieser Vorgang (Bild 2.9) führt zu einer Verschiebung der Umwandlungen zu späteren Zeiten und zum Absenken der M<sub>s</sub>-Temperatur (Martensitstarttemperatur). Zunächst kann dabei eine Zunahme der Härte des resultierenden Gefüges beobachtet werden. Allerdings nimmt auch der Restaustenitgehalt im Härtungsgefüge mit zunehmendem gelöstem Kohlenstoffgehalt zu, was letztendlich zu einem Härteabfall führt. Auch für diese Abhängigkeiten liegen entsprechende Schaubilder [Orlich, 1973 und 1976] in Form von ZTA-Martensitbeginn- Schaubild bzw. ZTA-Abschreckhärte-Schaubild vor.

In Bezug auf den Umwandlungsmechanismus sollte die in der Literatur beschriebene Möglichkeit einer diffusionslosen Umwandlung des Ferrits in Austenit erwähnt werden [Schlicht, 1974]. Aus thermodynamischer Sicht ist das möglich, wenn die freie Enthalpie der beiden Phasen gleich ist. Dieser Mechanismus tritt bei herkömmlichen Stählen allerdings nur auf, wenn das Austenitisieren mit sehr hohen Erwärmungsgeschwindigkeiten durchgeführt wird, um vor Erreichen dieses Umwandlungsgebietes (T > 920 °C) die Diffusion weitestge-

hend zu unterdrücken. Bei Eisen-Nickel-Legierungen kann dieser Mechanismus am besten studiert werden [Eckstein, 1969].



Bild 2.9: Abhängigkeit der Härte, des Restaustenitgehaltes sowie der M<sub>s</sub>- und M<sub>f</sub>-Temperaturen vom Kohlenstoffgehalt (unlegierter Stahl; vollständig austenitisiert; Abschreckung auf Raumtemperatur) [nach Jäniche, 1984]

#### 2.2.3 Austenitisieren aus der Sicht der Wärmebehandlungstechnologie

Für die Durchführung von Wärmebehandlungen stehen eine Vielzahl von Wärmebehandlungsanlagen bzw. Ofentypen zur Verfügung. Bei der Auswahl geeigneter Einrichtungen zum Austenitisieren sind mehrere Punkte zu beachten [Liedtke, 2004; Eckstein, 1987; DIN 17022 Teil 1-3]. Zunächst ist die benötigte Heizleistung unter Berücksichtigung der erforderlichen Erwärmgeschwindigkeit zu bestimmen, was unmittelbar mit der Art der Wärmeübertragung (konvektiv, Strahlung, induktiv etc.) verbunden ist. Das Erwärmen kann in flüssigen, festen oder gasförmigen Medien erfolgen, wobei die festen Wärmmittel von untergeordneter Bedeutung sind. Zudem ist das Erwärmen im Vakuum möglich. Für die Auswahl sind hauptsächlich die zwischen Werkzeugrandschicht und Wärmmittel möglichen Reaktionen (z. B. Entkohlen, Oxdieren, Verzundern) maßgebend. Bei den flüssigen Wärmmitteln kommen Salz- sowie Metallschmelzen zum Erreichen der erforderlichen Temperaturen zum Einsatz. Ungewünschte Veränderungen in der Randschichtzusammensetzung der Werkstücke lassen sich durch die Auswahl geeigneter, reaktionsträger und untereinander verträglicher Schmelzen vermeiden oder zumindest verringern. Die untereinander gute Verträglichkeit ist auch bei gestufter Erwärmung in mehreren Bädern von Bedeutung, um die Betriebssicherheit zu gewährleisten. Als gasförmige Medien werden Luft oder Schutzgas eingesetzt, wobei das entscheidende Kriterium die Reaktion mit der Werkstückrandschicht ist. Bei den Schutzgasen ist Stickstoff einfach zu handhaben, die Schutzwirkung wird aber bei geringem Reinheitsgrad und hohen Temperaturen reduziert. Bei Spaltgasen sowie endotherm oder exotherm erzeugten Schutzgasen ist aufgrund von brennbaren Anteilen besonders bei Temperaturen unterhalb 750 °C der Zündbereich zu beachten. Bei dem in technischen Vakuumöfen verwendeten Druckbereich ist die Restmenge der noch vorhandenen Gase so gering, dass eine Schädigung der Werkstückoberfläche praktisch nicht erfolgen kann. Allerdings ist der Druck im Ofenraum auf den Dampfdruck der einzelnen Legierungselemente des Werkstoffs abzustimmen, so dass ein Ausdampfen der Legierungselemente unterbleibt. Ein weiterer wichtiger Aspekt ist die Temperatur-Regelabweichung und Temperaturabweichung des Ofens / der Ofenanlage. Als letzter Punkt sind natürlich die Abmessungen der Werkstücke sowie deren mögliche Anordnung innerhalb der Charge (z. B. hängend, liegend, stehend, geschüttet) zu beachten. Eine Übersicht mit Hinweisen zur Ofenauswahl beinhaltet Bild 2.10.

Beim Randschichthärten [DIN 17022 Teil 5] werden ganz andere Anforderungen an die Wärmequelle gestellt, da bei diesen Wärmebehandlungen nur die Randschicht der Werkstücke gehärtet und entsprechend nur in dieser Zone eine Austenitbildung gewünscht wird. Das Erwärmen und Halten auf Temperatur kann durch verschiedene Verfahren erfolgen, die in Tabelle 2.2 aufgelistet sind. Alle aufgeführten Methoden sind dabei durch sehr hohe Leistungsdichten im Bereich von 10<sup>3</sup> bis 10<sup>4</sup> W/cm<sup>2</sup> [Liedtke, 2004; Eckstein, 1987; Kohtz, 1994] gekennzeichnet.

elektromagnetisch	Konvektion	Strahlung	Reibung	
Induktionshärten	Flammhärten	Laserstrahlhärten	Reibhärten mit	
Konduktionshärten	Plasmastrahlhärten	Elektronen-	Reib- oder	
	Tauchhärten	strahlhärten	Schlehscheiden	

Tabelle 2.2:Übersicht über die Erwärmmethoden zum Randschichthärten [nach Liedtke,<br/>2004]

#### 2.2.4 Austenitisieren aus Sicht der Art der Wärmeübertragung

Entsprechend der vorherigen Definition ist das Erwärmen immer Bestandteil einer Wärmebehandlung. Das Austenitisieren eines Körpers kann dabei aus Sicht der Wärmeübertragungsart auf unterschiedlichen Wegen erfolgen: Für eine direkte Erwärmung eines Körpers kommen z. B. die Induktionserwärmung und die Widerstandserwärmung in Betracht. Beide Verfahren nutzen dabei die direkte Umsetzung der elektrischen in thermische Energie (Joulesches Gesetz) über innere Wärmequellen zur Erwärmung des Körpers [Winkelmann, 1978].

Bei der Induktionserwärmung wird mit Hilfe eines Induktors ein magnetisches Wechselfeld erzeugt, das in einem elektrisch leitenden Werkstück einen Wechselstrom induziert. Bei ferromagnetischen Werkstoffen tragen bis zum entsprechenden Curie-Punkt zusätzlich noch Hystereseverluste infolge des ständigen Ausrichtens der so genannten Elementarmagnete bei anliegendem Wechselstrom zur Erwärmung bei. Bei der Auswahl der Verfahrensparameter ist der sogenannte Skin-Effekt zu beachten, der generell in von höherfrequentem Wechselstrom durchflossenen elektrischen Leitern auftritt und bewirkt, dass die Stromdichte im Inneren eines Leiters niedriger als an seiner Oberfläche ist. Die in einem induktiv erwärmten Körper erzeugte Wärmeenergie beschränkt sich somit nur auf seine äußere Randschicht. Die Eindringtiefe ist von der Frequenz, vom spezifischen Widerstand und von der relativen Permeabilität des Werkstoffes abhängig. Da die beiden Werkstoffkennwerte temperaturabhängig sind, ist die Eindringtiefe während des Erwärmvorganges nicht konstant. Sie nimmt bei gleichbleibender Frequenz z. B. bei Stahl bei 1000 °C etwa den 40fachen Wert gegenüber der Eindringtiefe bei Raumtemperatur an [Benkowsky, 1990]. Weitere Details in Bezug auf die Induktionserwärmung können z. B. aus den folgenden Quellen entnommen werden: [Heydecker, 1978; Eckstein, 1987; Benkowsky, 1990; Mühlbauer, 1992].

	1						
Wärme- behandlung	Temperatur- bereich °C	Grenz- abweichung °C <sup>6</sup> )	Erforderliche Prozeß- steuerung	Übliche Wärme- mittel siehe Abschnitt 6 <sup>9</sup> )	Ofenart	Bemerkungen	
Spannungs- armglühen	550 bis 700	± 25	Zeit,	Luft,	Schachtofen, Topfofen, Haubenofen,	Vorzugsweise Öfen mit	
Normal- glühen	820 bis 950	± 10 (Güteklasse B)	Temperatur	Schutzgas')	Kammerofen, Hubherd- haubenofen	umgewälzter Atmosphäre	
Vorwärmen	bis 500	keine Anforderung	keine Anforderung	Luft, Schutzgas <sup>7</sup> )	Schachtofen, Topfofen, Haubenofen, Kammerofen, Hubherd- haubenofen	_	
			erforder-	Schutzgas7)	Kammerofen		
	500 bis 900	± 25	lichenfalls: C-Pegel	Salzschmelze <sup>1</sup> )	Salzbad- Tiegelofen²)	_	
		± 10 (Güteklasse B)		Salzschmolzo	Salzbad- Tiegelofen <sup>2</sup> )	bis 950 °C	
Austeni-	bis 1300		Zeit, Temperatur, erforder- lichenfalls: C-Pegel Ofendruck	Salzschmeize	Elektroden- Salzbadofen <sup>3</sup> )	_	
tisieren				Schutzgas, Luft	Kammerofen <sup>4</sup> )	Vorzugsweise Öfen mit umgewälzter Atmosphäre In diesen Öfen erfolgt üblicherweise auch das Vorwärmen	
					Schachtofen		
				Inertgas (Stickstoff)	Vakuumofen⁵)		
	assen bis 680 <sup>8</sup> )	± 10 (Güteklasse A)	-	Salzschmelze	Salzbad, Tiegelofen <sup>2</sup> )	·	
				ÖI	Tiegelofen	bis 250 °C	
Anlassen				Luft, Schutzgas <sup>3</sup> )	Schachtofen, Haubenofen, Kammerofen	Vorzugsweise Öfen mit umgewälzter Atmosphäre	
				Inertgas (Stickstoff)	Vakuumofen <sup>5</sup> )	-	
1) Die Salzschmelze ist hinsichtlich Verträglichkeit mit den beim Austenitisieren verwendeten Salzschmelzen abzu- stimmen.     2) Brennstoff- oder elektrisch außenbeheizter oder elektrodenbeheizter Salzbad-Tiegelofen.							
<sup>3</sup> ) Maximaler Bauteildurchmesser bei Elektroden-Salzbadöfen mit rundem oder vieleckigem Heizraum: Höchstens <sup>2</sup> / <sub>3</sub> des lichten Durchmessers bzw. der Breite des Tiegels; bei ovalem oder rechteckigem Heizraum mit einseitiger Elektrodenanordnung: Mindestabstand zu den Elektroden: 100 mm							
<sup>4</sup> ) Die Kammerofenanlage kann einen Abschreckbehälter mit Öl oder eine Abkühlkammer für Gasabkühlung enthal- ten. Zum Abschrecken in Wasser mit und ohne Zusätzen, Salzschmelzen oder Wirbelbetten ist die Abkühleinrich- tung außerhalb des Kammerofens angeordnet.							
<sup>5</sup> ) Abkühlen und ohne	<ul> <li>5) Abkühlen in der Ofenanlage unter Stickstoff oder in Öl. Außerhalb der Ofenanlage Abschrecken in Öl, Wasser mit und ohne Zusätzen in Salzschmelzen oder im Wirbelbett</li> </ul>						
6) Beim Aust	<ul> <li><sup>6</sup>) Beim Austenlitsieren sowie beim Anlassen kann es bei Bauteilen aus bestimmten Stählen wünschenswert sein, die Temperturbungen und 1,500 her 1,700 (Stablage Olivier)</li> </ul>						
<ul> <li>7) Schutzgase, die brennbare Bestandteile wie Wasserstoff und/oder Kohlenmonoxid enthalten, dürfen erst bei Ofentemeraturen oberhalb von 750 °C verwendet werden.</li> </ul>							
<li><sup>8</sup>) Beachte je können.</li>	edoch, daß zur	n Anlassen hochv	varmfester Wer	kstoffe auch höhe	re Anlaßtemperat	uren erforderlich sein	
<sup>9</sup> ) Das Anlassen kann auch mittels induktivem oder konvektivem Wärmen vorgenommen werden.							

Bild 2.10: Hinweise zur Ofenauswahl, gegliedert nach Art der Wärmebehandlung [DIN 17022-1]

Eine weitere Möglichkeit, einen Körper direkt zu erwärmen, stellt die Widerstandserwärmung, auch konduktive Erwärmung [Benkowsky, 1990; Mühlbauer, 1992], dar. Hierbei fließt der Strom direkt durch den zu erwärmenden Körper. Bei der konduktiven Erwärmung stehen folgende Gesichtspunkte im Vordergrund: Die temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte (Dichte, spezifische Wärmekapazität) und die elektrischen Widerstandswerte bestimmen direkt die Erwärmung des Körpers. Da der elektrische Widerstand zudem abhängig ist, ob Wechsel- oder Gleichstrom angelegt wird, ergibt sich folglich eine unterschiedliche Verteilung der inneren Wärmequellen im zu erwärmenden Körper zwischen diesen beiden

Varianten. Ein wichtiger Faktor bei dieser Art der Erwärmung stellt noch die Ausbildung der Kontaktzone dar, da hierdurch der maximale Stromübergang bestimmt wird.

Dagegen wird bei der indirekten Widerstandserwärmung die Wärme nicht direkt in dem zu erwärmenden Körper, sondern in einem sogenannten Heizelement erzeugt. Die Wärmeübertragung erfolgt dann durch Strahlung und / oder Konvektion auf den zu erwärmenden Körper. Da die zugeführte Wärmemenge in der Regel eine örtliche und zeitliche Abhängigkeit aufweist, erfolgt der Ausgleich der Temperaturunterschiede durch Wärmeleitung im Körper. Allgemein werden die Vorgänge bei der Wärmeleitung durch das Fouriersche Wärmeleitungsgesetz [VDI, 2006; Herwig, 2006; Baehr, 2006] beschrieben (Gleichung 2). In dieser Form vernachlässigt diese Gleichung noch mögliche Wärmequellen, die im System vorhanden sein könnten, was durch einen additiven Term in der Gleichung berücksichtigt werden kann.

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{c_p \rho} \nabla^2 T \tag{2}$$

Die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$ , die spezifische Wärmekapazität  $c_p$  und die Dichte  $\rho$  sind Stoffkennwerte, die insbesondere bei metallischen Werkstoffen neben der Temperatur T von den vorliegenden Phasenanteilen abhängen.

Neben der Wärmeleitung ist für Erwärm- und Abkühlvorgänge ganz offensichtlich entscheidend, wie viel Energie in Form von Wärme in den Körper (oder aus dem Körper) gelangt. Im Allgemeinen sind die Bedingungen des Wärmeübergangs nicht konstant, sondern lokal und bei instationären Vorgängen auch zeitlich veränderlich. Zudem hängen sie von der Strömung (erzwungen oder natürlich), von den Eigenschaften des Fluids sowie der geometrischen Gestalt des Körpers und dessen physikalischer Eigenschaften ab. Dazu können bei der Abschreckung in flüssigen Medien noch weitere Einflussgrößen infolge des Wechsels im Aggregatzustand (Dampfhautbildung) hinzukommen. Aufgrund der besonderen Komplexität des Wärmeüberganges wurde deshalb der Wärmeübergangskoeffizient  $\alpha$  eingeführt, wodurch die zwischen einem Körper und seiner Umgebung ausgetauschte Wärmemenge nur aus der Temperaturdifferenz der beiden Systeme berechnet werden kann:

$$Q = \alpha A (T_1 - T_2)$$
(3)

Die als Wärme- oder Temperaturstrahlung bezeichnete Form des Wärmeüberganges ist ein elektromagnetisches Phänomen und unterscheidet sich somit grundsätzlich von den bisher behandelten Formen des Wärmeüberganges. Die Ausbreitung der elektromagnetischen Strahlung im Wellenlängenbereich von 0,1 bis 1000  $\mu$ m ist nicht an einen Wärmeträger gebunden und existiert somit auch im Vakuum. Bei der Berechnung der Wärmestrahlung dient als Bezugsgröße das Strahlungsverhalten des Schwarzen Körpers, da nur dieses durch sehr einfache Beziehungen analytisch beschrieben werden kann. Die Gleichungen gehen dabei auf den Physiker Max Planck zurück, der zuvor schon bestehende Theorien mit quantenphysikalischen Überlegungen verknüpfte. Die Integration über den gesamten Wellenlängenbereich ergibt dann die spezifische Ausstrahlung des Schwarzen Körpers gemäß der Gleichung von Stefan und Boltzmann. Da alle Körper mit einer Temperatur T > 0 K Wärmestrahlung emittieren, unterliegen zwei "benachbarte" Körper einem Energie-austausch, der über einen resultierenden Wärmestrom zwischen diesen beiden Körpern beschrieben wird.

$$Q = \sigma A (T_1 - T_2)^4$$
(4)

Da die spezifische Ausstrahlung nach Gleichung 4 nur für idealisierte Schwarze Körper berechnet werden kann, wird für die praktische Berechnung des Strahlungsaustausches zwischen realen Körpern durch die Einführung des hemisphärischen Gesamt-Emissionsgrads ε auf dieses Modell zurückgeführt. Der hemisphärischen Emissionsgrad ist dabei abhängig von den Strahlungseigenschaften der betrachteten Oberflächen, insbesondere der Oberflächenrauheit. Er ist für viele Werkstoffe in unterschiedlichen Oberflächenzuständen in Tabellenwerken [Bauer, 2003; VDI, 2006] hinterlegt. Neben den Werkstoffeigenschaften spielen zudem noch die Gestalt, Größe und Lage der strahlenden Körperoberflächen zueinander eine entscheidende Rolle. Dieser Einfluss wird über sogenannte Sichtfaktoren F (auch Einstrahlzahlen oder Formfaktoren) bei der Berechnung berücksichtigt. Da es sich hier um die Lösung eines rein geometrischen Problems handelt, sind die Einstrahlzahlen für verschiedene geometrische Konfigurationen berechnet worden [VDI, 2006].

Berücksichtigt werden beide zu berücksichtigende Einflussgrößen, Emissionsgrads  $\epsilon$  und Sichtfaktoren F, in der Strahlungsaustauschzahl C<sub>12</sub>, so dass Gleichung 5 wie folgt erweitert wird:

$$Q = C_{12}(\varepsilon, F) \sigma A (T_1 - T_2)^4$$
(5)

Zu den vielen Faktoren, die den gesamten Wärmeübergang beeinflussen, müssen zudem noch die lokalen Wärmeübergangsverhältnisse über den Körperumfang berücksichtigt werden, die aus den verschiedenen Chargierbedingungen (Werkstücke frei hängend oder aufliegend, mehrere Werkstücke gestapelt oder geschüttet) resultieren. Insgesamt ergeben sich somit sehr komplexe Bedingungen, die eine einfache Berechnung der nichtstationären Temperaturfelder beim Erwärmvorgang nicht zugänglich machen. Aus Sicht der Auswahl der Wärmebehandlungstechnologie können Hinweise über die notwendigen Erwärmdauern aber aus empirischen Beziehungen oder aus Diagrammen abgeleitet werden, die in der Literatur [Eckstein, 1987; DIN 17022] zahlreich hinterlegt sind.

### 2.2.5 Wärmebehandlung von Wälzlagerkomponenten

Im Bereich der Wälzlagerfertigung kommen mehrere Wärmebehandlungsverfahren in Frage, die zum Teil schon aus der Liste der zulässigen Wälzlagerstähle nach DIN EN ISO 683 (siehe Tabelle 2.1) abgeleitet werden können. Entsprechend der obigen Ausführungen besteht eine Wärmebehandlung immer aus der Kombination des Grundzykluses der Wärmebehandlung: Erwärmen – Halten – Abkühlen. Dabei wurden die Grundlagen des Austenitisierens und insbesondere der prinzipielle Einfluss der Austenitisierbedingungen auf die resultierenden Eigenschaften im gehärteten Zustand in den vorherigen Kapiteln vorgestellt.

Bei den niedriglegierten Chromstählen wird als resultierendes Härtungsgefüge ein angelassener Martensit oder Bainit angestrebt [Harries, 2001]. Das Austenitisieren erfolgt in der Regel in einem Temperaturbereich von 800 bis 870 °C. Dabei ist im gesamten Bauteil eine gleichmäßige Kohlenstoffverteilung anzustreben. Als Abschreckmedien werden in den meisten Fällen Mineralöle, synthetische Öle oder Polymerlösungen sowie Salz bevorzugt. Zudem ist in bestimmten Abmessungsbereichen eine Gasabschreckung möglich, um nach dem martensitischen Durchhärten die geforderten Härten im Bereich von 63 bis 67 HRC zu erzielen. Als Variante zur kontinuierlichen Abschreckung kann auch das sogenannte Warmbadhärten eingesetzt werden. Hierbei erfolgt ein Temperaturausgleich über den gesamten Bauteilquerschnitt bei einer Temperatur dicht oberhalb der Martensitstarttemperatur (gestuftes Abschrecken), ohne dass der Beginn der Bainitbildung erreicht wird. Die eigentliche Martensitbildung erfolgt dann bei der weiteren Abkühlung auf Raumtemperatur, die in der Regel an Luft oder im Öl durchgeführt wird. Beim gebrochenen Härten erfolgt die Abschreckung in ähnlicher Weise, wobei bei dieser Variante kein Temperaturausgleich über den Bauteilquerschnitt angestrebt wird.

Die geforderten Werkstoffeigenschaften können beim folgenden Anlassen in weiten Grenzen eingestellt werden. Die Wahl der Anlassbedingungen ist allerdings wiederum auf die Austenitisierbedingungen abzustimmen, um die geforderte Härte bzw. den zulässigen Restaustenitgehalt (Bild 2.11) einzustellen.



Bild 2.11: Härte und Restaustenitgehalt in Abhängigkeit von den Austenitisier- und Anlassbedingungen bei 100Cr6 [aus Zoch, 1992 nach Stangner, 1986]

Das isothermische Umwandeln in der Bainitstufe (Bainitisieren) wird auch als gestuftes Abschrecken durchgeführt. Im Gegensatz zum Warmbadhärten wird in diesem Fall die Haltedauer so gewählt, dass der Austenit teilweise oder vollständig in Bainit umgewandelt wird. Härte und Restaustenitgehalt entsprechen etwa den höher angelassenen martensitischen Zuständen. Ab einer gewissen Mindestwandstärke kann nach dem Bainitisieren im Gegensatz zum martensitischen Härten ein vorteilhafter Eigenspannungszustand mit Druckeigenspannungen an der Oberfläche eingestellt werden [Zoch, 1992; Harries, 2001].

Druckspannungen in der äußersten Randschicht können auch durch thermochemische Wärmebehandlungen bzw. durch Randschichthärten erreicht werden. Im Bereich der thermochemischen Wärmebehandlung kommen dabei des Aufkohlen sowie das Carbonitrieren in Frage. Abgesehen von den leicht erhöhten Randkohlenstoffgehalten sind keine wesentlichen Änderungen gegenüber der üblichen Vorgehensweise festzustellen, so dass an dieser Stelle auf die DIN Norm zum Einsatzhärten [DIN 17022-3] verwiesen werden kann. In Sonderfällen können Wälzlager auch nitriert werden [Zoch, 1992; DIN 17022-4]. Hinsichtlich des Randschichthärtens von Wälzlagern [Zoch, 1992; Harries, 2001] kommen nahezu alle Verfahren zum Erwärmen (siehe Tabelle 2.2) zur Anwendung. Weitere Details bezüglich der Randschichthärteverfahren können wiederum der entsprechenden DIN Norm [DIN 17022-5] entnommen werden.

# 2.3 Distortion Engineering

### 2.3.1 Begriffe aus dem Sonderforschungsbereich 570

Der grundlegende Ansatz, den Verzug als eine Systemeigenschaft aufzufassen, setzt sich im wissenschaftlichen, aber auch im industriellen Kontext immer mehr durch. Der im Jahr 2001 eingerichtete Sonderforschungsbereich 570 "Distortion Engineering – Verzugsbeherrschung in der Fertigung" [Hoffmann, 2002] hat diesen Ansatz aufgegriffen und beschäftigt sich mit der Bestimmung signifikanter Einflussgrößen und Wechselwirkungen über die gesamte Fertigungskette von ausgewählten Bauteilen, um die wesentlichen Mechanismen der Verzugsentstehung zu identifizieren.

Zudem wurde im SFB 570 eine methodische Vorgehensweise zur ingenieurmäßigen Beherrschung von Verzugsursachen entwickelt (Bild 2.12), die in verschiedenen Ebenen untergliedert ist. Im ersten Schritt erfolgt die Aufnahme des Ist-Zustandes der zu betrachtenden Prozesskette inklusive der Beschreibung des resultierenden Verzuges.



Bild 2.12: Methodische Vorgehensweise zur systemorientierten Verzugs- und Mechanismenanalyse

Zur Bestimmung der im Sinne der Maß- und Formänderungen signifikanten Einflussgrößen bedarf es einer systematischen Variation der System- und Stellgrößen. Mit Hilfe der Statistischen Versuchsplanung [Scheffler, 1997; Kleppmann, 2000; Montgomery, 2004] kann dabei mit möglichst wenigen Versuchen die Identifizierung der signifikanten Einflussfaktoren und möglicher Wechselwirkungen entlang der gesamten Prozesskette realisiert und deren Wirkzusammenhang auf die Maß- und Formänderungen ermittelt werden. Mit dieser Kenntnis kann schon eine Optimierung des Verzuges in der betrachteten Prozesskette erfolgen. In diesem Stadium wäre eine Übertragung der Ergebnisse auf andere Prozessketten allerdings nur eingeschränkt möglich, da davon auszugehen ist, dass ein Wechsel der Prozesskette sehr wahrscheinlich mit einer Änderung der Wirkzusammenhänge verbunden sein wird.

Deshalb ist es notwendig, den eigentlichen Verzugsmechanismus über eine prozessübergreifende Beschreibung des Verzugspotenzials zu identifizieren. Das Verzugspotenzial beinhaltet die Summe aller Einflussmöglichkeiten, Vorgänge auszulösen, die die Maße und Formen eines Bauteils ungünstig beeinflussen können [Hoffmann, 2002] und wird durch den Zustand verschiedener Träger des Verzugspotenzials guantifiziert. Die bisher erkannten Verzugspotenzialträger sind: Die Geometrie des Bauteils, wobei hier die durch die Konstruktion vorgegebene Sollgeometrie verstanden werden soll. Unter dem Verzugspotenzialträger Chemische Zusammensetzung verbirgt sich die lokale Konzentration aller relevanten chemischen Elemente. Unter dem Gefüge eines Werkstoffes kann die Korngröße und Kornform sowie die Verteilung der Gefügebestandteile verstanden werden. Als Gefügebestandteile gelten dabei lichtoptisch erkennbare durch Grenzflächen (Korngrenzen, Phasengrenzen) getrennte Bereiche des Gefüges. Als Eigenspannungen werden im Allgemeinen die Spannungen bezeichnet, die ohne Einwirkung äußerer Kräfte und damit ohne Einwirkung von Lastspannungen in einem Bauteil wirksam sind [Macherauch, 1973]. Die Temperatur ist eine Zustandsgröße, die zur Beschreibung des betrachteten Systems herangezogen wird. Unter der Mechanischen Historie soll die mechanische Vorgeschichte des Bauteils (z. B. lokale Verfestigung) entlang der gesamten Prozesskette verstanden werden. Jeder Teilprozess der Prozesskette kann den Zustand dieser Verzugspotenzialträger entweder direkt über die Prozessgrößen oder indirekt durch Wechselwirkungen zwischen einzelnen Verzugspotenzialträger ändern. Diese komplexen Zusammenhänge können in experimentellen Studien nicht aufgezeigt werden, so dass in diesem Untersuchungsstadium die Simulation der einzelnen Prozessschritte mit der entsprechenden korrekten Modellierung der einzelnen Vorgänge von entscheidender Bedeutung zur Analyse der Verzugmechanismen ist.

Das in den vorherigen Untersuchungen erarbeitete Wissen kann nun für eine weitreichende Optimierung der Prozesskette im Hinblick auf die resultierenden Maß- und Formänderungen am Ende der Prozesskette verwendet werden. Globale Kompensationsmaßnahmen werden bereits in der verzugsgerechten Prozessplanung vorgenommen. Ergänzend zur Qualitätsplanung wird durch das In-Prozess-Messen der Bauteilgeometrie und den Einsatz von entsprechenden Regelungsstrategien die Kompensation für individuelle Bauteile während der Herstellung optimiert. Das Kompensationspotenzial ist definiert als die Summe aller Einflussmöglichkeiten, Vorgänge auszulösen, die die Maße und Formen eines Bauteils günstig beeinflussen können [Hoffmann, 2002]. Verzugs- und Kompensationspotenzial lassen sich auf die gleichen Bauteileigenschaften zurückführen. Beispielsweise führt ein Temperaturgradient zu Spannungen im Bauteil. Ungewollte Temperaturgradienten führen zu einem Verzugspotenzial, gewollte Temperaturgradienten zu einem Kompensationspotenzial.

#### 2.3.2 Maß-, Form- und Lageabweichungen

Ziel der Fertigungsmesstechnik ist, dem gesamten Produktentstehungsprozess von der Entwicklung und Konstruktion bis zur Auslieferung an den Kunden Informationen über die Qualität von Produkten und Prozessen in Form von Mess- und Prüfdaten, die als Grundlage für die Qualitätssicherung herangezogen werden können, bereitzustellen. Dabei beschränkt sich der Begriff Fertigungsmesstechnik nicht nur auf technische Verfahren zur Ermittlung der Messwerte, sondern erstreckt sich auch auf Aspekte aus dem Bereich der Prozesskette (Statistische Prozesskontrolle und Fähigkeitsuntersuchungen) sowie die Prüfmittelüberwachung. Die Koordinatenmesstechnik ist dabei Teil der Fertigungsmesstechnik. In dieser Arbeit wird auf das umfassende Gebiet der Koordinatenmesstechnik vom Geräteaufbau über Prüfplanung bis hin zur Durchführung der Messung aber nicht im Detail eingegangen. Die folgenden Referenzen [Neumann, 1993; Weckenmann, 1999; Pfeifer, 2001] haben sich als geeignete Quellen zur Einarbeitung und Vertiefung in dieses Gebiet bewährt.

Zur Bestimmung der Geometrie eines Werkstücks wird das zu messende Objekt in einem festgelegten Koordinatensystem häufig mit Hilfe von Koordinatenmessgeräten (KMG) dreidimensional erfasst, wobei in der Regel die Koordinaten des Tastermittelpunktes bei der Antastung sowie der zugehörige Antastvektor aufgenommen werden. Diese Daten müssen danach um die tastspezifischen und gerätetechnischen Messabweichungen korrigiert werden, bevor sie der eigentlichen Berechnung idealisierter Formelemente bereitgestellt werden. Aus den einzelnen geometrischen Formelementen kann ein Werkstück als ein zusammengesetzter Körper betrachtet werden. Da die Herstellung eines geometrisch idealen Werkstückes unter wirtschaftlichen Gesichtspunkten nicht sinnvoll möglich ist, weichen die Formelemente von ihren geometrisch idealen Maßen und Formen sowie ihrer Lage zueinander ab. Deshalb werden bei der Konstruktion der Werkstücke entsprechende Toleranzen festgelegt, die die Funktion und die Austauschbarkeit von Werkstücken und Baugruppen gewährleisten. DIN ISO 1101 definiert die einzelnen Toleranzzonen der Form-und Lagetoleranzen sowie deren Angabe in den Konstruktionszeichnungen.

Für die Maßtoleranz ist die Angabe eines Nennmaßes mit der zugehörigen Einzeltoleranz erforderlich. Die Angabe der Einzeltoleranz kann dabei auf verschiedene Art und Weise erfolgen. Die Maßtoleranz wird eingehalten, wenn jedes beliebige lokale Istmaß innerhalb der Toleranzzone liegt.

Eine Formtoleranz begrenzt die zulässige Abweichung eines Elementes von seiner geometrisch idealen Form. Dabei wird in der Regel keine Vorgabe bezüglich der Gestalt des Elementes gemacht. Bei den Formtoleranzen unterscheidet man zwischen Profil- (Geradheit, Rundheit) und Flächentoleranzen (Ebenheit, Zylindrizität) sowie den Toleranzen zu beliebigen Elementen (z. B. Freiformflächen). Da die Formabweichungen zwangsläufig aus mehreren Messpunkten berechnet werden, muss die Wahl der Approximationsbedingungen mit angegeben werden [Weckenmann, 1999]. Im Allgemeinen führen die verschiedenen Auswertekriterien zu unterschiedlichen Ergebnissen, was am Beispiel der Durchmesser und der Lage der Mittelpunkte des Ersatzelementes Kreis in Bild 2.13 verdeutlicht werden soll. Die Lagetoleranz wird durch die Abweichung von der geometrisch idealen Lage zum angegebenen Bezug definiert. Da die Formtoleranz des entsprechenden Elementes mit einbezogen wird, kann im Grenzfall der Wert der Lageabweichung ausschließlich durch die Formabweichung bestimmt werden. Es werden drei Lagetoleranzen unterschieden: Richtungs- (Neigung, Parallelität, Rechtwinkeligkeit), Orts- (Position, Koaxialität, Symmetrie) sowie Lauftoleranzen (Rundlauf, Planlauf, Gesamtlauf).



Bild 2.13: Unterschiedliche Ersatzelemente am Beispiel Kreis [Weckenmann, 1999]

In der industriellen Praxis hat sich die Anwendung der Verzugskriterien nach DIN ISO 1101 bewährt. Dagegen hat sich im Bereich der Forschung eine andere Vorgehensweise durchgesetzt, die mehr auf die Änderung der Maß- und Formabweichungen infolge eines

Prozessschrittes fokussiert. Die Berechnung der Änderungen erfolgt aus dem Vergleich der einzelnen geometrischen Formelemente aus der Geometriemessung direkt vor bzw. nach dem zu betrachtenden Prozessschritt. Somit wird Verzug in DIN EN 10052 (Januar 1994) als jede Maß- und Formänderung eines Werkstückes gegenüber dem Ausgangszustand infolge einer Wärmebehandlung definiert. Unter reiner Maßänderung soll gemäß der DIN 17014, Ausgabe 1975, die Änderung der Maße ohne Formänderung verstanden werden [Heeß, 2007]. Die Formänderungen sind nach dieser Norm definiert als unterschiedliche Maßänderungen in den verschiedenen Richtungen, so dass Formänderungen zwangsläufig immer mit Maßänderungen verbunden sein müssen [Volkmuth, 1996]. Berns [Berns, 2008] versteht dagegen unter Formänderungen Änderung der Gestalt im Sinne von Krümmungs- und Winkeländerungen. Im ASM Handbook Volume 4 [Sinha, 1991] wird Verzug als irreversible und gewöhnlich unvorhersehbare Änderung der Maße und Formen definiert. Die nähere Erläuterung der Maß- und Formänderungen ist im Vergleich zu den vorherigen Erklärungen nahezu identisch.

In der Literatur erfolgt die Einteilung der Maß- und Formänderungen zudem nach den Kriterien unvermeidbar / vermeidbar sowie systematisch / unsystematisch. Dabei beziehen sich einige Autoren [z. B. Mallener, 1990; Eckstein, 1987] auf die Systematik nach Hammer [Hammer, 1971], in der den einzelnen Kombinationen der oben genannten Kriterien konkrete Ursachen der Maß- und Formänderungen zugeordnet werden.

### 2.4 Einflussgrößen auf die Maß- und Formänderungen

Wird der Verzug als Systemeigenschaft betrachtet, so muss die gesamte Prozesskette eines Bauteiles, angefangen von der Konstruktion bis zur endgültigen Montage, auf mögliche Einflussgrößen auf die Maß- und Formänderungen untersucht werden. Hieraus ergeben sich eine Vielzahl von möglichen Einflussgrößen aus den einzelnen Prozessschritten, die im Schrifttum für Gesamtprozesse wie auch für einzelne Prozessschritte in tabellarischer Form oder in schematischen Grafiken zusammengefasst wurden [Edmonson, 1969; Berns; 1977; Rossow, 1978; Kern, 1985; Mallener, 1990; Totten, 1993; Volkmuth, 1996; Clarke, 1998; Cook, 1999; Bhattacharyya, 1999; Pan, 2002; Edenhofer, 2003]. Die große Schwierigkeit bei der Identifikation der verzugsbestimmenden Einflussgrößen liegt aber nicht nur in der Vielzahl der möglichen Faktoren. Aus der Systemeigenschaft des Verzuges können auch Wechselwirkungen zwischen den Einflussgrößen der gesamten Prozesskette bestehen.

Diese Wechselwirkungen müssen für das Verständnis der resultierenden Maß- und Formänderungen infolge der Wärmebehandlung in jedem Fall mit berücksichtigt werden. Eine Bewertung des Einflusses einzelner Prozessparameter auf den Verzug infolge der Wärmebehandlung erscheint aufgrund der Komplexität der Zusammenhänge auf der Ebene der Prozessparameter nicht zielführend. Da die Maß- und Formänderungen aber auf grundlegende Verzugsmechanismen zurückgeführt werden können, erfolgen die weiteren Betrachtungen zu den Ursachen der Maß- und Formänderungen [Mayr, 1993; Heeß, 2007] auf der Ebene der Verzugsmechanismen (Bild 2.15): Zu den nichtthermischen Volumenänderungen gehören die Phasenänderungen durch Umwandlungs- oder Ausscheidungsvorgänge. Der Verzug durch Verformungen basiert bei den elastischen Dehnungen aufgrund des Eigenspannungszustandes des Werkstücks. Bei den plastischen Verformungen unterscheidet man zwischen Erholungs- und Alterungsvorgängen sowie Streckgrenzenüberschreitungen durch Wärme- oder Umwandlungsspannungen sowie deren Überlagerung. Entsprechend dieser Systematik werden in den folgenden Kapiteln die einzelnen Mechanismen aus Sicht der Verzugsentstehung bei der Erwärmung näher betrachtet. Dabei wird versucht, aus dem Kenntnistand in der Literatur den möglichen Einfluss einzelner Prozessparameter auf die Verzugspotenzialträger herauszuarbeiten.



Bild 2.14: Systematik der Formänderungen [aus Mallener, 1990 nach Hammer, 1971]



Bild 2.15: Ursachen für Maß- und Formänderungen [Heeß, 2007]

## 2.4.1 Phasenänderungen beim Austenitisieren des Wälzlagerstahls 100Cr6

Die Dichte von Stahl ist neben der Temperatur in erster Linie abhängig von der vorliegenden Phasenzusammensetzung. Die Phasenabhängigkeit beruht beim Stahl auf der unterschiedlichen Packungsdichte der Gittertypen der einzelnen Phasen: Ferrit hat ein kubisch-raumzentriertes, Austenit ein kubisch-flächenzentriertes und Martensit ein tetragonal-raumzentriertes Gitter. Von diesen drei Phasen hat der Austenit die bei Raumtemperatur höchste Dichte. Zudem muss bei der Dichte des Austenits die Abhängigkeit vom gelösten Kohlenstoffgehalt berücksichtigt werden. Gleiches gilt in diesem Zusammenhang auch für den Martensit. Dabei sinkt die Dichte mit zunehmendem Gehalt an Kohlenstoff [Lement, 1959]. Dagegen kann der Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die Ferritdichte durch die geringe Löslichkeit des Kohlenstoffs in dieser Phase vernachlässigt werden. Zusätzlich treten noch Carbide auf.

In der Regel liegen Werkstücke aus 100Cr6 vor der Wärmebehandlung in einem GKZ geglühten Gefügezustand vor, da dieser die besten mechanischen Eigenschaften bezüglich der vorhergehenden Weichbearbeitung aufweist. Aber auch für ein erfolgreiches Härten wird ein Gefüge mit nahezu vollständig eingeformten, fein verteilten Carbiden gefordert, so dass die Gefahr von evtl. nicht aufgelösten Zementitnetzwerken im Härtungsgefüge vermindert wird [Eckstein, 1987]. Die bei der kontinuierlichen Erwärmung des Wälzlagerstahls 100Cr6 in diesem Zustand ablaufende Längenänderung sollen anhand einer Dilatometerkurve (Bild 2.16) erläutert werden. Zunächst wird die Dehnung durch den thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Ausgangsgefüges bestimmt. Während der Ferritumwandlung ist im Dilatometerschrieb eine kontinuierliche Längenreduzierung aufgrund der unterschiedlichen Dichten der Phasen Ferrit und Austenit zu beobachten. Mit Abschluss der Ferritumwandlung durchläuft die Längenänderung ein relatives Minimum. Im Zweiphasengebiet Austenit und Carbid nimmt die Längenänderung wiederum kontinuierlich zu, was auf zwei Ursachen zurückzuführen ist: Hauptsächlich wird die Längenänderung durch die thermische Dehnung des Austenits bestimmt. Ein zusätzlicher Anteil kommt aus der kohlenstoffabhängigen Dichte. Durch die kontinuierliche Carbidauflösung in diesem Temperaturbereich nimmt der gelöste Kohlenstoffgehalt im Austenit immer weiter zu. Damit verbunden ist eine Dichteabnahme bzw. die im Dilatometerschrieb zu sehende leichte Zunahme der Längenänderung durch diesen Effekt. Ab der Temperatur Ac<sub>m</sub> wird die Längenänderung nur noch durch den thermischen Ausdehnungskoeffizienten des Austenits bestimmt.



Bild 2.16: Längenänderung beim kontinuierlichen Erwärmen des Wälzlagerstahls 100Cr6

Für die Berechnung der Dehnungen beim Härten ist die möglichst genaue Kenntnis einer Vielzahl von Einflussgrößen notwendig: Neben den entsprechenden Phasenanteilen muss zusätzlich noch der Kohlenstoffgehalt bekannt sein, der in den Phasen Austenit und Martensit gelöst ist. Dieser kann aus dem Carbidanteil auf Austenitisiertemperatur abge-

schätzt werden, wenn eine Carbidbildung beim Abschreckprozess ausgeschlossen werden kann. Die resultierende Volumendehnung kann dann aus den Dichten des Ausgangszustandes sowie des vorliegenden Härtungsgefüges (Gleichung 6) abgeschätzt werden. Die hierfür erforderlichen Daten können aus der Literatur [z. B. Moyer, 1975; Jablonka, 1991; Onink, 1996] entnommen werden. Allerdings ist es dringend geboten, die berechneten mit den experimentell erfassten Dehnungen zu vergleichen.

$$\varepsilon_{0i}^{u} = \sqrt[3]{\frac{\rho_{0} (20^{\circ}\text{C})}{\rho_{i} (20^{\circ}\text{C})}} - 1$$
(6)

Das resultierende Härtungsgefüge hat neben seinen Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften noch eine große Bedeutung für die Maßhaltigkeit während des Betriebes. Durch die auf die Betriebstemperatur abgestimmte Wahl der Anlasstemperatur und -dauer (Bild 2.17) müssen die verschiedenen Gefügereaktionen beim Anlassen, die entweder durch Ausscheidungsvorgänge und / oder Restaustenitumwandlung eine Änderung der Dehnung bewirken, ausgelöst werden, um eine ausreichende Maßstabilität im Einsatz zu erreichen.



Bild 2.17: Maßänderungen beim Anlassen von gehärteten 100Cr6 in Abhängigkeit von Zeit und Temperatur [nach Zoch, 1992]

Die lokalen Umwandlungsvorgänge werden zudem von der Qualität des vorliegenden Werkstoffes bestimmt. Chemische Inhomogenitäten und / oder lokal unterschiedliche Gefüge im Ausgangszustand vor der Wärmebehandlung beeinflussen das lokale Umwandlungsverhalten beim Austenitisieren. Über die Wahl des Gießverfahrens (Strangguss, Blockguss) und das nachfolgende Umformen auf Halbzeugabmessung (rund, rechteckig, quadratisch) sowie beim Schmieden und Walzen der Ringe wird die lokale chemische Zusammensetzung (Seigerungen, Reinheitsgrad) massiv beeinflusst. Die Entwicklung des Faserlaufs bei der Ringherstellung hat Zoch [Zoch, 1995] schematisch zusammengefasst [Bild 2.18]. Den Einfluss verschiedener Einflussgrößen aus dem Bereich der Stahlherstellung und der weiteren Verarbeitung auf die Ausbildung der Inhomogenitäten diskutierte Volkmuth [Volkmuth, 2007].

#### 2 Kenntnisstand



Bild 2.18: Schematischer Faserverlauf für die Umformstadien bei der Ringherstellung [Zoch, 1995]

Über den Einfluss des Erstarrungsquerschnittes auf den Verzug wird in verschiedenen Publikationen berichtet. Ausgehend von der Hypothese von Seger [Seger, 1986], fand Gunnarson [Gunnarson, 1991] bei Tellerrädern eine hauptsächlich auftretende Ovalität, die er auf die entsprechenden Seigerungsmuster des gegossenen Stahls zurückführen konnte. Der Einfluss der Wahl des Gießverfahrens (Strangguss, Blockguss) und des nachfolgenden Umformens auf Halbzeugabmessung (rund, quadratisch) konnte bei einer weiteren Untersuchung von Zahnradrohlingen allerdings nicht aufgezeigt werden [Gunnarson, 1995]. Zudem konnte auch an anderen Bauteilen (Kupplungsbauteile, Wälzlagerringe) kein Einfluss des Erstarrungsquerschnittes identifiziert werden [Zoch, 1995; Volkmuth, 1995]. Als Grund hierfür wurden bei den Wälzlagerringen die im Vergleich zu den Tellerrädern höheren Umformgrade angeführt.

Die Inhomogenitäten bezüglich der chemischen Zusammensetzung führen zu lokal unterschiedlichem Umwandlungsverhalten und Gefügeausbildungen, die im weiteren Verlauf der Fertigungskette zu Verzug führen können [Heeß, 2007]. Über die zu erwartende hohe Bedeutung der Faserrichtung auf die Maßänderungen wird bei Einsatzstählen wie auch bei Werkzeugstählen berichtet. Dabei sind parallel zur Faserrichtung andere Maßänderungen auf als senkrecht dazu zu verzeichnen [Frehser, 1953; Finnern, 1954; Sachs, 1959; Rossow, 1978]. Diese anisotropen Maßänderungen treten dabei sowohl bei den Umwandlungen beim Austenitisieren als auch bei der nachfolgenden Abschreckung auf [Hunkel, 2007].

#### 2.4.2 Eigenspannungen

Als Eigenspannungen werden im Allgemeinen die Spannungen bezeichnet, die ohne Einwirkung äußerer Kräfte und damit ohne Einwirkung von Lastspannungen in einem Bauteil wirksam sind. Es werden allgemein Eigenspannungen I., II. und III. Art unterschieden. Die Abgrenzung der einzelnen Eigenspannungsarten erfolgt nach deren Ausdehnung im Werkstoff [Macherauch, 1973]:

- Eigenspannungen I. Art sind über größere Werkstoffbereiche (mehrere Körner) nahezu homogen. Die mit Eigenspannungen I. Art verbundenen inneren Kräfte sind bezüglich jeder Schnittfläche durch den ganzen Körper im Gleichgewicht. Ebenso verschwinden die mit ihnen verbundenen inneren Momente bezüglich jeder Achse.
- Eigenspannungen II. Art sind über kleine Werkstoffbereiche (ein Korn oder Kornbereiche) nahezu homogen. Die mit Eigenspannungen II. Art verbundenen inneren Kräfte und Momente sind über hinreichend viele Körner im Gleichgewicht.
- Eigenspannungen III. Art sind über kleinste Werkstoffbereiche (mehrere Atomabstände) inhomogen. Die mit Eigenspannungen III. Art verbundenen inneren Kräfte und Momente sind in kleinen Bereichen (hinreichend großen Teilen eines Korns) im Gleichgewicht.

In Bezug auf die Maß- und Formänderungen ist dabei entscheidend, dass bei Eingriffen in das Kräfte- und Momentengleichgewicht von Körpern, in denen Eigenspannungen I. Art vorliegen, immer makroskopische Maßänderungen auftreten. Bei Eingriffen in das Gleichgewicht, das mit Eigenspannungen II. Art verbunden ist, können makroskopische Maßänderungen auftreten. Bei Eingriffen in das Gleichgewicht der Eigenspannungen III. Art treten dagegen nie makroskopischen Maßänderungen auf [Macherauch, 1973]. Bei der Identifikation der Verzugsmechanismen sollte sich daher zunächst auf die Analyse der Eigenspannungen I. Art konzentriert werden.

Die Ursache für die Entwicklung der Eigenspannungszustände in den einzelnen Fertigungsverfahren wurde von Hirsch [Hirsch, 2003] in einer umfassenden Literaturauswertung unter Ergänzung eigener Messungen zusammengefasst. In allen Gruppen der Fertigungstechnik, angefangen vom Urformen zum Umformen, der Weichbearbeitung, der Wärmebehandlung und der Hartbearbeitung sowie in den eventuell notwendigen zusätzlichen Fertigungsschritten (Fügen, Beschichten, Richten), werden Eigenspannungen in der für den Fertigungsschritt charakteristischen Art und Weise entstehen, umgelagert und / oder vermindert. Entsprechend ihres technologischen Ursprungs werden die Eigenspannungen nach Umform-, Bearbeitungs-, Wärmebehandlungs-, Füge-, Deckschichtsowie Gusseigenspannungen [Wolfstieg, Vöhringer, 1976; 1982] unterschieden. Das Betriebsverhalten eines Bauteils wird durch den am Ende des Fertigungsprozesses vorliegenden Eigenspannungszustand je nach Werkstoffzustand ganz erheblich beeinflusst. Deshalb wird von Lu [Lu, 2002] ein entsprechend übergreifender Systemansatz zur Beherrschung der Probleme durch Eigenspannungen vorgestellt.

In der in dieser Arbeit betrachteten Fertigungskette werden beim Strangguss und bei den nachfolgenden Warmumformprozessen Spannungen entstehen. Da aber nach dem Ringschmieden die Ringrohlinge GKZ geglüht wurden, ist davon auszugehen, dass vor der Weichbearbeitung ein spannungsarmes Material vorlag. Deshalb wird an dieser Stelle nicht weiter auf die Eigenspannungszustände nach dem Urformen und Umformen eingegangen, sondern die grundlegenden Mechanismen der Eigenspannungsentstehung bei der Weichbearbeitung an einem Werkstoffzustand mit relativ geringer Festigkeit umfangreicher betrachtet.

Im Allgemeinen führt jeder Bearbeitungsvorgang über die abgetrennten Werkstoffschichten zu Umlagerungen der vorhandenen Eigenspannungszustände und zur Entstehung neuer Eigenspannungen in oberflächennahen Randschichten [Hirsch, 2003]. Der resultierende Eigenspannungszustand nach der Weichbearbeitung entsteht aus der komplexen Überlagerung der Einflüsse der mechanischen Beanspruchung und der thermischen Belastung [Schreiber, 1976; Syren, 1977; Jacobus, 2000; Ericsson, 2002]. Durch die mechanische Beanspruchung wird das Material über seine Fließgrenze hinaus belastet. Die entsprechenden elastisch-plastischen Verformungen führen zu einer Verfestigung der äußeren Randschicht und zur Ausbildung von Druckeigenspannungen. Bei der Zerspanung entstehen kurzzeitig und lokal begrenzt sehr hohe Temperaturen. Infolge der Wärmeleitung in den Grundkörper und in das Werkzeug sowie der Wärmeabfuhr über den Span ist ein sehr schnelles Abklingen der hohen Temperaturen möglich, so dass nach diesem Zyklus Zugeigenspannungen in der Randschicht vorliegen. Werden bei der Zerspanung lokal Temperaturen über der Umwandlungstemperatur eines härtbaren Stahles erreicht, kann es bei der nachfolgenden Selbstabschreckung zur Martensitbildung kommen. In diesem Fall werden durch die großen Volumenänderungen in der gehärteten Randschicht die Zugeigenspannungen kompensiert, und es bilden sich Druckeigenspannungen aus [Schreiber, 1976; Ericsson, 2002]. Ein charakteristischer Eigenspannungsverlauf nach einer Drehbearbeitung ist in Bild 2.19 dokumentiert. Direkt an der Oberfläche werden Zugeigenspannungen gemessen. Nach einem steilen Abfall der Spannungen bildet sich in der darunter liegenden Randschicht ein Druckeigenspannungsmaximum aus [Jacobus, 2000; Sölter, 2004]. Der Einfluss der Zerspanung beschränkt sich dabei auf eine maximale Tiefe von 200 bis 300 µm von der Oberfläche. In diesem Bereich sind auch höhere Halbwertsbreiten zu finden. Die Ausbildung des Eigenspannungszustandes kann stark durch die Prozessparameter variiert werden. So haben die Änderung der Zustellung und des Vorschubs große Auswirkungen auf die Höhe der Zugeigenspannungen und die Tiefe des Einflussbereiches [Schreiber, 1976; Brinksmeier, 2003].

Eine wichtige Einflussgröße auf die Spannungsentwicklung bei der Weichbearbeitung liegt in der Wahl des Einspannmittels. In der Verteilung der Umfangseigenspannungen spiegelt sich die Einspannung in einem Dreibackenfutter wieder [Bild 2.20]. Entsprechend der vorherigen Ausführungen liegen an der Oberfläche Zugeigenspannungen zwischen 400 und 500 MPa vor. Nach dem Ausspannen der Ringe sinken die Eigenspannungen an den Positionen der Krafteinleitung des Dreibackenfutters auf Grund der nicht mehr vorhandenen elastischen Beanspruchung deutlich ab. In Axialrichtung liegen dagegen Druckeigenspannungen um 100 MPa vor, die ebenfalls von der Position der Einspannung beeinflusst werden.



Bild 2.19: Eigenspannungen in Abhängigkeit vom Abstand zur Oberfläche nach einer Drehbearbeitung eines Wälzlagerrings mit 145 mm Durchmesser und 6 mm Wandstärke (Parameter: v = 240 m/min, f = 0,4 mm/U, a<sub>p</sub> = 0,75 mm, Kühlung: 3% Emulsion, Werkstoff: 100Cr6) [Sölter, 2004]


Ort des Umfangs [mm]



Der bedeutende Einfluss der Fertigungseigenspannungen auf die Formabweichungen wurde in einer Arbeit von Thuvander [Thuvander, 2002] in experimentellen Untersuchungen und vergleichenden Simulationsrechnungen untersucht. In dieser Arbeit wurde das Einbringen von Richteigenspannungen über eine Drei-Punkt-Biegung des rohrförmigen Ausgangsmaterials idealisiert. Sowohl in der Drehbearbeitung als auch in der nachfolgenden Wärmebehandlung der Ringe konnte der Verzug auf die vorher eingebrachten Eigenspannungen zurückgeführt werden. Der Haupanteil des Verzuges trat dabei beim Abstechen der Ringe vom Rohr auf. Dieser große Effekt wurde auch in Untersuchungen von Hollox [Hollox, 1978] und Volkmuth [Volkmuth, 2000] gefunden. Mit Hilfe von Koordinatenmessungen konnte zudem aufgezeigt werden, dass die Orientierung der Hauptachse der Ovalität mit der Position der Ringe im kaltgewalzten Rohr korreliert.



Bild 2.21: Orientierung der Hauptachse der Ovalität in Bezug auf die Entnahmeposition der Ringe aus einem kaltgewalzten Rohr (100Cr6) [Volkmuth, 2000]

#### 2.4.3 Erholung und Alterung

Bei metallischen Werkstoffen wird unter Alterung die zeit- und temperaturabhängige Änderung bestimmter mechanischer Eigenschaften nach Verformungen (Reckalterung) sowie Wärme- und anderen Vorbehandlungen (z. B. Abschreckalterung) verstanden. Dabei wird zwischen natürlicher Alterung bei Raumtemperatur sowie künstlicher Alterung bei höheren Temperaturen unterschieden [Macherauch, 1992]. In diesem Sinne können die Vorgänge bei der Erwärmung auch als künstliche Alterung aufgefasst werden.

Unter Kristallerholung wird die teilweise Beseitigung der Folgen einer plastischen Verformung verstanden. Dabei treten in erster Linie zwei Grundvorgänge auf: Zum einen erfolgt die Umordnung von Versetzungen durch Quergleiten oder Klettern unter Bildung von Kleinwinkelkorngrenzen (Polygonisation) und / oder durch Auslöschen von Versetzungen (Annihilation). Zudem werden durch Diffusionsprozesse die bei der plastischen Verformung gebildeten Leerstellen mit Atomen wiederbesetzt, was auch als Ausheilen der Leerstellen bezeichnet wird. Diese thermisch aktivierten Vorgänge sind in erster Linie aus dem Bereich der Kaltumformung bekannt, wobei bei der Erholung – im Gegensatz zur Rekristallisation – bei Stählen keine wesentliche Änderung der mechanischen Eigenschaften auftritt. Die Rekristallisation ist durch eine Gefügeneubildung durch die Entstehung und Wanderung von Großwinkelkorngrenzen gekennzeichnet [Macherauch, 1992; Gottstein, 2007]. In eigenen Untersuchungen [Surm, 2009] wurde die Entwicklung der Maß- und Formänderungen von kaltumgeformten Wälzlagerringen während des Erwärmens aufgezeigt. Im Temperaturbereich von 500 bis 550 °C wurde eine sprunghafte anisotrope Maßänderung registriert. Zum jetzigen Zeitpunkt kann der verzugsrelevante Mechanismus nicht eindeutig bestimmt werden, da der Spannungsabbau entweder durch ein Überschreiten der Warmfließgrenze oder durch die Kornneubildung einer eventuellen Rekristallisation erfolgen kann. Dagegen können den Änderungen der Rundheitsabweichungen eher Einflussgrößen aus dem Bereich der Wärmebehandlung zugewiesen werden.

Im Allgemeinen sind die Eigenspannungszustände, die aus dem letzten Fertigungsschritt vor der Wärmebehandlung resultieren, von großer Bedeutung für den Verzug infolge der Wärmebehandlung, da beim ersten Wärmebehandlungsschritt, dem Erwärmen, die Festigkeit des Werkstoffs mit zunehmender Temperatur kontinuierlich sinkt. Spannungsmessungen bei kontinuierlicher Erwärmung (Bild 2.22) bedingen einen hohen experimentellen Aufwand und liegen daher im Schrifttum [Tomala, 1999] nur selten vor. Der wesentliche Abbau der Spannungen erfolgte in diesen Untersuchungen in einem Temperaturbereich von 350 bis 500 ℃. Dabei ist zu bemerken, dass der Abbau der Spannungen auf den bei der jeweiligen Temperatur typischen Wert schon großteils bei der Erwärmung erfolgte. Der Effekt der Glühdauer kann deshalb als geringfügig eingestuft werden.

Zum thermischen Abbau der Spannungen durch das Wärmebehandlungsverfahren Spannungsarmglühen sind allerdings einige experimentelle Arbeiten durchgeführt worden. Hierbei wird das Werkstück für ausreichend lange Dauer bei hohen Temperaturen geglüht, um einen nahezu vollständigen Abbau der Spannungen zu gewährleisten. Die Abkühlung auf Raumtemperatur muss entsprechend langsam erfolgen, um nicht neue Eigenspannungen zu generieren. Der Abbau der Spannungen wird durch folgende Mechanismen erklärt [Vöhringer, 1982; Löhe, 2002]: Die den Spannungen über das Hookesche Gesetz zugeordneten elastischen Dehnungen werden durch geeignete Verformungsprozesse in plastische Dehnungen umgesetzt, wenn die Warmstreckgrenze oder eine entsprechende Zeitdehngrenze überschritten wird. Der vorherrschende Mechanismus ist dabei von der Temperatur abhängig. Bei niedrigen Temperaturen treten Versetzungsumordnungen in niederenergetischen Anordnungen wie z. B. Versetzungsgleiten, Versetzungskriechen, Korngrenzengleiten und Diffusionskriechen [Vöhringer, 1982] auf. Bei höheren Temperaturen ist die Streckgrenze des Materials sehr stark reduziert, so dass hier klassisch plastische Mechanismen durch die thermisch aktivierten Versetzungsbewegungen vorherrschen [James, 1987; Volkmuth, 1996]. Der Spannungsabbau wird zusätzlich durch das komplexe Zusammenwirken verschiedenster Einflussgrößen beeinflusst. Der Abbauprozess ist abhängig von der Höhe, der Art und dem Erzeugungsprozess der Eigenspannungen. Zusätzlich beeinflusst natürlich der Werkstoff in seinem vorliegenden Zustand generell die Entwicklung der Spannungen [Bhadeshia, 2002].





Die Maß- und Formänderungen von Ringen aus dem Wälzlagerstahl 100Cr6, die aus Rohren verschiedener Herstellvarianten stammen, wurden von Volkmuth [Volkmuth, 1989] verglichen. Durch verschiedene Verfahren der Rohrherstellung (warmgewalzt, kalt gepilgert), der Oberflächenbearbeitung (Schälen, Schleifen) und das Richten resultieren unterschiedliche Eigenspannungszustände. Die Weichbearbeitung (Drehen und Abstechen) und die Wärmebehandlung (Härten und Anlassen) wurden jeweils unter gleich bleibenden Bedingungen durchgeführt. Der Vergleich der röntgenographisch bestimmten Eigenspannungen und der resultierenden Formänderungen infolge der Wärmebehandlung zeigte, dass große Eigenspannungsunterschiede im Bauteil zu einer großen Streuung in den Rundheitsänderungen führen. Zudem fördern hohe mittlere Umfangseigenspannungen im weichbearbeiteten Bauteil das Auftreten von hohen Formänderungen (hier Ovalität) infolge der Wärmebehandlung. Zudem konnten Unterschiede im Maßänderungsverhalten auf den Herstellungsprozess der Rohre zurückgeführt werden. Dass diese Formänderungen in erster Linie durch den Abbau von Eigenspannungen erfolgen, wurde durch eine geänderte Wärmebehandlung aufgezeigt. Anstelle des Härtens wurden ein Normalglühen [Volkmuth, 1996] bzw. ein Spannungsarmglühen [Volkmuth, 1989; Brinksmeier, 2003] durchgeführt. Infolge beider Wärmebehandlungen traten Rundheitsänderungen auf, die fast die Werte der Formänderungen (Bild 2.23) infolge des Härtens erreichten.



Bild 2.23: Rundheitsabweichungen nach Drehen, Normalglühen und Härten [nach Volkmuth, 1996]

Mit Hilfe von Simulationsrechnungen [Thuvander, 1997] wurde ein Vergleich möglicher Einflussgrößen auf die Rundheitsänderung von Ringen (ø62 mm x ø 55mm x 16 mm) analysiert. Dabei wurden Ungleichmäßigkeiten in der Geometrie des Ringes durch eine stark unterschiedliche Wandstärke berücksichtigt, eine inhomogene Abschreckung durch einen ungleichmäßigen Wärmeübergang in Umfangsrichtung des Ringes angenommen, der Einfluss von Seigerungen über die Variation der Martensitstarttemperatur analysiert sowie die Effekte einer ungleichmäßigen Eigenspannungsverteilung (Bild 2.24) untersucht. Die Effekte einer inhomogenen Eigenspannungsverteilung auf die Rundheitsänderung waren dabei deutlich größer als die anderen drei untersuchten Einflussgrößen.



Bild 2.24: Einfluss der verschieden in den Ring eingebrachter Inhomogenitäten auf die Rundheitsänderung [nach Thuvander, 1997]

Da die Festigkeit des Werkstoffs mit zunehmender Temperatur abfällt, kommt der Chargierung der Bauteile während der Wärmebehandlung in Bezug auf die Maß- und Formänderungen eine wichtige Rolle zu. Bei unsachgemäßer Auflage kann ein Verzug aufgrund von Kriechvorgängen durch das Eigengewicht der Bauteile [Berns, 1977; Pan, 2002] auftreten. Deshalb ist eine gleichmäßige Werkstückunterstützung während der Wärmebehandlung ein wichtiger Faktor. In diesem Zusammenhang ist aber auch die Formbeständigkeit der verwendeten Chargiervorrichtungen zu beachten. Durch die wiederkehrenden hohen thermischen und mechanischen Belastungen unterliegen die Gestelle bzw. Werkstückträger selber zeitabhängigen Maß- und Formänderungen und beeinflussen somit die Verzüge der Werkstücke infolge der Wärmebehandlung [Demmel, 1999].

#### 2.4.4 Wärmespannungen beim Erwärmen

Prinzipiell können bei der Erwärmung aber nicht nur die Eigenspannungen nach dem letzten Fertigungsschritt vor der Wärmebehandlung abgebaut werden. In der Literatur wird der ungleichmäßigen Erwärmung ein großes Verzugspotenzial zugesprochen, da infolge der inhomogenen Temperaturverteilung im Bauteil Wärmespannungen induziert werden. Erreichen diese die temperaturabhängige Fließgrenze, so treten plastische Deformationen auf, die sich in bleibenden Maß- und Formänderungen widerspiegeln.

Die grundsätzlichen Überlegungen zur Spannungsentwicklung bei der Abkühlung [Rose, 1966] können dabei auf das Erwärmen übertragen werden. Im Gegensatz zur Abschreckung, bei der eine kritische Abkühlgeschwindigkeit bei der martensitischen Umwandlung nicht unterschritten werden darf, bestehen bei der Erwärmung auf Austenitisiertemperatur in erster Linie wirtschaftliche Zwänge, die Erwärmgeschwindigkeit zu erhöhen. Diese führen aufgrund der Temperaturabhängigkeit des spezifischen Volumens zu einem Aufbau von Wärmespannungen im Werkstück. Der Rand des Werkstücks wird zunächst schneller erwärmt und dehnt sich daher stärker aus als der Kern. Bis zum Erreichen der maximalen Temperaturdifferenz werden aufgrund der inhomogenen Temperaturverteilung Wärmespannungen aufgebaut, die zu den entsprechenden Unterschieden in der Dehnung führen (Bild 2.25). Folglich ergeben sich Druckspannungen im Randbereich, denen von Zugspannungen im Kern das Gleichgewicht gehalten wird. In diesem Abschnitt der Erwärmung können Verzüge durch Überschreiten der lokalen Warmfließgrenze infolge hoher Wärmespannungen auftreten. Dies kann dabei nicht nur zum Zeitpunkt der maximalen Temperaturdifferenz auftreten, denn der Werkstoff verliert mit zunehmender Temperatur ständig weiter an Festigkeit. Während der nachfolgenden Abkühlung gerät die Randschicht infolge der elastischen Schrumpfung unter Zugspannungen. Im Gegensatz zum Start der Abkühlung bei der Temperatur T<sub>1</sub>, bei der keine weiteren plastischen Deformationen mehr zu verzeichnen sind, können auch während der Abkühlung von der Temperatur T<sub>2</sub> wiederum die Warmstreckgrenze erreicht werden. In beiden Fällen liegen nach der Abkühlung auf Raumtemperatur Zugeigenspannungen in der Randschicht vor.



Bild 2.25: Schema zur Eigenspannungsentstehung beim ungleichmäßigen Erwärmen und Abkühlen [nach Zinn, 2009]

Der Aufbau von Wärmespannungen soll noch in einem Beispiel veranschaulicht werden. Wünning [Wünning, 1972] ging von der Annahme aus, dass Spannungen durch Temperaturdifferenzen nur bis zu etwa 150 °C elastisch aufgenommen werden können. Diese Grenze der maximalen Temperaturdifferenz zwischen Rand und Kern wird bei der Erwärmung eines Stahlzylinders mit einem Durchmesser von 200 mm und einem Wärmeübergangskoeffizienten von 100 kcal/ m<sup>2</sup>hK (ca. 115 W/m<sup>2</sup>K) überschritten.



Bild 2.26: Maximale Temperaturdifferenz zwischen Rand und Kern in Abhängigkeit vom Zylinderdurchmesser und Wärmeübergangskoeffizienten [nach Wünning, 1972]

Die in der Literatur erwähnten Einflussgrößen aus dem Bereich des Wärmebehandlungsschrittes Erwärmen auf die Ausbildung von Wärmespannungen können in verschiedene Gruppen eingeordnet werden: In den Bereich der prozessspezifischen Einflussgrößen zählen dazu die Angabe des vorgegebenen Zeit-Temperatur-Verlaufes mit der Erwärmgeschwindigkeit, eventueller Vorwärmstufen sowie der Austenitisiertemperatur und -dauer. Im Allgemeinen werden bei höherer Austenitisiertemperatur und höherer Erwärmgeschwindigkeit größere Verzüge erwartet. Diese Tendenz wurde in den Untersuchungen von einsatzgehärteten Ringen (ø355 mm x maximale Wandstärke 17,5 mm x Höhe 44 mm) aus 21NiCrMo2 bestätigt [Milam, 1996]. Es wurde der Einfluss von elf Prozessparametern aus dem Bereich der Wärmebehandlung auf den Verzug (Rundheits- und Ebenheitsabweichungen) mit Hilfe der Statistischen Versuchsplanung untersucht. Sechs Prozessparameter betrafen das Erwärmen: Spannungsarmglühen, Vorwärmen, Erwärmgeschwindigkeit, Aufkohlungstemperatur, Chargierung (Auflagepunkte) und Chargiergestell. Die übrigen fünf Prozessparameter betrafen das Abschrecken. Als signifikante Einflussgrößen für die Änderung der Rundheitsabweichungen ergaben sich (in dieser Reihenfolge): Spannungsarmglühen, Vorwärmen, Erwärmgeschwindigkeit und Eintauchrichtung beim Abschrecken. Ein Vorwärmen bei 650 ℃ vor dem Aufkohlen und eine geringere Erwärmgeschwindigkeit von ca. 1 K/min erhöhte in beiden Fällen die Temperaturgleichmäßigkeit im Bauteil und verringert dadurch Wärme- und Umwandlungsspannungen beim Austenitisieren. Die Forderung nach kürzeren Wärmbehandlungsdauern bei Härteprozessen muss allerdings nicht in jedem Fall mit einer Verschlechterung des Verzugsverhaltens einhergehen [Volkmuth, 2002]. In dieser Untersuchung gelang es, die Haltedauer beim Austenitisieren durch das Anheben der Temperatur von 855 auf 900 °C um 17 min zu verkürzen, ohne dass eine signifikante Verschlechterung der Rundheitsabweichungen gegenüber dem Standardverfahren zu verzeichnen war.

Eine Vielzahl von Einflussgrößen auf die Ausbildung von Wärmespannungen kommt aus dem anlagentechnischen Bereich. Mit Ausnahme der induktiven und konduktiven Erwärmung, bei denen die Wärme durch Vorgänge im Werkstück generiert wird, erfolgt der Wärmeeintrag in der Regel über die Oberfläche des Werkstückes. Dabei wird zwischen der Erwärmung durch Konvektion und durch Strahlungsaustausch unterschieden. Für eine gleichmäßige konvektive Erwärmung muss sich das Wärmebehandlungsmedium frei um das gesamte Werkstück bewegen können. Optimale Strömungsbedingungen werden in Atmosphärenöfen durch Luftumwälzung oder in Salzbadöfen durch Badbewegungen gefördert. Eine zusätzliche Möglichkeit stellt die Verwendung von Wirbelbetten dar. In Atmosphärenöfen gewinnt bei höheren Temperaturen der Wärmeübergang über Strahlungsaustausch an Bedeutung. In Vakuumöfen kann die Erwärmung nur über diese Art der Wärmeübertragung realisiert werden. Hierbei ergeben sich dann Probleme mit der Gleichmäßigkeit der Wärmeübertragung durch die relative Lage der Werkstückoberflächen zu den Heizelementen. Eine gleichmäßige Erwärmung der Bauteile kann durch die Beschränkung der Erwärmgeschwindigkeit und / oder durch das Einfügen von Vorwärmstufen erreicht werden. Aus anlagentechnischer Sicht kann eine Rotation der Werkstücke oder eine Anpassung der Form der Heizelemente an die Chargengeometrie zu einer Vergleichmäßigung führen [Pan, 2002; Edenhofer, 2003]. Bei allen Maßnahmen sind natürlich die Wechselwirkungen mit der Art der Zusammenstellung der Werkstücke in einer Charge zu beachten. So darf z. B. der Chargenaufbau eine freie und gleichmäßige Anströmung der Werkstücke durch flüssige oder gasförmige Wärmeübertragungsmedien nicht zu stark beeinflussen. Bei der Strahlungserwärmung ist zusätzlich zu beachten, dass der Wärmestrom in ganz erheblichem Maße von der Emissivität der Bauteiloberfläche bestimmt wird [Bauer, 2003; VDI, 2006].

Aus den vorherigen Prozessschritten können weitere Faktoren die Ausbildung von Wärmespannungen beeinflussen. Inhomogene Temperaturverteilungen können dabei schon konstruktiver Natur sein. So begünstigen große Abmessungen und schroffe Querschnittsübergänge den Aufbau von hohen Wärmespannungen. Zudem beeinflussen noch werkstoffspezifische Eigenschaften wie die Wärmeleitfähigkeit, die thermischen Dehnungen, der Elastizitätsmodul und die Warmfestigkeit die Entwicklung der Wärmespannungen und der damit verbundenen elastischen und elastisch-plastischen Deformationen.

### 2.4.5 Umwandlungsspannungen beim Austenitisieren

Unterschiedliche Temperaturverteilungen führen während der Umwandlungsvorgänge zu orts- und zeitabhängigen Phasenentwicklungen. Die Überlagerung der so entstehenden Umwandlungsspannungen mit den Wärmespannungen führt zu komplexen Spannungs-Zeit-Verläufen, die in einer großen Bandbreite von möglichen Maß- und Formänderungen resultieren. Da die Ausbildung der Wärme- und Umwandlungsspannungen von einer Vielzahl von Werkstoff- und Verfahrensparametern abhängig ist, ist das Maß- und Formänderungsverhalten eine Systemeigenschaft, die nur für den konkreten Einzelfall abgeschätzt werden kann. Deshalb sollen an dieser Stelle nur grundsätzliche Überlegungen zum Wechselspiel zwischen Wärme- und Umwandlungsspannungen erörtert werden.

Mit Beginn der Umwandlungsvorgänge Ferrit zu Austenit erfolgt ein Abbau der Dehnungsdifferenz aufgrund des unterschiedlichen spezifischen Volumens der beiden Phasen. Zudem wird die Temperaturdifferenz zwischen Rand und Kern verringert, da die freiwerdende Umwandlungswärme diesem Temperaturunterschied entgegenwirkt. Demzufolge ist während der Umwandlungsvorgänge im Randbereich eigentlich kein Verzug durch Wärmeund Umwandlungsspannungen zu erwarten. Allerdings könnte ein anderer Verzugsmechanismus wirksam sein: Die Phasenumwandlung bei gleichzeitig anliegender Spannung kann zu Verzug infolge einer Umwandlungsplastizität führen. Dieser Zusammenhang ist für die martensitische Härtung schon umfangreich studiert, aber für den Teilschritt des Austenitisierens deutlich vernachlässigt worden. Coret et. al. [Coret, 2004] führten experimentellen Studien zur Umwandlungsplastizität an einem Einsatzstahl durch. Für die Umwandlung Ferrit (F) zu Austenit (A) ermittelten sie für den Koeffizienten der Umwandlungsplastizität K<sub>F→A</sub> einen Wert von 2×10<sup>-4</sup> mm<sup>2</sup>/N. Für die martensitische Härtung (M) nahm dieser Koeffizient einen kleineren Wert an ( $K_{A \rightarrow M} = 6 \times 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{N}$ ). Der Effekt der Spannungen auf die Umwandlungsplastizität ist demnach beim Austenitisieren höher als bei der martensitischen Umwandlung. Im weiteren Verlauf der Erwärmung erfolgt ein Fortschreiten der Umwandlungsfront in Richtung des Kerns, was mit einer komplexen Überlagerung der Wärme- und Umwandlungsspannungen verbunden ist. Auch in dieser Phase der Erwärmung kann es infolge eines lokalen Überschreitens der Warmfließgrenze zu plastischen Verformungen kommen, da in diesem Temperaturbereich die Festigkeit des Werkstoffs wiederum deutlich herabgesetzt ist. Mit Beginn der Umwandlungsvorgänge im Kernbereich ist wiederum ein starker Anstieg der Differenz der Dehnungen zu verzeichnen, die mit dem Ende der Umwandlungsvorgänge ein Maximum erreicht. Zudem liegen wiederum höhere Temperaturdifferenzen zwischen Rand und Kern aufgrund der Umwandlungswärme vor. In dieser Phase kann die Überlagerung der lokalen Wärme- und Umwandlungsspannungen zum Überschreiten der Warmfließgrenze führen.

In den verschiedenen Stadien der ungleichmäßigen Erwärmung können somit unterschiedliche Verzugsmechanismen aktiv werden. In erster Line werden große Effekte aufgrund der Wärmespannungen erwartet. Aber auch im Zeitraum der Umwandlungsvorgänge könnten über die Mechanismen Umwandlungsplastizität bzw. Umwandlungsspannungen Einfluss auf die Maß- und Formänderungen ausgeübt werden.

# 2.5 Wärmebehandlungssimulation in der Prozesskette

Das Ziel der Simulation ist, durch die Modellierung und Darstellung der kompletten Fertigungskette die Entwicklungszeiten zu verkürzen und Verfahren zu optimieren. Gerade bei komplexen Prozessen mit langen Prozessdauern, wie es in der Wärmebehandlung oft der Fall ist, stellt die Simulation somit ein entscheidendes Hilfsmittel im Bereich der Entwicklung dar. Der Einsatz der Simulation in der Wärmebehandlung kann grundsätzlich zum Aufzeigen von Tendenzen, für Parameterstudien und Einflussanalysen sowie zur Verbesserung des Prozessverständnisses eingesetzt werden. Gerade der letzte Punkt bietet ein großes Potenzial zur Prozessoptimierung. Da in experimentellen Untersuchungen in der Regel nur der Endzustand untersucht werden kann, müssen langwierige und kostenintensive Versuchsreihen zur Prozessoptimierung durchgeführt werden. Dagegen sind die Berechung der zeitlichen und örtlichen Entwicklung der Temperatur, der Phasenanteile sowie der Dehnungen und Spannungen mit den entsprechenden Kopplungen untereinander (Bild 2.27) der essentielle Bestandteil jeder Wärmebehandlungssimulation.



Bild 2.27: Kopplung der drei Hauptbestandteile der Wärmebehandlungssimulation mit ihren wesentlichen Ein- und Ausgabedaten [Rohde, 2000]

Die Qualität des Simulationsergebnisses ist dabei von mehreren entscheidenden Komponenten abhängig: Die Modellierung der Einzelphänomene und deren Wechselwirkungen untereinander, das Vorliegen phasen- und temperaturabhängiger Eingabedaten sowie ein entsprechend leistungsstarkes Simulationsprogramm. Hierfür stehen im Bereich der Wärmebehandlungssimulation mehrere Programme zur Verfügung [Besserdich, 1999; Rohde, 2000], die sich hinsichtlich der implementierten Kopplungen der Hauptbestandteile voneinander unterscheiden. Im Rahmen dieser Arbeit wird nicht auf die physikalische Modellierung mit den entsprechenden mathematischen Ansätzen eingegangen. Weiterführende Informationen zu dieser Thematik können aus der Literatur [z. B. IWT, 2005; Heeß, 2007; Gür, 2008] entnommen werden.

Nach einer Umfrage aus dem Jahr 1998/99 war die Nutzung der Wärmebehandlungssimulation in der Industrie im deutschsprachigen Raum trotz großem Interesses noch nicht sehr verbreitet, so dass die Simulation in der Regel nur an Universitäten und Instituten eingesetzt wurde. Der Einsatz der Simulation in der Industrie dürfte sich aber in den letzten Jahren deutlich erhöht haben, was sich auch in der erhöhten Anzahl an Publikationen [Andersch, 2006; Burtchen, 2006; Kleff, 2008] bemerkbar gemacht hat. Zudem wurden bislang in der Reihe der Konferenz "Thermal Process Modelling and Computer Simulation" (TPMCS) [Denis, 2004; IFHTSE, 2006] diesen anwendungsorientierten Simulationen eine alleinige Sitzung gewidmet. Auch auf den entsprechenden Konferenzen mit dem Schwerpunkt "Verzug" ("International Conference on Distortion Engineering" IDE; "Quenching and Control of Distortion" QCD) wurden zahlreiche Arbeiten aus dem Bereich Modellierung und / oder Simulation der Wärmebandlung von Stahl vorgestellt. Dabei wird in den seltensten Fällen die gesamte Zeit-Temperatur-Folge bei der Wärmebehandlung betrachtet. In der Regel beschränken sich die Arbeiten auf die Beschreibung der Vorgänge beim Abschrecken von einem in jeglicher Hinsicht homogenen Zustand auf Härtetemperatur. Nur wenige Arbeiten weichen von diesem vereinfachten Vorgehen ab und nehmen die Vorgänge beim Austenitisieren mit in die Simulation auf. Den Einfluss von Werkstoffinhomogenitäten auf die Maßund Formänderungen zylindrischer Wellen (ø20 mm x 200 mm) aus dem Einsatzstahl 20MnCr5 untersuchte Hunkel [Hunkel, 2008]. Basierend auf experimentellen Untersuchun-

#### 2 Kenntnisstand

gen an Dilatometerproben konnten anisotrope Umwandlungsdehnungen aufgezeigt werden. Da diese Anisotropie sowohl beim Austenitisieren als auch bei der Abkühlung in den begleitenden Simulationsrechnungen berücksichtigt wurde, konnte eine gute Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Verzügen der zylindrischen Wellen erreicht werden. Den Einfluss von Fertigungseigenspannungen auf die Formänderungen von Ringen zeigte Thuvander in den zwei im vorherigen Kapitel erwähnten Arbeiten [Thuvander, 1997 und 2002] auf. Zudem versuchten andere Autoren [Tszeng, 1996; Marusich, 2008], diesen Einfluss durch die Vorgabe typischer Eigenspannungsverteilungen in ihren Simulationsrechnungen aufzuzeigen. Die Optimierung der Wärmebehandlung einer großen Tragrolle (max. ø1065 mm) nahm Pan [Pan, 2002] anhand von Simulationen vor. Dabei war auch die zeitliche Spannungsentwicklung beim Vorwärmen und einer raschen Erwärmung auf Austenitisiertemperatur von Interesse. Wie bei der Abschreckung der Bauteile von Härtetemperatur kommt in diesem Zusammenhang auch der Ermittlung der lokalen Wärmeübergangskoeffizienten beim Erwärmen eine große Bedeutung zu. Dieser Problematik wurde sich unter anderem von Slycke bzw. Kang [Slycke, 1998; Kang, 2006;] angenommen, deren Hauptinteresse auf der Berechnung der zeitlichen Temperaturentwicklung ausgewählter Bauteile in einer Wärmebehandlungscharge lag. Während bei Slycke das Hauptaugenmerk auf dem eng mit dem Temperaturverlauf resultierende Härtgefüge lag, näherte sich Kang der optimalen Beladung der Wärmebehandlungscharge durch verschiedene Fallstudien an.

Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass eine durchgehende Simulation der gesamten Prozesskette bislang im Bereich der Wärmebehandlung in der Regel nicht vollständig realisiert wurde. Insbesondere der Berücksichtigung des Einflusses der Fertigungseigenspannungen auf die Formabweichungen wird in der Wärmebehandlungssimulation zu wenig Beachtung geschenkt. Grund hierfür ist, dass die Zerspanungssimulation noch in den Anfängen steckt, da aufgrund der Komplexität der Vorgänge und der damit verbundenen langen Rechendauer noch keine makroskopische, dreidimensionale Simulation spanender Prozesse möglich ist [Söhner, 2003], bei der zudem die hohen Spannungsgradienten in der Randschicht abgebildet werden können.

# 3 Versuchsdurchführung

# 3.1 Standardprozesskette zylindrischer Ring

Im SFB 570 "Distortion Engineering" wird die Verzugsbeherrschung in der Fertigung anhand von drei Bauteilen aus typischen industriellen Fertigungsketten untersucht. Für jedes Bauteil wurden Standardprozessketten mit definierten Prozessparametern festgelegt, um eine reproduzierbare Fertigung der Bauteile zu gewährleisten. Für die Herstellung der zylindrischen Ringe wurde folgendes Vorgehen vereinbart: Bei der Deutschen Edelstahlwerke GmbH, Standort Siegen, wurde eine Charge 100Cr6 elektromagnetisch in den Abmessungen 265 mm x 265 mm unter elektromagnetischen Rühren stranggegossen. Danach erfolgte in mehreren Schritten die Umformung des quadratischen Querschnitts in den Anlieferungszustand mit einem Durchmesser von 60 mm. Als abschließende Wärmebehandlung im Stahlwerk wurde dieses Material einer GKZ Glühung unterzogen.

Für die nachfolgende Ringherstellung wurde das Material in Zylinderabschnitte mit einem Gewicht von (1190 ± 20) g durch Sägen unterteilt. Zur Dokumentation der Lage des Zylinderabschnittes in der Stange wurden die Abschnitte nummeriert und zusätzlich an einer definierten Position ein Markierungsstift in das Material [Thoben, 2004] eingebracht. Dieser Stift konnte nach dem Umformprozess gut identifiziert werden. Für den mehrstufigen Umformprozess wurden die Abschnitte bei 1150 °C 30 min austenitisiert. Danach wurden sie zunächst gestaucht (Umformgrad -1,1) und vorgelocht. Nach dem Wenden des Rohlings erfolgte das Durchlochen. Der letzte Umformschritt bestand aus einem Ringwalzprozess. Die Ringe wurden danach auf Raumtemperatur abgekühlt. Da der resultierende schmiedeperlitische Gefügezustand nicht über die optimalen Eigenschaften für die spanende Bearbeitung verfügt, wurden alle Ringe nach folgender Wärmebehandlungsvorschrift GKZ geglüht: 800 °C 120 min / 15 °C/h 720 °C / Raumtemperatur. Die Abmessungen der Ringrohlinge nach dem Schmieden betrugen  $\emptyset_a$ 150 mm x  $\emptyset_1$ 130 mm x 30 mm. Durch ein nachfolgendes Sandstrahlen wurden alle Ringoberflächen gereinigt.

Die spanende Bearbeitung der Ringe erfolgte in einem Drehprozess in zwei Aufnahmen, wobei die Ausrichtung der Ringe in den jeweils verwendeten Spannfuttern nach der vor dem Umformprozess eingebrachten Markierung vorgenommen wurde. Zunächst wurde mit einem Pendelbackenfutter (Bild 3.1a) über die äußere Mantelfläche gespannt. Es erfolgte die Bearbeitung einer Stirnfläche und der inneren Mantelfläche in zwei Schnitten mit unterschiedlichen Schnittliefen  $a_p$  von 1 bzw. 0,5 mm. In der zweiten Aufnahme erfolgte die Einspannung mit einem Spanndorn (Bild 3.1b) über die innere Mantelfläche. Dabei wurden die äußere Mantelfläche und die zweite Stirnfläche des Ringes bearbeitet. Die Spanabnahme erfolgte in vier Schnitten mit einer konstanten Schnittliefe von  $a_p = 0,75$  mm. Bei beiden Aufnahmen wurden die Schnittgeschwindigkeit mit  $v_c = 240$  m/min sowie der Vorschub f = 0,3 mm nicht geändert. Die Sollgeometrie des Ringes nach der Zerspanung war  $ø_a$ 145 mm x  $ø_i$ 133mm x 26 mm.

Das Austenitisieren in der Wärmebehandlung erfolgte grundsätzlich in einem Mehrzweckglockenofen (Firma SOLO). Diese Anlage verfügt über einen Chargenraum von 300 mm x 300 mm x 300 mm bei einer maximalen Beladung von 30 kg. Die maximale Behandlungstemperatur beträgt 1100 ℃. Während der Wärmebehandlung wurde der Ofenraum mit Stickstoff gespült, um Randentkohlung und / oder Randoxidation einzuschränken. Die Auswahl der Wärmebehandlungsanlage erfolgte in erster Linie unter dem Gesichts-

#### 3 Versuchsdurchführung

punkt einer möglichst gleichmäßigen Temperaturverteilung im Ofenraum. Außerdem musste eine gute Zugänglichkeit für Temperaturmessungen im Ofenraum und in den Bauteilen selbst gewährleistet sein. Zudem muss für eine eventuelle vorgesehene Abschreckung im Gasdüsenfeld (Bild 3.2) eine einfache und schnelle Entnahme der Ringe aus dem Ofen möglich sein. In der Standardprozesskette wurden die Ringe einzeln im oben beschriebenen Ofen in ca. 10 min auf 850 °C erwärmt. Die Austenitisierdauer betrug dabei 25 min. Nach Ablauf der Haltedauer wurde der Glockenofen durch Herunterfahren des Zapfens geöffnet, der Ring mit einer Zange entnommen und in das in unmittelbarer Nähe positionierte Düsenfeld (Bild 3.2) gelegt. Danach wurde der Ring im Gasdüsenfeld mit Stickstoff mit einem Gesamtgasfluss von 5336 l<sub>n</sub>/min abgeschreckt.



a) Außeneinspannung: Pendelbacken



b) Inneneinspannung: Spanndorn

Bild 3.1:Verwendete Spanntechnik in der Standardprozesskette<br/>a) Außeneinspannung: Pendelbacken; b) Inneneinspannung: Spanndorn



Bild 3.2: Bild des verwendeten Gasdüsenfeldes

Das Düsenfeld ist wie folgt aufgebaut: Der Innenverteiler der Anlage besteht aus vier Segmenten mit jeweils drei mal drei einzelnen Düsen. Der Außenverteiler ist aus zwölf einzelnen Düsenstöcken mit jeweils drei übereinander liegenden Düsen aufgebaut. Die Düsendurchmesser betragen jeweils 4 mm. Der Innenverteiler und die Düsenstöcke außen sind derart positioniert, dass die Düsenaustrittsöffnungen einen Abstand von 20 mm von der Oberfläche des Rings aufweisen. Die axiale Teilung der Düsen beträgt 8 mm. Die Abschreckung erfolgte mit Stickstoff über einen Massendurchflussregler, der bis zu 8000 l<sub>n</sub>/min Gas (l<sub>n</sub>: Liter unter Normalbedingungen 1013,25 mbar und 0 °C) liefern kann. Eine Regeleinheit ermöglicht die stufenlose Einstellung des Massendurchflusses zwischen 0 und 100 %. Da diese Regeleinheit relativ träge ist, wurde der benötigte Massendurchfluss vor der Abschreckung eingestellt. Das Gas wurde bis zur endgültigen Positionierung des Ringes im Düsenfeld über einen pneumatisch ansteuerbaren Kugelhahn abgeblasen. Erst als der Ring in der Gasabschreckanlage positioniert war, wurde über eine Lichtschranke der volle Gasfluss schlagartig auf die Oberfläche des abzukühlenden Bauteils gelenkt. Die Gleichmäßigkeit der Gasströme wurde mit einem Hitzdrahtanemometer untersucht. Gemessen wurden die Gasgeschwindigkeiten direkt an den Düsenaustrittsöffnungen [Frerichs, 2004]. Die Standardabweichung der mittleren Gasgeschwindigkeiten in Umfangsrichtung betrug lediglich 3,5 %. Für die in Axialrichtung mittleren Düsen der äußeren Düsenstöcke ergab sich aufgrund der Gasversorgung (Bild 3.3) eine etwas geringere Gasgeschwindigkeit als für die Düsen oben und unten. Diese Inhomogenität stört die Symmetrie der Abschreckung jedoch nicht.



Bild 3.3: Schema der Gasabschreckanlage für Ringe. Links: Draufsicht, rechts: Seitenansicht eines Düsenstocks für die äußere Mantelfläche [Frerichs, 2004]

### 3.2 Statistische Versuchspläne

### 3.2.1 Identifikation verzugsbestimmender Einflussgrößen aus der Prozesskette

Die Auswahl verzugsrelevanter Einflussgrößen aus der Prozesskette wurde aus den Ergebnissen von Voruntersuchungen in den dafür verantwortlichen Teilprojekten im SFB570 getroffen:

- Schmelzmetallurgische Werkstoffherstellung
- Numerische und experimentelle Untersuchung des Verzugspotenzials beim Umformen
- Analyse des mechanischen und thermischen Belastungskollektivs als Verzugspotenzial bei der spanenden Bearbeitung

Es wurden letztendlich fünf Einflussfaktoren mit Hilfe der Statistischen Versuchsplanung untersucht (Tabelle 3.1). Da in diesem Untersuchungsabschnitt nicht nur der Einfluss der Hauptfaktoren sondern auch die Wechselwirkungen zwischen den Einflussgrößen eindeutig identifiziert werden sollten, wurde ein  $2^{5-1}$ -Versuchsplan mit einem Lösungstyp V [Kleppmann, 2000] ausgewählt, der die vollständige Trennung aller Zweifach-Wechselwirkungseffekte ermöglicht. Der teilfaktorielle Versuchsplan wurde in diesem Fall mit den Generator E = ABCD gebildet. Somit ergaben sich 16 Faktorstufenkombinationen in diesem Versuchsplan, in denen jeweils drei Ringe wärmebehandelt wurden.

Faktor	А	В	С	D	E
Einflussgröße	Rühren Strangguss	Umformgrad Stauchen	Abkühlen aus Schmiedehitze	Einspannung Drehen	Vorschub Drehen
Stufe "-"	ungerührt	-0,52	vereinzelt	Pendelbacken/ Spanndorn	0,1 mm
Stufe "+"	gerührt	-1,10	radial asymmetrisch	Dreibackenfutter/ Segmentbacken	0,4 mm

Tabelle 3.1: Einflussgrößen und deren Stufen im Statistischen Versuchsplan im Bereich "Einflussgrößen aus der Prozesskette"

In Bezug auf die oben beschriebene Standardprozesskette erfolgte die erste Änderung beim Stranggießen. Es wurde der Einfluss des elektromagnetischen Rührens (Einflussgröße A: gerührte bzw. nicht gerührt) untersucht, in dem beim Gießen zeitweilig das Rührwerk unter der Kokille abgeschaltet wurde. Zur Gewährleistung von stationären Bedingungen wurde ausreichend Material vor und nach dem Ab- bzw. Zuschalten des Rührwerks verworfen. Durch die Änderung dieser Größen sollen deutlich stärkere Seigerungszeilen im Gefüge ausgebildet werden.

Um den Umformgrad beim Stauchen bei der nachfolgenden Ringherstellung zu verändern, wurde jeweils die Hälfte des für das Ringschmieden eingesetzten Materials von dem angelieferten Ausgangsdurchmesser von 60 auf 45 mm abgedreht. Dadurch konnten im nachfolgenden Schmiedeprozess Umformgrade von -0,52 bzw. -1,10 beim Stauchen (Einflussgröße B) erreicht werden. Auch durch die Änderung dieser Größe werden die Seigerungen hinsichtlich ihrer Ausprägung und Verteilung modifiziert.

Die Variation der Abkühlbedingungen nach dem Schmiedeprozess (Einflussgröße C) wurde durch Anlage der äußeren Mantelfläche des gewalzten Rings an einen auf Schmiedetemperatur erwärmten Block einseitig verzögert abgekühlt. In der zweiten Stufe wurden die Ringe entsprechend der Standardprozesskette vereinzelt abgekühlt [Kusmierz, 2003]. Die unterschiedlichen Abkühlbedingungen führen zu einer Veränderung des perlitischen Gefüges nach dem Schmiedeprozess. Diese Änderung kann beim nachfolgenden GKZ Glühen Einfluss auf die Carbidgrößenverteilung haben, womit das Auflösungsverhalten der Carbide beim Austenitisieren beeinflusst werden kann. Somit sind unterschiedliche Anteile an gelöstem Kohlenstoff im Austenit zu erwarten, was wiederum bei der nachfolgenden Härtung die Umwandlungskinetik der Martensitbildung verändert.

Die zerspanende Bearbeitung nimmt unmittelbar Einfluss auf den Eigenspannungszustand in der äußeren Randschicht der Ringe. Das verwendete Einspannmittel beeinflusst dabei die Eigenspannungsverteilung in tangentialer Richtung. Eine eher homogene Eigenspannungsverteilung wird durch die Verwendung der Spanntechnik (Einflussgröße D, Bild 3.1) mit Pendelbacken (außen) und Spanndorn (innen) erwartet. Bei der Verwendung eines Dreibackenfutters (außen) und Segmentbacken (innen) (Bild 3.4) wird dagegen die Eigenspannungsverteilung gezielt in Richtung Ungleichmäßigkeit modifiziert.

Die Zerspanparameter, wie z. B. die Schnittgeschwindigkeit, der Vorschub oder die Schnitttiefe, beeinflussen den mittleren Wert der Oberflächeneigenspannungen. Da sich aus Voruntersuchungen der größte Einfluss aus der Änderung des Vorschubs f ergab, wurde diese Stellgröße im letzten Schnitt der äußeren Mantelfläche mit f = 0,1 bzw. 0,4 mm ausgeführt.

In diesem Untersuchungsabschnitt wurden keine Wärmebehandlungsparameter variiert. Die Härtung der Ringe erfolgte wie im Kapitel 3.1 "Standardprozesskette zylindrischer Ring" beschrieben.



a) Außeneinspannung: Dreibacken



b) Inneneinspannung: Segmentbacken

Bild 3.4:Verwendete Spanntechnik der Einflussgröße D, Stufe "+"a) Außeneinspannung: Dreibacken; b) Inneneinspannung: Segmentbacken

# 3.2.2 Identifikation verzugsbestimmender Einflussgrößen beim Austenitisieren

In diesem Untersuchungsabschnitt wurden vier Einflussfaktoren in den Versuchsplan aufgenommen (Tabelle 3.2). Durch die relativ geringe Anzahl an Faktoren konnten die Untersuchungen mit einem vollfaktoriellen Versuchsplan durchgeführt werden. Somit ergaben sich in diesem Fall 16 Faktorstufenkombinationen.

Faktor	А	В	С	D
Einflussgröße	Erwärmgesch- windigkeit	Austenitisier- bedingungen	Auflage Austenitisieren	Einspannung Drehen
Stufe "-"	kalter Ofen	850 ℃ 25 min	Linien	Pendelbacken/ Spanndorn
Stufe "+"	warmer Ofen	900 ℃ 3 min	Stern	Pendelbacken / Segmentbacken

Tabelle 3.2:Einflussgrößen und deren Stufen im Statistischen Versuchsplan im Bereich<br/>"Einflussgrößen im Prozessschritt Austenitisieren"

Für die Identifikation der verzugsrelevanten Einflussgrößen im Prozessschritt Austenitisieren erscheint die Verwendung von Ringen mit möglichst kleinem Verzugspotenzial erforderlich zu sein. Ein großes oder stark streuendes Verzugspotenzial aus den vorgelagerten Fertigungsschritten könnte das Verzugspotenzial der Einflussgrößen aus dem Prozessschritt Austenitisieren überlagern und somit die Analyse der Maß- und Formänderungen erschweren oder gefährden. Deshalb wurde die Hälfte der Ringe entsprechend der oben beschriebenen Standardprozesskette gefertigt. Bei den anderen Ringen sollte gezielt ein Verzugspotenzial in die Ringe eingebracht werden. Hierfür wurde eine Änderung des Einspannmittels (Einflussgröße D) bei der Bearbeitung der äußeren Mantelfläche ausgewählt. Im Gegensatz zur Standardprozesskette, in der ein Spanndorn zur Aufspannung der Ringe verwendet wurde, kam in diesem Untersuchungsabschnitt in dieser Ringgruppe Segmentbacken (Bild 3.5b) zum Einsatz. Durch diese Maßnahme sollte gezielt auf die Eigenspannungsverteilung in tangentialer Richtung Einfluss genommen werden.

Aus den Gesamtheit der Erwärmparameter der Wärmebehandlung und die Bedingungen in der Wärmebehandlungsanlage wurden drei Einflussgrößen ausgewählt: die Erwärmgeschwindigkeit, die Austenitisierbedingungen sowie die Auflage der Ringe. Die Änderung der Einflussgröße Erwärmgeschwindigkeit (Faktor A) wurde durch das Chargieren in einen kalten Ofen bzw. in den auf die entsprechenden Austenitisiertemperatur vorgewärmten Ofen realisiert. Die mit Thermoelementen aufgenommenen Temperaturverläufe bei der Erwärmung sind in Bild 3.6 dokumentiert. Das Thermoelement war dabei im Zentrum des Ringquerschnitts angeordnet.







b) Inneneinspannung: Segmentbacken





Bild 3.6: Verschiedene Stufen des Einflussfaktors A Erwärmgeschwindigkeit

Als Austenitisiertemperatur wurde 850 und 900 °C ausgewählt, um zum einen der üblichen Behandlungstemperatur von 850 °C und zum anderen der Tendenz zur Kurzzeitwärmebehandlung bei höheren Temperaturen von 900 °C [Volkmuth, 2002] Rechnung zu tragen. Eine Erhöhung der Austenitisiertemperatur erfordert allerdings auch eine Anpassung der Haltedauer, da ansonsten eine größere Menge Kohlenstoff im Austenit gelöst wird, was unter gleichen Abschreckbedingungen wiederum zu einem erhöhten Restaustenitgehalt im resultierenden Härtungsgefüge führen würde. Die beiden Faktorstufen der Einflussgröße B Austenitisierbedingungen ergeben sich damit zu 850 °C 25 min und 900 °C 3 min. Innerhalb der Statistischen Versuchsplanung wurden zwei verschiedene Auflagesituationen (Bild 3.7a und b) realisiert. In der ersten Faktorstufe wurden die Ringe auf zwei Stäbe mit quadratischem Querschnitt (10 mm) aus einem warmfesten Stahl chargiert. Dagegen wurde in der zweiten Stufe ein dreistrahliger Stern (ø10 mm), wiederum gefertigt aus einem warmfesten Stahl, als Chargierhilfe eingesetzt.





a) Auflage "Linie

b) Auflage "Stern"

Bild 3.7: Verschiedene Stufen des Einflussfaktors C "Auflage"

Da zunächst nur der Verzug bei der Erwärmung betrachtet werden sollte, musste das Verzugspotenzial der Abkühlung von Austenitisiertemperatur möglichst gering gehalten werden. Der Temperaturverlauf während der gewählten langsamen Ofenabkühlung ist in Bild 3.8 dokumentiert. Mit dem Ziel einer homogenen Temperaturverteilung und der damit verbundenen nahezu gleichzeitigen Gefügeumwandlung wurden die Ringe im Temperaturbereich bis 650 °C mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 1,5 K/min geregelt abgekühlt. Nach Beendigung der Umwandlung wurde die Abkühlgeschwindigkeit durch Umwälzung der Ofenatmosphäre erhöht. Somit ergab sich eine Dauer für die Abkühlung auf etwa 100 °C von ca. 550 min. Diese lange Abkühldauer musste auch in der Durchführung der Versuche berücksichtigt werden. In diesem Untersuchungsabschnitt wurden die Ringe deshalb nicht einer Einzelteilwärmebehandlung unterzogen, sondern in einer Charge mit fünf Ringen wärmebehandelt. Durch diese relativ langen Versuchsdauern können sich allerdings Effekte anderer Verzugsmechanismen verstärken, so dass eine Überprüfung der Einflussgrößen hinsichtlich ihrer Signifikanz unerlässlich ist. Deshalb wurden zusätzliche Untersuchungen der oben aufgeführten Einflussgrößen auf den Verzug infolge einer Wärmebehandlung mit einer abschließenden Härtung untersucht. Für die Abschreckung wurde das im vorherigen Kapitel vorgestellte Düsenfeld eingesetzt.

# 3.3 Röntgenographische Eigenspannungsmessung

Die Bestimmung der Eigenspannungen wurde als Dienstleistung im Teilprojekt "Schnelle bauteilspezifische Spannungs-/Eigenspannungsanalyse durch in-situ Experimente bei kompletten Temperatur-Zeit-Zyklen" durchgeführt. Die röntgenographischen Eigenspannungsmessungen erfolgten auf  $\psi$ -Diffraktometern mit Cr-K $\alpha$  Strahlung unter Verwendung einer Blende mit einem Durchmesser von 1 mm an der {211} Interferenzlinie des  $\alpha$ -Eisens. Die Messung erfolgte auf halber Ringhöhe an 36 gleichmäßig über den Umfang verteilten Positionen. Zur Bestimmung der Eigenspannungswerte wurde das sin<sup>2</sup> $\psi$ -Verfahren [Hauk, 1980] herangezogen, wobei elf Messungen bei einem Neigungswinkel zwischen -45 und +45° durchgeführt wurden. In die Berechnung gehen die makroskopischen elastischen Konstanten E-Modul E = 210.000 MPa und Querkontraktionszahl v = 0,28 ein. Bei Gegenwart eines mehrachsigen Spannungszustandes, eines mehrphasigen Gefügezustandes oder eines Eigenspannungsgradienten müssen die Abweichungen zur Standardmessungen bei der Berechungen der Spannungen beachtet werden. Ausführungen zu diesen Punkten werden in der Verfahrensbeschreibung der AWT e.V., Fachausschuss FA 13, [Scholtes, 2000] erläutert.





# 3.4 Koordinatenmessungen

Zur Bestimmung der Maße und Formen vor und nach der Wärmebehandlung wurden zwei 3D-Koordinatenmessgeräte eingesetzt. Im Bereich der Untersuchungen "Einflussgrößen aus der Prozesskette" wurden die Ringe auf einem Koordinatenmessgerät Typ Primar MX 4 geometrisch gemessen. Für die Messung auf dieser Anlage stand ein Drehtisch zur Verfügung. Die Aufnahme des Ringes erfolgte mit Hilfe eines Dreibackenfutters über den unteren Bereich der inneren Mantelfläche. Ein Koordinatenmessgerät Typ PMM 654 Hexagon Metrology GmbH (vormals Leitz Messtechnik GmbH) kam bei der Messung der Ringe aus dem Bereich "Einflussgrößen beim Austenitisieren" zum Einsatz. Auf diesem Messgerät wurden die Ringe auf jeweils drei Magneten positioniert. Es konnten vier Ringe in einer Palette gemessen werden. Vor der jeweiligen Messung wurden die Bauteile mindestens 24 Stunden im klimatisierten Messraum aufbewahrt, um eventuelle thermische Einflüsse auf die Messung auszuschließen.

Das Messprogramm war bis auf wenige Ausnahmen, die durch die unterschiedliche Aufnahme der Ringe auf dem Koordinatenmessgerät begründet waren, identisch. Zu Beginn der Messung wurde ein werkstückbezogenes Koordinatensystem (Bild 3.9) aufgestellt. Die z-Achse des Koordinatensystems entsprach der Mittelachse eines auf der äußeren Mantelfläche gemessenen Zylinders. Die x- und y-Koordinaten des Mittelpunktes dieses Zylinders sowie die mittlere z-Koordinate einer auf der oberen Stirnfläche gemessenen Ebene wurden für den Koordinatensystemursprung verwendet. Die x-Richtung ergab sich aus der Verbindungslinie zwischen dem Mittelpunkt des Zylinders und der entsprechenden Richtungsmarkierung des Ringes.

Während der Messungen wurden folgende Elemente aufgenommen: Jeweils drei Kreise auf der inneren und äußeren Mantelfläche bei den z-Koordinaten 3, 13 und 23 mm. Aufgrund der Aufnahme des Ringes auf dem Koordinatenmessgerät Typ Primar erfolgte dabei die Messung auf der inneren Mantelfläche bei z = 20 mm. Auf der oberen und unteren Mantelfläche wurde jeweils ein Kreis bei einem Radius r = 69,5 mm gemessen. Aufgrund der Auflage der Ringe auf drei Magneten bei den Messungen auf dem Koordinatenmessgerät Typ PMM 654 konnte auf der unteren Stirnfläche keine durchgängige Kreismessung

durchgeführt werden. Die entsprechenden Messwerte wurden mit einem Polynomansatz zweiter Ordnung interpoliert.



Bild 3.9: Werkstückkoordinatensystem bei der Koordinatenmessung

# 3.4.1 Ermittlung der Größen zur Verzugscharakterisierung

Aus den jeweiligen Kreismessungen auf den beiden Mantelflächen wurde der mittlere Radius eines Gauß-Kreises bestimmt. Zudem wurde aus den entsprechenden Kreisen der inneren und äußeren Mantelfläche die mittlere Wandstärke berechnet. Für die jeweiligen Kenngrößen wurden Mittelwerte für die innere und äußere Mantelfläche gebildet. Entsprechendes gilt für die Wandstärke. Da bei dieser Mittelwertbildung die Gefahr besteht, eine eventuelle Abhängigkeit der Verzugskenngrößen von der Messposition nicht mehr zu erfassen, wurde eine weitere zusätzliche Größe für die beiden Mantelflächen eingeführt. Die 256 Messpunkte der Kreise waren äquidistant über den Umfang verteilt. In die drei Wertepaare  $r_{\phi}$  ( $z_1 = 3$  mm),  $r_{\phi}$  ( $z_2 = 13$  mm) und  $r_{\phi}$  ( $z_3 = 23$  mm) wurde eine Gerade eingepasst. Aus der Steigung konnte dann der entsprechende Winkel zur Koordinatenachse in z-Richtung berechnet werden (Bild 3.10), der durch eine Mittelwertbildung zu einem mittleren Winkel zusammengefasst wurde. Aus den Messungen der beiden Kreise auf der oberen und unteren Stirnfläche ergab sich zudem die mittlere Ringbreite.

Die wohl bekannteste und auch zugleich wichtigste Formtoleranz im Bereich der Wälzlagerindustrie ist die Rundheitsabweichung entsprechend DIN ISO 1101. Für die Kreismessungen an beiden Mantelflächen wurden die Rundheitsabweichungen bestimmt. Über die jeweils drei Messungen der Rundheitsabweichungen der beiden Mantelflächen wurden wiederum Mittelwerte gebildet. Im Allgemeinen begrenzen die Formtoleranzen die zulässige Abweichung eines Elementes von seiner geometrisch idealen Form. Bezogen auf die Rundheit ergibt sich ein Toleranzfeld, das durch zwei konzentrische Kreise vom Abstandt in der betrachteten Ebene begrenzt wird. Dabei darf das Element eine beliebige Form aufweisen (Bild 3.11a). Das ist für den industriellen Einsatz auch vollkommen ausreichend, denn in diesem Fall sind nur die betragsmäßigen Abweichungen von der Idealgeometrie entscheidend. Für das Verständnis der Verzugsvorgänge kann aber gerade die Kenntnis über die eigentliche Gestalt des Elementes wichtige zusätzliche Hinweise zur Identifikation der Verzugsmechanismen liefern. Deshalb sollte eine umfassende Beschreibung neben dem Betrag der Abweichungen immer eine Angabe zur Form und Richtung der Abweichungen von der Idealgeometrie enthalten. Aus der Fourieranalyse der Radiusverteilung über den Umfangswinkel  $R(\phi)$  können diese beiden Angaben gewonnen werden. Die Fourieranalyse beschreibt ein beliebiges periodisches Signal durch Zerlegen in eine Summe von Sinus- und Kosinusfunktionen. Liegen nur gegebene diskrete Daten (z. B. Messwerte) vor, werden  $a_k$  und  $b_k$  aus den Stützpunkten approximiert (Trigonometrische Interpolation [Bronstein, 2005]).

$$R(\varphi) = \frac{r_0}{2} + \sum_{k=1}^{\infty} \left[ a_k \cdot \cos(k \cdot \varphi) + b_k \cdot \sin(k \cdot \varphi) \right]$$
(7)



Bild 3.10: Berechnung des Winkels zur Koordinatenachse in z-Richtung

Somit wird die Form des Rundheitsschriebes in ihre entsprechenden Anteile aufgelöst. Dabei beschreibt die Konstante r<sub>0</sub> den mittleren Kreisradius. Die Parameter a<sub>k</sub> und b<sub>k</sub> beschreiben die Amplitude des Signals der einzelnen Ordnungen k. Die erste Ordnung kann als Abstand des Mittelpunktes vom Bezugskoordinatensystem interpretiert werden. Die höheren Ordnungen k charakterisieren die Abweichungen von der idealen Kreisform des Ringes. So können z. B. anhand der zweiten Ordnung Aussagen über die Ovalität bzw. mit der dritten Ordnung über die Dreieckigkeit des Ringes usw. getroffen werden. In Bild 3.11b bis d ist für die Ordnungen zwei, drei und sechs die jeweils entsprechende Radiusverteilung einmal als Rundheitsschrieb sowie in Abhängigkeit vom Umfangswinkel dargestellt.

Es ist aber auch eine Darstellung des Signals mittels eines Phasen- und Amplitudenspektrums möglich, da die additive Überlagerung einer Sinus- und einer Kosinusschwingung auch als phasenverschobene Kosinusschwingung dargestellt werden kann:

$$\mathsf{R}(\varphi) = \frac{\mathsf{r}_0}{2} + \sum_{k=1}^{\infty} \mathsf{r}_k \cdot \mathsf{cos}(\mathsf{k} \cdot \varphi - \varphi_k)$$
(8)

Dabei kann der Wert der Phasenverschiebung der einzelnen Ordnungen  $\varphi_k$  zur erweiterten Verzugsanalyse verwendet werden. Dabei muss allerdings beachtet werden, dass der aus der Fourieranalyse zurückgegebene Wert  $\varphi_k$  noch durch die entsprechende Ordnung k geteilt werden muss. Erst nach dieser Umrechnung beschreibt dieser Winkel die Richtung eines Maximums der Radiusverteilung in der entsprechenden Ordnung (siehe auch Bild 3.11c).



Bild 3.11: Darstellung der verschiedenen Anteile der Rundheitsabweichung: a) gesamte Rundheitsabweichung; b) ovale Anteile; c) dreieckige Anteile; d) sechseckige Anteile

Die Fourieranalyse liefert also für jeden Rundheitsschrieb und für jede Ordnung k ein Wertepaar Amplitude  $r_k$  und Phasenverschiebung  $\phi_k$ . Somit fallen schon bei einer relativ kleinen Anzahl von Messungen sehr große Datenmengen an, die für eine sinnvolle Interpretation der Ergebnisse weiter aufbereitet werden müssen. Dabei kann zunächst einmal ausgenutzt werden, dass der vorliegende Gesamtverzug in der Regel durch die Betrachtung von wenigen Ordnungen ausreichend gut beschrieben werden kann. Somit kann z. B. die Rundheitsabweichung in Bild 3.11a durch die Betrachtung der zweiten, dritten und sechsten Ordnung beschrieben werden. Mit dieser stark reduzierten Datenmenge kann die weitere Analyse erfolgen. Allerdings können die Verteilungen der Amplituden und der Richtung nur getrennt voneinander betrachtet werden. Eine gemeinsame Betrachtung ist nur in graphischen Darstellungen möglich, wie z. B. in den Rundheitsschrieben in Bild 3.11. Diese Vorgehensweise ist aber sehr mühsam und wird mit zunehmender Anzahl an Messungen schnell sehr unübersichtlich. Jedes Paar von Amplitude  $r_k$  und Phasenverschiebung  $\varphi_k$  kann aber als komplexe Zahl in Polarkoordinatendarstellung (Bild 3.12) überführt werden. Somit ist eine gleichzeitige Interpretation des Betrages und der Richtung des Verzuges in einer Ordnung in einer Darstellung möglich. Diese ermöglicht auch den schnellen Vergleich einer großen Anzahl an Messungen, da die Rundheitsabweichungen bezogen auf eine Ordnung sich auf einen Punkt in dieser Ebene reduzieren lassen.



Bild 3.12:Graphische Darstellung des Verzuges:<br/>a) in der x-y-Ebene; b) in der komplexen Ebene (Polarkoordinaten)

Entsprechende Analysen können auf andere Kenngrößen übertragen werden, wenn die Daten in geeigneter Form vorliegen. Für die beiden Messungen auf den Stirnflächen der Ringe wurde Ebenheitsabweichungen bestimmt. Die Ebenheitsabweichung ist definiert nach DIN ISO 1101 als "die Toleranzzone, die begrenzt wird durch zwei parallele Ebenen vom Abstand t". Die Fourieranalyse zerlegt nun die Verteilung der z-Koordinaten der gemessenen Punkte in die einzelnen Ordnungen. Für die Messungen der Stirnflächen beschreibt die Konstante  $z_0$  die mittlere z-Koordinate. Die erste Ordnung kann als Neigung der Ebene in Bezug auf die z-Koordinatenachse (Bild 3.13a) interpretiert werden. Die höheren Ordnungen k charakterisieren demnach die Abweichungen von der idealen Ebenheit der Stirnflächen des Ringes. So können z. B. anhand der zweiten Ordnung (Bild 3.13b) Aussagen über ein Durchhängen des Ringes bzw. mit der dritten Ordnung (Bild 3.13c) über die Ausbildung eines sogenannten Affensattels [Reinhardt, 1992] usw. getroffen werden.





Die Wandstärke ergibt sich aus der lokalen Differenz zwischen Außen- und Innenradius. Existieren Unterschiede in den Amplituden und / oder Phasen in den jeweiligen Ordnungen der äußeren und inneren Radien, führt das zwangsläufig auch zu entsprechenden Ungleichmäßigkeiten bezüglich der Wandstärke. Die erste Ordnung repräsentiert dann die Exzentrizität zwischen den beiden Mantelfläche (Bild 3.14a). Für die Verteilung der Wandstärke in den höheren Ordnungen sind Beispiele im Bild 3.14b und c dargestellt.





Die Differenz der z-Koordinaten der oberen und unteren Stirnfläche führt zur Verteilung der Ringbreite. Die erste Ordnung drückt dann die windschiefe Lage der beiden Stirnflächen aus. Entsprechende Beispiele für die Ordnungen zwei und drei sind ebenfalls in Bild 3.15 dokumentiert.



Bild 3.15: Gestalt der Ringbreite in verschiedenen Ordnungen der Fourieranalyse

#### 3 Versuchsdurchführung

In der Literatur wird häufig der Begriff "Konizität" verwendet, wenn die Veränderung des Durchmessers einer Mantelfläche eines Ringes in axialer Richtung vorliegt. In dieser Arbeit wird diese Gestalt durch den Mittelwert des Winkels einer Mantelfläche zur Koordinatenachse in z-Richtung beschrieben. Die verschiedenen Formen der Mantelfläche der Ringe, die sich aus höheren Ordnungen des Winkels zur z-Achse ergeben, sind in Bild 3.16 dargestellt. Die erste Ordnung drückt dabei eine Neigung der Mantelfläche in eine Richtung aus. Dieser Fall liegt vor, wenn die Achse der betrachteten Mantelfläche im schlimmsten Fall windschief zur Bezugsachse steht. Bei den höheren Ordnungen muss ein Unterschied in Bezug auf die Rundheitsabweichungen in Abhängigkeit von der Ringbreite vorliegen, wobei die Differenz in der Amplitude und / oder der Phase vorliegen kann.



Bild 3.16: Gestalt einer Mantelfläche bezüglich des Winkels zur z-Achse in verschiedenen Ordnungen der Fourieranalyse

#### 3.4.2 Berechnung der Änderungen von Maß- und Formabweichungen

Im Gegensatz zum industriellen Gebrauch sind im SFB570 nicht nur die Abweichungen von der Idealgeometrie in den jeweiligen Zuständen von Interesse, sondern vielmehr die Änderungen der Abweichungen infolge einer Wärmebehandlung. Für die mittleren Maß- und Formänderungen (hier Rundheits- sowie Ebenheitsänderungen) wurden die Änderungen über eine einfache Differenzbildung zwischen den Messwerten nach und vor der Wärmebehandlung berechnet. Für die Maßänderungen gilt somit für negative / positive Werte eine Verkürzung / Verlängerung des jeweiligen Maßes. In Bezug auf die Formänderungen gilt für negative / positive Werte eine Verbesserung / Verschlechterung des entsprechenden Formwertes.

Die Berechnung der Änderungen bietet sich auch in der komplexen Zahlenebene an, was an dem folgenden Beispiel erläutert werden soll. In den Koordinatenmessungen nach der Fertigung sowie nach der Wärmebehandlung (WB) wurde eine Ovalität gleicher Größenordnung (jeweils 100  $\mu$ m) aber mit unterschiedlicher Orientierung ermittelt (Bild 3.17a). Diese unterschiedliche Richtung wird bei der herkömmlichen Auswertung aber nicht berücksichtigt, so dass in diesem Fall keine Änderung in der Rundheitsabweichung berechnet wird. Wird die entsprechende Formabweichung in der komplexen Zahlenebene betrachtet, ergibt sich für jeden Zustand (Fertigung bzw. WB) eine Amplitude  $r_k$  und Phasenverschiebung  $\phi_k$ . Für die Berechnung der Änderung kann ausgenutzt werden, dass in der komplexen Zahlenebene für die Addition komplexer Zahlen definitionsgemäß die Regeln der Vektoraddition gelten. Die entsprechende Differenz des reellen und des imaginären Anteils nach der Wärmebehandlung und der Fertigung ergibt wiederum eine komplexe Zahl mit einer Amplitude  $\Delta r_k$  und Phasenverschiebung  $\Delta \phi_k$ . Somit wird in der Berechnung der Änderung automatisch die Orientierung der Formabweichungen mit berücksichtigt. In dem hier betrachteten Fall ergibt sich für die Änderung infolge der Wärmebehandlung eine Amplitude  $\Delta r_2$  von 86,6 µm bei einer Phasenverschiebung  $\Delta \varphi_2/2$  von 45°.



Bild 3.17: Beispiel einer Berechnung der Änderungen einer Verzugskenngröße: a) in der x-y-Ebene; b) in der komplexen Zahlenebene

### 3.5 Auswertung der Statistischen Versuchspläne

Der Differenz zwischen den Mittelwerten der Ergebnisse der beiden Stufen wird Effekt d genannt. Dieser wird für die einzelnen Hauptfaktoren und Wechselwirkungen entsprechend Gleichung 9 aus den Mittelwerten der Ergebnisse der Faktorstufenkombinationen unter Berücksichtigung des Vorzeichens der Stufe berechnet [Kleppmann, 2000]. Die Anzahl der Faktorstufenkombinationen wird dabei mit m bezeichnet. Der Effekt d wird als Schätzwert für die wahre Differenz  $\delta$  der Mittelwerte angenommen.

$$d = \frac{2}{m} \sum_{j=1}^{m} (Vorzeichen \cdot \overline{y}_j)$$
(9)

Die Standardabweichung des Effektes  $s_d$  wird aus dem Mittelwert der Varianzen in den einzelnen Faktorstufenkombinationen abgeschätzt. Die Gesamtanzahl der durchgeführten Versuche N wird dabei aus der Anzahl der Faktorstufenkombinationen und der entsprechenden Wiederholung je Faktorstufenkombination berechnet.

$$\mathbf{s}_{d} = \sqrt{\frac{4}{N} \cdot \frac{1}{m} \cdot \sum_{j=1}^{m} \mathbf{s}_{j}^{2}}$$
(10)

Ziel der Auswertung der Versuchspläne ist die Identifikation der signifikanten Einflussgrößen und Wechselwirkungen auf die jeweiligen Verzugskenngrößen. Hierfür wird mit Hilfe eines t-Tests überprüft, ob die Differenz der Mittelwerte der beiden Stufen mit einer hohen Wahrscheinlichkeit in der Grundgesamtheit vorliegt und somit im Sinne der Statistik signifikant ist. Für die Bewertung der Auftretenswahrscheinlichkeit einer empirisch gefundenen Differenz ist ein standardisiertes Maß für eine Mittelwertdifferenz hilfreich. Die standardisierten Stichprobenkennwerte heißen t-Werte, die standardisierten Verteilungen sind die t-Verteilungen (im Englischen auch "Student t" genannt). Die exakte Form der t-Verteilung ist trotz der Standardisierung weiterhin vom Stichprobenumfang abhängig. Die Freiheitsgrade df der gefundenen Mittelwertdifferenz erlauben aber eine genaue Beschreibung der zu verwendenden t-Verteilung. Sie werden in der hier besprochenen statistischen Auswertung der Versuchspläne durch folgende Formel berechnet:

$$df = N - m \tag{11}$$

Die Berechnung des Vertrauensbereiches für die wahre Differenz  $\delta$  erfolgt aus dem Effekt d und dessen Standardabweichung s<sub>d</sub> sowie des entsprechenden t-Wertes:

$$d - t \cdot s_d \le \delta \le d + t \cdot s_d \tag{12}$$

Enthält der Vertrauensbereich den Wert 0, so kann die wahre Differenz  $\delta = 0$  sein. Damit kann der Effekt d zwischen den beiden betrachteten Gruppen rein zufällig aufgetreten und somit nicht signifikant sein. Wenn der Vertrauensbereich den Wert 0 nicht einschließt, wird der berechnete Effekt als signifikant angesehen. Die Einteilung erfolgt dabei in Signifikanzniveaus mit verschiedenen Vertrauensbereichen, deren Abstufung und Bedeutung in Tabelle 3.3 aufgeführt sind.

Vertrauens bereich	Signifikanz niveau	Bedeutung
< 95 %	-	kein Hinweis auf einen Unterschied
> 95 %	*	indifferenter Unterschied
> 99 %	**	signifikanter Unterschied
> 99,9 %	***	hochsignifikanter Unterschied

Tabelle 3.3:Abstufung und Bedeutung der Vertrauensbereiche bei der Auswertung der<br/>Statistischen Versuchspläne [Kleppmann, 2000]

# 4 Charakterisierung der Ringe vor der Wärmebehandlung

# 4.1 Untersuchungen im Bereich "Einflussgrößen aus der Prozesskette"

# 4.1.1 Chemische Zusammensetzung

Für die Untersuchungen im Bereich "Einflussgrößen aus der Prozesskette" wurde eine Charge 100Cr6 stranggegossen. Die maximalen und minimalen Gehaltsgrenzen der verschiedenen Elemente nach EN ISO 683-17 sowie die entsprechende Schmelzenanalyse sind in Tabelle 4.1 dokumentiert. Alle Elementgehalte liegen innerhalb der jeweiligen Toleranzfelder.

EN ISO 683-17	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Мо	Ni	Cu	Al
max.	1,05	0,35	0,45	0,025	0,015	1,60	0,100			0,050
min.	0,93	0,15	0,25			1,35				
Schmelze	0,97	0,21	0,43	0,011	0,004	1,50	0,089	0,240	0,100	0,002

Tabelle 4.1:Chemische Analyse des verwendeten Wälzlagerstahls im Bereich<br/>"Einflussgrößen aus der Prozesskette", Massenanteil in Prozent

# 4.1.2 Metallographische Untersuchungen

Die Änderung der Einflussgrößen A (Rühren beim Stranggießen) und B (Umformgrad beim Stauchen) zielt jeweils auf eine Modifikation der Seigerungszeilen im Ring. Die Auswirkungen dieser Maßnahmen auf das Makrogefüge des fertig bearbeiteten Rings können Bild 4.1 entnommen werden. Durch das Ausschalten des elektromagnetischen Rührwerks bilden sich stärkere Seigerungszeilen im Querschnitt des Ringes (Bild 4.1a, links) aus. Auch der modifizierte Umformgrad führt in diesem Zusammenhang zu einer Änderung. Durch den höheren Umformgrad (Bild 4.1b, rechts) werden die Seigerungszeilen stärker verformt. Zum einen wird das Ausgangsmaterial dadurch homogenisiert, zum anderen kommt es zu einer unterschiedlichen Ausbildung des Faserverlaufs, da eine stärkere Krümmung der Seigerungszeilen erfolgt. Durch beide Maßnahmen sollte sich das Verzugspotenzial in Bezug auf die Seigerungsverteilung also verändert haben.



6 mm

a) Änderung beim Rühren (Strangguss)

b) Änderung Umformgrad (Vorlochen)

Bild 4.1:Makrogefügedarstellung (mit Bildbearbeitungsmethoden bearbeitet) fertig<br/>bearbeiteter Zylinderringe a) links: ungerührter Strangguss; rechts: gerührter<br/>Strangguss; b) links: niedriger Umformgrad; rechts: hoher Umformgrad

#### 4 Charakterisierung der Ringe vor der Wärmebehandlung

Durch die generell langsame Abkühlung nach dem Schmieden bildet sich ein perlitisches Grundgefüge nach diesem Prozessschritt aus, das zudem durch den auf den Korngrenzen liegenden Sekundärzementit gekennzeichnet ist. Der Anteil des Korngrenzenzementits kann durch die Variation der Abkühlbedingungen (Einflussgröße C) modifiziert werden. Dieser Einfluss kann in dem in Bild 4.2 dokumentierten Gefüge eines ungleichmäßig abgekühlten Ringes erkannt werden. Im Bereich der verzögerten Abkühlung erscheint der Anteil an Korngrenzenzementit leicht höher zu sein als im Bereich der freien Abkühlung.





b) Gefüge nach freier Abkühlung

Bild 4.2:Gefüge nach dem Schmieden eines ungleichmäßig abgekühlten Ringes<br/>a) Bereich der verzögerten Abkühlung; b) Bereich der freien Abkühlung<br/>Zeit-Temperatur-Folge:<br/>Luftabkühlung, einseitig an vorgewärmtem Block<br/>Atzmittel:<br/>Probenlage:Luftabkühlung, einseitig an vorgewärmtem Block<br/>20" in 3%iger alk. HNO3

Nach dem Schmieden wurden alle Varianten GKZ geglüht. Der Zustand ist in Bild 4.3 dokumentiert. Während bei der kleinerer Vergrößerung noch Inhomogenitäten anhand von dunkleren linienförmig ausgebildeten Bereichen zu identifizieren sind, liegt bei der Betrachtung der Mikrostruktur ein homogenes Gefüge aus einer ferritischen Matrix mit eingelagerten kugeligen Carbiden vor.



Bild 4.3:Gefüge nach dem GKZ Glühen in verschiedenen Aufnahmevergrößerungen<br/>Zeit-Temperatur-Folge:800 ℃ 120 min / 15 ℃/h 720 ℃ / RT<br/>15" in 3%iger alk. HNO3<br/>QuerschliffBild 4.3:Probenlage:Querschliff

#### 4.1.3 Röntgenographische Eigenspannungsmessungen

Ausgewählte charakteristische Verläufe der Tangential- bzw. Axialeigenspannungen als Funktion des Umfangswinkels sind für die beiden Faktorstufen der Einflussgröße D "Einspannmittel" und der Einflussgröße E "Vorschub" in Bild 4.4 dokumentiert.





d) Dreibacken / Segmentbacken; f = 0,4 mm

Bild 4.4: Charakteristische Verläufe der Tangential bzw. Axialeigenspannungen auf der äußeren Mantelfläche als Funktion des Umfangswinkels in Abhängigkeit der beiden Faktorstufen der Einflussgröße D "Einspannmittel" und der Einflussgröße E "Vorschub":

a) Pendelbacken / Spanndorn, f = 0,1 mm; b) Dreibacken / Segmentbacken, f = 0,1 mm; c) Pendelbacken / Spanndorn, f = 0,4 mm; d) Dreibacken / Segmentbacken, f = 0,4 mm

Bei der Verwendung der Einspannmittel Pendelbacken (außen) und Spanndorn (innen) ergeben sich nahezu konstante Zugeigenspannungen an der Oberfläche auf der äußeren Mantelfläche. Das gilt sowohl für die Eigenspannungen in tangentialer als auch in axialer Richtung. Das Ziel einer inhomogenen Eigenspannungsverteilung konnte durch den Einsatz der Einspannmittel Dreibacken (außen) und Segmentbacken (innen) erreicht werden. Allerdings werden durch die Variation der Einspannbedingungen nur die Eigenspannungen in tangentialer Richtung beeinflusst. Hier ergibt die Fourieranalyse (Bild 4.5a) eine ausgeprägte dritte Ordnung für diese Faktorstufe. Dagegen verbleiben die Axialeigenspannungen in Umfangsrichtung auf einem konstanten Niveau. Die Variation des Vorschubes nimmt dagegen nur Einfluss auf den mittleren Wert der Eigenspannungen. Die Verteilung der Eigenspannungen (Bild 4.5b) werden dagegen nicht berührt. Bei einem Vorschub von 0,1 mm ergeben sich in tangentialer Richtung mittlere Zugeigenspannungen von (259 ± 82) MPa. Bei Erhöhung des Vorschubes auf 0,4 mm werden deutlich höhere Zugeigenspannungen von (586 ± 40) MPa gemessen. In axialer Richtung werden nur bei einem Vorschub von 0,4 mm Zugeigenspannungen von (450 ± 7) MPa registriert. Bei dem niedrigeren Vorschub kommt es zu einem Vorzeichenwechsel in den Eigenspannungen in axialer Richtung. Es werden nun im Mittel Druckeigenspannungen von (-112 ± 61) MPa aemessen.





b) Axialeigenspannungen



#### 4.1.4 Fertigungsabweichungen

Die mittleren Maße und Formen der eingesetzten Ringe vor der Wärmebehandlung sind in Tabelle 4.2 aufgeführt. Da das beim Drehprozess eingesetzte Einspannmittel gerade die Formabweichungen stark bestimmt, sind die Werte in Abhängigkeit dieser Einflussgröße aufgelistet. Zusätzlich ist noch die mittlere Standardabweichung je Ring aufgeführt, um ein Maß für die Fertigungsgenauigkeit der einzelnen Ringe zu bekommen.

Die Fertigung der Ringe mit dem Einspannmittel Spanndorn / Pendelbacken ist sehr reproduzierbar. Bei allen Maßen sowie beim Winkel zur z-Achse sind nur kleine Standardabweichungen in dieser Gruppe festzustellen. Da die Winkel zur z-Achse auf beiden Mantelflächen nur geringfügig um Null Grad schwanken, ist der Radius außen und innen konstant über die gesamte Ringbreite. Auch die sehr kleine mittlere Standardabweichung je Ring dieser beiden Größen bestätigt die gleichmäßige Fertigung.

Bezüglich der Standardabweichungen liegen beim Einsatz der Einspannmittel Segmentbacken / Dreibacken nur für den Radius innen und den entsprechenden Winkel vergleichbar gute Werte wie für die Fertigung mit Spanndorn / Pendelbacken (Tabelle 4.2) vor. Auf der äußeren Mantelfläche sind dagegen sehr große Streuungen in dieser Gruppe von Ringen zu verzeichnen. Aber auch die mittlere Standardabweichung im einzelnen Ring ist hier deutlich erhöht, was in erster Linie an der Abhängigkeit des Radius von der Ringbreite begründet ist. Der positive Wert des Winkels zur z-Achse weist daraufhin, dass der mittlere Radius an der oberen Stirnfläche (z = 0 mm) kleiner ist als an der unteren. Durch die Unterschiede auf den beiden Mantelflächen ist naturgemäß auch die mittlere Wandstärke mit einer sehr hohen Standardabweichung belegt.

Einspannmittel inn	en	Span	ndorn	Segmentbacken		
Einspannmittel auf	Ben	Pendel	backen	Dreibacken		
		Mittelwert	mittlere St Abw. je Ring	Mittelwert	mittlere St Abw. je Ring	
Anzahl		32		33		
Radius, außen	[mm]	72,536±0,031	0,001	72,550±0,161	0,016	
Winkel Mantelfläche außen zur z-Achse	[°]	-0,003±0,008		0,091±0,012		
Radius, innen	[mm]	66,397±0,022	0,002	66,460±0,034	0,002	
Winkel Mantelfläche innen zur z-Achse	[°]	0,007±0,011		0,001±0,017		
Wandstärke	[mm]	6,139±0,037	0,002	6,090±0,179	0,016	
Ringbreite [mm]		26,088±0,042		26,187±0,140		
Rundheit, außen	[µm]	41±12	6	272±41	6	
Rundheit, innen	[µm]	32±6	4	153±30	13	
Ebenheit, oben [µm]		21±8		48±7		
Ebenheit, unten [µm]		17±8		33±7		

Tabelle 4.2:mittlere Maße und Formabweichungen der Ringe vor der Wärmebehandlung<br/>im Bereich "Einflussgrößen aus der Prozesskette"

### 4.1.4.1 Rundheitsabweichungen

Ziel der Variation der Einspannmittel war die Einstellung einer inhomogenen Eigenspannungsverteilung in Umfangsrichtung der Ringe, was aber gleichfalls eine deutliche Differenz in den Rundheitsabweichungen der beiden Mantelflächen verursacht.

Die Fertigung der Ringe mit dem Einspannmittel Spanndorn / Pendelbacken führt zu Rundheitsabweichungen auf beiden Mantelflächen ((41±12) µm bzw. (32±6) µm), die relativ klein bezogen auf die vorliegende Ringgeometrie sind. Entsprechend klein sind die Amplituden der einzelnen Ordnungen der Fourieranalyse der Radien außen und innen sowie der Wandstärke (Bild 4.6a). Eine Ausnahme stellt in diesem Fall die erste Ordnung dar, die eine Exzentrizität von ca. 55 µm zwischen den beiden Mantelflächen aufzeigt, womit auch die

#### 4 Charakterisierung der Ringe vor der Wärmebehandlung

Amplitude der Wandstärke in dieser Ordnung sehr groß ist. Die Rundheitsabweichungen werden in erster Linie von den Ordnungen zwei, drei, vier und sechs geprägt. Dabei bestimmen vor allem die Differenzen in der zweiten Ordnung die unterschiedlichen Rundheitsabweichungen zwischen der äußeren und inneren Mantelfläche. In dieser Ordnung ergibt die Analyse auch einen erhöhten Wert für die Wandstärke. Dagegen sind die Amplituden der dritten Ordnung für diese drei Größen sehr ähnlich. Hier fällt nur die erhöhte Standardabweichung des Radius außen auf. Die vergleichsweise hohe Amplitude in der sechsten Ordnung des Radius innen kann auf die Einspannung mit dem Pendelbacken zurückgeführt werden.

Die Verwendung der Einspannmittel Segmentbacken / Dreibacken führt dagegen zu deutlich größeren Rundheitsabweichungen, die zudem eine große Differenz zwischen außen und innen von (272±41) μm bzw. (153±30) μm aufweisen. Im Vergleich mit den anderen Einspannmitteln sind auch die Standardabweichungen der Rundheitsabweichungen über die gesamte Gruppe der Ringe deutlich größer. Im einzelnen Ring liegen sie im Mittel dagegen auf einem ähnlichen Niveau wie bei der Fertigung mit Spanndorn / Pendelbacken. Aus der Fourieranalyse (Bild 4.6b) wird ersichtlich, dass die Rundheitsabweichungen auf beiden Mantelflächen durch die Ordnungen zwei und drei bestimmt werden. In der zweiten Ordnung sind ähnliche Amplituden für die Radien innen und außen sowie für die Wandstärke festzuhalten. Dagegen ist die dritte Amplitude vom Radius außen ca. doppelt so hoch wie die entsprechenden Werte von Radius innen und der Wandstärke. Der Unterschied in der mittleren Rundheitsabweichung außen und innen lässt sich also mit der unterschiedlichen Ausprägung in der Dreieckigkeit erklären. Auch bei diesen Ringen ist eine Exzentrizität zwischen der äußeren und inneren Mantelfläche zu verzeichnen. Mit einer Amplitude von ca. 35 µm ist sie allerdings nicht ganz so stark ausgeprägt wie bei der Fertigung mit Spanndorn / Pendelbacken.





Die Ergebnisse der Fourieranalyse der drei Ordnungen mit den größten Amplituden werden im Folgenden in der komplexen Zahlenebene analysiert. Für die erste Ordnung werden dabei nur die Verteilung bezüglich des Radius innen bzw. der Wandstärke betrachtet (Bild 4.7), da über die äußere Mantelfläche der Ringe das Werkstückkoordinatensystem bestimmt wurde. Sowohl für den Radius innen als auch die Wandstärke ordnen sich die Wertepaare auf einem Kreis in der komplexen Ebene an. Der betragsmäßige Unterschied zwischen den beiden Einspannungen drückt sich in diesem Fall in den verschiedenen Radien der Kreise aus. Dabei können keine ausgeprägten Vorzugsrichtungen in dieser Ordnung identifiziert werden. Nur bei der Einspannung Segmentbacken / Dreibacken sammeln sich die Wertepaare an verschiedenen Positionen verstärkt an.



a) Radius innen



Bild 4.7: Verteilung der Ergebnisse der ersten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene: a) Radius innen; b) Wandstärke

In der zweiten Ordnung sind für den Außen- bzw. Innenradius keine bestimmten Verteilungsmerkmale in der komplexen Ebene festzustellen (Bild 4.8a und b). Die Wertepaare sind eher regellos in der komplexen Ebene verteilt, wobei die betragsmäßigen Unterschiede in dieser Ordnung bezüglich der Einspannung nochmals verdeutlicht werden. Für die Wandstärke (Bild 4.8c) bilden sich aber für die Einspannung Segmentbacken / Dreibacken drei Vorzugsrichtungen in der komplexen Ebene aus, die eindeutig auf die verwendete Einspannung zurückgeführt werden können.



Bild 4.8: Verteilung der Ergebnisse der zweiten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene: a) Radius außen; b) Radius innen; c) Wandstärke

Auch in der dritten Ordnung (Bild 4.9) sind die Amplituden bezüglich der Einspannung sehr unterschiedlich. Wie schon in der zweiten Ordnung liegen die Wertepaare für die Einspannung Spanndorn / Pendelbacken im Bereich des Koordinatenursprungs der komplexen Ebene und brauchen deshalb nicht weiter betrachtet zu werden. Dagegen sammeln sich die Wertepaare für die Einspannung Segmentbacken / Dreibacken jeweils an zwei Positionen in der komplexen Ebene. Ein möglicher Grund für diese zwei charakteristischen Zustände könnte eine geänderte Orientierung der Ringe bei der Einspannung in Bezug auf die Markierung sein. Mit der Einspannung Segmentbacken / Dreibacken ist es aber prinzipiell auch möglich, Ringe mit einer nahezu konstanten Wandstärke, hier bezogen auf die dritte Ordnung, zu fertigen, denn ein Ring aus dieser Gruppe liegt nahe des Koordinatenursprungs (Bild 4.9c).





### 4.1.4.2 Abweichung des Winkels zur z-Achse

Die Fourieranalyse der Winkel zur z-Achse (Bild 4.10) verdeutlicht, dass nicht nur eine mittlere Verkippung der Mantelfläche vorliegt, sondern diese in Umfangsrichtung zudem in den entsprechenden Ordnungen vorhanden ist. Dabei muss allerdings eindeutig zwischen den verwendeten Einspannmitteln unterschieden werden.





Während bei der Einspannung Spanndorn / Pendelbacken insgesamt nur kleine Amplituden zu verzeichnen sind, sind bei der Einspannung Segmentbacken / Dreibacken in mehreren Ordnungen vergleichsweise hohe Amplituden ermittelt worden. Auffällig ist zunächst der hohe Wert der ersten Ordnung für den Winkel innen, was auf eine windschiefe Stellung der Achsen der Mantelflächen außen und innen hinweist. Die Ordnungen zwei und vier sind auf der inneren Mantelfläche stärker ausgeprägt. Dagegen sind höhere Amplituden in den Ordnungen drei und sechs auf der äußeren Mantelfläche zu verzeichnen. Dabei treten in der Gesamtheit dieser Ringe teilweise enorme Streuungen in den einzelnen Ordnungen auf. Diese beruhen in der Ordnung eins (Bild 4.11) und zwei (Bild 4.12a und b) auf der statistisch regelosen Verteilung der Ergebnisse in der komplexe Ebene. Unabhängig von dem verwendeten Einspannmittel sind keine ausgezeichneten Anhäufungen der Ergebnisse zu finden.



Bild 4.11: Verteilung der Ergebnisse der ersten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene: Winkel innen





Dagegen ergeben sich für die dritte Ordnung dieser Kenngröße charakteristische Anordnungen der Ergebnisse in der komplexen Ebene. Für die Einspannung Spanndorn / Pendelbacken ergibt sich für den Winkel außen (Bild 4.13a) eine kreisförmige Anordnung der Ergebnisse. Bei der Verwendung der Einspannung Segmentbacken / Dreibacken können zwei Anhäufungspunkte entlang der reellen Achse identifiziert werden. Für die gleiche Einspannung sind für den Winkel innen (Bild 4.13b) die Ergebnisse entlang einer Geraden angeordnet, die in Bezug auf die reelle Achse leicht geneigt durch den Koordinatenursprung verläuft.



a) Winkel außen

b) Winkel innen



### 4.1.4.3 Ebenheitsabweichungen

In Bezug auf die Stirnflächen ergibt sich folgendes Bild aus den Koordinatenmessungen: Sowohl bei der Ringbreite als auch bei der Ebenheit ergeben sich wiederum Unterschiede in Bezug auf die verwendete Spanntechnik. Dabei ist bei der Verwendung der Einspannmittel Spanndorn / Pendelbacken die gemessene Ringbreite deutlich näher (0,1 mm) am eigentlichen Sollwert der Ringbreite von 26 mm als bei der Verwendung der Einspannmittel Segmentbacken / Dreibacken (Tabelle 4.2). Zudem liegen auch deutliche Unterschiede in Bezug auf die Standardabweichung vor.

Für die Ringe, die mit dem Einspannmittel Spanndorn / Pendelbacken gefertigt wurden, liegen die Ebenheitsabweichungen der beiden Stirnflächen (Tabelle 4.2) im Bereich um 20 µm. Diese werden nahezu ausschließlich von der zweiten Ordnung (Bild 4.14) bestimmt. Die kleinen Unterschiede zwischen den Ebenheitsabweichungen oben und unten sind in erster Linie in der dritten Ordnung zu finden, in der die z-Koordinate oben eine erhöhte Amplitude aufweist. Entsprechend liegt hier auch ein erhöhter Wert für die Ringbreite vor. Die größten Werte sind wiederum in der ersten Ordnung zu finden. In Bezug auf die Achse der Mantelfläche außen, die für die Bestimmung des Werkstückkoordinatensystems herangezogen wurde, sind die Stirnfläche somit geneigt. Da auch die Ringbreite ähnlich hohe Werte in dieser Ordnung aufweist, liegen die beiden Stirnflächen eines Ringes nicht parallel zueinander. Über die Gesamtheit der Ringe sind zudem große Streuungen zu
verzeichnen, die in einem noch stärkeren Maß bei den Ringen der Einspannung Segmentbacken / Dreibacken festzustellen sind. Die Ebenheitsabweichungen sind bei diesen Ringen im Vergleich zur Fertigung mit Spanndorn / Pendelbacken deutlich erhöht. Zudem sind vergleichsweise große Unterschiede zwischen den Werten der beiden Stirnflächen zu verzeichnen. Diese beruhen sowohl auf Unterschieden in der zweiten als auch in der dritten Ordnung.





Die erweiterte Analyse der Ergebnisse in der komplexen Zahlenebene offenbart eine statistisch regelose Verteilung in der ersten und zweiten Ordnung (Bild 4.15 bzw. Bild 4.16) aller drei betrachteten Verzugskenngrößen. Dagegen ordnen sich die Ergebnisse in der dritten Ordnung (Bild 4.17) wieder charakteristisch an. Die Ringe aus der Fertigung mit Spanndorn / Pendelbacken weisen in dieser Ordnung nur eine geringe Amplitude auf und müssen deshalb nicht näher betrachtet werden. Nach der Fertigung mit Segmentbacken / Dreibacken bilden sich für die z-Koordinate oben, die z-Koordinate unten und der Ringbreite jeweils zwei Häufungspunkte aus, die allerdings unterschiedlich in der komplexen Ebene positioniert sind.



Bild 4.15: Verteilung der Ergebnisse der ersten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene:

a) z-Koordinate oben; b) z-Koordinate unten; c) Ringbreite

4 Charakterisierung der Ringe vor der Wärmebehandlung



Bild 4.16: Verteilung der Ergebnisse der zweiten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene:

a) z-Koordinate oben; b) z-Koordinate unten; c) Ringbreite



Bild 4.17: Verteilung der Ergebnisse der dritten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene:

a) z-Koordinate oben; b) z-Koordinate unten; c) Ringbreite

# 4.2 Untersuchungen im Bereich "Einflussgrößen beim Austenitisieren"

## 4.2.1 Chemische Zusammensetzung

Der Werkstoff in diesem Untersuchungsbereich entspricht der Standardschmelze des strangegossenen Wälzlagerstahls 100Cr6. Die in Tabelle 4.3 aufgelistete Schmelzenanalyse dieser Charge erfüllt die Norm EN ISO 683-17 für alle Elementgehalte.

EN ISO 683-17	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Мо	Ni	AI
max.	1,05	0,35	0,45	0,025	0,015	1,60	0,10		0,050
min.	0,93	0,15	0,25			1,35			
Schmelze	0,96	0,20	0,43	0,012	0,007	1,48	0,052	0,10	0,003

Tabelle 4.3:Chemische Analyse des verwendeten Wälzlagerstahls im Bereich<br/>"Einflussgrößen im Prozessschritt Austenitisieren", Massenanteil in Prozent

### 4.2.2 Metallographische Untersuchungen

Da in diesem Untersuchungsabschnitt ausschließlich Ringe aus der Standardprozesskette verwendet wurden, liegt vor der Weichbearbeitung wiederum ein GKZ geglühtes Gefüge (siehe Bild 4.3) vor, so dass auf eine nochmalige Dokumentation des Gefüges an dieser Stelle verzichtet wird.

### 4.2.3 Röntgenographische Eigenspannungsmessungen

Aus den Messungen im anderen Untersuchungsabschnitt war bekannt, dass sich eine Änderung bezüglich der Spanntechnik in erster Linie auf die Verteilung der Tangentialeigenspannung auswirkt. Deshalb lag der Schwerpunkt der röntgenographischen Eigenspannungsmessung bei dieser Gruppe der Ringe, auf der Erfassung der Tangentialeigenspannung in Abhängigkeit von der Umfangsrichtung (Bild 4.18). Dabei konnten mittels der Fourieranalyse besondere Ausprägungen der Eigenspannungsverteilung auf der äußeren Mantelfläche bei Verwendung der Einspanntechnik Segmentbacken / Pendelbacken festgestellt werden. In diesem Fall zeigen die Ordnungen drei und sechs deutlich höhere Amplituden als die Ringe der Standardprozesskette, die mit der Einspannung Spanndorn / Pendelbacken gefertigt worden sind. Die mittleren Tangentialeigenspannungen dieser waren (584±18) MPa (Spanndorn / Pendelbacken) beiden Ringgruppen mit bzw. (600±15) MPa (Segmentbacken / Pendelbacken) auf einem gleichem Niveau.



Bild 4.18: Fourieranalyse der Tangentialeigenspannungen auf der äußeren Mantelfläche (Messposition auf halber Ringbreite) in Abhängigkeit von der Einspannung beim Drehen

#### 4.2.4 Fertigungsabweichungen

Entsprechend der bisherigen Vorgehensweise werden die Ergebnisse der Koordinatenmessungen vor der Wärmebehandlung in Abhängigkeit vom verwendeten Einspannmittel vorgestellt. In Tabelle 4.4 sind die mittleren Maße und Formen der Ringe aus diesem Untersuchungsabschnitt dokumentiert. Die angegebenen Standardabweichungen beziehen sich auf die Gesamtheit der Ringe in der betreffenden Gruppe. Die zusätzlich angegebenden Werte der mittleren Standardabweichung je Ring sollen als Kriterium für die mittleren Streuungen der entsprechenden Kenngrößen in einem Ring dienen.

Abgesehen von unterschiedlichen mittleren Maßen (Radien, Wandstärke, Ringbreite) ergeben sich für die Ringe, die mit dem Einspannmittel Spanndorn (innen) / Pendelbacken

(außen) gefertigt wurden, sehr ähnliche Verzugskenngrößen, so dass an dieser Stelle auf den vorherigen Abschnitt verwiesen werden kann.

Wie erwartet zeigt die Änderung des Einspannmittels bei der äußeren Einspannung Wirkung auf die Formabweichungen, was in Bezug auf die Rundheitsabweichungen nicht nur die innere Mantelfläche betrifft. Auch auf der äußeren Mantelfläche werden deutlich geringere Rundheitsabweichungen im Vergleich zur Einspannung Segmentbacken / Dreibacken ermittelt, allerdings bei deutlich größeren mittleren Standardabweichungen je Ring. Im Vergleich zu den Ergebnissen der Koordinatenmessungen vor der Wärmbehandlung aus dem vorherigen Kapitel treten allerdings in der Gesamtheit der Ringe teilweise deutlich kleinere Standardabweichungen in diesem Untersuchungsabschnitt auf. Zudem kann eine Reduzierung der Ebenheitsabweichungen der beiden Stirnflächen festgestellt werden.

Einspannmittel inn	ien	Span	ndorn	Segmer	itbacken		
Einspannmittel auf	3en	Pendel	backen	Pendel	backen		
		Mittelwert	mittlere St Abw. je Ring	Mittelwert	mittlere St Abw. je Ring		
Anzahl		37		35			
Radius, außen	[mm]	72,487±0,020	0,001	72,446±0,034	0,019		
Winkel Mantelfläche außen zur z-Achse	[°]	-0,006±0,005		0,106±0,003			
Radius, innen	[mm]	66,489±0,026	0,002	66,483±0,015	0,002		
Winkel Mantelfläche innen zur z-Achse	[°]	-0,001±0,005		-0,004±0,006			
Wandstärke	[mm]	5,998±0,030	0,002	5,963±0,040	0,019		
Ringbreite	[mm]	25,925±0,076		26,019±0,023			
Rundheit, außen	[µm]	38±8	5	151±5	22		
Rundheit, innen	[µm]	30±5	4	41±4	2		
Ebenheit, oben	[µm]	14±7		15±5			
Ebenheit, unten	[µm]	14±5		17±2			

Tabelle 4.4:mittlere Maße und Formen der Ringe vor der Wärmebehandlung im Bereich<br/>"Einflussgrößen beim Austenitisieren"

### 4.2.4.1 Rundheitsabweichungen

Die eigentliche Gestalt der Ringe in Bezug auf die Rundheitsabweichungen wird wiederum mit Hilfe der Fourieranalyse charakterisiert. Für die Einspannung Spanndorn / Pendelbacken (Bild 4.19) ergeben sich nur für die Ordnungen zwei, drei und sechs geringe Amplituden. Ansonsten ist wiederum eine Exzentrizität der inneren in Bezug auf die äußere Mantelfläche festzuhalten, die sich in gleicher Weise in der Verteilung der Wandstärke in Umfangsrichtung ausdrückt. Etwas geringere Amplituden in der Exzentrizität tritt bei den Ringen auf, die mit den Einspannmitteln Segmentbacken / Pendelbacken gefertigt wurden. Die Verteilung in der komplexen Ebene in dieser Ordnung (Bild 4.20) zeigt wiederum eine ringförmige Anordnung der Ergebnisse für die Einspannung Spanndorn / Pendelbacken. Bei den anderen Ringen ordnen sich die Ergebnisse in drei Bereichen an. Zudem sind diesbezüglich noch zwei Ausreißer zu verzeichnen.



Bild 4.19:

Fourieranalyse der Radien (außen und innen) sowie der Wandstärke vor der Wärmebehandlung in Abhängigkeit von der Einspannung:

a) Spanndorn / Pendelbacken; b) Segmentbacken / Pendelbacken



a) Radius innen

b) Wandstärke

Bild 4.20: Verteilung der Ergebnisse der ersten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene: a) Radius innen; b) Wandstärke

Die Differenz in den Rundheitsabweichungen dieser beiden Gruppen ist in erster Linie auf die unterschiedlichen dreieckigen Anteile zurückzuführen. Auch der Grund für die unterschiedlichen Rundheitsabweichungen der inneren und äußeren Mantelfläche ist in dieser Ordnung zu suchen. In der komplexen Ebene (Bild 4.21) werden diese Unterschiede nochmals deutlich herausgehoben. Während sich die Ergebnisse für die Einspannmittel Spanndorn / Pendelbacken direkt um den Koordinatenursprung verteilen, ordnen sich die Ergebnisse für die Einspannmittel Segmentbacken / Pendelbacken in Bezug auf den Radius außen und die Wandstärke auf einem eng begrenzten Bereich in negativer Richtung der imaginären Achse mit entsprechender Amplitude an. Auch in dieser Ordnung fallen die zwei schon erwähnten Ringe auf, da sie im Gegensatz zu den anderen Ringen aus dieser Gruppe in positiver Richtung der imaginären Achse liegen.

4 Charakterisierung der Ringe vor der Wärmebehandlung



Bild 4.21: Verteilung der Ergebnisse der dritten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene: a) Radius außen; b) Radius innen; c) Wandstärke

#### 4.2.4.2 Abweichung des Winkels zur z-Achse

Unterschiede in der Ringgestalt in axialer Richtung können aus der Analyse des Winkels zur z-Achse interpretiert werden. Dabei treten zu beachtende Amplituden nur beim Einspannmittel Segmentbacken / Pendelbacken auf der äußeren Mantelfläche bei der dritten und sechsten Ordnung auf. Die Ergebnisse der dritten Ordnung in der komplexen Ebene (Bild 4.23) sind dabei im Vergleich zur Verteilung des Radius außen (Bild 4.21) um die reelle Achse gespiegelt angeordnet.

In der sechsten Ordnung zeichnet sich dagegen ein so nicht zu erwartendes Ergebnis ab, da signifikante Amplituden nicht auf der inneren Mantelfläche, die mit der Einspannung Pendelbackenfutter gefertigt worden sind, sondern nur auf der äußeren Mantelfläche bei der Einspannung Segmentbacken zu verzeichnen sind, auftreten. Die Ergebnisse sind dabei in Richtung der reellen Achse (Bild 4.24a) angeordnet. Beim Winkel innen (Bild 4.24b) liegen sie bei insgesamt deutlich geringeren Amplituden (Skalierung der Achsen beachten) dagegen in negativer Richtung der reellen Achse vor.











Bild 4.23: Verteilung der Ergebnisse der dritten Ordnung der Fourieranalyse der Winkel zur z-Achse in der komplexen Zahlenebene:a) Winkel außen; b) Winkel innen



a) Winkel außen

b) Winkel innen

Bild 4.24: Verteilung der Ergebnisse der sechsten Ordnung der Fourieranalyse der Winkel zur z-Achse in der komplexen Zahlenebene: a) Winkel außen; b) Winkel innen

#### 4.2.4.3 Ebenheitsabweichungen

Entsprechend der kleinen Ebenheitsabweichungen der beiden Stirnflächen weisen die Ordnungen zwei bis acht der Fourieranalyse (Bild 4.25) nur geringe Amplituden auf. Nur in den dritten Ordnungen werden erhöhte Werte bei der Einspannung Segmentbacken / Pendelbacken ermittelt. Die Verteilung der Ergebnisse in dieser Ordnung in der komplexen Zahlenebene der z-Koordinate unten und der Ringbreite (Bild 4.26) ähneln dabei den Verteilungen der anderen Verzugskenngrößen. Auch das unterschiedliche Verhalten der beiden Ringe bildet sich bei diesen beiden Kenngrößen ab.



a) Spanndorn / Pendelbacken



Bild 4.25: Fourieranalyse der z-Koordinate (oben und unten) sowie der Ringbreite vor der Wärmebehandlung in Abhängigkeit von der Einspannung:
a) Spanndorn / Pendelbacken; b) Segmentbacken / Pendelbacken





a) z-Koordinate oben; b) z-Koordinate unten; c) Ringbreite

# 5 Identifikation verzugsbestimmender Einflussgrößen aus der Prozesskette

# 5.1 Metallographische Untersuchungen

In diesem Untersuchungsabschnitt erfolgte eine gleichbleibende Wärmebehandlung, so dass keine großen Unterschiede in den resultierenden Härtungsgefügen der verschiedenen Faktorstufenkombinationen erwartet wurden. In den metallographischen Untersuchungen bestätigte sich diese Vermutung. Nach der Abschreckung der Ringe im Gasdüsenfeld lag ein überwiegend martensitisches Härtungsgefüge (Bild 5.1b) vor, wobei die etwas heller angeätzten Bereiche in der Nähe der Korngrenzen auf Restaustenit hinweisen. Anhand von röntgenographischen Phasenanalysen wurden für diesen Zustand typische Restaustenitgehalte zwischen 13 und 15 % ermittelt. Zudem ist ein geringer Anteil an Bainit im Gefüge vorhanden, der durch die kleinen dunkleren Bereiche gekennzeichnet ist. Weiterhin sind zahlreiche eingeformte Carbide im Schliffbild zu erkennen. Eine gravierende Randschichtschädigung ist im Härtungsgefüge (Bild 5.1a) nicht auszumachen. Die durchgeführten Härtemessungen bestätigen die Ähnlichkeit der resultierenden Gefüge nach der Gasabschreckung. Die in Tabelle 5.1 exemplarisch aufgeführten Ergebnisse in Abhängigkeit der beiden Einflussgrößen A und B zeigen keine signifikanten Unterschiede zwischen den betrachteten Faktorstufenkombinationen.





Bild 5.1:Gefüge nach einer Abschreckung im Gasdüsenfeld<br/>Zeit-Temperatur-Folge:10 min 850 ℃ 25 min / 8.000 l\_n/min N2<br/>30" in 3%iger alk. HNO3<br/>Probenlage:Bild 5.1:30" in 3%iger alk. HNO3<br/>Querschliff, a) Rand, b) Kern

Einflussgröße A	Einflussgröße B	Härte [HV1]
ungerührt	-0,52	818±8
ungerührt	-1,10	810±12
gerührt	-0,52	819±19
gerührt	-1,10	815±11

Tabelle 5.1:Ergebnisse der Härtemessung in Abhängigkeit der Einflussgrößen A (elektro-<br/>magnetisches Rühren) und B (Umformgrad Stauchen)

### 5.2 Röntgenographische Eigenspannungsmessungen

Für die martensitische Phase ergeben die Eigenspannungsmessungen im gehärteten Zustand in Bezug auf die mittleren Tangential- bzw. Axialeigenspannungen jeweils Zugeigenspannungen zwischen 350 und 400 MPa bei stark streuenden Einzelergebnissen. Diese relativ hohen Zugeigenspannungen treten dabei nur direkt an der Oberfläche auf, was exemplarisch an gemessenen Tiefenverläufen aufgezeigt werden konnte. Schon nach wenigen Mikrometer Abstand von der Oberfläche liegen nur noch Zugeigenspannungen in der Größenordnung von 100 bis 200 MPa vor. In der Fourieranalyse der Messungen direkt an der Oberfläche konnte keine charakteristische Verteilung der Tangentialeigenspannungen (Bild 5.2) in diesem Zustand nachgewiesen werden.





# 5.3 Änderung der Maße und Formabweichungen infolge der Wärmebehandlung

Die Darstellung der Ergebnisse der Änderung der Maß- und Formabweichungen infolge der Wärmebehandlung erfolgt in vier Schritten:

- Zur Identifikation der verzugsrelevanten Einflussgrößen werden zunächst die mittleren Effekte und die entsprechenden Standardabweichungen der Effekte der statistischen Auswertungen der durchgeführten Versuche betrachtet. Diese Werte sind in Tabelle 5.2 aufgeführt. Zusätzlich ist noch die mittlere Standardabweichung in einem Ring für die entsprechenden Größen in die Tabelle aufgenommen worden.
- Die eigentliche Gestalt der Ringe wird mit Hilfe der Fourieranalyse der einzelnen Größen analysiert. Auch in diesem Fall werden nur mittlere Effekte in den einzelnen Ordnungen aufgeführt. Da die Amplitude der Änderungen immer positiv ist, kann in diesem Stadium schon die Anzahl der verzugsrelevanten Verzugskenngrößen erheblich reduziert werden, da nur noch die Größen betrachtet werden müssen, bei denen deutliche Amplituden in den Änderungen berechnet wurden.
- In den bisherigen Ausführungen wurden somit nur mittlere Effekte der verschiedenen Verzugsgrößen betrachtet, um die verzugsrelevanten Änderungen der Maße und Formabweichungen zu separieren. Mit Hilfe der statistischen Auswertung der durchgeführten Versuche kann zusätzlich überprüft werden, ob die einzelnen Größen von den unter-

suchten Faktoren (Rühren, Umformgrad, Abkühlanordnung, Einspannmittel, Vorschub) beeinflusst werden. In Tabelle 5.3 sind für die verzugsrelevanten Änderungen der Maßund Formabweichungen die jeweiligen Effekte und Signifikanzen der einzelnen Einflussgrößen und Wechselwirklungen dokumentiert.

- Für die Analyse der Verzugsmechanismen ist aber auch entscheidend, ob sich bei den verzugsrelevanten Kenngrößen Vorzugsrichtungen in den Änderungen ausbilden. Deshalb werden im letzten Schritt die Ergebnisse in der komplexen Ebene analysiert. Dabei stellen die nicht ausgefüllten / ausgefüllten Symbole den Zustand nach der Fertigung / nach der Wärmebehandlung dar. Die Linien zwischen den beiden Punkten weisen die Änderungen auf. Hierbei wird in Abhängigkeit der signifikanten Einflussgrößen ermittelt, ob das Verzugsverhalten bezüglich der betrachteten Größe eine Vorzugsrichtung aufweist, die weitere Hinweise auf die Verzugsmechanismen liefern könnte.

Maß- und Formänderungen		mittlerer Effekt ± StAbw. Effekt	mittlere St Abw. je Ring
Padius außon	[µm]	118,6±0,8	3,6
naulus, auben	[%]	0,163±0,001	0,005
Winkel zur z-Achse, Mantelfläche außen	[°]	-0,018±0,002	
Padius innon	[µm]	105,5±0,7	3,0
naulus, ininen	[%]	0,158±0,001	0,004
Winkel zur z-Achse, Mantelfläche innen	[°]	-0,012±0,003	
Wandetärko	[µm]	13,3±0,5	2,4
Wanustarke	[%]	0,217±0,007	0,036
Pinabroito	[µm]	44,8±0,6	
niigbieite	[%]	0,172±0,002	
Rundheit, außen	[µm]	29,9±4,1	4,1
Rundheit, innen	[µm]	34,6±4,3	4,8
Ebenheit, oben	[µm]	14,0±2,8	
Ebenheit, unten	[µm]	14,6±2,8	

Tabelle 5.2:mittlere Maß- und Formänderungen der Ringe infolge der Wärmebehandlung<br/>(Mittelwert über alle Faktorstufenkombinationen)

### 5.3.1 Änderung der Maße

Durch die martensitische Härtung der Ringe treten unvermeidbare Maßänderungen auf, da das Ausgangsgefüge (GKZ geglüht) und das resultierende Härtungsgefüge unterschiedliche Dichten aufweisen. Um einen Vergleich der Maßänderungen durchführen zu können, sind neben den absoluten auch die relativen Maßänderungen der Radien außen und innen, der Wandstärke sowie der Ringbreite in Tabelle 5.2 angegeben. Die relativen Maßänderungen der Radien außen und innen sowie der Ringbreite sind sehr ähnlich. Sie schwanken im Mittel zwischen 0,158 und 0,172 %. Dagegen fällt die relative Wandstärkeänderung mit 0,217 % sehr viel größer aus. Bei dieser Größe sind aber auch die Standardabweichungen des Effektes wie auch die mittlere Standardabweichung im Ring deutlich größer als bei den anderen Maßänderungen.

Für die mittleren Maßänderungen (Radius außen; Radius innen; Wandstärke; Ringbreite) werden einige Einflussgrößen und Wechselwirkungseffekte als signifikant (\*\*) oder indifferent (\*) bestimmt (Tabelle 5.3). Allerdings sind die Effekte im Vergleich zu den Mittelwerten sehr klein. Als Beispiel soll hier der Effekt der Einflussgröße D "Einspannmittel" bei der Radiusänderung außen dienen. Die mittlere relative Radiusänderung außen infolge der Wärmebehandlung beläuft sich auf einen Wert von 0,163 %. Der Effekt der Einflussgröße D wird mit - 0,004 % als signifikant (\*\*) eingestuft. Das sind allerdings nur rund 2,5 % der mittleren Maßänderung. Es ist aber durchaus auffällig, dass zumeist die Einflussgröße D "Einspannmittel" und der Zweifach-Wechselwirkungseffekt der Einflussgrößen DE (Einspannmittel; Vorschub) die stärksten Effekte auf die mittleren Maßänderungen aufweisen.

# 5.3.2 Änderung der Rundheitsabweichungen

Die Änderungen der Rundheitsabweichungen sind auf den beiden Mantelflächen nahezu gleich groß (Tabelle 5.2): außen (29,9±4,1) µm; innen (34,6±4,3) µm. Die Fourieranalyse der Radiusänderung (Bild 5.3) zeigt, dass die Rundheitsänderungen in erster Linie in einer Änderung der Ovalität und der Dreieckigkeit begründet sind. Alle anderen Ordnungen tragen nur einen geringen Anteil an den Änderungen der Rundheitsabweichungen bei.

Bei den Wandstärkeänderungen werden bei allen Ordnungen nur kleine Amplituden ermittelt. Die Änderung der Amplitude der ersten Ordnung bei den Kenngrößen Radius innen und Wandstärke braucht zudem nicht beachtet zu werden.



Bild 5.3: Fourieranalyse der Änderung der Amplitude der Radien (außen und innen) sowie der Wandstärke

Die Änderungen in der Rundheitsabweichung der äußeren Mantelfläche werden hochsignifikant (\*\*\*) von der Einflussgröße D "Einspannmittel" beeinflusst (Tabelle 5.3). Dabei fällt der Effekt dieser Einflussgröße mit 45 µm im Vergleich zu den Effekten der anderen Einflussgrößen besonders hoch aus. Der Einsatz des Einspannmittels Segmentbacken / Dreibacken führt demnach nicht nur zu größeren Rundheitsabweichungen nach der Fertigung sondern auch zu stärkeren Änderungen der Rundheitsabweichungen infolge der Wärmebehandlung.

In der Betrachtung der mittleren Effekte (Bild 5.3) bestimmen die Änderungen der Ovalität (Ordnung 2) und der Dreieckigkeit (Ordnung 3) die Änderungen der Rundheitsabweichungen. In der dritten Ordnung der Radiusänderungen kann der mittlere Effekt wiederum

ausschließlich auf die Einflussgröße D "Einspannmittel" zurückgeführt werden. Der Einsatz des Einspannmittels Segmentbacken / Dreibacken führt zu deutlich größeren Änderungen in der Amplitude dieser Ordnung (14 µm). Dagegen können die Änderungen in der zweiten Ordnung keiner der untersuchten Faktoren zugeschrieben werden. Alle Einflussgrößen und Wechselwirkungen werden als nicht signifikant (-) eingestuft.

Das eben dargestellte Verzugsverhalten der äußeren Mantelfläche kann auf die Änderungen bezüglich der inneren Mantelfläche übertragen werden. Auch hier werden die Änderungen in der Rundheitsabweichung durch den Einsatz des Einspannmittels bestimmt. Dieser hochsignifikante Effekt findet sich ausschließlich in der dritten Ordnung der Radiusänderung wieder. Die hohen mittleren Effekte in der zweiten Ordnung der Radiusänderung und der Winkeländerung können nicht auf die untersuchten Einflussgrößen zurückgeführt werden.

Obwohl sich die beiden Mantelflächen in ihrem Verzugsverhalten in Bezug auf ihren Betrag ähneln, werden die Ergebnisse der beiden Mantelflächen in der komplexen Ebene getrennt voneinander betrachtet, um eventuelle Unterschiede in den Richtungen herauszuarbeiten. Die Fertigung der Ringe mit dem Einspannmitteln Pendelbackenfutter / Spanndorn zeichnet sich durch einen geringen Ovalitätsanteil aus. Entsprechend befinden sich die Punkte dieses Zustandes nahe dem Koordinatenursprung (Bild 5.4a und Bild 5.5a). Die Änderungen infolge der Wärmebehandlung erfolgen in sämtliche Richtungen und sind zudem unabhängig vom Zustand nach der Fertigung.

Die Ovalität der Ringe nach der Fertigung mit dem Spannmitteln Dreibackenfutter / Segmentbacken (Bild 5.4b) ist sehr viel stärker ausgeprägt. Nach der Wärmebehandlung ist die Ovalität bei nahezu allen Ringen aus dieser Gruppe stärker ausgebildet als nach der Fertigung. Dieses Verzugsverhalten kann auch auf die innere Mantelfläche übertragen werden. Auch hier ist eine Zunahme der Ovalität infolge der Wärmbehandlung zu beobachten (Bild 5.5b), die bei vielen Ringen in Richtung der Ovalität nach der Fertigung weist. Trotz gleicher Beträge in den Änderungen der Amplituden infolge der Wärmebehandlung ergeben sich also Unterschiede im Verzugsverhalten der Ringe aus den beiden Gruppen.

Mit den Einspannmitteln Pendelbackenfutter / Spanndorn ist der Anteil der Dreieckigkeit in den Rundheitsabweichungen vor der Wärmebehandlung (Bild 5.6a) nur sehr klein. Obwohl die Änderungen in der Amplitude infolge der Wärmebehandlung vergleichsweise gering ausfallen (Mittelwert (6 ± 1)  $\mu$ m), unterliegen sie einer deutlichen Abhängigkeit in Richtung der negativen reellen Achse, was einem Winkel im Ortsraum in der x,y-Ebene von (-60±9)° entspricht. Somit ist es prinzipiell möglich, dass die Dreieckigkeit nach der Wärmebehandlung schwächer ausgebildet ist als nach der Fertigung.

Die Dreieckigkeit der Ringe nach der Fertigung mit dem Einspannmitteln Dreibackenfutter / Segmentbacken (Bild 5.6b) ist deutlich größer. Auch in dieser Gruppe der Ringe unterliegen die Änderungen einer eindeutigen Vorzugsrichtung, die durch die Richtung der Dreieckigkeit nach der Fertigung bestimmt wird. Dabei wird die Amplitude in der dritten Ordnung infolge der Wärmebehandlung grundsätzlich größer (Mittelwert 20 ± 3 µm). Dabei sind die Änderungen der Ringe, die in Richtung der negativen reellen Achsen weisen, im Mittel mit (25 ± 4) µm erheblich größer als die in Richtung der positiven Achse des Realteils mit einem Mittelwert von (15 ± 4) µm. Das Verzugsverhalten der inneren Mantelfläche (Bild 5.7a und b) unterscheidet sich im Fall der dritten Ordnung nicht von der äußeren Mantelfläche.

				Matrix der unabhängigen Variablen														
				А	В		С				D							E
						AB		AC	BC	DE		AD	BD	CE	CD	BE	AE	
Konnarößo	mittlerer	StAbw.				CDE		BDE	ADE	ABC		BCE	ACE	ABD	ABE	ACD	BCD	
Kenngrobe	Effekt	Effekt		BCDE	ACDE		ABDE				ABCE							ABCD
						Änd	erungen	Mantelf	läche aı	ıßen								
mittlerer	0 163 %	0.001.%	Effekt [%]	0,000	-0,001	-0,001	0,001	-0,001	0,002	0,004	-0,004	0,001	0,001	-0,001	-0,001	0,000	0,003	0,001
Radius	0,103 /8	0,001 /8	Signifikanz	-	-	-	-	-	*	**	**	-	-	-	-	-	*	-
Bundhoit	20.0 um	4.1.um	Effekt [µm]	-4,9	0,6	-1,4	0,4	0,8	0,9	1,8	44,8	0,2	-6,3	3,0	5,4	-8,0	-2,4	-2,8
Tununeit	29,9 µm	4,1 μΠ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	***	-	-	-	-	-	-	-
Radius	12.1 um	1 5 um	Effekt [µm]	-0,4	-1,8	0,2	2,4	-0,2	0,2	-2,0	1,9	1,1	1,1	0,7	0,5	1,3	-1,0	-2,7
Ordnung 2	12,1 μm	1,5 μΠ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Radius	12.0 um	15.00	Effekt [µm]	-0,8	-0,7	1,7	-0,8	-0,4	0,8	1,0	13,8	-0,8	-1,2	0,5	-0,8	0,1	0,9	2,1
Ordnung 3	13,0 µm	1,5 μΠ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	***	-	-	-	-	-	-	-
Winkel	0.0140	0.0020	Effekt [°]	0,000	0,000	0,000	-0,002	-0,002	-0,003	0,003	0,004	-0,001	0,000	0,001	0,000	-0,001	-0,003	0,001
Ordnung 2	0,014	0,002	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
						Änc	lerunger	n Mantel	fläche in	inen								
mittlerer	0 158 %	0.001.%	Effekt [%]	0,000	0,000	-0,001	0,003	0,000	0,002	0,004	-0,001	0,003	0,000	-0,001	-0,001	0,000	0,004	0,002
Radius	0,130 /8	0,001 /0	Signifikanz	-	-	-	*	-	*	**	-	*	-	-	-	-	**	-
Dundhoit	24 6 um	4.4.um	Effekt [µm]	-4,6	-1,8	4,7	1,9	4,5	0,9	-2,2	38,8	0,5	1,2	4,1	0,7	2,2	-1,0	-3,4
nununeit	34,0 µm	4,4 μΠ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	***	-	-	-	-	-	-	-
Radius	12.1 um	16.00	Effekt [µm]	0,3	-1,8	0,0	2,7	0,0	0,3	-1,6	2,2	1,1	1,5	1,2	-0,3	1,3	-0,4	-2,8
Ordnung 2	12,1 μm	1,0 μΠ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Radius	12.3 um	1 / um	Effekt [µm]	-0,5	-0,6	1,3	-0,4	-0,1	1,0	1,4	13,1	-0,2	-0,7	0,4	-0,7	-0,2	0,8	1,7
Ordnung 3	12,5 μm	1,4 μΠ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	***	-	-	-	-	-	-	-
Winkel	0.016°	0.0020	Effekt [°]	-0,004	-0,001	-0,001	0,002	-0,003	-0,002	0,004	-0,001	0,002	0,000	0,002	0,001	-0,003	0,001	-0,001
Ordnung 2	0,010	0,002	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
							Änderu	ing Wan	dstärke									
	0.217.0/	0 007 %	Effekt [%]	-0,006	-0,001	0,001	-0,007	-0,002	-0,002	-0,003	-0,020	-0,006	0,002	-0,005	-0,002	-0,001	0,002	-0,004
Ordnung 0 0,	0,217 % 0,007 %	0,007 /0	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	**	-	-	-	-	-	-	-

Tabelle 5.3: Effekte und Signifikanzen verzugsrelevanter Kenngrößen

									Matrix	k der un	abhängi	gen Vari	ablen					
				А	В		С				D							Е
						AB		AC	BC	DE		AD	BD	CE	CD	BE	AE	
Kennaröße	mittlerer	StAbw.				CDE		BDE	ADE	ABC		BCE	ACE	ABD	ABE	ACD	BCD	
Renngrobe	Effekt	Effekt		BCDE	ACDE		ABDE				ABCE							ABCD
				_		Är	derunge	en Stirnf	läche ob	en				-			-	
Ordnung 1	25.1 um	23.um	Effekt [µm]	1,3	-0,3	-0,5	3,3	0,4	-1,5	2,1	3,6	-2,1	3,4	-1,7	2,3	3,5	2,8	0,5
	20,1 μΠ	2,0 μΠ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Ebonhoit	14.0 um	2.8 um	Effekt [µm]	0,8	-4,3	1,7	-3,9	-1,1	-0,3	9,3	-2,2	-3,2	-0,4	-2,3	-1,2	0,0	-3,2	3,6
LDefinen	14,0 μm	2,0 μΠ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	**	-	-	-	-	-	-	-	-
Ordnung 2	10.8 um	0.8.um	Effekt [µm]	-0,4	-0,9	-0,9	-0,8	-0,6	-0,1	1,5	0,2	-0,6	-0,6	0,7	-0,5	-0,4	-1,0	0,7
	10,0 μπ	0,0 μΠ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Ordnung 2	4.1.um	0.4 um	Effekt [µm]	0,4	0,0	-0,2	0,0	-0,1	0,4	-0,3	0,7	-0,2	-0,8	0,1	0,8	0,6	-0,1	0,2
Ordinaria 5	4, ι μπ	0,4 μΠ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	-	-	*	-	*	-	-	-
				_		Än	derunge	en Stirnfl	äche un	ten				-			-	
Ordnung 1	24.8 um	2.2 um	Effekt [µm]	0,3	-1,6	0,5	4,3	1,5	-2,2	1,3	4,6	-3,6	4,1	-0,8	2,7	3,4	3,9	0,9
	24,0 μΠ	2,2 μΠ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	*	-	-	-	-	-	-	-
Ebonhoit	14.6 um	2.8 um	Effekt [µm]	0,4	-0,2	-0,5	-1,1	-4,8	-3,9	1,2	-4,2	-3,4	0,1	1,2	-1,6	0,1	-2,3	3,1
LDefinen	14,0 μm	2,0 μΠ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Ordnung 2	11 / um	0.7.um	Effekt [µm]	0,3	-1,4	-1,1	-1,5	-0,4	-1,0	1,2	-0,1	-1,3	-1,1	0,1	-0,1	0,6	0,6	1,7
	11,4 μπ	0,7 μπ	Signifikanz	-	*	-	*	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	*
Ordnung 3	3.7 um	0.4 um	Effekt [µm]	0,0	0,0	-0,8	0,2	0,2	0,3	-0,8	1,0	0,2	-0,5	-0,3	0,1	0,5	-0,3	-0,3
Ordinaria 5	5,7 μπ	0,4 μΠ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	*	-	-	-	-	-	-	-
							Änder	ung Ring	gbreite					-			-	
Ordnung 0	0 171 %	0 002 %	Effekt [%]	-0,003	-0,004	-0,002	0,004	0,000	-0,001	0,003	-0,009	-0,001	0,001	0,005	-0,002	0,003	-0,002	0,004
	0,17170	0,002 /0	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	**	-	-	-	-	-	-	-

Tabelle 5.3: Effekte und Signifikanzen verzugsrelevanter Kenngrößen (Fortsetzung)



a) Spanndorn / Pendelbacken

b) Segmentbacken / Dreibacken





a) Spanndorn / Pendelbacken



Bild 5.5: Verteilung der Ergebnisse der zweiten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene der Radiusänderung innen:
 a) Spanndorn / Pendelbacken; b) Segmentbacken / Dreibacken



a) Spanndorn / Pendelbacken

b) Segmentbacken / Dreibacken







b) Segmentbacken / Dreibacken



## 5.3.3 Änderung der Abweichung des Winkels zur z-Achse

Bei den mittleren Änderungen der Winkel der Mantelflächen zur z-Achse sind kleine negative Werte auf beiden Mantelflächen festzuhalten (Tabelle 5.2). Die lokalen Maßänderungen sind also leicht abhängig von der Ringbreite, wobei sie an der oberen (z = 0 mm) größer ausfallen als an der unteren Stirnseite.

Aus der Fourieranalyse der Änderung des Winkels zur z-Achse (Bild 5.8) wird ersichtlich, dass vor allem die Änderungen in der zweiten Ordnung eine Abhängigkeit von der Ringbreite

aufweisen. Auch andere Ordnungen der Winkeländerung weisen noch Amplituden auf. Diesen Änderungen können im Rahmen der Auswertung des Versuchsplans keine signifikanten Einflussgrößen zugewiesen werden (Tabelle 5.3).



Bild 5.8: Fourieranalyse der Änderung der Amplitude der Winkel zur z-Achse (außen und innen)

Eine entsprechende Darstellung der Fourieranalyse der zweiten Ordnung des Winkels außen und innen zur z-Achse sind in Bild 5.9 bzw. Bild 5.10 dokumentiert. In der zweiten Ordnung sind die Ergebnisse nach der Fertigung regellos in der komplexen Ebene verteilt. Die Änderungen der Winkel außen und innen weisen einen schwachen Trend für die Einspannmittel Spanndorn / Pendelbacken (Bild 5.9a bzw. Bild 5.10a) auf, da sie in den überwiegenden Fällen in Richtung der positiven komplexen Achse weisen.





b) Segmentbacken / Dreibacken



a) Spanndorn / Pendelbacken; b) Segmentbacken / Dreibacken

Ein unterschiedliches Verzugsverhalten kann in Abhängigkeit der Einflussgröße D "Einspannmittel" festgestellt werden. Für die Einspannmittel Segmentbacken / Dreibacken (Bild 5.9b bzw. Bild 5.10b) ist in der Regel eine Erhöhung der Amplituden festzustellen. Die Änderungen liegen dabei überwiegend in Richtung der Werte nach der Fertigung. Allerdings ist die Richtungsänderung bei diesen Ringen auch von einer relativ großen Streuung überlagert.

Insgesamt ergibt sich damit bei den Verzugskenngrößen Abweichung des Winkels zur z-Achse der beiden Mantelflächen kein eindeutiger Hinweis auf signifikante Einflussgrößen in Bezug auf die Änderungen infolge der Wärmebehandlung.





a) Spanndorn / Pendelbacken; b) Segmentbacken / Dreibacken

## 5.3.4 Änderung der Ebenheitsabweichungen

Die Änderungen der Ebenheitsabweichungen sind auf den beiden Mantelflächen nahezu identisch (Tabelle 5.2): oben (14,0±2,8)  $\mu$ m; unten (14,6±2,8)  $\mu$ m. Die Änderungen werden nahezu vollständig von den Änderungen in der zweiten Ordnung der z-Koordinaten der oberen und unteren Stirnflächen (Bild 5.11) verursacht. Auffällig sind die großen Änderungen in der Amplitude der ersten Ordnung dieser beiden Größen. Bei der Änderung der Ringbreite sind dagegen nur kleine Änderungen in den Amplituden der verschiedenen Ordnungen aufzufinden.

Das Verzugsverhalten der oberen und unteren Ebene kann auch in Bezug auf die Auswertung des Versuchsplans (Tabelle 5.3) gemeinsam betrachtet werden. Sowohl die Änderung der Ebenheitsabweichungen als auch die Änderungen der z-Koordinate in der zweiten Ordnung lassen auf keinen Einfluss der fünf untersuchten Einflussgrößen schließen. Einzige Ausnahmen sind ein signifikanter 2-fach Wechselwirkungseffekt der Einflussgrößen DE (Einspannmittel; Vorschub) bei der Ebenheitsänderung oben sowie mehrere indifferente Effekte in der Fourieranalyse der zweiten und dritten Ordnung. Einen eindeutigen Hinweis auf signifikante Einflussgrößen ergibt sich aus diesen Ergebnissen nicht.



Bild 5.11: Fourieranalyse der Änderung der Amplitude der z-Koordinate (oben und unten) sowie der Ringbreite

Für die Fourieranalyse der ersten Ordnung der z-Koordinate oben ist bezüglich der Änderungen eine eindeutige Vorzugsrichtung festzustellen. Unabhängig von dem Wert nach der Fertigung und der eingesetzten Einspannmittel weisen sämtliche Änderungen in Richtung der negativen reellen Achse in der komplexen Ebene. Im Ortsraum entspricht diese Richtung einem Winkel von (-165±25)° für die obere bzw. (-166±23)° für die untere Stirnfläche.



a) z-Koordinate oben

b) z-Koordinate unten

Bild 5.12: Verteilung der Ergebnisse der ersten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene der z-Koordinate:a) z-Koordinate oben; b) z-Koordinate unten

Auch in der zweiten Ordnung kann ein ähnliches Verhalten in Bezug auf die Änderungsrichtung festgestellt werden (Bild 5.13). Unabhängig vom Einspannmittel weisen die Änderungen im Ortsraum in Richtung von (-64±8)° und (-62±9)° für die obere und untere Stirnfläche.









Trotz des Einflusses des Spannmittels auf die Werte nach der Fertigung und den betragsmäßig kleinen Änderungen in der dritten Ordnung (Bild 5.14) weisen auch die Änderungen der z-Koordinate oben und unten eine eindeutige Vorzugsrichtung auf. Auch in dieser Ordnung gehen die Änderungen zum überwiegenden Anteil in Richtung des dritten Quadranten in der komplexen Ebene. In der x,y-Ebene entspricht das einer Richtung von (-46±18) bzw. (-46±12)° für die oberen und untere Stirnfläche.



a) z-Koordinate oben

b) z-Koordinate unten



a) z-Koordinate oben; b) z-Koordinate unten

# 6 Identifikation verzugsbestimmender Einflussgrößen beim Austenitisieren

# 6.1 Metallographische Untersuchungen

Nach der langsamen Ofenabkühlung liegt ein entsprechend gleichgewichtsnahes Gefüge vor. Dabei hat sich in der Regel ein perlitisches Gefüge mit Korngrenzenzementit (Bild 6.1) eingestellt, wobei lokal schon die Einformung der lamellaren Struktur in die kugeligen Carbide begonnen hat. Durch das kontinuierliche Spülen des Ofens mit Stickstoff konnte die Randentkohlung auf einen Bereich von ca. 1-2 µm eingeschränkt werden.



Bild 6.1:Gefüge nach einer langsamen Ofenabkühlung<br/>Zeit-Temperatur-Folge:warmer Ofen / 900 ℃ 3 min / Ofenabkühlung<br/>20" in 3%iger alk. HNO3<br/>Probenlage:DescriptionProbenlage:Querschliff, a) Rand, b) Kern

## 6.2 Röntgenographische Eigenspannungsmessungen

Der Eigenspannungszustand der Ringe nach einer langsamen Ofenabkühlung wurde exemplarisch an einem Ring untersucht. Wie erwartet liegt nach dieser Wärmebehandlung ein nahezu spannungsfreier Eigenspannungszustand mit einer mittleren Tangentialeigenspannung von (16±15) MPa vor.

# 6.3 Änderungen der Maß- und Formabweichungen infolge der Wärmebehandlung

Die prinzipielle Darstellung der Ergebnisse in diesem Untersuchungsabschnitt erfolgt entsprechend der Vorgehensweise in Kapitel 5. Die mittleren Maß- und Formänderungen sind dabei in Tabelle 6.1 zusammengefasst. Die Auswertung des Versuchsplans bezüglich der Effekte und Signifikanzen der einzelnen Einflussgrößen und Wechselwirkungen befindet sich in Tabelle 6.2.

## 6.3.1 Änderung der Maße

Die Versuchsdurchführung in diesem Untersuchungsabschnitt sah eine langsame Ofenabkühlung im Ofen vor. Nach dieser Abkühlung stellt sich ein gleichgewichtsnahes Gefüge aus Perlit und Korngrenzenzementit (Bild 6.1) ein, so dass bezüglich der Dichte kein Unterschied zum GKZ geglühtem Ausgangsgefüge vorliegt. Entsprechend stellen sich auch nur sehr kleine mittlere Maßänderungen infolge der Wärmebehandlung (Tabelle 6.1) ein. Die Radien werden mit Werten zwischen -2 µm und -4 µm kleiner. Die Wandstärkeänderung ist mit rund (0,018±0,0016) % bezogen auf die Ausgangswandstärke von 6 mm vergleichsweise groß. Dagegen kann bei den Ringbreiten keine Maßänderungen gemessen werden.

Maß- und Formänderungen		mittlerer Effekt ± StAbw. Effekt	mittlere St Abw. je Ring
Padius außon	[µm]	-2,5±0,2	0,8
naulus, auben	[%]	-0,003±0,0003	0,001
Winkel zur z-Achse Mantelfläche außen	[°]	0,002±0,005	
Padius innon	[µm]	-3,6±0,2	1,5
naulus, initien	[%]	-0,005±0,0003	0,002
Winkel zur z-Achse Mantelfläche innen	[°]	0,002±0,005	
Wandstärko	[µm]	1,1±0,1	0,5
Wanuslarke	[%]	0,018±0,0016	0,008
Pinghroito	[µm]	-0,1±0,2	
ningbreite	[%]	0,000±0,0006	
Rundheit, außen	[µm]	21,4±3,1	10,8
Rundheit, innen	[µm]	17,0±2,8	11,8
Ebenheit, oben	[µm]	24,2±1,7	
Ebenheit, unten	[µm]	24,2±1,5	

Tabelle 6.1:mittlere Maß- und Formänderungen der Ringe infolge der Wärmebehandlung<br/>(Mittelwert über alle Faktorstufenkombinationen)

### 6.3.2 Änderung der Rundheitsabweichungen

In diesem Untersuchungsabschnitt treten Formänderungen in der Rundheitsabweichung um ca. 20  $\mu$ m auf, wobei geringfügige Unterschiede zwischen den beiden Mantelflächen festzustellen sind. In Tabelle 6.1 fallen zudem noch die sehr großen mittleren Standardabweichungen im einzelnen Ring in Bezug auf die Rundheitsabweichungen auf.

Die Änderungen in den Rundheitsabweichungen werden nahezu ausschließlich von einer Änderung in der Ovalität der Ringe (Bild 6.2) bestimmt. Es sind dabei keine großen Unterschiede zwischen der äußeren und inneren Mantelfläche festzustellen. Des Weiteren treten in der dritten Ordnung noch zu beachtende Änderungen in der Amplitude der Radien sowie der Wandstärke auf. Ansonsten ergibt die Fourieranalyse keine signifikanten Änderungen in den weiteren Ordnungen.

Ein detaillierter Blick auf die Ergebnisse der statistischen Auswertung (Tabelle 6.2) der verzugsrelevanten Zielgrößen mit den größten mittleren Effekten weist auf einige hochsignifikante Einflussgrößen hin. Die Änderung der Rundheitsabweichungen wird sehr stark von der Einflussgröße C "Auflage" bestimmt. Das negative Vorzeichen des Effektes deutet daraufhin, dass die Verwendung der Auflage "Linie" zu erheblichen Änderungen in den Rundheitsabweichungen führt. Dieser große Effekt in der Radiusänderung findet sich auch in der Fourieranalyse der zweiten Ordnung wieder. Die Ausprägung der Ovalität ist dabei abhängig von der Ringbreite, da auch die Winkel zur z-Achse in der zweiten Ordnung signifikante Effekte aufweisen. Zudem zeigt auch das langsame Erwärmen der Bauteile im Ofen (Einflussgröße A, Faktorstufe -) einen Effekt auf die Änderung der Rundheitsabweichungen. Für diese Einflussgröße kann allerdings in der Fourieranalyse kein signifikanter Effekt in der zweiten Ordnung der Radiusänderung identifiziert werden. Nur in der dritten Ordnung wird ein indifferenter Effekt ermittelt, der allerdings mit einer Änderung von -0,8 µm klein ausfällt.



Bild 6.2: Fourieranalyse der Änderung der Amplitude der Radien (außen und innen) sowie der Wandstärke

Das beschriebene Verzugsverhalten der äußeren Mantelfläche lässt sich nahezu vollständig auf die innere Mantelfläche (Tabelle 6.2) übertragen. Der größte Einfluss auf die Rundheitsabweichungen geht wiederum von der Wahl der "Auflage" (C) der Ringe während der Wärmebehandlung aus. In diesem Fall werden auch signifikante Effekte der Einflussgröße "Einspannmittel" (D) und der Zweifachwechselwirkung CD identifiziert. Hochsignifikante aber im Betrag deutlich kleinere Effekte werden den Einflussgrößen "Erwärmgeschwindigkeit" (A) und "Einspannmittel" (D) sowie mehreren Wechselwirkungseffekten (AB, AC, CD, ABC) bei den anderen Verzugkenngrößen dieser Mantelfläche zugewiesen. Zudem können unerwartet große Änderungen in der dritten Ordnung der Wandstärke verzeichnet werden. Diese treten in erster Linie bei der Verwendung des Einspannmittels Segmentbacken / Pendelbacken (D) auf. Weiterhin zeigen sich auch Effekte der "Erwärmgeschwindigkeit" (A) und deren Wechselwirkung mit dem "Einspannmittel" (AC) auf die Wandstärke in dieser Ordnung.

In der komplexen Ebene werden zunächst die Richtungen aus der Fourieranalyse der Radiusänderung außen in der zweiten Ordnung betrachtet. In Bild 6.3a sind nochmals die betragsmäßig großen Änderungen für die Auflage "Linie" dokumentiert. Dabei kann nicht von nur einer ausgeprägten Richtung der Ovalitätsänderung ausgegangen werden. Die Mehrheit der Änderungen erfolgt dabei in Richtung der positiven bzw. negativen reellen Achse, wobei allerdings zahlreiche Ausnahmen anzumerken sind. Bei der Verwendung der Auflage "Stern" (Bild 6.3b) sind teilweise auch relativ große Änderungen zu beobachten. Den Änderungen in dieser Ringgruppe kann insgesamt keine ausgeprägte Richtung der Verzüge zugeordnet werden. Die entsprechenden Auswertungen für die Radiusänderung innen in der zweiten Ordnung (Bild 6.4) bestätigen den Trend der Ergebnisse der äußeren Mantelfläche.

				Matrix der unabhängigen Variablen														
				А	В		С				D							
						AB		AC	BC			AD	BD		CD			
Konnaräßo	mittlerer	StAbw.								ABC				ABD		ACD	BCD	
Kenngrobe	Effekt	Effekt																ABCD
						Änd	erungen	Mantelf	läche au	ußen								
Rundhoit	21 / um	3.1.um	Effekt [µm]	-8,5	-2,1	4,8	-19,3	2,3	1,2	-0,5	-5,2	-4,0	-3,1	3,5	-0,6	-3,9	0,2	3,8
nununeit	21,4 μm	3,1 μΠ	Signifikanz	**	-	-	***	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Radius	1/1 um	12.00	Effekt [µm]	-1,7	-0,7	2,2	-10,2	1,4	-0,9	-1,2	1,3	0,0	-2,2	0,8	-2,1	0,0	-1,3	0,9
Ordnung 2	14,1 μΠ	1,5 μΠ	Signifikanz	-	-	-	***	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Radius	46.00	0.2 µm	Effekt [µm]	-0,8	0,6	0,1	-0,5	0,3	0,2	-0,2	-3,7	0,7	-0,7	0,1	2,7	-0,3	-0,2	0,0
Ordnung 3	4,0 μΠ	0,3 μΠ	Signifikanz	*	-	-	-	-	-	-	***	*	*	-	***	-	-	-
Winkel	0.041.0	0.0020	Effekt [°]	-0,014	0,003	-0,006	-0,067	0,015	-0,002	0,006	0,000	0,001	0,001	0,000	-0,006	0,002	0,003	0,002
Ordnung 2	0,041	0,002	Signifikanz	***	-	***	***	***	-	***	-	-	-	-	***	-	-	-
Radius (z)	0.11.%	0 12 %	Effekt [‰]	-0,68	-0,30	-0,05	-0,22	0,68	0,26	0,08	0,19	0,08	-0,03	-0,28	-0,29	-0,06	0,05	0,28
Ordnung 2	0,11 /00	0,13 /00	Signifikanz	***	*	-	-	***	-	-	-	-	-	*	*	-	-	*
						Änd	lerunger	n Mantel	fläche in	inen								
Rundhoit	17.0 um	28.00	Effekt [µm]	-2,4	-1,4	4,0	-19,6	2,9	-0,6	-1,3	8,5	-3,5	-4,2	0,6	-8,1	-0,6	-0,7	0,6
nununeit	π,0 μπ	2,0 μΠ	Signifikanz	-	-	-	***	-	-	-	**	-	-	-	**	-	-	-
Radius	14.0 um	1.2 um	Effekt [µm]	-2,1	-0,5	1,9	-9,9	1,2	-0,7	-1,6	1,7	-0,3	-2,1	0,4	-1,8	-0,2	-1,0	0,7
Ordnung 2	14,2 μm	1,5 μΠ	Signifikanz	-	-	-	***	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Radius	4.1	0.2 µm	Effekt [µm]	-0,4	0,1	0,4	-0,6	0,1	-0,1	-0,3	-2,7	0,4	-0,2	-0,4	2,8	-0,3	0,0	0,1
Ordnung 3	4,ι μιι	0,2 μΠ	Signifikanz	-	-	-	*	-	-	-	***	-	-	-	***	-	-	-
Winkel	0.0420	0.0020	Effekt [°]	-0,014	0,003	-0,005	-0,067	0,014	-0,002	0,007	0,001	0,000	0,001	-0,001	-0,006	0,002	0,002	0,002
Ordnung 2	0,042	0,002	Signifikanz	***	*	**	***	***	-	***	-	-	-	-	***	-	-	-
Radius (z)	0.11.%	0 12 %	Effekt [‰]	-0,69	-0,29	-0,06	-0,22	0,68	0,25	0,11	0,19	0,07	-0,04	-0,29	-0,30	-0,05	0,06	0,28
Ordnung 2	0,11 /00	0,13 /00	Signifikanz	***	*	-	-	***	-	-	-	-	-	*	*	-	-	*
							Änderu	ng Wan	dstärke									
Ordnung 2	24.00	0.4.11m	Effekt [µm]	-1,3	0,8	-0,6	-0,4	0,0	0,3	0,5	-3,3	1,3	-0,5	0,6	-0,5	0,1	-0,3	-0,3
	<i>2</i> ,4 μΠ	0,4 μΠ	Signifikanz	**	*	-	-	-	-	-	***	***	-	-	-	-	-	-

Tabelle 6.2: Effekte und Signifikanzen verzugsrelevanter Kenngrößer

									Matrix	k der un	abhängi	gen Vari	ablen					
				Α	В		С				D							
						AB		AC	BC			AD	BD		CD			
Konnarößo	mittlerer	StAbw.								ABC				ABD		ACD	BCD	
Renngrobe	Effekt	Effekt																ABCD
				Änderungen Stirnfläche oben														
Ordnung 1	4.2 um	0.7.11m	Effekt [µm]	-0,3	-1,3	0,2	-0,2	0,1	0,3	-0,2	0,8	-0,4	-0,9	0,7	0,0	0,0	-0,8	0,1
	4,3 μΠ	0,7 μπ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Ebonhoit	04.0 µm	17.00	Effekt [µm]	-8,6	0,4	-1,6	-43,0	10,6	0,6	2,7	-2,2	-0,2	-0,8	-0,8	-5,0	0,2	3,9	2,3
Ebenheit 24,2	24,2 μm	1,7 μΠ	Signifikanz	***	-	-	***	***	-	-	-	-	-	-	**	-	*	-
Ordnung 2	14.0.um	0.5.um	Effekt [µm]	-5,4	0,8	-1,8	-24,4	5,6	-0,3	2,1	-0,1	0,1	0,2	0,1	-1,7	0,7	0,6	0,5
	14,9 μm	0,5 μΠ	Signifikanz	***	-	**	***	***	-	***	-	-	-	-	**	-	-	-
						Än	derunge	n Stirnfl	äche un	ten								
Ordnung 1	16.00	0.7.11m	Effekt [µm]	-0,3	-1,1	0,5	-0,4	0,5	0,3	-0,1	1,0	-0,4	-1,0	0,6	-0,4	0,1	-0,7	-0,2
	4,6 μΠ	0,7 μπ	Signifikanz	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Chaphait	04.0 µm	1.5.000	Effekt [µm]	-10,5	-0,1	-3,0	-42,1	11,0	-0,1	6,4	0,5	-0,8	-0,6	-0,9	-2,5	2,6	1,2	2,7
Epenneit	24,2 µm	1,5 μm	Signifikanz	***	-	-	***	***	-	***	-	-	-	-	-	-	-	-
Ordnung	11.4.000	0.7.00	Effekt [µm]	-5,4	0,9	-1,8	-24,1	5,6	-0,4	2,2	0,3	-0,1	0,2	0,2	-1,7	0,7	0,7	0,6
Ordnung 2 11,	ι 1,4 μm	0,7 μm	Signifikanz	***	-	***	***	***	-	***	-	-	-	-	**	-	-	-

Tabelle 6.2: Effekte und Signifikanzen verzugsrelevanter Kenngrößer (Fortsetzung)



a) Auflage "Linie"

b) Auflage "Stern"







Die Änderungen in der dritten Ordnung der Radiusänderung außen und innen betragen nur rund 1/3 der Änderungen in der zweiten Ordnung. Sie werden auch hauptsächlich nicht durch die verwendete "Auflage" (Einflussgröße C) sondern durch die Wahl der "Einspannmittel" (D) bestimmt. Deshalb werden die Ergebnisse bezüglich der dritten Ordnung in diesem Fall in Abhängigkeit der Einspannmittel Spanndorn / Pendelbacken bzw. Segmentbacken / Pendelbacken in Bild 6.5 (außen) und in Bild 6.6 (innen) präsentiert.





b) Segmentbacken / Pendelbacken







b) Segmentbacken / Pendelbacken



Bei der Verwendung der Einspannmittel Spanndorn / Pendelbacken können sowohl auf der äußeren als auch auf der inneren Mantelfläche zwei Hauptrichtungen der Änderungen in der Dreieckigkeit beobachtet werden. Bei nahezu der Hälfte der Ringe erfolgt die Änderung in Richtung der negativen imaginären Achse. Die andere Hälfte der Ringe ändert die Dreieckigkeit eher in Richtung der positiven reellen Achse. Dieses unterschiedliche Verzugsverhalten kann durch die Wechselwirkung mit der "Auflage" (Einflussgröße D) in Verbindung gebracht werden, wie sie auch in der statistischen Auswertung (siehe Tabelle 6.2) als hochsignifikanter Effekt der Wechselwirkung CD identifiziert wird. Da die Änderungen in dieser Ringgruppe bezüglich des Verzugsbetrages sehr klein sind, unterliegen die entsprechend Verzugsrichtungen allerdings großen Streuungen.

Die Ergebnisse der Ringe, die mit dem Einspannmitteln Segmentbacken / Pendelbacken gefertigt wurden, liefern dagegen ein nahezu gleich bleibendes Verzugsverhalten. Auf der äußeren Mantelfläche bestimmt die Richtung der Fertigungsabweichungen der dritten Ordnung das Verzugsverhalten infolge der Wärmebehandlung. Die Änderung erfolgt immer in die gleiche Richtung wie die Verzüge nach der Fertigung, was durch die beiden Ringe in Richtung der positiven imaginären Achse nochmals bestätigt wird. Somit ist auf der äußeren Mantelfläche immer eine Erhöhung der Dreieckigkeit infolge der Wärmebehandlung zu beobachten. Die entsprechende Vorzugsrichtung der Änderung der Dreieckigkeit der äußeren Mantelfläche scheint zudem die Änderung in der dritten Ordnung auf der inneren Mantelfläche in starker Weise zu beeinflussen, denn bei alle Ringen entspricht die Richtung der Änderung net spricht die Richtung der Änderungen der äußeren Mantelfläche denen der inneren Mantelfläche, was wiederum sehr schön an den beiden Ringen mit dem abweichenden Verzugsverhalten aufgezeigt wird.

Größere Änderungen in der dritten Ordnung der Wandstärke sind in der Ringgruppe, die mit dem Einspannmittel Spanndorn / Pendelbacken (Bild 6.7a) gefertigt wurden, nicht zu verzeichnen. Dagegen sind in der anderen Gruppe (Segmentbacken / Pendelbacken, siehe Bild 6.7b) vergleichsweise deutliche Änderungen aufzufinden, die zudem einer Vorzugsorientierung folgen, da die Änderungen ausschließlich in Richtung der positiven bzw. negativen reellen Achse erfolgen. In der statistischen Auswertung in Tabelle 6.2 konnte als weitere Einflussgröße die Erwärmgeschwindigkeit identifiziert werden. Allerdings ist in diesem Fall nicht möglich, die Richtung der Wandstärkeänderung in der dritten Ordnung einer bestimmten Erwärmgeschwindigkeit (kalter bzw. warmer Ofen) zuzuordnen.





b) Segmentbacken / Pendelbacken



### 6.3.3 Änderung der Abweichung des Winkels zur z-Achse

Bei beiden Winkeln zur z-Achse werden nahezu keine Änderungen festgestellt (Tabelle 6.1). Somit kann davon ausgegangen werden, dass die Maßänderungen auf beiden Mantelflächen über die gesamte Ringbreite konstant sind.

Die Fourieranalyse der Änderung der Winkel zur z-Achse der beiden Mantelflächen (Bild 6.8) offenbart allerdings große Änderungen in der Amplitude der zweiten Ordnung. Die Änderungen in der Ovalität sind somit im Mittel stark abhängig von der Ringbreite, womit auch die sehr großen mittleren Standardabweichungen der einzelnen Ringe in Bezug auf die Rundheitsabweichungen (Tabelle 6.1) erklärt werden können. Die weiteren Ordnungen sind in diesem Zusammenhang eher von untergeordneter Bedeutung.



Bild 6.8: Fourieranalyse der Änderung der Amplitude der Winkel zur z-Achse (außen und innen)

Der dominierende Effekt auf die Änderung der Winkel zur z-Achse in der zweiten Ordnung (Tabelle 6.2) wird wiederum von der Auflage vorgegeben. Außerdem wird ein hoch signifikanter Effekt der "Erwärmgeschwindigkeit" (A) identifiziert (Tabelle 6.2), dessen Betrag im Vergleich zum Effekt der "Auflage" (C) aber deutlich geringer ist. Ein etwa gleich großer hoch signifikanter Effekt wird bei der Zweifachwechselwirkung der bereits erwähnten Einflussgrößen "Erwärmgeschwindigkeit" und "Auflage" (AC) angezeigt. Zudem werden noch weitere hochsignifikante Effekte den Wechselwirkungen AB, CD und ABC zugewiesen, deren Betrag allerdings nur noch rund 10% des Effektes der Auflage beträgt. In der dritten Ordnung zeigt sich ein Einfluss der "Einspannmittel" (D) auf die Rundheitsabweichungen. Allerdings sind die Unterschiede zwischen den beiden verwendeten Varianten deutlich kleiner als erwartet, denn der Effekt beträgt nur -3,7 µm. Während in Bezug auf die "Auflage" (C) kein direkter Einfluss auf die Änderung der Dreieckigkeit nachgewiesen werden kann, tritt eine zusätzliche hochsignifikante Zweifachwechselwirkung der Einflussgrößen "Auflage" und "Einspannung" (CD) auf. Aber auch in diesem Fall fällt die Änderung in der Amplitude mit 2,7 µm klein aus. Weitere indifferente Zweifachwechselwirkungen (AB, BD) können aufgrund der geringen Effekte vernachlässigt werden.

#### 6 Identifikation verzugsbestimmender Einflussgrößen beim Austenitisieren

In der komplexen Ebene ergibt sich für die Auflage "Linie" eine ausgeprägte Vorzugsrichtung (Bild 6.9a und Bild 6.10a), die in Richtung der negativen reellen Achse weist. Dabei ist ein großer Streubereich in der Winkeländerung der zweiten Ordnung festzustellen. Die entsprechende Darstellung der Ergebnisse für die Auflage "Stern" (Bild 6.9b und Bild 6.10b) weist dagegen keine Vorzugsrichtung auf. Die Änderungen erfolgen in Bezug auf die Richtung regellos und unabhängig vom Zustand nach der Fertigung.



a) Auflage "Linie"

b) Auflage "Stern"

Bild 6.9: Verteilung der Ergebnisse der zweiten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene der Winkel zur z-Achse für die Mantelfläche außen:a) Auflage "Linie"; b) Auflage "Stern"



a) Auflage "Linie"

b) Auflage "Stern"



Die Beschreibung des Verzugsverhaltens bezüglich dieser Größe scheint somit eindeutig zu sein. Bei der Analyse der positionsabhängigen Änderungen der Ovalität der beiden Mantelflächen fällt allerdings auf, dass bei einigen Ringen bei z = 3 mm (obere Stirnfläche) die größte und entsprechend bei z = 23 mm die kleinste Ovalitätsänderung (Bild 6.11a bzw. b) zu verzeichnen ist. Bei ungefähr der gleichen Anzahl der Ringe kehrt sich die Verteilung der Ovalitäten in Bezug auf die Ringbreite allerdings um. Bei diesen Ringen sind bei z = 23 mm nun die größten Ovalitätsänderungen (Bild 6.12a bzw. b) aufzufinden. Diese Änderung im Verzugsverhalten hätte durch die Fourieranalyse eigentlich durch einen anderen Phasenwinkel aufgezeigt werden müssen. In Bild 6.9a bzw. Bild 6.10a kann das aber nicht abgelesen werden, da sich zeitgleich mit der größten Änderung der Ovalität auch die Richtung in Bezug auf den Umfangswinkel geändert hat. Somit ergeben sich identische Verteilungen der Winkeländerung der Mantelfläche in der zweiten Ordnung.



Bild 6.11: Größte Änderung der Ovalität bei z = 3 mm (Überhöhung 500fach):
a) Rundheitsschrieb bei z = 3 mm; b) Rundheitsschrieb bei z = 23 mm



a) Rundheitsschrieb bei z = 3 mm; b) Rundheitsschrieb bei z = 23 mm

Um eine weiterführende Analyse der positionsabhängigen Änderungen der Ovalität zu ermöglichen, wurde für jeden einzelnen Ring, die Änderung der Ovalität (nur Betrag) in Abhängigkeit von der Ringbreite bestimmt. Die Ergebnisse wurden wiederum einer statistischen Auswertung unterzogen, deren Ergebnisse in Tabelle 6.2 für beide Mantelflächen in der Zeile "Radius (z) Ordnung 2" mit aufgenommen wurden. Trotz relativ hoher Standardabweichungen der Effekte können der Einflussgröße "Erwärmgeschwindigkeit" (A) sowie der Wechselwirkung zwischen "Erwärmgeschwindigkeit" und "Auflage" (AC) ein signifikanter Effekt zugewiesen werden. Eine Änderung der Erwärmgeschwindigkeit scheint demnach den größten Einfluss auf die positionsbezogene Änderung der Ovalität der Mantelflächen in Abhängigkeit von der Ringbreite auszuüben.

### 6.3.4 Änderung der Ebenheitsabweichungen

Die Änderungen der Ebenheitsabweichungen sind mit rund 24 µm für die beiden Stirnflächen nahezu identisch (Tabelle 6.1). Die Fourieranalyse der Änderung der z-Koordinate der beiden Stirnflächen zeigt auch für diese Formänderungen einen dominierenden Einfluss der zweiten Ordnung (Bild 6.13). Bis auf die erste Ordnung der z-Koordinate, die allerdings die Ebenheitsabweichungen nicht beeinflusst, zeigen alle anderen Ordnungen keine signifikanten Änderungen. In Bezug auf die Ringbreite wird in allen Ordnungen keine bestimmende Änderung gefunden.



Bild 6.13: Fourieranalyse der Änderung der Amplitude der z-Koordinate (oben und unten) sowie der Ringbreite

Bei den Änderungen der Ebenheitsabweichungen bezüglich der beiden Stirnflächen liegt ein dominierender Effekt der Einflussgrößen "Erwärmgeschwindigkeit2 (A) und "Auflage" (C) vor (Tabelle 6.2). Sehr große Änderungen werden bei Verwendung der Auflage "Linie" und einer langsamen Erwärmung ("kalter Ofen") gefunden. Werden diese beiden Größen im Versuchsplan zusammen kombiniert, wird zusätzlich noch ein hochsignifikanter Effekt bestimmt. Bei der Ebenheitsänderung unten weist zudem die Dreifachwechselwirkung ABC einen hochsignifikanten Effekt auf. Auf der oberen Stirnfläche zeigt dagegen die Wechselwirkung CD einen zu beachtenden Effekt. In der Regel finden sich die erwähnten Einflussgrößen auch in den Änderungen der Amplituden der zweiten Ordnung als hochsignifikante Effekte wieder. Zusätzlich wird auf beiden Stirnflächen ein Einfluss der Zweifachwechselwirkung zwischen "Erwärmgeschwindigkeit" und "Austenitisierbedingungen" (AB) gefunden, deren

Betrag mit -1,8 µm allerdings vergleichsweise klein ist. Den mittleren Änderungen in der ersten Ordnung der beiden Stirnflächen können dagegen keiner Einflussgröße oder Wechselwirkung zugeschrieben werden.

In Bezug auf die Änderung der z-Koordinate der oberen und unteren Stirnflächen ergibt sich ein eindeutiges Ergebnis bezüglich der Richtung der Verzüge für die Auflage "Linie". Sämtliche Änderungen erfolgen in Richtung der positiven reellen Achse (Bild 6.14a und Bild 6.15a). Dabei muss allerdings einschränkend erwähnt werden, dass sich ein gewisser Streubereich ergibt. Das Durchhängen der Ringe erfolgt dementsprechend zum großen Teil nicht direkt in Richtung der Auflagen. Der identifizierte signifikante Effekt der Einflussgrößen "Erwärmgeschwindigkeit" beschränkt sich dabei nur auf den Betrag der Änderungen. Einen Einfluss auf die Verzugsrichtung kann hier nicht abgeleitet werden. Diese Aussagen können auch auf die Wechselwirkung der "Erwärmgeschwindigkeit" und der "Auflage" (AC) übertragen werden. Eine regelose Verteilung der Richtungen in der zweiten Ordnung der z-Koordinate der oberen und unteren Stirnflächen ist für die Auflage "Stern" festzustellen (Bild 6.14b und Bild 6.15b), was aber aufgrund der betragsmäßig kleinen mittleren Änderungen von (2,2 ±1,3) µm auch zu erwarten ist.



a) Auflage "Linie"

b) Auflage "Stern"

Bild 6.14: Verteilung der Ergebnisse der zweiten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene der z-Koordinate oben:a) Auflage "Linie"; b) Auflage "Stern"

Der Vergleich der signifikanten Effekte mit den anderen Verzugskenngrößen ergibt, dass das Verzugsverhalten der beiden Stirnflächen (Ebenheitsabweichungen) eher mit der Änderung der Winkels korreliert als mit den Rundheitsabweichungen der beiden Mantelflächen. Diese Korrelation zeigt sich auch sehr eindrucksvoll in der Darstellung der Ergebnisse in der komplexen Ebene. Wird nun die Differenz der Richtungen der Winkeländerung und der Änderung der z-Koordinate für jeden einzelnen Ring gebildet, so ergibt sich immer ein Differenzbetrag von 180° in der komplexen Ebene, was im Ortsraum einem Winkel von 90° entspricht.





b) Auflage "Stern"



### 6.3.5 Einfluss der Auflage auf das Verzugsverhalten von gehärteten Ringen

Zusammenfassend kann der "Auflage" (C) der größte Einfluss auf das Verzugsverhalten zugewiesen werden. Zudem kann der "Erwärmgeschwindigkeit" ein Einfluss auf das Verzugsverhalten zugewiesen werden. Da sich aber die bislang vorgestellten Ergebnisse auf eine Wärmebehandlung mit einer nicht praxisrelevanten langsamen Ofenabkühlung beziehen, wurden ergänzende Versuche durchgeführt, bei denen die Ringe unter Variation der Auflage beim Austenitisieren nachfolgend im Gasdüsenfeld abgeschreckt wurden. Als Austenitisierbedingungen wurde eine Erwärmung im vorgewärmten Ofen bei einer Temperatur von 850 °C und einer Haltedauer von 25 min gewählt.

Der Vergleich des Verzugsverhaltens in Abhängigkeit der Auflage und der entsprechenden Abkühlung / Abschreckung erfolgt mit Hilfe der Änderung der Amplituden des Radius außen, der Winkeländerung außen und der z-Koordinate der oberen Stirnfläche. Dabei wurden jeweils die Änderungen der Amplitude in der zweiten Ordnung (Bild 6.16) betrachtet, da in dieser Ordnung die größten Effekte verzeichnet wurden. Bei der Verwendung der Auflage "Stern" treten nach der Ofenabkühlung bzw. der Gasabschreckung bei allen drei Größen nahezu die gleichen Änderungen auf. Im Betrag sind die Verzüge bei der Verwendung der Auflage "Linie" größer, wobei beim Radius außen die größeren Änderungen bei der Gasabschreckung zu verzeichnen sind. Bei der Änderung der z-Koordinate oben bzw. des Winkels zur z-Achse außen treten die größeren Verzüge nach der Ofenabkühlung auf.

Bei der Verwendung der Auflage "Linie" erfolgt die Radiusänderung in der zweiten Ordnung nach einer Gasabschreckung ausschließlich in Richtung des dritten Quadranten (Bild 6.17a) in der komplexen Ebene. Dagegen kann keine bevorzugte Richtung der Änderungen dieser Größe bei der Verwendung der Auflage "Stern" (Bild 6.17b) verzeichnet werden.


Bild 6.16: Änderung der Amplitude der Fourier Ordnung 2 der Größen Radius außen, z-Koordinate oben und Winkel außen



a) Auflage "Linie"

b) Auflage "Stern"

Bild 6.17: Verteilung der Ergebnisse der zweiten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene der Radiusänderung außen (Gasabschreckung): a) Auflage "Linie"; b) Auflage "Stern"

Bei den anderen beiden betrachteten Größen kann dagegen das resultierende Verzugsverhalten nicht eindeutig auf die verwendete Auflage zurückgeführt werden. Zwar können unterschiedliche Beträge der Änderungen der z-Koordinate (Bild 6.18) als auch bei der Winkeländerung zur z-Achse (Bild 6.19) identifiziert werden. Allerdings ergeben in Bezug auf die Richtung der Änderungen keine eindeutigen Unterschiede, da für den sich abzeichnenden großen Streubereich im Verzugsverhalten nicht ausreichend Ringe in diesem Zusammenhang untersucht worden sind.





b) Auflage "Stern"





a) Auflage "Linie"

b) Auflage "Stern"

Bild 6.19: Verteilung der Ergebnisse der zweiten Ordnung der Fourieranalyse in der komplexen Zahlenebene der Änderung des Winkels zur z-Achse außen (Gasabschreckung): a) Auflage "Linie"; b) Auflage "Stern"

# 7 Diskussion der experimentellen Ergebnisse

Die Diskussion der experimentellen Ergebnisse wird getrennt nach den Fertigungsabweichungen sowie nach den Auswirkungen der untersuchten Einflussgrößen auf die Änderungen der Maß- und Formabweichungen geführt. Dabei liegt der Schwerpunkt auf der möglichen Ableitung der verzugsbestimmenden Mechanismen für die charakteristischen Änderungen der Maß- und Formabweichungen.

# 7.1 Fertigungsabweichungen

Durch die bewusste Wahl verschiedener Spanntechniken wurden gezielt unterschiedliche Eigenspannungszustände nach der Fertigung erzeugt, wobei in erster Linie eine ungleichmäßige Verteilung der Tangentialeigenspannungen in Umfangsrichtung erzielt wurde. Die Fourieranalyse zeigt eine hohe Amplitude in der dritten Ordnung bei der Verwendung der Einspannmittel Segmentbacken / Dreibacken bzw. Segmentbacken / Pendelbacken auf. Ein Effekt auf die Eigenspannungen in axialer Richtung konnte im Gegensatz zur Literatur [Hirsch, 2003] in den röntgenographischen Messungen nicht aufgezeigt werden. Der Einfluss der Einspannmittel beruht dabei nicht alleine auf einer Änderung des Eigenspannungszustandes. Aufgrund des unterschiedlichen Materialabtrages ergeben sich schon nach der Weichbearbeitung der Ringe deutlich unterschiedliche Rundheitsabweichungen auf beiden Mantelflächen. Im Moment kann aber nicht zwischen den Auswirkungen des lokal unterschiedlichen Materialabtrages und des ungleichmäßigen Eigenspannungszustandes auf die Rundheitsabweichungen geschlossen werden.

Als bestimmende Gestaltabweichung kann in diesem Zustand eine ausgeprägte Dreieckigkeit in der Fourieranalyse ermittelt werden. Diese Ordnung ist auch charakteristisch für die Fertigungsabweichungen in Bezug auf die Winkel zur z-Achse sowie auf die Ebenheitsabweichungen der Stirnflächen. In der komplexen Darstellungsform werden für diese Verzugskenngrößen auch jeweils zwei eindeutige Vorzugsrichtungen identifiziert. In weiterführenden Arbeiten im SFB "Distortion Engineering" im Bereich der Weichbearbeitung gelang die Erarbeitung von Strategien, die die Herstellung von Ringen mit geringeren Fertigungsabweichungen unter der Verwendung einfacher Spanntechniken ermöglicht [Grote, 2009]. Dabei sollte allerdings der resultierende Eigenspannungszustand beachtet werden. Wird dieser in Richtung höherer Ungleichmäßigkeit verändert, könnte das zu stärkeren Formänderungen während der Wärmebehandlung [Volkmuth, 1989 und 1996] führen.

Weiterhin wird die erste und zweite Ordnung mehrerer Verzugskenngrößen durch die Einspannmittel beeinflusst. In diesem Fall wird aber nur bei der Verwendung der Einspannmittel Segmentbacken / Dreibacken in der Wandstärke (zweite Ordnung) sowie für die Einspannmittel Segmentbacken / Pendelbacken in der Wandstärke und auf der inneren Mantelfläche (jeweils erste Ordnung) eine systematische Verteilung identifiziert. Dabei häufen sich die Ergebnisse in der komplexen Ebene jeweils in drei Bereichen, womit ein eindeutiger Hinweis auf den Einfluss der Einspannmittel gegeben wird. Die Gründe für diese charakteristischen Formabweichungen sind zurzeit nicht geklärt. Da beim Einspannen der Ringe aber nicht beachtet worden ist, welche der Spannbacken im Bereich der Markierung zum Eingriff kam, könnten die Formabweichungen dieser Verzugskenngrößen alleine durch eine Ungleichmäßigkeit der verwendeten Einspannmittel zurückgeführt werden.

#### 7 Diskussion der experimentellen Ergebnisse

Bei den anderen Verzugskenngrößen sind die Fertigungsabweichungen in Bezug auf die Richtungen eher regellos verteilt, so dass sie nicht direkt einem Einfluss aus dem Drehprozess zugewiesen werden können. Ursachen könnten in diesem Fall die Übertragung von Formfehlern [Sölter, 2009] aus dem vorherigen Prozessschritt Ringwalzen sein. Lieb [Lieb, 1991] hat sich detailliert mit der Entstehung verschiedener Formfehler und Maßnahmen zu deren Minimierung befasst. Bild 7.1 zeigt eine Auswahl typischer Formfehler beim Ringwalzen. Auch Kusmierz [Kusmierz, 2003] wies in seinen Messungen nach dem Ringwalzen erhöhte Rundheitsabweichungen nach, die sich insbesondere in einer ausgeprägten Ovalität äußerte. Einschränkend muss aber festgestellt werden, dass erhöhte Rundheitsabweichungen nach, die sich Verwendung der Einspannmittel Segmentbacken / Dreibacken ermittelt werden. Von einem generellen Einfluss der Formabweichungen nach dem Ringwalzen auf die Formabweichungen nach der Weichbearbeitung kann aus den Ergebnissen dieser Arbeit nicht geschlossen werden.



Bild 7.1: Fo

Formfehler beim Ringwalzen [Lieb, 1991]: a) Rundheitsabweichung; b) Konizität; c) Ebenheitsabweichung; d) Einziehung

# 7.2 Änderung der Maß- und Formabweichungen

Die Diskussion der Änderung der Maß- und Formabweichungen infolge einer Wärmebehandlung erfolgt auf der Ebene der Träger der Verzugspotenziale, da die in den beiden Abschnitten "Einflussgrößen aus der Prozesskette" und "Einflussgrößen beim Austenitisieren" untersuchten Einflussgrößen auf die entsprechenden Träger der Verzugspotenziale wirken.

# 7.2.1 Einfluss der Seigerungen auf die Maß- und Formänderungen

Die Einflussgrößen "elektromagnetisches Rühren" sowie "Umformgrad beim Stauchen" beeinflussen in erster Linie die lokale chemische Zusammensetzung (Verteilung der Seigerungen). In den metallographischen Untersuchungen können entsprechende Effekte aufgrund der Änderung der einzelnen Einflussgrößen nachgewiesen werden. Allerdings wird in der Auswertung des Versuchplans keiner dieser Einflussgrößen ein signifikanter Effekt auf die Änderung der Maß- und Formänderungen zugewiesen. Damit deckt sich dieses Ergebnis mit ähnlichen Untersuchungen [Zoch, 1994; Volkmuth, 1995], in denen ein möglicher Einfluss des Gießformats auf die Rundheitsabweichungen bei Wälzlagerringen nicht aufgezeigt werden konnte. Als Grund für dieses Verhalten kann der auf die gesamte Prozesskette bezogene hohe Umformgrad angeführt werden, der die ursprünglich vorhandenen Inhomogenitäten aus den Prozessschritten Urformen und Umformen stark reduziert.

## 7.2.2 Einfluss des Gefüges auf die Maß- und Formänderungen

Die eingebrachte Ungleichmäßigkeit aufgrund eines ungleichmäßigen Abkühlens nach dem Ringwalzen scheint in diesem Zusammenhang eventuell zu gering gewesen zu sein, um signifikante Effekte auf das Verzugsverhalten auslösen zu können. Dabei ist zu beachten, dass alle Ringe nach dem Umformen GKZ geglüht worden sind. Durch diese Wärmebehandlung könnte der wesentliche Effekt aus dem über dem Umfang variierende Gefügeverteilung schon vorher ausgelöst worden sein.

Zudem lag die eingebrachte Inhomogenität nur einseitig vor. Im Sinne einer Fourieranalyse würde das eine große Amplitude in der ersten Ordnung erwarten lassen, was in Bezug auf die Mantelflächen des Ringes mit einer Änderung der Mittelpunktkoordinaten der eingepassten Formelemente erwarten ließe. Diese kann aber in den Koordinatenmessungen nicht nachgewiesen werden, da die Messungen vor bzw. nach der Wärmebehandlung jeweils in einem voneinander unabhängigen Werkstückkoordinatensystem durchgeführt worden sind. Deshalb sollten die gezielten Störungen prinzipiell an mindestens zwei Bereichen in Umfangsrichtung eingebracht werden [Frerichs, 2004], um Effekte auf die Rundheitsabweichungen sicher nachweisen zu können.

# 7.2.3 Einfluss der Fertigungseigenspannungen auf die Maß- und Formänderungen

Die beiden untersuchten Einflussgrößen "Einspannmittel" und "Vorschub" zielen ausschließlich auf eine Änderung des Eigenspannungszustandes nach der Weichbearbeitung. Dabei bewirkt eine Variation des Vorschubs von 0,1 auf 0,4 mm eine deutliche Erhöhung der mittleren Eigenspannungen. Allerdings werden auch in diesem Fall keine signifikanten Effekte auf die Änderungen der Maß- und Formabweichungen in der Auswertung der Koordinatenmessungen aufgedeckt. Einzige Ausnahme stellt hier die Wechselwirkung der beiden Einflussgrößen in Bezug auf die Radiusänderungen dar, wobei der Effekt im Vergleich zu den mittleren Maßänderungen als nicht relevant eingestuft werden kann.

Die bei der Weichbearbeitung gewählte Spanntechnik verbleibt somit als einzige Einflussgröße, der eine hohe Signifikanz hinsichtlich der Rundheitsabweichungen von dünnwandigen Ringen zugewiesen werden kann. Dabei fällt der Effekt bei einem Wechsel der Spanntechnik mit 45 µm besonders hoch aus. Die Fourieranalyse der Radiusänderung zeigt, dass die Rundheitsänderungen in erster Linie in Änderungen der Ovalität und der Dreieckigkeit begründet sind. Diese sind dabei auf beiden Mantelflächen nahezu gleich groß. Alle anderen Ordnungen tragen nur einen geringen Anteil zu dieser Formänderung bei und können somit als nicht relevant angesehen werden.

Während die Auswertung des statistischen Versuchsplans ergibt, dass die Änderungen der Radien in der zweiten Ordnung von keinem der untersuchten Faktoren beeinflusst wird, werden in der komplexen Darstellungsform Unterschiede im Verzugsverhalten der Ringe in Abhängigkeit von den verwendeten Einspannmitteln (Bild 5.4 und Bild 5.5) erkannt. Bei der Verwendung der Einspannmittel Segmentbacken / Dreibacken sind in der Regel größere Ovalitäten nach der Wärmebehandlung zu verzeichnen, wobei sich ein direkter Zusammenhang auf die Formabweichungen nach der Weichbearbeitung ergibt. Dieses Verzugsverhalten kann nicht mit den gemessenen Eigenspannungszustand an der äußeren Mantelfläche in Verbindung gebracht werden, da hier keine Auffälligkeiten in der zweiten Ordnung zu beobachten sind. Somit muss an dieser Stelle festgestellt werden, dass das Verzugsverhalten bezüglich der Änderung der Ovalität der Mantelflächen eher statistisch regellos erfolgt und somit keine Korrelation zu einer untersuchten Einflussgröße oder Wechselwirkungen aus der Fertigungskette identifiziert werden kann. Ein für diese Änderung verantwortlicher Verzugsmechanismus kann daher nicht abgeleitet werden.

Der Vergleich der hochsignifikanten Änderung in der Dreieckigkeit der Ringe infolge der Wärmebehandlung (Bild 5.3) und die hohe Amplitude in der dritten Ordnung der Tangentialeigenspannungen nach der Weichbearbeitung (Bild 4.5) lässt auf einen Zusammenhang zwischen den Fertigungseigenspannungen und dem beobachteten Verzug schließen. Diese Annahme wird durch die weiterführende Auswertung in der komplexen Ebene (Bild 5.6 und Bild 5.7) unterstützt, da die Änderungen eine eindeutige Vorzugsrichtung aufweisen. Diese wird von der Richtung der Dreieckigkeit nach der Weichbearbeitung vorbestimmt, was in diesem Zusammenhang jeweils zu einer Erhöhung der Rundheitsabweichungen führt.

Im Untersuchungsabschnitt "Einflussgrößen beim Austenitisieren" wurde eine ähnliche Konstellation bezüglich gezielt ungleichmäßig eingebrachter Tangentialeigenspannungen untersucht. Ein Vergleich der Eigenspannungsverteilungen ergibt eine etwas geringere Amplitude in der dritten Ordnung bei der Fertigung der Ringe mit den Einspannmitteln Segmentbacken / Pendelbackenfutter mit (42±3) MPa gegenüber der Fertigung mit Segmentbacken / Dreibackenfutter mit (64±9) MPa. Diese geringe Inhomogenität im Eigenspannungszustand führt zu insgesamt geringeren Änderungen der Rundheitsabweichungen mit (7±2) im Vergleich zu (20±3)  $\mu$ m in der dritten Ordnung.

Die Ergebnisse aus diesem Untersuchungsabschnitt offenbaren aber noch einen wichtigen Hinweis bezüglich des Einflusses der Fertigungseigenspannungen. Während auf der äußeren Mantelfläche wiederum eine Erhöhung der Amplitude in der dritten Ordnung zu beobachten ist, tritt auf der inneren Mantelfläche die Besonderheit auf, dass die Dreieckigkeit nach der Wärmebehandlung durchweg kleiner ist als nach der Weichbearbeitung. Die Änderungen in Bezug auf die Amplituden und Richtungen sind jedoch für beide Mantelflächen nahezu identisch. Die alleinige Betrachtung der Fertigungsabweichungen der jeweiligen Mantelflächen reicht demnach nicht aus, um auf den resultierenden Verzug infolge einer Wärmebehandlung zu schließen.

Der Vollständigkeit muss der signifikante Einfluss der Einspannmittel auf die Maßänderungen erwähnt werden. Die Höhe des Effektes beträgt in jedem Fall nur einen Bruchteil der mittleren Maßänderungen, womit dieser aus praktischer Sicht als nicht relevant eingestuft werden kann. Trotzdem ist der Einfluss der Einspannmittel auf die Änderung der dritten Ordnung der Wandstärke als bemerkenswert zu bezeichnen. Ob dieses Verzugsverhalten wieder über den Einfluss der Fertigungseigenspannungen zu erklären ist, kann aus den experimentellen Untersuchungen allerdings nicht sicher abgeleitet werden. Die gewisse Systematik der Verzüge deutet allerdings darauf hin.

Insgesamt bestätigen die Ergebnisse die Erwartungen, dass eine Veränderung der Eigenspannungsverteilung in Richtung größerer Ungleichmäßigkeit zu größeren Rundheitsänderungen führen sollte [Volkmuth, 1996]. Als Verzugsmechanismus kann der bei der Erwärmung auf Austenitisiertemperatur auftretende Abbau der Spannungen mit den damit verbundenen plastischen Deformationen angeführt werden. Ob dieser Spannungsabbau durch das Überschreiten einer lokalen Fließgrenze oder aufgrund von thermisch aktivierten Kriechvorgängen erfolgt, ist mit Blick auf den resultierenden Effekt zunächst nicht von entscheidender Bedeutung, da der alleinige Ausgleich des ungleichmäßigen Spannungszustandes für das Verzugsverhalten verantwortlich scheint. Die Unterscheidung dieser beiden Fälle bezieht sich somit nur auf unterschiedliche zeitliche und / oder temperaturabhängige Abläufe des Spannungsabbaus beim Erwärmen.

Die experimentellen Ergebnisse zeigen aber auch, dass für eine genaue Beurteilung des Einflusses der Fertigungseigenspannungen das alleinige Messen der Eigenspannungen auf der äußeren Mantelfläche in der Regel nicht ausreicht, um auf das Verzugsverhalten der Ringe zu schließen. Hiefür müsste der Eigenspannungszustand im gesamten Bauteil umfassend bekannt sein, was aber nur mit nicht zu vertretenden experimentellem Aufwand verbunden wäre. Deshalb wird der Einfluss der Fertigungseigenspannungen auf die Rundheitsabweichungen in weiterführenden Simulationsrechnungen (siehe Kapitel 8 bis 10) näher analysiert.

## 7.2.4 Einfluss der Lastspannungen auf die Maß- und Formänderungen

Infolge der Wärmebehandlung bei der Auflage "Linie" wird immer eine Gestaltänderung der beiden Stirnflächen in Form eines Durchhängens (Bild 7.2) beobachtet. Dieses gleichbleibende Verzugsverhalten spiegelt sich auch in den geringen Standardabweichungen der zweiten Ordnung in den Fourieranalysen (Bild 6.13) sowie in den eindeutigen Vorzugsrichtungen bei der weiterführenden Verzugsanalyse in der komplexen Ebene (Bild 6.14 und Bild 6.15) wieder. Der Einfluss der Auflage auf das Verzugsverhalten wird in der Literatur [z. B. Berns, 1972; Pan, 2002] generell über Kriechvorgänge aufgrund des Eigengewichts der Bauteile erklärt. Zu diesem Erklärungsansatz passt auch der in dieser Arbeit gefundene höhere Verzug bei geringerer Erwärmgeschwindigkeit. Das Chargieren der Ringe in einen kalten Ofen führt aufgrund der langsamen Erwärmung zu einer vergleichsweisen langen Verweildauer auf einem hohen Temperaturniveau. Da es sich beim Kriechen um zeitabhängige Vorgänge handelt, besteht in diesem Zusammenhang ein entsprechend höheres Verzugspotenzial beim langsamen Erwärmen der Bauteile. Zudem verstärkt die Versuchsführung im Untersuchungsabschnitt "Einflussgrößen beim Austenitisieren" diesen Effekt, da durch die langsame Ofenabkühlung die Verweildauer auf hohen Temperaturen im Vergleich zum üblichen Abschreckprozess weiter erheblich verlängert wurde. Der Vergleich der Ergebnisse zeigt dann auch eine deutlich geringere Ebenheitsabweichung, wenn der Ring im Gasdüsenfeld gehärtet wird. Es bildet sich jedoch auch bei dieser Prozessführung eine Vorzugsrichtung in der zweiten Ordnung der z-Koordinate (Bild 6.18) aus, der Betrag der Änderungen ist aber insgesamt deutlich kleiner.

Insgesamt wird der Einfluss der Erwärmgeschwindigkeit somit umgekehrt wie von Milam [Milam, 1996] gefunden, bei dem höhere Erwärmgeschwindigkeiten zu größeren Verzügen führten. Bei diesem Vergleich ist allerdings zu beachten, dass Werkstoffe, Abmessungen und Verzugspotenziale sehr unterschiedlich waren (jeweils diese Arbeit / Milam): 100Cr6 / 21NiCrMo2;  $ø_a$ 145 mm x  $ø_i$ 133 mm x 26 mm /  $ø_a$ 355 mm x  $ø_{i,min}$ 320 mm x 44 mm; geringe Verzugspotenziale / industrielle Fertigung. Die Ringe von Milam weisen in jeder Hinsicht größere Inhomogenitäten auf, die sensitiver auf eine Variation der Erwärmgeschwindigkeit reagieren können.

Weiteren Wechselwirkungen, die auch die Austenitisierbedingungen bzw. die Einspannmittel beinhalten, werden teilweise hochsignifikante Einflüsse zugewiesen. Ihr Anteil am Gesamtverzug ist aber als klein zu beziffern. Durch die langsame Abkühlung hat die eigentliche Haltedauer auf Austenitisiertemperatur nur einen kleinen Anteil an der Gesamtdauer der durchgeführten Wärmebehandlung. Demzufolge ist ein Einfluss der unterschiedlichen Austenitisierbedingungen nur schwer zu identifizieren.



Bild 7.2:

Charakteristische Ebenheitsabweichungen nach der Wärmebehandlung bei der Verwendung der Auflage "Linie":

a) zu Beginn der Untersuchungen; b) am Ende der Untersuchungen

Der große Einfluss der Auflage auf die Formänderungen zeigt sich auch bei der Betrachtung der Rundheitsabweichungen. Die liegende Chargierung der Ringe mit einer Auflage auf drei Punkten (Stern) führt in beiden Versuchplänen zu vergleichsweise geringen Formänderungen. Allerdings wird in der jeweiligen komplexen Darstellungsform auch bei dieser Art der Auflage eine eindeutige Vorzugsrichtung im Verzugsverhalten identifiziert, was besonders gut an den Ringen aus der Fertigung mit dem Einspannmittel Spanndorn / Pendelbacken (Bild 5.7) erkannt wird. Nach der Fertigung liegt in dieser Ringgruppe ein gleichmäßiger Eigenspannungszustand in Umfangsrichtung vor, so dass davon auszugehen ist, dass aufgrund des Spannungsabbaus während des Erwärmens kein Effekt in Bezug auf die Rundheitsabweichungen ausgeht. Somit können die Änderungen der Dreieckigkeit in Richtung von (-60±9)° direkt mit der Orientierung der Ringe in Bezug auf die Auflage (Bild 7.3a) korreliert werden. In diesem Fall treten danach die größten Änderungen in der Dreieckigkeit immer zwischen den Auflagepunkten auf. In der Regel kann dieses Verhalten auch im Untersuchungsabschnitt "Einflussgrößen beim Austenitisieren" beobachtet werden (Bild 6.5). In diesem Fall ist aber die geänderte Orientierung der Ringe in Bezug auf die Auflage (Bild 7.3b) zu beachten, die dementsprechend eine Vorzugsrichtung von ca. -30° bewirkt.





Die liegende Chargierung mit der Auflage "Linie" führt zu einer starken Ovalität auf beiden Mantelflächen. Bezüglich der Richtung der Rundheitsänderungen scheint sich keine ausgeprägte Vorzugsrichtung in der Gesamtheit der Versuche zu ergeben. Dabei bildet sich allerdings in den ersten Versuchen (Bild 7.4a) eine klare Orientierung der Ovalität in Richtung der Auflagen aus. Gegen Ende dieses Untersuchungsabschnittes ändert sich die Richtung der Änderungen, so dass häufig eine Änderung quer zur Richtung der Auflagen (Bild 7.4b) erfolgt.

Zudem ergibt der Vergleich der gehärteten mit den langsam abgekühlten Ringen ein nicht zu erwartendes Ergebnis. Die Änderung der Rundheitsabweichungen in der zweiten Ordnung ist bei den gasabgeschreckten Ringen größer als bei den langsam abgekühlten, wenn die Auflage "Linie" (Bild 6.16) verwendet wird.

Der Einfluss des Eigengewichts in Verbindung mit Kriechen kann in Bezug auf die Rundheitsabweichungen demnach nicht der alleinige Verzugsmechanismus sein, da sich durch die Versuchsführung mit dem Erwärmen im warmen Ofen und der Abschreckung im Gasdüsenfeld nur eine kurze Verweilzeit des Ringes bei hohen Temperaturen ergibt. Von einem generellen Einfluss der Auflage kann aber auch in diesem Fall ausgegangen werden, da sich eine deutliche Vorzugsrichtung in der Änderung der Ovalität (Bild 6.17) widerspiegelt.





Zur weiteren Diskussion werden im Folgenden Ergebnisse einer Untersuchung vorgestellt, die mit einer modifizierten Auflage "Stern" (Bild 7.5) durchgeführt wurden. Im Bereich der Auflagefläche wurde ein Absatz gefertigt. Da sich die verwendeten Werkstoffe der Auflage (X8CrNi18-8) und des Ringes (100Cr6) in ihrem Ausdehnungsverhalten deutlich unterscheiden (Bild 7.6), kommt es im Laufe der Erwärmung auf Austenitisiertemperatur zu einer lokalen Verformung des Ringes, wenn der Absatz der Auflage aufgrund der größeren Ausdehnung die innere Mantelfläche des Ringes erreicht. Somit werden große mittlere Änderungen in der Dreieckigkeit von über 110 µm erzwungen. Diese Änderung ist dabei stark abhängig von der Position der Rundheitsschriebe, wobei in Richtung der unteren Stirnfläche (Auflage) die größten Änderungen zu verzeichnen sind. Damit ist eine entsprechende Winkeländerung der Mantelfläche zur z-Achse in einer Größenordnung von 0,156° in der dritten Ordnung verbunden. Auf den beiden Stirnflächen bilden sich zudem ähnliche Gestaltänderungen in den Ebenheitsabweichungen ab. Natürlich ergeben sich

bezüglich der Richtung der Änderungen bei diesen Untersuchungen eindeutige Vorzugsrichtungen aus, wobei sich zwischen den Richtungen der einzelnen Verzugskenngrößen charakteristische Beziehungen abbilden. So besteht zwischen der Richtung der Änderungen der z-Koordinate und der Winkel zur z-Achse eine Differenz von 60°.





Skizze der modifizierten Auflage "Stern" mit Ring



Bild 7.6: Temperaturabhängiges Ausdehnungsverhalten der Auflage (X8CrNi18-8) und des Ringes (100Cr6)

Der Vergleich dieses Verzugsverhaltens mit den Ergebnissen dieser Arbeit kann natürlich nicht auf der Ebene der absoluten Verzüge erfolgen. Durch die modifizierte Auflage werden sehr große Verformungen infolge der Wärmebehandlung erzwungen, die in diesem Ausmaß bei den ursprünglich verwendeten Auflagen sicherlich nicht auftreten können. Allerdings ergibt sich insgesamt ein sehr ähnliches Erscheinungsbild der resultierenden Verzüge:

- Vorzugsrichtung der Änderung der einzelnen Verzugskenngrößen in der betreffenden Ordnung;
- positionsabhängige Änderung der Rundheitsabweichungen in Abhängigkeit der Ringbreite (Änderungen der Winkel zur z-Achse);
- charakteristische Beziehungen zwischen den Vorzugsrichtungen der verschiedenen Verzugskenngrößen.

Der Verzugsmechanismus beruht dann nicht auf den erzwungenen Dehnungen, sondern könnte über die Behinderung der Ausdehnung an den Kontaktflächen Auflage / Ring aufgrund Reibung erklärt werden. Zu welchem Zeitpunkt der Wärmebehandlung die plastischen Verformungen auftreten, kann nicht aus den vorliegenden Ergebnissen geschlossen werden. Folgende mögliche Ursachen sollen an dieser Stelle kurz erläutert werden, wobei angenommen wird, dass die Auflage mit dem Ring von Raumtemperatur auf Austenitisiertemperatur erwärmt wird. Entsprechend der unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten der beiden Werkstoffe nimmt zu Beginn des Erwärmprozesses die Differenz in den Dehnungen kontinuierlich zu. Im Bereich der Austenitbildung (nur Ring)

erhöht sich die Dehnungsdifferenz nochmals sprunghaft. Durch die unterschiedlichen Dehnungen werden im Ring Spannungen hervorgerufen, die infolge von Kriechvorgängen oder bei Erreichen der Fließgrenze zu plastischen Verformungen führen können. Diese Vorgänge werden mit zunehmender Temperatur immer wahrscheinlicher, da zum einen die Differenz in den Dehnungen immer weiter zunimmt und zum anderen zeitgleich die Festigkeit der Werkstoffe kontinuierlich abnimmt. Im Bereich der Umwandlung könnte es auch zu Effekten infolge der Umwandlungsplastizität kommen.

Notwendige Voraussetzung für diese Effekte ist aber, dass die zwei sich berührenden Körper aufgrund der Haftreibung daran gehindert werden, sich gegeneinander zu bewegen. Wird dieser Zustand überwunden, sollten die Lastspannungen im Ring spontan abgebaut werden, wodurch die Gefahr von Verzügen durch diesen Effekt unwahrscheinlich wird. Wichtig für das Verzugsverhalten könnte dann die Frage sein, ob sich im weiteren Verlauf der Erwärmung wiederum eine Differenz in den Dehnungen ausbilden kann oder der Ring nun kontinuierlich auf der Auflage gleitet und in seiner Ausdehnung nicht weiter behindert wird. Ein in diesem Zusammenhang zyklisches Verhalten würde eine Formänderung aufgrund von Reibung zwischen Auflage und Ring in jedem Fall begünstigen. Die großen Streuungen in den Rundheitsabweichungen bei der Verwendung der Auflage "Linie" deuten zumindest auf ein instabiles Verzugsverhalten hin.

Zusätzlich wird der Winkel zur z-Achse der beiden Mantelflächen durch die Erwärmgeschwindigkeit beeinflusst, was sich über die unterschiedliche Ausbildung der Ovalität über die Ringbreite ausdrückt (Bild 6.11 und Bild 6.12). Auch in diesem Fall kann ein alleiniger Einfluss der Schwerkraft nicht als Grund für dieses Verzugsverhalten dienen. In Bezug auf die Reibung ändert sich aber die Richtung der auftretenden Lastspannungen, wenn sich die Auflage schon im vorgewärmten Ofen befindet und nicht erst mit dem Ring erwärmt wird. Theoretisch erfährt die Auflage dann keine Temperaturänderung mehr und dehnt sich dementsprechend auch nicht mehr aus. Damit wird allerdings die Ausdehnung des Ringes lokal behindert. Im Fall des gleichzeitigen Erwärmens verstärkt die Auflage aber die lokale Ausdehnung des Ringes.

Das zeitabhängige Verhalten der Änderung der Rundheitsabweichungen über den Untersuchungszeitraum (Bild 7.4) könnte auch über die Reibungseinflüsse erklärt werden. Da auch die verwendeten Auflagen durch die mehrfache Verwendung aufgrund der zyklischen thermischen Belastung während der Wärmebehandlung Formänderungen erfahren, kann es zu zeitlich wechselnden Reibungsverhältnissen an den Kontaktflächen zwischen Auflage und Ring über dem Versuchszeitraum gekommen sein. Im Fall der Auflage "Linie" ist ein Durchbiegen der verwendeten Stäbe zu erwarten. Zu Beginn ist von einer "idealen" Form der Auflage (Bild 7.7b) auszugehen. Durch das Durchbiegen erfolgt die Auflage der Ringe später eher bevorzugt an zwei Punkten je Auflage (Bild 7.7c). Bei diesen Verhältnissen scheint die beobachtete, bevorzugte Formänderung quer zur Auflagerichtung durchaus im Bereich des Möglichen zu liegen.

Im Untersuchungsabschnitt "Einflussgrößen aus der Prozesskette" ist bezüglich der Änderung der Lage- und Formabweichungen beider Stirnflächen (Bild 5.11 bis Bild 5.13) ein gleichbleibendes Verzugsverhalten mit eindeutigen Vorzugsrichtungen festzuhalten. Dieses systematische Verhalten kann dabei auf keine untersuchte Einflussgröße aus den Untersuchungen zurückgeführt werden. Somit verbleiben zwei mögliche Erklärungen: Zum einen könnte ein systematischer Fehler bei der Koordinatenmessung zu diesen Ergebnissen führen. Allerdings hätten dann auch die anderen Verzugskenngrößen ein ähnliches Verzugsverhalten aufweisen müssen. Zum anderen könnte ein nicht erkanntes Verzugspotenzial aus der vorherigen Prozesskette in den Ringen vorhanden und / oder eine in diesem Sinne fehlerhafte Wärmebehandlung die Ursache für dieses Verzugsverhalten sein. Auch hierfür können keine eindeutigen Indizien aus den Versuchsergebnissen und den Dokumentation der Versuchsdurchführung abgeleitet werden.



Bild 7.7:

Änderung der Kontaktfläche zwischen Auflage und Ring aufgrund von Formänderungen der Auflage "Linie" a) Draufsicht; b) "ideale" Auflage; c) verformte Auflage

## 7.2.5 Einfluss der Temperaturverteilung auf die Maß- und Formänderungen

Bei den in dieser Arbeit untersuchten dünnwandigen Ringen ist davon auszugehen, dass die sicherlich vorhandenen, ungleichmäßigen Temperaturfelder im Ring während der gesamten Wärmebehandlung nicht die Größenordnung erreichen, um direkt plastische Deformation auszulösen. Um während der Wärmebehandlung deutliche Rundheitsabweichungen aufgrund hoher thermischer Gradienten zu ermöglichen, müssen die lokalen Wärmeübergänge in Umfangsrichtung gezielt variiert werden. Der Effekt einer ungleichmäßigen Erwärmung auf die Formänderung von Wälzlageringen aus 100Cr6 mit ähnlichen Abmessungen (ø<sub>a</sub>140 mm x ø<sub>i</sub>126 mm x 33 mm) wurde in einer eigenen Arbeit [Surm, 2006] untersucht. Signifikante Rundheitsabweichungen konnten ab einer Temperaturdifferenz von ca. 100 ℃ beobachtet werden. Wird der lokale Wärmeübergang weiter erhöht, kann der Verzug infolge einer ungleichmäßigen Erwärmung nochmals deutlich gesteigert werden.

Als mögliche Verzugsmechanismen kommen in erster Linie die Wärmespannungen infolge des inhomogenen Temperaturfeldes in Betracht. Große Einflüsse auf den Verzug werden auch während der Umwandlungsvorgänge erwartet. Hier können die auftretenden Umwandlungsspannungen durch die unterschiedlichen spezifischen Volumina der beteiligten Phasen Ferrit und Austenit Einfluss auf die Entwicklung der Rundheitsabweichungen nehmen. Zudem kann ein Anteil des Verzuges auf den Effekten der Umwandlungsplastizität beruhen. Die entsprechenden Untersuchungen liegen auch für den Bereich der Abschreckung [Schüttenberg, 2005] vor. Hier erfolgt das gezielt lokale Aufprägen von Wärmeübergängen durch den Einsatz des auch in dieser Arbeit verwendeten flexiblen Gasdüsenfeldes.

Generell besteht bei Bauteilen mit größeren Abmessungen und / oder der Verwendung von Werkstoffen mit geringer Wärmeleitfähigkeit aber die Gefahr, dass zu große Ungleichmäßigkeiten im Temperaturfeld während der Wärmebehandlung Verzug auslösen. Deshalb ist z. B. bei Werkzeugstählen zwingend erforderlich, ein mehrstufiges Erwärmen mit bis zu vier Vorwärmstufen [Kohtz, 1994] durchzuführen. Demnach ist nicht zu erwarten, dass ein Vorwärmen der untersuchten dünnwandigen Ringe einen signifikanten Einfluss auf die Maßund Formänderungen ausübt.

Falls der Ring in einen vorgewärmten Ofen auf eine temperierte Chargierhilfe gelegt wird, kann an den entsprechenden Kontaktflächen eine schnelle lokale Erwärmung erfolgen. Die

resultierende inhomogene Temperaturverteilung kann prinzipiell zu Verzug führen, wenn die lokale Fließgrenze überschritten wird. Die größte Temperaturdifferenz ist dann direkt nach dem Auflegen des Ringes zu verzeichnen. Zu diesem Zeitpunkt ist die mittlere Ringtemperatur noch nicht sehr hoch, womit der Werkstoff noch eine relativ hohe Festigkeit besitzt. Im weiteren Verlauf sinkt zwar die Fließgrenze mit zunehmender Temperatur, die Inhomogenität der Temperaturverteilung wird durch die Wärmeleitung und die Erwärmung über die restlichen Oberflächen ausgeglichen, so dass das Verzugspotenzial dieses Effektes während der Erwärmung stetig sinken sollte.

# 8 Berücksichtigung von Fertigungseigenspannungen in der Wärmebehandlungssimulation

Die Erkenntnisse aus den experimentellen Untersuchungen werden in einem zweiten Untersuchungsabschnitt mit Hilfe von Simulationsrechnungen unterstützend analysiert. Die Darstellung der orts- und zeitaufgelösten Vorgänge während der Wärmebehandlung, die in den experimentellen Untersuchungen gar nicht oder nur mit erheblichen Aufwand zugänglich sind, sollen weitere Schlussfolgerungen für die Identifikation der verzugsbestimmenden Einflussgrößen beim Austenitisieren eröffnen. Die Arbeiten beschränken sich dabei auf die Analyse des Einflusses der Fertigungseigenspannungen auf die Entwicklung der Rundheitsabweichungen bei der Erwärmung bei der Wärmebehandlung. Im Bereich der Wärmebehandlungssimulation werden die Fertigungseigenspannungen bisher in der Regel nicht berücksichtigt. Notwendig wären hier Simulationen im Bereich der gesamten Prozesskette, um eine Übergabe des Eigenspannungszustandes vor der Wärmebehandlung zu ermöglichen. Zudem müsste auch der Verformungszustand übergeben werden, um so Rekristallisationsvorgänge mit berücksichtigen zu können. Derzeit ist aber die Simulation der Weichbearbeitung eines gesamten Bauteiles noch nicht soweit fortgeschritten.

Deshalb wurde zunächst eine Methode erarbeitet, die den nach der Weichbearbeitung der Ringe vorliegenden Eigenspannungszustand in das Simulationsmodell für die Wärmebehandlung überträgt. Diese Methode basiert auf der Grundidee, lokal plastische Deformationen entsprechend einer vorgegebenen Lastverteilung auszulösen, die nach der Entlastung zum gewünschten Eigenspannungszustand führen. Die Lasten werden dabei über die Angabe von thermischen Dehnungen in das Simulationsmodell eingebracht. Diese Methode kann somit als eigenständiger Simulationsschritt vor der eigentlichen Wärmbehandlungssimulation verstanden werden. Die prinzipielle Idee dieser Methode soll zunächst in vereinfachter Form an einem Modell (Bild 8.1) erläutert werden, das aus drei Schalen aufgebaut ist: einem Kernbereich sowie den beiden Randzonen I und II. Während der Belastung wird die Randzone I gestreckt bzw. die Randzone II gestaucht, wobei im Bereich des Kerns keine Lasten aufgeprägt werden. Wenn die einzelnen Werkstoffbereiche verbunden sind, bilden sich Spannungen aus. Entsprechend der jeweiligen Dehnungsbehinderung werden bei Belastung in Randzone I Druck- bzw. in Randzone II Zugeigenspannungen vorliegen. Die Dehnungen werden dabei in einem solchen Maß kontinuierlich erhöht, dass in den Randzonen die Fließgrenzen überschritten und somit plastische Deformationen eingebracht werden. Zu Beginn der eigentlichen Wärmebehandlungssimulation sollen aber keine äußeren Lasten anliegen. Deshalb werden die beiden Randzonen in der nachfolgenden Phase wieder vollständig entlastet. Aufgrund der plastischen Deformationen verbleiben im Modell entsprechende Eigenspannungen zurück. Nach der Entlastung wird dabei ein Eigenspannungszustand angestrebt, bei dem in Randzone I Zug- und in Randzone II Druckspannungen vorliegen. Somit kann mit einem relativ einfachen Modell der charakteristische Eigenspannungsverlauf nach der Weichbearbeitung in radialer Richtung des Ringes (Bild 2.19) abgebildet werden.

Für die Realisierung der Eigenspannungsverteilung in Umfangsrichtung stehen verschiedene Möglichkeiten zur Verfügung. Zum einen können die Dehnungen durch einfache trigonometrische Funktionen in das Modell eingebracht werden. Eine andere Variante stellt die Berücksichtung der Spannkräfte bei der Verwendung der entsprechenden Spanntechniken dar. Dieser Fall wurde für die Variante Segmentbacken (Einspannung innen) und Dreibackenfutter (außen) untersucht. Weitere Details der Simulationsrechnungen werden in den folgenden Kapiteln vorgestellt.





# 8.1 Simulationsprogramm

Die Simulationsrechnungen wurden mit der kommerziellen Software Sysweld®, ESI Gruppe, durchgeführt. Die Simulation eines Wärmebehandlungsprozesses wird dabei in zwei getrennten Schritten durchgeführt. Zunächst wird die thermische Entwicklung berechnet, wobei in diesem Schritt auch die mit der Temperatur gekoppelten metallurgischen Vorgänge berücksichtigt werden. Die thermische und metallurgische Historie wird dann als Randbedingung für die nachfolgende mechanische Berechnung verwendet. Eine Rückkopplung der mechanischen Ergebnisse auf die thermisch-metallurgische Rechnung findet in der Standardanwendung nicht statt, kann aber mit der Software prinzipiell umgesetzt werden.

# 8.2 Geometrie- und Netzerstellung

Unter der Geometrieerzeugung wird die Abbildung der entsprechenden Bauteilgeometrie mit Finiten Elementen verstanden. Die Wahl der Elemente bezüglich der Dimension (zweidimensional bzw. räumlich) sowie des Typs (Dreiecke, Parallelogramme oder Vierecke bzw. Tetraeder-, Quader- oder Prismaelemente) und der Größe sind an numerische Bedingungen geknüpft, die vom vorliegenden Anwendungsfall bestimmt werden. Im hier betrachteten Fall wird der in den experimentellen Untersuchungen verwendete Wälzlagerring mit den Abmessungen  $r_a = 72,5$  mm;  $r_i = 66,5$  mm; h = 26 mm untersucht. Bei der Netzerstellung ist zu berücksichtigen, dass sich nach der Weichbearbeitung die charakteristischen Eigenspannungsverläufe in radialer Richtung auf einen Abstand von der Oberfläche von ca. 250 bis 300 µm beschränken. In dieser Zone liegen direkt an der Oberfläche hohe tangentiale Zugeigenspannungen vor, die mit einem steilen Gradienten in ein Druckeigenspannungsmaximum übergehen. Zudem wird der Eigenspannungsverlauf in tangentialer Richtung stark vom verwendeten Einspannmittel beeinflusst. Die ungleichmäßige Eigenspannungsverteilung in dieser Randzone muss durch eine geeignete Wahl der Elementform und -größe abgebildet werden. Im größten Teil des Ringguerschnitts liegt allerdings ein nahezu spannungsfreier Eigenspannungszustand vor, so dass hier Elemente mit deutlich größeren Abmessungen gewählt werden können. Abhängig von der jeweiligen Simulationsaufgabe wurden deshalb verschiedene Geometriemodelle mit unterschiedlichen Netzeinteilungen verwendet. Dabei muss zusätzlich noch zwischen zwei- sowie dreidimensionalen Rechnungen unterschieden werden. Die durchgeführten dreidimensionalen Simulationen dienten einerseits der Überprüfung des benutzerdefinierten Modells zum Einbringen der Eigenspannungen sowie der Untersuchung der Wirkung verschiedener Eigenspannungsverteilungen auf den Verzug. Durch die Netzverfeinerung der Randzonen der inneren und äußeren Mantelfläche ist eine hohe Element- und Knotenanzahl notwendig. Bei der Berücksichtigung eines 1/4 Ringabschnittes wurden 115.440 Elemente und 101.325 Knoten benötigt (Bild 8.2).



Bild 8.2: Koordinatensysteme und Netzeinteilungen bei den durchgeführten räumlichen Rechnungen

Um den Einfluss der ungleichmäßigen Eigenspannungsverteilung in tangentialer Richtung auf die Rundheitsabweichungen zu untersuchen, wurde in einem zweidimensionalen Modell angenommen, dass die Dehnungen in z-Richtung  $\varepsilon_z$  über die gesamte Schnittfläche konstant sind. Somit konnte im Vergleich zu den dreidimensionalen Rechnungen das Modell (5.640 Elemente, 4.880 Knoten) verkleinert (Bild 8.3) und somit die Rechenzeit deutlich verkürzt werden. Aufgrund der symmetrischen Einspannbedingungen bei der Verwendung der Einspannmittel Dreibackenfutter und Segmentbacken wurde nur 1/6 des Ringes in diesem Modell abgebildet.

Abhängig von der eingesetzten Spanntechnik liegen neben den charakteristischen Eigenspannungsverteilungen auch entsprechende Rundheitsabweichungen nach der Weichbearbeitung vor, die bei der Geometrieerstellung mit berücksichtigt werden müssen. Als Grundlage hierfür wurden die mittleren Dreieckigkeiten aus den Koordinatenmessungen nach der Weichbearbeitung herangezogen. Für die untersuchte Variante Segmentbacken (Einspannung innen) und Dreibackenfutter (außen) ergeben sich dabei für die beiden Mantelfläche Dreieckigkeiten von 105  $\mu$ m (innen) bzw. 202  $\mu$ m (außen). Weitere Erscheinungsformen der Rundheitsabweichungen (Ovalität, Sechseckigkeit) wurden bei der Geometrieerstellung nicht berücksichtigt.



Bild 8.3: Koordinatensysteme und Netzeinteilungen bei den durchgeführten zweidimensionalen Rechnungen

# 8.3 Einbringen der Eigenspannungen

Das eigentliche Einbringen der Eigenspannungen erfolgt in der mechanischen Rechnung. Bei Verwendung der Software Sysweld® müssen allerdings in der thermischen Rechnung einige Voraussetzungen geschaffen werden, um die Methode erfolgreich durchzuführen. Dies hat folgende Gründe: Bei der Eingabe der Werkstoffkennwerte über sogenannte Simplified Fortran Routinen stehen in der mechanischen Rechnung als Variablen nur die Temperatur und benutzerdefinierte Größen, die in der thermischen Rechnung definiert werden müssen, zur Verfügung. Die für die Methode erforderliche zeitliche Änderung der Lasten wird in dieser Arbeit über den Umweg der Temperaturentwicklung realisiert. In den benutzerdefinierten Größen werden aus der thermischen Rechnung die jeweiligen Koordinaten der Knoten übertragen, um die Ortsabhängigkeit in der Lastverteilung zu gewährleisten.

Der Temperaturbereich für das Einbringen der Eigenspannungen kann vom Benutzer beliebig gewählt werden. In dieser Arbeit wurde die Methode im Temperaturbereich von 0 bis 20 °C realisiert. Die Änderung der Temperatur erfolgte in zwei Abschnitten linear (Bild 8.4) durch eine direkte Vorgabe der Temperatur auf die Knoten.



Bild 8.4: Zeit-Temperatur-Verlauf während des Einbringens der Eigenspannungen

In den mechanischen Simulationsschritten werden die Abläufe bei der Verfestigung mit dem kinematischen Modell beschrieben. Es werden keine visko-plastischen Effekte berücksichtigt, so dass plastische Deformationen nur bei Erreichen der Fließfläche auftreten können. Bei der Verwendung der Software Sysweld® bietet es sich an, die plastischen Deformationen über eine definierte Verteilung der thermischen Dehnungen zu induzieren, da diese in der mechanischen Rechnung richtungs- und temperaturabhängig angegeben werden können. Die zusätzlich notwendige Ortsabhängigkeit der thermischen Dehnungen kann über benutzerdefinierte Variablen in das Modell eingebunden werden.

Im Gegensatz zu dem in der Einleitung dieses Kapitels eingeführten Schalenmodell (Bild 8.1) werden die thermischen Dehnungen nicht in Abhängigkeit von definierten Schalen stufenweise variiert. Entsprechend der grundsätzlichen Vorstellungen zur Entstehung der Eigenspannungen bei der Zerspanung setzt sich die resultierende Last aus einem thermischen sowie einem mechanischen Anteil zusammen, die jeweils durch eine exponentielle Funktion dargestellt werden. Die resultierende Last, in diesem Fall die thermische Dehnung in tangentialer Richtung  $\epsilon_{th,\eta}$  ( $\xi$ ), setzt sich somit aus der Addition dieser beiden exponentiellen Funktionen zusammen (Gleichung 13). In die anderen beiden Richtung  $\epsilon_{th,\xi}$  bzw.  $\epsilon_{th,z}$  verbleiben die entsprechenden thermischen Dehnungen bei Null.

tangentiale Richtung: 
$$\varepsilon_{th,\eta}(\xi) = \varepsilon_{th,\eta,1} \cdot e^{-\Delta r \cdot p_{\eta,1}} + \varepsilon_{th,\eta,2} \cdot e^{-\Delta r \cdot p_{\eta,2}}$$
 (13)

radiale Richtung: 
$$\epsilon_{th,\xi}(\xi) = 0$$
 (14)

axiale Richtung: 
$$\varepsilon_{th,z}(\xi) = 0$$
 (15)

Die Parameter in Gleichung 13 wurden dabei so gewählt, dass sich die Verteilung der thermischen Dehnungen dem Verlauf der Eigenspannung im weichbearbeiteten Zustand in Abhängigkeit vom Abstand zur Oberfläche sehr ähnelt (Bild 8.5).



Bild 8.5: Prinzipielle Verteilung der thermischen Dehnung in Umfangsrichtung in Abhängigkeit vom Radius (Bereich der äußeren Mantelfläche)

Das Modell ermöglicht zudem die Angabe unterschiedlicher Verteilungen für die innere und äußere Mantelfläche des Ringes. Hierfür müssen die Parameter in Gleichung 16 in Abhängigkeit zum mittleren Radius r<sub>m</sub> des Ringes verändert werden:

$$r < r_m$$
:  $\Delta r = r_i - r$  and  $r > r_m$ :  $\Delta r = r - r_a$  (16)

Zur vollständigen Beschreibung des Eigenspannungszustandes der Ringe nach der Weichbearbeitung reicht eine alleinige Beschreibung der Eigenspannungsverteilung in radialer Richtung allerdings nicht aus. In Abhängigkeit von der verwendeten Spanntechnik bilden sich auch ungleichmäßige Tangentialeigenspannungen in Umfangsrichtung aus, die als wesentlicher Grund für die auftretenden Änderungen der Rundheitsabweichungen infolge der Wärmebehandlung angesehen werden. In dieser Arbeit wurde diese ungleichmäßige Eigenspannungsverteilung in tangentialer Richtung auf zwei unterschiedlichen Wegen in das Simulationsmodell eingebracht. Bei der ersten Variante wird dabei ausgenutzt, dass in der Software Sysweld® die thermischen Dehnungen in Richtung der Koordinatenachsen angegeben werden und nicht, wie oben beschrieben, in tangentialer oder radialer Richtung. Somit setzen sich die einzelnen Summanden der Gleichung 17 aus dem Betrag der Summe der thermischen Dehnungen in x- und y-Richtung unter Berücksichtigung der trigonometrischen Verhältnisse zusammen:

$$\varepsilon_{\text{th},\eta,i}(\phi) = \sqrt{\left(\varepsilon_{\text{th},x,i} \cdot \sin\left(\phi\right)\right)^{2} + \left(\varepsilon_{\text{th},y,i} \cdot \cos\left(\phi\right)\right)^{2}}$$
(17)

Bei der Angabe unterschiedlicher Werte für die Parameter  $\varepsilon_{th,x,i}$  bzw.  $\varepsilon_{th,y,i}$  ergeben sich unweigerlich ungleichmäßige thermische Dehnungen in tangentialer Richtung. Somit können relativ leicht Eigenspannungsverteilungen zweiter Ordnung in das Simulationsmodell eingebracht werden. Die Vorgabe beliebiger Verteilungen gestaltet sich mit dieser Methode allerdings schwierig, da in Gleichung 17 nur die Möglichkeit besteht, die Parameter  $\varepsilon_{th,x,i}$  bzw.  $\varepsilon_{th,y,i}$  in Abhängigkeit vom Umfangswinkel zu modifizieren.

Im Unterschied zur ersten Methode erfolgt das Einbringen der ungleichmäßigen Eigenspannungsverteilung in Umfangsrichtung bei der zweiten Methode nicht über die Modifikation der thermischen Dehnungen in Umfangsrichtung sondern durch die Berücksichtigung der ungleichmäßigen elastischen Dehnungen aufgrund der eingesetzten Spanntechnik (Bild 8.6). Somit ist auch das Einstellen beliebiger Eigenspannungszustände über die beliebige Variation der Spannkraftverteilung in Umfangsrichtung realisierbar.

Ausgangspunkt ist in diesem Fall wiederum das Geometriemodell des Ringes ohne Fertigungseigenspannungen. Eventuelle Rundheitsabweichungen aufgrund des unterschiedlichen Materialabtrags bei der Weichbearbeitung müssen in diesem Geometriemodell schon berücksichtigt sein. Entsprechend der Vorgehensweise bei der Weichbearbeitung werden die Ringe zunächst über die äußere Mantelfläche mit einem Dreibackenfutter eingespannt. In der Simulation wird dabei nicht der eigentliche Spannvorgang betrachtet sondern die elastischen Dehnungen beim Spannen bei der Bearbeitung der Ringe durch das Einleiten von Spannkräften (Bild 8.7) berücksichtigt. Die Spannkräfte werden dabei aus einer Simulation der Einspannverhältnisse bei der Weichbearbeitung der Ringe [Sölter, 2010] in das vorliegende Modell importiert. Über den gesamten Bereich wird dabei eine konstante Kraft angelegt, die in diesem Fall in Richtung der negativen x-Achse weist. Es folgt nun das eigentliche Einbringen der Eigenspannungen in die Randzone der inneren Mantelfläche mit dem oben vorgestellten Modell. Nach diesem Schritt erfolgt das Ausspannen des Ringes durch die Wegnahme der Spannkräfte.





Das Einbringen der Eigenspannungen in die äußere Randzone des Ringmodells erfolgt in der gleichen Folge: In der Simulation werden über die innere Mantelfläche die entsprechenden Spannkräfte bei der Verwendung von Segmentbacken (Bild 8.8) eingeleitet. Im Gegensatz zum Dreibackenfutter verteilen sich die Spannkräfte nahezu über die gesamte innere Mantelfläche. Sie weisen dabei aber ausschließlich in Richtung  $\varphi = 60^{\circ}$ . Danach erfolgt das Einbringen der Eigenspannungen mit dem benutzerdefinierten Modell. Nach Abschluss dieses Schrittes werden die Spannkräfte wieder auf Null gesetzt und der resultierende Eigenspannungszustand im Ringmodell kann mit den experimentellen Ergebnissen verglichen werden.



Bild 8.7: Verwendetes Spannmittel (Dreibackenfutter) und der entsprechenden Berücksichtigung der Spannkräfte in der Simulation beim Einbringen der Eigenspannungen in die Randzone der inneren Mantelfläche



Bild 8.8: Verwendetes Spannmittel (Spannbacken) und der entsprechenden Berücksichtigung der Spannkräfte in der Simulation beim Einbringen der Eigenspannungen in die Randzone der äußeren Mantelfläche

Sprunghafte Änderungen von inneren oder äußeren Lasten können bei einer Simulationsrechnung zu numerischen Problemen führen. Deshalb wurden sowohl die Spannkräfte (Bild 8.9) als auch die thermischen Dehnungen kontinuierlich verändert. In Bezug auf die thermische Dehnung wurde hierfür ein normierter Faktor  $F_{\varepsilon}$  (Bild 8.10) eingeführt. Die zeitliche Entwicklung dieser beiden Größen wird über den Umweg der Temperaturentwicklung (siehe Kapitel 8.3) in die mechanische Rechnung eingebunden. Die Änderung erfolgt entsprechend der beiden Phasen während der Weichbearbeitung des Ringes abschnittsweise linear. Zunächst werden immer die Spannkräfte über die entsprechenden Oberflächenknoten eingeleitet. Während der zeitlichen Änderung der thermischen Dehnungen in Form eines Dreiecksignals verbleiben die Spannkräfte auf ihrem maximalen Wert. Erst nach Abschluss des Einbringens der Eigenspannungen wird das Modell auch in Bezug auf die Spannkräfte entlastet.





.9: Entwicklung der Spannkraft während des Einbringens der Eigenspannungen





#### 8.4 Erwärmen

Die eigentliche Simulation des Erwärmens erfolgte im Temperaturbereich von 20 bis 730 °C, da bis zu dieser Temperatur der größte Teil der Spannungen abgebaut sein sollte [Vöhringer, 1982]. Basierend auf den experimentell bestimmten Zeit-Temperatur-Verlauf bei der Erwärmung eines Ringes in dem verwendeten Mehrzweckglockenofen, Typ SOLO, soll die Temperaturentwicklung in der thermischen Rechnung möglichst realitätsnah berechnet werden. Die gemessene Ofen- und Ringtemperatur ist in Bild 8.11 dokumentiert. In der Simulation wurde eine über die gesamte Oberfläche gleichmäßige Erwärmung angenommen. Die gute Übereinstimmung der berechneten Ringtemperatur mit den experimentellen Werten wurde mittels einer Anpassung des Wärmeübergangskoeffizienten erzielt.



Bild 8.11: Experimentell bestimmte Ofen- und Ringtemperatur verglichen mit der berechneten Ringtemperatur

## 8.5 Werkstoffdaten

Für die Wärmebehandlungssimulation ist die Eingabe von Werkstoffkennwerten zwingend erforderlich. In der Regel müssen die Daten sowohl temperatur- als auch phasenabhängig vorliegen. Da in den Simulationen nur die Entwicklung bis zu einer Temperatur von ca. 730 °C betrachtet worden sind, müssen die temperaturabhängigen Werte nur für den GKZ geglühten Zustand angegeben werden, da bei dem verwendeten Werkstoff 100Cr6 bis zu dieser Temperatur mit keiner Austenitbildung zu rechnen ist. Tabelle 8.1 gibt eine Übersicht über die verwendeten Werkstoffkennwerte in der thermischen und mechanischen Rechnung.

Kennwert		<b>℃</b> 0	200 ℃	400 ℃	℃ 000	℃ 008
Wärmeleitfähigkeit	[W/mK]	43,8	41,0	35,8	29,5	23,4
spezifische Wärmekapazität	[kJ/kgK]	466,6	529,7	612,6	752,6	986,7
Dichte	[kg/m <sup>3</sup> ]	7,850	7,793	7,725	7,648	7,607
thermische Dehnung	[%]	-0,02	0,18	0,47	0,79	1,14
E-Modul	[MPa]	214.215	202.000	186.000	166.000	142.000
Querkontraktionszahl	[-]	0,283	0,291	0,299	0,307	0,315
Streckgrenze	[MPa]	403	274	179	99	28

Tabelle 8 1 <sup>.</sup>	Verschiedene k	Kennwerte des	Werkstoffes	100Cr6 im	GKZ geglühter	7ustand
	Verschliedene i	Verinimente des	<b>WEINSIUNES</b>	100010 111	unz gegiunter	Lusianu

Die Beschreibung des plastischen Verhaltens im entsprechenden Temperaturbereich erfolgt mit Hilfe von Spannungs-Dehnungs-Diagrammen (Bild 8.12). Alle Versuche wurden mit einer Dehnrate von 10<sup>-5</sup> s<sup>-1</sup> durchgeführt. In diesem Fall ist die Spannung über die plastische Dehnung aufgetragen. Im unteren Temperaturbereich kann bis zu einer Temperatur von ca. 400 °C Lüdersdehnung beobachtet werden. Mit weiter steigender Temperatur nähert sich die Verfestigungskurve einem ideal plastischen Dehnungsverhalten an.



Bild 8.12: Temperaturabhängige Verfestigung des Werkstoffes 100Cr6 im GKZ geglühten Zustand

Dieser Datensatz wurde im Rahmen der Arbeiten des Teilprojektes "Stoffwertebestimmung" im SFB570 erarbeitet, wobei die Daten überwiegend aus eigenen unveröffentlichten Messungen stammen. Diese wurden durch Angaben aus der Literatur ergänzt. Bei sämtlichen Kennwerten erfolgt die Berechnung der Daten zwischen den angegebenen Temperaturen mittels linearer Interpolation.

An dieser Stelle ist es zudem wichtig darauf hinzuweisen, dass die zum Einbringen der Eigenspannungen verwendeten thermischen Dehnungen nicht mit dem Werten in Tabelle 8.1 übereinstimmen, sondern entsprechend des gewünschten Eigenspannungsverlaufs frei gewählt werden.

# 9 Ergebnisse der Simulationsrechnungen

# 9.1 Einfluss ungleichmäßiger Spannungszustände auf die Rundheitsabweichungen

### 9.1.1 Entwicklung der Spannungen beim Erwärmen

Die Analyse des Einflusses einer ungleichmäßigen Verteilung der Eigenspannungen auf die Rundheitsabweichung beim Erwärmen wird an vier unterschiedlichen Varianten durchgeführt, die sich in ihrem Grad der Ungleichmäßigkeit unterscheiden. In diesen grundlegenden Simulationen werden die Eigenspannungszustände in Umfangsrichtung frei gewählt und nicht an gemessene Verteilungen angepasst. Der charakteristische Eigenspannungsverlauf in Abhängigkeit vom Abstand zur Oberfläche wird allerdings beibehalten. Zudem wird ein ungleichmäßiger Abtrag aufgrund der elastischen Spannungen bei der Einspannung der Ringe nicht berücksichtigt. Zu Beginn der Simulation liegt somit ein ideal runder Ring vor.

In Variante A wird auf der inneren und äußeren Mantelfläche die gleiche ungleichmäßige Eigenspannungsverteilung in Umfangsrichtung eingebracht (Bild 9.1a; 20 °C). In radialer Richtung ergibt sich daraus aber eine symmetrische Verteilung der Tangentialeigenspannungen (Bild 9.1b).

Der Eigenspannungszustand in Variante B ist dagegen in erster Linie durch eine asymmetrische Verteilung (Bild 9.2b) in Bezug auf den mittleren Radius gekennzeichnet, da auf der inneren Mantelfläche keine Spannungen eingebracht wurden. Die Vorgabe einer konstanten Spannung in Umfangsrichtung konnte dabei nicht vollständig erreicht werden (Bild 9.2a).

Eine Kombination der ersten beiden Spannungszustände wurde in Variante C betrachtet. Hier liegen sowohl in Umfangsrichtung (Bild 9.3a) wie auch in Abhängigkeit vom Radius (Bild 9.3b) ungleichmäßige Spannungen vor.

Die größte Inhomogenität im Eigenspannungszustand ist in Variante D vorzufinden, was durch das Einbringen von gegenläufigen Spannungsverteilungen auf der inneren und äußeren Mantelfläche (Bild 9.4a) realisiert wurde. In diesem Fall ergeben sich für die Verteilung in Abhängigkeit vom Radius (Bild 9.4b) die größten Biegespannungen über den Ringquerschnitt.

In den entsprechenden Diagrammen ist zusätzlich noch die Entwicklung der Spannungszustände beim Erwärmen für ausgewählte Temperaturen (250; 500; 730 °C) aufgenommen worden. Dabei scheint der Grad der Ungleichmäßigkeit der Eigenspannungszustände bei 20 °C den Abbau der Spannungen nicht wesentlich zu beeinflussen. Mit ansteigender Temperatur kann in allen Fällen eine kontinuierliche Abnahme der mittleren Spannungen verbunden mit einem gleichzeitigen Abbau der Ungleichmäßigkeiten in den jeweiligen Zuständen beobachtet werden, wobei die eigentliche Art der Verteilung in Umfangsrichtung wie auch in radialer Richtung erhalten bleibt. Vergleichweise stark werden dabei die Zugeigenspannungen direkt an der Oberfläche abgebaut. Kurz vor Beginn der Umwandlung (730 °C) ist allerdings noch kein vollständig ausgeglichener Spannungszustand bei allen vier Varianten erreicht.



a) in Abhängigkeit vom Umfangswinkel

b) in Abhängigkeit vom Radius



Entwicklung des Spannungszustandes der Variante A in Abhängigkeit vom Umfangswinkel bzw. vom Radius (bei  $\varphi = 0^{\circ}$ )















Bild 9.4: Entwicklung des Spannungszustandes der Variante D in Abhängigkeit vom Umfangswinkel bzw. vom Radius (bei  $\varphi = 0^{\circ}$ )

### 9.1.2 Entwicklung der Rundheitsabweichungen beim Erwärmen

Nach dem Einbringen der Eigenspannungszustände ergeben sich unterschiedliche Rundheitsabweichungen in Abhängigkeit der vier Varianten (Tabelle 9.1). Trotz der ungleichmäßigen Eigenspannungsverteilung in Umfangsrichtung in Variante A bzw. in Abhängigkeit vom Radius in Variante B sind nahezu keine Rundheitsabweichungen in diesen Zuständen zu beobachten. Mit entsprechend steigender Inhomogenität in den Eigenspannungszuständen der Varianten C bzw. D ergeben sich Rundheitsabweichungen in unterschiedlicher Ausprägung. In diesem Zusammenhang fällt allerdings auf, dass in jeder Variante identische Rundheitsabweichungen für die beiden Mantelflächen berechnet werden.

	Rundheitsabweichung [µm]			
Variante	Mantelfläche innen	Mantelfläche außen		
Α	1	1		
В	1	1		
С	31	31		
D	106	106		

Tabelle 9.1:Resultierende Rundheitsabweichungen nach dem Einbringen der vier<br/>unterschiedlichen Eigenspannungszustände

Auch beim Erwärmen bis ca. 730 °C weisen die Rundheitsabweichungen der beiden Mantelflächen keine Unterschiede auf, so dass in Bild 9.5 nur die Rundheitsabweichungen der äußeren Mantelfläche dokumentiert sind. In den Varianten A und B treten über den gesamten betrachteten Temperaturbereich nahezu keine Rundheitsabweichungen auf. In den anderen beiden Varianten ist dagegen eine kontinuierliche Abnahme der Rundheitsabweichungen mit ansteigender Temperatur festzustellen. In einem Temperaturbereich zwischen 400 und 600 °C ist dieser Rückgang dabei deutlich stärker. Am Ende der Wärmebehandlungssimulation (ca. 730 °C) treten nahezu keine Rundheitsabweichungen bei allen Varianten auf, womit wieder der Zustand wie vor dem Einbringen der Eigenspannungen vorliegt.



Bild 9.5: Entwicklung der Rundheitsabweichungen beim Erwärmen bei ungleichmäßiger Verteilung der Fertigungseigenspannungen

# 9.2 Verzug beim Erwärmen durch Fertigungseigenspannungen– Verwendung der Spanntechnik Dreibackenfutter / Segmentbacken bei der Weichbearbeitung

Während die im vorherigen Kapitel vorgestellten grundsätzlichen Untersuchungen auf frei gewählten ungleichmäßigen Eigenspannungsverteilungen basieren, wird in diesem Abschnitt der Ausgangzustand vor dem Erwärmen der Ringe, die bei der Weichbearbeitung mit der Spanntechnik Dreibackenfutter / Segmentbacken eingespannt wurden, mit berücksichtigt. Das bezieht sich in erster Linie auf zwei wichtige experimentelle Ergebnisse:

- Es bildet sich eine charakteristische ungleichmäßige Eigenspannungsverteilung aus, die insbesondere durch eine hohe Amplitude in der dritten Ordnung der Tangentialeigenspannung in Umfangsrichtung gekennzeichnet ist.
- Auch in der Geometrie zeigt sich eine ausgeprägte Dreieckigkeit im Rundheitsschrieb, der in erster Linie auf den unterschiedlichen Materialabtrag bei der Weichbearbeitung zurückgeführt wird.

Beide Effekte können dabei unmittelbar auf die eingesetzte Spanntechnik zurückgeführt werden. Um diesen Einfluss mit zu berücksichtigen, wurde die Methode zum Einbringen der Eigenspannungen erweitert, so dass die Rundheitsabweichungen aufgrund des unterschiedlichen Materialabtrages [Sölter, 2010] und der Einfluss der elastischen Spannungen auf die Tangentialeigenspannungen in Umfangsrichtung mit in die Simulationsrechnungen einfließen konnten (Bild 8.6).

Zunächst wird daher die Entwicklung der Spannungen beim Einbringen der Eigenspannungen in das Simulationsmodell vorgestellt. Anhand eines Vergleiches mit den zum Zeitpunkt der Simulationsrechnungen vorliegenden röntgenographischen Eigenspannungsmessungen wird die Güte der vorgestellten Methode demonstriert. Der Schwerpunkt liegt dabei auf dem Vergleich der Eigenspannungen in tangentialer Richtung in Abhängigkeit vom Radius sowie vom Umfangswinkel. Aus der eigentlichen Wärmebehandlungssimulation werden Ergebnisse bezüglich der Entwicklung des Eigenspannungszustandes sowie der Rundheitsabweichungen beim Erwärmen auf eine Temperatur kurz unterhalb der Umwandlungstemperatur dargestellt.

# 9.2.1 Vergleich der berechneten Eigenspannungszustände mit röntgenographischen Messungen

Entsprechend der Fertigungsreihenfolge bei der Weichbearbeitung sind in den folgenden Bildern die berechneten Spannungen in tangentialer Richtung in Abhängigkeit vom Umfangswinkel bzw. vom Radius dokumentiert. Zur besseren Orientierung wurden in die jeweiligen Diagramme die Bereiche der jeweils angelegten Spannkräfte mit aufgenommen. Zudem sind die Sollradien der beiden Mantelflächen gekennzeichnet, da der im Geometriemodell berücksichtigte ungleichmäßige Abtrag bei der Weichbearbeitung durch die elastischen Spannungen infolge der Einspannung radiale Verschiebungen der Verläufe in Abhängigkeit vom Umfangswinkel bedingt.

Bei der Einspannung mit einem Dreibackenfutter über die äußere Mantelfläche liegen über den Umfang dabei wechselnde Spannungen vor (Bild 9.6a). Auf der inneren Mantelfläche sind im Bereich des Dreibackenfutters Zugeigenspannungen zu verzeichnen. Zwischen den Backen erfolgt ein Wechsel in den Druckbereich. Die Oberflächenspannungen auf der äußeren Mantelfläche weisen eine genau gegenläufige Verteilung auf. Somit treten die erwarteten wechselnden Biegespannungen über den Ringquerschnitt auf (Bild 9.6b).





b) in Abhängigkeit vom Radius



Durch das Einbringen der Spannungen auf der inneren Mantelfläche werden die Oberflächenspannungen komplett auf ein hohes Zugspannungsniveau (Bild 9.7a) angehoben, wobei in Umfangsrichtung geringfügige Schwankungen zu verzeichnen sind, die wohl in erster Linie auf numerische Probleme zurückzuführen sind. In Abhängigkeit vom Radius (Bild 9.7b) wird dann ein Maximum in den Druckeigenspannungen durchlaufen. Die beeinflusste Zone beschränkt sich dabei auf einen Abstand von der Oberfläche von ca. 250 bis 300 µm. Danach machen sich wiederum Unterschiede aufgrund der Biegespannungen bemerkbar. Der Spannungszustand in der Randzone der äußeren Mantelfläche wird durch das Einbringen der Spannungen im Bereich der inneren Mantelfläche nahezu nicht beeinflusst.

Beim Ausspannen (Wegnahme der Spannkräfte) kommt es zu einer weiteren Veränderung des Spannungszustandes, da die elastischen Biegespannungen infolge der Einspannung (Bild 9.8a) nicht mehr anliegen. Im Bereich der äußeren Mantelfläche liegt dadurch wiederum ein nahezu spannungsfreier Zustand vor. Dagegen bildet sich auf der inneren Mantelfläche

#### 9 Ergebnisse der Simulationsrechnungen

eine ungleichmäßige Verteilung der Oberflächeneigenspannungen ab, wobei in Abhängigkeit vom Radius weiterhin die oben beschriebene Verteilung der Spannungen vorliegt (Bild 9.8b). Allerdings treten in Abhängigkeit vom Umfangswinkel nun Unterschiede auf, die sich vor allem auf den Bereich der Randzone mit den höchsten Druckeigenspannungen konzentrieren. Außerhalb der beeinflussten Randzone liegt wiederum ein nahezu spannungsfreier Zustand vor.













Während bei der Einspannung mit dem Dreibackenfutter nur eine relativ kleine Fläche in Bezug auf den Umfang verwendet wird, erfolgt die Einspannung des Ringes bei der Verwendung der Segmentbacken nahezu über den gesamten Umfang. Da in diesem Simulationsabschnitt aber der Ring in Umfangsrichtung um 60° verdreht eingespannt wird, ergibt sich für den eingespannten Zustand (Bild 9.9a) eine nur in der Amplitude unterschiedliche Verteilung der Biegespannungen im Vergleich zur ersten Einspannung. Zudem ist eine deutliche Veränderung der Oberflächenspannungen auf der inneren Mantelfläche zu verzeichnen, da die berechnete Verteilung im Bereich einer Segmentbacke nun ein deutliches Minimum aufweist. Entsprechend den Einspannverhältnissen wird die Spannungsverteilung in Abhängigkeit vom Radius aus dem vorherigen ausgespannten Zustand mit den Biegespannungen überlagert (Bild 9.9b).



Bild 9.9: Berechneter Spannungszustand im eingespannten Zustand (Segmentbacken; innen)

Danach wird die Methode zum Einbringen der Spannungen im Bereich der äußeren Mantelfläche angewendet. Nach dem Einbringen der Eigenspannungen in die äußere Randzone des Ringes liegen auf beiden Mantelflächen Zugspannungen auf gleichem Niveau vor (Bild 9.10b), wobei sie für die äußere Mantelfläche nahezu konstant sind. Zudem ergibt sich für die äußere Randzone der charakteristische Spannungszustand in Abhängigkeit vom Radius (Bild 9.10b) mit Zugspannungen direkt an der Oberfläche und Druckspannungen in einem bestimmten Bereich im Abstand von der Oberfläche.





b) in Abhängigkeit vom Radius



Die Unterschiede in den Spannungsverläufen in Abhängigkeit vom Umfangswinkel kommen wiederum erst durch den Wegfall der Biegespannungen beim Ausspannen zustande. Nach dem Ausspannen (Wegnahme der Spannkräfte) wird auf beiden Mantelflächen ein un-

#### 9 Ergebnisse der Simulationsrechnungen

gleichmäßiger Eigenspannungszustand (Bild 9.11a) berechnet. Dabei weist die Verteilung auf der inneren Mantelfläche eine höhere Amplitude auf. Zudem sind die beiden Verteilungen in Umfangsrichtung um 60° verdreht. Die verschiedenen Verhältnisse bei den beiden Einspannungen bewirken zudem gerade im Bereich der Druckeigenspannungen deutliche Unterschiede zwischen der inneren und äußeren Mantelfläche im ausgespannten Zustand (Bild 9.11b).



Bild 9.11: Berechneter Eigenspannungszustand im ausgespannten Zustand; Eigenspannungen im Bereich beider Mantelflächen

Für den besseren Vergleich der Eigenspannungszustände auf der inneren bzw. äußeren Mantelfläche im jeweils ausgespannten Zustand (Bild 9.8b bzw. Bild 9.11b) wurde eine Fourieranalyse der Oberflächeneigenspannungen in tangentialer Richtung durchgeführt. Die Amplitude der Spannungen in tangentialer Richtung sind für die Fourier Ordnungen zwei bis neun getrennt für die beiden Oberflächen in Bild 9.12 dokumentiert. Beide Verteilungen werden maßgeblich durch die Ordnungen drei und sechs geprägt. In erster Linie ist die Entwicklung auf der inneren Mantelfläche (Bild 9.12a) von Interesse, da es hier zu einer deutlichen Änderung während des Einbringens der Spannungen in die Randzone der äußeren Mantelfläche kommt. Sowohl in der dritten als auch in der sechsten Ordnung sind deutlich größere Amplituden festzustellen. Dagegen ist der Einfluss des Einbringens der Spannungen auf der inneren Mantelfläche auf die Spannungsverteilung der äußeren Mantelfläche (Bild 9.12b) zu vernachlässigen. Größere Amplituden sind erst nach dem Einbringen der Spannungen in die Randzone dieser Mantelfläche zu verzeichnen. Im Vergleich der beiden Spannungsverteilungen treten gleiche Amplituden in der dritten Ordnung auf. Unterschiede sind nur für die sechste Ordnung (30 MPa bzw. 12 MPa) festzuhalten.

Ein Vergleich der berechneten und röntgenographisch bestimmten Eigenspannungen kann nur für die äußere Mantelfläche erfolgen, da zum Zeitpunkt dieser Arbeit nur für diesen Bereich des Ringes verlässliche Messungen vorlagen. In Bezug auf die Verteilung der Werte in Umfangsrichtung (Bild 9.13a) kann dabei von einer relativ guten Übereinstimmung gesprochen werden. Der Vergleich der Fourieranalyse (Bild 9.12) offenbart aber eine zu hohe Amplitude in der dritten Ordnung in der Simulation, wobei das starke Rauschen der Messergebnisse beachtet werden sollte. Zudem werden in der Simulation zu geringe mittlere Eigenspannungen berechnet. Dieser Unterschied wird zum Teil schon durch die nicht ausreichende Netzauflösung im Bereich der Oberfläche bedingt (Bild 9.13b), so dass der steile Gradient der Zugeigenspannungen direkt an der Oberfläche nicht im Detail abgebildet werden kann. Ansonsten weist auch dieser Vergleich eine relativ gute Übereinstimmung zwischen Simulation und Messung auf.









# 9.2.2 Entwicklung der Spannungen bei der Erwärmung

Die berechnete Entwicklung des Spannungszustandes beim Erwärmen wird bei ausgewählten Temperaturen (20; 250; 500; 730 °C) beschrieben. Der Eigenspannungszustand bei Raumtemperatur (Bild 9.11) wurde schon im Kapitel 9.2.1 beschrieben. Zunächst werden die Änderungen der Verteilungen in Umfangsrichtung (Bild 9.14) erläutert.





Umfangswinkel bei ausgewählten Temperaturen

Mit steigender Temperatur tritt die erwartete Abnahme der mittleren Spannungen auf, wobei keine signifikanten Unterschiede zwischen den beiden Mantelflächen zu verzeichnen sind. Vor allem zwischen 250 und 500 °C werden die Bereiche mit den maximalen Zugspannungen bevorzugt abgebaut, so dass bei 500 ℃ ein deutlich gleichmäßiger Oberflächenspannungszustand sowohl auf der äußeren wie auch auf der inneren Mantelfläche vorliegt. Bei einer Temperatur von 730 °C ist dann ein vollständiger Ausgleich der Spannungen in tangentialer Richtung zu verzeichnen. Bestätigt wird der Abbau der ungleichmäßigen Spannungsverteilung durch die Ergebnisse der Fourieranalyse (Bild 9.15). Während bis 250 °C in erster Linie in der Amplitude der dritten Ordnung eine deutliche Abnahme auftritt, sind bei 500 °C nur noch geringe Amplituden in den Ordnungen drei, sechs und neun zu verzeichnen.





Die Entwicklung der Spannungen in Abhängigkeit vom Radius ist für zwei ausgewählte Umfangswinkel in Bild 9.16 dokumentiert. In diesen Darstellungen wurde die Verschiebung der Verläufe aufgrund der thermischen Dehnung bei der Erwärmung nicht mit dargestellt. Bei einem Umfangswinkel  $\varphi = 0^{\circ}$  ist eine Differenzierung der Spannungsverläufe in der äußeren
Randzone (Bild 9.16a) nur schwer möglich, da sich speziell die Verläufe bei 20, 250 und 500 °C sehr ähneln. In der Randzone der inneren Mantelfläche kann bei 500 °C ein deutlicher Rückgang der maximalen Druckspannungen verzeichnet werden, die sich mit ansteigender Temperatur noch verstärkt. Zudem ist eine deutliche Abnahme der Spannungen an der Oberfläche zu erkennen. Bei einem Umfangswinkel  $\varphi = 60^{\circ}$  (Bild 9.16b) kann die kontinuierliche Abnahme der Zugspannungen an der inneren Mantelfläche deutlich beobachtet werden. Im Bereich der äußeren Randzone kann dagegen in erster Linie der Abbau der Druckspannungen identifiziert werden. Der Abbau der Zugeigenspannungen kann in diesem Fall wiederum nur erahnt werden. Insgesamt kommt es auch in Abhängigkeit vom Radius zu einem Ausgleich der Spannungen über den Ringquerschnitt. Bei einer Temperatur von 730 °C ist zwar immer noch der charakteristische Spannungswaximum im Randbereich erkennbar, allerdings liegt nun unabhängig vom Umfangswinkel ein symmetrischer Spannungszustand in Bezug auf den mittleren Radius vor.



a) bei einem Umfangswinkel  $\varphi = 0^{\circ}$ 



Bild 9.16: Entwicklung des berechneten Spannungszustandes in Abhängigkeit vom Radius bei ausgewählten Temperaturen

### 9.2.3 Plastische Deformationen aufgrund des Spannungsabbaus beim Erwärmen

Aus den Simulationsergebnissen kann eine orts- und zeitaufgelöste Analyse der plastischen Deformationen aufgrund des Spannungsabbaus durchgeführt werden, wenn für die folgenden Auswertungen angenommen wird, dass die plastischen Deformationen während der Erwärmung nur durch diesen Effekt bestimmt werden. In Sysweld® bietet sich hierfür die plastische Vergleichsdehnung an, die für jeden Simulationsschritt aus den plastischen Dehnungen berechnet wird (Gleichung 18, unter Anwendung der Einsteinschen Summenkonvention):

$$\varepsilon_{eq}^{pl} = \int_{0}^{t} \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_{ij}^{pl} \dot{\varepsilon}_{ij}^{pl}} dt$$
(18)

Entsprechend einer programminternen Konvention werden die Orte der momentanen plastischen Deformationen auf eine positive plastische Vergleichsdehnung gesetzt. Erfolgt keine Änderung der berechneten plastischen Dehnungen, verbleibt die Vergleichsdehnung

#### 9 Ergebnisse der Simulationsrechnungen

auf ihrem Wert, wird aber negativ definiert. In Bild 9.17 sind für ausgewählte Temperaturen die Orte der berechneten momentanen plastischen Deformationen (positive plastische Vergleichsdehnung) in der inneren und äußeren Randzone in einem Abstand bis jeweils 300 µm zur Oberfläche durch Symbole gekennzeichnet. Da bei der Erwärmung keine signifikanten Temperaturdifferenzen im Bauteil auftreten und bis 730 ℃ keine Umwand-lungsvorgänge ablaufen, dürfen die plastischen Deformationen alleine dem Spannungs-abbau zugeordnet werden. Zur einfacheren Interpretation des Verhaltens sind im unteren Bereich des Bildes noch die Verteilungen der Tangentialeigenspannungen bei der entsprechenden Temperatur aufgenommen worden. Dabei sind für die äußere sowie für innere Randzone jeweils die Bereich mit den höchsten mittleren Zug- (Abstand von der Oberfläche von 25 µm) bzw. Druckspannungen (Abstand 125 µm) dargestellt.



Bild 9.17: zeit- und ortsaufgelöste Analyse der Verzugsentwicklung beim Erwärmen: oben: Orte der berechneten momentanen plastischen Deformationen unten: Verteilungen der Tangentialeigenspannungen in der inneren und äußeren Randzone

Bis zu einer Temperatur von knapp 150 °C erfolgt der Abbau der Spannungen ausschließlich direkt an der Oberfläche. Diese Vorgänge können dabei sowohl an der äußeren als auch an der inneren Mantelfläche beobachtet werden, beschränken sich aber auf die Bereiche mit den maximalen Zugspannungen.

Mit weiter zunehmender Temperatur kommt zunächst eine weitere Zone mit plastischen Deformationen im Bereich der äußeren Mantelfläche bei einem Umfangswinkel von 60° hinzu, die durch die maximalen Druckspannungen in dieser Randzone gekennzeichnet ist.

Bei etwas höheren Temperaturen treten entsprechende plastische Deformationen auch in der inneren Randzone auf. Während diese Bereiche sich kontinuierlich ausdehnen, sind in einem Temperaturbereich von ca. 150 bis 400 °C keine plastischen Deformationen direkt an der Oberfläche zu verzeichnen.

Erst danach können wieder plastische Deformationen direkt an der Oberfläche identifiziert werden, die sich allerdings nur auf die äußere Oberfläche beschränken. Ab 480 °C treten entsprechende Bereiche auch direkt an der inneren Mantelfläche auf.

Im weiteren Verlauf der Erwärmung vergrößern sich alle Bereiche kontinuierlich. Die Ausdehnung erfolgt dabei immer aus den Bereichen der maximalen Zug- bzw. Druckspannungen in Richtung der Zonen mit betragsmäßig kleineren Spannungen. Bei einer Temperatur von 730 °C treten fast über die gesamte innere bzw. äußere Randzone plastische Deformationen auf. Dabei liegen über den Umfang nahezu konstante Spannungen vor, wobei ein spannungsfreier Zustand noch nicht erreicht ist. An der Oberfläche der jeweiligen Mantelfläche liegen immer noch Zugspannungen vor. Dementsprechend sind noch Druckspannungen in der jeweiligen Randzone zu verzeichnen.

### 9.2.4 Entwicklung der Rundheitsabweichungen beim Erwärmen

Das vorgestellte Modell kann nur zum Einbringen der Spannungen in das Geometriemodell verwendet werden. Die bei der eigentlichen Weichbearbeitung erzeugten Rundheitsabweichungen infolge des ungleichmäßigen Materialabtrags müssen daher vor dem Einbringen der Spannungen beim Erstellen des Geometriemodells mit berücksichtigt werden. Die Verwendung der Einspannmittel Dreibackenfutter / Segmentbacken führt dabei sowohl auf der inneren als auch auf der äußeren Mantelfläche zu einer ausgeprägten Dreieckigkeit (Bild insbesondere den 9.18). Alle anderen Ordnungen, die ovalen Anteile an Rundheitsabweichungen, wurden bei der Erstellung des Geometriemodells (Zustand A) allerdings nicht mit in Betracht gezogen. Zudem ist es wichtig zu bemerken, dass die Maxima der dreieckigen Anteile der inneren bzw. äußeren Mantelfläche jeweils die gleiche Phase aufweisen. Mit dem Einbringen der Spannungen ändern sich auch die entsprechenden Rundheitsabweichungen, wobei die Änderungen ausschließlich in einem Rückgang der Amplituden in der dritten Ordnung basieren. Nach dem Einbringen der Spannungen in die Randzone der inneren Mantelfläche (Zustand B) ist dabei ein kleinerer Rückgang als nach dem Einbringen der Spannungen in die äußere Randzone (Zustand C) zu verzeichnen (5 bzw. 14 µm). Dabei ist zusätzlich zu bemerken, dass in den beiden Simulationsschritten jeweils identische Änderungen auf den beiden Mantelflächen berechnet wurden. Im Vergleich zu den experimentellen Arbeiten resultieren somit zu geringe Amplituden in der dritten Ordnung aus den Simulationsrechnungen.

In der nachfolgenden Wärmebehandlungssimulation erfolgt die gleichmäßige Erwärmung des Ringes. Der stetige Temperaturanstieg bis auf ca. 730 °C ist mit einer kontinuierlichen Zunahme der Rundheitsabweichungen verbunden, die wiederum ausschließlich auf die Änderungen der Amplitude in den dritten Ordnungen (Bild 9.19) beruhen. Der Anstieg der Amplituden der beiden Mantelflächen wird dabei durch einen leicht s-förmigen Graphen beschrieben, wobei die größte Steigung im Temperaturbereich zwischen 400 und 550 °C auftritt. Der Betrag der Gesamtänderung erreicht dabei ungefähr den Wert, der beim Einbringen des Spannungszustandes in der vorherigen Simulation zu einem Rückgang der Rundheitsabweichungen geführt hat, so dass sich bei einer Temperatur von 730 °C nahezu

die Rundheitsabweichungen ergeben, die bei der Erstellung des Geometriemodells dem Ring aufgeprägt wurden.









# 10 Diskussion der Simulationsrechnungen

### 10.1 Bewertung der Methode zum Einbringen der Spannungen

Bevor die Diskussion der im vorherigen Kapitel vorgestellten Ergebnisse der Simulationsrechnungen geführt wird, erfolgt die Bewertung der Methode zum Einbringen der Spannungen in das Geometriemodell. Zunächst muss nochmals darauf hingewiesen werden, dass diese Methode von einem Ersatzmodell ausgeht, das nur zum Einbringen der Spannungen konzipiert wurde. Die eigentliche Simulation der Spanabnahme unter Berücksichtigung der entsprechenden Zerspanparameter wie Schnittgeschwindigkeit, Vorschub oder weiterer Stellgrößen kann mit diesem Modell nicht abgebildet werden. Die dargestellte gute Übereinstimmung der berechneten und experimentell bestimmten Eigenspannungsverläufe in Abhängigkeit vom Abstand zur Oberfläche beruht nur auf der Anpassung der Modellparameter. Selbst bei einer Modifikation der Vernetzung des Geometriemodells in der Simulation können die zunächst ermittelten Parameter nur als Ausgangswerte für eine erneute Anpassung dienen. Durch die Einführung der Spannkräfte als zusätzliche mechanische Randbedingung in der Simulation konnte allerdings eine realitätsnahe Möglichkeit erarbeitet werden, die zu einer guten Abbildung der ungleichmäßigen Spannungsverteilung in Umfangsrichtung bei gleichzeitiger Reduzierung der freien Modellparameter führte.

In dieser Arbeit wurde im Bereich der Spannbacken eine konstante Spankraftverteilung angesetzt. Diese Annahme muss speziell dann in Frage gestellt werden, wenn die Spannflächen keine ideale Geometrie aufweisen, was in der Realität sehr häufig zutreffen wird. Eine Simulation des Einspannvorganges [Sölter, 2010] kann die Ausgangsgeometrie vor der Weichbearbeitung mit in die Betrachtungen einbeziehen, so dass die Rundheitsabweichungen infolge des ungleichmäßigen Materialabtrages realitätsnaher berechnet werden können. Das ist insbesondere für die zweite Einspannung von Interesse, wenn auf einer schon bearbeiteten Fläche gespannt werden muss und damit die vorhandenen Rundheitsabweichungen auf die zu zerspanende Fläche übertragen werden. Inwiefern eine ungleichmäßige Spannkraft einen Effekt auf den resultierenden Spannungszustand hat, kann zum jetzigen Zeitpunkt allerdings noch nicht abgeschätzt werden.

Die aufgezeigte Differenz in den mittleren Oberflächeneigenspannungen zwischen Simulation und Messung kann mehrere Gründe haben: Zunächst spielt natürlich die Netzauflösung in der spannungsbehafteten Randzone eine entscheidende Rolle. Eine weitere Erhöhung der Elementanzahl in diesem Bereich kann aber nur durch eine längere Rechenzeit erkauft werden. Zum anderen erfolgt das Einbringen der Spannungen in einem benutzerdefinierten Temperaturbereich zwischen 0 und 20 °C. Bei der eigentlichen Zerspanung liegt im Bereich der Trennfläche allerdings eine deutlich erhöhte Temperatur vor. Da sämtliche Werkstoffkennwerte von der Temperatur abhängig sind, kann insbesondere das unterschiedlich angenommene Verfestigungsverhalten die Differenz in den mittleren Eigenspannungen erklären. In diesem Zusammenhang muss allerdings auch erwähnt werden, dass aus den experimentellen Untersuchungen kein Einfluss einer Änderung des Vorschubs auf die Rundheitsabweichungen identifiziert werden konnte. Die Variation dieser Stellgröße bewirkt in erster Linie eine Änderung der mittleren Eigenspannungen. Somit kann davon ausgegangen werden, dass sich die ergebene Differenz zwischen Messung und Simulation nicht entscheidend auf die berechneten Rundheitsabweichungen auswirkt. Bei der Bewertung der Simulationsergebnisse sollte weiterhin beachtet werden, dass die Anpassung des berechneten Spannungszustandes an die vorliegenden röntgenographischen Messungen gebunden ist. Zum Zeitpunkt der Durchführung der Simulationsrechnungen lagen z. B. keine Informationen in ausreichender Qualität für die innere Mantelfläche der Ringe vor, so dass für das Einbringen der Spannungen in diesem Bereich die Modellparameter für die äußere Randzone verwendet wurden. Die zerstörungsfreie Ermittlung des Spannungszustandes in der inneren Randzone von Ringen mit einer mikromagnetischen Prüfung [Epp, 2008] bietet die Möglichkeit, die Verläufe in ausreichender Güte und Auflösung zu liefern, wenn die für dieses Verfahren notwendige Kalibrierung bereitgestellt wird.

Zusammenfassend kann der Methode trotz der zahlreichen vereinfachenden Annahmen ein ausreichendes Potenzial zugewiesen werden, den Einfluss von Fertigungseigenspannungen auf den Verzug beim Erwärmen in der Simulation abzubilden, wodurch eine entscheidende Voraussetzung für eine weiterführende Analyse auf der Ebene der Verzugsmechanismen erfüllt wird.

## 10.2 Effekt der Fertigungseigenspannungen auf die Entwicklung der Rundheitsabweichungen

Aus der Studie zur Untersuchung des Verzugspotentials ungleichmäßiger Eigenspannungszustände auf die Änderung der Rundheitsabweichungen bei der Erwärmung kann als eine notwendige Voraussetzung eine gleichzeitig vorliegende ungleichmäßige Eigenspannungsverteilung in Abhängigkeit vom Umfangswinkel sowie vom Radius definiert werden. Eine alleinige Ungleichmäßigkeit in eine der beiden Richtungen (Variante A bzw. B) führt zu keiner Änderung in den Rundheitsabweichungen nach dem Einbringen der Spannungen bzw. bei der nachfolgenden Erwärmung. Nur bei den beiden Varianten C und D, die diese notwendige Voraussetzung erfüllen, können in Abhängigkeit vom Grad der Ungleichmäßigkeit im Eigenspannungszustand Änderungen in den Rundheitsabweichungen beobachtet werden.

Die rechnerische Entwicklung der Rundheitsabweichungen beim Erwärmen steht dabei zunächst einmal in Widerspruch zu den experimentell beobachteten Rundheitsänderungen. Wenn davon ausgegangen wird, dass eine homogene Abkühlung keine weiteren Formänderungen zur Folge haben würde, sagt die Simulation in dieser Studie einen Rückgang der Rundheitsabweichungen voraus. In den experimentellen Untersuchungen wurde in der Regel aber eine Zunahme der Rundheitsabweichungen infolge der Wärmebehandlung beobachtet. Allerdings wurde in dieser Studie nur eine Ursache für die resultierenden Rundheitsabweichungen nach der Weichbearbeitung betrachtet. Neben dem ungleichmäßigen Eigenspannungszustand führt auch der ungleichmäßige Materialabtrag aufgrund der elastischen Dehnungen beim Spannen der Ringe zu erheblichen Rundheitsabweichungen. Dieser Anteil wurde folglich in die Simulation der Verzüge beim Erwärmen bei der Verwendung der Spanntechnik Dreibackenfutter / Segmentbacken bei der Weichbearbeitung mit berücksichtigt.

Der Vergleich der berechneten Eigenspannungs- bzw. Radiusverteilung in Abhängigkeit vom Umfangswinkel (Bild 10.1) liefert dabei den entscheidenden Hinweis. Nach dem Einbringen der Spannungen liegen die typischen Verteilungen in Bezug auf Eigenspannungen und Radius vor. Dabei fallen auf der äußeren Mantelfläche die Maxima im Radius und die Maxima der Oberflächeneigenspannungen in tangentialer Richtung aufeinander. Auf der

inneren Mantelfläche sind die beiden Verteilungen dagegen um 60° phasenverschoben. Diese gegenläufige Verteilung der Eigenspannungen konnte auch in den mikromagnetischen Messungen dieser Ringe [Epp, 2008] aufgezeigt werden.





Der Grund für diese Verschiebung ist in der Spannfolge bei der Weichbearbeitung zu finden. Um eine möglichst geringe Schwankung der Wandstärke in Umfangsrichtung zu gewährleisten, wurden die Spannbacken zwischen der Bearbeitung der inneren und äußeren Mantelfläche um ebenfalls 60° gezielt verdreht. Die somit in Bezug auf den mittleren Radius eingebrachte asymmetrische Eigenspannungsverteilung generiert elastische Verformungen, die den Rundheitsabweichungen durch den ungleichmäßigen Abtrag entgegen wirken, wodurch der Ring in Richtung geringerer Rundheitsabweichung elastisch verformt wird. Die unterschiedlichen Anteile an der resultierenden Rundheitsabweichung nach dem Einbringen der Eigenspannungszustandes sind im Bild 10.2 am Beispiel der inneren Mantelfläche mit Hilfe von Rundheitschrieben dargestellt. Der Anteil aufgrund des ungleichmäßigen Materialabtrags wurde in entsprechenden Simulationen [Sölter, 2009] ermittelt und während der Erstellung des Geometriemodells vorgegeben. Ein Maximum in der Verteilung weist dabei in Richtung der positiven x-Achse.

Der alleinige Anteil des eingebrachten Eigenspannungszustandes beziffert sich auf eine Rundheitsabweichung von 28 µm, was in diesem Fall in Bezug auf den Betrag nur rund ein Viertel der Rundheitsabweichungen aufgrund des ungleichmäßigen Materialabtrags entspricht. An der Lage der Maxima kann aber leicht erkannt werden, dass die beiden Verteilungen um 60° zueinander phasenverschoben vorliegen.

Die resultierende Rundheitsabweichung nach dem Einbringen der Eigenspannungen ergibt sich dann aus der Addition der beiden Verteilungen. Entsprechende Überlegungen können auf die äußere Mantelfläche direkt übertragen werden. Der Anteil der Rundheitsabweichungen aufgrund des ungleichmäßigen Materialabtrags variiert mit der verwendeten Spanntechnik sowie den jeweiligen Spannkräften. Der Effekt aufgrund des Eigenspannungszustandes wirkt sich dagegen immer auf beiden Mantelflächen in identischer Art und Weise aus.



Bild 10.2: Anteile des ungleichmäßigen Materialabtrags und des eingebrachten Eigenspannungszustandes an der resultierenden Rundheitsabweichung nach dem Einbringen der Eigenspannungen (Mantelfläche innen)

Beim Erwärmen werden die Spannungen durch die abnehmende Festigkeit des Werkstoffs im gesamten Volumen des Ringes abgebaut. Beim Spannungsabbau sind dabei zwei unterschiedliche Bereiche zu identifizieren (Bild 10.3):

Zum einen nimmt die mittlere Tangentialspannung mit der entsprechenden Erhöhung der Temperatur ab. Ein Vergleich der Entwicklung der berechneten mittleren Tangentialspannungen an der äußeren Mantelfläche mit den in-situ Messungen von Tomala [Tomala, 1999] weist im Temperaturbereich bis 400 °C eine erstaunliche Übereinstimmung auf. Beim nachfolgenden zu beobachtenden starken Abbau der Spannungen im oberen Temperaturbereich ist eine unterschiedliche Entwicklung der Spannungen festzustellen. Während in den röntgenographischen Messungen bis 600 °C ein nahezu spannungsfreier Zustand nachgewiesen wurde, wird in der Simulation der maßgebliche Abbau bei höheren Temperaturen vorhergesagt. Zudem verbleibt bis zum Ende der Simulationsrechnung ein deutlicher Anteil an Spannungen von ca. 20 % des Ausgangswertes. Aus diesem Vergleich kann abgeleitet werden, dass das in der Simulation definierte Kriterium für den Spannungsabbau über das Erreichen der Fließgrenze als alleiniger Mechanismus wohl nur für den unteren Temperaturbereich von ausreichender Güte ist.

Als weitere Möglichkeiten des Spannungsabbaus wären in diesem Zusammenhang die Berücksichtigung von Zeitdehngrenzen oder die Kornneubildung über Rekristallisationsvorgänge zu nennen. Bei der Gegenüberstellung der Werte muss allerdings berücksichtigt werden, dass der experimentell beobachtete Spannungsabbau fundamental durch den vorliegenden Spannungszustand selbst sowie den entsprechenden Werkstoffzustand [Vöhringer, 1982] beeinflusst wird.



Bild 10.3: Vergleich der berechneten mittleren Tangentialspannungen an der äußeren Mantelfläche mit röntgenographisch ermittelter Spannungsentwicklung [Tomala, 1999] beim Erwärmen

Neben dem Abfall der mittleren Tangentialeigenspannungen ist zudem ein Ausgleich der Spannungsverteilung zu beobachten. Die Entwicklung der hauptsächlich betroffenen dritten Ordnung der Tangentialeigenspannungen ist in Bild 10.4 für die äußere Mantelfläche dokumentiert. Im Temperaturbereich bis 200 ℃ wird dabei ein deutlicher Abfall der Amplitude der Spannungen berechnet. Im weiteren Verlauf der Erwärmung sagt die Simulation zunächst keinen Spannungsabbau mehr voraus. Erst ab Temperaturen oberhalb von 400 °C ist wiederum ein Abfall in der Amplitude in der dritten Ordnung festzuhalten, der mit zunehmender Temperatur asymptotisch gegen Null strebt. Dieser berechnete Verlauf entspricht so nicht den Erwartungen, da eher ein über den gesamten Verlauf kontinuierliche Abnahme angenommen wird. Im ortsaufgelösten Diagramm der plastischen Vergleichsdehnung (Bild 9.17) beschränken sich die plastischen Deformationen im Temperaturbereich bis 200 °C ausschließlich auf die jeweils äußeren Randelemente auf beiden Mantelflächen. Die Gründe für dieses Verhalten sind zunächst alleine in der Methode zum Einbringen der Spannungen in das Simulationsmodell zu suchen. Es erscheint demnach notwendig, den in diesen Bereichen eingebrachten Spannungszustand kritisch zu betrachten. Allerdings fehlen in diesem Zusammenhang auch entsprechende experimentelle Daten, um das Simulationsmodell diesbezüglich zu verbessern.

Insgesamt bewirkt der Spannungsabbau beim Erwärmen einen Anstieg der Rundheitsabweichungen, so dass bei ca. 700 °C nahezu die Rundheitsabweichung erreicht ist, die sich durch den ungleichmäßigen Abtrag in einem spannungsfreien Ring ergeben hat. Die Ringe werden durch das Einbringen der Eigenspannungen infolge der Weichbearbeitung in Richtung geringerer Rundheitsabweichung vorgespannt, so dass nach der Relaxation der Spannungen infolge der Wärmebehandlung immer größere Dreieckigkeiten im Rundheitsschrieb festgestellt werden. Der Vergleich der berechneten mit den experimentell ermittelten Änderungen in der Dreieckigkeit (Bild 10.5) zeigt auf, dass in der Simulation die Änderungen unterschätzt werden.



Bild 10.4: Entwicklung der berechneten Amplitude der Oberflächenspannungen und der Radiusverteilung der jeweils dritten Ordnung in Abhängigkeit von der Temperatur

Diese Diskrepanz ist aber zunächst einmal nicht verwunderlich, da zwei verschiedene Zustände verglichen werden. Im Experiment wurden die Änderungen der Dreieckigkeiten aus der Differenz der Koordinatenmessungen nach der Weichbearbeitung und im gehärteten Zustand berechnet. Dabei gestaltet es sich schwierig, die Anteile einzelner Verzugspotentialträger am Gesamtverzug im Experiment zu ermitteln. In den experimentellen Untersuchungen konnte z. B. ein Einfluss der Auflage auf die Änderung der Dreieckigkeit aufgezeigt werden. Während dieser Anteil mit ca. 5 µm abgeschätzt werden kann, können eventuelle Anteile aus der nachfolgenden Gasabschreckung im Moment nicht angegeben werden. Eine Erfassung der Entwicklung der Rundheitsabweichungen beim Austenitisieren ist im Moment noch nicht möglich, da noch keine verlässliche in-process Messtechnik vorliegt. Der Einsatz der Lasertriangulation an einem speziellen Ofen [Gafsi, 2009] zeigt aber ein vielversprechendes Potenzial, diese Lücke in den experimentellen Untersuchungen zu schließen. Entsprechende Anstrengungen in Bezug auf eine Geometriemessung während des Abschreckprozesses werden zusätzlich unternommen.

Aus Sicht der Simulation stellt die Weiterführung der Rechnungen bis zum Ende des Austenitisierens und der folgenden Abschreckung auf den ersten Blick kein ernsthaftes Problem dar. In der Literatur wurden zahlreiche für die Beschreibung der Umwandlungsvorgänge beim Austenitisieren benötigten Modelle und Parameter publiziert [Bösler, 1995; Caballero, 2001; Fonseca, 1996; Garcia de Andres, 1998; Leblond; 1994; Reichelt, 1983] und zudem in eigenen Untersuchungen [Surm, 2004 und 2008] für den in dieser Arbeit verwendeten Wälzlagerstahl ermittelt.

Für die entsprechende Beschreibung der martensitischen Härtung im verwendeten Gasdüsenfeld liegt zudem ein umfangreicher Datensatz bezüglich der Werkstoffkennwerte [Acht, 2008] sowie der Verteilung der lokalen Wärmeübergangskoeffizienten [Schüttenberg, 2005] vor. Bei der Vorgabe einer gleichmäßigen Austenitisierung in der Simulation kann sich rein aus den thermischen Randbedingungen allerdings kein weiterer Anteil in der Änderung der Dreieckigkeit ergeben. Diese Aussage trifft auch auf die Abschreckung im Gasdüsenfeld zu. In diesem Fall liegt aufgrund der Düsenanordnung (zwölf Düsenreihen in Umfangsrichtung) zwar ein ungleichmäßiges Temperaturfeld im Ring vor, in Bezug auf die Änderungen der Rundheitsabweichungen konnten sowohl im Experiment als auch in der Simulation nur Effekte in der zwölften Ordnungen aufgezeigt werden.





- \*: Ringe wurden im Gasdüsenfeld abgeschreckt
- \*\*: Simulation endet bei 730 °C

Um Änderungen in der dritten Ordnung zu bewirken, muss das Simulationsmodell entsprechend erweitert werden, wobei der zusätzliche Aufwand abhängig von der verwendeten Software ist. Im Bereich des Austenitisierens kommt dabei die Berücksichtigung des Einflusses der Auflage in Betracht, wobei in diesen Zusammenhang der eigentliche Verzugsmechanismus im Moment noch nicht geklärt ist. Es ist aber davon auszugehen, dass in diesem Fall Kriechvorgänge berücksichtigt werden müssen, die durch äußere Lasten aufgrund der Schwerkraft und / oder der Reibung an den Auflagepunkten verursacht werden. Da diese Lasten auch bei den Umwandlungsvorgängen anliegen, kann zudem eine Wechselwirkung der Spannungen auf die Umwandlungskinetik bzw. auf die Umwandlungsplastizität nicht ausgeschlossen werden. Der Einfluss der Spannungen auf die Umwandlungskinetik kann in der Simulation berücksichtigt werden. Allerdings ist in Sysweld® keine direkte Kopplung der thermischen und mechanischen Rechnung vorgesehen, so dass ein erheblich erhöhter Zeitaufwand durch eine sequenzielle Vorgehensweise anfällt. Die Berücksichtigung der Umwandlungsplastizität beim Austenitisieren kann in Sysweld® dagegen nicht berücksichtigt werden.

Bei der Abschrecksimulation brauchen Kriechvorgänge in der Regel nicht betrachtet werden, da beim eigentlichen Abschreckvorgang der Ring nur einige Sekunden bei hohen Temperaturen verbleibt. Der Einfluss der Reibungsverhältnisse an den Auflagepunkten auf die Umwandlungskinetik bzw. die Anisotropie der Umwandlungsdehnung (Umwandlungsplastizität) kann auch hier einen Einfluss haben. Im Gegensatz zum Austenitisieren können auch beide Effekte in die Simulation einfließen. Zudem wurde in einer Simulationsstudie [Frerichs, 2007] aufgezeigt, dass eventuelle vorhandene Ungleichmäßigkeiten im Umwandlungsverhalten, in diesem Fall gekennzeichnet durch eine Variation in der Martensitstarttemperatur, Änderungen in der dritten Ordnung bewirken können. Der experimentelle Nachweis dieser

#### 10 Diskussion der Simulationsrechnungen

angenommenen Verteilung im Umwandlungsverhalten am konkreten Bauteil ist allerdings aufwendig und konnte bislang noch nicht erbracht werden. Somit erscheinen weitere Simulationsrechnungen unter Einbeziehung der Austenitisierung und des Abschreckprozesses aus jetziger Sicht noch nicht erfolgversprechend zu sein, da mögliche verzugssignifikante Effekte teilweise noch nicht in ausreichender Güte in die Simulation eingebaut werden können.

Zudem ergeben sich Hinweise auf unterschiedliche Zustände zwischen Simulation und experimentellen Untersuchungen aus dem Vergleich der Eigenspannungen (Bild 9.12) und der Rundheitsabweichungen (Bild 9.18). Es werden in der Simulation zu geringe dreieckige Anteile der Rundheitsabweichungen im gefertigten Zustand berechnet, da wahrscheinlich zu geringe Spannkräfte bei der Berechnung des ungleichmäßigen Materialabtrages angenommen wurden. Diese Spannkräfte werden auch beim Einbringen der Spannungen in das Geometriemodell verwendet und bestimmen in erster Linie die Ungleichmäßigkeit im Eigenspannungszustand in Umfangsrichtung des Ringes. Hier offenbart der Vergleich mit den röntgenographischen Messungen aber eine zu hohe berechnete Amplitude in der dritten Ordnung. In diesem Zusammenhang besteht also eine grundsätzliche Diskrepanz zwischen Simulation und Experiment, die auf Ungenauigkeiten in den angenommenen Randbedingungen der Simulation zurückgeführt werden können.

Unter Berücksichtigung der aufgeführten Gründe kann aus dem Vergleich der Dreieckigkeiten aus der Simulation und dem Experiment in Bild 10.5 insgesamt aber eine zufriedenstellende Übereinstimmung festgestellt werden. Die experimentell beobachteten Änderungen in den Rundheitsabweichungen in Bezug auf die Dreieckigkeiten in der betrachteten Prozesskette können somit zum größten Teil auf den Einfluss der Fertigungseigenspannungen zurückgeführt werden.

Weiterhin fällt auf, dass sich sowohl im Experiment als auch in der Simulation das Verzugsverhalten der beiden Mantelflächen sehr stark ähnelt. In Bezug auf den Einfluss der Fertigungseigenspannungen könnte dieses Verhalten vielleicht nicht erwartet werden, da die Verteilung der Oberflächeneigenspannungen der beiden Mantelflächen phasenverschoben vorliegen. Aus der Gegenüberstellung der temperaturabhängigen Entwicklung der Amplituden der Oberflächeneigenspannungen und der Radiusverteilung der jeweils dritten Ordnung in Bild 10.4 kann zwar eine allgemeine Tendenz beobachtet werden: Die Abnahme der Ungleichmäßigkeiten in der Spannungsverteilung ist mit einem Anstieg der Dreieckigkeiten verbunden. Von einer guten Korrelation dieser beiden Größen kann aber nicht gesprochen werden, da gerade im Temperaturbereich von 200 bis 400 °C nahezu keine Abnahme der Amplitude in den Spannungen berechnet wurde, dagegen eine kontinuierliche Erhöhung der Dreieckigkeiten zu verzeichnen ist. Um die Rundheitsabweichungen erklären zu können, muss folglich immer der Spannungszustand über das gesamte Ringvolumen betrachtet werden.

Um den Effekt des Spannungsabbaus im Volumen auf die Rundheitsabweichungen in der dritten Ordnung aufzuzeigen, wurde die plastische Vergleichsdehnung herangezogen, deren Berechnung im vorherigen Kapitel eingeführt wurde (Gleichung 18). In diesem Fall wird allerdings die Summe der Absolutwerte der plastischen Vergleichsdehnung für alle Elemente im betrachteten Ringsegment ( $\varphi = 0$  bis 60°) für jeden Zeitschritt ermittelt. Die temperaturabhängigen Entwicklungen der Summe der Vergleichsdehnung und der Amplitude der Radiusverteilung (äußere Mantelfläche) in der dritten Ordnung sind zusammen in Bild 10.6

aufgeführt. Ab einer Temperatur von 400 °C ist ein deutlicher Anstieg der beiden Graphen zu erkennen. Während der Anstieg der Amplitude der Radiusverteilung mit zunehmender Temperatur immer gedämpfter ausfällt, steigt die Summe der plastischen Vergleichsdehnung mit nahezu konstanter Steigung immer weiter an, da der Spannungsabbau sich bei hohen Temperaturen auf die gesamte Randschicht ausdehnt (Bild 9.17). Da dieser Abbau des nun ausgeglichenen Spannungszustandes zu keiner weiteren Änderung der Rundheitsabweichung bei hohen Temperaturen führt, kann sich demnach also keine Korrelation der beiden betrachteten Größen mehr ergeben.



Bild 10.6: Vergleich der temperaturabhängigen Entwicklung der Summe der plastischen Vergleichsdehnung und der Amplitude der dritten Ordnung der Radiusverteilung außen

Ein Ring kann als statisch unbestimmter Balken angesehen werden. Eine Analyse der elastischen Durchbiegung unter verschiedenen Lastfällen ist dann unter Anwendung des zweiten Theorems von Castigliano zugänglich [Young, 1989], wofür allerdings mehrere Voraussetzungen zu erfüllen sind. Eine dieser Annahmen beinhaltet die Beschränkung auf rein elastische Fälle, wodurch eine analytische Betrachtung des Verzugsverhaltens eigentlich nicht möglich ist. In der Simulation befindet sich das System nach jedem Berechnungsschritt in einem quasi elastostatischen Zustand, sodass eine weiterführende Analyse des Zusammenhangs zwischen Spannungszustand und Rundheitsabweichungen des Ringes mit diesem Ansatz daher möglich sein sollte. Ein Beispiel einer Spannungsverteilung in einem Ringsegment ist in Bild 10.7 gegeben.

Für die Analyse wurden für jeden Zeitschritt die Biegemomente folgendermaßen berechnet: Die Verteilung der Tangentialspannungen in Umfangsrichtung in Abhängigkeit vom Radius wurde mit Hilfe der Fourieranalyse beschrieben, wofür der schalenförmige Aufbau des Geometriemodells (Bild 8.3) ausgenutzt wurde. Somit kann das Biegemoment M in der jeweiligen Ordnung k aus den entsprechenden Amplituden  $\sigma_k$  sowie des mittleren radialen Schalenabstandes zur neutralen Faser  $\Delta r$  und der anteiligen Fläche dA (Gleichung 19) berechnet werden.

$$M_{k} = \int_{r_{i}}^{r_{a}} \Delta r \, \sigma_{k} \, dA$$
(19)



Bild 10.7: Schematische Verteilung der Tangentialspannungen in einem Ringsegment

Der Vergleich der temperaturabhängigen Entwicklung der Amplitude des Biegemomentes und der Amplitude der Radiusverteilung außen sind für die dritte und sechste Ordnung im Bild 10.8 bzw. Bild 10.9 dokumentiert. Für die dritte Ordnung ergibt sich über den gesamten betrachteten Temperaturbereich eine sehr gute Übereinstimmung in den Verläufen der beiden Größen. Auch die deutlich größere Änderung der Amplitude des Radius im Temperaturbereich zwischen 400 und 500 ℃ wird durch die Abnahme der Biegespannungen gut abgebildet. Die gute Korrelation der Amplitude des Biegemomentes und der Änderung der Amplitude des Radius gilt für die sechste Ordnung nur für den höheren Temperaturbereich. Unterhalb von 400 ℃ sind deutliche Unterschiede im Verlauf der beiden Graphen auszumachen, die in erster Linie auf die mathematische Beschreibung der Spannungsverläufe mit Hilfe der Fourieranalyse zurückzuführen sind, und somit aus physikalischer Sicht keine Bedeutung haben. Zudem ist natürlich zu beachten, dass die Effekte in Bezug auf die Radiusverteilung in dieser Ordnung sich in einer Größenordnung unter 0,5 µm bewegen, so dass sie für die eigentlichen Rundheitsabweichungen keine relevante Rolle spielen.



Bild 10.8: Vergleich der temperaturabhängigen Entwicklung der Amplitude des Biegemomentes und der Amplitude der Radiusverteilung außen jeweils in der dritten Ordnung



Bild 10.9: Vergleich der temperaturabhängigen Entwicklung der Amplitude des Biegemomentes und der Amplitude der Radiusverteilung außen jeweils in der sechsten Ordnung

# 11 Zusammenfassung und Ausblick

Die Identifikation der verzugsbestimmenden Einflussgrößen in einer Prozesskette ist ein wichtiger Schritt in der Methode "Distortion Engineering", um das Verzugsverhalten des betrachteten Bauteils entschlüsseln zu können. Der Einsatz der Statistischen Versuchsplanung und deren entsprechender Auswertung gewährleistet dabei ein systematisches Vorgehen bei diesen Untersuchungen.

In Bezug auf den untersuchten dünnwandigen Ring haben sich als wichtigste signifikante Einflussgrößen auf die Änderungen der Rundheitsabweichungen die verwendeten Einspannmittel bei der Weichbearbeitung sowie die Chargierhilfe (Auflage) während der Wärmebehandlung aus der statistischen Versuchsplanung und -auswertung herauskristallisiert. Bei der Betrachtung der Ebenheitsabweichungen hat neben der Auflage die Erwärmgeschwindigkeit einen signifikanten Einfluss. Ein tieferes Verständnis der verantwortlichen Verzugsmechanismen kann aus den experimentellen Arbeiten unter der Verwendung der herkömmlichen Verzugskenngrößen in der Regel nicht abgeleitet werden. Die weiterführende Auswertung der Koordinatenmessungen mit Hilfe der Fourieranalyse unter ausdrücklicher Beachtung der Verzugsrichtung stellt weitere wichtige Informationen zur Verfügung. Dabei hat sich auch die Darstellung der Ergebnisse in der komplexen Ebene bewährt, die eine schnelle Bewertung eventueller Vorzugsrichtungen im Verzugsverhalten ermöglicht. Diese zusätzlichen Informationen geben somit entscheidende Hinweise für die zielgerichtete Analyse der möglichen Verzugsmechanismen.

Die oben aufgeführten Einflussgrößen wirken auf unterschiedliche Art und Weise auf die Träger des Verzugspotentials. Die Einspannmittel beim Drehen nehmen dabei erheblichen Einfluss auf die Verteilung der Tangentialspannungen in Umfangsrichtung, wobei die periodische Inhomogenität in Umfangsrichtung beim Ausspannen der Ringe nach dem eigentlichen Zerspanvorgang eingebracht wird. Da die Weichbearbeitung der beiden Mantelflächen in unterschiedlichen Aufnahmen erfolgt, bestimmt immer der resultierende Eigenspannungszustand im gesamten Bauteil die Änderung der Rundheitsabweichungen infolge der Wärmebehandlung. In experimentellen Untersuchungen kann dieser nicht annähernd komplett erfasst werden, so dass die Finite Elemente Methode im Moment als einzige Möglichkeit erschient, die Eigenspannungen im Hinblick auf die Formabweichungen zu beurteilen. Die eingesetzte Methode zum Einbringen der Spannungen in das Simulationsmodell weist dazu einen ersten Weg. Die experimentellen Ergebnisse bezüglich der Rundheitsabweichungen werden in ausreichender Güte in den Simulationsrechnungen beschrieben. Zusammenfassend kann daher festgestellt werden, dass die Größenordnung der Rundheitsänderung infolge der Wärmebehandlung durch den Grad der Ungleichmäßigkeit des Eigenspannungszustandes bestimmt wird.

Aus industrieller Sicht sind natürlich nicht nur die zu verzeichnenden Rundheitsänderungen infolge der Wärmebehandlung sondern die absoluten Werte der Maß- und Formabweichungen im gehärteten und angelassenen Zustand von Bedeutung, die den Aufwand für nachfolgende Korrekturmaßnahmen, z. B. durch Schleifen, vorgeben. In diesem Zusammenhang ist es von großer Bedeutung, die Formabweichungen nach der Weichbearbeitung zu minimieren. Der Einsatz spezieller Spanntechniken im Bereich der Weichbearbeitung kann diese Voraussetzung erfüllen. In weiterführenden Arbeiten im SFB570 konnte aufgezeigt werden, dass Formabweichungen und Wandstärkeschwankungen auch mit einfacher

#### 11 Zusammenfassung und Ausblick

Spanntechnik minimiert werden können. Es besteht aber bei dieser Vorgehensweise die prinzipielle Gefahr, dass der aus der modifizierten Spannstrategie resultierende ungleichmäßigere Eigenspannungszustand zu größeren Rundheitsänderungen beim Erwärmen führt. In diesem Zusammenhang stehen noch entsprechende experimentelle Untersuchungen aus, deren Ergebnisse zusätzlich zur weiteren Verbesserung der Simulationsrechnungen eingesetzt werden.

Ein weiterer Effekt auf die Formabweichungen geht von der verwendeten Auflage aus. In Abhängigkeit von der Verteilung der Auflagepunkte ergeben sich verschiedene Lastspannungen aufgrund des Eigengewichts des Ringes, was sich insbesondere auf die Änderung der Ebenheitsabweichungen auswirkt. Da die Lastspannung in der Regel weit unterhalb der Fließgrenze verbleibt, kann dieses Verzugsverhalten nur durch Kriechvorgänge bei hohen Temperaturen erklärt werden. Über diese zeitabhängigen Vorgänge kann somit auch der signifikante Einfluss der Erwärmgeschwindigkeit begründet werden.

Zudem scheinen die Reibungsverhältnisse an den Auflagepunkten einen nicht unerheblichen Einfluss besonders auf die Rundheitsabweichungen auszuüben. Diese beiden Effekte wurden in den Simulationsrechnungen nicht berücksichtigt, so dass die für die weitere Beurteilung wichtigen orts- und zeitaufgelösten Informationen diesbezüglich nicht zur Verfügung stehen. In diesem Zusammenhang müssen erst noch notwendige Vorarbeiten im Bereich der Modellierung der Vorgänge sowie der Erweiterung des Simulationsdatensatzes geleistet werden.

Im Rahmen dieser Arbeit hat sich die Verwendung der Auflage "Stern" als grundsätzlich beste Möglichkeit gezeigt, große Formabweichungen während der Wärmebehandlung zu vermeiden. Eine allgemeine Empfehlung in Bezug auf die Chargierung von Bauteilen in der Wärmebehandlung kann aus diesen Ergebnissen allerdings nicht abgeleitet werden, so dass sie zunächst nur für Ringe mit ähnlichen Abmessungen gilt.

Aus den Ergebnissen dieser Arbeit können Kompensationsmaßnahmen abgeleitet werden, die eine direkte Regelung und / oder Steuerung der Stellgrößen beim Austenitisieren beinhalten:

In der Diskussion der experimentellen Ergebnisse werden erste Arbeiten zum gezielt ungleichmäßigen Erwärmen beim Austenitisieren erwähnt. Durch das Aufprägen lokal unterschiedlicher Wärmeübergangskoeffizienten müssen ausreichend große Temperaturdifferenzen im Bauteil eingestellt werden, so dass die damit erzwungenen plastischen Deformationen den Fertigungsabweichungen entgegenwirken. Zudem können im Bereich der Phasenumwandlung Ferrit zu Austenit noch Effekte aus der Umwandlungsplastizität ausgenutzt werden.

Bei den durchhärtenden Wälzlagerstählen wird ein homogener Austenitisierungszustand direkt vor dem Abschrecken gewünscht, um eine gleichmäßige Verteilung der Phasenanteile im resultierenden Härtungsgefüge zu erzielen. Da aber die Dichten der Phasen Martensit und Austenit vom gelösten Kohlenstoffgehalt abhängig sind, kann durch die Einstellung lokaler Austenitisierbedingungen in das örtliche Maßänderungsverhalten eingegriffen werden. Auf diese Weise wäre wieder eine gezielte Korrektur von Formabweichungen möglich.

Weiterhin besteht die Möglichkeit durch die Verwendung abgestimmter Chargierhilfen die Bauteile gezielt während der Wärmebehandlung zu richten. Hierfür muss ein umfangreiches Wissen über das Ausdehnungsverhalten der eingesetzten Werkstoffe (Chargierhilfe und Bauteil) vorliegen. Diese Möglichkeit der Verzugskompensation wurde als Stichversuch in dieser Arbeit schon kurz vorgestellt.

Bei allen Maßnahmen zur Verzugskompensation über den direkten Eingriff in die Wärmebehandlung sind die Randbedingungen hinsichtlich einer korrekten Einstellung der geforderten Eigenschaften zu beachten. Dazu gehört neben den gefügespezifischen Größen wie Korngröße oder Härte auch die zeitliche Stabilität der Eigenschaften im Einsatz.

## 12 Literaturverzeichnis

- [1] Acht, C.; Dalgic, M.; Frerichs, F.; Hunkel, M.; Irretier, A.; Lübben, Th.; Surm, H.: Ermittlung der Materialdaten zur Simulation des Durchhärtens von Komponenten aus 100Cr6. Teil 1: Einleitung
   Charakterisierung des Werkstoffs und der Wärmebehandlung - Grundsätzliche Überlegungen -Beschreibung von Abhängigkeiten - Thermo-physikalische Kennwerte - Thermo-mechanische Kennwerte. HTM J. Heat Treatm. Mat. 63 (2008) 5, S. 234-244.
- [2] Acht, C.; Dalgic, M.; Frerichs, F.; Hunkel, M.; Irretier, A.; Lübben, Th.; Surm, H.: Ermittlung der Materialdaten zur Simulation des Durchhärtens von Komponenten aus 100Cr6. Teil 2: Parameter zum Umwandlungsverhalten – Beurteilung des Datensatzes anhand von Bauteilversuchen. HTM J. Heat Treatm. Mat. 63 (2008) 6, S. 362-371.
- [3] Andersch, C.; Ehlers, M.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W.: Systematic Analysis of the Relation between Part Geometry and Distortion due to Heat Treatment. Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 37 (2006) 1, S. 23-28.
- [4] Baehr, H.D.; Stephan, K.: Wärme- und Stoffübertragung. Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag, 2006.
- [5] Bauer, W.: Bestimmung der Veränderung der Apsorptionseigenschaften von Materialien durch verschiedene Wärmebehandlungsprozesse und Nachweis der Auswirkungen dieser Veränderungen auf die Erwärmung und Abkühlung der Materialien. Abschlussbericht AiF 11885N, 2003.
- [6] Benkowsky, G.: Induktionserwärmung: Härten, Glühen, Schmelzen, Löten, Schweißen; Grundlagen und praktische Anleitungen für Induktionserwärmungsverfahren, insbesondere auf dem Gebiet der Hochfrequenzerwärmung. Berlin: Verlag Technik GmbH, 1990.
- [7] Berns, H.: Verzug bei der Wärmebehandlung von Stahl. Z. Werkstofftech. 8 (1977) 5, S. 149-157.
- [8] Berns, H.; Theisen, W.: Eisenwerkstoffe Stahl und Gusseisen. Berlin, Heidelberg: Springer, 2008.
- [9] Besserdich, G.; Ehlers, M.; Lübben, Th.; Majorek, A.; Schmitt, G.; Wiedmann, D.: Weniger Verzug beim Härten durch Computersimulation? HTM Härterei-Techn. Mitt. 54 (1999) 4, S. 201-207.
- [10] Beswick, J. M. (Hrsg.): Bearing Steel Technology- Developments in Rolling Bearing Steels and Testing. Papers from the Symposium on Bearing Steel Technology- Developments in Rolling Bearing Steels and Testing. 21-22 May 2009, Vancouver, ASTM, im Druck.
- [11] Beswick, J. M. (Hrsg.): Bearing Steel Technology. Papers from the Symposium on Bearing Steel Technology. 8-10 May 2001, Phoenix, Ariz, ASTM, 2002.
- [12] Beswick, J. M. (Hrsg.): Bearing Steel Technology-Advances and State of the Art in Bearing Steel Quality Assurance. Papers from the Symposium on Bearing Steel Technology-Advances and State of the Art in Bearing Steel Quality Assurance. 17-19 May 2005, Reno, Nev., ASTM, 2007.
- [13] Bhadeshia, H.K.D.H.: Material Factors. In: Totten, G.; Howes, M.; Inoue, T. (Eds.): Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. ASM International, Materials Park, Ohio, 2002, S. 3-10.
- [14] Bhattacharyya, S. K.; Ghosh, S.; Rattan, G. S.: Dimensional Control of Bearing Races After Heat-Treatment. Proc. 3rd Int. Conference on Quenching and Control of Distortion, 24.-26. März 1999, Prag (Tschechien), ASM International 1999, S. 322-332.
- [15] Bösler, R.-P.: Beitrag zum Umwandlungs-, Auflösungs- und Kornwachstumsverhalten bei kontinuierlicher Erwärmung. Dissertation Technische Universität Bergakademie Freiberg, 1995.

- [16] Brinksmeier, E.; Cammeit, J. T; König, W.; Leskovar, P.; Peters, J.; Tönshoff H. K.: Residual Stresses - Measurement and Causes in Machining Processes. Annals of the CIRP, Vol. 31/2/1982.
- [17] Brinksmeier, E.; Walter A.; Sölter, J.; Nowag, L.: Einfluss der Drehbearbeitung auf den Verzug von 100Cr6-Ringen. Härterei-Technische Mitteilungen 58 (2003) 5, S. 266-270.
- [18] Bronstein, I. N.; Semendjajew, K. A.; Musiol, G.; Mühlig, H.: Taschenbuch der Mathematik. 2005.
- [19] Brooks, C. R.: Principles of the Austenitization of Steels. London, New York: Elesvier Applied Science, 1992.
- [20] Burtchen, M.; Hunkel, M.; Lübben, Th.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W.: Simulation of quenching treatments on bearing components. IFHTSE (Hrsg.): Proc. 3rd Int. Conf. on Thermal Process Modelling and Simulation, 26.-28.04.2006, Budapest, Ungarn, 2006 (CD-ROM).
- [21] Caballero, F.G., Capdevila, C. and Garcia de Andres, C.: Kinetics and Dilatometric Behaviour of Non-isothermal Ferrite - Austenite Transformation. Materials Science and Technology 17 (2001) 9, S. 1114-1118.
- [22] Clarke, P.C.: Close-Tolerance Heat Treatment of Gears. Heat Treatment of Metals (1998) 3, S. 61-64.
- [23] Cook, W. T.: A Review of Selected Steel-related Factors Controlling Distortion in Heat-treatable Steels. Heat Treatment of Metals 26 (1999) 2, S. 27-36.
- [24] Coret, M.; Calloch, S.; Combescure, A.: Experimental Study of the Phase Transformation Plasticity of 16MND6 Low Carbon Steel Induced by Proportional and Nonproportional Biaxial Loading Paths. European Journal of Mechanics A/Solids 23 (2004), S. 823-842.
- [25] Demmel, J.; Lallingen, H.: CFC-Werkstückträger revolutionieren die Wärmebehandlung. Härterei-Technische Mitteilungen 54 (1999) 5, S. 289-294.
- [26] Denis, S.; Archambault, P.; Bergheau, J.-M.; Fortunier, R. (Eds.): 2nd Int. Conf. on Thermal Process Modelling and Computer Simulation. Journal de Physique IV (Proceedings) 120, 2004.
- [27] DIN 17022-4: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen Verfahren der Wärmebehandlung. Teil 4: Nitrieren und Nitrocarburieren. 1998.
- [28] DIN 17022-1: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen Verfahren der Wärmebehandlung. Teil 1: Härten, Bainitisieren, Anlassen und Vergüten von Bauteilen. 1994.
- [29] DIN 17022-2: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen Verfahren der Wärmebehandlung. Teil 2: Härten und Anlassen von Werkzeugen. 1994.
- [30] DIN 17022-3: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen Verfahren der Wärmebehandlung. Teil 3: Einsatzhärten. 1989.
- [31] DIN 17022-5: Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen Verfahren der Wärmebehandlung. Teil 5: Randschichthärten. 2000.
- [32] DIN EN 10052: Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen, 1993.
- [33] DIN EN ISO 1101: Geometrische Produktspezifikation (GPS) Geometrische Tolerierung Tolerierung von Form, Richtung, Ort und Lauf, 2005.
- [34] DIN EN ISO 683-17: Für eine Wärmebehandlung bestimmte Stähle, legierte Stähle und Automatenstähle. Teil 17: Wälzlagerstähle. 1999.
- [35] Eckstein, H.-J.: Technologie der Wärmebehandlung von Stahl. Leipzig: VEB Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, 1987.

- [36] Eckstein, H.-J.: Wärmebehandlung von Stahl Metallkundliche Grundlagen. Leipzig: VEB Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, 1969.
- [37] Edenhofer, B.; Gräfen, W.; Müller-Ziller, J.: Umgang mit der Verzugsproblematik in der industriellen Wärmebehandlungspraxis. HTM 58 (2003) 6, S. 89-94.
- [38] Edmonson, R. W.: Dimensional Changes in Steel during Heat Treatment. Metal Treating 20 (1969/70) S. 3-19.
- [39] Epp, J.; Hirsch, T.: Procedure for Nondestructive RS-measurements of Inner Surfaces of Ball Bearing Components. Proc. of the 57th Denver X-ray Conf. and the 8th Internat. Conference on Residual Stresses (ICRS-8), 4.-8. August 2008 in Denver, Colorado, U.S.A., ICDD (Hrsg.) auf CD-ROM.
- [40] Ericsson, T. The Effect of Final Shaping Prior to Heat Treatment. In: Totten, G; Howes, M.; Inoue, T. (Eds.): Handbook of Residual Stresses and Deformation of Steel. ASM International, Materials Park, Ohio, 2002, S. 150-158.
- [41] Ficker, Th.; Hardtmann, A.; Houska, M.: Ring Rolling Research at the TU Dresden Its History from the Beginning in the 70s to the Present. steel research international 76 (2005) 2/3, S. 121-124.
- [42] Finnern, B.: Maßänderungen von Einsatzstählen beim Einsatzhärten. Arch. Eisenhüttenwes. 25 (1954) 7/8, S. 345-350.
- [43] Fonseca, A.S.M.: Simulation der Gefügeumwandlungen und des Austenitkornwachstums bei der Wärmebehandlung von Stahl. Dissertation TH Aachen, 1996.
- [44] Förster, W.; Manig; G.; Zouhar, G.; Ficker, Th.: Vom Strangguss zum Wälzlagerring über innovative Fertigungsverfahren. Vortrag zur 8. Sächsischen Fachtagung Umformtechnik. Freiberg, 2001.
- [45] Frehser, J.: Anisotrope Maßänderungen bei der Wärmebehandlung ledeburitischer Chrom-Werkzeugstähle. Arch. Eisenhüttenwes. 24 (1953) 11/12, S. 483-495.
- [46] Frerichs, F.; Lübben, Th.; Hoffmann, F.; Mayr, P.: Einfluss von gezielt asymmetrischen Fertigungsbedingungen auf den Verzug infolge von Abschreckprozessen. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 59 (2004) 3, S. 176-184.
- [47] Frerichs, F.; Lübben, Th.; Hoffmann, F.; Mayr, P.; Zoch, H.-W.: Numerische Untersuchungen von Einflüssen inhomogener Fertigungsbedingungen auf den Verzug infolge von Abschreckprozessen. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 59 (2004) 4, S. 262-268.
- [48] Frerichs, F.; Lübben, Th.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W.: Numerical Analysis of Distortion due to Inhomogeneous Distribution of Martensite Start Temperature within SAE 52100 Bearing Rings. Steel Research Int., 78 (2007) 7, S. 558-563.
- [49] Gafsi, H.; Goch, G.: In-process Measurement System Based on Laser Triangulation During Heat Treatment. Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 40 (2009) 5-6, S. 426-430.
- [50] Garcia de Andres, C., Caballero, F.G., Capdevila C. and Badeshia, H.K.D.H.: Modelling of Kinetics and Dilatometric Behaviour of Non-isothermal Pearlite-to-austenite Transformation in an Eutectoid Steel. Scripta Materialia 39 (1998) 6, S.791-796.
- [51] Gottstein, G.: Physikalische Grundlagen der Materialkunde. Berlin, Heidelberg: Springer Verlag, 2007.
- [52] Grote, C.; Brinksmeier, E.; Garbrecht, M.: Distortion Engineering in Turning Processes with Standard Clamping Systems. Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 40 (2009) 5-6, S. 385-389.

- [53] Gunnarson, S.: Einfluss der Stranggußform auf den Verzug eines einsatzgehärteten Tellerrades aus Stahl. Haerterei-Techn. Mitt. 46 (1991) 4, S. 216-220.
- [54] Gunnarson, S.; Cristinacce, M. ; Lund, T.; Volkmuth, J.: "As-Cast" Shape Related to Heat Treatment Distortion in Circular-Shaped Engineering Components. Journal of Materials Engineering and Performance 4 (1995) 3, S. 259-264.
- [55] Gür, C. H.; Pan, J. (Hrsg.): Handbook of Thermal Process Modeling of Steels. CRC Press Inc., 2008.
- [56] Hammer, K. Eigenspannungen und Verzug von wärmebehandelten Zahnrädern. Wiss. Zeitschrift Technische Hochschule Otto v. Guericke, Magdeburg 15 (1971) 5, S. 479-484.
- [57] Harris, T.A.: Rolling Bearing Analysis. Wiley, 2001.
- [58] Hauk, V.; Macherauch, E.: Eigenspannungen und Lastspannungen. Moderne Ermittlung -Ergebnisse - Bewertung. Härterei-Technische Mitteilungen, Beiheft München Wien: Carl Hanser Verlag, 1980.
- [59] Heeß, K. et al.: Maß- und Formänderungen infolge von Wärmbehandlungen. Renningen: Expert-Verlag, 2007.
- [60] Hengerer, F.: Wälzlagerstahl 100Cr6 ein Jahrhundert Werkstoffentwicklung. HTM. Härtereitechnische Mitteilungen 57 (2002) 3, S. 144-155.
- [61] Herwig, H.; Moschallski, A.: Wärmeübertragung: Physikalische Grundlagen Illustrierende Beispiele Übungsaufgaben mit Musterlösungen. Wiesbaden: Vieweg, 2006.
- [62] Heydecker, J.: Induktionshärten. In: Wärmebehandlung der Bau- und Werkzeugstähle. Hrsg. H. Benninghoff. Basel: BAZ Buchverlag, 1978.
- [63] Hirsch, T.: Entwicklung von Eigenspannungszuständen in Fertigungsprozessen. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 58 (2003) 3, S. 110-126.
- [64] Hoffmann; F., Keßler, O.; Lübben, Th.; Mayr, P.: "Distortion Engineering" Verzugsbeherrschung in der Fertigung. HTM 57 (2002) 3, S. 213-217.
- [65] Hollox, G. E.; von Bergen, R. T.: Distortion in the Heat Treatment of Bearings. Heat Treatment of Metals (1978) 2, S. 27-31.
- [66] Hoo, J. J. C. (Hrsg.): Creative Use of Bearing Steels. Papers from the Symposium on Creative use of bearing steels. Nov. 6.-8. 1991, San Diego, Ca., ASTM, 1993.
- [67] Hoo, J. J. C. (Hrsg.): Effect of Steel Manufacturing Processes on the Quality of Bearing Steels. Papers from the Symposium on Effect of Steel Manufacturing Processes on the Quality of Bearing Steels. Nov. 4-6 1986, Phoenix, Ariz., ASTM, 1988.
- [68] Hoo, J. J. C. (Hrsg.): Rating of Nonmetallic Inclusion in Bearing Steels. Papers from the Symposium on Rating of Nonmetallic Inclusion in Bearing Steels. 22-24 May 1974, Boston, Mass., ASTM, 1975.
- [69] Hoo, J. J. C. (Hrsg.): Rolling Contact Fatigue Testing of Bearing Steels. Papers from the Symposium on Rolling contact fatigue testing of bearing steels. 12-14 May 1981, Phoenix, Ariz, ASTM, 1982.
- [70] Hoo, J. J. C.; Green, W. B. (Hrsg.): Bearing Steels: Into the 21<sup>st</sup> Century. Papers from the Symposium on Bearing Steels: Into the 21<sup>st</sup> Century. Nov. 19-21 1996, New Orleans Lou., ASTM, 1998.
- [71] http://www.stahl-online.de/wirtschaft und politik/stahl in zahlen/start.asp. Stand 17.08.2009.

- [72] Hunkel, M.; Frerichs, F.; Prinz, C.; Surm, H.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W.: Size Change due to Anisotropic Dilation Behaviour of a Low Alloy SAE 5120 Steel. Steel research int. 78 (2007) 1, S. 45-51.
- [73] Hunkel, M.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W.: Simulation of the Distortion of Cylindrical Shafts during Heat Treatment due to Segregations. International Journal of Microstructure and Materials Properties (IJMMP) 3 (2008) 1, S. 162-177.
- [74] IWT Bremen (Hrsg.): Ergebnisbericht zum BMBF-Verbundprojekt "Rechnergestützte Vorhersage von Werkstück- und Werkstoffzuständen nach Wärmebehandlung": Leitfaden zur Simulation der Wärmebehandlung von Stahl, 2005.
- [75] Jablonka, A.; Harste, K.; Schwerdtfeger, K.: Thermomechanical Properties of Iron and Iron-carbon Alloys: Density and Thermal Contraction. steel research 62 (1991) 1, S. 24-33.
- [76] Jacobus, K.; DeVor, R.E.; Kapoor, S.G.: Machining-Induced Residual Stress. Experimentation and Modeling. Transaction of the ASME 122 (2000) Februar, S. 20-31.
- [77] James, M. R.: Relaxation of Residual Stresses an Overview. In: Niku-Lar, A.: Advance in Surface Treatments. Volume 4: Residual Stresses. Pergamon Press: Oxford, 1987, S. 349-365.
- [78] Jäniche, W. et al.: Werkstoffkunde Stahl. Band 1: Grundlagen. Berlin: Springer-Verlag, 1984.
- [79] Kang, J.; Rong, Y.: Modeling and Simulation of Load Heating in Heat Treatment Furnaces. Journal of Materials Processing Technology 174 (2006), S. 109-114.
- [80] Kern, R.: Distortion and Cracking. I. Residual Stresses and Heating. Heat Treating 27 (1985) 2, S. 30-32.
- [81] Kleff, J.; Hock, St.; Wiedmann, D.: Wärmebehandlungs-Simulation bei ZF Anwendungsentwicklung und Vorhersage der Kernhärte an Bauteilen. HTM J. Heat Treatm. Mat. 63 (2008) 6, S. 351-361.
- [82] Kleppmann, W.: Taschenbuch Versuchsplanung Produkte und Prozesse optimieren. München: Carl Hanser Verlag, 2. Auflage, 2000.
- [83] Kluge, A.; Faber, H.: Glühende Ringe Das Ringwalzen als wichtiges Verfahren der Massivumformung. Industrie Magazin 39 (2005), S. 26-31.
- [84] Kohtz, D.: Wärmebehandlung metallischer Werkstoffe. Grundlagen und Verfahren. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1994.
- [85] Krabiell, A.; Rzepczyk, H.; Schuler, V.; Schutz, C. H.; Tembergen, D.: Development of Process Capability and Testing Techniques for the Production of Bearing Steels. In Hoo, J. J. C.; Green, W. B. (Hrsg.): Bearing Steels: Into the 21<sup>st</sup> Century. 1998, S. 238-248.
- [86] Kusmierz, R.; Rentsch, R.; Brinksmeier, E.: Verzugsverhalten von geschmiedeten Lagerringen aus 100Cr6. HTM Z. Werkst. Wärmebeh. Fertigung 58 (2003) 5, S. 276-281.
- [87] Leblond, J.B. and Devaux, J.. A new Kinetic Model for Anisothermal Metallurgical Transformations in Steels Including Effect of Austenite Grain Size. Acta Metallurgica32 (1984) 1, S. 137-146.
- [88] Lement, B. S.: Distortion in Tool Steels. Novelty, Ohio: American Society for Metals, 1959.
- [89] Lieb, A.: Minimierung der Formfehler beim Ringwalzen. Dissertation RWTH Aachen, 1991.
- [90] Liedtke, D.; Jönsson, R.: Wärmebehandlung. Grundlagen und Anwendungen für Eisenwerkstoffe. Renningen: Expert Vlg., Renningen, 2004.
- [91] Löhe, D., Vöhringer, O.: Stability of Residual Stresses. In: Totten, G.; Howes, M.; Inoue, T. (Eds.): Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. ASM International, Materials Park, Ohio, 2002, S. 54-69.

- [92] Lu, J.: Prestress Engineering of Structural Material: A Global Design Approach to the Residual Stress Problem. In: Totten, G; Howes, M.; Inoue, T. (Eds.): Handbook of Residual Stresses and Deformation of Steel. ASM International, Materials Park, Ohio, 2002, S. 11-26.
- [93] Macherauch, E.: Praktikum in Werkstoffkunde. Braunschweig, Wiesbaden: Friedr. Vieweg & Sohn Verlag, 1992.
- [94] Macherauch, E.; Wohlfahrt, H.; Wolfstieg, U.: Zur zweckmäßigen Definition der Eigenspannungen. Härterei-Technische Mitteilungen 28 (1973) 3, S. 201-211.
- [95] Mallener, H.: Maß- und Formänderungen: Systematik und Maßnahmen zur Minderung/Vergleichsmäßigung. Härterei-Technische Mitteilungen 45 (1990) 1, S. 66-72.
- [96] Marusich, T. D.; Usui, S.; Terauds, K.; Becker, B. V.: Finite Element Modeling of Part Distortion. Proc. 2nd Int. Conf. On Distortion Engineering IDE 2008, 17.-19. September 2008, Bremen, Germany, Zoch, H.-W.; Lübben, Th. (Eds.), 2008, S. 133-141.
- [97] Mayr, P.: Dimensional Alterations of Parts due to Heat Treatment. In: Hauk, V.; Hougardy, H.P.; Macherauch, E; Tietz, H.-D.(Hrsg.): Residual Stresses, 3<sup>rd</sup> European Conference on Residual Stresses, DGM Oberursel, 1993, S. 57-77.
- [98] Milam, D.L.: Relative Effects of Case Hardening Parameters on Distortion occuring During Carburizing and Quenching, Proc. 2nd Int. Conf. on Quenching and the Control of Distortion, Cleveland, OH, USA, 04.-07.11.1996, ASM, Materials Park, OH, USA, 1996.
- [99] Montgomery, D. C.: Design and Analysis of Experiments. Weinheim: Wiley, 6. Auflage, 2004.
- [100] Moyer, J. M.; Ansell, G. S.: The Volume Expansion Accompanying the Martensite Transformation in Iron-carbon Alloys. Metallurgical Transactions A 6A (1975) September, S. 1785-1791.
- [101] Mühlbauer, A.; Baake, E.: Industrielle Elektrowärmetechnik. Essen: Vulkan-Verlag, 1992.
- [102] Neumann, H. J. et.al.: Koordinatenmeßtechnik: Neue Aspekte und Anwendungen. Ehningen bei Böblingen: Expert-Verlag, 1993.
- [103] Onink, M.; Tichelaar, F. D.; Brakman, C. M.; Mittemeijer, E. J.; van der Zwaag, S.: Quantitative Analysis of the Dilation by Decomposition of Fe-C Austenites; Calculation of volume change upon transformation. T. Metallkd. 87 (1996) 1, S. 24-32.
- [104] Orlich, J.; Pietrzeniuk, H.-J.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Band 4. Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1976.
- [105] Orlich, J.; Rose, A.; Wiest, P.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Band 3. Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1973.
- [106] Pan, J.: Factors Affecting Final Part Shaping. In: Totten, G.; Howes, M.; Inoue, T. (Eds.): Handbook of Residual Stresses and Deformation of Steel. ASM International, Materials Park, Ohio, 2002, S. 11-26.
- [107] Pan, J.; Li, Y.; Li, D.: The Application of Computer Simulation in the Heat-treatment Process of a Large-scale Bearing Roller. Journal of Materials Processing Technology 122 (2002), S. 241-248.
- [108] Pfeifer, T.: Fertigungsmeßtechnik. München, Wien: Oldenbourg, 2001.
- [109] Poll, G.: Wälzlager. In Grote, K.-H.; Feldhusen, J. (Hrsg.): Dubbel Taschenbuch für den Maschinenbau. Berlin Heidelberg: Springer, 2007. G74-G88.
- [110] Reichelt, G.: Beitrag zum Austenitsierungsprozeß der Stähle. Dissertation Technische Universität Berlin, 1983.
- [111] Reinhardt, F.; Soeder, H.: dtv-Atlas zur Mathematik. Band 2: Analysis und angewandte Mathematik. München: Deutscher Taschenbuch Verlag, 8. Auflage 1992.

- [112] Rohde, J.; Jeppsson, A.: Literature Review of Heat Treatment Simulations with Respect to Phase Transformation, Residual Stresses and Distortion. Scandinavian Journal of Metallurgy 29 (2000) 2, S. 47-62.
- [113] Rose, A.: Eigenspannungen als Ergebnis von Wärmebehandlung und Umwandlungsverhalten. Härterei-Technische Mitteilungen 21 (1966) 1, S. 1-6.
- [114] Rose, A.; Hougardy, H., Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Band 3 und 4: Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubilder. Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1996.
- [115] Rossow, P.: Verzug bei der Wärmebehandlung. Zeitschrift für wirtschaftliche Fertigung 73 (1978) 9, S. 478-481.
- [116] Roth, W.: Untersuchungen über die Austenitbildung bei einigen unlegierten und niedriglegierten Stählen unter besonderer Berücksichtigung hoher Erhitzungsgeschwindigkeiten. Dissertation Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 1963.
- [117] Sachs, K.; Jay, G. T. F.: The Distortion of High-carbon High-chromium Die Steel Effect of Variations in Carbide Distribution on the Sensitivity of the Steel to Distortion. J. Iron Steel Inst. 191 (1959), S. 353-360.
- [118] Scheffler, E.: Statistische Versuchsplanung und -auswertung. Stuttgart: Deutscher Verlag f
  ür Grundstoffindustrie. 3. Auflage, 1997.
- [119] Schlicht, H.: Beitrag zur Theorie des schnellen Erwärmens und schnellen Abkühlens von Stahl. Härterei-Technische Mitteilungen 29 (1974) 3, S. 184-192.
- [120] Scholtes, B.; Baron, H.-U.; Behnken, H.; Eigenmann, B.; Gibmeier, J.; Hirsch, Th.; Pfeifer, W.: Röntgenographische Ermittlung von Spannungen – Ermittlung und Bewertung homogener Spannungszustände in kristallinen, makroskopisch isotropen Werkstoffen; Verfahrensbeschreibung der AWT e.V., Fachausschuss FA 13, 2000.
- [121] Schreiber, E.: Die Werkstoffbeeinflussung weicher und gehärteter Oberflächenschichten durch spanende Bearbeitung. VDI-Berichte 256 (1976), S. 67-79.
- [122] Schüttenberg, S.; Frerichs, F.; Hunkel, M.; Fritsching, U.: Process technology for distortion compensation by means of gas quenching in flexible jet fields. Int. J. Materials and Product Technology 24 (2005) 1-4, S. 259-269.
- [123] Schüttenberg, S.; Frerichs, F.; Hunkel, M.; Fritsching, U.: Process Technology for Distortion Compensation by Means of Gas Quenching in Flexible Jet Fields. Int. J. Materials and Product Technology 24 (2005) 1-4, S. 259-269.
- [124] Seger, W.: Beeinflussung des Verzugsverhaltens von rotationssymmetrischen Schmiedeteilen durch Erstarrungslenkung. Vortrag anlässl. des Münchener Umformtechnik-Seminars, 1986.
- [125] Sinha, A.: Defects and Distortion in Heat-Treated Parts. In: ASM Handbook Vol. 4 Heat Treatment. ASM International, 1991.
- [126] Slycke, J.; Persson, M.; Fajers, C.; Larsson, S.: Material and Heat Treatment Simulation Tools for Bearing Performance. 11<sup>th</sup> Congress of the Internat. Federation for Heat Treatment and Surface Engineering, 4<sup>th</sup> ASM Heat Treatment and Surface Engineering Conf. in Europe, Vol.1, 19-21 October 1998, Florence (Italy), S. 33-42, 1998.
- [127] Söhner, J.: Beitrag zur Simulation zerspanungstechnologischer Vorgänge mit Hilfe der Finite-Element-Methode. Dissertation Fakultät für Maschinenbau Universität Karlsruhe (TH), 2003.
- [128] Sölter, J.: Modeling and Simulation of Ring Deformation Due to Clamping. Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 40 (2009) 5-6, S. 380-384.

- [129] Sölter, J.: Ursachen und Wirkmechanismen der Entstehung von Verzug infolge spanender Bearbeitung. Dissertation Universität Bremen, 2010.
- [130] Sölter, J.; Nowag, L.; Rocha, A.; Walter, A.; Brinksmeier, E.; Hirsch, T.: Einfluss der Maschinenstellgrößen auf die Eigenspannungszustände beim Drehen von Wälzlagerringen. HTM 59 (2004) 3, S. 169-175.
- [131] Stangner, H.: Werkstoff f
  ür Wälzlager Festigkeitsverhalten, Auswahlkriterien. VDI-Berichte 600.1 (1986), S. 421-438.
- [132] Surm, H.; Hoffmann, F.: Distortion of Cold Rolled Bearing Rings of SAE 52100 During Heating. In: Proceedings of New Challenges in Heat Treatment and Surface Engineering, 9. - 12. Juni 2009, Dubrovnik - Cavtat, Kroatien, S. 67-72.
- [133] Surm, H.; Karsch, T.; Kessler, O.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W.: Rundheitsänderungen bei der ungleichmäßigen Erwärmung von Wälzlagerringen. HTM Zeitschrift für Werkstoffe Wärmebehandlung Fertigung 62 (2007) 4, S. 150-156.
- [134] Surm, H.; Keßler O.; Hunkel, M.; Hoffmann, F.; Mayr, P.: Modelling the Ferrite / Carbide to Austenite Transformation of Hypoeutectoid and Hypereutectoid Steels. Journal de Physique IV 120 (2004), S. 111-119.
- [135] Surm, H.; Keßler, O.; Hoffmann, F.; Zoch, H.-W.: Modelling of Austenitising with Non-constant Heating Rate in Hypereutectoid Steels. Int. J. Microstructure and Materials Properties 3 (2008) 1, S. 35-48.
- [136] Syren, B.; Wohlfarth, H., Macherauch, E: Zur Entstehung von Bearbeitungseigenspannungen. Arch. Eisenhüttenwesen 48 (1977) 8, S. 421-426.
- [137] Thoben, K.-D.; Klein, D.; Prinz, C.; Kusmierz, R.; Nowag, L.; Surm, H.; Frerichs, F.: Optimierung von Fertigungsketten. ZWF 99 (2004) 4, S. 162-165.
- [138] Thuvander, A. et. al.: Simulation of Heat Treatment Response and Distortion of Bearing Rings. In: Proceedings of the 5th Int. Symp. on "Bearing steels: into the 21st century". New Orleans, USA, Nov. 1997; ASTM, p. 265-278.
- [139] Thuvander, A.: Out of Roundness Distortion of Bearing Rings Owing to Internal Stresses from Tube Bending. Materials Science and Technology 18 (2002) March, S. 312-318.
- [140] Tomala, V.: In-situ Eigenspannungsmessungen bei hohen Temperaturen in CVD-beschichteten Stahlsubstrat-Verbundwerkstoffen. Diss. Universität Bremen. arenDTaP-Verlag, Bremen, 1999.
- [141] Totten, G. E.; Bates, C E.; Clinton, N. A.: Handbook of Quenchants and Quenching Technology. ASM Int. Materials Park, Ohio, 1993.
- [142] Tszeng, T.C.; Wu, W.T.; Semiatin, L.: A Sensitivity Study of the Process Model for Predicting the Distortion During Heat Treating. In Proc. of 2nd International Conference on Quenching and the Control of Distortion; Cleveland, Ohio; USA; 4-7 Nov. 1996. S. 321-327.
- [143] VDI-Wärmeatlas. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 2006.
- [144] Voelkner, W.; Ficker, Th.: Entwicklung und Anwendung von Verfahren zur Herstellung ring- und rohrförmiger Werkstücke. Plenarvortrag Innovationsforum "InnoRING" am 23./24.03.2006, Riesa.
- [145] Vöhringer, O.; Wohlfahrt H.: Abbau von Eigenspannungen, in Eigenspannungen und Lastspannungen, Moderne Ermittlung – Ergebnisse - Bewertung, Hrsg. V. Hauk und E. Macherauch, München: Carl Hanser Verlag 1982, S. 144-155.
- [146] Volkmuth J., Sjöblom, U., Slycke, A.; Thuvander, A.: Effect of Uneven Residual Stresses on Dimensional Changes and Variations of Through Hardening Bearing Steel Ring. Proc. 20<sup>th</sup> ASM

Heat Treating Society Conference, 9.-12. Oktober 2000, St. Louis, ASM International, 2000, S. 455-460.

- [147] Volkmuth, J.: Eigenspannungen und Verzug. Härterei-Technische Mitteilungen 51 (1996), S. 145-154.
- [148] Volkmuth, J.: Influence of Steel Making and Futher Processes on the Distortion of Bearing Steel. In: Beswick, J. M. (Hrsg.): Bearing Steel Technology-Advances and State of the Art in Bearing Steel Quality Assurance. 2007, S. 117-127.
- [149] Volkmuth, J.; Hengerer, E: Einfluß des Ausgangsmaterials auf den Verzug bei der Wärmebehandlung von Massenteilen. Härterei-Technische Mitteilungen 44 (1989) 7, S. 89-94.
- [150] Volkmuth, J.; Hengerer, F.; Lund, Th.: Einfluß von Gießverfahren und Gießquerschnitt auf die Unrundheit - Härten von Ringen aus Wälzlagerstahl 100Cr6. Härterei-Technische Mitteilungen 50 (1995) 6, S. 352-358.
- [151] Volkmuth, J.; Hengerer, F.; Slycke, J.; Persson, M.: Rechnergestützte Kurzzeitwärmebehandlung auf neuartigen Rollenherdanlagen am Beispiel von Wälzlagerbauteilen. Härterei-Technische Mitteilungen 57 (2002) 3, S. 205-212.
- [152] Weckenmann, A. und Gawande, B.: Koordinatenmeßtechnik. Flexible Meßstrategien für Maß, Form und Lage. München: Carl Hanser Verlag, 1999.
- [153] Winkelmann, R.: Erwärmen und Glühen. In: Wärmebehandlung der Bau- und Werkzeugstähle. Hrsg. H. Benninghoff. Basel: BAZ Buchverlag, 1978.
- [154] Wolfstieg, U.; Macherauch, E.: Zum thermischen Abbau von Eigenspannungen. In: Eigenspannungen, Entstehung – Berechnung – Messung - Bewertung, Bericht eines Symposiums, Proc. 1<sup>st</sup> European Conference on Residual Stresses, DGM, Oberursel, 1980, S. 345-354.
- [155] Wünning, J.: Unregelmäßiger Verzug beim Einsatzhärten von Serienteilen. T. Z. prakt. Metallbearb. 66 (1972) 3, S. 89-93.
- [156] Young, W. C.; Roark, R. J.: Roark's Formulas for Stress and Strain. New York: McGraw-Hill, 1989.
- [157] Zheng, H. (Eds.): 1st Int. Conf. on Thermal Process Modeling and Computer Simulation. Shanghai Jiaotong University, 2000.
- [158] Zinn, W.: Schweißtechnik II. Vorlesungsskript Universität Kassel im Bereich Metallische Werkstoffe WS 2009/2010.
- [159] Zoch, H. W.; Lübben, Th.; Hoffmann, F.; Mayr, P.: Verzug und Strangguß Einfluß des Gießformats beim Fixturhärten von Wälzlagerstahlringen. HTM 49 (1994) 4, S. 245-253.
- [160] Zoch, H.-W.: Untersuchungen zum Einfluß unterschiedlicher Erstarrungsgeometrie von Strangguß aus dem Wälzlagerstahl 100Cr6 auf das Verzugsverhalten ringförmiger Bauteile beim Abschrecken in Härtepressen. Diss. Universität Bremen, 1995.
- [161] Zoch, H.-W.: Wärmebehandlungsverfahren in der Wälzlagerfertigung. HTM Härterei-Techn. Mitt. 47 (1992) 4, S. 223-230.