

Lehrstuhl für Werkstoffkunde und Werkstoffmechanik mit  
Staatlichem Materialprüfamt für den Maschinenbau  
Technische Universität München

# Ursachen des Walzenaufreißens in Warmbreitbandstraßen

Matthias J. Dünckelmeyer

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen  
der Technischen Universität München  
zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. H. Baier

Prüfer der Dissertation:

1. Univ.-Prof. Dr. mont. habil. Dr. h. c. E. Werner
2. Univ.-Prof. W. H. Polifke, Ph.D. (CCNY)

Die Dissertation wurde am 07.05.2012 bei der Technischen Universität München  
eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen  
am 13.09.2012 angenommen.



# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1	Walzen . . . . .	1
1.2	Die Warmbreitbandstraße . . . . .	4
1.2.1	Fertigung in der Warmbreitbandstraße . . . . .	4
1.2.2	Stand der Technik . . . . .	6
1.3	Motivation und Struktur der Arbeit . . . . .	13
<b>2</b>	<b>Experimentelle Arbeiten an Walzenwerkstoffen</b>	<b>17</b>
2.1	Mikrostrukturanalyse . . . . .	18
2.1.1	Gefügeausbildung der untersuchten Werkstoffe . . . . .	19
2.1.2	Untersuchung einer aufgerissenen Walzenoberfläche . . . . .	22
2.2	Mechanische Untersuchungen . . . . .	37
2.2.1	Zug- und Druckversuche . . . . .	37
2.2.2	Zyklische Versuche . . . . .	45
2.2.3	Temperaturabhängiger Elastizitätsmodul . . . . .	49
2.3	Bestimmung thermophysikalischer Kenngrößen . . . . .	53
2.3.1	Temperaturabhängiger Wärmeausdehnungskoeffizient . . . . .	53
2.3.2	Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit . . . . .	54
2.4	Härtemessung . . . . .	55
2.5	Vergleich mit Materialkennwerten aus der Literatur . . . . .	57

<b>3</b>	<b>Analytisches Modell</b>	<b>59</b>
3.1	Berechnung des Temperaturprofils . . . . .	60
3.1.1	Bestimmung der maximalen Oberflächentemperatur . . . . .	60
3.1.2	Bestimmung des Temperaturprofils . . . . .	64
3.2	Abschätzung der Spannungen . . . . .	70
3.3	Parameterstudie zum Einfluss ausgewählter Prozessgrößen . . . . .	75
<b>4</b>	<b>Numerische Simulation</b>	<b>79</b>
4.1	Modellierung der Mikrostruktur . . . . .	81
4.1.1	Voronoi-Tesselierung . . . . .	81
4.1.2	Randbedingungen . . . . .	85
4.2	Untersuchung des Einflusses der Mikromorphologie . . . . .	86
4.2.1	Ausrichtung der Karbide . . . . .	86
4.2.2	Vergleich zwischen HSS und HiCr . . . . .	92
4.3	Korrelation mit experimentellen Ergebnissen . . . . .	96
4.3.1	Identifikation der kritischen, ersten Hauptspannung . . . . .	98
4.3.2	Simulation von zyklischen Beanspruchungen . . . . .	100
4.4	Diskussion . . . . .	103
<b>5</b>	<b>Prognosemodell für den Einsatz in der Walzstraße</b>	<b>105</b>
5.1	Aufbau und Funktionsweise . . . . .	106
5.2	Abschätzung der Spannungen und Dehnungen . . . . .	108
5.2.1	Berechnung der Maximaltemperatur . . . . .	109
5.2.2	Abschätzung der Spannungen . . . . .	111
5.2.3	Beschreibung des Konstitutivverhaltens . . . . .	114
5.2.4	Fertigungsbedingte (Druck-)Eigenspannungen . . . . .	119
5.3	Schädigungskriterium . . . . .	123
5.4	Ergebnisse . . . . .	124

<i>INHALTSVERZEICHNIS</i>	III
<b>6 Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>129</b>
6.1 Zusammenfassung . . . . .	129
6.2 Ausblick . . . . .	135
<b>A Form und Größe von Karbiden in HiCrSG, HiCr und HSS</b>	<b>137</b>
<b>B Diskussion zum Einfluss der Walzgeschwindigkeit</b>	<b>143</b>
<b>C Bewertung des abrasiven Verschleißes</b>	<b>147</b>
<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>151</b>



# Abbildungsverzeichnis

1.1	Schematische Darstellung der unterschiedlichen Walzarten . . . . .	2
1.2	Produktion warmgewalzter Stahlerzeugnisse der Jahre 2006 bis 2010 nach der World Steel Association, Eurofer . . . . .	2
1.3	Schematische Darstellung der Anordnung von Walzen in Walzengerüsten . . . . .	3
1.4	Schematische Darstellung der Warmbreitbandstraße voestalpine Stahl GmbH, Linz	5
1.5	Fertigstraße der Warmbreitbandstraße voestalpine Stahl GmbH, Linz . . . . .	5
1.6	Haspelanlage der Warmbreitbandstraße voestalpine Stahl GmbH, Linz . . . . .	5
1.7	Dickenabnahme des Walzguts. Darstellung der Fließscheide . . . . .	6
1.8	Schematisch: Gefügestruktur von HSS und HiCr-Eisen . . . . .	9
1.9	Schematisch: Walze bestehend aus Mantel und Kern, Längenangaben in mm . .	10
1.10	Oberflächenschäden der Arbeitswalze beim Warmwalzen . . . . .	11
1.11	Aufgerissene Arbeitswalze . . . . .	12
2.1	Verwendete Bezeichnungen der Ansichten . . . . .	19
2.2	Gefügebilder der untersuchten Walzenwerkstoffe . . . . .	20
2.3	Herangehensweise zur Bestimmung der Halbachsenverhältnisse, der Flächenverteilung samt Phasenanteil und des Gesamtumfangs von Karbiden . . . . .	23
2.4	Untersuchte aufgerissene Walzensegmente . . . . .	24
2.5	Geschädigter Bereich einer Arbeitswalze in der Radialansicht . . . . .	25
2.6	Aufgerissene HiCr Arbeitswalze Schädigungsübergangsbereich im Tangential-schnitt, ungeätzt . . . . .	26

2.7	Zwei Ansichten einer aufgerissenen HiCr Arbeitswalze im Schädigungsübergangsbereich im Axialschnitt . . . . .	26
2.8	Erscheinungsbild einer aufgerissenen Walzenoberfläche, Radialansicht . . . . .	26
2.9	Tiefenprofil eines teilweise geschädigten Walzensegments in axialer Richtung in der Radialansicht . . . . .	28
2.10	Tiefenprofil eines teilweise geschädigten Walzensegments in Umfangsrichtung in der Radialansicht . . . . .	28
2.11	Schematische Darstellung von unterschiedlichen Oberflächenprofilen mit annähernd gleichen $R_a$ -Werten . . . . .	30
2.12	Bestimmung der Risstiefen von Gefügebildern . . . . .	31
2.13	Tiefe der Heißrisse, HiCr, Auswertung im Schädigungsübergangsbereich . . . . .	33
2.14	Abstand der Heißrisse zueinander, HiCr, Auswertung im Schädigungsübergangsbereich . . . . .	33
2.15	Maximaltiefe der gebrochenen Karbid-Konglomerate, HiCr, Auswertung im Schädigungsübergangsbereich . . . . .	34
2.16	Abstand der gebrochenen Karbid-Konglomerate zueinander, HiCr, Auswertung im Schädigungsübergangsbereich . . . . .	34
2.17	Mindestlänge von Heißbrissen aufgetragen über ihrem Abstand zueinander, HiCr, Auswertung im Schädigungsübergangsbereich . . . . .	35
2.18	Schematisch: Vorgehensweise zur Bestimmung der kritischen plastischen Verformungsdehnung . . . . .	36
2.19	Schematisch: Untersuchter Gefügeauschnitt einer aufgerissenen HiCr-Walze zur Bestimmung der kritischen Risslänge, $1 \text{ mm}^2$ . . . . .	37
2.20	Schematische Darstellung der Spannungen und Temperaturen an der Walzenoberfläche . . . . .	38
2.21	Probenfertigung und Orientierung der Karbide, exemplarisch Druckprobe . . . . .	39
2.22	Spannung-Dehnung-Diagramme bei unterschiedlichen Temperaturen und niedriger Dehnrate . . . . .	42
2.23	Temperaturabhängige Druckfließspannung der Materialien HiCr, HiCrSG und HSS . . . . .	43



2.24 Erscheinungsbild der Schädigung, exemplarisch HiCr . . . . . 44

2.25 Schematische Darstellung der Rissöffnung bei Druck. Die Matrix fließt um das  
 Karbid und beansprucht dieses auf Zug . . . . . 44

2.26 Erfassung der Risse innerhalb der Mikrostruktur, hier exemplarisch HiCr . . . . . 46

2.27 Auswertung der Risslänge auf einer Fläche von 1 mm<sup>2</sup> für die unterschiedlichen  
 Walzenwerkstoffe nach Druckversuchen (extrapolierte Regressionsgerade) . . . . . 46

2.28 Probenherstellung und -geometrie für zyklische Versuche . . . . . 47

2.29 Vorüberlegungen für zyklische Versuche . . . . . 47

2.30 Bewertung des Verfestigungsverhaltens mit Hilfe experimenteller Daten des mo-  
 difizierten LCF-Versuchs bei Raumtemperatur . . . . . 49

2.31 Gemessener temperaturabhängiger Elastizitätsmodul der Materialien HiCr, Hi-  
 CrSG und HSS . . . . . 50

2.32 Ansätze zur Abschätzung des makroskopischen Elastizitätsmoduls . . . . . 51

2.33 Näherung der E-Moduli der Materialien HiCr (hier: gleich HiCrSG) und HSS bei  
 Raumtemperatur mit den Ansätzen von HASHIN SHTRIKMAN, VOIGT und REUSS . . 52

2.34 Temperaturabhängige Wärmeausdehnungskoeffizienten der Materialien HiCr und  
 HSS . . . . . 53

2.35 Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit der Materialien HiCr und HSS . . . . . 55

2.36 Tiefenabhängige Härtemessung (VICKERS, HV) der Gefügekonstituenten von Hi-  
 Cr, HiCrSG und HSS . . . . . 56

3.1 Flussdiagramm des analytischen Modells zur Bestimmung thermomechanisch in-  
 duzierter Spannungen . . . . . 61

3.2 Schematische Darstellung des Walzspalts . . . . . 62

3.3 Vereinfachte Darstellung des Kontakts von Walze und Band . . . . . 62

3.4 Vergleich des analytisch errechneten Temperaturprofils an der Walzenoberfläche  
 mit Messwerten von STEVENS ET AL. für sechs Umdrehungen . . . . . 63

3.5 Schematische Unterteilung der Wärme- und Kühlzonen im Walzenmodell . . . . . 66

3.6 Schematischer Temperaturverlauf für die erste Walzenumdrehung . . . . . 67

3.7	Schematischer Temperaturverlauf für die $n$ -te Walzenumdrehung . . . . .	68
3.8	Temperaturverlauf für verschiedene Tiefen für die ersten neun Walzenumdrehungen	70
3.9	Schematisch: Ursachen der beim Erhitzen thermomechanisch induzierten Druckspannungen in Umfangsrichtung . . . . .	71
3.10	Schematische Darstellung des Fließverhaltens während einer Walzenumdrehung .	73
3.11	Analytisch bestimmte Spannung-Dehnung-Kurve für 50 Umdrehungen bei einer Bandtemperatur von 1000 °C und einer Walzgeschwindigkeit von 2 m/s . . . . .	75
3.12	Akkumulierte plastische Verformung in Umfangsrichtung für unterschiedliche Walzgeschwindigkeiten bei einer Bandtemperatur von 1000 °C . . . . .	78
3.13	Akkumulierte plastische Verformung in Umfangsrichtung für unterschiedliche Bandtemperaturen bei einer Walzgeschwindigkeit von 2 m/s . . . . .	78
4.1	Flussdiagramm der numerischen Simulation . . . . .	80
4.2	Voronoi-Tesselierung und Färbung . . . . .	82
4.3	Vergleich eines realen Gefüges mit einem am Rechner erzeugten Gefüge . . . . .	83
4.4	Modellskizze der mikromechanischen Zelle zur Beschreibung der thermomechanischen Verhältnisse in der wärmebeeinflussten Zone und der charakteristischen zeit- und tiefenabhängigen Temperaturverteilungen . . . . .	86
4.5	Realisation von Mikrostrukturen mit unterschiedlichen Karbidausrichtungen zur Oberfläche . . . . .	87
4.6	Verteilung der größten Hauptspannung in beiden Gefügekonstituenten der Mikrostruktur A . . . . .	88
4.7	Beurteilung der Spannungen in den Gefügekonstituenten der Mikrostruktur A .	90
4.8	99 % Quantile der Verteilung der größten Hauptspannung in den beiden Phasen für die Mikrostrukturen A, B, C . . . . .	91
4.9	Beispiele der modellierten Mikrostrukturen . . . . .	92
4.10	Vergleich von HiCr und HSS: MOHR'scher Spannungskreis der mittleren Spannungszustände in den beiden Phase in der Tiefenklasse 0 - 100 $\mu\text{m}$ . . . . .	94

4.11 Vergleich von HiCr und HSS: 99 % Quantile der größten Hauptspannung der beiden Phasen . . . . .	95
4.12 Vergleich von HiCr und HSS (23 % Karbid): 99 % Quantile der größten Hauptspannung der beiden Phasen . . . . .	96
4.13 Multiskalen-Koppelung mit Hilfe von Masterknoten . . . . .	97
4.14 Anpassen der kritischen Rissinitierungsspannung über Abgleich mit experimentellen Daten . . . . .	99
4.15 Anpassen der kritischen Rissinitierungsspannung einer Simulation über Abgleich mit experimentellen Daten . . . . .	101
4.16 Spannung-Dehnung-Diagramm einer Einheitszelle nach zyklischer Belastung . .	102
4.17 Abnahme der Steifigkeit senkrecht zur Belastungsrichtung . . . . .	102
4.18 Vergleich realer Risse im oberflächenahen Bereich einer Arbeitswalze (Karbide dunkel) mit numerisch generierten Rissen (Karbide hell) . . . . .	103
5.1 Aufbau des Prognosetools . . . . .	107
5.2 Vereinfachende Annahme infolge der systembedingten Abtastrate von 0,2 Hz . .	110
5.3 Bestimmung der Rückspannung bei überlagerter thermischer Entfestigung . . . .	112
5.4 Bestimmung der Fließtemperatur der Druckfließgrenze . . . . .	113
5.5 Berechnung der Rückspannung für Druckbeanspruchungen bei kinematischer Verfestigung mit überlagerter thermischer Entfestigung . . . . .	114
5.6 Vergleich der Ansätze von VOCE und JOHNSON-COOK für die drei untersuchten Walzenwerkstoffe bei Raumtemperatur (Dehnrates: $0,002\text{ s}^{-1}$ ) . . . . .	118
5.7 HiCrSG (Dehnrates: $0,002\text{ s}^{-1}$ ), experimentell erhobene Daten im Vergleich mit den gefitteten Kurven . . . . .	119
5.8 Abweichung der Konstitutivgleichungen von den im Druckversuch erfassten Daten, exemplarisch für HiCrSG, 20 und 500 °C (Dehnrates: $0,002\text{ s}^{-1}$ ) . . . . .	119
5.9 FEM Simulation der fertigungsbedingten Eigenspannungen in einer HiCr-Eisen Arbeitswalze . . . . .	121

5.10 Schematisch: Ursache der fertigungsbedingten Eigenspannungen in Kern und Mantel, mit $R_{\text{Mantel,innen,rx}}$ , $R_{\text{Mantel,aussen,rx}}$ und $R_{\text{Kern,rx}}$ als Radien vor dem Zusammenfügen . . . . .	121
5.11 Darstellung der Eigenspannungen des Mantels und des Kerns in einer Arbeitswalze	124
5.12 Auswertung der maximalen Oberflächentemperatur und der mittleren Temperatur der Arbeitswalzen für die ersten drei Gerüste innerhalb von 24 Stunden . . .	127
5.13 Auswertung der akkumulierten plastischen Verformung in Umfangsrichtung $\varepsilon_{\text{pl,akk},\varphi}$ des oberflächennahen Bereichs der Arbeitswalze für die ersten zwei Gerüste innerhalb von 24 Stunden . . . . .	127
5.14 Auswertung des eingewalzten Zunders im Band und Aufreißprognose für das erste Gerüst innerhalb von 24 Stunden . . . . .	128
6.1 Schematisch: Bildung von Rissen im oberflächennahen Bereich einer Arbeitswalze durch die Wirkung von Schubspannungen . . . . .	131
6.2 Schematisch: Ablösung einer geschädigten Schicht von der Arbeitswalze . . . . .	132
A.1 Bestimmung des minimalen und maximalen FERET-Durchmessers . . . . .	137
A.2 Zusammenhang zwischen Achsenverhältnis und Karbidfläche, exemplarisch für HSS, ca. 5000 ausgewertete Karbide . . . . .	138
A.3 Auswertung stereologischer Größen von HiCrSG, ca. 5000 ausgewertete Karbide	139
A.4 Auswertung stereologischer Größen von HiCr, ca. 5000 ausgewertete Karbide . .	140
A.5 Auswertung stereologischer Größen von HSS, ca. 5000 ausgewertete Karbide . .	141
B.1 Entwicklung der mittleren Temperatur und der maximalen Oberflächentemperatur der Walze für 100 Umdrehungen . . . . .	144
B.2 Entwicklung der Temperaturdifferenz zwischen mittleren Temperatur und der maximalen Oberflächentemperatur der Walze für 100 Umdrehungen . . . . .	144
B.3 Akkumulierte plastische Verformung in Umfangsrichtung der Walze . . . . .	145
C.1 Verschleiß (hier: Materialabtrag in mm) über gewalzte Länge in m . . . . .	149

C.2 Von TAHIR gemessener Walzenverschleiß in den ersten sechs Gerüsten nach 100  
Bändern . . . . . 149



# Symbol- und Indexverzeichnis

Nachfolgend sind häufig verwendete Formelzeichen und Indizes mit ihrer allgemeinen Bedeutung aufgeführt.

## Symbole

Variable	Bedeutung	Einheit
$\alpha, \beta, \gamma, \delta, \chi, \zeta, \omega$	Winkel	°
$\alpha_T$	thermischer Ausdehnungskoeffizient	1/K
$\Delta b$	Walzbreite	m
$\varepsilon$	Dehnung	-
$\dot{\varepsilon}$	Dehnrage	1/s
$\eta$	Verfestigungsrichtung	-
$\Theta$	Temperaturprofil	-
$\kappa$	Temperaturleitfähigkeit	m <sup>2</sup> /s
$\lambda$	Wärmeleitfähigkeit	W/(Km)
$\Lambda, \Xi$	Integrationskonstanten	-
$\mu$	Parameter für Wahrscheinlichkeitsfunktion	-
$\nu$	Querkontraktionszahl	-
$\Pi$	Verschleißparameter	µm/m bzw. g/n
$\rho$	Dichte	kg/m <sup>3</sup>
$\sigma$	Spannung	MPa
$\underline{\underline{\sigma}}$	Spannungstensor	MPa
$\tau$	Schubspannung	MPa
$\Upsilon$	thermische Eindringtiefe	m

$\phi, \psi$	dimensionslose Koordinaten	-
$\varphi, r, z$	Zylinderkoordinaten	-
$\Phi$	Parameter für Wahrscheinlichkeitsfunktion	-
$\Omega$	dynamische Viskosität	kg/(s·m)
$a, b$	Halbachsen der Ellipse	-
$A$	Fläche	m <sup>2</sup>
$B$	Bruchdehnung	%
$c$	Breite	-
$c_p$	Wärmekapazität	J/(kgK)
$C$	Gradient der Fließkurve (kinematische Verfestigung)	GPa
$d$	Durchmesser	m
$D$	Walzendurchmesser	m
$E$	Elastizitätsmodul	GPa
$F$	Kraft	N
$\underline{F}$	Deformationsgradient	-
$G$	Sättigung der Fließkurve (kinematische Verfestigung)	-
$h$	Blechdicke	m
$H$	Häufigkeit	-
HV	Härte nach VICKERS	HV
$i, j$	Laufvariablen	-
$J$	Jacobimatrix	-
$J_1 - J_5$	Kennwerte für JOHNSON COOK Ansatz	variierend
$K_1 - K_5$	Kennwerte für modifizierten VOCE Ansatz	variierend
$l$	Walzspaltlänge (Kontaktlänge)	m
$L_c$	Grenzwellenlänge	µm
$m$	Masse	kg
$n$	Umdrehungen	-
$p$	Linienlast bzw. Walzdruck	t/mm bzw. MPa
$P$	Wahrscheinlichkeit	-
$\underline{P}$	PIOLA KIRCHHOFF-Spannungstensor	MPa



$Pe$	Pecletzahl	-
$q$	kinematische Verfestigungsvariable	MPa
$R$	Radius der Walze	m
$R_a$	arithmetische Flächenrauheit	$\mu\text{m}$
$R_m$	Festigkeit	MPa
$R_{p0,2}$	Dehngrenze	MPa
$R_z$	gemittelte Rautiefe	$\mu\text{m}$
$S_a$	mittlere, arithmetische Höhe	$\mu\text{m}$
$S_z$	maximale, flächenhafte Höhe	$\mu\text{m}$
$t$	Zeit	s
$T$	Temperatur	$^{\circ}\text{C}$
$u$	Verschiebung	-
$\underline{u}$	Verschiebungsvektor	-
$U$	Umfang	m
$v$	Geschwindigkeit	m/s
$V$	Volumen	$\text{m}^3$
$\mathcal{V}$	Menge der Voronoï Polygone	-
$V(p)$	Voronoï Zelle	-
$W$	thermischer Widerstand	$\text{W}/(\text{Km}^2)$
$x, y, z$	Kartesische Koordinaten	-
$\underline{x}$	Koordinate (Anfangskonfiguration)	-
$\underline{X}$	Koordinate (Momentankonfiguration)	-
$Y$	Fließspannung	MPa
$z$	Schädigungsparameter	-
$F$	Korrekturwert für analytisch errechnete Temperaturen	-
$\Gamma$	Schadenstoleranz	-

## Indizes

Index	Bedeutung
$\alpha, \beta, \gamma, \delta, \chi, \zeta, \omega$	Zustand am Ende einer Walzenzone
$\varphi, r, z$	Zylinderkoordinaten
akk	akkumuliert
Aus	Austritt
B	Band
BS	Rückspannung
D	Druckbeanspruchung
DE	Druckeigenspannung
Ein	Eintritt
el	elastisch
Fließ	Fließ(spannung)
FS	FlieBscheide
$i, j$	Laufvariablen
Kern	Kern der Arbeitswalze
Kontakt	Kontakt(zeit)
krit	kritisch
log	logarithmisch
max	maximal
Mantel	Mantel der Arbeitswalze
min	minimal
oben	obere Arbeitswalze
pl	plastisch
rx	entspannte Konfiguration (englisch: relaxed)
RT	Raumtemperatur
Schmelz	Schmelz(temperatur)
tech	technisch (beispielsweise bei Spannungen)
th	thermisch
u	Umfangsrichtung
unten	untere Arbeitswalze
$x, y, z$	Kartesische Koordinaten

w	wahr (beispielsweise bei Spannungen)
W	(Arbeits-)Walze
Z	Zugbeanspruchung
0	Initialwert
	parallel zur Lastrichtung
⊥	senkrecht zur Lastrichtung



# Vorwort

Diese Arbeit entstand im Rahmen meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter des Christian Doppler Laboratoriums für Hochleistungslegierungen am Lehrstuhl für Werkstoffkunde und Werkstoffmechanik der Technischen Universität München.

An dieser Stelle möchte ich mich bei meinem Doktorvater, Herrn Prof. Dr. mont habil. Dr. h. c. E. Werner, für die wissenschaftliche Betreuung der Arbeit, sowie seine ständige Unterstützung und Diskussionsbereitschaft bedanken.

Besonders hervorheben möchte ich Herrn Dr.-Ing. C. Kremaszky, Leiter des Christian Doppler Laboratoriums für Werkstoffmechanik von Hochleistungslegierungen, für die wohlwollende Unterstützung und die hilfreichen fachlichen Diskussionen.

Herrn Prof. W. Polifke, Ph. D., Lehrstuhl für Thermodynamik der Technischen Universität München, danke ich für sein Interesse an meiner Arbeit und die Übernahme des Amts des Zweitprüfers.

Herrn Prof. Dr.-Ing. H. Baier, Ordinarius am Lehrstuhl für Leichtbau der Technischen Universität München, danke ich für die Bereitschaft zur Übernahme des Prüfungsvorsitzes.

Bedanken möchte ich mich auch bei allen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Werkstoffkunde und Werkstoffmechanik, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben, sowie bei Frau B. Hadler und Frau C. Reiff und den Mitarbeitern der Werkstätte um Herrn R. Priller und Herrn S. Humplmeier für die Unterstützung bei der Probenvorbereitung und der Versuchsdurchführung. Unserer Sekretärin Frau Y. Jahn gilt großer Dank für ihre Hilfsbereitschaft und Unterstützung während meiner Tätigkeit am Lehrstuhl. Großer Dank gilt besonders meinen Kollegen und Freunden Herrn Dipl.-Ing. B. Regener, Herrn Dipl.-Ing. A. Fillafer, Herrn Dipl.-Ing. T. Taxer, Herrn Dipl.-Ing. G. Riedl und Herrn Dipl.-Ing. R. Wesenjak für die große Unterstützung und Diskussionsbereitschaft. Frau Dr.-Ing. C. Schwarz und Herrn Prof. Dr. rer. nat. Matthias Kranz gilt mein Dank für die hilfreichen Anmerkungen zu diesem Manuskript. Großer Dank gilt auch

Herrn Dipl.-Ing. Alexander Weigl der Forschungsstelle für Zahnräder und Getriebebau der Technischen Universität München zur Bereitstellung des Oberflächenmessgeräts.

Ich bedanke mich bei den Herrn cand.-Ing. M. Hock und cand.-Ing. P. Sünder. Sie haben im Rahmen ihrer Semesterarbeiten wertvolle Beiträge für diese Arbeit geleistet.

Der voestalpine Stahl GmbH, insbesondere den Herren Dr. rer. nat. K. Schörkhuber und Dipl.-Ing. G. Hein danke ich für die Anregung und Förderung dieser Arbeit.

München, im September 2012

M. Dünckelmeyer

*Was dieser heute baut, reißt jener morgen ein*  
aus 'Es ist alles eitel' von Andreas Gryphius





# Kapitel 1

## Einleitung

### 1.1 Walzen

Etwa 90 % aller durch Umformen weiterverarbeiteten Metalle werden während ihrer Herstellung zumindest in einem Bearbeitungsschritt gewalzt [1]. Der Umformprozess des Walzens ist in DIN 8582 aufgeführt und zählt zur Gruppe Druckumformen [2]. Es wird zwischen Längs-, Quer- und Schrägwalzen unterschieden, wobei sich diese Unterscheidung auf die Position und Kinematik von Walzgut und Walzen bezieht (siehe Abbildung 1.1). Beim Längswalzen wird das Walzgut – dieses wird als Band bzw. Blech bezeichnet – durch die Rotation der Walzen in eine translatorischen Bewegung senkrecht zur aufgespannten Ebene der Längsachse der Walzen versetzt. Wird das Band bzw. Blech bei einer Temperatur größer als 40 % der Schmelztemperatur gewalzt, wird von Warmwalzen gesprochen, andernfalls von Kaltwalzen. In vielen Fällen werden warmgewalzte Bänder bzw. Bleche im Kaltwalzprozess weiterverarbeitet.

Hinsichtlich der Werkzeuggeometrie wird zwischen Profil- und Flachwalzen unterschieden. Flachgewalzte Produkte werden zu großen Teilen in der Automobilindustrie für den Karosseriebau verwendet. Neben der Einhaltung mechanischer Eigenschaften wird vor allem dort eine hohe Qualität der Oberfläche von gewalzten Flacherzeugnissen gefordert. Nach WALMAG ET AL. [3] werden etwa 0,2 % der warmgewalzten Flachprodukte aufgrund von Oberflächenmängeln, die in Zusammenhang mit beschädigten Walzwerkzeugen stehen, nicht von den Kunden abgenommen. Bei einer jährlichen Weltproduktion von warmgewalzten Flacherzeugnissen von etwa 730 Millionen Tonnen (2010), entspräche dies 1,46 Millionen Tonnen Ausschuss (siehe Abbildung 1.2).

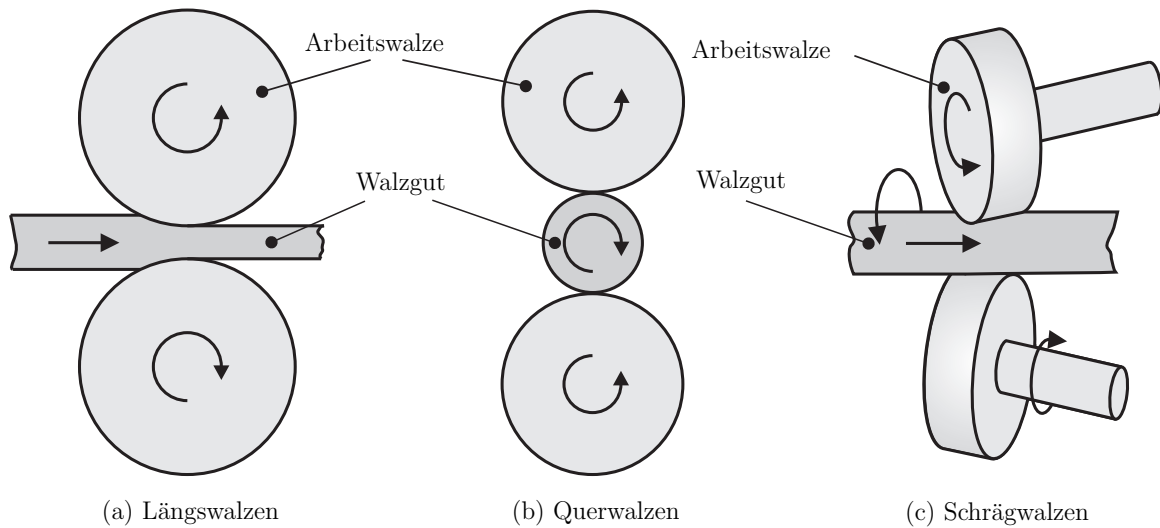


Abbildung 1.1: Schematische Darstellung der unterschiedlichen Walzarten

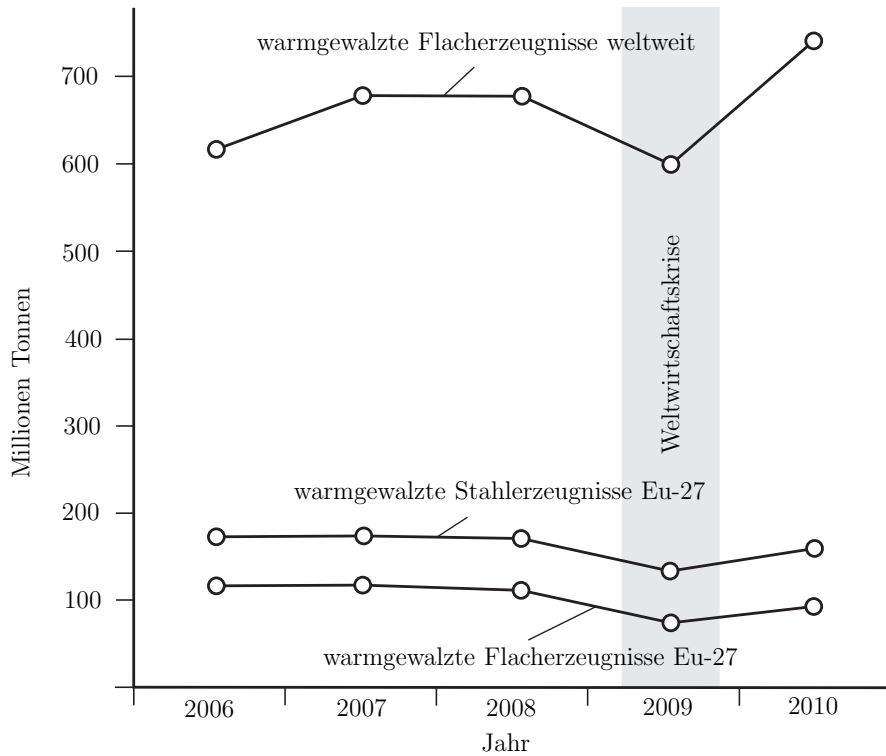


Abbildung 1.2: Produktion warmgewalzter Stahlerzeugnisse der Jahre 2006 bis 2010 nach der World Steel Association, Eurofer (Wirtschaftsvereinigung Stahl [4])

Flachgewalzte Bänder (Dicke  $< 20$  mm) werden in der Regel durch das Längswalzen des Vormaterials, der sogenannten Bramme (Dicke  $> 20$  mm), erzeugt. Der Zusammenschluss eines Walzensatzes zu einem System wird als Walzengerüst bezeichnet. In modernen Walzwerken befinden sich mehrere Walzengerüste in Folge, um die Dickenreduktion des Bandes (Stichab-

nahme) in mehreren Stufen durchzuführen (kontinuierliches Verfahren).

Ein Walzengerüst setzt sich aus einer zur Bewegungsrichtung des Walzguts symmetrischen Anordnung von Arbeitswalzen und Stützwalzen zusammen (für einige Beispiele siehe Abbildung 1.3). Die Stützwalzen dienen dabei der Erhöhung der Steifigkeit des Systems.

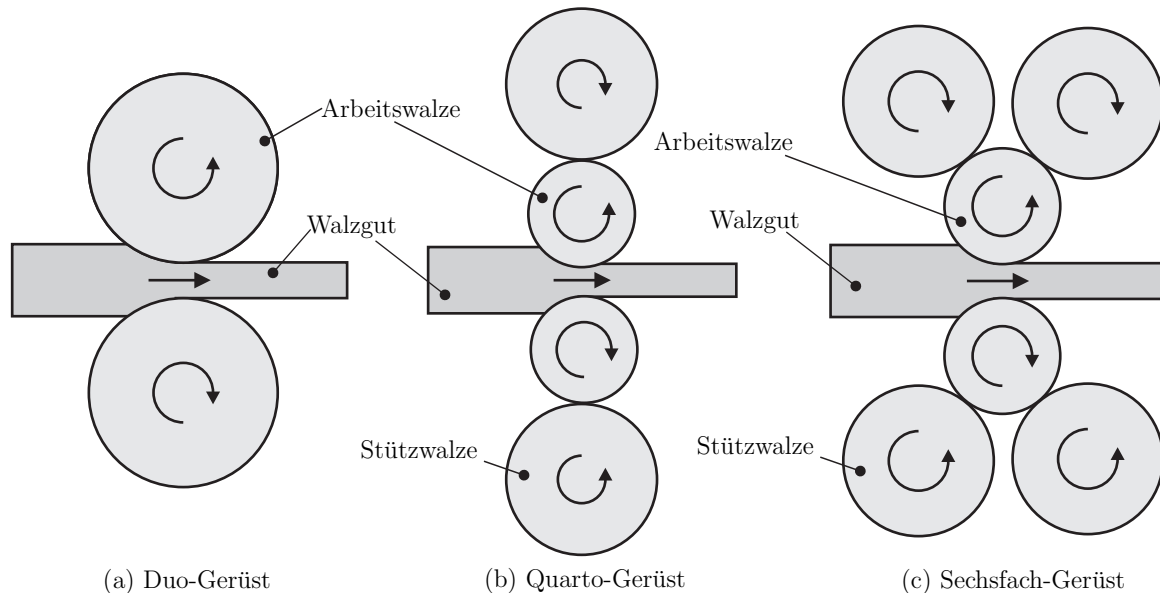


Abbildung 1.3: Schematische Darstellung der Anordnung von Walzen in Walzengerüsten

Hinsichtlich der Breite eines Bandes wird zwischen Schmalband (<100 mm), Mittelband (100-600 mm) und Breitband (600-2200 mm) unterschieden [5]. Bei der Dicke des Bleches wird zwischen Fein- (<3,00 mm), und Grobblech (>3,00 mm) unterschieden<sup>1</sup>, wobei diese Unterscheidung auch für Bänder angewandt wird. Bleche werden üblicherweise durch Zerschneiden der gewalzten Bänder gefertigt.

Auf Grenzabmessungen und Formtoleranzen für kontinuierlich warmgewalztes Band wird in Norm DIN EN 10051 verwiesen [7]. Zwar werden je nach Abnehmer unterschiedliche Spezifikationen der Bleche bzw. Bänder gefordert, allen gemein ist jedoch die Erfüllung folgender Eigenschaften [8]: beste Ebenheit, geringe Eigenspannungen, gleichmäßige Werkstoffeigenschaften, geringe Dickentoleranzen, hohe Oberflächenqualität und gut gewickelte Bunde des aufgerollten Bandes (Haspel).

<sup>1</sup>Der Begriff Mittelblech wird nach DIN EN 10079 nicht mehr geführt [6].

## 1.2 Die Warmbreitbandstraße

### 1.2.1 Fertigung in der Warmbreitbandstraße

Gegenüber dem Kaltwalzen bietet das Warmwalzen den Vorteil, dass größere Stichabnahmen realisiert werden können, da die Fließspannung des Walzguts durch die erhöhte Temperatur der Bramme (z.B. Stahl: ca. 800 - 1100 °C) deutlich reduziert ist. Die Prozessschritte in einem herkömmlichen Warmwalzwerk (siehe Abbildung 1.4) lassen sich in chronologischer Reihenfolge wie folgt beschreiben, wobei detaillierte Beschreibungen des Warmwalzprozess WEBER [5] und GINZBURG [9] zu entnehmen sind:

- Erwärmen der Bramme auf Prozesstemperatur im Stoß- bzw. Hubbalkenofen
- Transport der Bramme zum Stauch- und Vorgerüst.
- Ausgleichen des Temperaturabfalls auf der Unterseite der Bramme durch Schienenschat-tenkompensation.
- Entfernung von Zunder durch Zunderwäscher
- Reduktion der Dicke und Breite durch mehrmaliges Durchfahren der Bramme des Stauch- und Vorgerüsts (Reversier-Vorgerüst). Ab diesem Bearbeitungsschritt wird das Walzgut als Band bezeichnet
- Abschneiden des Bandanfangs (Schopfschere) und erneute Zunderwäsche
- Eintritt in die Fertigstraße, in der Regel mehrere Gerüste (siehe Abbildung 1.5)
- Identifikation von Oberflächenfehlern auf dem Band durch das OIG (Oberflächeninspek-tionsgerät)
- Eintritt in die Kühlstrecke, Reduktion der Bandtemperatur
- Aufrollen des Bandes in der Haspelanlage (siehe Abbildung 1.6)

Abhängig von den zu erwartenden thermomechanischen Lasten und anderen Faktoren wie der Auftragslage des Walzwerks werden Walzprogramme geplant. Diese bestimmen die Abfolge von Bändern unterschiedlicher Materialien und Breiten. Zusätzlich werden in Walzprogrammen die Walzenwechsel geplant. Die übliche Einsatzdauer eines Walzensatzes beträgt in den

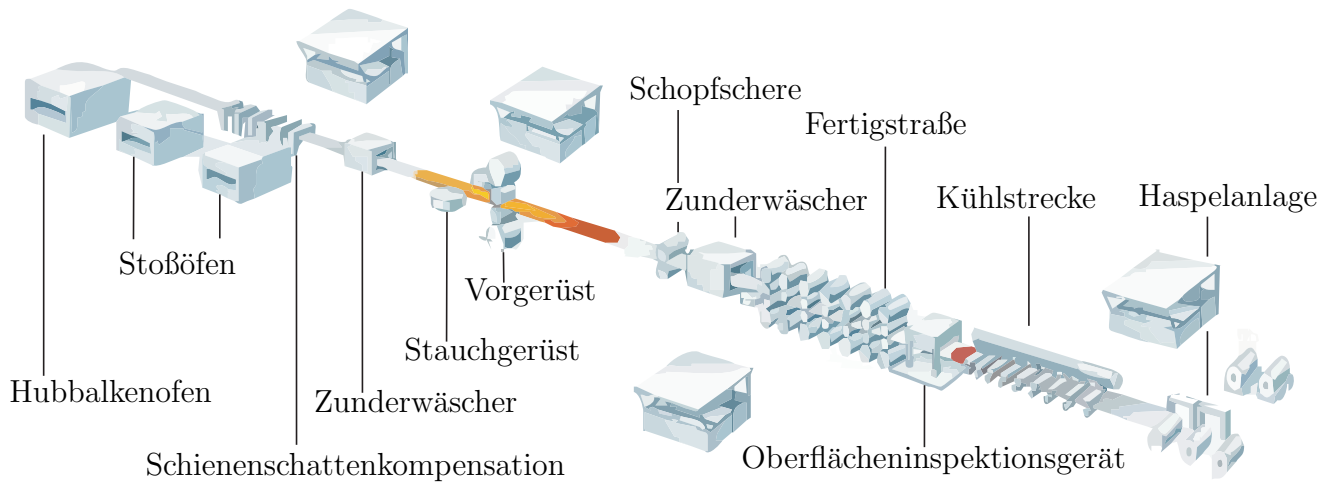


Abbildung 1.4: Schematische Darstellung der Warmbreitbandstraße voestalpine Stahl GmbH, Linz



Abbildung 1.5: Fertigungsstraße der Warmbreitbandstraße voestalpine Stahl GmbH, Linz



Abbildung 1.6: Haspelanlage der Warmbreitbandstraße voestalpine Stahl GmbH, Linz

vorderen Gerüsten der Fertigungsstraße ca. 100 Bänder (entspricht im normalen Betrieb etwa 8 Stunden) [10]. Diese regelmäßigen Wechsel sind erforderlich, da die Walzen hohen thermischen und mechanischen Lasten ausgesetzt sind und die Oberflächenqualität der Arbeitswalzen mit jedem weiteren Band abnimmt. Maßgeblich für die Oberflächenqualität des Bandes ist die Oberflächenbeschaffenheit der Arbeitswalzen. Im Folgenden wird der bisherige Kenntnisstand der Ursachen, die zu einer Reduktion der Oberflächenqualität von Arbeitswalzen führen, zusammengefasst.

## 1.2.2 Stand der Technik

### Warmwalzen

Beim Eintritt in den Walzspalt wird das Band durch Gleitreibung von den rotierenden Arbeitswalzen gezogen. Durch die plastische Verformung (Dickenreduktion) im Walzspalt beschleunigt das Band (Volumenerhaltung), wodurch das Band am Ende des Walzspalts schneller ist als die rotierende Walze. Demzufolge gibt es auf der Walzenunter- bzw. Walzenoberseite einen Berührungspunkt, an dem die Geschwindigkeit der rotierenden Walze und des Walzguts identisch sind (siehe Abbildung 1.7). Dieser Ort wird als Fließscheide bezeichnet. Nur an dieser Stelle des Walzspalts verteilt sich die Geschwindigkeit im Walzgut gleichmäßig über die Höhe des Walzspalts [5]. Die Richtung der eingezeichneten, resultierenden Reibkräfte gibt Ausschluss darüber, wie sich der Schlupf auf in Umfangsrichtung wirkende Reibungskräfte auswirkt.

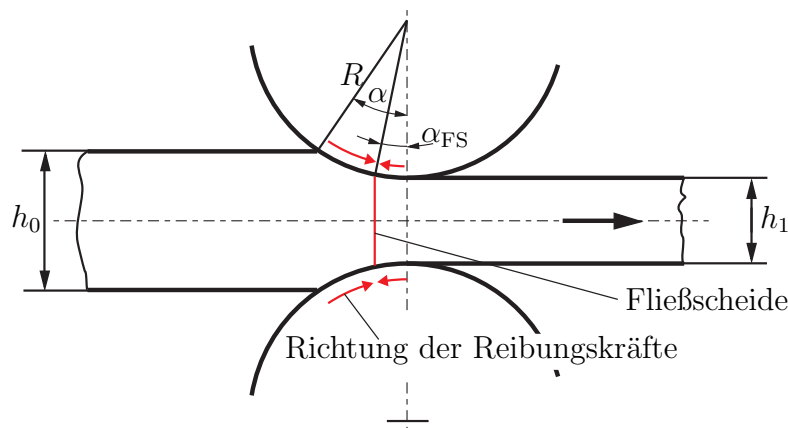


Abbildung 1.7: Dickenabnahme des Walzguts und Darstellung der Fließscheide, mit  $R$ ,  $h_0$ ,  $h_1$ ,  $\alpha$  und  $\alpha_{FS}$  als Walzenradius, Dicke des Bandes vor und nach dem Walzen, Walzspaltwinkel und Winkel der Fließscheide

Bei der konventionellen Kaltumformung kommt es zu einer Verfestigung des Walzguts, das heißt die Streckgrenze und Festigkeit steigen im Walzgut an [1]. Beim Warmumformen hingegen erfolgt die Umformung bei Temperaturen, bei denen Verfestigungs- und (thermisch aktivierte) Entfestigungsvorgänge im Gleichgewicht stehen [5], wodurch größere Stichabnahmen realisiert werden können. Allerdings wird durch die hohe Temperatur des Walzguts die Walzenoberfläche innerhalb von ca. 0,01 bis 0,08 s [11] auf bis zu 500 °C [12] erhitzt. Der so entstehende hohe Temperaturgradient im oberflächennahen Bereich der Walze führt zu thermomechanischen Spannungen, die in vielen Fällen die Fließspannung des Walzenmaterials übersteigen [13], wodurch es lokal zum Entstehen von Rissen in der Mikrostruktur kommt [10].

Die gemittelte Bandtemperatur nimmt in der Fertigstraße mit steigender Gerüstnummer ab. So ist das Band im ersten Gerüst um etwa  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$  heißer, als im letzten Gerüst [5]. Dies – und die Zunahme der Umfangsgeschwindigkeit in den hinteren Gerüsten – führen dazu, dass thermomechanisch induzierte Spannungen in den vorderen Gerüsten höher als in den hinteren Gerüsten sind [10]. Da zu hohe Spannungen zu Schäden führen können, ist es sinnvoll, diese zu kennen, zumal Beobachtungen aus dem Walzwerk bestätigen, dass thermomechanisch induzierte Schäden vornehmlich in den vorderen Gerüsten auftreten [9]. Außerdem konnte festgestellt werden, dass die Walzenwerkzeuge eher in Folge der hohen thermomechanischen Belastung, als in Folge der mechanischen Beanspruchung geschädigt werden [9, 14]. Im Folgenden werden Arbeiten, in denen thermomechanisch induzierte Spannungen beim Warmwalzen abgeschätzt werden, gezeigt.

### **Temperaturen und thermomechanisch induzierte Spannungen in der Walze**

In der Literatur sind nur wenige Arbeiten zu experimentellen Messungen von Temperaturen in Arbeitswalzen während des Warmwalzprozesses zu finden. Darunter fallen:

- STEVENS ET AL. [12] untersuchen in ihrer Arbeit die Temperatur der Arbeitswalze in radialer Richtung. Dafür bringen sie Thermolemente an der Oberfläche, in 3,6 mm, 6,9 mm, 19,1 mm Tiefe und im Kern an. Zusätzlich schätzen sie thermomechanisch induzierte Spannungen ab.
- LUNDBERG ET AL. [13] zeigen die Resultate einer Temperaturmessung der Arbeitswalze im Betrieb durch Thermolemente in 0,15 mm und 5 mm Tiefe.

Zur Abschätzung der thermomechanisch induzierten Spannungen gibt es eine Vielzahl an numerischen und analytischen Ansätzen. Besonders zu erwähnen sind:

- FISCHER ET AL. [14]: Semi-analytisches Halbraum-Modell zur Berechnung der Temperaturen in Tiefenrichtung (stationär, Vernachlässigung der Wärmestrahlung).
- SUN ET AL. [33]: Numerisches stationäres Modell zur Berechnung der Verformung der Walze zur Abschätzung der Lebensdauer der Arbeitswalze (2D) .
- SERAJZADEH ET AL. [34]: Analytisch-numerisches Modell zur Beschreibung des stationären Temperaturverlaufs (2D). Berücksichtigung der Wärmestrahlung.

- NARITA ET AL. [35]: Instationäres, analytisches Modell zur Berechnung des Temperaturprofils mehrerer Walzenumdrehungen. Lösung der Gleichungen mit der Finiten Elemente Methode (FEM). Keine Bestimmung auftretender Spannungen.
- TSENG [36]: Stationäres, numerisches Modell zur Berechnung von Temperaturen und Spannungen in der Arbeitswalze. Untersuchung des Einflusses von Prozessgrößen wie Walzgeschwindigkeit.

Allen erwähnten numerischen Modellen ist gemein, dass die Mikrostruktur der Walzenwerkstoffe nicht abgebildet wird und die Verfestigung des Walzenmaterials aufgrund plastischer Verformung nur grob bzw. nicht berücksichtigt wird. Analytische Modelle hingegen sind entweder stationär oder berücksichtigen nicht die Verfestigung der Walze. Diese Lücken werden in der vorliegenden Arbeit geschlossen.

Weitere Anhaltspunkte zur Abschätzung thermomechanisch induzierter Spannungen liefern Arbeiten zum Thema „Thermische Krone“. Da das Temperaturprofil des Bandes in Breitenrichtung nicht konstant ist und die Walze Wärme über ihre Stirnseiten abführen kann, ist die Temperatur in der Walzenmitte höher, als am Rand. Durch die thermische Ausdehnung baucht sich die Arbeitswalze aus (dies wird als „Thermische Krone“ bezeichnet). Diese Ausbauchung muss durch eine Durchbiegung der Walzen kompensiert werden, da sich andernfalls ein unerwünschtes Profil im Band abzeichnen würde [37–40]. Zusätzlich liefern Arbeiten, die sich mit der Optimierung der Walzenkühlung beschäftigen, Anhaltspunkte für eine Abschätzung des Temperaturprofils in der Arbeitswalze [41–43]. So kann beispielsweise der Arbeit von WENDELSTORF ET AL. [43] entnommen werden, wie sich der Wärmeübergangskoeffizient zwischen Band und Arbeitswalze abhängig von der Oxidbildung auf dem Band entwickelt.

## **Verwendete Walzenwerkstoffe**

Werkstoffe, die in den vorderen Gerüsten der Warmbreitbandstraße für Arbeitswalzen verwendet werden, müssen hohe thermomechanische Lasten ertragen und gute Verschleißigenschaften besitzen. Zudem sollten die Walzen einen vertretbaren Preis und niedrige Instandhaltungskosten haben [9].

Im letzten Jahrzehnt haben sich zwei Walzenwerkstoff-Typen die diese Anforderungen erfüllen – vor allem für den Einsatz in Gerüsten, in denen hohe thermomechanische Lasten auftre-



ten – etabliert. Diese sind Hoch-Chrom-Eisen (englisch: High Chromium Iron, kurz: HiCr) und Schnellarbeitsstahl (englisch: High Speed Steel, kurz: HSS) [15]. Darunter fallen auch spezielle Hoch-Chrom-Eisen Walzenwerkstoffe, deren mechanische Eigenschaften durch Zugabe ausgewählter Legierungselemente modifiziert werden. Diese werden im Folgenden als Hoch-Chrom-Eisen SG (englisch: High Chromium Iron Special Grade, kurz: HiCrSG) bezeichnet. Die Mikrostruktur beider Werkstoff-Typen (HSS und HiCr/HiCrSG) besteht aus einer martensitischen Matrix, in der sich Karbide befinden. Eine schematische Darstellung der Mikrostruktur ist Abbildung 1.8 zu entnehmen (vgl. [16]). In der Regel besteht nur der Mantel der Arbeitswal-

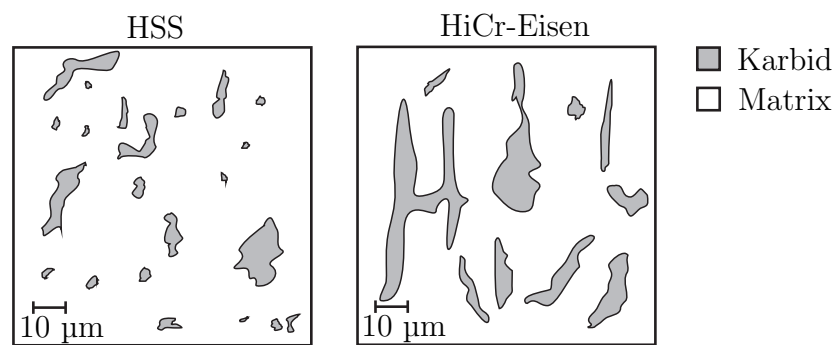


Abbildung 1.8: Schematisch: Gefügestruktur von HSS und HiCr-Eisen [16]

zen aus HSS und HiCr/HiCrSG (siehe Abbildung 1.9). Der Kern besteht aufgrund der guten Dämpfungseigenschaften für mechanische Schwingungen und der Kostenersparnis aus Grauguss. Die Walzen werden im sogenannten Schleudergussverfahren hergestellt [15, 17], wobei der Kern in den Mantel gegossen wird (vgl. Kapitel 5.2.4).

Bis 2010 wurden bevorzugt HiCr-Eisen Walzen (HiCr und HiCrSG) eingesetzt, da diese einen geringeren Preis hatten als HSS-Walzen (im Jahr 2000 um den Faktor zwei). Durch fertigungstechnische Entwicklungen in den letzten Jahren konnte eine drastische Preisreduktion von HSS-Walzen erzielt werden. Zwar sind HSS-Walzen noch teurer als HiCr-Walzen, jedoch sind die Gesamtkosten aufgrund des geringeren Verschleißes pro gewalztem Kilometer Band fast gleich [9]. Diese geringere Verschleißneigung von HSS-Walzen wird von ZIEHENBERGER ET AL. [18] auf die verbesserten mechanischen Eigenschaften der Karbide im Werkstoff zurückgeführt. Studien zum Einfluss der Mikrostruktur auf die thermomechanisch induzierte Schädigung der Walzenwerkstoffe, als auch genaue Untersuchungen zur geometrischen Erscheinungsform von Karbiden sind in der Literatur nicht zu finden und werden in dieser Arbeit durchgeführt.

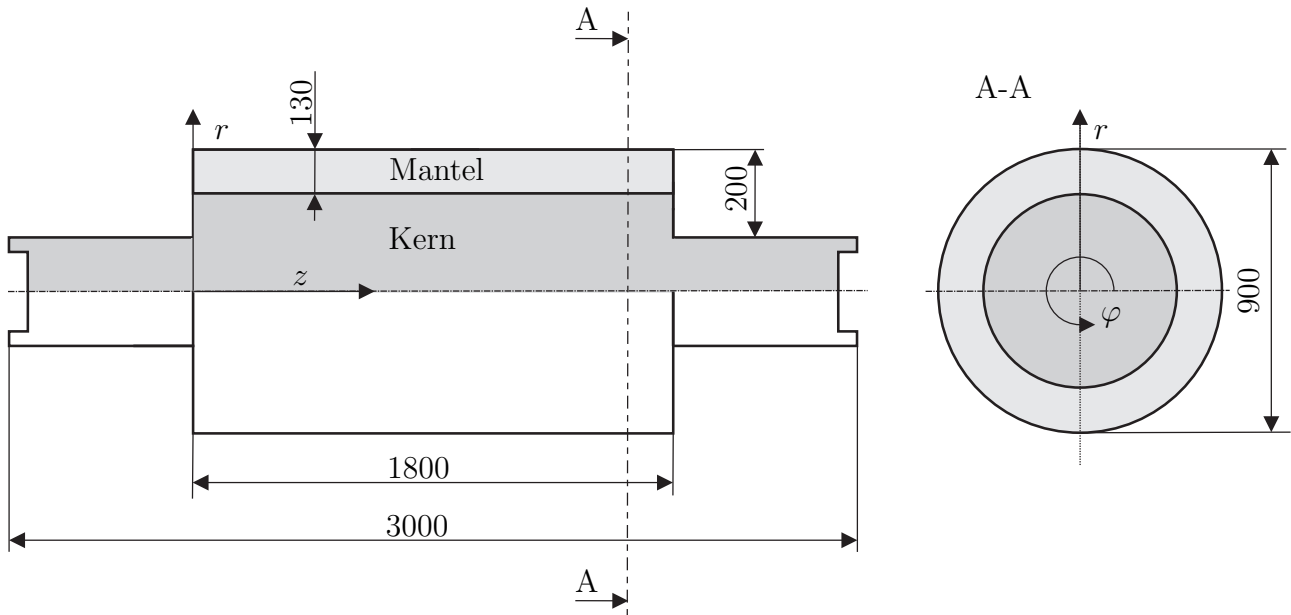


Abbildung 1.9: Schematisch: Walze bestehend aus Mantel und Kern, Längenangaben in mm

### Oberflächenschäden beim Warmwalzen

Betriebsbedingte Schäden an den Arbeitswalzen, die zu einer Reduktion der Oberflächenqualität des Walzguts führen, sind in zahlreichen Fehlerkatalogen erfasst [19–21]. Dabei kann im Groben zwischen Schäden, die zum Abbruch des Walzvorgangs führen (z.B. Bruch der Arbeitswalze, lokales Ablösen des Mantels vom Kern, etc.), und Schäden, die nicht unmittelbar identifiziert werden, aber eine Reduktion der Oberflächenqualität des Bandes verursachen, unterschieden werden. Diese zweite Schadensart (Abbildung 1.10) stellt insofern ein großes Problem dar, als im Betrieb trotz geschädigter Walzenoberfläche weiter gewalzt wird und die Oberflächenqualität der Bänder reduziert wird [22]. Bei der Fehleridentifikation kommt erschwerend hinzu, dass diese Form der Oberflächenschädigung im Betrieb oftmals durch abrasiven Abtrag an der Walzenoberfläche entfernt wird (Selbstheilung), d. h. nur temporär auftritt.

Nach dem Einsatz der Arbeitswalzen – mit oder ohne erkennbare Oberflächenschäden – werden diese der Qualitätssicherung überführt, geschliffen, mittels Ultraschall geprüft und erneut verbaut [8], insofern keine Schädigung vorliegt, die einen weiteren Einsatz unmöglich macht. Dieser Vorgang kann durchgeführt werden, solange die Dicke des Mantels größer als ca. 3 cm ist [9].

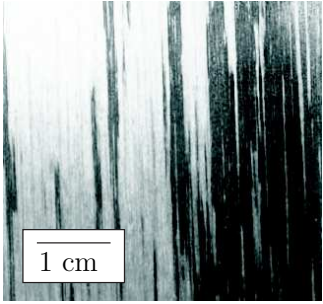
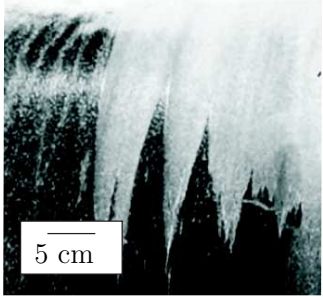
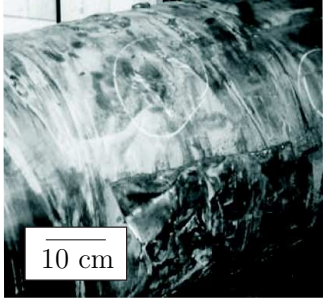
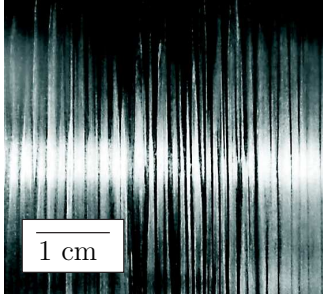
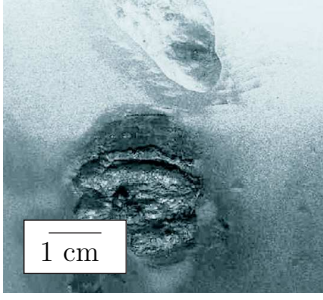
Bezeichnung, deutsch (englisch)	Erscheinung
Schälen (Peeling)	
Walzenaufreißen (Banding, siehe Abbildung 1.11)	
Bandschmelzen (Strip Welding)	
Bandkantenverschleiß (Strip Edge Wear)	
Ausbruch (Bruise)	

Abbildung 1.10: Oberflächenschäden der Arbeitswalze beim Warmwalzen nach [21]

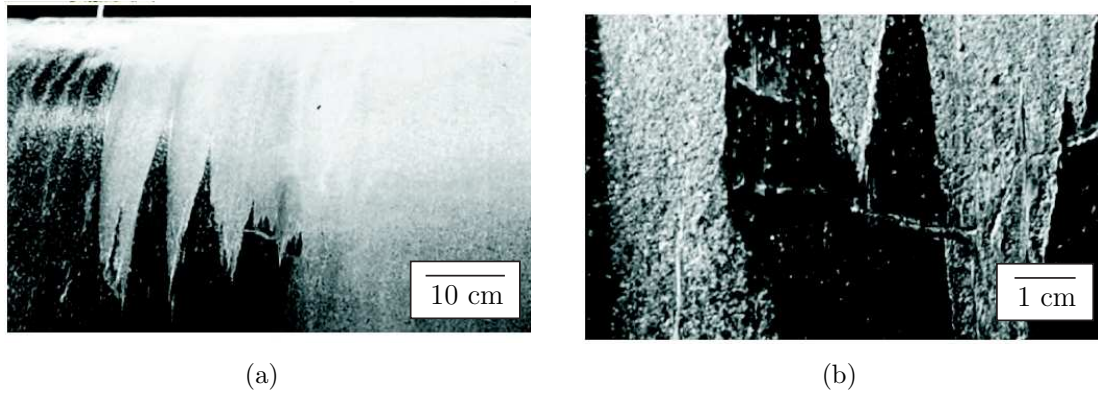


Abbildung 1.11: Detailansicht einer aufgerissenen Arbeitswalze [21]

Besonders die Mechanismen, die zum Aufreißen einer Arbeitswalze führen, wurden bisweilen nicht vollständig oder gar falsch verstanden: „*Some mills experience roll problems frequently (e.g. edge spalling or banding) and very similar mills do not have these kinds of problems. It is certainly not a roll problem*“ [23]. Erstmals wurde das Aufreißen von Walzen von WILLIAMS ET AL. [24] beschrieben, jedoch ohne detailliertere Deutung der Ursachen. Zwar leisteten DEBARBADILLO ET AL. [25] durch ihre Mikrostrukturaufnahmen oberflächengeschädigter Arbeitswalzen einen wesentlichen Beitrag zum Verständnis der Ursachen des Aufreißen einer Walze, dennoch konnten sie den Entstehungszeitpunkt und die Bildung von mikrostrukturellen Rissen nicht eindeutig zuordnen. ERICKSON ET AL. [26] zeigten in den 1990ern Mikrostrukturaufnahmen einer aufgerissenen Walze, jedoch ist auch dieser Arbeit keine konkludente Beschreibung des Schädigungsmechanismus zu entnehmen. Beobachtungen aus dem Walzwerk hinsichtlich des Aufreißens von Arbeitswalzen werden von ARNCKEN ET AL. [22] beschrieben, aber ohne weiterführende Korrelation mit Prozessgrößen diskutiert. Demnach ist eine Optimierung des Warmwalzprozesses hinsichtlich einer Reduktion des Aufreißen von Arbeitswalzen basierend auf physikalischem Verständnis bis dato nicht durchführbar. Bekannt ist aus bisherigen Arbeiten, dass das Aufreißen von Arbeitswalzen mit der schnellen Erwärmung der Walzenoberfläche im Walzspalt und den damit einhergehenden thermomechanisch induzierten Spannungen korreliert [9, 10, 23], dennoch besteht keine genaue Kenntnis über Vorgänge auf mikrostruktureller Ebene.

Im Zuge dieser Arbeit wird deswegen versucht, eine Korrelation zwischen Prozessgrößen, der Gefügeausbildung der Mikrostruktur der Walzenwerkstoffe, thermomechanisch induzierten Spannungen und dem Aufreißen von Arbeitswalzen herzustellen. Dafür werden die Arbeiten des

Autors und der Forschungsgruppe des Christian Doppler Laboratoriums für Hochleistungslegierungen herangezogen [16, 27–32].

## Oxidation

Nach REIP [10] findet im Betriebstemperaturbereich der Arbeitswalzen (20 bis 500 °C) am Walzenwerkstoff keine Oxidation statt. REIP [10] schlussfolgert, dass sich Oxidschichten (Zunder) ausschließlich auf dem Band bilden. Die Bildung und das Anwachsen dieser Oxidschichten in Abhängigkeit der Prozessgrößen wird detailliert in den Arbeiten von JOOS ET AL. [45], KIZU ET AL. [46], KAWALLA ET AL. [47] und FILATOV [48] studiert.

Bekannt ist, dass durch das Aufreißen der Arbeitswalzen eine lokal rauere Walzenoberfläche entsteht [10,22]. Die dadurch resultierenden geänderten Reibverhältnisse im Walzspalt bewirken ein Aufreißen dieser Zunderschichten auf dem Band und in weiterer Folge Zundereinwalzungen [44]. In der vorliegenden Arbeit werden die Ursachen, die zum Aufreißen einer Arbeitswalze führen, studiert, nicht aber die Bildung und das Anwachsen von Zunder auf dem Band, weswegen auf die genannten Arbeiten [45–48] verwiesen wird.

## 1.3 Motivation und Struktur der Arbeit

Bis zum jetzigen Zeitpunkt sind die Ursachen des Walzenaufreißen in Warmwalzwerken nicht vollständig verstanden. Das Hauptziel dieser Arbeit ist es, diese Wissenslücke zu schließen. Dafür werden im ersten Schritt Experimente an Walzenwerkstoffen durchgeführt (Kapitel 2). Die ermittelten Materialkennwerte werden herangezogen, um in drei verschiedenen Modellen Temperaturen und thermomechanisch induzierte Spannungen abzuschätzen. Das erste Modell ist ein analytisches Modell mit dem bewertet wird, wie stark der oberflächennahe Bereich der Arbeitswalze aufgrund des Kontaktes mit dem Band im Walzspalt erhitzt und in Folge des Wärmeeintrags verformt wird (Kapitel 3). Mit Hilfe dieses Modells kann gezeigt werden, dass das Walzenmaterial bereits bei üblichen Prozessbedingungen aufgrund thermomechanisch induzierter Spannungen zu fließen beginnt.

Im zweiten Modell wird unter Verwendung der Finiten Elemente Methode (FEM) abgeschätzt, wie groß thermomechanisch induzierte Spannungen in einer mikromechanischen Zelle, in der die Gefügeausbildung der Walzenwerkstoffe nachgebildet ist, sind. Zur Bewertung der Schädigung in der Mikrostruktur (Entstehung von Rissen) wird die erste Hauptspannung in beiden Phasen

(Karbid und Matrix) ausgewertet und als Rissinitiierungskriterium herangezogen (Kapitel 4). Damit kann geklärt werden, wie stark die beiden Phasen während einer Walzenumdrehung belastet werden.

Im dritten Modell (Prognosemodell) werden die Erkenntnisse dieser Arbeit herangezogen, um abzuschätzen, wie stark die Arbeitswalze aufgrund thermomechanisch induzierter Spannungen und Dehnungen geschädigt wird (Kapitel 5). Dieses Modell ist für den Einsatz im Walzwerk konzipiert, um dort im Fall eines kritischen Schädigungszustands des oberflächennahen Bereichs der Walze eine Warnung auszugeben. Die einzelnen Kapitel werden im Folgenden detaillierter beschrieben.

In Kapitel 2.1 werden die Gefügeausbildung (z. B. Phasenanteil der Karbide) der Walzenwerkstoffe und die Gestalt und Häufigkeit von Rissen in aufgerissenen Bereichen mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskopie untersucht. Zusätzlich werden die gemessenen Rauheitswerte einer aufgerissenen und einer nicht aufgerissenen Walzenoberfläche diskutiert. In Kapitel 2.2 werden für diese Arbeit wesentliche mechanische Eigenschaften der untersuchten Walzenwerkstoffe gezeigt. Materialkennwerte werden über den für den Einsatz im Walzwerk relevanten Temperaturbereich erfasst, d.h. von 20 bis 500 °C. Es werden Zug-, Druck- und zyklische Versuche an den Walzenwerkstoffen durchgeführt. Anschließend werden die Versuchsproben mikroskopisch auf Schädigung untersucht und mit der mikrostrukturellen Risserscheinung einer aufgerissenen Walze verglichen. Zusätzlich wird eine Korrelation zwischen der makroskopischen plastischen Dehnung und der Häufigkeit von Rissen in der Mikrostruktur hergestellt.

In Kapitel 3 wird ein von FISCHER ET AL. [14] vorgeschlagenes Modell zur Berechnung des Temperaturprofils und der thermomechanisch induzierten Spannungen in Arbeitswalzen herangezogen. Das Modell wird für eine Abschätzung der Temperaturprofile mehrerer Walzenumdrehungen erweitert. Zusätzlich wird das Konstitutivverhalten der Walzenwerkstoffe mit einem elastisch/nichtlinear-plastischen Stoffgesetz beschrieben. Untersucht werden die Einflüsse von Bandtemperatur und Walzgeschwindigkeit auf die plastische Verformung des oberflächennahen Bereichs der Arbeitswalze.

In Kapitel 4 wird die Mikrostruktur der Walzenwerkstoffe in einer mikromechanischen Zelle nachgebildet, mit Randbedingungen beaufschlagt und das mechanische Problem unter Verwendung der Finite Elemente Methode gelöst. Der Einfluss der Gestalt von Karbiden auf thermomechanisch induzierte lokale Spannungen wird diskutiert. Des Weiteren wird die Schädigung

der Mikrostruktur (Rissentstehung) in Folge der thermomechanischer Lasten untersucht. Wesentliche morphologische Unterschiede und deren Auswirkung auf thermomechanisch induzierte Spannungen im Gefüge von HSS und HiCr werden verglichen.

Auf industrieller Seite besteht großes Interesse an einer Möglichkeit, das Aufreißen von Arbeitswalzen während des Betriebs frühzeitig zu erkennen und ggf. Walzen zu wechseln. Dafür wird in Kapitel 5 ein Prognosemodell vorgestellt, mit dessen Hilfe das Maß der Schädigung des oberflächennahen Bereichs der Arbeitswalze bewertet werden kann. Bisweilen existieren nur Modelle zur Vorhersage des Aufreißens von Arbeitswalzen, die auf statistischen Auswertungen basieren [3, 10, 49, 50]. In dem in dieser Arbeit vorgestellten Modell wird erstmalig ein auf physikalischen Beobachtungen basierendes, semi-analytisches Modell zur Abschätzung der Schädigung einer Arbeitswalze geschaffen. Damit können Zustände kurz vor dem Aufreißen der Walzenoberfläche identifiziert werden. Als Beurteilungskriterium wird die abgeschätzte akkumulierte plastische Vergleichsdehnung des oberflächennahen Bereiches der Arbeitswalze herangezogen.

Im letzten Kapitel werden die Erkenntnisse der Arbeit miteinander verknüpft und Vorschläge zur Reduktion des Walzenaufreißens durch Modifikationen von Prozessgrößen diskutiert.

Die vorliegende Arbeit ist die Fortführung der von REIP [10] durchgeführten Studien zur Bewertung der thermomechanischen Schädigung von Arbeitswalzen. Kenntnislücken, vor allem über mechanische Kennwerte und in der Beschreibung der Morphologie der Mikrostruktur, werden geschlossen. Zusätzlich werden die von REIP [10] beschriebenen Methoden bewertet und gegebenenfalls optimiert. Die Idee eines Modells zur Abschätzung der Walzenschädigung für den Einsatz im Walzwerk (Prognosemodell) wird aufgegriffen und ausschließlich auf physikalischen Überlegungen basierend umgesetzt. Ergänzend wird die Mikrostruktur der Walzenwerkstoffe in einem numerischen Modell abgebildet. Risse in der Mikrostruktur werden nachgebildet und mit mikroskopisch beobachteten Rissen verglichen. Dadurch kann entscheidend zum Verständnis der Ursachen, die zum Aufreißen einer Arbeitswalze führen, beigetragen werden.

Zusammengefasst sind die Ziele dieser Arbeit:

- Beschreibung der Gefügeausbildung von HSS und HiCr
- Detaillierte Untersuchung einer aufgerissenen Arbeitswalze / statistische Auswertung von Rissen
- Bestimmung von temperaturabhängigen Materialkennwerten der Walzenwerkstoffe HSS und HiCr und deren Einfluss auf die Schädigungsinitiierung
- Erweiterung des Ansatzes von FISCHER ET AL. [14] zur Bestimmung thermomechanisch induzierter Spannungen: Nichtlineare Materialverfestigung / instationär
- Numerisches Modell: Abbildung thermomechanisch induzierter Spannungen und der Rissentstehung in der Mikrostruktur
- Prognosemodell zur Abschätzung des Walzenaufreißens
- Untersuchung des Einflusses von Prozessgrößen auf die Schädigung des oberflächennahen Bereichs der Arbeitswalze



# Kapitel 2

## Experimentelle Arbeiten an Walzenwerkstoffen

In modernen Walzwerken werden in den vorderen Gerüsten der Fertigstraße Arbeitswalzen aus Hoch-Chrom-Eisen (HiCr) oder Schnellarbeitsstahl (HSS) verwendet [9, 15]. Im Folgenden werden mikrostrukturelle Kenngrößen und mechanische und thermophysikalische Materialeigenschaften dieser Werkstoffe bestimmt. Dafür werden drei Walzenwerkstoffe untersucht, die jeweils als Repräsentant einer Walzenwerkstoffgruppe herangezogen werden. Diese sind HiCrSG (Hoch-Chrom-Eisen Sonderlegierung), HiCr (Hoch-Chrom-Eisen) und HSS (Schnellarbeitsstahl). Wird im Folgenden von HiCr-Eisen gesprochen, sind damit die beiden Werkstoffe HiCrSG und HiCr gemeint. Die chemische Zusammensetzung von HiCrSG, HiCr und HSS ist in Tabelle 2.1 zusammengefasst. Die chemische Analyse wurde am Glimmentladungsspektrometer LECO GDS-750A durchgeführt [31].

Tabelle 2.1: Chemische Zusammensetzung (Masse-%) der untersuchten Walzenwerkstoffe

Material	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	W
HiCrSG	2,82	0,63	0,95	14,84	1,32	1,13	1,15	0,04
HiCr	2,42	0,631	0,838	18,5	1,32	1,72	0,106	0,0553
HSS	2,78	0,698	0,245	3,5	0,675	5,42	3,07	0,074
Material	Al	Cu	Ti	Nb	Co	N	Fe	
HiCrSG	–	–	–	–	–	–	77,12	
HiCr	0,0299	0,363	–	0,0123	–	–	74,03	
HSS	0,0453	0,39	0,0267	0,0597	0,0502	0,879	82,09	

Die Zielsetzung dieses Kapitel lässt sich in drei Punkte unterteilen:

I. Identifikation stereologischer Größen

- Phasenanteil der Karbide in der martensitischen Matrix
- Größenabhängige Unterscheidung der Karbidtypen

II. Untersuchung einer aufgerissenen Arbeitswalze

- Bestimmung der Schädigungstiefe
- Messung der Rauigkeit des aufgerissenen Bereichs
- Statistische Auswertung von Rissabständen in und nahe aufgerissener Bereiche
- Identifikation einer kritischen Risslänge nahe des aufgerissenen Bereichs

III. Mechanische und thermophysikalische Experimente

- Bestimmung temperaturabhängiger Materialkennwerte im Bereich der Betriebstemperatur der Arbeitswalze (20 bis 500 °C )
- Messung der Härte der Gefügekonstituenten

## 2.1 Mikrostrukturanalyse

Im Folgenden werden die Phasenanteile der Gefügekonstituenten (Karbide in martensitischer Matrix) bestimmt, das Erscheinungsbild einer geschädigten Walzenoberfläche untersucht und deren Rauigkeitswerte gemessen. Häufigkeitsverteilungen der Flächeninhalte und der Achsverhältnisse von Karbiden werden zur Beurteilung der Form der Inklusionen herangezogen. Risse in der Mikrostruktur der Walze werden im geschädigten und ungeschädigten Bereich ausgewertet. Zur örtlichen Beschreibung von Beobachtungen werden im Folgenden Zylinderkoordinaten und ggf. bei Betrachtung kleiner, oberflächennahen Bereiche kartesische Koordinaten verwendet. Die Bezeichnung der Ansichten von gezeigten Mikrostrukturaufnahmen sind Abbildung 2.1 zu entnehmen.

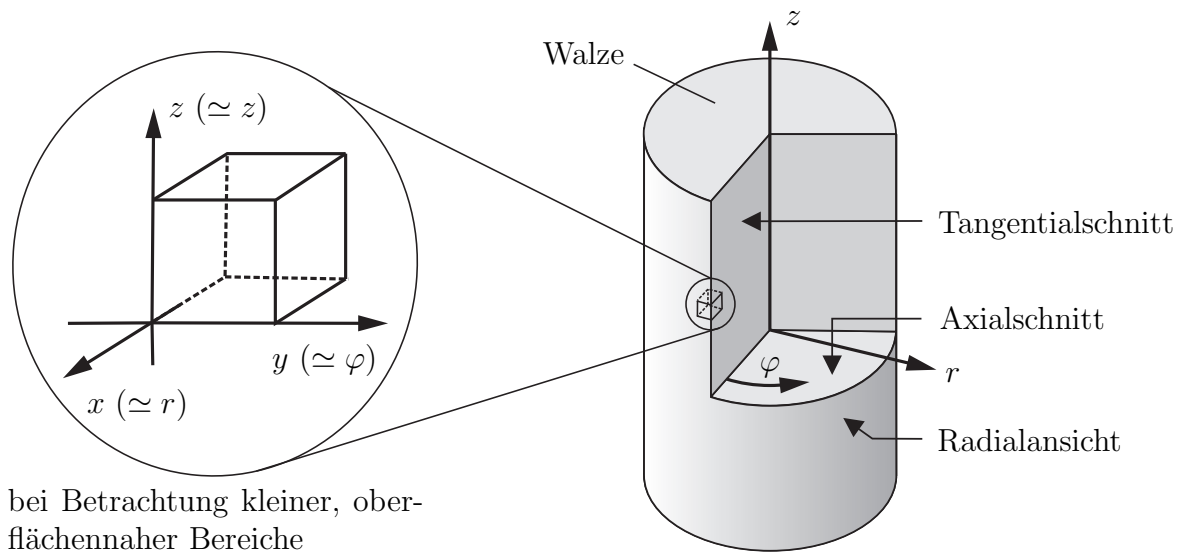


Abbildung 2.1: Verwendete Bezeichnungen der Ansichten

### 2.1.1 Gefügeausbildung der untersuchten Werkstoffe

Die genaue Identifikation von stereologischen Parametern des Gefüges bildet die Grundlage für numerische Simulationen, bei denen die Mikrostruktur nachgebildet wird. Stereologische Parameter sind Größen, die die geometrischen Eigenschaften einer Mikrostruktur beschreiben. Zu diesen zählen beispielsweise die Phasenanteile der Gefügekonstituenten, das Achsverhältnis von Inklusionen oder der Parameter der Clusterung, d. h. der örtlichen Anhäufung von Inklusionen. Zur Identifikation der Phasenanteile wurden Gefügebilder angefertigt. Für HiCrSG wurden die Oberflächen mit 2 % Nital ( $\text{HNO}_3$ , Salpetersäure) geätzt [51]. HiCr und HSS wurden mit dem Farbätzmittel nach LICHTENEGGER und BLOECH III [51] geätzt (10 g Ammoniumbifluorid, 1 g Kaliumdisulfid und 100 ml warmes destilliertes Wasser). Ätzzeit und -mittel wurden so gewählt, dass ein hoher Kontrast zwischen Karbiden und umgebender Matrix erzielt wurde. Die Gefügausschnitte wurden groß genug gewählt, so dass der betrachtete Ausschnitt das Gefüge vollständig repräsentiert. Die Proben wurden aus unbeschädigten Arbeitswalzen entnommen. Ausgewertet wurden pro Walzenwerkstoff fünf Gefügebilder mit einer Fläche von jeweils ca.  $1 \times 1 \text{ mm}^2$ . Abbildung 2.2 zeigt die Gefügebilder der untersuchten Walzenwerkstoffe. Die Mikrostruktur besteht bei allen untersuchten Walzenwerkstoffen aus einer martensitischen Matrix mit einem (meist interdendritischen) Netzwerk aus Primärkarbiden [52]. Bei HiCr und HiCrSG ist eine Vorzugsausrichtung der Karbide zu erkennen. Die zumeist länglichen Karbi-

de sind vornehmlich parallel zur  $r$ -Richtung ausgerichtet. Diese Vorzugsrichtung der Karbide entsteht durch die radial gerichtete Abkühlung während des Herstellungsprozesses der Walzen (Schleuderguss) [52]. Demnach weisen HiCr und HiCrSG - anders als HSS, dessen Karbide eine sphärische Form besitzen - eine Anisotropie der Materialeigenschaften auf [10].

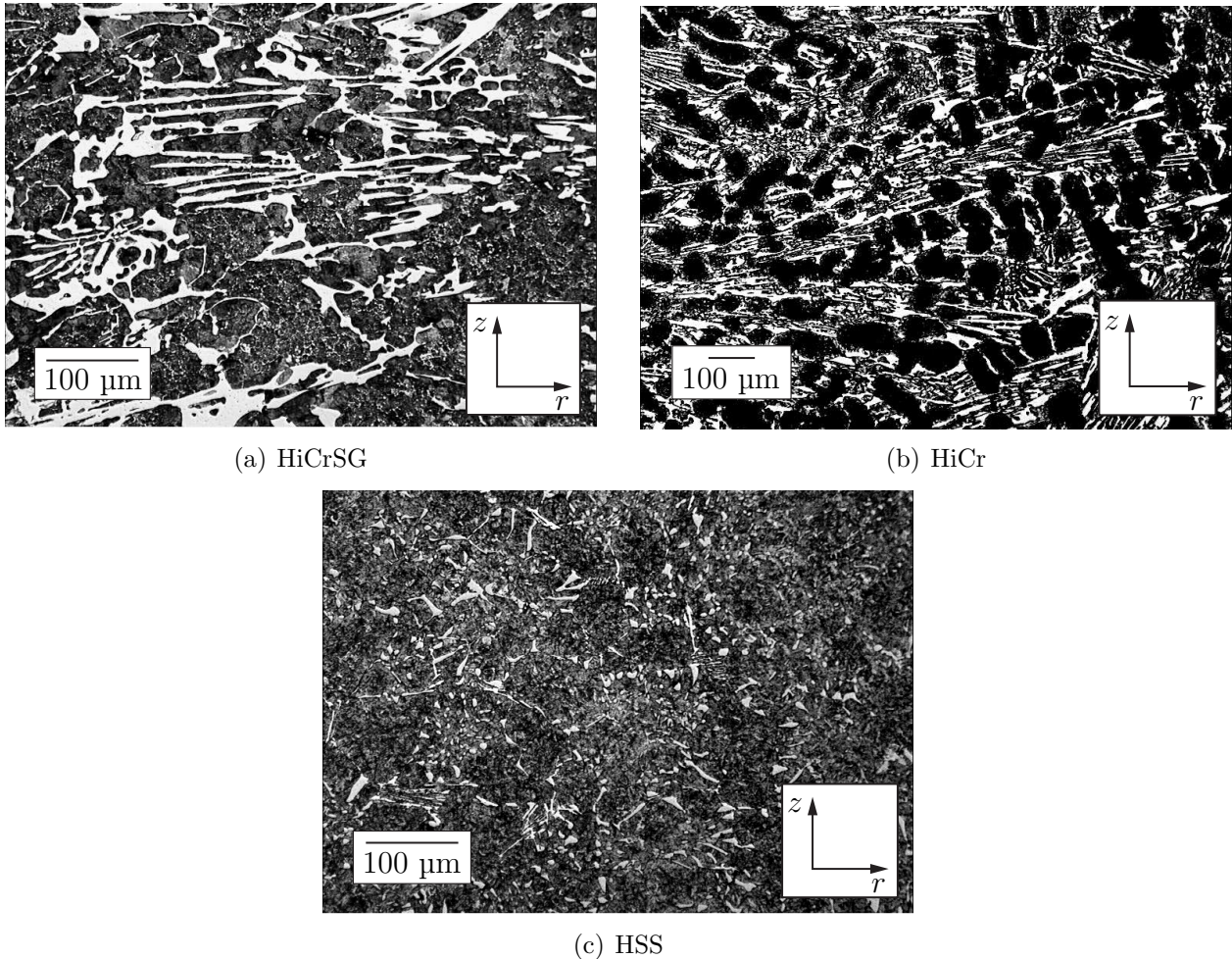


Abbildung 2.2: Gefügebilder der untersuchten Walzenwerkstoffe (Karbide hell, martensitische Matrix dunkel)

### Bestimmung der Phasenanteile der Karbide

In der Literatur variieren die experimentell bestimmten Phasenanteile und die chemischen Zusammensetzung der Gefügekonstituenten von HiCr-Eisen und HSS stark. Dabei wird in der Regel zwischen Karbiden, die in verschiedenen stöchiometrischen Formen (Metall-Kohlenstoffverbindung:  $M_iC_j$ ) auftreten und der martensitischen Matrix unterschieden. In erster Linie begründet sich die in der Literatur beschriebene Varianz der Phasenanteile im Werkstoff damit, dass die unterschiedlichen Walzenhersteller durch Zugabe von Legierungselementen mechani-

sche Eigenschaften und die Morphologie der Mikrostruktur gezielt beeinflussen [53].

GINZBURG [9] und TREMEA ET AL [15] bestimmen den Phasenanteil von HiCr-Eisen mit 20-30 % Karbid (meist  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ) und HSS mit 6-15 % Karbid. Nach ihrer Beschreibung treten die kleinsten Karbide in der stöchiometrisch einfachsten Form MC auf. Da in der vorliegenden Arbeit nicht die Stöchiometrie der Karbide berücksichtigt wird, wird eine größenabhängige Unterscheidung eingeführt. Dafür wird zwischen Primär- und Sekundärkarbiden unterschieden. Als Unterscheidungskriterium wird eine Größe verwendet, die von GINZBURG [9] vorgeschlagen wird. Diese Größe korrespondiert mit der Größe der MC-Karbide (Sekundär- oder Feinkarbide), die etwa um den Faktor 5 kleiner als  $\text{M}_7\text{C}_3$ - und  $\text{M}_3\text{C}$ -Karbide (Primärkarbide) sind. Dementsprechend wird im Folgenden ein Karbid, dessen Fläche kleiner als  $100 \mu\text{m}^2$  ist als Sekundärkarbid bezeichnet. Karbide, die größer sind, werden als Primärkarbide bezeichnet. LIU ET AL. [54] bestimmen - bei ähnlicher chemischer Zusammensetzung wie TREMEA ET AL. [15] - für HiCr-Eisen einen Phasenanteil von 17,95 % Karbid (ausschließlich  $\text{M}_7\text{C}_3$ ) und für HSS 23,1 % Karbid. PELLIZARI ET AL. [52] geben den Phasenanteil von HiCr-Eisen mit 22,1 % (ausschließlich  $\text{M}_7\text{C}_3$ ) und HSS mit 6,7-13,7 % Karbid an. Sie ordnen die Bildung von  $\text{M}_7\text{C}_3$  und  $\text{M}_3\text{C}$  der metastabilen eutektischen Erstarrung beim Abkühlen zu und begründen damit den Größenunterschied zu MC. Eine Unterscheidung zwischen Sekundär- und Primärkarbid wird in der Arbeit von PELLIZARI ET AL. [52] nicht vorgenommen. ROBERTS ET AL. [55] hingegen diskutieren den Unterschied zwischen Primär- und Sekundärkarbiden. Sie begründen den Größenunterschied der Karbide in der Karbidbildung beim Erstarren der Schmelze. Demnach sind die feinen Sekundärkarbide (z.B.  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ) bei Temperaturen oberhalb von  $1095^\circ\text{C}$  vollständig gelöst und entstehen während des Abschreckens nach dem Austenitisieren. Primärkarbide (z.B. MC) sind nach ROBERTS ET AL. [55] bei für Walzenwerkstoffe typischen Austenitisierungstemperaturen (ca.  $800$  bis  $1100^\circ\text{C}$ ) stabil und nicht vollständig gelöst. Eine Auflistung der in der Literatur berichteten Gefügezusammensetzungen von HiCr-Eisen und HSS ist Tabelle 2.2 zu entnehmen.

Tabelle 2.3 zeigt die in dieser Arbeit bestimmten Phasenanteile. Die Werte zeigen eine gute Übereinstimmung mit den Angaben von REIP [10] und TREMEA ET AL. [15]. Die Herangehensweise zur Bestimmung der stereologischen Parameter eines Gefügekonstituenten mit Hilfe einer quantitativen Bildanalyse ist in Abbildung 2.3 dargestellt. Die digitalen Aufnahmen der Mikrostruktur werden dafür binarisiert (ggf. invertiert) und mit Hilfe des Bildbearbeitungsprogramms *ImageJ* [61] ausgewertet. Das Programm erlaubt eine koordinatenbasierte Beschreibung der

Tabelle 2.2: Literaturwerte zu Karbidphasenanteilen: HSS und HiCr-Eisen in Vol.-%

	HSS					Gesamt	HiCr-Eisen		
	MC	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	M <sub>6</sub> C	M <sub>3</sub> C	M <sub>2</sub> C		MC	M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	Gesamt
TREMEA ET AL. [15]						6-15			20-30
PELLIZARI ET AL. [52]	7	2,8				9,8		22,1	22,1
	7,5	0,5				8,0			
	3,2	2,9			7,6	13,7			
	4,6	2,1				6,7			
LIU ET AL. [54]	15,66	2,47	4,02		0,95	23,1		17,95	17,95
SCHROEDER [56]						5-15			18-28
PELLIZARI ET AL. [57]	3-10	0,5-10,5				7-14	0-2	14-26	14-26
CARVALHO ET AL. [58]	7,9	3,7				11,6			
	7,1		1,6	4,2		12,9			
	13,4	2,1				15,5			
LECOMTE-BECKERS ET AL. [59]	4,4	4,7				9,1			
	8,2	3,2				11,4			
	4,4	6,9				11,3			
	4,9				10,6	15,5			
	6,0	7,5			2,0	15,5			
BOCCALINI ET AL. [60]						10-18			30

Gefügekonstituenten und ihrer Größe. Mit Hilfe statistischer Auswertungen können anschließend Größenklassen von Karbiden (Inklusionen) identifiziert und der Phasenanteil bestimmt werden. In der vorliegenden Arbeit wurde hierfür die Software *Mathematica* [62] verwendet.

Tabelle 2.3: Phasenanteile der Gefügekonstituenten der untersuchten Walzenwerkstoffe

	Martensit (%)	primäre Karbide (%)	sekundäre Karbide (%)
HiCrSG	75,7	17,9	6,4
HiCr	74,1	22,7	3,2
HSS	87	6	7

Neben ihrem Phasenanteil übt auch die Morphologie der Karbide (Inklusionen) maßgeblichen Einfluss auf die mechanischen, makroskopischen Eigenschaften eines Werkstoffes aus [63]. Detailliertere Untersuchungen zur Geometrie der Inklusionen sind Anhang A zu entnehmen.

### 2.1.2 Untersuchung einer aufgerissenen Walzenoberfläche

Bis zum jetzigen Zeitpunkt gibt es - nach bestem Wissen des Autors - keine mikroskopischen Untersuchungen einer aufgerissenen Walze, in der die Dicke der abgetragenen Schicht einer auf-

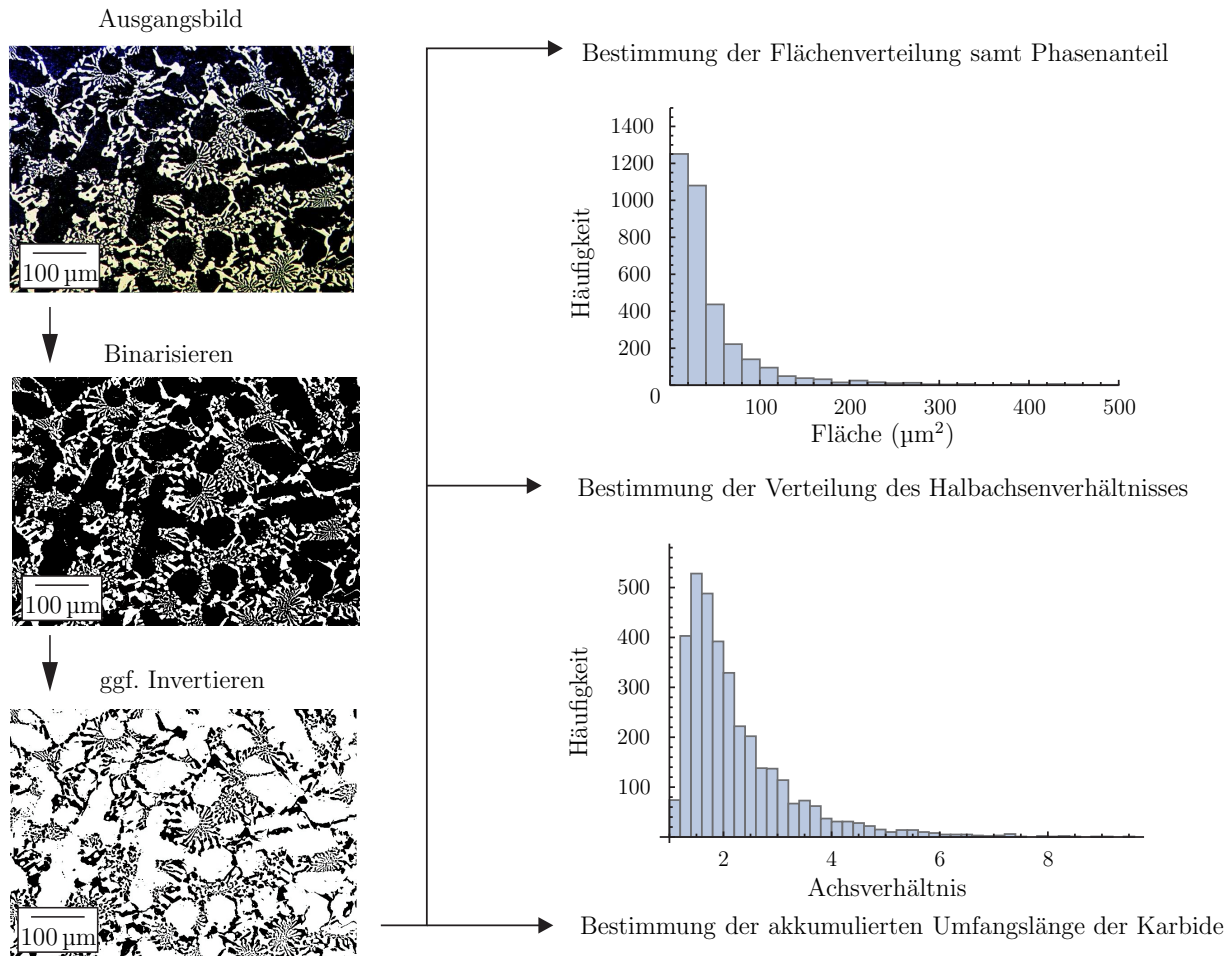


Abbildung 2.3: Herangehensweise zur Bestimmung der Halbachsenverhältnisse, der Flächenverteilung samt Phasenanteil und des Gesamtumfangs von Karbiden

gerissenen Walze detailliert untersucht wurde. Lediglich DEBARBADILLO ET AL. [25] und ERICKSON ET AL. [26] skizzieren in ihrer Arbeit das Schädigungsbild einer aufgerissenen Walze, jedoch ohne weitere Deutung. Problematisch ist dabei im ersten Schritt die Beschaffung einer aufgerissenen Walze. Reißt beim Warmwalzen eine Walze auf, so wird diese in der Regel neu geschliffen und weiter verwendet. Wird eine Walze komplett ausgemustert, so ist es selten, dass diese zu diesem Zeitpunkt aufgerissen ist. Zusätzlich ist das Heraustrennen kleiner Segmente fertigungstechnisch problematisch, da das Material sehr hart ist.

Im Zuge dieser Arbeit gelang es, zwei Segmente mit den Abmaßen  $10 \times 10 \times 5 \text{ cm}^3$  einer aufgerissenen Arbeitswalze zu beschaffen (siehe Abbildung 2.4). Daraus wurden mittels Drahterosion Proben herausgetrennt. Geschädigte Bereiche (= aufgerissene Bereiche) wurden dafür im Axial-, Tangentialschnitt und in der Radialansicht untersucht (vgl. Abbildung 2.1).

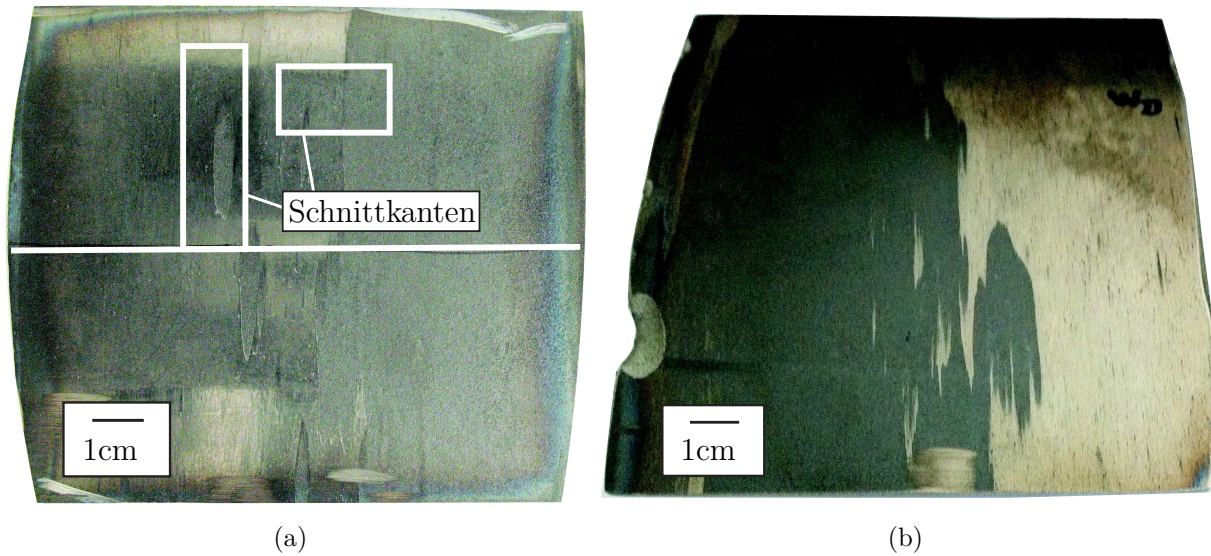


Abbildung 2.4: Untersuchte aufgerissene Walzensegmente, HiCr, Abmaße ca.  $10 \times 10 \times 5 \text{ cm}^3$

Im ersten Schritt wurde die Walzenoberfläche mit dem digitalen Lichtmikroskop Keyence VHX-500 F in der Radialansicht untersucht. Abbildung 2.5 (a) zeigt die Übersichtsaufnahme des untersuchten geschädigten Bereichs. Die Walzrichtung ist von rechts nach links. In Abbildungen 2.5 (b) und (c) ist der spitze Übergang zum geschädigten Bereich mit höherer Vergrößerung dargestellt. Der Übergang zwischen aufgerissenen und nicht aufgerissenen Bereich erscheint stufenartig, d.h. ein schlagartiger Übergang vom ungeschädigten (= nicht aufgerissen) zum geschädigten Bereich. Dieser wird im Folgenden als Schädigungsübergangsbereich bezeichnet. In der Auslaufzone (siehe Abbildung 2.5 (d)) wirkt der Übergang fließend. Zur Quantifizierung der beschriebenen Übergänge wird später eine Auswertung des Tiefenprofils durchgeführt.

Um die Entstehung und Ausbreitung der abgetrennten Schicht zu beurteilen wird im Folgenden der Übergangsbereich zwischen aufgerissener und nicht aufgerissener Oberfläche im Tangential-schnitt betrachtet (siehe Abbildung 2.6). Dafür wurde das Lichtmikroskop Olympus AX70 verwendet. Die gezeigte Aufnahme wurde nahe des Übergangsbereichs zwischen aufgerissener und nicht aufgerissener Oberfläche angefertigt. Eine Hilfslinie gibt den Verlauf der ungeschädigten Walzenoberfläche an. Für den aufgerissenen Bereich wurde eine mittlere Tiefe von  $40 \mu\text{m}$  bestimmt.

Abbildungen 2.7 (a) und (b) zeigen den Übergangsbereich, aufgenommen mit einem Rasterelektronenmikroskop Typ JEOL JSM-6490. Hierbei ist erkennbar, dass Karbide (etwas dunkler) parallel zur Walzenoberfläche gebrochen sind. In der Matrix verlaufen Risse meist senkrecht zur



Walzenoberfläche. Diese werden als Heiß- oder Brandrisse bezeichnet und erreichen eine maximale Tiefe von etwa  $180\ \mu\text{m}$  (vgl. [30]). Abbildung 2.8 zeigt das Erscheinungsbild des abgelösten Bereichs der Arbeitswalze in der Radialansicht. Es ist zu erkennen, dass die Tiefe der Ablösung (in  $r$ -Richtung) nicht gleichmäßig ist. Stellenweise sind größere Ausbrüche zu beobachten.

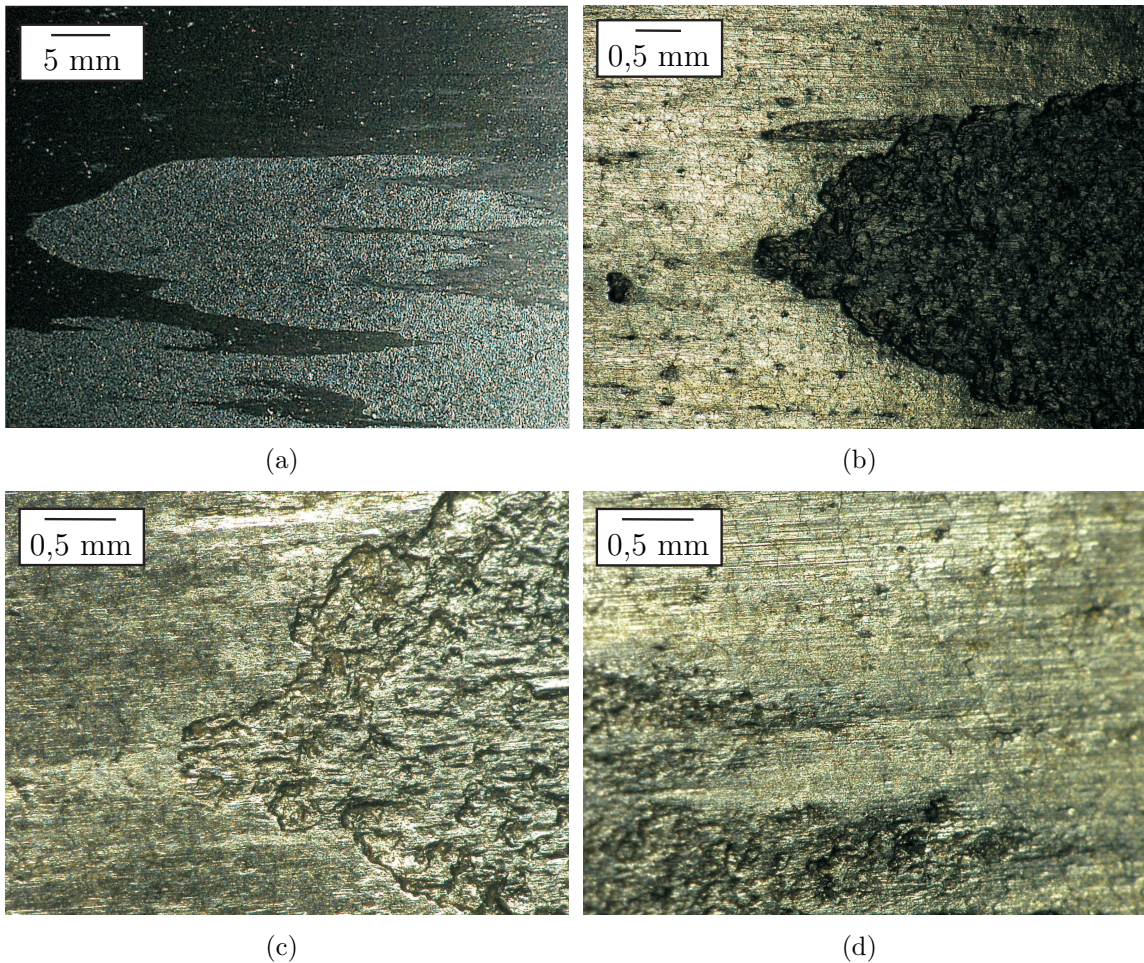


Abbildung 2.5: Geschädigter Bereich einer Arbeitswalze in der Radialansicht, HiCr, Walzrichtung von rechts nach links laufend

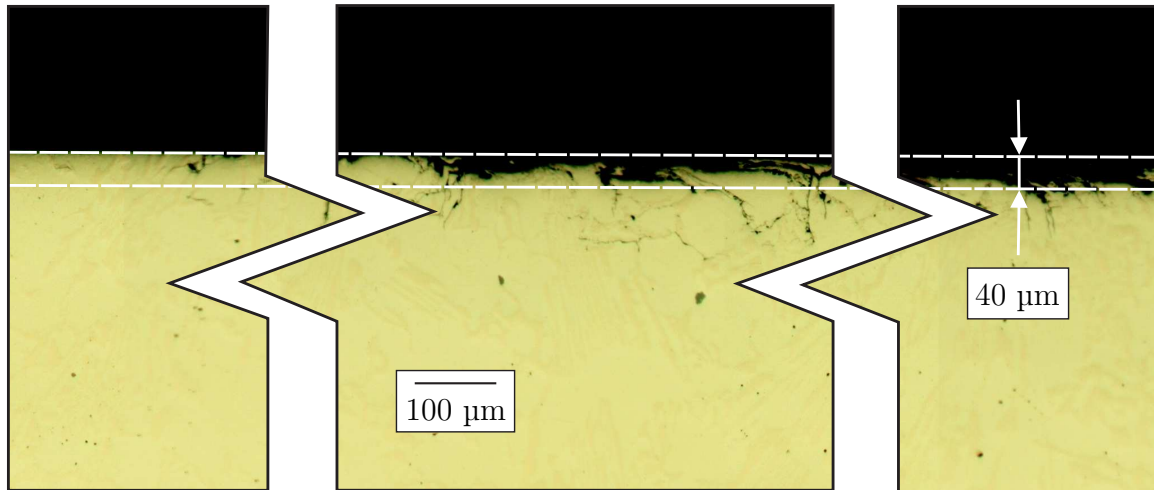
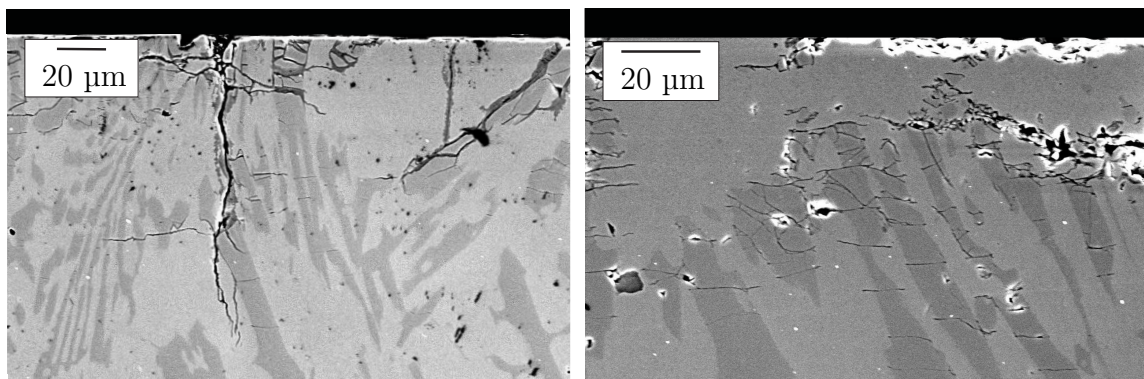


Abbildung 2.6: Aufgerissene HiCr Arbeitswalze Schädigungsübergangsbereich im Tangential-schnitt, ungeätzt



(a)

(b)

Abbildung 2.7: Aufgerissene HiCr Arbeitswalze im Schädigungsübergangsbereich im Axial-schnitt, ungeätzt (Karbide dunkel, martensitische Matrix hell)

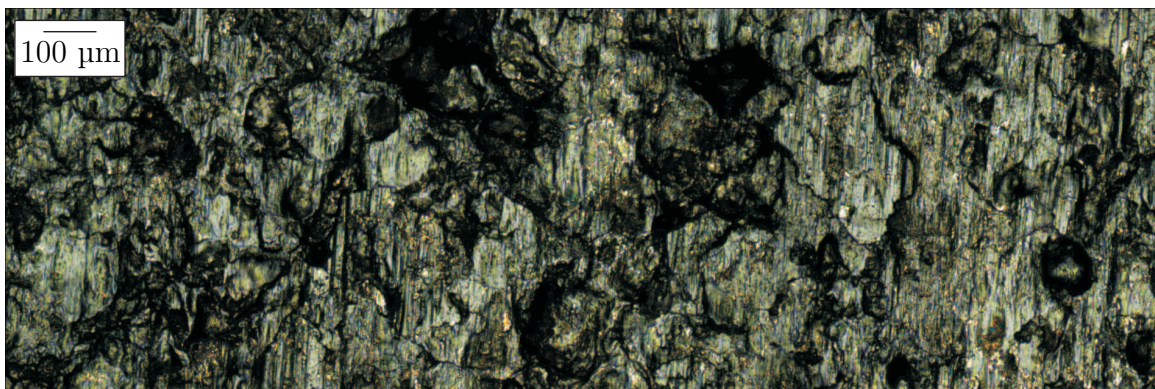


Abbildung 2.8: Erscheinungsbild einer aufgerissenen Walzenoberfläche (HiCr), Radialansicht

### Geometrievermessung der geschädigten Oberfläche

Zur Bestimmung der Rauigkeit einer aufgerissenen Walzenoberfläche wurde die Topologie eines Walzenstücks mit Hilfe des Lichtmikroskops Alicona IFM G4 vermessen, da das Tiefenprofil einer aufgerissenen Walze Indizien über die Entwicklung des Ablösevorgangs des geschädigten Bereichs liefert. Technische Spezifikationen des Mikroskops sind in Tabelle 2.4 gelistet.

Das in dieser Arbeit verwendete Verfahren der Rauheits- und Profilmessung unterscheidet sich deutlich von in anderen Arbeiten gezeigten Methoden. So misst REIP [10] die Rauheit der geschädigten Oberfläche mittels einer Kunststoffreplik. Jedoch kann davon ausgegangen werden, dass nicht alle Details der Oberfläche mit dem verwendeten Replikmaterial aufgefüllt werden und dass in Folge ungenaue Rauheitswerte erfasst werden.

Tabelle 2.4: Spezifikationen des Lichtmikroskops mit Fokusvariation Alicona IFM G4

Parameter	Wert
Vergrößerung	10-, 20-, 50-fach
Filter	Hochpass-Rauheitsprofil
Grenzwellenlänge	$L_C = 800 \mu\text{m}$ (Stahl), $2500 \mu\text{m}$ (Belag)

Zur Bestimmung der Rauigkeit werden die Koordinaten der Raumpunkte der Walzenoberfläche mit dem Lichtmikroskop, das mit Hilfe automatisierter Fokusvariationen arbeitet, bestimmt. Die damit durchgeführte Rauigkeitsmessung ist normgerecht [64–67] und mit konventionellen, taktilen (berührenden) Messverfahren vergleichbar. Es werden eine Mindestmessstrecke von 4,8 mm, eine Filterwellenlänge  $\lambda_c$  von 800 nm und eine Tastspitzenbreite von 2,5 bzw. 5  $\mu\text{m}$  gewählt. Abbildung 2.9 zeigt die Vermessung des Tiefenprofils in axialer Richtung, Abbildung 2.10 in Umfangsrichtung. Dafür wurde die Krümmung der Walze aus dem Datensatz herausgerechnet. Bereiche, die dunkel erscheinen, sind geschädigt (aufgerissen), ungeschädigte Bereiche erscheinen glänzend. Die Auswertung des Tiefenprofils findet entlang des markierten Bereichs statt. Aus Abbildung 2.9 kann eine gemittelte Tiefe des aufgerissenen Bereichs von ca. 20  $\mu\text{m}$  gemessen werden. Abbildung 2.10 zeigt, dass die Tiefe der aufgerissenen Schicht in Umfangsrichtung nicht konstant ist. Am linken Rand der Schädigungszone liegt ein starker Gradient der Schädigungstiefe vor, der sich in der Auslaufzone verringert. Zusätzlich wird eine Referenzlinie gezeigt, welche das Niveau des ungeschädigten Bereiches darstellt. Es wird vermutet, dass die geschädigte Zone, beginnend in einem kleinen, lokal herausgetrennten Bereich, gegen die Walzrichtung anwächst, bis diese an der ungeschädigten Walzenoberfläche ausläuft.

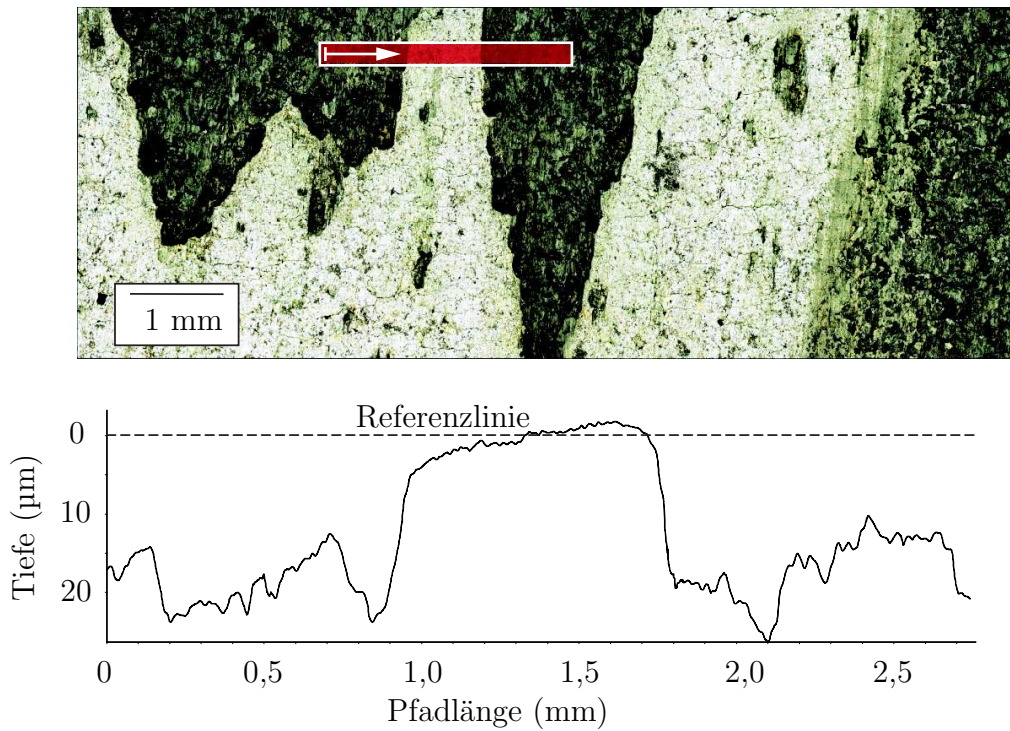


Abbildung 2.9: Tiefenprofil eines teilweise geschädigten Walzensegments in axialer Richtung in der Radialansicht, HiCr (Walzrichtung von unten nach oben), Auswertung des Tiefenprofils entlang des markierten Bereichs

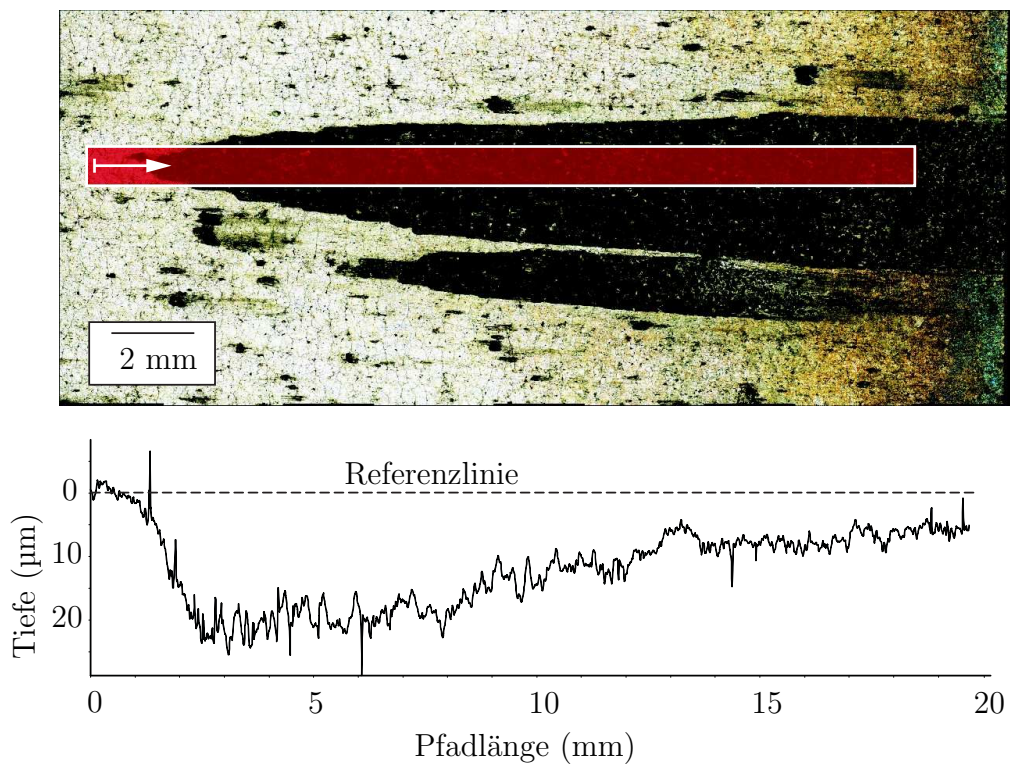


Abbildung 2.10: Tiefenprofil eines teilweise geschädigten Walzensegments in Umfangsrichtung in der Radialansicht, HiCr (Walzrichtung von links nach rechts, Auswertung des Tiefenprofils entlang des markierten Bereichs)

## Rauhigkeitsmessung

Der arithmetische Mittenrauwert  $R_a$  hat sich zwar als Rauheitsmaß zur Beschreibung der Oberflächenqualität von Bauteilen etabliert, wird aber dennoch aufgrund der Möglichkeit gleicher, resultierender Rauheitsmaße bei unterschiedlichen Oberflächenbeschaffenheiten (siehe Abbildung 2.11) kontrovers betrachtet [68]. Demnach ist es sinnvoll, ein weiteres Rauheitsmaß für die Beschreibung der Oberflächenqualität von Bauteilen zu verwenden. Hierfür wird die gemittelte Rautiefe  $R_z$  herangezogen.

Der arithmetische Mittenrauwert  $R_a$ , der das Integral der Abstände vom höchsten zum tiefsten Profilpunkt innerhalb der partiellen Messstrecke  $l_r$  beschreibt, und die gemittelte Rautiefe  $R_z$  werden normgerecht [64–67] beschrieben durch

$$R_a = \frac{1}{l_r} \int_0^{l_r} |x(z)| dz, \quad (2.1)$$

$$R_z = \frac{1}{5} \sum_{i=1}^5 x_i, \quad (2.2)$$

wobei  $x$  die Höhenunterschiede senkrecht entlang der Messstrecke  $z \in (0; l_r)$  beschreibt.

Durch moderne Messsysteme, wie das in dieser Arbeit verwendete Lichtmikroskop ALICONA IFM G4 (siehe Tabelle 2.4), ist es zusätzlich möglich, die flächenhafte Rauigkeit zu ermitteln. Dieses relativ neue Verfahren ist in der Norm DIN EN ISO 25178 [69] erfasst. Dabei ergibt sich der arithmetische Mittelwert der Höhen  $S_a$  zu

$$S_a = \frac{1}{A} \int_A |x(y, z)| dydz, \quad (2.3)$$

wobei  $A$  die vermessene Fläche und  $x, y, z$  deren Koordinaten sind. Zusätzlich wurde die maximale flächenhafte Höhe  $S_z$  ( $\mu\text{m}$ ) bestimmt. Die Ergebnisse der Untersuchung sind in Tabelle 2.5 zusammengefasst.

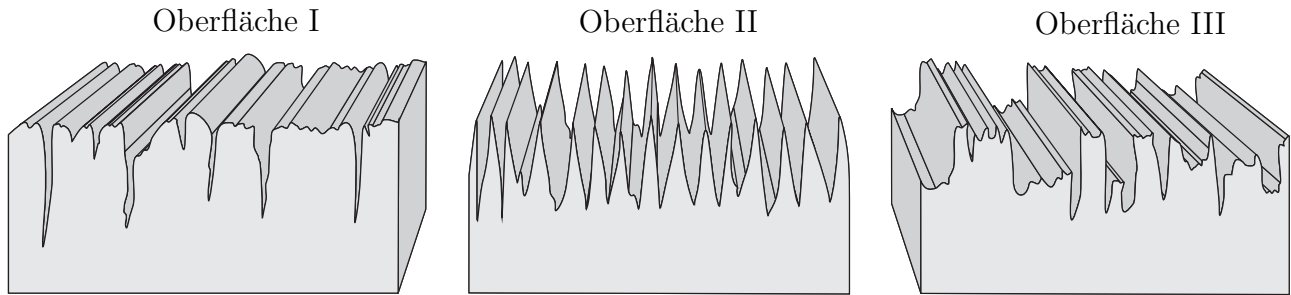


Abbildung 2.11: Schematische Darstellung von unterschiedlichen Oberflächenprofilen mit annähernd gleichen  $R_a$ -Werten

Tabelle 2.5: Rauigkeiten der untersuchten Walzensegmente, HiCr

	$R_a$ ( $\mu\text{m}$ )	$R_z$ ( $\mu\text{m}$ )	$S_a$ ( $\mu\text{m}$ )	$S_z$ ( $\mu\text{m}$ )
Umfangsrichtung, nicht aufgerissen	0,4 - 1,6	3 - 12	1,1 - 3,2	8,8 - 18,4
Axialrichtung, nicht aufgerissen	0,6 - 2,5	5 - 16	1,1 - 3,2	8,8 - 18,4
Umfangsrichtung, aufgerissen	1,8 - 3,3	14 - 33	4,7 - 11	54,4 - 102
Axialrichtung, aufgerissen	1,7 - 2,4	8 - 11	4,7 - 11	54,4 - 102

Es zeigt sich, dass die maximale Höhendifferenz (gegenüber der ungeschädigten Oberfläche) etwa  $120 \mu\text{m}$  und die mittlere Tiefe im Anfangsbereich der aufgerissenen Zone etwa  $20 - 44 \mu\text{m}$  betragen. Die in dieser Arbeit ermittelten Rauigkeitswerte liegen unterhalb jener gemessen von REIP [10], wobei die hier angewandte Methode als zuverlässiger einzustufen ist. Aufgerissene Bereiche besitzen eine höhere Rauigkeit als nicht aufgerissene Bereiche. Laut PELLIZZARI ET AL. zeigen HSS-Walzen eine höhere Rauigkeit als HiCr-Eisen-Walzen [52]. Eine Rauigkeitsmessung von HSS wurde in der vorliegenden Arbeit nicht durchgeführt.

Die erfassten Rauigkeitswerte können genutzt werden, um Aussagen über die Reibverhältnisse im Walzspalt zu treffen. Dabei sind die Arbeiten von AZUSHIMA ET AL. [70] und MERCADO-SOLIS ET AL. [71] zu erwähnen, in denen die Oberflächenrauigkeit der Arbeitswalze mit den Reibverhältnissen im Walzspalt korreliert wird.

### Tiefe und Abstand von Rissen

Um die Schädigung einer Arbeitswalze zu quantifizieren wird eine statistische Auswertung der Risttiefen und Mindestabstände von Heißrissen zueinander durchgeführt. Zusätzlich wird die

maximale Tiefe von gebrochenen Karbiden und ihr Abstand zueinander ermittelt. Es werden Gefügebilder mit dem Bildbearbeitungsprogramm *ImageJ* [61] eingelesen, die Tiefen- ( $x$ ) und Längskoordinaten ( $z$  oder  $\varphi$ ) von Rissen manuell ausgewertet (siehe Abbildung 2.12). Die erfassten Koordinaten werden gespeichert und in einer Liste abgelegt, welche mit einem PYTHON-Skript [72] ausgewertet wird. Risse in geschädigten Bereichen werden gegenüber der Referenzlinie (ungeschädigter Bereich) erfasst. Da Karbidrisse in der Regel in Konglomeraten auftreten, wird als Horizontalcoordinate die Mitte der Anhäufung gewählt, als Vertikalkoordinate das tiefste gebrochene Karbid. Die ermittelten Größen, wie etwa der Abstand von Heißrissen oder Karbidrissen zueinander, können als Anhaltswerte für numerische Simulationen herangezogen werden, in denen die Entstehung von Rissen diskutiert wird (vgl. Kapitel 5).

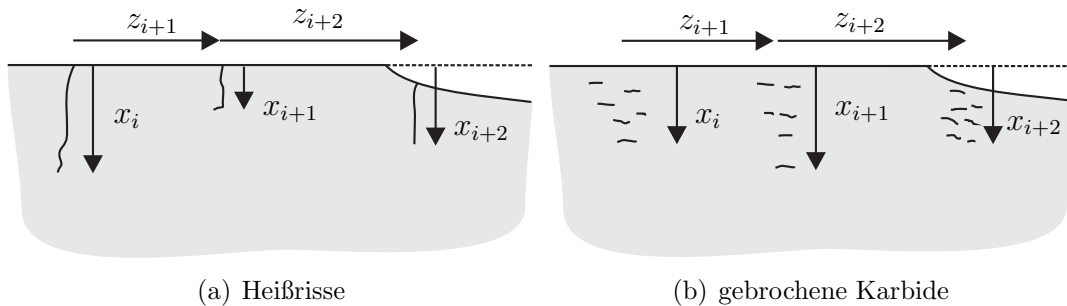


Abbildung 2.12: Bestimmung der Ristiefen von Gefügebildern

Abbildungen 2.13 und 2.14 zeigen Histogramme der Tiefe von Heißrissen und des Abstands der Heißrisse zueinander. Diese Daten wurden mit Hilfe von drei Gefügebildern, die im Schädigungsübergangsbereich aufgenommen wurden, erfasst (vgl. Abbildung 2.7). Dafür wurden die aufgerissenen Walzensegmente, die in Abbildung 2.4 gezeigt sind, verwendet. Ermittelte Längen und Abstände der Risse werden in Klassen mit einer Breite von  $10\ \mu\text{m}$  unterteilt. Es zeigt sich, dass die Tiefe der Heißrisse mit der Tiefe der plastischen Zone [14], die etwa  $200\ \mu\text{m}$  beträgt, korrespondiert. Die plastische Zone beschreibt die Tiefe, bis zu der das Walzenmaterial aufgrund der thermomechanischen Belastung fließt (vgl. [16, 27]). Heißrisse im geschädigten Bereich besitzen im Mittel – gemessen gegenüber der ungeschädigten Oberfläche – eine größere Tiefe, als jene im ungeschädigten Bereich. Eine mögliche Erklärung ist, dass der Kontakt des Bandes mit der neuen, durch Ablösung erzeugten Oberfläche dazu führt, dass Heißrisse dort weiter wachsen. Dennoch ist die Tiefe dieser Risse, gemessen im Abstand zur neuen – durch Abtrag erzeugten – Oberfläche, geringer als die Tiefe der Heißrisse in ungeschädigten Berei-

chen, gemessen gegenüber der ungeschädigten Oberfläche (siehe Abbildung 2.12 (a)). Dies lässt die Vermutung zu, dass Oxidschichten, die in geschädigten Bereichen vom Band in die Walze eingedrückt werden, den Wärmeübergang hemmen. Der gemittelte Abstand der Heißrisse zueinander ist in beiden Bereichen, d. h. aufgerissen und nicht aufgerissen, gleich groß. Abbildungen 2.15 und 2.16 zeigen Histogramme der gebrochenen Karbid-Konglomerate. Es lässt sich erkennen, dass die maximale Tiefe gebrochener Karbidkonglomerate  $200\ \mu\text{m}$  beträgt. Diese Tiefe korrespondiert ebenfalls mit der Tiefe in der plastischen Zone [14,16,27]. Der Abstand der gebrochenen Karbid-Konglomerate zueinander beträgt im Mittel etwa  $130\ \mu\text{m}$ . Der Übergang aufgerissen/nicht aufgerissen wurde bei den Untersuchungen ausschließlich in Bereichen mit einer hohen Dichte an gebrochenen Karbiden beobachtet.

Der Abstand gebrochener Karbide-Konglomerate ist im aufgerissenen und nicht aufgerissenen Bereich in etwa gleich groß. Ermittelte Risstiefen und Abstände der Risse zueinander sind in Tabelle 2.6 zusammengefasst.

Weiter wurde untersucht, welchen Abstand Heißrisse zueinander haben, die eine bestimmte Mindestdiefe besitzen. Betrachtet wurden Heißrisse mit einer Tiefe von  $50$ ,  $60$ ,  $75$ ,  $90$  und  $100\ \mu\text{m}$ . Abbildung 2.17 zeigt die gemittelten Abstände. Der zunehmende Abstand tieferer Risse zueinander lässt sich damit begründen, dass die Wahrscheinlichkeit eines Risses mit großer Tiefe (z.B. über  $100\ \mu\text{m}$ ) abnimmt. Die Standardabweichung liegt im Bereich zwischen  $75$  und  $88\ \mu\text{m}$  und nimmt bei steigender Mindestrisstiefe zu. Der von PELLIZZARI ET AL. [73] beschriebene Zusammenhang, dass bei einer höheren Rissdichte die Länge der einzelnen Risse kürzer ist, kann damit bestätigt werden. Weitere Betrachtungen zu Heißrissen können FEDORCIUC ET AL. [74] entnommen werden.

Tabelle 2.6: Risstiefen und Abstände im Übergangsbereich der Aufreißzone, HiCr

Kennwert	Mittelwert	Standardabweichung
Tiefe der Heißrisse ( $\mu\text{m}$ )	78,9	32,0
Abstand der Heißrisse zueinander ( $\mu\text{m}$ )	135,8	73,5
Maximale Tiefe der gebrochene Karbide-Konglomerate ( $\mu\text{m}$ )	74,8	37,4
Abstand der gebrochenen Karbid-Konglomerate ( $\mu\text{m}$ )	126,0	72,7



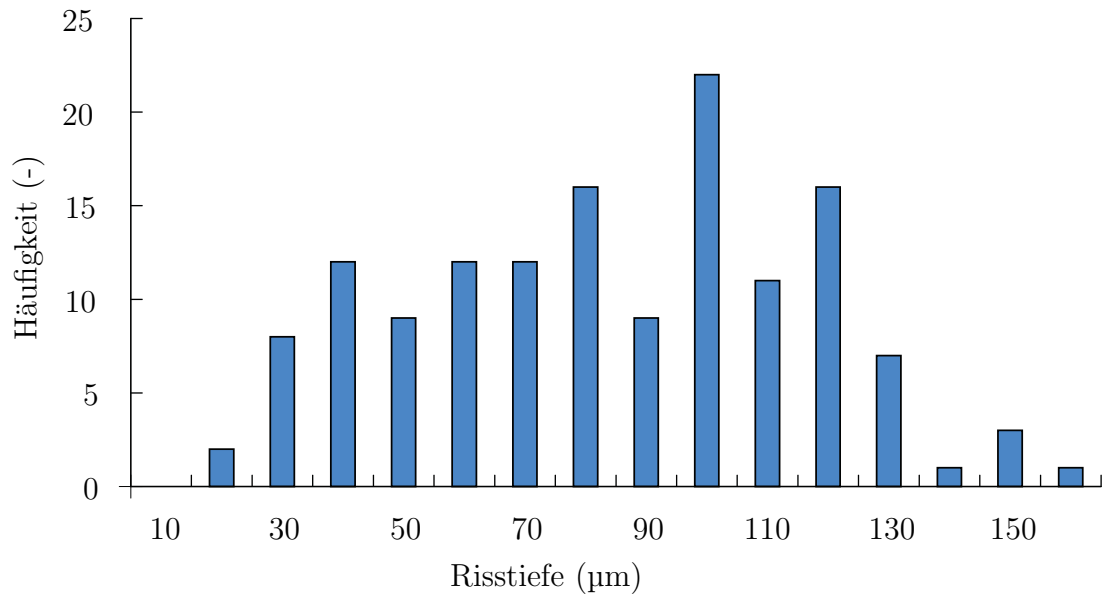


Abbildung 2.13: Tiefe der Heißrisse, HiCr, Auswertung im Schädigungsübergangsbereich

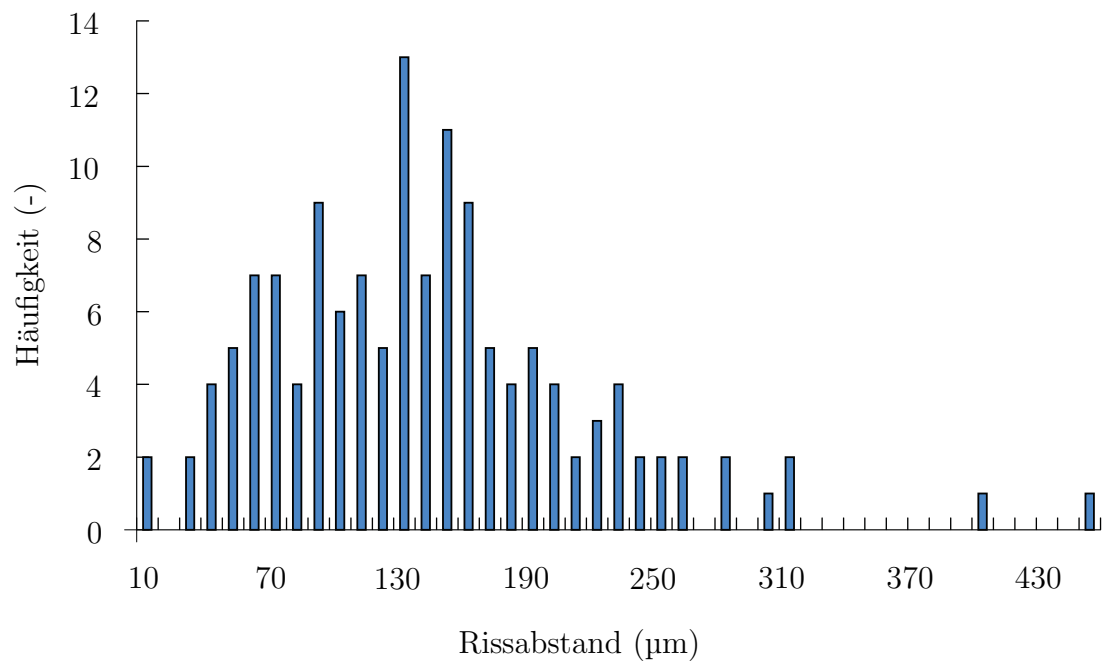


Abbildung 2.14: Abstand der Heißrisse zueinander, HiCr, Auswertung im Schädigungsübergangsbereich

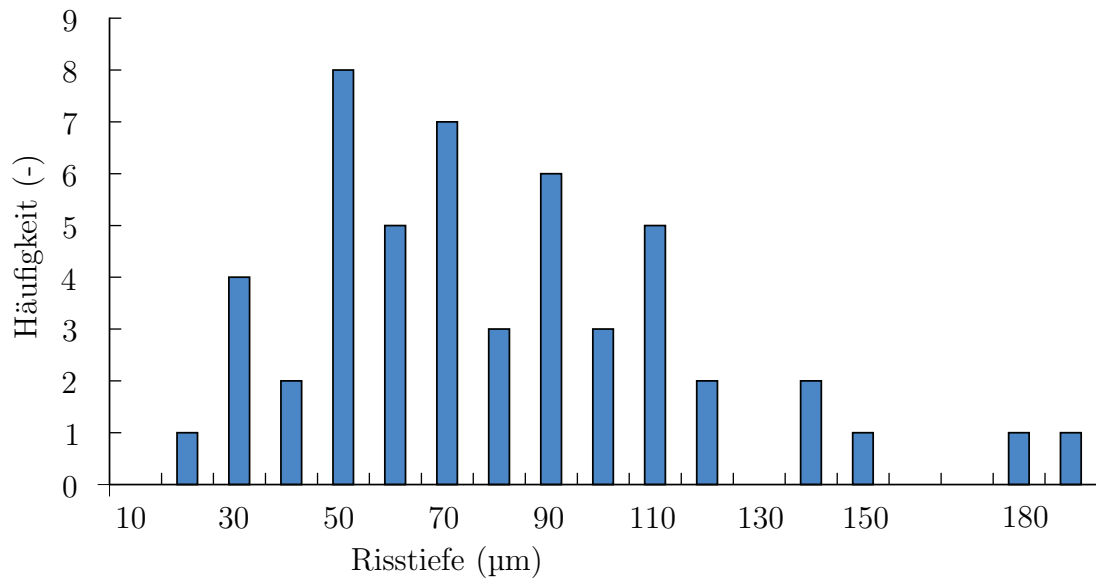


Abbildung 2.15: Maximaltiefe der gebrochenen Karbid-Konglomerate, HiCr, Auswertung im Schädigungsübergangsbereich

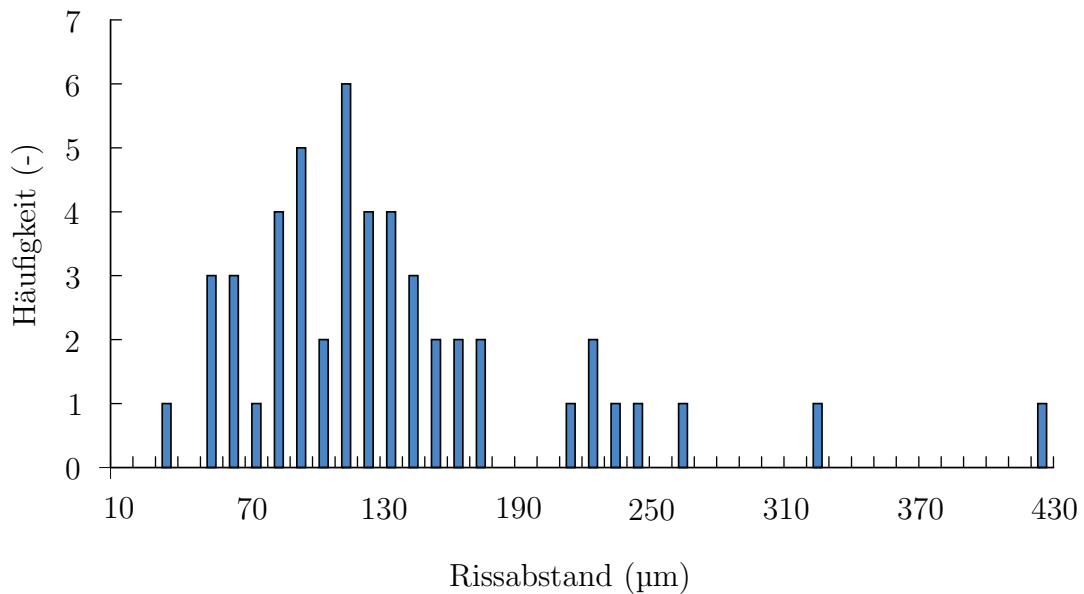


Abbildung 2.16: Abstand der gebrochenen Karbid-Konglomerate zueinander, HiCr, Auswertung im Schädigungsübergangsbereich

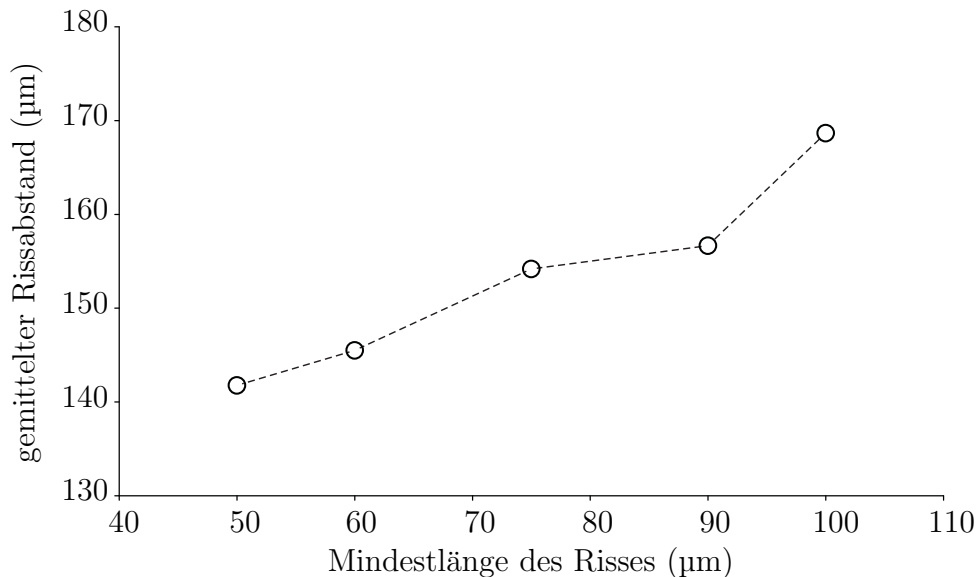


Abbildung 2.17: Mindestlänge von Heißrissen aufgetragen über ihrem Abstand zueinander, HiCr, Auswertung im Schädigungsübergangsbereich

### Bestimmung einer kritischen Risslänge

Zur Abschätzung kritischer Zustände der Walzenoberfläche wird im Schädigungsübergangsbereich der aufgerissenen Walze eine kritische Risslänge ermittelt und anschließend mit einer kritischen plastischen Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{pl,krit}^*$  korreliert.

Die kritische Risslänge wird durch eine Auswertung von Gefügebildern der aufgerissenen Walzensegmente (vgl. Abbildung 2.4) im Übergangsbereich zwischen aufgerissener und nicht aufgerissener Walzenoberfläche auf einer Gesamtfläche von  $1 \text{ mm}^2$  ermittelt (siehe Abbildung 2.19). Für eine statistische Absicherung werden drei unterschiedliche Gefügebildern im Schädigungsübergangsbereich ausgewertet. Da in Tiefen größer als  $200 \mu\text{m}$  keine Risse mehr beobachtet werden, wird die Gesamtfläche von  $1 \text{ mm}^2$  aus fünf einzelnen Gefügebildern zusammengesetzt, indem ausgehend vom ersten Gefügebild, das unmittelbar am Schädigungsübergang aufgenommen wird (siehe Abbildung 2.18), weitere vier Bilder – in entgegengesetzter Richtung zum aufgerissenen Bereich – angefertigt und ausgewertet werden (siehe Abbildung 2.19, Bezeichnungen 1 bis 5, Gesamtfläche:  $5 \times 200 \times 1000 \mu\text{m}^2 = 1 \text{ mm}^2$ ). Die gewählte Tiefe von  $200 \mu\text{m}$  entspricht in etwa der Tiefe der plastischen Zone [14] und wird als Risszone bezeichnet. Heißrisse werden nicht berücksichtigt, da diese ohne das Vorhandensein gebrochener Karbide nicht zum Aufreißen einer Walze führen [16]. In erster Abschätzung wird mit diesem Ansatz eine kritische Risslänge von ca.  $700 \mu\text{m}/\text{mm}^2$  bestimmt.

Die kritische plastische Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{pl,krit}^*$  wird identifiziert, indem eine Korrelation der kritischen Risslänge mit Karbidrisslängen in zuvor plastisch gestauchten Druckproben durchgeführt wird (siehe Abbildung 2.18). Dabei liegt folgende Überlegung zu Grunde: In Druckversuchen gestauchte Proben (siehe Kapitel 2.2.1) geben Auskunft darüber, welche Risslänge innerhalb einer bestimmten Fläche (hier:  $1\text{ mm}^2$ ) bei einer vorgegeben plastischen Stauchung vorliegt. Wird nun die aus den mikroskopisch untersuchten aufgerissenen Walzenstücken ermittelte, kritische Risslänge auf einer Fläche gleicher Größe herangezogen und diese beiden Risslängen gleichgesetzt, kann auf die kritische plastische Vergleichsdehnung zurückgeschlossen werden. Dies scheint zulässig, weil angenommen werden kann, dass diese (kritische) Risslänge der gebrochenen Karbide nahe des aufgerissenen Bereichs eine Risslänge ist, die vorliegen muss, damit sich die geschädigte Schicht von der Walze ablöst.

Mikroskopische Untersuchung einer aufgerissenen Walze

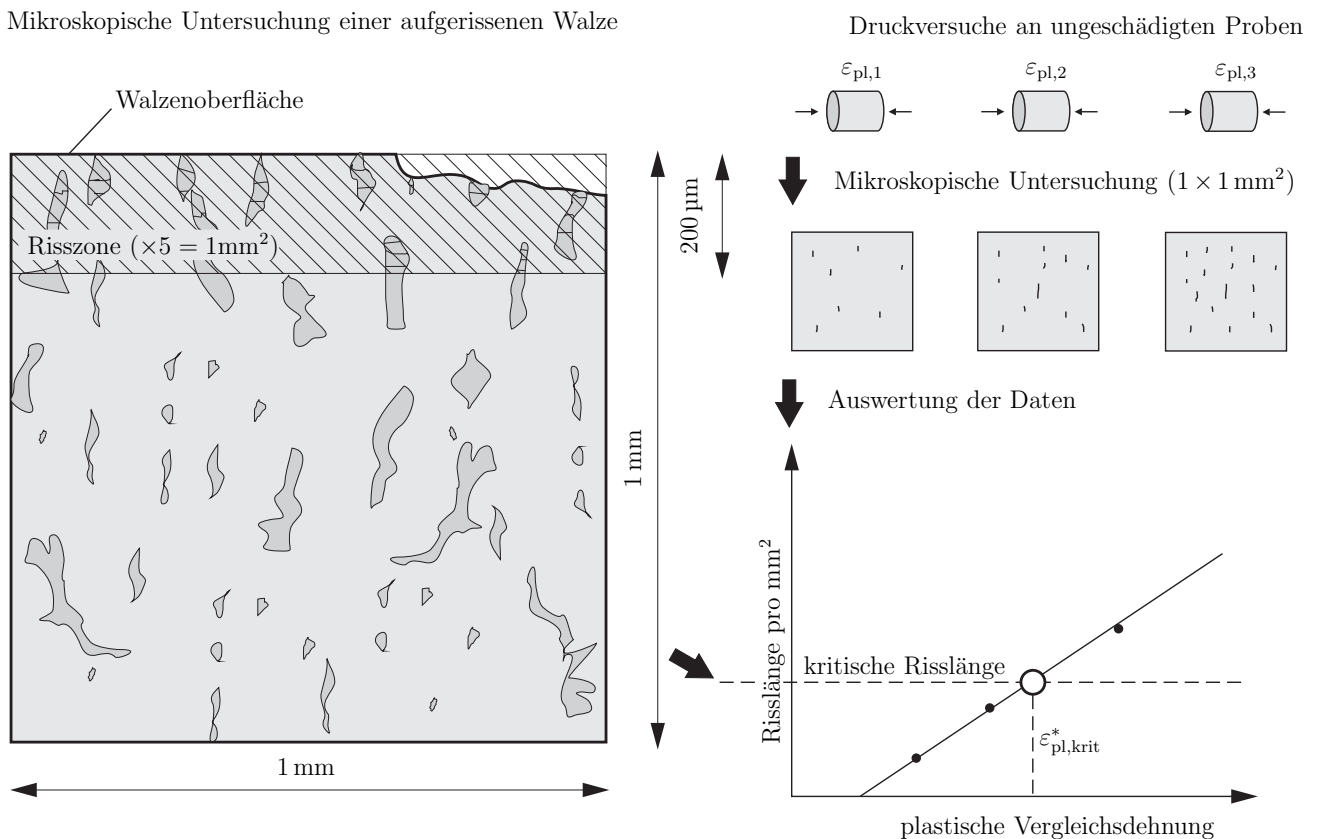


Abbildung 2.18: Schematisch: Vorgehensweise zur Bestimmung der kritischen plastischen Vergleichsdehnung

Die kritische Risslänge wird in dieser Arbeit auch für HSS herangezogen, obwohl die untersuchten aufgerissenen Walzenstücke aus HiCr sind. In weiteren Studien sollte die kritische Risslänge

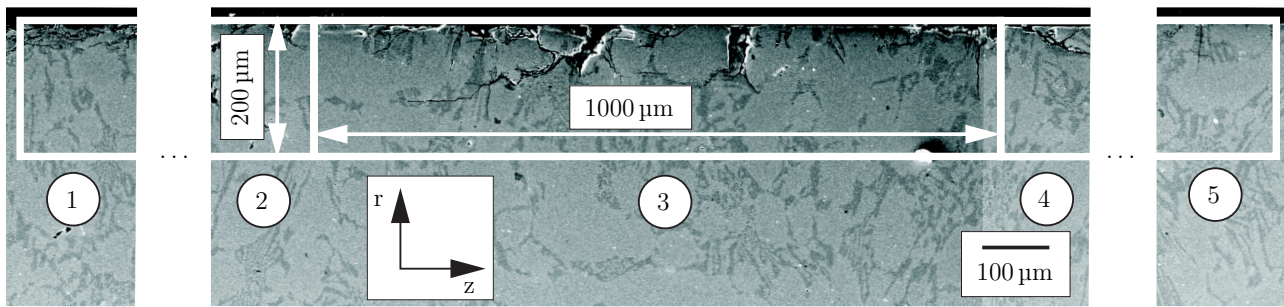


Abbildung 2.19: Schematisch: Untersucher Gefügeauschnitt des Schädigungsübergangsbereichs einer aufgerissenen HiCr-Walze zur Bestimmung der kritischen Risslänge auf einer Gesamtfläche von  $1 \text{ mm}^2$ . Da in Tiefen größer als  $200 \mu\text{m}$  keine Risse mehr beobachtet werden, wird die Gesamtfläche aus fünf Bereichen (1 bis 5) zusammengefügt ( $= 5 \times 200 \times 1000 \mu\text{m}^2$ )

auch an einer geschädigten HSS-Walze ermittelt werden, um einen direkten Vergleich zu den in Druckversuchen bestimmten Risslängen von Proben aus HSS herzustellen.

## 2.2 Mechanische Untersuchungen

Die Betriebstemperatur des oberflächennahen Bereichs einer Arbeitswalze liegt zwischen  $20$  und  $500 \text{ °C}$  [28]. Die mechanischen und thermophysikalischen Eigenschaften der Walzenwerkstoffe werden in vielen numerischen und analytischen Modellierungen als konstant über diesen Temperaturbereich angenommen [14, 33, 35, 36]. Dies liegt unter anderem daran, dass in der Literatur kaum temperaturabhängige Daten der Walzenwerkstoffe zu finden sind und die Erfassung dieser Daten zeitaufwändig und kostenintensiv ist.

Um diese Lücke zu schließen, wurden im Zuge dieser Arbeit isotherme Zug- ( $20 \text{ °C}$ ), Druck- ( $20$  bis  $500 \text{ °C}$ ), zyklische Versuche ( $20 \text{ °C}$ ) und Experimente zur Erhebung thermophysikalischer Eigenschaften ( $20$  bis  $500 \text{ °C}$ ) durchgeführt. Diese Kennwerte werden für die Modelle in den Kapiteln 3, 4 und 5 herangezogen.

### 2.2.1 Zug- und Druckversuche

Erhitzt sich die Walzenoberfläche im Walzspalt (1-2, siehe Abbildung 2.20) wird der oberflächennahe Bereich thermisch gedehnt (Erhitzung bis  $500 \text{ °C}$ ). Diese Ausdehnung ist jedoch durch die umgebende Walze, die im Mittel eine wesentlich geringere Temperatur besitzt (maximal  $100 \text{ °C}$  [44]) behindert, wodurch das Walzenmaterial in axialer (und tangentialer) Richtung gestaucht wird (und eventuell zu Fließen beginnt). Während des Kühlens (2-3, siehe Abbildung

2.20) wird der oberflächennahe Bereich in axialer (und tangentialer) Richtung auf Zug beansprucht [27]. Diese Zugbeanspruchung findet in einem Temperaturbereich von 20-100 °C statt, weshalb die Zugversuche in dieser Arbeit bei Raumtemperatur durchgeführt wurden. Druckversuche hingegen werden bei Temperaturen bis 500 °C durchgeführt. Für die im Folgenden gezeigten Zug- und Druckversuche wurde das Dilatometer Dil805 der Firma Bähr verwendet. Die Gerätespezifikationen sind in Tabelle 2.7 gelistet. Sämtliche Proben wurden aus ungeschädigtem Walzenmaterial (Mantel) entnommen.

Nach REIP [10] weist HiCr-Eisen eine starke Anisotropie der mechanischen Eigenschaften auf. Diese lässt sich mit der fertigungsbedingten Vorzugsrichtung der Karbide begründen (vgl. Kapitel 2.1.1). Aus diesem Grund wurden die Proben so aus der Walze herausgetrennt, dass die Karbide in den Versuchen senkrecht zur Lastrichtung ausgerichtet waren. Dies entspricht der realen betrieblichen Lasteinwirkungsrichtung auf die Karbide aufgrund thermomechanisch induzierter Spannungen. Bei HSS-Walzen ist die Anisotropie der mechanischen Eigenschaften aufgrund der homogen verteilten (meist runden) Karbide nicht zu beobachten. Abbildung 2.21 illustriert das Schnittmuster zur Berücksichtigung der Karbidorientierung, exemplarisch für Druckproben.

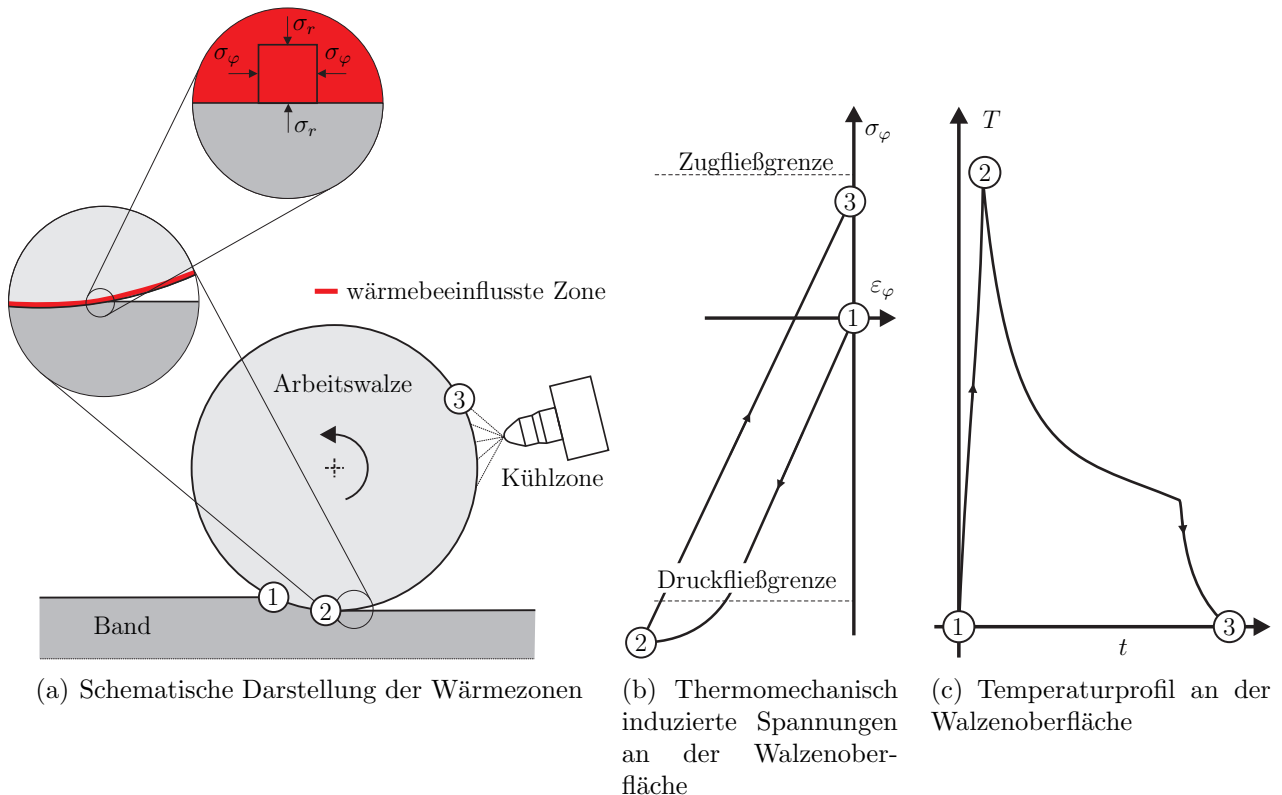


Abbildung 2.20: Schematische Darstellung der Spannungen und Temperaturen an der Walzenoberfläche

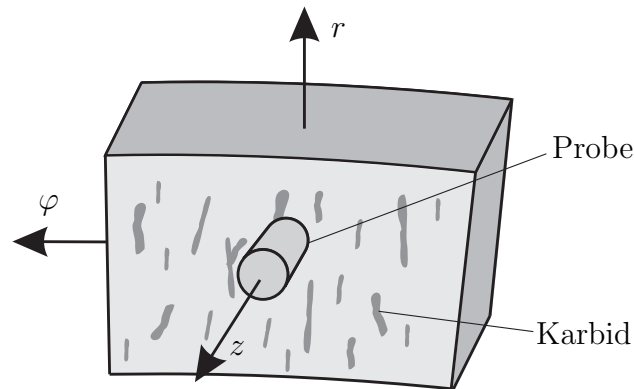


Abbildung 2.21: Probenfertigung und Orientierung der Karbide, exemplarisch Druckprobe

Tabelle 2.7: Spezifikationen des Dilatometers Dil805 der Firma Bähr

Prüfmaschine	Bähr Dilatometer Dil805
Probenform	Maximale hydraulische Last $F_{\max} = 20 \text{ kN}$ (Druck) und $5 \text{ kN}$ (Zug) Zylinder- (Druckversuch) oder Flachprobe (Zugversuch)
Testprogramm	Fa. Bähr Thermoanalyse WinTA7.0
Temperaturregulierung	Wasser Kühlung, Hochfrequenz-Induktionsspule $T_{\max} = 1000 \text{ °C}$ mit $\text{SiO}_2$ Stempel $T_{\max} = 1700 \text{ °C}$ mit $\text{Al}_2\text{O}_3$ Stempel Temperaturmessung mit 3 aufgeschweißten Thermoelementen
Verfahrensgeschwindigkeiten	$v = 0,01$ bis $2,0 \text{ mm/s}$
Verformungsmessung	Mit Hilfe $\text{SiO}_2$ oder $\text{Al}_2\text{O}_3$ Messstab, Genauigkeit $0,0001 \text{ mm}$
Testablauf	Vakuum $5 \times 10^{-4} \text{ mbar}$ aufbringen Probe auf Versuchstemperatur erhitzen Vorlast $+200 \text{ N}$ aufbringen Lastgesteuertes Verfahren bis zum Bruch

## Zugversuche

Die Zugversuche an Walzenwerkstoffen wurden am Christian Doppler Laboratorium für Hochleistungslegierungen durchgeführt [29,30]. Um mit dieser Arbeit ein vollständiges Nachschlagewerk für Materialkennwerte der untersuchten Walzenwerkstoffe zu schaffen, werden die Ergebnisse im Folgenden gezeigt.

Für die Versuche wurden die Probe mit einer Vorlast von  $200 \text{ N}$  beaufschlagt und mit einer Dehnrates von  $4,2 \cdot 10^{-4} / \text{s}$  bis zum Versagen belastet. Dafür wurden Flachproben mit einer Meßlänge von  $7 \text{ mm}$  verwendet. Die Breite und Dicke der Proben betrug  $2 \times 2 \text{ mm}$ . Tabelle 2.8 listet die Mittelwerte der Zugfestigkeit und Bruchdehnung für die untersuchten Werkstoff-

fe [29, 30]. Das Konstitutivverhalten der Werkstoffe ist bis zum Bruch annähernd elastisch, weswegen auf die Darstellung der Fließkurven verzichtet wird.

Tabelle 2.8: Zugfestigkeit  $R_{m,Z}$  und Bruchdehnung  $B_Z$  bei Raumtemperatur

Probenmaterial	HiCrSG	HiCr	HSS
$R_{m,Z}$ , (MPa)	789,5	553,5	666
$B_Z$ , (-)	0,0026	0,00155	0,0026

## Druckversuche

Das in Tabelle 2.7 beschriebene Dilatometer ermöglicht die Durchführung von Druckversuchen bei unterschiedlichen Temperaturen und Dehnraten. In dieser Arbeit werden allseitig bearbeitete, zylindrische Proben mit einer Höhe von 6,6 mm und einem Durchmesser 3,3 mm verwendet. Laut DIN 50106 [75] muss das Verhältnis von Höhe  $h_0$  zu Durchmesser  $d_0$  im Bereich  $1 \leq \frac{h_0}{d_0} \leq 2$  liegen. Weiter schreibt die Norm vor, dass die Spannungszunahme für die Bestimmung der Druckfestigkeit nicht über  $30 \frac{N}{mm^2}$  pro Sekunde liegen darf. Zur Einhaltung der in der Norm [75] geforderten Randbedingungen wird ein lastgesteuertes Programm verwendet. Darin wird eine zeitinkrementelle Krafterhöhung vorgegeben. Tabelle 2.9 listet das Versuchsprogramm. Im Anschluss an die Versuche werden die Proben mikroskopisch untersucht.

Zur Beschreibung des Übergangs zwischen elastischem und plastischem Werkstoffverhalten wird die Druckfließgrenze  $\sigma_{\text{Fließ,D}}(T)$  bestimmt. Die Temperaturabhängigkeit der Druckfließgrenze wird – bei konstanter Dehnrates ( $0,002 \text{ s}^{-1}$ ) – mittels einer empirischen Funktion 2. Ordnung – genähert (siehe Tabelle 2.10). Die graphische Darstellung ist Abbildung 2.23 zu entnehmen. Abbildung 2.22 zeigt die Fließkurven bei niedriger Dehnrates ( $0,002 \text{ s}^{-1}$ ) für die drei untersuchten Walzenwerkstoffe [76]. Auf die Darstellung der Fließkurven mit höherer Dehnrates ( $0,01 \text{ s}^{-1}$ ) wird verzichtet, da nur geringfügige Unterschiede zu den in Abbildung 2.22 gezeigten Fließkurven erkennbar sind. In Tabelle 2.11 sind die Bruchdehnung und Druckfestigkeit der Werkstoffe bei Raumtemperatur (Dehnrates:  $0,002 \text{ s}^{-1}$ ) angegeben (vgl. [29, 30]). Gleichungen zur Beschreibung des Konstitutivverhaltens sind den Kapiteln 3 und 5 zu entnehmen.



Tabelle 2.9: Versuchsprogramm für Druckversuche

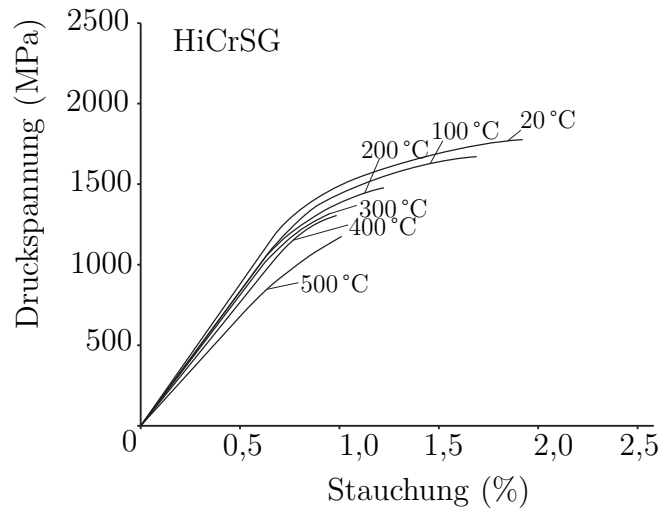
Material	Dehnrate (s <sup>-1</sup> )	Temperatur (°C)	Maximale Last (MPa)
HiCrSG / HiCr / HSS	0,002	20	1800 / 2400 / 2250
		100	1700 / 2250 / 2150
		200	1500 / 2250 / 2000
		300	1300 / 1950 / 1800
		400	1300 / 1800 / 1800
		500	1200 / 1600 / 1750
HiCrSG / HiCr / HSS	0,01	20	1800 / 2400 / 2250
		100	1700 / 2250 / 2150
		200	1500 / 2250 / 2000
		300	1300 / 1950 / 1800
		400	1300 / 1800 / 1800
		500	1200 / 1600 / 1750

Tabelle 2.10: Temperaturabhängige Druckfließspannung  $\sigma_{\text{Fließ,D}}(T)$  als empirische Gleichung, gültig für den Temperaturbereich 0-600 °C

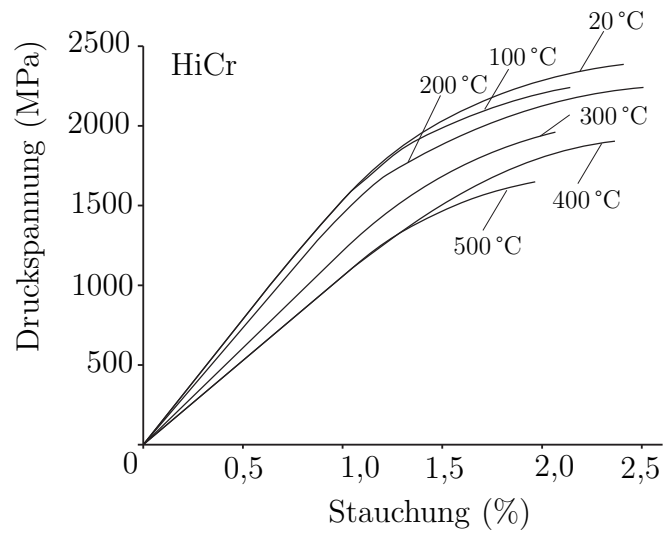
	$\sigma_{\text{Fließ,D}}(T)$ , MPa
HiCrSG	$\sigma_{\text{Fließ,D}}(T) = 1136,1 - 0,9073 \cdot T \cdot \text{°C}^{-1} - 0,0002 \cdot T^2 \cdot \text{°C}^{-2}$
HiCr	$\sigma_{\text{Fließ,D}}(T) = 1269,6 - 0,0557 \cdot T \cdot \text{°C}^{-1} - 0,001 \cdot T^2 \cdot \text{°C}^{-2}$
HSS	$\sigma_{\text{Fließ,D}}(T) = 1633,1 - 2,2115 \cdot T \cdot \text{°C}^{-1} + 0,0014 \cdot T^2 \cdot \text{°C}^{-2}$

Tabelle 2.11: Druckfestigkeit  $R_{\text{m,D}}$  und Bruchdehnung  $B_{\text{D}}$  bei Raumtemperatur (vgl. [29, 30])

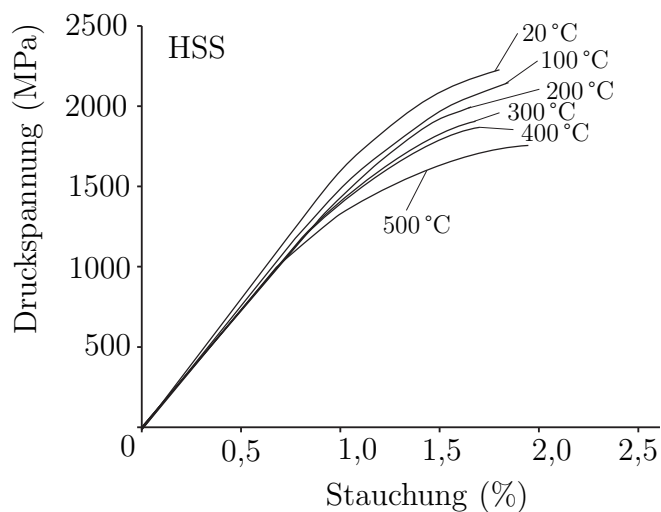
Material	HiCrSG	HiCr	HSS
$R_{\text{m,D}}$ (Mittelwert), MPa	2032	2499	2558
$R_{\text{m,D}}$ (Standardabweichung), MPa	35	81	30
$B_{\text{D}}$ (Mittelwert), -	0,0194	0,0156	0,01965
$B_{\text{D}}$ (Standardabweichung), -	0,0021	0,02	0,0035



(a) HiCrSG



(b) HiCr



(c) HSS

Abbildung 2.22: Spannungs-Dehnungs-Diagramme bei unterschiedlichen Temperaturen und niedriger Dehnrates ( $0,002 \text{ s}^{-1}$ )

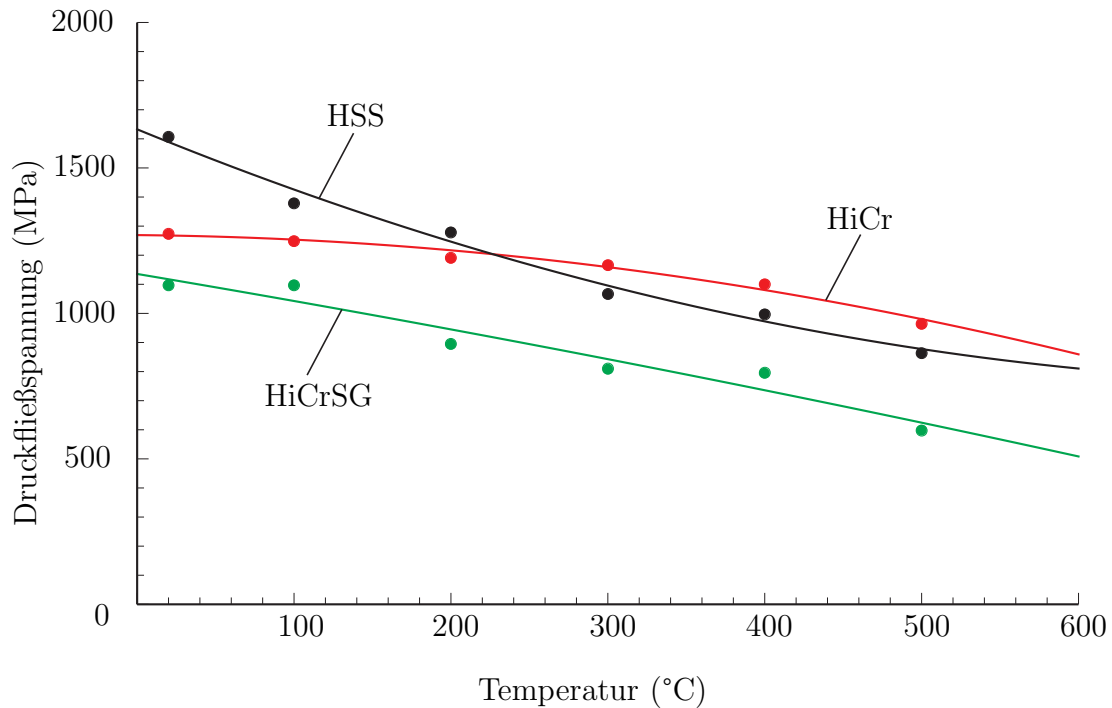
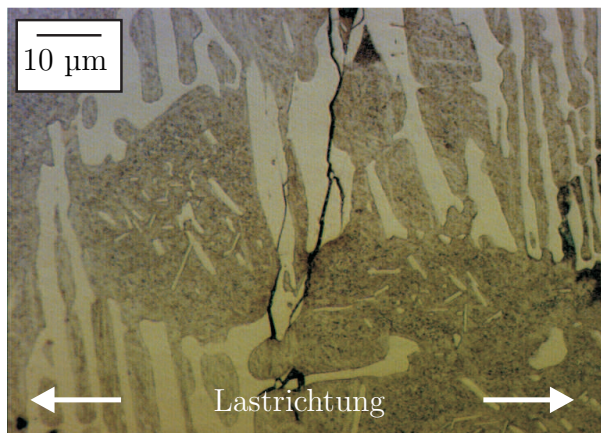


Abbildung 2.23: Temperaturabhängige Druckfließspannung  $\sigma_{\text{Fließ,D}}(T)$  der Materialien HiCr, HiCrSG und HSS

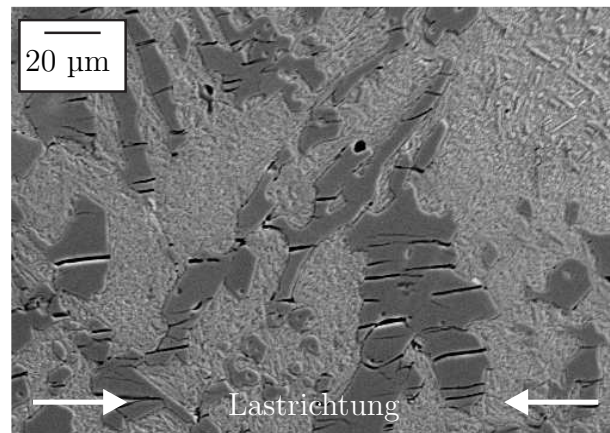
### Mikromechanische Schädigung

Die mechanisch getesteten Proben werden mikroskopisch untersucht, um das Erscheinungsbild von Rissen in Karbiden und der Matrix abhängig von der Verformungsrichtung zu bewerten. Abbildung 2.24 zeigt Mikrostrukturaufnahmen nach Zug- bzw. Druckbelastung, exemplarisch für HiCr.

Risse in Karbiden treten gemäß den Beobachtungen bei Druckproben parallel zur Belastungsrichtung auf. Nach MUSIC ET AL. [77] ist das Materialverhalten der Karbide rein elastisch. Das Versagen der Karbide tritt demzufolge aufgrund der plastischen Verformung der duktilen Matrix auf (siehe Abbildung 2.25). Risse lotrecht zur Belastungsrichtung oder Dekohäsion zwischen Karbiden und Matrix wurden bei Druckproben nicht beobachtet. Bei Zugversuchen werden Risse in der Matrix und den Karbiden beobachtet, die lotrecht zur Belastungsrichtung auftreten (siehe Abbildung 2.24 (a)). Bei HSS werden bei gleicher makroskopischer plastischer Dehnung weniger Risse beobachtet. Dies korrespondiert mit Erfahrungen aus dem Walzwerk. HSS-Walzen reißen dort weniger auf als Walzen aus HiCr-Eisen [9]. Dies liegt unter anderem an Größe und Form der Karbide. Fließt die martensitische Matrix bei Druckbelastung um ein Karbid, so ist die resultierende Spannung in einem länglichen Karbid mit Längsachse senkrecht



(a) Zugversuch (Karbide hell, Martensitische Matrix dunkel)



(b) Druckversuch (Karbide dunkel, Martensitische Matrix hell)

Abbildung 2.24: Erscheinungsbild der Schädigung, exemplarisch HiCr

zur Belastungsrichtung (entspricht HiCr) wesentlich größer als in einem kleinen, runden Karbid (entspricht HSS). Eine phänomenologische Bewertung des Einflusses der Mikromorphologie auf resultierende Spannungen in Karbiden wird in Kapitel 4 diskutiert.

Ein Unterschied hinsichtlich des Einflusses der Versuchstemperatur auf das Schädigungsbild konnte in den verschiedenen Werkstoffen nicht beobachtet werden. Eine hohe Übereinstimmung des Erscheinungsbilds der Risse im Vergleich zu den untersuchten, geschädigten Walzensegmenten aus dem Walzwerk wird beobachtet (vgl. Abbildung 2.7).

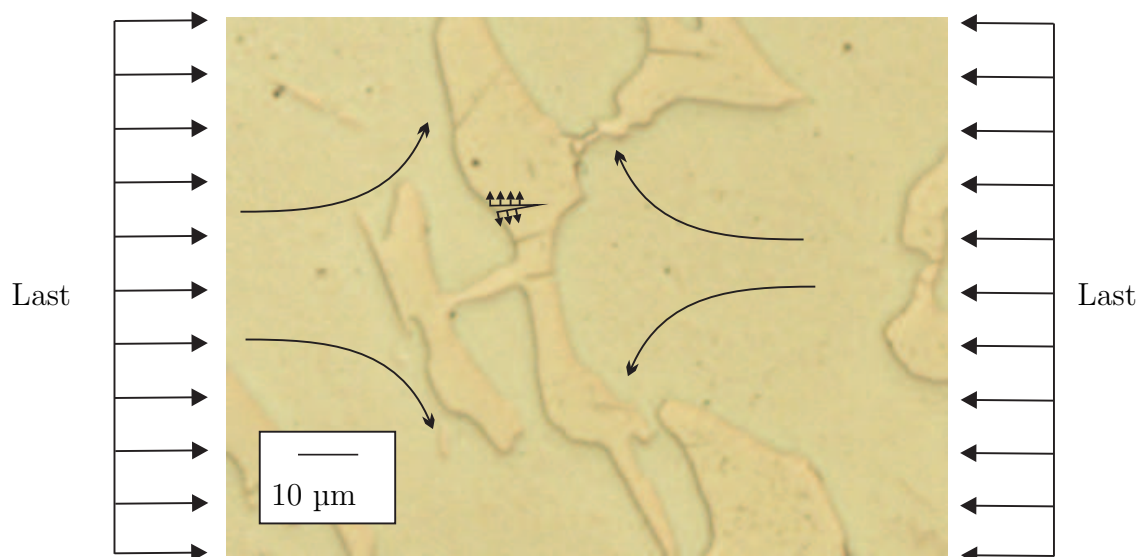


Abbildung 2.25: Schematische Darstellung der Rissöffnung bei Druck. Die Matrix fließt um das Karbid und beansprucht dieses auf Zug

### Bewertung der Risslänge

Für das in Kapitel 5 vorgeschlagene Prognosemodell zur Vorhersage des Walzenaufreißens wird als Schädigungskriterium die kritische plastische Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{pl,krit}^*$  des oberflächennahen Bereichs herangezogen. Es muss bekannt sein, wie sich die Risslänge in den untersuchten Werkstoffen in Abhängigkeit von der plastischen Verformung entwickelt. Dazu werden die Proben, die im Druckversuch bis zu einer vordefinierten Stauchung plastisch verformt wurden, mikroskopisch untersucht (siehe Kapitel 2.1.2, Abbildung 2.18).

Risslängen werden manuell unter Verwendung der Bildanalysesoftware *ImageJ* [61] ausgewertet. Dazu werden die Risse mit Linien markiert. Die Koordinaten der Anfangs- und Endpunkte dieser Linien werden automatisch in einer Liste hinterlegt. Die Risslängen werden auf eine Fläche von  $1 \times 1 \text{ mm}^2$  bezogen. Abbildung 2.26 illustriert exemplarisch die Erfassung der Risse innerhalb eines Gefügeausschnitts, wobei hier die Risse für eine deutlichere Darstellung umrandet sind. Abbildung 2.27 zeigt die Auswertung der Gesamtrisslänge in Abhängigkeit der plastischen Verformung. Durch die Messpunkte – jeder Punkt entspricht einem ausgewerteten Gefügeausschnitt von  $1 \times 1 \text{ mm}$  – werden Regressionsgeraden gelegt. Eine Temperaturabhängigkeit der Risslängen (bei gleicher Stauchung) konnte nicht beobachtet werden und wurde daher auch nicht berücksichtigt. Tabelle 2.12 listet die plastische Verformung, bei der erste Risse detektiert wurden. Bei HSS-Proben wurden nur Risse detektiert, wenn hohe plastische Verformungen eingebracht wurden. Da diese plastischen Verformungen im Grenzbereich der Probenstabilität lagen – das heißt die Probe war kurz davor abzuscheren – konnten nur zwei Messpunkte ermittelt werden, durch die eine Gerade gelegt wurde.

Tabelle 2.12: Plastische Verformung, bei der die Bildung von Rissen in Karbiden beginnt

Material	HiCrSG	HiCr	HSS
Beginn der Rissbildung, $\varepsilon_{pl}^*$ (%)	0,76	0,49	1,54

### 2.2.2 Zyklische Versuche

Thermomechanisch induzierte Lastwechsel, die der oberflächennahe Bereich der Walze erfährt, können mit zyklischen Versuchen (in dieser Arbeit: LCF, low cycle fatigue) nachgebildet werden. Je nach aufgebrachtem Lastniveau kann so Ratchetting oder Shakedown als mechanische

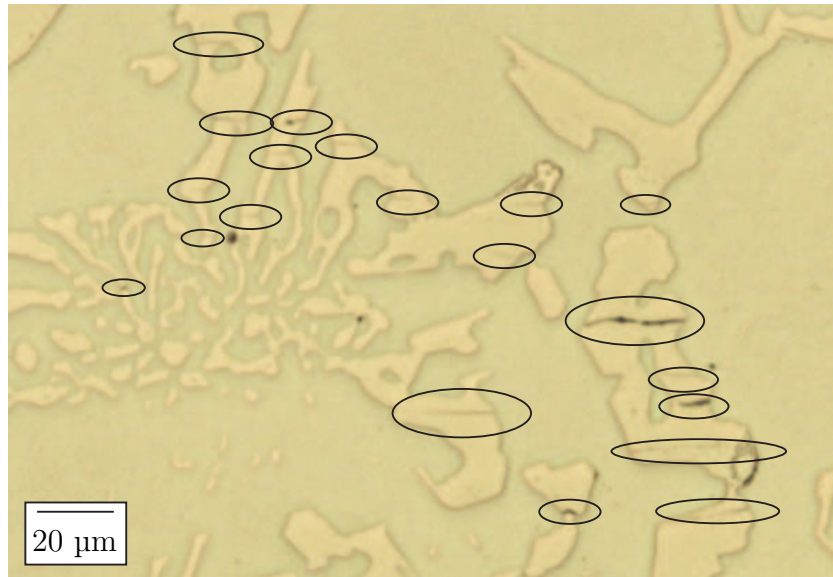


Abbildung 2.26: Erfassung der Risse innerhalb der Mikrostruktur, hier exemplarisch HiCr

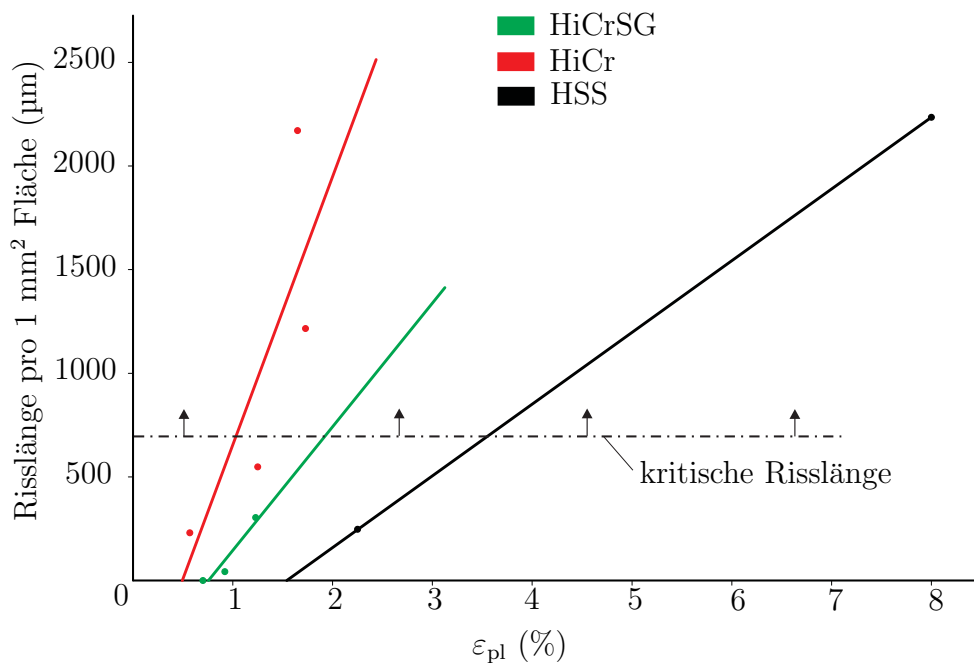


Abbildung 2.27: Auswertung der Risslänge auf einer Fläche von 1 mm<sup>2</sup> für die unterschiedlichen Walzenwerkstoffe nach Druckversuchen (extrapolierte Regressionsgerade)

Antwort des Materials identifiziert werden. Ratchetting beschreibt die stetige Zunahme der akkumulierten plastischen Verformung bei einsinniger, gerichteter und gleichbleibender zyklischer Last, wohingegen Shakedown (elastisch oder plastisch) das Einspielen der Spannungs-Hysterese beschreibt (siehe Abbildung 2.29 (a), vgl. [10]). Im Falle des elastischen Shakedowns (hier nicht abgebildet) verursacht die zyklische Last ab einem gewissen Zeitpunkt nur noch eine reversible Verformung entlang der elastischen Gerade. Dem gegenüber steht die stetige Zunahme

der plastischen Verformung bei Ratchetting, die schließlich zum Versagen eines Bauteils führt. Um die Abnahme der Steifigkeit in Folge von Rissen in der Mikrostruktur und die Anzahl der Lastzyklen bis zum Bruch zu untersuchen, wurden am Christian Doppler Laboratorium für Hochleistungslegierungen isotherme LCF-Versuche bei Raumtemperatur durchgeführt [30, 32]. Als Prüfmaschine wurde die hydraulische Zug- bzw. Druckprüfmaschine Instron 4505 verwendet (siehe Tabelle 2.14). Abbildung 2.28 zeigt den Schnittplan zur Herstellung der Proben. Abbildung 2.29 (b) zeigt die kraft- bzw. weggesteuerte Versuchsplanung, um den Lastzyklus mehrerer Walzenumdrehungen im Warmwalzwerk adequat abzubilden. Die 5 Sekunden Haltezeit nach der ersten Druckbelastung wurden vermutlich von ZHANG ET AL. [32] gewählt, um Setzvorgänge in der Probe zu begünstigen. Die Anzahl der Lastzyklen bis zum Bruch bei Raumtemperatur ist in Tabelle 2.13 angegeben. Für die hier untersuchten Lastfälle weisen Proben aus HSS die höchste Anzahl der Lastzyklen bis zum Bruch auf.

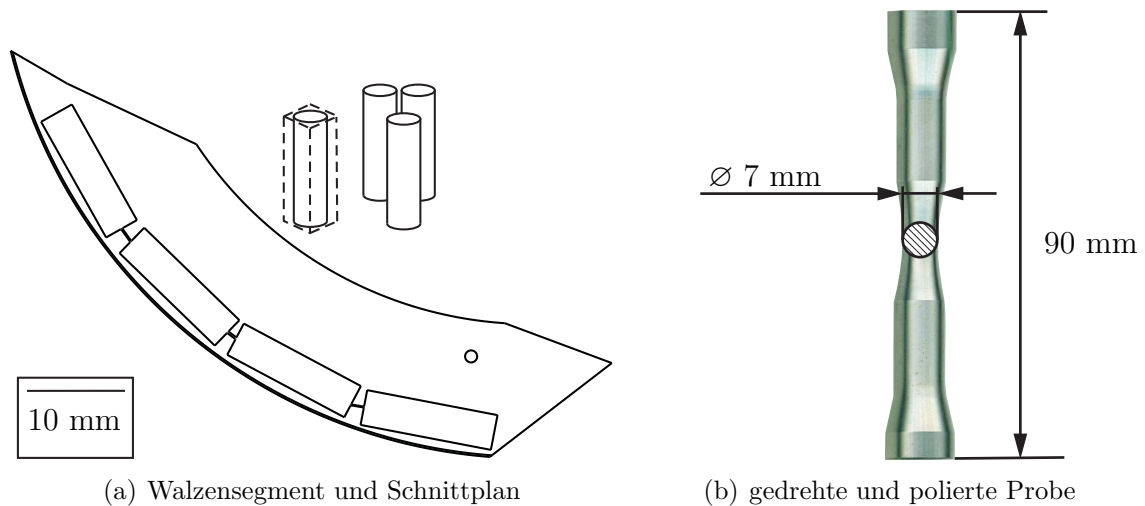


Abbildung 2.28: Probenherstellung und -geometrie für zyklische Versuche

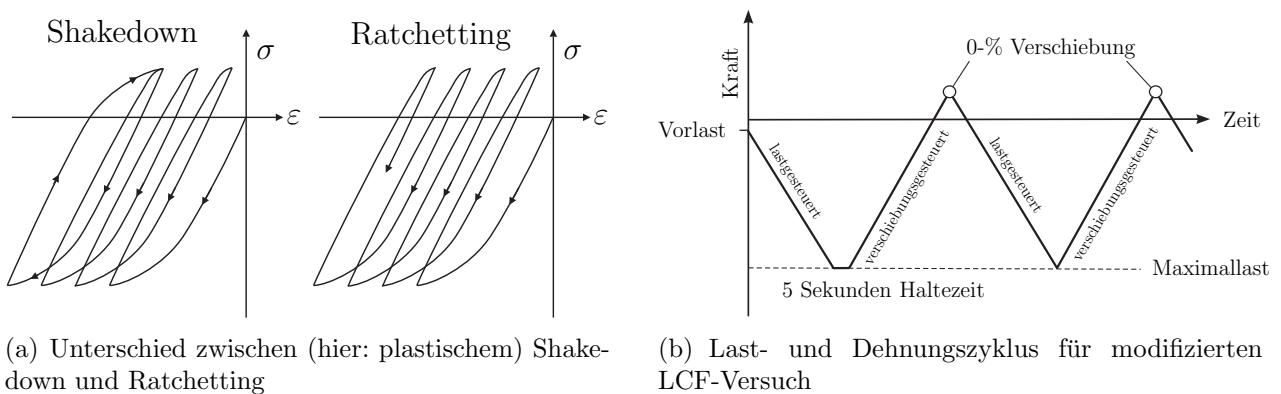


Abbildung 2.29: Vorüberlegungen für zyklische Versuche

Tabelle 2.13: Versuchsergebnisse der zyklischen Beanspruchung von HiCrSG, HiCr und HSS bei Raumtemperatur, Anzahl der Lastzyklen bis zum Bruch [30]

Lastniveau, MPa	HiCrSG	HiCr	HSS
1715	407	1000	> 1000
1767	200	380	> 1000
1819		106	> 1000
1871	70	100	> 1000
2000			> 1000
2027			> 1000
2079			36

Tabelle 2.14: Prüfmaschine Instron 4505 und Versuchsrandbedingungen

Prüfmaschine	Instron 4505 Hydraulische Maximalkraft $F_{\max} = 100$ kN auf Zug und Druck
Verschiebungsmessung Programm	externer induktiver Wegaufnehmer Vorlast +200 N Last/Verschiebungsgesteuert minimale Verfahrgeschwindigkeit: $v = 0.003$ mm/s
Temperatur	Raumtemperatur (20 °C)

Im Weiteren wird das Verfestigungsverhalten der Walzenwerkstoffe untersucht, da die Kenntnis der Art der Verfestigung für die Abschätzung thermomechanisch induzierter Spannungen nötig ist (vgl. Kapitel 3.2). Dafür werden die in den Versuchen ermittelten Kraft-Weg-Messpaare herangezogen. Abbildung 2.30 zeigt die experimentell bestimmte Verschiebung der Fließgrenze. Wird die Probe im ersten Zyklus über die Druckfließgrenze hinaus belastet, fließt das Material. Beim anschließenden Belasten auf Zug (0% Verschiebung-Position) kann beobachtet werden, dass das Material auf Zug fließt, obwohl die aus Zugversuchen bekannte Zugfließgrenze durch die makroskopisch anliegende Last nicht überschritten wird. Demnach haben zurückbleibende elastische Spannungen in der Mikrostruktur dazu geführt, dass sich die Fließgrenze verändert hat (BAUSCHINGER-Effekt). Im darauf folgenden zweiten Zyklus wird beobachtet, dass die Druckfließgrenze, die bei der vorangegangenen Druckbelastung verschoben wurde, in etwa um den Betrag der Zugverfestigung angehoben wird. Für die Walzenwerkstoffe wird kinematisches Verfestigungsverhalten beobachtet, d.h. die Fließgrenze verschiebt sich in Fließrichtung um den Betrag der Verfestigung, ohne dass der Fließkörper<sup>1</sup> dabei seine Größe ändert.

Da die mechanischen (zyklischen) Lasten beim realen Walzprozess bei erhöhten Temperatu-

<sup>1</sup>Der Fließkörper beschreibt die Grenzen des elastischen Bereichs im Spannungsraum.



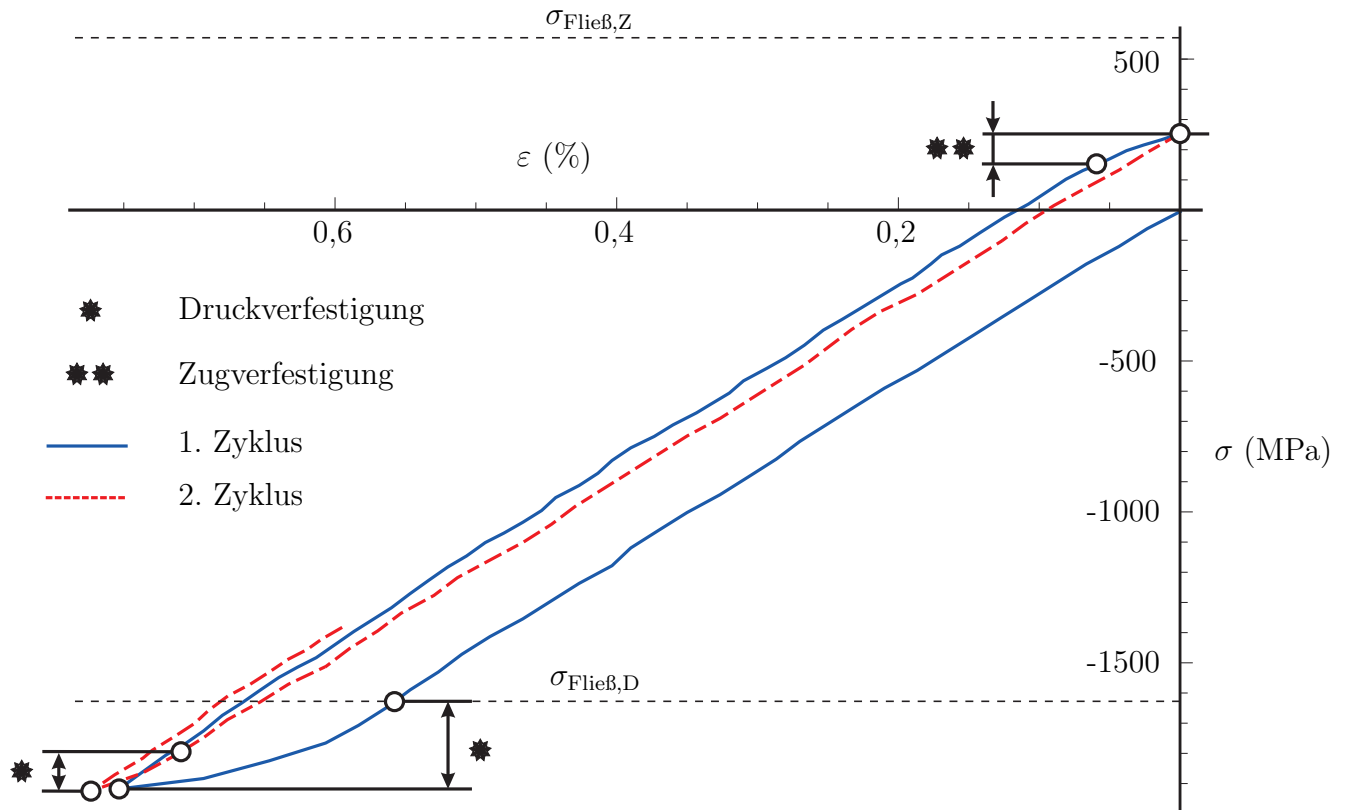


Abbildung 2.30: Bewertung des Verfestigungsverhaltens mit Hilfe experimenteller Daten des modifizierten LCF-Versuchs bei Raumtemperatur

ren (20 bis 500 °C) auftreten, sollte das Materialverhalten in weiteren Studien in zyklischen Versuchen im Bereich dieser Betriebstemperatur untersucht werden<sup>2</sup>.

### 2.2.3 Temperaturabhängiger Elastizitätsmodul

Zur Bestimmung der temperaturabhängigen Elastizitätsmoduli werden die Datensätze der am Dilatometer durchgeführten Druckversuche verwendet. Abbildung 2.31 zeigt die erfassten Elastizitätsmoduli. Die Kurven werden mit einer Funktion 1. Ordnung im Temperaturbereich von 20 bis 500 °C genähert. Die Elastizitätsmoduli von HiCr und HiCrSG liegen über denen von HSS. Dies lässt sich mit den Phasenanteilen der Gefügekonstituenten begründen. Bei HiCr und HiCrSG ist das Verhältnis von Karbid zu Matrix etwa 25/75 und bei HSS etwa 10/90 (Karbid:  $E = 275 - 340$  GPa, 20 °C; Martensit:  $E = 190 - 220$  GPa, 20 °C) [30,77,79,80]. Die Elastizitätsmoduli der untersuchten Walzenwerkstoffe sind in der Literatur zwar zu finden [32,33], jedoch streuen

<sup>2</sup>Als Anhaltspunkt sei die Arbeit von LEE ET AL. [78] zu erwähnen. Darin werden Proben aus Walzenwerkstoffen, die sich in einer festen Einspannung befinden, durch eine Variation der Temperatur zyklisch belastet. Anschließend wird die Anzahl der Zyklen bewertet, bei der die Proben versagen.

diese Werte stark und werden nicht temperaturabhängig beschrieben (beispielsweise HSS bei Raumtemperatur: 210 - 300 GPa). Die hier erfassten Werte liegen bei Raumtemperatur deut-

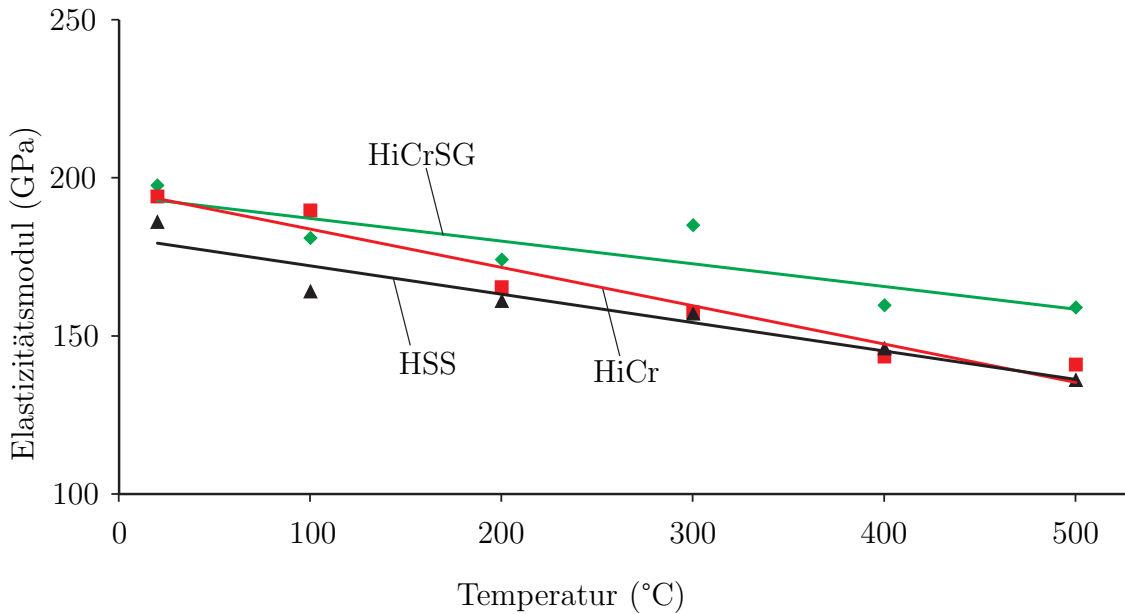


Abbildung 2.31: Gemessener temperaturabhängiger Elastizitätsmodul der Materialien HiCr, HiCrSG und HSS

lich unter den in der Literatur gegebenen Werten [32,33]. Diese Abweichung lässt sich mit den kleinen Probenabmessungen der am Dilatometer verwendeten Proben begründen. Eine Unplanheit der Stirnseiten fällt stärker ins Gewicht, als es bei größeren Proben der Fall ist. Sind die beiden gegenüberliegenden Seiten nicht perfekt parallel, reduziert sich dadurch die tatsächliche Druckfläche. Es kann davon ausgegangen werden, dass der Versuch am Dilatometer nicht die Norm zur Erfassung des Elastizitätsmoduls von Hartmetallen erfüllt (DIN ISO 3312 [81]). So schreiben AEGERTER ET AL. [82] über die Erfassung des Elastizitätsmoduls „*bei Verwendung von hochauflösenden, probenah positionierten, beidseitig messenden Dehnungsaufnehmern, perfekter Probenausrichtung, optimaler Probenherstellung, kann der Wert der Steigung dem tatsächlichen E-Moduls des Materials sehr nahe kommen*“. Demnach sind die hier bestimmten Werte nur als Näherung zu sehen (vgl. DIN 50106 [75]).

Aufgrund der Abweichung zu Literaturwerten erscheint es sinnvoll, die Elastizitätsmoduli der Walzenwerkstoffe bei Raumtemperatur mit den Ansätzen von VOIGT [83], REUSS [84] oder HASHIN SHTRIKMAN [85] (siehe Abbildung 2.32) zu beschreiben und diese Abschätzung mit der experimentell bestimmten Temperaturabhängigkeit der Elastizitätsmoduli zu kombinieren (siehe Abbildung 2.31).

Bei VOIGT [83] – der oberen Grenze des tatsächlich realisierbaren Elastizitätsmoduls – wird von einem Parallelverbund ausgegangen. Der abgeschätzte, makroskopische Elastizitätsmodul ist

$$E = x_{\text{Karbonid}} \cdot E_{\text{Karbonid}} + x_{\text{Matrix}} \cdot E_{\text{Matrix}}, \quad (2.4)$$

wobei  $E$  der makroskopische Elastizitätsmodul,  $E_{\text{Karbonid}}$  und  $E_{\text{Matrix}}$  die Elastizitätsmoduli der Gefügekonstituenten und  $x_{\text{Karbonid}}$  und  $x_{\text{Matrix}}$  deren Phasenanteile sind.

Beim Ansatz von REUSS [84] – der auch der unteren Grenze des tatsächlich realisierbaren Elastizitätsmoduls entspricht – wird von einem Seriellverbund ausgegangen. Der abgeschätzte, makroskopische Elastizitätsmodul ist

$$E = \left( \frac{x_{\text{Karbonid}}}{E_{\text{Karbonid}}} + \frac{x_{\text{Matrix}}}{E_{\text{Matrix}}} \right)^{-1}. \quad (2.5)$$

Beim Ansatz von HASHIN SHTRIKMAN [85] wird von elliptischen Inklusionen ausgegangen. Die untere Grenze beschreibt dabei den Einschluss von harten Inklusionen in einer weichen Matrix, wohingegen die obere Grenze den Einschluss von weichen Inklusionen in einer harten Matrix beschreibt. Der Vollständigkeit halber sei der Ansatz von HILL [86] erwähnt, der dem arithmetischen Mittel der Ansätze von VOIGT [83] und REUSS [84] entspricht. Die Auswertung mit den Ansätzen von VOIGT [83], REUSS [84] und HASHIN SHTRIKMAN [85] sind in Abbildung 2.33 dargestellt, wobei die Elastizitätsmoduli der beiden Gefügekonstituenten bei Raumtemperatur in erster Abschätzung mit  $E_{\text{Matrix}} = 200 \text{ GPa}$  und  $E_{\text{Karbonid}} = 300 \text{ GPa}$  gewählt werden.

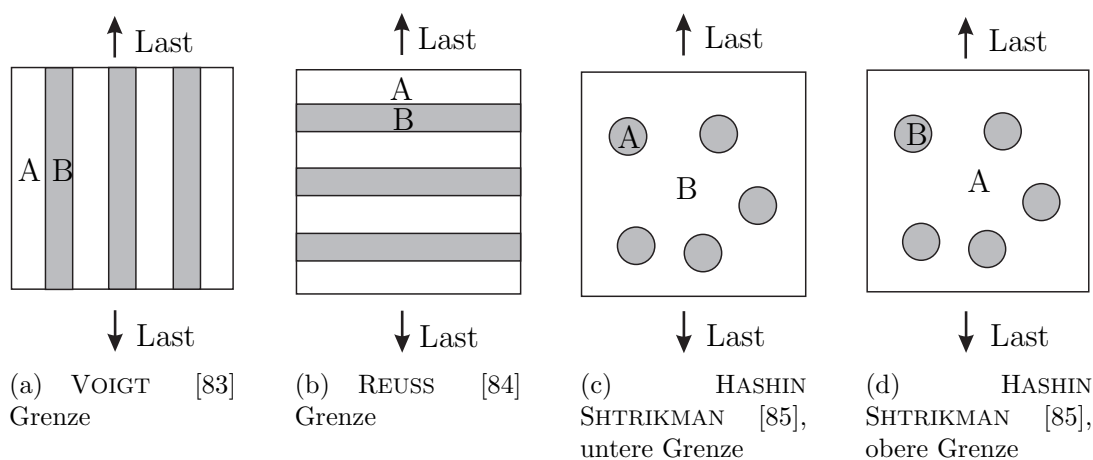


Abbildung 2.32: Ansätze zur Abschätzung des makroskopischen Elastizitätsmoduls, wobei A die harte und B die weiche Phase darstellen

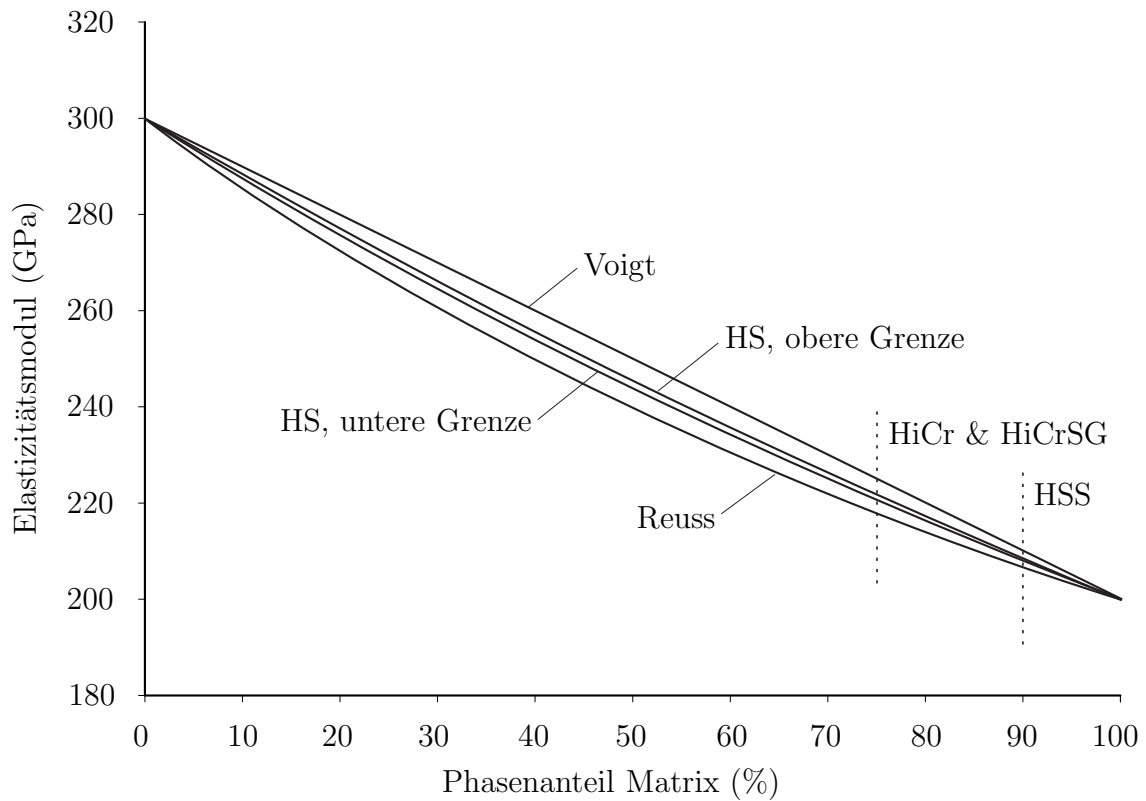


Abbildung 2.33: Näherung der E-Moduli der Materialien HiCr, HiCrSG und HSS bei Raumtemperatur mit den Ansätzen von HASHIN SHTRIKMAN [85], VOIGT [83] und REUSS [84]

Eine genäherte lineare Beschreibung der Temperaturabhängigkeit der Elastizitätsmoduli ist in Tabelle 2.15 gelistet, wobei für den Elastizitätsmodul bei Raumtemperatur der Mittelwert der oberen und unteren Grenze von HASHIN SHTRIKMAN [85] verwendet wird (siehe Abbildungen 2.32 und 2.33). Zur Näherung der Temperaturabhängigkeit der Elastizitätsmoduli wird die experimentell bestimmte Steigung herangezogen ( $\frac{\Delta E(T)}{\Delta T}$ , siehe Abbildung 2.31).

Tabelle 2.15: Temperaturabhängige Darstellung der Elastizitätsmoduli

	$E(T)$ , GPa
HiCrSG	$E(T) = 221,4 - 0,0718282 \cdot T \cdot ^\circ\text{C}^{-1}$
HiCr	$E(T) = 221,4 - 0,110817 \cdot T \cdot ^\circ\text{C}^{-1}$
HSS	$E(T) = 208,3 - 0,0897984 \cdot T \cdot ^\circ\text{C}^{-1}$

## 2.3 Bestimmung thermophysikalischer Kenngrößen

Materialkennwerte wie die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  und der Wärmeausdehnungskoeffizient  $\alpha_T$  sind Größen, die in Simulationen des Warmwalzprozesses benötigt werden. Im Folgenden werden diese mit Hilfe empirischer Gleichungen zur temperaturabhängigen Darstellung der Kenngrößen angegeben.

### 2.3.1 Temperaturabhängiger Wärmeausdehnungskoeffizient

Die Wärmeausdehnungskoeffizienten von HSS und HiCr wurden mit dem Dilatometer Bähr DIL 805 ermittelt. Abbildung 2.34 zeigt die Ergebnisse der Messung im Temperaturbereich von RT bis 600 °C für die beiden Werkstoffe. Die Messwerte wurden mit einer Funktion 2. Ordnung gefittet. Die Funktionen der Regressionskurven sind in Tabelle 2.16 gelistet.

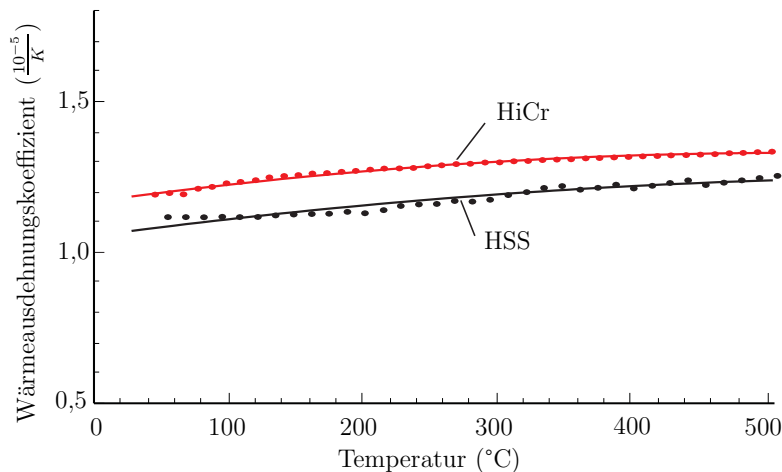


Abbildung 2.34: Temperaturabhängige Wärmeausdehnungskoeffizienten der Materialien HiCr und HSS

Tabelle 2.16: Temperaturabhängige Wärmeausdehnungskoeffizienten von HiCr und HSS

	$\alpha_T(T), 1/K$
HiCr-Eisen	$0,0000117382 + 5,69673 \cdot 10^{-9} \cdot T \cdot ^\circ\text{C}^{-1} - 5,12301 \cdot 10^{-12} \cdot T^2 \cdot ^\circ\text{C}^{-2}$
HSS	$0,0000105812 + 5,77893 \cdot 10^{-9} \cdot T \cdot ^\circ\text{C}^{-1} - 4,43717 \cdot 10^{-12} \cdot T^2 \cdot ^\circ\text{C}^{-2}$

Der höhere Wärmeausdehnungskoeffizient  $\alpha_T$  von HSS begründet sich mit dem höheren Phasenanteil der martensitischen Matrix in HSS. Martensit ( $\alpha_{T,\text{Matrix,RT}} : 1,2 \cdot 10^{-5}$  bis  $1,35 \cdot 10^{-5}$  1/K) besitzt einen höheren Ausdehnungskoeffizienten als das Karbid ( $\alpha_{T,\text{Karbid,RT}} : 1,1 \cdot 10^{-5}$  bis

$1,25 \cdot 10^{-5} \text{ 1/K}$ ) [15, 79, 80]. Aufgrund der ähnlichen Gefügezusammensetzung und -morphologie von HiCr und HiCrSG werden die ermittelten Daten von HiCr für HiCrSG verwendet.

### 2.3.2 Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit

Mit Hilfe des Laserflashmethode kann die Temperaturleitfähigkeit einer Probe bestimmt werden. Es wurde die Messapparatur Netzsch LFA427 verwendet (siehe Tabelle 2.17).

Tabelle 2.17: Verwendete Prüfmaschine und Probengeometrie bei der Laserflashmethode

Prüfmaschine: Netzsch LFA427
Referenztemperatur: 20.0 °C
Probendichte: 7.476 - 7.511(g/cm <sup>3</sup> )
Proben: HiCr, HSS : drahterodiert und poliert
Probendicke: 0,7700 mm
Probendurchmesser: 12,490 mm
Sensor: InSb
Atmosphäre: Vakuum
Laserspannung: 350,0 V
Pulsweite: 0,80 ms

Über den Zusammenhang [87]

$$\lambda = \kappa \rho c_p \quad (2.6)$$

lässt sich die Wärmeleitfähigkeit  $\lambda$  bestimmen. Dabei ist  $\kappa$  die Temperaturleitfähigkeit,  $\rho$  die Dichte und  $c_p$  die spezifische Wärmekapazität.

Abbildung 2.35 zeigt die erfassten Werte für den Temperaturbereich von 20 bis 500 °C. Empirische Gleichungen zur Beschreibung der temperaturabhängigen Wärmeleitfähigkeit sind in Tabelle 2.18 gelistet. Für HiCrSG wird näherungsweise die Wärmeleitfähigkeit von HiCr verwendet.

Tabelle 2.18: Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit von HiCr und HSS

	$\lambda(T)$ , W/(Km)
HiCr-Eisen	$17,712 + 0,0210193 \cdot T \cdot \text{°C}^{-1} - 0,00001575 \cdot T^2 \cdot \text{°C}^{-2}$
HSS	$22,552 + 0,0214514 \cdot T \cdot \text{°C}^{-1} - 0,0000222857 \cdot T^2 \cdot \text{°C}^{-2}$

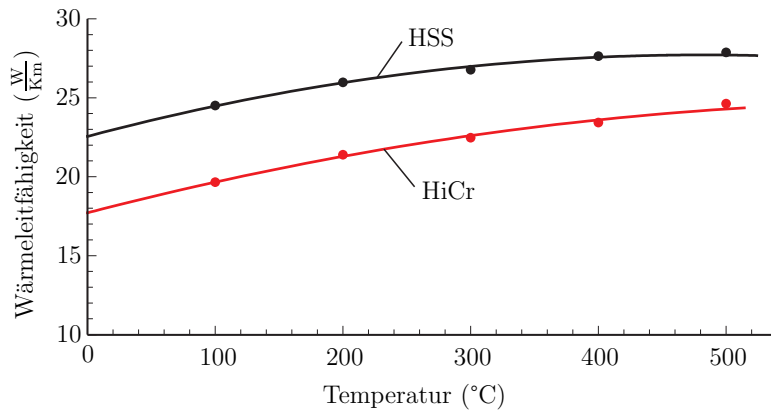


Abbildung 2.35: Temperaturabhängige Wärmeleitfähigkeit der Materialien HiCr und HSS

## 2.4 Härtemessung

Am Christian Doppler Laboratorium für Hochleistungslegierungen wurden tiefenabhängige<sup>3</sup> Härtemessungen der drei untersuchten Walzenwerkstoffe auf Gefügeskala durchgeführt (vgl. [29, 30]). Diese wurden mit Hilfe des Härtemessgeräts Reichert-Jung Micro-Duromat 4000E erfasst und Eindrücke mit dem Lichtmikroskop Reichert Metaplan vermessen. Gerätespezifikationen sind Tabelle 2.19 zu entnehmen. Abbildung 2.36 zeigt die erfassten Härtewerte nach VICKERS [88] als Funktion des Abstands von der Walzenoberfläche. Die martensitische Matrix und die Karbide von HiCr bzw. HiCrSG besitzen im statistischen Mittel die gleiche Härte wie jene von HSS.

Tabelle 2.19: Gerätespezifikationen für Härtemessungen

Mikroskop	Reichert Metaplan
Härtemessgerät	Reichert-Jung Micro-Duromat 4000E VICKERS-Prüfverfahren (DIN EN ISO 6507) [88] Diamant-Pyramide
Last	$F = 0,250 \text{ N}$ (Haltezeit 15 s)
Vergrößerung	500 ×

Der Wertebereich der Karbidhärten ist – deckungsgleich mit dem von GINZBURG [9] gegebenen Wertebereich (siehe Tabelle 2.20) – 1000-2500 HV. Je nach ermittelter Härte eines Karbids kann nach GINZBURG [9] abgeschätzt werden, um welchen Karbidtyp es sich handelt. Große Härten (>2000 HV) können der stöchiometrischen Form MC zugeordnet werden (siehe Tabelle 2.20). Die Härtewerte für die Matrix sind nahezu unabhängig vom Abstand von der Walzenoberfläche.

<sup>3</sup>Als Tiefe wird hier der radiale Abstand von der Walzenoberfläche bezeichnet.

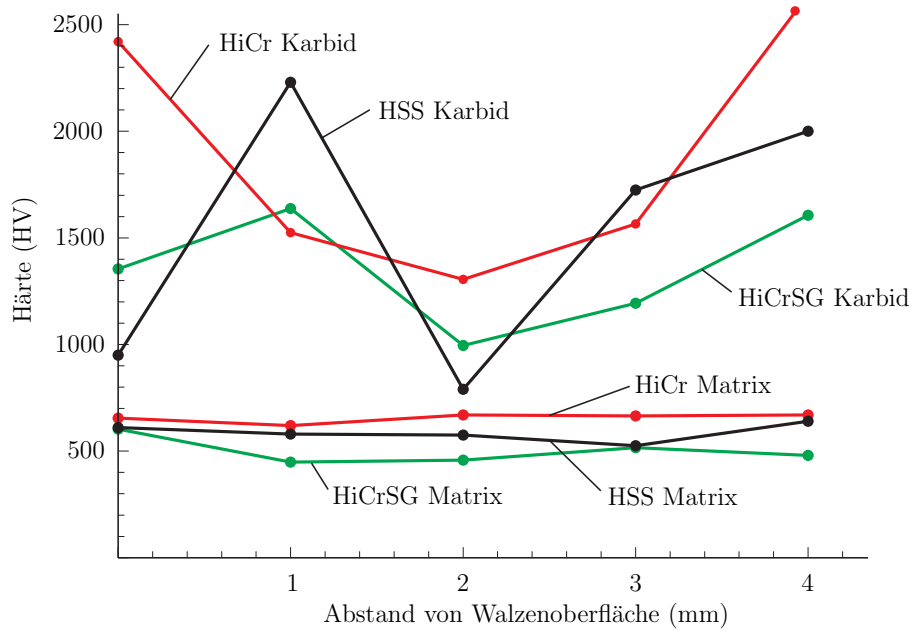


Abbildung 2.36: Tiefenabhängige Härtemessung (VICKERS, HV) der Gefügekonstituenten von HiCr, HiCrSG und HSS

Tabelle 2.20: Härte der Karbide in HSS nach GINZBURG [9]

Karbidbezeichnung	Legierungselemente	Härte (HV)
MC	V, Nb, Mo (W)	2500-3000
$M_7C_3$	Cr, Fe	1400-1800
$M_2C$	Cr, Mo (W), V	1900-2100
$M_6C$	Fe, V, Mo (W), Cr	1200-1500
$M_3C$	Fe, Cr	1000-1100

In der Arbeit von REIP [10] konnte eine Abnahme der Härte von benutzten Arbeitswalzen in radialer Richtung (beginnend an der Walzenoberfläche) beobachtet werden. Er deutete diese Beobachtung als Zeichen der Verfestigung des Walzenmaterials durch thermomechanisch induziertes plastisches Fließen im Walzspalt. Da es sich bei den untersuchten Proben um geschliffene Walzenoberflächen handelt – das heißt durch den Einsatz im Walzwerk verfestigte Bereiche wurden abgetragen – konnte diese Beobachtung in dieser Arbeit nicht gemacht werden.

Für weitere Studien ist die Arbeit von CASELLAS ET AL. [89] zu erwähnen. In dieser Arbeit werden gemessene Härten der Karbiden mit deren Bruchzähigkeit korreliert.



## 2.5 Vergleich mit Materialkennwerten aus der Literatur

Die in dieser Arbeit erfassten Materialkennwerte werden im Folgenden mit Materialkennwerten aus der Literatur verglichen. Dafür werden die in dieser Arbeit erhobenen Daten bei Raumtemperatur (20 °C) herangezogen, da die Kennwerte in anderen Arbeiten ausschließlich für diese Temperatur angegeben sind. Lediglich SUN ET AL. [33] berücksichtigen für HSS die Temperaturabhängigkeit des Wärmeausdehnungskoeffizienten und der Wärmeleitfähigkeit. Tabelle 2.21 listet den Vergleich. Es zeigt sich, dass die in dieser Arbeit ermittelten Werte in der gleichen Größenordnung der Literaturwerte liegen.

Tabelle 2.21: Literaturvergleich: Materialkennwerte von Arbeitswalzen bei Raumtemperatur ohne Angabe des Walzenwerkstoffs bzw. mit Unterscheidung zwischen HSS und HiCr

	$E$ (GPa)	$\alpha_T$ ( $10^{-6}/K$ )	$\sigma_{\text{Fließ,Z}}$ (MPa)	$\sigma_{\text{Fließ,D}}$ (MPa)	$c_p$ (J/(kg K))	$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	$\lambda$ (W/(m K))
LUNDBERG [13]					500	7300	40
NARITA AL. [35]		11			535,9	7800	25,1
TSENG [36]							45,87
TSENG ET AL. [90]	201	13			540	7837	45,2
COLAS [91]					470	7400	18,46
SAHA ET AL. [92]	210	10,9	650	1600			
MIYAKE ET AL. [93]	210				440	7850	46,52
LIN ET AL. [94]		11			544	7700	29
CHANG [95]		16			460	7850	33
SHAHANI ET AL. [96]					460	7800	14
BENASICUTTI ET AL. [97]	206		500		450	7800	90,9
LEE ET AL. [98]							51,88
	HSS HiCr	HSS HiCr	HSS HiCr	HSS HiCr	HSS HiCr	HSS HiCr	HSS HiCr
SUN ET AL. [33]	220 220	7,63 13			600 590	7600 7620	22,4 20
GARCIA-GIL ET AL. [39]		44			505	7600	25,5
S. LEE ET AL. [78]			964 850				
LAI ET AL. [99]		10,7 11,2					
RYU ET AL. [100]	235	14					25,5
PEREZ ET AL. [101]	225	10			492	7530	13,8
in dieser Arbeit	208,3 221,4	10,58 11,74	553,5 666	1269,6 1633,1	500 [31] 524 [31]	7416 [31] 7511 [31]	22,55 17,71

# Kapitel 3

## Analytisches Modell zur Abschätzung thermomechanisch induzierter Spannungen

Anhand der Beobachtungen dieser und anderer Arbeiten [12, 25, 26] ist bekannt, dass der entscheidende Faktor, der zur Schädigung in der oberflächennahen Mikrostruktur der Walze führt, die thermomechanisch induzierten Spannungen sind. Diese werden im Walzspalt durch den Wärmeaustausch zwischen Band und Walze induziert und können in Konsequenz zum Aufreißen der Arbeitswalze führen. Zur Abschätzung dieser Spannungen im Mantel der Walze existieren zahlreiche Modelle. Vornehmlich sind es numerische Modelle [33, 34, 36, 90], die jedoch rechenintensiv sind, wie zahlreiche Autoren berichten [10, 14, 34, 90]. Zudem wird darin oft nur der stationäre Wärmeaustausch berücksichtigt. Durch die Verwendung analytischer Modelle, wie beispielsweise [10, 14], reduziert sich zwar die Rechenzeit drastisch, jedoch berücksichtigen diese Modelle bisweilen nur ein stark vereinfachtes Konstitutivverhalten der Walzenwerkstoffe. Zumeist wird in diesen Modellen von ideal plastischem Materialverhalten ohne Verfestigung ausgegangen [10, 12, 14]. Zusätzlich wird dort nicht der instationäre Wärmeaustausch zwischen Walze und Band berücksichtigt, da nur eine Umdrehung der Walze abgebildet wird, sich die Randbedingungen aber bei jeder weiteren Umdrehung ändern, wie beispielsweise die mittlere Walzentemperatur, die so lange zunimmt, bis sich ein thermisches Gleichgewicht einstellt. Im Folgenden wird ein vollständig analytisches Modell vorgeschlagen, mit dem die Entwicklung der Temperaturverteilung im oberflächennahen Bereich der Arbeitswalze über mehrere Umdrehungen abgeschätzt werden kann (Anwendung des Ansatzes von FISCHER ET AL. [14]). Auf

Grundlage dessen wird ein mechanisches Modell, in dem ein elastisch-(nichtlinear)plastisches Stoffgesetz unter Berücksichtigung der Materialverfestigung verwendet wird, umgesetzt.

Abbildung 3.1 zeigt das Flussdiagramm zur Bestimmung der thermomechanisch induzierten Spannungen. Dafür werden zu Beginn Materialdaten und Prozessgrößen eingelesen. Anschließend wird im **Kontakt Sub-Modell** die maximale Oberflächentemperatur an der Walzenoberfläche nach dem Walzspalt errechnet. Die Maximaltemperatur wird anschließend als Randbedingung im **Halbraum Sub-Modell** verwendet, wodurch das Temperaturprofil über die gesamte Walze errechnet werden kann. Ist das Temperaturprofil bekannt werden anschließend im **Last Sub-Modell** Spannungen und Dehnungen abgeschätzt. Nach jeder Umdrehung wird eine gemittelte Walzentemperatur bestimmt, die für die nächste Umdrehung als Anfangswert gesetzt wird.

Die Zielsetzung des analytischen Modells lässt sich in vier Kernpunkten zusammenfassen:

- I. Abschätzung der eingebrachten Wärme im Walzspalt
- II. Abbildung verschiedener Temperaturzonen auf der Walzenoberfläche
- III. Verständnis des Einflusses der Materialverfestigung auf die plastische Verformung des oberflächennahen Bereichs der Walze bei mehreren Umdrehungen
- IV. Vorhersage von thermomechanisch induzierten Spannungen und Dehnungen

## 3.1 Berechnung des Temperaturprofils

### 3.1.1 Bestimmung der maximalen Oberflächentemperatur

Die Bestimmung der maximalen Oberflächentemperatur erfolgt über einen Ansatz (**Kontakt Sub-Modell**) nach CARSLAW und JAEGER [102]. Dabei wird vereinfachend angenommen, dass zwei Körper für eine bestimmte Zeit in Kontakt sind und die Wärmeleitung nur in Tiefenrichtung ( $r \simeq x$ ) stattfindet (siehe Abbildungen 2.1, 3.2 und 3.3). Die Kontaktzeit entspricht der Berührzeit eines mitrotierenden Punktes auf der Walzenoberfläche mit dem Band. Im Vergleich

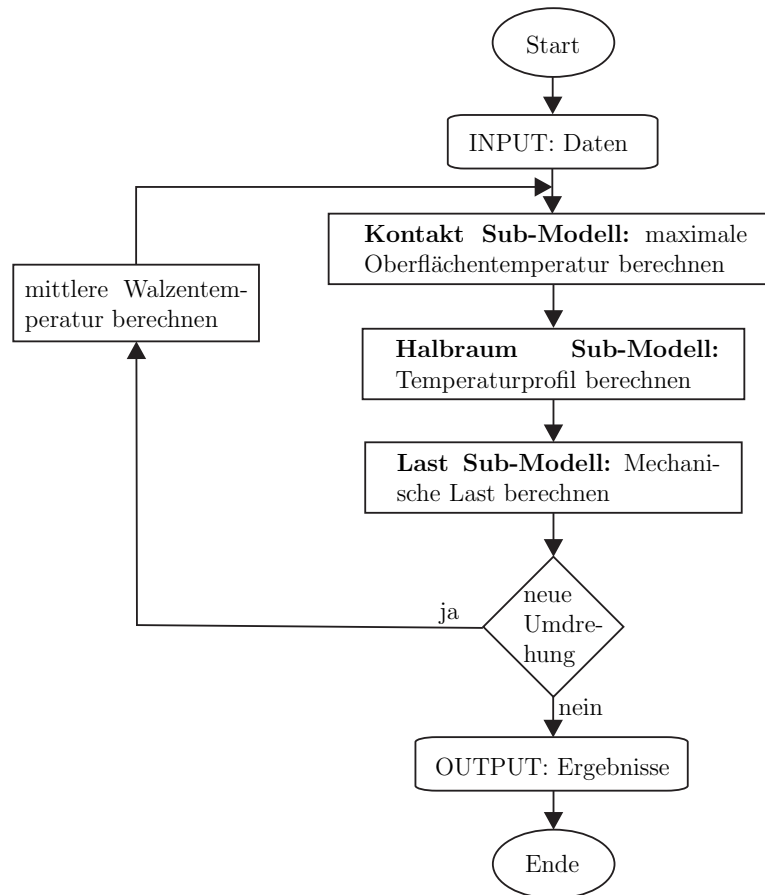


Abbildung 3.1: Flussdiagramm des analytischen Modells zur Bestimmung thermomechanisch induzierter Spannungen

zum Model von REIP [10], der die Maximaltemperatur mit einem 2D Walzspalt FE Modell abschätzt, kann der Rechenaufwand mit dem vorliegenden Modell stark reduziert werden.

Dem Ansatz von CARSLAW und JAEGER [102] liegen vereinfachende Annahmen zugrunde. Diese sind kein Schlupf zwischen Band und Arbeitswalze, keine Wärmeleitung in Längsrichtung, Vernachlässigung der Formänderung des Bandes, Vernachlässigung der Wärme durch plastische Verformung und Reibung, konstante thermische Materialeigenschaften, konstanter thermischer Widerstand  $W$  zwischen Band und Walze, konstante Anfangstemperatur in Band und Walze vor der Berührung. Diese vereinfachenden Annahmen sind rechtfertigbar, da die radiale Temperaturverteilung in der Walze vor dem Kontakt mit dem Band annähernd konstant ist [10, 13]. Zusätzlich scheint die Darstellung der gekrümmten Walzenoberfläche als Halbraum (**Kontakt Sub-Modell**: 1D Wärmeleitung) vertretbar zu sein, da der Kontaktwinkel  $\alpha$  im Walzspalt klein ist, und zwar in der Regel kleiner als  $5^\circ$  [8]. Ebenso rechtfertigt der Vergleich der hier vorgestellten Modelle zur Abschätzung der Temperatur mit Messungen von STEVENS ET AL. [12] die

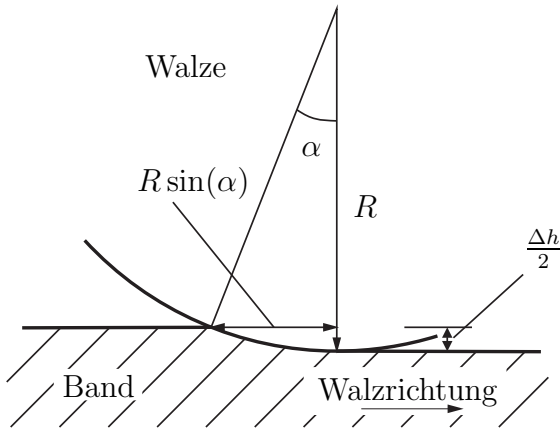


Abbildung 3.2: Schematische Darstellung des Walzspalts

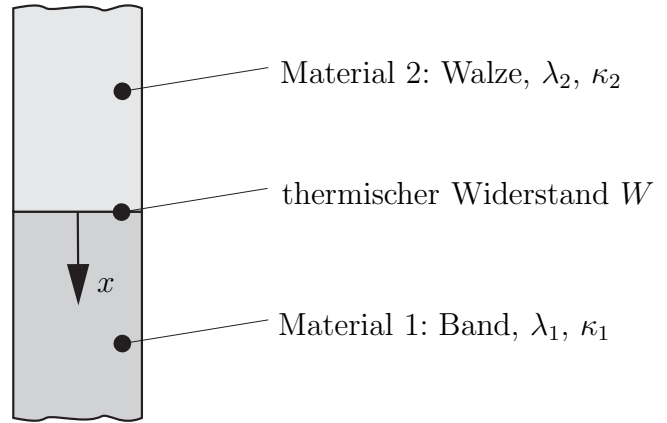


Abbildung 3.3: Vereinfachte Darstellung des Kontakts von Walze und Band

vereinfachenden Annahmen (siehe Abbildung 3.4). Dieser Vergleich setzt sich aus dem **Kontakt Sub-Modell** und dem **Halbraum Sub-Modell** zusammen, wobei für diesen Vergleich nur eine Kühlzone verwendet wurde.

Für das **Kontakt Sub-Modell** gelten die Anfangsbedingungen  $T(x > 0, t = 0) = T_0$  und  $T(x \leq 0, t = 0) = 0$ , mit den Wärmeleitfähigkeiten  $\lambda_1$  und  $\lambda_2$  und den Temperaturleitfähigkeiten  $\kappa_1$  und  $\kappa_2$ , mit Index 1 für das Band und 2 für die Walze.  $x$  entspricht der Radialkoordinate des Walzenzylinders,  $W$  ist der thermische Widerstand zwischen Band und Walze (in  $W/m^2K$ ).

Für den 1D Fall ergibt sich folgende DGL<sup>1</sup>:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{\rho \cdot c} \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = \kappa \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (3.1)$$

Mit den Übergangsbedingungen (beide für  $x = 0$  und  $t > 0$ )

$$\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x} = \lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial x}, \quad (3.2)$$

$$\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial x} + W(T_2 - T_1) = 0, \quad (3.3)$$

ergibt sich die allgemeine Lösung der DGL zu

$$T_1 = \frac{\lambda_1 \kappa_1^{-\frac{1}{2}} T_0}{\lambda_1 \kappa_1^{-\frac{1}{2}} + \lambda_2 \kappa_2^{-\frac{1}{2}}} \left\{ 1 + \frac{\lambda_2 \kappa_2^{-\frac{1}{2}}}{\lambda_1 \kappa_1^{-\frac{1}{2}}} \left[ \operatorname{erf} \left( \frac{x}{2\sqrt{\kappa_1 t}} \right) + e^{w_1 x + w_1^2 \kappa_1 t} \operatorname{erfc} \left( \frac{x}{2\sqrt{\kappa_1 t}} + w_1 \sqrt{\kappa_1 t} \right) \right] \right\} \quad (3.4)$$

und

$$T_2 = \frac{\lambda_1 \kappa_1^{-\frac{1}{2}} T_0}{\lambda_1 \kappa_1^{-\frac{1}{2}} + \lambda_2 \kappa_2^{-\frac{1}{2}}} \left\{ \operatorname{erfc} \left( \frac{|x|}{2\sqrt{\kappa_2 t}} \right) - e^{w_2 x + w_2^2 \kappa_2 t} \operatorname{erfc} \left( \frac{|x|}{2\sqrt{\kappa_2 t}} + w_2 \sqrt{\kappa_2 t} \right) \right\}. \quad (3.5)$$

<sup>1</sup>Mit der Dichte  $\rho$  und der Wärmekapazität  $c$

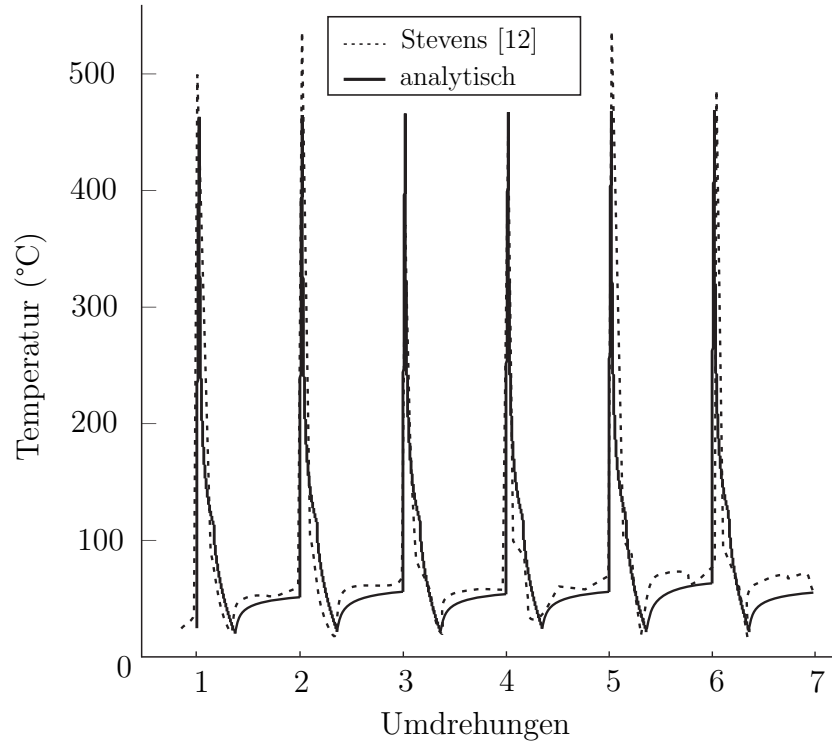


Abbildung 3.4: Vergleich des analytisch errechneten Temperaturprofils an der Walzenoberfläche (**Kontakt Sub-Modell** nach CARSLAW und JAEGER [102] und **Halbraum Sub-Modell** nach FISCHER ET AL. [14]) mit Messwerten von STEVENS ET AL. [12] für sechs Umdrehungen

$w_1$  und  $w_2$  sind:

$$w_1 = \frac{W(\lambda_1 \kappa_1^{-\frac{1}{2}} + \lambda_2 \kappa_2^{-\frac{1}{2}})}{\lambda_1 \lambda_2 \kappa_2^{-\frac{1}{2}}} \quad (3.6)$$

und

$$w_2 = \frac{W(\lambda_1 \kappa_1^{-\frac{1}{2}} + \lambda_2 \kappa_2^{-\frac{1}{2}})}{\lambda_1 \lambda_2 \kappa_1^{-\frac{1}{2}}}. \quad (3.7)$$

Dabei ist  $T_0$  die Initialtemperatur ( $T_0 = T_{\text{Band}} - T_{\text{Walze}}$ ). Die Kontaktzeit  $t_{\text{Kontakt}}$  ist

$$t_{\text{Kontakt}} = \frac{\arccos\left(1 - \frac{\Delta h}{2R}\right) \cdot R}{v_u}, \quad (3.8)$$

mit der Umfangsgeschwindigkeit  $v_u$ , der Stichabnahme  $\Delta h$  und dem Walzenradius  $R$  (siehe Abbildung 3.2). Thermophysikalische Kennwerte sind [10, 31–33] entnommen (siehe Tabelle 3.1).

Tabelle 3.1: Verwendete thermophysikalische Größen [10, 31–33]

	$\kappa$ (m <sup>2</sup> /s)	$\lambda$ (W/mK)	$W$ (W/m <sup>2</sup> K)
Band	$17 \cdot 10^{-6}$	20	100000 (abgestimmt)
Walze	$12 \cdot 10^{-6}$	18	

Im Vergleich zur numerischen Bestimmung der Maximaltemperatur, wie von REIP [10] vorgeschlagen, ergibt sich bei der hier vorgestellten Methodik der Vorteil, dass mit wenig Rechenaufwand gute Abschätzungen möglich sind, Prozessgrößen direkt diskutiert werden können und – anders als bei numerischen Modellen – keine Konvergenzstudien hinsichtlich der Diskretisierung durchgeführt werden müssen.

### 3.1.2 Bestimmung des Temperaturprofils

Für das Modell zur Beschreibung des Temperaturprofils eines beliebigen Punktes auf der drehenden Walze wird das **Halbraum Sub-Modell** nach FISCHER ET AL. [14] verwendet. Die Bezeichnung **Halbraum Sub-Modell** wird benutzt, da die Walze als abgerollte Ebene dargestellt wird. Ein wesentlicher Vorteil, der sich aus diesen Vereinfachungen ergibt, ist, dass die rechenintensive Lösung der BESSEL-Gleichungen [14], so wie sie bei Wärmeleitproblemen in Zylinderkoordinaten zu lösen sind, entfällt. Diese Form der Darstellung ist zulässig, da die Tiefe der wärmebeeinflussten Zone im Verhältnis zum Walzenradius gering ist [14]. Zusätzlich ist hinsichtlich einer Untersuchung der Schädigung nur ein geringer oberflächennaher Bereich von Interesse, da nur dort Schädigung beobachtet wird (bis ca. 200  $\mu\text{m}$  Tiefe, vgl. Kapitel 2.1.2). Weitere Vereinfachungen sind:

- Es findet keine Wärmeleitung in Umfangsrichtung statt. Diese kann bei hohen Pecletzahlen  $\text{Pe} = v_u l / \kappa > 2500$  vernachlässigt werden (mit  $l$  als Kontaktlänge im Walzspalt,  $v_u$  als (Umfangs-)Geschwindigkeit und  $\kappa$  als Temperaturleitfähigkeit) [14]. Gleichbedeutend wäre als Rechtfertigung auch, dass die Kontaktzeit sehr gering ist und deswegen die Wärmeleitung in Umfangsrichtung vernachlässigt werden kann. Diese lässt sich durch eine kleine Fourierzahl  $\text{Fo} = \frac{\kappa \cdot t}{l^2}$  ( $\text{Fo} < 1$ ) ausdrücken.
- Der Schlupf im Walzspalt wird vernachlässigt.



Die Lösung der Wärmeleitgleichungen liefert für eine Wärmezone (unter Berücksichtigung der Vereinfachungen) nach FISCHER ET AL. [14] das dimensionslose Temperaturprofil

$$\tilde{\Theta}(\psi, \phi) = \sqrt{\psi} \exp\left(-\frac{\phi^2}{4\psi}\right) - \frac{\sqrt{\pi}}{2}\phi \operatorname{erfc}\left(\frac{\phi}{2\sqrt{\psi}}\right). \quad (3.9)$$

mit den dimensionslosen Koordinaten  $\psi$  und  $\phi$ . Diese bestimmen sich zu  $\psi = \frac{z}{l}$  und  $\phi = \frac{x}{\Upsilon}$ , mit  $\Upsilon = \sqrt{\frac{\kappa \cdot l}{v_u}}$  als thermische Eindringtiefe [14]. Dabei ist  $z$  die Längskoordinate und  $x$  die Tiefenkoordinate. Die Walzspalllänge ist  $l$ ,  $\kappa$  die Temperaturleitfähigkeit der Walze und  $v_u$  die Umfangsgeschwindigkeit der Walze. Diese Temperaturprofile können in jeder beliebigen Konfiguration superpositioniert werden, wodurch die Wirkung mehrerer Wärme- und Kühlzonen dargestellt werden kann. Dabei gilt<sup>2</sup> (hier: exemplarisch eine Wärmezone mit anschließender adiabater Zone, vgl. Abbildung 3.5),

$$\Theta(\psi, \phi) = \tilde{\Theta}(\psi, \phi) \quad \text{für } 0 \leq \psi \leq 1, \quad (3.10)$$

$$\Theta(\psi, \phi) = \tilde{\Theta}(\psi, \phi) - \tilde{\Theta}(\psi - 1, \phi) \quad \text{für } 1 \leq \psi. \quad (3.11)$$

Durch Multiplikation mit einer Extremtemperatur, die am Ende der jeweiligen Zone und der Oberfläche ( $\phi = 0$ ) vorherrscht (z.B. Maximaltemperatur nach dem Walzspalt  $\rightarrow \Theta(\psi, \phi) \cdot T_{\max}$ ), kann das Temperaturprofil bestimmt werden.

Im Folgenden wird exemplarisch die Walzenoberfläche betrachtet ( $\phi = 0$ ). Abbildung 3.5 illustriert die Unterteilung des Walzenumfangs in Wärme-, Kühl- und Isolationszonen. Bereich  $\alpha$  bildet den Walzspalt ab,  $\gamma$  und  $\chi$  die Kühlzonen,  $\beta$ ,  $\delta$  und  $\zeta$  Bereiche in denen kein Wärmeaustausch mit der Umgebung stattfindet.

Für das Modell gilt:

- Die Walzenoberfläche besitzt am Ende des Bereichs  $\alpha$  die Maximaltemperatur (vgl. **Kontakt Sub-Modell**). Am Ende der Kühlzone ( $\alpha + \beta + \gamma$  und  $\alpha + \beta + \gamma + \delta + \chi$ ) besitzt die Walzenoberfläche die Temperatur des Kühlmittels  $T_{\text{KM}}$  (siehe Abbildung 3.6).
- Die mittlere Walzentemperatur ist für die erste Umdrehung  $T_{\text{KM}}$ .

In dem Modell von FISCHER ET AL. [14] werden Temperaturdifferenzen gegenüber einer Referenztemperatur errechnet. Diese Referenztemperatur  $T_{\zeta, (n-1)}$  entspricht der Anfangstemperatur der

---

<sup>2</sup>In der Arbeit von FISCHER ET AL. [14] befindet sich in Formel (10) ein Fehler in den Zulässigkeitsgrenzen. Dieser wird in dieser Arbeit korrigiert.

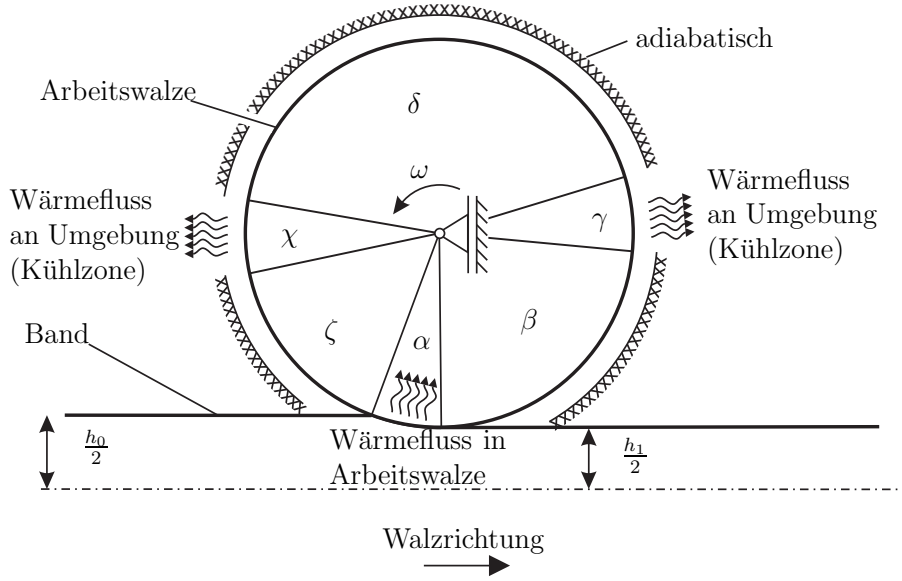


Abbildung 3.5: Schematische Unterteilung der Wärme- und Kühlzonen im Walzenmodell

jeweiligen Umdrehung  $n$  und wird im Folgenden als mittlere Walzentemperatur herangezogen (siehe Abbildung 3.7). Temperaturdifferenzen werden mit  $\overline{T_{i,n}}$  bezeichnet, absolute Temperaturen als  $T_{i,n}$ . So ergibt sich beispielsweise die absolute Temperatur  $T_{\alpha,n}$  zu (siehe Abbildung 3.7)

$$T_{\alpha,n} = \overline{T_{\alpha,n}} + T_{\zeta,(n-1)}. \quad (3.12)$$

Als Initialbedingung wird die Maximaltemperatur, die im **Kontakt Sub-Modell** errechnet wurde vorgegeben. Somit gilt für  $\overline{T_{\alpha,n}}$ :

$$\overline{T_{\alpha,n}} = \underbrace{\left( \sqrt{\frac{\alpha}{\alpha}} \right)}_{=1} \cdot T_2(x=0, t=t_{\text{Kontakt}}) \quad (3.13)$$

Nach den Kühlzonen wird bei jeder Umdrehung an der Walzenoberfläche die Kühlmitteltemperatur  $T_{\text{KM}}$  erreicht. Dabei werden die beiden Kühltemperaturdifferenzen verwendet (siehe Abbildung 3.7).  $T_{\text{MaxK1}}$  ist die maximale Kühltemperaturdifferenz zur Referenzlinie nach der ersten Wasserkühlung ( $= \overline{T_{\gamma,n}}$ ).  $T_{\text{MaxK2}}$  ist die maximale Kühltemperaturdifferenz zur Referenzlinie nach der zweiten Wasserkühlung ( $= \overline{T_{\chi,n}}$ ).

Die Berechnung der Temperaturbereiche wird im Folgenden in korrigierter<sup>3</sup> Form gezeigt.

$$\overline{T_{\beta,n}} = \overline{T_{\alpha,n}} \cdot \left( \sqrt{1 + \frac{\beta}{\alpha}} - \sqrt{\frac{\beta}{\alpha}} \right) \quad (3.14)$$

<sup>3</sup>In der Arbeit von FISCHER ET AL. [14] befinden sich in den Formeln (14)-(19) Fehler. Diese werden in dieser Arbeit korrigiert.

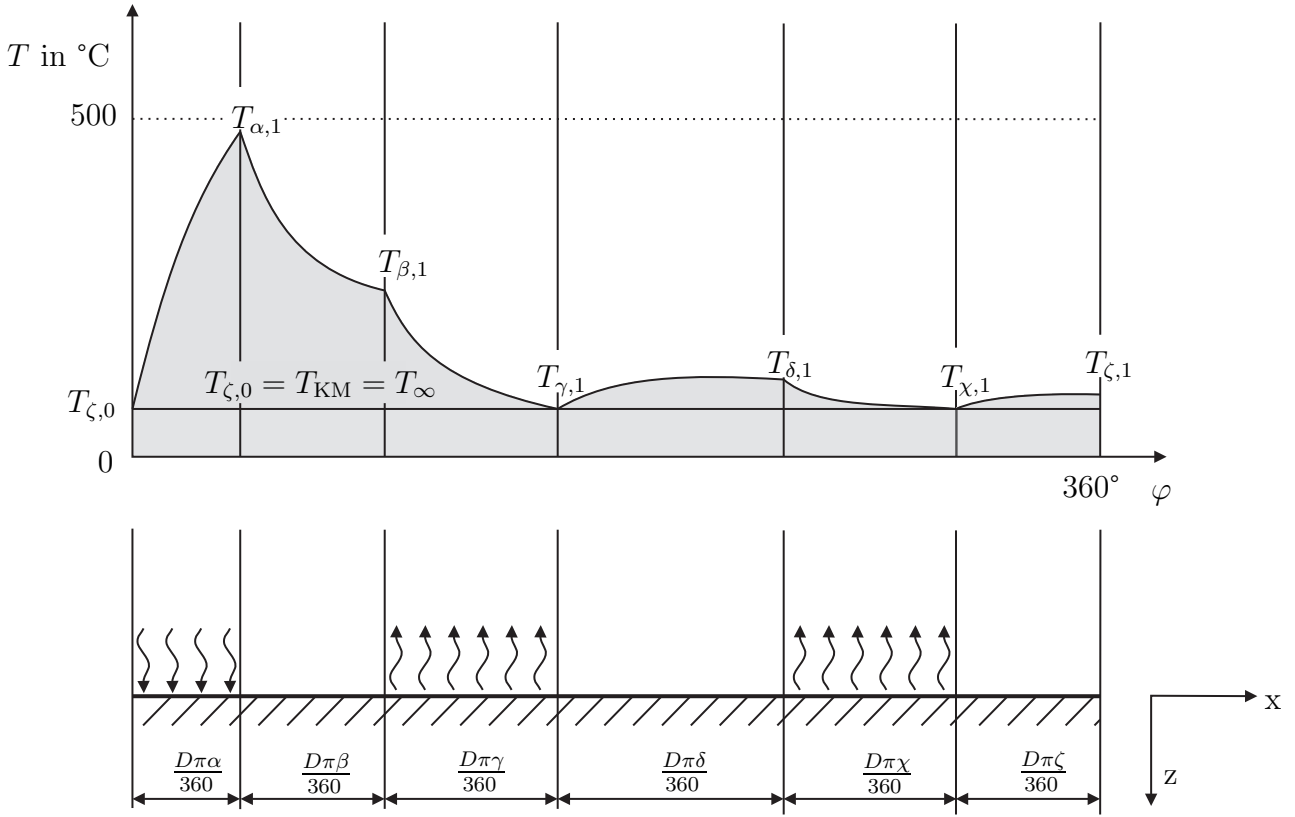


Abbildung 3.6: Schematischer Temperaturverlauf für die erste Walzenumdrehung

$$T_{\beta,n} = \overline{T_{\beta,n}} + T_{\zeta,(n-1)} \quad (3.15)$$

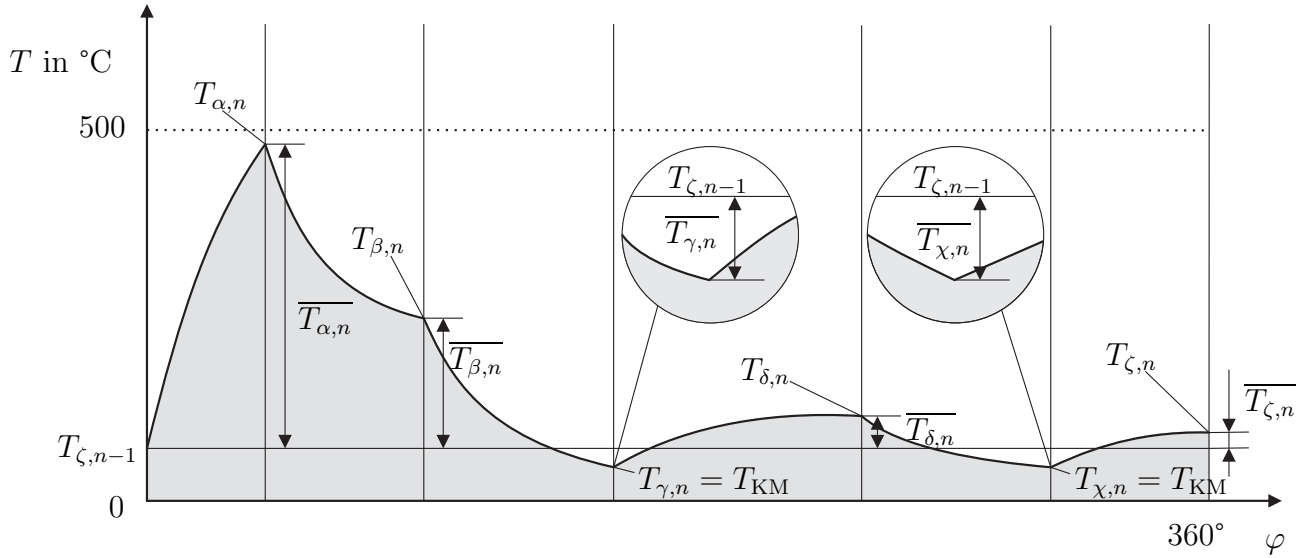
$$\overline{T_{\beta,n}} = T_{\text{KM}} - T_{\zeta,(n-1)} = \overline{T_{\alpha,n}} \cdot \left( \sqrt{1 + \frac{\beta + \gamma}{\alpha}} - \sqrt{\frac{\beta + \gamma}{\alpha}} \right) - |T_{\text{MaxK1},n}| \quad (3.16)$$

$$T_{\gamma,n} = \overline{T_{\gamma,n}} + T_{\zeta,(n-1)} = T_{\text{KM}} \quad (3.17)$$

$$\overline{T_{\delta,n}} = \overline{T_{\alpha,n}} \cdot \left( \sqrt{1 + \frac{\beta + \gamma + \delta}{\alpha}} - \sqrt{\frac{\beta + \gamma + \delta}{\alpha}} \right) - |T_{\text{MaxK1},n}| \left( \sqrt{1 + \frac{\delta}{\gamma}} - \sqrt{\frac{\delta}{\gamma}} \right) \quad (3.18)$$

$$T_{\delta,n} = \overline{T_{\delta,n}} + T_{\zeta,(n-1)} \quad (3.19)$$

$$\begin{aligned} \overline{T_{\chi,n}} = T_{\text{KM}} = \overline{T_{\alpha,n}} \cdot \left( \sqrt{1 + \frac{\beta + \gamma + \delta + \chi}{\alpha}} - \sqrt{\frac{\beta + \gamma + \delta + \chi}{\alpha}} \right) - \\ - |T_{\text{MaxK1},n}| \left( \sqrt{1 + \frac{\delta + \chi}{\gamma}} - \sqrt{\frac{\delta + \chi}{\gamma}} \right) - |T_{\text{MaxK2},n}| \end{aligned} \quad (3.20)$$

Abbildung 3.7: Schematischer Temperaturverlauf für die  $n$ -te Walzenumdrehung

$$T_{\chi,n} = \overline{T}_{\chi,n} + T_{\zeta,(n-1)} \quad (3.21)$$

$$\begin{aligned} \overline{T}_{\zeta,n} = & \overline{T}_{\alpha,n} \cdot \left( \sqrt{\frac{2\pi}{\alpha}} - \sqrt{\frac{2\pi}{\alpha} - 1} \right) - \\ & - |T_{\text{MaxK1},n}| \cdot \left( \sqrt{\frac{2\pi - (\alpha + \beta)}{\gamma}} - \sqrt{\frac{2\pi - (\alpha + \beta)}{\gamma} - 1} \right) - \\ & - |T_{\text{MaxK2},n}| \cdot \left( \sqrt{\frac{2\pi - (\alpha + \beta + \gamma + \delta)}{\chi}} - \sqrt{\frac{2\pi - (\alpha + \beta + \gamma + \delta)}{\chi} - 1} \right) \end{aligned} \quad (3.22)$$

$$T_{\zeta,n} = \overline{T}_{\zeta,n} + T_{\zeta,(n-1)} \quad (3.23)$$

Die Abschätzung des instationären Temperaturprofils für mehrere Umdrehungen wird umgesetzt, indem die Temperaturprofile einer Walzenumdrehungen  $n$ -mal superponiert werden. Dabei ist die Endtemperatur der Oberfläche der  $(n-1)$ -ten Umdrehung die Starttemperatur der  $n$ -ten Umdrehung (siehe Gleichung (3.23)). Daraus ergeben sich jedoch zwei Diskrepanzen:

- Nach der ersten Umdrehung liegt in der Walze nach dem Ansatz von FISCHER ET AL. [14] in Tiefenrichtung kein homogenes Temperaturprofil vor. Dies ist jedoch die Anfangsbedingung im **Kontakt Sub-Modell**. Dies wird in dem hier vorgestellten Ansatz vernachlässigt, da die maximale Oberflächentemperatur im **Kontakt Sub-Modell** aus der

Differenz der Oberflächentemperatur am Ende der Umdrehung (aus dem **Halbraum Sub-Modell**) und der Bandtemperatur errechnet wird und die Temperaturunterschiede in Tiefenrichtung aus dem **Halbraum Sub-Modell** gering sind. Ebenso wird von REIP [10] und LUNDBERG [13] gezeigt, dass die Temperaturunterschiede in Tiefenrichtung vor dem Eintritt in den Walzspalt gering sind.

- Durch einen Vergleich des analytisch bestimmten Temperaturprofils mit der Messergebnisse von STEVENS ET AL. [12] und NARITA ET AL. [35] wurde beobachtet, dass die mittlere Temperatur der Walze über mehrere Umdrehungen in der Realität stärker zunimmt, als es mit den beiden Sub-Modellen zur Abschätzung der Temperaturen in dieser Arbeit realisiert werden kann. Deswegen wird im Modell für die letzte Zone des unterteilten Walzenumfangs ( $\zeta$ , siehe Abbildung 3.5) eine Konstante eingeführt, mit der der real stärkere Anstieg der mittleren Temperatur der Walze berücksichtigt wird. Demnach wird Gleichung (3.23) zu

$$\begin{aligned} \overline{T}_{\zeta,n} &= \overline{T}_{\alpha,n} \cdot \left( \sqrt{\frac{2\pi}{\alpha}} - \sqrt{\frac{2\pi}{\alpha} - 1} \right) \\ &- |T_{\text{MaxK1,n}}| \left( \sqrt{\frac{2\pi - (\alpha + \beta)}{\gamma}} - \sqrt{\frac{2\pi - (\alpha + \beta)}{\gamma} - 1} \right) \\ &- |T_{\text{MaxK2,n}}| \cdot \left( \sqrt{\frac{2\pi - (\alpha + \beta + \gamma + \delta)}{\chi}} - F \cdot \sqrt{\frac{2\pi - (\alpha + \beta + \gamma + \delta)}{\chi} - 1} \right), \quad (3.24) \end{aligned}$$

wobei  $F > 1$ .

Diese beschriebenen Diskrepanzen könnten der Grund sein, warum FISCHER ET AL. [14] schreiben „*For sake of completeness we note that solving for the depth profile the solution of the equation of heat conduction with boundary conditions [...] will inevitably lead to wrong results*“. Dennoch können mit dem modifizierten Ansatz realistische Ergebnisse erzielt werden. Die Darstellung des instationären Temperaturverlaufs für mehrere Umdrehungen ist in Abbildung 3.8 gezeigt. Alternativ wäre es möglich, die Maximaltemperatur mit einem vorgegebenem Temperatur-Tiefenprofil zu errechnen (instationäres Wärmeleitproblem). Dadurch ergäbe sich jedoch der

Nachteil, dass die geringen Rechenzeiten, die mit dem vorliegenden Modell anfallen, um ein Vielfaches zunehmen würden.

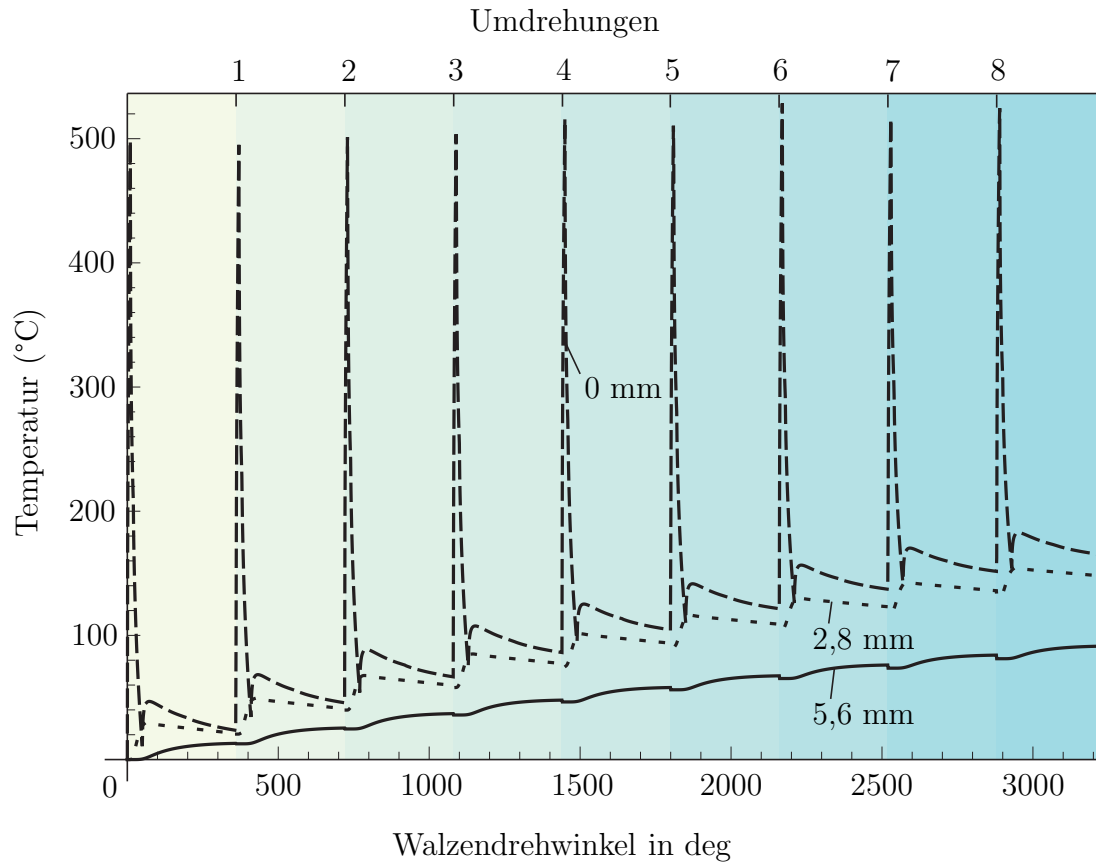


Abbildung 3.8: Temperaturverlauf für verschiedene Tiefen für die ersten neun Walzenumdrehungen

Die hohe Übereinstimmung der beiden analytischen Sub-Modelle mit Messungen von STEVENS ET AL. [12] rechtfertigt die Verwendung der hier vorgestellten Ansätze (siehe Abbildung 3.4).

## 3.2 Abschätzung der Spannungen

Thermomechanisch induzierte Spannungen können im oberflächennahen Bereich (bis circa 1 mm Tiefe) zum Fließen des Walzenmaterials führen [10, 12, 14]. Diese Spannungen entstehen durch die thermisch induzierte Dehnung in Kombination mit den vorherrschenden kinematischen Randbedingungen in der Walze und werden im Folgenden mit dem **Last Sub-Modell** abgeschätzt.

In radialer Richtung wird die thermische Ausdehnung nicht behindert, wohingegen in tangen-

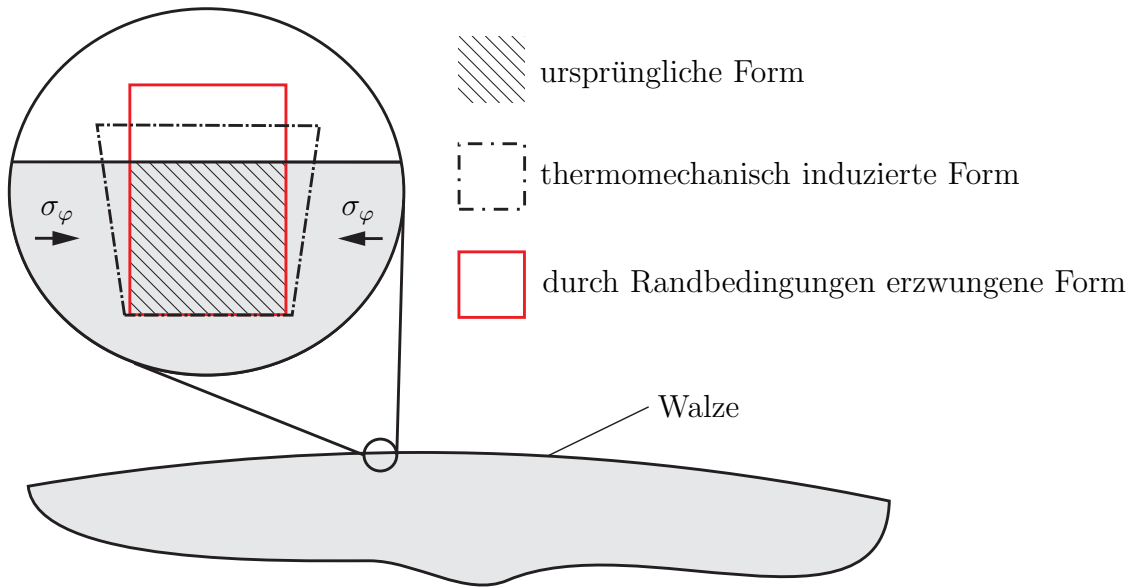


Abbildung 3.9: Schematisch: Ursachen der beim Erhitzen thermomechanisch induzierten Druckspannungen in Umfangsrichtung

tialer und axialer Richtung keine Ausdehnung stattfinden kann (siehe Abbildung 3.9). Für die thermische Ausdehnung  $\varepsilon_{\text{th}}$  in tangentialer und axialer Richtung gilt dann

$$-\varepsilon_{\text{th}} = -\alpha_T \cdot \Delta T = \varepsilon_{\text{pl}} + \varepsilon_{\text{el}} \quad \text{da} \quad \varepsilon_{\text{gesamt}} = \varepsilon_{\text{pl}} + \varepsilon_{\text{el}} + \varepsilon_{\text{th}} = 0, \quad (3.25)$$

wobei  $\alpha_T$  der thermische Ausdehnungskoeffizient,  $\varepsilon_{\text{pl}}$ ,  $\varepsilon_{\text{el}}$  bzw.  $\varepsilon_{\text{gesamt}}$  die plastische, elastische und die Gesamtdehnung sind. Die Temperaturdifferenz  $\Delta T$  wird im Folgenden über die Differenz aus der Maximaltemperatur und der mittleren Walzentemperatur zu Beginn der Umdrehung errechnet (siehe Abbildung 3.7). Die maximale Temperaturdifferenz (am Ende des Walzspalts an der Oberfläche) ist

$$\Delta T = T_{\alpha,n} - T_{\zeta,(n-1)} = T_2(x=0, t=t_{\text{Kontakt}}) - T_{\zeta,(n-1)}. \quad (3.26)$$

Im elastischen Fall ( $\varepsilon_{\text{pl}} = 0$ ) gilt für die Spannungen in tangentialer und axialer Richtung

$$\sigma = -\frac{E \cdot \alpha_T \cdot \Delta T}{1 - \nu}, \quad (3.27)$$

wobei  $E$  der Elastizitätsmodul und  $\nu$  die Querkontraktionszahl sind. Die von Mises Vergleichsspannung ist im ebenen Dehnungszustand [103]

$$\sigma_V = \sqrt{\sigma_z^2 + \sigma_y^2 - \sigma_z \sigma_y + 3\tau_{zy}^2}. \quad (3.28)$$

Da die Spannungen in Umfangs- und Axialrichtung gleich sind ( $\tau_{zy}^2 = 0$ ) und ein infinitesimal kleiner Würfel betrachtet wird, reduziert sich Gleichung (3.28) unter Verwendung von Zylinderkoordinaten (siehe Abbildung 2.1) zu

$$\sigma_V = \sqrt{\sigma_\varphi^2 + \sigma_\varphi^2 - \sigma_\varphi \sigma_\varphi} = \sigma_\varphi. \quad (3.29)$$

Bei der Berechnung der Spannungen werden der Walzdruck und die daraus resultierenden Spannungen vernachlässigt, da diese Spannungen um ein Vielfaches kleiner sind als die thermomechanisch induzierten Spannungen [10]. Gleiches gilt für die durch die HERTZ'sche Pressung entstehenden Spannungen aufgrund des Kontakts Arbeitswalze-Stützwalze. Herstellungsbedingte Eigenspannungen in der Arbeitswalze hingegen treten in Größenordnungen auf, die berücksichtigt werden sollten [104, 105]. Diese werden bei der hier diskutierten qualitativen Analyse vernachlässigt, jedoch in Kapitel 5, in dem die im Betrieb wirkenden Spannungen untersucht werden, berücksichtigt.

Zur Beurteilung des Konstitutivverhaltens<sup>4</sup> im Falle des plastischen Fließens wird zunächst ein Ansatz nach LEMAITRE und CHABOCHE [106] herangezogen. Dieser wird erweitert, so dass neben der Verfestigung auch die temperaturbedingte Entfestigung des Materials dargestellt werden kann.

Anders als in dem von REIP [10] vorgeschlagenen Modell, dem ideal-plastisches Werkstoffverhalten zu Grunde liegt, wird hier nichtlinear-kinematische Verfestigung berücksichtigt. Aufgrund von Beobachtungen in zyklischen Versuchen (vgl. Kapitel 2.2.2) wird das Materialverhalten mit kinematischer Verfestigung<sup>5</sup> beschrieben (BAUSCHINGER Effekt, vgl. [107]). Zum Verständnis des Sachverhalts der Ver- bzw. Entfestigung ist in Abbildung 3.10 schematisch das Materialverhalten an der Walzenoberfläche für eine Umdrehung dargestellt. Positive Dehnungen in tangentialer (bzw. axialer) Richtung treten dann auf, wenn die mittlere Walzentemperatur größer ist als die Oberflächentemperatur. Dies ist beispielsweise nach den Kühlzonen der Fall.

---

<sup>4</sup>In Kapitel 5 werden zwei weitere Konstitutivgesetze diskutiert, mit denen die Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit aller in die Gleichung einfließender Materialkennwerte berücksichtigt werden kann.

<sup>5</sup>Der Fließkörper ändert nicht seine Größe. Lediglich sein Ursprung wird verschoben. Bei der isotropen Verfestigung hingegen wächst der Fließkörper an. Der Ursprung bleibt unverändert.



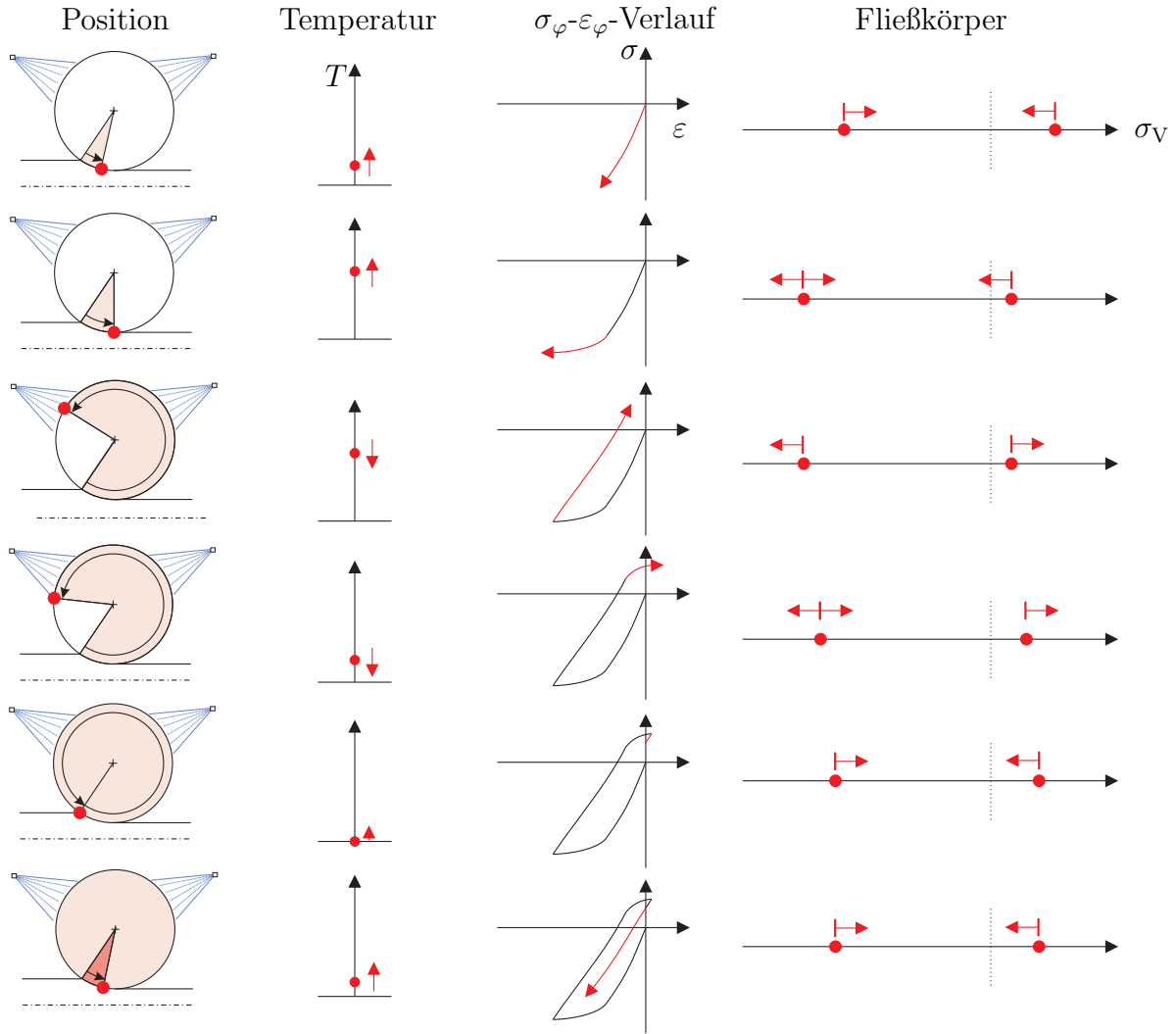


Abbildung 3.10: Schematische Darstellung des Fließverhaltens während einer Walzenumdrehung, ausgehend von kinematischer Verfestigung und unterschiedlichen Fließgrenzen auf Zug und Druck an der Oberfläche. Bewegungen des Fließkörpers in zwei Richtungen ergeben sich aus einer Überlagerung der Verfestigung des Materials mit einer temperaturbedingten Entfestigung

### Erweitertes Konstitutivgesetz nach LEMAITRE und CHABOCHE

Mit dem modifizierten Ansatz nach LEMAITRE und CHABOCHE [106] ergibt sich die Fließfunktion für die VON MISES Vergleichsspannung zu:

$$f(\sigma_V, q, T, \varepsilon_{pl}) := |\sigma_V - q(\varepsilon_{pl})| - Y(T), \quad (3.30)$$

wobei  $q(\varepsilon_{pl})$  die kinematische Verfestigungsvariable ist und  $Y(T)$  die temperaturabhängige Fließgrenze. Dabei gilt die Fallunterscheidung für Zug- bzw. Druckbelastung

$$Y(T) = \begin{cases} \sigma_{\text{Fließ,Z}}(T), & \text{falls } \dot{\varepsilon}_p > 0 \\ \sigma_{\text{Fließ,D}}(T), & \text{falls } \dot{\varepsilon}_p < 0 \end{cases}, \quad (3.31)$$

wobei  $\dot{\varepsilon}_{\text{pl}}$  die zeitliche Ableitung der plastischen Verformung ist. Es gilt die Fließbedingung:

$$f(\sigma_{\text{V}}, q, T, \varepsilon_{\text{pl}}) = 0. \quad (3.32)$$

Die Entwicklungsgleichung zur Bestimmung der kinematischen Verfestigungsvariable<sup>6</sup>  $q(\varepsilon_{\text{pl}})$  lautet nach ARMSTRONG und FREDERIC [108]:

$$\dot{q}(\varepsilon_{\text{pl}}) = C\dot{\varepsilon}_{\text{pl}} - G \cdot q(\varepsilon_{\text{pl}}) \cdot |\dot{\varepsilon}_{\text{pl}}|, \quad (3.33)$$

$C$  und  $G$  beschreiben den Gradienten und die Sättigung der Fließkurve. Integrieren und Lösen der Gleichung liefert

$$q = \eta \frac{C}{G} + \left( q_0 - \eta \frac{C}{G} \right) \cdot \exp(-\eta G(\varepsilon_{\text{pl}} - \varepsilon_{\text{pl},0})), \quad (3.34)$$

wobei  $\eta$  die Lastrichtung ist (Zug: 1, Druck: -1).  $q_0$  ist der Initialwert der Verfestigung und  $\varepsilon_{\text{pl},0}$  die akkumulierte plastische Verformung. Für  $\varepsilon_{\text{pl}} \rightarrow \infty$  gilt  $q = \frac{C}{G}$ . Dies entspräche dem Sättigungswert der Fließkurve [107].

Abbildung 3.11 zeigt exemplarisch die analytisch bestimmte Spannung-Dehnung-Kurve für 50 Umdrehungen bei einer Bandtemperatur von 1000 °C und einer Walzgeschwindigkeit von 2 m/s. Die verwendeten Materialdaten sind Tabelle 3.2 zu entnehmen. Die Sprünge am Ende der plastischen Verformung auf Druck sind darauf zurückzuführen, dass die Temperatur, bei der die Fließgrenze nach vorangegangener Verfestigung überschritten wird, eine andere ist als bei der vorangegangenen Umdrehung. Demzufolge liegt ein anderes Verhältnis von Verfestigung zu thermischer Entfestigung (nicht linear) vor. Im hier vorliegenden Beispiel kann beobachtet werden, dass sich nach etwa 25 Umdrehungen elastischer Shakedown<sup>7</sup> einstellt. Das bedeutet, dass die Verfestigung dazu geführt hat, dass die um die Verfestigungsvariable  $q(\varepsilon_{\text{pl}})$  angehobene Fließgrenze nicht mehr überschritten wird. Ein Überschreiten der Fließgrenze auf Zug findet im vorliegenden Beispiel nicht statt.

---

<sup>6</sup>Die kinematische Verfestigungsvariable  $q(\varepsilon_{\text{pl}})$  ergibt sich durch die Entwicklungsgleichung nach ARMSTRONG und FREDERIC [108] als Integral zu

$$\int_0^q \frac{d\tilde{q}}{C - G \cdot \tilde{q}} = \int_0^{\varepsilon_{\text{pl}}} d\tilde{\varepsilon}_{\text{pl}}.$$

<sup>7</sup>Elastischer Shakedown bezeichnet den Zustand, wenn die vorgegebenen zyklischen Lasten nur zu einer elastischen Verformung führen. In der Spannung-Dehnung-Kurve kann dies anhand der Bewegung von einem zum anderen Ende der elastischen Gerade beobachtet werden.

Tabelle 3.2: Materialdaten in dieser Simulation

$E$ (GPa)	$\alpha_T$ (1/K)	$C$ (GPa)	$G$ (-)	$\sigma_{\text{Fließ,D}}(T)$ (MPa)	$\sigma_{\text{Fließ,Z}}$ (MPa)
220	$1,3 \cdot 10^{-5}$	250 [106]	800 [106]	1700 (20 °C)	800
		(abgeschätzt)	(abgeschätzt)	1100 (500 °C)	

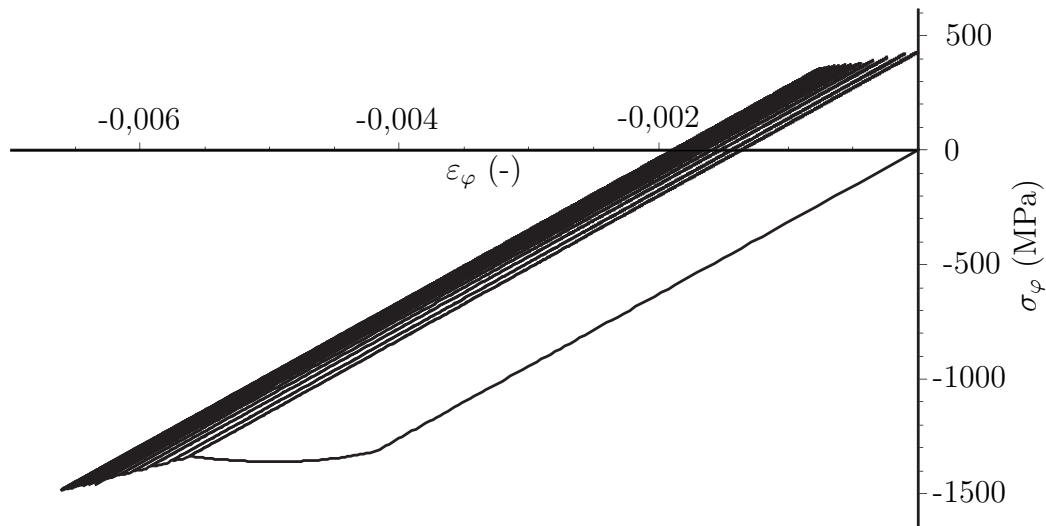


Abbildung 3.11: Analytisch bestimmte Spannung-Dehnung-Kurve für 50 Umdrehungen bei einer Bandtemperatur von 1000 °C und einer Walzgeschwindigkeit von 2 m/s

### 3.3 Parameterstudie zum Einfluss ausgewählter Prozessgrößen

Zur Untersuchung des Einflusses von Prozessgrößen auf eine eventuelle Schädigung des oberflächennahen Bereichs der Arbeitswalze wird die akkumulierte plastische Verformung in tangentialer bzw. axialer Richtung untersucht. Diese ergibt sich zu (hier: in tangentialer Richtung):

$$\tilde{\varepsilon}_{\text{pl},\varphi} = \sum_{i=1}^n (|\varepsilon_{\text{pl},Z,\varphi,i}| + |\varepsilon_{\text{pl},D,\varphi,i}|), \quad (3.35)$$

wobei  $n$  die Anzahl der Umdrehungen bezeichnet. Es gilt: je größer die akkumulierte plastische Verformung, desto größer die Schädigung. Vorteilhaft gegenüber numerischen Ansätzen ist, dass die zu variierenden Größen unmittelbar in den analytischen Gleichungen zu sehen sind. Betrachtet werden Prozessgrößen wie die Walzgeschwindigkeit oder die Stichabnahme.

Die Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls sowie des thermischen Ausdehnungskoeffizienten bleiben in diesen Studien vernachlässigt (siehe Gleichung (3.27)). Dies ist für die hier gezeigte Abschätzung zulässig, da beide Parameter eine entgegengesetzte, in etwa gleich stark ausgeprägte Temperaturabhängigkeit (bewertet anhand der Steigung der Kurven) besitzen (vgl. Kapitel 2.2). Für die Parameterstudie werden die Materialwerte gemäß Tabelle 3.2 verwendet. Eine Unterscheidung hinsichtlich Walzen aus HiCr-Eisen und HSS wird hier nicht explizit durchgeführt.

Mit Hilfe des Modells können folgende Aussagen hinsichtlich der Prozessgrößen erarbeitet werden:

- Unter Verwendung gemessener Materialdaten (siehe Kapitel 2.2) und realistischer Prozessgrößen (siehe Kapitel 4.2, Tabelle 4.3) findet im oberflächennahen Bereich der Walze meist kein thermomechanisch induziertes Fließen auf Zug statt.
- Eine hohe Walzgeschwindigkeit kann - anders als von REIP [10] beschrieben - zu einer höheren akkumulierten plastischen Verformung führen als eine niedrigere Walzgeschwindigkeit (siehe Abbildung 3.12). REIP [10] entnimmt seinem Modell (stationär, eine Umdrehung), dass eine Zunahme der Walzgeschwindigkeit immer zu einer Senkung der thermomechanisch induzierten, plastischen Verformung führt. Werden hingegen mehrere Umdrehungen betrachtet, stellt sich ein anderes Bild ein:

Obwohl niedrige Walzgeschwindigkeiten eine höhere Erwärmung der Walzenoberfläche und somit eine höhere Deformation verursachen können, ist entscheidend, dass es eine gewisse Zeit dauert, bis eine stationäre Temperaturverteilung in der Arbeitswalze erreicht wird. Bis zu diesem Zeitpunkt durchläuft ein beliebiger Punkt auf der Walzenoberfläche mehrere Umdrehungen. Die Anzahl der Umdrehungen ist abhängig von der Walzgeschwindigkeit. Obwohl nun die inkrementelle Zunahme der plastischen Dehnung pro Umdrehungen bei höheren Walzgeschwindigkeiten zu Beginn niedriger ist, kann es vorkommen, dass die gesamte plastische Dehnung nach mehreren Umdrehungen größer wird, da die Differenz zwischen mittlerer Temperatur und maximaler Oberflächentemperatur der Walze nach einigen Umdrehungen bei der Walze mit höherer Umfangsgeschwindigkeit größer wird als bei der Walze mit niedrigerer Umfangsgeschwindigkeit. Eine ausführlichere Diskussion dazu wird in Anhang B gezeigt. Wird die stationäre Temperaturverteilung erreicht, gelten die Ansätze von REIP [10]. Mit REIP [10] konform ist die Beobachtung, dass zu niedrige Walzgeschwindigkeiten zu Ratchetting (vgl. Kapitel 2.2.2) führen können.

- Eine Reduktion der Stichabnahme führt zu einer geringeren Kontaktbogenlänge im Walzspalt und demzufolge zu weniger Wärmeaustausch. Demnach kann eine Reduzierung der Stichabnahme zu einer Verminderung der akkumulierten plastischen Verformung führen.
- Zu hohe Bandtemperaturen können die thermomechanisch induzierten Dehnungen erhöhen (siehe Abbildung 3.13). Dabei sei zu erwähnen, dass eine Senkung der Bandtemperatur zu einer Zunahme der Festigkeit des Walzguts führt, wodurch die im Walzspalt wirkenden Spannungen aufgrund der Walzdrücke zunehmen. Dieser Punkt wird in dieser Arbeit nicht diskutiert.
- Durch Walzspaltschmierung kann der Wärmeaustausch zwischen Band und Walze (thermischer Widerstand steigt) reduziert werden [47]. Dies spiegelt sich in den Gleichungen (3.5) und (3.7) wieder.

Für die Abbildungen 3.12 und 3.13 gilt: Nähern sich die Graphen asymptotisch einem Sättigungswert, wird die inkrementelle plastische Verformung von Umdrehung zu Umdrehung geringer. Tritt Sättigung ein, liegt elastischer Shakedown vor. Eine stetige Zunahme der inkrementellen plastische Verformung kann als plastischer Shakedown oder Ratchetting interpretiert werden. Der unstetige Anstieg der akkumulierten plastischen Verformung bei einer Walzgeschwindigkeit von 1 m/s in Abbildung 3.12 (etwa zweite bis neunte Umdrehung) ist darauf zurückzuführen, dass im vorliegenden Beispiel das Material durch die vorangegangene Verschiebung des Fließkörpers (vgl. Abbildung 3.10) ab der vierten Umdrehung beginnt auf Zug zu fließen und somit die plastische Verformung auf Zug und Druck einfließt (vgl. Gleichung (3.35)). Etwa aber der achten Umdrehung stellt sich ein Gleichgewicht der Verfestigung (plastischer Shakedown) in Folge der wechselnden Zug- und Druckbeanspruchung ein, wodurch die Steigung des Graphen annähernd konstant wird.

Materialkennwerte, die eine Senkung der thermomechanisch induzierten Spannungen hervorrufen, können für den elastischen Fall aus Gleichung (3.27) abgelesen werden. Diese wären – ohne Bewertung der Realisierbarkeit – der Elastizitätsmodul, der thermische Ausdehnungskoeffizient und die Querkontraktionszahl, die durch eine Senkung zu einer Reduktion der Spannungen führen würden. Zudem kann der Gleichung entnommen werden, dass eine Reduktion der Temperaturdifferenz  $\Delta T$  (siehe Gleichung (3.26)) eine Spannungsreduktion bewirkt.  $\Delta T$  lässt sich durch die Wärmeleitfähigkeit, die Temperaturleitfähigkeit und den thermischen Widerstand zwischen Band und Walze beeinflussen.

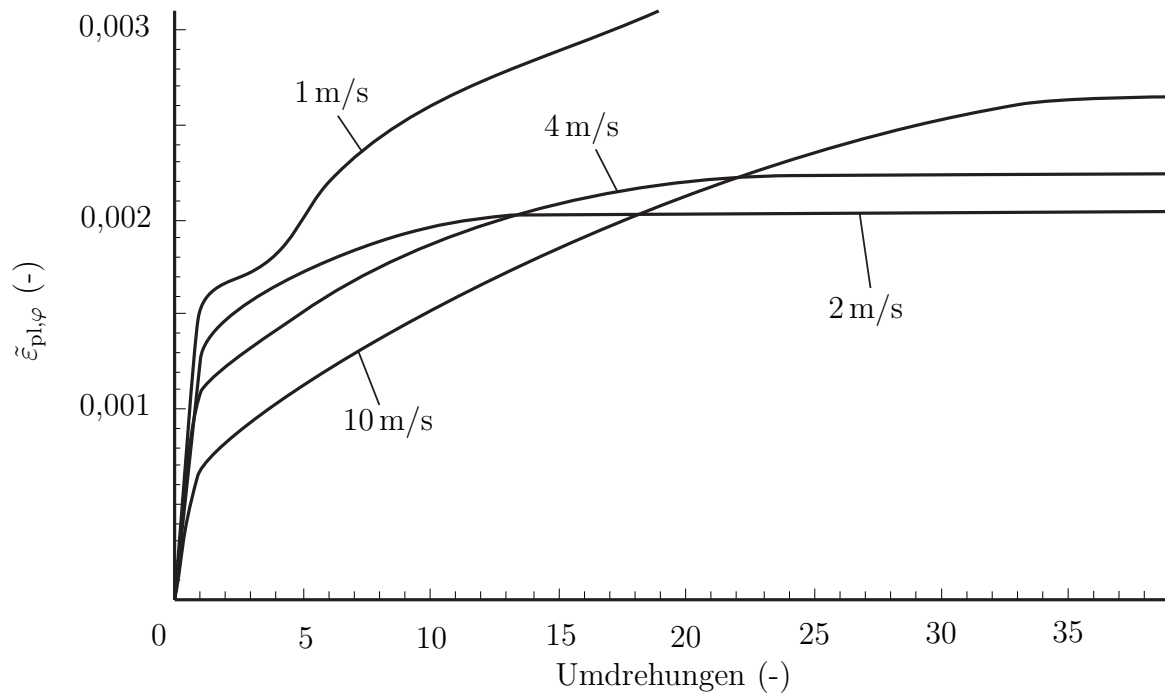


Abbildung 3.12: Akkumulierte plastische Verformung in Umfangsrichtung für unterschiedliche Walzgeschwindigkeiten bei einer Bandtemperatur von 1000 °C

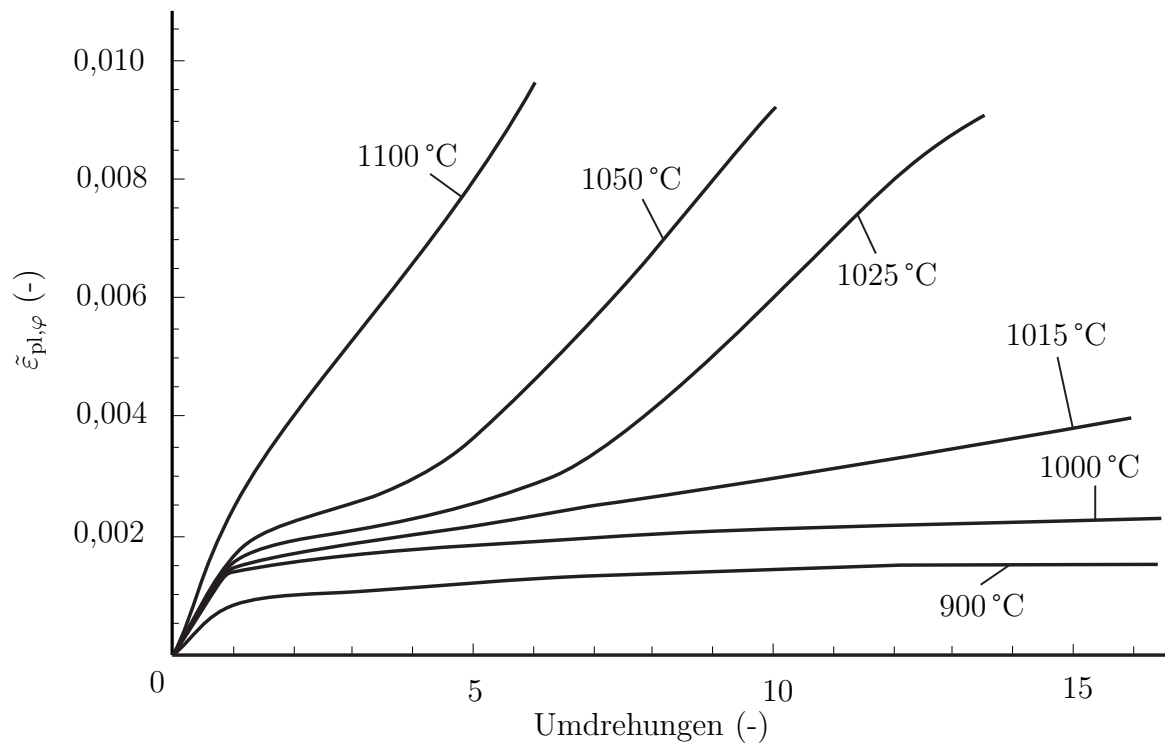


Abbildung 3.13: Akkumulierte plastische Verformung in Umfangsrichtung für unterschiedliche Bandtemperaturen bei einer Walzgeschwindigkeit von 2 m/s

# Kapitel 4

## Numerische Simulation

In einer Vielzahl von Arbeiten, in denen in numerischen Simulationen thermomechanisch induzierte Spannungen beim Warmwalzen abgeschätzt werden, wird die gesamte Arbeitswalze abgebildet, wobei der stark thermomechanisch beanspruchte Bereich nicht hinreichend fein diskretisiert wird [13, 33–36, 90, 97]. Dadurch sind qualitative Aussagen über thermisch induzierte Spannungen in diesem Bereich mit diesen Modellen schwer zu treffen. Zudem wird in diesen Arbeiten der Walzenwerkstoff als einphasiges Kontinuum dargestellt, wodurch die thermomechanisch induzierte Schädigung im Walzenwerkstoff (vgl. Kapitel 2.1) nicht auf Gefügebene gedeutet werden kann.

In den hier vorgestellten Simulationen wird das mechanische Problem auf den oberflächennahen Bereich der Arbeitswalze reduziert. Die Mikrostruktur der Walze wird als Verbund aus Karbiden in einer martensitischen Matrix durch eine repräsentative<sup>1</sup>, mikromechanische Zelle dargestellt und mit mechanischen Randbedingungen beaufschlagt. Dies erlaubt eine phänomenologische Deutung der thermomechanisch induzierten Schädigung. Das mikromechanische Modell wird in die Finite Elemente Analyse Software ABAQUS [109] implementiert. Die Arbeitsschritte von der Gefügenerierung über die Netzgenerierung bis zur Durchführung von Parameterstudien und deren statistischer Auswertung sind mit PYTHON-Skripten [72] automatisiert. Das Flussdiagramm der vorgestellten numerischen Modelle ist in Abbildung 4.1 dargestellt. Die im Folgenden gezeigten Studien wurden vom Autor in Auszügen bereits veröffentlicht [16].

---

<sup>1</sup>Eine Zelle wird dann als repräsentativ bezeichnet, wenn der dargestellte Gefügebrauch die morphologischen Eigenschaften des Gesamtgefüges vollständig abbildet, d.h. diese vollständig repräsentiert.

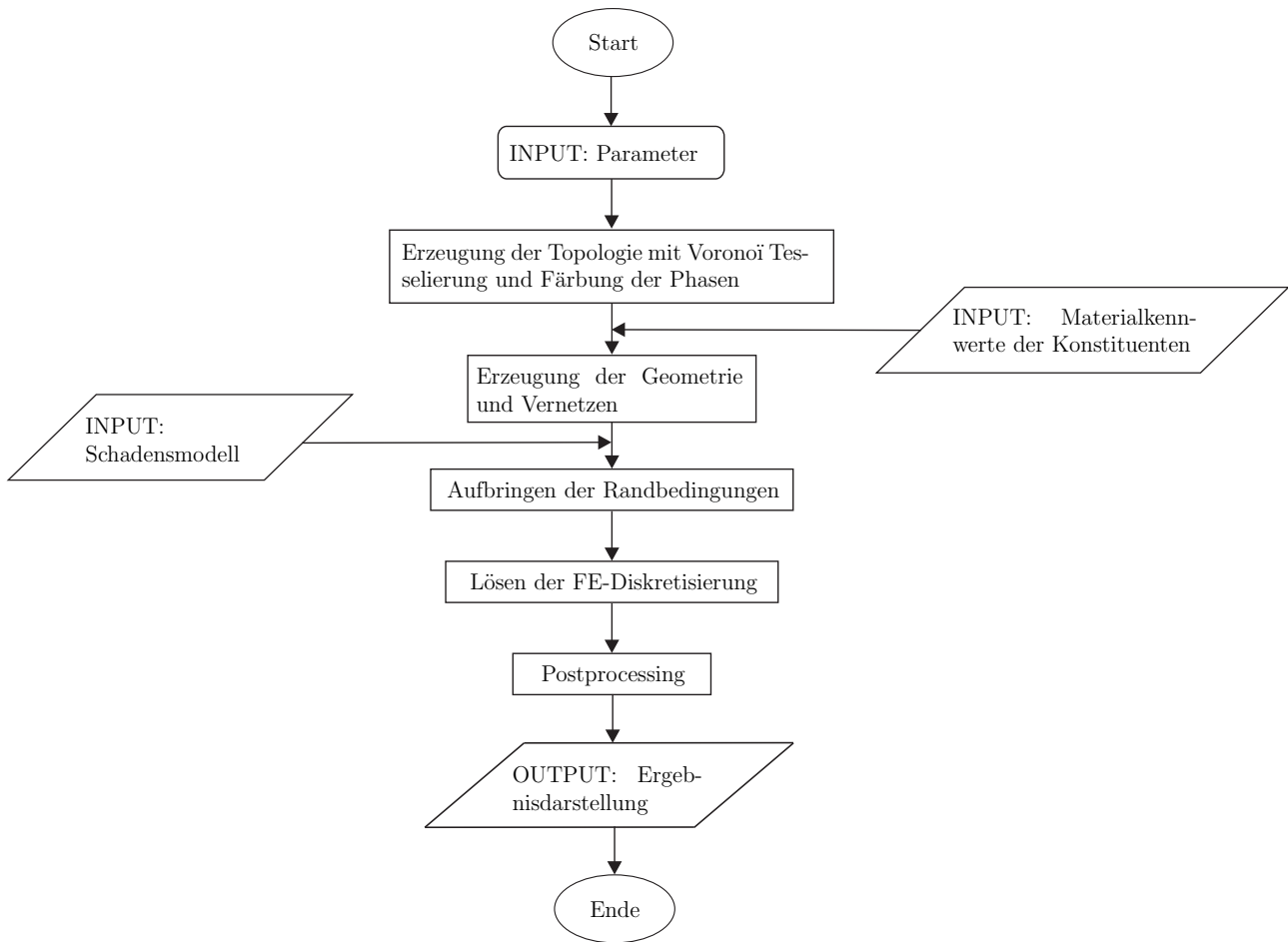


Abbildung 4.1: Flussdiagramm der numerischen Simulation

Die Struktur dieses Kapitels ist wie folgt: Die Gefügeausbildung der Walzenwerkstoffe wird mit Hilfe der Voronoï-Tesselierung und anschließendem Zuordnen der Phasen in eine mikromechanische (2D) Zelle überführt und mit mechanischen Randbedingung beaufschlagt (Kapitel 4.1). Ausgewertet wird der Einfluss der Orientierung von Karbiden auf lokale Spannungen (Kapitel 4.2). Es werden die Mikrostrukturen von HSS und HiCr nachgebildet und hinsichtlich thermomechanisch induzierter Spannungen in der Mikrostruktur untersucht. In einem weiteren mikromechanischen Modell werden die mikromechanischen (2D) Zellen mit neuen Randbedingungen (zyklische Lasten, ohne Vorgabe eines Temperaturprofils) beaufschlagt, um über einen Abgleich mit experimentellen Daten aus Druckversuchen (siehe Kapitel 2.2.1) die kritische, erste Hauptspannung (auch Rissinitierungsspannung)  $\sigma_I^*$  zu identifizieren (Kapitel 4.3). Zusätzlich wird ein Bewertungsmaß eingeführt, mit dem die makroskopische Schädigung durch die Abnahme des Elastizitätsmoduls bewertet werden kann. Im letzten Abschnitt, Kapitel 4.4, werden die Ergebnisse diskutiert, um die Ursachen der in Kapitel 2.1.2 beobachteten Erscheinung von Rissen in Karbiden und der martensitischen Matrix zu interpretieren.



Die Zielsetzung der hier vorgestellten Modelle lässt sich in vier Punkten zusammenfassen:

- I. Beurteilung von Spannungen und Dehnungen in der Mikrostruktur aufgrund des Wärmeeintrags im Walzspalt
- II. Studien zum Einfluss der Karbidgröße und -ausrichtung und deren Einfluss auf lokale Spannungsspitzen
- III. Phänomenologisches Verständnis der Ursachen der mikroskopisch beobachteten Schädigung
- IV. Numerische Simulation von zyklischen Versuchen und Beurteilung der makroskopischen Abnahme der Steifigkeit

## 4.1 Modellierung der Mikrostruktur und Aufbringen der Randbedingungen

Im Folgenden wird die Herangehensweise beschrieben, mit der die experimentell bestimmten Gefügebildung der Walzenwerkstoffe (Kapitel 2.1) mathematisch beschrieben und anschließend in einem numerisches Modell studiert werden können. Zur mathematischen Darstellung der Phasen und deren Eigenschaften (beispielsweise die Ausrichtung von Karbiden) wird die Voronoi-Tesselierung mit anschließender Färbung, das heißt der Zuordnung der Phasen, verwendet. Diese Methode zur Unterteilung des Raumes liefert hohe Übereinstimmungen mit realen Gefügebildern und erfordert dabei nur geringe Rechenkapazitäten.

Durch das anschließende Aufbringen von mechanischen Randbedingungen und der Vorgabe eines in der Mikrostruktur vorherrschenden Temperaturprofils können die mikrostrukturellen, thermomechanisch induzierten Lasten, die beim realen Walzprozess auftreten, nachempfunden werden.

### 4.1.1 Voronoi-Tesselierung

Eine Möglichkeit zur Unterteilung des Raums  $\mathcal{V}$  in eine definierte Zahl von Zellen  $V_i$  (Körnern) bietet die Voronoi-Tesselierung. Hierfür werden im vordefinierten Raum eine Anzahl  $n$  an Ge-

eratorpunkten  $p_i(\mathbf{x})$  mit den Koordinaten  $\mathbf{x}$  über Zufallszahlen erzeugt und jeder Raumpunkt dem nächstliegenden Generatorpunkt zugeordnet. Optional kann ein Mindestabstand der Generatorpunkte definiert werden.

Es gilt  $P = \{p_1, \dots, p_n\} \subset \mathbb{R}^2$  mit  $2 \leq n < \infty$  und  $\mathbf{x}_i \neq \mathbf{x}_j$  für  $i \neq j$  und  $i, j \in I_n = \{1, \dots, n\}$ . Die Region

$$V(p_i) = \{\mathbf{x} \mid \|\mathbf{x} - \mathbf{x}_i\| \leq \|\mathbf{x} - \mathbf{x}_j\| \text{ für } j \neq i, i, j \in I_n\}$$

bezeichnet das zum Punkt  $p_i$  assoziierte Voronoï-Polygon und die Menge

$$\mathcal{V} = \{V(p_1), \dots, V(p_n)\}$$

das Voronoï-Diagramm zu  $P$ . Der Punkt  $p_i$  ist dabei der Generator zur Zelle  $V(p_i)$  [110].

Durch diese Operation wird die mikromechanische Zelle in Polygone unterteilt, welche eine zunächst einphasige (virtuelle) Kornstruktur darstellen. Die Selektion der zweiten Phase aus dieser einphasigen Kornstruktur, die sogenannte Färbung, erfolgt mit speziellen Algorithmen, die den gewünschten Phasenanteil, die Größe, das Achsenverhältnis (Streckungsgrad) sowie die Orientierung der Karbide geeignet erzeugen. Im Gegensatz zur üblichen Herangehensweise repräsentieren hierbei einzelne Voronoï-Polygone nicht einzelne Körner bzw. Karbide. Bei der hier vorgestellten Herangehensweise wird das Karbid durch den Zusammenschluss mehrerer Voronoï-Polygone (beim Färben) erzeugt. Abbildung 4.2 zeigt exemplarisch die Umsetzung für 20 Generatorpunkte. Abbildung 4.3 zeigt einen Vergleich eines realen Gefügeausschnitts mit einem durch Voronoï-Tessellierung und Färbung erzeugten Gefüge.

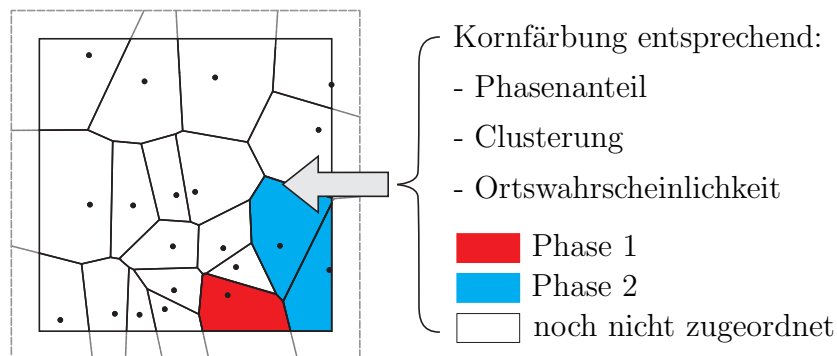


Abbildung 4.2: Schematische Darstellung zur Funktionsweise der Färbung einer mittels Voronoï-Tessellierung erzeugten mikromechanischen Zelle

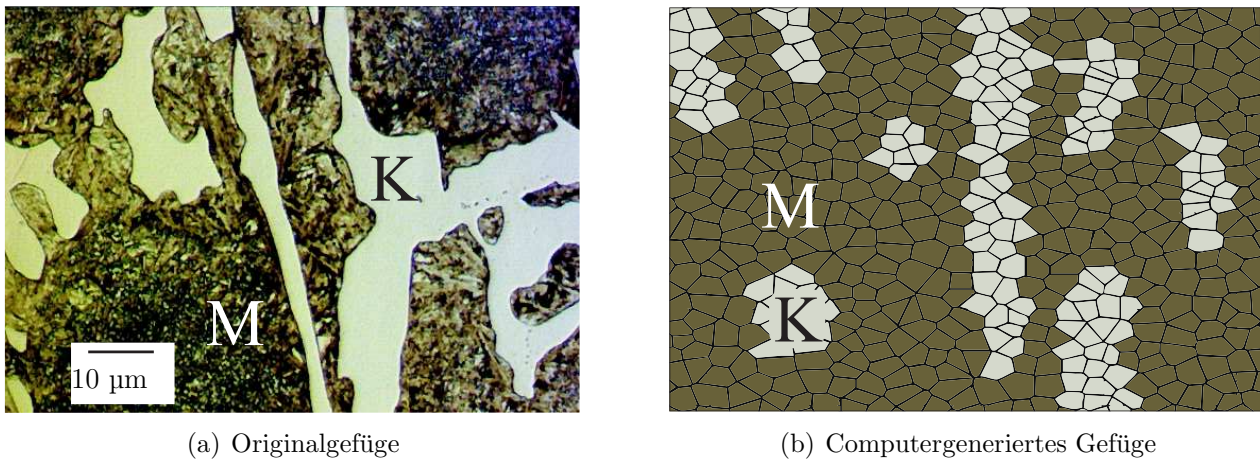


Abbildung 4.3: Vergleich eines realen Gefüges mit einem am Rechner erzeugten Gefüge, exemplarisch für HiCr-Eisen (M = Matrix, K = Karbid)

Im Vergleich zu anderen konventionellen Verfahren zur Modellierung der Mikrostruktur, wie beispielsweise das Einscannen und Binarisieren von Gefügebildern, können mit dieser Methode parametrisierte Mikrotopologien hinsichtlich ihrer makroskopischen Eigenschaften untersucht werden. Ein Vorteil davon ist, dass die Morphologie der Mikrostruktur durch eine Modifikationen während des Färbens beeinflusst werden kann. Durch iteratives Verändern der Vorgaben beim Färben kann mit dieser Herangehensweise eine Mikrostruktur prognostiziert werden, mit der erwünschte makroskopische Eigenschaften erzielt werden können.

Nachdem der Raum der virtuellen Zelle mit Hilfe der Voronoi-Tessellierung unterteilt und die Phasen zugeordnet wurden, wird die Mikrostruktur in ABAQUS [109] importiert und vernetzt. Dabei ist es dem Benutzer möglich die Netzfeinheit zu beeinflussen. Für alle im Folgenden gezeigten Studien werden 2D Zellen verwendet. Für die Untersuchung der Schädigung wurden ca. 35000 Dreieckselemente mit linearen Verschiebungsansatzfunktionen zur Beschreibung des ebenen Dehnungszustands (Elementtyp CPE3) gewählt. Danach werden den Gefügekonstituenten thermomechanische Eigenschaften zugeordnet. Die Werkstoffkennwerte sind der Literatur entnommen [10,15,79,80] (siehe Tabellen 4.1 und 4.2). Der hier gewählte Elastizitätsmodul von 289 GPa für das Karbid beschreibt den Mittelwert der Elastizitätsmoduli der in der Mikrostruktur vorkommenden Karbidtypen (vgl. [9]).

Tabelle 4.1: Werkstoffkennwerte der Gefügebestandteile

Kennwert	Matrix	Karbid
Fließgrenze (MPa)	900	-
E-Modul (GPa)	206	289/320
Wärmeleitfähigkeit (W/(mK))	18	18
Wärmeausdehnungskoeffizient (1/K)	$1,3 \cdot 10^{-5}$	$1,25 \cdot 10^{-5}$
Phasenanteil HSS (%)	85-94	6-15
Phasenanteil HiCr-Eisen (%)	70-80	20-30

Tabelle 4.2: Ausgewählte mechanische Eigenschaften der Karbide

	$E$ (GPa)			$\alpha_T$ ( $10^{-6}/K$ )		
	$M_7C_3$	$M_6C$	MC	$M_7C_3$	$M_{23}C_6$	MC
MUSIC ET AL. [77]	371 (Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> : analytisch) 246±48 (Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> : numerisch) 289 (Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> : experimentell)					
ERSHOW [80]				8,8 (100 °C) 10,4 (200 °C) 11,4 (300 °C) 11,5 (400 °C) 12,6 (500 °C)	8,5 (100 °C) 9,0 (200 °C) 9,4 (300 °C) 9,9 (400 °C) 10,1 (500 °C)	4,5 (100 °C) 4,7 (200 °C) 5,3 (300 °C) 5,7 (400 °C) 5,9 (500 °C)
CASELLAS ET AL. [89]	318±15	338±16				
CORONADO [111]	275-303					

### 4.1.2 Randbedingungen

Das mechanische Problem hat keinen signifikanten Einfluss auf das Wärmeleitproblem, zumindest nicht bevor eine starke Schädigung des Gefüges auftritt. Dies erlaubt eine sequentielle Koppelung der beiden Probleme und das Wärmeleitproblem kann unabhängig vom mechanischen Problem gelöst werden. Der Einfachheit halber werden die Wärmeleiteigenschaften der beiden Gefügekonstituenten als identisch angenommen, wodurch sich das Wärmeleitproblem ohne Berücksichtigung der Mikrostruktur auf makroskopischem Niveau lösen lässt. Hierzu wird auf die analytischen Ansätze<sup>2</sup> von FISCHER ET AL. [14] und CARSLAW und JAEGER [102] zurückgegriffen und die so ermittelte zeitabhängige Temperaturverteilung für eine Umdrehung der Walze auf die mikromechanische Zelle aufgebracht (vgl. Kapitel 3.1.1 und 3.1.2). Dieses Vorgehen bewirkt eine erhebliche Reduktion des Rechenaufwands im Vergleich zu einer gekoppelten numerischen Analyse von Wärmeleitproblem und mechanischem Problem und bildet die auftretenden hohen Gradienten des Temperaturfelds ausreichend gut ab. Die analytische Lösung des Wärmeleitproblems (Temperaturverteilung) ist über die Schnittstelle UTEMP<sup>3</sup> implementiert. Das mechanische Verhalten der Karbide wird als linear elastisch angenommen, das der martensitischen Matrix als elastisch-idealplastisch. Die Ausdehnung der thermisch beeinflussten oberflächennahen Schicht ist sowohl in Umfangsrichtung als auch in axialer Richtung durch das umgebende Material behindert. Daher stellt für die zweidimensionale mikromechanische Zelle der ebene Dehnungszustand die beste Annahme dar. Normalspannungskomponenten senkrecht zur Modellierungsebene werden nicht zur Auswertung herangezogen. Die horizontale Ausdehnung der Zelle ist durch entsprechende kinematische Randbedingungen gesperrt (siehe Abbildung 4.4, vgl. Abbildung 3.9). Auftretende Spannungen durch den Kontakt mit dem Band bzw. der Stützwalze (HERTZ'sche Pressung) und fertigungsbedingte Druckeigenstressungen im Mantel der Arbeitswalzen werden vernachlässigt (vgl. Kapitel 3.2).

Die Dimensionierung der Zelle, d. h. die Zuordnung der Längenskala, geschieht durch das analytisch bestimmte Temperaturprofil (siehe Abbildung 4.4). Dadurch kann beispielsweise der Einfluss der Karbidgröße auf lokal wirkende Spannungen in Folge der mechanischen und thermischen Randbedingungen nur durch das Ändern des Temperaturprofils untersucht werden, wobei das virtuelle Gefüge das selbe bleibt.

---

<sup>2</sup>Maximaltemperatur an der Walzenoberfläche nach Gleichung (3.5), Temperaturprofil nach Gleichungen (3.10) und (3.11)

<sup>3</sup>UTEMP ist ein Benutzer Interface in ABAQUS [109], mit dem Temperaturrandbedingungen aufgebracht werden können.

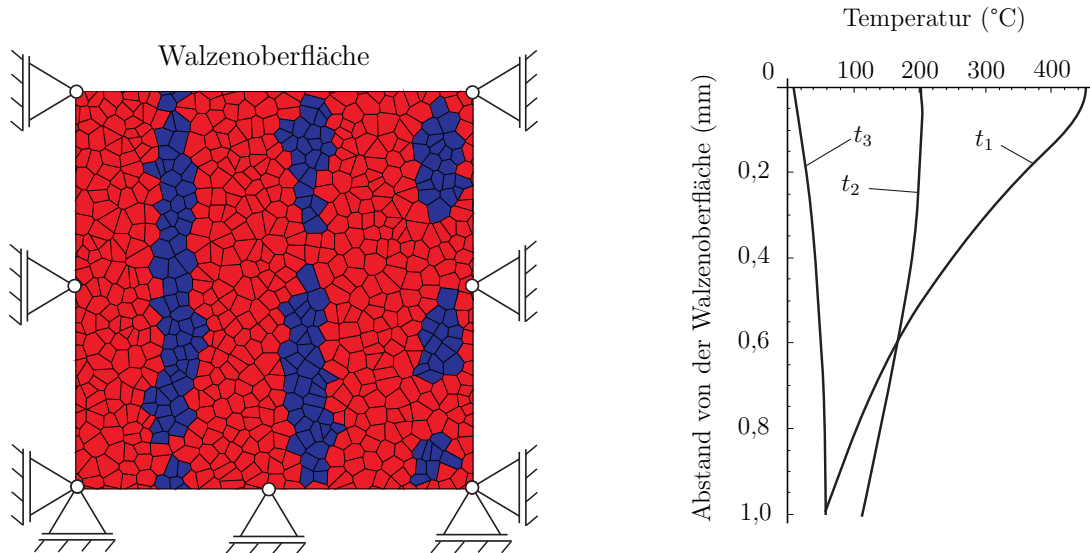


Abbildung 4.4: Modellskizze der mikromechanischen Zelle zur Beschreibung der thermomechanischen Verhältnisse in der wärmebeeinflussten Zone und der charakteristischen zeit- und tiefenabhängigen Temperaturverteilungen ( $t_1$ : nach dem Walzspalt,  $t_2$ : vor der Kühlzone und  $t_3$ : nach der Kühlzone)

## 4.2 Untersuchung des Einflusses der Mikromorphologie

### 4.2.1 Ausrichtung der Karbide

Im Folgenden werden die Ausrichtung, der Phasenanteil und die räumliche Anhäufung der Karbide hinsichtlich ihres Einflusses auf lokale Spannungsspitzen studiert.

Betrachtet werden drei zweiphasige Mikrostrukturen (A, B, C) mit gleichen Werten für Phasenanteil, Karbidgröße und Achsenverhältnis, aber unterschiedlicher Ausrichtung der Karbide ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$  zur Walzenoberfläche). Diese werden jeweils durch fünf generierte Realisierungen der zweidimensionalen mikromechanischen Zelle repräsentiert (siehe Abbildung 4.5).

Die im Rahmen dieser Studie gewählte thermische Belastung der mikromechanischen Zelle bildet vereinfacht die Entwicklung der Temperaturverteilung in der wärmebeeinflussten Zone während einer Walzenumdrehung ab. Die Temperaturverteilung resultiert aus einem Wärmeeintrag mit konstantem Wärmestrom während des Kontakts mit dem Band im Walzspalt sowie einer Wärmeabfuhr mit konstantem Wärmestrom beim Durchlaufen der Kühlzone. Dazwischen wird der Wärmeaustausch über die Walzenoberfläche vernachlässigt (siehe Abbildung 3.5). Die zugrunde liegenden Prozessparameter sind in Tabelle 4.3 zusammengefasst.

Tabelle 4.3: Walzwerkspezifische Größen

Kennwert	Zahlenwert
Walzgeschwindigkeit (m/s)	1
Bandtemperatur (°C)	1000
Walzendurchmesser (mm)	700
Stichabnahme (mm)	7,7
Länge der Kühlzone an der Walze (mm)	183,3
Kühlmitteltemperatur (°C)	20
Wärmeleitfähigkeit Band (W/(mK))	20
Wärmeleitfähigkeit Walze (W/(mK))	18
Temperaturleitfähigkeit Band (m <sup>2</sup> /s)	17·10 <sup>-6</sup>
Temperaturleitfähigkeit Walze (m <sup>2</sup> /s)	12·10 <sup>-6</sup>

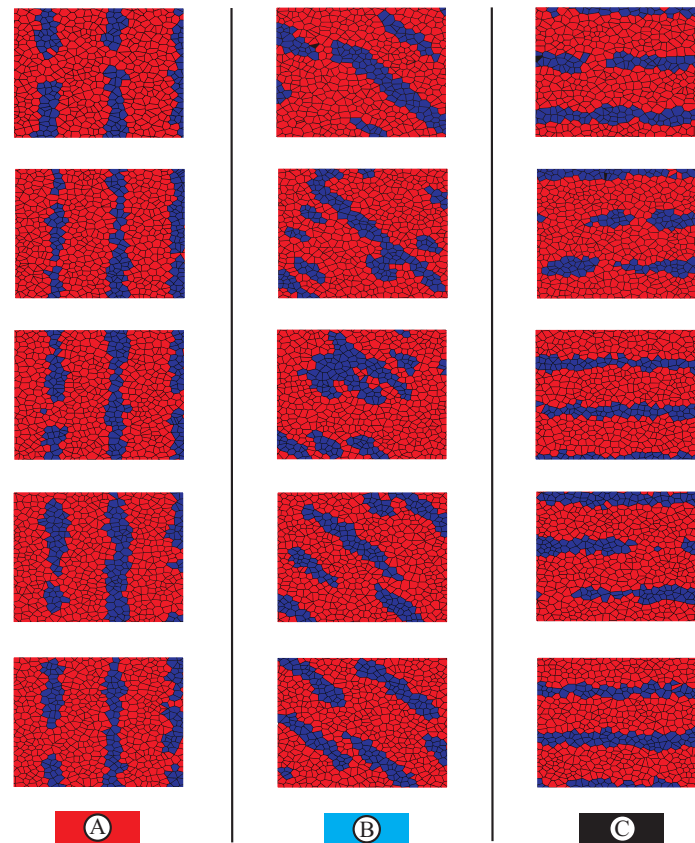


Abbildung 4.5: Realisation von Mikrostrukturen mit unterschiedlichen Karbidausrichtungen zur Oberfläche: A (90°), B (45°) und C (0°), Phasenanteil: 77% Matrix, 23% Karbid

Eine Beschreibung von komplexeren thermischen Belastungszyklen (z.B. mehrere Kühlzonen) ist im Rahmen der analytischen Lösung des Wärmeleitproblems ohne weiteres möglich, soll aber hier nicht diskutiert werden. Die Temperaturverteilungen am Ende des Walzspalts sowie zu Be-

ginn und am Ende der Kühlzone sind in Abbildung 4.4 dargestellt. Da sowohl in den Karbiden als auch in der Matrix von einem Normalspannungskriterium für die Rissinitiierung ausgegangen wird (siehe Kapitel 4.3.1), erfolgt eine Bewertung der Verteilung der ersten Hauptspannung. Rein mechanische Spannungen aufgrund des Kontakts mit dem Band und der Stützwalze liegen deutlich unter der Fließgrenze des Walzenmaterials, verursachen primär Schubspannungen und können in Folge dessen vernachlässigt werden [10].

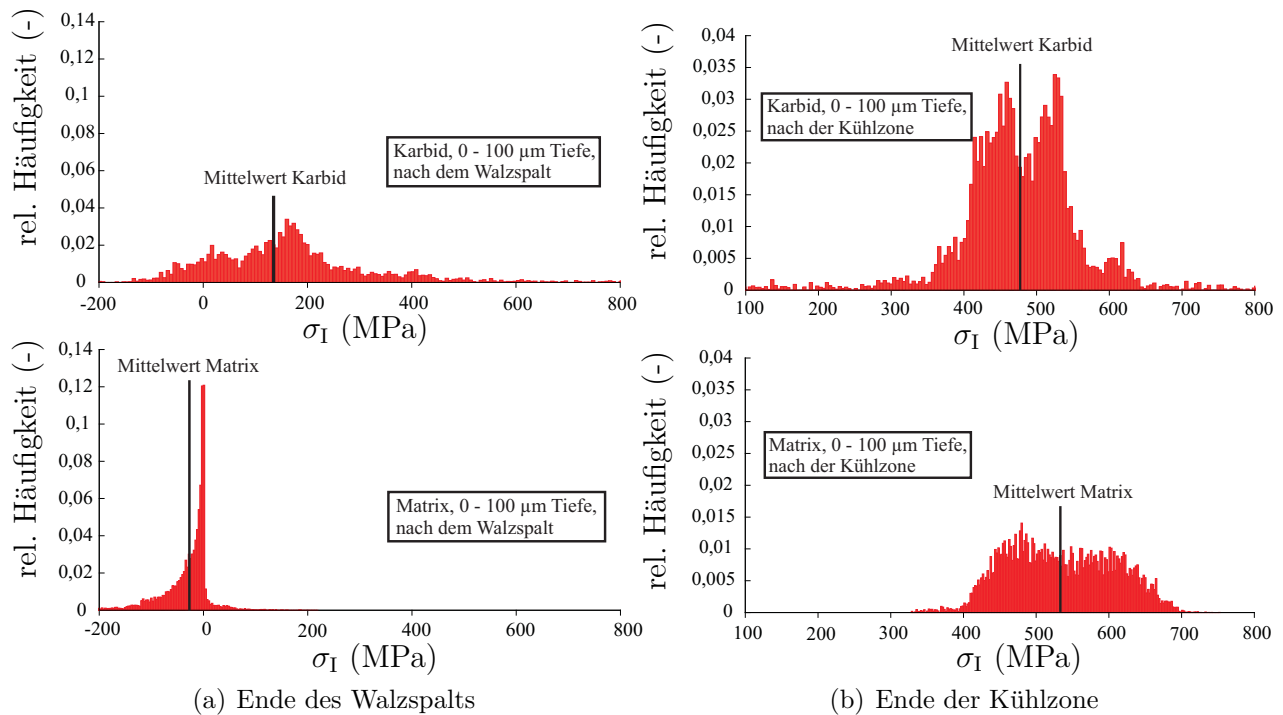


Abbildung 4.6: Verteilung der größten Hauptspannung in beiden Gefügekonstituenten der Mikrostruktur A

Abbildung 4.6 zeigt exemplarisch die Verteilung der größten Hauptspannung in beiden Gefügekonstituenten einer Realisierung der Mikrostruktur A (a) am Ende des Walzspalts sowie (b) am Ende der Kühlzone. Die phasenspezifischen Volumenmittelwerte werden über gewichtetes Aufsummieren der Feldgrößen an den Integrationspunkten bestimmt. Die Quantile<sup>4</sup> dieser Verteilungen werden als Schädigungsindikatoren herangezogen. Da die Belastungsverhältnisse in radialer Richtung stark variieren, erfolgt im Weiteren eine Analyse der Verteilung der mechanischen Feldgrößen in den beiden Phasen in Abhängigkeit vom Abstand zur Oberfläche. Dazu wird die Tiefenkoordinate in Klassen von jeweils 0,1 mm Breite aufgeteilt. Abbildung 4.7 (a)

<sup>4</sup>Quantile werden häufig in der Statistik verwendet. Dabei besagt beispielsweise das 99 %-Quantil, dass 99 % aller erfassten Werte kleiner als der angegebene Wert sind.

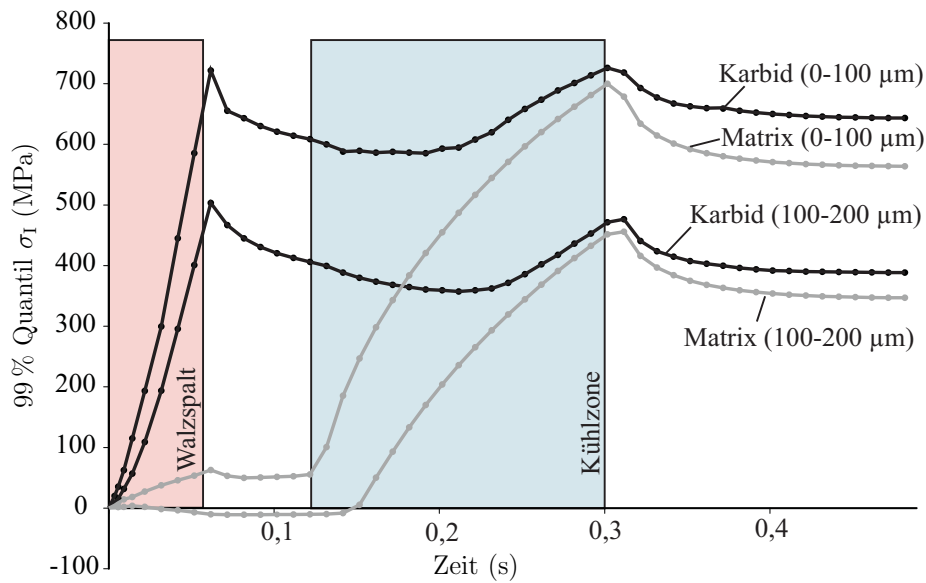


zeigt die Entwicklung des 99 %-Quantils der größten Hauptspannung in den beiden Phasen in jeweils zwei oberflächennahen Tiefenklassen. Es zeigt sich, dass am Ende des Walzspalts sowie am Ende der Kühlzone die maximalen Belastungen in den Karbiden bzw. der martensitischen Matrix vorliegen. Abbildung 4.7 (b) veranschaulicht die Spannungsverhältnisse auf Phasenniveau anhand des MOHR'schen Spannungskreises für die mittleren Spannungszustände<sup>5</sup> in den beiden Phasen (Tiefenklasse: 0 - 100  $\mu\text{m}$ ) für die beiden Zeitpunkte, am Ende des Walzspalts bzw. der Kühlzone. Durch die Dehnungsbehinderung in Umfangsrichtung (und axialer Richtung) fließt die martensitische Matrix während des Kontakts mit dem Band im Walzspalt aufgrund der thermisch bedingten Volumenzunahme von der Umfangsrichtung (und der axialen Richtung) in die radiale Richtung. Die Karbide verhalten sich elastisch und werden in radiale Richtung gedehnt und somit in dieser Richtung auf Zug belastet. Diese Belastung ist am Ende des Walzspalts maximal und ist für den Spaltbruch der Karbide parallel zur Walzenoberfläche verantwortlich.

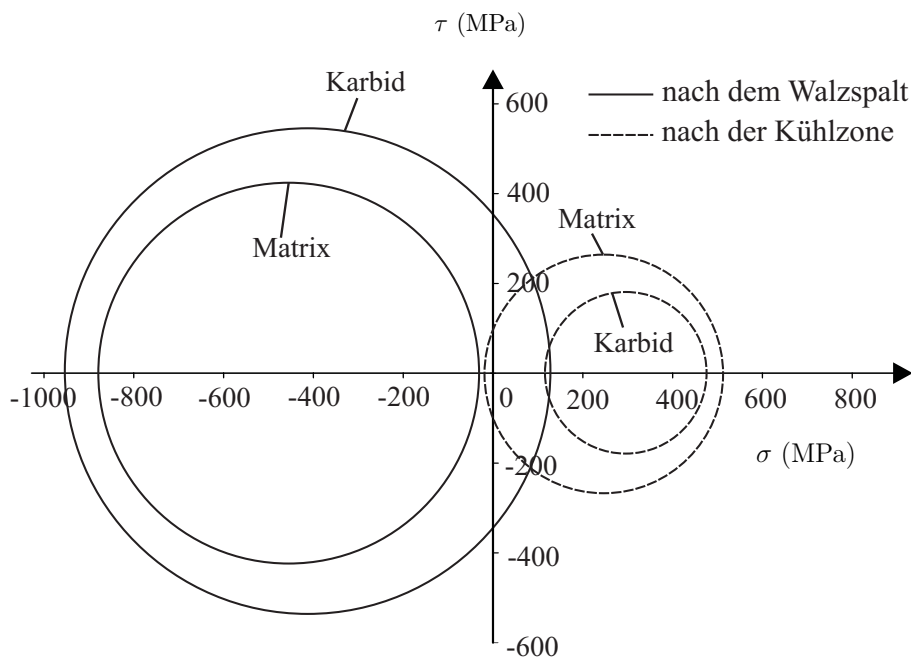
Aufgrund der plastischen Verformung der martensitischen Matrix während des Kontakts mit dem Band stellt sich nach der anschließenden Abkühlung ein Restspannungszustand ein. Die größte Hauptspannung wird sowohl in den Karbiden als auch in der Matrix im Mittel positiv und weist dabei in Umfangsrichtung (bzw. axiale Richtung). Diese Belastung ist für die Ausbildung von Rissen senkrecht zur Walzenoberfläche (die sogenannten Brandrisse) verantwortlich. Das Maximum dieser Belastung tritt am Ende der Kühlzone auf, da dort die niedrigsten Temperaturen in der wärmebeeinflussten Zone herrschen. Danach tritt eine Rückerwärmung der wärmebeeinflussten Zone durch Wärmezufuhr aus dem Walzeninneren auf. Abbildung 4.8 zeigt für die drei betrachteten Mikrostrukturen die tiefenabhängige Auswertung des 99 % Quantils der größten Hauptspannung in den beiden Phasen am Ende des Walzspalts sowie am Ende der Kühlzone. Die Streubalken zeigen die Standardabweichung der Werte über den jeweils fünf gerechneten Realisierungen der Mikrostruktur (siehe Abbildung 4.5). Es lässt sich erkennen, dass die Quantile der Normalspannungsbeanspruchung der Karbide am Ende des Walzspalts deutlich stärker von der Mikrostruktur beeinflusst werden, als am Ende der Kühlzone.

---

<sup>5</sup>Als mittlere Spannungszustände werden die gemittelten Normalspannungen der Integrationspunkte der betrachteten Tiefenklasse bezeichnet.



(a) Entwicklung der 99%-Quantile der größten Hauptspannung der beiden Phasen in jeweils zwei oberflächennahen Tiefenklassen



(b) MOHR'scher Spannungskreis der mittleren Spannungszustände in den beiden Phasen (Tiefenklasse: 0 - 100  $\mu\text{m}$ )

Abbildung 4.7: Beurteilung der Spannungen in den Gefügekonstituenten der Mikrostruktur A

Die maximalen, in radialer Richtung wirkenden Zugspannungen in den Karbiden werden während des Erhitzens im Walzspalt induziert. Die maximalen Zugbeanspruchungen in der Matrix werden während des Kühlens der Walzenoberfläche in Umfangsrichtung verursacht.

Die Orientierung der Karbide hat einen starken Einfluss auf die Ausbildung der Spannung.

Demnach führt eine Orientierung der Karbide, die nicht parallel zur Radialrichtung der Walze ausgerichtet sind, zu einer Reduzierung der thermomechanisch induzierten Schädigung.

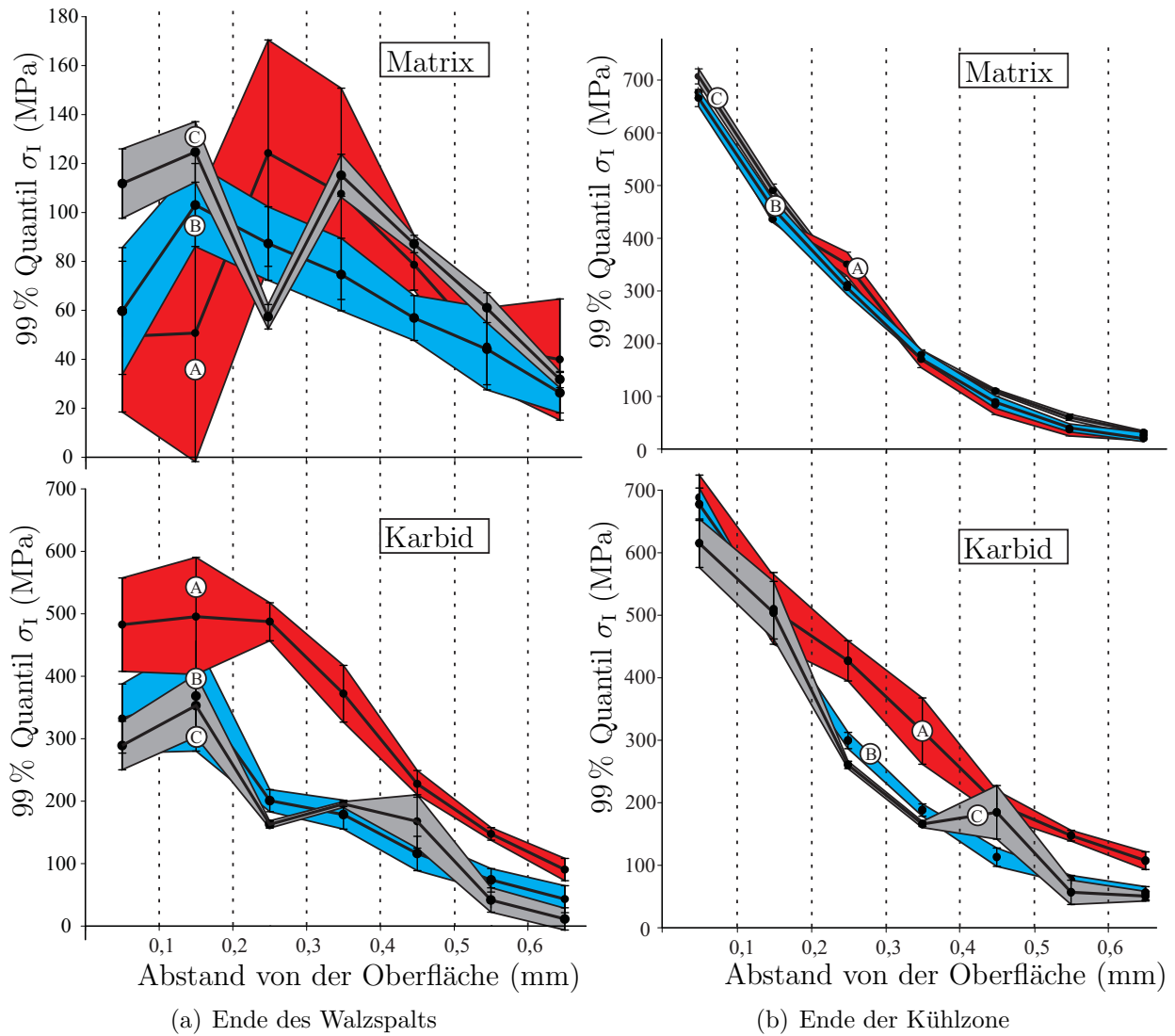


Abbildung 4.8: 99 % Quantile der Verteilung der größten Hauptspannung in den beiden Phasen für die Mikrostrukturen A, B, C

### 4.2.2 Vergleich zwischen HSS und HiCr

Im Walzwerk wird beobachtet, dass HSS-Walzen bei gleicher thermischer und mechanischer Belastung seltener aufreißen als HiCr-Walzen [112, 113]. Aufgrund der ähnlichen chemischen Zusammensetzung der Gefügekonstituenten von HiCr und HSS [9] ist zu vermuten, dass sich die geringere Aufreißneigung von HSS mit der Morphologie der Mikrostruktur begründen lässt, zumal die phasenspezifischen Härten der Konstituenten von HSS und HiCr annähernd gleich groß sind (vgl. Kapitel 2.4).

Mit den in Kapitel 4.1 beschriebenen Methoden werden Mikrostrukturen erzeugt, deren Morphologie und Phasenanteil jenen von HiCr und HSS entsprechen. Die Diskretisierung, das anliegende Temperaturprofil und die mechanischen Randbedingungen werden wie in Kapitel 4.1.2 gewählt. Abbildung 4.9 zeigt jeweils ein Beispiel der beiden modellierten Gefüge (vgl. Kapitel 2.1). Es werden jeweils drei Realisationen gerechnet.

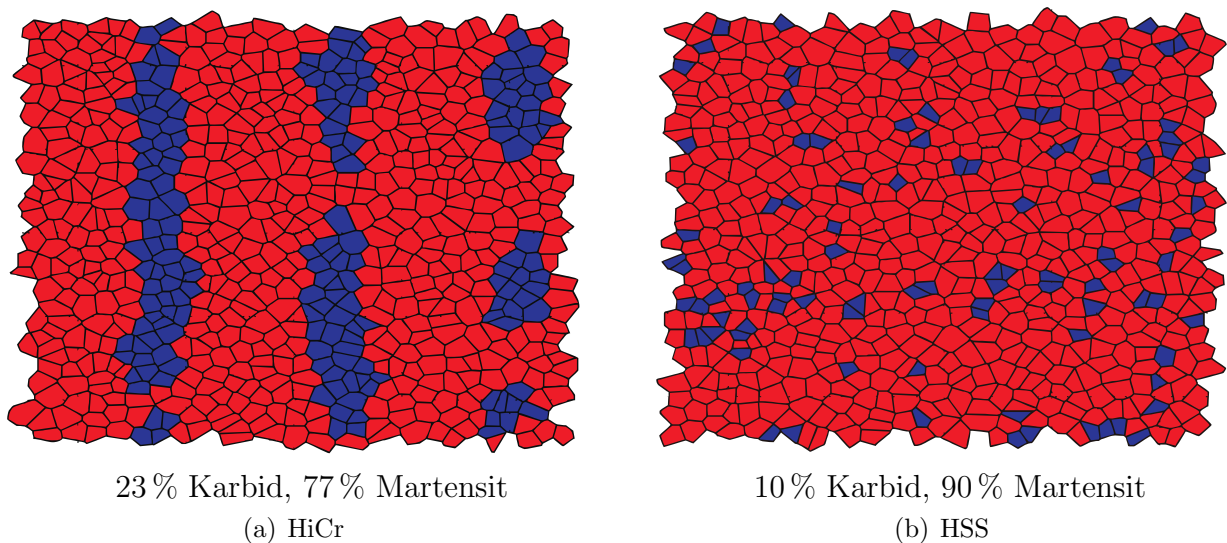


Abbildung 4.9: Beispiele der modellierten Mikrostrukturen

Es werden der MOHR'sche Spannungskreis (siehe Abbildung 4.10) und die 99 % Quantile der ersten Hauptspannung (siehe Abbildung 4.11) für die beiden Walzwerkstoffe und die Gefügekonstituenten zur Beurteilung auftretender Spannungen herangezogen. Abbildung 4.10 zeigt anhand der MOHR'schen Spannungskreise der mittleren Spannungszustände, dass die auftretende größte Hauptspannung in Karbiden von HSS nach dem Walzspalt geringer ist als in Karbiden von HiCr. Für die martensitische Matrix ist sowohl nach dem Walzspalt, als auch nach der Kühlzone kein merklicher Unterschied zwischen den beiden Walzwerkstoffen er-

kennbar. Die größte Hauptspannung innerhalb der Karbide ist nach der Kühlzone bei HSS höher, jedoch ist diese Belastung unkritisch, da die Karbide in Tangential- bzw. Axialrichtung in etwa gleich stark belastet werden wie die martensitische Matrix. Gemäß den Beobachtungen aus Kapitel 2.1.2 versagt in diesem Fall zuerst die martensitische Matrix, wodurch die Spannungen innerhalb der Karbide reduziert werden. Abbildung 4.11 zeigt, dass die 99 % Quantile der größten Hauptspannung am Ende der Kühlzone für beide Walzenwerkstoffe und deren Phasen annähernd identisch sind, wohingegen am Ende des Walzspalts das höchste 99 % Quantil der größten Hauptspannung in Karbiden von HiCr auftritt. Das bedeutet vereinfacht gesprochen, dass ein Karbid in HiCr am Ende des Walzspalts mehr belastet wird als ein Karbid in HSS.

Anhand dieser Untersuchung kann bzgl. einer Reduktion der thermomechanisch induzierten Spannungen in der Warmbreitbandstraße eine Empfehlung für HSS ausgesprochen werden. Dennoch sollte die Verwendung von HSS-Walzen im komplexen Gesamtzusammenhang des Warmwalzprozesses gesehen werden. Hinsichtlich des Verschleißverhaltens beschreiben ZIEHENBERGER ET AL. „*High carbide contents give excellent wear resistance, whereas lower carbide contents help to avoid slippage problems. Varying the carbide content may also be used to influence the roll's resistance against heat cracking and surface deterioration.*“ [18].

Der starke Unterschied der 99 % Quantile der ersten Hauptspannung in Karbiden zwischen HiCr und HSS (siehe Abbildung 4.11 (a)) ist auch auf den unterschiedlichen Phasenanteil der Karbide in beiden Werkstoffen zurückzuführen. Um ausschließlich den Einfluss der Morphologie zu bewerten, werden zusätzlich drei Realisationen einer Mikrostruktur erzeugt, deren Morphologie der von HSS entspricht, wobei der Karbidphasenanteil dem von HiCr angepasst wird (23 % Karbid). Bewertet wird im vorliegenden Beispiel der für die Karbide kritischste Zeitpunkt, nämlich nach dem Walzspalt. Abbildung 4.12 zeigt die tiefenabhängige Entwicklung der 99 % Quantile der größten Hauptspannung für HiCr und HSS mit 23 % Karbidphasenanteil. Trotz des gleichen Phasenanteils zeigt sich, dass die Karbide in HSS nach dem Walzspalt weniger beansprucht werden als die Karbide in HiCr. Zwar wird die martensitische Matrix bei HSS (23 % Karbid) stärker beansprucht, jedoch sind die auftretenden Spannungen als unkritisch einzustufen. Demnach wäre hinsichtlich einer Reduktion der Aufreißneigung eine Mikrostruktur mit kleinen, fein verteilten Karbiden (entspricht HSS) mit einem Karbidphasenanteil von 20 bis 30% (entspricht HiCr) empfehlenswert. Dass dies bisweilen bei den HSS-Walzenherstellern nicht umgesetzt wurde, lässt sich vermutlich darauf zurückführen, dass der höhere Karbidphasenanteil nur durch die Zugabe von (zumeist teuren) Legierungselementen realisiert werden kann, wodurch die Herstellung dieser Walzen womöglich unwirtschaftlich wird.

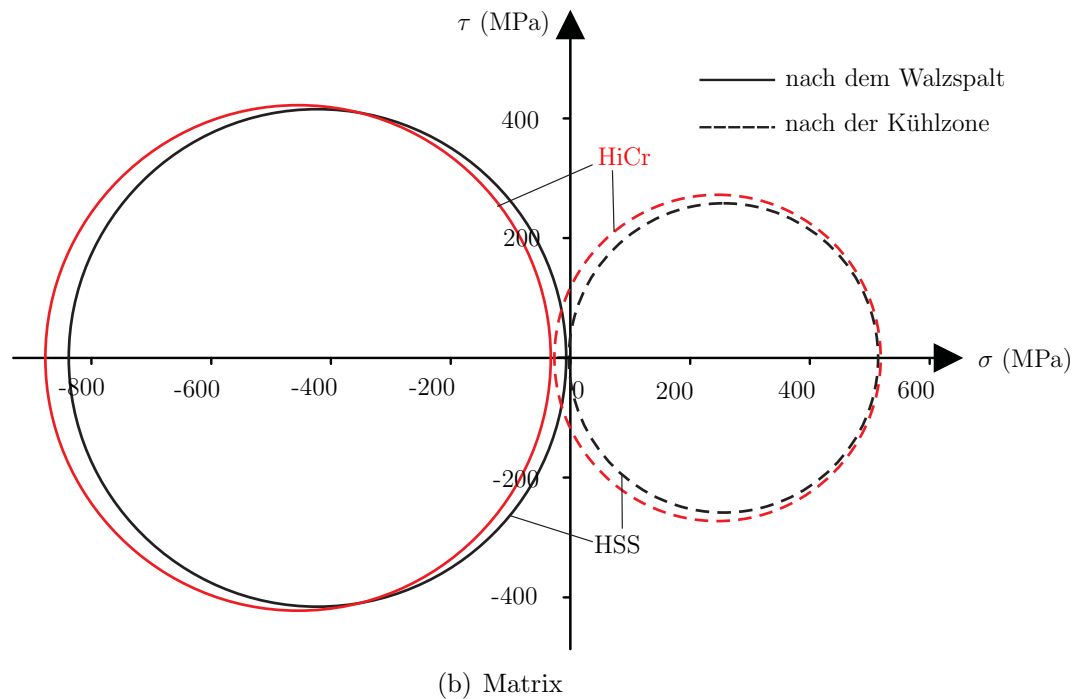
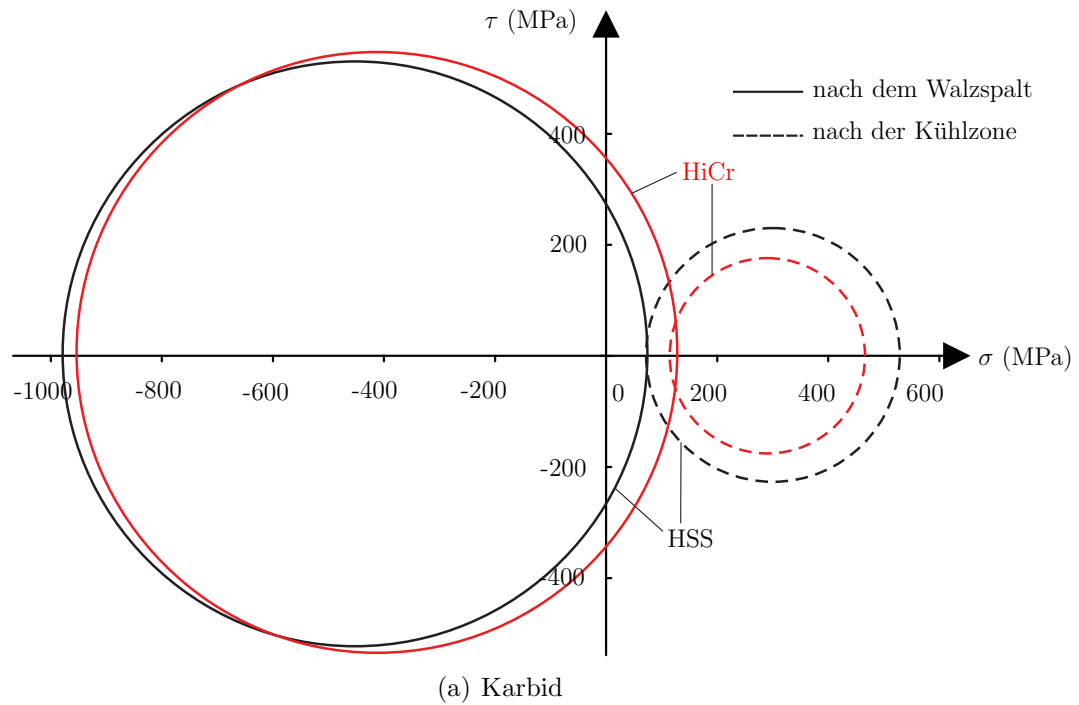
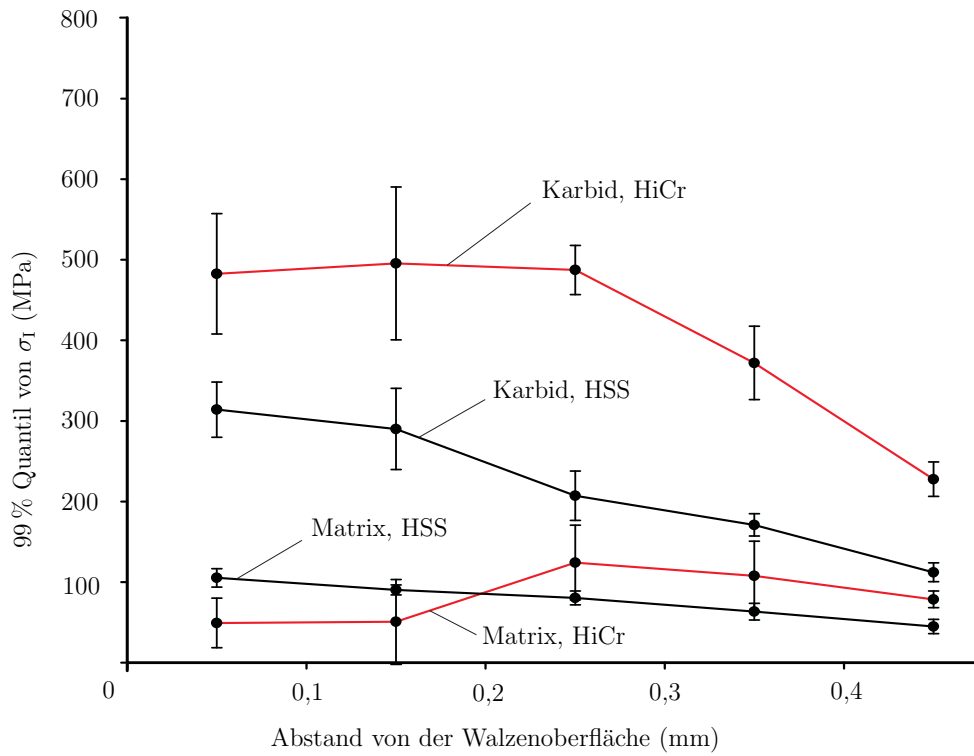
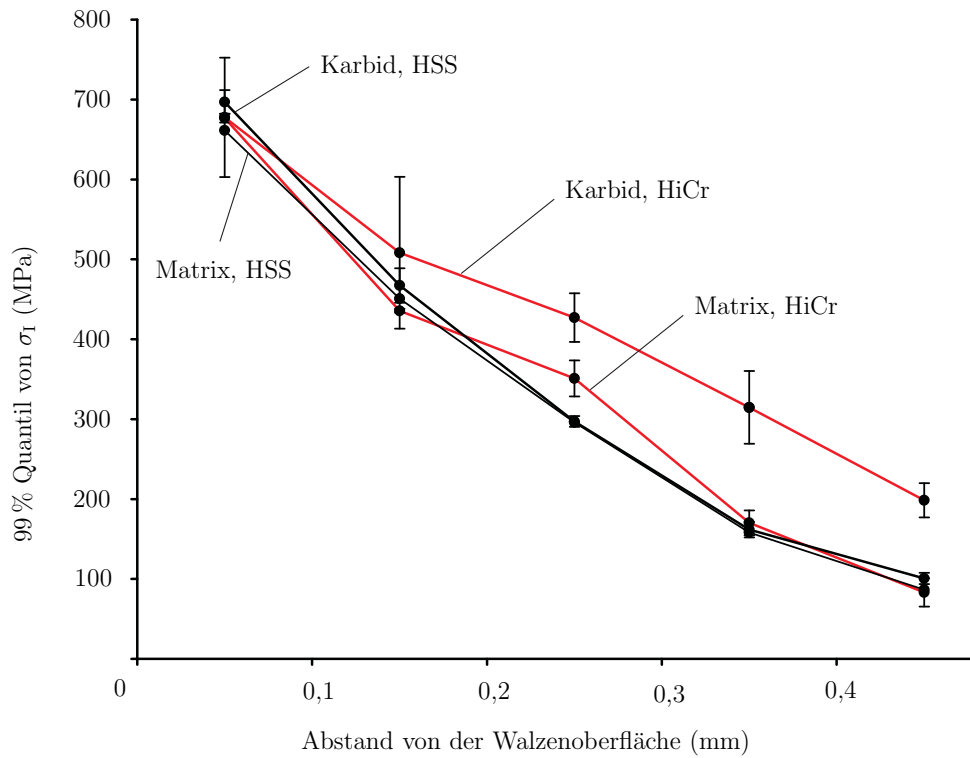


Abbildung 4.10: Vergleich von HiCr und HSS: MOHR'scher Spannungskreis der mittleren Spannungszustände in den beiden Phase in der Tiefenklasse 0 - 100  $\mu\text{m}$



(a) Ende des Walzspalts



(b) Ende der Kühlzone

Abbildung 4.11: Vergleich von HiCr und HSS: 99 % Quantile der größten Hauptspannung der beiden Phasen

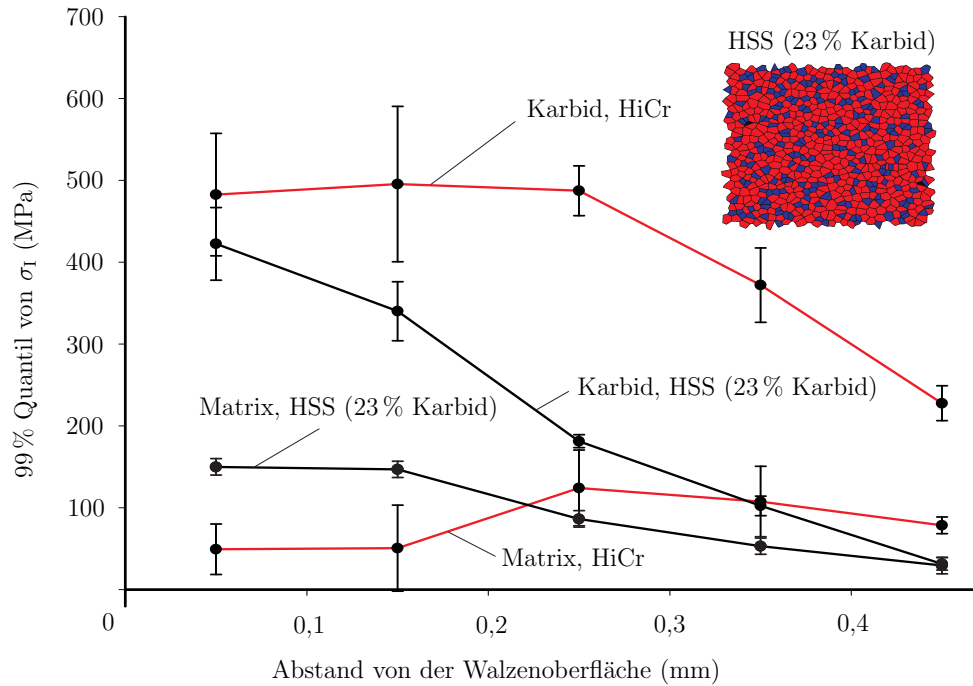


Abbildung 4.12: Vergleich von HiCr und HSS (23 % Karbid): 99 % Quantile der größten Hauptspannung der beiden Phasen

### 4.3 Korrelation mit experimentellen Ergebnissen

Zur Abschätzung noch unbekannter Materialeigenschaften werden die in Kapitel 4.1 beschriebenen mikromechanischen (2D) Zellen unter Verwendung neuer Randbedingungen herangezogen. Dafür wird eine Zelle gemäß Abbildung 4.13 (a) gelagert. Mit Hilfe zweier Masterknoten (MK I und MK II), die jeweils mit einer Seite der Zelle gekoppelt sind, werden Verschiebungen vorgegeben. Diese Verschiebungen sind so gewählt, dass längliche Karbide (entspricht HiCr) senkrecht zu ihrer Längsachse gestaucht werden. Die Verschiebung von MK I ist nur in  $z$ -Richtung zulässig, die von MK II nur in  $x$ -Richtung. MK I gibt eine (ggf. zyklische) Verschiebung vor, MK II wird zur Bewertung der makroskopischen Steifigkeitsabnahme in Folge von Rissen genutzt. Die Verwendung von Masterknoten ermöglicht eine Multiskalen-Koppelung, da im numerischen Modell zum einen Spannungszustände in der Mikrostruktur, zum anderen makroskopische Spannungen – beispielsweise in MK I Richtung – ausgewertet werden können. Zur Abschätzung der makroskopischen Spannung werden die Reaktionskraft  $F_{\perp}$  bzw.  $F_{\parallel}$  und die Verschiebung  $u_{\perp}$  bzw.  $u_{\parallel}$  eines Masterknotens ausgewertet (siehe beispielhaft Abbildung 4.13 (b)).  $\perp$  bezeichnet die Richtung senkrecht,  $\parallel$  parallel zur Längsachse der Karbide (siehe Abbildung 4.13 (a)). Da



die hier aufgebrachten Verformungen klein sind, ist es zulässig die makroskopische Spannung mit der numerisch errechneten PIOLA KIRCHHOFF Spannung (am Masterknoten wirkende Kraft bezogen auf die Ausgangslänge der gekoppelten Seite) abzuschätzen [103, 106].

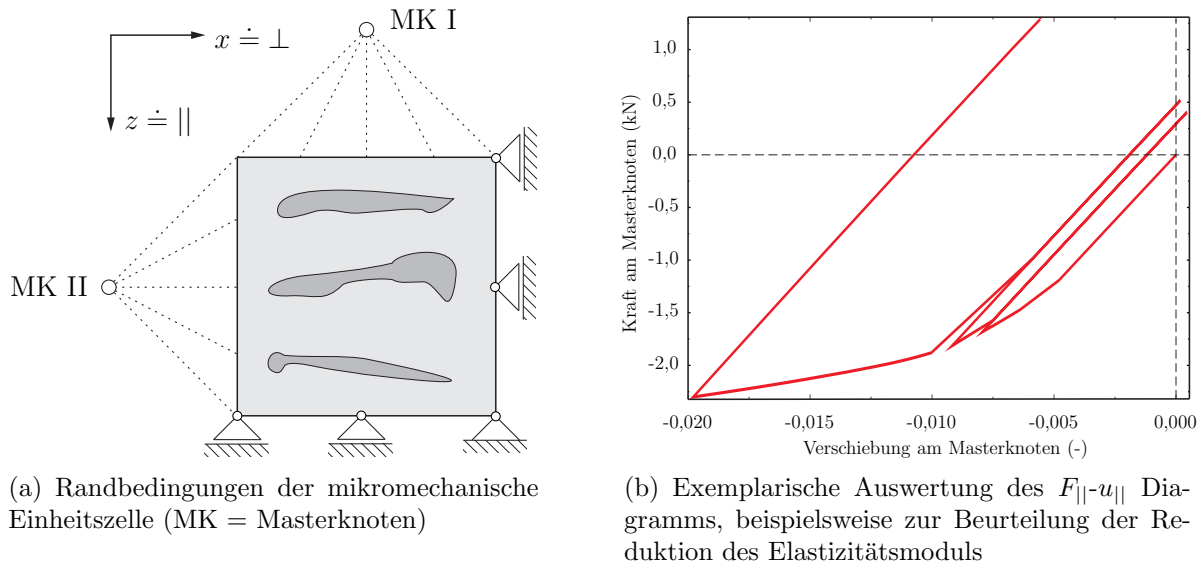


Abbildung 4.13: Multiskalen-Koppelung mit Hilfe von Masterknoten

Um neben den lokalen Spannungs- u. Dehnungsverteilungen im Gefüge auch die Schädigung in Form von Rissinitiierung und Rissausbreitung zu modellieren, wird auf die in ABAQUS [109] (seit v6.9 erstmalig) implementierte Erweiterte Finite Elemente Methode (XFEM) zurückgegriffen [114]. Die XFEM reichert die Standard FEM Verschiebungsansätze mit speziellen Funktionen an, um eine netzunabhängige Beschreibung von Diskontinuitäten (Rissen) zu ermöglichen. Auf diese Weise müssen die Pfade für das Risswachstum nicht explizit mit dem Finiten Elemente Netz vorgegeben werden, was für effiziente Studien der Ausbreitung von Rissnetzwerken in den zufällig generierten Mikrostrukturen unabdingbar ist. Als Rissinitierungskriterium wird für Karbide und martensitische Matrix die erste Hauptspannung (kritische, erste Hauptspannung) gewählt. Diese Herangehensweise wird genutzt, um über einen Abgleich mit der experimentell erhobenen plastischen Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{pl}^*$ , bei der erste Risse in der Mikrostruktur beobachtet werden (siehe Kapitel 2.2.1), den Wert der kritischen, ersten Hauptspannung  $\sigma_1^*$  abzuschätzen. Zusätzlich wird bewertet, wie stark die Risse in der Mikrostruktur die richtungsabhängige, makroskopische Steifigkeit der Zelle beeinflussen.

### 4.3.1 Identifikation der kritischen, ersten Hauptspannung

Bei hinreichend großer Druckbelastung fließt die martensitische Matrix um ein Karbid (siehe Kapitel 4.2). Dadurch wird das Karbid auf Zug belastet, bis es zum Bruch kommt. Diese Druckbelastung kann durch die Verschiebung  $u_{||}$  von MK I nachempfunden werden. Durch Aktivierung von XFEM [109] im Modell kann die Rissentstehung und das -wachstum untersucht werden. Über einen Abgleich mit experimentellen Daten aus dem Druckversuch (siehe Kapitel 2.2.1) kann die kritische, erste Hauptspannung identifiziert werden. Durch eine realistische Abschätzung dieser kritischen, ersten Hauptspannung ist es möglich, die Entstehung und Ausbreitung von Rissen im Walzenwerkstoff zu studieren. Die verwendete Fließkurve ( $E = 206$  GPa) von Martensit ist [115] entnommen. Das Karbid wird erneut als rein-elastisch beschrieben ( $E = 320$  GPa).

Die für XFEM (ABAQUS, v6.9) [109] erforderlichen Eingabeparameter sind

- \*DAMAGE INITIATION, TOLERANCE=xxx, CRITERION=MAXPS
- \*DAMAGE EVOLUTION
- \*DAMAGE STABILIZATION

Für \*DAMAGE INITIATION ist ein kritischer Wert für die Schädigungsinitiierung zu wählen. In den vorliegenden Beispielen wurde die erste Hauptspannung  $\sigma_I$  gewählt (CRITERION=MAXPS). Die Schadenstoleranz TOLERANCE beschreibt dabei die zulässige Toleranz  $\tau$  für die Schädigungsinitiierung [109]. Falls

$$\sigma_I^* \leq \sigma_I \leq \sigma_I^*(1 + \tau) \quad (4.1)$$

gilt, so wird das Zeitinkrement reduziert und der Schritt erneut gerechnet. Folglich gilt es hinsichtlich einer Reduktion der Simulationszeit ein Gleichgewicht zwischen Schrittweite des Zeitinkrements, der Deformation pro Schritt und der Schadenstoleranz zu finden. \*DAMAGE EVOLUTION beschreibt das Ausbreitungskriterium des Risses. In der vorliegenden Simulation wurde hierfür die Energiefreisetzungsrates gewählt. \*DAMAGE STABILIZATION ist der Viskositätskoeffizient und spielt in der vorliegenden Simulation keine Rolle.

Zur Abschätzung der kritischen, ersten Hauptspannung  $\sigma_I^*$  (hier für Karbide) wird der Zusammenhang zwischen der makroskopischen plastischen Verformung der Einheitszelle und auf Gefügeskala entstehender Rissen ausgewertet. Da die Risslänge in ABAQUS [109] nicht als

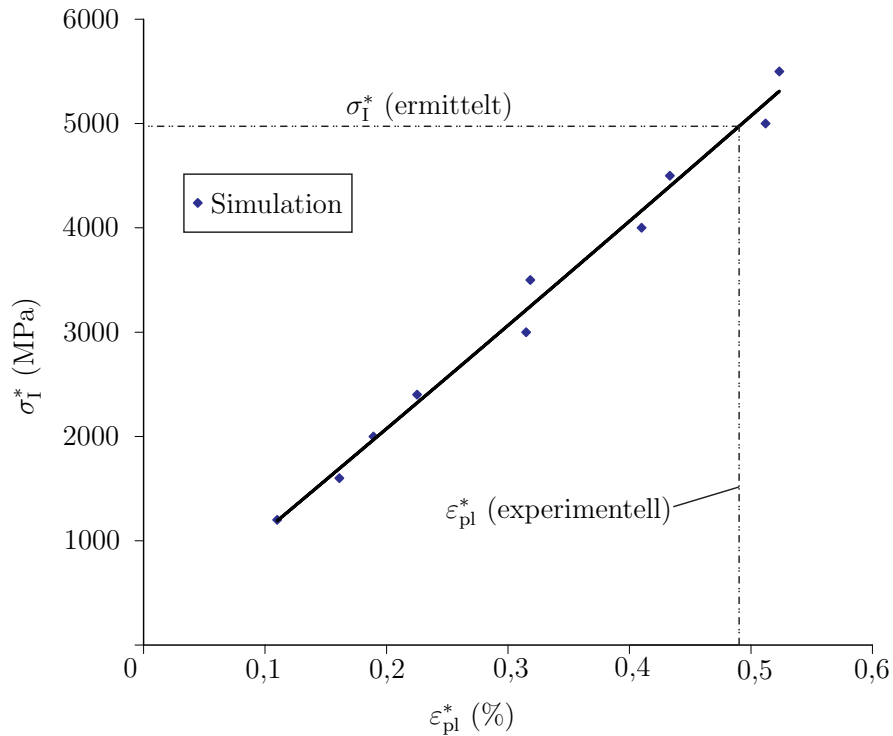


Abbildung 4.14: Anpassen der kritischen Rissinitierungsspannung  $\sigma_I^*$  über Abgleich mit experimentellen Daten, jeder Punkt entspricht dem Mittelwert aus 10 unterschiedlichen Simulationen mit den Phasenanteilen: 74,1% Martensit und 25,9% Karbid (entspricht: HiCr)

Ausgabewert zur Verfügung steht, werden der Zeitpunkt des ersten Risses und die damit verbundene makroskopische plastische Verformung der Einheitszelle ausgewertet. Die Einheitszelle wird bei einem frei gewählten Wert für  $\sigma_I^*$  plastisch verformt (Verschiebung  $u_{||}$  an MK I, siehe Abbildung 4.13 (a)) bis der erste Riss in einem Karbid auftritt. Durch mehrmaliges Durchführen der Simulation mit variierenden Werten  $\sigma_I^*$  kann somit jedem Wert von  $\sigma_I^*$  eine plastische Dehnung  $\epsilon_{pl}^*$  zugeordnet werden. Stimmt die simulierte makroskopische plastische Dehnung mit der experimentell bestimmten plastischen Dehnungen zum Zeitpunkt des ersten Risses (vgl. Kapitel 2.2.1) überein, ist  $\sigma_I^*$  bestimmt. Tabelle 4.4 zeigt die dafür verwendeten Parameter für XFEM in ABAQUS [109]:

Tabelle 4.4: Verwendeten Parameter für XFEM in ABAQUS [109]

	Martensit	Karbid
kritische, erste Hauptspannung $\sigma_I^*$ (MPa)	1800	variierend
Toleranz $\tau$ (-)	max. 2,5	max. 2,5
kohäsive Schadensstabilisierung (-)	0,0001	0,0001
Energiefreisetzungsrage (N/m)	200	50

Ausgewertet wurden zu jedem  $\sigma_I^*$  10 Mikrostrukturen mit Phasenanteilen von 74,1% Martensit und 25,9% Karbid (entspricht HiCr). Es ergibt sich im vorliegenden Beispiel ein Wert von

$\sigma_1^* = 4971$  MPa (siehe Abbildung 4.14). Ein Einfluss der Variation von  $\sigma_1^*$  (1000-5500 MPa), der Zeitinkrementierung ( $\dot{\varepsilon} = 0,01-0,05$  % pro Schritt) und der Schadenstoleranz  $\bar{\Gamma}$  (0,5-2,5) auf das makroskopische Spannung-Dehnung-Diagramm konnte in dieser Studie nicht festgestellt werden. In Mikrostrukturen geometrisch hervorgerufene Singularitäten (z.B. starke lokale Spannungsüberhöhungen, beispielsweise an spitzen Karbiden) wurden nicht ausgewertet.

### 4.3.2 Simulation von zyklischen Beanspruchungen

Durch Vorgabe einer Verschiebungsamplitude am Masterknoten I (siehe Abbildung 4.13 (a)) können zyklische Lasten an einer mikromechanischen Zelle aufgebracht werden. Durch den lokalen Bruch eines Karbids ändert sich die makroskopische Steifigkeit des Materials. Dies kann beispielsweise über den makroskopischen Elastizitätsmodul identifiziert werden [106]. Zur Beurteilung der Schädigung wird die Abnahme der richtungsabhängigen Steifigkeit ausgewertet:

$$z_{\perp/\parallel}(\varepsilon_{pl,\perp/\parallel}) = \frac{E_{\perp/\parallel} - \tilde{E}_{\perp/\parallel}(\varepsilon_{pl,\perp/\parallel})}{E_{\perp/\parallel}}, \quad (4.2)$$

wobei  $z_{\perp/\parallel}$  der Schädigungsparameter und  $\tilde{E}_{\perp/\parallel}(\varepsilon_{pl,\perp/\parallel})$  der degradierte, verformungsabhängige Elastizitätsmodul der Einheitszelle sind.  $E_{\perp/\parallel}$  entspricht der Steifigkeit der ungeschädigten Einheitszelle. Wichtig ist hierbei eine Berücksichtigung der Anisotropie des Materials. Im Fall einer mikromechanischen (2D) Zelle lassen sich somit für zwei Richtungen ( $\perp$  und  $\parallel$ ) in Summe vier Werte bestimmen.

Wie im vorangegangenen Kapitel wird eine mikromechanische Einheitszelle (hier: HiCr mit 74,1 % Martensit und 25,9 % Karbid) belastet und die Rissinitiierungsspannung  $\sigma_1^*$  über einen Abgleich mit Experimenten bestimmt, Abbildung 4.15. Anders ist hierbei, dass die kritische, erste Hauptspannung nur für eine – und zwar die untersuchte – mikromechanische Zelle bestimmt wird. Die makroskopische Abnahme des richtungsabhängigen Elastizitätsmoduls wird in  $x$  und  $z$  Richtung ausgewertet (siehe Abbildung 4.13 (a)). Da sich Risse bei reiner Druckbelastung parallel zur Lastrichtung bilden, kann keine merkliche Abnahme der Steifigkeit in  $z$  Richtung ermittelt werden (siehe Abbildung 4.16). Aus diesem Grund wird zusätzlich bei einer Verformung in  $z$  Richtung eine Auswertung der Degradierung der Steifigkeit in  $x$  Richtung durchgeführt (siehe Abbildung 4.17). Dafür wird der Simulationsablauf leicht modifiziert: Die Einheitszelle wird 1. rein elastisch in  $x$  Richtung gestaucht und wieder entlastet, 2. in  $z$  Richtung bis Fließen auf Druck stattfindet gestaucht und wieder entlastet und 3. erneut rein elastisch in  $x$  Richtung belastet.

Detaillierte Vergleiche mit LCF Versuchen wurden bisweilen noch nicht durchgeführt. So könnte die in LCF Versuchen experimentell erfasste Abnahme des Elastizitätsmoduls als Richtwert für die Simulation vorgegeben werden. Im Simulationsmodell könnte die Rissinitierungsspannung  $\sigma_I^*$  solange variiert werden, bis eine Übereinstimmung der Abnahme des Elastizitätsmoduls zwischen Simulation und Experiment erreicht wird. Mit dieser Methode könnten auch Risswachstumsgrößen wie die Energiefreisetzungsrates bestimmt werden – Größen, die in numerischen Modellen, in denen das Walzenaufreißen simuliert wird, einfließen.

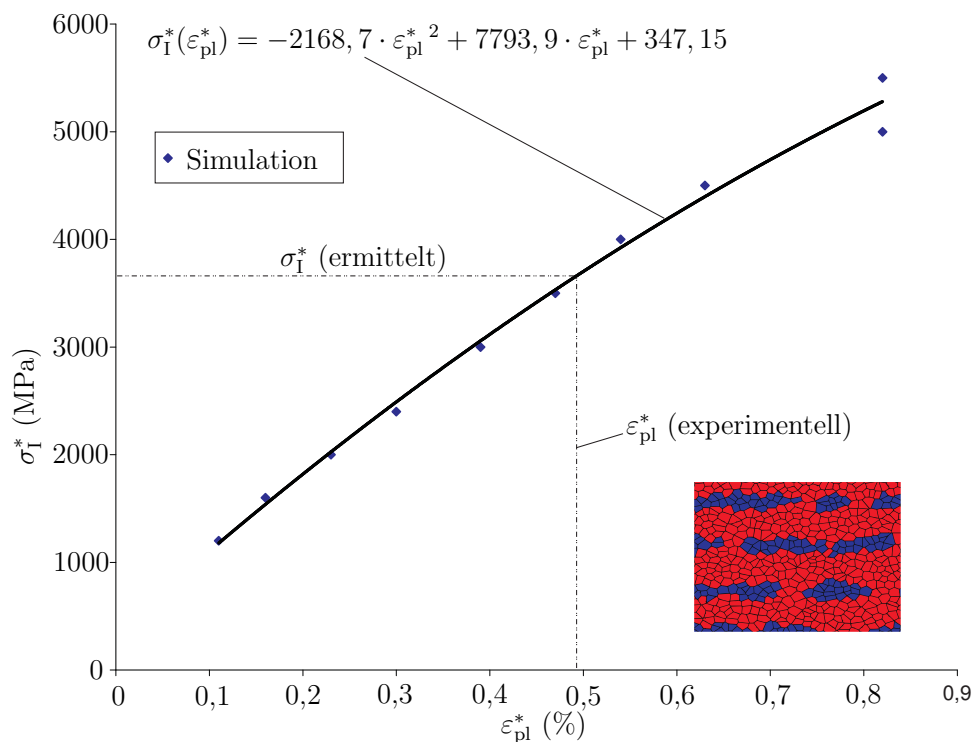


Abbildung 4.15: Anpassen der kritischen Rissinitierungsspannung  $\sigma_I^*$  einer Simulation über Abgleich mit experimentellen Daten: 74,1% Martensit, 25,9% Karbid (entspricht: HiCr), Bestimmung für die untersuchte mikromechanische Zelle

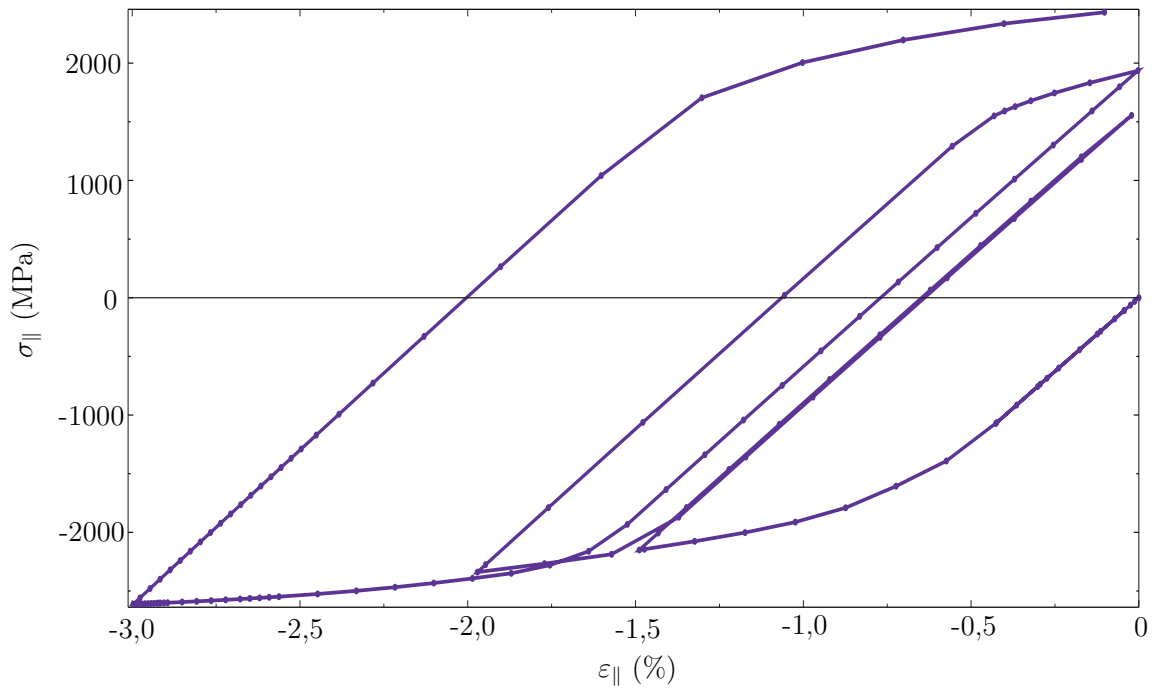


Abbildung 4.16: Spannung-Dehnung-Diagramm einer Einheitszelle mit Phasenanteil 74,1% Martensit, 25,9% Karbid (entspricht: HiCr) nach zyklischer Belastung mit Lastrichtung entsprechend MK I

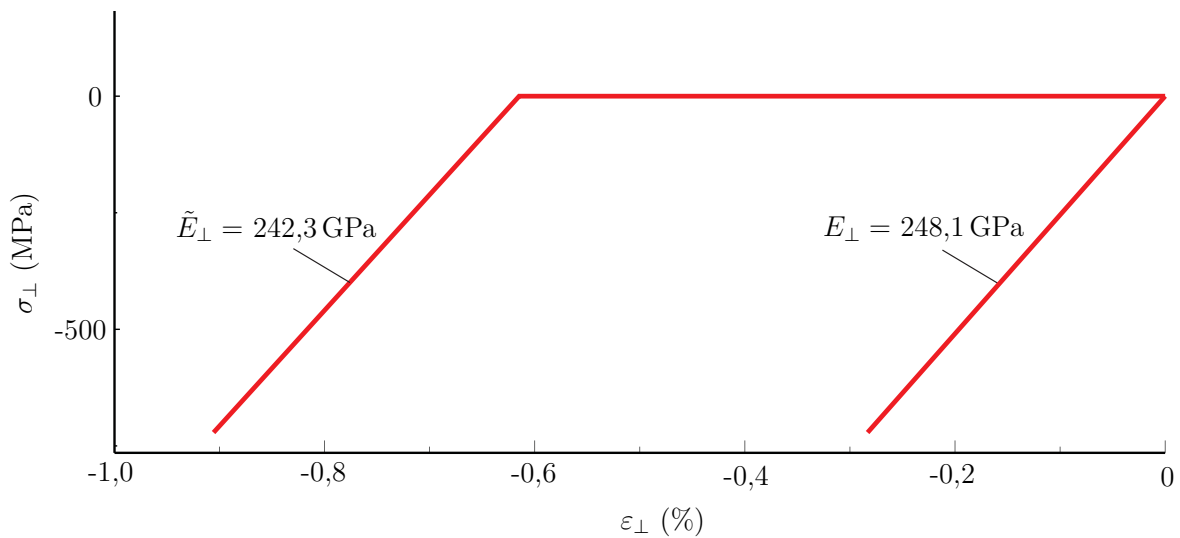


Abbildung 4.17: Abnahme der Steifigkeit senkrecht zur Belastungsrichtung. Im vorliegenden Beispiel entspräche dies einer Degradierung von  $z_{\perp}(\varepsilon_{pl,||} \approx 0,6) = 2,34\%$

## 4.4 Diskussion

Es konnte gezeigt werden, dass Karbide in HSS-Walzen aufgrund ihres geringeren Phasenteils und ihrer räumlichen Anordnung bei thermomechanisch induzierten Lasten ein geringeres Spannungsniveau aufweisen als Karbide in HiCr-Walzen. Die Beobachtungen von TAHIR ET AL. [112, 113], wonach HSS-Walzen weniger gefährdet sind aufzureißen als HiCr-Walzen lässt sich damit begründen.

Das Erscheinungsbild von Rissen konnte numerisch mit Hilfe von XFEM nachgestellt werden (siehe Abbildung 4.18). Der Simulation zufolge brechen Karbide während des Erhitzens, da die martensitische Matrix um das elastische Karbid fließt und es senkrecht zur Walzenoberfläche auf Zug belastet wird. Heißrisse in der martensitischen Matrix entstehen während des Kühlens der Walzenoberfläche.

Zusätzlich wurde ein Modell vorgestellt, mit dem über einen Abgleich mit der experimentell bestimmten plastischen Vergleichsdehnung  $\varepsilon_{pl}^*$ , bei der erste Risse auftreten (siehe Kapitel 2.2.1) die Rissinitiierungsspannung  $\sigma_I^*$  identifiziert werden kann. Die so ermittelte Rissinitiierungsspannung  $\sigma_I^*$  liefert einen Anhaltswert, bei welcher Spannung ein Karbid bricht.

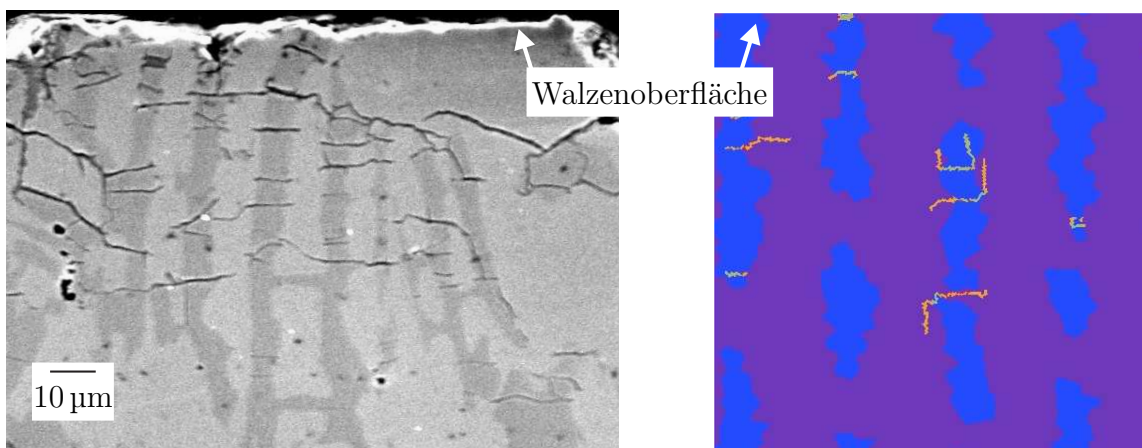


Abbildung 4.18: Vergleich realer Risse im oberflächennahen Bereich einer Arbeitswalze (Karbide dunkel) mit numerisch generierten Rissen (Karbide hell)

**Abschlussbemerkungen:** Zwar können die in dieser Arbeit vorgestellten Algorithmen zur Erzeugung von 3D Zellen genutzt werden, jedoch steigen bei Verwendung von 3D Zellen die

Rechenzeiten und die benötigten Speicherkapazitäten stark an, wobei aber bezüglich der Fragestellung des Walzenaufreißens kein zusätzlicher Erkenntnisgewinn gewährleistet ist. Eine Konvergenzstudie zur Netzfeinheit der hier verwendeten Diskretisierung ist [115] zu entnehmen.



# Kapitel 5

## Prognosemodell für den Einsatz in der Walzstraße

Viele Betreiber von Warmwalzwerken versuchten in den letzten Jahrzehnten eine Möglichkeit zu finden, um eingewalzten Zunder zu detektieren, welcher zumeist von einer aufgerissenen Walze verursacht wird [3, 10, 116]. Die Problematik dabei ist, dass eine Detektion – meist mit Oberflächeninspektionsgeräten wie von STORK ET AL. [117] beschrieben – zwar Auskunft über die Größe und den Ort des eingewalzten Zunders auf dem Band gibt und folglich eine gute Vorgabe für den Beizprozess liefert, nicht aber zur Verhinderung oder dem Verständnis der Ursachen von eingewalztem Zunder bzw. dem Aufreißen von Arbeitswalzen beiträgt. Prognosemodelle wie von REIP [10] vorgeschlagen, haben den Nachteil, dass diese nicht physikalisch basiert sind und auf statistischen Auswertungen basieren. Ändern sich Prozessgrößen, die nicht in der Statistik erfasst werden (z. B. Wassermenge und -temperatur der Kühlung, Walzenwerkstoff, etc.), sind die Datensätze nur noch bedingt nutzbar. Demnach erscheint es sinnvoll ein Prognosemodell zu entwickeln, das basierend auf physikalischen Berechnungen eine Warnung ausgibt, falls eine Walze aufreißgefährdet ist und in dem Materialeigenschaften des Walzenwerkstoffs abhängig vom eingesetzten Walzentyp (HiCrSG, HiCr, HSS) hinterlegt sind.

Die Aufgaben des Prognosemodells für den Einsatz in der Walzstraße lassen sich in vier Punkten zusammenfassen:

- I Abschätzung thermomechanisch induzierter Spannungen und der plastischen Verformung im oberflächennahen Bereich der Arbeitswalze
- II Beurteilung der Schädigung durch Korrelation mit der plastischen Verformung
- III Echtzeitausgabe einer Aufreißwarnung
- IV Einsatz als Echtzeit-System im Walzwerk

## 5.1 Aufbau und Funktionsweise

Mit Hilfe der modellierten mikromechanischen Zelle konnten in Kapitel 4 die Ursachen, die zum Aufreißen einer Walze führen, identifiziert werden. Es konnte gezeigt werden, dass die Schädigung der Mikrostruktur, die von der plastischen Verformung in Umfangs- bzw. Axialrichtung der Walze herrührt, der Hauptgrund für das Aufreißen der Arbeitswalze ist. Die Ursache für diese plastische Verformung ist der hohe thermische Gradient innerhalb der Walze, wodurch Druck- und Zugeigenspannungen verursacht werden, die die Fließgrenze des Walzenmaterials oftmals übersteigen. Beginnt das Material plastisch zu fließen, ist stets ein ähnliches Schädigungsbild zu beobachten. Karbide brechen parallel, die martensitische Matrix senkrecht zur Walzenoberfläche (vgl. Kapitel 2.2.1). Ist die Mikrostruktur in einem kritischen Maße geschädigt, so löst sich diese Oberflächenschicht bei weiteren Umdrehungen aufgrund der Schubspannungen im Walzspalt von der Walze – die Walze reißt auf. Um das Aufreißen einer Arbeitswalze in Echtzeit zu prognostizieren, wird im Folgenden ein Modell vorgestellt, das die aktuellen Prozessgrößen auswertet und zur Abschätzung der plastischen Verformung in Umfangsrichtung nutzt (siehe Abbildung 5.1).

Bei Programmstart werden die benötigten Daten des Walzprogramms (z. B. Stichabnahme, Anzahl der zu walzenden Bänder, etc.) und die mechanischen Eigenschaften der Walzenwerkstoffe abgerufen. Zu Beginn der Auswertung werden die Walztypen über die vom System zur Verfügung stehende Walzennummer identifiziert. Die Auswertung erfolgt für die Arbeitswalzen der ersten drei Gerüste, da diese besonders aufreißgefährdet sind. Zusätzlich erlaubt die Walzennummer – ein Zahlenwert, der die Walze eindeutig beschreibt – einen Zugriff auf die

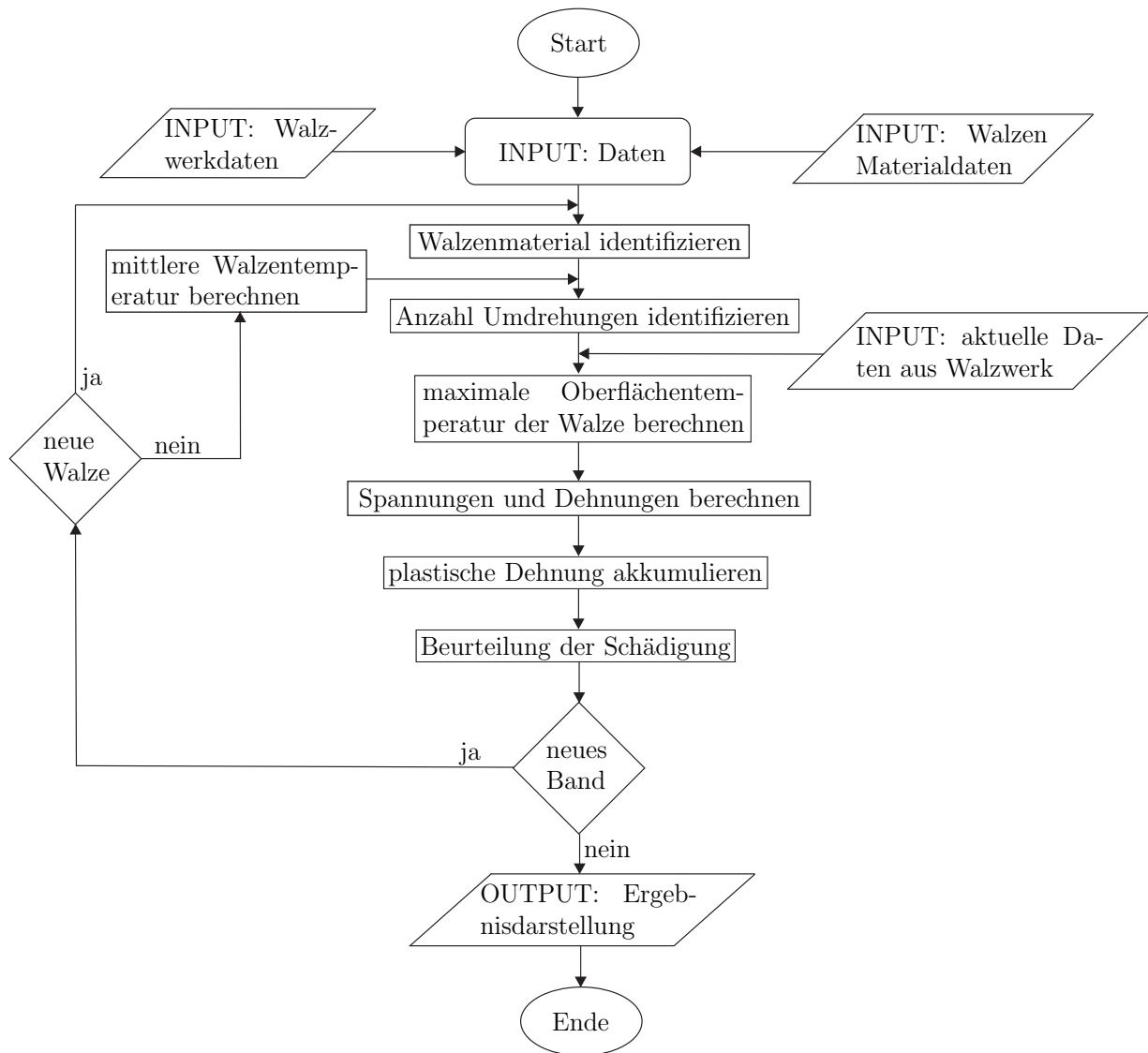


Abbildung 5.1: Aufbau des Prognosetools

Walzenhistorie (z. B. Einsatzdauer, letzter Schliff, Durchmesser etc.). Im nächsten Schritt wird die Anzahl der Umdrehungen der Walze für das aktuelle Band errechnet. Dadurch kann die Anzahl der Lastwechsel bestimmt werden. Daten, wie die mittlere Temperatur der Walze und die Temperatur des Walzguts, werden abgerufen und zur Berechnung der maximalen Oberflächentemperatur der Walze verwendet. Mit Hilfe analytischer Gleichungen wird anschließend die thermische Dehnung in Umfangsrichtung, die sich aus der Differenz der mittleren Walzentemperatur und der Oberflächentemperatur der Walze ergibt, errechnet (vgl. Kapitel 3, Gleichung (3.25)). Daraus werden mit Hilfe von hinterlegten Fließkurven der Walzenwerkstoffe Spannungen abgeschätzt und der Wert der Verfestigung (Rückspannung) aufgezeichnet. Die Fließkurven dreier häufig eingesetzter Walzenwerkstoffen wurden in Experimenten (Zug- und Druckversuche, siehe Kapitel 2.2) bestimmt. Im nächsten Schritt wird die plastische Dehnung

in Umfangsrichtung abgeschätzt und zur Beurteilung der Schädigung der Mikrostruktur herangezogen. Dieser Ablauf wird bis zu einem Walzenwechsel bänderweise durchgeführt.

## 5.2 Abschätzung der Spannungen und Dehnungen

Im Folgenden werden die Gleichungen hergeleitet, die zur Abschätzung der plastischen Dehnung des oberflächennahen Bereichs der Walze erforderlich sind. Dafür wird im ersten Schritt die maximale Oberflächentemperatur der Walze abgeschätzt und zur Bestimmung des Spannungsniveaus (unter Berücksichtigung fertigungsbedingter Eigenspannungen in der Walze, siehe Kapitel 5.2.4) und der plastischen Dehnung herangezogen.

Die Grundlage der Berechnungen bilden analytische Gleichungen, die im Vergleich zu numerischen Modellen den Vorteil bieten, dass große Datenmenge mit den verwendeten Gleichungen in kurzer Zeit verarbeitet werden können. Getroffene Vereinfachungen werden in diesem Kapitel beschrieben und begründet. Eingangsgrößen aus dem Walzprozess sind in Tabelle 5.1 dargestellt. Der Index  $x$  und das  $x$  im jeweiligen Datenbankeintrag bezeichnen die Gerüstnummer und können die Werte 0 bis 2 annehmen.

Tabelle 5.1: Eingangsgrößen aus der Datenbank

Kenngröße	Einheit	Datenbankname	Symbol
Arbeitswalzendurchmesser, oben	mm	FxAwObDm	$D_{x,\text{oben}}$
Arbeitswalzendurchmesser, unten	mm	FxAwUnDm	$D_{x,\text{unten}}$
Arbeitswalzennummer, oben	-	FxAwUnNr	-
Arbeitswalzennummer, unten	-	FxAwObNr	-
Banddicke, Eintritt	mm	FxTcwDickeEin	$h_{x,0}$
Banddicke, Austritt	mm	FxTcwDickeAus	$h_{x,1}$
Walzenumdrehungen	U/s	FxAwRpm	$u_x$
Gerüstzeit des Bandes	s	FxTcwZeitTotal	$t_x$
Bandtemperatur, Oberseite	°C	FxtempTopG	$T_{x,B,\text{oben}}$
Bandtemperatur, Unterseite	°C	FxtempBotG	$T_{x,B,\text{unten}}$
Mittlere Walzentemperatur, oben	°C	FxTcwTempMeanWRU	$\bar{T}_{x,W,\text{oben}}$
Mittlere Walzentemperatur, unten	°C	FxTcwTempMeanWRL	$\bar{T}_{x,W,\text{unten}}$
Stichabnahme	mm	FxAbnahme	$\Delta h_x$
Zunderverdacht	-	ZcvObenUnten	$Z_{OU}$
Stärke des Zunders	-	ZcvLeichtMittelSchwer	$Z_{LMS}$

Bedingt durch eine vom System der Warmbreitbandstraße vorgegebene Datenrate von 0,2 Hz müssen vereinfachende Annahmen getroffen werden. Dies bedeutet, dass aktuelle Daten des Warmwalzprozesses wie beispielsweise die Bandtemperatur oder die mittlere Walzentemperatur nur alle 5 Sekunden aktualisiert werden. Demzufolge unterliegt das Modell Restriktionen, die zu Abweichungen von der Realität führen und kompensiert werden müssen. Während sich im Realprozess die Walze innerhalb des Zeitintervalls von 5 Sekunden mehrfach dreht und sich Zustandsgrößen ändern, liegen dem Modell nur zu Beginn dieser Periode die Zustandsgrößen vor. Vereinfachend wird die Annahme getroffen, dass innerhalb dieses Zeitintervalls nur ein Zyklus (eine Umdrehung) durchlaufen wird, anstatt wie beispielhaft in Abbildung 5.2 dargestellt fünf Zyklen. Die Zulässigkeit scheint gewährleistet zu sein, da keine starke Variation der Prozessgrößen innerhalb des Zeitintervalls von 5 Sekunden auftritt. Dies ist bei der Walzprogrammplanung ohnehin nicht erwünscht, da dadurch eine gleichbleibende Qualität eines Bandes über seine Gesamtlänge nicht mehr gewährleistet wäre.

Als Schädigungskriterium wird im Modell die plastische Verformung des oberflächennahen Bereichs der Arbeitswalze herangezogen. Diese Verformung ist in beiden Fällen (Realität / Modell) in etwa gleich groß ist (siehe Abbildung 5.2), was zusätzlich die getroffene Vereinfachung rechtfertigt. Zwar werden mit der Vereinfachung Dehninkremente  $\Delta\varepsilon_{pl}$  nicht erfasst, jedoch wirkt sich dies am Ende des Zeitfensters von 5 Sekunden nur gering auf die abgeschätzte plastische Dehnung aus, da ein Großteil der plastischen Dehnung bei der ersten Umdrehung eingebracht wird. Dies liegt daran, dass die Differenz zwischen mittlerer Walzentemperatur und der Temperatur des oberflächennahen Bereichs während des Walzens abnimmt, da sich der Kern der Walze kontinuierlich erwärmt. Es zeigt sich, dass es einen vernachlässigbar kleinen Einfluss auf die errechnete plastische Dehnung (beispielsweise in Umfangsrichtung) hat, ob die Differenz der Maximaltemperatur bei jeder Umdrehung gegen die aktuelle mittlere Walzentemperatur, oder einmalig pro 5 Sekunden Zeitsegment gegenüber der anfänglichen mittleren Walzentemperatur gebildet wird (siehe Abbildung 5.2). Der gezeigte, nichtlineare Anstieg im elastischen Bereich des Spannung-Dehnung-Diagramms wird durch die (auch im Modell realisierte) temperaturabhängige Darstellung des Elastizitätsmoduls gewährleistet.

### 5.2.1 Berechnung der Maximaltemperatur

Zur Beschreibung von Dehnungen und Spannungen im Bereich der Walzenoberfläche wird die Temperaturdifferenz zwischen Walzenoberfläche und mittlerer Walzentemperatur herangezo-

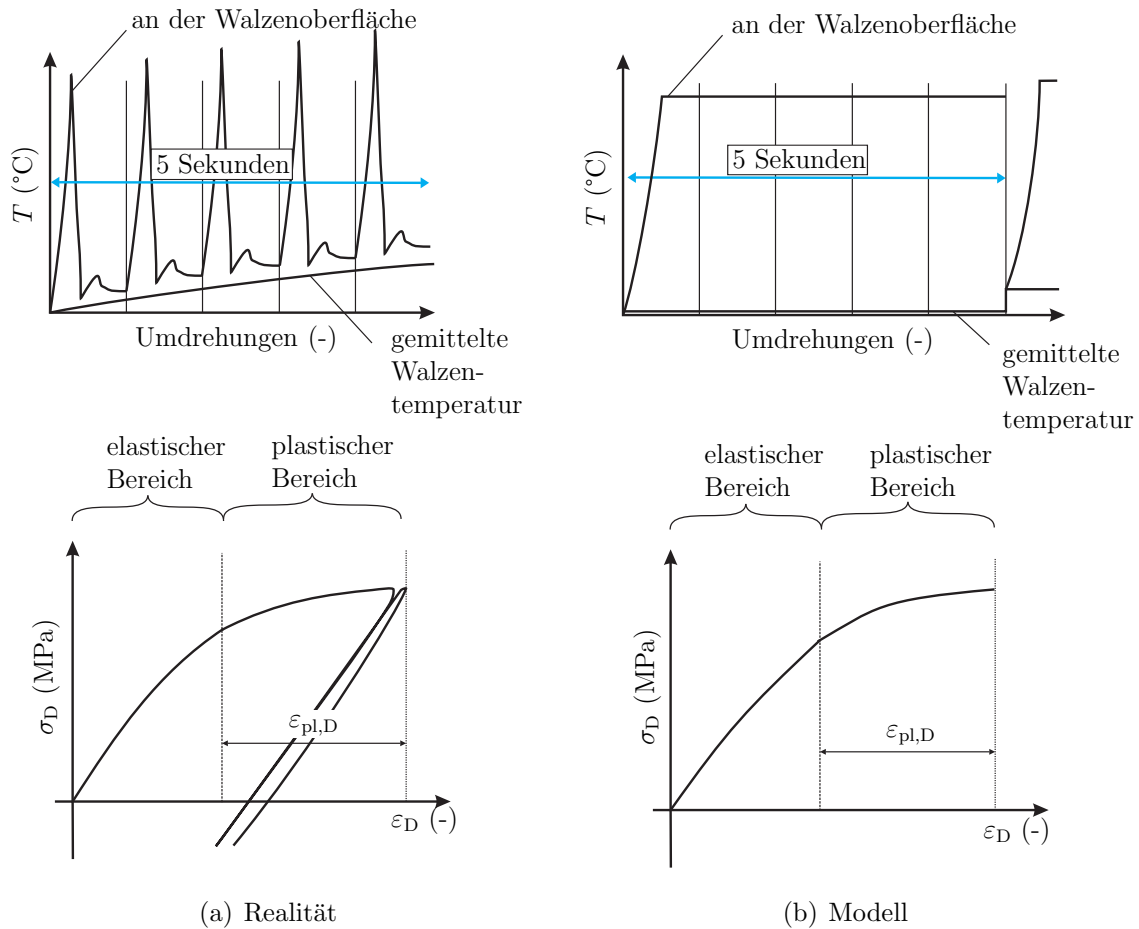


Abbildung 5.2: Vereinfachende Annahme infolge der systembedingten Abtastrate von 0,2 Hz, mit  $\sigma_D$  als Druckspannung,  $\epsilon_D$  als Gesamtstauchung und  $\epsilon_{pl,D}$  als plastische Stauchung

gen. Die mittlere Walzentemperatur  $\bar{T}_{W,oben}$  bzw.  $\bar{T}_{W,unten}$  wird in der Datenbank aufgezeichnet. Die Temperatur an der Walzenoberfläche nach dem Walzspalt wird berechnet. Als Grundlage wird eine analytische Gleichung nach CARSLAW und JAEGER [102] gewählt (siehe Kapitel 3, Gleichung (3.5)). Als Eingangsgrößen werden die thermophysikalischen Kennwerte der beiden Werkstoffe, die Kontaktzeit, die sich aus der Walzgeschwindigkeit und der Kontaktlänge im Walzspalt ergibt, sowie die mittleren Temperaturen der beiden Werkstoffe benötigt.

### Berechnung der Kontaktlänge im Walzspalt

Die Kontaktlänge im Walzspalt wird über den mittleren Walzendurchmesser  $\bar{D}$  und die Stichabnahme  $\Delta h$  bestimmt. Der mittlere Walzendurchmesser ergibt sich aus dem Mittelwert des oberen und unteren Walzendurchmessers zu

$$\bar{D} = \frac{D_{oben} + D_{unten}}{2}. \tag{5.1}$$

Die Stichabnahme errechnet sich aus der Differenz der Banddicke  $h_0$  beim Eintritt und der Banddicke  $h_1$  beim Austritt aus dem Gerüst.

$$\Delta h = h_0 - h_1 \quad (5.2)$$

Die Kontaktlänge ergibt sich zu

$$l = 2\pi \frac{\bar{D}}{2} \cdot \frac{\alpha}{2\pi} = \frac{\bar{D} \cdot \arccos\left(1 - \frac{\bar{D}}{\Delta h}\right)}{2}, \quad (5.3)$$

mit  $\alpha$  als Winkel des Walzspaltsegments (vgl. Kapitel 3, Abbildung 3.5).

### Berechnung der Kontaktzeit im Walzspalt

Die Kontaktzeit im Walzspalt (in Sekunden) wird für jedes Gerüst als Quotient von Kontaktlänge und Umfangsgeschwindigkeit errechnet. Dafür wird die Drehzahl  $u$  der Walzen herangezogen. Es ergibt sich

$$t_{\text{Kontakt}} = \frac{l}{v_u} = \frac{\frac{1}{2} \cdot \bar{D} \cdot \arccos\left(1 - \frac{\bar{D}}{\Delta h}\right)}{\frac{u\bar{D}\pi}{60}} = \frac{30 \cdot \arccos\left(1 - \frac{\bar{D}}{\Delta h}\right)}{u\pi}. \quad (5.4)$$

Ist die Kontaktzeit im Walzspalt für eine Umdrehung bekannt, so kann die Maximaltemperatur an der Walzenoberfläche errechnet werden (siehe Kapitel 3, Gleichung (3.5)).

### 5.2.2 Abschätzung der Spannungen

Die thermisch induzierte – aber behinderte – Ausdehnung führt in vielen Fällen zum Fließen des Materials. Wie beschrieben kann die Schädigung der Walzen mit Hilfe der plastischen Verformung des oberflächennahen Bereichs abgeschätzt werden. Demzufolge ist es wichtig, bei vorausgegangener Verfestigung des Materials, die um den Betrag der Verfestigung (Rückspannung) verschobene Druckfließspannung des Materials zu kennen, um zu bewerten, ab wann das Material bei der nächsten Umdrehung fließt. Dies wird im vorgestellten Algorithmus umgesetzt, indem die errechnete Rückspannung während der Auswertung mitverfolgt wird. Zu Beginn des Einsatzes einer Walze ist der oberflächennahe Bereich der Walze noch nicht verfestigt, da die Walze neu oder zumindest geschliffen ist. Die Rückspannung wird deswegen zu Beginn des Einsatzes einer neuen oder geschliffenen Walze mit 0 MPa angenommen.

Bei der Berechnung der Rückspannung ist darauf zu achten, dass die kinematische Verfestigung (siehe Kapitel 2.2.2) des Materials von einer thermischen Entfestigung überlagert wird, d. h. der Fließkörper wird verschoben und durch die thermisch induzierte Entfestigung während des Kontaktes im Walzspalt kleiner (siehe Kapitel 3, Abbildung 3.10). Um ab dem Überschreiten der Fließspannung ausschließlich die Verfestigung des Materials zu beurteilen, das heißt ohne Berücksichtigung der thermischen Entfestigung, wird die isotherme Fließkurve der Fließtemperatur  $T_{\text{Fließ}}$  herangezogen. Die Fließtemperatur  $T_{\text{Fließ}}$  ist die Temperatur, die beim Überschreiten der Fließspannung im Werkstoff vorherrscht. Ab dem Zeitpunkt des Fließens wird bis zum Ende der Verformung die Spannung aus dieser isothermen Fließkurve  $\sigma(\varepsilon, T_{\text{Fließ}})$  ausgewertet. Die Differenz dieser Spannung am Ende des Walzspalts zur Fließspannung ergibt die Rückspannung (siehe Abbildung 5.3).

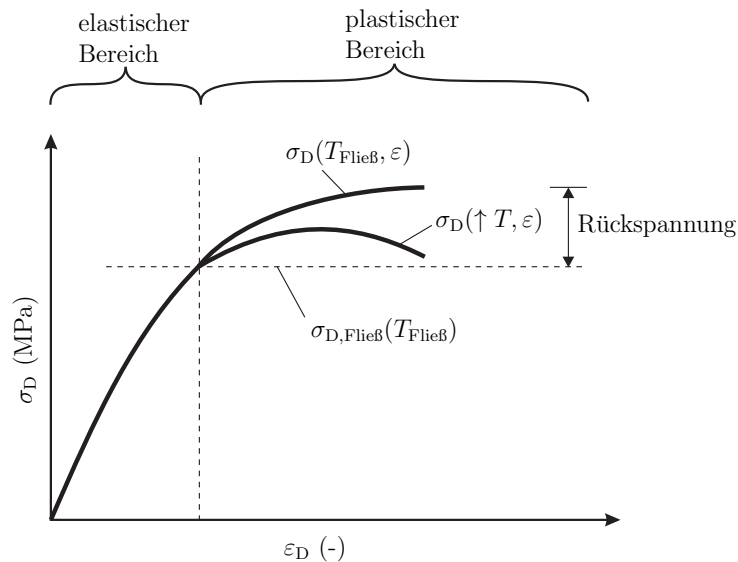


Abbildung 5.3: Bestimmung der Rückspannung bei überlagerter thermischer Entfestigung, wobei  $\uparrow T$  die steigende Temperatur symbolisiert

Die Temperatur  $T_{\text{Fließ}}$  wird bestimmt, indem die thermomechanisch induzierte Spannung (vgl. Gleichung (3.27)) gleich der Summe aus der temperaturabhängigen Druckfließspannung und der fertigungsbedingten Druckeigenstress  $\sigma_{\text{DE}}$  des Materials (siehe Kapitel 5.2.4) gesetzt wird. Es gilt (vgl. Abbildung 5.4)

$$\frac{\overline{\alpha_T} \cdot E(T_{\text{Fließ}}) \cdot \Delta T}{1 - \nu} (+\sigma_{\text{DE}}) = \sigma_{\text{Fließ,D}}(T_{\text{Fließ}}), \quad (5.5)$$

wobei  $E(T)$  den temperaturabhängigen Elastizitätsmodul,  $\overline{\alpha_T}$  den gemittelten Wärmeausdehnungskoeffizienten,  $\Delta T$  die Differenz zwischen mittlerer Temperatur und Oberflächentemperatur



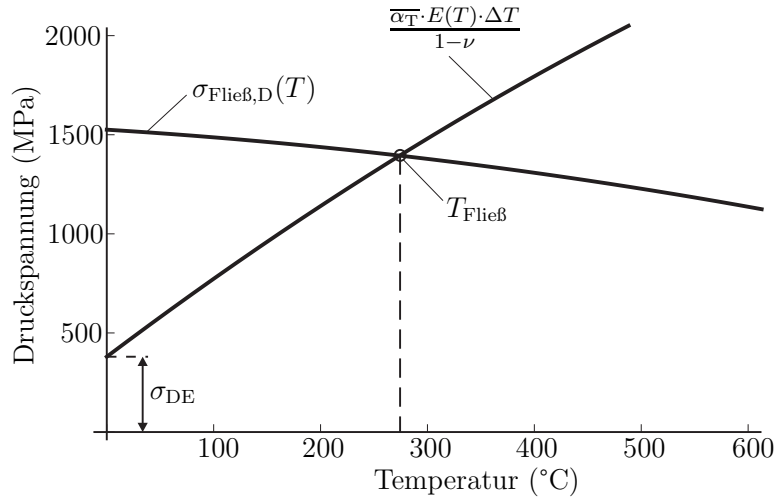


Abbildung 5.4: Bestimmung der Fließtemperatur der Druckfließgrenze, hier exemplarisch für HiCrSG, mit  $\sigma_{DE}$  als fertigungsbedingte Druckeigenspannung der Walze

der Walze,  $\nu$  die Querkontraktionszahl und  $\sigma_{Fließ,D}(T)$  die temperaturabhängige Druckfließspannung bezeichnen.

Die Bestimmung der Temperatur  $T_{Fließ}$  nach einer Anzahl von  $n$  Umdrehungen erfolgt unter Berücksichtigung der aus der jeweils vorangegangenen Umdrehung bestimmten Rückspannung  $\sigma_{BS,n-1}$  gemäß

$$\frac{\overline{\alpha_T} \cdot E(T_{Fließ}) \cdot \Delta T}{1 - \nu} (+\sigma_{DE}) = \sigma_{Fließ,D}(T_{Fließ}) + \sigma_{BS,n-1}. \quad (5.6)$$

Diese Abschätzung der Rückspannung für mehrere Umdrehungen ist in Abbildung 5.5 dargestellt.

Sind nun die thermisch induzierten Dehnungen (vgl. Gleichung (3.25)), das Maß der Verfestigung (Rückspannung), die durch Konstitutivgleichungen abgeschätzten Fließkurven und die vorherrschenden fertigungsbedingten Druckeigenspannungen bekannt, wird im Modell die plastische Verformung des oberflächennahen Bereichs bis zu einem Walzenwechsel für jede Arbeitswalze (3 Gerüste, oben und unten) errechnet und akkumuliert. Es ergibt sich exemplarisch – für  $n$  ausgewertete Zeitsegmente mit einer Länge von 5 Sekunden – für die akkumulierte plastische Verformung  $\varepsilon_{pl,akk,\varphi}$  in Umfangsrichtung

$$\varepsilon_{pl,akk,\varphi} = \sum_{i=1}^n \varepsilon_{pl,i,\varphi}. \quad (5.7)$$

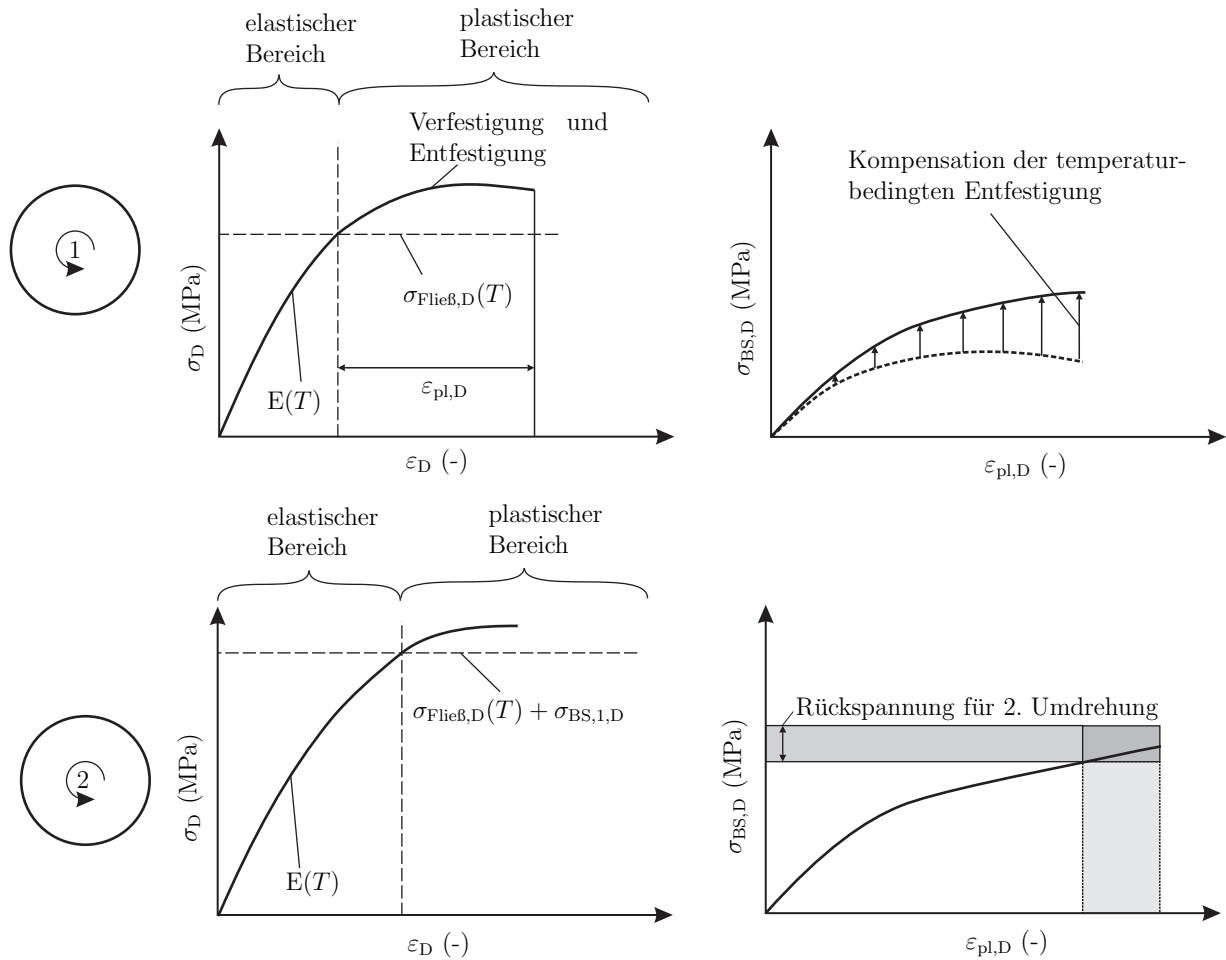


Abbildung 5.5: Berechnung der Rückspannung für Druckbeanspruchungen bei kinematischer Verfestigung mit überlagerter thermischer Entfestigung

### 5.2.3 Beschreibung des Konstitutivverhaltens

Im Folgenden werden zwei Ansätze vorgestellt, mit denen das Konstitutivverhalten der untersuchten Walzenwerkstoffe abgeschätzt werden kann. Anders als das in Kapitel 3 vorgestellte Modell zur phänomenologischen Beschreibung des mechanischen Verhaltens der Walzenwerkstoffe wird bei den folgenden Ansätzen auf eine möglichst genaue Beschreibung (dehnraten- und temperaturabhängig) Wert gelegt, da mit dem Prognosemodell eine genaue Abschätzung der vorherrschenden Spannungen getroffen werden soll, um das Aufreißen der Walze zu prognostizieren. Dafür werden die aus den Druckversuchen bestimmten Fließkurven verwendet (vgl. Kapitel 2.2). Zugfließkurven müssen nicht herangezogen werden, da Zugbeanspruchungen bei Temperaturen unterhalb von 100 °C auftreten und das Walzenmaterial dabei annähernd rein elastisches Materialverhalten aufweist (siehe Kapitel 2.2), das heißt ein linear-elastisches Stoffgesetz ist in diesem Fall ausreichend.

Die zwei Ansätze zur Beschreibung des Konstitutivverhaltens bei Druckbelastung werden im Folgenden beschrieben und anschließend hinsichtlich ihrer Übereinstimmung mit experimentell bestimmten Druckfließkurven bewertet.

### Johnson-Cook-Ansatz

Der Ansatz von JOHNSON-COOK [118] erlaubt die Darstellung des dehnraten- und temperaturabhängigen Konstitutivverhaltens von (zumeist metallischen) Werkstoffen. Es gilt für die wahre Spannung (Index w):

$$\sigma_w = (J_1 + J_2 \varepsilon_{\log,pl}^{J_3}) (1 + J_4 \ln(\dot{\varepsilon}_{\log,pl}^*)) (1 - T^{*J_5}), \quad (5.8)$$

mit den materialspezifischen Kennwerten  $J_1$  bis  $J_5$ .  $\varepsilon_{\log}$  ist die logarithmische Dehnung. Die für die diesen Ansatz erforderliche dimensionslose Darstellung der Temperatur- und Dehnratenabhängigkeit wird durch

$$T^* = \frac{T - T_{RT}}{T_{Schmelz} - T_{RT}}, \quad (5.9)$$

und

$$\dot{\varepsilon}_{\log,pl}^* = \frac{\dot{\varepsilon}_{\log,pl}}{\dot{\varepsilon}_{0,\log,pl}}, \quad (5.10)$$

umgesetzt, wobei  $\dot{\varepsilon}_{0,\log,pl}$  die im quasistatischen Druckversuch verwendete Referenzdehnratenrate und  $T_{RT}$  die Raumtemperatur sind. Die Schmelztemperatur  $T_{Schmelz}$  ist dabei als oberste sinnvolle Temperatur für die Gleichung zur Bestimmung von  $T^*$  anzusehen, d. h. Temperaturen größer als die Schmelztemperatur führen in Gleichung (5.8) zu negativen Spannungen. Im in dieser Arbeit betrachteten Temperaturbereich ist dieser Effekt nicht von Relevanz. Zudem beeinflusst die Wahl der Schmelztemperatur im Bereich von 1500 bis 2500 °C nicht maßgeblich den Verlauf der Spannung-Dehnung-Kurve und wird im Folgenden für alle Proben zu 1800 °C gewählt.

Zur Bestimmung der Konstanten  $J_1$  bis  $J_5$  werden die in Druckversuchen erhobenen Daten in wahre Spannungen  $\sigma_w$  und logarithmische Dehnungen  $\varepsilon_{\log}$  umgerechnet (vgl. Kapitel 2.2). Bis zum Einschnüren ist der Durchmesser der Probe über die gesamte Probenlänge als konstant anzusehen. Demnach gilt unter der Annahme eines inkompressiblen Materialverhaltens

$$\varepsilon_{\log} = \ln(1 + \varepsilon_{tech}) \quad (5.11)$$

und

$$\sigma_w = \sigma_{tech}(1 + \varepsilon_{tech}), \quad (5.12)$$

mit  $\varepsilon_{\text{tech}}$  als technische Dehnung.

Die Materialkonstanten ( $J_1$ ,  $J_2$ ,  $J_3$ ,  $J_4$  und  $J_5$ ) werden mit einem, im Zuge dieser Arbeit in *Mathematica* [62] implementierten Algorithmus gelöst<sup>1</sup>.

Konstante  $J_1$  ist dabei die Fließspannung  $\sigma_{\text{Fließ,D}}(T_0, \dot{\varepsilon}_0)$ , ermittelt bei Raumtemperatur und Referenzdehnrate. Die Konstante  $J_2$  entspricht der Differenz aus dem Wert der asymptotischen Gerade zum Zeitpunkt des Einschnürens und der Fließspannung im technische-Spannung-technische-Dehnung-Diagramm.  $J_2$  wird für sechs Fließkurven (RT, 100 °C, 200 °C, 300 °C, 400 °C und 500 °C) bestimmt und anschließend gemittelt. Für die Bestimmung der Exponenten  $J_3$  und  $J_5$  werden die in den ersten beiden Schritten ermittelten Konstanten  $J_1$  und  $J_2$  in Gleichung (5.8) eingesetzt. Als Dehnrate wird die Referenzdehnrate ( $0,002\text{s}^{-1}$ ) gewählt, wodurch sich Konstante  $J_4$  aus der Gleichung (5.8) kürzen lässt. Mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate werden nun die Werte für  $J_3$  und  $J_5$  bestimmt. Der letzte Schritt ist die Bestimmung der Konstante  $J_4$ , mit der die Dehnratenabhängigkeit beschrieben werden kann, ebenfalls unter Verwendung der Methode der kleinsten Fehler-Quadrate. Die ermittelten Werte sind in Tabelle 5.2 aufgelistet.

Tabelle 5.2: Kennwerte für JOHNSON-COOK [118] Ansatz für die untersuchten Walzenwerkstoffe

	HiCrSG	HiCr	HSS
$J_1$ (MPa)	1100	1200	1500
$J_2$ (MPa)	600	920	850
$J_3$ (-)	0,66	0,63	0,65
$J_4$ (-)	0,05	0,03	0,05
$J_5$ (-)	0,9	1,0	0,9

### Modifizierter Voce-Ansatz

Es wird der Ansatz von VOCE [120] zur Beschreibung des Konstitutivverhaltens der Walzenwerkstoffe herangezogen. Dieser wird modifiziert, um eine Abhängigkeit von der Temperatur und Dehnrate abbilden zu können. Der ursprüngliche Ansatz ist

$$\sigma_w = K_1 + K_2 \left(1 - e^{-K_3 \varepsilon_{\log, pl}}\right), \quad (5.13)$$

mit den drei zu bestimmenden Konstanten  $K_1$ ,  $K_2$  und  $K_3$ . Die gezielte Modifikation von Konstitutivgleichungen ist ein gängiges Verfahren und in der Literatur hinreichend beschrieben,

<sup>1</sup>Anders als bei der von SALEHGHAFFARI ET AL. [119] vorgeschlagenen, sogenannten *Epimistischen Unsicherheitsrechnung* reduziert sich der Zeitaufwand der Lösungsfindung stark.

unter anderem in [121, 122].

Die Dehnratenabhängigkeit wird mit einer Erweiterung wie sie bei JOHNSON-COOK [118] verwendet wird, berücksichtigt (vgl. Konstante  $J_4$ ). Da die Temperaturabhängigkeit durch eine solche Modifikation nicht hinreichend abgeschätzt werden kann, wird Gleichung (5.13) mit einem additiven Term erweitert, der den linearen Abfall der Fließkurve bei Erhöhung der Temperatur berücksichtigt. Es ergibt sich

$$\sigma_w = (K_1 + K_2 (1 - e^{-K_3 \epsilon_{\log, pl}})) (1 + K_4 \ln(\dot{\epsilon}_{\log, pl}^*)) - K_5 \cdot (T - T_{RT}), \quad (5.14)$$

wobei  $K_4$  die Dehnratenabhängigkeit beschreibt und  $T_{RT}$  die Raumtemperatur ist.  $K_5$  wird zur Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit der Fließkurve verwendet. Die Werte sind in Tabelle 5.3 gelistet. Die Ermittlung der Werte wurde wie im vorherigen Abschnitt beschrieben mit der Methode der kleinsten Fehler-Quadrate durchgeführt.

Tabelle 5.3: Kennwerte für den modifizierten Ansatz nach VOCE [120] für die untersuchten Walzenwerkstoffe

	HiCrSG	HiCr	HSS
$K_1$ (MPa)	1100	1200	1500
$K_2$ (MPa)	661	1269	839
$K_3$ (-)	2,13	1,22	2,08
$K_4$ (-)	0,05	0,03	0,05
$K_5$ (MPa/K)	1,05	1	1,2

### Vergleich der beiden Ansätze

Abbildung 5.6 zeigt die Fließkurven der drei untersuchten Walzenwerkstoffe, beschrieben mit den Ansätzen von VOCE [120] (modifiziert, Gleichung (5.14)) und JOHNSON-COOK [118] (Gleichung (5.8)). Abbildung 5.7 zeigt exemplarisch die Messdaten von HiCrSG bei 20 und 500 °C. In Abbildung 5.8 werden diese hinsichtlich ihrer Abweichung von den experimentellen Messdaten gegenübergestellt. Hierfür werden die Differenzen der Ansätze zu den aufgezeichneten Daten verglichen und über die plastische Verformung aufgetragen. Im Beispiel zeigt sich, dass der modifizierte Ansatz nach VOCE [120] aufgrund seiner mathematischen Grundgestalt (Exponentialfunktion) eine wesentlich genauere Darstellung der Fließkurven ermöglicht. Verglichen mit dem Ansatz von JOHNSON-COOK [118] kann die Krümmung der Kurve besser abgebildet werden.

Es erscheint sinnvoll für alle drei untersuchten Walzenwerkstoffe den VOCE-Ansatz [120] (modifiziert, Gleichung (5.14)) zu verwenden, da die Abweichungen zu den gemessenen Daten merklich geringer sind. Vor allem der Verlauf der Kurve bei plastischen Dehnungen größer als etwa 1% kann mit diesem Ansatz besser beschrieben werden. Dies spielt bei der Auslegung eine entscheidende Rolle, da die Schädigung durch die plastische Verformung des Walzenmaterials verursacht wird und eine exakte Darstellung der Fließkurve in Bereichen (kleiner) plastischer Dehnung entscheidend für die richtige Vorhersage der Schädigung ist. Im kritischen Fall, das heißt die Walze wird an der Oberfläche etwa 500 °C heiß, tritt lokal eine Dehnung kleiner als 2% auf. Dies rechtfertigt zusätzlich die Verwendung der modifizierten Gleichung von VOCE [120], da in diesem Bereich eine hohe Übereinstimmung zwischen der Messung und der Konstitutivgleichung vorliegt. Wichtig ist, dass die Konstanten für einen geringen Dehnratenbereich (von 0,002 bis 0,01 s<sup>-1</sup>) bestimmt bzw. optimiert wurden. Aussagen über das Konstitutivverhalten der Walzenwerkstoffe bei höheren als den untersuchten Dehnraten sollten mit den ermittelten Konstanten nicht getroffen werden.

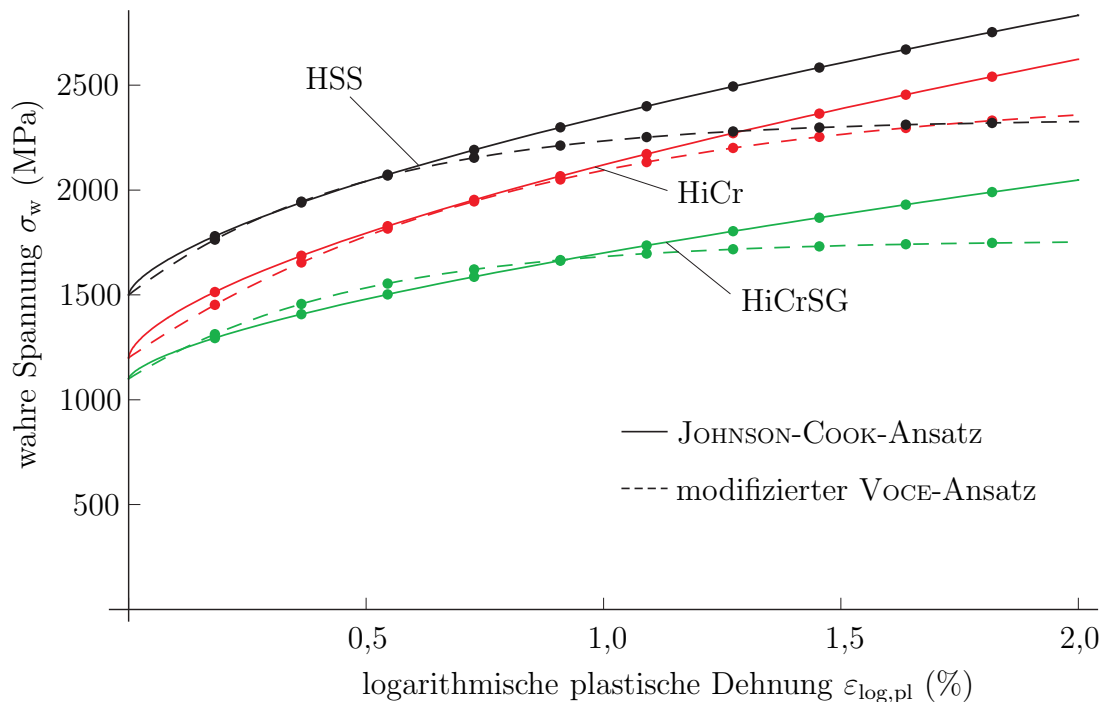


Abbildung 5.6: Vergleich der Ansätze von VOCE [120] und JOHNSON-COOK [118] für die drei untersuchten Walzenwerkstoffe bei Raumtemperatur (Dehnrates: 0,002 s<sup>-1</sup>)

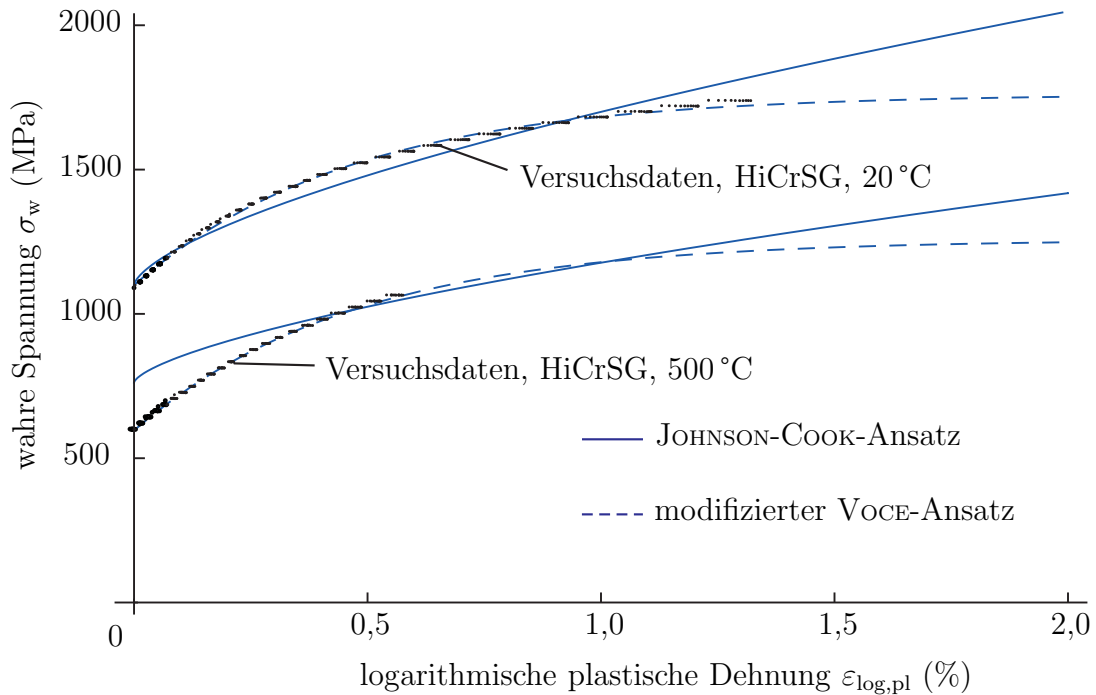


Abbildung 5.7: HiCr (Dehnrate:  $0,002 \text{ s}^{-1}$ ), experimentell erhobene Daten im Vergleich mit den gefitteten Kurven nach den Ansätzen von VOCE [120] und JOHNSON-COOK [118]

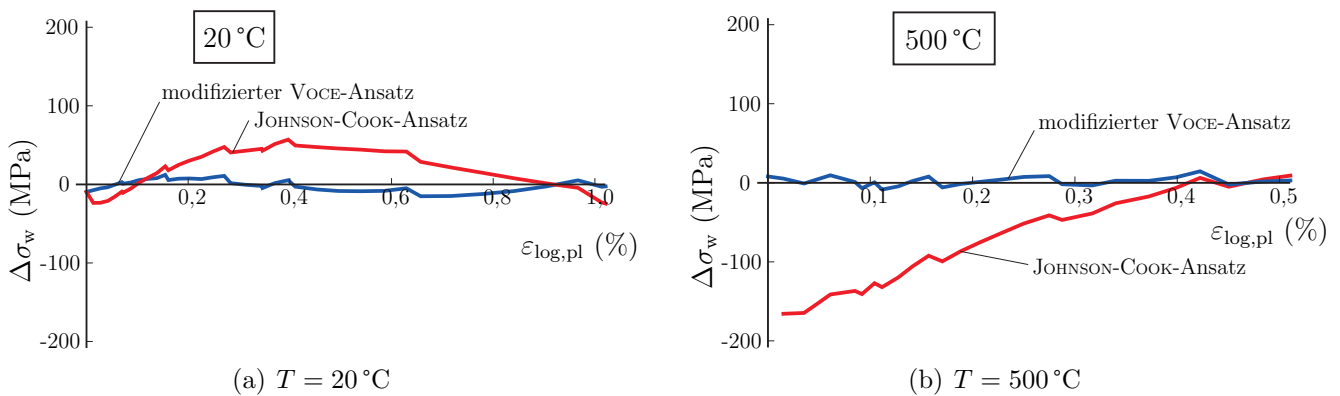


Abbildung 5.8: Abweichung der Konstitutivgleichungen von den im Druckversuch erfassten Daten, exemplarisch für HiCrSG, 20 und 500 °C (Dehnrate:  $0,002 \text{ s}^{-1}$ )

#### 5.2.4 Fertigungsbedingte (Druck-)Eigenspannungen

Bei der Berechnung auftretender Spannungen im oberflächennahen Bereich der Arbeitswalze werden im Prognosemodell die in der Walze vorherrschenden Eigenspannungen berücksichtigt. Diese sind über die Einsatzdauer einer Arbeitswalze nicht konstant, da die Manteldicke der

Walze bei jedem Schleifvorgang kleiner wird und sich damit die Eigenspannungen umlagern. Der wesentliche Anteil dieser Eigenspannungen wird bei der Fertigung der Walzen durch das Gießen des Kerns in den Mantel eingebracht [9]. Durch die Wärmeschrumpfung des Kerns beim Abkühlen werden Druckeigenspannungen im Mantel in axialer und tangentialer Richtung hervorgerufen (siehe Abbildungen 5.9 und 5.10).

Für eine analytische Abschätzung der fertigungsbedingten (Druck-)Eigenspannungen wird im Folgenden ein Ansatz aus der Elastizitätstheorie herangezogen, das „dickwandige Rohr unter Innen- und Außendruck“ (siehe LIPPMANN ET AL. [123]). Dafür werden der Mantel der Arbeitswalze als Kreisrohr und der Kern als Kreiszyylinder dargestellt. Die Arbeitswalze wird mit unendlicher Ausdehnung in axialer Richtung modelliert (ebener Formänderungszustand), Volumenkräfte und -änderungen werden vernachlässigt. Vereinfachend wird angenommen, dass der Mantel und der Kern vor dem Zusammenfügen eigenspannungsfrei sind (siehe Abbildung 5.10). Für den Verbund wird linear-elastisches Materialverhalten angenommen.

Die Fehlpassung zwischen Kreiszyylinder und Kreisrohr wird so gewählt, dass an der Oberfläche des Verbundes die Normalspannung in Umfangs- und Radialrichtung einen vorgegebenen Wert annimmt. Dafür werden die Ergebnisse von ZIEHENBERGER ET AL. [105] herangezogen: Die Initialeigenspannungen – d. h. die Eigenspannungen unmittelbar nach der Herstellung der Walze – in tangentialer und radialer Richtung an der Walzenoberfläche werden aus dem Diagramm abgelesen (siehe Abbildung 5.9,  $\sigma_\varphi(R) \approx -300$  MPa,  $\sigma_r(R) = 0$  MPa). Die Initialkonfiguration  $R_{\text{Mantel,innen,rx}}$  und  $R_{\text{Kern,rx}}$  (siehe Gleichung (5.23)) wird abgeschätzt, so dass der vorgegebene Eigenspannungszustand an der Walzenoberfläche vorherrscht (siehe Gleichung (5.23)). Die Kontaktkoordinate  $K$  von Kern und Mantel kann als bekannt vorausgesetzt werden, da diese an einer neuen Walze gemessen werden kann (siehe Abbildung 5.10). Der Radius  $R_{\text{Mantel,aussen,rx}}$  wird für die vorgestellte Abschätzung nicht verwendet.

Spannungen im Mantel und Kern ergeben sich zu [123]

$$\sigma_{r,i}(r) = \Lambda'_i + \frac{\Xi'_i}{r^2}, \quad (5.15)$$

$$\sigma_{\varphi,i}(r) = \Lambda'_i - \frac{\Xi'_i}{r^2}, \quad (5.16)$$

wobei  $\Lambda$  und  $\Xi$  bzw.  $\Lambda'$  und  $\Xi'$  Konstanten und  $r$  die radiale Koordinate sind. Der Index  $i$  steht für Mantel bzw. Kern. Für die Verschiebungen in Radialrichtung  $u_{r,i}(r)$  gilt

$$u_{r,i}(r) = \Lambda_i \cdot r + \frac{\Xi_i}{r}. \quad (5.17)$$



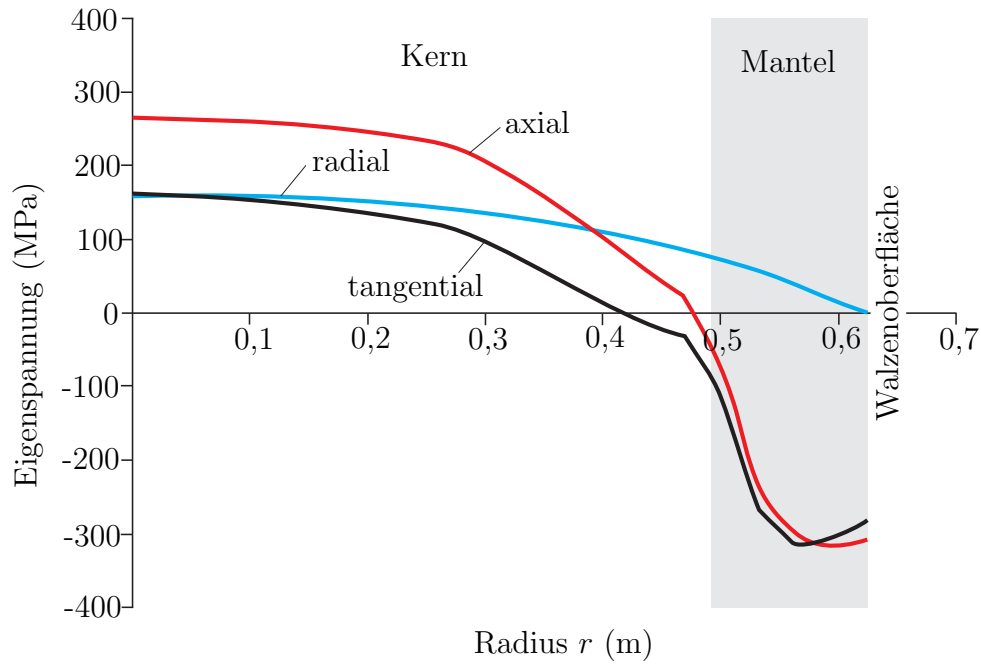


Abbildung 5.9: FEM Simulation der fertigungsbedingten Eigenspannungen in einer HiCr-Eisen Arbeitswalze nach deren Herstellungsprozess [105]: Verlauf verschiedener Eigenspannungskomponenten über den Radius

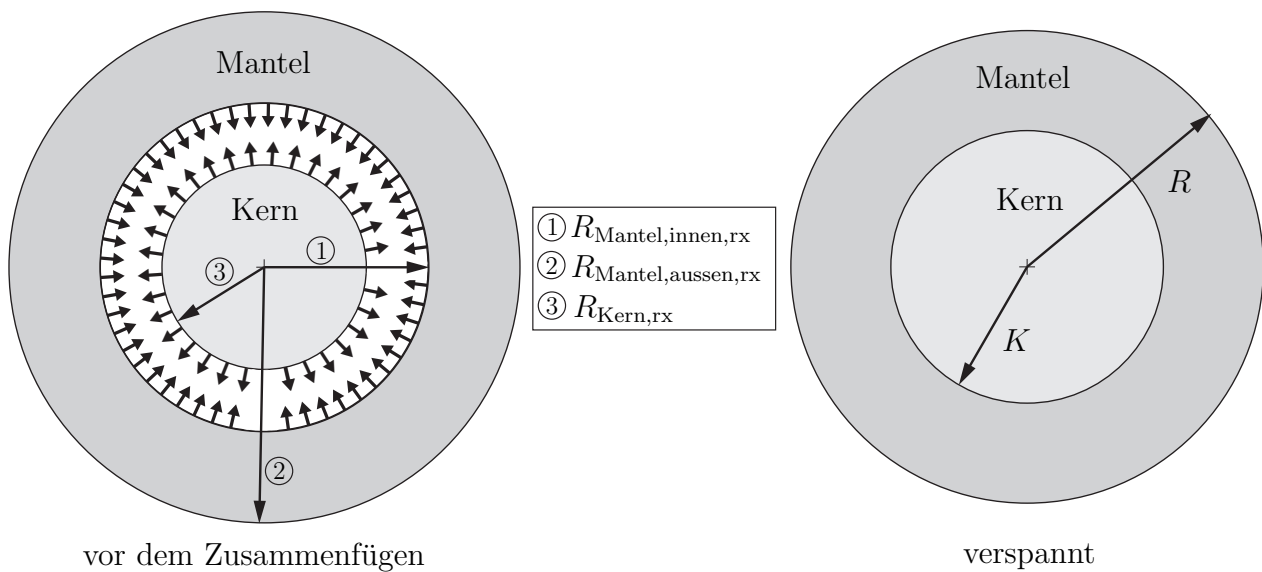


Abbildung 5.10: Schematisch: Ursache der fertigungsbedingten Eigenspannungen in Kern und Mantel, mit  $R_{\text{Mantel,innen,rx}}$ ,  $R_{\text{Mantel,aussen,rx}}$  und  $R_{\text{Kern,rx}}$  als Radien vor dem Zusammenfügen

Mit der modellhaften Annahme eines ebenen Formänderungszustands ergibt sich

$$\frac{\Lambda'_i}{\Lambda_i} = \frac{E_i}{(1 - \nu_i)(1 + \nu_i)} \tag{5.18}$$

und

$$\frac{\Xi'_i}{\Xi_i} = \frac{-E_i}{1 + \nu_i}. \quad (5.19)$$

Es gelten die Rand- bzw. Übergangsbedingungen

$$\sigma_{r,\text{Mantel}}(R) = 0, \quad (5.20)$$

$$u_{r,\text{Kern}}(0) = 0, \quad (5.21)$$

$$\sigma_{r,\text{Mantel}}(K) = \sigma_{r,\text{Kern}}(K), \quad (5.22)$$

$$u_{r,\text{Kern}}(K) + R_{\text{Kern,rx}} = u_{r,\text{Mantel}}(K) + R_{\text{Mantel,innen,rx}}, \quad (5.23)$$

wobei der Index rx die Konfiguration vor dem Zusammenfügen beschreibt (englisch: relaxed). Exemplarisch ergibt sich der in Abbildung 5.11 dargestellte Eigenspannungszustand für eine neue und eine geschliffene Walze. Es ist zu erkennen, dass der Betrag der Druckeigenspannungskomponenten in Umfangsrichtung an der Oberfläche bei jedem Materialabtrag durch das Schleifen (unter Vernachlässigung der beim Schleifen eingebrachten Eigenspannungen) zunimmt. Die Berechnung der Umlagerung der Spannungen durch den Materialabtrag erfolgt, indem die abgeschätzten Initialradien  $R_{\text{Mantel,innen,rx}}$  und  $R_{\text{Kern,rx}}$  herangezogen werden und der neue durch Schleifen reduzierte Außendurchmesser der Walze in die Gleichungen für die Bestimmung der Konstanten  $\Lambda$  und  $\Xi$  bzw.  $\Lambda'$  und  $\Xi'$  eingesetzt wird ( $R$  in Gleichung (5.20)). Die Kontaktkoordinate  $K$  verändert zwar durch den Materialabtrag ihren Wert, wird aber für die vorliegende Abschätzung entsprechend der Initialkonfiguration herangezogen (Annahme: kleine Verschiebung im Verhältnis zur Dicke der durch Schleifen abgetragenen Schicht). Im Prognosemodell wird die Eigenspannungskomponente in tangentialer Richtung an der Walzenoberfläche herangezogen ( $\sigma_{\text{DE}}(R)$ , siehe Gleichung (5.5)).

Die Ergebnisse von ZIEHENBERGER ET AL. [105] zeigen, dass es keine Sprünge der tangentialen (bzw. axialen) Eigenspannungskomponente in Umfangsrichtung am Übergang zwischen Mantel und Kern gibt (siehe Abbildung 5.9). Die Ergebnisse von ZIEHENBERGER ET AL. [105] sind als realitätsnäher einzustufen als die Ergebnisse des vorliegenden Modells (siehe Abbildung 5.11), da davon ausgegangen werden kann, dass der Mantel beim Eingießen des Kerns im

Kontaktbereich schmilzt und deswegen kein Sprung der Eigenspannungskomponente in Umfangsrichtung am Übergang zwischen Mantel und Kern vorliegt. Ebenso kann davon ausgegangen werden, dass Mantel und Kern aufgrund der ungleichmäßigen Erstarrung nach dem Gießen nicht eigenspannungsfrei sind und ein komplexerer Eigenspannungszustand vorliegt als in Abbildung 5.11 dargestellt ist, jedoch ermöglicht das vorgestellte Modell eine einfache und größenmäßige Abschätzung der Eigenspannungskomponente in Umfangsrichtung.

Weitere Diskussionen zum Thema Eigenspannungen in Arbeitswalzen sind PACYNA ET AL. [104] (Eingusswalze) und SANO ET AL. [124] zu entnehmen.

### 5.3 Schädigungskriterium

Im Einklang mit den Beobachtungen der geschädigten Mikrostrukturen aus Kapitel 2.1.2 wird ein Schädigungskriterium definiert. Dieses Schädigungskriterium stellt einen Zusammenhang zwischen der plastischen Verformung des oberflächennahen Bereichs der Arbeitswalze und den Risslängen in Karbiden der Mikrostruktur dar. Da die Ablösung eines oberflächennahen Bereichs unmittelbar mit einer kritischen Zahl gebrochener Karbide korrespondiert [44], wird im Prognosemodell die akkumulierte plastische Druckverformung, die das Brechen der Karbide verursacht, in Umfangs- bzw. Axialrichtung ausgewertet.

Die Abtrennung der geschädigten Schicht kann ab einer Gesamtrisslänge von ca.  $700 \mu\text{m}/1 \text{mm}^2$  prognostiziert werden (vgl. Kapitel 2.1.2 und 2.2.1). Tabelle 5.4 zeigt die erforderliche plastische Verformung zur Rissinitiierung  $\varepsilon_{\text{pl}}^*$  und die plastische Verformung  $\varepsilon_{\text{pl,krit}}^*$ , bei der im oberflächennahen Bereich der Arbeitswalze eine kritische Risslänge erreicht wird. Zustand 1 (*Aufreißwarnung*) beschreibt das Überschreiten der akkumulierten plastischen Dehnung, die zur Entstehung von Rissen in Karbiden führt, Zustand 2 (*erhöhte Aufreißwarnung*) das Erreichen einer akkumulierten plastischen Dehnung, bei der die Risslänge in Karbiden einen kritischen Wert annimmt (vgl. Kapitel 2.1.2).

Tabelle 5.4: Plastische Verformung, bei der die Bildung von Rissen in Karbiden beginnt bzw. kritisch wird

Material	HiCrSG	HiCr	HSS	Bewertung im Modell
Beginn der Rissbildung, $\varepsilon_{\text{pl}}^*$ (%)	0,76	0,49	1,54	<i>Aufreißwarnung</i>
Aufreißgefahr, $\varepsilon_{\text{pl,krit}}^*$ (%)	1,93	1,04	3,56	<i>erhöhte Aufreißwarnung</i>

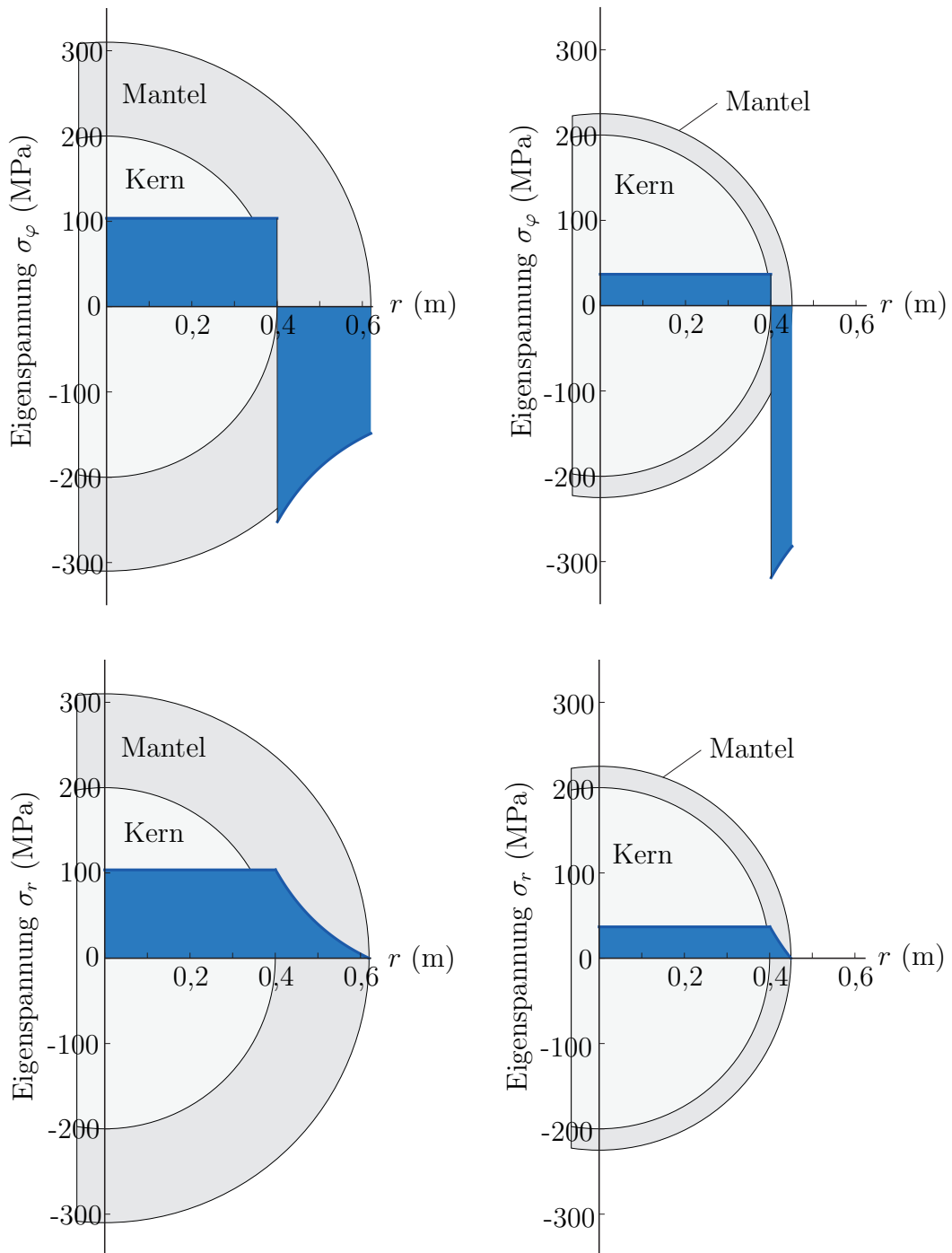


Abbildung 5.11: Auswertung der Eigenspannungen des Mantels und des Kerns in einer Arbeitswalze ( $\sigma_\varphi$  und  $\sigma_r$ ) mit den vorgestellten Vereinfachungen, links ungeschliffen und rechts geschliffen

## 5.4 Ergebnisse

Mit dem Prognosemodell werden Temperaturen, Spannungen, Dehnungen und kritische Zustände der Arbeitswalze abgeschätzt. Ergebnisse sind den Abbildungen 5.12, 5.13 und 5.14 zu entnehmen. Abbildung 5.12 zeigt die im Modell errechnete maximale Oberflächentemperatur und

die vom System ausgegebene mittlere Temperatur der Arbeitswalzen der ersten drei Gerüste – betrachtet über einen Zeitraum von 24 Stunden. Die Differenz der mittleren Walzentemperatur zur maximalen Oberflächentemperatur der Walze wird zur Berechnung der plastischen Verformung  $\varepsilon_{\text{pl,akk},\varphi}$  herangezogen. Es ist zu erkennen, dass die maximale Oberflächentemperatur während des Einsatzes einer Walze steigt, die Differenz jedoch annähernd konstant bleibt. Die akkumulierte plastische Verformung  $\varepsilon_{\text{pl,akk},\varphi}$  ist in Abbildung 5.13 dargestellt. Da die Walzgutoberflächentemperatur aufgrund eines Wärmestaus auf der Bandunterseite höher ist als auf der Bandoberseite, ist  $\varepsilon_{\text{pl,akk},\varphi}$  für die unteren Arbeitswalzen größer. Ebenso kann davon ausgegangen werden, dass das Kühlfluid sich länger auf der Bandoberseite befindet und nicht abtropft, wie es auf der Bandunterseite geschieht. Die Zunahme von  $\varepsilon_{\text{pl,akk},\varphi}$  ist zu Beginn des Einsatzes einer Walze am größten (vgl. Kapitel 3). Dies bedeutet, dass ein Großteil der plastischen Verformung im oberflächennahen Bereich zu Beginn einer Walzenreise induziert wird. Je länger die Walze nun im Einsatz ist, desto mehr verfestigt das Material.

Die akkumulierte plastische Verformung der Walze in Gerüst 3 (F2) ist in Abbildung 5.13 nicht dargestellt, da sich rechnerisch keine plastische Verformung ergeben hat. Dies stimmt mit Beobachtungen aus dem Walzwerk überein, wonach eher die Arbeitswalzen der ersten beiden Gerüste für das Aufreißen gefährdet sind [10]. Abbildung 5.14 zeigt die Auswertung des eingewalzten Zunders im Vergleich zur Aufreißprognose. Die im Walzwerk von einem Mitarbeiter manuell erhobenen Einträge zur Stärke von eingewalztem Zunder werden in der Datenbank mit *schwach*, *mittel* oder *stark* hinterlegt, im Prognosemodell den Zahlenwerten 1, 2 und 3 zugeordnet und anschließend mit der vom Prognosemodell ausgegebenen *Aufreißwarnung* bzw. *erhöhten Aufreißwarnung* verglichen. Eine Aufreißwarnung ergab sich für den betrachteten Datensatz ausschließlich für die Unterseite von Gerüst F0. Es ist eine gute Übereinstimmung zwischen Messung und Modellprognose erkennbar, wobei Warnungen des Prognosemodells in den meisten Fällen zu früh ausgegeben werden. Dies begründet sich damit, dass sich die geschädigte Schicht erst dann von der Walze löst, wenn die vorherrschenden Schubspannungen im Walzspalt, die von Faktoren wie etwa der Walzendurchbiegung, dem Schlupf im Walzspalt oder dem Walzdruck abhängen, hinreichend groß sind. Eine Bewertung dieser Schubspannungen wird im Prognosemodell bislang nicht durchgeführt.

Es zeigt sich, dass zu hohe Temperaturen des Walzguts das Aufreißen der Arbeitswalzen begünstigen. Eine Erhöhung der Walzgeschwindigkeit zur Reduzierung der Kontaktzeit und

folglich des Wärmeeintrags im Walzspalt, so wie von REIP [10] beschrieben, führt nicht zwangsläufig zu einer Reduktion des Walzenaufreißens (vgl. Kapitel 3). Weiter zeigt sich, dass überdurchschnittlich heiße Bänder (Oberflächentemperatur größer als 1000 °C) zu Beginn einer Walzenreise besonders kritisch sind, da die Differenz zwischen mittlerer Walzentemperatur und Bandtemperatur dann am höchsten ist. Es ist zu beobachten, dass die Druckeigenspannungen in der Walze die plastische Verformung in Umfangsrichtung stark beeinflussen. Je größer die vorherrschende Druckeigenspannungen in der Arbeitswalze sind, desto gefährdeter ist diese Walze hinsichtlich des Aufreißens. Demnach sollten neu produzierte Walzen in kritischen Gerüsten (F0 und F1) verbaut werden und mit zunehmender Einsatzdauer in späteren Gerüsten zum Einsatz kommen. Dies liegt daran, dass das Druckeigenspannungsniveau in Umfangsrichtung zu Beginn des Einsatzes einer Arbeitswalze am geringsten ist und mit jedem Schleifvorgang zunimmt (vgl. Kapitel 5.2.4). Eine Bewertung des Walzmoments bzw. des Walzdrucks wird im Modell bislang nicht berücksichtigt (vgl. Kapitel 3).

Im Prognosemodell wird zur Bewertung der Vorhersage des Walzenaufreißens, die von einem Mitarbeiter detektierte Zundereinwalzung auf dem Band herangezogen. Dafür werden von den Mitarbeitern Echtzeitaufnahmen des Oberflächeninspektionsgeräts, welches sich nach den Fertigerüsten befindet, ausgewertet. Dadurch gehen jedoch einige Informationen verloren, unter anderem, zwischen welchen Gerüsten der Zunder eingewalzt wurde und ob die Zundereinwalzung durch eine aufgerissenen Walze verursacht wurde. Außerdem unterliegt die Einstufung der Stärke des eingewalzten Zunders einer subjektiven Einschätzung eines Mitarbeiters. In weiteren Schritten könnte ein Videoüberwachungssystem zwischen den ersten Gerüsten Abhilfe verschaffen, mit dem auch die Walzenoberflächen überwacht werden und das automatisiert feststellt, ob eine Walze aufgerissen ist.

Zusätzlich könnte berücksichtigt werden, inwiefern der unter normalen Prozessbedingungen gleichmäßiger, abrasiver Verschleiß an der Walzenoberfläche dazu führt, dass eine durch Risse in Karbiden geschädigte oberflächennahe Schicht abgetragen wird, bevor diese zum unerwünschten Aufreißen der Walze führt. Dafür wurden in dieser Arbeit literaturbasierte Studien durchgeführt, mit denen sich das Auftreten dieses Phänomens nach jetzigem Kenntnisstand ausschließen lässt (siehe Anhang C).

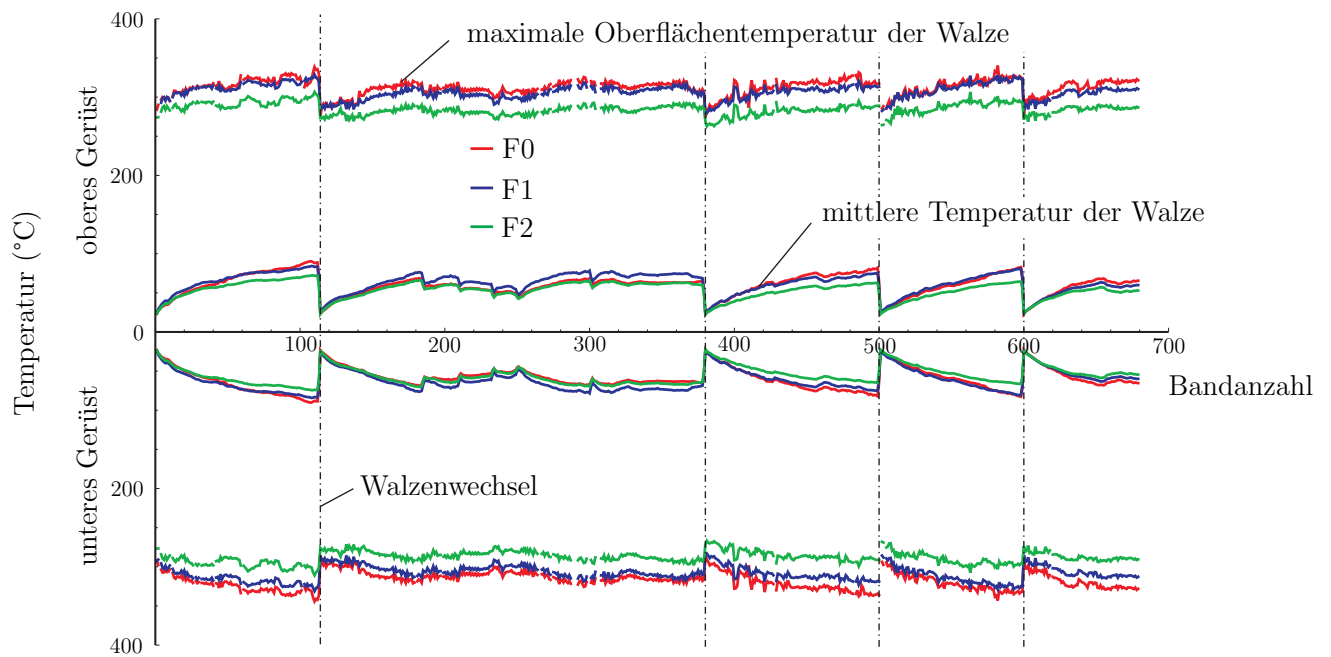


Abbildung 5.12: Auswertung der maximalen Oberflächentemperatur und der mittleren Temperatur der Arbeitswalzen für die ersten drei Gerüste innerhalb von 24 Stunden

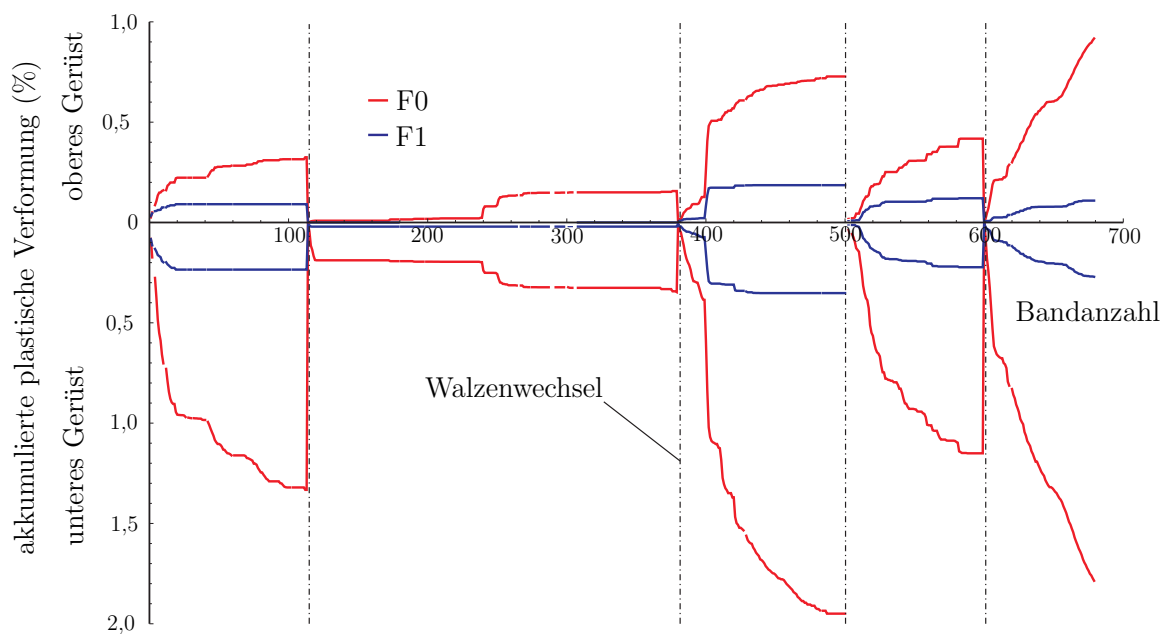


Abbildung 5.13: Auswertung der akkumulierten plastischen Verformung in Umfangsrichtung  $\varepsilon_{pl,akk,\varphi}$  des oberflächennahen Bereichs der Arbeitswalze für die ersten zwei Gerüste innerhalb von 24 Stunden

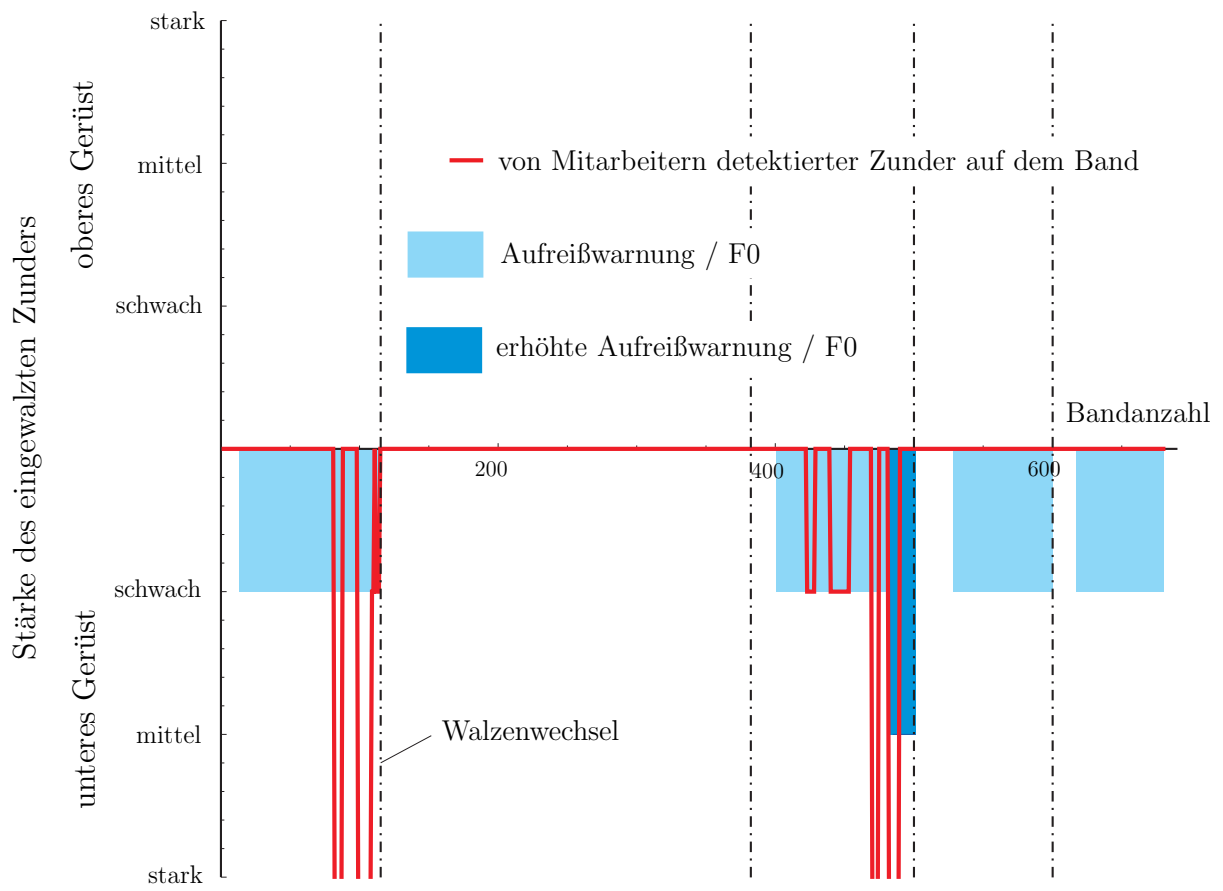


Abbildung 5.14: Auswertung des eingewalzten Zunders im Band und Aufreißprognose für das erste Gerüst innerhalb von 24 Stunden



# Kapitel 6

## Zusammenfassung und Ausblick

### 6.1 Zusammenfassung

Die Kenntnis des Einflusses der mikrostrukturellen und mechanischen Eigenschaften von Walzenwerkstoffen auf die thermomechanisch induzierte Schädigung der Walzenoberfläche stellt einen wesentlichen Aspekt für eine Optimierung des Warmwalzprozesses dar. Die in dieser Arbeit herangezogenen Methoden erlauben eine Analyse der thermomechanischen Vorgänge im oberflächennahen Bereich der Arbeitswalze unter Berücksichtigung experimentell bestimmter Eigenschaften der Walzenwerkstoffe, sowohl makroskopisch, als auch auf Gefügeskala.

Die Mikrostruktur der Walzenwerkstoffe HiCrSG, HiCr und HSS wurde untersucht, die Phasenanteile ihrer Gefügekonstituenten bestimmt und die Größe und das Halbachsenverhältnis von Karbidinklusionen ermittelt. Die geschädigte Oberfläche einer aufgerissenen Hoch-Chrom-Eisen-Arbeitswalze (HiCr) wurde mikroskopisch untersucht. Es konnte gezeigt werden, dass die Tiefe der abgelösten Schicht einer geschädigten Arbeitswalze maximal 50  $\mu\text{m}$  beträgt und dass thermomechanisch induzierte Risse bis zu einer Tiefe von ca. 200  $\mu\text{m}$  auftreten. Es wurde bestimmt, dass die Rauigkeit im aufgerissenen Bereich größer ist, als in nicht aufgerissenen Bereichen. Die beobachtete Schädigung der aufgerissenen Walzensegmente konnte über einen Vergleich mit Mikrostrukturaufnahmen von Proben, welche zuvor in Zug- und Druckversuchen gedehnt bzw. gestaucht wurden, gedeutet werden. Im Weiteren wurden thermophysikalische Kennwerte temperaturabhängig bestimmt. Diese ermittelten Materialkennwerte dienen als Eingabegrößen für analytische und numerische Modelle und waren bis zum jetzigen Zeitpunkt unter Berücksichtigung der Temperaturabhängigkeit in der Literatur nicht zu finden.

Das analytische Modell von FISCHER ET AL. [14] zur Abschätzung thermomechanisch induzierter Spannungen beim Warmwalzen wurde mit einem Konstitutivgesetz zur Beschreibung des elastisch / nichtlinear plastischen Konstitutivverhaltens ergänzt. Zusätzlich wurde das Modell für den instationären Fall (Abbildung mehrerer Walzenumdrehungen) erweitert. Es konnte gezeigt werden, dass die Temperaturdifferenz zwischen Band und Arbeitswalze maßgeblich für thermomechanisch induzierte Spannungen verantwortlich ist. In Parameterstudien konnte ermittelt werden, dass es eine optimale Walzgeschwindigkeit gibt, die zu einer Reduktion dieser Spannungen führt. Dies widerspricht den Beobachtungen von REIP [10], wonach eine Erhöhung der Walzgeschwindigkeit immer zu einer Reduktion der thermomechanisch induzierten Spannungen führe.

In einem numerischen Modell wurden die Vorgänge, die zur thermomechanischen Schädigung der Walzenoberfläche führen, beschrieben. Dafür wurde die Mikrostruktur der Walzenwerkstoffe mittels Voronoï-Tesselierung nachgebildet und in einem FEM-Modell mit mechanischen Randbedingungen beaufschlagt. Damit konnte gezeigt werden, dass thermisch induzierte Spannungsspitzen lokal am Übergang hart/weich (Karbid/Matrix) auftreten. Als Grund für oberflächenparallele Risse in Karbiden konnte das Erhitzen im Walzspalt identifiziert werden. Die Ursachen der geringeren Aufreißneigung von Arbeitswalzen aus HSS konnten begründet werden, indem die Gefügemorphologie von HSS und HiCr nachgebildet und verglichen wurde. Es konnte gezeigt werden, dass in HSS beim Erhitzen im Walzspalt geringere Spannungen in den Karbiden induziert werden als in HiCr. Die implementierten Modelle wurden modifiziert, um in zukünftigen Arbeiten über einen Abgleich mit Experimenten Materialeigenschaften der Gefügekonstituenten ermitteln zu können.

Es wurde ein Prognosemodell vorgestellt, mit dem im Walzwerk in Echtzeit Temperaturen, Spannungen und Verformungen des oberflächennahen Bereichs einer Arbeitswalze abgeschätzt werden können. Dafür wurde das Konstitutivverhalten mit semi-analytischen Gleichungen temperatur- und dehnratenabhängig abgebildet. Um eine Warnung auszugeben, ob eine Arbeitswalze kurz davor ist aufzureißen, wird die thermomechanisch induzierte plastische Verformung des oberflächennahen Bereichs mit einer zuvor – von der Risslänge in Karbiden abhängigen – experimentell bestimmten, kritischen Verformung korreliert. Im Falle des Überschreitens dieser kritischen Verformung (abgeschätzt aus einer kritischen Risslänge) wird eine Aufreißwarnung ausgegeben. Anders als in bisherigen - zumeist statistischen - Modellen [3,10,116] basiert dieses Modell auf physikalischen Abschätzungen.

Die Gesamtheit der Erkenntnisse dieser Arbeit ermöglicht die phänomenologische Deutung der Ursachen des Walzenaufreißens: Abbildung 6.1 zeigt schematisch die Entstehung der Risse in Karbiden und der martensitischen Matrix. Während des Erwärmens der Walzenoberfläche im Walzspalt (1-2) fängt das Material in Umfangs- bzw. Axialrichtung - sofern die Druckfließgrenze überschritten wird - zu fließen an. Die wesentlich härteren und annähernd rein elastischen Karbide werden infolge dessen von der fließenden martensitischen Matrix auf Zug beansprucht. Ist diese Last zu groß, so bricht das Karbid parallel zur Walzenoberfläche. Beim anschließenden Abkühlen der Walzenoberfläche (2-3) wird die martensitische Matrix in Umfangsrichtung auf Zug belastet, da der Walzenkern nun wärmer ist als die Walzenoberfläche und der oberflächennahe Bereich der Arbeitswalze unter Umständen schon verfestigt ist. Sind die daraus resultierenden Zugbeanspruchungen zu groß, können Heißrisse entstehen. Eine weitere Ursache für die Entstehung von Heißrisse sind die im Walzspalt wirkenden Spannungen aufgrund der HERTZ'schen Pressung [10]. Dies ist ein möglicher Grund, weshalb Heißrisse an fast allen Walzen – auch an jenen, die nicht aufgerissen sind und bei denen das Walzenmaterial nachweislich nicht geflossen ist – detektiert werden [9]. Dies bestätigt die in dieser Arbeit formulierte Theorie, wonach vornehmlich gebrochene Karbide – im Zusammenwirken mit ohnehin vorhandenen Heißrisse – zum Aufreißen von Arbeitswalzen führen.

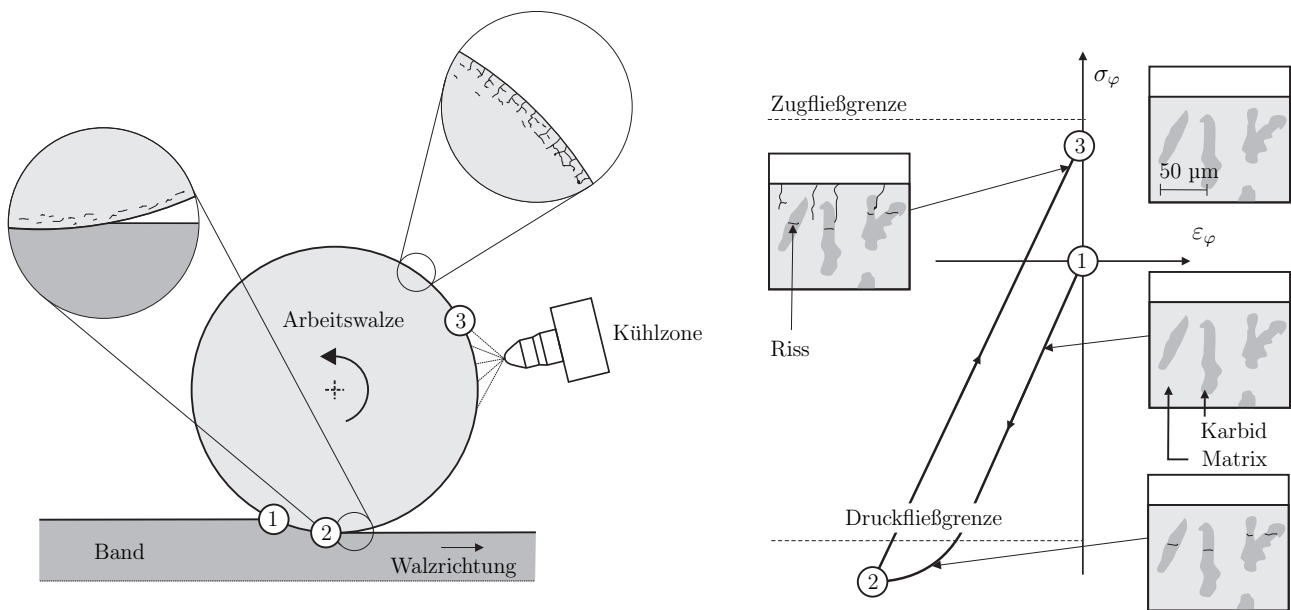


Abbildung 6.1: Schematisch: Bildung von Rissen im oberflächennahen Bereich einer Arbeitswalze durch die Wirkung von Schubspannungen

Abbildung 6.2 (a) zeigt schematisch die Ursachen der Ablösung einer geschädigten Schicht von der Arbeitswalze. Die Ablösung ist auf Schubspannungen, die im Walzspalt aufgrund des Schlupfes zwischen Band und Arbeitswalze wirken, zurückzuführen. Dies führt lokal zu einer Veränderung der Reibverhältnisse im Walzspalt (siehe Abbildung 6.2 (b)), wodurch Zunder, der sich auf dem Walzgut befindet, ungleichmäßig vom Band abgelöst wird und in weiteren Gerüsten eingewalzt wird.

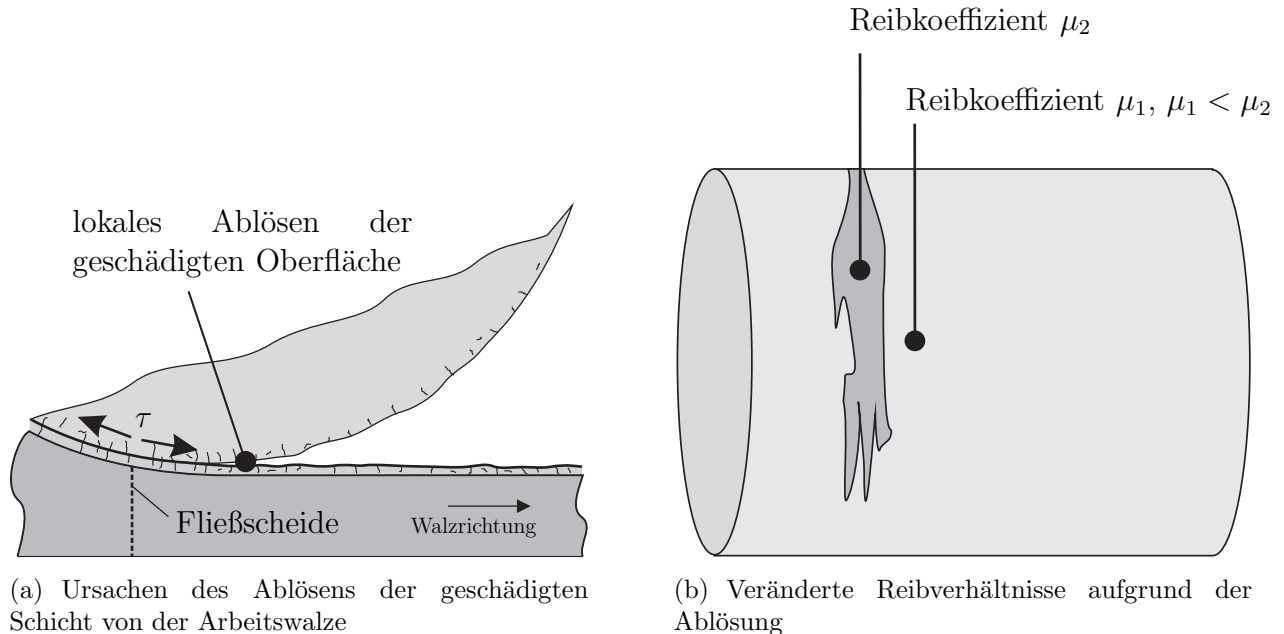


Abbildung 6.2: Schematisch: Ablösung einer geschädigten Schicht von der Arbeitswalze

Die Erkenntnisse dieser Arbeit können herangezogen werden, um Maßnahmen zur Vermeidung des Walzenaufreißens vorzuschlagen:

Durch eine Reduktion des Schlupfes im Walzspalt könnten die dort wirkenden Schubspannungen reduziert werden, die zum Ablösen der geschädigten, oberflächennahen Schicht führen. Dies kann beispielsweise durch eine Verminderung der Stichabnahme realisiert werden. Zusätzlich wäre durch die Verminderung der Stichabnahme auch die Kontaktzeit zwischen Band und Arbeitswalze geringer, was zu einer Reduktion der eingebrachten Wärme führen würde. Eine weitere Maßnahme, welche in Japan seit annähernd 20 Jahren zum Einsatz kommt, ist die Verwendung der Walzspaltschmierung<sup>1</sup>, welche zu einer Reduktion des Wärmeübergangs und des Reibkoeffizienten im Walzspalt führt [47]. Zusätzlich kann die Differenz der maximalen Oberflächentemperatur der Arbeitswalze zur mittleren Walzentemperatur, welche der Grund

<sup>1</sup>So beschreiben KAWALLA ET AL. [47], dass „die Walzspaltschmierung zu einer deutlichen Verbesserung der Oberflächenqualität des Warmbands führt. Speziell das Auftreten von Einwalzunder kann aufgrund der Reduzierung der Reibung zwischen der Arbeitswalze und der Zunderschicht vermindert werden“.

für thermomechanisch induzierte Spannungen ist, durch eine Optimierung der Bandkühlung verringert werden. Eine niedrigere Bandoberflächentemperatur führt zu einer Minderung der Oberflächentemperatur der Walze. Dabei sollte die Bandunterseite mit einer größeren Wassermenge beaufschlagt werden, da sich auf der Unterseite des Bandes ein Wärmestau bildet [8]. Jedoch führt die Kühlung des Bandes auch zu einer Zunahme der Festigkeit des Walzguts, was hinsichtlich des Verschleißes der Arbeitswalzen berücksichtigt werden muss.

Durch eine Optimierung der Walzenkühlung kann dem Aufreißen von Arbeitswalzen entgegen gewirkt werden. So führt beispielsweise eine zu starke Kühlung der Walze zu einer Zunahme der Temperaturdifferenz innerhalb der Walze und folglich auch der thermomechanisch induzierten Spannungen.

Wie in Kapitel 3 gezeigt, kann entsprechend der vorherrschenden Rahmenbedingungen im Walzwerk eine optimale Walzgeschwindigkeit gefunden werden, bei der die plastische Verformung des oberflächennahen Bereichs und folglich die Aufreißgefahr für eine Arbeitswalze reduziert wird (siehe Anhang B).

Im Walzprogramm – das ist die geplante Abfolge der Bänder – sollten zu Beginn kühlere Bänder gewalzt werden, um die Walze kontrolliert auf Betriebstemperatur zu bringen. In diesem Zusammenhang sei auch die Möglichkeit des Vorwärmens der Arbeitswalzen vor deren Einsatz zu erwähnen (zumindest in den kritischen Gerüsten).

Gemäß den Beobachtungen aus Kapitel 4.2.2 scheint die Verwendung von Arbeitswalzen aus HSS die Aufreißhäufigkeit im Walzwerk zu reduzieren, da thermomechanisch induzierte Spannungsspitzen in der Mikrostruktur durch die fein verteilten Karbide – im Vergleich zu den wesentlich größeren Karbidkonglomeraten in HiCr – gesenkt werden. Ebenso empfiehlt sich in den vorderen Gerüsten die Verwendung neuer Arbeitswalzen, die noch nicht oft überschliffen wurden (vgl. Kapitel 5.2.4). Dies begründet sich mit den fertigungsbedingten Druckeigenspannungen im oberflächennahen Bereich der Arbeitswalze, welche mit jedem Schleifvorgang zunehmen und – je höher diese sind – in Kombination mit den thermomechanisch induzierten Druckspannungen zu einem vorzeitigen Fließen des Walzenmaterials und folglich zur Rissbildung in Karbiden führen.

Stichpunktartig zusammengefasst sind die wichtigsten Erkenntnisse bzw. Studien dieser Arbeit:

- Untersuchung der Häufigkeit und Anordnung von thermomechanisch induzierten Rissen in der Mikrostruktur
- Mikroskopische Untersuchung einer aufgerissenen Walze
- Detaillierte mechanische und thermophysikalische Charakterisierung der Werkstoffe HiCr, HiCrSG und HSS
- Identifikation der Entstehungsursachen von Rissen mit Hilfe von Ersatzexperimenten (Zug- und Druckversuche)
- Erweiterung des Ansatzes von FISCHER ET AL. [14] für den instationären Fall und Beschreibung des elastisch / nichtlinear plastischen Materialverhaltens
- Auswertung thermomechanisch induzierter Lastspitzen in der Mikrostruktur (FEM)
- Bewertung des Einflusses der Mikromorphologie von Walzenwerkstoffen auf das Aufreißverhalten und Deutung der Ursachen der geringeren Aufreißanfälligkeit von HSS-Walzen
- Entwicklung eines physikalisch basierten Modells zur Prognose des Walzenaufreißens in Warmwalzwerken

## 6.2 Ausblick

Im Zuge dieser Arbeit ergaben sich Fragestellungen, die in weiteren Arbeiten geklärt werden könnten. Diese sind beispielsweise:

- **Erweiterung des Prognosemodells:** Das in dieser Arbeit vorgestellte Prognosemodell könnte erweitert werden, um den abrasiven Verschleiß und dessen Einfluss auf die geschädigte Walzenoberfläche unter Berücksichtigung der mechanischen, chemischen und thermophysikalischen Eigenschaften des Walzguts abzuschätzen (siehe Anhang C). So konnte beispielsweise im Walzwerk beobachtet werden, dass Bänder mit hohem Siliziumgehalt den abrasiven Verschleiß an den Arbeitswalzen erhöhen [8]. Als Ausgangspunkt für diese Studien könnten die Arbeiten von PELLIZZARI ET AL. [52] und CARVALHO ET AL. [58] herangezogen werden. Zusätzlich könnte im Prognosemodell die Bildung des Zunders auf dem Band berücksichtigt werden, beispielsweise durch eine Bewertung der Dicke der Zunderschicht und deren Härte vor dem Eintritt in den Walzspalt. Im Walzwerk wurde beispielsweise beobachtet, dass Bänder mit Begleitelementen wie Schwefel öfter eingewalztem Zunder aufweisen, da die Zunderschicht auf diesen Bändern stärker anwächst [8]. Dabei können Arbeiten, so wie beispielsweise FILATOV [48] oder JOOS ET AL. [45] als Ausgangspunkt verwendet werden.
- **FEM-Modelle:** Es könnte ein mechanisches Modell entwickelt werden, das – unter Verwendung hinreichend feiner Diskretisierung des oberflächennahen Bereichs der Arbeitswalze – die komplette Arbeitswalze unter Berücksichtigung der Mikrostruktur abbildet. Dies könnte beispielsweise über eine Multiskalen-Kopplung realisiert werden, wobei nur die Mikrostruktur des Mantels dargestellt werden könnte und der Kern als verwischtes Kontinuum. Damit könnte etwa die Entwicklung der Eigenspannungen ( $\sigma_{r,\text{Mantel}}(R)$ ) in der Arbeitswalze und deren Auswirkung auf lokale Spannungen in der Mikrostruktur des Mantels diskutiert werden. Zusätzlich könnte der in Kapitel 4.3 vorgestellte Ansatz zur Identifikation mechanischer Kennwerte der Gefügekonstituenten erweitert werden, um über einen Abgleich mit experimentell erhobenen (makroskopischen) Materialdaten das Konstitutivverhalten der Konstituenten genauer abzuschätzen.
- **Durchführung von zyklischen Versuchen bei erhöhten Temperaturen:** Es wäre denkbar, zyklische mechanische Versuche bei erhöhten Temperaturen (bis 500 °C) durchzuführen, um das Schädigungs- und Verfestigungsverhalten bei diesen Temperaturen zu

bewerten. Zusätzlich könnte festgestellt werden, wieviele Lastwechsel die unterschiedlichen Walzenwerkstoffe bei erhöhter Temperatur und vorgegebener Maximaldrucklast ertragen.



# Anhang A

## Form und Größe von Karbiden in HiCrSG, HiCr und HSS

Die Halbachsenverhältnisse der Karbide ( $\frac{a}{b}$ ) und deren Fläche ( $A$ ) werden experimentell mit Hilfe der in Kapitel 2.1 angefertigten Gefügebilder bestimmt. Die Halbachsenverhältnisse der Karbide (Inklusionen) werden automatisiert mit der Bildbearbeitungssoftware *ImageJ* [61] über den FERET-Durchmesser ermittelt (siehe Abbildung A.1). Verwendet werden dafür der minimale ( $D_{\text{Ferret,min}}$ ) und maximale ( $D_{\text{Ferret,max}}$ ) FERET-Durchmesser.

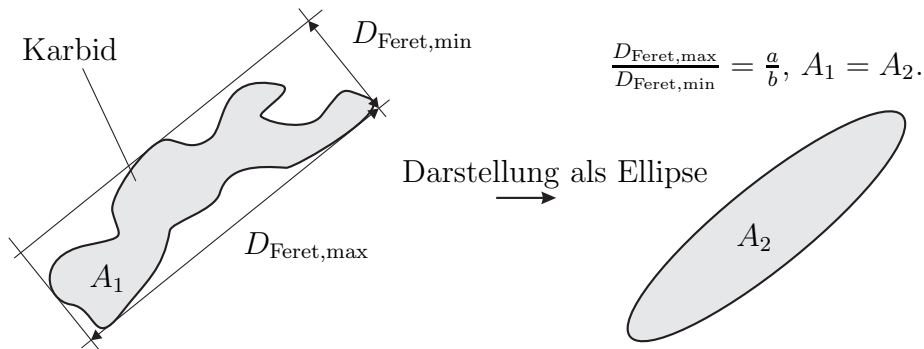


Abbildung A.1: Bestimmung des minimalen und maximalen FERET-Durchmessers [61]

Abbildung A.2 zeigt die Achsverhältnisse aufgetragen über die Karbidfläche (exemplarisch für HSS). Dafür wurden Gefügebilder mit einer Gesamtfläche von  $1000 \times 1000 \mu\text{m}^2$  ausgewertet. Im statistischen Mittel ergibt sich eine Gerade mit geringer Steigung (auch bei den hier nicht abgebildeten Werkstoffen HiCr und HiCrSG). Dies bedeutet, dass große Karbide ein größeres Achsverhältnis besitzen als kleine Karbide. Dieses Erkenntnis ist für die Bewertung mikrostrukturell auftretender Spannungen wichtig, da kleine, runde Karbide durch die betriebsbedingten

mechanischen und thermischen Randbedingungen beim Warmwalzen weniger belastet werden als große (und längliche) Karbide (vgl. Kapitel 4).

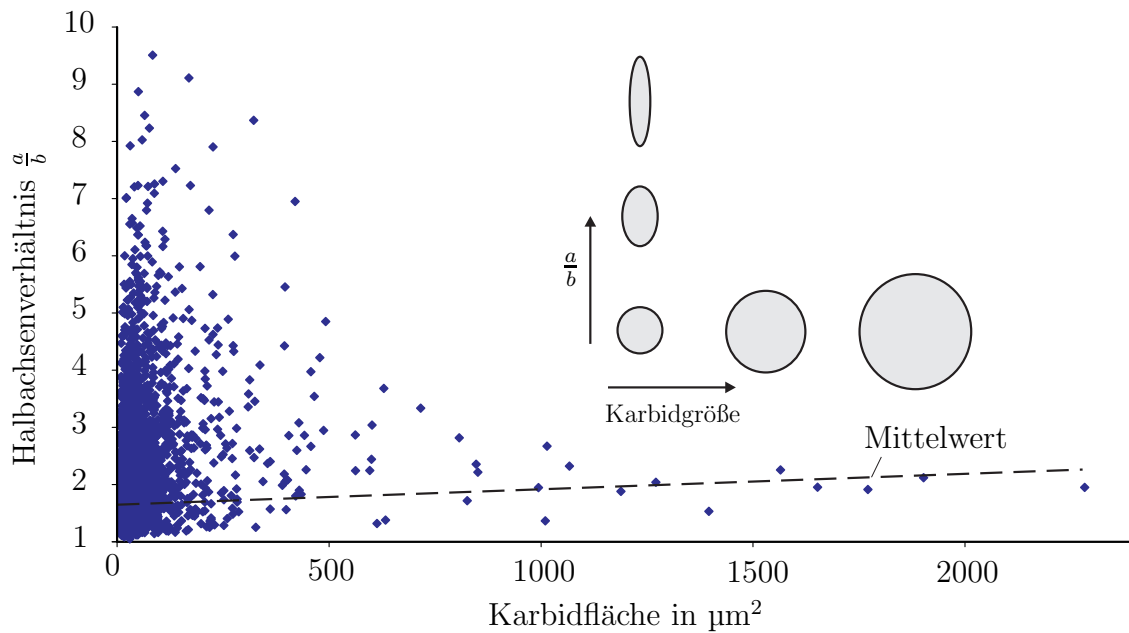
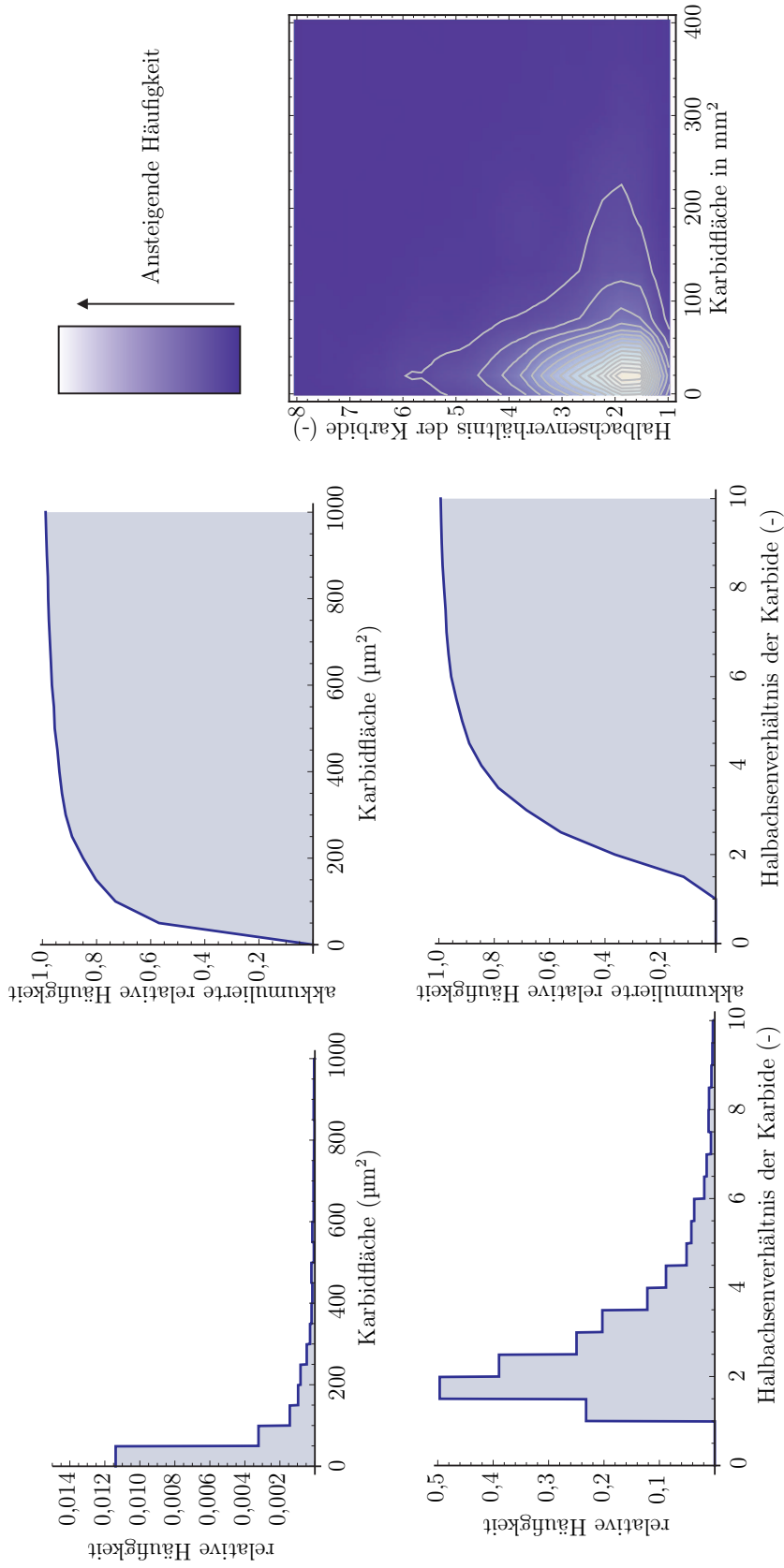


Abbildung A.2: Zusammenhang zwischen Achsenverhältnis und Karbidfläche, exemplarisch für HSS, ca. 5000 ausgewertete Karbide

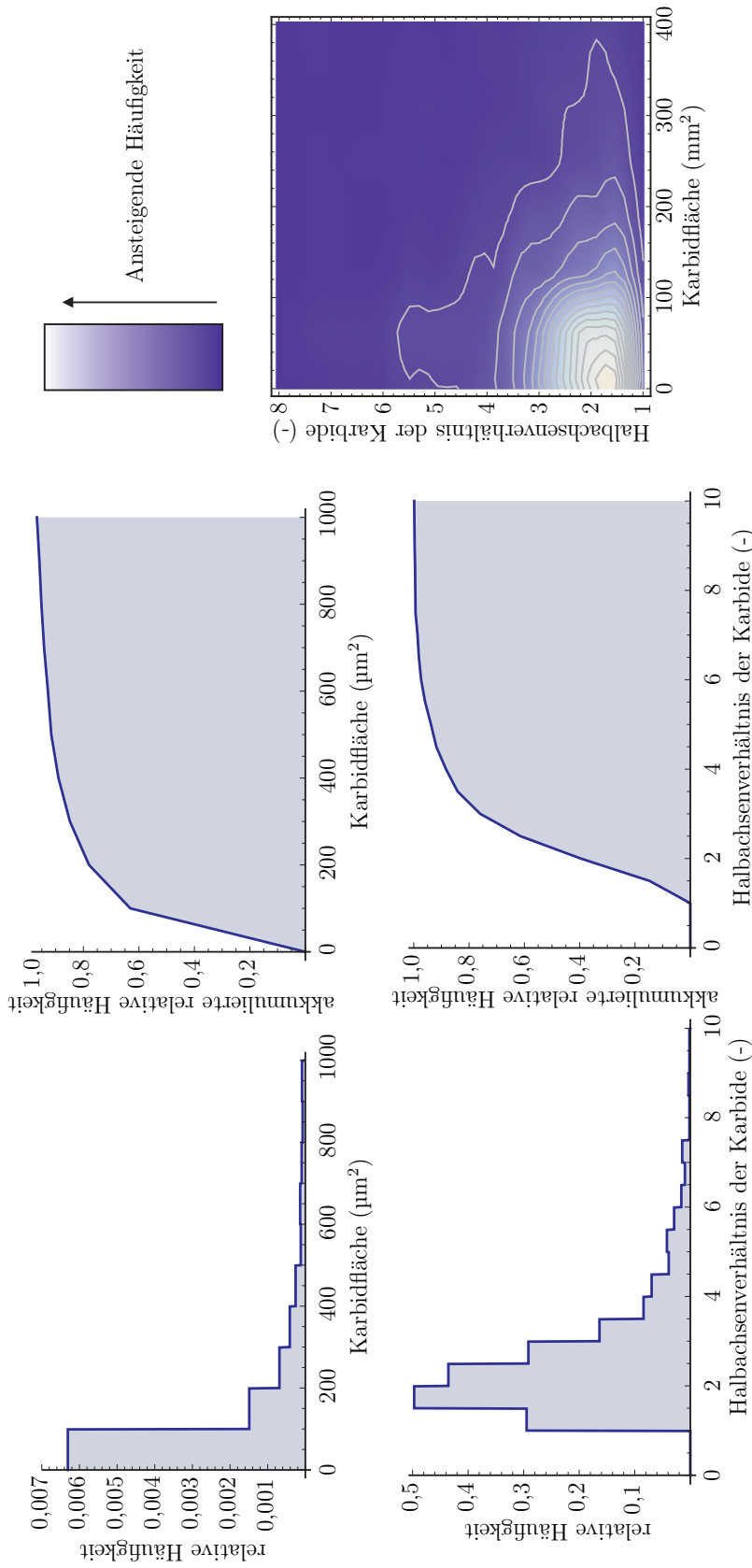
AL-OSTAZ ET AL. [125] schlagen für eine mathematische Abschätzung der Größenverteilungen von Inklusionen in einer Matrix die logarithmische Normalverteilung vor. Weitere Funktionen wie die Weibull-, Peterson- oder Betaverteilung – ebenfalls vorgeschlagen von AL-OSTAZ ET AL. [125] – bilden Alternativen, falls mit der logarithmischen Normalverteilung keine hinreichend genaue Übereinstimmung mit Messergebnissen erzielt werden kann. Da in dieser Arbeit mit keiner der vorgeschlagenen Verteilungen eine zufriedenstellende Übereinstimmung erzielt wurde, erschien die Verwendung von Histogrammverteilungen, die in *Mathematica* [62] implementiert sind, am geeignetsten. *Mathematica* [62] bietet hierfür die Möglichkeit große Datenmengen in sogenannten *HistogramDistributions* umzuwandeln. Dafür werden alle Karbide eines Gefügebildes hinsichtlich ihrer Fläche und ihrer FERET-Durchmesser automatisch einem bestimmten Wertebereichen zugeordnet. Anschließend wird automatisiert, durch Dividieren der Gesamtkarbidanzahl, die Wahrscheinlichkeit eines Wertebereichs errechnet. Abbildungen A.3, A.4 und A.5 zeigen die ausgewerteten Histogramme der drei untersuchten Werkstoffe (jeweils ca. 5000 ausgewertete Karbide).



(a) Histogramme für die Verteilung der Flächen und der Halbachsenverhältnisse der Karbide: Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion (PDF: probability density function) und kumulierte Dichtefunktion (CDF: cumulative density function)

(b) Häufigkeitsverteilung der Karbidfläche aufgetragen über dem Halbachsenverhältnis der Karbide

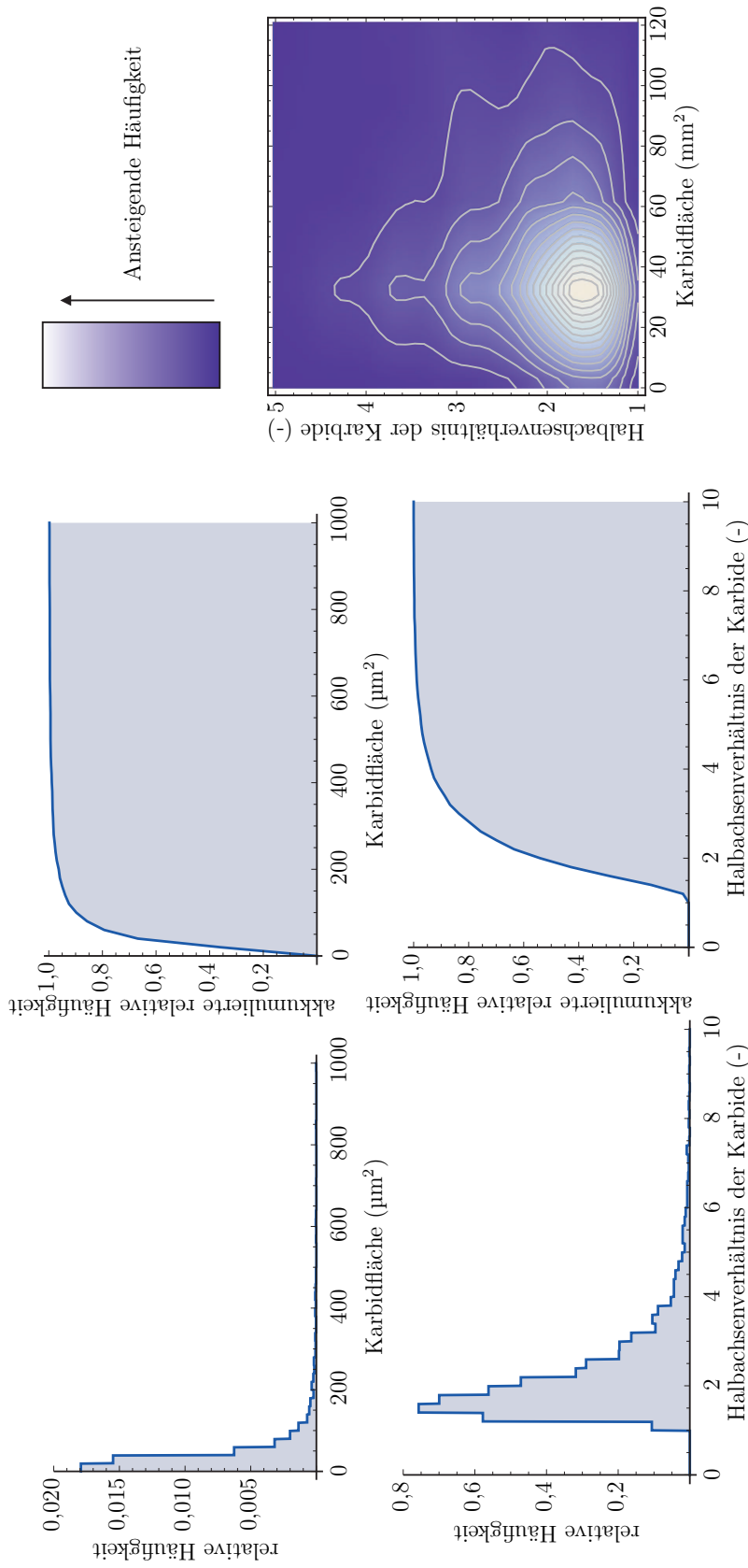
Abbildung A.3: Auswertung stereologischer Größen von HiCrSG, ca. 5000 ausgewertete Karbide



(a) Histogramme für die Verteilung der Flächen und der Halbachsenverhältnisse der Karbide: Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion (PDF: probability density function) und kumulierte Dichtefunktion (CDF: cumulative density function)

(b) Häufigkeitsverteilung der Karbidfläche aufgetragen über dem Halbachsenverhältnis der Karbide

Abbildung A.4: Auswertung stereologischer Größen von HiCr, ca. 5000 ausgewertete Karbide



(a) Histogramme für die Verteilung der Flächen und der Halbachsenverhältnisse der Karbide: Wahrscheinlichkeitsdichtefunktion (PDF: probability density function) und kumulierte Dichtefunktion (CDF: cumulative density function)  
 (b) Häufigkeitsverteilung der Karbidfläche aufgetragen über dem Halbachsenverhältnis der Karbide

Abbildung A.5: Auswertung stereologischer Größen von HSS, ca. 5000 ausgewertete Karbide



# Anhang B

## Diskussion zum Einfluss der Walzgeschwindigkeit auf die plastische Dehnung

Im Modell zur Abschätzung thermomechanisch induzierter Spannungen (siehe Kapitel 3) wird gezeigt, dass eine Erhöhung der Walzgeschwindigkeit bei der Betrachtung mehrerer Umdrehungen nicht zwingend zu einer Reduktion der plastischen Verformung des oberflächennahen Bereichs der Arbeitswalze führt (vgl. Abbildung 3.12).

Zur Bewertung dieser Beobachtung werden exemplarisch zwei Umfangsgeschwindigkeiten der Walze miteinander verglichen:  $v_1 = 1 \text{ m/s}$  und  $v_2 = 4 \text{ m/s}$ , wobei vereinfachend nur die akkumulierte plastische Verformung in Folge der thermisch induzierten Druckbelastung bewertet wird. Die Gleichungen zur Abschätzung der Temperaturen und Spannungen werden wie in Kapitel 3 gewählt.

Abbildungen B.1 und B.2 zeigen die Entwicklung der mittleren Temperatur und der maximalen Oberflächentemperatur der Walze<sup>1</sup> bzw. die Differenz dieser Temperaturen für 100 Umdrehungen. Im vorliegenden Beispiel nimmt diese Temperaturdifferenz für  $v_1$  stärker ab als für  $v_2$  (siehe Abbildung B.2). Dies hat zur Folge, dass die Temperaturdifferenz ab der achten Umdrehung für  $v_2$  größer ist als für  $v_1$ . Zwar wird bei  $v_2$  am Ende des Walzspalts immer eine geringere maximale Oberflächentemperatur erreicht, jedoch steigt die mittlere Walzentemperatur geringer an als bei  $v_1$ , da sich die Walze durch den geringeren Wärmeeintrag in Folge der geringeren

---

<sup>1</sup>Diese tritt am Ende des Walzspalts auf.

Kontaktzeit im Walzspalt weniger erwärmt hat (siehe Abbildung B.1).

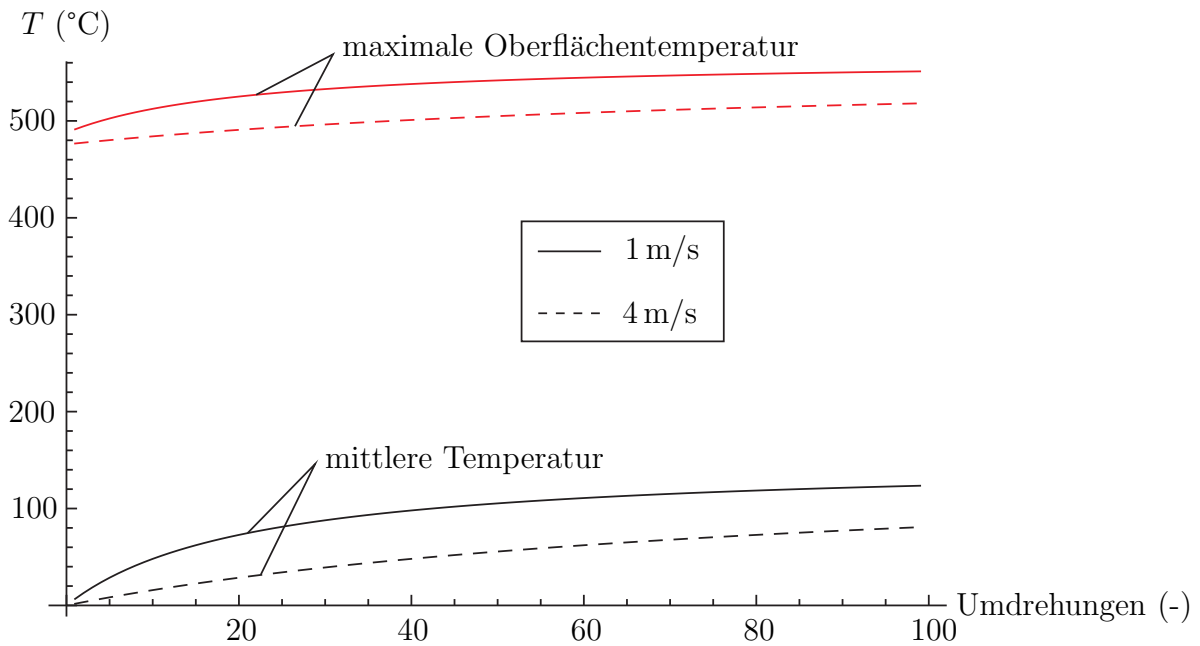


Abbildung B.1: Entwicklung der mittleren Temperatur und der maximalen Oberflächentemperatur der Walze für 100 Umdrehungen ( $v_1 = 1\text{ m/s}$ ,  $v_2 = 4\text{ m/s}$ )

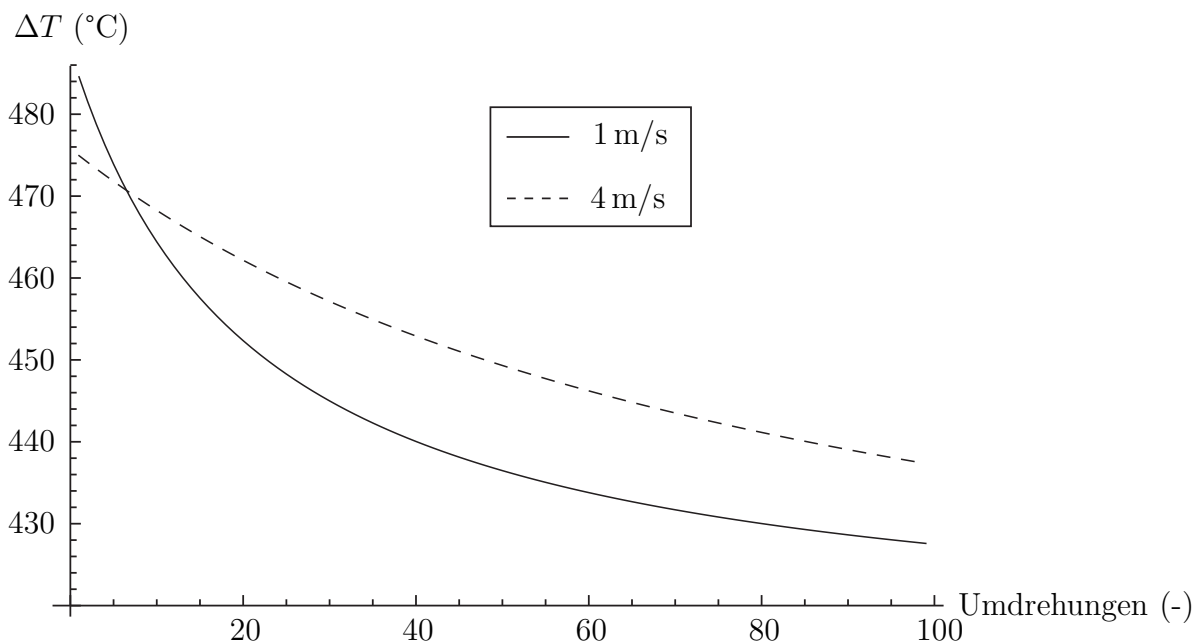


Abbildung B.2: Entwicklung der Temperaturdifferenz zwischen mittleren Temperatur und der maximalen Oberflächentemperatur der Walze für 100 Umdrehungen ( $v_1 = 1\text{ m/s}$ ,  $v_2 = 4\text{ m/s}$ )

Die thermische Dehnung des oberflächennahen Bereichs der Walze wird im Modell mit Gleichung (3.25) abgeschätzt. Im linear-elastischen Fall wird die Spannung in Umfangsrichtung entsprechend Gleichung (3.27) errechnet. Wird die Fließspannung des Materials überschritten,



wird bewertet, wie stark das Material verfestigt (Gleichungen (3.28) bis (3.34)). Zusätzlich wird die thermische Entfestigung des Walzenmaterials (vgl. Abbildung 3.10) berücksichtigt, was dazu führt, dass das Material nach der ersten Umdrehung trotz vorangegangener Verfestigung und Abnahme der Differenz zwischen maximaler Oberflächentemperatur und mittlerer Temperatur der Walze bei weiteren Umdrehung die Fließspannung überschreiten kann. Die akkumulierte plastische Verformung (siehe Gleichung 3.35, in dieser Fallstudie:  $\varepsilon_{\text{pl},Z,\varphi,i} = 0$ ) ist in Abbildung B.3 dargestellt. Etwa ab der 20. Umdrehung ist diese für  $v_2$  größer als für  $v_1$ . Bei Betrachtung von Abbildung B.1 fällt auf, dass der Anstieg der maximalen Oberflächentemperatur etwa bis zur 20. Umdrehung für  $v_1$  größer ist als für  $v_2$ . Dies führt, dass die thermische Entfestigung für  $v_1$  bis zur 20. Umdrehung stärker zunimmt als für  $v_2$ , wodurch  $v_1$  zu Beginn stärker verfestigt als  $v_2$ . Dies bewirkt im vorliegenden Beispiel, dass das Walzenmaterial bei  $v_1$  bis zur 55. Umdrehung und bei  $v_2$  bis zur 60. Umdrehung plastisch fließt (siehe Abbildung B.3).

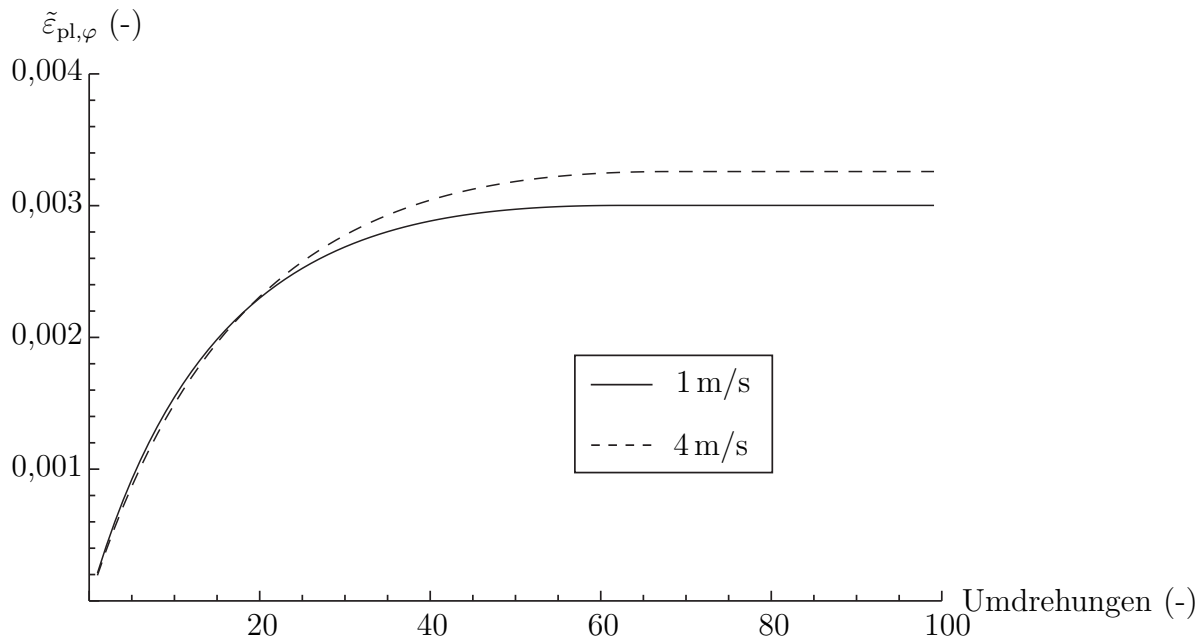


Abbildung B.3: Akkumulierte plastische Verformung in Umfangsrichtung der Walze für 100 Umdrehungen ( $v_1 = 1 \text{ m/s}$ ,  $v_2 = 4 \text{ m/s}$ )

Die Beobachtungen in der vorliegenden Fallstudie lassen sich auf zwei Punkte zurückführen:

- Die Differenz zwischen der mittleren Temperatur und der maximalen Oberflächentemperatur bei  $v_1$  nimmt im Vergleich zu  $v_2$  über mehrere Umdrehungen stärker ab.
- Die Ausprägung der Temperaturabhängigkeit der Fließkurve und die aus den vorangegangenen Umdrehungen resultierende Verfestigung beeinflussen maßgeblich, ob eine geringere Walzgeschwindigkeit zu einer geringeren akkumulierten plastischen Verformung

führt. Modifikationen der Fließkurve – beispielsweise durch Vernachlässigen der Temperaturabhängigkeit – führen dazu, dass die beschriebenen Beobachtungen nicht mehr gemacht werden.

Die geringere Zunahme der mittleren Walzentemperatur bei der höheren Walzengeschwindigkeit ist nicht nur auf den geringeren Wärmeeintrag im Walzspalt zurückzuführen, sondern auch auf die modellhafte Vorstellung, wonach am Ende der Kühlzone immer Kühlmitteltemperatur erreicht wird (vgl. FISCHER ET AL. [14] und Kapitel 3). Das bedeutet, dass im Modell nicht berücksichtigt wird, dass die Wärmemenge, die durch die Kühlung aus der Walze transportiert wird bei höherer Walzgeschwindigkeit geringer ist. Zwar sind die Beobachtungen, die mit dem Modell gemacht werden, plausibel, sollten aber im realen Walzbetrieb verifiziert werden.

# Anhang C

## Bewertung des abrasiven Verschleißes

Eine Erweiterung des Prognosemodells aus Kapitel 5 scheint sinnvoll, da angenommen werden kann, dass verfestigte/geschädigte Bereiche an der Walzenoberfläche durch den abrasiven Verschleiß abgetragen werden, bevor diese beim Aufreißen der Walze ungleichmäßig abgelöst werden. Dafür werden verschiedene Verschleißmodelle untersucht und eine Bewertung des Materialabtrags durchgeführt. Die vorgestellten Gleichungen beziehen sich auf die von den Autoren verwendeten Proben- bzw. Walzengeometrien. Für einen Gesamtvergleich der Ansätze miteinander, werden diese daher auf eine Walze (Zylinder) mit dem Durchmesser 1 m und der Länge 2 m umgerechnet und die radiale Abnahme des Walzenradius bewertet. Dies ist erforderlich, da die verschiedenen Autoren unterschiedliche Größen zur Bewertung des Verschleißes heranziehen.

PELLIZARI ET AL. [52] bilden den Materialabtrag beim Warmwalzen mit Hilfe eines Ersatzexperiments ab. Sie verwenden eine rotierende Scheibe aus C40 ( $T = 700^\circ\text{C}$ ), die in Kontakt mit einer zweiten rotierenden Scheibe aus HiCr bzw. HSS ist. Die Abmaße der Scheibe aus HSS bzw. HiCr sind Radius = 20 mm und Höhe = 10 mm.

Der Verschleiß  $\Pi_{\text{Pellizari}}$  in g (Bewertung der Gewichtsabnahme) ergibt sich zu

$$\Pi_{\text{Pellizari,HSS}}(L) = 2,25 \cdot 10^{-5} \cdot L \quad (\text{C.1})$$

und

$$\Pi_{\text{Pellizari,HiCr}}(L) = 4,4 \cdot 10^{-5} \cdot L, \quad (\text{C.2})$$

wobei  $L$  die gewalzte Bandlänge in m ist.

LIUJIE ET AL. [126] führen ein Experiment an einem Hohlzylinder mit dem Außenradius = 0,5 m und der Höhe = 10 mm durch. Für HSS ermitteln sie

$$\Pi_{\text{LiuJie,HSS}}(n) = 0,002 \cdot n - 56,75 \quad (\text{C.3})$$

und für HiCr-Eisen

$$\Pi_{\text{LiuJie,HiCr}}(n) = 0,0085 \cdot n - 103,36, \quad (\text{C.4})$$

wobei  $\Pi_{\text{LiuJie}}$  der Verschleiß in mg (Bewertung der Gewichtsabnahme) und  $n$  die Anzahl der Umdrehungen sind.

TAHIR ET AL. [112] schlagen zwei Modelle vor, um den Verschleiß (Materialabtrag) zu errechnen. Diese Modelle liefern eine relativ hohe Übereinstimmung zwischen gemessenem und simuliertem Materialabtrag, setzen aber eine Vielzahl von Ausgleichsparametern voraus. Diese sind abhängig von der Paarung Walzgut / Arbeitswalze und müssen bekannt sein. Da es sich dabei um viele und schwer ermittelbare Größen handelt, ist dieser Ansatz für die Verwendung in einem Prognosemodell zur Vorhersage des Walzenaufreißens, wie es in Kapitel 5 vorgeschlagen wird, nicht geeignet.

Abbildung C.1 zeigt den Verschleiß (hier: radiale Abnahme des Walzenradius) aufgetragen über die gewalzte Länge<sup>1</sup>. Für die Darstellung der Ergebnisse von TAHIR ET AL. [112] wurden jeweils zwei Messpunkte für HiCr und HSS verwendet und mit einer Geraden, die durch den Nullpunkt führt, genähert. Zusätzlich zeigt Abbildung C.2 den gemessenen Walzenverschleiß in den ersten sechs Gerüsten nach TAHIR [113]. Es zeigt sich, dass der Verschleiß (Materialabtrag) in den ersten drei Gerüsten nach einer Walzenreise, das entspricht in der Regel 50 bis 150 gewalzten Bändern, nicht 100  $\mu\text{m}$  überschreitet und dass der Materialabtrag mit steigender Gerüstnummer zunimmt. Diese Zunahme des Verschleißes lässt sich, neben der Verwendung anderer Walzenwerkstoffe, auf zwei weitere Ursachen zurückführen:

- Durch die Dickenreduktion im Walzspalt wird das Band nach jedem Gerüst länger. Dies führt zu einer Zunahme der gewalzten Bandlänge in den hinteren Gerüsten.

---

<sup>1</sup>Die Ergebnisse der vorgestellten Modelle werden – damit sie verglichen werden können – auf eine Arbeitswalze mit den Abmaßen  $\varnothing$  1 m und Länge 2 m umgerechnet:  $\Delta m = \rho \cdot \Delta V = \rho \cdot (r^2 - (r - \Delta r)^2) \cdot \pi \cdot b = \rho \cdot \Delta r \cdot (2r - \Delta r) \cdot \pi \cdot b$ .

- Die Duktilität des Bandes nimmt durch das Absinken der Oberflächentemperatur des Bandes in den hinteren Gerüsten ab. Dies führt zu einer Zunahme der Bandhärte und der erforderlichen Walzdrücke bei vorgegebener Stichabnahme.

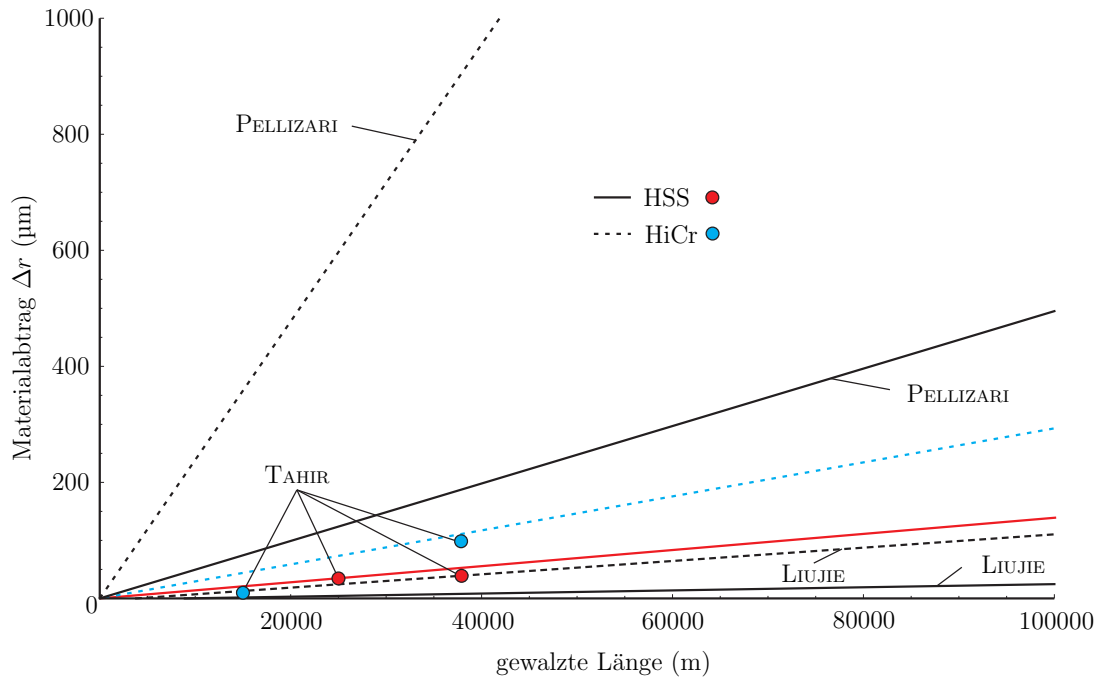


Abbildung C.1: Verschleiß (hier: Materialabtrag  $\Delta r$  in  $\mu\text{m}$ ) über gewalzte Länge in m [52,112, 126], exemplarisch für eine Walzengeometrie von  $\varnothing$  1 m und Länge 2 m

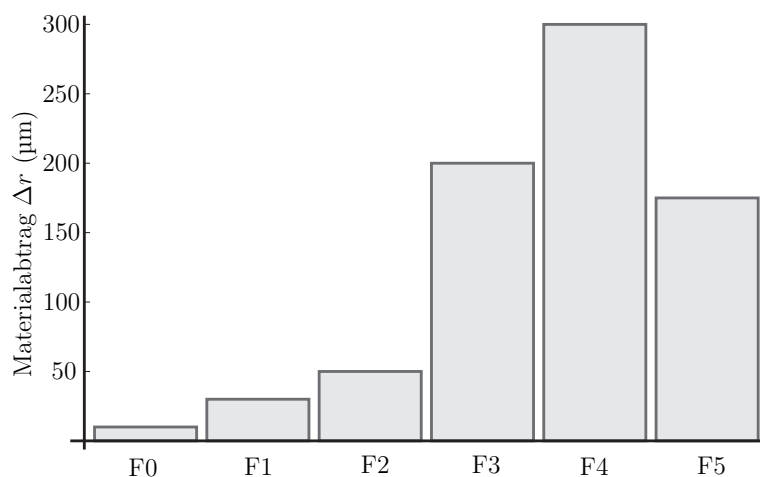


Abbildung C.2: Von TAHIR [113] gemessener Walzenverschleiß in den ersten sechs Gerüsten nach ca. 100 Bändern, F0-F2: HSS, F3-F5: HiCr bzw. Gusseisen

Der Vollständigkeit halber seien noch die Arbeit von JONSSON [127] zu erwähnen, die sich mit dem Verschleiß aufgrund der thermischen Krone (Ausbauchen der Walze) beschäftigt, die Arbeit von GARZA-MONTES-DE-OCA ET AL. [128], in der von einer starken Abhängigkeit des Verschleißes von der Wasserkühlung berichtet wird, und die Arbeit von FITZPATRICK ET AL. [129], in der ein Zusammenhang des Verschleißes (Materialabtrag) mit dem Kontaktdruck und der dynamischen Viskosität des Schmiermittels hergestellt wird.

Der Materialabtrag (siehe Abbildung C.2) an den Arbeitswalzen ist (vor allem in den ersten Gerüsten) sehr gering im Verhältnis zur Tiefe der plastischen Zone (ca. 200  $\mu\text{m}$ , vgl. Kapitel 2.1). Nach Auffassung des Autors ist der abrasive Materialabtrag im Zusammenhang mit dem Prognosemodell vernachlässigbar, könnte aber in weiteren Versionen berücksichtigt werden. Denkbar wäre beispielsweise die plastische Verformung in Tiefenrichtung auszuwerten und dem kontinuierlichen Verschleiß gegenüberzustellen. Dafür bilden die hier vorgestellten Ansätze eine gute Grundlage.

# Literaturverzeichnis

- [1] S. Kalpakjian, S. R. Schmid, E. Werner: *Werkstofftechnik*. Pearson, 5. Auflage, (2011).
- [2] DIN 8582: *Fertigungsverfahren Umformen*. Beuth Verlag, Berlin, (2003).
- [3] G. Walmag, R. J. Skoczynski, J. P. Breyer: Improvement of the work roll performance on the hot strip mill at Iscor Vanderbijlpark. *La Revue de Metallurgie-CIT*, 295–304, (2001).
- [4] World Steel Association: [http://www.stahl-online.de/english/linke\\_Navigation/Steel\\_in\\_Figures/\\_documents/Steel\\_production\\_in\\_the\\_Word.pdf](http://www.stahl-online.de/english/linke_Navigation/Steel_in_Figures/_documents/Steel_production_in_the_Word.pdf), gefunden am 20.1.2012
- [5] K.H. Weber: *Grundlagen des Bandwalzens*. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, (1973).
- [6] DIN EN 10079: *Begriffsbestimmungen für Stahlerzeugnisse*. Beuth Verlag, Berlin, (2007).
- [7] DIN EN 10051: *Kontinuierlich warmgewalztes Band und Blech abgelängt aus Warmbreitband aus unlegierten und legierten Stählen - Grenzabmaße und Formtoleranzen*. Beuth Verlag, Berlin, (2010).
- [8] voestalpine Stahl GmbH: *Vorlesung Hüttenwesen: Walzen*. Technischer Bericht, voestalpine intern, (2010).
- [9] V. B. Ginzburg: *Flat-rolled steel processes: advanced technologies*, CRC Press, Taylor & Francis Group, 1. Auflage, (2009).
- [10] T. Reip: *Thermomechanische Schädigung von Arbeitswalzen in Warmbreitbandstraßen*. Dissertation, Technische Universität München, (2006).
- [11] O. Pawelski: Berechnung der Wärmedurchgangszahl für das Warmwalzen und Schmieden. *Archiv für das Eisenhüttenwesen*, 10, 821–827, (1969).

- [12] P. G. Stevens, K. P. Ivens, P. Harper: Increasing work-roll life by improved roll-cooling practice. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1–11, (1971).
- [13] S. E. Lundberg: Evaluation of roll surface temperature and heat transfer in the roll gap by temperature measurements in the rolls. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 27, 20–26, (1997).
- [14] F. D. Fischer, W. E. Schreiner, E. A. Werner, C. G. Sun: The temperature and stress fields developing in rolls during hot rolling. *Journal of Material Processing Technology*, 150, 263–269, (2004).
- [15] A. Tremea, A. Biggi, M. Grespi: Hot strip mill centrifuged work rolls: Quality and results. *44° Seminário de Laminação*, Rolling Seminar. Santos, Brasilien, (2007).
- [16] M. Dünckelmeyer, B. Regener, A. Fillafer, R. Wesenjak, C. Krempaszky, E. Werner: Mikromechanische Modellierung der thermisch induzierten Schädigung von Arbeitswalzen. In: *30. Verformungskundliches Kolloquium*. Planneralm, Österreich, 125–131, (2010).
- [17] K. Ichino, Y. Kataoka, T. Koseki: Development of centrifugal casting roll with high wear resistance for finishing stands of hot strip mill. *Kawasaki Steel Technical Report*, 37, 13–18, (1997).
- [18] K. H. Ziehenberger, M. Windhager: Carbide enhanced high chrome iron and steel work rolls for rolling flat products. In: *45th MWSP Conf. Proc, ISS*. Chicago, USA, 133–142, (2003).
- [19] Verein Deutscher Eisenhüttenleute: *Oberflächenfehler an warmgewalzten Flachstahlerzeugnissen*. Verlag Stahleisen GmbH, 2. Auflage, (1996).
- [20] Union Electric Steel Corporation: *Forged hardened steel rolls: Service problems, causes and prevention*, (1999).
- [21] The European Foundry Association: *Roll Failures Manual – Hot Mill Cast Work Rolls, CAEF*. Technischer Bericht, Roll Section, 1. Auflage, (2002).
- [22] G. Arncken, T. Heidelauf, M. Möhlenkamp, W. Wolpert: *Schälen (Banding) von Arbeitswalzen in Warmbreitbandstraßen*. Technischer Bericht, Thyssen Stahl AG, (1993).



- [23] K. H. Schröder: *A basic understanding of the mechanics of rolling mill rolls*. Technischer Bericht, Eisenwerk Sulzau-Werfen, (2003).
- [24] R. V. Williams, G. M. Boxall: Roll surface deterioration in hot strip mills'. *Journal of the Iron and Steel Institute*, 42, 369–377, (1965).
- [25] J. deBarbadillo, C. Trozzi: Mechanism of banding in hot strip mill work rolls'. *Iron and Steel Engineer*, (1981).
- [26] L. C. Erickson, S. Hogmark: Analysis of banded hot rolling rolls. *Wear*, 165, 231–235, (1992).
- [27] M. Dünckelmeyer, C. Kremaszky, E. Werner, K. Schörkhuber, G. Hein: Microstructure analysis of a banded work roll with comparison between damage appearance and thermo-mechanical considerations. In: *International Doctoral Seminar 2010*. Smolenice, Slowakei, 126–134, (2010).
- [28] M. Dünckelmeyer, C. Kremaszky, E. Werner, G. Hein, K. Schörkhuber: Analytical modelling of thermo-mechanical induced residual stresses of work rolls during hot rolling. *Steel Research International*, 81:9, 86–89, (2010).
- [29] W. Zhang, C. Kremaszky: *Research reports of the Christian Doppler Laboratory of Material Mechanics of High Performace Alloys, Module 2, Characterization of microstructure and failure mechanisms of high chromium work-roll materials*. Technischer Bericht, Christian Doppler Laboratorium, TU München, (2007).
- [30] W. Zhang, M. Dünckelmeyer, C. Kremaszky: *Research reports of the Christian Doppler Laboratory of Material Mechanics of High Performace Alloys, Module 2, Characterization of microstructure and failure mechanisms of high chromium work-roll materials*. Technischer Bericht, Christian Doppler Laboratorium, TU München, (2008).
- [31] W. Zhang, M. Dünckelmeyer, C. Kremaszky: *Research reports of the Christian Doppler Laboratory of Material Mechanics of High Performace Alloys, Module 2, Characterization of microstructure and failure mechanisms of high chromium work-roll materials, Chemical composition and thermo-physical parameters of work-roll materials*. Technischer Bericht, Christian Doppler Laboratorium, TU München, (2008).

- [32] W. Zhang, C. Kremaszky, E. Werner: Low cycle fatigue behavior of high chromium iron used for work rolls. In: *Proceedings of The Seventh International Congress on Thermal Stresses*. Taipeh, Taiwan, 115–118, (2007).
- [33] C. G. Sun, C. S. Yun, J. S. Chung, S. M. Hwang: Investigation of thermal behaviour of a work roll and of roll life in hot strip rolling. *Metallurgical and materials transactions A*, 29, 2407–2424, (1998).
- [34] S. Serajzadeh, F. Mucciardi: Modelling the work roll temperature variation at unsteady state condition. *Modelling and Simulation Materials Science and Engineering*, 11, 179–194, (2003).
- [35] N. Narita, K. Yasuda, T. Saitoh, S. Yasunai: Unsteady state temperature analysis of rolls and strips during hot rolling using a simplified computational algorithm. In: *Proceedings of the Second International Conference on Modelling of Metal Rolling Processes*. London, England, 522–529, (1996).
- [36] A. A. Tseng: A numerical heat transfer analysis of strip rolling. *ASME Journal of Heat Transfer*, 106, 512–517, (1984).
- [37] A. Kainz, K. Krimpelstätter, K. Zeman: FE - Simulation of thin strip and temper rolling processes. In: *ABAQUS Austria Users' Conference*. Wien, Österreich, 1–8, (2003).
- [38] A. Kainz, K. Zeman, M. Widder, E. Parteder, G. Hein, K. Schörkhuber: Offline determination of profile and flatness by applying pseudo-steady-state elasto-viscoplastic simulation concepts in flat hot rolling. In: *SteelSim, Session 10*. Düsseldorf, Deutschland, 1–10, (2011).
- [39] G. García-Gil, R. Colás: Calculation of thermal crowning in work rolls from their cooling curves. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 40, 1977–1991, (2000).
- [40] M. Abbaspour, A. Saboonchi: Work roll thermal expansion control in hot strip mill, *Applied Mathematical Modelling*, 32:12, 2652–2669, (2007).
- [41] M. Raudensky, J. Horsky, M. Pohanka: Optimal cooling of rolls in hot rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, 125/126, 700–705, (2002).
- [42] J. Wendelstorf, K. H. Spitzer, R. Wendelstorf: Spray water cooling heat transfer at high temperatures and liquid mass fluxes. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 51, 4902–4910, (2008).

- [43] J. Wendelstorf, K. H. Spitzer, R. Wendelstorf: Effect of oxide layers on spray water cooling heat transfer at high surface temperatures. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 51, 4892–4901, (2008).
- [44] M. Dünckelmeyer, C. Kremaszky, E. Werner, G. Hein, K. Schörkhuber: On the causes of banding failure. In: *SteelSim, Session 10*. Düsseldorf, Deutschland, 1–9, (2011).
- [45] O. Joos, C. Boher, C. Vergne, C. Gaspard, T. Nylen, F. Rezaïa-Aria: Assessment of oxide scales influence on wear damage of HSM work rolls. *Wear*, 263, 198–206, (2007).
- [46] T. Kizu, Y. Nagataki, T. Inazumi, Y. Hosoya: Intergranular and internal oxidation during hot-rolling process in ultra-low carbon steel. *The Iron and Steel Institute of Japan*, 42, 206–214, (2002).
- [47] R. Kawalla, F. Steinert: Untersuchung des Einflusses von Prozessparametern in der Fertigstrasse auf die Tertiärzunderausbildung. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 38:1, 36–42, (2007).
- [48] D. Filatov: *Zunder beim Warmwalzen*. Dissertation, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, (2007).
- [49] D. Traxinger: *Untersuchung von Fehlerdaten einer Breitbandstraße*. Bachelorarbeit, FH Hagenberg, (2007).
- [50] H. Uijtdebroeks, R. Franssen, D. Vanderschueren, J.-M. Philippe: Integrated on-line work roll surface observation at the Sidmar HSM. In: *44th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*. Orlando, USA, 899–908, (2002).
- [51] E. Weck, E. Leistner: *Metallographische Anleitung zum Farbätzen nach dem Tauchverfahren, Teil II*. Deutscher Verlag für Schweißtechnik, (1983).
- [52] M. Pellizzari, A. Molinari, G. Straffelini: Tribological behaviour of hot rolling rolls. *Wear*, 259, 1281–1289, (2005).
- [53] J. Golczewsky, H. Fischmeister: Solidification of high speed steels: Thermodynamic and kinematic aspects. *Zeitschrift für Metallkunde*, 84, 860 – 866, (1993).
- [54] J. Liu, Y. Zhang, J. Han: Test research on sticking mechanism during hot rollong of SUS 430 ferritic stainless steel. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 17:5, 573–578, (2010).

- [55] G. Roberts, G. Krauss, R. Kennedy: *Tool Steels*, ASM International, 5. Auflage, (1998).
- [56] K. H. Schröder: Questions, answers, more questions: Twenty-five years of experience in discussing rolls and roll technology. In: *42nd MWSP Conf. Proc, ISS*. Toronto, Kanada, 697–707, (2000).
- [57] M. Pellizzari, D. Cescato, M. G. de Flora: Hot friction and wear behaviour of high speed steel and high chromium iron for rolls. *Wear*, 267, 467–475, (2009).
- [58] M. de Carvalho, R. Xavier, C. Filho, C. Morone, M. Bocallini Jr, A. Sinatora: Microstructure, mechanical properties and wear resistance of high speed steel rolls for hot rolling mills. In: *42nd Mechanical working and steel processing conference proceedings*, 38, 685–693, (2000).
- [59] J. Lecomte-Beckers, J. Tchoufang Tchuindjang, E. Pirard, J. P. Breyer: Physical metallurgy of a HSS material for hot rolling mill rolls. In: *Proceedings of the 14th Rolling Conference - 1st Conference on Uses of Steel*. San Nicolas, Argentina, 507–516, (2002).
- [60] M. Boccalini, A. Sinatora: Microstructure and wear resistance of high speed steels for rolling mill rolls. In: *6th International Tooling Conference*. Karlstad, Sweden, 509–524, (2002).
- [61] M. Abramoff, P. Magalhaes, S. Ram: Image processing with ImageJ. *Biophotonics International*, 11:7, 36–42, (2004).
- [62] Wolfram Research, Inc.: *Mathematica, Version 8.0*. Champaign, USA, (2010).
- [63] H. Böhm: *A short introduction to basic aspects of continuum micromechanics*. ILSB-Arbeitsbericht 206, TU Wien, (2009).
- [64] DIN 4760: *Gestaltabweichung; Begriffe, Ordnungssysteme*. Beuth Verlag, Berlin, (1989).
- [65] DIN 4761: *Oberflächencharakter; Geometrische Oberflächentextur-Merkmale, Begriffe, Kurzzeichen*. Beuth Verlag, Berlin, (1989).
- [66] DIN 4762: *Oberflächenrauheit; Begriffe, Oberfläche und ihre Kenngrößen*. Beuth Verlag, Berlin, (1989).
- [67] DIN 4768: *Ermittlung der Rauheitskenngrößen Ra, Rz, Rmax mit elektronischen Tastschnittgeräten, Begriffe, Meßbedingungen*. Beuth Verlag, Berlin, (1989).

- [68] R. Volk: *Rauheitsmessung - Theorie und Praxis*, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag, Berlin, (2005).
- [69] DIN EN ISO 25178: *Ermittlung von flächenhafter Rauheit*. Beuth Verlag, Berlin, (2008).
- [70] A. Azushima, Y. Nakata, T. Toriumi: Prediction of effect of rolling speed in coefficient of friction in hot sheet rolling of steel using sliding rolling tribo-simulator. *Journal of Materials Processing Technology*, 210, 110–115, (2010).
- [71] R. D. Mercado-Solis, J. H. Beynon: Simulation of thermal fatigue in hot strip mill work rolls. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 34:3, 175–191, (2005).
- [72] P. Walerowski: *Python, Grundlagen und Praxis*. Addison-Wesley, (2008).
- [73] M. Pellizzari, A. Molinari, A. Biggi, G. Corbo, A. Tremea: Semi-high-speed steels for roughing rolls with improved thermal fatigue resistance. *La Metallurgia Italiana*, 9, 57–61, (2005).
- [74] C. Fedorciuc-Onisa, D. C. J. Farrugia: Investigations into roll thermal fatigue in hot rolling. *International Journal of Material Forming*, 1, 363–366, (2008).
- [75] DIN 50106: *Prüfung metallischer Werkstoffe, Druckversuch*. Beuth Verlag, Berlin, (1978).
- [76] P. Sünder: *Dilatometerstudien an Walzenwerkstoffen für das Warmwalzen*. Semesterarbeit, TU München, Lehrstuhl für Werkstoffkunde und Werkstoffmechanik, (2012).
- [77] D. Music, U. Kreissig, R. Mertens, J. M. Schneider: Electronic structure and mechanical properties of  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . *Physics Letters A*, Elsevier, 326, 473–476, (2004).
- [78] S. Lee, D. H. Kim, J. H. Ryu, K. Shin: Correlation of microstructure and thermal fatigue property of three work rolls. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 28, 2595–2608, (1997).
- [79] G. Krauss: Martensite in steel. *Materials Science & Engineering*, 372:275, 40–57, (1999).
- [80] V. M. Ershov: Partial coefficients of thermal expansion of the phases of tool steels. *Metallvedenie I Termicheskaya Obrabotka Metallov*, 10, 2–4, (1984).
- [81] DIN ISO 3312: *Sinter und Hartmetalle, Ermittlung des Elastizitätsmoduls*. Beuth Verlag, Berlin, (1990).

- [82] J. Aegerter, H. Bloching: Ergebnisse zur Revisions des Zugversuches nach ISO 6892. Hydro Aluminium Deutschland GmbH, (2005).
- [83] W. Voigt: *Lehrbuch der Krystallophysik*. Teubner, Berlin, (1910).
- [84] A. Reuss: Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle. *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*, 9:1, 49–58, (1929).
- [85] Z. Hashin, S. Shtrikman: A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 11:2, 127–140, (1963).
- [86] R. Hill: The elastic behaviour of a crystalline aggregate. *Proceedings of the Physical Society. Section A*, 65:5, 349–354, (1952).
- [87] W. Polifke, J. Kopitz: *Wärmeübertragung*. Pearson, 2. Auflage, (2009).
- [88] DIN EN ISO 6507: *Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers*. Beuth Verlag, Berlin, (2006).
- [89] D. Casellas, J. Caro, S. Molas, J. Prado, I. Valls: Fracture toughness of carbides in tool steels evaluated by nanoindentation. *Acta Materialia*, 55, 4277–4286, (2007).
- [90] A. Tseng, S.X. Tong, M. Raudensky, T. C. Chen: Thermal expansion and crown evaluation of rolls in rolling processes. *Steel Research*, 67, 188–199, (1996).
- [91] R. Colás: Modelling heat transfer during hot rolling of steel strip. *Modelling Simulation and Materials Science and Engineering*, 3, 437–453, (1995).
- [92] J. K. Saha, S. Kundu, S. Chandra, S. K. Sinha, U. Singhal, A. K. Das: Mathematical modelling of roll cooling and roll surface stress. *ISIJ International*, 45:11, 1641–1650, (2005).
- [93] M. Miyake, J. Too, I. V. Samarasekera: Mathematical modelling of hot rolling of steel strip in three dimensions. In: *42nd Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*. Toronto, Kanada, 837–846, (2000).

- [94] Z. C. Lin, C. C. Chen: Three-dimensional heat-transfer and thermal-expansion analysis of the work roll during rolling. *Journal of Materials Processing Technology*, 49, 125–147, (1995).
- [95] D. F. Chang: Thermal stresses in work rolls during the rolling of metal strip. *Journal of Materials Processing Technology*, 94, 45–51, (1999).
- [96] A. R. Shahani, S. Setayeshi, S. A. Nodamaie, M. A. Asadi, S. Rezaie: Prediction of influence parameters on the hot rolling process using finite element method and neural network. *Journal of Materials Processing Technology*, 209, 1920–1935, (2009).
- [97] D. Benasciutti, E. Brusa, G. Bazzaro: Fatigue 2010, Finite elements prediction of thermal stresses in work roll of hot rolling mills. *Procedia Engineering*, 2, 707–716, (2010).
- [98] J. D. Lee, M. T. Manzari, Y. L. Shen, W. Zeng: A Finite Element approach to transient thermal analysis of work rolls in rolling process. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 122, 706–716, (2000).
- [99] C. Lai, C. Fu, J. Duann, A. Li, K. Ko: *Chromium carbide based ceramics composite block gauge*. Technischer Bericht, United States Patent: 5470807, (1995).
- [100] J. H. Ryu, H. B. Ryu: Correlation of rolled-in defects in IF steel and the thermal fatigue properties of the hot strip mill work rolls. In: *42nd Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*. Toronto, Kanada, 223–231, (2000).
- [101] A. Pérez, R. L. Corral, R. Fuentes, R. Colás: Computer simulation of the thermal behaviour of a work roll during hot rolling of steel strip. *Journal of Materials Processing Technology*, 153/154, 894–899, (2004).
- [102] H. S. Carslaw, J. C. Jaeger: *Conduction of heat in solids*. Clarendon Press, Oxford, 2. Auflage, (1959).
- [103] J. Rösler, H. Harders, M. Bäker: *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*. Vieweg + Teubner, 3. Auflage, (2008).
- [104] J. Pacyna, A. Kokosza, A. Wojtas: Residual stress measurement in steel mill rolls using magnetic barkhausen noise analysis. *NDT.net*, 4:8, (1999).

- [105] K. H. Ziehenberger, M. Windhager: Recent developments in HSM rougher rolls - Risks and chances. *Iron and Steel Technology*, 38–41, (2006).
- [106] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche: *Mechanics of solid materials*. Cambridge University Press, (2000).
- [107] R. Sedláček: *Finite Elemente in der Werkstoffmechanik*. Dr. Hut Verlag, München, 1. Auflage, (2009).
- [108] P. Armstrong, C. Frederick: *A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect*. Technischer Bericht, C.E.G.B. Report RD/B/N731, Berkeley Nuclear Laboratories, Berkeley, UK, (1966).
- [109] Dassault Systemès: *Abaqus 6.11 Manual*. Simulia, Providence, USA, (2011).
- [110] A. Okabe, B. Boots, K. Sugihara, S. Chiu: *Spatial Tessellations: Concepts and Applications of Voronoi Diagrams*. Wiley Series in Probability and Statistics, 2. Auflage, (2000).
- [111] J. J. Coronado: Effect of  $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$  carbide orientation on abrasion wear resistance and fracture toughness. *Wear*, 270, 287–293, (2011).
- [112] M. Tahir, B. Widell: Roll wear evaluation of HSS, HiCr and IC work rolls in hot strip mill. *Steel Research International*, 74:10, 624–630, (2003).
- [113] M. Tahir: *Some aspects on lubrication and roll wear in rolling mills*. Division of Materials Forming Department of Production Engineering Royal Institute of Technology, Kungliga Tekniska högskolan. Dissertation, (2003).
- [114] T. Belytschko, T. Black: Elastic crack growth in Finite Elements with minimal remeshing. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 45, 601–620, (1999).
- [115] L. Ryde, J. Ferreno, Y. Granbom-Vilander, E. Werner, P. Tsipouridis, A. Fillafer, R. Wesenjak: *Micro-scale damage tolerance of AHS steels as function of microstructure and stress/strain state*. Technischer Bericht, Microdamage No. 4 (RFSR-CT-2008-00027), (2010).
- [116] M. Huber: *Verbesserung/ Optimierung eines Prognosemodells zur Vorhersage des Aufreißen der Arbeitswalzen an einer Warmbreitbandstraße*. Diplomarbeit. FH Wels, (2005).
- [117] F. Stork, J. Tensen, C. van den Elzen: Combined roll inspection. *43rd MWSP Conference proceedings, ISS*, 39, 707–718, (2001).



- [118] G. R. Johnson, W. H. Cook: Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 21:1, 31–48, (1985).
- [119] S. Salehghaffari, M. Rais-Rohani: Epistemic uncertainty modeling of Johnson-Cook plasticity model, Part 1: Evidence collection and basic belief assignment construction. *International Journal of Reliability Engineering and System Safety*, (2010).
- [120] E. Voce: Discussion. *Journal of the Institute of Metals* 74, 537, (1948).
- [121] F. Franklin, I. Widiyarta, A. Kapoor: Computer simulation of wear and rolling contact fatigue. *Wear*, 251:1/12, 949–955, (2001).
- [122] Y. Estrin, H. Mecking: A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models. *Acta Metallurgica*, 32:1, 57–70, (1984).
- [123] H. Lippmann, O. Mahrenholz: *Plastomechanik I*. Springer Verlag, (1967).
- [124] Y. Sano, T. Hattori, M. Haga: Characteristics of high-carbon high speed steel rolls for hot strip mill. *ISIJ International*, 32:11, 1195–1201, (1992).
- [125] A. Al-Ostaz, A. Diwikar, K. Alzebdeh: Statistical model for characterizing random microstructure of inclusion-matrix composites. *Journal of Material Science*, 42, 7016–7030, (2007).
- [126] X. Liujie, X. Jiandong, W. Shizhong, Z. Yongzhen, L. Rui: Investigation on wear behaviors of high-vanadium high-speed steel compared with high-chromium cast iron under rolling contact condition. *Materials Science and Engineering A*, 434, 63–70, (2006).
- [127] M. Jonsson: Modelling the work roll wear contour in a four-high mill. *Steel Research International*, 78:4, 333–339, (2007).
- [128] N. F. Garza-Montes-de-Oca, W. M. Rainforth: Wear mechanisms experienced by a work roll grade high speed steel under different environmental conditions. *Wear*, 267, 441–448, (2009).
- [129] J. J. Fitzpatrick, J. G. Lenard: The wear of tool steel rolls during hot rolling of low carbon steels. In: *42nd Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*. Toronto, Kanada, 207–214, (2000).

- [130] M. Dünckelmeyer, C. Kremaszky: *Wissenschaftsbericht des Christian Doppler Laboratoriums für Werkstoffmechanik von Hochleistungslegierungen: Qualitätsaspekte beim Warmwalzen von Blechen für Automobilanwendungen*. Technischer Bericht, Christian Doppler Laboratorium, TU München, (2011).
- [131] G. R. Johnson, W. H. Cook: A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. In: *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*. Den Haag, Niederlande, 541–547, (1983).
- [132] S. Aiyangar, B. Berndt: *Ramanujan's notebooks, Band 5*, Springer Verlag, (1997).
- [133] B. Mandelbrot: *Die fraktale Geometrie der Natur*. Birkhäuser, Basel, (1987).
- [134] H. Parkus: *Thermoelasticity*. Blaisdell Publishing, Waltham, (1968).
- [135] S. S. Manson: *Thermal stress and low-cycle fatigue*. Mc Graw-Hill Book Company, New York, 1. Auflage, (1966).
- [136] A. Kainz, K. Zeman: Ausgewählte Umformsimulationen mit Deform und Abaqus Explicit. In: *XXIII. Verformungskundliches Kolloquium*. Planneralp, Österreich, 75–90, (2004).