

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

Thermomechanische Schädigung von Arbeitswalzen in Warmbreitbandstraßen

Thomas Reip

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. B.-R. Höhn

Prüfer der Dissertation:

1. Univ.-Prof. Dr. mont. habil. E. Werner
2. Univ.-Prof. Dr.-Ing. W. Theisen,
Ruhr-Universität Bochum

Die Dissertation wurde am 25.09.2006 bei der Technischen Universität München
eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen
am 29.11.2006 angenommen.

Vorwort

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

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

Herrn Prof. Dr.-Ing. W. Theisen, Ordinarius am Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Ruhr-Universität Bochum, danke ich für sein Interesse an meiner Arbeit und die Übernahme des Koreferats.

Herrn Prof. Dr.-Ing. B.-R. Höhn, Ordinarius am Lehrstuhl für Maschinenelemente und Leiter der Forschungsstelle für Zahnräder und Getriebebau, 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. 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, sowie Frau B. Hadler, Herrn R. Pessler und die Mitarbeiter der Werkstätte um Herrn R. Priller für die Unterstützung bei der Probenvorbereitung und der Versuchsdurchführung.

Ich bedanke mich bei Herrn Dipl.-Ing. V. Niederbacher, Herrn Dipl.-Ing. S. Friegseder sowie Herrn Dipl.-Ing.(FH) M. Huber. Sie haben im Rahmen ihrer Diplomarbeiten wertvolle Beiträge für diese Arbeit geleistet.

Der voestalpine Stahl GmbH, insbesondere den Herren Dr.-Ing. E. Parteder und Dipl.-Ing. H. Sondermann danke ich für die Anregung und Förderung dieser Arbeit. Herrn Dr. techn. K.-H. Ziehenberger, Eisenwerk Sulzau-Werfen R.&E. Weinberger AG, danke ich für die Informationen über die verwendeten Walzenmaterialien.

München, im Dezember 2006

T. Reip

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Durchgeführte Arbeiten	7
2.1	Untersuchung von Betriebszuständen	7
2.2	Charakterisierung der Mikro- und Makroeigenschaften von Arbeitswalzen	11
2.3	Berechnung des Temperatur- und Spannungsfelds	25
3	Ergebnisse	33
3.1	Untersuchung von Betriebszuständen	33
3.2	Charakterisierung der Mikro- und Makroeigenschaften von Arbeitswalzen	37
3.3	Berechnung des Temperatur- und Spannungsfelds	63
4	Diskussion	73
4.1	Untersuchung von Betriebszuständen	73
4.2	Charakterisierung von Arbeitswalzen	74
4.3	Temperatur- und Spannungsfeld	77
5	Zusammenfassung	86
	Literaturverzeichnis	89

Kapitel 1

Einleitung

Warmgewalzte Stahlbleche sind das Ausgangsprodukt für viele Gebrauchsgegenstände des täglichen Lebens. Die Anforderungen an die dabei verarbeiteten Werkstoffe sind entsprechend unterschiedlich, so dass neben den Festigkeitseigenschaften oft andere Merkmale wie technologische und/oder qualitative Aspekte im Vordergrund stehen.

Die wichtigsten Absatzmärkte von Flachstahlerzeugnissen sind die Bau-, die Hausgeräte- und die Automobilindustrie, wobei letztere die höchsten Anforderungen hinsichtlich Festigkeit und Oberflächengüte stellt.

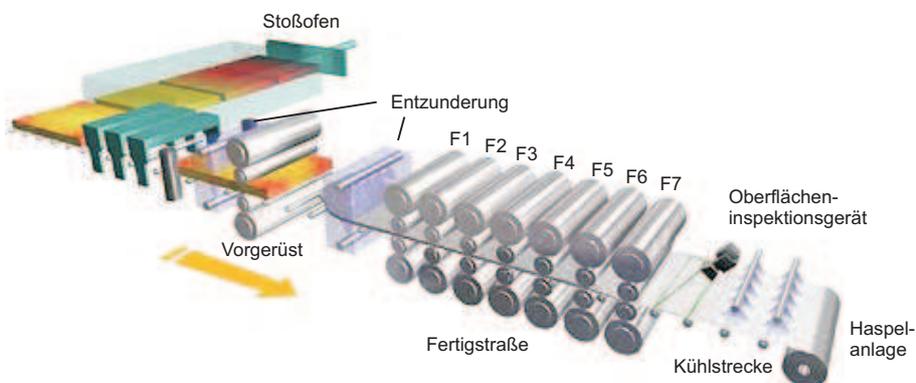


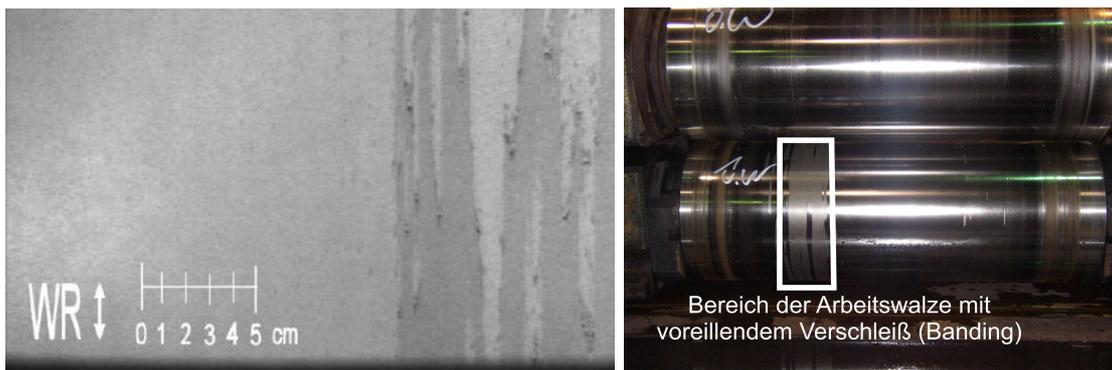
Abbildung 1.1: Schematische Darstellung einer halbkontinuierlichen Warmbreitbandstraße.

Bleche bis zu einer Breite von 2 m werden auf halb-, dreiviertel- und vollkontinuierlichen Warmbreitbandstraßen bzw. Steckelwalzwerken hergestellt. Die Warmbreitbandstraßen unterscheiden sich in der Vorstraße, nicht aber in der kontinuierlich arbeitenden Fertigstraße, welche über bis zu sieben Gerüste verfügt, dem Kühlbett und der Haspelanlage [1, 2].

Eine schematische Darstellung einer solchen Walzanlage zeigt Abbildung 1.1. Für die Herstel-

lung von warmgewalzten Bändern werden Stahlbrammen in Öfen auf Walztemperatur wiedererwärmt. Nach dem sogenannten „Ziehen“ der Brammen aus dem Ofen, erfolgt bei dem in Abbildung 1.1 dargestellten Anlagenkonzept eine Dickenreduktion in einem Vorgerüst auf eine Dicke von 35-40 mm. Dieser sogenannte Vorstreifen wird dann in der Fertigstraße auf die jeweilige Enddicke ausgewalzt. Die Fertigstraße besteht aus sieben Gerüsten mit jeweils vier Walzen. Die Walzen, zwischen denen die plastische Verformung des Bandes stattfindet, werden Arbeitswalzen genannt. Sie haben einen Durchmesser von 600 bis 800 mm und eine Ballenlänge von bis zu 2 m. Um ihre Durchbiegung gering zu halten, werden sie von den Stützwalzen versteift. Nach der Fertigstraße folgt die Kühlstrecke an deren Ende das Band zu Bunden (Coils) aufgehaspelt wird. Anschließend wird es gebeizt und weiterverarbeitet.

Aufgrund der hohen Temperaturen (ca. 1200 °C vor dem Walzen bzw. ca. 500 °C beim Haspeln) bildet sich auf dem Band eine Zunderschicht. Diese wird vor dem Einlauf der Bramme in das Vorgerüst bzw. vor Einlaufen des Vorstreifens in die Fertigstraße entfernt, so dass, je nach Entstehungsort zwischen primärem, sekundärem und tertiärem Zunder unterschieden werden kann. Primärer Zunder entsteht beim Wiedererwärmen der Brammen auf Walztemperatur. Sekundärer Zunder entsteht beim Walzen am Vorgerüst und tertiärer Zunder bildet sich während des Walzens in der Fertigstraße und dem Aufrollen des Bandes [3]. Wird die Zunderschicht auf dem Band beim Walzen gebrochen so können Zunderteile in die Bandoberfläche eingewalzt werden [4–7].



(a) Eingewalzter Tertiärzunder

(b) Arbeitswalze nach deren Einsatz in den vorderen Gerüsten einer Warmbreitbandstraße

Abbildung 1.2: Fehler beobachtet am Warmband und Erscheinungsbild eines Arbeitswalzenpaares nach dem Ausbau aus einer Warmbreitbandstraße.

Das Erscheinungsbild von so entstandenen eingewalztem Zunder am Warmband zeigt Abbil-

dung 1.2 a. Charakteristisch sind die bahnenförmig abgegrenzten Bereiche und die auftretenden Zundernarben, die in diesem Bild als dunkle Flecken erkennbar sind. Nach dem Beizen bleiben Oberflächenvertiefungen bzw. Zunderreste zurück. Diese beeinflussen die optische Erscheinung und die technologische Eignung der Bandoberfläche negativ und werden deshalb von Kunden aus dem Bereich der Automobilindustrie nicht toleriert. Es entstehen Kosten, durch den logistischen Aufwand Bänder mit eingewalztem Zunder anderen Kundenaufträgen zuzuordnen bzw. wenn diese Bänder als Schrott wiedereingeschmolzen werden müssen.

Die Einflussfaktoren, die eingewalzten Zunder begünstigen, lassen sich in zwei Gruppen einteilen [7]:

- Faktoren, die mit den Spannungsverhältnissen und dem Werkstofffluss im Walzspalt zusammenhängen, und
- Faktoren, die die Zundereigenschaften (Dicke, Haftung am Band, Zunderphasen) beeinflussen.

Die Zundereigenschaften hängen in erster Linie von der chemischen Zusammensetzung des Bandes ab. Das Legierungselement Silizium zum Beispiel fördert die Ausbildung von Fe_2O_3 als Zunderbestandteil [3, 8]. Dieses wirkt aufgrund seiner Härte von ca. 1000 HV sehr abrasiv und erhöht den Walzenverschleiß, dennoch sind Bänder mit erhöhten Siliziumgehalten weniger stark von eingewalztem Zunder betroffen. Das heißt, es gibt Stahlgruppen, die anfälliger für Zundereinwalzungen sind als andere. Ob es tatsächlich zu Zundereinwalzungen kommt, bestimmen jedoch viel mehr die Verhältnisse im Walzspalt und diese werden in der ersten Gruppe von Faktoren zusammengefasst. Dazu zählen die Walzvariablen (Stichabnahme, etc.) aber auch die tribologischen Bedingungen im Walzspalt selbst. Diese hängen neben der Beschaffenheit und den Eigenschaften der Bandoberfläche von der Oberflächenbeschaffenheit der Arbeitswalze ab. Betriebliche Untersuchungen an verschiedenen Warmbreitbandstraßen belegen einen Zusammenhang von Zundereinwalzungen und dem Zustand der Oberfläche der Arbeitswalze [5–7, 9, 10].

Die Beschaffenheit der Walzenoberfläche verändert sich aufgrund der auftretenden Belastungen und den dadurch initiierten Verschleiß während des Einsatzes laufend. Die Belastungen sind schematisch in Abbildung 1.3 dargestellt und lassen sich in zwei Gruppen einteilen:

- In die Gruppe der mechanischen Belastungen durch das Walzen und durch den Kontakt mit der Stützwalze, und

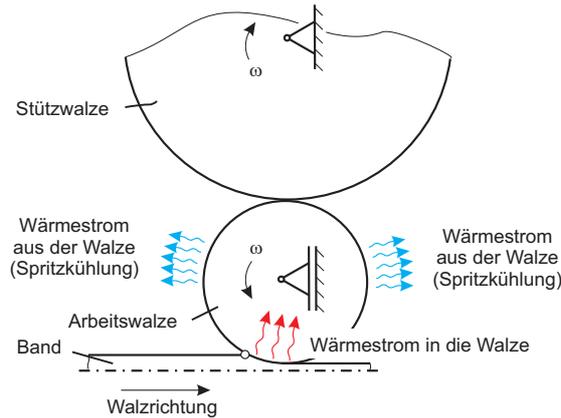


Abbildung 1.3: Belastungen von Arbeitswalzen

- in die der thermischen Belastungen durch Kontakt der Walze mit dem heißen Band und durch das Abkühlen der Oberfläche.

Dadurch lassen sich folgende Mechanismen als Verschleißursache identifizieren [6, 9–18]:

- Plastische Verformung der Walzen-Randschicht aufgrund des zyklisch wechselnden Temperaturfelds,
- Initiierung und Wachstum von Rissen aufgrund der thermischen Belastung (sog. Brandrisse),
- Initiierung und Wachstum von Rissen aufgrund der mechanischen Belastung,
- Abrasion durch zerbrochene Karbide,
- äußere (Oberfläche) und innere Oxidation (Rissflanken), und
- Zusammenwachsen der Risse und Ablösen von Oberflächenbereichen der Walze.

Aufgrund dieses Verschleißes werden die Walzen regelmäßig ausgebaut und geschliffen. Nach dem Schleifen werden die Walzen wieder in der Warmbreitbandstraße eingesetzt.

Das Ablösen von Oberflächenbereichen der Walze kann lokal als Ausbruch, oder bahnenförmig über den ganzen Umfang erfolgen. Letzteres wird Aufreißen oder Schalen (Banding) genannt und wird bei Arbeitswalzen beobachtet, die in den vorderen Gerüsten der Fertigstraße eingesetzt werden. Ein Beispiel für eine Arbeitswalze mit einer für Banding charakteristischen Oberfläche ist in Abbildung 1.2 b dargestellt. Im Unterschied zum Rest der Arbeitswalzenoberfläche erscheint der markierte Bereich in Abbildung 1.2 b matt, da sich die Oxidschicht

und darunterliegendes Walzenmaterial abgelöst haben. Dadurch sind diese Bereiche rauer als der Rest der Oberfläche. Dieser Unterschied in der Oberflächenbeschaffenheit der Arbeitswalze begünstigt die Entstehung von eingewalztem Zunder, vor allem an den Übergangsbereichen zwischen den glänzend erscheinenden und den matten Bereichen [6].

Die umfassendste Untersuchung zu Banding stammt von DEBARBDILLO und TROZZI [18]. In dieser wurden Anfang der 80er Jahre über einen Zeitraum von zwei Jahren Proben aus Arbeitswalzen von verschiedenen Warmbreitbandstraßen entnommen und mit Hilfe metallographischer Methoden untersucht. Die oben angeführten angenommenen Verschleißmechanismen sind das Ergebnis dieser Arbeit. Diese können durch die im Rahmen eines EKGS-Projekts [10] durchgeführte visuelle Verfolgung von Arbeitswalzen während des Einsatzes qualitativ bestätigt werden. Eine Verknüpfung mit den betrieblichen Belastungen und den physikalischen Mechanismen, die dem Banding zu Grunde liegen, fehlt jedoch in diesen Arbeiten.

SUN et al. [19] berechnen mit der Kenntnis der betrieblich auftretenden Belastungen das Temperatur- und Spannungsfeld auf und nahe der Oberfläche von Arbeitswalzen. Mit Hilfe eines Low-Cycle-Fatigue Ansatzes wird versucht Aussagen über das Schädigungsverhalten von Materialbereichen nahe der Arbeitswalzenoberfläche zu treffen, allerdings sind die dafür notwendigen Materialdaten nicht ausreichend bekannt.

Mehrere Autoren [17, 20] haben versucht, über Substitutversuche (Zwei-Scheibentest, Thermochocktests) Aussagen über die zum Banding führenden Mechanismen zutreffen. Die Versuche wurden an Walzen durchgeführt, die deutlich andere Abmessungen als industriell eingesetzte Arbeitswalzen haben. Aufgrund der unterschiedlichen Herstellung ist es fraglich, ob mit den Ergebnissen dieser Tests die richtigen Rückschlüsse auf das betriebliche Verhalten von Arbeitswalzen gezogen werden können. Gezeigt hat sich in diesen Tests, dass die Kontaktspannungen im Zwei-Scheibentest nicht ausreichen, die von DEBARBDILLO und TROZZI mittels Metallographie nachgewiesenen Verschleißspuren an und unter der Oberfläche zu erzeugen.

Uneinigkeit herrscht in der Literatur über den Einfluss der Oxidschicht auf der Walze auf das Banding. Einerseits ist nicht eindeutig geklärt, ob das Oxid auf der Walze durch Eigenoxidation entsteht, oder vom Band stammt. Andererseits ist fraglich, ob sich die Dicke der Oxidschicht darauf auswirkt, dass sich diese von der Arbeitswalzenoberfläche löst.

Maßnahmen zur Vermeidung von eingewalztem Zunder werden in der Literatur zahlreich angegeben [6, 7, 18, 21–24]. Es handelt sich dabei aber eher um generelle Vorschläge, die mehr eine Fehlerminimierung bezwecken als eine Beseitigung dieser. Auch ermöglichen sie keine Aussage wann innerhalb von Walzprogrammen es vermehrt zu Zundereinwalzungen kommen kann.

Mehrere Autoren [6, 7, 21] beschreiben Maßnahmen, die vor allem die Art und Weise der Arbeitswalzenkühlung und der Kühlung der Bandoberfläche oder die Walzenschmierung betreffen. Walzenhersteller bieten metallurgische Abhilfe in Form sogenannter Anti-Banding-Walzen bzw. höherfesten Walzenwerkstoffen, wie Walzen aus Schnellarbeitsstahl [23, 24], welche sich durch erhöhten Verschleißwiderstand auszeichnen sollen.

Ziel dieser Arbeit ist es aus der Vielzahl der vorgeschlagenen Maßnahmen, durch Untersuchung der Prozessbedingungen einer industriellen Warmbreitbandstraße fundierte Methoden abzuleiten, wie das Auftreten von Zundereinwalzungen minimiert werden kann.

Aus der Literatur ist ersichtlich, dass in erster Linie der Zustand der Arbeitswalzenoberfläche nach Banding hauptverantwortlich für Zundereinwalzungen ist. Deswegen konzentrieren sich die Arbeiten darauf, die physikalischen Mechanismen zu untersuchen, die vermutlich einen Einfluss auf das Auftreten von Banding haben. Dazu sind geeignete Modelle zu finden, um das Temperatur- und Spannungsfeld nahe der Walzenoberfläche zu berechnen. Thermophysikalische Daten dafür sind nur unzulänglich bekannt, so dass vor allem die Festigkeitskennwerte der Materialien bestimmt werden müssen bzw. erörtert werden muss, mit welchem Materialmodell sich das Verhalten der Werkstoffe beschreiben läßt.

Die Charakterisierung der Arbeitswalzen erfolgt durch Messung des Eigenspannungszustands im Bauteil und durch metallographische Untersuchungen des Walzenmaterials. Über das Einsatzverhalten der Arbeitswalzen geben die Prozessdatenbanken Auskunft, sowie eine Beurteilung der Walzenoberfläche direkt nach dem Einsatz. Für die Beurteilung dienen Verschleißmessungen, bzw. Messungen der Rauhigkeit. Auch wird aus Arbeitswalzen Probenmaterial zur Untersuchung entnommen, um Rückschluss auf die Eigenschaftsänderungen während des Betriebes zu erhalten.

Ein möglicher Einfluss der Eigenoxidation des Walzenmaterials auf das Banding soll anhand eines Vergleiches der Eigenschaften von im Labor unter definierten Bedingungen hergestellten Oxidschichten mit jenen Oberflächendeckschichten, die durch die Einsatzbedingungen auf der Walze entstehen, geklärt werden.

Kapitel 2

Durchgeführte Arbeiten

2.1 Untersuchung von Betriebszuständen

Moderne Breitbandstraßen verfügen über ein ausgereiftes Prozessleitsystem. Durch dieses werden Mess- und Regeldaten der Breitbandstraße in Datenbanken archiviert. Mit Hilfe dieser Daten sollen Betriebszustände charakterisiert werden, die zu eingewalztem Zunder geführt haben. Da dies jedoch durch die Vielzahl der vorhandenen Daten schwer möglich ist, müssen Walzvariablen bzw. Kombinationen von Walzvariablen gefunden werden, die für die Beschreibung der thermomechanischen Walzenbelastung geeignet sind [25]. Die Ableitung einer solchen Kombination von Variablen wird im folgenden dargestellt.

2.1.1 Charakteristische Walzvariablen der thermomechanischen Belastung

Banding bzw. Aufreißen ist die Folge des Zusammenwachsens von Mikrorissen, die auf und unter der Walzenoberfläche, bedingt durch die thermomechanische Belastung, initiiert werden. Die Belastungen lassen sich in eine thermisch induzierte Belastung und in eine mechanisch bedingte Belastung einteilen.

Die thermisch induzierte Belastung ist die Folge der Änderung der Oberflächentemperatur entlang des Walzenumfangs während einer Walzenumdrehung. Durch den Kontakt mit dem Walzgut im Walzspalt wird die Walze an der Oberfläche auf bis zu 600 °C aufgeheizt und anschließend

mit Kühlwasser wieder abgekühlt. Die maximale Oberflächentemperatur T_{\max} wird als Maß für die thermische Belastung herangezogen. In der Literatur sind Modelle für die Berechnung dieser zahlreich vorhanden, im folgenden wird die von FISCHER et al. [26] vorgeschlagene Gleichung

$$T_{\max} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \sqrt{\frac{1}{\text{Pe}}} \cdot a \cdot \frac{\dot{q}}{\lambda} \quad (2.1)$$

für die Berechnung verwendet. Darin ist $\text{Pe} = \frac{v \cdot a}{2 \cdot \kappa}$ die Peclet Zahl. Sie wird aus dem Verhältnis der Länge des Kontaktbogens (gedrückten Länge) $2a$ und der Umfangsgeschwindigkeit v zur Temperaturleitfähigkeit κ des Walzenwerkstoffs berechnet. Diese dimensionslose Kennzahl beschreibt das Verhältnis von konvektivem zu konduktivem Stoff- bzw. Wärmetransport. Hier wird sie zur dimensionlosen Beschreibung der Bewegung der Wärmequelle verwendet.

Der Wärmestrom \dot{q} der Wärmequelle wird entsprechend $\dot{q} = h\Delta T$ berechnet, wobei h der Wärmeübergangskoeffizient und ΔT die Temperaturdifferenz zwischen der Band- und der Walzenoberfläche ist. Die Größe bzw. die Abhängigkeiten von h von den anderen Parametern des Walzvorgangs sind nicht vollständig aufgeklärt. In der Literatur [7, 19, 27] sind für h sowohl fixe Werte, als auch Abhängigkeiten vom Walzdruck, der chemischen Analyse bzw. der Fließspannung des Bandmaterials angegeben.

Wird angenommen, dass der Wärmestrom \dot{q} nur gering von Band zu Band variiert, so folgt mit $\text{Pe} = \frac{v \cdot a}{2 \cdot \kappa}$, dass T_{\max} proportional der Kontaktzeit t_{kont} (Durchlaufzeit eines Punktes am Walzenumfang durch den Walzspalt) ist. Zur Unterscheidung der einzelnen Gerüste der Breitbandstraße kann zusätzlich die Bandeinlauftemperatur (über die Bandlänge gemittelte Anstichtemperatur) verwendet werden.

Die auftretenden mechanischen Belastungen der Walze erfolgen durch die Kontaktdrücke, die im Walzspalt und bei der Abstützung der Arbeitswalze mit der Stützwalze entstehen. Die Spannungen beim Arbeitswalzen-Stützwalzenkontakt sind von der Geometrie (Größe, Schliff) der Walzen, von der Walzkraft und der Bandbreite abhängig. Der Walzdruck hingegen hängt zusätzlich noch von der gedrückten Länge (Projektion des Kontaktbogens von Walze und Walzgut in die Walzgutmittenebene [1]) ab. Beide Drücke sind zu einander proportional, wobei jedoch für eine Abschätzung der mechanischen Belastung lediglich der Walzdruck berücksichtigt wird.

Der Walzdruck selbst hat über den Wärmeübergangskoeffizient auch Einfluss auf die thermische Belastung der Walze.

Die Belastung der Walze durch ein einzelnes Band wird charakterisiert durch die Höhe der Belastung (Walzdruck, Kontaktzeit) und durch die aktuelle Bandlänge. Diese beschreibt mit

wievielen Walzenumdrehungen (Zyklen) die jeweilige Arbeitswalze mit der jeweiligen Beanspruchungsintensität beaufschlagt wird. Die Anzahl der Walzenumdrehungen wird logarithmisch berücksichtigt, da diese von Gerüst zu Gerüst stark ansteigt und bei linearer Berücksichtigung die Bewertung der Belastung dominieren würden. Auch wird so sichergestellt, dass die Belastung am letzten Gerüst im Vergleich zu den vorderen nicht überbewertet wird (Bandauslauflänge \gg Bandeinlauflänge!).

Durch Verknüpfung dieser Variablen kann nun eine weitere Größe abgeleitet werden, die die Belastung der Arbeitswalzen charakterisiert. Eine Verknüpfung der Variablen kann additiv (Überlegung ähnlich einer Superposition von Spannungen) oder multiplikativ erfolgen. Damit Hilfe der Variablen eine Prognose (Wahrscheinlichkeit) von Zundereinwalzungen abgeleitet werden soll, stellt eine additive Verknüpfung im Sinne der Wahrscheinlichkeitsrechnung eine Oder-Verknüpfung und eine multiplikative Verknüpfung eine Und-Verknüpfung dar. Diese Überlegungen führen zu der Belastungsziffer

$$BZ = p \cdot \sqrt{t_{\text{kont}}} \cdot T_{\text{Band}}^{\text{ein}} \cdot \log(n) \text{ für } n > 1. \quad (2.2)$$

Die in Gleichung 2.2 auftretenden Parameter variieren nur in engen Wertebereichen, so dass durch eine multiplikative Verknüpfung auch kleine Änderungen einen größeren Einfluss auf den Wert der Belastungsziffer zeigen als bei additiver Verknüpfung.

Die mit Hilfe der Belastungsziffer charakterisierte Walzenbelastung kann der Anzeige des Oberflächeninspektionsgeräts (OIS) gegenüber gestellt werden. Dieses befindet sich kurz nach dem letzten Gerüst der Warmbreitbandstraße. Die Funktionsweise des Oberflächeninspektionsgeräts basiert auf der mathematischen Auswertung von CCD-Kamerabildern. Dabei hat jeder Oberflächenfehler am Band [28] ein charakteristisches Muster und ermöglicht so die bandspezifische Speicherung von Oberflächenfehlern. Zusammengefasst sind diese Fehlereinträge in Datenbanken. Für die in dieser Arbeit durchgeführten Auswertungen werden die für eingewalzten Zunder charakteristischen Einträge verwendet.

Um einzelne Bänder zu vergleichen, wird die Summe der Einzeleinträge aus der OIS-Datenbank je Band und Bandseite aufsummiert und jeweils durch die Bandfläche dividiert.

Die Belastungsziffer und die Fehlereinträge je Band werden für einzelne Walzeneinsätze (Verweildauer eines Arbeitswalzenpaares in den Gerüsten der Warmbreitbandstraße) in einem Belastungsziffer-Bandanzahl-Diagramm dargestellt. Das Integral über die Belastungsintensitäten führt zur Gesamtbelastung der Walze während des Walzeneinsatzes. In Abbildung 2.1 ist ein Belastungsziffer-Bandanzahl-Diagramm eines Walzeneinsatzes dargestellt. Qualitativ betrachtet ge-

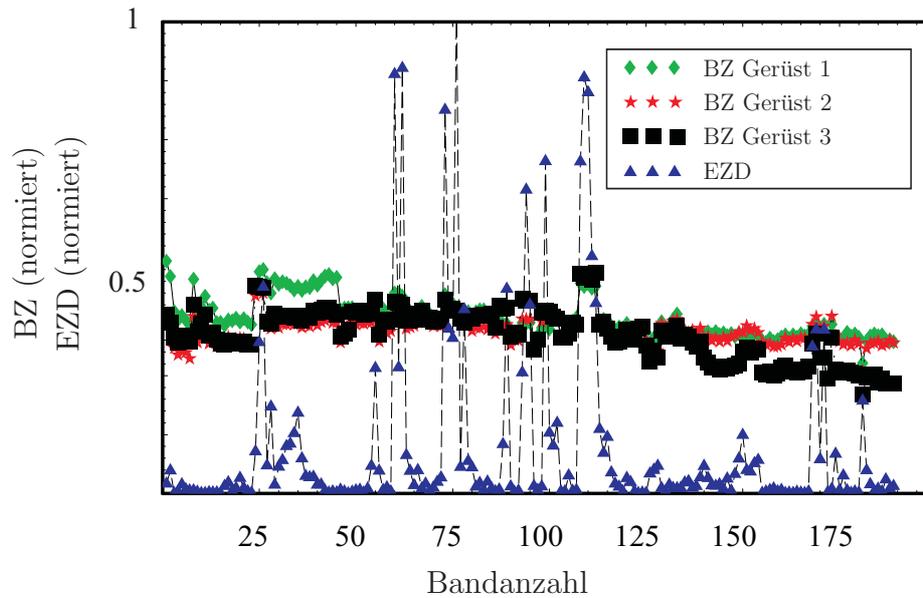


Abbildung 2.1: Verlauf der Belastungsziffer BZ der ersten drei Gerüste und der Fehlereinträge „eingewalzter Zunder“ (EZD) für einen ausgewählten Walzeneinsatz in Abhängigkeit der gewalzten Bandanzahl

hen die Spitzen der Belastungsziffer mit den Spitzen der Fehleranzeige einher. Da Fehlereinträge die Folge der Ablösung oberflächennaher Bereiche des Walzenmaterials sind, sind leichte Verschiebungen des Fehlereinträge-Verlaufes gegenüber der Belastungsziffer durchaus möglich. Eine Erklärung dafür ist, dass oberflächennahe Bereiche erst ausreichend geschädigt werden müssen, um ausbrechen zu können. Auch kann die Anzahl der Einträge selbst dann wieder abfallen, wenn die Belastungsziffer noch hoch ist. Das hängt damit zusammen, dass die geschädigten Bereiche der Walze bereits ausgebrochen sind.

2.2 Charakterisierung der Mikro- und Makroeigenschaften von Arbeitswalzen

Arbeitswalzen für die ersten drei Gerüste der Fertigstraße einer Warmbreitbandstraße (BBS) sind Gussbauteile, die aus einer harten Verschleißschicht, aus hoch-chrom-legiertem Gusseisen (HiCr) [23, 29–35] oder Stahlguss (HSS) [36–45] und einem biegeweichen Kern, aus grauem (meist sphärolithischem) Gusseisen bestehen. Zunächst wird die Verschleißschicht im Schleudergussverfahren hergestellt, und danach statisch das Kernmaterial eingegossen. Nach dem Gießen folgt eine mehrstufige Wärmebehandlung [29].

Der hoch-chrom-legierte Werkstoff wird im Gegensatz zum legierten Stahlguss von mehreren Herstellern mit ähnlichen Legierungsgehalten angeboten. Deshalb beschränkt sich die Ermittlung von materialspezifischen Kennwerten auf den hoch-chrom-legierten Werkstoff.

Hoch-chrom-legiertes Gusseisen zeichnet sich durch seinen hohen Chrom Gehalt aus. Das Chrom bildet zusammen mit Eisen und Kohlenstoff bei der Erstarrung ein eutektisches Karbid des Typs M_7C_3 , welches wegen seiner hohen Härte für die Verschleißbeständigkeit des Materials verantwortlich ist.

Ziel der durchgeführten Untersuchungen ist es, das Walzenmaterial hinsichtlich seines Verhaltens bei den betrieblichen Belastungen zu untersuchen, um so Rückschlüsse auf das Schädigungsverhalten zu erlangen.

Durchgeführt werden:

- Mikroanalyse

Mit Hilfe licht- und elektronenoptischer Methoden sollen, die Gefügebestandteile entsprechend ihrer Art und Verteilung untersucht werden. Die Bestimmung der Phasen erfolgt durch Ätzung des Gefüges und zusätzlich durch Röntgendiffraktometrie.

- Werkstoffprüfung

Diese dient der Ermittlung der Festigkeitskennwerte der untersuchten Materialien.

- Untersuchung des Oxidationsverhalten

Durch die Herstellung synthetischer Oxidschichten sollen Rückschlüsse auf die chemische Beständigkeit des Materials bei den Einsatztemperaturen gewonnen werden.

- Messung des makroskopischen Eigenspannungszustands

Bereits durch den Herstellprozess sind Spannungen in den Arbeitswalzen vorhanden. Von

Interesse sind die Höhe der Spannungen, als auch deren Veränderung durch den Einsatz der Walze in der Breitbandstraße.

- Schädigungscharakterisierung

Die Art und Weise der makro- und mikrostrukturellen Veränderung der Arbeitswalzenoberfläche wird untersucht, um so Auskunft über die der Oberflächenschädigung zu Grunde liegenden Mechanismen zu erhalten.

2.2.1 Probenmaterial

Die untersuchten Proben wurden aus industriell gefertigten Arbeitswalzen herausgetrennt. Es ist somit sichergestellt, dass das Probenmaterial die gleiche Wärmebehandlung und somit die gleichen Eigenschaften besitzt wie jenes, das in den Arbeitswalzen der Breitbandstraße eingesetzt wird. Material ist von drei Herstellern und aus vier Walzen (siehe Tabelle 2.1) verfügbar. Dabei ist zwischen geschädigtem Material und ungeschädigtem Material zu unterscheiden.

Geschädigtes Material wurde nach dem Ausbau der Arbeitswalze aus der Breitbandstraße im Bereich der Walzballenmitte aus der Oberfläche durch Trennschneiden entnommen. Ungeschädigtes Material stammt aus einer Walze direkt nach der Wärmebehandlung bzw. wurde nach dem Ausbau aus der Breitbandstraße aus Bereichen am Walzballen, die keiner wesentlichen Belastung ausgesetzt waren, entnommen. Tabelle 2.2 zeigt die chemische Zusammensetzung der Materialien.

Tabelle 2.1: Zusammenstellung der untersuchten Werkstoffe und Typenbezeichnung im Walzwerk, wobei die Einteilung entsprechend der Herstellerangaben erfolgt. Bei gleichem Walztyp wird wegen geringfügigen Variationen in der chemischen Zusammensetzung unterschieden.

Bezeichnung	Typ
A,C	HiCr mit Sonderkarbiden in der Matrix
B,D	HiCr ohne Sonderkarbide in der Matrix

Tabelle 2.2: Legierungsgehalte der untersuchten Werkstoffe in Gew.-%

Material	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V
A, B, C, D	2.6-3.0	0.4-0.7	0.9	14.7-18.5	0.9-1.3	1.1-1.7	0.1-1.1

2.2.2 Mikrostrukturanalyse

Das Probenmaterial wurde mittels licht- und elektronenoptischer Methoden untersucht. Verwendet wurde ein Olympus AXF Lichtmikroskop mit maximal 1500-facher optischer Vergrößerung und ein Leo 1450 Rasterelektronenmikroskop (REM) mit 30 keV Beschleunigungsspannung und einem energiedispersen Röntgenfluoreszenzstrahlungs (EDX)-Detektor der Fa. Roentec. Zur Bildgebung im REM wurden sowohl Sekundärelektronen als auch Rückstreuungselektronen verwendet.

Die Phasenbestandteile und Kristallstruktur der Materialien wurden mittels Röntgendiffraktometrie (XRD) bestimmt. Verwendet wurden ein Siemens GADDS (General Area Detector Diffraction System) und ein Siemens D5000 Röntgendiffraktometer. In beiden Anlagen wurde mit einer $\text{Co-K}_{\alpha 1}$ Strahlung mit einer Wellenlänge von $1,78897 \text{ \AA}$ gemessen. Bei dieser Wellenlänge wird das Eisen des Werkstoffs kaum zur Fluoreszenz angeregt und somit eine geringere Untergrundstrahlung erzeugt.

Zur Erleichterung der Interpretation der Ergebnisse der Mikrostrukturanalyse wurden die thermodynamisch stabilen Phasen mit Hilfe der Software ThermoCalc berechnet.

2.2.3 Werkstoffprüfung

Gusseisenwerkstoffe weisen aufgrund ihres Herstellprozesses unterschiedliches Materialverhalten bei uniaxialen Zug bzw. Druckbelastungen auf. Das Materialverhalten von grauem Gusseisen wurde von COFFIN [46] und in weiterer Folge von HJELM [47] genauer untersucht. Vor allem der Unterschied zwischen dem Verhalten bei uniaxialer Zug- und bei uniaxialer Druckbelastung ist auffallend, da Gusseisen auf Druck ca. die dreifache Festigkeit aufweist. HJELM [47] leitet aus seinen Untersuchungen ein Materialmodell für graues Gusseisen ab. Das Materialmodell beinhaltet eine zusammengesetzte Fließfläche: Für Druckspannungszustände wird der Fließbeginn mit einem VON MISES Kriterium beschrieben und für Zugspannungszustände wird die Normalspannungshypothese nach RANKINE verwendet. Fraglich ist, ob dieses Materialmodell auch für hoch-chrom-legiertes Gusseisen gilt. Auch ist ungeklärt, ob sich hohe hydrostatische Spannungsanteile, wie sie vor allem beim Arbeitswalzen-Stützwalzenkontakt zu erwarten sind, auf das Materialverhalten auswirken.

Die Bestimmung der Bruchzähigkeit des Materials ist für Aussagen über das Verschleißverhalten von Interesse, da das Wachsen von Mikrorissen als ein wesentlicher Verschleißmechanismus

beschrieben wird [18].

Zur Untersuchung des Materialverhaltens von hoch-chrom-legiertem Gusseisen werden

- uniaxiale Zug- und Druckversuche zur Bestimmung der mechanischen Kennwerte,
- biaxiale Druck-Torsionsversuche zur Untersuchung des Materialverhaltens bei zweiachsiger Belastung und verschiedenen hydrostatischen Spannungsanteilen, und
- 3-Punkt Biegeversuche zur Ermittlung der Bruchzähigkeit K_{1C}

durchgeführt. Die dafür benötigten Proben wurden durch Drahterodieren und weiterer mechanischer Bearbeitung aus den vorhandenen Materialien hergestellt. Abbildung 2.2 gibt einen Überblick über die verwendeten Probengeometrien.

Uniaxiale Zug- und Druckversuche

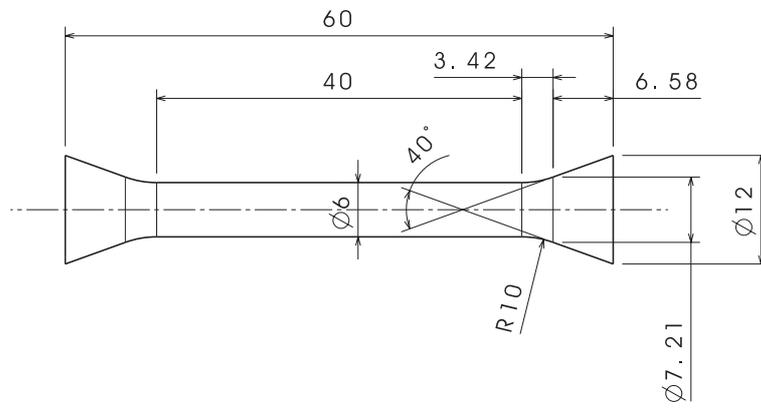
Zugversuche wurden an einer servohydraulischen Prüfmaschine der Fa. Walter&Bai bei Raumtemperatur durchgeführt. Aufgrund der hohen Härte wurde eine Probengeometrie ohne scharfe Übergänge (s. Abbildung 2.2 a) gewählt und die Probenoberfläche poliert. Die Belastungsgeschwindigkeit betrug 0,001 mm/s. Die Dehnungsmessung wurde mittels Videoextensiomter durchgeführt.

Im Gegensatz dazu wurden Druckversuche an zylindrischen Proben durchgeführt. Um ein Knicken der Probe zu vermeiden, wurde ein Längen-Durchmesserverhältnis von 2 gewählt. Es kamen Proben mit einem Durchmesser von 4 und 5 mm zum Einsatz, um den Kraftbereich der jeweiligen Prüfmaschinen optimal auszunutzen. Durchgeführt wurden Versuche bei Raumtemperatur bzw. bei 200 °C an einer Spindelpresse der Fa. INSTRON bzw. bei 500, 600 und 700 °C in einem Umformdilatometer BÄHR 805 D.

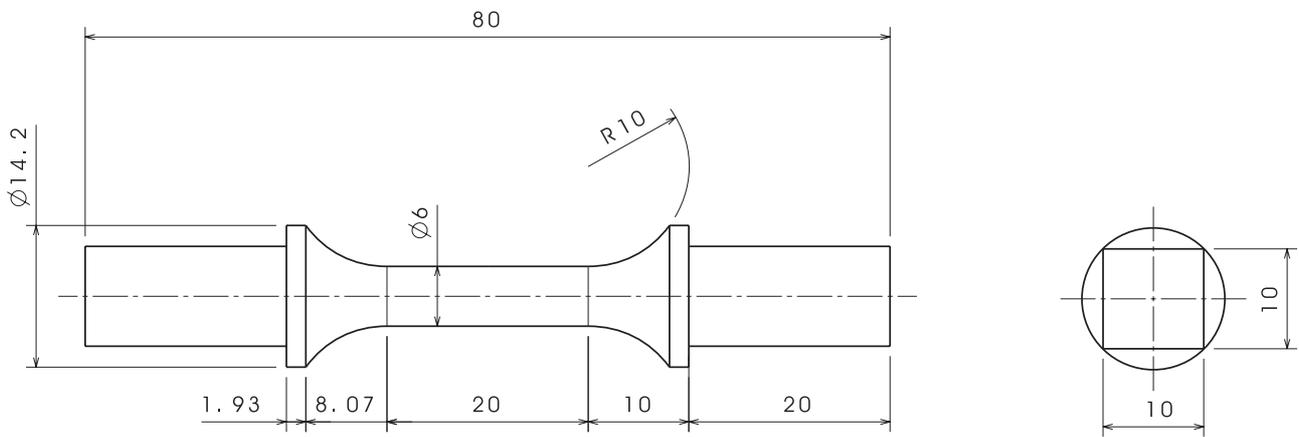
Biaxiale Druck-Torsionsversuche

Druck-Torsionsversuche wurden an einer servohydraulischen Prüfmaschine der Fa. Walter&Bai mit einer 600 kN Zug-Druckeinheit und einer 300 kNm Torsionseinheit durchgeführt. Die verwendete Probengeometrie ist in Abbildung 2.2 b dargestellt.

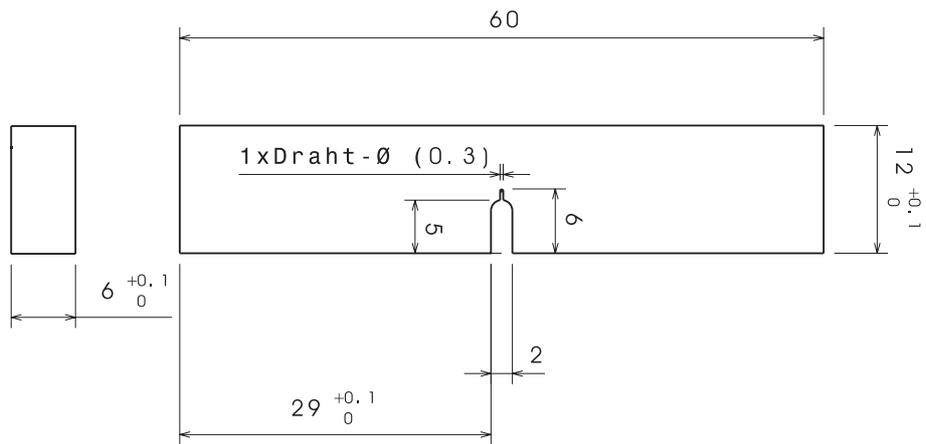
Für die Berechnung der Schubspannung bei der Torsionsbelastung können, wie in Abbildung 2.3 dargestellt, zwei extreme Annahmen getroffen werden [48]:



(a) Zugprobe

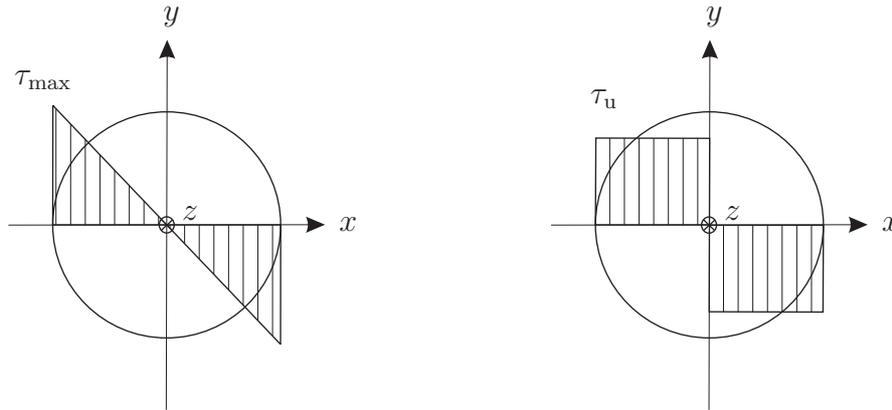


(b) Druck-Torsionsprobe



(c) 3-Punkt Biegeprobe

Abbildung 2.2: Probengeometrien



(a) rein elastische Spannungsverteilung

(b) voll plastische Spannungsverteilung

Abbildung 2.3: Mögliche Verteilung der Schubspannung im Probenquerschnitt der Druck-Torsionsproben.

- Die Schubspannung ist über den Querschnitt konstant („untere Grenze“) - voll plastischer Querschnitt.

Dann folgt aus

$$M_t = 2\pi \int_0^R \tau(r) \cdot r^2 dr \tag{2.3}$$

$$\tau(r) = \text{const.} = \tau_u$$

$$\tau_u = \frac{3 \cdot M_t}{2 \cdot \pi \cdot R^3} \tag{2.4}$$

- Die Schubspannung nimmt linear von der Mitte der Probe zum Rand hin zu („obere Grenze“) - rein elastischer Querschnitt.

So folgt mit

$$\tau(r) = \frac{r}{R} \cdot \tau_{\max} \tag{2.5}$$

$$\tau_{\max} = \frac{2 \cdot M_t}{\pi \cdot R^3} \tag{2.6}$$

Für reine Torsion (2-achsiger Spannungszustand) folgt, dass die beiden Hauptspannungen gleich $+\tau$ bzw. $-\tau$ sind und für die Vergleichsspannung σ_{eq} nach VON MISES folgt $\sigma_{\text{eq}} = \tau\sqrt{3}$. Plastisches Fließen setzt dann ein, wenn diese Vergleichsspannung die Fließgrenze des Werkstoffs erreicht. Erreicht hingegen eine der Normalspannungen die Trennspannung des Werkstoffs, so kommt es zu einem Versagen der Probe ohne vorhergehende plastische Verformung.

Durch Aufbringen einer zusätzlichen Spannung σ_{zz} in Probenlängsachse (z-Achse) entsteht ein

zweiachsiger Spannungszustand dessen Hauptspannungen $\frac{1}{2} \left(\sigma_{zz} - \sqrt{\sigma_{zz}^2 + 4\tau^2} \right)$ und $\frac{1}{2} \left(\sigma_{zz} + \sqrt{\sigma_{zz}^2 + 4\tau^2} \right)$ sind. Als Vergleichsspannung folgt:

$$\sigma_{\text{eq}} = \sqrt{3\tau^2 + \sigma_{zz}^2}. \quad (2.7)$$

Im Fall einer reinen Torsionsbeanspruchung ist der hydrostatische Spannungsanteil σ_{hydr} gleich Null. Bei Druck-Torsionsbelastung ergibt sich dafür: $\sigma_{\text{hydr}} = \frac{\sigma_{zz}}{3}$. Anhand des MOHRschen Spannungskreises kann der Einfluss der Druckspannung auf eine mögliche plastische Verformung des Materials während des Versuchs abgeschätzt werden. In Abbildung 2.4 ist zu erken-

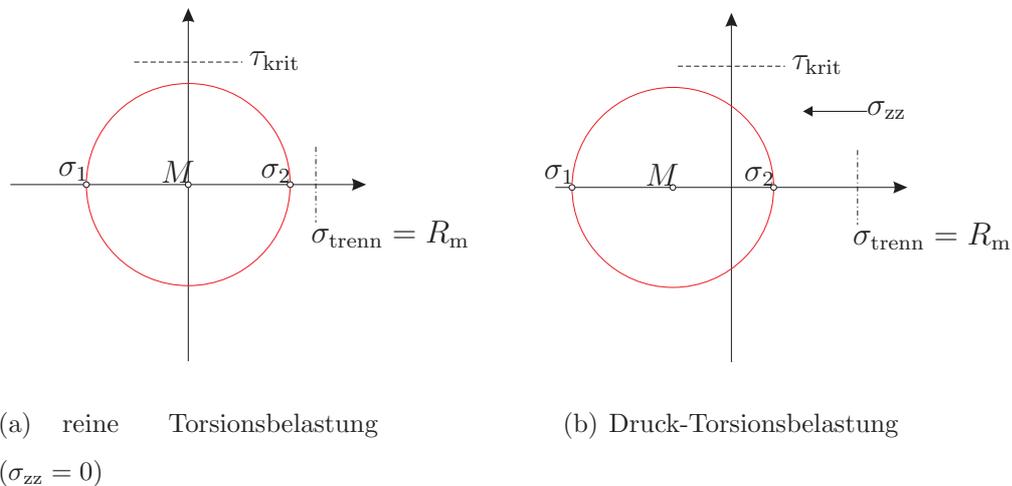


Abbildung 2.4: Einfluss der Druckspannung im Druck-Torsionsversuch.

nen, dass bei einer reinen Torsionsbeanspruchung der Mittelpunkt M des MOHRschen Kreises im Ursprung liegt. Der Radius entspricht dem Betrag der Schubspannung. Erreicht diese die Schubfließgrenze τ_{krit} , so setzt plastische Verformung ein, wird die Trennfestigkeit σ_{trenn} erreicht, so erfolgt der Bruch der Probe. Durch das Aufbringen der Druckspannung verschiebt sich der Kreis weg von der Trennschubspannung. Somit wird plastische Verformung bevorzugt eintreten.

3-Punkt Biegeversuche zur Bestimmung der Bruchzähigkeit K_{1C}

Die Bestimmung der Bruchzähigkeit erfolgt im 3-Punkt Biegeversuch. Die verwendete Probengeometrie ist in Abbildung 2.2 c dargestellt. In die Probe wird über eine Druck-Schwellbelastung ein Ermüdungsriss eingebracht. Eine Druck-Schwellbelastung wird verwendet, da aufgrund der hohen Härte des Materials ein sofortiges Versagen bei Zugspannungen zu erwarten ist. Die Druck-Schwellbelastung führt durch eine Spannungsüberhöhung zu lokaler plastischer Verformung um den Kerbgrund. Beim Entlasten bleiben lokal Zugrestspannungen zurück, die ein

Risswachstum bedingen, auch wenn die Probe makroskopisch unter Druckspannungen steht. Deswegen wird erwartet, dass vor allem die Höhe der anliegenden Kraft wesentlich für den Rissfortschritt ist.

Für die Prüfung der Proben werden zwei Belastungsarten gewählt:

Statische Belastung

Ein Teil der Proben wurde in 3-Punkt Biegeversuchen bei Raumtemperatur und bei 250 °C mit statischer Lasteinbringung zerstört. Verwendet wurde eine Spindelpresse der Fa. INSTRON, die mit einer Temperaturkammer ausgestattet ist. Die Belastungsgeschwindigkeit betrug 0.001 mm/s. Die Versuche wurden entsprechend der ASTM-Norm E-399 ausgewertet [49]. Dadurch wird überprüft, ob in diesen Versuchen ein gültiger K_{IC} -Wert bestimmt wurde.

Dynamische Belastung

Für die Prüfung mit dynamischer Lasteinbringung wurde ein Kerbschlagwerk der Fa. AMSLER-ROELL verwendet. Die Proben wurden in einer 3-Punkt Biegebeanspruchung durch einen Hammer zerstört. Die Finne des Hammers ist instrumentiert, um die beim Zerschlagen der Probe auftretende Kraft zu messen. Die Finne trifft mit einer Geschwindigkeit von 5 m/s auf die Probe. Die im Versuch ermittelten Kraft-Zeit Diagramme wurden entsprechend der ASTM-Norm E-399 ausgewertet [49]. Ein gültiger Wert für die Bruchzähigkeit K_{IC} kann bei dieser Belastungsgeschwindigkeit nicht erwartet werden. Von Interesse ist viel mehr, wie die Ergebnisse der dynamischen Belastung im Vergleich zur statischen Belastung liegen.

2.2.4 Messung des makroskopischen Eigenspannungszustands

Arbeitswalzen weisen aufgrund ihres Herstellprozesses einen komplexen makroskopischen und mikroskopischen Eigenspannungszustand auf. Zur Ermittlung der Höhe und der Richtung der makroskopischen Eigenspannungen wurden Untersuchungen mit zwei unterschiedlichen Verfahren durchgeführt. Diese sind das Bohrloch- [50–52] und das Ringkernverfahren [53, 54].

Beide Messmethoden sollen kurz erläutert werden:

Bohrlochverfahren

Beim Bohrlochverfahren wird mit Hilfe einer Bohrvorrichtung ein Sackloch in die Probenoberfläche gebohrt. Mittels Dehnmessstreifen (DMS) werden die durch das Bohren relaxierten Dehnungen gemessen. Anhand dieser lässt sich auf die Spannungen rückrechnen. Dafür kann auf mehrere Rechenmodelle zurückgegriffen werden:

- Die Strain-average Methode [50],
- die Potenzreihenmethode, und
- die Integralmethode nach SCHAJER [52],

In den Rechenmodellen wird unter Annahme eines isotropen, linear elastischen Werkstoffverhaltens mit gemessenen Dehnungswerten auf die Spannungen rückgerechnet. Die Spannungen sind mit den gemessenen Dehnungen über Parameter verknüpft die eine Funktion der Materialeigenschaften (E-Modul, Querkontraktionszahl) und der Geometrie des gebohrten Loches (Radius, Lochtiefe) sind. Einfach ist die Auswertung dann, wenn ein von der Bohrtiefe unabhängiger Spannungszustand angenommen wird. Die für die Auswertung benötigten Parameter können für diesen Fall numerisch oder experimentell bestimmt werden.

Ist in Abhängigkeit der Bohrtiefe eine signifikante Variation der Spannungsverteilung zu erwarten, so sind die Potenzreihenmethode oder die Integralmethode für die Auswertung heranzuziehen. Die Integralmethode ist bei sich abrupt ändernden Spannungsverläufen zu bevorzugen. Eine Kalibrierung der Potenzreihen- und der Integralmethode ist nur numerisch möglich, da sich mit der Tiefe veränderliche Spannungsverteilungen in einem Kalibrationsexperiment nicht gezielt einstellen lassen [52]. Abbildung 2.5 zeigt schematisch den Prüfaufbau. Für das Bohren sind zwei Arten von Bohrer marktüblich – normalerweise ein HSS-Fräser und für harte Werkstoffe ein Diamantstift. Gebohrt wird im Zentrum des Dehnmessstreifens. Für die Auswertung

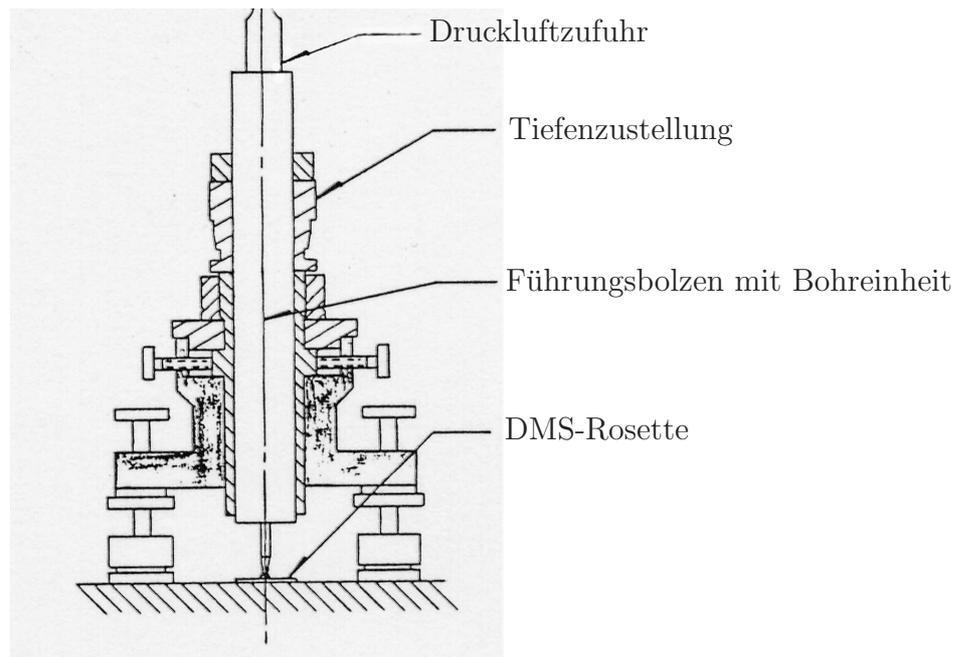
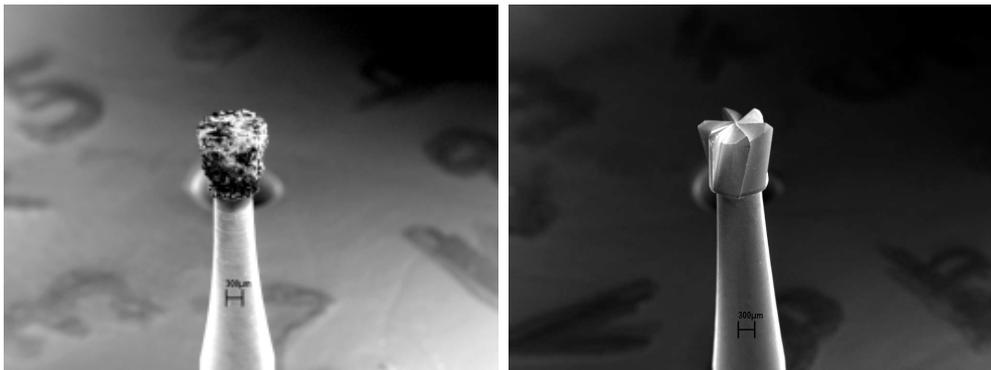


Abbildung 2.5: Bohrvorrichtung, schematischer Aufbau [50].

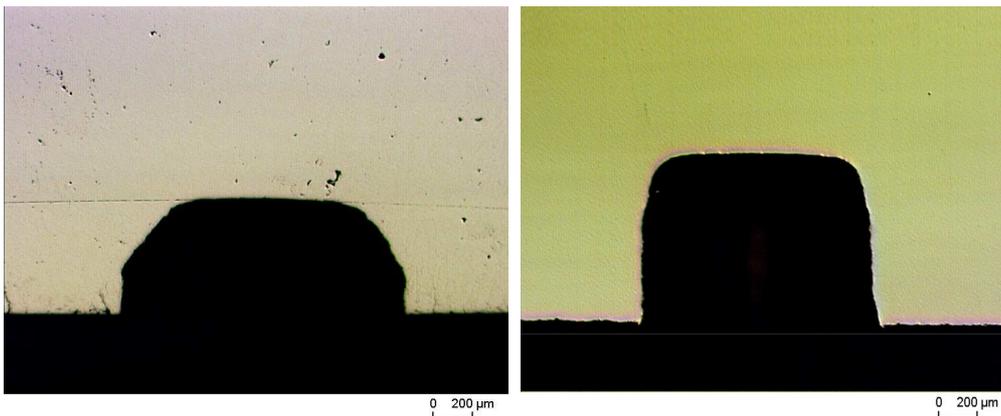
wird das kommerziell erhältliche Programm HOLE-DRILL von SCHAJER [52] verwendet. In diesem Programm sind die oben genannten Rechenmodelle inklusive der erforderlichen Parameter implementiert.

In Abbildung 2.6 sind die Bohrer und die beim Bohren resultierenden Lochkonturen dargestellt. Die Kontur des mit Diamant gebohrten Lochs (Abbildung 2.6 c) weicht stark von der eines scharfkantigen Sacklochs (Sollgeometrie für die Auswertung) ab. Aufgrund der hohen Härte des Walzenwerkstoffs kann in diesem nur mit einem Diamantstift gebohrt werden. Durch die Abweichung der dabei entstehenden Lochkontur ergibt sich ein systematischer Fehler. Wegen diesem werden zu niedrige Werte für die Eigenspannungen bestimmt. Zum Vergleich von Spannungsverläufen sind die Messungen dennoch geeignet.



(a) Diamantstift

(b) HSS-Fräser



(c) Kontur eines mit einem Diamantstift gebohrten Lochs in hoch-chrom-legierten Gusseisen.
 (d) Kontur eines mit einem HSS-Fräser gebohrten Lochs in einer Titanlegierung.

Abbildung 2.6: REM Aufnahmen der verwendeten Bohrer und mikroskopische Untersuchung der entsprechenden Bohrlochkontur.

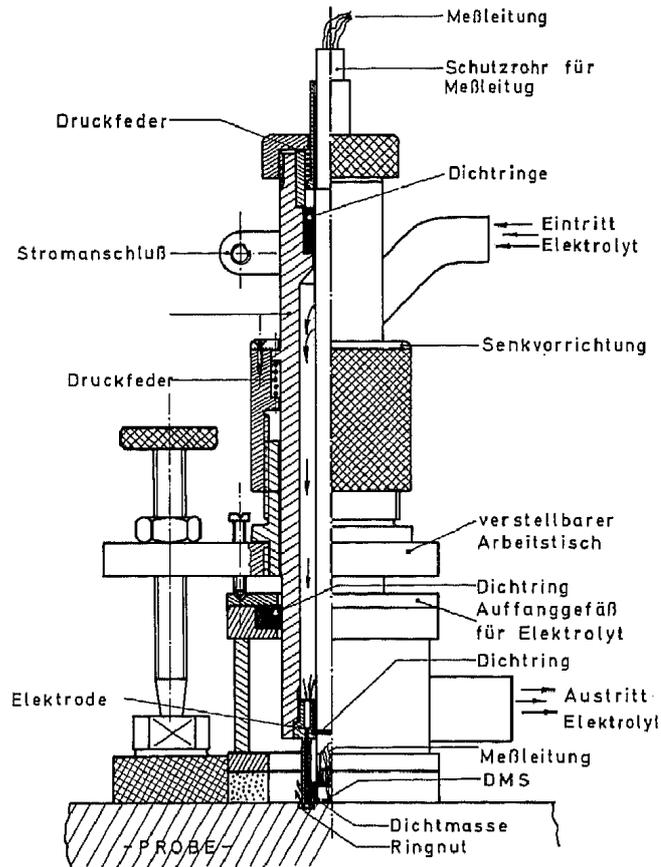


Abbildung 2.7: Ringkernverfahren, schematischer Aufbau [54].

Ringkernverfahren

Der prinzipielle Aufbau des Verfahrens ist in Abbildung 2.7 dargestellt. Das Verfahren beruht auf dem gleichem Prinzip wie das Bohrlochverfahren. Allerdings wird beim Ringkernverfahren eine Nut in die Oberfläche erodiert. Die dabei relaxierten Dehnungen werden auf der Insel, die durch die Nut begrenzt ist gemessen. Die Auswerterroutinen sind ähnlich denen des Bohrlochverfahrens. Die benötigten Parameter für die Auswertung wurden experimentell bestimmt [54].

2.2.5 Untersuchungen zum Oxidationsverhalten

Durchgeführt wurden Glühversuche bei 500, 600 und 700 °C zur Erzeugung von Oxidschichten auf der Oberfläche von Scheiben aus hoch-chrom-legierten Gusseisen. Die Scheiben hatten einen Durchmesser von 5 bzw. 8 mm und waren ca. 200 μm dick. Die Glühungen erfolgten in einem Ofen an trockener Luft, in einer Thermowaage und in einem Hochtemperaturdiffraktometer (Bruker D8 Diffraktometer mit Temperaturkammer und Cu- K_{α} Strahlung) in Sauerstoffatmosphäre. Die erzeugten Oxidschichten wurden mittels Lichtmikroskop, REM, Röntgendiffraktometrie und Glimmentladungsspektroskopie untersucht.

Ermittlung von Konzentrations-Tiefenprofilen mit der Glimmentladungsspektroskopie

Mithilfe der Glimmentladungsspektroskopie ist es möglich, Gradienten in der chemischen Zusammensetzung in Abhängigkeit des Sputterabtrags zu bestimmen. Dafür wird eine Probe als Kathode in einem Gleichstromfeld geschaltet und durch ein Argonplasma zerstäubt (abgesputtert).

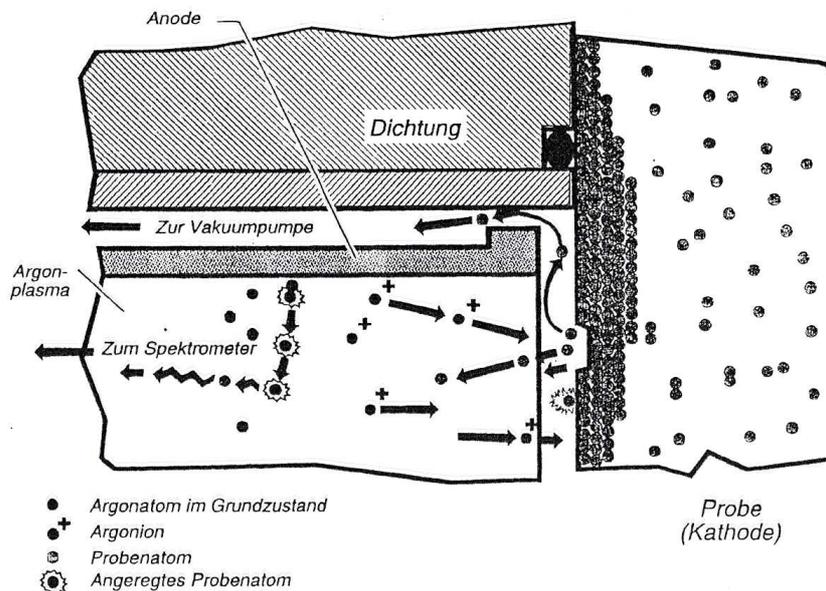


Abbildung 2.8: Schematische Darstellung der Zerstäubungs- und Anregungsprozesse in der Glimmentladungsquelle [55].

In Abbildung 2.8 sind die ablaufenden Zerstäubungs- und Anregungsvorgänge schematisch dargestellt. Angeregte Argonionen schlagen durch Impulsübertragung Atome bzw. Atomverbunde

aus der Probenoberfläche heraus. Diese Partikel werden im Plasma zu optischen Übergängen im sichtbaren und ultravioletten Bereich angeregt. Ein nachgeschaltetes optisches Spektrometer zerlegt das dabei emittierte Licht elementspezifisch und mit Hilfe von Detektoren wird dessen Intensität gemessen. Die quantitative Auswertung basiert auf einer Relativmessmethode. Dabei werden für jedes Element die Intensitätsverhältnisse von der untersuchten Probe zu Standardproben mit bekannter chemischer Zusammensetzung bestimmt. Damit kann die Konzentration des jeweiligen Elementes in der Probe berechnet werden. Durch Registrierung der Konzentrationen als Funktion der Sputterdauer wird die Elementverteilung in der Probe als Funktion der Tiefe wieder gegeben (Tiefenprofil). Dabei beträgt die Tiefenauflösung weniger als 10 nm [55]. Die laterale Auflösung ist von der Größe der Anode abhängig, und beträgt bei dem verwendeten Spektrometer GDS-750 a der Fa. LECO etwa 4 mm.

2.2.6 Schädigungscharakterisierung

Durch die betrieblichen Belastungen während des Einsatzes in der Breitbandstraße kommt es zu makro- und mikroskopischen Veränderungen an und unter der Walzenoberfläche.

Die makroskopische Veränderung wurde durch Messung des Verschleißprofils und durch Rauigkeitsmessungen charakterisiert. Diese wurden direkt an Arbeitswalzen sowie an Kunststoffrepliken von Walzenoberflächen durchgeführt. Diese Repliken stellen einen Negativ-Abdruck der Walzenoberfläche dar [56]. Mit Hilfe dieser war es möglich, die Topographien der Oberflächen mehrerer Walzen in einem 2-D Rauigkeitsmessgerät und im REM zu untersuchen.

Für die Untersuchung der mikrostrukturellen Änderungen werden Proben aus einer Walze entnommen, deren Oberfläche im Zustand direkt nach dem Ausbau aus der Walzanlage ist. In diesem Zustand weist die Walzenoberfläche eine Oxidschicht und ein Rissnetzwerk auf. Die entnommenen Proben werden mit Hilfe von licht- und elektronenoptischen Methoden untersucht. Die Röntgendiffraktometrie soll Auskunft über die sich an der Oberfläche befindlichen Phasen geben, die Glimmentladungsspektroskopie über Veränderungen der chemischen Zusammensetzung im Abstand von der Probenoberfläche.

Ziel der Schädigungscharakterisierung, ist es Art und Ausmaß der Veränderungen zu quantifizieren, um so Rückschlüsse auf die der Schädigung zu Grunde liegenden Mechanismen zu erhalten.

2.3 Berechnung des Temperatur- und Spannungsfelds

Beim Walzen erfolgt eine Dickenreduktion des Walzguts zwischen zwei rotierenden Walzen, die die, zur plastischen Verformung des Bandes, nötigen Kräfte aufzubringen haben. Beim Kontakt von dem Walzgut mit den Walzen kommt es bei einem Temperaturunterschied ΔT zwischen den beiden Kontaktkörpern entsprechend $\dot{q} = -h \cdot \text{grad}\Delta T$ zu einem Wärmestrom \dot{q} , vom wärmeren Körper (meist das Band) in den kälteren Körper. Der Wärmeübergang wird vom Wärmeübergangskoeffizienten h bestimmt.

Um die beim Bandwalzen auftretenden Kräfte und Temperaturbelastungen beherrschen zu können, werden Walzgerüste mit vier Walzen eingesetzt und die Walze zonenweise mit Spritzwasser gekühlt.

Ein Beispiel für die geometrische Anordnung eines solchen Gerüsts ist schematisch in Abbildung 2.9 dargestellt, wobei auch die auftretenden thermischen Belastungen eingezeichnet sind.

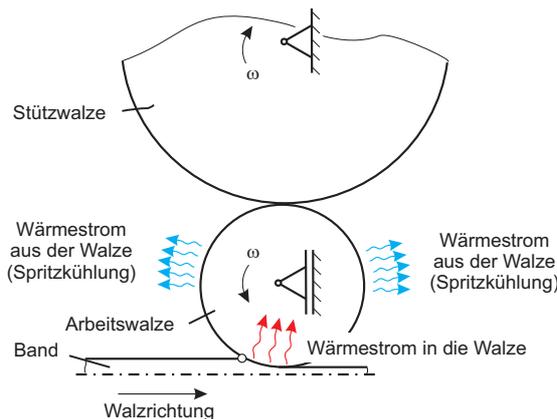


Abbildung 2.9: Belastungen von Arbeitswalzen

Zur Berechnung des Temperatur- und Spannungsfelds sind zahlreiche Modelle entwickelt worden, welche sich der Methode der finiten Elemente (FEM), der Methode der finiten Differenzen oder analytischer Methoden bedienen. Generell können diese Modelle in mechanische, thermische und thermomechanische Modelle unterteilt werden. Bei den mechanischen Modellen stehen der Werkstofffluss des Bandes und die notwendigen Kräfte bzw. die Kontaktdruckverteilungen zwischen Band und Arbeitswalze und zwischen Arbeitswalze und Stützwalze im Vordergrund [1, 57–60].

Bei den thermischen Modellen liegt der Fokus auf dem Temperaturfeld in der Arbeitswalze. Diese haben das Ziel, die thermische Ausdehnung der Walze und die daraus resultierende Kontur der Walze zu berechnen und werden meist dazu verwendet um Aussagen über die Kühlung

der Walzen zu treffen [26,61–70]. Nur wenige Autoren zeigen Lösungen für das dazu korrespondierende Spannungsfeld [20,71–74].

Mit thermomechanischen Modellen werden das Mechanik- und das Wärmeleitungsproblem gleichzeitig beschrieben. Für die Berechnung des Temperatur- und Spannungsfelds kommt hier ausnahmslos die Methode der Finiten Elemente zum Einsatz [19,75–77].

In dieser Arbeit liegt das Augenmerk auf der Berechnung des Temperatur- und Spannungsfelds nahe der Oberfläche der Arbeitswalze, um über das Spannungsfeld Rückschlüsse auf die Verschleißmechanismen und weiterer Folge über das Entstehen von Banding zu erhalten. Für die Berechnung dieser Felder werden die folgende Modelle verwendet:

- Mechanisches Modell

Dieses ist ein 2-D Modell von Band, Arbeitswalze und Stützwalze zur Studie der mechanischen Kontaktspannungen unter Verwendung der Methode der finiten Elemente (FEM).

- Thermomechanisches Modell

Mit diesem 2-D Modell von Band und Arbeitswalze werden das Temperatur- und Spannungsfeld im Walzspalt mit Hilfe der FEM berechnet.

- Thermisches Modell

Dieses ist eine Adaption des Modells von FISCHER et al. zur analytischen Berechnung des Temperaturfelds nahe der Walzenoberfläche.

- Streifenmodell

Durch das Treffen vereinfachender Annahmen wird damit das thermisch induzierte Spannungsfeld analytisch, basierend auf der Lösung des thermischen Modells, berechnet.

Die numerischen Berechnungen werden mit dem kommerziellen Finite Elemente Paket ABAQUS durchgeführt [78].

2.3.1 Mechanisches und thermomechanisches Modell - Randbedingungen

Das gewalzte Band wurde als elastisch-plastisch deformierbarer und die Walzen als elastisch deformierbare Körper modelliert. Durch die Ausnutzung der Mittensymmetrie konnte die notwendige Anzahl der Freiheitsgrade reduziert werden. Es wird ein ebener Verzerrungszustand

angenommen.

Die Modelle beinhalten zwischen 15000 und 40000 Elemente mit 4 bzw. 3 Knoten und einem Integrationspunkt. Gerechnet wird dynamisch, transient mit expliziter Zeitintegration. Zur Erniedrigung der Rechenzeit wird ein *mass-scaling* Faktor verwendet [78]. Dieser erhöht die Dichte des Materials und führt durch Dämpfung des dynamischen Verhaltens dazu, dass der stabile Zeitschritt in einem Inkrement größer wird und somit die notwendige Rechenzeit verringert wird.

Thermo-physikalische Daten

- Band

Die Fließkurven eines C-Mn Stahls wurden mit Hilfe der Formeln von MEDINA und HERNANDEZ [79] für unterschiedliche mittlere Formänderungsgeschwindigkeiten berechnet.

Für die thermomechanisch gekoppelten Rechnungen wurden Wärmekapazität, Wärmeleitfähigkeit und thermischer Ausdehnungskoeffizient aus der Literatur [19] übernommen.

- Walze

Die thermophysikalischen Daten des Walzenmaterials wurden zu einem Teil in dieser Arbeit experimentell bestimmt, bzw. es wurden Daten von externen Forschungseinrichtungen geliefert [80].

Kontaktmodellierung

Für die Kontaktformulierung wird ein kinematischer Prädiktor/Korrektor Algorithmus mit einem modifizierten Master/Slave Konzept verwendet, der ein Eindringen der beiden Kontaktkörper ineinander so gering wie möglich halten soll [78]. Dabei wird zunächst aus der Kinematik eines Knotens dessen neue Position im aktuellen Zeitschritt berechnet. Diese kann auch weit innerhalb des anderen Kontaktkörpers liegen. Deswegen wird in einem Korrektorschritt die Position entsprechend des Master/Slave Konzepts korrigiert. Bei einem reinem Master/Slave Konzept dürfen Knoten der Slave-Oberfläche nicht in die der Master-Oberfläche eindringen (s. Abbildung 2.10). Bei dem verwendeten modifizierten Konzept handelt es sich um eine Abschwächung dieser Bedingung, d.h es wird auch Slave-Knoten erlaubt in die Master-Oberfläche einzudringen. Dadurch kann die Rechenzeit reduziert werden, da die Anzahl der Iterationen zur Lösung des Kontaktproblems reduziert wird.

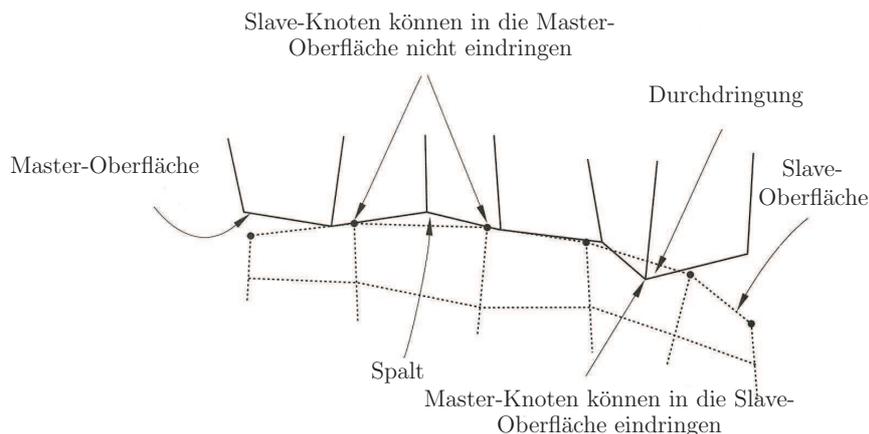


Abbildung 2.10: Schematische Darstellung des Master/Slave Konzept in der Kontaktformulierung

Durch den Kontakt der beiden Körper entstehen Spannungen (mechanischer Kontakt) und Wärmeströme (thermischer Kontakt). Für die Berechnung dieser Kontaktgrößen müssen Annahmen getroffen werden, die im folgenden erläutert werden:

- Mechanischer Kontakt

Für den mechanischen Kontakt zwischen Band und Arbeitswalze wurde das Reibgesetz nach COULOMB verwendet. In diesem Reibgesetz ist die in der Kontaktebene wirkende Reibschubspannung τ_r über einen Proportionalitätsfaktor μ (Reibzahl) mit der auf die Kontaktebene wirkenden Normalspannung σ_n verknüpft [81]. Für die Warmumformung von Stahl wird häufig eine Reibzahl von 0,3 angenommen [19]. BEVERLY et al. haben für verschiedene Walzenwerkstoffe eine Reibzahl zwischen 0,28 und 0,38 für Walzen von Warmband ohne Walzenschmierung bzw. eine Reibzahl zwischen 0,18 und 0,30 für Walzen von Warmband mit Walzenschmierung aus den Daten einer industriellen Breitbandstraße rückgerechnet [10]. Ab einer Reibzahl von 0,5 haftet das Walzgut an den Walzen. In den in dieser Arbeit durchgeführten Analysen wurde der Wert der Reibzahl zwischen 0,2 und 0,5 variiert.

- Thermischer Kontakt

Dem Wärmeübergangskoeffizienten kommt hier die größte Bedeutung zu. In der Literatur [15,27,77,82–86] sind zahlreiche Arbeiten, die sich mit dem Wärmeübergangskoeffizienten beim Kontakt zwischen Band und Arbeitswalze beschäftigen, zu finden (siehe Tabelle 2.3 und Abbildung 2.11).

In den durchgeführten Arbeiten wurde der Wärmeübergangskoeffizient variiert, um das

Maximum und den Verlauf der Oberflächentemperatur eines materialfesten Punktes der Walze zu studieren. Verwendet wurden konstante (10, 18, 60, 180 kW/m²) und vom Kontaktdruck abhängige Werte entsprechend der experimentellen ermittelten Zusammenhänge von DEVADES et al. [82] (s. Abbildung 2.11).

Tabelle 2.3: Konstante Werte des Wärmeübergangskoeffizienten im Walzspalt aus der Literatur.

Wärmeübergangskoeffizienten [kW/m ² K]	Zitat
18	[15]
18 bzw. 60	[19]
57	[82]
180	[83]

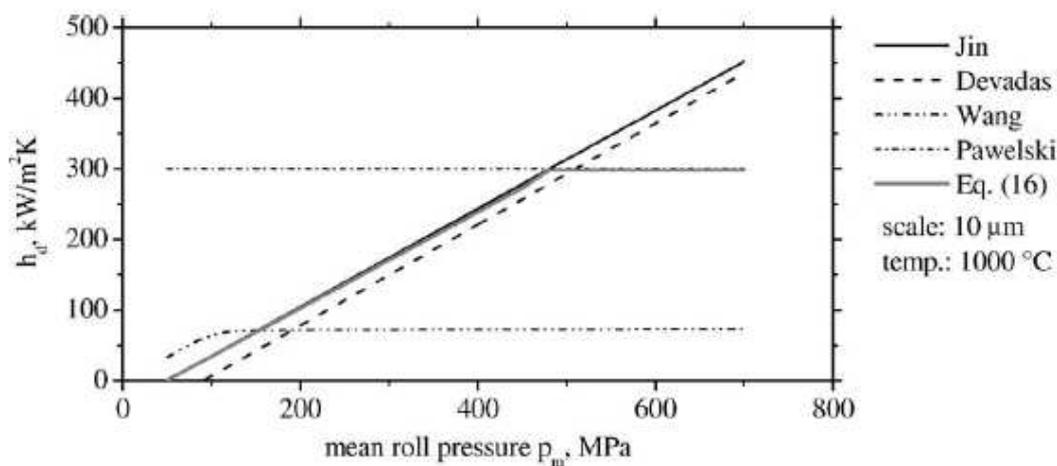


Abbildung 2.11: Mögliche Abhängigkeiten des Wärmeübergangskoeffizienten bei 1000 °C und einer 10 μm dicken Zunderschicht auf dem Band vom Walzdruck. Entnommen aus [77].

2.3.2 Thermisches Modell - Randbedingungen

Die Untersuchung des thermischen Spannungsfelds erfolgt durch Adaption des Modells von FISCHER et al. an die geometrischen Gegebenheiten einer industriellen Warmbreitbandstraße [26, 87].

Abbildung 2.12 zeigt die Zoneneinteilung entlang des Walzenumfangs. In Abbildung 2.12 ist der Temperaturverlauf an der Walzenoberfläche exemplarisch dargestellt. Die Modellannahmen, die zu diesem Verlauf führen, werden im Folgenden besprochen:

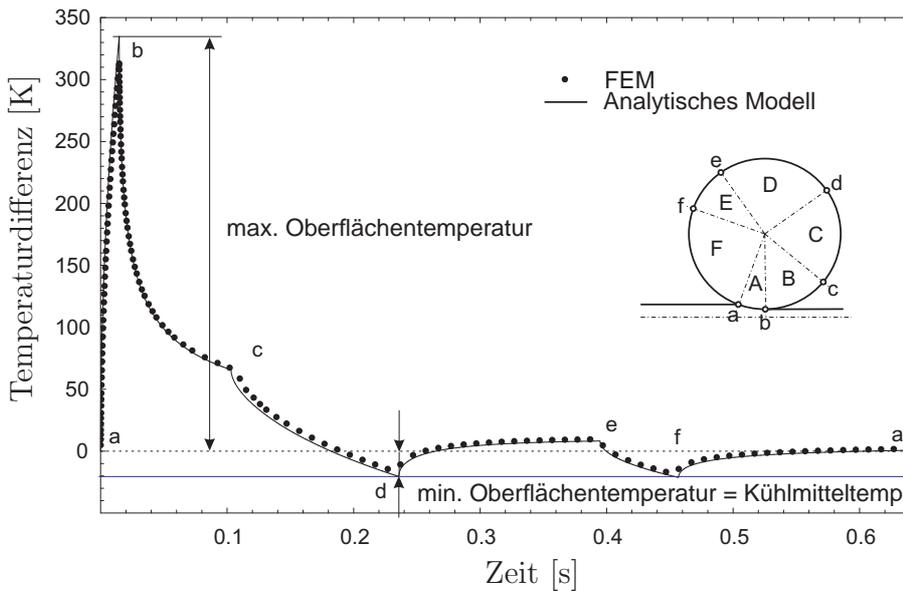


Abbildung 2.12: Schematischer Temperaturverlauf entlang des Walzenumfangs für den Fall, dass die Oberflächentemperatur eines materialfesten Punktes am ortsfesten Punkt a vor und nach einer Umdrehung gleich sind.

- Zone A

Zone A ist der Walzspalt. Hier wirkt das Band als Wärmequelle, welche einen zeitlich konstanten Wärmestrom an die Walze abgibt. Am Ende der Zone wird die Temperatur T_{\max}^h erreicht.

- Zone B

In dieser Zone nimmt die Temperatur an der Oberfläche durch Wärmeleitung zum Inneren der Walze hin ab. An der Oberfläche wird der Wärmeübergangskoeffizient zu Null gesetzt und es gibt somit keinen Wärmestrom aus der Walze. Dies steht im Einklang damit, dass aufgrund des geringen Temperaturunterschieds von Band- und Arbeitswalzenoberfläche ein Wärmeübergang durch Strahlung außerhalb der KonatkHzone vernachlässigt werden kann.

- Zone C

Hier wird die Arbeitswalzenoberfläche durch ein Kühlmedium gekühlt. In dieser Zone wird davon ausgegangen, dass durch das Abführen eines zeitlich konstanten Wärmestroms am Ende der Zone die Temperatur des Kühlmediums erreicht wird.

- Zone D

In dieser Zone wird der Wärmeübergangskoeffizient Walzenoberfläche-Umgebung wieder Null gesetzt. Ein Wärmeübergang in die Stützwalze wird nicht modelliert, da der Wärmestrom aufgrund ähnlicher Oberflächentemperaturen im stationären Fall als vernachlässigbar angesehen wird. Die Oberflächentemperatur der Walze nimmt durch Rückwärmern aus dem Walzeninneren wieder zu.

- Zone E

Gleich wie in Zone C wird die Walzenoberfläche mit Hilfe eines Kühlmediums gekühlt. Durch Abführen eines zeitlich konstanten Wärmestroms wird am Ende der Zone die Temperatur des Kühlmediums erreicht.

- Zone F

Hier ist der Wärmeübergangskoeffizient Walzenoberfläche-Umgebung wieder Null. Die Oberflächentemperatur steigt durch Nacherwärmung aus dem Inneren wieder an. Unter stationären Bedingungen, erreicht die Walze die selbe Temperatur wie am Anfang der Umdrehung.

2.3.3 Streifenmodell

Es wird angenommen, dass ein kleines Volumenelement in Walzballenmitte nahe der Walzenoberfläche in seiner Ausdehnung behindert ist (s. Abbildung 2.13). Damit ergeben sich unter Annahme eines ebenen Verzerrungszustands die Spannungen in tangentialer und axialer Richtung aus

$$\sigma_{\theta\theta} = \sigma_{zz} = -\frac{E \cdot \alpha \cdot \Delta T}{1 - \nu}. \quad (2.8)$$

Erreicht diese Spannung die Fließgrenze, so kommt es zu plastischem Fließen. Als Fließkriterium wird im Druckbereich das VON MISES Kriterium und die experimentell ermittelte, temperaturabhängige 0.2%-Dehngrenze verwendet. Im Zugbereich wird entsprechend der Normalspannungshypothese die Zugfestigkeit verwendet.

2.3.4 Arbeitswalzen-Stützwalzenkontakt

Um die Durchbiegung der Arbeitswalze möglichst gering zu halten, werden Stützwalzen eingesetzt. Diese werden nicht angetrieben, sondern durch den Kontakt mit der Arbeitswalze

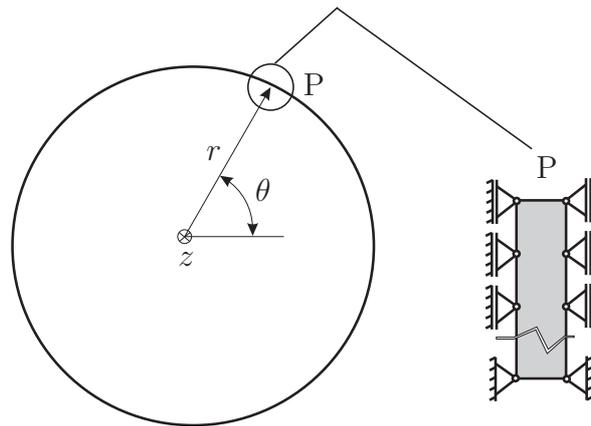


Abbildung 2.13: Mechanische Randbedingungen des Streifenmodells.

in Drehung versetzt. Beim Arbeitswalzen-Stützwalzenkontakt handelt es sich um einen Roll-Reibkontakt, wie er zum Beispiel auch zwischen Rad und Eisenbahnschiene auftritt [88]. Die dabei auftretenden Kontaktspannungen können numerisch und analytisch berechnet werden. Dafür stehen in der Literatur verschiedene Modelle zur Verfügung.

Die Lösung für die Kontaktspannungen kann mit der Hertzschen Theorie abgeschätzt werden. SMITH [89] berichtet eine analytische Lösung für das Spannungsfeld für die Annahme einer elliptischen Schubspannungsverteilung im Kontaktbereich. JOHNSON [58] zeigt eine analytische Lösung für traktionsbehaftetes Abrollen der beiden Walzen. Mit dieser können die Spannungen abgeschätzt werden, die entstehen, wenn die Walze während des Walzens beschleunigt wird.

Der Arbeitswalzen-Stützwalzenkontakt wurde von unterschiedlichen Autoren [88, 90, 91] getrennt zur restlichen Arbeitswalzenbelastung untersucht. Das Augenmerk lag auf dem Spannungsfeld und daraus abgeleiteten bruchmechanischen Untersuchungen in der Stützwalze.

Kapitel 3

Ergebnisse

3.1 Untersuchung von Betriebszuständen

Die in Kapitel 2.1.1 vorgestellte Belastungsziffer wird zur Ermittlung von Betriebszuständen, die zu einem erhöhten Auftreten von eingewalztem Zunder geführt haben, herangezogen. Die zu Grunde liegende Datenbasis umfasst über 125000 gewalzte Bänder bzw. 1116 Walzenreisen von 37 untersuchten Arbeitswalzenpaaren. Anhand dieser Daten kann festgestellt werden, dass die Belastungsziffer an den ersten beiden Gerüsten in etwa gleich hoch ist. Auch kann sie am Gerüst F2 höher ausfallen. Dies ist bemerkenswert, da das Band am Gerüst F1 die höchste Oberflächentemperatur hat und die höchste Stichabnahme erfährt. Hauptverantwortlich für die hohe Belastung am Gerüst F2 sind hohe Bändeinlauftemperaturen und die hohe Stichabnahme am Gerüst F1, welche die Bandlänge deutlich ansteigen lässt. Deshalb ist die Anzahl der Belastungszyklen und somit die Belastungsziffer am Gerüst F2 oft höher als am Gerüst F1.

Dieses Ergebnis ist in guter Übereinstimmung mit der empirischen Erkenntnis, dass eingewalzter Zunder mit dem Oberflächenzustand der unteren Arbeitswalze im Gerüst F2 zusammenhängt. Durch die schlechtere Wirkung der Bandkühlung auf der Bandunterseite ist diese heißer und somit werden die Unterwalzen thermisch stärker beansprucht als die Oberwalzen.

Die Abbildung 3.1 a unterstreicht diese Beobachtung. In Abbildung 3.1 b sind die Belastungsziffer und die Anzahl der Detektionen von eingewalztem Zunder (EZD) aufsummiert. Dabei wird unterschieden, ob der eingewalzte Zunder auf der Ober- oder auf der Unterseite des Bandes detektiert wurde.

Der integrale Wert der Belastungsziffer über eine gesamte Walzenreise stellt die Gesamtbe-

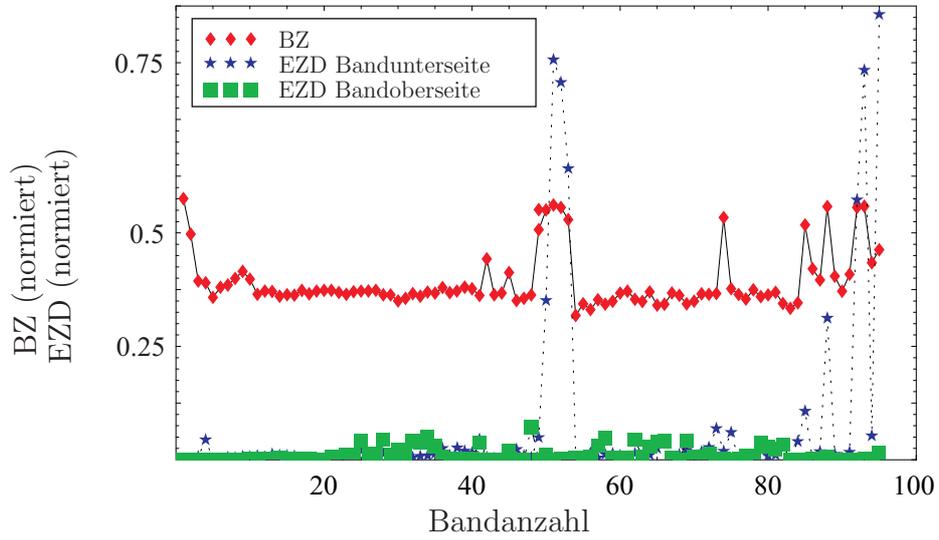
lastung der Walze dar. Während die Summenbelastung der Walze stetig ansteigt, kann die Summenkurve des eingewalzten Zunders Sprünge, d.h. einen starken Anstieg innerhalb weniger Bänder, aufweisen.

Sprünge in der Summenkurve des eingewalzten Zunders lassen auf Zustände der Walzenoberfläche schließen, die Zundereinwalzungen begünstigen. Diese Sprünge können mehrfach auftreten (s. z.B. Abbildung 3.1). Untersucht wurde, ob zwischen dem ersten Sprung und der dazugehörigen Summenbelastung der Walze ein Zusammenhang besteht.

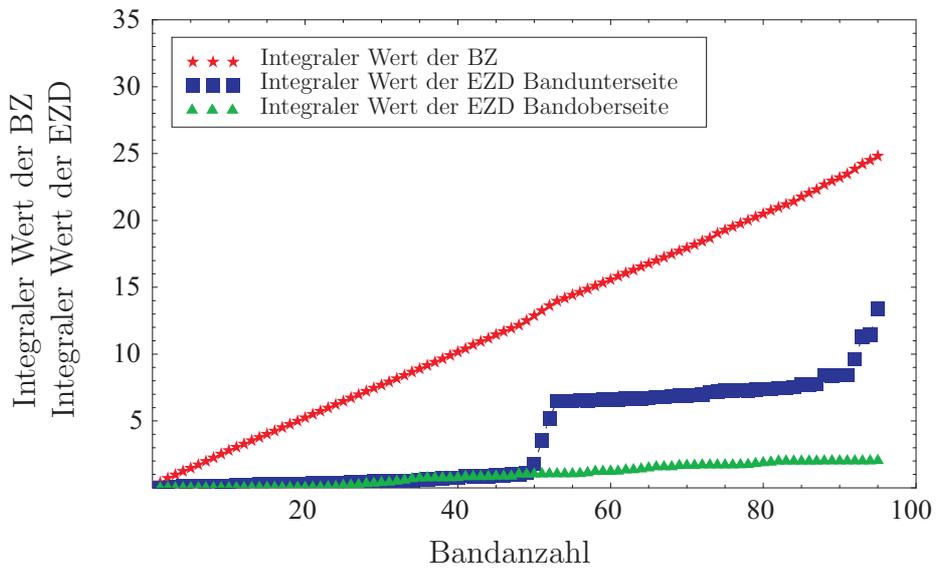
Abbildung 3.2 zeigt für ausgewählte Walzenreisen die Höhe der Gesamtbelastung am Ende der jeweiligen Walzenreise in Abhängigkeit von der Anzahl der gewalzten Bänder. Zusätzlich ist die Summenbelastung mit der entsprechenden Anzahl gewalzter Bänder eingetragen, bei der es zum ersten Sprung in der Summenkurve des eingewalzten Zunders gekommen ist.

Die Punkte sind breit gestreut, liegen aber tendenziell dichter bei niedrigen Belastungen und Bandanzahlen. Dies und weitere Studien [92,93] belegen, dass die Summenbelastung der Walzen keinen Einfluss darauf hat, wann innerhalb einer Walzenreise es vermehrt zu Zundereinwalzungen kommen kann. Vielmehr hat sich gezeigt, dass kurze Sequenzen von Bändern mit höherer Belastungsziffer innerhalb einer Walzenreise zu vermehrten Zundereinwalzungen führen.

Die Ergebnisse können zu einem Prognosemodell weiterentwickelt werden [94]. In der vorliegenden Arbeit liegt jedoch der Schwerpunkt auf der Vermeidung bzw. Minimierung von Zundereinwalzungen. Deswegen soll an dieser Stelle lediglich auf die Möglichkeit der Prognose von Zundereinwalzungen hingewiesen werden.



(a)



(b)

Abbildung 3.1: Verlauf der Belastungsziffer und des eingewalzten Zunders in einem ausgewählten Walzprogramm und Entwicklung der gesamten Arbeitswalzenbelastung.

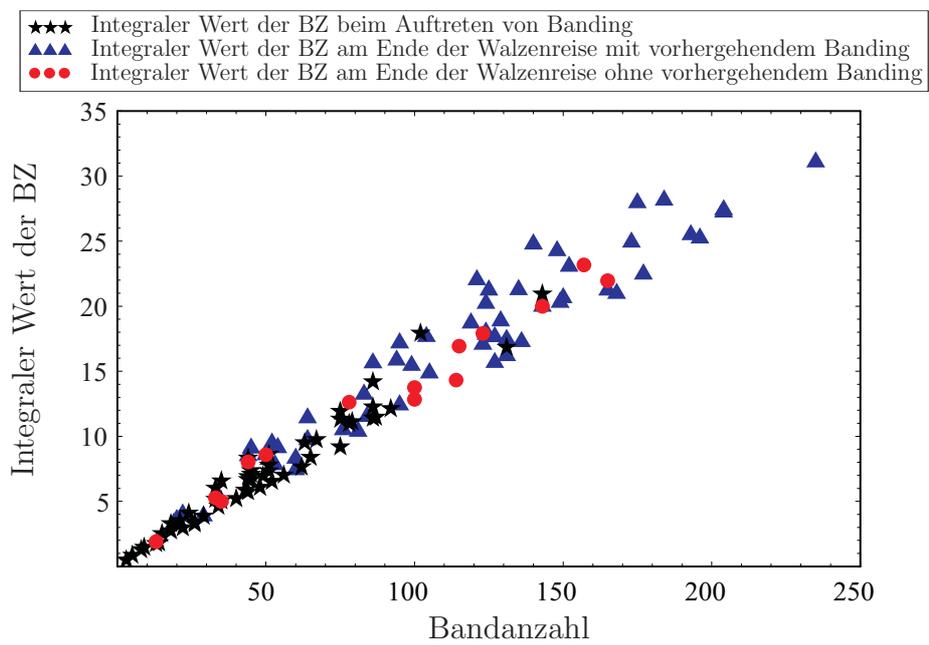


Abbildung 3.2: Summenbelastung ausgewählter Walzprogramme beim ersten Auftreten von Banding innerhalb und Summenbelastung am Ende der Walzenreise.

3.2 Charakterisierung der Mikro- und Makroeigenschaften von Arbeitswalzen

3.2.1 Mikroanalytische Untersuchungen

Thermodynamische Berechnungen

Die berechneten Phasendiagramme der Materialien A und B (s. Tabelle 2.2) zeigt Abbildung 3.3. Anhand dieser ist zu erkennen, dass im thermodynamischen Gleichgewicht die Erstarrung über einen γ -Mischkristall beginnt und ein pseudo-binäres Eutektikum (Karbideutektikum) $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ beinhaltet. Obwohl sich die chemische Zusammensetzung zwischen den beiden Materialien stark unterscheidet, ergeben sich ungefähr gleich große berechnete Phasenanteile (25.8 Gew.-% M_7C_3 in Material A bzw. 24.5 Gew.-% M_7C_3 in Material B). Die berechneten chemischen Zusammensetzungen der Phasenbestandteile (Karbid und Matrix) unterscheiden sich deutlich und sind in Tabelle 3.1 zusammengefasst.

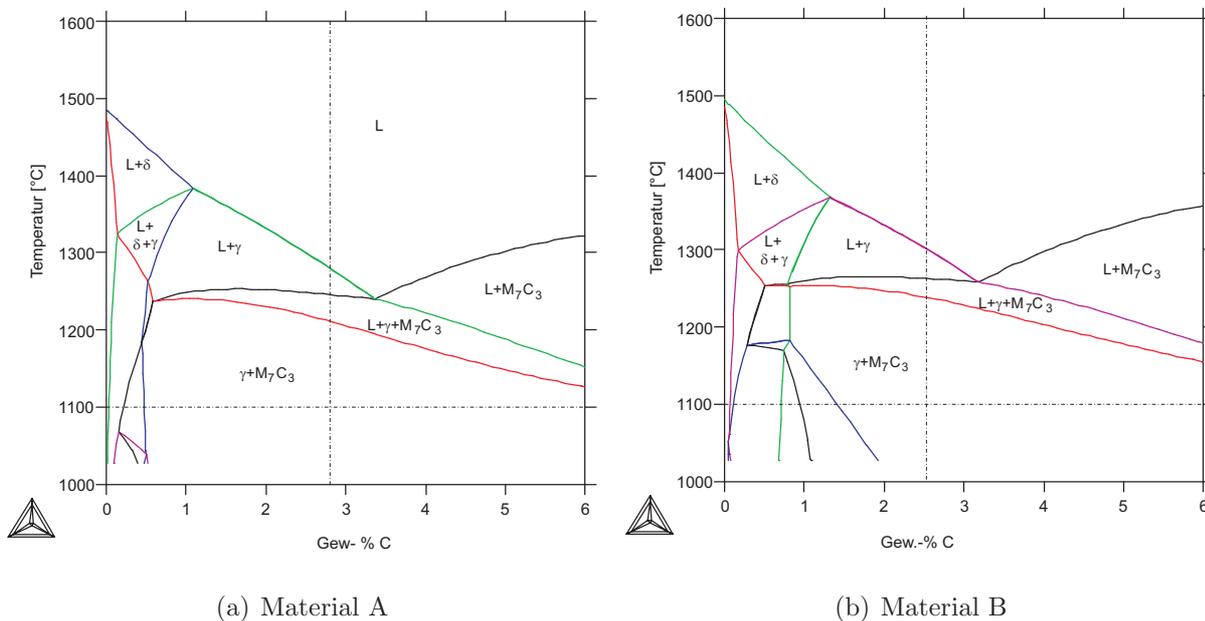


Abbildung 3.3: Mit ThermoCalc berechneter Konzentrationschnitt im jeweiligen Mehrphasensystem. Die vertikale Linie kennzeichnet den Kohlenstoffgehalt der Legierung.

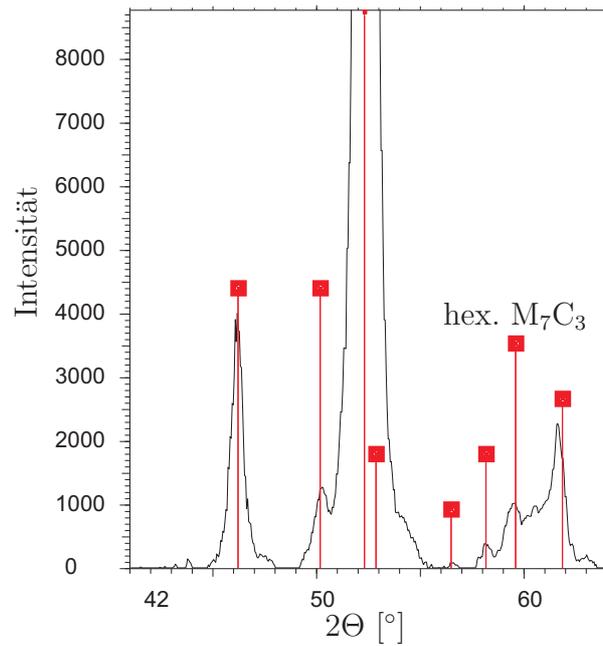


Abbildung 3.4: Debye-Scherrer Diagramm des Materials A.

Tabelle 3.1: Berechnete chemische Zusammensetzung von Karbid und Matrix in Gew.-%, Temperatur 1100 °C, entsprechend den Legierungszusammensetzungen aus Tabelle 2.2, Elemente mit weniger als 0.1 Gew.-% wurden in der Rechnung nicht berücksichtigt.

Material A	C	Cr	Fe	Mn	Mo	Ni	Si	V
Matrix	0.7	4.4	90.4	0.9	0.6	1.8	0.9	0.1
M ₇ C ₃	8.7	44.2	39.5	1.1	2.5	0.1	0.0	3.9
Material B	C	Cr	Fe	Mn	Mo	Ni	Si	V
Matrix	0.6	6.2	88.9	0.9	1.0	1.7	0.8	0.0
M ₇ C ₃	8.7	52.7	33.6	1.0	3.0	0.1	0.0	0.6

Röntgendiffraktometrie (XRD)

Abbildung 3.4 zeigt stellvertretend für alle Materialien das Debye-Scherrer-Diagramm des Materials A. Neben den Reflexen für Eisen können nur Reflexe des hexagonalen M₇C₃-Karbids detektiert werden.

Metallographische Untersuchungen und Mikrohärtmessung

Für alle untersuchten Materialien ergeben sich nahezu die gleichen Ergebnisse. Die in Abbildung 3.5 dargestellten Schlibfbilder zeigen jeweils ein Gussgefüge im angelassenen Zustand. Dieses kennzeichnet sich durch eine primäre Metallmatrix in Form von Dendriten, welche netzartig von einem Eutektikum umgeben ist. Die Metallmatrix besteht aus angelassenem Martensit (dunkle Gefügebestandteile). Das Eutektikum besteht aus Metallmatrix und dem M_7C_3 Karbid (helle Gefügebestandteile).

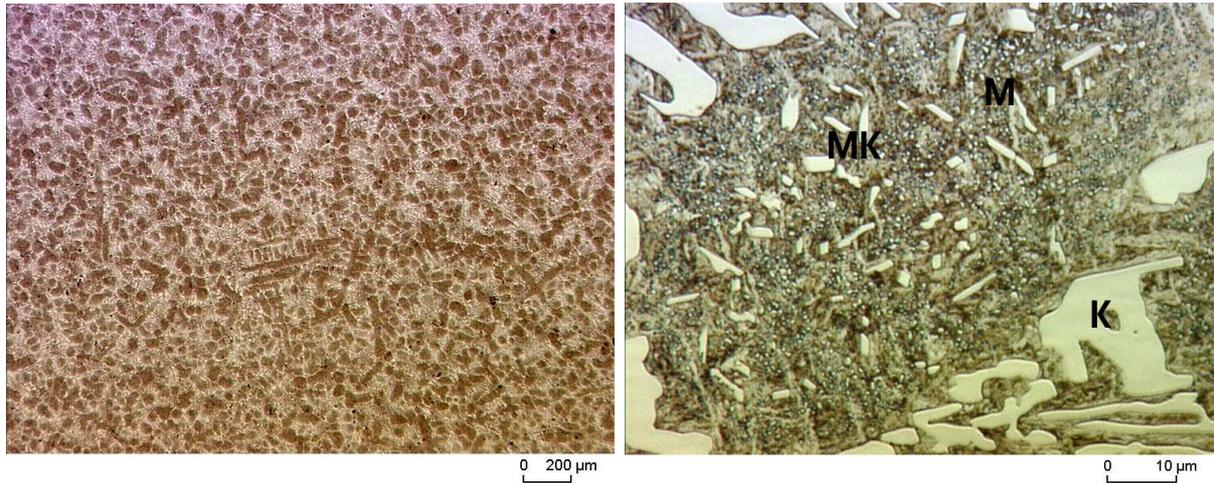
Im Schlibfbild des Materials A sind zusätzlich Karbide in der Metallmatrix zu erkennen. Der flächenmäßige Anteil der einzelnen Gefügebestandteile ist in den untersuchten Werkstoffen in etwa gleich groß. Im Zusammenhang mit den Ergebnissen der thermodynamischen Berechnungen lässt das darauf schließen, dass alle Hersteller einen Sättigungsgrad $S_c < 1$ ($S_c = 1$ bedeutet eutektische Erstarrung) in der Legierung einstellen und so eine untereutektische Erstarrung wählen. Somit wird bei der Erstarrung sicher gestellt, dass sich kein primäres M_7C_3 -Karbid aus der Schmelze ausscheidet.

Tabelle 3.2 zeigt die Ergebnisse der durchgeführten Mikrohärtmessungen. Die Matrix des Materials A zeigt eine höhere Härte, wohingegen das eutektische Karbid weicher als beim Material B ist. Eine Zusammenstellung von Härtewerten verschiedener Karbidtypen ist in [95] zu finden. Dort wird ein Härtespektrum von 1100 bis 1800 HV für das M_7C_3 -Karbid angegeben. Der Härteunterschied rührt von der unterschiedlichen chemischen Zusammensetzung des Karbids her (gemäß Tabelle 3.1).

Tabelle 3.2: Mikrohärt der Gefügebestandteile.

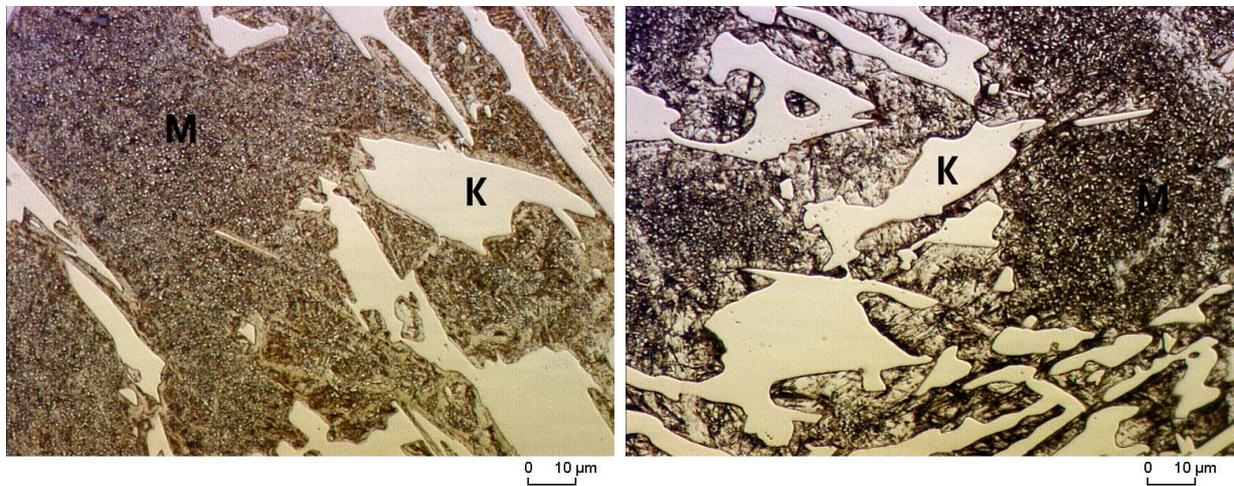
Material	Matrix	Karbid
A	510 HV	1250 HV
B	480 HV	1440 HV

Die Verwendung von Rückstreuielektronen zur Bilderzeugung im REM zeigt keinen Unterschied im Kontrast zwischen den eutektischen Karbiden und den Matrixkarbiden des Materials A. Das bedeutet, dass das Matrixkarbid eine ähnliche chemische Zusammensetzung wie das eutektische Karbid des Typs M_7C_3 hat. Da in den XRD-Messungen keine Reflexe anderer Karbidtypen detektiert wurden, muss es sich bei dem Matrixkarbid auch um Karbide des Typs M_7C_3 handeln [96–99].



(a) Material A, 50x

(b) Material A, 1500x



(c) Material C, 1000x

(d) Material D, 1000x

Abbildung 3.5: Gefügebilder, Nital, M: Matrix, MK: Matrixkarbid, K: Karbid M_7C_3 .

3.2.2 Werkstoffprüfung

Druckversuche

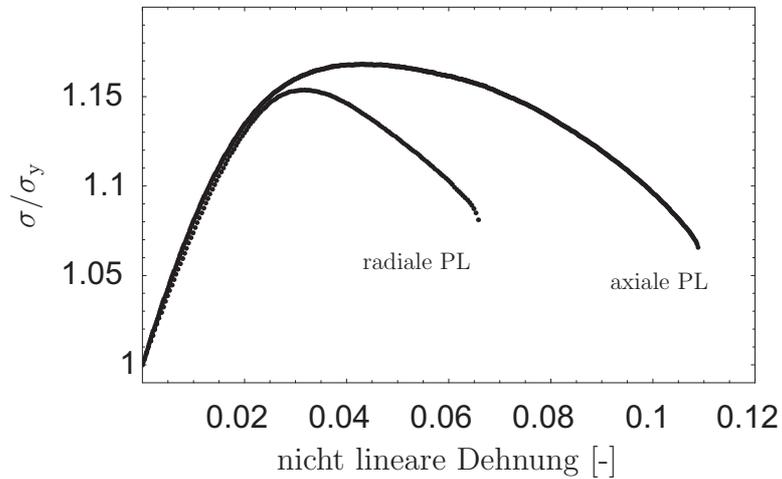
Druckversuche wurden bei Raumtemperatur, 200 °C, 500 °C, 600 °C und 700 °C und für unterschiedlichen Probenlagen (PL) durchgeführt.

Abbildung 3.6 zeigt die Ergebnisse bei Raumtemperatur und bei 200 °C. Alle Kurven wurden auf die jeweilige Fließgrenze normiert und der Anteil der proportionalen Dehnung abgezogen. Die Fließgrenze σ_y wurde als 0.2% Dehngrenze bestimmt. Die Kurven zeigen zunächst einen steilen Anstieg und fallen dann wieder ab. Die Proben, die in axialer Orientierung aus dem Walzballen entnommen wurden, zeigen vor allem bei 200 °C einen flacheren Abfall der Spannungs-Dehnungskurve und erreichen eine höhere nicht lineare Dehnung beim Bruch als jene Proben, die in radialer Orientierung aus dem Walzballen entnommen wurden. Die Bruchdehnungswerte bei 200 °C liegen in der gleichen Größenordnung wie bei Raumtemperatur, die Fließgrenze hingegen ist etwa 10% niedriger. Die Verfestigung, ausgedrückt durch das Verhältnis σ_{\max}/σ_y , ist bei 200 °C geringer.

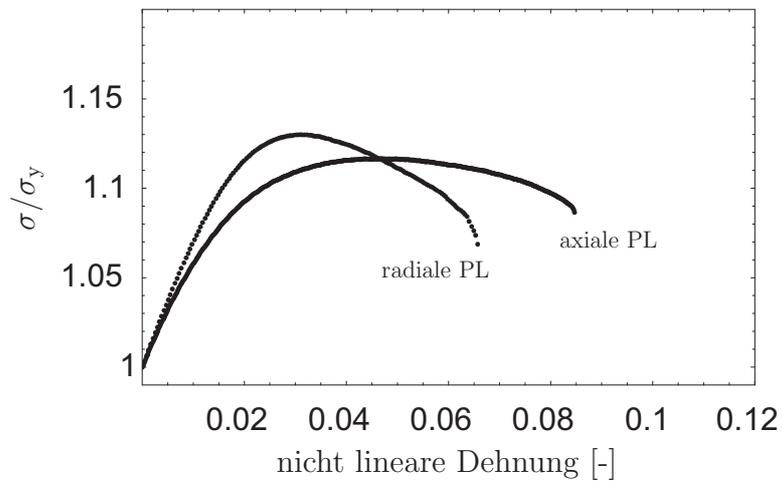
Abbildung 3.7 zeigt den Fließbeginn normiert auf die Fließgrenze bei Raumtemperatur in Abhängigkeit der Temperatur. Zu erkennen ist, dass ab einer Temperatur von 200 °C die Fließspannung stark abnimmt. Die ermittelten Werte für Fließgrenze lassen sich gut mit einem Polynom 2. Ordnung beschreiben. Dieses Polynom wird zur Interpolation der Fließspannung bei der Berechnung des Spannungsfelds verwendet.

Bei allen Versuchen ist ein Scherbruch unter 45° zu beobachten sowie vereinzelt bei Raumtemperatur und radialer Probenlage auch ein Restbruch in Richtung der Probenlängsachse. Die Abbildungen 3.8 und 3.9 zeigen den Einfluss der Probenlage und der Temperatur auf das Schädigungsverhalten. Bei Raumtemperatur sind neben der Bruchfläche auch größere Risse zu beobachten, hingegen sind bei 600 °C vor allem zertrümmerte Karbide (Abbildung 3.9 a) zu erkennen. Die Risse bei Raumtemperatur sind in den Proben je nach Probenlage unterschiedlich zur Probenmantelfläche orientiert (parallel bei radialer Probenlage, unter 45° bei axialer Probenlage). Die Risse laufen durch das Karbideutektikum. In den Druckversuchen bei Temperaturen von 500 °C und höher ist die Martensitphase im Karbideutektikum duktil genug, um sich bei Druckbelastung ausreichend zu verformen. Es kommt zu einer Lokalisierung der Verformung in Scherbändern (s. Abbildung 3.9 c und d). Dabei verformt sich der Martensit so stark, dass er aufgrund der Verfestigung und des damit verringerten Ätzangriffs weiß erscheint.

Neben der lokalisierten Verformung bei hohen Temperaturen und den Rissen bei Raumtemperatur ist das Brechen von Karbiden zu beobachten, wobei der Bruch der Karbide nahezu in Belastungsrichtung bzw. in Probenlängsachse erfolgt (siehe Abbildungen 3.9 a und b bzw. 3.8 c und d).



(a) Material A, Raumtemperatur, unterschiedliche Probenlage (PL)



(b) Material A, 200 °C, unterschiedliche Probenlage (PL)

Abbildung 3.6: Druckversuche bei Raumtemperatur und 200 °C.

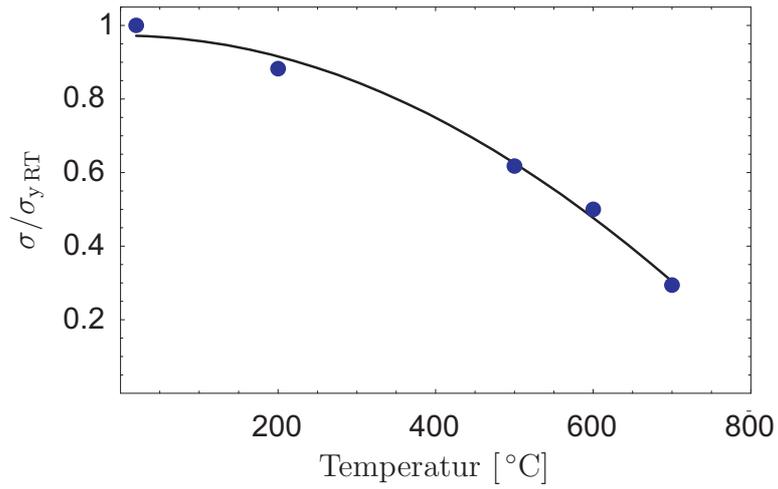
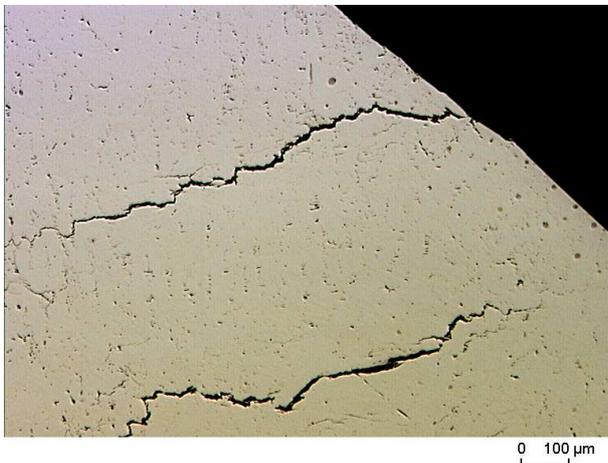
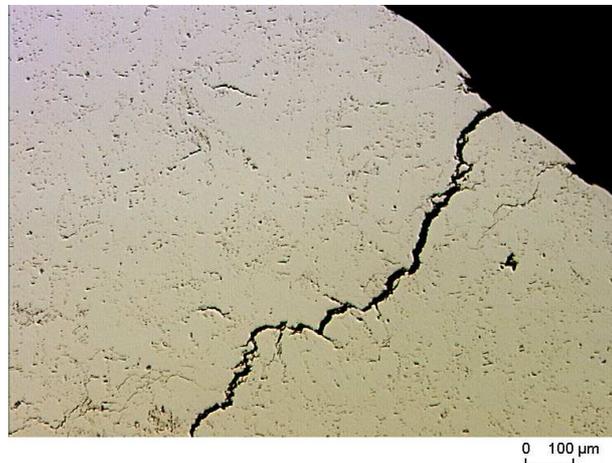


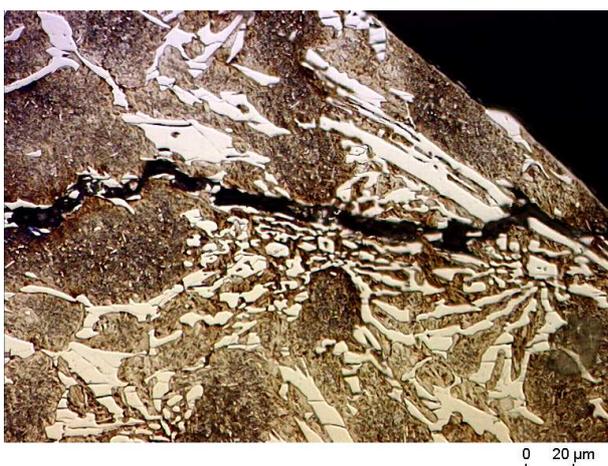
Abbildung 3.7: Abhängigkeit der Fließgrenze von der Temperatur.



(a) Radiale Probenlage



(b) Axiale Probenlage

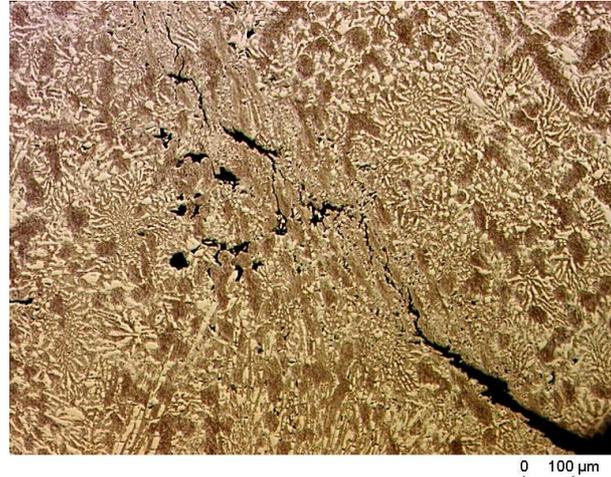
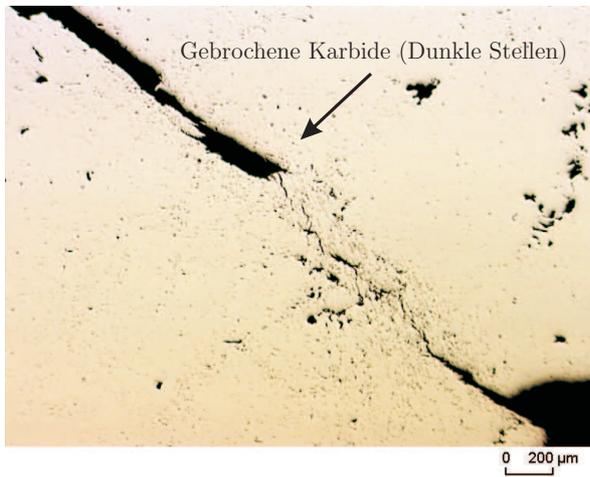


(c) Radiale Probenlage, Detail aus (a), Nital



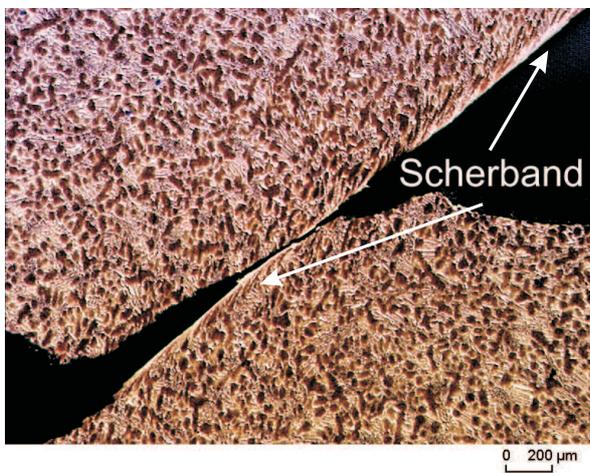
(d) Axiale Probenlage, Detail aus (b), Nital

Abbildung 3.8: Vergleich der Mikrostruktur von Proben entnommen in axialer und radialer Lage nach dem Druckversuch (Raumtemperatur).



(a) Riss in der Probe vor dem Restbruch, Material B, ungeätzt.

(b) Risspfad durch die Mikrostruktur, Detail aus (a), Nital.



(c) Lokalisierung der Verformung in einem Scherband, Material A, Nital.

(d) Detail aus (c) (Scherband), Material A, Nital.

Abbildung 3.9: Proben nach dem Druckversuch bei 600 °C, alle axiale Probenlage.

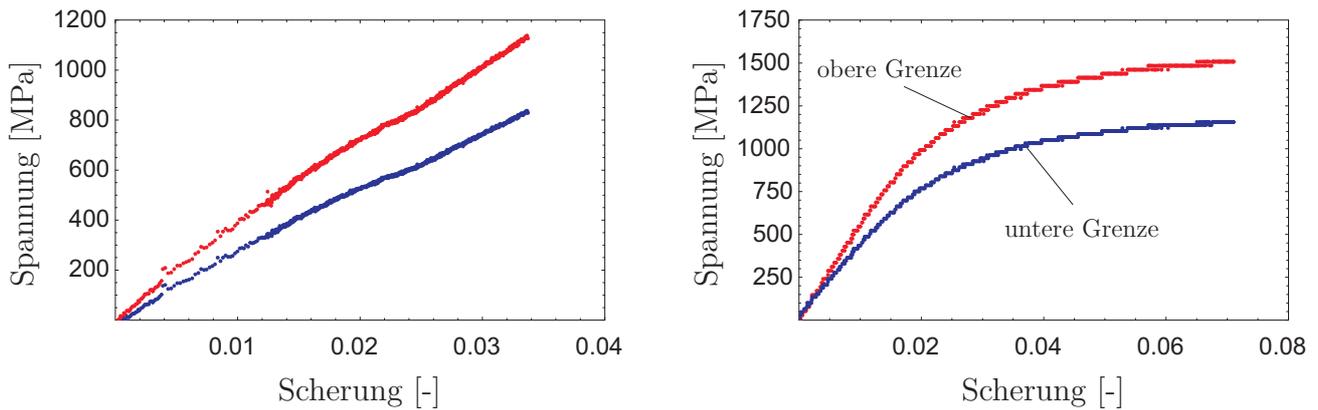
Zugversuche

Bei allen Versuchen erfolgte der Bruch in Probenmitte. Der Bruch erfolgte spröd und nahezu normal zur Probenlängsachse. Eine plastische Verformung von Probenbereichen konnte nicht festgestellt werden. Porenbildung und Rissverlauf lassen auf einen stark von der Mikrostruktur beeinflussten Bruchverlauf schließen. Der Bruch verläuft transkristallin im Karbideutektikum. Die ermittelten Festigkeitswerte liegen zwischen 30 und 40% der Druckfestigkeit.

Torsions- und Druck-Torsionsversuche

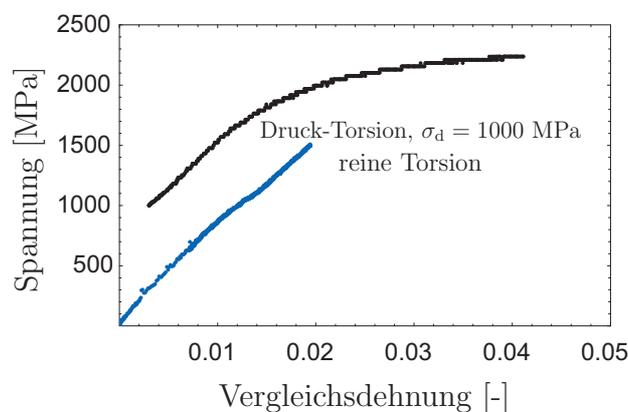
Torsions- und Druck-Torsionsversuche wurden durchgeführt, um das Materialverhalten bei mehrachsigen Spannungszuständen zu untersuchen.

Der Bruch beim Torsionsversuch erfolgt spröd. Abbildung 3.10 zeigt, wie sich eine überlagerte Druckspannung von 1000 MPa auf das Materialverhalten auswirkt.



(a) Torsionsversuch, untere und obere Grenze.

(b) Drucktorsionsversuch, untere und obere Grenze.



(c) Vergleichsspannung über Vergleichsdehnung.

Abbildung 3.10: Spannungs-Dehnungsdiagramme ermittelt in Druck-Torsionsversuchen.

In Abbildung 3.10 c ist die Vergleichsspannung nach VON MISES über der Vergleichsdehnung

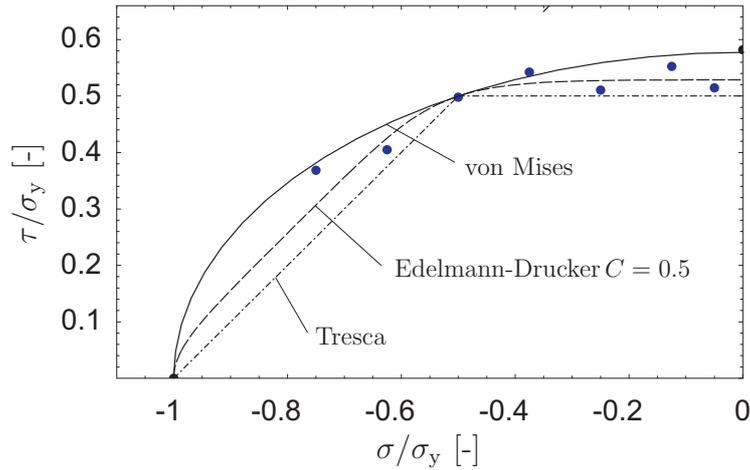


Abbildung 3.11: τ_{krit} in Abhängigkeit der axialen Druckspannung im Drucktorsionsversuch.

aufgetragen. Die Abweichung der Fließgrenze gegenüber dem Druckversuch liegt in etwa bei 10%. Das Verhalten im reinen Torsionsversuch lässt sich mit der VON MISES Vergleichsspannung nur schlecht beschreiben, da – wie oben beschrieben – ein Bruch der Probe dann zu erwarten ist, wenn eine der Hauptspannungen die Bruchfestigkeit erreicht (Normalspannungshypothese nach RANKINE).

Das Versagen der Proben beim Druck-Torsionsversuch war spontan. Eine Schädigung der Mikrostruktur (gebrochene Karbide) konnte nicht festgestellt werden. Der Martensit zeigt einen Härteanstieg von ca. 100 HV. Eine Lokalisierung der Verformung wie bei den Druckversuchen konnte nicht entdeckt werden.

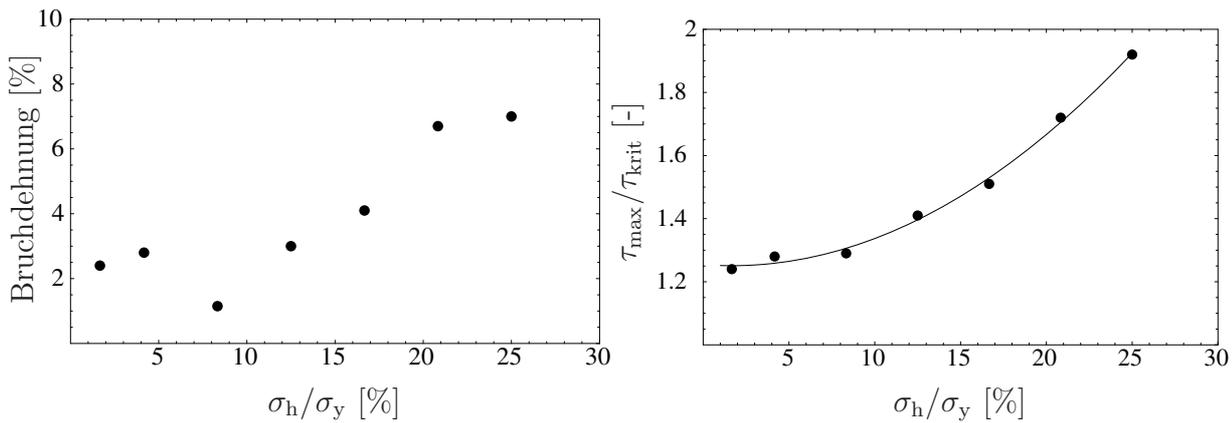
Bei den Drucktorsionsversuchen steigen die Spannungswerte im Gegensatz zu den Druckversuchen stetig bis zur Bruchspannung an (s. Abbildung 3.10 c).

Abbildung 3.11 zeigt die in den Druck-Torsionsversuchen ermittelte kritische Schubspannung in Abhängigkeit der in axialer Richtung aufbrachten Normalspannung. Eingetragen sind auch die Fließkriterien nach VON MISES, EDELMANN-DRUCKER und TRESKA. Ausgangspunkt ist die im uniaxialen Druckversuch ermittelte Normalspannung, bei der plastisches Fließen einsetzt.

Das Fließkriterium nach EDELMANN-DRUCKER lautet [48]:

$$J_2^6 - \sigma_y^6 - C \left[J_3^6 - \sigma_y^6 + \frac{27}{4} \sigma_y^2 (J_2^2 - \sigma_y^2)^2 \right] = 0 \tag{3.1}$$

Dabei sind J_2 und J_3 die 2. bzw. 3. Invariante des deviatorischen Anteils des Spannungstensors. Die Fälle $C = 0$ bzw. $C = 1$ entsprechen den Kriterien nach VON MISES bzw. TRESKA. Abbildung 3.11 zeigt, dass die Ergebnisse aus den Drucktorsionsversuchen befriedigend durch



(a) Bruchdehnung in Abhängigkeit des hydrostatischen Spannungszustands. (b) Verhältnis von $\tau_{\max}/\tau_{\text{krit}}$ in Abhängigkeit des hydrostatischen Spannungszustands.

Abbildung 3.12: Ergebnisse der Druck-Torsionsversuche.

das VON MISES Kriterium wiedergegeben werden.

Das Einsetzen des plastischen Fließens in den Drucktorsionsversuchen lässt sich somit mit Fließkriterien beschreiben, die nur die 2. bzw. 3. Invariante des Spannungstensors enthalten. Abbildung 3.12 zeigt den Einfluss der 1. Invariante bzw. des hydrostatischen Anteils des Spannungstensors auf die Bruchdehnung und auf das Verhältnis von der maximalen Schubspannung zur kritischen Schubspannung. Beide nehmen tendenziell mit steigendem hydrostatischem Druck zu. Die ermittelten Bruchdehnungen streuen stark, so dass aufgrund der geringen Datenbasis (jeder Wert ist ein Versuch) kein formelmäßiger Zusammenhang angegeben werden kann. Sowohl die Zunahme der Bruchdehnung als auch das stetige Ansteigen der Spannungs-Dehnungskurve bis zum Bruch kann durch den Einfluss des hydrostatischen Spannungsanteils erklärt werden, da unter hydrostatischem Druck das Brechen der Karbide erschwert ist.

Bruchzähigkeit K_{Ic}

Der Rissfortschritt beim Einbringen des Ermüdungsrisses wurde nach verschiedenen Zyklenzahlen gemessen und ist in Abbildung 3.13 dargestellt. Qualitativ lässt sich der Rissfortschritt durch einen logarithmischen Zusammenhang mit den Lastzyklen ausreichend genau beschreiben. Auch wurde der Einfluss unterschiedlicher Mittelspannungen und Spannungsamplituden auf das Risswachstum untersucht. Je höher die maximale Kraft (Spannung) ist, desto höher ist der Zuwachs der Risslänge je Belastungszyklus.

Die auf diese Weise vorgeschädigten Proben wurden im 3-Punkt Biegeversuch mit statischer Beanspruchung und in einem instrumentierten Kerbschlagwerk mit dynamischer Lasteinbringung zerstört. Abbildung 3.14 zeigt die ermittelten Kraft-Weg bzw. Kraft-Zeit Kurven. In beiden Fällen ist ein rein sprödes Versagen der Proben zu beobachten. Tabelle 3.3 zeigt die daraus ermittelten Vergleichswerte K_Q . Bei den 3-Punkt Biegeversuchen sind alle Anforderungen der ASTM-Norm [49] erfüllt, sodass der ermittelte Vergleichswert K_Q als Wert für die Bruchzähigkeit K_{Ic} des Materials angegeben werden kann. Der Einfluss der Temperatur auf die Bruchzähigkeit ist im Bereich bis 250 °C gering.

Deutlich niedriger fällt der Vergleichswert K_Q für die Bruchzähigkeit ermittelt mit dem Kerbschlagwerk aus. Bei der hohen Belastungsgeschwindigkeit (5 m/s) bricht die Probe bei einer geringeren Maximalkraft als bei den statischen Versuchen (s. Abbildung 3.14). Der errechnete K_Q -Wert ist deswegen nur halb so groß wie jener, der sich bei statischer Belastung ergibt.

Tabelle 3.3: Ergebnisse der Bruchzähigkeitsbestimmung.

Versuchsart	Temperatur	K_Q
Statische Beanspruchung	RT	24 MPa \sqrt{m}
	250	26 MPa \sqrt{m}
Dynamische Beanspruchung	RT	12 MPa \sqrt{m}

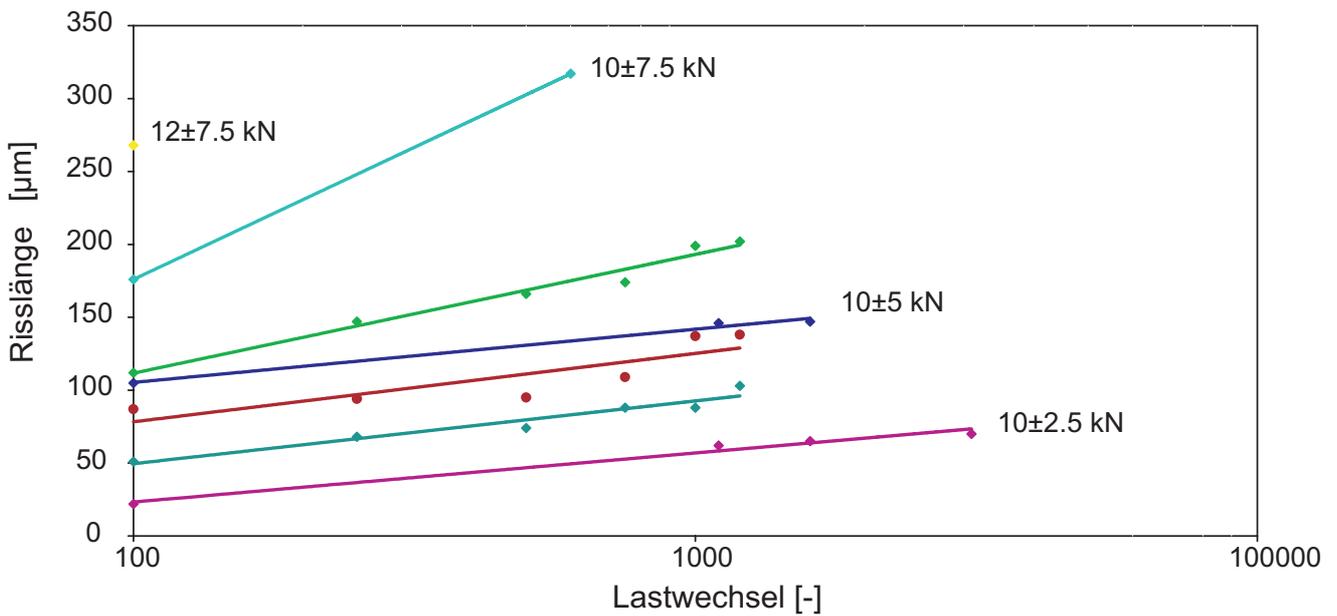
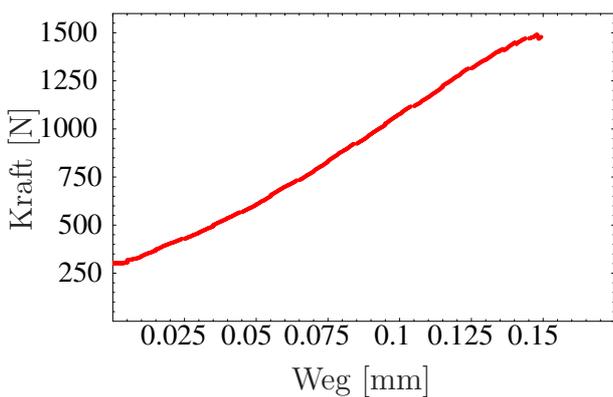
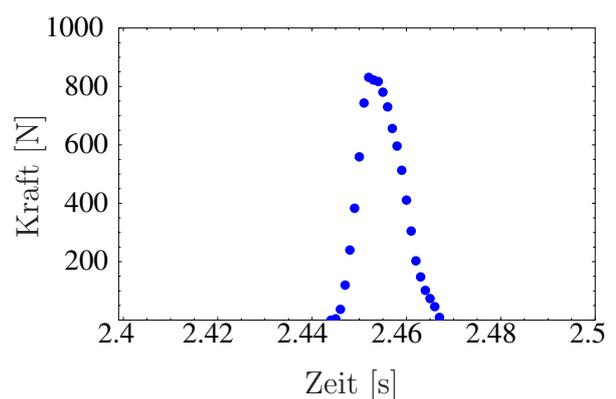


Abbildung 3.13: Zunahme der Risslänge in Abhängigkeit der Zyklenzahl beim Einbringen eines Ermüdungsrisses in die Proben durch unterschiedliche Druckschwellbelastungen.



(a) 3-Punkt Biegeversuch, Belastungsgeschwindigkeit 0.001 mm/s.



(b) Instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch, Belastungsgeschwindigkeit 5000 mm/s.

Abbildung 3.14: Kraft-Weg bzw. Kraft-Zeit Kurve bei der Ermittlung eines Referenzwertes der Bruchzähigkeit.

3.2.3 Eigenspannungsmessung

In dieser Arbeit können zwei Gruppen von Messungen unterschieden werden:

- Messungen an Arbeitswalzen vor deren Einsatz in der Breitbandstraße

Die Eigenspannungsmessungen werden bei einem Walzenhersteller im Rahmen der Qualitätssicherung mit dem Ringkernverfahren durchgeführt. Die Messungen wurden nach dem letzten Wärmebehandlungsschritt durchgeführt. Zum Abgleich mit dem Ringkernverfahren wurden mehrere Messungen an einer bereits mit der Bohrlochmethode beprobten Arbeitswalze durchgeführt. Tabelle 3.4 zeigt eine Auswertung dieser Messungen nach der ASTM-Norm [50].

Tabelle 3.4: Vergleich der Ergebnisse der Eigenspannungsmessung mit dem Ringkernverfahren und dem Bohrlochverfahren.

	σ_{\max}	σ_{\min}
Ringkernverfahren	-251 MPa	-261 MPa
Bohrlochverfahren	-141 MPa	-175 MPa

Das Niveau der Spannungen ist beim Bohrlochverfahren deutlich niedriger. Wie bereits erwähnt ist dafür die beim Bohren entstehende Lochgeometrie verantwortlich. Als Wert für die Eigenspannungen in der Arbeitswalze werden die mit dem Ringkernverfahren ermittelten Werte herangezogen.

- Messungen an Arbeitswalzen nach deren Einsatz in der Breitbandstraße

Es wurden Messungen an zwei verschiedenen Walzen mit dem Bohrlochverfahren durchgeführt. Es handelt sich dabei um die Walze A, welche frühzeitig aus dem Betrieb ausgeschieden wurde bzw. um die Walze B, die den Verschrottungsdurchmesser erreicht hat. Die Oberfläche der Walze A ist geschliffen und repräsentiert jenen Zustand in dem die Walze in die Breitbandstraße eingebaut wird. Die Oberfläche der Walze B ist im Zustand direkt nach dem Ausbau aus der Breitbandstraße. Die Messungen sollen Aufschluss über die Veränderung der Eigenspannungen durch die betrieblichen Belastungen geben.

Tabelle 3.5: Vergleich der Ergebnisse der Eigenspannungsmessung nach dem Ausbau der Walzen ermittelt mit dem Bohrlochverfahren.

	σ_{\max}	σ_{\min}
Walze A (geschliffen)	-198 MPa	-237 MPa
Walze B (nicht geschliffen)	8 MPa	-67 MPa

Abbildung 3.15 zeigt den gemessenen Tiefenverlauf der Spannungen in den beiden Walzen ausgewertet nach der Integralmethode [51]. Während in Abbildung 3.15 b die beiden Hauptspannungen annähernd gleich groß sind, zeigen sie in Abbildung 3.15 a einen deutlich unterschiedlichen Verlauf. Tabelle 3.5 zeigt den Unterschied im Spannungsniveau zwischen den Eigenspannungen vor und nach dem Schleifen der Walzenoberfläche nach dem Ausbau. Direkt nach dem Ausbau weisen die oberflächennahen Bereiche nahezu keine Eigenspannungen auf. Hingegen liegen die Spannungswerte wieder in der gleichen Größenordnung wie bei den Messungen nach der Herstellung (s. Tabelle 3.4), wenn die geschädigten Bereiche durch Schleifen entfernt werden.

Die gemessenen Werte fallen nach dem Schleifen etwas höher aus als nach der Herstellung. Anhand eines Zweistabmodells (s. Abbildung 3.16 a) kann verdeutlicht werden, warum mit abnehmender Dicke der Verschleißschicht die Eigenspannungen in dieser zunehmen.

Dazu wird ein konstanter Druckeigenspannungszustand σ_{M1} in der Verschleißschicht (Mantel) angenommen, der durch einen entsprechenden Zugeigenspannungszustand σ_{K1} im Kern ausgeglichen wird:

$$\sigma_{K1} = -\sigma_{M1} \cdot \frac{A_M}{A_K} \quad (3.2)$$

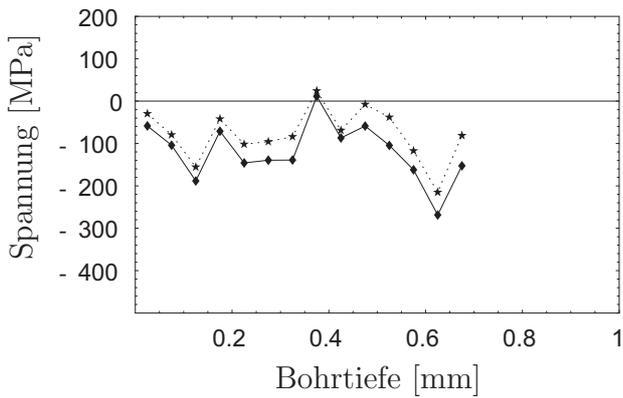
Wird die Dicke der Verschleißschicht und somit die Fläche A_M durch den abnehmenden Radius R reduziert, so können die Spannungen σ_K und σ_M , die das neue Gleichgewicht herstellen entsprechend

$$\sigma_K = \sigma_{K1} - \Delta\varepsilon \cdot E_K \quad \text{bzw.} \quad (3.3)$$

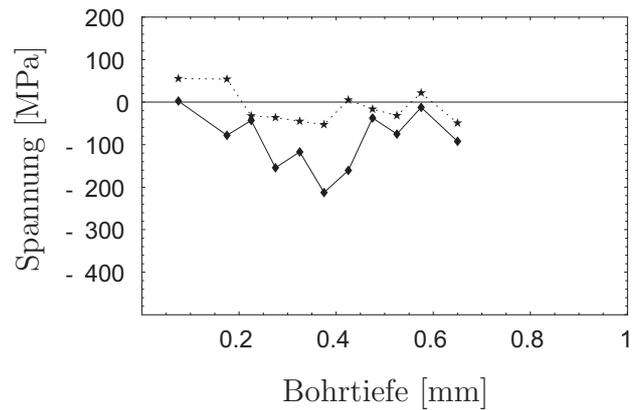
$$\sigma_M = \sigma_{M1} - \Delta\varepsilon \cdot E_M \quad \text{mit} \quad (3.4)$$

$$\Delta\varepsilon = -\frac{\sigma_{K1} \cdot A_K(1 + R)}{E_K \cdot A_K + E_M \cdot A_M \cdot R} \quad (3.5)$$

berechnet werden. Abbildung 3.16 b gibt diese Zusammenhänge graphisch wieder.

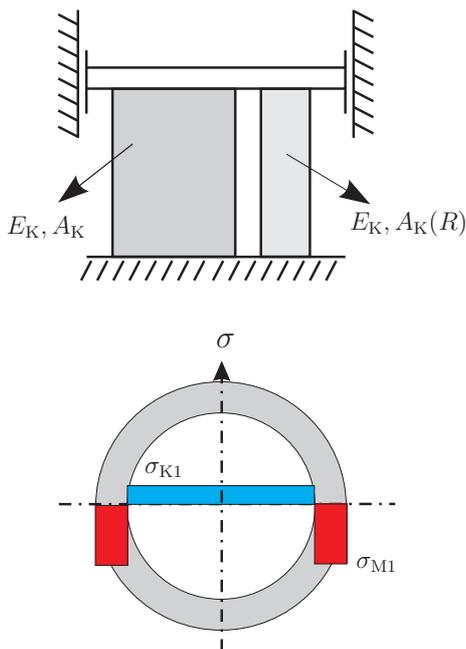


(a) Walze B, Oberfläche überschleiffen, Messung Walzballenmitte.

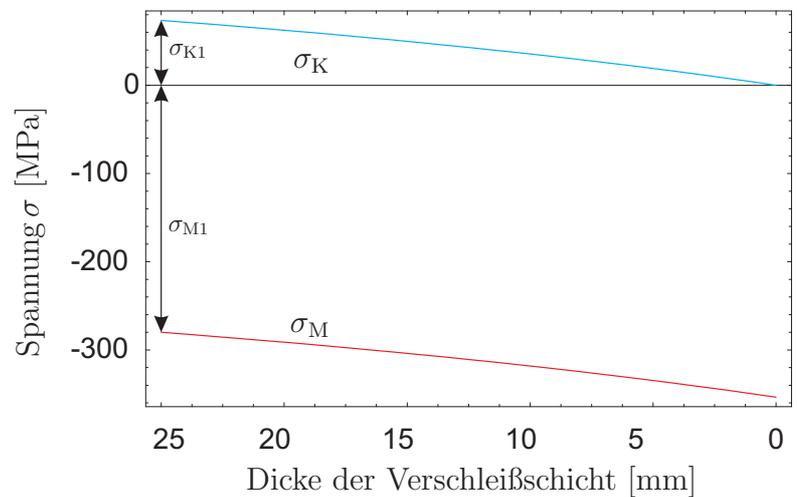


(b) Walze A, Oberfläche im Zustand nach Ausbau, Messung Walzballenmitte.

Abbildung 3.15: Tiefenverläufe der gemessenen Eigenspannungen.



(a) Modell zur Abschätzung der Zunahme der Eigenspannungen im Mantel bei Abnahme des Durchmessers.



(b) Berechneter Verlauf der Eigenspannungen bei Abnahme des Manteldurchmessers.

Abbildung 3.16: Verlauf der Eigenspannungen bei abnehmender Dicke der Verschleißschicht, entsprechend der in Teilbild (a) dargestellten Annahmen.

3.2.4 Oxidationsverhalten von hoch-chrom-legierten Gusseisen

Zur Untersuchung des Oxidationsverhaltens wurden Proben in trockener Luft geblüht und nach festgelegten Zeiten aus dem Ofen entnommen. Die Dicke der dabei entstandenen Oxidschicht wurde im Lichtmikroskop gemessen. Zur besseren Unterscheidung der Oxidphasen wurden die Schlitze mit Salzsäure versetzt mit Selensäure geätzt [100].

Glühen bei 500 °C führt nach 24 h zu einer ungleichmäßigen Oxidschicht, die maximal 0,5 μm dick ist. Da dies in der Größenordnung des Auflösungsvermögens des Lichtmikroskops liegt, kann keine verlässliche quantitative Auskunft über den zeitlichen Verlauf des Oxidwachstums bei 500 °C gewonnen werden. Der Verlauf der Zunahme der Oxidschichtdicke in Abhängigkeit der Glühzeit bei 700 °C ist in Abbildung 3.17 dargestellt. Im Bereich der ersten 10 h lässt sich die Zunahme gut durch einen linearen Zusammenhang beschreiben. Ein lineares Anwachsen der Oxidschichtdicke lässt darauf schließen, dass Sauerstoff ungehindert bis zum Metall vordringen kann. Erst nach längeren Glühzeiten wird das Wachstum gebremst.

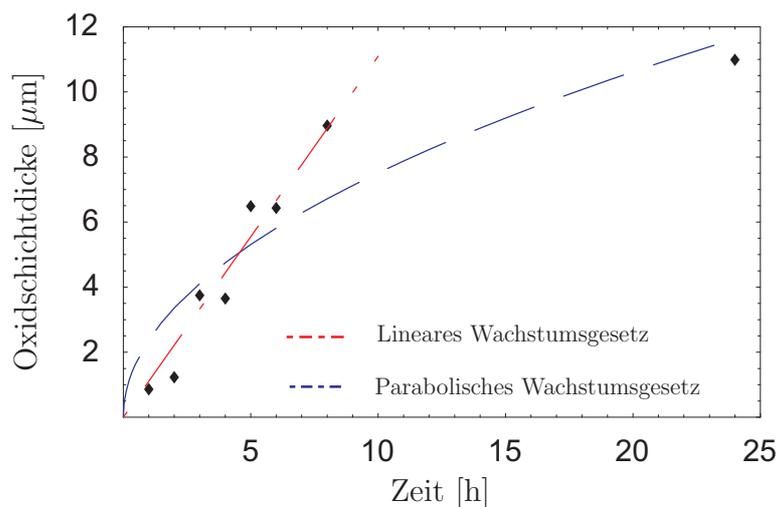


Abbildung 3.17: Mittelwerte der Oxidschichtdicke in Abhängigkeit der Zeit bei einer Glühung bei 700 °C in trockener Luft.

Abbildung 3.20 zeigt den mehrlagigen Aufbau der Oxidschicht bei 700 °C. Das Material wird selektiv angegriffen. Während das M_7C_3 Karbid nicht oxidiert, wird vor allem der Martensit des Eutektikums stark angegriffen. EDX-Messungen zeigen einen niedrigeren Gehalt von Chrom im eutektischen Martensit (ca. 6 Gew.-% Cr) als in der primären Metallmatrix (ca. 10 Gew.-% Cr). Abbildung 3.18 zeigt den mit Hilfe der Glimmentladungsspektroskopie ermittelten Konzentrationsverläufe einer bei 700 °C in trockener Luft erzeugten Oxidschicht.

Am Verlauf der Sauerstoffkonzentration ist die Dicke der Oxidschicht gut zu erkennen. Inner-

halb der ersten zehntel Mikrometer zeigt nur Kohlenstoff eine nennenswerte Anreicherung. Die Ausprägung eines Konzentrationsplateaus im Verlauf des Chrom- bzw. des Eisengehalts (Abbildung 3.18) zeigt stöchiometrische Verhältnisse an und dies steht gut im Einklang mit Abbildung 3.20, da sich im Konzentrationsprofil der mehrphasige Aufbau der Oxidschicht widerspiegelt.

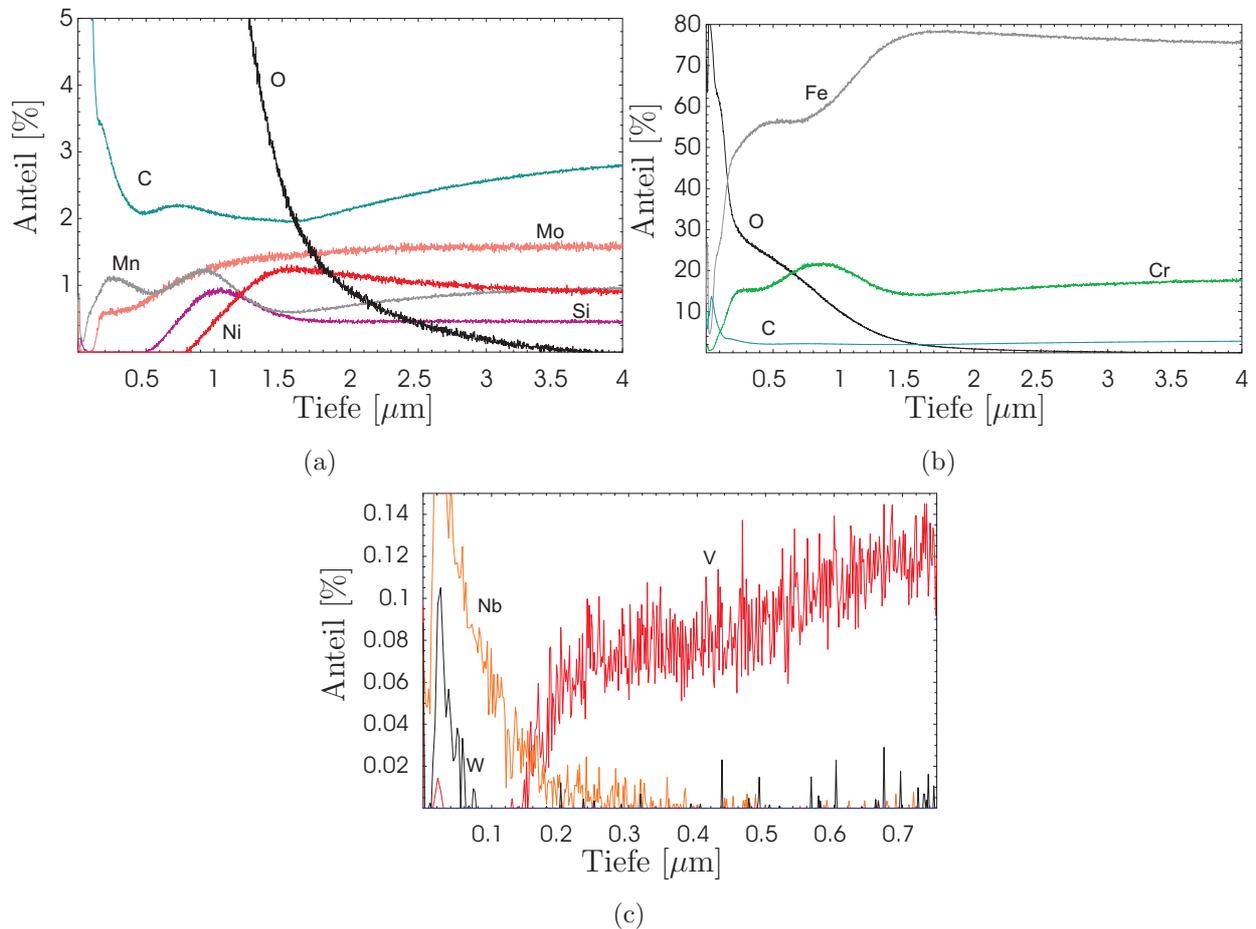


Abbildung 3.18: Tiefenprofil der chemischen Zusammensetzung der durch Glühversuche erzeugten Oxidschichten.

Mit Hilfe der Röntgendiffraktometrie (XRD) wird auf den bei 500 °C geblühten und auf Raumtemperatur abgeschreckten Proben nur das Oxid des Typs Hämatit Fe_2O_3 bzw. $[\text{Fe}, \text{Cr}]_2\text{O}_3$ nachgewiesen. Bei 700 °C werden zusätzlich Reflexe von Magnetit Fe_3O_4 bzw. $\text{FeO} \cdot [\text{Fe}, \text{Cr}]_2\text{O}_3$ detektiert. Abbildung 3.19 zeigt die thermodynamisch stabilen Phasen in Abhängigkeit des Sauerstoffpartialdrucks. Jenes Oxid, welches sich beim niedrigsten Sauerstoffpartialdruck bildet, ist das stabilste.

Alle Ergebnisse stehen gut im Einklang miteinander. Die Anreicherung der Legierungselemente des Gusseisens in den einzelnen Oxidphasen, zu sehen im Konzentrationsprofil, erfolgt so, wie aus der Literatur zu erwarten ist [3].

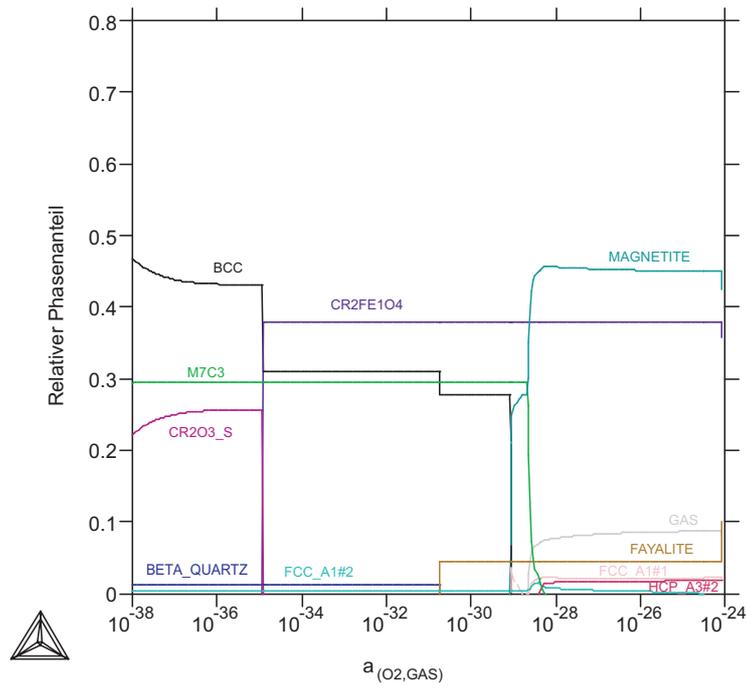


Abbildung 3.19: Mit ThermoCalc berechnete thermodynamisch stabile Phasen des Materials C in Abhängigkeit des Sauerstoffpartialdrucks.

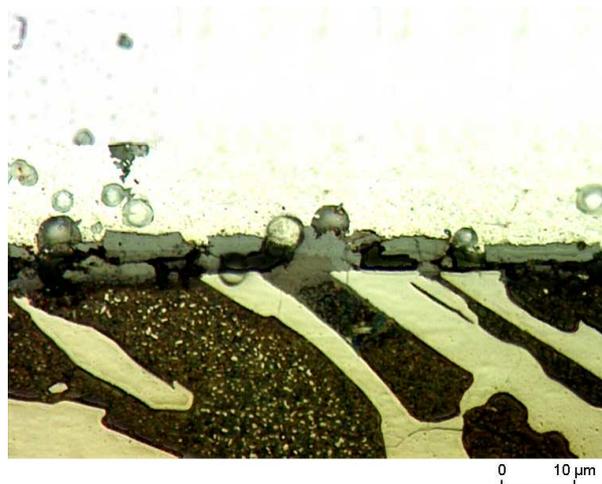


Abbildung 3.20: Oxidschicht auf der Oberfläche eines hoch-chrom-legierten Gusseisen, HCl mit Selensäure.

3.2.5 Schädigungscharakterisierung

Mikroanalyse

In den Schliffbildern in Abbildung 3.21 ist ein stark zerrüttetes Gefüge zu erkennen. Die Risse verlaufen parallel und normal zur Oberfläche. Längere Risse orientieren sich vor allem entlang des Karbideutektikums, sind aber auch in der primären Metallmatrix zu finden. Die kurzen, parallelen Risse, vor allem in Abbildung 3.21 a zu erkennen, sind ausschließlich in den Karbiden zu finden.

Dieses stark zerrüttete Gefüge ist bis zu einer Tiefe von 50 bis 70 μm unter der Oberfläche zu beobachten.

Abbildung 3.23 zeigt den Verlauf der Mikrohärtigkeit der martensitischen Matrix im Abstand von der Walzenoberfläche. Es können dabei drei Bereiche unterschieden werden.

1. In ausreichender Entfernung von der Walzenoberfläche liegen die Härtewerte in dem selben Bereich wie die Werte des ungeschädigten Materials (Vgl. mit Tabelle 3.2).
2. In einem Abstand von ca. 600 μm von der Oberfläche beginnen die Härtewerte deutlich anzusteigen
3. An und nahe der Oberfläche liegen die Härtewerte deutlich höher als im Bereich 1., was auf eine Verfestigung bedingt durch plastische Verformung schließen läßt.

Auch läßt sich der Abbildung 3.21 starke äußere (an der Oberfläche) bzw. innere Oxidation (unter der Oberfläche) erkennen. Abbildung 3.22 zeigt Aufnahmen der Oberfläche. Das linke Teilbild zeigt die Topographie und die Verteilung von Oxiden auf der Oberfläche. Deutlich zu erkennen ist das sogenannte Brandrissnetzwerk, welches die Oberfläche wabenförmig überzieht. Aus dem linken Bild folgt, dass ein Großteil des Oberflächenoxids in den durch Verschleiß entstandenen Vertiefungen zu finden ist.

Abbildung 3.24 zeigt das Ergebnis der XRD Messung der Walzenoberfläche. Die auftretenden Reflexe sind charakteristisch für die Oxide Magnetit und Wüstit, das Karbid des Typs M_7C_3 und Restaustenit γ . Eine quantitative Bestimmung des Restaustenitgehalts mit XRD ist aufgrund der Nähe des Reflexes zu jenem des M_7C_3 -Karbids nur stark fehlerbehaftet möglich und wird deshalb nicht durchgeführt.

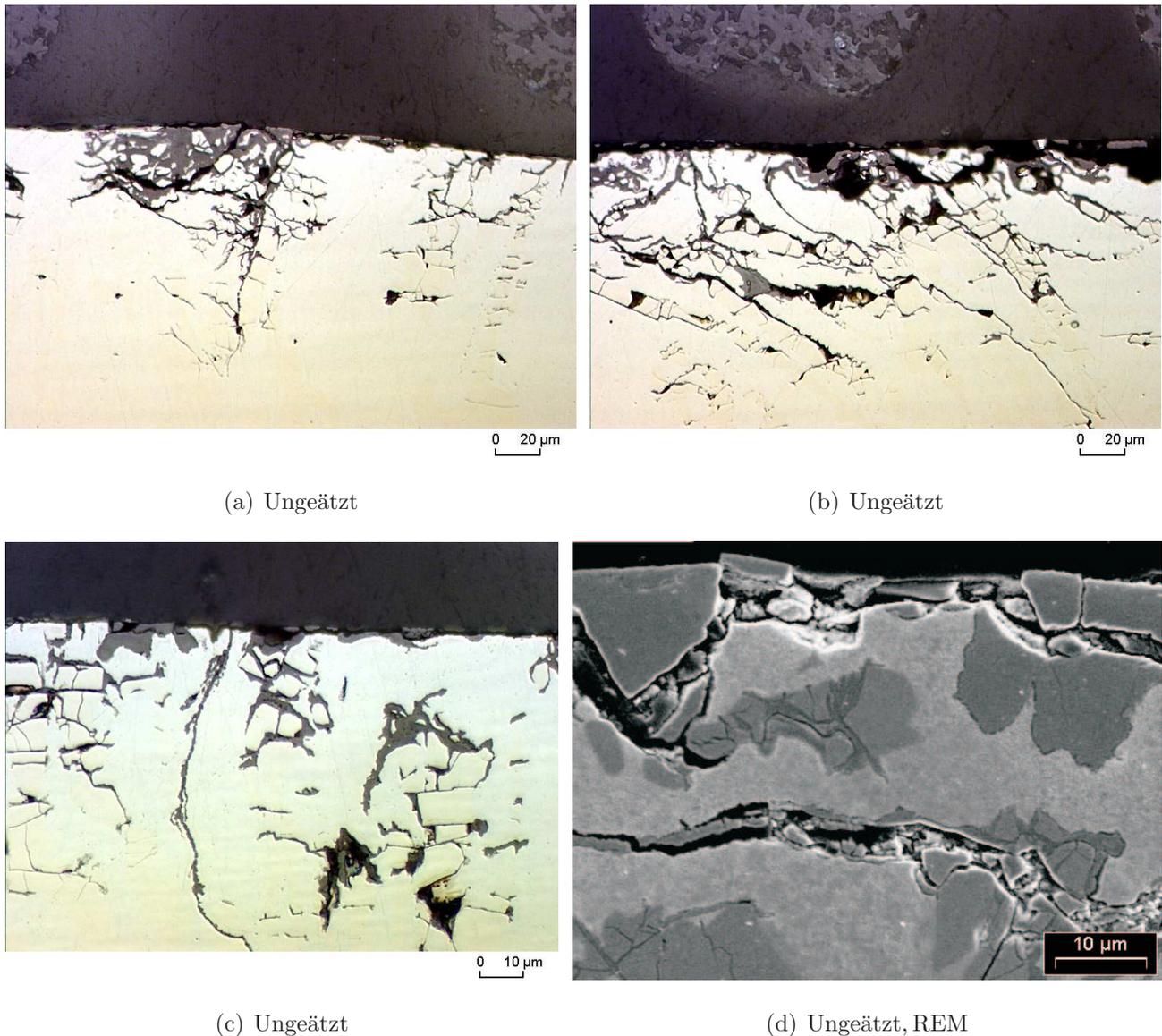
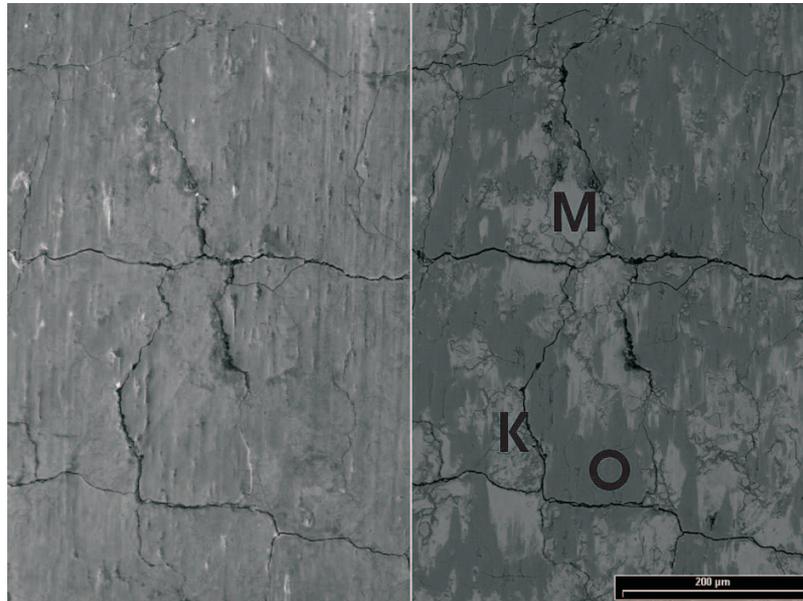


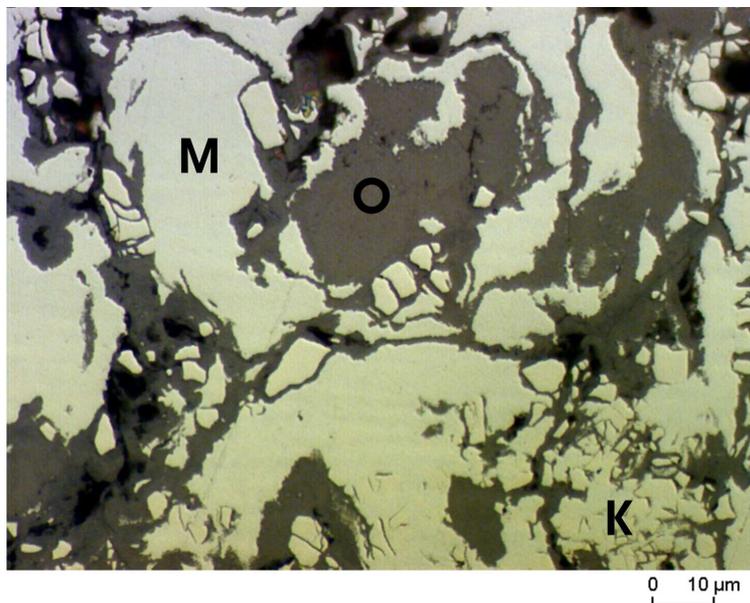
Abbildung 3.21: Interne und äußere Oxidschichten in und auf der Walze.

Glimmentladungsspektroskopie

Abbildung 3.25 zeigt den Verlauf der chemischen Zusammensetzung in Abhängigkeit des Sputerabtrags. Zur besseren Darstellung wurden zwei Tiefenmaßstäbe gewählt und die Elemente je nach ihren Gehalten in eigenen Diagrammen dargestellt. Nahe der Oberfläche sind Anreicherungen der Elemente Kohlenstoff und Silizium zu erkennen. Die Elemente Nickel, Mangan und Molybdän weisen einen starken Gradienten zur Oberfläche hin auf. Chrom zeigt nahe der Oberfläche eine Anreicherung, fällt dann auf ein niedrigeres Niveau ab und steigt auf den mittleren Gehalt in der Legierung an. Der Sauerstoffgehalt nimmt erwartungsgemäß zum Probeninneren hin ab, wohingegen die anderen Elemente auf ihren mittleren Legierungsgehalt ansteigen.



(a) REM: Verwendung von Sekundär- bzw. Rückstreuelektronen für die Bilderzeugung



(b) LM: Walzenoberfläche leicht angeschliffen und poliert

Abbildung 3.22: Aufnahmen der Walzenoberfläche: Zu erkennen ist die stark unterschiedliche Verteilung des Oxids. M: Matrix, O: Oxid, K: Karbid.

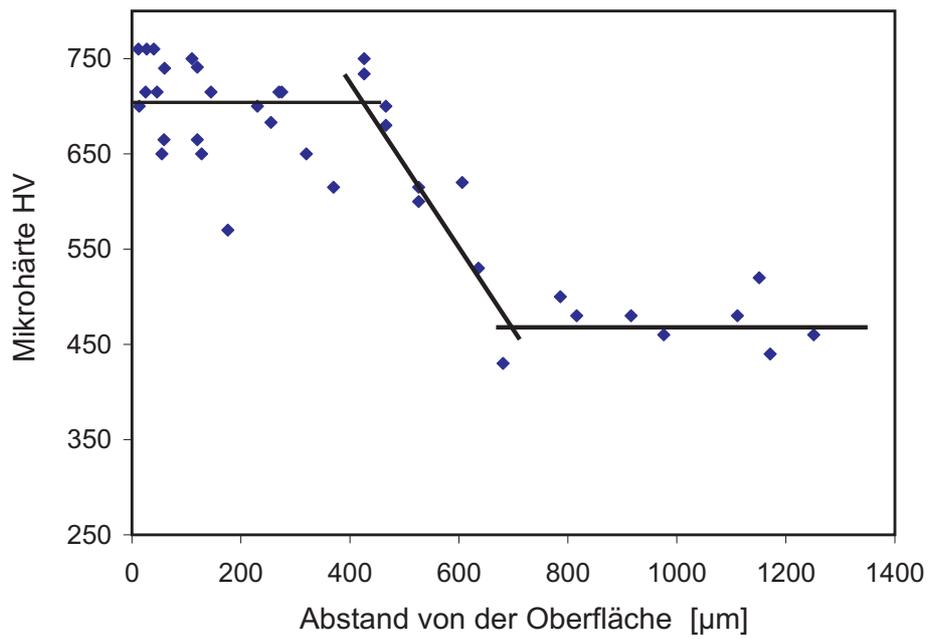


Abbildung 3.23: Verlauf der Härte in Abhängigkeit vom Abstand zur Oberfläche.

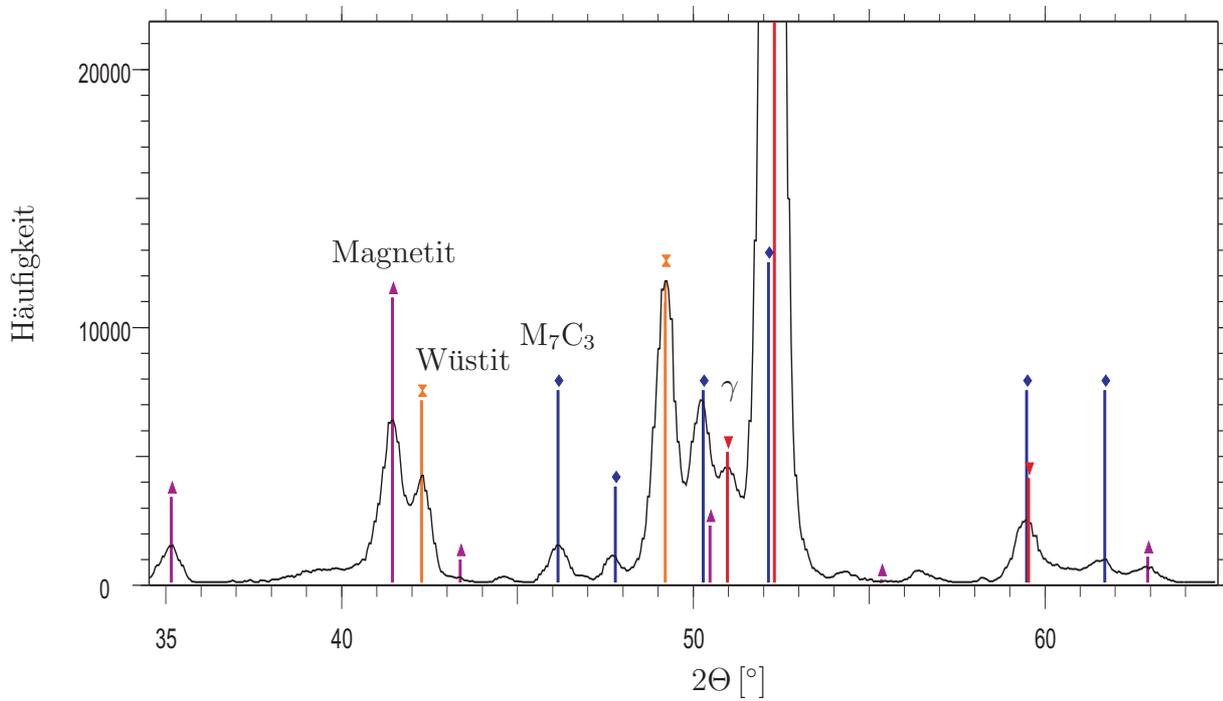


Abbildung 3.24: Debye-Scherrer Diagramm der Walzenoberfläche im Zustand nach dem Ausbau aus der Warmbreitbandstraße.

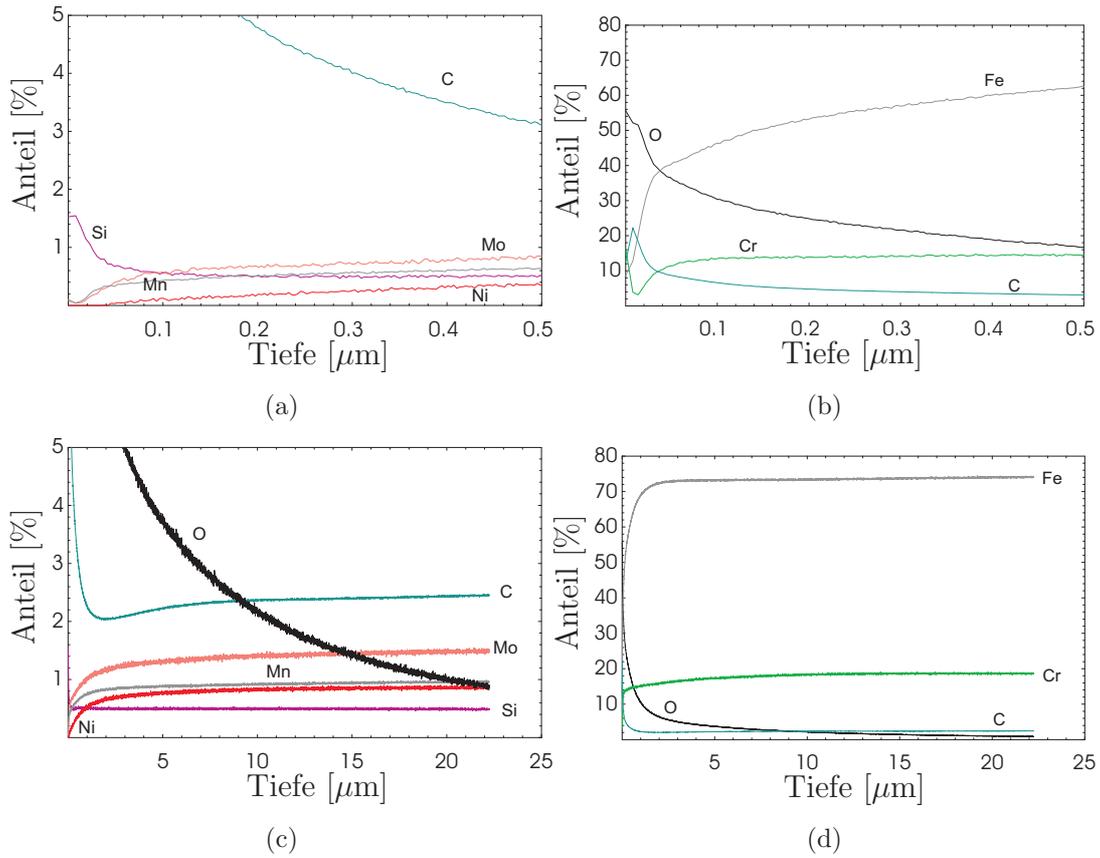


Abbildung 3.25: Tiefenprofil der chemischen Zusammensetzung gemessen an einer Arbeitswalzenoberfläche im Zustand nach dem Ausbau aus der Breitbandstraße.

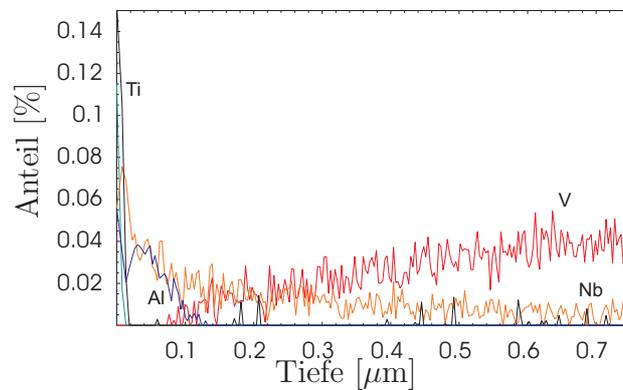


Abbildung 3.26: Verteilung der Mikrolegierungselemente Ti, V, Nb und Al in Abhängigkeit des Sputterabtrags.

Untersuchungen der Walzenoberfläche

Nach dem Ausbau der Arbeitswalzen aus der Breitbandstraße wurden von geschädigten Oberflächenbereichen Kunststoffabdrücke angefertigt. Mit Hilfe dieser Repliken ist es möglich Oberflächenbereiche, die von Banding betroffen sind, genauer zu untersuchen ohne Material aus den Walzen zu entnehmen.

In Abbildung 3.27 ist ein Ausschnitt aus einem Abdruck dargestellt. Dieser zeigt den Übergang von ungeschädigten Bereichen zu einem Bereich der von Banding betroffen ist. Abbildung 3.28 a zeigt eine elektronenoptische Aufnahme eines ungeschädigten Bereichs. Zu erkennen ist ein Risnetzwerk auf einer sonst glatten Oberfläche. In Abbildung 3.28 b ist ein Übergangsbereich zu einem geschädigten Bereich vergrößert dargestellt. In diesem Fall erfolgt der Übergang zweistufig. Die Zone II in Abbildung 3.28 b wirkt von einer Oxidschicht überdeckt und liegt etwas tiefer als der Bereich III. Das Rauigkeitsprofil eines solchen Übergangs ist in Abbildung 3.29 dargestellt. Die geschädigten Bereiche auf der Walze zeichnen sich durch eine stark angestiegene Oberflächenrauheit bedingt durch die entstandenen Bruchflächen aus.

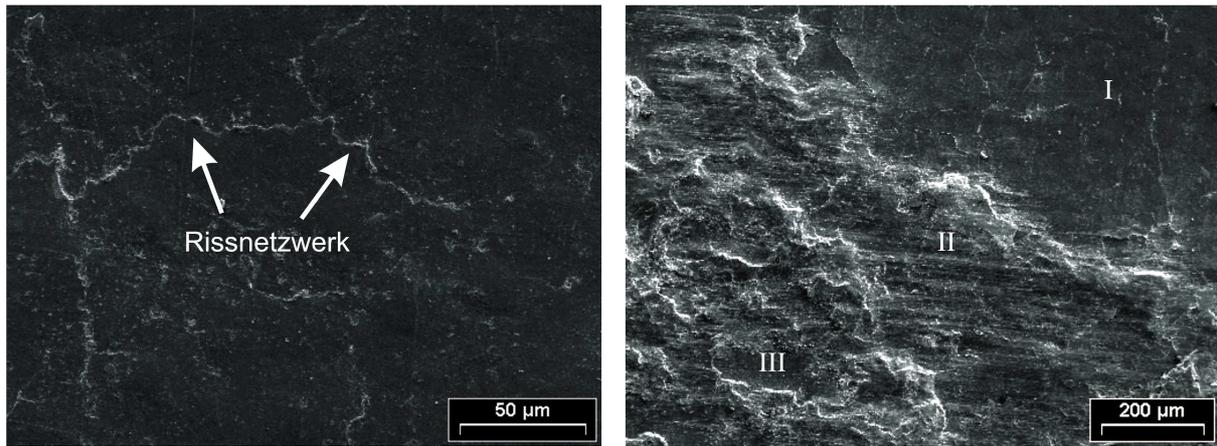
Die ermittelten Rauigkeitskennwerte (nach DIN-EN ISO 4287 [101]) R_t (Gesamthöhe des Profils) und R_z (größte Höhe des Profils) passen gut mit den in [102] ermittelten Werten an Arbeitswalzen nach dem Ausbau aus der Warmbreitbandstraße überein.

Ein deutlicher Unterschied in den Rauigkeitskennwerten ergibt sich zwischen Messstellen auf der Arbeitswalze, die nicht bzw. von Banding betroffen sind.

Dieser Unterschied in der Rauigkeit führt zu lokal unterschiedlichen Kontaktbedingungen zwischen Band und Walzgut, da die geschädigten Bereiche tiefer liegen und die Reibzahl erhöht ist. Die Konsequenzen davon sind ein Brechen der Zunderschicht am Band und in weiterer Folge das Entstehen von Zundereinwalzungen.



Abbildung 3.27: Kunststoffreplik einer Walzenoberfläche. I: Dieser Bereich ist charakteristisch für Banding. II: Erscheinungsbild nicht von Banding betroffener Bereiche nach dem Ausbau aus der Breitbandstraße.



(a) Oberfläche ohne Banding

(b) Übergang von nicht von Banding betroffenen Bereich zu Banding, I: Bereich ohne Banding, II: Übergangsbereich, III: Banding.

Abbildung 3.28: REM-Untersuchung einer Walzenoberfläche mit Hilfe der Replikmethode.

Tabelle 3.6: Ermittelte Rauigkeitskennwerte [102].

Parameter	Kunststoffreplik	Walze (Banding)	Walze (ohne Banding)
R_a	2.1 μm	4.85 μm	1.49 μm
R_t	35.1 μm	33.2 μm	9.8 μm
R_z	25.1 μm	24.9 μm	7.1 μm

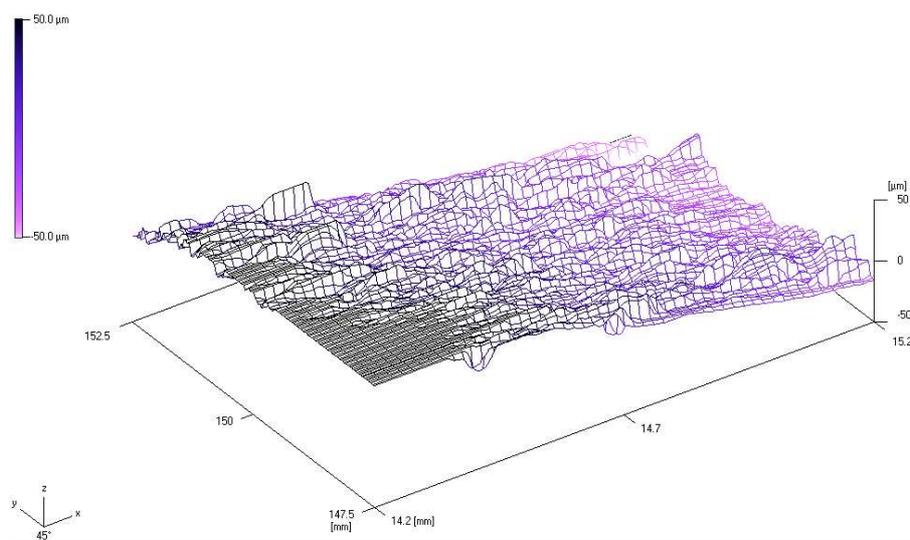


Abbildung 3.29: Topographie eines Übergangs von ungeschädigten zu von Banding betroffenen Bereichen einer Walzenoberfläche, Messfeld 5x1 mm², gemessen an einer Kunststoffreplik.

3.3 Berechnung des Temperatur- und Spannungsfelds

3.3.1 Validierung der Modelle

Zunächst wurden die in Kapitel 2.3 entwickelten Modelle einer Überprüfung unterzogen. Wert wurde dabei auf die mechanischen Richtigkeit der Ergebnisse und, ob mit den getroffenen Modellannahmen Ergebnisse erzielt werden, die sich mit realen Messgrößen der Warmbreitbandstraße (Walzkraft) in Einklang befinden.

Mechanisches Modell

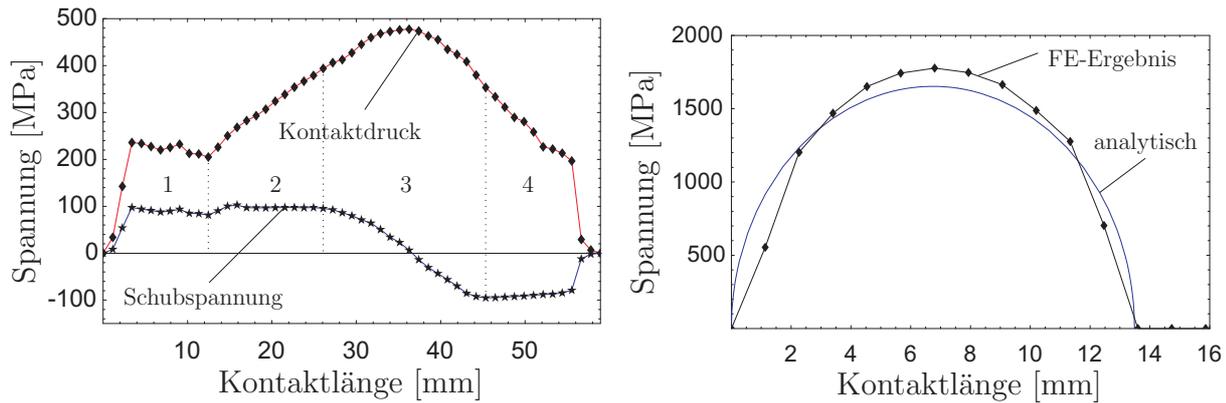
Zur Überprüfung des Modells wurde das Walzen eines mikrolegierten C-Mn Stahls in einem FE-Modell nachgebildet. Die chemische Analyse und die Walzparameter wurden aus Betriebsdaten einer industriellen Warmbreitbandstraße entnommen. Diese sind in Tabelle 3.7 dargestellt. Aus der chemischen Zusammensetzung des Stahls wurde mit Hilfe des Fließkurvenmodells von HERNANDEZ [79] die Fließspannung für den Stahl bei 990 °C berechnet.

Zur Kontrolle wurde die Fließspannung auch aus der Walzkraft mit Hilfe der elementaren Plastizitätstheorie rückgerechnet [57]. Die Sättigungsspannung σ_{ss} (annähernd konstante Fließspannung bei höheren Umformgraden) berechnet mit dem Modell von HERNANDEZ stimmt mit der aus den Walzparametern rückgerechneten, mittleren Fließspannung gut überein (168 MPa bzw. 170 MPa).

Zum Angleich des Modells mit den realen Verhältnissen auf der Warmbreitbandstraße wird die Walzkraft herangezogen. Die aus der Berechnung erhaltene Lagerreaktionskraft der Stützwalze wird dazu mit der über die Bandlänge gemittelten Walzkraft aus der Prozessdatenbank verglichen. Der berechnete Wert von 17,25 kN/mm ist mit dem gemessenen Wert von 17,3 kN/mm nahezu identisch.

Abbildung 3.30 a zeigt den Verlauf der Kontaktspannungen im Walzspalt. Entsprechend der in [58] veröffentlichten Lösungen können auch hier vier Bereiche unterschieden werden:

1. Die Schubspannung erreicht schnell ihr Maximum, während der Kontaktdruck ein Plateau hat. In diesem Bereich haftet das Walzgut an der Walze.
2. Der Kontaktdruck beginnt anzusteigen, während die Schubspannung auf ihrem Maximum bleibt. Diese Bedingungen entsprechen einem Quasi-Schlupf zwischen Walzgut und Walze.



(a) Kontaktspannungen im Walzspalt.

(b) Kontaktdruck zwischen Arbeits- und Stützwalze (numerisch und analytisch berechnet).

Abbildung 3.30: Verläufe der Kontaktspannungen

3. Die Schubspannung fällt ab und wechselt ihr Vorzeichen und somit die Richtung. In diesem Bereich haftet das Walzgut an der Walze. Beim Nulldurchgang der Schubspannung erreicht der Kontaktdruck sein Maximum und beginnt danach wieder abzufallen. Die Schubspannung erreicht am Ende der Zone ihr negatives Maximum.
4. Die Schubspannung bleibt annähernd konstant, während der Kontaktdruck bis zum Austritt aus dem Walzspalt abfällt. Es herrscht wieder ein Quasi-Schlupf zwischen Walzgut und Walze.

Die Bereiche 1 und 2 werden auch als Nacheilzone bzw. der Bereich 4 als Voreilzone bezeichnet. Abbildung 3.30 b zeigt den Verlauf der Kontaktspannungen beim Arbeitswalzen-Stützwalzenkontakt, berechnet mit Hilfe des FE-Modells und der HERTZschen Kontakttheorie. Die Reibschubspannungen sind in diesem Fall vernachlässigbar, da es keinen Unterschied in den Umfangsgeschwindigkeiten der Walzen gibt. Sowohl die berechneten Kontaktlängen als auch die berechneten Druckverläufe stimmen gut überein.

Tabelle 3.7: Übersicht über die chemische Analyse und die Walzparameter.

C	Mn	h_{ein}	h_{aus}	Bandeinlauf-temperatur	Walzkraft	Walzendurchmesser
[Gew.-%]	[Gew.-%]	[mm]	[mm]	[°C]	[kN/mm]	[mm]
0.155	1.0	17.52	9.02	990	17,350	646

Thermisches Modell

Zur Berechnung des Temperaturfelds in Arbeitswalzen während des betrieblichen Einsatzes soll die analytische Lösung von FISCHER et al. verwendet werden [26]. Zunächst wird überprüft, ob die dem Modell zu Grunde liegenden Annahmen für die Walzbedingungen (Umfangsgeschwindigkeit der Walzen, Kontaktlänge zwischen Band und Arbeitswalze) am Gerüst F2 gelten.

- Numerische Verifikation des Modells

Zur Validierung des Modells wurde ein zweidimensionales, thermomechanisches Modell (Abbildung 3.31 a) herangezogen. In diesem Modell wird die Krümmung der Arbeitswalze vernachlässigt. Als Randbedingung wurde dem numerischen Modell ein mit dem analytischen Modell berechneter, zeitlich veränderlicher Wärmestrom an der freien Oberfläche aufgegeben. Abbildung 3.31 b zeigt die numerisch und analytisch berechneten Temperaturen. Die Abweichungen sind gering und bestätigen die Gültigkeit der analytischen Lösung.

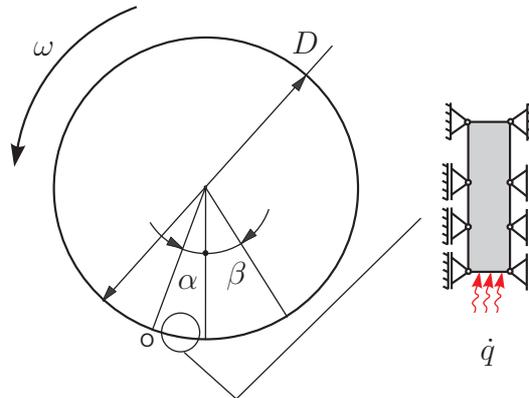
- Abgleich mit dem 2-D FE-Modell

Abbildung 3.32 zeigt einen Vergleich zwischen dem Modell von FISCHER mit dem 2-D Walzspaltmodell, wobei Abbildung 3.32 a für eine niedrige Umfangsgeschwindigkeit am Gerüst F2 und Abbildung 3.32 b für eine mittlere Umfangsgeschwindigkeit gilt. Aus den Bildern lässt sich ableiten, dass im Bereich des Walzspalts das Modell FISCHER et al. eine gute Näherung für den Temperaturverlauf am Gerüst F2 darstellt. Der Unterschied im Temperaturverlauf nach dem Austritt aus dem Walzspalt lässt sich auf eine für das Wärmeleitproblem zu grobe Diskretisierung im 2-D Walzspaltmodell zurückführen.

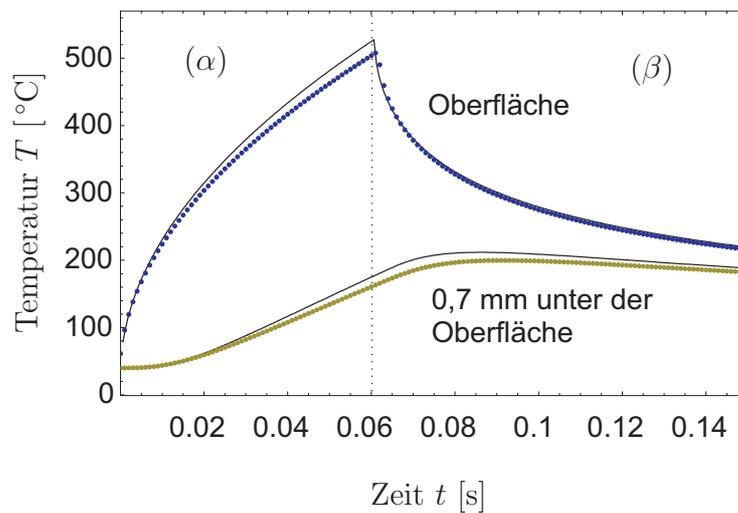
- Überprüfung, ob die Berechnung des thermischen Spannungsfelds auf ein eindimensionales Modell reduziert werden kann

Mit Hilfe des analytischen Modells wird ein Temperaturverlauf über den Walzenumfang für festgelegte Walzparameter und Geometrieverhältnisse gesucht, bei dem die Anfangs- und Endtemperatur einer Walzenumdrehung gleich sind. Dieses stationäre Temperaturfeld wird einem 2-D Modell der Arbeitswalze als Randbedingung übergeben. Die dadurch entstehenden Spannungen in der Walze bilden sich nur in tangentialer und axialer Richtung aus. Aus der Abbildung 3.33 ist zu erkennen, dass die Hauptnormalspannungen gleich groß sind. Die maximale Abweichung ergibt sich in jenem Element, welches die größten Knotentemperaturen an der Oberfläche hat und beträgt 2,5%. Die radiale Spannungskomponente ist kleiner als 5 MPa und kann vernachlässigt werden. In Anbetracht

dieser Ergebnisse ist es zulässig auch die Berechnung der Spannungen nahe der Walzenoberfläche auf ein zweidimensionales Modell zu reduzieren in dem die Krümmung der Walze außer Acht gelassen wird (Streifenmodell).

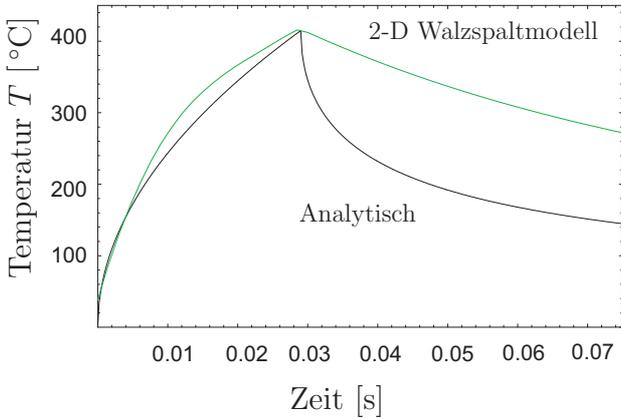


(a) Schematische Darstellung des thermischen Ersatzmodells. α : Walzspalt, β : Annahme einer isolierten Oberfläche.

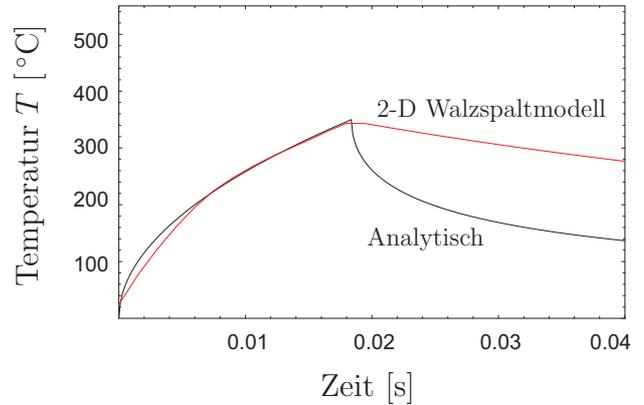


(b) Vergleich der analytischen Lösung mit einem numerischen Modell mit den gleichen Randbedingungen.

Abbildung 3.31: Thermisches Ersatzmodell zur numerischen Validierung des Modells von FISCHER et al. [26].

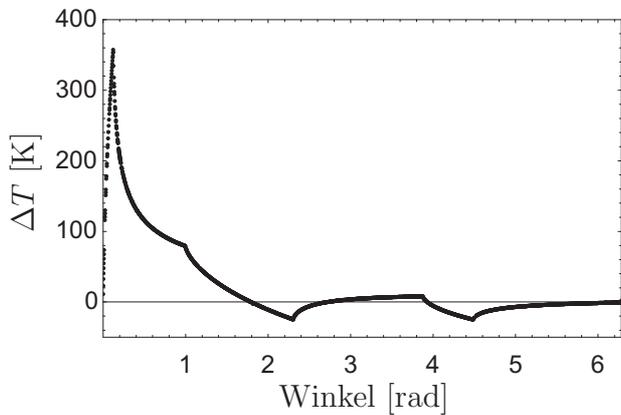


(a) Niedrige Pe-Zahl, $v_u = 1900$ mm/s

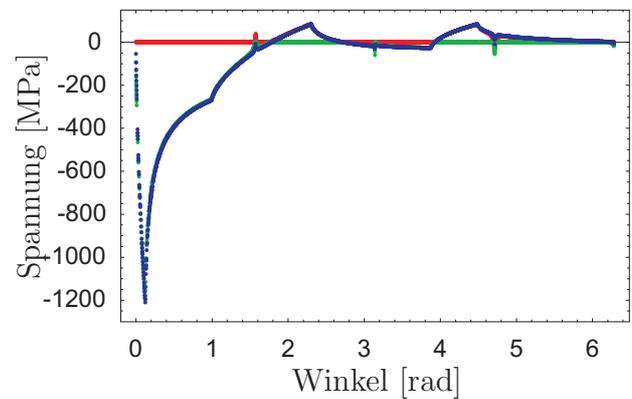


(b) Hohe Pe-Zahl, $v_u = 3000$ mm/s

Abbildung 3.32: Vergleich des zeitlichen Temperaturverlaufs nach dem 2-D Walzspaltmodell und nach dem Modell FISCHER [26].



(a) An das Modell übergebener Temperaturverlauf.

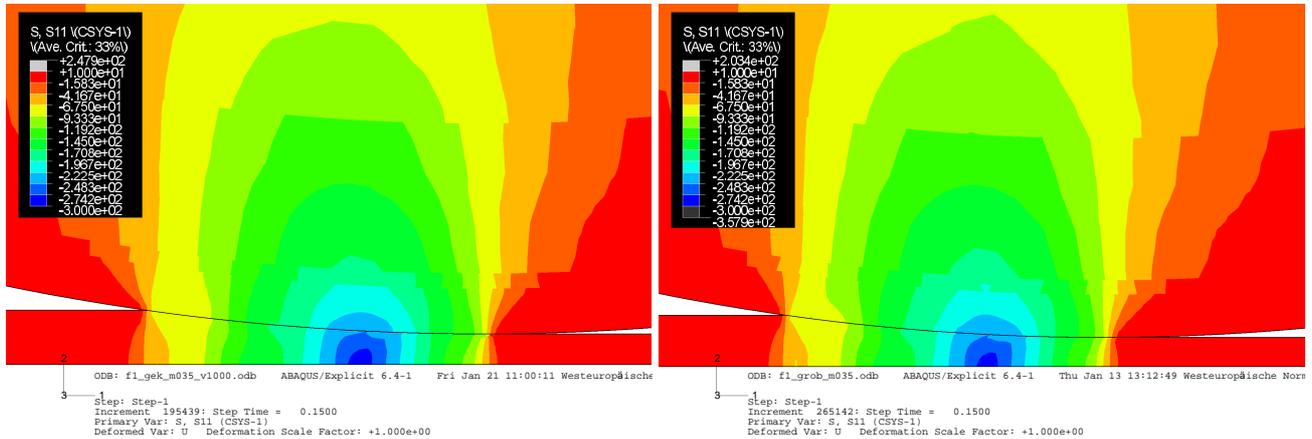


(b) resultierende Hauptspannungen.

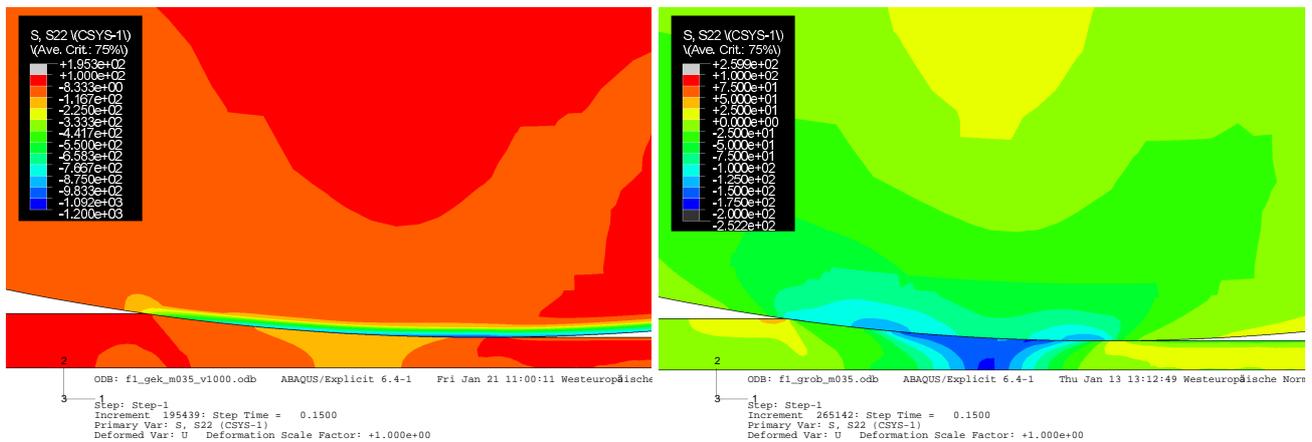
Abbildung 3.33: Temperatur- und Spannungsverlauf entlang des Walzenumfangs. Der analytisch berechnete Temperaturverlauf wurde den Knoten eines 2-D FE Modells einer Arbeitswalze als Randbedingung zugewiesen und die durch den Temperaturunterschied zur isothermen Ausgangskonfiguration ($\Delta T = 0$ K) resultierenden Spannungen berechnet.

Thermomechanisch gekoppelte Berechnungen

Thermomechanisch gekoppelte Berechnungen sowie rein mechanische Berechnungen wurden mit Hilfe des Programmes ABAQUS numerisch durchgeführt. Abbildung 3.34 zeigt einen qualitativen Vergleich der Spannungsfelder die sich bei den jeweiligen Berechnungen ergeben.



(a) radiale Spannungskomponente (thermomechanisch gekoppelt). (b) radiale Spannungskomponente (rein mechanisch).



(c) tangentielle Spannungskomponente (thermomechanisch gekoppelt). (d) tangentielle Spannungskomponente (rein mechanisch).

Abbildung 3.34: Spannungen im Walzspalt, Gerüst F2, Umfangsgeschwindigkeit der Walze $v_u = 1000 \text{ mm/s}$, Stichabnahme $\Delta h = 8 \text{ mm}$.

Dargestellt sind die Spannungskomponenten s_{11} in radialer Richtung bzw. s_{22} in tangentialer Richtung. Zu erkennen ist der deutliche Unterschied in der Voraussage der tangentialen Spannungskomponente gewonnen aus thermomechanisch gekoppelter und rein mechanischer Analyse. Die Spannungen liegen bei thermomechanischer Koppelung um eine Größenordnung

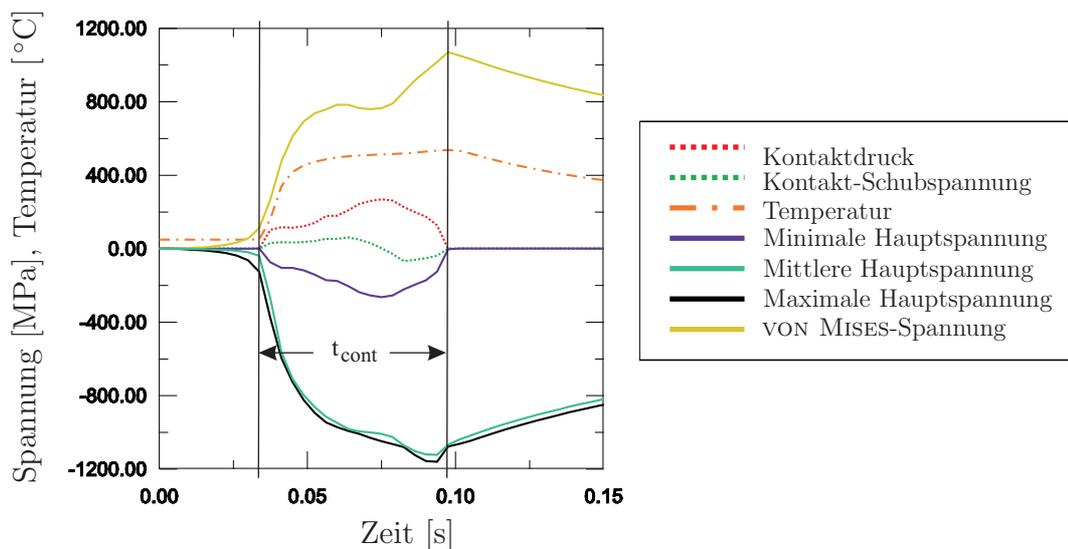
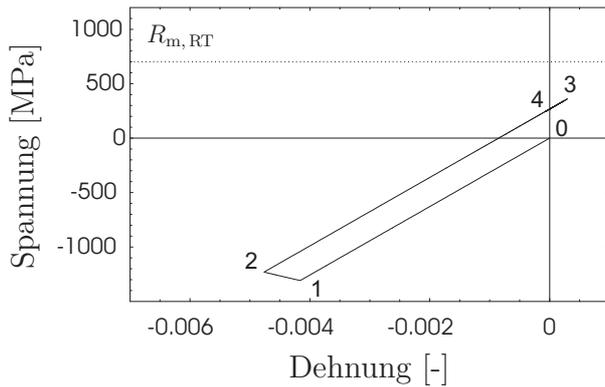


Abbildung 3.35: Verlauf der Spannungen und der Temperatur eines materialfesten Punkt auf der Walzenoberfläche.

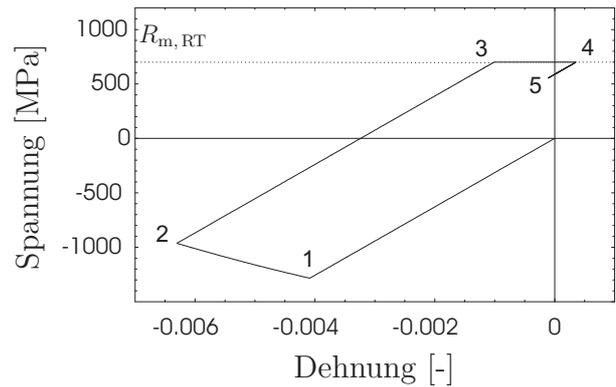
höher und erreichen das Niveau der Fließgrenze des Walzenwerkstoffs bei diesen Temperaturen. Abbildung 3.35 zeigt den Verlauf der Temperatur und der Spannungen an einem Punkt der Walzenoberfläche beim Durchlauf durch den Walzspalt. Interessant ist vor allem der Verlauf der VON MISES Vergleichsspannung im Walzspalt. Diese bleibt deutlich unter der Fließgrenze des Walzenmaterials solange der Kontaktdruck zunimmt. Erst in der Voreilzone, wenn der Kontaktdruck zum Walzspaltaustritt wieder abfällt, kann die VON MISES Vergleichsspannung die Fließgrenze erreichen.

Spannungszyklus eines Materialpunkts an der Walzenoberfläche

Die thermischen Spannungen entstehen durch Behinderung der Dehnung in tangentialer und in axialer Richtung an der Walzenoberfläche. In radialer Richtung wird die Ausdehnung am freien Rand, der die Walzenoberfläche darstellt, nicht behindert und es entstehen keine Spannungen. Unter der Annahme, dass der lineare Wärmeausdehnungskoeffizient isotrop ist, liegt ein ebener, isotroper Spannungszustand vor, d.h. die tangentiale und die axiale Spannungskomponente sind in Betrag und Richtung gleich. Somit ist auch die VON MISES Vergleichsspannung gleich groß wie die Spannungskomponenten. Mit steigender Temperatur nehmen die Spannungen zu. Sobald die Vergleichsspannung die Fließgrenze erreicht, kommt es zur plastischen Verformung. Im Spannungszyklus (Abbildung 3.36) ist das Erreichen der Fließgrenze durch eine Abweichung von der linearen Spannungs-Dehnungsbeziehung (Hookesche Gerade) erkennbar (Punkt 1). Da die



(a) Plastisches Fließen im Druckbereich.



(b) Plastisches Fließen im Druck- und Zugbereich.

Abbildung 3.36: Mit dem Streifenmodell berechneter Spannungs-Dehnungszyklus eines materialfesten Punktes an der Walzenoberfläche bei einer Walzenumdrehung.

Fließspannung mit steigender Temperatur abnimmt, nimmt auch die Spannung ab (Verlauf von Punkt 1 nach 2). Nach Austritt aus dem Walzspalt klingt die Temperatur durch Wärmeleitung in das Innere der Walze wieder ab und die Walze wird elastisch entlastet.

Durch das Abkühlen der Walzenoberfläche unter die mittlere Walzentemperatur bzw. durch Restspannungen, die bedingt sind durch die plastische Verformung der oberflächennahen Schichten im Druckbereich, entstehen Zugspannungen. Hier sind zwei Fälle zu unterscheiden: In Abbildung 3.36 a bleiben die entstehenden Zugspannungen unter der Zugfestigkeit. Am Ende des Zyklus (Punkt 4) bleiben Zugrestspannungen zurück. In Abbildung 3.36 b erreichen die Zugspannungen die Höhe der Zugfestigkeit. Es kommt zu Rissbildung und Rissöffnung zwischen den Punkten 3 und 4. Wird zunächst die weitere Gültigkeit der Randbedingungen angenommen, so bleiben auch hier am Ende des Zyklus Zugrestspannungen zurück.

3.3.2 Auswirkung unterschiedlicher Randbedingungen auf das Spannungsfeld nahe der Walzenoberfläche

Die Ergebnisse der thermomechanisch gekoppelten Berechnungen zeigen, dass die thermischen Belastungen die Spannungen nahe der Walzenoberfläche dominieren. Diese werden in erster Linie durch die Temperatur des gewalzten Bandes, den Wärmeübergangskoeffizienten zwischen Band und Walze und durch die PECLET-Zahl $Pe = \frac{v_u \cdot a}{2 \cdot \kappa}$ beeinflusst und sind durch die maximale Oberflächentemperatur der Walze bestimmt.

Abbildung 3.37 zeigt wie die maximale Oberflächentemperatur durch den Wärmeübergangs-

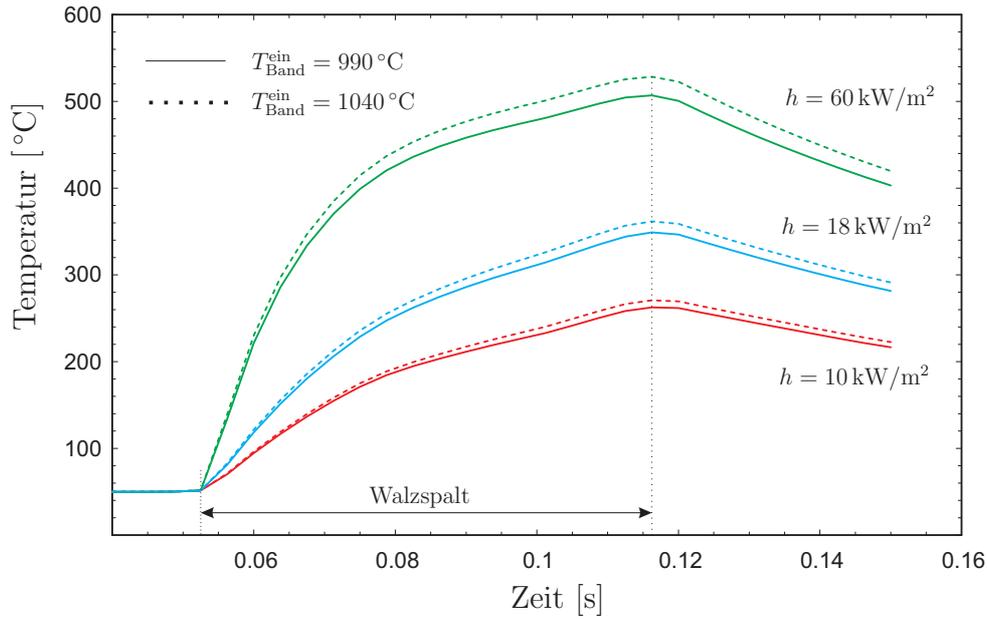


Abbildung 3.37: Berechnete Oberflächentemperatur in Abhängigkeit der Bandeinlauf-temperatur $T_{\text{Band}}^{\text{ein}}$ und des Wärmeübergangskoeffizienten h .

koeffizienten beeinflusst wird. In den durchgeführten Analysen nimmt mit zunehmenden Werten für den Wärmübergangskoeffizienten die maximale Oberflächentemperatur zu. Der Einfluss des Wärmeübergangskoeffizienten ist auch stärker, als der der hier gewählten Bandeinlauf-temperaturen. Abbildung 3.38 zeigt die Abhängigkeit der maximalen Oberflächentemperatur von der Umfangsgeschwindigkeit. Die Punkte stellen Ergebnisse von numerischen Studien dar. Die Punkte wurden an die von FISCHER angegebene Gleichung

$$T_{\text{max}} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \sqrt{\frac{1}{\text{Pe}}} \cdot a \cdot \frac{\dot{q}}{\lambda} \quad (3.6)$$

angepasst. Die Abweichung des durch die Anpassung erhaltenen Temperatur-Geschwindigkeitsverlauf zu den mit der FEM berechneten Temperaturen (Bandeinlauf-temperatur: 990 °C , Wärmeübergangskoeffizient: $60 \text{ kW/[m}^2\text{]})$ ist geringer als 10% und führt auf folgenden Zusammenhang der maximalen Oberflächentemperatur mit den Walzparametern v_u und Δh

$$T_{\text{max}, v_u, \Delta h} = 665 \cdot \sqrt{\frac{1}{v_2} \sqrt{\frac{\Delta h}{8}}}. \quad (3.7)$$

Dabei sind v_u die Umfangsgeschwindigkeit und Δh die Dickenreduktion im Walzspalt. Anhand der Gleichung 3.7 kann die maximale Oberflächentemperatur für ein weites Spektrum von Walzparametern berechnet werden. Unter Verwendung des Temperaturmodells von FISCHER et al. ist es möglich, die durch die thermische Belastung induzierten Spannungen zu berechnen.

Abbildung 3.39 zeigt den Spannungszyklus eines Punktes an der Walzenoberfläche für unterschiedliche Umfangsgeschwindigkeiten der Walze bei ansonsten gleichen geometrischen Bedingungen. Je niedriger die Umfangsgeschwindigkeit ist, desto größer ist die Kontaktzeit zwischen Arbeitswalze und Band und desto höher ist die maximale Oberflächentemperatur (s. Abbildung 3.38). Eine höhere Oberflächentemperatur führt zu größeren plastischen Dehnungen und somit zu größeren Zugspannungen.

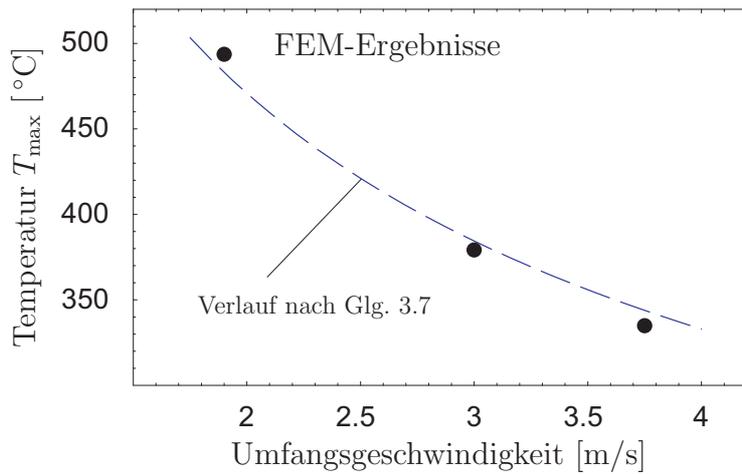


Abbildung 3.38: Temperaturverlauf in Abhängigkeit der Umfangsgeschwindigkeit der Walze bei konstanter Walzspaltgeometrie und gleicher Bandeinlaufemperatur.

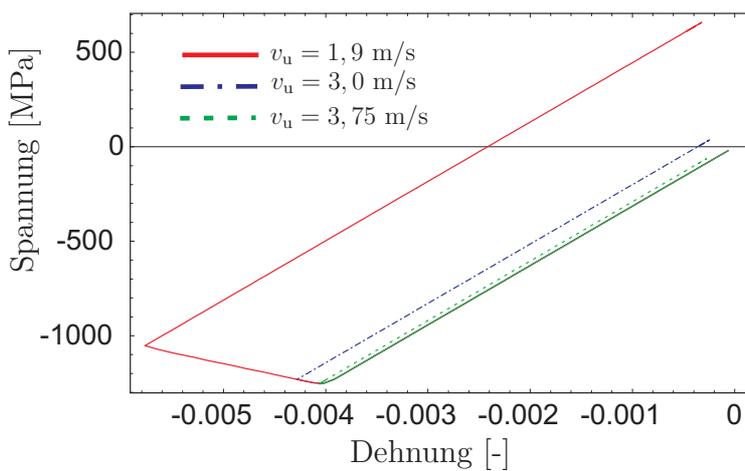


Abbildung 3.39: Veränderung des Spannungszyklus in Abhängigkeit der Umfangsgeschwindigkeit.

Kapitel 4

Diskussion

4.1 Untersuchung von Betriebszuständen

Das Konzept der Belastungsziffer erlaubt eine Beschreibung des Walzprozesses und kann eine Erklärung dafür liefern, warum vor allem die Arbeitswalze im Gerüst F2 unten von Banding betroffen ist: Die Bandunterseite hat eine höhere Temperatur als die Oberseite. Gezeigt hat sich, dass nicht die Gesamtbelastung der Walze während des Einsatzes für Banding verantwortlich ist, sondern dass Sequenzen von Bändern mit höherer Belastungsziffer zu Banding führen. Dies deckt sich weitgehend mit der empirischen Erfahrung.

Trotz der starken Vereinfachungen im Modellansatz der Belastungsziffer ist die Korrelation von Belastungsänderungen und dem Auftreten von eingewalzten Zunder gut.

In der in Kapitel 2.1.1 vorgestellten Form wird der Wert der Belastungsziffer sehr stark vom Walzdruck p dominiert. Werden nun die Belastungsziffern verglichen, die sich beim Walzen von unterschiedlichen Stahlsorten bei gleichen Walzbedingungen ergeben, so liegen diese für höherfeste Stahlsorten höher. Das muss aber nicht unbedingt eine Tendenz zu vermehrten Zundereinwalzungen bedeuten. Die Berechnungen des Temperatur- und Spannungsfelds haben gezeigt, dass vor allem die thermische Belastung Ursache für Banding ist. Aus diesem Blickwinkel ist nun nicht die mechanische Belastung durch den Walzdruck selbst, sondern sein Einfluss auf den Wärmeübergangskoeffizienten wesentlich. HLADY et al. schlagen dafür folgenden Zusammenhang vor:

$$h = \frac{k}{C} \cdot \left(\frac{p}{\sigma_y(T, \dot{\epsilon})} \right)^m. \quad (4.1)$$

Dabei ist C ein Rauheitsterm (ca. $35 \mu\text{m}$), $k = \frac{k_{\text{Walze}}k_{\text{Band}}}{k_{\text{Walze}}+k_{\text{Band}}}$ eine kombinierte Wärmeleitungszahl von Walze und Band, p ist der mittlere Walzdruck und σ_y die Fließspannung des Walzguts. Der Exponent m hat für Stahl einen Wert von 1.67 (Stahl X 8 CrNi 18-10) bzw. 1.8 (niedriglegierter, hochfester Stahl) [27]. Werden die Zusammenhänge in Gleichung 4.1 analysiert, so kann der Einfluss des Walzdrucks auf die Belastungsziffer über den Geometriefaktor des Walzspalts, charakterisiert durch das Verhältnis der gedrückten Länge l_d zur mittleren Walzguthöhe h_m , ausgedrückt werden (s. [1]). Mit dieser modifizierten Belastungsziffer ergeben sich prinzipiell die gleichen Zusammenhänge. Der Vorteil besteht nun darin, dass die modifizierte Belastungsziffer ohne Kenntnis der eigentlichen Walzkraft schon bei der Walzprogrammplanung berechnet werden kann. Eine Absicherung mit statistischen Methoden zeigt einen Zusammenhang zwischen der Belastungsziffer und eingewalztem Zunder [94]. Somit kann die Walzprogrammplanung hinsichtlich einer Vermeidung von Zundereinwalzungen verbessert werden.

4.2 Charakterisierung von Arbeitswalzen

4.2.1 Mikroanalyse und Werkstoffprüfung

Die ermittelten Festigkeitswerte von hoch-chrom-legierten Gusseisen liegen in den Bereichen, wie sie in der Literatur angegeben werden [29, 41].

Der Unterschied zwischen Zug- und Druckverhalten ist markant, für Gusseisenwerkstoffe allerdings charakteristisch. Während für graues Gusseisen die Kerbwirkung des Lamellengrafit für dafür verantwortlich gemacht wird, dürfte bei hoch-chrom-legierten Gusseisen das eutektische Karbidnetzwerk dafür ausschlaggebend sein.

Die verschiedenen Werkstoffe zeigen trotz unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung alle ein ähnliches mechanisches Verhalten, so dass sich die verschiedenen Walzen im betrieblichen Verhalten gleich verhalten werden. Die in der Literatur vorhandenen Festigkeitskennwerte von HSS-Walzen sind höher, als die der hier untersuchten Werkstoffe [37, 41].

Der Grund dafür liegt in der Mikrostruktur von hoch-chrom-legierten Gusseisen. Dieses besteht aus pro- und eutektischem Martensit und eutektischen M_7C_3 Karbiden. Die Festigkeitseigenschaften werden stark vom Karbideutektikum bestimmt, da Risse entlang oder in diesem wachsen.

Karbide des Typs MC sind in den untersuchten Materialien nicht zu erwarten. Diese schei-

den sich bei der Erstarrung direkt aus der Schmelze aus. Da diese Karbide keimbildend auf Austenit wirken, würden sich diese nach der Erstarrung innerhalb der primären Metallmatrix befinden [44]. Das Material A weist zwar Matrixkarbide auf, aber weder thermodynamische Berechnungen noch elektronenoptische Untersuchungen weisen diese als MC-Karbide aus.

4.2.2 Schädigungsverhalten

Die Untersuchung von Walzenmaterial zeigt ein stark zerrüttetes Gefüge bis in eine Tiefe von 50 bis 70 μm unterhalb der Walzenoberfläche. Auch die Ausbrüche, die beim Banding entstehen, haben ungefähr diese Tiefe. Es ist anzunehmen, dass Banding eine Folge der Vereinigung dieser Risse ist. Die senkrechten Risse im Karbideutektikum sind die Folge von thermischer Ermüdung der Walzenrandschicht. Die Messung der Mikrohärtigkeit in diesem Bereich zeigt einen Anstieg um 45% der Härte des Martensits verglichen mit der Ausgangshärte. Mit dem Streifenmodell kann gezeigt werden, dass der Bereich der Aufhärtung sich gut mit jener Tiefe vergleichen lässt, bis zu der plastische Verformung zu erwarten ist. Der Bruch der Karbide, parallel zur Oberfläche entsteht durch Inkompatibilität der Karbide mit der verformten Matrix. Dadurch, dass sich die martensitische Matrix in tangentialer und axialer Richtung verformt, werden die Karbide parallel zur Oberfläche abgeschert.

Der Vergleich zwischen den GDS-Profilen der Oxidschichten auf der Walze und jenen der künstlich erzeugten zeigt keine Gemeinsamkeiten. In der Walze ist Sauerstoff aufgrund der Risse bis zu einer Tiefe von ungefähr 20 μm nachweisbar. Nahe der Oberfläche sind in den GDS-Profilen der Arbeitswalze Anreicherungen von Titan und Aluminium zu beobachten. Dies ist bei den in den Glühversuchen erzeugten Schichten nicht in dem Maße zu beobachten (vgl. Abbildung 3.26 und 3.18). Das Fehlen von Titan im Walzenwerkstoff lässt darauf schließen, dass dieses vom gewalzten Band stammt.

Die Eigenoxidation der Walze wird den durchgeführten Untersuchungen zufolge als gering eingestuft. Größere Anhäufungen von Oxid sind in den, durch Verschleiß entstandenen Kavitäten entlang der Walzenoberfläche zu finden (s. Abbildung 3.21). Die Röntgendiffraktometrie zeigt Reflexe des Oxids FeO. Dieses ist erst bei höheren Temperaturen¹ thermodynamisch beständig, welche auf der Walzenoberfläche nur sehr kurzzeitig erreicht werden. Für das Walzenmaterial konnte mit Hilfe thermodynamischer Berechnungen gezeigt werden (Abbildung 3.19), dass sich an der Grenzfläche Metall/Oxid chromreiche Oxide bilden müssen. Das Fehlen einer Chro-

¹im binären Phasensystem Fe-O ab 573 °C.

manreicherung im Oxid lässt darauf schließen, dass die Oxidschicht auf der Walze nicht durch Eigenoxidation entstanden ist.

Die Abbildung 3.22 zeigt starke innere Oxidation, die sich mit dem Oxidationsverhalten in trockener Luft nicht erklären lässt. Vielmehr dürfte diese Oxidation durch das Kühlwasser unterstützt werden, welches durch Kapillarkwirkung in die Risse gelangt und beim Eintritt in den Walzspalt verdampft. Qualitative Untersuchungen im Labor an Proben aus hoch-chrom-legierten Gusseisen, die in einer mit an Wasserdampf angereicherter Ofenluft oxidiert wurden, belegen, dass eine solche Atmosphäre ein deutlich korrosiveres Medium als trockene Luft darstellt.

Vergleich der Ergebnisse mit der Literatur

Eine umfangreiche Untersuchung zu Banding wurde von DEBARBDILLO und TROZZI durchgeführt [18]. Die Ergebnisse bestätigen die in dieser Arbeit ermittelten Ergebnisse und Rückschlüsse aus der durchgeführten Schädigungscharakterisierung, obwohl sich Walzenwerkstoffe und Walzpraxis seitdem stark geändert haben. ERICSON und HOGMARK [12] führten an Proben aus Arbeitswalzen, deren Oberfläche nach Ausbau aus der Breitbandstraße die Merkmale von Banding aufweist, mikroskopische Untersuchungen zur Schädigungscharakterisierung durch. Im Vergleich zu anderen Quellen [6, 16] wird dort Banding vor allem an der oberen Arbeitswalze beobachtet. Die von ERICSON und HOGMARK beschriebene Verarmung von Chrom nahe der Walzenoberfläche konnte in der vorliegenden Arbeit nicht beobachtet werden. Diese Verarmung an Chrom lässt auf eine dickere Oxidschicht auf der Walze schließen. Diese kann jedoch, aufgrund des fehlenden Chroms nicht durch Eigenoxidation des Walzenmaterials entstanden sein. Dies ist als weiterer Hinweis zu deuten, dass die charakteristische schwarze Oxidschicht auf hoch-chrom-legierten Arbeitswalzen vom Band auf die Walze übertragen wird.

GONZALES et al. [103] führten Oxidationsversuche ähnlich zu jenen in der vorliegenden Arbeit durch und ermittelten die gleichen Oxidphasen. Die beschriebene Oxidationskinetik steht im Gegensatz zu der in dieser Arbeit gemessenen, obwohl gleiche Oxidationsbedingungen angegeben werden. Nach dem Walzen von 10 Brammen ergibt sich nach GONZALES et al. bereits eine Oxidschichtdicke von $20 \mu\text{m}$ bedingt durch Eigenoxidation der Walze. Dies erscheint fragwürdig, da es im Gegensatz zu den Beobachtungen an der Breitbandstraße steht.

Mehrere Autoren haben versucht, das Verschleißverhalten in Versuchsaufbauten (Zwei-Scheiben-Prüfstände) zu charakterisieren. KATO et al. [17] fanden, dass eine zyklische Ermüdung der

oberflächennahen Bereiche durch eine mechanische Last bedingt durch den Roll/Reib Kontakt nicht zur Schädigungsinitiierung ausreicht. Sehrwohl zeigt sich aber ein Einfluss auf den Schädigungsverlauf, wenn bereits thermisch induzierte Risse vorliegen. Auch wird dort festgehalten, dass mit Hilfe kontinuumsmechanischer Methoden keine Erklärung dafür gefunden werden kann. Eine vollständige Aufklärung der Schädigungsvorgänge kann nur mit Hilfe mikromechanischer Modelle erfolgen. Diese sollen jedoch in dieser Arbeit nicht behandelt werden.

4.3 Temperatur- und Spannungsfeld

Die mechanische Belastungen im Walzspalt aber auch die Kontaktspannungen beim Kontakt zwischen Arbeitswalze und Stützwalze erreichen nicht die Fließgrenze des Walzenmaterials.

Das Verhalten des Walzenmaterials in den Druck-Torsionsversuchen zeigt, dass sich das Material auch bei hohen hydrostatischen Spannungsanteilen, und somit für die beim Kontakt vorliegenden Spannungszustände mit einem VON MISES Fließgesetz beschreiben lässt. Die Berechnungen zeigen, dass das Spannungsmaximum der VON MISES Vergleichsspannung einige Millimeter unter der Oberfläche liegt und deutlich niedriger als die Fließgrenze des Materials ist. Ein Einfluss des Spannungsfelds beim Arbeitswalzen-Stützwalzenkontakt auf die Initiierung der oberflächennahe Schädigung wird deshalb als gering eingeschätzt.

Im Gegensatz ergeben die Spannungen bedingt durch die thermische Belastung eine VON MISES Vergleichsspannung in der Größenordnung bzw. in der Höhe der Fließgrenze. Abbildung 3.35 zeigt, dass der Walzdruck die Vergleichsspannung reduziert. Eine Reduktion des Problems auf eine rein thermische Belastung ermöglicht deswegen eine konservative Abschätzung des Ermüdungsverhaltens der Walzen.

4.3.1 Temperaturfeld in Arbeitswalzen und Aussagen zur Walzenkühlung

Abbildung 4.1 zeigt einen, realen Walzbedingungen entsprechenden Temperaturverlauf in ausgewählten Tiefen unter der Walzenoberfläche. Zu erkennen ist, dass die Eindringtiefe bei der Kühlung zu gering ist, um in einer Tiefe von 2 mm die gleiche Temperatur wie an der Oberfläche einzustellen. Deswegen ist im stationären Zustand der Walzenkern wärmer als die Walzenoberfläche.

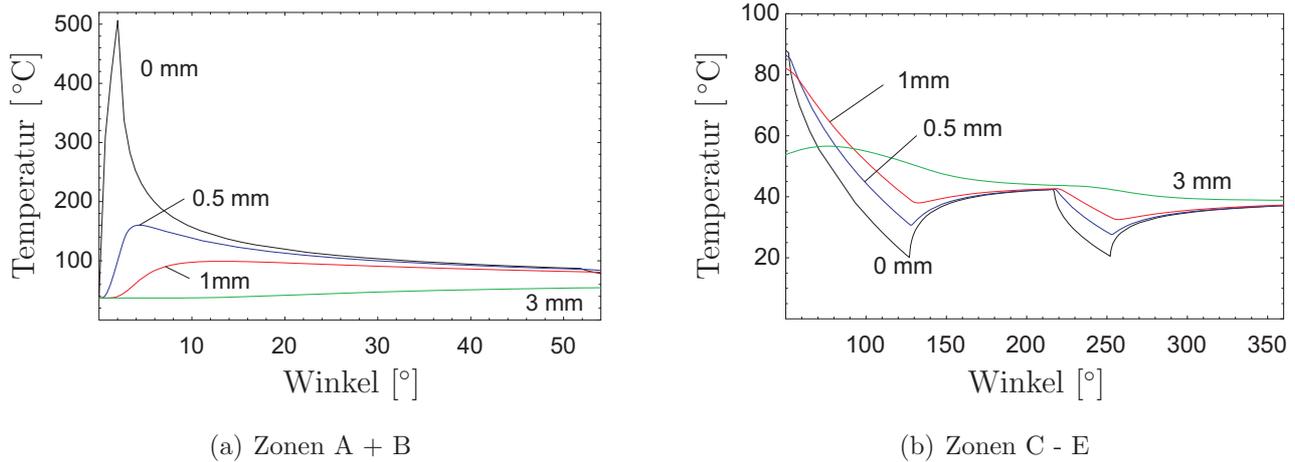
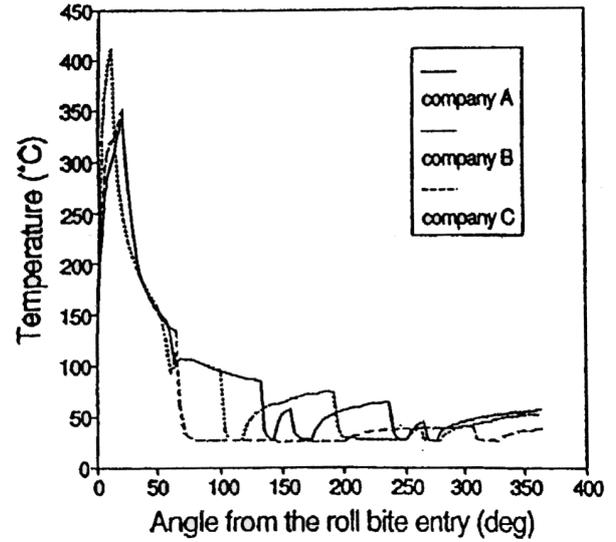
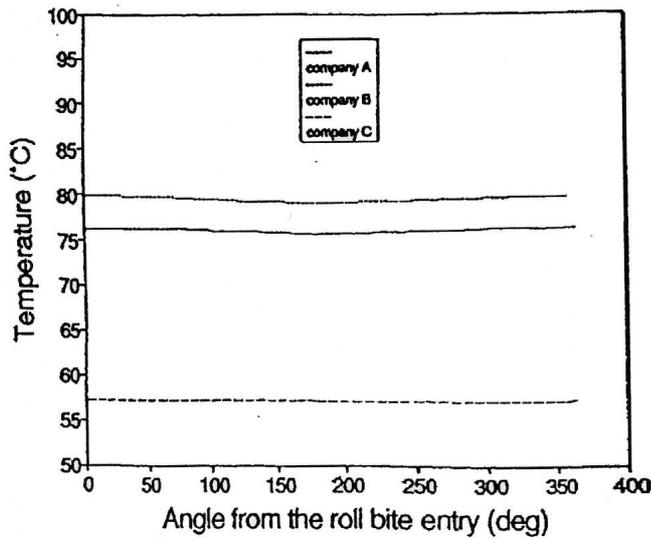


Abbildung 4.1: Temperaturverlauf im stationären Zustand in verschiedenen Abständen von der Walzenoberfläche in der Walze.

Nach dem Austritt aus dem Walzspalt nimmt die Oberflächentemperatur durch Wärmeleitung in das Innere der Walze stark ab. Entsprechend des Temperatur-Zeitverlaufs ergibt sich im gezeigten Fall eine Oberflächentemperatur von ca. 90°C (Beginn Abbildung 4.1 b) vor dem Eintritt in die erste Kühlzone. HARPER weist darauf hin, dass ein Wasserdruck von ca. 0,6 bis 0,7 MPa optimal für die Walzenkühlung ist. Dies kann in diesem Fall bestätigt werden, da kein stabiler Dampffilm durch das Verdampfen von Kühlmedium an der Walzenoberfläche zu erwarten ist [104], der durch erhöhten Druck durchschlagen werden müsste. Die Annahme, dass am Ende der Kühlzone die Temperatur des Kühlmediums erreicht wird, erscheint gerechtfertigt, da die in der Literatur veröffentlichten Wärmeübergangskoeffizienten von mind. 25 kW/m²K [7, 19] ausreichen, um die auftretenden Wärmemengen abzuführen. Wird die Temperatur des Kühlmediums an der Walzenoberfläche früher erreicht, so geht die Kühlwirkung aufgrund des fehlenden Temperaturgradienten nahezu auf Null zurück.

YE und SAMARASEKERA [67] vergleichen mehrere Anordnungen von Kühlzonen und zeigen deren Einfluss auf die mittlere Walzentemperatur (s. Abbildung 4.2) und auf den entstehenden „Thermocrown“ (Kontur der Walzenoberfläche bedingt durch thermische Ausdehnung). Eine Kühlung, nahezu über den gesamten Walzenumfang sorgt für eine niedrige Temperatur im Walzenkern (Walzenlängsachse) und somit einen geringen „Thermocrown“. GINZBURG und BAKHTAR [105] diskutieren den Einfluss einer gesteigerten Produktion und der damit verbundenen Verkürzung der Pausenzeiten zwischen zwei Bändern auf die Walzentemperatur. Bei einer Produktionssteigerung um 60% liegt die Kerntemperatur um ca. 10°C höher.

Die Kerntemperatur nimmt indirekt Einfluss auf die Schädigung, da die Materialeigenschaften



(a) Temperaturverlauf in Walzenmitte bei einer Walzenumdrehung im Walzenkern. 0° kennzeichnen den Anfang des Walzspalt.

(b) Temperaturverlauf an der Walzenoberfläche bei einer Walzenumdrehung.

Abbildung 4.2: Anordnung mehrerer Kühlzonen und Auswirkung auf die Walzenkerntemperatur nach YE und SAMARASEKERA [67].

temperaturabhängig sind und gerade die Fließgrenze des Walzenmaterials bei höheren Temperaturen stark abnimmt. Auch ist eine höhere Kerntemperatur ein Indiz dafür, dass die Temperaturen an der Oberfläche deutlich höher waren. Hohe Zugspannungen und somit ein Einfluss auf die Walzenschädigung durch das Abkühlen selbst sind nicht zu erwarten. Der Einfluss von kälterem Kühlwasser im Winter auf das Spannungsfeld nahe der Walzenoberfläche wird als vernachlässigbar eingeschätzt.

bedingt für die Abschätzung des Risswachstums angewandt werden, da die dafür benötigte Kenntnis des Spannungsfelds um die Rissspitze aufgrund des heterogenen Werkstoffgefüges nicht mehr mit kontinuumsmechanischen Modellen ausreichend beschrieben werden kann.

Das Streifenmodell kann zur Studie der Schädigungsinitiierung verwendet werden, d.h. zur Studie von Walzbedingungen, die, einzeln oder in mehreren Lastwechseln, zu Restspannungen in der Höhe der Zugfestigkeit führen. Mögliche Einflussfaktoren des Spannungszyklus auf die zyklische Schädigungsinitiierung können als folgende Phänomene beschrieben werden:

- Shakedown

Abbildung 4.4 a zeigt schematisch einen Spannungszyklus, bei dem es zu plastischer Verformung auf Druck kommt. Durch die entstandene Inkompatibilität bleiben am Ende des Zyklus bzw. nach einer Walzenumdrehung Zugspannungen zurück. Bleibt das Belastungsniveau nun in den darauffolgenden Zyklen gleich oder liegt es niedriger, so kommt es makroskopisch zu keiner weiteren plastischen Verformung und die Zugfestigkeit wird nicht erreicht. Dieser Vorgang des Einpielens wird auch als Shakedown bezeichnet [107]. Plastische Verformungen auf mikroskopischer Ebene, bedingt z.B. durch den Unterschied im thermischen Ausdehnungskoeffizienten der Gefügebestandteile sind hier außer Acht gelassen.

- Ratchetting

Abbildung 4.4 b zeigt die Auswirkung von steigender Walzenbelastung. Dadurch kommt es in allen Lastwechseln zu einem Anwachsen der plastischen Dehnung und somit der Zugrestspannung. Gegen dieses schrittweise Versagen (Ratchetting) kann der Werkstoff einerseits mit Kaltverfestigung reagieren, bzw. es können aufgrund der erhöhten Temperaturen Erholungsvorgänge ablaufen. Erreicht die Restspannung trotzdem den Wert der Zugfestigkeit, so kommt es zu Rissen.

Abbildung 4.4 c zeigt den Einfluss von Eigenspannungen: Eigenspannungen sind die Folge des Herstellungsprozesses der Walze und liegen in tangentialer und in axialer Richtung entsprechend den durchgeführten Messungen in einer Höhe von 200 bis 300 MPa ($\approx 10\text{-}15\%$ von $\sigma_{y, \text{Druck}, T=20^\circ\text{C}}$). In Walzenmitte sind die beiden Spannungskomponenten annähernd gleich groß, so dass weiterhin von einem isotropen Spannungszustand ausgegangen werden kann. Allerdings bedeutet das, dass der Spannungszyklus jetzt nicht im Ursprung O beginnt, sondern dass der Punkt O in Abbildung 4.4 c um den Betrag der Eigenspannung verschoben wird ($\sigma_{\text{Therm}} + \sigma_{\text{Eigen}}$).

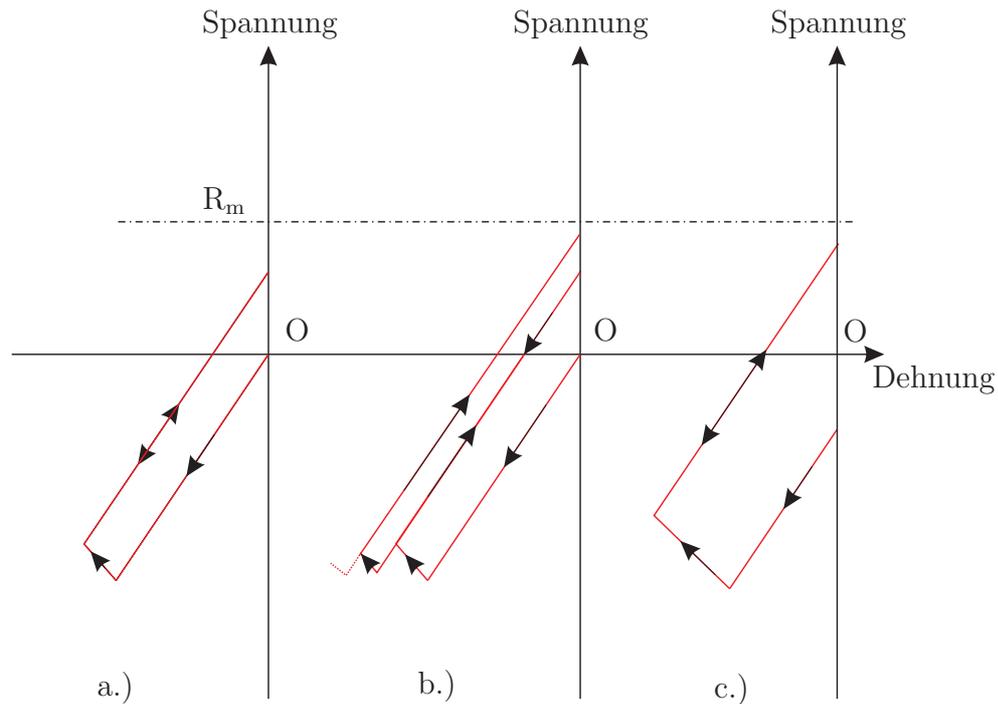


Abbildung 4.4: Möglichkeiten des Materialverhaltens bei mehreren Lastwechseln.

Damit wird die Fließspannung bereits früher erreicht und das plastische Dehnungssinkrement ist größer als ohne Eigenspannungen. Im Falle, dass die Belastung in den folgenden Lastwechseln gleich bleibt, ist ebenfalls Shakedown zu erwarten.

Beobachtungen an der Breitbandstraße zeigen, dass es oft zu den unter dem Punkt Ratchetting beschriebenen Vorgängen kommt. Bereits nach wenigen gewalzten Bändern ist die Ausbildung des sogenannten Brandrissnetzwerk auf der Walzenoberfläche zu beobachten [6, 18, 23]. Eine Aufhärtung der Walzenrandschicht wurde durch Mikrohärtemessungen (s. Abbildung 3.23) nachgewiesen.

Aus dieser Betrachtung lässt sich ableiten, dass Walzenwerkstoffe eine hohe Fließspannung, vor allem im Temperaturbereich zwischen ca. 500 und 600 °C bzw. eine hohe Zugfestigkeit aufweisen sollen.

4.3.3 FE-Rechnungen

Thermomechanisch gekoppelte Berechnungen

Durch den Wärmeeintrag im Walzspalt bildet sich ein Temperaturgradient unter der Walzenoberfläche aus. Dies erfordert bei der Modellierung mit der Finite Elemente Methode eine Dis-

diskretisierungslänge im Bereich von $10 \mu\text{m}$ um eine entsprechende Genauigkeit zu gewährleisten. Für die Kontaktformulierung müssen beide Körper eine gleiche Diskretisierungslänge haben, da andernfalls, durch das erlaubte Eindringen der Kontaktkörper ineinander die Kontaktspannungen und Wärmeströme verfälscht werden. Dadurch erhöht sich die Anzahl der Freiheitsgrade und in weiterer Folge auch die Rechenzeit stark. Problematisch ist hierbei auch, dass sich ein materialfestes Netz mit dem Band mitverformt. Dadurch erhöht sich die Diskretisierungslänge des Bandes. Es muss darauf geachtet werden, dass dadurch die Kontaktgrößen (Druck, Reibschubspannung) nicht beeinflusst werden.

Durch die eingegangenen Kompromisse bei der Netzfeinheit ist in Abbildung 3.32 ein großer Unterschied im Temperaturverlauf zwischen der numerischen und der analytischen Lösung festzustellen, da das verwendete Netz in der FE-Rechnung nicht den steilen Gradienten abbilden kann. Ein feineres Netz bzw. die Verwendung eines „*adaptive meshing*“-Algorithmus in ABAQUS ermöglicht eine bessere Übereinstimmung der Kurvenverläufe in diesem Bereich. Durch die regelmäßige Neuvernetzung des Bandes während der Analyse und durch die damit verbundene Interpolation der Spannungswerte auf das neue Netz entsteht ein stark oszillierender Kontaktdruck. Das erschwert die Auswertung der Kontaktspannungen.

Eine Abhilfe dafür würde eine Modellierung in EULERSCHER Betrachtungsweise bringen. Auch ist es nur in einer solchen Formulierung möglich eine bzw. mehrere Walzenumdrehungen mit Hilfe der FEM zu studieren.

SUN et al. [19, 73] präsentieren ein solches Modell. Im Walzspalt werden die gleichen Ergebnisse, wie mit dem in dieser Arbeit verwendeten Modell erzielt. Auch das Modell von FISCHER et al. wurde mit jenem von SUN et al. verglichen und die Abweichung der Temperaturen beträgt weniger als 10% [26].

4.3.4 Maßnahmen zur Verminderung von Zundereinwalzungen

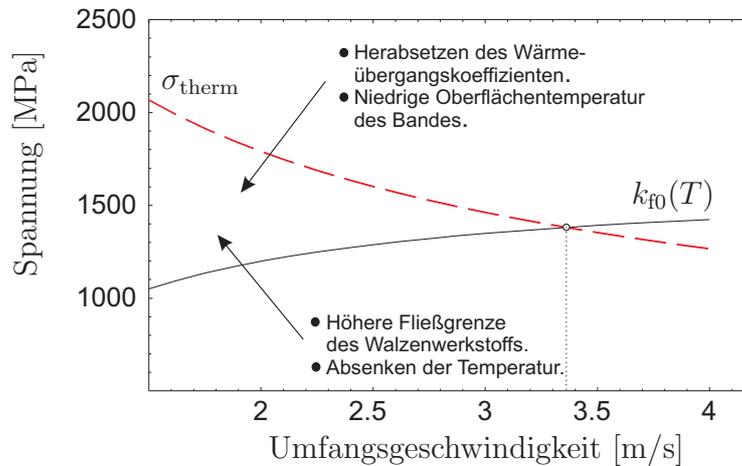


Abbildung 4.5: Wirkung von Maßnahmen zur Verminderung der Zundereinwalzungen.

Risse, die in weiterer Folge zum so genannten Aufreißen der Arbeitswalzen führen, sind Ergebnis der durch die plastische Verformung bedingten Zugspannungen. Abbildung 4.5 zeigt den Verlauf der maximalen thermoelastischen Spannung und der Fließgrenze k_{f0} des Walzenmaterials (Werkstofflinie). Beide ergeben sich aus der maximalen Oberflächentemperatur im Walzspalt, wie sie in Abbildung 3.38 dargestellt ist. Niedrige Umfangsgeschwindigkeiten der Walze haben lange Kontaktzeiten zwischen Band und Walze zur Folge und ergeben eine höhere Oberflächentemperatur und somit höhere elastische Spannungen. Aber auch die Fließgrenze nimmt mit steigender Temperatur ab (s. Abbildung 3.7). Durch den eingezeichneten Schnittpunkt sind zwei Bereiche zu unterscheiden:

- Bei hohen Umfangsgeschwindigkeiten sind die Spannungen als Folge der Oberflächentemperatur zu gering, um die Fließgrenze des Walzenwerkstoffs zu erreichen. Es kommt zu keiner plastischen Verformung von oberflächennahen Bereichen und eine Werkstoffermüdung ist auszuschließen.
- Bei niedrigeren Umfangsgeschwindigkeiten überschreiten die thermischen Spannungen die Fließgrenze. Durch die plastischen Verformungen kommt es, wie oben beschrieben, zu Zugrestspannungen.

Zusätzlich sind in Abbildung 4.5 Maßnahmen angeführt, um den Schnittpunkt zu niedrigeren Umfangsgeschwindigkeiten zu verschieben.

Höherfeste Walzenwerkstoffe heben die Werkstofflinie, können aber den Verlauf der Spannungslinie σ_{therm} nur über den Elastizitätsmodul beeinflussen.

Zielführend für eine Vermeidung von Zundereinwalzungen sind daher alle Maßnahmen, die zu einer geringeren maximalen Oberflächentemperatur im Walzspalt führen, da dabei die Spannungslinie abgesenkt und die Werkstofflinie gleichzeitig angehoben wird. Diese Maßnahmen können sein (s. auch [9, 21, 22, 85, 108–111]):

- Vermeidung geringer Walzgeschwindigkeiten, wenn nicht anlagentechnisch erforderlich.
- Vermeidung hoher Anstichtemperaturen bzw. Reduzierung der Oberflächentemperatur des Bandes.
- Walzenschmierung.

Ein System für die Vermeidung hoher Anstichtemperaturen wird von PERETIC et al. [21] präsentiert. Dieses steht im Einklang mit den in dieser Arbeit ermittelten Ergebnissen. Die Wirkung des dort beschriebenen Antipeeling Systems, welches in ähnlicher Form von der Fa. THYSSEN patentiert ist [108], basiert nicht wie beschrieben auf der Kühlung der Arbeitswalze vor dem Eintritt in den Walzspalt sondern vielmehr auf der Kühlung der Bandoberfläche. Auf eine Kühlung der Arbeitswalze vor dem Eintritt in den Walzspalt kann verzichtet werden.

Die Wirkung der Walzenschmierung beruht darauf, dass der Reibkoeffizient herabgesetzt wird. Dadurch vergrößert sich der Bereich der Gleitreibung am Eingang des Walzspalts (s. Walzdruckverteilung) und auch die Spitze des Reibungshügels (Anstieg bzw. Abfall des Walzdrucks im Walzspalt) wird herabgesetzt. Durch diese Reduzierung des Walzdrucks wirkt die Walzenschmierung indirekt auf den Wärmeübergangskoeffizienten im Walzspalt.

Kapitel 5

Zusammenfassung

Zundereinwalzungen auf Warmband stellen eine Qualitätseinbuße dar, da sie die optischen und technologischen Eigenschaften der Bandoberfläche negativ beeinflussen. Die Entstehung von Zundereinwalzungen kann in Zusammenhang mit dem Oberflächenzustand von den Arbeitswalzen in der Fertigstraße gebracht werden. Besonders die Arbeitswalzen der ersten drei Gerüste sind von dem Phänomen Banding betroffen. Beim Banding bricht eine 50 bis 100 μm tiefe Schicht bahnenförmig aus der Walze aus. Die dadurch entstehenden Bruchflächen an der Walzenoberfläche begünstigen das Brechen der Zunderschicht auf dem gewalzten Band und führen so zu vermehrten Zundereinwalzungen.

In dieser Arbeit wird versucht die Mechanismen, die zu Banding führen aufzuklären und gegebenenfalls geeignete Maßnahmen gegen Banding anzugeben. Anhand von Prozessvariablen wird eine Belastungsziffer abgeleitet, die die thermomechanische Belastung der Arbeitswalze charakterisiert. Mit Hilfe dieser Belastungsziffer kann gezeigt werden, dass nicht die Gesamtbelastung der Arbeitswalzen allein für Banding verantwortlich ist, sondern das Auftreten von Banding vor allem von einzelnen Bändern mit erhöhter Belastungsziffer ausgelöst wird. Auch können mit der Belastungsziffer empirische Beobachtungen erklärt werden: So ist die Belastungsziffer des 2. Gerüsts oft höher als jene am 1. Gerüst der Fertigstraße. Grund dafür ist die hohe Stichabnahme in den beiden Gerüsten. Dadurch kann die aktuelle Bandlänge am 2. Gerüst doppelt so hoch sein, d.h. bei gleichem Walzendurchmesser ist die Anzahl der Walzenumdrehung am 2. Gerüst doppelt so hoch. Da die Temperatur auf der Unterseite des Bandes, aufgrund der schlechteren Wirkung der Bandkühlung höher ist, kann mit Hilfe der Belastungsziffer erklärt werden, warum die Unterwalze des 2. Gerüst anfälliger für Banding ist.

Zum Verständnis der physikalischen Vorgänge die zu Banding führen wurde das Walzenmaterial in Experimenten charakterisiert. Dabei konzentrierten sich die Untersuchungen auf hoch-chrom-legiertes Gusseisen, einem Standardwerkstoff für Arbeitswalzen in den ersten drei Gerüsten der Fertigstraße. Die Mikrostruktur von hoch-chrom-legiertem Gusseisen für Arbeitswalzen besteht aus einer martensitischen primären Metallmatrix und einer eutektischen Hartphase. Die Hartphase besteht aus dem Karbid M_7C_3 und Martensit. Ziel der Experimente war die Bestimmung der Festigkeitseigenschaften, des Eigenspannungszustands und des Oxidationsverhaltens. Die Festigkeitseigenschaften wurden in uniaxialen Zug- und Druckversuchen ermittelt. Wie andere Eisengusswerkstoffe weist auch hoch-chrom-legiertes Gusseisen einen markanten Unterschied im Zug- bzw. Druckverhalten auf. Bei Zugbelastung bricht das Material spröde ohne merkbare plastische Verformung. Bei Druckbelastung wird die dreifache Festigkeit als bei Zugbelastung und eine Bruchdehnung zwischen 6 und 10% erreicht. In biaxialen Druck-Torsionsversuchen kann gezeigt werden, dass sich hoch-chrom-legiertes Gusseisen in Gegenwart hydrostatischer Druckspannungszustände mit einem von MISES Fließkriterium beschreiben läßt. Die gemessenen Eigenspannungen erreichen 15% der Druckfließgrenze bei Raumtemperatur.

Die durchgeführten Experimente zur Bestimmung des Oxidationsverhaltens zeigen, dass hoch-chrom-legiertes Gusseisen sehr beständig im Temperaturbereich von 500 bis 700 °C gegenüber trockener Luft ist. Die ermittelten Tiefenprofile der chemischen Zusammensetzung von im Labor hergestellten Oxidschichten und jenen unter industriellen Bedingungen auf Arbeitswalzen entstanden zeigen keine Gemeinsamkeit. Daraus folgt, dass die Oxidschicht auf den Arbeitswalzen vom Band auf die Walze übertragen wird.

Neben der Oxidschicht, die durch die betrieblichen Belastungen entstanden ist, konnten auch die mikrostrukturellen Veränderungen unter der Walzenoberfläche charakterisiert werden. Innerhalb der ersten 50 μm unter der Walzenoberfläche ist ein stark zerrüttetes Gefüge zu erkennen, in dem es mikro- und makroskopische Risse normal zur Oberfläche und mikroskopische parallel dazu gibt. Die Messung der Mikrohärtigkeit zeigt eine deutliche Aufhärtung der Walzenrandschicht bedingt durch plastische Verformung.

Anhand numerischer Studien konnte gezeigt werden, dass in der Walzenrandschicht die thermische Belastung deutlich höhere Spannungen hervorruft als die mechanische Belastung durch die Walzkraft. Dies gilt sowohl im Walzspalt als auch beim Arbeitswalzen/Stützwalzenkontakt. In beiden Fällen bleibt die von MISES Vergleichsspannung deutlich unter der Fließgrenze des Materials. Das Spannungsmaximum der von MISES Spannung beim Arbeitswalzen/Stützwalzen-

kontakt liegt einige Millimeter unter der Walzenoberfläche, so dass ein Einfluss des Arbeitswalzen/Stützwalzenkontakts auf die Initiierung der oberflächennahen Schädigung ausgeschlossen werden kann.

Deswegen konzentrierten sich die Arbeiten auf die Berechnungen des Temperatur- und des damit verbundenen Spannungsfelds. Dieses kann mit Hilfe des Modells von FISCHER et al. effizient berechnet werden. Dabei wird die Geometrie der Walze vernachlässigt. Dies ist eine Annahme, die für PECLET-Zahlen, wie sie beim Walzen in den ersten Gerüsten der Fertigstraße auftreten, gut erfüllt ist.

Das wesentliche Ergebnis dieser Arbeit stellt die Erkenntnis dar, dass für die Schädigung der Walzenoberfläche bzw. für Banding die maximale Oberflächentemperatur der Walze hauptverantwortlich ist. Als effektive Maßnahmen gegen Banding erweisen sich alle Eingriffe in den Walzprozess, die die maximale Oberflächentemperatur absenken. Diese können sein: Eine verstärkte Kühlung der Bandoberfläche vor dem Einlauf des Bandes in den Walzspalt, sowie die Gewährleistung einer möglichst geringen Kontaktzeit zwischen dem gewalzten Band und der Walze. Die Arbeitswalzenkühlung selber hat nur einen indirekten Einfluss auf die Entstehung der Oberflächenschädigung der Walzen, da keine nennenswerte Unterkühlung gegenüber jener Temperatur erfolgt, die den spannungsfreien Zustand darstellt. Deswegen entstehen durch die Walzenkühlung selber keine nennenswerten Zugspannungen. Dennoch wird die Temperatur, die den spannungsfreien Referenzzustand darstellt durch die Arbeitswalzenkühlung beeinflusst. Je höher diese Referenztemperatur ist, desto höher wird die maximale Oberflächentemperatur. Deshalb kommt es zu größeren plastischen Dehnungsinkrementen welche in weiterer Folge höhere Zugrestspannungen bewirken. Der Einsatz höherfester Walzenwerkstoffe, wie Walzen aus Schnellarbeitsstahl, kann Banding nur verzögern, wenn ansonsten keine der oben beschriebenen Maßnahmen ergriffen werden. Neben diesen anlagenspezifischen Änderungen können die in dieser Arbeit gewonnenen Erkenntnisse auch in der Walzprogrammplanung verwendet werden. Damit soll das Walzen von oberflächenkritischen Bändern, wie z.B. Stahlbleche für Automobilkarosserien, optimiert werden. Auch wenn in dieser Arbeit die Ursache für Banding dargelegt wird, so kann das berechnete Spannungsfeld mit dem Schädigungsablauf in der Arbeitswalze derzeit nicht direkt in Zusammenhang gebracht werden. Grund dafür ist, dass die Schädigung stark von der Mikrostruktur beeinflusst wird. Eine Modellierung mit Hilfe mikromechanischer Methoden könnte weitere Erkenntnisse liefern und die Basis für ein Modell zur Prognose von Zundereinwalzungen bilden.

Literaturverzeichnis

- [1] K.H. Weber, *Grundlagen des Bandwalzens*. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, (1973).
- [2] W. Schwenzfeier, *Walzwerktechnik*. Springer Verlag, (1979).
- [3] R. Puntigam, ‘Die Zunderausbildung auf Warmband in der Breitbandstraße’. Dissertation, TU Wien, (2002).
- [4] B. Picque, P.-O. Bouchard, P. Montmitonnet, M. Picard, ‘Mechanical behavior of iron oxide scale: Experimental and numerical study’. *Wear* **260**, 231–242, (2006).
- [5] D.T. Blazevic, ‘Rough surface - the major problem on thin cast hot strip mills’. In: *AISE Spring Convention*. Salt Lake City, USA, (1995).
- [6] G. Arncken, T. Heidelauf, M. Möhlenkamp, W. Wolpert, ‘Schälen (Banding) von Arbeitswalzen in Warmbreitbandstraßen’, Tech. Bericht, Thyssen Stahl AG, (1993).
- [7] G. Gebara, P. Ceolin, ‘Control of Rolled in Scale defects at Dofasco’s Hot Strip Mill’. In: *44th MWSP Conf. Proc.*, Vol. XL. Orlando, USA, Seiten 1067–1076, (2002).
- [8] H. Okada, T. Fukagawa, H. Ishihara, A. Okamoto, M. Azuma, Y. Matsuda, ‘Prevention of Red Scale Formation during Hot Rolling of Steels’. *ISIJ International* **35**, 886–891, (1995).
- [9] W. Auer, ‘Splitterzunder (=ZUC) und die Warmarbeitswalzen der ersten Gerste der Fertigstraße - eine Standortbestimmung’. Interner Bericht, voestalpine Stahl Linz GmbH., (1992).
- [10] I. Beverly, H. Uijtdebroeks, J. de Roo, V. Lanteri, J.M. Philippe, ‘Improving the hot rolling process of surface critical steels by improving and prolonged working life of rolls in the finishing mill train’. EGKS Abschlussbericht, Corus Ltd., (2000).

- [11] J.W. Choi, D. Kim, ‘Mechanisms of surface deterioration of high-Ni grain roll for hot strip rolling’. *ISIJ International* **39** (8), 823–828, (1999).
- [12] E.C. Erickson, S.Hogmark, ‘Analysis of banded hot rolling rolls’. *Wear* **165**, 231–235, (1993).
- [13] J.V. Latorre, M.K. Chakko, ‘Investigation of spalling of work rolls and backup rolls in hot and cold strip mills’. *Iron and Steel Engineer*, Seiten 149–172, (1962).
- [14] M.V. Williams, G. Boxall, ‘Investigation of spalling of work rolls and backup rolls in hot and cold strip mills’. *Journal of the Iron and Steel Institute*, Seiten 369–377, (1965).
- [15] P.G. Stevens, K.P.Ivens, P.Harper, ‘Increasing work-roll life by improved roll cooling practice’. *Journal of the Iron and steel Institute*, Seiten 1–11, (1971).
- [16] K.H Schroeder, ‘Rolling conditions in hot strip mills and their influence on the performance of work rolls’. *Metallurgical Plant and Technology* **4**, 1988, (1988).
- [17] O. Kato, H. Yamamoto, M. Ataka, K. Nakajima, ‘Mechanisms of surface deterioration of hot strip rolling’. *ISIJ International* **32**, 1216–1220, (1992).
- [18] J.J. deBarbadillo, C.J. Trozzi, ‘Mechanisms of banding in hot strip mill work rolls’. *Iron and Steel Engineer*, Seiten 63–72, (1981).
- [19] C.G. Sun, C.S. Yun, J.S. Chung, S.M. Hwang, ‘Investigation of thermomechanical behavior of a work roll and of roll life in hot strip rolling’. *Metallurgical and Materials Transactions A* **29A**, 2407–2424, (1998).
- [20] A. Dias, J. Giusti, H.P. Lieurade, C. Dunand, ‘Application of the fracture mechanics concepts to thermal fatigue cracking’. In: *2nd Conference of Low cycle fatigue and elastoplastic behavior of materials*. München, Deutschland, Seiten 630–636, (1987).
- [21] M.J. Peretic, J. Seidl, S. Kraemer, ‘Coordinated application of roll gap lubrication, work roll cooling and antipeeling systems in hot rolling mills’. *Iron and Steel Technology*, Seiten 27–36, (2004).
- [22] A.A. Tseng, F.H. Lin, A.S. Gunderia, ‘Roll cooling and its relationship to roll life’. *Metallurgical Transactions A* **20A**, 2305–2320, (1989).

- [23] K.H. Ziehenberger, ‘Carbide enhanced chrome iron and steel work rolls for rolling flat products’. In: *45th MWSP Conf. Proc.* Chicago, USA, (2003).
- [24] R.R. Xavier, M.A. de Carvalho, E. Cannizza, E.J. Kerr, C.R. Serantoni Silva, ‘Successful Strategy for HSS Rolls implementation’. In: *Materials Science and Technology 05, Proceedings Roll Technology*. Pittsburgh, USA, Seiten 55–64, (2005).
- [25] T. Reip, C. Kremaszky, E. Parteder, H. Sondermann, E. Werner, ‘Correlation between the Loading of Work-rolls, Banding and Rolled-in Scale’. In: *Materials Science and Technology 05, Proceedings Roll Technology*. Pittsburgh, USA, Seiten 25–29, (2005).
- [26] 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 Materials Processing Technology* **150**, 263–269, (2004).
- [27] C.O. Hlady, J.K. Brimacombe, I.V. Smarasekera, E.B. Hawbolt, ‘Heat transfer in the hot rolling of metals’. *Metallurgical and Materials Transactions B* **26B**, 1019–1027, (1995).
- [28] VDEh, *Oberflächenfehler an warmgewalzten Flachstahlerzeugnissen*. Verlag Stahleisen GmbH, (1996).
- [29] R.B. Corbett [Hrsg.], *Rolls for the metallworking industries*. Iron and Steel Society, Warrendale, (1990).
- [30] T.P. Adams, D.B. Collins, ‘Properties of hot strip mill rolls and rolling’. In: *40th MWSP Conf. Proc.* Pittsburgh, USA, (1998).
- [31] J.B. Mees, C.J. Ramsden, ‘25th Anniversary of the High Chrome Roll’. In: *40th MWSP Conf. Proc.* Pittsburgh, USA, (1998).
- [32] A. Molinari, M. Pellizzari, A. Biggi, G. Gorbo, A. Tremea, ‘Development of spincast rolls through microstructural optimization’. In: *44th MWSP Conf. Proc.*, Vol. XL. Orlando, USA, Seiten 1067–1076, (2002).
- [33] 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* **28A**, 2595–2608, (1997).

- [34] M. Ikeda, T. Umeda, C.P. Tong, T. Suzuki, N. Niwa, O. Kato, 'Effect of molybdenum addition on solidification structure, mechanical properties and wear resistivity of high chromium cast irons'. *ISIJ International* **32**, 1157–1162, (1992).
- [35] M. Hashimoto, S. Otomo, K. Yoshida, K. Kimura, R. Kurahahasi, T. Kawakami, T. Kouga, 'Development of high performance roll by continues pouring process for cladding'. *ISIJ International* **32**, 1202–1210, (1992).
- [36] K.C. Hwang, S. Lee, H.C. Lee, 'Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls Part I: Microstructural analysis'. *Material Science and Engineering A* **254**, 282–295, (1998).
- [37] K.C. Hwang, S. Lee, H.C. Lee, 'Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls Part II: Fracture behavior'. *Material Science and Engineering A* **254**, 296–304, (1998).
- [38] Y. Sano, T. Hattori, M. Haga, 'Characteristics of high carbon high speed steel rolls for hot strip mill'. *ISIJ International* **32**, 1194–1201, (1992).
- [39] J.W. Park, H.C. Lee, S. Lee, 'Composition, Microstructure, Hardness, and Wear Properties of High-Speed Steel Rolls'. *Metallurgical and Materials Transactions A* **30A**, 399–409, (1999).
- [40] T.H. Lee, J.C. Oh, J.W. Park, H.C. Lee, S. Lee, 'Effects of tempering temperature on wear resistance and surface roughness'. *ISIJ International* **41**, 859–865, (2001).
- [41] H. Yamamoto, S. Uchida, S. Araya, K. Nakajima, M. Hashimoto, K. Kimura, 'Characteristics of high speed tool steel as material of work roll in hot rolling'. In: *METEC 94, 6th Int. Rolling. Conf. Proc.*, Vol. 2. Düsseldorf, Deutschland, Seiten 59–64, (1994).
- [42] A. Molinari, A. Tremea, M. Pellizzari, A. Biggi, G. Corbo, 'Influence of microstructure and chromium content on oxidation behavior of spin cast high speed steels'. *Material Science and Technology* **18**, 425–530, (2002).
- [43] Y.J. Kang, J.C. OH, H.C. Lee, S. Lee, 'Effects of Carbon and Chromium Additions on the wear resistance and Surface Roughness of Cast High-Speed Steel Rolls'. *Metallurgical and Materials Transactions A* **32A**, 2515–2525, (2001).

- [44] A. Molinari, M. Pellizzari, A. Biggi, G. Corbo, A. Tremea, 'Primary carbides in spin cast HSS for hot rolls and their effect on the oxidation behavior'. In: *6th International Tooling Conference*. Karlstad, S, Seiten 365–377, (2002).
- [45] M. Boccalini, A. Sinatora, 'Microstructure and wear resistance of high speed steel rolls for rolling mill rolls'. In: *6th International Tooling Conference*. Karlstad, S, Seiten 425–436, (2002).
- [46] L.F. Coffin, 'The flow and fracture of a brittle material'. *Journal of Applied Mechanics* **72**, 233–248, (1950).
- [47] H.E. Hjelm, 'Yield surface for grey cast iron under biaxial stress'. *Journal of Engineering Materials and Technology* **116**, 148–154, (1994).
- [48] J. Lemaitre, J.L. Chaboche, *Mechanics of solids*. Cambridge University Press, (1990).
- [49] *E 399-97 Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials*. ASTM, (1997).
- [50] *E 837-95 Standard test method for determining residual stresses by hole drilling strain gage method*. ASTM, (1997).
- [51] G.S. Schajer, 'Measurement of Non-Uniform Residual Stresses Using the Hole-Drilling Method. Part I – Stress Calculation procedures'. *Journal of Engineering Materials and Technology* **110**, 338–343, (1953).
- [52] G.S. Schajer, 'Measurement of Non-Uniform Residual Stresses Using the Hole-Drilling Method. Part II – Practical Application of the Integral Method'. *Journal of Engineering Materials and Technology* **110**, 344–349, (1953).
- [53] W. Böhm. E. Stücker, H. Wolf, 'Principles and potential applications of the ring core method for determining residual stresses'. *Reports in Applied Measurements* **4**, 5–10, (1988).
- [54] R. Angerer, 'Bestimmung innerer Spannungen durch ein elektrochemisches Ringkernverfahren.'. *Öster. Ingenieurarchiv Zeitschrift* **130**, 26–29, (1985).
- [55] H. Vettters, (1995), *Werkstoffanalytische Verfahren*, Kap. Glimmentladungsspektroskopie, Seiten 409–429. Deutscher Verlag für die Grundstoffindustrie.
- [56] D. Broek, *Elementary Fracture Mechanics*. Martinus Nijnhoff Publishers, (1994).

- [57] H. Lippmann, O. Mahrenholz, *Plastomechanik I*. Springer Verlag, (1967).
- [58] K.L. Johnson, *Contact Mechanics*. Cambridge University Press, (2001).
- [59] P. Montmitonnet, P. Buessler, ‘A review on theoretical analysis of rolling in Europe’. *ISIJ International* **31**, 525–538, (1991).
- [60] A. Kainz, K. Zeman, ‘Ausgewählte Umformsimulationen mit Deform und Abaqus Explicit’. In: *XXIII. Verformungskundliches Kolloquium*. Planneralm, Österreich, Seiten 75–90, (2004).
- [61] V. Ginzburg, M. Azzam, ‘Selection of optimum strip profile and flatness technology’. *Iron and Steel engineer* **74**, 30–38, (1997).
- [62] Z.-C. Lin, C.-C. Cheng, ‘Three-dimensional heat transfer and thermal expansion analysis of the work roll during rolling’. *Material Science and Technology* **49**, 125–147, (1995).
- [63] S. Wilmotte, J. Mignon, ‘Thermal Variations of the camber of the working rolls during hot rolling’. *C.R.M. Report* **34**, 17–34, (1973).
- [64] S. Serajzadeh, A.K. Taheri, F. Mucciardi, ‘Unsteady state work-roll temperature distribution during continuous hot slab rolling’. *Journal of Mechanical Science* **44**, 2447–2462, (2002).
- [65] C.H. Huang, T.M. Ju, A.A. Tseng, ‘The estimation of surface thermal behavior of the working roll in hot rolling process’. *International Journal of Heat and Mass transfer* **38**, 1019–1031, (1995).
- [66] X.M. Zhang, Z.Y. Jiang, A.K. Tieu, X.H. Liu, G.D. Wang, ‘Numerical modelling of the thermal deformation of CVC roll in hot strip rolling’. *Journal of Materials Processing Technology* **130-131**, 219–223, (2002).
- [67] X. Ye, I.V. Samarasekera, ‘The role of spray cooling on thermal behavior and crown development in hot strip mill work rolls’. *Iron and Steel Making* Seiten 49–60, (1994).
- [68] S. Cerni, A.S. Weinstein, C.F. Zorowski, ‘Temperatures and thermal stresses in the rolling of metal strip’. *Journal of Applied Mechanics* **72**, 233–248, (1950).
- [69] R. Colas, ‘Modelling heat transfer during hot rolling of steel strip’. *Modelling Simulation and Materials Science and Engineering* **3**, 437–453, (1995).

- [70] A.A. Tseng, S.X. Tong, M. Raudensky, T.C. Chen, ‘Thermal expansion and crown evaluations of rolls’. *Steel research* **5**, 188–199, (1996).
- [71] D.-F. Chang, ‘Thermal stresses in work rolls during the rolling of metal strip’. *Journal of Materials Processing Technology* **94**, 45–51, (1999).
- [72] A. Dias, J. Giusti, H.P. Lieurade, C. Dunand, ‘Modellization of cyclic stress-strain response’. In: *2nd Conference of Low cycle fatigue and elasto-plastic behavior of materials*. München, Deutschland, Seiten 192–198, (1987).
- [73] C.G. Sun, S.M. Hwang, ‘Prediction of Roll Thermal Profile in Hot Strip Rolling by the Finite Element Method’. *ISIJ international* **40**, 794–801, (2000).
- [74] G.F. Bryant, T.S. Chiu, ‘Simplified roll temperature model: Spray cooling and stress effects’. *Metals Technology* **9**, 485–492, (1982).
- [75] S.M. Hwang, C.G. Sun, S.R. Ryoo, W.J. Kwak, ‘An integrated FE process model for precision analysis of thermo-mechanical behaviors of rolls and strip in hot strip rolling’. *Computer methods in applied mechanics and engineering* **191**, 4015–4033, (2002).
- [76] A. Hacquin, P. Montmitonnet, J.P. Guillerault, ‘A steady state thermo elastoviscoplastic finite element model with thermo-elastic roll deformation’. *Journal of Materials Processing Technology* **60**, 109–116, (1996).
- [77] S.X. Zhou, ‘An integrated model for hot rolling of steel strips’. *Journal of Materials Processing Technology* **134**, 338–351, (2003).
- [78] ‘ABAQUS Theory Manuel’. Hibbitt, Karlson & Sorenson, Inc., 6.4 edition, (2004).
- [79] C.A. Hernandez, S.F. Medina, J. Ruizr, ‘Modelling austenite flow curves in low alloy and microalloyed steel’. *Acta Materialica* **44**, 155–163, (1996).
- [80] E. Parteder, ‘Thermophysikalische Eigenschaften von HiCr Walzen’. interner Bericht, voestalpine Stahl Linz GmbH., (2004).
- [81] C. Messner, E.A. Werner, H. Grass, ‘Reibung und Wrmebergang beim Schmieden’. *VDI Fortschrittsberichte Reihe 2* (604), (2002).

- [82] C. Devadas, I.V. Samarasekera, E.B. Hawbolt, ‘The thermal and metallurgical state of steel strip during hot rolling: Part I. Characterization of heat transfer’. *Metallurgical Transactions A* **22A**, 307–319, (1991).
- [83] M.P. Guerrero, C.R. Flores, A. Perez, R. Colas, ‘Modelling heat transfer in hot rolling work rolls’. *Journal of Materials Processing Technology* **94**, 52–59, (1999).
- [84] J.H. Beynon, Y.H. Li, M. Krynakowski, C.M. Sellars, ‘Measuring, modelling and understanding friction in the hot rolling of steels’. In: J. Kusiak [Hrsgb.]: *Metal Forming*. Seiten 3–10, (2000).
- [85] A. Shirizly, J.G. Lenard, ‘The effect of scaling and emulsion delivery on heat transfer during hot rolling of steel strips’. *Journal of Materials Processing Technologies* **101**, 250–259, (2000).
- [86] Y.H. Li, M. Krzyzanowski, J.H. Beynon, C.M. Sellars, ‘Physical simulation of interfacial conditions in hot forming of steels’. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)* **13**, 359–368, (2000).
- [87] T. Reip, C. Kremaszky, L. Renhof, E. Werner, ‘Oberflächenschädigung von Walzenkörpern’. *Materialwissenschaften und Werkstofftechnik* **35**, 775–778, (2004).
- [88] M.F. Frolish, D.I. Fletcher, J.H. Beynon, ‘A quantitative model for predicting the morphology of surface initiated rolling contact fatigue cracks in back-up roll steels’. *Fatigue Frac. Engng. Mater. Struct.* **25**, 1073–1086, (2002).
- [89] J.O. Smith, C.K. Liu, ‘Stresses due to tangential and normal loads on an elastic solid with application to some contact stress problems’. *Journal of Applied Mechanics* Seiten 157–166, (1953).
- [90] C.S. Li, J.Z. Xu, X.M. He, X.H. Liu, G.D. Wang, ‘Black oxide layer formation and banding in high chromium rolls’. *Material Science and Technology* **16**, 501–505, (2000).
- [91] Y. Li, G. Kang, C. Wang, P. Dou, J. Wang, ‘Vertical short-crack behavior and its application in rolling contact’. *International Journal of Fatigue* **28**, 804–811, (2006).
- [92] T. Reip, ‘Aufreißen von Arbeitswalzen - Teil 2: Erweiterung der Modellbildung’. Interner Bericht, voestalpine Stahl Linz GmbH., (2004).

- [93] T. Reip, 'Aufreißen von Arbeitswalzen - Teil 3: Spannungsfelder in Arbeitswalzen'. Interner Bericht, voestalpine Stahl Linz GmbH., (2004).
- [94] M. Huber, 'Verbesserung/ Optimierung eines Prognosemodells zur Vorhersage des Aufreißen der Arbeitswalzen an einer Warmbreitbandstraße'. Diplomarbeit, FH Wels, (2005).
- [95] H. Berns [Hrsg.], *Hartlegierungen und Hartverbundwerkstoffe*. Springer Verlag, (1998).
- [96] E. Bischoff, H. Opielka, I.J. Kabyemera, S. Karagöz, 'REM Untersuchungen zur quantitativen Metallographie von Karbiden in Schnellarbeitsstahl'. *Praktische Metallographie* **32** (2), 77–89, (1995).
- [97] S. Karagöz, H.-O. Andren, 'Secondary Hardening in High Speed Steels'. *Zeitschrift für Metallkunde* **83**, 386–394, (1992).
- [98] J. Wang, C. Li, H. Liu, H. Yang, B. Shen, S. Gao, H. Sijiu, 'The precipitation and transformation of secondary carbides in a high chromium cast iron'. *Materials Characterization* **56**, 73-78, (2006).
- [99] M. Hashimoto, O. Kubo, Y. Matsubara, 'Analysis of carbides in multi component white cast irons for hot rolling of rolls'. *ISIJ International* **44**, 372–380, (2004).
- [100] G. Petzow, *Metallographisches-, Keramographisches und plastographisches Ätzen*. Borntraeger Verlag, (1994).
- [101] *EN ISO 4287 Benennung, Definition und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit*, (1997).
- [102] T. Reip, 'Aufreißen von Arbeitswalzen - Teil 4: Abschätzung der thermischen Ermüdung der Arbeitswalzen und Werkstoffcharakterisierung'. Interner Bericht, voestalpine Stahl Linz GmbH., (2004).
- [103] V. Gonzales, P. Rodriguez, Z. Haduck, R. Colas, 'Modelling oxidation of hot rolling work rolls'. *Ironmaking and Steelmaking* (6), (2001).
- [104] R. Maas, R. Jeschar, 'Einflussgrößen des Wärmeübergangs beim Abschrecken von Metallen in Wasser'. *Gas Wärme International* **38**, 142–150, (1989).
- [105] V. Ginzburg, F.A. Bakhtar, 'Application of Coolflex model for analysis of work roll thermal conditions in hot strip mills'. *Iron and Steel engineer* **74**, 38–45, (1997).

- [106] B.R. Lawn, T.R. Wilshaw, *Fracture of brittle solids*. Cambridge University Press, (1975).
- [107] S. Suresh, *Fatigue of materials*. Cambridge University Press, (1991).
- [108] DE 41 34 599 C1, Patentschrift.
- [109] J. Lagergren, 'Developments of work roll bite lubrication at SSAB Tunnplat AB hot strip mill'. *Steel research* **67** (11), 485–490, (1996).
- [110] A. Saboonchi, M. Abbaspour, 'Changing of water spray on milling work roll and its effect on work roll temperature'. *Journal of Materials Processing Technologies* **148**, 35–49, (2004).
- [111] D.R. Hill, L.E. Gray, 'Cooling of work rolls in hot rolling mills'. *AISE Year Book*, Seiten 254–259, (1981).