



**Klassifizierung von Oberflächenfehlern an
überwalztem Knüppelmaterial mittels einer
optischen Rissprüfanlage
(SIAS – Surface Inspection Automated System)**

Masterarbeit

eingereicht von

Alfred KRUMPHALS

am Lehrstuhl für Metallurgie an der Montanuniversität Leoben
zur Erlangung des akademischen Grades

Diplomingenieur

in der Studienrichtung Metallurgie





Herrn cand. Ing. Alfred KRUMPHALS wird vom Lehrstuhl für Metallurgie folgendes Masterarbeitsthema S 651 gestellt:

Klassifizierung von Oberflächenfehlern an überwalztem Knüppelmaterial mittels einer optischen Rissprüfanlage (SIAS – Surface Inspection Automated System)

Inhalte:

Die nach dem Überwalzen der runden Vorblöcke von der Stranggießanlage vorliegenden Knüppel im Format Quadrat 125 bis 160 mm sind für die Weiterverarbeitung zu Walzdraht vorgesehen. Aufgrund der Kundenanforderungen ist eine einwandfreie Produktqualität hinsichtlich Innenbeschaffenheit und Oberflächengüte zu gewährleisten. Immer mehr Kunden fordern bezüglich Oberflächengüte bereits eine automatisierte Inspektion bzw. Prüfung im „Halbzeug- Status“. Die Oberfläche wird derzeit nur visuell vor Auslieferung der Knüppel von der Produktionsmannschaft kontrolliert. Das Ziel ist die Inbetriebnahme einer automatisierten Inline Oberflächenrissprüfung (SIAS) für alle vier Knüppelseiten sowie für die Knüppelkanten.

Aufgabenstellung und geplante Untersuchungen:

- Literaturzusammenstellung über mögliche Oberflächenfehler und deren Ursache
- Klassifizierung von Oberflächenfehlern (Rissen) für verschiedene Stahlsortengruppen und deren Zuordnung in die Datenbank der Rissprüfanlage
- Metallographische Beschreibung der Fehler
- Unterstützung bei der Inbetriebnahme der neuen Oberflächenrissprüfanlage und bei der Abarbeitung des Versuchsplanes und Auswertung der Ergebnisse

Industriepartner: voestalpine Stahl Donawitz GmbH & Co KG

Leoben, im September 2008

ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Christian Bernhard

Klassifizierung von Oberflächenfehlern an überwalztem Knüppelmaterial mittels einer optischen Rissprüfanlage (SIAS – Surface Inspection Automated System)

Masterarbeit

eingereicht von
Alfred Krumphals

Kurzfassung

Die Ziele dieser Arbeit waren die Klassifizierung und Untersuchung von Oberflächenfehlern an überwalztem Knüppelmaterial mittels einer automatisierten optischen Rissprüfanlage (SIAS – Surface Inspection Automated System). Neben dem Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf die Rissempfindlichkeit konnte auch gezeigt werden, dass Angusschichten gleicher Stahlsorten vermehrt Oberflächenfehler aufweisen. Außerdem stand neben der genauen Fehlerdetektion mittels SIAS auch eine sorgfältige Untersuchung der aufgetretenen Oberflächenfehler im Mittelpunkt. Es konnte festgestellt werden, dass die meisten am Knüppel aufgetretenen Fehler ihren Ursprung bereits beim Stranggussprozess haben dürften. Die Anlage arbeitet jetzt, zehn Monate nach der ersten Inbetriebnahme, annehmbar zuverlässig. Einzig zur Beseitigung des Störeinflusses durch den unerwünschten Walzzunder sind noch einige Feineinstellungen in der Detektionssoftware notwendig.

Partner: voestalpine Stahl Donawitz GmbH & Co KG

Classification of surface defects on rolled billet materials by using an optical surface inspection system (SIAS – Surface Inspection Automated System)

master thesis

presented by
Alfred Krumphals

Summary

The aims of this work were the classification and investigation of surface defects on rolled billet material by using an automatic surface inspection system (SIAS - Surface Inspection Automated System). Besides the influence of the carbon content on the crack sensitivity it also could be shown that first cast blooms of every sequence show more surface defects after re-rolling than the other blooms. The careful metallographic investigation of the appeared surface defects in the face centre was a further focus of the work. Most defects appearing at the re-rolled billet surface seem to have their origin in the continuous casting process. Now, ten months after the start-up, the installation works reliable. Only some fine adjustments of the software are still necessary to eliminate the disturbing influence of the scale at the surface.

Partners: voestalpine Stahl Donawitz GmbH & Co KG

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Affidavit

I declare in lieu of oath, that I wrote this thesis and performed the associated research myself, using only literature cited in this volume.

Leoben, am 3. Dezember 2008

Alfred Krumphals

Danksagung

Dem Vorstand des Institutes für Metallurgie und dem Betreuer meiner Arbeit, Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Christian Bernhard möchte ich für die Ermöglichung und Durchführung dieser Arbeit meinen Dank aussprechen.

Sehr großer Dank gilt Herrn Dipl.-Ing. Dr. Thomas Willidal, sowie Herrn Dipl.-Ing. Mario Erker und Dipl.-Ing. Alexander Mair und den gesamten Mitarbeitern der Abteilungen TF und TS der voestalpine Stahl Donawitz GmbH & Co KG für die Unterstützung bei und während dieser Arbeit.

Auch bedanken möchte ich mich bei allen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Metallurgie und jenen des Christian-Doppler-Laboratoriums für metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen, die zum Zustandekommen dieser Arbeit beigetragen haben.

Nicht zuletzt gilt mein Dank meinen Eltern, Christine und Friedrich Krumphals und meiner ganzen Familie für die liebevolle, sehr tatkräftige Unterstützung während meines Studiums in Leoben.

Danke!

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung	3
1.1 Aufgabenstellung	3
Theoretische Grundlagen (Literaturteil)	5
2 Arten von Oberflächenfehlern und deren Mechanismen zur Entstehung	5
2.1 Ursachen und Auslöser von Rissen im Gussprodukt.....	5
2.2 Auftretende Spannungen beim Stranggießen.....	7
2.3 Innenrisse.....	8
2.4 Oberflächenrisse	9
3 Mechanische Eigenschaften von Stählen bei hohen Temperaturen	11
3.1 Duktilitätsminimum I	13
3.2 Duktilitätsminimum II	14
3.3 Wirkung von Ausscheidungen auf den Bruchvorgang.....	15
3.4 Voreutektoider Ferrit.....	16
4 Einfluss verschiedener Parameter auf Wärmeabfuhr und Schalenwachstum in der Kokille	18
4.1 Gießgeschwindigkeit	18
4.2 Kohlenstoffgehalt	19
4.3 Überhitzung.....	20
5 Einflüsse auf die Duktilitätsminima I und II	21
5.1 Schwefel und Mangan.....	21
5.2 Phosphor	22
5.3 Stickstoff.....	23
5.4 Niob, Vanadium und Titan	24
5.5 Temperaturführung	25
5.6 Verformungsgeschwindigkeit	26
6 Grundlagen des Walzens	28
6.1 Umformgrad, Umformgeschwindigkeit und Fließspannung.....	28
6.2 Umformvermögen	29
6.3 Herstellung von Knüppeln	30
7 Schlussfolgerungen aus dem Literaturteil	32
Praktischer Teil	33
8 Automatische Oberflächeninspektionssysteme	33
8.1 Entwicklung.....	33
8.2 Ziele.....	33
8.3 Technischer Stand und Aufbau von OIS.....	34
9 Das SIAS-System	37
9.1 Aufbau und Messprinzip	37
9.2 Fehlererkennung	38
10 Versuchsplanung	40
10.1 Ausgangssituation	40
10.2 Fehleranalyse und Fehlerklassifizierung.....	41
10.3 Statistische Auswertung	42
11 Einteilung der Werkstoffe in Stahlgruppen	43

12 Klassifizierung der Fehler am Knüppel	44
12.1 Einteilung	44
12.2 Fehldetektionen.....	44
13 Fehlerkatalog	46
13.1 Querrisse.....	46
13.2 Längsrisse.....	47
14 Knüppelschliffbilder und Auswertung.....	52
15 Walzversuch.....	55
16 Vorblockuntersuchung.....	57
16.1 Versuchsdurchführung.....	57
16.2 Ergebnisse	58
16.3 Interpretation der Ergebnisse	59
17 Fehlerstatistik	60
17.1 Kalibrierung der Fehlersignale.....	60
17.2 Statistische Auswertung	62
18 Zusammenfassung.....	65
19 Literaturstellenverzeichnis.....	67
 Anhang: Abbildungen	 74

1 Einleitung

Die Stranggießtechnik hat in den letzten 30 Jahren deutlich an Bedeutung gewonnen. Ein Großteil der Weltstahlproduktion wird heute über den Stranggießprozess vergossen. Obwohl die Anlagentechnik ausgereift ist, kommt es doch immer wieder zum Auftreten von Fehlern am Gussprodukt. Die Fehlerursachen sind vielfältig.

Bis jetzt stehen Betriebsingenieure immer vor dem Problem, dass bei der Veränderung einzelner oder mehrerer Betriebsparameter keine schlüssigen Aussagen über die Auswirkungen auf die Produktqualität getroffen werden können. Grund dafür ist, dass es keine verlässlichen Daten über die Fehlerauftrittshäufigkeit am Gussprodukt gibt. Bisher können immer nur die ungenauen Angaben über Fehlerdaten von der für die Qualitätsprüfung zuständigen Produktionsmannschaft herangezogen werden. Ein weiteres Problem besteht darin, dass dadurch häufig Fehler übersehen werden, weil es nicht möglich ist alle Gussprodukte kontinuierlich auf Risse oder Ungängen zu überprüfen.

Eine mögliche Lösung für diese Problematik wäre der Einbau von Onlineoberflächenprüfanlagen in die Produktionskette. Moderne Prüfanlagen ermöglichen eine 100%-ige Prüfung der produzierten Halbzeuge und erlauben daher statistische Methoden zur Fehlerauswertung.

1.1 Aufgabenstellung

Das Ziel ist die Inbetriebnahme einer Online Oberflächenrissprüfung (SIAS – Surface Inspection Automated System) für alle vier Knüppelseiten sowie für die Knüppelkanten. Die Oberflächeninspektion soll nach dem letzten Walzgerüst eingebaut werden und damit eine 100%-ige Oberflächenkontrolle der erzeugten Knüppel gewährleisten. Das Oberflächeninspektionssystem (SIAS) der Firma VAI arbeitet auf Basis von Mono Linear Kameras (4.000 Pixel / 0,5 x 0,5 mm / Bilderkennungssystem) unter Ausnutzung der „Eigenstrahlung“ (Infrarotstrahlung) des Knüppels und soll eine Fehlererkennung von mehr als 95% ermöglichen.

Weiters sollen mit Hilfe der optischen Rissprüfanlage mögliche Fehlerursachen für häufig auftretende Oberflächenfehler am gewalzten Knüppelmaterial gefunden werden. Hierfür ist es notwendig diverse Oberflächenfehler zu klassifizieren und für verschiedene Stahlsortengruppen in die Datenbank des Betriebssystems der Rissprüfanlage einzugeben. Darüber hinaus sollen auch metallographische Untersuchungen ausgewählter Fehler bei rissanfälligen Stahlqualitäten durchgeführt werden, um mögliche Fehlerursachen zu bestätigen oder ausschließen zu können.

Im Produktionsprozess werden die runden Vorblöcke von der Strangießanlage zu Knüppel in quadratischem Format von 125 bis 160 mm gewalzt. Die optische Rissprüfung erfolgt daher an der Walzstraße direkt nach dem letzten Walzgerüst. Um festzustellen wie bereits vorhandene Oberflächenrisse am Vorblock durch den Walzvorgang ihr Aussehen verändern, wird auch ein Versuchsblock gewalzt. Hierfür werden für den Walzversuch Kerben in den in den Block eingebracht, um bereits vorhandene Risse vor dem Walzen zu simulieren.

Theoretische Grundlagen (Literaturteil)

Im Literaturteil dieser Arbeit wird auf die wichtigsten Arten von Oberflächenfehlern auf stranggegossenem Halbzeug und deren Entstehung eingegangen. Die Ursachen dafür sind sehr vielfältig. Zum Einen gibt es prozesstechnische Parameter wie Gießgeschwindigkeit, Wärmeübergang in der Stranggusskokille, Überhitzung der zu vergießenden Charge sowie die auftretenden Spannungen im Material verursacht durch den Gießvorgang selbst, welche die Oberflächengüte beeinflussen. Zum Anderen hat aber auch die chemische Zusammensetzung des Materials, wie z.B. der Kohlenstoffgehalt und diverse Mikrolegierungselemente einen bedeutenden Einfluss auf die Rissanfälligkeit.

2 Arten von Oberflächenfehlern und deren Mechanismen zur Entstehung

Im Stranggießprozess wird Stahl zu Brammen, dem Vorprodukt für die Herstellung von Flachprodukten und Knüppeln bzw. Blooms, dem Vorprodukt für Langprodukte, vergossen.

In diesem Kapitel wird auf die am häufigsten auftretenden Oberflächenfehler bei Blooms und Knüppel sowie kurz auf die Entstehungsmechanismen eingegangen. Des Weiteren werden auch die beim Stranggießen entstehenden Spannungen in der Strangschale erklärt. Die Erläuterungen der mechanischen Eigenschaften von Stählen bei hohen Temperaturen und deren Einflüsse folgen in den späteren Kapiteln. Die wichtigsten Einflussfaktoren sind neben verschiedensten Legierungselementen die Prozessparameter.

2.1 Ursachen und Auslöser von Rissen im Gussprodukt

Es wird angenommen, dass es im Falle eines mit Werkstofftrennung verbundenen Bruches infolge duktilen Versagens kommt, wenn die tatsächlichen Verformungen (ϵ_{Bel}), verursacht durch die auf das Teil wirkende Belastungen, das Verformungsvermögen

(ϵ_{krit}) des Werkstoffs übersteigen. Diese Aussage ist in **Gleichung 1** dargestellt und wird auch häufig als Bruchbedingung bezeichnet. [16]

$$\epsilon_{Bel} > \epsilon_{krit}$$

Gleichung 1

ϵ_{Bel} steht für die Dehnung die durch Belastungen aller Art verursacht wird. ϵ_{krit} hingegen ist die maximal zulässige Dehnung des Werkstoffs, bei der es gerade noch nicht zum Bruch kommt. Allgemein sind nur zwei Fälle denkbar, bei denen diese Bedingung nicht erfüllt ist und so ein Bruch verhindert werden kann. Zum Einen kann die Dehnung auf die Strangschale (ϵ_{Bel} klein) gering gehalten oder das Verformungsvermögen des Werkstoffs (ϵ_{krit} groß) erhöht werden. [16]

Für das Stranggießen bedeutet dies, dass dann Risse im Strang auftreten, wenn es zu einer ungünstigen Kombination von inneren und äußeren Spannungen in Verbindung mit geringem Verformungsvermögen des Materials kommt. Aus den obigen allgemein gültigen Aussagen, lässt sich hinsichtlich der Ursachen und Auslöser von Rissen beim Stranggießen folgende Einteilung treffen. Es können alle Faktoren, die den Belastungszustand eines Stranges beeinflussen, innere und äußere Spannungen und die damit verbundenen Verformungen, zu der Gruppe der anlagenspezifischen Ursachen zusammengefasst werden. Alle Punkte welche die Duktilität des zu vergießenden Werkstoffs verändern, werden der Gruppe der werkstoffspezifischen Ursachen zugeteilt. [16]

Der Verformungszustand, der einem Strang beim Durchlauf durch eine Stranggießanlage widerfährt, ist sehr stark von der Anlage selbst abhängig. Die nun folgenden drei Punkte sind die anlagenspezifischen Einflüsse auf die Entstehung von Rissen. [16]

- Mechanische von außen eingeleitete Kräfte, die im Strang Spannungen induzieren werden maßgeblich vom Anlagendesign beeinflusst.
- Anlagenfahrweise und die dabei herrschenden Kühlbedingungen rufen thermische Eigenspannungen hervor.

- Oszillationsmarken verursachen Kerbwirkungen und üben auf die mechanischen und thermischen Spannungen eine verstärkende Wirkung aus.

Faktoren welche die Duktilität des Stranges beeinflussen, sind größtenteils vom zu vergießenden Werkstoff selbst abhängig. Die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs ist eine Haupteinflussgröße für das Auftreten von Rissen und demnach bestimmend für die jeweiligen Hochtemperatureigenschaften der Stähle. [16]

Die hier angeführte Auflistung ist lediglich eine kurze Einführung in die Ursachen und Auslöser für die beim Stranggießen auftretenden Risse. Eine genauere Beschreibung folgt in späteren Kapiteln.

2.2 Auftretende Spannungen beim Stranggießen

Mithilfe fortschrittlicher Anlagentechnik moderner Stranggießanlagen in Verbindung mit fähiger Primär- und Sekundärmetallurgie hat sich die Gefahr der Rissbildung während des Stranggießprozesses deutlich verringert. Der wirtschaftliche Druck führt jedoch zu immer höheren Gießgeschwindigkeiten. Dies erhöht wieder die Wahrscheinlichkeit des Auftretens von Innen- und Oberflächenfehlern. [2]

Beim Stranggießen entstehen diverse Spannungen die von der bereits erstarrten Strangschale aufgenommen werden müssen. Ist die Strangschale aufgrund der zu hohen auftretenden Kräfte nicht in der Lage diese Belastungen aufzunehmen kommt es zur Rissbildung. Im Extremfall ist sogar mit Durchbrüchen zu rechnen. Hauptsächlich wird die Strangschale durch diverse Zug- und Druckspannungen in der Kokille und durch thermisch induzierte Schrumpfspannungen belastet. Belastungen durch Biege- und Richtvorgänge während des Stranggießprozesses muss das Material ebenfalls aufnehmen. [2, 4]

Zug- und Druckspannungen entstehen durch die Reibung an der Kokillenwand der oszillierenden Kokille, dem Ausbauchen der Strangschale zwischen den Stützrollen und dem ferrostatischen Druck. [2, 4, 11, 14] Schrumpfspannungen entstehen durch die thermische Kontraktion der Strangschale in Abhängigkeit des jeweiligen Temperaturgradienten, sowie durch Phasenumwandlungen wie z.B. der Wechsel von Delta- in Gamma-Eisen. Weiters kann das Wiederaufheizen der Strangschale in der

Sekundärkühlzone, durch die verminderte Kühlleistung hinter den Führungsrollen, ebenfalls zu thermischen Spannungen führen. [7]

2.3 Innenrisse

Bild 1 zeigt eine schematische Darstellung der beim Stranggießen auftretenden Innen- und Oberflächenfehler nach J. K. Brimacombe [40]. Eine Zusammenstellung über Ursachen und Zustandekommen der einzelnen Risstypen ist in derselben Arbeit enthalten. In der vorliegenden Arbeit werden nur ausgewählte, für den praktischen Teil wichtige Fehlertypen, behandelt.

Innenrisse entstehen vorwiegend an der Erstarrungsfront, also zwischen den wachsenden Dendriten. In diesem Bereich sind die Festigkeitswerte gering und die Zähigkeit geht gegen null. [4, 37] Zu Innenrissen kommt es wenn die Strangschale, z.B. durch Wiedererwärmung oder Reibungskräften in der Kokille, gedehnt wird und die wenig duktile Erstarrungsfront die auftretenden Zugspannungen nicht aufnehmen kann. Zum Aufheizen der Strangschale kommt es aufgrund der verringerten Kühlleistung in der Sekundärkühlzone wenn der Bloom durch die Stützrollen kurzzeitig von der Wasserkühlung abgeschirmt wird. Gegenmaßnahmen zur Verminderung der Reibungskräfte in der Kokille sind der Einsatz geeigneter Schmiermittel sowie eine Hubbewegung der Stranggießkokille. [1, 7, 38]

Innenrisse sind keine Werkstofftrennungen im eigentlichen Sinn. Diese Fehler bilden sich bereits in der Fest- Flüssigphase und sind daher meist mit geseigerter Schmelze gefüllt. Diese Konzentrationsunterschiede lassen sich selbst durch nachfolgende Glühbehandlungen nicht mehr ausgleichen und bleiben daher als Fehler im fertigen Produkt zurück. Solche Risse können durch Primärätzungen sichtbar gemacht werden. [4, 7]

2.4 Oberflächenrisse

Abhängig von den Anforderungen an das Fertigprodukt können sich Oberflächenrisse viel dramatischer auf die Qualität des Walzgutes auswirken als Innenrisse. Oberflächenrisse können bis zur Verschrottung des Halbzeugs führen, wenn diese durch anschließendes Nachbearbeiten, z.B. Flämmen oder Schleifen des Materials nicht mehr entfernt werden können. Vor allem die Entstehung großer Längsrisse während des Stranggießprozesses ist ein bedeutendes Problem. Besonders beeinflusst wird die Oberflächenqualität von der chemischen Zusammensetzung, der Gießgeschwindigkeit sowie der daraus resultierenden Temperaturführung während des Gießprozesses. [6, 7, 12]

Fertigprodukte unterliegen meist hohen qualitativen Anforderungen. Deshalb soll die Entstehung von Oberflächenfehlern während des Stranggießprozesses und der darauf folgenden Warmumformung vermieden werden. Ein großes Problem besteht darin, dass Fehler an der Oberfläche direkt in Kontakt mit der Atmosphäre stehen. Es kann somit zu einer Verzunderung bis tief in die Mitte des Walzgutes kommen. Außerdem können diese Fehler mit Gießschlacke gefüllt sein. Mit Zunder oder Gießschlacke gefüllte Risse am Knüppel oder Bloom sind mit bloßem Auge viel schwerer zu entdecken als offene Fehler. Oberflächenrisse können direkt in der Kokille, aber auch bei tieferen Temperaturen in der Sekundärkühlzone oder in der Richtzone entstehen. [3]

Die Empfindlichkeit gegen die Bildung von Rissen auf der Strangoberfläche hängt unter anderem auch von der Zusammensetzung des Werkstoffs ab. In Betriebsversuchen wurde bei Stranggussbrammen bei 0,12 Masse- % Kohlenstoff ein besonders starker Rissbefall gefunden. Dieser steigt ebenfalls mit zunehmender Brammenbreite und Gießgeschwindigkeit (**Bild 2a**). Ebenso wirken zunehmende Schwefelgehalte und abnehmende Mn/S Verhältnisse verschlechternd auf die Rissbeständigkeit (**Bild 2b** und **2c**). [1]

Neben den metallurgisch bedingten Strangfehlern können Risse bereits in der Kokille entstehen. Bei hohen Temperaturen sind die Festigkeitseigenschaften des Stahls schlecht, die Strangschale ist insgesamt dünn und deshalb besonders rissempfindlich. Eine wichtige Rolle bei der Strangschalenbelastung spielt die Reibung zwischen

Kokillenwand und Strangoberfläche. Ohne Maßnahmen zur Verringerung der Reibungskräfte in der Kokille würde der Strang abreißen. [1]

Die Strangschale wird unter dem ferrostatischen Druck an die Kokillenwand gedrückt. Entsprechend mit der Kokillenwandfläche steigt die Ausziehkraft. Um die Ausziehkraft nach oben hin zu begrenzen, liegen heute die Kokillenlängen meist bei 700 bis 1000 mm. Zur weiteren Herabsetzung der Reibungskräfte wird die Kokille sinusförmig auf- und abbewegt. Die Relativbewegung zwischen Kokillenwand und Strang bewirkt eine geringere Gleitreibung gegenüber der Haftreibung. Schmiermittel dienen ebenfalls der Senkung von Reibungskräften. Bis heute hat sich das Gießen mit geeigneten Pulvern durchgesetzt. Diese schmelzen auf dem Stahlspiegel in der Kokille auf, fließen in den Spalt zwischen Strang und Kokille ab und bilden dort einen Schmierfilm. [1]

Durch das Zusammenspiel von den Eigenschaften des Gießpulvers (Aufschmelzverhalten und Viskosität) und der Hubbewegung der Kokille werden in regelmäßigen Abständen Rillen an der Oberfläche der Strangschale erzeugt. Diese Oszillationsmarken verlaufen über den gesamten Strangumfang. Ihre Tiefe hängt von der Stahlzusammensetzung, Art des Schmiermittels und der Kokillenbewegung ab. Der Abstand zwischen den einzelnen Hubmarken wird von der Frequenz der Hubbewegung und der Gießgeschwindigkeit beeinflusst. Diese waschbrettartige Oberfläche des Stranggussmaterials stellt kein Problem für die Weiterverarbeitung durch Walzen dar. Jedoch können Oszillationsmarken unter Zug- oder Biegebeanspruchung den Ausgangspunkt für Oberflächenrisse darstellen. [1, 11, 13]

3 Mechanische Eigenschaften von Stählen bei hohen Temperaturen

Im folgenden Kapitel werden die mechanischen Eigenschaften von Stählen bei hohen Temperaturen beschrieben. Es gibt zwei kritische Temperaturbereiche, die Duktilitätsminima I und II, welche einen bedeutenden Einfluss auf die Rissanfälligkeit von Werkstoffsorten beim Stranggießen haben. Diese werden anschließend einzeln behandelt.

Die wichtigsten mechanischen Eigenschaften welche die Rissbildung bei hohen Temperaturen bestimmen sind Festigkeit und Zähigkeit. Durch Heißzugversuche können diese beiden Eigenschaften ermittelt werden. Die Brucheinschnürung (Reduction of Area) dient oft als Maß für die Zähigkeit und wird als Funktion der Verformungstemperatur angegeben. [2, 15]

In **Gleichung 2** ist die Berechnung der Brucheinschnürung (RA) als Maß für die Duktilität dargestellt. [16]

$$RA = \frac{A_0 - A_F}{A_0} * 100\% \qquad \text{Gleichung 2}$$

A_0 ist die unverformte Probenquerschnittsfläche und A_F die Querschnittsfläche an der Stelle der Einschnürung. [16]

Die maximale Zugspannung ist das gebräuchlichste Maß für die Festigkeit. Die Festigkeit nimmt mit zunehmender Temperatur kontinuierlich ab bis die so genannte Null-Festigkeits-Temperatur (NFT) erreicht wird. Dies gilt jedoch nicht für die Zähigkeit. Diese weist ausgeprägte, temperaturabhängige Zähigkeitsminima und -maxima auf. [4, 15] Mittels RA-Temperatur-Kurven können diese Zähigkeitsverläufe aufgezeigt werden. Häufig zeigen sich zwei Gebiete mit geringerer Zähigkeit: Minimum I, in welchem RA gleich null ist, befindet sich im Temperaturbereich oberhalb der Solidustemperatur. Im mittleren Temperaturbereich, meist unterhalb 1200°C, liegt das Minimum II. Zwischen beiden Minima liegt ein Gebiet mit hoher Duktilität. Dort werden RA-Werte bis zu 100%

erreicht. **Bild 3** zeigt eine solche typische RA-Temperatur-Kurve mit der maximalen Kraftbeanspruchung und beiden Duktilitätsminima. [2]

Die Brucheinschnürung im oberen Teilbild und die maximale Kraft im unteren Teilbild sind als Funktion der Temperatur schematisch dargestellt. Der Bereich I der Hochtemperaturesprödigkeit wird durch die „Nullzähigkeitstemperatur“ T_{ZD} (zero ductility) begrenzt. Bei dieser Temperatur steigt der Wert der Brucheinschnürung RA mit sinkender Temperatur von null an. Die „Nullfestigkeitstemperatur“ T_{ZS} (zero strength) ist jene Temperatur, bei der die Kraft von null ansteigt. Die Liquidustemperatur wird in der Grafik als T_L und die Solidustemperatur als T_S bezeichnet. Knapp oberhalb der Ungleichgewichtssolidustemperatur liegt die Nullzähigkeitstemperatur. [17, 18]

Weil das Material im schon teilweise erstarrten Zustand Kräften widersteht, [4] kann die Nullfestigkeitstemperatur zwischen Solidus- und Liquidustemperatur liegen. Jene Temperatur, bei welcher der Steilanstieg der Brucheinschnürungskurve zu Ende ist, wird als T_{BD} (transition brittle/ductile) bezeichnet. Die Temperatur T_{DB} (transition ductile/brittle) gibt jenen Punkt an in dem die Duktilität zum Minimum II hin abfällt.

Bei der Vielzahl von Literaturstellen werden oft verschiedenste Abkürzungen für die vorhin genannten Temperaturen verwendet. In dieser Arbeit werden nur mehr die folgenden Abkürzungen, NFT für die Nullfestigkeitstemperatur und NZT für die Nullzähigkeitstemperatur, benützt.

Eine schematische Darstellung der zähigkeitsverminderten Mechanismen sowie der Verlauf der Brucheinschnürung über die Temperatur für Stahl zeigt **Bild 4**. [19] Ausscheidungen an den Austenitkorngrenzen können zu Rissen im 2. Duktilitätsminimum führen. Sulfide scheiden sich bei höheren Temperaturen (1000-1200°C) aus. Nitride, Karbonitride sowie Karbide entstehen erst bei tieferen Temperaturen (700-1000°C). Im unteren Temperaturbereich des Duktilitätsminimums II kommt es zur Bildung von voreutektoiden Ferritsäumen an den Austenitkorngrenzen. [2]

3.1 Duktilitätsminimum I

Das Duktilitätsminimum I befindet sich im fest-flüssig Zweiphasengebiet des Werkstoffs.

Bild 5 zeigt schematisch dieses Gebiet, welches sich bei der gerichteten Erstarrung von Stahl ausbildet. [5] Im unteren Teil der Abbildung sind die mechanischen Eigenschaften Festigkeit und Zähigkeit aufgetragen. Die Festigkeit nimmt mit sinkender Temperatur kontinuierlich zu. Die Null-Festigkeits-Temperatur (NFT) liegt, laut dem Vergleich mit den Ergebnissen aus Heißzugversuchen und Erstarrungsberechnungen, bei Festkörperanteilen zwischen 0,65 und 0,8. [20, 22]

Der Werkstoff ist sehr wohl in der Lage Lasten aufzunehmen solange sich noch flüssige Phasen zwischen den Dendriten befinden. Dies lässt sich bei Festkörperanteilen nahe eins, durch die teilweise Verästelung der Dendritenarme und der Überwindung von Kohäsionskräften die durch die Oberflächenspannung des Films an Restschmelze entstehen erklären. [21] Der Temperaturbereich zwischen NFT und NZT ist kritisch, da der Werkstoff in der Lage ist Lasten aufzunehmen, jedoch noch über keinerlei Duktilität verfügt. Die NZT wird erst bei Festkörperanteilen zwischen 0,98 und 1 erreicht. [20] Als kritisches Temperaturintervall (CRT) wird deshalb der Bereich zwischen NFT und NZT bezeichnet.

Innenrisse entstehen durch überkritische Verformung normal auf die Wachstumsrichtung der Dendriten. Nach den Modellvorstellungen von Yamanaka [5] entstehen Innenrisse wenn der Werkstoff im kritischen Temperaturintervall überkritisch belastet wird. Dies führt dann zum Aufreißen der Dendritenzwischenräume bzw. Primärkorn Grenzen. Die entstehenden Hohlräume werden schließlich durch nachfließende geseigerte Restschmelze gefüllt. Da kein weiterer Konzentrationsausgleich mehr erfolgt bleiben die erhöhten Konzentrationen an geseigerten Elementen im Riss erhalten. Auch durch weitere Warmumformung mit hohen Umformgraden lässt sich diese Art von Seigerung nicht mehr ausgleichen und der Innenriss bleibt somit als Fehler am fertigen Gussprodukt zurück. [4, 23]

3.2 Duktilitätsminimum II

Im Gegensatz zum Duktilitätsminimum I bildet sich das Minimum II im festen Zustand des Werkstoffs aus. Dafür sind meist Ausscheidungsvorgänge zugegebener Legierungselemente verantwortlich.

Bei Temperaturen unterhalb der NZT geht das Bruchverhalten des Werkstoffs von spröde zu duktil über. RA Werte von 100% oder knapp darunter sind durchaus möglich. Erhöhte S- oder P- Gehalte sowie ein zu niedriges Mn/S-Verhältnis können diesen Duktilitätsanstieg verringern oder sogar vollständig unterdrücken. [18] Eine Unterscheidung in diesen Fällen zwischen I. und II. Duktilitätsminimum ist somit nur schwer möglich.

Zwischen 600 und 1200 °C kommt es, abhängig von der Zusammensetzung des Stahls zu einem erneuten Abfall der Duktilität. [25, 26] Dieser Abfall wird gemeinhin als zweites Duktilitätsminimum bezeichnet. Manche Autoren unterteilen dieses Minimum in zwei Bereiche, Teile IIa und IIb. Dies wird durch die Tatsache begründet, dass zur Bildung der Teilbereiche unterschiedliche aber oft nicht leicht zu trennende Mechanismen verantwortlich sind. [15]

Häufig liegt jedoch bei normalen Kohlenstoff- und mikrolegierten Stählen ein einziges größeres Duktilitätsminimum II zwischen 700 und 1000 °C vor. Mögliche Oberflächenfehler können dadurch in der Richtzone der Stranggießanlage in diesem Temperaturintervall entstehen. [2, 16]

Bei Temperaturen unterhalb 1200°C kann es durch die Ausscheidung von eisenreichen Sulfiden oder Oxisulfiden, abhängig von Mn/S-Verhältnis und S-Gehalt, zur Versprödung kommen. Unter 1000°C führt eine Verringerung der Löslichkeitsprodukte von Nitriden und Carbonitriden zu Ausscheidungen. Diese Ausscheidungen von AlN und/oder Nb(C, N) an den Korngrenzen, kann ebenso versprödend wirken, wie der entstehende Ferritsaum entlang den Austenitkorngrenzen bei tieferen Temperaturen. [2, 4] Die Wirkung dieser beiden Mechanismen kann sich auch gegenseitig verstärken. Zu hohe Cu- und Sn-Gehalte können während der beginnenden Ferritumwandlung ebenfalls versprödend wirken. [27]

Durch geeignete Gießgeschwindigkeiten und Temperaturführung während des Stranggießprozesses muss gewährleistet werden, dass verfahrensbedingte Ver- und Umformungen, wie Biegen und Richten nicht im Bereich verminderter Duktilität des Werkstoffs erfolgen. Es kann sonst zur Entstehung von Fehlern am Gussprodukt kommen. [11]

3.3 Wirkung von Ausscheidungen auf den Bruchvorgang

In vielen Fällen können fein ausgeschiedene nichtmetallische Einschlüsse an den Korngrenzen, wie sie im Duktilitätsminimum II entstehen, den Ausgangspunkt für Risse darstellen. Wird also ein Werkstoff bei Temperaturen, ähnlich in der Sekundärkühlzone beim Stranggießen belastet, so werden die im Bereich der Korngrenzen auftretenden Spannungen und die daraus resultierenden Verformungen durch Kornabgleitvorgänge noch zusätzlich verstärkt. Die feinen Ausscheidungen werden somit zu potentiellen Keimstellen für die Bildung von Mikroporen rund um die Einschlüsse. [42] Die Entstehung von Ferrit an den Korngrenzen im Bereich der A_3 Temperatur kann diesen Effekt noch zusätzlich intensivieren. [52]

In **Bild 6** sind die bei der Entstehung interkristalliner Risse ablaufenden Mechanismen dargestellt. Die Verformungen, verursacht durch äußere Spannungen, konzentrieren sich im Bereich der Korngrenze. Ausscheidungen führen dann zur Mikroporenbildung und in weiterer Folge zur Ausbreitung von Rissen. Außerdem schwächen Ausscheidungen den Korngrenzenzusammenhalt. [50] Infolge dessen einsetzendes Korngrenzgleiten, also die physische Trennung benachbarter Kornbereiche, erleichtert die Bildung und das stetige Wachstum von Mikroporen. **Bild 7** zeigt diesen Mechanismus schematisch.

Für die Verformung von Werkstoffen bei hohen Temperaturen und geringen Verformungsgeschwindigkeiten ist dies von entscheidender Bedeutung. Jene Körner deren Korngrenzflächen sich in bevorzugter Orientierung zur Belastungsrichtung befinden, also 45° , beginnen bei Beanspruchung entlang der Korngrenze gegeneinander abzugleiten. Dies geschieht noch bevor es zu Verformungen durch Versetzungsbewegung innerhalb der Körner selbst kommt. Die für diese mikroplastischen Verformungen notwendigen Schubspannungen werden so an der

Korngrenze konzentriert. Sie sind umso höher, je größer die Korngröße und damit die Gleitflächen sind. [53]

An Korngrenztriplepunkten oder im Bereich von Ausscheidungen wird die Gleitbewegung behindert. Dort kommt es dann zu einem punktförmigen Einwirken der Spannungen. Dort, unter lokalen Zugspannungsfeldern, einsetzende Fließvorgänge sowie erhöhte Leerstellendiffusion verstärken ebenfalls die Bildung von Poren. Diese können dann wieder zur Bildung von interkristallinen Mikrorissen führen. [50]

3.4 Voreutektoider Ferrit

Wie schon vorhin kurz angesprochen trägt die Bildung von voreutektoidem Ferrit an den Korngrenzen nicht unerheblich zur Rissbildungsproblematik bei. Was bedeutet, dass sich in einer weichen Ferritschicht an den Korngrenzen, auftretende Spannungen und in weiterer Folge auch Dehnungen konzentrieren. Dieser Effekt ist umso ausgeprägter, je mehr sich die Volumsanteile und die mechanischen Eigenschaften der vorhandenen Einzelphasen unterscheiden. Dies erklärt auch das gute Umformvermögen von Duplexstählen mit etwa je 50% Ferrit und 50% Austenit bzw. die ausgesprochen schlechte Zähigkeit von Stranggussmaterialien mit geringem Ferritanteil im Austenitgefüge. [44, 53]

Die Ursache für die Versprödung im kritischen Temperaturbereich zwischen A_1 und A_3 liegt also größtenteils an der Bildung eines dünnen Ferritfilms an den Austenitkorngrenzen. Die Dicke dieses Films hat eine entscheidende Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften. [54] Zunehmende Ferritfilmdicken und damit verbundene höhere Volumsanteile lassen die Duktilität wieder deutlich ansteigen. **Bild 8** zeigt eine schematische Darstellung des Ablaufs der Ferritbildung in Verbindung mit dem Verlauf der Bruchdehnung.

Wie bereits erläutert, setzt im Bereich von Spannungsspitzen an den Korngrenzen die Bildung von Mikroporen und die physische Trennung des Werkstoffs durch Abgleiten der Körner ein. In weiterer Folge bilden sich dann intergranular verlaufende Risse, deren Ausbreitungsgeschwindigkeiten von in der Umgebung ausgeschiedener Partikel und deren zusätzliche Porenbildung, weiter beschleunigt werden. [55]

Die Ferritbildung kann durch mechanische Belastungen auch verformungsinduziert erfolgen. [56, 57] Die Austenit-Ferrit-Umwandlung beginnt dann schon bei Temperaturen oberhalb von A_3 . Deshalb reicht der kohlenstoffbedingte Duktilitätsabfall unter diesen Umständen bis in den Temperaturbereich des Austenit-Einphasengebiets. Die Umwandlungskinetik kann jedoch durch rasche kontinuierliche Abkühlung und durch Zusatz von Legierungselementen stark verzögert werden. Die Austenit-Ferrit-Umwandlung setzt dann erst bei geringeren Temperaturen als im Gleichgewichtszustand ein. [16]

Wegen der Ferritversprödung wird daher versucht, die in Bezug auf die Querrissbildung kritische Belastung des Richtens des gebogenen Stranges in einem Temperaturbereich oberhalb der A_3 Temperatur zu halten. In manchen Fällen erfolgt das Richten unterhalb der A_1 Temperatur. Nachteilig hierfür sind die bedeutend höheren Richtkräfte. Eine geeignete Temperaturführung wird zwar angestrebt, lässt sich aber meist nicht über die gesamte Strangoberfläche erreichen. Lokale Stellen, z.B. Kantenbereiche, kühlen schneller ab und liegen somit, wenn der Strang in die Richtzone einläuft, im kritischen Gebiet der Ferritbildung mit niedriger Duktilität. Wird das Gussstück dann dem Richtprozess unterzogen kommt es vermehrt zu Rissen. [16]

Bei nicht mikrolegierten und kohlenstoffarmen Stählen ist die Ferritbildung neben der Bildung von AlN im Temperaturbereich deutlich unter 1000°C hauptverantwortlich für den Duktilitätsverlust. [58, 59] In mikrolegierten höhergekohten Stählen wird dagegen die Ferritbildung stark verzögert und zu viel tieferen Temperaturen verschoben. In diesem Fall scheint der Duktilitätsabfall hauptsächlich von den Nitrid- und Carbonitridausscheidungen auszugehen und nicht vom voreutektoiden Ferrit. [59]

4 Einfluss verschiedener Parameter auf Wärmeabfuhr und Schalenwachstum in der Kokille

Die abgeführte Wärme und das Schalenwachstum in der Kokille haben einen bestimmenden Einfluss auf die Sicherheit gegen Durchbruch sowie die Oberflächengüte beim Stranggießen. Die aus der Kokille austretende Strangschale muss unter anderem auch den Belastungen durch den ferrostatischen Druck und zugleich dem Ausziehen standhalten. Wichtige Einflussgrößen auf das Schalenwachstum sind demnach Gießgeschwindigkeit, Kohlenstoffgehalt und Überhitzung. [8, 11]

Auch die aus dem Gießpulver gebildete Schlacke hat Einfluss auf den Wärmeübergang und somit auch auf das Schalenwachstum. Kristallin erstarrende Gießschlacken bewirken einen gleichmäßigeren aber niedrigeren Wärmeübergang als glasige Schlacken. Dies ist ein Vorteil beim Vergießen von rissempfindlichen Stählen wie z.B. peritektischen Güten. [9]

4.1 Gießgeschwindigkeit

In der Kokille wird die Bildung der Strangschale eingeleitet. Diese soll ausreichend dick sein um ein Durchbrechen des flüssigen Stahls aus dem Stranginneren zu verhindern. Es muss daher die Kokillenlänge in Relation zur Gießgeschwindigkeit so bemessen sein, um bei der gegebenen Erstarrungsgeschwindigkeit die am Kokillende geforderte Schalendicke mit Sicherheit zu erreichen. [1]

Die Wärmeabfuhr wird über die Temperaturerhöhung des Kokillenkühlwassers gemessen. Aus der Wärmeleistung Q in MW, bezogen auf die mit dem Strang in Berührung stehende Kokillenwandfläche, ergibt sich daraus die mittlere Wärmestromdichte Q_M in MW/m². Diese hängt vor allem von der Gießgeschwindigkeit bzw. der Verweilzeit t_m des Stranges in der Kokille ab (**Bild 9** und **10**). Außerdem hängt die Wärmestromdichte wesentlich vom Kontakt zwischen Strangoberfläche und Kokillenwand ab. Dieser Kontakt besteht aber wegen lokaler Spaltbildung nur teilweise. Ein Spalt zwischen Kokille und Strang bildet sich dort, wo durch Schrumpfung und Abheben die Strangschale den ferrostatischen Druck überwindet. Dieser abrupte

Kontaktverlust führt beim Rundstrangguss zu einem steilen Abfall der Wärmestromdichte 50 mm unterhalb des Meniskus (**Bild 10**). Rundstränge neigen erfahrungsgemäß zu örtlichen Einziehungen der Strangschale (**Bild 11**), die in Längsrichtung leicht zu Oberflächenrissen führen können und in Folge auch zu Durchbrüchen. Dieses Verhalten wird ebenfalls vom Kohlenstoffgehalt beeinflusst. [1, 8]

4.2 Kohlenstoffgehalt

Durch die Abkühlung in der Kokille schrumpft die Strangschale. Die konische Verjüngung der Stranggießkokille soll diese Schrumpfung ausgleichen und dadurch die Nachteile der Spaltbildung auf den Wärmeübergang ausgleichen. Diese Schrumpfung wird einerseits von der Temperaturführung in der Kokille und andererseits von der Stahlsorte beeinflusst. Vor allem die Umwandlung vom raumzentrierten δ -Eisen in das flächenzentrierte γ -Eisen stellt bei der Vergießung von peritektischen Stählen mit geringem Kohlenstoffgehalt ein großes Problem dar. Bei niedrigem Kohlenstoffgehalt z.B. 0,1% erstarrt die Schmelze zu kubisch-raumzentriertem δ -Eisen. Im festen Zustand erfolgt dann die Umwandlung vom δ -Eisen in das kubisch-flächenzentrierte γ -Eisen mit kleinerem Volumen. Diese Volumensänderung führt zu einem plötzlichen Zusammenziehen der Strangschale. Bei höheren C-Gehalten, außerhalb des peritektischen Bereiches, von z.B. 0,4% erstarrt die Schmelze direkt zum flächenzentrierten γ -Eisen. [8]

Verfolgt man die lokale Wärmeabfuhr mittels Thermoelementmessung (**Bild 12**), so zeigt der Stahl mit 0,1% C eine geringere Wärmestromdichte sowie ein sehr ungleichmäßiges Temperaturprofil auf, was auf die vorhin beschriebene Bildung von Einziehungen hindeutet. Der Stahl mit 0,7% C erstarrt dagegen viel gleichförmiger. Die Strangschale unterliegt dabei nicht mehr dem Volumensprung durch die Festkörperumwandlung von δ -Eisen in γ -Eisen. **Bild 13** zeigt Die Auswertung des Schalenwachstums in der Kokille ebenfalls für zwei Stähle mit 0,1 und 0,7% C. Der Stahl mit 0,7% C weist ein schnelleres und gleichmäßigeres Wachstum der Strangschale auf. Dies führt zu einer stärkeren und gleichmäßig erstarrten Strangschale am Kokillenaustritt. [1]

4.3 Überhitzung

Eine genaue Erfassung der im Kokillenbereich wirksamen Überhitzung ist schwierig. Die aus der Strömung berechnete Temperaturverteilung in der Kokille weist auf eine verhältnismäßig lange Fortdauer der Überhitzung hin. Messergebnisse aus Betriebsversuchen lassen jedoch auf einen raschen Überhitzungsabbau schließen. Aus Untersuchungen zum Wärmeübergang zwischen flüssigem Stahl und Strangschale wurde abgeleitet, dass nur rund ein Viertel der Überhitzung in der Kokille abgebaut wird. Fast die Hälfte wird für die Auflösung bereits gebildeter Keime verbraucht. Der Rest wird erst unterhalb der Kokille abgeführt. **Bild 14** zeigt den Anteil an durch Dendritenkeimauflösung abgeführter Überhitzungswärme in Abhängigkeit zur ursprünglichen Überhitzung. Der Überhitzungsabbau durch Keimauflösung bewirkt somit eine Kühlung innerhalb der Kokille. [1]

Überhitzungswärme geht für das Schalenwachstum verloren. Obwohl die Schalendicke bei höherer Überhitzung nur wenig verringert wird, sollte sie dennoch nicht zu hoch sein. Bei zu heiß vergossenen Schmelzen steigt die Schalentemperatur ebenfalls an, was wiederum die Festigkeit der Strangschale verringert. [8]

5 Einflüsse auf die Duktilitätsminima I und II

Wie in den vorherigen Kapiteln bereits angesprochen sind die Einflüsse auf die Duktilitätsminima I und II sehr vielfältig. Besonders der Einfluss einiger Legierungselemente ist sehr komplex. Deshalb werden in diesem Kapitel die wichtigsten Elemente und deren Einflüsse auf das Werkstoffverhalten kurz dargestellt. Die Auswirkungen von Umformgeschwindigkeit und Temperaturführung sind anschließend beschrieben.

5.1 Schwefel und Mangan

Der Schwefel wird zum großen Teil gegen Ende der Erstarrung aus der angereicherten Restschmelze als Eisen- bzw. Mangansulfid ausgeschieden. Diese Ausscheidung erfolgt bei umso höherer Temperatur, je höher der Mangangehalt des Stahles ist. Üblicherweise bildet sich festes Sulfid. Dieses wird später als Einschluss in den zuletzt erstarrenden interdendritischen Zwischenräumen sichtbar. Bei sehr niedrigen Mangangehalten kann sich der Schwefel auf sehr hohe Gehalte anreichern. Am Ende der Erstarrung liegt er dann als eisenreicher Sulfidfilm zwischen den aneinander stoßenden Dendritenarmen vor. Meist wird die Nullzähigkeitstemperatur mit dem Mn/S-Verhältnis korreliert. Zu beachten ist jedoch bei dieser Einflussgröße, dass bei demselben Mn/S- Wert die Menge an Sulfidausscheidungen je nach dem Schwefelgehalt des Stahls sehr unterschiedlich sein können. [2, 3, 4, 10]

Die **Bilder 15a** und **15b** zeigen die Nullzähigkeitstemperatur als Funktion der Schwefel und Mangangehalte für Stähle mit 0,1 und 0,2% C. Bei niedrigen Mangangehalten von 0,3% fällt die Nullzähigkeitstemperatur mit steigendem Schwefelgehalt stark ab. Mit steigendem Mangangehalt erhöht sich diese, aber bei Werten über 0,6% Mn hat der Schwefelgehalt nur noch wenig Einfluss. [2]

Die Versprödung im Bereich des ersten Duktilitätsminimums wird hauptsächlich auf den Einfluss von Schwefel zurückgeführt. Aber auch bei tieferen Temperaturen kann der Schwefel versprödend wirken. Der Schwefel scheidet sich beim Überschreiten seiner Löslichkeit als Sulfid ((Fe, Mn)S) an den Austenitkorngrenzen aus. Schon sehr niedrige

Schwefelgehalte können stark verspröden wirken, wenn das Material kein oder nur sehr wenig Mangan enthält. Die **Bilder 16** und **17** zeigen den Einfluss von Schwefel und Mangan auf die Duktilität im Temperaturbereich zwischen 900 und 1500°C. Es ist ersichtlich, dass sich sowohl mit abnehmendem Mangangehalt (**Bild 16**), als auch mit steigendem Schwefelgehalt (**Bild 17**), der Temperaturbereich niedriger Duktilität erweitert und die Duktilitätswerte gesenkt werden.

5.2 Phosphor

Der Einfluss des Phosphorgehalts auf die Duktilität hängt stark davon ab, ob der Stahl als γ - oder δ - Phase zu Ende erstarrt. **Bild 18** zeigt die Nullzähigkeitstemperatur in Abhängigkeit des P- Gehalts für zwei Kohlenstoffgehalte von ca. 0,06% (δ - Erstarrung) und ca. 0,3% (γ - Erstarrung). Im δ - Eisen herrscht ein viel stärkerer Konzentrationsausgleich aufgrund der schnelleren Diffusion. Der zunehmende Phosphorgehalt wirkt sich somit nur wenig aus. [2, 7]

Das Verhalten von Phosphor auf das Duktilitätsminimum ist komplex. Es ist zu unterscheiden zwischen Versprödungen, die direkt durch Phosphorseigerung, Phosphide und phosphorreiche flüssige Filme verursacht werden und dem Einfluss auf die Ausscheidung anderer Phasen. Die direkte Versprödung durch Phosphor hängt stark vom Kohlenstoffgehalt des Stahls ab. **Bild 19** gibt den Bereich der Phosphor- und Kohlenstoffgehalte an in dem eine Versprödung auftritt. Bei niedrigen Kohlenstoffgehalten bis ca. 0,2% konnte keine vermindernde Wirkung des Phosphorgehalts bis 0,03% P auf die Duktilität festgestellt werden. Bei höheren C- Gehalten kann er aber stark verspröden wirken. Dies gilt besonders für hohe Verformungsgeschwindigkeiten (**Bild 20**). [2, 29]

Auf den Korngrenzen oder Bruchflächen untersuchter Proben wurden Phosphoranreicherungen bis auf Prozente nachgewiesen. Es wurden ebenfalls Fe_3P bzw. $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{P}$ Partikel gefunden. Die phosphorhaltige Schmelze entsteht durch Mikroseeigerung. Langsames Abkühlen, langes Halten auf Verformungstemperatur, geringe Umformgeschwindigkeiten verbessern die Duktilität, weil dadurch die Phosphorseigerung vermehrt ausgeglichen wird. Wegen der erhöhten Diffusion im δ - Eisen erfolgt die Homogenisierung in Stählen mit niedrigen Kohlenstoffgehalten viel

schneller als bei kohlenstoffreichen Stählen, die als γ - Phase zu Ende erstarren. Dementsprechend wird die Brucheinschnürung größer. [2, 30, 31, 32]

5.3 Stickstoff

Stickstoff kann schon allein, d. h. ohne Gegenwart von nitridbildenden Elementen, einen versprödenden Einfluss ausüben. Stickstoff wirkt schon oberhalb der A_3 Temperatur (z.B. 900°C) versprödend. Die Duktilitätsminima liegen jedoch unter A_3 . Erwartungen zufolge, sollte der Einfluss von Stickstoff eher unterhalb von A_3 auftreten, da die Stickstofflöslichkeit im α - Eisen viel geringer ist als im γ - Eisen. **Bild 21** zeigt den Einfluss von Stickstoff auf die Duktilität im Temperaturbereich von 700 bis 1000°C bei sehr geringem Aluminiumgehalt. Mit steigendem Stickstoffgehalt wird das Duktilitätsminimum größer und der Bereich weitet sich zu höheren Temperaturen aus. Der Mechanismus der Wirkungsweise von Stickstoff ist unklar. Es wird angenommen, dass sich Stickstoffatome an den Korngrenzen und in den Ferritsäumen, unterhalb der A_3 Temperatur festsetzen oder dort Mikroporen bilden. Dadurch wird die Bewegung der Versetzungen bei der Verformung behindert. [2]

Die Versprödung durch Stickstoff ist ebenfalls durch die Bildung von Nitriden und Karbonitriden an den Austenitkorngrenzen gegeben. Einen bedeutenden Einfluss auf die Duktilität hat in Stählen mit Nitrid- oder Carbonitridbildnern der interstitiell gelöste Stickstoff. Die Kinetik sowie die Menge der Ausscheidungen werden unter Anderem auch vom Stickstoffgehalt beeinflusst. Dies gilt besonders für mittels Aluminium beruhigte Stahlsorten bei denen Aluminium überstöchiometrisch vorliegt. [2, 28]

Insbesondere die Versprödung durch das Aluminiumnitrid AlN ist schon länger bekannt. AlN kann jedoch erst entstehen, wenn das Löslichkeitsprodukt dieser Verbindung überschritten wird. Durch die starke Streuung der in der Literatur angegebenen thermodynamischen Daten lassen sich die Löslichkeiten nur mit beträchtlicher Unsicherheit angeben. Des Weiteren wirken Aluminiumnitridpartikel nur dann versprödend, wenn sie in ausreichender Anzahl ausgeschieden werden und ausreichend klein sind. Wenige grob ausgeschiedene AlN -Teilchen verschlechtern die Duktilität jedoch nicht. [2, 3, 16]

Bei Versuchen mit sehr hohen Aluminiumgehalten ($> 0,3\%$) wurde gezeigt, dass sich die Duktilität im Minimum II erhöht, da die Ausscheidung von Aluminiumnitrid zu sehr hohen Temperaturen verschoben wird und sich grobe Teilchen ausscheiden. Für die Praxis ist dies weniger von Bedeutung, da die Aluminiumgehalte dort meist deutlich darunter liegen. Generell sollte der Stickstoffgehalt so niedrig wie nötig gehalten werden, um der schädigenden Wirkung auf den Werkstoff entgegenzuwirken. [2, 3]

5.4 Niob, Vanadium und Titan

Niob ist ein wichtiges Legierungselement bei der Erzeugung hochfester, mikrolegierter Stähle, weil es kornfeinend wirkt. Niob hat eine ähnlich hohe Affinität zu Stickstoff wie Aluminium. Es ist aber auch in der Lage Kohlenstoff zu binden. [42]

Das Niobnitrid NbN tritt im Stahl normalerweise als kubische Phase (δ -NbN) auf. Das Karbid NbC ist ebenfalls kubisch. Aufgrund der gleichen Kristallstruktur von NbN und NbC im Stahl, entstehen so genannte Carbonitride, die einen ähnlichen (in manchen Fällen auch einen stärkeren) Einfluss auf die Duktilität des Werkstoffs ausüben wie der des Aluminiumnitrides. [43] In Heißzugversuchen wurde nachgewiesen, dass mit ansteigenden Niobgehalten das Duktilitätsminimum II zu höheren und tieferen Temperaturen ausgeweitet wird. [11, 44]

Ein weiteres wichtiges Mikrolegierungselement ist Vanadium, welches ebenfalls in der Lage ist Kohlenstoff und Stickstoff zu binden. Aufgrund der geringen Affinität zu Kohlenstoff wird Vanadiumcarbid bei Heißzugversuchen nur selten vorgefunden. Außerdem ist Vanadium ein schwächerer Nitridbildner als Aluminium, wodurch es eine weitaus geringere Wirkung auf die Risempfindlichkeit besitzt als Niob. [2, 45]

Titan spielt ebenfalls eine wichtige Rolle bei der Herstellung von hochfesten Baustahlqualitäten. Titan verfügt neben Bor und Zirkon über die mit Abstand höchste Affinität der Legierungselemente zu Stickstoff. Es ist bekannt, dass durch Titanzusätze die Versprödung durch Stickstoff bzw. Aluminiumnitrid gemildert oder wieder aufgehoben werden kann. **Bild 22** zeigt den günstigen Einfluss von Titanzusätzen auf die Versprödung von aluminiumberuhigten niobfreien Stählen. [2, 46]

Hierfür sind einige Mechanismen verantwortlich. Die Zugabe von Titan führt zu einer stabilen Abbindung des Stickstoffs zu TiN. Aufgrund der geringen Löslichkeit von TiN im Austenit kann die Ausscheidung bei entsprechenden Gehalten an Stickstoff und Titan schon bei sehr hohen Temperaturen, zum Teil auch noch im flüssigen Zustand erfolgen. Im flüssigen Zustand ($>$ Liquidustemperatur) ausgeschiedene TiN Partikel sind ideale Keimbildungsstellen in der Schmelze welche kornfeinend wirken. Durch den frühen Zeitpunkt der Ausscheidung haben die Partikel außerdem noch genügend Zeit zur Vergrößerung. [4, 16]

Nachfolgenden Ausscheidungen von Nb, V oder Al steht dadurch weniger Stickstoff zur Verfügung. Diese finden aber ideale Keimstellen an der Korngrenze vor und lagern sich koagulierend unter Bildung komplexer Carbonitride an die vorhandenen Partikel an. Durch diese Belegung der Korngrenzen mit feinen Ausscheidungen wird das Kornwachstum während der Abkühlung verringert. Somit kann sich ein feines Gefüge mit vergleichsweise günstigen Eigenschaften einstellen. [16]

Mit entsprechend hohen Zusätzen an Ti können Ausscheidungen von AlN oder NbN aufgrund Stickstoffmangel sogar vollständig unterdrückt werden. Doch auch durch eine unvollständige Abbindung des Stickstoffs steigt die Duktilität durch Ti-Zusatz auf akzeptable Werte. Eine überstöchiometrische Zugabe von Ti wird jedoch nicht empfohlen. Freies Ti bildet mit Kohlenstoff TiC, was wiederum zu einer Bildung von NbC führt und daher die Gesamtausscheidungsmenge wieder erhöht. [16]

5.5 Temperaturführung

Die Versprödung des Werkstoffes tritt bei dichter Belegung der Austenitkorngrenzen bzw. Ferritsäumen mit feinen Partikeln ein. Wenige grobe Partikel wirken hingegen nicht versprödend. Es ist ersichtlich, dass alle Faktoren welche sich auf die Größe und Anzahl der ausgeschiedenen Partikel, sowie Korngröße der Matrix auswirken, die Versprödungserscheinungen beeinflussen. Einen beträchtlichen Einfluss kann die Abkühlgeschwindigkeit von der Lösungstemperatur auf die Verformungstemperatur haben. Eine erhöhte Abkühlrate kann eine thermodynamische Begünstigung der AlN-Ausscheidungen zufolge haben. Ausreichend schnelle Abkühlung jedoch, kann die Ausscheidung von Aluminiumnitridteilchen wieder unterdrücken und erst nach

Verformungen selbst induzieren. Bei langsamer Abkühlung kann die Ausscheidung, je nach chemischer Zusammensetzung des Werkstoffs, bereits während der Abkühlung bei hoher Temperatur erfolgen. Dadurch liegen bei der Verformung vergleichsweise grobe Teilchen vor. Dementsprechend ergibt sich bei langsamer Abkühlung eine höhere Duktilität als bei schneller Abkühlung. [2, 21, 31]

Es ist auch zu beachten, dass es beim Stranggießen an der Oberfläche des Vorblockes zu starken Temperaturschwankungen kommen kann. Dies wird durch die unregelmäßige Abkühlung in der Sekundärkühlzone verursacht. Direkt unter den Wasserdüsen erfolgt eine starke Kühlung der Strangschale, wogegen sie hinter den Führungsrollen wieder aufgeheizt wird. Die Temperaturunterschiede können in diesen Bereichen bis zu 300°C betragen. Durch diese Temperaturosillationen verbreitert sich das zweite Duktilitätsminimum nach oben zu höheren Temperaturen. [11]

Es ergibt sich also, dass die Temperaturführung einen hohen Einfluss auf das zweite Duktilitätsminimum besitzt. Dies ist zu erwarten, weil von ihr die Anzahl und Größe der ausgeschiedenen Partikel sowie der Ausscheidungsort beeinflusst wird. Auch die Korngröße hat einen hohen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Stähle. [2, 3, 7, 36]

5.6 Verformungsgeschwindigkeit

Die bisherigen Betrachtungen befassten sich mit dem Einfluss der chemischen Zusammensetzung des Stahls und der Temperaturführung auf die mechanischen Eigenschaften. Darüber hinaus wirkt sich auch die Verformungsgeschwindigkeit deutlich aus. Aus Zugversuchen bei Raumtemperatur ist ersichtlich, dass die Zugfestigkeit mit zunehmender Verformungsgeschwindigkeit ansteigt. Dieser Trend setzt sich bis zu hohen Temperaturen fort, wird aber mit steigender Temperatur in seiner Auswirkung insgesamt abgeschwächt. [33]

Im Bereich der Solidustemperatur konnte keine Abhängigkeit der Brucheinschnürung von der Umformgeschwindigkeit herausgefunden werden. Mit sinkender Temperatur ändert sich jedoch das Zähigkeitsverhalten. Wie in **Bild 23** dargestellt nimmt die Brucheinschnürung unter Verformungsgeschwindigkeiten von 1 s^{-1} bei 1000°C zu. [34]

Der Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf die maximale Dehnung wurde von B. Rogberg [21] untersucht. Eine Absenkung der Dehnrates um zwei Zehnerpotenzen erhöhte die maximale Dehnung um das Vierfache. [5]

Der Einfluss der Dehngeschwindigkeit auf die durch Ausscheidung von Sulfiden und Phosphiden ausgelöste Versprödung auf der Hochtemperaturseite des Duktilitätstiefs II ist gut untersucht worden. Es wurde herausgefunden, dass mit steigender Verformungsgeschwindigkeit die Duktilität abnimmt. Dies geschieht durch Ausscheidungen, die besonders bei Temperaturen über 1000°C bevorzugt gebildet werden. Es wird angenommen, dass eine schnellere Verformung die Ausscheidungsvorgänge für feine Partikel begünstigt oder bei längeren Verformungszeiten die Teilchen durch längere Haltezeiten auf Umformtemperatur mehr Zeit zum Vergrößern haben und dadurch die Duktilität verbessert wird. [2]

Der Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf die Versprödung durch Stickstoff (Nitride und Karbonitride) ist entgegengesetzt der Versprödung durch Sulfide. Die Nitridbildung wird durch abnehmende Verformungsgeschwindigkeit begünstigt. Dies ist wahrscheinlich eine Folge der längeren Verformungszeit. Es steht dadurch mehr Zeit für verformungsinduzierte Ausscheidungsvorgänge zur Verfügung. [2]

6 Grundlagen des Walzens

Unter den Verfahren der bildsamen Formgebung nimmt das Walzen eine führende Rolle ein. In den vorangegangenen Kapiteln ist der Einfluss von verschiedenen Faktoren auf die Qualität des zu walzenden Vormaterials beschrieben worden. Dieses Kapitel soll die wesentlichsten Grundkenntnisse über bildsame Formgebung sowie die Herstellung von Knüppeln vermitteln.

6.1 Umformgrad, Umformgeschwindigkeit und Fließspannung

Greifen äußere Kräfte und Momente an einen Körper an so verursachen diese in seinem Inneren Spannungen. Diese führen zu Änderungen der Abmessungen des Werkstücks. Reine Normalspannungen bewirken also Längen- Δl , Breiten- Δb , Höhen- Δh bzw. Querschnittsänderungen ΔA (**Bild 24**). [62]

Für den Bereich der plastischen Formänderung hat sich die Verwendung der Hauptumformgrade φ_1 , φ_2 , φ_3 für Längen-, Breiten- und Höhenänderungen am besten bewährt. Die mathematische Formel für den Längenumformgrad ist in **Gleichung 3** dargestellt.

$$\varphi_l = \int_0^{l_1} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_1}{l_0}$$

Gleichung 3

Gleichung 3 gilt analog zu Breiten- und Höhenumformgrad. Zu einer plastischen Formänderung kommt es dann, wenn die auftretenden Spannungszustände die Streckgrenze R_e bzw. die Fließspannung σ_F überschreiten. Die Fließspannung wird als jene Spannung definiert, die bei einachsigem Spannungszustand das Fließen des Werkstoffs einleitet und aufrechterhält. Sie wird sowohl von verfahrens- und auch von werkstoffabhängigen Größen beeinflusst. [60]

Im Allgemeinen wird unter der Umformgeschwindigkeit die Änderung des Umformgrades in der Zeiteinheit verstanden. Die mathematische Formel für die Umformgeschwindigkeit ist in **Gleichung 4** dargestellt.

$$\dot{\varphi} = \frac{d\varphi}{dt}$$

Gleichung 4

Umformgrad und Umformgeschwindigkeit haben einen entscheidenden Einfluss auf das Umformvermögen. [60]

6.2 Umformvermögen

Das Umformen setzt beim Werkstoff ein Umformvermögen voraus. Er soll seine Gestalt unter Einfluss äußerer Kräfte in ausreichend hohem Maß verändern, ohne dass dabei der Werkstoffzusammenhalt verloren geht. Bei ausreichend hohen plastischen Formänderungen kann die Fähigkeit zu weiterer plastischer Formänderung erschöpft sein. Der Umformgrad bei dem die ersten Risse entstehen wird als Umformvermögen φ_{Br} bezeichnet. [60]

Das Umformvermögen wird unter anderem auch von den Umformbedingungen bestimmt. Dazu zählen Temperatur, Umformgeschwindigkeit, Pausezeiten zwischen den einzelnen Stichen und auch die Restverfestigung des Werkstoffs nach vorangegangener Umformung (**Bild 25**). Im Gegensatz zur Fließspannung σ_F ist das Umformvermögen φ_{Br} auch stark vom inneren Spannungszustand abhängig. **Bild 26** zeigt den Einfluss der Beanspruchungsart auf das Umformvermögen. [61]

Neben dem Spannungszustand bei dem betreffenden Umformverfahren gibt es noch zahlreiche prozessspezifische Einflussgrößen auf den Umformgrad, bis zu dem eine rissfreie Umformung möglich ist (Grenzumformgrad). Dazu zählen:

- Ungleichmäßigkeiten in der Formänderung und Temperatur in der Umformzone
- Form und Oberflächenqualität der Umformwerkzeuge
- Verlauf der Reibungskräfte in der Umformzone
- Form, Abmessungen, Masse und Oberflächenqualität des umzuformenden Werkstoffes
- Geometrie der Umformzone
- Temperatur-Zeit-Führung vor und während der Umformung
- Zeitlicher Ablauf des Umformvorganges (kontinuierlich oder unterbrochen)

Für den Walzwerkstoff sind außerdem die chemische Zusammensetzung und der Gefügestand von Bedeutung. Zu beachten sind insbesondere die Makro- und Mikrostruktur hinsichtlich Verteilung von Fehlern und Inhomogenität sowie Größe, Menge, Form und Verteilung von Einschlüssen. [60]

6.3 Herstellung von Knüppeln

Als Knüppel bezeichnet man generell quadratisches Halbzeug mit abgerundeten Kanten im Abmessungsbereich von 70 bis 140 mm. Diese sind meist das Vormaterial für Stab-, Draht- und Rohrwalzwerke. Knüppel können sowohl gegossen, als auch auf Halbkonti- bzw. Conti- Halbzeugwalzwerken aus gewalzten oder stranggegossenen Vorblöcken gewalzt werden. Bei kontinuierlichen Halbzeugstraßen sind alle Walzgerüste hintereinander angeordnet. Kontiwalzwerke bestehen in den meisten Fällen aus einer Vorstaffel mit zwei bis sechs und aus einer Fertigstaffel mit vier bis sechs Gerüsten. Generell sind je nach Größe des Walzwerkes Anstichquerschnitte von 200 x 200 bis 400 x 400 mm² üblich. [60]

Als Ausgangswerte zur Kalibrierung der Stichpläne bei Kontiwalzwerken dienen generell der Anstich- und die zahlreichen Fertigquerschnitte, die Walzendurchmesser, die Gerüstzahl, die maximal mögliche Walzkraft sowie das Walzmoment und die vorhandene Antriebsleistung. Wichtig ist ebenfalls der Temperaturverlauf der sich vor allem aus der Walzgeschwindigkeit, dem Gerüstabstand, dem jeweiligen Oberflächen zu Querschnitts-Verhältnis und der Berührungszeit mit Walzen und Armaturen ergibt. Je nach der möglichen Streckungswirkung der Kaliberreihe kann die Querschnittsfläche des Walzgutes berechnet werden. [60]

Um einen möglichst geringen Längszug zwischen den einzelnen Gerüsten einzustellen, muss die Gerüstdrehzahl nach der Streckung unter Berücksichtigung der Voreilung eingestellt werden. Eine Schlingenbildung führt zu Störungen, ein zu großer Längszug zu Antriebsüberlastungen oder Werkstoffschädigungen. In der Praxis wird meist mit leichten Längszügen gearbeitet. Diese werden mittels Drehzahldifferenzen im Bereich von 0,5 bis 4,0% eingestellt.

Der Gesamtumformgrad liegt beim Walzen von Knüppeln (50 x 50 bis 140 x 140 mm²) im Bereich $\varphi_g = 0,69$ bis 3,13. Die entsprechenden Streckungen betragen $\lambda_{ges} = 2,0$ bis 23. [60]

Die Qualität der gewalzten Erzeugnisse ist also von walztechnischen und werkstoffbezogenen Einflussgrößen abhängig. Auf Werkstoffseite ist jedoch besonders die Oberflächenqualität des Vormaterials von Bedeutung. Eine schlechte Qualität des Vormaterials kann meist durch optimierte Walzparameter nicht mehr ausgeglichen werden. Deshalb führen oberflächenrissbehaftete Vormaterialien oft zu massiven Einbußen in der Qualität des Walzproduktes.

7 Schlussfolgerungen aus dem Literaturteil

Die Literatur über die Ursachen der Rissbildung beim Stranggießen ist sehr umfangreich. Es gibt viele Faktoren und Einflüsse die eine Rissbildung am Gussprodukt begünstigen. Diese können grundsätzlich in zwei verschiedene Kategorien eingeteilt werden. Zum Einen gibt es Mechanismen, welche die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs, wie Festigkeit und Zähigkeit, verschlechtern. Dazu gehört die Bildung von Ausscheidungen verschiedener Legierungselemente an den Austenitkorgrenzen, zu hohe Umformgeschwindigkeiten in der Biege- und Richtzone der Stranggussanlage sowie die Bildung von voreutektoiden Ferrit.

Zum Anderen beeinflussen anlagenbedingte Faktoren die Kräfte bzw. Spannungen, welche auf das Material ausgeübt werden. Z.B. können die thermischen Spannungen über Gießgeschwindigkeit, Gießpulver, Überhitzung und Kühlung in der Sekundärkühlzone sowie in der Kokille gesteuert werden.

Obwohl der Einfluss einzelner Faktoren auf die Rissanfälligkeit gut erforscht ist, ist es doch problematisch beim Zusammenwirken mehrerer Einflussgrößen den ausschlaggebenden Faktor zu isolieren.

Die nun folgende praktische Arbeit hat das Ziel, durch die Integration einer automatischen Oberflächeninspektionseinrichtung in den Produktionsprozess, wichtige Informationen über das Fehleraufkommen und somit auch über die Produktqualität zu erhalten. Diese Informationen, kombiniert mit den Daten aus vorangegangenen Prozessstufen, können die Suche nach entscheidenden Fehlerquellen erheblich erleichtern.

Praktischer Teil

8 Automatische Oberflächeninspektionssysteme

Automatische Oberflächeninspektionssysteme (OIS) werden seit Jahren in einigen Bereichen der Stahlindustrie erfolgreich für die Qualitätsüberwachung eingesetzt. Das folgende Kapitel soll einen kurzen Überblick zum Thema „automatisierte Oberflächeninspektionssysteme“ geben.

8.1 Entwicklung

Erste Entwicklungstendenzen im Bereich der automatisierten Oberflächeninspektion begannen um 1980. Schon damals wurde versucht, Produktoberflächen elektronisch zu erfassen und zu bewerten. Erste Versuche erfolgten mit Laserscannern, bei denen ein Laserstrahl über die Bandoberfläche läuft und das reflektierte Licht über eine analoge Erfassungseinrichtung zeilenweise zu einem Abbild der Oberfläche zusammengesetzt wird. Die Auswertung und Interpretation der Ergebnisse scheiterte letztendlich aufgrund der damals unzureichenden Rechnerleistung. Etwas später erfolgten verschiedene Versuche mit Videokameras und Bandaufzeichnung mit Videorecordern. Wegen schlechter Bildqualität führte dies ebenfalls nicht zu den gewünschten Ergebnissen. Erst durch die Weiterentwicklungen in der Computer- und digitalen Kameratechnik setzten sich Kamerasysteme mit digitaler Bildverarbeitung immer mehr durch. Gegenwärtig sind zwei Kamerasysteme im Einsatz. Bei Zeilenkameras erfolgt die Bilderfassung Zeile für Zeile und bei Matrixkameras wird das Bild flächig aufgenommen. [47]

8.2 Ziele

Grundsätzlich gibt es zwei Gründe die für den Einbau eines OIS sprechen. Auf der einen Seite liegen die für den Anwender wirksamen Verbesserungen und auf der anderen Seite die für den Kunden meist indirekt resultierenden Vorteile. Aus Sicht des Anwenders ist es ein großer Fortschritt, dass trotz schwieriger Umgebungsbedingungen

und/oder hoher Prozessgeschwindigkeiten eine Inspektion des Materials möglich ist. Ebenfalls große Bedeutung haben der Schutz der Anlage, an der das OIS installiert ist, sowie der Schutz von nachgeschalteten Aggregaten. Fehlerinformationen können sowohl zur Warnung als auch zur Optimierung der Fahrweise nachgeschalteter Anlagen verwendet werden. [47]

Ein weiterer Vorteil für den Anwender besteht in einer objektiven Fehlerbeurteilung nach gleichem Maßstab und vor allem über genaue Informationen, wie z.B. Lage und Größe der Fehler. Er erhält somit die Möglichkeit, durch Weitergabe von Fehlerinformationen an vorangegangenen Produktionsstufen geeignete Maßnahmen zu Fehlerbeseitigung zu ergreifen. [47]

Für den Kunden sollen diese Hilfsmittel zur Qualitätsverbesserung das Fehlerniveau an den Fertigungsanlagen verringern. Ein Rückgang von Reklamationen fehlerhafter Produkte führt zu einer Erhöhung der Kundenzufriedenheit. [47]

8.3 Technischer Stand und Aufbau von OIS

Trotz eines großen Bedarfs an automatischen Oberflächeninspektionssystemen in der Stahlindustrie ist gegenwärtig nur eine kleine Anzahl von Systemlieferanten mit einer nennenswerten Anzahl an Inspektionsgeräten im Stahlbereich vertreten. Viele Anbieter beschäftigen sich nämlich nur mit Oberflächen (Folien, Papier) die einfacher zu inspizieren sind. Die stark strukturierten Oberflächen im Stahlbereich erfordern geeignete Systeme mit speziellen Entwicklungen im Bereich der Detektion und Klassifikation von Oberflächenfehlern. [47]

Grundsätzlich besteht ein OIS aus vier Komponenten:

- der Beleuchtungseinheit zur Beleuchtung der Produktoberfläche
- einer Kameraeinheit zur vollständigen Aufnahme der Produktoberfläche
- einer Recheneinheit zur Verarbeitung der Kamerabildinformationen
- einem Interface zur Prozessintegration und Anzeige der Klassifikationsergebnisse

Die Beleuchtung muss so eingestellt werden, dass auftretende Fehler mit möglichst gutem Kontrast herausgearbeitet werden können. Insbesondere auf die Homogenität der Lichtquelle ist zu achten, da hierdurch die Bildqualität und Detektionsleistung direkt beeinflusst werden. Neben sichtbarem Licht kann auch Infrarot- bzw. UV-Strahlung als Lichtquelle zum Einsatz kommen. [47]

Die Kameratechnik ist so auszulegen, dass die minimale Fehlergröße unter allen Geschwindigkeitsbedingungen der Produktionslinie noch ausreichend aufgelöst werden kann. Die minimale Fehlergröße sollte also durch mindestens 16 detektierte (vom System als fehlerhaft erkannte) Bildpunkte abgedeckt werden. Dies ermöglicht eine gute Fehlerklassifikation in der nachgeschalteten Verarbeitung. [47]

Die Recheneinheit ist das eigentliche „Gehirn“ der gesamten Anlage. Hier werden die kontinuierlich aufgenommenen Oberflächenbilder auf ihren Informationsgehalt überprüft. Je nach Anwendung ist ein Datenstrom an Bilddateien von bis zu 40 MByte pro Sekunde möglich. Das Inspektionssystem vergleicht dann die aufgenommenen Bildpunkte mit Schwellenwerten. Als fehlerhaft erkannte Bildpunkte werden markiert, alle anderen bleiben unverändert. Aus diesen Binärbildern und den zu jedem Bildpunkt gespeicherten Helligkeitsinformationen werden Parameter zur Klassifikation gewonnen. [47]

Die echte Leistungsfähigkeit eines Inspektionssystems zeigt sich darin, den Großteil der aufgenommenen Bilder sofort zu verwerfen und nur einen kleinen essenziellen Teil zu verarbeiten. Die Merkmale der Fehlerbilder die diese erste Auswahlstufe durchlaufen haben, werden mit hinterlegten Fehlermerkmalen aus der Fehlerdatenbank verglichen. Bei entsprechender Übereinstimmung erfolgt die automatische Klassifizierung in eine vorab trainierte Fehlerklasse. Der Vergleich dieser Bildmerkmale erfordert eine hohe Rechenleistung. Selbst modernste Rechensysteme können durch ein zwischenzeitlich erhöhtes Fehleraufkommen überlastet werden. In diesem Fall tritt dann ein Datenverlust auf. [47]

Das Interface muss anwendungsspezifisch ausgelegt sein, um dem OIS die wichtigen Produkt- und Steuerungsinformationen zeitrichtig zur Verfügung zu stellen. Eine große Bedeutung kommt auch der Darstellung der Inspektionsergebnisse zu. Die Fülle von Informationen muss so komprimiert werden, dass sie den Produktinspekteur bei seinen

Beobachtungen unterstützen. Probleme bereitet jedoch bis jetzt die automatische Datenarchivierung. Die Klassifikationsergebnisse weisen noch nicht jenen Sicherheitsgrad auf, den der Mensch erzielt. In Zweifelsfällen ist eine Überprüfung der Inspektionsergebnisse anhand der erfassten Fehlerbilder notwendig. Eine zusätzliche Speicherung der Bilddateien erfordert jedoch eine andere Auslegung der Speichermedien. [47]

Abschließend kann festgestellt werden, dass OIS heute weitgehend zuverlässig funktionieren. Sie liefern wertvolle Daten und haben sich bei vielen Anwendungen im Flachstahlbereich durchgesetzt. Andererseits stehen eine zuverlässige Klassifikation bei strukturierten oder texturierten Oberflächen und echte Entscheidungshilfen durch richtiges Daten-Handling im Mittelpunkt der Entwicklung. Die nötigen Innovationen werden dafür wohl zwangsläufig entwickelt werden müssen, um die Stahlbranche im Wettbewerb zu stärken. [39]

9 Das SIAS-System

Das SIAS - System (Surface Inspection Automated System) ist eine Vorrichtung zur Erkennung von Oberflächenfehlern bei gewalzten Knüppelmaterialien im noch warmen Zustand des Halbzeugs. Die Anlage wird bei der Lösung von zwei grundlegenden Problemstellungen im Produktionsprozess behilflich sein. Es sollen alle quadratisch gewalzten Knüppel kontinuierlich auf Oberflächenfehler geprüft werden um so den Durchschlupf etwaiger fehlerhafter Materialien zu unterbinden. Bisher wurden die Knüppel stichprobenartig durch die Produktionsmannschaft vor Ort kontrolliert.

Weiters wird es mit Hilfe der vorliegenden Daten über die Fehlerauftrittshäufigkeit bei verschiedenen Stahlqualitäten leichter möglich sein, produktionsbedingte Faktoren, welche sich negativ auf die Produktqualität auswirken, zu identifizieren und schlussendlich den Produktionsprozess weiter zu verbessern.

9.1 Aufbau und Messprinzip

Die Anlage ist hinter dem letzten Gerüst der Knüppelwalzstraße aufgebaut (**Bild 27**). Die Mono Linear Kameras (Auflösung: 4000 Pixel / 0,5 x 0,5 mm) befinden sich in quadratischer Anordnung (**Bild 28**) um alle vier Seiten des Knüppels aufnehmen zu können. Jede Kamera wird einer Seite des Knüppels zugeordnet. Die vier Seiten sind Top, Rear, Bottom und Front. Die Messung erfolgt über Infrarotstrahlung. Wärmere Bereiche (z.B. Rissöffnungen) werden heller und kältere Bereiche auf der Oberfläche (z.B. Zunder) werden dunkler dargestellt (**Bild 29**). Somit können die auftretenden Oberflächenfehler für das System sichtbar gemacht werden.

Der Oberflächeninspektionsprozess kann, wie in **Bild 30** dargestellt, in folgende Teilschritte unterteilt werden:

Als erstes erfolgt die Aufnahme der Produktoberfläche in ausreichender Bildqualität um die nachfolgende Fehlerdetektion zu ermöglichen. Nach der Bildaufnahme werden jene Bildpunkte markiert, die aufgrund unterschiedlicher Grausättigung Bestandteile möglicher Oberflächenfehler sein könnten (**Bild 32**, rote Markierungen). Im

anschließenden Lokalisierungsprozess werden zur Positonsbestimmung dem Fehler Koordinaten zugeordnet. Außerdem wird in diesem Prozess eine passende Grenze um den Fehler definiert, welche für die Fehlerklassifikation benötigt wird (**Bild 32**, grüne Linie).

Im Klassifikationsprozess werden verschiedene Algorithmen zur Fehleridentifizierung verwendet. Der Fehler wird dann jener Klasse mit der größten Übereinstimmung zugewiesen. Nach der Klassifikation erfolgt eine statistische Auswertung der Fehler. Anschließend können je nach Wahl Fehler ausgewählter Klassen am Bildschirm angezeigt werden. Zuletzt werden die Fehlerbilder mit ihren dazugehörigen Protokolldaten gespeichert und archiviert.

9.2 Fehlererkennung

Die vorhandenen Oberflächenfehler werden in verschiedene Klassen eingeteilt. Zunächst unterscheidet das System zwischen Fehlern an der Kante und auf der Fläche. Bis 30 mm von der Kante entfernte Risse fallen unter die Kategorie Kantenrisse, Flächenrisse liegen dazwischen. Zusätzlich erkennt das Programm den Unterschied zwischen Längs- und Querrissen. Der häufig auftretende Walzzunder erhält ebenfalls eine eigene Klasse.

Die Fehlererkennung sowie deren Klassifizierung erfolgt durch den optischen Vergleich mit bereits in der Fehlerdatenbank abgespeicherten Fehlerbildern. Als erstes werden dazu alle vier Seiten des Knüppels durch die vier Kameras digital aufgenommen. Das Programm erkennt dann aufgrund der verschiedenen geometrischen Formationen von Kontrast- und Helligkeitsunterschieden etwaige Bereiche mit möglichen Fehlern. Diese werden anschließend mit allen in der Datenbank enthaltenen Fehlerbildern verglichen. Der Defekt wird schließlich jener Klasse mit dem höchsten Übereinstimmungswert zugewiesen. Dieser kann Werte zwischen null und 100 Prozent annehmen, wobei 100 Prozent eine vollständige Übereinstimmung und richtige Fehlerzuweisung bedeutet. Unterschreiten diese Vergleichsparameter jedoch einen bestimmten Wert (z.B. 60%), wird der Fehler als „unbekannt“ ausgegeben und muss dann eventuell manuell zugeordnet werden. Dieser Fall tritt dann ein, wenn das aufgenommene Fehlerbild

keinem Referenzbild mit entsprechender Übereinstimmung aus der Fehlerdatenbank entspricht.

Zusätzlich zu den bereits erläuterten Erkennungsparametern gibt es noch die Sensibilität. Damit kann die Detektionsempfindlichkeit der Anlage gesteuert werden. Wie in den **Bildern 31** und **32** dargestellt, verändert die Sensibilität die Fehlerschwelle für Sättigungsunterschiede in den Grauwerten. Eine Einstellung von hoher Sensibilität bewirkt also, dass die Anlage genauer detektiert. Das Programm reagiert dann viel empfindlicher auf Kontrast- bzw. Helligkeitsunterschiede und somit auch auf kleinere Fehlerformationen. Damit werden in Summe mehr Fehler, auch jene schwächerer Ausprägung, erkannt. Wird die Sensibilität jedoch zu hoch eingestellt (**Bild 32**, Teilbild 4), werden viele geometrische Formationen als Fehler detektiert und es kommt zu vielen „Fehlanzeigen“. Ein zu niedriger Wert der Sensibilität ist jedoch ebenfalls nicht empfehlenswert (**Bild 32**, Teilbild 3). Dadurch werden nur noch sehr stark ausgeprägte Fehler detektiert. Weniger stark ausgeprägte Ungenzen bleiben unerkannt.

10 Versuchsplanung

Zum besseren Verständnis des Zwecks der durchgeführten Versuche wird in diesem Abschnitt die Versuchsplanung näher erläutert. Der praktische Teil dieser Arbeit befasst sich mit zwei großen Themen der Fehleranalyse und Fehlerklassifizierung sowie der statistischen Auswertung. Die Thematik der Fehleranalyse und –klassifizierung beschäftigt sich mit der Herkunft bzw. Ursachen der Oberflächenfehler am überwalzten Knüppel.

In der statistischen Auswertung wurden die möglichen Einflüsse von Legierungselementen auf die Auftretswahrscheinlichkeit der Oberflächenfehler untersucht. Außerdem wird abgeklärt ob es sich hierbei um eine tatsächliche Erhöhung an Oberflächenrissen handelt oder ob diese Elemente durch erhöhte Zunderbildung an der Walzknüppeloberfläche lediglich die Fehlererkennung stören.

10.1 Ausgangssituation

In den ersten Wochen nach Inbetriebnahme der Anlage erfolgte eine genaue Kalibrierung des Kamerasystems. Erst durch eine gute Bildqualität der aufgenommenen Fehlerbilder war es sinnvoll diese in die Fehlerdatenbank der Erkennungssoftware einzugeben. Aus diesem Grund wurden zu Beginn von fehleranfälligen Stahlsorten produzierte Knüppel systematisch visuell auf Fehler überprüft und diese dokumentiert. Anschließend wurde verglichen ob diese Fehler auf den aufgenommenen Bildern der Prüfanlage erkennbar waren. War dies nicht der Fall, wurden die Kameraeinstellungen verändert um eine bessere Kontrastierung der Fehler zu erhalten. Dieser Vorgang wurde so oft wiederholt bis eine ausreichend gute Sichtbarkeit der zu erfassenden Oberflächenfehler gegeben war.

Anschließend wurde damit begonnen, aufgetretene Oberflächenfehler zu katalogisieren und in die Fehlerdatenbank der Rissprüfanlage einzugeben.

10.2 Fehleranalyse und Fehlerklassifizierung

Anfänglich verfügte die Rissprüfanlage lediglich über das Basisbetriebssystem sowie einem Grundbestand an Fehlerdaten in der Datenbank. Dies führte dazu, dass in Summe mehrere hundert Fehler pro Knüppel detektiert und erkannt wurden. Ein Großteil dieser Fehler wurde richtigerweise als Walzzunder klassifiziert. Jedoch hatte das System noch große Probleme Risse von Walzzunder zu unterscheiden. Es war demnach schwierig echte Fehler allein aus den Bilddateien der Rissprüfanlage manuell herauszufiltern.

Deshalb wurden die produzierten Knüppel, vorzugsweise von rissanfälligen Stahlsorten, manuell auf Fehler überprüft. Die gefundenen Fehler wurden, wie vorhin bei der Kamerakalibrierung, vermessen und dokumentiert. Mit den genauen Informationen über die Positionen der Fehler am Knüppel war es somit viel einfacher diese in den aufgenommenen Bilddateien der Rissprüfanlage zu finden. Außerdem wurde durch diese Vorgehensweise garantiert, dass nur tatsächlich aufgetretene Fehler in der Datenbank erfasst wurden.

Neben der Klassifizierung und Katalogisierung, stand auch eine genaue Untersuchung der Fehler in Bezug auf Herkunft (prozessbezogen) und Ursache im Mittelpunkt. Zu Beginn wurden ausgewählte Fehler auf Knüppeln metallographisch auf Auffälligkeiten untersucht. Die metallographische Untersuchung sollte zur Aufklärung der Fehlerentstehung beitragen, ob die Oberflächenfehler erst beim Walzen oder schon früher entstanden sein könnten. Es konnte hier bei fast allen Rissen eine zum Teil starke Entkohlung und Verzunderung an den Rissflanken festgestellt werden. Diese Ergebnisse legten die Vermutung nahe, dass die Risse eventuell bereits beim Stranggussprozess entstanden sind.

Durch den Walzvorgang verändert sich die Geometrie der bereits am Vorblock vorhandenen Fehler. Der durchgeführte Walzversuch sollte demnach Aufschluss über die geometrische Veränderung von bereits am Vorblock existierender Fehler bringen. Hierzu werden an drei Versuchsblöcken mechanisch Fehler eingearbeitet und diese anschließend überwalzt. Eine metallographische Untersuchung der künstlich eingebrachten Fehler an den überwalzten Versuchsblöcken soll außerdem Informationen über Entkohlung und Verzunderung der Rissflanken liefern.

Zur Klärung der Entstehung von den Oberflächenfehlern wurden Vorblockuntersuchungen durchgeführt. Zu diesem Zweck wurden Proben von verschiedenen Vorblöcken einer rissanfälligen Stahlsorte entnommen und auf Oberflächenfehler überprüft. Danach erfolgte eine metallographische Untersuchung der Risse auf den Proben der Vorblöcke. Die beprobten Vorblöcke wurden gleich nach Entnahme der Proben weiter zu Knüppeln gewalzt. Die Ziele der Vorblockuntersuchungen waren das Auffinden möglicher Oberflächenfehler und gegebenenfalls deren Weiterverfolgung am Knüppel.

10.3 Statistische Auswertung

Die Ziele einer statistischen Auswertung sind möglichen Einflüssen auf die Fehleranzahl, wie z.B. durch Legierungselemente oder Gießparameter, auf den Grund zu gehen. Die Aussagekraft solcher Statistiken ist jedoch sehr stark von der Detektionsgenauigkeit der Anlage abhängig. D.h., je mehr Fehler richtig erfasst werden, desto aussagekräftiger sind die erfassten Fehlerdaten. Aus diesem Grund wurde vor der Durchführung der statistischen Auswertungen die Detektionsgenauigkeit bei den vorhandenen Fehlerklassen überprüft.

Im Voraus kann schon gesagt werden, dass der Walzzunder den größten Störeinfluss auf die Fehlerdetektion hat. Dies ist vor allem ein Problem bei der Erfassung von Längsrissen. Außerdem verstärken manche Legierungselemente die Verzunderung am Knüppel und führen somit nur scheinbar zu einer erhöhten Rissanfälligkeit.

Zum Zeitpunkt der Datenerfassung für die Fehlerstatistik in dieser Arbeit, war die Detektion und Erfassbarkeit der Kantenquerrisse ausreichend genau um einen Einfluss des Kohlenstoffgehalts sowie der Gießreihenfolge auf das Fehleraufkommen nachzuweisen.

11 Einteilung der Werkstoffe in Stahlgruppen

Um eine Verbindung zur Fehlerstatistik herzustellen, werden die verschiedenen Stahlsorten die im Fehlerkatalog dokumentiert bzw. welche bei den verschiedenen Versuchen untersucht wurden, wie in **Tabelle 1** dargestellt, in Stahlgruppen eingeteilt. Bei der beträchtlichen Anzahl an unterschiedlichen Legierungskonzepten erfolgt die folgende Unterteilung ausschließlich nach dem Kohlenstoffgehalt. Besteht ein Zusammenhang zwischen der Ausprägung bzw. Art der Risse und dem Kohlenstoffgehalt kann jener mit dieser Einteilung leichter aufgezeigt werden. Diese Einteilung geht von niedrig legierten Kohlenstoffstählen aus. Die Gehalte anderer Legierungselemente können jedoch von Stahlsorte zu Stahlsorte innerhalb einer Gruppe sehr stark schwanken. Verfügt eine Stahlsorte innerhalb einer Gruppe über einen deutlich höheren Legierungsgehalt eines oder mehrerer Elemente wird dies im Text des jeweiligen Versuches vermerkt. Dies bezieht sich vor allem auf die Elemente Cr, Ni, Si, Mn, S, Al sowie auf Mikrolegierungselemente Ti und B. Die Werte in der Tabelle geben jeweils die Höchstgehalte der verschiedenen Legierungselemente an.

	% C	% Si	% Al	% Mn	% Ni	% Cr	% S	% Ti	% B
Gruppe 1	0,06-0,2	bis 0,35	bis 0,05	bis 1,2	bis 0,55	bis 1,0	bis 0,035	bis 0,03	bis 0,005
Gruppe 2	0,2-0,4	bis 0,3	bis 0,04	bis 1,0	bis 0,5	bis 1,1	bis 0,025	bis 0,03	bis 0,005
Gruppe 3	0,4-0,6	bis 1,5	bis 0,01	bis 0,8	bis 0,2	bis 0,7	bis 0,025	-	-
Gruppe 4	0,6-0,9	bis 0,3	bis 0,01	bis 0,8	bis 0,1	bis 0,3	bis 0,015	-	-
Gruppe 5	0,9-1,1	bis 0,35	bis 0,05	bis 0,4	bis 0,2	bis 1,6	bis 0,025	-	-

Tabelle 1: Kohlenstoffgehalt der verschiedenen Stahlgruppen in Massenprozent

12 Klassifizierung der Fehler am Knüppel

Grundsätzlich erkennt die SIAS-Anlage alle Ungängen und Fehler am Knüppel. Da sich aber nicht alle gleich gravierend auf die Produktqualität auswirken, muss unter anderem auch eine Einteilung der auftretenden Fehler am Knüppel erfolgen. Dadurch kann der immer wieder auftretende unbedeutende Walzzunder gleich im Vorhinein automatisch von der SIAS-Anlage aus den Fehlerstatistiken entfernt werden.

12.1 Einteilung

Die Einteilung der am Walzgut auftretenden Risse erfolgt unter verschiedenen Gesichtspunkten. Zunächst wird der Knüppel in Rand- und Flächenbereich eingeteilt (**Bild 33**). Die beiden Randbereiche erstrecken sich bis 30 mm weg von der Kante, hin zur Mitte des Knüppels. Der Flächenbereich liegt dazwischen. Prinzipiell wird zwischen drei Arten von Fehlern unterschieden (Längs-, Querrisse und Zunder). Da sich aber Walzzunder im eigentlichen Sinn nicht negativ auf die Produktqualität auswirkt, wird dieser nicht in die Fehlerstatistik aufgenommen. Problematisch sind nur Zunderformationen, die bei manchen Stahlgüten fälschlicherweise als Riss detektiert werden. Kantenquerrisse sowie Flächenlängs- und Kantenlängsrisse sind jene Fehlerarten die für die Produktqualität am meisten Bedeutung haben.

12.2 Fehldetektionen

In manchen Fällen kommt es während der Bildaufnahme der Kameras zu optischen Störeffekten. Diese Effekte wirken sich sehr negativ auf die Fehlererkennung aus. Durch eine leichte Verdrehung und Anhebung des Knüppels während der Bildaufnahme wird von der Knüppelkante kurzzeitig mehr Wärmestrahlung von der Kamera visualisiert. Dieser Umstand führt, wie in **Bild 34** zu sehen ist, zu einer unerwünschten Aufhellung an der Knüppelkante. In sehr seltenen Fällen konnte eine Bildung von dunklen Längsstreifen (**Bild 35**) an den Knüppelbildern beobachtet werden. Diese Bildstörung wird wahrscheinlich durch eine zu starke Erwärmung der jeweiligen Kameras verursacht.

Beim Auftreten der vorhin beschriebenen Effekte, werden diese oft von der Anlage als unbekannte Fehler oder Risse klassifiziert. Um dieser Art der Falscherkennung entgegenzuwirken wurde eine eigene Fehlerklasse für jene Effekte erstellt, die Pseudofehler.

Ein weitaus größeres Problem als die Pseudofehler stellt bei manchen Stahlgütern der Walzzunder dar. Treten Risse in stark verzünderten Bereichen am Knüppel auf, können diese meistens nicht erfasst werden. **Bild 36** verdeutlicht diese Problematik. Der Längsriss an der Kante ist nur schwer zu detektieren, da er vom Walzzunder praktisch überlagert wird. Außerdem werden die Zunderformationen in der Mitte dieses Knüppels häufig als Flächenlängsriss ausgegeben, weil diese für das System sehr ähnlich aussehen.

13 Fehlerkatalog

In diesem Abschnitt werden Ausprägung und Form aller am Knüppel aufgetretenen Risse dargestellt. Dabei wird auch auf die verschiedenen Stahlsorten eingegangen. Risse gleicher Art (z.B. Kantenquerrisse) können bei verschiedenen Güten oft unterschiedlich aussehen. Damit ändert sich auch die Detektionsgenauigkeit mittels SIAS- System bei verschiedenen Stahlqualitäten. Verschiedene Rissarten und deren Form sind oft sehr unterschiedlich. Zur Vereinfachung werden deshalb, in den späteren Kapiteln sowie in der Statistik, alle Oberflächenfehler in die drei Kategorien Quer-, Kantenlängs- und Flächenlängsriss zusammengefasst.

Der hier verwendete Begriff der „Detektionsgenauigkeit“ bezieht sich in erster Linie auf die Wahrscheinlichkeit mit der Walzzunder als Oberflächenriss erkannt wird. Diese ist sehr stark von der Form und Anzahl verschiedener Zunderformationen am Knüppel abhängig. Als Faustformel gilt, je weniger Zunder auf der Knüppeloberfläche vorhanden ist, desto geringer ist die Wahrscheinlichkeit, dass dieser als Oberflächenriss erfasst wird und desto besser ist die Detektionsgenauigkeit.

13.1 Querrisse

Quer- und Kantenquerrisse am gewalzten Knüppel konnten bei sehr vielen Stahlsorten nachgewiesen werden. Die **Bilder 37 bis 44** zeigen verschiedene Kantenquerrisse am Knüppel für Stähle mit Kohlenstoffgehalt bis 0,2%. Das entspricht dem Gehalt der Gruppe 1. Die Größe und Gestalt der Fehler können sehr stark variieren. In den **Bildern 37 bis 40** sind einzelne schwach ausgeprägte Kantenquerrisse abgebildet. Diese Fehler sind mittels SIAS nur schwer zu detektieren. Das gilt ganz besonders wenn der Knüppel stark verzundert ist. Auch bei einer schnellen optischen Nachkontrolle mit dem Auge ist es aufgrund des Zunders schwierig solche Risse zu entdecken. Die **Bilder 41 bis 44** zeigen deutlich stärker ausgeprägte netzförmige Kantenquerrisse die auch häufig in vermehrter Anzahl am Knüppel auftreten können. Diese sind sowohl mittels SIAS als auch mit bloßem Auge deutlich leichter auszumachen, vor allem wenn sie gruppenweise am Walzgut vorkommen.

Vereinzelte sehr stark ausgeprägte Querrisse an der Knüppelkante konnten ebenfalls detektiert werden. Die in den **Bildern 45 bis 50** dargestellten Querrisse wurden bei den Stahlgruppen 2 und 5 gefunden. In den SIAS-Fotos ist zu sehen, dass diese Fehler fallweise zum Zeitpunkt der Bildaufnahme noch mehr oder weniger mit Zunderplättchen bedeckt sind, die aber bei weiterer Abkühlung des Knüppels abplatzen. Obwohl das für die optische Kontrolle mit dem Auge unerheblich ist, wirkt sich dieser Umstand doch negativ auf die Detektionsgenauigkeit mittels SIAS aus.

In sehr seltenen Fällen kommt es zur Entstehung massivster Querrisse, die von der Kante bis in die Knüppelmitte reichen. Solche Fehler führen in fast allen Fällen zu einer Verschrottung des Walzgutes. Solche Risse sind in den **Bildern 51 bis 54** abgebildet. Diese sind bei Stählen der Gruppen 4 und 5 aufgetreten. Aufgrund ihrer Größe sind sie sowohl mit dem Auge als auch mittels SIAS leicht zu detektieren.

Alle Arten von Querrissen erschienen in unseren Untersuchungen auf den SIAS-Fotos immer heller als ihre Umgebung. Wie schon vorhin erwähnt, werden wärmere Punkte auf der Knüppeloberfläche durch die Infrarotkameras heller dargestellt als kältere. Da der Walzzunder isolierend wirkt, werden komplett zundergefüllte Risse dunkler als ihre unmittelbare Umgebung dargestellt. Für die untersuchten Querrisse bedeutet dies, dass sie zunderfrei sind.

13.2 Längsrisse

Flächen- und Kantenlängsrisse konnten bei vielen Stahlqualitäten vorgefunden werden. Die **Bilder 55 bis 58** zeigen zwei vollständig mit Zunder gefüllte stark ausgeprägte Flächenlängsrisse der Stahlgruppen 2 bzw. 5. Auf den SIAS-Bildern sind sie bei nicht allzu stark verzunderten Knüppeln sehr gut zu detektieren. Die Zunderfüllung im Riss erschwert deutlich eine Erkennung mit bloßem Auge am kalten Walzgut.

Die **Bilder 59 und 60** zeigen einen teilweise mit Zunder gefüllten Kantenlängsriss bei mäßigem Kantenzunder. Das Material, auf dem der Fehler aufgetreten ist, entspricht der Stahlgruppe 2. Bei einer manuellen Nachkontrolle ist diese Art von Riss leicht zu erkennen. Die Detektion solcher Fehler mittels SIAS ist jedoch schwierig. Dies gilt vor allem für schwach ausgeprägte Risse im Bereich von verzunderten Knüppelkanten.

In **Bild 61** und **62** ist ein nicht zundergefüllter Kantenlängsriss bei starker Kantenverzunderung der Stahlgruppe 3 dargestellt. Obwohl der Fehler am kalten Knüppel leicht zu erkennen ist, wird der Riss im SIAS-Bild durch den Kantenzunder fast vollständig überlagert. Obwohl dieser Fehler detektiert wurde, ist die Gefahr beträchtlich, dass viele dieser Fehler der gleichen Art nicht gefunden werden können.

Die Grenzen der SIAS-Detektion zeigen die **Bilder 63** und **64**. Dieser in der Stahlgruppe 5 aufgetretene feine Kantenlängsriss ist selbst bei geringer Kantenverzunderung mit den SIAS-Kameras kaum noch aufzulösen. Auch bei einer manuellen Nachkontrolle der Knüppel ist dieser Fehler ebenfalls leicht zu übersehen.

Die **Bilder 65** bis **68** zeigen einen nicht zundergefüllten Kantenlängsriss bzw. eine Riefe verursacht durch eine mechanische Beschädigung bei zunderfreier Knüppelkante. Aufgetreten sind diese Fehler bei Stahlqualitäten der Gruppe 1 bzw. 4. Die zunderfreie Knüppelkante erleichtert die Fehlererfassung mittels SIAS erheblich. Auch die manuelle Nachkontrolle wird durch wenig Zunder am Walzgut erleichtert.

Eine kurze Zusammenfassung der verschiedenen Einflüsse auf die Detektionsgenauigkeit und was dies für die einzelnen Stahlgruppen bedeutet, ist in **Tabelle 2** bzw. **Tabelle 3** dargestellt.

Die **Tabelle 2** beschränkt sich auf vier Fehlerkategorien: Kantenquerriss, Querriss, Flächenlängsriss und Kantenlängsriss. Bei Flächenlängsrissen und Querrissen wurde nur eine Ausprägungsstufe gewählt. Der Grund hierfür ist, dass einerseits alle detektierten Flächenlängsrisse ungefähr gleich massiv aufgetreten sind und andererseits schwächer ausgeprägte Querrisse in die Kategorie Kantenquerrisse gehören.

Die Bewertung der Detektionsqualität bezieht sich in dieser Tabelle auf Knüppel mit wenig bis keiner Verzunderung. Die Note „schlecht“ bedeutet, dass ein Durchschlupf bzw. eine Fehlerkennung des jeweiligen Risses sehr wahrscheinlich ist. Bei der Note „gut“ hingegen werden meist alle Fehler detektiert und der richtigen Fehlerkategorie zugeordnet. Die Beurteilung des Störeinflusses des Zunders gibt an, wie stark sich ein steigender Anteil an Walzunder am Knüppel verschlechternd auf die Detektionsqualität

auswirkt. Bei „hohem“ Störeinfluss reichen schon geringe Mengen an Walzzunder um eine richtige Detektion des Fehlers nahezu unmöglich zu machen.

Fehler	Ausprägung	Detektionsqualität		Störeinfluss von Zunder	
		SIAS	manuelle Kontrolle	SIAS	manuelle Kontrolle
Kantenquerriss	schwach ⁽¹⁾	schlecht	mittel	hoch	mittel
	mittel ⁽²⁾	mittel	gut	mittel	niedrig
	stark ⁽³⁾	gut	gut	niedrig	kein
Querriss	stark ⁽⁴⁾	gut	gut	niedrig	kein
Flächenlängsriss	stark ⁽⁵⁾	gut	schlecht	hoch	mittel
Kantenlängsriss	schwach ⁽⁶⁾	schlecht	schlecht	hoch	mittel
	mittel ⁽⁷⁾	mittel	gut	hoch	niedrig
	stark ⁽⁸⁾	gut	gut	mittel	kein

Tabelle 2: Einfluss verschiedener Faktoren auf die Detektion verschiedener Fehler, im Vergleich SIAS mit manueller Kontrolle

- (1) siehe **Bild 39** und **40**
- (2) siehe **Bild 43** und **44**
- (3) siehe **Bild 45** und **46**
- (4) siehe **Bild 51** und **52**
- (5) siehe **Bild 55** und **56**
- (6) siehe **Bild 63** und **64**
- (7) siehe **Bild 65** und **66**
- (8) siehe **Bild 59** und **60**

Tabelle 3 zeigt die Erfassbarkeit der besprochenen Oberflächenfehler verschiedener Ausprägungsstufen, aufgeschlüsselt auf die einzelnen Stahlgruppen. Die Einteilung der vier Fehlerkategorien entspricht jener in **Tabelle 2**. In der Zeile „Nachweis“ ist angegeben, ob jene Art des Fehlers am Walzgut durch optische Nachkontrolle während den durchgeführten Untersuchungen in der jeweiligen Stahlgruppe nachgewiesen werden konnte. Ist eine Fehlerkategorie mit „nein“ beurteilt, konnte das Auftreten dieser Fehlerart bzw. Ausprägung in dieser Stahlgruppe nicht bestätigt werden. Unter „Detektion“ ist die Erfassbarkeit der tatsächlich aufgetretenen Oberflächenfehler mittels SIAS gemeint. Die fünf Bewertungsstufen sind sehr gut, gut, mittel, schlecht und sehr schlecht. Zunder bildet sich in den verschiedenen Stahlgruppen oft unterschiedlich aus. Zunderformationen einiger Stahlsorten können die Fehlerdetektion erheblich verschlechtern. In der Zeile „Zunder“ ist deshalb angegeben, wie sehr die

verschiedenen Mengen und Arten an Zunder die Fehlererfassbarkeit in den einzelnen Stahlgruppen beeinflussen. Dies führt in manchen Stahlgruppen dazu, dass durch hohen Störeinfluss dauernd Fehler detektiert werden, welche gar nicht oder nur in geringem Ausmaß vorhanden sind. Die Bewertungsskala geht hier von 1 (sehr geringer Störeinfluss auf die Detektion der jeweiligen Fehlerkategorie) bis 7 (extrem hoher Störeinfluss auf die Detektion der jeweiligen Fehlerkategorie). Für die Stahlgruppen, bei denen in der jeweiligen Fehlerkategorie keine Risse nachgewiesen werden konnten, bedeutet ein hoher Wert vermehrt Fehldetektionen. Für all jene Gruppen bei denen auch tatsächlich Oberflächenrisse auftreten, verschlechtern hohe Werte zusätzlich die Fehlererfassbarkeit.

Fehler	Ausprägung		Stahlgruppe				
			1	2	3	4	5
Kantenquerrisse	schwach	Nachweis	ja	ja	nein	nein	nein
		Detektion	schlecht	schlecht	-	-	-
		Zunder	4	4	4	4	3
	mittel	Nachweis	ja	ja	ja	nein	ja
		Detektion	gut	gut	gut	-	gut
		Zunder	2	2	3	2	1
	stark	Nachweis	ja	ja	nein	nein	nein
		Detektion	sehr gut	sehr gut	-	-	-
		Zunder	1	1	1	1	1
Querrisse	stark	Nachweis	nein	nein	nein	ja	ja
		Detektion	-	-	-	gut	gut
		Zunder	1	1	1	1	1
Flächenlängsrisse	stark	Nachweis	ja	ja	nein	ja	ja
		Detektion	gut	gut	-	gut	gut
		Zunder	5	5	7	5	4
Kantenlängsrisse	schwach	Nachweis	ja	ja	nein	nein	ja
		Detektion	schlecht	schlecht	-	-	sehr schlecht
		Zunder	5	5	5	4	3
	mittel	Nachweis	ja	ja	ja	ja	ja
		Detektion	mittel	mittel	mittel	mittel	gut
		Zunder	4	4	4	3	2
	stark	Nachweis	nein	ja	nein	ja	nein
		Detektion	-	gut	-	gut	-
		Zunder	3	2	2	2	2

Tabelle 3: Vergleich der einzelnen Stahlgruppen auf die Erfassbarkeit der Oberflächenfehler

Wie aus **Tabelle 3** ersichtlich, sind schwach ausgeprägte Oberflächenfehler schwieriger mittels SIAS zu erfassen. Auch der Störeinfluss durch Walzzunder nimmt mit steigender Fehlergröße bzw. Ausprägung kontinuierlich ab. Ein großes Problem stellt jedoch der

Zunder für die Detektion von Flächenlängsrissen dar. Auf einer zunderfreien Oberfläche sind sie gut zu erfassen. Jedoch schon kleine Mengen an Walzzunder auf der Knüppeloberfläche führen zu einer überproportional großen Anzahl an Fehldetektionen. Dies gilt besonders für die Stahlsorten in der Gruppe drei welche mit bis zu 1,5 Massenprozent an Silizium legiert sind. Das Silizium führt dort zu Zunderformationen welche für die Rissprüfanlage nur sehr schwer von zundergefüllten Flächenlängsrissen zu unterscheiden sind.

Ein weiteres Problem stellen die schwach ausgeprägten Kantenlängsrisse der Gruppe 5 dar. Obwohl der Störeinfluss durch Walzzunder hier eher gering ausfällt, sind diese Risse zum Teil so fein und geradlinig, dass sie mit der Optik der SIAS-Anlage kaum noch sichtbar gemacht werden können.

14 Knüppelschliffbilder und Auswertung

Im vorigen Kapitel sind die verschiedenen Erscheinungsformen der Fehler am Knüppel aufgezeigt worden. Um Hinweise über deren Entstehungsgeschichte zu erhalten, wurden an ausgewählten Oberflächenfehlern am Walzgut metallographische Schliffe angefertigt.

Neben Risstiefe und Rissverlauf sind auch Informationen über das Gefüge, sowie der Verzunderung und der Entkohlung der Rissflanken, von großer Bedeutung. Außerdem kann es während des Strangießprozesses zur Bildung von oberflächennahen Innenrissen kommen, welche meist mit geseigter Restschmelze gefüllt sind. Beim Walzprozess können diese unter Umständen wachsen und bis hin zur Oberfläche aufreißen. Solche Erstarrungskontraktionsrisse am Knüppel sind im metallographischen Schliff durch geseigerte Bereiche im Rissfortsatz zu erkennen.

Zu diesem Zweck wurden für die Schliffe zwei verschiedene Ätzmittel verwendet. Zur Gefügebestimmung diente eine 3%-ige Nitalssäure. Die Untersuchung der Proben auf Erstarrungskontraktionsrisse erfolgte mit Bechet-Beaujard.

Die **Bilder 69 bis 71** zeigen den metallographischen Schliff eines Kantenquerrisses mit geringer Größe bzw. Ausprägung der Stahlgruppe 1. Seine Risstiefe beträgt 1,3 mm. Das Gefüge der Matrix (**Bild 70**) besteht dem Kohlenstoffgehalt entsprechend vorwiegend aus Ferrit mit Perlitinseln. Die Rissflanken hingegen weisen ein fast rein ferritisches Gefüge und eine Zunderschicht von bis zu knapp 100 µm Dicke auf. Dieses Gefüge ist auf einen länger andauernden Entkohlungsvorgang zurückzuführen. **Bild 71** zeigt die Ätzung der Probe mittels Bechet-Beaujard. Die geseigerten Zonen von Erstarrungskontraktionsrissen würden als dunkle Bereiche im Rissfortsatz (**Bild 71**, rote Markierung) erscheinen. In diesem Schliff konnten jedoch geseigerte Bereiche nicht festgestellt werden. Dadurch sind Ursache und Herkunft dieses Fehlers weiterhin unklar.

Bild 72 zeigt mehrere in Gruppen aufgetretene stark ausgeprägte Kantenquerrisse am Knüppel der Stahlgruppe 1. Die dazugehörigen Schliffe mit 3%-iger Nital bzw. Bechet-Beaujard-Ätzung sind in den **Bildern 73 und 74** zu sehen. Die Rissflanken sind von einer dicken Zunderschicht umgeben. Interessant ist hier der kleine Anriss in der Mitte

beider Schliffbilder. Wie beim vorherigen Kantenquerriss weist auch dieser eine erkennbare Entkohlung an der Rissflanke auf. Die Dicke der Zunderschicht beträgt nur ca. 20 µm. Auch hier konnten mittels Bechet-Beaujard-Ätzung keine geseigten Bereiche im Rissfortsatz (**Bild 74**, rote Markierung) vorgefunden werden.

Die Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen eines Kantenlängsrisses der Stahlgruppe 5 sind in den **Bildern 75 bis 77** gezeigt. Wie aus den **Bildern 76 und 77** ersichtlich, beträgt die Fehlertiefe ca. 0,6 mm. Das Gefüge der Matrix ist der Stahlgruppe entsprechend rein perlitisch. Durch starke Entkohlung weisen die Rissflanken jedoch ein rein ferritisches Gefüge auf. Eine ca. 80 µm dicke Zunderschicht ist ebenfalls auf den Rissflanken zu erkennen. Mittels Bechet-Beaujard-Ätzung (**Bild 77**, rote Markierung) konnten auch hier keine geseigten Zonen im Rissfortsatz sichtbar gemacht werden.

Das Gefüge um den Flächenlängsriss der Stahlgruppe 2 (**Bild 78**) ist in den **Bildern 79 und 80** dargestellt. Dieser massive Riss erstreckt sich ca. 70 mm ins Knüppelinnere. Die Matrix weist ein ferritisch-perlitisches Gefüge auf. An den äußeren Rissflanken (siehe **Bild 80**, zweites Teilbild) befinden sich dicke Zunderschichten, bzw. aufgrund von Entkohlungsvorgängen ferritische Bereiche. Diese entkohlte Zone erstreckt sich ungefähr 16 mm entlang der Rissflanken und endet im Abbildungsbereich des ersten Teilbildes im **Bild 80**. Vorsichtigen Überlegungen zufolge dürfte sich der Anriss bereits beim Stranggießen gebildet haben und durch die Warmumformung beim Walzen zu den gezeigten Ausmaßen vergrößert haben.

Andere untersuchte Fehler derselben Klassen (Kantenquerrisse, Kantenlängs- und Flächenlängsrisse) zeigten jeweils ein ähnliches Gefügeschaubild, wie die vorhin beschriebenen Risse. Sie weisen alle eine deutlich erkennbare Entkohlung an den Rissflanken auf. Dicke Zunderschichten im Riss konnten ebenfalls bei einer großen Anzahl der Fehler festgestellt werden. Rissauslöser, wie z.B. feine Ausscheidungen an den Korngrenzen, konnten bei keinem einzigen untersuchten Fehler am Knüppel nachgewiesen werden.

Die hier gesammelten Informationen erhärten den Verdacht, dass die untersuchten Oberflächenfehler bereits vor dem Walzen entstanden sind. Der Grund für diese Annahme liegt an der zum Teil starken Verzunderung der Risse, sowie auch an der deutlich erkennbaren Entkohlung der Rissflanken. Über mögliche Fehlerursachen

lassen sich noch keine eindeutigen Schlüsse ziehen. Erstarrungskontraktionsrisse oder feine Ausscheidungen an den Korngrenzen der gewalzten Knüppel scheinen jedoch nicht die Ursache für die untersuchten Oberflächenfehler zu sein.

15 Walzversuch

Im vorigen Abschnitt wurden die Fehler am Knüppel metallographisch untersucht. Die Ergebnisse lassen darauf schließen, dass Ursprung und Ursache der Fehler unter Umständen beim Stranggussprozess zu finden sind. Aus diesem Grund ist ein Walzversuch durchgeführt worden. Hierbei wird ein Vorblock mit vorher künstlich eingebrachten Fehlern gewalzt. Dieser Versuch soll Aufschluss über die geometrische Veränderung der Fehler während des Walzvorganges bringen. An metallographischen Schliffen des gewalzten Versuchsknüppels können die entkohlten Bereiche des künstlichen Fehlers mit denen natürlicher Fehler verglichen werden.

Untersucht wurden drei Versuchsblöcke mit 0,3 bis 0,4% C; 0,15 bis 0,3% Si; 0,7 bis 0,9% Mn; 1,0 bis 1,1% Cr; 0,02 bis 0,04% Al und 0,02 bis 0,04% S. Die Legierungsbereiche sind in Massenprozent angegeben und die Stahlsorte gehört zur Stahlgruppe 2. Die Versuchsblöcke werden im kalten Zustand in den Hubbalkenofen eingesetzt. **Bild 81** zeigt einen der drei Versuchsblöcke.

Eingearbeitet wurde eine 20 mm breite und 10 mm tiefe Längsnut, sowie jeweils alle 300 mm eine ebenso breite Quernut. Es ist bekannt, dass Fehler während des Stranggussprozesses am Vorblock sehr selten solche Dimensionen aufweisen. Trotzdem wurden Zwecks der besseren Sichtbarkeit der künstlichen Fehler am gewalzten Knüppel die vorhin angegebenen Abmessungen gewählt.

Nach einer 2,5 stündigen Wärmphase im Hubbalkenofen werden die Blöcke nacheinander gewalzt. Während dieser Wärmphase kommt es jedoch zu einer uneinheitlichen Verdrehung der Versuchsblöcke. Dies bedeutet, dass jeder Vorblock unterschiedlich stark seine Lage verändern kann. Die Position der künstlichen Längsnut sowie der Quernuten am gewalzten Knüppel ist somit nicht vorauszusehen. Für den geometrischen Vergleich der künstlichen Fehler ist es aber von Vorteil, Fehlerbilder mit Lage der Längsnut auf der Knüppelmitte bzw. der Knüppelkante zu erhalten. Um Daten über möglichst verschiedene Positionen der künstlich eingebrachten Fehler am Knüppel zu erhalten wurden drei Versuchsblöcke gewalzt. **Bild 85** zeigt so einen überwalzten Versuchsknüppel mit Lage der künstlichen Oberflächenfehler an der Knüppelkante.

Die **Bilder 82** und **83** zeigen das Aussehen des ersten gewalzten Versuchsblocks. Der künstlich eingebrachte Oberflächenfehler liegt hier auf der Knüppelkante. In **Bild 84** ist das Erscheinungsbild des Fehlers mit Position auf der Knüppelfläche vom zweiten Versuchsblock dargestellt. Die Längsnut wurde beim ersten Block in Kantennähe weniger stark zusammengewalzt als beim zweiten Block. Wie auch aus **Bild 83** ersichtlich, geht der Querfehler etwas über die Knüppelkante. Ein ähnliches Abbild konnte bei einem während der Produktion entstandenen Querriss in **Bild 52** festgestellt werden. Liegt der Querriss jedoch vollständig auf der Knüppelfläche (**Bild 84**), konnte beim Walzversuch ein parabel- bzw. V-förmiges Aussehen festgestellt werden. **Bild 54** zeigt ein in etwa gleiches Fehlerbild.

Die Lage des Schliffes für die metallographische Untersuchung des Längsfehlers vom zweiten Versuchsknüppel ist in **Bild 86** dargestellt. Das Gefüge der Matrix ist, wie in **Bild 87** zu sehen, ferritisch-perlitisch. Die Ferritzone an der Rissflanke ist wie erwartet über den gesamten Rissbereich gleichmäßig verteilt. Die Entkohlungstiefe mit ca. 0,2 mm, sowie die Zunderdicke mit ca. 0,1 mm liegen in den Größenordnungen der im vorigen Kapitel analysierten Fehler. Über die geometrische Veränderung der Risse mittels Vergleich der metallographischen Schliffe lässt sich keine Aussagen treffen. Das Aussehen des künstlichen Fehlers im Schliff ist auf die benötigten hohen Abmessungen der im Vorblock eingearbeiteten Längsnut zurückzuführen.

Im Walzversuch konnte gezeigt werden, wie massive Oberflächenfehler am Vorblock von der Oberfläche aus betrachtet ihre geometrische Form verändern. Außerdem konnte mittels Vergleich der Daten über Rissentkohlung und Verzunderung aus dem Walzversuch die Überlegung über den Ursprung der Fehler beim Stranggussprozess bekräftigt werden.

16 Vorblockuntersuchung

In den vorangegangenen Kapiteln sind die aufgetretenen Fehler am Knüppel untersucht worden. Viele Indizien lassen auf eine bereits frühere Entstehung der Risse am Vorblock schließen. Die folgende Vorblockuntersuchung soll demnach Aufschluss über das Auftreten und Aussehen eventueller Risse am Vorblock bringen.

16.1 Versuchsdurchführung

Untersucht wurde eine peritektische Stahlsorte mit 0,14 bis 0,16% C; 0,6 bis 0,8% Mn; 0,0 bis 0,05% Si; 0,03 bis 0,05% Al; 0,01 bis 0,03% Ti und 0,003 bis 0,005% Bor. Die Legierungsgehalte entsprechen Massenprozenten und die untersuchte Stahlsorte gehört zur Stahlgruppe 1. Stahlsorten der Gruppe 1 gelten als risseempfindlich. Dies sollte die Suche von Fehlern am Vorblock etwas erleichtern.

Geprüft wurden jeweils Proben von drei Vorblöcken der ersten drei Chargen einer Gießsequenz. Die Probenentnahme erfolgte im noch warmen Zustand des Vorblockes. Der beprobte Block wurde anschließend gleich in den Ofen eingesetzt und zu Knüppelformat weitergewalzt. Von den gewalzten Knüppeln wurden ebenfalls Proben entnommen. Die Länge der Blockproben, die am Schopf des Vorblocks entnommen wurden, beträgt ca. 200 mm. Die Entfernung des Zunders erfolgte mittels Sandstrahlen.

Die gestrahlten Proben wurden anschließend einer Risseindringprüfung unterzogen. Dabei wird ein Farbstoff auf die Proben aufgetragen und nach einer gewissen Verweildauer wieder abgewaschen. Im Inneren von Fehlern bzw. Oberflächenrissen verbleibt jedoch ein Rest dieses Stoffes. Durch anschließendes Aufbringen eines Kontrastmittels werden diese Reste an Farbstoff aus dem Rissinneren befördert. Dadurch können diese Oberflächenfehler sichtbar gemacht werden.

Die auf der Oberfläche erschienenen Risse wurden ab fotografiert und teilweise metallographisch untersucht.

16.2 Ergebnisse

Die **Bilder 88** und **89** zeigen typische Netzwerk- und Längsrisse auf den Bloomproben. Auffällig ist hier jedoch, dass die Netzwerkrisse nicht im Kerbgrund der Oszillationsmarken, sondern am Wulst aufgetreten sind. In **Bild 41** ist die Knüppelprobe eines vorhin beprobten gewalzten Vorblocks dargestellt. Diese weist erhebliche Kantenquerrisse auf. Netzwerkrisse am Vorblock führen unter Umständen also zu diesen stark ausgeprägten Kantenquerrissen am Knüppel. Die anderen untersuchten Blockproben wiesen ein ähnliches Rissbild auf.

Interessant ist, dass Längsrisse zwar auf den Blockproben, jedoch nicht auf den gewalzten Knüppeln gefunden wurden. Eine mögliche Erklärung hierfür liefert die folgende Überlegung. Liegen mehrere Netzwerkrisse länglicher Form hintereinander, sieht der Fehler zwar wie ein Längsriss aus, es ist aber viel mehr eine Kombination aus Längs- und Querrissen. Während des Walzvorganges führt dies durch die Wulstbildung an der Knüppelkante nicht nur zu einem Risswachstum in Längsrichtung sondern auch zu Aufweitungen in Querrichtung. Auf dem Knüppel entstehen demnach keine verlängerten Längsrisse, sondern eine Reihe hintereinander folgender massiver Netzwerk bzw. Querrisse.

Der metallographische Schliff eines Netzwerkrisses ist in den **Bildern 90** und **91** abgebildet. Im Schliff sind zwei Risse mit ca. 1,5 bzw. 2 mm Risstiefe zu sehen. Die Matrix ist ferritisch-perlitisch. Beide Rissflanken sind, wie bei den vorhin untersuchten Knüppelproben, entkohlt und verzundert. Ein direkter Vergleich der entkohlten Zonen von den Vorblock- mit den Knüppelschliffen ist jedoch nur schwer möglich. Hierfür gibt es zwei Gründe. Einerseits findet im Hubbalkenofen ein Entkohlungsprozess statt und andererseits verändert sich die entkohlte Zone durch den Umformungsprozess.

Die Bechet–Beaujard–Ätzung in **Bild 92** zeigt, dass sich die Risse im Bereich der gerichteten Erstarrung befinden. In diesem Gebiet ist das Material rissanfälliger.

Der Rissfortsatz von Riss 2 ist in **Bild 93** dargestellt. Bei genauerer Betrachtung ist hier eine dünne Spur (nichtmetallischer Art) an wahrscheinlich ehemaligen Austenitkorngrenzen zu sehen. Mittels EDX-Analyse (**Bild 94** und **95**) konnte diese Spur als fein verteiltes Mangansulfid identifiziert werden. Analysen an anderen Stellen

detektierten weitere fein verteilte Oxide und Sulfide. Diese Art nichtmetallischer Einschlüsse konnte nur bei diesem Schliff nachgewiesen werden.

Nicht zugeordnet werden konnte eine in einem anderen Schliff gefundene Spur in **Bild 96**. Ausscheidungen oder nichtmetallische Einschlüsse konnten mit Hilfe der EDX-Analyse (**Bild 97** und **98**) nicht festgestellt werden. Es wurde lediglich Eisen und Kohlenstoff detektiert was die Vermutung nahe legt, dass es sich hierbei um Eisenkarbid handelt. Wie es dort allerdings entstanden ist, kann nicht geklärt werden.

16.3 Interpretation der Ergebnisse

Die Versuchsergebnisse lassen den Schluss zu, dass die Risse schon am Vorblock aufgetreten sind.

Die Rissursache ist jedoch weiterhin unklar. Sicher ist, dass die gefundenen fein verteilten nichtmetallischen Einschlüsse die Struktur des Werkstoffs schwächen und somit rissempfindlicher machen. Außerdem ist bekannt, dass besonders die Angusschargen der untersuchten Qualität häufig Risse aufweisen. Dies dürfte auf die besonders während des Angussvorganges herrschenden instationären Zustände zurückzuführen sein.

Weiterhin ungeklärt ist jedoch der Zeitpunkt der Entstehung der Netzwerkrisse am Vorblock. Im zweiten Duktilitätsminimum wird die Rissbildung neben den vorhin beschriebenen Ausscheidungsvorgängen noch zusätzlich durch die im Kerbgrund von Oszillationsmarken herrschende Kerbwirkung begünstigt. Da die Netzwerkrisse am Wulst der Oszillationsmarken aufgetreten sind, erhöht dies die Wahrscheinlichkeit, dass sie ihren Ursprung nicht im zweiten Duktilitätsminimum haben.

17 Fehlerstatistik

Abschließend wird hier im letzten Kapitel mittels statistischer Auswertung auf die Detektionsgenauigkeit der SIAS-Anlage bzw. auf mögliche Einflüsse auf das Auftreten von Oberflächenfehlern eingegangen. Die Detektionsgenauigkeit in diesem Kapitel errechnet sich aus korrekt erfassten Fehlern dividiert durch die insgesamt erfassten Fehler. Für die statistische Auswertung bei Kantenlängs- und Kantenquerrissen wurden die SIAS-Fehlerdaten mit Hilfe von Kalibrierungsgeraden korrigiert.

Im Voraus sei gesagt, dass die Einstellungen der Anlage ständig modifiziert und verbessert werden. Die Ergebnisse der statistischen Auswertung beziehen sich daher auf den Stand der Einstellungen im Juli 2008.

17.1 Kalibrierung der Fehlersignale

Um den tatsächlichen Anteil an Oberflächenfehlern aus den Signalen der SIAS-Anlage bestimmen zu können, musste die Detektionsgenauigkeit für jede der drei Fehlerkategorien bestimmt werden.

Aus diesem Grund wurden die Detektionsergebnisse für Kantenquerrisse, Kantenlängsrisse sowie Flächenlängsrisse ermittelt. Dazu wurden alle Fehler von 22 unterschiedlichen Chargen aus acht verschiedenen Gießsequenzen geprüft. Die korrekt detektierten Fehler einer Kategorie wurden dann gegen die gesamt detektierten Fehler aufgetragen.

Bild 99 zeigt die Ergebnisse der Auswertung von Kantenquerrissen, sowie die ermittelte Kalibrierungsgerade. Die aufgetragenen Punkte ergeben sich aus der Anzahl der Fehler einer Charge (korrekt bzw. gesamt erfasste Fehler), dividiert durch die Anzahl der jeweiligen Knüppel. So ergibt sich ein Fehlermittelwert pro Knüppel.

Wie aus der Grafik ersichtlich, liegt der Grundbereich an Fehldetektionen zwischen 0,1 und 0,5 Fehler pro Knüppel. Erst bei erfassten Fehlerwerten über 0,5 kann von einem tatsächlichen Vorhandensein von Kantenquerrissen ausgegangen werden. Der höchste gefundene Wert bei diesen untersuchten Chargen, an tatsächlich aufgetretenen Kantenquerrissen, liegt bei ca. 2,9 Fehlern pro Knüppel. Die anderen Punkte im Bereich zwischen 1,0 und 3,0 Fehlern pro Knüppel (gesamt), liegen in etwa auf der

Kalibriergeraden. Mittels der Steigung dieser Geraden lässt sich die Detektionsgenauigkeit bestimmen. Diese kann im Bereich hoher Fehlerzahlen (3 Fehler pro Knüppel) bis zu 85% betragen.

Bei den Voruntersuchungen wurden rissanfällige Stahlsorten auf Kantenquerrisse untersucht. Es erfolgte dabei auch eine Zählung aller Kantenquerrisse auf den gewalzten Knüppeln. Die Ergebnisse der Fehlermittelwerte pro Knüppel waren nicht bei ca. drei, sondern oft deutlich über zehn. Der Grund hierfür liegt daran, dass bei rissanfälligen Chargen häufig mehrere Kantenquerrisse hintereinander liegen. Die SIAS-Anlage dehnt dann aber den Erfassungsbereich aus und fasst diese zu einen Kantenquerriss zusammen (**Bild 42**).

Bild 100 zeigt den Verlauf der Kalibriergeraden sowie die Fehlersignale der SIAS-Anlage zu den korrekt erfassten Kantenlängsrissen. Die Detektionsgenauigkeit ist bei Kantenlängsrissen deutlich schlechter als bei Kantenquerrissen. Bei zehn aufgezeichneten Fehlersignalen der Anlage sind ungefähr zwei auch tatsächlich aufgetreten. Das ergibt eine Detektionsgenauigkeit von durchschnittlich 20%. Der Grundbereich an Fehldetektionen liegt hier zwischen 0,1 und 0,7 Fehler pro Knüppel. Bei diesen untersuchten Chargen konnte ein Maximalwert im Mittel von 0,35 tatsächlich aufgetretenen Kantenlängsrissen pro Knüppel festgestellt werden. Das ist ungefähr ein Zehntel des Höchstwertes von gefundenen Kantenquerrissen.

Die Punkte im Bereich der Kalibrierungsgeraden streuen deutlich. Jedoch kann vorsichtigen Überlegungen zufolge, ab Fehlersignalwerten von 1,0 pro Knüppel von einem tatsächlichen auftreten von Kantenlängsrissen in dieser Charge ausgegangen werden.

In **Bild 101** ist die Auswertung der Detektionsgenauigkeit für Flächenlängsrisse abgebildet. Der Höchstwert an tatsächlich aufgetretenen Flächenlängsrissen einer Charge liegt im Mittel bei 0,1 Fehlern pro Knüppel. Jedoch lässt sich hier kein wirklicher Trend erkennen. Der Anteil an Fehldetektionen, verursacht durch Walzzunder auf den Knüppeln, ist zu hoch.

Bei Kantenlängsrissen und Kantenquerrissen konnten Trendlinien zwischen den tatsächlich aufgetretenen Fehlern und den gesamten erfassten Fehlern mittels SIAS errechnet werden. Mit Informationen aus diesen Trendlinien wurden anschließend die

Fehlerdaten der SIAS-Anlage für weitere Auswertungen korrigiert. Bei Flächenlängsrissen wurde kein solcher Trend aufgezeigt.

Aufgrund der guten Detektionsergebnisse bei Kantenquerrissen wurden in dieser Kategorie weitere Auswertungen durchgeführt. Neben dem Kohlenstoffgehalt konnte auch ein Einfluss der Gießreihenfolge auf das Fehleraufkommen gezeigt werden. Bei Flächenlängsrissen und Kantenlängsrissen war dies aufgrund der schlechten Detektionsgenauigkeit nicht möglich. Es konnte aber in den folgenden Untersuchungen ein signifikanter Störeinfluss von Silizium auf die Detektion von Flächenlängsrissen nachgewiesen werden.

17.2 Statistische Auswertung

Im letzten Kapitel der Fehlerauswertung wurde die Anzahl der detektierten Oberflächenfehler auf die jeweiligen Stahlgruppen eins bis fünf aufgeschlüsselt, um Vergleichswerte zwischen den einzelnen Stahlgruppen zu erhalten. Außerdem haben weitere Untersuchungen ergeben, dass sowohl der Kohlenstoffgehalt als auch die Gießreihenfolge einen Einfluss auf die Bildung von Kantenquerrissen haben. Ein Störeinfluss von Silizium auf die Erkennung von Flächenlängsrissen konnte ebenfalls nachgewiesen werden.

Bild 102 zeigt die aufgezeichneten Fehlersignale der SIAS-Anlage, unkorrigiert für alle fünf Stahlgruppen und gemittelt auf Fehler pro Knüppel. Aus der Grafik ersichtlich liegen alle Fehlerwerte zwischen 0,5 und 1,3. Aufgrund der niedrigen Detektionsgenauigkeit bei Kantenlängsrissen sind deren wahre Fehlerzahlen deutlich niedriger. In **Bild 103** sind die mittels Kalibrierungsgeraden korrigierten Fehlerwerte für die einzelnen Stahlgruppen aufgetragen. Aufgrund des fehlenden Zusammenhangs zwischen den Fehlersignalen der SIAS-Anlage und den tatsächlich aufgetretenen Flächenlängsrissen wurden diese aus dem Diagramm entfernt. In dieser Grafik wird deutlich, dass Kantenquerrisse mit 0,3 bis 0,9 Fehlern pro Knüppel in allen Stahlgruppen viel häufiger auftreten als Kantenlängsrisse mit Werten von 0,1 bis 0,2. Auffällig ist jedoch auch der hohe Wert an Kantenquerrissen in der Stahlgruppe 1.

Um mögliche Einflüsse des Kohlenstoffgehalts auf die Rissbildung aufzeigen zu können, wurde die Anzahl der verschiedenen Oberflächenfehler über den Kohlenstoffgehalt aufgetragen. In **Bild 104** sind die korrigierten Fehlerwerte der

Kantenquerrisse über den Kohlenstoffgehalt in Massenprozent dargestellt. Auffällig ist, dass einige Stahlsorten im Bereich zwischen 0,1 und 0,2% C (rote Markierung) einen markanten Anstieg an Kantenquerrissen aufweisen. Um mehr Informationen über diesen Anstieg des Fehleraufkommens zu erhalten wurden in diesem Bereich genauere Untersuchungen durchgeführt. **Bild 107** zeigt eine 3D-Darstellung der Anzahl an Kantenquerrissen verschiedener Chargen über den Kohlenstoffgehalt bzw. die Gießreihenfolge. In **Bild 108** ist das dazugehörige Oberflächendiagramm dargestellt. Die Grafiken zeigen einen deutlichen Anstieg der Fehlerzahl im Bereich der peritektisch erstarrenden Stähle zwischen 0,1 bis 0,15% C. Interessant ist außerdem der Einfluss der Gießreihenfolge. Während erstvergossene Chargen im Bereich zwischen 0,1 bis 0,15% C deutlich mehr Fehler aufweisen als später vergossene Chargen, ist jenes Verhalten außerhalb dieses Bereiches kaum noch zu beobachten. Eine mögliche Erklärung könnte sein, dass risseempfindliche Stähle im Bereich des Peritektikums viel empfindlicher auf die vorherrschenden instationären Zustände während der Angussphase reagieren.

In **Bild 105** sind die korrigierten Fehlerwerte der Kantenlängsrissen über den Kohlenstoffgehalt dargestellt. Aufgrund der Streuung der Fehlerwerte lässt sich kein Zusammenhang zwischen Kohlenstoffgehalt und die Bildung von Kantenlängsrissen feststellen.

Bei Flächenlängsrissen handelte es sich fast ausschließlich um Fehlanzeigen. Deshalb erfolgte eine Prüfung von möglichen Einflüssen auf die Detektion. **Bild 106** zeigt die unkorrigierten Fehlersignale über den Kohlenstoffgehalt. Die Anzahl der Fehlererfassungen liegt bis auf wenige Ausnahmen über den gesamten Bereich des Kohlenstoffgehalts unter 1,0 Fehler pro Knüppel. Interessant jedoch ist, dass bei der Mehrheit der untersuchten Stahlsorten, die deutlich über den Fehlerwert von 1,0 liegen (rote Markierung), der Siliziumgehalt zwischen 0,7 und 1,5 Massenprozent liegt. Das entspricht den drei bis fünffachen Mengen an Silizium als bei den anderen Stahlsorten. Wie aus **Bild 36** zu sehen, führt das vermehrt zur Bildung von Zunderformationen auf der Knüppelmitte, welche dann vermehrt als Flächenlängsrissen detektiert werden.

Bei Kantenquerrissen konnte aufgrund der guten Fehlererfassung ein Einfluss des Kohlenstoffgehaltes und der Gießreihenfolge im Bereich der peritektisch erstarrenden Stähle nachgewiesen werden. Mit steigender Detektionsgenauigkeit in den

Fehlerkategorien der Kanten- und Flächenlängsriss werden solche statistischen Untersuchungen auch dort sinnvoll sein. Zum Zeitpunkt der Datenaufnahme für diese Arbeit war der Störeinfluss des Walzzunders auf die Detektion dieser beiden Fehlerkategorien noch sehr hoch. Besonders die durch erhöhte Siliziumgehalte gebildeten Zunderformationen auf der Knüppelfläche sind noch ein entscheidendes Problem für die Erkennung von Flächenlängsrissen.

18 Zusammenfassung

Es gibt mehrere Gründe die für eine Integration einer automatischen Oberflächeninspektionseinrichtung in den Produktionsprozess sprechen. Zum Einen besteht die Möglichkeit die produzierten Materialien einer kontinuierlichen Qualitätsprüfung zu unterziehen. Zum Anderen können Schwankungen in der Produktqualität leichter auf vorangegangene Prozessstufen, im konkreten Fall des Stranggießens, zurückgeführt werden. Weiters wird heutzutage auch auf Kundenseite immer öfters eine kontinuierliche Qualitätsprüfung der produzierten Produkte gefordert. Der Umstieg auf ein geeignetes automatisches Oberflächeninspektionssystem ist somit unumgänglich.

Die eingebaute SIAS-Anlage arbeitet zum Zeitpunkt des Abschlusses dieser Arbeit und damit 10 Monate nach der Inbetriebnahme, annehmbar zuverlässig. Die am Knüppel vorkommenden Fehler wurden dokumentiert und in die Fehlerdatenbank der Anlage integriert. Einzig die Fehlerklassifikation von Kanten- und Flächenlängsrissen bereitet noch Probleme.

Während die Kantenquerrisse gut zu klassifizieren sind, ist eine genaue Klassifizierung von Kantenlängsrissen und besonders von Flächenlängsrissen sehr problematisch. Der Grund hierfür liegt bei dem am Knüppel, abhängig von der Stahlmarke, häufig auftretenden Walzzunder, welcher oft als Längsriss identifiziert wird. Um dieses Problem zu lösen sind noch einige Feineinstellungen am Klassifikator der Fehlerdetektionssoftware notwendig. Mit steigender Detektionsqualität nimmt dann schließlich auch die Aussagekraft der Statistiken, gebildet aus den erfassten Fehlerdaten, zu. Bei den gefundenen Kantenquerrissen konnte ein Einfluss des Kohlenstoffgehalts, sowie der Gießreihenfolge festgestellt werden.

Die Herkunft der Oberflächenfehler am Knüppel konnte nicht für alle Stahlsorten und Fehlerarten eindeutig geklärt werden. Bei den durchgeführten Untersuchungen wurden jedoch Netzwerkrisse am Vorblock festgestellt. Mit Hilfe von REM-Analysen konnten bei manchen beprobten Netzwerkrissen fein verteilte Ausscheidungen an ehemaligen Austenitkorgrenzen vorgefunden werden.

Um eindeutige Anhaltspunkte über die genaue Herkunft der Oberflächenfehler am Walzgut zu erhalten sind noch weitere Untersuchungen notwendig. Vorsichtigen Überlegungen zufolge, dürfte sich der Ursprung der meisten Oberflächenfehler bereits beim Stranggussprozess befinden.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit konnte ein Fehlerkatalog erstellt werden, der eine Einordnung und Bewertung auftretender Fehler an überwalzten Knüppeln erlaubt. Als Haupteinflussgrößen für die Fehlerhäufigkeit konnten die Stahlzusammensetzung und die Position der betreffenden Charge in der Sequenz identifiziert werden. Angusschargen erwiesen sich als besonders kritisch.

Die Qualität der Ergebnisse hängt jedoch stark von der Stahlsorte und dem Fehlertyp ab. Besonders die Bildung von Zunder an der Oberfläche kann die Ergebnisse beeinflussen. Hier sind auch in Zukunft weitere Optimierungen notwendig, für welche die vorliegende Arbeit eine wichtige Basis legt.

19 Literaturstellenverzeichnis

- [1] Schwerdtfeger, K.: Metallurgie des Stranggießens, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1992.

- [2] Schwerdtfeger, K.: Rissanfälligkeit von Stählen beim Stranggießen und Warmumformen, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1994.

- [3] Tubikanec, A.: Untersuchung der mikroduktilen Rissbildung bei Austenit- Ferrit Umwandlungstemperaturen von Al- beruhigt vergossenen Stahlsorten, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 2004.

- [4] Bernhard, Ch.: Mechanische Eigenschaften und Rissanfälligkeit erstarrender Stähle unter stranggießähnlichen Bedingungen, Dissertation, Montanuniversität Leoben, 1998.

- [5] Yamanaka, A., K. Nakajima und K. Okamura: Critical strain for internal crack formation in continous casting, Ironmaking and Steelmaking 22 (1995), 508-512.

- [6] Hammer, R., G. Böcher, A. Diener, H. Litterscheid, A. Drastik und L. Weber: Verfahrenstechnische Maßnahmen beim Brammenstranggießen zur Verbesserung der Oberflächenbeschaffenheit, Stahl u. Eisen (1989), 6, 277-284.

- [7] Zirngast, J.: Zugversuche an direkt aus der Schmelze erstarrten Stahlschalen mit einem Erstarrungssimulator, Dissertation, Montanuniversität Leoben, 1993.

- [8] Dubendorff, J., J. Sardemann und K. Wünneberg: Wärmestromdichte und Schalenwachstum in der Kokille bei hohen Gießgeschwindigkeiten einer Rundstranganlage, Stahl u. Eisen (1983), 25-26, 1327-1332.

- [9] Abratis, H., F. Höfer, M. Jünemann, J. Sardemann und H. Stoffel: Wärmeübergang in der Stranggießkokille bei Einsatz unterschiedlicher Gießpulver, Stahl u. Eisen (1996), 9, 73-78.

- [10] Alvarez de Toledo, G., O. Campo und E. Lainez: Influence of sulphur and Mn/S ratio on the hot ductility of steels during continuous casting, *Steel Research* (1993), 6, 292-299.
- [11] Schmidtman, E. und M. Merz: Einfluss von Abkühlbedingungen und Verformungsgeschwindigkeit auf die Hochtemperatureigenschaften von Baustählen beim Stranggießen, *Steel Research* (1987), 4, 191-196.
- [12] Pierer, R., C. Bernhard und C. Chimani: Experimental and analytical analysis of the high-temperature mechanical properties of steel under continuous casting conditions, *CMEM 12*, Malta, 2005, 757-768.
- [13] Kitamura, M., T. Soejima, S. Koyama, Y. Matsuda, J. Abu, Y. Nimiya und Y. Vao: Improvement of surface quality of continuously cast slab for conditioningfree rolling, *Transactions ISIJ* (1984), 968-972.
- [14] Stratemeier, S., D. Senk, B. Böttger, E. Subasic und K. Göhler: Simulation and modeling of hot ductility for different steel grades, *BHM* (2007), 11, 361-366.
- [15] Müller, K. und P. Andrejewski: Technik des Stranggießens, *Kontaktstudium Metallurgie* (1997), 3, 1-10.
- [16] Resch, H.: Beurteilung der Rissanfälligkeit von Stranggussprodukten mittels numerischer Simulation der Ausscheidungskinetik, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 1998.
- [17] Schmidtman, E. und F. Rakoski: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes von 0,015 bis 1% und der Gefügestruktur auf das Hochtemperaturfestigkeits- und zähigkeitsverhalten von Baustählen nach der Erstarrung aus der Schmelze, *Arch. Eisenhüttenwesen* (1983), 9, 357-362.
- [18] Schmidtman, E. und F. Rakoski: Einfluss von Schwefel und Mangan sowie der Abkühlbedingungen auf die Gefügestruktur und die Zähigkeitseigenschaften von Baustählen nach der Erstarrung aus der Schmelze, *Arch. Eisenhüttenwesen* (1983), 9, 363-368.

- [19] Thomas, B.G., J.K. Brimacobe und I.V. Samarasekera: The formation of panel cracks in steel ingots, ISS Transactions (1986), A State of the Art Review, 7-20.
- [20] Nakagawa, T., T. Umeda, J. Murata, Y. Kamimura und N. Niwa: Deformation behaviour during solidification of steels, ISIJ International (1995), 35, 723-729.
- [21] Rogberg, B.: An investigation on the hot ductility of steels by performing tensile tests on "In-Situ Solidified" sampels, Scandinavian Journal of Metallurgy (1983), 12, 51-66.
- [22] Shin, G., T. Kajitani, T. Suzuki and T. Umeda: Mechanical properties of carbon steels during solidification, Tetsu-to-Hagané (1992), 78, 587-593.
- [23] Wünnenberg, K. und R. Flender: Verformung und Rissbildung in Stranggegossenem Stahl, in Metallurgie des Stranggießens, herausgegeben von K. Schwerdtfeger, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1992, 370-401.
- [24] Siemens VAI: XLine DACôDAC, Automatic Surface Inspection Systems, Benutzerhandbuch, MU-030191-05-EN, 2006.
- [25] El-Wazri, A. M., F. Hassani, S. Yue, E. Es-Sadiqi, L. E. Collins und K. Lqbal: The effect of the thermal history on the hot ductility of microalloyed steels, ISIJ International (1999), 3, 253-262.
- [26] Xie, S. S., J. D. Lee, D. Yoon und Yim C. H.: Compression test to reveal surface crack sensitivity between 700 and 1100°C of Nb – bearing and high Ni continuous casting slabs, ISIJ International (2002), 7, 708-716.
- [27] Matsuoka, H., K. Osawa, M. Ono, und M. Ohmura: Influence of Cu and Sn on hot ductility of steels with various C content, ISIJ International (1997), 37, 255-262.
- [28] Croft, N.H.: Solubility model to predict effects of aluminium and nitrogen contents on susceptibility of steel castings to intergranular embrittlement, Metals Techn. (1983), 10, 285-290.

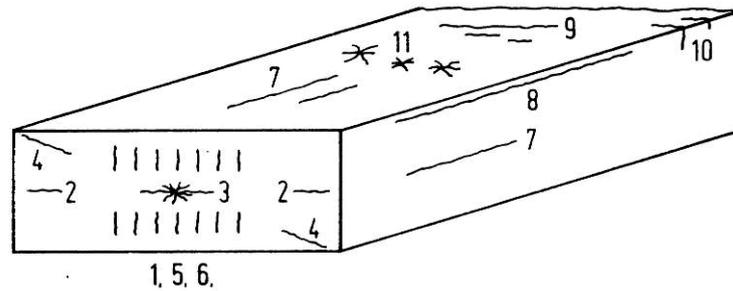
- [29] Adams, C.J.: Proc. of the National Open Hearth and Basic Oxygen Steel Conf. (1971), 54, 290-302.
- [30] Kurosawa, F. und I. Taguchi: Precipitation behavior of phosphides in the centerline segregation zone of continuously cast steel slabs, JIM (1986), 1, 89-97.
- [31] Weinberg, F.: The strength and ductility of continuously-cast steels above 800 deg C, Metall. Trans. B (1979), 4, 513-522.
- [32] Fuchs, A.: Investigation into the high temperature ductility of steels with the gleeble apparatus, Hoesch Ber. Forsch. Entwickl. Werke. Vol. 10 (1975), 3, 127-135.
- [33] Gottstein, G.: Pysikalische Grundlagen der Materialkunde 2. Auflage, Springer Verlag, Berlin, 2001.
- [34] Suzuki, H.G., S. Nishimura und S. Yamaguchi: Characteristics of hot ductility in steels subjected to melting and solidification, Transactions ISIJ (1982), 22, 48-56.
- [35] Siemens VAI: XLine Configuration Manager, Automatic Surface Inspection Systems, Benutzerhandbuch, MU-030202-05-EN, 2007.
- [36] Nograthig, H.: Modellierung der Ausscheidungskinetik von AlN und Nb(C, N) beim Brammenstranggießen von Stahl, Diplomarbeit, Montanuniversität Leoben, 1997.
- [37] Wunnenberg, K. und H. Jacobi: Internal quality of strand products – formation and prevention of defects during solidification, Stahl und Eisen (1981), 13/14, 874-882.
- [38] Vom Ende, H. und G. Vogt: Comparison of the influence of straight and curved mould continuous-casting machines on product quality, Transactions ISIJ (1972), 12, 889-894.

- [39] Bau, M.: Automatische Oberflächeninspektion – quo vadis?, Stahl und Eisen (2008), 6, 70-73.
- [40] Brimacombe, J.K. und K. Sorimachi: Crack formation in the continuous casting of steel, Metallurgical Transactions (1977), 3, 489-505.
- [41] voestalpine Stahl Donawitz, Abteilung TF3, Interner Forschungsbericht 2007.
- [42] Hannerz, N.E.: Critical hot plasticity and transverse cracking in continuous slab casting with particular reference to composition, Transactions ISIJ (1985), 25, 149-158.
- [43] Samojlov, A., B. Buchmayr und H. Cerjak: A thermodynamic model for composition and chemical driving force for nucleation of complex carbonitrides in microalloyed steel, Steel research (1994), 7, 298-304.
- [44] Mintz, B., und J.M. Arrowsmith: Hot ductility behaviour of C-Mn-Al steels and its relationships to crack propagation during the straightening of continuously cast strand, Met. Techn. (1979), 24-32.
- [45] Mintz, B. und R. Abushosha: Influence of vanadium on hot ductility of steel, Ironmaking and Steelmaking (1993), 6, 445-452.
- [46] Patrick, B. und V. Ludlow: Development of casting practices to minimise transverse cracking in microalloyed steels, La Revue de Métallurgie (1994), 1081-1089.
- [47] Stolzenberg, M., C. Gruber, H. Henkemeyer und K. Jonker: Statusbericht – Oberflächeninspektion für die Flachstahlherstellung, Stahl und Eisen (2002), 7, 55-62.
- [48] Maehara, Y., K. Yasumoto, H. Tomono, T. Nagamichi und Y. Ohmori: Surface cracking mechanism of continuously cast low carbon steel slabs, Materials Science and Technology (1990), 6, 793-806.

- [49] Vollertsen, F. und S. Vogler: Werkstoffeigenschaften und Mikrostruktur. Hanser Verlag, München, 1985.
- [50] VDEh: Werkstoffkunde Stahl, Band 1, Springer Verlag Berlin, Verlag Stahleisen Düsseldorf, 1984.
- [51] Mintz, B., R. Abushosha und M. Shaker: Influence of deformation induced ferrite, grain boundary sliding, and dynamic recrystallisation on hot ductility of 0,1-0,75% C steels, *Materials Science and Technology* (1993), 9, 907-914.
- [52] Schmidt, L. und A. Josefsson: On the formation and avoidance of transverse cracks in continuously cast slabs from curved mould machines, *Scandinavian Journal of Metallurgy* (1974), 3, 193-199.
- [53] Yamanaka, K., F. Terasaki, H. Ohtani, M. Oda und M. Yoshihara: Relation between hot ductility and grain boundary embrittlement of low-carbon killed steels, *Transactions ISIJ* (1980), 20, 810-816.
- [54] Cardoso, G. I. S. L., B. Mintz und S. Yue: Hot ductility of aluminium and titanium containing steels with and without cyclic temperature oscillation, *Ironmaking and Steelmaking* (1995), 5, 365-377.
- [55] Ouchi, C. und K. Matsumoto: Hot ductility in Nb-bearing high-strength low alloy steels, *Transactions ISIJ* (1982), 22, 181-189.
- [56] Mintz, B., J. Lewis und J. J. Jonas: Importance of deformation induced ferrite and factors which control its formation, *Materials Science and Technology* (1997), 13, 379-388.
- [57] Mintz, B., J. Lewis und J. J. Jonas: The formation of deformation induced ferrite during mechanical testing, *ISIJ International* (1998), 3, 300-309.
- [58] Sricharoenchai, P., C. Nagasaki und J. Kihara: Hot ductility of high purity steels containing niobium, *ISIJ International* (1992), 10, 1102-1109.

- [59] Wilber, G.A., R. Batra, W. F. Savage und W.J. Childs: The effects of thermal history and composition on the hot ductility of low carbon steels, Metallurgical Transactions A (1975), 1727-1735.
- [60] Hensel, A.: Technologie der Metallformung Eisen und Nichteisenwerkstoffe, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1990.
- [61] Laue, K. und H. Stenger: Strangpressen Verfahren-Maschinen-Werkzeuge, Aluminium Verlag GmbH, Düsseldorf, 1976.
- [62] Autorenkollektiv: Einführung in die Fertigungstechnik, VEB Verlag Technik, Berlin, 1975.

Anhang: Abbildungen



<u>Innenrisse</u>	<u>Oberflächenrisse</u>
1 Mittenrisse	7 Oberflächenrisse auf der Fläche
2 Triplepunktrisse	8 Oberflächenlängsrisse an der Kante (Kantenrisse)
3 Zentrumsrisse (Spinnen)	9 Querrisse auf der Fläche
4 Diagonalrisse	10 Querrisse an der Kante (Kantenrisse)
5 Richt- u. Biegerisse	11 Sternrisse
6 Stützrollenrisse	

Bild 1: Einteilung und Definition der Risse beim Stranggießen nach Brimacombe und Sorimachi [40]

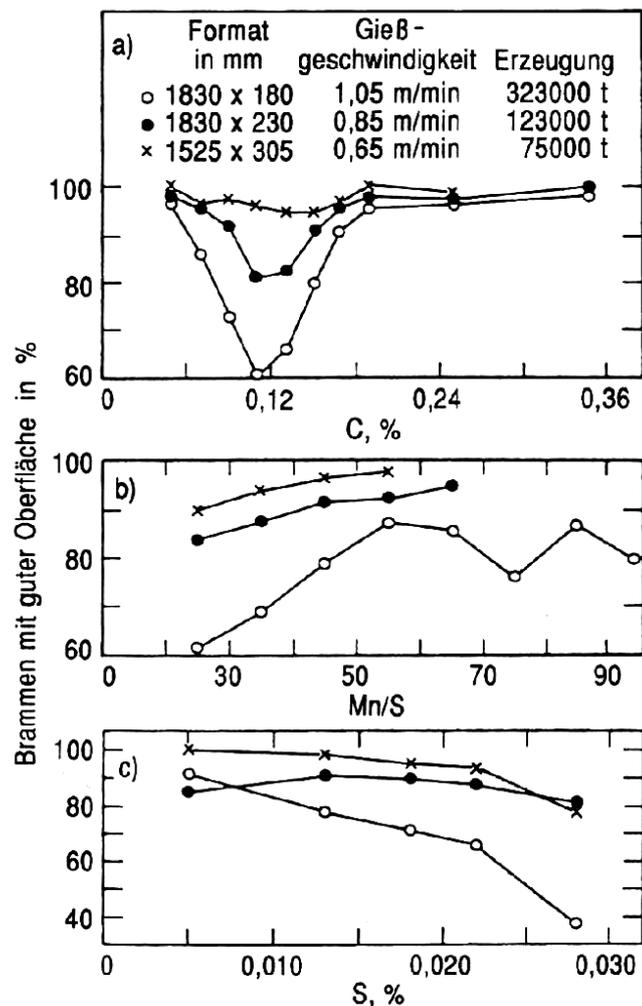


Bild 2: Einfluss der chemischen Zusammensetzung auf die Bildung von Längsrisse in Flächenmitte bei Stranggussbrammen [1]

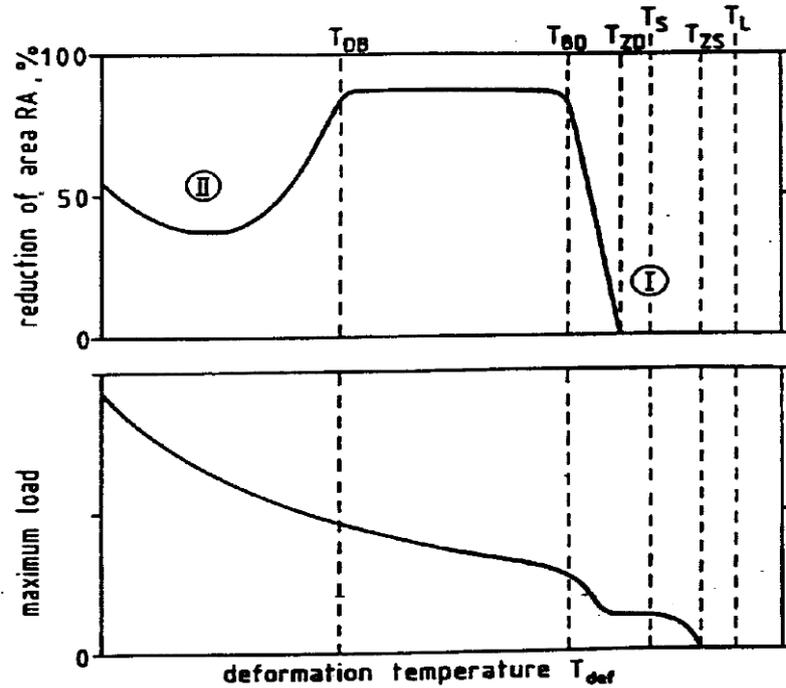


Bild 3: Charakteristische Temperaturen im Verlauf einer Brucheseinschnürungskurve [2]

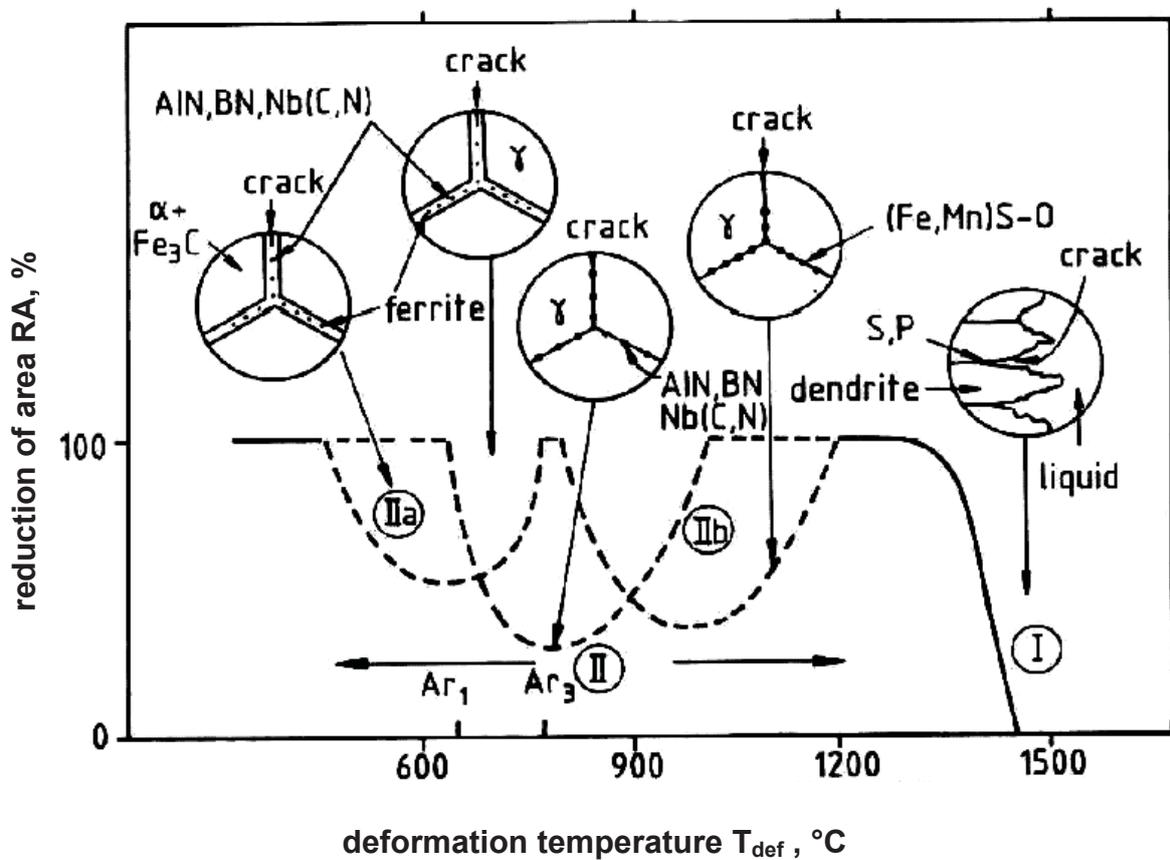


Bild 4: Schematische Darstellung der Brucheseinschnürung und der zähigkeitsmindernden Mechanismen über der Temperatur für Stahl [19]

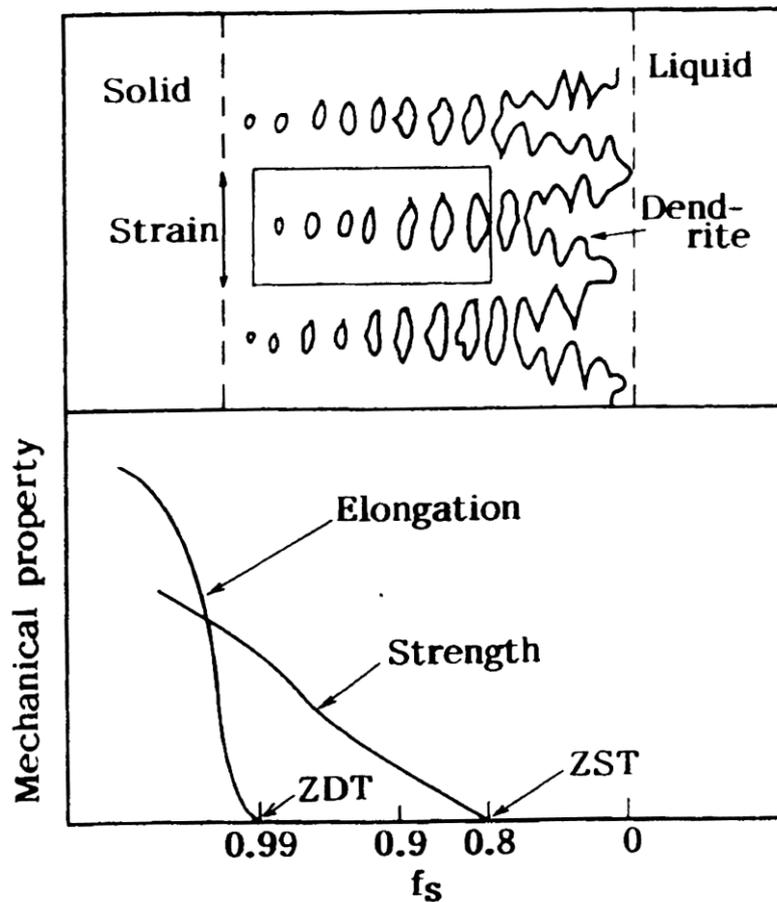


Bild 5: Schematische Darstellung der Duktilität (Elongation) und Festigkeit (Strength) im Zweiphasengebiet, mit den charakteristischen Größen Nullzähigkeitstemperatur (ZDT=NZT) und Nullfestigkeitstemperatur (ZST=NFT) [5]

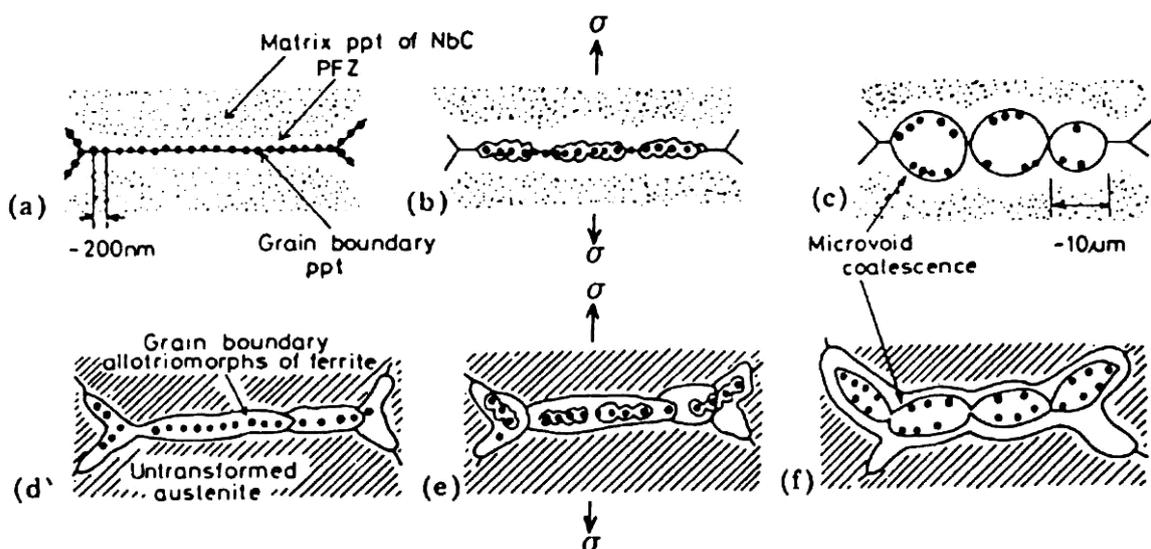


Bild 6: Interkristalline Rissbildung in Verbindung mit Entstehung und Wachstum von Poren im Austenit (oben, a-c) und bei Anwesenheit von Korngrenzenferrit (unten, d-f) [48]

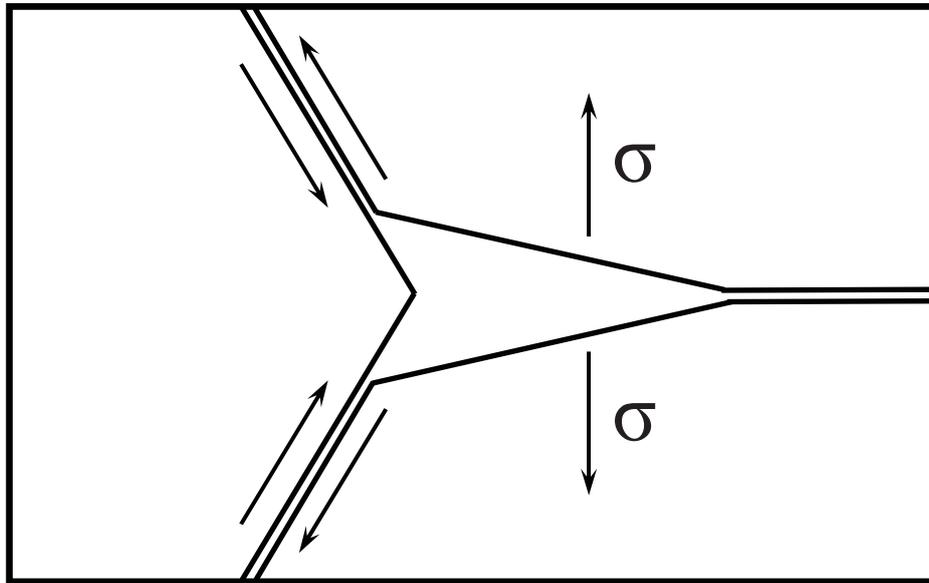


Bild 7: Mechanismus des Korngrenzgleitens (schematisch dargestellt) [49]

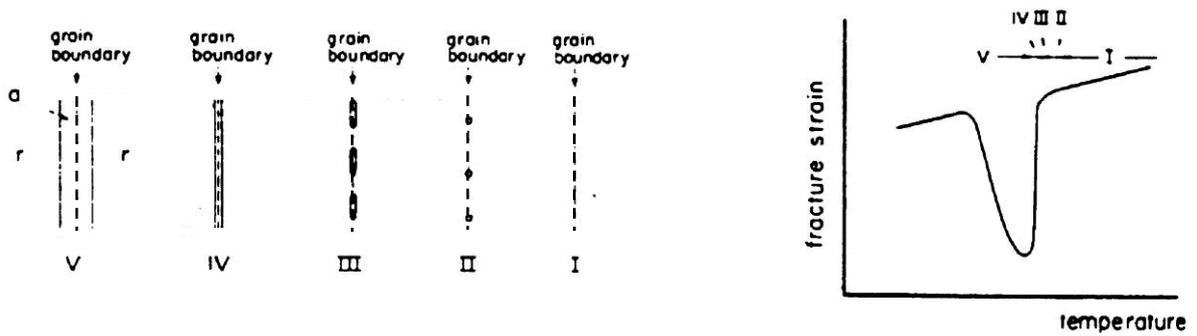


Bild 8: Einfluss der unterschiedlichen Stadien der Ferritfilmbildung bzw. der Filmdicke auf den Betrag der Bruchdehnung (schematisch dargestellt) [53]

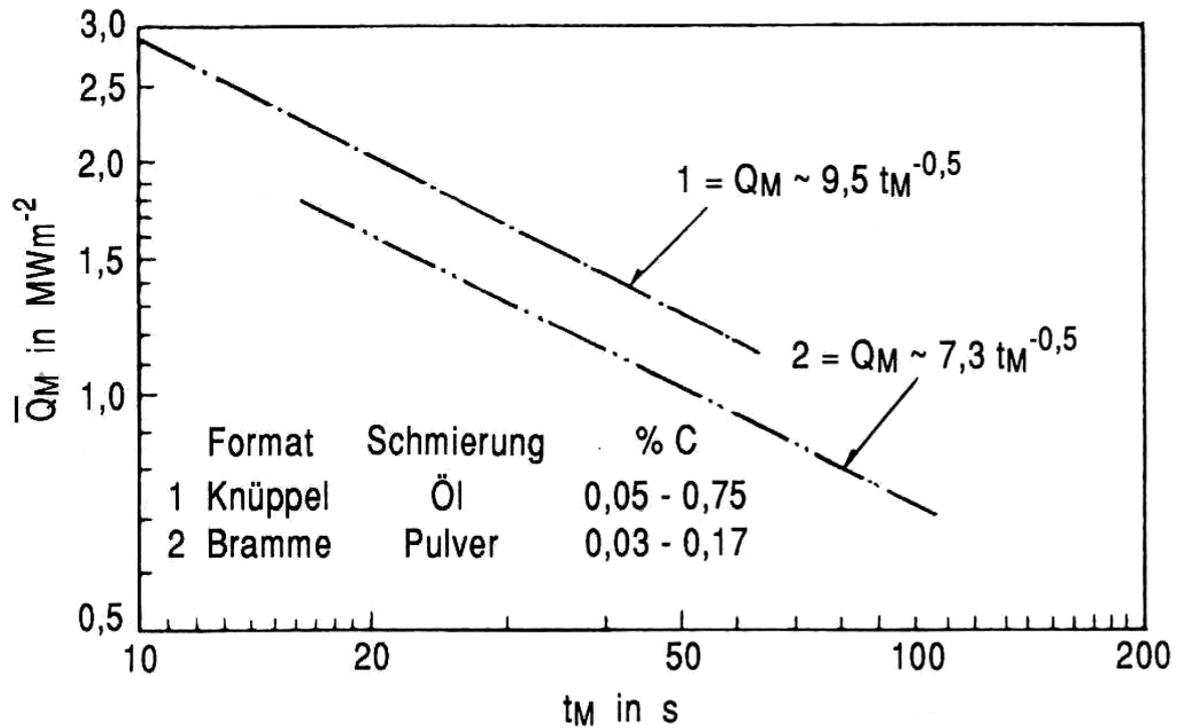


Bild 9: Mittlere Wärmestromdichte Q_M als Funktion der Verweilzeit t_M aus Betriebsbeobachtungen bei Knüppel- und Brammenstrangguss [1]

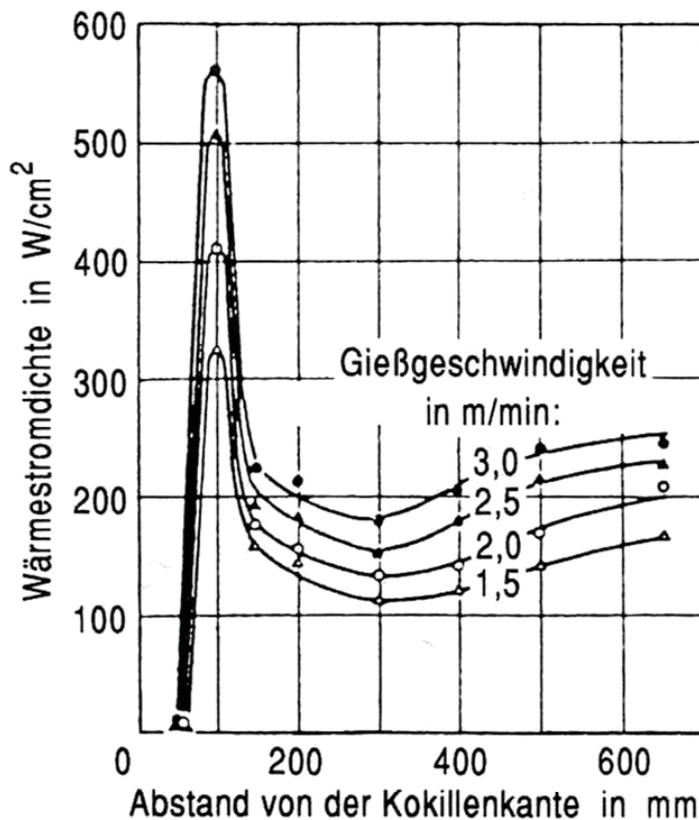


Bild 10: Verlauf der Wärmestromdichte über die Kokillenlänge von weichen Stählen bei verschiedenen Gießgeschwindigkeiten mit Pulverschmierung beim Rundstrangguss (177 mm Durchmesser) [1]

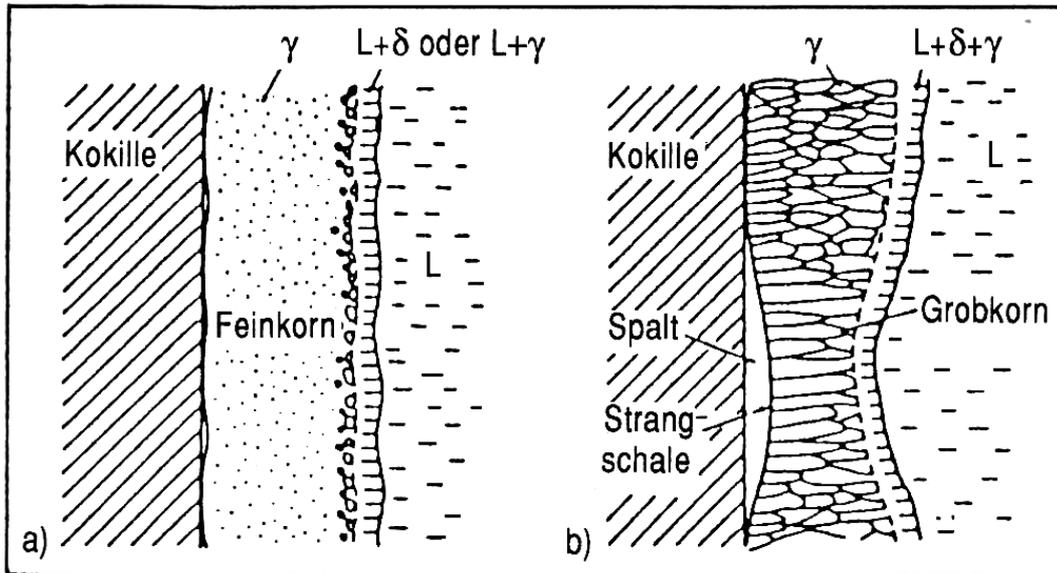


Bild 11: Gefügeausbildung an der Strangoberfläche ohne (a) und mit Einziehungsbildung (b) [1]

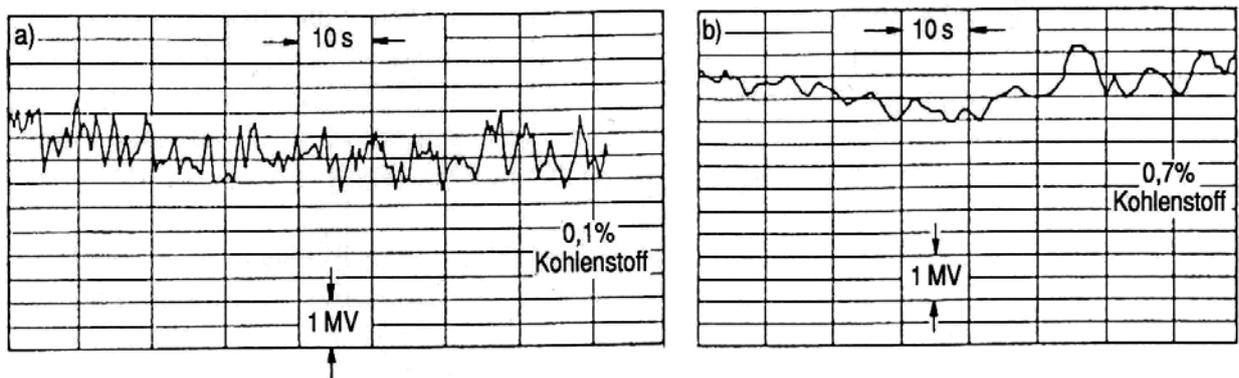


Bild 12: Verlauf der Kokillenwandtemperatur 40 mm unter dem Meniskus über die Gießzeit für Stähle mit 0,1% C (a) und 0,7% C (b) bei Knüppelstrangguss (83 x 83 mm; 1,3 m/min) [1]

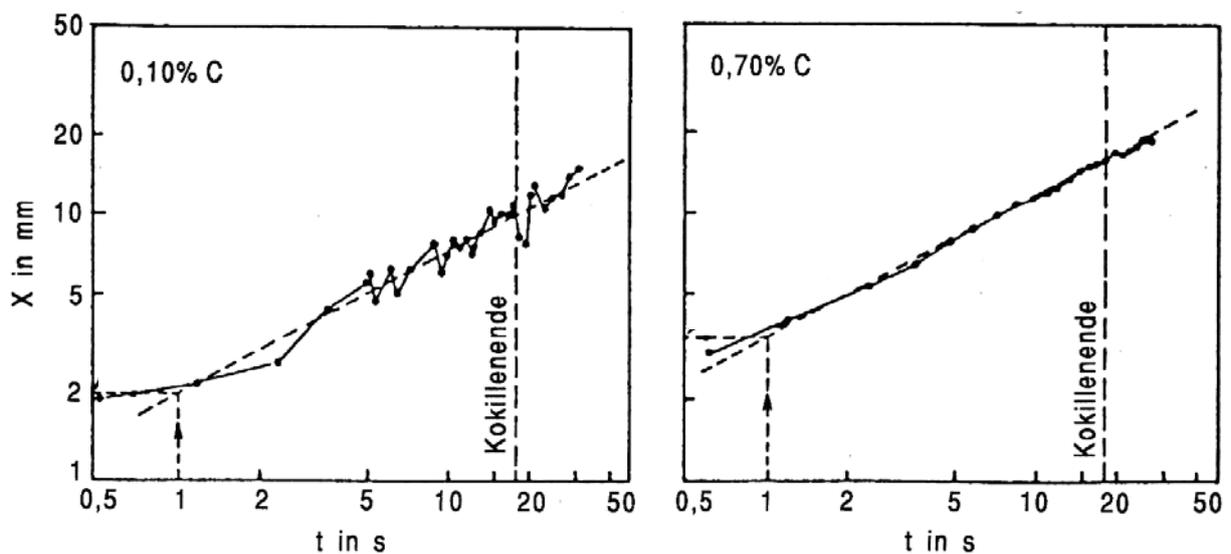


Bild 13: Auswertung des Schalenwachstums X in der Kokille für Stähle mit 0,1% C und 0,7% C bei Knüppelstrangguss (83 x 83 mm; 1,3 m/min) [1]

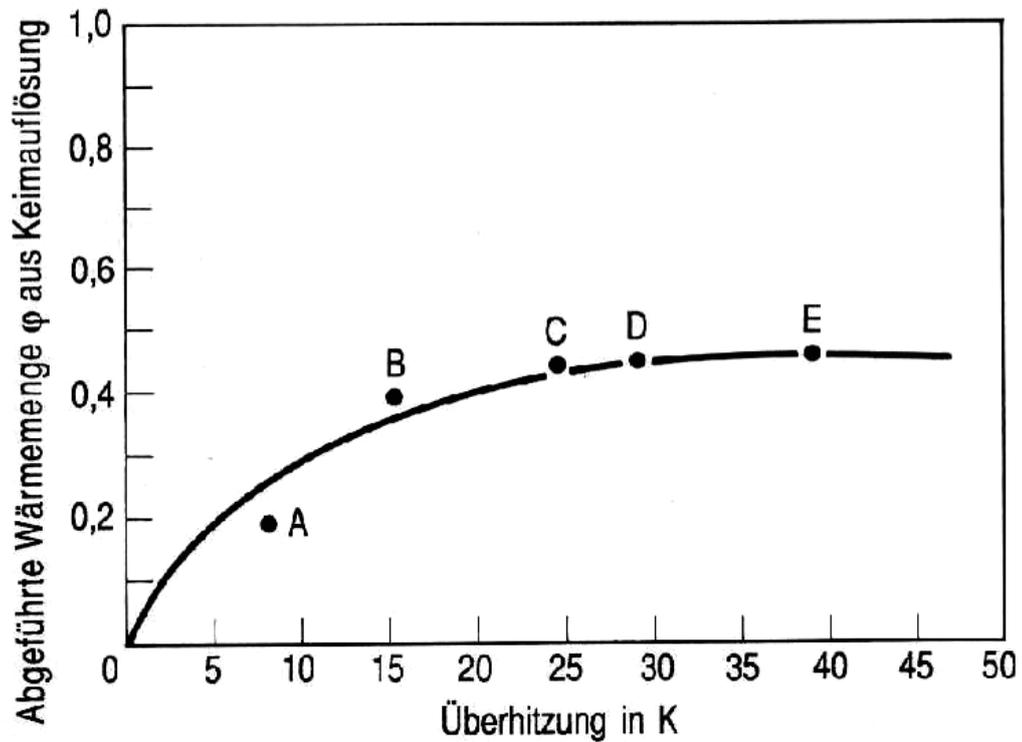


Bild 14: Anteil an durch Dendritenkeimauflösung abgeführter Überhitzungswärme in Funktion der ursprünglichen Überhitzung [1]

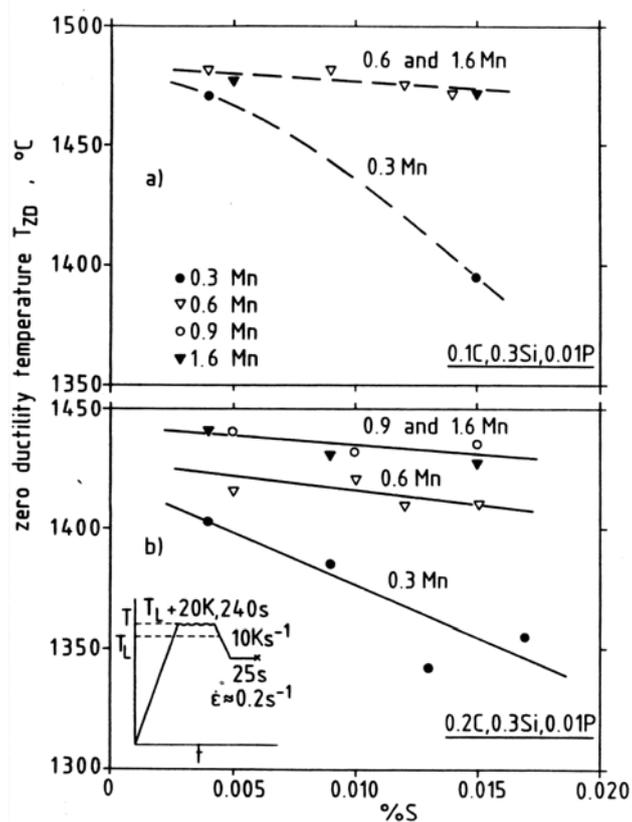


Bild 15: Verlauf der Nullzähigkeitstemperatur (T_{zd}) in Abhängigkeit von Schwefel- und Mangengehalt für Stähle mit 0,1 und 0,2% C [2]

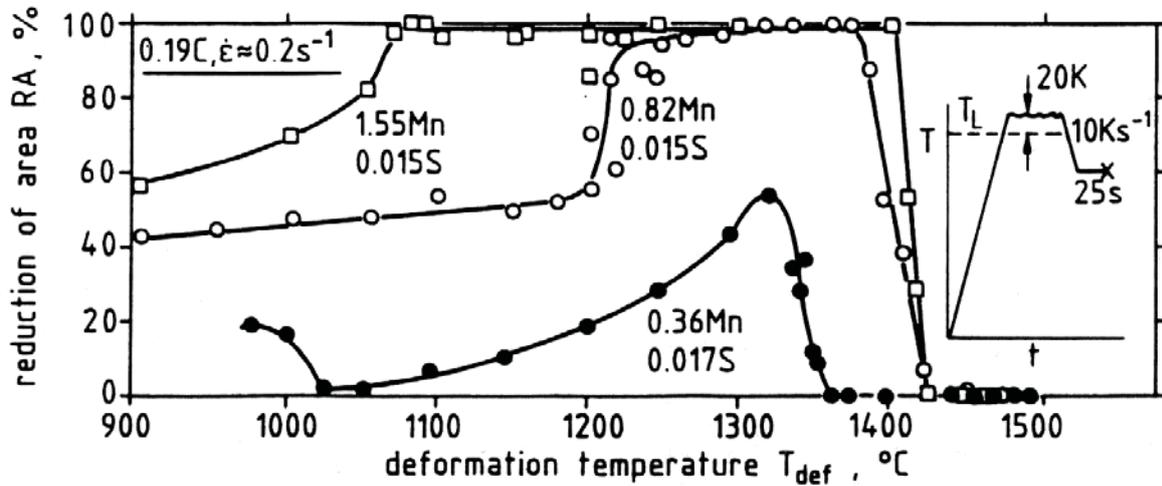


Bild 16: Einfluss von Mangan auf das Duktilitätsverhalten von Kohlenstoffstählen bei hohen Temperaturen und konstantem Schwefelgehalt [2]

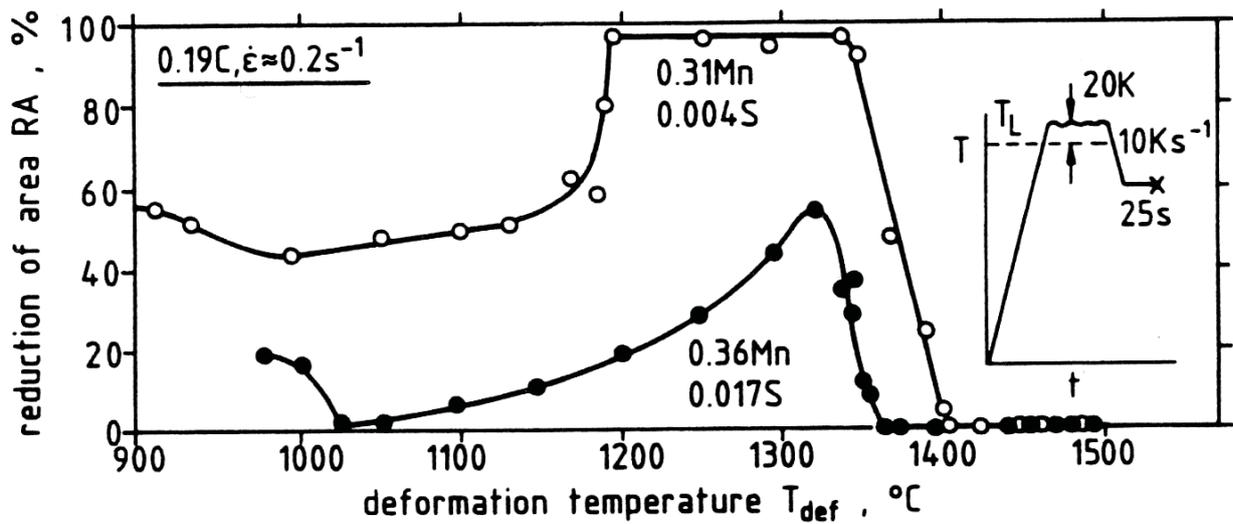


Bild 17: Einfluss von Schwefel auf das Duktilitätsverhalten von Kohlenstoffstählen bei hohen Temperaturen und konstantem Mangangehalt [2]

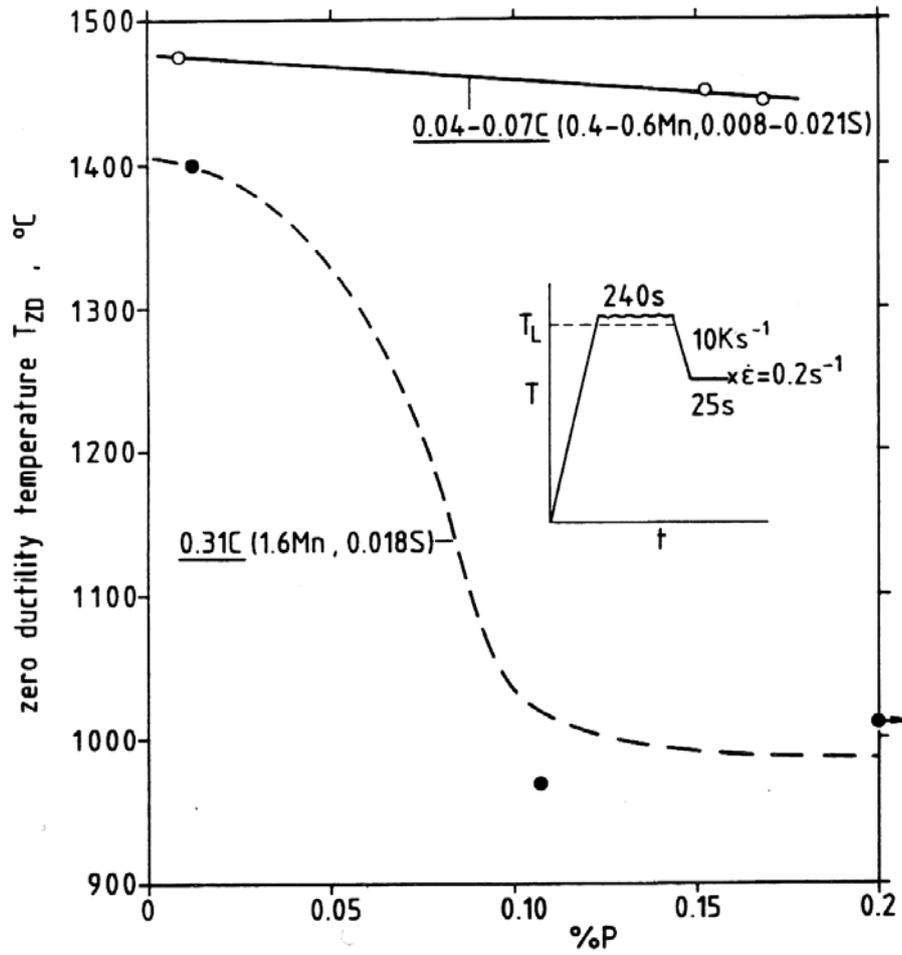


Bild 18: Einfluss von Phosphor auf die Nullzähigkeitstemperatur bei niedrigen und mittleren Kohlenstoffgehalten [2]

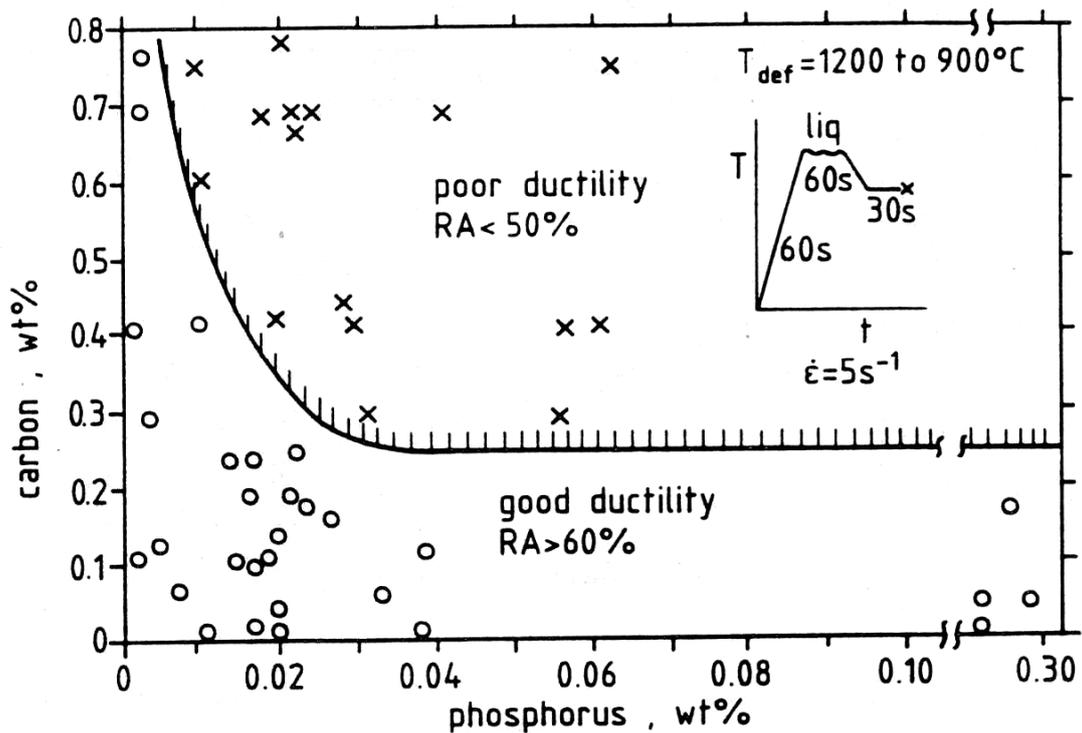


Bild 19: Einfluss von Kohlenstoff- und Phosphorgehalt auf die Duktilität von Stahl [2]

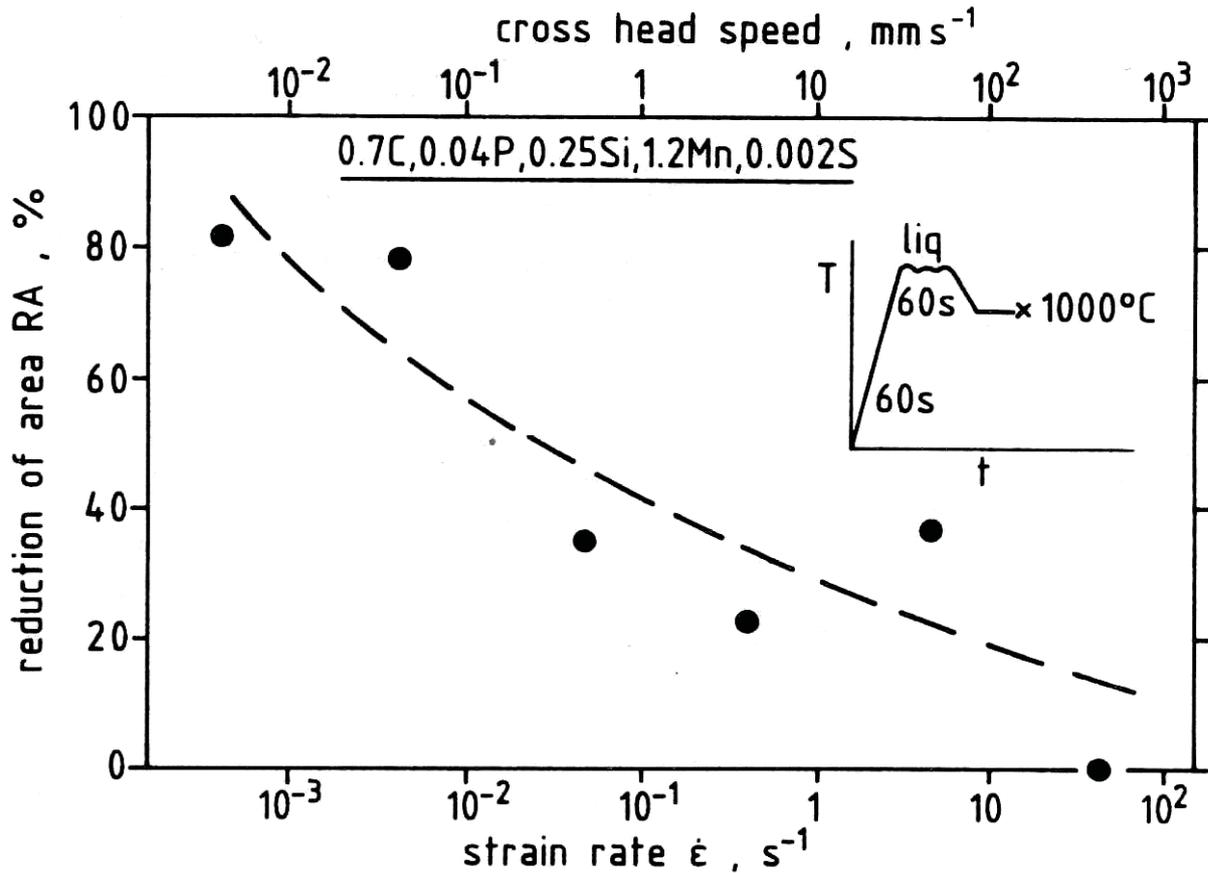


Bild 20: Einfluss der Verformungsgeschwindigkeit auf die Versprödung durch Phosphor [2]

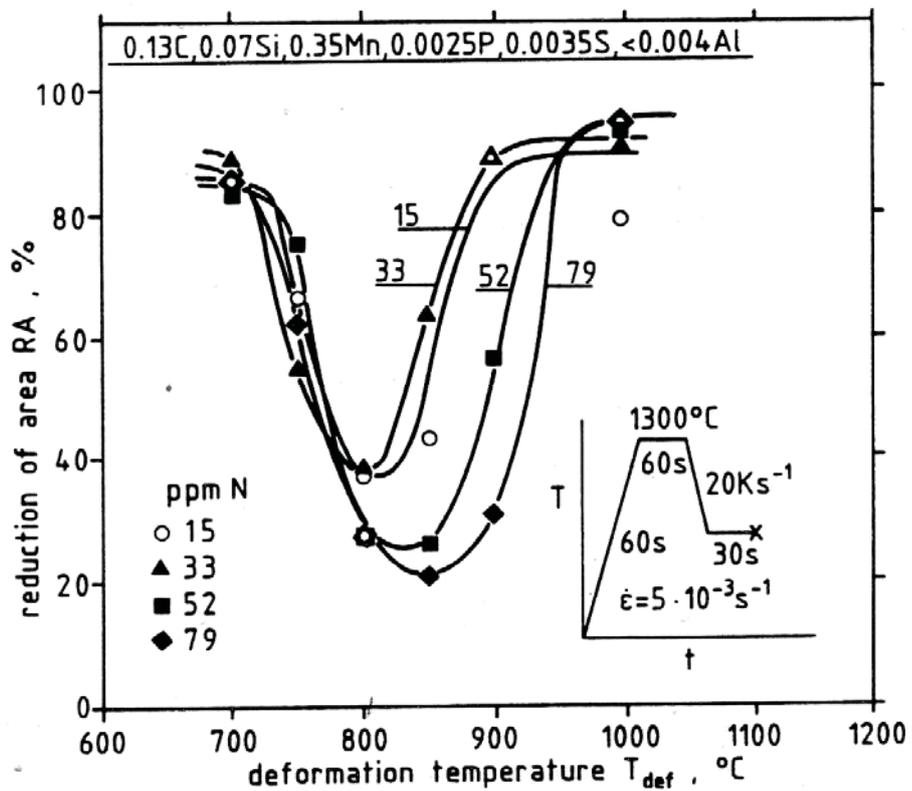


Bild 21: Einfluss von Stickstoff auf die Duktilität im Temperaturbereich zwischen 700 und 1000°C bei sehr geringen Aluminiumgehalten [2]

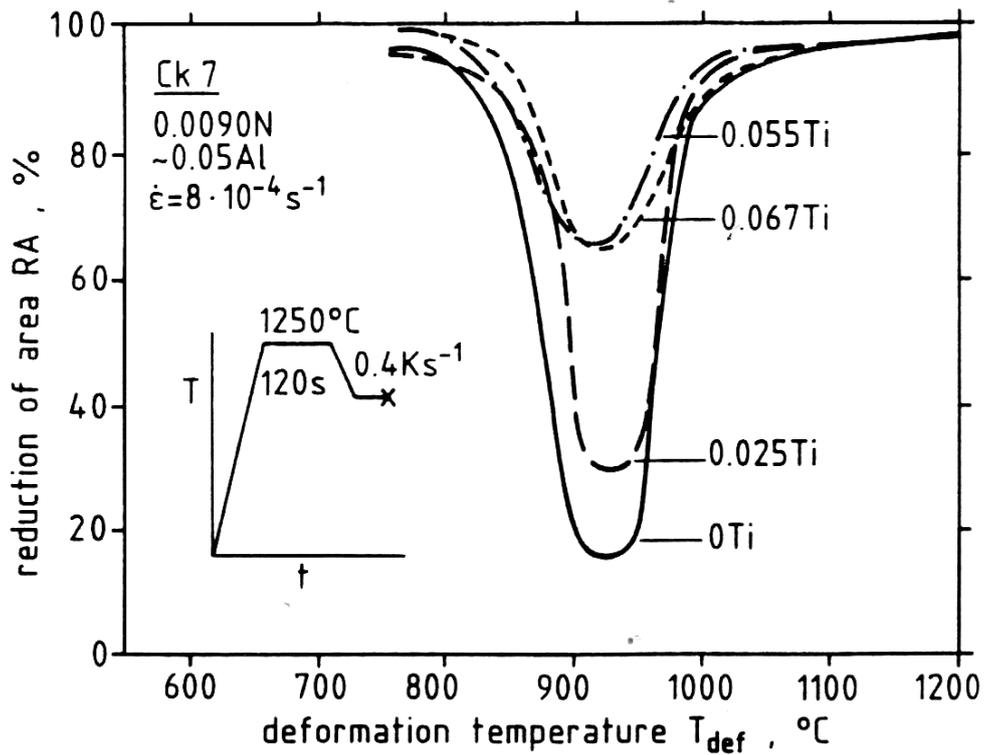


Bild 22: Günstiger Einfluss von Titanzusätzen auf die Duktilität von aluminiumberuhigten niobfreien Stählen [2]

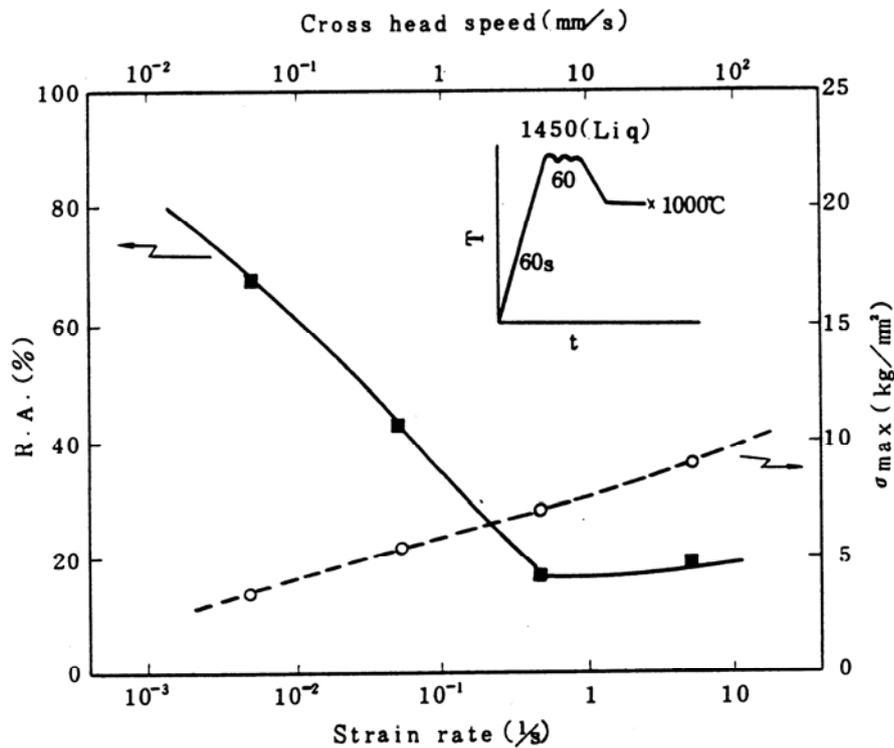


Bild 23: Abhängigkeit der Duktilität und Festigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit bei 1000°C [34]

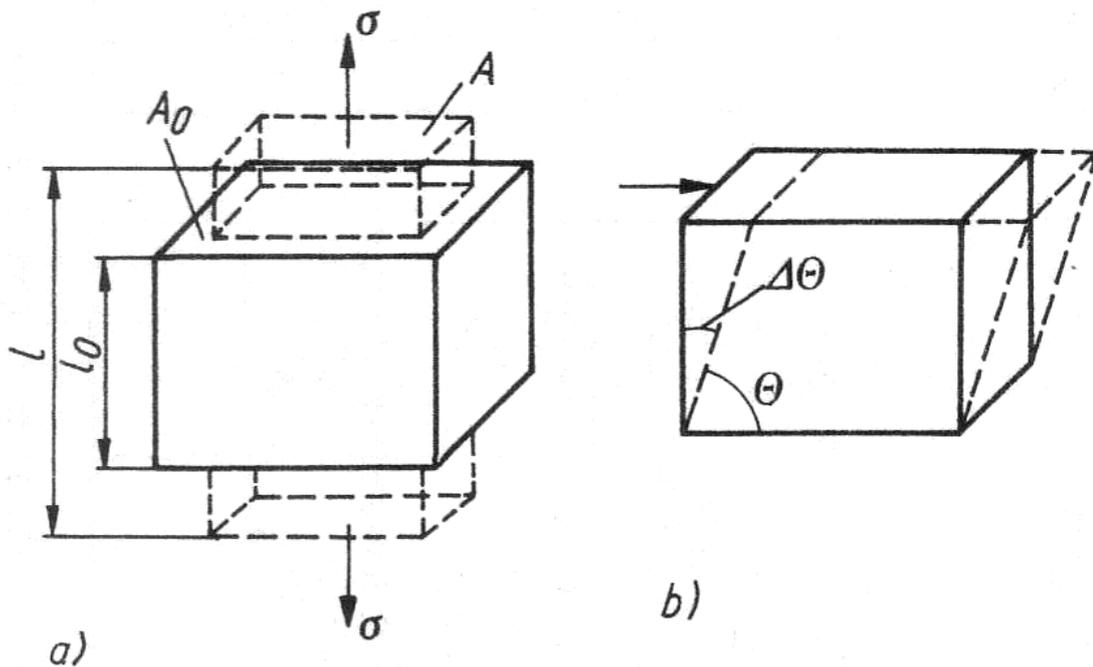


Bild 24: Grundarten der Formänderungen, a) beim Einwirken von Normalspannungen, b) beim Einwirken von Tangentialspannungen [60]

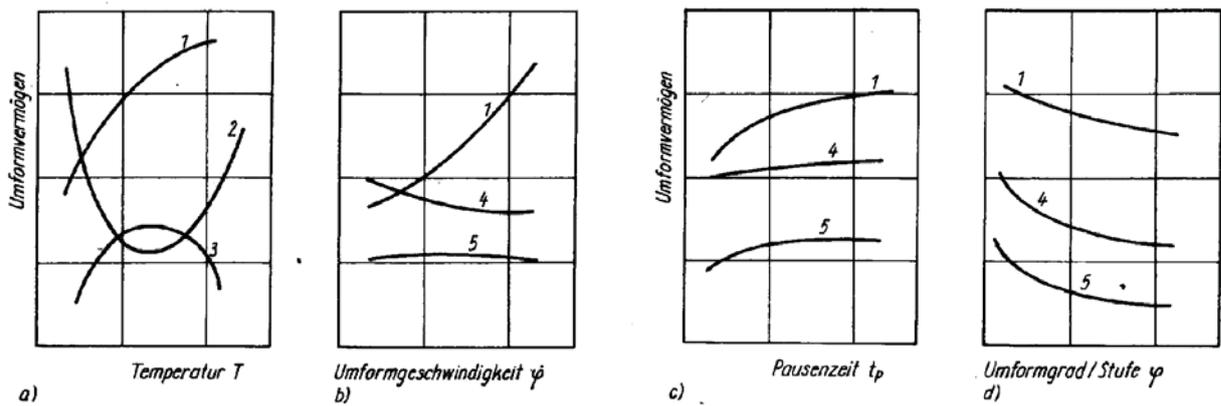
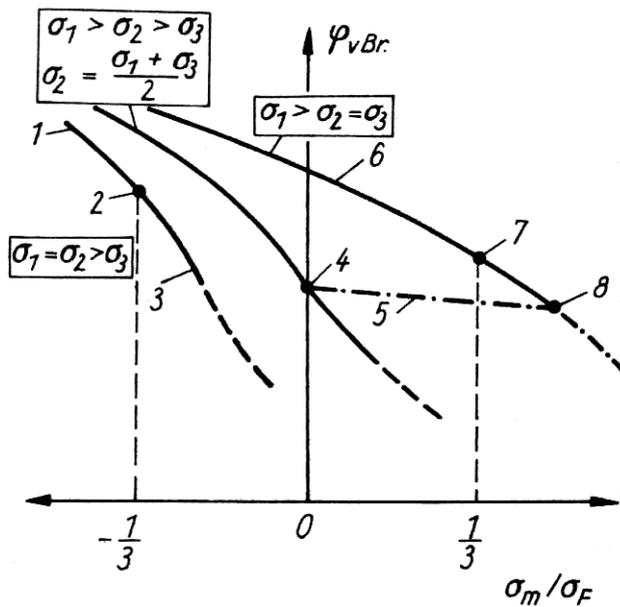


Bild 25: Abhängigkeit des Umformvermögens von den wichtigsten umformtechnischen Einflussgrößen a) Einfluss der Temperatur b) Einfluss der Umformgeschwindigkeit c) Einfluss der Pausenzeit d) Einfluss des Umformgrads, 1 niedriggekohte Stähle, 2 zweiphasige Stähle, 3 Cr-legierte Stähle, 4 ferritische Stähle, 5 austenitische Stähle [60]



Hauptnormalspannungen σ_1, σ_2 und σ_3

Mittlere Spannung $\sigma_m = \frac{1}{3} * (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$

Fließspannung σ_F

1 Druckversuche mit Umschlingungsdruck

2 Druckversuch (einachsig)

3 Druckversuch mit Querkzug

4 Torsionsversuch

5 Torsionsversuche mit primärem Längszug

6 Zugversuche mit Umschlingungsdruck

7 Zugversuch (einachsig) mit Einschnürung

8 Kerb-Zug-Versuche

Bild 26: Einfluss der Beanspruchungsart auf das Umformvermögen φ_{vBr} in Abhängigkeit vom bezogenen Spannungsmittelwert σ_m/σ_F [61]

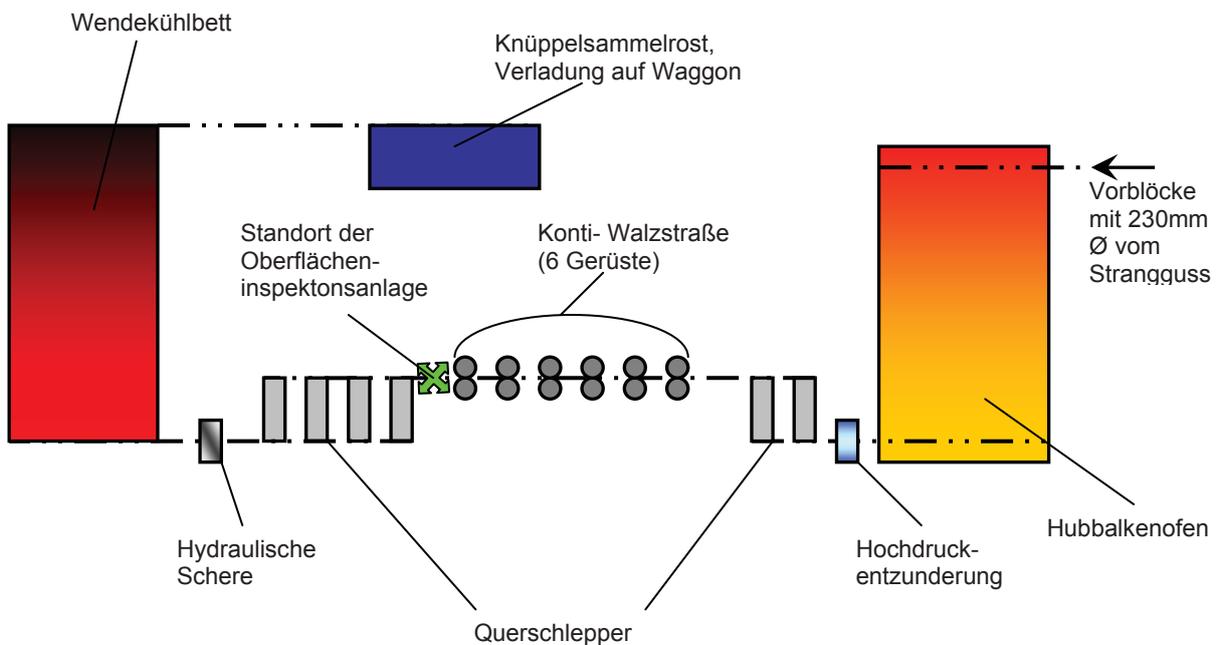


Bild 27: Schematische Darstellung der Produktionslinie mit Standort der Oberflächeninspektionsanlage



Bild 28: SIAS - Anlage im Betrieb, Schematische Darstellung der vier Knüppelseiten

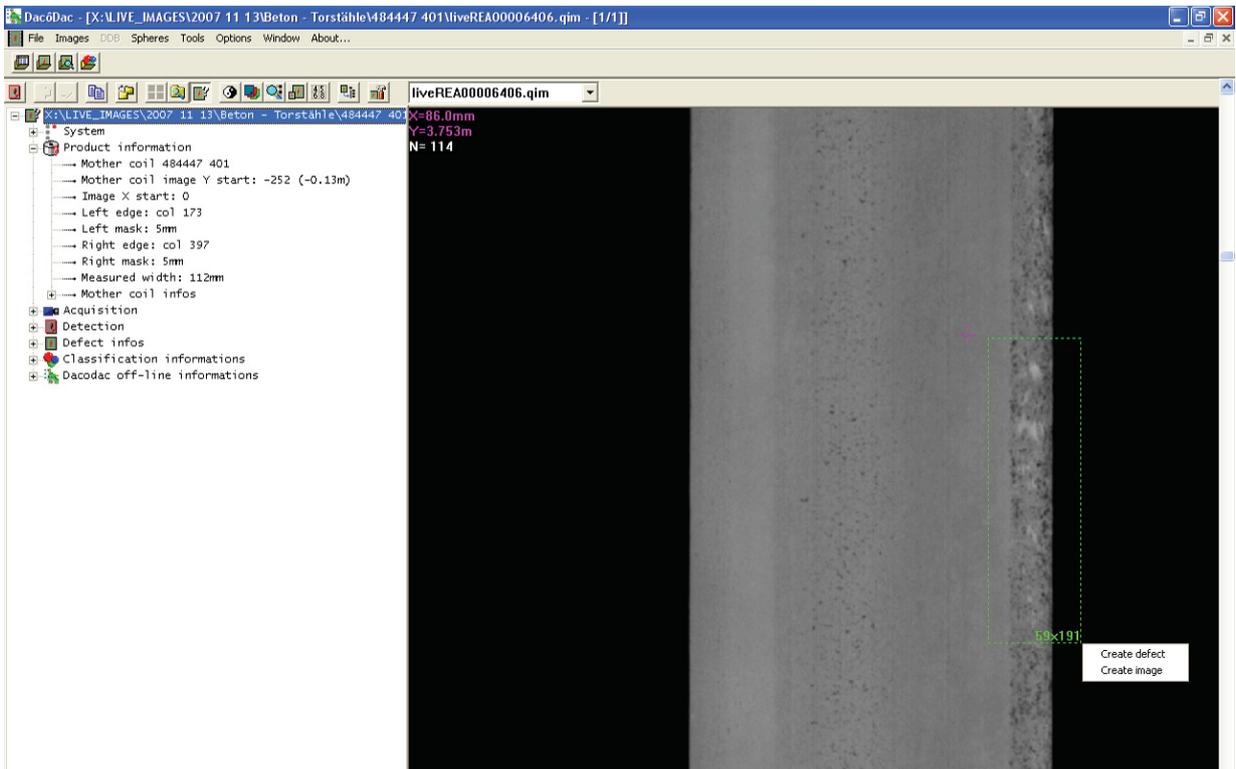


Bild 29: Detektierte Kantenquerrisse an der rechten Knüppelseite

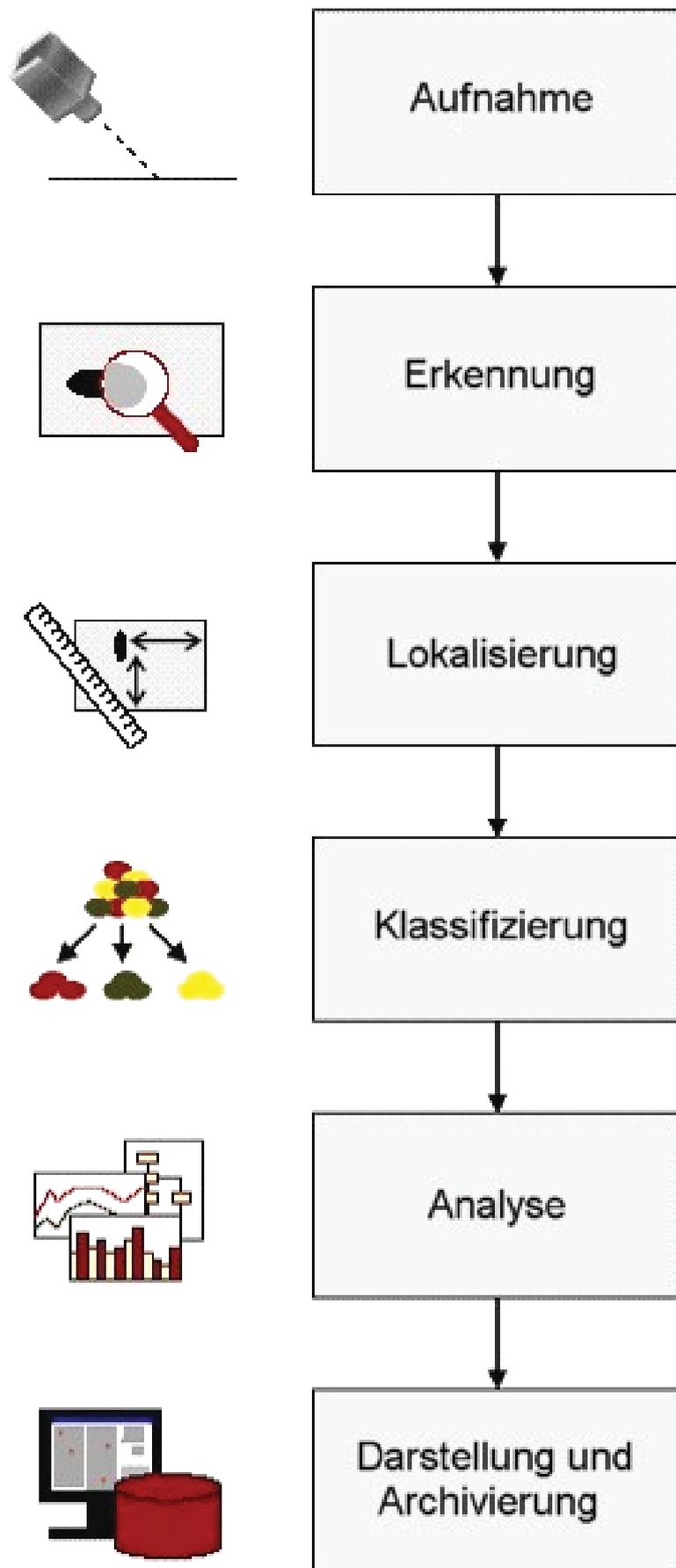


Bild 30: Darstellung der Einzelschritte im Oberflächeninspektionsprozess [35]

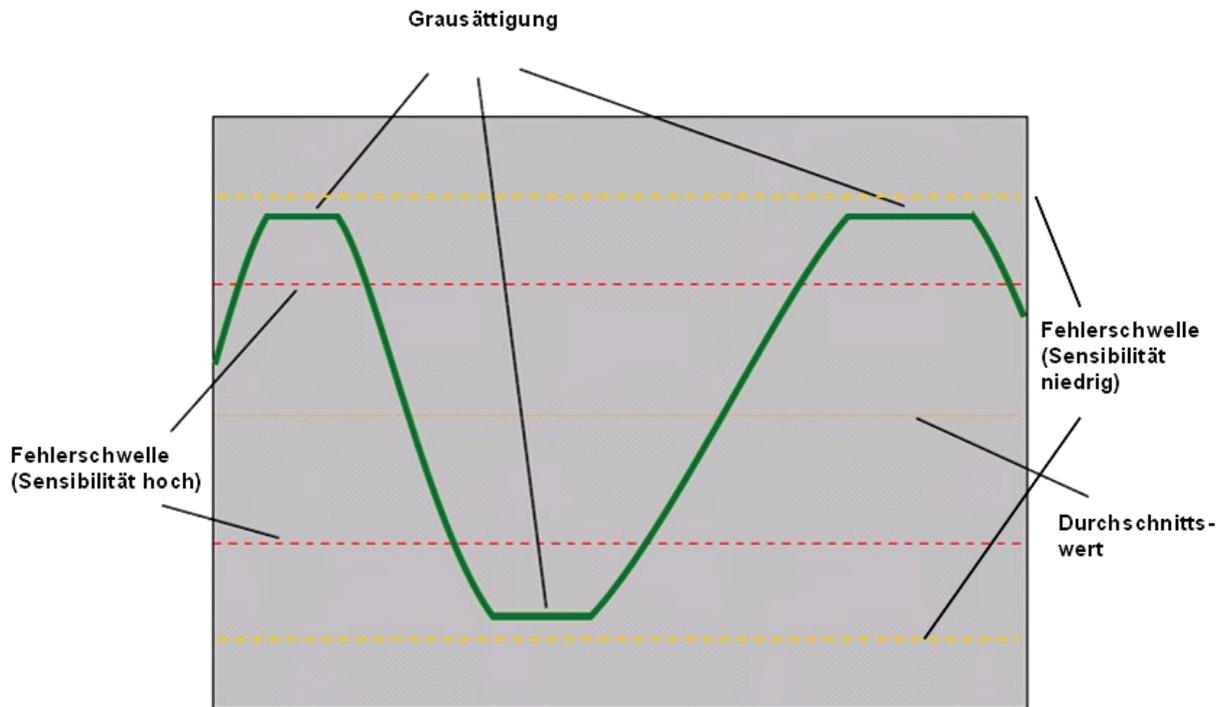


Bild 31: Darstellung der Grausättigungskurve mit Durchschnittswert und Fehlerschwelle [24]

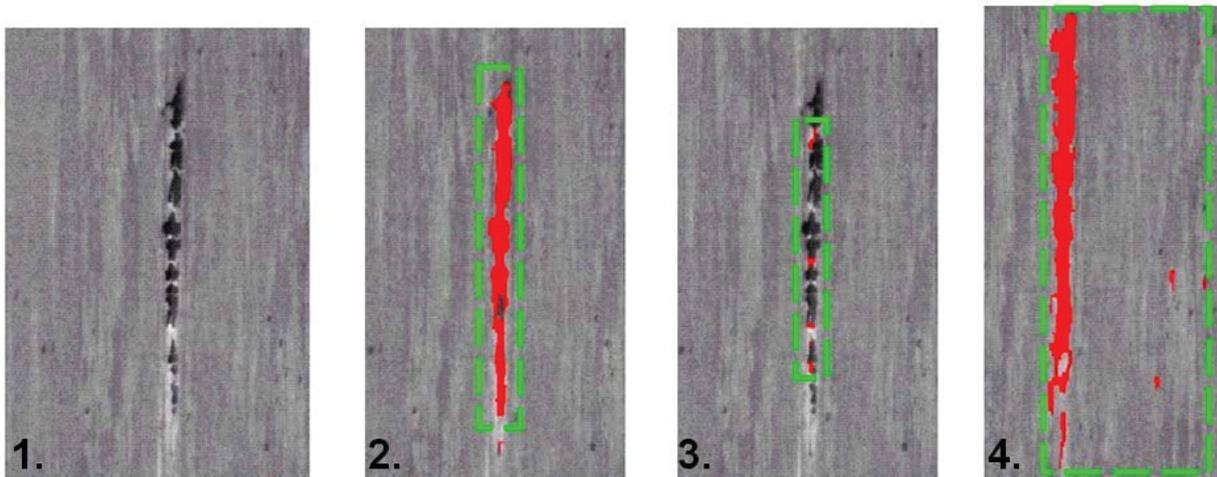


Bild 32: Einfluss der Sensibilität auf die Detektionsgenauigkeit, Teilbild 1: Oberflächenfehler, Teilbild 2: Gute Detektion, Teilbild 3: Schlechte Detektion (Sensibilität zu niedrig), Teilbild 4: Schlechte Detektion (Sensibilität zu hoch) [24]

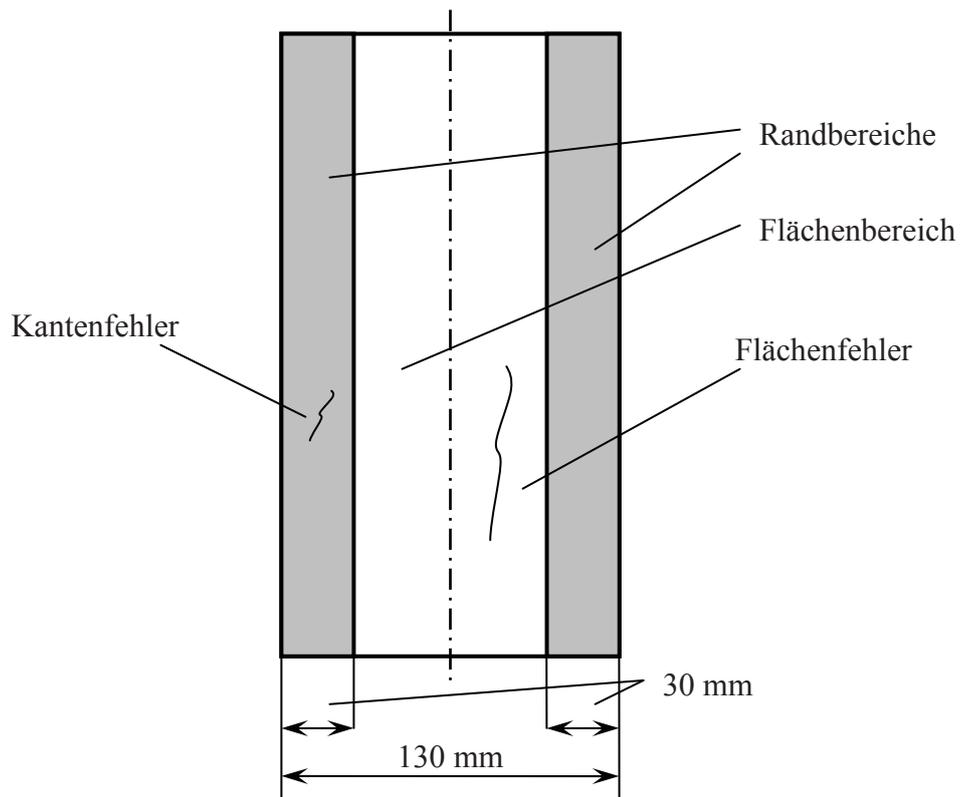


Bild 33: Fehlerbereiche am Knüppel

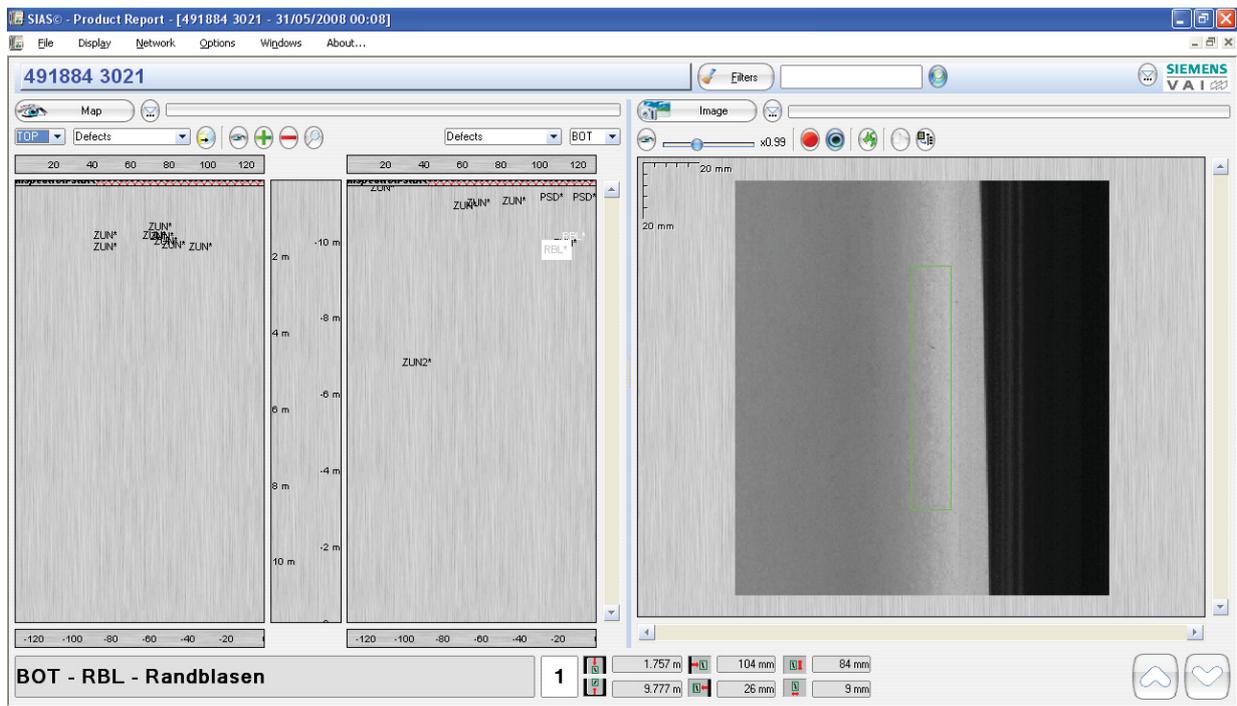


Bild 34: Aufhellung der Knüppelkante durch optischen Blendeffekt

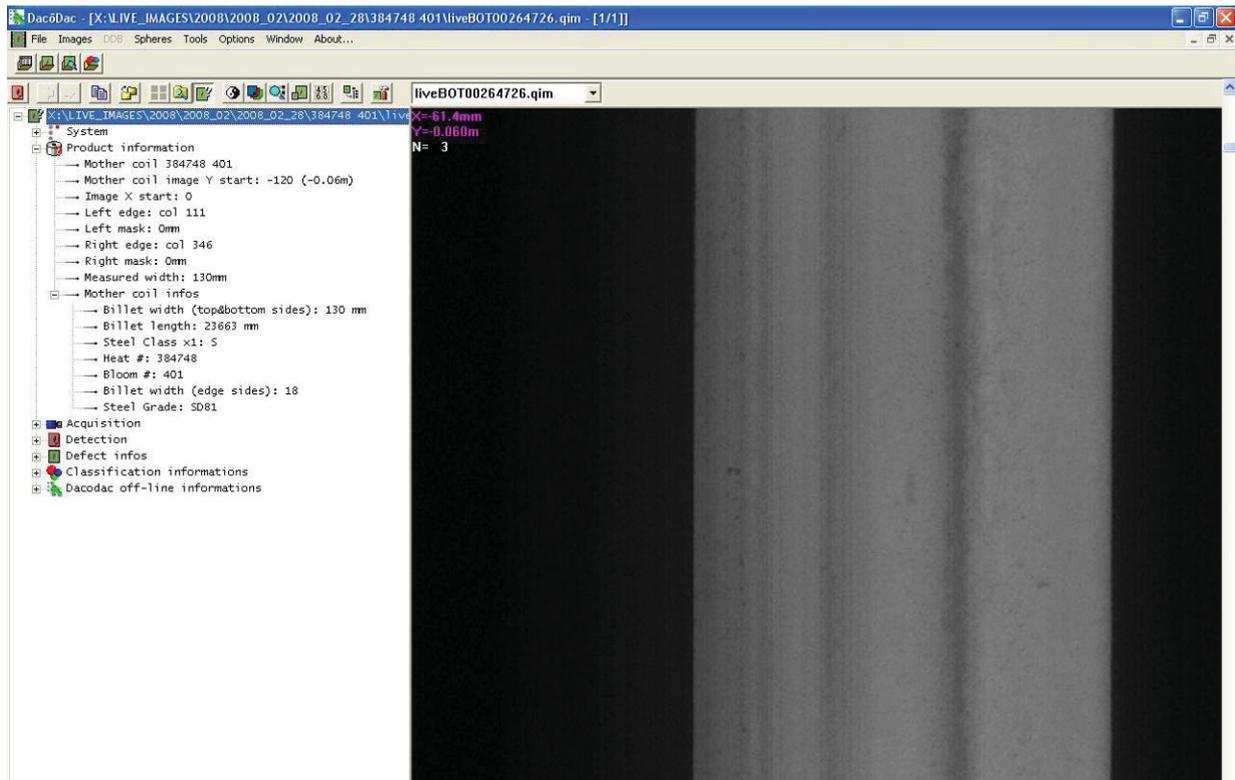


Bild 35: Bildstörung durch Schatteneffekt

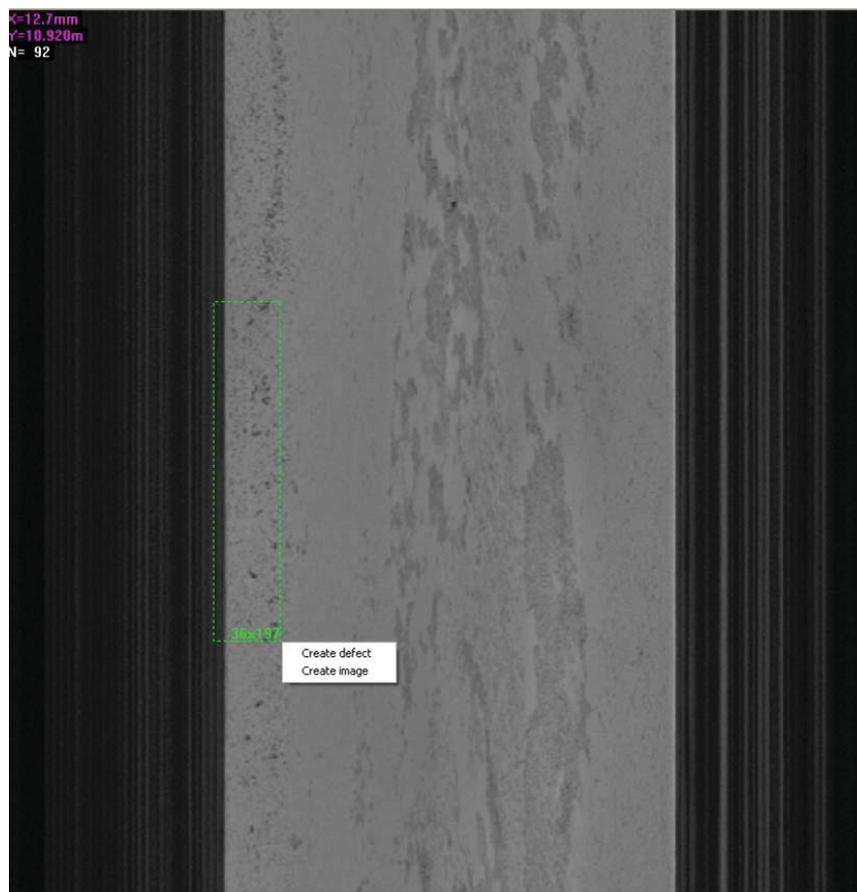


Bild 36: Riss im Zunderbereich an der Kante, Zunderformationen durch Silizium in der Knüppelmitte

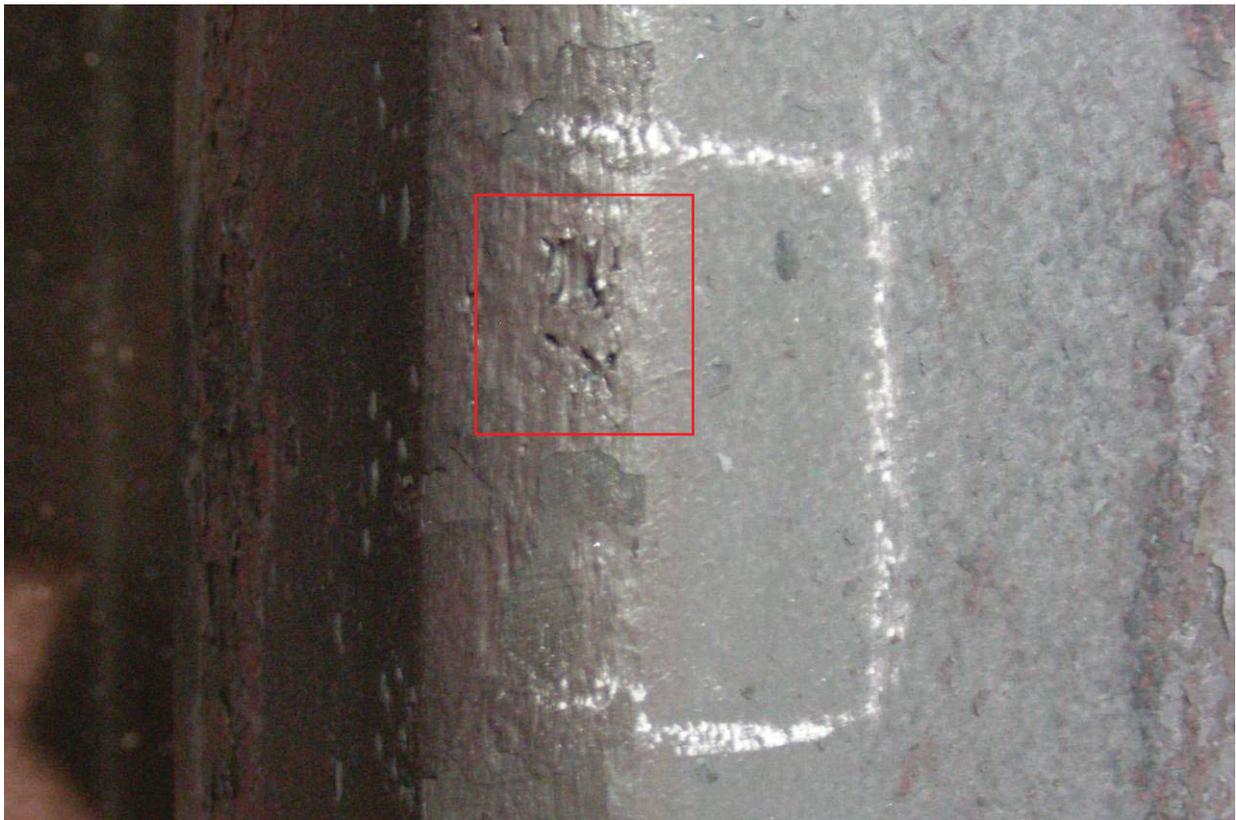


Bild 37: Kantenquerriss auf Knüppel, Stahlgruppe 1

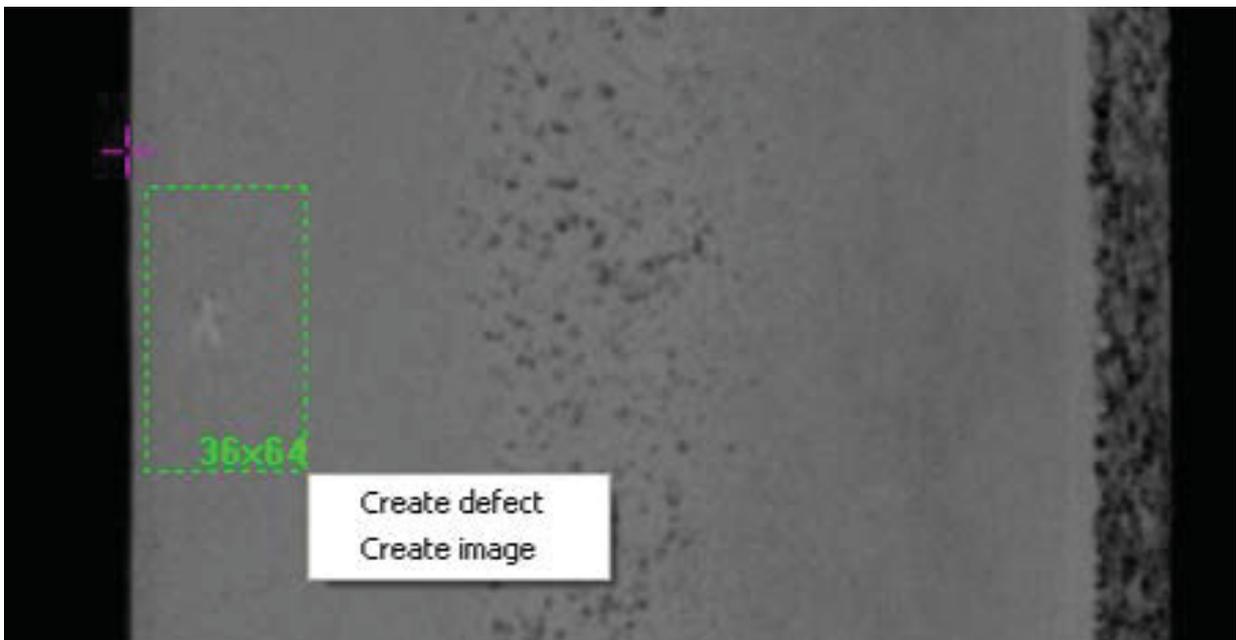


Bild 38: Kantenquerriss, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 1



Bild 39: Kantenquerriss schwacher Ausprägung auf Knüppel, Stahlgruppe 1

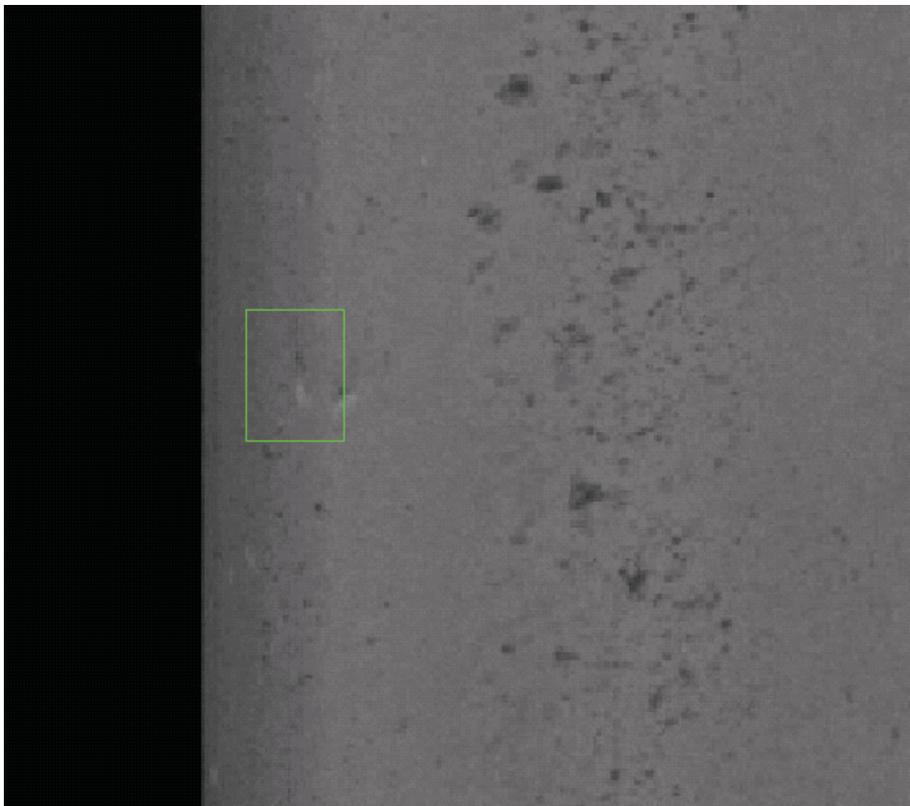


Bild 40: Kantenquerriss schwacher Ausprägung, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 1



Bild 41: Gruppe von Kantenquerrissen auf Knüppel, Stahlgruppe 1

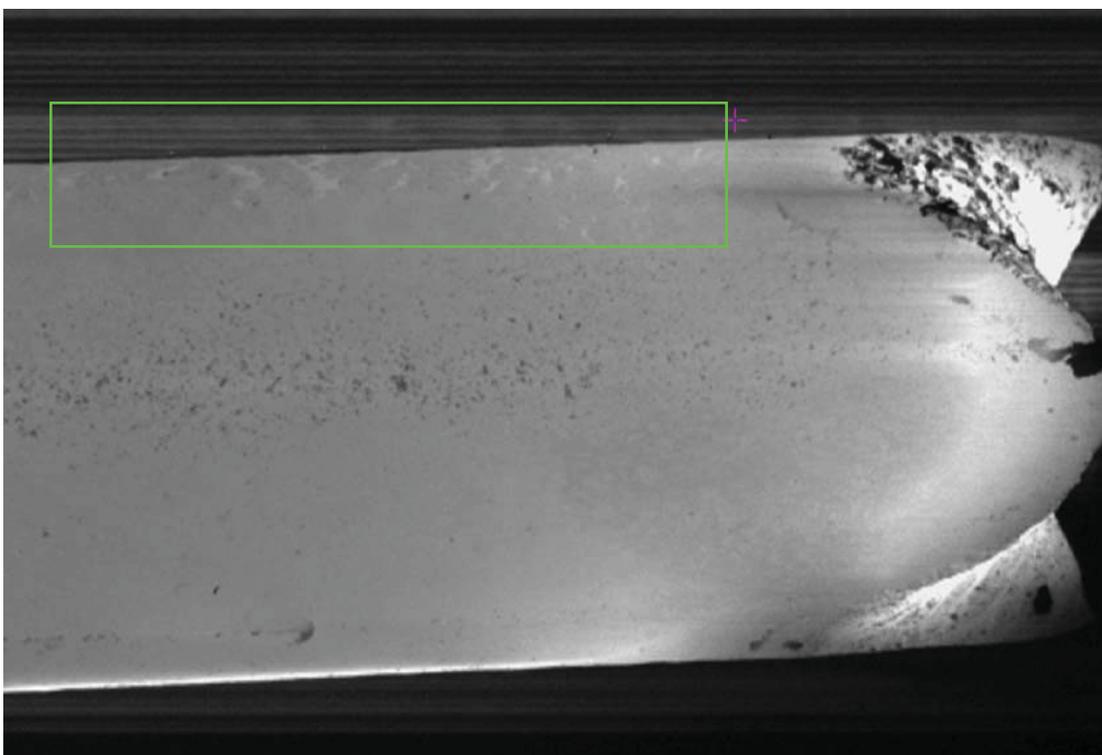


Bild 42: Gruppe von Kantenquerrissen, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 1



Bild 43: Netzförmiger Kantenquerriss auf Knüppel, Stahlgruppe 1



Bild 44: Netzförmiger Kantenquerriss, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 1

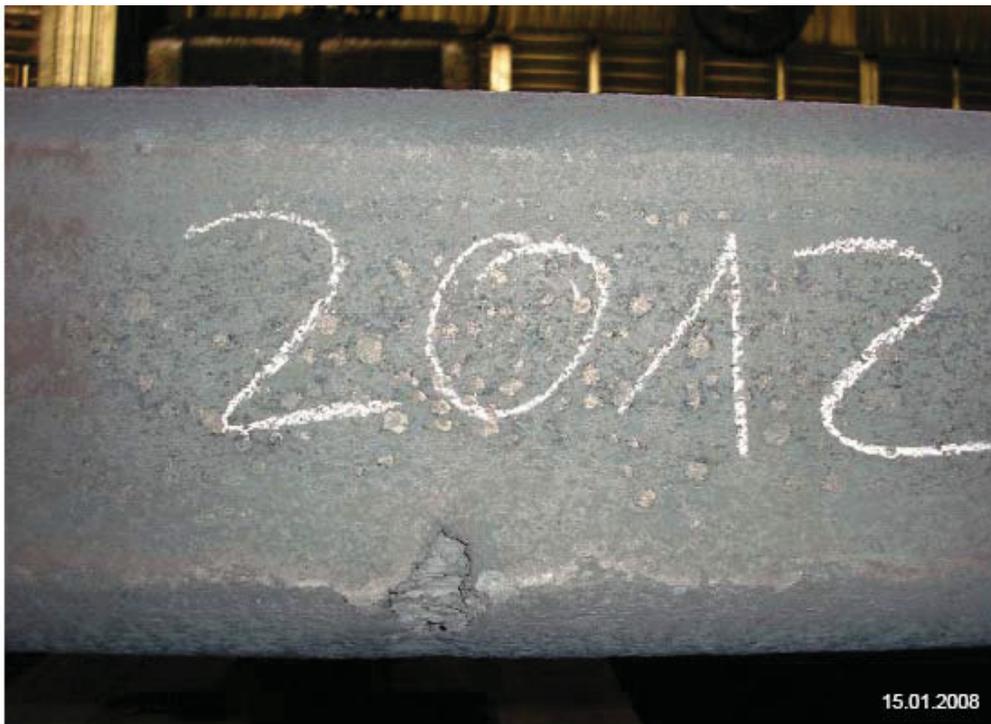


Bild 45: Massiver Kantenquerriss, Stahlgruppe 1

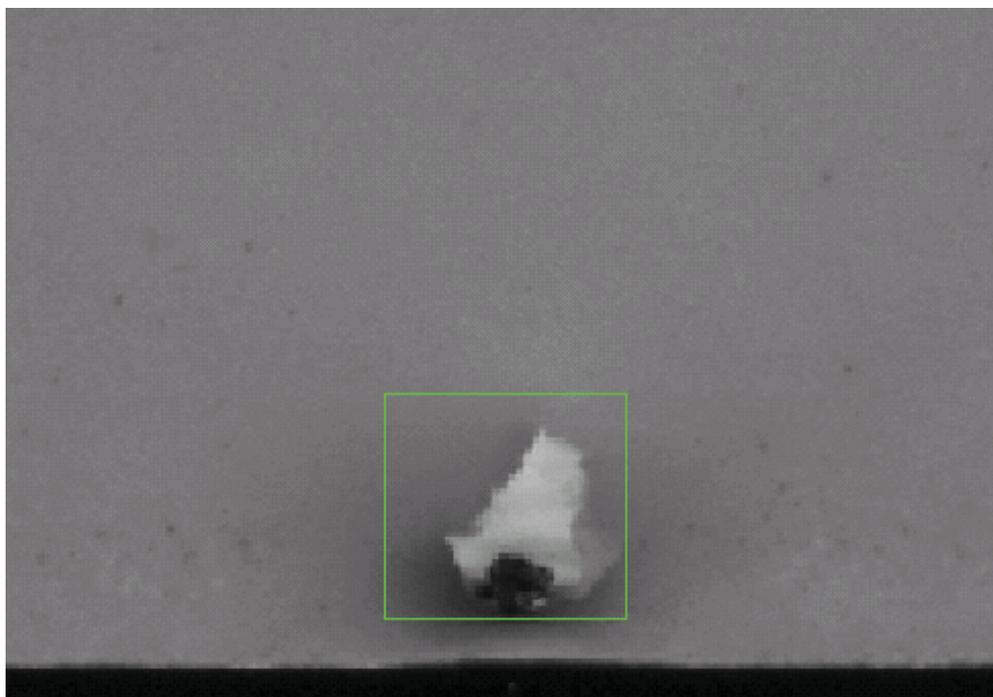


Bild 46: Massiver Kantenquerriss, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 1



Bild 47: In die Länge gezogener Kantenquerriss auf Knüppel, Stahlgruppe 5

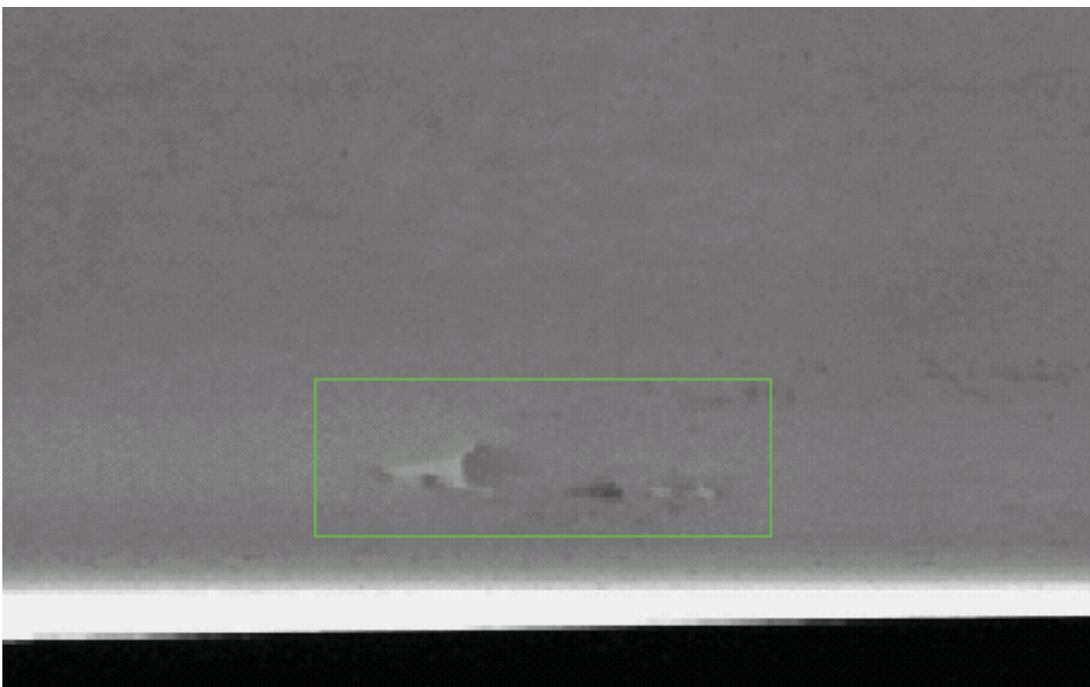


Bild 48: In die Länge gezogener Kantenquerriss auf Knüppel, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 5



Bild 49: In die Länge gezogener Kantenquerriss auf Knüppel, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 2

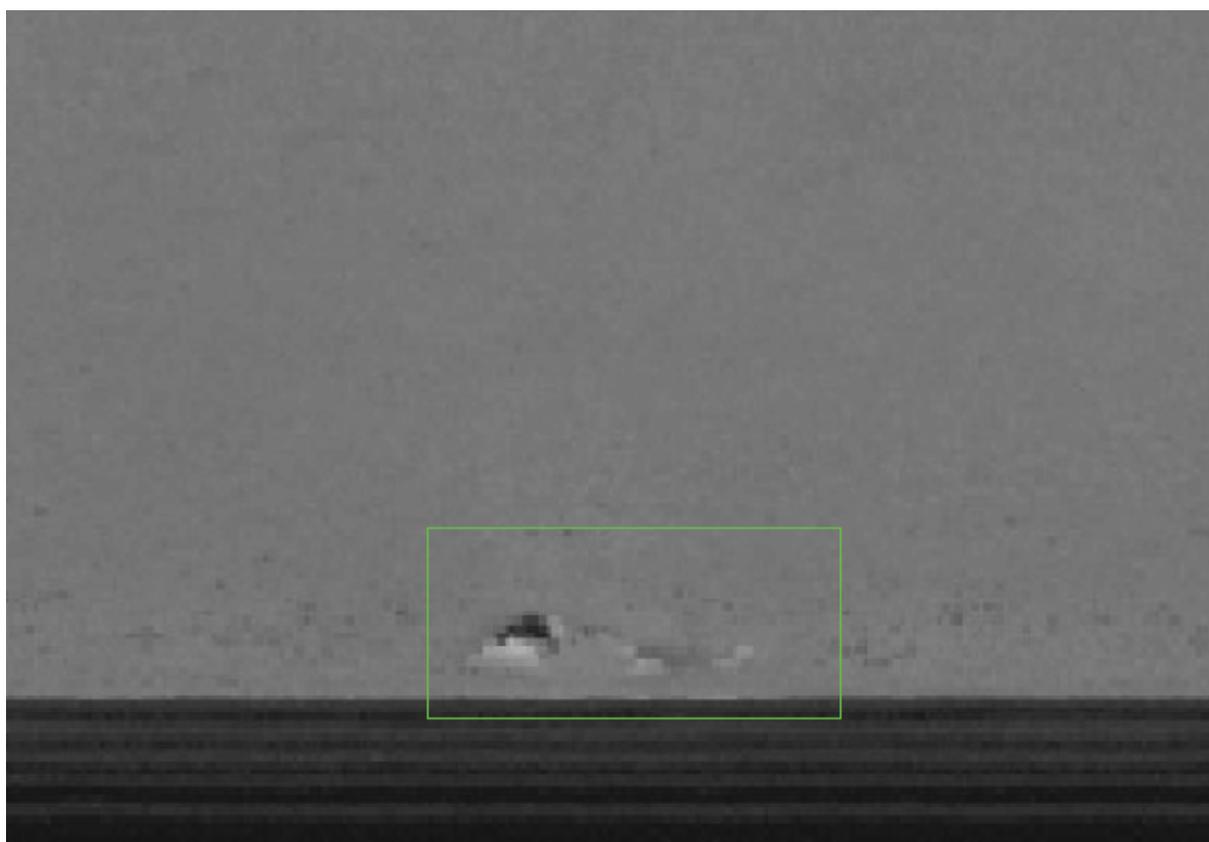


Bild 50: In die Länge gezogener Kantenquerriss auf Knüppel, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 2

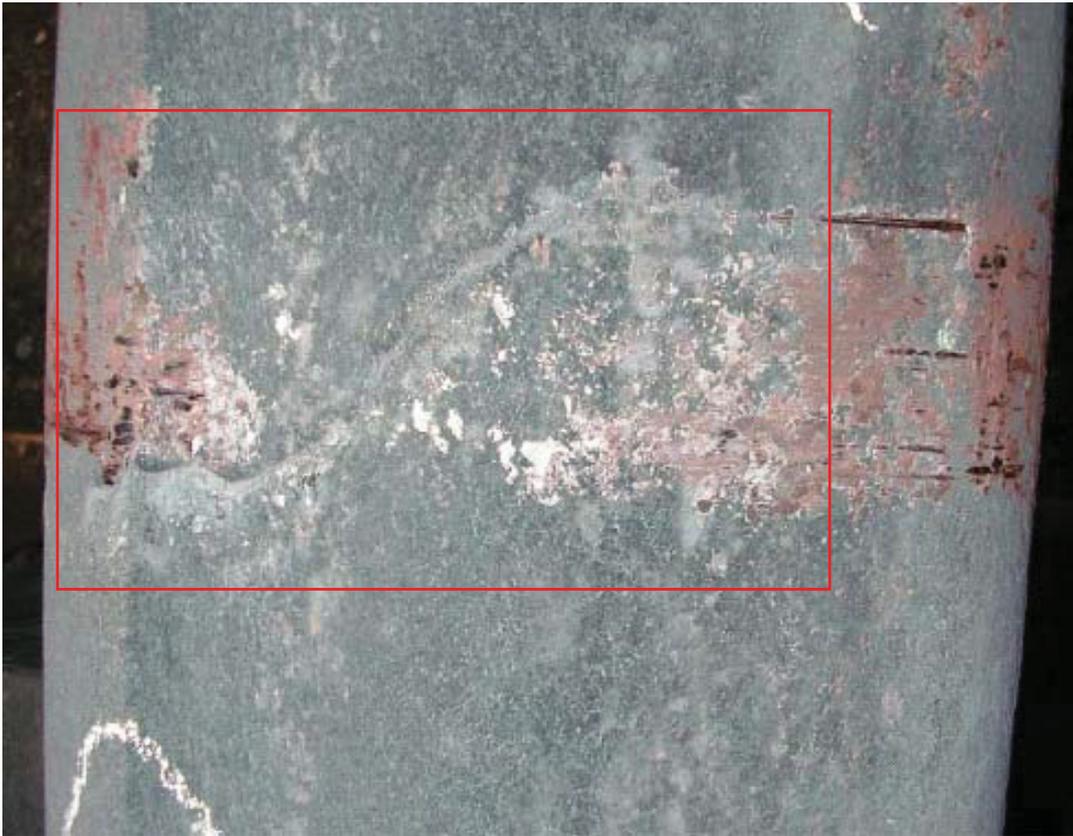


Bild 51: Massiver Querriss der sich bis in die Knüppelmitte erstreckt, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 5

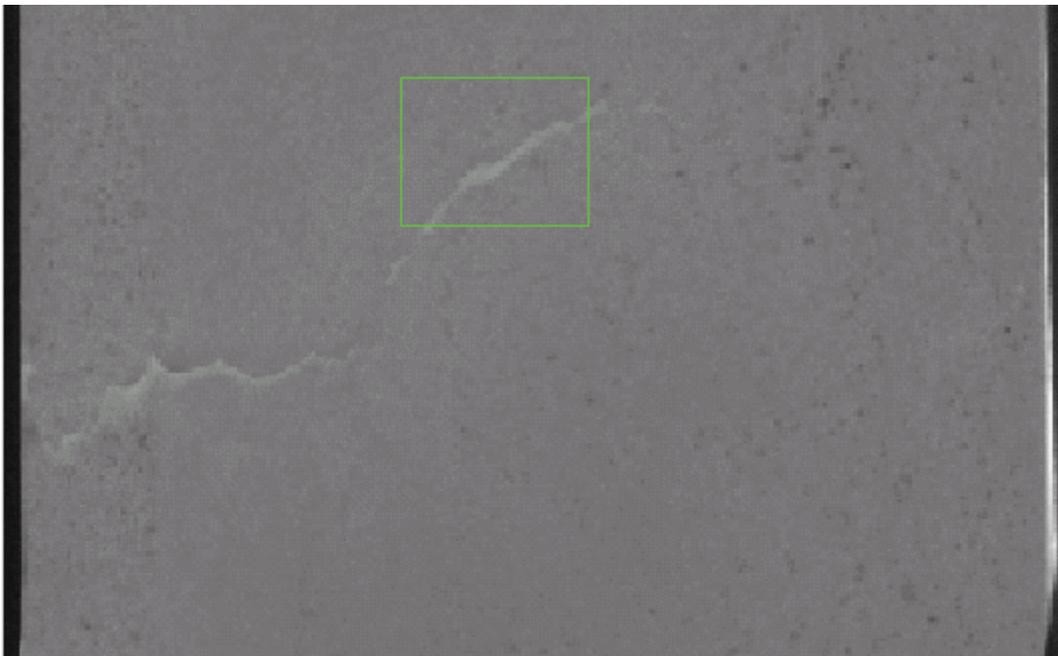


Bild 52: Massiver Querriss der sich bis in die Knüppelmitte erstreckt, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 5



Bild 53: Massiver Querriss der sich bis in die Knüppelmitte erstreckt, Stahlgruppe 4

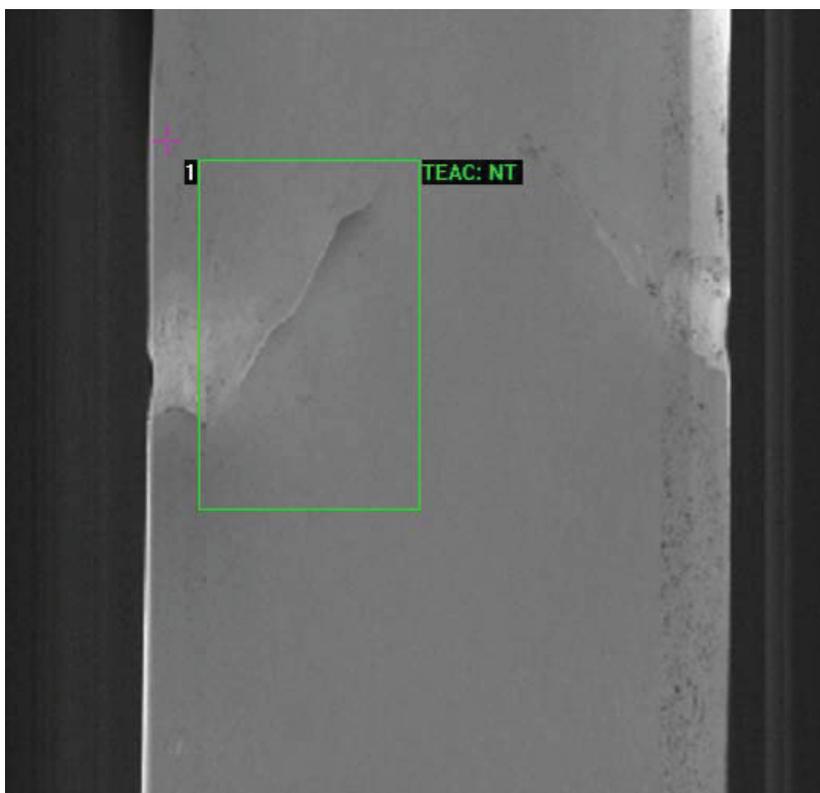


Bild 54: Massiver Querriss der sich bis in die Knüppelmitte erstreckt, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 4



Bild 55: Zundergefüllter Flächenlängsriss, Stahlgruppe 2

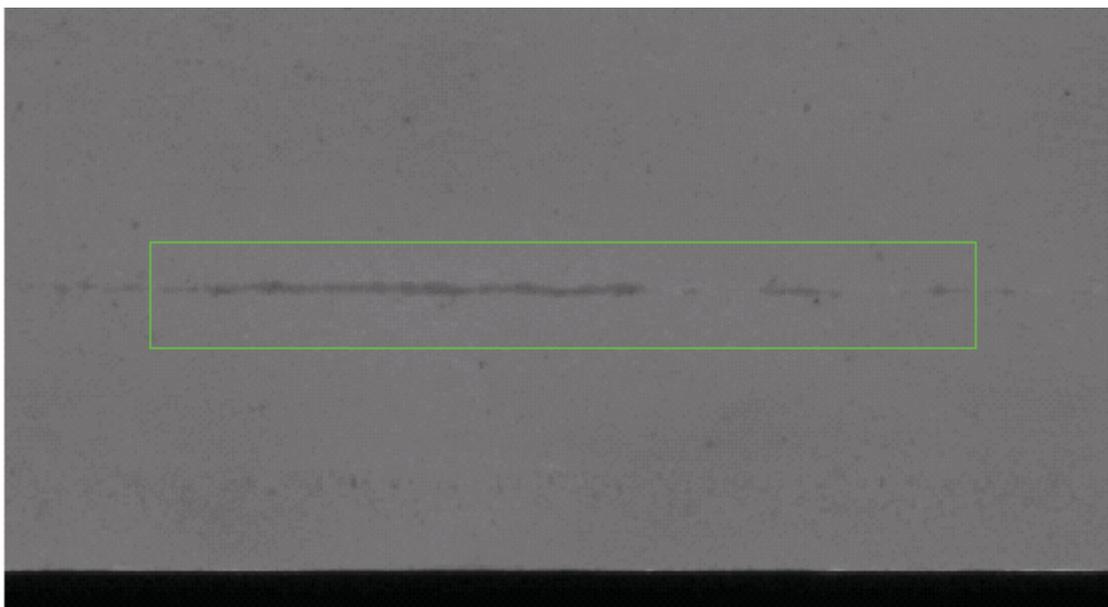


Bild 56: Zundergefüllter Flächenlängsriss, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 2



Bild 57: Zundergefüllter Flächenlängsriss, Stahlgruppe 5

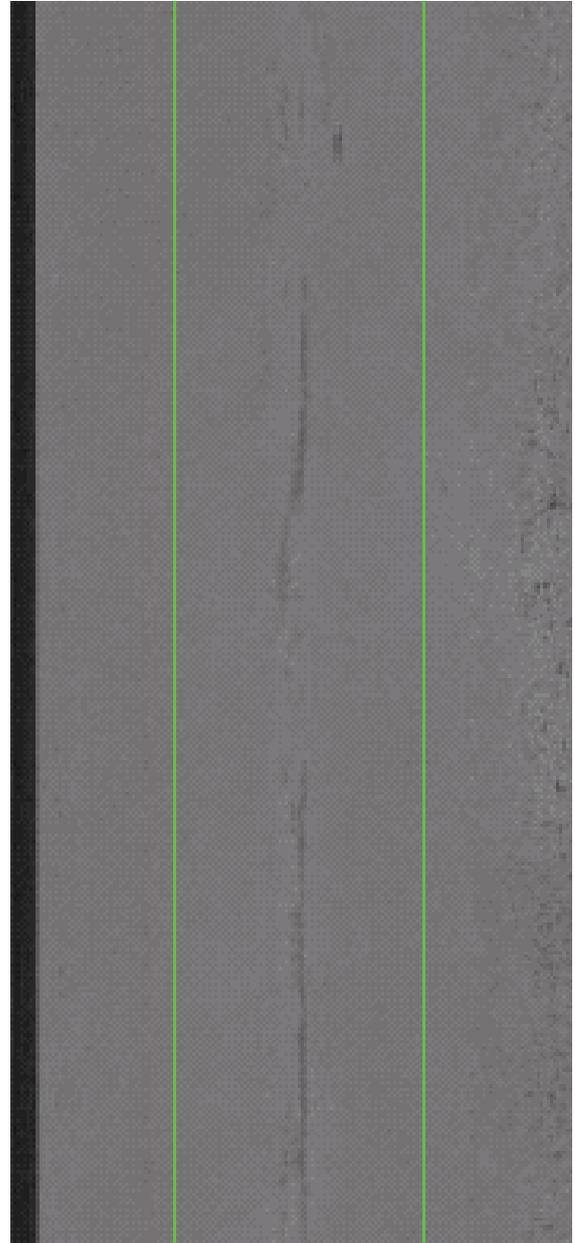


Bild 58: Zundergefüllter Flächenlängsriss, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 5



Bild 59: Teilweise mit Zunder gefüllter Kantenlängsriss, Stahlgruppe 2

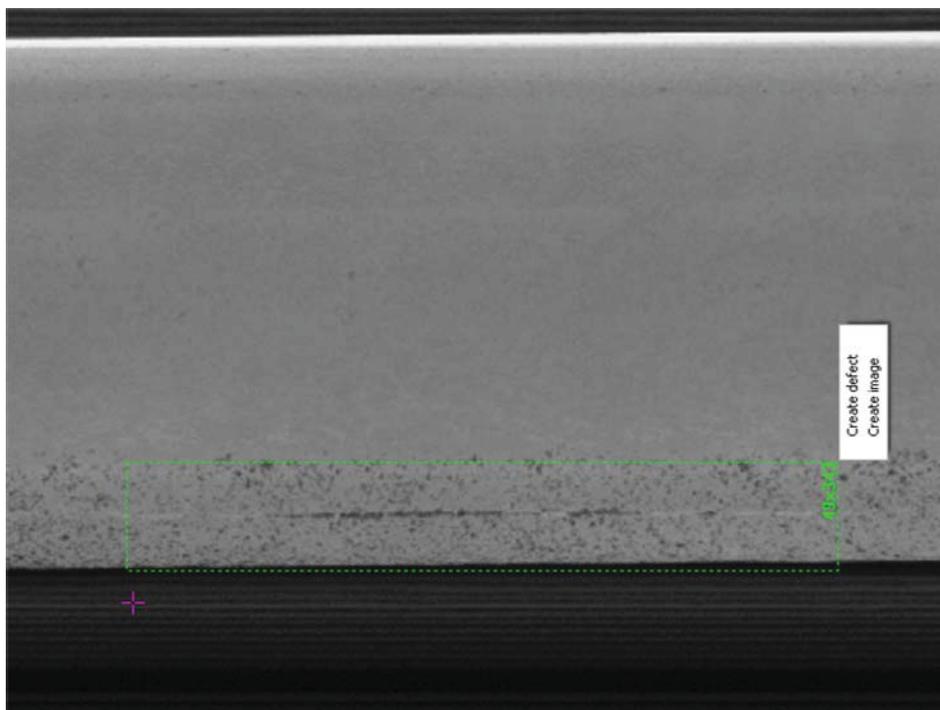


Bild 60: Teilweise mit Zunder gefüllter Kantenlängsriss, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 2



Bild 61: Kantenlängsriss, Stahlgruppe 3

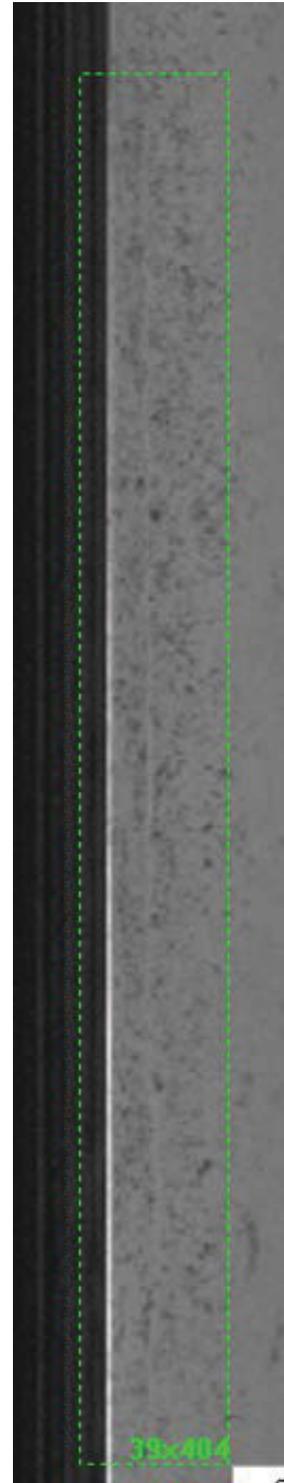


Bild 62: Kantenlängsriss, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 3

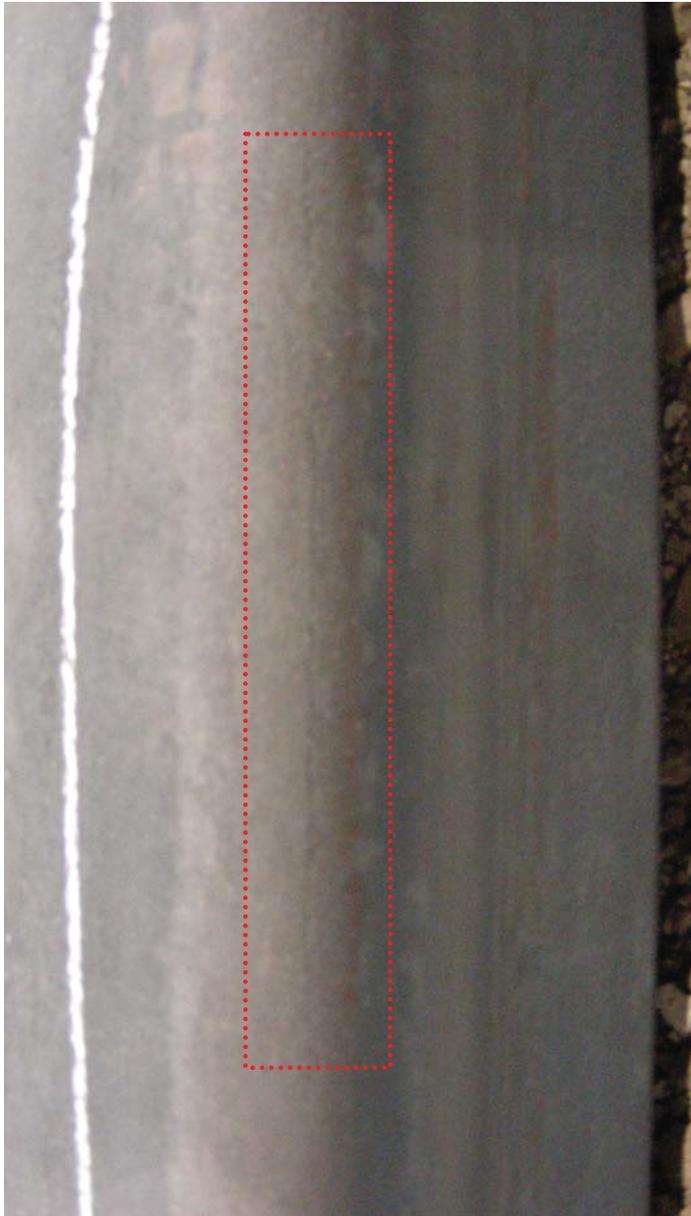


Bild 63: Kantenlängsriss sehr schwacher Ausprägung, Stahlgruppe 5

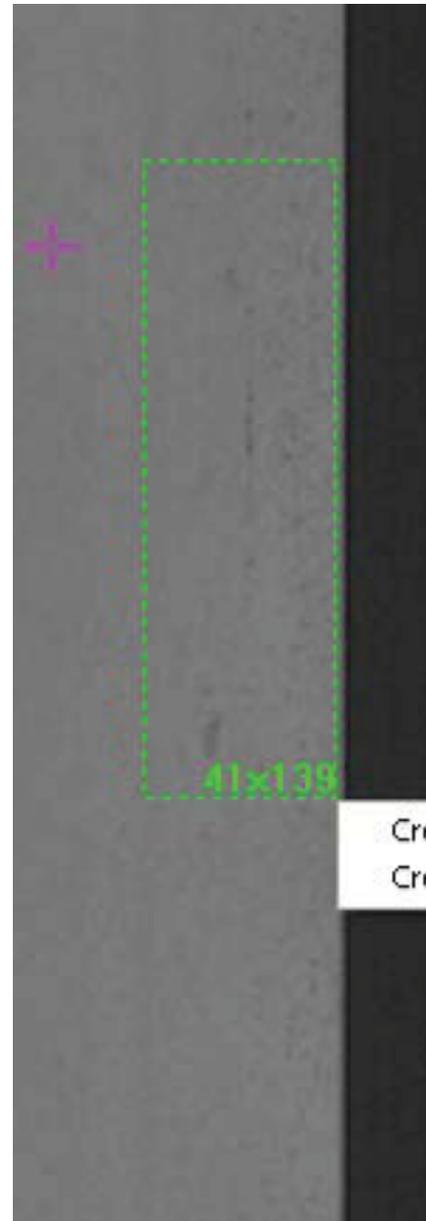


Bild 64: Kantenlängsriss sehr schwacher Ausprägung, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 5



Bild 65: Kantenlängsriss, Stahlgruppe 4

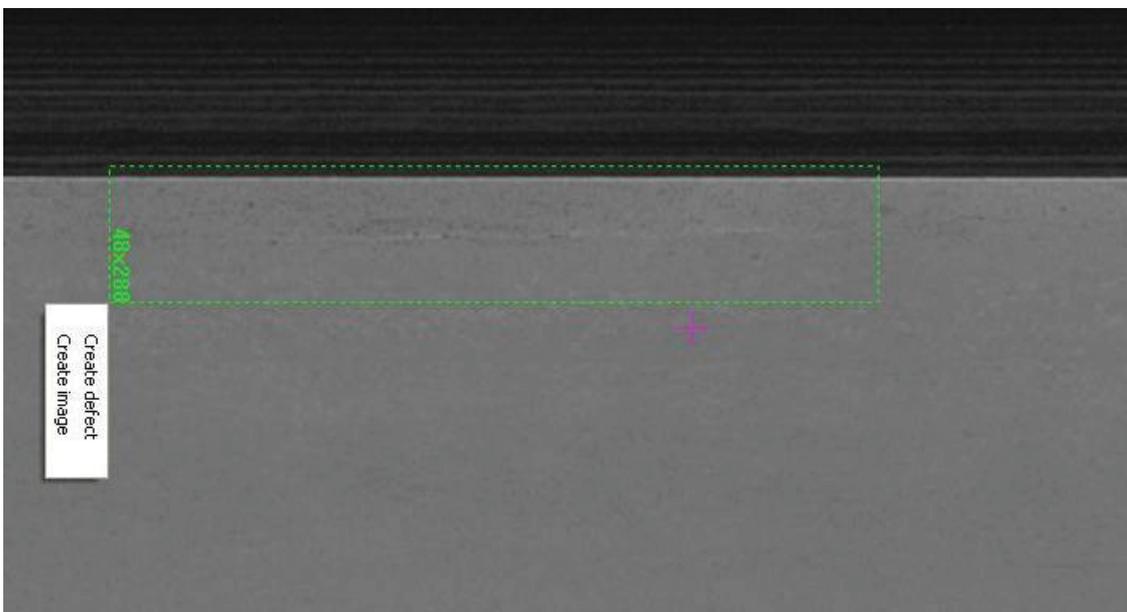


Bild 66: Kantenlängsriss, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 4



Bild 67: Riefe durch mechanische Beschädigung, Stahlgruppe 1

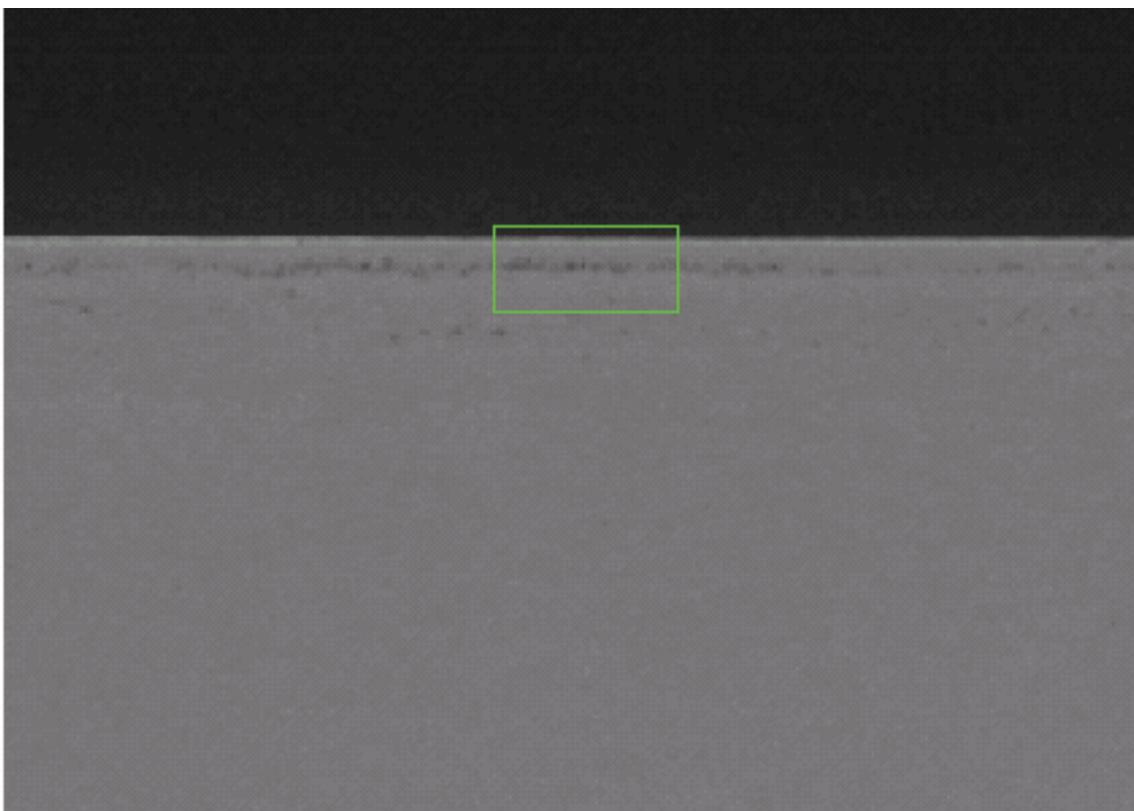


Bild 68: Riefe durch mechanische Beschädigung, Bild aufgenommen mittels SIAS, Stahlgruppe 1



Bild 69: Kantenquerriss geringer Ausprägung, Stahlgruppe 1

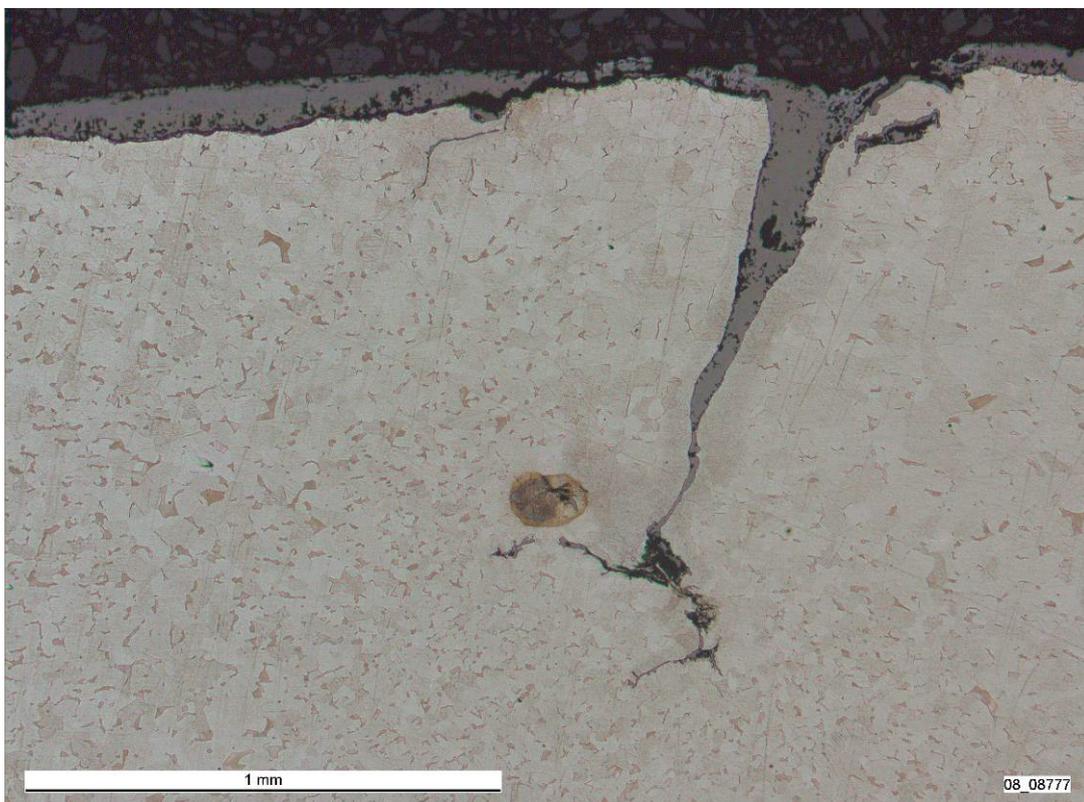


Bild 70: Kantenquerriss geringer Ausprägung, Nitalätzung, Stahlgruppe 1

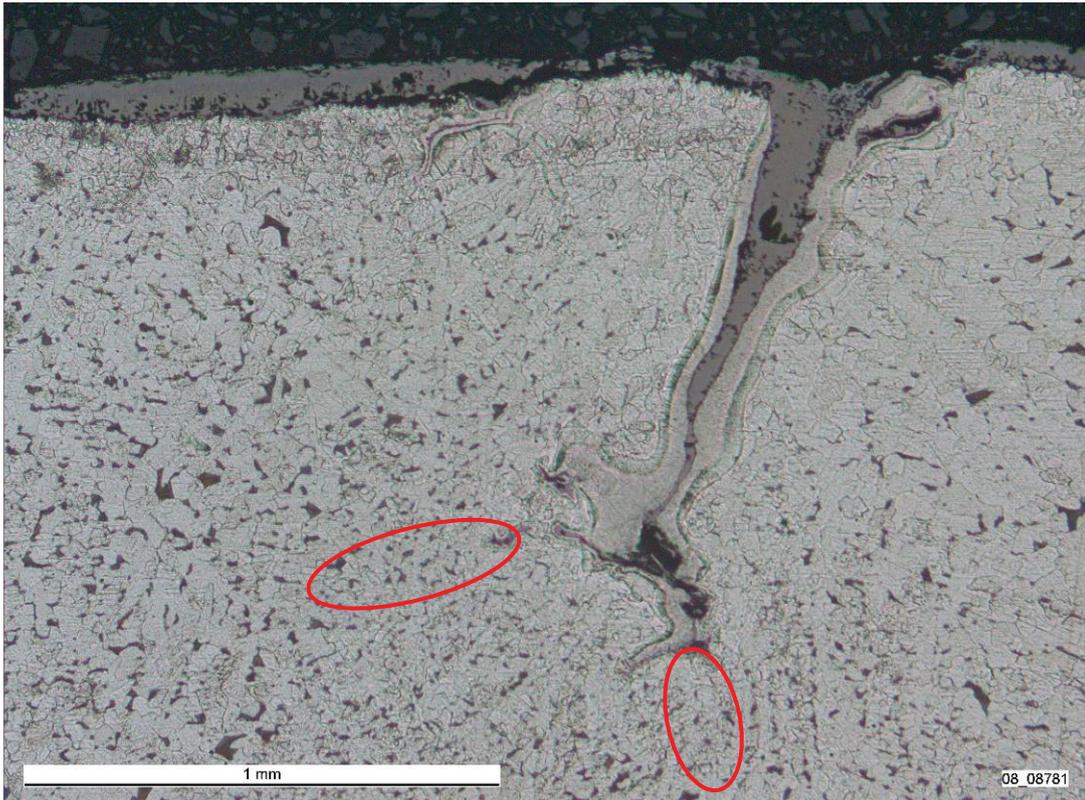


Bild 71: Kantenquerriss geringer Ausprägung, Bechet-Beaujardätzung, Stahlgruppe 1, keine geseigten Bereiche im Rissfortsatz (rote Markierung)



Bild 72: Kantenquerrisse, mittlere bis starke Ausprägung, Stahlgruppe 1

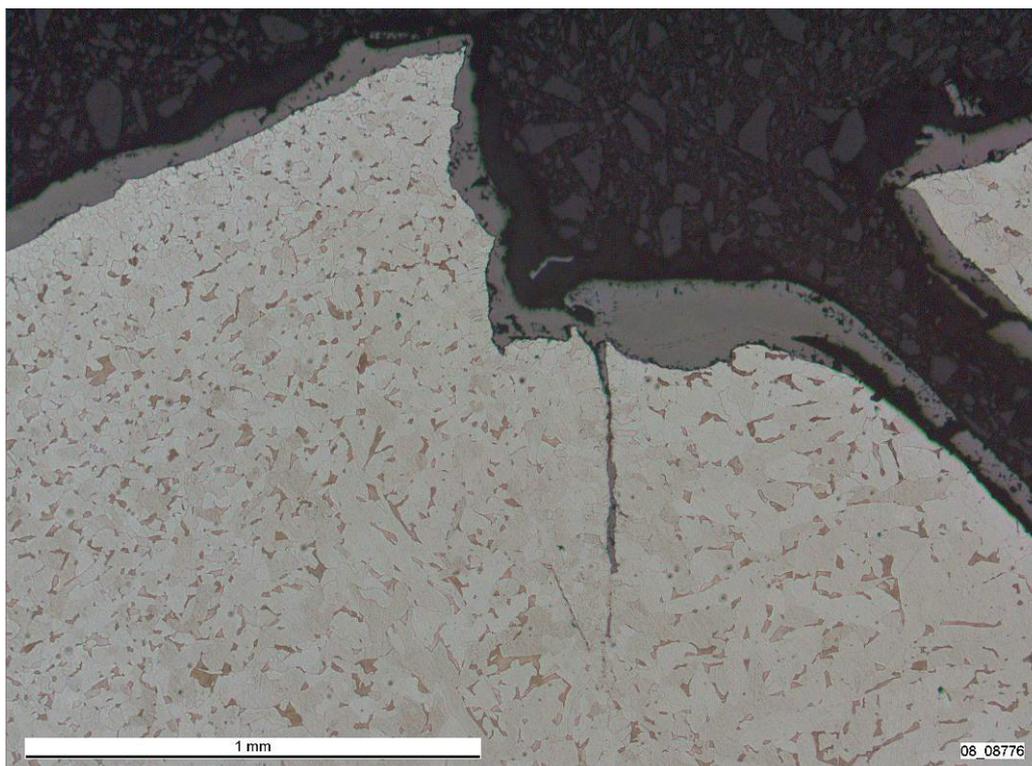


Bild 73: Kantenquerriss, mittlere bis starke Ausprägung, Nitalätzung, Stahlgruppe 1

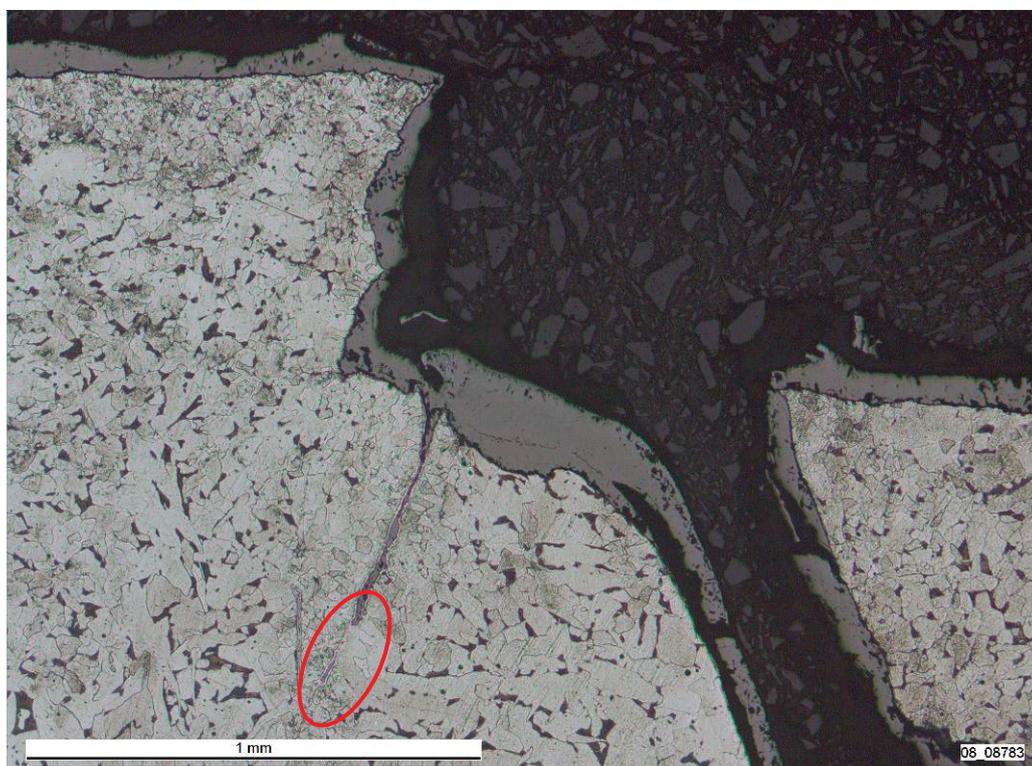


Bild 74: Kantenquerriss, mittlere bis starke Ausprägung, Bechet-Beaujardätzung, Stahlgruppe 1, kein geseigerter Bereich im Rissfortsatz (rote Markierung)

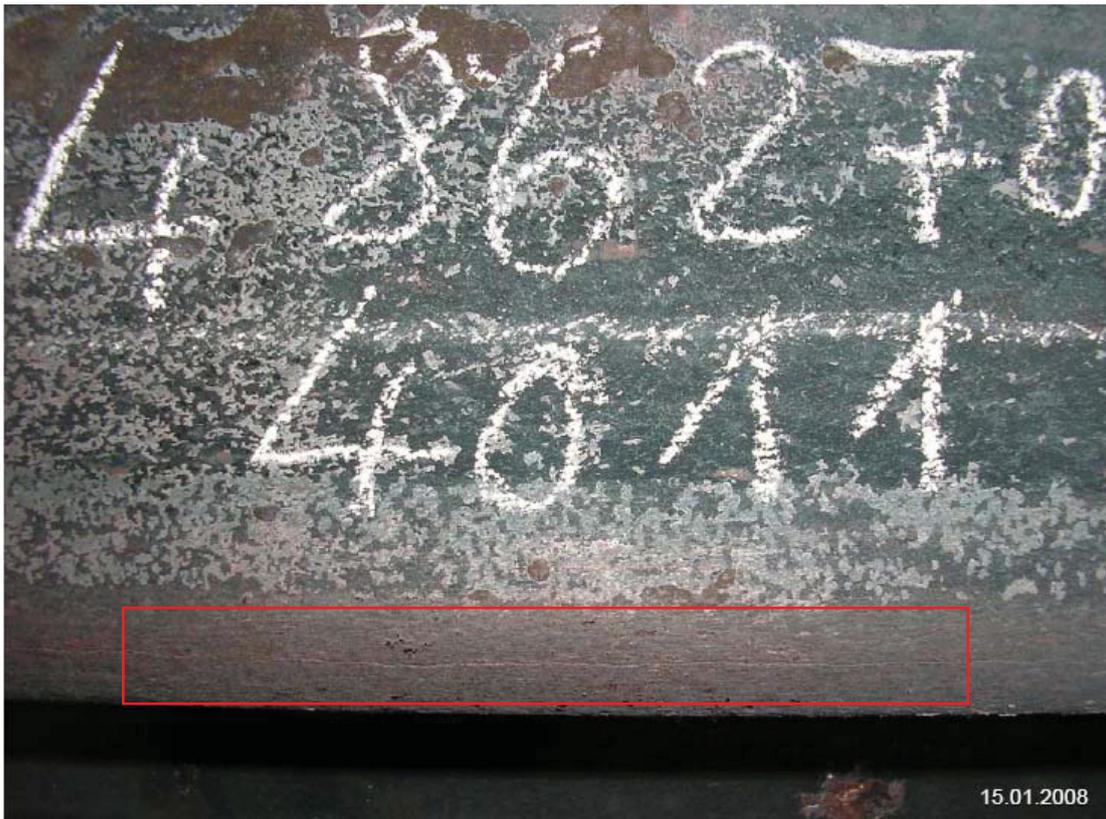


Bild 75: Kantenlängsriss, mittlere Ausprägung, Stahlgruppe 5

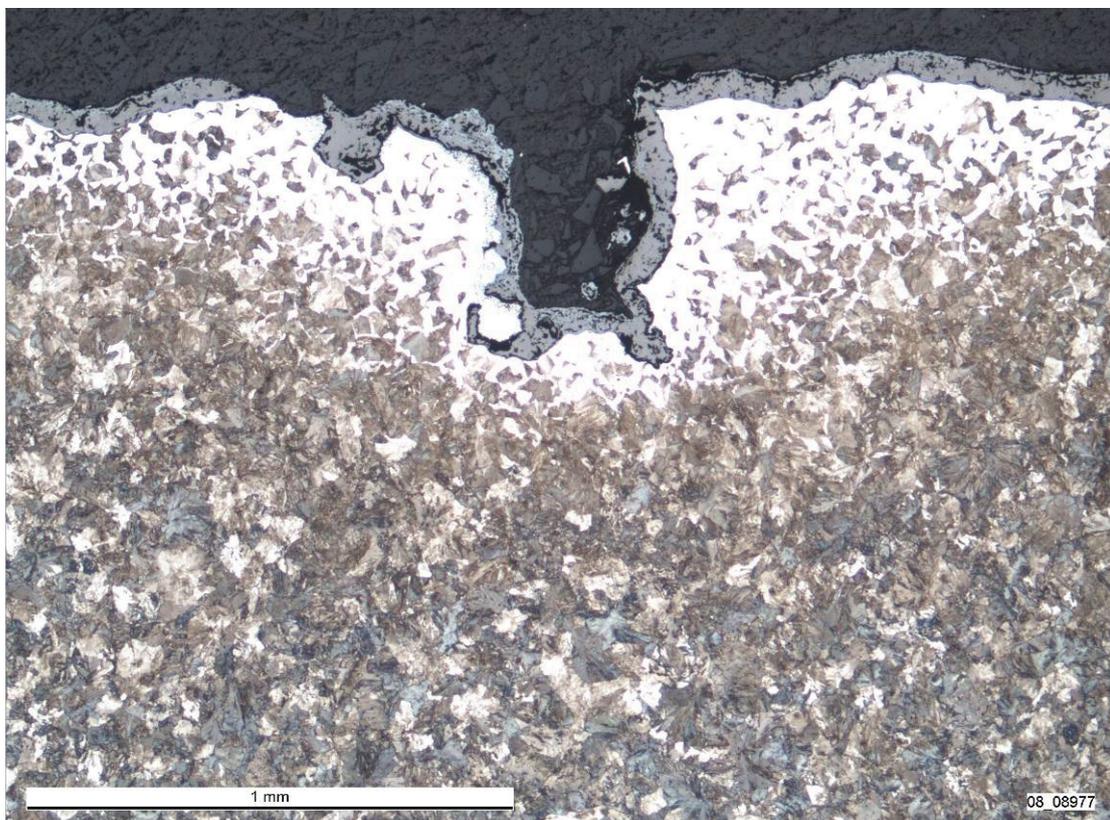


Bild 76: Kantenlängsriss, mittlere Ausprägung, Nitalätzung, Stahlgruppe 5

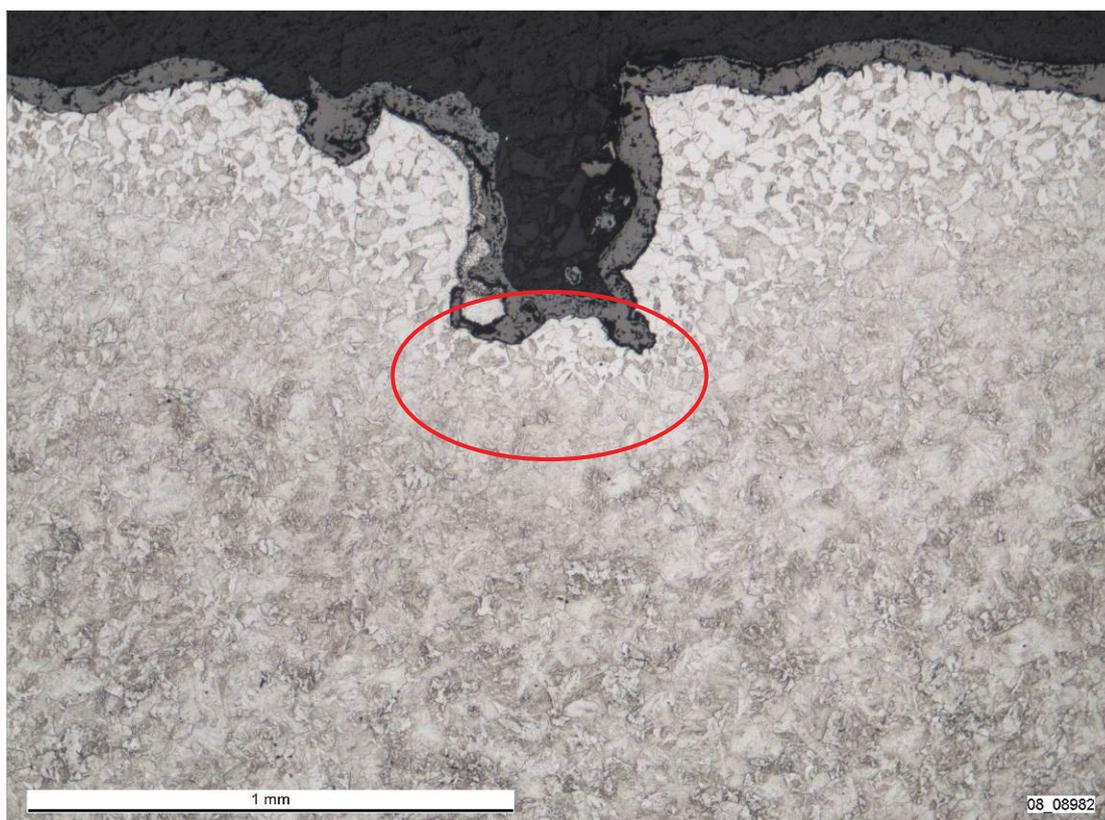


Bild 77: Kantenlängsriss, mittlere Ausprägung, Bechet-Beaujardätzung, Stahlgruppe 5, keine geseigten Bereiche im Rissfortsatz (rote Markierung)



Bild 78: Flächenlängsriss starker Ausprägung, Stahlgruppe 2

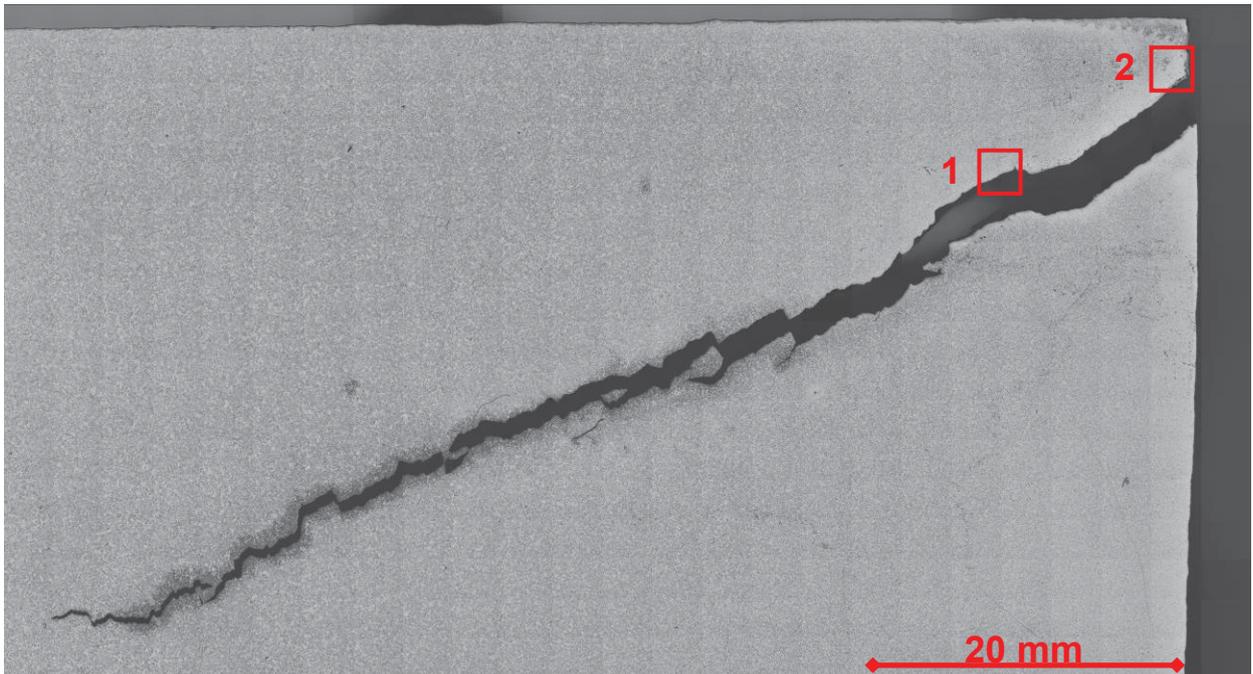


Bild 79: Flächenlängsriss starker Ausprägung, Nitalätzung, Stahlgruppe 2

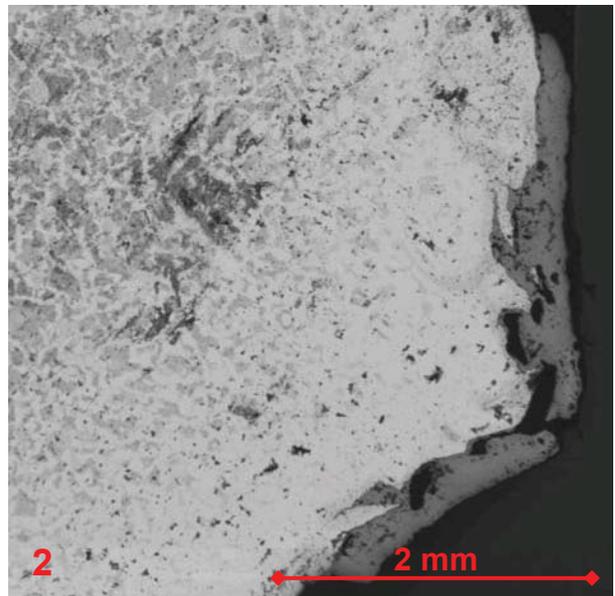
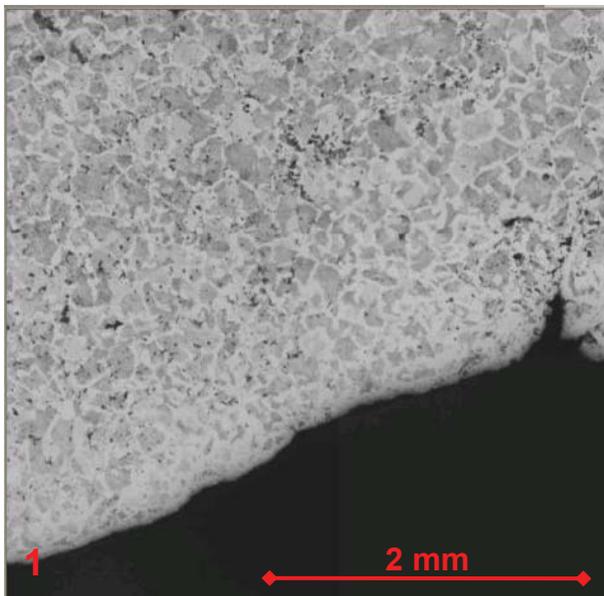


Bild 80: Detailbilder des oben dargestellten Flächenlängsrisses



Bild 81: Versuchsblock mit eingefrästen Nuten

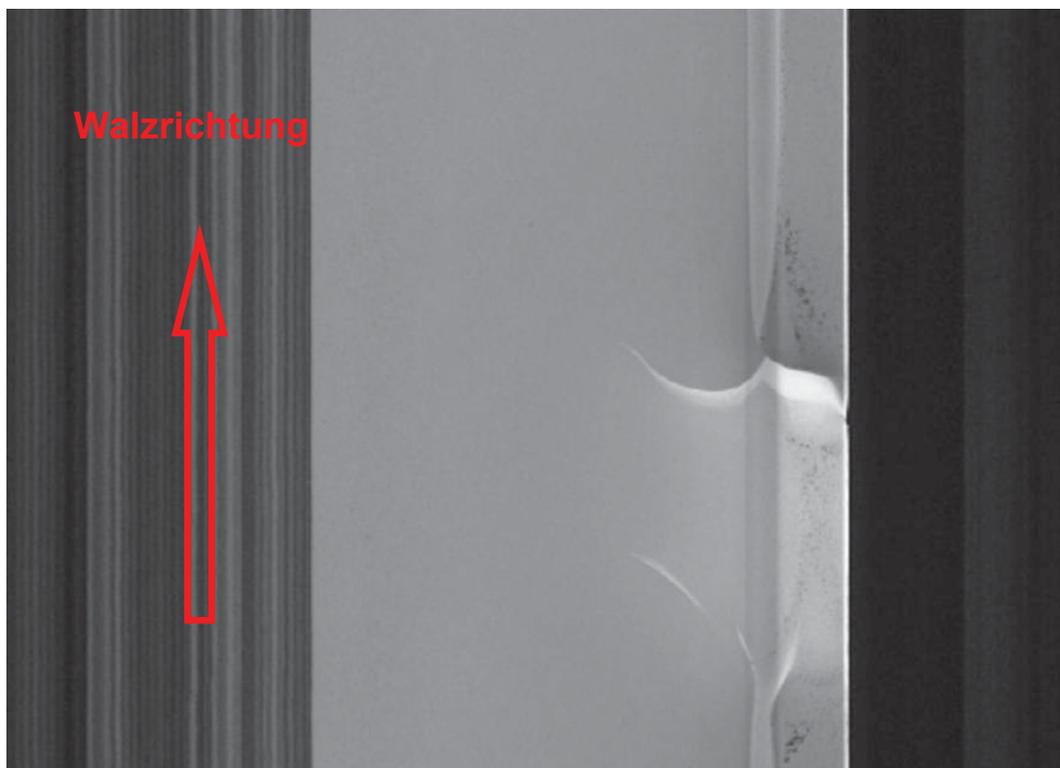


Bild 82: SIAS – Bild Versuchsblock 1, Knüppelseite Bottom

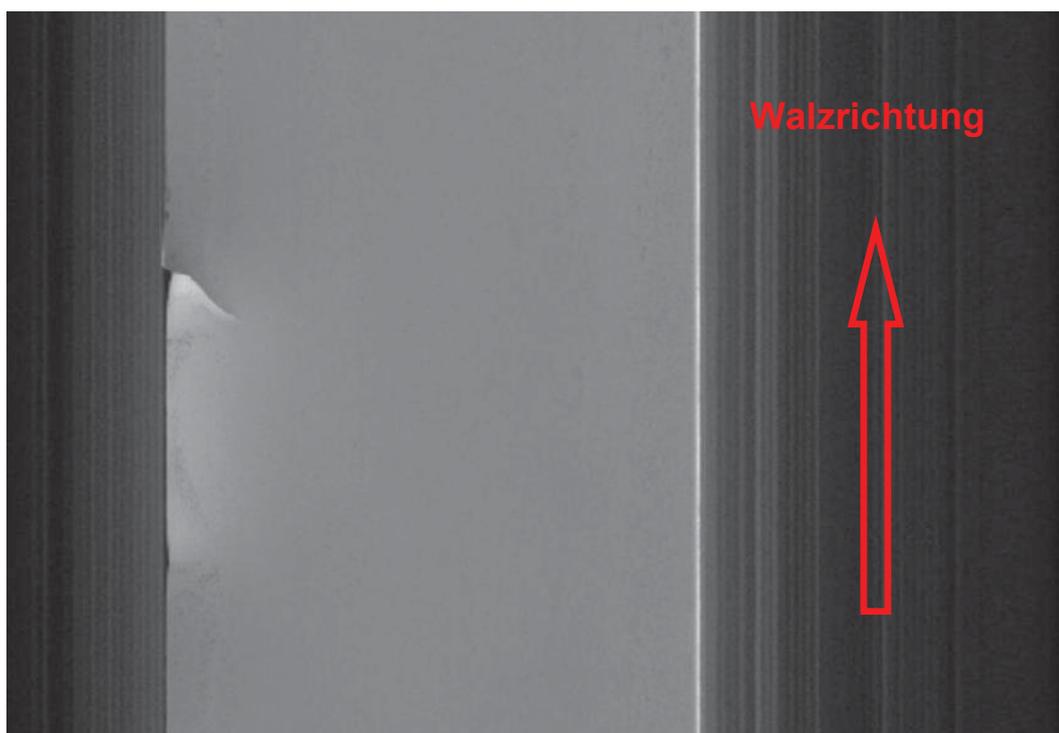


Bild 83: SIAS – Bild Versuchsblock 1, Knüppelseite Rear

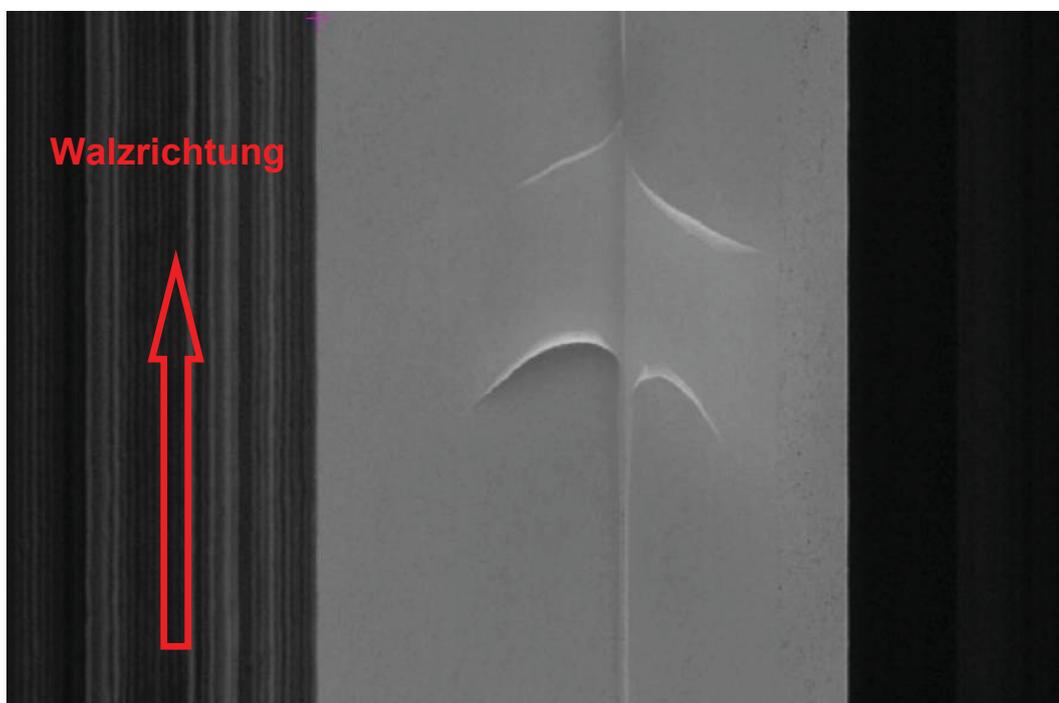


Bild 84: SIAS – Bild Versuchsblock 2, Knüppelseite Rear



Bild 85: Gewalzter Versuchsknüppel am Kühlbett



Bild 86: Schliffposition zur metallographischen Untersuchung

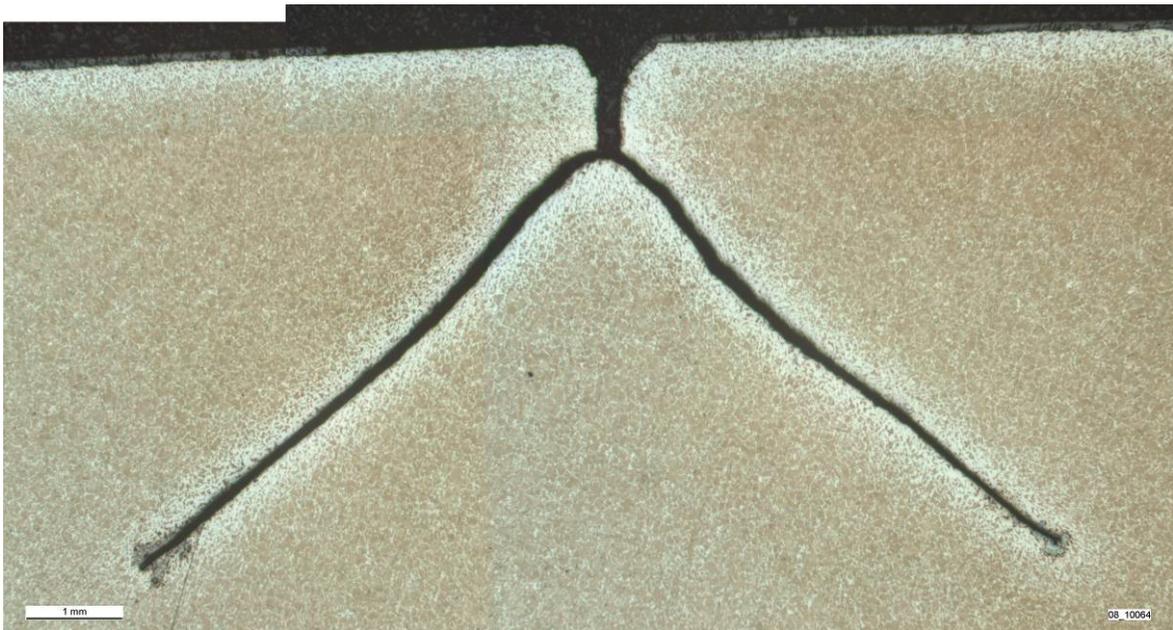


Bild 87: Metallographischer Schliff des künstlich eingebrachten Fehlers nach der Walzung [41]

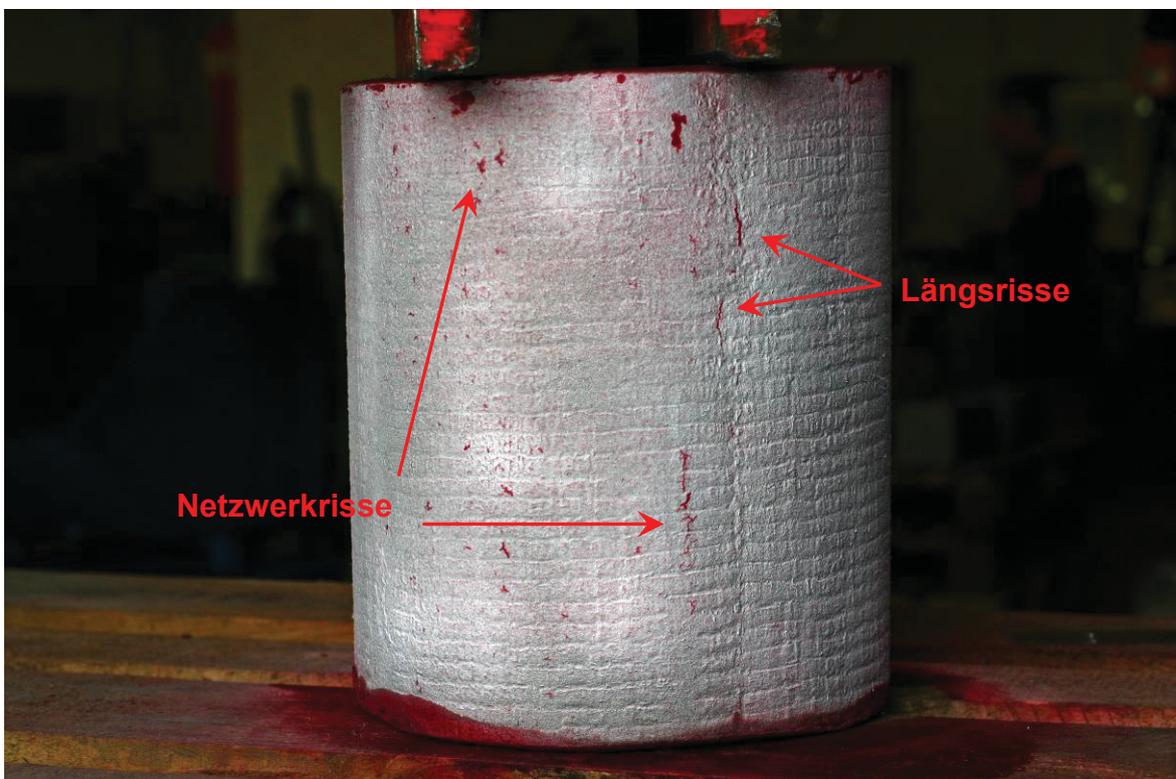


Bild 88: Vorblockprobe mit Netzwerk – und Längsrissen nach der Farbeindringprüfung (rot)



Bild 89: Vorblockprobe mit Netzwerkrissen nach der Farbeindringprüfung (rot)

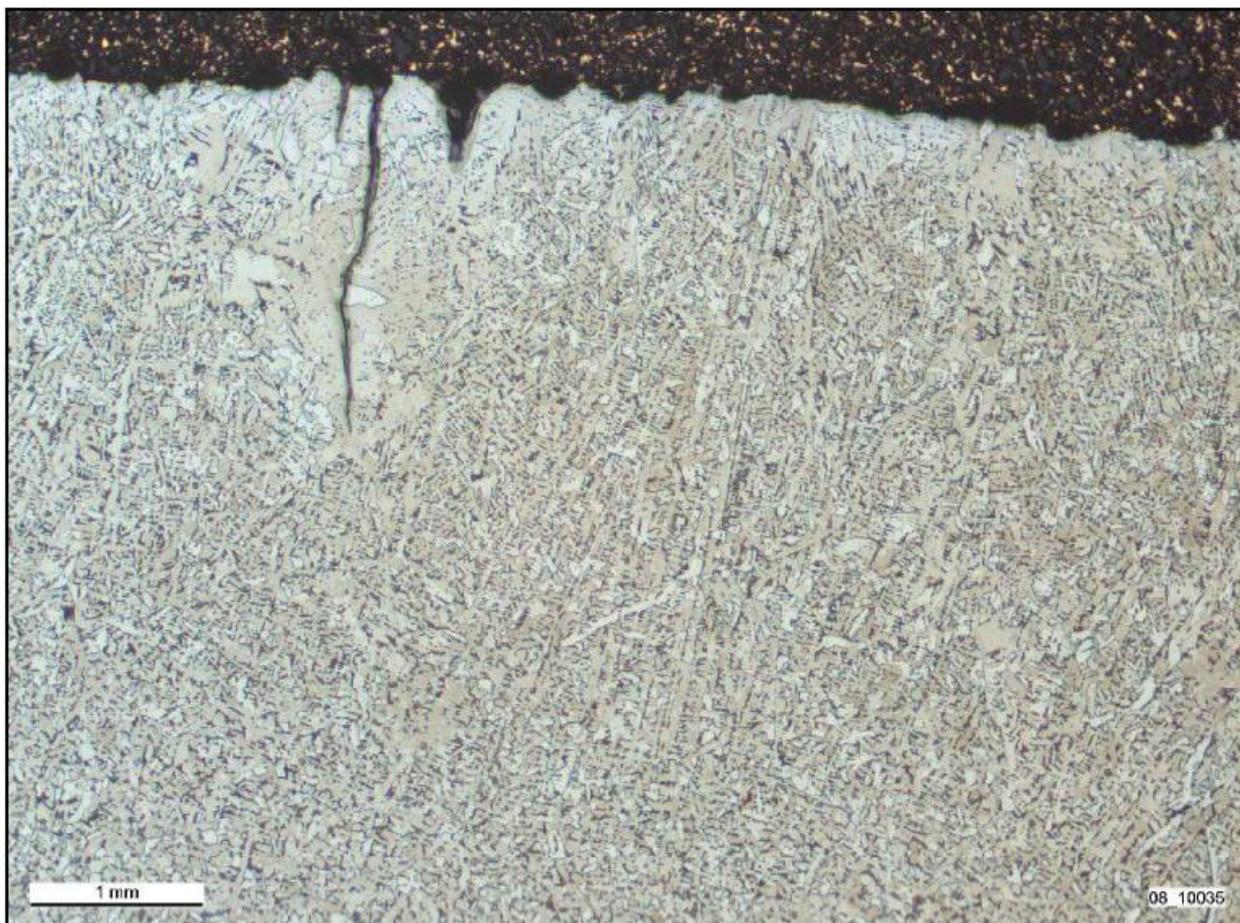


Bild 90: Riss1, Ätzung Nital 3%



Bild 91: Riss2, Ätzung Nital 3%

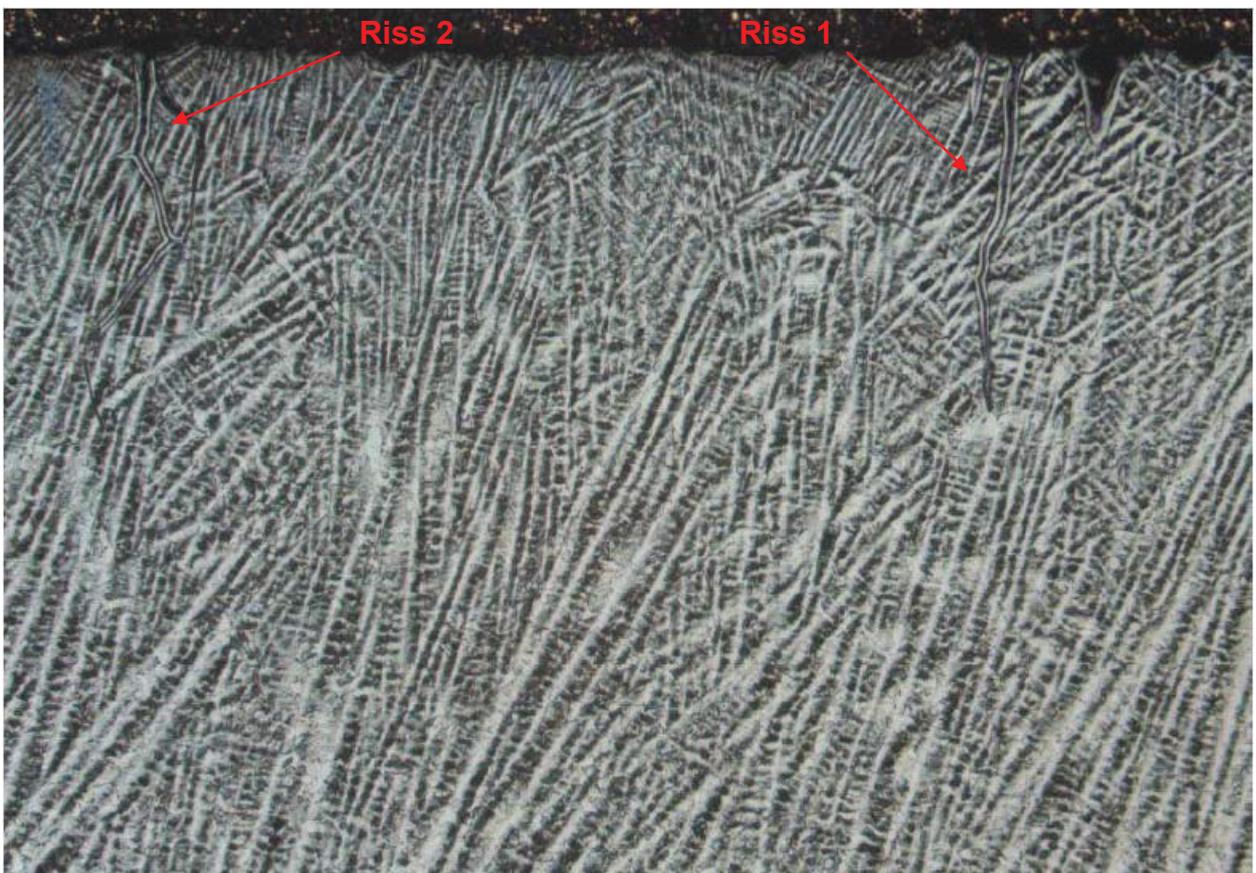


Bild 92: Primärstruktur gerichtete Erstarrung, Ätzung: Bechet Beaujard

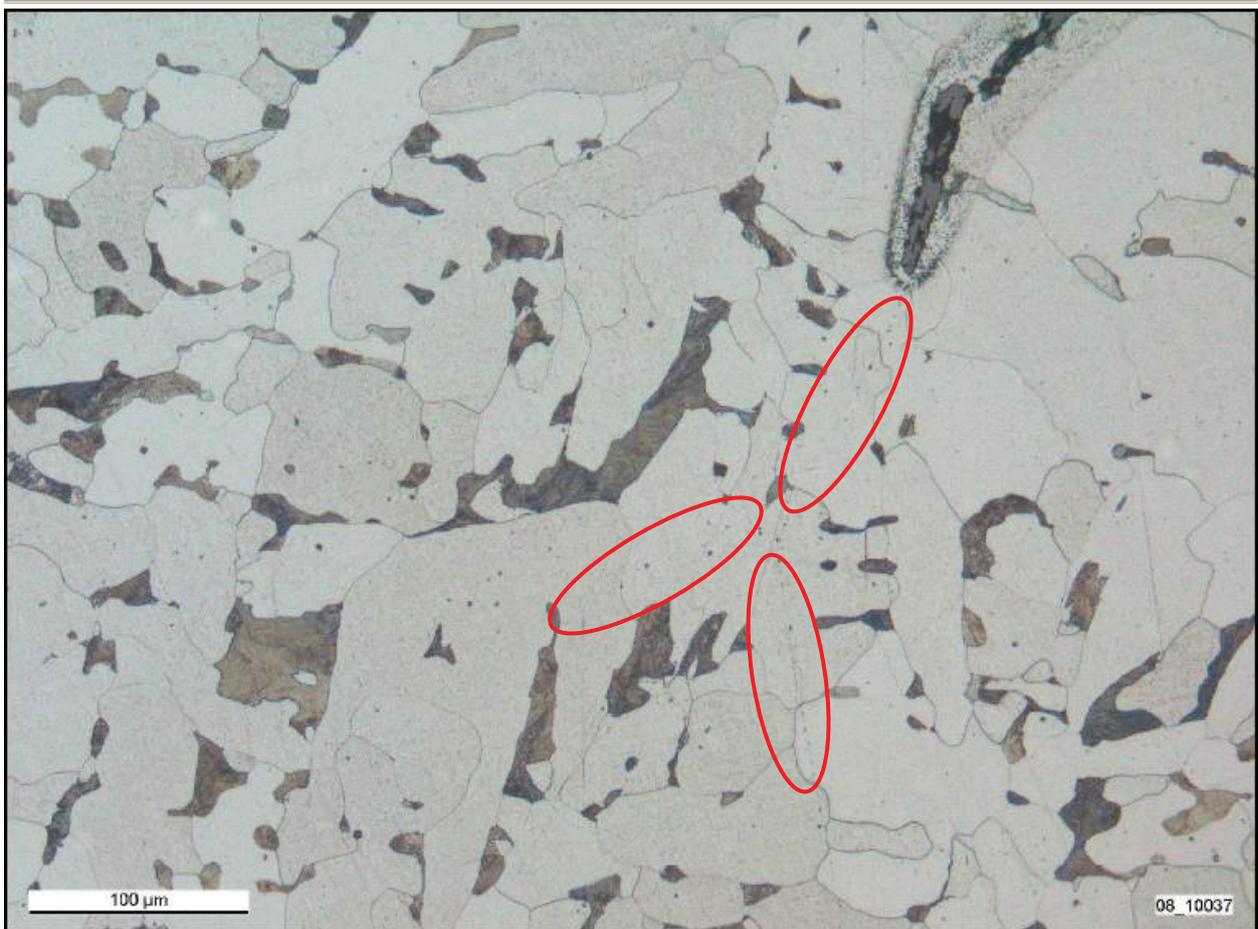


Bild 93: Detailbild Riss 2 – NME Spur in Rissverlängerung, Ätzung Nital 3%

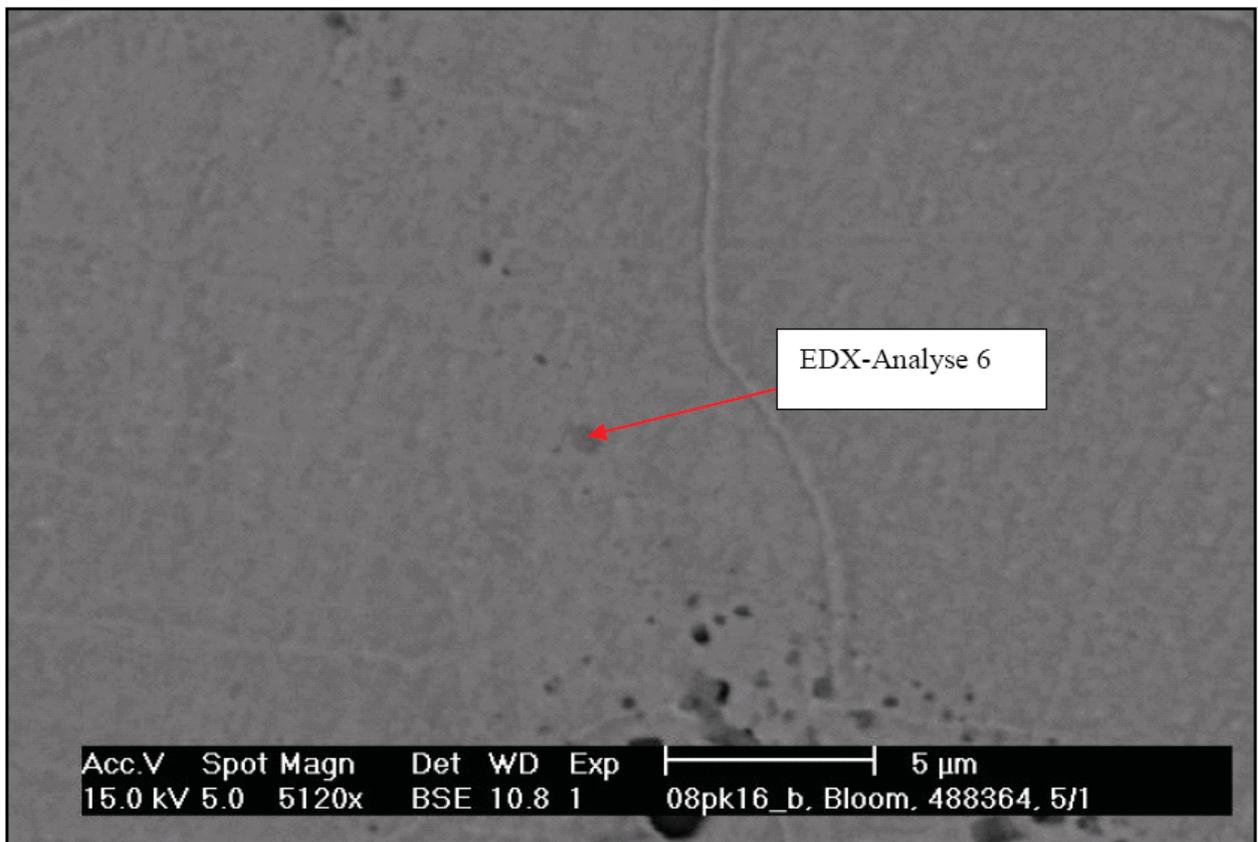


Bild 94: Riss2, EDX – Bild der NME – Spur

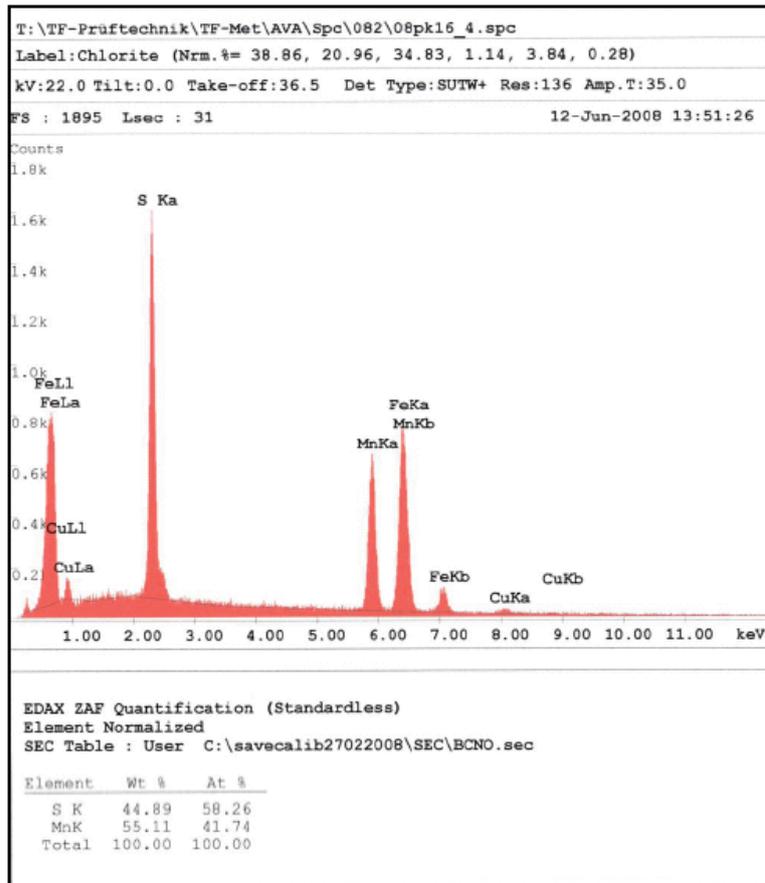


Bild 95: Riss2, EDX Analyse der NME Spur

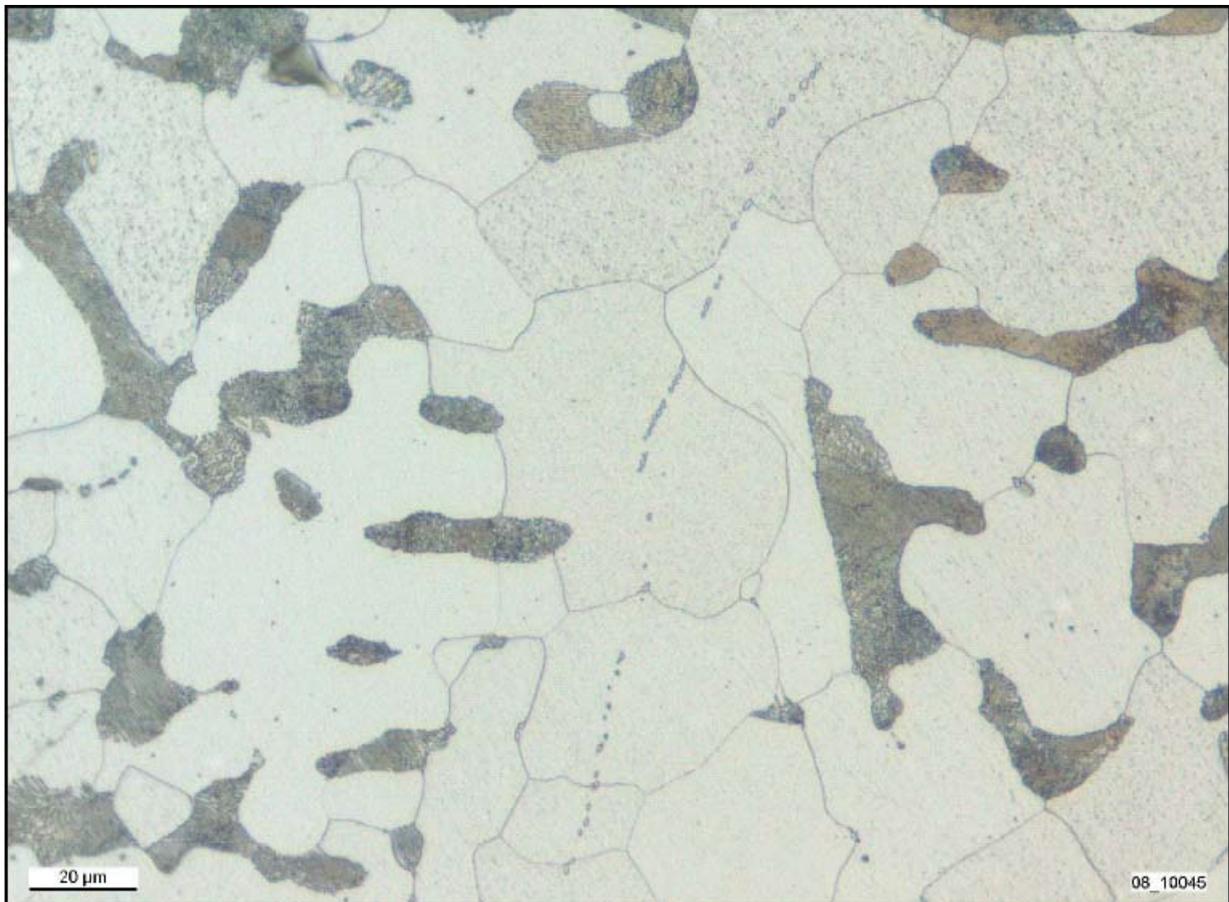


Bild 96: Ungänzen, keine NME oder Ausscheidungen

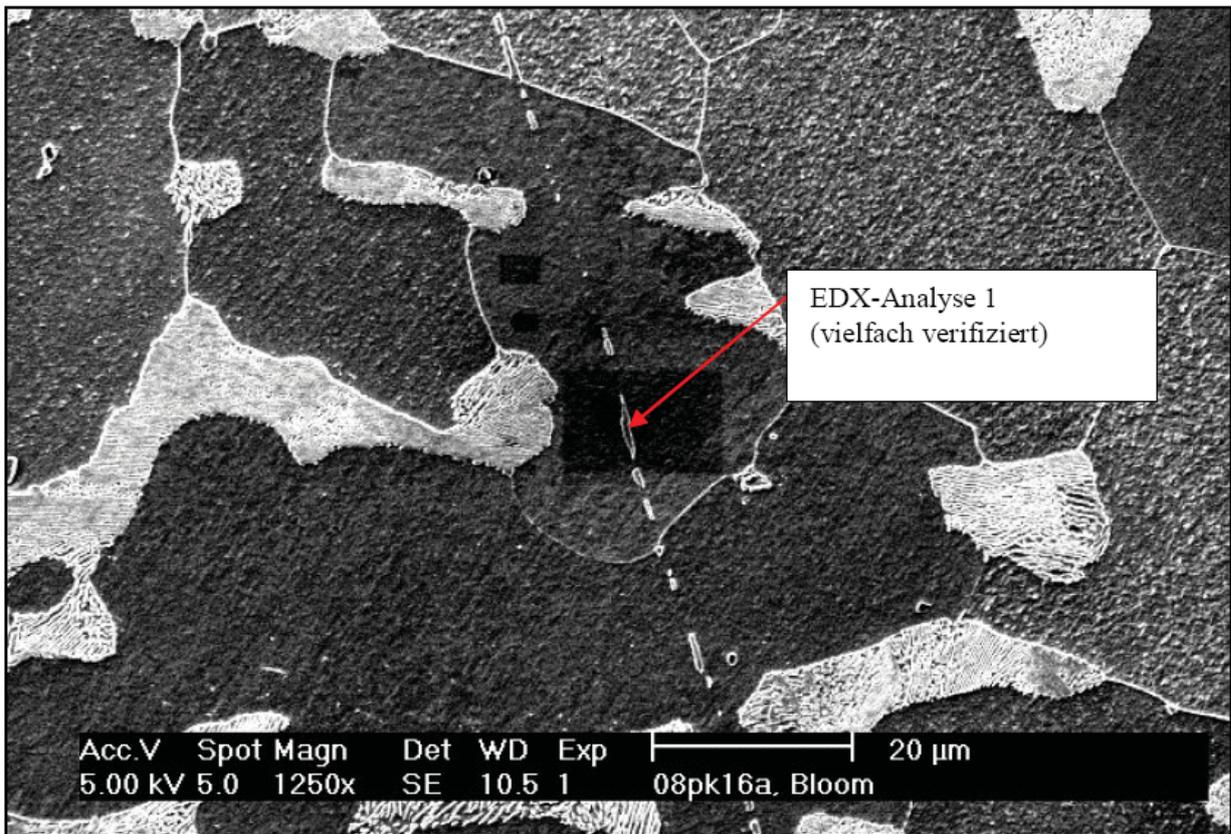


Bild 97: EDX – Bild der Spur

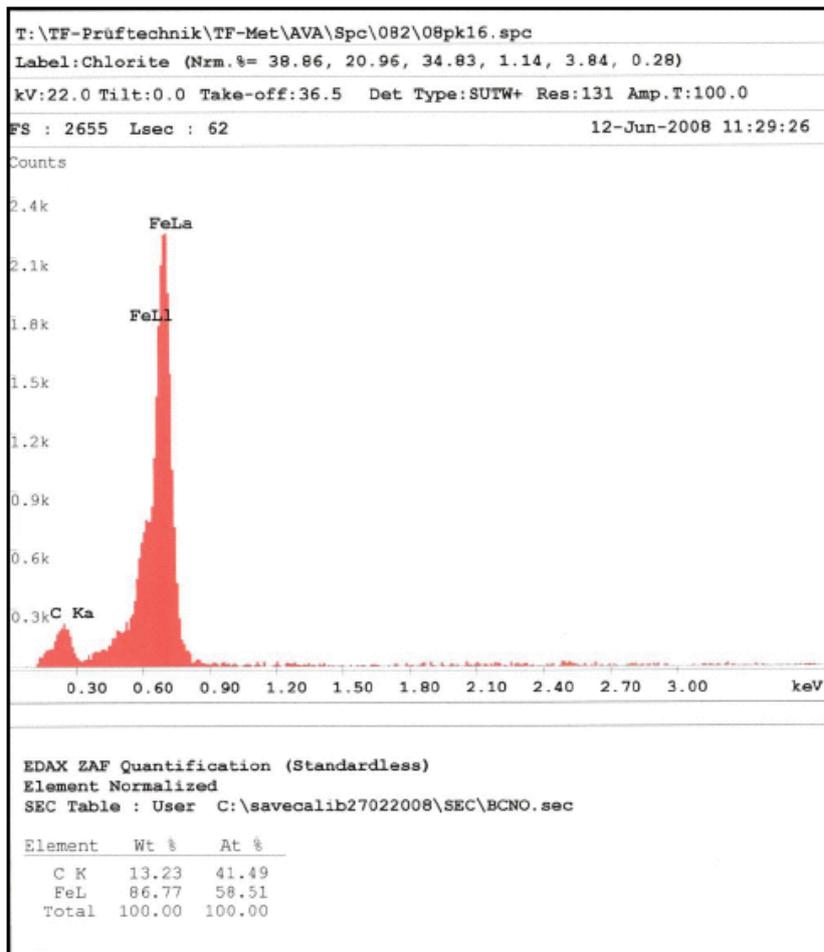


Bild 98: EDX – Analyse der Spur

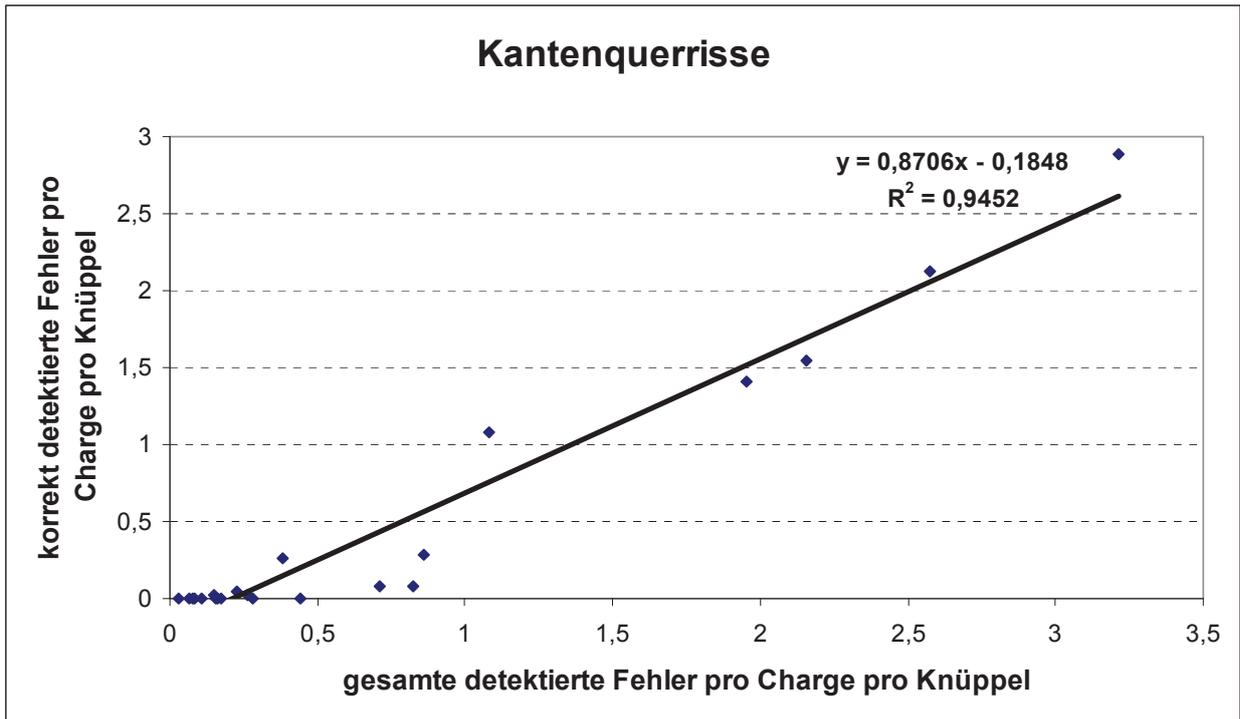


Bild 99: Korrekt detektierte zu gesamt detektierte Kantenquerrisse mit Trendlinie, jeweils pro Charge und pro Knüppel

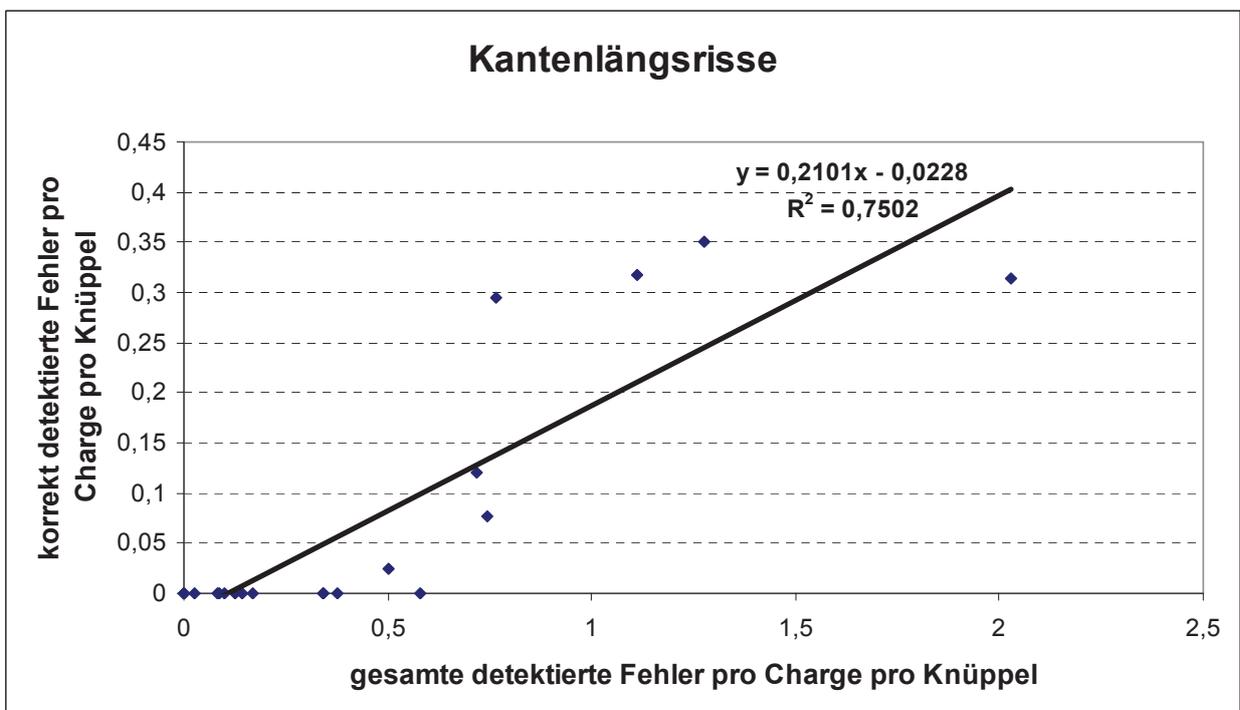


Bild 100: Korrekt detektierte zu gesamt detektierte Kantenlängsrisse mit Trendlinie, jeweils pro Charge und pro Knüppel

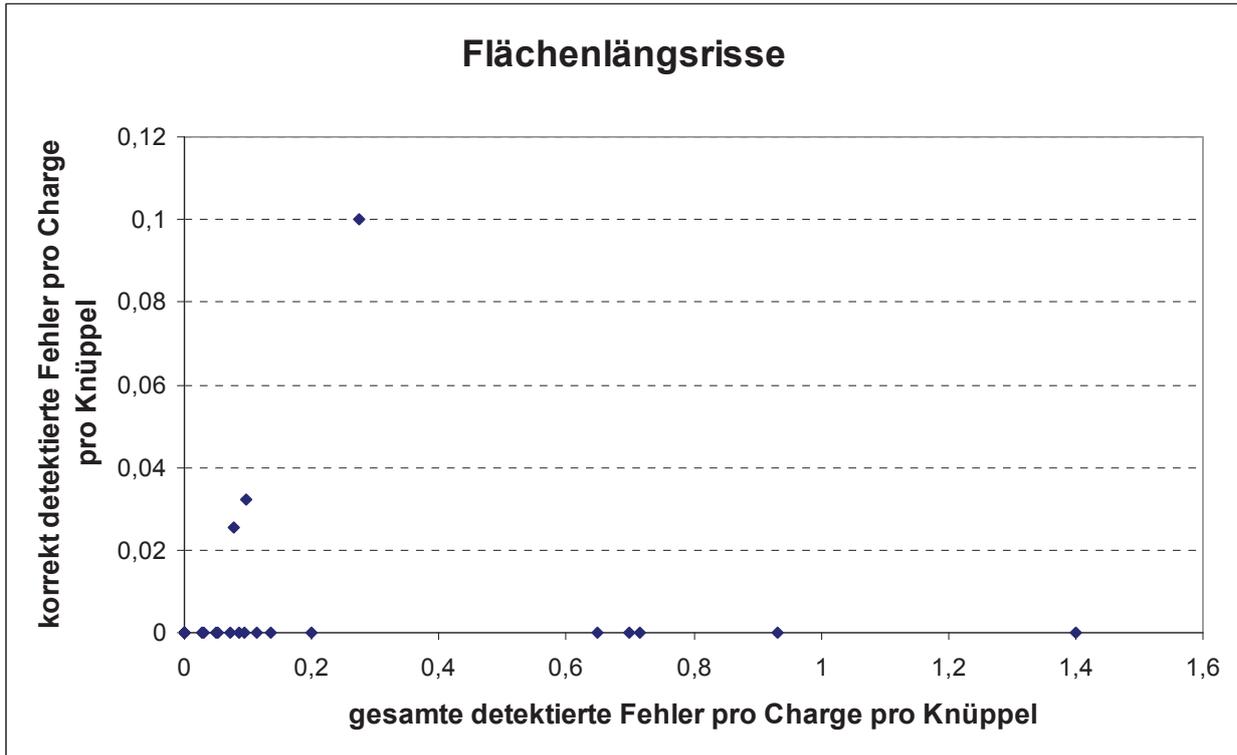


Bild 101: Korrekt detektierte zu gesamt detektierte Flächenlängsriss, jeweils pro Charge und pro Knüppel

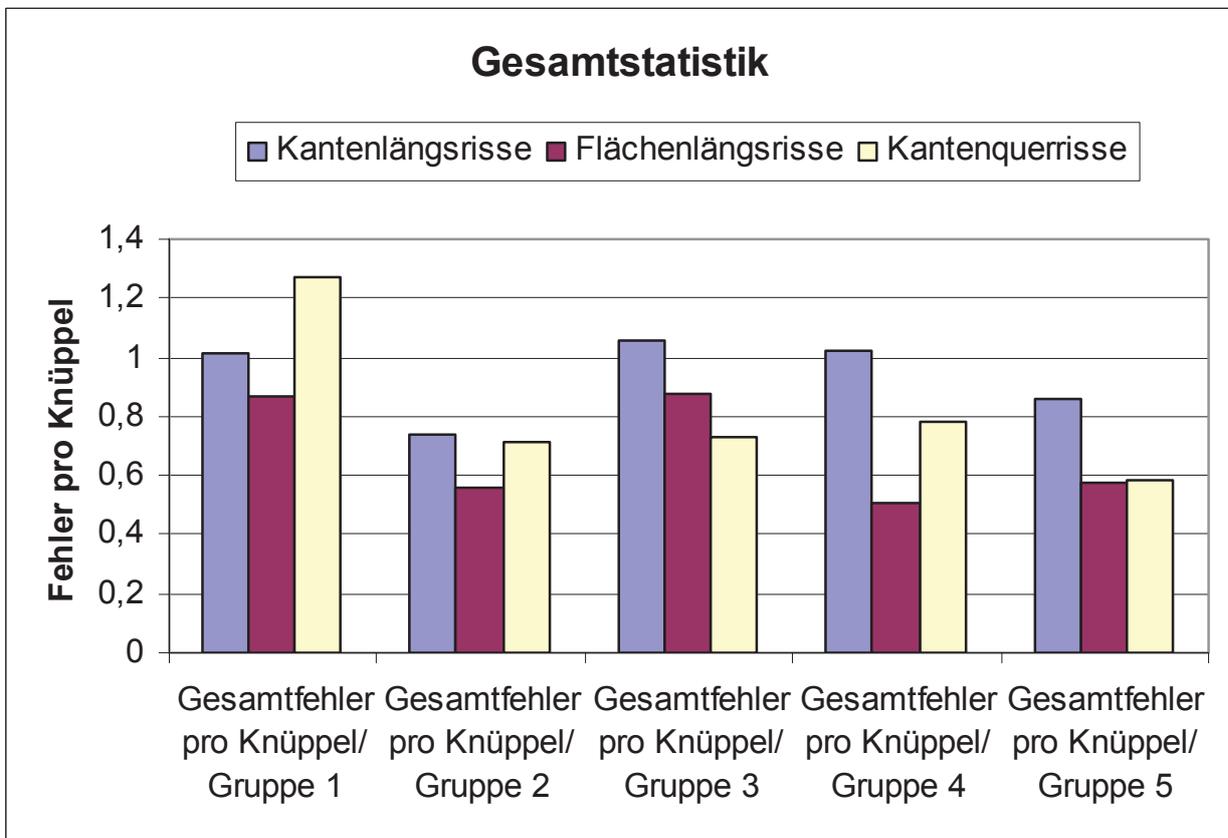


Bild 102: Auflistung aller Fehlersignale pro Knüppel der SIAS-Anlage für Kantenlängsriss, Flächenlängsriss und Kantenquerriss in den Gruppen eins bis fünf

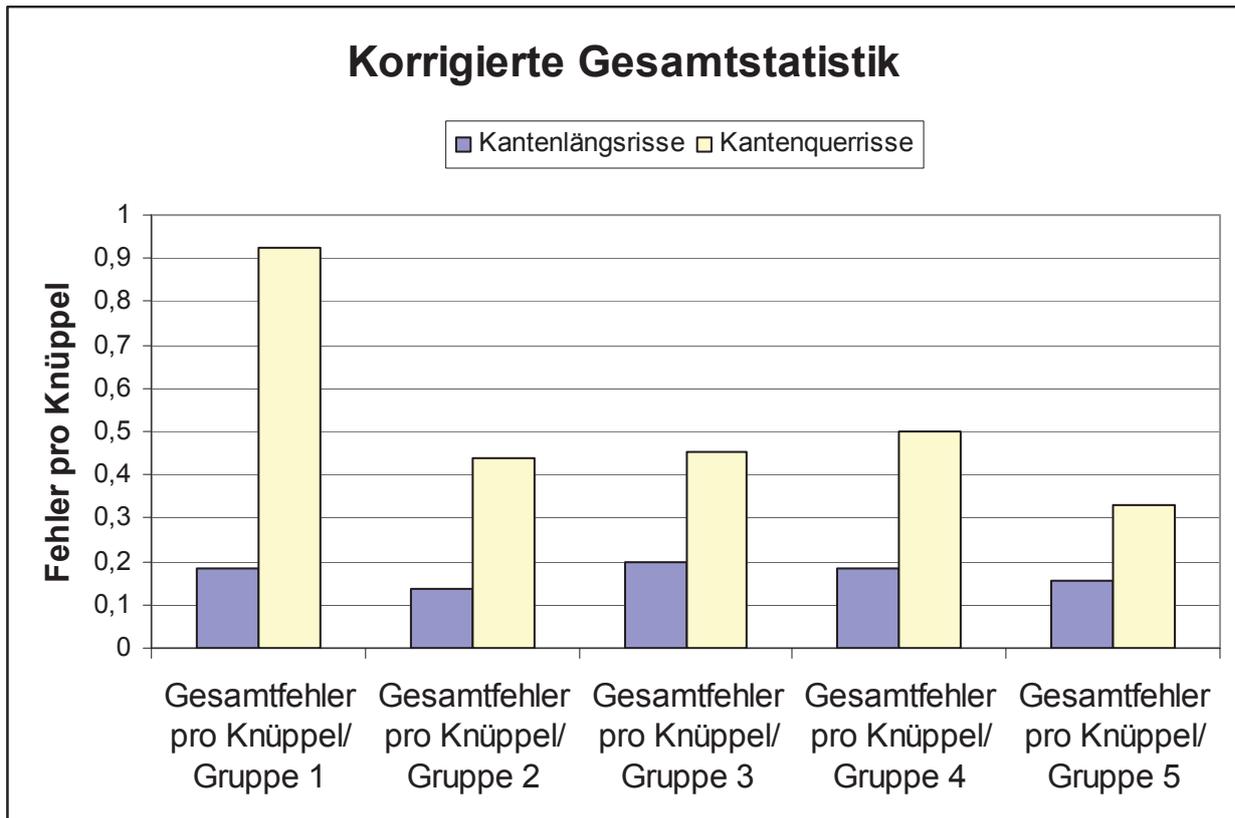


Bild 103: Gesamtstatistik mit korrigierten Fehlerwerten für die Gruppen eins bis fünf

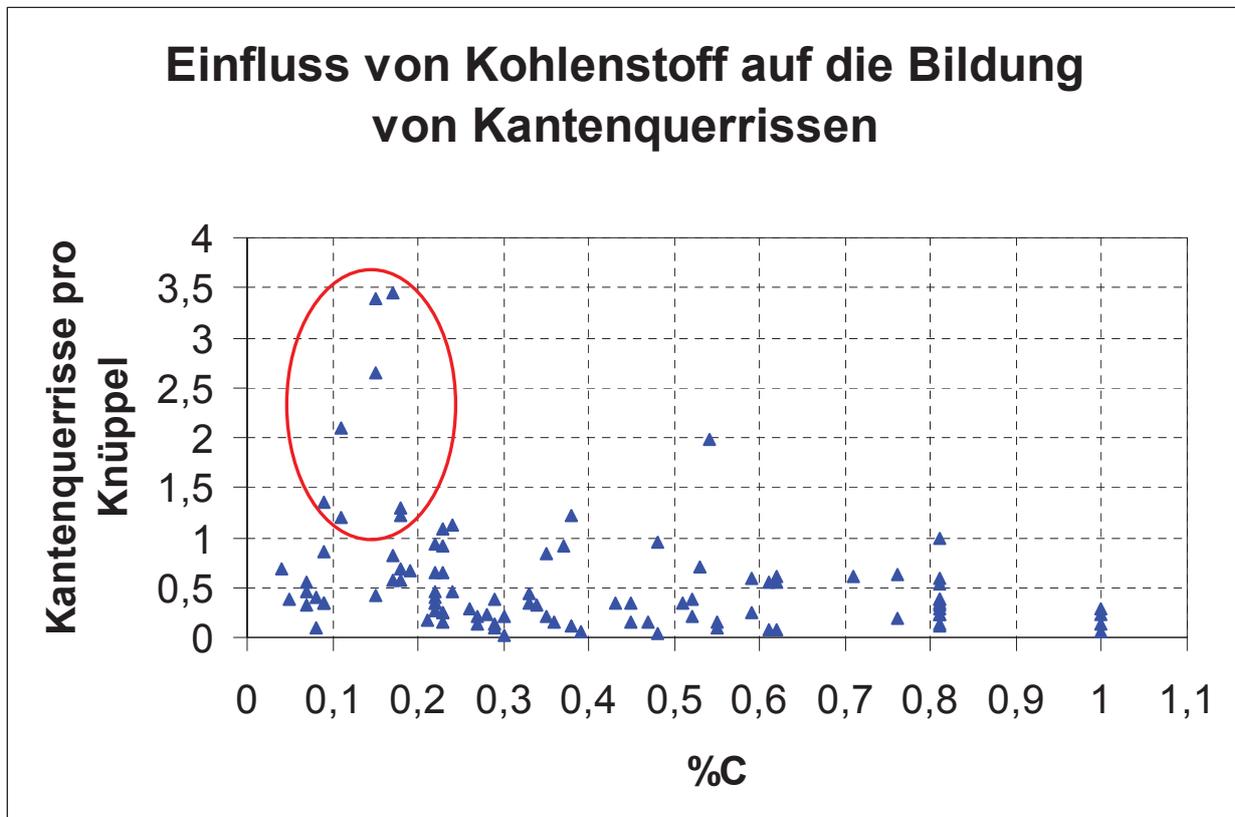


Bild 104: Abhängigkeit von Kohlenstoff auf die Bildung von Kantenquerrissen, korrigierte Fehlerwerte

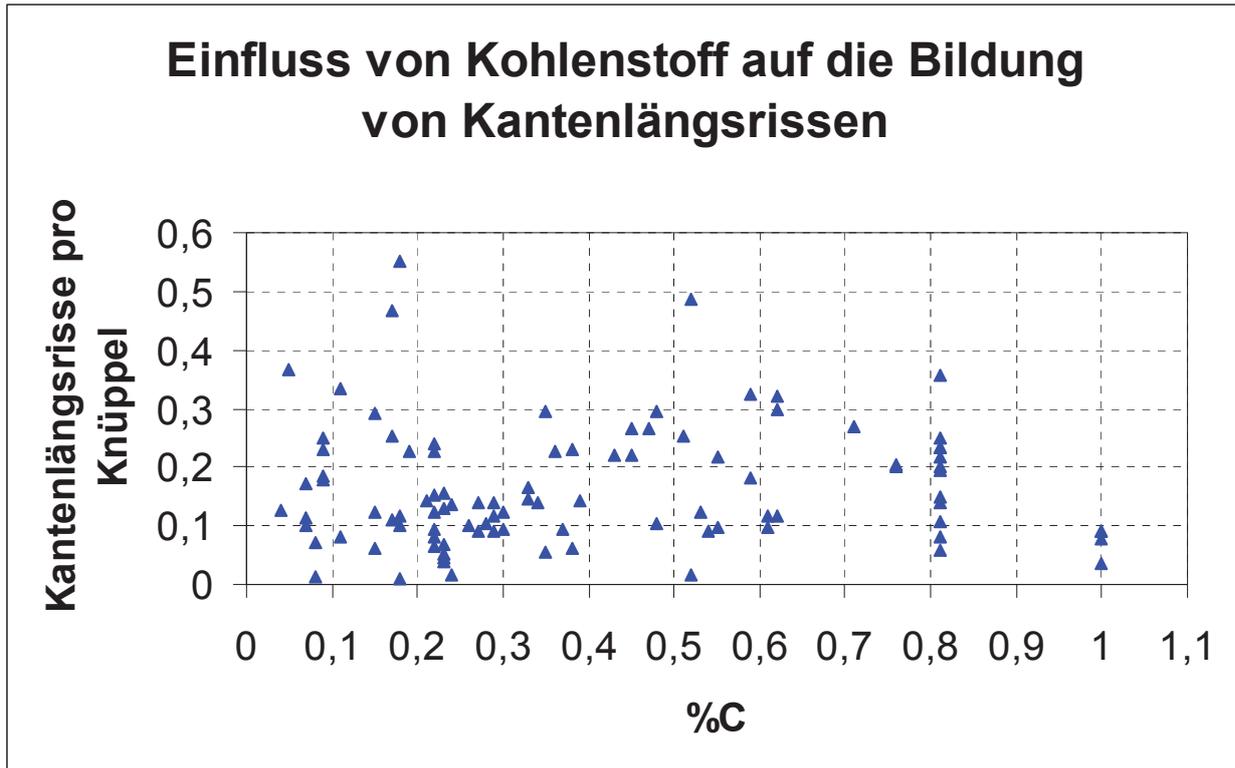


Bild 105: Abhängigkeit von Kohlenstoff auf die Bildung von Kantenlängsrissen, korrigierte Fehlerwerte

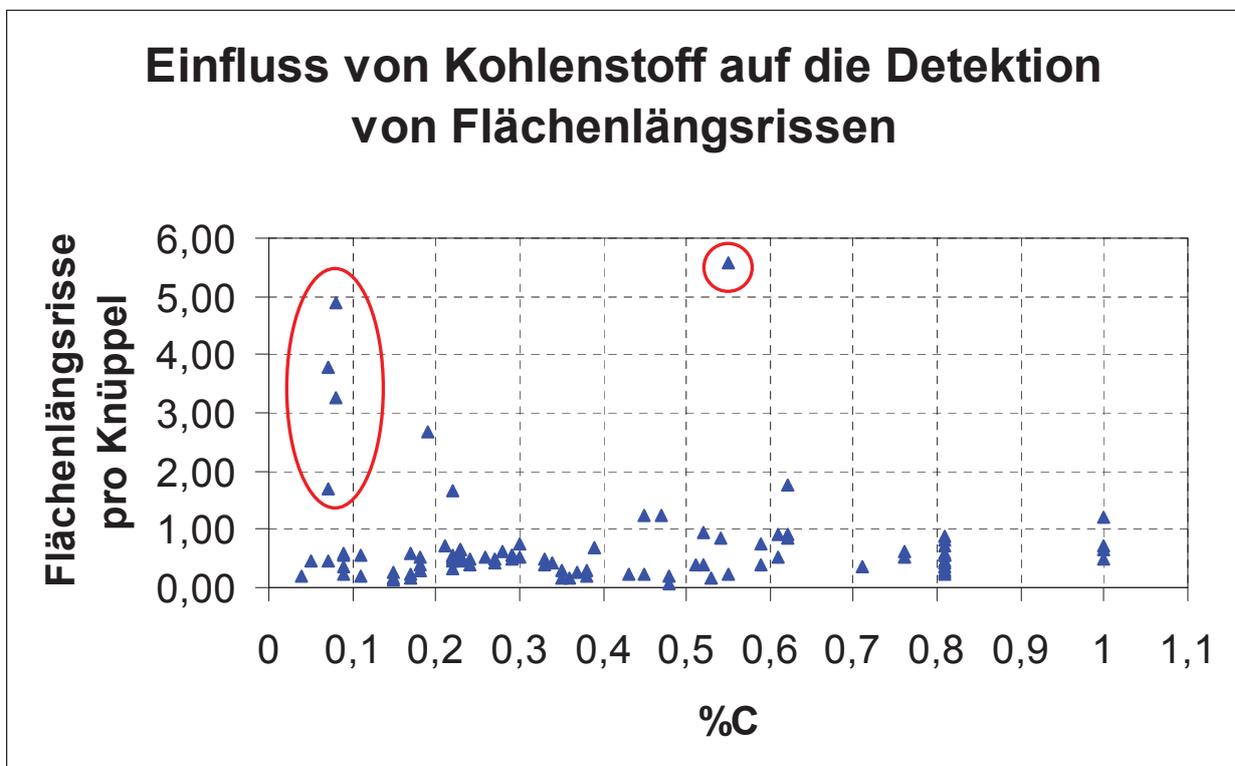


Bild 106: Abhängigkeit von Kohlenstoff auf die Detektion von Flächenlängsrissen, Fehlerwerte unkorrigiert

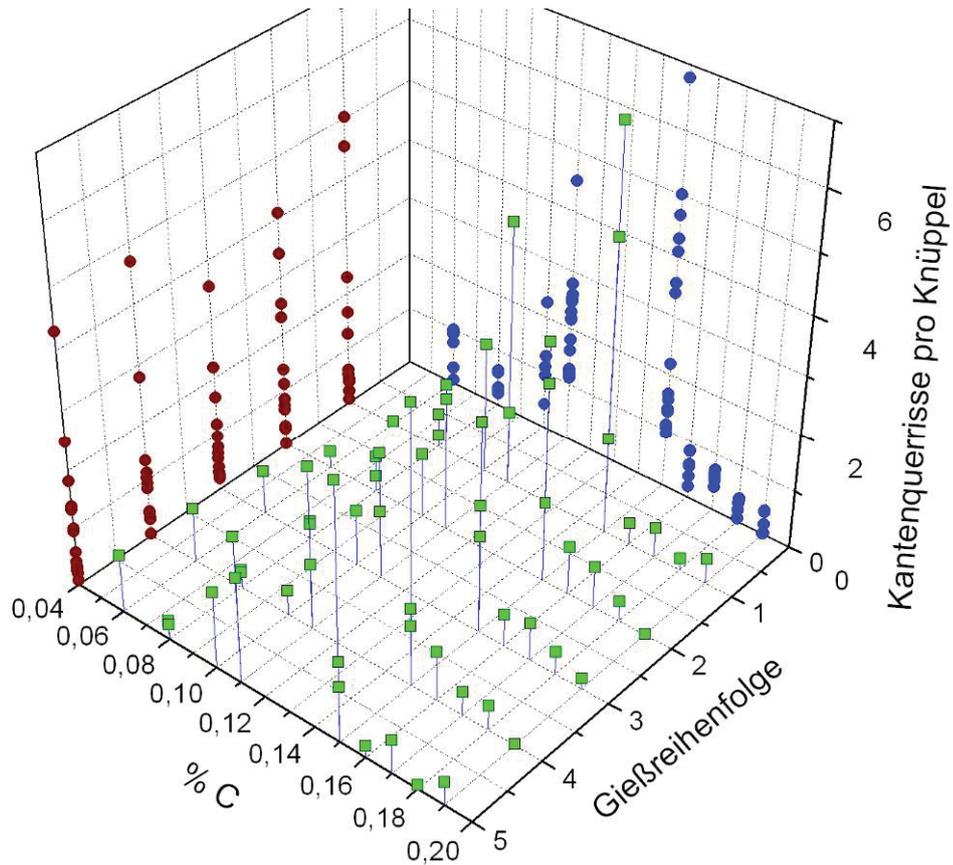


Bild 107: Einfluss von Kohlenstoffgehalt und Gießreihenfolge auf die Bildung von Kantenquerrissen

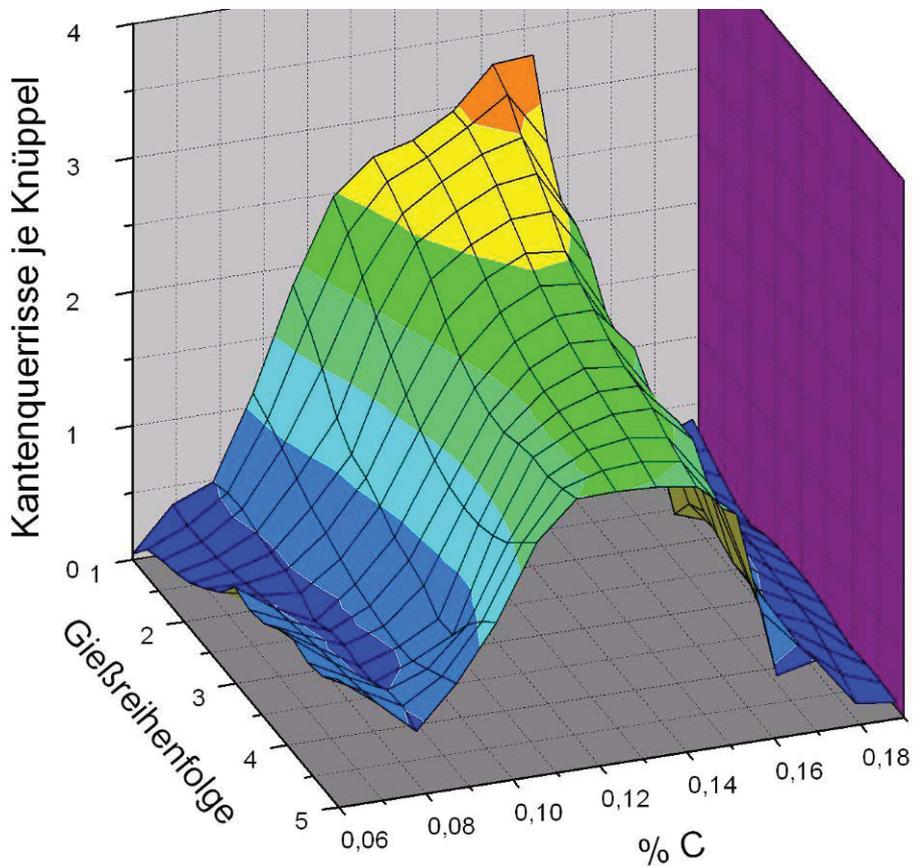


Bild 108: Einfluss von Kohlenstoffgehalt und Gießreihenfolge auf die Bildung von Kantenquerrissen, 3D-Oberflächendiagramm