

Über die Bildung von Heißrisseigerungen in Stahl: Vergleichende Untersuchungen an Stranggussbrammen und Laborversuchsproben

J. Reiter¹, R. Pierer², S. Ilie³, H. Preßlinger³, J. Fluch³ und C. Bernhard²

¹voestalpine Stahl Donawitz GmbH & Co KG, Forschung & Entwicklung, Leoben / Österreich

²Lehrstuhl für Metallurgie, Montanuniversität Leoben, Leoben / Österreich

³voestalpine Stahl GmbH, Voest-Alpine-Straße 3, Postfach 3, 4031 Linz / Österreich

Zusammenfassung: Durch Verbesserung und Optimierung der Auslegung und Instandhaltung von Stranggießanlagen und der Gießparameter konnte die Gefahr der Bildung von Heißrissen und Heißrisseigerungen während der letzten Jahre minimiert werden. In Zusammenarbeit zwischen Voestalpine Stahl und dem Christian-Doppler-Labor für „Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen“ am Lehrstuhl für Metallurgie der Montanuniversität Leoben wurden Heißrisseigerungen in Brammen und in Laborproben im Hinblick auf deren Entstehung und Auswirkungen auf die Produktqualität analytisch untersucht. Es wird gezeigt, dass die Konzentrationsanreicherung von Mangan in Heißrisseigerungen jene in Zentrumsseigerungen erreichen kann und die Ausbildung dieser in Bramme und Laborversuch weitgehend gleichwertig ist. Dies lieferte die notwendige Voraussetzung für die Übertragbarkeit der Ergebnisse aus dem Laborversuch in die Praxis.

On the Formation of Hot Tear Segregations in Steel: Comparative Investigations into Continuously Cast Slabs and Laboratory Samples

Abstract: The steady improvement of the layout and maintenance of modern continuous casting machines as well as the optimization of casting parameters reduced the hazard of hot tearing and the formation of hot tear segregations to a minimum. Within the framework of a project between Voestalpine Stahl in Linz and the Christian Doppler Laboratory for “Metallurgical Fundamentals of Continuous Cast-

ing Processes” at the Chair of Metallurgy in Leoben hot tear segregations in slabs and probes from laboratory experiments were analyzed by means of microprobe analysis. The segregation index found for manganese in hot tear segregations is nearly as high as for centre segregations. The segregation index is independent of the position and type of the hot tear segregations and corresponds with the defects formed in laboratory experiments. This is a necessary prerequisite for the transferability of experimental results to the industrial process.

1. Einleitung

Während der letzten Jahrzehnte konnte die Gefahr der Bildung von Heißrissen und Heißrisseigerungen im stranggegossenen Halbzeug durch die Verbesserung der Auslegung und der Instandhaltung von Stranggießanlagen sowie durch die stahlsortenspezifische Optimierung von Gießparametern minimiert werden. In einem prozess- und produkttechnisch hoch entwickelten Stahlwerk ist die Bildung von Heißrisseigerungen nur mehr in Zusammenhang mit schwer kontrollier- und vorhersehbaren Ausnahmesituationen im Prozessablauf zu sehen. Im Rahmen einer Zusammenarbeit zwischen Voestalpine Stahl und dem Christian-Doppler-Labor für „Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen“ (CDL-MCC) am Lehrstuhl für Metallurgie der Montanuniversität Leoben wurde die Bildung von Heißrisseigerungen im Laborexperiment simuliert und mit metallografischen und analytischen Methoden untersucht, um ein besseres Verständnis für die Auswirkung dieser Fehler auf die Produktqualität zu gewinnen. Die vorliegende Arbeit vergleicht die Konzentrationsanreicherung in Heißrisseigerungen in stranggegossenen Brammen mit jenen in Laborproben, um die Übertragbarkeit der Ergebnisse aus dem Laborversuch in die Praxis zu überprüfen.

Die Arbeiten rund um die Bildung und Auswirkungen von Heißrisseigerungen bauen dabei teils auf Erkenntnissen aus vorangegangenen oder parallel laufenden Arbeiten am CDL-MCC auf, die wie folgt zusammengefasst werden können¹⁻⁵:

Korrespondenz:

Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Christian Bernhard,

Dipl.-Ing. Dr. mont. Robert Pierer,

beide: Lehrstuhl für Metallurgie, Montanuniversität Leoben,

Franz-Josef-Straße 18, 8700 Leoben/Österreich;

Dipl.-Ing. Jürgen Reiter, Voestalpine Stahl Donawitz GmbH & Co KG,

Forschung & Entwicklung, Kerpelystraße 199, 8700 Leoben /

Österreich;

Dipl.-Ing. Dr. Sergiu Ilie, Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Hubert Preßlinger,

Dipl.-Ing. Judith Fluch, Voestalpine Stahl GmbH,

Voest-Alpine-Straße 3, Postfach 3, 4031 Linz / Österreich

- Die Heißrissbildung ist als Phänomen zu sehen, das in drei Stufen abläuft: (1) die Erweiterung von Primärkornzwischenräumen, verbunden mit verlängerten Rückdiffusionswegen für die stark angereicherte Restschmelze, die als Heißrissseigerung im Halbzeug verbleibt; (2) die Bildung von Poren und (3) die Koagulation von Poren zu offenen Heißrissen. Die überwiegende Mehrzahl von detektierten Heißrissen sind Heißrissseigerungen mit geringem Porenanteil^{5,6}.
- Heißrissseigerungen können, trotz Wiedererwärmung und Verformung des Halbzeugs, zu einer Beeinträchtigung der Produktqualität führen, wenn aufgrund der Anreicherungen Härtegefüge oder störende Ausscheidungen entstehen. Ob Heißrissseigerungen die Produktqualität beeinflussen, hängt deshalb von der Stahlsorte und den Anforderungen an das Endprodukt ab³.
- Das Ausmaß der Schädigung steigt mit dem Ausmaß der Verformung, jedoch ergibt sich keine klare, physikalisch definierbare Grenze zwischen fehlerfrei und fehlerbehaftet. Die Definition kritischer Grenzwerte hängt von der Stahlsorte und den Anforderungen an das Produkt ab².
- Modellhaft lässt sich die Bildung von Heißrissseigerungen am besten durch die Akkumulation von Dehnungen in einem bestimmten Festkörperintervall beschreiben^{2,4}.

Heißrissseigerungen wurden in der Vergangenheit fälschlich als „ausgeheilte Heißrisse“ bezeichnet. Diese Bezeichnung beruhte auf der Vorstellung eines ursprünglich offenen Risses, der durch nachdringende Restschmelze wieder gefüllt wird. In metallografischen und analytischen Untersuchungen an Proben aus dem Submerged Split Chill Tensile (SSCT)-Test konnte gezeigt werden, dass nur der eingangs beschriebene Mechanismus der Bildung von Heißrissseigerungen und die nachfolgende Bildung von offenen Heißrissen aus Heißrissseigerungen realistisch ist. Diese Ergebnisse wurden in einer vorangegangenen Veröffentlichung dargestellt⁵. Es konnte auch gezeigt werden, dass in Proben aus dem SSCT-Experiment nur ein geringer Prozentsatz an offenen Rissen vorhanden ist⁵. Da im SSCT-Versuch die Bildung von Heißrissseigerungen im Bereich der Anfangserstarrung erfasst wird, stellte sich die Frage, wie weit die geschilderten Erkenntnisse auch für Heißrisse oder Heißrissseigerungen gelten, die weit im Inneren des Stranges entstehen. Es sollte auch verglichen werden, ob die Konzentrationsanreicherung in Heißrissseigerungen im Inneren von Brammen mit jener in den Proben der Laborexperimente übereinstimmt. Diese Untersuchungen werden im Folgenden beschrieben.

2. Untersuchungen an vergossenen Brammen

Abbildung 1 zeigt die mögliche Lage von Heißrissseigerungen im Inneren von Brammen⁷. Da Heißrissseigerungen im Zweiphasengebiet gebildet werden, markiert ihre Lage auch den Erstarrungsfortschritt zum Zeitpunkt der Fehlerbildung und die Länge spiegelt die Belastungsdauer wider. Oberflächennahe Heißrissseigerungen entstehen in oder knapp unter der Kokille und im Regelfall nahe der Brammenkante. Sie liegen parallel zur Gießrichtung und sind auf quer zur Gießrichtung liegenden Beizscheiben sehr gut zu erkennen. Im Bereich der Strangführung entstehende Heißrissseigerungen werden – je nach ihrer Lage im Bereich der Brammenbreit- oder Brammenschmal-

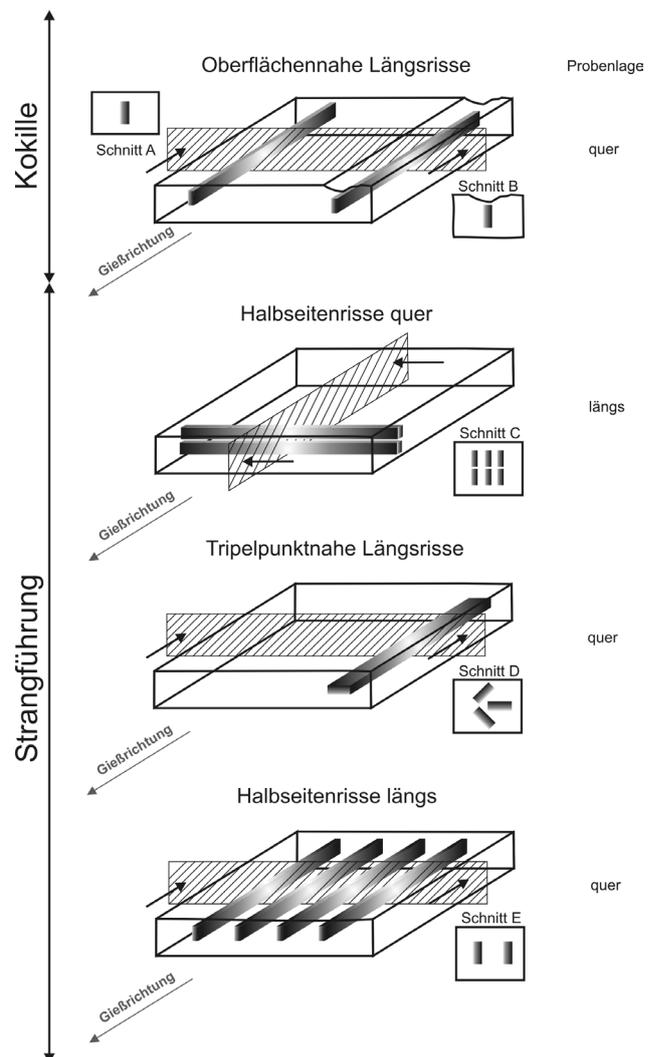


Abb. 1: Lage von Heißrissseigerungen im Inneren von Brammen und Erscheinungsbild auf Beizscheiben⁷

seite – als Halbseitenrisse oder Tripelpunktrisse bezeichnet. Halbseitenrisse können sich sowohl parallel zur Gießrichtung (Halbseitenrisse, längs) als auch normal dazu ausbreiten (Halbseitenrisse, quer). Tripelpunktrisse liegen im Regelfall in Längsrichtung.

Abbildung 2 zeigt ein „Concentration Mapping“ (CM) eines Halbseitenrisses in Querlage in einer Bramme eines Stahls mit 0,18 Masse-% Kohlenstoff, 1,18 Masse-% Mangan und 0,02 Masse-% Niob, aufgenommen mit einer Mikrosonde (Cameca SX 100 mit 5 WDX-Detektoren)⁷⁸. Im Inneren der Heißrissseigerungen finden sich deutlich erhöhte Mangan- und Niobkonzentrationen. Im unteren Teilbild ist auch die Ausscheidung grober, zeilenförmig angeordneter Niobkarbonitride zu erkennen. Ausscheidungen dieser Form und Größe gehen während der Weiterverarbeitung nicht mehr in Lösung. Auch die lokale Konzentrationsanreicherung von Mangan bleibt bis in das Fertigprodukt erhalten, führt dort zu einem veränderten Umwandlungsverhalten und kann zu einer bevorzugten Bildung von Härtegefügen führen¹.

Um die Konzentrationsanreicherung in Heißrissseigerungen zu quantifizieren, wurden Brammen mit dieser Art von Fehlern

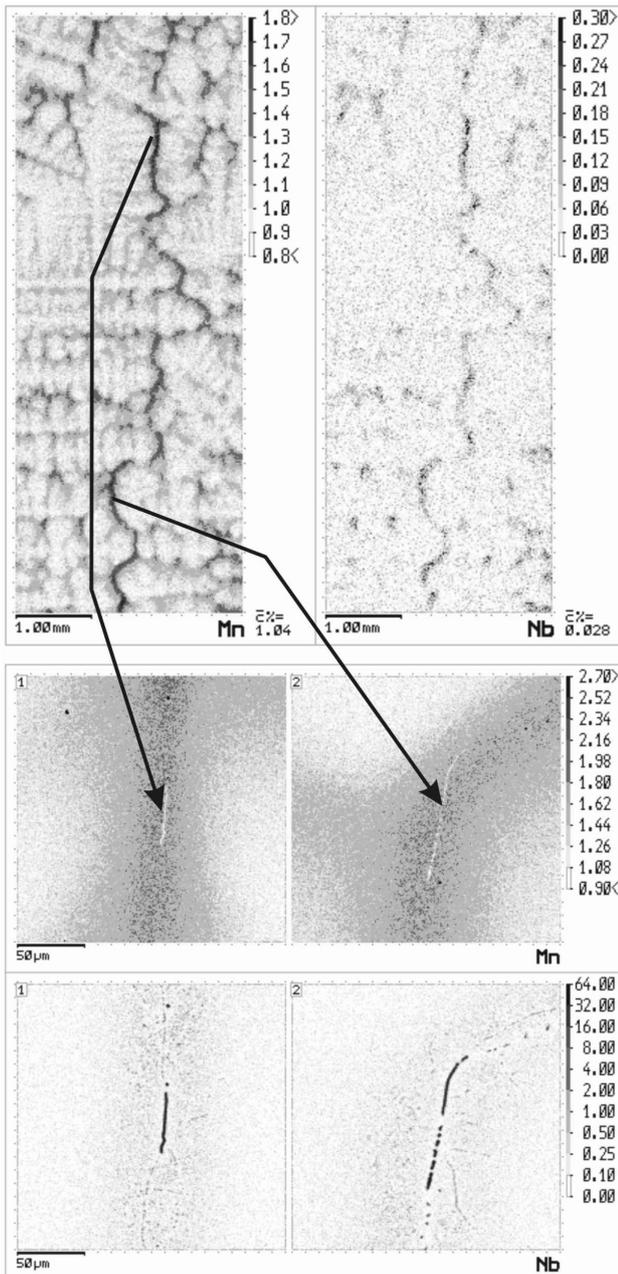


Abb. 2: Konzentrationsanreicherung von Mangan und Niob in einer Heißrisseigerung⁷

untersucht. Tabelle 1 führt die Zusammensetzung dieser Brammen an. Die Zusammensetzung bewegt sich im Bereich von Kohlenstoffgehalten zwischen 0,03 und 0,46 Masse-% bei Mangangehalten zwischen 0,22 und 1,68 Masse-%. Einige der Stähle sind mikrolegiert.

Neben der Visualisierung der Konzentrationsanreicherung in Heißrisseigerungen mittels CM wurde auch die Konzentrationsanreicherung ausgewählter Elemente in zwei weiteren Positionen bestimmt:

- In der Mitte der Bramme, im Bereich der Zentrumsseigerung, in dem sich die höchsten Konzentrationen finden, und

TABELLE 1:

Zusammensetzung der Schmelzen A bis H

Element	C,	Si,	Mn,
Schmelze	Masse-%	Masse-%	Masse-%
Schmelze A	0,03	0,02	0,22
Schmelze B	0,18	0,36	1,18
Schmelze C	0,04	0,35	1,68
Schmelze D	0,36	0,22	0,62
Schmelze E	0,17	0,44	1,51
Schmelze F	0,16	0,45	1,53
Schmelze G	0,46	0,19	0,72
Schmelze H	0,18	0,38	1,17

- in der Mitte zwischen der Oberfläche und dem Zentrum („Viertelposition“) als Konzentrationsanreicherung in den Dendritenzwischenräumen (Mikroseigerung).

Der Bestimmung beider Kennwerte liegt eine sorgfältige Aufarbeitung der Rohdaten zu Grunde: Artefakte wurden ebenso gefiltert wie Maximalwerte, die durch die Bildung von Ausscheidungen verursacht werden. Alle Kennwerte verstehen sich als Mittelwerte einer ausreichenden statistischen Gesamtheit. Eine ausführliche Beschreibung der verwendeten Methode findet sich in der Literatur⁸.

Die Konzentrationsanreicherung wird dabei als das Verhältnis c_{\max}/c_{\min} definiert: c_{\max} ist die um Ausreißer bereinigte, maximale Konzentration in den Dendritenzwischenräumen, der Zentrumsseigerung oder dem Heißrisseigerungen, c_{\min} die minimale Konzentration in den Dendritenstämmen oder der Umgebung der Zentrumsseigerung bzw. der Heißrisseigerungen.

Die bestimmten Werte für die Konzentrationsanreicherung sind ein wertvolles Werkzeug für einen tendenziellen Vergleich der Konzentrationsanreicherung in Brammen. Eine wichtige Kenngröße einer Seigerung ist jedoch auch ihre räumliche Ausdehnung, da diese die Diffusionswege und damit das Verhalten der Seigerung bei und nach der Warmverformung beeinflusst.

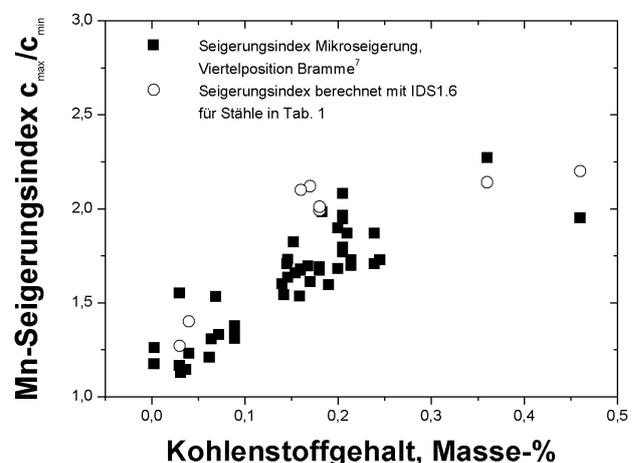


Abb. 3: Gemessene Seigerungsindizes (Mikroseigerung in Viertelposition der Bramme) im Vergleich mit berechneten Seigerungsindizes (IDS1.6, Kühlrate 1 K/s)

TABELLE 2:

Mn-Seigerungsindex c_{max}/c_{min} in verschiedenen Positionen in Brammen, Vergleich von Mikroseigerung in Viertelposition mit Zentrumsseigerung und Heißrisseigerungen

Position Schmelze	Mikro- seigerung	Oberflächen- nahe Längsrisse	Tripelpunkt- nahe Risse	Halbseitenrisse längs	Halbseitenrisse quer	Zentrums- seigerung
Schmelze A	1,55	1,49	–	–	1,52	1,66
Schmelze B	1,67	–	–	–	2,01	2,33
Schmelze C	1,23	–	–	–	1,43	1,45
Schmelze D	2,27	2,50	–	2,52	–	2,81
Schmelze E	1,61	1,82	1,88	–	–	2,25
Schmelze F	1,67	1,69	1,86	1,72	–	2,18
Schmelze G	1,95	2,12	–	2,80	–	3,10
Schmelze H	1,69	–	–	–	2,05	2,21

Der Vergleich der absoluten Konzentrationsanreicherung in einer Mikro- und Makroseigerung ist deshalb nur eingeschränkt aussagekräftig.

In Tabelle 2 sind die ermittelten Konzentrationsanreicherungen von Mangan für die Mikro- und Makroseigerung (in Viertelposition), die Zentrumsseigerung und einzelne detektierte Heißrisseigerungen – eingeteilt nach der Lage – dargestellt. Die Konzentrationsanreicherung zeigt sich dabei als weitgehend unabhängig von der Position dieses Fehlertyps.

Der Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf den Mangan-Seigerungsindex im Bereich der Mikro- und Makroseigerung wurde in einer vorangegangenen Veröffentlichung dargestellt⁷⁸. Abbildung 3 zeigt einen Vergleich von Messwerten für die interdentritische Konzentrationsanreicherung in der Mitte zwischen Oberfläche und Zentrum (Mikro- und Makroseigerung in der Viertelposition) der Bramme und berechneten Werten aus der Datenbank IDS 1.6 unter Annahme einer Kühlrate von 1 K/s für die Stähle in Tabelle 1. Während die berechneten Werte den erwarteten Sprung mit dem Übergang von der primär ferritischen (Seigerungsindex $\sim 1,25$) zur peritektischen Erstarrung (Seigerungsindex $\sim 2,0$) zeigen, deuten die Messwerte auf einen kon-

tinuierlichen Anstieg hin. Vor allem im Bereich von Kohlenstoffgehalten von 0,15 bis 0,20 Masse-% scheint die Berechnung die Konzentrationsanreicherung überzubewerten. Dies ist ein interessantes Ergebnis im Hinblick auf die Überprüfung von Mikro- und Makroseigerungsmodellen.

3. Vergleichsuntersuchungen an SSCT- Proben

Der so genannte Submerged Split-Chill Tensile (SSCT)-Test wurde an anderer Stelle bereits mehrfach vorgestellt, auf eine detaillierte Darstellung wird hier verzichtet^{9–11}. Der SSCT-Versuch ermöglicht es, eine kontrollierte Zugbelastung auf eine erstarrende Probe aufzubringen. Die Belastung ist der Verformung einer erstarrenden Strangschale nachempfunden, die Hauptbeanspruchungsrichtung liegt normal auf die Wachstumsrichtung der Dendriten (siehe Abb. 4). Dadurch können Heißrisseigerungen und Heißrisse im Zweiphasengebiet Fest/Flüssig erzeugt werden. Durch eine schrittweise Erhöhung der Belastung kann die Abhängigkeit der Schädigung von der Belastung (beispielsweise der aufgetragenen Gesamtdehnung) dargestellt und ein kritischer Grenzwert ermittelt werden.

Der SSCT-Versuch beschränkt sich auf die Verformung von Proben nach einer Erstarrungszeit von maximal 30 Sekunden. Die erzeugten Heißrisseigerungen und Heißrisse entsprechen deshalb eher dem Typ der oberflächennahen Längsrisse in Abb. 1. Heißrisseigerungen im Halbzeuginneren weisen eine vergleichsweise größere räumliche Ausdehnung auf. Es drängt sich deshalb die Frage auf, ob die Konzentrationsanreicherungen in den im Versuch erzeugten Heißrisseigerungen trotzdem ähnlich jenen in einer Bramme sind. Dazu wurden sechs Proben aus SSCT-Versuchen ausgewählt und die detektierten Heißrisseigerungen in der Abteilung für metallkundliche Analytik und Oberflächentechnik der Voestalpine Stahl mit der im vorhergehenden Kapitel beschriebenen Methode an der Mikrosonde untersucht. Die Zusammensetzung der Proben sowie die ermittelten Seigerungsindizes sind in Tabelle 3 angeführt.

Abbildung 5 zeigt die ermittelten Seigerungsindizes aus SSCT-Versuchen zusammen mit den Messwerten aus Tabelle 2 (Bramme). Daraus lassen sich folgende, wesentliche Erkenntnisse ableiten:

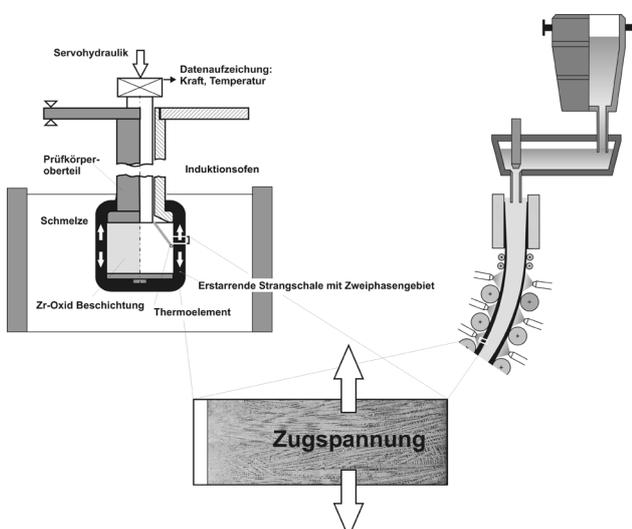


Abb. 4: Schematische Darstellung der SSCT-Methode mit Erstarrungsbedingungen im Vergleich zum Stranggießprozess

TABELLE 3:

Mn-Seigerungsindex c_{max}/c_{min} für Mangan in Heißrisseigerungen und Zusammensetzung der untersuchten SSCT-Proben

	C, Masse-%	Si, Masse-%	Mn, Masse-%	$c_{max}/$ c_{min}
Probe 1	0,03	0,33	1,56	1,55–1,70
Probe 2	0,08	0,26	1,20	1,79–2,07
Probe 3	0,12	0,30	1,35	2,18–2,43
Probe 4	0,20	0,34	1,37	2,37
Probe 5	0,30	0,27	1,26	2,09–2,41
Probe 6	0,53	0,24	0,87	2,39–2,84

- Die Konzentrationsanreicherung von Mangan in Heißrisseigerungen der Proben aus dem Laborexperiment stimmt mit jener in Brammen, über den untersuchten Bereich von Kohlenstoffgehalten, weitgehend überein. Der SSCT-Versuch eignet sich also dafür, Heißrisseigerungen für bestimmte Stähle im Labormaßstab zu erzeugen und deren Verhalten in der Weiterverarbeitung abschätzen zu können. Dadurch kann nicht nur die Heißrissempfindlichkeit eines Stahls im Stranggießprozess („materialspezifische Heißrissempfindlichkeit“), sondern auch die Empfindlichkeit des Produkts gegenüber Heißrisseigerungen („produktspezifische Heißrissempfindlichkeit“) beurteilt werden³.
- Für einen Kohlenstoffgehalt von weniger als 0,15 Masse-% erreicht die Mangankonzentration in Heißrisseigerungen die Anreicherung in Zentrumsseigerungen. Dies ist ein absolut bemerkenswertes und in dieser Form neues Ergebnis.
- Bei Kohlenstoffgehalten von mehr als 0,15 Masse-% übersteigt der Seigerungsindex in Zentrumsseigerungen tendenziell jenen in Heißrisseigerungen. Der Maximalwert von 2,84 bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,53 Masse-% liegt jedoch wieder im Bereich der Anreicherung in einer Zentrumsseigerung.
- Auch der Seigerungsindex von Si, Cr, Mo oder Cu kann – ermittelt nach der hier verwendeten Methode – Werte von bis zu 3 erreichen. Die Phosphorkonzentration in Heißrisseigerungen wird durch Sekundärseigerungsvorgänge mitbe-

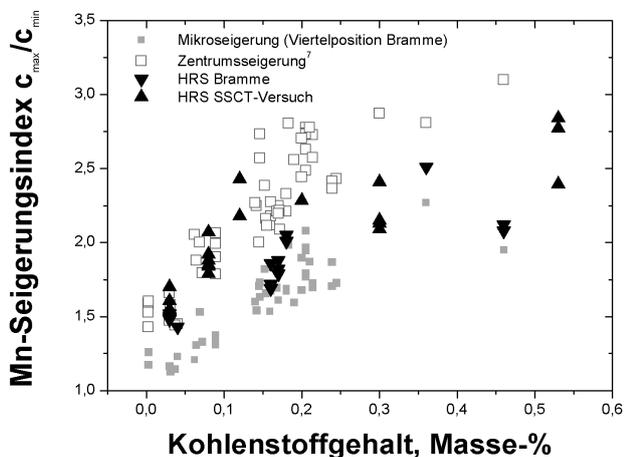


Abb. 5: Gemessene Seigerungsindizes für Mangan in Brammen (Mikroseigerung in Viertelposition der Bramme, Zentrumsseigerung und Heißrisseigerungen (HRS)) im Vergleich mit Seigerungsindizes für Heißrisseigerungen in SSCT-Proben

stimmt. Die Angabe eines Seigerungsindex macht deshalb wenig Sinn, die Anreicherung kann jedoch das Sechsfache der Ausgangskonzentration übersteigen. Die Anreicherung von Schwefel ist mit der Ausscheidung von Sulfiden verbunden.

Die Ergebnisse der Untersuchungen an den Brammen bestätigen auch die eingangs vorgestellte Überlegung zum zeitlichen Ablauf der Heißrisseigerung: Offene Heißrisse treten immer nur als Teil von Heißrisseigerungen auf, Heißrisseigerungen dagegen häufig ohne Anteile offener Heißrisse. Heißrisseigerungen sind deshalb als Vorstufe der Heißrisseigerung zu sehen.

4. Bedeutung von Heißrisseigerungen für die Produktqualität

Die Mikrosondenuntersuchungen an Brammen und SSCT-Proben haben gezeigt, dass der Seigerungsindex in Heißrisseigerungen und jener in Zentrumsseigerungen annähernd gleich hoch ist. Durch eine nachfolgende Warmverformung werden Heißrisseigerungen in ihrer räumlichen Lage und Ausdehnung verändert, der Konzentrationsausgleich für Mangan ist jedoch nur gering. Geht man vereinfachend davon aus, dass sich die Anreicherung von Mangan über die Warmverformung nicht verändern würde und betrachtet man als Beispiel die Anreicherungen in den untersuchten Heißrisseigerungen in Probe 4, dann ergibt sich für eine mittlere Mangankonzentration von 1,4

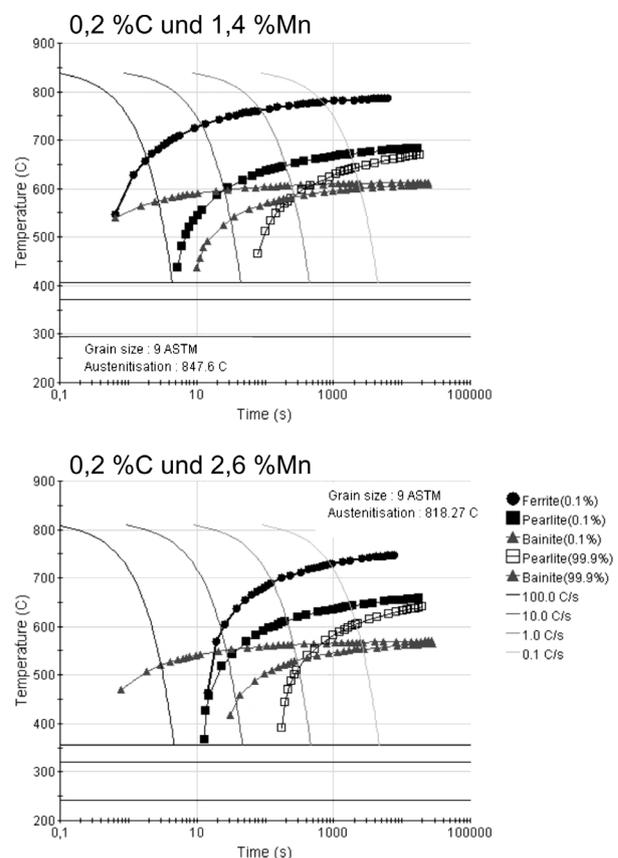


Abb. 6: Kontinuierliche ZTU-Schaubilder für Stähle mit 0,2 Masse-% C und 1,4 bzw. 2,6 Masse-% Mangan, berechnet mit JMatPro3.0

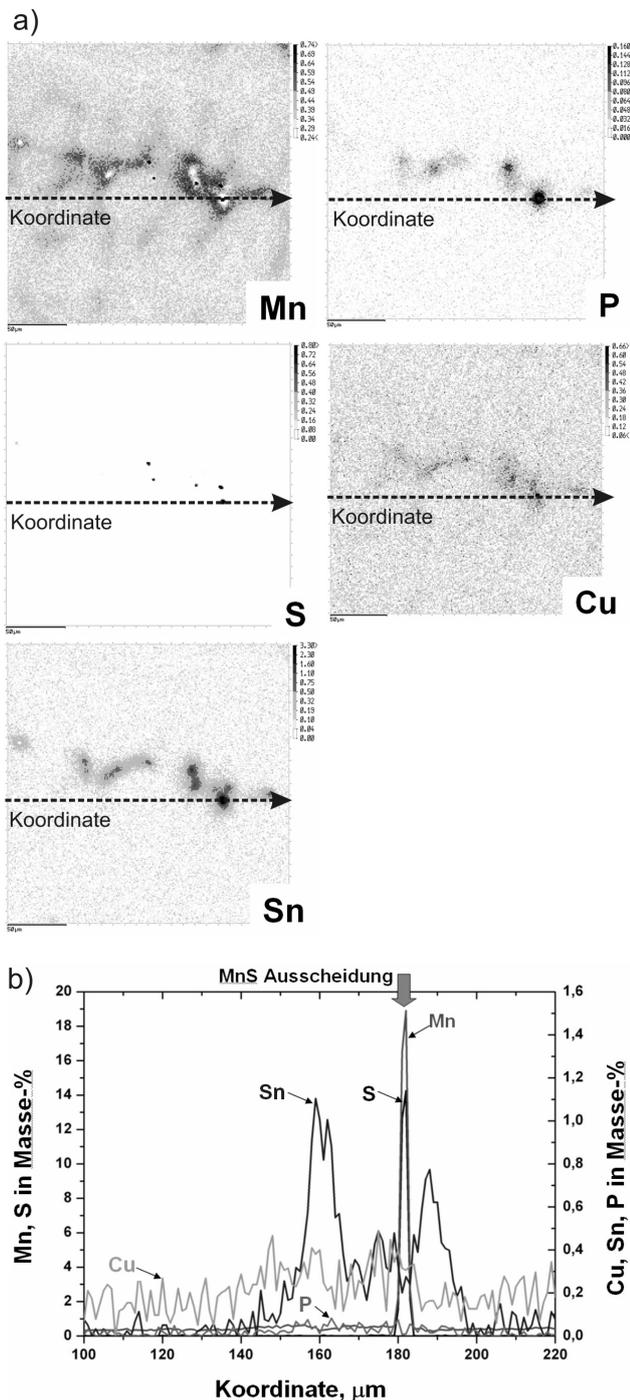


Abb. 7: a) Konzentrationsanreicherung innerhalb einer Heißrisseigerung und b) Konzentrationsverlauf von Mn, P, S, Cu und Sn entlang der eingezeichneten Linie

Masse-% ein Minimalwert von 1,1 Masse-% im Umfeld der Heißrisseigerungen bei einem Maximalwert von rund 2,6 Masse-% innerhalb dieses Fehlers.

Vergleicht man nun die Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (berechnet mit JMatPro3.0 für 0,2 Masse-% C und 1,4 bzw. 2,6 Masse-% Mn), dann zeigen sich die in Abb. 6 dargestellten Unterschiede: Beim höheren Mn-Gehalt wird die Ferritumwandlung zu längeren Zeiten und tieferen Temperaturen verschoben. Die Einstellung eines homogenen Gefüges bei

der Abkühlung nach der Warmverformung ist damit schwierig bis fast unmöglich. Vor allem bei Stählen mit höheren Kohlenstoffgehalten wirkt dieser Effekt negativ, während die Auswirkung bei Stählen mit niedrigen Kohlenstoffgehalten gering ist. Daraus lässt sich, wie schon eingangs ausgeführt, ableiten, dass die Wirkung von Heißrisseigerungen auf die Produktqualität von der Stahlzusammensetzung abhängig ist.

Die Anreicherungen in Heißrisseigerungen können auch zur Bildung unerwünschter Ausscheidungen führen. Neben der bereits in Abb. 2 gezeigten Ausscheidung von Nb-Karbonitriden kann es auch zur Bildung von Sulfiden kommen. Bei Stählen mit hohen Anforderungen an den sulfidischen Reinheitsgrad kann dies zu einer Beeinträchtigung der Produktqualität führen¹.

In einer weiteren Untersuchung¹² konnte auch gezeigt werden, dass bei höheren Kupfer- und Zinngehalten im Stahl, rund um Mangansulfide in Heißrisseigerungen außergewöhnlich hohe Kupfer- und Zinngehalte zu finden sind. Abbildung 7a zeigt diesen Sachverhalt mit Hilfe von CM von Mn, P, S, Cu und Sn. Im CM des Schwefels sind die MnS-Ausscheidungen deutlich zu erkennen. Abbildung 7b zeigt den Verlauf der Konzentrationen der einzelnen Elemente entlang der eingezeichneten Koordinate. Es ist deutlich die extrem hohe Anreicherung des Zinns im Umkreis der MnS-Ausscheidung zu erkennen. Dadurch wirken Kupfer und Zinn in ausgebildeten Heißrisseigerungen besonders negativ, obwohl sie die Wahrscheinlichkeit des Auftretens dieses Fehlertyps nur geringfügig beeinflussen.

5. Zusammenfassung

Ziel der Arbeit war es, die Konzentrationsanreicherungen in Heißrisseigerungen in Brammen zu untersuchen und mit jenen von im Laborversuch erzeugten Proben zu vergleichen. Die Ergebnisse können wie folgt zusammengefasst werden:

- Die Konzentrationsanreicherung in Heißrisseigerungen in Brammen ist von deren Position unabhängig, übersteigt die Anreicherung in Mikroseeigerungen beträchtlich und kann die Anreicherung in Zentrumsseigerungen erreichen.
- Die Konzentrationsanreicherung in Heißrisseigerungen in SSCT-Proben ist jener von Heißrisseigerungen in Brammen gleichwertig. Dies ist eine wichtige Voraussetzung für die Übertragbarkeit der Laborversuche in die Praxis.
- Heißrisseigerungen – ohne offene Bereiche (Poren) oder mit teilweise vorhandenen Poren (Stufe (1) bzw. Stufe (2) des Heißrisbildungsmechanismus, siehe Einleitung oder Literatur^{3,5}) – sind in Brammen die am häufigsten anzufindenden Fehler. Offene Heißrisse (Stufe (3) des Heißrisbildungsmechanismus), wenn vorhanden, werden auch in Brammen immer nur in Verbindung mit bzw. nur als Teil von Heißrisseigerungen gefunden. Dies bestätigt die Ergebnisse von Laborversuchen und die daraus abgeleitete Reihenfolge der Fehlerbildung, nach der Heißrisseigerungen eine Vorstufe der Bildung von offenen Heißrisen sind^{3,5}.

Danksagung

Die Autoren bedanken sich beim Bundesministerium für Wirtschaft und Arbeit für die finanzielle Unterstützung, da Teile die-

ser Arbeit im Rahmen eines Laboratoriums der Christian-Doppler-Forschungsgesellschaft durchgeführt wurden.

Literaturverzeichnis

- 1 *Bernhard, C.*: Anforderungen an prozessorientierte Heißrissbildungsmodelle. BHM 149 (2004), 90–95
- 2 *Bernhard, C., R. Pierer and C. Chimani*: A new hot tearing criterion for the continuous casting of steel. 5th Decennial International Conference on Solidification Processing, Sheffield, Großbritannien, 23.–25. Juli, (2007), 525–530
- 3 *Bernhard, C.*: Über Zusammenhänge zwischen Prozess und Produktqualität beim Stranggießen von Stahl am Beispiel der Heißrissbildung. Habilitationsschrift, Lehrstuhl für Metallurgie, Montanuniversität Leoben, 2007
- 4 *Pierer, R., C. Bernhard, and C. Chimani*: A contribution to hot tearing in the continuous casting process. La Revue de Métallurgie (2007), 2, 72–83
- 5 *Pierer, R., S. Griesser, J. Reiter, and C. Bernhard*: On the formation of hot tear segregations in steel: metallographic analysis and characterisation. BHM 154 (2009), 7, 346–353
- 6 *Pierer, R., J. Reiter, S. Griesser, and C. Bernhard*: On the phenomenon of the formation of segregated hot tears. Presentation at the 2nd International Conference on Advances in Solidification Processes (ICASP-2), Seggau, Österreich (2008)
- 7 *Ilie, S., J. Reiter, J. Fluch, H. Presslinger, and C. Bernhard*: Characterization of hot tear segregations in continuous casting of slabs. 6th European Continuous Casting Conference, Riccione, Italien, 3. –6. Juni, (2008), Vortrag Nr. 122
- 8 *Presslinger, H., S. Ilie, Sergiu, J. Fluch, and P. Reisinger*: Assessment of segregation in hot tear cracks. Steel Research International 79 (2008), 12, 924–930
- 9 *Ackermann, P., W. Kurz, and W. Heinemann*: In situ tensile testing of solidifying aluminium and Al-Mg shells. Materials Science and Engineering 75 (1985), 1–2, 79–86
- 10 *Wagnieres, J. D., und P. Ackermann*: Le laboratoire d'aujourd'hui pour les brames de demain. La Revue Politechnique 6 (1985), 669–673
- 11 *Bernhard, C.*: Simulation der Innenrissbildung beim Stranggießen von Stahl. BHM 145 (2000), 22–29
- 12 *Reiter, J., R. Pierer, C. Bernhard, and S. Ilie*: The role of tramp elements in hot tearing of steels in the continuous casting process. Presentation at the European Congress on Advanced Materials and Processes, Nürnberg, Germany (2007).