

Über die Bildung von Heißrisseigerungen in Stahl: Metallografische Analyse und Charakterisierung

R. Pierer, S. Griesser, J. Reiter und C. Bernhard

Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich mit dem Thema der Heißrisbildung beim Stranggießen von Stahl, wobei hier zwischen offenen Heißrissen und Heißrisseigerungen unterschieden werden muss. Der Begriff der Heißrisseigerung ist neu und wurde eingeführt, um das Phänomen dem Mechanismus der Heißrisbildung zuzuordnen, es allerdings als Seigerung zu klassifizieren. Die einschlägige Literatur geht im Regelfall von der Bildung offener Risse aus, da „ausgeheilte“ Heißrisse keine Qualitätsminderung darstellen. Der Schwerpunkt liegt in der Unterscheidung dieser beiden Heißrisstypen mit Hilfe von Schlißbildern, Mikrosondenuntersuchungen und Ergebnissen des Rasterelektronenmikroskops. Als wesentliche Erkenntnis kann festgehalten werden, dass im Laborexperiment unter stranggießähnlichen Bedingungen die Bildung von Heißrisseigerungen das dominante Ereignis darstellt.

On the Formation of Hot Tear Segregations in Steel: Metallographic Analysis and Characterisation. The present study deals with the topic of the formation of hot tears during continuous casting of steel, in which both open hot tears as well as hot tear segregations must be considered. The novel term hot tear segregation was introduced to assign this phenomenon to the mechanism of hot tear formation, but classify it as a segregation. The relevant literature mostly deals with the formation of open hot tears, since „healed hot tears“ do not represent a quality reduction. A substantial goal is therefore the description of the analysis of experimentally generated hot tear segregations and open hot tears. The main focus lies on the distinction between these two types of hot tears by the use of metallurgical micrographs, concentration mappings and the results of a scanning electron microscope. The most important outcome is that using a laboratory experiment under continuous casting conditions leads to the formation of hot tear segregations as the dominant event.

1. Einleitung

Das Phänomen der Heißrisbildung ist seit langem Gegenstand vieler wissenschaftlicher Untersuchungen in unterschiedlichen Disziplinen. Sie spielt eine wichtige Rolle beim Schweißen, beim Formguss von Eisen- und Nichteisenlegierungen sowie bei kontinuierlichen Gießprozessen wie dem Stranggießen von Aluminium oder Stahl. Deshalb ist es auch nicht verwunderlich, dass sich über die Jahre vor allem in der englischsprachigen Literatur unterschiedliche Begriffe wie *hot shortness*, *solidification cracking*, *hot cracking*, *hot tearing* oder *intergranular cracking* entwickelten. Der Schwerpunkt der Arbeit liegt auf der Heißrisbildung beim Stranggießen von Stahl, wobei hier auch der Begriff *internal cracking* (Innenrisbildung) verwendet wird. In Abhängigkeit der Lage der Innenrisse innerhalb des Stranggussproduktes werden des Weiteren die Bezeichnungen oberflächen-nahe Risse, Diagonalrisse oder Halbseitenrisse etc. verwendet. Der Mechanismus, der zur Bildung dieser

Risse führt, ist jedoch in allen Fällen jener der Heißrisbildung.

Die Gemeinsamkeit der Prozesse, in denen Heißrisse entstehen können, besteht darin, dass flüssiges Metall in den festen Zustand übergeführt wird. Über den Temperaturbereich, in welchem Heißrisse gebildet werden, herrschte jedoch am Beginn der Forschungstätigkeiten¹⁻⁴ noch Unklarheit. Es wurde angenommen, dass die Heißrisbildung bei Temperaturen unterhalb der Solidustemperatur einsetzt. Heute weiß man jedoch mit Sicherheit, dass Heißrisse im Zweiphasengebiet fest/flüssig, also zwischen der Liquidus- und der effektiven Solidustemperatur, gebildet werden. Heißrisse entstehen immer in Verbindung mit auftretenden Spannungen und Dehnungen. Diese Spannungen und Dehnungen können einerseits durch Schrumpfung und thermische Kontraktion entstehen (Formguss, Schweißen), andererseits aber auch durch den Prozess selbst verursacht werden. Vor allem beim Stranggießen von Stahl können durch unterschiedliche prozessbedingte Ursachen (Biegen, Richten, Ausbauchen, Rollenversatz etc.) Spannungen und Dehnungen induziert werden.

Neben den unterschiedlichen Begriffen der englischsprachigen Literatur gibt es auch die unterschiedlichen Definitionen der Heißrisbildung. In einer Arbeit über die Bildung von Heißrissen beim Stranggießen und deren Einfluss auf die Produktqualität wurde folgende Definition vorgeschlagen⁵: „Der Begriff Heißriss beschränkt

Dipl.-Ing. Dr. mont. Robert Pierer, BSc. Stefan Griesser, Ao. Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Christian Bernhard, alle: 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, 8704 Leoben / Österreich.

sich auf Risse, die während der Erstarrung gebildet werden, also auf den Mechanismus der Rissbildung und des Risswachstums entlang von interdendritischen Zwischenräumen und primären Korngrenzen.“ Bei genauer Betrachtung dieser Definition stellt sich jedoch heraus, dass eine Erweiterung in mehreren Belangen sinnvoll ist:

- (1) Beim Stranggießen von Stahl bilden sich Heißrisse im Regelfall nur im Zusammenhang mit einer gerichtet-dendritischen Erstarrung.
- (2) Nicht alle Verformungen (Spannungen/Dehnungen) führen zwangsweise zu einer Initialisierung von Heißrissen. Aus einer Vielzahl von Untersuchungen (zusammengefasst von Won et al.⁶) zeigte sich, dass die Bildung von Heißrissen erst nach Überschreiten einer kritischen Dehnung oder Spannung einsetzt.
- (3) Neben den klassischen offenen Heißrissen wird vor allem im Zusammenhang mit Stranggussprodukten oft von geseigerten Heißrissen gesprochen. Auch dieser Fehlertyp, der zu den Seigerungen zu zählen ist, kann zu einer empfindlichen Verschlechterung der Produkteigenschaften führen.

Unter Berücksichtigung dieser drei Punkte ergibt sich folgende Definition, welche die Bildung von Heißrissen im Stranggießprozess detailliert beschreibt⁷: „Beim Stranggießen von Stahl entstehen Heißrisse im Allgemeinen durch eine überkritische Verformung senkrecht zur dendritisch-gerichteten Erstarrung. Im Zweiphasengebiet fest/flüssig bilden sich sowohl offene Heißrisse als auch Heißrisseigerungen aus, welche sich bevorzugt entlang von primären Korngrenzen ausbreiten.“

In dieser Definition wird zwischen offenen Heißrissen und Heißrisseigerungen unterschieden, wobei letzterer Begriff von Bernhard⁸ eingeführt wurde, um eine sinnvolle Begriffswahl zu gewährleisten und die Notwendigkeit der Berücksichtigung dieser Fehlerform im Hinblick auf

die Produktqualität zu begründen. In der Arbeit von Bernhard⁸ werden die Auswirkungen von Heißrisseigerungen auf unterschiedliche Endprodukte ausführlich diskutiert, weshalb in der vorliegenden Arbeit hierauf verzichtet wird. Neben dem bereits oben erwähnten Begriff des offenen Heißrisses bzw. der Heißrisseigerung findet man in der einschlägigen Literatur noch die Bezeichnungen „ausgeheilte“, „geseigerte“ oder „gefüllte“ Heißrisse. Im Allgemeinen werden unter ausgeheilten Heißrissen Bereiche verstanden, welche Restschmelze beinhalten. In diesem Zusammenhang wird in vielen Arbeiten davon ausgegangen, dass die Heißrisse zuerst offen waren und dann durch ein Einströmen der Schmelze wieder ausgeheilt werden^{9,10}. Zuzufolge Campbell¹¹ ist diese Abfolge der Bildung von Heißrissen, und deswegen auch der Begriff des ausgeheilten Heißrisses, eine falsche Vorstellung. Vielmehr bezeichnet Campbell diesen Risstyp als gefüllten Heißriss bzw. „liquid-filled state“, welcher den Ausgangszustand des Heißrisses darstellt. Dieser Ausgangszustand geht erst dann in den Heißriss über, wenn die Schmelze im Zweiphasengebiet, aus welchen Gründen auch immer, getrennt wird¹¹. Der Mechanismus der Heißrissbildung nach Campbell ist in Abb. 1 dargestellt. In Stadium 1 sind hexagonale Körner vollständig durch einen Flüssigkeitsfilm umgeben. Wird diese Anordnung durch Zugspannungen beansprucht, werden die Körner in Längsrichtung auseinanderbewegt, wobei sie in Querrichtung näher zusammenrücken. Diese Trennung ist am Beginn ein eher gleichmäßiger Prozess, der sich jedoch später auf eine oder mehrere Ebenen konzentriert. Dies hat zur Folge, dass sich Seigerungszonen ausbilden, die jedoch nach Campbell keinen substanziellen Fehler im Gussprodukt darstellen. Bei fortwährender Zugbeanspruchung kann die Restschmelze aber nicht mehr das gebildete Volumen ausgleichen und es entsteht ein Bereich mit Unterdruck, in dem Gas diffundiert, was schließlich zur Bildung eines offenen Heißrisses führt¹².

Andere Vorstellungen über den Mechanismus der Heißrissbildungen aus der Literatur wurden zum Beispiel von Langlais und Gruzleski¹³ zusammengefasst. In dieser Arbeit wird prinzipiell zwischen drei unterschiedlichen Theorien unterschieden, welche die Bildung offener Heißrisse beschreiben: Die „*Shrinkage Brittleness Theory*“¹⁴, die „*Strain Theory*“¹⁵ und die „*Generalized Theory*“¹⁶. Werden diese Theorien hinsichtlich des Mechanismus betrachtet, können sie folgendermaßen beschrieben werden: Die „*Shrinkage Brittleness Theory*“ beschreibt die Heißrissbildung über die Trennung von bereits erstarrten Brücken. Diese Brücken bilden sich in der Regel bei hohen Festkörperanteilen aufgrund des Zusammenwachsens von Sekundärdendritenarmen aus. Die „*Strain Theory*“ beschreibt im Gegensatz zur „*Shrinkage Brittleness Theory*“ die Heißrissbildung über die Trennung des Flüssigkeitsfilms, da bereits gebildete Brücken die Bildung von Heißrissen verhindern. Letztere („*Generalized Theory*“) kombiniert die „*Shrinkage Brittleness Theory*“ und die „*Strain Theory*“ und berücksichtigt die Verteilung der Restschmelze zwischen den Dendriten/Körnern mit Hilfe der Morphologie des Flüssigkeitsfilms (Benetzung). Bezüglich des Entstehungsortes geht die „*Generalized Theory*“ davon aus, dass Heißrisse in Bereichen entstehen, in denen eine geringe Anzahl von bereits zusammengewachsenen Sekundärdendritenarmen vorhanden ist. Es soll hier noch einmal darauf hingewiesen werden, dass diese drei Theorien die Bildung von offenen Heißrissen beschreiben. Obwohl nicht explizit in den Arbeiten von Verö¹⁴, Pellini¹⁵ und

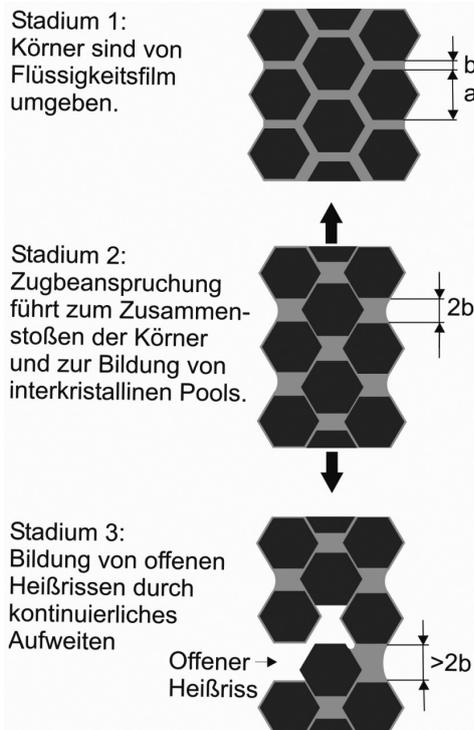


Abb. 1: Modellvorstellung der Bildung von offenen Heißrissen nach Campbell¹¹

Borland¹⁶ dargestellt, wird heutzutage davon ausgegangen, dass Heißrisse an Poren bzw. Hohlräumen initialisiert werden. Diese Poren und Hohlräume entstehen im Laufe der Erstarrung, da der Flüssigkeitsstrom durch das Zweiphasengebiet abnimmt und keine ausreichende Nachspeisung mehr gewährleistet werden kann¹⁷.

Neuere Erkenntnisse des Heißrisssbildungsmechanismus stammen aus einer Arbeit von Farup et al.¹⁸. In dieser Studie wurden die Mechanismen der Heißrisssbildung bei Raumtemperatur im System Succinonitril ($C_2H_4(CN)_2$)-Aceton (SCN) experimentell untersucht. Dabei wurde eine dünne Schicht SCN zwischen zwei Glasplättchen eingebracht, durch das Aufbringen eines Temperaturgradienten ein stationäres Zweiphasengebiet erzeugt und dieses mittels eines keilförmigen Fremdkörpers mechanisch aufgeweitet. Rissinitiation und Rissausbreitung konnten mit einer Kamera verfolgt werden. Aus diesen Untersuchungen wurden von Farup et al.¹⁸ die folgenden drei Möglichkeiten der Bildung von offenen Heißrissen abgeleitet:

- (1) die augenblickliche Bildung von offenen gestreckten Poren oder Rissen entlang von primären Korngrenzen;
- (2) die Bildung von offenen Heißrissen an während der Erstarrung durch Schrumpfung gebildeten Poren;
- (3) die Bildung von Poren und in weiterer Folge die Bildung von offenen Heißrissen an aufgeweiteten, mit Restschmelze gefüllten Kornzwischenräumen.

Fall (3) ist der Vorstellung der Heißrisssbildung von Campbell (siehe auch Abb. 1) sehr ähnlich und ist in Abb. 2 anschaulich dargestellt. Diese Bilder wurden aus einem Film¹⁹ der oben erwähnten experimentellen Untersuchung generiert. Im Stadium I ist eine bereits leicht aufgeweitete primäre Korngrenze zu sehen. Bei weiterer Aufweitung dieses Bereichs steht genügend Schmelze zur Verfügung, um das durch die Verformung erzeugte zusätzliche Volumen auszufüllen. Grasso et al.¹⁹ bezeichnen dieses Stadium (Stadium II) als ausgeheilten Heißriss, da aufgrund der Nachspeisung kein Fehler im Material erzeugt wird. Wird dieser Bereich noch weiter gedehnt, kommt es im Stadium III zur Porenbildung (Abb. 2). Bei kontinuierlicher Verformung beginnen diese Poren zusammenzuwachsen, was schließlich zu einem offenen Heißriss führt (Stadium IV).

Bezüglich des Aussehens von Heißrissen ist folgende Beschreibung zu finden, welche die Ergebnisse der einschlägigen Literatur zusammenfasst¹⁷: Die Bruchflächen von Heißrissen zeigen eine unebene, wellige Oberfläche, welche mit einer glatten Schicht bedeckt ist, manchmal mit Brücken, die beide Seiten des Risses verbinden oder einmal verbunden. Ein weiteres Merkmal sind frei erstarrte dendritische Oberflächen, an denen teilweise Sulfide, Karbonitride etc. zu finden sind²⁰. In manchen Studien^{17–20} über die Erscheinungsformen von Heißrissen wird auch von „spikes“ (Zipfelbildung) berichtet. Diese Zipfelbildung an der Oberfläche des Heißrisses weist auf einen teilweise vorhanden gewesenen Verbund der Heißrisssflächen hin und wird als Beweis dafür angeführt, dass der Mechanismus der Heißrisssbildung das Aufbrechen bereits zusammengewachsener Dendritenarme beinhaltet. Im Gegensatz dazu gehen Farup et al.¹⁸ davon aus, dass diese Zipfelbildungen durch die Generierung eines Meniskus des durchgehenden Flüssigkeitsfilms an aufgeweiteten primären Korngrenzen entstehen. Aus diesen Beschreibungen geht hervor, dass es sich in allen Fällen um offene Heißrisse handelt.

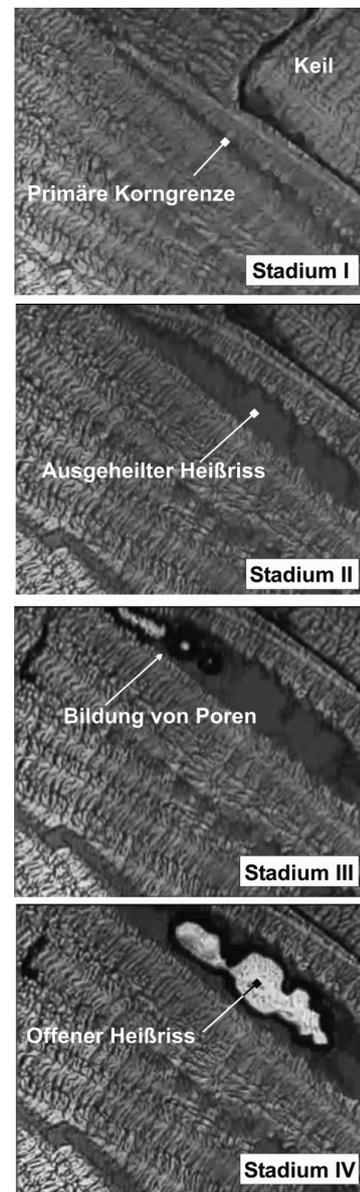


Abb. 2: Bildung eines ausgeheilten Heißrisses, Porenbildung und Zusammenwachsen dieser Poren zu einem offenen Heißriss in SCN¹⁹

Darstellungen der Erscheinungsformen von Heißrissergebnissen wurden bis jetzt noch nicht publiziert.

Die bisher dargestellten Erkenntnisse über die Heißrisssbildung aus der einschlägigen Literatur können folgendermaßen zusammengefasst werden:

- Aus einer Vielzahl von Studien seit den 1930er Jahren an unterschiedlichsten Materialien (Aluminium, Stahl etc.) und Prozessen (Formguss, Schweißen, kontinuierliche Gießprozesse) geht hervor, dass Heißrisse im Zweiphasengebiet fest/flüssig in Verbindung mit Zugbeanspruchungen entstehen.
- Bezüglich des Mechanismus der Heißrisssbildung können unterschiedliche Theorien in der Literatur gefunden werden. Prinzipiell basieren diese Modelle immer auf der Bildung von offenen Heißrissen, die entweder durch das Aufreißen bereits erstarrter Bereiche oder des Flüssigkeitsfilms im Zweiphasengebiet ausgehen. Startpunkt dieser klassischen offenen Risse sind Hohlräume oder Poren, die aufgrund unzureichender Nachspeisung entstehen.

- In der Literatur werden immer wieder die Begriffe offene, geseigerte, gefüllte oder ausgeheilte Heißrisse verwendet. Mit Ausnahme des Stranggießens von Stahl werden in den meisten Studien nur offene Heißrisse als qualitätsmindernd gesehen. Da ausgeheilte Heißrisse beim Stranggussprodukt die Qualität massiv verschlechtern können, ist diese Bezeichnung unpassend, weshalb der Begriff der Heißrisseigerung⁸ eingeführt wurde. Heißrisseigerungen entstehen als Folge einer Verformung des Zweiphasengebietes fest/flüssig (also aufgrund des Mechanismus der Heißrissebildung). Die im Gussprodukt verbleibende Fehlerform ist jedoch der Seigerung zuzuordnen.
- Wird in der Literatur von „ausgeheilten“ Heißrissen gesprochen, gehen die meisten Modelle davon aus, dass zuerst der offene Riss gebildet wird, welcher später wieder durch nachströmende Restschmelze aufgefüllt wird. Die Arbeiten von Campbell^{11,12}, Farup et al.¹⁸ und Grasso et al.¹⁹ zeigten jedoch, dass die Bildung von Heißrisseigerungen, wenn auch anders benannt und nicht als Fehler identifiziert, eine Vorstufe des offenen Heißrisses darstellen.

Der Stand der Forschung über die Heißrissebildung wurde kürzlich in dieser Zeitschrift zusammengefasst²¹. Ebenfalls wurde in den letzten Jahren durch Veröffentlichungen^{5,7,8,22,23} gezeigt, dass Heißrisseigerungen im Stranggussprodukt eine deutliche Verschlechterung der Qualität hervorrufen. Daher wurde in bisherigen experimentellen Untersuchungen nicht zwischen offenen Heißrissen und Heißrisseigerungen unterschieden. Ziel der vorliegenden Arbeit ist es, basierend auf bereits durchgeführten Versuchen unterschiedlicher Stahlsorten, das Auftreten von offenen Heißrissen und Heißrisseigerungen zu quantifizieren. Dazu wurde eine umfangreiche metallografische Analyse mit ungeätzten und geätzten Schlibbildern, Concentration Mappings sowie Rasterelektronenmikroskop (REM)-Aufnahmen durchgeführt. Nach einer kurzen Beschreibung des Laborexperiments werden die daraus gewonnenen Erkenntnisse im Folgenden dargestellt und anschließend diskutiert.

2. Versuchsanordnung zur Untersuchung der Heißrissebildung

Die Anfang der 1990er-Jahre von der EPF Lausanne übernommene Versuchseinrichtung – später als Submerged Split Chill Tensile (SSCT)-Test bezeichnet^{24,25} – sowie die Vorteile dieses Laborexperiments wurden bereits mehrmals ausführlich publiziert^{z.B. 26}. Kurz zusammengefasst, erlaubt die Anordnung eine kontrollierte Zugbelastung von erstarrendem Stahl, wodurch im Zweiphasengebiet Fehler erzeugt werden können, wie sie auch im Stranggießprozess entstehen²⁷. Dies ist ein entscheidender Vorteil gegenüber konventionellen Heißzugprüfmaschinen, in denen die Probe vollständig zerrissen wird und deshalb anschließend aus der Bruch-einschnürung auf die Duktilität geschlossen werden muss²¹. Als weitere Vorteile können genannt werden: (1) die Existenz einer gerichtet erstarrten Struktur in Verbindung mit einem Zweiphasengebiet fest/flüssig, (2) definierte Kühlbedingungen zur Einstellung der gewünschten Erstarrungsstruktur, (3) Hauptbeanspruchung senkrecht zur Dendritenwachstumsrichtung.

Abbildung 3 zeigt schematisch die SSCT-Methode sowie Erstarrungsbedingungen im Vergleich zum Stranggießprozess. Die Versuchsdurchführung kann fol-

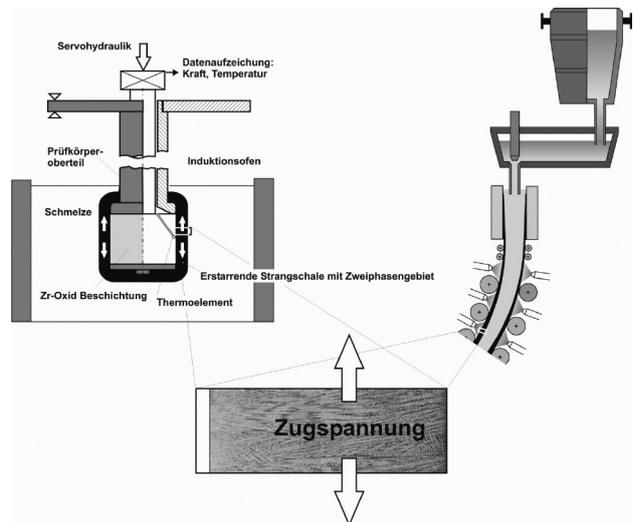


Abb. 3: Schematische Darstellung der SSCT-Methode mit Erstarrungsbedingungen im Vergleich zum Stranggießprozess

gendermaßen zusammengefasst werden: Der zweigeteilte Prüfkörper wird in die Schmelze getaucht, wodurch eine Strangschale mit einer gerichtet-dendritischen Erstarrungsstruktur senkrecht zur Prüfkörperoberfläche erstarrt (Vorteil 1). Zur Einstellung einer definierten Kühlrate und somit der Mikrostruktur ist die Oberfläche des Prüfkörpers mit Zirkonoxid beschichtet (Vorteil 2). Nach Ablauf einer bestimmten Haltezeit wird der Prüfkörper untere Teil nach unten bewegt. Dadurch wird die erstarrende Strangschale mit dem Zweiphasengebiet senkrecht zur Wachstumsrichtung verformt, vergleichbar mit den Bedingungen im Stranggießprozess (Vorteil 3). Um eine mögliche Heißrissebildung untersuchen zu können, muss nach der Versuchsdurchführung eine aufwendige metallografische Analyse durchgeführt werden, welche in Abb. 4 dargestellt ist. Die erstarrte Strangschale wird vom Prüfkörper getrennt und in 16 einzelne Proben zerschnitten. Diese werden dann teilweise eingebettet, geschliffen, poliert und geätzt. Nach der Digitalisierung über ein Bildanalysesystem können die entstandenen Mosaiken ausgewertet werden.

Es soll hier auch darauf hingewiesen werden, dass diese Auswertung immer mit einer thermischen Analyse (Erstarrungsberechnung) verknüpft ist. Damit kann die Lage des Zweiphasengebietes fest/flüssig während des gesamten Versuchs berechnet und schließlich mit der Lage der Risse in der Schale verglichen werden. Somit konnte kürzlich gezeigt werden, dass unabhängig von den Versuchsbedingungen (Haltezeit, Kühlrate und

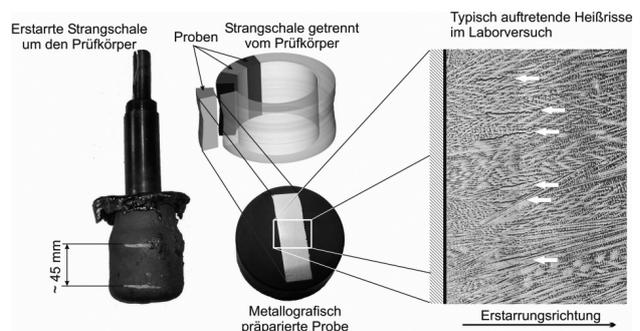


Abb. 4: Darstellung der Vorgehensweise bei der Probenpräparation und Beispiel eines Schlibbildes mit typischen Heißrissen

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle (in Gew.-%)

Nr.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	Ti
1	0,03	0,33	1,65	0,007	0,001	0,20	0,18	0,19	0,04	0,009
2	0,03	0,32	1,56	0,006	0,001	0,19	0,18	0,18	0,04	0,012
3	0,03	0,36	1,61	0,006	0,001	0,17	0,02	0,02	0,04	0,016
4	0,03	0,32	1,54	0,006	0,001	0,16	0,02	0,02	0,04	0,014
5	0,05	0,30	1,29	0,004	0,007	0,09	0,03	0,02	0,01	0,001
6	0,12	0,30	1,40	0,007	0,007	0,05	0,03	0,02	0,002	0,001
7	0,15	0,19	0,28	0,004	0,006	0,02	0,01	0,14	0,001	0,001
8	0,15	0,21	0,29	0,004	0,006	0,02	0,03	0,15	0,001	0,001
9	0,50	0,26	1,30	0,008	0,007	0,02	0,02	0,02	0,002	0,001
10	0,53	0,26	0,85	0,011	0,001	0,03	0,01	0,02	0,003	0,002
11	0,54	0,23	0,81	0,012	0,001	0,03	0,02	0,02	0,004	0,001
12	0,53	0,26	0,81	0,011	0,001	0,03	0,02	0,02	0,004	0,001
13	0,54	0,27	0,88	0,012	0,001	0,04	0,02	0,02	0,003	0,001
14	0,53	0,24	0,84	0,012	0,001	0,08	0,02	0,02	0,009	0,001
15	0,75	0,28	1,95	0,014	0,001	0,26	0,03	0,02	0,005	0,003

Dehnrates) die Lage des Zweiphasengebietes mit der Lage der Heißrisse sehr gut übereinstimmt. Darüber hinaus konnte der Bereich der Heißrisse im Zweiphasengebiet weiter eingengt werden⁶.

3. Metallografische Ergebnisse

Die im Folgenden dargestellten Ergebnisse basieren auf umfangreichen Untersuchungen unterschiedlicher Versuchsproben des SSCT-Experiments. Insgesamt wurden 15 verschiedene SSCT-Versuche herangezogen. Die chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle ist in Tabelle 1 zusammengefasst, wobei der Kohlenstoffgehalt zwischen 0,03 und 0,75 Gew.-% variiert. Die Beschichtung (Zr-Oxid) der Prüfkörper betrug in allen

Fällen 0,4 mm, die aufgetragenen Gesamtdehnungen (ϵ_{ges}) sowie die gefahrenen Dehnrates ($\dot{\epsilon}$) können aus Tabelle 2 entnommen werden. Es wurden in Summe 36 Schlitze ausgewertet, indem sie einer metallografischen Präparation unterzogen und anschließend unter einem Lichtmikroskop bezüglich der Charakteristik der auftretenden Heißrisse untersucht wurden. Um zwischen offenen Heißrisse und Heißrisseigerungen unterscheiden zu können, wurden sowohl ungeätzte als auch mittels einer Béchet-Beaujard-Ätzung (170 ml Pikrinsäure, 30 ml H₂O dest., 6 ml Agepon, 1,6 ml HCl, 50 bis 70 °C) geätzte Schliffbilder aufgenommen. Der Grund dafür ist, dass Heißrisseigerungen in ungeätzten Schlitzen nur schlecht bis gar nicht zu erkennen sind.

In Abb. 5 sind für den Stahl Nr. 04 (0,03 Gew.-% C), Stahl Nr. 06 (0,12 Gew.-% C) und Stahl Nr. 11 (0,54 Gew.-% C) typische Heißrisse dargestellt, wie sie im Laborversuch auftreten. Die Erstarrungsrichtung geht von links nach rechts, die Beanspruchungsrichtung verläuft senkrecht dazu. Bei diesen Heißrisse (mit weißen Pfeilen gekennzeichnet) handelt es sich in allen Fällen um Heißrisseigerungen. Es ist zu erkennen, dass eine Ätzung bei zunehmendem Kohlenstoffgehalt zu einer besseren Sichtbarkeit der dendritischen Struktur führt. Weiters ist der Startpunkt der Heißrisseigerungen für jeden Stahl in einem annähernd gleichen Abstand von der Prüfkörperoberfläche entfernt und verschiebt sich mit steigendem Kohlenstoffgehalt in diese Richtung. Dieses Verhalten kann durch die Lage des Zweiphasengebietes zu Beginn des Versuchs erklärt werden, welches sehr stark von der Zusammensetzung und der Haltezeit abhängt. Mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt sinkt die effektive Solidustemperatur, was zu geringeren Schalendicken am Beginn des Versuchs führt. Wie bereits erwähnt, konnte gezeigt werden, dass unabhängig von den Versuchsbedingungen (Haltezeit, Kühlrate und Dehnrates) und der chemischen Zusammensetzung die Lage des Zweiphasengebietes mit der Lage der Heißrisse sehr gut übereinstimmt. Weiters ist auffällig, dass bei Stahl Nr. 04 die Heißrisse wesentlich kürzer, aber dafür dicker sind. Der Grund hierfür liegt in der hohen aufgetragenen Dehnung $\epsilon_{tot} = 4\%$ (Dicke der Heißrisseigerungen). Die Länge der Heißrisseigerungen spiegelt sich in der Breite des Zweiphasengebietes wider. Sie betrug 1 bis 2 mm bei Stahl Nr. 04, bei Stahl Nr. 11 hingegen zwischen 6 und 8 mm. Durch den Vergleich von Abb. 5a mit 5c ist zu erkennen, dass die Länge der Heißrisseigerungen in Stahl Nr. 11 etwa drei Mal größer ist als jene von Stahl Nr. 04.

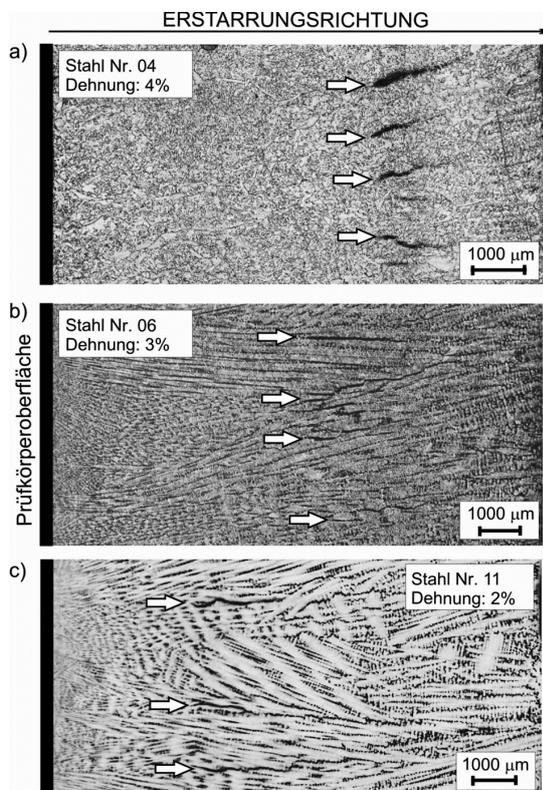


Abb. 5: Typische Heißrisse in Stählen mit a) 0,03, b) 0,12 und c) 0,53 Gew.-% C. Die Heißrisse wurden in allen Fällen durch das Laborexperiment erzeugt

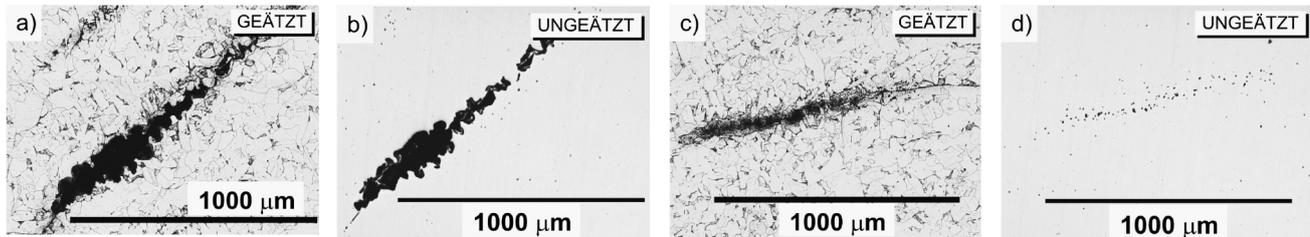


Abb. 6: Offener Heißriss und Heißrissseigerung im geätzten und ungeätzten Schlibbild (Stahl Nr. 04)

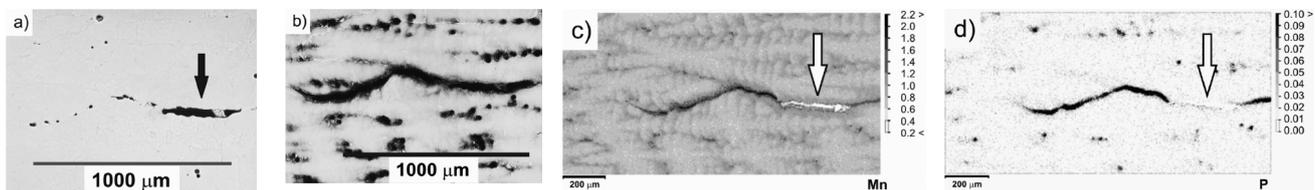


Abb. 7: Heißrissseigerung mit einem partiell offenen Bereich in einem a) ungeätzten und b) geätzten Schlibbild sowie Concentration Mappings für c) Mn und d) P (Stahl Nr. 11)

In weiterer Folge wurden alle visuell erkennbaren Heißrisse einzeln als hochauflösende Schlibbilder (ungeätzt und geätzt) aufgenommen. Abbildung 6 veranschaulicht den Unterschied zwischen offenen Heißrissen und Heißrissseigerungen. In den geätzten Bildern (Abb. 6a und 6c) sind die Risse als dunkle Bereiche klar erkennbar, es kann aber nicht eindeutig zwischen offenem Heißriss und Heißrissseigerung unterschieden werden. Die dunklen Bereiche entstehen im Lichtmikroskop aufgrund der Schattenbildung entweder durch die Tiefenätzung (Heißrissseigerung) oder durch den offenen Bereich des Risses (offener Heißriss). Daher sind in Abb. 6b und 6d die Risse im ungeätzten Zustand abgebildet. Es ist zu erkennen, dass es sich beim Heißriss in Abb. 6c offensichtlich um eine Heißrissseigerung handelt, hingegen der Heißriss in Abb. 6a offen ist. Dieser Vorgehensweise folgend, wurden in Summe 217 Risse untersucht. Die Ergebnisse dieser Auswertung sind in Tabelle 2 in Bezug auf die Testparameter sowie die Anzahl der gefundenen offenen Heißrisse N_{OHR} und Heißrissseigerungen N_{HRS} zusammengefasst. Zusätzlich ist die Anzahl der untersuchten Schlibbilder N_S dargestellt. An dieser Stelle sei darauf hingewiesen, dass aufgrund der variierenden Anzahl der untersuchten Schlibbilder pro Stahl und der unterschiedlichen Testparameter eine Aussage über die Heißrissanfälligkeit, basierend auf der Anzahl der gefun-

Tabelle 2: Gesamtdehnung (ϵ_{ges}), Dehnrate ($\dot{\epsilon}$), Anzahl der untersuchten Schlibbilder (N_S), Anzahl der Heißrissseigerungen (N_{HRS}) und offene Heißrisse (N_{OHR})

Stahl Nr.	ϵ_{ges} , %	$\dot{\epsilon}$, s ⁻¹	N_S	N_{HRS}	N_{OHR}
1	1.0	0.012	2	11	0
2	2.0	0.012	6	45	0
3	3.0	0.012	2	17	0
4	4.0	0.012	6	44	7
5	3.0	0.012	2	17	0
6	3.0	0.002	1	6	0
7	1.6	0.002	1	1	0
8	1.6	0.002	1	2	0
9	3.0	0.002	1	8	0
10	0.8	0.002	1	1	0
11	2.0	0.0034	3	13	2
12	2.7	0.0034	3	10	1
13	2.0	0.002	3	9	0
14	4.0	0.006	2	11	0
15	2.0	0.002	2	11	0

denen Risse, nicht möglich ist. Die Variation der Gesamtdehnung und der Dehnrate diente zur Ermittlung der kritischen Dehnung der Heißrissbildung, worauf hier aber nicht näher eingegangen wird.

Aus den ungeätzten Schlibbildern konnten nur zehn offene Risse identifiziert werden, bei allen anderen 207 Fehlern handelt es sich um Heißrissseigerungen. In Stahl Nr. 04 wurden 51 Heißrisse in sechs ausgewerteten Schlibbildern gefunden, wobei es sich bei sieben Rissen um offene Heißrisse handelt. Weitere offene Heißrisse konnten lediglich in Stahl Nr. 11 und 12 verzeichnet werden. Bei Stahl Nr. 11 handelt es sich aber offenbar um Heißrissseigerungen mit partiell offenen Bereichen. Dies ist in Abb. 7 erkennbar (dieser Riss ist ebenfalls in Abb. 5c zu sehen), wobei im ungeätzten Schlibbild (Abb. 7a) auf der rechten Seite der anscheinend offene Bereich zu sehen ist (schwarzer Pfeil). Der mittlere bis linke Bildausschnitt zeigt Poren, die evtl. auf eine Heißrissseigerung schließen lassen. Durch den Vergleich mit der geätzten Probe (Abb. 7b) wird ersichtlich, dass der offene Bereich mit einer Heißrissseigerung zu einem durchgehenden großen Riss zusammenfällt. Neben den ungeätzten und geätzten Schlibbildern zeigt diese Abbildung auch sog. Concentration Mappings. Damit kann das Ausmaß der Seigerungen dargestellt werden. Es ist zu erkennen, dass Mn ($C_{0,Mn} = 0,81$ Gew.-%) in der Heißrissseigerung bei Werten größer 2,2 Gew.-% liegt und der P-Gehalt ($C_{0,P} = 0,012$ Gew.-%) Werte größer 0,1 Gew.-% erreicht. Die offenen Stellen in der Heißrissseigerung sind bei näherer Betrachtung ebenfalls in den Concentration Mappings als weiße Bereiche (Pfeil) sichtbar. In Abb. 8 sind REM-Aufnahmen dieses Heißrisses dargestellt. Es ist zu erkennen, dass der zuvor im Lichtmikroskop als offen eingestufte Bereich klar eingegrenzt werden kann. Es ist offenkundig, dass das dreidimensionale Ausmaß (Länge, Breite und Dicke) von Heißrissen in zweidimensionalen Schlibbildern nicht erkannt werden kann. Auch das REM liefert hier nur bedingt brauchbare Informationen, obwohl in diesem Fall das Ausmaß des offenen Bereiches normal zur Bildebene erkennbar wurde. Um ein deutlicheres Bild der Ausbreitung von Heißrissen in alle drei Dimensionen zu erhalten, müsste man parallel zur Bildebene kontinuierlich Material abschleifen und jeweils ein Schlibbild generieren.

Bei offenen Heißrissen besteht weiters die Möglichkeit, durch das Freilegen des Risses die dreidimensionale Ausbreitung darzustellen. Abbildung 9a zeigt schema-

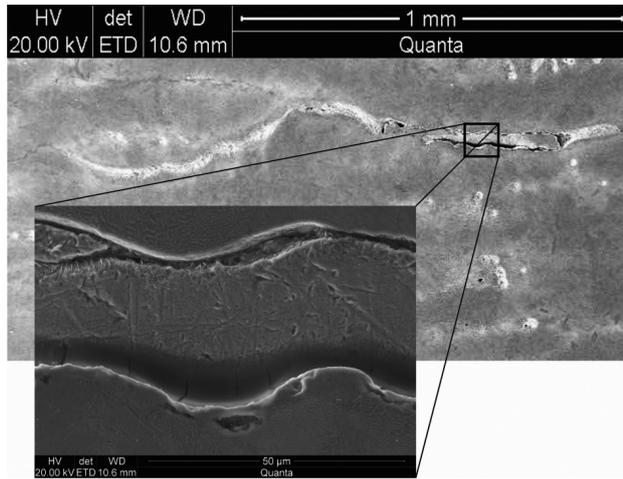


Abb. 8: REM-Aufnahme einer Heißrisseigerung mit teilweise offenen Bereichen (Stahl Nr. 11)

tisch, wie dies bei Stahl Nr. 12 durchgeführt wurde. Eine Probe mit einem offensichtlich offenen Heißriss wurde von allen Seiten zugeschleift, danach mit Stickstoff gekühlt und gebrochen. Das Ergebnis der REM-Aufnahme der oberen und unteren Innenflächen dieses Heißrisses ist in Abb. 9b und 9c dargestellt. Der Übergang von der Gewaltbruchfläche zu der Zone des offenen Heißrisses, durch das typische dendritische Aussehen gekennzeichnet, ist klar ersichtlich. Teilweise kann es auch zu einer Brückenbildung innerhalb des offenen Risses kommen

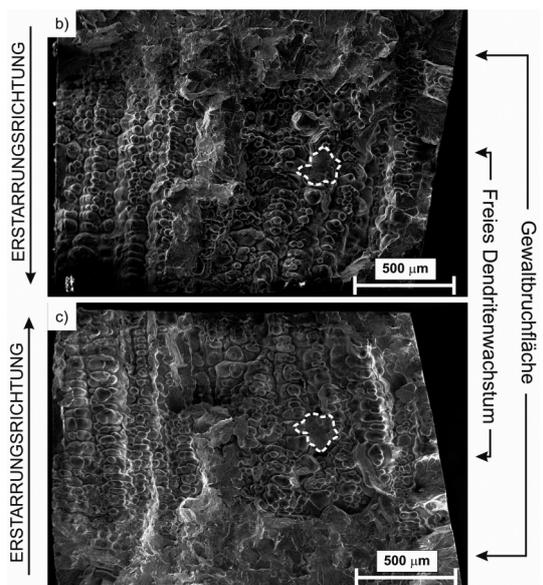
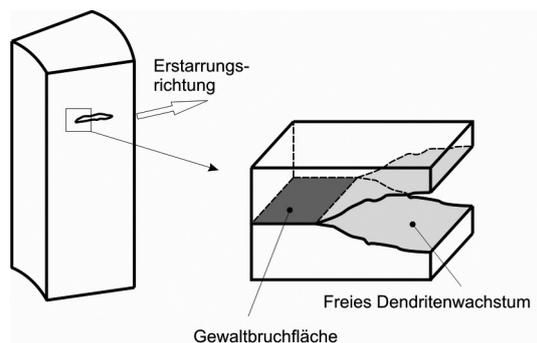


Abb. 9: Typische Erscheinungsform eines offenen Heißrisses (REM-Aufnahme; Stahl Nr. 12)

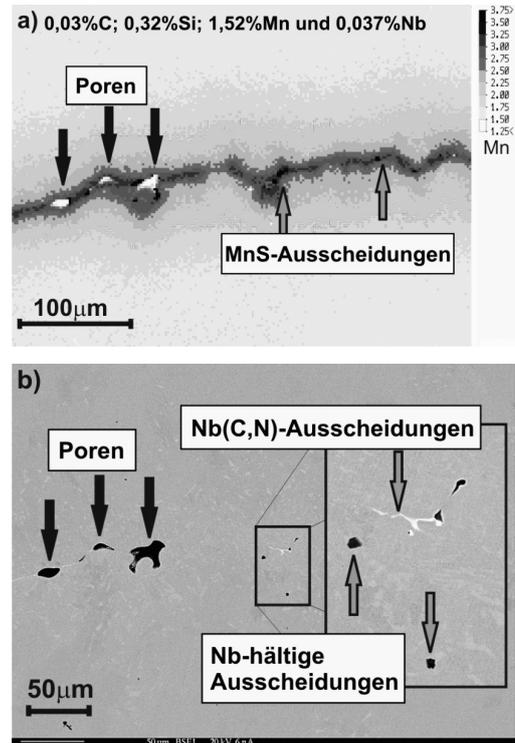


Abb. 10: a) Concentration Mapping und b) REM-Aufnahme einer typischen Heißrisseigerung mit bereits gebildeten Poren und Ausscheidungen (Stahl Nr. 02)

(weiß gestrichelte Linie). Diese dendritische Morphologie weist darauf hin, dass bei der Bildung des offenen Heißrisses Restschmelze vorhanden war, die letztlich „frei“ in den offenen Bereich erstarrt.

Abbildung 10 zeigt das Concentration Mapping einer Heißrisseigerung, welches die Bildung von Poren und die Ausscheidung von Niobcarbonitriden veranschaulichen soll. Der Riss ist im Stahl Nr. 02 im SSCT-Versuch entstanden. Gleiche Stellen wurden im Concentration Mapping und in der REM-Aufnahme (Abb. 10b) mit Pfeilen markiert. Deutlich zu erkennen sind offene Bereiche (schwarze Pfeile), die im Concentration Mapping als weiße Stellen und im REM-Bild als dunkle Stellen zu erkennen. Es sind Mn-haltige sulfidische Einschlüsse zu erkennen, aber auch Nb-haltige Ausscheidungen. Die in Abb. 10b weiß erscheinenden nichtmetallischen Einschlüsse sind Nb(C,N), die während der Erstarrung ausgeschieden wurden.

4. Zusammenfassung und Diskussion der Ergebnisse

Als wesentliche Erkenntnis kann festgehalten werden, dass bei Stählen die Bildung von offenen Heißrissen im Laborexperiment unter stranggießähnlichen Bedingungen nur sehr selten vorkommt. Das weitaus häufigere Ereignis ist die Bildung von Heißrisseigerungen. Von 217 detektierten Fehlern waren lediglich 10 offene Heißrisse, bei allen anderen 207 Fehlern handelt es sich um Heißrisseigerungen, wobei hier nicht von Rissen im herkömmlichen Sinne gesprochen werden kann. Dieser Fehlertyp ist im Schlibbild optisch einem offenen Heißriss ähnlich, unterscheidet sich aber in seiner Auswirkung auf die Produktqualität grundlegend von jener eines offenen Heißrisses. Es ist auch festzuhalten, dass

der Mechanismus, der zur Bildung von Heißrisseigerungen führt, sich über die verformungsbedingte Erweiterung der Zwischenräume der primären Körner erklären lässt. Die Aufweitung der primären Korngrenzen führt zu einer verminderten Rückdiffusion der angereicherten Elemente sowie zur Ausscheidung von Sulfiden oder Carbonitriden (siehe Abb. 10). Dieser Mechanismus ist der von Campbell¹¹ (siehe Abb. 1) beschriebenen Abfolge bis zur der Bildung von offenen Heißrissen sehr ähnlich. Ebenso konnte die Bildung von Heißrisseigerungen von Farup et al.¹⁸ und Grasso et al.¹⁹ mit Hilfe des Systems Succinonitrile (C₂H₄(CN)₂)-Aceton (Abb. 2) bei Raumtemperatur beobachtet werden (hier wurde jedoch dieses Stadium als ausgeheilte Heißriss bezeichnet).

Bei unterperitektischen Stählen (C < 0,1 Gew.-%) sind offene Heißrisse nur in Proben aus Versuchen mit extrem hoher aufgebrachter Gesamtdehnung zu finden. Bei mittelkohligen Stählen (0,1 < Gew.-% C < 0,2) sind auch bei hohen Gesamtdehnungen keine offenen Heißrisse zu finden. In höherkohligen Stählen (C > 0,5 Gew.-%) finden sich wiederum mehr offene Heißrisse bei teils auch geringen Gesamtdehnungen von rund 2%.

Aus den Ergebnissen kann somit der Schluss gezogen werden, dass der Ablauf der Heißrisbildung (Heißrisseigerung und offener Heißriss) folgendermaßen beschrieben werden muss: (1) die Bildung von Heißrisseigerungen an primären Korngrenzen, (2) die Bildung von Poren und Ausscheidung aufgrund der hohen Anreicherungen innerhalb der Heißrisseigerung und (3) das Zusammenwachsen dieser Poren zu einem offenen Heißriss. Diese Abfolge geht mit der Zunahme der Aufweitung (Verformung) der Kornzwischenräume einher und entspricht im Wesentlichen den Vorstellungen von Farup et al.¹⁹ (Fall (3)) und Campbell¹¹. Die Vorstellung, dass offene Heißrisse durch Restschmelze wieder aufgefüllt werden, kann auf Basis dieser Ergebnisse ausgeschlossen werden. Wird vorerst nur die Bildung von Heißrisseigerungen betrachtet, ist es völlig unerheblich, ob bereits gebildete Brücken („*Shrinkage Brittleness Theory*“¹⁴) durch Sekundärarme vorhanden sind oder nicht („*Strain Theory*“¹⁵). Diese Brückenbildungen können jedoch dafür verantwortlich sein, warum sich Dehnungen nur in bestimmten Ebenen (primäre Korngrenzen senkrecht zur Beanspruchungsrichtung) konzentrieren. Wird von der Bildung von offenen Rissen in Heißrisseigerungen ausgegangen, muss jedoch immer von einem Flüssigkeitsabriss („*liquid film rupture*“) bzw. von Porenbildung und dem Zusammenwachsen dieser Poren ausgegangen werden.

Danksagung

Der österreichischen Bundesregierung (insbesondere dem Bundesministerium für Verkehr, Innovation und Technologie und dem Bundesministerium für Wirtschaft und Arbeit) sowie dem Land Steiermark, vertreten durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft mbH und die Steirische Wirtschaftsförderungsgesellschaft mbH, wird für die finanzielle Unterstützung der Forschungsarbeiten im Rahmen des von der Materials Center Leoben Forschung GmbH abgewickelten K2-Zentrums für „Materials, Processing und Product Engineering“ im Rahmen des Österreichischen COMET Kompetenzzentren-Programms sehr herzlich gedankt. Für die finanzielle Unterstützung der Forschungsarbeiten im Rahmen der Christian-Doppler-Laboratorien sei

ebenfalls gedankt. Weiters bedanken sich die Autoren bei der Voestalpine Stahl Linz GmbH für die Durchführung der Mikrosondenuntersuchungen.

Literaturverzeichnis

- ¹ Singer, K., und H. Bennek: Ein Beitrag zur Warmrisbildung an Stahlgussstücken. *Stahl und Eisen* 15 (1931), 61–65. – ² Briggs, C. W.: Hot-tear formation. *Metallurgy of Steel Castings* (1946), 317–338. – ³ Middleton, J. M., and H. T. Protheroe: The hot-tearing of steel. *Journal of Iron and Steel Industry* (1951), 384–398. – ⁴ Bhattacharya, U. K., C. M. Adams, and H. F. Taylor: Hot-tear formation in steel castings. *Trans. AFS* 60 (1952), 675–680. – ⁵ Bernhard, C.: Anforderungen an prozessorientierte Heißrisbildungsmodele. *BHM* 149 (2004), 90–95. – ⁶ Won, Y. M., T. J. Yeo, D. J. Seol, and K. H. Oh: A new criterion for internal crack formation in continuously cast steels. *Metallurgical and Materials Transactions B* 31 (2000), 779–794. – ⁷ Bernhard, C., R. Pierer, und 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. – ⁸ Bernhard, C.: Über Zusammenhänge zwischen Prozess und Produktqualität beim Stranggießen von Stahl am Beispiel der Heißrisbildung. Habilitationsschrift, Lehrstuhl für Metallurgie, Montanuniversität Leoben, 2007. – ⁹ Feurer, L.: Mathematisches Modell der Warmrisseigerung von binären Aluminiumlegierungen. *Gießereiforschung* 28 (1976), 75–80. – ¹⁰ Niyama, E.: Some considerations on internal cracks in continuously cast steel. *Proceedings of the Japan-US Joint Seminar on Solidification of Metals and Alloys*, Tokyo, Japan, (1977), 271–282. – ¹¹ Campbell, J.: *Castings*. Butterworth-Heinemann, Oxford, 1991. – ¹² Campbell, J.: Persönliche Korrespondenz. Jänner (2009). – ¹³ Langlais, J., and J. E. Grzeski: A novel approach to assessing the hot tearing susceptibility of aluminium alloys. *International Symposium on Light Metals*, Quebec City, Canada, (1999), 247–263. – ¹⁴ Verö, J.: The hot shortness of aluminium alloys. *Met. Ind.* 48 (1936), 431–442. – ¹⁵ Pellini, W. S.: Strain theory of hot tearing. *Foundry* (1952), 125–199. – ¹⁶ Borland, J. C.: Generalised theory of super-solidus cracking in welds and casting: an initial development. *British Welding Journal* 7 (1960), 508–512. – ¹⁷ Eskin, D. G., and L. Katgerman: A quest for a new hot tearing criterion. *Metallurgical and Materials Transactions A* 38 (2007), 1511–1519. – ¹⁸ Farup, I., J. -M. Drezet, and M. Rappaz: In situ observation of hot tearing formation in succinonitrile-acetone. *Acta Materialia* 49 (2001), 1261–1269. – ¹⁹ Grasso, P.-D., J.-M. Drezet, and M. Rappaz: Hot tear formation and coalescence observations in organic alloys. *JOM-e* (2002). – ²⁰ Stahl und Eisen: Erscheinungsformen von Rissen und Brüchen metallischer Werkstoffe, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, (1996). – ²¹ Bernhard, C.: Die Stranggießforschung am Lehrstuhl für Metallurgie: Entwicklung, Status und Ausblick. *BHM* 154 (2009), 20–26. – ²² Pierer, R., C. Bernhard, and C. Chimani: A contribution to hot tearing in the continuous casting process. *La Revue de Métallurgie* (2007), 72–83. – ²³ Pierer, R., S. Michelic, C. Bernhard, and C. Chimani: A hot tearing criterion for the continuous casting process. METEC InSteelCon, Third International Conference on New Developments in Metallurgical Process Technologies, Düsseldorf, (2007), 893–900. – ²⁴ Ackermann, P., W. Kurz und W. Heinemann: In situ tensile testing of solidifying aluminium and Al-Mg shells. *Materials Science and Engineering* 75 (1985), 1–2, 79–86. – ²⁵ Wagnieres, J. D., und P. Ackermann: Le laboratoire d'aujourd'hui pour les brames de demain. *La Revue Polytechnique* 6 (1985), 669–673. – ²⁶ Bernhard, C.: Simulation der Innenrisbildung beim Stranggießen von Stahl. *BHM* 145 (2000), 22–29. – ²⁷ Ilie, S., J. Reiter, J. Fluch, H. Presslinger und 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.