

IMC-B – ein neuer Ansatz zur Untersuchung der Oberflächenrissbildung im Stranggießprozess

Pawel Krajewski¹, Christian Bernhard², Robert Pierer^{2,3}, Florian Schneller^{2,4}, Thomas Schaden⁵

¹ Materials Center Leoben Forschung GmbH, Österreich

² Lehrstuhl für Metallurgie, Österreich

³ jetzt INTECO special melting technologies GmbH

⁴ jetzt Breitenfeld AG

⁵ Siemens VAI Metals Technologies GmbH

Korrespondenzautor:

Dipl. -Ing. Pawel Krajewski, Materials Center Leoben Forschung GmbH,
Roseggerstraße 12, 8700 Leoben, Österreich, email: pawel.krajewski@mcl.at,
Telefon: +43 3842 402 2257

Eingegangen am ; angenommen am

Zusammenfassung:

Der neu entwickelte „In - situ Material Characterization by Bending“ (IMC – B) Versuch ermöglicht eine Untersuchung der Bildung von Oberflächenrissen unter stranggießnahen Bedingungen. Charakteristika des Versuchs sind einerseits die Versuchsführung unmittelbar nach der Erstarrung und die Anpassung der Erstarrungs- und Abkühlbedingungen an den Stranggießprozess. Neben einem grundsätzlich besseren Verständnis der Mechanismen der Rissbildung und Rissausbreitung ist die Bestimmung kritischer Dehnungswerte das Hauptziel. Die vorliegende Arbeit beschreibt die Entwicklung des Versuchs und die Ergebnisse erster Experimente.

Title of the Paper

IMC-B – a new approach to investigate surface crack formation in the continuous casting process

Abstract:

The newly developed “In-situ Material Characterization by Bending” (IMC-B) test provides the investigation of the formation of surface defects in the laboratory scale under conditions close to the continuous casting process. Main characteristic of the experiment is a three point bending experiment immediately after the casting of the sample and controlled cooling to the bending temperature. Besides a better understanding of the nucleation and growth of defects the determination of a critical strain to prevent surface crack formation is the main objective. The present work describes the development of the method and some first experimental results.

1. Einleitung

Die Kontrolle der Bildung von Oberflächendefekten im Stranggießprozess hat sich in den letzten Jahrzehnten deutlich weiterentwickelt und verbessert. Sowohl experimentelle Untersuchungen als auch die verbesserte Auslegung, Sensorik und Automation moderner Stranggießanlagen haben dazu entscheidend beigetragen.

Für die Charakterisierung des Umformvermögens von Stahl bei hohen Temperaturen wird hauptsächlich auf den Heißzugversuch zurückgegriffen. Dieser liefert die Temperaturabhängigkeit der Brucheinschnürung als Werkstoffkennwert, der als solcher von der Temperaturführung (Homogenisierungstemperatur) vor dem Zugversuch und den Umformparametern (Dehnrage) abhängig ist. Die so bestimmten Temperaturbereiche verminderter Brucheinschnürung liefern wertvolle Hinweise für die stahlsortenspezifische Einstellung der Sekundärkühlung. Dieses Konzept hat sich über Jahre bewährt und trägt entscheidend dazu bei, die Querrissbildung im mittleren Bereich und an den Kanten der Halbzeugoberfläche zu minimieren [1-3]. Die Mechanismen der Rissbildung und –ausbreitung sind umfangreich beschrieben [Literatur, Mintz, ...??]: Querrisse bilden sich im Regelfall entlang von Austenitkorngrenzen, begünstigt durch Ausscheidungen von oder einen dünnen Ferritfilm [4]. Eine Optimierung der Sekundärkühlung ermöglicht es, diese kritischen Temperaturbereiche an der Oberfläche des Halbzeugs in jenen Bereichen der

Stranggießanlage zu vermeiden, in denen der Strang besonders stark verformt wird (Richtzone).

Eine Einschränkung für das Konzept der Vermeidung von Duktilitätsminima stellt die schwierige Umrechnung von Brucheinschnürungswerten in kritische Dehnungen dar: Eine direkte Umrechnung führt zu teils unsinnig hohen kritischen Dehnungswerten [Bernhard Mettrans]. und die Ermittlung von Anpassungsparametern zur Berücksichtigung des Probenzustands und des Verformungszustands ist nur empirisch möglich [Schwerdtfeger]. Die Bildung von Oberflächenfehlern ist aber auch außerhalb des zweiten Duktilitätsminimums, und damit in Bereichen mit sehr günstiger Brucheinschnürung möglich: So werden Längsrisse bevorzugt in der Kokille gebildet und auch Sternchenrisse sind nicht notwendigerweise dem zweiten Duktilitätstief zuzuordnen. Für alle Fehlerarten gilt, dass ihre Bildung durch die Anfangserstarrung im Meniskusbereich und eventuell austretende Inhomogenitäten entscheidend begünstigt wird.

Es bietet sich deshalb an, als Ergänzung zu den bewährten Heißzugversuchen auch Versuchsmethoden zu entwickeln, welche es gestatten,

- Proben zu belasten, welche in Gefüge und Ausscheidungszustand einer Strangoberfläche möglichst nahe kommen,
- Vorschädigungen der Strangoberfläche aus der Anfangserstarrung kontrolliert einzubringen und diese im Belastungsversuch zu berücksichtigen,
- und für die vorab genannten Versuchsparemeter, kritische Dehnungswerte zu bestimmen.

Die meisten dieser Randbedingungen werden von dem neuen In – Situ Characterization Bending (IMC – B) Versuch erfüllt. Der Versuch wurde im Rahmen eines K2-MPPE-Projekts am Lehrstuhl für Metallurgie an der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit Siemens VAI Metals Technologies GmbH entwickelt. Grundprinzip ist der Abguss, die Erstarrung und nachfolgende Abkühlung einer Probe, die nach Erreichen der Versuchstemperatur in einem Drei-Punkt-Biegeversuch belastet wird. Ein ähnliches Konzept wurde bereits in den 1980er Jahren von Yasumoto et al. [8] verwendet: Die Autoren untersuchten den Einfluss der Vorverformung auf die Oberflächenrissbildung während des Biegens im kritischen Temperaturbereich von niedriglegierten Stählen. Im Rahmen dieser Arbeit wurden Blöcke in den Dimensionen 600x220x40 mm abgegossen, durch einen Stempel lokal

vorverformt und anschließend in einem Dreipunkt- Biegeversuch belastet. Eine genaue Einstellung der Probenabkühlung und die Durchführung der Versuche bei konstanter Temperatur waren nicht möglich. Dennoch lieferte die Arbeit wertvolle Hinweise darauf, dass kritische Dehnungswerte deutlich unter 10% Dehnung liegen sollten und eine Vorverformung, verbunden mit Rekristallisation, die kritische Dehnung deutlich erhöhen kann. Der Versuchsaufbau wird deshalb auch von Mintz et al. als am geeignetsten für die Untersuchung der Oberflächenrissbildung im Bereich der Richtzone gesehen [3].

Im Zuge der Entwicklung des IMC-B-Versuchs sollten die Nachteile des seinerzeitigen Versuchsaufbaus beseitigt und die Auswertung der Ergebnisse durch zeitgemäße Methoden wie die numerische Simulation unterstützt werden. Die Versuchsmethode, die einzelnen Entwicklungsschritte sowie Beispiel für erste Ergebnisse werden im Weiteren dargestellt.

2. Versuchsaufbau des IMC – B Versuchs

In der Einleitung wurde bereits festgestellt, dass der Gefüge- und Ausscheidungszustand der Probe möglichst ähnlich dem des Stranges in definierten Bereichen der Stranggießanlage sein sollten. Eine Möglichkeit für die Erfüllung dieser Randbedingungen ist die Herstellung einer Probe im Kokillenguss, wobei die Probe ähnlich wie in der Stranggießkokille erstarrt. Um dies zu erreichen, wird vorerst auf die Anordnung in Abbildung 1 zurückgegriffen.

Für die Herstellung einer Probe die gerichtet erstarrt, soll die Wärme bevorzugt in eine Richtung abgeführt werden. Deswegen wird eine Kokillengrundplatte aus 30 Millimeter dickem Stahl verwendet. Die Kokillenwände müssen hingegen eine sehr gute Isolation sein, damit sie so wenig Wärme wie möglich abführen. Aus diesem Grund werden die Kokillenwände aus Vakuumpressteilen aus Aluminiumoxid gefertigt. Zusätzlich werden die Wände mit einer Bornitrid-Schicht beschichtet um ein Anhaften des Blocks zu verhindern. Neben der gerichteten Erstarrung und der damit verbundenen kolumnaren Ausbildung der Körner ist die Gewährleistung einer bestimmten Austenitkorngröße an der Probenoberfläche wichtig. Die Austenitkorngröße wird durch die Wärmeabfuhr in die Grundplatte gesteuert: Die Grundplatte bzw. Einschubplatte, die an der Kokille montiert ist, mit einer flammgespritzten Zirkoniumoxidschicht versehen. Die Dicke der Beschichtung erlaubt

die Steuerung der Wärmeabfuhr und damit die Ausbildung des Gefüges. In die Grundplatte können auch Unebenheiten der Oberfläche (Oszillationsmarken, Einziehungen) eingebracht werden, deren Einfluss auf die Oberflächenrissbildung in weiterer Folge untersucht werden kann. Um eine gute Stabilität der inneren Kokillenseiten zu gewährleisten, ist die Kokille außen aus Feuerleichtsteinen aufgebaut. Zusammengehalten werden die Steine durch ein Schließsystem aus Stahlplatten. Bei den ersten Versuchen werden auch zwei S - Typ Thermoelemente in der Kokille befestigt um die Proben temperatur während des Versuchs zu messen. In Abbildung 2 ist die Kokille für die Herstellung einer Probe im Format ...x...x... mm dargestellt.

Eine Besonderheit der derzeitigen Probenherstellung ist das Auskippen des restflüssigen Stahls nach einer bestimmten Erstarrungszeit. Die Kokille wird dazu in einer Kippvorrichtung befestigt nach einer definierten Erstarrungszeit gekippt. Dadurch entsteht eine Probe mit definierter Dicke, die frei von Lunkern ist. Auf die Kokille wird vor dem Abguss ein vorgewärmter Trichter gestellt. Durch den Trichter wird die Schmelze kontrolliert vom Induktionsofen in die Kokille gegossen. Danach werden die hergestellten Proben mittels des Dreipunkt-Biegeversuchs mit einem definierten Stempelweg und einer bestimmten Stempelgeschwindigkeit gebogen. Die Dreipunkt-Biegeapparatur besteht aus zwei zylindrischen Auflagern und einem zylindrischen Druckstempel mit einem Durchmesser von jeweils 30 mm. Der Abstand zwischen den Auflagern beträgt je nach Versuchsprogramm zwischen 110 mm und 130 mm. Um die Abkühlungsgeschwindigkeit der Probe zu vermindern, wird eine „Thermobox“ um die Auflagern der Biegeapparatur montiert. Die Thermobox besteht aus einem geschlossenen Stahlblechgehäuse mit einer Innenisolierung aus Feuerfestmatten. In der Zugangsklappe befindet sich ein Sichtfenster für die Beobachtung des Biegeversuchs. Zur Verhinderung einer raschen Probenabkühlung werden erhitzte Schamottesteine in die Thermobox gelegt. Die Temperatur in der Thermobox wird mit einem Thermoelement kontrolliert. Die Ausrüstung zur Durchführung des IMC – B Versuchs wird in Abbildung 3 dargestellt. Trotz einer Verminderung der Abkühlgeschwindigkeit sind Untersuchungen bei konstanter Temperatur nicht möglich. Deswegen wurde die Thermobox im Sommer 2012 durch einen Ofen ersetzt. Dieser Ofen ermöglicht eine kontrollierte Probenabkühlung bis zur Versuchstemperatur. Während dem Halten bei konstanter Temperatur wird der Ofenraum zusätzlich mit Argon gespült. In Abbildung 4 ist der neue Ofen dargestellt.

3. Versuchsdurchführung

Der Versuchsablauf beginnt mit dem Abguss des flüssigen Stahls aus dem Induktionsofen über einen Trichter in die vorbereitete Kokille (Abbildung 5). Die Kokille wird bis zu einer Höhe von rund 150 mm befüllt. Nach einer festgelegten Erstarrungszeit wird die Kokille gekippt und die noch flüssige Restschmelze ausgeleert [5]. Die Erstarrungszeit steuert daher direkt die Höhe der Probe. Der Grund für das Entfernen der Restschmelze ist die Vermeidung der Lunkerbildung in den Proben. Nach dem Kippvorgang wird die Probe (180-250x60xHöhe mm) aus der Kokille entnommen und umgehend in die sogenannte „Thermobox“ (bzw. in den Ofen) transportiert. Die Probe wird so auf die Auflagerzylinder gelegt, dass der Stempel die Probe in Gegenrichtung zum Wachstum der Dendriten verformt (gleich wie bei der Rückbiegung der Bramme in der Rückbiegzone beim Stranggießprozess). Nach der Abkühlung bis zur Versuchstarttemperatur wird die Probe durch den Druckstempel mit definiertem Weg und Geschwindigkeit gebogen. Die maximale Stempelgeschwindigkeit beträgt 5 mm/s und der größtmögliche Weg liegt bei 77 mm. Während der Verformung bilden sich Zugspannungen an der unteren Probeoberfläche und Druckspannungen an der oberen Probenoberfläche. Nach dem Biegeversuch wird die Probe aus der Thermobox entnommen. Die weitere Abkühlung erfolgt an der Luft. Die kritischen Dehnungen können mit Hilfe von Abaqus berechnet werden.

4. Ergebnisse

Es werden vier Versuchsserien und insgesamt 7 Versuche für die Entwicklung der IMC – B Methode dargestellt. Das Ziel dieser Versuche war die Entwicklung von Methoden zur Probenherstellung für den 3 - Punkt Biegeversuch und die Auswertung von Gefügekenngößen analog jener des Stranggießprozesses. Für den ersten Versuch wurde ein 0.18 % C - Stahl verwendet. Die Schmelze wurde bei 1620 °C abgegossen und die Erstarrungszeit wurde auf 40 s festgelegt d.h. nach diesem Zeitraum wurde die Restschmelze, mittels Kippen der Kokille, ausgeleert.

Die hergestellte Probe weist eine Dicke von ca. 15 mm auf, die Dicke unterliegt jedoch gewissen Schwankungen, die typisch für Erstarrungsprozesse ist. Die metallografische Untersuchung (Abbildung 6) zeigt auch die gewünschte gerichtete Erstarrungsform der Dendriten und die columnare Ausbildung der Austenitkörner.

Die Austenitkorngrößenverteilung wurde an der unteren Seite der Probe gemessen. Die Ergebnisse werden in Abbildung 8 mit Werten von Brammenproben verglichen [7]. Die durchschnittliche Austenitkornfläche liegt bei $0,75 \text{ mm}^2$ bzw. $0,76 \text{ mm}^2$, die Verteilungen sind einander sehr ähnlich.

Das Ziel des zweiten Versuchs war die Durchführung des ersten Biegeversuchs mit einer direkt erstarrten Probe. Bei diesem Versuch lag der Kohlenstoffgehalt bei 0.2 \% C . Die Abgießtemperatur betrug 1620 °C und die Erstarrungszeit in der Kokille wurde mit 50 s festgelegt. Bei diesem Versuch wurde der Biegeversuch noch ohne Thermobox durchgeführt. Die Stempelgeschwindigkeit und die Verformungszeit wurden auf 0.5 mm/s und 100 s eingestellt. Die Probe kühlte nach dem Biegeversuch bis Raumtemperatur ab und wurde anschließend metallographisch untersucht. Der Längsschliff der Probenoberfläche (untere Seite der Probe) wird in Abbildung 9 dargestellt. Die metallographischen Ergebnisse zeigen große Risse entlang der Austenitkorn Grenzen auf. Diese Risse haben sich entlang von Tripel – Punkten ausgebreitet. Der Querschliff dieser Probe (Abbildung 10) zeigt, dass sich ein dünner Ferritfilm entlang der gebrochenen Korngrenzen befindet. Der Auftritt dieses Ferritfilms ist ein Hinweis, dass die Bruchausbreitung kurz unter der A_{r3} Temperatur begonnen hat. Zusätzliche Ergebnisse (Abbildung 11) liefern die Untersuchungen der Risse mit dem REM und mit der Lichtmikroskopie. Die Ergebnisse zeigen, dass die charakteristische Dicke des Ferritfilms an den Austenitkorn Grenzen $13 \text{ }\mu\text{m}$ bis $25 \text{ }\mu\text{m}$ beträgt. Die Bruchflächen zeigen einen scharf berandeten Verlauf, welcher typisch für interkristalline Risse ist. Eine Bruchflächenanalytik ist aufgrund der Verzunderung der Oberflächen nicht sinnvoll.

Das Ziel des nächsten Versuchs war eine Temperaturmessung während des Abgusses in die Kokille, der nachfolgenden Probenabkühlung und während des Biegeversuchs. Für diesen Versuch wurde wieder ein aluminiumdesoxidierter 0.2 \% C – Stahl, allerdings mikrolegiert mit $0.03\% \text{ Nb}$ verwendet. Die Versuchsparameter (Schmelztemperaturen und Haltezeiten) waren bei diesem Versuch ähnlich wie beim Versuch zuvor. Die Thermobox wurde noch ohne Einsatz von vorgewärmten Feuerfeststeinen benutzt. Die Temperatur während des Versuchs wurde mit vier Thermoelementen gemessen. Ein Element (K-Typ) wurde an der Oberseite der Box montiert und hat die Lufttemperatur während des Versuchs gemessen. Die anderen Thermoelemente (S-Typ) wurden in der Grundplatte der Kokille (Temp2 und Temp4)

befestigt und haben die Oberflächentemperatur der Probe gemessen. Die Temperatur in der Probe während des Versuchs wurde mit einem Thermoelement Temp3 untersucht. Der Temperaturverlauf mit der bezeichneten Position der Thermoelemente wird in Abbildung 12 dargestellt.

Die Temperatur am Versuchsbeginn (Temp3) lag bei 852 °C und am Ende bei 687 °C. Die Geschwindigkeit des Stempels betrug 1 mm/s und der Verformungsweg lag bei 39 mm. Die untere Probenseite weist nach dem Biegeversuch Querrisse an der Oberfläche auf. Durch die metallografische Auswertung (Abbildung 13) wurden interkristalline Risse entlang von Austenitkorgrenzen gefunden.

Das Ziel der nächsten Versuche war die Prüfung der Reproduzierbarkeit und Flexibilität der Versuche. Dabei wurden zwei Versuche (Nr. 1 und 2) mit gleicher Temperatur, Verformungsweg und Stempelgeschwindigkeit und zwei (Nr. 3 und 4) mit gleichen Anfangstemperaturen und Verformungszeit, aber unterschiedlichen Verformungswegen und unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten, durchgeführt. Es wurde ein 0.18 % C - Stahl mit 0.05 % Al und 0.04 % Nb für die Durchführung dieser Versuche benutzt. Die Biegeversuche wurden mit erwärmten Feuersteinen in der Thermobox durchgeführt. Die Versuchsparameter und die Versuchsergebnisse dieser Versuchsserie werden in Tabelle 1 zusammengefasst. Die Probentemperatur wurde jeweils mit zwei S - Typ Thermoelementen untersucht.

Proben Nr.	1	2	3	4
Abgusstemperatur [°C]	1624	1621	1624	1620
Haltedauer bis zum Kippen [s]	60	60	50	50
Stempelgeschwindigkeit [mm/s]	1,5	1.5	2.5	2.0
Stempelweg [mm]	19	18.5	43	31
Verformungszeit [s]	13	12	17	16
Start-Temperatur [°C]	813	814	695	689
Endtemperatur [°C]	798	790	678	690
Probendicke [mm]	23	23	19	19

Tabelle 1: Versuchsparameter und Versuchsergebnisse

Bei den Proben Nr. 1 und 2 wurden Risse an der Oberfläche, welche in Abbildung 13 dargestellt sind, gefunden. Die Risse haben sich entlang von Austenitkorgrenzen im dünnen Ferritfilm gebildet. Bei den Proben Nr. 3 und 4 wurden keine Risse gefunden.

Die Ergebnisse aus dieser Versuche zeigen einerseits die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse und gleichzeitig auch, dass der Temperatureinfluss auf die Ergebnisse ganz eindeutig erkennbar ist. Unter den gewählten Versuchsbedingungen dürfte die Verformbarkeit im Temperaturbereich von 780 bis 820 °C – die genauen Temperaturwerte müssen noch mit einer gewissen Vorsicht gesehen werden – deutlich geringer sein als bei vergleichsweise 680 bis 700 °C. Tatsächlich zeigen Dilatometermessungen, dass bei den untersuchten Stählen die Ferritbildung bei ungefähr 800 °C einsetzt. Der Verfahrenweg führt auf Basis der Annahme eines elastischen Biegeträgers zu einer Dehnung von rund 10% - erste Abaqus-Berechnungen deuten auf eine starke Lokalisierung der Dehnung und entsprechende Maximalwerte von mehr als 20% hin. Bei etwas unter 700 °C führen dagegen auch hohe Stempelwege und damit verbundene noch höhere Dehnungen nicht zur Bildung von Rissen. Bereiche verminderter Duktilität dürften sich demnach sehr gut identifizieren lassen und diesen Temperaturbereichen sollten sich auch kritische Dehnungen zuordnen lassen.

Das Ziel eines weiteren Versuchs war die Herstellung von Proben mit Kerben an den Oberflächen. Der Hintergrund für die Herstellung derartiger Proben ist das bewusste Einbringen von Vorschädigungen in die Schale, um in weiterer Folge die Wirkung von Oszillationsmarken auf die Rissbildung simulieren zu können. Für dieses Ziel wurde ein Stab mit einem dreieckigen Querschnitt auf der Kokillengrundplatte angeschweißt. Die Länge, der auf der Platte aufliegenden Seite, wurde mit 2 mm festgelegt und auch die Höhe des Dreiecks wurde mit 2 mm angenommen. Nach dem Anbringen wurde die Einschubplatte und die Kerbe mit 0.4 mm Zirkoniumoxid beschichtet. Die beschichtete Einschubplatte mit der Kerbvorrichtung wird in Abbildung 14 dargestellt.

Die Versuchsparameter in dieser Serie entsprechen im Wesentlichen den Werten der Vorserien. Es wurden keine Thermoelemente verwendet, es wurde den Erfahrungen der Vorversuche vertraut. Die Probe wurden 164 s nach Gießbeginn mit einer Stempelgeschwindigkeit von 1.8 mm/s verformt. Der Verformungsweg betrug 35 mm. Das Aussehen der Probe nach dem Biegeversuch ist in Abbildung 15 dargestellt. Die Probe Nr. 2 zeigt einen makroskopischen Querriss entlang der Kerbspitze. Die Ergebnisse der metallografischen Auswertung (Querschliffe) werden in der Abbildung 16 dargestellt. Besonders lange Risse bildeten sich in der Kerbspitze (Abbildung 16).

Außerhalb des Kerbspitzenbereichs konnten auch kleinere Risse gefunden werden. Die Ergebnisse zeigen deutlich, dass die Kerbe Spannungskonzentrationen verursacht, welche zur Rissbildung führen. Alle Risse wurden entlang von ehemaligen Austenitkorngrenzen mit Korngrenzenferrit gefunden. Die gemessene Dicke der Ferritfilme variiert zwischen 14 μm und 22 μm . Abbildung 16 zeigt, dass die Kerbspitze entsprechend der Oberflächenspannungen der Schmelze abgerundet wird.

5. Diskussion und Zusammenfassung

Die Versuchsergebnisse des neu entwickelten IMC – B Versuchs können in folgenden Punkten zusammengefasst werden:

- Die direkt aus der Schmelze hergestellten Proben charakterisieren sich durch eine gerichtete Erstarrung, eine stängelige Ausbildung der Austenitkörner und eine mittlere Austenitkorngröße, die jener an der Oberfläche von stranggegossenem Halbzeug ähnlich ist.
- Bei den durchgeführten Vorversuchen kühlen die Proben trotz Isolierung deutlich schneller als im Stranggießprozess ab. Deshalb wurde die Versuchseinrichtung um einen Ofen ergänzt der in Zukunft die kontrollierte Abkühlung ebenso wie die isothermische Durchführung der Biegeversuche erlauben soll. Vorallem für die Untersuchung der Auswirkung von Ausscheidungszuständen auf die Verformbarkeit ist dies eine notwendige Voraussetzung.
- Die IMC – B Versuchsmethode zeigt trotz der anspruchsvoll zu kontrollierenden Versuchsbedingungen bereits in ersten Versuchsserien eine gute Reproduzierbarkeit der Ergebnisse. Die Methode ist zwar deutlich aufwändiger als ein konventioneller Heißzugversuch – die weitere Entwicklung soll jedoch in der Möglichkeit zur Durchführung bis zu acht Versuchen an einem Versuchstag enden.
- Im untersuchten Temperaturbereich bilden sich die gefundenen Risse entlang von Austenitkorngrenzen. An den Korngrenzen ist ein dünner Ferritfilm gut sichtbar, was die Ferritbildung als Ursache der verminderten Verformbarkeit als sehr wahrscheinlich erscheinen lässt. Über die gezielte Veränderung des Verfahrenweges soll in Zukunft die Verformungsgrenze für die Bildung und das Wachstum von Oberflächenrissen bestimmt werden.

- Eingebrachte Vorschädigungen beeinflussen die im Versuch bestimmten kritischen Verformungen dramatisch.

Die ersten Ergebnisse des neu entwickelten IMC-B Versuchs sind ermutigend. Die ersten Überlegungen konnten in einen Versuchsaufbau umgesetzt werden, der in ersten Experimenten die erhofften Ergebnisse liefert. Verbesserungspotential besteht bei der Gießtechnik und Temperaturführung, diese sollen im Rahmen weiterführender Arbeiten perfektioniert werden. Auch die Modellberechnungen zur Bestimmung der tatsächlichen dehnungen an der Oberfläche müssen weiter verbessert werden. Parallel werden im Rahmen eines weiterführenden K2-Projekts mit dem Titel „Computational thermodynamics and defect prediction during continuous casting of new steel grades“ systematische Untersuchungen zur Auswirkung von Stahlzusammensetzung, Temperaturführung und erstarrungsbedingter Vorschädigungen auf die Bildung von Oberflächenrissen durchgeführt werden.

6. Danksagung:

Der österreichischen Bundesregierung (insbesondere dem Bundesministerium für Verkehr, Innovation und Technologie und dem Bundesministerium für Wirtschaft, Familie und Jugend) 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.

Literaturverzeichnis

- 1 Coleman T. H. and J. R. Wilcox: Transverse cracking in continuously cast HSLA slabs – influence of composition, *Materials Science and Technology* 1 (1985), 80-83.
- 2 Maehara Y. and Y. Ohmori: The precipitation of AlN and NbC and the hot ductility of low carbon steels, *Material Science and Engineering* 62 (1984), 109-119.
- 3 Mintz, B., S. Yue and J. J. Jonas: Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracing during continuous casting; *International Materials Reviews* 36 (1991), 5, 187-217.
- 4 Maehara Y., K. Yasumoto, H. Tomono, T. Nagamichi and Y. Ohmori: Surface cracking mechanism of continuously cast low carbon low alloy steel slabs, *Materials Science and Technology* 6 (1990), 793-806.
- 5 Schneller F.: Erarbeitung eines Konzeptes zur Herstellung von direkt aus der Schmelze erstarrenden Biegeproben, Bachelorarbeit, Montanuniversität Leoben, 2010.
- 6 Reiter J., R. Pierer, S. Ilie, H. Preßlinger, J. Fluch und C. Bernhard : Über die Bildung von Heißrisseigerungen in Stahl: Vergleichende Untersuchungen an Strangguss-brammen und Laborversuchsproben, *BHM* 155 (2010), 3, 129-135.
- 7 Reiter J., R. Pierer, S. Ilie, H. Preßlinger, J. Fluch und C. Bernhard : Über die Bildung von Heißrisseigerungen in Stahl: Vergleichende Untersuchungen an Strangguss-brammen und Laborversuchsproben, *BHM* 155 (2010), 3, 129-135.
- 8 Yasumoto K., Y. Maehara and H. Tomono: Effect of thermo – mechanical history on surface cracking of as – cast low carbon low alloy steel slabs, *ISIJ International* 29 (1989), 11, 933-939.

Bildunterschriften

Abb. 1: Erstarrung in einer Stranggusskokille und in der Kokille des Schwerkraftgusses [5].

Abb. 2: Fertige Kokille

Abb. 3: Ausrüstung zur Durchführung des IMC – B Versuchs

Abb. 4: Ofen der 3 – Punkt Biegeapparat für eine kontrollierte Probenabkühlung

Abb. 5: Durchführung des IMC-B Versuchs

Abb. 6: Probe nach der Herstellung in der Kokille [5]

Abb. 7: Gerichtet erstarrte Probe[5]

Abb. 8: Korngrößenverteilung einer Probe der Ergebnisse von Reiter et al. [7] für eine Brammenprobe

Abb. 9: Längsschliff einer Probe nach dem IMC – B Versuch

Abb. 10: Querschliff einer Probe nach dem IMC – B Versuch

Abb. 11: Die Ergebnisse der Rissuntersuchung unter dem REM und dem Lichtmikroskop

Abb. 12: Der Temperaturverlauf während des Versuchs mit der bezeichneten Position der Thermoelemente in der Kokille

Abb. 13: Beispiele für Risse aus den Versuchen Nr. 1 und 2

Abb. 14: Einschubplatte mit der Kerbe

Abb. 15: Probe mit erstarrter Kerbe nach dem Biegeversuch

Abb. 16: Riss entlang der Kerbe