

Steelmaking 29 (2002), Nr. 5, 359–375. – <sup>9</sup> Wolf, M. M.: Continuous Casting, Volume 9: Initial solidification and strand surface quality of peritectic steels. Iron and Steel Society/AIME, USA, 1997. – <sup>10</sup> Kumar, S., I. V. Samarasekera and J. K. Brimacombe: Mold thermal response and formation of defects in the continuous casting of steel billets, Part 2: Rhomboidity. Iron and Steelmaker 25 (1998), Nr. 12, 51–66. – <sup>11</sup> Bernhard, C., H. Hiebler und M. Wolf: Experimental simulation of subsurface crack formation in continuous casting. Revue de Métallurgie, Cahiers d'Information Techniques, Mars 2000, 333–344. – <sup>12</sup> Bernhard, C., H. Hiebler und M. Wolf: The influence of phosphorus on the mechanical properties of carbon steels near the melting point at low strain rate. Belton Memorial Symposium Proceedings, The Iron and Steel Society, Sydney 2000, 263–272. – <sup>13</sup> Bernhard, C.: Mechanische Eigenschaften und Rissanfälligkeit erstarrender Stähle unter stranggießähnlichen Bedingungen, Dissertation, Montanuniversität Leoben, 1998. – <sup>14</sup> Thomas, B. G., A. Moitra and R. McDavid: Simulation of longitudinal off-corner depressions in continuously cast steel slabs. PTC Proceedings, Nashville, Vol. 13, 1996, 143–156. – <sup>15</sup> Mostert, R., R. Haardt and K.-H. Tacke: The effect of straightening and bulging on intercolumnar cracking of slabs. Proceedings of

the 84<sup>th</sup> Steelmaking Conference, Baltimore, MD, 25–28 March 2001, 177–189. – <sup>16</sup> Nagata, S., T. Matsumiya, K. Ozawa and T. Ohashi: Estimation of critical strain for internal crack formation in continuously cast slab. Tetsu-to-Hagané 76 (1990), 214–221. – <sup>17</sup> Pillwax, M., O. Lang and J. Watzinger: The Mold-EXPERT by VAI – a mold monitoring system for best casting performance. 2001 Iron and Steel Exposition and AISE Annual Convention, Cleveland, USA, 2001, 7–11. – <sup>18</sup> Hiebler, H., and C. Bernhard: Mechanical properties and crack susceptibility of steel during solidification. Steel Research 70 (1999), 349–355. – <sup>19</sup> Bernhard, C., W. Schützenhöfer, H. Hiebler und M. Wolf: Physical and mathematical modelling of the initial shell strength in continuous casting. Proceedings of the 2<sup>nd</sup> International Conference on the Science and Technology of Steelmaking, April 2001, Swansea, UK, 87–95. – <sup>20</sup> Mori, T.: High temperature deformation behaviour on solidification. Trans. ISIJ 25 (1985), 648–652. – <sup>21</sup> Bernhard, C., und G. Wieser: Zwischenbericht an voestalpine Stahl über das Projekt „Strukturbestimmung an Brammen aus höherfesten Baustählen“, Institut für Eisenhüttenkunde, Montanuniversität Leoben 2000. – <sup>22</sup> Endbericht über das EGKS-Projekt „New Secondary Cooling Patterns for Peritectic and Microalloyed Steel“, EUR 7210, Brüssel, demnächst.

## Gängige Heißrissbildungskriterien und experimentelle Überprüfung

R. Pierer, C. Bernhard und C. Chimani

Überblick der wichtigsten Einflussgrößen auf die Heißrissbildung beim Stranggießen – Definition charakteristischer Temperaturen im Zweiphasengebiet – Zusammenfassung von Rissbildungsmechanismen und -kriterien aus der Literatur – Darstellung von Ergebnissen des Schrumpfvorsuches (SSCC, submerged split chill contraction) und Vergleich der experimentellen Ergebnisse mit berechneten Rissempfindlichkeiten der Literatur – Diskussion der Ergebnisse und Ausblick

*Common Hot Tearing Criteria and Experimental Validation.* Review of the important factors influencing hot tearing at the continuous casting process – Definition of characteristic temperatures of the mushy zone – Summary of crack formation mechanisms and hot tearing criteria of the literature – Results of the SSCC test (submerged split chill contraction) and comparison of experimental results and calculated criteria – Discussion and outlook

### 1. Einleitung

Voraussetzung für hohes Ausbringen und gute Weiterverarbeitbarkeit des stranggegossenen Halbzeugs ist ein fehlerfreies Gussprodukt. Einen Überblick der möglichen Fehler und die Unterscheidung zwischen Innen- und Oberflächenrissen in stranggegossenem Stahl gibt die Literatur<sup>1-5</sup>. Risse entstehen aufgrund von Beanspruchungen und der daraus resultierenden Spannungen und Dehnungen während der Erstarrung und der nachfolgenden Abkühlung. Die Beanspruchungen können thermische und mechanische Ursachen haben. Auch

Phasenumwandlungen und die damit verbundene Volumensänderung tragen zum Aufbau von Spannungen bei. Mechanische Beanspruchungen können verschiedenste Ursachen haben: die Reibung in der Kokille, den ferrostatischen Druck, das Ausbauchen, das Biegen und Richten des Stranges und auch eine Strangbehandlung. Eine solche Strangbehandlung ist die „Soft Reduction“, bei welcher der Schalenkasten am Ende der metallurgischen Länge mechanisch oder thermisch zusammengedrückt wird. Dadurch vermindern sich Zentrumsseigerungen und Porositäten. Während die mechanische Soft Reduction beim Stranggießen von Brammen Stand der Technik ist, entwickelt sich die Anwendung beim Vergießen von Vorblöcken erst langsam. Den positiven Einflüssen auf die Innenqualität steht aber auch die Gefahr der Bildung von Innenrissen durch die Einleitung von Dehnungen im Zweiphasengebiet gegenüber. Die Innenrissempfindlichkeit ist dabei stark von der Stahlsammensetzung abhängig.

Stahl durchläuft während der Erstarrung und der anschließenden Abkühlung mehrere Duktilitätsminima<sup>6, 7</sup>. Das erste Duktilitätstief, verantwortlich für die Bildung

Dipl.-Ing. Robert Pierer, Dipl.-Ing. Dr. mont. Christian Bernhard, CD-Labor für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen, Montanuniversität Leoben, Franz-Josef-Straße 15, A-8700 Leoben, Österreich; Dipl.-Ing. Dr. techn. Christian Chimani, VOEST-ALPINE Industrieanlagenbau, Turmstraße 44, A-4031 Linz, Österreich.

Vortrag, gehalten bei der ersten wissenschaftlichen Evaluierung des CDL am 30. Oktober 2003.

von Heißrissen, entsteht aufgrund von Mikrosegmenten, welche zu Restschmelzefilmen zwischen den Dendriten führen. Nach verbreiteten Modellvorstellungen bleibt die Bruchwahrscheinlichkeit gleich null, solange Restschmelze zwischen den Dendriten vorhanden ist. Grenze ist die Nullzähigkeitstemperatur, im Folgenden als ZDT (Zero Ductility Temperature) bezeichnet. Nach verschiedenen Autoren wird ZDT mit Festkörperanteilen ( $f_s$ ) von 0,98, 0,99<sup>8</sup> und 1 gleichgesetzt. Abbildung 1 zeigt schematisch die Werkstoffeigenschaften und charakteristischen Temperaturen im Zweiphasengebiet. Neben der ZDT sind die Nullfestigkeitstemperatur (ZST, Zero Strength Temperature), ab der die Kapillarkräfte und die Verästelung sich berührender Sekundärarme zur Übertragung von Kräften führen, und die Schmelzenachspeisungstemperatur LIT (Liquid Impenetrable Temperature) von Bedeutung. LIT ist jene Temperatur, bei welcher die interdendritischen Räume aufgrund der Oberflächenspannung der Schmelze nicht mehr nachgespeist werden können. Das Temperaturintervall zwischen ZST bzw. LIT und ZDT wird als kritisches Temperaturintervall  $\Delta T_B$  (Brittle Temperature Range I) bezeichnet und als Maß für die Rissempfindlichkeit verwendet<sup>9-19</sup>.

Für die Berechnung des kritischen Temperaturintervalls  $\Delta T_B$  wird im Folgenden die von Clyne<sup>13</sup> und Won<sup>14</sup> getroffene Definition verwendet:

$$\Delta T_B = \text{LIT} - \text{ZDT} = T(f_s = 0,9) - T(f_s = 0,99) \quad (1)$$

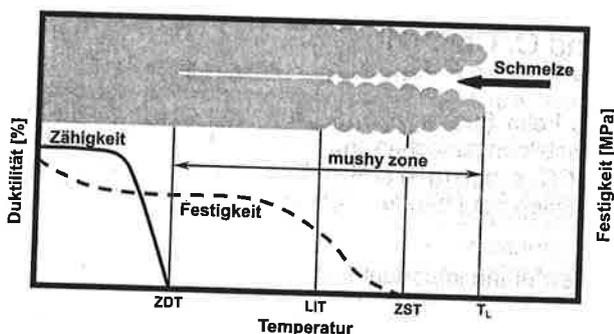


Abb. 1. Schematische Darstellung der mechanischen Eigenschaften in der Nähe des Schmelzpunktes und charakteristische Temperaturen

In einer ersten einfachen Betrachtung können Elemente wie folgt in ihrer Wirkung auf die Innenrissempfindlichkeit bewertet werden: Elemente, die sich im Zweiphasengebiet stark anreichern (z. B. Phosphor und Schwefel) erweitern das kritische Temperaturintervall und erhöhen die Rissempfindlichkeit. Vermindern Elemente die Anreicherung anderer Elemente (interdendritische Ausscheidung von Mangansulfiden), wirken sie sich positiv auf die Rissempfindlichkeit aus.

Die dargestellten Überlegungen gelten für gerichtet erstarrte Mikrostrukturen, die senkrecht zur Hauptkristallisationsrichtung belastet werden, was für fast alle Beanspruchungen der erstarrten Strangschale in einer Stranggießanlage gilt. Globulare Strukturen sind dagegen weniger kritisch, da das Risswachstum an den Tripelpunkten der Korngrenzen behindert wird<sup>20, 21, 22, 23</sup>.

Ein Manko vieler Rissbildungsmodelle ist die Vernachlässigung des Einflusses der Mikrostruktur. Heißrisse entstehen nicht zufällig zwischen Dendritstämmen, sondern bevorzugt entlang von Primärkorngrenzen<sup>36, 37</sup>. Damit wird auch die Primärkorngroße, die

sich durch die veränderte Kühlrate über die metallurgische Länge der Stranggießanlage deutlich verändert, eine wichtige Einflussgröße.

Ein geeignetes Heißrissbildungskriterium für das Stranggießen muss daher vielen Anforderungen gerecht werden, um die Eigenschaften des Prozesses sowie des Werkstoffes mit seiner Struktur zu berücksichtigen.

## 2. Rissbildungsmechanismen bzw. -kriterien

Bereits Singer<sup>24</sup> geht von einer sog. „shrinkage brittleness theory“ aus, in der sich während des Abkühlens im kritischen Temperaturbereich Schrumpfspannungen bzw. -dehnungen entwickeln. Wird eine kritische Dehnung erreicht, entsteht ein Riss im Dendritennetzwerk. Die „strain theory“ von Pellini<sup>25</sup> beschreibt, dass Heißrisse dann entstehen, wenn zwischen den Dendriten ein Flüssigkeitsfilm existiert und lokale Dehnungen aufgrund von Temperaturgradienten vorhanden sind. Borland<sup>26</sup> kombinierte die „shrinkage brittleness theory“ mit der „strain theory“ und veröffentlichte das sog. „dihedral angle concept“ in Bezug auf die Morphologie der Flüssigkeitsfilme. Weinberg<sup>10</sup> untersuchte die Übergangstemperatur zwischen Sprödbruch und Verformungsbruch mit Hilfe von Heißzugversuchen an Kohlenstoffstählen. Die oben erwähnten Untersuchungen erfolgten alle durch Aufheizen der Proben von Raumtemperatur auf Testtemperatur. Die dabei beobachtete Mikrostruktur unterscheidet sich jedoch von jenen, bei denen die Proben aus der Schmelze erstarren und auf Versuchstemperatur abgekühlt werden. Untersuchungen von „in-situ“ erstarrenden Proben machen es möglich, den Einfluss der Kühlrate zu berücksichtigen. Laut Rogberg<sup>27</sup> nimmt mit zunehmender Kühlrate die Rissempfindlichkeit von primär ferritisch erstarrenden Proben zu. Hingegen sinkt die Rissempfindlichkeit bei primär austenitisch erstarrenden Proben mit steigender Kühlrate. Neuere Modelle der Heißrissbildung basieren hauptsächlich auf der Anwesenheit eines Flüssigkeitsfilms zwischen den Dendriten. Feuerer<sup>28</sup> entwickelte ein Rissbildungsmodell, welches das Nachspeisen des Zweiphasengebiets in Kombination mit der Schrumpfung berücksichtigt. Clyne und Davies<sup>29</sup> führen einen Rissempfindlichkeitskoeffizienten (crack susceptibility coefficient) CSC ein, welcher aus dem Verhältnis  $t_r$  (Aufenthaltsdauer im rissempfindlichen Temperaturintervall) zu  $t_s$  (Aufenthaltsdauer im Temperaturintervall, in dem Spannungsrelaxation erfolgt) berechnet wird. Dabei ist  $t_r$  jene Zeitspanne, in der sich der Festkörperanteil des betrachteten Ortes im Intervall 0,9 bis 0,99 befindet. Im Temperaturbereich dieses Festkörperanteils entstehen Risse, die nicht von der Restschmelze aufgefüllt werden können, sogenannte offene Risse.  $t_s$  ist die Spannungsrelaxationszeit, in der sich das Gefüge im Festkörperanteil 0,4 bis 0,9 bewegt. In diesem Bereich können entstandene Risse durch Nachspeisung mittels Restschmelze „ausgeheilt“ werden. Die Berechnung von  $t_r$  und  $t_s$  erfolgte zuerst mit Hilfe des Mikrosegmentenmodells von Brody-Flemmings<sup>30</sup> und wurde später durch die Modifizierung von Clyne<sup>13</sup> verbessert. Rappaz<sup>31</sup> veröffentlichte ein neues Modell auf Basis eines minimalen kritischen Druckes ( $p_c$ ) im Zweiphasengebiet, welcher für die Nachspeisung entstehender Risse erforderlich ist. Die Restschmelze muss in das Zweiphasengebiet strömen, um die Schrumpfung ( $\Delta p_{sh}$ ) bei der Erstarrung zu kompensieren. Tritt zusätzlich noch eine Verformung senkrecht zu den Dendriten auf ( $\Delta p_s$ ), so muss der

Schmelzfluss auch diese Verformung ausgleichen. Der Druck im Zweiphasengebiet nimmt vom ferrostatischen Druck ( $p_m$ ) an der Dendritenspitze hin zur Dendritenwurzel ab. Fällt er unter einen kritischen bzw. minimalen Druck und bildet sich ein Riss, so kann dieser von der Restschmelze nicht mehr nachgespeist werden. Drezet<sup>32</sup> erweiterte das Modell für Kohlenstoffstähle. Es wird eine maximale Dehnrate, welche im Zweiphasengebiet aufgenommen werden kann, berechnet und der Kehrwert als Rissempfindlichkeitskoeffizient HCS (hot crack susceptibility) definiert (siehe Anhang A). Nach Kelly<sup>33</sup> und Kim<sup>34</sup> entstehen Risse im Zweiphasengebiet, wenn die maximale Hauptnormalspannung die Streckgrenze der jeweiligen Temperatur erreicht. Ausgedrückt wird dies ebenfalls durch einen Rissempfindlichkeitskoeffizienten  $S_c$ , der durch das Verhältnis der berechneten maximalen Hauptnormalspannung  $\sigma_{max}(T)$  zu einer kritischen Bruchspannung  $\sigma_c(T)$  ausgedrückt wird. Won<sup>18</sup> schlägt einen spezifischen Rissempfindlichkeitskoeffizienten ( $^sS_c$ ) vor. Dieser Koeffizient soll die Möglichkeit einer durchschnittlichen Heißrissbildung des gesamten Stranges im Inneren der Kokille ausdrücken. Es wurde der Einfluss des Kohlenstoffgehaltes, der Brammenbreite, der Schmalseitenkonizität und der Gießgeschwindigkeit untersucht. Die berechnete maximale Rissempfindlichkeit lag dabei bei einem Kohlenstoffgehalt zwischen 0,1 % und 0,14 %. Mit zunehmender Brammenbreite und Gießgeschwindigkeit steigt die Rissempfindlichkeit in den Ecken, den kantennahen Zonen und in der Mitte der Brammenbreite. Mit zunehmender Schmalseitenkonizität nimmt die Rissempfindlichkeit entlang der Breitseite ab. Von Won<sup>16</sup> wurde ein Rissbildungskriterium entwickelt, basierend auf dem kritischen Temperaturintervall und einer sich damit ergebenden kritischen Dehnung. Jedoch wurde hier kein Kriterium der Rissempfindlichkeit, sondern der Rissausbildung definiert. Die Rissausbildung wird über eine akkumulierte Verformungsenergie im kritischen Temperaturintervall definiert. Es wird angenommen, dass die Möglichkeit der Rissbildung proportional zur Differenz der Verformungsenergie des Verformungsbruches und des Sprödbrechens ist. Die maximale Energiedifferenz wurde dabei für einen Kohlenstoffgehalt von 0,12 % berechnet, weil hier der Betrag der  $\delta/\gamma$ -Umwandlung und damit die Volumenskontraktion vor der vollständigen Erstarrung am größten ist (siehe Anhang B).

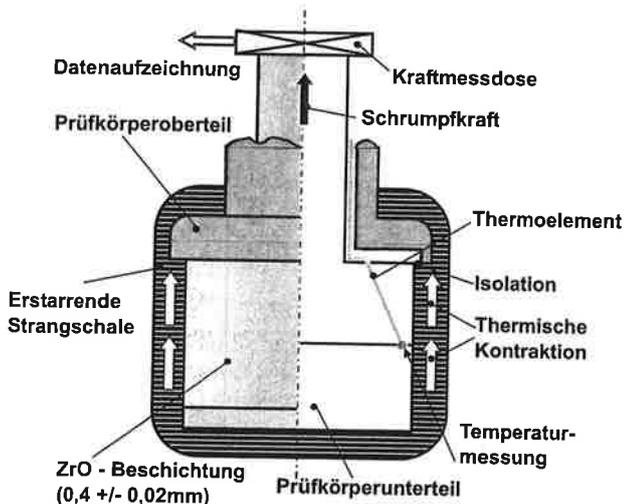


Abb. 2. Schematische Darstellung der SSCC-Testmethode

### 3. Vergleich zweier Rissbildungskriterien mit experimentellen Ergebnissen

Die Versuchsanordnung des Heißzugversuches unter stranggießähnlichen Bedingungen wurde bereits in mehreren Arbeiten ausführlich beschrieben<sup>35-37</sup>. Neben diesen Versuchen wurden die Prüfkörper modifiziert, um Schrumpfversuche (SSCC) durchführen zu können. Ergebnisse eines Schrumpfversuches wurden bereits veröffentlicht<sup>38</sup>.

Abbildung 2 zeigt den Versuchsaufbau. Ein zweigeteilter Prüfkörper taucht in eine Schmelze, die sich in einem Induktionsofen befindet. Die erstarrende Strangschale presst die beiden Prüfkörperhälften zusammen, die Reaktionskraft wird gemessen. Abbildung 3 zeigt den Anstieg der Reaktionskraft für einen Stahl mit 0,128 % C. Ebenfalls dargestellt sind das berechnete Schalenwachstum sowie Beginn und Ende der  $\delta/\gamma$ -Umwandlung und die gemessene Schalendicke nach dem Austauchen.

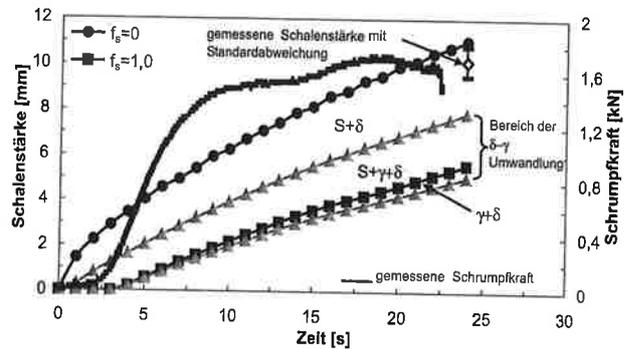


Abb. 3. Gemessene Schrumpfkraft in Abhängigkeit der Zeit und Isothermen für Festkörperanteile ( $f_s$ ) 0 (Liquidustemperatur) und 1 (Solidustemperatur) sowie für die  $\delta/\gamma$ -Umwandlung

Zur Bewertung der Risse wurde der Prüfkörper geteilt und die Schale vom Prüfkörper gelöst, in 16 gleich große Stücke geteilt, zur Schlißpräparation eingebettet und mittels digitaler Bildanalyse unter dem Lichtmikroskop die Gesamtrisslänge (TCL, total crack length) bestimmt. Im Folgenden werden der Rissempfindlichkeitskoeffizient in Form des sogenannten B-Integrals<sup>32</sup> und der Kehrwert der kritischen Dehnung ( $1/\epsilon_c$ )<sup>16</sup> mit der TCL aus dem SSCC-Test verglichen. Abbildung 4 a) und b) zeigt den Vergleich der experimentell bestimmten TCL mit den berechneten Verläufen (B-Integral und  $1/\epsilon_c$ ). Die Ergebnisse beziehen sich auf eine Versuchsreihe mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten zwischen 0,05 % und 0,2 % bei konstantem Mn-Gehalt von 1,55 % und Si-Gehalt von 0,3 %<sup>38</sup>. Für die Darstellung wurde der äquivalente Kohlenstoffgehalt  $C_{\text{äqu}}$  nach Wolf<sup>39</sup> und Howe<sup>40</sup> verwendet, der die Wirkung von Begleitelementen auf die Lage der Legierung im Peritektikum berücksichtigt:

$$C_{\text{äqu}} = \%C + 0,04\%Mn - 0,1\%Si + 0,1\%Ni - 0,04\%Cr - 0,1\%Mo \quad (2)$$

Die TCL in Abhängigkeit von  $C_{\text{äqu}}$  kann folgendermaßen beschrieben werden: Zwischen 0,05 % und 0,1 %  $C_{\text{äqu}}$  steigt die TCL, fällt danach wieder ab, um bei Überschreiten von 0,12 %  $C_{\text{äqu}}$  wieder kontinuierlich anzusteigen. Sowohl das B-Integral als auch der Kehrwert der kritischen Dehnung zeigen tendenziell den Verlauf

der TCL dieser speziellen Versuchsreihe, wobei das B-Integral nach Gleichung (3) berechnet wurde:

$$B = (1 + \beta_\delta) \cdot B_\delta + (1 + \beta_\gamma) \cdot B_\gamma \quad (3)$$

Dem Anhang A kann eine detaillierte Beschreibung der Berechnung entnommen werden.

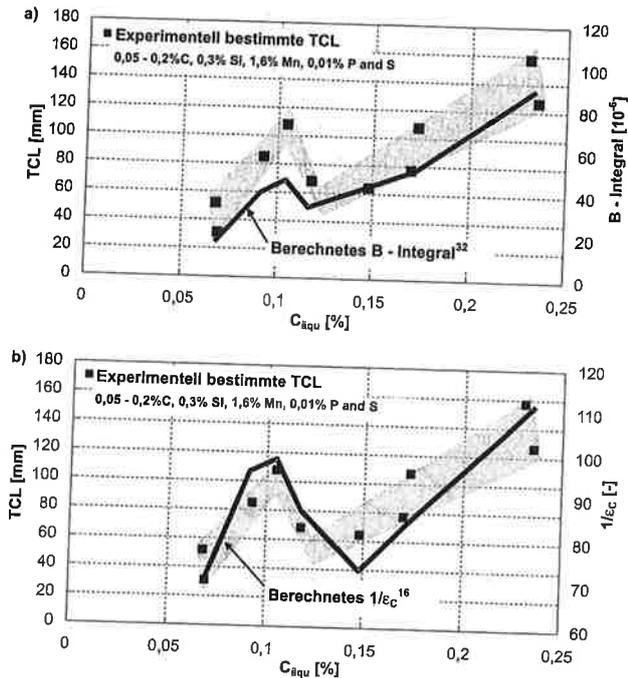


Abb. 4. Berechnetes B-Integral<sup>22</sup> (a) und  $1/\epsilon_c^{16}$  (b) im Vergleich der im SSCC-Test gemessenen TCL

Die kritische Dehnung nach<sup>16</sup> ist eine Funktion des kritischen Temperaturintervalls  $\Delta T_B$  und der Dehnrates (siehe Anhang B, Gl. (B1)). Beim SSCC-Versuch schrumpft die erstarrende Schale auf den Prüfkörper, wobei keine Dehnungen von außen aufgebracht werden. Für die Rissbildung von Stählen im peritektischen Bereich spielt die Kontraktion unter ZDT eine große Rolle. Deshalb wurde die Dehnrates in Gleichung (B1) mit Hilfe der relativen Kontraktion  $\beta$  zwischen ZDT und Z50 (50 % Brucheinschnürung) aus der Datenbank IDS berechnet. Der Verlauf von  $\beta$  ist in Abb. 5a) über dem  $C_{\text{äqu}}$  dargestellt. Mit dem Zusammenhang  $\dot{\epsilon} = \beta/t$  und unter Annahme einer konstanten Kühlrate von 1 K/s für alle Versuche ergibt sich Gl. (4) für die Dehnrates  $\dot{\epsilon}$  ( $t = (ZDT - Z50)/T$ ):

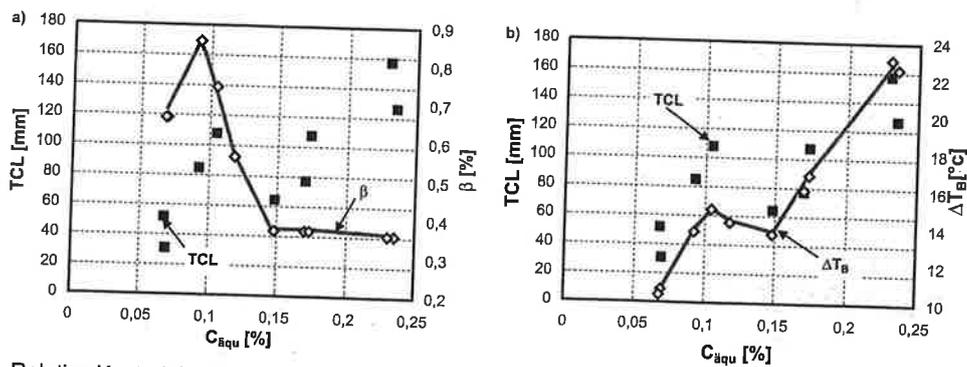


Abb. 5. Relative Kontraktion und kritisches Temperaturintervall in Abhängigkeit des  $C_{\text{äqu}}$  im Vergleich mit der TCL

$$\dot{\epsilon} = \frac{\beta}{(ZDT - Z50)} \quad (4)$$

Neben der Dehnrates ist die kritische Dehnung auch eine Funktion des kritischen Temperaturintervalls, das in Abb. 5b) in Abhängigkeit des  $C_{\text{äqu}}$  dargestellt ist. Aus der Abbildung ist zu erkennen, dass der Verlauf von  $\Delta T_B$  dem Verlauf der TCL sehr ähnlich ist. Mit den in<sup>16</sup> verwendeten Parametern für  $\varphi$ ,  $n$  und  $m$  ergibt sich schlussendlich der in Abb. 4b) eingetragene Verlauf von  $1/\epsilon_c$ .

#### 4. Diskussion und Ausblick

Die Ergebnisse des SSCC-Versuchs, in dem die Strangschale ausschließlich durch Kontraktionskräfte belastet wird, stimmen tendenziell ausgezeichnet mit Rissbildungsmodellen aus der Literatur überein. Basis dafür sind ein gut funktionierendes Mikrosegierungsmodell und Werkstoffdaten für die Kontraktion im kritischen Temperaturbereich. Da die Versuchsbedingungen eine genaue Kontrolle der Verformung gestatten, können beispielsweise die Fitparameter  $\varphi$ ,  $n$  und  $m$  im Modell von Won<sup>16</sup> für eine breite Palette von Stahlzusammensetzungen optimiert werden. Auch die veränderten Werte für die Fließspannung und die kritische Bruchspannung zur Berechnung der Rissausbreitung können an die Stahlzusammensetzung angepasst werden.

Die Kontraktion spielt im Stranggießprozess vor allem für die Bildung oberflächennaher Heißrisse eine Rolle. Eine Kombination des Kontraktionsversuchs mit dem SSCT-Heißzugversuch wird die Umsetzbarkeit der Ergebnisse auch auf den Bereich der Soft Reduction erweitern. Der SSCT-Versuch gestattet das Aufbringen definierter globaler Dehnungen und die Bestimmung kritischer Dehnungen in Abhängigkeit der Dehnrates und Stahlzusammensetzung.

Ein Schwerpunkt der weiteren Arbeit ist die Abbildung des SSCC- und SSCT-Versuchs in einem Finite-Elemente-(FE-)Modell, um die Ausbildung lokaler Dehnungsmaxima vorhersagen zu können. Hier stellt der Mangel an Materialdaten für den solidusnahen Temperaturbereich bzw. deren Streuung noch ein Hindernis dar. Schließlich soll auch der Einfluss der Mikrostruktur in ein möglichst umfassendes Heißrissbildungsmodell Eingang finden.

Die angesprochenen Zielsetzungen werden derzeit in einem Modul des Christian-Doppler-Labors für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen in Zusammenarbeit mit VOEST-ALPINE Industrieanlagenbau verfolgt. Abbildung 6 zeigt die angestrebte Kombination aus der Anwendung und Adaptierung von Rissbildungs-



Abb. 6. Schematische Darstellung der Vorgehensweise zur Definition eines Heißbrissbildungskriteriums

modellen aus der Literatur, die Verwendung vorhandener Werkstoffdaten und die Ergänzung um SSCT- und SSCT-Versuchsergebnisse, deren Abbildung in FE-Modellen und die Zusammenführung der Ergebnisse in einem möglichst allgemein gültigen Heißbrissbildungsmodell.

#### Anhang A – Das RDG-Kriterium

Das sogenannte RDG-Kriterium (Rappaz, Drezet und Gremaud) wird folgendermaßen berechnet<sup>31, 32</sup>:

$$p_c = p_a + p_m - \Delta p_\epsilon - \Delta p_{sh} \quad (A1)$$

Die Berechnung von  $\Delta p_\epsilon$  und  $\Delta p_{sh}$  erfolgt über den Ansatz der Massenbilanz im Zweiphasengebiet:

$$\frac{\delta(\rho_l f_l v_{l,x})}{\delta x} + \frac{\delta(\rho_s f_s v_{s,y})}{\delta y} - v_T \left[ \frac{\delta(\rho_s f_s)}{\delta x} + \frac{\delta(\rho_l f_l)}{\delta x} \right] = 0 \quad (A2)$$

$f_s$  ist der Festkörperanteil,  $\rho_l$  und  $\rho_s$  sind die Dichten im Flüssigen bzw. Festen und  $v_T$  ist die Dendritenwachstumsgeschwindigkeit. Unter Verwendung der Darcy-Gleichung für die Geschwindigkeit im Zweiphasengebiet und der Carman-Kozeny-Näherung für die Permeabilität und unter Berücksichtigung einer peritektischen Umwandlung ergeben sich folgende Gleichungen für  $\Delta p_\epsilon$  und  $\Delta p_{sh}$  ( $i = \delta$  oder  $\gamma$ ) unter Annahme eines konstanten Temperaturgradienten  $G$  und einer konstanten Verformungsrate  $\dot{\epsilon}$  im Zweiphasengebiet:

$$\Delta p_{sh} = \frac{180}{\lambda_2^2} \frac{\mu v_T}{G} (\beta_\gamma A_\gamma + \beta_\delta A_\delta) \quad \text{mit } A_i = \int_{T_{cg}}^{T_L} \frac{(f_i^0 - f_i) f_s^2}{(1 - f_s)^3} dT \quad (A3)$$

$$\Delta p_\epsilon = \frac{180}{\lambda_2^2} \frac{\mu \cdot \dot{\epsilon}}{G^2} [(1 + \beta_\delta) \beta_\delta + (1 + \beta_\gamma) \beta_\gamma]$$

$$\text{mit } B_i = \int_{T_{cg}}^{T_L} \frac{f_s^2 \left( \int_{T_{cg}}^{T_L} f_l dT \right)}{(1 - f_s)^3} dT \quad (A4)$$

$\beta_\gamma$  und  $\beta_\delta$  sind die Schrumpffaktoren,  $\mu$  ist die Viskosität der Schmelze und  $f_i^0$  ist der Anteil von Ferrit ( $i = \delta$ ) oder Austenit ( $i = \gamma$ ) am Ende der Erstarrung. Die sogenannte Koaleszenztemperatur  $T_{cg}$  liegt bei  $f_s = 0,99$  zwischen zwei unterschiedlichen Primärkörnern und bei  $f_s = 0,95$  zwischen zwei Dendriten des gleichen Primärkorns<sup>41</sup>. Die Dichten werden als konstant, jedoch mit unterschiedlichen Werten angenommen:

$$\beta_\gamma = \frac{\rho_\gamma - \rho_l}{\rho_l} \quad \text{und} \quad \beta_\delta = \frac{\rho_\delta - \rho_l}{\rho_l} \quad (A5)$$

Die Heißrissempfindlichkeit (HCS, hot crack susceptibility) wird nach Berechnung der maximalen Dehnrate  $\dot{\epsilon}_{max}$  folgendermaßen definiert:

$$HCS = 1/\dot{\epsilon}_{max} \quad (A6)$$

#### Anhang B – das Kriterium von Won et al.

Won<sup>16</sup> geht bei der Berechnung folgendermaßen vor: Um die kritische Dehnung für die Innenrisbildung berechnen zu können, werden das kritische Temperaturintervall  $\Delta T_B$  und die Dehnrate berücksichtigt:

$$\epsilon_c = \frac{\varphi}{\Delta T_B^n \cdot \dot{\epsilon}^m} \quad (B1)$$

Dabei ist  $\varphi$  eine Konstante und  $n$  bzw.  $m$  sind Exponenten folgender Werte:  $\varphi = 0,02821$ ,  $m = 0,3131$  und  $n = 0,8638$ . Die Fließspannung des  $\delta$ -Ferrits und des Austenits kann mit Hilfe folgender Gleichungen berechnet werden<sup>42</sup>:

$$\dot{\epsilon}_p = A \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) [\sinh(\beta \cdot K)]^{\frac{1}{m}} \quad (B2)$$

$$\sigma = K \cdot \dot{\epsilon}_p^n \quad (B3)$$

Die kritische Bruchspannung  $\sigma_c$  der  $\delta$ - und  $\gamma$ -Phase für die Innenrisbildung im Zweiphasengebiet wird unter Verwendung von Gleichung (B1), (B2) und (B3) berechnet:

$$\sigma_c = \frac{\varphi^{ni}}{\dot{\epsilon}^{m \cdot ni} \cdot \Delta T_B^{n \cdot ni} \cdot \beta_i} \cdot \text{acsinh} \left[ \frac{\dot{\epsilon}}{A_i} \cdot \exp\left(\frac{Q_i}{RT}\right) \right]^{mi} \quad (B4)$$

( $i = \delta$  oder  $\gamma$ )

Um das thermomechanische Verhalten zwischen ZST und ZDT berechnen zu können, wird das Zweiphasengebiet wie ein poröses Material gesehen, da die Schmelze keine Festigkeit besitzt<sup>43</sup>:

$$\eta = \frac{\sigma_{fs}^2}{\sigma_0^2} = \left[ \frac{f_s - c_{fs}}{1 - c_{fs}} \right]^2 \quad \text{für } ZDT < T < ZST \quad (B5)$$

$\sigma_0$  ist die Fließspannung des vollständig erstarrten Kohlenstoffstahls,  $\sigma_{fs}$  ist die Fließspannung im Zweiphasengebiet, welche über dem kritischen Festkörperanteil  $c_{fs}$  null wird ( $\sigma_{fs} = 0$  oder  $\eta = 0$ ).  $\eta$  bezeichnet den Verfes-

tigungsparameter aufgrund der Erstarrung. Unter Verwendung der Beziehung zwischen  $\delta f_s$  und  $\gamma f_s$  kann die Fließspannung  $\sigma_0$  des vollständig erstarrten Kohlenstoffstahls mit Hilfe der Mischungsregel aus der Fließspannung der  $\delta$ -Phase bzw. der  $\gamma$ -Phase unter der Annahme einer axialen Beanspruchung eines Zweiphasengefüges mit parallelen Platten berechnet werden:

$$\sigma_0 = \delta f_s \cdot \sigma_\delta + \gamma f_s \cdot \sigma_\gamma \quad (B6)$$

Kombiniert man Gleichung (B5) mit Gleichung (B6), so führt dies unter Annahme von kritischen Werten für alle Spannungen zu Gleichung (B7). Wird Gleichung (B4) für  $\delta$ -Ferrit und Austenit berechnet und in Gleichung (B7) eingesetzt, erhält man die kritische Spannung für Innenrisbildung  $\sigma_C$ :

$$\sigma_C = \left[ \frac{f_s - c_f}{1 - c_f} \right] \cdot [\delta f_s \cdot \sigma_C + \gamma f_s \cdot \sigma_C] \quad \text{für } ZDT < T < ZST \quad (B7)$$

Die Rissausbreitung wird letztlich über eine akkumulierte Verformungsenergie im kritischen Temperaturintervall definiert:

$$W_{\Delta T_B} = \int_0^{\epsilon_C} (\sigma_{ZDT} - \sigma_{LIT}) \cdot d\epsilon \quad (B8)$$

#### Zusammenfassung der verwendeten Abkürzungen

ZST	Zero strength temperature (Nullfestigkeitstemperatur) [°C]
ZDT	Zero ductility temperature (Nullzähigkeitstemperatur) [°C]
LIT	Liquid impenetrable temperature (Schmelzenachspeisetemperatur) [°C]
Z50	Temperatur 50 % Bruchdehnung [°C]
$\Delta T_B$	Brittle temperature range (kritisches Temperaturintervall) [°C]
$C_{\text{äqu}}$	Kohlenstoffäquivalent [%]
$f_s$	Fraction of solid (Festkörperanteil) [-]
$t_v$	Aufenthaltsdauer im rissempfindlichen Temperaturintervall [s]
$t_r$	Aufenthaltsdauer im Temperaturintervall der Spannungsrelaxation [s]
$p_C$	Kritischer Druck [Pa]
$\Delta p_{\text{sh}}$	Druckanteil aufgrund der Schrumpfung [Pa]
$\Delta p_e$	Druckanteil aufgrund der Dehnung [Pa]
$p_m$	Ferrostatischer Druck [Pa]
$\rho_l$	Dichte im Flüssigen [kg/m <sup>3</sup> ]
$\rho_s$	Dichte im Festen [kg/m <sup>3</sup> ]
$v_T$	Dendritenwachstumsgeschwindigkeit [mm/s]
$\beta_\delta, \beta_\gamma$	Schrumpffaktoren bei Drezet <sup>32</sup> [%]
$\beta$	Relative Kontraktion [%]
$\mu$	Viskosität [Pas]
$T_L$	Liquidustemperatur [°C]
$T_{\text{cg}}$	Koaleszenztemperatur [°C]
$\dot{\epsilon}$	Dehnrates [s <sup>-1</sup> ]
$\epsilon_C$	Kritische Dehnung [%]
$\sigma_C$	Kritische Bruchspannung [N/mm <sup>2</sup> ]
$\sigma_0$	Fließspannung [N/mm <sup>2</sup> ]
$\eta$	Verfestigungsparameter [-]
$W_{\Delta T_B}$	Akkumulierte Verformungsenergie im kritischen Temperaturintervall
A, n, m, $\phi$	Parameter bei Won <sup>16</sup> [-]
Q	Aktivierungsenergie [kJ/mol]

#### Literaturverzeichnis

<sup>1</sup> Schwerdtfeger, K.: Metallurgie des Stranggießens. Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf (1992). – <sup>2</sup> Brimacombe, J. K.,

and K. Sorimachi: Crack formation in the continuous casting of steel. Iron and Steel Society/AIME, Continuous Casting Vol. 8, Transverse Cracking in Continuously Cast Products, (1997), 57–73. – <sup>3</sup> Vom Ende, H., and G. Vogt: Comparison of the influence of straight and curved mould continuous-casting machines on product quality. J. Iron Steel Inst., (1972), 889–894. – <sup>4</sup> Van Drunen, G., J. K. Brimacombe and F. Weinberg: Internal cracks in strand-cast billets. Iron and Steelmaking, (1975), 2, 125–133. – <sup>5</sup> Miyazaki, J., T. Mori, K. Marita and T. Ohnishi: Influence of deformation on the internal crack formation in continuously cast bloom. Iron and Steel Society/AIME, (1981), 35–43. – <sup>6</sup> Schwerdtfeger, K.: Rißanfälligkeit von Stählen beim Stranggießen und Warmumformen. Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf (1994). – <sup>7</sup> Thomas, B. G., J. K. Brimacombe and I. V. Samarasekera: The formation of panel cracks in steel ingots: a state of the art review. ISS Transactions 7 (1986), 7–20. – <sup>8</sup> Shin, G., T. Kajitani, T. Suzuki and T. Umeda: Mechanical properties of carbon steels during solidification. Tetsu-to-Hagane (ISIJ), 78 (1992), 587–593. – <sup>9</sup> Lankford, W. T.: Some considerations of strength and ductility in the continuous casting process. Metall. Trans., (1972), 3, 1331–1357. – <sup>10</sup> Weinberg, F.: The ductility of continuously-cast steel near the melting point – hot tearing. Metall. Trans. B, (1979), 10B, 219–227. – <sup>11</sup> Suzuki, H. G., S. Nishimura and S. Yamaguchi: Characteristics of the embrittlement of steels above 600°C. Tetsu-to-Hagane (J. Iron Steel Inst. Jpn.), 65 (1979), 14, 2038–2046. – <sup>12</sup> Matsumiya, T., T. Saeki, J. Tanaka and T. Ariyoshi: Mathematical model analysis on the formation mechanism of longitudinal surface cracks in continuously cast slabs. Tetsu-to-Hagane (ISIJ) (1982) 13, 1782–1791. – <sup>13</sup> Clyne, T. W., M. Wolf and W. Kurz: The effect of melt composition on solidification cracking of steel, with particular reference to continuous casting. Metall. Trans B, 13B (1982), 2, 259–266. – <sup>14</sup> Won, Y. M., K. Kim, T. Yeo and K. H. Oh: Effect of cooling rate on ZST, LIT and ZDT of carbon steels near melting point. ISIJ International (Japan), 38 (1998), 10, 1093–1099. – <sup>15</sup> Kim, K., T. Yeo, K. H. Oh and D. N. Lee: Effect of carbon and sulfur in continuously cast strand on longitudinal surface cracks. ISIJ International (Japan), 36 (1996), 3, 284–289. – <sup>16</sup> 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. – <sup>17</sup> Kim, K., H. N. Han, T. Yeo, Y. Lee, K. H. Oh and D. N. Lee: Analysis of surface and internal cracks in continuously cast beam blank. Iron and Steelmaking, 24 (1997), 3, 249–256. – <sup>18</sup> Won, Y. M., H. N. Han, T. J. Yeo and K. H. Oh: Analysis of solidification cracking using the specific crack susceptibility. ISIJ International (Japan), 40 (2000), 2, 129–136. – <sup>19</sup> Seol, D. J., K. H. Oh, J. W. Cho, J.-E. Lee and U.-S. Yoon: Phase field modelling of thermo-mechanical properties of carbon steels. Acta Materialia 50 (2002), 2259–2268. – <sup>20</sup> Fuji, H., M. Oda, T. Ohashi, K. Kawamura and K. Asano: On the ductility of steel near the solidification temperature. Tetsu-to-Hagane (ISIJ), 64 (1978) 14, 50–59. – <sup>21</sup> Mori, T.: High temperature deformation behaviour on solidification. Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 25 (1985) 7, 648–652. – <sup>22</sup> Fu, J. Y., C. I. Garcia, S. Pytel, A. and J. De Ardo: Hot ductility of continuously cast microalloyed steels, processing, microstructure and properties of HSLA steels. TMS/AIME, (1988), 27–38. – <sup>23</sup> Rao, K. V., D. M. R. Taplin and P. R. Rao: Grain size dependence of flow and fracture in a Cr-Mn-N austenitic steel from 300 to 1300 K. Metall. Trans. A, Jan. (1975), 77–86. – <sup>24</sup> Singer, A. R. E. and P. H. Jennings: J. Inst. Met., 74 (1947), 197. – <sup>25</sup> Pellini, W. S.: Foundry, 80 (1952), 125. – <sup>26</sup> Borland, J. C.: Br. W. J., 7 (1960), 508. – <sup>27</sup> Rogberg, B.: An investigation on the hot ductility of steels by performing tensile tests on „In Situ Solidified“ samples. Scand. J. Metall., 12 (1983), 2, 51–66. – <sup>28</sup> Feurer, U.: Gießereiforschung, 28 (1976), 75. – <sup>29</sup> Clyne, T. W., G. J. Davies: The influence of composition on solidification cracking susceptibility in binary alloy systems. Br. Foundryman 74 (1981), 4, 65–73. – <sup>30</sup> Brody, H. D. and M. C. Flemmings: Trans. TMS-AIME, 236 (1966), 615–624. – <sup>31</sup> Rappaz, M., J.-M. Drezet and M. Gremaud: New hot-tearing criterion. Metallurgical and Materials Transactions A, 30 (1999), 449–455. – <sup>32</sup> Drezet J.-M., M. Gremaud and M. Gäumann: A new hot-tearing criterion for steel. 4<sup>th</sup> European Continuous Casting Conference, 14–16 October (2002), 2, 755–763. – <sup>33</sup> Kelly, J. E., K. P. Michalek, T. G.

O'Connor, B. G. Thomas and J. A. Dantzig: Initial development of thermal and stress fields in continuously cast steel billets. Metall. Trans. A, 19A (1988), 10, 2589–2602. – <sup>34</sup> Kim, K., H. N. Han, T. Yeo, Y. Lee, K. H. Oh and D. N. Lee: Heat flow, deformation behaviour and crack formation during continuous casting of beam blank. Minerals, Metals and Materials Society/AIME (USA), (1996), 87–102. – <sup>35</sup> Bernhard, Ch.: Simulation of internal crack formation in continuous casting of steel. BHM, 145 (2000), 1, 22–28. – <sup>36</sup> Hiebler, H., and Ch. Bernhard: Mechanical properties and crack susceptibility of steel during solidification. Steel Research 69L (1999), 8+9, 349–355. – <sup>37</sup> Bernhard, Ch., H. Hiebler and M. Wolf: Simulation of shell strength properties by the SSCT Test. Trans. ISIJ 36 (1996), Supplement, 163–166. – <sup>38</sup> Bernhard, C., G. Xia: Influence of alloying elements on

thermal contraction of peritectic steels during initial solidification. 4th European Continuous Casting Conference, 14–16 October (2002), 131–138. – <sup>39</sup> Wolf, M.: Initial solidification and strand surface quality of peritectic steels. Continuous Casting Vol. 9, The Iron & Steel Society, Warrendale (1997). – <sup>40</sup> Howe, A. A.: Segregation and phase distribution during solidification of carbon, alloy and stainless steels. EUR 13303, ECSC, Luxembourg (1991). – <sup>41</sup> Kurz, W., und D. J. Fischer: Fundamentals of solidification. Trans. Tech. Publications (1984). – <sup>42</sup> Han, H. N., Y.-G. Lee, K. H. Oh and D. N. Lee: Analysis of hot forging of porous metals. Material Science and Engineering, A206, (1996), 81–89. – <sup>43</sup> Kim, K., K. H. Oh and D. N. Lee: Mechanical behavior of carbon steels during continuous casting. Scr. Mater, 34 (1996), 301–307.

## Bestimmung und Bedeutung der Randbedingungen für die Simulation von Stranggießprozessen

M. Lechner, J. Reiter, C. Bernhard, M. Forsthuber und O. Zach

Die Arbeit befasst sich mit der Bestimmung von Randbedingungen für die numerische Simulation des Stranggießprozesses. Es wurden Messwerte ermittelt, die als wertvolle Eingangsgröße für die Bestimmung von Randbedingungen dienen. Für den Kokillenbereich der Donawitzer Rundstranggießanlage konnten prozess- und stahlsortenspezifische Wärmeübergangskoeffizienten ermittelt werden; für die Sekundärkühlzone wurde ein Zusammenhang definiert, der sowohl für Spritzwasser- als auch für „Air/Mist“-Kühlung gültig ist. Die gewonnenen Daten wurden in einem breiten Bereich überprüft. In Zusammenarbeit mit RHI Refractories werden Wärmeübergangskoeffizienten für eine Brammenstranggießkokille ermittelt, die in 3D-Modellen angewendet werden sollen. Ziel ist es, Ansätze für die Optimierung der Geometrie von Eintauchausgüssen zu gewinnen.

*Identification and Significance of Boundary Conditions for the Numerical Simulation of Continuous Casting Processes.* The article deals with the identification of boundary conditions for the numerical simulation of continuous casting. Results of extensive measurements were implemented in boundary conditions, describing the heat transfer in the mould and secondary cooling zone. The result is a database with steelgrade and process specific heat transfer coefficients for the mould of the Donawitz round caster, and heat transfer coefficients for the secondary cooling zone, enabling both the calculation of heat transfer for water and air/mist cooling. The results were validated for a wide range of steel grades and casting conditions. In cooperation with RHI Refractories the heat transfer for a slab caster mould will be estimated from the temperature measurement in the mould. The aim of the project is an approach to the optimization of the geometry of submerged entry nozzles.

### 1. Einleitung

Die numerische Simulation ist ein zunehmend wichtiges und unverzichtbares Instrument zur Beschreibung des Stranggießprozesses. Dies gilt sowohl für den Anlagenbauer als auch für den Anlagenbetreiber und natürlich in besonderem Maß für alle Disziplinen der Stranggießforschung<sup>1-3</sup>.

Dipl.-Ing. Markus Lechner, Jürgen Reiter, Dipl.-Ing. Dr. mont. Christian Bernhard, alle Christian-Doppler-Laboratorium für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen, Franz-Josef-Straße 15, A-8700 Leoben/Österreich; Dipl.-Ing. Markus Forsthuber, Voestalpine Stahl Donawitz, Kerpelystraße 199, A-8700 Leoben/Österreich; Dipl.-Ing. Oliver Zach, RHI Refractories and Technology Center, Magnesitstraße 2, A-8700 Leoben/Österreich.

Vortrag, gehalten bei der ersten wissenschaftlichen Evaluierung des CDL am 30. Oktober 2003.

Am Christian-Doppler-Labor für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen wird im Rahmen des Moduls 1 mit den Industriepartnern Voestalpine Stahl Donawitz und RHI Refractories an der 2D- bzw. 3D-Finite-Elemente (FE)-Simulation des Stranggießprozesses mit dem Softwarepaket calcosoft2D und 3D gearbeitet. Das Softwarepaket calcosoft ist modular aufgebaut und bietet die Möglichkeit des „solid transport“, das heißt, dass die erstarrte Strangschale in den Randbedingungen mit einer definierten Geschwindigkeit bewegt werden kann und somit ein stationärer Zustand erreicht wird. Neben Stoff- und Wärmetransport besteht die Möglichkeit der Mikrostruktur- und Makroseigerungsberechnung unter Berücksichtigung des elektromagnetischen Rührens. Für die Bestimmung von Randbedingungen aus Experimenten hat sich das inverse Modul als sehr geeignet erwiesen.

Eine Einschränkung in der Abbildung des Stranggießprozesses ergibt sich aus der Größenordnung der ablaufenden Vorgänge: Stoff- und Wärmetransport müssen über die gesamte Stranglänge berechnet werden, während die Ausbildung der Mikrostruktur, Ent-