

Anforderungen an prozessorientierte Heißrissbildungsmodelle

C. Bernhard

Die Bildung von Heißrissen in stranggegossenem Stahl ist nach wie vor ein wichtiges Problem. Bedingt durch die Rissempfindlichkeit des Stahls nahe der Solidustemperatur führen bereits relativ geringe Gesamtdehnungen zur Einleitung von Rissen. Es wurden eine Reihe von Heißrissbildungskriterien entwickelt, welche die Wirkung von Legierungselementen auf die Rissempfindlichkeit beschreiben. Die Rissbildungswahrscheinlichkeit hängt jedoch auch von den Prozessparametern ab. Anhand ausgewählter Risstypen werden die Zusammenhänge zwischen Gießprozess, Werkstoffeigenschaften, Weiterverarbeitung und Produkteigenschaften beschrieben, um Hinweise auf Ansprüche an ein prozessorientiertes Heißrissbildungsmodell abzuleiten.

Demands on Process Related Hot Tearing Criteria. The formation of hot tears is still an important problem in continuous casting of steel. The crack susceptibility of steel near the melting point leads to crack formation even at marginal deformations of the mushy zone. The influence of alloying elements on crack susceptibility may be quantified by crack criteria from literature. But crack formation depends also on the casting process. The paper describes the mechanism of crack formation for the most common crack types, their interaction with casting process, material properties, subsequent process steps, and product quality and the consequential demands on a process related hot tearing criterion.

1. Einleitung

Die Heißriss thematik beim Stranggießen von Stahl wird bereits seit mehreren Jahrzehnten abgehandelt, eine Zusammenfassung zahlreicher Publikationen stammt von Schwerdtfeger¹. Der Begriff Heißriss beschränkt 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. Heißrisse können durchaus während der Anfangserstarrung an der Oberfläche entstehen oder bis zur Oberfläche wachsen. Traditionell werden sie dem Temperaturbereich des ersten Zähigkeitstiefs zugeordnet, wobei es auch zu einer Mischform zwischen interdendritischem Spaltbruch und mikroduktilen Riss kommen kann. Überwiegend finden sich Heißrisse jedoch im Inneren des Gussprodukts (Abb. 1).

Die Literatur verweist auf verschiedene Heißrissbildungsmodelle². Diese gestatten eine Bewertung von Stahlsorten im Hinblick auf die Heißrissempfindlichkeit. Weitgehend unbeantwortet bleibt jedoch die Frage, wie weit ein auftretender Heißriss zu einer Qualitätsbeeinträchtigung des Produkts führt. Im Folgenden wird versucht, anhand ausgewählter Risstypen die Zusammenhänge zwischen Gießprozess, Werkstoffeigenschaften, Weiterverarbeitung und Produkteigenschaften zu beleuchten und daraus Hinweise auf Ansprüche an ein Heißrissbildungsmodell abzuleiten.

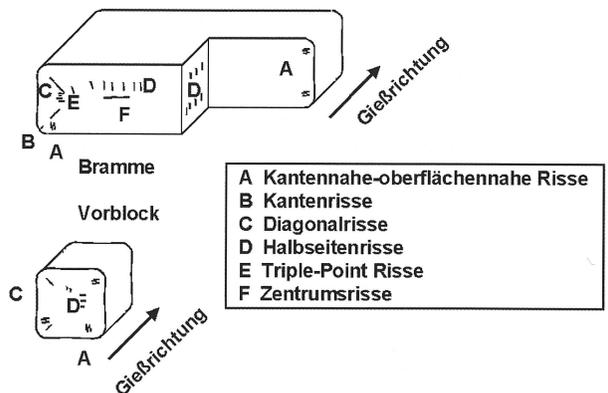


Abb. 1. Typische Lage von Heißrissen in Brammen und Vorblöcken nach^{3,4} aus⁵

2. Oberflächennahe Heißrisse

Für eine Betrachtung dieser Rissart ist eine Unterscheidung hinsichtlich des Gießformats, also Brammen-, Vorblock-, Knüppel- oder Rundstrangguss, notwendig. In Brammen, Vorblöcken und Knüppeln finden sich oberflächennahe Risse fast ausschließlich im kantennahen Bereich. Sie entstehen in oder unmittelbar unter der Kokille und stehen in Zusammenhang mit einer Verformung des Schalenkastens. Die Verformung kann ausgelöst werden durch

- ein Ausbauchen der Brammenschmalseite und eine daraus folgende Einziehung des kantennahen Bereichs an der Brammenbreite („off-corner depression“), Abb. 2. Die Ausbildung kantennaher Einziehungen ist ein komplexes Problem und hängt sowohl

Dipl.-Ing. Dr. mont. Christian Bernhard, Christian-Doppler-Labor für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen, Franz-Josef-Straße 15, A-8700 Leoben/Österreich.

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

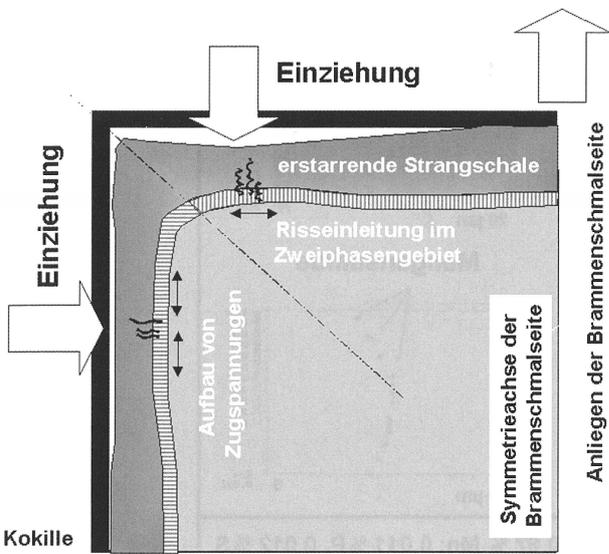


Abb. 2. Mechanismus der Risseinleitung durch Ausbildung von kantennahen Einziehungen nach³ aus¹¹

mit der Stahlzusammensetzung als auch mit den Anlagenparametern (Kokillenkonzizität, Gießdicke, Gießgeschwindigkeit und Gießpulver) zusammen^{6, 14}. Als besonders anfällig gelten peritektische Stähle und rostfreie Stähle⁹; Einziehungen können aber bei fast allen Stählen auftreten;

- das Abheben der Kante von der Kokillenwand, und damit verbunden der Aufbau von Zugspannungen im kantennahen Bereich^{7, 8};
- die rhomboide Verformung des Schalenkastens beim Knüppelstranggießen (Abb. 3). Die höchste Neigung zur Rhomboidität ergibt sich für Stähle mit 0,3 bis 0,6 % C, bei unzureichender Konzizität und hohen Kokillinnenwandtemperaturen (Ölschmierung) im Meniskusbereich¹⁰.

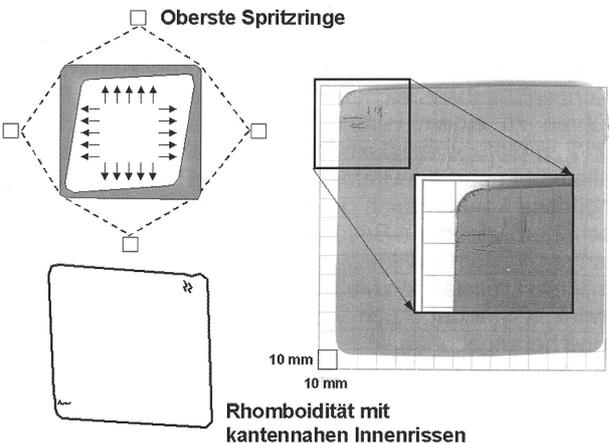


Abb. 3. Rhomboide Verformung des Schalenkastens, verursacht durch ungleichmäßiges Schalenwachstum, ausgelöst durch die Sekundärkühlung unmittelbar unter der Kokille¹⁰; rechts: Beispiel (140 × 140 mm, 0,62 % C) mit massiver Ausbildung von kantennahen Innenrissen

In Rundstrangguss treten oberflächennahe Risse hauptsächlich unter Einziehungen auf. Die Bildung von Einziehungen hängt wiederum stark mit dem Umwandlungsverhalten (Kontraktion) des Stahls bei und knapp

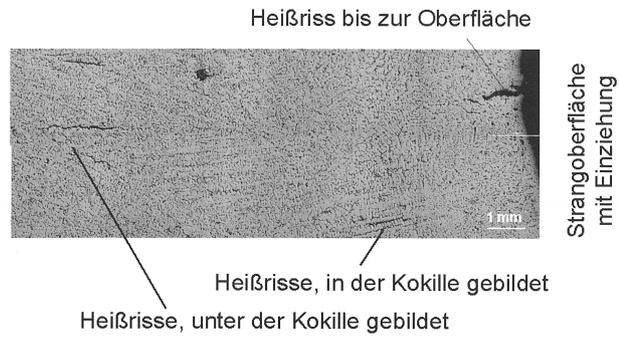


Abb. 4. Rissbildung unter einer Längseinziehung bei Rundstrangguss (0,12 %C)²²

unter der Solidustemperatur zusammen. Peritektische Stähle sind deshalb besonders betroffen¹¹. Abbildung 4 zeigt ein Beispiel für Rissbildung unter einer Einziehung, wobei deutlich wird, dass die Schwächung der Strangschale durch lokal dünnere Schalendicke und höhere Temperatur mehrfach zur Einleitung von Rissen führen kann. Voraussetzung ist der Aufbau einer Zugspannung im Zweiphasengebiet. Diese kann durch Reibungskräfte in der Kokille verursacht werden, aber auch durch eine Wiedererwärmung der Strangoberfläche unter der Kokille.

Generell erweisen sich oberflächennahe Risse als besonders schädlich. Sie können noch während des Gießprozesses bis an die Oberfläche wachsen, was zu einem Durchbruch führen kann. Auch während der Warmverformung können sich Risse bis zur Oberfläche ausbreiten und zu Oberflächenfehlern führen. Die Entfernung des Risses von der Oberfläche und seine Länge sind dabei gemeinsam mit dem Spannungszustand bei der Umformung die entscheidenden Parameter. Oberflächenfehler stellen für fast alle Produkte ein Qualitätsproblem dar, die Problematik steigt mit zunehmender Anforderung an die Oberflächenqualität (z. B. Kaltband).

Im Gegensatz zu vielen Gusslegierungen sind in Stählen auch ausgeheilte Risse, also solche, die von Restschmelze geschlossen wurden, ein Problem. Abbildung 5 zeigt die Konzentrationsverteilung der Elemente Silizium und Phosphor in einem ausgeheilten Riss, sowie in einer Vergrößerung die Konzentrationsverteilung von Mangan und Schwefel mit den deutlich erkennbar ausgeschiedenen Mangan(-misch)sulfiden¹². Auch ein geseigeter Riss kann bei hohen Umformgraden bis an die Oberfläche gelangen. Mangansulfidzeilen in ausgeheilten Rissen können an der Oberfläche von Kaltband zu Glanzstreifen führen. Geseigerte Risse führen auch zu einer Gefügezeitigkeit, die zusammen mit Mangansulfidzeilen ein Ansprechen der Ultraschallprüfung in der Weiterverarbeitung zur Folge haben. Die Schädlichkeit von Rissen hängt somit stark von der Weiterverarbeitung und den geforderten Produkteigenschaften ab. Aus den bisherigen Darstellungen wird klar, dass die Rissempfindlichkeit nicht ausschließlich ein Werkstoffphänomen ist, sondern besonders im Fall der oberflächennahen Risse stark mit den Prozessparametern zusammenhängt. Die Auswirkung von oberflächennahen Rissen auf die Produktqualität hängt einerseits von der Nähe zur Oberfläche und der Länge des Risses ab, andererseits davon, ob ein Riss ausgeheilt ist oder nicht, und schließlich besonders stark von den Anforderungen an das Fertigprodukt und den Weiterverarbeitungsprozess.

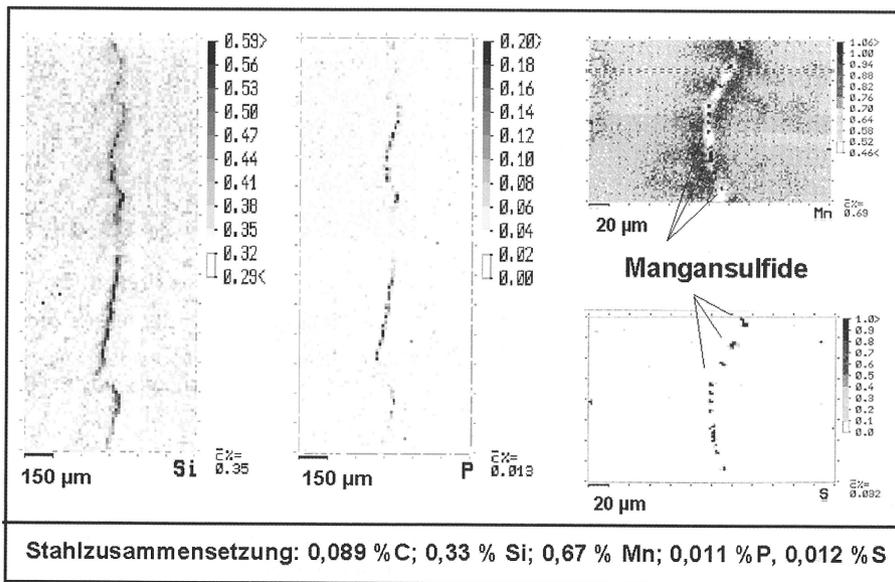


Abb. 5. Konzentrationsverteilung von Si und P in einem geseigerten Riss, rechts Vergrößerung mit Konzentrationsverteilung von Mn und S mit ausgeschiedenen Mangansulfiden¹³

3. Innenrisse

Auch oberflächennahe Risse gehören eigentlich zur Kategorie der Innenrisse. Im Weiteren wird der Begriff Innenriss insofern eingeschränkt, als er nur solche Risse umfasst, die durch das ständige Wechselspiel zwischen Ausbauchen („Bulging“) und Rückbiegen des Stranges zwischen den Rollen, Richten, Strangbehandlung (thermische oder mechanische „Soft Reduction“) oder Wiedererwärmung der Strangoberfläche mit großem Abstand von der Oberfläche im Inneren des vergossenen Materials gebildet werden. Wie in Abb. 1 dargestellt, umfasst dies im Wesentlichen Halbseitenrisse, „Triple-Point“-Risse und Diagonalrisse.

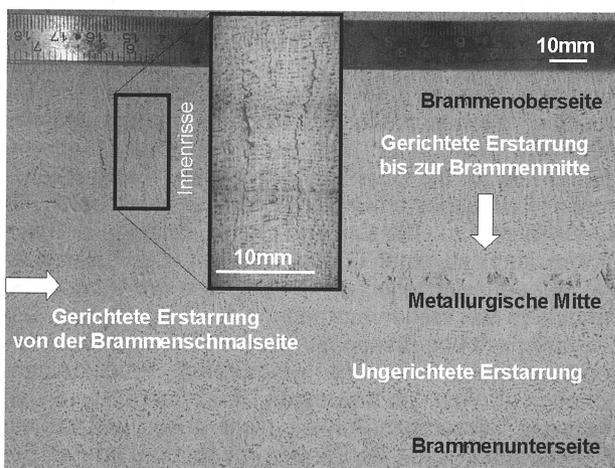


Abb. 6. Tiefätzung einer Bramme mit geseigertem Innenriss und Charakterisierung der Erstarrungsmorphologie, 0,17 %C

Die Bildung solcher Risse entspricht am ehesten der klassischen Theorie der Rissbildung entlang interdendritischen Räumen bzw. zwischen Dendritenpaketen. Der negative Einfluss von stark seigernden Elementen wie

Phosphor oder Schwefel ist deutlich. Abbildung 6 zeigt, dass in Brammen meist typische Kristallisationsformen zu finden sind, wobei ein Unterschied zwischen Ober- und Unterseite besteht. An der Brammenunterseite führen Dendritenfragmente, die in der Schmelze absinken, zu einer „Schüttung“ und zu einem mehr oder weniger stark ausgeprägten Übergang zu ungerichteter Wachstum. Die Brammenoberseite erstarrt meist gerichtet bis zum metallurgischen Zentrum der Bramme, das wiederum in Richtung der Oberseite verschoben ist. Risse finden sich nur in gerichtet erstarrten Bereichen, wo die Belastung senkrecht zur Hauptkristallisationsrichtung auftritt.

Weit innen liegende Risse haben einen deutlich weniger negativen Einfluss auf die Produktqualität, allerdings kommt auch hier der Umformgrad zum Tragen. Konzentrationsanreicherungen in ausgeheilten Rissen führen zu einem veränderten Umwandlungsverhalten und zu Gefügezeitigkeit. Diese Problematik besteht vor allem bei geringen Umformgraden (z. B. Grobblech). Innenrisse können auch bei produktspezifischen Arbeitsschritten wie dem Besäumen an die Oberfläche gelangen. In der Qualitätssicherung wird das Verhältnis der mittleren Risslänge zum mittleren Rissabstand als Rissindex verwendet. Auch Richtreihen werden zur Beurteilung herangezogen.

Einfluss auf die Innenrissbildung nehmen Anlagenkonfiguration, Anlagenwartung und der vergossene Werkstoff. Die ständige Verbesserung von maschinenbaulicher Seite hat zu einer generellen Verminderung des Problems an modernen Anlagen geführt. Dennoch wirken sich der Trend zu höheren Gießgeschwindigkeiten und die zunehmende Produktion von Stahlsorten mit ungünstigen Werkstoffeigenschaften negativ aus. Zu diesen Stählen zählen auf dem Flachproduktsektor phosphorlegierte ULC-Stähle ebenso wie schwefelgeregelte Baustähle mit geringem Mangan/Schwefel-Verhältnis auf dem Langproduktsektor. Sowohl hohe P-Gehalte als auch niedrige Mn/S-Verhältnisse wirken sich negativ auf die Rissempfindlichkeit aus^{1, 14}.

4. Anforderungen an Heißrissbildungsmodelle

4.1 Allgemeine Anforderungen

Im vorangegangenen Abschnitt wurde versucht, die Zusammenhänge zwischen Prozess, Werkstoff, Weiterverarbeitung und Produktanforderung im Hinblick auf die Heißrissproblematik darzustellen. Dem stehen heute Heißrissbildungsmodelle gegenüber, die entweder eine qualitative Beurteilung der Rissanfälligkeit oder eine Quantifizierung, meist in Form kritischer Dehnungswerte, ermöglichen. In allen Fällen beziehen sich die Kriterien jedoch hauptsächlich auf den Werkstoff². In mehreren Modellen wird die Grenze der Nachspeisung gebildeter Risse definiert. Auch dies stellt eine Einschränkung dar, da in stranggegossenen Stählen auch ausgeheilte Risse ein ernstzunehmendes Problem bedeuten können.

Die Ansprüche an ein Heißrissbildungsmodell folgen aus dem Anwendungszweck. Für die Qualitätssicherung müssten, unter Berücksichtigung der verfügbaren Anlagendaten und nach erfolgter Anpassung an spezifische Verhältnisse, Rückschlüsse auf das Auftreten von produktschädigenden Innenrissen gezogen werden können. Es sollte auch im Hinblick auf die Produktion neuer Stahlsorten Hinweise auf zu erwartende Probleme geben.

In einer höheren Entwicklungsstufe müsste ein Heißrissbildungsmodell auch Ansätze zur Optimierung der stahlsortenspezifischen Produktionsvorschriften liefern können. Dies verlangt allerdings eine gekoppelte Betrachtung der beschriebenen Einflussgrößen.

Hinsichtlich der Auslegung und Inbetriebnahme neuer Anlagen sollte ein Heißrissbildungsmodell die Quantifizierung der zu erwartenden Rissbildung für definierte Stähle erlauben.

4.2 Berücksichtigung des Prozesses

Um diese Anforderung zu erfüllen, kann sich ein Heißrissbildungsmodell nicht auf die Beschreibung von Werkstoffeigenschaften beschränken. Speziell für die Bildung oberflächennaher Heißrisse spielt der Prozess eine entscheidende Rolle. Die Ursache für die Bildung von Rissen liegt ganz wesentlich in der Ausbildung von Schwachstellen, welche nachfolgend überkritisch beansprucht werden. Die Ausbildung der Schwachstellen – z. B. Einziehungen – bzw. die Neigung eines Werkstoffs, unter definierten Bedingungen (Format, Gießgeschwindigkeit, Gießpulver, Kokillenkonzentration usw.) Schwachstellen auszubilden, muss berücksichtigt werden. Erst wenn sich eine Schwachstelle ausgebildet hat, spielt die Rissempfindlichkeit des Werkstoffs eine Rolle.

Die Problematik der Bildung von Einziehungen ist wiederum anlagenspezifisch bzw. formatspezifisch. Während beim Rundstranggießen vor allem peritektische Stähle zur Bildung von Einziehungen neigen, tritt die Ausbildung einer Rhomboidität bei Knüppeln speziell im Bereich zwischen 0,3 und 0,6 % C auf.

Die Entwicklung der Beobachtung der thermischen Vorgänge in der Kokille („Mould Monitoring“) könnte eine wertvolle Hilfe für die Identifizierung von Ungleichmäßigkeiten liefern¹⁷.

Für die Bildung von Innenrissen spielen makroskopische Inhomogenitäten eine wesentlich geringere Rolle. Auf Basis einer guten Strangmechanik lassen sich Dehnungen und Dehnraten im Zweiphasengebiet sehr

genau beschreiben^{z. B. 15}. Für den Problemkreis der Innenrissbildung könnte sich ein Dehnungskriterium deshalb als durchaus ausreichend herausstellen. Für die Beschreibung des Einflusses der Dehnrate kann man auf umfangreiche Literatur zurückgreifen^{z. B. 16}.

4.3 Berücksichtigung der Mikrostruktur

Der Begriff Mikrostruktur bezieht sich in diesem Fall auf die Erstarrungsstruktur, umfasst jedoch nicht nur Dendriten, sondern auch Primärkörner. Als Primärkörner werden Bereiche definiert, in denen die Dendriten die gleiche räumliche Orientierung zeigen („Dendritenpakete“).

Zwischen Primärkörnern ergeben sich Primärkornengrenzen, also Bereiche, in denen Dendritenpakete mit unterschiedlicher Orientierung aneinander stoßen. Diese Bereiche sind wesentlich breiter als die interdendritischen Räume und, bedingt durch längere Rückdiffusionswege, mit teilweise stärker geseigerter Restschmelze gefüllt. Dies und die bevorzugte Orientierung in Kristallisationsrichtung begünstigen Risseinleitung und Risswachstum.

Abbildung 7 zeigt als Beispiel die Lage von Innenrissen senkrecht zur Hauptkristallisationsrichtung eines Stahls mit 0,6 Gew.-% C. Die Risse wurden in einem Laborversuch erzeugt, die Hauptbeanspruchungsrichtung liegt vertikal. Es ist zu erkennen, dass die Risse bevorzugt entlang von Kornengrenzen wachsen, die senkrecht zur Hauptbeanspruchungsrichtung orientiert sind^{18, 19}. Dies ist bei höherkohlenstoffhaltigen Stählen stärker ausgeprägt als bei vergleichsweise niedriggekohlten Stählen.

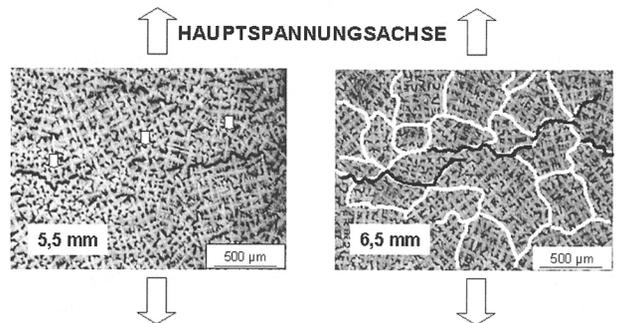


Abb. 7. Primärätzung eines Stahls mit 0,6 Gew.-% C senkrecht zur Erstarrungsrichtung in 5,5 bzw. 6,5 mm Abstand von der Oberfläche, Lage von Innenrissen (links), Primärkornengrenzen (weiß, rechts) und Lage der Risse relativ zu den Kornengrenzen (schwarz)¹⁹

Es lässt sich ableiten, dass die Mikrostruktur (gerichtet, ungerichtet) und ihre Ausbildung (fein, grob) einen großen Einfluss auf Risseinleitung und Risswachstum haben. Dies konnte auch bereits in Heißzugversuchen in den 80er-Jahren gezeigt werden²⁰. Abbildung 8 zeigt die Brucheinschnürung nahe der Solidustemperatur an Stahlproben mit 0,15 bis 0,18 Gew.-% C, die in verschiedenen Positionen aus einer stranggegossenen Bramme gearbeitet wurden. Bei globulitischer Struktur liegt die Temperatur, bei der die Brucheinschnürung null beträgt, deutlich höher als bei gerichtet erstarrten Proben. Bei gerichtet erstarrten Proben liegen solche mit feiner Struktur (nahe der Oberfläche) höher als solche mit grober Struktur. Dies zeigt die zunehmende Heißrissempfindlichkeit in der Reihenfolge glo-

bulitisch – gerichtet fein – gerichtet grob. In Bereichen mit globulitischer Struktur tritt praktisch keine Heißrissbildung auf.

5. Zusammenfassung

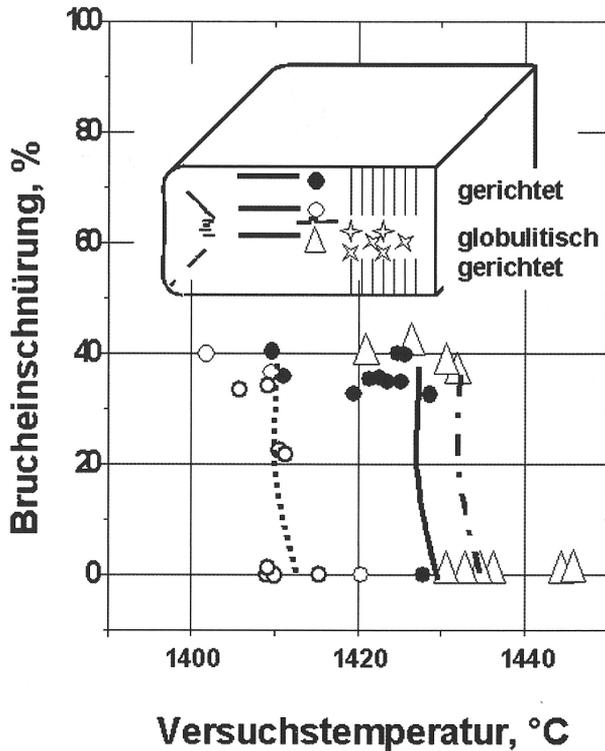


Abb. 8. Ergebnisse von Heißzugversuchen an Proben aus unterschiedlichen Positionen einer stranggegossenen Bramme aus Stahl mit 0,15 bis 0,18 Gew.-% C

Daraus lässt sich die Forderung ableiten, dass ein Heißrissbildungskriterium auch an ein Strukturmodell gekoppelt sein sollte. Vor allem im zentrumsnahen Bereich existieren nur noch wenige und sehr grobe Primärkörner. Die aufgebrachte Gesamtdehnung konzentriert sich somit auf wenige Korngrenzen. Die lokale Dehnung liegt wesentlich höher als die Gesamtdehnung. Wenn die Gesamtdehnung an einer kritischen Dehnung gemessen wird, müsste der kritische Dehnungswert deutlich tiefer liegen. Diese Überlegung zeigt auch, dass es keinen allgemein gültigen kritischen Dehnungswert geben kann, sondern die kritische Dehnung in jedem Punkt einer Stranggießanlage eine andere ist. Ein Strukturmodell muss nicht notwendigerweise auf einem stochastischen Ansatz aufbauen. Bereits durchgeführte Untersuchungen haben gezeigt, dass zwischen Primärkorngröße und Kühlrate sehr einfache Zusammenhänge definiert werden können, die eine Bestimmung der Primärkorngröße in ausreichender Genauigkeit erlauben²¹. Das Betriebsfenster einer Stranggießanlage erlaubt keine unbegrenzte Veränderung der Kühlung, weshalb sich auch die Primärstruktur nur in engen Grenzen verändern kann.

4.4 Berücksichtigung der Stahlzusammensetzung

Der Einfluss der Stahlzusammensetzung auf die Rissempfindlichkeit lässt sich mit Hilfe von Heißrissbildungskriterien tendenziell gut beschreiben². Es sollte jedoch angemerkt werden, dass der Großteil dieser Kriterien von der möglichen Nachspeisung eines gebildeten Risses als Limit ausgeht.

Es wurde gezeigt, dass die Heißrissbildung aus einem sehr komplexen Wechselspiel zwischen Prozess und Werkstoff resultiert. Das Auftreten von Heißrissen ist noch nicht mit einer Qualitätsverminderung gleichzusetzen. Hier spielen die Weiterverarbeitung und die Produktanforderungen eine große Rolle.

Heißrisse treten je nach Anlagentyp bzw. Gießformat in unterschiedlichen Positionen im Gussprodukt auf. Oberflächennahe Fehler gelten allgemein als unannehmer, da sie sich bis zur Oberfläche ausbreiten können. Ausgeheilte Risse sind mit bleibenden Konzentrationsanreicherungen verbunden, die beispielsweise zu einer Gefügezeitigkeit im Produkt führen können. Deshalb können beim Stranggießen auch ausgeheilte Risse eine Qualitätsverminderung bewirken.

Die Definition eines umfassend gültigen Heißrissbildungsmodells für das Stranggießen von Stahl scheint nicht möglich zu sein. Oberflächennahe Risse und Innenrisse scheinen ebenso getrennt betrachtet werden zu müssen, wie dies für verschiedene Anlagentypen notwendig ist. Aber auch für die Arbeit an spezifischen Rissbildungskriterien sind eine Reihe von Methoden notwendig:

- Verständnis der Rissbildungsmechanismen und Formulierung physikalischer Modelle;
- Einsatz gekoppelter numerischer Modelle zur Beschreibung der Wechselwirkungen zwischen Prozess und Produkt;
- gezielter Einsatz von Messtechnik an der Anlage zur Überprüfung der Annahmen und Ergebnisse;
- problemspezifische Abbildung in geeigneten Experimenten zur Definition von Werkstoffkenngrößen;
- Korrelation mit Erkenntnissen aus der Qualitätssicherung.

Am Christian-Doppler-Labor für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen wird im Rahmen des Moduls 2 in Zusammenarbeit mit Voestalpine Stahl und VOEST-ALPINE Industrieanlagenbau an verschiedenen Aspekten der Heißrissbildung geforscht. Erste Ergebnisse finden sich bei ².

Literaturverzeichnis

- ¹ *Schwerdtfeger, K.*: Rissanfälligkeit beim Stranggießen und Warmumformen. Verlag Stahleisen, Düsseldorf (1994).
- ² *Pierer, R., C. Bernhard und C. Chimani*: Gängige Heißrissbildungsmodelle und experimentelle Überprüfung. Vortrag bei der ersten Sitzung der begleitenden wissenschaftlichen Kontrolle des CD-Labors für „Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen“, 149 (2004), H. 3, 95–101.
- ³ *Brimacombe, J. K., und K. Sorimachi*: Crack formation in the continuous casting of steel. *Met. Trans. 8B* (1977), 489–505.
- ⁴ *Chang, H. J., N. H. Lu und M. C. Tai*: Improvement of quality in continuously cast bloom. *SEASI Quarterly 12* (1983), 18–31.
- ⁵ *Bernhard, C.*: Simulation der Innenrissbildung beim Stranggießen von Stahl. *BHM 145* (2000), Heft 1, 22–29.
- ⁶ *Mahapatra, R. B., J. K. Brimacombe und I. V. Samarasekera*: Mold behaviour and its influence on quality in the continuous casting of steel slabs II: Mold heat transfer, mold flux behaviour, formation of oscillation marks, longitudinal off-corner depressions and surface cracks. *Met. Trans. 22B* (1991), 875–888.
- ⁷ *Li, C., und B. G. Thomas*: Thermo-mechanical Finite Element Model of shell behavior in continuous casting of steel. In: *Stefanescu, D. M. et al.*: Proceedings from the 10th Conference on Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes, Destin (USA), TMS (2003), 385–392.
- ⁸ *Park, J. K., B. G. Thomas und I. V. Samarasekera*: Analysis of thermomechanical behaviour in billet casting with different mould corner radii. *Ironmaking and*

Steelmaking 29 (2002), Nr. 5, 359–375. – ⁹ Wolf, M. M.: Continuous Casting, Volume 9: Initial solidification and strand surface quality of peritectic steels. Iron and Steel Society/AIME, USA, 1997. – ¹⁰ 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. – ¹¹ 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. – ¹² Bernhard, C., H. Hiebler and 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. – ¹³ Bernhard, C.: Mechanische Eigenschaften und Rissanfälligkeit erstarrender Stähle unter stranggießähnlichen Bedingungen, Dissertation, Montanuniversität Leoben, 1998. – ¹⁴ 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. – ¹⁵ Mostert, R., R. Haardt and K.-H. Tacke: The effect of straightening and bulging on intercolumnar cracking of slabs. Proceedings of

the 84th Steelmaking Conference, Baltimore, MD, 25–28 March 2001, 177–189. – ¹⁶ 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. – ¹⁷ 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. – ¹⁸ Hiebler, H., and C. Bernhard: Mechanical properties and crack susceptibility of steel during solidification. Steel Research 70 (1999), 349–355. – ¹⁹ Bernhard, C., W. Schützenhöfer, H. Hiebler and M. Wolf: Physical and mathematical modelling of the initial shell strength in continuous casting. Proceedings of the 2nd International Conference on the Science and Technology of Steelmaking, April 2001, Swansea, UK, 87–95. – ²⁰ Mori, T.: High temperature deformation behaviour on solidification. Trans. ISIJ 25 (1985), 648–652. – ²¹ Bernhard, C., und G. Wieser: Zwischenbericht an voestalpine Stahl über das Projekt „Strukturbestimmung an Brammen aus höherfesten Baustählen“, Institut für Eisenhüttenkunde, Montanuniversität Leoben 2000. – ²² Endbericht über das EGKS-Projekt „New Secondary Cooling Patterns for Peritectic and Microalloyed Steel“, EUR 7210, Brüssel, demnächst.