

Simulation der Innenrissbildung beim Stranggießen von Stahl

Ch. Bernhard

Innenrissbildung beim Stranggießen von Stahl – Mechanische Eigenschaften von Stahl nahe der Solidustemperatur – Überblick über Versuchsanordnungen zur Simulation der Innenrissbildung – Prinzip der „Submerged Split-Chill Tensile“ (SSCT) Methode – Einfluss des Phosphorgehalts auf die kritische Dehnung – Einfluss von makroskopischen und mikroskopischen Inhomogenitäten auf die Rissempfindlichkeit – Zusammenfassung der Erkenntnisse in einem Modell – Ausblick auf weitere Arbeiten

Simulation of Internal Crack Formation in Continuous Casting of Steel. Internal crack formation in continuous casting of steel – Mechanical properties near solidus temperature – Survey on test principles to simulate internal crack formation – The submerged split-chill tensile (SSCT) test method – Influence of phosphorus on critical strain – Influence of macroscopic and microscopic inhomogeneities on crack susceptibility – Summary of results in a model – Future activities

1. Einleitung

Die Qualität von Strangguss wird im Wesentlichen durch Oberflächen- und Innenqualität sowie den Reinheitsgrad bestimmt. Den Innenrissen kommt dabei eine wichtige Bedeutung zu. Die häufigsten Innenrissarten sind schematisch in Abb. 1 dargestellt¹⁻⁴. Durch die kontinuierliche Verbesserung der Anlagentechnik und Instandhaltung wurden viele Ursachen für die Innenrissbildung beseitigt. Aktuelle Entwicklungen, wie Schnellgießkokillen und der verstärkte Einsatz von Mikrolegierungselementen (z. B. P, B), haben das Thema jedoch wieder in den Vordergrund gerückt.

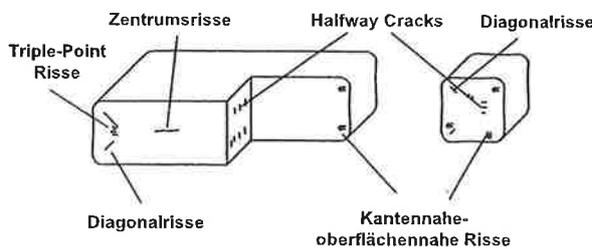


Abb. 1. Typische Lage von Innenrissen nach¹⁻⁴

Risse entstehen prinzipiell durch die Wechselwirkung zwischen mechanischer Beanspruchung und den Werkstoffeigenschaften der erstarrenden Strangschale. Spannungen in der Strangschale können rein mechanisch durch Reibungskräfte, Biege- und Richtvorgänge, Ausbauchen oder Ausziehkräfte entstehen. Auch Temperaturgradienten in der Strangschale können Zug- und Druckspannungen hervorrufen. Da die Spannungen räumlich unterschiedlich orientiert sind, kommt eine sehr komplexe Belastungssituation zustande.

Die Hochtemperatur-Werkstoffeigenschaften hängen wiederum nicht nur von der Stahlzusammensetzung

Dipl.-Ing. Dr. mont. Christian Bernhard, Institut für Eisenhüttenkunde, Montanuniversität Leoben, Franz-Josef-Straße 18, A-8700 Leoben/Österreich.

oder der Temperatur ab. Eine Gussstruktur weist bei ein und derselben Temperatur völlig andere Eigenschaften auf als ein warmverformter Werkstoff. Seigerungen und Ausscheidungen beeinflussen das Verformungsverhalten ebenso wie Korngrößen und Kornorientierung. Deshalb sind die Werkstoffeigenschaften auch stark von der thermischen Vorgeschichte abhängig.

Das Wechselspiel aus Belastung und Verformbarkeit wird zusätzlich durch geometrische Unregelmäßigkeiten in der Strangschale verkompliziert. Einziehungen der Strangoberfläche oder das lokale Abheben der Strangschale von der Kokille und die dadurch verursachte Verminderung der Wärmeabfuhr führen zur Ausbildung von Schwachstellen, in welchen es zu Spannungs- und Dehnungskonzentrationen kommt.

Diese allgemeine Schilderung der Problematik macht klar, dass die Simulation der Rissbildung zur Erarbeitung von Grenzwerten der Verformung mit großen Schwierigkeiten verbunden ist. Deshalb stellen trotz umfangreicher wissenschaftlicher Arbeiten auf diesem Gebiet die empirischen Erfahrungswerte der Anlagenbetreiber und -bauer nach wie vor das wichtigste Hilfsmittel für die Auslegung neuer und den Betrieb bestehender Stranggießanlagen dar.

2. Innenrissbildung

Der grundlegende Mechanismus für die Bildung von Innenrissen (Abb. 2) wurde von mehreren Autoren dargelegt^{6,7}. Die mechanischen Eigenschaften von Stahl während der Erstarrung sind durch ein ausgeprägtes Zähigkeitsminimum im Zweiphasengebiet fest/flüssig gekennzeichnet. Erst mit Unterschreiten der sogenannten Nullzähigkeitstemperatur (NZT) bei vollständiger Durcherstarrung nimmt die Duktilität zu. Die Brucheinschnürung steigt – abhängig von der Stahlzusammensetzung – auf Werte von 100 % oder knapp darunter an. Die Zugfestigkeit nimmt bereits mit Unterschreiten der Nullfestigkeitstemperatur (NFT) zu. Nach Untersuchungen von Shin und Mitautoren⁸, die Heißzugversuche im Zweiphasen-

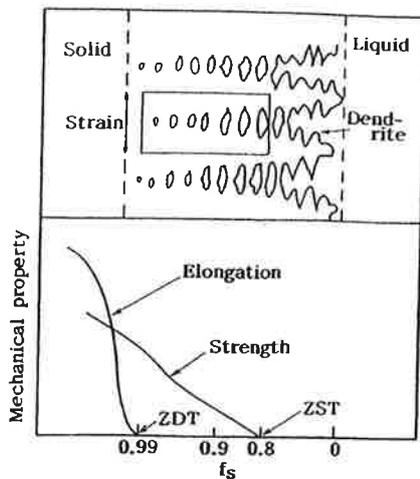


Abb. 2. Mechanische Eigenschaften von Stahl im Zweiphasengebiet fest/flüssig⁶

gebiet durchführten, lässt sich die NFT mit Festkörperanteilen zwischen 0,6 und 0,8 korrelieren. Der Festigkeitsanstieg ist durch die Verästelung der Sekundärarme und die Kapillarwirkung der Restschmelze⁹ zu erklären. Der Temperaturbereich zwischen Nullfestigkeits- und Nullzähigkeitstemperatur NFT – NZT wird als kritisches Temperaturintervall für die Innenrisbildung (CTR) bezeichnet. Eine überkritische Verformung führt zum Aufreißen der Dendritenzwischenräume. Die entstehenden Hohlräume füllen sich mit geseigerter Restschmelze oder bleiben geöffnet. Abhängig von den Anforderungen, die an den Werkstoff gestellt werden, bilden Innenrisse mehr oder weniger schwere Fehler. Geseigerte Innenrisse führen zu Gefügeinhomogenitäten, die auch durch die Wiedererwärmung des Werkstoffs vor der Weiterverformung und die anschließende Verformung nicht mehr ausgeglichen werden.

Das kritische Temperaturintervall CTR wird als qualitatives Maß für die Rissempfindlichkeit eines Werkstoffs herangezogen. Eine Verbreiterung von CTR hat zur Folge, dass ein Volumenelement während der Erstarrung länger im kritischen Temperaturintervall bleibt und in diesem mehr Dehnung aufnehmen muss. Die Rissbildungswahrscheinlichkeit steigt. Die schädigende Wirkung von stark seigernden Elementen wie P, S oder B lässt sich durch diese vereinfachte Vorstellung erklären. Durch die Anreicherung in der interdendritischen Restschmelze kommt es zu einer Absenkung der Solidustemperatur bzw. der Nullzähigkeitstemperatur – das kritische Temperaturintervall wird erweitert. In vorangegangenen Arbeiten¹⁰⁻¹² wurde gezeigt, dass sich die Ergebnisse von Heißzugversuchen durch Mikroseigerungsrechnungen erklären lassen. Heißzugversuche von Hertel und Mitautor¹³ zeigten beispielsweise, dass 90 ppm Bor in einem Kohlenstoffstahl mit 0,82 % C die NZT um 70 °C absenken. Vergleichende Mikroseigerungsrechnungen führen zu einer Verminderung der Solidustemperatur um 88 °C¹⁰. Ähnlich gute Ergebnisse lassen sich auch für Phosphor und Schwefel erreichen, wobei im letzteren Fall die Wechselwirkung mit Mangan zu berücksichtigen ist¹⁴. Die Erweiterung des kritischen Temperaturintervalls in Verbindung mit der Bildung niedrigschmelzender Phasen führt zu einer deutlichen Erhöhung der Innenrissempfindlichkeit.

Unberücksichtigt bleibt bei diesen Betrachtungen der Einfluss der Struktur des erstarrenden Werkstoffs. Innenrisse entstehen überwiegend im gerichtet erstarrten

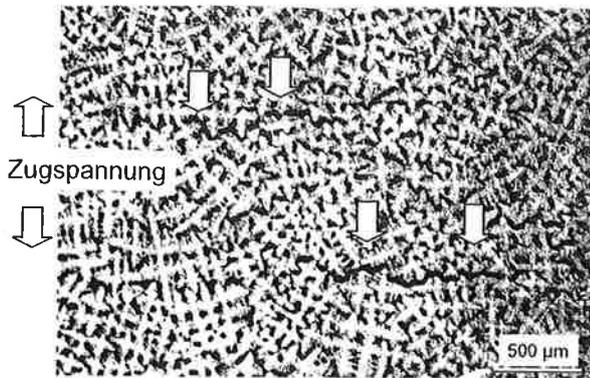


Abb. 3. Geseigerte Innenrisse entlang von Erstarrungskorngrenzen (Stahl: 0,6 % C, Ätzung: Béchet-Beaujard)

Bereich, und zwar senkrecht zur Hauptbeanspruchungsrichtung. Im Gegensatz zu den Verhältnissen in Abb. 2 bilden sich Risse aber nicht zufällig zwischen Dendriten, sondern bevorzugt an Kristallisationskorngrenzen. Dies wurde bereits von Flender und Mitautor¹⁴ und Hiebler und Mitautor¹⁵ gezeigt. Abbildung 3 zeigt geseigerte Innenrisse in einem Stahl mit 0,6 % C senkrecht zur Kristallisationsrichtung (Ätzung Béchet-Beaujard). Die Dendriten erscheinen als helle Kreuze, Unterschiede in der Wachstumsrichtung der Sekundärarme zeigen die unterschiedliche Orientierung der einzelnen Körner. Die Risse breiten sich entlang von Flächen aus, an denen Dendritenpakete mit unterschiedlicher Orientierung aneinander grenzen, und die annähernd senkrecht zur Hauptbeanspruchungsrichtung liegen. Die Risse können sich offensichtlich nicht in beliebiger Richtung ausbreiten, das Risswachstum kommt an ungünstig orientierten Korngrenzen zum Stehen.

Makroskopisch ist die Rissausbreitung entlang von Erstarrungskorngrenzen besonders deutlich an Diagonallrissen (Abb. 1) und Triple-Point-Rissen ersichtlich. Entlang der Diagonale treffen die gerichtet erstarrenden Zonen, die von den einzelnen Kokillenflächen ausgehen, aufeinander. Kommt es beispielsweise durch eine unzureichende Kokillenkonzilität zu einer rhomboiden Verformung des Schalenkastens, tritt eine Spannung senkrecht zu dieser Schwachstelle auf, die zur Bildung von Diagonallrissen führen kann.

3. Versuchsanordnungen zur Untersuchung der Heißrissbildung

Aus den bisherigen Betrachtungen lassen sich folgende Forderungen an Simulationsversuche zur Untersuchung der Rissbildung beim Stranggießen stellen:

- Die Versuchsführung sollte in-situ, also am erstarrenden Probenmaterial erfolgen. Abkühlung und Wiedererwärmung führen zu einer wiederholten Umkristallisation. Austenitkorngröße, Kornorientierung und Ausscheidungsbild stimmen nicht mehr mit dem ursprünglichen Zustand überein.
- Die Abkühlbedingungen sollten mit jenen in der Stranggießmaschine übereinstimmen, um eine gerichtet erstarrte Struktur mit ähnlichen Strukturparametern zu erzeugen.
- Die Hauptkristallisationsrichtung muss senkrecht zur Hauptbeanspruchungsrichtung orientiert sein.

3.1 Konventionelle Heißzugversuche

Der überwiegende Teil der Laboruntersuchungen wurde mit konventionellen Heißzugapparaturen durchgeführt. Von Schwerdtfeger stammt eine Zusammenfassung dieser Arbeiten⁵, die unter anderem die mangelnde Umsetzbarkeit der Ergebnisse in die Praxis bemängelt. Unterschiedliche Versuchsbedingungen wie Temperaturführung, Dehnrates und Probengeometrie führen zu einer breiten Streuung der Ergebnisse. Dies betrifft vor allem den Bereich des ersten Zähigkeitsminimums, wo die Nichteinhaltung der oben angeführten Bedingungen einen starken Einfluss auf die Ergebnisse nimmt.

Deshalb wurden die Versuche zunehmend in-situ durchgeführt, also nach Aufschmelzen und Erstarren der Probe in einem Quarzglasröhrchen. Dabei erfolgt die Wärmeabfuhr hauptsächlich in Richtung der Einspannbacken, was zu einer parallelen Orientierung von Kristallisations- und Beanspruchungsrichtung führt. Zudem kann die Abkühlrate nicht beliebig erhöht werden.

Eine weitere Verbesserung der Versuchstechnik wurde durch das radiale Anblasen der Proben mit Stickstoff erreicht¹³. Damit konnten auch die beiden letzten Forderungen besser erfüllt werden. In Hinblick auf die Heißrissbildung beschränken sich die Ergebnisse jedoch auf die Bestimmung der Nullfestigkeits- und -zähigkeitstemperatur. Über die Breite des kritischen Temperaturintervalls kann eine qualitative Beurteilung der Rissempfindlichkeit des jeweiligen Werkstoffs erfolgen. Eine Aussage darüber, bei welcher Verformung es zur Rissbildung kommt, ist aber nicht möglich. Um kritische Dehnungswerte in Laborversuchen zu ermitteln, wurden deshalb andere Versuchsanordnungen entwickelt, die sich in Zug- und Biegeversuche einteilen lassen.

3.2 Zug- und Biegeversuche an erstarrendem Stahl

Yamanaka und Mitautoren⁶ führten Zugversuche an einem erstarrenden zylindrischen Block mit einem Durchmesser von 155 mm und einer Länge von 700 mm durch (Abb. 4a). Die Schalendicke zu Versuchsbeginn lag bei etwa 40 mm und wurde über Thermolemente im Inneren des Blocks gemessen. Die erstarrende Schale wurde Dehnungen von bis zu 4 % ausgesetzt, die Dehnung wurde optisch bestimmt. Nach dem Versuch wurden Innenrisse durch Schwefelabdrücke detektiert. Für die Versuche wurde ein Stahl mit 0,15 % C, 1,5 % Mn, 0,02 % P und 0,012 % S verwendet. Die Ergebnisse zeigen, dass Risse zwischen Festkörperanteilen zwischen 0,8 und 0,99 auftreten. Dies bestätigt die Annahmen im eingangs vorgestellten Modell. Die Lage der Risse ist von der Gesamtdehnung unabhängig. Die kritische Dehnung wird mit 1,6 % angegeben. Eine wesentliche Aussage der Untersuchungen von Yamanka ist, dass es zu einer „Dehnungsakkumulierung“ kommt, wenn ein Volumselement innerhalb des CTR mehrere Verformungen aufnehmen muss. Dies ist beispielsweise durch das Wechselspiel Ausbauchen und anschließendes Rückbiegen durch die Stützrolle in der Sekundärkühlzone möglich. In wiederholten Zug-/Relaxationsversuchen, bei denen in bis zu fünf Zugversuchen in Einzelschritten von 0,45 %, mit zwischenzeitlicher Unterbrechung von mehr als 8 Sekunden, Gesamtdehnungen von über 1,6 % aufgebracht wurden, zeigte sich, dass die kritische Dehnung von der Anzahl der Zyklen und der Unterbrechungen unabhängig ist. Dieses Ergebnis findet sich auch in den Arbeiten von Kojima¹⁶ und Fujii¹⁷.

Matsumiya führte „In-situ-Schmelz-Biege“-Versuche durch (Abb. 4b)¹⁸. Bei dieser Versuchsanordnung wird eine Probe lokal aufgeschmolzen und gebogen. Die Dehnungen an der Phasengrenze fest/flüssig können jedoch nur berechnet werden. Die kritischen Dehnungswerte liegen – in Abhängigkeit von der Stahlzusammensetzung – zwischen 1 und 4 %. Besonders rissempfindlich sind Stähle mit Kohlenstoffgehalten über 0,2 %, besonders unempfindlich solche mit geringen Kohlenstoffgehalten (0,044 %). Schmelz-Biegeversuche wurden vor allem von japanischen Forschern durchgeführt; eine Zusammenstellung der Untersuchungsergebnisse findet sich bei Nagata und Mitautoren¹⁹.

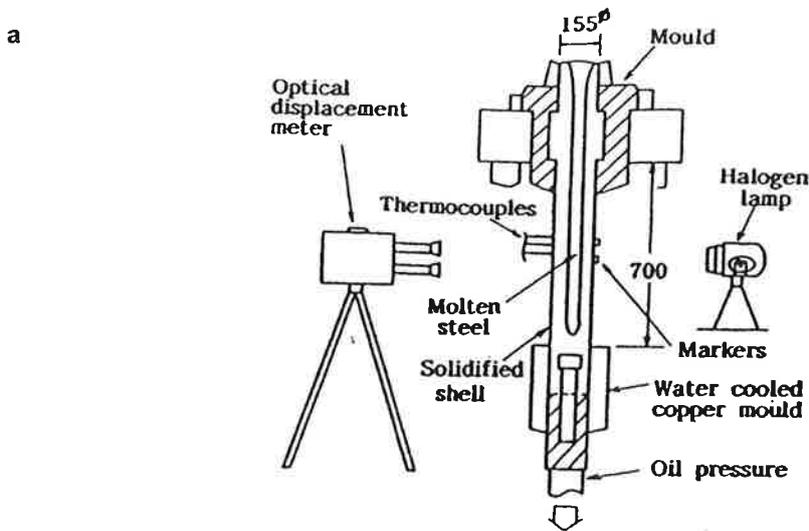
Von Wünnenberg und Flender¹⁴ wurde der in Abb. 4c dargestellte Versuchsaufbau verwendet. Ein Block mit einer Höhe von 715 mm, einer Breite von 500 mm und einer Dicke von 200 mm wird vergossen. Eine Seite des Blocks wird von einer wassergekühlten Kupferplatte begrenzt, die nach etwa 3 min Erstarrungszeit entfernt wird. Danach drückt ein hydraulisch betriebener Stempel die Strangschale nach innen und erzeugt an der Phasengrenze fest/flüssig eine definierte Dehnung. Abbildung 5 zeigt den Vergleich der ermittelten kritischen Dehnungswerte für Stähle mit 0,2 % C mit den Ergebnissen von Fujii und Mitautoren²⁰. Aus beiden Ergebnissen lässt sich der negative Einfluss steigender Dehnrates auf die Innenrissbildung erkennen. Wintz und Mitautoren²¹ verwendeten für ihre Biegeversuche einen ähnlichen Versuchsaufbau wie Flender. Ein erstarrender Block wird durch das Eindrücken eines Stempels verformt, im Bereich des Zweiphasengebiets entsteht eine kontrollierte Dehnung. Eine Erhöhung des P-Gehalts von 0,03 auf 0,1 % verringert bei Kohlenstoffgehalten von 0,15 % die kritische Dehnung von 1 auf 0,8 %. Bei C-Gehalten von 0,4 % verringert sich ϵ_{crit} von 1 auf 0,3 %. Ursache hierfür ist der zunehmende Austenitanteil während der Erstarrung, der zu einer zunehmenden P-Anreicherung im Zweiphasengebiet und, damit verbunden, zu einer Erweiterung des kritischen Temperaturintervalls führt.

3.3 Der „Submerged Split-Chill Tensile“- (SSCT-)Test

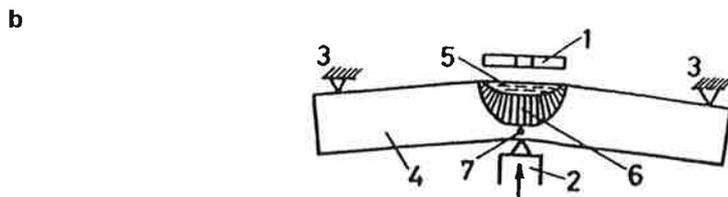
Ein weiterer Versuchsaufbau zur Untersuchung der mechanischen Hochtemperatureigenschaften und der Rissanfälligkeit von Metallen stammt von Kurz und Mitautoren^{22, 23}. Sie führten mit der sogenannten SSCT-Apparatur Heißzugversuche an erstarrenden Al-Legierungen und Stahl durch. Die Apparatur wurde später vom Institut für Eisenhüttenkunde übernommen und adaptiert^{24, 25}.

Eine schematische Darstellung der heutigen Versuchsanordnung zeigt Abb. 6. Ein zweigeteilter Prüfkörper aus Stahl taucht in eine Schmelze in einem Induktionsofen. Der Prüfkörper ist mit oxidischen Materialien beschichtet. Um eine gleichmäßige und verschleißfeste Schicht zu erzielen, hat sich das Flammstrahlen mit ZrO_2 bewährt. Die Wärmeabfuhr wird über die Dicke der Beschichtung kontrolliert.

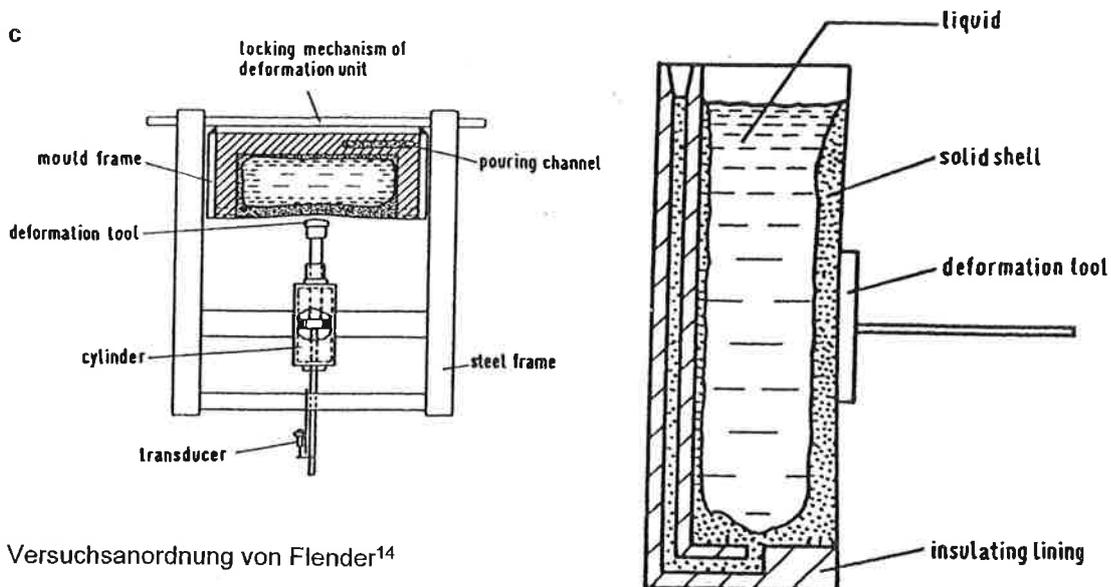
Während einer Haltezeit von bis zu 20 Sekunden erstarnt an der Oberfläche eine Stahlschale. Die Hauptkristallisationsrichtung liegt entgegengesetzt zur Richtung der Wärmeabfuhr, senkrecht zur Prüfkörperoberfläche. Nach Ende der Haltezeit wird der untere Prüfkörperteil hydraulisch abgesenkt. Die Schale wird auf Zug beansprucht. Die typischen Dehnrates liegen bei $2 \cdot 10^{-1}$ bis 1 %/s , entsprechen also den Verformungen des konventionellen Stranggießens. Während des Zugversuchs



Versuchsanordnung von Yamanaka⁶



Schmelz-Biege Versuch nach Matsumiya¹⁸: 1-Induktionsspule, 2-Presskolben, 3-Auflager, 4-Probe, 5-Schmelze, 6-erstarrter Bereich



Versuchsanordnung von Flender¹⁴

Abb. 4. Versuchsanordnungen zur Simulation der Innenrissbildung

werden Kraft und verfahrenerer Weg aufgezeichnet. Die Erwärmung des Prüfkörpers wird mit Thermoelementen im Inneren aufgezeichnet. Aus den gemessenen Temperaturen lässt sich die Wärmestromdichte an der Prüfkörperoberfläche berechnen²⁶. Diese ist, gemeinsam mit der chemischen Zusammensetzung der Stahlschmelze, Eingangsgröße für ein Erstarrungsmodell²⁴. Die Erstarrungsberechnungen liefern die Temperaturverteilung in

der erstarrenden Schale und das Schalenwachstum in Abhängigkeit der Erstarrungszeit unter Berücksichtigung der Mikrosegierung (Abb. 7). Als charakteristische Temperaturen dienen die Oberflächentemperatur T_o , die mittlere Schalentemperatur T_B und die Solidustemperatur T_s . Die gemessene Zugkraft, bezogen auf die errechnete belastete Schalenquerschnittsfläche, liefert eine mittlere Zugspannung.

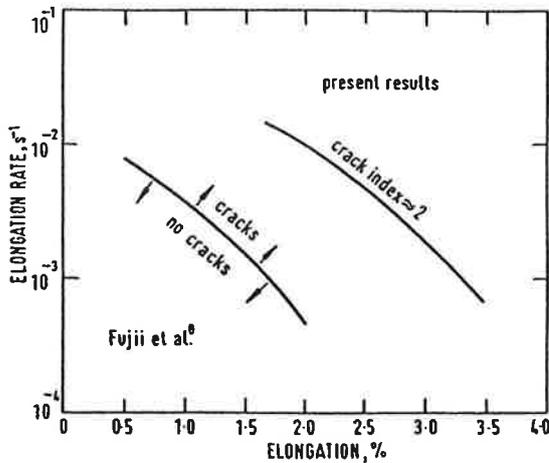
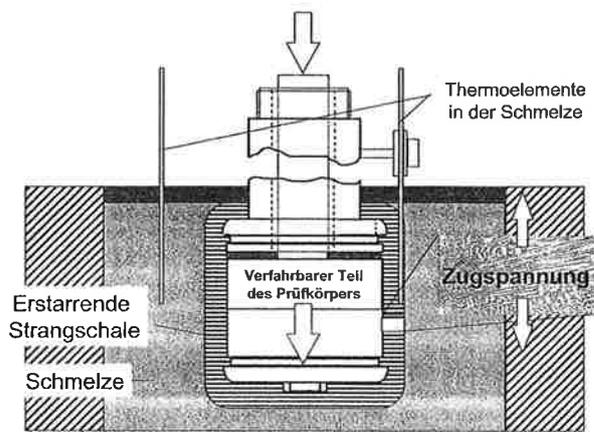


Abb. 5. Einfluss der Dehnrates auf die kritische Dehnung^{14,20} (Stahl 0,2 % C)



Induktionsofen

Abb. 6. Versuchsanordnung der SSCT-Methode^{10,11}

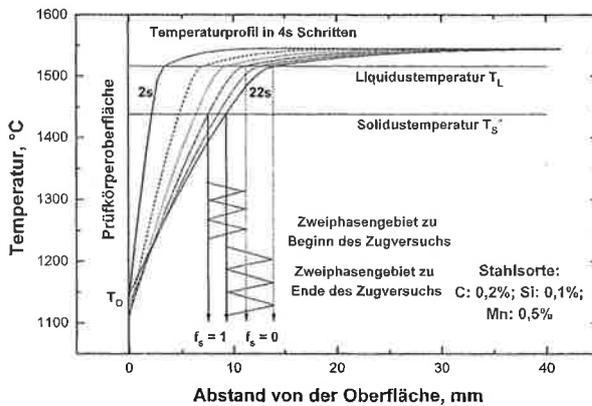


Abb. 7. Berechnete Temperaturverteilung und Schalenwachstum in Abhängigkeit der Zeit¹¹

Abbildung 8 zeigt typische Spannungs-Dehnungs-Kurven für Stähle mit 0,11 bis 0,125 % C und unterschiedlichen Phosphorgehalten unter sonst gleichen Versuchsbedingungen (12 s Haltezeit, 8 s Versuchszeit). Die Versuche mit 0,011 (C1) und 0,021 % C (C2) zeigen eine ähnliche Charakteristik. Nach einem annähernd linearen Spannungsanstieg zu Beginn des Versuchs ergibt sich ein langsamer Übergang zu einer weitgehend

konstanten Spannungshochlage. In diesem Bereich entlastet der Werkstoff über Kriechprozesse. Im Gegensatz dazu erreicht die Spannung bei den Versuchen mit 0,024 (C3) und 0,028 % P (C4) ein Maximum und fällt danach ab. Dies deutet auf eine Entlastung des Werkstoffs durch Rissbildung. Tatsächlich ergibt die metallografische Untersuchung der erstarrten Proben, dass sich bei Versuch C1 keine Risse gebildet haben, dass bei Versuch C2 vereinzelt Innenrisse auftreten und die Schale bei den Versuchen C3 und C4 vollständig abreißt. In den letzten beiden Fällen beginnt die Rissbildung an der Erstarrungsfront. Die fortgesetzte Verformung führt zu einer Einschnürung im Bereich der entstandenen Risse, wodurch die gesamte Dehnung auf einen schmalen Bereich konzentriert wird. Die lokale Dehnung ist deshalb wesentlich höher als die mittlere Dehnung und führt zum Schalenabriss.

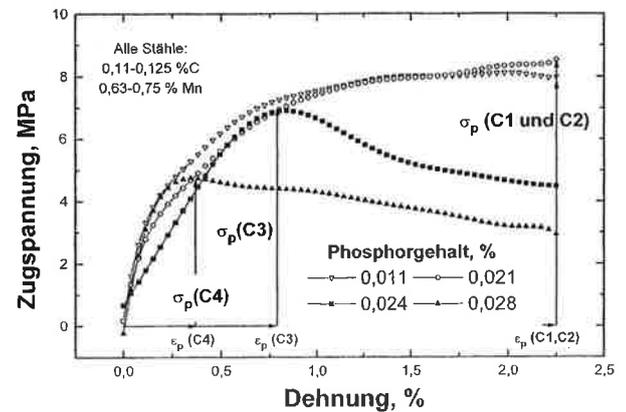


Abb. 8. Einfluss des Phosphors auf Spannungs-Dehnungskurven von Stählen mit 0,11–0,125 % C²⁷

Als charakteristische Kennwerte aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm können die maximale Zugspannung σ_p und die zugehörige Dehnung ϵ_p angegeben werden. Wird während des Versuchs ein Spannungsmaximum erreicht, eignet sich ϵ_p als Richtwert für die kritische Dehnung, die eine Strangschale unter den gegebenen Bedingungen aufnehmen kann. Bei Versuch C1 führt eine Gesamtdehnung von 2,25 % noch nicht zur Rissbildung, während bei höheren Phosphorgehalten die kritische Dehnung auf 0,8 % (C3) bzw. 0,35 % (C4) sinkt. Für Versuch C3 lässt sich keine kritische Dehnung angeben, hier kann durch sukzessive Verringerung der aufgetragenen Gesamtdehnung ein kritisches Limit ermittelt werden. Die Ergebnisse der SSCT-Versuche erlauben somit eine quantitative Beurteilung des Einflusses von Legierungselementen auf die Rissempfindlichkeit.

Neben der Stahlzusammensetzung nimmt auch die Schalendicke wesentlichen Einfluss auf die kritische Dehnung. Abbildung 9 zeigt die Abhängigkeit von ϵ_p von der homologen Schalentemperatur. Diese dient dazu, Versuche an Stählen mit unterschiedlicher Zusammensetzung bzw. Solidustemperatur vergleichen zu können. Eine homologe Temperatur von 0 entspricht der Solidustemperatur, steigende Temperaturen entsprechen tieferen mittleren Schalentemperaturen und höheren Schalendicken. Die dargestellten Werte stammen von einer Versuchsserie an Stählen mit 0,2 bis 0,25 % C und 0,002 bis 0,007 % B, die sich als besonders rissempfindlich erweisen. Bei dünnen Schalen (kurze Haltezeiten), entsprechend der Anfängerstarrung in der

4. Diskussion

Die umfassenden wissenschaftlichen Arbeiten auf dem Gebiet der Laborsimulation der Innenrissbildung beim Stranggießen von Stahl vermitteln ein sehr uneinheitliches Bild. Kritische Dehnungswerte schwanken zwischen wenigen Zehntel Prozent und 4 %, ohne dass die Einflussgrößen auf die Ergebnisse klar erkennbar wären. Die Auslegung von Stranggießanlagen beruht deshalb nach wie vor überwiegend auf empirischen Erfahrungswerten von Betreibern und Anlagenbauern. Im Hinblick auf die Entwicklung neuer Gießverfahren und die Weiterentwicklung bestehender Verfahren wären allgemein gültige Grenzwerte jedoch hilfreich.

Die vorgestellten Ergebnisse zeigen, dass die SSCT-Methode bei der Untersuchung der Innenrissbildung Vorteile gegenüber anderen Untersuchungsmethoden hat. Die Beschichtung des Prüfkörpers ermöglicht die Steuerung der Abkühlbedingungen. Wie in vorangegangenen Arbeiten gezeigt wurde, können auf diese Weise sowohl die hohen Anfangskühlraten des Knüppelstranggießens mit Ölschmierung und der endabmessungsnahen Gießverfahren, wie auch die niedrige Wärmeabfuhr des Brammenstranggießens simuliert werden²⁶. Dies beeinflusst auch entscheidend die Ausbildung der Gussstruktur.

Im Gegensatz zu den konventionellen Heißzugversuchen werden im SSCT-Versuch auch quantitative Belastungsgrenzwerte ermittelt. Die entstandenen Risse können metallografisch untersucht werden. Abbildung 11 zeigt ein „Concentration-Mapping“ eines geseigten Risses in einem Stahl mit 0,089 % C, 0,41 % Si, 0,67 % Mn, 0,011 % P und 0,012 % S²⁷. Der Riss wird durch die stark erhöhten Mn-, Si- und P-Gehalte deutlich abgebildet. Der Phosphorgehalt steigt auf Werte von mehr als 0,2 % an, in einzelnen Phasen finden sich Phosphorkonzentrationen von mehr als 1 %. Derartige Inhomogenitäten lassen sich auch durch nachfolgende Wärmebehandlungs- oder Verformungsprozesse nicht mehr beseitigen.

Der Einfluss einzelner Versuchsparameter auf die ermittelten kritischen Dehnungswerte lässt sich aus dem SSCT-Versuch quantifizieren und erklären. Die Erkenntnis der bisherigen Arbeiten wird schematisch in Abb. 12 zusammengefasst. Neben der Stahlzusammensetzung erweisen sich makroskopische und mikroskopische Inhomogenitäten der Strangschale als wesentliche Einflussgrößen. Diese führen zu lokalen Dehnungsmaxima, welche die Rissbildung begünstigen. Unregelmäßiges Schalenwachstum, ausgelöst durch Einziehungen oder lokales Abheben der Schale von der Kokille, führt vor allem während der Anfangserstarrung zu erhöhter Rissbildungswahrscheinlichkeit. Verstärkt wird dieser Effekt durch mikroskopische Fehlstellen (z. B. Erstarrungskomgrenzen). Diese führen zu einer fast punktuellen Konzentration der Gesamtdehnung und zum Überschreiten der zulässigen Beanspruchung. Die Stahlzusammensetzung beeinflusst sowohl Schalenwachstum als auch Erstarrungsstruktur (Seigerungen, Ausscheidungen) und darüber die Rissempfindlichkeit. Die Erstarrungskinetik bestimmt die Erstarrungsstruktur, aber auch die Verweilzeit eines Volumenelementes im kritischen Temperaturbereich. Eine Verkürzung der Verweilzeit verringert die akkumulierte Dehnung und damit die Rissbildungswahrscheinlichkeit.

Auf der Basis dieses einfachen Modells ließe sich eine allgemein gültige Formulierung von Rissbildungs-

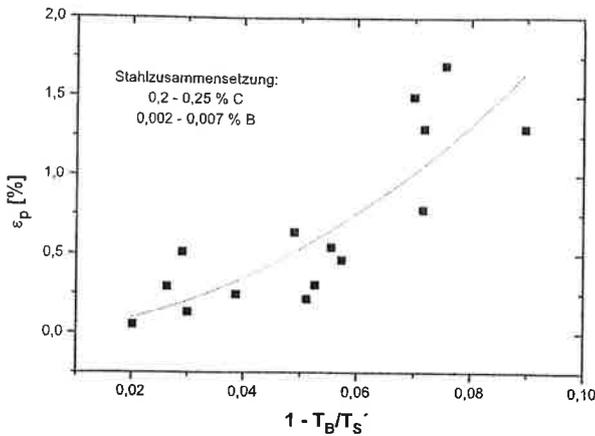


Abb. 9. Kritische Dehnung in Abhängigkeit der homologen Temperatur

Kokille, führen bereits Gesamtdehnungen von wenigen Zehntel Prozent zur Rissbildung. Mit zunehmender Schalendicke nimmt ϵ_p bis auf Werte von rund 1,5 % zu. Die Hauptursache für diese Tendenz liegt im unregelmäßigen Schalenwachstum. Schwankungen von wenigen Zehntel Millimetern führen bei einer Schalendicke von zwei Millimetern oder weniger zu einer unmittelbaren Einschnürung der Probe. Die daraus resultierende fast punktuelle Dehnungskonzentration übersteigt die Belastbarkeit des Werkstoffs um ein Vielfaches. Bei dickeren Schalen verteilt sich die Dehnung wesentlich gleichmäßiger über die Probe, der Werkstoff ist in der Lage, höhere Gesamtdehnungen aufzunehmen.

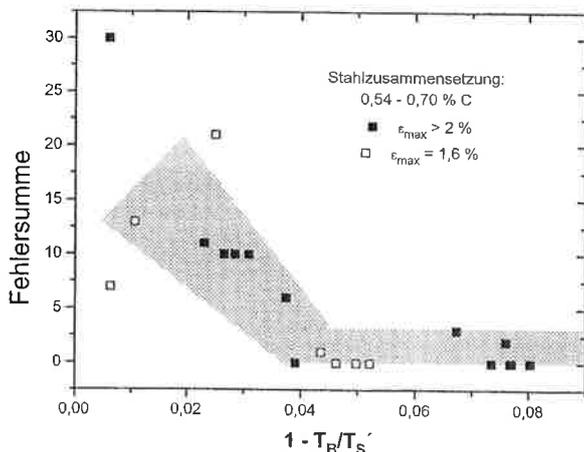


Abb. 10. Fehlersumme in Abhängigkeit der homologen Temperatur

Die metallografische Untersuchung der erstarrten Proben ermöglicht auch die Quantifizierung der Werkstoffschädigung. Die Anzahl der gebildeten Risse, gewichtet nach dem Ausmaß der Schädigung, ergibt eine Fehlersumme. Für Versuche an Stählen mit 0,54 bis 0,70 % C ist in Abb. 10 die Fehlersumme über der homologen Temperatur dargestellt. Wieder zeigt sich, dass dünne Schalen bei einer aufgetragenen Gesamtdehnung von 1,6 % wesentlich empfindlicher sind als Schalen mit einer Dicke von sechs Millimetern und mehr (vergleichbar einer homologen Temperatur von 0,04 und höher).

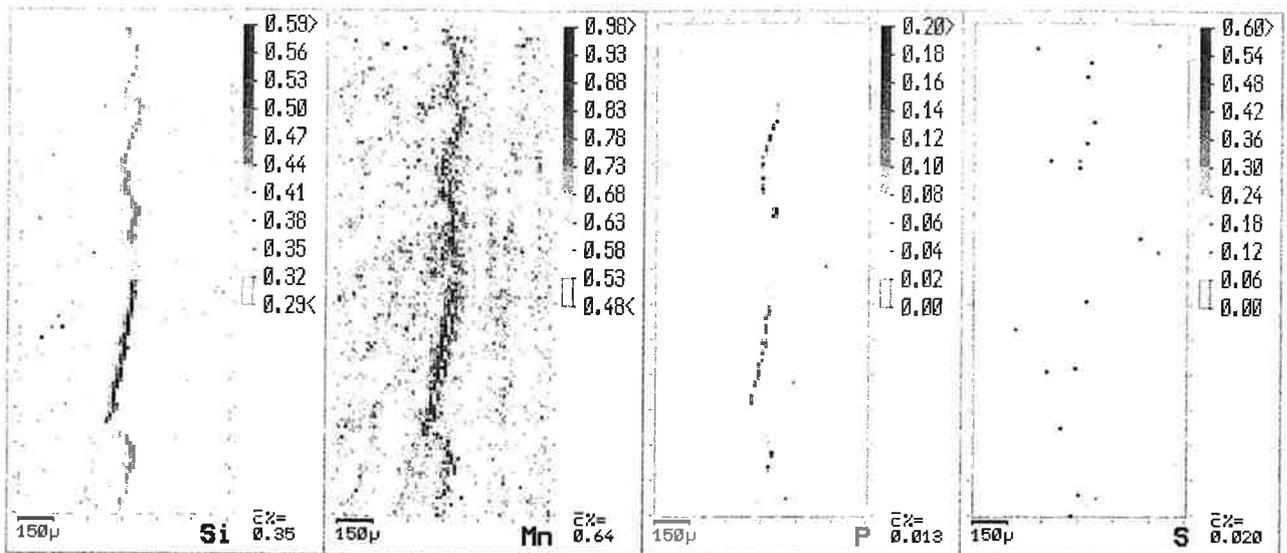


Abb. 11. Concentration Mapping eines geseigerten Risses (Stahl: 0,089 %C, 0,41 % Si, 0,67 % Mn, 0,011 % P und 0,012 % S)

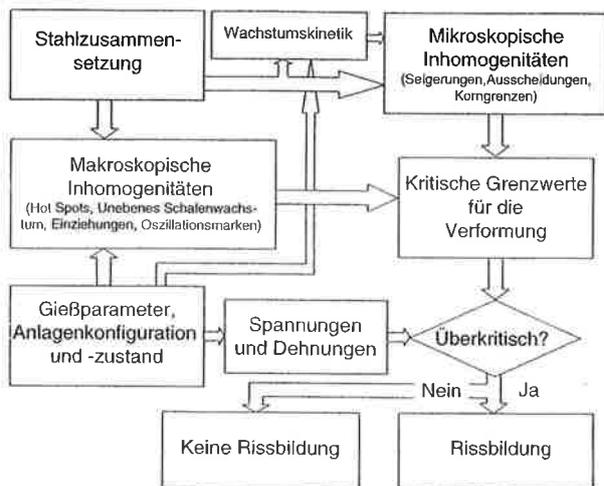


Abb. 12. Schema für ein allgemein gültiges Rissbildungskriterium

kriterien finden. Wichtige Randbedingung bleibt aber die möglichst genaue Kenntnis der auftretenden Beanspruchungen im Stranggießprozess. Die ständig fortschreitende Entwicklung auf dem Gebiet der mathematischen Simulation und die Bestrebungen zur Ermittlung verbesserter Werkstoffkenndaten sollten hier jedoch eine wertvolle Hilfestellung leisten.

5. Zusammenfassung

Die Bildung von Innenrisen bleibt ein zentrales Thema im Bereich der Stranggießforschung. Die vorliegende Arbeit vergleicht verschiedene Versuchsanordnungen zur Simulation der Rissbildung im Labormaßstab. Die am Institut für Eisenhüttenkunde weiterentwickelte SSCT-Methode weist dabei eine Reihe von Vorteilen auf:

- Im Gegensatz zu konventionellen Heißzugversuchen bietet sich die Möglichkeit, den Zugversuch an einer unter stranggießnahen Bedingungen erstarrten Stahlschale durchzuführen. Die Belastung

erfolgt senkrecht zur Hauptkristallisationsrichtung. Die Abkühlbedingungen können in weiten Bereichen variiert und entstandene Risse metallografisch untersucht werden. Der SSCT-Versuch erlaubt auch die Bestimmung quantitativer Belastungsgrenzwerte.

- Im Vergleich zu Schmelz-Biegeversuchen ist die Dehnung an der Phasengrenze fest/flüssig besser definiert.
- Im Vergleich zu anderen Biege- und Zugversuchen erfordert die SSCT-Methode wesentlich weniger Aufwand und gestattet eine flexible und verfahrensspezifische Festlegung der Versuchsparameter.

Die bisherigen Erkenntnisse auf dem Gebiet der Innenrissbildung werden in einem Modell zusammengefasst. In Abhängigkeit von Stahlzusammensetzung und Gießparametern entstehen makroskopische und mikroskopische Inhomogenitäten, die zu Dehnungsmaxima und erhöhter Rissbildungswahrscheinlichkeit führen.

Die laufenden und zukünftigen Arbeiten an der SSCT-Apparatur beschränken sich jedoch nicht auf die Untersuchung der Innenrissbildung, sondern umfassen auch die Ermittlung von mechanischen Werkstoffkennwerten nahe der Solidustemperatur und die Untersuchung des Schrumpfungsverhaltens von Stahl.

Danksagung

An dieser Stelle sei den Herren Dr. mont. Guangmin Xia und Dr. mont. Johann Zirngast für ihre wertvolle Aufbauarbeit gedankt.

Literaturverzeichnis

- ¹ Pühringer O. M. und F. Wallner: Computer aided quality control systems of Voest-Alpine. Metallurgia International 1 (1988), 192–197.
- ² Brimacombe, J. K. und K. Sorimachi: Crack formation in the continuous casting of steel. Met. Trans. B, 8B (1977), 489–505.
- ³ Chang, H. J., Lu, N. H. und M. C. Tai: Improvement of quality in continuously cast bloom, SEASI Quarterly, 12–1 (1983), 18–31.
- ⁴ Hiebler, H.: Gmelin-Durrer, Metallurgy of iron, Bd. 11. Springer, Berlin Heidelberg New York Tokyo 1992.
- ⁵ Schwerdtfeger, K.: Rissanfälligkeit von Stählen beim Stranggießen und Warmumformen. Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1994.
- ⁶ Yamana, A., K. Nakajima, K. Yasumoto, H. Kawa-

shima und K. Nakai: Nouvelle évaluation de la contrainte critique de formation des criques internes en coulée continue. La Revue de Métallurgie – CIT 89 (1992), 627–633. –⁷ Schmidt-mann, E. und L. Pleugel: Einfluss des Schwefel- und Mangan-gehaltes niedriglegierter Stähle mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten auf die Hochtemperaturfestigkeit und -zähigkeit nach Erstarrung aus der Schmelze. Arch. Eisenhüttenwesen 51–2 (1980), 55–60. –⁸ Shin, G., T. Kajitani, T. Suzuki und T. Umeda: Mechanical properties of carbon steels during solidification. Tetsu-to-Hagané, 78 (1992), 587–593. –⁹ Rogberg, B.: An investigation on the hot ductility of steels by performing tensile tests on "in-situ solidified" samples. Scand. J. Metallurgy 12 (1983), 51–66. –¹⁰ Bernhard, C., H. Hiebler und M. Wolf: The effect of P and B on crack susceptibility: New results of the SSCT Test. Proc. Second International Conference on Continuous Casting of Steel in Developing Countries, Wuhan, China 1997, 224–229. –¹¹ Bernhard, C., H. Moitzi, H. Hiebler und M. Wolf: Influence of alloying elements and cooling conditions on hot tearing of steel, measured by the SSCT-Test. Modeling of casting, welding and advanced solidification processes VIII, San Diego, California, June 1998, 923–930. –¹² Bernhard, C. und H. Hiebler: Berechnung von Solidus- und Liquidustemperaturen verschiedener Stahlsorten für stranggießähnliche Erstarrungsbedingungen. Tagungsband des Eisen- und Stahlmetallurgischen Kolloquiums, Montanuniversität Leoben 1996, 98–123. –¹³ Hertel, J., H. Litterscheidt, U. Lotter und H. Pircher: Laboratory simulation of strand shell stresses and strains during continuous casting. Thyssen Technische Berichte 1 (1991) 31–42. –¹⁴ Wünnenberg, K. und R. Flender: Investigation of internal-crack formation in continuous casting, using a hot model. Ironmaking and Steelmaking 12–1 (1985), 22–29. –¹⁵ Hiebler, H. und C. Bernhard: Mechanical properties and crack susceptibility of steel during solidification. Steel Res. 69–9 (1999), 349–355. –¹⁶ Kojima, S., T. Matsukawa und M. Kodama: Condition

of internal cracks in continuous casting of steel slabs. 3rd Process Technology Conference Proceedings 3 (1982), 255–262. –¹⁷ Fujii, H., T. Ohashi und K. Hiromoto: On the formation of internal cracks in continuously cast slabs. Trans. ISIJ 18 (1978), 510–518. –¹⁸ Matsumiya, T., M. Ito, H. Kajjoka, S. Yamaguchi und Y. Nakamura: An evaluation of critical strain for internal crack formation in continuously cast slabs. Trans. ISIJ 26 (1986), 541–546. –¹⁹ Nagata, S., T. Matsumiya, K. Ozawa und T. Ohashi: Estimation of critical strain for internal crack formation in continuously cast slab. Tetsu-to-Hagané 76 (1990), 214–221. –²⁰ Fujii, H., T. Ohashi, T. Ono und K. Asano: Nippon Steel Tech. Rep. 13 (1979), 48–61. –²¹ Wintz, M., M. Bobadilla und J. M. Jolivet: Hot cracking during solidification of steels: effect of carbon, sulphur and phosphorus. La Revue de Métallurgie – CIT, 91–1 (1994), 106–114. –²² Ackermann, P., W. Kurz und W. Heinemann: In situ tensile testing of solidifying Aluminium and Al-Mg-shells. Mat. Sci. Eng. 75 (1985), 79–86. –²³ Wagnieres, J. D. und P. Ackermann: Le laboratoire d'aujourd'hui pour les brames de demain. La Revue Polytechnique 6 (1985), 669–673. –²⁴ Xia, G.: Untersuchungen über das mechanische Verhalten von erstarrendem Stahl unter stranggießähnlichen Bedingungen. Dissertation, Institut für Eisenhüttenkunde, Montanuniversität Leoben 1992. –²⁵ Xia, G., J. Zirngast, H. Hiebler und M. Wolf: High temperature mechanical properties of in-situ solidified steel measured by the SSCT-Test. Proc. 1st Conference on Continuous Casting of Steel in Developing Countries, Beijing 1993, 200–210. –²⁶ Hiebler, H. und C. Bernhard: Crack susceptibility of Carbon Steels under continuous casting conditions measured by the SSCT-Test. Publ. Univ. of Miskolc, Series B, Metallurgy, 39–1, (1995), 363–372. –²⁷ 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 Symposium, January 2000, Sydney, Australia.