

Experimentelle Simulation der Mikrostruktur von gegossenen Dünnbändern

B. Linzer, C. Bernhard und G. Hohenbichler

Dünnbandgießen nach dem Bessemerverfahren – Charakterisierung der Erstarrung – Berechnung der Erstarrungsparameter – Vergleich der Strukturparameter, wie Sekundärdendritenarmabstände zwischen Dünnbandgießen und Stranggießen bei Erstarrungsversuchen mit der Literatur – Einordnung der Erstarrungsmorphologie – Beschreibung von Tauchversuchen zur Simulation der Ersterstarrung in Dünnbandgießanlagen

Experimental Simulations of the Microstructure of Thin Strip Castings. Thin strip casting by the double roller process – Classification of the solidification – Calculation of the solidification parameters – Comparison of the solidification parameters by thin strip casting and continuous casting in solidification experiments with literature – Estimation of the morphology – Description of immersion experiments for solidification simulation in double roller thin strip casters

1. Einleitung

Im geringsten Gießdickenbereich der endabmessungsnahen Gießverfahren hat sich das Dünnbandgießverfahren nach dem Bessemerprinzip (Zweiwalzenverfahren) gegen viele parallel laufende Entwicklungen durchgesetzt. Es werden mittlerweile weltweit eine Reihe von Pilot- und Betriebsanlagen, überwiegend auf dem Rostfreistahlsektor, betrieben:

Betriebsanlagen oder betriebsnahe Anlagen: TKN (Krefeld, Deutschland)¹, AST (Terni, Italien)¹, Nippon Steel (Hikari, Japan)², Usinor/Thyssen (Isbergues, Frankreich), BHP/IHI (Port Kembla, Australien)³, Posco/RIST-Projekt (Pohang, Südkorea)⁴

Pilotanlagen: Pacific Metals/Hitachi Zosen-Projekt (Japan)

Versuchsanlagen: RWTH Aachen, Institut für Bildsame Formgebung (Aachen, Deutschland)⁵, MPI für Eisenforschung (Düsseldorf, Deutschland), British Steel (Teesside, Großbritannien)⁶, IRSID (Maizières-les-Metz, Frankreich)⁵, IMI-Bessemer-Projekt (Boucherville, Kanada).

Die Erstarrung in einer Dünnbandgießanlage ist durch hohe Kühlraten charakterisiert. Dies führt zur Ausbildung einer feinen Struktur mit verminderter Mikroseigerung⁷. Daraus wird ein Potenzial für die Herstellung höher- und hochlegierter Stähle abgeleitet⁸. Im Folgenden werden grundsätzliche Überlegungen zur Strukturausbildung beim Vergießen von Kohlenstoffstählen

angestellt und mit Ergebnissen metallografischer Untersuchungen an vergossenem Dünnband und an Laborproben aus einem Erstarrungssimulator verglichen.

2. Erstarrungsparameter beim Dünnbandgießen

Das Prinzip einer Dünnbandgießanlage nach dem Bessemerprinzip^{9, 10} ist in Abb. 1 dargestellt. Die Erstarrung der Schale erfolgt über den benetzten Umfang der Gießwalzen. Für Gießgeschwindigkeiten von 90 m/min und eine Kontaktlänge von 0,5 m ergibt sich eine typische Kontaktzeit von 0,33 s. Bei einer Banddicke von 2 mm folgt daraus eine mittlere Erstarrungsgeschwindigkeit von 3 mm/s. In einer Brammenstranggießkokille kann man von einer anfänglichen Erstarrungsgeschwindigkeit von rund 1 mm/s ausgehen, welche über die metallurgische Länge auf unter 0,1 mm/s sinkt. Die hohe Wärmeabfuhr aus der Bandschale in die Gießrollen bewirkt auch einen steilen Temperaturgradienten im Zweiphasengebiet. Wie im Folgenden gezeigt wird, liegt dieser

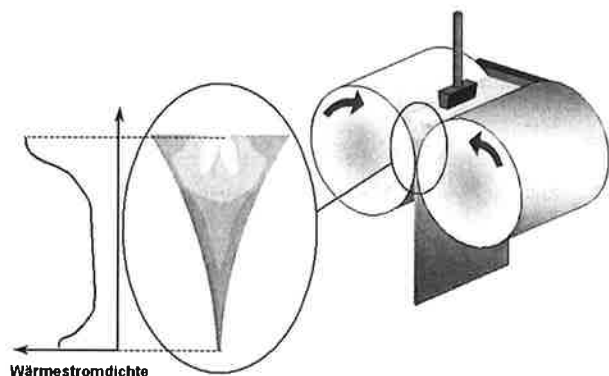


Abb. 1. Prinzipbild des Kokillenbereichs des Dünnbandgießprozesses nach dem Bessemerprinzip mit dem charakteristischen Verlauf der Wärmestromdichte

Dipl.-Ing. Bernd Linzer, Dipl.-Ing. Dr. mont. Christian Bernhard, Christian-Doppler-Laboratorium für Metallurgische Grundlagen von Stranggießprozessen, Montanuniversität Leoben, Franz-Josef-Straße 15, A-8700 Leoben/Österreich; Dipl.-Ing. Dr. techn. Gerald Hohenbichler, VOEST-ALPINE Industrieanlagenbau GmbH & Co, Turmstraße 44, A-4031 Linz/Österreich.

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

beim Dünnbandgießen mehr als um den Faktor 10 höher als beim konventionellen Stranggießen, wodurch die Kühlrate, als Produkt aus Wachstumsgeschwindigkeit und Gradient, um zwei Zehnerpotenzen über jener des Stranggießens liegt.

Der Wärmeübergang zwischen Bandschale und Gießrolle war bereits Gegenstand mehrerer Untersuchungen¹¹⁻¹⁴. Als wesentliche Einflussgrößen wurden Beschichtung und Rauigkeit der Gießwalze, das Vorhandensein von Oxiden an der Oberfläche der Gießwalze, Überhitzung¹⁵ und Oberflächenspannung des vergossenen Stahls ermittelt:

- Oberflächenrauigkeit: Mit zunehmender Rauigkeit nimmt jener Anteil der Schalenoberfläche zu, der in direktem Kontakt mit der Gießrolle steht, und somit nimmt auch der maximal erreichbare Wärmefluss zu¹¹. Die Rauigkeit der Walzen wird infolge begrenzter Benetzung weitgehend nicht abgebildet, was hohe maximale Wärmeströme durch die Rauigkeitsspitzen zur Folge hat¹⁶. Andere Literaturstellen zeigen die Verminderung der Wärmestromdichten mit zunehmender Walzenrauigkeit³¹.
- Oxide an der Gießwalzenoberfläche: Strezov¹¹ zeigt mit Hilfe eines Tauchexperiments, dass die Bildung von Mn-Si-Oxiden an der Substratoberfläche zum signifikanten Anstieg des Wärmeflusses von ursprünglich 10 auf 50 MW/m² führt. Erstarrungsexperimente von Misra¹² bestätigen maximale Wärmeströme im Meniskusbereich von ca. 25 MW/m² und skizzieren einen Mechanismus, durch den diese aus der Schmelze generiert und durch Kapillareffekte an die Oberfläche gefördert werden.
- Überhitzung der Schmelze: Muojekhu¹⁷ und Todokoki¹⁵ zeigen, dass bei zunehmender Überhitzung der vergossenen Schmelze der Wärmefluss im Meniskusbereich zunimmt.
- Oberflächenspannung des vergossenen Stahls: Nach Evans¹⁶ ergibt sich eine Zunahme des Wärmestromes infolge abnehmender Oberflächenspannung der Schmelze durch Variation des Tellurgehaltes. Diese Tendenz wird von Muojekhu¹⁷ bestätigt.

Unterhalb der Meniskuszone kommt es durch den verminderten Wärmeübergang, welcher auf teilweises Abheben der Bandschale von der Gießrolle zurückzuführen ist, und durch die verminderte Temperaturdifferenz zwischen Bandschalen- und Gießrollenoberfläche zu einem Absinken der Wärmestromdichte. Im Bereich um den „Kissing Point“ kann es durch das Wiederanpressen des Bandes zu einem erneuten Anstieg der Wärmestromdichte kommen. Haupteinflussgröße ist hier

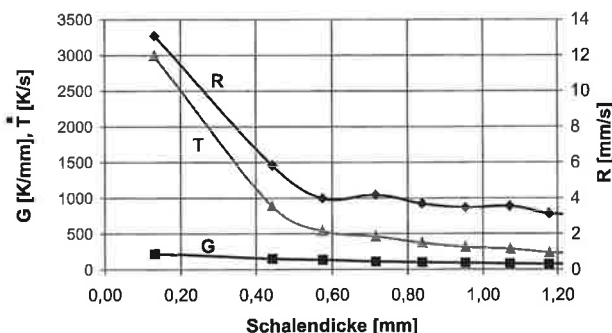


Abb. 2. Berechnete Verläufe für R, G und \dot{T} , am Beispiel von Stahl A

die Kraft, welche das Band im Kissing Point auf die Gießrollen ausübt („Roll Separating Force“).

Für eine erste Berechnung der Erstarrungskenngrößen wurde in einem einfachen numerischen Modell unter Vernachlässigung der Strömung eine Funktion für den Wärmeübergangskoeffizienten über die Kontaktlänge Bandschale/Gießrolle angenommen. Die Form der Funktion wurde den gemessenen Temperaturdaten aus Traves¹³ entnommen, wobei der mittlere Wärmestrom über die gesamte Kontaktlänge 9 MW/m² entspricht.

Aus dem Modell ergeben sich die in Abb. 2 dargestellten Verläufe für R, G und \dot{T} , wobei folgende Definitionen getroffen wurden:

$$G = \frac{\Delta T_s}{s_{(1)} - s_{(0)}} \quad (1)$$

$$\dot{T} = G R \quad (2)$$

- G mittlerer Temperaturgradient im Zweiphasengebiet [K/mm]
- \dot{T} Kühlrate [K/s]
- ΔT_s Erstarrungsintervall ($T_{\text{liq}} - T_{\text{sol}}$) [K]
- $s_{(1)}, s_{(0)}$ Schalendicke bei gegebener Zeit und Position mit Feststoffanteil 1 bzw. 0 [mm]
- R Erstarrungsgeschwindigkeit an der Dendritenspitze ($f_s = 0$) in [mm/s]

Um einen Bezug zu den metallografisch bestimmten Strukturparametern λ_1 und λ_2 herzustellen, wurde die lokale Erstarrungszeit t_f [s] mit

$$t_f = \frac{\Delta T_s}{\dot{T}} \quad (3)$$

berechnet. Für die Berechnung wurden die Stahlzusammensetzungen aus Tabelle 1 herangezogen. Die unterschiedlichen Erstarrungsintervalle und thermophysikalischen Eigenschaften der Stähle führen auch zu unterschiedlichen Erstarrungsparametern.

Die Erstarrungsparameter R und G sind hauptverantwortlich für die Ausbildung der Erstarrungsmorpho-

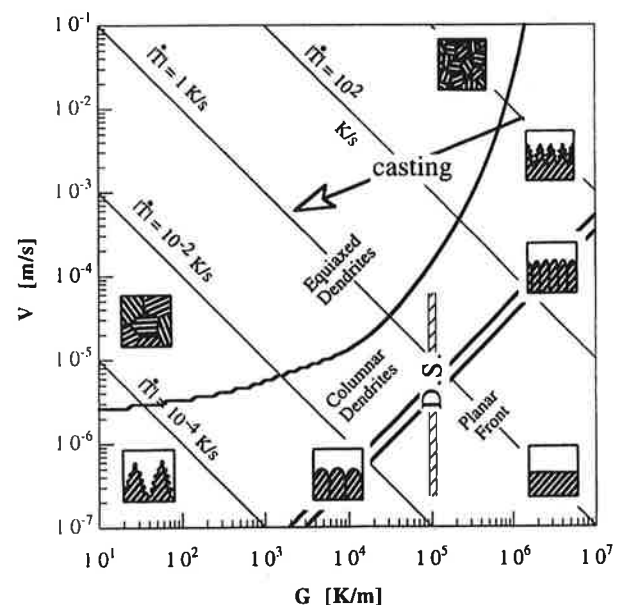


Abb. 3. Zusammenstellung der erzielbaren Mikrostrukturen einer Al-Cu-Legierung²¹

logie. Eine sehr anschauliche Darstellung für das System Al-Cu (mit einem Erstarrungsintervall von 38 K sehr ähnlich den Stählen in Tabelle 1) stammt von Kurz und Gäumann¹⁹, Abb. 3.

Unter der Annahme von einachsiger Wärmeabfuhr (entsprechend den meisten technischen Erstarrungsprozessen) wird gezeigt, dass das Verhältnis von G/R die Ausbildung der Struktur dominiert. Ein steiler Gradient führt bei niedriger Wachstumsgeschwindigkeit zur Ausbildung einer ebenen Erstarrungsfront, ein abnehmendes Verhältnis G/R ändert dies in ein gerichtet dendritisches und schließlich ungerichtet dendritisches Wachstum. Das Produkt von R und G, die Kühlrate, bestimmt die Größe der Mikrostruktur: zunehmende Kühlraten führen zu einer feinen dendritischen Struktur.

Setzt man für eine einfache Abschätzung der Verhältnisse bei Stählen für den Übergang zwischen gerichtet dendritischer und ungerichtet dendritischer Struktur das Modell von Hunt²⁰ an, so ergibt sich als Übergangsbedingung:

$$G > 0,617(100 N_0)^{1/3} \left(1 - \frac{\Delta T_N^3}{\Delta T_C^3}\right) \Delta T_C \quad (4)$$

N_0 Anzahl heterogener Keime pro Volumseinheit [$1/m^3$]

ΔT_C durch Anreicherung bedingte („chemische“) Unterkühlung [K]

ΔT_N Unterkühlung für die heterogene Keimbildung [K]

ΔT_C wurde aus einem Mikroseigerungsmodell bestimmt; der Zusammenhang zwischen Erstarrungsgeschwindigkeit und ΔT_N wird über das Modell von Kurz²² hergestellt. Die Ergebnisse der Berechnungen sind mit einem grau schraffierten Übergangsbereich für Kohlenstoffstähle und mit den typischen Verhältnissen bei konventionellem Stranggießen und Dünnbandgießen in Abb. 4 dargestellt. Wie aus vielen Arbeiten über die Erstarrungsmorphologie von Strangguss zu erwarten ist²³, befindet man sich großteils im Bereich der gerichtet dendritischen Erstarrung. Nur eine äußerst langsame Abkühlung während der Enderstarrung führt zur Ausbildung einer globulitisch erstarrten Mittenzone. Nicht berücksichtigt in diesen Überlegungen sind technologische Einflussmöglichkeiten, wie das elektromagnetische Rühren oder die „Soft Reduction“ und das Absinken von Dendritenfragmenten, welche in der unterkühlten Schmelze weiterwachsen können. Für das Dünnbandgießen ist aus Abb. 4 zu entnehmen, dass das Auftreten einer globulitisch erstarrten Mittenzone unwahrscheinlich ist.

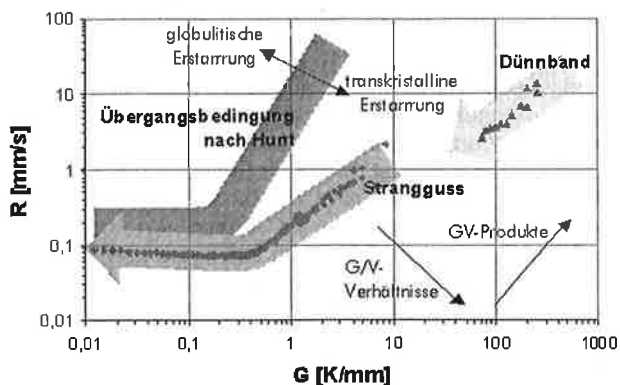


Abb. 4. Berechnete Werte des Überganges von transkristalliner zu globulitischer Erstarrung von Kohlenstoffstählen

Dennoch wurden auch bei direkt gegossenem Dünnband aus korrosionsbeständigen Stahlsorten sogenannte globulitische Mittenzonen beobachtet^{24,5}. Zur Erklärung dienen uns hier technologische Besonderheiten: die Verformung des Zweiphasengebiets im Bereich des Aufeinandertreffens der beiden Bandschalen führt zu einem Kneten und Zurückquetschen von teilerstartem Material. Die Dendritenfragmente werden in der überhitzten Schmelze großteils wieder aufgelöst, teilweise jedoch unter thermisch günstigen Bedingungen im Zwickel über dem Kissing Point angesammelt und von den Bandschalen wieder eingefördert. Verbleiben die Fragmente im Bandzentrum, entsteht der Eindruck einer globulitisch erstarrten Mittenzone.

Wie bereits erwähnt, bestimmen die Erstarrungskenngrößen R und G die Strukturparameter Primär- und Sekundärdendritenarmabstand. Aus den Modellen von Feurer und Wunderlin²⁵ und Katamis²⁶ wurden folgende Zusammenhänge abgeleitet:

$$\lambda_1 = K \cdot R^{-m} \cdot G^{-n} \quad (5)$$

λ_1 primärer Dendritenarmabstand [μm]

K Konstante [$\mu\text{m}(\text{mm/s})^m(\text{K/mm})^n$]

m, n Exponenten

Nach²¹ gilt für $m = 1/4$ und $n = 1/2$, in der Praxis wurden die Werte n und m an die Ergebnisse von Messungen angepasst. Für den Sekundärdendritenarmabstand gilt:

$$\lambda_2 = 5,5(M \cdot t_f)^{1/3} \text{ mit } M = \frac{-\Gamma D \ln(C_1^m/C_0)}{m_L(1-k)(C_1^m/C_0)} \quad (6)$$

M Vergrößerungsparameter [$\mu\text{m/s}^{1/3}$]

m_L Steigung der Liquiduslinie [$^\circ\text{C}/\text{Gew.}\%$]

C_1^m maximale Konzentration in der Schmelze [Gew. %]

Γ Gibbs-Thomson-Koeffizient [K μm]

k Verteilungskoeffizient [1]

C_0 Ausgangskonzentration [Gew. %]

Da die lokale Erstarrungszeit nach Gl. 4 mit \dot{T} zusammenhängt, kann für konstantes ΔT Gl. 6 durch Gl. 7 ersetzt werden:

$$\lambda_2 = K_1 \cdot \dot{T}^{-n} \quad (7)$$

λ_2 sekundärer Dendritenarmabstand

K_1 Konstante [$\mu\text{m}(\text{K/s})^n$]

n Exponent

Der Literatur sind Werte für die Konstante K_1 und den Exponenten n zu entnehmen^{27 bis 30}.

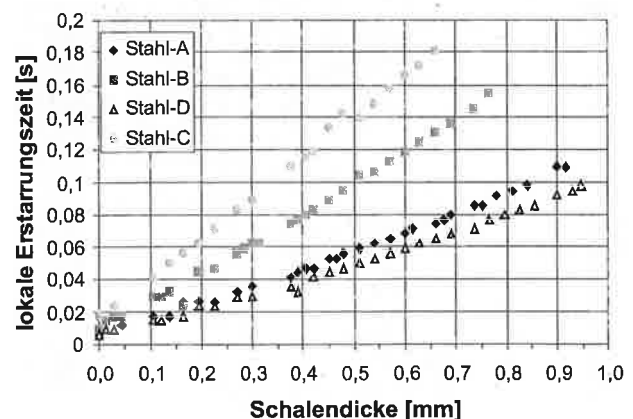


Abb. 5. Berechnete Werte für die lokale Erstarrungszeit in Abhängigkeit der Schalendicke

In Abb. 5 sind die lokalen Erstarrungszeiten für die Stahlsorten aus Tabelle 1 über der erstarrten Schalendicke unter Annahme gleicher thermischer Randbedingungen aufgetragen. Der Einfluss zunehmender Erstarrungsintervalle auf die lokale Erstarrungszeit ist darin sehr gut zu erkennen.

Tabelle 1. Zusammenstellung der verwendeten Legierungen mit den zugehörigen Erstarrungsintervallen

	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	T_{Liqu} [°C]	ΔT_s [K]
A	0,05	0,75	0,2				1528	24,06
B	0,15	0,5	0,2				1521	39,56
C	0,187	0,84	0,17	0,17	0,14	0,32	1515	54,08
D	0,044	0,9	0,045	18,3	8,2		1472	46,51

3. Metallographische Untersuchungen

Die in Abb. 4 dargestellten Überlegungen werden durch metallografische Untersuchungen an direkt gegossenem Dünnband bestätigt. In Abb. 6 wird die typische Struktur für direkt gegossenes Dünnband aus Kohlenstoffstahl gezeigt.

Es ist zu erkennen, dass der gerichtet dendritisch erstarrte Bereich bis in das Bandzentrum reicht. Die beiden gerichtet erstarrten Bandschalen werden durch die Gießrollen am Kissing Point aneinander gedrückt. Im Zentrum können sich Porositäten ausbilden, die jedoch im nachfolgenden Walzstich vollkommen geschlossen werden.

Shiang³² nennt λ_2 -Werte für bandgegossene niedriggekohlte Stahlflächprodukte von 15 μm . Andere Literaturstellen nennen einen Bereich, der von sehr geringen Werten (ca. 2–4 μm) am Rand bis zu 20 μm in der Bandmitte gehen kann²⁴. Die Vermessung von λ_2 -Abständen an einer nicht rostenden austenitischen Stahlprobe der Marke A304 ergab Werte von 2 bis 10 μm ³³. Diese bestätigen die steigende Tendenz, liegen jedoch im gesamten Verlauf wertmäßig unter den Strukturparametern von niedriggekohlten Kohlenstoffstahlproben. Bei höher legierten Stählen (A304, TWIP, TRIP) wurden ebenfalls tendenziell geringere λ_2 -Werte gefunden. Den Effekt der abnehmenden λ_2 -Werte bei zunehmendem Legierungsgehalt beschreiben Kudoh und Wo³⁴.

Zur genaueren Untersuchung und Ursachenforschung der Phänomene des Dünnbandgießens wurde im Rahmen eines Projekts am Institut für Eisenhütten-

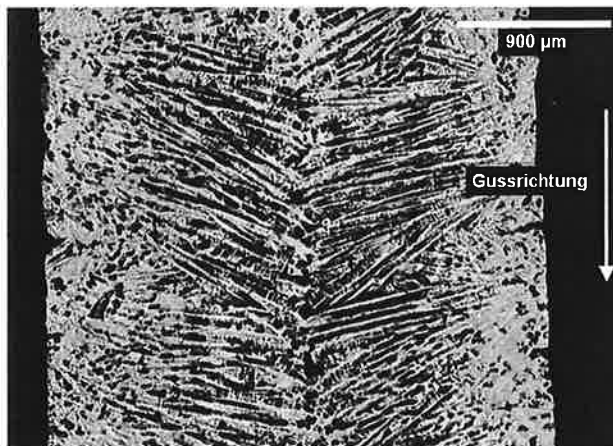


Abb. 6. Querschliff einer direktgegossenen C-Stahl-Dünnbandprobe (Pikrinsäureätzung)

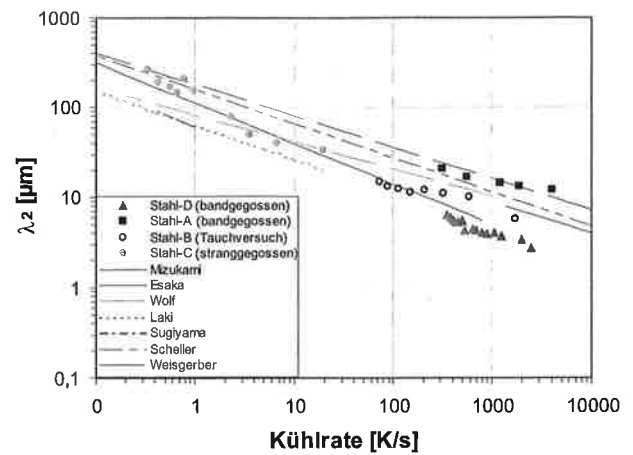


Abb. 7. Gemessene λ_2 -Abstände über der Kühlrate im Vergleich zur Literaturwerten

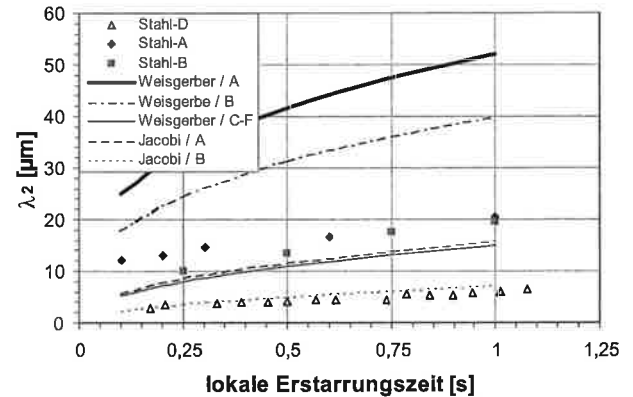


Abb. 8. Gemessene λ_2 -Abstände über berechneten lokalen Erstarrungszeiten im Vergleich zu Literaturwerten^{29, 35}

kunde der Montanuniversität Leoben ein Tauchversuch entwickelt. Ziel ist es, die Erstarrung von direktgegossenem Dünnband zu simulieren, Einflussgrößen zu verändern und deren Auswirkung auf Struktur und Rissbildung zu untersuchen. Um die Eignung des Versuchsaufbaus zu überprüfen, wurden Vorversuche durchgeführt und die erzeugten Bandschalen metallographisch untersucht.

Der Vergleich gemessener λ_2 -Abstände für direktgegossenes Dünnband, Proben aus Vorversuchen des Tauchsimulators und konventionell vergossenen höherfesten Baustahls mit der Literatur ist in Abb. 7 über der berechneten Kühlrate dargestellt. Die Gültigkeit von Gl. 7 erweist sich hier über einen weiten Bereich von Kühlraten. Die Übereinstimmung der Strukturen der Proben aus den Tauchversuchen und direktgegossenem Band ist sehr deutlich erkennbar.

Der Achsenabstand der in dieser Darstellung gebildeten Geraden entspricht nach Gl. 7 der Konstanten K und der Exponent n ist durch die Steigung der Geraden bestimmt. Der Literatur sind, in Abhängigkeit des Legierungsgehaltes, Werte für K im Bereich von 90 bis 150 [K/s] und für n von 0,25 bis 0,45 zu entnehmen^{28–31}.

Abbildung 8 zeigt die gemessenen Sekundärdendritenarmabstände über den berechneten lokalen Erstarrungszeiten. Die eingezeichneten Linien sind berechnete Fittfunktionen zu den Messwerten, deren Form Gl. 6 entspricht. Der theoretische Wert für den Exponenten entspricht $1/3$, wobei in der Literatur hierfür ebenfalls gestreute Werte von 0,33 bis 0,6 zu finden sind³¹.

4. Zusammenfassung und Ausblick

Durch die hohe Wärmeabfuhr und die damit verbundenen hohen lokalen Kühlraten beim Dünnbandgießen ist über den gesamten Querschnitt die Einstellung einer feinen Struktur und eines feinen Gefüges möglich. Dies kann für ausscheidungsempfindliche Stahlsorten ebenso von Vorteil sein wie das Fehlen der Wiedererwärmung vor der Warmumformung. Die Verminderung und Vergleichmäßigung von Seigerungen lässt auch ein Potenzial für neue, höher legierte Legierungskonzepte (TRIP, TWIP) erwarten.

Derzeit konzentrieren sich die Forschungsaktivitäten auf die Stahlmarken A304 (rostfrei, austenitisch) und Fe360 (Baustahl). Um ein breites Spektrum von Stahlsorten auszuloten, sind folgende weitere Arbeiten geplant:

In Schnellerstarrungsversuchen sind optimale Legierungskonzepte und deren sekundärmetallurgische Behandlungsweisen festzulegen, um ein qualitativ hochwertiges Produkt zu erzeugen. Besonderes Augenmerk wird dabei der Erstarrung im Meniskus geschenkt. Das Verständnis dieser Erstarrungsphase erlaubt die Vertiefung der Themen Erstarrungsmorphologie und -struktur sowie die Charakterisierung der Spannungs-Dehnungszustände auf mikro- und makroskopischer Ebene in der wachsenden Bandschale. Diesen Beanspruchungen werden Mechanismen zugeordnet, welche bei früheren Versuchsgüssen von C-Stahl zur Mikrorissbildung führten. Mit den Tauchversuchen werden daher wesentliche Aussagen über Innen- und Oberflächenqualität des Erstarrungsproduktes erwartet.

Literaturverzeichnis

¹ Hohenbichler, G. et al.: Eurostrip – future perspectives of strip casting process for flat steel production. CCC2000 Proc., Linz Juni 2000. – ² Kirihara, T. et al.: World's first commercial windrum strip casting process at Hikari Works of Nippon Steel Corporation. 2002 Electric Furnace Conference Proc., 333–341. – ³ Bagsarian, T.: Unveiling project M. New Steel, Dezember 1998, 56–59. – ⁴ Moon, H.-K. et al.: The status of twin roll strip casting process for steel strip in POSCO/RIST. 2002 Electric Furnace Conference Proc., 499–508. – ⁵ Grosjean, J. C. et al.: Thin strip casting experiments at Irsid and Thyssen Stahl AG. I&SM, August 1993, 27–32. – ⁶ Robson, A. L. et al.: Development in twin roll direct stripcasting. Verein Deutscher Eisenhüttenleute (1994), 443–450. – ⁷ Senk, D. et al.: Investigation of solidification and microsegregation of near net shape cast carbon steels. Steel Research 70 (1999) No. 8+9, 368–372. – ⁸ Giga-cher, G., und B. Linzer: Vergießbarkeit moderner Stähle. 10. Internationaler Studententag, Leoben 2003, ISBN 3–7739–5986–9. – ⁹ Senk, D. et al.: Eigenschaften von direktgegossenen Stahlbändern, hergestellt nach dem Zwei-Rollen-Bandgießverfahren. Stahl und Eisen 118 (1998), Nr. 5, 61–66. – ¹⁰ Jeong, S. I. et al.: Quality and microstructural aspects of AISI 304 steel sheets by twin roll strip casting process. Int. Sym. Modern LC & ULC Sheet Steels for Cold Forming, Aachen, Germany, 1998. – ¹¹ Strezov, L. et al.: Mechanisms of initial melt/substrate heat transfer pertinent to strip casting. 2000 Belton Symposium

Proc., pp. 289–299. – ¹² Misra, P. et al.: The effect of the presence of liquid films on a copper mold surface on the rate of heat transfer during the solidification of steel droplets. ISSTech 2003 Conference Proc., 263–283. – ¹³ Traves, R.-P. et al.: Roll-strip interfacial heat flux in twin-roll casting of low-carbon steels and their effects on strip microstructure. ISIJ International, Vol 38 (1998), No. 12, 1353–1361. – ¹⁴ Guthrie, R. I. L. et al.: Measurements, simulations and analyses of instantaneous heat flux form solidifying steels to the surface of twin roll casters and of aluminium to plasma-coated metal substrates. Metallurgical and Material Transactions B, Vol. 31B, Oktober 2000, 1031–1047. – ¹⁵ Todoroki, H. et al.: Initial solidification of iron, nickel and steel droplets. I&SM, April 1999, 57–71. – ¹⁶ Prates, M., and H. Biloni: Variable affecting the nature of the chill zone. Met. and Mat. Transactions A, Vol 3A (1972), 1501–1510. – ¹⁷ Muojekwu, C. A. et al.: Heat transfer and microstructure during the early stage of metal solidification. Met. and Mat. Transactions B, Vol 26B (1995), 1419–1425. – ¹⁸ Evans, T., and L. Strezov: Interface heat transfer and nucleation of steel on metallic substrates. 2000 Belton Symposium Proc., 289–299. – ¹⁹ Gäumann, M. et al.: Nucleation ahead of the advancing interface in directional solidification. Materials Science and Engineering A226–228 (1997), 763–769. – ²⁰ Hunt, J. D.: Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutectic. Materials Science and Engineering, 65 (1984), 75–83. – ²¹ Kurz, W., und D. J. Fischer: Fundamentals of solidification, (1998) 63–91. – ²² Kurz, W. et al.: Theory of microstructural development during rapid solidification. Acta Metall., Vol. 34 (1986), No. 5, 823–830. – ²³ Stadler, P. et al.: Untersuchung zur Erstarrungsstruktur und Makrosegmentierung von stranggegossenen Stahlbrammen. Stahl und Eisen, Vol. 102, no. 9 (1982), 451–459. – ²⁴ Moon, H.-C. et al.: The status of twin roll strip casting process for steel strip in POSCO/RIST. 2002 Electric Furnace Conference Proc., 499. – ²⁵ Feurer, U., und R. Wunderlin: Einfluss der Zusammensetzung und der Erstarrungsbedingungen auf die Dendritenmorphologie binärer Al-Legierungen. Fachbericht der Deutschen Gesellschaft für Metallkunde, Oberursel, 1977. – ²⁶ Kattamis, T. Z., and M. C. Flemmings: Transactions of the Metallurgical Society of AIME 233 (1965), 992. – ²⁷ Cabrera-Marrero, J. M. et al.: Macro-micro modeling of the dendritic microstructure of steel billets processed by continuous casting. ISIJ 38 (1988), 812–821. – ²⁸ El-Bealy, M., and B. G. Thomas: Prediction of dendrite arm spacing of low alloy steel casting processes. Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 27B, August 1996, 689–693. – ²⁹ Weisgerber, B. et al.: Investigations of the solidification of continuously cast slabs. Steel Research 70 (1999), 10, 403–411. – ³⁰ Scheller, P. R. et al.: Erstarrungsmorphologie und Gefügeigenschaften bei beschleunigter Abkühlung von Fe-Cr-Ni-Legierungen. Erstarrung metallischer Schmelzen in Forschung und Gießereipraxis, Aachen 1999, 15–23. – ³¹ Bernhard, C.: Mechanische Eigenschaften und Rißanfälligkeit erstarrender Stähle unter stranggießähnlichen Bedingungen. Dissertation, Montanuniversität Leoben, 1998. – ³² Shiang, L.-T., and P. J. Wray: The microstructures of strip-cast low-carbon steels and their response to thermal processing. Metallurgical Transactions A, Vol 20A, (1989), 1191–1198. – ³³ Senk, D. et al.: Umformen und Kühlen von direktgegossenem Stahlband. Stahl und Eisen 120 (2000), Nr. 6, 65–69. – ³⁴ Kudoh, M., and B. Wo: Effects of solute elements on primary and secondary dendrite arm spacings in Fe-based alloys. Steel Research 74 (2003), No. 3, 161–167. – ³⁵ Jacobi, H., and K. Schwerdtfeger: Dendrite morphology of steady state unidirectionally solidified steel. Metallurgical Transactions A, Vol. 7A (1976), 811–820.