

Vortragstexte des
Symposiums Stranggießen

Herausgegeben von
Hilmar R. Müller

Stranggießen

TECHNISCHE
INFORMATIONSBIBLIOTHEK
UNIVERSITÄTSBIBLIOTHEK
HANNOVER

DGM

**M A T
I N F O**

WERKSTOFF-
INFORMATIONSGESELLSCHAFT

Erstarrungssimulation von Bronze-strangguss zur Bestimmung von Makroseigerungseffekten

M. Grasser¹, J. Hao¹, M. Wu¹, A. Ludwig¹, J. Riedle², R. Eberle²

¹Christian-Doppler Labor Mehrphasenmodellierung von metallurgischen Prozessen
Department Metallurgie, Universität Leoben, A-8700, Österreich

²Wieland Werke AG Ulm, Vöhringen, Germany

1 Kurzfassung

In der hier vorliegenden Veröffentlichung werden Simulationsergebnisse von zweiphasiger Erstarrungssimulation für Bronzelegierungen diskutiert. Dazu wurde eine Laborgeometrie, für die ein Makroseigerungsprofil gemessen wurde, abgebildet und mit einem Mehrphasenmodell simuliert. Die Variation und der Einfluss von Nachspeisung, thermaler Konvektion und temperaturabhängiger Viskosität werden anhand von binären Simulationen an der Legierung CuSn6 untersucht. Die Erkenntnisse aus der binären Studie fließen schließlich in die Simulation des ternären Systems CuSn5,8P0,048 ein. In dieser Simulation wird die ternäre Thermodynamik des Systems Cu-Sn-P berücksichtigt, die durch eine Spline-Interpolation dritten Grades abgebildet wird. Die erstarrenden Dendriten werden durch wachsende Zylinder approximiert, die, nachdem sie an der Kokillenwand zu wachsen beginnen, mit festgelegter Stranggeschwindigkeit nach unten abgezogen werden. Im Zweiphasengebiet wird die hydrodynamische Interaktion zwischen Schmelze und Festkörper berücksichtigt, die im Zusammenwirken mit Mikroseigerung, verursacht durch die vorliegende Thermodynamik, und Relativbewegung zwischen den beiden Phasen zu Makroseigerung führt. Durch die Erstarrungssimulation kann die positive Makroseigerung an der Strangoberfläche sowie die negative im Stranginneren qualitativ und quantitativ abgebildet werden.

2 Einleitung

Bronzen, im Speziellen Phosphorbronzen, sind häufig verwendete Materialien für technische Produkte. Dabei ist der Stranggussprozess immer noch einer der wichtigsten und auch ökonomischen Bearbeitungsprozesse, obwohl in letzter Zeit zum Beispiel das Sprühkompaktieren immer mehr an Bedeutung gewinnt [1]. Da Bronze ein großes Erstarrungsintervall (ca. 200 K, abhängig von der Zusammensetzung) aufweist, kann es während der Erstarrung zu einer Umverteilung der Legierungselemente und damit zu Makroseigerung im erstarrten Strang kommen. In Bild 1 ist ein typisches Makroseigerungsprofil [2] (Bild 1a), eine 3D Darstellung der Liquidusoberfläche des Systems CuSnP [3] (Bild 1b) und die im Folgenden diskutierte Stranggussgeometrie (Bild 1c) abgebildet. Generell wird an der Oberfläche des Stranges positive Makroseigerung und im Zentrum negative Makroseigerung beobachtet [2]. Das hier angewandte Euler-Euler Mehrphasenmodell [4-6] erlaubt die Berechnung einerseits der Erstarrung aber auch des Geschwindigkeitsfeldes innerhalb des Zweiphasengebietes im Schmelzsumpf und somit eine Vorhersage der Makroseigerung wie auch die Studie der dazu beitragenden Phänomene. Aufbauend auf den bis jetzt durchgeführten Studien wird hier eine Gegenüberstellung von verschiedenen Fällen in Bezug auf den Einfluss verschiede-

ner Strömungsmechanismen und zwei Legierungszusammensetzungen auf die Makroseigerung diskutiert.

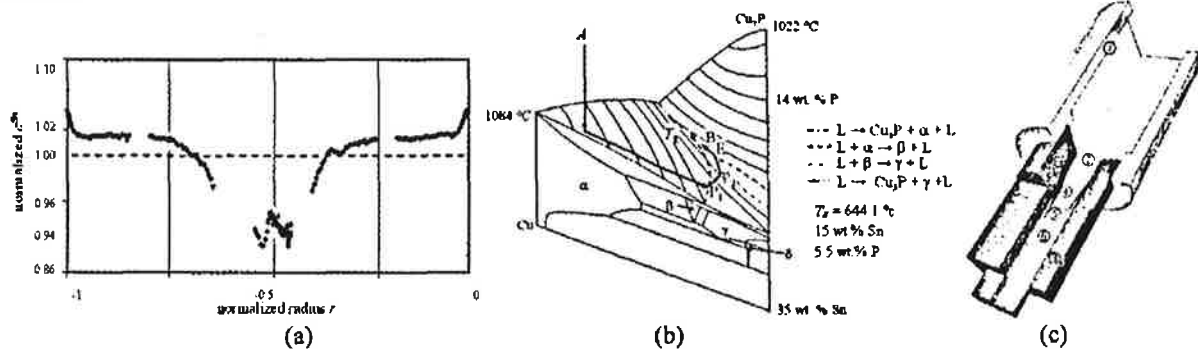


Bild 1: (a) Normiertes Makroseigerungsprofil von Sn für einen runden Vorblock (CuSn7,6P0,022 Legierung) [1]. (b) 3D Liquidusoberfläche des ternären Phasendiagramms Cu-Sn-P in der Cu-reichen Ecke (inklusive Isothermen) bis zu 35 wt. % Sn und 14 wt. % P (basierend auf Berechnungen mit Thermo-Calc, Datenbank CuSnII). Die unterbrochenen Linien zeigen die monovarianten Linien der Liquidusoberfläche an. Vorne: binäres Phasendiagramm von Cu-Sn. Die schwarzen Pfeile zeigen den generellen Verlauf des Erstarrungspfadens einer Legierung mit der Konzentration A (CuSn6P0,5) nach einer Berechnung mit dem Thermo-Calc Scheilmodell; P₁: erste peritektische Rinne, P₂: zweite peritektische Rinne, E: eutektische Rinne, B: Enderstarrung, T_E: ternärer eutektischer Punkt. Auftretende Phasen: α ~ Cu (max. Sn 15,8 wt. %); β ~ Cu₁₇Sn₃; γ ~ Cu₃Sn; δ ~ Cu₄₁Sn₁₁; Cu₃P ~ 14 wt. % P (Phasenbenennung nach [7]) (c) Verwendete Gussgeometrie. Hier ist schematisch ⊙ der Grafitverteiler, ⊕ die Position der in der Simulation verwendeten Einströmöffnung und ⊗ die Grafitkokille dargestellt. ⊕ zeigt die Schmelzregion, ⊗ das Zweiphasengebiet und ⊖ den festen Strang.

2 Modellbeschreibung

Im Folgenden werden das verwendete numerische Modell, sowie Geometrie und Randbedingungen beschrieben. Das zugrundeliegende Mehrphasenmodell wurde für die ternären Berechnungen ergänzt [8]. In der hier vorliegenden Publikation wird dieses Modell zur Vorhersage der Makroseigerung im Strangguss von technischer Bronze eingesetzt.

2.1 Numerisches Modell

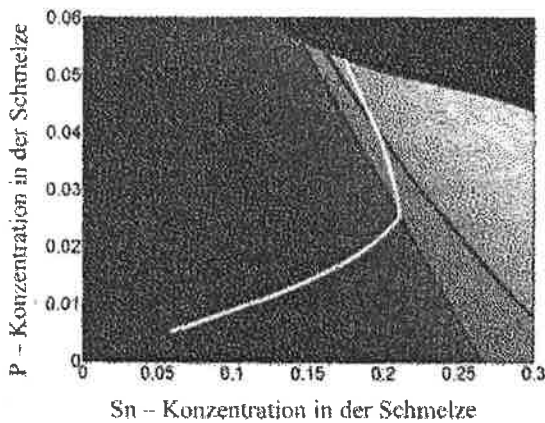
Grundsätzlich wird bei der Erstarrung im Strangguss kolumnare und equiaxiale Kornstruktur beobachtet. In dem hier behandelten Fall wird die Bildung der equiaxialen Körner vernachlässigt, da sie unter den hier angewandten Randbedingungen im Experiment nicht beobachtet wurden. Der Leser sei auf die bereits genannten Veröffentlichungen zur genauen Modellbeschreibung verwiesen, während hier eine kurze Zusammenfassung der wichtigsten Merkmale angeführt wird.

- Kolumnare Dendriten wachsen von der Kokillenwand in zylindrischer Morphologie sobald die Temperatur unter die Liquidustemperatur sinkt.
- Das schalenartige Wachstum wird durch Diffusion um den Zylinder gesteuert.
- Für die binäre Simulation wurde die Thermodynamik für das System CuSn6 laut [1] und für die ternären Berechnungen das System CuSnP (Bild 1b) laut [8] berücksichtigt. Die Liquidustemperatur (Bild 2a) sowie die dazugehörigen Festkörperkonzentrationen (Bild 2b, 2c) wurden durch Splines 3ter Ordnung approximiert und damit die Thermodynamik basierend auf Berechnungen mit Thermo-Calc abgebildet.
- Quellterme für die Berechnung der Strömung verursacht durch Nachspeisung und thermale Konvektion können miteinbezogen werden. Dabei wird für die Nachspeisung der Dichteunterschied zwischen Festkörper und Schmelze berücksichtigt.

- Die mechanische Interaktion im Zweiphasengebiet wird durch Darcys Gesetz und die Permeabilität durch die Blake-Kozeny Näherung [9-10] beschrieben.
- Das Simplified Porosity Modell (SPM) [11] wird zur Berücksichtigung von Porenbildung und Schrumpfung im Strang fallweise verwendet.
- Die Beschreibung der Makroseigerung wird quantitativ durch die folgende Gleichung für die Mischkonzentration, c_{mix} , definiert:

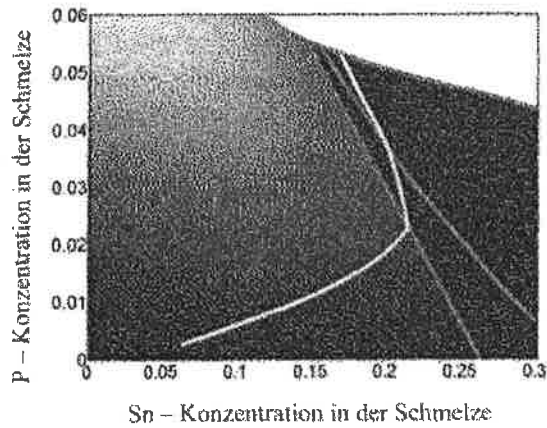
$$c_{mix} = \frac{c_s \cdot \rho_l \cdot f_l + c_c \cdot \rho_c \cdot f_c}{\rho_l \cdot f_l + \rho_c \cdot f_c} \quad (1)$$

Hier ist c_s die (Durchschnitts-) Schmelzkonzentration, c_c die (Durchschnitts-) Festkörperkonzentration, f_l der Volumenanteil der Schmelze, f_c der Volumenanteil des Festkörpers, ρ_l die Dichte der Schmelze und ρ_c die Dichte des Festkörpers.



(a) Festkörperkonzentration Sn

$$\tilde{c}_c^{Sn} : 0 \sim 0.35 \text{ [kg/kg]}$$



(b) Festkörperkonzentration P

$$\tilde{c}_c^P : 0 \sim 0.15 \text{ [kg/kg]}$$

Bild 2: Konturplots (a) zeigt die Konzentration von Sn in der gerade erstarrenden Festkörperphase basierend auf der Konodeninformation $\tilde{c}_c^{Sn} = f_{Sn}(\tilde{c}_l^{Sn}, \tilde{c}_l^P)$ und (b) zeigt die Konzentration von P in der Festkörperphase $\tilde{c}_c^P = f_P(\tilde{c}_l^{Sn}, \tilde{c}_l^P)$. Die thermodynamischen Werte basieren auf Berechnungen mit Thermo-Calc. Die Werte sind in Grauskalierung gezeigt, wobei die hellen Bereiche die hohen Werte und die dunklen Bereiche die niedrigen Werte widerspiegeln. Die weiße Linie zeigt in den beiden Bildern den Erstarrungspfad der Legierung CuSn6P0,5, der aufgrund der Konzentrationsänderung in der Schmelze während der Erstarrung nach Scheil erwartet wird.

2.2 Geometrie und Randbedingungen

Für die Studie des Einflusses verschiedener Effekte auf die Makroseigerung wurde eine Laborstranggussanlage (siehe Bild 1c) simuliert. Die detaillierte Beschreibung der Randbedingungen befindet sich in [12]. Für die Prozesssimulation wurde ein Viertel der 3D Geometrie mit 2 Symmetrieebenen eingesetzt. Die Simulation wird mit heißer Schmelze ($T_{cast} = 1523 \text{ K}$) und einer Gießgeschwindigkeit von $\vec{u}_{cast} = 1.66 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ gestartet. Die Gießgeschwindigkeit wird an der Ausströmöffnung (unteres Geometrieende) fixiert und wird an der Einströmöffnung berechnet. Die binären Berechnungen wurden für die Legierung CuSn6 und die ternären für CuSn5,8P0,048 durchgeführt. Dabei wurden die vorliegenden variierenden Abkühlbedingungen vertikal entlang des Stranges berücksichtigt. Die hier gezeigten Ergebnisse repräsentieren die Verteilungen nach dem Erreichen einer stationären Lösung.

3 Ergebnisse und Diskussion

Im Folgenden werden die Ergebnisse des Strömungsfeldes und die Makroseigerungsverteilung dargestellt und diskutiert. Dazu wurden folgende Fälle berechnet: (I) Fall A: Binäre Legierung CuSn6 mit Berücksichtigung von Nachspeisung; (II) Fall B: wie Fall A mit temperaturabhängiger Viskosität; (III) Fall C: wie Fall A aber zusätzlich wird die thermische Konvektion mitberechnet. (IV) Fall D: wie Fall B mit SPM ab 80 % Festkörpervolumenanteil; (V) Fall E: wie Fall D aber für die ternäre Legierung CuSn5,8P0,048.

3.2.1 Strömungsfeld

In Bild 3a ist die durch die Simulation vorhergesagte Temperaturverteilung für den Fall A dargestellt. Die beiden durchgezogenen schwarzen Linien im Strang zeigen den Zweiphasenbereich, beginnend mit dem Unterschreiten der Liquidustemperatur und dem Erreichen eines Volumenanteiles des Festkörpers von 98 %. Der Einfluss der thermalen Konvektion auf die Temperaturverteilung ist ebenfalls dargestellt. Dazu sind die Isothermen für Fall A (graue durchgezogene Linien Bild 3a oben) und für Fall C (graue gebrochene Linien) in Bild 3a gegenübergestellt. Es wird sichtbar, dass in Fall C die Isothermen im Sumpf durch die thermale Konvektion (Bild 3a und 3c) nach oben verschoben werden, während im Zweiphasengebiet die Nachspeisungsströmung stärker wird und der Festkörper die Schmelze mit nach unten bewegt. Die Nachspeisungsströmung selbst steht normal auf die Isolinien des Festkörperanteiles, wodurch an der Strangoberfläche die Schmelze relativ zum Festkörper nach außen und im Stranginneren nach unten bewegt wird (Bild 3b).

Um den Einfluss der Temperaturabhängigkeit der Viskosität (Bild 4a) abzuschätzen, wurde Fall B simuliert. In Bild 4b wird die relativ Geschwindigkeit mit und ohne temperaturabhängiger Viskosität anhand von 3 Schnitten (Position siehe Bild 4b) verglichen. Es bleibt festzustellen, dass in dem hier berechneten Beispiel die Temperaturabhängigkeit der Viskosität keinen wesentlichen Einfluss auf die Relativgeschwindigkeit und damit auf die Makroseigerung hat.

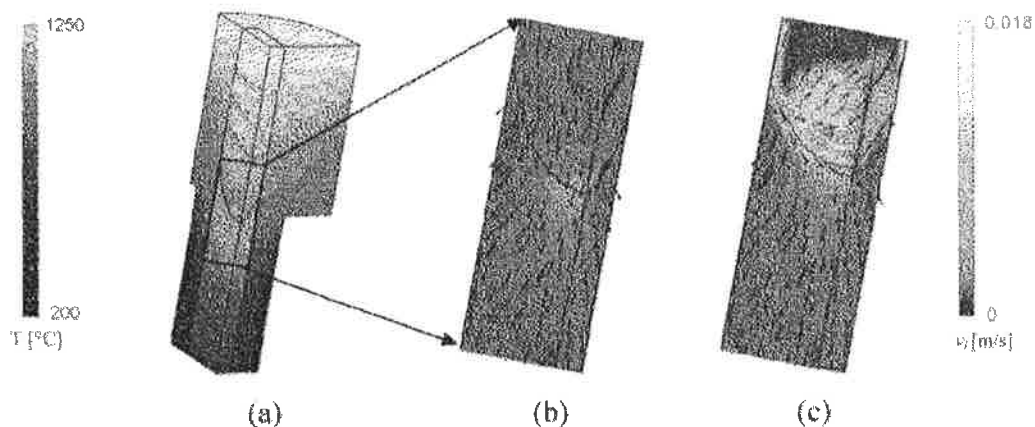


Bild 3: (a) Temperaturverteilung Fall A. Die gebrochenen Linien zeigen die korrespondierenden Isothermen von Fall C. Schwarze Linien: Isoflächen von \ominus Schmelztemperatur der Legierung CuSn6, $T_{\text{liquidus}} = 1259 \text{ K}$, und \odot Festkörperanteil $f_c = 0.98$. (b) und (c) Strömungsfeld der Schmelze v_i in Grauskalierung und Orientierung der Relativgeschwindigkeit zwischen Schmelze und Festkörper dargestellt durch die schwarzen Pfeile (b) für Fall A und (c) für Fall C.

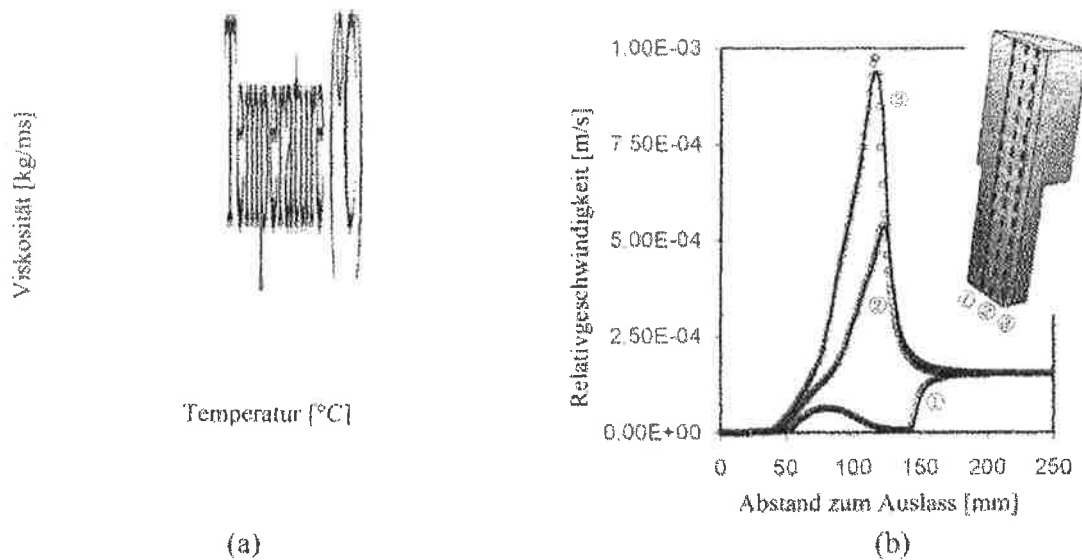


Bild 4: (a) Temperaturabhängigkeit der Viskosität für CuSn6. (b) Relativgeschwindigkeit zwischen Schmelze und Festkörper mit konstanter (durchgehende Linien) in Fall A und temperaturabhängige (Kreise) Viskosität in Fall B an 3 Schnitten in der Symmetrieebene.

3.2.3 Makroseigerungsstudie

Da Makroseigerung durch das Zusammenspiel von Mikroseigerung und Relativgeschwindigkeit verursacht wird, ist die Abhängigkeit der Makroseigerungsverteilung (Bild 5e) von den unterschiedlichen Simulationsparametern dargestellt und mit einem gemessenen Profil verglichen.

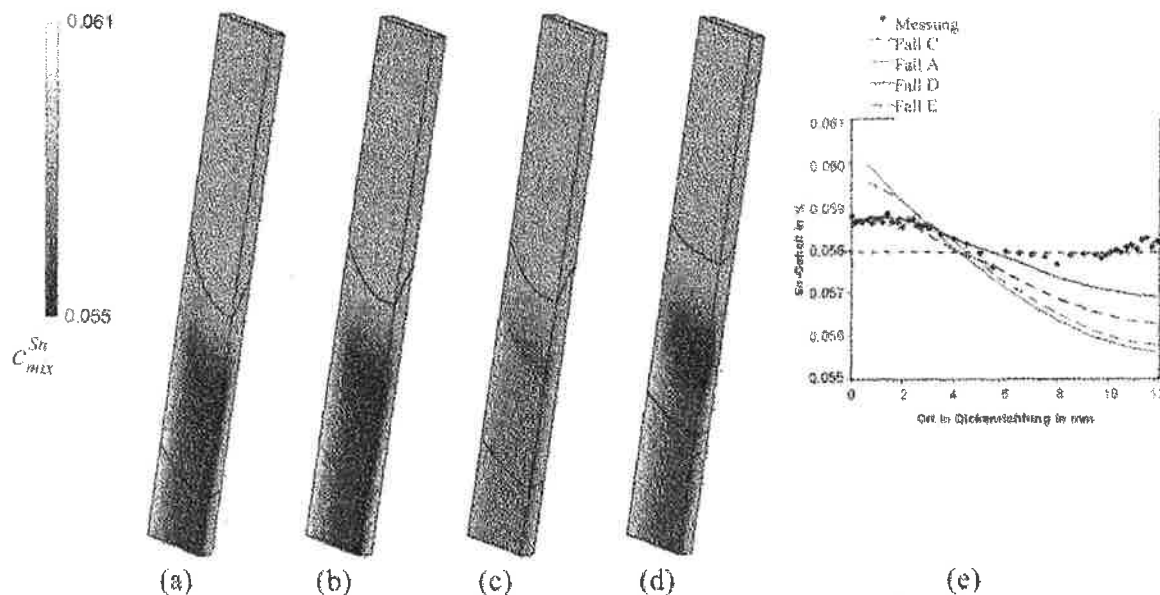


Bild 5: Makroseigerungsprofile von Zinn (Sn) (a) Fall A: Binär mit Nachspeisung; (b) Fall C: Binär mit Nachspeisung und thermaler Konvektion; (c) Fall D: Binär mit Nachspeisung und thermaler Konvektion und SPM, (d) Fall E: Ternär mit Nachspeisung und thermaler Konvektion und dem SPM[12]. (e) Berechnete Makroseigerung an der Ausströmöffnung verglichen mit Messresultaten.

Bis jetzt wurden Fall A (Bild 5a), Fall B (nicht relevant) bzw. Fall C (Bild 5b) behandelt, Fall A und Fall C können das Makroseigerungsprofil qualitativ vorhersagen, überzeichnen es aber doch deutlich (Bild 5e). Deshalb wurde untersucht, ob es notwendig ist, die Schrumpfung, die hier nicht durch die Verformung des Stranges berücksichtigt werden kann, durch ein Reduzieren der Nach-

speisungsströmung nach dem Erreichen eines bestimmten Festkörperphasenanteiles, in diesem Fall bei 80 %, durch den Einsatz des SPM abzuschwächen [12]. Das Ergebnis der Makroseigerung für Fall D ist in Bild 5c dargestellt und zeigt bereits eine starke Annäherung an die tatsächlich beobachtete Verteilung. Nur im Zentrum des Stranges wird die negative Makroseigerung noch überschätzt. Die Berechnung mit dem ternären Modell (Bild 5d) zeigt ein ähnliches Verhalten, wobei die Zentrumsseigerung etwas stärker vorhergesagt wird als beim binären Modell. Die Berechnungen zeigen, dass die Festlegung der Randbedingungen sowohl für die Thermodynamik der verwendeten Legierung als auch für das Strömungsfeld ausschlaggebend für die Genauigkeit der Abbildung der Makroseigerung ist.

4 Zusammenfassung

In der vorliegenden Studie wird die Auswirkung von makroseigerungsbildenden Phänomenen beim Strangguss von technischen Bronzen diskutiert. Die beiden wesentlichen Phänomene, Relativgeschwindigkeit und Mikroseigerung können sowohl für binäre als auch ternäre Systeme berechnet werden. Obwohl der Verlauf der positiven Makroseigerung an der Strangoberfläche schon sehr gut abgebildet werden kann, wird die negative Zentrumsseigerung noch etwas überbewertet. Generell bleibt aber zu sagen, dass durch das hier verwendete Modell bereits eine gute quantitative Vorhersage der Makroseigerung möglich ist.

5 Literatur

- [1] I. Altenberger, H. R. Müller, R. Zauter, in *Proceedings Copper 2010, Volume 1, 6-10 June, 2010*, GDMBH Informationsgesellschaft mbH 2010, p. 3-12.
- [2] A. Ludwig, M. Gruber-Pretzler, M. Wu, A. Kuhn: *Fluid Dyn. Mater. Proc.* 1, 2006, 285-300.
- [3] M. Grasser, A. Ludwig, J. Riedle, W. Schillinger, in *Proceedings Copper 2010, Volume 1, 6-10 June, 2010*, GDMBH Informationsgesellschaft mbH 2010, p. 49-63.
- [4] M. Wu, A. Ludwig, *Metall. Mater. Trans. A*, 37A, 2006, 1613-1631.
- [5] A. Ludwig, M. Wu, *Mater. Sci. Eng. A*, 413-414, 2005, 109-114.
- [6] M. Wu, A. Ludwig, *Metall. Mater. Trans. A*, 38A, 2007, 1465-1475.
- [7] G. Effenberg, S. Ilyenko, in *Cu-P-Sn (Copper-Phosphorus-Tin). Non-Ferrous Metal Ternary Systems - Selected Soldering And Brazing Systems: Phase Diagrams, Crystallographic And Thermodynamic Data, Non-Ferrous Metal Systems Part 3, 2007*, 11C3, p. 355-367.
- [8] A. Ludwig, A. Ishmurzin, M. Gruber-Pretzler, F. Mayer, M. Wu, R. Tanzer, W. Schützenhöfer, in *Proceedings Int. Conf. Solid. Proc. Sheffield 2007, 23-25 Juli, 2007*, Eds. H. Jones. Tj International Ltd, p. 493-496.
- [9] Ludwig, M. Wu, *Mater. Trans. Vol. 33A*, 2002, 3673-3683.
- [10] B. Bird, W.E. Steward, E.N. Lightfoot, in *Transport Phenomena*, John Wiley&Sons, New York, NY, 1960.
- [11] F. Mayer, M. Gruber-Pretzler, M. Wu, A. Ludwig, in *Proceedings STEELSIM 2007, 2nd International Conference of Simulation & Modeling of Metallurgical Processes in Steelmaking, 12-14 Sept., 2007*. Eds. A. Ludwig, Knittelfeld: Gutenberghaus Druck GmbH, p.265-270.
- [12] J. Hao, M. Grasser, A. Ishmurzin, M. Wu, A. Ludwig, J. Riedle, R. Eberle, in *Proceedings Copper 2010, Volume 1, 6-10 June, 2010*, GDMBH Informationsgesellschaft mbH 2010, p. 65-79.