

起始铸造速度对 AA7050 合金半连续铸锭应力分布的影响

白清领, 李宏祥, 张济山, 庄林忠

(北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

摘要: 通过温度场、流场和应力场的三场耦合, 对某铝业公司 AA7050 铝合金铸锭在半连铸过程中 3 种不同起始铸造速度下的应力、应变分布进行了数值模拟研究。结果显示, 铸锭心部呈现很大的三轴拉应力, 表面则呈现明显的压应力。根据在糊状区环向和径向的应力、应变分量较大, 而轴向应力、应变分量较小, 可以预计热裂纹倾向平行于轴向分布, 不太可能发生垂直于轴向的热裂纹。铸造时在起始铸造阶段有必要采用小的铸造速度, 以降低糊状区的热应力、应变, 减小开裂倾向。

关键词: 半连续铸造; 心部裂纹; 起始铸造阶段; 三场耦合; 热应力、应变

中图分类号: TG146.2^{*1}

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)01-0158-06

半连续铸造(DC Casting)由于生产高效、铸锭成品率高和质量好, 已经成为生产铝合金热轧铸锭和挤压铸锭最主要的方法。铸造时冷却水直接喷淋在铸锭表面, 在铸锭中形成很高的温度梯度, 铸锭各部分收缩不均匀, 相互制约, 从而在铸锭中产生热应力^[1]。在一定应力场条件下铸锭会发生开裂。在工业生产时, 铸锭的开裂往往发生在起始铸造阶段, 或者在起始铸造阶段产生微裂纹, 随后的冷却过程中微裂纹向铸锭其他部位扩展, 甚至贯穿整个铸锭。除了开裂以外, 冷隔、翘曲、悬挂等缺陷也容易在起始铸造阶段产生^[1,2-4], 因而该阶段是整个铸造过程中非常关键的环节^[2,5,6]。Du 等^[7]通过对温度场和流场的耦合模拟, 研究了不同的起始铸造速度模式对熔体流动和液穴深度变化的影响, 但没有涉及与开裂有关的应力问题。Grandfield 等^[8]模拟了几种起始铸造速度对铸锭中熔池深度的影响, 通过评估熔池深度来判断热裂发生与否, 不过这种判据只是经验性的, 无法用理论加以解释。Suyitno 等^[9]研究了 Al-Cu 合金铸锭在起始铸造阶段 4 种铸造速度对糊状区应力场的影响, 然而该模拟针对的是实验性的小铸锭, 且没有充分考虑到流场的作用。综合上述研究可以看出, 通过温度场、流场和应力场三场直接耦合, 考查工业生产大规格 AA7050 铸锭半连铸期间不同铸造速度对应力、应变的影响是必要的。鉴于相关的数值模拟结果对工业生产具有重

要的指导作用, 因此本研究即对此加以探讨。

1 模型的建立及铸造参数的设置

1.1 半连铸过程几何模型和热物性参数

本研究采用的直径 800 mm AA7050 铝合金铸锭模型如图 1 所示。模型包含铸锭、结晶器和引锭头 3 个部分。连铸过程中有些计算域(如结晶器等)是固定的, 有些计算域(如引锭头和铸锭等)是以拉坯速度运动的, 所以需要 Eulerian 和 Lagrangian 描述。Arbitrary Eulerian Lagrangian (ALE) 算法正好满足了这一要求, 本研究即采用 ALE 算法将铸锭分为 Euler、Expansion 和 Lagrange 3 层, 来表征网格的移动与扩展, 其具体的算法描述可参考有关文献[10]。在该算法中, 守恒方程用网格计算节点的速度(在这里等于铸造速度)加以修正, 在引锭头和铸锭的凝固部分, Eulerian-Lagrangian 形式可简化为单纯的 Lagrangian 形式。半连铸过程中, Expansion 层单元不断地生长, 当该层的厚度达到某一值时, 单元被分割。新网格层形成后随即并入到 Lagrange 部分并以引锭头的速度向下移动, 这样铸锭就逐渐地变长。整个过程中 Euler 部分和结晶器位置保持不变。为模拟整个凝固过程, AA7050 合金的热物理和热机械性能如密度、等效比热、热导率、热膨胀系数、弹性模量、泊松比、流变应力、应变等必须是温度的函数, 本研究中上述这些

收稿日期: 2014-01-28

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金 (FRF-TD-12-001); 教育部博士学科点专项科研基金 (20120006110019); 新金属材料国家重点实验室开放课题 (2012Z-13)

作者简介: 白清领, 男, 1983 年生, 博士生, 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083, 电话: 010-62332350, E-mail: baiql123@sina.com

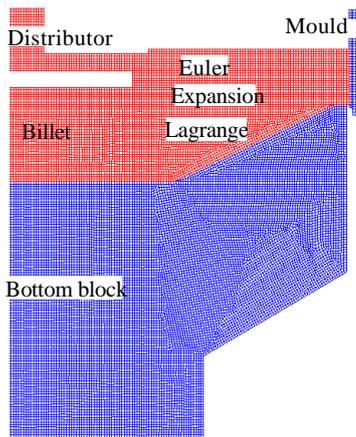


图 1 铝合金半连续铸过程的几何模型

Fig.1 Geometrical model for direct chill casting of aluminum alloy

参数通过实验手段和热力学计算软件 Jmatpro 等获得。

1.2 换热边界条件

铝合金连铸时的换热主要由 3 部分组成, 分别是铸锭与结晶器之间的一冷区换热, 铸锭与冷却水之间的二冷区换热以及铸锭与引锭头之间的换热。此外还有绝热的对称面换热、金属液面与空气之间固定的辐射换热等。

1.2.1 铸锭与结晶器之间的换热

在结晶器中, 当铸锭凝固到一定程度后, 因为收缩会与结晶器脱离形成一层空气间隙, 造成换热作用发生突变, 因此在设置边界条件时要充分考虑这一因素。在铸锭上部和结晶器接触比较好的区域, 采用接触换热系数:

$$\alpha_{\text{contact}} = \lambda_{\text{film}} / d_{\text{film}} \quad (1)$$

式中, λ_{film} 和 d_{film} 分别是润滑油的热导率和厚度。

当空气间隙层形成后, 换热形式发生变化。这时的热流密度同时受到 3 种传热的影响, 分别为空气层的换热 ($\alpha_{\text{air}} = \lambda_{\text{air}} / d_{\text{air}}$)、辐射换热以及接触换热, 换热系数可表述为^[11,12]:

$$\alpha = \frac{\alpha_{\text{contact}} (\alpha_{\text{rad}} + \alpha_{\text{air}})}{\alpha_{\text{contact}} + \alpha_{\text{rad}} + \alpha_{\text{air}}} \quad (2)$$

其中 α_{air} 为空气层换热系数, λ_{air} 和 d_{air} 分别是空气热导率和厚度, α_{rad} 为辐射换热系数。根据公式可知, 该等效换热系数随温度和空气层厚度的变化而变化。

1.2.2 铸锭与冷却水之间的换热

铸锭离开结晶器之后会受到喷水冷却, 铸锭表面

温度迅速降低。通过冷却水的换热作用所散失的热量占总量的约 80%, 因而该部分的边界条件设置十分关键。目前对二冷区边界条件的设定有几种方法, 如直接使用测量的表面热流密度、通过测量表面温度推算换热系数、使用沸腾曲线等。本次模拟选择通过测量表面温度推算出的换热系数模拟二冷区的换热。

1.2.3 铸锭与引锭头之间的换热

在稳态铸造时, 铸锭中的热量约有 80% 通过冷却水、近 20% 通过结晶器散失, 然而在启车阶段有相当一部分热量是通过引锭头散失的^[5]。这部分的换热作用同样受到二者接触情况的影响。铸锭底部因收缩发生翘曲时, 会形成一个间隙。当间隙达到一定尺寸时, 冷却水就会进入, 使换热系数发生变化。在设置边界条件时, 间隙小于 3 mm 时认为铸锭与引锭头接触良好, 采用接触换热系数; 间隙大于 3 mm 时认为冷却水进入, 采用反映冷却水冷却效果的等效换热系数。

1.3 建立数学模型

1.3.1 热-流动模型

模拟采用的热-流动模型为基于固/液两相材料的连续混合模型。考虑到固/液两相之间不同的速度所导致的界面摩擦力, 在混合动量方程中引入了达西力。固相在液相中的浮力项根据二者的密度差确定, 热对流则包含在布辛涅斯克近似中, 湍流的计算由 Launder 和 Sharma 建立的低雷诺数 κ - ϵ 模型实现。该热-流动模型的详细描述见文献[11]。

1.3.2 应力场本构模型

应力场的模拟采用热/弹/粘塑性本构方程。铸锭凝固及随后的冷却过程中, 总的应变分为热应变、弹性应变和粘塑性应变 3 个部分:

$$\epsilon = \frac{1}{2} (\nabla u + (\nabla u)^T) = \epsilon_s^T + \epsilon_s^e + \epsilon_s^p \quad (3)$$

式中, ϵ 为总应变, ϵ_s^T 、 ϵ_s^e 和 ϵ_s^p 分别为热应变分量、弹性应变分量和粘塑性应变分量。弹性应变部分遵循胡克定律:

$$\sigma = E \epsilon_s^e \quad (4)$$

其中, E 为杨氏模量。

热应变分量的计算采用如下公式:

$$\dot{\epsilon}_s^T = \frac{1}{3} \psi(g_s) \beta_T \frac{dT}{dt} I \quad (5)$$

其中, $\dot{\epsilon}_s^T$ 为热应变速率, $\psi(g_s)$ 为与固相率有关的函数, β_T 为热膨胀系数, I 为单位张量。

粘塑性应变分量在不同阶段采用不同的方法计算。在固/液两相区, 粘塑性应变采用内聚模型计算:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\dot{\epsilon}_s}{(C_s)^n} \left[-\frac{A_2}{9} J_1 I + \frac{3}{2} A_3 g_s \tau_s \right] \cdot \left[\frac{A_2}{9} J_1^2 + 3A_3 J_2 \right]^{\frac{n-1}{2}} \quad (6)$$

其中, $\dot{\epsilon}_s$ 为粘塑性应变速率, C 为内变量函数, A_2 、 A_3 为糊状区软化函数, J_1 、 J_2 为第 1、第 2 不变量, $\dot{\epsilon}_s$ 和 n 为合金蠕变参数。

在完全凝固区, 粘塑性应变则采用扩展 Ludwik 方程:

$$\sigma = K(T)(\epsilon_p + \epsilon_p^0)^{n(T)} (\dot{\epsilon}_p)^{m(T)} \quad (7)$$

其中, ϵ_p^0 为常数, $K(T)$ 、 $n(T)$ 、 $m(T)$ 等均是通过对拟合确定的方程参数。上述本构模型详情见参考文献 [13,14]。

1.4 模拟铸造参数

本研究模拟了某铝业公司直径 800 mm 的 7050 铝合金大规格圆锭的半连铸过程, 铸造温度 715 °C, 冷却水流量 7 m³/h, 充型时间 90 s。所采用的 3 种起铸模式如图 2 所示。其中 1# 为该铝业公司采用的常规铸造模式。

2 模拟结果及讨论

2.1 常规铸造模式下的模拟结果

以常规铸造模式铸造时, 铸锭中温度场分布如图 3a 所示。铸锭表面温度在离开结晶器之后迅速降低到 100 °C 左右, 这是由冷却水的直接喷淋所致。而铸锭心部由于不能及时将热量散出, 温度依然保持在 600 °C 以上。在见水区就会产生很高的温度梯度。铸锭由于凝固收缩导致底部形成翘曲, 如图 3a 圆圈所示。底部边缘处铸锭相对引锭头的位移量反映了翘曲的程度, 其随时间的变化见图 3b。从图中可知, 铸造开始后底部位移迅速增加, 在铸造长度约为 200 mm 时达到最大值 7.1 mm。随着铸造过程的持续进行稍有降低, 并最终稳定在 5.4 mm 附近, 这与工厂实际测量值比较一致。底部翘曲相似的变化趋势也可参见 Nagaumi 等对 Al-Mg-Si 合金铸锭的模拟结果 [15]。

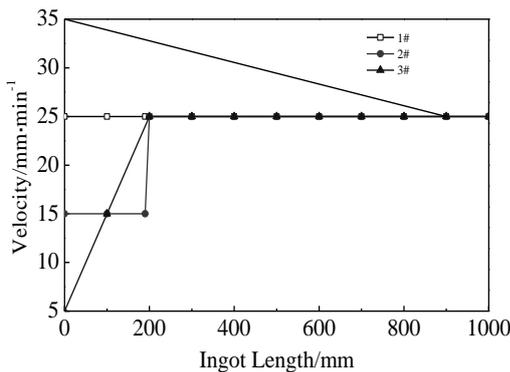


图 2 铸造时采用的 3 种起铸方式
Fig.2 Three start-up approaches used in the DC casting process

图 4 为铸造长度为 1142 mm 时铸锭中的应力分布。从图中可以看出, 铸锭心部呈现很高的三轴拉应力状态, 而底部和表面则呈现显著的压应力。仔细观察发现, 呈现压应力的地方都是铸锭最先凝固的区域, 在凝固收缩时受到的内部制约很小, 因而能比较自由地变形。等到内部开始凝固时, 铸锭外壳层已有很高的强度, 收缩就会受到强烈制约, 使铸锭表现为内拉/外压的应力分布。凝固后的铸锭中心处于三轴拉应力状态, 这就加大了铸锭的脆性, 使铸锭内部容易发生开裂而报废。实际生产时这种大铸锭经常会产生心部裂纹, 与模拟的应力分布情况相一致。

铸锭中的热裂往往发生在凝固的最后阶段, 固相分数大于 0.85~0.95 时才会产生 [16], 糊状区补缩不足和应力、应变过大是热裂形成的原因。对圆铸锭而言, 心部是最容易发生热裂的区域 [16,17]。图 5 为常规铸造模式下铸锭中心固相分数为 0.90 时各应力、应变分量随铸造时间的变化。可以看出, 在固相分数为 0.90 时, 糊状区已经有了比较明显的热应力、应变。热应力曲线显示, 环向应力与径向应力相同, 应力值较高, 而轴向应力则明显较小。塑性应变曲线也呈现出相似的趋势, 只是轴向应变在开始的短暂时期较大(与引锭头的几何形状有关), 随后变为负值。心部环向应力、应

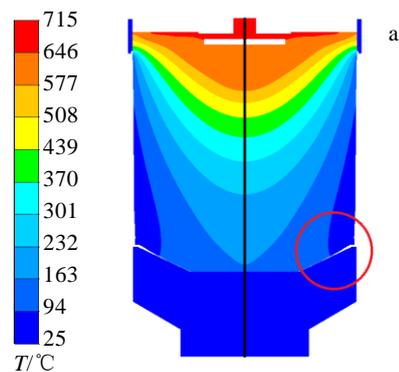
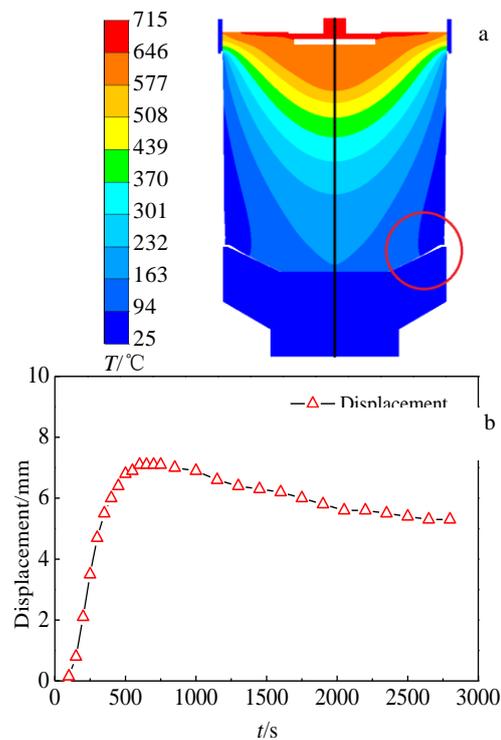


图 3 常规铸造时温度场的分布及翘曲的变化

Fig.3 Distribution of thermal field (a) and evolution of butt-curl (b) for conventional starting-up (1#)

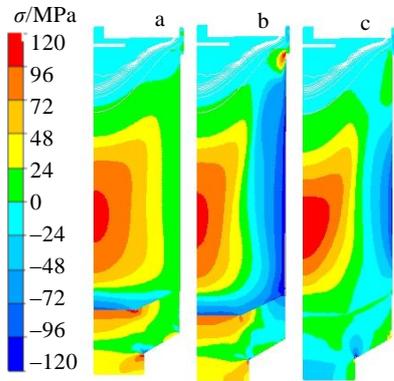


图 4 铸造长度 1142 mm 时的径向应力、环向应力和轴向应力
Fig.4 Radial stress (a), circumferential stress (b), and axial stress (c) at cast length of 1142 mm

变峰值可作为判断热裂倾向的一个重要指标。根据该结果可知，热裂纹倾向于沿铸锭轴向平行扩展，不太可能发生垂直于轴向的热裂。同样从图中还可看出，热应力、应变在起始阶段出现峰值，稍后有所下降并趋于稳定。

图 6 为液穴深度与环向应力、应变的关系。结果显示，在铸造过程中液穴深度的走势与环向应力、应变基本一致，也出现了一个峰值(383 mm)。而且它们的峰值几乎在同一时刻出现，似乎存在一定的对应关系。液穴出现峰值应该是由铸造开始时，换热尚未达到稳定状态，铸锭心部的热量无法及时释放出来所致。液穴的加深提高了铸锭内部的温度梯度，导致铸锭心部在起始阶段出现应力、应变峰值。

2.2 不同起始铸造速度下的模拟结果对比

根据以上的讨论可知，铸造起始阶段铸锭心部散热不及时导致液穴加深，而温度梯度的提高促使糊状区出现应力、应变峰值。从减小铸锭开裂倾向的角度来看，有必要降低起始阶段糊状区应力。而铸造速度对铸锭应力场的影响最为显著^[13]，所以本文对 3 种不同的起铸方式(图 2)进行了研究。

图 7a 为在 3 种不同起铸方式下液穴深度的变化。常规铸造始终采用稳态铸速(1#)，液穴深度出现 1 个突出的峰值。第 2 种方式开始时采用较低铸速，铸造 200 mm 长度时调整为稳态铸速(2#)，在这种铸造方式下液穴深度只出现 1 个对应低铸速的小峰，随后逐渐加深并趋于稳态深度。第 3 种方式为由很小的铸造速

度逐渐加速，在铸造长度为 200 mm 时达到稳态铸速(3#)，此时液穴深度不再出现峰值，而是一直增加并最终达到稳态深度。液穴深度的变化趋势实际上反映了几种起铸方式下，铸锭中热量输入与散失之间的关

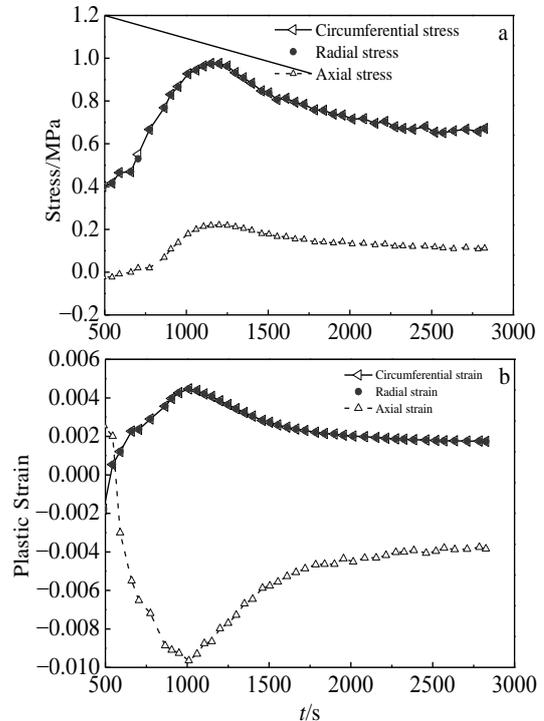


图 5 铸锭中心固相分数 0.90 时热应力分量和热应变分量随铸造时间的变化

Fig.5 Evolution of thermal stress (a) and thermal strain (b) components at solid fraction 0.90 in the center of billet

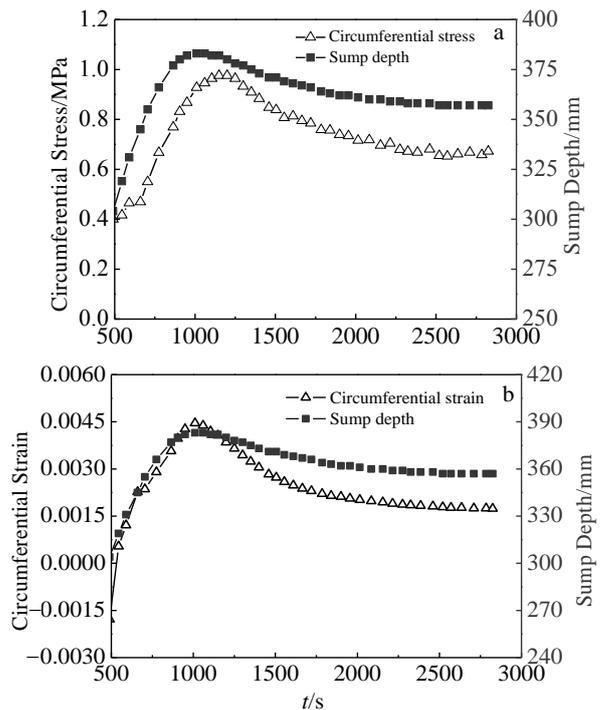


图 6 铸锭中心固相分数 0.90 时环向应力和应变与液穴深度的关系

Fig.6 Correspondence of sump depth with circumferential stress (a) and circumferential strain (b) during the casting process

图 6 铸造过程中液穴深度与环向应力和环向应变的对应关系

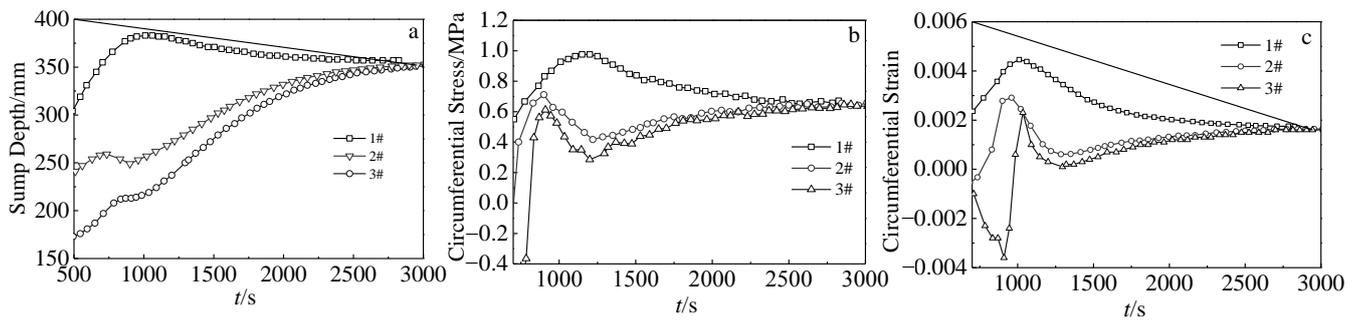


图 7 3 种起铸方式下液穴深度、环向应力和环向应变的变化

Fig.7 Evolution of sump depth (a), circumferential stress (b) and circumferential strain (c) for three start-up approaches

系。图 7b、7c 显示了 3 种起铸方式下环向应力和环向应变的变化趋势。可以明显地看到，起始阶段的峰值在后 2 种起铸方式下显著降低，尤其是最后一种。通过比较可以发现，应力、应变变化趋势同液穴深度存在非常一致的对应关系，可以用温度梯度的变化对这种一致性加以解释。环向应力、应变的减小可以有效地降低起始铸造阶段发生热裂的风险。

由以上数值模拟结果和分析可知，在铸造开始阶段，铸锭散热面积小，热流量低。若一开始即采用很高的铸造速度则会向铸锭中引入大量热量，相应的铸锭液穴加深，温度梯度变陡，促使糊状区产生很大的热应力。而开始时采用相对较低的铸造速度有利于热量充分的扩散。单从改善热应力的角度来看，起始阶段铸造速度越小越好，但是在工业生产中开始阶段过低的铸造速度有可能会产生冷隔和悬挂等其他一些铸造缺陷问题。其中第 2 种起铸方式可以有效地避免上述问题的产生，且在实际生产中也更容易实现。

3 结 论

1) AA7050 高强铝合金铸造时铸锭心部呈现很高的三轴拉应力，表面则为明显的压应力，这种应力状态使得铸锭容易产生心部裂纹，而表面则不太可能发生开裂。

2) 在铸锭心部的糊状区(如固相分数为 0.90 时)，环向应力与径向应力很大，轴向应力较小。可以预测热裂纹若产生则倾向于沿铸锭轴向平行分布，不太可能发生垂直于轴向的热裂。

3) 液穴深度与中心糊状区热应力、应变存在一定的对应关系，这是由于温度梯度的作用造成的。从降低应力、应变和减小开裂倾向的角度看，有必要在起始铸造阶段采用相对较小的铸速，同时还要避免造

成冷隔和悬挂等其他可能的铸造缺陷，以达到最优的综合效果。

参考文献 References

[1] Grandfield J F, McGlade P T. *Materials Forum*[J], 1995, 19(10): 29

[2] Drezet L M, Rappaz M. *Metallurgical and Materials Transaction A*[J], 1996, 27A: 3214

[3] Hannart B, Cialti F, Schalkwijk R V. *Light Metals 1994*[C]. Warrendale: TMS Aluminum Committee, 1994: 879

[4] Sengupta J, Cockcroft S L, Maijer D et al. *Journal of Light Metals*[J], 2002, 2: 137

[5] Sengupta J, Cockcroft S L, Maijer D et al. *Metallurgical and Materials Transaction B*[J], 2004, 35B: 523

[6] Wells M A, Li D, Cockcroft S L. *Metallurgical and Materials Transaction B*[J], 2001, 32B: 929

[7] Du Q, Eskin D G, Katgerman L. *Materials Science and Engineering*[J], 2005, 413-414: 144

[8] Grandfield J F, Wang L. *Light Metals 2004*[C]. Charlotte: TMS Aluminum Committee, 2004: 685

[9] Suyitno, Kool W H, Katgerman L. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 2004, 35A: 2917

[10] Ghosh S. *Journal of Materials Shaping Technology* [J], 1990, 8(1): 53

[11] Mortensen D. *Metallurgical and Materials Transactions B* [J], 1999, 30B: 119

[12] Mortensen D, Henriksen B R, M'Hamdi M et al. *Light Metals 2008*[C]. New Orleans: TMS Aluminum Committee, 2008: 773

[13] Bai Qingling(白清领), Li Hongxiang(李宏祥), Xiang Shuguang(向曙光) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(7): 1655

- [14] Fjær H J, Mo A. *Metallurgical Transactions B*[J], 1990, 21: 1049
- [15] Nagaumi H, Umeda T. *Journal of Light Metals* [J], 2002, 2: 161
- [16] Eskin D G, Suyitno, Katgerman L. *Progress in Materials Science*[J], 2004, 49: 629
- [17] Suyitno, Eskin D G , Savran V I *et al. Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 2004, 35A: 3551

Effect of Start-up Casting Speed on Stress Field of AA7050 Aluminum Alloy Billets during Direct-Chill Casting

Bai Qingling, Li Hongxiang, Zhang Jishan, Zhuang Linzhong

(State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The stress and strain fields of AA7050 aluminum alloy billets during direct-chilling (DC) casting process from an aluminum production company were simulated by directly coupling thermal, fluid and stress fields for three different start-up casting speeds. The results show that the center of the billet is subjected to large tri-axial tensile stress whereas the periphery demonstrates obvious compressive stress. According to the relatively higher circumferential and radial stress and strain combined with lower axial stress and strain in the mushy zone, it can be predicted that hot tears tend to propagate along the axial direction while hot tears perpendicular to axial direction are not likely to occur. It is necessary to apply a lower casting speed at start-up phase in the casting process to decrease thermal stress and strain in the mushy zone in order to reduce cracking tendency.

Key words: DC casting; center crack; start-up phase; three fields coupling; thermal stress and strain

Corresponding author: Li Hongxiang, Ph. D., Associate Professor, State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332350, E-mail: hxli@skl.ustb.edu.cn