

AA5182 铝合金半连续铸造过程 热裂敏感性模拟研究

于 博¹, 豆瑞锋¹, 王一帆¹, 王俊升², 刘训良¹, 温 治¹

(1. 北京科技大学能源与环境工程学院, 北京 100083; 2. 北京理工大学前沿交叉科学研究院, 北京 100081)

摘要: 热裂是铸造过程中的十分常见且严重的缺陷之一, 多年来一直是铸造领域研究的重点课题。本文结合应变的三维分解方法, 将RDG热裂预测判据扩展到三维, 使其能够更准确地预测合金的热裂敏感性。同时用扩展的热裂模型预测直冷铸造(Direct chill casting, DC casting)进行应用, 考察浇注温度、铸造速度等工况参数对热裂产生的影响。研究发现, 收缩孔隙的形成与铸坯内部的冷却速率有很大关联; 而变形孔隙的大小则主要取决于铸坯局部的应变大小。提高铸造速度会显著促进孔隙的形成, 而增大浇注温度会抑制收缩孔隙、变形孔隙的形成。在实际生产中, 适当调配浇注温度与铸造速度可达到同时增加产率与降低热裂敏感性的目的。

关键词: DC铸造; 热裂; 孔隙; AA5182铝合金

得益于铝合金在地表丰富的储量以及本身质轻、高强度的材料性能, 铝合金正被广泛应用于交通、建筑、航空航天等各个领域^[1]。目前工业上应用的铝合金主要通过半连续铸造(DC casting)的方式生产, 而通过连铸进行大尺寸铝合金坯的生产一直是工业上的难点。

在半连续铸造过程中, 由于冷却水会直接与铸锭接触产生的强烈冷却作用会在铸锭内产生很高的冷却速率、温度梯度, 进而导致铸坯内部会产生很高的热应力应变, 而较高的热应力通常被认为是导致铸锭出现热裂等缺陷的主要原因^[2]。除了冷却条件, 目前有关半连续铸造的研究普遍认为: 过热度与铸造速度(拉速)也会显著影响铸坯内部的温度梯度、应力分布等, 也是影响铸坯质量的主要因素^[3]。

5182系列的铝合金具有良好的成形加工性能、抗蚀性、焊接性, 被广泛应用于制造飞机、车辆、船舶等, 被看作是最有前途的铝合金之一。因此, 本文以AA5182铝合金为研究对象, 建立连铸圆坯凝固传热数学模型, 设置不同的过热度、拉速对铝合金连铸圆坯凝固过程进行模拟。进而通过C#编程将有限元模拟得到的铸造结果与热裂预测判据进行耦合计算, 得到AA5182铝合金铸坯内的孔隙分数分布情况, 分析铸坯内孔隙分数较大的部位及原因, 并研究过热度、拉速等对铝合金铸坯热裂敏感性的影响^[4], 以为AA5182铝合金在工业生产提供理论依据, 得到高质量的铸坯。

1 半连续铸造过程数学模型

1.1 假设条件

根据铝合金圆坯半连续铸造的特点, 对模型进行如下简化假设:

- (1) 铝合金的物性参数仅为温度的函数;
- (2) 考虑由于铸坯收缩形成的气隙对传热产生的影响, 连铸机在同一冷却区内均匀冷却, 冷却强度采用平均热流密度^[5];
- (3) 忽略结晶器震动对凝固过程传热的影响;

作者简介:

于博(1996-), 男, 硕士研究生, 研究方向为铝合金热裂研究。E-mail: lzlcmlhq26@163.com

通信作者:

豆瑞锋, 男, 博士, 副教授。E-mail: douruifeng@ustb.edu.cn

中图分类号: TG249.7

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2022)

12-1529-08

收稿日期:

2022-03-22 收到初稿,

2022-05-18 收到修订稿。

(4) 进而根据圆坯的对称性, 取其1/2的截面根据连铸圆柱坯的实际尺寸建模。

所构建的半连续铸造模型如图1所示, 该模型由结晶器和引锭装置两部分组成。铸坯形状为圆坯, 结晶器外壁厚度为20 mm、高度为80 mm、内直径为320 mm。

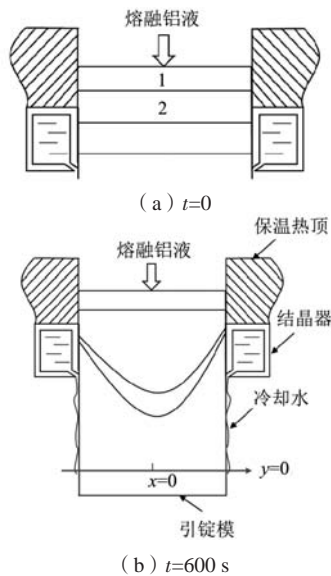


图1 半连续铸模型

Fig. 1 Model of the DC casting

1.2 初始条件

以时间 $t=0$ 时铝合金液的温度为初始条件, 假设结晶器内铝合金液在弯月面处的温度分布均匀, 通常认为此刻铝合金液的温度即为浇注温度(即液相温度+过热度)。结晶器和引锭装置的初始温度为环境温度, 假设为 $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

1.3 边界条件

采用非稳态(瞬态)的方法模拟铝合金半连续铸造过程。在铸造过程中, 铸坯模型随铸造过程不断增长, 在两层铸坯中不断有新网格生成, 以模拟铸坯的不断增长。

在整个铸造过程中, 各区域的冷却边界条件设定如下。

(1) 结晶器内的换热

$$q = C_w \cdot q_w \cdot p_w \cdot (\Delta T)_w / S_{\text{eff}} \quad (1)$$

式中: q 为结晶器热流平均密度, W/m^2 ; C_w 为水的比热, $4\ 180\ \text{J}/(\text{kg}\cdot^{\circ}\text{C})$; q_w 为结晶器冷却水流量, m^3/s ;

p_w 为冷却水密度, $1\ 000\ \text{kg}/\text{m}^3$; $(\Delta T)_w$ 为结晶器冷却水进出温度差, $^{\circ}\text{C}$; S_{eff} 为结晶器有效传热面积, m^2 。

(2) 二冷区内的换热

在二冷区, 通常用综合换热系数表示铸坯在二冷区内的换热^[6]:

$$q = h \cdot (T_b - T_w) \quad (2)$$

$$h = A \cdot W^n$$

式中: h 为综合传热系数, $\text{W}/(\text{m}^2\cdot^{\circ}\text{C})$; T_b 为铸坯表面温度, $^{\circ}\text{C}$; T_w 为喷淋水温度, $^{\circ}\text{C}$; W 为水流密度, $\text{L}/(\text{m}^2\cdot\text{s})$; A 、 n 为系数, 通过模型校正确定。

由于热裂最容易在铸坯与引锭头相接触的起始阶段产生, 因此本文仅以铸造的启动阶段为研究对象, 故没有考虑后续的空冷区域的传热情况。

1.4 材料物性参数

AA5182铝合金的主要成分如表1所示。液相线温度为 $637\text{ }^{\circ}\text{C}$, 固相线温度为 $527\text{ }^{\circ}\text{C}$, 其热导率、密度、凝固曲线和热焓等如图2所示^[7]。

1.5 应变分解

采用有限元模型计算得到铸坯的应力分布后^[8], 根据刘云庭提出的弹性力学方法^[9], 可以将三维空间的应变分解为沿热梯度的应变及垂直于热梯度方向的应变。

假设点 P 处的热梯度方向 PN 的方向余弦分别为 l_1 、 m_1 、 n_1 , 与热梯度方向垂直的任意方向的三个方向余弦分别为 l_2 、 m_2 、 n_2 , 可以得到点 P 处沿热梯度的应变分量为:

$$\varepsilon_N = \{L_1\}^T [\varepsilon] \{L_2\} \quad (7)$$

同样的方法可以得到点 P 处垂直热梯度的应变分量为:

$$\frac{1}{2} \gamma_{NS} = (\varepsilon_x l_1 l_2 + \varepsilon_y m_1 m_2 + \varepsilon_z n_1 n_2) + \frac{1}{2} \gamma_{xy} (l_1 m_2 + l_2 m_1) + \frac{1}{2} \gamma_{yz} (m_1 n_2 + n_1 m_2) + \frac{1}{2} \gamma_{xz} (l_1 n_2 + n_1 l_2) \quad (8)$$

2 三维空间的热裂预测方法

本文采用的热裂预测判据是以RDG判据^[10]为基础, 结合应变三维分解进行扩展。根据扩展的RDG模型, 铸坯凝固过程中液相停止补缩的临界压力 ΔP_{cr} 可以表示为式(9):

表1 AA5182合金成分
Table 1 Composition of the AA5182 Alloy

Zn	Cr	Si	Fe	Mn	Mg	Ti	Cu	Al	$w_B/\%$
≤ 0.25	≤ 0.10	≤ 0.20	0.00~0.35	0.20~0.50	4.0~5.0	≤ 0.10	≤ 0.15	余量	

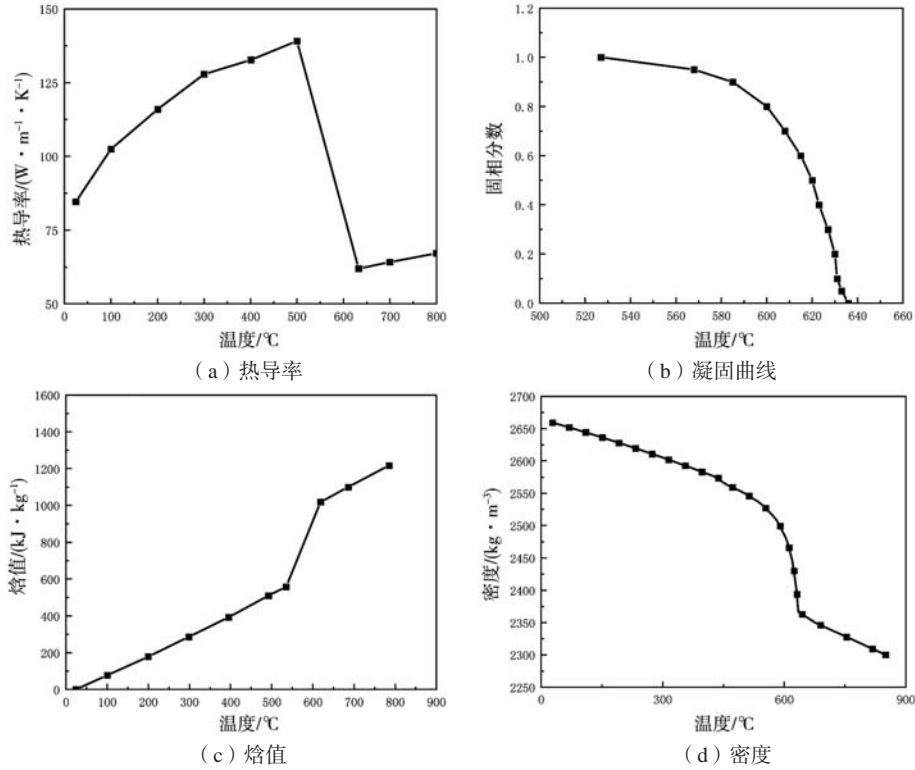


图2 AA5182合金的热物性参数随温度的变化

Fig. 2 Change of thermal properties of the AA5182 alloy with temperature

$$\Delta P_{cr} = (1+\beta) \mu \int_{x_{fl}=f_{lcr}}^{x_{fl}=1.0} \frac{1}{K} \left[V_{sx} f_s + \int f_s (\dot{\epsilon}_{px} + \dot{\epsilon}_{py} + \dot{\epsilon}_{pz}) dx \right] dx + V_T \beta \mu \int_{x_{fl}=f_{lcr}}^{x_{fl}=1.0} \frac{f_1}{K} dx G \quad (9)$$

式中： $\beta = \rho_s / \rho_l - 1$ 为凝固收缩率； $\Delta T_f = T_L - T_S$ 为凝固范围，其中 T_L 、 T_S 分别为液相、固相温度； μ 为黏度； G 为温度梯度； $\dot{\epsilon}_{px}$ 为平行于热梯度的应变率， $\dot{\epsilon}_{py}$ 、 $\dot{\epsilon}_{pz}$ 为垂直于热梯度的应变率； K 为渗透率系数。

通过上式计算得到铝合金液相停止补缩的临界压强，进而得到铝合金液相停止补缩的临界温度、临界液相分数 f_{lcr} ，之后就可以通过下式计算孔隙分数。

收缩孔隙可以通过下式计算：

$$f_{p, sh} = \frac{\beta}{1+\beta} f_{lcr} \quad (10)$$

变形孔隙可以通过下式计算：

$$f_{p, de, ex} = \frac{\dot{\epsilon}_{px} \Delta T_f}{\dot{T}} \int_0^{f_{lcr}} (1-f_1) \frac{d\theta}{df_1} df_1$$

$$f_{p, de, ey} = \frac{\dot{\epsilon}_{py} \Delta T_f}{\dot{T}} \int_0^{f_{lcr}} (1-f_1) \frac{d\theta}{df_1} df_1 \quad (11)$$

$$f_{p, de, ez} = \frac{\dot{\epsilon}_{pz} \Delta T_f}{\dot{T}} \int_0^{f_{lcr}} (1-f_1) \frac{d\theta}{df_1} df_1$$

式中， θ 为无量纲温度， $\theta = (T - T_{sol}) / \Delta T_f$ 。

由应变率引起的孔隙 $f_{p, sh, e}$ 可通过下式计算：

$$f_{p, sh, e} = \frac{G \dot{\epsilon}_{px} \lambda_2}{\dot{T}} (1-f_1) = \frac{V_{sx}}{V_T} (1-f_{lcr}) \quad (12)$$

通过有限元模拟半连续铸造过程，得到铸坯的温度场、应力应变场随时间的变化规律。根据弹性力学方法计算 f_s 等于0.98时的应变速率。然后将数据导入热裂模型计算铸坯中的孔隙分数分布。最终通过孔隙分数的大小来判定AA5182合金在连铸过程中的热裂倾向性。

3 模拟结果与讨论

3.1 铝合金半连续铸造过程模拟

对铝合金半连续铸造过程建立有限元模型，得到铸坯内部温度场、固相分数、应力应变场等随时间的变化规律。通过1.5节的应变分解方法可以将空间中应变分解为垂直于热梯度的应变及平行于热梯度的应变。

根据预测热裂形成的液相补缩理论，热裂是在合金液凝固末期，由于合金液相无法向固相之间的孔隙中补缩，而在应力的作用下产生^[11]。由于两相区固相分数过小，因此尚不会有热裂产生。本文研究选取半连续铸造的起始段（即铸坯与引锭头相接触的起始段，长度50 cm），求解固相分数 $f_s=0.98$ 时的应变率，如图3所示。

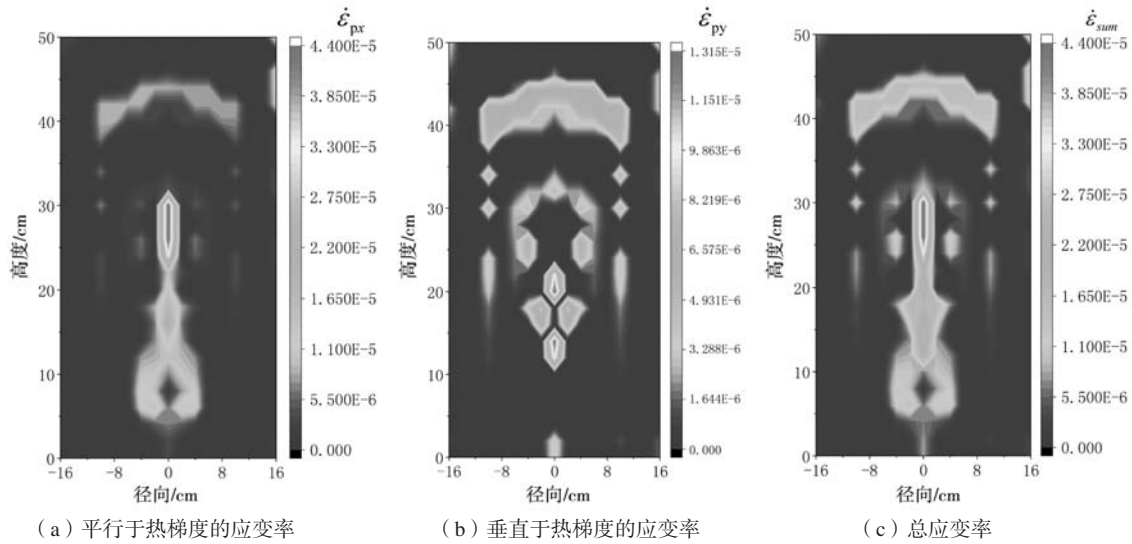


图3 半连续铸坯的应变率分布

Fig. 3 The distribution of the strain rate of the DC casting ingot

图3a、b分别为平行于热梯度的应变率 $\dot{\epsilon}_{px}$ 及垂直于热梯度的应变率 $\dot{\epsilon}_{py}$ （假设 $\dot{\epsilon}_{py}=\dot{\epsilon}_{pz}$ ）分布，从图中可以看出，在高度为40~45 cm的位置，在整个径向上 $\dot{\epsilon}_{px}$ 、 $\dot{\epsilon}_{py}$ 的值都较高， $\dot{\epsilon}_{px}$ 的峰值出现在高度为24~30 cm直接的位置，而 $\dot{\epsilon}_{py}$ 的峰值则出现在高度为40~44 cm的位置。

图4为两种应变率沿对称轴的变化规律。从图中可以看出，在对称轴上， $\dot{\epsilon}_{px}$ 、 $\dot{\epsilon}_{py}$ 有相互抑制的倾向，其中一种应变率增大时，另一种应变率会相对较小。在高度为4 cm、32 cm和46 cm出现了总应变率的三个峰值。

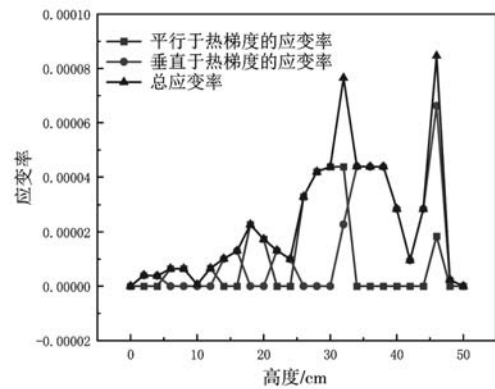


图4 应变率沿对称轴的变化规律

Fig. 4 The change of the strain rate along with symmetry axis

3.2 孔隙分布预测

通过有限元模拟过热度为43 °C（液相线温度为637 °C）、拉速为66 mm/min时的铸造过程，将得到的温度、固相分数、热流密度、应力应变等参数导入热裂预测模型中计算孔隙分布，孔隙度越大的位置越容易产生热裂^[12]。

铸坯内的收缩孔隙率、变形孔隙率及总孔隙率的分布情况如图5所示。从图5a中可以看出，铝合金铸坯的收缩孔隙主要集中在高度为10~30 cm时铸坯

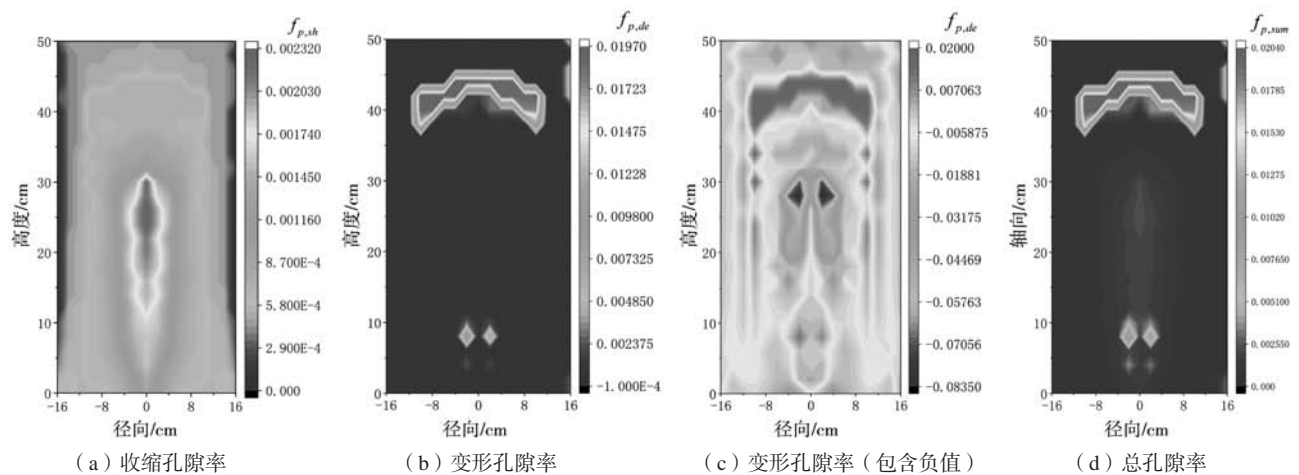


图5 半连续铸坯孔隙分布

Fig. 5 The distribution of the porosity of the DC casting ingot

的中心部分，峰值位于铸坯的对称轴处。这与蒋会学等人^[13]的研究结论是一致的，在他们的DC铸造实验中，孔隙分数由铸锭表层至心部呈上升趋势。根据凝固收缩补偿理论，在合金凝固的前期，液相可以自由流动补缩，铸坯内一般不会形成孔隙。而在合金凝固的末期，由于枝晶间相互接触交错，阻碍液相的流动补缩。由于合金具有黏性且在固相骨架中流动会受到很大阻力，因此补缩并不会很快完成。在合金凝固末期，若冷却速率增大，固相骨架加速收缩，会导致液相补缩量进一步减小。图6展示了在合金凝固末期 ($f_s=0.98$)，铸坯内部的冷却速率分布。从图中可以看出，在凝固的最后阶段，铸坯在高度为10~30 cm的中心位置的冷却速率最高，正是收缩孔隙率峰值出现的位置。因此，凝固末期的瞬时冷却速率是影响铝合金铸坯内部收缩孔隙分布的重要因素之一。

图5b为铝合金铸坯中变形孔隙率分布的情况（仅保留正值）。由于液相无法及时补缩而形成的孔隙，在孔隙周围拉应力的作用下会进一步扩大，而压应力则会起到相反的作用，本文将这种由于应变作用而生成的孔隙称为变形孔隙。图3计算得到的应变在三维空间的分布情况，可以为变形孔隙的计算提供数据支撑。

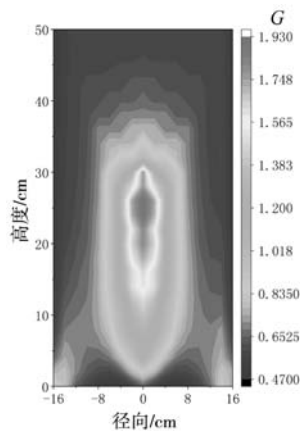


图6 半连铸铸坯的冷却速率分布 ($f_s=0.98$ 时)
Fig. 6 The distribution of the cooling rate of the DC casting ingot ($f_s=0.98$)

从图4可以看出，在高度为10~30 cm位置，铸坯内部的总应变率较大，但在图5b变形孔隙率的分布中，该高度处却没有观察到较高的变形孔隙。为了更清楚地展示变形孔隙在该位置的分布情况，将变形孔隙为负的结果也保留并绘制云图，如图5c所示（同时保留正值和负值，负值表示孔隙减小）。从图中可以看出，在铸坯中心高度为10~30 cm的位置处，铸坯的变形孔隙率很低。

从图5a收缩孔隙率的分布及图6冷却速率的分布可以看出，在高度为10~30 cm中心轴附近的区域收缩孔

隙率、冷却速率的值较高。图5c所示的变形孔隙率仅在该区域存在负值，而在该区域的四周都呈现较高的正值。可以据此推测，收缩孔隙的形成对变形孔隙有一定的抑制作用。

从图5c中可以看出，在高度为4 cm、8 cm的位置同样存在变形孔隙的峰值，但相应的应变率仅分别为最高值的2.1%、7.6%。从图7的孔隙率沿中心轴向的分布也可以看出，在铸坯的起始阶段较易形成变形孔隙。

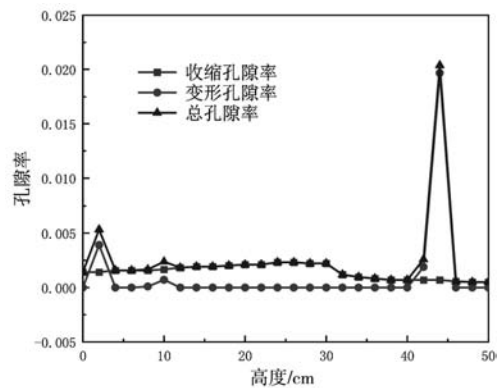


图7 沿中心轴向孔隙率分布情况
Fig. 7 The change of the porosity along with symmetry axis

根据凝固收缩补偿原理，液相停止收缩的临界液相分数由两个参数共同确定，分别是液相压力 P_l 和临界补缩压力 ΔP_{cr} 。其对临界固相分数的影响过程如图8所示。

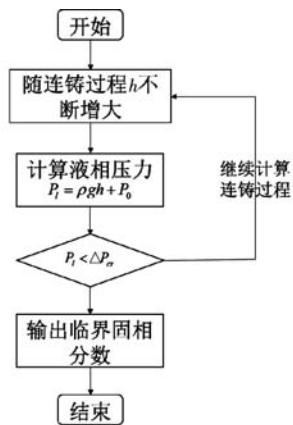


图8 液相高度 h 对临界固相分数的影响示意图
Fig. 8 Schematic of the influence of liquid level h on the critical fraction solid

在连铸的启动阶段，液面位置较低，则铝合金液内液相压力 P_l 较低。对于相同的金属材料， $P_l < \Delta P_{cr}$ 液相停止补缩的临界条件就更易达成，则计算出的临界固相分数就会更低。在铸坯的相应位置，也会更容易有孔隙产生。

3.3 铸造速度对热裂产生的影响

在实际生产中，铸造速度（拉速）是半连续铸造的重要参数，对热裂敏感性产生重要影响。为了研究铝合金铸造过程中拉速的变化对铝合金铸坯热裂产生情况的影响，保持其他工况参数不变，改变拉速分别为46 mm/min、56 mm/min以及66 mm/min开展模拟。

图9为不同拉速下收缩孔隙率、变形孔隙率、总孔隙率沿中心轴向的变化。从图9a中可以看出，在三种拉速下，沿径向铸坯的收缩孔隙率都呈现先升高后降低的趋势，随着拉速的提高，收缩孔隙率的峰值出现位置逐渐从20 cm提升至28 cm的位置，收缩孔隙率的

峰值也不断增加。当拉速从46 mm/min升至56 mm/min时，收缩孔隙率的峰值增加了12.6%，而当拉速从56 mm/min升至66 mm/min时，收缩孔隙率的峰值增加了36.5%。

从图9b中可以看出，变形孔隙率的峰值大致出现在高度为42 cm的位置。随着拉速的提高，变形孔隙率的峰值大幅增加。当拉速从46 mm/min升至56 mm/min时，变形孔隙率的峰值增加了39.8%，当拉速从56 mm/min升至66 mm/min时，变形孔隙率的峰值增加了13.1%。并且随着拉速的提升，变形孔隙率峰值出现的位置发生下移，从高度为44 cm降低为42 cm。

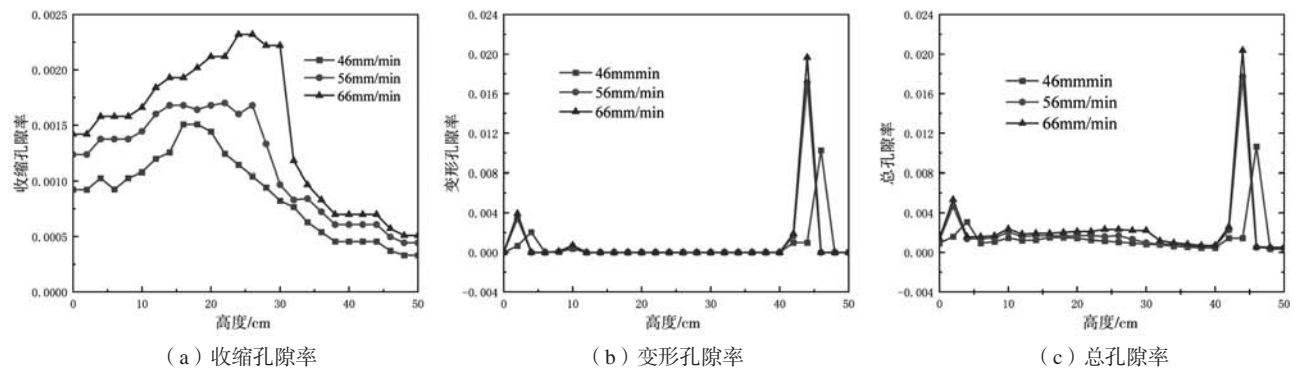


图9 不同拉速下铸坯中心轴向孔隙率的变化

Fig. 9 The change of the porosity along with the symmetry axis of the ingot at different casting speeds

图9c为不同拉速下总孔隙率沿轴向的分布情况，由于收缩孔隙率和变形孔隙率都会随着拉速的降低而减小，因此总孔隙率的变化也呈现相同的趋势。

取总孔隙率最大的位置（ $y=42$ cm）绘制曲线观察沿径向铸坯孔隙率的变化情况。图10a为不同拉速下，铸坯中心截面沿径向的收缩孔隙率变化情况。从图中可

以看出，在整个径向上，提高铝合金铸造过程的拉速都会增大铸坯的收缩孔隙率，且在中心位置的增大幅度最大。将拉速从46 mm/min提升到56 mm/min，铸坯中心的收缩孔隙提升了29.1%，而将拉速从56 mm/min提升到66 mm/min，铸坯中心位置的收缩孔隙则提升47.3%。

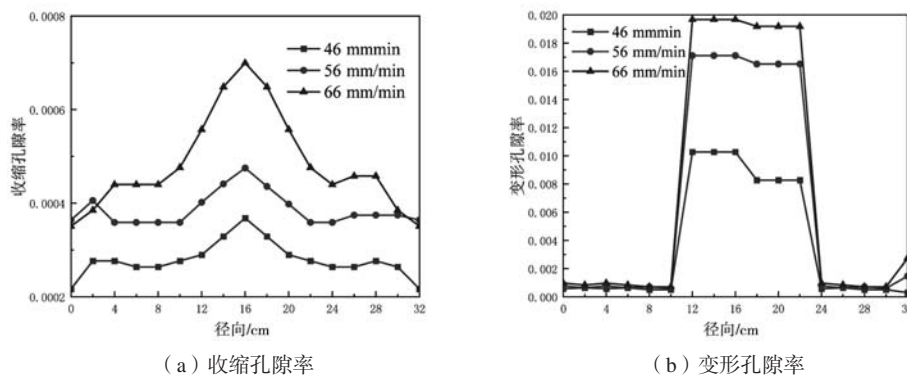


图10 不同拉速下高度为42cm时沿径向孔隙率的变化

Fig. 10 The change of the porosity along with the radial direction of the ingot at different casting speeds

图10b为不同拉速下，铸坯中心截面沿径向的变形孔隙率变化情况。从图中可以看出，在整个径向，只有中心区域（12~22 cm处）铸坯的变形孔隙率较高，其值围绕轴向上的峰值波动。而在其两侧，铸坯的变形孔隙率则维持在相对较低的水平。

综合来看，拉速对铝合金铸坯的收缩孔隙和变形孔隙具有十分显著的影响。当拉速从46 mm/min提升至66 mm/min时，铸坯的收缩孔隙率和变形孔隙率都会有非常明显的增大。从绝对值上来看，变形孔隙率的增大更加明显，变形孔隙率的增大比例最高达到了

47.3%。

3.4 过热度对热裂的影响

从3.3的结论可看出,提高拉速会显著增加铸坯内的孔隙率,这会促进热裂的产生。在高拉速下抑制热裂,一个有效的方法就是调整铝合金液的过热度。

为了研究铝合金液过热度对热裂产生的影响,保持其他所有工况参数不变,仅改变半连续铸造的浇注温度。设定拉速为66 mm/min,分别设置过热度为43 °C、63 °C以及83 °C(液相线为637 °C)进行孔隙预测。

图11为拉速为66 mm/min,热度分别为43 °C、63 °C以及83 °C时铸坯沿对称轴的孔隙率分布。从图中可以看出,过热度对孔隙率的变化趋势以及峰值出现的位置几乎没有影响。在三种过热度下,收缩孔隙率均是在高度为26 cm处取得峰值,而变形孔隙率则在高度为44 cm处取得峰值。在其他工况参数相同时,提高铝合

金液的过热度可以明显降低铸坯的孔隙率。当过热度从43 °C提升为63 °C时,铸坯的收缩孔隙率峰值降低了5.0%,变形孔隙率降低了5.5%。当过热度从63 °C提升为83 °C时,铸坯的收缩孔隙率降低了8.8%,变形孔隙率降低了3.1%。

图12为不同过热度下高度为42 cm时孔隙率沿径向的变化。从图中可以看出,在三种不同的浇注温度下,铸坯的收缩孔隙率呈现相似的分布,均是在中心位置出现最大值。同时提高浇注温度在整个径向上对收缩孔隙率和变形孔隙率的影响是一致的,提高浇注温度都会有效地降低孔隙率。

提高浇注温度可以极大程度上抑制收缩孔隙的产生,同时有效降低变形孔隙率。总体来看,适当提高浇注温度可减缓由于提高拉速带来的孔隙率提高。在实际生产中,可以适当搭配工况参数达到优化生产的目的。

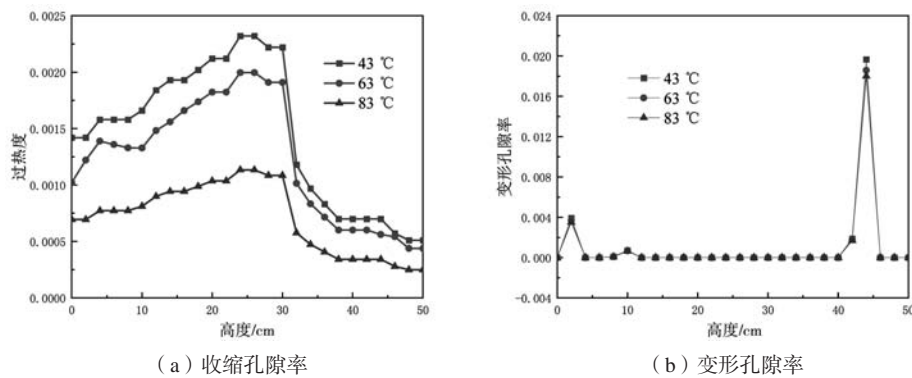


图11 不同过热度下铸坯中心轴向孔隙率的变化

Fig. 11 The change of the porosity along with the symmetry axis of the ingot at different casting temperatures

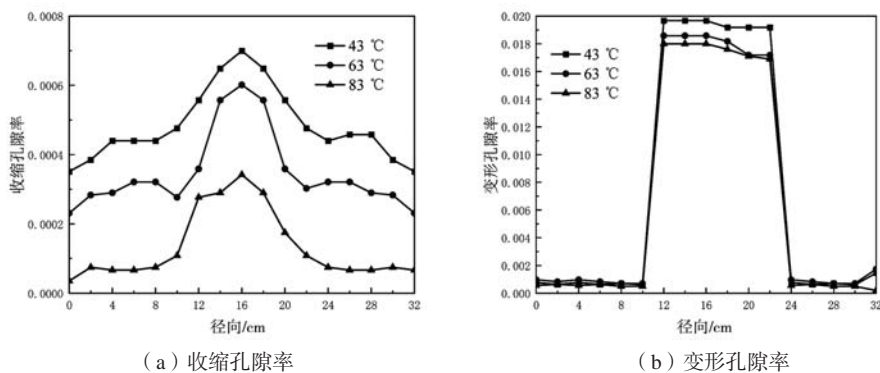


图12 不同过热度下高度为42 cm时沿径向孔隙率的变化

Fig. 12 The change of the porosity along with the radial direction of the ingot at different casting temperatures

4 结论

(1) 收缩孔隙的形成与铸坯内部的冷却速率有很大关联;而变形孔隙的大小则主要取决于铸坯局部的应变大小。值得注意的是,收缩孔隙率较大的位置,变形孔隙率则较小。

(2) 增大拉速会显著提升铸坯的孔隙形成,当拉速从46 mm/min升至56 mm/min时,铸坯的变形孔隙率提升最明显,最多提升了39.8%。当拉速从56 mm/min升至66 mm/min时,铸坯的收缩孔隙率提升更明显,最多提升了47.1%。

(3) 提高铝合金液的过热度可有效降低孔隙的形成, 当过热度从43 °C提升至63 °C时, 铸坯的收缩孔隙和变形孔隙分别降低了5.0%和5.5%。当过热度从63 °C

提升至83 °C时, 两者分别降低了8.8%和3.1%。

(4) 可以通过调配拉速与浇注温度来达到同时增大产率与降低合金热裂敏感性的半连续铸造方案。

参考文献:

- [1] BEOOA, ARC, CKWD. A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminum alloy powders: Processing, microstructure, and properties [J]. *Progress in Materials Science*, 2015, 74: 401-477.
- [2] OLIVIER Ludwig. Rheological behavior of Al-Cu alloys during solidification: constitutive modeling, experimental identification, and numerical study [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36 (6): 1525-1535.
- [3] 李跃. 合金元素对半连续铸7 × × × 铝合金微观组织和热裂敏感性的影响研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2019.
- [4] 孙涛, 岳峰, 郭春, 等. C45Cr钢连铸大断面圆坯凝固过程数学模拟 [J]. *铸造技术*, 2015, 36 (7): 1820-1825.
- [5] 张志祥, 闵义, 姜茂发. 37Mn5连铸圆坯凝固过程数学模拟 [J]. *东北大学学报: 自然科学版*, 2010 (7): 4. 966-969.
- [6] 李慧春, 兰晔峰, 张保林. 连铸圆坯凝固传热过程的数值模拟 [J]. *热加工工艺*, 2008 (9): 35-37, 40.
- [7] 孙涛, 岳峰, 郭春, 等. 连铸工艺参数对大圆坯凝固组织影响的数学模拟 [J]. *炼钢*, 2015, 31 (6): 23-28.
- [8] CHEN Dong-xu, DOU Rui-feng, HAN Jia-qiang. Prediction of hot tearing susceptibility of direct chill casting of AA6111 alloys via finite element simulations [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2020, 30 (12): 3161-3172.
- [9] 刘云庭. 推导物体内任意方向正应变和剪应变的一种方法 [J]. *力学与实践*, 1985, 7 (6): 53-54.
- [10] RAPPAZ M, DREZET J M, GREMAUD M. A new hot-tearing criterion [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1999, 30 (2): 449-455.
- [11] 史明波, 李乘波, 杜军, 等. Mg对6061再生铝合金凝固特性和热裂行为的影响 [J]. *铸造*, 2020, 69 (4): 361-366.
- [12] HAN Jia-qiang. Susceptibility of lithium containing aluminum alloys to cracking during solidification [J]. *Materialia*, 2019 (5): 100203-100203.
- [13] 蒋会学, 长海博文, 郭世杰, 等. Al-Zn-Mg-Cu高强合金DC铸锭中孔洞分布的研究 [J]. *特种铸造及有色合金*, 2015 (3): 237-239, 240.

Numerical Study on the Hot Tearing of AA5182 Aluminum Alloy in the DC Casting Process

YU Bo¹, DOU Rui-feng¹, WANG Yi-fan¹, WANG Jun-sheng², LIU Xun-liang¹, WEN Zhi¹

(1. School of Energy and Environmental Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2. Advanced Research Institute of Multidisciplinary Science, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract:

Hot tearing is one of the most common and serious defects in the casting process. For many years, it has been a key topic of research in the field of the casting. In this paper, combined with the three-dimensional decomposition method of strain, the RDG hot tearing prediction criterion was extended to three dimensions, so that it can predict hot tearing more accurately. At the same time, the extended hot tearing criterion was applied on direct chill casting (DC casting), and the influences of casting temperature and casting speed on the hot tearing were investigated. It is found that the formation of shrinkage porosity was related to the cooling rate inside the casting; the deformation porosity mainly depended on the local strain of the casting. Increasing the casting speed significantly promoted the formation of porosity, while increasing the casting temperature inhibited the formation of the shrinking porosity and deformation porosity. In actual production, if the casting temperature and casting speed can be properly adjusted, the purpose of increasing production and reducing hot tearing can be achieved at the same time.

Key words: DC-casting; hot tearing; pore; AA5182 alloy