

等轴球晶凝固多相体系内热溶质对流、补缩流 及晶粒运动的数值模拟 *

II. 模型的应用

王同敏 李廷举 曹志强 金俊泽

(大连理工大学材料科学与工程学院三束材料改性国家重点实验室,
辽宁省原材料特种制备技术重点实验室, 大连 116024)

T Grimmig A Bührig-Polaczek

(Foundry Institute, RWTH Aachen University, Aachen D-52072, Germany)

M Wu A Ludwig

(Simulation and Modeling of Metallurgical Processes, University of Leoben, Leoben A-8700, Austria)

摘要 利用等轴球晶三相凝固模型模拟了 A356 铝合金半固态浆料冷却斜槽法制备过程, 研究了晶粒密度、尺寸及固相分数的分布与工艺参数的关系. 结果表明, 在斜槽浇注处晶粒形核密度最大, 在斜槽末端晶粒尺寸、固相分数最大, 在铸型中这三者的最终分布大致均匀. 适当降低浇注温度有助于提高斜槽上形核密度和固相分数及降低晶粒尺寸. 此外, 还模拟了热溶质对流及补缩流在 Al-4%Cu (质量分数) 合金等轴球晶凝固过程所起的作用, 以及晶粒运动及补缩流对合金自由表面和宏观偏析形成的影响. 结果表明, 凝固初期热对流及补缩流为主导, 凝固中期热溶质对流为主导, 凝固后期补缩流为主导; 晶粒运动受阻程度直接影响自由表面形状, 补缩流考虑与否导致完全不同的宏观偏析图. 实验测得晶粒尺寸与模拟结果分布较相似, 但其绝对值存在较大差异.

关键词 半固态, 宏观偏析, 自由表面, 三相流, 数值模拟

中图分类号 TG249, TG291 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2006)06-0591-08

MODELLING OF THE THERMO-SOLUTAL CONVECTION, SHRINKAGE FLOW AND GRAIN MOVEMENT DURING GLOBULAR EQUIAXED SOLIDIFICATION IN A MULTI-PHASE SYSTEM

II. Application of Model

WANG Tongmin, LI Tingju, CAO Zhiqiang, JIN Junze

School of Materials Science and Engineering, State Key Laboratory of Materials Modification by Laser, Ion and Electron Beams, Liaoning Key Laboratory of Special Processing of Raw Materials, Dalian University of Technology, Dalian 116024

T Grimmig, A Bührig-Polaczek

Foundry Institute, RWTH Aachen University, Aachen D-52072, Germany

M Wu, A Ludwig

Simulation and Modeling of Metallurgical Processes, University of Leoben, Leoben A-8700, Austria

Correspondent: WANG Tongmin, associate professor, Tel: (0411)84709458,

E-mail: tmwang@dlut.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50474055), Collaborative Project of German Science Foundation (No.SFB370), and Liaoning Natural Science Foundation (No.20052176)

Manuscript received 2005-09-29, in revised form 2005-12-30

* 国家自然科学基金项目 50474055, 德国自然科学基金 (DFG) 重大项目 SFB 370 以及辽宁省自然科学基金项目 20052176 资助

收到初稿日期: 2005-09-29, 收到修改稿日期: 2005-12-30

作者简介: 王同敏, 男, 1971 年生, 副教授

ABSTRACT The developed three-phase model of globular equiaxed grain solidification has been applied to the cooling channel process of semi-solid slurry of A356 aluminum alloy. The effects of the processing parameters on the grain density, size and solid fraction have been studied. The results show that, grain density has its maximum at the pouring position of the cooling channel, the grain size and solid fraction have their maximum at the end of the cooling channel. Their distributions are almost uniform in the mold after rheocasting process. Decreasing proper pouring temperature is helpful to increase the grain density and solid fraction, and to decrease the grain size. In addition, the flow pattern of Al-4%Cu (mass fraction) solidification has been numerically investigated, showing that the thermal convection and feeding flow dominate the flow pattern at the beginning of solidification and the thermo-solutal convection dominates the middle and the feeding flow controls the end. Additionally, the effects of grain movement and feeding flow on the formation of free surface and macrosegregation have been studied. The results show that the obstacle of grain movement directly affects the shape of free surface, and completely different macrosegregation maps are obtained with considering feeding flow and without. The developed model has been validated by comparing the grain size between the measurement and simulation.

KEY WORDS semi-solid, macrosegregation, free surface, three-phase, numerical simulation

早在 20 世纪 70 年代日本学者大野笃美 (Ohno) 在大量实验研究基础上提出了结晶游离理论^[1], 其中心思想是凝固开始后首先在冷端如型壁冷铁等处大量异质生核, 枝晶生长过程中发生颈缩和熔断, 所形成的许多小晶粒在对流作用下游离到熔体内部, 这些游离晶粒是熔体内部晶核的主要来源. 该理论一个典型的应用就是用冷却斜槽法来细化凝固组织, 该法后来被用于制备合金半固态流变浆料, 所用设备简单、成本低、效果佳. 低过热金属熔体流经一个倾斜的冷却斜槽, 熔体受斜槽激冷大量形核, 这些晶核被后续浇注熔体剪切冲刷流进下端收集铸型 (保温陶瓷铸型), 经保温一定时间获得具有适当固相分数的半固态等轴球晶浆料. 浇注温度是半固态浆料制备的关键工艺参数, 获得细球晶粒以及适当的固相分数是半固态浆料的重要指标^[2,3], 然而在半固态浆料制备过程中, 很难实时测得晶粒尺寸、晶粒密度以及固相分数这些参数, 往往都是通过测得温度后根据经验估计固相分数, 或经快淬后观察金相获取组织信息. 数值模拟技术为定量研究半固态浆料制备过程提供了可能^[4-6], 本文即利用前文^[7]所建立的等轴球晶凝固多相模型对冷却斜槽法制备 A356 铝合金半固态浆料过程进行了模拟, 研究了晶粒密度、晶粒尺寸及固相分数在制备过程中的演变规律以及浇注温度对这三者的影响.

此外, 利用所建立的等轴球晶多相凝固模型也模拟研究了 Al-4%Cu 合金凝固过程的热溶质对流、补缩流及晶粒运动, 以及凝固过程的多重流动对于宏观偏析及自由表面形成的影响. 该合金凝固时晶粒生长形貌多呈等轴晶接近球晶^[8], 故适于应用等轴球晶多相凝固模型来模拟.

1 冷却斜槽法制备 A356 铝合金半固态浆料

1.1 模拟所用的条件

图 1 为冷却斜槽法制备半固态浆料几何计算模型.

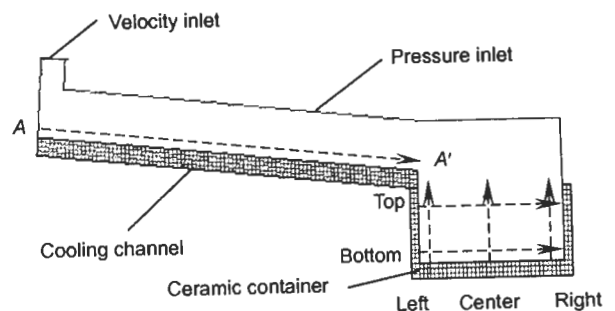


图 1 冷却斜槽体系模拟模型

Fig.1 Numerical model of the cooling channel process

斜槽长度 0.5 m, 陶瓷铸型 (0.2×0.1)m. 模型中包括浇注速度入口边界 (浇注位置)、压力边界 (计算域与大气的接触界面)、冷却斜槽、陶瓷铸型. 沿着斜槽内壁底部的 A—A' 截面以及陶瓷铸型里的左、中、右和上、下截面为预先定义好的用于定量显示晶粒密度、尺寸及固相分数分布的几个关键截面. 浇注入口速度为 0.25 m/s. 压力边界为标准大气压 (1.013×10⁵ Pa). 研究了浇注温度分别为 898 K (过热度为 12 K) 和 918 K (过热度为 32 K) 的 A356 铝合金半固态浆料制备过程.

1.2 浇注温度的影响

本文模拟中用到的 A356 铝合金的热物性及形核参数^[9,10]见表 1.

图 2a 示出浇注 1.1 s 后 A—A' 截面上晶粒密度的分布曲线. 从图可见, 在两种不同过热度下晶粒密度的最大值均出现在高温熔体与冷却斜槽最先接触的地方, 区别在于过热度为 12 K 时的晶粒密度曲线整体明显高于过热度为 32 K 时的晶粒密度曲线. 然而过热度对晶粒尺寸的影响却不大 (见图 2b). 从图 2c 可以明显看到, 低过热度 (12 K) 时在冷却斜槽 A—A' 截面上得到了更大的固相分数, 固相分数最大值出现在合金熔体在冷却斜槽上的

表 1 模拟中用到的 A356 铝合金的热物性及形核参数 [9,10]

Table 1 Thermophysical and thermodynamic properties of A356 alloy used in the simulation [9,10]

Phase	ρ kg/m ³	κ W/(m·K)	D m ² /s	μ kg/(m·s)	c_p J/(kg·K)	d m
Liquid	2430	68	5×10^{-9}	1.2×10^{-3}	1149	-
Solid	2560	166	8×10^{-13}	1.8×10^{-5}	1100	-
Air	1.225	0.0242	-	-	1006.43	1.0^{-5}

$T_i = 933.5 \text{ K}$, $k = 0.114$, $m = -697.9 \text{ K}$, $n_{\max} = 2.5 \times 10^{11} \text{ m}^{-3}$, $\Delta T_N = 20 \text{ K}$, $\Delta T_\sigma = 8 \text{ K}$
 $\mu_s = \begin{cases} \mu_l/f_s \cdot [(1 - f_s/f_s^c)^{-2.5} f_s^c - (1 - f_s)] & \text{When } f_s < f_s^c, \text{ with the packing limit } f_s^c = 0.637 \\ \infty & \text{Else} \end{cases}$

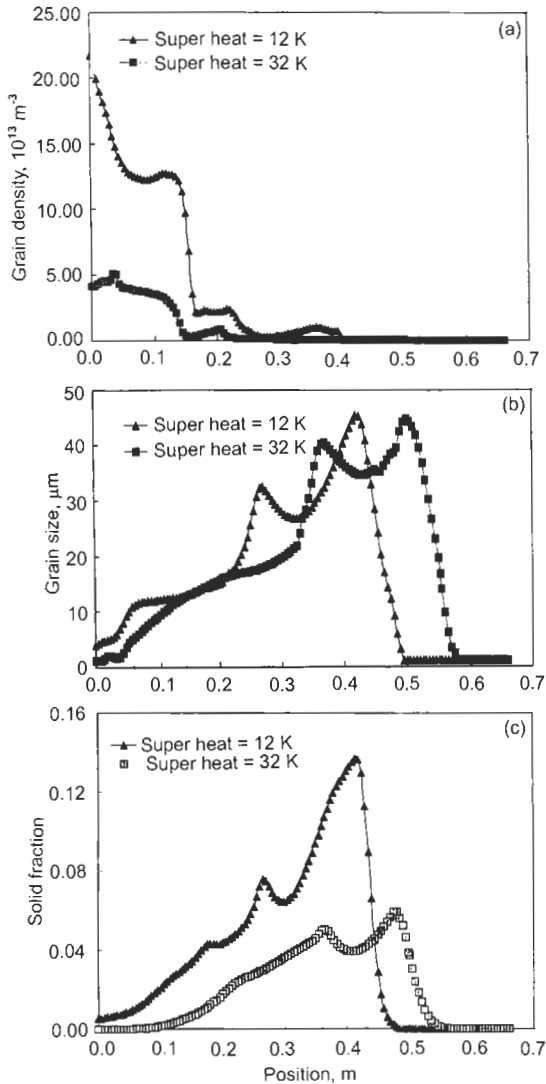


图 2 浇注 1.1 s 后斜槽上 A—A' 截面的晶粒密度、晶粒尺寸和固相分数的计算结果

Fig.2 Calculated grain density (a), grain size (b) and solid fraction (c) in A—A' section in Fig.1 after pouring A356 alloy for 1.1 s

流动前沿。上述分布曲线特征可归纳为：(1) 曲线均呈波浪状；(2) 过热度高的曲线比过热度低的曲线更靠近 x 轴的右侧，即相同时间内过热度高的熔体在斜槽上的流动距离更长。上述特征的出现是因为高温熔体浇入到冷却斜槽上，接触到斜槽的瞬间激冷大量形核，因此晶粒密度的最大值出现在高温熔体与冷却斜槽上最先接触的地方，合

适的低的过热度可以瞬间获得高的过冷度，从而获得高的形核密度，这些晶核沿着冷却斜槽被后续浇注的熔体不断地向前推，当这些晶核离开浇注处的高温区即开始生长，晶粒尺寸逐渐变大，固相分数也在逐渐增加，在斜槽的末端两者均达到最大值，晶粒尺寸在 $45 \mu\text{m}$ 左右，固相分数接近 15% (过热度为 12 K 时) 及 6% (过热度为 32 K 时)。而固相分数相对低的熔体其粘度相对较小，流动阻力也较小，在斜槽上流动速度快，故过热度高的曲线比过热度低的曲线更靠近 x 轴右侧。冷却斜槽法制备过程是连续且同时具有周期特征的过程：合金熔体浇入 → 形核生长 → 斜槽上流动 → 合金熔体浇入。每次新的具有一定过热度的熔体浇入时，均部分叠加到前面的已浇注的熔体中，使叠加区的晶粒密度、尺寸及固相分数出现低值 (波谷)。熔体不断浇入，则波谷也不断出现，这可能是晶粒密度、尺寸及固相分数曲线呈现波动的原因。

1.3 陶瓷铸型内晶粒密度、晶粒尺寸及固相分数分布

浇注 2.87 s 后停止浇入新的合金熔体，合金熔体全部被下端陶瓷铸型收集完即开始保温，图 3 为保温 12.34 s 后晶粒密度、尺寸及固相分数在陶瓷铸型里预设的左、中、右、上及下截面的分布曲线。从图可见，无论是陶瓷铸型的上、下或是左、右截面，曲线两端的晶粒密度、尺寸及固相分数分布都不均匀；而中间部位相对较均匀。陶瓷铸型上截面的晶粒尺寸及固相分数均小于下截面，但晶粒密度大于下截面；陶瓷铸型左截面的晶粒尺寸及固相分数小于右截面，但晶粒密度大于右截面。通过模拟可以定量地给出三者数量的大小。从图 3b 可看出，陶瓷铸型中晶粒尺寸最小值为 $12 \mu\text{m}$ ，出现在陶瓷铸型的上部；最大值近 $80 \mu\text{m}$ ，出现在陶瓷铸型的右下角，平均值为 $45 \mu\text{m}$ 左右。各截面中固相分数最小值为 7%，出现在陶瓷铸型的上部；最大值为 63%，出现在陶瓷铸型的右下角，平均值为 40%。以上分布规律主要受陶瓷铸型内温度分布以及对流模式影响。如右下角温度最低，因此得到最大的固相分数和晶粒尺寸。因此，控制好陶瓷铸型内的温度分布和流动模式是得到具有均匀晶粒尺寸和固相分数半固态浆料的关键。

图 4 示出浇注 2.2 s 瞬间，液、固、气三相的体积分数、晶粒密度、晶粒尺寸、晶粒运动的模拟结果。从图可见，最大的晶粒尺寸和固相分数，均出现在陶瓷铸型的右下角。陶瓷铸型内的气相被浇入的合金熔体逐渐排挤出，

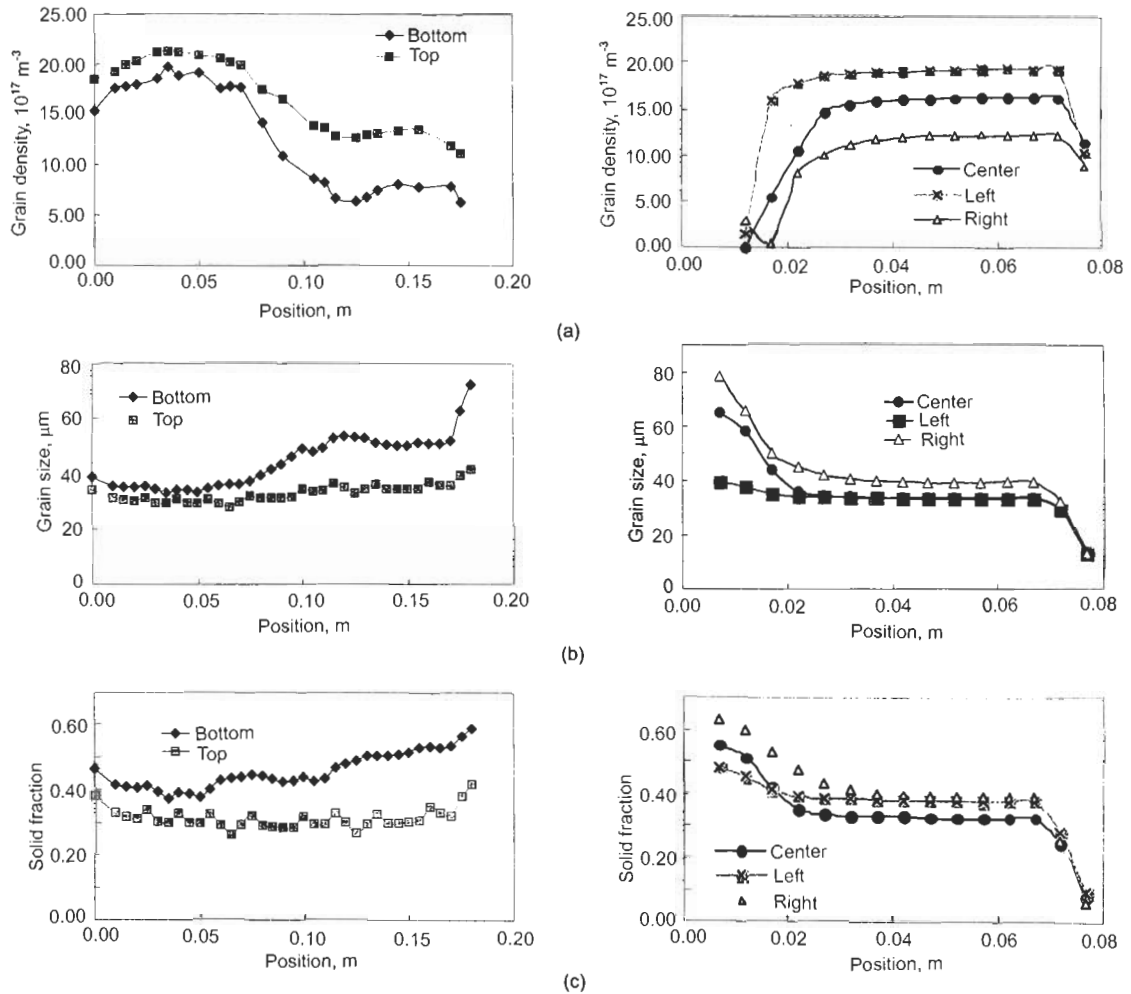


图3 浇注 2.87 s 保温 12.34 s 后陶瓷铸型内上、下及左、中、右截面的晶粒密度、晶粒尺寸和固相分数曲线
 Fig.3 Calculated grain densities (a), grain sizes (b) and solid fractions (c) in up, down, left, center and right sections of ceramic mold after pouring 2.87 s and hold temperature 12.34 s

所形成的气 / 液界面即为浇注时合金熔体的自由表面, 在斜槽上的合金熔体流 (由液相分数表征) 变得越来越细; 而凝固的晶粒流 (由固相分数表征) 则由薄变厚. 大量晶核在浇注处产生并随着后续浇注的熔体向前流动同时逐渐长大, 故在斜槽末端得到较大的固相分数.

2 Al-4%Cu 合金的凝固过程

2.1 模拟所用的条件

图 5 示出带有冒口的 Al-4%Cu 合金方形铸件. 经孕育处理后, 可近似将该合金凝固组织形态看作等轴球晶. 方形铸件四周以及冒口周边冷却换热系数 H 分别为 750 和 350 W/(m²·K), 冒口上部为空冷和压力边界, 这样的冷却条件保证了铸件顺序凝固. 合金熔体假设瞬间充满铸型 (即忽略充型过程), 熔体各部分的初始压力 $p_0=1.013 \times 10^5$ Pa, 初始温度 $T_0=925$ K, 初始浓度 $c_0=4\%$. Al-4%Cu 合金的热物性参数见文献 [8, 11].

2.2 晶粒运动对自由表面的影响

图 6a, b 分别为考虑和不考虑晶粒运动且在不同凝固时间下, Al-4Cu% 合金铸件冒口附近合金熔体自由

表面的形状以及总压力分布 (包括熔体静压力, 但不包括标准大气压). 此处合金熔体的自由表面定义为气相分数为 50% 的等值线. 从图可见, 在考虑晶粒自由运动情况下 (图 6a), 自由表面的形状基本上是直的, 总压力分布由上至下逐渐增高, 这归因于金属熔体静压力. 由于自由表面处晶粒可以自由运动, 此时的熔体及凝固晶粒均被视作自由流体, 所以熔体的补缩流动没有遇到任何阻碍力, 自由表面自然为不断下移的熔体水平面. 计算中设定晶粒不能自由流动临界固相分数为 0.637 (即超过该固相分数, 晶粒所搭构架稳固不能自由运动); 在凝固的后期 (凝固时间 $t=50$ s), 固相分数达到这一临界值, 晶粒运动受阻同时也阻碍了合金熔体的补缩流动, 从而使得熔体自由表面形状发生了些许弯曲. 在考虑晶粒不可运动的情况下 (图 6b), 自由表面形状及总压力分布完全不同于图 6a, 自由表面形状呈较大弯曲, 自由表面下部产生较大负压区, 这个负压区是合金熔体在发生凝固收缩时引起的补缩流动受到不动的晶粒阻碍所造成的, 总压力从上至下呈现高一低一高分布规律. 而在接近凝固后期由于补缩通道几

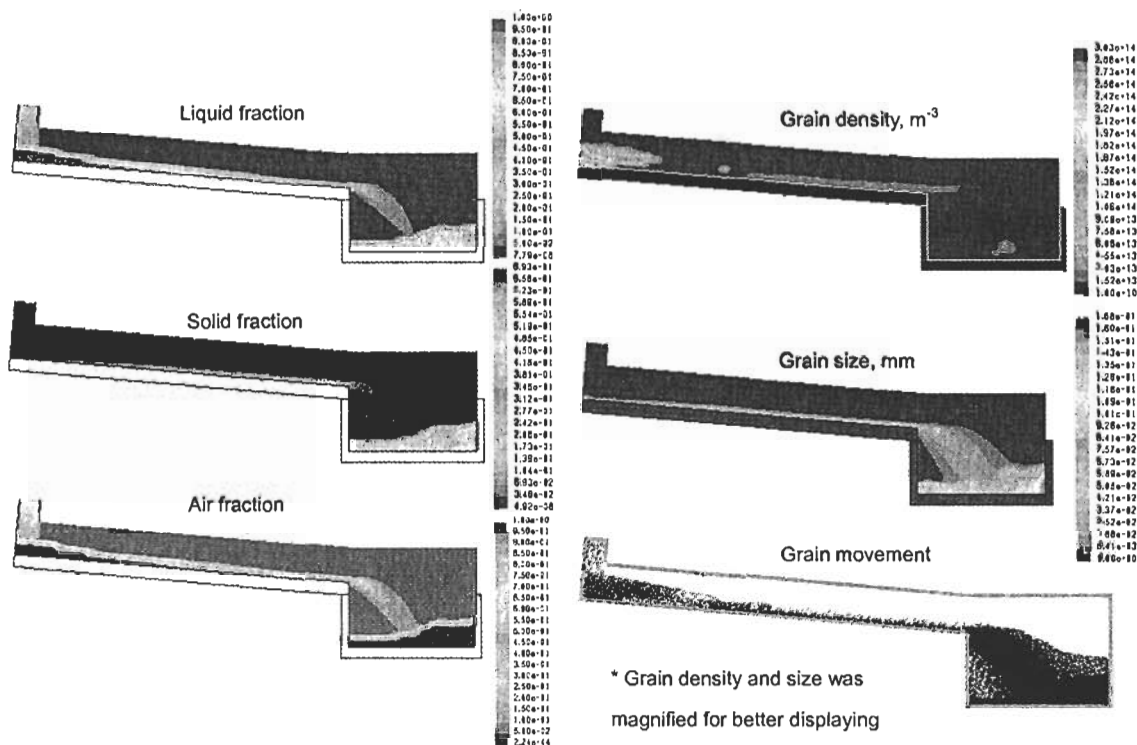


图4 浇注 2.2 s 后冷却斜槽制备 A356 铝合金半固态浆料过程三相流模型的模拟结果

Fig.4 Simulated results of cooling channel rheocasting A356 alloy using a three-phase model after pouring 2.2 s

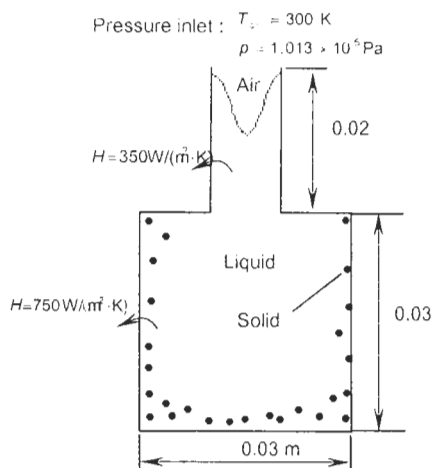


图5 Al-4%Cu 合金铸件冒口以及三相的定义

Fig.5 A benchmark of ingot casting (Al-4%Cu) and the schematic diagram of three phases

乎被堵死, 因此自由表面下部负压区消失. 以上考虑的两情况实际上分别为等轴球晶凝固 (晶粒自由运动) 和柱状枝晶凝固 (晶粒不运动), 而在实际铸件凝固过程中, 晶粒既不是自由运动也不是完全不运动. 因此, 熔体自由表面的形状及压力分布应处于图 6a 和图 6b 两种状态之间.

2.3 热溶质对流及补缩流对熔体流动模式的影响

图 7a, b 分别示出考虑和未考虑补缩流这两种情况下的熔体流动模式. 在凝固开始时 (凝固时间 $t=1$ s), 两种情况下铸型壁附近均可看到清晰的下沉流, 这是因为铸型

壁附近温降很快, 导致那里的熔体密度增大从而引发了沿铸型壁向下的热对流, 由于此时凝固尚未发生也无溶质再分配, 溶质没有产生富集现象, 因而没有溶质对流产生. 从图 7b 中可以清楚地看到, 自上而下的补缩流填补正在收缩的熔体. 凝固早期 (凝固时间 $t=1$ s), 热对流和补缩流为主; 凝固中期 ($t=13$ s), 溶质析出再分配以及熔体的进一步冷却换热, 使得热溶质对流为主; 随着凝固的进一步进行, 固相率越来越大, 未凝固的熔体可以自由活动的空间则越来越小, 热溶质对流也变得越来越弱, 但是只要补缩通道未被封闭且熔体没有完全凝固, 补缩流就始终存在, 故凝固后期 ($t=18$ s) 依然可以看到补缩流的存在.

2.4 补缩流对宏观偏析形成的影响

图 8 示出凝固后期 (凝固时间 $t=18$ s), 考虑和未考虑补缩流两种情况下的宏观偏析浓度等值线. 因为铸件尺寸很小, 凝固时间较快, 所以相对于初始浓度 $c_0 (=4\%)$, 这两种情况下绝对偏析值都不是很大, 但得到的浓度等值线差异却很大, 主要区别在于: (1) 图 8a 中铸件底部浓度等值线凸起, 而图 8b 中却凹下; (2) 图 8a 中冒口与铸件交接部位为正偏析, 而图 8b 中却为负偏析; (3) 因为图 8b 中考虑了凝固体积收缩, 因而能够看到冒口中下移并呈弯曲的自由表面.

图 8a, b 都考虑了热溶质对流以及晶粒运动, 区别是图 8b 另外考虑了补缩流动, 因此可以判断是补缩流动引起两者宏观偏析的差异. 在型壁附近最先形核长大的晶粒由于密度大沿着型壁向底部沉淀, 所到之处引起负偏析.

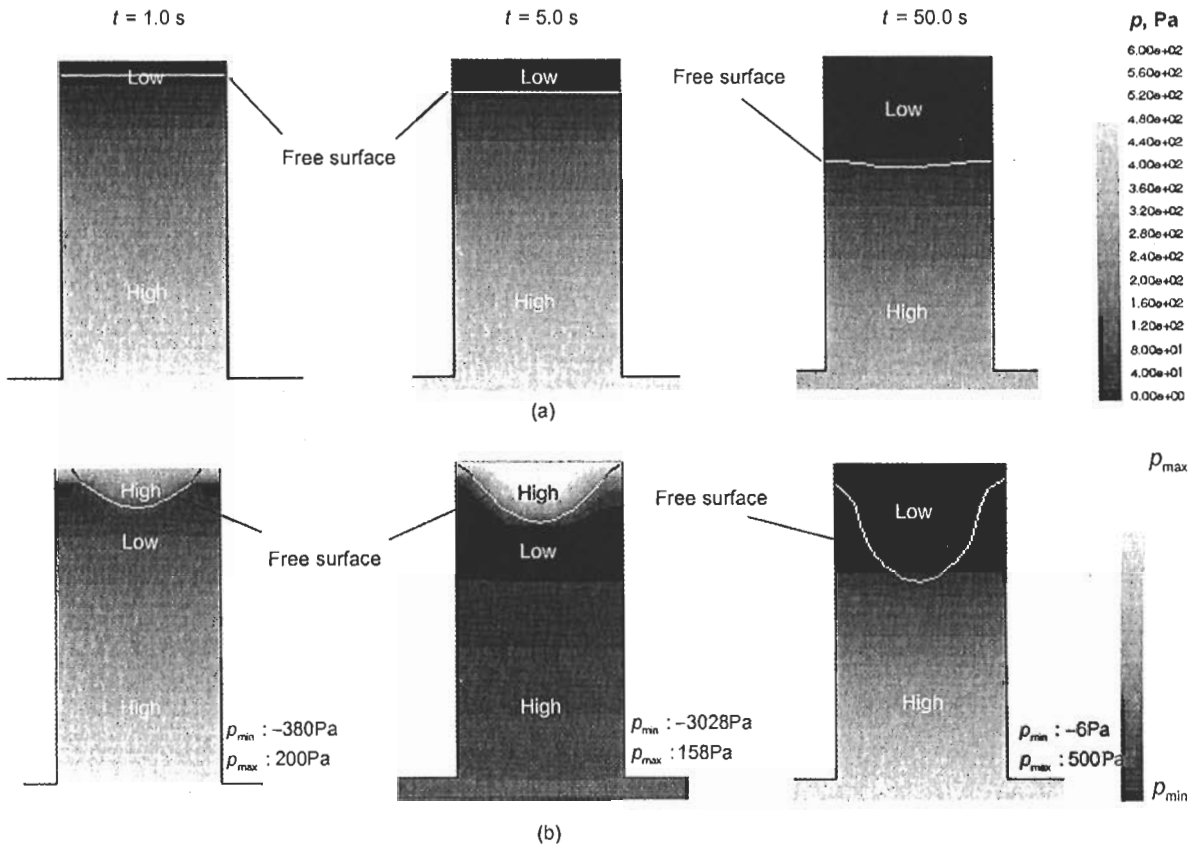


图6 不同时间自由表面形状以及自由表面附近的压力分布

Fig.6 Simulated shape of free surface (line) and the total pressure distributions (gray scale) near the free surface at different solidified times (t) for the Al-4%Cu melt
(a) with grain movement (b) without grain movement

铸件过小凝固速度很快,晶粒还没有来得及沉淀到铸件底部就已经达到临界固相分数而不能继续运动,因此从图 8a 没有看到通常所见到的铸件底部负偏析晶粒沉积堆,从图 7a 可见,热溶质对流是由铸件的两侧向中心迁移的两股内部流组成,这两股内部流起源于凝固中的糊状区(铸型壁附近),因此携带着大量相变析出的富集溶质,这样的流动模式使得溶质由型壁两侧向铸件中心传输,最终在铸件的中、下部形成一‘塔’形的正偏析区(见图 8a)。图 8b 的等浓度线分布比较特别,可解释如下:补缩流来源于冒口中的高温未发生相变熔体(新鲜熔体),从图 8b 可见,补缩流由上至下均由心部向两侧流动,在新鲜的补缩流冲刷下,溶质由铸件心部向两侧传输,最终形成了‘碗’形的负偏析区。

2.5 晶粒运动对晶粒尺寸分布的影响

为研究晶粒运动对晶粒尺寸分布的影响,做了如下实验:切取 Al-4%Cu 合金铸件一垂直面,铸件形状如图 9a 所示。并分别测量其上部(区域 1)、中部(区域 2)和下部(区域 3) 3 个区域的晶粒尺寸,结果如图 9b 所示。利用所建立的等轴球晶凝固模型对选定的垂直面进行模拟,模型中忽略了补缩流及热溶质对流,但应用 Boussinesq 方法^[11]考虑了固(晶粒)、液(合金熔体)相间密度差异所引

起的晶粒运动。合金熔体初始温度为 925 K,铸型温度为 573 K,铸件上部和铸件 / 铸型的传热系数分别设为 50 和 800 W/(m²·K),模拟的晶粒尺寸分布结果如图 9c 所示。由固、液相密度差引起的流动模式为:晶粒由铸型上部沿着型壁两侧向底部沉淀,同时引起底部熔体向心部作卷起运动。从图 9b 中观察到晶粒的分布规律为:铸件底部及中心晶粒比较细小(240—260 μm),铸型壁两侧的下部附近晶粒略微粗大(270—290 μm)。铸件底部中心处的细小晶粒主要归因于底部在凝固开始阶段非常高的形核率,铸型壁两侧下部的粗大晶粒实际上来源于铸件的上部,这些晶粒在铸件顶部及型壁上侧形核,然后由型壁两侧向底部沉淀,并在沉淀过程中逐渐长大为大尺寸晶粒,最后沉淀、聚集在型壁两侧的下部,此时的固相率已经达到临界值,所以晶粒不能继续沉淀;在铸件心部的小晶粒则主要由底部向心部流动的熔体所携带的小晶粒组成。通过比较图 9b, c 可见,实验与模拟晶粒尺寸分布曲线形状较相似,但晶粒尺寸具体值有较大差异。这主要归因于本模型是针对等轴球晶的凝固建立起来的,为一种较理想化且简单的凝固形态,而本实验 Al-4%Cu 合金的凝固形态只是接近等轴球晶凝固形态。另外,可能由于边界冷却条件的设定与实际情况有差异。

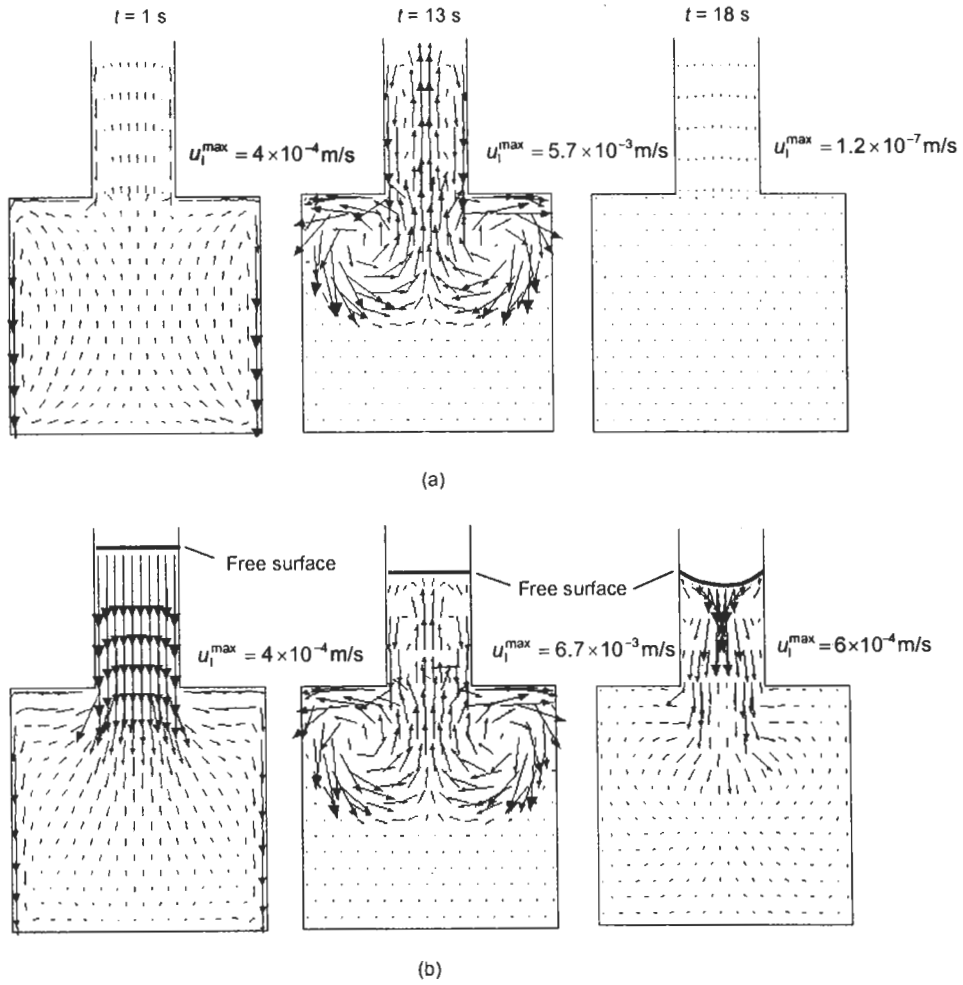


图7 由热溶质对流、晶粒运动及补缩流构成的凝固过程的多重流动
 Fig.7 Melt flow patterns consisting of thermo-solutal convection and grain movement
 (a) without shrinkage flow (b) with shrinkage flow

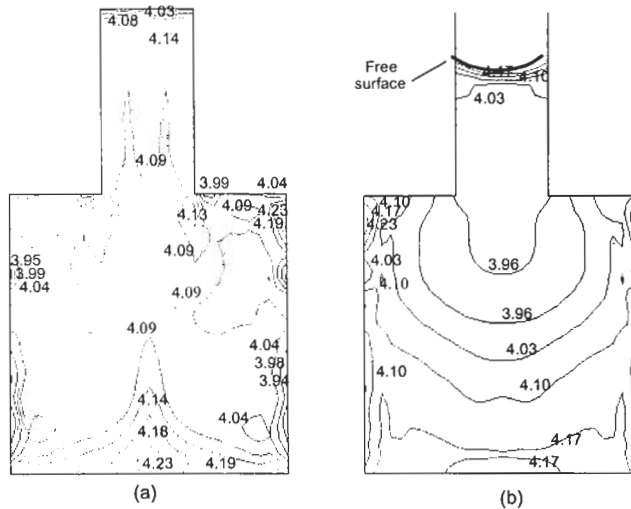


图8 凝固后期 ($t=18 \text{ s}$) 补缩流对宏观偏析形成的影响
 Fig.8 Simulated macro-segregation maps near the solidification end ($t=18 \text{ s}$) of Al-4%Cu alloy by considering thermo-solutal convection and grain movement, the numbers in figure are the percent of the Cu concentration, no segregation corresponds to number 4
 (a) without shrinkage flow (b) with shrinkage flow

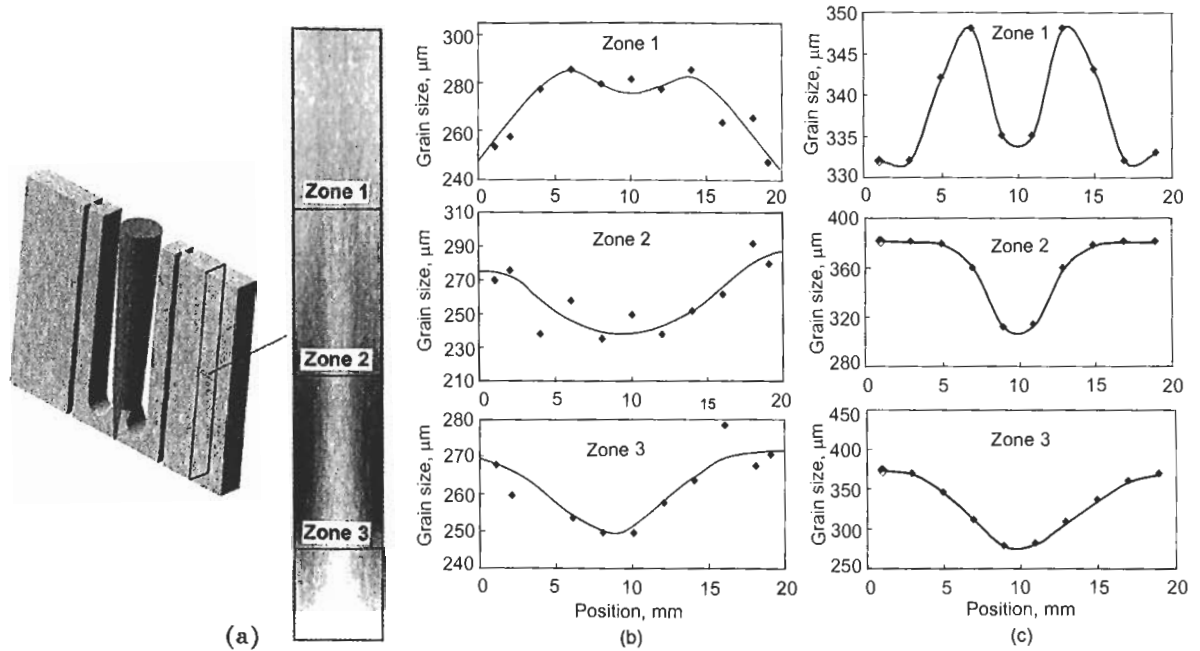


图9 Al-4%Cu合金实验铸件所测晶粒尺寸与模拟结果的比较

Fig.9 Comparison of the numerically predicted grain size distribution in an Al-4%Cu plate casting with the experimentally measured results

(a) casting appearance and simulated map for grain size distribution in a vertical section (b) measured grain size distributions (c) simulated grain size distributions corresponding to zones 1, 2 and 3 in Fig.9a

3 结论

(1) 利用等轴球晶多相凝固模型模拟研究冷却斜槽制备 A356 铝合金半固态浆料. 结果表明:

对于两种过热度浇注, 晶粒密度的最大值都是出现在高温熔体与冷却斜槽最先接触的部位, 晶粒尺寸和固相分数的最大值则出现在合金熔体在冷却斜槽上的流动前沿, 且最小与最大值之间的变化曲线呈波浪状.

陶瓷铸型内晶粒密度、晶格尺寸及固相分数在上、下及左、右截面分布均不均匀, 中间部位相对较均匀.

(2) 采用等轴球晶多相凝固模型模拟研究了 Al-4%Cu 合金的凝固过程, 结果表明:

自由表面形状以及自由表面附近的压力等值线, 在晶粒自由运动的情况下呈现水平直线状特征, 但在晶粒不运动的情况下, 自由表面形状呈较大的弯曲. 靠近自由表面的合金熔体内部发现较大的负压区, 这是凝固收缩力与晶粒阻碍力相互竞争又相互协调的结果.

凝固初期, 热对流及补缩流主导着熔体的流动模式; 凝固中期, 热溶质对流则占据着主导地位; 而凝固后期, 熔体可自由流动的空间越来越小, 但在补缩通道没有完全封闭之前, 补缩流一直起主要作用.

没有发现较大的宏观偏析值, 但在考虑与不考虑补缩流两种情况下, 得到了截然不同的宏观偏析图, 最大的不同表现在: 前者铸件底部的浓度等值线凹下, 后者铸件底部的浓度等值线则凸起.

晶粒沉淀运动导致了晶粒尺寸的再分布, 通过实验与模拟的晶粒尺寸比较, 可见两者的分布规律较一致, 但晶粒尺寸具体值上有较大差异.

参考文献

- [1] Ohno A. *Solidification-The Separation Theory and Its Practical Applications*. Berlin: Springer-Verlag, 1987: 15
- [2] Aguilar J, Fehlbier M, Bührig-Polaczek A. In: Kainer K U, ed., *Proc 6th Int Conf Magnesium Alloys and Their Applications*. Wolfsburg, 2004: 37
- [3] Aguilar J, Grimmig T, Bührig-Polaczek A. In: Kainer K U, ed., *Proc 6th Int Conf Magnesium Alloys and Their Applications*. Wolfsburg, 2004: 767
- [4] Wu S, Wu X, Xiao Z. *Acta Mater*, 2004; 52: 3519
- [5] Modigell M, Koke J. *J Mater Process Technol*, 2001; 111(1-3): 53
- [6] Petera J, Kotynia M. *Int J Heat Mass Transf*, 2004; 47: 1483
- [7] Wang T M, Yao S, Zhang X G, Jin J Z, Wu M, Ludwig A, Pustal B, Bührig-Polaczek A. *Acta Metall Sin*, 2006; 42: 584
(王同敏, 姚山, 张兴国, 金俊泽, Wu M, Ludwig A, Pustal B, Bührig-Polaczek A. 金属学报, 2006; 42: 584)
- [8] Ludwig A, Wu M. *Metall Mater Trans*, 2002; 33A: 3673
- [9] Wang T, Pustal B, Abondano M. *Trans Nonferrous Met Soc*, 2005; 15: 289
- [10] Conley J G, Huang J, Asada J, Akiba K. *Mater Sci Eng*, 2000; A285: 49
- [11] Kaempfer Th U, Rappaz M. In: Sahm P R, ed., *Proc 9th Conf on Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes*, Aachen, TMS, 2000: 640