

定向凝固 Ti-46at. % Al 合金晶粒组织形成 CAFE 模拟

刘东戎, 芦海洋, 郭二军

(哈尔滨理工大学 材料科学与工程学院 黑龙江 哈尔滨 150080)

摘要: 为了深入理解 TiAl 合金定向凝固过程中晶粒组织演化特点, 采用 CAFE 模型(元胞自动机 CA-有限元 FE) 模拟研究 Ti-46at. % Al 合金定向凝固过程中晶粒组织形成。借助文献中微重力定向凝固实验结果验证模型。考察了形核过冷度和自然对流强度对柱状晶向等轴晶转变 (CET)、晶粒尺寸、晶粒延长因子以及偏析分布的影响。模拟结果表明: 降低形核过冷度可以获得完全等轴晶组织。对于完全等轴晶组织, 增大流动强度会加重铸件晶间偏析, 而对凝固组织形貌以及晶粒尺寸、延长因子分布无影响。增加形核过冷度, 发生 CET。流动强度增加导致 CET 延迟, 促进长形晶和等轴晶混合生长, 增大晶粒尺寸和延长因子以及加重偏析。CAFE 模型可以被用于预测 TiAl 合金晶粒组织形成以及分析控制机理。

关键词: TiAl 合金; CAFE 模拟; 晶粒组织; 偏析; 自然对流

DOI: 10.15938/j.jhust.2017.06.019

中图分类号: TG244 **文献标志码:** A **文章编号:** 1007-2683(2017)06-0102-07

Simulation of Grain Structure Formation of Ti-46at. % Al Alloy During Directional Solidification with CAFE Model

LIU Dong-rong, LU Hai-yang, GUO Er-jun

(School of Material Science and Engineering, Harbin University of Science and Technology, Harbin 150080, China)

Abstract: In order to deeply understand the mechanisms responsible for the grain structure evolution during directional solidification of Ti-46at. % alloy, characteristics of grain structure were simulated using CAFE model (Cellular Automaton-Finite Element). CAFE model was validated by comparisons with microgravity experiments from a reference. Influences of nucleation undercooling and natural convection intensity on columnar-to-equiaxed transition (CET), grain size, grain elongation and segregation were numerically investigated. Simulated results show that a fully equiaxed grain structure is obtained by lowering the nucleation undercooling. Increasing flow intensity aggravates intergranular segregation, but barely has effects on variations of grain structure morphology and distributions of grain size and elongation. With a high nucleation undercooling, CET occurs. By strengthening fluid flow, the occurrence of CET is retarded, a mixed structure of elongated and equiaxed grains is formed, both grain sizes and elongations are increased and segregation is enhanced. CAFE model can be used to predict grain structure evolution during solidification of Ti-46at. % Al and to analyze the controlling mechanisms.

Keywords: TiAl alloy; cellular automaton-finite element simulation; grain structure; segregation; natural convection

收稿日期: 2016-04-15

基金项目: 哈尔滨市应用技术与开发青年后备人才项目(2014RFQXJ026); 国家自然科学基金(51101045).

作者简介: 芦海洋(1988—)男, 硕士研究生;

郭二军(1963—)男, 博士, 教授.

通信作者: 刘东戎(1978—)女, 博士, 教授, E-mail: hlglr@126.com.

0 引言

γ -TiAl 合金具有高比强度、比模量和低比重以及优良的高温抗氧化性能,是钛合金使用温度上限和高温合金使用温度下限区间内唯一可选的减重结构材料^[1],因此备受关注。 γ -TiAl 合金在制备过程中通过凝固成型,金属材料的凝固组织不仅影响后续的热加工工艺,也直接影响了金属制品的最终宏观性能。

表征凝固组织的参量主要为晶粒尺寸和晶粒形貌。晶粒大小对材料性能的影响主要表现在塑性和蠕变等方面。例如高温使用情况下,为了降低高温蠕变,要求凝固组织由大尺寸晶粒组成。在低温下,为了提高金属塑性和韧性,要求细化晶粒。柱状晶向等轴晶转变 (columnar-to-equiaxed transition-CET),即约束状态下的晶粒生长(柱状晶)受其前方非约束状态下的晶粒形核和长大(等轴晶)的影响而被迫停止生长,表明凝固过程中晶粒形貌发生了变化。铸件由于使用性能不同对凝固组织形貌有不同的要求^[2]。例如,叶片为了降低高温工作环境下发生蠕变的可能性,要求铸件具有柱状晶组织;汽车发动机、发动机罩等铸件为了降低工作时发生热裂的可能性,要求获得全部等轴晶组织^[3]。因此为了确保铸件具有均匀的力学性能,通过控制铸造工艺从而避免发生 CET 转变。凝固组织形成是一个受热、溶质、晶体生长各向异性、热力学和动力学等因素综合影响的复杂物理过程。尤其是金属液对流是凝固过程中一个不可避免的现象,它通过影响传热传质过程而对晶粒形核和生长动力学产生重要影响^[4-5]。在凝固过程中液、固两相共存相变以及耦合热、溶质和动量传输的相互作用关系非常复杂,为开展定量实验研究造成了很大难度,因此计算机数值模拟技术为揭示凝固过程规律、研究凝固组织演化特点提供了一个有效的新途径^[6]。

目前针对 γ -TiAl 合金凝固组织的数值模拟研究主要采用 Front-Tracking (FT) 模型^[2-3]、Pro-CAST 软件中的 CAFE 模型^[1,7]以及元胞自动机-有限差分 (CAFDM) 耦合模型^[8-9],它们共同特点是没有进行流场和成分场的耦合计算。Kartavykh 等开展了 Phase-Field (PF) 模拟研究,PF 模型中同时考虑了流场和成分场,但受划分网格尺寸的影响,PF 模型到目前为止还无法对实际凝固铸件进行模

拟研究^[10]。为了探寻温度场、成分场和流场变化对 γ -TiAl 合金晶粒组织形成的影响规律,本文采用 Gandin 和 Bellet 等开发的 CAFE 模型(元胞自动机 CA-有限元 FE)^[11-15](该模型封装在半开源 Xr2Sol-CAFE 软件中),选取 Ti-46at. % Al 为模型合金,研究不同形核过冷度和流动强度下凝固组织形成和宏观偏析分布特点,采用文献中的实验结果^[2]对模型进行验证。

1 CAFE 模型

1.1 动量方程

本文采用基于体积平均技术的液体流动模型^[11]:

$$\rho_o \partial (f^l v^l) / \partial t + \rho_o \nabla \cdot (f^l v^l v^l) = \mu_l \nabla \cdot (\nabla (f^l v^l)) - f^l \nabla P - \mu_l v^l [180 (1 - f^l)^2] / (f^l \lambda_2^2) + f^l \rho_o [1 - \beta_{th} (T - T_l) - \beta_c (\langle w^l \rangle^l - w_o)] g \quad (1)$$

其中: ρ_o 为液相密度 ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$); f^l 为液相分数; v^l 为液体流动速度 ($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$); μ_l 为动力粘度 ($\text{Pa} \cdot \text{s}$); P 为压强 (Pa); λ_2 为二次枝晶臂间距 (μm); β_{th} 为温度膨胀系数 ($^\circ\text{C}^{-1}$); β_c 为溶质膨胀系数 (at. \%^{-1}); T_l 为液相线温度 ($^\circ\text{C}$); T 为熔体温度 ($^\circ\text{C}$); w_o 为合金初始成分 (at. %); $\langle w^l \rangle^l$ 为液相成分 (at. %); g 为重力加速度 ($\text{m} \cdot \text{s}^{-2}$)。该模型的求解基于 SIMPLE (semi implicit method for pressure linked equations) 算法。

1.2 枝晶生长动力学模型

枝晶尖端生长速度计算基于 KGT (kurz-giovanola-trivedi) 模型^[16-17]:

$$r_{tip}^2 V_{tip} = (D_l / \sigma^*) \cdot [\Gamma / (m_l (k - 1) w^l)] \quad (2)$$

$$\Delta T_{all} = (2\Gamma / r_{tip}) + m_l \langle w^l \rangle^l [1 - 1 / (1 - (1 - k) \Omega)] = \Delta T_r + \Delta T_c \quad (3)$$

$$\Omega = Pe_v \exp(Pe_v) [E_1(Pe_v) - E_1(Pe_v (1 + 4 / (a_1 Re^{0.2} Sc^{0.3} \sin(\varphi/2)))] = (w^l - \langle w^l \rangle^l) / [w^l (1 - k)] \quad (4)$$

其中: r_{tip} 为枝晶尖端半径 (m); V_{tip} 为枝晶尖端生长速度 ($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$); D_l 为 Al 元素在 Ti-46at. % Al 合金液中的扩散系数 ($\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$); Γ 为吉布斯-汤姆森系数 ($^\circ\text{C} \cdot \text{m}$); m_l 为液相线斜率 ($^\circ\text{C} \cdot \text{at. \%}^{-1}$); k 为溶质平衡分配系数; w^l 为固液界面处液相中溶质成分 (at. %); σ^* 为临界稳定性常数 ($(4\pi^2)^{-1}$); ΔT_{all} 为熔体过冷度 ($^\circ\text{C}$); ΔT_r 为曲率过冷 ($^\circ\text{C}$); ΔT_c 为成分

过冷($^{\circ}\text{C}$); Ω 为溶质过饱和度(无量纲); Pe_v 为枝晶生长贝克利数($= (r_{ip} V_{ip}) / (2D_l)$); Re 为雷诺数($= 4Pe_{flow} / Sc$); Pe_{flow} 为流动贝克利数($= (r_{ip} v^l) / (2D_l)$); φ 为流速与生长方向的夹角($^{\circ}$), a_1, a_2, a_3 分别为 0.5773、0.6596、0.5249。采用 MATLAB 计算 E_1 函数。本文以 r_{ip} 的变化作为收敛判断准则, 采用迭代算法求解 KGT 模型, 获得过冷度、液体流动速度等因素变化对生长速度的影响。图 1 为单个晶粒生长时过冷度和液体流动速度对枝晶尖端生长速度的影响($\varphi = 30^{\circ}$)。随着液体流动速度的增加或过冷度的增大, 枝晶生长速度增大。

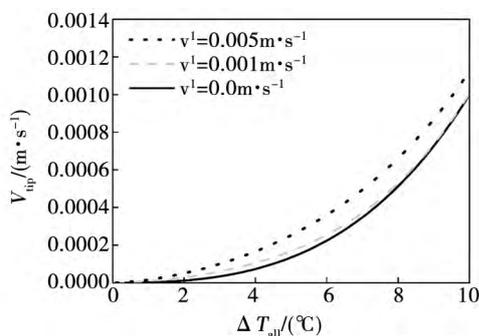


图 1 不同液体流动速度下 V_{ip} 和 ΔT_{all} 关系曲线

1.3 形核模型

CAFE 模型中可以设置两类形核方式, 即基于高斯分布的随机形核和确定性形核^[18]。基于高斯分布的形核模型:

$$dn / (d\Delta T_{all}) = [N_{max} / (\Delta T_{\sigma} \sqrt{2\pi})] \exp \left[-0.5 \left((\Delta T_{all} - \Delta T_{mean}) / \Delta T_{\sigma} \right)^2 \right] \quad (5)$$

其中: ΔT_{mean} 为形核过冷($^{\circ}\text{C}$); ΔT_{σ} 为标准方差过冷($^{\circ}\text{C}$); N_{max} 为最大形核密度(m^{-3})。这 3 个参数可以通过试算法确定。随机形核模型的特点是在计算开始之前形核位置和 ΔT_{all} 均为未知; 确定性形核特点则为形核位置和形核过冷度作为输入参数。本文为了与文献中的实验结果进行对比, 采用了确定性形核方式(2.1 小节); 在考察形核过冷度和流动强度改变对凝固组织影响时采用了随机形核模型(2.2 小节)。

2 CAFE 模拟结果和讨论

2.1 模型验证

文[2]给出了微重力定向凝固无细化剂加入条

件下 Ti-45.5at.% Al-8at.% Nb 三元合金在 Y_2O_3 坩锅中凝固所得晶粒组织以及坩锅外壁温度变化曲线。实验过程中温度梯度变化特点, 667 s ~ 827 s: 147.5 mm ~ 109.5 mm 之间的 G1 约为 $0.7^{\circ}\text{C} \cdot \text{mm}^{-1}$, 109.5 mm ~ 71.5 mm 之间的 G2 约为 $3.0^{\circ}\text{C} \cdot \text{mm}^{-1}$; 827 s ~ 凝固结束: G1 约为 $0.9^{\circ}\text{C} \cdot \text{mm}^{-1}$, G2 约为 $5.0^{\circ}\text{C} \cdot \text{mm}^{-1}$ 。

JMatPro 计算可知 Ti-45.5at.% Al-8at.% Nb 三元合金的液相线温度(1536°C)与 Ti-46at.% Al 合金液相线温度(1532°C)非常接近, 且 Ti-45.5at.% Al-8at.% Nb 与 Ti-46at.% Al 相图数据相近(液相线斜率和溶质平衡分配系数)^[3], 本文模拟二元 Ti-46at.% Al 合金的凝固过程, 对 CAFE 模型进行实验验证。

圆棒状试样尺寸为直径 8 mm, 长 165 mm。实验中无细化剂添加, 因此凝固晶粒组织由柱状晶组成, 沿轴向和径向生长的柱状晶在 125 mm 位置处相遇, 沿轴向生长的柱状晶受阻且停止生长(见图 2(a))^[2]。模拟研究中采用确定性形核模式, 即在合金/坩锅内壁界面处设置 19 个核心, 每个晶核的结晶取向在 $-44^{\circ} \sim +44^{\circ}$ 之间随机选择, 形核过冷设为 1.0°C ^[2]。模拟所用参数如表 1。

图 2(b) 为 CAFE 模拟结果, 沿轴向和径向生长的柱状晶在 120 mm 位置处相遇, 模拟所得凝固晶粒组织形貌和实验较好吻合。热量在合金液中径向传递是径向柱状晶生长的主要原因。熔体中沿径向的温度梯度约为 $0.2^{\circ}\text{C} \cdot \text{mm}^{-1}$ 小于沿轴向的温度梯度, 加速了沿该方向的柱状晶生长。图 3 为冷却曲线对比, 模拟、实验所得曲线基本重合, 主要是由于相图数据通过实验所确定^[19] 以及合金导热系数随温度变化而改变, 温度梯度由实验确定且作为输入参数。冷却曲线的较好吻合验证了温度场模拟的合理性。

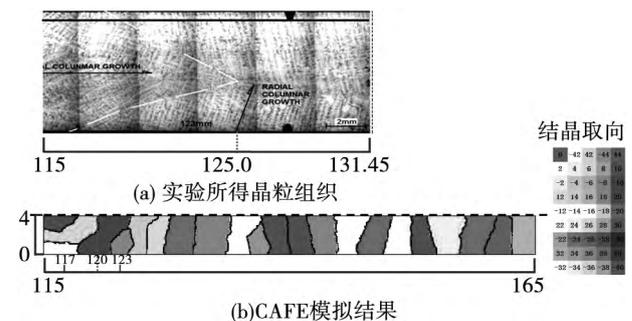


图 2 实验组织和模拟组织对比图

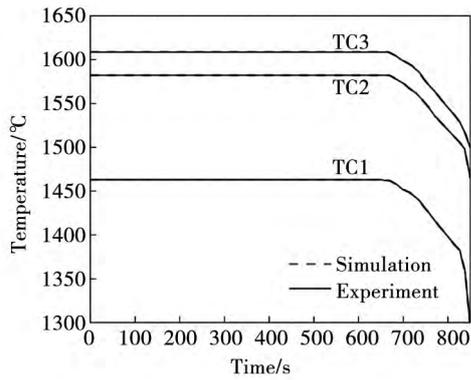


图 3 实验所得坩埚外壁冷却曲线与 CAFE 模拟结果对比图

表 1 Ti-46at. % Al 合金热物性参数、Y₂O₃ 坩埚热物性参数和 CAFE 模拟参数

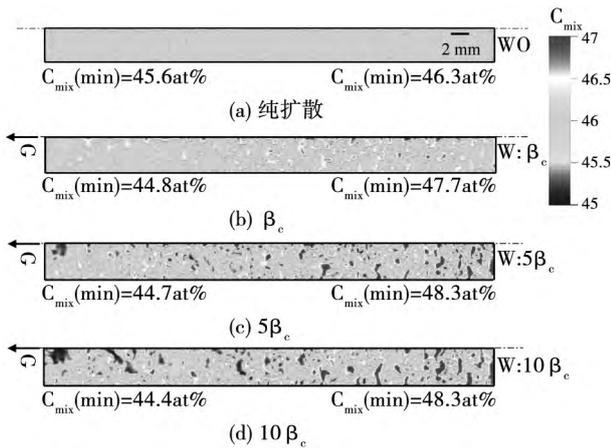
参数	值
熔点/°C	1 670.0
液相线温度/°C ^[19]	1 532.0
包晶反应温度/°C ^[19]	1 491.0
平衡分配系数 ^[19]	0.9
液相线斜率/(°C at. % ⁻¹) ^[19]	-12.5
热膨胀系数/°C ⁻¹	2·10 ⁻⁴
溶质膨胀系数/(at. % ⁻¹)	5.73·10 ⁻³
合金液动力粘度/(Pa·s)	0.323
Ti 在液态 Al 中的扩散系数/(m ² ·s ⁻¹)	6.45·10 ⁻⁹
吉布斯-汤姆森系数/(°C·m)	1.96·10 ⁻⁷
合金液密度/(kg·m ⁻³)	3 632.0
结晶潜热/(kJ·kg ⁻¹)	435.0
比热/(J·kg ⁻¹ ·°C ⁻¹)	887.3
导热系数/(W·m ⁻¹ ·°C ⁻¹) 温度 (°C)	62.07 1 670.0 60.33 1 600.0 58.71 1 535.0 57.59 1 490.0
二次枝晶臂间距/μm	100.0
一次枝晶臂间距/μm	1 000.0
	算例 I 算例 II
基于高斯分布的 形核过冷/°C	2.0 ^[8] 7.0
形核法则 标准方差/°C	0.5 ^[8] 0.5
最大形核密度/m ⁻³	2·10 ⁹ ^[8] 2·10 ⁹
FE 网格尺寸/mm	0.2
CA 网格尺寸/mm	0.04
边界条件	
合金/ Y ₂ O ₃ 坩埚界面处的界面换热系数/ (W·m ⁻² ·°C ⁻¹)	10 000.0
Y ₂ O ₃ 坩埚: 密度/(kg·m ⁻³)	4 500.0
比热/(J·kg ⁻¹ ·°C ⁻¹)	540.0
导热系数/(W·m ⁻¹ ·°C ⁻¹)	13.6
FE 网格尺寸/(mm)	1.0

2.2 形核过冷度和液体流动强度对凝固组织的影响

本文假设熔体中仅存在自然对流且流动模式为层流。重力、温度梯度和成分梯度是自然对流形成的主要原因。Ti-46at. % Al 合金的溶质膨胀系数 β_c 为正数(表 1) 表明 Al 元素富集会降低溶液密度, 驱动液体向上流动。在定向凝固条件下, 沿轴向的正温度梯度抑制液体流动, 沿轴向的负成分梯度引发流动, 由于溶质膨胀系数高于热膨胀系数一个数量级, 因此凝固过程中溶质对流占主导。文中通过提高溶质膨胀系数从而增大流动强度。采用基于高斯分布的形核法则, 如表 1 所示, 算例 I 和算例 II 中的形核过冷不同, 形核过冷度低表明熔体中异质形核更为容易。算例 I 和算例 II 均采用“2.1 小节”中提供的温度梯度。

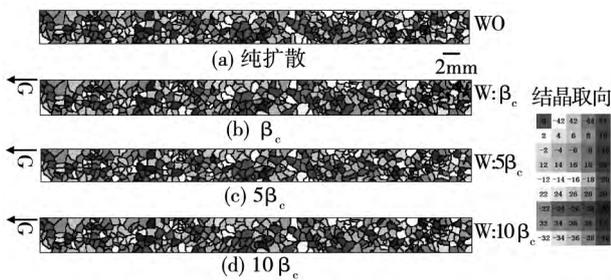
算例 I: 采用算例 I 中的形核参数, CAFE 模拟所得不同流动强度下的最终成分场以及凝固组织分别示于图 3 和图 4。由图 4(a) 可见, 不存在自然对流时, 铸件内的最大成分值为 46.3at. %、最小成分值为 45.6at. %, 无宏观偏析(因为是以扩散方式完成凝固) 且无明显的晶间偏析(存在于晶界处)。当存在自然对流且溶质膨胀系数为 β_c 时, 铸件内的最大成分值为 47.7at. %、最小成分值为 44.8at. %, 存在明显的晶间偏析, 表现为分散在铸件截面上的形状不规则的成分富集微区(图 4(b))。糊状区以及凝固前沿的液体流动是形成晶间偏析的主要原因, 但铸件内无明显的宏观偏析。随着流动强度的增大, 当溶质膨胀系数为 $10\beta_c$ 时, 铸件内的最大成分值为 48.3at. %、最小成分值为 44.4at. %, 铸件内晶间偏析程度加大且形成宏观偏析(表现为铸件顶部成分富集), 如图 4(d) 所示。溶质对流起主导作用意味着富集溶质的液体向上运动, 而流动强度增大加速了溶质向铸件顶部的传输, 因此在顶部形成正偏析区且中上部的晶间偏析程度要高于下部。

由图 5 可知, 采用算例 I 中的形核参数, 得到全部等轴晶组织(无 CET 转变)。流动强度的变化对 CET 转变无影响。流动强度增大会略微减少晶粒形核个数, 例如图 5(a)、(b)、(c)、(d) 中晶粒个数分别为 415、409、392、388, 但从图 5 中很难直接观察到如此细小变化。图 6(a) 给出了沿铸件轴向的平均晶粒尺寸(等效直径) 分布曲线, 4 条曲线相互交叠。图 6(b) 给出了晶粒平均延长因子分布曲线(延长因子 ≥ 2 代表柱状晶或长形晶粒, 延长因子 < 2 代表等轴晶^[20-21])。除了局部微小区域, 铸件凝



WO—无自然对流, W—存在自然对流, C_{mix} —平均成分,
G—重力方向, 采用算例 I 中的形核参数

图4 不同流动强度下模拟所得成分场分布



WO—无自然对流, W—存在自然对流, C_{mix} —平均成分,
G—重力方向, 采用算例 I 中的形核参数

图5 不同流动强度下模拟所得晶粒组织

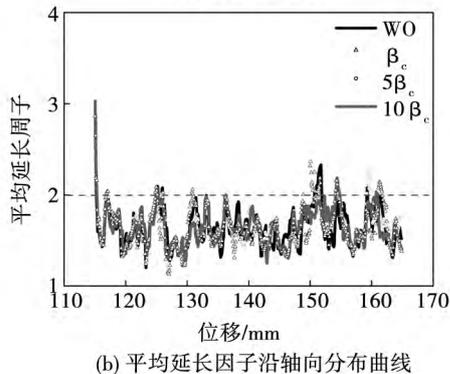
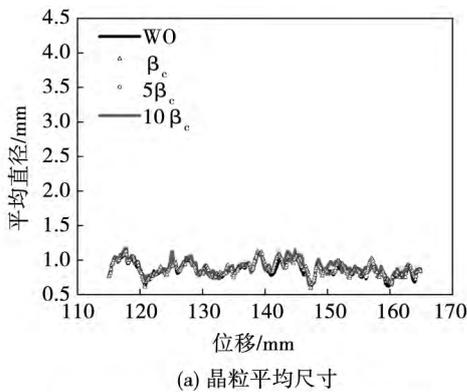
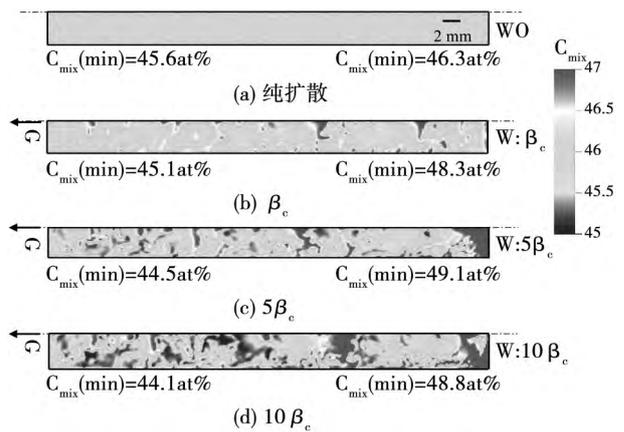


图6 不同流动强度下采用算例 I 中的形核参数

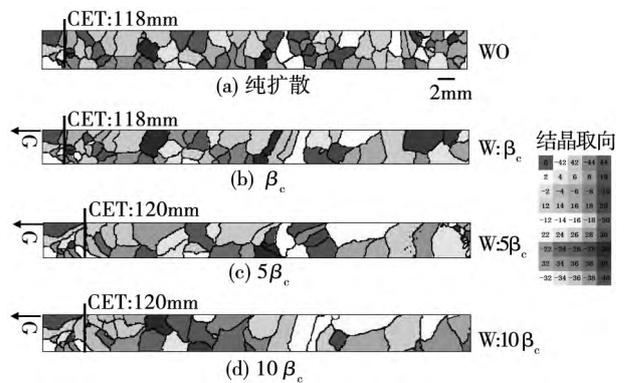
固组织主要由等轴晶组成。结合图4和图5可见, 改变流动强度对偏析形成有重要影响, 而对凝固组织形成影响甚微; 凝固组织和偏析形成之间没有必然联系, 即凝固组织可以很相似但是所对应的偏析程度却不同。主要原因: 流动强度增大会加重偏析且降低局部区域成分过冷, 但算例 I 中形核过冷度足够较小, 异质形核容易, 因此由于流动强度改变而引起的成分过冷降低不足以影响形核。

算例 II: 采用算例 II 形核参数, CAFE 模拟所得不同流动强度下的最终成分场以及凝固组织分别示于图7和图8。图7(b)、(c)、(d)中最大\最小成分分别为: 48.3at.% \ 45.1at.%、49.1at.% \ 44.5at.%、48.8at.% \ 44.1at.% 均高于相同条件下采用算例 I 形核参数所得结果(图4)。对比图4(d)和图7(d) 随着形核过冷度的增加, 宏观偏析加重(正、负偏析区域面积增大)且晶间偏析减小。过冷



WO—无自然对流, W—存在自然对流, C_{mix} —平均成分,
G—重力方向, 采用算例 II 中的形核参数

图7 不同流动强度下模拟所得成分场分布



WO—无自然对流, W—存在自然对流, C_{mix} —平均成分,
G—重力方向, 采用算例 II 中的形核参数

图8 不同流动强度下模拟所得晶粒组织

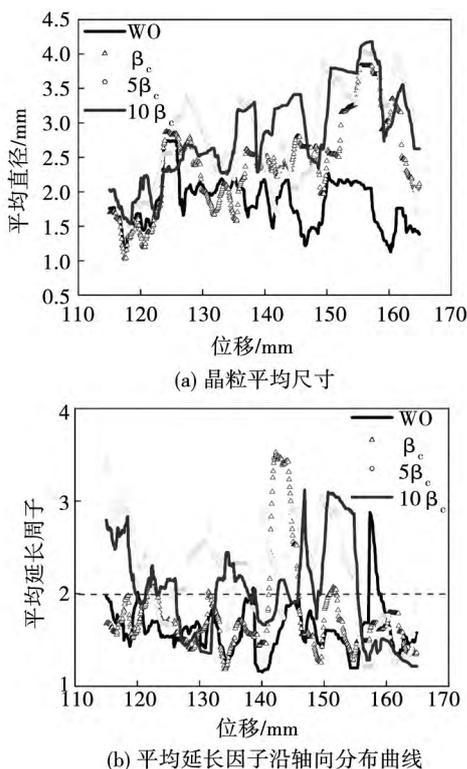


图 9 不同流动强度计算参量延轴向分布曲线

度增大, 异质形核困难, 凝固晶粒个数减少, 一方面导致晶界减少从而降低晶间偏析; 另一方面促进具有明显生长方向的长形晶粒的形成, 该类晶粒形成糊状区时对流动的阻碍较小, 有助溶质传输。图 8 中四种情况下均有 CET 转变, 趋势为: 流动强度增大促进柱状晶生长, 延迟 CET。不同流动强度下晶粒个数分别为: 98、67、58、51, 凝固组织存在明显差别。由图 9 可知, 相比纯扩散凝固, 液体流动会增大晶粒平均尺寸(图 9(a)) 和延长因子(图 9(b))。不同流动强度下晶粒尺寸和延长因子的变化规律或趋势不明晰, 但均呈现不均匀分布状态(相邻位置的值变化幅度大), 表明凝固组织由等轴晶和长形晶混合组成。液体流动不但会降低成分过冷从而增加形核难度, 还会促进已形核晶粒的生长(图 1), 当晶粒生长速度加快而熔体中异质形核较为困难时, 已形核晶粒长到一定长度后才会有一定数量的新晶粒形核并阻碍其生长, 因此长形晶和等轴晶混合存在。

3 结 论

采用 CAFE 模型模拟研究 Ti-46at. % Al 合金定向凝固过程中偏析形成和晶粒组织演化。CAFE 模

拟所得晶粒组织以及冷却曲线与文献中实验结果较好吻合验证了晶粒形核、长大和温度场计算的合理性。熔体中异质形核阻力较小时(形核过冷度低), 无 CET 发生。流动强度增大会增加偏析程度, 但对晶粒形貌、尺寸和延长因子分布影响甚微, 对 CET 转变无影响。熔体中异质形核阻力较大时(形核过冷度高), 流动强度增大对偏析程度和晶粒形貌、尺寸和延长因子分布均有影响: 宏观偏析加重且晶间偏析减轻, 长形晶和等轴晶混合存在且平均晶粒尺寸和延长因子分布不均匀, CET 转变被延迟。因此增强熔体异质形核能力(添加细化剂、外加力场)同时减小流动强度可以改善铸件力学性能。

参 考 文 献:

- [1] 李海松, 李宏伟, 寇宏超, 等. 真空自耗电弧熔炼 γ -TiAl 合金铸锭凝固组织模拟[J]. 特种铸造及有色合金, 2012, 32(10): 901-904.
- [2] MOONEY R P, MCFADDEN S, REBOW M, et al. A Front Tracking Model of the MAXUS-8 Microgravity Solidification Experiment on a Ti-45.5at. % Al-8at. % Nb Alloy[C]// IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 2011, 27: 012020.
- [3] MOONEY R P, LAPIN J, KLIMOVA A, et al. Conditions for CET in a Gamma TiAl Alloy[C]// IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, 2015, 84: 012088.
- [4] ZHUM F, SUN D K, PAN S Y, et al. Modeling of Dendritic Growth during Alloy Solidification under Natural Convection [J]. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 2014, 22: 034006.
- [5] SUND K, ZHANG Q Y, CAO W S, et al. Simulation of Dendritic Growth with Melt Convection in Solidification of Ternary Alloys [J]. Chinese Physics Letters, 2015, 32: 068103.
- [6] 丁树业, 关天宇, 崔广慧. 船舶驱动用异步电机三维温度场研究[J]. 哈尔滨理工大学学报, 2015(5): 1-7.
- [7] YANG L, CHAI L H, LIANG Y F, et al. Numerical Simulation and Experimental Verification of Gravity and Centrifugal Investment Casting Low Pressure Turbine Blades for High Nb-TiAl Alloy [J]. Intermetallics, 2015(66): 149-155.
- [8] LIU D R, GUO J J, WU S P, et al. Stochastic Modeling of Columnar-to-equiaxed Transition in Ti-(45-48at%) Al Alloy Ingots [J]. Materials Science and Engineering A, 2006(415): 184-194.
- [9] LIU D R, WU S P, GUO J J, et al. Simulation of Macrostructure Evolution in Ti-(45~48) Al Alloy Ingot [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2006(4): 437-442.
- [10] KARTAVYKH A V, GINKIN V P, GANINA S M, et al. Numerical Modeling of Power-down Directional Solidification Process of Ti-46Al-8Nb Refractory Alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014(586): S267-S273.
- [11] GANDIN C A. Modeling of Solidification: Grain Structures and Segregations in Metallic Alloys [J]. Comptes Rendus Physique,

- 2010(11): 216–225.
- [12] GANDIN C A , DIGONNET H , CHEN S , et al. Direct Modeling of Structures and Segregations up to Industrial Casting Scales [J]. JOM ,2013(65): 1122–1130.
- [13] CAROZZANI T , GANDIN C A , DIGONNET H , et al. Direct Simulation of a Solidification Benchmark Experiment [J]. Metallurgical and Materials Transactions A ,2013(44A): 873–887.
- [14] BELLET M , BOUGHANMI O , FIDEL G. A Partitioned Resolution for Concurrent Fluid Flow and Stress Analysis during Solidification: Application to Ingot Casting [C]// IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering ,2012(33): 012052.
- [15] BELLET M , HEINRICH A. A Two-dimensional Finite Element Thermomechanical Approach to a Global Stress-strain Analysis of Steel Continuous Casting [J]. ISIJ International ,2004(44): 1686–1695.
- [16] KURZ W , GIOVANOLA B , TRIVEDI R. Theory of Microstructural Development during Rapid Solidification [J]. Acta Metallurgica et Materialia ,1986(34): 823–830.
- [17] GANDIN C A , GUILLEMOT G , APPOLAIRE B , et al. Boundary Layer Correlation for Dendrite Tip Growth with Fluid Flow [J]. Materials Science and Engineering A ,2003(342): 44–50.
- [18] LIU D R , REINHART G , MANGELINCK-NOEL N , et al. Coupled Cellular Automaton-finite Element Modeling of Directional Solidification of Al-3.5wt% Ni Alloy: Comparison with X-ray Synchrotron Observations [J]. ISIJ International , 2014 , 54 (2) : 392–400.
- [19] JUNG I S , KIM M C , LEE J H , et al. High Temperature Phase Equilibria near Ti-50at% Al Composition in Ti-Al System Studied by Directional Solidification [J]. Intermetallics ,1999(7): 1247–1253.
- [20] HUNT J D. Steady State Columnar and Equiaxed Growth of Dendrites and Eutectic [J]. Materials Science Engineering , 1984 (65) : 75–83.
- [21] LIU D R , MANGELINCK-NOEL N , GANDIN C A , et al. Structures in Directionally Solidified Al-7wt% . Si Alloys: Benchmark Experiments under Microgravity [J]. Acta Materialia ,2014(64): 253–265.

(编辑: 温泽宇)