

真空自耗电弧重熔凝固过程的计算机模拟

Computational Modeling of the Solidification During Vacuum Consumable Arc Remelting Process

王宝顺, 董建新, 张麦仓, 郑磊

(北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

WANG Bao-shun, DONG Jian-xin, ZHANG Mai-cang, ZHENG Lei

(School of Materials Science and Engineering,

University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

摘要: 真空电弧重熔(Vacuum Arc Remelting, VAR)工艺参数显著影响铸锭质量,采用计算机模拟技术可以有效预测各种工艺参数对铸锭凝固过程的影响。本工作介绍了国外对VAR工艺中计算机模拟熔池形状、流场、温度场及铸锭微观组织演化的最新进展。其模拟结果和实验值具有较高的吻合度。

关键词: 真空电弧重熔; VAR; 凝固; 计算机模拟

中图分类号: TF132.1; TG113.1 文献标识码: A 文章编号: 1001-4381(2009)10-0081-04

Abstract: The ingot quality of vacuum arc remelting process is depending on the operational parameters. The effect of operational parameters on the solidification during vacuum arc remelting process can be appraised effectively by computational modeling. The computational simulation on the profile of molten pool, fluid motion, temperature distribution within the molten pool and the development of grain structure is introduced in detail in this paper. The simulation results were good agreement with experimental results

Key words: vacuum arc remelting; VAR; solidification; computational modeling

VAR工艺是为了冶炼钛合金、高温合金及特殊钢而发展起来的一种重熔工艺,其目的是为了获得低偏析、低夹杂、高致密度的铸锭。由于VAR工艺是在高温、真空条件下进行,过程复杂,工艺参数(熔化速度、冷却速度、电极间距等)稍有变化则显著影响到铸锭的质量。如果用传统的试错法来研究工艺参数对铸锭质量的影响既耗费财力又浪费时间。计算机仿真技术可以调整工艺参数或边界条件,来模拟它们对铸锭组织、性能的影响规律,并进行工艺设计,以达到提高材料性能、节省成本的目的。近20年来国外有不少人对VAR过程中金属熔池形状、流场、温度场及铸锭微观组织的演化进行了计算机模拟,并指导产品的生产。而国内在这方面的研究工作几乎一片空白。因此本研究主要介绍国外的一些研究工作,为国内的研究工作提供借鉴和参考。

1 真空电弧重熔的凝固特点

真空自耗电弧重熔过程如图1所示,被精炼的合金或钢预制成自耗电极,在直流电弧的作用下自耗电

极熔化成液滴并掉入水冷铜结晶器中后形成熔池,随着重熔过程的进行,熔池中的金属液体逐渐凝固,熔池液面逐渐上升,结晶器中逐渐形成一支铸锭^[1]。由于在凝固过程中始终保持强烈的水冷作用,铸锭结构主要是发达的树枝晶组织^[2,3]。因为金属的结晶方向总是与固液界面的温度梯度方向保持一致,当固液界面为曲面时,结晶方向为曲面的法向。因此,金属熔池的形状就决定了铸锭的凝固特点。当金属熔池为扁平状,枝晶沿铸锭轴向发展,有利于金属中气体和非金属夹杂物的排除,有利于液态金属向凝固时体积收缩的区域补充,得到质量较高的铸锭。当金属熔池很深时,铸锭结晶方向类似模铸,结晶方向将水平发展,容易产生各种缺陷^[4]。为了得到发达的沿铸锭轴向的枝晶组织,重熔过程中必须保持一个扁平的金属熔池。

金属熔池的形状取决于熔池中熔化电极的能量输入和水冷铜结晶器散热效率之间的热平衡关系。因此,如何通过控制工艺参数来获得稳定、理想的熔池成为人们所关注的热点^[3,5]。除纯金属和共晶合金外,其它合金在凝固过程中,一般都存在固相区、糊状区和液相区。铸锭凝固方式主要取决于糊状区的宽度,当

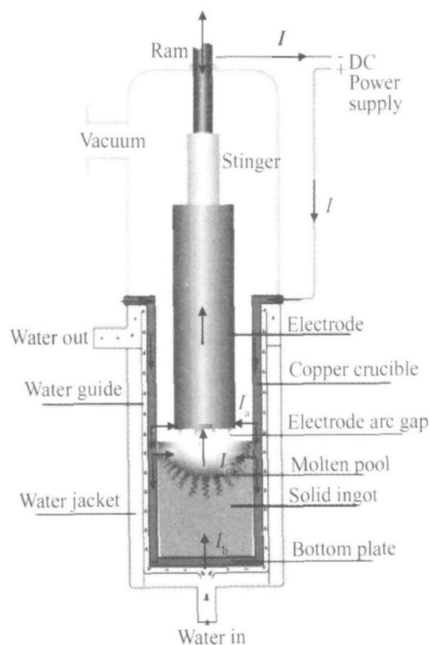


图 1 VAR 工艺图

Fig 1 A schematic of a VAR furnace

糊状区很窄时, 铸锭凝固方式为顺序凝固, 得到发达的树枝晶组织, 糊状区很宽时, 铸锭凝固方式为同时凝固, 得到发达的等轴晶。糊状区宽度介于两者之间时, 凝固方式为中间凝固, 铸锭中既有等轴晶也有树枝晶^[6]。重熔工艺参数的变化会显著影响到糊状区的宽度, 进而影响到铸锭的凝固方式。近年来国外研究人员采用计算机仿真技术对真空电弧重熔凝固过程进行了多尺度的模拟, 模拟结果与实验结果具有较高的吻合度。宏观尺度方面, 主要模拟熔池形状、流动场、温度场; 微观尺度方面, 主要模拟铸锭晶粒长大及柱晶向等轴晶转变 (Columnar to equiaxed transition, 简称 CET 转变)。

2 宏观尺度的模拟

2.1 熔池形状的模拟

718 合金 VAR 工艺中, 糊状区中富溶质的树枝晶间液体流动以及由于电磁搅拌作用和液体对流运动在熔池中引起液体流动是造成宏观偏析 (黑斑) 的主要原因。而树枝晶间液体流动, 取决于金属熔池的形状和糊状区的宽度。熔池较深、糊状区较宽时, 工艺参数稍有变化就会加剧树枝晶间的液体流动, 从而产生严重的宏观偏析。熔池较浅、糊状区较窄时, 偏析则较小^[7,8]。由于熔池形状主要取决于熔池内的热平衡关系。因此如何控制熔化速度、冷却速度、熔化电流、熔化电压等工艺参数的变化来得到一个稳定、理想的熔池成为人们所关注的热点。

2.1.1 熔化速度对熔池形状的影响

输入金属熔池的热量是影响熔池深度和形状的主要原因, 并且影响到铸锭凝固时间。当冷却速度不变, 熔化速度增加时, 单位时间内输入金属熔池的热量增加, 导致熔池深度增加, 糊状区变宽, 温度梯度下降, 并起到细化晶粒的作用。熔池形状从 U 形转变成 V 形状^[9]。VAR 熔炼过程主要由建立熔池期, 正常熔化期和热封顶期构成。正常熔化期熔化速度的波动会显著改变熔池的形状和大小, 因此如何快速建立金属熔池, 并得到稳定的熔化期是整个 VAR 工艺过程的一个关键所在。

2.1.2 熔化电流对熔池形状的影响

熔化电流是影响电极熔化速度的一个主要因素, 熔化速度随着熔化电流的增大而增加。Patel 等人模拟了用 VAR 工艺重熔 718 合金时, 熔化电流对金属熔池形状的影响。实验结果表明熔池深度随熔化电流的加大而增加。计算机模拟结果显示当熔化电流从 6kA 增加到 8.6kA 时, 铸锭中心熔池深度由 0.165m 增加到 0.350m, 熔池形状由碗状变成 V 形状, 如图 2 所示。实验结果和模拟结果有较高的吻合度^[1]。

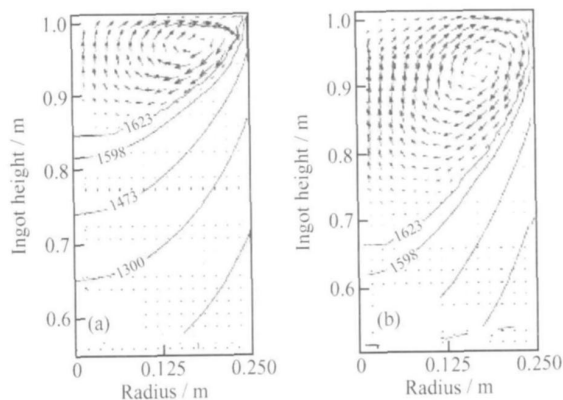


图 2 不同熔化电流时的熔池形状 (a) 6kA; (b) 8.6kA

Fig 2 The profiles of molten pool with different melt currents (a) 6kA; (b) 8.6kA

2.1.3 电极电压对熔池形状的影响

Kermanpur 等人的模拟结果表明: 随着电极电压从 14V 增加到 29V, 输入电极的功率增大, 金属熔池的深度也逐渐增加, 但是对熔池形状的影响较小, 熔池顶部的温度梯度增加, 糊状区变厚^[9]。

2.1.4 冷却速度对熔池形状的影响

随着铸锭尺寸的增加, 偏析倾向也在增大。通过减小熔化速度或者提高铸锭周围的冷却速度可以将偏析降低到最小。但是减小熔化速度会降低生产率, 增大能量消耗。因此, 如何提高铸锭的冷却速度成为改善大铸锭凝固质量的一个重要的途径。由于铸锭凝固

收缩作用,在铸锭和结晶器壁之间产生缝隙。如果将具有良好导热性的气体或者液体引入这个缝隙中,可以大大提高铸锭的冷却速度。国外发展了在缝隙间引入氦气加强铸锭冷却的技术。实验和模拟结果表明,未通冷却气体时,铸锭中心熔池的深度为 20cm,通入氦气冷却后,铸锭中心的熔池深度变为 12.7cm。熔池形状也从未通氦气冷却时的圆锥状转变为氦气冷却后的杯状^[10]。可见,用氦气加强冷却后的主要效果是提高重熔过程的排热率,使熔池底部上移,并改变熔池形状。从而提高铸锭的凝固质量。

2.2 流场的模拟

重熔过程中,金属熔体除了受到重力作用,还受到电磁力作用,因此熔池中金属液体流动方式主要有两种:以磁流体动力学流动为主时,液态流体受到径向压缩力,产生放射状向熔池中轴的流动,热金属朝着铸锭轴向扫过熔池表面,由于熔池顶部比底部的电流密度高,因此熔池底部的电磁力小于顶部的电磁力,造成熔池顶部热金属沿铸锭轴向驱入熔池深部,熔池中的液体呈逆时针流动;以浮力或者对流流动为主时,热金属向着冷的熔池边界流动,被冷却并沿朝着铸锭轴线的熔池等温线下沉,从而引起沿轴向的上升流动,熔池中的液体表现为顺时针流动^[7,8,11-13],如图 3 所示^[11]。VAR 工艺中,金属熔池中液体流动方式主要取决于这两种流动方式之间的平衡。任何一个工艺参数的变化,都会改变两种流动方式的比例,甚至发生流动方式的转变。

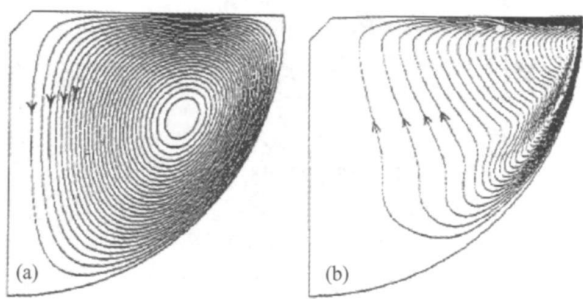


图 3 熔池中液体流动方式
(a) 磁流体流动; (b) 对流流动

Fig 3 The flow in molten pool
(a) Lorentz flow; (b) buoyancy flow

Patel 等人的模拟结果表明,熔化电流为 6kA 时,熔池中的液体流动方式主要是对流流动,如图 2a 所示,熔化电流增加时,金属熔池中液体流动加剧,但是仍然为对流流动,如图 2b 所示^[1]。

Kermanpur 等人的研究模拟结果表明,电极电压的变化会改变熔池流动方式。当电极电压为 29V

时,熔池中液体流动为对流流动。电极电压降到 14V 时,熔池中两种流动方式都有,但是熔池表面以磁流体流动为主,熔池底部以对流流动为主^[9]。

3 微观尺度的模拟

微观尺度的模拟指在晶粒尺度上对铸锭凝固过程的模拟,包括晶粒形核、长大及柱晶向等轴晶的转变 (CET),先后经历了定性模拟到半定量、定量模拟,由定点形核到随机形核,由确定性模型发展到概率模型以及相场模型。由于凝固过程形核位置的随机分布和晶粒晶向的随机取向,传质过程以及能量和结构起伏也是一个随机过程,因此常用概率性(随机性)方法(如蒙特卡罗、元胞自动机)对 VAR 过程进行微观组织的模拟。蒙特卡罗方法(Monte Carlo,简称 MC)是在模拟的计算区域里,随机地生成一定形状的网格,这些网格是否成为晶核取决于该处的热力学条件,即计算该处成核可能性,可能性大就生核,可能性小,随机生成的网格就消失,重复这一过程,有的网格留下来形成晶核,并进一步发展成为晶胞。晶胞能否长大,根据自由能的计算来决定^[14,15]。元胞自动机法(Cellular Automaton, CA)是一个空间、时间以及系统状态都是离散化的动力学系统。空间被一定形式的网格划分为许多单元,称为元胞。它所具有的物理状态是系统有限数目中的一种状态。在网格中,元胞的状态演化依据一个局域原则进行。即在一给定时间步长内元胞状态由其自身及其近邻元胞上一时间步长的状态决定。在离散的时间步长内,网格中所有的元胞同步更新,使得整个网格的状态发生变化。在给定时间步长后,随着演化规则定义的不同,系统的最终演化结果可能显现为均匀、混沌或复杂与混合的结构。CA 法主要用来模拟枝晶形核、生长和 CET 转变^[16-20]。

柱状晶向等轴晶的转变(CET)主要受固液界面处的温度梯度影响,而 VAR 工艺得到的铸锭组织是发达的枝晶,重熔工艺参数(熔化速度、冷却速度)的变化都会影响到固液界面处温度梯度,从而影响到 CET 转变。通过计算机微观组织的模拟可以有效预测工艺参数对 CET 转变的影响

3.1 熔化速度对 CET 转变的影响

Kermanpur 等人采用 CA 法对 718 合金 VAR 重熔时,在不同工艺参数时晶粒组织的演变进行了计算机模拟^[9]。模拟结果显示,随着电极熔化速度的提高,熔池变深,糊状区变宽,温度梯度降低,晶粒在这个区域更加容易形核。此外,糊状区变厚,凝固前沿的晶粒有足够的空间向轴向推进,从而形成等轴晶。因此,熔

化速度的提高促进了 CET 转变, 铸锭中等轴晶区大大增加, 如图 4 所示。此外, 等轴晶区的晶粒度随着熔化速度的增加而降低。

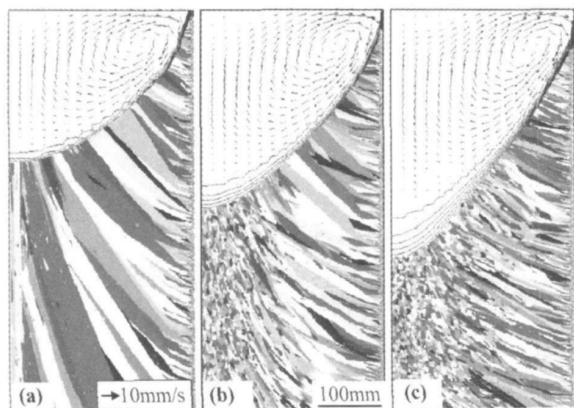


图 4 不同熔化速度时的晶粒组织图

(a) 48 g/s; (b) 64 g/s; (c) 80 g/s

Fig 4 Effect of melt rate on the grain structure

(a) 48 g/s; (b) 64 g/s; (c) 80 g/s

3.2 冷却速度对 CET 转变的影响

研究表明, 通入氦气加强冷却后, 铸锭的冷却速度和结晶速度明显提高, 铸锭中的枝晶变细。熔池底部上升, 形成扁平状熔池, 由于熔池中温度梯度增加, 与铸锭轴向平行的枝晶范围加宽, 从而抑制了 CET 转变^[21]。可见, 用氦气加强冷却后, 铸锭中枝晶组织更加发达, 铸锭质量明显提高。

此外, Atwood 等人^[22] 的模拟结果表明: 外加搅拌磁场和晶粒的形核率会显著影响到 CET 转变。在熔池区域加上搅拌磁场后, 熔池深度有所下降, 与冷却壁垂直的枝晶受到冲刷作用而折断, 卷入中心熔池区, 成为等轴晶核, 从而促进了 CET 转变, 铸锭组织以等轴晶为主。晶粒形核密度越低, 柱状晶核生长速度越快, 容易形成柱状晶, 晶粒形核密度越大时, 越容易生成等轴晶。

4 结束语

VAR 工艺过程复杂, 工艺参数的变化影响到金属熔池的形状, 进而影响到铸锭的凝固组织及质量。为了得到枝晶高度发达, 缺陷较少的铸锭, 必须严格控制重熔工艺参数, 来形成一个稳定的、扁平状金属熔池。采用计算机模拟技术可以有效预测 VAR 工艺参数对铸锭凝固过程的影响, 从而指导实际生产, 节省人力和财力。

参考文献

[1] PATEL A D, MINISANDRAM R S, EVANS D G. Modeling of

vacuum arc remelting of alloy 718 ingots[A]. Superalloys 2004 [C]. Pennsylvania: The Minerals, Metals & Materials Society, 2004. 917- 924.

[2] BERTRANAM L A, SCHUNK P R, KEMPKA S N. The macroscale simulation of remelting process[J]. JOM, 1998, 50(3): 18- 21.

[3] NASTAC L, SUNDARRAJ S, YU K. The stochastic modeling of solidification structures in alloy 718 remelting ingots[J]. JOM, 1998, 50(3): 30- 35.

[4] 丁永昌, 徐曾启. 特种熔炼[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1995. 207- 210.

[5] MELGAARD D K, WILLIAMSON R L, BEAMAN J. Controlling remelting process for superalloys and aerospace Ti alloys[J]. JOM, 1998, 50(3): 13- 17.

[6] 章四琪, 黄劲松. 有色金属熔炼与铸锭[M]. 北京: 化学工业出版社, 2006. 113- 116.

[7] ZANNER F J. Metal transfer during vacuum consumable arc remelting[J]. Metallurgical Transaction B, 1979, 10(2): 133- 142.

[8] ZANNER F J, WILLIAMSON R L, HARRISON R P. Vacuum arc remelting of alloy 718[A]. Superalloy 718, Metallurgy and Applications[C]. Pennsylvania: The Minerals, Metals & Materials Society, 1989. 17- 31.

[9] KERMANPUR A, EVANS D G, LEE P D. Effect of process parameters on grain structure formation during VAR of INCONEL alloy 718[J]. Journal of Materials Science, 2004, 39(24): 7175- 7182.

[10] HOSAMANI L G, WOOD W E, DEVLETIAN J H. Solidification of alloy 718 during vacuum arc remelting with Helium gas cooling between ingot and crucible[A]. Superalloy 718, Metallurgy and Applications[C]. Pennsylvania: The Minerals, Metals & Materials Society, 1989. 49- 57.

[11] DAVIDSON P A, HE X, LOWE A J. Flow transitions in vacuum arc remelting[J]. Materials Science and Technology, 2000, 16(4): 699- 711.

[12] MITCHELL A. Solidification in remelting processes[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 413- 414(1): 10- 18.

[13] REITER G, MARONNIER V, SOMMITSCH C. Numerical simulation of the VAR process with calcosoft-2D and its validation[OL]. http://www.esi-group.com/products/casting/articles/Articles_PDF.

[14] SUBBA B V, GOPIKRISHNA D, EMMANUAL S J. Solidification modeling of vacuum arc remelted superalloy 718 ingot[A]. Superalloy 718, 625, 706 and various derivatives[C]. Pennsylvania: The Minerals, Metals & Materials Society, 1997. 67- 76.

[15] GAO J H, THOMPSON R G. Monte carlo simulation of solidification[A]. Superalloy 718, 625, 706 and various derivatives[C]. Pennsylvania: The Minerals, Metals & Materials Society, 1997. 77- 86.

- [16] GAO H, RAMALINGAM S C, BARBER G C, et al. Analysis of asymmetrical cold rolling with varying coefficients of friction [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2002, 124 (1-2): 178-182.
- [17] KIM S H, YOU B S, YIM C D, et al. Texture and microstructure changes in asymmetrically hot rolled AZ31 magnesium alloy sheets [J]. *Materials Letters*, 2005, 59 (29-30): 3876-3880.
- [18] WATANABE H, MUKAI T, ISHIKAWA K. Effect of temperature of differential speed rolling on room temperature mechanical properties and texture in an AZ31 magnesium alloy [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 182 (1-3): 644-647.
- [19] LEE S H, LEE D N. Analysis of deformation textures of asymmetrically rolled steel sheets [J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2001, 43 (9): 1997-2015.
- [20] 张文玉, 刘先兰, 陈振华, 等. 异步轧制 AZ31 镁合金板材的组织与晶粒取向[J]. *机械工程材料*, 2007, 31(12): 19-23.
- [21] 曲家惠, 张正贵, 王福, 等. AZ31 镁合金室温异步轧制的组织演变[J]. *材料研究学报*, 2007, 21(4): 354-358.
- [22] 程永奇, 陈振华, 夏伟军, 等. 等径角轧制 AZ31 镁合金板材的组织与性能[J]. *中国有色金属学报*, 2005, 15(9): 1369-1375.
- [23] CHENG Y Q, CHEN Z H, XIA J W, et al. Effect of channel clearance on crystal orientation development in AZ31 magnesium alloy sheet produced by equal channel angular rolling [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 184: 97-101.
- [24] PEREZ-PRADO M T, DEL VALLE, RUANO O A. Grain refinement of Mg-Al-Zn alloys via accumulative roll bonding [J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51(11): 1093-1097.
- [25] DEL VALLE J A, PEREZ-PRADO M T, RUANO O A. Accumulative roll bonding of a Mg based AZ61 alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 410: 353-357.
- [26] 常量, 曾小勤, 丁文江. 不同轧制方法制得镁合金板材的组织与结构特点[J]. *轻合金加工技术*, 2007, 35(4): 4-8.
- [27] YASUMASA C, KENSUKE S, AKIRA K, et al. Enhanced formability at elevated temperature of a cross-rolled magnesium alloy sheet [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 441 (1-2): 349-356.
- [28] YASUMASA C, KENSUKE S, AKIARA K, et al. Microstructure and press formability of a cross-rolled magnesium alloy sheet [J]. *Materials Letters*, 2007, 61(7): 1504-1506.

基金项目: 国家 973 重大基础研究项目(2007CB613700); 国家“十一五”科技支撑计划重点项目(2007BAG06B04); 重庆市科技攻关重点项目(CSTC, 2009AB4008); 国家杰出青年科学基金(50725413)

收稿日期: 2009-02-27; 修订日期: 2009-06-25

作者简介: 张丁非(1963—), 男, 教授, 博士生导师, 主要从事轻合金材料及加工技术研究, 联系地址: 重庆沙坪坝区沙正街 174 号(400030), E-mail: zhangdingfei@cqu.edu.cn

通讯作者: 戴庆伟(1984—), 联系地址: 重庆沙坪坝区沙正街 174 号, 重庆大学材料学院(400030), E-mail: daiqingwei@cqu.edu.cn

(上接第 84 页)

- [16] 刘东戎. TiAl 合金锭凝固组织形成的数值模拟[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学博士学位论文, 2006.
- [17] GANDIN C A, RAPPZA M, DESBIOLLES J L. 3D modeling of dendritic grain structures in turbine blade investment cast parts [A]. *Superalloy 718, 625, 706 and various derivatives* [C]. Pennsylvania: The Minerals, Metals & Materials Society, 1997. 121-130.
- [18] SEO S M, KIM I S, JO C Y. Grain structure prediction of Ni-base superalloy castings using the cellular automaton-finite element method[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 449-451(1): 713-716.
- [19] GANDIN C A, RAPPZA M. A coupled finite element-cellular automaton model for the prediction of dendritic grain structure in solidification processes[J]. *Acta Metall Mater*, 1994, 42(7): 2233-2246.
- [20] RAPPZA M, GANDIN C A. Probabilistic modeling of microstructure formation in solidification processes[J]. *Acta Metall Mater*, 1993, 41(2): 345-360.
- [21] 杨玉军, 李爱民, 赵长虹, 等. 氦气冷却对高温合金真空自耗重熔的影响[A]. 第十一届中国高温合金年会论文集[C]. 北京: 冶金工业出版社, 2007. 10-13.
- [22] ATWOOD R C, LEE P D, MINISANDRAM R S. Multiscale modeling of microstructure formation during vacuum arc remelting of titanium 6-4[J]. *Journal of Materials Science*, 2004, 39 (24): 7193-7197.

收稿日期: 2008-06-03; 修订日期: 2008-11-15

作者简介: 王宝顺(1982—), 男, 博士研究生, 现从事镍基合金凝固过程计算机模拟的研究, 联系地址: 北京科技大学材料学院 253 信箱(100083), E-mail: wbs021982@sohu.com
