熔体过热处理对 DZ125 高温合金叶片类铸件凝固组织的影响

金炼炼[1]，谢　凡[1]，沈明忠[1]，徐国飚[1]，葛丙明[2]，
叶　鹏[3]，汪　超[1]，黄广斌[1]，冯泽林[4]
（1. 华电燃气轮机技术（上海）有限公司，上海 200126；
2. 江苏永瀚特种合金技术股份有限公司，江苏无锡 214161；
3. 上海电气燃气轮机有限公司，上海 200240；
4. 江苏源清动力科技股份有限公司，江苏无锡 214062）

摘要：探究熔体过热处理温度对DZ125定向凝固高温合金叶片类铸件凝固组织的影响规律，为工艺参数优化提供依据。在HRS定向凝固炉上，将DZ125母合金分别加热至1 540 ℃和1 580 ℃过热保温5 min，随后降至1 480 ℃浇注，以70 μm/s的抽拉速率定向凝固成形具有矩形和月牙形截面的类叶片铸件。采用光学显微镜、扫描电镜和图像分析系统，对不同壁厚（2 mm、5 mm和10 mm）处的一次枝晶间距、γ′析出相尺寸及碳化物形貌进行定量表征。随过热温度提高，一次枝晶显著细化：1 540 ℃时厚壁区和薄壁区分别为223.8 μm和214.8 μm，1 580 ℃时分别降至198.2 μm和175.6 μm。壁厚越大，枝晶间距越大，且过热细化效果减弱，例如2 mm、5 mm和10 mm壁厚处，1 540 ℃下分别为202.9 μm、217.7 μm和244.1 μm，1 580 ℃下分别为175.6 μm、199.7 μm和231.2 μm。γ′相尺寸随过热温度升高而减小，厚壁区由0.402 μm降至0.324 μm，薄壁区由0.308 μm降至0.241 μm，且形貌由不规则尖角状向近球形转变。碳化物由较大块状转变为细小颗粒，分布更均匀。所有组织中，薄壁处均细于厚壁处。熔体过热处理通过改变熔体结构（减小原子团簇尺寸、提高成分均匀性），降低固相扩散系数和凝固区间，从而细化枝晶、减小γ′相并优化碳化物形态，该结果对叶片类铸件定向凝固工艺设计具有指导意义。

关键词：高温合金；定向凝固；熔体过热；一次枝晶间距；γ′相；碳化物
中图分类号：TG146.1；TG113.32　**文献标识码：**A　**文章编号：**1001-4977（2026）09-0997-07
DOI：10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0126

Influence of Melt Superheating Treatment on Solidification Microstructure of Blade Shaped DZ125 Superalloy Castings

JIN Lian-lian[1], XIE Fan[1], SHEN Ming-zhong[1], XU Guo-biao[1], GE Bing-ming[2],
YE Peng[3], WANG Chao[1], HUANG Guang-bin[1], FENG Ze-lin[4]
(1. Huadian Gas Turbine Technology (Shanghai) Co., Ltd., Shanghai 200126, China; 2. Jiangsu Yonghan Special Alloy Technology Co., Ltd., Wuxi 214161, Jiangsu, China; 3. Shanghai Electric Gas Turbine Co., Ltd., Shanghai 200240, China; 4. Jiangsu Yuanqing Power Technology Co., Ltd., Wuxi 214062, Jiangsu, China)

Abstract: To investigate the influence of melt superheating temperature on the solidification microstructure of DZ125 directionally solidified superalloy blade like castings and provide a basis for process optimization. On an HRS directional solidification furnace, the master alloy was superheated to 1 540 ℃ and 1 580 ℃, respectively, held for 5 min, then cooled to 1 480 ℃ and poured into blade like shells (with rectangular and crescent cross sections) at a withdrawal rate of 70 μm/s. Optical microscopy, SEM and image analysis were used to quantitatively characterize primary dendrite arm spacing (PDAS), γ′ precipitate phase size and carbide morphology at different wall thicknesses (2 mm, 5 mm, 10 mm). Increasing superheating temperature refined the primary dendrites: PDAS in thick and thin sections decreased from 223.8 μm

基金项目：高温合金叶片 / 燃烧室材料研发项目（华电燃技〔2026〕005 号，华电集团科技立项〔2026〕033 号）。
收稿日期：2026–03–09 收到初稿，2026–04–20 收到修订稿。
作者简介：金炼炼（1986–），男，硕士，高级工程师，主要研究方向为铸造工艺、热处理、热等静压对精密铸造燃气轮机叶片和航机叶片性能组织的影响。电话：18362373672，E-mail：lianlian-jin@chd.com.cn
通信作者：沈明忠，男，正高级工程师。电话：021-20532661，E-mail：mshen@chd.com.cn
引用格式：金炼炼，谢凡，沈明忠，等 . 熔体过热处理对 DZ125 高温合金叶片类铸件凝固组织的影响 [J]. 铸造，2026，75（9）：997–1003.
Jin Lianlian，Xie Fan，Shen Mingzhong，et al. Influence of melt superheating treatment on solidification microstructure of blade shaped DZ125 superalloy castings [J]. Foundry，2026，75（9）：997–1003.

and 214.8 μm at 1 540 ℃ to 198.2 μm and 175.6 μm at 1 580 ℃, respectively. Larger wall thickness led to larger PDAS and weakened the refinement effect, e.g., at 2 mm, 5 mm, 10 mm, PDAS were 202.9 μm, 217.7 μm, 244.1 μm at 1 540 ℃ and 175.6 μm, 199.7 μm, 231.2 μm at 1 580 ℃. The γ′precipitate phase size decreased with increasing superheat, from 0.402 μm to 0.324 μm in thick sections and from 0.308 μm to 0.241 μm in thin sections, with morphology evolving from irregular angular to near spherical. Carbides transformed from coarse blocky to fine particles with more uniform distribution. All microstructural features were finer in thin sections than in thick ones. Melt superheating treatment alters the melt structure (reducing atomic cluster sizes and homogenizing composition), lowers diffusion coefficients and solidification range, thereby refining dendrites, reducing γ′phase size and optimizing carbide morphologies. This provides guidance for directional solidification process design of blade like castings.

Key words: superalloy; directional solidification; melt superheating; primary dendrite arm spacing; γ′ phase; carbide

高温合金叶片是燃气轮机的关键部件，叶片工作温度直接影响到燃气轮机的输出功率、热效率、运行寿命和可靠性。高温合金铸件的综合性能主要取决于其成分及微观组织[1-2]。铸件微观组织中一次枝晶间距的大小，γ′相，碳化物的尺寸、数量等是影响镍基高温合金力学性能的主要因素[3]。

鉴于目前广泛应用的HRS（High Rate Solidification的缩写，中文“高梯度定向凝固”，一种采用水冷结晶盘冷却的定向凝固方法）方法制备铸件存在枝晶和γ′相的尺寸粗大缺点，俄罗斯研究者提出一种熔体过热处理的工艺，此工艺可有效减小γ′相的尺寸和枝晶间距，同时使元素的偏析程度降低，可使合金使用温度上升20~30 ℃[4-5]。对于熔体过热处理的研究已发展到世界范围。陈光等[6]通过对Al-4.65%Cu合金进行研究发现凝固固/液界面形貌有随着熔体过热处理温度的提高从胞到平界面转变的现象。Yin et al.[7]对镍基高温合金M963进行研究发现随着熔体过热处理温度的提高晶粒得到细化。王常帅[8]等对镍基定向高温合金DZ125进行研究发现随超熔处理温度的提高，铸件枝晶得到细化，偏析减轻。关于镍基单晶高温合金DD3进行研究发现熔体过热处理工艺可使枝晶细化、偏析减轻，并能提高持久性能[9]。郭喜平[10]等研究发现，凝固过程的冷却速率明显影响合金的最终微观组织特征，即使经过标准热处理，这种影响依然存在。裴忠冶[11]等通过对K465研究发现，熔体过热处理温度在1 600~1 750 ℃时，初生MC碳化物从块状转变为汉字草书体群团形式，而且呈现出温度升高，MC碳化物变细、群团变小的趋势。

DZ125定向凝固高温合金是一种为新型燃气轮机研制的透平叶片材料，其兼有高力学性能和良好可铸性，已成功用于铸造某燃气轮机具有复杂内腔的空心薄壁叶片批量生产。因其优良的性能，众多科研工作者对其在进行了大量的研究。但同样凝固工艺参数下不同壁厚之间显微组织的差别方面的研究尚无相关报道，熔炼过程中的熔体过热引起的微观组织研究也只局限于小尺寸简单形状试棒方面的研究。

本课题基于以上研究背景，利用HRS定向凝固设备对DZ125高温合金叶片类铸件的定向凝固过程中过热温度对铸件组织的影响进行研究，期望通过该研究为工业制备叶片类铸件时更有效地利用各工艺参数提供依据。

1 试验方法

试验材料为DZ125定向凝固高温合金，成分为（质量分数/%，下同）Ni-8.9Cr-10Co-7.5W-1.6Mo-5.3Al-0.8Ti-3.8Ta-1.5Hf-0.09C-0.015B。试验于HRS定向凝固炉上进行。型壳为类叶片形状，由两个不同尺寸截面组成：上部截面为矩形（35 mm × 10 mm），高度为20 mm；下部截面为月牙形，宽度28 mm，最厚部位5 mm，高度110 mm。母合金经砂纸打磨，再用酒精清洗后，置入熔炼坩埚熔炼，合金熔化后，升温至特定工艺曲线要求的过热温度（T_O）后，保温5 min，降回浇注温度（1 480 ℃），浇注入已在保温区域内不同温度下保温的铸型；然后根据工艺要求采用不同的抽拉速率抽拉铸型，完成定向凝固过程。本研究均在抽拉速率为70 μm/s下进行，过热温度分别为1 540 ℃（1#）、1 580 ℃（2#）（选择1 540 ℃和1 580 ℃是为了通过提高熔体能量状态来优化凝固组织均匀性，这两个温度是现有设备能完成的比较极限温度，能达到试验目的），工艺参数组合如表1所示。

铸态铸件经砂纸打磨去掉表面粘附砂粒后，应用80 mL HCl：2 mL HNO_3：11 mL H_2O：16 g $FeCl_3$进行宏观腐蚀，获得宏观组织。然后选择待研究区域，使

表1 制备不同铸件分别采用的工艺参数组合

Tab. 1 The processing parameters with which castings are prepared

序号	抽拉速度/（μm·s^{-1}）	浇注温度/℃	过热温度/℃	保温区上区温度/℃	保温区下区温度/℃
2#	70	1 480	1 540	1 520	1 540
4#	70	1 480	1 580	1 520	1 540

用线切割将试样切开，经过研磨抛光后，再采用$FeCl_3$ 8 g+H_2O 21 mL+HCl 14 mL进行腐蚀，用Leica DM-4000M光学显微镜及TESCAN VEGA\\LMH扫描电镜进行微观组织观测，利用SiSc IAS V8.0图像分析系统进行定量分析。

2 试验结果

试验中制备的铸件及其宏观腐蚀后的组织如图1所示。对宏观组织进行观察发现经过热处理后，铸件晶粒得到细化。一次枝晶间距及γ′析出相的测量分别在图1（a）（壁厚厚大区域）和图1（b）（壁厚细小区域）两个区域内进行，如图2所示，并分别比较相同工艺参数组合在这两个区域内微观组织的不同。



（a）厚壁区域　（b）薄壁区域

图1　定向凝固制备的铸件及其宏观腐蚀形貌

Fig. 1 Directionally solidified castings and its macro-etched morphologies

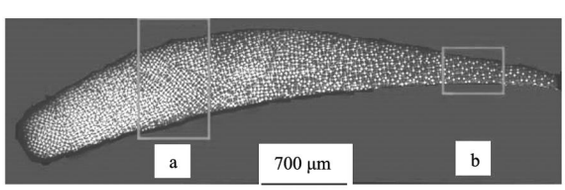


图2　铸件S1（叶身横截面位置代码）横截面的铸态金相组织

Fig. 2 As cast microstructure of the casting at section S1（blade profile cross-section position code）

3 分析讨论

3.1 工艺参数对一次枝晶间距的影响

3.1.1 熔炼过程中的过热温度对铸件一次枝晶间距的影响

随着熔炼过程中过热温度的提高，一次枝晶间距在图2中a区域和b区域都有一定减小，如图3所示。在过热温度设定在1 540 ℃和1 580 ℃情况下，a区域的一次枝晶间距从223.8 μm降至198.2 μm，b区域由214.8 μm减小至175.6 μm。两种情况下b区域的一次枝晶间距均小于a区域。

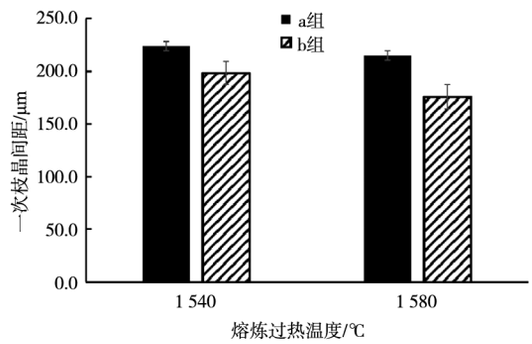


图3　一次枝晶间距与熔炼过热温度之间的关系

Fig. 3 Primary dendrite arm spacings vs. melt superheating temperatures

3.1.2 铸件壁厚对过热处理效果的影响

分别对1 540 ℃和1 580 ℃两种熔体处理温度下的铸件壁厚为2 mm、5 mm和10 mm处的一次枝晶间距进行分析。在这个三个厚度处熔体处理温度为1 540 ℃时一次枝晶间距分别为202.9 μm、217.7 μm和244.1 μm；1 580 ℃时的一次枝晶间距分别为175.6 μm、199.7 μm和231.2 μm。可见，截面越厚，枝晶间距越大；熔体过热处理温度提高，枝晶间距减小，但随厚度增大，过热作用降低，如图4所示。

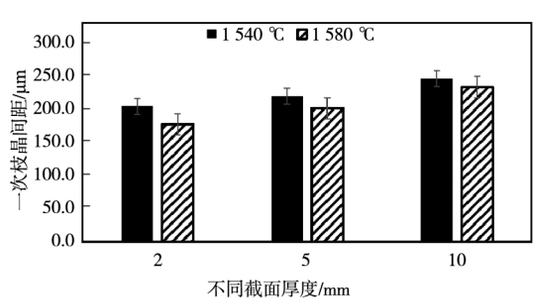


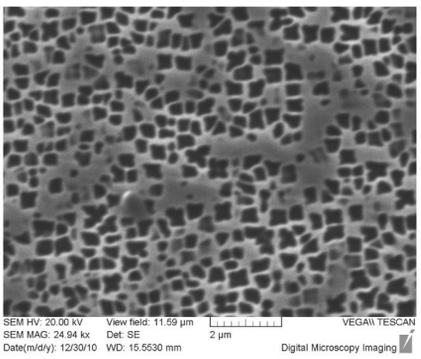
图4　不同截面厚度处铸件一次枝晶间距

Fig. 4 Primary arm spacings of the casting at the positions with different section thicknesses

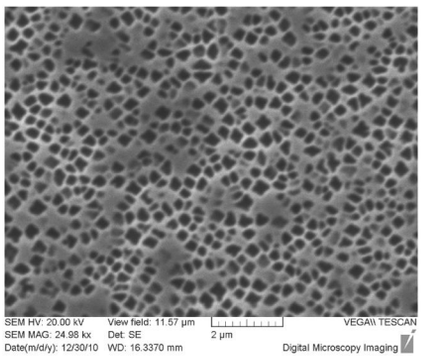
3.2 工艺参数对析出 γ′ 相尺寸及形貌的影响

同一抽拉速度70 μm/s情况下，随着过热温度由1 540 ℃增大至1580 ℃，γ′相尺寸由图5（a）的0.402 μm和图5（b）的0.308 μm变至图5（c）的0.324 μm 和图5（d）的0.241 μm。

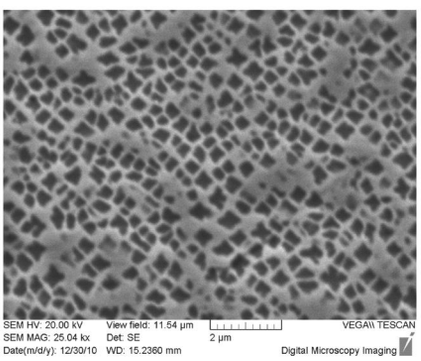
从图6可以更直观地看出，在特定过热温度下a区域大于b区域的γ′相尺寸的趋势，过热温度1 580 ℃比1 540 ℃下的γ′相尺寸减小，同一过热温度下a区域比b区域的γ′相尺寸更大。



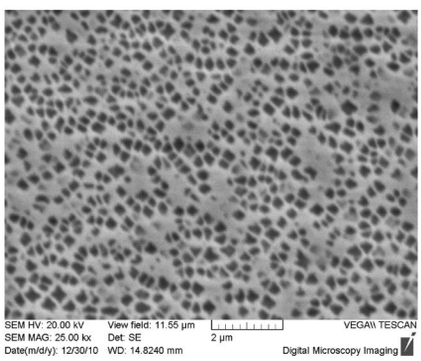
（a）a区域：V=70 μm/s，T_O=1 540 ℃



（b）b区域：V=70 μm/s，T_O=1 540 ℃



（c）a区域：V=70 μm/s，T_O=1 580 ℃



（d）b区域：V=70 μm/s，T_O=1 580 ℃

图5　不同抽拉速率下枝晶干和枝晶间的SEM图像

Fig. 5 SEM images of the dendrite trunks and interdendritic regions under different withdrawal rates

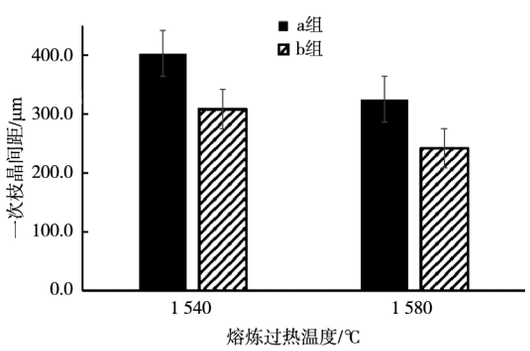


图6　不同过热温度下的γ′相尺寸

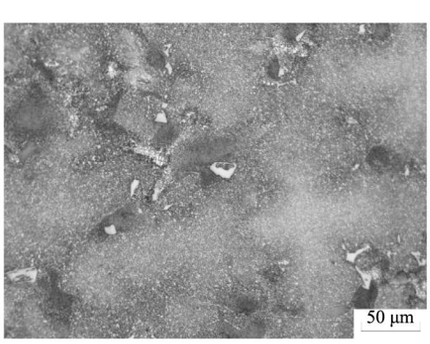
Fig. 6 The γ′ phase sizes under different superheating temperatures

3.3　熔炼过热对碳化物组织的影响

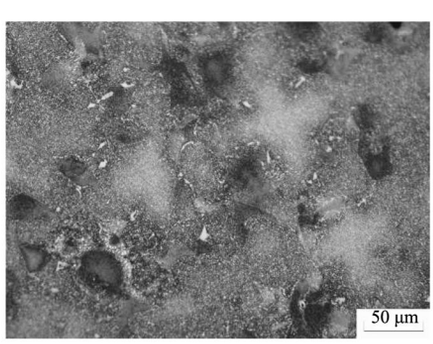
熔炼过程中的熔体过热对碳化物的尺寸有显著的影响，如图7所示。较低的过热温度下（1 540 ℃），碳化物尺寸为较大块状，但经过热处理后，碳化物变为较小颗粒分布于枝晶间。

3.4　讨论

当高温合金熔体温度略高于液相线温度时，合金熔体中存在大量的Ni_3（Al，Ti）型中程有序原子团簇、MC碳化物原子团簇以及难熔质点[13]。各种原子团



（a）1 540 ℃



（b）1 580 ℃

图7　不同熔炼过热温度下碳化物金相图片

Fig. 7 Micrographs of the carbides under different melt superheating temperatures

簇之间是由各种组元原子呈紊乱分布的无序带。原子团簇与无序带均是合金熔体中的独立组成物，但彼此之间并没有严格的界限。当熔体温度升高100 ℃时，熔体中的Ni_3（Al，Ti）型及MC型原子团簇的尺寸有所减小，而无序带的范围增加。温度继续升高，Ni_3（Al，Ti）型原子团簇中的原子被取代或是溶入无序带中，同时由于温度的升高，使Ni_3（Al，Ti）型原子团簇的尺寸进一步减小，较大尺寸的Ni_3（Al，Ti）型原子团簇分裂成多个尺寸更小的原子团簇（短程有序结构），MC型中程有序结构转变成短程有序结构，此时合金熔体中不再存在中程有序结构，熔体结构和成分变得更加均匀。熔体过热处理之后，温度回降到浇注温度，此时要经历温度趋于平衡、成分趋于平衡以及熔体结构趋于平衡等三个过程。在这个过程中伴随着热量、质量和动量的传输，由于各个传输过程的基元不同，热量传输最快，其余两种传输相对很慢，其特征量相差好几个数量级。因此造成了经熔体过热处理后的合金液与未经处理前熔体结构显著不同，也造成了经熔体过热处理后的高温合金中元素分布越均匀（偏析越不显著），从而使结晶温度区间ΔT变窄、固/液相扩散系数D_L减小等多个参数的变化。正是这些变化影响了铸件的显微凝固组织，进而影响力学性能。

3.4.1 一次枝晶间距

通常情况下，DZ125定向高温合金以枝晶的形式生长，横截面一次枝晶干呈十字花形，十字花中心之间的平均间距即为一次枝晶间距。Kurz等将其一次枝晶间距的计算公式归结如式（1）[14]：

$$\lambda_1=4.3(m(k-1)D_L\Gamma/k_2)^{0.25}C^{0.25}G^{-0.5}R^{-0.25} \quad (1)$$

$$\Gamma=\sigma/\Delta s_f \quad (2)$$

式中：m为液相线斜率，D_L合金液相扩散系数，Γ为吉布斯系数，k为溶质平衡分配系数，σ为合金液相表面能，Δs_f合金熔化熵，C_0为母合金溶质百分含量，G为温度梯度，R为生长速度。

在其他因素维持不变，仅仅改变熔炼过热温度的情况下，可将公式（1）简化为公式（3）。

$$\lambda_1=A(\Delta TD_L\Gamma/k)^{0.25} \quad (3)$$

式中：A为所有恒定不变参数的组合，是常数；$\triangle T$为合金熔化熵；D_L为合金液相扩散系数，Γ为吉布斯系数，k为溶质平衡分配系数。

研究表明，一般情况下高温合金熔体在冷却过程中运动粘度值要小于加热过程相应温度所对应的粘度值[15-16]，因此根据式（4）和（5），经过过热处理的合金液液相扩散系数D_L变小。Kolotukhin and Tjagunov等对不同含碳量的高温合金进行研究发现Ni_3（Al，Ti，Nb）型团簇、MC型碳化物以及（Ti，Nb）C型团簇等消失临界温度随熔体处理温度变化造成凝固区间ΔT的变化。随熔体过热温度的升高，同时也会导致合金结晶温度区间ΔT的显著减小[16]。根据式（3），D_L与ΔT均随熔体过热减小，一次枝晶间距显著减小。

$$D_L=k_BT/(6Ma\rho v) \quad (4)$$

$$\rho v=\eta \quad (5)$$

式中：k_B为Boltzmann常数，T为绝对温度，M为粒子或原子集团的质量，a为粒子或原子集团半径，v为运动粘度，ρ为熔体密度。

文献指出固/液界面前沿的温度梯度可由（6）式表示[3]：

$$G_L=\frac{1}{k_L}(k_sG_s-\rho_sLV)=\frac{1}{k_L}\left(\frac{2h(T-\theta_0)a}{Vr}-\rho_sLV\right) \quad (6)$$

$$a=\frac{k_L}{\rho C_p} \quad (7)$$

式中：ρ为密度，C_p为比热容，k_L为液相导热系数，k_s为固相导热系数，G_s为固相温度梯度，G_L为液相温度梯度，L为结晶潜热，V为生长速度，ρ_s为固相密度，h为铸件与冷却介质的复合换热系数，T为铸件温度，T_0为冷却介质温度，r为铸件半径。

可见，试样截面尺寸越小，温度梯度越高。对于同一个截面不同壁厚处，则可视为厚壁处的铸件半径大于薄壁处的铸件半径。根据式（1）和（6），可断定壁薄处温度梯度高于壁厚处，壁薄处一次枝晶间距小于壁厚处。

由于高温合金的多元多相特征，给研究工作带来了极大的不便。马德新[20]假设镍基高温合金可以假设为Ni-x二元合金，其中x为所有合金元素之和。采用这种使得采用简单合金凝固理论来分析高温合金凝固过程及枝晶生长成为可能。

根据Karma[21]等的模型，铸件液态区域内对流越强，溶质含量越高，而溶质含量的增高会促进一次枝晶间距的加大，如公式（8）所示。Trivedi等人也通过研究发现一次枝晶间距随溶质含量的增高而加大。这也就是说对流的加强会增大一次枝晶间距。可以得出结论：对流的加大会促进一次枝晶间距增大。众所周知，厚壁铸件中的对流强于薄壁铸件，对流作用促进一次枝晶间距增大，一定程度上削弱了熔体过热处理对于一次枝晶的细化作用。

$$\lambda=272G_L^{-0.55}V^{-0.28}C_\infty^{+0.32} \quad (8)$$

式中：λ是一次枝晶间距，G是温度梯度，V是生长速率，C_∞是合金中的溶质含量。

Andrew J. Elliott在攻读博士学位期间分别对GTD-444合金使用HRS和LMC方法抽拉速率对一次枝晶间距和γ′相的影响分别进行了研究[17]。在他的工作中的最

薄（10 mm）的铸件截面中，HRS方法中所获得的最小枝晶间距在425 μm，在液态金属冷却方法中，获得的最小一次枝晶间距为210 μm左右。同一种定向凝固方法中，一次枝晶间距随抽拉速度的增大而显著下降。在本研究中，通过改变工艺参数可使铸件的一次枝晶间距减小近40%，最小可达174.3 μm，获得了更加细小的一次枝晶组织。

3.4.2 γ′析出相

DZ125的凝固路径可表示为如下：

$$1.\ L\rightarrow \gamma \quad (9)$$

$$2.\ L\rightarrow \gamma+MC \quad (10)$$

$$3.\ L\rightarrow \gamma+\gamma' \quad (11)$$

式中：L为液相，γ为基体相，γ′为金属间化合物沉淀相，MC为碳化物。

凝固结束后，当温度降至γ′固溶温度以下，会从过饱和的γ基体相中脱溶出γ′相，如下式：

$$4.\ \gamma_1\rightarrow \gamma_2+\gamma' \quad (12)$$

式中：γ_1为过饱和基体，γ_2为脱溶出γ′相完毕后的固溶体。

由式（9）-（12）可见γ′相主要为固态相变的产物，其形核和长大均应遵循扩散型相变的规律。

G.S.Kitteringham研究指出[18]，扩散型相变需要一定孕育期。在孕育期内过饱和的固溶体中会形成局域的贫溶质元素区和富溶质元素区，为γ′相的析出创造条件。熔炼过程中对熔体进行过热操作，有助于促进感应熔炼过程电磁感应搅拌加强，且较高的温度过热会使得合金液相熔体结构发生变化，团簇结构显著变小[16]。熔体过热处理之后，温度回降到浇注温度，但成分趋于平衡以及熔体结构趋于平衡却不能迅速达到，需要很长时间。因此经过热处理后的熔体具有合金成分及熔体结构更加均匀的特点，此特点甚至遗传至固相，造成γ′相形核困难。另外，有研究表明，经熔体处理后固相内扩散系数变小[15-16]。这将减慢γ′相的生长速度。可见，经熔体处理后，γ′相形核率减小、生长速度减慢，最终所获得的尺寸也将减小。

3.4.3 碳化物

在较低的定向凝固速率下，MC碳化物倾向于具有平衡的初生八面体形状。当定向凝固速率进一步增大，碳化物转变为条状，此形状为获得大量碳化物形成元素最快的途径[19]。随着定向凝固速率的增加，碳化物生长空间的缩小[20]，枝晶臂间距被细化而使得碳化物尺寸减小。在本试验中，随着抽拉速率的增大，碳化物由较大块状居多，变为长条状较多，且尺寸减小，分布变均匀。

文献[4]的研究结果表明，合金熔炼过程中，会残留有原子间相互作用形成的氮化物、碳化物等稳定的难熔化合物质点。合金较低温度过热处理时，由于熔体温度较低，碳化物质点不能充分溶解，在冷却过程中成为初生碳化物的结晶核心，促使碳化物以近平衡方式长大，具有块状形貌特征，且尺寸较大。随过热处理温度进一步升高，难熔质点逐渐熔化，合金熔体结构更均匀，碳化物生长起始时间晚于从结晶核心直接生长，尺寸较小，且分布更加均匀。另外，熔体过热后，一次枝晶组织得到细化，从而进一步压缩了碳化物的生长空间，所以，MC碳化物呈细小颗粒状均匀地分布在枝晶间。

王常帅[8]等采用重熔的方法对熔体过热处理工艺进行研究，发现在熔体处理温度低于1 600 ℃时，碳化物为草书体形貌。碳化物形貌的不同主要是由于本试验采用的是感应熔炼对合金液进行过热处理，其较强的搅拌作用对熔体结构尤其是MC型碳化物团簇的影响更大，熔体结构更为均匀，致使碳化物形核困难，形核时间推迟，故在1 600 ℃以下过热时为块状或条状。

4 结论

（1）铸件一次枝晶随熔炼过热处理温度的提高而得到细化。厚壁处的一次枝晶间距大于薄壁处。

（2）枝晶干区域γ′相尺寸随熔炼过程中的熔体过热温度提高而减小，形貌有尖角钝化、形状规整甚至趋于球形的趋势。厚壁区域γ′相尺寸大于薄壁区域。

参考文献：

[1] 陈金国. 军用航空发动机的发展趋势 [J]. 航空科学技术，1994（5）：9–12.

[2] 陈荣章. 单晶高温合金发展现状 [J]. 材料工程，1995（8）：3–12.

[3] Fu Hengzhi. Directional solidification and processing of advanced materials [M]. Beijing：The Chinese Science Publishing House，2008.

[4] 桂忠楼. 镍基高温合金BTOP工艺的发展 [J]. 航空制造工程，1995（4）：19302.

[5] Street S R，Lison-Pick M，Primig S，et al. Review of microstructure–mechanical property relationships in cast and wrought Nibased superalloys with boron，carbon，and zirconium microalloying additions [J]. Advanced Engineering Materials，2022，25（2）：2201514.

[6] Chen Guang，Yu Jianwei，Sun Yanchen，et al. Influence of melt thermal history on the unidirectional solidification on interface stability of Al-4.65%Cu alloy [J]. Chinese Journal of Materials Research，1999，13（5）：497–500.

[7] Yin F S，Sun X F，Li J G，et al. Microstructure and mechanical properties of a directionally solidified Ni-base superalloy with

different withdrawal rates [J]. Scripta Materialia，2003，48（6）：425–429.

[8] Wang Changshuai，Zhang Jun，Liu Lin，et al. Microstructure evolution of directionally solidified DZ125 superalloy with melt superheating treatment [J]. Journal of Alloys and Compounds，2010，508：440–445.

[9] Zhang J，Li J G，Jin T，et al. Microstructure and mechanical properties of a directionally solidified Ni-base superalloy with high Mo content [J]. Materials Science and Engineering A，2010，527（10–11）：3051–3056.

[10] 王博. W元素改性二代镍基单晶高温合金γ′相析出与高温持久性能研究 [D]. 西安：西北工业大学，2017.

[11] Pei Zhongye，Li Juntao，Zhao Minghan，et al. Influence of melt super-heating treatment on grain and carbides of K465 alloy [J]. Journa1 of Iron and Stee1 Research，2008，2（20）：49–52.

[12] 陈荣章，王罗宝，佘力，等. DZ125定向凝固涡轮叶片合金研究 [J]. 材料工程，1997（9）：9–12.

[13] Yin F S，Sun X F，Guan H R，et al. Effect of melt superheating treatment on solidification structure of M963 superalloy [J]. Journal of Alloys and Compounds，2004，364：225–228.

[14] Kurz W，Fisher D J. Fundamentals of solidification. fourth revised edition [M]. New Hampshire：Trans. Tech. Publications. Inc，1998.

[15] Kolotukhin E V，Baum B A，Kuleshova E A，et al. Effect of the microstructure and property of melt on the product quality [J]. Steel，1992（7）：21–28.

[16] 周浩. 浇注熔体热历史对镍基单晶高温合金凝固组织演化的影响 [D]. 南昌：南昌航空大学，2022.

[17] Elliott A J. Directional solidification of large cross-section nickel-base superalloy castings via liquid-metal cooling [D]. Ann Arbor：University of Michigan，2004.

[18] G.S. Kitteringham. High temperature alloys for gas turbines and other applications 1986 [C]// Dordrecht：D. Reidel Publishing Co.，1986.

[19] Liu L，Sommer F，Fu H Z. Effect of solidification conditions on MC carbides in a nickel-base superalloy IN738 LC [J]. Scripta. Metall. Mater，1994，30：587–591.

[20] 马德新. 定向凝固的复杂形状高温合金铸件中的雀斑形成 [J]. 金属学报，2016，52（4）：426436.

[21] Chen J，Lee J H，Jo C Y，et al. MC carbide formation in direction solidified MAR-M247LC superalloy [J]. Mater. Sci. Eng. A，1998，247：113–125.

（编辑：刘东辉，ldh@foundryworld.com）