

三联熔炼 GH4151 合金 $\Phi 508$ mm 铸锭组织及成分均匀性

徐文梁^{1,2}, 周皓天^{1,2}, 付宝全^{1,2}, 刘 谨^{1,2}, 曹国鑫^{1,2}, 何永胜^{1,2}, 史蒲英¹,
王凯旋¹, 谢兴飞³, 吕少敏³, 曲敬龙³

(1. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(2. 西安聚能高温合金材料科技有限公司, 陕西 西安 710299)

(3. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

摘要: GH4151 是一种用于航空发动机涡轮盘制造的新型变形高温合金, 该合金强化元素含量高、凝固行为复杂、且开裂倾向大, 大规格铸锭生产困难。本研究采用三联熔炼工艺制备了 2 t 级 $\Phi 508$ mm 规格 GH4151 合金铸锭, 分析了其凝固组织, 评价了铸锭的成分均匀性。工业级实验结果表明: 所试制铸锭无开裂缺陷, 铸锭边部至心部的二次枝晶间距分别为 80 和 150 μm ; 头尾横截面内成分均匀性良好, Co、Cr、W、Mo 等元素的极差在 0.05wt% 以内, Nb 元素极差在 0.07wt% 以内; 轴向上由于元素烧损造成了 Al 和 Ti 极差较大; 铸锭经均匀化后, 主元素偏析系数可控制在 0.8~1.2; 通过快锻制备了 $\Phi 300$ mm 规格棒材, 棒材组织、性能、探伤均能满足相关技术标准, 验证了所制备的铸锭冶金质量良好。

关键词: 镍基高温合金; 三联熔炼; 凝固组织; 偏析

中图分类号: TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)06-1498-13

1 引言

涡轮盘是航空发动机的热端关键件, 现阶段其选材主要为镍基变形高温合金^[1-3]。随着大推重比航空发动机的发展, 需要涡轮盘具有更为优异的承温能力, 当前新型发动机对涡轮盘最高服役温度的要求已达到 800 $^{\circ}\text{C}$ 左右。而目前发展较成熟的镍基变形高温合金, 如 GH4169、IN718Plus、U720Li、GH4065 最高服役温度范围在 650 至 750 $^{\circ}\text{C}$, 已不能满足新的技术需求, 从而促使了新型盘件用变形高温合金的发展。为使变形高温合金具有更为优异的力学性能, 提高 Al、Ti、Nb 等元素的含量来增加 γ' 强化相的质量分数是当前采用的主要技术途径^[4]。现有的高性能变形高温合金的 γ' 相质量分数一般在 35% 以上, 而新型合金的 γ' 相质量分数可达 50% 以上, 这类典型的新型合金材料包括 GH4151、GH4175 和 GH4975^[5]。其中, GH4151 是当前极具发展潜力的耐 800 $^{\circ}\text{C}$ 的涡轮盘用镍基变形高温合金, 该合金添加了约 35wt% 的 Co、Cr、W、Mo 等固溶强化元素, 时效强化元素 (Al、Ti、Nb) 总和达到 10wt% 左右, 其平衡态下 γ' 相质量分数可达 55%^[6-7], 合金的固溶及时效强化元素含量与其他典型合金^[5] 对比如图 1 所示。随着合金化程度的提高, 一方面不可避免

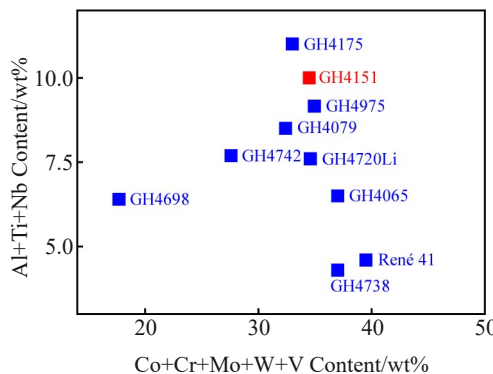


图1 典型合金成分统计

Fig.1 Composition statistics of typical superalloys

地造成合金的凝固行为更加复杂, 大大增加铸锭的组织 and 成分偏析控制难度, 并为后续的统一化和开坯锻造带来困难; 另一方面造成铸锭的开裂问题十分突出, 尤其是对于工业级的大规格铸锭。

前期研究发现, GH4151 合金的铸态组织较为复杂, 除 γ 基体和 γ' 强化相外, 还存在 γ/γ' 共晶、 η 相、Laves 相、MC 碳化物等。Tan 等^[8] 通过差热分析和淬火试验确定了

收稿日期: 2025-06-24

基金项目: “航空发动机与燃气轮机” 国家科技重大专项 (J2019-VI-0006-0120)

作者简介: 徐文梁, 男, 1988 年生, 博士, 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018, E-mail: xwl_xast@163.com

实验所采用的GH4151合金的凝固顺序为:液相 $\rightarrow\gamma\rightarrow(\text{Nb}, \text{Ti})\text{C}\rightarrow\eta\text{-Ni}_3(\text{Ti}, \text{Nb})\rightarrow\gamma/\gamma'$ 共晶 $\rightarrow\text{Laves}$ 。盖永超等^[9]通过不同温度下的均匀化热处理实验发现, GH4151合金中 γ/γ' 共晶和Laves相的熔点约为1180 $^{\circ}\text{C}$, η 相的熔点约为1200 $^{\circ}\text{C}$, MC碳化物的熔点超过1300 $^{\circ}\text{C}$;并针对GH4151合金提出了1170 $^{\circ}\text{C}/16\text{ h}+1200^{\circ}\text{C}/8\text{ h}$ 双步均匀化热处理制度。在GH4151合金开裂研究方面,对 Φ 350 mm规格电渣重熔铸锭裂纹特征的研究表明:其开裂机理为冷却过程中形成的冷裂纹,其形成与严重的偏析、复杂的析出相和 γ' 相分布的不均匀性密切相关^[10]。近期研究^[11]指出:高 γ' 相含量会使得GH4151合金的热导率降低,导致合金铸锭在冷却过程中更容易积累热应力。

目前高品质的高温合金铸锭广泛采用三联熔炼工艺:真空感应熔炼(vacuum induction melting, VIM)+保护气氛电渣重熔(protection electroslag remelting, PESR)+真空电弧自耗重熔(vacuum arc remelting, VAR)。且随着高成品率高效率的需求,所制备的高温合金成品铸锭规格逐渐增大,工业生产常用的锭型规格通常为 Φ 508 mm。而对于GH4151这类高合金化合金而言,一般采用较小的锭型以降低工艺难度,锭型一般选用 Φ 406 mm及以下。但为了满足新型航空发动机盘锻件制备的需求,需采用 Φ 508 mm锭型以制备 Φ 300 mm以上规格棒材,锭型尺寸的增加必然进一步造成铸锭熔炼过程中元素偏析的控制难度增大,这对现有冶炼技术提出了挑战。当前关于GH4151合金的研究多集中在热变形行为、热处理工艺对析出相演变及其性能影响等基础研究方面,对工程化应用中的大规格铸锭制备及评价方

面报道较少。本研究采用真空感应熔炼+保护气氛电渣重熔+真空电弧自耗重熔三联工艺(VIM+PESR+VAR)进行了 Φ 508 mm规格GH4151合金铸锭的研制,实现了2t级铸锭的制备,分析了GH4151合金铸锭的凝固组织和元素偏析特点,并结合真空电弧重熔过程的数值模拟,对GH4151合金VAR铸锭的凝固过程进行了分析探讨。

2 实验

采用工业级熔炼设备,通过VIM+PESR+VAR三联熔炼工艺制备2t级 Φ 508 mm名义规格的GH4151合金铸锭。在完成铸锭熔炼后,采用工业高温均匀化炉、快锻机等设备进行棒材锻制,以评价铸锭质量。铸锭主要化学成分如表1所示,元素含量检测按照GB/T 223等标准进行。通过MeltFlow软件对实际工艺参数下的VAR过程进行数值模拟,用于分析铸锭凝固条件。VAR模拟所用GH4151合金的热物性参数如表2所示。在锯切过头尾风险区后的VAR铸锭头尾端面取试样片,在试样片二分之一半径($R/2$)处钻取屑样进行成分检测,以评价主元素沿轴向的成分均匀性及杂质元素含量分布情况;然后在试样片的边、 $R/2$ 和心部分别线切割进行9点取样,试样直径为 Φ 35 mm,采用X射线荧光光谱仪(X-ray fluorescence spectrometer, XRF)进行成分测试,评价铸锭头尾横向成分均匀性。采用光学显微镜(optical microscope, OM)和场发射扫描电镜(field emission scanning electron microscope, FE-SEM)对合金组织进行观察。元素偏析和析出相成分分析中使用电子探针显微分析仪(electron probe microanalyzer, EPMA)和能谱仪

表1 GH4151合金主要化学成分

Table 1 Chemical composition of the GH4151 superalloy (wt%)

C	Cr	Co	Mo	W	V	Ti	Al	Nb	B	Ni
0.02–0.08	10.0–13.0	14.0–16.0	4.0–5.0	2.5–3.5	0.4–0.9	2.5–3.3	3.5–4.2	3.1–3.6	≤ 0.01	Bal.

表2 模拟用GH4151合金热物性参数

Table 2 Thermophysical parameters of GH4151 superalloy for simulation

Parameter	Value
Liquid temperature/K	1608
Solid temperature/K	1536
Liquid density/ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	7320
Solid density/ $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$	8090
Latent heat/ $\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}$	2.45×10^5
Volume thermal expansion coefficient/ K^{-1}	1.39×10^{-4}
Electrical conductivity/ $\text{S}\cdot\text{m}^{-1}$	9.6×10^5
Thermal conductivity/ $\text{W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$	16.26 (400 $^{\circ}\text{C}$), 21.26 (800 $^{\circ}\text{C}$), 31.26 (1200 $^{\circ}\text{C}$), 32.29 (1260 $^{\circ}\text{C}$), 29.41 (1340 $^{\circ}\text{C}$), 30.46 (1400 $^{\circ}\text{C}$), 31.51 (1500 $^{\circ}\text{C}$)
Specific heat/ $\text{J}\cdot(\text{g}\cdot\text{K})^{-1}$	0.49 (400 $^{\circ}\text{C}$), 0.73 (800 $^{\circ}\text{C}$), 0.63 (1200 $^{\circ}\text{C}$), 0.64 (1260 $^{\circ}\text{C}$), 0.68 (1340 $^{\circ}\text{C}$), 0.69 (1400 $^{\circ}\text{C}$), 0.73 (1500 $^{\circ}\text{C}$)
Liquid viscosity/ $\text{Pa}\cdot\text{s}$	10.17 (1263 $^{\circ}\text{C}$), 6.84 (1400 $^{\circ}\text{C}$), 5.59 (1500 $^{\circ}\text{C}$)

(energy dispersive spectrometer, EDS)进行元素含量的测定。组织观察试样在打磨抛光后进行化学腐蚀以观察枝晶和析出相形貌,腐蚀液为 0.5 g CuCl₂+10 mL C₂H₅O+10 mL HCl。采用差示热分析仪(differential thermal analyzer, DTA)测定合金的相变温度,试验温度范围为 1000~1400 °C,升温及降温速率为 10 °C/min。

3 结果与分析

3.1 铸态组织特征

图2所示为三联熔炼生产的 Φ 508 mm 规格 GH4151 铸锭外观照片,该铸锭为退火后状态,单重达到约 2.4 t,从图中可见铸锭整体表面质量良好,表面光滑无明显的渣皮或冷隔,说明熔炼过程中纯净度控制良好,且冶炼过程稳定。

为研究三联熔炼过程中各熔炼阶段铸态组织的特征,对 VIM 铸锭进行了取样分析。由于 VIM 铸锭大部分区域具有从边部向心部冷却的凝固特点,因此本研究中对 VIM 铸锭的中部进行了取样作为 VIM 铸锭典型部位。图3所示为 VIM 铸锭试样片上典型位置的组织形貌。从低倍组织照片中可以看出,VIM 铸锭边部至心部约 1/4 区域为从边部近乎垂直向内生长的柱状晶,而 R/2 和心部均为粗大的等轴晶。这是由于铸锭凝固过程中边部高温金属液与低温的钢锭模接触,因而在较高温度梯度下

形成了特定取向的柱状晶,而 R/2 和心部则由于凝固速率较低且向边部散热的效果大幅衰减而形成了粗大的等轴晶。在枝晶形貌方面,边部枝晶细密且具有向心部定向生长的特征,而 R/2 和心部的枝晶干粗大,二次枝晶臂明显粗化,且在枝晶间区域可观察到较大尺寸的析出相,这与 VIM 铸锭内部冷却速率较边部明显减缓相关。

相较于 VIM 铸锭,PESR 铸锭枝晶生长的取向性明显增加,图4所示为 PESR 铸锭头尾典型位置横向(即铸锭径向)及纵向(即铸锭轴向)的枝晶形貌,铸锭尾部枝晶相对头部更为细密。在纵向上,尾部 R/2 和心部枝晶生长相对头部更为竖直,而头尾边部枝晶均表现出倾斜生长的形貌,这与 PESR 铸锭凝固时的温度场密切相关。R/2 和心部由于熔池相应位置相对平坦,因而枝晶的生长相对竖直;铸锭边部由于受水冷结晶器的影响,熔池呈现较大的凹陷,因而枝晶的生长方向呈现明显的倾斜,但由于边部冷却效果较好,枝晶组织较为细密。在头尾横向组织照片中,均可以清晰地观察到典型十字花形的枝晶形貌,R/2 和心部位置平面内横向生长的二次枝晶臂(secondary dendrite arm, SDA)较为发达,且发展出了较明显的高次枝晶臂,其中头部中心位置的二次枝晶臂最为发达,长度可达约 2 mm。

图5所示为 Φ 508 mm VAR 铸锭头部约 300 mm 长度纵剖后获得的宏观组织照片。从图中可以看出铸锭内部柱状晶生长较为连续,边部柱状晶向中心汇聚,心部竖方向生长的柱状晶发达,未发现黑斑或其他宏观偏析特征。此外,头部的缩孔区域较浅,说明熔炼时铸锭的补缩工艺较为合适。VAR 铸锭典型位置的枝晶组织形貌如图6所示。相较于 VIM 铸锭和 PESR 铸锭,VAR 铸锭尾部整体的枝晶形貌相对规整(图 6c₁~6d₃),但头部 R/2 和心部的枝晶组织相对粗化(图 6a₂, 6a₃, 6b₂, 6b₃),这与 VAR 铸锭直径增大,其内部冷却条件变差有关。虽然



图2 三联熔炼 Φ 508 mm 规格 GH4151 合金铸锭
Fig.2 Triple-melted Φ 508 mm ingot of GH4151 superalloy: (a) peripheral and (b) top surfaces

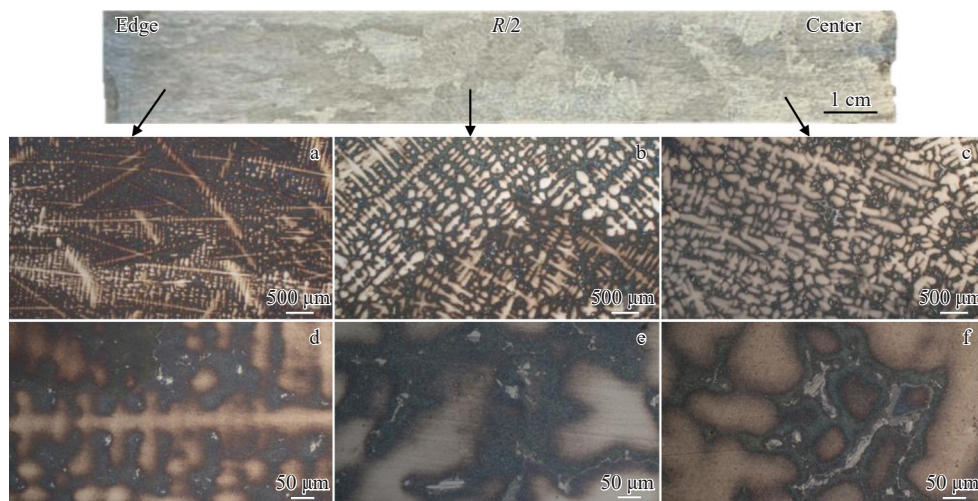


图3 VIM 铸锭的枝晶形貌
Fig.3 Dendrite morphologies of VIM ingot: (a, d) edge, (b, e) R/2, and (c, f) center

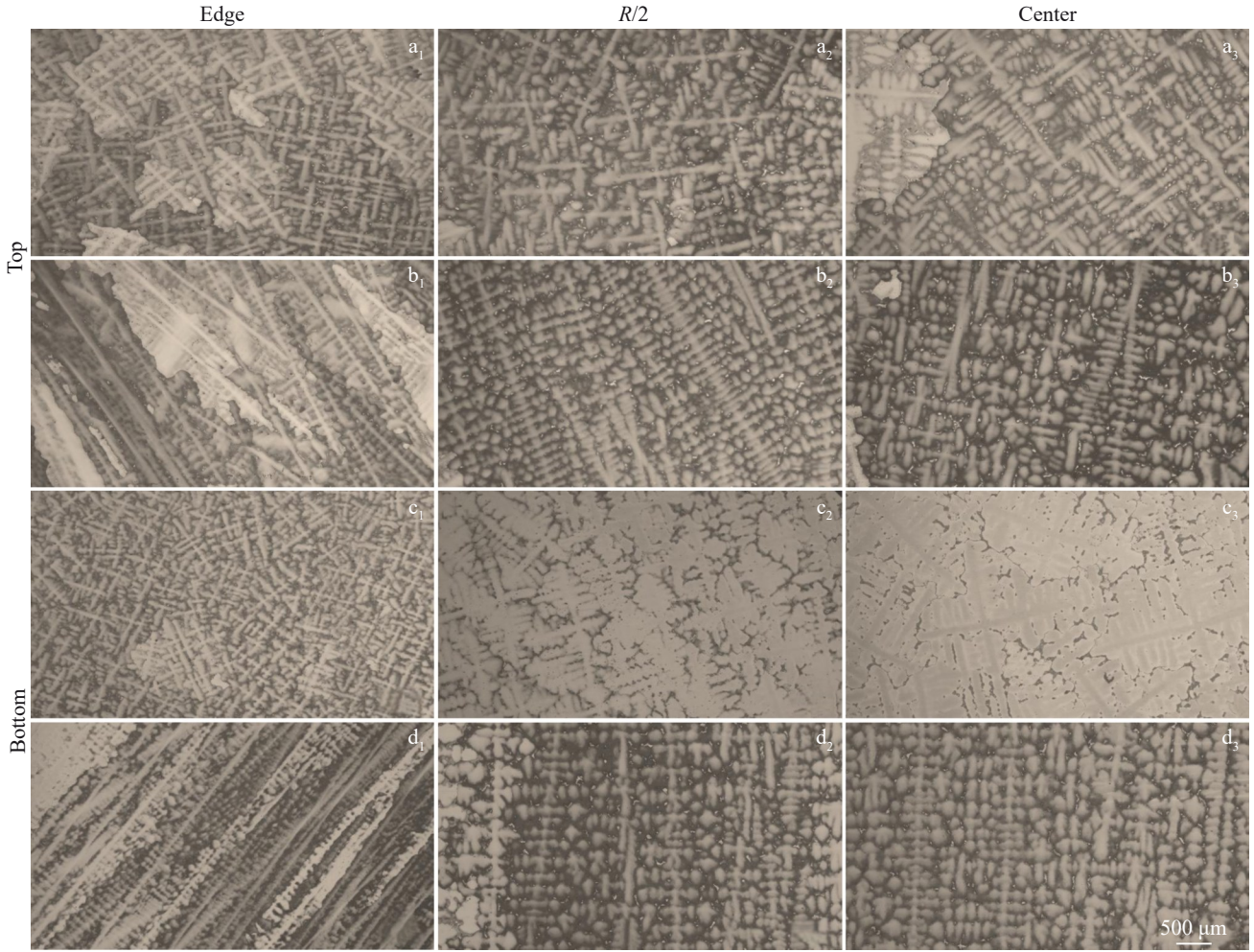


图4 PESR 铸锭的枝晶形貌

Fig.4 Dendrite morphologies of PESR ingot: (a₁-a₃, c₁-c₃) transverse section; (b₁-b₃, d₁-d₃) longitudinal section



图5 VAR 铸锭头部低倍组织

Fig.5 Macrostructure of the top of VAR ingot at low magnification

VAR 过程具有水冷和氦冷的双重作用,铸锭边部具有良好的冷却条件,但随着锭型直径增加到一定程度,其内部的热量难以导出至外部,因而造成内部凝固时间的延长。此外,铸锭边缘枝晶胞枝转变形貌特征明显,二次枝晶臂生长受到抑制(图 6b₁ 和 6d₁),这也说明了 VAR 过程中熔池边部受到了很强的激冷作用。

为了进一步量化分析铸态组织形貌,采用 ImageJ 图像处理软件,将三联熔炼获得的铸态试样二次枝晶臂间距(secondary dendrite arm spacing, SDAS)进行测量,分析所用金相照片为 25 倍,图 3、图 4 和图 6 为典型组织照片,且测量选取的视场不少于 6 个,统计结果见图 7。从中可以看出,不同熔炼方式获得的铸锭心部和 R/2 枝晶间距两者相对接近,均明显大于边部;并且两种重熔铸锭头部的数据也较尾部相应位置的大,这符合铸锭从下至上凝固时冷却条件逐渐变差,局部凝固时间延长,熔池不断加深的规律。VAR 铸锭 R/2 和心部的二次枝晶间距较 PESR 铸锭的相对偏大,这一方面与两者采用了不同工艺参数造成凝固条件的不同有关,另一方面与 VAR 锭型增大,熔池加深,铸锭内部冷却速率降低相关。值得注意的是, VIM 铸锭的枝晶间距比两种重熔铸锭明显偏小,由此可推测其冷却条件好于重熔铸锭。生产实践中发现 VIM 铸锭一般可在 35 min 左右完成凝固,究其原因 VIM 铸锭直径较小(约 Φ 330 mm),且在金属液浇注入钢锭模后,合金整体可快速由外向内冷却。

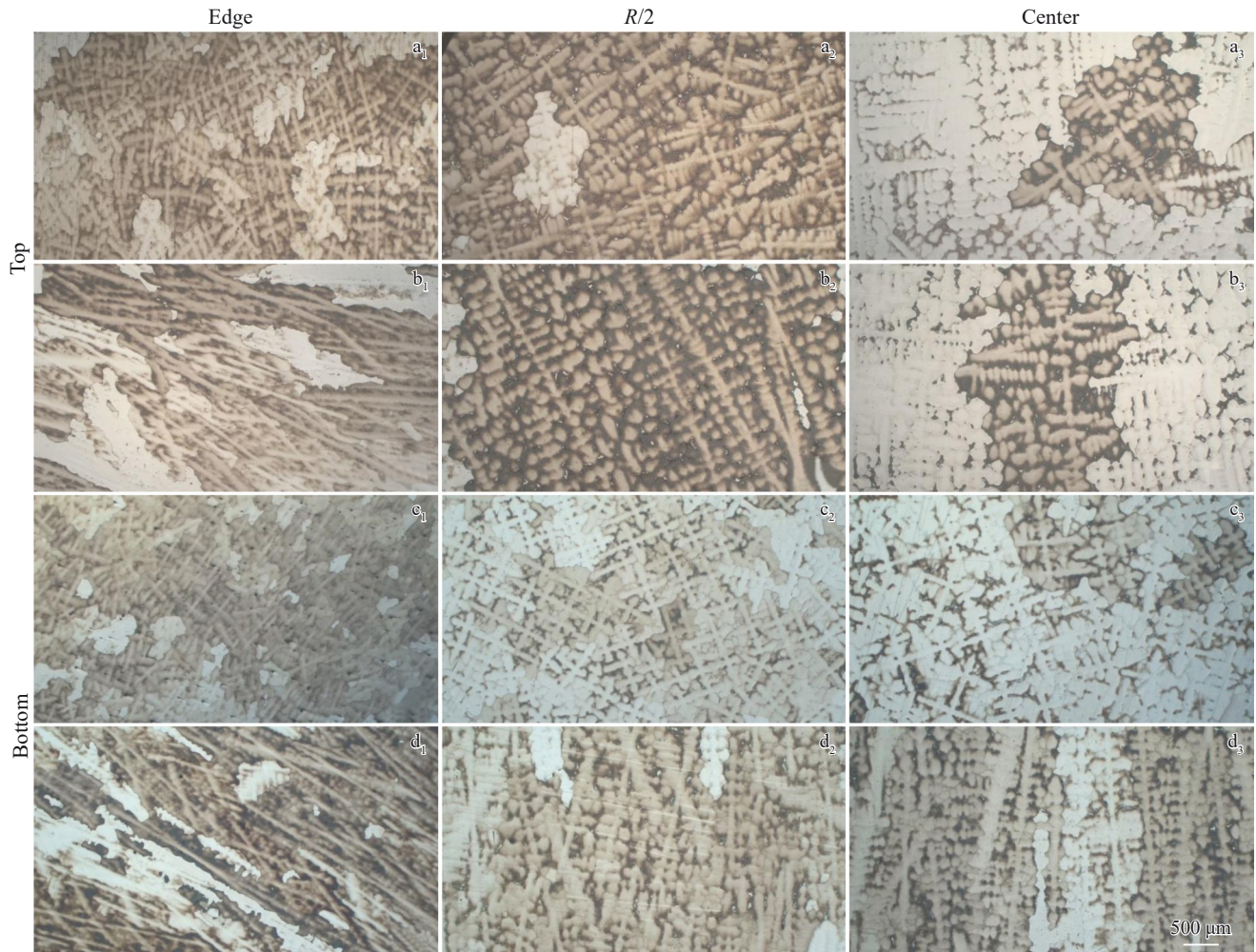


图6 VAR铸锭边部、R/2和心部的枝晶形貌

Fig.6 Dendrite morphologies of VAR ingot: (a₁-a₃, c₁-c₃) transverse section; (b₁-b₃, d₁-d₃) longitudinal section

图7中列出了不同铸锭的SDAS的统计数据,VAR铸锭心部的SDAS均在150 μm左右,边部位置约为80 μm。与GH4720Li和GH4169等合金铸锭的研究结果相比^[11-13],本研究中VAR铸锭的SDAS分析结果基本与之处于同一水平。较小的枝晶间距有利于后续均匀化过程中枝晶干和枝晶间的元素扩散,缩短均匀化的时间,降低生产成本,因此在铸锭熔炼工艺设计时需考虑并综合评价。

由于VAR铸锭对后续棒材的冶金质量起到决定作用,为了进一步对其冶炼过程进行分析,采用实际熔炼数据通过MeltFlow模拟软件获得了VAR铸锭冶炼过程中局部凝固时间、冷却速率的云图,如图8a所示。从中可以看出铸锭心部区域整体局部凝固时间最长,达到了3200~3500 s;心部和R/2的冷却速率接近,在0.05~0.08 K/s左右,近边部的冷却速率约为0.17 K/s。图8b中总结了本研究及其他相关研究中冷却速率和二次枝晶间距之间关系的统计数据^[14-19]。与前期GH4151合金相关研究对比分析可以发现,尽管这些前期研究有部分是采用试

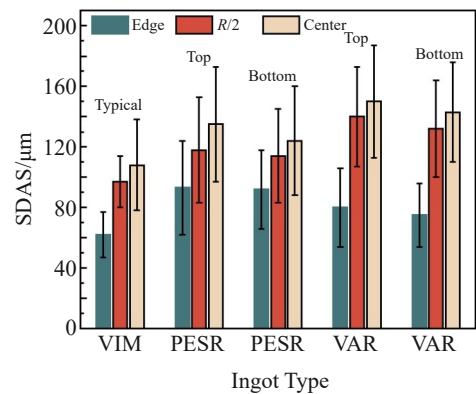


图7 不同铸锭的二次枝晶间距

Fig.7 SDAS of different ingots

样级基础实验获得的数据,但本研究中大尺寸铸锭的相关数据与之符合性较好,这也间接说明研究中对于铸锭组织和凝固条件的分析较为合理。值得注意的是,在相近冷却速率条件下,GH4151合金相关研究中的SDAS观测值与GH4720Li、IN718、GH738均在一个数量级。

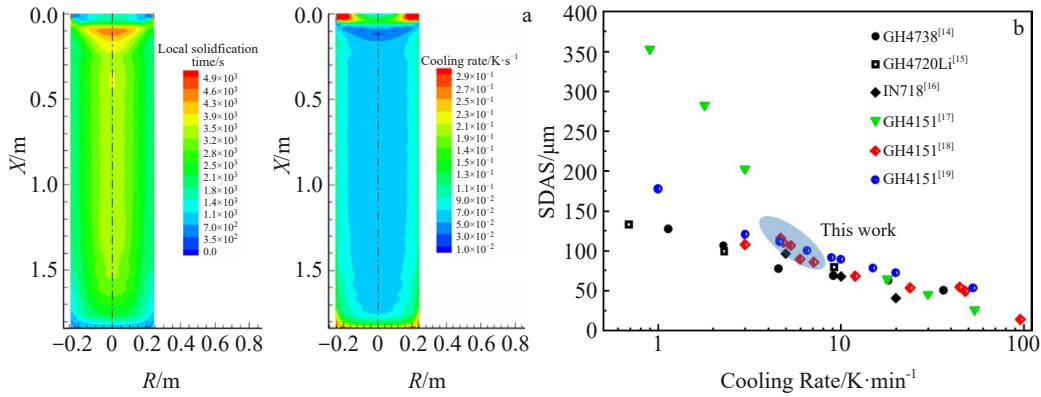


图8 VAR过程模拟结果及二次枝晶间距对比
Fig.8 VAR simulation results (a) and comparison of SDAS (b)

实验中也发现三联熔炼各阶段铸锭中的碳化物形貌及分布具有明显区别,如图9所示。VIM铸锭中碳化物形貌主要为块状,且单个尺寸较大;PESR铸锭中则以颗粒为主,并有少量长条状碳化物;而VAR铸锭心部和R/2的碳化物大多呈草书状且尺寸较大;而边部碳化物则呈细小颗粒状。采用图像法对碳化物的面积占比进行分析发现,VAR铸锭中碳化物面积占比最小。需要说明的是,本实验中观察到的碳化物基本都位于枝晶间区域,这符合镍基高温合金凝固时首先形成了枝晶主干,初生的MC在糊状区中枝晶尖端稍后位置形成的特征^[20]。Chen等人的研究^[21]表明:凝固速率、形成元素富集程度、生长空间决定了碳化物的形貌和成分;在枝晶间区域,碳化物的生长受到元素富集程度和固液界面的裹入行为控制,且碳化物的生长是通过从初始的八面体颗粒上发展出分枝来逐渐长大,进而形成锚状、草书状等形貌。此处以VAR铸锭为例对碳化物的形貌特征进行分析。根据VAR过程的模拟计算结果(图8a),从铸锭边部至心部冷却速率逐渐降低,局部凝固时间延长,枝晶组织也相对粗

大,因此碳化物就有了足够的空间长大。但是,实际大尺寸铸锭的凝固条件复杂,碳化物的生长可能还受到元素偏析、熔池流动^[12]、枝晶生长特征、夹杂物含量^[22]等因素影响,其形貌演变规律与工艺条件的对应关系还需后进一步深入研究。

3.2 凝固过程

前期研究确定了GH4151合金铸态组织中除 γ 基体和 γ' 强化相外,主要存在 γ/γ' 共晶、 η 相、Laves相,和MC碳化物,但目前对这些析出相在凝固过程中的析出顺序方面还存在少量争议。Tan等^[8]通过差热分析和金相法实验,判断GH4151合金的凝固顺序为:液相 $\rightarrow\gamma\rightarrow MC\rightarrow\eta\rightarrow\gamma/\gamma'$ 共晶 \rightarrow Laves。而盖永超等^[9]根据均匀化过程中各析出相的回溶规律推测凝固中Laves相优先于 γ/γ' 共晶析出。Chen等^[23]则认为GH4151合金中Laves相、 η 相、 γ/γ' 共晶依次析出,析出温度分别为1190、1170、1150 $^{\circ}\text{C}$ 。王法等^[24]通过高温淬火实验发现GH4151合金中 γ/γ' 共晶,Laves相初熔温度近似,为1150~1160 $^{\circ}\text{C}$,但并未给出明确的析出顺序。Jia等^[6]通过热分析和金相法等手段确

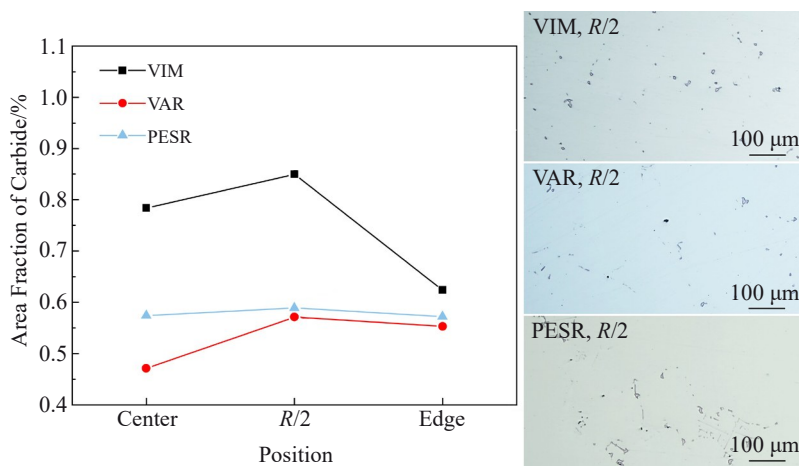


图9 铸锭中碳化物面积占比及形貌
Fig.9 Area fraction and morphologies of carbides in ingots

定 GH4151 合金中 Laves 相在 1145 °C 以上会出现回溶，而 γ/γ' 共晶则在 1165 °C 才会出现回溶。根据这些前期研究，可以确定 GH4151 合金凝固时 MC 和 η 相是随着 γ 基体依次析出，而 γ/γ' 共晶和 Laves 相的析出顺序则并不统一。

图 10 所示为本研究中 VAR 铸锭铸态组织中观察到的主要析出相形貌及成分特征。板条状 η 相富含 Nb 和 Ti，贫 Cr、Mo；岛状 Laves 相分布在 η 相边部，富 Nb、Mo、Cr 和 Co，贫 Al、Ti；葵花状 γ/γ' 共晶主要富 Al、Ti、Ni。在 Laves 相边缘可以观察到显微疏松的存在，说明此处为最后凝固区域。图 11a 所示为铸态组织中观察到的 η 相和 Laves 相共生的区域，Laves 相伴生在板条状的 η 相的两侧，并且板条之间还夹杂有少量小尺寸 Laves 相。此种形貌具有在 η 相形成时特定溶质排出，进而促进 Laves 相形成的特征。图 11b 所示为 γ/γ' 共晶相和 Laves 相共生的区域。共晶组织的形成首先是通过共晶反应直接在液相中形成核心，且其通常依附于枝晶干上，然后沿特定取向长大，其结构一般包括核心和外围片层状粗大的 γ/γ' 组织^[25-27]。从图中可以看出 Laves 相包围在共晶组织的边缘，由此可以判断 Laves 相的析出顺序是在葵花状 γ/γ' 共晶形成之后。关于 η 相、 γ/γ' 共晶、Laves 相的析出顺序可通过凝固进程中枝晶间元素含量的变化来解释：由于 GH4151 合金中含有较多的 Nb、Ti、Al 等元素，在凝固

前期 Nb、Ti 被大量排出到枝晶间的液体区域，高的 (Nb, Ti)/Al 比首先造成 η -Ni₃(Ti, Nb) 形成；在 Nb 和 Ti 被消耗一定量后，残余液相(L₁)中 Al 含量升高，当 Ti+Al 含量达到共晶形成的条件时则引起 L₁→ γ/γ' +L₂ 共晶反应，不断消耗了 Al 和 Ti；与此同时，Cr、Mo、Nb 等元素在共晶的凝固前沿不断富集，在达到 Laves 相形成条件时则发生 L₂→Laves+L₃ 的反应。值得注意的是，在本研究的一些组织观察中发现，Laves 相和大尺寸共晶边缘有时还会依附少量 γ' 尺寸较细的 γ/γ' 共晶(如图 11c 所示)，其片层尺寸与共晶核心类似，通过形貌特征可以判断其并非属于初生的 γ/γ' 共晶。这些组织形成的可能原因是 Laves 相的生长又导致最终残余液相 L₃ 中 Al+Ti 含量二次升高，同时周围的 γ 基体凝固恰好也为最终凝固区域提供了部分 Al+Ti 来源，促进了此类局部次生的 γ/γ' 共晶形成。因此，认为 Tan 和 Jia 等^[6, 8]得到的 GH4151 合金凝固路径是合理的，但在凝固末期还有可能出现二次生成的 γ/γ' 共晶。图 12 展示了对大尺寸铸锭研究得到的 GH4151 合金凝固过程中主要析出相的形成顺序。由此可见，GH4151 合金的凝固行为较为复杂，而不同实验中合金配比的微量差异和不同的凝固条件可能造成了对合金凝固顺序判断的差异。

3.3 铸锭凝固缺陷

在 GH4151 合金铸锭的制备过程中发现，当工艺条

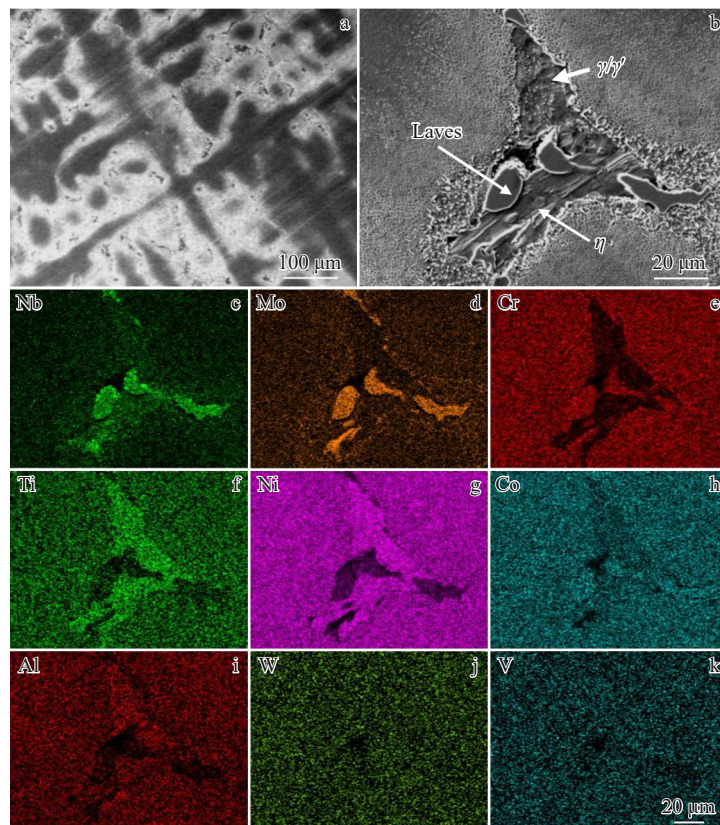


图 10 GH4151 合金铸态组织中的析出相形貌及成分分布

Fig.10 Morphologies (a-b) and element distributions (c-k) of precipitates in as-cast GH4151 superalloy

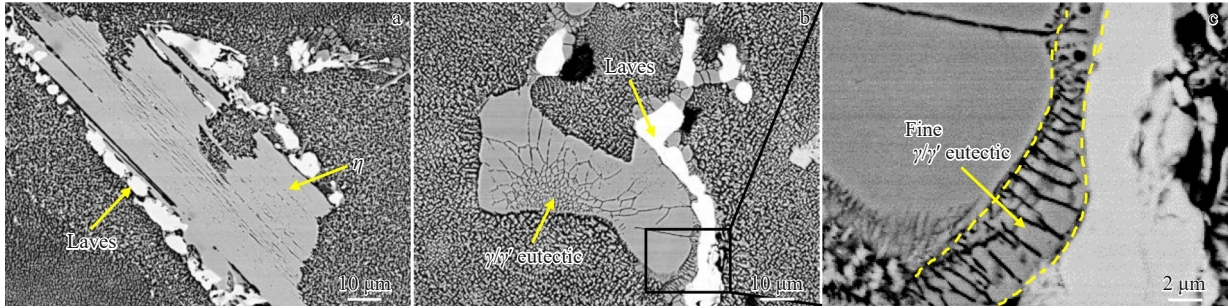


图11 GH4151合金铸态组织中的析出相

Fig.11 Precipitates in as-cast GH4151 superalloy: (a) Laves and η; (b) Laves and γ/γ' eutectic; (c) fine γ/γ' eutectic at the front of coarse γ/γ' eutectic

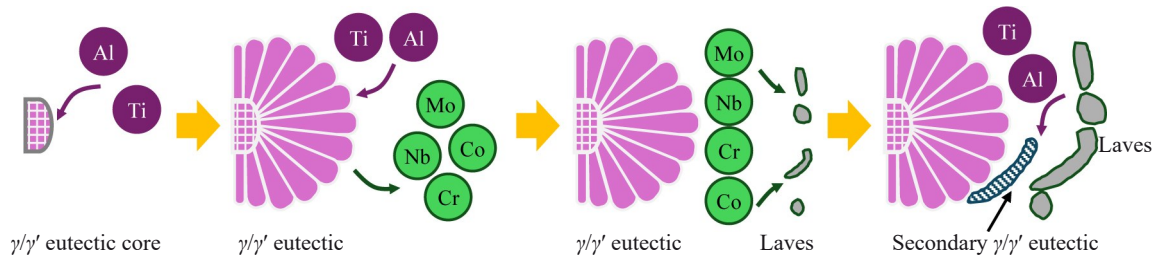


图12 凝固过程中主要析出相的形成顺序示意图

Fig.12 Schematic diagram of the formation sequence of the main precipitates during the solidification

件不合适时,该合金铸锭易出现点状偏析或开裂缺陷。图13a所示为VAR铸锭中上部横截面上发现的点状偏析缺陷宏观照片,对缺陷处取样后获得的金相照片如图13b和13c所示。从金相照片中可以看出,该缺陷区域的直径达到了近2 mm,相比正常组织,缺陷处的枝晶间区域有大量的大尺寸析出相,甚至还有少量枝晶碎臂。从SEM照片(图13d)中可以看出,这些析出相种类与正常组织中的相同,主要为Laves相、η相、及γ/γ'共晶,但尺寸明显更大。通常,点状偏析是由于凝固过程中糊状区存

在密度差,枝晶偏析造成糊状区下部的密度低于顶部,在特定条件下就会出现溶质自下而上的宏观对流,最终形成了通道式偏析。此种缺陷形式说明GH4151合金虽然含有较多会偏析于枝晶间的重元素Nb,但凝固时并未造成糊状区枝晶间密度增大,此现象可归因于合金中W、Mo、Al、Ti等多种元素微观偏析行为的综合影响。而这一点与典型的高Nb合金GH4169有所不同。在GH4169合金凝固过程中,Nb元素偏析于枝晶间造成糊状区底部的密度增加,进而可能引起沿熔池底部的宏观对流,最终

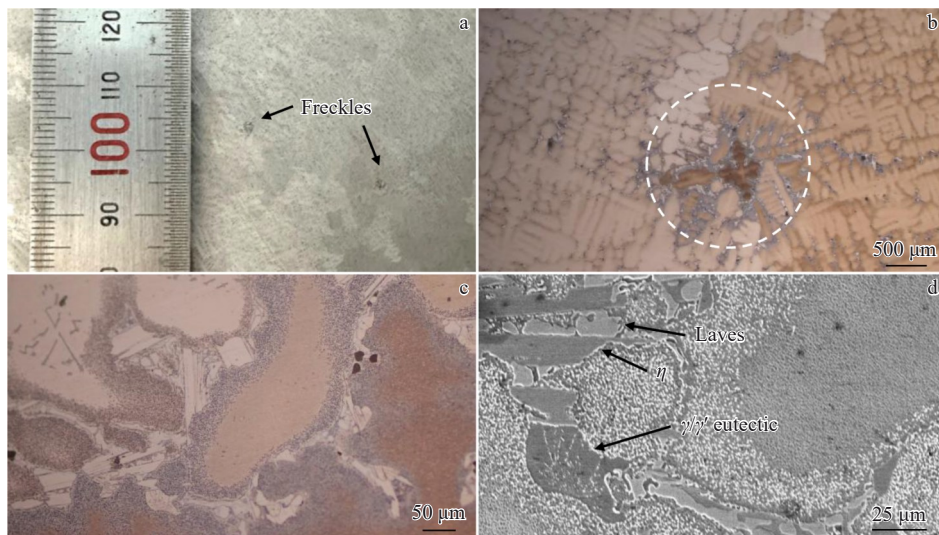


图13 VAR铸锭中的点状偏析缺陷

Fig.13 Freckle defect of VAR ingot: (a) macrostructure; (b-c) OM images; (d) SEM image of precipitates

会造成沿熔池轮廓线分布的“黑斑”缺陷^[28]。由此可见,在GH4151合金铸锭的熔炼过程中需要格外关注对元素偏析的控制,以避免在成品铸锭中出现此类缺陷。

在三联熔炼工艺开发过程中发现,GH4151合金铸锭开裂倾向极大,生产难度很高,图14a~14c展示了部分典型的开裂VIM、PESR、VAR铸锭照片。在VIM铸锭的纵剖低倍照片中可以看出,铸锭内部存在大量源自中心缩孔的宏观裂纹,其中的横向裂纹将会造成后续重熔过程的熔速偏离,一方面造成重熔铸锭的冶金质量下降,另一方面导致重熔过程的稳定性变差,将进一步增加重熔铸锭偏析和开裂的风险。图14b和图14c分别展示了PESR和VAR铸锭的开裂情况,可见这两种铸锭均具有纵向开裂的特点。图14d和14e所示为重熔铸锭中观察到的典型微裂纹,其形式为沿晶裂纹,在枝晶间区域萌生与扩展,但裂纹附近并未观察到液膜等特征,由此可判断其开裂形式为冷裂。这与Li等人^[10]对PESR铸锭裂纹观察的结果一致,其形成与组织应力、热应力、枝晶间脆性析出相等因素有关。近期一项研究^[11]中通过对GH4151合金铸态试样进行热模拟压缩实验,证实了在高温变形过程中MC、Laves、 η 相等大尺寸相与基体变形协调能力低,相界面处易脱粘形成裂纹并扩展。对于三联熔炼过程中GH4151合金铸锭的开裂研究^[29]表明:铸锭中 γ' 相的不均匀析出也是引发冷裂纹形成的因素之一;由于大规格铸锭凝固及冷却时温度场不均匀,且GH4151合金中 γ' 相在较大温度范围析出(约65℃),铸锭各部位会出现 γ' 相不均匀析出和长大,最终导致铸锭中累积的内应力增加。且 γ' 相析出后会导致合金热导率降低^[11],进而使铸

锭在冷却过程中更容易积累热应力。

根据目前的生产经验,PESR和VAR铸锭的严重开裂均在冷却过程中发生,通过采用合适的熔炼工艺参数,提高熔炼过程稳定性,并结合合理的铸锭退火制度可有效避免此类问题。

3.4 VAR铸锭成分均匀性

对一支采用稳定工艺生产的 $\Phi 508$ mm规格VAR铸锭头尾进行成分测定以评价铸锭轴向及径向的成分均匀性,取样方式如图15a所示。通过将实验铸锭与10支批产铸锭头尾主要合金元素含量极差统计结果进行对比,以评价轴向成分均匀性;头尾径向上的成分均匀性采用头尾横截面内的9点成分极差评价,结果如图15b~15d所示。

在轴向上,本支实验锭和其他多支铸锭头尾W、Mo、V、Nb元素的极差整体较小,分布在 $\pm 0.03\text{wt}\%$ 以内;但是所有铸锭的Al和Ti元素的头尾极差均较大,且离散程度较大,极差分别为 $(0.05\pm 0.04)\text{wt}\%$ 和 $(-0.03\pm 0.04)\text{wt}\%$ 。Al元素头尾极差多为正,而Ti多为负,说明铸锭头部Al元素含量高于尾部,而钛元素低于尾部。这是由于PESR熔炼时在初始阶段出现了“烧铝增钛”的元素烧损现象,进而影响至成品VAR铸锭。后续可通过优化熔炼采用的渣系来进一步提高铸锭的成分均匀性。此外,Co和Cr元素头尾极差平均值较小,但离散程度达到了 $\pm 0.07\text{wt}\%$ 以上,这主要是由于两种元素含量高于10wt%,测试误差相对其他合金元素较大导致。总体看来,各元素头尾极差可接受,证明铸锭无明显宏观比重偏析,验证了熔炼工艺的合理性。

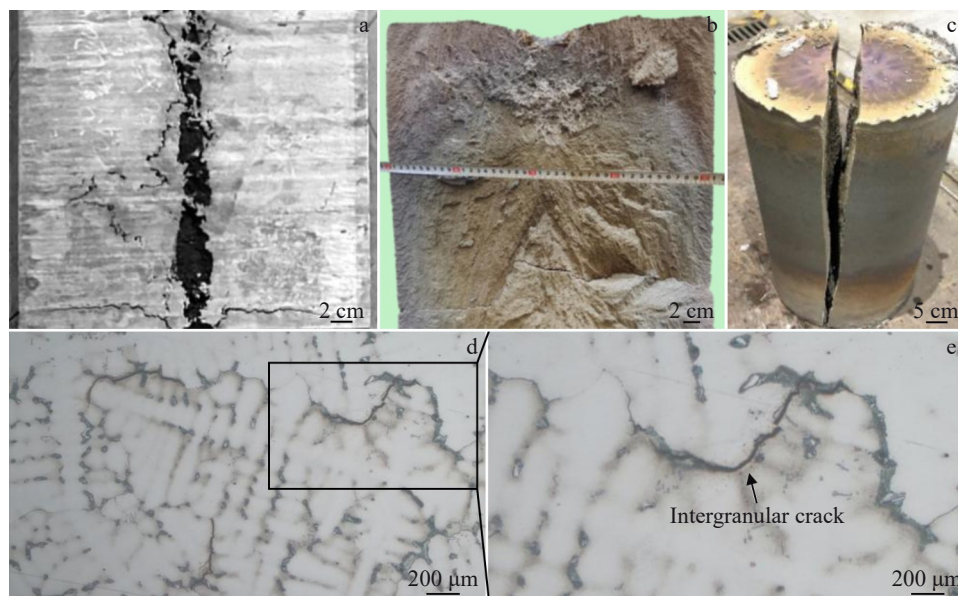


图14 铸锭开裂缺陷照片

Fig. 14 Morphologies of ingot crack: (a) VIM ingot; (b) PESR ingot; (c) VAR ingot; (d) microcrack of a remelted ingot; (e) magnified image of rectangular area marked in Fig. 14d

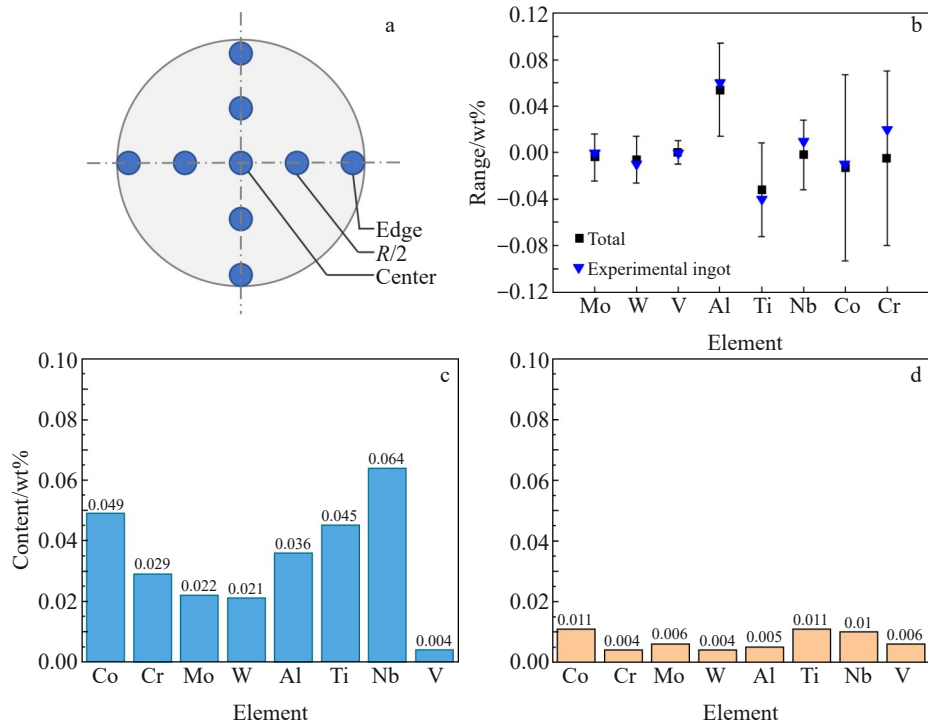


图15 VAR铸锭头部和尾部成分极差

Fig.15 Composition range of the VAR ingot: (a) transverse sampling position; (b) range between the top and bottom of different elements; (c) 9 points of the top; (d) 9 points of the bottom

在头尾横截面内,横向9点取样的测试结果表明:铸锭头部的成分均匀性总体低于尾部;Co、Cr、W、Mo等元素的极差在0.05wt%以内;仅Nb元素极差相对略大,但可保持在0.07wt%以内,这与其偏析特性导致元素在熔池中分布不均匀有关。

为进一步评价铸锭的成分均匀性,通过DTA测试来判断铸锭不同位置元素差异是否对相变特征温度产生影响。图16所示为VAR铸锭头部边、R/2、中心铸态样品的DTA测试结果。从图中可以看出,3个部位的升温及降

温曲线重合度良好,固相线(T_S)、液相线(T_L)、MC碳化物析出峰(T_{MC})的测试值基本一致。在降温曲线中(图16b), T_L 和 T_{MC} 也较为重合,在1230~1100℃范围内可观察到3个小的析出峰(标记为 P_1 、 P_2 、 P_3)也极为接近,这3个析出峰应为凝固末期相的析出和固态时 γ' 相的析出导致;这也间接说明了3个位置的成分一致性较好,即使存在少量成分差异也并未对相变温度产生剧烈影响。

3.5 均匀化和棒材锻造结果

在GH4151合金的研制工作中,将熔炼工艺与高温

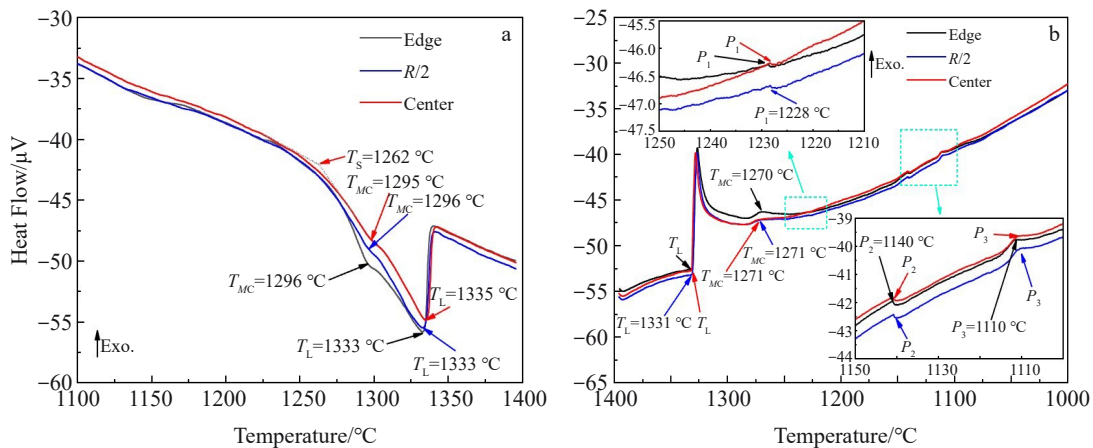


图16 VAR铸锭头部样品的DTA测试结果

Fig.16 DTA results of the samples at the top of VAR ingot: (a) heating curves; (b) cooling curves

均匀化工艺相结合进行了研究,以获得成分均匀性良好、可用于棒材锻制的优质铸锭。通过分析均匀化后的偏析情况可对铸锭的冶炼水平做出评价。图 17 所示为均匀化后铸锭心部、R/2 和边部的典型组织。与铸态组织相比,均匀化后枝晶干与枝晶间衬度差异明显减小,枝晶形貌已难以观察到;其次,光学显微镜下并未发现铸态中的 η 相、Laves 相和 γ/γ' 共晶组织,仅可观察到 MC 碳化物(图 17d),且并未观察到明显的过烧特征。采用 EPMA

对均匀化前后铸锭头尾的 3 个不同部位(心部、R/2 和边部)试样的枝晶干和枝晶间主元素含量进行测量,并计算偏析系数 K (枝晶干与枝晶间元素含量的比值),结果如图 18 所示。由结果可知,铸态时 Mo、Nb、Ti 元素偏析到枝晶间,其中 Nb 的偏析最严重,偏析系数达到了约 0.5;而 W 为强烈偏析于枝晶干的元素,偏析系数达到 1.5 以上。此外,对比铸锭头部和尾部的偏析情况可以看出,头尾的元素偏析规律类似,而心部的偏析均明显严重。在

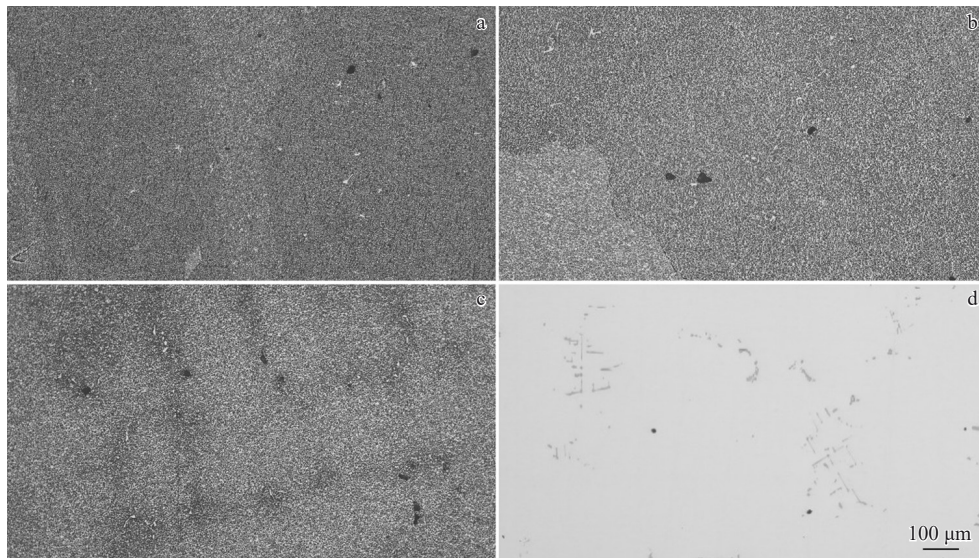


图 17 均匀化后的显微组织

Fig.17 Microstructures of ingot after homogenization: (a) edge; (b) R/2; (c) center; (d) MC carbide morphology at R/2

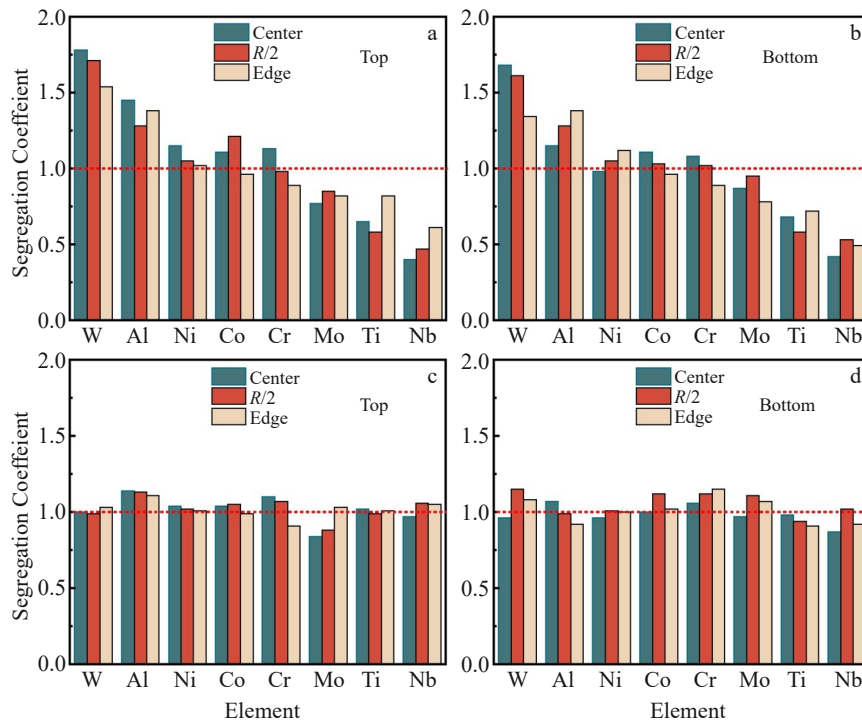


图 18 铸锭不同位置合金元素偏析系数

Fig.18 Segregation coefficients of alloying elements of ingot before (a-b) and after (c-d) homogenization: (a, c) top; (b, d) bottom

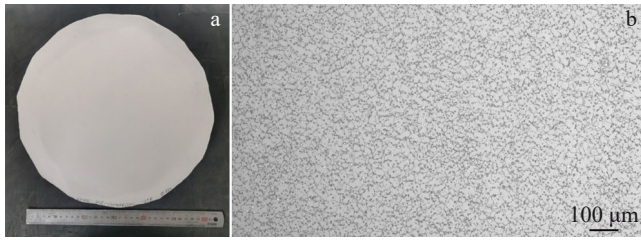


图19 GH4151合金 Φ 300 mm棒材典型低倍及高倍组织
Fig.19 Typical macrostructure (a) and microstructure (b) of the GH4151 superalloy bar of Φ 300 mm

均匀化处理后,各主元素的偏析得到了明显改善,且心部和边部的偏析系数差距缩小,总体上各元素偏析系数在0.8~1.2。

图19所示为GH4151合金铸锭经快锻得到的 Φ 300 mm规格棒材的典型低倍及高倍组织(热处理态),低倍组织均匀模糊,未发现黑斑或白斑等冶金缺陷,高倍组织较为均匀,晶粒度达到ASTM 8级以上。此外,棒材的性能和探伤均能满足相关标准要求。综上,通过铸锭均匀化和棒材锻造,验证了本研究中GH4151合金 Φ 508 mm铸锭的三联熔炼工艺合理可行,铸锭能够用于棒材的锻制。

4 结论

1)采用VIM+PESR+VAR三联熔炼工艺制备了单重2 t的 Φ 508 mm规格GH4151合金铸锭。铸锭头部位置由边至心的二次枝晶间距为80~150 μ m,组织观察中未发现开裂、点状偏析等冶金缺陷。

2)当前工艺条件所制备铸锭中各主元素的均匀性良好。铸锭头尾横向9点成分均匀性上,Co、Cr、W、Mo等元素的极差在0.05wt%以内,Nb元素极差在0.07wt%以内。铸锭轴向上主要存在Al和Ti元素的差异,头尾极差分布范围分别为 (0.05 ± 0.04) wt%和 (-0.03 ± 0.04) wt%。

3)铸锭经均匀化后,Laves、 η 相、和 γ/γ' 共晶均回溶,各主元素偏析基本消除,偏析系数可控制在0.8~1.2之间。通过快锻制备了 Φ 300 mm规格棒材,棒材组织、性能、探伤均能满足相关标准要求,验证了所制备的铸锭冶金质量良好。

参考文献 References

[1] Zhao G D, Zang X M, Jing Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 815: 141293
[2] Hardy M C, Detrois M, McDevitt E T et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51(6): 2626
[3] Pollock T M. *Nature Materials*[J], 2016, 15(8): 809
[4] Cui Zhuang(崔 壮), Liu Manping(刘满平), Zeng Ying(曾 迎) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(8): 2375

[5] Jiang He(江 河), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2021, 64(1/2): 62
[6] Jia L, Cui H, Yang S F et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 23: 5368
[7] Bi Zhongnan(毕中南), Qu Jinglong(曲敬龙), Du Jinhui(杜金辉) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(5): 919
[8] Tan Y G, Liu F, Zhang A W et al. *Acta Metallurgica Sinica, English Letters*[J], 2019, 32(10): 1298
[9] Gai Yongchao(盖永超), Zhang Rui(张 瑞), Zhou Zijian(周子荐) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(1): 159
[10] Li X X, Jia C L, Zhang Y et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30(8): 2107
[11] Zhong Jia(钟 佳), Wang Fa(王 法), Jiang He(江 河) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2025, 61(11): 1653
[12] Zhao P, Gu Y, Yang S F et al. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2023, 54: 698
[13] Dai P C. *Baosteel Technical Research*[J], 2020, 14(4): 40
[14] Gu Yu(谷 雨), Yang Shufeng(杨树峰), Zhao Peng(赵 朋) et al. *China Metallurgy*(中国冶金)[J], 2021, 31(7): 13
[15] Qu J L, Yang S F, Chen Z Y et al. *Materials*[J], 2019, 12(5): 771
[16] Shi Xiao(石 骁). *Fundamental Study on the Solidification and Segregation Behaviors of Large-Sized As-Cast IN718 Electroslag Remelting Ingots*(电渣重熔大型IN718镍基合金铸锭凝固和偏析行为基础研究)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2020
[17] Huang Kejie(黄科杰), Sun Yue(孙 悦), Zhang Maicang(张麦仓) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2024, 45(4): 87
[18] Jia L, Cui H, Yang S F et al. *Materials Characterization*[J], 2024, 209: 113735
[19] Li X X, Jia C L, Yu A et al. *Journal of Wuhan University of Technology, Materials Science*[J], 2023, 38(4): 903
[20] Ma Dexin(马德新), Wang Fu(王 富), Wen Xuhui(温序晖) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(12): 1603
[21] Chen J, Lee J H, Jo C Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 247: 113
[22] Yang F, Zhao W C, Hou Y et al. *ISIJ International*[J], 2021, 61: 229
[23] Chen Y, Lv S M, Xie X F et al. *JOM*[J], 2024, 76: 6141
[24] Wang Fa(王 法), Jiang He(江 河), Dong Jianxin(董建新). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2023, 59(6): 787
[25] Wang F, Xu W L, Ma D X et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 792: 505
[26] Wang F, Ma D X, Bührig-Polaczek A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48: 5442
[27] Wang F, Ma D X, Bogner S et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2016, 47: 3703
[28] Wang X H, Ward R M, Jacobs M H et al. *Metallurgical and*

Microstructure and Composition Uniformity of Triple-Melted $\Phi 508$ mm Ingot of GH4151 Superalloy

Xu Wenliang^{1,2}, Zhou Haotian^{1,2}, Fu Baoquan^{1,2}, Liu Jin^{1,2}, Cao Guoxin^{1,2}, He Yongsheng^{1,2},
Shi Puying¹, Wang Kaixuan¹, Xie Xingfei³, Lv Shaomin³, Qu Jinglong³

(1. Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

(2. Xi'an Superalloy Technologies Co., Ltd, Xi'an 710299, China)

(3. Beijing CISRI-GAONA Material and Technology Co., Ltd, Beijing 100081, China)

Abstract: GH4151 is a new type of wrought superalloy used for aero-engine turbine discs. This superalloy has high-content strengthening elements, complex solidification behavior, and high cracking tendency, making it difficult to produce ingots with large size. In this study, the 2-ton GH4151 superalloy ingot with a diameter of 508 mm was prepared by the triple melting process. The solidification microstructure of the ingot was analyzed, and the composition uniformity of the ingot was evaluated. Industrial experiment show that a crack free ingot can be obtained, and the secondary dendrite arm spacings from the ingot edge to the center are 80 and 150 μm , respectively. The composition at the top and bottom of the ingot shows a good uniformity in transverse sections. The range of elements Co, Cr, W, and Mo is within 0.05wt%, and the range of the element Nb is lower than 0.07wt%. However, the variation for Al and Ti are relatively large, due to the melting loss in the axial direction. After homogenization, the segregation coefficients of the alloying elements can be controlled between 0.8 and 1.2. Superalloy bars with a diameter of 300 mm were prepared through free forging. The microstructure, properties, and flaw detection of the bars can meet the technical requirements, verifying that the prepared ingot has satisfactory metallurgical quality.

Key words: Ni-based superalloy; triple melting; solidification microstructure; segregation

Corresponding author: Fu Baoquan, Professor, Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, P. R. China, E-mail: fu.bq@163.com