

变形高温合金 GH4065A 的铸态组织及均匀化研究

税 焱^{1,2}

(1. 成都先进金属材料产业技术研究院股份有限公司特钢技术研究所, 四川 成都 610300; 2. 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 辽宁 鞍山 114009)

摘 要:应用 SEM、DSC 等试验方法研究了高温合金 GH4065A 电渣锭不同部位的铸态组织, 并设计不同温度和时长的均匀化工艺制度处理样品, 随后研究了不同均匀化制度下样品的微观组织演变和残余偏析指数变化规律。结果表明, 铸态 GH4065A 中主要析出相为 γ - γ' 共晶相, 硼化物相和 TiN 相, 偏析较为严重的元素为 Ti、Nb、Mo、W。经 1 160 °C、10 h 均匀化处理可以将析出相消除, 并使 Ti、Nb、Mo 的残余偏析指数降至 0.2 左右, W 的残余偏析指数降至 0.4 左右, 是较合理的均匀化条件。生产现场由于铸锭尺寸较大, 在 1 160 °C 炉内维持 20 h 左右均匀化时长是一个较为合理的均匀化制度。

关键词:变形高温合金; 均匀化工艺; 微观组织; 偏析规律

中图分类号: TG132, TG156.2 文献标志码: A 文章编号: 1004-7638(2021)04-0131-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2021.04.022

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Study on as-cast microstructure and homogenization of wrought superalloy GH4065A

Shui Lang^{1,2}

(1. Chengdu Institute of Advanced Metallic Material Technology and Industry Co., Ltd., Chengdu 610300, Sichuan, China; 2. State Key Laboratory of Metal Material for Marine Equipment and Application, Anshan 114009, Liaoning, China)

Abstract: The as-cast microstructure of the samples from multiple locations of an ESR ingot of superalloy GH4065A had been characterised by SEM and DSC, and then evolution of microstructure and residual segregation index of the samples treated under a variety of designed homogenization schemes had been investigated. The results show that γ - γ' eutectic phase, borides and TiN are the major precipitated phases in the as-cast microstructure of GH4065A. Ti, Nb, Mo and W are the major segregated elements. After homogenization at 1 160 °C for 10 h, the precipitated phases mostly dissolves and residual segregation index of Ti, Nb, Mo reduces down to about 0.2, and index of W down to 0.4, which demonstrates homogenization at 1 160 °C for 10 h is reasonable treatment condition. Due to the large scale of ingots in industrial production, it is acceptable to immerse the ingot in the furnace of 1 160 °C for 20 h to achieve homogenization.

Key words: wrought superalloy, homogenization, microstructure, segregation characteristics

0 引言

变形高温合金多年来一直作为航空发动机涡轮

盘材料获得了广泛使用。近年来随着航空发动机推重比的不断提高, 其关键热端转动部件对变形高温合金的承温能力和力学性能的要求也随之提高。当

收稿日期: 2021-06-21

作者简介: 税焱 (1987-), 男, 博士, 高级工程师, 主要从事高温合金材料研究, E-mail: ustb1234@126.com。

前国内外涡轮盘用量最大的变形高温合金牌号为 GH4169(美国牌号 IN718),其最高服役温度为 650 ℃。20 世纪 90 年代美国的 GE 公司开发了 R88DT 粉末冶金合金用于工作温度 750 ℃ 以上的涡轮盘,但由于采用粉末冶金工艺生产,其成本过高。随后,GE 又与 ATI 公司联合开发了 René65 合金,其成分是在 R88DT 基础上优化而来,采用传统的铸锻工艺,大大降低了生产成本,同时其使用温度也可达 740 ℃,因此其得以应用于新一代 LEAP 系列航空发动机的涡轮盘及压气机盘等关键部件^[1-7]。国产牌号 GH4065A 合金与美国 René65 合金相近,是在 R88DT 粉末冶金合金成分基础上优化而来,兼具高性能、低成本和可批量化工业生产的优势,被视为我国未来重点发展的主干变形涡轮盘材料^[8-9]。由于 GH4065A 合金化程度较高,合金元素产生的

偏析也较为显著。因此,研究 GH4065A 合金的均匀化工艺对于减轻合金的偏析程度,为后续锻造工序提供良好的微观组织基础具有重要意义。

1 试验方法

表 1 为 GH4065A 合金的名义成分。

表 1 GH4065A 合金名义成分^[1]
Table 1 Nominal compositions of GH4065A^[1] %

C	Cr	Ni	Co	Fe	Ti	Al	Nb	Mo	W
0.03	16.0	余	13.0	1.0	3.7	2.1	0.7	4.0	4.0

本研究所用试样整体取自某厂经真空感应熔炼和电渣重熔所得的直径为 460 mm 的二次锭端部。通过直读光谱测量不同位置取样的成分范围如表 2 所示,元素在不同铸锭位置的宏观分布没有显著差别。

表 2 GH4065A 电渣重熔锭样品成分范围
Table 2 Composition range of the GH4065A samples from ESR ingot %

Al	Co	Cr	Mo	Nb	Ti	W	Fe	Ni
2.19 ~ 2.20	13.40 ~ 13.49	16.17 ~ 16.27	4.10 ~ 4.18	0.695 ~ 0.752	3.53 ~ 3.69	3.61 ~ 3.68	0.21 ~ 0.22	55.73 ~ 56.12

用于均匀化处理的试样取样方法为,在铸锭芯部、1/2 半径、边缘分别取 20 mm×30 mm×100 mm 的块状样若干,用于不同温度及时长的均匀化处理。在热处理炉温度达到设定温度后放入炉内保温,到达设定时长后将样品取出空冷。随后将该块状样线切割为 15 mm×15 mm×15 mm 金相样经砂纸打磨后机械抛光,用 CuSO₄+HCl+C₂H₅OH 混合液腐蚀出金相组织。用于 DSC 分析的制样方法为,将试加工为 Φ3 mm×1 mm 光滑小圆饼状,DSC 升温速率为 10 K/min。

2 试验结果与讨论

2.1 GH4065A 合金铸态组织特征

图 1 为 GH4065A 电渣锭铸态组织照片。枝晶间析出相主要包括:扇状 γ-γ' 共晶相,与共晶相紧密生长的不规则硼化物相和少量的多边形分散出现的 TiN 相^[3-4]。其中共晶相占比较大,是均匀化过程应重点消除的相。此外,GH4065A 主要的强化相 γ' 相呈细小弥散分布状,在枝晶间和枝晶干均有分布,在枝晶间的尺寸略大于枝晶干。这与枝晶间凝固过程较枝晶干长,使得枝晶间 γ' 相有较长的时间生长有关。

2.1.1 元素横向微观偏析系数分布

合金在凝固过程中的溶质再分配是产生偏析的根本原因。工程上通常用偏析系数 K 来衡量偏析

程度。偏析系数 K 的定义为: $K=\text{枝晶间元素质量分数}/\text{枝晶干元素质量分数}$ 。 K 值越接近于 1 代表偏析程度越小, $K>1$ 代表元素富集于枝晶间, $K<1$ 代表元素富集于枝晶干。本研究通过 SEM 测量偏析的方法为:在 700 倍视场内,在枝晶间和枝晶干随机各取 10 个点,测量各元素 10 个点的质量分数平均值,其相比的结果为 K 值。分别取铸锭芯部、1/2 半径和边缘样测量,其结果如图 2 所示。可见,Ti、Nb、W、Mo 的偏析最为严重,其中 Ti、Nb 和 Mo 元素富集于枝晶间,W 元素富集于枝晶干。另外,Ti、Nb 和 W 元素表现出从边缘到芯部偏析逐渐加重的趋势,Mo 元素在芯部的偏析与 1/2 半径接近,均明显高于边缘处的偏析。这与电渣锭在冷却过程中芯部与 1/2 半径处冷却较慢,枝晶具有充分的时间选分结晶相关。

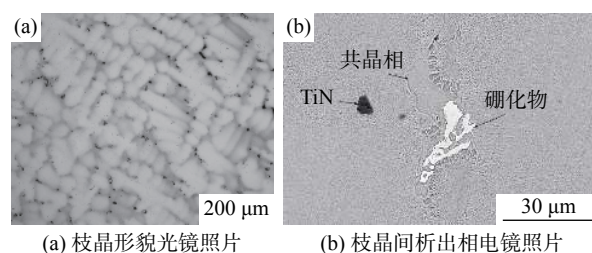


图 1 铸态 GH4065A 枝晶形貌及析出相形貌
Fig. 1 Morphology of as-cast GH4065A

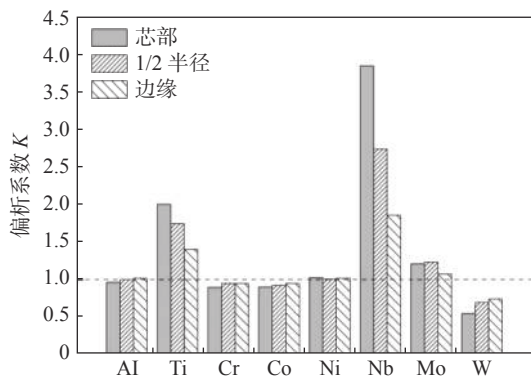
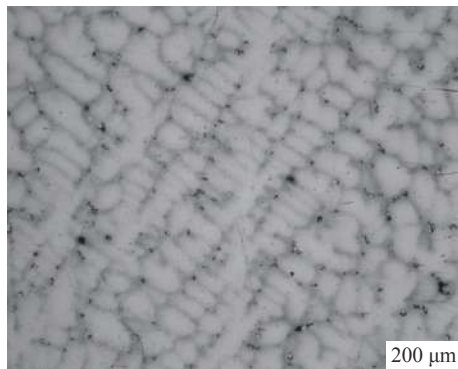
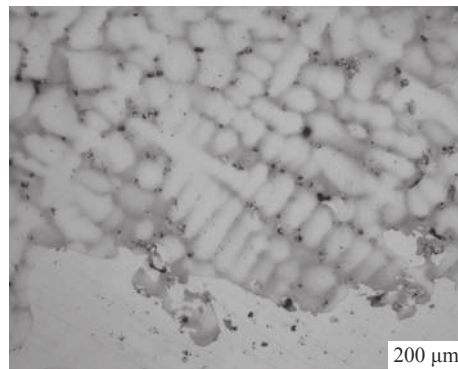


图2 铸态 GH4065A 各元素不同位置偏析系数

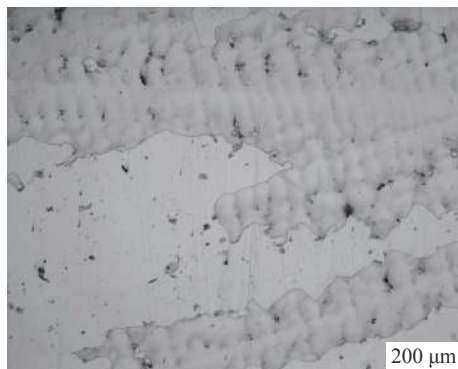
Fig. 2 Segregation coefficient of elements in as-cast GH4065A



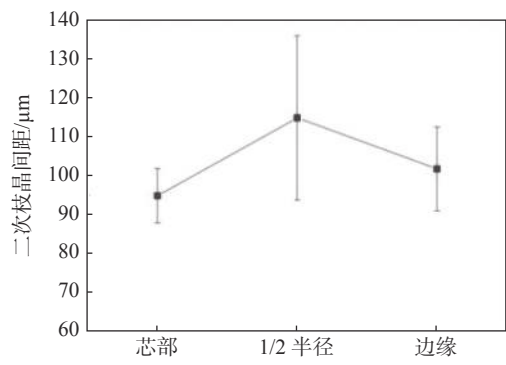
(a) 芯部



(b) 1/2 半径



(c) 边缘



(d) 二次枝晶间距测量结果 (10 次测量平均值)

图3 铸态 GH4065A 不同位置枝晶形貌及二次枝晶间距测量结果

Fig. 3 Second dendritic distance measurements of multiple locations at as-cast GH4065A ingot

2.1.3 铸态组织的 DSC 升温曲线

图4所示的DSC曲线的一阶导数曲线较为平滑,合金初熔点以下都没有突出的峰,由此可以看出合金均匀化过程中除共晶相回溶外没有明显的相变反应。由于共晶相的硬度较基体硬度大,并且枝晶间共晶相的尺寸普遍较大,因此在热压缩过程中容易引起裂纹沿共晶相扩展,影响合金变形性能。所以,共晶相是在GH4065A合金均匀化过程中主要

2.1.2 铸锭不同位置二次枝晶间距测量

在光镜下测量铸锭不同位置的二次枝晶间距如图3所示。结果显示,在1/2半径处的二次枝晶间距的平均值较大,并且标准差较大。该结果说明1/2半径处枝晶间距较大并且该位置的枝间距的大小差异较大,这可能与1/2半径处熔池冷却情况相对较复杂有关。二次枝晶间距是均匀化过程中元素原子扩散的重要参数,通常情况下二次枝晶间距越大意味着合金元素的原子达到均衡所要扩散的距离越长。因此,取二次枝晶间距最大的位置样品用于均匀化实验更能代表该合金整体均匀化的情况。

应消除的相。

2.2 均匀化过程中的组织演变

均匀化过程微观组织的演变需要综合考虑消除偏析、低熔点区域的熔化、晶粒长大和氧化等问题。由于GH4065A在工业生产中主要参照GH4169的工艺进行调整和改进,并有许多设备共用,因此笔者也围绕GH4169的均匀化制度探索GH4065A的均匀化工艺。GH4169常用的均匀化温度为1160℃、

1 190 ℃, 本研究增加一个较高温度 1 220 ℃ 用于对比观察 GH4065A 在均匀化过程中不同时间段的微观组织变化情况。

如图 5 所示, 从微观组织来看, 在较低的温度 1 160 ℃ 下 5 h 的均匀化时长已经使枝晶消失, 共晶相回溶, 晶界较为明显。在 1 160 ℃ 下均匀化至 50 h 时, 获得的组织与 5 h 非常接近, 没有显著变化。在较高的温度 1 190 ℃ 和 1 220 ℃ 下均匀化 5 h 所获得的微观组织与 1 160 ℃ 5 h 所获得的组织相似但晶粒更为粗大。若延长时间到 50 h, 1 220 ℃ 样品内已不能观察到晶界, 此时晶粒尺寸可能与样品尺寸相当。

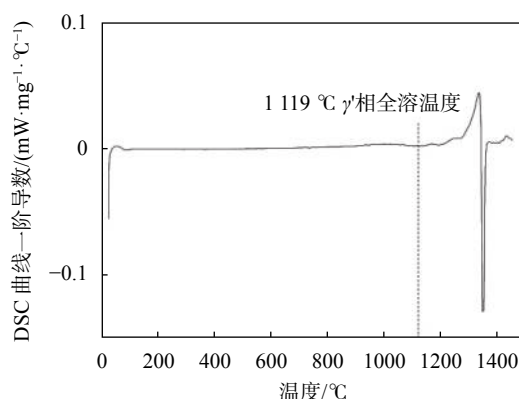


图 4 铸态 GH4065A DSC 加热曲线一阶导数
Fig. 4 First derivative of DSC heating curve of as-cast GH4065A

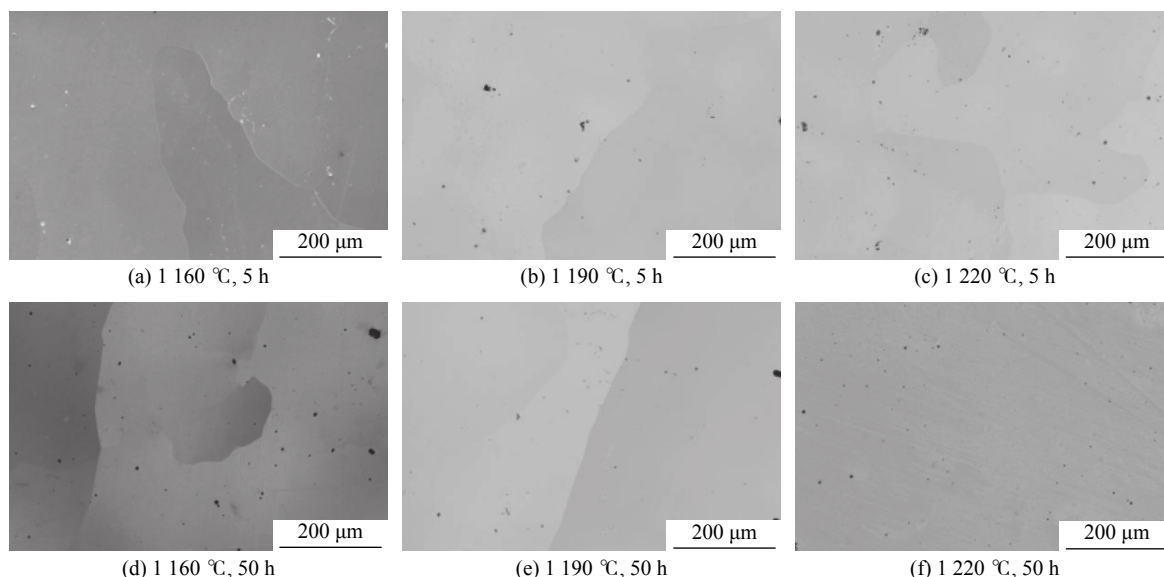


图 5 GH4065A 不同均匀化温度及时长下组织形貌
Fig. 5 Morphology of GH4065A samples treated by a variety of homogenization schemes

2.3 均匀化过程中残余偏析指数的变化

残余偏析指数 δ 是一个常用于表征合金均匀化程度的指标, 其定义为:

$$\delta = \frac{C_{\max} - C_{\min}}{C_{0\max} - C_{0\min}}$$

其中, $C_{\max}$ 和 $C_{\min}$ 分别为经均匀化处理后的最高浓度和最低浓度, $C_{0\max}$ 和 $C_{0\min}$ 分别为原铸态的最高和最低浓度值^[10]。本研究运用 SEM 能谱测量公式中的各值, 在均匀化前由于枝晶清晰可见, 运用的测量方法为: 在 700 倍视场内, 在枝晶间和枝晶干各取 10 个测量区域共计 20 个测量区域, 对于任意元素取这 20 个测量区域的最大和最小质量百分比分别作为 $C_{0\max}$ 和 $C_{0\min}$ 。由于均匀化后电镜下的视场已难以分辨枝晶干和枝晶间, 所以本研究测量均匀化

过程的残余偏析指数的方法为: 在 700 倍视场内, 用能谱从视场左上角开始画大小约为视场大小 1/10 的能谱测量区域, 至视场右下角共计 10 个区域, 10 个区域内各元素的最大和最小质量百分比分别作为 $C_{\max}$ 和 $C_{\min}$ 。虽然运用 SEM 能谱测量合金元素含量并不精确, 但在探索均匀化工艺中获得元素的大致含量变化, 就可以反应出不同均匀化工艺对偏析的改善情况。此外, 由于 SEM 能谱测量较电子探针更快捷, 因此本研究运用上述方法来表征均匀化过程中的元素偏析规律。

不同均匀化温度及时间下四个偏析较严重的元素 Ti、Nb、Mo 和 W 的残余偏析指数的变化如图 6 所示。残余偏析指数 δ 在均匀化 10 h 内迅速降低, 但在超过 10 h 的均匀化过程下降趋势变得不明显。

对 Ti、Nb 和 Mo 而言, 10 h 均匀化时间足以使 δ 降至工程上所认为较合理的值 0.2^[11-12]。但对于原子

序数较高的 W 元素, 即使在 1 220 °C 温度下均匀化 50 h, 仍然难以使 δ 降至 0.2 以下。

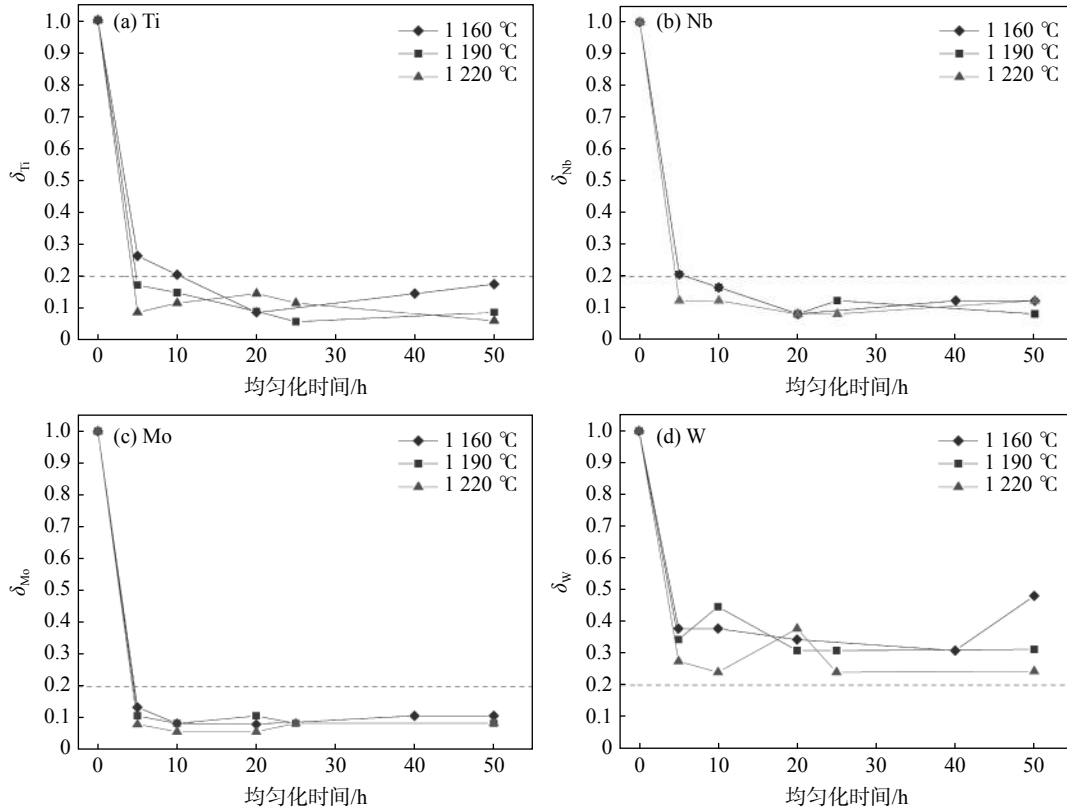


图6 不同均匀化温度及时间元素残余偏析指数变化

Fig. 6 Residual segregation index evolution of elements in ingot treated by a variety of homogenization schemes

为了与常用的 GH4169 均匀化工艺对比, 本研究运用常用的 GH4169 均匀化工艺对 GH4065A 试样进行均匀化处理, 其均匀化工艺温度曲线为阶段式: 1 140 °C (10 h)-1 160 °C (20 h)-1 190 °C (50 h), 在此过程中不同时间段取样空冷用于分析, 取样编号按如下方式, 试样编号 0: 原始铸态样; 试样编号 1: 1 140 °C (10 h); 试样编号 2: 1 140 °C (10 h)+1 160 °C (20 h); 试样编号 3: 1 140 °C (10 h)+1 160 °C (20 h)+1 190 °C (10 h); 试样编号 4: 1 140 °C (10 h)+1 160 °C (20 h)+1 190 °C (30 h); 试样编号 5: 1 140 °C (10 h)+1 160 °C (20 h)+1 190 °C (50 h)。用上述相同的方法对各试样进行残余偏析指数测量, 结果如图 7 所示。

图 7 中的 1 号样为 1 140 °C 处理 10 h, 与图 6 中 1 160 °C 处理 10 h 的各元素残余偏析指数相比明显偏高。因此可以说明, 1 160 °C 的均匀化效率高于 1 140 °C。而在图 6 中, 各元素相同均匀化时长所得到的残余偏析指数并没有因为温度升到 1 190 °C 和 1 220 °C 而显著高于 1 160 °C, 而都是在 5 ~ 10 h

的时间段内快速的降低至 0.2 附近。因此, 1 160 °C 是 GH4065A 的合理均匀化温度。这一结论可以在图 7 的 2 号的残余偏析指数得到验证。2 号样的处理阶段为 1 140 °C (10 h)+1 160 °C (20 h), 可见后续的 1 160 °C (20 h) 的处理使 Ti、Nb 和 Mo 元素的残余偏析指数降至 0.2 附近。并且, 后续的 3、4、5 号样经 1 190 °C 处理, 并没有使该三个元素的残余偏析指数持续降低, 因此其均匀化作用并不显著。对于原子序数较大的 W 元素, 在阶段式均匀化过程中, 1 140 °C (10 h) 只使其残余偏析指数降至 0.8 左右, 而后续的 1 160 °C (20 h) 处理可以使其降至与图 6(d) 中 1 160 °C (10 h) 的 0.4 附近。但仍高于其它几个元素。而第三阶段的 1 190 °C 处理与图 6(d) 中 1 190 °C (50 h) 的处理结果类似, W 元素的残余偏析指数仍维持在 0.3 左右。由于 W 元素的原子半径较大, 扩散较为困难, 若进一步寻求将 W 元素的残余偏析指数降至工程上认为合理的 0.2 以下需要更长的均匀化时间或更高的温度。但由于过高的均匀化温度及

过长的时间会导致晶粒过大的问题,如图5(f)所示的温度和时长已导致视场内只有一个晶粒,所以为了进一步消除W元素的偏析而继续升高温度和增加时长是不合理的。由于W元素并没有直接参与大量析出相的形成,因此对后续变形工艺的影响较小,可以认为其残余偏析指数在0.3~0.4附近可以接受。

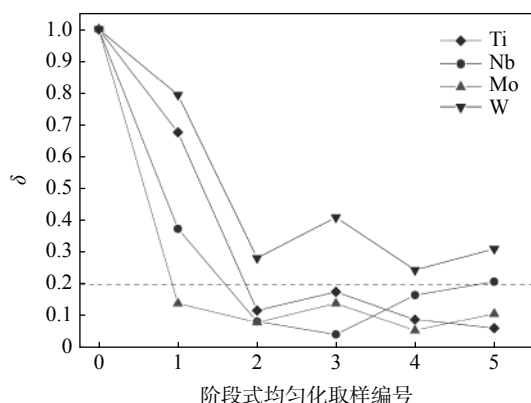


图7 阶段式均匀化工艺各元素残余偏析指数变化

Fig. 7 Residual segregation index evolution of elements in ingot treated by individual homogenization steps

综合以上分析及图6、7可以得出结论,对于GH4065A合金,1160℃(10 h)的均匀化处理工艺可以使偏析较严重的元素Ti、Nb、Mo的残余偏析指数降至工程上认为合理的程度,并使W的残余偏析指数降至0.4附近。继续延长均匀化时间和提高均匀化温度不能起到明显效果,而容易使晶粒长得更大。相反的,如果降低均匀化温度至1140℃(10 h)的均匀化时长还不能使偏析较严重的元素Ti、Nb的残余偏析指数降至合理的范围。因此,1160℃(10 h)的均匀化工艺是较为合理的条件。

2.4 工程应用

在实际工程应用中,铸锭的均匀化是在加热炉中完成。由于实际生产过程中的铸锭尺寸较大,加热炉需要一个较长的时间才能使铸锭内部的温度升至设定目标温度。以 $\Phi 508\text{ mm} \times 1\,500\text{ mm}$ 尺寸的铸锭为例,设定加热炉温度为1160℃,若取加热炉平均给热系数为 $\alpha=174\text{ W}/(\text{m}^2 \cdot ^\circ\text{C})$ ^[13],代入GH4065A的相关物性参数,即可估算出铸锭中心达到设定温度所需的时间。由于GH4065A是新型镍基高温合金,物性参数还未有精确值见于文献,因此本研究采用GH4169的物性参数用于计算,如表3所示,以便得出一个参考值。

根据上述参数,建立铸锭在加热炉中的传热模

型。设定炉内恒定温度为1160℃,以周围介质温度为常数确立边界条件,铸锭表面初始温度为25℃,建立 $\Phi 508\text{ mm} \times 1\,500\text{ mm}$ 圆柱形铸锭的非稳态传热模型,并运用ANSYS求解器求解,监测铸锭正中心温度变化如图8所示。根据计算结果,铸锭正中心点在7.43 h后温度可达1155℃(1428 K),即达到与设定温度相差5℃。

表3 GH4169 热物性参数^[14]
Table 3 Thermal properties of GH4169^[14]

导热系数 $\lambda/[\text{W} \cdot (\text{m} \cdot \text{K})^{-1}]$	密度 $\rho/(\text{g} \cdot \text{cm}^{-3})$	比热容 $C_p/[\text{J} \cdot (\text{kg} \cdot \text{K})^{-1}]$
39.73	8.2	650

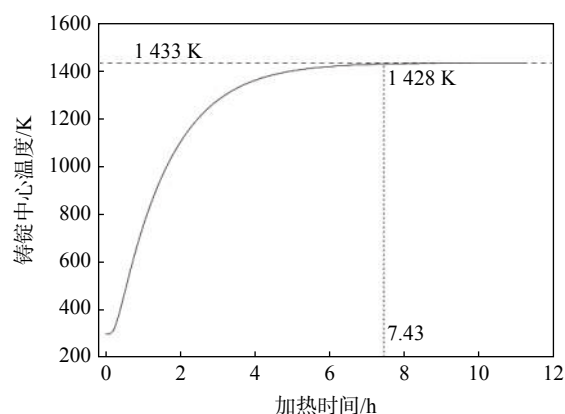


图8 铸锭正中心温度随加热时间变化计算结果

Fig. 8 Computation result of temperature at the ingot core with homogenization time

上述计算表明,在加热炉内的传热过程需要7.43 h才能将铸锭中心的温度升至与设定温度相差5℃。因此,要让整个铸锭都至少保证1160℃(10 h)的均匀化处理时长,从铸锭放入已设定好1160℃的加热炉内开始计时,至少需17.43 h均匀化时长。考虑到工业现场炉温波动及铸锭尺寸变化,在1160℃炉内维持20 h左右均匀化时长是一个较为合理的均匀化制度。

3 结论

1)铸态GH4065A合金中主要析出相为扇状 γ - γ' 共晶相,不规则硼化物相和多边形分散出现的TiN相,其中共晶相占比较大。铸态组织中偏析较为严重的元素为Ti、Nb、Mo、W,其中Ti、Nb、Mo偏析到枝晶间而W偏析到枝晶干。铸态组织中,1/2半径处二次枝晶间距最大,是偏析较难消除区域。

2)1160℃10 h的均匀化工艺是较为合理的制

度, 可以将 Ti、Nb、Mo 的残余偏析指数降至 0.2 附近, 将 W 的残余偏析指数降至 0.4 附近。更高的均匀化温度 1 190 ℃ 和 1 220 ℃ 并没有显著提高均匀化效果, 更长的均匀化时间也没有提高均匀化效果。而更低的均匀化温度 1 140 ℃ 则会降低均匀化

效果。

3) 结合现场工程应用, $\Phi 508 \text{ mm} \times 1\,500 \text{ mm}$ 尺寸的铸锭需要 7.43 h 才能让中心部位接近设定温度, 因此在 1 160 ℃ 炉内维持 20 h 左右均匀化时长是一个较为合理的均匀化制度。

参考文献

- [1] Zhao Guangpu, Huang Shuo, Zhang Beijiang, *et al.* Microstructure control and mechanical properties of the newest nickel-based wrought superalloy GH4065A[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2015, 27(2): 37–44.
(赵光普, 黄烁, 张北江, 等. 新一代镍基变形高温合金 GH4065A 的组织控制与力学性能[J]. *钢铁研究学报*, 2015, 27(2): 37–44.)
- [2] Huang Shuo, Zhang Beijiang, Tian Qiang, *et al.* Isothermal and static oxidation behavior of superalloy GH4065A[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2016, 28(7): 55–60.
(黄烁, 张北江, 田强, 等. 高温合金 GH4065A 的恒温静态氧化行为[J]. *钢铁研究学报*, 2016, 28(7): 55–60.)
- [3] Heaney J A, Lasonde M L, Powell A M, *et al.* Development of a new cast and wrought alloy (Rene65) for high temperature disk applications[C]//*Proceedings of the 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives*. TMS, Pittsburgh, USA, 2014: 67–77.
- [4] Bond B J, O'Brien C M, Russell J L, *et al.* Rene65 billet material for forged turbine components[C]//*Proceedings of the 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives*. TMS, Pittsburgh, USA, 2014: 107–118.
- [5] Du Jinhui, Zhao Guangpu, Deng Qun, *et al.* Development of wrought superalloy in China[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2016, 6(3): 27–39.
(杜金辉, 赵光普, 邓群, 等. 中国变形高温合金研制进展[J]. *航空材料学报*, 2016, 6(3): 27–39.)
- [6] Wang Zixing, Huang Shuo, Zhang Beijing, *et al.* Study on freckle of a high-alloyed GH4065 nickel base wrought superalloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(3): 417–426.
(王资兴, 黄烁, 张北江, 等. 高合金化 GH4065 镍基变形高温合金点状偏析研究[J]. *金属学报*, 2019, 55(3): 417–426.)
- [7] Liu Qiaomu, Huang Shunzhou, Liu Jia, *et al.* Progress and application of high temperature structure materials on aero-engine[J]. *Gas Turbine Experiment and Research*, 2014, 27(4): 51–56.
(刘巧沐, 黄顺洲, 刘佳, 等. 高温材料研究进展及其在航空发动机上的应用[J]. *燃气涡轮试验与研究*, 2014, 27(4): 51–56.)
- [8] Zhang Beijiang, Zhao Guangpu, Zhang Wenyu, *et al.* Investigation of high performance disc alloy GH4065 and associated advanced processing techniques[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2015, 51(10): 1227–1234.
(张北江, 赵光普, 张文云, 等. 高性能涡轮盘材料 GH4065 及其先进制备技术研究[J]. *金属学报*, 2015, 51(10): 1227–1234.)
- [9] Zhang Beijiang, Huang Shuo, Zhang Wenyu, *et al.* Recent development of nickel-based disc alloys and corresponding cast-wrought processing techniques[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(9): 1095–1114.
(张北江, 黄烁, 张文云, 等. 变形高温合金盘材及其制备技术研究进展[J]. *金属学报*, 2019, 55(9): 1095–1114.)
- [10] Semiatin S L, Kramb R C, Turner R E, *et al.* Analysis of the homogenization of a nickel-base superalloy[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51: 491–495.
- [11] Zhu Guanni, Bi Zhongnan, Dong Jianxin, *et al.* Microsegregation and homogenization of nickel base corrosion resistant alloy C-276 ingots[J]. *Journal of University of Science and Technology Beijing*, 2010, 32(5): 628–656.
(朱冠妮, 毕中南, 董建新, 等. 镍基耐蚀合金 C-276 铸锭元素偏析和均匀化工艺[J]. *北京科技大学学报*, 2010, 32(5): 628–656.)
- [12] Xiang Xuemei, Jiang He, Dong Jianxin, *et al.* As-cast microstructure characteristic and homogenization of a newly developed hard-deformed Ni-based superalloy GH4975[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(7): 988–996.
(向雪梅, 江河, 董建新, 等. 难变形高温合金 GH4975 的铸态组织及均匀化[J]. *金属学报*, 2020, 56(7): 988–996.)
- [13] Zhang Xianzhuo. Principles of transfer in metallurgy[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2005: 251.
(张先棹. 冶金传输原理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2005: 251.)
- [14] Valencia J J, Quested P N. ASM Handbook[M]. ASM International, 2008: 468–481.