

新型铸&锻 GH4096 合金篦齿盘研制与考核

田 伟¹, 钟 燕¹, 刘砚飞¹, 伏 宇¹, 白云瑞¹, 付 锐², 李福林²

(1. 中国航发 四川燃气涡轮研究院, 四川 成都 610500)

(2. 钢铁研究总院 高温材料研究所, 北京 100081)

摘 要: 采用电渣重熔连续定向凝固+3D 整体锻造+等温模锻的新型铸&锻工艺制备了大尺寸 GH4096 合金篦齿盘锻件, 研究了固溶后油冷和风冷 2 种冷却方式对锻件组织、性能及残余应力的影响。利用金相显微镜、扫描电镜和透射电镜分析了锻件的显微组织, 测试了锻件的力学性能, 对锻件进行了水浸分区聚焦超声波检测, 开展了零件加工和试验考核。结果表明, 2 种固溶冷却方式的锻件经时效处理后的晶粒尺寸均为 5~20 μm , 一次 γ' 相尺寸范围均为 0.3~4.5 μm 。相比于固溶油冷+时效处理, 固溶风冷+时效处理锻件中的二次和三次 γ' 相更粗、二次 γ' 相的含量更少, 屈服强度和蠕变性能较低, 但内部残余应力和机加工变形量更小。GH4096 合金篦齿盘锻件经超声波检测未发现超过 $\Phi 0.4 \text{ mm}$ -15 dB 的单显信号, 杂波水平在 $\Phi 0.4 \text{ mm}$ -21 dB 以下。固溶风冷+时效处理的全尺寸篦齿盘零件通过了超转试验考核和破裂转速试验考核, 试验结果满足设计的需求。

关键词: GH4096 合金; 新型铸&锻工艺; 显微组织; 力学性能; 残余应力; 超声波检测

中图分类号: TG132.3⁺3; TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)04-1325-09

篦齿盘是航空发动机中关键的转动零件, 其服役温度高、工作载荷大、工况条件复杂, 对材料的力学性能和工艺性能要求很高。篦齿盘需选用高合金化的高温合金, 以满足对材料高温强度和抗疲劳等性能的需求。GH4096 合金是中国近年来新研制的一种适用于航空发动机盘类零件的沉淀硬化型变形高温合金。该合金的化学成分参照美国的第 2 代粉末高温合金 Rene 88DT 合金 (中国对应牌号为 FGH96) 的化学成分进行设计, 成分控制范围与其保持一致。GH4096 合金的合金化程度高, 若采用传统的三联冶炼铸&锻工艺容易产生偏析和组织不均匀等问题。为此, 开发了“电渣重熔连续定向凝固+3D 整体锻造+等温模锻”的新型铸&锻工艺路线。采用该工艺制备的 GH4096 合金盘锻件微观偏析小、无大尺寸夹杂、组织均匀性高、力学性能优异。相比于粉末冶金盘件, 还具有成本低、制造周期短等优点^[1-9]。

本研究采用新型铸&锻工艺制备了 GH4096 合金压气机篦齿盘 (最大直径 $\Phi 540 \text{ mm}$), 分析了不同淬火方式的锻件的显微组织、力学性能、残余应力及超声波检测水平, 并对 GH4096 合金篦齿盘开展了超转试验考核和破裂转速试验考核。

1 实 验

实验用 GH4096 合金盘锻件的名义化学成分列于表 1 中, 制备流程如图 1 所示。

采用钢铁研究总院开发的真空感应熔炼+电渣重熔连续定向凝固的新型双联冶炼工艺制备铸锭。图 2 是真空自耗重熔、电渣重熔和电渣重熔连续定向凝固 3 种自耗重熔工艺的示意图。真空自耗重熔和常规电渣重熔时, 凝固界面附近的温度梯度较低, 合金发生

表 1 GH4096 合金的名义化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4096 alloy ($\omega/\%$)											
Cr	Co	W	Mo	Nb	Al	Ti	C	Zr	B	Fe	Ni
16	13	4	4	0.7	2.2	3.8	0.05	0.05	0.015	≤ 0.50	Bal.

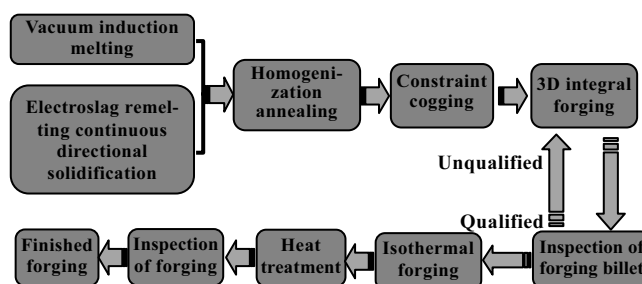


图 1 GH4096 合金盘锻件制备流程示意图

Fig.1 Sketch diagram of preparation process of GH4096 alloy forgings

收稿日期: 2020-05-23

作者简介: 田 伟, 男, 1981 年生, 博士, 研究员, 中国航发四川燃气涡轮研究院, 四川 成都 610500, 电话: 028-83017713, E-mail: tianwei1981@126.com

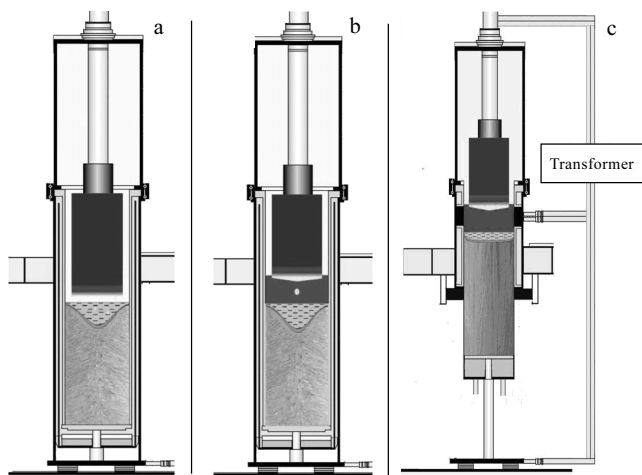


图 2 真空自耗重熔、电渣重熔、电渣重熔连续定向凝固 3 种自耗重熔冶炼工艺示意图

Fig.2 Sketch diagrams of three kinds of remelting smelting process: (a) vacuum arc remelting, (b) electroslag remelting, and (c) electroslag remelting continuous directional solidification^[10]

顺序凝固，凝固过程中往往形成深“V”字形熔池，如图 2a 和 2b 所示。深“V”字形熔池中的熔体凝固后柱状晶区与等轴晶区形成明显的交界面，后续锻造时最大剪应力作用在较为薄弱的交界区域，降低热变形塑性。另外，深“V”字形熔池形成的封闭糊状区使凝固收缩来不及补充从而形成缩松。真空自耗重熔和常规电渣重熔时凝固速度低而形成粗大的树枝晶，导致较严重的枝晶偏析且枝晶间的析出相较为粗大。金属熔池中熔体的对流产生通道效应，成为产生各种宏观偏析的主要原因。电渣重熔连续定向凝固的熔池较为浅平（如图 2c 所示），熔炼过程中一方面采用结晶器侧面分流技术促使熔池温度梯度方向与铸锭轴线方向夹角减小，获得近似平行于轴线方向的柱状晶组织，消除中心等轴晶组织；另一方面熔池下部通过强制冷却技术获得较大的温度梯度，高的温度梯度降低了微观偏析的程度。电渣重熔连续定向凝固冶炼消除了常规重熔工艺冶炼 GH4096 合金时容易出现的严重 η 相偏析、硼化物偏析、强化相聚集等问题^[6-9]，较好地控制了铸锭的宏观偏析和大尺寸析出相，改善了微观的枝晶偏析程度，提高了热加工塑性。铸锭再经过均匀化退火，进一步降低微区偏析，为后续的开坯和锻造提供良好的基础^[9-11]。

GH4096 合金铸锭经过约束开坯后得到变形组织，为了充分消除坯料中的变形死区，获得均匀的细晶组

织，钢铁研究总院开发了“3D 整体锻造”技术^[12]，其工艺过程如图 3 所示。3D 整体锻造是指采用常规锻造设备在坯料的三维方向依次完成特定变形量（约 40%）为一个循环的锻造过程。每一个锻造循环里，坯料的每个方向都可以作为一次锻造面和两次锻造侧面，最后回到坯料的原始形状，并且每个方向锻造时锤头和砧子完全覆盖坯料，锤头下压过程中坯料整体变形，一次下压即完成该方向的锻造。通过多个循环的 3D 整体锻造可以解决 GH4096 合金坯料因变形量不足和冷模组织而产生的组织不均匀问题^[13]。

通过 3D 整体锻造获得的 GH4096 合金坯料经组织、性能检验合格后进行等温模锻。GH4096 合金等温模锻成型的篦齿盘锻件采用固溶+时效热处理，固溶后的冷却速度对合金中 γ' 强化相的尺寸、锻件的力学性能及内部残余应力均有明显影响。本实验采用亚固溶处理，并对比研究了固溶后风冷和油冷 2 种冷却方式对 GH4096 合金锻件组织和性能的影响。锻件的 2 种热处理制度为：

- (1) 1075 ± 10 °C，保温 2~5 h，油冷+ 760 ± 10 °C，保温 2~8 h，空冷。
- (2) 1075 ± 10 °C，保温 2~5 h，风冷+ 760 ± 10 °C，保温 2~8 h，空冷。

热处理后的篦齿盘锻件经表面加工后，首先进行水浸分区聚焦超声波检测，然后从不同部位切取试样检测显微组织和力学性能。从 2 种热处理制度的 GH4096 篦齿盘锻件的轮毂、辐板和轮缘等不同部位切取显微组织试样，参照 GB/T 5168 标准检测显微组织。在篦齿盘锻件的轮缘部位切取 $\Phi 15$ mm 的试样，对 γ' 相的尺寸进行分析。采用金相分析软件对合金中一次 γ' 相的尺寸进行识别和统计分析。采用相分析法对合金中二次和三次 γ' 相的尺寸进行统计分析。首先采用 1%硫酸铵+1%柠檬酸的水溶液对试样中的 γ' 相

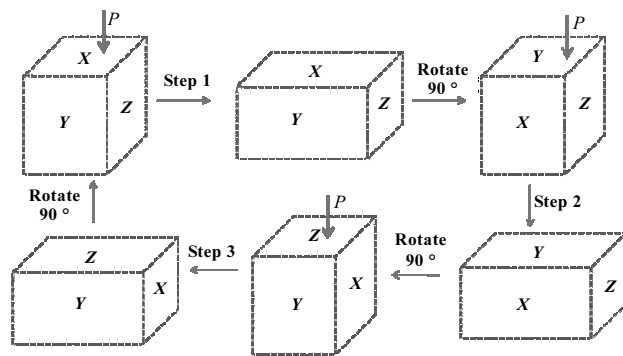


图 3 GH4096 合金坯料 3D 整体锻造工艺示意图

Fig.3 Sketch diagram of multiple integral forging process of GH4096 alloy billet^[12,13]

进行电解萃取, 然后对萃取的粉末进行洗涤、干燥和研磨。再称取一定质量的粉末置于石英烧杯中, 而后加入丙酮和火棉胶的混合溶液, 进行超声波震荡使其混合均匀。静置一定时间使丙酮挥发, 得到圆片状的试样块, 通过小角散射粒度仪对试样中粒度小于 300 nm 的 γ' 相进行统计分析。粒度统计范围为 30~300 nm 的记为二次 γ' 相, 粒度统计范围小于 30 nm 的为三次 γ' 相。

从锻件的辐板部位沿弦向切取拉伸性能试样, 参照 GB/T 228 标准检测室温拉伸性能, 参照 GB/T 4338 标准检测高温拉伸性能。在锻件的轮缘部位沿弦向切取蠕变性能试样, 参照 GB/T 2039 标准检测 704 °C、690 MPa、68 h 下的蠕变残余变形量。在锻件的辐板部位沿弦向切取低周疲劳性能试样, 参照 GB/T 15248 标准检测低周疲劳寿命, 测试温度为 650 °C, 轴向加载, 应变比 $R_\varepsilon=0.05$, 加载频率 $f=60$ Hz, 总应变 $\varepsilon_t=0.8\%$ 。

采用轮廓法测试锻件内部的残余应力。首先采用专用工装夹具固定锻件毛坯, 用慢速切割的方式沿锻件径轴向的几何对称面进行切割, 利用接触式三坐标测量仪获得切割面的表面轮廓尺寸数据, 根据测量获得的轮廓尺寸进行轮廓面的应变计算, 再根据应变值通过有限元软件 Abuqus 计算整个篦齿盘锻件内部的残余应力。

采用三坐标测量仪, 检测了 2 种热处理制度的锻件在不同加工工序后的实际变形量。根据航空发动机研制要求, 参照 HB 20084 对 GH4096 合金锻件加工成的全尺寸篦齿盘开展了超转试验考核和破裂转速试验

考核。超转、破裂考核试验在旋转部件试验器上进行, 试验温度为 500 °C, 控温精度为 ± 12.5 °C。超转试验的转速为发动机最大允许转速的 115%, 并在该转速下稳定保持 5 min。破裂试验的转速为发动机最大允许转速的 122%, 并在该转速下稳定保持 30 s。超转和破裂试验中转速控制精度为 $\pm 0.5\%$ 。试验后, 对篦齿盘试验件进行荧光检查和关键部位的尺寸检查。

2 结果与讨论

2.1 显微组织

固溶风冷+时效处理的 GH4096 合金篦齿盘锻件的低倍组织和不同部位的金相组织如图 4 所示。可以看出, GH4096 合金篦齿盘锻件的组织均匀, 无裂纹、孔洞、折叠、宏观偏析及粗大晶粒等缺陷。篦齿盘锻件轮毂、辐板和轮缘等部位的中心及表层的晶粒度均匀一致, 不同部位的平均晶粒度均为 ASTM 8~9 级。固溶油冷+时效处理的锻件低倍组织和金相组织与固溶风冷+时效处理的锻件相当, 无明显差别。这表明, 采用电渣重熔连续定向凝固+3D 整体锻造+模锻的新型铸&锻工艺所制备的 GH4096 篦齿盘可消除宏观偏析、避免形成冷模组织和变形死区, 达到了提高组织均匀性的目的。

固溶油冷+时效处理和固溶风冷+时效处理的 GH4096 合金篦齿盘锻件的高倍显微组织如图 5 所示。GH4096 合金主要由 γ 基体相、 γ' 析出相、少量碳化物相和硼化物相组成。 γ' 是该合金的主要强化相, 根据其形成过程不同分为一次 γ' 相、二次 γ' 相和三次 γ' 相。

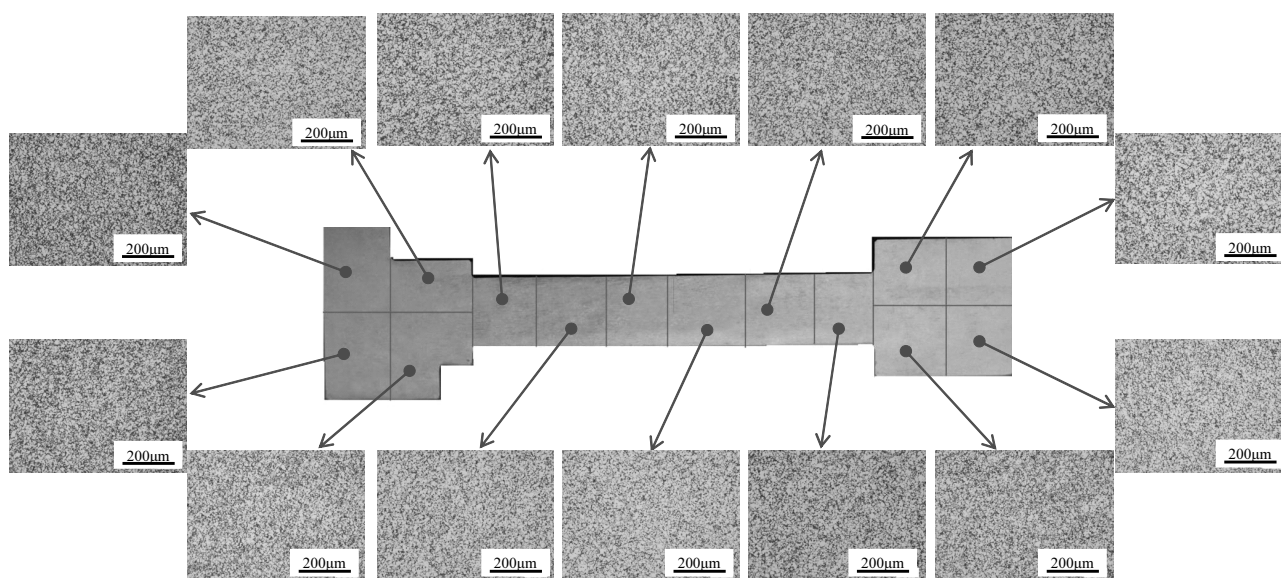


图 4 固溶风冷+时效处理的 GH4096 合金篦齿盘锻件的低倍组织和金相组织

Fig.4 Macrostructure and OM microstructures of forced air cooled solution+aging treated GH4096 alloy labyrinth disk forging

一次 γ' 相在 GH4096 合金 3D 整体锻造和等温模锻过程中形成。固溶处理时的加热温度为 1075 °C，而 γ' 相的完全溶解温度为 1110~1120 °C^[14]。固溶处理加热温度低于 γ' 相的完全溶解温度，因此热处理后的 GH4096 合金中仍然保留有一次 γ' 相。GH4096 合金在固溶后的冷却过程中会在较高温度下首先析出二次 γ' 相，而后在较低的温度下析出部分三次 γ' 相，时效处理的过程中三次 γ' 相会进一步析出和长大^[15,16]。

通过对比图 5a 和图 5c 可以发现，2 种热处理制度的锻件中，晶粒和一次 γ' 相的尺寸及形貌均无显著差异。锻件中的晶粒都为等轴晶，晶粒尺寸在 5~20 μm 之间；一次 γ' 相均为颗粒状，尺寸为 0.3~4.5 μm ，大部分分布于晶界处，少量分布于晶粒内部，热处理过程中未溶解的一次 γ' 相可以起到钉扎晶界的作用^[17]。2 种热处理制度的锻件中，二次 γ' 相和三次 γ' 相的尺寸有较显著的差异，如图 5b 和图 5d 所示。经计算分析，固溶后采用油冷的篦齿盘锻件在轮缘附近的金属冷速可达 165 °C/min，固溶后风冷的篦齿盘锻件在轮缘附近的金属冷速约为 80 °C/min。固溶后油冷的锻件的冷却速度更快， γ' 相的析出时的过冷度和过饱和度更高，其形核速率更快。对不同方式处理的盘缘析出相尺寸和体积分数进行了统计分析，如表 2 所示，可以看出，固溶油冷+时效处理的锻件中二次 γ' 相和三次 γ' 相的尺寸均较小，平均直径分别为 50 和 12 nm 左右；固溶风冷+时效处理的锻件中二次 γ' 相和三次 γ' 相的尺

寸相对较大，分别为 75 和 18 nm 左右。2 种热处理制度的锻件中一次 γ' 相的形貌相差不大，大部分一次 γ' 相呈现为球形颗粒状。固溶风冷+时效处理的锻件中二次 γ' 相基本为球形，少量呈现为带有尖瓣的方形。这跟一些文献报道中是一致的。二次 γ' 相的析出尺寸形态强烈依赖于冷却速度，随着冷却速度的增加，二次 γ' 相的尺寸减小。但三次 γ' 相的尺寸对冷却速度的依赖不强烈，随着冷速的增加，三次 γ' 相尺寸也呈现减小的趋势。三次 γ' 相的析出是由于基体残留过饱和度引起，冷却过程中二次 γ' 相的形核及长大将在很大程度上影响三次 γ' 相尺寸^[18,19]。

2.2 力学性能

2 种热处理制度的 GH4096 合金篦齿盘锻件的典型力学性能列于表 3 中。可以看出，固溶风冷+时效处理的锻件强度比固溶油冷+时效处理的锻件强度有所降低。室温抗拉强度由油冷的 1562 MPa 下降到风冷的 1528 MPa，下降幅度约 2.2%；室温屈服强度由油冷的 1190 MPa 下降到 1101 MPa，下降幅度约 7.5%。750 °C 下，2 种制度热处理的抗拉强度水平相当。无论室温还是 750 °C 下，2 种热处理制度下的拉伸塑性基本相当。

固溶风冷+时效处理锻件的蠕变抗力比固溶油冷+时效处理的锻件蠕变抗力有所降低。704 °C/690 MPa/68 h 的相同测试条件下，固溶风冷+时效处理锻件的残余蠕变量为 0.129%，而固溶油冷+时效处理锻件的残

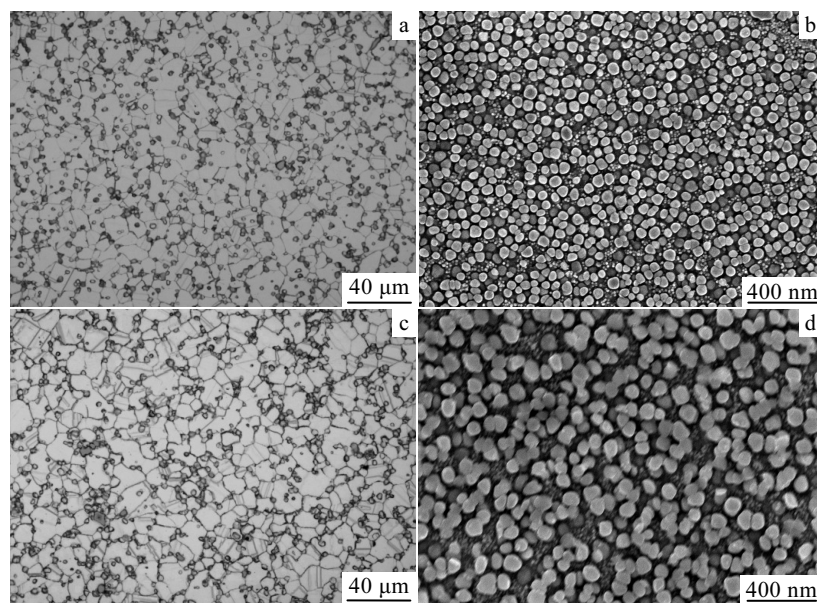


图 5 不同热处理制度的 GH4096 合金篦齿盘锻件的高倍金相照片和扫描电镜照片

Fig.5 High magnification OM (a, c) and SEM (b, d) images of GH4096 alloy labyrinth disk forging under oil cooled solution+aging treatment (a, b) and forced air cooled solution+aging treatment (c, d)

表2 GH4096 合金篦齿盘锻件不同固溶冷却方式析出相特征

Table 2 Characteristics of precipitated phases of GH4096 alloy disk subjected to different solution cooling regimes

Cooling process	Primary γ'		Secondary γ'		Tertiary γ'	
	Size range/ μm	Volume fraction/%	Mean size/nm	Volume fraction/%	Mean size/nm	Volume fraction/%
Oil cooled	0.3~4.5	10	50	27	12	3
Forced air cooled	0.3~4.5	11	75	25	18	3.5

表3 GH4096 合金篦齿盘锻件的典型力学性能

Table 3 Typical mechanical properties of GH4096 alloy labyrinth disk forging

Cooling process	Room temperature tensile property				750 °C tensile property			
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta_5/\%$	$\Psi/\%$	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta_5/\%$	$\Psi/\%$
Oil cooled	1562	1190	22	23	1175	1030	16	20
Forced air cooled	1528	1101	24	25	1160	1006	16	21

Cooling process	Creep property				Low cycle fatigue			
	$T/^\circ\text{C}$	σ/MPa	τ/h	$\varepsilon_p/\%$	$T/^\circ\text{C}$	R_e	$\varepsilon_t/\%$	N/cycle
Oil cooled	704	690	68	0.07	650	0.05	0.8	≥ 5010
Forced air cooled	704	690	68	0.129	650	0.05	0.8	≥ 5010

余蠕变量仅为 0.07%。另外, 在 650 °C、 $R_e=0.05$ 、 $\varepsilon_t=0.8\%$ 的相同测试条件下, 2 种热处理制度锻件的低周疲劳寿命均可满足大于 5000 周次的指标要求。

固溶风冷+时效处理锻件的屈服强度和蠕变性能比固溶油冷+时效处理锻件有一定程度降低, 这主要与锻件中二次 γ' 相和三次 γ' 相的尺寸相关。图 6 所示为不同试样蠕变后的位错组态的 TEM 微观组织图。蠕变测试条件为 700 °C/690 MPa, 并在达到塑性变形 0.2% 时中断实验。蠕变试样取自 2 种热处理制度的篦齿盘锻件轮缘部位。图 6a 和图 6b 中单箭头处可以观察到蠕变早期阶段相当数量的基体位错的 Orowan 弓出; 图 6a 中的空心箭头所示为观察到的少量的堆垛层错同时剪切基体相和二次 γ' 相。图 6b 中空心箭头所示为观察到的长的连续堆垛层错。图 6c 中观察到了孤立层错剪切一次 γ' 相, 并且在一次 γ' 相和基体界面处观察到了少量的位错网。这主要是由于一次 γ' 相附近具有高的过饱和度, 析出了一部分细小的三次 γ' 相, 在一定程度上阻碍位错扩展。通常来说, 一次 γ' 相由于是材料锻造过程中形成的, 尺寸较大, 与基体失去共格关系, 蠕变过程的早期位错很容易切入 γ' 相, 留下堆垛层错。图 6d 和图 6e 中发现大量的堆垛层错剪切现象, 位错密度增加。图 6e 中观察到了晶界处吸收了大量的位错, 通常晶界为蠕变过程中位错聚集和扩展的通道。图 6f 中观察到了不全位错 (白色箭头所示) 和长位错对 (黑色箭头所示) 剪切一次 γ' 相, 不全位错 (空心箭头) 剪切 γ' 相留下了堆垛层错。对于本实验条件下的蠕变变形机制, 主要为成对位错切割 γ' 相形成反相畴界, 以及位错切割 γ' 相形成层错的方式^[20,21]。当成对 $a/2\langle 110 \rangle$ 位错滑移遇到 γ' 相时, 成对位错中的领头位错将切进 γ' 相中产生反相畴界, 这种变形方式通常在低温高应力蠕

变下发生, 图 6f 即观察到了位错对剪切一次 γ' 相的现象。GH4096 合金属于低层错能变形镍基合金, 随着蠕变过程的进行, 基体位错分解后, 不全位错切入 γ' 相, 留下大量堆垛层错, 按照公式 (1) 进行:

$$a/2\langle 011 \rangle \rightarrow a/3\langle 121 \rangle + a/6\langle 112 \rangle + \text{SSF} \quad (1)$$

镍基高温合金基体为面心立方晶体结构, 位错在基体内主要沿着 $\{111\}\langle 110 \rangle$ 的滑移系进行滑移, 遇到强化相, 根据不同的蠕变条件以绕过、切过或攀移的方式前进^[22-24]。从位错和析出相交作用角度分析, 一方面, 合金在蠕变初期阶段变形机制主要是位错在基体通道内沿着 $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方向的滑移以及位错在二次 γ' 相之间的基体通道内弓出。当位错从基体通道中弓出时需要克服一个局部的 Orowan 障碍, 位错弓出的 Orowan 障碍的表达式为^[25]:

$$\tau_{\text{oro}} = k \frac{\mu b}{h} \quad (2)$$

这里的 μ 为剪切模量, b 为伯格矢量, h 为基体通道的宽度, k 是跟应力方向有关的常数。当拉应力沿 $[001]$ 方向时, 平行于 (001) 面的基体通道具有拉应力, 那么 $k=1$, 然而平行于 (100) 和 (010) 面的基体通道承受压应力, $k>1$ 。因此位错在垂直于应力轴的水平通道内运动时需要克服一个小的障碍, 这导致相对于平行于应力轴的通道, 水平通道内形成更高的位错密度^[23]。此外, 基体通道的宽度 h 与二次 γ' 相的尺寸和形态有关, 通常较粗的 γ' 相对应较宽的基体通道的 h , 这降低了位错弓出所需的临界 Orowan 抗力。因此 γ' 相尺寸和基体通道的宽度直接影响合金的蠕变性能。由公式 (2) 可以得知, 在一定的应力条件下, 位错在宽度较小的基体通道内滑移时需要克服更大的 Orowan 抗力, 因此本实验中随着固溶冷却速率的增加, γ' 相

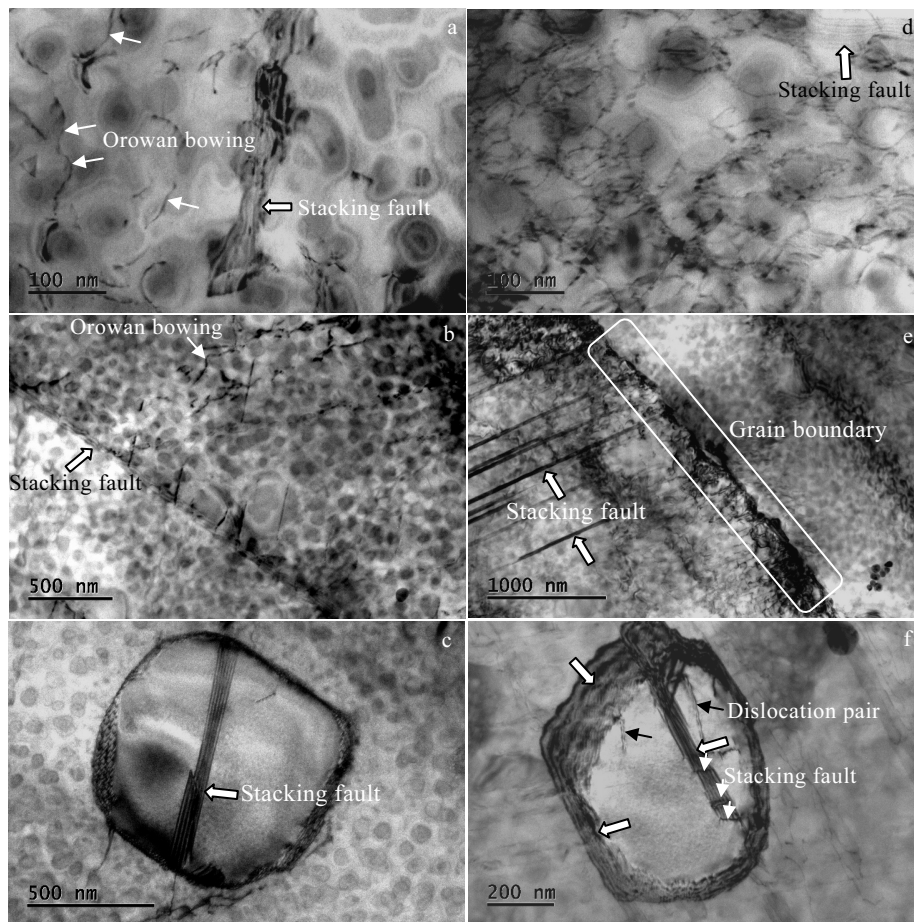


图 6 不同热处理制度的试样在 700 °C/690 MPa 下蠕变至 0.2% 后位错组态的透射电镜照片

Fig.6 TEM images of post creep dislocation substructure interrupted after 0.2% strain at 690 MPa and 700 °C for the samples under oil cooled solution treatment (a~c) and forced air cooled solution treatment (d~f)

尺寸和基体通道的尺寸都在减小,抗蠕变强度增加。另一方面,合金蠕变最后阶段主要是位错在基体通道内滑移和剪切 γ' 相,大量位错会塞积在 γ' 相与基体的界面处产生应力集中,当应力集中超过 γ' 相的屈服强度时,位错便切入到 γ' 相中,且位错剪切 γ' 相所需临界应力正比于合金屈服强度,临界剪切应力可以表示为^[26]:

$$\tau_{\text{crit}} = \frac{\eta}{b} \left(\frac{0.3\eta f r}{T} \right)^{1/2} \quad (3)$$

式中, T 为位错线张力, f 为 γ' 相为体积分数, η 为反相畴界面能, r 为 γ' 相半径。这表明位错剪切临界应力随着 γ' 相尺寸和体积分数的增加以及反相畴界面能的增加而增加来改善抗蠕变性能。这里的 γ' 相是存在临界尺寸的,当 γ' 相尺寸小于临界尺寸时,随着 γ' 相尺寸的增加合金的屈服应力提高。当 γ' 相尺寸大于临界尺寸时,随着 γ' 相尺寸的增加合金的屈服应力降低。合金锻件随着冷速由油冷降低到风冷,二次 γ' 相的平均尺

寸略增大,但均大于公式(3)中的临界 γ' 相尺寸,同时根据前面对不同冷却方式的 γ' 相体积分数的统计,对于强化作用贡献较大的二次 γ' 相,其油冷的体积分高于风冷,因此随着冷速的提高在一定程度上增加了合金的蠕变抗力和屈服应力。经过上述分析可知,固溶油冷的试样,当蠕变塑性变形量达到 0.2% 时,刚刚进入蠕变的稳态阶段;而固溶风冷的试样,当蠕变塑性变形量达到 0.2% 时,已经进入了稳态蠕变阶段。这就解释了固溶油冷+时效处理的锻件具有更高的屈服强度和蠕变抗力的原因。这与文献中报道的固溶冷却速率对 FGH96 合金屈服强度和蠕变抗力的影响规律相同^[27]。

2.3 超声波检测

超声波检测可以实现对篦齿盘锻件所有区域的无损检测^[1],是评价锻件质量的重要手段。因此,采用水浸分区超声波检测方法对 GH4096 合金篦齿盘锻件进行了检测。图 7 为 GH4096 合金篦齿盘锻件超声波

检测的 C 扫描图。经超声波检测, 固溶油冷+时效处理和固溶风冷+时效处理的多个批次的 GH4096 合金篦齿盘锻件中均未发现超过 $\Phi 0.4$ mm-15 dB 当量的单显信号, 并且杂波水平在 $\Phi 0.4$ mm-21 dB 以下。超声波检测结果进一步说明了 GH4096 合金篦齿盘锻件的高纯净性和组织均匀性。

2.4 残余应力和加工变形

GH4096 合金篦齿盘在熔炼、锻造、热处理、机加工和喷丸强化的各工序中都会形成不同程度的残余应力, 并且残余应力会在不同工序间演化、传递, 最终影响零件形状尺寸和使用性能。其中, 固溶处理后的快速冷却过程(即淬火)是影响变形高温合金盘件内部残余应力的主要工序, 残余应力主要包括由温度梯度产生的热应力和 γ' 相析出所产生的组织应力^[1, 28]。

测量篦齿盘锻件毛坯的轮廓尺寸并结合有限元模拟计算, 获得了 2 种热处理制度的 GH4096 合金篦齿盘锻件中的残余应力, 计算结果如图 8 所示。GH4096 合金篦齿盘锻件的残余应力主要为弦向应力和径向应力。表层中主要变为压应力, 内部为拉应力。固溶处理后油冷的锻件, 由于冷却速度快, 其表层和内部间的温度梯度大, 由此产生的热应力更高, 最终锻件中的残余应力高达 ± 300 MPa。固溶风冷+时效处理锻件中的残余应力显著降低, 仅为 ± 170 MPa 左右。

分别对采用固溶油冷+时效处理和固溶风冷+时效处理的 GH4096 合金篦齿盘锻件进行了零件加工变形分析。由于篦齿盘尺寸大、厚度薄, 锻件固溶后冷却方式带来的残余应力差异较大, 零件加工过程中变

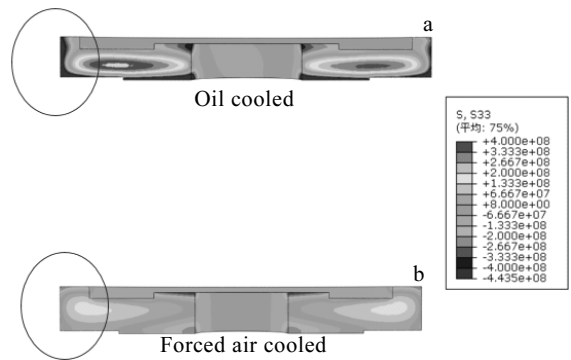


图 8 GH4096 合金篦齿盘锻件中的残余应力模拟计算结果
Fig.8 Residual stress of the oil cooled (a) and forced air cooled (b) GH4096 alloy labyrinth disk

形量也有较大的差异。图 9 展示了 2 种热处理制度的锻件经不同加工工序后的盘心塌陷变形量(即盘心部位在厚度方向的变形量, 采用三坐标测量仪实测获得)。由图可见, 固溶油冷+时效处理的锻件在加工过程中的变形较为严重, 粗车型面后盘心塌陷变形量达到了 0.9 mm, 半精车和精车型面的工序中盘心塌陷变形量有所减小, 约为 0.3 mm。但是, 精车篦齿后盘心又产生了 0.75 mm 的塌陷变形。严重的加工变形, 导致篦齿盘的加工效率降低, 加工质量变差, 最终导致零件变形超差。由于残余应力小, 固溶风冷+时效处理的锻件在加工过程中的变形量明显降低, 精车篦齿后的盘心塌陷变形仅有 0.05 mm。通过进一步工艺控制, 最终成品零件的尺寸精度完全满足设计图纸的公差要求。

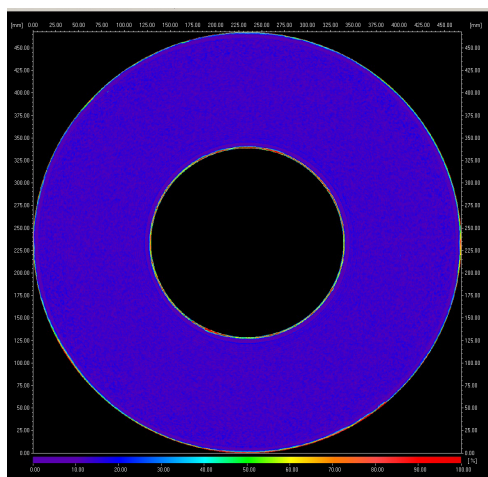


图 7 GH4096 合金篦齿盘锻件超声波检测杂波 C 扫描图
Fig.7 C-scan of clutter distribution of GH4096 alloy labyrinth disk

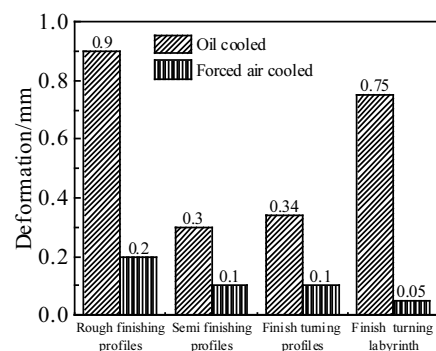


图 9 2 种热处理制度的 GH4096 合金篦齿盘锻件机加工过程中的变形量实测值
Fig.9 Deformation of oil cooled and forced air cooled solution treated GH4096 alloy labyrinth disk forgings during machining

表 4 GH4096 合金全尺寸篦齿盘经 115%超转试验考核后的变形率

Table 4 Deformation rate of full-size GH4096 alloy labyrinth disk after 115% over-running test

Measuring position	Deformation rate/%
1# (maximum diameter)	0.011
2# (medium diameter)	0.008
3# (minimum diameter)	0.011

2.5 试验考核

根据 2 种热处理制度的 GH4096 合金锻件的显微组织、力学性能及残余应力和加工变形试验结果, 综合分析后认为, 固溶风冷+时效处理的篦齿盘虽然力学性能有所降低, 但残余应力低、加工效率高、加工质量好, 更适宜在工程化生产中采用。

采用固溶风冷+时效处理的 GH4096 合金锻件进行了全尺寸篦齿盘零件的加工, 加工后的零件在轮盘超转试验器上进行了 115%的超转试验考核和 122%的破裂转速试验考核。115%超转试验考核后检测了轮缘篦齿 3 个关键部位的残余变形率, 检测结果列于表 4 中。可以看出, 3 个部位的残余变形率均较低, 分别为 0.011%、0.008%和 0.011%, 均满足设计要求。对 115%超转试验考核后和 122%破裂转速试验考核后的试验件进行了荧光渗透检验, 均未发现裂纹。考核试验结果表明, 固溶风冷+时效处理的 GH4096 合金篦齿盘满足设计需求。

3 结 论

1) 采用“电渣重熔连续定向凝固+3D 整体锻造+等温模锻”的新型铸&锻工艺所制备的大型 GH4096 合金篦齿盘无宏观偏析、组织均匀、性能良好。

2) GH4096 合金篦齿盘锻件固溶热处理时可采用油冷和风冷 2 种冷却方式, 2 种固溶冷却方式的锻件经时效处理后的晶粒尺寸均为 5~20 μm , 一次 γ' 相均为 0.3~4.5 μm 。相比于固溶油冷+时效处理, 固溶风冷+时效处理的锻件中二次和三次 γ' 相更粗、二次 γ' 相的含量更少, 屈服强度和蠕变性能较低, 但内部残余应力和机加工变形量更小。

3) GH4096 合金篦齿盘锻件经超声波检测未发现超过 $\Phi 0.4 \text{ mm}$ -15 dB 的单显信号, 杂波水平在 $\Phi 0.4 \text{ mm}$ -21 dB 以下, 锻件具有高的纯净度和优异的微观组织均匀性。

4) 固溶风冷+时效处理篦齿盘残余应力低、加工质量好, 超转试验后的残余变形率低, 破裂转速试验后未产生裂纹, 考核结果满足设计需求。

参考文献 References

- [1] Du Jinhui(杜金辉), Lv Xudong(吕旭东), Dong Jianxin(董建新) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 35(9): 1115
- [2] Fu Rui(付 锐), Chen Xichun(陈希春), Ren Hao(任 昊) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2011, 31(3): 8
- [3] Sims C T, Stoloff N S, Hagel W C. *Superalloys II—High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*[M]. New York: John Wiley and Sons Inc, 1987: 87
- [4] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 195
- [5] Huang Qianqiao(黄乾尧), Li Hankang(李汉康). *Superalloys* (高温合金)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2002
- [6] Roger C R. *The Superalloys Fundamentals and Applications* [M]. New York: Cambridge University Press, 2006: 229
- [7] Wlodek S T, Kelly M, Kissinger R D. *Superalloys 1996*[C]. Seven Springs Champion: TMS, 1996: 129
- [8] Lasonde M L, Heaney J A, Powell A M. *8th International Symposium on Superalloys 718 and Derivatives*[C]. Pittsburgh: TMS, 2014: 67
- [9] Fu Rui, Li Fulin, Yin Fajie *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 638: 152
- [10] Yin Fajie(尹法杰), Fu Rui(付 锐), Li Fulin(李福林) *et al.* *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2018, 30: 32
- [11] Li Fulin, Fu Rui, Feng Di *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(6): 1437
- [12] Feng Di(冯 滌), Fu Rui(付 锐), Li Fulin(李福林). *China Patent*(中国专利), ZL201410191874.X[P], 2014
- [13] Fu Rui(付 锐), Li Fulin(李福林), Yin Fajie(尹法杰) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metal*(稀有金属)[J], 2017, 41(2): 113
- [14] Fang Bin(方 彬), Ji Zhen(纪 箴), Tian Gaofeng(田高峰) *et al.* *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2013, 31(2): 89
- [15] Li Fulin (李福林), Fu Rui(付 锐), Feng Di(冯 滌) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2015, 39(3): 201
- [16] Li Fulin, Fu Rui, Yin Fajie *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 693: 1076
- [17] Liu Jiantao(刘建涛), Liu Guoquan(刘国权), Hu Benfu(胡本美) *et al.* *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2004, 25(6): 25

- [18] Mao Jian, Chang Ken Minn, Yang Wanhong *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 332(1-2): 318
- [19] Mao J, Chang K M, Yang W H *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32(10): 2441
- [20] Xu Ling(徐 玲), Chu Zhaokan(储昭颀), Cui Chuanyong(崔传勇) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(7): 863
- [21] Viswanathan G, Sarosi P, Henry M *et al.* *Acta Materialia*[J], 2005, 53(10): 3041
- [22] Wang D, Zhang J, Lou L H. *Materials Characterization*[J], 2009, 60(12): 1517
- [23] Li P E, Zhang J S, Wang F G *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1992, 23(4): 1379
- [24] Lvov G, Levit V I, Kaufman M J. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 2004, 35(6): 1669
- [25] Pollock T M, Argon A S. *Acta Metallurgica et Materialia*[J], 1992, 40(1): 1
- [26] Tian Sugui, Zhang Jinghua, Zhou Huihua *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 262(1-2): 271
- [27] An Zhen(安 震), Han Hao(韩 昊), Li Fulin(李福林) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(7): 2297
- [28] Bi Zhongnan(毕中南), Qin Hailong(秦海龙), Dong Zhiguo(董志国) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55: 1160

Development and Testing of Novel Casted & Wrought GH4096 Alloy Labyrinth Disk

Tian Wei¹, Zhong Yan¹, Liu Yanfei¹, Fu Yu¹, Bai Yunrui¹, Fu Rui², Li Fulin²

(1. AECC Sichuan Gas Turbine Establishment, Chengdu 610500, China)

(2. Department of High-Temperature Materials, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: The GH4096 alloy aero-engine labyrinth disk forging was prepared by a novel casting & wrought method which included electroslog remelting continuous directional solidification, multiple integral forging, die forging and other process. The effect of different cooling rate after solid solution treatment on the microstructure and properties of forgings was analyzed. Microstructure of forgings were analyzed by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM) and transmission electron microscope (TEM). Mechanical properties of forgings were tested. Multi-zoned ultrasonic focused inspection was used to detect the quality of GH4096 alloy forgings. In addition, full-size labyrinth disks were manufactured and tested. The results show that two kinds of heat treated forgings possess the comparable grain size of 5~20 μm and primary γ' size of 0.3~4.5 μm . Compared with oil cooling of solution treated forgings, the forced air cooling of solution treated forgings possess coarser secondary and thirdly γ' phase, less secondary γ' phase content, lower yield strength, lower creep property, but lower residual stress and machining deformation. There is no single reflected signal higher than that of $\Phi 0.4$ mm-15 dB, and the clutter signals are lower than $\Phi 0.4$ mm-21 dB. The forced air cooled solution + aging treated full-size GH4096 alloy labyrinth disk passes the over-running test and burst speed test.

Key words: GH4096 alloy; novel casting & wrought method; microstructure; mechanical property; residual stress; ultrasonic inspection

Corresponding author: Tian Wei, Ph. D., Researcher, AECC Sichuan Gas Turbine Establishment, Chengdu 610500, P. R. China, Tel: 0086-28-83017713, E-mail: tianwei1981@126.com