

GH4586 合金涡轮盘预制坯优化与组织均匀性控制

王 凯, 张 静, 刘进涛, 苗金武

(西安航天发动机有限公司, 陕西 西安 710100)

摘 要: GH4586 合金涡轮盘是新一代液体火箭发动机的核心部件之一, 服役环境极其恶劣, 提高涡轮盘模锻件微观组织均匀性有益于提高产品力学性能的稳定性和可靠性。通过热压缩试验, 研究了变形温度、应变对 GH4586 合金微观组织和再结晶行为的影响, 得到了 GH4586 合金热成形工艺参数范围; 结合有限元仿真和模锻成形试验, 分析了不同预制坯形状对涡轮盘模锻件应变分布和组织均匀性的影响, 采用从边缘到中心梯度升高的双陀螺形预制坯形状、在 1 060 °C 条件下进行模锻成形, 可以获得组织均匀的涡轮盘模锻件, 心部晶粒度等级达到 6~7 级, 盘部 $R/2$ 处和边缘处晶粒度等级 7~8 级; 室温、低温和高温力学性能均满足标准要求, 特别是 -196 °C 时延伸率和 600 °C 时抗拉强度相较原工艺方案分别提高了 37% 和 12%。

关键词: GH4586 合金; 涡轮盘; 组织均匀性; 模锻; 预制坯

中图分类号: TG113.1; TG316.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1672-9374(2021)01-0083-07

Preformed blank optimization and microstructure uniformity control of GH4586 alloy turbine disk

WANG Kai, ZHANG Jing, LIU Jintao, MIAO Jinwu

(Xi'an Space Engine Company Limited, Xi'an 710100, China)

Abstract: GH4586 alloy turbine disk is one of the core components of the new generation liquid rocket engine. Due to the extremely terrible service environment, it is necessary to improve the microstructure uniformity of turbine disk in die forging and therefore is beneficial to improve the stability and reliability of mechanical properties. The effects of temperature and strain on the microstructures and recrystallization behavior of GH4586 alloy were studied by hot compression tests, and the range of hot forming process parameters were obtained. Based on finite element simulation and die forging experiment, the effects of different preformed blanks on strain distribution and uniformity of microstructure were compared and analyzed. The turbine disk die forging with uniform microstructure was obtained by using the double gyro preform shape with gradient rising from edge to center, and forged at 1 060 °C. The grain size reached 6~7 at the core, and 7~8 when locating at the middle and edge. The mechanical properties of GH4586 alloy turbine disk made by the preformed blank at room temperature, cryogenic and high temperature all meet the requirement of the standards, especially the elongation at -196 °C and the tensile strength at 600 °C were

收稿日期: 2019-12-15; 修回日期: 2020-04-07

基金项目: 装备发展部载人航天领域预先研究项目(05XX02)

作者简介: 王凯(1991—), 男, 硕士, 研究领域为火箭发动机金属材料热成形。

increased by 37% and 12% compared with the one made by original scheme, respectively.

Keywords: GH4586 alloy; turbine disk; microstructure uniformity; forging; preformed blank

0 引言

涡轮盘是我国新一代液体火箭发动机关键部件之一,工作过程中转速极高、离心应力极大,且需要承受高速富氧燃气的强力冲蚀,服役环境极其恶劣,其毛坯采用 GH4586 合金锻件。该合金是在 GH4141 的基础上研发的镍基沉淀强化高温合金,在液氮温度至 800 ℃ 范围具有优异的强度、良好的抗氧化、抗热腐蚀等综合性能^[1-4]。但材料热成形变形抗力大、可锻温度范围窄,热变形参数对微观组织影响较大,且不易通过后续热处理改善,而不均匀的组织会影响材料的力学性能^[5-6]。胥国华、张北江、李爱民等^[7-9]对 GH4586 合金进行了系统的研究,发现 GH4586 合金在 1 050 ℃、应变超过 0.2 时发生再结晶,在 1 100 ℃、应变量 0.5 条件下发生完全再结晶,综合给出了热成形温度应选择在 1 050 ~ 1 150 ℃ 之间,应变量大于 0.3 的工艺范围,但这一工艺参数选择范围较宽,难以精确指导实际生产。现有涡轮盘模锻件在电动螺旋压力机上由棒料直接成形,变形温度为 1 080 ~ 1 100 ℃,主要存在的问题有:①棒料直接成形,涡轮盘不同位置应变量差异较大,导致组织分布不均匀,心部晶粒度 4 ~ 6 级,边缘晶粒度 6 ~ 10 级;②电动螺旋压力机成形速率较快,涡轮盘心部受变形热效应的温升作用,实际变形温度高,心部组织较为粗大^[10],甚至有 3 ~ 4 级的较粗大晶粒;③涡轮盘力学性能稳定性较差。

锻件的组织和性能是涡轮盘质量的前提和基础,因此,为满足发动机研制需求、进一步提升涡轮盘的可靠性,开展 GH4586 合金涡轮盘微观组织均匀性提升研究具有十分重要的意义。

1 热成形参数对 GH4586 合金微观组织的影响

1.1 试验材料与试验方法

首先通过热模拟压缩试验分析不同温度和应变量对材料微观组织的影响规律^[11],得到涡轮盘成形的工艺参数选择范围。其中热模拟压缩试验所用 GH4586 合金材料的熔炼及开坯工艺与模锻生产所用

坯料相同;压缩试样加热保温温度与模锻成形坯料加热温度相同;为降低变形速率,模锻成形在液压机上 进行,平均变形速率约在应变速率 0.1 s⁻¹ 量级。

压缩试验用 GH4586 合金成分如表 1 所示,材料采用真空感应-真空自耗双联工艺熔炼,热轧成 ϕ10 mm 棒材,机械加工至 ϕ8 mm × 12 mm 试样,原始态晶粒度等级为 7 级。热压缩试验在 Gleeble-3500 试验机上进行,试样的升温速率为 10 ℃/s,到预设变形温度后保温 5 min 使得试样内部温度分布均匀,变形完成后将试样取出空冷至室温。应变速率选择 0.1 s⁻¹,试样加热保温温度选择 1 040、1 060、1 080 ℃,名义应变为 0.2、0.4、0.6。试验结束后制备金相试样,采用光学显微镜对试样大变形区的显微组织进行观察。

表 1 GH4586 合金化学成分的质量分数

Tab. 1 Chemical composition of the compression samples of GH4586 alloy

单位: %

Cr	Co	Mo	Ti	W	Al	C	Mn	Ni
18.98	11.03	8.23	3.41	3.09	1.53	0.044	0.046	Bal.

1.2 变形温度对微观组织的影响

对应变量 0.4,不同变形温度下,试样压缩后的显微组织与未变形坯料进行对比分析(见图 1)。在 1 040 ℃ 下,压缩后的组织晶粒被拉长如图 1(b)所示,相较于原始未变形坯料如图 1(a)所示,晶粒尺寸变化较小,晶粒度等级为 7 ~ 8 级,在被拉长的晶粒周围未发生明显的再结晶现象;当变形温度为 1 060 ℃ 如图 1(c)所示,变形后的组织均匀细化,晶粒度等级达到 12 级;变形温度达到 1 080 ℃ 如图 1(d)所示时,变形后的试样晶粒度等级为 11 ~ 12(20% 的 9 级),再结晶晶粒开始有长大趋势。

从图 1 中可以看出:变形温度的升高,能够促进 GH4586 合金再结晶的进行。蒋世川、LIU 等、FREUND 等认为,这是因为合金中的 γ' 相和碳化物对晶界有较强的钉扎作用,变形温度的升高提高了 γ' 相和碳化物在合金中的溶解程度,进而提升了晶界的

迁移能力,促进了再结晶的进行^[12-14],但变形温度过高,再结晶晶粒开始有长大的趋势,反而不利于组织的均匀细化。

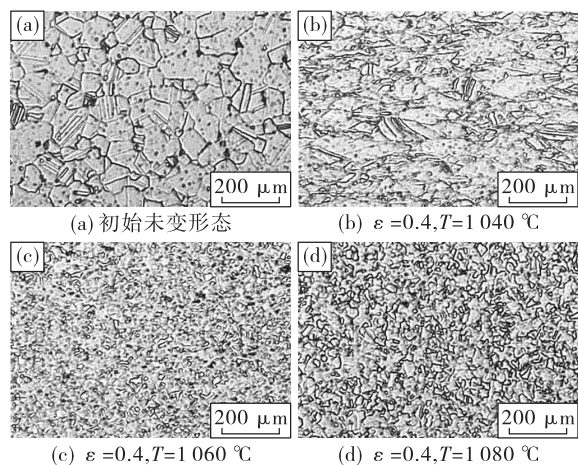


图 1 变形温度对 GH4586 合金微观组织的影响

Fig. 1 Effects of deformation temperature on the microstructure of GH4586 alloy

1.3 应变对微观组织的影响

从 1.2 节可以看出,变形温度为 1 040 °C 时,在较大的应变(0.4)条件下,GH4586 合金未产生明显的再结晶,说明 GH4586 合金的模锻成形温度应当在 1 040 °C 以上。为进一步分析应变对 GH4586 合金微观组织的影响规律,对变形温度 1 060、1 080 °C,不同应变条件下合金的晶粒度和微观组织进行分析(见表 2 和图 2),可以发现在 1 060 °C、应变量为 0.2(见图 2(a))时,变形后的试样晶粒度等级为 7~8 级,材料的再结晶程度较小,应变增加至 0.4 时(见图 2(b))材料发生了再结晶,组织明显细化,而变形温度升高至 1 080 °C,应变为 0.2 时(见图 2(c)),已有部分区域开始再结晶,晶粒度等级为 7~11 级,因应变过小,再结晶程度不充分,表现为组织均匀性较差;而当应变达到 0.6 时,从表 2 中可以看出 2 种变形温度条件下均可以获得细小均匀的组织。

表 2 不同应变条件下的 GH4586 合金晶粒度

Tab. 2 Grain size of GH4586 alloy under different strain

变形温度/°C	应变 0.2	应变 0.4	应变 0.6
1 060	7~8	12	12
1 080	7~11	11~12(20% 的 9 级)	12

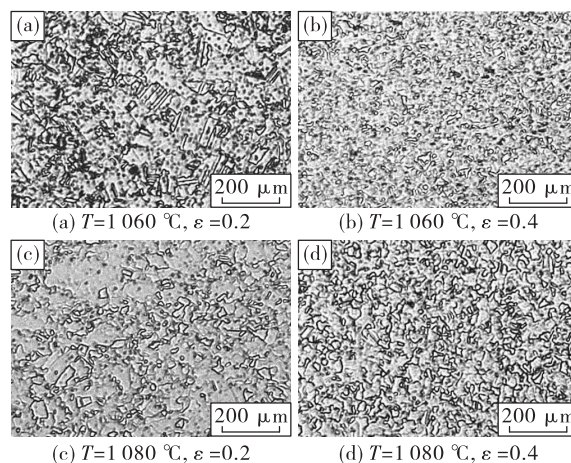


图 2 应变对 GH4586 合金微观组织的影响

Fig. 2 Effects of strain on the microstructure of GH4586 alloy

由此可以看出:随着应变的增加,材料的再结晶程度增加;随着变形温度的升高,开始再结晶所需的最小应变减小,这是由于再结晶的驱动力为材料内部的畸变能,应变的增大提高了坯料内部的畸变能,促进了再结晶的进行,有利于组织的细化^[15-17]。

2 涡轮盘模锻成形预制坯仿真优化

某型号火箭发动机涡轮盘模锻件轮廓如图 3 所示。

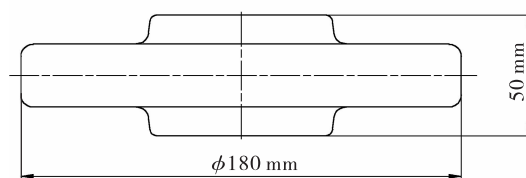


图 3 涡轮盘模锻件零件轮廓尺寸

Fig. 3 Dimensions of the turbine disc die forging

通过热压缩试验可以得出:变形温度 1 060~1 080 °C、应变大于 0.4 有益于获得均匀细小的组织,在同一变形温度条件下,应变对合金微观组织的影响十分显著,较小的应变和不均匀的应变分布,均不利于获得组织均匀的模锻件,而零件的应变分布主要取决于预制坯的形状,为进一步优化工艺方案,设计 3 种不同形状的预制坯(见图 4),3 种预制坯形状分别为圆柱形棒料(见图 4(a))、边

缘到中心梯度升高斜度为 40° (见图 4(b)) 和 25° (见图 4(c)) 的双陀螺形坯料, 采用 Abaqus/Explicit 有限元仿真分析。

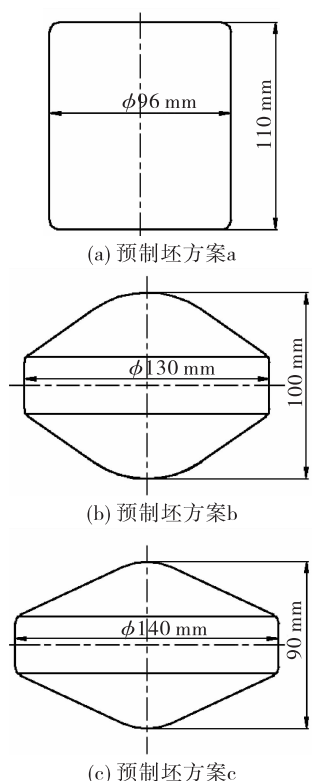


图 4 3 种不同预制坯方案

Fig. 4 Three different performed blanking schemes

有限元几何建模选用轴对称模型; 材料为弹塑性模型, 将不同温度、应变量条件下真实应力应变参数 (见图 5) 和比热容 $665 \text{ J}/(\text{kg} \cdot ^\circ\text{C})$ 、线性膨胀系数 $18 \times 10^{-6} ^\circ\text{C}^{-1}$ 、热导率 (约 $25 \text{ W}/(\text{m} \cdot ^\circ\text{C})$) 输入材料属性; 网格选择四边形-显式-热力耦合-减缩积分单元 (CAX4RT), 分析步选择 Dynamic、Temp-disp、Explicit, 接触摩擦模型选用经典库伦摩擦模型。因实际生产采用石墨润滑, 摩擦系数较小, 摩擦系数参照以往模锻生产与有限元仿真相互验证的经验, 选取 0.22。考虑到模锻成形前会对模具进行预热, 将模具初始温度设为 $300 ^\circ\text{C}$ 。

对 3 种方案有限元仿真等效应变结果进行分析, 如图 6 所示。从图中可以看出 3 种方案模锻件难变形区均出现中心部位靠近上、下模的凸台处, 其中采用圆柱形状棒料成形 (方案 a) 难变形区域最大, 采用从边缘到中心梯度升高的双陀螺形状预制

坯成形 (方案 b 和 c), 很大程度地减小了难变形区域的范围, 同时涡轮盘整体等效应变分差异更小。

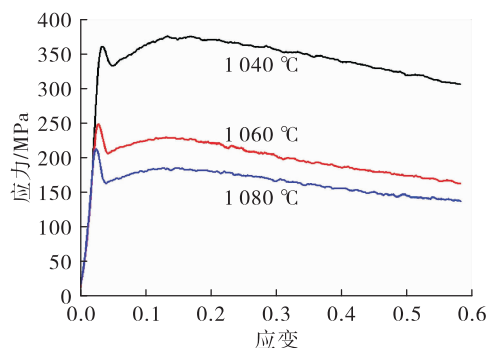


图 5 不同温度、应变量条件下 GH4586 合金真实应力应变曲线

Fig. 5 True stress-strain curve at different temperature and strain

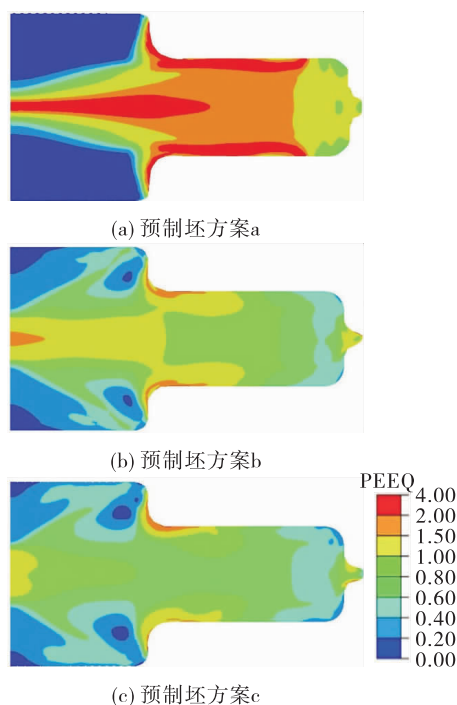


图 6 3 种预制坯方案模锻成形等效应变 (PEEQ) 分布云图

Fig. 6 Equivalent plastic strain distribution of die forgings with three performed blanking schemes

通常情况下棒材心部的组织相较于边缘位置更为粗大, 模锻过程中心部更大的应变量有益于细化心部的晶粒^[18-20]。由方案 b (从边缘到中心升高梯度为 40°)、方案 c (从边缘到中心升高梯度为 25°) 等效应变分布云图可以发现: 方案 b 盘部平均

等效应变更大,特别是心部和 $R/2$ 处等效应变均大于方案 c;因而采用方案 b 预制坯形状更有益于获得均匀的组织。

3 GH4586 涡轮盘模锻成形试验

3.1 涡轮盘模锻件组织均匀性分析

为进一步验证预制坯形状对涡轮盘模锻件微观组织分布的影响,确保获得组织均匀的产品,进行了 GH4586 涡轮盘模锻成形试验。选用同炉批号、 $\phi 90 \times 130$ mm 规格棒料,制坯成形如图 4 所示 3 种预制坯尺寸。模锻成形在液压机上进行,坯料加热温度选择 1 060 $^{\circ}\text{C}$,坯料表面使用硅酸铝纤维进行包套以减小散热。

成形后在图 7 所示位置切取金相试样,对模锻件 3 处典型位置的显微组织进行对比分析,并按 GB/T 6394-2017《金属平均晶粒度测定方法》对不同成形方案涡轮盘模锻件材料金相组织进行晶粒度检测,结果如表 3 所示。

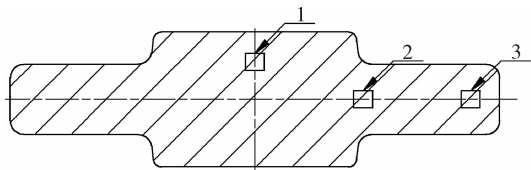


图 7 涡轮盘模锻件金相取样位置示意图

Fig. 7 Sketch diagram of sampling position of turbine disk die forging

表 3 不同工艺方案模锻件与原始棒料晶粒度对比

Tab. 3 Comparison of grain size of turbine disk die forgings under different process schemes and initial bar

取样位置	方案 a	方案 b	方案 c	原始棒料
1	4	6~7	4(10%的 12 级)	4~5
2	7~8	7~8	6~8	6~7
3	6(10%的 12 级)	7	6~7	7~8

对比有限元仿真分析结果,从表 3 中可以看出,3 种成形方案中心部位靠近上、下模凸台处均处于难变形区,应变量较小,因而晶粒度等级偏低;方案 a 因难变形区范围最大,难变形区应变量最小,其晶粒度等级最小;3 种方案 $R/2$ 部位晶粒度相较于原始棒料有一定程度的细化,且晶粒度分布较为均

匀,说明此处材料产生了较大变形,方案 c 对比方案 b 虽然预制坯形状类似,但方案 b 心部组织更为细小,涡轮盘整体组织均匀性更好,这是因为方案 b 坯料成形过程中平均应变量更大。方案 a 的边缘位置、方案 c 的中心位置均存在 10% 的细小晶粒,这说明此处的材料已经开始了再结晶的过程,这可能是由于方案 a 锻造时变形程度过大,变形热导致材料内局部温度升高,而这种温升是不均匀的,使得部分区域再结晶晶粒迅速长大,而部分区域才刚刚形核成细小的晶粒;方案 c 在心部产生部分细小的晶粒同样是因为变形热,在中心区域温度较高,较小的应变量即可发生再结晶,但这一再结晶过程并不完全,致使局部区域已经开始形核,而另一些区域还未开始再结晶。

进一步对采用方案 b 成形的涡轮盘模锻件显微组织进行分析(见图 8),从图 8 中可以看出,涡轮盘沿半径方向组织分布均匀,其心部组织(见图 8(a))相较于 $R/2$ (见图 8(b))和边缘部位(见图 8(c))晶界更为明显。这是因为变形过程中中心部位温度高于边缘和表面区域,加之变形过程产生的温升效应,使得心部材料变形温度较高,在较小应变量条件下即发生了再结晶,再结晶完成后晶界平直较为明显, $R/2$ 处和边缘部位变形温度相对较低,但应变量大,产生再结晶后再结晶组织被破碎为晶界弯曲的锻态组织,故而此处相较于涡轮盘心部位置,晶粒更为细小。

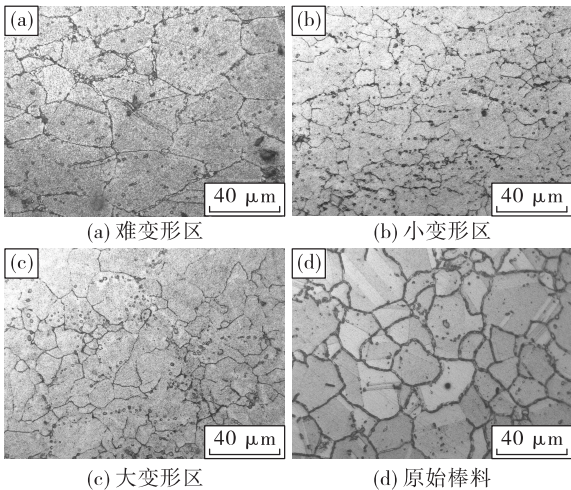


图 8 涡轮盘模锻件不同位置与原始棒料显微组织对比
Fig. 8 Comparison of microstructure of turbine disk die forgings in different deformation zones and initial bar

3.2 GH4586 涡轮盘力学性能测试分析

抽取两件采用方案 b 成形的涡轮盘,每件涡轮盘按标准沿弦向切取 2 组力学性能检测试样,经 1 080 ℃ × 4hAC 固溶 + 760 ℃ × 16hAC 时效处理后^[7-8],分别检测室温、低温(-196 ℃)和高温(600 ℃)力学性能,表 4 所示为涡轮盘模锻件力学性能检测平均值、原始棒料、原方案锻件对比。

从表 4 可以看出,采用方案 b 成形的涡轮盘模锻件相较于原始棒料和原工艺生产的涡轮盘锻

件,力学性能指标均有一定程度提高,其中 -196 ℃时延伸率和 600 ℃时抗拉强度相较原始棒料分别提高了 38% 和 11%,相较于原工艺生产的涡轮盘锻件则提高了 37% 和 12%。这是因为相较于原始棒料和原工艺生产的涡轮盘,改进后的涡轮盘模锻件组织均匀性更好、平均晶粒度更高,细小的组织有益于提高材料的强度和塑性,而均匀的组织在高温环境下裂纹扩展速率更低,有益于提高高温强度。

表 4 涡轮盘模锻件力学性能与原始棒料对比

Tab. 4 Comparison of mechanical properties of turbine disk die forgings, initial bar and original scheme

测试件	测试温度/℃	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	延伸率/%	断面收缩率/%	冲击韧性/(J · cm ⁻²)
改进后涡轮盘	20	1 469	1 073	21	19	31.0
原始棒料	20	1 388	1 069	22.9	16.5	33.5
原涡轮盘	20	1 387	1 048	17.3	19.2	29.0
改进后涡轮盘	-196	1 820	1 278	18.8	18.7	22.5
原始棒料	-196	1 645	1 144	13.6	15.2	25.0
原涡轮盘	-196	1 668	1 240	13.7	16.8	28.0
改进后涡轮盘	600	1 438	970	16.5	16.8	—
原始棒料	600	1 295	937	15.5	17.0	—
原涡轮盘	600	1 284	925	16.4	17.0	—

4 结论

1)在 1 040 ~ 1 080 ℃、应变量为 0.2 ~ 0.6 范围内,变形温度的升高和应变量的增加均有益于提高 GH4586 合金的再结晶程度,在 1 060 ~ 1 080 ℃、应变变量大于 0.4 条件下进行热成形,有益于获得均匀细化的组织。

2)采用从边缘到中间梯度升高的双陀螺形预制坯方案,能够大幅减小难变形区的范围,提高涡轮盘组织均匀性。

3)在 1 060 ℃下模锻,采用双陀螺形状的预制坯方案,坯料边缘到中心升高梯度为 40°,可以获得组织均匀的涡轮盘模锻件,心部晶粒度 6 ~ 7 级,盘部 R/2 处和边缘晶粒度 7 ~ 8 级,-196 ℃时延伸率和 600 ℃时抗拉强度相较原始棒料分别提高了 38% 和 11%,相较于原工艺生产的涡轮盘锻件则提高了 37% 和 12%。

参考文献:

[1] 崔彤. 两种高性能镍基高温合金长期时效后的组织演化与力学行为[D]. 沈阳: 东北大学,2004.

[2] 任众,朱东华,许开富. 多场环境下涡轮盘的强度与振动安全性仿真优化研究[J]. 火箭推进,2016,42(6): 36-42.

REN Z,ZHU D H,XU K F. Multiphysics-based simulation and optimization on strength and vibration security of turbine disk[J]. Journal of Rocket Propulsion,2016,42(6):36-42.

[3] 张贵田. 高压补燃液氧煤油发动机[M]. 北京: 国防工业出版社,2005.

[4] 高波,曾凡浩,古一,等. 航天发动机用 GH4586 镍合金表面含镍金属陶瓷涂层的结合与抗氧化性能[J]. 粉末冶金材料科学与工程,2018,23(5):527-533.

[5] 张海燕,程明,赵忠,等. GH4169 合金涡轮盘热模锻中晶粒尺寸演变的数值模拟与分析[J]. 锻压技术,2017,42(11):1-5.

[6] 王帅. GH4586 合金动态再结晶行为及长期时效对其裂纹扩展特性的影响[D]. 沈阳: 东北大学,2011.

- [7] 张北江,赵光普,焦兰英,等. 热加工工艺对 GH4586 合金微观组织的影响[J]. 金属学报, 2005, 41(4): 351-356.
- [8] 胥国华. GH4586 合金热加工参数及热处理制度的研究[D]. 沈阳:东北大学, 2004.
- [9] 李爱民,王盛安,周一玲,等. GH4586 合金的热加工工艺[J]. 钢铁研究学报, 2003, 15(S1): 383-385.
- [10] 魏振华,李铸国, DURAND Camille. 不同温度锻压时 Inconel 625 镍基高温合金的形变量和晶粒尺寸[J]. 机械工程材料, 2019, 43(3): 67-71.
- [11] 高占平. 面向锻造过程 GH4169 涡轮盘晶粒组织均匀性研究[D]. 秦皇岛:燕山大学, 2015.
- [12] 蒋世川. GH4169 高温合金热变形行为及组织演变[J]. 钢铁钒钛, 2018, 39(2): 146-152.
- [13] LIU Y H, NING Y Q, YANG X M, et al. Effect of temperature and strain rate on the workability of FGH4096 superalloy in hot deformation[J]. Materials & Design, 2016, 95: 669-676.
- [14] FREUND L P, STARK A, PYCZAK F, et al. The grain boundary pinning effect of the μ phase in an advanced polycrystalline γ/γ' co-base superalloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 753: 333-342.
- [15] 钱芳,王忠堂. 变形工艺参数对 GH4169 合金热变形组织演变的影响[J]. 铸造技术, 2018, 39(7): 1562-1564.
- [16] MCQUEEN H J. Development of dynamic recrystallization theory[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 387/388/389: 203-208.
- [17] 吾志岗,李德富,郭胜利,等. 变形条件对 GH625 合金高温变形动态再结晶的影响[J]. 稀有金属, 2010, 34(6): 833-838.
- [18] DU J H, LU X D, DENG Q, et al. Progress in the research and manufacture of GH4169 alloy[J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2015, 22(8): 657-663.
- [19] DU J H, DENG Q, DONG J X, et al. Recent progress of manufacturing technologies on C&W superalloys in China [M]//8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., 2014: 31-46.
- [20] 陈林俊,陈刚,朱强,等. 镍基高温合金微型涡轮盘热塑性成形工艺[J]. 精密成形工程, 2018, 10(2): 25-30.