

电液锤上 GH901 合金涡轮盘模锻成形工艺

罗通¹, 杨阳², 陈开勇², 韩宗辉², 徐东¹, 斯庆阳¹, 袁慧¹, 郝晓霞¹

(1. 贵州安大航空锻造有限责任公司, 贵州 安顺 561005;
2. 空军装备部驻安顺地区军事代表室, 贵州 安顺 561005)

摘要: **目的** 研究 GH901 合金涡轮盘锻件的成形工艺。**方法** 采用有限元软件 Simufact-2D 对镍基高温合金涡轮盘的锤上模锻过程进行数值模拟分析, 研究不同中间坯高径比下涡轮盘的填充效果及等效应变变化规律; 研究不同锤击能量下涡轮盘的温度分布规律。**结果** GH901 合金涡轮盘锤上模锻时, 中间坯高径比过大或过小均影响填充效果, 同时不同高径比下模锻的等效应变也有差异。当高径比为 0.21 时, 锻件填充效果最好, 且应变分布均匀。随着锤击能量的增加, 锻件心部产生温升的程度增大, 锤击时交替采用 50% 和 80% 的能量打击, 可得到温度分布较合理的锻件。**结论** 中间坯高径比和锤击能量对 GH901 合金涡轮盘的锻造变形行为有显著影响, 选择合适的锤上模锻工艺参数可以得到尺寸精度高、组织均匀且性能优良的涡轮盘锻件。

关键词: GH901; 涡轮盘; 锤上模锻; 数值模拟

DOI: 10.3969/j.issn.1674-6457.2021.01.015

中图分类号: TG316.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-6457(2021)01-0111-10

Forging Process in Electro-hydraulic Hammer of GH901 Turbine Disk

LUO Tong¹, YANG Yang², CHEN Kai-yong², HAN Zong-hui², XU Dong¹, SI Qing-yang¹,
YUAN Hui¹, HAO Xiao-xia¹

(1. Guizhou Anda Aviation Forging Co., Ltd., Anshun 561005, China;
2. Military Representative Office of Air Force Equipment Department in Anshun, Anshun 561005, China)

ABSTRACT: The work aims to study the forming process of GH901 turbine disk forging. The finite element software Simufact-2D was used to simulate and analyze the hammer forging process of nickel-based superalloy turbine disk. The filling effect and equivalent strain law of turbine disk with different height diameter ratio of intermediate billet were studied. The temperature distribution of turbine disk under different hammering energy was investigated. The filling effect of GH901 turbine could be affected for hammer forging if the height diameter ratio of intermediate billet was too large or too small. At the same time, the equivalent strain of hammer forging also changed with different height diameter ratio of intermediate billet. The filling effect was the best and the strain distribution was uniform when the height-to-diameter ratio was 0.21. The degree of temperature rise in the center of forging increased with the increase of hammering energy. The forging with reasonable temperature distribution could be obtained by alternately using 50% and 80% energy during hammering. The forging deformation behavior of GH901 turbine disk is significantly affected by the height-to-diameter of intermediate billet and hammering energy. The turbine disk forging with high dimensional accuracy, uniform microstructure and excellent properties can be obtained by selecting appropriate hammer forging process parameters.

KEY WORDS: GH901; turbine disk; hammer forging; numerical simulation

航空发动机热端部件、航天火箭发动机高温部件及燃气轮机的高温耐蚀部件一般采用镍基高温合金制造^[1-3]，其中 GH901 是以 Fe-43Ni-12Cr 为基体，加入钛、铝等强化元素形成的时效硬化型镍基高温合金，广泛应用于 650 ℃ 以下工作的航空及地面燃气涡轮发动机上，如转动件、涡轮外环、紧固件等^[4-6]。镍基高温合金盘件一般通过模锻成形，模锻是应用广泛的一种锻造工艺，电液锤既有锤的速度和打击力，又有液压机静压成形的特点，这符合镍基高温合金对变形量、变形速度及锻造温度的要求，因此很适合于高温合金涡轮盘形锻件的生产^[7]。涡轮盘的模锻既要实现盘件的热加工成形性又要实现组织性能控制，二者均很重要，同时又互相影响、互相制约，这一特点在大直径的涡轮盘中体现得更为突出^[8]。涡轮盘作为航空发动机中最重要的转动件，其产品的性能质量直接制约着发动机的效率，而锻造工艺是决定涡轮盘锻件产品质量的关键因素^[9-11]。

GH901 合金平均晶粒尺寸约为 100~200 μm，与其他高温合金相比，GH901 合金的晶粒尺寸较大，晶粒尺寸的变化范围也更大^[12]。GH901 合金锻件的晶粒度大小和均匀程度对锻件的性能产生直接的影响，由锻造工艺不当引起的性能不合格问题无法由后期热处理工艺进行改善^[13]。在锻造生产中，由于 GH901 合金组织性能对热加工工艺参数较为敏感，若锻造工艺参数选择不当，容易形成粗晶、组织不均匀和性能不合格的问题，直接影响锻件的合格率^[14]。GH901 合金涡轮盘锻件的组织性能、成形时型腔的充填情况及质量稳定性主要取决于锻造工艺的控制，因此研究其模锻成形工艺具有重要的实用价值。

1 模锻成形工艺方案

1.1 零件工艺难点

某项 GH901 合金涡轮盘粗加工外形尺寸如图 1 所示，图 1a 为粗加工锻件的三维剖视图，图 1b 为粗

加工图。涡轮盘内孔直径为 113 mm，轮毂台阶高度为 65 mm，轮辐的上下端面均有凸起的台阶，轮缘部位厚度为 32 mm，涡轮盘的最大外径为 $\phi 475.5$ mm，内外径尺寸跨度达 181 mm。盘件截面高低起伏，沿径向展宽大，增加了工艺设计难度。此外 GH901 合金对温度较为敏感，易出现粗晶、变形抗力大及锻造工艺窗口窄的情况，导致该项涡轮盘锻件成形难度较高。

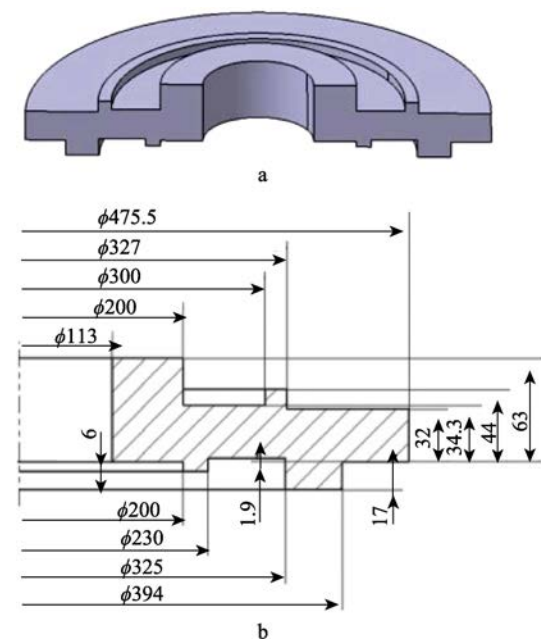


图 1 GH901 合金涡轮盘锻件粗加工尺寸图
Fig.1 Rough machining dimension of GH901 turbine disk forging

1.2 试验用原材料

试验用 GH901 合金原材料为 $\phi 250$ mm 的锻造车光棒材，采用真空感应+真空自耗重熔的方法冶炼，热处理制度为：固溶（1090±10）℃×3 h，水冷；一次时效（775±5）℃×4 h，空冷；二次时效（715±5）℃×24 h，空冷。棒材主要化学成分、室温拉伸性能、高温拉伸性能、高温缺口持久性能分别见表 1—4，棒

表 1 原材料主要化学成分（质量分数）
Tab.1 Main chemical composition of raw material (mass fraction) %

C	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	B	Mn	Si	P	S	Co	Fe
0.029	13.25	42.4	5.62	0.22	2.84	0.015	0.026	0.096	0.011	0.000 51	0.11	余量

表 2 原材料室温拉伸性能
Tab.2 Room temperature tensile properties of raw material

项目	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%	断面收缩率/%
检测结果 1	1203	892	22	41.5
检测结果 2	1224	878	24	35.5
指标	≥1130	≥810	≥9	≥12

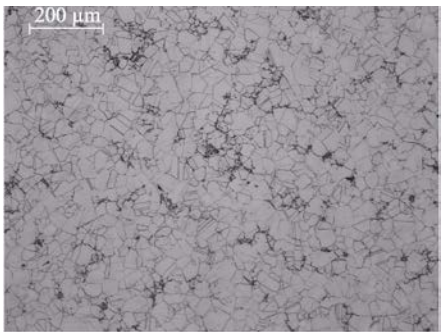
表 3 原材料高温拉伸性能
Tab.3 High temperature tensile properties of raw material

项目	温度/℃	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后伸长率/%
检测结果 1	575	1010	775	20
检测结果 2	575	1000	770	19.5
指标	575	≥960	≥690	≥8

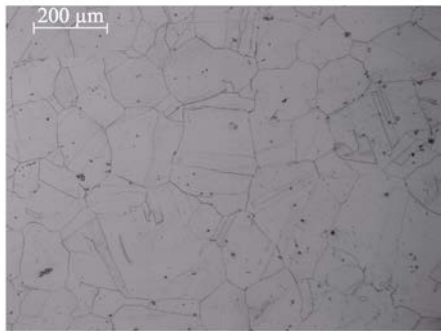
表 4 原材料高温缺口持久性能
Tab.4 High temperature notch rupture properties
of raw material

项目	温度/℃	试验应力/MPa	试验时间/h	伸长率/%
检测结果 1	650	620	245	10
检测结果 2	650	620	197	10
指标	650	620	≥23	≥4

材热处理前后横截面原始组织见图 2，原材料热处理前晶粒度为 7 级，热处理后晶粒度为 2.5 级，原材料各项指标满足技术要求。



a 热处理前



b 热处理后

图 2 GH901 合金原材料热处理前后高倍组织
Fig.2 Microstructure of GH901 raw material before and after heat treatment

设计模锻件时，需结合零件尺寸结构特点，对零件外廓尺寸进行适当放大处理，同时需考虑锻件流线分布的合理性，避免产生涡流和穿流。锻件不易填充的凹槽、尖角等区域需适当放量并用圆角过渡，但出于成本考虑，不宜有过多的机械加工余量。文中利用三维制图软件绘制出 GH901 合金涡轮盘锻件粗加工的三维模型，对粗加工轮廓作合理放量处理得到模锻件轮廓，计算出模锻件体积及最大投影面积，加上毛边余量、锻造烧损等消耗，得出所需棒料尺寸为 $\Phi 250\text{ mm}\times 285\text{ mm}$ 。

1.3 锻造工艺路线的确定

制定锻造工艺路线时，应合理分配锻造各火次的变形量，确定中间坯形状。结合该项 GH901 合金涡轮盘

的结构特点，确定成形工艺路线为棒材下料、镦粗、冲孔、模锻，图 3 为 GH901 合金涡轮盘锻件成形工艺简图。

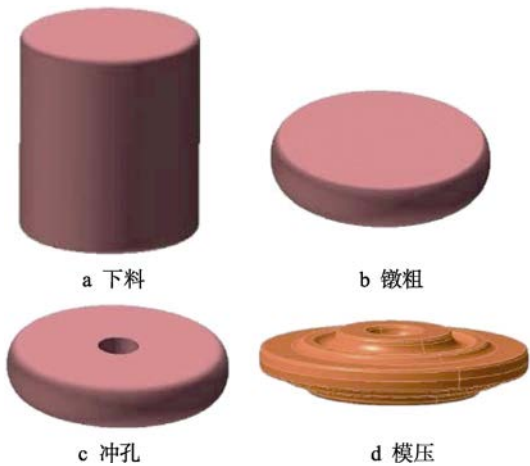


图 3 GH901 合金涡轮盘锻件模锻成形工艺简图
Fig.3 Forging process diagram of GH 901 turbine disk forging

2 模锻工艺过程模拟结果与分析

2.1 数值模拟条件

由于该项锻件轴对称，因此采用二维轴对称模型进行模拟。利用三维制图软件绘制坯料及模具模型，图 4 为模锻成形时模具与坯料的装配示意图。将坯料及模具模型导入 Simufact-2D 有限元模拟软件，采用钢塑性有限元法，将模具设置为刚性体，摩擦因数为 0.4，根据贵州安大航空锻造有限责任公司 10 t 电液锤实际参数，锤击最大能量为 280 kJ。锤锻中锤击能量存在一定损失，并非全部转化为坯料变形所需的能量，其转换效率通常为 0.8~0.9^[15]，本模拟设置能量转换效率为 0.8。锤击间隙为 2 s，锤击能量可调整，锤头质量为 $1\times 10^4\text{ kg}$ ，模具温度为 250 ℃，环境温度为 20 ℃。涡轮盘锻造时，动态再结晶主要受变形速率和温度影响，选取合适的锻造加热温度可使坯料更好填充模具，还能提高动态再结晶体积分数，降低平均晶粒尺寸分布，获得性能更优良的盘件^[16]。当 GH901 合金加热温度在 1000~1100 ℃ 之间时锻造不易开裂，具有较好的热加工塑性^[17-19]，因此锻件始锻温度设置为 1090 ℃。

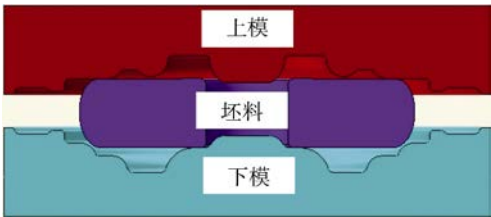


图 4 数值模拟模具示意图
Fig.4 Schematic diagram of numerical simulation model

2.2 中间坯高度对成形质量和应变的影响

镦粗、冲孔获得的中间坯尺寸将直接影响最终模锻成形效果,因此合理的中间坯尺寸十分重要。对于棒材而言,镦粗的高度直接决定了其外廓形状,结合生产经验,设计了如表5所示的4种中间坯高度方案,比较4种中间坯模锻的填充效果,从而优选出最佳的方案。

表5 中间坯高度和高径比

Tab.5 Height and ratio of height to diameter of intermediate blank

方案	方案1	方案2	方案3	方案4
中间坯高度	85	95	105	115
高径比	0.18	0.21	0.25	0.29

图5a—d分别为4种方案中间坯模锻时模具打靠后的填充情况。可以看出,方案1的锻件上端面靠内径轮毂的凸台两个尖角部位未充满,这是由于方案1高径比小,材料更多沿外径流动,因此外径轮缘处完

全填充时,靠内径的轮毂处仍没有完全填充,同时尖角处金属冷却较快、变形抗力和摩擦阻力大,也会导致其充不满。方案3和4靠内径的轮毂处填满,而轮缘处均未充满,这是由于中间坯高径比较大,模锻时材料沿径向流动的距离加大,且随着模锻的进行,坯料表面温度下降,与模具的摩擦力加大,导致材料更加难以向外径流动。方案2坯料则完全充满了模具型腔,余料往内外径的毛边槽均匀分布。

中间坯截面的典型点如图6所示,在坯料截面中心沿径向分别取3个典型点,比较4种方案中间坯模锻时该三点的等效应变, S_1 , S_2 , S_3 三点与坯料中心的距离分别为105, 175, 200 mm。图7为4种方案中间坯三点的等效应变随时间的变化曲线,可以看到方案1的 S_2 点等效应变较小,方案2—4的 S_1 和 S_2 点等效应变均达到0.54以上,4种方案外径的 S_3 点等效应变均达到0.8。可以看到,高径比越大,等效应变越大,这是由于高径比越大,变形程度越剧烈,可知方案2的3个点等效应变值差别不大。

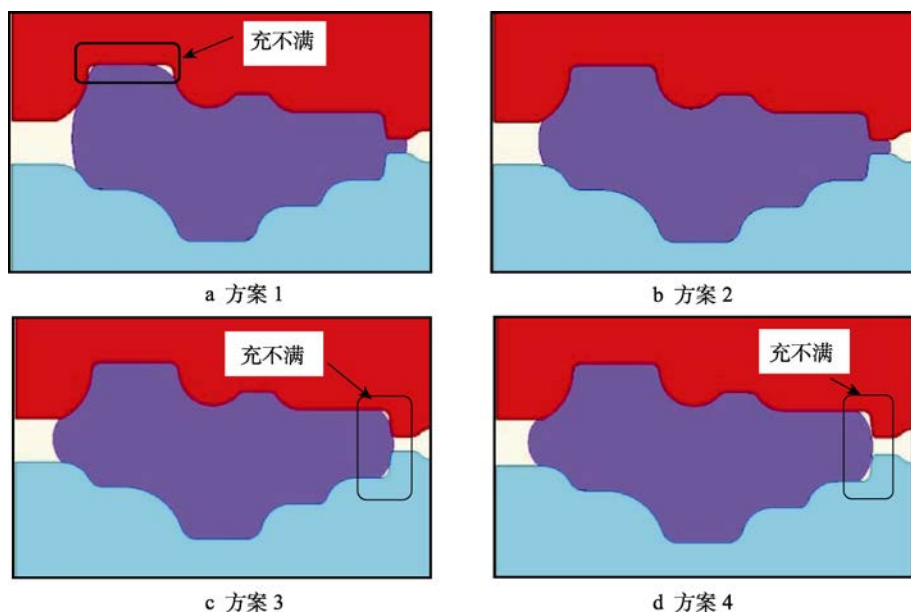


图5 不同中间坯的模锻填充结果

Fig.5 Filling results of forging with different intermediate blank

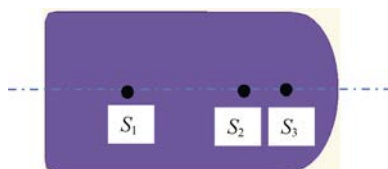


图6 中间坯截面的典型点

Fig.6 Typical point of intermediate blank section

方案2模锻时截面等效应变分布见图8,可知,坯料等效应变在0.25~1,整体等效应变分布较为合理。结合坯料的填充情况可知,方案2的中间坯更为合适,因此确定方案2作为模锻的中间坯。

2.3 锤击能量对锻件温度的影响

2.3.1 镦粗工序模拟结果与分析

锤击时采用不同能量的打击对坯料的温度分布及应变快慢有显著影响。为确定合理的锤击方式,结合贵州安大航空锻造有限责任公司的10 t电液锤,对4种典型锤击方式进行数值模拟,即每锤50%打击能量、每锤以50%和80%的能量交替打击、每锤80%、每锤100%打击能量,能量越大,锤头打击的初始速度越大,打击能量和打击速度见表6。比较4种打击能量下坯料在镦粗阶段的温度分布、典型点的温度随

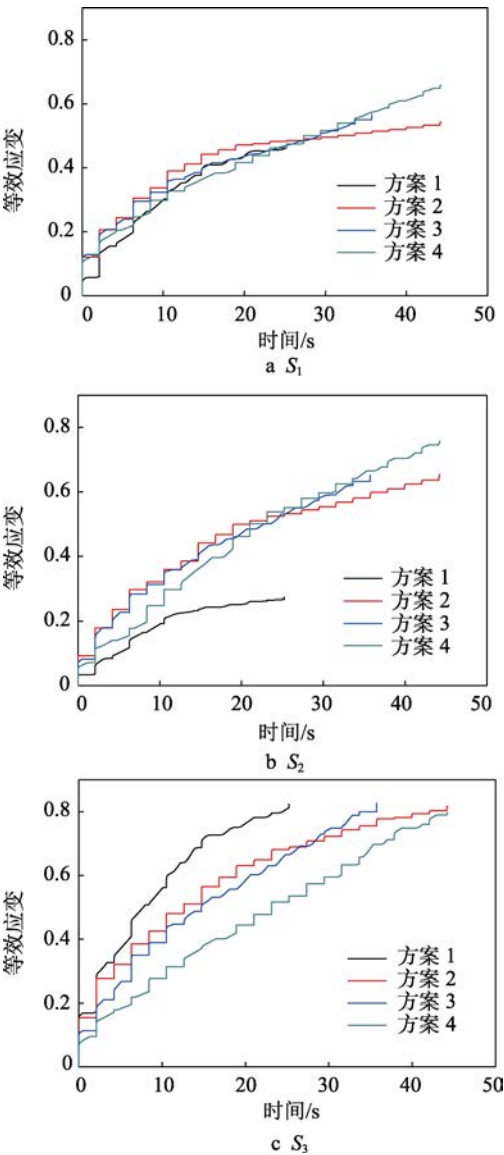


图 7 不同中间坯典型点的等效应变
Fig.7 Effective strain of typical points with different intermediate blank

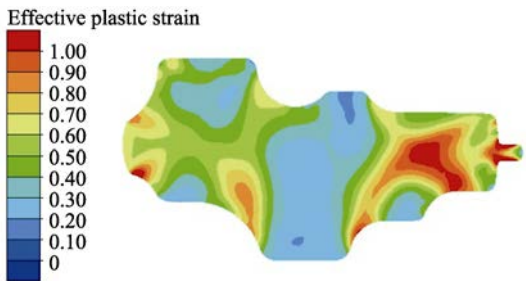


图 8 方案 2 模锻等效应变
Fig.8 Forging effective strain of plan 2

时间变化规律，从而得出较好的锻粗方案。

图 9 为锻粗阶段坯料以不同能量锤击的温度分布，可以看出，不同锤击能量下坯料的温度差别主要集中于心部。图 10 为不同锤击能量下高温区边缘与中心的距离曲线，方案 A 中，坯料心部较宽的区域

表 6 锤击能量及速度

Tab.6 Hammering energy and velocity

方案	锤击能量百分比/%	打击速度/(m·s ⁻¹)
方案 A	50	5.3
方案 B	50/80	5.3/6.7
方案 C	80	6.7
方案 D	100	7.5

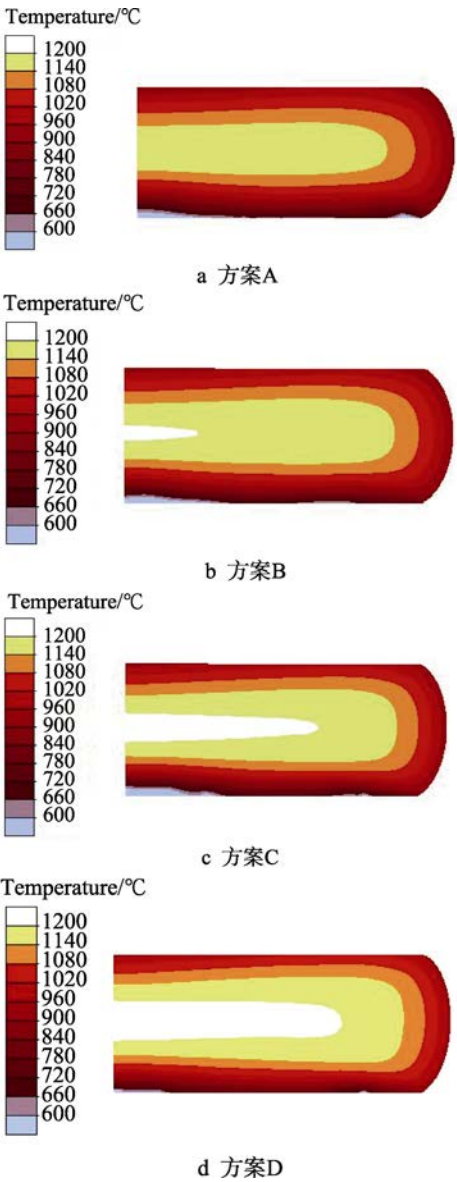


图 9 锻粗阶段温度分布
Fig.9 Temperature distribution in upsetting

温度在 1150~1180 ℃。方案 B 中，坯料中心沿径向上的一部分区域产生了较明显的温升，该区域的温度达 1200 ℃，最远处与中心相距 49 mm，其余较宽的中间区域温度分布在 1150~1190 ℃。方案 C 中，坯料中心区域 1200 ℃ 的高温区进一步扩大，最长达 134 mm。方案 D 中坯料心部高温区面积最大，此时沿径向最长达 150 mm。随着锤击能量的提高，坯料

中心高温区明显沿轴向和径向扩大。锤击能量大时,坯料成形时间短,但容易形成较大的温升区,影响锻件的组织性能;锤击能量小时,成形需要的时间长,但坯料内部不易形成大的温升区,但锤击能量过小时,随着坯料温度降低,坯料变形抗力增大,将增加成形难度。

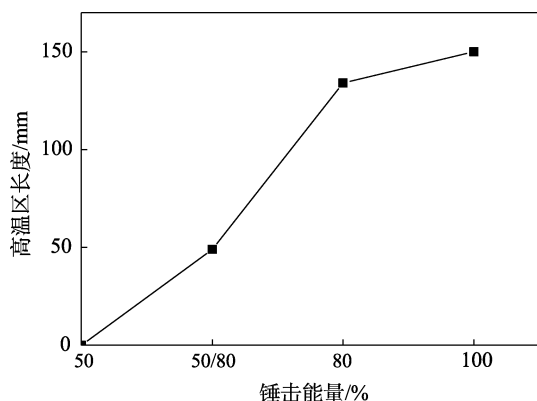


图 10 不同锤击能量的高温区长度
Fig.10 Length of high temperature zone with different hammering energy

坯料在锤击过程中某处位置的温度是实时变化的,这种变化会对坯料的内部晶粒组织产生影响。为进一步分析坯料在锤击过程中温度变化规律,在坯料的截面上选取 3 个典型点,以分析不同锤击能量下同一点的温度变化。如图 11 所示,取坯料中部的高温区 P_1 、中温区 P_2 及低温区 P_3 三点,将该三点的温度随时间的变化作成图 12 所示的曲线。可以看出,靠近坯料外缘的质点 P_3 随着锻粗过程的进行,其温度连续下降,而坯料内部区域的 P_1 和 P_2 点则随着锤击

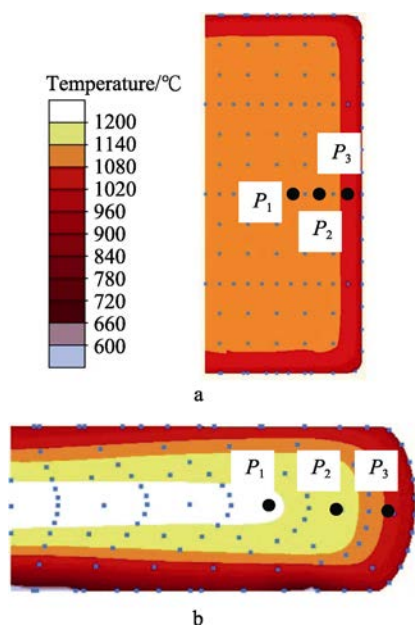


图 11 坯料截面的典型点
Fig.11 Typical points of blank section

的进行,其温度升高。这是由于 GH901 合金热传导系数低、变形抗力大,锻造过程中吸收的一部分动能转为热能,且心部位置材料温度很难传递出去,随着锤击的进行,源源不断的动能转化成热能而导致产生温升,打击能量越大,坯料心部所产生的热量越大。

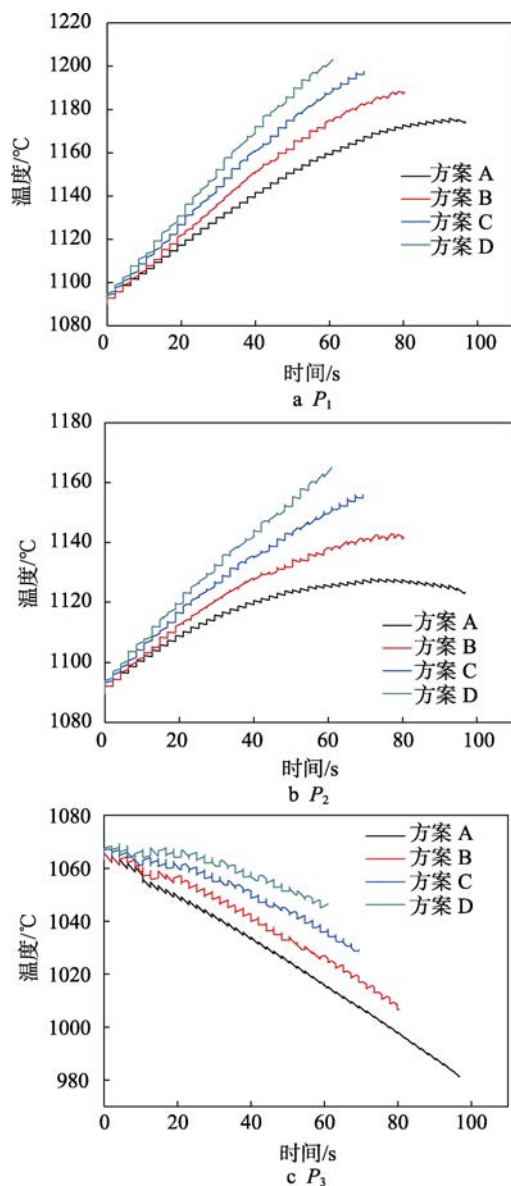


图 12 锻粗过程 P_1 , P_2 , P_3 三点温度-时间曲线
Fig.12 Temperature-time curve of point P_1 , P_2 , P_3 in upsetting

图 13 为坯料锻粗阶段的等效应变,可以看出,坯料整体变形量较大,等效应变多在 0.6 以上,中心上下端面区域等效应变最小,这是因为坯料上下端面的中心区域直接与模具接触,处于难变形区,而涡轮盘内部的中心区域金属易于向四周流动^[20],因此变形量较大,导致坯料锻粗时中心区域表面及心部变形差异大,为了获得变形量较一致的中间坯,同时便于后续模锻更好地成形,该区域将通过随后的冲孔工序将其去除。

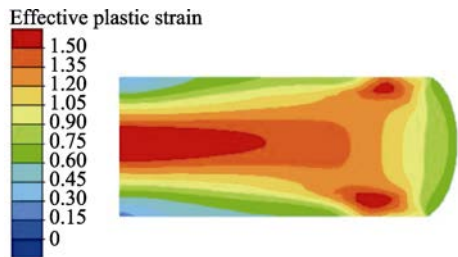


图 13 墩粗阶段等效应变

Fig.13 Effective strain in upsetting

图 14 为冲孔时将中间芯料切下的过程，冲孔便

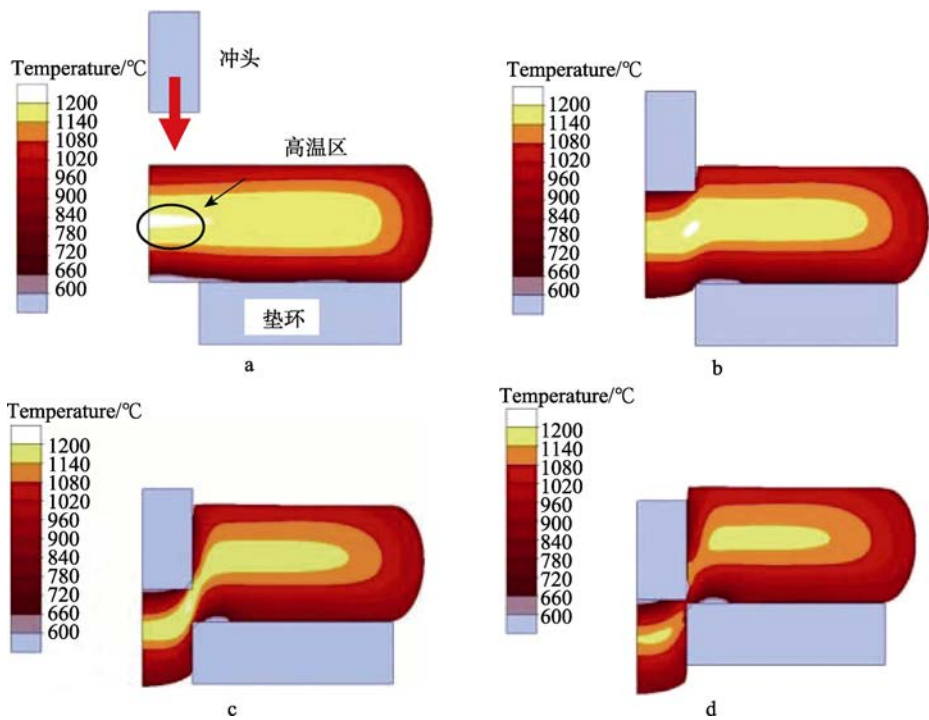


图 14 坯料冲孔过程

Fig.14 Blank punching process

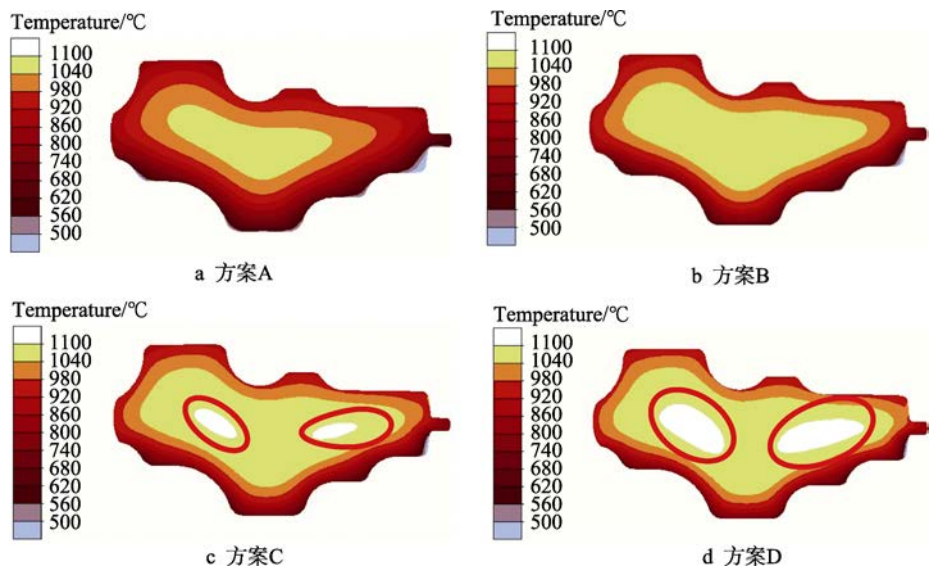


图 15 坯料模锻阶段温度分布

Fig.15 Temperature distribution in blank forging stage

于在后续模锻中进行定位对中，使模具型腔各处填充均匀，同时还可将墩粗所产生的变形死区及高温区去除，使中间坯组织更加均匀。

2.3.2 模锻工序模拟结果与分析

将墩粗、冲孔后得到的坯料进行模锻工序的模拟。为得出最佳锤击的工艺方案，同样地，模锻过程中锤击能量分别按表 2 的 4 种方案进行，从而选出合适的模锻锤击能量。图 15 给出了以上 4 种锤击能量下锻件终锻时的温度分布云图，可以看到，当电液锤

以方案 A、方案 B 打击时, 锻件截面上均未产生明显的温升区, 当以方案 C、方案 D 交替打击时, 锻件截面上靠近轮毂和轮辐的中心区域 (图中红圈处) 出现了两个高温区。

为分析锻件截面上典型区域在模锻过程中的温度变化, 选取如图 16 所示的 3 个点进行温度追踪。图 17 为该 3 个点的温度-时间曲线, 可知, 高温区 Q_1 、 Q_2 和较低温度区的 Q_3 在模锻的开始阶段温度均有小幅上升, 而后产生温降。锤击能量越低则温度上升的幅度越小, 且最终温度也越低, 反之则越高。打击能量低时, 锻件整体温度偏低, 这样不利于材料完成动态再结晶, 而打击能量过高则导致锻件局部温升明显, 锻件出现晶粒粗大的概率增加, 综合比

较之下, 采用方案 B 锤击时坯料内部不会产生过高的温度, 这种“轻-重-轻-重”的锤击方式也保证了坯料能够在有限时间内充分填充型腔, 因此方案 B 是最优的锤击方式。

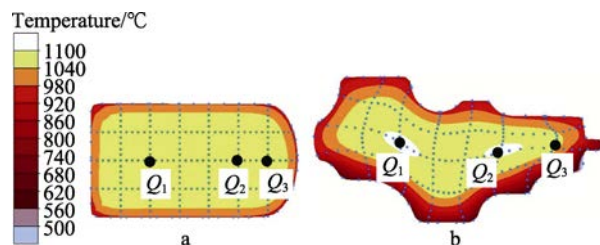


图 16 锻件截面的典型点

Fig.16 Typical points of forging section

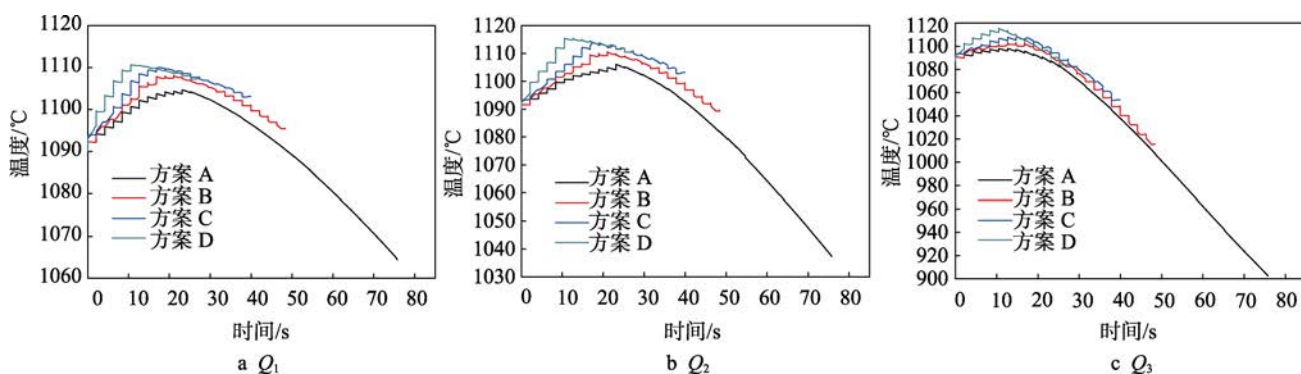


图 17 Q_1 , Q_2 , Q_3 三点温度-时间曲线

Fig.17 Temperature-time curve of point Q_1 , Q_2 , Q_3

3 工艺试验验证

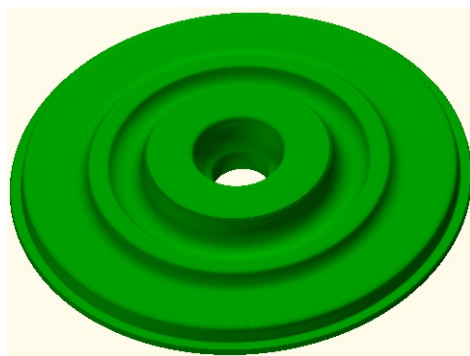
利用数值模拟得到的模锻成形工艺参数, 设计并制造了上模和下模, 在 10 t 电液锤上进行了工艺试验。模拟得到的锻件与模锻实物比较如图 18 所示, 试验得出的 GH901 合金涡轮盘产品无裂纹、表面光洁、充填完好, 尺寸精度高, 经检测涡轮盘锻件符合要求, 证实了 GH901 合金涡轮盘锻件模锻工艺设计及模拟结果合理、正确。

盘件高倍取样位置见图 19, 锻件经热处理后, 在截面 (径轴面) 的典型区域上切取高倍试样进行晶粒度检测, 图 20 为各区域高倍组织, 经检测各区域晶粒度均在 2—3 级之间, 均匀性较好。

GH901 合金涡轮盘锻件按标准^[4]进行室温拉伸、高温拉伸和高温持久性能测试, 其结果见表 7—9, 结果显示各项指标符合标准要求, 证明该电液锤模锻工艺方案合理可行。



a



b

图 18 最终成形盘件外形

Fig.18 Contour of formed plate

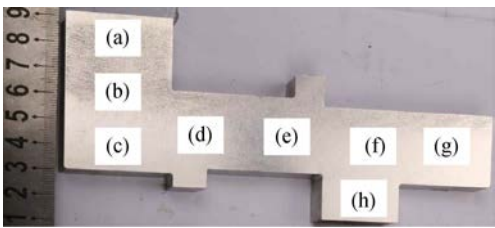


图 19 盘件高倍取样位置
Fig.19 Microstructure sampling position of disk

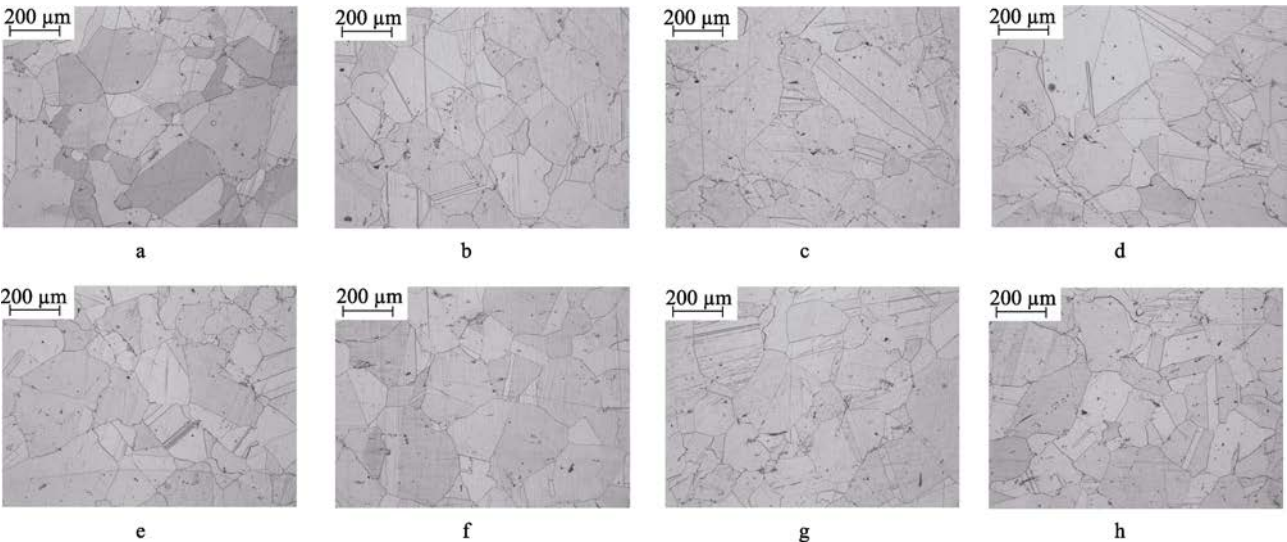


图 20 盘件截面高倍组织
Fig.20 Microstructure of disk section

表 8 盘件高温拉伸性能
Tab.8 High temperature tensile properties of disk

项目	温度/℃	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后伸长率/%
检测结果 1	575	1010	768	18
检测结果 2	575	1008	786	18
指标	575	≥960	≥690	≥8

表 9 盘件高温缺口持久性能
Tab.9 High temperature notch rupture properties of disk

项目	温度/℃	试验应力/MPa	试验时间/h	伸长率/%
检测结果 1	650	620	195	8
检测结果 2	650	620	200	10
指标	650	620	≥23	≥4

4 结论

设计了 GH901 合金涡轮盘的锤上模锻工艺，通过有限元数值模拟，分析了不同中间坯高度对模锻成形填充情况的影响，并得出了最佳的中间坯高度尺寸。对不同锤击方式下镦粗、模锻过程的温度场进行分析，得出锤击能量越大，坯料内部越容易产生温升。当电液锤以“轻-重-轻-重”的模式循环打击时，锻件

表 7 盘件室温拉伸性能
Tab.7 Room temperature tensile properties of disk

项目	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%	断面收缩率/%
检测结果 1	1285	989	16.0	21
检测结果 2	1296	997	17.0	20
指标	≥1130	≥810	≥9	≥12

的温度场分布较为合理。试验结果与模拟结果基本一致，GH901 合金盘锻件尺寸一致性较好，各项组织性能结果均符合指标要求，说明文中提出的在电液锤上模锻成形的工艺是可行的，对该类涡轮盘锻件的实际生产具有较好的指导意义。

参考文献：

[1] DU Jin-hui, LYU Xu-dong, DENG Qun, et al. Progress in the Research and Manufacture of GH4169 Alloy[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2015, 22: 657—663.

[2] DU Jin-hui, DENG Qun, DONG Jian-xin, et al. Recent Progress of Manufacturing Technologies on C&W Superalloys in China[C]// 8th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives, Pittsburgh, 2014: 33—46.

[3] LYU Xu-dong, DU Jin-hui, DENG Qun. High Temperature Structure Stability of GH4169 Superalloy[J]. Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 2013, 559: 623—628.

[4] "中国航空材料手册"编辑委员会. 中国航空材料手册 (第2卷)[M]. 北京: 中国标准出版社, 2001: 494—509. EDITORIAL Board of China Aeronautical Materials

- Handbook. China Aeronautical Materials Handbook (Volume 2)[M]. Beijing: Standards Press of China, 2001: 494—509.
- [5] 张光明, 魏晓伟, 王剑. GH901 的双阴极辉光离子渗氮的实验研究[J]. 装备制造与教育, 2018, 32(1): 60—63.
- ZHANG Guang-ming, WEI Xiao-wei, WANG Jian. The Preliminary Study on the Process of Double Cathode Glow Plasma Nitriding for GH901 Alloy[J]. Equipment Manufacturing and Education, 2018, 32(1): 60—63.
- [6] ZHANG Shun-nan, YU Hua-feng, ZHANG Tian-xiang, et al. Incoloy 901 Alloy with Improved Malleability[J]. Materials Science and Engineering A-Structural Materials Properties Microstructure and Processing, 1992, 158(1): 47—51.
- [7] 张鹏翔. 镍基高温合金锻造新工艺的开发与应用[J]. 热加工工艺, 2016, 45(5): 11—13.
- ZHANG Peng-xiang. Development and Application of New Forging Technology of Nickel Base Superalloy[J]. Hot Working Technology, 2016, 45(5): 11—13.
- [8] 杜金辉, 吕旭东, 董建新, 等. 国内变形高温合金研制进展[J]. 金属学报, 2019, 55(9): 1115—1132.
- DU Jin-hui, LYU Xu-dong, DONG Jian-xin, et al. Research Progress of Wrought Superalloys in China[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(9): 1115—1132.
- [9] CAI Da-yong, ZHANG Wei-hong, NIE Pu-lin, et al. Dissolution Kinetics of Phase and Its Influence on the Notch Sensitivity of Inconel 718[J]. Materials Characterization, 2007, 58: 220—225.
- [10] THOMAS A, WAHABI M E, CABRERA J M, et al. High Temperature Deformation of Inconel 718[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2006, 177: 469—472.
- [11] 毕中南, 曲敬龙, 邓群, 等. 航空发动机用 GH4738 涡轮盘的模锻工艺研究[J]. 钢铁研究学报, 2011, 23(S2): 290—293.
- BI Zhong-nan, QU Jing-long, DENG Qun, et al. Investigation on Die Forging Process of Aeroengine Used GH4738 Disc[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2011, 23(S2): 290—293.
- [12] FANG Dai-ning, BERKOVITS A. Mean Stress Models for Low-Cycle Fatigue of a Nickel-Base Superalloy[J]. International Journal of Fatigue, 1994, 16: 429—437.
- [13] 谭海波, 窦忠林, 庞素丽. GH901 合金涡轮轴锻造工艺改进[J]. 锻压技术, 2007, 32(6): 40—42.
- TAN Hai-bo, DOU Zhong-lin, PANG Su-li. Improvement of Forging Process for GH901 Turbine-Shaft[J]. Forging & Stamping Technology, 2007, 32(6): 40—42.
- [14] 郭鸿镇. 合金钢与有色合金锻造[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2009: 136—142.
- GUO Hong-zhen. Alloy Steel and Nonferrous Alloy Forging[M]. Xi'an: Northwest Polytechnic University Press, 2009: 136—142.
- [15] SHEN G, SHIVPURI R, SEMIATIN S L, et al. Investigation of Microstructure and Thermomechanical History in the Hammer Forging of an Incoloy 901 Disk[J]. CIRP Annals-Manufacturing Technology, 1993, 42(1): 343—346.
- [16] 王彦菊, 姜嘉赢, 沙爱学, 等. 新型高温合金材料建模及涡轮盘成形工艺模拟[J]. 材料工程, 2020, 48(7): 127—132.
- WANG Yan-ju, JIANG Jia-ying, SHA Ai-xue, et al. Modeling of Newest Superalloy and Simulation of Forming Process for Turbine Disk[J]. Journal of Materials Engineering, 2020, 48(7): 127—132.
- [17] 殷明, 冯涤, 韩光炜. GH901 合金热加工工艺的研究[J]. 金属学报, 1999, 35(2): 24—27.
- YIN Ming, FENG Di, HAN Guang-wei. Study on the Hot Working Process of Superalloy GH901[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1999, 35(2): 24—27.
- [18] MOHAMMADI S F, MORAKABATI M, ABBASI S M, et al. Hot Deformation Behavior of Incoloy 901 Through Hot Tensile Testing[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23(4): 1424—1433.
- [19] MOHAMMADI S F, MORAKABATI M, ABBASI S M, et al. Hot Ductility of Incoloy 901 Produced by Vacuum Arc Remelting[J]. ISIJ International, 2014(54): 1353—1360.
- [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.
- CHEN Lin-jun, CHEN Gang, ZHU Qiang, et al. Thermoplastic Forming Process of Nickel-Based Superalloy Micro Turbine Disk[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2018, 10(2): 25—30.