

引文格式: 牛永吉, 张志伟, 安宁, 等. GH141 合金工艺特性研究[J]. 航空制造技术, 2021, 64(1/2): 57-61.

NIU Yongji, ZHANG Zhiwei, AN Ning, et al. Study on processing characteristics of superalloy GH141[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2021, 64(1/2): 57-61.

# GH141合金工艺特性研究

牛永吉<sup>1,2</sup>, 张志伟<sup>2</sup>, 安宁<sup>2</sup>, 高杨<sup>2</sup>

(1. 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083;

2. 北京北冶功能材料有限公司, 北京 100192)

**[摘要]** 研究了 GH141 变形高温合金的冷加工硬化特性、静态再结晶及热处理对合金硬度、组织的影响。结果表明, GH141 合金固溶温度须在 1060℃ 温度以上, 在 1060℃ 保温 4min 硬度才出现较显著下降; 冷却速度对硬度影响显著, 水冷软化效果明显好于空冷; 1000℃ 以上退火, 冷却速度的影响超过了热处理温度的影响, 说明冷却过程中析出硬化掩盖了热处理软化效果;  $\gamma'$  大幅度回溶需 1050℃ 以上; 冷变形后的合金在 1050℃ 即能完成再结晶, 1120℃ 以上会发生晶粒长大。

**关键词:** GH141 高温合金; 再结晶; 工艺特性; 冷加工; 热处理

**DOI:** 10.16080/j.issn1671-833x.2021.01/02.057



牛永吉

高级工程师, 博士, 研究方向为高温合金、特种不锈钢等。

GH141 为沉淀硬化镍基变形高温合金, 在 650~900℃ 范围内具有高的拉伸和持久蠕变强度和良好的抗氧化性能, 用于制造在 870℃ 以下要求有高强度和 980℃ 下要求抗

氧化的航空、航天发动机高温零部件<sup>[1]</sup>。该合金由于合金化程度高在变形高温合金中属于强度最高的合金之一, 也是加工难度最大的合金之一<sup>[2-5]</sup>。GH141 合金为公认的较难加工的镍基变形高温合金, 曾一度被称为“高温合金之王”, 其不但含有高达 40%Co+Cr+Mo (较 GH738 含量高近 5%) 作为固溶强化和碳化物强化, 而且含有近 5% 的铝钛 (较 GH738 含量高 0.5%) 进行时效强化, 综合强化元素总计高达 46%,  $\gamma'$  析出量达到近 30% (图 1), 超高的合金化也给加工造成了极大的困难。强度高, 加工硬化快, 特别是由于  $\gamma'$  析出迅速, 热处理后 10 余秒的时间内  $\gamma'$  大量析出<sup>[6-7]</sup>, 这给热处理工艺及工装提出了巨大的挑战。在合金冷加工过程中, 如何获得良好的加工性能和达到使用要求的优良强塑性是一大难题, 合金冷加工、热处理等工艺特性以及再结晶规律的掌握是前

提。于慧臣<sup>[8]</sup>和刘雅晶等<sup>[9-10]</sup>涉及到了该合金热加工及热处理对合金组织性能控制的研究, 王凯等<sup>[11-13]</sup>对合金热加工特性进行了较系统的研究, 但对于冷轧板、带材的工艺特性报道较少。

## 试验方法

试验生产合金 GH141 (GH4141) 成分见表 1。采用真空感应炉 + 真空自耗重熔冶炼钢锭, 经过锻造、热轧以及冷轧到 2mm 带坯进行试验。在 2mm 冷轧带坯上切取试样在箱式炉进行热处理试验, 热处理温度 1060~1150℃, 保温时间 1~14min, 冷却方式为水冷和空冷。将 2mm 冷轧带坯在 1080℃/10min 退火后进行 10%~60% 范围内的不同变形量冷轧, 切取不同变形量的带材样品, 在箱式炉进行热处理试验, 热处理温度 500~1240℃, 保温时间 10min, 水冷。制取不同状态的试样进行维氏硬度

测试。采用 Thermo-Calc 热力学计算软件,对 GH141 合金的平衡析出相及 TTT 曲线进行模拟计算。硬度测试执行 GB/T 4340.1 (《金属维氏硬度试验第 1 部分: 试验方法》),晶粒度评级执行 GB/T 6394 (《金属平均晶粒度测定方法》)。制取不同状态的试样经过磨制、抛光和化学腐蚀后进行组织分析。金相试样腐蚀剂配方为: 3g CuSO<sub>4</sub>+75mL HCl+25mL 酒精,采用光镜及扫描电镜进行晶粒度评级及组织分析。

### 试验结果与分析

#### 1 冷加工硬化特性

GH141 合金冷加工硬化曲线见图 2, GH141 合金 30% 变形量下硬度 HV 达到了 500, 而 GH625 合金变形量即使达到 60%, 硬度 HV 仍未到 500<sup>[14]</sup>, 可见, GH141 合金无论是加工硬化速率还是不同变形量下的硬度绝对值, 均远高于 GH625 合金, 该合金冷加工抗力远超过 GH625。

#### 2 热处理对 GH141 合金硬度的影响

GH141 合金热处理要求严苛, 组织性能控制难度大。热力学计算及实践均证实固溶处理后在强化相  $\gamma'$  析出温度范围 10s 之内该合金便会有沉淀强化相  $\gamma'$  析出(图 3), 在加工过程中及成品热处理中抑制  $\gamma'$  大量析出是合金带材获得良好加工性能的关键之一。图 4 和 5 为不同退火温度、保温时间、冷却方式对 2mm 厚度冷轧板硬度的影响。试验显示温度 1060~1150 °C、保温时间 1~14min 条件下, 不管在什么温度退火, 虽然随着温度升高、保温试验延长, 硬度均下降, 但在空冷制度下, 硬度均未能降低到 HV300 以下, 唯有水冷方能使合金硬度降低到 HV300 以下(图 4)。说明空冷过程中  $\gamma'$  相的大量析出强化了合金, 使合金硬度始终保持在较高的水平, 水冷的冷却速度抑制了  $\gamma'$  的大量析出, 使合金硬度

Ni-1.51Al-10.82Co-19.31Cr-0.2Fe-9.77Mo-3.23Ti-0.006B-0.08C (质量分数/%)

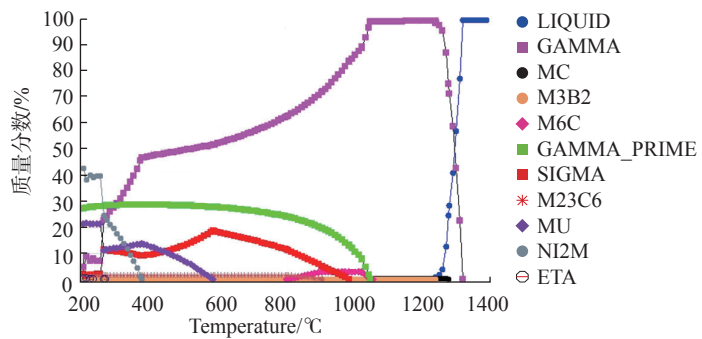


图1 GH141热力学计算相图

Fig.1 Calculated results of equilibrium phases

表1 GH141合金化学成分 (质量分数)

Table 1 Chemical composition of GH141 superalloy

%						
Co	Cr	Mo	Ni	Al	Ti	B
10.00~12.00	18.00~20.00	9.00~10.50	余	1.40~1.60	3.00~3.30	0.003~0.010
Si	Mn	P	S	Cu	C	Fe
≤ 0.50	≤ 0.10	≤ 0.015	≤ 0.015	≤ 0.50	≤ 0.12	≤ 5.00

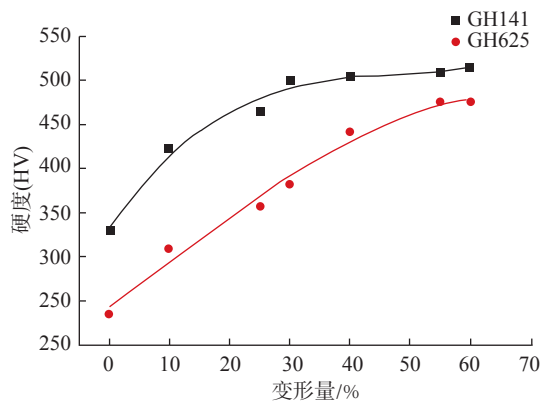


图2 GH141合金冷加工硬化曲线

Fig.2 Cold working hardening curve of GH141

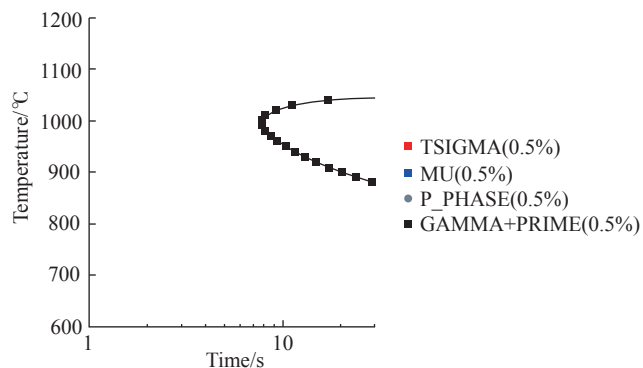


图3 GH141合金计算TTT曲线

Fig.3 Calculated TTT curve of GH141

降低到了较低水平。

### 3 GH141 合金静态再结晶

在繁杂的薄带加工过程中,晶粒组织的系统有效控制是最终合格产品的保证,这需要对合金热处理进行精确控制,为此,进行了合金静态再结晶研究。图6为不同变形量下退火温度对GH141合金硬度的影响。图7为不同变形量下退火温度对GH141合金晶粒度的影响。图8为40%冷变形合金不同温度退火后的晶粒组织,850℃退火后组织仍呈变形组织特征,1050℃退火后合金组织为细小的再结晶晶粒,1150℃退火后合金晶粒长大明显,1240℃退火后合金晶粒粗化。可见,950℃以下退火,合金硬度较冷轧态有所增加,且随变形量增加,退火后的硬度增幅增大,时效硬化效应突出,碳化物的析出及 $\gamma'$ 的析出是造成时效硬化的原因,变形量的增加使得应变时效作用增加,促进了析出强化。950℃以上合金回复效应显现,1000℃及以下合金晶粒度大小未发生变化。硬度大幅度降低的退火温度须达到1050℃以上,金相显示合金为再结晶小晶粒,说明合金再结晶及 $\gamma'$ 大幅度回溶温度须达到1050℃。1120℃以上发生晶粒长大,1150℃及以上合金晶粒粗化明显。

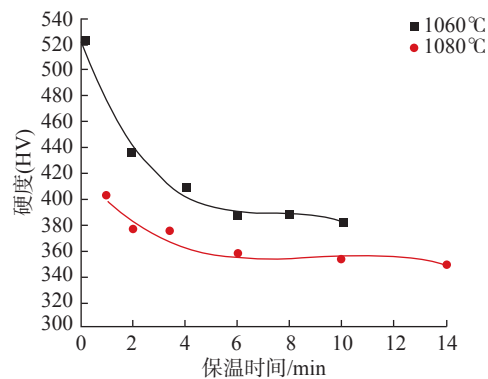


图4 退火温度及保温时间对硬度影响(空冷)

Fig.4 Influence of annealing temperature and holding time on hardness (air cooling)

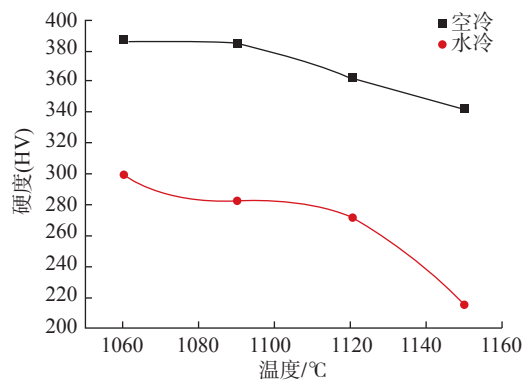


图5 退火温度及冷却方式对硬度影响(保温10min)

Fig.5 Influence of annealing temperature and cooling mode on hardness (10min)

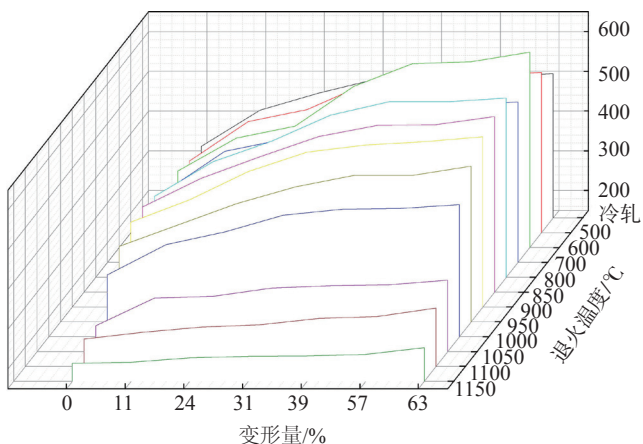


图6 不同变形量下退火温度对GH141合金硬度的影响

Fig.6 Influence of annealing temperature on hardness of GH141 alloy under different deformation

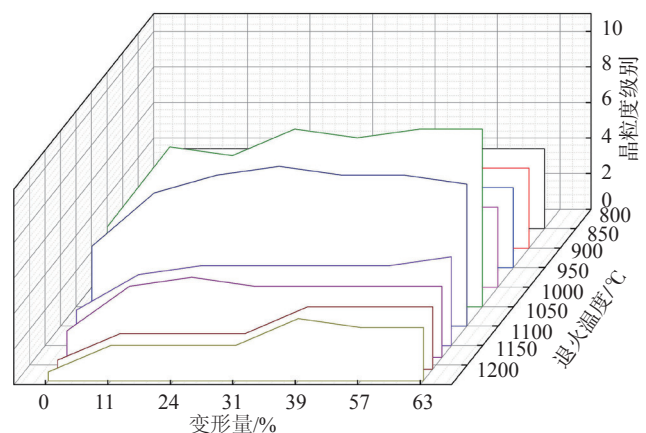


图7 GH141合金静态再结晶图

Fig.7 Static recrystallization diagram of GH141

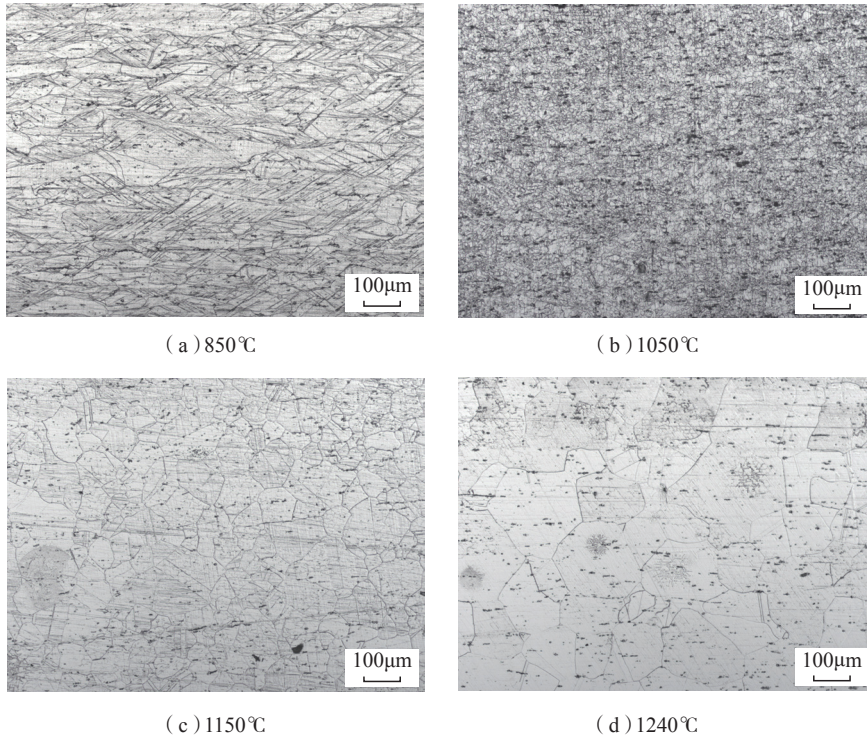


图8 40%冷变形GH141合金不同温度退火后的晶粒组织  
Fig.8 Grain microstructure of 40% cold worked GH141 alloy after annealing at different temperatures

## 结论

(1) GH141合金固溶温度须在1060℃温度以上,在1060℃保温4min硬度才出现较显著下降。

(2) 就整个试验结果来看,冷却速度对硬度影响显著。水冷软化效果明显好于空冷。1000℃以上退火,冷却速度的影响超过了热处理温度的影响,说明冷却过程中析出硬化掩盖了热处理软化效果。

(3) 950℃为GH141合金再结晶及 $\gamma'$ 回溶温度界, $\gamma'$ 大幅度回溶需1050℃以上。冷变形后的合金在1050℃退火即能完成再结晶,1120℃以上会发生晶粒长大。

## 参考文献

[1] 中国航空材料手册编委会. 中国航空材料手册第二卷[M]. 第2版. 北京: 中国标准出版社, 2001.

China Aviation Materials Manual

Editorial Committee. China aviation materials handbook[M]. 2nd ed. Beijing: Standards Press of China, 2001.

[2] 沈道贵. GH141高强度高温合金[J]. 宇航材料工艺, 1985(6): 5-10.

SHEN Daogui. GH141 High strength superalloy[J]. Aerospace Materials and Technology, 1985(6): 5-10.

[3] 梁艳, 马超, 李春颜. GH141高温合金的热加工工艺[J]. 金属热处理, 2012, 37(10): 105-107.

LIANG Yan, MA Chao, LI Chunyan. Hot working process of superalloy GH141[J]. Heat Treatment of Metals, 2012, 37(10): 105-107.

[4] PAN Q L, LI B, WANG Y, et al. Characterization of hot deformation behavior of Ni-base superalloy Rene' 41 using processing map[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 585: 371-378.

[5] 徐敏, 杨武强, 张斌, 等. 镍基高温合金GH141平衡析出相的热力学计算分析[J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45(11): 2925-2931.

XU Min, YANG Wuqiang, ZHANG Bin, et al. Thermodynamic calculation of

equilibrium precipitation phases in GH141 Ni-based superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(11): 2925-2931.

[6] 冶军. 美国镍基高温合金[M]. 北京: 科学出版社, 1978.

YE Jun. American Nickel-based superalloy [M]. Beijing: Science Press, 1978.

[7] 陈国良. 高温合金学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988.

CHEN Guoliang. Superalloy[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988.

[8] 于慧臣, 谢世殊, 吕俊英, 等. GH141合金的显微组织控制[J]. 材料工程, 2003, 31(5): 7-10.

YU Huichen, XIE Shishu, LÜ Junying, et al. Microstructures control in Ni-base superalloy GH141[J]. Journal of Materials Engineering, 2003, 31(5): 7-10.

[9] 刘雅晶, 杨洪才. GH141合金碳化物及 $\gamma'$ 的沉淀[J]. 特殊钢, 1996, 17(6): 12-16.

LIU Yajing, YANG Hongcai. Carbides and  $\gamma'$  precipitated in alloy GH141[J]. Special Steel, 1996, 17(6): 12-16.

[10] 刘雅晶, 杨洪才. GH141合金晶界上M23C6的连续沉淀对持久性能的影响[J]. 上海金属, 1998, 20(1): 20-23.

LIU Yajing, YANG Hongcai. The effect of continuous precipitation of M23C6 at grain boundary on the creep rupture property of GH141 alloy[J]. Shanghai Metals, 1998, 20(1): 20-23.

[11] 王凯, 刘东, 耿剑, 等. GH141合金的热态变形特性[J]. 热加工工艺, 2009, 38(8): 49-53, 95.

WANG Kai, LIU Dong, GENG Jian, et al. Hot deformation characteristics of GH141 superalloy[J]. Hot Working Technology, 2009, 38(8): 49-53, 95.

[12] 张华, 郭灵. GH141合金环形锻件轧制工艺参数的研究[J]. 材料工程, 1996, 24(11): 34-36.

ZHANG Hua, GUO Ling. The study on rolling technology parameters of ring forging in GH141[J]. Journal of Materials Engineering, 1996, 24(11): 34-36.

[13] 谢永富, 李玉凤, 苏春民. GH141镍基高温合金环形件生产工艺优化[J]. 兵器装备工程学报, 2017, 38(7): 168-170.

XIE Yongfu, LI Yufeng, SU Chunmin. Research on processing optimization of miniature ring forging with GH141 alloy[J].

Journal of Ordnance Equipment Engineering, 2017, 38(7): 168–170.

[14] 范强, 牛永吉. GH625 合金研制总结[R]. 北京: 北京北冶功能材料有限公司,

FAN Qiang, NIU Yongji. The research and development of GH625 alloy[R]. Beijing: Beijing Beiyue Functional Materials Corporation,

2007.

通讯作者: 牛永吉, E-mail: niuyongji@163.com.

## Study on Processing Characteristics of Superalloy GH141

NIU Yongji<sup>1,2</sup>, ZHANG Zhiwei<sup>2</sup>, AN Ning<sup>2</sup>, GAO Yang<sup>2</sup>

(1. School of Material Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;  
2. Beijing Beiyue Functional Materials Corporation, Beijing 100192, China)

**[ABSTRACT]** In this paper, the cold work hardening characteristics, static recrystallization characteristics and the effect of heat treatment on the hardness and microstructure of GH141 nickel-based deformation superalloy had been studied. The results show that the solution temperature of GH141 alloy must be above 1060°C. The cooling speed has a significant effect on the hardness, and the effect of water-cooling softening is obviously better than air cooling, which shows that precipitation hardening covers the softening effect of heat treatment during cooling. It needs to be heated above 1050°C for  $\gamma'$  large-scale dissolution. The recrystallization of the cold deformed alloy can be completed at 1050°C, and the grain coarsening will occur above 1120°C.

**Keywords:** Superalloy GH141; Recrystallization; Processing characteristics; Cold working; Hot treatment

(责编 大漠)

(上接第56页)

## Effect of Crystal Orientation on High Cycle Fatigue Properties of Fourth Generation Single Crystal Superalloy DD15

SHI Zhenxue, LIU Shizhong, ZHAO Jinqian, WANG Xiaoguang, LI Jiarong

(Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**[ABSTRACT]** The fourth generation single crystal superalloy DD15 with [001], [011] and [111] orientations was cast using seed method in the directionally solidified furnace. The high cycle fatigue properties of the alloy with different orientation were investigated at 800°C. The microstructure, fracture surface and fatigue ruptured microstructure of the alloy with different orientation were studied. The results show that the alloy with different orientation has obviously various as-cast dendritic structure and heat treated  $\gamma'$  phase on the section perpendicular to the solidified direction. The high cycle fatigue properties of alloy at 800°C has anisotropy and fatigue limit of the alloy decreases with the sequence of [111], [001] and [011] orientation. The high cycle fatigue of alloy with different orientation breaks along the plane. The angle between the fracture plane and the stress axis of the sample is different and decreases with the sequence of [011], [001] and [111] orientation. The high cycle fatigue fracture characteristics are basically the same. Fatigue source zone, crack propagation zone and transient fracture zone can be seen on the fracture surface of the alloy with different orientation. The fatigue crack initiated at or near the surface and propagated along {111} planes. The river pattern and fatigue striation can be seen in the crack propagation zone. The cleavage step and tear ridge can be seen in the transient fracture zone. The fracture mechanism is all quasi-cleavage fracture. The  $\gamma'$  phase morphology still maintained cubic after fracture because of lower test temperature.

**Keywords:** Single crystal superalloy; DD15; High cycle fatigue; Crystal orientation; Anisotropy

(责编 一元)