

# GH4169D 高温合金锻件持久寿命的影响因素研究

王妙全, 田成刚, 徐 瑶, 南 洋, 袁文玲

(中国航发商用航空发动机有限责任公司, 上海 201108)

**摘要:** 对航空发动机 GH4169D 高温合金前置扩压器锻件的高温持久寿命和显微组织进行了评定, 通过分析锻件本体和试环的力学性能与显微组织, 研究了 GH4169D 高温合金锻件持久寿命的影响因素。结果表明, 锻件的晶粒组织、热处理制度及析出相均为影响因素, 且析出相  $\eta$  相的含量为主要影响因素, 锻件中析出过多的  $\eta$  相会导致强化相  $\gamma'$  相析出不足, 从而降低锻件的持久寿命。提高固溶热处理温度和固溶冷却速度, 可在一定程度上抑制  $\eta$  相的析出, 从而提高锻件的持久寿命。此外, 锻造过程中应尽可能保证锻件晶粒组织均匀, 避免出现混晶组织, 否则也易导致锻件持久寿命不合格。

**关键词:** GH4169D 高温合金; 前置扩压器锻件; 持久寿命; 显微组织;  $\eta$  相

**DOI:** 10.13330/j.issn.1000-3940.2023.01.005

**中图分类号:** TB31      **文献标志码:** A      **文章编号:** 1000-3940 (2023) 01-0046-07

## Study on influencing factors of rupture life for superalloy GH4169D forgings

Wang Miaoquan, Tian Chenggang, Xu Yao, Nan Yang, Yuan Wenling

(AECC Commercial Aircraft Engine Co., Ltd., Shanghai 201108, China)

**Abstract:** The high-temperature stress rupture life and microstructure of superalloy GH4169D front diffuser forgings of aero-engine were mainly evaluated, and the influencing factors for the stress rupture life of superalloy GH4169D forgings were studied by analyzing the mechanical properties and microstructure of forgings body and test ring. The results show that grain structure, heat treatment system and precipitated phases of forgings are all the influencing factors, and the content of precipitated phase  $\eta$  is the main influencing factor. Excessive precipitation  $\eta$  phase in forgings leads to insufficient precipitation of strengthened  $\gamma'$  phase, which reduces the stress rupture life of forgings. However, the precipitation of  $\eta$  phase can be inhibited to some extent by increasing the temperature of solution heat treatment and the cooling rate of solution, so as to improve the stress rupture life of forgings. In addition, during the forging process, the grain structure of forgings should be as uniform as possible to avoid the appearance of mixed grain structure, otherwise it is easy to lead to unqualified stress rupture life of forgings.

**Key words:** superalloy GH4169D; front diffuser forgings; stress rupture life; microstructure;  $\eta$  phase

IN718 合金因在 650 °C 以下具有良好的加工、焊接等综合性能及较低的制造成本, 成为目前航空领域应用最广泛的镍基高温合金<sup>[1-2]</sup>, 但当温度超过 650 °C 时, 合金中主要强化相  $\gamma'$  会快速发生过时效, 并转变成稳定的  $\delta$  相, 从而导致力学性能下降, 尤其是蠕变性能下降<sup>[3]</sup>。直到 1997 年, 美国 ATI Allvac 公司开发出一种新的时效强化的镍基高温合金, 即 718Plus 合金, 国内对应的合金牌号为 GH4169D。该合金具有许多优点: (1) 长期使用温度比 IN718 合金高 55 °C<sup>[4-5]</sup>; (2) 704 °C 下的力学

性能与 Waspaloy 合金相当; (3) 焊接性能与制造成本处于 IN718 和 Waspaloy 合金之间; (4) 加工性能优于 Waspaloy 合金。该合金是在吸收 IN718 合金研究成果的基础上, 将 Fe 元素的含量 (质量分数) 由 18% 降为 10%, 加入 9% Co 和 1% W, 调整 Al+Ti 含量和 Al/Ti 比, 并适当增加 Nb 研制而成, 合金的主要强化相为  $\gamma'$  相<sup>[6]</sup>。该合金兼具了 IN718 合金良好的热加工性和焊接性能, 已广泛应用于航空发动机上的机匣、叶片、紧固件、涡轮盘等热端部件<sup>[7-8]</sup>。前置扩压器作为高温高应力下服役的航空发动机零部件, 其高温持久寿命是保障航空发动机服役安全与长寿命的最主要的力学性能指标之一<sup>[9-10]</sup>, 持久寿命一般是指金属材料试样在一定温度和载荷下达到断裂的时间。已有研究表明, 晶粒

收稿日期: 2022-05-13; 修订日期: 2022-08-20

作者简介: 王妙全 (1982-), 男, 硕士, 高级工程师

E-mail: miaoquanw@126.com

尺寸、析出相分布及尺寸是影响高温合金持久寿命的关键因素。谢兴飞等<sup>[11]</sup>讨论了混晶组织对 GH4720Li 合金高温持久寿命的影响，认为持久失效机制以晶内位错为主时，持久寿命随着粗晶数量的增加而缩短；持久失效机制以晶界滑移为主时，持久寿命随着粗晶数量的增加而延长。朱丽娜等<sup>[12]</sup>研究了晶粒组织对 GH4169G 高温合金持久性能的影响，在标准热处理状态下，具有混晶组织的表层合金比具有等轴晶组织的中间层合金的持久性能差。Andrieu E 等<sup>[13-14]</sup>和 Xie X S 等<sup>[15]</sup>对 718Plus 合金的析出相进行了大量研究，结论为：热处理态合金的析出相主要为  $\gamma'$  相、 $\eta$  相（ $\eta$ -Ni<sub>3</sub>Al<sub>0.5</sub>Nb<sub>0.5</sub> 相）及少量的  $\gamma''$  相和碳化物，其中  $\gamma'$  相起主要强化作用， $\eta$  相多以杆状或短棒状分布在晶界，其分布和形貌显著影响 718Plus 合金的力学性能。实际工程中，由于零件的形状不规则以及制备工艺的复杂性，想要获得组织均匀稳定、性能优异的特定锻件，仍需对其制备工艺做进一步摸索。本文针对试制过程中前置扩压器锻件的持久寿命进行研究分析，获得 GH4169D 高温合金锻件持久寿命的主要影响因素，用以指导后续锻件的制备工艺优化，以获得组织性能优异的锻件。

1 试验及方法

1.1 试样制备

选取 4 件 GH4169D 高温合金前置扩压器锻件作为研究对象，每件锻件均带有 1 个锻件试环，在工程实践中为了避免破坏锻件本体，一般以检测锻件试环的性能来代表锻件本体的性能。本次选取的研究对象中 4 件锻件试环的持久寿命均不合格。如图 1 所示，1、2、3 位置所在封闭区域围绕中心轴的回转体为前置扩压器锻件本体，4 位置所在区域围绕中心轴的回转体为前置扩压器锻件试环。

4 件锻件由同一批棒材经同一批锻造而成，其主要工艺路线为：预锻+终锻+固溶热处理+时效热处理。其中预锻的加热温度为 1020 ℃，采用硬包套加热，锻造设备为 400 MN 液压机，压制速度由 15 mm·s<sup>-1</sup> 变至 5 mm·s<sup>-1</sup>，冷却方式为去掉硬包套后空冷。终锻的加热温度同为 1020 ℃，采用硬包套加热，锻造设备为 400 MN 液压机，压制速度由 10 mm·s<sup>-1</sup> 变至 2 mm·s<sup>-1</sup>，冷却方式为去掉硬包套后空冷。热处理制度为：将锻件本体及试环进行固溶热处理+时效热处理，固溶热处理参数为：

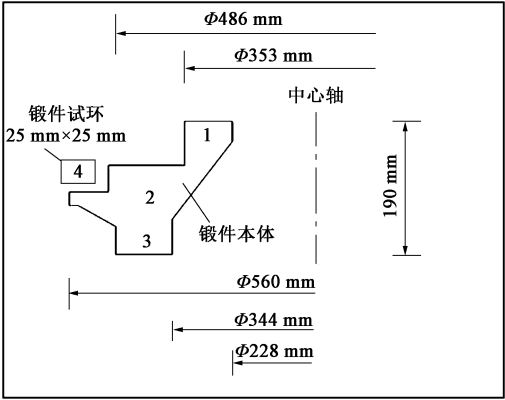


图 1 前置扩压器锻件本体及试环位置示意图  
Fig. 1 Position schematic diagram of forgings body and test ring for front diffuser

(960±10)℃，保温 1.00~1.25 h，空冷或比空冷更快的速度冷却。时效热处理参数为：(788±10)℃，保温 8.00~8.25 h，2 h 内从 (788±10)℃ 炉冷至 (704±10)℃，保温 8.00~8.25 h，再空冷至室温。4 件锻件的持久寿命不合格试环的锭节号标识为 B-2-1、B-2-2、B-2-3、B-2-4。不合格试环的高温持久寿命结果如表 1 所示（不合格结果用加粗体标识），从表 1 中可以看出，4 个锻件试环的 8 处取样中，有 6 个试样的检测结果均不合格。如图 1 所示，前置扩压器锻件的最大外径为 Φ560 mm、最小内径为 Φ228 mm、高度为 190 mm，锻件截面复杂，锻造时不同位置的变形均匀性难以控制。GH4169D 高温合金锻件的显微组织对锻造温度十分敏感，锻造时锻件不同位置的变形量和温度场不同，最终均会造成锻件的显微组织难以控制，从而影响锻件的力学性能。

| 表 1 锻件试环性能检测结果  |             |       |         |      |       |
|---|-------------|-------|---------|------|-------|
| Table 1 Performance test results of forgings test rings |             |       |         |      |       |
| 试验条件  | 持久寿命/h      | 伸长率/% | 断面收缩率/% | 取样方向 | 锭节号   |
| 试验温度为 704 ℃，应力为 621 MPa                                 | <b>17.0</b> | 47    | 74      | 周向   | B-2-1 |
|   | <b>31.2</b> | 37    | 73      |      |       |
|   | <b>26.7</b> | 32    | 68      | 周向   | B-2-2 |
|   | <b>16.7</b> | 39    | 77      |      |       |
|   | <b>27.3</b> | 48    | 74      | 周向   | B-2-3 |
|   | 43.7        | 46    | 67      |      |       |
|   | 41.8        | 47    | 67      | 周向   | B-2-4 |
|   | <b>27.0</b> | 55    | 75      |      |       |
|   | 规范要求        | ≥39   | ≥8      | 周向   | —     |
|   |             |       |         |      |       |



1.2 显微组织观察

为了探索锻件试环持久寿命不合格的原因，在锻件试环 2/3 圈断面两端处分别切取试样，磨抛腐蚀后采用光学显微镜进行高倍组织检测，取样位置示意图见图 2。

2 试验结果及讨论

2.1 锻件试环组织分析

为了探究锻件试环持久寿命不合格的原因，按照 1.2 节描述的方法在锻件试环上取样，进行高倍组织观察，检测结果如图 3a~图 3d 所示。由图 3 可知，4 个锻件试环均存在混晶组织，其中 B-2-2

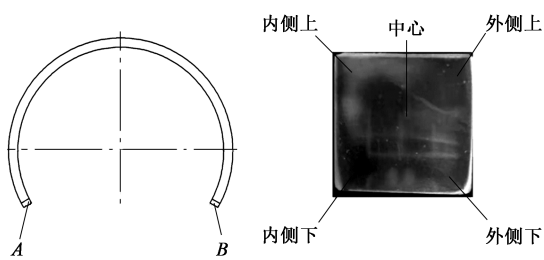


图 2 锻件试环高倍组织检测取样位置示意图

Fig. 2 Schematic diagram of microstructure at high magnification test sampling locations for forgings test ring

试环的混晶组织最严重，对应表 1 可知，其持久寿命也最差，混晶组织可能是持久寿命不合格的一个原因。

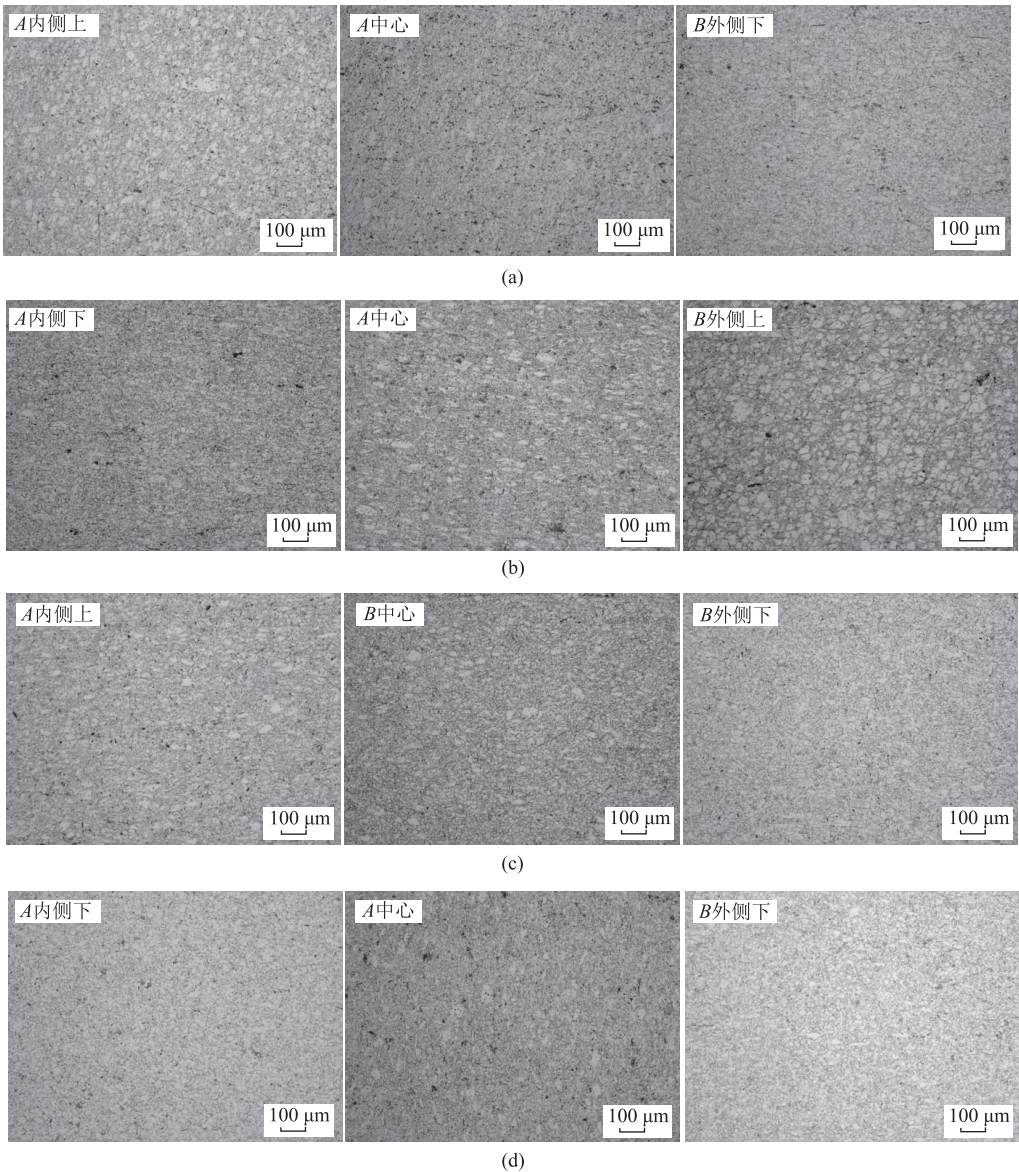


图 3 锻件试环高倍组织照片

(a) B-2-1 (b) B-2-2 (c) B-2-3 (d) B-2-4

Fig. 3 Microstructure photos at high magnification of forgings test ring

针对整批锻件试环持久寿命偏低的现象, 将已断裂的持久试样进行断面高倍组织检测, 具体检测结果见图 4a~图 4d。由结果可以看出, 8 根试样的部分视场存在不同程度的混晶组织, 进一步通过对比持久寿命结果较好的 B-2-3 试样 (43.7 h)、B-2-4 试样 (41.8 h) 与其余试样的显微组织可以看

出, 持久寿命较差的试样, 其细晶区的  $\eta$  相析出量较多, 其中  $\eta$  相是图 4a~图 4d 中的点状和条状组织。由于  $\eta$  相与合金中主要强化相  $\gamma'$  相对基体内 Nb 元素具有互相争夺的关系, 析出过多的  $\eta$  相会导致合金内强化相  $\gamma'$  相析出不足, 从而影响锻件的持久强度, 造成持久寿命下降<sup>[16]</sup>。

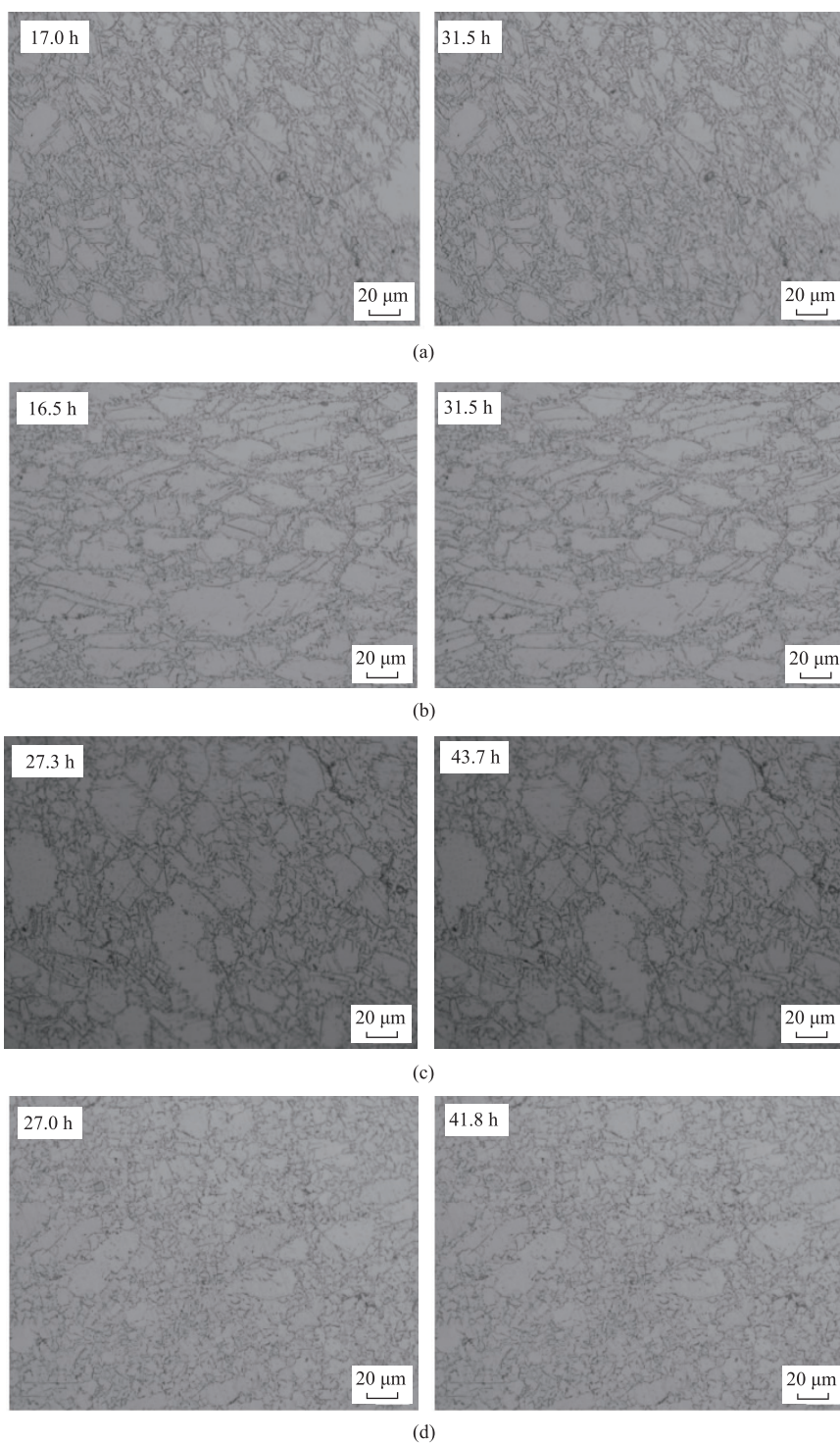


图 4 已断裂试样的断面高倍组织照片

(a) B-2-1 (b) B-2-2 (c) B-2-3 (d) B-2-4

Fig. 4 Microstructure photos at high magnification of sections for fractured sample



## 2.2 锻件本体组织性能分析

通过对锻件试环高倍组织的分析可知,锻件试环中存在较严重的混晶组织,且 $\eta$ 相析出较多。由于锻件试环和锻件本体的变形量和温度场不同,试环可能无法完全代表锻件本体的性能,因此,选取B-2-2对应的锻件本体进行解剖,并对不同区域取样进行持久寿命测试,解剖取样分布图见图5,6个取样位置用罗马数字I~VI表示,不同位置的高倍组织检测结果如图6所示,其中ALA表示最大晶粒尺寸级别。由图6可知,锻件本体不同位置的晶粒度差距较大,其中端面存在较明显的混晶组织,但是各位置的 $\eta$ 相含量比锻件试环明显减少。不同位置的高温持久寿命如表2所示。由表2可知,锻件本

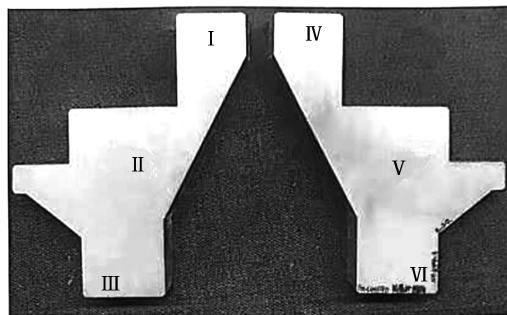


图5 B-2-2对应锻件本体的解剖取样分布图

Fig. 5 Anatomical sampling distribution map of B-2-2 corresponding forgings body

体各位置的持久寿命均合格,这是由于锻件本体组织中无大量 $\eta$ 相析出的缘故。

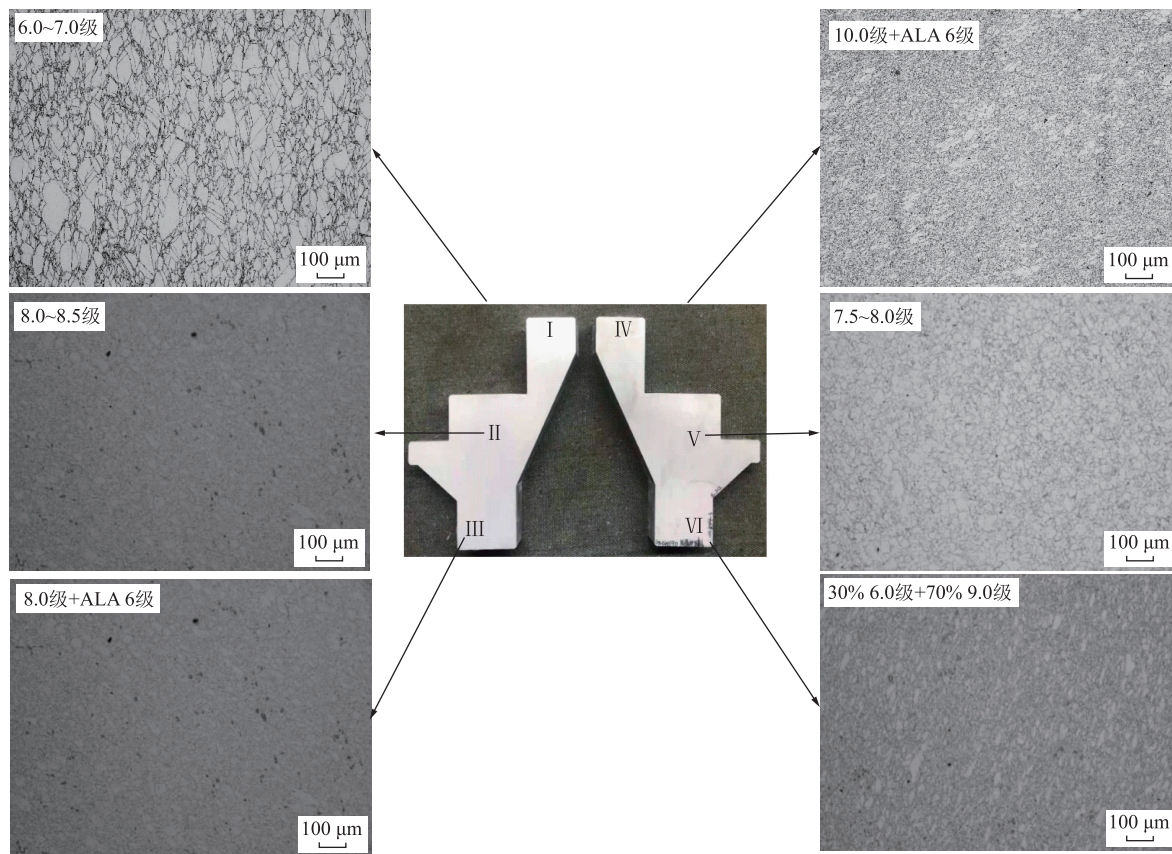


图6 B-2-2对应的锻件本体不同位置的晶粒组织

Fig. 6 Grain structures at different positions of B-2-2 corresponding forgings body

## 2.3 锻件本体试样重复热处理后的性能与组织

热处理可以改变锻件中 $\eta$ 相的析出行为,为了进一步研究 $\eta$ 相对锻件持久寿命的影响,在锻件不同位置取样进行不同参数的重复热处理后,检测其持久寿命和显微组织,以确认锻件持久寿命与热处理、 $\eta$ 相之间的关系,取样位置示意图见图1,不同热处理参数状态下的高温持久性能检测结果见表3。

由表3可知,经历960℃重复固溶热处理并空冷后,试样的持久寿命均不合格,随着固溶冷却速度的增加,试样的持久寿命有一定程度改善,试样平均持久寿命从热处理参数为“960℃+空冷”时的33.26 h增加至热处理参数为“960℃+油冷”时的41.98 h。经980℃重复固溶热处理后,不同冷速的试样的持久寿命均合格。选取C和F组试样进行

表 2 B-2-2 对应的锻件本体的高温持久寿命结果

Table 2 Results of high temperature stress rupture life of B-2-2 corresponding forgings body

| 试验条件                    | 持久寿命/h | 伸长率/% | 取样位置 | 取样方向 |
|-------------------------|--------|-------|------|------|
| 试验温度为 704 ℃，应力为 621 MPa | 56.53  | 39.8  | I    | 周向   |
|                         | 61.12  | 30.3  |      |      |
|                         | 50.56  | 55.7  | II   | 周向   |
|                         | 51.14  | 44.4  |      |      |
|                         | 48.96  | 40.5  | III  | 周向   |
|                         | 44.09  | 36.9  |      |      |
|                         | 53.30  | 48.5  | IV   | 周向   |
|                         | 48.61  | 44.2  |      |      |
|                         | 52.47  | 52.9  | V    | 周向   |
|                         | 50.74  | 41.2  |      |      |
|                         | 43.46  | 43.8  | VI   | 周向   |
|                         | 44.64  | 55.0  |      |      |
| 规范要求                    | ≥39    | ≥8    | —    | 周向   |

表 3 不同热处理参数重复热处理后锻件持久寿命结果

Table 3 Results of rupture life for forgings after repeated heat treatments under different heat treatment parameters

| 试验条件                    | 持久寿命/h | 伸长率/% | 取样方向 | 取样位置 | 热处理参数           | 组号 |
|-------------------------|--------|-------|------|------|-----------------|----|
| 试验温度为 704 ℃，应力为 621 MPa | 38.97  | 35.8  | 周向   | 1    | 960 ℃+空冷        | C  |
|                         | 36.43  | 55.3  |      | 2    |                 |    |
|                         | 31.49  | 57.9  |      | 3    |                 |    |
|                         | 26.14  | 55.4  |      | 4    |                 |    |
|                         | 55.03  | 26.3  | 周向   | 1    | 960 ℃+风冷        | D  |
|                         | 40.53  | 48.5  |      | 2    |                 |    |
|                         | 34.49  | 26.9  |      | 3    |                 |    |
|                         | 29.11  | 35.7  |      | 4    |                 |    |
|                         | 43.79  | 50.7  | 周向   | 1    | 960 ℃+油冷        | E  |
|                         | 44.08  | 49.9  |      | 2    |                 |    |
|                         | 34.50  | 44.9  |      | 3    |                 |    |
|                         | 45.55  | 44.8  |      | 4    |                 |    |
|                         | 49.46  | 42.8  | 周向   | 1    | 980 ℃+空冷        | F  |
|                         | 48.36  | 39.5  |      | 2    |                 |    |
|                         | 39.87  | 38.0  |      | 3    |                 |    |
|                         | 48.53  | 40.1  |      | 4    |                 |    |
|                         | 49.54  | 40.4  | 周向   | 1    | 980 ℃+风冷        | G  |
|                         | 55.09  | 27.4  |      | 2    |                 |    |
|                         | 41.66  | 44.9  |      | 3    |                 |    |
|                         | 47.81  | 41.8  |      | 4    |                 |    |
|                         | 42.79  | 54.3  | 周向   | 1    | 980 ℃+油冷        | H  |
|                         | 47.70  | 47.3  |      | 2    |                 |    |
|                         | 52.36  | 24.2  |      | 3    |                 |    |
|                         | 44.12  | 38.7  |      | 4    |                 |    |
| 规范要求                    | ≥39    | ≥8    | 周向   | —    | 960 ℃+空冷或更快速度冷却 | —  |

高倍组织分析，检测照片见图 7。由图 7 可见，F1~F3 试样高倍组织中的  $\eta$  相的数量比 C1~C3 试样组织中的  $\eta$  相更少，将 C 和 F 组试样的高倍组织与锻件本体的高倍组织进行对比，可以看出，经 960 ℃重复固溶热

处理后，C 组试样高倍组织中的  $\eta$  相增多，经 980 ℃重复固溶热处理后，F 组试样高倍组织中的  $\eta$  相减少，这是导致不同试样的持久寿命存在差异的主要原因。

由上述分析可知， $\eta$  相是影响 GH4169D 高温合金锻件持久寿命的主要因素。Wang M Q 等<sup>[16]</sup>指出：当 GH4169D 高温合金中  $\eta$  相含量较少时，试样容易出现缺口敏感性；当  $\eta$  相含量过多时，试样的高温持久寿命降低。这是由于 GH4169D 高温合金锻件中的  $\eta$  相和  $\gamma'$  相的析出具有竞争关系，随着固溶温度的升高，锻件中  $\eta$  相减少、 $\gamma'$  相增多。结合本文中的前置扩压器锻件进行分析，锻件在锻造过程中，试环部位贴近模具，该区域降温快， $\eta$  相更易析出，经 960 ℃固溶热处理后，试环处的  $\eta$  相进一步增多，且靠近锻件表面的区域更容易出现混晶组织，因此持久寿命更低。由于在锻造过程中锻件本体远离模具，锻造过程升降温慢，析出的  $\eta$  相较少，因此锻件本体的持久寿命较高。锻件本体经过 960 ℃重复固溶热处理后， $\eta$  相进一步析出，导致锻件本体的持久寿命降低；经 980 ℃重复固溶热处理后， $\eta$  相的溶解与析出达到平衡，锻件内部的  $\eta$  相含量基本保持不变，维持在相对较低的水平，因此锻件的持久寿命提高。在掌握上述研究结果的基础上，应针对不同结构特征的锻件选取合理的锻造工艺参数和热处理工艺参数，使锻造充型完整、流线顺畅、温度场均匀，尽量避免出现混晶组织，这样才能获得持久寿命优异的航空发动机锻件。当实际生产的锻件出现持久寿命不合格或较低时，可通过适当调整固溶温度和固溶冷却方式来改善锻件性能。

3 结论

- (1)  $\eta$  相含量是 GH4169D 高温合金锻件持久寿命的主要影响因素， $\eta$  相析出越多，锻件持久寿命越低。
- (2) 提高固溶热处理温度和固溶冷却速度对  $\eta$  相的析出有一定抑制作用，可在一定程度上提高锻件的持久寿命。
- (3) 锻件在锻造过程中，需选取合适的热处理工艺参数，并使锻件不同区域的应变场和温度场尽量均匀，以获得均匀的晶粒组织，避免产生混晶组织，从而大大提高锻件持久寿命。

参考文献：

[1] Schafrik R E, Ward D D, Groh J R. Application of alloy 718 in GE aircraft engines: Past, present and next five years [A]. Superalloys718, 625, 706 and Various Derivatives [C]. TMS, 2001.

[2] Paulonis D F, Schirra J J. Alloy 718 at Pratt & Whitney-Historical perspective and future challenges [A]. Superalloys718, 625, 706



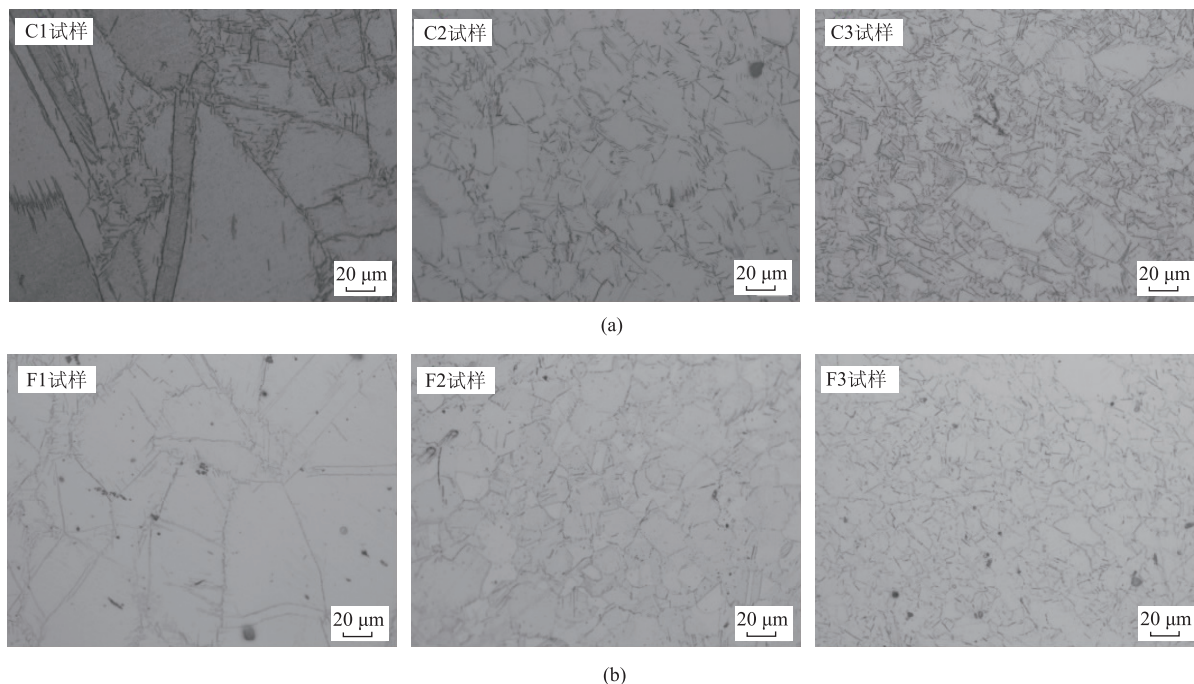


图 7 C、F 组试样的高倍组织照片

(a) C 组试样 (b) F 组试样

Fig. 7 Microstructure photos at high magnification of sample in C and F groups

(a) Sample of C group (b) Sample of F group

- and Various Derivatives [C]. TMS, 2001.
- [3] 王妙全, 田成刚, 徐瑶, 等. 新型高温合金 718Plus 的性能特点、航空应用和发展趋势 [J]. 材料导报, 2017, 31 (10): 72-78.
- Wang M Q, Tian C G, Xu Y, et al. Performance characteristics and aerospace application and development trend of the new superalloy 718Plus [J]. Materials Reports, 2017, 31 (10): 72-78.
- [4] Kennedy R L, Cao W D, Bayha T D, et al. Developments in wrought Nb containing superalloys (718+100 °F) [A]. Niobium for High Temperature Applications [C]. TMS, Pennsylvania, 2003.
- [5] Cao W D, Kennedy R L. Role of chemistry in 718 type alloys-Allvac® 718Plus™ development [A]. Presented at Superalloys 2004 [C]. TMS: Warrendale, 2004.
- [6] Kennedy R L, Cao W D. New developments in wrought 718-type superalloys [J]. Acta Metallurgica Sinica: English Letters, 2005, 18 (1): 39-46.
- [7] 王民庆, 邓群, 杜金辉, 等. ATI 718Plus 合金国内研究进展 [J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45 (12): 3335-3340.
- Wang M Q, Deng Q, Du J H, et al. Research progress of alloy ATI 718Plus in China [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45 (12): 3335-3340.
- [8] 仇建波, 李京桢, 彭远祎, 等. ATI 718 Plus 高温合金微观组织与性能研究进展 [J]. 材料导报, 2022, 36 (4): 149-156.
- Zhang J B, Li J A, Peng Y Y, et al. Reviews on the study of microstructure and properties of ATI 718Plus Superalloy [J]. Materials Reports, 2022, 36 (4): 149-156.
- [9] Billot T, Villechaise P, Jouiad M, et al. Creep-fatigue behavior at high temperature of a UDIMET 720 nickel-base superalloy [J]. International Journal of Fatigue, 2010, 32 (5): 824-829.
- [10] Song X Q, Tang L Y, Chen Z, et al. Micro-mechanism during long-term creep of a precipitation-strengthened Ni-based superalloy [J]. Journal of Materials Science, 2017, 52 (8): 4587-4598.
- [11] 谢兴飞, 曲敬龙, 杜金辉. GH4720Li 镍基合金混晶组织对高温持久性能的影响 [J]. 材料导报, 2020, 34 (z1): 375-379, 384.
- Xie X F, Qu J L, Du J H. Effect of mixed grain structure on high temperature stress rupture property of Ni-based GH4720Li superalloy [J]. Materials Reports, 2020, 34 (z1): 375-379, 384.
- [12] 朱丽娜, 李文, 祁峰, 等. 晶粒组织对 GH4169G 合金持久性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2011, 40 (16): 47-49.
- Zhu L N, Li W, Qi F, et al. Effect of grain microstructure on stress rupture property of GH4169G alloy [J]. Hot Working Technology, 2011, 40 (16): 47-49.
- [13] Andrieu E, Wang N, Molins R, et al. Influence of compositional modifications on thermal stability of alloy 718 [A]. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives [C]. TMS, 1994.
- [14] Andrieu E, Cozar R, Pineau A. Effect of environment and microstructure on the high temperature behavior of alloy 718 [A]. Superalloys 718-Metallurgy and Application [C]. The Minerals, Metals & Materials Society, 1994.
- [15] Xie X S, Wang G L, Dong J X, et al. Structure stability study on a newly developed nickel-base superalloy-allvac 718Plus [A]. Sixth International Symposium on Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives [C]. TMS, 2005.
- [16] Wang M Q, Du J H, Deng Q, et al. Effect of the precipitation of the  $\eta$ -Ni<sub>3</sub>Al<sub>0.5</sub>Nb<sub>0.5</sub> phase on the microstructure and mechanical properties of ATI 718Plus [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 701: 635-644.