

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.09.02

# 某型发动机二级涡轮导向器服役后微裂纹 焊接修复研究

李威, 周俊\*, 林开章, 许世明, 葛海锋

成都国营锦江机器厂, 四川 成都 610043

**摘要:** 某型发动机二级涡轮导向器的材料为俄制镍基铸造高温合金, 近似于国产牌号的K412, 该导向器在长时间高温服役后产生了表面微裂纹。通过金相显微镜、高温拉伸试验和热冲击试验等表征方法, 研究了1 500 h与2 500 h服役时长对材料组织性能的影响, 并提出对应的焊接修复方法。结果表明, 1 500 h服役期的二级导向器产生的裂纹数量较少, 该状态下材料的力学、工艺性能优于2 500 h服役期的二级导向器, 通过氩弧焊方法可以成功修复表面微裂纹。2 500 h服役期的裂纹数量多, 基体材料老化, 力学性能下降明显, 且熔焊性能较差, 不经过固溶处理而直接氩弧焊焊接易引起新裂纹的产生, 而且氩弧焊次数越多, 越容易增加焊接裂纹产生的概率, 增加修理难度; 采用真空钎焊或者固溶处理加氩弧焊的方法能够修复2500 h服役期的二级导向器裂纹。

**关键词:** K412高温合金; 微裂纹修复; 氩弧焊; 真空钎焊; 二级导向器

**中图分类号:** TG47 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-2303(2025)09-0019-09

## Research on Welding Repair of Microcracks after Service of Secondary Turbine Guide Apparatus

LI Wei, ZHOU Jun\*, LIN Kaizhang, XU Shiming, GE Haifeng

Chengdu State-owned Jinjiang Machinery Factory, Chengdu 610043, China

**Abstract:** The material of a certain type of engine secondary turbine guide apparatus is a Russian-made nickel-based cast superalloy, which is similar to the domestic brand K412. In this paper, the evolution of the material properties of the secondary turbine guide apparatus with different service life periods is studied by means of metallographic, high-temperature tensile and thermal shock, as well as the welding repair method for secondary turbine guide apparatus cracks combined with solid solution heat treatment. The results show that the number of cracks generated by the secondary turbine guide apparatus during the 1500 h service period is small, and the material mechanics and process properties are well maintained, and the microcracks on the surface of the secondary turbine guide apparatus can be successfully repaired by TIG welding. The number of cracks in the service period of 2500 h is large, the matrix material is aging, the mechanical properties are obviously reduced, and the fusion welding performance is poor, and the direct TIG welding without solution treatment is easy to cause new cracks, and the more times of TIG welding, the easier it is to increase the probability of welding cracks and increase the difficulty of repair. Vacuum brazing or solution treatment with TIG welding can be used to repair the cracks of the secondary turbine guide apparatus during the service life of 2500 h.

**Keywords:** K412 superalloys; microcracks repair; TIG welding; vacuum brazing; secondary turbine guide apparatus

**引用格式:** 李威, 周俊, 林开章, 等. 某型发动机二级涡轮导向器服役后微裂纹焊接修复研究[J]. 电焊机, 2025, 55(9): 19-27.

**Citation:** LI Wei, ZHOU Jun, LIN Kaizhang, et al. Research on Welding Repair of Microcracks after Service of Secondary Turbine Guide Apparatus [J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(9): 19-27.

收稿日期: 2024-06-09 修回日期: 2024-10-12

作者简介: 李威(1994—), 男, 硕士, 工程师, 主要从事增材再制造研究。

通讯作者: 周俊(1988—), 男, 博士, 高级工程师, 主要从事再制造研究。E-mail: zhjbirmingham@163.com。

## 0 引言

某型发动机二级涡轮导向器(Secondary Turbine Guide Apparatus,简称二级导向器)在服役过程中,长时间受高温燃气、热交变应力作用,材料表面易产生微观裂纹。二级导向器工作温度约为 800 °C,材料为俄制 XH65BTIOMP,近似国产牌号 K412。K412 是镍基沉淀硬化型等轴晶铸造高温合金,合金在 1 000 °C 以下抗氧化性能良好,并具有较高的强度和良好的铸造工艺性能。K412 合金成分如表 1 所示,Cr、W 和 Mo 元素起固溶强化作用,Al 和 Ti 元素有利于  $\gamma'$  相生成,起促进沉淀强化作用。

表 1 K412 合金成分

Table 1 Composition of K412 alloy

| 元素 | 质量分数/%    | 元素 | 质量分数/%     | 元素 | 质量分数/% |
|----|-----------|----|------------|----|--------|
| C  | 0.11~0.16 | Al | 1.6~2.2    | Si | ≤0.60  |
| Cr | 14.0~18.0 | Ti | 1.6~2.3    | P  | ≤0.015 |
| W  | 4.5~6.5   | V  | ≤0.300     | S  | ≤0.009 |
| Mo | 3.0~4.5   | Mn | ≤0.60      | Ni | Bal.   |
| Fe | ≤8.0      | B  | 0.005~0.01 |    |        |

就铸造高温合金焊接性而言,成分越复杂,熔焊时形成裂纹的倾向就越大,氩弧焊过程中更易产生焊缝凝固裂纹和热影响区液化裂纹,焊后热处理过程中还易产生应变时效裂纹<sup>[1]</sup>。以 Al 和 Ti 为主要强化元素的铸造高温合金,可熔焊性与 Al、Ti 含量相关,Al 和 Ti 含量越高,沉淀强化效果越明显,合金强度越高,但塑性会下降,导致焊缝处因受拘束引起的裂纹倾向性也越大。M.Prager<sup>[2]</sup>和张延生<sup>[3]</sup>等人将高温合金的焊接性和 Al、Ti 含量归纳为图 1 说明。 $(Al+Ti)<4$  wt.% 时镍基高温合金焊接性较好, $4$  wt.% $<(Al+Ti)<6$  wt.% 时镍基高温合金焊接性一般, $(Al+Ti)>6$  wt.% 时镍基高温合金焊接性很差,在凝固过程中非常容易产生裂纹。本文研究焊接修复的二级导向器为 Al、Ti 含量介于 4~6 wt.% 之间的可焊镍基铸造高温合金。除此之外,合金中的 B 元素会在晶界处形成低熔点共晶,焊接加热时晶界上的低熔点物质开始熔化,在应力作用下导致裂纹的产生;合金中的 C 元素会在焊缝形成脆性碳化物,分布于晶界或枝晶间,在焊接应力的作用下促使热裂纹的形成和发展;W、Mo 含量相对较小并不增大焊

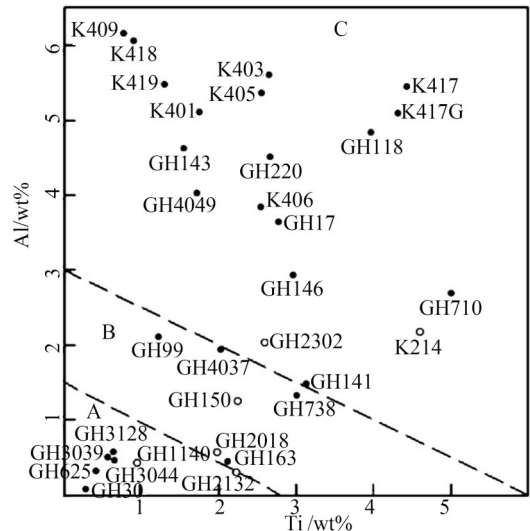


图 1 高温合金焊接性与铝、钛含量的关系:A—易焊,B—可焊,C—难焊

Fig. 1 The relationship between the weldability of superalloy and the content of aluminum and titanium: A - Easy welding, B - Weldable, C - Difficult to weld

接裂纹倾向。

Gandy<sup>[4]</sup>、王凯博<sup>[5]</sup>、张杰<sup>[6]</sup>介绍了热端部件修复常用的各种熔焊和钎焊方法,焊接性除与基体材料成分有关外,还与保护气氛和焊接工艺息息相关。铸造高温合金采用熔焊(如 TIG、MIG、Laser、PTAW)修复时,焊缝的冶金过程如图 2 所示<sup>[7]</sup>,故焊接工艺、保护气氛、焊接材料直接决定了铸造高温合金焊接成功与否。Bob<sup>[8]</sup>比较了氩弧焊、等离子弧焊和激光焊 3 种工艺的焊缝宽度,发现激光焊对基体的热影响最小,可降低热影响区裂纹倾向。曹国献<sup>[9]</sup>在合适的工艺下完成了 K423A 精铸件铸造缺陷的补焊。赖境<sup>[10]</sup>采用低热输入的脉冲激光工艺有效抑制了 K452 焊缝裂纹的产生,成功修复了铸态 K452 合金,且修复区域强度大于基体强度。王祯<sup>[11]</sup>采用氩弧焊焊接 K487 合金,焊接接头的室温屈服强度可达 740 MPa,为本体试样强度的 94.6%。曲伸<sup>[12]</sup>开发一种新型焊接材料,利用氩弧焊对 DZ125 定向凝固高温合金进行修复,焊接接头高温强度可达到母材的 90%,延伸率达到 10%。Lim<sup>[13]</sup>等采用循环过时效改善了 Rene80 合金的焊接性,消除了应变时效裂纹。可见辅以改善焊接性的热处理方法,熔焊在合适的工艺参数下可以修复铸造高温合金缺陷,获得性能良好的焊接接头,且操作方

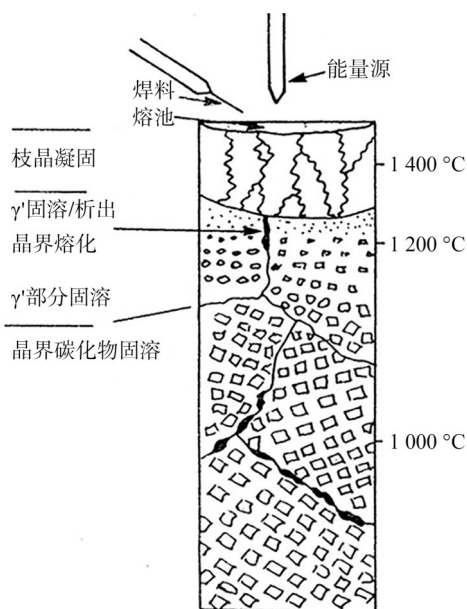
图2 高温合金焊缝热影响区相变示意<sup>[7]</sup>

Fig. 2 Phase transformation diagram of heat affected zone of a superalloy weld

便,没有熔渣。

目前国内关于K412材料组织、性能演化和焊接修复工艺的研究报道较少,对应的俄制材料XH 65BTIOMP相关数据更是难以查询。为提升某型装备修理能力,解决二级导向器长时间服役后表面裂纹的修复问题,本文研究了某型发动机二级导向器材料长时间高温服役后的演化规律,对比了氩弧焊及钎焊后组织、性能变化情况,同时还研究了氩弧焊前固溶处理对焊缝的影响,最终完成了对XH 65BTIOMP材料的焊接,形成俄制二级导向器裂纹修复方法。

## 1 试验方法

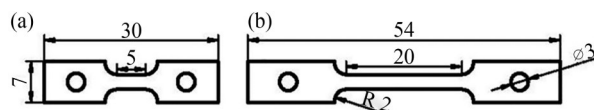
### 1.1 焊接方法

试验材料分别取自服役期为1 500 h和2 500 h的二级导向器叶片,通过线切割、机械打磨等方式制作成35 mm×15 mm×2 mm尺寸的试样。采用钨极氩弧焊进行焊接,焊接电流为40~60 A,焊丝为HGH3113。真空钎焊用镍基钎料,钎焊温度1 000~1 100 °C。采用光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、显微硬度仪、电子蠕变试验机和热冲击设备对试样进行表征,研究不同状态下各组材料的性

能变化,以最终确定二级导向器的焊接修理方法。

### 1.2 性能测试方法

采用ZEISS Axio Scope.A1观察金相组织,金相所用腐蚀剂为乙醇20 mL+盐酸20 mL+氯化铜1 g。高温力学性能在中机试验RWS100电子蠕变试验机上完成,拉伸时的温度为800 °C,拉伸速率为1 mm/min。母材高温拉伸试样的形状及尺寸如图3a所示,带焊缝的高温拉伸试样如图3b所示,焊缝位于试样中间,每组试样各3个。



(a)基体拉伸试样;(b)焊接拉伸试样

图3 高温拉伸试样

Fig. 3 High-temperature tensile specimens

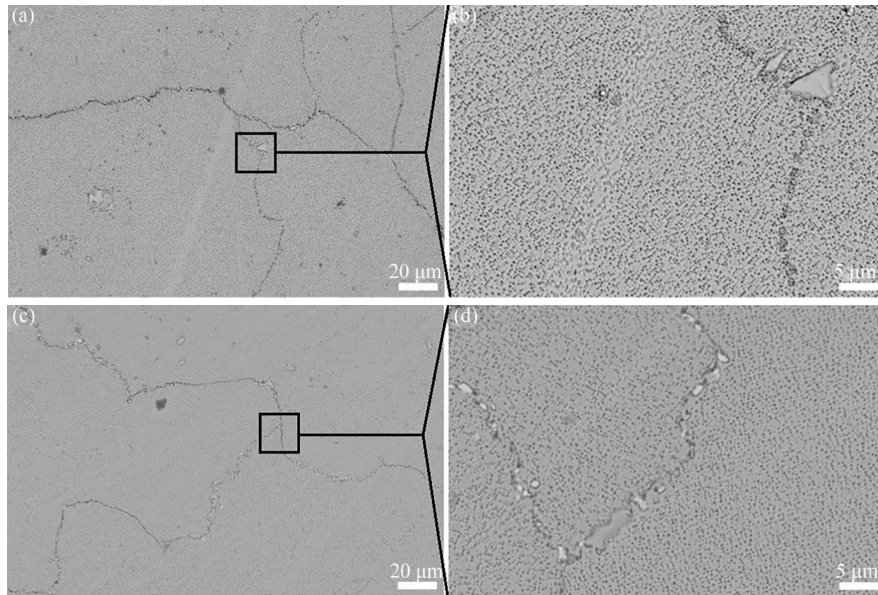
热冲击试验方法为在试样正面通过氧-丙烷(氧气:丙烷≈3:1)燃气加热,使样品表面温度保持在800±30 °C,喷烧8 min,移开喷火炬8 min内自然冷却(气冷)至室温。每个循环过程包括8 min加热和8 min冷却,试样表面温度采用红外测温仪测量,背部温度采用热电偶测量。每5次燃气冲击循环后用放大镜观察叶片表面并记录裂纹产生及延展情况,直至产生裂纹停止热冲击试验。

## 2 分析及讨论

### 2.1 服役时间对二级导向器材料性能的影响

图4为服役1 500 h和2 500 h时间下的基体微观组织,可见服役1 500 h的γ'相分布比2 500 h的更均匀致密,服役2 500 h的γ'相比服役1 500 h的明显粗大很多,在基体中嵌有不规则的块状碳化物。

图5为不同服役时间试样在800 °C下的抗拉强度,服役1 500 h和2 500 h的基体材料抗拉强度分别为524.3±41.7 MPa和529.9±31.6 MPa,二者非常接近。分别对服役1 500 h和2 500 h的基体材料进行氩弧焊,焊接后试样的抗拉强度分别为484.1±8.3 MPa和408.7±52.5 MPa,相比较基体材料分别下降7.7%和22.9%,断裂位置均在近缝区。虽然不同服役时间的基体材料的抗拉强度区别不大,但是服役时间长的二级导向器材料经氩弧焊后强度降低幅度更



(a)1500 h服役;(b)将(a)放大2000倍;(c)2500 h服役;(d)将(c)放大2000倍

图4 基体组织

Fig. 4 Matrix structure

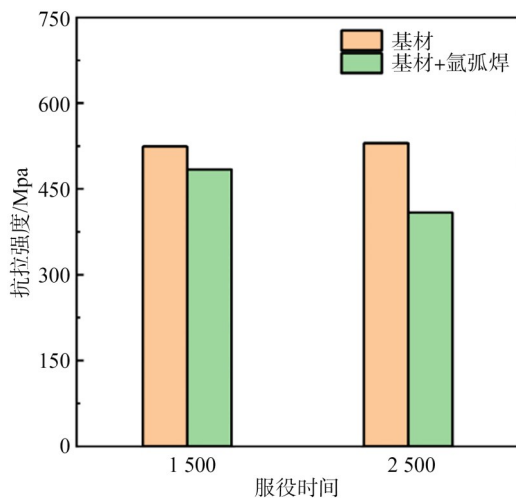


图5 不同服役时间的抗拉强度对比

Fig. 5 Comparison of tensile strength at different service time

大,说明服役时间越长,焊接后性能越差。随着服役时间的延长,基体中 $\gamma'$ 强化相逐渐粗化,焊料与基体金属的熔合效果变差,焊缝强度下降,焊后开裂倾向增加。服役2500 h的基体材料氩弧焊后的抗拉强度比服役1500 h的基体材料氩弧焊后的抗拉强度低15.6%,说明相同焊接条件下,2500 h的二级导向器焊接时受残余拉应力的影响,更容易因强度不够产生微裂纹。

表2为服役1500 h、2500 h后氩弧焊的试片热冲击试验结果,在放大镜下目视检查都未观察到裂

纹,荧光检测结果则显示服役1500 h的氩弧焊试片基体、焊缝、热影响区都无损伤;而服役2500 h的氩弧焊试片在热影响区和基体处都产生了长裂纹,如图6所示。可见服役时间越长的二级导向器基体材料,经过氩弧焊焊接后经受燃气热冲击产生热裂纹的倾向更大。

表2 不同服役时间的二级导向器材料热冲击试验结果

Tab. 2 Thermal shock test results of secondary guide materials with different service time

| 编号       | 热冲击次数 | 荧光探伤结果 | SEM表征结果         |
|----------|-------|--------|-----------------|
| 服役1500 h | 1#    | 50     | 无损伤             |
| 氩弧焊试样    | 2#    | 80     | 无损伤             |
| (无热处理)   | 3#    | 50     | 无损伤             |
| 服役2500 h | 1#    | 50     | 热影响区和基体处各发现一处裂纹 |
| 氩弧焊试样    | 2#    | 50     | 无损伤             |
| (无热处理)   | 3#    | 50     | 基体发现一处裂纹        |

综上所述,服役时间从1500 h增加到2500 h后,观察到微观组织中的 $\gamma'$ 相明显粗大,但高温拉伸性能变化不大;将相对应的试片进行氩弧焊之后,服役2500 h的氩弧焊试片高温拉伸强度比服役1500 h的氩弧焊试片强度低15.6%,且拉伸断裂位置都在近缝区,也就是说2500 h试片的热影响区强

度比1 500 h的低很多,考虑两者基体材料强度和焊接工艺基本相同,可以推测是2 500 h焊接试片的热影响区性能更低所致。这与现有的研究结论相符,即长时间的高温服役,铸造高温合金组织退化,如MC碳化物分解<sup>[14-15]</sup>、 $M_{23}C_6$ 碳化物聚合粗化<sup>[16]</sup>、 $\gamma'$ 相粗化<sup>[17]</sup>、TCP相析出<sup>[18-19]</sup>等,导致焊接性变差,焊后微观开裂倾向增大。另外,分析热冲击试验结果可知服役时间越长的基体材料,经过氩弧焊之后产生热冲击损伤的倾向越大。为减小焊接开裂的倾向,考虑对材料进行焊前固溶处理。

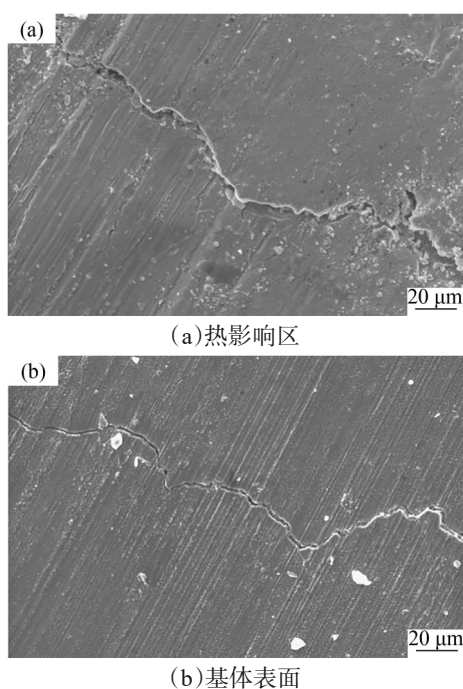


图6 服役2 500 h氩弧焊试样热冲击裂纹:

Fig. 6 Thermal shock cracks of 2 500 h TIG welding specimens

## 2.2 热处理对二级导向器材料性能的影响

图7为服役2 500 h的基体组织,呈现枝晶的铸态组织,碳化物沿晶界分布,晶粒内存在“阴影”区域。进行1 150 °C的固溶处理后,可以发现金相组织显得更“干净”,如图8所示,存在块状的碳化物。对长期服役的铸造高温合金进行固溶处理,可以有效消除长期服役中粗大 $\gamma'$ 相组织,并增加其体积含量,促使椭球状 $\gamma'$ 相转变为立方体形状<sup>[20]</sup>,固溶过程中弥散分布的 $\gamma'$ 析出相数量减少,从而基体 $\gamma$ 相中宏观“阴影”区域减少。

固溶热处理后,基体材料的平均高温拉伸强度由 $529.9 \pm 31.6$  MPa降至 $439.5 \pm 17.7$  MPa,降低了

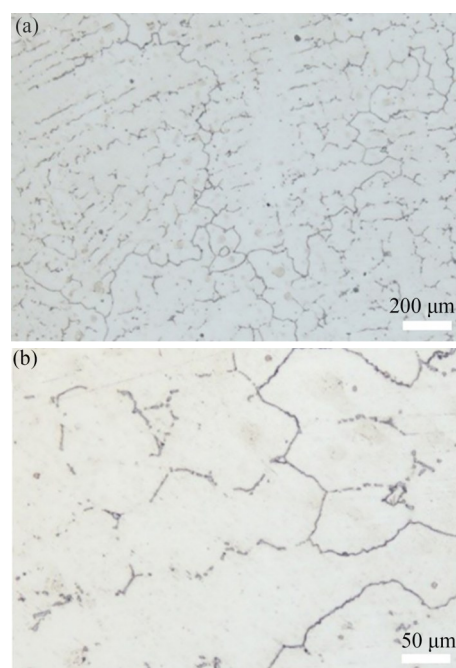


图7 服役2 500 h未热处理的基体组织

Fig. 7 The matrix structure of 2 500 h without heat treatment

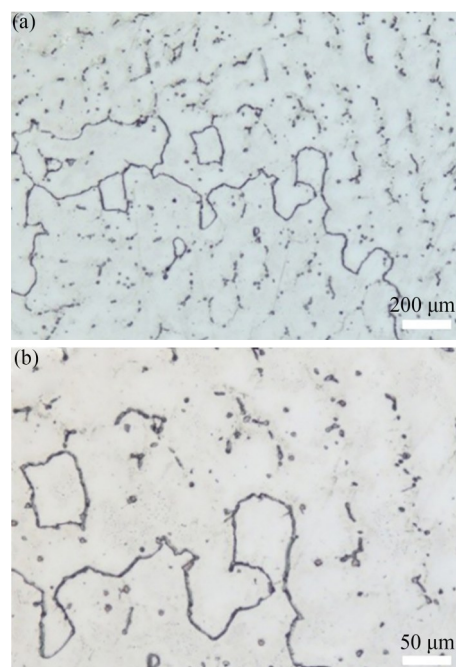


图8 服役2 500 h经1 150 °C/7 h固溶后的基体组织

Fig. 8 Matrix structure of 2 500 h after solid solution at 1 150 °C/7 h

17.2%。固溶处理后再氩弧焊的试样的高温拉伸强度为 $380.0 \pm 25.1$  MPa,比未固溶而直接氩弧焊的试样的409 MPa低7.1%。张明军<sup>[21]</sup>研究CHS-104合金的固溶冷却方式时发现由空冷转变为炉冷后,合金的 $\gamma'$ 相尺寸会增加,导致强度下降。吴凯<sup>[22]</sup>研究

固溶冷却速度与合金显微硬度的关系也表明,当固溶冷却速度下降时,合金的显微硬度降也会低。因此,二级导向器材料经过固溶处理后, $\gamma'$ 相溶入基体,炉冷时重新析出的 $\gamma'$ 尺寸增加,析出强化效应相应降低,导致强度较低。

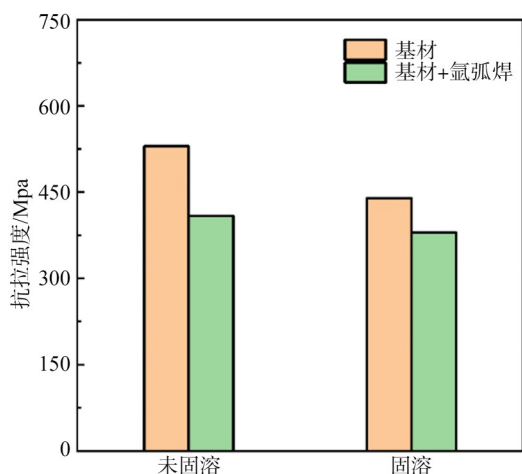


图9 服役2 500 h固溶前后的抗拉强度

Fig. 9 The tensile strength of 2 500 h before and after solid solution

表3为不同热处理状态的服役2 500 h材料的焊接试样的热冲击试验结果。50次热冲击过后,固溶处理和未固溶处理的试样在放大镜下都未观察到损伤,但是经过荧光检测,未热处理的试片上发现了裂纹,而经过固溶处理的试片未发现损伤,说明固溶处理可以提高基体和热影响区的热冲击性能,侧面反映出经过固溶处理提高了材料焊接时的抗裂性能。焊前固溶且焊后进行时效热处理的试样在50次热冲击后在基体和焊缝处都产生了疏松,说明时效有增加热冲击损伤的倾向。

表3 不同热处理状态焊接试样的热冲击试验结果

Tab. 3 Thermal shock test results of welded specimens in different

| states                            |       |        |                       |                              |
|-----------------------------------|-------|--------|-----------------------|------------------------------|
| 编号                                | 热冲击次数 | 荧光检测结果 | 电镜结果                  |                              |
| 服役2 500 h<br>氩弧焊试样<br>(焊前未固溶)     | 1#    | 50     | 热影响区、基体处<br>各发现一处裂纹   | 热影响区和基体处<br>各发现一处裂纹          |
|                                   | 2#    | 50     | 无损伤                   | —                            |
|                                   | 3#    | 50     | 基体存在一条裂纹              | 基体存在一条裂纹                     |
| 服役2 500 h<br>氩弧焊试样<br>(焊前固溶)      | 1#    | 50     | 无损伤                   | —                            |
|                                   | 2#    | 50     | 无损伤                   | —                            |
|                                   | 3#    | 50     | 无损伤                   | —                            |
| 服役2 500 h<br>氩弧焊试样(焊前<br>固溶,焊后时效) | 1#    | 50     | 基体和焊缝处产生<br>个疏松,焊缝产生一 | 基体产生几个小疏<br>松,焊缝产生一个<br>大疏松。 |
|                                   |       |        | 个疏松。                  |                              |

基于上述试验结果,可见固溶处理能使 $\gamma'$ 析出相发生回溶,同时降低试片高温拉伸强度。但是固溶处理可以提高塑性和抗热冲击性能,减少焊接缺陷或者减弱焊接缺陷对材料强度的影响。如图9中高温拉伸试验所示,未固溶试片焊接后高温拉伸降低率为22.8%;固溶处理后再进行氩弧焊,高温拉伸强度降低率为13.7%。固溶导致强度降低,减弱了氩弧焊残余应力的影响,一定程度上减少焊接缺陷的产生或减弱焊接缺陷对强度的影响。热冲击对比试验结果可以证明固溶处理后的试样应力裂纹产生倾向较低。即固溶状态后合金处于“软化”状态,使材料基体、热影响区产生焊接缺陷的倾向降低。

### 2.3 热处理和焊接方法对材料的影响

图10为服役2 500 h的材料不同状态下氩弧焊后的基体组织对比,与图7、图8的基体组织相比可以看出基体显现大量析出相,且固溶处理状态的析出相尺寸更均匀,应是氩弧焊过程中输入的热量导致部分 $\gamma'$ 相重新析出和长大所致,因而有无固溶处理的组织在析出相的形态和尺寸上表现不一致。

图11为服役2 500 h的材料不同状态下真空钎焊组织对比,表现出跟图10氩弧焊组织一致的趋势,即固溶处理态的 $\gamma'$ 相大小更均匀,无固溶处理的

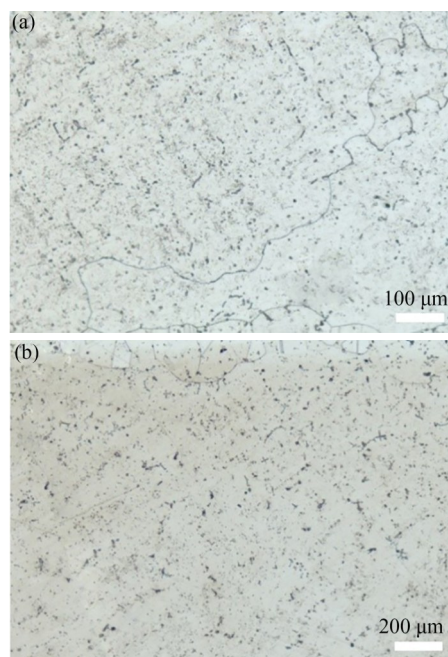


图10 (a)未固溶氩弧焊后组织;(b)固溶氩弧焊后组织

Fig. 10 (a) Microstructure after TIG welding without solid solution  
(b) Structure after solution TIG welding

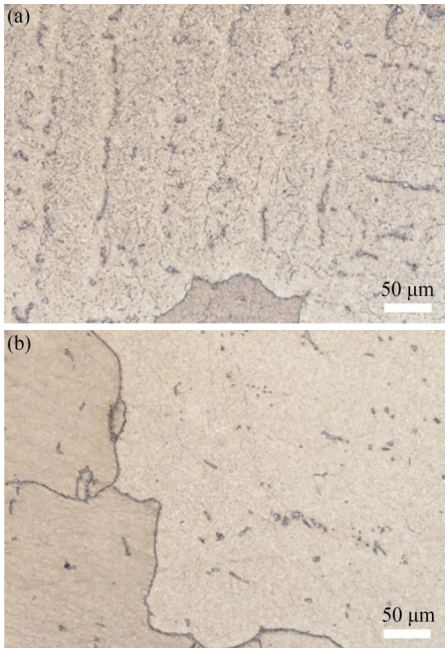


图 11 (a)未固溶钎焊后组织;(b)固溶钎焊后组织  
Fig. 11 (a)Structure after solution brazing;(b)Structure after solution brazing

组织中 $\gamma'$ 相显得区别更大,因而经过固溶处理调整后能得到组织状态更好的基体材料。

表 4 为无热处理状态下二级导向器材料不同焊接方法试片的 50 次热冲击试验结果。50 次热冲击过后,基体材料会形成表面疏松或空洞损伤,如图 12 所示,根据深坑周边疏松和微裂纹的形貌推断,此空洞生成原因为表面或次表面常见的铸造疏松缺陷在热交变应力作用下,产生裂纹并交汇生成局部剥落,如此往复,形成大深坑。氩弧焊后则在近缝区和基体形成新的裂纹,如图 6 所示,裂纹分别长约 300  $\mu\text{m}$ 、680  $\mu\text{m}$ 。

近缝区和基体材料表面热冲击裂纹可能与热影响区存在焊接残余拉应力以及材料表面长时间服役老化后开裂敏感性提高有关。真空钎焊的表面无损伤,说明真空钎焊修复二级导向器裂纹时对基体形成新裂纹的倾向较氩弧焊小很多。因此采用真空钎焊的方式有利于修复二级导向器裂纹。

2.4 焊接工艺验证

结合工艺分析,采用真空钎焊对二级导向器的裂纹进行修复,钎焊后的二级导向器经荧光探伤未发现裂纹。进一步将钎焊后的二级导向器装机进行试车考核(10 次冷启动+10 次加速),试车后进行

表 4 服役 2 500 h 材料不同焊接方法的热冲击试验结果  
Table 4 Thermal shock test results of different welding methods for materials after service for 2 500 h

| 编号                              | 热冲击次数          | 荧光检测结果         | 电镜结果                                     |                         |
|---------------------------------|----------------|----------------|------------------------------------------|-------------------------|
| 服役 2 500 h<br>未焊接试样<br>(未固溶)    | 1#<br>2#<br>3# | 50<br>80<br>50 | 基体产生一个疏松<br>50次无损伤,80次<br>产生一个疏松。<br>无损伤 | 疏松见图 12<br>深坑见图 12<br>— |
| 服役 2 500 h<br>氩弧焊试样<br>(焊前未固溶)  | 1#<br>2#<br>3# | 50<br>50<br>50 | 热影响区和基体处<br>各发现一处裂纹<br>无损伤<br>基体存在一条裂纹   | 裂纹见图 6<br>—<br>—        |
| 服役 2 500 h<br>真空钎焊试样<br>(焊前未固溶) | 1#<br>2#<br>3# | 50<br>50<br>50 | 无损伤<br>无损伤<br>无损伤                        | —<br>—<br>—             |

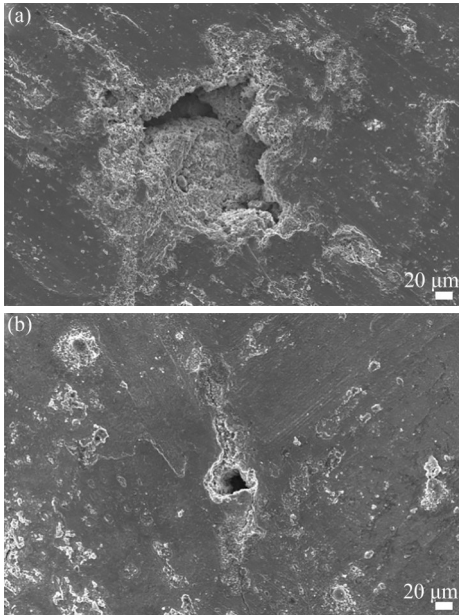


图 12 服役 2500h 材料表面损伤  
Fig. 12 Surface damage of materials in service for 2500h

荧光探伤也未发现裂纹。结合前述研究,针对服役时间较短的二级导向器,采用氩弧焊方式可修复服役过程中产生的微裂纹。而服役时间较长的二级导向器,氩弧焊会增加焊后新裂纹产生的倾向,如需氩弧焊修复,则需在焊前进行适当的固溶处理,即恢复热处理;采用真空钎焊则可在不热处理的情况下完全修复微裂纹。

3 结论

(1)随服役时间增加,二级导向器的材料中 $\gamma'$ 相

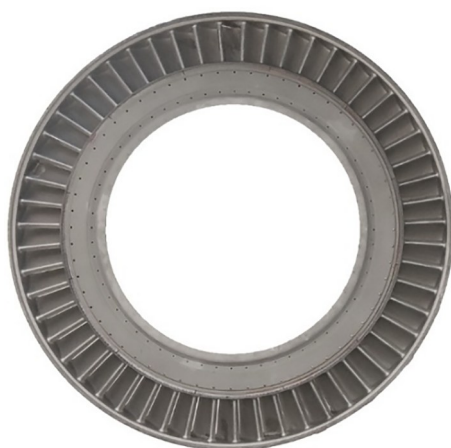


图 13 服役 2500h 后焊接修复的二级导向器

Fig. 13 The secondary turbine guide apparatus is welded and repaired after 2500 hours of service

明显粗大,但高温拉伸性能变化不大。进行氩弧焊之后,服役 2 500 h 的二级导向器对应的材料强度比服役 1 500 h 的二级导向器低 15.5%。

(2) 1 150 °C 的固溶处理可改善二级导向器材料的基体组织,经固溶处理后  $\gamma'$  析出相尺寸更加均匀,塑性提高,裂纹敏感性降低,有利于恢复长时间高温服役后的 XH65BTiOMP (K412) 材料的焊接工艺性能。

(3) 服役 1 500 h 的二级导向器可采用氩弧焊的方式进行修复,而服役 2 500 h 的二级导向器如不经过固溶处理,氩弧焊后表面产生新裂纹的倾向大大增加,在燃气热冲击情况下更容易产生新的微裂纹。

(4) 服役 2 500 h 的二级导向器可采用真空钎焊方法或先固溶处理再氩弧焊的方式修复,且修复后的材料经相同次数热冲击后表面不产生微裂纹损伤。

#### 参考文献:

- [1] Kelly T J. Welding metallurgy of investment cast nickel-based superalloy [C]//Proceedings from Weldability of Materials Conference, ed. R. A. Patterson and K. W. Mahin, ASM International 1990: 151-157.
- [2] Prager M, Shira C S. Welding of precipitation hardening nickel-base alloys [J]. Welding Research Council Bulletin, 1968, 128(128): 1-55.
- [3] 张延生, 钟祖桂. 高温合金氩弧焊时冶金及工艺因素对形成热裂纹的影响 [J]. 焊接学报, 1982(02): 11-18+46-47.
- [4] Gandy D W, Frederick G, Viswanathan R, et al. Overview of hot section component repair methods [C]//ASM Utilities and Energy Sector Conference on Gas Turbine Materials Technologies, St. Louis, Missouri, October 9-12, 2000: 1-36.
- [5] 王凯博, 吕耀辉, 徐滨士, 等. 基于焊接的镍基高温合金增材再制造技术综述 [J]. 装甲兵工程学院学报, 2016, 30(01): 81-86.
- [6] 张杰. 高 Al+Ti 镍基高温合金损伤粉末冶金法修复再制造研究 [D]. 辽宁: 东北大学, 2015.
- [7] ZHANG J. Research on damage remanufacturing on Ni-based superalloys with high Al+Ti content by powder metallurgy method [D]. Liaoning: Northeastern University, 2015.
- [8] Lowden P, Pilcher C, Liburdi J. Integrated weld automation for gas turbine blades [C]//The International Gas Turbine & Aeroengine Congress & Exhibition, Orlando, FL, June 3-6, 1991: 1-7.
- [9] Bob Tollett. Welding with laser powder fusion and plasma wire feed systems [J]. Engine Yearbook, 2003: 84-89.
- [10] 曹国献. K423A 合金精铸件铸造缺陷的补焊工艺研究 [D]. 江西: 南昌航空大学, 2014.
- [11] CAO G X. The research about repair welding the foundry defects that delicate casting of alloy K423A [D]. Jiangxi: Nanchang Hangkong University, 2014.
- [12] 赖境. 铸态 K452 镍基高温合金激光修复工艺及组织性能研究 [D]. 湖北: 华中科技大学, 2019.
- [13] LAI J. Process, Microstructure and properties of as-cast K452 nickel base superalloy by laser repairing [D]. Hubei: Huazhong University of Science & Technology, 2019.
- [14] 王祯, 姚雷, 孔胜国, 等. K487 铸造高温合金氩弧焊接头的组织和性能研究 [J]. 钢铁研究学报, 2011, 23(S2): 446-448.
- [15] WANG Z, YAO L, KONG S G, et al. Study on microstructure and properties of K487 argon tungsten-arc welding welding joint [J]. Journal of Iron and Steel Re-

- search, 2011, 23(S2):446–448.
- [12] 曲伸,刘纪德,宋文清,等. DZ125定向凝固高温合金氩弧焊修复工艺研究[J]. 航空制造技术, 2018, 61(08): 43–47.
- QU S, LIU J D, SOONG W Q, et al. TIG repairing on directionally solidified superalloy DZ125 [J]. Aviation Welding Technology, 2018, 61(08):43–47.
- [13] Lim L C, Yi J Z, Liu N, et al. Cyclic overaging preweld heat treatment of Rene 80: effect of solution treatment and end aging temperatures [J]. Materials Science and Technology, 2002, 18(4):420–428.
- [14] 高磊,屈星海,吴一栋,等. K439B镍基铸造高温合金800℃长期时效过程中碳化物演变规律[J]. 材料导报, 2024, 38(15):23110091
- GAO L, QU X H, WU Y D, et al. Evolution of carbides in K439B Nickel-based cast superalloy during long-term aging at 800℃ [J]. Materials Reports, 2024, 38(15):23110091
- [15] 孙文,秦学智,郭建亭,等. 铸造镍基高温合金中初生MC碳化物的退化过程和机理[J]. 金属学报, 2016, 52(04):455–462.
- SUN W, QIN X Z, GUO J T, et al. Degeneration process and mechanism of primary MC carbides in a cast Ni-based superalloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(04):455–462.
- [16] 张雷雷,陈晶阳,汤鑫,等. K439B铸造高温合金800℃长期时效组织与性能演变[J]. 金属学报, 2023, 59(09):1253–1264.
- ZHANG L L, CHEN J Y, TANG X, et al. Evolution of Microstructures and Mechanical Properties of K439B equiaxed superalloy during long-term aging at 800℃ [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2023, 59(09):1253–1264.
- [17] 谭建伟,朱一. 高温合金服役和修复过程中的微观组织演变研究[J]. 铸造技术, 2014, 35(09):1930–1932.
- TAN J W, ZHU Y. Microstructure evolution of high-temperature alloy in process of service and repair [J]. Foundry Technology, 2014, 35(09):1930–1932.
- [18] Qin X Z, Guo J T, Yuan C, et al. Long-term thermal exposure responses of the microstructure and properties of a cast Ni-base superalloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 543:121–128.
- [19] 冯强,童锦艳,郑运荣,等. 燃气涡轮叶片的服役损伤与修复[J]. 中国材料进展, 2012, 31(12):21–34+11.
- FENG Q, TONG J Y, ZHEN Y R, et al. Service induced degradation and rejuvenation of gas turbine blades [J]. Materials China, 2012, 31(12):21–34+11.
- [20] 李秋良,周鑫,王学德,等. DZ125高温合金涡轮叶片的性能恢复热处理[J]. 金属热处理, 2019, 44(05):72–77.
- LI Q L, ZHOU, WANG X D, et al. Performance recovery heat treatment of DZ125 superalloy turbine blade [J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(05):72–77.
- [21] 张明军,肖程波,胡聘聘,等. 固溶冷速对CHS-104合金显微组织和高温力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2013, 42(10):216–219+171.
- ZHANG M J, XIAO C B, HU P P, et al. Effect of solution cooling rate on microstructure and high temperature mechanical properties of CHS-104 alloy [J]. Hot Working Technology, 2013, 42(10):216–219+171.
- [22] 吴凯,刘国权,胡本芙,等. 固溶冷却速度和前处理对新型镍基粉末高温合金组织与显微硬度的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(04):685–691.
- WU K, LIU G Q, HU B F, et al. Effect of solution cooling rate and pre-heat treatment on the microstructure and microhardness of a novel type nickel-based P/M superalloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(04):685–691.