

# K417G 高温合金大间隙钎焊的组织演变与性能研究

程 准<sup>1</sup>, 李小强<sup>1</sup>, 屈盛官<sup>1</sup>, 朱德智<sup>1</sup>, 李晖云<sup>2</sup>

(1. 华南理工大学 国家金属材料近净成形工程技术研究中心, 广东 广州 510640)

(2. 东莞市精研粉体科技有限公司, 广东 东莞 523808)

**摘 要:** 采用低熔点的含硼镍基合金粉末与高熔点镍基合金粉末的混合粉末作为钎料, 在真空热压炉中对 K417G 镍基高温合金进行大间隙钎焊连接。研究了钎料成分对接头显微组织演变规律的影响, 分析了接头的强化机制。结果表明, 提高钎料中高熔点合金粉的含量, 可有效减少焊缝中硼化物的形成量, 提高焊缝组织均匀性。当钎料中高熔点合金粉含量为 95%(质量分数)时, 硼元素扩散均匀, 获得弥散分布的颗粒状的  $M_3B_2$  型硼化物, 接头的室温和 600 °C 时的抗拉强度分别为 971 和 934 MPa, 达到了母材的强度。此外, 原位析出于接头界面处的细小弥散碳硼化物  $M_{23}(C, B)_6$  与基体的共格关系是实现高质量大间隙钎焊连接的重要因素。

**关键词:** K417G 高温合金; 大间隙钎焊; 粉末钎料; 显微组织; 抗拉强度

**中图分类号:** TG146.1<sup>+</sup>5; TG454

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)09-3262-08

镍基沉淀硬化型高温合金 K417G 具有良好的组织稳定性和优异的中温强度, 广泛应用于加工制造航空发动机的复杂形状涡轮叶片<sup>[1]</sup>。然而, 在涡轮叶片服役过程中, 高温燃气和冷热疲劳等因素的综合作用极易使其产生微裂纹并进行扩展失效<sup>[2]</sup>。因此, 涡轮叶片初始微裂纹的高质量修复, 成为延长发动机服役寿命的关键技术<sup>[3]</sup>。作为一种新型的扩散钎焊技术, 瞬时液相(transient liquid phase, TLP)连接技术是目前镍基合金热端部件最常用的修复方法之一, 越来越受科研工作者的关注<sup>[4-6]</sup>。

本质上, TLP 连接利用了液态钎焊合金的等温凝固概念, 以防止在常规钎焊冷却过程中脆性金属间相的形成<sup>[7]</sup>。TLP 的钎焊中间层成分通常与基材相似, 但额外添加诸如硼之类的高扩散性降熔元素。硼向母材中的扩散会导致接头中的成分发生变化, 从而提高接头固相线并实现等温凝固, 并形成与母材接近的固溶体组织, 实现焊缝的修复及力学性能的提高<sup>[8]</sup>。尽管 TLP 工艺成功地各种材料生产了高质量的接头, 但它仅限于较小尺寸的间隙(200 μm)<sup>[9]</sup>。

当要修补较大的间隙时, 如果在延长的保持时间内不能充分扩散, 则含有过量的 B 的钎焊合金会导致形成脆的硼化物<sup>[10]</sup>。这些连续分布的大尺寸脆性相硼化物将

会降低连接部件的重熔温度, 并降低其裂纹扩展的抵抗力<sup>[11]</sup>。为了克服这些限制并将 TLP 原理应用于更大的接头, 开发了大间隙钎焊技术, 其中钎料合金包括含硼元素的低熔点合金和与母材成分相似的高熔点合金粉末<sup>[12]</sup>。然而, 钎料成分的优化配比, 却是一个极大的难题。根据国内外研究进展可知, 目前大间隙钎焊用钎料中的高熔点合金粉末的含量范围为 50%~90%(质量分数)<sup>[13]</sup>。但对于高熔点合金粉末含量大于 90%的相关研究鲜见报道。

因此, 本研究以 K417G 合金作为母材, 将含有较多(大于 90%)的高熔点硼镍基合金粉末的混合粉末作为钎料, 在真空热压炉中进行大间隙钎焊连接。研究钎料成分对接头显微组织及力学性能的影响。结合热力学计算相图及动力学理论, 揭示接头组织中硼化物析出相的演变规律。基于 Bramfitt 晶格错配理论, 揭示接头强化机理。本研究结果可为多种体系高温合金中大间隙的高质量连接提供很好的研究思路。

## 1 实 验

研究采用的母材(base metal, BM)为铸态 K417G 合金, 其理论熔点是 1340 °C, 其主要化学成分(质量

收稿日期: 2020-09-15

基金项目: 广东省产学研重大专项(2014B010129002); 广东省自然科学基金重点项目(2018B030311051); 东莞市引进创新科研团队计划(201536000200027)

作者简介: 程 准, 男, 1986 年生, 博士生, 华南理工大学国家金属材料近净成形工程技术研究中心, 广东 广州 510640, 电话: 020-87110099, E-mail: chuncheng20131221@126.com

分数, %, 下同) 为 Co 10.2, Cr 8.8, Ti 4.7, Al 5.3, Mo 3.4, C 0.2, Ni 余量。为实现 K417G 合金的大间隙钎焊连接, 填充材料采用具有高低熔点的合金粉末混合而成。一种是与母材成分相似的高熔点粉末 (high-melting powder, HMP), 粉末中径 < 100 μm, 固相线温度为 1235 °C, 其主要化学成分为: Co 7.5、Cr 14.5、Ti 4.4、Al 3.8、Mo 4.3、W 2.9、Nb 1.5、Ni 余量。该粉末在高温时不熔化, 起到骨架支撑作用; 另一种是含硼元素的低熔点粉末 (low-melting powder, LMP), 中径 < 80 μm, 熔点为 1099 °C, 其主要化学成分为: Co 18.8、Cr 12.6、Al 3.5、Zr 8.8、B 2.8、Ni 余量。该粉末在高温时熔化并在保温过程中发生等温凝固, 在大间隙钎焊区 (wide gap brazing region, WGBR) 形成均匀化固溶体, 实现高质量连接。采用三维混粉机将 2 种合金粉末按照不同的配比机械混合 24 h (高纯 Ar 气保护), 制备成钎料。

采用 4 种不同成分的钎料 Ni-1、Ni-2、Ni-3 和 Ni-4 钎焊 K417G 合金, 成分配比见表 1, 焊缝间隙为 20 mm。按各元素的成分配比计算, 4 种钎料合金中 B 含量 (质量分数) 分别为 0.03%, 0.08%, 0.14%, 0.20%。4 种钎料合金的差热 (DTA) 分析结果表明: Ni-1 钎料的固液转变温度为 1252 °C, 完全转变为液相的温度为 1323 °C, 随着高温合金粉末配比的增加, 完全转变为液相的温度变化明显, 但 4 种钎料合金固液转变温度不断降低, 当高温合金粉末的配比为 95% 时, 钎料合金固液转变温度低于 1181 °C。4 种钎料的液相线温度也列于表 1 中。

将机械混粉获得的 4 种钎料分别置于焊缝中。将装配好的样品放入 HP-12×12×12 真空热压炉中, 具体步骤请参阅前期文献[14], 施加 20 MPa 压力并保持, 将炉腔内真空度保持在 5.0×10<sup>-2</sup> Pa 以上, 随后以 20 °C/min 的速率将其加热至 1200 °C, 保温 30 min 后随炉冷却 (连接温度和保温时间参考文献[14,15])。

表 1 钎料的成分配比、固液转变温度和液相线温度

Table 1 Composition ratio, solid-liquid transition temperature, and liquidus temperature of the mixed powder

Alloy	Composition ratio	Solid-liquid transition temperature/°C	Liquidus temperature/°C
Ni-1	1% LMP + 99% HMP	1252	1323
Ni-2	3% LMP + 97% HMP	1204	1315
Ni-3	5% LMP + 95% HMP	1181	1306
Ni-4	7% LMP + 93% HMP	1177	1296

钎焊后的样品沿焊缝纵剖面切开, 研磨抛光后利用配制好的腐蚀液 (20 g 无水 CuSO<sub>4</sub> (AR) + 100 mL HCl (AR 37%, 质量分数) + 5 mL H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (AR 98%, 质量分数) + 10 mL H<sub>2</sub>O) 对样品表面进行腐蚀 40~50 s。采用 X 射线衍射仪 (XRD, Shimadzu-1610 D8-Advanced) 对接头的相成分进行分析。并利用扫描电子显微镜 (SEM, NOVA NANOS-EM 430) 对接头的显微组织进行表征。采用 SEM 对大间隙钎焊区随机选取 10 个视场, 通过 Image Pro Plus 6.0 软件对 SEM 照片中硼化物颗粒的尺寸大小和面积分数进行统计分析, 得出硼化物颗粒尺寸的范围和颗粒面积分数的平均值。

最后用聚焦离子束 (FIB, FEI NanoLab 600i) 和透射电镜 (TEM, JEM-2100F) 研究接头界面处相组成。为了评估接头的力学性能, 采用万能试验机 (Zwick/Roell) 对连接试样进行室温和 600 °C 拉伸测试, 其拉伸速率为 0.5 mm/min。为了保证实验的准确性和重复性, 本研究的测试均为重复 3 次的结果。

## 2 结果与分析

### 2.1 钎料成分对接头显微组织的影响

图 1 为采用不同配比的钎料合金在 1200 °C 保温 30 min 获得的接头大间隙钎焊区 XRD 图谱。由图可知, 大间隙钎焊区 (WGBR) 的物相均为 γ+γ' 基体相, 以及析出相 M<sub>3</sub>B<sub>2</sub> 硼化物和 M<sub>23</sub>(C, B)<sub>6</sub> 碳硼化物 (M: Cr, Mo, W)。图 2a~2d 分别为采用不同配比的钎料合金在 1200 °C 保温 30 min 钎焊 K417G 合金的接头背散射电子照片。可见, 4 种钎料均可填满间隙, 获得可靠的钎焊接头, 但大间隙钎焊区的显微组织存在明显差异。不同成分配比的钎料制备的试样大间隙钎焊区均呈现出典型的基体相 (γ+γ') 和 M<sub>3</sub>B<sub>2</sub> 硼化物析出相 (白色颗粒状)。硼化物的形成主要是由于填充材料中硼元素的含量较高,

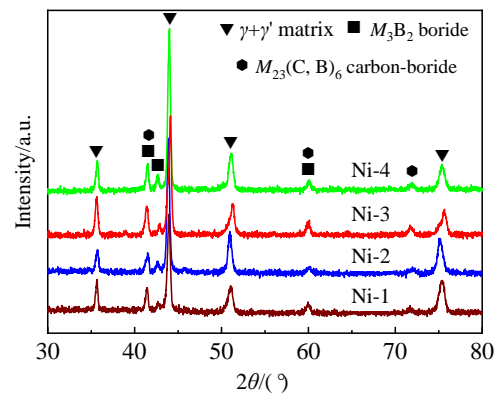


图 1 不同钎料成分下大间隙钎焊区的 XRD 图谱

Fig.1 XRD patterns of WGBR with different braze alloys

超过其在镍基母材中的极限固溶度(0.03%), 过多的硼元素将在钎焊过程中从钎料中分离出来。

采用 Ni-1 钎料在 1200 °C 保温 30 min 钎焊 K417G 合金时, 因高熔点合金粉末的熔化温度(1285 °C)高于钎焊温度(1200 °C), 高熔点合金粉末在钎焊温度未熔化, 仍以近似球形存在于焊缝中。低熔点合金粉末的液相线温度为 1090 °C, 如图 2a 所示。因此, 在钎焊过程中, 低熔点合金粉末将完全熔化, 低熔点合金粉末中的硼元素先是固溶在基体相  $\gamma+\gamma'$  中, 当达到基体极限溶解度时, 硼元素沿着高熔点合金晶界扩散, 并在高熔点合金粉末晶界处析出  $M_3B_2$  硼化物, 如图 2e 所示。随着钎料中低熔点合金粉末含量的进一步增加, 硼元素含量增加, 同时高熔点合金粉末在钎焊过程中具有扩散岛的作用, 低熔点合金粉末中硼元素向高熔点合金粉末中扩散,  $M_3B_2$  硼化物析出相逐渐增多。当低熔点合金粉末含量达到 7%(Ni-4)时, 钎焊区中出现了因低熔点合金粉末过多而形成的局部聚集的  $M_3B_2$  硼化物, 如图 2d、2h 所示。

此外, 当钎料中低熔点合金粉末含量逐渐增加, 更多的硼元素将析出, 试样接头组织中  $M_3B_2$  型硼化物颗粒的面积分数从 0.16% 增加到 5.45%, 对应的连接试样大间隙钎焊区中  $M_3B_2$  硼化物的分布位置、形态、尺寸均发生了明显的变化(见表 2)。值得注意的是, 对于采用 Ni-3 钎料钎焊 K417G 合金下制备的连接试样(图 2c、2g),

其大间隙钎焊区中的  $M_3B_2$  硼化物颗粒发生球化、等轴化趋势最为明显, 且颗粒大小均匀, 尺度分布较为集中, 并弥散分布在  $\gamma+\gamma'$  基体上。这主要是由于在 Ni-3 钎料下大间隙钎焊区中填充材料的状态更适合二次析出相  $M_3B_2$  硼化物在晶内形核。这也进一步说明了, 在该钎料条件下, 更有利于硼元素向基体内部的充分扩散及固溶效应。

### 2.2 钎料成分对接头力学性能的影响

图 3 为不同钎料合金下制备的大间隙连接试样室温和 600 °C 拉伸应力-应变曲线。由图 3 可知, 随着钎料中低熔点粉末合金含量的升高, 试样接头的抗拉强度及延伸率先增大后减小, 在 Ni-3 钎料达到最大值。对于采用 Ni-3 钎料制备的试样, 其室温和 600 °C 抗拉强度分别为 971 和 934 MPa, 达到了母材的强度。这主要是与大间隙钎焊区中  $M_3B_2$  硼化物析出相含量、形态、分布等因素有很大关系。正如上文分析的那样, 在采用 Ni-4 钎料时, 大间隙钎焊区中脆性硼化物  $M_3B_2$  聚集且含量较高, 且与 Ni-1 和 Ni-2 钎料一样, 大间隙钎焊区的脆性硼化物主要分布在晶界处, 这会促进初始裂纹的萌生及扩展, 不利于连接试样性能的提升<sup>[17]</sup>。对于 Ni-3 钎料制备的连接试样, 大间隙钎焊区的脆性  $M_3B_2$  硼化物含量适中, 尺寸集中, 且均匀分布, 致使其在形变过程中不会形成应力集中, 能起到很好的弥散强化作用。此外,

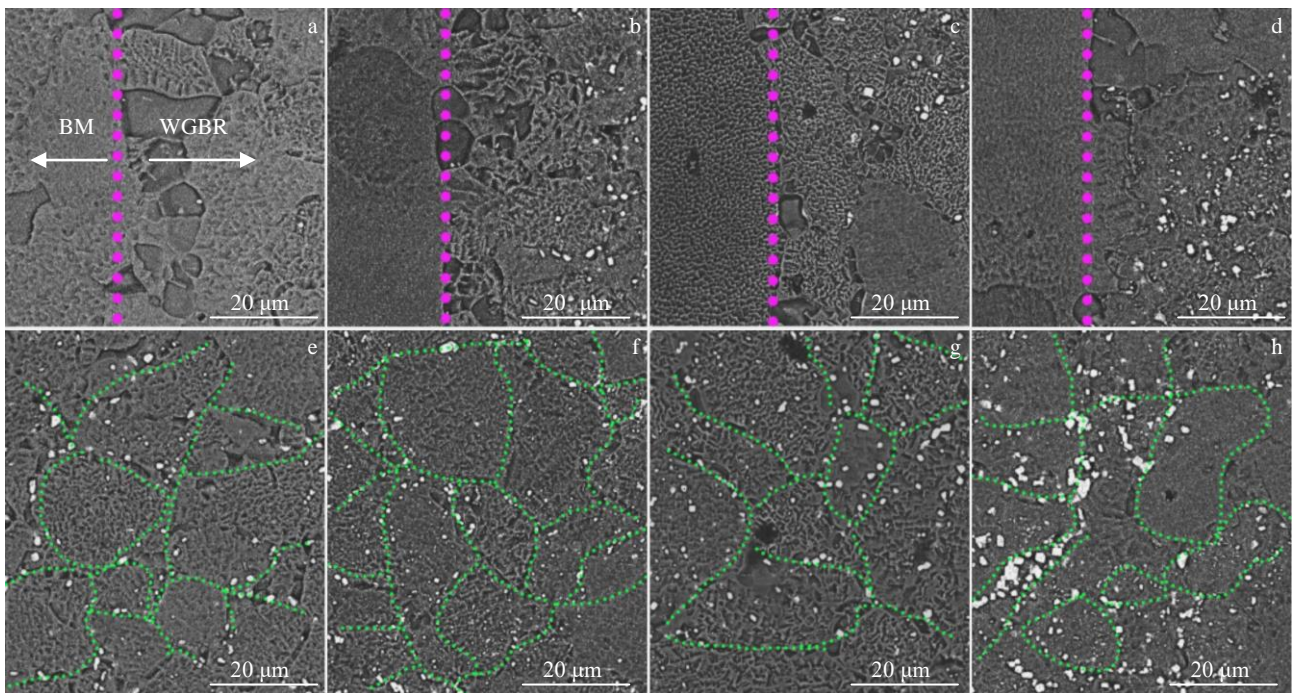


图 2 采用不同配比的钎料合金在 1200 °C 保温 30 min 获得的接头界面和大间隙钎焊区的背散射电子照片

Fig.2 Backscattered electron images of brazed joint (a~d) and WGBR (e~h) bonded by Ni-1 (a, e), Ni-2 (b, f), Ni-3 (c, g) and Ni-4 (d, h) at 1200 °C for 30 min

由图 2 可知,采用 Ni-3 钎料制备的连接试样大间隙钎焊区中  $M_3B_2$  硼化物弥散析出于基体相( $\gamma+\gamma'$ )。 $M_3B_2$  硼化物的形成与填充材料内的低熔点合金粉末的含量及其物相有一定的密切关联。因此,采用热力学计算软件 Thermo-Calc 研究不同含量的低熔点合金粉末对钎料的相组成和含量的影响。

图 4 为对表 1 中 4 种不同含量的低熔点合金粉末的钎料的热力学计算结果。根据计算的相图,钎料合金的固液相转变温度和液相线温度与上文的 DSC 测试结果接近(见表 3)。钎料合金的主要平衡相包括  $\gamma$  相、 $\gamma'$ 相和  $M_3B_2$ 相。这也与前面 XRD 和 SEM 分析结果一致。此外,通过计算可知,  $M_3B_2$  相在体系中所占的质量比如表 3 所示。由表 3 可知,随着钎料合金中低熔点粉末含量的提高,  $M_3B_2$  相的质量比逐渐增加。这与前面的实验结果得出的规律是一致的。这主要是与钎料中液相质量比有关。当液相含量过高时,由于不能在相同的保温时间内完成等温凝固,导致残余液相在冷却阶段形成局部聚集的硼化物脆性相。研究报道<sup>[18]</sup>,当在室温和高温下对大间隙钎焊接头进行拉伸测试时,聚集硼化物的存在会导致裂纹萌生,并且对裂纹的抵抗力较低。因此,采用 Ni-3 钎料在 1200 °C 保温 30 min 下接头组织稳定性和强度较好。

2.3 接头的强化机制

为了揭示接头的强化机理,采用聚焦离子束(FIB)技术制备了 Ni-3 钎料钎焊 K417G 合金的 TEM/STEM 样品,并将样品放置在接头界面上,如图 5a、5b 所示。图 5c 显示了接头界面上的 TEM 高角度环形暗场(HAADF)图像。图 6 为图 5c 中 K417G 合金接头界面的 EDS 元素面分布。从图 6 可以看出,整个区域的元素分布非常均匀,其中显示了 Ni、Cr、Co、Mo、Ti、Al 元素的 EDS 面分布图。 $\gamma$  固溶体基体相主要是在 Ni 基中固溶 Cr、Co 和 Mo 元素,  $\gamma'$ 相共格析出于  $\gamma$  固溶体基体相,其主要含有 Ti、Al 和 Ni。由图 5 和图 6 可知,接头界面由均匀的  $\gamma+\gamma'$ 相以及弥散分布的纳米析出相组成。

图 7 为纳米析出相与基体相  $\gamma$  的 TEM 照片和选区电子衍射花样(SAED)。通过选区电子衍射斑点对界面处原位析出的纳米相进行表征,发现这些纳米析出相为  $M_{23}(C,B)_6$ ,这与之前 XRD 结果基本一致。此外,由  $M_{23}(C,B)_6$  相与基体相界面的选区衍射斑点可知,  $M_{23}(C,B)_6$  相的(011)晶面与基体相  $\gamma$  (011)晶面基本平行,其位向关系呈现出:

$$[1\bar{1}\bar{1}]_{\gamma} // [1\bar{1}\bar{1}]_{M_{23}(C,B)_6}, [200]_{\gamma} // [200]_{M_{23}(C,B)_6}, [11\bar{1}]_{\gamma} // [11\bar{1}]_{M_{23}(C,B)_6}$$

由图 7b 可知,对于采用 Ni-3 钎料连接的试样,  $M_{23}(C,B)_6$  析出相与基体相  $\gamma$  位向关系对应的晶面夹角别为 0.55°、0.72°和 0.66°,具体列于表 4。根据 Bramfitt 晶格错配理论<sup>[19]</sup>可知,一般而言,错配度  $\delta_{(hkl)_n}^{(hkl)_s}$  介于

表 2 大间隙钎焊区中  $M_3B_2$  硼化物的位置、形状、面积分数及尺寸

Table 2 Location, shape, area fraction and size of  $M_3B_2$  in the WGBR

Alloy	Location	Shape	Area fraction/%	Size/ $\mu\text{m}$
Ni-1	Grain boundary	Blocky	0.66	0.15~1.55
Ni-2	Grain boundary/grain	Blocky	1.24	0.25~1.75
Ni-3	Grain/Grain boundary	Blocky	2.44	0.50~1.50
Ni-4	Grain boundary	Strip-type	5.45	0.50~4.00

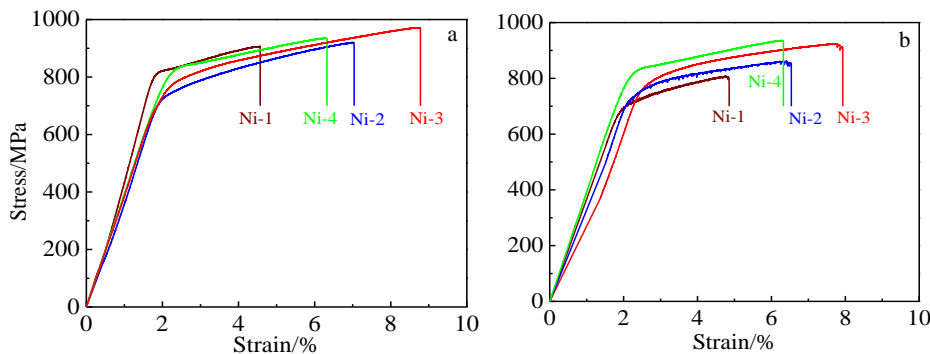


图 3 采用不同配比的钎料合金钎焊的 K417G 合金试样在室温和 600 °C 下的拉伸应力-应变曲线

Fig.3 Tensile stress-strain curves of the K417G alloy specimens as-brazed with different ratios of solder alloys at room temperature (a) and 600 °C (b)

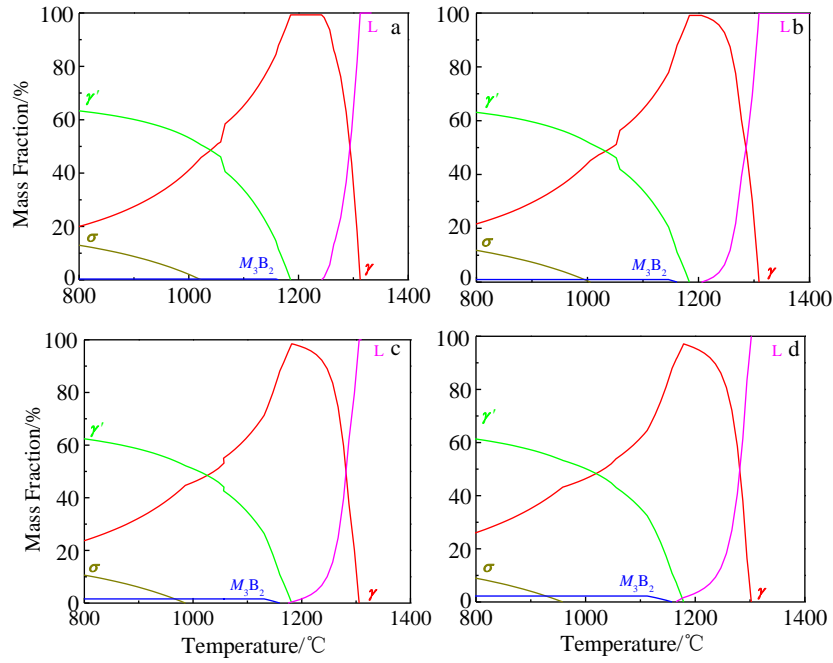


图 4 根据 TTNi8 数据库对不同钎料合金进行热力学相图计算

Fig.4 Thermo-Calc predictions for Ni-1 (a), Ni-2 (b), Ni-3 (c) and Ni-4 (d) based on the TTNi8 database

表 3 通过 Thermo-Calc 预测的 Ni-1, Ni-2, Ni-3 和 Ni-4 合金的固液转变温度和液相线温度

Table 3 Solid-liquid transition temperature and Liquidus temperature of Ni-1, Ni-2, Ni-3 and Ni-4 alloys predicted by Thermo-Calc

Alloy	25 °C	1200 °C	Solid-liquid transition temperature/°C	Liquidus temperature/°C
	$M_3B_2$ boride content, $\omega/\%$	Liquid content, $\omega/\%$		
Ni-1	0.55	-	1241	1333
Ni-2	0.93	0.54	1196	1321
Ni-3	1.96	2.26	1175	1312
Ni-4	3.67	3.89	1164	1302

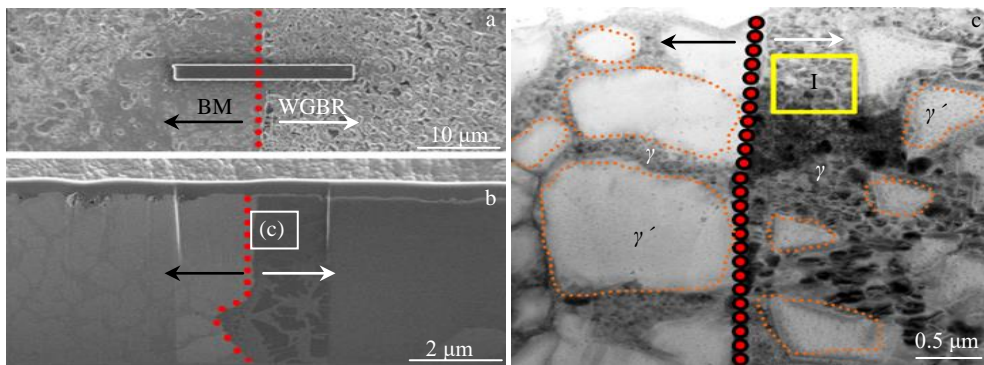


图 5 FIB 技术制备接头界面的高倍 SEM 照片及界面区域的 TEM-HAADF 图像

Fig.5 SEM image of K417G alloy joint brazed with Ni-3 filler prepared by FIB (a); high magnification SEM image of the joint in Fig.5a (b); TEM-HAADF image of a interface area in Fig.5b (c)

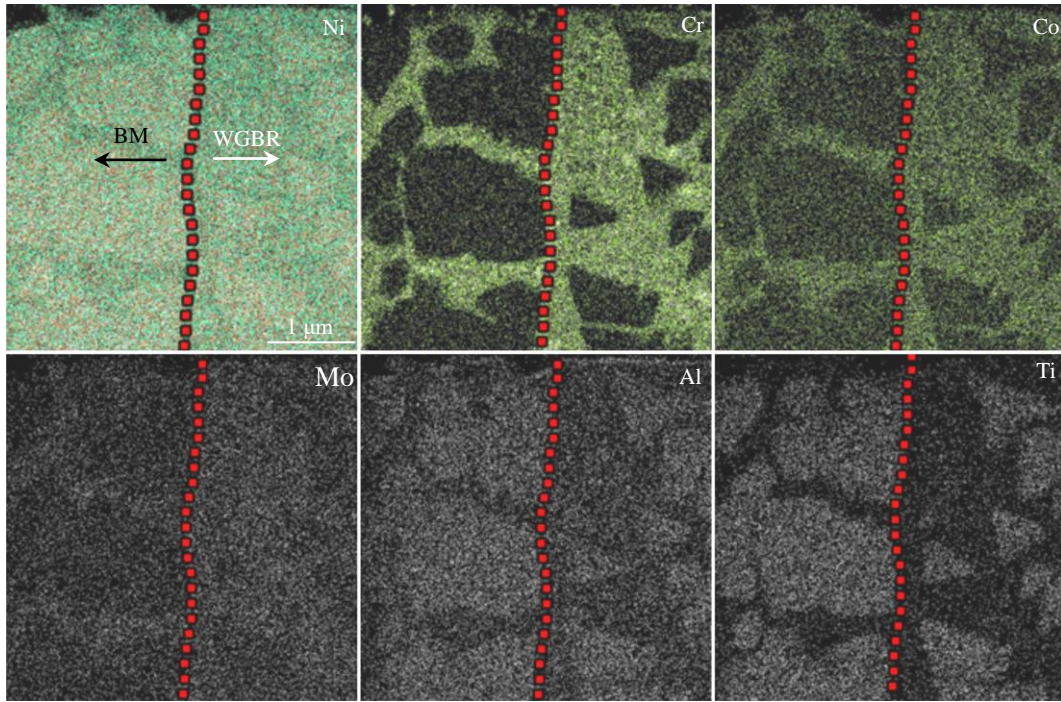


图 6 图 5c 中 K417G 合金接头界面的 STEM-EDS 元素面分布图

Fig.6 STEM-EDS elemental mappings of Ni, Cr, Co, Mo, Al, Ti at the interface area for K417G alloy joint in Fig.5c

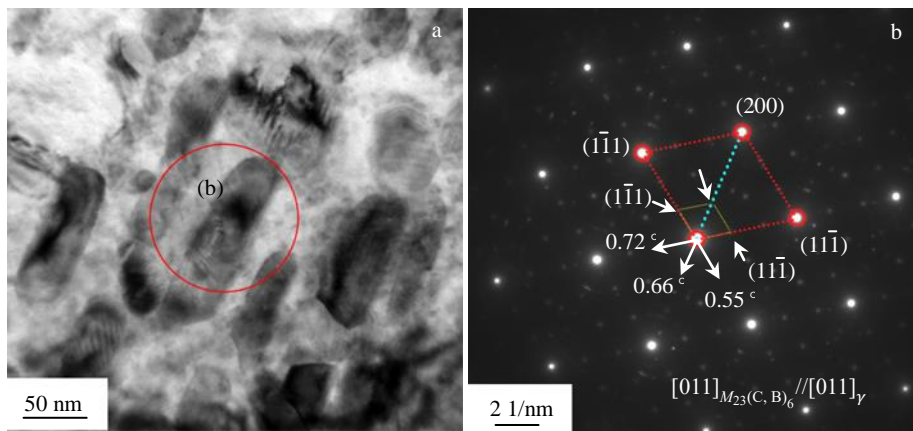


图 7 5c 中 I 区的高倍 TEM 照片以及  $M_{23}(C, B)_6$  和  $\gamma$  相界面的选区电子衍射花样

Fig.7 High magnification TEM image of zone I in Fig.5c (a) and the corresponding SAED pattern of phase interfaces between  $M_{23}(C, B)_6$  and  $\gamma$  phase (b)

表 4  $M_{23}(C, B)_6$  碳化物与  $\gamma$  相之间的相界面错配度因子

Table 4 Mismatch degree factor  $\delta$  of the phase interface between  $M_{23}(C, B)_6$  and  $\gamma$  phase

$[uvw]_\gamma$	$[uvw]_{M_{23}(C, B)_6}$	$d_{[uvw]_\gamma}/nm$	$d_{[uvw]_{M_{23}(C, B)_6}}/nm$	$\theta(^{\circ})$	$\delta_{\frac{(hkl)_\gamma}{(hkl)_{M_{23}(C, B)_6}}}/\%$	$\overline{\delta_{\frac{(hkl)_\gamma}{(hkl)_{M_{23}(C, B)_6}}}}/\%$
$[1\bar{1}1]$	$[1\bar{1}1]$	0.2123	0.6442	0.55	1.15	-
$[11\bar{1}]$	$[11\bar{1}]$	0.2082	0.6091	0.72	2.54	1.31
$[200]$	$[200]$	0.1828	0.5498	0.66	0.25	-

5%~15%的界面属于半共格关系,而小于 5%的界面属于共格关系。错配度因子的表达式为:

$$\overline{\delta}_{(hkl)_s}^{(hkl)_n} = \sum_{i=1}^3 \frac{\left| \left( d_{[uvw]_s}^{\gamma \cos \theta} \right) - d_{[uvw]_n}^{\beta} \right|}{3} \times 100\% \quad (1)$$

其中,  $(hkl)_s$ 和 $(hkl)_n$ 分别为 $\gamma$ 和 $M_{23}(C,B)_6$ 相的晶面指数; $[uvw]_s$ 和 $[uvw]_n$ 分别为 $\gamma$ 和 $M_{23}(C,B)_6$ 相的 $(hkl)_s$ 和 $(hkl)_n$ 晶面上的晶向指数; $d_{[uvw]_s}$ 和 $d_{[uvw]_n}$ 分别为沿着 $[uvw]_s$ 和 $[uvw]_n$ 晶向上的晶面间距; $\theta$ 为 $[uvw]_s$ 和 $[uvw]_n$ 晶向之间的夹角。

需要指出的是,沿着 $[uvw]$ 晶向的晶面间距 $d_{[uvw]}$ 也就是与之相同的指数的晶面之间的间距, $d_{[uvw]}$ 其晶面间距可以表示为:

$$d_{[uvw]} = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (2)$$

其中,  $a$  是晶格常数;  $h=u$ ;  $k=v$ ;  $l=w$ 。而 $\theta$ 值则需根据 $[uvw]_s$ 和 $[uvw]_n$ 的指数确定。

关于错配度因子 $\overline{\delta}_{(hkl)_s}^{(hkl)_n}$ 的相关计算参数列表 4 中。根据上述表达式(1)、(2)及图 7 中的角度参数,计算出错配度因子 $\overline{\delta}_{(hkl)_s}^{(hkl)_n}$ 为 1.31%,具体参数见表 4。由此可知,原位弥散析出的纳米 $M_{23}(C,B)_6$ 碳化物颗粒在界面形核,并与基体相 $\gamma$ 具有共格关系,这对于界面强度和塑性的提高有很大的帮助。

### 3 结 论

1) 随着钎料中高熔点合金含量逐渐降低,接头抗拉强度先增大后减小,在含 95%高熔点合金粉钎料时其室温和 600 °C 抗拉强度最高,分别为 971 和 934 MPa,达到了母材的强度。这主要是由于钎料中高熔点合金粉的含量影响了大间隙钎焊区 $M_3B_2$ 型硼化物的含量、尺寸和分布位置。

2) 随着钎料中高熔点合金含量的降低,钎料中含硼低熔点合金粉的增加,更多的硼元素将析出,试样接头组织中 $M_3B_2$ 型硼化物颗粒的面积分数从 0.66% 升高到 5.45%。当采用 Ni-3 钎料时,接头组织中 $M_3B_2$ 型颗粒硼化物的尺度最为集中,并主要在基体上以原位析出的方式均匀分布。其他成分的钎料进行钎焊时, $M_3B_2$ 型硼化物尺寸不一、形态各异,且主要集中在晶界。

3) 基于 Bramfitt 晶格错配理论,采用 Ni-3 钎料制备的试样接头界面处存在弥散分布的 $M_{23}(C,B)_6$ 纳米析

出相,析出相与基体相存在共格关系,该共格关系对大间隙钎焊接头起到强化作用。

### 参考文献 References

[1] Xu Yan(徐 岩), Guo Shouren(郭守仁), Lu Dezhong(卢德忠) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1999, 36(12): 1249

[2] Song Ruokang(宋若康), Ma Dong(马 东), Wu Sujun(吴素君). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1517

[3] Xu Guojian(徐国建), Guo Yunqiang(郭云强), Li Chunguang(李春光) *et al.* *Transactions of the China Welding Institution* (焊接学报)[J], 2018, 39(8): 72

[4] Abdelfatah M M, Ojo O A. *Metall Mater Trans A*[J], 2009, 40: 377

[5] Malekana A, Farvizia M, Mirsalehib S E *et al.* *Mater Sci Eng A*[J], 2019, 755: 37

[6] Riggs B, Alexandrov B, Benatar A *et al.* *Sci Technol Weld Join*[J], 2016, 22: 227

[7] Baharzadeh E, Shamanian M, Rafiei M *et al.* *J Mater Process Technol*[J], 2019, 274: 1

[8] Liu D, Song Y, Shi B *et al.* *J Mater Sci Technol*[J], 2018, 34: 1843

[9] Sun Yuan(孙 元), Liu Jide(刘纪德), Hou Xingyu(侯星宇) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2016, 53(52): 875

[10] Huang X, Miglietti W. *J Eng Gas Turb Power*[J], 2012, 134: 010 801

[11] Huang X, Au P. *J Eng Gas Turb Power*[J], 2008, 130: 032 101

[12] Guo Jianting(郭建亭). *Material Science and Engineering for Superalloys (II)*(高温合金材料学(中))[M]. Beijing: Science Press, 2008: 452

[13] Duval D S, Owczarski W A, Paulonis D F *et al.* *US Patent*, 4 008 844[P], 1977

[14] Cheng Z, Li X Q Wang, B. *J Alloy Compd*[J], 2020, 821: 153 431

[15] Cheng Z, Li X Q, Zhang M A *et al.* *Materials*[J], 2020, 13(14): 3140

[16] Liu Qiaomu(刘巧沐), Huang Shunzhou(黄顺洲), Liu Fang(刘芳). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 56(6): 720

[17] Su C Y, Lih W C, Chou C P *et al.* *J Mater Process Technol*[J], 2001, 115: 326

[18] Wu X W, Chandel R S, Seow H P *et al.* *J Mater Process Technol*[J], 2001, 113: 215

[19] Yang C, Kang L, Li X *et al.* *Acta Mater*[J], 2017, 132: 491

## Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Wide Gap Brazing of K417G Superalloy

Cheng Zhun<sup>1</sup>, Li Xiaoqiang<sup>1</sup>, Qu Shengguan<sup>1</sup>, Zhu Dezhi<sup>1</sup>, Li Huiyun<sup>2</sup>

(1. National Engineering Research Center of Near-net-shape Forming for Metallic Materials, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

(2. Dongguan Hyper Tech Co., Ltd, Dongguan 523808, China)

**Abstract:** Using mixture of low-melting nickel base alloy powder containing boron (LMP) and high-melting nickel base alloy powder (HMP) as the filler metal, K417G super alloy was brazed by wide gap brazing technology in a vacuum hot pressure sintering furnace. The effect of composition of filler metal on microstructure evolution and mechanical properties of joint was analyzed, and the strengthening mechanism of the joint was investigated. The results show that with the increase of the ratio of HMP in the filler metal, the content of borides in the joint decreases and the uniformity of the weld microstructure is improved. When the ratio of HMP in the filler metal increases to 95 wt%, B can be uniformly diffused into the HMP and the dispersed granular  $M_3B_2$  borides at the interface are obtained. The tensile strength of the joint at room temperature and 600 °C is 971 and 934 MPa, respectively, reaching the strength of base metal. In addition, the fine particles of  $M_{23}(C, B)_6$  carbon-boride are coherently precipitated in-situ in the joint and uniformly dispersed, and the coherent relationship of  $M_{23}B_2(C, B)_6$  and base metal is the key factor to realize the high quality wide gap brazing.

**Key words:** K417G superalloy; wide gap brazing; filler metal; microstructure; tensile strength

---

Corresponding author: Li Xiaoqiang, Ph. D., Professor, National Engineering Research Center of Near-net-shape Forming for Metallic Materials, South China University of Technology, Guangzhou 510640, P. R. China, Tel: 0086-20-87110099, E-mail: lixq@scut.edu.cn