

FGH96 合金惯性摩擦焊焊区的微观组织表征

王晓峰, 邹金文, 杨 杰, 刘光旭, 许哲欣

(北京航空材料研究院 先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095)

摘 要: 研究了 FGH96 镍基粉末高温合金的惯性摩擦焊微观组织。惯性摩擦焊在焊缝(WL)区形成非常陡峭的温度梯度, 整个焊接过程发生在几秒以内, 是快速加热和快速冷却过程, 焊区发生了完全再结晶, 焊缝区组织与基体组织有显著差异。在焊缝上分布有尺寸均匀的高密度细小 γ' 相, 快速冷却得到的细小 γ' 相呈球形, 随着轴向与焊缝的距离变大, 球形 γ' 相逐渐转变为立方体形貌。同时由于存在再结晶过程, 在焊缝大变形区域未发现有明显的变形晶粒。相比于标准焊后热处理, 高温焊后热处理工艺能显著减小焊缝细晶区域的宽度, 并能将焊缝处的二次 γ' 相体积分数从标准热处理的 0% 提高到 25% 以上, 这为高效调控惯性摩擦焊构件的微观组织提供了实验依据。

关键词: 镍基粉末高温合金; 惯性摩擦焊; 微观组织; 焊后热处理

中图分类号: TG453⁺.9; TG132.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2019)08-0806-07

Microstructure Characterization of Inertia Friction Bonding Region for Nickel-Based Superalloy FGH96

WANG Xiaofeng, ZOU Jinwen, YANG Jie, LIU Guangxu, XU Zhixin

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

Abstract: The microstructure of inertia friction welding P/M superalloy FGH96 was investigated. The inertia friction welding introduced very steep thermal gradients at the bonding region. The whole welding process only lasts for several seconds, i. e., a fast heating and cooling process with recrystallization occurring in the welding area. A dramatic change of the microstructure was observed over a narrow welding zone. A significant change of the γ' distribution was observed across the welding line with very fine γ' particles precipitated in unimodal size distribution. The fine precipitated γ' under fast cooling was spherical in shape, which gradually transformed into elliptical, cube shape as the distance from welding line increased. No significant grain distortion was observed in the extensively plastically deformed region due to recrystallization. Compared with the standard post-weld heat treatment, heat treatment with higher temperature could significantly reduce the width of the fine grain area at the welding zone. The volume fraction of the weld line secondary γ' phase increased from 0% to ~25% when higher temperature heat treatment was applied. Those findings are essential for controlling the microstructure of inertial friction welding component on P/M superalloys.

Key words: powder metallurgy nickel-based superalloy; inertial friction bonding; microstructure; heat treatment after welding

1 前 言

相比于传统的铸造和锻造高温合金, 粉末高温合金有诸多优点, 如组织均匀、晶粒细小、没有宏观偏析等。镍基粉末高温合金具有良好的高温力学性能, 已成为推重比 8 以上高性能发动机涡轮盘的首选材料^[1, 2]。随着航空发动机的发展, 对能在更高温度下使用的涡轮盘的需求与日俱

增, 而用于高性能涡轮盘的镍基粉末高温合金需要在超过 650 °C 的工作条件下依然有高的抗蠕变性和抗疲劳性能^[3, 4]。

FGH96 是一种用于涡轮盘的重要的粉末高温合金, 在 750 °C 高温下能保持良好的力学性能^[5]。FGH96 比上一代粉末高温合金 FGH95 有更好的损伤容限、断裂韧性和抗疲劳裂纹扩展能力。为了能在 750 °C 下工作, 需要优化微观组织获得粗晶粒。热处理是至关重要的合金加工步骤, 能决定合金最后的微观组织和力学性能。研究发现, 在高于 γ' 相的固溶温度热处理时, 合金为单相奥氏体组织, 没有 γ' 相的阻碍作用, 晶粒快速长大, 可以获得粗晶组织^[6]。众所周知, γ' 相是高温合金中最重要

收稿日期: 2019-04-15 修回日期: 2019-06-15

基金项目: 国家科技重大专项(2017-VI-0016-0088)

第一作者: 王晓峰, 男, 1979 年生, 高级工程师,

Email: wangxiaofeng_0404@163.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201904014

有重要影响^[7-9]。FGH96 合金中的 γ' 相体积分数约为 33%~36%^[10], 由于 γ' 相含量高, FGH96 合金通常很难焊接, 容易在焊接凝固过程出现微裂纹^[11]。因此, 没有凝固过程的惯性摩擦焊成为了非常有前景的焊接方法, 且其相比于其它焊接方法如电子束焊接、扩散焊接等, 更容易实现大规模生产^[12, 13]。

惯性摩擦焊是一种快速、易于重复、无污染的固态连接方法, 且只包含少量的焊接参数, 可以焊接高 γ' 相含量或者两种不同类型的高温合金^[14]。惯性摩擦焊会在狭小的焊区造成很大的温度梯度, 组织变化明显且热影响区小。人们研究了多种高温合金的惯性摩擦焊, 发现有两种不同的硬度曲线。Waspaloy 合金和 Inconel718 合金在焊缝区有一个非常明显的硬度下降, 其原因是焊接之后该区域的强化相回溶^[15, 16], 但 γ' 相体积分数达到 50% 的 N18、Astroloy、U720Li 和 RR1000 高温合金在焊缝区有一个硬度峰值^[15, 17], 该峰值可以归因于焊区的高 γ' 相含量。不同的 γ' 相析出行为被认为是焊接过程产生的残余应力的结果^[16]。然而, 目前对 FGH96 合金的惯性摩擦焊研究较少, 未见有关于 FGH96 合金惯性摩擦焊区微观组织表征的报道, 同时, 焊接之后的热处理工艺对 FGH96 合金组织有显著影响, 这方面的研究也较为缺乏。

本研究采用惯性摩擦焊焊接 FGH96 镍基粉末高温合金, 详细研究了焊缝以及焊缝周边区域的微观组织, 主要包括晶粒结构和 γ' 相的析出情况, 同时观察了焊后热处理态样品的微观组织特征, 研究了热处理温度对最终组织的影响规律。

2 实验

2.1 样品制备

表 1 列出了 FGH96 合金的化学成分。FGH96 合金粉末是在氩气气氛下雾化制得的。雾化之前用真空感应熔炼法熔炼母合金锭。制得的粉末随后被封装进不锈钢包套中进行热等静压处理, 热等静压之后进行锻造得到盘件。从得到的盘件上切割出外径 100 mm、厚 15 mm、长 60 mm 的空心圆柱体进行随后的惯性摩擦焊接。沿焊缝切割下样品用于微观组织表征。样品随后被切割成多个小片用于不同的研究。

表 1 镍基粉末高温合金 FGH96 的化学成分

Table 1 Composition of nickel-based PM superalloy FGH96 ($\omega/\%$)

C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ni
0.02~0.05	15.5~16.5	12.5~13.5	3.8~4.2	3.8~4.2	2.0~2.4	3.5~3.9	0.6~1.0	Bal.

2.2 微观组织研究

切割下来的样品经过研磨、抛光和腐蚀后可以看到晶粒和 γ' 相, 观察晶粒用的腐蚀剂是 50 g CuCl_2 、250 mL HCl 和 250 mL $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$, 用电解腐蚀法腐蚀出 γ' 相, 电解液是体积分数 2.5% 的磷酸的酒精溶液, 电压 2.5 V, 时间 1~2 s。所用光学显微镜型号为 ZEISS AX10, 扫描电镜型号为 JEM-7001F, 用背散射电子衍射 (EBSD) (型号 ZEISS Merlin, Heidenheim, Germany) 获得晶粒尺寸、取向和组织构信息。

2.3 力学性能测试

对焊接态试样进行微观硬度测量, 微观硬度用维氏硬度计测量, 型号为华银小负荷维氏硬度计 HV-5。

3 结果与讨论

3.1 晶粒

图 1 给出了光学显微镜下观察到的焊接态晶粒组织, 可以看到焊缝区的晶粒细小, 与基体晶粒组织有明显区别, 测量出的焊缝细晶区宽度约为 1.5 mm。离焊缝越远, 晶粒尺寸越大。图 2 为焊接态样品的 SEM 照片, 焊缝区晶粒细小均匀, 晶粒尺寸约为 7~10 μm , 在离焊缝达 1 mm 之后晶粒尺寸达到约 27 μm , 并保持不变。

3.2 γ' 相

焊接态合金中 γ' 相的 SEM 照片如图 3。可以看到 γ' 相的尺寸与形态随着区域远离焊缝而发生显著的变化。焊缝区呈现尺寸均匀且细小的三次 γ' 相, 并且密度很高。采用红外测温法测得焊区温度高达 1150 $^{\circ}\text{C}$, 高于 γ' 相溶解温度, 并且焊接之后是一个快速冷却过程, 平均冷却速率 50 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$, 快速冷却下, γ' 相形核密度高, 平均尺寸小, 且呈现球形形貌, 并随着远离焊缝区而逐渐转变为立方体状。

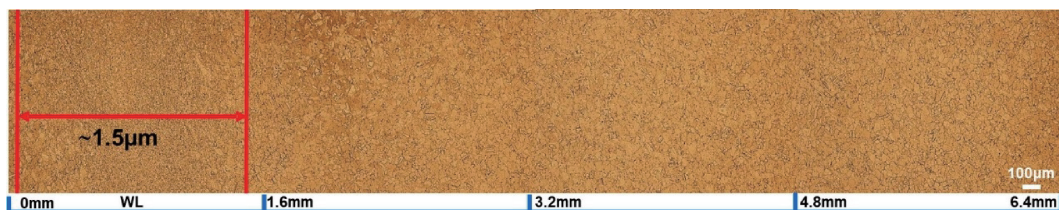


图 1 焊接态样品焊缝区及其周边区域的光镜照片

Fig. 1 Metallographs of grain size for as-weld component

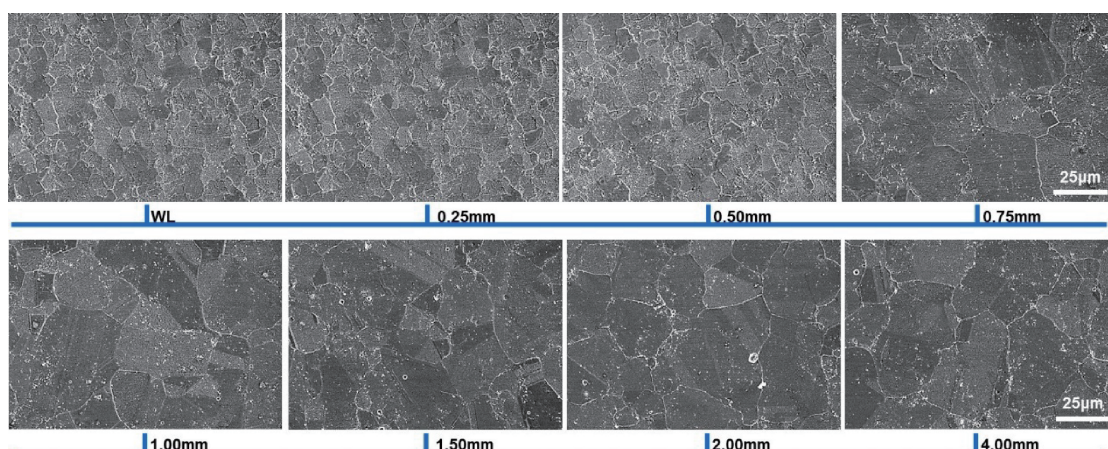
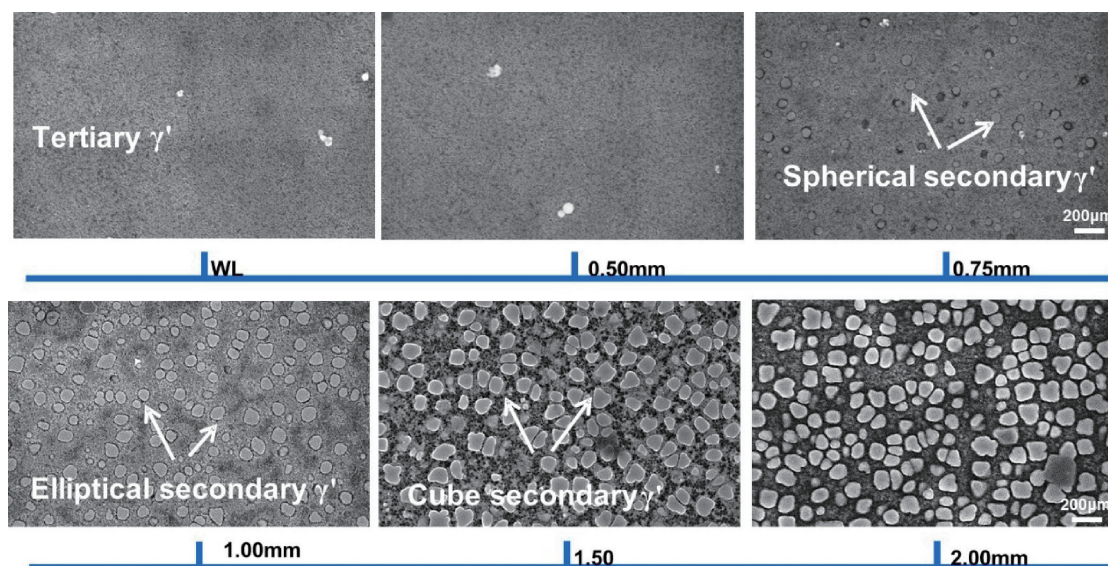


图 2 焊接态样品焊缝区及其周边区域的 SEM 照片

Fig. 2 SEM images of grain size of as-weld component

图 3 焊接态样品焊缝及其周边不同区域的 γ' 相 SEM 照片Fig. 3 Images of γ' precipitates for as-weld component by FE-SEM observation

3.3 统计结果分析

晶粒尺寸用 Image J 软件分析, 晶粒尺寸和其与离焊缝距离的关系如图 4 所示, 可以看到焊缝区的晶粒非常细小, 原因是整个焊接过程只需要几秒钟, 焊缝区是快速加热和快速冷却的区域, 平均加热速率达 $200\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$, 平均冷却速率达 $50\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$, 晶粒无法长大。焊接时焊缝最高温度可达 $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, 这个温度高于合金的再结晶温度, 因此, 整个焊接过程是一个完全动态再结晶过程, 焊缝区的变形晶粒转变成了细小的再结晶晶粒, 这是焊缝区晶粒细化的重要原因。离焊缝的距离大于 1 mm 之后的晶粒组织与基体保持一致。图 4 同时显示了二次 γ' 相体积分数的统计结果, 可以看到在距离焊缝 1 mm 的区域

之内, 二次 γ' 相的体积分数从 0 开始随距离增加而逐渐增加, 在离焊缝 1 mm 的区域处, 达到约 30%, 之后基本保持不变, 据此可推测焊接过程的热影响区小于 1 mm 。

图 4 中的插图给出了焊接态样品的微观硬度变化, 焊接态的样品存在很大的硬度梯度, 图中显示在离焊缝 0 和 2 mm 处的两个峰值之间, 在距离焊缝约 1 mm 处有一个的峰谷。焊区的硬度均高于合金母体的硬度。硬度的提高可以归因于焊区高密度的细小的 γ' 相和高密度位错的引入以及发生了晶粒细化。因为高驱动力使得合金元素即使在高的冷却速率下依然能形成高体积分数的 γ' 相。由图 4 可知, 硬度较母合金高的焊区终止于距离焊缝 3.5 mm 处, 这是惯性摩擦焊的显著特征。

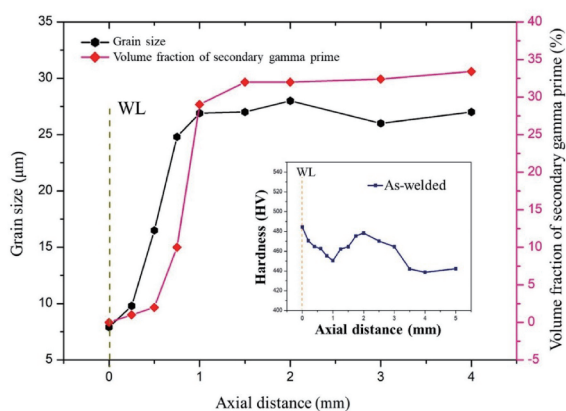


图 4 焊接态样品的微观组织统计结果及硬度分布

Fig. 4 Analysis of microstructure and micro-hardness profiles for as-weld component

3.4 取向分布和微结构

图 5 给出了焊接态样品的晶粒尺寸和取向分布的 EBSD 照片。可以看到晶粒尺寸随着远离焊缝区而逐渐增加, 这个结果与光镜下观察到的结果一致。焊缝区有很大的变形量, 但是未观察到明显变形的晶粒, 原因是焊缝区发生了完全动态再结晶。

EBSD 结果也显示了微结构的信息。(111)极图和反极图表明择优取向的强度可以忽略不计, 如图 6 所示。图中可以看到焊缝区最大的织构强度不超过完全无织构时强度的 2.02 倍, 表明微结构对织构强度不会有明显影响。

3.5 焊后热处理工艺对合金微观组织的影响

3.5.1 晶粒尺寸

图 7 显示了光镜观察到的不同焊后热处理工艺对晶粒

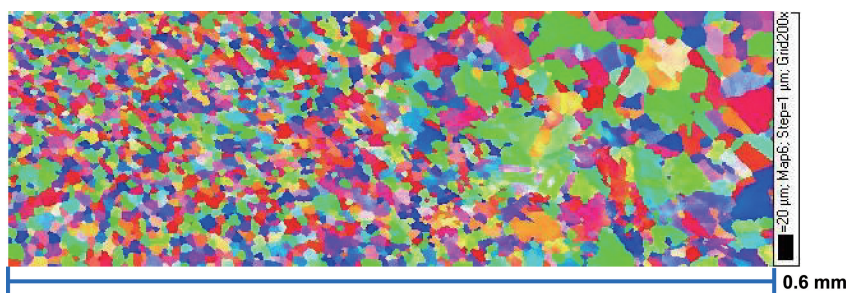


图 5 EBSD 表征的焊接态样品的晶粒尺寸和晶粒取向分布

Fig. 5 Grain size and orientation distribution for as-weld component by EBSD

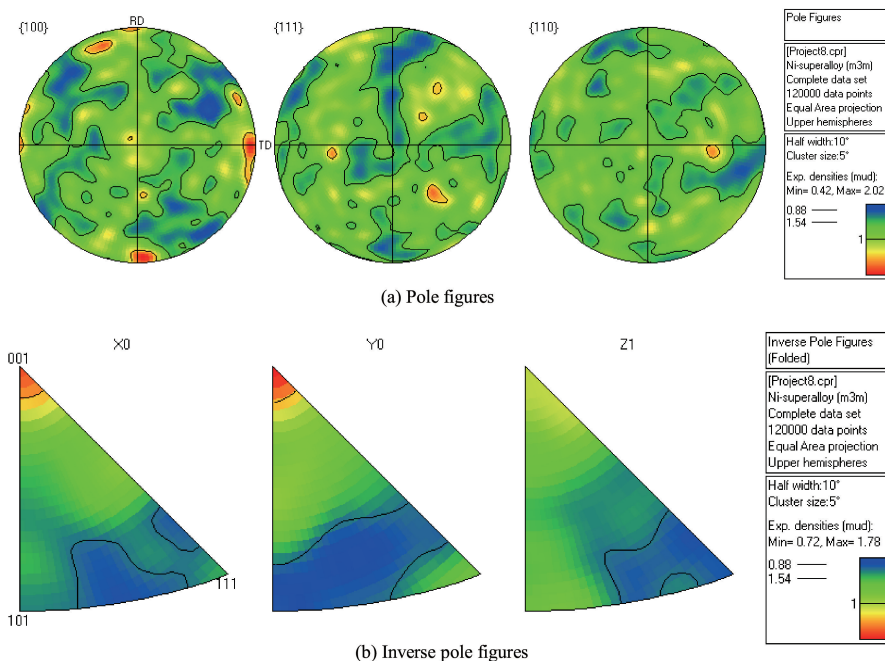


图 6 焊接态样品的 EBSD 极图(a)和反极图(b)

Fig. 6 Micro-texture for as-weld component by EBSD: (a) pole figures, (b) inverse pole figures

尺寸的影响, 可以看到, 标准热处理工艺下(热处理温度为 760 ℃), 焊缝区的细晶组织区宽度约为 1.5 mm, 而热处理温度提高 50 和 150 ℃ 后, 细晶组织区的宽度均缩小至 1.0~1.2 mm。图 8 给出了不同区域的晶粒尺寸 SEM 照片, 可以看到焊缝区晶粒细小, 远离焊缝区晶粒逐渐增大, 但是热处理温度升高对晶粒尺寸的影响并不明显, 3 种热处理工艺得到的晶粒尺寸相差不大。

3.5.2 γ' 相

图 9 是不同热处理工艺处理之后 γ' 相的 SEM 照片。

可以看出, 随着离焊缝区距离的增加, 二次 γ' 相的尺寸和体积分数均逐渐增加, 随着热处理温度升高, γ' 相尺寸明显增加。用 Image J 软件统计 γ' 相的体积分数, 结果如图 10 所示。可以看出, 距离焊缝 1 mm 之内区域是体积分数增长区, 距离大于 1 mm 之后, 体积分数维持在 30%~35% 之间。标准热处理和热处理温度增加 50 ℃ 的情况下, 焊缝处的二次 γ' 相体积分数几乎均为 0, 而热处理温度增加 150 ℃ 时, 焊缝处的二次 γ' 相体积分数高于 25%, 这表明了高温热处理有利于二次 γ' 相



图 7 不同热处理条件下焊缝以及焊缝周边区域的微观组织光镜照片

Fig. 7 Metallographs of the grain size across the WL as different PWHT conditions

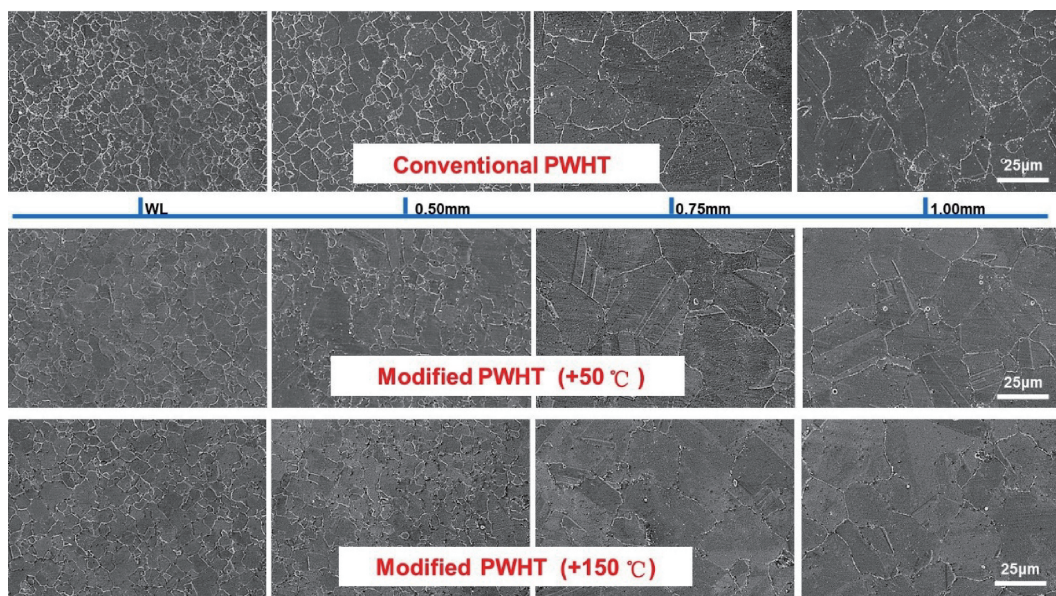
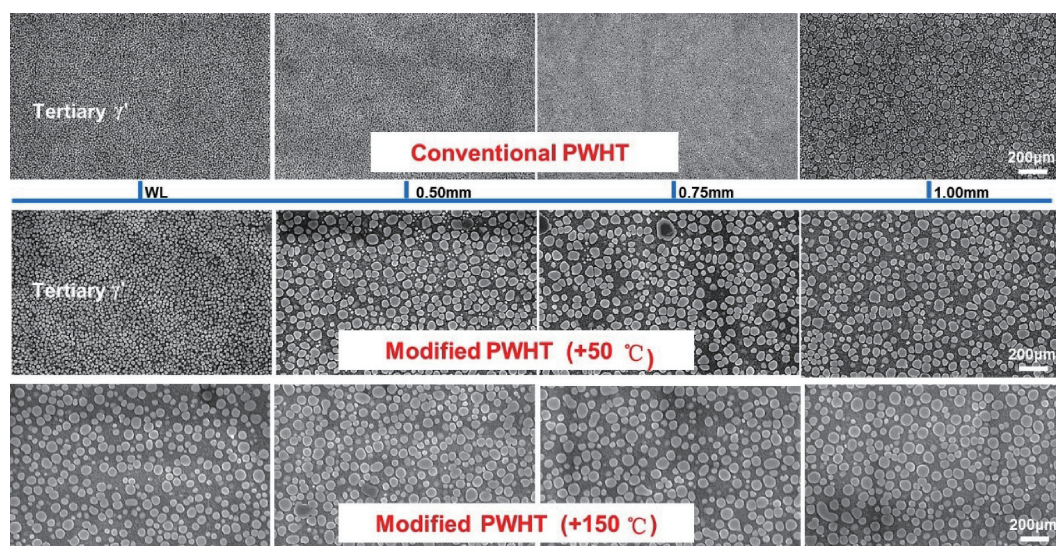
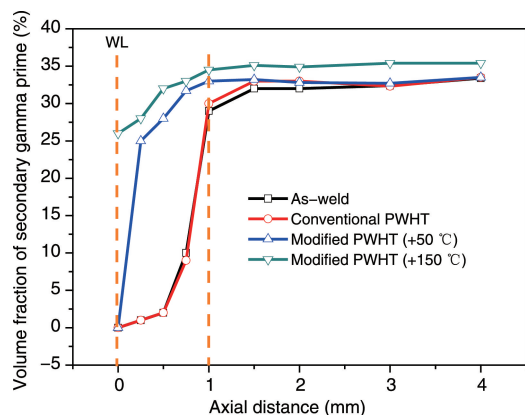


图 8 不同热处理条件下焊缝以及焊缝周边区域的晶粒组织 SEM 照片

Fig. 8 SEM images of grain size across the WL as different PWHT conditions

图9 不同热处理条件下焊缝以及焊缝周边区域 γ' 相的SEM照片Fig. 9 Images of γ' precipitates across the WL as different PWHT conditions by FE-SEM

的析出。焊缝是快速加热快速冷却的区域,由于冷却过快,焊接过程没有二次 γ' 相析出,因此随后的标准热处理和温度升高50℃的热处理均无法在焊缝处获得二次 γ' 相。然而,当热处理温度升高150℃时, γ' 相的形核驱动力足以克服快速冷却的阻碍作用从而驱动 γ' 相析出并长大,因此可以看到焊缝处有体积分数25%以上的二次 γ' 相,最后 γ' 相体积分数稳定在35%左右,仅略高于其它两种较低温度热处理得到的稳定的 γ' 相含量(33%),表明高温热处理对基体中的 γ' 相体积分数影响不大。

图10 不同热处理条件下焊缝以及焊缝周边区域二次 γ' 相的体积分数Fig. 10 Analysis of secondary γ' particles volume fraction across the WL as different PWHT conditions

4 结论

(1) 镍基粉末高温合金 FGH96 的惯性摩擦焊会在焊

区带来巨大的温度梯度,整个焊接过程只需要几秒钟,是快速加热快速冷却过程,并且发生了完全再结晶。

(2) 焊缝区的晶粒非常细小,约为7~10 μm ,晶粒随着与焊缝区距离增大,其尺寸也增加,在距焊缝1mm之后保持不变。焊区分布有细小均匀的高密度 γ' 相,细小的 γ' 相在焊区呈球形,随着与焊缝距离的增加, γ' 相逐渐转变为立方体状。

(3) 焊接态样品的硬度在焊区和基体之间有很大差异,焊缝区的硬度明显高于基体材料,距离焊缝约3.5mm后硬度基本保持不变,与基体材料的硬度一致,原因是焊区处有均匀细小的高密度 γ' 相析出并引入了高密度的位错。

(4) 焊后高温热处理减小了焊缝区细晶组织区域宽度,显著增加了焊区以及基体中二次 γ' 相的尺寸和体积分数。

参考文献 References

- [1] 邹金文,汪武祥. 航空材料学报[J], 2006, 26(3): 244-250.
ZOU J W, WANG W X. Journal of Aeronautical Materials[J], 2006, 26(3): 244-250.
- [2] TU W J, POLLOCK T M. Metallurgical and Materials Transactions A [J], 2010, 41: 2002-2009.
- [3] REED R C. The Superalloy: Fundamentals and Applications [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
- [4] GRANT B M B, FRANCIS E M, FONSECA J Q, et al. Acta Materialia[J], 2012, 60: 6829-6841.
- [5] 国为民,董建新,吴剑涛,等. 钢铁研究学报[J], 2005, 17: 59-63.
GUO W M, DONG J X, WU J T, et al. Journal of Iron and Steel Re-

- search[J], 2005, 17: 59-63.
- [6] 刘建涛, 刘国权, 胡本芙, 等. 材料热处理学报[J], 2004, 25(6): 25-29.
- LIU J T, LIU G Q, HU B F, *et al.* Transactions of Materials and Heat Treatment[J], 2004, 25(6): 25-29.
- [7] MURAKUMO T, KOBAYASHI T, KOIZUMI Y, *et al.* Acta Materialia[J], 2004, 52(12): 3737-3744.
- [8] AGUDO JÁCOME L, NÖRTERSCHÄUSER P, SOMSEN C, *et al.* Acta Materialia[J], 2014, 69: 246-264.
- [9] VAN SLUYTMAN J S, POLLOCK T M. Acta Materialia[J], 2012, 60(4): 1771-1783.
- [10] 王彬, 黄继华, 张田仓, 等. 航空制造技术[J], 2015, 11: 83-86.
- WANG B, HUANG J H, ZHANG T C, *et al.* Aeronautical Manufacturing Technology[J], 2015, 11: 83-86.
- [11] PREUSS M, PANG J W L, WITHERS P J, *et al.* Metallurgical and Materials Transaction A[J], 2002, 33: 3215-3225.
- [12] PANG J W L, PREUSS M, WITHERS P J, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2003, 356: 405-413.
- [13] SEKHAR N C, REED R C. Science and Technology of Welding and Joining[J], 2002, 7(2): 77-87.
- [14] HUANG Z W, LI H Y, PREUSS M, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2007, 38(7): 1608-1620.
- [15] HUANG Z W, LI H Y, BAXTER G, *et al.* Journal of Materials Processing Technology[J], 2011, 211: 1927-1936.
- [16] PREUSS M, WITHERS P J, BAXTER G J. Materials Science and Engineering A[J], 2006, 437: 38-45.
- [17] FOSS B J, GRAY S, HARDY M C, *et al.* Acta Materialia[J], 2013, 61: 2548-2559.
- [18] IQBAL N, ROLPH J, MOAT R, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2011, 42: 4056-4063.

(编辑 张雨明)