

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.10.11

# GH536 高温合金脉冲电流扩散焊工艺与接头组织性能研究

武通<sup>1,2</sup>, 武琪昌<sup>1</sup>, 徐海坤<sup>1</sup>, 林盼盼<sup>1</sup>, 林铁松<sup>1,2\*</sup>, 何鹏<sup>1,2</sup>

1. 哈尔滨工业大学 材料结构精密焊接与连接全国重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001

2. 哈尔滨工业大学 郑州研究院, 河南 郑州 450018

**摘要:** 为实现微流道-空腔结构的高强度、高精度制造, 使用脉冲电流对GH536薄壁空腔结构进行低温扩散焊接, 分析了接头显微组织及力学性能。结果表明: 脉冲电流可显著促进接触界面形成并加速界面孔隙闭合, 同时仅在焊缝产生高温减小变形, 进而实现低温、小变形及高强度扩散焊接。传统热压扩散焊接时, GH536在830℃仍有较高的塑性变形抗力, 接头仅产生局部接触界面, 剪切强度仅为32 MPa。引入脉冲电流后, 在700℃即产生局部接触界面。当焊接温度为900℃时, 界面孔隙完全闭合, 接头剪切强度达到535 MPa, 是传统热压扩散焊的1.6倍, 接头变形率为0.42%, 仅为传统热压扩散焊的28.38%。使用Ni箔片辅助脉冲电流扩散焊接时, Ni箔片作为软中间层进一步促进了接触界面在低温形成, 600℃即产生局部接触界面, 焊缝中再结晶机制为基于亚晶旋转的连续动态再结晶, 再结晶促进了跨越界面晶粒的产生, 进而提高了接头强度。本研究可为紧凑型换热器等精密空腔构件的制造提供理论指导和技术支撑。

**关键词:** GH536; 脉冲电流; 扩散焊; 接头组织; 力学性能

中图分类号: TG456 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2025)10-0096-10

## Research on Bonding Process, Microstructure and Properties of Pulsed Current Diffusion Bonding of GH536 Superalloy

WU Tong<sup>1,2</sup>, WU Qichang<sup>1</sup>, XU Haikun<sup>1</sup>, LIN Panpan<sup>1</sup>, LIN Tiesong<sup>1,2\*</sup>, HE Peng<sup>1,2</sup>

1. State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China

2. Zhengzhou Institute, Harbin Institute of Technology, Zhengzhou 450018, China

**Abstract:** To achieve high-strength and high-precision manufacturing of microchannel cavity structures, low-temperature diffusion bonding of GH536 superalloy thin-walled cavities was diffusion-bonded using pulsed current. And the microstructure and mechanical properties of the joints were characterized. The results indicate that the pulsed current can significantly promote contacting surface formation and accelerates the closure of interfacial voids. Simultaneously, it generates localized Joule heating only near the bonding interface, thereby minimizing deformation. Consequently, diffusion bonding with low temperature, minimal deformation, and high joint strength was achieved. For the conventional hot pressure diffusion bonding (HPDB) joint bonded at 830 °C, local contacting surface was formed and the joint shear strength was only 32 MPa. For the pulsed current diffusion bonding (PCDB) joint, the contacting surface was formed at a temperature as low as 700 °C. For the PCDB joint bonded at 900 °C, complete closure of interfacial voids was achieved. In addition, a joint with a high shear strength of 535 MPa and a low deformation rate of 0.42% was obtained, and these were 1.60 times and 0.28 times that of the conventional HPDB joint, respectively. During Ni foil-assisted pulse current diffusion bonding, the Ni interlayer effectively facilitates contacting surface formation at 600 °C. The recrystallization mechanism in the bonding interface is subgrain

收稿日期: 2025-08-28

基金项目: 国家自然科学基金项目(52175302, U21A20128, U22A20185 和 52305353); 黑龙江省自然科学基金项目(YQ2024E020); 中央高校基本科研业务费专项资金资助(HITDZJJ.2025004)

作者简介: 武通(1999—), 男, 博士, 主要从事异种材料扩散焊与钎焊的研究。

通讯作者: 林铁松(1978—), 男, 教授, 主要从事异种材料扩散焊与钎焊。E-mail: tiesonglin@hit.edu.cn。

rotation-based continuous dynamic recrystallization, wherein the recrystallization promotes the formation of cross-interface grains, thereby enhancing the joint strength. This study can provide theoretical guidance and technological underpinning for the manufacturing of precision cavity components, including compact heat exchangers and similar intricate hollow structures.

**Keywords:** GH536 superalloy; pulse current; diffusion bonding; joint microstructure; mechanical properties

**引用格式:**武通, 武琪昌, 徐海坤, 等. GH536 高温合金脉冲电流扩散焊工艺与接头组织性能研究[J]. 电焊机, 2025, 55(10): 96-105.

**Citation:** WU Tong, WU Qichang, XU Haikun, et al. Research on Bonding Process, Microstructure and Properties of Pulsed Current Diffusion Bonding of GH536 Superalloy[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(10): 96-105.

## 0 引言

发动机作为飞行器的推进系统,是高超音速可重复使用飞行器发展的关键。在飞行器高速运行时,发动机燃烧室的温度可达 3 000 K<sup>[1]</sup>。面对极端恶劣的热环境,发动机的热防护问题凸显,具有微通道的层板冷却结构和紧凑型热交换器可有效降低发动机热端部件温度,是飞行器热管理系统的核心部件<sup>[2-4]</sup>。如何实现层板冷却结构和紧凑型热交换器的可靠制造成为飞行器发展的关键问题。

扩散焊接可以实现大面积焊接且接头强度可与母材等强,并且不会产生液相堵塞微流道,是微流道-空腔结构换热器制造中较适用的方法<sup>[5]</sup>。扩散焊接一般分为三个阶段<sup>[6-7]</sup>:(1)塑性变形接触;(2)结合界面孔洞闭合;(3)结合界面迁移。因此,在焊接过程中需要对待焊件施加一定压力,以确保待焊表面相互接触至足以建立金属键的距离之内<sup>[8]</sup>。此外,为了促进结合界面孔洞闭合及界面迁移,实现良好冶金结合,必须提供 $(0.6\sim 0.8)T_m$ 的高扩散焊接温度和足够长的焊接时间<sup>[9]</sup>。然而,扩散焊接过程中,待焊件在高温、高压环境中长时间保持,在形成可靠冶金结合接头的同时,也会造成母材的严重变形<sup>[10-11]</sup>,这将导致微流道-空腔结构的变形和堵塞。如何在获得高质量冶金结合扩散焊接接头的同时,减小待焊工件的变形,避免微流道-空腔结构堵塞,是目前扩散焊接研究中必须面对并亟待解决的关键难题。

脉冲电流扩散焊由放电等离子烧结技术发展而成<sup>[12]</sup>,通过对工件施加压力和脉冲电流,使其接触面及邻近区域产生焦耳热,在电-热-力作用下形成接头。相较于传统热压扩散焊,脉冲电流扩散焊接热源为焦耳热且主要集中在焊缝<sup>[13]</sup>,同时存在电

致塑性、电致扩散、蒸发-沉积及放电等离子体等效活化待焊界面并促进界面孔洞闭合<sup>[14-17]</sup>,因此具有焊接温度低、焊接时间短及工件变形小等优势<sup>[18]</sup>。目前,国内外关于脉冲电流扩散焊的相关研究较少,其机理尚未明确。

本文选取 GH536 镍基高温合金为研究对象,开展 GH536 脉冲电流扩散焊接头组织性能研究,对其组织演变和断裂行为进行了分析,为 GH536 高温合金低温、高强度扩散连接提供了数据支撑和理论指导。

## 1 试验材料和方法

### 1.1 试验材料及焊接工艺

试验材料选用  $\varnothing 30\text{ mm}\times H3.5\text{ mm}$  的 GH536 镍基固溶强化高温合金和  $\varnothing 30\text{ mm}\times H10\text{ }\mu\text{m}$  的 Ni 箔片,其化学成分如表 1 所示。焊前使用 80、240、800、1500、3000 目 SiC 砂纸和金刚石抛光剂对 GH536 表面研磨,然后将其置于丙酮中超声清洗 30 min。之后,将待焊件置于脉冲电流扩散焊接设备中焊接,设备具有脉冲电流加热和辐射加热两种模式。脉冲电流焊接时,升温速率为  $100\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ ,焊接压力为 20 MPa,焊后随炉冷却。当焊接温度低于  $800\text{ }^\circ\text{C}$  时,使用 K 型热偶监控焊接温度,K 型热偶与待焊面边缘直接接触;当焊接温度高于  $800\text{ }^\circ\text{C}$  时,使用红外测温仪监控焊接温度。扩散焊接设备内置脉冲电源最大电压为 10 V,最大电流为 10 kA,脉冲频率 30 kHz,占空比约 83.33%。辐射加热时,升温速率为  $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{min}$ ,使用 WRe 热偶监控炉膛温度。

### 1.2 试验方法

使用电火花线切割机在接头上制备组织观察和剪切测试试样,尺寸分别为  $15\text{ mm}\times 3\text{ mm}\times 7\text{ mm}$

表1 GH536和Ni箔片的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical composition of GH536 and Ni foil (wt. %)

材料	Ni	Cr	Fe	Mo	Co	W	C	B
GH536	余量	20.98	17.51	8.47	1.78	0.64	0.08	0.005
Ni箔片	99.9	—	—	—	—	—	—	—

和4 mm×4 mm×7 mm。使用80、240、800、1500、3000目SiC砂纸打磨和金刚石抛光剂制备组织试样,之后使用日立SU5000场发射扫描电镜的BSE模式观测结合界面,使用设备自带能谱仪(EDS)分析物相成分。使用Gatan氩离子抛光系统对高温合金表面抛光5 h。之后,使用SUPRA55蔡司扫描电镜配备的电子背散射衍射表征(EBSD)探头,对结合界面附近组织进行表征。使用Nano Indenter G200纳米压痕试验机测试接头中各区域组织硬度及弹性模量,试验时载荷为10 m·N,加载速率为

0.627 m·Ns<sup>-1</sup>。剪切试验加载速率为0.5 mm/min,在AGX-plus电子万能试验机上进行。

## 2 结果与讨论

### 2.1 三种扩散焊接工艺的微观组织表征

#### 2.1.1 热压扩散焊接

在830 °C/30 min参数下热压扩散焊接接头的显微组织如图1所示。可以看出,由于焊接温度较低,GH536塑性变形抗力高且原子扩散不充分,仅在局部产生接触界面。结合界面处观察到大量未焊合孔洞,这些未焊合缺陷不仅大幅减小了接头的有效承载面积,更会在未焊合区域尖端位置引发严重的应力集中,从而大幅降低接头强度。

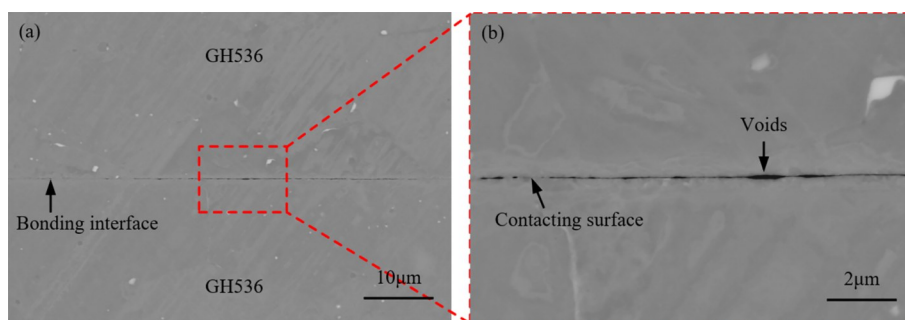


图1 830 °C/30 min参数下热压扩散焊接接头显微组织:(a)宏观形貌(b)微观形貌

Fig. 1 Microstructure of the hot pressure diffusion bonding joint bonded at 830 °C/30 min

#### 2.1.2 脉冲电流直接扩散焊

图2为不同焊接温度下脉冲电流扩散焊接头的显微组织。当焊接温度为700 °C时,此时产生局部接触界面(见图2a、2d)。值得注意的是,热压扩散焊接温度达到830 °C时,接触界面才产生。这证明脉冲电流扩散焊接过程中脉冲电流的引入降低了GH536的塑性抗力,使得待焊表面的凸起接触位置在700 °C时发生局部塑性变形并产生接触界面。然而,由于此时焊接温度较低,焊缝仍有大量未焊合缺陷。当焊接温度升至800 °C时,结合界面中连续未焊合缺陷消失,仅存在少量纳米级孔洞(见图2b、2e)。当焊接温度升高到900 °C时,界面孔隙完全闭合,结合界面处产生纳米级碳化物(见图2c、2f)。根据文献[19],界面处碳化物为M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>和MC型碳化物。

#### 2.1.3 Ni箔片辅助脉冲电流扩散焊接

图3为不同焊接温度下Ni箔片辅助脉冲电流

扩散焊接接头显微组织。如图3a1~a3,当焊接温度为600 °C时,箔片/GH536界面处接触界面已经形成;而相同参数下,GH536脉冲电流直接扩散焊接界面尚未形成。这主要是由于Ni箔片硬度较低,在焊接过程中,Ni箔片发生塑性变形,贴近GH536,在箔片/GH536界面产生接触表面。但是,由于此时焊接温度较低,Ni箔片仍有一定的塑性变形抗力。此外,原子扩散热激活程度较低,扩散能力较弱,扩散距离仅有2.6 μm,因此箔片/GH536界面处仍存在大量连续未焊合缺陷。如图3b1~b3,当焊接温度为700 °C时,此时箔片/GH536界面处形成连续接触界面,仅有少量未焊合区,扩散距离增加到3.1 μm。焊接温度的增加,一方面降低了Ni箔片和GH536的塑性变形抗力,另一方面增加了原子扩散能力。如图3c1~c3,当焊接温度为800 °C时,此时箔片/GH536界面处孔洞完全闭合,扩散距离增加到3.8 μm。值

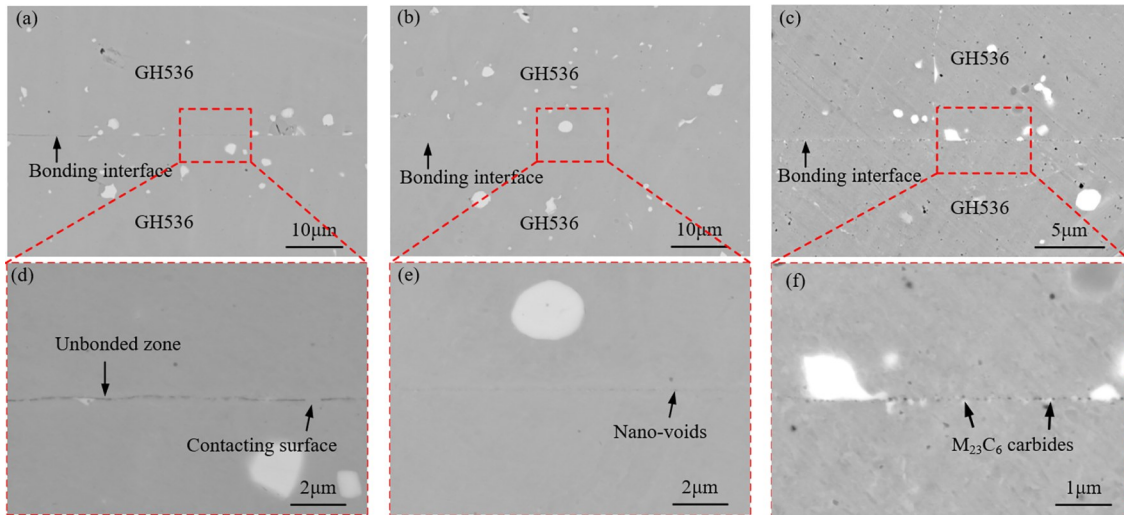
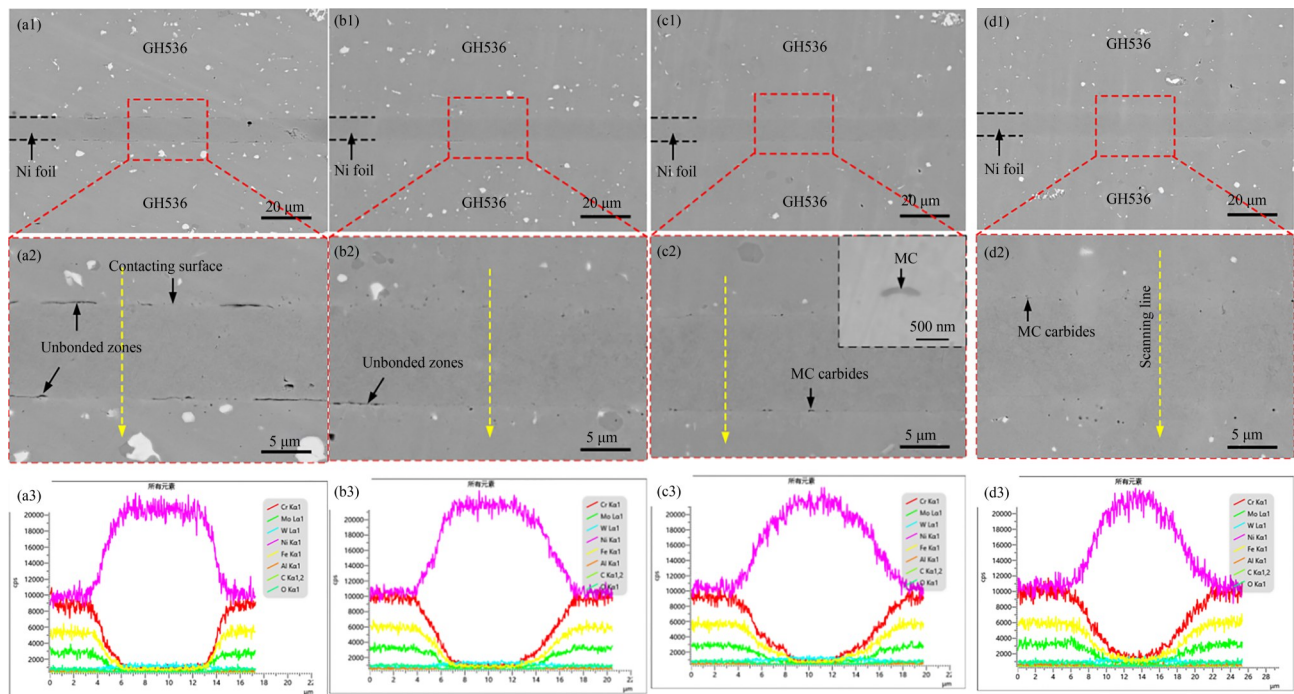


图 2 不同参数下脉冲电流扩散焊接接头显微组织: (a, d) 700 °C/30 min; (b, e) 800 °C/30 min; (c, f) 900 °C/30 min

Fig. 2 Microstructures of pulsed current diffusion welding joints under different parameters: (a, d) 700 °C/30 min; (b, e) 800 °C/30 min; (c, f) 900 °C/30 min



(a1-a3) 600 °C/30 min; (b1-b3) 700 °C/30 min; (c1-c3) 800 °C/30 min; (d1-d3) 900 °C/30 min

图 3 不同温度下 10 μm 厚 Ni 箔片+脉冲电流扩散焊接接头显微组织:

Fig. 3 Microstructure of the pulsed current + 10 μm Ni foil joint bonded at different temperatures

得注意的是,此时箔片/GH536界面处产生黑色物相, EDS 成分分析表明该物相富集 Cr 和 C。结合以前研究,该黑色物相为 MC 碳化物。如图 3d1~d3,当焊接温度为 900 °C 时,此时箔片/GH536 界面处孔洞完全闭合,接头焊接质量良好,结合界面处未观察到连续未焊合、裂纹和孔洞等缺陷。由于此时焊接温度较高,原子扩散能力较强,扩散距离增至 5.2 μm,

GH536 侧 Cr、Fe 及 Mo 等元素已扩散到箔片中心。

### 2.2 Ni 箔片辅助扩散焊接头性能表征

图 4 为焊接温度 600 °C、焊接时间 30 min 参数下 10 μm 厚箔片+脉冲电流扩散焊接头 EBSD 表征结果。图 4a、4b 分别为焊缝的 IPF 和 GOS 图。可以看出,焊后箔片中晶粒尺寸较为粗大,部分晶粒尺寸达到 9 μm。箔片/GH536 界面较为平直,且存在

一些未焊合区。箔片/GH536界面处也存在接触区域,该区域发生明显再结晶和晶界迁移行为,在界面处产生细小的再结晶。在箔片/GH536界面附近观测到大量小角度晶界。可以看出,晶粒内部亚晶之间存在衬度差异,表明晶粒内部亚晶之间存在取向差异。图4c、4d为焊缝的KAM图和方向1对应

的取向差。可以看出,在箔片/GH536界面附近小角度晶界处,由于发生塑性变形接触,位错密度较高,储存大量应变能。这些应变能为焊接过程中动态回复和再结晶提供了驱动力。沿方向1的累计取向差达到 $12.7^\circ$ ,表明发生了连续动态再结晶,也即亚晶形核。

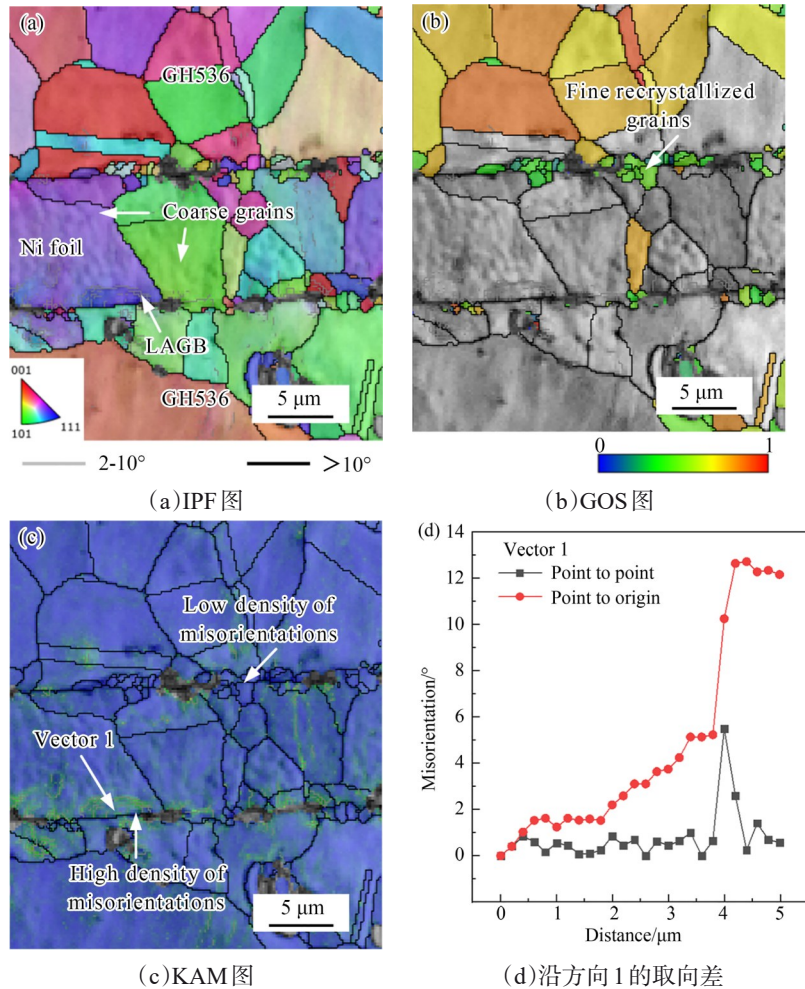


图4 600 °C/30 min 参数下Ni箔片+脉冲电流扩散焊EBSD结果

Fig. 4 EBSD results of the pulsed current + Ni foil joint bonded at 600 °C/30 min

图5为焊接温度900 °C、焊接时间30 min参数下10  $\mu\text{m}$ 厚箔片+脉冲电流扩散焊接头EBSD表征结果。图5a为焊缝的IPF图。可以看出,焊后箔片中晶粒尺寸较为粗大,内部存在大量小角度晶界和亚晶,各亚晶之间存在取向差。此外,晶粒内部已经产生不连续大角度晶界,这是连续动态再结晶发生的标志。图5b为焊缝的GOS图,箔片/GH536界面发生明显再结晶和晶界迁移行为,在界面处产生细小的再结晶。图5c、5d为焊缝的KAM图和方向2

对应的取向差。可以看出,箔片因发生塑性变形,位错密度较高,储存大量应变能,存在大量小角度晶界。沿方向2的累计取向差达到 $16.6^\circ$ ,表明发生了连续动态再结晶,也即亚晶形核。

对接头再结晶行为进行分析。在焊接过程中,箔片/GH536界面发生塑性变形,积累大量位错,储存大量应变能。此时焊接温度为600 °C和900 °C,大于 $0.3T_m$ ,因此可以发生高温回复。位错经滑移和攀移,产生两个结果:一是滑移面上位错重新分布,

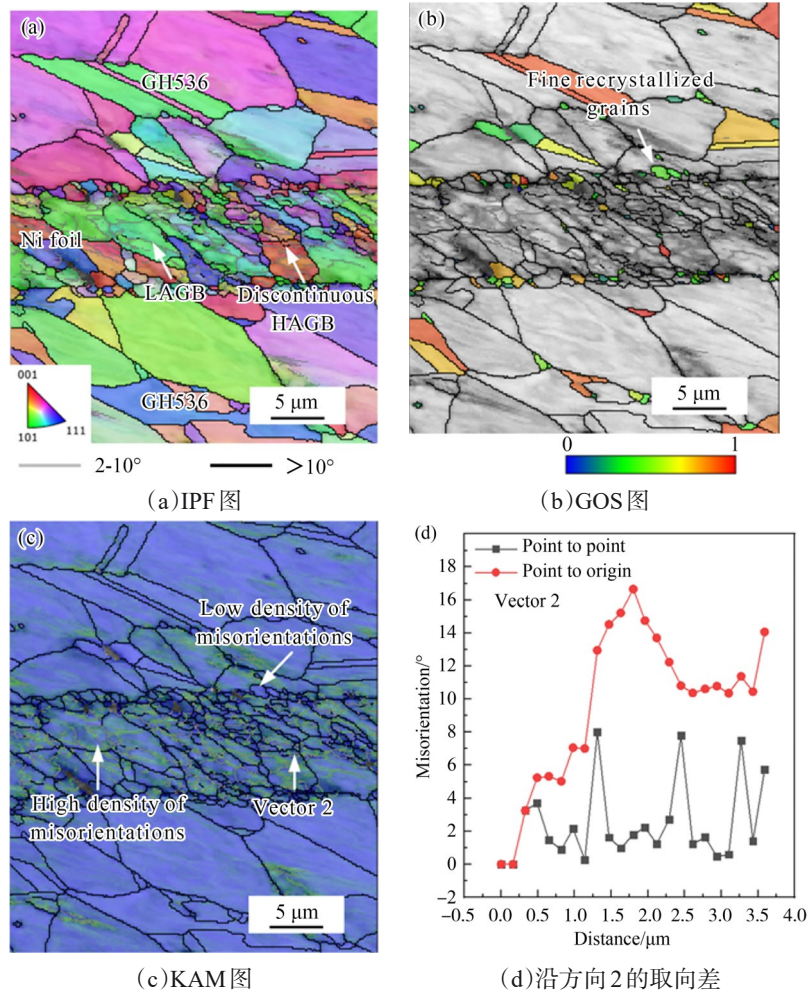


图 5 900°C/30min 参数下 Ni 箔片+脉冲电流扩散焊 EBSD 结果

Fig. 5 EBSD results of the pulsed current + Ni foil joint bonded at 900 °C/30 min

刃型位错垂直排列成墙;二是沿垂直滑移面方向的刃型位错排列成具有取向差的位错墙(小角度晶界)和亚晶。如图 5a 所示,晶粒内部产生大量小角度晶界。上述过程将释放部分应变能。此后,相邻亚晶小角度晶界上的位错网络以及亚晶内部位错通过滑移和攀移,逐渐转移到其他亚晶界上,从而导致相邻亚晶界的消失和取向差接近的相邻亚晶合并。小角度晶界位错密度增加,导致相邻亚晶取向差增加。如图 5a 所示,亚晶内存在颜色衬度差异,证明晶粒内部亚晶存在取向差。而后,如图 5a 所示,部分小角度晶界逐渐转变为大角度晶界,形成不连续的大角度晶界。大角度晶界具有更高的迁移率,可以迅速移动并清理其扫过区域位错,从而留下无畸变再结晶晶粒,形成再结晶核心。如图 5b、5c 所示,再结晶晶粒处位错密度大幅下降,为新

的无畸变再结晶晶粒。

图 6 为不同参数下焊接接头的剪切强度的变形率。从图 6a 可以看出,当焊接温度为 600 °C 时,箔片+脉冲电流扩散焊接头剪切强度为 158 MPa,焊缝剪切强度是脉冲电流直接扩散焊焊缝剪切强度的 4.79 倍。这主要是由于 GH536 硬度较大,在 600 °C 时尚未形成接触界面,引入 Ni 箔片后,在焊接过程中 Ni 箔片自身塑性变形与 GH536 接触,形成接触界面;此外, Ni 箔作为中间层时引入了浓度梯度,这增加了原子扩散的驱动力,两者耦合作用使得接头强度较直接扩散焊高。但是,焊缝中仍存在大量未焊合区域,这些未焊合区域一方面降低了接头的有效承载面积,另一方面未焊合区域尖端位置存在应力集中,从而导致接头在较低应力下开裂。随着焊接温度的提升,未焊合区域减小,当焊接温度达到

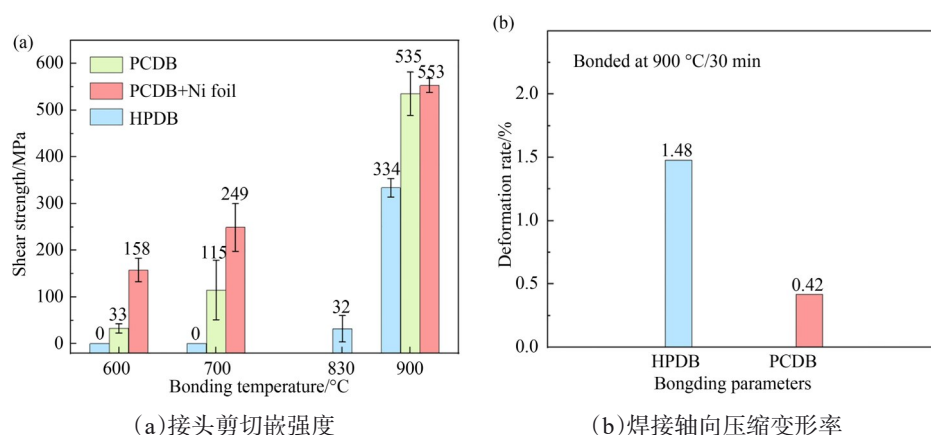


图6 不同参数下扩散焊接头剪切强度

Fig. 6 Shear strength of the joint bonded at different conditions

700 °C时,箔片+脉冲电流扩散焊接头剪切强度为249 MPa,是脉冲电流直接扩散焊接头剪切强度的2.17倍。

继续升高焊接温度,当焊接温度达到900 °C时,箔片+脉冲电流扩散焊接头剪切强度为553 MPa,是脉冲电流直接扩散焊接头强度的1.03倍。此时箔片/GH536界面无未焊合和孔洞缺陷。图5a的结果表明,箔片/GH536界面处发生明显晶界迁移和再结晶,产生大量跨越箔片/GH536界面的晶粒。由于晶界上晶格畸变严重且晶界两侧晶粒取向存在差异,位错难以从一侧晶粒直接进入另一侧晶粒,从而在晶界处塞积。为使另一侧晶粒产生滑移,必须增大外加应力,以启动另一侧晶粒中位错滑移。因此,跨越结合线的晶粒有助于提高接头强度。同时,图3d3的元素线扫结果表明,焊接过程中界面两侧元素发生互扩散。原子互扩散将导致晶格畸变,晶格畸变阻碍位错运动,有强化效果。焊接过程中元素互扩散增加了箔片中固溶强化元素,进而提升接头强度。图6b为不同加热方式下焊接接头的变形率。可以看出,在焊接温度900 °C时,脉冲电流扩散焊接变形率为0.42%,仅为传统热压扩散焊接的28.37%,这间接证明脉冲电流扩散焊接时,仅在焊缝产生高温,远离焊缝位置低温,减小了焊接过程中的变形。

使用纳米压痕表征接头各区域显微硬度、弹性模量和塑性变形能力,结果如图7、表2所示。图7c为各区域硬度分布。由图7c可以清晰看出,以GH536/Ni箔片界面为分界线,各区域呈现出显著的力学性能差异。GH536硬度在3.548~3.642 GPa之

间,以P2点对应组织为典型代表,取值为3.608 GPa。GH536侧扩散影响区硬度较高,在3.796~3.825 GPa之间,这主要是该区域元素扩散剧烈,存在固溶强化。由图4、图5可知,扩散影响区存在较多位错,这进一步强化了该区域,以P7点为典型代表,取值为3.796 GPa。Ni箔片硬度较低,在2.052~2.51 GPa之间。且箔片心部硬度远小于靠近界面区域硬度,这主要是由于焊接过程中,心部缺乏元素扩散,固溶强化效果较弱。以P10点对应组织为典型代表,取值为2.052 GPa。可以看出,扩散影响区比GH536和镀层硬度高。顺序依次为扩散影响区GH536(3.796 GPa)>GH536(3.608 GPa)>Ni箔片(2.052 GPa)。不同相之间硬度差异较大,扩散影响区GH536硬度是Ni箔片的1.22倍,是GH536的1.85倍。

如图7d所示,进一步分析各区域显微组织对应的力学性能,提取了各典型组织对应的载荷-位移曲线。材料硬度越高,压痕深度越小,抵抗变形能力越强。通过载荷位移曲线计算各区域组织的塑性变形能力。各区域组织塑性变形因子( $\eta$ )可以用式(1)计算<sup>[20]</sup>:

$$\eta = \frac{S_{ABCE}}{S_{ABCD}} \quad (1)$$

式中  $S_{ABCE}$  为区域ABCE面积;  $S_{ABCD}$  为区域ABCD面积。

计算结果如表2所示,可以看出,不同组织塑性变形能力存在差异。按塑性变形因子大小,依次为扩散影响区GH536(0.897 4)>GH536(0.883 4)>Ni箔片(0.862 6)。由此可见,Ni箔片塑性变形能力较

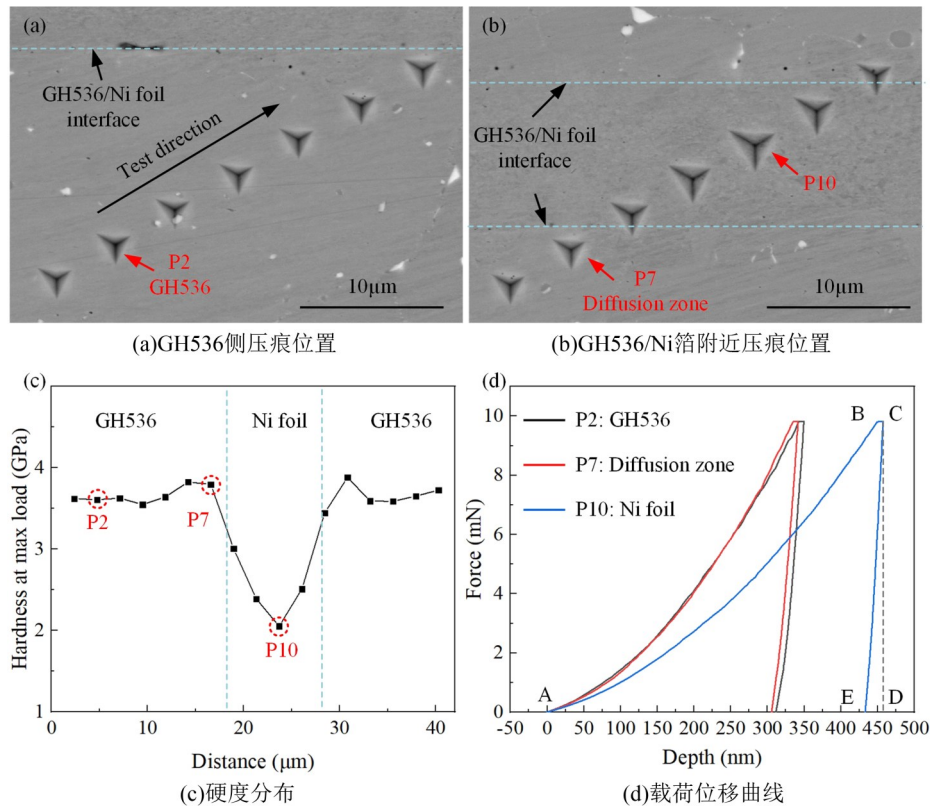


图 7 Ni 箔片+脉冲电流扩散焊接头纳米压痕结果 (700 °C/30 min)

Fig. 7 Nanoindentation results of the PCDB joint (700 °C/30 min)

表 2 图 7 中不同区域组织力学性能

Table 2 Mechanical properties of different phases marked in Fig. 7

区域	杨氏模量/GPa	硬度/GPa	$\eta$	组织
P2	226.494	3.608	0.8834	GH536
P7	227.511	3.796	0.8974	GH536 侧扩散影响区
P10	226.748	2.052	0.8626	Ni 箔片

强, 易发生塑性变形。

### 2.3 Ni 箔片辅助扩散焊接头断裂行为

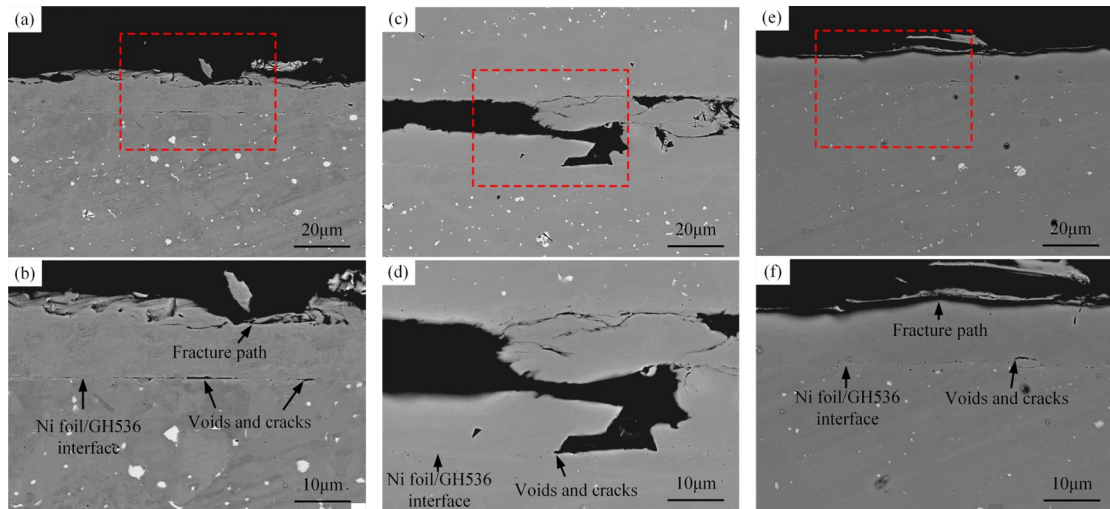
对焊缝断裂行为进行分析。图 8a、8b 为 600 °C/30 min 参数下 Ni 箔片+脉冲电流扩散焊接头断裂路径。可以看出, 焊缝在箔片/镀层界面处发生断裂。这主要是由于在此焊接温度下, Ni 箔片/镀层界面处存在大量未焊合区域, 这些未焊合区域相当于裂纹, 其尖端位置将存在应力集中。剪切试验过程中, 未焊合区域尖端位置应力将率先大于该区域抗剪强度, 使得焊缝在 Ni 箔片/镀层界面处断裂。但是应当注意, 部分接触 Ni 箔片/镀层界面处发生再结晶, 存在跨越结合线的晶粒, 强化了界面, 使得裂纹并非完全沿界面呈直线扩展。图 8c、8d 为 700 °C/30 min 参数下 Ni 箔片+脉冲电流扩散焊接头断裂路

径。可以看出, 孔洞也是在箔片/镀层界面处萌生, 然后扩展。图 8e、8f 为 900 °C/30 min 参数下 Ni 箔片+脉冲电流扩散焊接头断裂路径。可以看出, 微孔洞首先在 Ni 箔片/镀层界面处萌生。但在裂纹扩展时, 由于 Ni 箔片/镀层界面处发生晶界迁移和再结晶, 使得裂纹扩展时呈不规则状。

图 9 为使用脉冲电流扩散焊(焊接温度 900 °C, 焊接时间 30 min, 焊接压力 20 MPa)制备的 GH536 微流道-空腔结构样件。可以看出, 微流道空腔结构无明显变形, 结合界面结合质量良好, 界面无孔洞及连续未焊合缺陷。

## 3 结论

(1) 脉冲电流扩散焊接可降低 GH536 直接扩散焊焊接温度。相较于传统热压扩散焊在 830 °C 才形成初始接触, 脉冲电流扩散焊在 700 °C 即可实现界面接触。当焊接温度为 900 °C, 界面孔洞完全闭合, 接头剪切强度可达 535 MPa, 变形仅为 0.42%。



(a, b)600 °C/30 min; (c, d)700 °C/30 min; (e, f)900 °C/30 min

图8 不同参数下箔片+脉冲电流扩散焊接头断裂路径

Fig. 8 Fracture path of the pulsed current + Ni foil joints bonded at different conditions

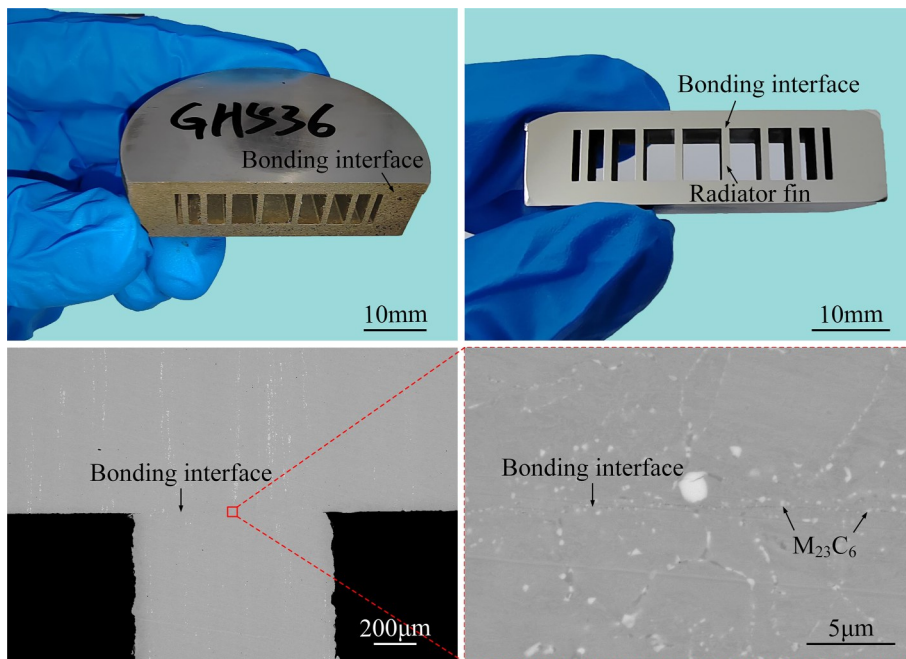


图9 使用脉冲电流扩散焊制备的GH536微流道-空腔结构(900 °C/30 min/20 MPa)

Fig. 9 A typical structure with microchannels fabricated by PCDB(900°C/30min/20MPa)

(2) Ni箔片作为软中间层,通过塑性变形与增强扩散驱动力的耦合作用,进一步降低了焊接温度并提升了低温接头强度。Ni箔片硬度为2.052 GPa,塑性变形因子为0.897 4,硬度较低且塑性好。扩散焊接时, Ni箔片自身塑性变形填充界面孔隙,在600 °C/30 min参数下, GH536/Ni箔界面处形成局部接触界面,接头剪切强度为158 MPa,是脉冲电流直接扩散焊接头强度的4.79倍。

(3) Ni箔片辅助脉冲电流扩散焊接时, GH536/箔片附近累积大量位错,位错为界面再结晶提供了驱动力,接头中再结晶机制为基于亚晶旋转的连续动态再结晶。再结晶促进了跨越界面晶粒的产生,进而提高了接头强度。

#### 参考文献:

- [1] Ye T, Zhou Y, Bao Z. Optimization of structural parameters of airfoil-fin printed circuit heat exchanger for

- power and thermal management system of hypersonic vehicles [J]. *Thermal Science and Engineering Progress*, 2024, 54: 102877.
- [2] Jian D, Qiuru Z. Key technologies for thermodynamic cycle of precooled engines: A review [J]. *Acta Astronautica*, 2020, 177: 299–312.
- [3] 宋伟, 王建华, 姚然, 等. 层板冷却结构典型参数对流动换热特性分析 [J]. *航空动力学报*, 2024, 39(12): 233–242.
- SONG W, WANG J H, YAO R, et al. Influence of typical parameters in laminated cooling structure on flow and heat transfer behaviors [J]. *Journal of Aerospace Power*, 2024, 39(12): 233–242.
- [4] Bao M, Min W, Rui Z, et al. Micromanufacturing technologies of compact heat exchangers for hypersonic precooled airbreathing propulsion: A review [J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2021, 34(2): 79–103.
- [5] Li T, Lei Y, Chen L, et al. Advances in mechanism and application of diffusion bonding of titanium alloys [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2025: 118736.
- [6] Derby B, Wallach E R. Diffusion bonding: development of theoretical model [J]. *Metal Science*, 1984, 18(9): 427–431.
- [7] Peng Y, Li J, Li Z, et al. Interfacial voids and microstructure evolution, bonding behavior and deformation mechanism of TC4 diffusion bonded joints [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 81: 837–851.
- [8] Li S, Zu Y, Du Y, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of micro-deformation diffusion bonding Inconel 617 superalloy [J]. *Materials Characterization*, 2022, 194: 112359.
- [9] Tang B, Qi X S, Kou H C, et al. Recrystallization behavior at diffusion bonding interface of high Nb containing TiAl alloy [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2016, 18(4): 657–664.
- [10] Peng Y, Li J, Li Z, et al. Modeling of bonding pressure based on the plastic deformation mechanism of interfacial voids closure in solid-state diffusion bonding [J]. *Materials & Design*, 2024, 245: 113239.
- [11] Paul B K, Bose S, Palo D. An internal convective heating technique for diffusion bonding arrayed microchannel architectures [J]. *Precision Engineering*, 2010, 34(3): 554–562.
- [12] Deng S, Yuan T, Li R, et al. Spark plasma sintering of pure tungsten powder: densification kinetics and grain growth [J]. *Powder Technology*, 2017, 310: 264–271.
- [13] Abedi M, Sovizi S, Azamiya A, et al. An analytical review on Spark Plasma Sintering of metals and alloys: From processing window, phase transformation, and property perspective [J]. *Critical reviews in solid state and materials sciences*, 2023, 48(2): 169–214.
- [14] Kohama K, Ito K. Direct solid-state diffusion bonding of zirconium carbide using a spark plasma sintering system [J]. *Materials & Design*, 2016, 110: 888–894.
- [15] Gu S, Kimura Y, Yan X, et al. Micromachined structures decoupling Joule heating and electron wind force [J]. *Nature communications*, 2024, 15(1): 6044.
- [16] Chen W Y, Chiu T C, Lin K L, et al. Anisotropic dissolution behavior of the second phase in SnCu solder alloys under current stress [J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68(5): 317–320.
- [17] Zhang R, Zhao S, Ding J, et al. Short-range order and its impact on the CrCoNi medium-entropy alloy [J]. *Nature*, 2020, 581(7808): 283–287.
- [18] Weston N S, Thomas B, Jackson M. Processing metal powders via field assisted sintering technology (FAST): a critical review [J]. *Materials Science and Technology*, 2019, 35(11): 1306–1328.
- [19] Wu T, Liu Y, Zhang Q, et al. A new strategy for preparing high strength and high precision diffusion bonding GH536 joints via pulsed current and subsequent heat treatment [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2024, 128: 60–71.
- [20] Wu L, Wang X, Xiao X, et al. A novel method for reducing the brazing temperature of C/C composite with TiZrHfTa/Ni composite interlayers [J]. *Materials Characterization*, 2024, 216: 114324.