

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.5261

添加镍箔中间层的异种高温合金层板 结构扩散焊研究

刘 沔^{1,2}, 郝 定^{1,2}, 宋添阳³, 熊江涛^{1,2}, 袁 琳⁴

(1. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072 2. 西北工业大学 摩擦焊接技术陕西省重点实验室, 陕西 西安 710072 3. 中国机械总院集团郑州机械研究所, 河南 郑州 450001 4. 香港城市大学 材料科学与工程学院, 中国香港 999077)

摘 要:为满足新一代航空发动机更高推重比的设计要求,层板结构逐渐成为研究热点。GH4099 和 GH3128 作为典型的镍基高温合金,因其优异的高温强度、抗氧化和抗蠕变性能,被广泛应用于层板结构。然而,直接扩散焊易产生孔洞和碳化物缺陷,导致接头强度低。因此,本研究通过添加 3 μm Ni 箔中间层,系统研究扩散焊温度(1 040~1 160 $^{\circ}\text{C}$)对 GH4099/GH3128 接头界面组织和力学性能的影响规律,以优化工艺参数并提升接头力学性能。采用扫描电子显微镜(SEM)和拉伸测试表征微观组织和力学性能。结果表明,Ni 中间层能有效消除界面孔洞,同时 Ni 对 C 元素的固溶作用使接头界面产生贫碳区;GH3128 侧析出含 W、Mo 的碳化物,GH4099 侧有少量 γ' 相生成;焊接参数为 1 120 $^{\circ}\text{C}$ -10 MPa-60 min 时接头力学性能最优,抗拉强度达到 938 MPa,断后伸长率为 17%。

关键词:扩散焊;GH4099;GH3128;接头组织;力学性能

中图分类号: TG453+9

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)08-0894-09

Research on the Diffusion Bonding of Dissimilar Superalloy Laminates Structure with Nickel Foil Interlayer

LIU Mian^{1,2}, HAO Ding^{1,2}, SONG Tianyang³, XIONG Jiangtao^{1,2}, YUAN Lin⁴

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Shaanxi Key Laboratory of Friction Welding Technologies, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 3. Zhengzhou Research Institute of Mechanical Engineering, Zhengzhou 450001, China; 4. Department of Materials Science and Engineering, City University of Hong Kong, Hong Kong 999077, China)

Abstract: To meet the design requirements of higher thrust-to-weight ratios for the new generation of aeroengines, laminate structures have gradually become a research hotspot. GH4099 and GH3128, as typical nickel-based superalloys, are widely used in laminate structures because of their excellent high-temperature strength, oxidation resistance and creep resistance. However, direct diffusion bonding is prone to produce pores and carbide defects, resulting in low joint strength. Therefore, this study aims to systematically investigate the influence of diffusion bonding temperature (1 040~1 160 $^{\circ}\text{C}$) on the microstructure and mechanical properties of GH4099/GH3128 joints by adding a 3 μm Ni foil interlayer to optimize the process parameters and improve the mechanical properties of the joints. The microstructure and mechanical properties were characterized by scanning electron microscopy (SEM) and tensile tests. The results show that the Ni interlayer can effectively eliminate interface pores, and the solid solution effect of Ni on C causes a carbon-poor zone to form at the joint interface; carbides containing W and Mo precipitate on the GH3128 side, and a small amount of the γ' phase is generated on the GH4099 side; when the bonding parameters are 1 120 $^{\circ}\text{C}$ -10 MPa-60 min, the mechanical properties of the joint are optimal, with a tensile strength of 938 MPa and an elongation of 17%.

Key words: diffusion bonding; GH4099; GH3128; joint microstructure; mechanical properties

收稿日期: 2025-11-26

基金项目: 国家自然科学基金(52575447);陕西省稀有金属装备制造共性技术研发平台(2024ZG-GXPT-02)

作者简介: 刘 沔, 2001 年生, 硕士生. 研究方向为材料加工工程.

通信作者: 熊江涛, 1974 年生, 博士, 教授. 研究方向为材料加工工程. Email: xiongjiangtao@nwpu.edu.cn

袁 琳, 1994 年生, 博士, 博士后. 研究方向为材料加工工程. Email: linyuan@cityu.edu.hk

引用格式: 刘沔, 郝定, 宋添阳, 熊江涛, 袁琳. 添加镍箔中间层的异种高温合金层板结构扩散焊研究[J]. 铸造技术, 2026, 47(8): 894-902.

LIU M, HAO D, SONG T Y, XIONG J T, YUAN L. Research on the diffusion bonding of dissimilar superalloy laminates structure with nickel foil interlayer[J]. Foundry Technology, 2026, 47(8): 894-902.

航空发动机对于高推重比的设计要求不断提高,由异种高温合金可靠连接的层板结构逐渐成为研究热点^[1]。GH4099 和 GH3128 均为具有良好高温强度、氧化稳定性及抗蠕变性能的镍基高温合金,是层板结构的首选材料^[2-7]。因此,实现 GH4099 与 GH3128 之间的高质量可靠连接,是制造相关层板构件并保证其服役性能的关键。

扩散焊^[8-10](diffusion bonding)是异种高温合金焊接的首选方式之一,既没有传统熔焊^[11]方法易产生咬边、气孔等问题,又比钎焊^[12-14]的焊缝组织均匀性更好,高温强度更高^[15-17]。但是,朱源等^[18]研究发现, GH4099 直接扩散焊接头中存在大量未焊合的孔洞及颗粒状碳化物,焊合率仅为 69.3%,严重影响力学性能。此外,在 1 120 和 1 160 °C 对 GH4099 与 GH3128 进行直接扩散焊,发现接头处存在大量孔洞,抗拉强度在 894 MPa 左右,远低于母材强度。因此,本文考虑通过在扩散焊接过程中添加中间层来改善组织、提升焊接强度。

学者们对使用纯 Ni 中间层进行固相扩散焊开展了诸多研究。王鸿^[19]采用 Ni 中间层进行 Ti35 合金与 304L 不锈钢的扩散焊时,有效阻隔了 Fe、Cr、Ti 元素直接反应生成脆性相,使接头剪切强度显著提升至 195.6 MPa;林佳美^[20]研究表明,采用 Ni 中间层对 TZM 钼合金与 Nb-Zr 合金进行扩散焊时,接头抗剪强度显著提升至 264 MPa,降低焊接温度的同时 Ni 层可以有效阻隔 Mo/Nb 互不相溶体系,促进元素扩散;曾欣等^[21]研究采用 Ni 中间层对 TC2 钛合金与 321 不锈钢进行扩散焊时,接头界面区形成 Ni₃Al、NiTi 等金属间化合物,能很好地阻隔 Ti/Fe 元素直接互扩散,减少孔隙缺陷;Shi 等^[22]研究发现,采用纯 Ni 中间层对 FGH98 超合金与 DD5 单晶进行扩散焊时,接头中通过元素互扩散形成 γ' 相(Ni₃Al),显著提升其力学性能。随温度升高至 1 160 °C, γ' 相充分长大并粗化,剪切强度达 630 MPa,有效避免碳化物等脆性相生成;Guo 等^[23]研究发现,采用纯 Ni 中间层对 FGH98 粉末冶金超合金进行扩散焊时,接头中通过元素互扩散形成 γ' 强化相,无孔洞缺陷,剪切强度达 656 MPa。

由此可知,在高温合金的扩散焊过程中,添加纯 Ni 中间层可以显著提升焊接接头性能。此外,因

为 Ni 为面心立方结构(FCC),具有较多的滑移系和较强的变形能力,且与 GH4099 及 GH3128 高温合金基体元素一致,与众多元素有着良好的物理相容性。倘若在这两者的扩散焊接过程中添加纯 Ni 作为中间层,有利于元素互扩散和组织均匀化,并获得良好的冶金结合,如可与母材中 Al、Ti 形成 γ' -Ni₃(Al, Ti)析出相^[5],与 Co、Cr 等形成置换固溶体等。同时其不含 B、Si 等元素,可以避免脆性硼化物和硅化物的形成。

因此,本文选择添加 3 μm 厚的 Ni 箔中间层对 GH4099 与 GH3128 进行真空扩散焊,研究不同温度下的接头组织形貌与力学性能,旨在平衡扩散均匀性与界面稳定性。该厚度既可避免因 Ni 层过厚导致的元素扩散不均及柯肯达尔气孔,又能防止过薄时因局部接触引发的脆性碳化物形成,在促进元素均匀化的同时,有效容忍表面微小缺陷,保障接头性能。

1 实验材料与方法

实验材料为固溶态的 GH4099 棒材与锻态的 GH3128 板材,化学成分如表 1 所示,主要包括 Ni、Cr、Co、W、Mo、Al、Ti 等元素。GH4099 含有较高的 Co 和 W,而 GH3128 富含 W 和 Mo,这些元素差异影响碳化物析出和强化相行为。其中 GH4099 的焊前显微组织如图 1a 所示,平均晶粒尺寸为 40 μm 左右,晶粒内分布有镍基高温合金中常见的孪晶,个别大块状的颗粒相为一次碳化物 MC^[24],而沿晶界处呈断续分布状态的小颗粒析出相是二次碳化物 M₂₃C₆。GH3128 板材的焊前显微组织(图 1b),平均晶粒尺寸为 20 μm 左右,是一种单相奥氏体高温合金,其组织中含有少量的析出相,如 TiN、M₆C、 μ 相、M₂₃C₆ 等。中间层采用纯度为 99.99%(质量分数),厚度为 3 μm 的纯 Ni 箔材。

扩散焊实验前先使用 400#、600#、800#、1000#、1500# 和 2000# 的水砂纸对待焊表面进行逐级打磨并抛光,超声清洗后进行下一步焊接实验。

真空扩散焊试验采用西北工业大学与陕西智拓固相增材制造技术有限公司合作开发的 ZTF2-150 真空扩散焊机,工装示意图与焊前试样的装配示意图如图 2a 和 b 所示。焊后制备拉伸试样与金相试样,如图 2c 所示。采用 ZEISS Gemini 500 场发射扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)对试

表1 母材化学成分表
Tab.1 Base metal chemical composition

Material	(mass fraction/%)											
	Ni	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Mn	Si	Fe	C	B
GH4099	Bal.	17~20	5~8	5.0~7.0	3.5~4.5	1.7~2.4	1.0~1.5	0.4	0.5	2.0	0.08	-
GH3128	Bal.	19~22	-	7.5~9.0	7.5~9.0	0.4~0.8	0.4~0.8	0.5	0.8	0.2	0.05	0.005

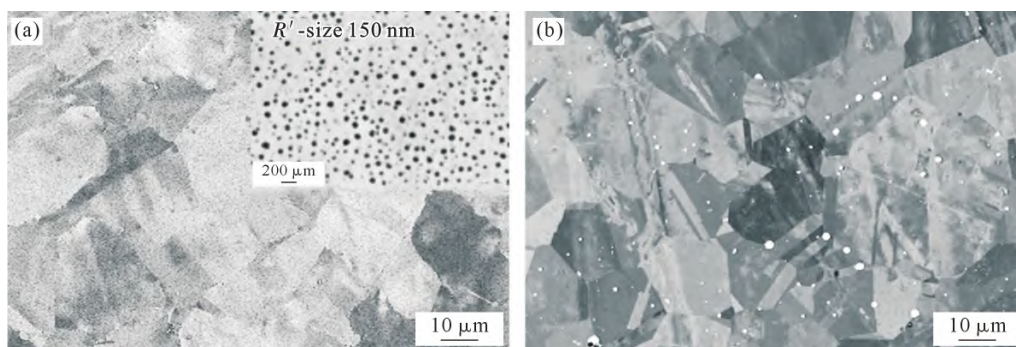


图1 焊前母材显微组织: (a) GH4099; (b) GH3128

Fig.1 Microstructures of the base materials before bonding: (a) GH4099; (b) GH3128

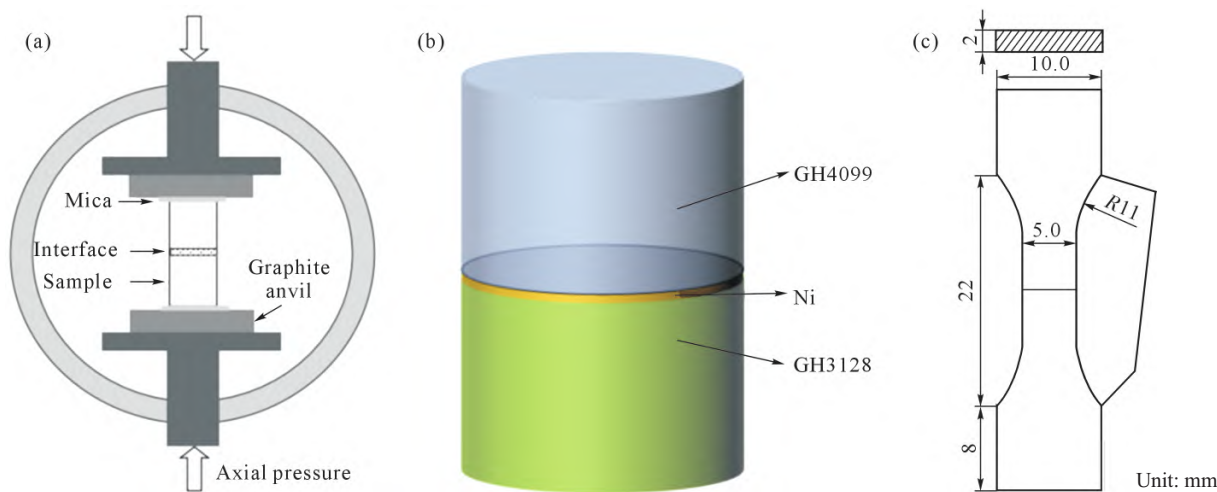


图2 试样装配示意图与接头拉伸试样尺寸示意图: (a) 焊接工装示意图; (b) 装配示意图; (c) 拉伸试样的几何形状

Fig.2 Schematic diagram of specimen assembly and schematic diagram of tensile specimen joint size: (a) welding fixture schematic diagram; (b) assembly diagram; (c) geometric shape of tensile specimen

样的显微组织及断口形貌进行表征分析。采用 INSTRON 3382 电子万能材料试验机进行拉伸实验, 获得接头的力学性能, 拉伸速率为 1 mm/min。

2 实验结果及讨论

2.1 焊接温度对接头组织的影响

焊接温度是调控高温合金扩散焊接头微观组织的关键因素, 在焊接压力为 10 MPa, 保温时间为 60 min 的情况下研究不同焊接温度对接头组织的影响规律, 其中, 60 min 保温时间为经验参数, 既保证元素扩散基本均匀、微观孔洞基本闭合, 又不引起母材晶粒严重粗化。由相应温度下母材的应力应变曲线选择 10 MPa 作为焊接压力, 既保证焊接界面充分接触又不至于令工件发生变形。图 3 为不同焊接温度下的接头组织形貌。

由于 C 在纯 Ni 中的固溶度达到 0.6% (质量分数, 下同), 远高于 GH4099 合金中含碳量即 0.05%。因此, 纯 Ni 作为中间层加入高温合金扩散焊接头, 能够抑制碳化物的生成, 但也存在母材碳化物溶解现象, 从而产生贫碳区。随着温度升高, 贫碳区的宽度也随之增加。当焊接温度为 1 040 ℃ 时, 焊缝处有小

尺寸孔洞存在, 且焊缝附近的晶粒部分发生变形, 但数量和变形程度相对较小, 此时晶粒尺寸约为 25 μm。随着焊接温度提高, 在 1 080 ℃ 时, 孔洞数量明显减少, 焊缝周边晶粒长大, 贫碳区宽度有所增加, 元素扩散更加充分, 相应的, 界面迁移变的相对容易。而当温度升高到 1 120 ℃ 时, 孔洞完全闭合, 并且在 GH4099 侧出现了明显晶界迁移现象, 晶粒粗化更为明显。而当温度达到 1 160 ℃ 时, 界面处有了碳化物的析出, 这是由于 GH3128 侧的 M_6C 回溶, 与扩散到焊缝处的 Cr 元素重新生成 $M_{23}C_6$ 再次析出, 此时晶粒尺寸约为 31 μm。

图 4 为焊缝区域不同温度下的元素线扫图, 扫描方向为 GH3128 侧经过焊缝到 GH4099 侧。两侧母材的元素含量有一定的差异, 故在进入 GH4099 侧时 Co 元素含量有所增加, 而 W、Mo 等元素的含量则有所减少。且由图像可知, 当温度为 1 040 ℃ 时, 中间层处 Ni、Cr 元素与两侧母材存在较大的浓度梯度, 为扩散提供驱动力; 当温度升高至 1 160 ℃ 时, 已无明显浓度梯度, 且其他元素曲线也逐渐变得平缓, 含量基本稳定。这说明随着温度升高, 促进了母材、中间层内元素相互扩散, 且扩散较为充分。

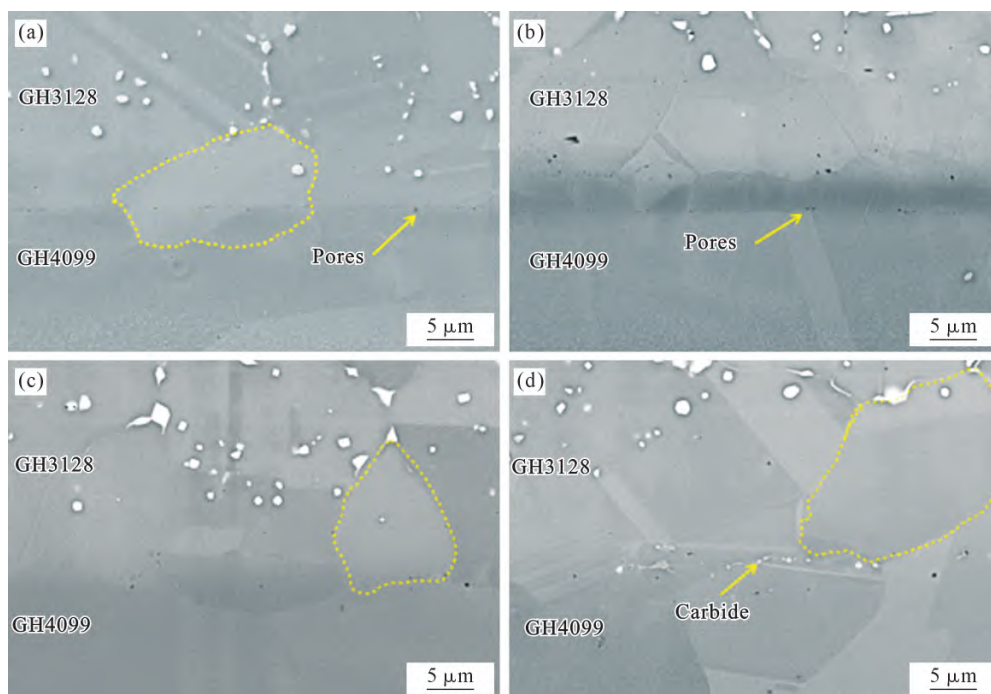


图3 不同焊接温度下的接头显微形貌组织:(a) 1 040 °C;(b) 1 080 °C;(c) 1 120 °C;(d) 1 160 °C

Fig.3 Microstructure morphology of the joints at different bonding temperatures: (a) 1 040 °C; (b) 1 080 °C; (c) 1 120 °C; (d) 1 160 °C

如图5所示,对于GH3128侧,焊接温度显著影响了碳化物的尺寸、分布和相对比例。如图5a所示,在焊接温度为1 040 °C时,碳化物(主要是 $M_{23}C_6$)在晶界上呈连续或半连续的链状分布。同时,在晶粒内部也可观察到少量尺寸较小、弥散分布的颗粒,这些可能是未完全溶解的 M_6C 或其他析出相。此时,由于原子扩散能力有限,碳化物未能充分球化长大。晶界链状碳化物尺寸较长,但宽度较窄;而晶内碳化物尺寸较小。这种分布对晶界起到钉扎作用,但连续的晶界碳化物网可能成为裂纹扩展的通道,不利于塑性。

如图5b和c所示,随着焊接温度升高至1 080和1 120 °C时,温度升高提供了更强的扩散驱动力。即尺寸较小、界面能高的碳化物逐渐溶解,而尺寸较大、更稳定的碳化物则通过吸收溶解的原子继续长大。晶界上链状 $M_{23}C_6$ 碳化物逐渐断开、球化,转变为不连续颗粒状分布,颗粒尺寸变得更为均匀。同时,晶内稳定性较差的小尺寸碳化物回溶于基体中,所以数量显著减少。

当温度达到1 160 °C时(图5d),一方面,部分 M_6C 碳化物可能因达到其固溶温度而溶解;另一方面,从GH4099侧扩散过来的Cr元素以及基体中扩散的Cr,与溶解的碳结合,可能在随后的冷却过程中晶界或相界面处重新析出细小的 $M_{23}C_6$ 碳化物。因此,在此温度下,碳化物总体数量可能略有减少,但保留下来的主要是尺寸较大、热稳定性高的 M_6C 碳化物,以及新析出的尺寸较小的 $M_{23}C_6$ 碳化物,分布变

得更为稀疏。

对于GH4099侧,由于合金中含有Al、Ti等元素,在扩散焊过程中,第二相熔解释放出强化元素Al和Ti,并向纯Ni中间层扩散,在随炉冷却的过程中与Ni结合形成 $\gamma'(Ni_3(Al, Ti))$ 强化相析出^[5]。由图6和7可观察到,随着焊接温度的升高, γ' 相的数量逐渐增多,尺寸逐渐减小,这是由于在1 040 °C时可用于析出的Al/Ti元素总量相对较少,过冷度也较小,导致形核位点少,有限的原子有相对较长的时间和较高的活动能力向少数核心扩散,容易形成数量少但尺寸较大的 γ' 相,随着温度升高,Ni层中固溶了高浓度的Al/Ti,且在冷却开始时具有较大的过冷度。这使得系统内瞬间形成大量的形核核心。但由于原子扩散慢,且每个核心能“抢夺”到的原子有限,其结果就是形成数量极多、尺寸细小的 γ' 相,该组织弥散分布在基体中,可显著提高合金的力学性能。

2.2 焊接温度对力学性能的影响

实验过程固定焊接压力为10 MPa,保温时间为60 min,当接头抗拉强度及断后伸长率的变化如图8所示。温度从1 120 °C上升至1 160 °C时,接头的抗拉强度呈先增大后减小的分布规律,焊接温度为1 120 °C时,焊接接头抗拉强度达到最大值,为938 MPa。与此同时,接头的断后伸长率近似为线性增长,在1 160 °C时达到最大,为25.5 %。这是因为在焊接温度较低如1 040 °C时,存在较多的孔洞,且元素扩散不足,由扩散区到达中间层中的元素总量相对较少,析出相的体积和数量也较少,中间层的合金化程度较

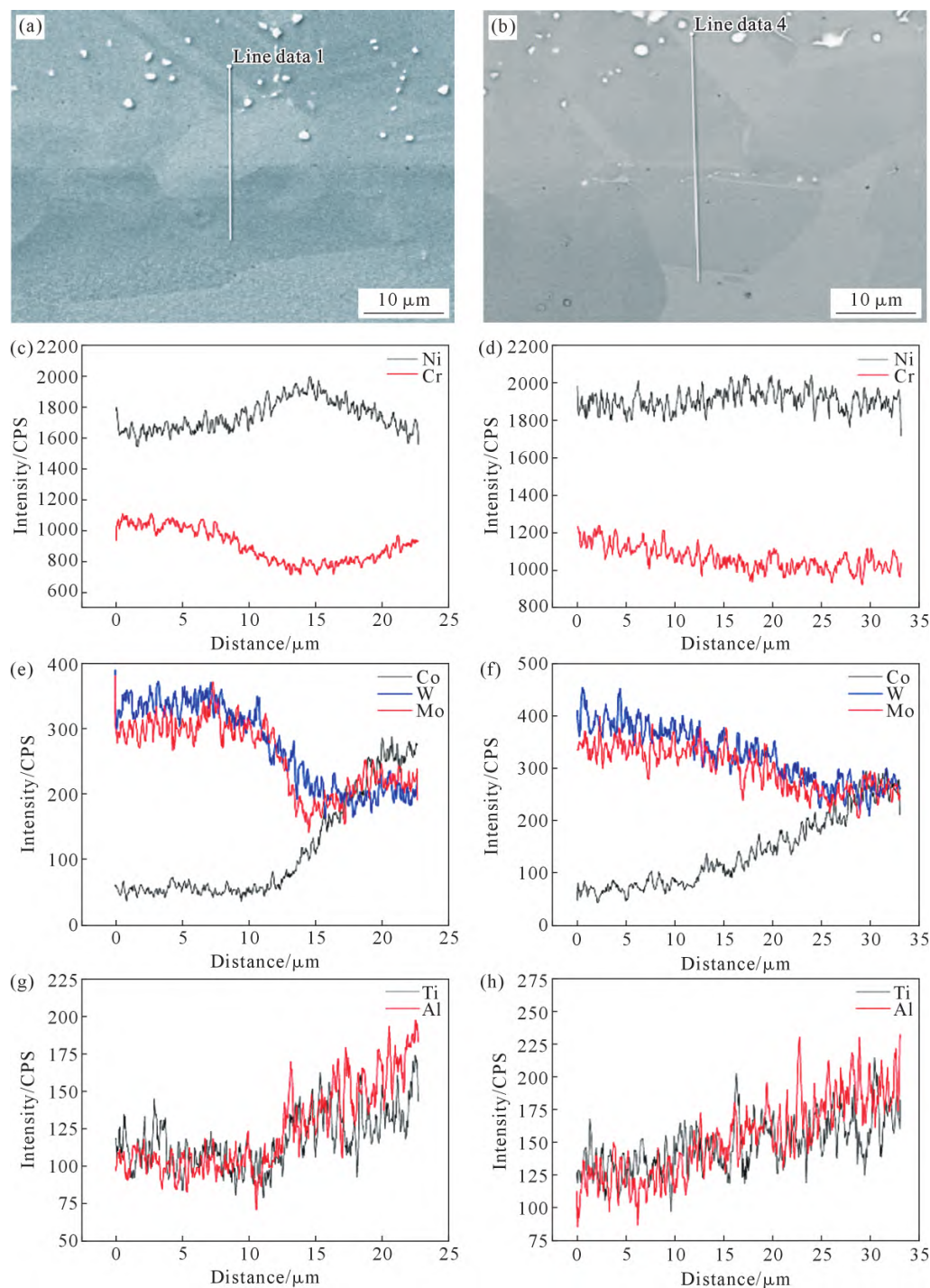


图4 不同焊接温度下焊接接头的元素线扫图:(a, c, e, g) 1 040 °C; (b, d, f, h) 1 160 °C

Fig.4 EDS line scanning curves of elements at the joint under different welding temperatures: (a, c, e, g) 1 040 °C; (b, d, f, h) 1 160 °C

低,因此接头抗拉强度相对较低。而随着焊接温度的升高,扩散驱动力增加,孔洞逐渐闭合,母材和中间层之间的扩散加剧。当温度升高至 1 120 °C 时,孔洞基本完全消失,在焊缝区有大量强化相的析出,使得接头的抗拉强度显著上升。但当温度继续升高时,会发生晶粒粗化现象导致接头的抗拉强度相对降低,与此同时,接头的强化相含量因母材晶粒过度长大而有所减少,因此接头整体性能下降。

2.3 不同焊接温度断口形貌分析

图 9 是不同焊接温度下的接头断口形貌。当温度为 1 040 °C 时,接头处没有韧窝,发生了脆性断裂,且断裂位置在焊缝处,抗拉强度相对较低。当焊接温度为 1 080 °C 时,虽然接头断裂模式仍是脆性断裂,但与 1 040 °C 相比,表面出现细小韧窝。而当温度提升至 1 120 °C 时,接头断口形貌发生了明显改变,接头处有大量韧窝,呈韧性断裂,中间层与母

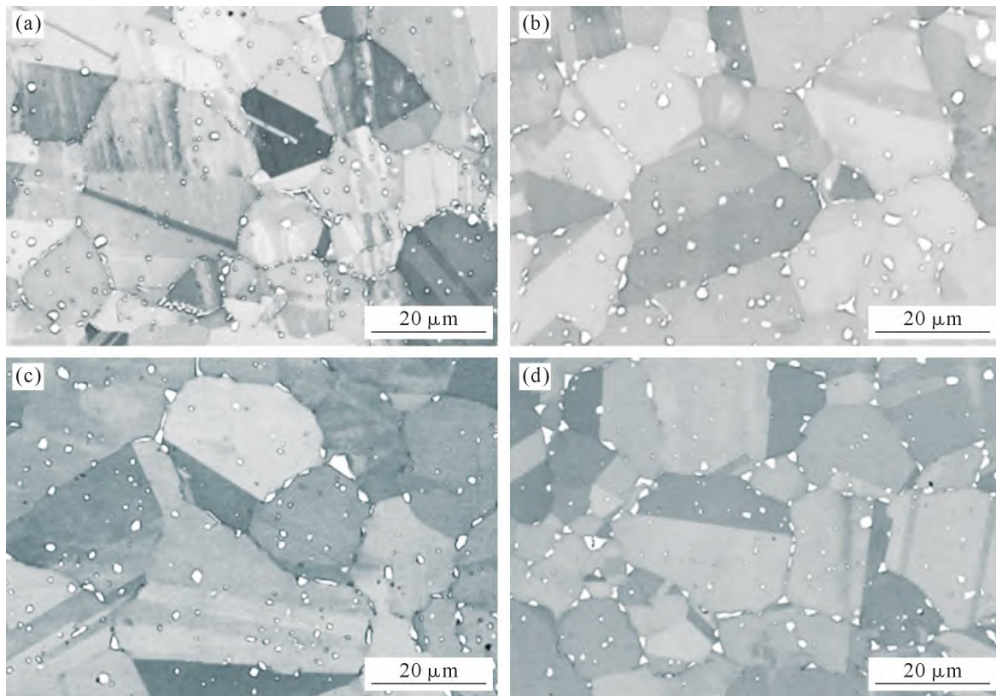


图 5 不同焊接温度下 GH3128 侧析出相显微形貌:(a) 1 040 °C; (b) 1 080 °C; (c) 1 120 °C; (d) 1 160 °C
Fig.5 Microstructural morphology of precipitated phases on the GH3128 side at different bonding temperatures: (a) 1 040 °C; (b) 1 080 °C; (c) 1 120 °C; (d) 1 160 °C

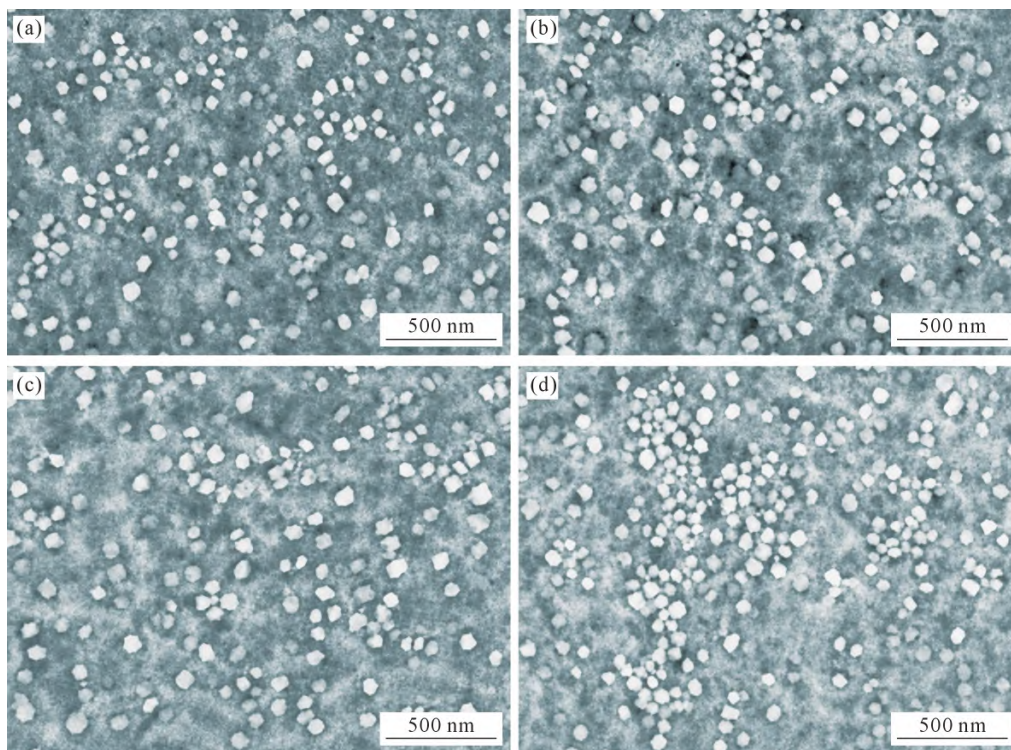


图 6 不同焊接温度下 GH4099 侧强化相显微形貌:(a) 1 040 °C; (b) 1 080 °C; (c) 1 120 °C; (d) 1 160 °C
Fig.6 Microstructural morphology of strengthening phases on the GH4099 side at different bonding temperatures: (a) 1 040 °C; (b) 1 080 °C; (c) 1 120 °C; (d) 1 160 °C

材的元素扩散加剧,出现数量多、尺寸细小且分布弥散的 γ' 相,故接头塑性和抗拉强度显著提升。当温度提升至 1 160 °C 时,虽然韧窝仍旧很多,但在接头处发生了二次断裂,因此接头强度相对于 1 120 °C 有所降低,但塑性得到了进一步改善。

断裂行为的变化,与接头组织和力学性能变化呈

现出高度一致性,在固定焊接压力 10 MPa,保温时间 60 min 的情况下,保温温度在 1 120 °C 时组织最为均匀,接头力学性能最优,抗拉强度达到 938 MPa。因此,不同的焊接温度可以调控组织形貌,影响析出相与强化相数量,从而直接影响断裂机制与性能,进一步明确了焊接温度与组织、力学性能之间

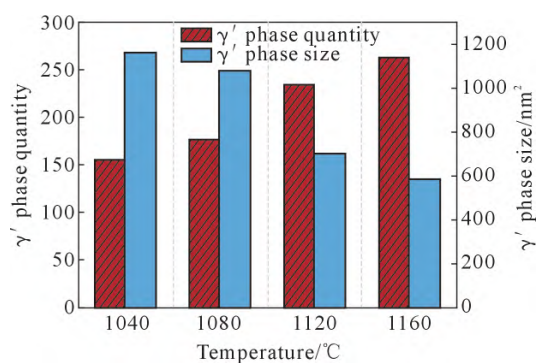


图7 不同焊接温度下 GH4099 侧强化相尺寸与数量统计
Fig.7 Size and quantity statistics of the strengthening phases on the GH4099 side under different bonding temperatures

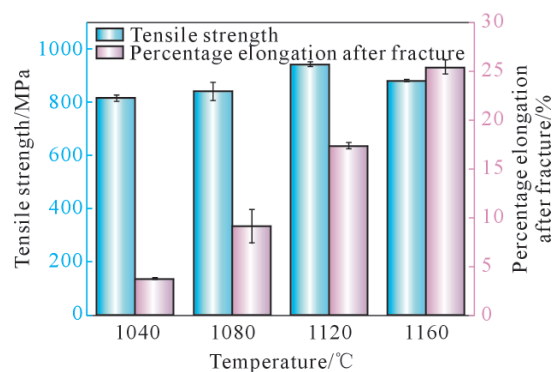


图8 不同焊接温度下接头抗拉强度及断后伸长率变化
Fig.8 Variation in tensile strength and elongation after fracture of joints under different bonding temperatures

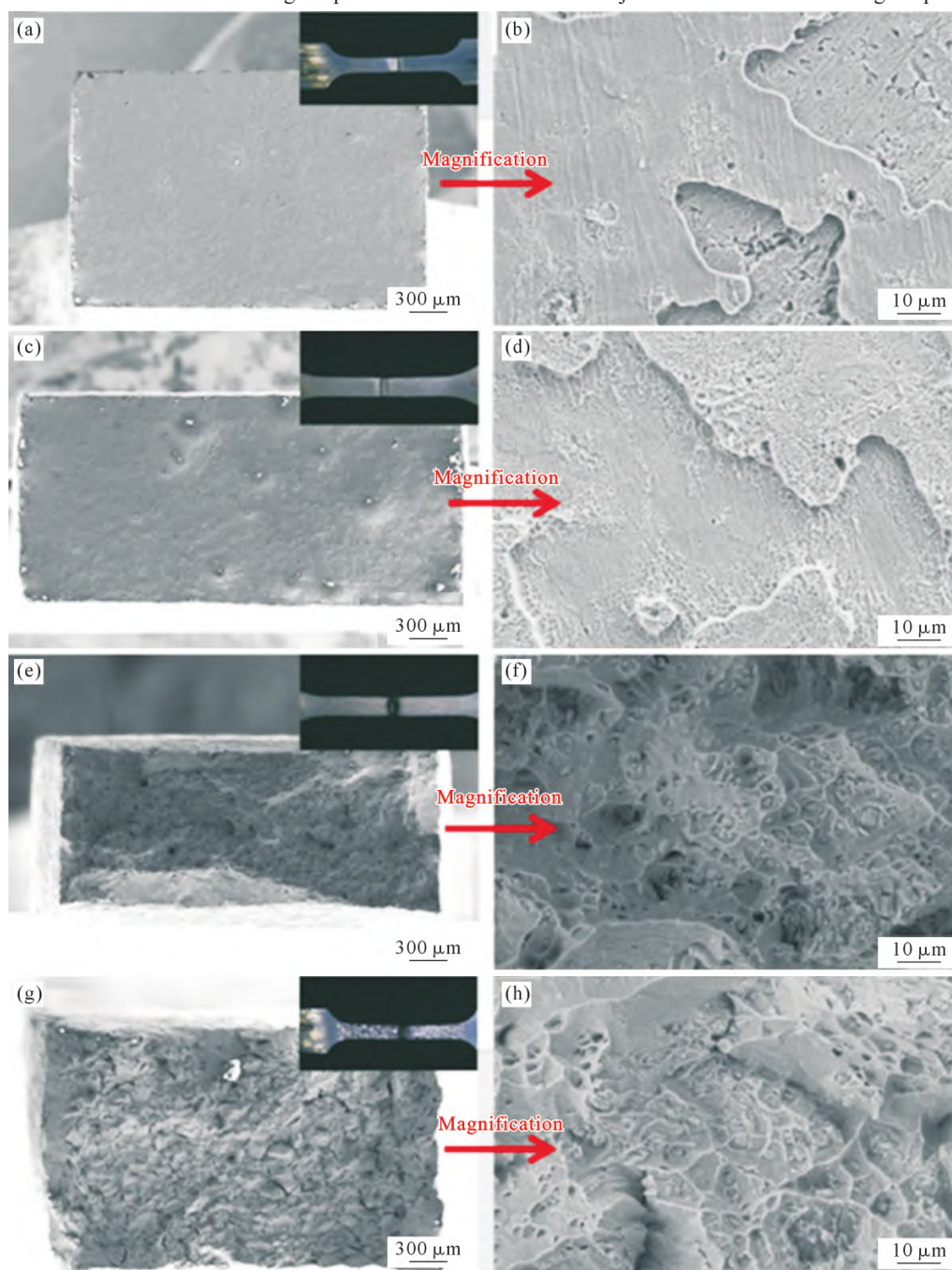


图9 不同焊接温度下的接头断口形貌特征:(a~b) 1 040 °C;(c~d) 1 080 °C;(e~f) 1 120 °C;(g~h) 1 160 °C
Fig.9 Fracture morphology characteristics of the joints at different bonding temperatures: (a~b) 1 040 °C; (c~d) 1 080 °C; (e~f) 1 120 °C; (g~h) 1 160 °C

的关系。

2.4 焊接接头成形机理

添加纯 Ni 箔中间层的固相扩散焊,是一种实现 GH4099 与 GH3128 高性能连接的有效方法,接头的形成机理归纳为 3 个阶段:第 1 阶段,对装配好的焊件施加压力,使 Ni 箔中间层与两侧的 GH4099 与 GH3128 合金紧密接触,如图 10a 所示。第 2 阶段,随着焊接温度的升高,扩散驱动力增强,两侧母材与纯金属 Ni 箔中间层存在着较大的浓度梯度,使得母材中的合金元素如 Al、Ti、Co、Cr 等与 Ni 中间层之

间元素扩散加剧,进入母材中的 Ni 促进了碳化物分解,使碳原子融入 Ni 基体中,故焊接界面附近区域的碳浓度相对降低,形成贫碳区。除此之外,Ni 对合金元素具有较强的固溶能力,在保温过程中 Al 和 Ti 等元素在中间层主要以固溶体形式存在。升高焊接温度和延长保温时间都会加剧扩散作用,促进中间层合金化,如图 10b 所示。第 3 阶段,保温结束,随着温度降低,元素扩散逐渐减弱,当温度降低致使接头中的合金元素达到过饱和状态后, γ' 强化相在 GH4099 侧开始析出,如图 10c 所示。

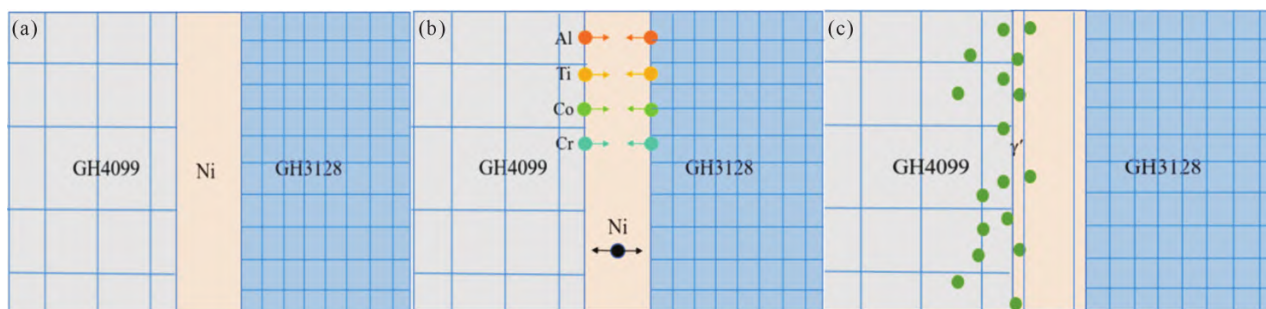


图 10 添加 Ni 中间层的 GH4099 与 GH3128 固相扩散焊接头成形过程:(a)第 1 阶段:塑性变形贴合界面;(b)第 2 阶段:加热、保温促进原子扩散;(c)第 3 阶段:析出强化相

Fig.10 Formation process of the joint in solid-state diffusion bonding between GH4099 and GH3128 with a nickel interlayer; (a) Stage 1: plastic deformation and interface conformity; (b) Stage 2: heating and insulation to promote atomic diffusion; (c) Stage 3: precipitation of strengthening phases

3 结论

(1)获得了添加纯金属 Ni 箔中间层的扩散焊接头在不同焊接温度下的接头组织演变规律。随着温度的升高,晶界迁移程度增大、界面缺陷减少,使性能得到提升,而过高的温度(如 1 160 $^{\circ}\text{C}$),会导致母材晶粒长大,又使接头性能下降。

(2)获得了添加纯金属 Ni 箔中间层的扩散焊接头不同焊接温度下的接头力学性能演变规律。升高温度可以增强原子扩散,提高中间层合金化程度,增加强化相的析出,数量多、尺寸细小的 γ' 相,弥散分布在基体中,使抗拉强度显著提升。

(3)研究表明,最优焊接温度为 1 120 $^{\circ}\text{C}$,抗拉强度为 938 MPa,断后伸长率为 17%,并阐述了接头的成形机理。首先,在压力作用下,Ni 箔中间层与两侧的 GH4099 与 GH3128 合金紧密接触;然后,焊接温度升高,扩散驱动力增强,母材中的合金元素与 Ni 中间层之间元素扩散加剧,促进母材中碳化物分解,在焊接界面附近形成贫碳区;最后,冷却过程中 γ' 等强化相析出实现接头强化。

参考文献:

- [1] 干梦迪,种晓宇,冯晶. 航空航天高温结构材料研究现状及展望[J]. 昆明理工大学学报(自然科学版), 2021, 46(6): 24-36.

GAN M D, ZHONG X Y, FENG J. Research status and prospect of high-temperature structural materials for aerospace engineering[J]. Journal of Kunming University of Science and Technology (Natural Science Edition), 2021, 46(6): 24-36.

- [2] XIONG J T, YUAN L, ZHU Y, ZHANG H, LI J L. Diffusion bonding of nickel-based superalloy GH4099 with pure nickel interlayer[J]. Journal of Materials Science, 2019, 54(8): 6552-6564.
- [3] 刘禧莉,罗佳豪,李会军,白静,马庆爽,高秋志. 新型钴基高温合金蠕变机制与机器学习研究新范式[J]. 中国有色金属学报, 2025, 35(10): 3291-3324.
- LIU X L, LUO J H, LI H J, BAI J, MA Q S, GAO Q Z. New paradigm of creep mechanism and machine learning research on novel cobalt-based superalloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2025, 35(10): 3291-3324
- [4] KUANG W, MIAO Q, DING W. Fretting wear behaviour of machined layer of nickel-based superalloy produced by creep-feed profile grinding[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2022, 35(10): 401-411.
- [5] YU H, WANG Z T, ZHANG B Y, NING Y Q, FU M W. Re-precipitation mechanisms of the γ' phase with sphere, near-sphere, cubic, octets and finally-dendrite in as-cast Ni-based superalloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 876: 160104.
- [6] 陈娇,罗桦,贺骥,谭庆彪,祝国梁. 航天用镍基高温合金及其激光增材制造研究现状[J]. 精密成形工程, 2023, 15(1): 156-169.
- CHEN J, LUO H, HE J, TAN Q B, ZHU G L. Research status of nickel-based superalloys for aerospace applications and their laser additive manufacturing[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2023, 15(1): 156-169.

- [7] 宋昕怡,秦建,钟素娟,马一鸣,宋南,荆文. 镍基高温合金GH4099 钎焊连接研究现状[J]. 电焊机, 2023, 53(8): 122-130.
- SONG X Y, QIN J, ZHONG S J, MA Y M, SONG N, JING W. Research progress of brazing connection of nickel-based superalloy GH4099[J]. Electric Welding Machine, 2023, 53(8): 122-130.
- [8] ZHANG G J, XIAO C Y, MORTEZA TAHERI, EFFECT of Nd: YAG pulsed laser welding process on the liquation and strain-age cracking in GTD-111 superalloy[J]. Journal of Manufacturing Processes. 2020, 52: 66-78.
- [9] YUAN L, XIONG J T, PENG Y, SHI J M, LI J L. Microstructure and mechanical properties in the solid-state diffusion bonding joints of Ni₃Al based superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 772: 138670.
- [10] YANG Z W, LIAN J, WANG J, CAI X Q, WANG Y, WANG D P, WANG Z M, LIU Y C. Diffusion bonding of Ni₃Al-based alloy using a Ni interlayer[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 819: 153324.
- [11] 李成龙,钟裕国,李晴,赵长虹,荣文凯. 自由锻工艺及碳含量对高温合金 GH3128 显微组织与力学性能影响[J]. 特殊钢, 2023, 44(3): 90-93.
- LI C L, ZHONG Y G, LI Q, ZHAO C H, RONG W K. Effect of open-die forging process and carbon content on microstructure and mechanical properties of high-temperature alloy GH3128[J]. Special Steel, 2023, 44(3): 90-93.
- [12] SAH I, KIM D, LEE H J, JANG C. The recovery of tensile ductility in diffusion-bonded Ni-base alloys by post-bond heat treatments[J]. Materials & Design, 2013, 47: 581-589.
- [13] HE Y M, ZHENG W J, YANG J G, ZHU D D, YANG X S, SUN Y, GAO Z L. TEM study of microstructural characteristic and evaluation of mechanical performance for the hastelloy N/Ti/Hastelloy N superalloy joint brazed for diverse soaking time[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 35: 271-281.
- [14] HE Y M, XIAO F, SUN Y, LU C Y, CHEN S J, CHEN W J, LI H X, ZHENG W J, MA Y H, DING Z Y, YANG J G, GAO Z L. Tailoring microstructure and mechanical performance of Hastelloy N-Hastelloy N superalloy joint through modifying brazing processing parameters and post thermal exposure[J]. Materials Characterization, 2021, 173: 110974.
- [15] GAO M R, BENJAMIN SCHNEIDERMAN, SARAH M. GILBERT, YU Z Z. Microstructural evolution and mechanical properties of nickel-base superalloy brazed joints using a MPCA filler[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, 50, 5117-5127.
- [16] ZOU J Y, CUI Y Y, YANG R. Diffusion bonding of dissimilar intermetallic alloys based on Ti₂AlNb and TiAl[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2009, 25(6): 819-824.
- [17] HUSSAIN M Z, XIONG J T, LI J L, SIDDIQUE F, ZHANG L J, ZHOU X R. Effect of Ti-Hf-Zr-Cu-Ni high entropy alloy addition on laser beam welded joint of Ti₂AlNb based intermetallic alloy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 120(25): 214-226.
- [18] 朱源,张昊,程晓瞳,李京龙,熊江涛,张赋升. 镍箔中间层厚度对 GH4099 合金固相扩散焊质量的影响[J]. 焊接学报, 2018, 39(4): 93-98, 133.
- ZHU Y, ZHANG H, CHEN X T, LI J L, XIONG J T, ZHANG F S. Effect of intermediate layer thickness of nickel foil on solid state diffusion bonding quality of GH4099 alloy[J]. Journal of Welding Science, 2018, 39(4): 93-98, 133.
- [19] 王鸿. 采用 Ni 及 Ni/Ta 中间层的 Ti35 钛合金与 304L 不锈钢真空扩散焊组织及性能研究[D]. 成都: 西南交通大学, 2023.
- WANG H. Study on microstructure and properties of vacuum diffusion bonding between Ti35 titanium alloy and 304L stainless steel with Ni and Ni/Ta interlayers[D]. Chengdu: Southwest Jiaotong University, 2023.
- [20] 林佳美. 采用 Ni 中间层连接 TZM 与 Nb-Zr 合金接头界面组织与力学性能[D]. 天津: 天津大学, 2018.
- LIN J M. Interface microstructure and mechanical properties of TZM and Nb-Zr alloy joint joined by Ni interlayer[D]. Tianjin: Tianjin University, 2018.
- [21] 曾欣,廖东波,彭必友,刘晋. 添加中间层的 TC2 钛合金/321 不锈钢真空扩散焊研究[J]. 精密成形工程, 2024, 16(8): 182-189.
- ZENG X, LIAO D B, PENG B Y, LIU J. Study on vacuum diffusion bonding of TC2 titanium alloy/321 stainless steel with interlayer[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2024, 16(8): 182-189.
- [22] SHI J M, LIU J T, FENG J, TIAN F Q, SUN X J. Diffusion bonding of FGH98 superalloy and DD5 single crystal using pure[J]. Materials Today Communications. 2023, 37: 107003.
- [23] GUO W, XIN J R, HAO D, MA Y N, XIONG J T, LI J L, FENG Q H. Diffusion bonding of nickel-based powder metallurgy superalloy FGH98 with pure nickel interlayer[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 267-282.
- [24] HE X, ZHANG J B, PENG Y Y, LI J G, DING J, LIU C, XIA X C, CHEN X G, LIU Y C. Microstructure evolution of primary γ' phase in Ni₃Al-based superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2020, 33: 1709-1726.

(责任编辑:李亚敏)