

TC4 钛合金与增材制造 17-4PH 不锈钢扩散焊界面微观组织 及工艺参数的影响

王理想¹, 刘 坤¹, 李 洁¹, 芦 笙¹, 许 聪¹, 陈东俊²

(1. 江苏科技大学 材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212100;

2. 舍弗勒贸易(上海)有限公司, 上海 201804)

摘要:针对 TC4 钛合金和原子扩散增材制造(ADAM)17-4PH 不锈钢,采用不同中间层及不同温度进行扩散焊连接,通过光学显微镜、扫描电镜、能谱分析及显微硬度测试等手段对接头界面的微观组织特征及性能进行了研究。结果表明,采用 Cu 箔 + Ni 箔复合中间层,扩散焊温度 960、920 °C,保温时间 60 min,焊接压力 2 MPa,均获得成形良好的 TC4 钛合金/ADAM 17-4PH 不锈钢扩散焊接头,界面区域主要包含 4 个不同的区域,依次为 TC4 钛合金侧的扩散影响区(DAZ 1)、中间层 Cu 箔 + Ni 箔发生扩散反应生成界面反应区(IRZ 1 与 IRZ 2)、ADAM 17-4PH 不锈钢侧的扩散影响区(DAZ 2)。扩散焊温度为 960 °C 时,界面 IRZ 2 中生成了 CuTi + CuTi₂ 共晶相及 CuTi₂、Ti(Cu, Ni)、 α -Ti 相,剪接强度最大,为 163 MPa。采用 Cu 箔 + Ni 箔时,扩散焊温度由 920 °C 升高至 960 °C,界面区宽度从 243.5 μ m 增长为 278.2 μ m,IRZ 2 区域显微硬度峰值从 693 HV0.1 降至 612 HV0.1。当扩散焊温度(960 °C)不变,中间层为 Cu 箔 + Ni 箔的扩散焊接头显微硬度峰值最高,约为 612 HV0.1。中间层为 Ni 箔的显微硬度峰值最低,在 IRZ 区域,约为 495 HV0.1。

关键词:原子扩散增材制造;17-4PH 不锈钢;TC4 钛合金;扩散焊;界面组织

中图分类号: TG454 文献标志码: A 文章编号: 0254-6051(2024)11-0053-07

DOI: 10.13251/j.issn.0254-6051.2024.11.008

Interfacial microstructure of diffusion bonded joints of TC4 titanium alloy and additive manufactured 17-4PH stainless steel and effect of process parameters

Wang Lixiang¹, Liu Kun¹, Li Jie¹, Lu Sheng¹, Xu Cong¹, Chen Dongjun²

(1. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang Jiangsu 212100, China;

2. Schaeffler Trading (Shanghai) Co., Ltd., Shanghai 201804, China)

Abstract: TC4 titanium alloy and atomic diffusion additive manufactured (ADAM) 17-4PH (stainless steel) were diffusion bonded with different interlayers at different temperatures. The microstructure characteristics and properties of the joint interface were analyzed by means of optical microscope, scanning electron microscope, EDS analysis and microhardness testing. The results show that a well formed TC4 titanium alloy/ADAM 17-4PH stainless steel diffusion bonded joint is obtained by using a Cu foil + Ni foil composite interlayer at 960 °C and 920 °C, with holding time of 60 min and welding pressure of 2 MPa. The interfacial area mainly includes four different zones, namely the diffusion affected zone on the TC4 titanium alloy side (DAZ 1), the interface reaction zone (IRZ 1 and IRZ 2) generated by the diffusion reaction of Cu foil + Ni foil and the diffusion affected zone on the ADAM 17-4PH stainless steel side (DAZ 2). When the diffusion bonding temperature is 960 °C, CuTi + CuTi₂ eutectic phase and CuTi₂, Ti (Cu, Ni), α -Ti phases are generated in the IRZ 2, with the highest shearing strength of 163 MPa. With the diffusion bonding temperature increases from 920 °C to 960 °C, the width of interface increases from 243.5 μ m to 278.2 μ m and the maximum microhardness of IRZ 2 decreases from 693 HV0.1 to 612 HV0.1 in the case of Cu foil + Ni foil as interlayers. When the diffusion bonding temperature remains constant (960 °C), the peak microhardness of the diffusion bonded joint with Cu foil + Ni foil as interlayers is the highest, about 612 HV0.1, while that with Ni foil as interlayer is the lowest, approximately 495 HV0.1, in the IRZ.

Keywords: atomic diffusion additive manufacturing; 17-4PH stainless steel; TC4 titanium alloy; diffusion bonding; interfacial microstructure

收稿日期: 2024-05-28

修订日期: 2024-09-14

基金项目: 国家自然科学基金(52105351); 江苏省高等学校基础科学(自然科学)研究项目(24KJA460002); 国家重点研发计划(2021YFB3401100)

作者简介: 王理想(2000—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为异种材料连接, E-mail: wanglx_welding@163.com。通信作者: 刘 坤, 副教授, 博士, E-mail: liu_kun@163.com

引文格式: 王理想, 刘 坤, 李 洁, 等. TC4 钛合金与增材制造 17-4PH 不锈钢扩散焊界面微观组织及工艺参数的影响[J]. 金属热处理, 2024, 49(11): 53-59.

Wang Lixiang, Liu Kun, Li Jie, et al. Interfacial microstructure of diffusion bonded joints of TC4 titanium alloy and additive manufactured 17-4PH stainless steel and effect of process parameters[J]. Heat Treatment of Metals, 2024, 49(11): 53-59.

17-4PH 沉淀硬化不锈钢(0Cr17Ni4CuNb)通过马氏体相变和沉淀强化,可获得高强度和高韧性等良好综合性能,在海洋平台、航空航天及核工业等领域发挥着重要作用。钛合金具有较好的切削加工性且耐高温,尤其是具有可靠的耐腐蚀性,在较多应用领域占有一席之地^[1-3]。单一材料无法满足现今轻量化、多功能、极端条件下服役等要求,所以在某些情况下常常将钛合金和不锈钢连接,相互弥补自身不足,充分发挥各自的优势,多用于工艺容器抗腐蚀性水侵蚀与无缝管、容器组件。增材制造不锈钢相对于传统17-4PH 不锈钢呈现出多孔结构,采用的原子扩散增材制造技术无论在打印时间、成本、零部件性能方面比传统的增材制造技术效果更佳,在关键复杂形状零部件制造中更具优势^[4-8],越来越引起工程制造领域的关注,在航空装备轻量化进程中具有重要意义,可用于减轻航空航天工业中零部件自重问题。钛合金与增材制造17-4PH 不锈钢两者之间的连接不仅具有理论研究意义,更有工程应用前景^[9],且在航空动力、医疗装备等领域的异质复杂结构制造中,对钛合金与增材制造17-4PH 不锈钢连接的需求也日益迫切。

钛合金与不锈钢异种金属熔焊过程界面易生成Ti-Fe 金属间化合物,造成材料变形及焊缝处缺陷,故不适用于钛-钢异质金属连接。相比于钎焊焊后接头性能较差,扩散焊焊后残余应力小、畸变小,通过添加中间层Cu 箔、Ni 箔抑制Ti、Fe 相互接触,可有效防止异种金属熔化形成Ti-Fe 脆性相进而导致接头被弱化^[10-12],可用于提高钛合金与不锈钢扩散焊接头的成形质量和精密连接。因此,本文选用扩散焊工艺对TC4 钛合金和增材制造17-4PH 不锈钢进行连接,从工艺优化、界面微观组织及元素界面行为、接头显微硬度等方面对TC4 钛合金与增材制造17-4PH 不锈钢扩散焊接头进行了研究,为推动钛合金与增材制造不锈钢异质结构的应用提供理论基础和试验支撑,具有重要的理论意义和实用价值。

1 试验材料与方法

本试验选用TC4 钛合金及增材制造17-4PH 不锈钢作为母材进行异种金属扩散焊连接,增材制造17-4PH 不锈钢是通过原子扩散增材制造(Atomic diffusion additive manufacturing, ADAM)^[13-14]工艺获得,该工艺将树脂粘合剂添加到金属粉末中帮助其成形,紧接着去除粘合剂,通过材料累加、打印、洗涤、后期烧结等步骤形成预期形状。增材制造17-4PH 不锈钢与传统不

锈钢相比具有致密度低、表面粗糙度大以及成形效率高特点,扩散焊连接时界面易出现孔洞。有研究报道孔隙率和表面粗糙度的存在导致扩散焊接头的剪切断裂呈现出脆性断裂而不是延性断裂^[15]。也有学者研究了增材制造不锈钢与45 钢真空扩散焊接头的界面组织及力学性能^[16-17],指出 Kirkendall 效应导致界面生成较多孔洞,提高扩散焊温度可明显降低孔洞数量,界面结合率显著提高。

本试验选用的增材制造17-4PH 不锈钢尺寸为10 mm × 10 mm × 4 mm,显微组织如图1(a)所示。TC4 钛合金的试样尺寸为15 mm × 15 mm × 4 mm,显微组织如图1(b)所示,化学成分如表1所示。中间层材料选择Cu 箔、Ni 箔及复合中间层Cu 箔 + Ni 箔,尺寸为12 mm × 12 mm,厚度均为30 μm,且Cu ≥ 99.95% (质量分数,下同),Ni ≥ 99.95%,其他元素含量 ≤ 0.05%。由Cu-Ti 二元平衡相图可知,在960 °C 时发生共晶反应,即Cu 箔在高温下熔化与Ti 发生共晶反应,生成较多低熔点共晶物,如CuTi、Cu₂Ti、CuTi₂等。Cu 与Ni 在二元相图中处于无限固溶,单相区范围大,反应生成连续固溶体,避免生成Ti-Fe 金属间化合物,可有效降低焊后残余应力,提高焊接接头力学性能。

扩散连接前,将待焊试样表面用SiC 砂纸打磨至800 号,将待焊试样及Cu 箔、Ni 箔放入无水乙醇、丙酮

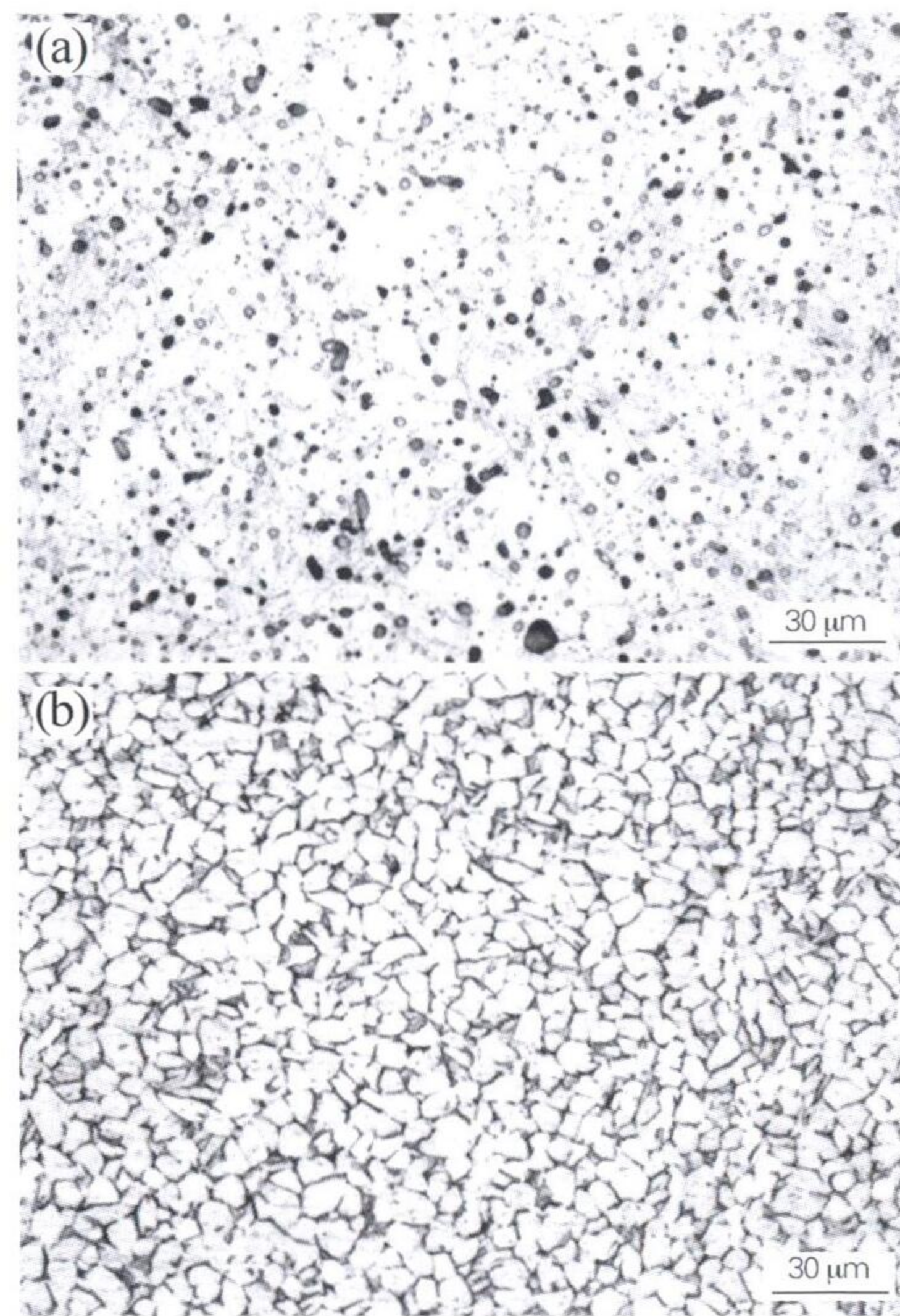


图1 母材的显微组织

(a) ADAM 17-4PH 不锈钢;(b) TC4 钛合金

Fig. 1 Microstructure of the base materials

(a) ADAM 17-4PH stainless steel; (b) TC4 titanium alloy

试剂中进行超声清洗去除油污。扩散焊选用 WZK-3 型真空扩散焊炉,真空度设定为 10^{-4} Pa,试样装配时按 TC4 钛合金/Cu 箔/Ni 箔/增材制造 17-4PH 不锈钢顺序放置,真空室上下压头之间用耐高温隔离片 ZrO_2 隔开,添加 Cu 箔靠近 TC4 合金一侧,Ni 箔靠近增材制造不锈钢一侧,如图 2(a) 所示。

表 1 母材的化学成分(质量分数,%)
Table 1 Chemical composition of the base materials (mass fraction, %)

元素	Al	V	Fe	Cr	Cu	Ni	Ti
ADAM 17-4PH 不锈钢	—	—	Bal.	15.0 ~ 17.5	3.0 ~ 5.0	3.0 ~ 5.0	—
TC4 合金	5.5 ~ 6.8	3.5 ~ 4.5	—	—	—	—	Bal.

扩散焊温度设定为 960、920、880 °C,控制保温时间为 60 min,温度过低原子扩散不充分,不利于界面结合,温度过高易导致晶粒粗化,外部压力为 2 MPa。加热过程分三级升温至扩散焊温度,其中每一级均采用匀速升温并设置 3 段保温平台,以达到炉腔内部温度均匀化的效果,首先从室温开始以 20 °C/min 的升温速度升至 600 °C,保温 10 min,紧接着以 10 °C/min 的升温速度匀速升温至 800 °C,保温 10 min,然后以 10 °C/min 的升温速度匀速升温至扩散焊温度(960、920、880 °C),保温 60 min,施加 2 MPa 压力,保温结束后撤除压力,试样随炉冷却至室温出炉,扩散焊工艺曲线如图 2(b) 所示。

焊后试样利用电火花线切割,上部增材制造不锈钢尺寸为 5 mm × 5 mm × 4 mm,下部钛合金尺寸为 7.5 mm × 7.5 mm × 4 mm,之后分别用 300、600、800、1000、1500 号 SiC 砂纸打磨后抛光,抛光液选用 Cr_2O_3 悬浮液以去除表面微小凸起和粗糙部分,再用 5 mL HF + 5 mL HNO_3 + 90 mL H_2O 腐蚀 45 s。利用光学显微镜(OM, Axio Observer. 3m)、扫描电镜(SEM, JSM-6480)及能谱

仪(EDS, INCA)对接头界面微观组织及元素分布进行分析,采用 HXS-1000TAC 型显微硬度计测定了扩散焊接头显微硬度,加载载荷砝码和时间分别为 0.1 kg 和 10 s,每个压痕之间距离 30 μ m。

2 试验结果与分析

2.1 焊接接头抗剪强度

采用不同中间层形式对 TC4 钛合金与增材制造 17-4PH 不锈钢进行扩散焊连接,单一中间层 Cu 箔、Ni 箔焊后部分试样成形较差;扩散焊温度为 880 °C, Cu 箔 + Ni 箔复合中间层试样在焊后未形成可靠连接,试样测试前发生断裂,表 2 为扩散焊接头在复合中间层 Cu 箔 + Ni 箔,不同扩散焊温度下获得的抗剪强度,随着扩散焊温度升高,原子扩散更充分,焊接接头的剪切强度增加,扩散焊温度为 960 °C 时,接头抗剪强度达到最大值 163 MPa。因此重点选取 920、960 °C 扩散焊温度下, Cu 箔 + Ni 箔复合中间层试样进行界面微观组织分析。

表 2 扩散焊接头剪切强度

Table 2 Shear strength of the diffusion bonded joints

扩散焊温度/°C	中间层	保温时间/min	剪切强度/MPa
880	Cu 箔 + Ni 箔	60	测试前断裂
920			62
960			163

2.2 界面微观组织特征

在扩散焊过程中母材与中间层材料在高温条件下保温一定时间,二者之间的原子不断向两侧扩散,促进界面连接结合,并产生过渡区(扩散影响区及中间层界面反应区)。扩散焊温度为 960 °C 时,试样连接界面形成致密、结合良好的过渡区,宽度为 278.2 μ m,主要包含 4 个不同的区域,依次为 TC4 钛合金侧的扩散影响区(DAZ 1)、中间层 Cu 箔 + Ni 箔发生扩散反应

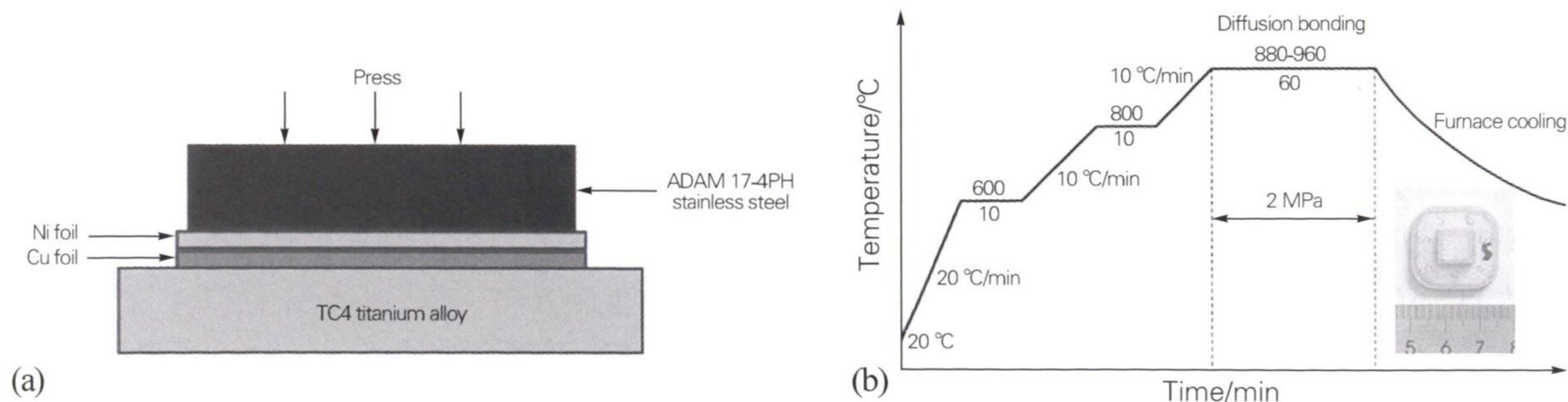


图 2 扩散焊试样装配(a)及工艺曲线(b)

Fig. 2 Specimen loading(a) and process curve(b) of diffusion bonding

生成界面反应区 (IRZ 1 与 IRZ 2)、增材制造 17-4PH 不锈钢侧的扩散影响区 (DAZ 2), 如图 3(a) 所示。DAZ 1 观察到大量规则排列针状组织, 该组织为高温下的 β -Ti 在冷却过程中发生相变转变为 α -Ti, 因此该区为 α -Ti、 β -Ti 相共存^[18], IRZ 2 中生成了黑白相间的条块状组织, 如图 3(b) 所示。降低扩散焊温度为 920 °C

时, 试样界面微观组织如图 3(d, e) 所示, 母材两侧连接紧密完好, 无孔洞、裂纹等缺陷。与图 3(a) 相比, IRZ 1 与 DAZ 1 宽度明显减小, IRZ 1 中观察到少量浅色细线, 由 TC4 钛合金中产生并延长至 IRZ 2, 推断为扩散焊保温过程中晶界处原子克服能垒由高浓度向低浓度扩散迁移的通道^[19-20]。

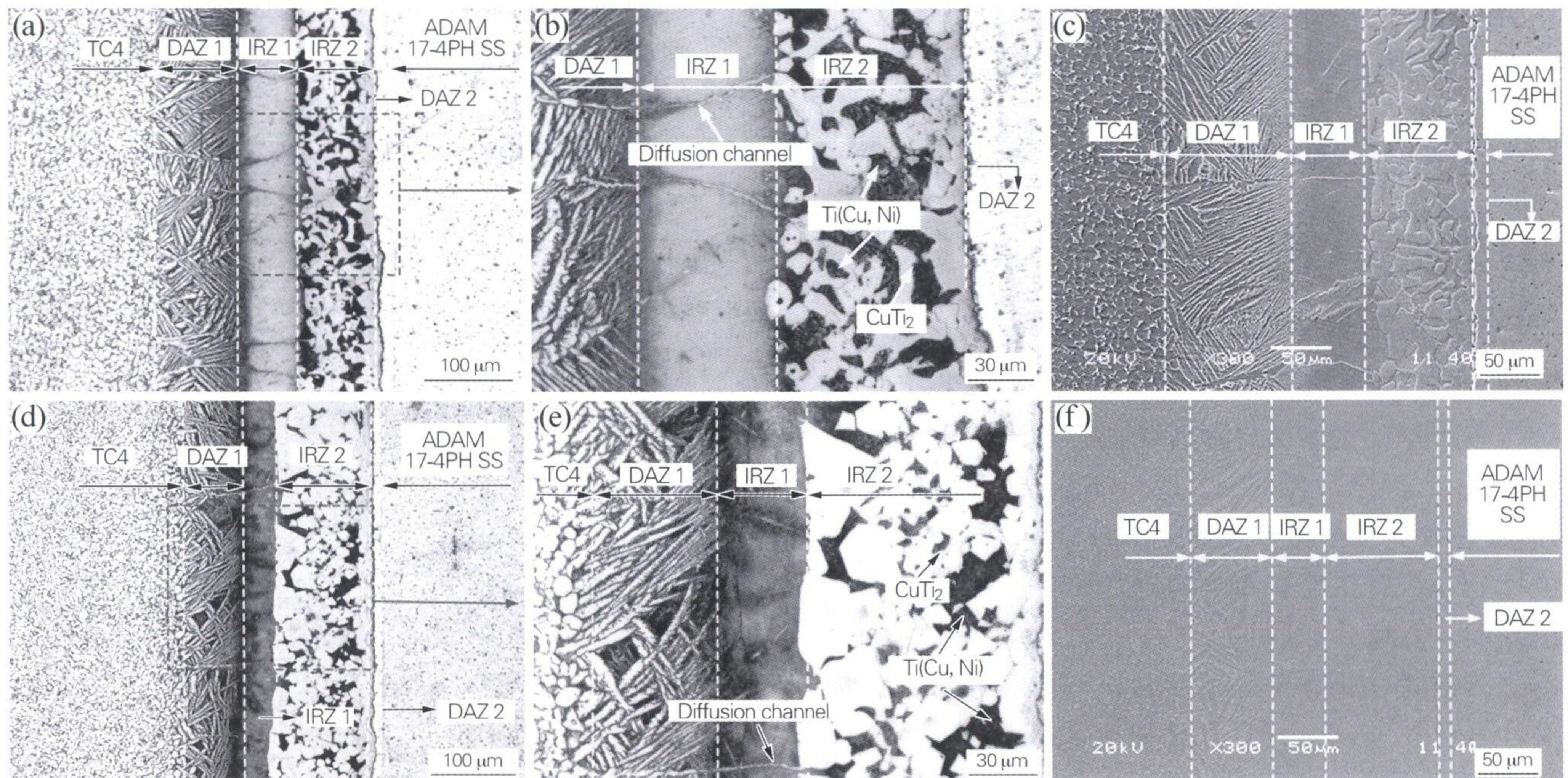


图 3 不同温度下扩散焊接头过渡区划分及界面微观组织特征 (Cu 箔 + Ni 箔)
Fig. 3 Division of transition zone and interfacial microstructure characteristics of diffusion bonded joints at different temperatures (Cu foil + Ni foil)
(a-c) 960 °C; (d-f) 920 °C

采用能谱 (EDS) 分析对扩散焊温度为 960 °C 试样的 IRZ 2 进行点成分分析, 如图 4(a) 所示, 研究扩散影响区与界面反应区在元素扩散后的物相组成。IRZ 2 的能谱分析结果如表 3 所示。检测点 1 位于 IRZ 2 中的块状相之间的富 Ti 区, Ti 原子分数达到 67.53%, 此外还有较少的 Al、V、Fe、Ni、Cu 元素, 其中增材制造 17-4PH 不锈钢中的部分 Fe 元素在浓度梯度下扩散至 IRZ 2 中, 根据该点的成分组成推测该处物相可能为 α -Ti。检测点 2 选在 IRZ 2 中细针状组织上, Ti 含量约为 66.33%, Cu 含量为 17.02%, 与 TC4 钛合金中部分成分相近。根据 Cu-Ti 相图及 Cu、Ti 原子分数, 推测在 960 °C 扩散焊温度下保温 60 min 发生共晶反应, 其反应式为: $L \rightarrow \text{CuTi}_2 + \text{CuTi}$, 生成了细小的 $\text{CuTi}_2 + \text{CuTi}$ 共晶组织^[21]。

检测点 3 位于界面反应区 IRZ 2 的黑色不规则块状相上, 在扫描电镜下呈现出岛屿状凸起形态, 该点检测到 Ti 元素和较多的 Cu、Ni 元素, Cu、Ni 原子分数比

接近于 1:1, 由 Cu-Ni 相图分析可知, Cu-Ni 可形成无限固溶体组织, 该点主要为 Ti(Cu, Ni) 相。检测点 4 位于黑色块状组织边缘, 黑色块状相边缘部分呈锯齿状分布, 能谱分析结果表明检测点 4 中 Ni 含量低于检测点 3 处的 Ni 含量, 主要原因在于原子在晶界扩散的速度比晶内快, 晶界处的晶格畸变较大且能量较高, Ni 原子相对于 Cu 原子在 Ti 中扩散更快, 因此边缘处的原子扩散激活能比内部小, 此处的 Ni 原子易于扩散迁移。Cu 与 Ti 原子个数比接近 1:2, 该点的物相推测为 CuTi_2 相。

图 4(b) 为扩散焊接头在 IRZ 2 中进行的 EDS 线扫描分析结果。在扩散焊保温开始阶段, 浓度梯度与化学位梯度方向一致, 主要发生 TC4 钛合金与增材制造 17-4PH 不锈钢中的 Ti、Fe 原子不断地沿着过渡区进行扩散。Ti 元素的分布起伏变化较大, 在 CuTi_2 、Cu-Ti 相边缘, Ti 含量较高, 出现“富 Ti 反应区”, 而 Ni、Cu 元素恰恰相反, 出现区域低谷, 与 Ti 元素表现

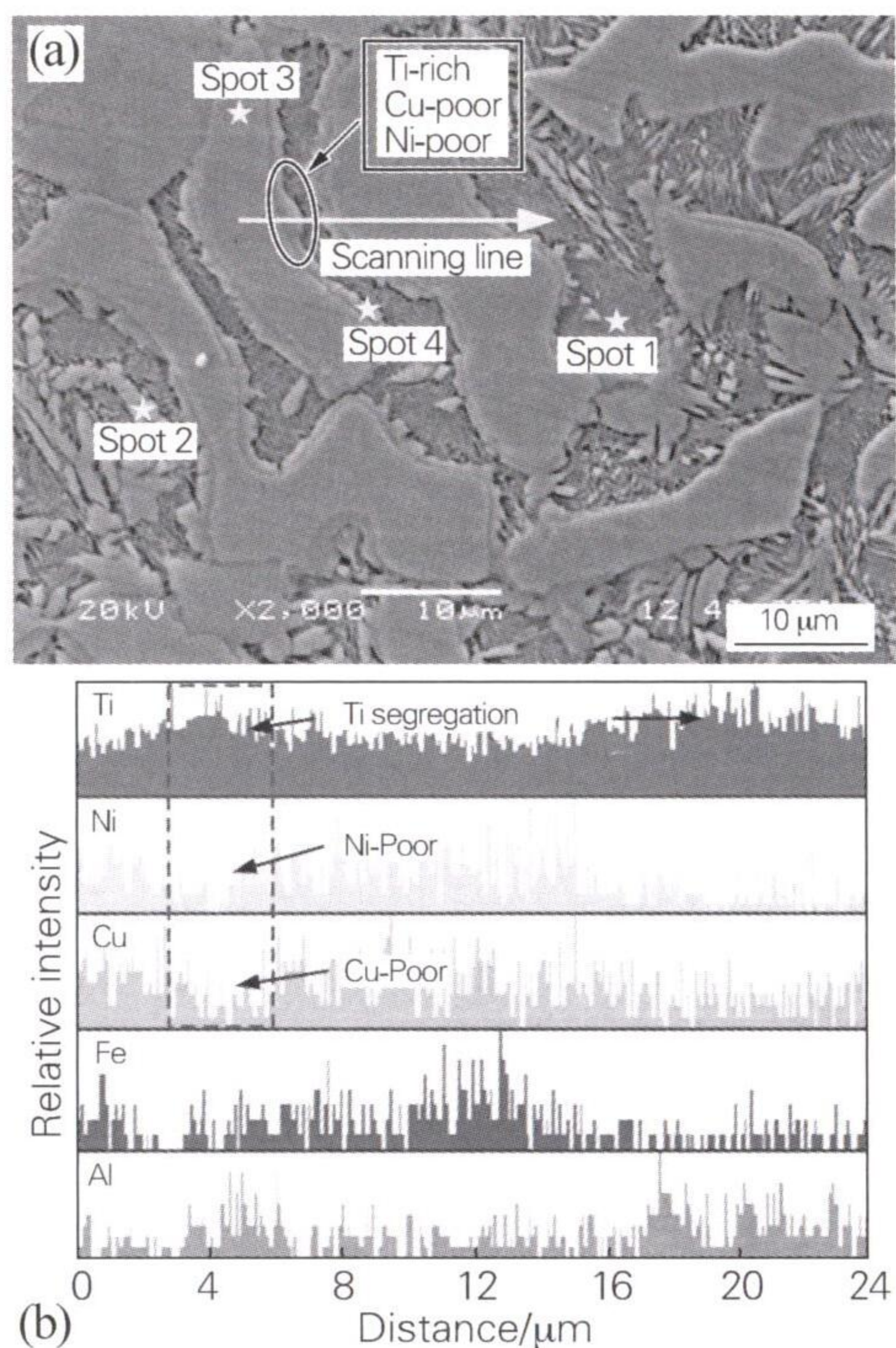


图 4 960 °C 扩散焊接头 IRZ 2 中微观组织特征(a)及线扫描元素分布(b) (Cu 箔 + Ni 箔)
Fig. 4 Microstructure characteristics(a) and line scanning element distribution(b) of IRZ 2 in the joint diffusion bonded at 960 °C (Cu foil + Ni foil)

出互补的分布特征。Cu、Ni 箔中间层由于化学位梯度原因,向两边靠近母材的 DAZ 1、DAZ 2 区域扩散。在条块状组织之间的基体上,Ti 含量呈下降趋势,此时 Ni、Cu 含量不断上升,但 Ti 原子总量还是高于 Cu、Ni 原子。在条块状组织中心处 Ti 含量较低,Cu、Ni 含量较高,主要是因为 Cu、Ni 元素扩散系数高于 Ti,且物相内部扩散弱于物相边缘,Cu、Ni 原子向边缘扩散缓慢。

表 3 图 4(a) 中各点的能谱分析结果(原子分数,%)
Table 3 EDS analysis results of each point shown in Fig. 4(a) (atomic fraction, %)

点	Al	Ti	V	Fe	Ni	Cu	可能的相
1	8.75	67.53	3.83	2.31	7.92	9.66	α -Ti
2	6.74	66.33	—	—	9.91	17.02	$\text{CuTi}_2 + \text{CuTi}$
3	5.16	52.35	—	4.76	19.19	18.54	Ti(Cu, Ni)
4	6.20	68.02	—	1.21	7.31	17.26	CuTi_2

2.3 工艺参数对界面区宽度的影响

接头界面区宽度与扩散焊温度的关系如图 5(a) 所示,随着保温时间的延长,原子间的晶内扩散更加充分,原子相互扩散迁移量增加,形成致密的连接界面。当扩散焊温度从 920 °C 升至 960 °C,总的界面过渡区

(TZ) 宽度从 243.5 μm 增加到 278.2 μm , DAZ 1 宽度从 75.6 μm 增加到 106.4 μm , IRZ 1 宽度从 47.5 μm 增加到 63.4 μm , DAZ 2 宽度从 9.9 μm 增加到 16.0 μm , 而 IRZ 2 区域的宽度没有随着扩散焊温度的升高而增加,主要是因为随扩散焊温度升高,晶界扩散效果更明显,导致 Ni 在 Cu 中的扩散系数为 $(2.6 \times 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{s}) \cdot \exp(-1.38 \text{ eV}/kT)$ (k 为气体常数, T 为绝对温度),比 Cu 在 Ni 中的扩散系数 $(5.2 \times 10^{-8} \text{ cm}^2/\text{s}) \cdot \exp(-1.51 \text{ eV}/kT)$ 高出两个数量级^[22-23]。在 960 °C 时, Ni 原子在 TC4 钛合金中扩散能力较强,所以 IRZ 2 宽度随扩散焊温度的升高而降低,主要是 Ni 向 Cu 中的净扩散量增加导致。

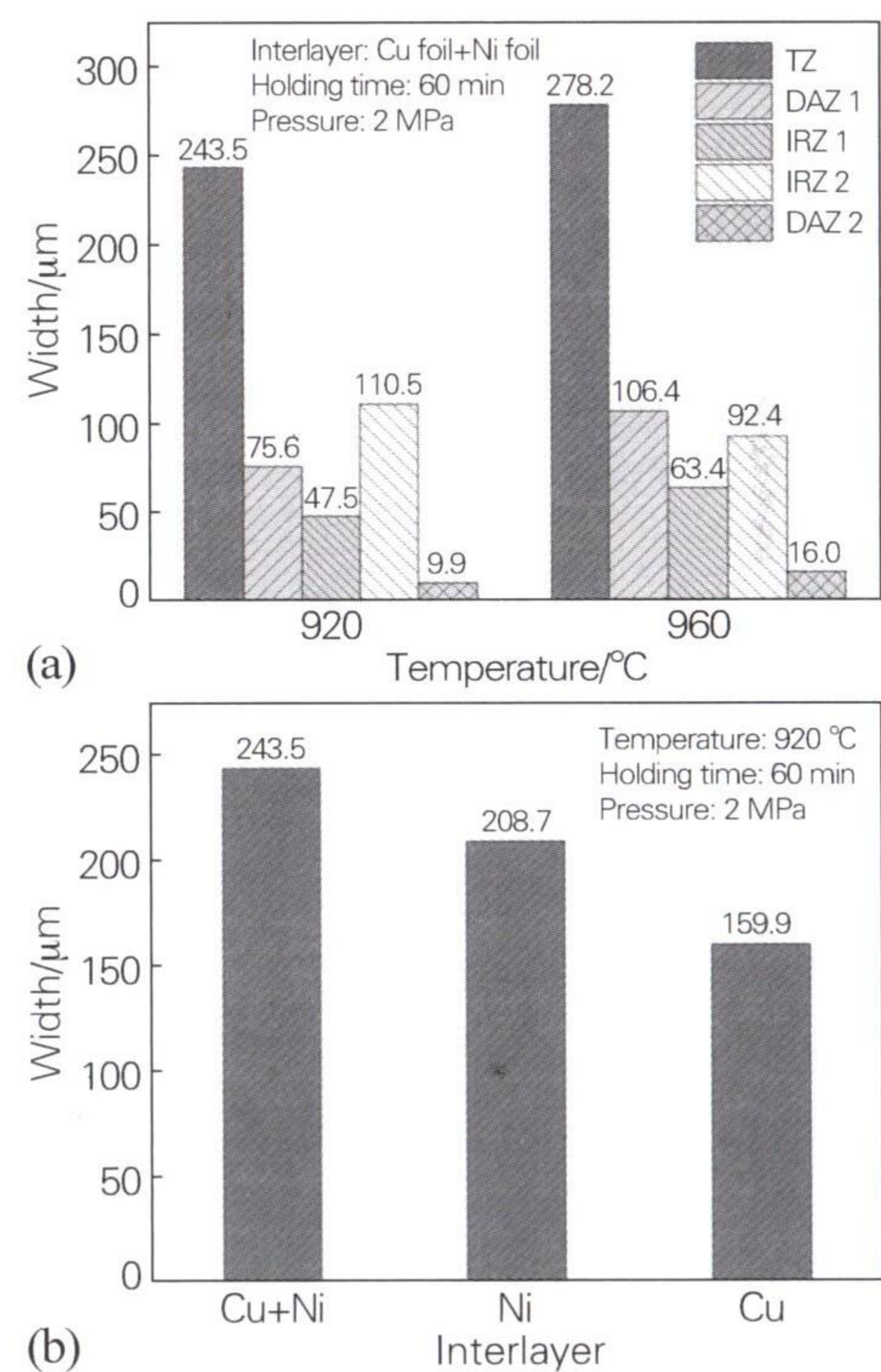


图 5 扩散焊温度(a)和中间层材料(b)对扩散焊接头界面区宽度的影响
Fig. 5 Influence of diffusion bonding temperature(a) and interlayer(b) on width of interface zone in the diffusion bonded joint

中间层材料对扩散焊接头界面区宽度的影响规律如图 5(b) 所示,在扩散焊温度 920 °C、保温时间 60 min 的条件下, Cu 箔 + Ni 箔作为中间层时界面区宽度最大,为 243.5 μm , Ni 箔作为中间层时宽度为 208.7 μm , 而 Cu 箔为中间层时的界面区宽度最小,为 159.9 μm 。主要是因为 Ni 与 Ti 在高温下具有良好的化学亲和性,易生成 Ni-Ti 金属间化合物。虽然 Cu、Ti 在高温下也可形成强烈的化学反应,但其强度远不如 Ni。此外,从热力学角度分析, Ni 与 Ti 的化学反应具有较低

的自由能变化,而 Cu 与 Ti 的反应热力学驱动力较小,因此反应不如 Ni 与 Ti 强烈,单一 Ni 中间层界面区宽度也大于 Cu 中间层。

2.4 工艺参数对接头显微硬度的影响

2.4.1 扩散焊温度对显微硬度分布的影响

中间层为 Cu 箔 + Ni 箔时,扩散焊温度(960、920 °C)对界面显微硬度分布的影响如图 6(a)所示,两侧的母材硬度并无较大区别,TC4 钛合金侧显微硬度平均值为 325 HV0.1,增材制造 17-4PH 不锈钢侧显微硬度平均值为 316 HV0.1,过渡区的显微硬度急剧升高,明显高于两侧母材且峰值出现在 IRZ 2,主要是因为 Cu、Ti 原子在浓度梯度驱动下不断扩散,伴随较多 Cu-Ti 脆性相析出,导致该区域内显微硬度升高,在靠近增材制造不锈钢一侧显微硬度急剧降低。在扩散焊温度为 960 °C 时,IRZ 2 宽度小于 920 °C 时的宽度,界面中形成的脆性相较少,因此显微硬度偏低。

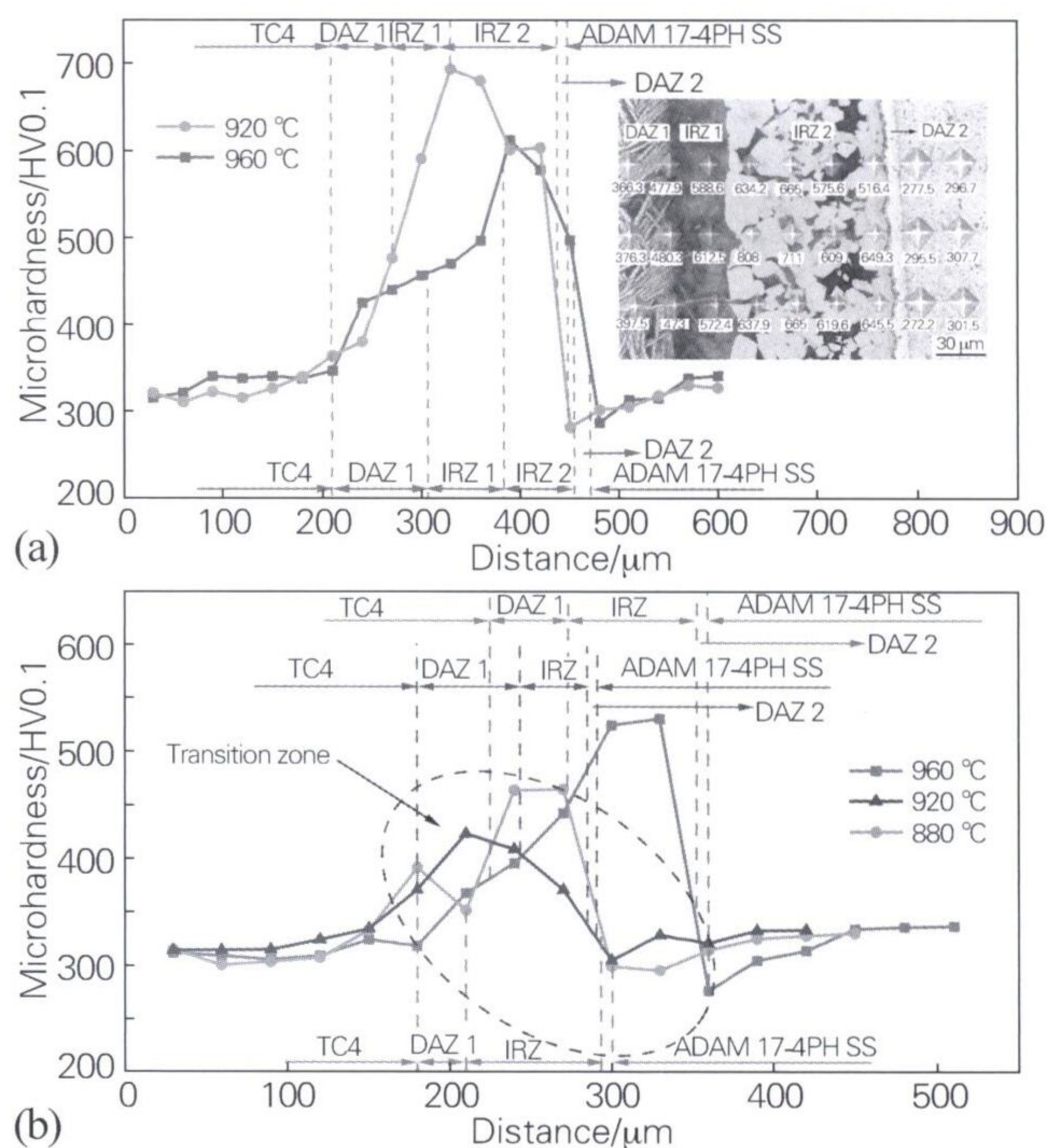


图 6 扩散焊温度对接头显微硬度的影响
(a) Cu + Ni 中间层; (b) Cu 中间层

Fig. 6 Influence of diffusion bonding temperature on microhardness of the joint
(a) Cu + Ni interlayers; (b) Cu interlayer

中间层为 Cu 箔时,扩散焊温度(960、920、880 °C)对界面显微硬度的影响如图 6(b)所示,在 960 °C 时过渡区显微硬度峰值约为 531 HV0.1,是因为 960 °C 时 IRZ 区域 Cu-Ti 脆性相析出的数量较多。在 880 °C 扩散焊时,过渡区显微硬度较低,峰值约 465 HV0.1,主要是因为扩散焊温度较低导致原子扩散不均匀,反应

不够充分。在 920 °C 扩散焊时,过渡区显微硬度峰值最低,约为 423 HV0.1。在 920 °C 扩散焊时,焊后成形较差,在 IRZ 与 DAZ 2 之间出现未焊合情况,原子扩散最差,显微硬度波动较大。

2.4.2 中间层材料对显微硬度分布的影响

在扩散焊温度 960 °C 时,中间层材料对界面显微硬度分布的影响如图 7 所示。采用复合中间层 Cu 箔 + Ni 箔时,显微硬度峰值位于 IRZ 2 区域,约为 612 HV0.1,主要为 Ti(Cu, Ni) 相导致显微硬度较高。Cu 箔为中间层时显微硬度峰值出现在 IRZ 区域,约为 531 HV0.1, IRZ 区域组织复杂,对显微硬度的分布产生影响。Ni 箔为中间层时,界面区域显微硬度峰值最低,位于 IRZ 区域,约为 495 HV0.1。采用单一中间层扩散焊后,过渡区中脆性相数量较 Cu + Ni 复合中间层时明显减少,因此显微硬度也有所降低。

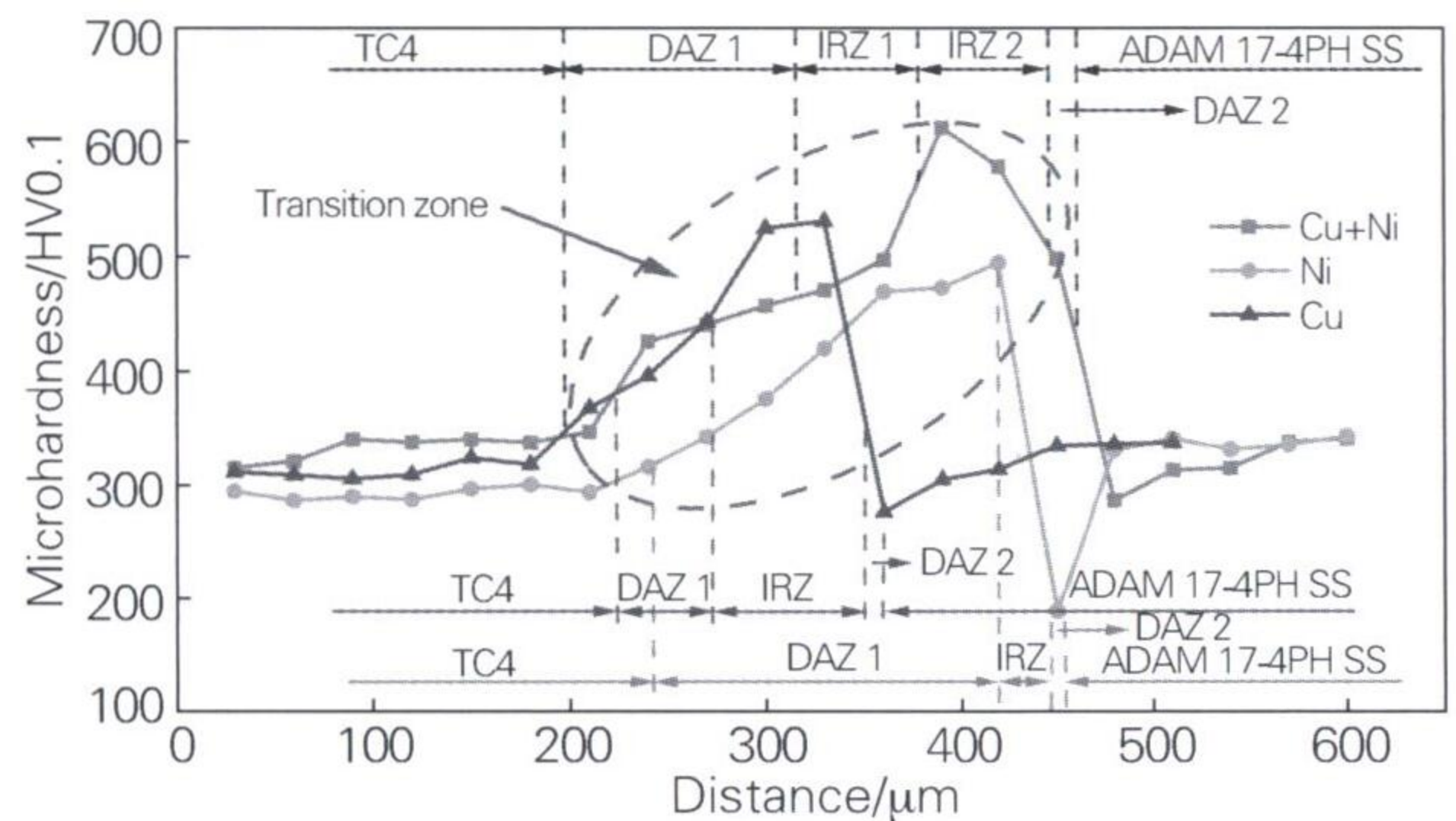


图 7 中间层材料对扩散焊接头显微硬度的影响(扩散焊温度 960 °C)

Fig. 7 Influence of interlayer on microhardness of the diffusion bonded joint (diffusion bonding temperature of 960 °C)

3 结论

1) 采用 Cu 箔 + Ni 箔复合中间层,扩散焊温度 960、920 °C,保温时间 60 min,焊接压力 2 MPa,均获得成形良好的 TC4 钛合金/增材制造 17-4PH 不锈钢扩散焊接头,界面区域主要包含 4 个不同的区域,依次为 TC4 钛合金侧的扩散影响区(DAZ 1)、中间层 Cu 箔 + Ni 箔发生扩散反应生成界面反应区(IRZ 1 与 IRZ 2)、增材制造 17-4PH 不锈钢侧的扩散影响区(DAZ 2)。扩散焊温度为 960 °C 时,界面 IRZ 2 中生成了 CuTi + CuTi₂ 共晶相及 CuTi₂、Ti(Cu, Ni)、α-Ti 相,剪接强度最大,为 163 MPa。

2) 采用 Cu 箔 + Ni 箔复合中间层,扩散焊温度升高,原子扩散的迁移量增加,总的界面过渡区、DAZ 1、DAZ 2、IRZ 1 的宽度变大。

3) 采用复合中间层 Cu 箔 + Ni 箔,扩散焊温度从 920 °C 上升至 960 °C 时,显微硬度峰值从 693 HV0.1 降至 612 HV0.1。当扩散焊温度(960 °C)不变,中间层为 Cu 箔 + Ni 箔的扩散焊接头显微硬度峰值最高,约为 612 HV0.1。中间层为 Ni 箔的显微硬度峰值最低,在 IRZ 区域,约为 495 HV0.1。

参考文献:

- [1] Yang M, Wu X, Gong X, et al. Interfacial microstructure and mechanical properties of TC4 titanium alloy/316L stainless steel joint brazed with Ag_{70.5}Cu_{27.5}Ti₂ filler metal[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2021, 74(8): 1907-1916.
- [2] Zhang H, Li J, Ma P, et al. Study on microstructure and impact toughness of TC4 titanium alloy diffusion bonding joint[J]. Vacuum, 2018, 152: 272-277.
- [3] 刘坤,李亚江,王娟. Super-Ni 叠层复合材料与钛合金过渡液相扩散焊界面组织特征[J]. 焊接学报, 2018, 39(6): 57-60.
Liu Kun, Li Yajiang, Wang Juan. Interfacial microstructure of transient liquid phase diffusion bonding joint of super-Ni laminated composites to titanium alloy [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2018, 39(6): 57-60.
- [4] Adomako N K, Noh S, Oh C S, et al. Laser deposition additive manufacturing of 17-4PH stainless steel on Ti-6Al-4V using V interlayer [J]. Materials Research Letters, 2019, 7(7): 259-266.
- [5] Claire G, Marae D J, Abdelhamid H, et al. 2D characterization at submicron scale of crack propagation of 17-4PH parts produced by atomic diffusion additive manufacturing (ADAM) process[J]. Procedia Structural Integrity, 2021, 34: 13-19.
- [6] Lawrence B D, Henry T C, Phillips F, et al. High-cycle tension-tension fatigue performance of additively manufactured 17-4 PH stainless steel [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2023, 126(1/2): 777-786.
- [7] Tillmann W, Henning T, Wojarski L. Vacuum brazing of 316L stainless steel based on additively manufactured and conventional material grades [J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2018, 373: 012023.
- [8] 刘世锋,魏钢,王岩,等. 增材制造 17-4PH 马氏体不锈钢研究进展[J]. 中国冶金, 2022, 32(6): 15-25.
Liu Shifeng, Wei Gang, Wang Yan, et al. Research progress on additive manufacturing of 17-4PH martensitic stainless steel[J]. China Metallurgy, 2022, 32(6): 15-25.
- [9] 李帅,夏月庆,王星星,等. 钛合金/钢异种材料熔化焊研究现状[J]. 材料导报, 2022, 36(14): 188-194.
Li Shuai, Xia Yueqing, Wang Xingxing, et al. Research status for the fusion welding between titanium alloy and steel[J]. Materials Reports, 2022, 36(14): 188-194.
- [10] Li J, Wang H, Liu K, et al. Effect of laser power on the microstructure and property of ZrB₂/ZrC in-situ reinforced coatings on zirconium alloy by laser cladding[J]. Vacuum, 2023, 213: 112104.
- [11] Li P, Li C, Dong H, et al. Vacuum diffusion bonding of TC4 titanium alloy to 316L stainless steel with AlCoCrCuNi₂ high-entropy alloy interlayer [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 909: 164698.
- [12] 刘坤,王俊迪,黄伟奔,等. 叠层材料与钛合金扩散焊界面裂纹形态及萌生扩展机理[J]. 江苏科技大学学报(自然科学版), 2022, 36(6): 39-44.
Liu Kun, Wang Jundi, Huang Weiben, et al. Interfacial crack morphology, initiation and propagation mechanism of diffusion bonding laminated composite to titanium alloy [J]. Journal of Jiangsu University of Science and Technology (Natural Science Edition), 2022, 36(6): 39-44.
- [13] Galati M, Minetola P. Analysis of density, roughness, and accuracy of the atomic diffusion additive manufacturing (ADAM) process for metal parts[J]. Materials, 2019, 12(24): 4122.
- [14] Pablo B, Rubén P, Mario D M. Evaluation of the performance of atomic diffusion additive manufacturing electrodes in electrical discharge machining[J]. Materials, 2022, 15(17): 5953.
- [15] Tahsin T O, Andrew B, Juan I A, et al. The effect of surface and post-processing on mechanical properties of 17-4PH stainless steel produced by the atomic diffusion additive manufacturing process (ADAM)[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2024, 130: 4053-4066.
- [16] Xu Ruiwen, Dong Pengpeng, Tang Liang, et al. Interface evolution behaviors and shear strength of vacuum diffusion bonded 45 steel/additive manufactured 316L stainless steel joints [J]. Journal of Materials and Research and Technology, 2024, 30: 8553-8562.
- [17] Xu Ruiwen, Zhu Yi, Li Bingnan, et al. Interface behaviors and mechanical properties of diffusion bonded 45 steel/additive manufactured 316L steel joints[J]. Journal of Materials and Research and Technology, 2024, 30: 1279-1287.
- [18] 李佳,盛光敏,黄利. Ti/Nb 作中间层脉冲加压扩散连接 TiC 金属陶瓷与不锈钢[J]. 材料工程, 2017, 45(3): 54-59.
Li Jia, Sheng Guangmin, Huang Li. Impulse pressuring diffusion bonding of TiC cermet to stainless steel using Ti/Nb interlayer [J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(3): 54-59.
- [19] Jian S, Liu K, Li J, et al. Effect of interlayer on interfacial microstructure and properties of Ni80Cr20/TC4 vacuum diffusion bonded joint[J]. Vacuum, 2023, 208: 111738.
- [20] Negemiya A, Selvarajan R, Sonar T. Effect of diffusion bonding time on microstructure and mechanical properties of dissimilar Ti6Al4V titanium alloy and AISI 304 austenitic stainless steel joints [J]. Materials Testing, 2023, 65(1): 77-86.
- [21] Thirunavukatasu G, Kundu S. High-strength diffusion-bonded joints of 17-4 stainless steel and T64 alloy using nickel and copper bilayer[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 29(1): 515-528.
- [22] Johnson B C, Bauer C L, Jordan A G. Mechanisms of interdiffusion in copper/nickel thin-film couples [J]. Journal of Applied Physics, 1986, 59(4): 1147-1155.
- [23] Wierzba B, Skibinski W. The interdiffusion in copper-nickel alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 687: 104-108.