

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.10.17

强流脉冲电子束改性对 Ti6Al4V/AISI 316L 不锈钢扩散焊接头元素扩散与性能的影响

高 奇¹, 俞 杰¹, 杨勃行¹, 郝胜智^{1*}, 田娜娜^{2*}

1. 大连理工大学 材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024
2. 江苏信息职业技术学院 智能工程学院, 江苏 无锡 214000

摘 要: 为解决 Ti6Al4V 合金和 022Cr17NiMo2 不锈钢 (AISI 316L SS) 在扩散焊接过程中因元素扩散不足及脆性金属间化合物生成而导致接头强度偏低的问题。在真空条件下, 采用 Gleeble-3500 热力模拟试验机对 HCPEB 处理前后的 Ti6Al4V 合金和 316L SS 之间进行扩散焊接。焊接温度范围为 800~900 °C, 载荷为 10 MPa, 保温时间为 40 min。采用 SEM、EPMA、XRD 及 TEM 等分析手段对接头界面元素分布和微观组织进行系统表征, 并通过剪切强度测试和扩散动力学评估焊接性能。结果表明, HCPEB 预处理后, Ti6Al4V 合金和 316L SS 之间在 900 °C 时实现了良好的扩散结合。借助计算确定了 Fe 在 Ti6Al4V 合金截面中的扩散系数和扩散活化能, 证明了 Fe 在 HCPEB 改性接头中表现出更高的扩散速率。在弥散强化和固溶体强化的作用下, 改性接头在 900 °C 下的最大剪切强度为 208 MPa。同时, 微观结构分析表明 HCPEB 产生的大量晶体缺陷, 包括空位、位错和晶界是焊头元素扩散改善的重要原因。该方法具有促进异种金属快速、高效扩散连接的潜力, 可为钛合金与不锈钢复合结构在航空航天及核能领域的工程应用提供新思路和技术支撑。

关键词: 强流脉冲电子束 (HCPEB); 表面改性; 晶体缺陷; 扩散激活能; 焊接界面; 剪切强度

中图分类号: TG457.19 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2025)10-0159-11

Effect of High Current Pulsed Electron Beam Modification on Element Diffusion and Properties of Ti6Al4V/AISI 316L Stainless Steel Diffusion Welded Joints

GAO Qi¹, YU Jie¹, YANG BoHang¹, HAO Shengzhi^{1*}, TIAN Nana^{2*}

1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China
2. School of Intelligent Engineering, Jiangsu Vocational College Of Information Technology, Wuxi 214000, China

Abstract: To address the issue of low joint strength caused by insufficient elemental diffusion and the formation of brittle intermetallic compounds during diffusion bonding between Ti6Al4V alloy and 022Cr17NiMo2 stainless steel (AISI 316L SS), this study conducted diffusion bonding between Ti6Al4V alloy and 316L SS, both before and after HCPEB treatment, using a Gleeble-3500 thermal-mechanical simulator under vacuum conditions. The bonding temperature ranged from 800 to 900 °C, with a load of 10 MPa and a holding time of 40 minutes. The interface element distribution and microstructure of the joint were systematically characterized using analytical techniques such as SEM, EPMA, XRD, and TEM. The welding performance was evaluated through shear strength testing and diffusion kinetics assessment. The results indicate that effective diffusion bonding between Ti6Al4V alloy and 316L SS was achieved at 900 °C after HCPEB pretreatment. Computational analysis determined the diffusion coefficient and activation energy of Fe in the Ti6Al4V alloy section, demonstrating that Fe exhibits a higher diffusion rate in the HCPEB-modified joint. Under the effects of dispersion strengthening and solid solution strengthening, the maximum shear strength of the modified joint at 900 °C reached 208 MPa. Meanwhile, microstructural

收稿日期: 2025-08-28

作者简介: 高 奇 (1996—), 男, 博士研究生, 主要从事电子束表面改性技术研究。E-mail: gq3377@mail.dlut.edu.cn。

通讯作者: 郝胜智, E-mail: ebeam@dlut.edu.cn; 田娜娜, E-mail: tianna118@163.com。

analysis reveals that a significant number of crystal defects induced by HCPEB, including vacancies, dislocations, and grain boundaries, are crucial factors in enhancing the diffusion of welding elements. Consequently, this method holds the potential to facilitate rapid and efficient diffusion bonding of dissimilar metals, offering new insights and technical support for the engineering applications of titanium alloy and stainless-steel composite structures in the aerospace and nuclear energy sectors.

Keywords: high current pulsed electron beam (HCPEB); surface modification; crystal defects; diffusion activation energy; welding interface; shear strength

引用格式:高奇,俞杰,杨勃行,等. 强流脉冲电子束改性对 Ti6Al4V/AISI 316L 不锈钢扩散焊接头元素扩散与性能的影响[J]. 电焊机, 2025, 55(10): 159–169.

Citation:GAO Qi, YU Jie, YANG BoHang, et al. Effect of High Current Pulsed Electron Beam Modification on Element Diffusion and Properties of Ti6Al4V/AISI 316L Stainless Steel Diffusion Welded Joints[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(10): 159–169.

0 引言

钛合金/不锈钢复合材料在航空航天和核能等领域具有广泛的应用需求^[1]。因此,探索包括真空钎焊、激光焊接、钨极惰性气体保护焊和扩散焊接等多种焊接工艺以制备能够承受极端循环服役条件的钛合金/不锈钢构件尤为迫切^[2]。扩散焊因其较高的精度、可靠性及环境友好性而受到广泛关注^[3]。然而,钛合金与不锈钢的直接扩散焊接面临两大主要挑战:(1)因二者在冶金上的相容性,高温下的直接扩散焊过程中易形成弱化接头强度的大量粗化金属间化合物(如 FeTi 和 Fe₂Ti);(2)Ti 与 Fe 在导热系数和热膨胀系数方面存在显著差异,会导致焊后产生较大的残余应力和变形^[5]。

目前,解决该问题的常见方法是降低扩散焊温度以减少接头中脆性金属间化合物的生成^[6]。因此,研究人员在进行扩散焊接前通常采用多种表面改性技术(如激光表面处理,喷丸以及超声处理等)对焊件进行预处理^[7]。其通过在材料表面引入大量晶体缺陷,降低元素扩散的活化能,从而降低实际扩散焊接温度。此外,理论计算模型表明,金属中的原子扩散可通过沿晶体缺陷(如位错、空位及晶界)发生的短程扩散途径得到加速^[8]。因此,在焊接前进行表面改性处理为实现低温、高效的金属扩散连接提供了一种新的思路。

作为一种高效的表面改性技术,强流脉冲电子束(HCPEB)常被用于材料表面的抛光或纳米改性处理^[9-10]。在 HCPEB 的瞬态轰击过程中,由于快速的热-力耦合效应,促使材料表面生成晶体缺陷、产生晶粒细化和组织变化,从而可提供更多的扩散路

径^[11-12]。Ye 等人^[13]探究了 HCPEB 辐照对 Cu 与 Mo 的表面合金化的作用,发现经改性后的表面具有较高的储能和大量非平衡缺陷,这些缺陷能够促进元素间的相互扩散和化学反应。综上可知,HCPEB 改性对于不锈钢/钛合金的扩散焊接具有潜在的促进作用。

在本研究中,采用 HCPEB 对 Ti6Al4V 合金和 022Cr17NiMo2 不锈钢(AISI 316L SS)进行表面改性,通过对辐照前后 Ti6Al4V 合金和 316L SS 及焊接后二者界面和断口的微观组织进行表征,探索 HCPEB 对焊接界面微观结构演变和元素扩散的影响规律,并深入分析接头强度和断裂微观机制的变化规律,以期为促进扩散连接的元素短时、高效扩散方面的研究提供一定的理论基础和技术支撑。

1 试验方法

将 Ti6Al4V 和 316L SS 试样切割成 $\varnothing 15\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 的圆柱。使用 HOPE-I 型 HCPEB 设备对样品圆形一侧表面进行改性处理,改性试验条件为:能量 27 keV,脉冲时间 1.5 μs ,能量密度 4 J/cm²,真空度 5×10^{-5} torr,轰击次数为 15 次。

改性前后的样品在 Gleeble-3500 热力模拟试验机中进行扩散焊接,扩散焊工艺参数为:焊接温度分别为 800 °C、850 °C 和 900 °C,保温时间 40 min,施加载荷 10 MPa,工作舱室的真空度为 4.5×10^{-3} Pa。

将 Ti6Al4V/316L SS 接头沿界面垂直方向切割并机械磨抛。采用配有 Inca Energy 350 型能谱仪(EDS)的 JEOL JSM-7100F 扫描电子显微镜(SEM)对样品的显微组织进行分析。通过配备电子探针

显微分析仪(EPMA)的JXA-8230扫描电子显微镜(SEM)进行接头界面元素分布分析。采用Rigaku D/max-2500/pc X射线衍射(XRD)仪分析断口的物相组成。利用JEM-2100 PLUS透射电子显微镜(TEM)观察样品表面及断口的物相结构。

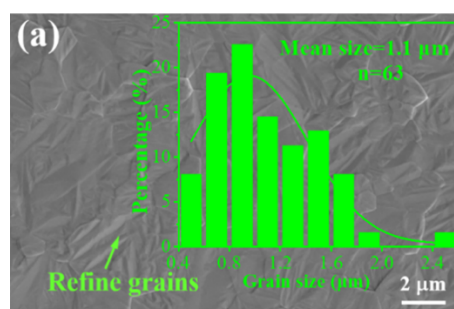
在室温下使用电子万能试验机(DDL 100)对Ti6Al4V/316L SS接头的剪切强度进行评估,加载速度0.5 mm/min。剪切强度 $\tau_b=P/A$ (P 为测试的最大载荷, A 为焊接样的有效连接面积)。最终的剪切强度通过三块接头的剪切强度值的平均值来确定。

2 结果与讨论

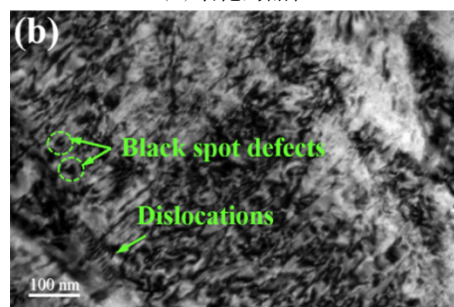
2.1 HCPEB改性后Ti6Al4V合金与AISI 316L SS的表面微观组织

图1为Ti6Al4V合金经HCPEB改性后的表面微观结构。如图1a所示,经HCPEB改性后,Ti6Al4V合金表面形成了平均尺寸约1.1 μm 的等轴晶,其形成与热应力诱发的各向异性变形有关^[14]。同时,另有一些晶粒呈现板条状结构。这是由于在HCPEB辐照下, β -Ti相转变为了六方 α' 马氏体^[15]。另外,图1b中呈现了大量黑色点状缺陷。该类缺陷在HCPEB改性的多种金属中均有出现^[16]。这些“黑点”实则是由空位聚集塌陷形成的空位团簇^[17]。空位团簇周围的原子迁移率比晶格更高,有利于较低温度下的原子扩散和提高扩散速率。改性后的Ti6Al4V合金表层的位错墙结构见图1c。Zhang等人^[18]认为,在HCPEB应力诱导下,材料表层的位错密度会显著增加,这些位错会通过重排以降低体系总能量,进而形成位错墙。此外,由于Ti6Al4V合金具有较为简单的滑移系,在塑性变形过程中易生成孪晶(见图1d)。孪晶界作为表面缺陷,可充当短程扩散通道,呈现较低的扩散活化能。因此,孪晶的存在也能够促进元素的扩散。

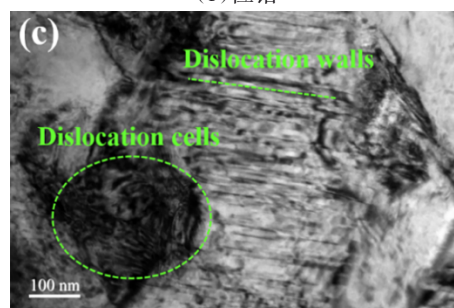
HCPEB改性后的316L SS表面结构如图2所示。HCPEB改性促使316L SS表面形成了平均尺寸约108 nm的超细晶(图2a),其是辐照后熔化的表面在超快凝固速度下($10^7\sim 10^9$ K/s)晶粒来不及长大所导致的^[19]。而图2b中沿晶界(绿色虚线圈)位置存在一些堆垛层错四面体(SFTs)结构,这些SFTs是



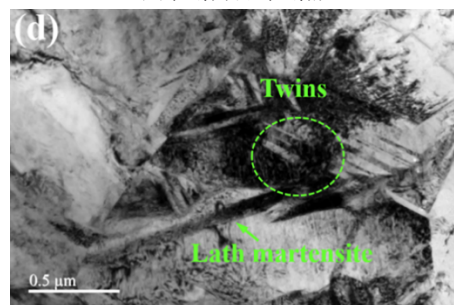
(a)细化的晶粒



(b)位错



(c)位错墙和位错胞

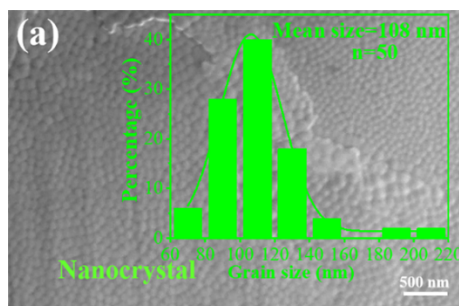


(d)孪晶和板条马氏体

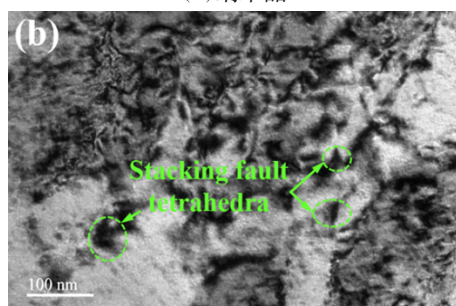
图1 HCPEB改性后的Ti6Al4V合金表面结构

Fig. 1 Structures of Ti6Al4V alloy surface after HCPEB modification

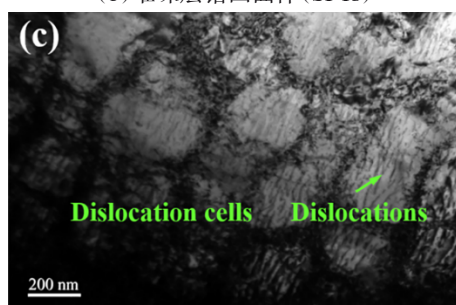
通过过饱和空位的凝聚而形成的^[20],这表明HCPEB辐照诱发了高密度的空位缺陷。此外,由于316L SS具有较低的堆垛层错能,HCPEB辐照还诱发了如位错胞和层错等多种变形结构(见图2c、2d)。这些表面缺陷在高温下不易泯灭,故其在促进元素扩散方面具有重要作用。



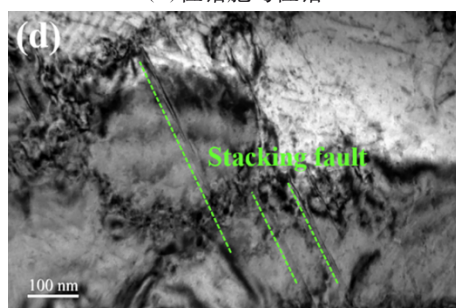
(a) 纳米晶



(b) 堆垛层错四面体(SFTs)



(c) 位错胞与位错

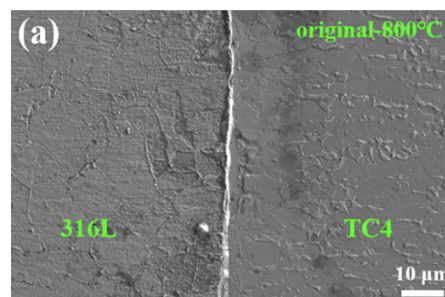


(d) 层错

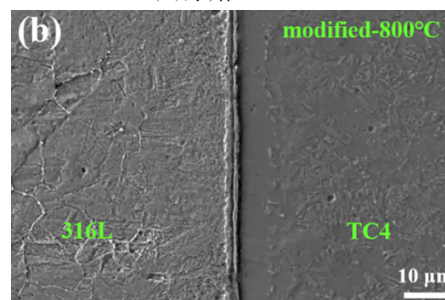
图2 HCPEB改性后的316L SS表面结构

Fig. 2 Surface structure of 316L SS after HCPEB modification

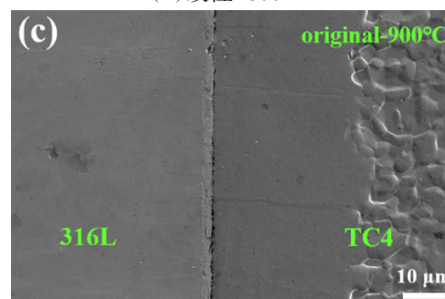
图3为Ti6Al4V-316L SS扩散焊接头的SEM形貌。可以看出,原始接头(见图3a)和改性接头(见图3b)在800 °C均显示出良好的界面结合,说明该温度下二者已完全冶金结合。当焊接温度为900 °C时,原始接头(见图3c)和改性接头(见图3d)的界面仍无缺陷。此外,无论是原始900 °C接头还是改性



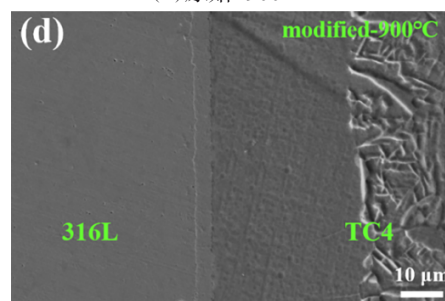
(a) 原始-800 °C



(b) 改性-800 °C



(c) 原始-900 °C



(d) 改性-900 °C

图3 不同温度下原始和改性Ti6Al4V-316L SS扩散接头的截面SEM图像

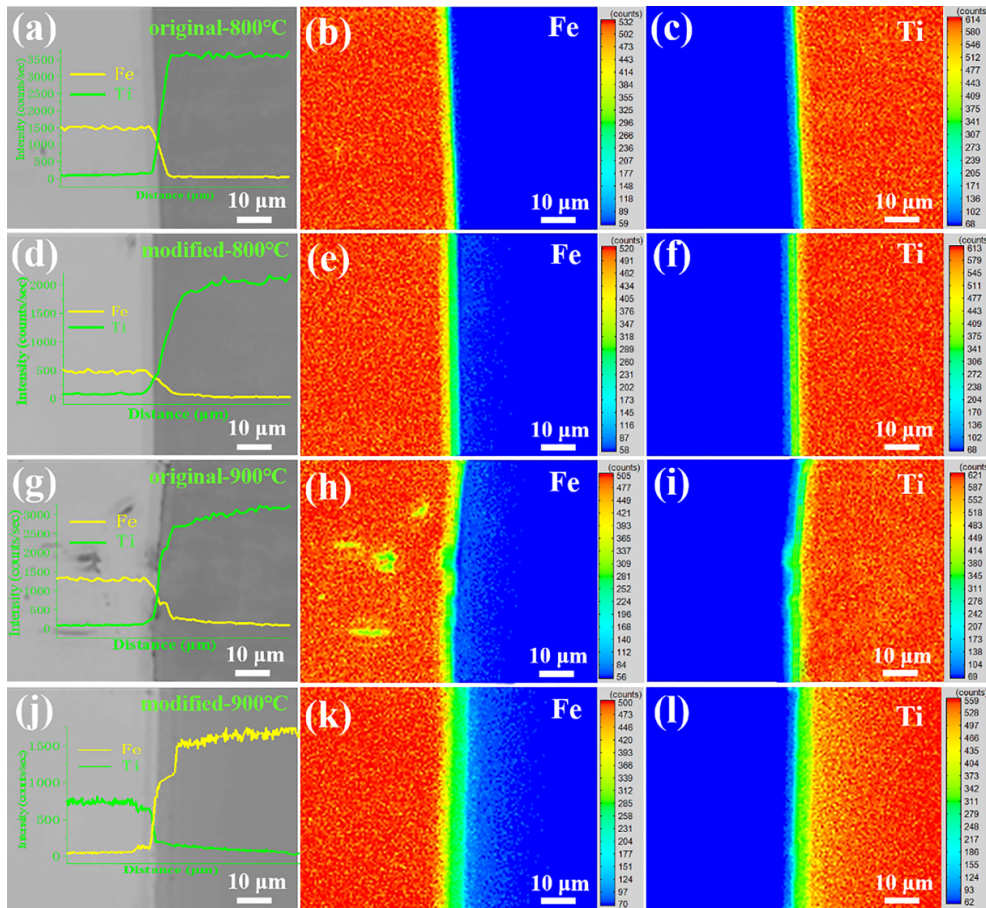
Fig. 3 Cross-section SEM images of the original and modified Ti6Al4V-316L SS diffusion joint at different temperatures

900 °C接头,Ti6Al4V合金一侧都形成了明显的扩散区。根据文献[21-22],焊接后的扩散区仍由 β 相组成,这与Fe和Cr元素(β 相的稳定元素)的溶解有关,并且其形貌特征与基体($\alpha+\beta$)完全不同。

Ti6Al4V-316L SS接头界面的EPMA线/面扫描

分析如图 4 所示。图 4a 为原始 800 °C 接头的线扫描分析结果。在焊缝位置, Ti6Al4V 合金中的 Ti 元素与 316L SS 中的 Fe 元素均出现了骤降, 且扩散距离较短, 表明 Ti6Al4V 合金与 316L SS 之间未能实现有效的冶金结合。此外, Ti 几乎未向 316L SS 中扩散, 而 Fe 向 Ti6Al4V 合金的扩散距离约为 3 μm 。图 4b、4c 中的 EPMA 元素分布进一步验证了 Ti 和 Fe 元素扩散区较窄的特征。图 4d~4f 为改性 800 °C 接头的 EPMA 分析结果。在焊缝处, Ti 与 Fe 的扩散曲线呈平滑过渡。同时, 在 Ti6Al4V 合金一侧形成了明显的扩散区, 其中, Fe 向 Ti6Al4V 合金的扩散距

离达到 11 μm 。结合其元素分布特征可知, HCPEB 诱导的晶体缺陷促进了元素扩散。由图 4g~4i 中原始 900 °C 接头的 EPMA 结果可知, Fe 向 Ti6Al4V 合金的扩散距离约为 25 μm 。与 800 °C 时相比, 900 °C 下元素的扩散距离明显增加, 说明升高温度能够增强元素的扩散能力。这是由于高温下原子动能的增加, 提高了原子扩散的概率^[23]。由图 4j~4l 可知, 改性 900 °C 接头中的扩散距离明显提升。其中, Fe 向 Ti6Al4V 合金的扩散距离达到 30 μm , Ti 向 316L SS 的扩散距离达到约 9 μm 。这进一步印证了 HCPEB 改性对元素扩散促进效应。



(a-c) 原始 800 °C; (d-f) 改性 800 °C; (g-i) 原始 900 °C; (j-l) 改性 900 °C

图 4 接头界面 Fe 和 Ti 元素的线扫描分析及元素分布

Fig. 4 Line scan analysis and element area distribution maps of Fe and Ti at joint interface

2.2 Ti6Al4V 合金侧 Fe 元素的扩散动力学

为了分析焊接过程中 Fe 元素在 Ti6Al4V 侧的扩散动力学, 假设 316L SS 中 Fe 的初始浓度为 C_0 , Ti6Al4V 合金中 Fe 的初始浓度为 0, 根据费克定律, 可由式(1)表示:

$$C(x, t) = \frac{C_0}{2} \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right] \quad (1)$$

式中 D 为 Fe 元素的扩散系数, C 为 x 点处 Fe 的浓度, t 为扩散时间。在此, t 取为 300 s。初始 800 °C、改性 800 °C、初始 850 °C、改性 850 °C、初始 900 °C

和改性 900 °C 的 C_0 分别约为 24%、26%、26%、27%、28% 和 30%。不同位置的 Fe 浓度来自于 EDS 测量结果。在不同温度条件下, 扩散系数 D 由公式 $D = x^2/4Z^2t$ 得到。因此, 计算得到的扩散系数见表 1。可以看出, HCPEB 处理显著提高了扩散系数。

表 1 测得 Fe 浓度及计算得到的扩散系数

Table 1 The measured Fe concentration and the calculated diffusion coefficients

样品	原始 -800 °C	改性 -800 °C	原始 -850 °C	改性 -850 °C	原始 -900 °C	改性 -900 °C
$x/\mu\text{m}$	2	1	2	3	1	3
	5	5	8	8	4	5
	6	7	10	9	8	10
	8.30	11.57	10.10	9.77	12.74	11.66
C/at. %	3.62	5.56	3.28	4.63	9.11	9.48
	2.92	4.56	2.04	3.90	5.01	5.10
	0.308	0.100	0.223	0.276	0.090	0.223
Erf/Z	0.698	0.572	0.748	0.657	0.349	0.368
	0.765	0.649	0.843	0.711	0.642	0.660
$D/(\text{m}^2/\text{s} \times 10^{-12})$	0.041	0.069	0.083	0.122	0.134	0.183
	0.039	0.067	0.081	0.119	0.130	0.181
	0.043	0.070	0.083	0.121	0.128	0.184

采用 Arrhenius 公式建立扩散系数 (D) 与扩散激活能 (Q) 之间的联系

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2)$$

式中 D_0 为扩散常数; R 为气体常数; T 为绝对温度。在某一特定温度下, D_0 和 Q 由材料的结构和成分决定。

对式 (2) 两边取对数并对 $1/T$ 进行微分, 可得到式 (3):

$$\frac{d \ln D}{d\left(\frac{1}{T}\right)} = -\frac{Q}{R} \quad (3)$$

将表 1 中的平均扩散系数值代入上述方程后, 得到了原始接头和改性接头的 $\ln(D)$ 与 $1/T$ 的关系曲线, 如图 5 所示。对图 5 中原始接头的数据进行拟合得: $\ln(D_{\text{原始}}) = 14.75 \times 10^3/T - 17.06$ 。因此, $D_0 = 3.90 \times 10^{-8}$, $Q_{\text{原始}} = 1.23 \times 10^5 \text{ J/mol}$ 。故原始接头的扩散系数可以表示为:

$$D_{\text{原始}} = 3.90 \times 10^{-8} \exp\left(-\frac{123\,000}{RT}\right) \quad (4)$$

对于改性接头而言, $\ln(D_{\text{改性}}) = -12.43 \times 10^3/T -$

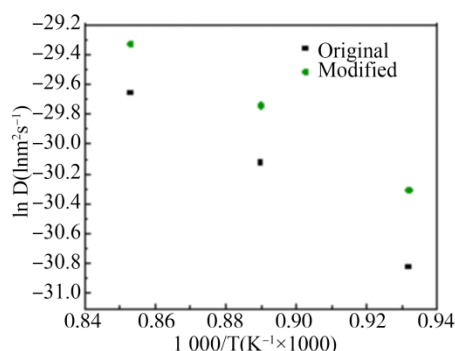


图 5 扩散系数与温度的关系

Fig. 5 Relationship between the diffusion coefficient and temperature

18.72。因此, D_0 为 7.41×10^{-9} , $Q_{\text{改性}}$ 为 $1.00 \times 10^5 \text{ J/mol}$, 低于原始接头的 Q 。改性接头的扩散系数可以通过式 (4) 得到:

$$D_{\text{改性}} = 7.41 \times 10^{-9} \exp\left(-\frac{100\,343}{RT}\right) \quad (5)$$

因此, 经 HCPEB 改性后, Fe 在 Ti6Al4V 合金中的扩散系数更大, 表明辐照对界面元素的扩散具有积极影响。这一现象与 HCPEB 预处理过程中, 在改性表面形成了大量的晶体缺陷有关^[24], 这些缺陷为扩散提供了“捷径”。同时, 由于晶体缺陷处能量势垒的降低, 元素也更容易通过这些通道扩散。

2.3 剪切强度

Ti6Al4V/316L SS 接头在不同焊接条件下的剪切强度值如表 2 所示, 其中, $\xi = (L_0 - L)/L_0$, L_0 为焊接前试样的长度, L 为焊接后试样的长度。由表可知, 800 °C 时, 无论是原始接头还是改性接头, 其剪切强度及变形率均相对较低, 故该温度下焊头表现出弱的结合能力。这可能与低温连接过程中有限的变形导致扩散不足有关。当温度升高至 850 °C, 原始接头和改性接头的剪切强度分别增加至 84.1 MPa 和 142 MPa。而焊接温度为 900 °C 时, 原始接头和改性接头均表现出最高的剪切强度和变形率。

改性 900 °C 的接头最佳性能表明了 HCPEB 改性对获得优质扩散焊接头是有效的。这是因为在高温环境下材料的低屈服强度促进了塑性变形, 从而增大了接头接触面积, 加速了扩散过程。同时, HCPEB 处理在材料表面形成了 10~15 μm 厚的改性层, 其内部的晶体缺陷和纳米结构在焊接后仍然存在, 这增强了接头的强度。此外, HCPEB 诱导的晶体缺陷也可以显著促进原子的扩散^[25]。值得注意

表 2 原始接头与改性接头的焊接工艺参数及剪切强度值

样品	焊接温度 /°C	焊接压力 /MPa	保温时间 /min	变形量 ξ/%	剪切强度 /MPa
原始态	800	10	40	1.01	24.08
	850	10	40	2.02	84.1
	900	10	40	7.58	91.4
改性态	800	10	40	0.51	33.6
	850	10	40	1.51	142
	900	10	40	12.32	208

的是,改性 900 °C 接头的剪切强度高达 208 MPa,超过该类接头采用非晶夹层在 960 °C 时扩散焊接的强度^[26],这证明了 HCPEB 改性在降低焊接温度的同时还能够提升接头的剪切强度。

2.4 断口分析

图 6 为剪切断口的 XRD 图谱。由图可知,在不同温度下焊接的原始接头和改性接头中,Ti6Al4V 合金和 316L SS 一侧的断口相构成均未发生改变。然而,改性接头的衍射峰强度与原始焊头有所不同,说明焊头中金属间化合物相的浓度可能存在变化。此外,随着温度的升高,Ti6Al4V 合金一侧的 Fe₂Ti 和 β-Ti 的相对强度增加(见图 6a、6b),表明金属间化合物的数量增多。相比之下,316L SS 一侧改性接头的断口表现出相对较低的 Fe₂Ti 衍射峰强度(见图 6c、6d),这表明 HCPEB 预处理减少了金属间化合物的形成数量。

900 °C 下接头的断口形貌如图 7 所示。图 7a 为 316L SS 侧原始 900 °C 接头的断口形貌,其主要表现为沿晶断裂,呈现脆性断裂特征;表 3 中点 A 和 B 的 EDS 结果表明,该断口表面存在高浓度的富 Fe 金属间化合物。而 Ti6Al4V 合金侧原始 900 °C 接头的断口表面则存在颗粒状析出物(见图 7b);点 C 和 D 的 EDS 分析表明,这些大尺寸颗粒为脆性金属间化合物(如 FeTi、Fe₂Ti),这些金属间化合物的存在是造成原始 900 °C 接头的剪切强度较低的主要原因。316L SS 侧改性 900 °C 接头的断口形貌呈现河流花样(见图 7c),为典型的韧性断裂特征;点 E 和 F 的 EDS 分析表明,316L SS 侧断口处 Ti 元素浓度较高,表明 Ti 元素向该侧发生了显著扩散,其表面的金属间化合物数量相对减少。此外,结合点 G 和 H

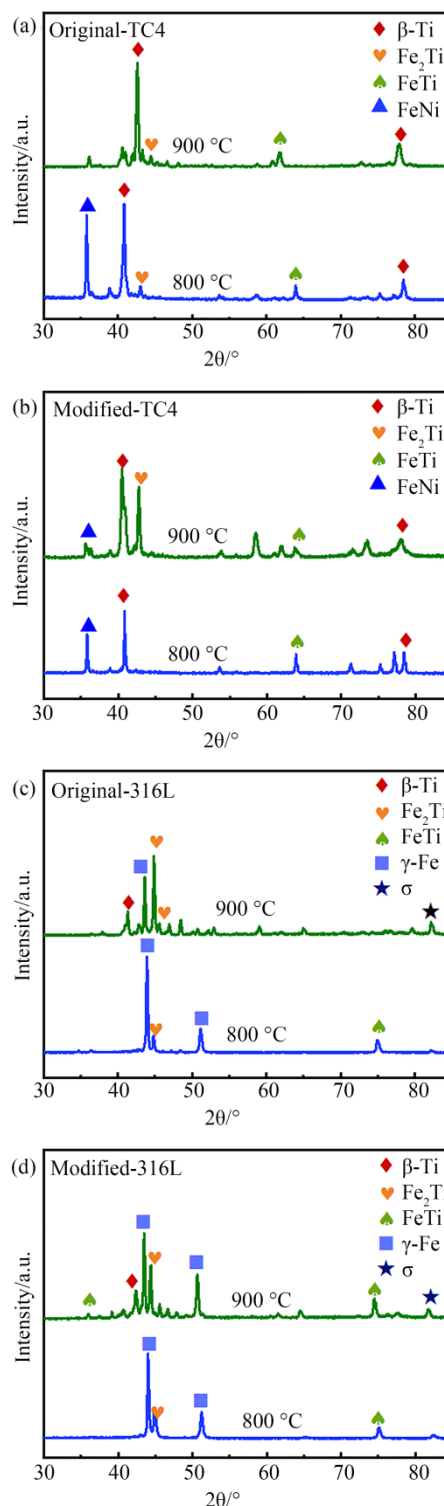
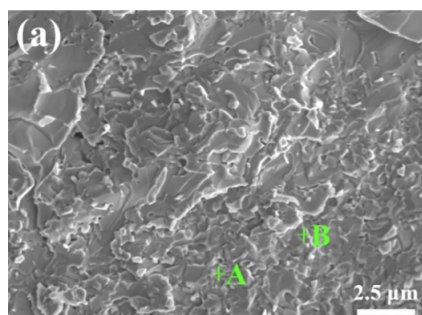


图 6 断口表面的 XRD 分析

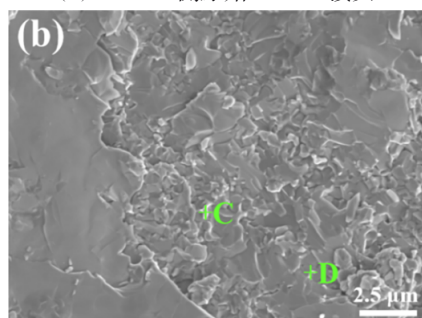
Fig. 6 XRD diffraction patterns of fracture surfaces

的 EDS 结果可知,Ti6Al4V 合金侧的断口表面呈现的细小金属间化合物为 FeTi(见图 7d)。

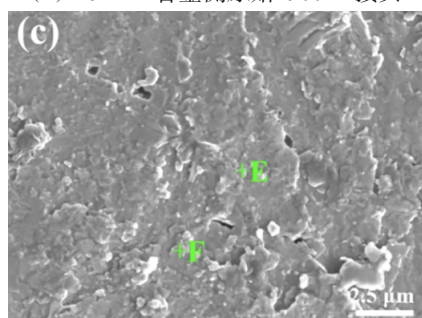
图 8 为改性 900 °C 接头的断口微观结构。在



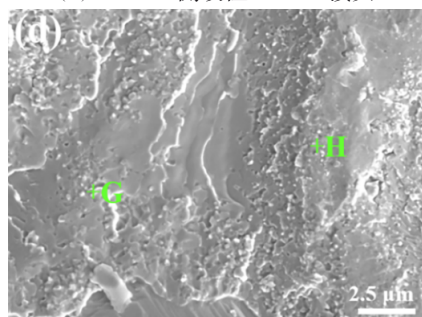
(a) 316L SS 侧原始-900 °C 接头



(b) Ti6Al4V 合金侧原始-900 °C 接头



(c) 316L SS 侧改性-900 °C 接头



(d) Ti6Al4V 合金侧改性-900 °C 接头

图7 焊接接头的剪切断裂形貌

Fig. 7 Typical shear fracture morphology of joints

316L SS 侧(见图 8a),其晶界附近存在 HCPEB 诱发的高密度的位错网(见图 8c)。位错结构的分布表明位错的迁移率与界面区域的微观变形机制之间存在联系。具体而言,在焊接过程中,位错的运动与在晶界处的交滑移和位错堆积有关。而 Ti6Al4V

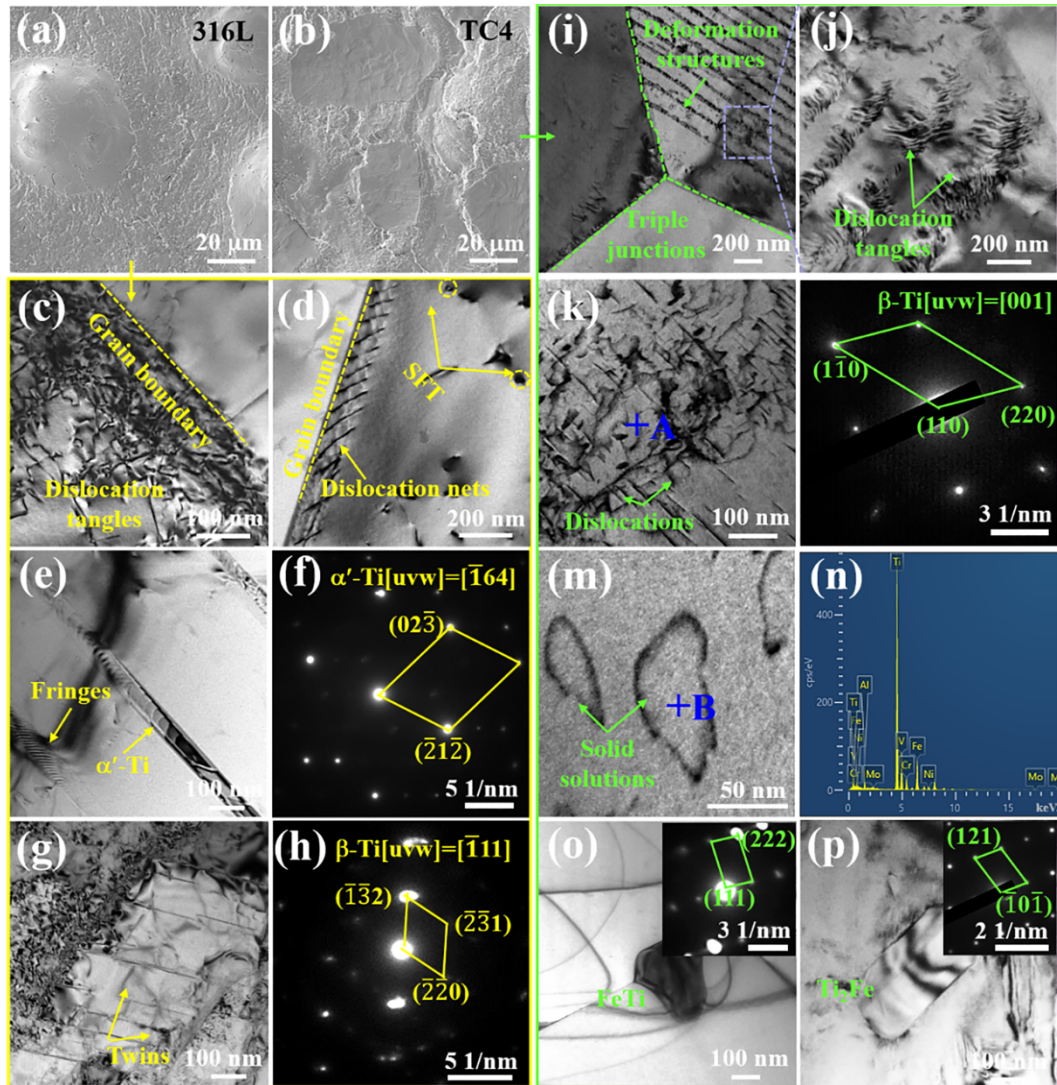
表3 图7中各相应点处的EDS分析结果(at. %)

Tab. 3 EDS analysis results corresponding to the locations in Fig. 7 (at. %)

对应点	Ti	Al	V	Fe	Cr	Ni	Mo	可能存在的物相
A	10.33	1.28	0.73	51.69	27.3	1.90	2.73	β -Ti+Fe ₂ Ti (high Cr)
B	37.87	0.39	-	40.28	10.50	1.89	1.44	β -Ti+FeTi
C	47.54	0.95	0.23	30.34	3.35	4.27	0.18	β -Ti+Fe ₂ Ti
D	39.66	1.62	-	40.83	12.21	3.73	1.02	β -Ti+FeTi
E	45.26	1.14	-	28.31	14.34	2.73	0.71	γ -Fe+FeTi
F	35.74	0.22	-	31.57	10.98	0.47	1.09	γ -Fe+ β -Ti
G	42.97	-	-	41.81	13.65	0.79	4.33	β -Ti+FeTi
H	58.13	1.63	-	22.13	2.19	3.73	-	γ -Fe+ β -Ti

合金侧(见图 8b)的平行位错线(见图 8d)说明该处发生多次滑移使得位错不断增殖。这样的位错运动会大量空位,从而促进元素扩散。此外,HCPEB 还诱发了 SFTs 的形成(图 8d 中黄色圆圈),这说明晶界和面缺陷等在焊接过程中不断发展并产生大量空位,这些空位不断凝聚坍塌最终形成 SFTs^[27]。此外,316L SS 还存在 α' -Ti 马氏体(见图 8e)及宽度约为 5~10 nm 条纹(见图 8f)。已有研究表明,这些具有整齐排列的明暗条纹是由纳米尺寸的孪晶形成的^[28]。此时, β -Ti 孪晶(图 8g 箭头所示)同样被观察到。李等人^[29]认为这些位错核、孪晶、平面缺陷和层错附近的扩散活化能相对较低,会在焊接过程中持续促进元素扩散。

如图 8i 所示,剪切带(绿色箭头)存在于 Ti6Al4V 合金一侧的晶界交汇处附近。剪切带的形成需要经历局部塑性变形,再去孪晶带发展为位错,并最终演化为纳米晶粒^[30]。在图 8j 的剪切带放大形貌中存在大量位错缠结(绿色圆圈),这印证了剪切带的演变过程。此外,剪切带的分叉会分散沿剪切带的塑性应变,这会阻碍断裂的扩展,使得接头在失效前发生显著塑性变形^[31],故改性 900 °C 的接头具有较大的变形量。此外,在图 8k 中还存在多数位错具有相同方向的大量的位错,这表明其主要运动机制为滑移机制且位错缠结中复杂的位错相互作用有助于这些位错的形成^[32]。同时,相应的 SAED 分析表明区域 A 为 β -Ti 基体,区域 B 为富含 Fe、Ni 和 Cr 元素的固溶体。这些固溶体的存在可通过固溶强化效应提升接头性能。在接头的 Ti6Al4V 侧还存在纳米尺度的 Fe-Ti 金属间化合物,如 FeTi(见图



(a) 316L SS 侧; (b) Ti6Al4V 合金侧; (c) 晶界周围的位错网; (d) 晶界处的平行位错和 SFTs; (e) α' -Ti 马氏体/条纹结构; (f) 对应的 SAED 图; (g) β -Ti 孪晶; (h) 对应的 SAED 图; (i) 晶界附近的剪切带和 (j) 位错缠结; (k) β -Ti 基体周围高密度位错; (l) 对应的 SAED 图; (m) 固溶体; (n) 图 m 中 B 位置的能谱分析; (o) Ti6Al4V 合金侧的 FeTi 纳米颗粒和 (p) Ti_2Fe 纳米颗粒

图 8 改性-900 °C 接头断口的微观结构

Fig. 8 Fracture microstructure of the modified-900 °C joint

8o) 和 Ti_2Fe (见图 8p)。因此, 界面处存在的这些纳米孪晶结构和固溶体以及细小的 Fe-Ti 金属间化合物, 是改性接头强度高于原始接头的主要原因。

3 结论

本研究对 HCPEB 表面改性处理前后真空固态扩散焊 Ti6Al4V 合金/316L SS 接头的元素扩散、断裂机制以及断口的微观组织结构进行了探究。主要结论如下:

(1) HCPEB 辐照诱导形成了包括纳米晶体结构在内的细晶, 以及空位、位错、晶界和 SFTs 等晶体缺陷。这些微观结构显著增加了元素扩散的途径, 促进了焊接过程中元素的扩散效率。

(2) 经 HCPEB 改性的 Ti6Al4V 合金与 316L SS 之间实现了可靠的扩散连接且改性接头中 Fe 元素向 Ti6Al4V 侧的扩散距离明显增加, 其根本原因是 HCPEB 诱导的晶体缺陷增强了元素扩散能力。

(3) 改性后 Ti6Al4V 合金与 316L SS 在 900 °C 连接温度下进行连接时, 获得了具有最大剪切强度的

最佳焊接接头。

(4)改性接头中存在的纳米结构和固溶体显著提升了其剪切性能。

总之,HCPEB 改性处理通过诱导缺陷、促进扩散、抑制金属间化合物和促进固溶体的形成,可以有效提高焊接接头的强度。因此,HCPEB 改性是一种行之有效的表面预处理技术,其为快速、直接的扩散焊接提供了新思路和新途径。

参考文献:

- [1] Wang Y, Li P, Zhao C, et al. A novel high entropy composite interlayer for diffusion bonding of TC4 titanium alloy to 316L stainless steel[J]. Materials Today Communications, 2024, 41: 110291.
- [2] Zhang Y, Chen Y K, Zhou J P, et al. Interfacial microstructure evolution and mechanical properties of TC4 alloy-304 stainless steel joints with different joining modes[J]. Materials Letters, 2020, 261: 126986.
- [3] 周相,李培跃,王晓南,等. 镍基合金扩散焊研究进展[J]. 焊接技术, 2023, 52(09): 5-11+145.
ZHOU X, LI P Y, WANG X N, et al. Research progress on diffusion welding of nickel-based alloys[J]. Welding Technology, 2023, 52(09): 5-11+145.
- [4] 张绪锐,时作玲,牟晨飞,等. 钎焊温度对 TC4 钛合金真空钎焊接头组织和力学性能的影响[J]. 热加工工艺, 2022, 51(17): 22-26.
ZHANG X R, SHI Z L, MOU C F, et al. The Effect of Brazing Temperature on the Microstructure and Mechanical Properties of TC4 Titanium Alloy Vacuum Brazed Joints[J]. Hot Processing Technology, 2022, 51(17): 22-26.
- [5] 牛小男,崔丽,王鹏,等. 镍铝青铜过渡层对钛合金/不锈钢异种材料激光焊接头组织与力学性能的影响[J]. 焊接学报, 2022, 43(01): 42-47+115-116.
NIU X N, CUI L, WANG P, et al. The influence of nickel aluminum bronze transition layer on the microstructure and mechanical properties of laser welded joints of titanium alloy/stainless steel dissimilar materials[J]. Journal of Welding, 2022, 43(01): 42-47+115-116.
- [6] 邵文杰,丁云龙,刘冰洋,等. 焊接温度对 Cu/Al 真空扩散焊接头组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2025, 46(04): 218-225.
SHAO W J, DING Y L, LIU B Y, et al. The Effect of Welding Temperature on the Microstructure and Properties of Cu/Al Vacuum Diffusion Welded Joints[J]. Journal of Materials Heat Treatment, 2025, 46(04): 218-225.
- [7] 蒋健安. 焊接参数/焊前处理方式对高温合金 GH4648 的扩散焊接影响[J]. 装备维修技术, 2025(01): 8-11.
JIANG J A. The Influence of Welding Parameters/Pre weld Treatment Methods on Diffusion Welding of High Temperature Alloy GH4648 [J]. Equipment Maintenance Technology, 2025(01): 8-11.
- [8] Yu D S, Zhang Y, Hosseini S R E, et al. Element diffusion and microstructure evolution at interface of stainless steel/Ti alloy joint by laser welding with AgCuTi filler metal[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 6463-6472.
- [9] Yan P, Zou J X, Zhang C L, et al. Surface modifications of a cold rolled 2024 Al alloy by high current pulsed electron beams [J]. Applied Surface Science, 2020, 504: 144382.
- [10] Zhang C L, Tian N N, Li L, et al. The effect of high-current pulsed electron beam on phase formation and surface properties of chromium/copper system [J]. Vacuum, 2020, 174: 109222.
- [11] 温强,李向成,花银群,等. 强流脉冲电子束表面改性技术及其在热障涂层改性中的研究进展[J]. 材料导报, 2025, 39(03): 180-190.
WEN Q, LI X C, HUA Y Q, et al. High current pulsed electron beam surface modification technology and its research progress in thermal barrier coating modification[J]. Materials Review, 2025, 39(03): 180-190.
- [12] Lyu P, Chen Y N, Liu Z J, et al. Surface modification of CrFeCoNiMo high entropy alloy induced by high-current pulsed electron beam [J]. Applied Surface Science, 2020, 504: 144453.
- [13] 叶莉莎,田娜娜,张从林,等. 强流脉冲电子束作用下 Cu 表面合金化 Mo 研究[J]. 真空科学与技术学报, 2024, 44(03): 258-265.
YE L S, TIAN N N, ZHANG C L, et al. Research on Mo surface alloying of Cu under the action of high current pulsed electron beam [J]. Journal of Vacuum Science and Technology, 2024, 44(03): 258-265.
- [14] Zou J X, Zhang K M, Grosdidier T, et al. Orientation-dependent deformation on 316L stainless steel induced by high-current pulsed electron beam irradiation [J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 483: 302-305.
- [15] Zhang L, Peng C T, Yao X, et al. Surface alloying of Cr on Ti6Al4V alloy induced by high-current pulse electron beam [J]. Surface and Coatings Technology, 2019,

- 370:288–297.
- [16] 王晓彤,彭冬晋,邹阳,等. 表面状态对强流脉冲电子束辐照诱发金属表面熔坑的影响[J]. 高压物理学报, 2013,27(01):99–104.
- WANG X T, PENG D J, ZOU Y, et al. The influence of surface state on the induction of metal surface craters by high current pulsed electron beam irradiation [J]. Journal of High Voltage Physics, 2013, 27(01): 99–104.
- [17] Zhang C L, Cai J, Lv P, et al. Surface microstructure and properties of Cu–C powder metallurgical alloy induced by high-current pulsed electron beam [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 697: 96–103.
- [18] Zhang C L, Guan Q F, Cai J, et al. The self-assembled deposition on the surface of mono-crystalline silicon induced by high-current pulsed Electron beam [J]. High Temperature Materials and Processes, 2017, 36(6): 593–597.
- [19] 陈军,李伟,贺冬云,等. 强流脉冲电子束表面改性Fe–CrAl涂层的显微组织及耐高温腐蚀性能研究[J]. 表面技术, 2020, 49(05): 200–206.
- CHEN J, LI W, HE D Y, et al. Microstructure and High Temperature Corrosion Resistance of FeCrAl Coating Surface Modified by High Current Pulsed Electron Beam [J]. Surface Technology, 2020, 49(05): 200–206.
- [20] Swinburne T D, Arakawa K, Mori H, et al. Fast, vacancy-free climb of prismatic dislocation loops in bcc metals [J]. Scientific reports, 2016, 6(1): 30596.
- [21] Lu Y X, Xu X L, Zhang B H, et al. Microstructural analysis and mechanical behavior of TC4 titanium alloy and 304 stainless steel by friction stir lap welding [J]. Welding in the World, 2021, 65(10): 1915–1930.
- [22] Ghosh S K, Chatterjee S. On the direct diffusion bonding of titanium alloy to stainless steel [J]. Materials and Manufacturing processes, 2010, 25(11): 1317–1323.
- [23] Villani A, Busso E P, Forest S. Field theory and diffusion creep predictions in polycrystalline aggregates [J]. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, 2015, 23(5): 055006.
- [24] Gao Y K. Surface modification of TC4 titanium alloy by high current pulsed electron beam (HCPEB) with different pulsed energy densities [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 572: 180–185.
- [25] Legros M, Dehm G, Arzt E, et al. Observation of giant diffusivity along dislocation cores [J]. Science, 2008, 319(5870): 1646–1649.
- [26] Xia Y Q, Li P, Hao X H, et al. Interfacial microstructure and mechanical property of TC4 titanium alloy/316L stainless steel joint brazed with Ti–Zr–Cu–Ni–V amorphous filler metal [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 35: 382–395.
- [27] 陈今良,冯中学,易健宏. CrCoNi中熵合金变形中位错与李晶协调变形机制[J]. 材料导报, 2022, 36(14): 182–187.
- CHEN J L, FENG Z X, YI J H. Coordinated deformation mechanism of dislocations and twinning in Cr–CoNi entropy alloys during deformation [J]. Materials Review, 2022, 36(14): 182–187.
- [28] Jang D C, Li X Y, Gao H J, et al. Deformation mechanisms in nanotwinned metal nanopillars [J]. Nature nanotechnology, 2012, 7(9): 594–601.
- [29] 李济良,曾祥国,盛鹰,等. 螺型位错运动过程的计算机模拟[J]. 四川大学学报(自然科学版), 2009, 46(04): 1077–1083.
- LI J L, ZENG X G, SHENG Y, et al. Computer simulation of screw dislocation motion process [J]. Journal of Sichuan University (Natural Science Edition), 2009, 46(04): 1077–1083.
- [30] Hong C S, Tao N R, Huang X, et al. Nucleation and thickening of shear bands in nano-scale twin/matrix lamellae of a Cu–Al alloy processed by dynamic plastic deformation [J]. Acta Materialia, 2010, 58(8): 3103–3116.
- [31] Lee A, Song J K, Oh H R, et al. Strain dependence of diffusion in Zr-based bulk amorphous alloy [J]. Journal of applied physics, 2017, 122(24): 245105.
- [32] Tan Z H, Wang X G, Du Y L, et al. Temperature dependence on tensile deformation mechanisms in a novel Nickel-based single crystal superalloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 776: 138997.