

核聚变装置用大厚度 TU0/316L 爆炸复合板界面 微观组织特征与力学性能研究

宋从斌^{1,2,3}, 朱磊^{1,2,3}, 吴江涛^{1,2,3}, 孙昊^{1,2,3}, 李东海^{1,2,3},
尚稚轩^{1,2,3}, 刘林杰^{1,2,3}, 李南南^{1,2,3}, 曹欣锋^{1,2,3}

(1. 西安天力金属复合材料股份有限公司, 陕西 西安 710201)

(2. 层状金属复合材料国地联合工程研究中心, 陕西 西安 710201)

(3. 陕西省层状金属复合材料企业技术中心, 陕西 西安 710201)

摘要: 针对核聚变装置“双盒搭接结构”对铜/不锈钢复合材料的高性能需求, 本研究采用爆炸焊接制备大厚度 TU0/316L 复合板, 通过微观表征与力学测试揭示界面特性与性能关联。结果表明: 爆炸冲击下射流干涉与波阻抗差异诱导周期性波状界面 (波长 789 μm), 波峰/波谷区域分别以熔融混合与固态扩散为主导, 波谷扩散深度比波峰大。TU0 侧晶粒发生动态再结晶, 而 316L 侧晶粒细化至亚微米级。界面剪切强度 (210 MPa) 和拉脱强度 (230 MPa) 均超越铜基体极限, 且弯曲实验无界面分层, 证实其抗剥离能力优异。研究为核聚变极端工况下复合构件的界面设计与工艺优化提供了关键依据。

关键词: 爆炸复合; TU0/316L 复合板; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG456.6; TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)09-2388-09

1 引言

双盒搭接接头是核聚变装置中关键的热-力耦合承载结构, 如图 1 所示^[1]。需耐受高温 ($>500\text{ }^{\circ}\text{C}$)、高剂量中子辐照 ($>10\text{ dpa}$) 及复杂交变应力^[2-4]。TU0 因其高导热性、良好延展性和优异辐照稳定性被视为首选材料。然而, 铜的高热膨胀系数和抗变形能力不足, 限制了其进一步应用。鉴于不锈钢可靠的机械强度和较低成本, 铜/不锈钢复合板的复合设计, 兼具导热与抗变形能力, 使其在极端环境中备受瞩目^[5]。针对铜/不锈钢复合板, 最新设计要求提出了严苛技术指标: (1) 单个非线性缺陷长度 $<1\text{ mm}$, 且波纹均匀, 波长 $<1\text{ mm}$; (2) 在 4 MPa 压力下, 常温泄漏率均 $<1.0\times 10^{-10}\text{ Pa}\cdot\text{m}^3\cdot\text{s}^{-1}$; (3) 厚度方向的抗拉

强度需超越铜基体的强度, 剪切强度 $>120\text{ MPa}$ ^[6]。

铜-不锈钢复合材料的制备工艺主要包括激光焊、电子束焊、增材制造、摩擦焊、轧制、扩散焊及爆炸焊接等。针对“双盒搭接结构”的特殊需求, 复合板除需满足常规性能指标外, 还需兼具大幅面尺寸和厚复层特征。从工艺适应性分析, 激光焊与电子束焊由于受限于高能束流的穿透深度, 难以实现大厚度复合材料的制备要求^[7-10]; 而增材制造与摩擦焊则因设备投资成本高、生产节拍效率低等问题, 难以满足工业化量产需求^[11-12]。相较而言, 轧制、扩散焊与爆炸焊接三类工艺在制备大尺寸、高强度、超厚铜-钢复合材料方面展现出显著优势^[13-16]。值得关注的是, 国际热核聚变实验堆 (ITER) 项目已成功采用爆炸焊接工艺制备的铜-钢复合“双盒搭接结构”, 其在实际运行中表现出优异的机械性能和界面结合强度, 充分验证了该工艺的技术可行性。

爆炸焊接作为一项成熟的复合材料加工技术, 融合了压力焊、扩散焊和熔化焊的工艺优势, 能够制备具有波状界面的大面积同质/异质复合材料^[17-18]。目前学术界已针对铜/不锈钢爆炸复合材料的微观组织与力学性能展开研究, 但发现大厚度铜/不锈钢复合材料在制备过程中, 焊接窗口小难复合^[19], 即使复合成功也普遍存在界面

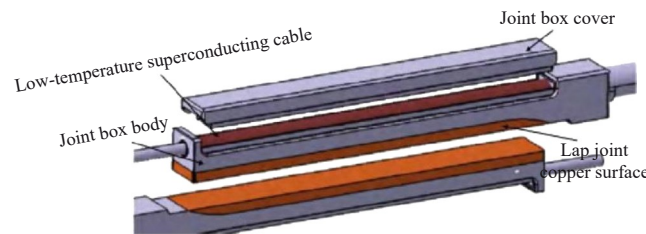


图1 双盒搭接接头结构示意图
Fig.1 Schematic of twin-box joint^[1]

收稿日期: 2025-09-13

基金项目: 陕西省科学技术协会青年人才托举计划 (20240441); 层状金属复合材料创新中试平台项目 (2024CX-GXPT-20)

作者简介: 宋从斌, 男, 1994年生, 硕士, 西安天力金属复合材料股份有限公司, 陕西 西安 710201, E-mail: congbinsong@163.com

波纹尺寸过大、结合强度不足等瓶颈问题。需要特别指出的是,当大厚度铜/不锈钢复合板作为核聚变反应堆核心部件应用时,其抗拉强度、剪切强度及界面波形控制等指标要求较常规复合板标准有显著提升。因此,系统研究“双盒搭接结构”下铜/不锈钢复合板的制备工艺优化、界面微观组织演变规律及其与力学性能的关联机制,将为核聚变装置关键连接结构的材料设计与选型提供重要理论依据。

本研究采用金相显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、能谱仪(EDS)及电子背散射衍射(EBSD)等技术分析铜/不锈钢爆炸复合界面微观结构,通过拉脱、剪切与弯曲试验检测复合板力学性能。

2 实验

2.1 实验步骤

在铜/不锈钢复合材料的爆炸焊接制备工艺中,采用经典的平行布置方式(图2),复板(TU0)尺寸为1000 mm×1000 mm×23 mm,基板(316L)尺寸为960 mm×960 mm×56 mm。爆炸焊接工艺中,炸药选用铵油炸药(ANFO),炸药密度设定为850 kg/m³,爆速(V_d)为2100 m/s,与碰撞点移动速度(V_c)相等,安装间距为12 mm。焊接组件置于钢垫板上(1500 mm×1500 mm×50 mm)上,所有爆炸作业均在沙池环境中完成。

微观结构分析试样取自复合板中心,经多级砂纸和金刚石悬浮液抛光后,使用AXIO Vert.A1金相显微镜和Gemini SEM 300扫描电镜(配备EDS探测器)观察界面形貌及元素分布。氩离子抛光后,采用20 kV加速电压、14 mm工作距离进行EBSD分析,通过HKL Channel 5软件获取取向成像图。

力学性能测试包括图3所示的拉脱、剪切,弯曲试验按照GB/T 6396-2008标准执行。拉脱和剪切试验在MTS 810试验机以1×10⁻⁴ s⁻¹应变速率进行,拉脱试验设置1 mm/min速率。所有试验均沿焊接方向取样,每个结果测试2次。

2.2 数值模拟

本研究基于Ansys/Autodyn软件平台构建了二维计算模型,用于模拟TU0/316L复合板的爆炸焊接。该缩比

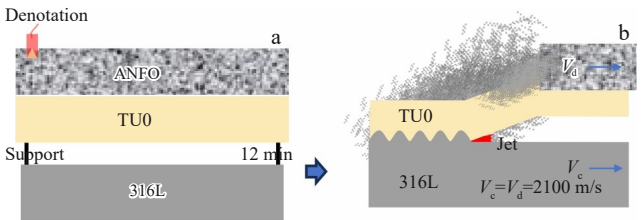


图2 TU0/316L爆炸焊接示意图
Fig.2 Schematic diagrams of TU0/316L explosive welding: (a) parallel arrangement; (b) process snapshot

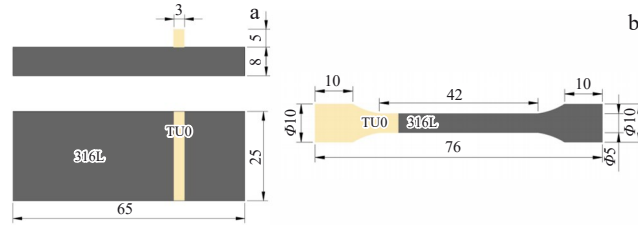


图3 剪切试样和拉脱试样的尺寸
Fig.3 Dimensions of shear specimen (a) and pull-off specimen (b)

二维几何模型在保证与实验参数一致性的前提下,将轴向模型轴向尺寸缩减至实验件的十分之一,厚度方向基层TU0和316L尺寸按比例缩减以优化计算效率,简化的二维模型如图4所示。

空气介质采用理想气体状态方程描述,ANFO炸药模型基于Jones-Wilkins-Lee(JWL)状态方程构建,其爆轰特性与实验炸药高度吻合。针对TU0与316L板的动态变形行为,采用冲击Mie-Grüneisen状态方程(公式(1))联合Johnson-Cook本构模型(公式(2))进行协同描述,其中,Cu和316L的Mie-Grüneisen状态方程和Johnson-Cook本构模型参数依照表1和文献[20-21]。

$$\sigma = (A + B\epsilon^n)(1 + C\ln\dot{\epsilon}_p)(1 - T^{*m}) \quad (1)$$
$$P = \frac{\rho_0 c_0 u(1 + u)}{[1 - (s - 1)u]^2} + \Gamma_0 \rho_0 \left\{ e - \frac{\rho_0 c_0 u(1 + u)}{2u_0 [1 - (s - 1)u]^2} \cdot \frac{u}{1 + u} \right\} \quad (2)$$

式中, σ 为屈服应力; $\dot{\epsilon}_p$ 为塑性应变率; $T^* = (T - T_{\text{room}})/(T_{\text{melt}} - T_{\text{room}})$ 。P为材料压力,u为粒子速度,e为单位质量的内能, u_0 为初始粒子速度。

3 结果与讨论

3.1 微观组织

图5为TU0与316L爆炸复合波形界面的多物理场耦合特征。图5a界面附近的压力场呈现梯度分布特征,碰撞点处压力峰值达9~10 GPa的超高压状态,以应力波形式向母材内部球形传播并随距离指数衰减,其值远超母材屈服强度,诱发界面类流体行为。温度场具有高度局域化特征,在界面薄层内形成约2000 K的高温区,如图5b所示。不锈钢侧热影响区更大源于其低导热率

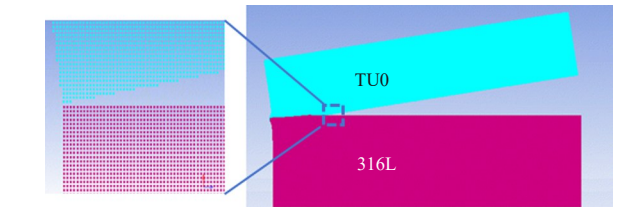


图4 TU0/316L复合板二维简化几何模型
Fig.4 2D simplified geometric model of TU0/316L clad plate

表 1 TU0 和 316L 状态方程的物理参数
Table 1 Physical parameters of state equation of TU0 and 316L steel

Parameter	TU0	316L
Reference density, $\rho_0/\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$	8.9	7.98
Bulk sound speed, $c_0/\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	3940	4569
Material constant, s	1.45	1.49
Grüneisen coefficient, Γ_0	1.99	2.17
Specific heat, $\gamma/\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$	385	423
Reference temperature, T_{room}/K	298	298
Melting temperature, T_{melt}/K	1350	1689
Initial yield strength, A/MPa	90	305
Hardening coefficient, B/MPa	292	1161
Strain rate constant, C	0.025	0.01
Strain hardening exponent, n	0.31	0.61
Softening exponent, m	1.09	1.93

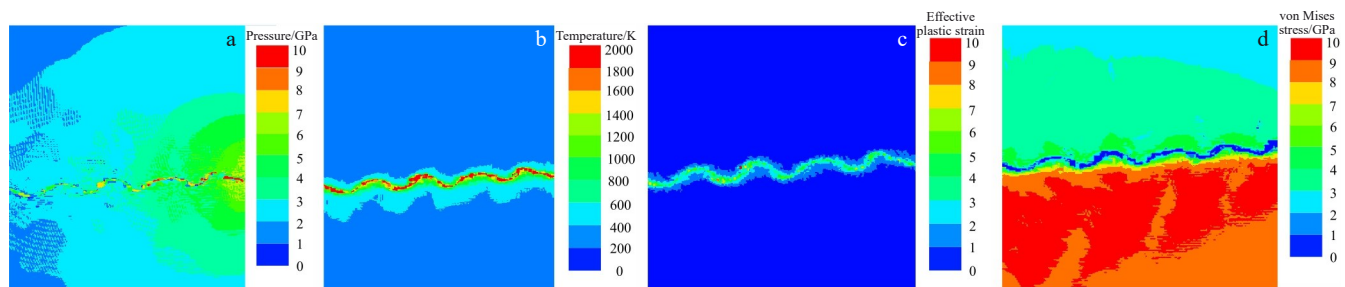


图 5 爆炸焊接过程中 TU0/316L 复合板界面状态

Fig.5 Interface state of TU0/316L clad plate during explosive welding: (a) pressure; (b) temperature; (c) effective plastic strain; (d) von Mises stress

($15\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)与高温奥氏体化($>500\text{ }^{\circ}\text{C}$)相变潜热效应,热量滞留时间长;铜复层因高导热率($400\text{ W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)快速散热。爆炸冲击波在不锈钢高波阻抗界面反射,集中塑性变形热与摩擦热,叠加相变能量耗散,共同导致不锈钢侧热积累更显著,热影响区扩展范围远超铜侧。图 5c 为界面附近的塑性应变特征,与温度场大体呈现正反馈,高塑性应变区域则集中在界面附近的狭窄带状区域,而在部分微小区域内,由于界面温度过高而发生熔化,熔化则限制了进一步的形变(熔化区失去固态剪切强度,无法累积塑性应变,因此该处的塑性应变量极低,所以限制了形变)。米赛斯应力分布(图 5d)与界面压力、温度和应变呈负相关,应力在界面依然呈现梯度分布,界面处最低可能由高温界面发生再结晶导致,而不锈钢侧的热传导系数低,复合后导热较铜低,导致稍远界面处的不锈钢侧出现严重应力集中。

图 6 为 TU0 与 316L 爆炸复合波形界面微观组织。图 6a 的爆炸复合界面金相图显示, TU0 与 316L 不锈钢的结合界面呈现周期性波状形貌,平均波长约为 $789\text{ }\mu\text{m}$,平均波幅达 $295\text{ }\mu\text{m}$ 。关于波形界面形成机理,典型代表有刻入机理、失稳机理、涡街机理和应力波机理,4 种机理均基于流体力学模型,但与实际存在差距,无法完全解

释所有现象。Bahrani 刻入机理虽然认为金属射流仅来自复板,但至今仍是解释界面波形成机制的主流理论框架。TU0 与 316L 不锈钢爆炸复合后,界面呈现波形结构,是“主体射流”、“再入射流”机制与波阻抗失配、驻波干涉协同作用的结果。炸药驱动 TU0 铜板撞击 316L 不锈钢基板时,前沿形成的主体射流清除界面氧化膜并创造高压高温结合环境,而铜与不锈钢的波阻抗适配系数导致射流能量部分反射,形成逆向的再入射流,二者在驻波干涉产生的周期性应力极值区(波腹/波节)交替作用:波腹处高应力使铜剧烈塑性流动,主体射流加速撞击 316L 基板形成波峰,波节处低应力导致射流流动量衰减形成波谷;再入射流与主体射流流动量耦合加剧材料堆积,波阻抗适配系数通过控制反射能量(入射能转化为再入射流动能)调节动量比,确保波形规则化且避免缺陷。该射流-波动耦合机理表明,界面波是冲击波驱动下材料流动与波动干涉的时空协同产物,其特征参数由射流特性、应力分布及材料动态性能共同决定,为通过工艺参数优化(如碰撞角、爆速)和材料匹配设计精准控制波形、提升复合板结合强度提供了理论依据。

波阻抗 Z 为材料密度与冲击波速的乘积,其表征材料对冲击波的抵抗能力。尽管 TU0 和 316L 不锈钢的波

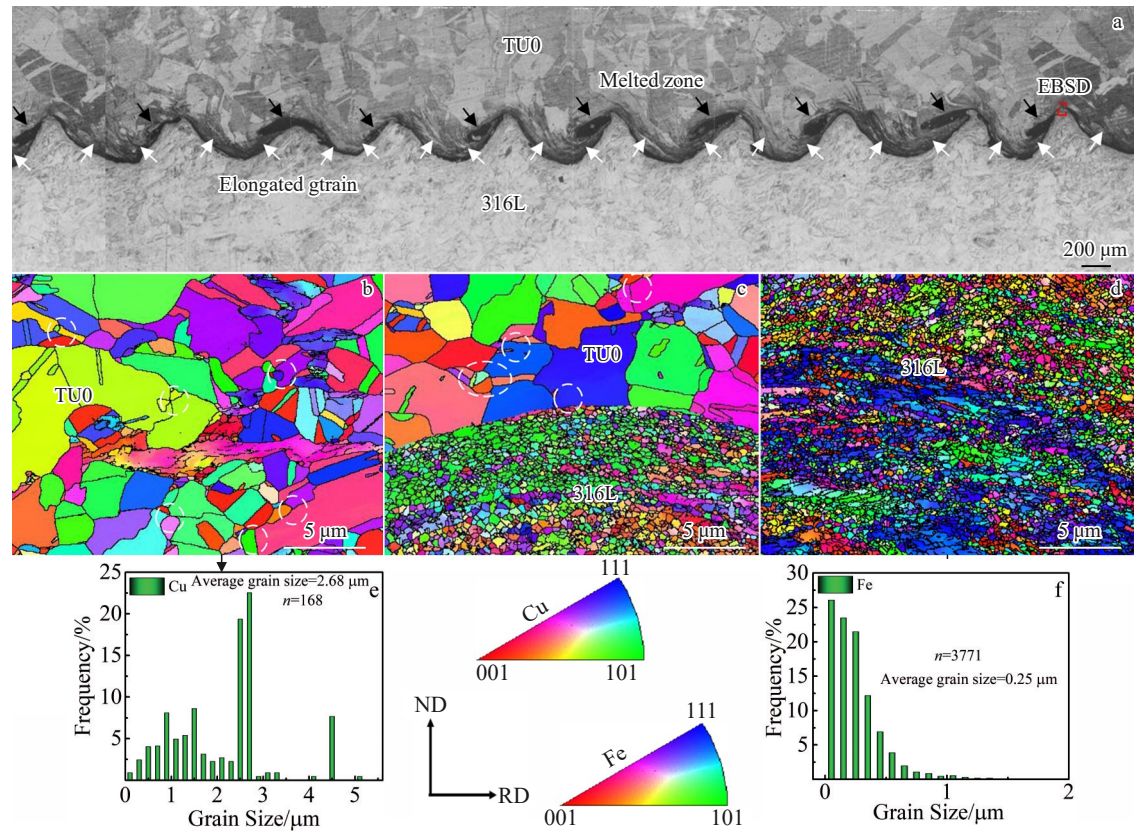


图6 TU0/316L爆炸复合板界面微观组织、TU0和316L界面附近反极图以及晶粒尺寸分布图

Fig.6 Microstructures near the interface of TU0/316L explosive clad plate: (a) OM image; (b) inverse pole figure (IPF) of TU0 side; (c) IPF of the interface; (d) IPF of 316L side; (e) grain size distribution of TU0 side; (f) grain size distribution of 316L side

阻抗数值差异较小,但异质材料的阻抗差足以引发显著的波反射效应。

波峰区域(图6a黑色箭头标示)存在不同宽度的局部熔化区,部分区域内可见凝固形成的等轴晶粒。波谷与波峰处的铜侧晶粒均沿爆炸冲击方向被剧烈拉长(图6a白色箭头标示),成纤维状结构,但波谷区域的纤维密度和范围较波峰大,表明其承受更高的剪切应变。为进一步解析界面微观组织特征,对红色线框区域进行EBSD表征:图6b为距界面约10 μm的未包含界面铜基体区域,其反极图显示晶粒取向均匀,平均晶粒尺寸为2.68 μm,且大晶粒边界处富集亚微米级小晶粒(白色虚线框内),表明动态再结晶现象,正如图7a₁和7b₁展示,靠近界面的铜基体发生大量的再结晶。图6c的界面过渡区反极图显示,铜侧晶粒尺寸显著大于不锈钢侧(0.2~0.5 μm),且铜侧大晶粒边界同样存在亚微米再结晶晶粒(白色虚线框内)。图6d为316L不锈钢近界面区的反极图,晶粒细化至平均0.25 μm,并呈现多色散取向分布,暗示孪晶与位错剪切协同作用。

图7a₁~7c₁分别呈现图6b~6d区域晶粒变形分布特征,图7a₂~7c₂分别呈现图6b~6d区域晶粒局部取向差特征,其中红色为变形晶粒,黄色为亚结构晶粒,蓝色为再

结晶晶粒。图7a₁、7a₂显示近界面铜基体再结晶晶粒占主导,局部取向差(KAM)分布显示,KAM值普遍低于1.5°,这表明动态再结晶过程有效消除了位错累积。图7b₁、7b₂所示的TU0/316L界面过渡区,铜侧主要存在再结晶晶粒和亚结构晶粒,而316L不锈钢侧主要分布亚结构晶粒与变形晶粒。相比界面过渡区的316L侧变形晶粒,图7c₁所示的316L基体主要分布变形晶粒与亚结构晶粒,此处变形晶粒占主导。反观不锈钢侧KAM值(图7c₂),其跨度更大(1.5°~5.0°),反映出其位错密度更高。相比于316L不锈钢侧,在高温、高压等极端环境下(图5),TU0侧发生再结晶程度更高,其主要源于TU0材料特性与变形响应的差异。铜的层错能较低(约40 mJ/m²),在爆炸复合的高应变速率(10⁴~10⁶ s⁻¹)下,位错难以通过动态回复有效湮灭,导致位错密度迅速累积至临界值,触发动态再结晶^[22-24];而316L不锈钢层错能较高(约80 mJ/m²),动态回复主导位错重组与湮灭,抑制再结晶发生。同时,TU0的面心立方(fcc)结构晶界迁移率更高,且界面绝热温升更易达到TU0再结晶温度(200~300 °C)(图5b),而316L不锈钢因高合金含量(Cr、Ni)及奥氏体稳定性,再结晶温度显著提升(>800 °C),高温下仍以变形和动态回复为主。此外,界面波形区的应变梯度使铜侧承受更剧

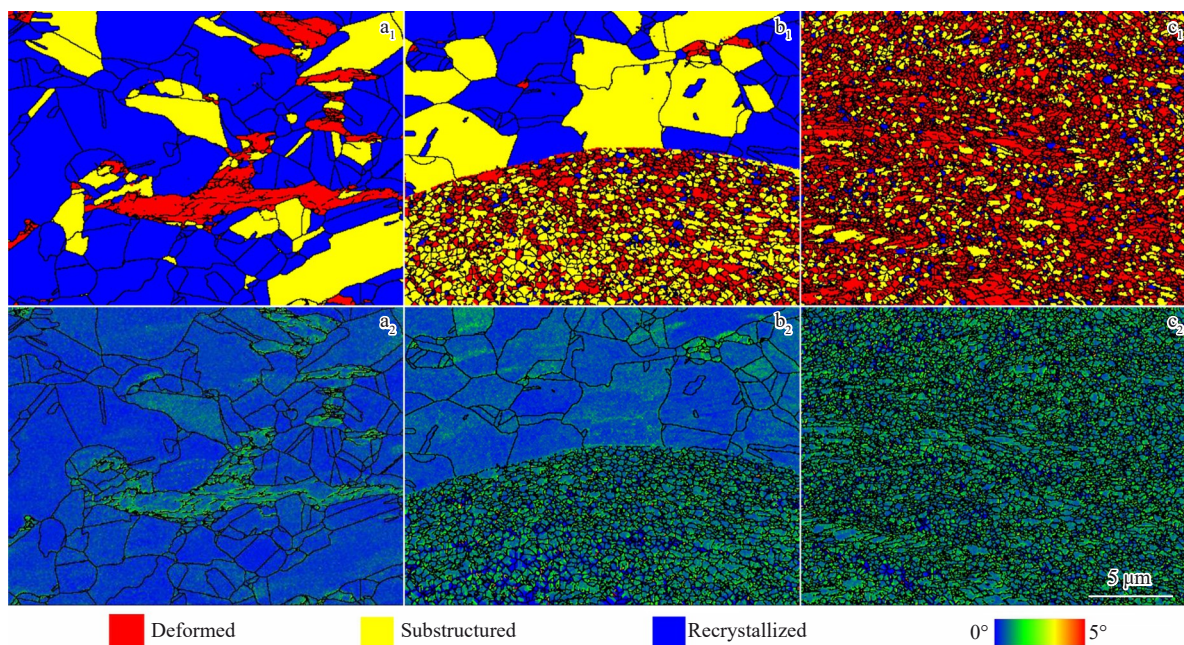


图7 TU0/316L 爆炸复合板界面的再结晶晶粒、亚结构晶粒和变形晶粒的分布图及局部取向差图

Fig.7 Distribution maps of recrystallized, substructured, and deformed grains (a_1-c_1) and local misorientation distribution (a_2-c_2) of TU0/316L explosive clad plate: (a_1, a_2) TU0; (b_1, b_2) interface; (c_1, c_2) 316L

烈的塑性变形,进一步加剧位错储能与再结晶倾向,最终导致铜侧再结晶程度远高于不锈钢侧。

3.2 微观结构

在 TU0/316L 爆炸复合界面分析中,如图 8a~8d 所示。通过扫描观察发现,TU0/316L 爆炸复合界面存在明显的熔化区特征。这些熔化区呈现两种分布形态:在波峰区域形成不连续的岛状熔化区,而在其他区域表现为连续分布的熔化区。爆炸复合界面高压区域的总范围接近 1 mm 时,加热速率可超过 10^9 K/s,在此条件下,任何温度升高均会引发局部熔化^[25-26]。值得注意的是,波峰处岛状熔化区存在孔洞。EDS 面扫描分析表明,熔化区由铜和 316L 不锈钢元素共同组成,但元素分布呈现明显的不均匀性,同时界面区域存在有限的元素扩散现象。这一现象归因于爆炸焊接的高应变速率($10^6 \sim 10^7$ s⁻¹)和瞬时高温作用(局部可达材料熔点以上)^[27]:在剧烈碰撞下,界面局部熔化形成熔池,但由于熔融时间极短(微秒级),液态对流和扩散不充分,导致元素分布不均匀。同时,快速凝固过程中气体逸出受阻,形成孔洞。此外,波峰岛状和其他区域连续熔化区形貌的差异反映了局部能量输入的不同:波峰处的高能量密度导致金属喷射和离散熔化,而波谷处相对稳定的能量输入有利于形成连续熔化区。

进一步的 Point 1 和 Point 2 线扫描分析揭示了熔化区扩散与固态界面扩散的本质区别(图 8d)。固态界面的元素分布呈现陡峭的梯度特征,而熔化区内则显示相对平缓的扩散过渡。这种差异源于完全不同的质量传输机制:在熔化区,元素混合主要依靠熔体对流和短程扩

散,但其扩散系数可比固态高 2~3 个数量级(液态扩散系数约 10^{-9} m²/s,固态约 10^{-12} m²/s)。而固态界面遵循热激活机制,受 Arrhenius 方程控制,原子迁移率较低,即便借助晶界、位错、相界面等缺陷通道扩散,扩散距离也小于熔化区,因此成分梯度反而更陡峭。特别值得注意的是,熔化区与固态界面的过渡区域表现出独特的扩散特征,这可能是由于:(1)部分熔化导致的非平衡相变;(2)快速凝固形成的亚稳相;(3)应力诱导的晶界迁移。这些发现为理解爆炸复合界面的多尺度质量传输机制提供了新的实验依据。

针对上述差异性,开展波峰和波谷元素扩散深度研究,测量结果显示,波峰处的 Point 3 和 Point 4 扩散深度均为 1.6 μm,而波谷处的 Point 5 和 Point 6 扩散更深,达到 2.1 和 2.2 μm。这种差异的形成机理可从多个角度解释:首先,波谷区域经历更长时间的塑性变形过程,产生更高密度的晶体缺陷,为原子扩散提供了丰富的短路通道。其次,波谷处的高压接触状态持续时间更长(毫秒量级),显著促进了固态扩散过程。相比之下,波峰区域虽然瞬时温度更高,但快速凝固过程(冷却速率可达 10^6 K/s)严重限制了原子迁移。此外,高压条件通过降低扩散激活能进一步促进了波谷区域的原子扩散。这种扩散行为的空间差异充分反映了爆炸焊接过程中能量分布的梯度特征。

3.3 力学性能

如图 9 所示,剪切实验结果表明,TU0/316L 爆炸复合板界面结合强度优异,两组试样剪切强度均为 210

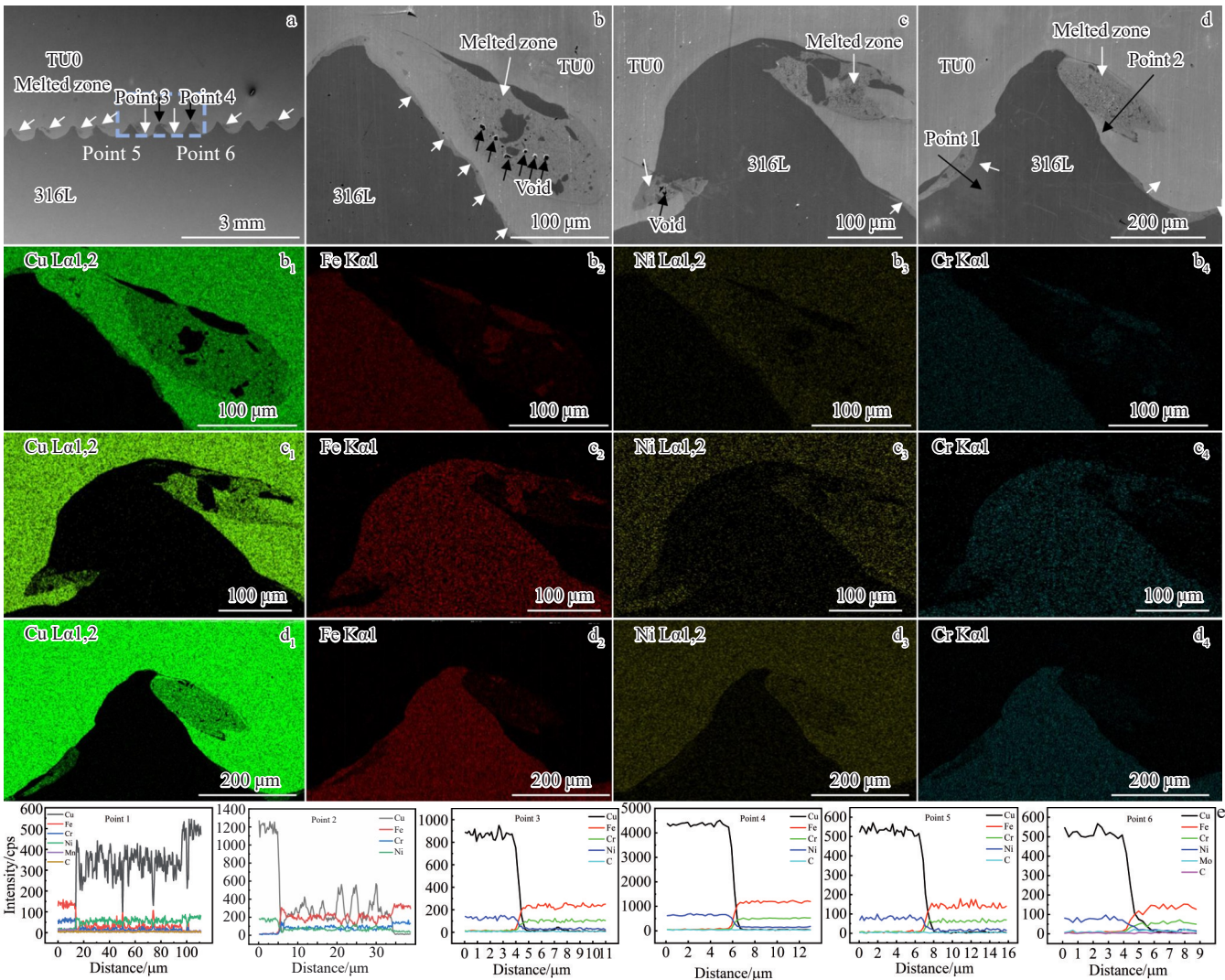


图8 爆炸焊接过程中TU0/316L复合板界面形貌与元素分布

Fig.8 Morphologies (a–d), EDS element mappings (b₁–b₄, c₁–c₄, d₁–d₄), and point scan results (e) of TU0/316L clad plate during explosive welding

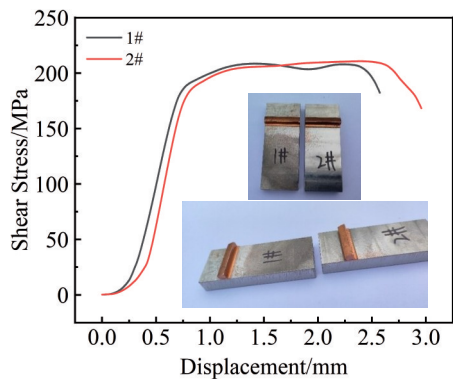


图9 TU0/316L复合板界面剪切性能

Fig.9 Shear performance of TU0/316L clad plate interface

MPa,且断裂均发生于铜基体而非复合界面。这一现象表明,界面结合强度显著高于铜基体的剪切承载能力,符合优质爆炸焊接接头的典型特征。未在界面发生失效的原因可归因于:(1)爆炸焊接过程中形成的冶金结合与

机械互锁结构有效提升了界面抗剪切性能(图6~图8);(2)铜/不锈钢扩散层(如Fe-Cu过渡区)的梯度化分布缓解了应力集中(图5~图7);(3)铜基体作为相对较软的材料成为力学性能的薄弱环节。断裂行为与Liu^[28]等的研究一致,即当界面强度高于基体时,断裂优先发生于较软金属侧。此外,两组实验结果的高度一致性(210 MPa)表明爆炸焊接工艺参数稳定,界面结合质量可控。对比1060Al/SUS316L(33.6~41.5 MPa)^[29]、AZ31B/2205 不锈钢(105.6 MPa)^[30]爆炸复合板剪切强度研究,均在界面分离,而本研究中铜基体剪切强度(210 MPa)已超过多数异种金属复合板的界面强度,进一步印证了铜/不锈钢复合界面结合的优势。该结果证实,复合板界面设计可满足高剪切载荷工况需求,其失效机制由铜基体的各向异性塑性变形主导,而非界面结合缺陷。同时,也证实了本工艺制备的铜/不锈钢复合板具有可靠的界面结合性能,能够满足工程应用中对界面强度的要求。

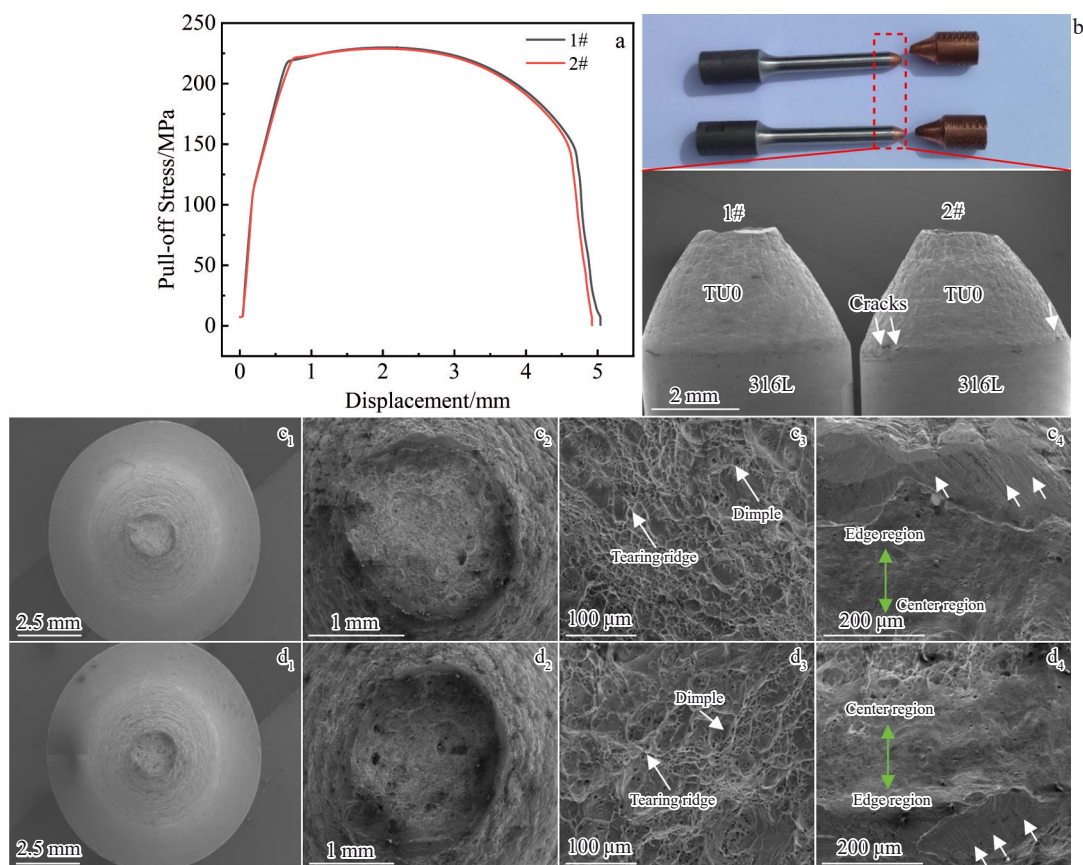


图 10 TU0/316L 复合板界面拉脱性能测试结果和断口形貌

Fig.10 Pull-off performance test results of TU0/316L clad plate interface: (a) pull-off stress-displacement curves; (b) post-fracture specimen; fracture surfaces of specimen 1# (c₁-c₄) and specimen 2# (d₁-d₄)

TU0/316L 爆炸复合板厚度方向拉伸实验如图 10 所示,受界面的温度、塑性变形、元素扩散、残余应力分布、微观组织差异等影响(图 5~图 8),两组试样断裂均发生于铜基体侧,拉脱强度分别为 230.1 和 229.1 MPa(图 10a),表明界面结合强度显著高于铜基体的承载能力,进一步也说明界面结合强度已超过铜基体本身的强度,这一现象与 Zhu^[2]和 Zhang^[31]等的研究结果一致。断口形貌分析显示,铜侧断口呈现典型杯锥状特征,伴随明显颈缩现象(图 10b、10c₁、10c₂和 10d₁、10d₂),心部区域分布大小不一的韧窝,符合韧性断裂机制(图 10c₃、10d₃);而断口边部区域相对平整且无韧窝,并存在密集条形“划痕”,可能与拉伸过程中界面附近应力集中导致的局部剪切断裂或试样夹持摩擦作用相关(图 10c₄、10d₄)。值得注意的是,2#试样界面存在微裂纹(图 10b),而 1#试样未出现此类缺陷,这可能是由于爆炸焊接过程中局部能量波动或残余应力分布不均导致的界面微区损伤差异。对比文献[20]中复合板拉伸断裂行为,当界面强度超过基体材料时,断裂优先发生于较软的基体侧,且断口常呈现韧窝与剪切混合特征,与本实验结果一致。上述结果表明,铜/不锈钢复合界面具备优异的力学稳定性,其失效模式由铜基体塑性变形能力主导,而界面缺陷仅对局部性能产

生次要影响。整体而言,复合板的断裂行为主要表现为铜基体的韧性断裂,进一步验证了界面冶金结合的质量优于基体材料,这一结论与剪切测试结果相互印证。

如图 11 所示, TU0/316L 复合板内弯与外弯实验结果表明,铜/不锈钢爆炸复合板在极端弯曲变形条件下仍表现出优异的界面结合性能。通过宏观和在最大变形弧度中心处取样并进行金相分析,发现内弯图 11b₁、11b₂和外弯图 11c₁、11c₂界面未出现裂纹或分层现象。这一结果证实,复合界面在弯曲应力作用下具有较高的抗剪切和抗剥离能力,其力学稳定性源于爆炸焊接形成的冶金结合与机械互锁结构的协同作用^[17,32]。对比文献中 AZ31/1150Al^[33]、1060Al/Q235^[34]、1060Al/SUS316L^[35]中常见的界面开裂现象,基于前文图 5~图 8 的分析表征,本研究中界面无裂纹的特征可能归因于以下因素:(1)铜与不锈钢的塑性变形协调性较好,降低了界面应力集中;(2)爆炸焊接过程中形成的梯度扩散层有效缓解了异种金属热膨胀系数差异引起的残余应力;(3)界面微区纳米级晶粒结构增强了抗裂纹扩展能力。此外,结合前期剪切和拉伸实验中断裂均发生于铜基体的结果,进一步说明复合界面结合强度显著高于铜基体自身的承载极限。该发现为铜/不锈钢复合板在复杂载荷工况(如弯曲成

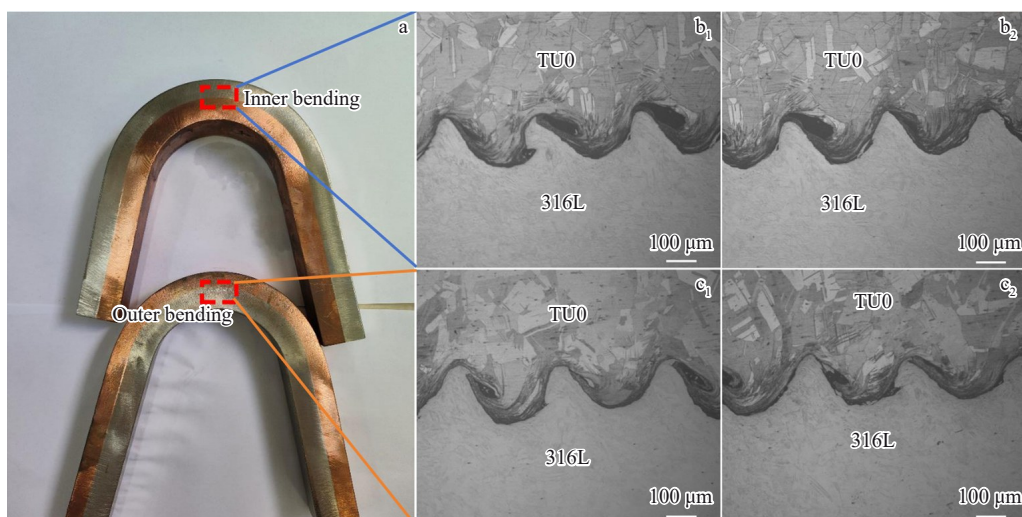


图11 TU0/316L复合板界面侧弯性能测试结果

Fig.11 Side bending performance test results of TU0/316L clad plate interface: (a) macroscopic image; (b₁, b₂) inner bending; (c₁, c₂) outer bending

形)中的工程应用提供了关键实验依据。

4 结论

1)界面波状结构(波长789 μm)由射流动量耦合与波阻抗失配协同作用形成。波长1 mm以下,满足核聚变装置对界面均匀性的需求。

2)TU0铜侧因低层错能触发动态再结晶(晶粒尺寸2.68 μm),316L不锈钢侧以变形和动态回复为主,晶粒细化至0.25 μm,界面应变梯度差异大。

3)波谷扩散深度(2.2 μm)较波峰高,熔化区靠液相对流扩散较平缓,固态界面扩散梯度陡峭。

4)界面剪切强度(210 MPa)与拉脱强度(230 MPa)均超过铜基体极限,弯曲实验中界面无分层,验证了复合结构在极端载荷下的可靠性。

参考文献 References

- [1] Rong J, Lu K, Zou C L et al. *Fusion Engineering and Design*[J], 2019, 138: 41
- [2] Zhu L, Zhou Q, Song C B et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 28: 668
- [3] Zhong Fubin(钟富彬). *Experimental Research on Edge Localized Mode and Turbulence in EAST Tokamak*(EAST托卡马克边缘局域模与湍流的实验研究)[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2022
- [4] Yang M, Ma H H, Sheng Z W et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(4): 680
- [5] Song X H, Yang Y X, Cheng Y F et al. *Engineering Analysis with Boundary Elements*[J], 2024, 160(4): 160
- [6] Zou Chunlong(邹春龙), Song Yuntao(宋云涛), Wu Huan(吴欢) et al. *Cryogenics*(低温工程)[J], 2015(1): 4
- [7] Chen S H, Huang J H, Xia J et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(8): 3690
- [8] Xu T Y, Wang L B, Ma X Q et al. *Materials & Design*[J], 2023, 225: 111519
- [9] Guo S, Zhou Q, Kong J et al. *Vacuum*[J], 2016, 128: 205
- [10] Kar J, Roy S K, Roy G G. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 233: 174
- [11] Zhang W Q, Zhang B P, Xiao H F et al. *Materials Science Forum*[J], 2022, 1054: 31
- [12] Zhang W Q, Liao H L, Hu Z H et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 90: 121
- [13] Durgutlu A, Gülenç B, Findik F. *Materials & Design*[J], 2005, 26(6): 497
- [14] Song Congbin(宋从斌), Zhang Conghui(张聪惠), Zhu Wenguang(朱文光) et al. *Rare Metals Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(5): 1737
- [15] Wang Heng(王恒), Li Guoyan(李国艳), Li Sha(李莎) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2025, 35(1): 99
- [16] Yang Y H, Wang D Z, Lin J et al. *Materials & Design*[J], 2015, 85: 635
- [17] Zhang C H, Song C B, Zhu W G et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 19: 314
- [18] Yang M, Xu J F, Ma H H et al. *Composites Part B: Engineering*[J], 2021, 212: 108685
- [19] Raghukandan K. *Materials Science Forum*[J], 2014, 767: 109
- [20] Zhang B Y, Ma H H, Xu J F et al. *Fusion Engineering & Design*[J], 2022, 179: 113142
- [21] Mani C, Balasubramani S, Karthikeyan R. *Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 28: 1048
- [22] Pei Y B, Huang T, Chen F X et al. *Vacuum*[J], 2020, 181: 109808
- [23] Zhao H, Sheng L Y. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 64(4): 265
- [24] Chu Q L, Zhang M, Li J H et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 689: 323

- [25] Bataev I A, Lazurenko D V, Tanaka S *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 135: 277
- [26] Bataev I A, Tanaka S, Zhou Q *et al. Materials & Design*[J], 2019, 169: 107649
- [27] Yu W F, Zhan L H, Xu Y Q *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 19: 1343
- [28] Liu K Y, Chen P W, Feng J R *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2021, 94: 105383
- [29] Liu K Y, Chen P W, Feng J R *et al. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2023, 116: 106351
- [30] Li Y, Wu Z S. *Metals*[J], 2017, 7(4): 125
- [31] Zhang H, Jiao K X, Zhang J L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 731: 278
- [32] Li X J, Ma H H, Shen Z W. *Materials & Design*[J], 2015, 87: 815
- [33] Paul H, Petrzak P, Chulist R *et al. Materials & Design*[J], 2022, 222: 110411
- [34] Wang J, Lu X F, Cheng C *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(1): 42
- [35] Huang J W, Guo F L, Huang N L *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 27: 16

Interfacial Microstructure Characteristics and Mechanical Properties of Thick TU0/316L Explosively Welded Clad Plates for Nuclear Fusion Devices

Song Congbin^{1,2,3}, Zhu Lei^{1,2,3}, Wu Jiangtao^{1,2,3}, Sun Hao^{1,2,3}, Li Donghai^{1,2,3}, Shang Zhixuan^{1,2,3},
Liu Linjie^{1,2,3}, Li Nannan^{1,2,3}, Cao Xinfeng^{1,2,3}

(1. Xi'an Tianli Clad Metal Materials Co., Ltd, Xi'an 710201, China)

(2. National-Local Joint Engineering Research Center for Laminated Metal Composite Materials, Xi'an 710201, China)

(3. Shaanxi Provincial Enterprise Technology Center for Laminated Metal Composite Materials, Xi'an 710201, China)

Abstract: To meet the high-performance requirements of copper/stainless steel composite materials for the “double-box lap joint structure” in nuclear fusion devices, explosive welding was employed to fabricate thick TU0/316L clad plates. The interface characteristics and their correlation with performance were investigated through microstructural characterization and mechanical testing. Results show that jet interference and wave impedance differences under explosive impact induce a periodic wavy interface (with wavelength of 789 μm). Molten mixing dominates in wave crest regions while solid-state diffusion prevails in trough regions, with deeper diffusion observed in troughs. Dynamic recrystallization occurs in TU0-side grains, whereas 316L-side grains refine to submicron scale. The interface achieves remarkable shear strength (210 MPa) and pull-off strength (230 MPa), both exceeding the ultimate strength of copper matrix. Bend testing shows no interfacial delamination, confirming superior peeling resistance. This research provides critical insights for interface design and process optimization of composite components under extreme nuclear fusion conditions.

Key words: explosive welding; TU0/316L clad plate; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Li Donghai, Ph. D., Associate Senior Engineer, Xi'an Tianli Clad Metal Materials Co., Ltd, Xi'an 710201, P. R. China, E-mail: dcopter@126.com