

1. DOI: 10.11883/bzycj-2026-0089

晶粒梯度异构 Cu-Ni-Si-Cr 合金的爆炸焊接制备与组织性能*

汪洁贞, 武小岗, 杨中岳, 王衍志, 吴亚科, 江峰

(西安交通大学金属材料强度全国重点实验室, 陕西 西安 710049)

摘要: 为解决大吨位大尺寸铜合金构件制备中强度与塑性难以兼顾的问题, 本研究提出通过爆炸焊接技术构建晶粒尺寸梯度层状异构。以 Cu-Ni-Si-Cr 合金为母材, 经固溶处理获得细晶、中晶、粗晶三种晶粒尺寸的板材 (对应的平均晶粒尺寸分别为 305 μm 、144 μm 和 22 μm), 通过两次爆炸焊接制备三层复合板。采用光学显微镜、扫描电子显微镜、电子背散射衍射及数字图像相关等方法, 系统表征了复合板的微观组织、力学性能及变形行为。结果表明, 复合板界面呈波状结合, 并伴有熔化区与绝热剪切带; 其屈服强度达 402.5 MPa, 超出混合法则预测值 (328.2 MPa), 断后伸长率 16.8%。加载-卸载-再加载试验测得异质变形诱导应力约为 230 MPa, 采用平方根叠加法则将混合法则预测值与异质变形诱导应力合成后得到 401 MPa, 与实验值高度吻合, 证实了位错强化贡献最大 (源于爆炸焊接过程中剧烈冲击和变形引入的高密度位错), 且异质变形诱导硬化有不可或缺的强化贡献。结合断口形貌观察和数字图像相关技术的断裂机制分析表明, 不同层和界面间显著的变形不协调性驱动了裂纹在细晶-中晶界面优先萌生和扩展。本研究通过两次爆炸焊接制备了具有大尺寸晶粒梯度异构的 Cu-Ni-Si-Cr 合金复合板, 系统研究了异构复合板的微观组织特征、变形行为、力学性能及其影响因素, 相关结果证明了晶粒梯度复合板具有良好的后续可加工性, 也可作为爆炸焊接制备梯度异构材料的设计和继续优化提供工艺参考和理论指导。

关键词: 爆炸焊接; Cu-Ni-Si-Cr; 梯度异构复合材料; 强化机制; 变形分配行为

中图分类号: TG456.6

国标学科代码: 13035

文献标识码: A

Gradient-grained heterostructured Cu-Ni-Si-Cr alloy fabricated by explosive welding: microstructure and mechanical properties

WANG Jiezhen, WU Xiaogang, YANG Zhongyue, WANG Yanzhi, WU Yake, JIANG Feng

(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, Shaanxi, China)

Abstract: To overcome the strength-ductility trade-off in the large-size copper alloy components, it was proposed here to construct gradient-grained layered heterostructure composite with single alloy by explosive welding. Three plates made of one model Cu-Ni-Si-Cr alloy with coarse, medium and fine grains (corresponding to average grain sizes of 305 μm , 144 μm , and 22 μm , respectively) were prepared by controlling the solution treatment and stacked into a three-layered composite through two successive explosive welding processes. The microstructure, deformation behaviors, and mechanical properties of the composite were systematically studied using optical microscopy, scanning electron microscopy, electron backscatter diffraction, and tensile tests equipped with digital image correlation. The composite showed typical wavy interfaces accompanied by localized melted zones and adiabatic shear bands, where the hardness all gradually reduced with the distance to each interface. Digital image correlation revealed pronounced strain gradient and partitioning between the three layers and interfaces during tensile loading.

*收稿日期: 2026-03-23; 修回日期: 2026-08-09;

基金项目: 国家自然科学基金 (92166102);

第一作者: 汪洁贞 (1999—), 女, 硕士, sanshui99@foxmail.com;

通信作者: 江峰 (1973—), 男, 博士, 教授, jiangfeng@mail.xjtu.edu.cn。

The composite achieved a yield strength of 402.5 MPa, an ultimate tensile strength of 425.0 MPa and an elongation to fracture of 16.8%, the strength-ductility synergy of which was better than the traditional bilayer laminates composed of the similar copper alloys. Further loading-unloading-reloading tests measured a hetero-deformation induced strengthening of 230 MPa for the composite upon yielding. Utilizing the root mean square superposition rather than the simple rule of mixture, quantitative strengthening mechanism analysis predicted a theoretical yield strength of 401 MPa, in better agreement with the experimental value, and confirmed that dislocation strengthening contributed most due to the high-density dislocations introduced by the intense impact and deformation during explosive welding, but hetero-deformation induced hardening was still an indispensable strengthening contribution. Fracture analysis combined with fractography observation and digital image correlation clarified that the significant deformation incompatibility between the different layers and interfaces drove crack initiation and propagation first at the medium-fine grained interface. The relevant results demonstrate the better processability of the gradient-grained composites for subsequent treatment, and can also provide guidance for design and optimization of heterostructured materials fabricated by explosive welding.

Keywords: explosive welding; Cu-Ni-Si-Cr; gradient heterostructure composite; strengthening mechanism; deformation partitioning behavior

铜合金因其优异的力学性能和良好的加工性能^[1,2], 在高端装备制造等领域占据着不可替代的地位。随着电磁能装备、大型无人机翼等大吨位关键部件对材料综合性能要求的不断提升, 开发兼具高强度、良好塑性的更高性能合金已成为当前研究的重要方向。然而, 传统金属材料普遍面临强度和塑性之间相互制约的矛盾, 常规工艺往往难以实现两者同步提升。近年来, 异构设计为协调上述性能矛盾提供了新思路^[3-5]。该策略通过有序构建强度和塑性具有显著差异的区域, 例如晶粒、化学组分、孪晶和位错胞等, 可实现性能的协同提升^[6]。而在多种异构中, 层状结构因界面清晰、易于调控而备受关注, 并展现出优异的强韧化效果^[7]。然而, 面向电磁能装备等所需的大吨位大尺寸构件, 传统熔铸及加工方法在成分组织均匀性和变形加工能力不足, 在此类构件中可控构建异构结构仍面临挑战^[8,9]。

将上述异构理念付诸实践, 需要可行的制备工艺来构建具有强约束效应的界面。目前, 层状复合材料常采用轧制复合等方法制备。Zhao 等^[10]通过轧制复合与退火成功制备了纯铜异质晶粒复合层板, 证实了界面约束在协调层间变形不兼容性中的核心作用。然而, 轧制复合等方法普遍存在界面氧化、工艺复杂或难以制备大尺寸构件等局限。相比之下, 爆炸焊接作为一种高效且适用于大面积结合的固相复合技术, 在异质金属复合板的制备中展现出独特优势。目前, 爆炸焊接相关研究主要集中于两个方面: 一是异种金属的界面键合机制, 重点关注界面波形态、金属间化合物控制及结合强度优化等^[11,12]; 二是同种材料的工艺参数优化, 探讨焊接参数与热处理工艺对界面形貌与力学性能的影响^[13,14]。相比之下, 采用同成分合金进行多次爆炸焊接, 从而将小吨位小尺寸高性能板材累加成大吨位大尺寸复合板, 能够从底层保障各层母材成分组织可控性且超越常规性能调控手段极限, 为后续复杂热机械处理(如时效、退火)创造良好基础。近年来, 已有学者开始关注爆炸焊接制备的异构材料, 但这些研究多基于异种材料组合(如 TA1/Q235B), 其异质性源于材料本征性能的差异^[15]。而采用单一成分合金, 通过预先设计晶粒尺寸梯度来主动构建层状异构, 并系统研究其层间变形分配与失效机制的工作, 仍鲜有报道。

在众多铜合金体系中, Cu-Ni-Si-Cr 合金作为一种典型的时效强化型合金备受关注^[16]。该合金在时效过程中可析出纳米级 Ni_2Si 等第二相颗粒, 从而通过沉淀硬化效应显著提高材料强度^[17]。在大吨位大尺寸复合板中通过爆炸焊接构建具有显著晶粒反差的异构结构并实现强塑协同, 是一个有待探索的问题。本研究采用单一成分 Cu-Ni-Si-Cr 合金为母材, 通过爆炸焊接制备了具有晶粒尺寸梯度(22 μm -144 μm -305 μm)的三层复合板, 系统研究了复合材料的显微组织与力学性能, 重点考察了界面微

观特征、层间变形行为及其对材料失效模式的影响。本工作可为爆炸焊接制备大吨位大尺寸梯度异构材料的设计和继续优化提供工艺参考和理论指导。

1 实验与方法

1.1 爆炸焊接板材的制备

采用合金成分为 Cu-2.01Ni-0.62Si-0.40Cr (wt.%, 通过 Spectrolab LAS01 火花光谱仪测得) 的冷锻态铜板, 分别经过 980 °C、20 h, 950 °C、4 h, 900 °C、35 min 固溶处理得到粒径 (D) 分别约 $305\pm 26\text{ }\mu\text{m}$ 、 $144\pm 14\text{ }\mu\text{m}$ 和 $22\pm 2\text{ }\mu\text{m}$ 的铜合金, 制成平面尺寸为 $280\text{ mm}\times 150\text{ mm}$, 厚度 (h) 分别为 5.5 mm、4 mm、4.5 mm 的三块板, 编号分别为#1、#2 和#3 板。这三块板部分性能如表 1 所示。

表 1 铜合金材料性质参数表

Table 1 Material property parameters of copper alloy

板材编号	$D/\mu\text{m}$	h/mm	$T_m/^\circ\text{C}$	ρ_c $/(\text{kg}\cdot\text{m}^{-3})$	C_p $/(\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot^\circ\text{C}^{-1})$	C_b $/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	κ $/(\%\text{IACS})$	K $/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	H $/\text{HV}$
1	305	5.5							100
2	144	4.0	1083	8900	346	4000	21.8	86.3	109.7
3	22	4.5							85.5

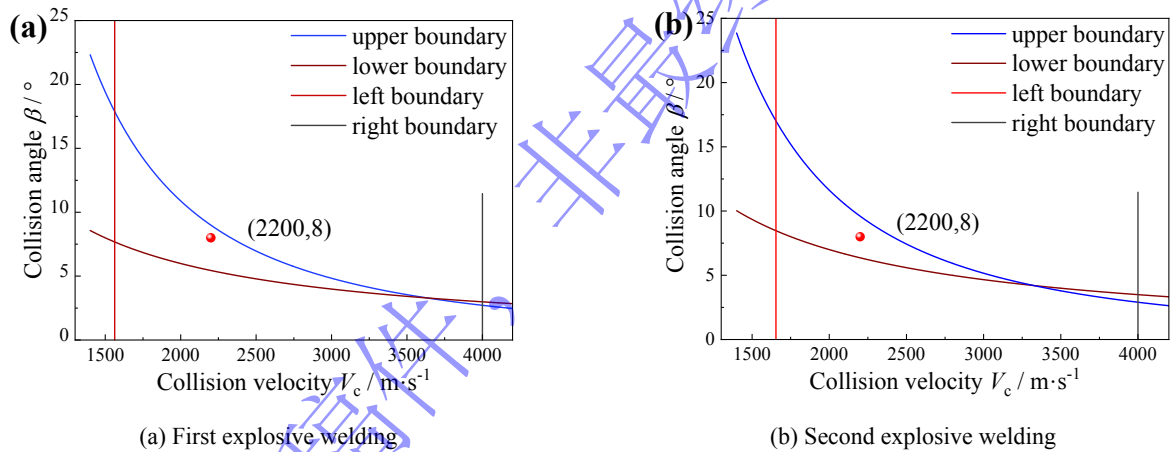


图 1 爆炸焊接窗口

Fig.1 Weldability window for explosive welding

硬度 (H) 是通过后文所述方法确定。比热容 (C_p) 和热导率 (K) 分别使用差示扫描量热仪 (Differential Scanning Calorimeter, DSC, TA Q2000) 和激光闪射法导热仪 (Laser Flash Apparatus, LFA 427, Netzsch) 进行测试。合金的密度 (ρ_c)、熔点 (T_m) 和声速 (C_b) 取自参考文献[8]。根据爆炸焊接窗口理论[18-26], 计算过程见附录 A, 计算出两次爆炸焊接窗口见图 1, 取爆速 V_c 为 $2200\text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 、基板与飞板碰撞角 β 为 8° 。通过两次爆炸焊接, 将三块板材复合为一块。所用炸药密度 $\rho_e=0.931\text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ 。第一次爆炸焊接以#1 粗晶板为基板, #2 板为飞板进行第一次爆炸焊接, 基板/飞板间距 $d=6.2\text{ mm}$, 炸药厚度为 $h_e=26.8\text{ mm}$ 得到#12 复合板。完成第一次焊接后, 将得到的#12 复合板作为基体, 将其#2 板一侧的表面进行打磨、平整化处理, 然后在其上放置#3 板作为飞板, 进行第二次爆炸焊接, 基板/飞板间距 $d=6.9\text{ mm}$, 炸药厚度为 $h_e=30.2\text{ mm}$ 。得到三层铜合金爆炸焊接复合板, 用超声波无损检测仪器确定焊合范围, 复合板复合率约为 79.1%。将第一次焊接形成的焊接界面称为界面 1, 第二次焊接形成的界面称为界面 2。

1.2 实验方法

使用 SOPTOP-CX40M 型光学显微镜观察磨抛和腐蚀后金相试样的组织, 腐蚀剂为氯化铁溶液 (10 g FeCl_3 , 20 mL HCl 和 40 mL H_2O)。磨抛后的样品用 40 nm SiO_2 悬浮液进一步抛光, 最后在磷酸溶液 (50 vol % H_3PO_4 和 50 vol % H_2O) 中进行电解抛光。使用场发射扫描电镜 (Gemini 500) 执行电子背散射衍射 (Electron Backscatter Diffraction, EBSD) 数据采集, 扫描步距根据观测区域特征设定为 0.15-2.5 μm , 采用 AztecCrystal 软件分析 EBSD 数据。使用型号为 Gemini 500 型的场发射扫描电子显微镜 (Scanning Electron Microscope, SEM), 观察铜合金复合板拉伸样的断口形貌。

采用 HXD-1000TMC/LCD 型显微维氏硬度计测试界面区域的硬度分布, 测试时各点初始间距为 200 μm , 距离界面约 1 mm 后, 取点间距变为 500 μm , 实验力为 1.961 N, 保载时间为 15 s。在纵向 (平行于焊接方向, LD) 与厚度方向 (TD) 的截面上制作如图 2 所示拉伸样, 试样总长 46 mm, 标距段长 10 mm, 宽 8 mm。标距段包含两个界面, 并使中间层居中。使用 Instron 5969 试验机以 $8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率进行单轴准静态拉伸试验。此外, 以 $8.33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 的应变速率进行了加载-卸载-再加载试验 (Loading-Unloading-Reloading, LUR)。屈服后, 在应变到每 1% 应变后, 试样在应力控制模式下卸载至 10 MPa, 然后再加载到下一个设计应变。在进行拉伸测试之前, 在试样一侧均匀喷满白漆, 远离样品均匀喷洒黑漆, 使黑漆在样品的白色背景形成均匀的黑斑点图案。应用数字图像相关 (Digital Image Correlation, DIC) 技术分析复合材料在拉伸变形过程中各区域的应变分布和演化过程。为保证数据的准确性和再现性, 室温拉伸与 DIC 试验都分别测试了三个样品。

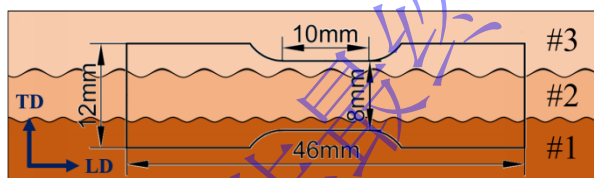


图 2 拉伸试样示意图, 标距段包含两个界面, 并使中间层居中

Fig.2 Schematic diagram of tensile specimen, the gauge section contains both interfaces, with the middle layer centered.

2 结果

2.1 微观组织结构

层状晶粒梯度异相 Cu-Ni-Si-Cr 合金复合板界面金相如图 3 所示, 图 3(a) 为界面 1 处金相组织图, 图 3(b) 为界面 2 处金相组织图。爆炸焊接方法制备的三层铜合金复合板的两个界面均呈现为周期波浪状^[27], 波浪状附近均带有或大或小的熔融区, 熔融区内形成了柱状晶, 并伴有孔洞, 在图中由黄色虚线圈示。这主要是由于爆炸焊接过程中, 碰撞点离开熔融区的温度将会迅速下降, 界面熔化的金属将会迅速冷却、凝固和收缩。此外在界面附近形成了丰富的变形带, 也称绝热剪切带, 在图中以白色箭头标示。其宽度通常为几十微米到几百微米之间, 并与焊接界面呈约 45° 的夹角, 部分相交形成菱形块。变形带的形成是由于爆炸焊接过程中界面的金属在高应变速率 ($10^5/\text{s} - 10^7/\text{s}$) 的状态下发生剧烈的塑性应变。对界面的波长 (WL) 与波幅 (WA) 进行分析, 界面 1 的波长约为 $600 \pm 41 \mu\text{m}$, 波幅约为 $240 \pm 19 \mu\text{m}$ 。界面 2 的波长与波幅都相对较大, 波长约为 $1050 \pm 73 \mu\text{m}$, 波幅约为 $450 \pm 28 \mu\text{m}$ 。波长与波幅受碰撞角^[28,29]和爆炸速度^[30,31]等因素影响^[32,33], 但本文两次焊接设置的参数一致。波长与波幅还与装药量与基复板间距有关^[34,35]: 随着炸药装药量与基复板飞行的垂直距离的增加, 爆炸焊接结合波形的波长与波幅均逐渐增大, 这也与本次实验结果相符。

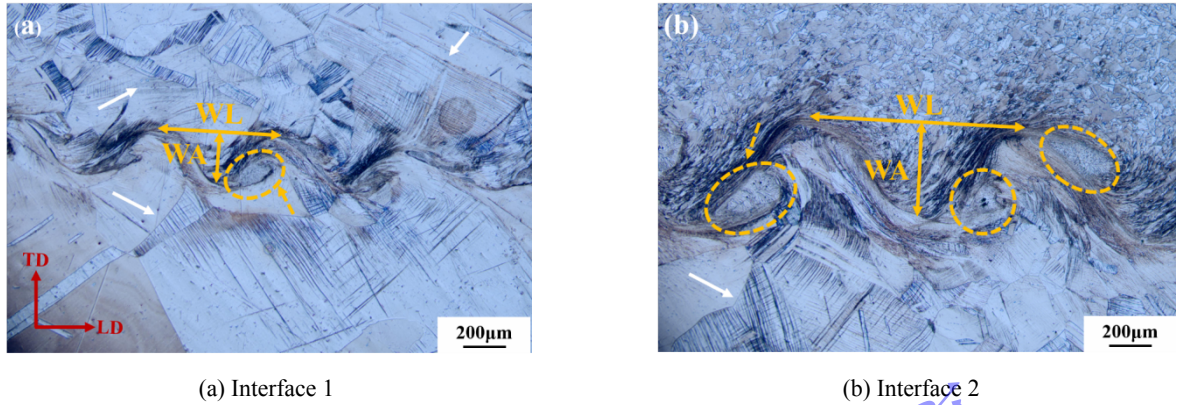


图3 复合板显微金相图

Fig.3 Microstructure of composite plate

采用 EBSD 分析了三个基体区域和两个界面的微观组织。图 4 为复合板基体位置的反极图，其中，图 4(a-c)分别为#1-3 基体区域的反极图，步长分别是 $2.5\ \mu\text{m}$ 、 $1.5\ \mu\text{m}$ 、 $0.9\ \mu\text{m}$ ，并对其进行了晶粒统计。统计结果显示，#1 基体区域的晶粒尺寸为 $281.2\pm 58.3\ \mu\text{m}$ ，#2 基体区域的晶粒尺寸为 $82.5\pm 29.2\ \mu\text{m}$ ，#3 基体区域的晶粒尺寸为 $39.8\pm 12.0\ \mu\text{m}$ ，这与焊前采用截距法统计得到的晶粒尺寸略有差异（见表 1）。需要指出的是，由于该 Cu-Ni-Si-Cr 合金在固溶处理后含有退火孪晶^[36]，上述 EBSD 统计值实际上包含了孪晶界的影响。

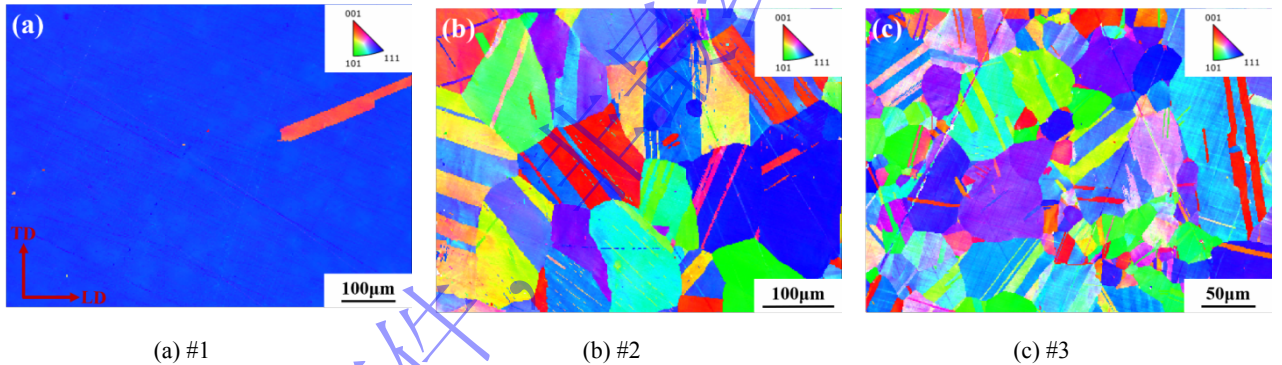


图4 复合板基体反极图

Fig.4 IPF of the composite plate matrix

界面 1、界面 2 区域微观形貌如图 5 所示，图 5(a、b)是界面 1 处不同倍数的反极图，步长分别是 $0.75\ \mu\text{m}$ 、 $0.15\ \mu\text{m}$ 。界面 2 区域微观形貌如图 5 所示，图 5(c、d)是界面 2 处不同倍数的反极图，步长分别是 $0.75\ \mu\text{m}$ 、 $0.3\ \mu\text{m}$ 。其共同特征是越靠近界面，晶粒越细小，且晶粒经历了不同程度的细化与拉长，形成细晶带^[37]。在波浪形界面附近出现凝固组织，由许多垂直于中心冷却边界的柱状晶粒组成，且周围形成了一定厚度的细小的等轴晶粒层。细晶带是由于爆炸焊接过程中的剧烈塑性变形而导致的晶粒细化，而凝固组织是由于焊接过程中结合界面局部区域以可高达 $10^9\ \text{K}\cdot\text{s}^{-1}$ 的超高温变化率升温并且熔化，随后在 $10^7\ \text{K}\cdot\text{s}^{-1}$ 的超高温变化率下冷却，晶粒沿着最高温度梯度方向生长，从而形成了柱状晶粒。凝固组织的周围形成的一定厚度的细小的等轴晶粒层，如图 5(b)与图 5(d)中不包含熔化区的区域，如白色方框圈示，对其进行晶粒统计，发现界面 1 与界面 2 该处晶粒尺寸分别为 $0.83\pm 0.37\ \mu\text{m}$ 、 $1.54\pm 0.54\ \mu\text{m}$ 。

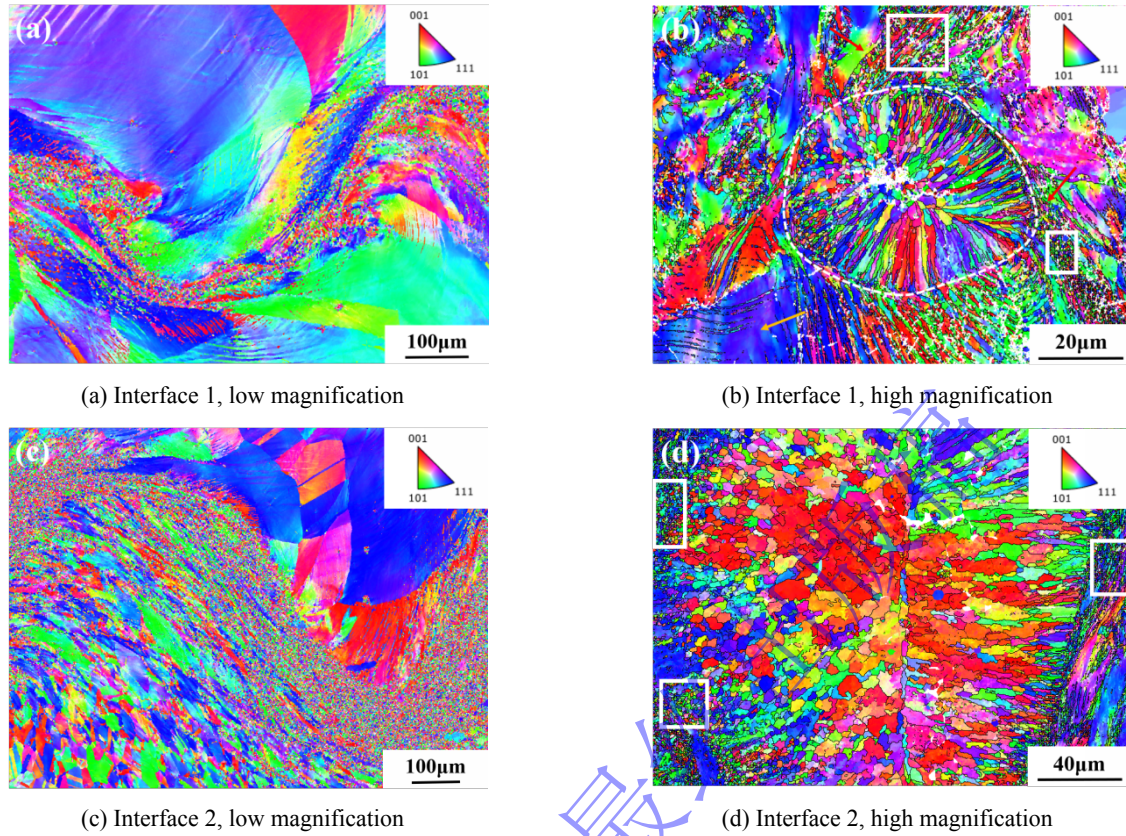
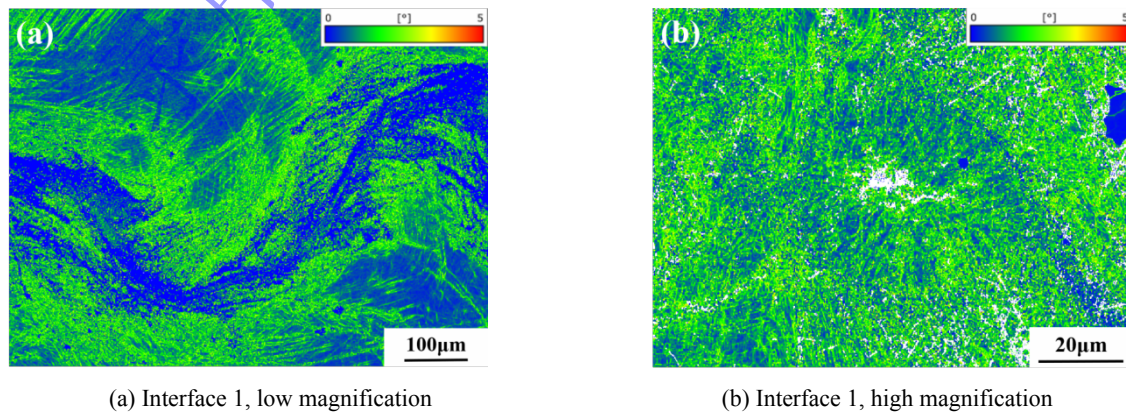
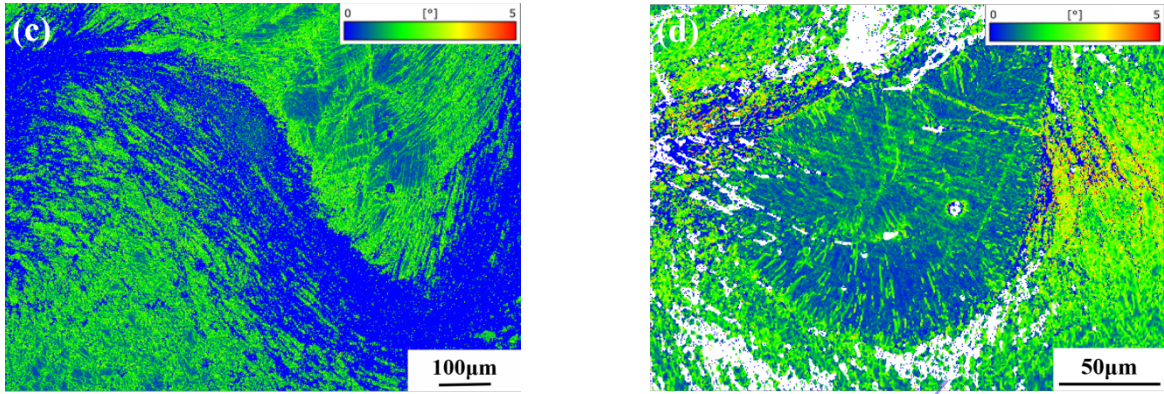


图 5 复合板界面 1、界面 2 反极图

Fig.5 IPF of Interface 1 and Interface 2

图 6 分别是界面 1 与界面 2 同时包含波峰与波谷的界面整体和在凝固组织处局部放大的内核平均取向差(Kernel Average Misorientation, KAM)图, 界面 1 整体(图 6(a))与局部(图 6(b))的 KAM 平均值分别为 1.02° 、 1.31° ; 界面 2 整体(图 6(c))与局部(图 6(d))的 KAM 平均值分别为 0.88° 、 1.38° 。界面局部的 KAM 值均大于整体。一方面, 在爆炸焊接过程中, 剧烈的能量冲击对不同区域施加了不同的影响, 越靠近界面, 影响越大; 另一方面, 晶粒大小不一样, 相邻晶粒塑性变形不兼容并在三维空间相互约束, 在晶界附近引起了应变梯度, 并形成了协调应变梯度的几何必需位错(Geometrically Necessary Dislocations, GNDs) [38], 导致了界面处 KAM 值的升高。总之, KAM 图反映了爆炸焊接后, 复合板材两个界面区域的局部晶粒取向差分布情况, 表明了焊接过程中两个区域分别对应的不同应力应变响应以及微观缺陷密度分布。





(c) Interface 2, low magnification

(d) Interface 2, high magnification

图 6 复合板界面 1、界面 2 KAM 图

Fig. 6 KAM maps of interface 1 and interface 2

2.2 复合板力学性能

复合板硬度分布如图 7 所示。由于两次爆炸焊接带来的剧烈冲击与加工硬化效应^[39]，板材焊后整体硬度相较于焊前（见表 1）显著升高，界面区域尤为突出。#1、#2 和 #3 基板区域硬度值相比于焊前均有不同幅度的提升，其中 #2 板材提升最大。硬度分布呈现从基体到界面逐渐递增的趋势，在界面 1 和界面 2 处分别达到峰值 HV 195.0 和 HV 182.2。界面硬度的显著提高，主要归因于爆炸焊接过程中该区域所经历的强烈塑性变形。剧烈的变形导致界面晶粒被拉长、破碎，同时位错密度急剧增加，从而产生显著的细晶强化和加工硬化效果。

复合板的工程应力-应变曲线以及相应的屈服强度、极限抗拉强度和断后伸长率如图 8 所示，表 2 综合比较了复合板与焊前基板的力学性能。与原始母材相比，复合板的屈服强度和极限抗拉强度均显著提高，但断后伸长率有所降低。即使与三种母材中最优的力学性能相比，复合板的屈服强度与抗拉强度仍呈现显著提升：屈服强度从约 206.9 ± 2.7 MPa 提高至 402.5 ± 2.5 MPa，极限抗拉强度从 335.2 ± 5.2 MPa 提高至 425.0 ± 5.0 MPa。然而，其断后伸长率则由 $49.0 \pm 2.3\%$ 下降至 $16.8 \pm 1.8\%$ 。与爆炸焊接制备双层 Cu-Ni-Si-Cr 复合板相比^[13]，本工作屈服强度和抗拉强度与其相当，但延伸率得到显著提升，从约 10% 提升至 16.8%。需要指出的是，文献^[13]中双层复合板的焊前母材均处于固溶态（与本研究焊前状态一致），未进行时效硬化处理，且焊后未经热处理直接测试。因此，本研究三层复合板延伸率的提升主要归因于三层晶粒梯度异构结构带来的应变分配协调效应，而非焊前母材状态的差异。由图 9 可以看出，拉伸断口呈锯齿状，与界面形成约 45° 夹角，且在界面附近可见明显的剪切变形带，表明材料在界面附近发生了剧烈变形。

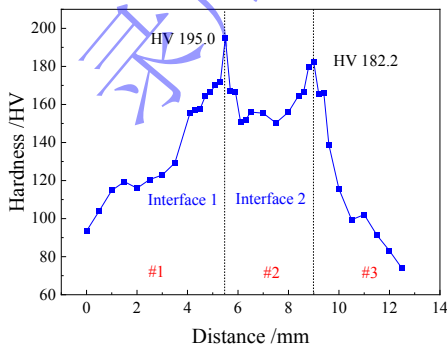


图 7 复合板材硬度分布

Fig. 7 Hardness distribution of composite plate

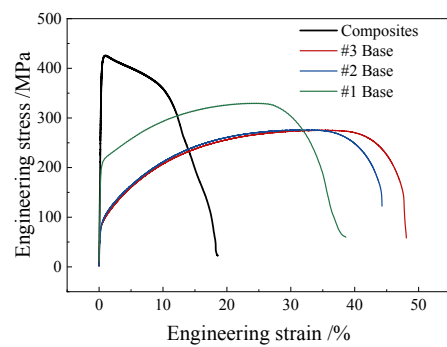


图 8 复合板材应力-应变曲线

Fig. 8 Engineering stress-strain curves of composite plate

表 2 母材与复合板的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of base materials and composite plate

状态	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%
复合板	402.5±2.5	425.0±5.0	16.8±1.8
基板#1	206.9±2.7	335.2±5.2	43.2±3.5
基板#2	80.0±3.2	275.0±5.3	48.1±2.4
基板#3	85.0±2.1	275.0±4.3	49.0±2.3

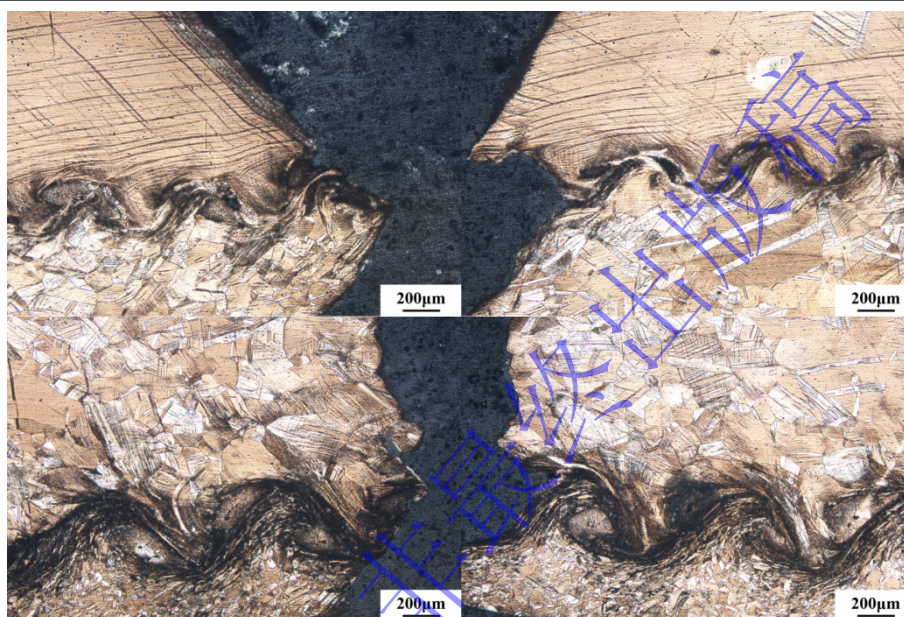
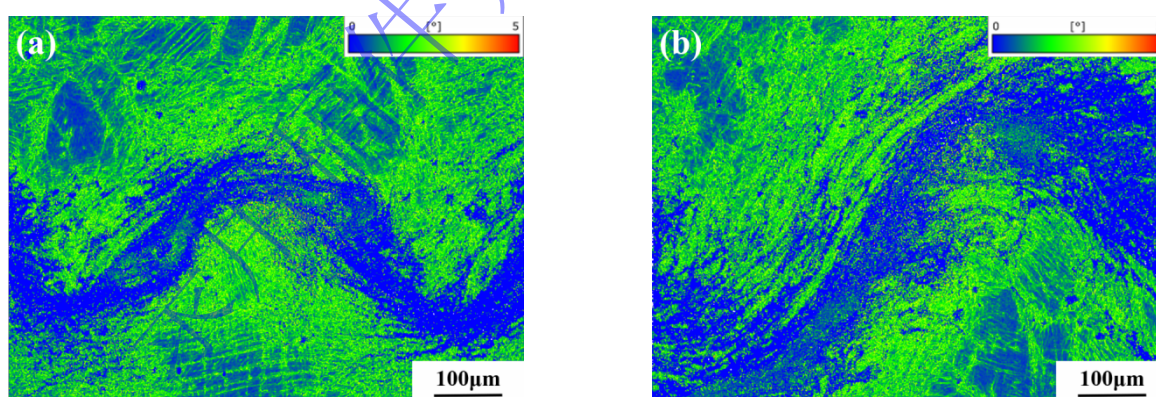


图 9 拉伸断口金相图

Fig.9 Fracture morphology of tensile specimen



(a) Interface 1

(b) Interface 2

图 10 复合板断后界面处 KAM 图

Fig.10 KAM maps of interfaces after tensile test

对拉伸断后试样进行 EBSD 观察。图 10 为断后界面区域的 KAM 图，图 10(a)为界面 1，图 10(b)为界面 2。界面 1 与界面 2 的平均 KAM 值分别为 1.12°和 1.04°。与拉伸前的初始 KAM 值（1.02°和 0.88°）相比，断后 KAM 值略有上升。该增幅远低于文献报道的以加工硬化为主导的变形机制中所观察到的增幅^[40]，可能与变形过程中发生的位错重组与湮灭有关。同时，对比两个界面的 KAM 差异可

见, 焊接前两界面 KAM 值相差约 15.9%, 反映了爆炸焊接过程中两次剧烈塑性变形所引起的应力-应变响应及微观缺陷分布差异。而拉伸后两界面 KAM 差距缩小至 7.7%, 说明在拉伸过程中复合材料发生了明显的应变分配与协调变形。

使用 SEM 分别观察复合板断口正面与侧面的形貌, 结果如图 11、图 12 所示, 图 11 为复合板正面断口形貌图, 在断裂过程中, 拉伸试样首先发生颈缩, 随后裂纹在界面 2 处萌生, 如图 11(a)所示, 拉伸断口侧面观察到主裂纹位于界面 2 附近, 并最终导致材料断裂。从图 11(b)可见, 断口表面分布有大量均匀的韧窝, 表现出典型的韧性断裂特征。

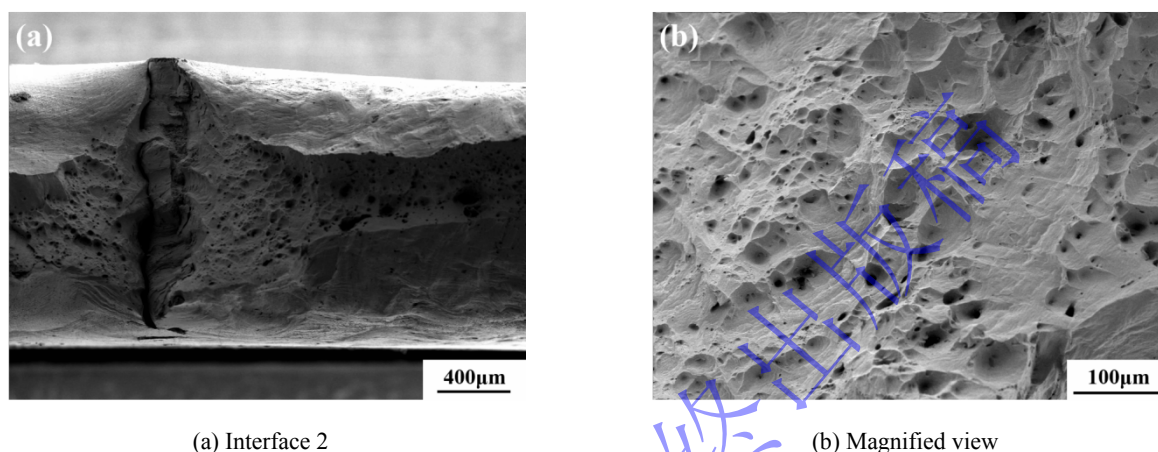
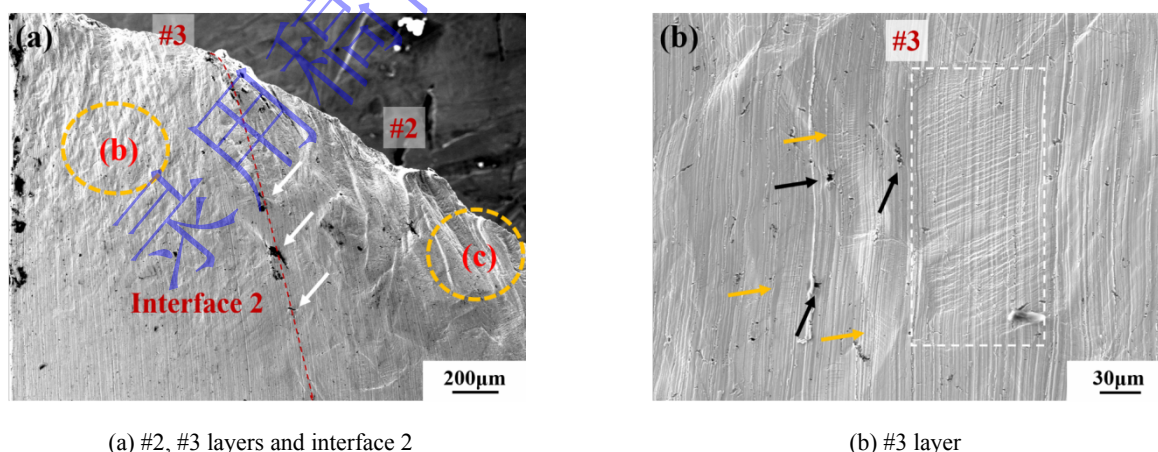


图 11 复合板正面拉伸断口形貌

Fig.11 Fracture morphology of composite plate (front view)

图 12(a-d)展示了复合材料断裂前缘的侧面变形形貌, 图中已用红色数字或单词标示局部区域。各层变形明显不均匀: 细晶层#3 与中晶层#2 (图 12(a)) 出现大量约 45° 的滑移带 (黄色箭头) 及沟壑结构 (图 12(b、c)), 表明这两层发生了厚度减薄。此类滑移带源于位错连续滑移, 是金属均匀变形的体现^[10,41]。沟壑内部材料经剧烈剪切拉长, 形成纤维状或流线型结构; 剪切带内及边缘可见微空洞 (黑色箭头), 沿剪切带拉长连接成链状。相比之下, 粗晶层#1 图 12(d) 未见明显滑移带及减薄。界面区域 (图 12(a)与(d) 红色虚线) 存在孔洞与微裂纹 (白色箭头)。总之, 裂纹在界面 2 萌生扩展, 沿剪切带延伸并贯穿试样。



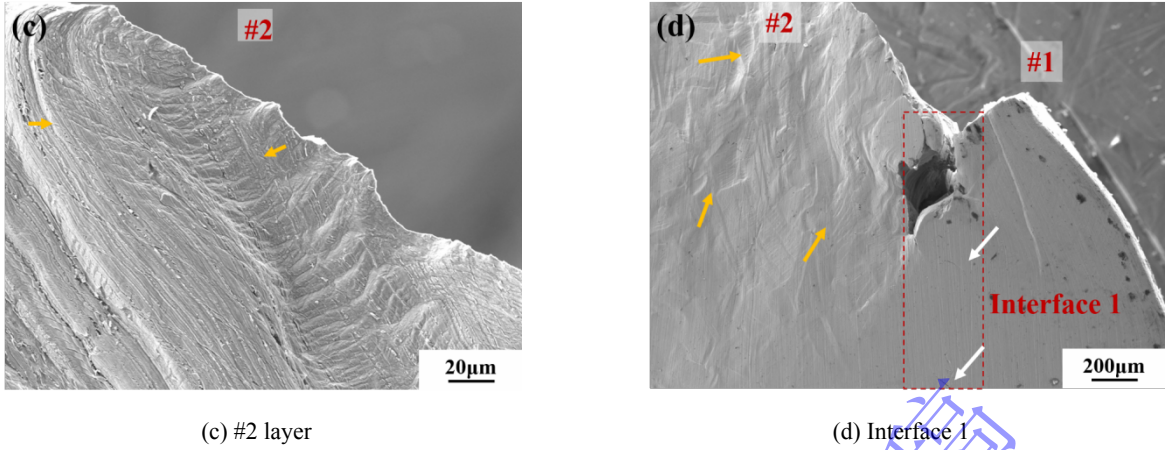


图 12 复合板侧面拉伸断口形貌

Fig.12 Fracture morphology of composite plate (side view)

3 讨论

3.1 复合板拉伸性能强化机制

为了更好地指导后续机械加工，我们需要厘清复合材料屈服强度贡献机制。金属材料的强化机制主要包含 4 种：固溶强化 $\Delta\sigma_{SS}$ 、细晶强化 $\Delta\sigma_g$ 、析出强化 $\Delta\sigma_p$ 和位错强化 $\Delta\sigma_d$ 。将这些贡献线性相加即可得到理论屈服强度^[42,43]。

$$\sigma_y' = \sigma_0 + \Delta\sigma_p + \Delta\sigma_g + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_{SS} \quad (1)$$

式中 $\sigma_0 = 20 \text{ MPa}$ 为铜基体的点阵摩擦应力^[44]。由于母材均处于固溶状态，第二相仅为 Cr_3Si 相，析出强化作用被忽略，即 $\Delta\sigma_p = 0 \text{ MPa}$ 。

细晶强化主要通过晶界阻碍位错移动从而提升基体强度，可以同时提高强度和韧性。晶粒细化对强度贡献可以由 Hall-Petch 公式计算^[45]：

$$\Delta\sigma_g = K_g d^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$

其中 $K_g = 112 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$ 为 Hall-Petch 系数^[16]， d 为界面非熔化区的平均晶粒尺寸，界面 1 的 $d_1 = 0.83 \mu\text{m}$ ，界面 2 的 $d_2 = 1.55 \mu\text{m}$ ，计算得出 $\Delta\sigma_{g1} = 123 \text{ MPa}$ ， $\Delta\sigma_{g2} = 90 \text{ MPa}$ 。

在金属材料中产生位错强化主要通过塑性变形和马氏体相变，本文中主要来源于形变强化，其计算公式是：

$$\Delta\sigma_d = M \alpha G b \rho^{1/2} \quad (3)$$

其中 $M = 3.06$ 为 fcc 多晶基体的平均取向因子， $\alpha = 0.2$ 为 fcc 金属的常数， $G = 44.0 \text{ GPa}$ 和 $b = 0.255 \text{ nm}$ 分别为基体的剪切模量和柏格矢量的大小^[16]。 ρ 为位错密度，由 $\rho = \mu\theta/sb$ 推导得出。其中 μ 为 1-5 范围内的几何常数，取 3， θ 是平均 KAM， s 是步长，本研究中界面 1 的 $\theta_1 = 0.0229 \text{ rad}$ (1.31°)， $s_1 = 0.15 \mu\text{m}$ ，界面 2 的 $\theta_2 = 0.0241 \text{ rad}$ (1.38°)， $s_2 = 0.15 \mu\text{m}$ 。因此 $\rho_1 = 1.80 \times 10^{15}/\text{m}^2$ ， $\rho_2 = 0.57 \times 10^{15}/\text{m}^2$ 。在一般材料中，GNDs 通常占总位错密度的 65-85%^[46,47]，折中取 75% 作为修正系数^[48]。最终得出 $\Delta\sigma_{d1} = 336 \text{ MPa}$ ， $\Delta\sigma_{d2} = 189 \text{ MPa}$ 。

溶质原子引起晶格畸变阻碍位错运动，从而增加强度，称为固溶强化，其公式是^[49]：

$$\Delta\sigma_{ss} = M \frac{G \varepsilon_{ss}^{3/2} c^{1/2}}{700} \quad (4)$$

$$\varepsilon_{ss} = |\varepsilon'_G - \chi \varepsilon_b| \quad (5)$$

$$\varepsilon'_G = \frac{\varepsilon_G}{1 + \frac{1}{2} |\varepsilon_G|} \quad (6)$$

$$\varepsilon_G = \frac{1}{G} \frac{dG}{dc} \quad (7)$$

$$\varepsilon_b = \frac{1}{a} \frac{da}{dc} \quad (8)$$

式中 c 为基体中固溶元素(Ni 和 Si)的原子浓度, 分别约为 2.15 at.% 和 1.23 at.%. Cr 在凝固和固溶过程中容易形成 Cr_3Si 相, 不参与固溶强化^[13]. $\chi = 3$ 为常数^[50], $a = 0.361 \text{ nm}$ 为基体的晶格参数^[51]. 计算得到 $\Delta\sigma_{ss1} = \Delta\sigma_{ss2} = 39 \text{ MPa}$.

根据上述计算, 可以得出界面 1 屈服强度 $\sigma'_{y1} = 518 \text{ MPa}$, 界面 2 部分 $\sigma'_{y2} = 338 \text{ MPa}$, 其中位错强化贡献最大.

进一步对拉伸试样中界面两侧其他部位进行估计, 可以用材料的硬度(HV)与屈服强度的近似关系式来推导:

$$\text{HV} = \phi \sigma_y \quad (9)$$

其中 ϕ 是一个系数, 可以粗略地认为对特定材料为常数^[52]. 由于硬度随到界面距离的变化而变化, 我们对复合板分区域计算. 拉伸试样的宽度 8 mm, 界面影响区 1 宽度约 0.45 mm, 界面影响区 2 宽度约 0.25 mm, 通过对图 7 中拉伸试样宽度内, 各层基体非界面影响区域的硬度取平均值, 得到拉伸试样中三个板材的等效硬度. 因此, 三个板材的平均硬度分别为 HV 162、HV 156 和 HV 114. 结合 σ'_y 和公式 9 可计算出其对应的屈服强度, 即 $\sigma'_{y1} = 352 \text{ MPa}$, $\sigma'_{yII} = 339 \text{ MPa}$ 以及 $\sigma'_{yIII} = 248 \text{ MPa}$.

根据混合法则^[53], 复合板的整体屈服强度可以估计为

$$\sigma'_y = \frac{t_{i1}}{t_0} \sigma'_{y1} + \frac{t_{i2}}{t_0} \sigma'_{y2} + \frac{t_1}{t_0} \sigma'_{yI} + \frac{t_2}{t_0} \sigma'_{yII} + \frac{t_3}{t_0} \sigma'_{yIII} \quad (10)$$

其中, $t_0 = 8 \text{ mm}$, 是拉伸试样的宽度; t_{i1} 和 t_{i2} 分别是两个界面影响区的宽度, $t_{i1} = 0.45 \text{ mm}$, $t_{i2} = 0.25 \text{ mm}$; t_1 , t_2 和 t_3 分别是去除界面影响区后在拉伸试样中#1、#2 和#3 板材的宽度, 最终计算结果是 328.2 MPa. 研究中复合材料屈服强度的实际结果为 402.5 MPa, 显著高于理论预测值. 这一差异表明, 除了各组成部分的独立贡献外, 层状异构复合板在变形过程中产生了额外的协同强化效应^[54], 即异质变形诱导 (Hetero-Deformation Induced, HDI) 硬化.

异质结构材料塑性变形过程中, 由于软硬相之间的应变不协调, 会在界面处产生应变梯度. GNDs 在界面处的堆积则是为了协调应变梯度的必然结果^[55]. 随着在界面堆积的位错数量的不断增加, 这些位错形成一个力, 作用于位错源并抑制其发射位错, 此时需要额外增大外加应力才能使位错源继续发射位错, 这个由于几何必需位错塞积引起的、额外增加的应力被称为背应力(back stress)^[56,57], 也称为长程内应力(long-range internal stress)^[58], 作用于软相. 同时, 位错塞积产生的这个力还作用于异

质界面的另一侧，称为前应力(forward stress)^[56,57]。把背应力和前应力组合起来，称为异质变形诱导应力^[38,59]。异质变形诱导硬化效应通常可通过加载-卸载-再加载试验(LUR)进行定量分析。LUR试验获得的真应力-应变曲线如图13(a)所示，图中可见明显的迟滞回线，这是材料中存在显著背应力的典型特征，表现为包辛格效应^[60,61]。局部迟滞回线的放大分析(图13(b)，第三个迟滞回线)显示，再加载屈服应力(σ_r)与卸载屈服应力(σ_u)之间存在明显应力差，该差值直接体现了HDI应力的大小，其值可由下式计算^[62]：

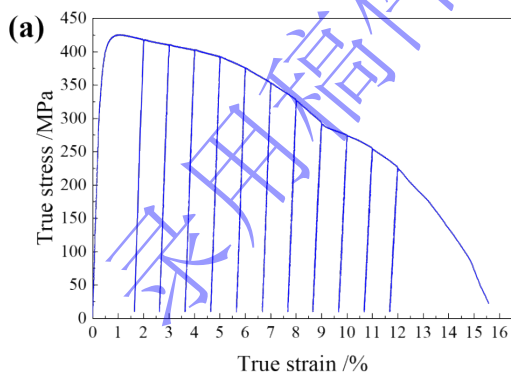
$$\sigma_y^n = \frac{\sigma_r + \sigma_u}{2} \quad (11)$$

如图13(c)所示，在实验观测的应变区间内(约2%–12%)，HDI应力的演变呈现典型的双阶段特征：在较低应变阶段(约2%–4%)，HDI应力随真应变缓慢上升，在第三个回滞环即真应变4%时达到最高值234.6 MPa。表明随着塑性变形的发展，界面处的应变梯度持续驱动GNDs进一步积累。然而当真应变超过约4%后，HDI应力转而呈现下降趋势，反映出材料内部协调异质变形的机制发生重要转变。根据经典加工硬化理论，高应变下位错可通过交滑移、攀移等机制发生重组与相消，形成位错胞等低能结构，从而导致位错密度净增长速率下降。在异质层状材料中，此类动态回复过程同样作用于界面处堆积的GNDs^[63,64]。当局部应力达到临界值时，界面附近位错源的激活、GNDs的重新分布或硬相层的逐渐屈服，均可能缓解先前积累的背应力，从而导致HDI应力下降。这一现象可归因于高应变下为降低系统能量而发生的动态弛豫过程。包辛格效应的强度常以归一化反向塑性应变($\varepsilon_r/\varepsilon_y$)随归一化应变($\varepsilon/\varepsilon_y$)的变化来表征。本研究复合材料中($\varepsilon_r/\varepsilon_y$)随($\varepsilon/\varepsilon_y$)整体呈上升趋势(图13(d))，进一步证实循环变形过程中背应力的显著作用。

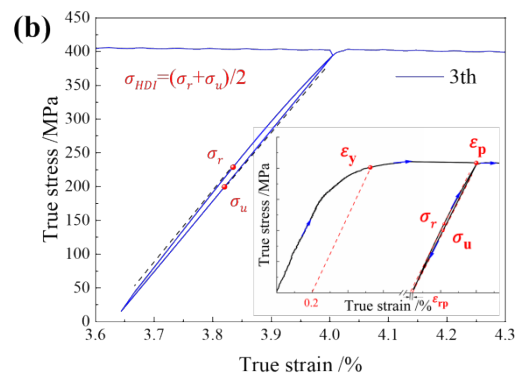
根据LUR试验结果，外推至屈服点($\sigma_{0.2}$)的HDI应力约为230 MPa。为定量评估HDI硬化对整体屈服强度的贡献，考虑到HDI硬化与传统强化机制并非完全独立，若将两者简单线性相加会严重高估屈服强度，而采用毕达哥拉斯求和则可更合理地描述两者的耦合关系^[65-67]：

$$\sigma_y = \sqrt{\sigma_y'^2 + \sigma_y''^2} \quad (12)$$

代入数值计算得到预测值为400.8 MPa，该预测值与实验屈服强度(402.5 MPa)高度吻合，进一步证实了HDI硬化是除传统强化机制外不可或缺的重要贡献。



(a) LUR hysteresis loop



(b) Enlarged 3rd hysteresis loop

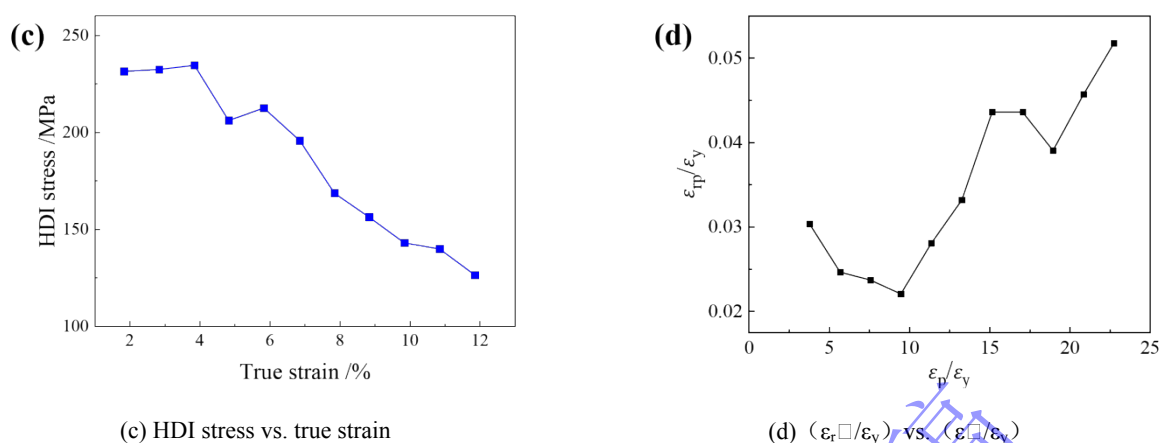


图 13 爆炸焊接晶粒层状异构铜合金材料 LUR 试验结果

Fig.13 LUR test results of explosively welded grain-layered heterostructured Cu alloy

3.2 复合板各层变形分配与协调行为

层状异构材料的塑性变形行为，本质上是由各组成层的力学性质差异所决定的。本研究中，三层 Cu-Ni-Si-Cr 合金复合板呈现出显著的晶粒尺寸梯度（从#1 层的约 281 μm 到#3 层的约 40 μm ），这直接导致了各层在强度和塑性上的固有差异。根据 4.1 节的硬度换算结果，#1、#2、#3 层的理论屈服强度分别约为 352 MPa、339 MPa 和 248 MPa。界面 2 连接的是强度最低的#3 层和强度次之的#2 层（强度差约 91 MPa），而界面 1 连接的是#2 层和强度最高的#1 层（强度差约 13 MPa）。从强度反差来看，界面 2 两侧的差异远大于界面 1。此外，根据 4.1 节的强化机制计算，界面 1 的理论屈服强度为 518 MPa，而界面 2 仅为 338 MPa，表明界面 2 区域强度低于界面 1，在相同的加载条件下更容易发生塑性变形。

数字图像相关（DIC）技术记录了应变场的演化过程（图 14）。在拉伸过程中， ϵ_{xx} 方向应变分布较为均匀，最大应变约 1%，未出现明显的应变梯度；而 ϵ_{yy} 方向则呈现出显著的应变分配与局部化特征。在应变初期（0%~0.39%）， ϵ_{yy} 方向的应变主要集中在上方，整体呈现从上到下的梯度分布。随后（0.39%~0.55%应变），材料内部发生明显的应变分配，出现许多与拉伸轴呈约 45° 的变形条带。而在 ϵ_{xx} 方向上，直到应变达到 0.69%，整体应变都较为均匀，此阶段也对应拉伸曲线中的上升阶段。随着变形进行，应变逐渐在界面 2 附近形成明显的集中区。在 2% 应变时，靠近界面 2 的中间位置出现三个明显的高应变点，并有两交叉变形条带贯穿其中，其他 45° 变形条带几乎完全消失，表明此处可能已有微裂纹萌生。2%~4.3% 应变对应曲线中第一个下滑阶段。这一现象产生的原因是，应变集中的位置受多重因素共同影响。首先，界面 2 两侧强度差最大（91 MPa），层间变形不协调最为剧烈；其次，界面 2 区域自身的强度储备（338 MPa）低于界面 1（518 MPa），更易发生塑性变形；最后，从焊接工艺参数来看，界面 2 的装药量（厚度 30.2 mm）和基复板间距（6.9 mm）均大于界面 1（26.8 mm 和 6.5 mm），表明界面 2 在焊接过程中经历了更高的能量输入，引入了更高的加工硬化程度。三因素叠加，导致界面 2 成为整个复合板的变形薄弱环节。当真应变达到 10.2% 时，界面 2 处已发生局部开裂，随后裂纹向两边扩展。与此同时，#1 粗晶层也发生断裂，但其裂纹扩展至界面 1 处时发生停滞，随后两处裂纹一同扩展直至试样断裂，对应曲线中的第二个快速下滑阶段。裂纹在界面 1 处停滞的原因可能是由于界面 1 两侧强度差较小（13 MPa），层间变形相对协调，因此对裂纹扩展起到了一定的阻碍作用。但随着变形持续，界面 1 最终仍被突破。

结合断口形貌（图 12）分析，细晶层#3 与中晶层#2 中观察到大量与拉伸轴呈约 45° 的滑移带及厚度减薄，表明这两层承担了主要的塑性变形。值得注意的是，强度最低的#3 层（248 MPa）虽然承载能力最弱，但其细晶组织使其仍具备一定的塑性变形能力；而#2 层（339 MPa）作为中间层，在协调#1 层和#3 层的变形中起到了关键作用。而粗晶层#1 中未出现明显滑移带，变形程度较小。这种显

著的层间变形不均匀性，在强度差最大且焊接能量较高的界面 2 附近引发了剧烈的应变梯度。断后 EBSD 分析（图 10）进一步从微观层面印证了上述变形分配过程。拉伸前后对比显示，界面 2 的平均 KAM 值由 0.88° 增至 1.04° ，增幅达 0.16° ；而界面 1 的平均 KAM 值由 1.02° 增至 1.12° ，增幅为 0.10° 。界面 2 更显著的 KAM 增幅表明，该界面区域在拉伸过程中发生了更剧烈的塑性变形，导致位错增殖更为突出。同时，两界面 KAM 值的差距由焊前的 15.9% 缩小至 7.7%，说明在拉伸过程中应变主要在界面 2 区域优先积累，使两界面的位错密度趋近，反映出明显的应变分配与局部化特征。当局部应变超过材料的极限承载能力时，微裂纹便在界面 2 处萌生，并沿着已经形成的 45° 剪切带方向扩展，最终导致材料的整体失效。

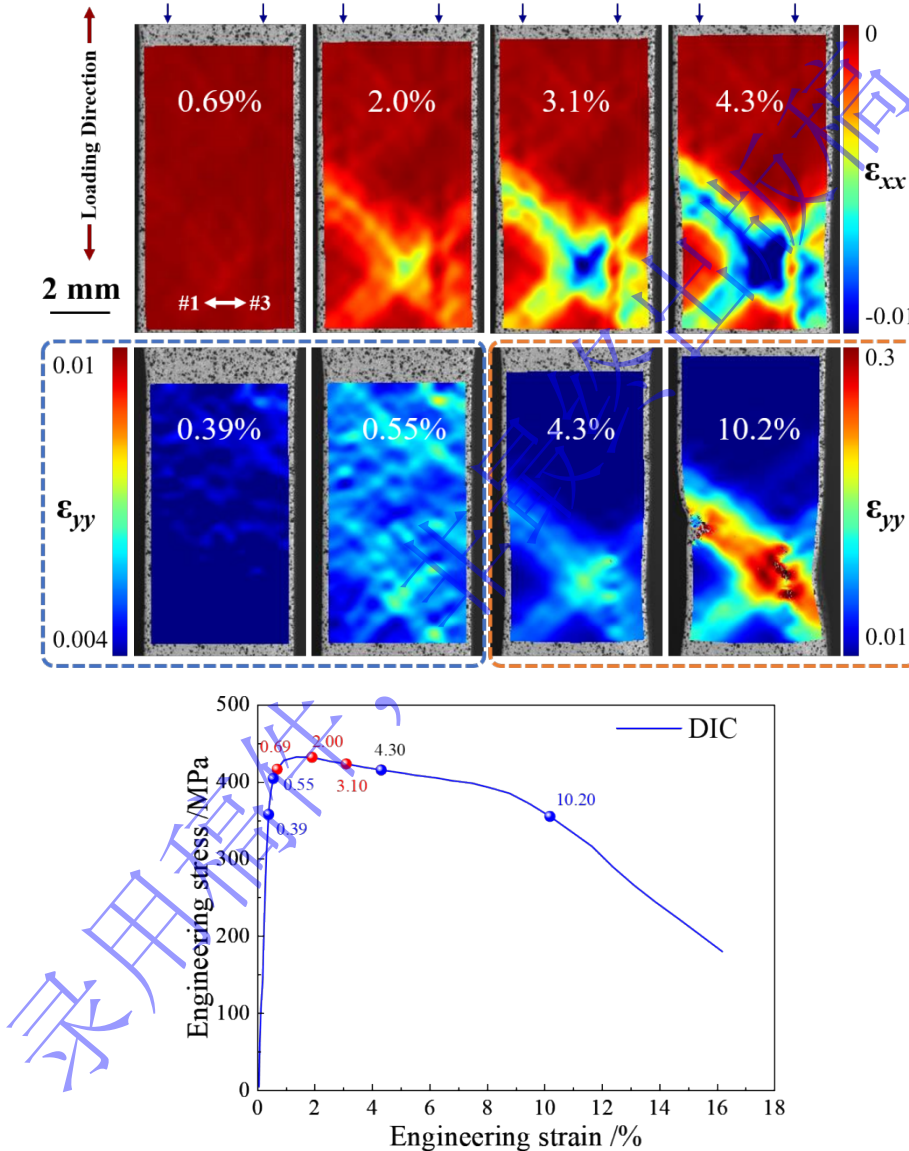


图 14 DIC 实验结果

Fig.14 DIC experimental results

需要说明的是，裂纹萌生时刻与顺序的判定主要基于断口形貌和 DIC 应变场演化，尚缺乏原位动态观测的直接证据，但综合前文各项表征可合理推断裂纹优先在界面 2 处萌生。爆炸焊接参数（装药量、基复板间距）直接决定了界面波形的波长与波幅，进而影响界面区域的塑性变形程度和位错密度。本工作中界面 2 的装药量（30.2 mm）和间距（6.9 mm）均大于界面 1（26.8 mm、6.2 mm），因此界面 2 的波长与波幅更大，焊接过程中经历的能量输入更高，导致界面附近引入了更高密度的位错

和更显著的加工硬化，这从界面 2 较高的局部 KAM 值 (1.38°) 和硬度峰值 (HV 182) 得到印证。复合板的失效行为，是由层间固有的力学性质差异和界面焊接工艺条件的共同作用所驱动。界面 2 两侧强度差最大，加之其自身强度储备较低，且焊接过程中经历了更高的能量输入，使其成为变形的先天薄弱环节，导致应变在此优先集中并萌生裂纹。界面 1 对裂纹扩展的阻滞作用可从界面结合强度、硬度梯度与应变协调三个方面加以机理解释：界面 1 的理论屈服强度 (518 MPa) 和硬度峰值 (HV 195) 均显著高于界面 2 (338 MPa, HV 182)，且界面 1 两侧的硬度过渡更为平缓，有利于缓解裂纹尖端的应力集中；同时，界面 1 两侧的层间强度差仅为 13 MPa，远小于界面 2 两侧的 91 MPa，较小的强度差意味着层间变形更加协调，不易产生剧烈的应变梯度，从而抑制裂纹的快速扩展。DIC 结果也显示，裂纹扩展至界面 1 附近时应变集中程度明显降低，进一步印证了其阻滞作用。爆炸焊接制备的晶粒梯度层状复合板，其屈服强度的大幅提升主要源于爆炸冲击引入的高密度位错所产生的位错强化，而其塑性降低及失效行为则是由强度反差最大的高能焊接界面成为变形集中区所致。这一结果提示，在层状异构设计中，不仅需要关注界面两侧的强度匹配，还可通过热机械处理来调控异质结构特征，恢复和提高异构复合板综合性能。

4 结论

本研究成功通过爆炸焊接技术制备了具有显著晶粒尺寸梯度的三层 Cu-Ni-Si-Cr 合金复合板。通过多尺度表征，系统揭示了其波状界面、绝热剪切带及局部熔化区的微观特征，并明确了其对材料力学性能的影响机制，主要结论如下：

- 1) 在既定爆炸焊接窗口内，通过两次爆炸焊接成功实现了三层异构的固结，验证了爆炸焊接累加成形方法制备大尺寸晶粒梯度异构板材的可行性。复合板界面呈现典型的波状结合形貌，其波长与波幅受装药量与基复板间距控制。界面区域因剧烈的塑性变形与高应变速率冷却，形成了以绝热剪切带和柱状晶为特征的复杂微观组织；
- 2) 复合板实现了强度的显著提升（屈服强度达 402.5 MPa），但断后伸长率降至 16.8%，塑性较原始母材有所下降。断口分析与变形面形貌表明，复合材料在拉伸过程中表现出显著的变形不均匀性，裂纹优先在界面 2 处萌生，并沿着剪切带扩展，表明其失效路径由异质层间的应变不协调所主导；
- 3) 定量分析表明，界面区域的强化主要源于位错强化、细晶强化与固溶强化，其中位错强化贡献最为突出。LUR 试验测得 HDI 应力约 230 MPa，平方根叠加预测值约 401 MPa，与实验值 402.5 MPa 吻合，证实 HDI 硬化是不可或缺的贡献。实验屈服强度超越混合法则预测，根本原因在于爆炸冲击引入的高密度位错提供了最主要的位错强化贡献，同时层间变形不协调引发的应变集中主导了失效过程，DIC 结果直接证实了这一机制。本工作表明，爆炸焊接累加成形结合晶粒梯度异构设计，可有效规避传统熔铸大尺寸铸锭的组织均匀性差和加工开裂问题，为制备高性能大尺寸铜合金板材提供了新途径。

附录 A

爆炸焊接的参数直接影响了界面形貌，而界面形貌对复合板的结合强度有显著影响，因此合理选择合适的爆炸焊接工艺参数至关重要。为了更好地指导实际复合板的爆炸焊接，获得尽可能高质量的复合板，Carpenter 等人提出了一种更实用的可焊性窗口^[26]，涉及碰撞角和速度两个动态参数，焊接窗口示意图如图 A.1 所示。

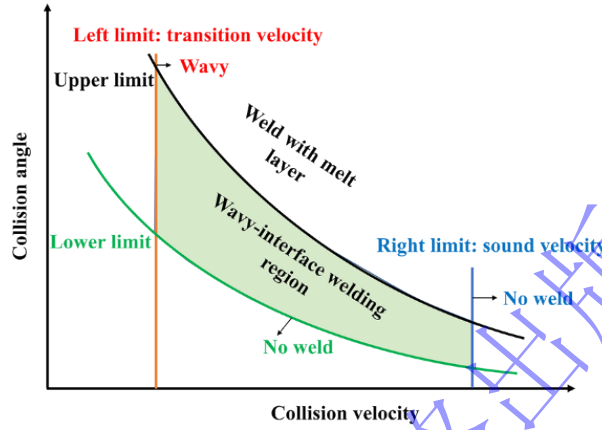


图 A.1 理论焊接窗口示意图

Fig. A. 1 Schematic diagram of theoretical welding window

图示的焊接窗口主要由上下左右四条边界围成，在计算焊接窗口时，公式的选择和计算参数的选取对计算结果均有较大的影响，采用不同的理论模型会得出不同的计算公式^[68]。本文尽可能选择广泛普适的通用模型。

爆炸焊接右边界对应焊接过程碰撞点所必需的射流的形成，可简化等值于材料声速，研究表明碰撞点移动速度应小于焊接母材的声速值^[69]，以保证射流的产生和良好的焊合效果。

爆炸焊接上边界用于限制飞板速度，应由母材金属的热物理性质，如导热系数、比热容、声速、密度和熔点等共同决定，据此 Carpenter 和 Wittman 共同^[26]给出了上限的定量表达式：

$$\sin\left(\frac{\beta}{2}\right) = \frac{1}{2N} \frac{(T_m C_b)^{\frac{1}{2}}}{V_c^2} \left(\frac{K C_p C_b}{\rho h} \right)^{\frac{1}{4}} \quad (\text{A.1})$$

式中， β 为动态碰撞角/rad； N 为无量纲常数，为 0.11； T_m 是铜合金飞板材料的熔点/°C，本文中取 1083 °C； C_b 为铜合金材料的体积声速，4000 m·s⁻¹； V_c 为碰撞点的移动速度/m·s⁻¹； K 为铜合金的导热系数，本文所用材料为 86.3 W·m⁻¹·K⁻¹； C_p 为飞板材料铜合金的比热容，本文研究所用铜合金材料该值为 346 J·kg⁻¹·°C⁻¹； ρ 为飞板材料密度，8900 kg·m⁻³； h 为飞板材料厚度。

爆炸焊接左边界作为界面形态为平直和波形的分界线，当碰撞点速度超过左边界时，焊接复合的结合界面为波状，反之则多为平直界面。G.R.Cowan^[21]用流体力学中的卡门涡街理论，引入流体临界雷诺数计算焊接过程中波状界面形成所需要的临界碰撞速度值，经验公式：

$$R_T = \frac{(\rho_f + \rho_b)V_c^2}{2(H_f + H_b)} \quad (\text{A.2})$$

式中， R_T 为临界 Reynolds 数，据文献本文取值为 10.6； ρ_f 和 ρ_b 分别为飞板材料和基板材料密度，本文中均为 8900 kg·m⁻³； V_c 为碰撞点的移动速度/m·s⁻¹； H_f 为飞板材料的硬度； H_b 为基板材料硬度。

爆炸焊接下边界规定了焊合的最小碰撞速度，以最小的冲击速度进行焊接，可以使用最小的炸药量，较小的冲击速度使得焊接界面整体塑性变形减小，界面处热量释放减少^[20]。此外，要使焊接得

以实现, 冲击能量至少需要克服待焊材料的屈服强度, 在焊接结合点处生成质量流, 能实现焊接表面的自净化效果。Zakharenko 等人^[70]给出了焊接窗口下边界的计算公式:

$$\sin \beta = k \sqrt{\frac{H_v}{\rho V_c^2}} \quad (\text{A.3})$$

式中, β 为动态碰撞角/rad; k 为与材料表面清洁程度有关的常数, 此处取 0.6; ρ 为材料密度, $8900 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$; H_v 为铜合金飞板和基板材料中维氏硬度较大值。

本研究共需进行 2 次爆炸焊接将 3 层不同晶粒度的 Cu-Ni-Si-Cr 合金焊接成一整块复合板, 因此需要进行 2 次爆炸焊接窗口的计算。3 块铜合金母材的密度, 声速及导热系数等相关热物理性质近似考虑相同, 第一次焊接基板材料 (#1) 厚度 5.5 mm, 飞板材料 (#2) 厚度为 4 mm, 第二次焊接以前次复合板为基板, 复合板#2 板侧在上, 飞板材料 (#3) 厚度为 4.5 mm。由于焊接过程使得母材合金板发生较大塑性变形, 使得焊后复合板硬度相较于焊前会有提高, 根据课题组前期焊接经验数据^[11], 假定一次焊接后母材显微硬度提高值为 HV 40, 采用表 1。数据计算得到上述两次焊接的爆炸焊接窗口分别如图 1 所示。综合 2 个爆炸焊接窗口, 统一选择碰撞点速度 (对应爆速) $2200 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ 、碰撞角 8° 作为实际焊接条件。

所选焊接条件需要依据以下各式计算得到实际焊接所需具体炸药量^[71]:

$$\sqrt{2E} = \frac{V_d}{3.08} \quad (\text{A.4})$$

$$V_p = 2V_d \sin(\beta/2) \quad (\text{A.5})$$

$$V_p = \sqrt{2E} \left(\frac{(1+2/R)^3 + 1}{6(1+1/R)} + \frac{1}{R} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (\text{A.6})$$

$$R = \frac{\rho_e h_e}{\rho_f h_f} \quad (\text{A.7})$$

$$d = 0.2(h_e + h_f) \quad (\text{A.8})$$

式中, $\sqrt{2E}$ 为 Gurney 能/ $\text{J}^{[72]}$; V_d 为炸药爆速/ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ^[73]; V_p 为飞板向下层基板冲击的碰撞速度/ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$;

R 为装药比, 无量纲; ρ_e 为炸药密度/ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$, 取 $0.931 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$; h_e 为炸药厚度/mm; ρ_f 为飞板材料密度/ $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$; h_f 为飞板材料厚度/mm; d 为飞板与基板间距/mm。

将全部已知参数代入以上各式可计算得到碰撞速度, 炸药厚度, 装药比及飞板与基板间距等值, 见表 A.1。

表 A.1 焊接参数表

Table A.1 Welding parameters

焊接序号	爆速/ $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	碰撞角/ $^\circ$	装药比	炸药厚度/mm	基复板间距/mm
1	2200	8	0.702	26.8	6.2
2	2200	8	0.702	30.2	6.9

参考文献

- [1] GUO X L, XIAO Z, QIU W T, et al. Microstructure and properties of Cu-Cr-Nb alloy with high strength, high electrical conductivity and good softening resistance performance at elevated temperature[J/OL]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 749: 281-290. DOI: 10.1016/j.msea.2019.02.036.
- [2] 张毅, 刘平, 田保红, 等. Cu-Ni-Si-Cr 合金高温热压缩变形行为[J/OL]. 材料热处理学报, 2011,32(S1):1-4.DOI: 10.13289/j.issn.1009-6264.2011.s1.015.
ZHANG Y, LIU P, TIAN B H, et al. Hot compression deformation behavior of Cu-Ni-Si-Cr alloy at elevated temperature[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2011,32(S1):1-4. DOI: 10.13289/j.issn.1009-6264.2011.s1.015.
- [3] LIU S S, HUANG G S, GUPTA M, et al. Microstructures, mechanical properties and deformation mechanism of heterogeneous metal materials: A review[J/OL]. Journal of Materials Science & Technology, 2026, 248: 1-46. DOI: 10.1016/j.jmst.2025.03.109.
- [4] 武晓雷, 朱运田. 异构金属材料及其塑性变形与应变硬化[J/OL]. 金属学报, 2022, 58(11): 1349-1359. DOI: 10.11900/0412.1961.2022.00327.
WU X L, ZHU Y T. Heterostructured metallic materials: plastic deformation and strain hardening[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2022, 58(11): 1349-1359. DOI: 10.11900/0412.1961.2022.00327.
- [5] ZHU Y T, WU X L. Heterostructured materials[J/OL]. Progress in Materials Science, 2023, 131: 101019. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2022.101019.
- [6] FANG X T, HE G Z, ZHENG C, et al. Effect of heterostructure and hetero-deformation induced hardening on the strength and ductility of brass[J/OL]. Acta Materialia, 2020, 186: 644-655. DOI: 10.1016/j.actamat.2020.01.037.
- [7] HU Z Q, HUA L, NI M, et al. Microstructure and mechanical properties of directed energy deposition-arc/wire bimetallic hierarchical structures of hot-working tool steel and martensitic stainless steel[J/OL]. Additive Manufacturing, 2023, 67: 103495. DOI: 10.1016/j.addma.2023.103495.
- [8] WU Y K, LU J Y, TAN S, et al. Modified implementation strategy in explosive welding for joining between precipitate-hardened alloys[J/OL]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 36: 417-425. DOI: 10.1016/j.jmapro.2018.10.046.
- [9] STEFANESCU D M, American Society for Metals, ASM Committee. Casting[M]. Metals Park, Ohio: Metals Park, Ohio: ASM International, 1988.
- [10] ZHAO Y L, WANG T, GAO B, et al. Towards enhanced strength-ductility in pure copper by fabricating hetero grain composite laminates[J/OL]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 928: 167192. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.167192.
- [11] 李诗韵, 李庆生, 陈自刚, 等. R60702/TA2 爆炸焊接复合板的微观组织及力学性能(英文)[J]. 稀有金属材料与工程, 2019, 48(6): 1734-1741. DOI:10.12442/j.issn.1002-185X.20180051
LI S Y, LI Q S, CHEN Z G, et al. Microstructure and mechanical properties of explosively welded R60702/TA2 composite plate[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(6): 1734-1741. DOI:10.12442/j.issn.1002-185X.20180051.
- [12] 梁汉良, 罗宁, 陈彦龙, 等. TA2/AZ31B/2024Al 爆炸焊接复合板界面微观结构特征及其动态力学性能[J/OL]. 爆炸与冲击, 2024, 44(4): 141-158. DOI: 10.11883/bzyej-2023-0367.
LIANG H L, LUO N, CHEN Y L, et al. Interfacial microstructure characteristics and dynamic mechanical properties of TA2/AZ31B/2024Al explosively-welded composite plates[J]. Explosion and Shock Waves, 2024, 44(4): 141-158. DOI: 10.11883/bzyej-2023-0367.

- [13] WU Y K, MENG R, WU X G, et al. Parameter-determined interface morphologies and properties of explosively welded Cu-Ni-Si-Cr alloy composites[J/OL]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 31: 2169-2179. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.06.197.
- [14] MAO C L, CAO H H, XIE X Y, et al. Microstructure and mechanical-property evolution of the explosive welding joint from the same RAFM steels under explosive welding and post-weld heat treatment[J/OL]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 918: 147465. DOI: 10.1016/j.msea.2024.147465.
- [15] CHEN W, HUANG F L, ZENG Z H, et al. Microstructure and mechanical properties of heterogeneous-gradient composite plates with a sphere-array interlayer prepared using explosive welding[J/OL]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 30: 6508-6519. DOI: 10.1016/j.jmrt.2024.05.054.
- [16] WU Y K, LI Y, LU J Y, et al. Correlations between microstructures and properties of Cu-Ni-Si-Cr alloy[J/OL]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 731: 403-412. DOI: 10.1016/j.msea.2018.06.075.
- [17] YU J, ZHAO F, YANG H Y, et al. Progress in research on nanoprecipitates in high-strength conductive copper alloys: a review[J/OL]. *Journal of Zhejiang University-SCIENCE A*, 2023, 24(3): 206-225. DOI: 10.1631/jzus.A2200398.
- [18] ZAMANI E, LIAGHAT G H. Explosive welding of stainless steel-carbon steel coaxial pipes[J/OL]. *Journal of Materials Science*, 2012, 47(2): 685-695. DOI: 10.1007/s10853-011-5841-9.
- [19] MENDES R, RIBEIRO J B, LOUREIRO A. Effect of explosive characteristics on the explosive welding of stainless steel to carbon steel in cylindrical configuration[J/OL]. *Materials & Design*, 2013, 51: 182-192. DOI: 10.1016/j.matdes.2013.03.069.
- [20] DERIBAS A A, ZAKHARENKO I D. Surface effects with oblique collisions between metallic plates[J/OL]. *Combustion, Explosion and Shock Waves*, 1974, 10(3): 358-367. DOI: 10.1007/BF01463767.
- [21] COWAN G R, BERGMANN O R, HOLTZMAN A H. Mechanism of bond zone wave formation in explosion-welded metals[J/OL]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1971, 2(11): 3145-3155. DOI: 10.1007/BF02814967.
- [22] CHU Q L, ZHANG M, LI J H, et al. Experimental and numerical investigation of microstructure and mechanical behavior of titanium/steel interfaces prepared by explosive welding[J/OL]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 689: 323-331. DOI: 10.1016/j.msea.2017.02.075.
- [23] CHU Q L, TONG X W, XU S, et al. Interfacial Investigation of Explosion-Welded Titanium/Steel Bimetallic Plates[J/OL]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2020, 29(1): 78-86. DOI: 10.1007/s11665-019-04535-9.
- [24] AKBARI MOUSAVI S A A, AL-HASSANI S T S. Finite element simulation of explosively-driven plate impact with application to explosive welding[J/OL]. *Materials & Design*, 2008, 29(1): 1-19. DOI: 10.1016/j.matdes.2006.12.012.
- [25] STIVERS S W, WITTMAN R H. Computer selection of the optimum explosive loading and weld geometry[C]// *Proc 5th Int Conf on High Energy Rate Forming*. Denver: University of Denver, 1975: 1-16.
- [26] CARPENTER S H, WITTMAN R H. Explosion welding [J]. *Annual Review of Materials Research*, 1975, 5(5): 177-199. DOI: 10.1146/annurev.ms.05.080175.001141.
- [27] 曾翔宇, 李晓杰, 王小红, 等. 爆炸焊接波状界面的形成和发展[J]. *稀有金属材料与工程*, 2020, 49(6): 1977-1983. ZENG X Y, LI X J, WANG X H, et al. Formation and development of explosive welding wave interface[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2020, 49(6): 1977-1983.
- [28] 梁汉良, 罗宁, 周嘉楠, 等. 多层金属复合材料界面微观结构特征数值计算研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2025, 54(1): 134-146. DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20240542. LIANG H L, LUO N, ZHOU J N, et al. Numerical calculation study on interfacial microstructure characteristics

- of multilayer metal composite materials[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2025, 54(1): 134-146. DOI: 10.12442/j.issn.1002-185X.20240542.
- [29] 曾翔宇, 李晓杰, 曹景祥, 等. 材料强度对爆炸焊接结合界面的影响[J]. *爆炸与冲击*, 2019, 39(5): 139-145. DOI:10.11883/bzycj-2018-0400
- ZENG X Y, LI X J, CAO J X, et al. Interface characteristics of explosive welding for different strength plates[J]. *Explosion and Shock Waves*, 2019, 39(5): 139-145. DOI:10.11883/bzycj-2018-0400.
- [30] CARVALHO G H S F L, GALVÃO I, MENDES R, et al. Influence of base material properties on copper and aluminium-copper explosive welds[J/OL]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2018, 23(6): 501-507. DOI: 10.1080/13621718.2017.1417783.
- [31] 邓伟, 陆明, 田晓洁. 爆速对爆炸焊接铝/不锈钢复合管界面及结合性能的影响[J]. *爆炸与冲击*, 2015, 35(1): 82-88. DOI:10.11883/1001-1455(2015)01-0082-07.
- DENG W, LU M, TIAN X J. Influence of detonation velocity on interface and combination performances of Al/316L composite tube by explosive welding[J]. *Explosion and Shock Waves*, 2015, 35(1): 82-88. DOI:10.11883/1001-1455(2015)01-0082-07.
- [32] MA Y, WANG T, WANG G P, et al. Numerical and experimental studies of the interface characteristics and wave formation mechanism of Hastelloy/stainless steel explosive welding composite plate[J/OL]. *Materials Today Communications*, 2023, 36: 106880. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2023.106880.
- [33] 缪广红, 艾九英, 胡昱, 等. 爆炸焊接参数对钽/304 不锈钢界面波形影响的数值模拟[J]. *焊接*, 2022(11): 9-13. DOI:10.12073/j.hj.20220222003.
- MIAO G H, AI J Y, HU Y, et al. Numerical simulation of influence of explosive welding parameters on interface waveform of tantalum/304 stainless steel[J]. *Welding & Joining*, 2022(11): 9-13. DOI: 10.12073/j.hj.20220222003.
- [34] DURGUTLU A, OKUYUCU H, GULENC B. Investigation of effect of the stand-off distance on interface characteristics of explosively welded copper and stainless steel[J/OL]. *Materials & Design*, 2008, 29(7): 1480-1484. DOI: 10.1016/j.matdes.2007.07.012.
- [35] 缪广红, 孙志皓, 胡昱, 等. 焊接参数对不锈钢/铜爆炸焊接影响的数值模拟[J]. *火工品*, 2023(3): 61-66. DOI:10.3969/j.issn.1003-1480.2023.03.013.
- MIAO G H, SUN Z H, HU Y, et al. Numerical simulation of effect of welding parameters on explosive welding of copper/stainless steel[J]. *Initiators & Pyrotechnics*, 2023(3): 61-66. DOI: 10.3969/j.issn.1003-1480.2023.03.013.
- [36] CRONJE S, KROON R E, ROOS W D, et al. Twinning in copper deformed at high strain rates[J/OL]. *Bulletin of Materials Science*, 2013, 36(1): 157-162. DOI: 10.1007/s12034-013-0445-4.
- [37] 李岩, 王贵成, 张文斌, 等. 爆炸焊接镍/钢复合板界面的微观组织和力学性能(英文)[J]. *稀有金属材料与工程*, 2025, 54(8): 1971-1979. DOI:10.12442/j.issn.1002-185X.20240350.
- LI Y, WANG G C, ZHANG W B, et al. Microstructure and mechanical properties of explosively welded nickel/steel composite plate interface[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2025, 54(8): 1971-1979. DOI:10.12442/j.issn.1002-185X.20240350.
- [38] ZHU Y T, WU X L. Perspective on hetero-deformation induced (HDI) hardening and back stress[J/OL]. *Materials Research Letters*, 2019, 7(10): 393-398. DOI: 10.1080/21663831.2019.1616331.
- [39] ZENG X Y, LI X J, CHEN X, et al. Numerical and experimental studies on the explosive welding of plates with different initial strength[J/OL]. *Welding in the World*, 2019, 63(4): 967-974. DOI: 10.1007/s40194-019-00733-0.

- [40] 郑战光, 郭顺, 孙腾, 等. 单调与循环载荷下多晶纯铜局部取向差演化数值模拟[J]. 塑性工程学报, 2024, 31(5): 146-154. DOI:10.3969/j.issn.1007-2012.2024.05.018.
- ZHEN Z G, GUO S, SUN T, et al. Numerical simulation on local orientation deviation evolution of polycrystalline pure copper under monotonic and cyclic load[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2024, 31(5): 146-154. DOI: 10.3969/j.issn.1007-2012.2024.05.018.
- [41] LIU L B, SHEN X X, DENG C W, et al. The Mechanical Properties and Microstructure of Nanostructured Cu with a Flexible Random Distribution of Multimodal Grain Size Prepared by a Combination of Electrodeposition and Recrystallization Annealing[J/OL]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021, 30(12): 9412-9425. DOI: 10.1007/s11665-021-06084-6.
- [42] WANG X, DING Y J, JIANG X F, et al. Effects of Fe content on properties and microstructure of Cu-Ti alloys during aging[J/OL]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 5518-5532. DOI: 10.1016/j.jmrt.2023.10.211.
- [43] QI F G, FU H W, YIN Y W, et al. Improved mechanical strength, ductility, and electrical conductivity of Cu-Ni-Si alloys after multi-pass continuous extrusion and aging processes[J/OL]. Materials Characterization, 2024, 208: 113681. DOI: 10.1016/j.matchar.2024.113681.
- [44] WU Y K, LU J Y, TAN S, et al. Accessing enhanced uniformity and property in CuNiSiCr alloy by high-temperature recrystallization[J/OL]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 764: 138281. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138281.
- [45] JIA Y L, PANG Y, YI J, et al. Effects of pre-aging on microstructure and properties of Cu-Ni-Si alloys[J/OL]. Journal of Alloys and Compounds, 2023, 942: 169033. DOI: 10.1016/j.jallcom.2023.169033.
- [46] CUI L Q, JIANG S, XU J H, et al. Revealing relationships between microstructure and hardening nature of additively manufactured 316L stainless steel[J/OL]. Materials & Design, 2021, 198: 109385. DOI: 10.1016/j.matdes.2020.109385.
- [47] ZHU C Y, HARRINGTON T, GRAY G T, et al. Dislocation-type evolution in quasi-statically compressed polycrystalline nickel[J/OL]. Acta Materialia, 2018, 155: 104-116. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.05.022.
- [48] YANG Z Y, ZHOU L, WU Y K, et al. Effects of temperature and strain rate on mechanical behavior and microstructure evolution of CuNiSiCr alloy[J/OL]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 948: 149312. DOI: 10.1016/j.msea.2025.149312.
- [49] WEN H M, TOPPING T D, ISHEIM D, et al. Strengthening mechanisms in a high-strength bulk nanostructured Cu-Zn-Al alloy processed via cryomilling and spark plasma sintering[J/OL]. Acta Materialia, 2013, 61(8): 2769-2782. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.09.036.
- [50] LI J, HUANG G J, MI X J, et al. Microstructure evolution and properties of a quaternary Cu-Ni-Co-Si alloy with high strength and conductivity[J/OL]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 766: 138390. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138390.
- [51] JIANG L, FU H D, WANG C S, et al. Enhanced Mechanical and Electrical Properties of a Cu-Ni-Si Alloy by Thermo-mechanical Processing[J/OL]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51(1): 331-341. DOI: 10.1007/s11661-019-05507-3.
- [52] ZHANG P, LI S X, ZHANG Z F. General relationship between strength and hardness[J/OL]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 529: 62-73. DOI: 10.1016/j.msea.2011.08.061.
- [53] LI D Y, FAN G H, HUANG X X, et al. Enhanced strength in pure Ti via design of alternating coarse- and fine-grain layers[J/OL]. Acta Materialia, 2021, 206: 116627. DOI: 10.1016/j.actamat.2021.116627.
- [54] 余文凯, 万杰, 陈豫增. 异质结构金属材料制备与强韧化机制研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2025, 35(10): 3269-3290. DOI:10.11817/j.ysxb.1004.0609.2025-45693.

- YU W K, WAN J, CHEN Y Z. Research progress on fabrication and strengthening-toughening mechanisms of heterogeneous structural metallic materials[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2025, 35(10): 3269-3290. DOI:10.11817/j.ysxb.1004.0609.2025-45693.
- [55] WU X L, ZHU Y T. Gradient and lamellar heterostructures for superior mechanical properties[J/OL]. MRS Bulletin, 2021, 46(3): 244-249. DOI: 10.1557/s43577-021-00056-w.
- [56] MUGHRABI H. Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals[J/OL]. Acta Metallurgica, 1983, 31(9): 1367-1379. DOI: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(83\)90007-X](https://doi.org/10.1016/0001-6160(83)90007-X).
- [57] GIBELING J G, NIX W D. A numerical study of long range internal stresses associated with subgrain boundaries[J/OL]. Acta Metallurgica, 1980, 28(12): 1743-1752. DOI: 10.1016/0001-6160(80)90027-9.
- [58] MUGHRABI H. On the role of strain gradients and long-range internal stresses in the composite model of crystal plasticity[J/OL]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 317(1-2): 171-180. DOI: 10.1016/S0921-5093(01)01173-X.
- [59] WU X L, ZHU Y T. Heterogeneous materials: a new class of materials with unprecedented mechanical properties[J/OL]. Materials Research Letters, 2017, 5(8): 527-532. DOI: 10.1080/21663831.2017.1343208.
- [60] HU X Z, JIN S B, ZHOU H, et al. Bauschinger Effect and Back Stress in Gradient Cu-Ge Alloy[J/OL]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2017, 48(9): 3943-3950. DOI: 10.1007/s11661-017-4176-9.
- [61] MOAN G D, EMBURY J D. A study of the bauschinger effect in Al-Cu alloys[J/OL]. Acta Metallurgica, 1979, 27(5): 903-914. DOI: 10.1016/0001-6160(79)90125-1.
- [62] YANG M X, PAN Y, YUAN F P, et al. Back stress strengthening and strain hardening in gradient structure[J/OL]. Materials Research Letters, 2016, 4(3): 145-151. DOI: 10.1080/21663831.2016.1153004.
- [63] MA X L, HUANG C X, MOERING J, et al. Mechanical properties of copper/bronze laminates: Role of interfaces[J/OL]. Acta Materialia, 2016, 116: 43-52. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.06.023.
- [64] GAO H J, HUANG Y G. Geometrically necessary dislocation and size-dependent plasticity[J/OL]. Scripta Materialia, 2003, 48(2): 113-118. DOI: 10.1016/S1359-6462(02)00329-9.
- [65] CHAUHAN A, BERGNER F, ETIENNE A, et al. Microstructure characterization and strengthening mechanisms of oxide dispersion strengthened (ODS) Fe-9%Cr and Fe-14%Cr extruded bars[J/OL]. Journal of Nuclear Materials, 2017, 495: 6-19. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2017.07.060.
- [66] CAO T H, WU Y K, TIAN J, et al. In-situ oxide particles reinforced Fe₄₀Mn₄₀Co₁₀Cr₁₀ high-entropy alloy by internal oxidation and powder forging[J/OL]. Scripta Materialia, 2022, 215: 114692. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2022.114692.
- [67] PRAUD M, MOMPIOU F, MALAPLATE J, et al. Study of the deformation mechanisms in a Fe-14% Cr ODS alloy[J/OL]. Journal of Nuclear Materials, 2012, 428(1-3): 90-97. DOI: 10.1016/j.jnucmat.2011.10.046.
- [68] 李文轩, 戴美想, 吴晓明, 等. 异种金属爆炸焊接窗口分析与应用[J]. 焊接学报, 2022, 43(3): 68-73+86+117. DOI: 10.12073/j.hjxb.20211013002.
- LI W X, DAI M X, WU X M, et al. Analysis and application of explosive welding window for dissimilar metals[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2022, 43(3): 68-73,86+117. DOI:10.12073/j.hjxb.20211013002.
- [69] WALSH J M, SHREFFLER R G, WILLIG F J. Limiting conditions for jet formation in high velocity collisions[J]. Journal of Applied Physics, 1953, 24(3): 349-359. DOI:10.1063/1.1721278.
- [70] ZAKHARENKO I D, ZLOBIN B S. Effect of the hardness of welded materials on the position of the lower limit of explosive welding[J/OL]. Combustion, Explosion and Shock Waves, 1983, 19(5): 689-692. DOI: 10.1007/BF00750461.
- [71] WU Y K, WU R, ZHANG M Y, et al. Enhancing explosive weldability of thick precipitate-hardened alloys[J/OL]. Journal of Manufacturing Processes, 2022, 77: 339-347. DOI: 10.1016/j.jmapro.2022.03.041.

- [72] FREM D. Estimating the metal acceleration ability of high explosives[J/OL]. Defence Technology, 2020, 16(1): 225-231. DOI: 10.1016/j.dt.2019.07.002.
- [73] 王宇新, 李晓杰, 杨国俊, 等. 304L/Q235B 大面积金属板爆炸焊接物质点法模拟分析[J]. 爆炸与冲击, 2022, 42(3): 150-159. DOI:10.11883/bzycj-2021-0198.
- WANG Y X, LI X J, YANG G J, et al. Simulation and analysis of explosive welding of large-area 304L/Q235 B metal plates by material point method[J]. Explosion and Shock Waves, 2022, 42(3): 150-159. DOI: 10.11883/bzycj-2021-0198.

非最终出版稿

录用稿件，