

铜/不锈钢双金属复合材料冷轧复合及其组织与性能研究

王 崇¹, 雷 前¹, 邱文婷², 章 应², 陈天来²

(1. 中南大学粉末冶金研究院, 湖南 长沙 410083; 2. 中金岭南科技有限公司, 广东 深圳 518122)

摘要: 由于铜资源紧缺, 以钢代铜的双金属复合材料体现出较高的经济价值。为了获得兼具铜的高导电性和不锈钢的高强度, 本文通过单道次冷轧复合成功制备了TiCu/316L不锈钢双金属复合材料。通过扫描电子显微分析、硬度测试、单向拉伸实验、拉伸剪切实验和导电性能测试, 研究了退火温度对TiCu/316L不锈钢双金属复合材料的组织结构和性能的影响。结果表明: 退火处理可以消除界面处缺陷, 改善界面结构。随着退火温度升高, 铜/不锈钢双金属复合材料的硬度和强度逐渐降低, 断后伸长率逐渐提高, 导电性能提升。经700℃×2h退火后, 材料可获得优良的综合性能, 屈服强度为539 MPa, 抗拉强度为689 MPa, 断后伸长率为33%, 拉伸剪切强度为191 MPa, 导电率为54.9%IACS。

关键词: 铜/不锈钢双金属复合材料; 冷轧复合; 退火处理; 力学性能; 结合机制

doi: 10.3969/j.issn.1009-3842.2026.01.003

中图分类号: TG339 文献标识码: A 文章编号: 1009-3842(2026)01-0030-12

近年来, 双金属复合材料因兼具两种材料的优异特性而被研究人员广泛关注^[1]。铜/不锈钢复合材料兼具铜的高导电、导热性能, 优异的延展性, 以及钢材料优异的机械性能和耐腐蚀性能, 且成本比铜合金更低^[2], 因此在电子柔性元器件、储能电池等领域具有广阔的应用前景^[3]。双金属复合材料的制备方法包括爆炸焊接^[4]、扩散焊接^[5]、铸轧^[6]、搅拌摩擦焊^[7]、电解沉积^[8]、磁控溅射^[9]等。其中, 爆炸焊接法具有结合强度高、生产准备周期短等优势, 常用于铜/钢复合材料的制备^[10], 然而由于难以进行连续的机械化生产, 且存在炸药对环境污染较大、尺寸精度低以及容易形成波状界面等不足, 限制了爆炸焊接法的应用和推广^[11]。轧制复合法因成本相对较低、生产效率高而被认为是最经济、最具有工业应用意义的双金属复合材料制备工艺^[12]。迄今为止, 通过轧制复合已经成功制备了包括Cu/Al^[13], Cu/Ni^[14], Cu/Cu^[15], Cu/Ta^[16], Al/Mg^[17], Ti/Steel^[18]在内的多种双金属复合材料。

冷轧复合是在室温下通过大的轧制力使异种金属之间相互挤压, 实现机械啮合, 后续再经过扩散退火处理的加工工艺。适当的退火处理可促进不锈钢带与铜带之间的元素扩散, 使其发生冶金结合以提高界面结合强度^[19]。退火温度的选择对复合材料

具有重要影响。温度较低时, 由于能量较低, 不足以消除界面处的缺陷, 难以实现冶金结合; 温度较高时, 界面处可能会产生金属间化合物从而降低界面结合强度, 同时降低基体性能。轧制前的表面处理对轧制复合效果具有较大的影响^[20]。Han等^[21]研究了机械表面处理对冷轧铜/铝复合板结合机制及性能的影响。研究发现, 当机械处理方向与轧制方向一致时, 平行于轧制方向的划痕可以降低金属的流动阻力, 促进表面处理过程中形成的脆性加工硬化层破裂, 有助于机械啮合。

本研究通过单道次大变形冷轧复合工艺制备出TiCu/316L不锈钢双金属复合材料; 然后对材料进行了不同温度的退火扩散处理, 以及一系列力学和电学试验, 以研究退火温度对其力学性能和导电性能的影响; 最后通过显微结构分析法, 研究了复合材料的界面微观结构和界面复合机理, 以及界面微观结构对材料性能的影响。

1 实 验

实验材料采用商用316L不锈钢板及T1纯铜板, 板材厚度均为2 mm, 铜/钢厚度比为1:1。冷轧复合前, 先对316L不锈钢板进行800℃×1h退火, T1铜板则无需退火; 使用电动角磨机打磨去除铜板及钢

收稿日期: 2025-06-14; 修订日期: 2025-10-14

基金项目: 国家重点研发计划项目(2023YFA1607604)资助

作者简介: 王崇(2000—), 男, 江西宜春人, 硕士, 研究方向: 双金属复合材料, E-mail: 233311004@csu.edu.cn; 通信作者: 雷前, 研究员, E-mail: leiqian@csu.edu.cn

板表面油污氧化物,打磨后在丙酮中洗涤 15 min 去除油污,并使用直径 0.35 mm 钢丝角磨机沿轧制方向打磨至表面具有适当粗糙度;再采用铝铆钉铆接两块板材,以避免两块板带在轧制过程中发生相对滑动。为防止材料表面再被污染,表面处理并铆接后须立即进行冷轧复合。采用 LG500 两辊轧机轧制,轧辊直径为 420 mm,辊面宽度为 500 mm,轧制速度为 0.36 m/s,单道次压下率设置为 60%。轧制复合后,分别在 600, 700, 800, 900 °C 下对复合带进行 2 h 退火。最后将退火后的样品轧制减薄至不同厚度(第 2~4 道次),以探索材料在不同厚度时的力学及电学性能。加工过程见表 1。

表 1 不同厚度 T1Cu/316L 不锈钢双金属复合材料样品加工过程

Table 1 Processing of T1Cu/316L stainless steel bimetallic composite samples with different thicknesses			
轧制道次	轧制前总厚度/mm	轧制后总厚度/mm	压下率/%
1 st	4.0	1.6	60.0
2 nd	1.6	1.2	25.0
3 rd	1.2	0.8	33.3
4 th	0.8	0.5	37.5

对 T1Cu/316L 不锈钢双金属复合材料进行硬度、室温拉伸强度和拉伸剪切强度的力学性能测试。硬度测量在维氏硬度计上进行,施加载荷为 2 kg,保压时间为 20 s,测量 5 次取平均值。室温拉伸强度采用室温单向拉伸试验测试,在 Instron 试验机上进行,沿轧制方向(RD)切割拉伸试样,拉伸位移速度为 0.5 mm/min。拉伸剪切强度采用拉伸剪切实验测试,在 Instron 试验机上进行,试样形状如图 1 所示,夹头位移速度为 0.25 mm/min。

T1Cu/316L 不锈钢双金属复合材料结合强度用单位面积上剪切力的大小 τ 来表示,按式(1)计算:

$$\tau = \frac{F}{S} \tag{1}$$

式中: F 为复合面拉伸过程中所承受的最大力, N; S 为试样有效搭接面积, mm²。

T1Cu/316L 不锈钢双金属复合材料的导电性能使用直流低电阻测试仪(QJ36C)进行测试,采用四点探针法。将一定厚度的板带试样用线切割机切割成长 50 mm × 宽 5 mm 的导电条,测试 3 次,取平均值作为测试结果。

通过配备 Oxford Aztec X-MAX80 能谱仪(EDS)的场发射扫描电子显微镜(SEM, Quanta 650 FEG)对复合材料的微观结构和界面形貌进行表征。先沿电子背散射衍射(EBSD)样品轧制方向-横向(RD-ND)方向取样,然后将其表面研磨抛光至镜面,并通过电解抛光去除应力。对铜层电解抛光时,采用的电解液为 50% 硝酸乙醇溶液,电压为 12 V,时间为 15 s。对不锈钢层电解抛光时,采用的电解液为 10% 高氯酸溶液,电压为 25 V,时间为 60 s。最后从 RD-ND 截面观察微观结构特征。

2 结果与讨论

2.1 界面微观结构

图 2 显示了 T1Cu/316L 不锈钢双金属复合材料样品轧制态及不同温度下退火态 SEM 图像。由于 T1 铜与 316L 不锈钢的变形协调能力差,未退火样品在铜/钢界面处存在明显的裂缝,界面结合质量较差,如图 2(a) 所示。经过不同温度退火后,界面处的裂纹消失,界面结合紧密,如图 2(b~e) 所示,

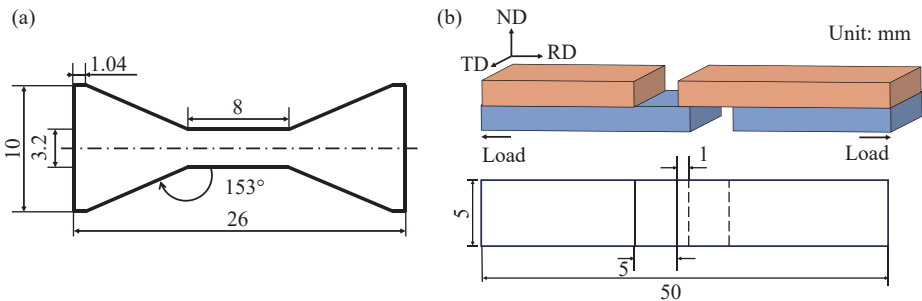


图 1 样品示意图: (a) 拉伸试验样品; (b) 拉伸剪切试验样品
Fig. 1 Sample diagram: (a) Tensile test sample; (b) Tensile shear test sample

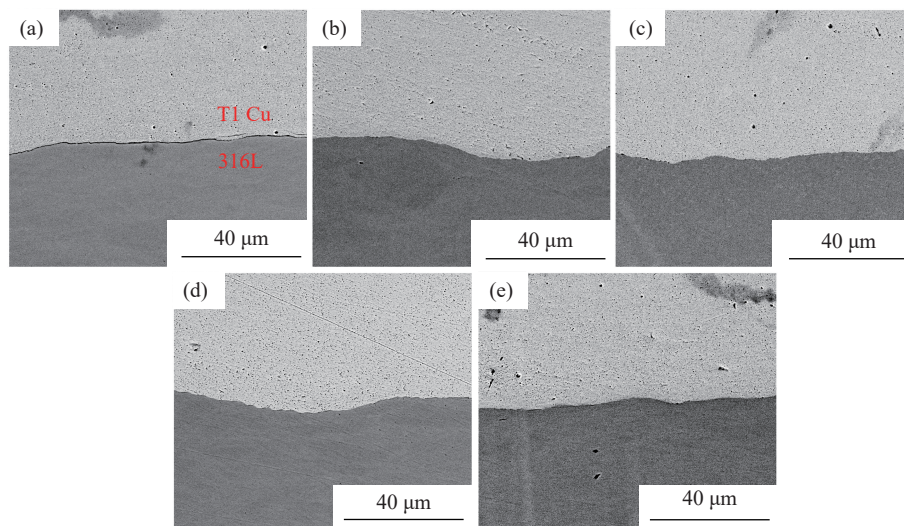


图2 T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料样品经不同温度退火后的SEM图像

Fig. 2 SEM images of T1Cu/316L stainless steel bimetallic composites after annealed at different temperatures:

(a) As-rolled state; (b) 600 °C; (c) 700 °C; (d) 800 °C; (e) 900 °C

表明退火处理能够有效消除铜/钢界面处的缺陷,提高界面结合质量。铜/钢界面处存在一定的铜、钢相互扩散和嵌入,具有机械啮合的典型特征,在界面处未观察到较厚的金属间化合物层。

316L不锈钢的主要金属成分为Fe, Ni, Cr, Mo, 由于Cu与Fe, Cr在600~900 °C退火时均不会产生金属间化合物。目前报道的Cu-Fe, Cu-Cr系合金中, Fe, Cr均以沉淀增强相或与其他合金元素形成金属间化合物的形式存在^[22-23]。Cu与Ni为无限固溶体系, Cu与Mo为互不固溶体系,因此在退火过程中同样不会产生金属间化合物。

图3为T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料样品经不同温度退火后的界面处EDS线扫结果。图中显示,在热激活的作用下,复合材料界面处原子发生扩散,退火后铜层与钢层之间出现一定厚度扩散层,扩散层厚度随着退火温度的增加没有发生明显变化,约为1 μm,曲线平滑,没有发生阶梯状变化。因此判断界面处没有形成金属间化合物。

图4为T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料样品经不同温度退火2 h后的界面处EDS面扫结果。图中显示,铜和316L不锈钢元素分布均匀,且界面处没有发生元素富集,表明界面处没有形成金属间化合物。由此可见,虽然样品铜层与钢层之间由于存在显著的硬度差异,磨抛过程中较硬的钢层产生的磨屑在磨抛载荷作用下易嵌入较软的铜层表面,但

是经过不同温度退火2 h后, T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料的界面处并未出现裂纹和孔洞,亦未出现脆性金属间化合物,界面结合良好。

图5为T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料样品经不同温度退火2 h后的铜层EBSD分析结果。图6为相应的晶粒尺寸统计直方图。如图5所示,由于纯铜的再结晶温度较低,经过600 °C退火后,铜层晶粒已经发生了完全再结晶。随着退火温度的升高,铜层的晶粒发生了明显的粗化,晶粒尺寸由600 °C退火时的73 μm增大到900 °C退火时的357 μm。

图7为T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料样品不锈钢层原始态、800 °C退火、900 °C退火的EBSD分析结果。不锈钢层原始态晶粒为等轴晶,平均晶粒尺寸为8.57 μm。经过800 °C退火后,钢层晶粒为等轴晶,其平均晶粒尺寸为1.75 μm,相较于原始态组织,平均晶粒尺寸显著下降,表明在轧制过程中不锈钢层晶粒发生了明显细化,且经过800 °C退火后晶粒细化效果并未消除。经过900 °C退火,钢层晶粒较800 °C时发生长大,平均晶粒尺寸为4.79 μm。

2.2 性能测试

图8为T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料样品原始态、轧制态及经不同温度退火2 h后的维氏硬度变化。轧制前,铜层硬度为87HV,钢层硬度为175HV;轧制后,由于剧烈变形导致加工硬化,铜层

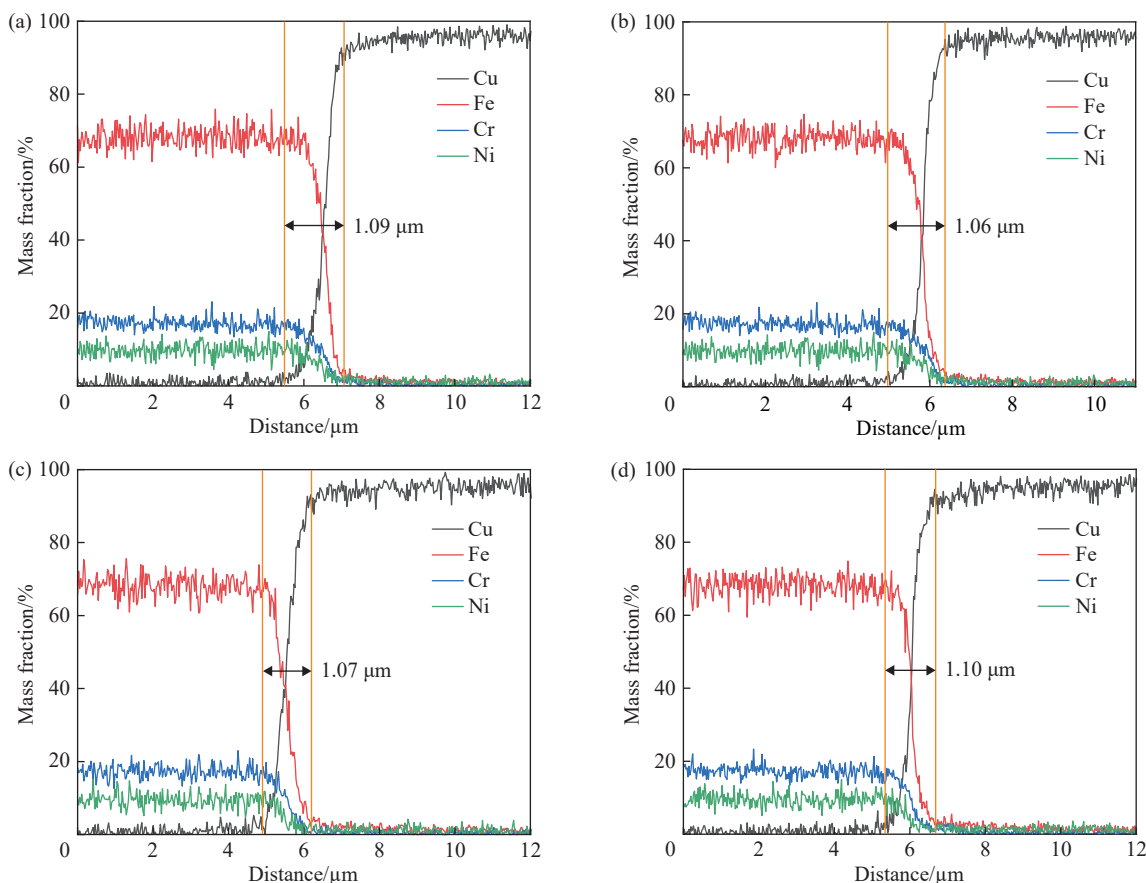


图3 T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料样品经不同温度退火后的界面EDS线扫描图

Fig. 3 EDS line-scan images of the interface in T1Cu/316L stainless steel bimetallic composites after annealed at different temperatures: (a) 600 °C; (b) 700 °C; (c) 800 °C; (d) 900 °C

和钢层硬度分别增加到110HV和389HV。随着退火温度提高,材料再结晶程度增加,晶粒发生长大,因此铜层和钢层硬度逐渐下降。由于铜在600 °C以上退火时已经发生完全再结晶,内部位错密度很低,加工硬化基本被消除^[24],硬度下降更加明显,退火温度越高,其硬度越低。

许德民^[25]对Fe-18Cr-8Ni奥氏体不锈钢不同轧制变形量样品的力学性能进行了测试,发现其原始状态下的硬度为174.2HV,与本研究316L不锈钢原始样品的维氏硬度相近。Fe-18Cr-8Ni合金经60%冷轧变形后,硬度提升至475.3HV,高于本实验中变形量为60%的T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料中钢层的硬度(389HV)。这一差异主要源于不锈钢的变形抗力显著高于铜,使得在复合轧制过程中钢层实际承受的塑性变形小于标称60%的总压下量。该不均匀变形导致复合板在轧制过程中出现向铜层翘曲的宏观形变,这与实验中观察到的形貌特征一致。

通过单向拉伸实验所得到的轧制态及不同温度下退火态样品的拉伸工程应力-应变曲线如图9(a)所示。随着退火温度的提高,T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料抗拉强度和屈服强度逐渐下降,断后伸长率逐渐增大。轧制态及经600, 700, 800, 900 °C退火2 h后的T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料的抗拉强度分别为786, 731, 689, 617, 494 MPa; 屈服强度分别为771, 591, 539, 415, 206 MPa; 断后伸长率分别为2%, 26%, 33%, 40%, 50%。结果表明,随着退火温度的提高,T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料的强度显著降低,断后伸长率显著提高,经过700 °C × 2 h退火,T1Cu/316L不锈钢复合材料具有较好的综合性能。T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料的力学性能主要取决于不锈钢层,因此,当不锈钢层的回复和再结晶程度随着退火温度的升高而逐渐增加时,材料的抗拉强度和屈服强度逐渐降低,塑性逐渐提升。

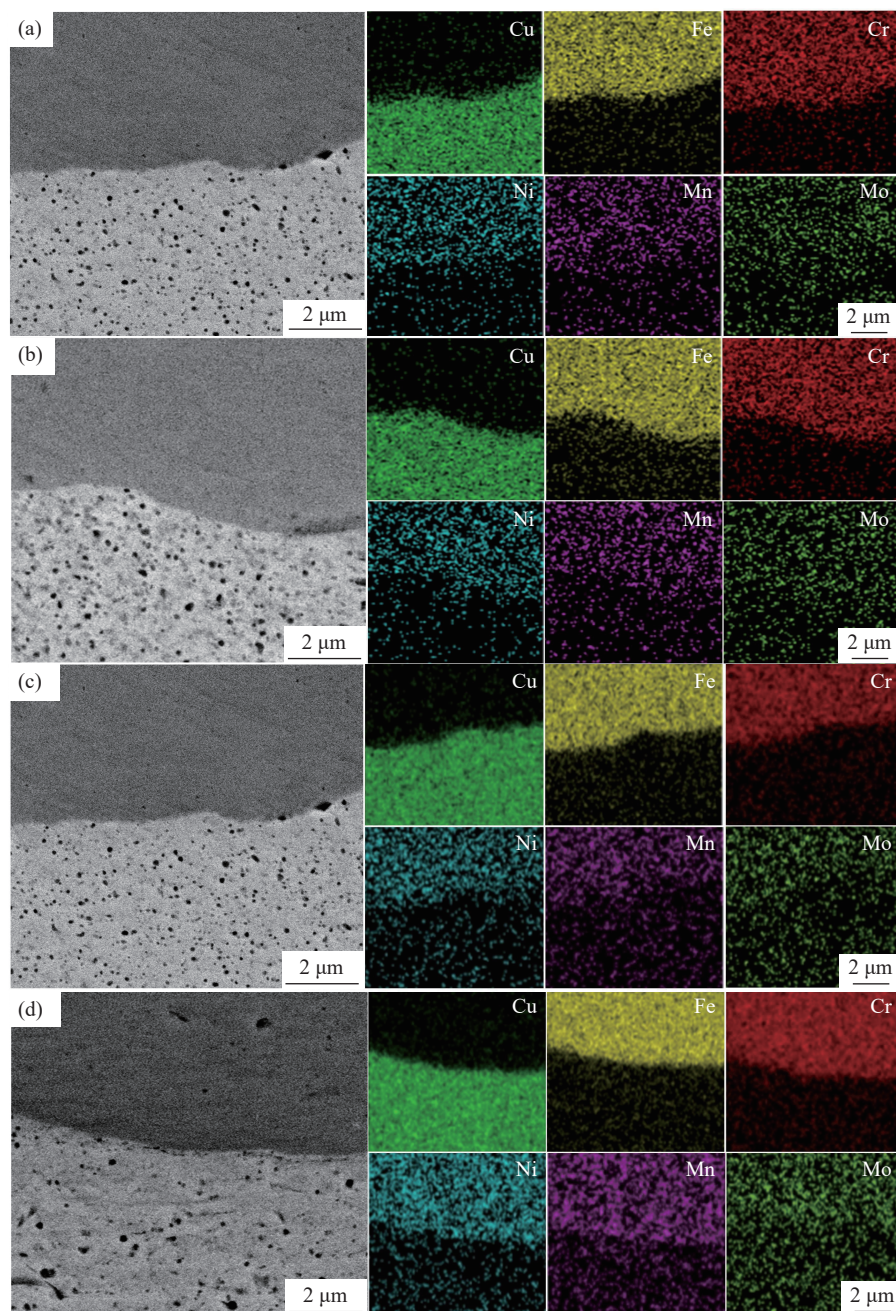


图4 T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料样品经不同温度退火2 h后的界面EDS面扫描图

Fig. 4 Interfacial EDS mapping of T1Cu/316L stainless steel bimetal composites after annealed for 2 h at different temperatures:
(a) 600 °C; (b) 700 °C; (c) 800 °C; (d) 900 °C

由于不锈钢与铜在物理性能方面存在较大差异,界面区域在塑性变形过程中会产生较大的切应力。当该切应力超过界面结合强度的临界值时,可能发生界面分层失效。在拉伸过程中,塑性较差的组元率先达到其极限伸长率并发生断裂。随后,塑性较好的组元继续承载并发生延伸直至断裂,此过程在拉伸曲线上表现为明显的应力平台与阶梯状变化特征^[26],如轧制态样品拉伸曲线所示,表明轧制

态的界面结合强度较低。当复合材料界面结合强度较高时,由于冶金结合界面的约束作用,铜层和不锈钢层在拉伸过程中能够协调变形,拉伸过程中塑性较差的金属达到极限伸长率发生断裂,产生的微裂纹会通过结合界面传递给塑性较好的金属,导致塑性较好的金属同时发生断裂,如退火态样品拉伸曲线所示,表明退火处理能够有效提高T1Cu/316L不锈钢复合材料的界面结合强度。

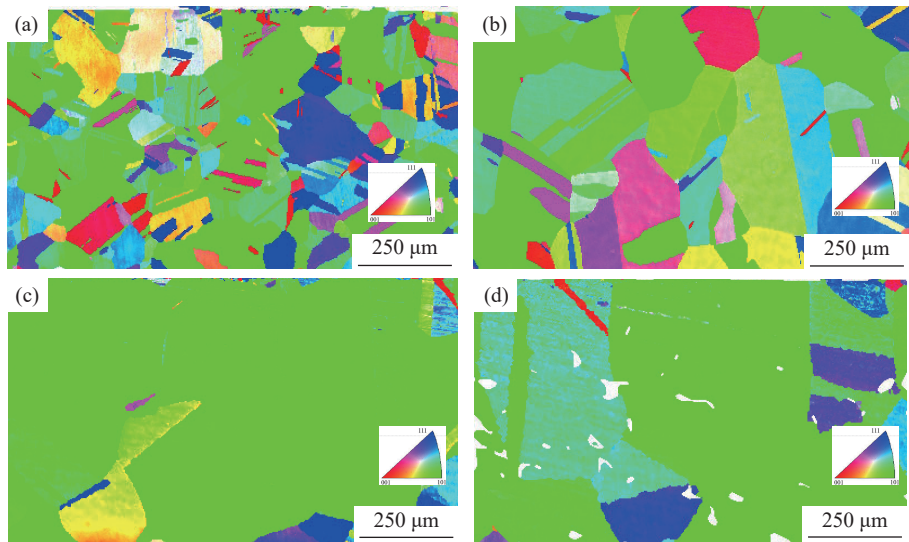


图5 T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料样品经不同温度退火2 h后的铜层EBSD结果

Fig. 5 EBSD results of copper layer in T1Cu/316L stainless steel bimetallic composites after annealed for 2 h at different temperatures: (a) 600 °C; (b) 700 °C; (c) 800 °C; (d) 900 °C

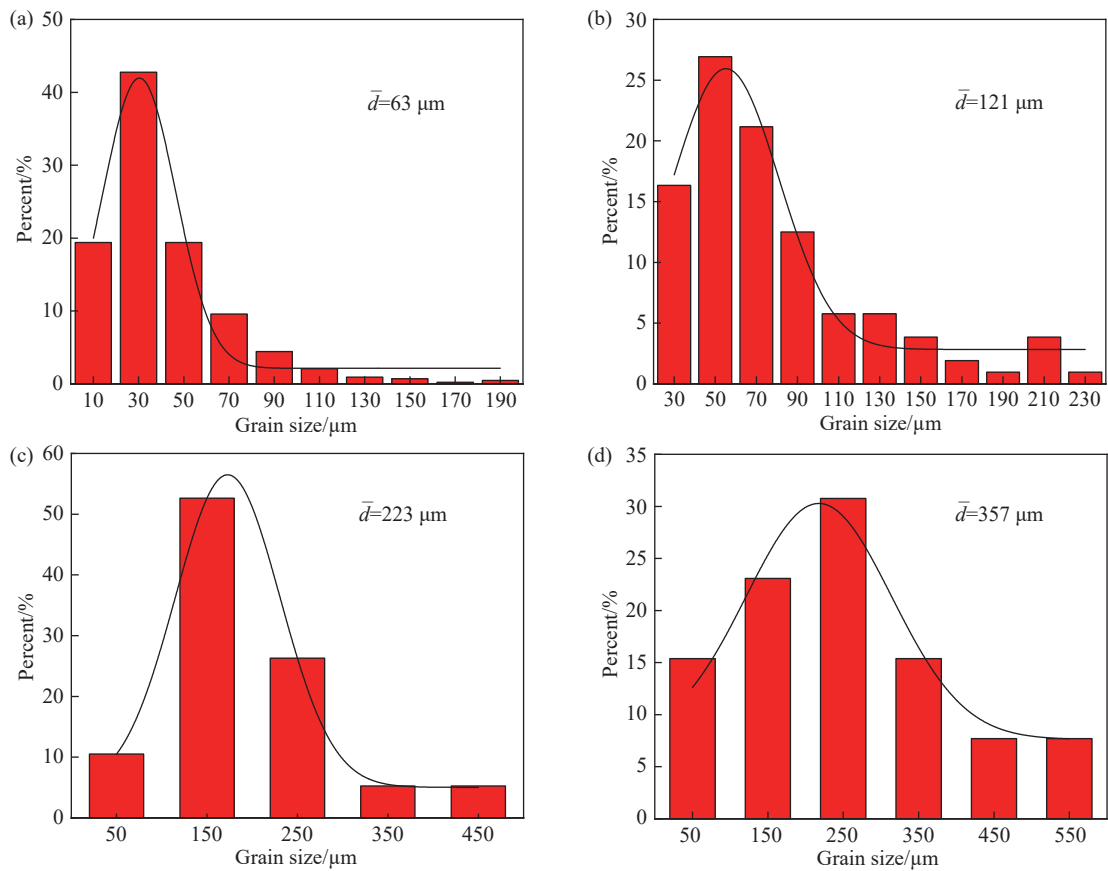


图6 T1Cu/316L 不锈钢双金属复合材料样品经不同温度退火2 h后的铜层晶粒尺寸统计直方图

Fig. 6 Grain size distribution histograms of copper layer in T1Cu/316L stainless steel bimetallic composites after annealed for 2 h at different temperatures: (a) 600 °C; (b) 700 °C; (c) 800 °C; (d) 900 °C

将经 700 °C × 2 h 退火后的 T1Cu/316L 不锈钢双金属复合材料样品轧制减薄至不同的厚度，其工程

应力-应变曲线如图 10 所示。经首次轧制后样品厚度为 1.6 mm，经过多道次轧制减薄后，样品厚度分

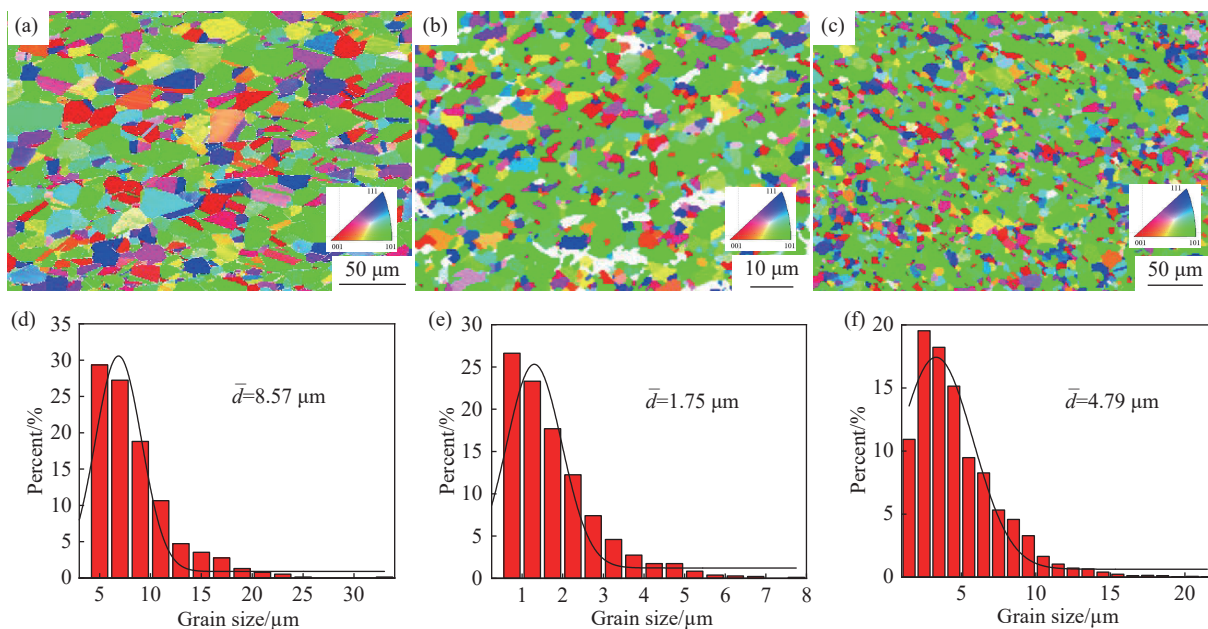


图 7 T1Cu/316L 不锈钢双金属复合材料样品钢层(a)原始态、(b)800 °C退火、(c)900 °C退火的EBSD结果, 以及(d)原始态、(e)800 °C退火、(f)900 °C退火的晶粒尺寸统计直方图

Fig. 7 EBSD results and grain size distribution histograms of steel layer of T1Cu/316L stainless steel bimetallic composites:

(a, d) As-received; (b, e) Annealed at 800 °C; (c, f) Annealed at 900 °C

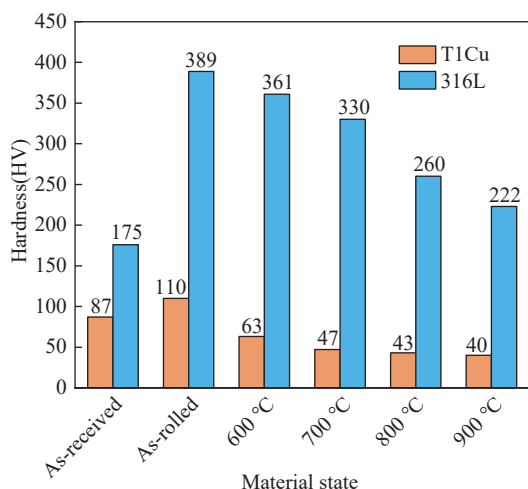


图 8 T1Cu/316L 不锈钢双金属复合材料原始态、轧制态及经不同温度退火 2 h 后的维氏硬度

Fig. 8 Vickers hardness of T1Cu/316L stainless steel bimetallic composites in as-received state, as-rolled state, and after annealed for 2 h at different temperatures

别为 1.2, 0.8, 0.5 mm, 其屈服强度分别为 735, 731, 857 MPa, 抗拉强度分别为 783, 884, 926 MPa, 断后伸长率分别为 11%, 5%, 2%。由于轧制过程伴随着剧烈变形, 复合材料发生显著的加工硬化, 随着厚度逐渐减小, 样品的抗拉强度逐渐上升, 断后伸长率逐渐下降。图 10 显示拉伸曲线只有一个应力平台,

表明在拉伸断裂的过程中没有发生分层现象。

图 11 为 T1Cu/316L 不锈钢双金属复合材料拉伸样品轧制减薄至 1.2 mm 时的拉伸断口形貌。铜层的拉伸断口微观形貌 [图 11(a)] 显示: 铜层断口较为平整, 韧窝较多, 表明断裂形式主要是韧性断裂。右侧区域明显出现较多条带状结构, 这是冷加工后滑移带的滑移痕迹, 这种滑移痕迹在断裂过程中往往会促进微裂纹的萌生和扩展, 属于典型的受加工硬化影响的塑性滑移断裂特征。部分孔洞呈拉长形态, 说明局部发生了沿应力方向的延伸, 这进一步印证了断裂过程伴有明显的塑性变形。这些现象符合冷轧状态材料的断裂行为, 即在硬化状态下, 虽然塑性减弱, 但断裂形式仍以韧性断裂为主导。钢层的拉伸断口微观形貌 [图 11(b)] 呈现密集而细小的韧窝结构。这说明钢层在断裂过程中发生了显著的塑性变形。

铜/钢界面处断口形貌 [图 11(c)] 显示: 铜层与钢层之间结合紧密, 未见大面积脱粘或分层现象; 铜层界面区域可见韧窝与塑性拉伸痕迹, 钢层界面区域保持细密的韧窝特征, 二者之间存在明显的过渡带; 局部区域可见裂纹从铜层向钢层扩展的痕迹, 这说明在拉伸加载下, 裂纹优先在界面邻近的

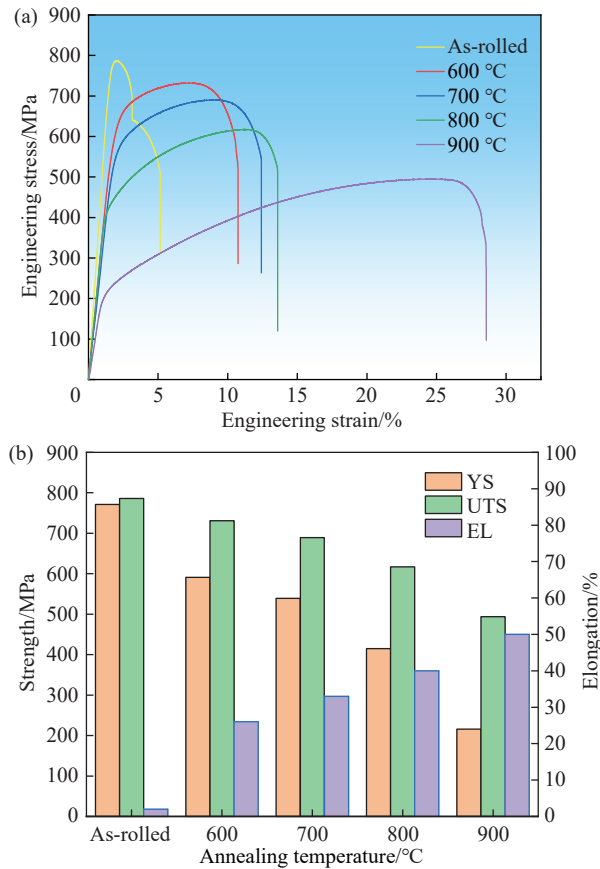


图9 轧制态及不同温度退火2 h后的T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料的力学性能: (a)工程应力-应变曲线; (b)力学性能汇总图

Fig. 9 Mechanical properties of T1Cu/316L stainless steel bimetallic composites in as-rolled state and after 2 h annealing at various temperatures: (a) Engineering stress-strain curve; (b) Summary chart of mechanical properties

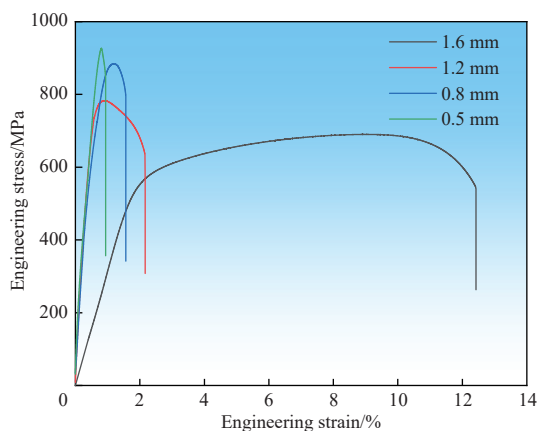


图10 T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料减薄至不同厚度样品的工程应力-应变曲线

Fig. 10 Engineering stress-strain curves of T1Cu/316L stainless steel bimetallic composites reduced to different thicknesses

铜层萌生并扩展,而非沿界面分离。

图12是厚度为1.6 mm的T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料经过700 °C × 2 h退火后的拉伸剪切强度-位移曲线,从中可见样品拉伸剪切强度为191 MPa。此外,随着拉伸位移逐渐增加,材料的拉伸剪切强度逐渐增加,趋近峰值时,强度上升速率减慢,强度到达最高值(即拉伸剪切强度)后曲线逐渐降低,出现较大的弧形。据此可以推断断裂形式为韧性剪切断裂。

图13为复合材料钢层和铜层剪切断口的EDS面扫图像。钢层断裂表面几乎被连续分布的Cu元

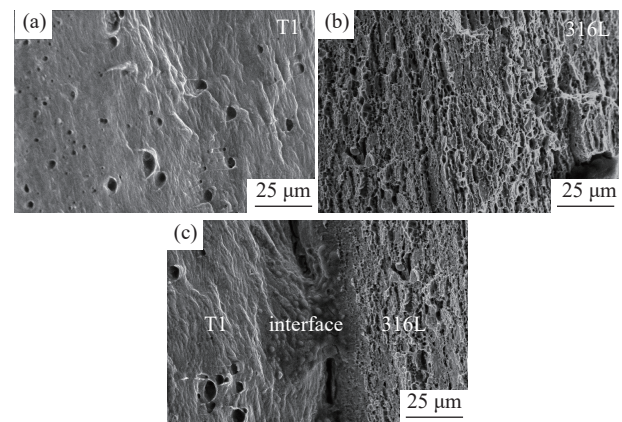


图11 T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料样品减薄至1.2 mm后的拉伸断口形貌: (a)铜层; (b)钢层; (c)铜/钢界面

Fig. 11 Tensile fracture morphologies of T1Cu/316L stainless steel bimetallic composite samples reduced to 1.2 mm: (a) Cu layer; (b) Steel layer; (c) Cu/steel interface

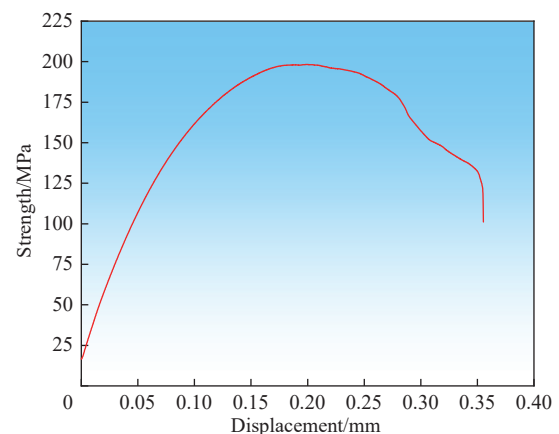


图12 厚度为1.6 mm的T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料样品经700 °C × 2 h退火后的拉伸剪切强度-位移曲线

Fig. 12 Tensile shear strength-displacement curve of a 1.6 mm-thick T1Cu/316L stainless steel bimetallic composite specimen after annealed at 700 °C for 2 h

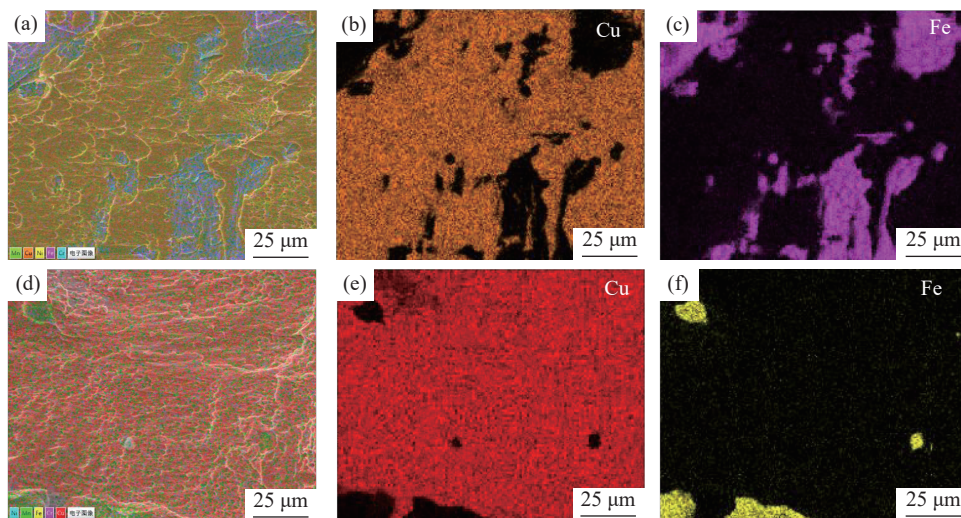


图 13 700 °C退火后样品拉伸剪切实验断口EDS面扫描图: (a~c) 钢层; (d~f) 铜层

Fig. 13 EDS elemental maps of tensile-shear fracture surface of samples annealed at 700 °C: (a~c) Steel layer; (d~f) Copper layer

素覆盖,且未出现大面积暴露的钢基体区域。铜层断裂表面虽以Cu元素为主,但局部可见少量Fe元素。这种元素分布特征表明,在拉伸-剪切加载过程中,裂纹扩展路径主要位于界面邻近的铜层一侧,而非沿界面发生分层破坏。这意味着铜/钢复合材料的界面结合强度超过了界面附近铜基体的强度,从而使得断裂形式以铜层的塑性剪切断裂为主。

T1Cu/316L复合材料的导电性能主要取决于铜层厚度,导电性能随铜层占比增加而提高,其电阻率可以通过并联电路模型计算,见式(2)。

$$\frac{1}{\rho_0} = \frac{V_{Cu}}{\rho_{Cu}} + \frac{V_{SS}}{\rho_{SS}} \quad \text{式(2)}$$

式中: ρ_0 , ρ_{Cu} , ρ_{SS} 分别为复合材料、T1层、316L层电阻率, mm^2/m ; V_{Cu} , V_{SS} 分别为铜层与钢层体积分数。316L电阻率 ρ_{316L} 为 $0.75 \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$, T1铜电阻率 ρ_{T1} 为 $0.0178 \Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$ 。根据并联电路模型,导电率计算值为49.6%IACS。导电性能测试结果显示轧制后的样品导电率为51.8%IACS,误差为4.43%。经过 $700^\circ\text{C} \times 2 \text{ h}$ 退火后,样品导电率为54.9%IACS,随着退火温度的提高导电率还会有所增加。在轧制过程中, T1Cu/316L不锈钢双金属复合材料内部产生大量的位错、晶格畸变、空位等缺陷,这些缺陷阻碍了自由电子在复合材料中的定向运动,从而降低了复合材料的导电率,后续的退火处理可消除上述缺陷,使导电率上升^[27]。

2.3 界面结合过程

316L不锈钢和T1纯铜的冷轧复合主要分为4个阶段,如图14所示。

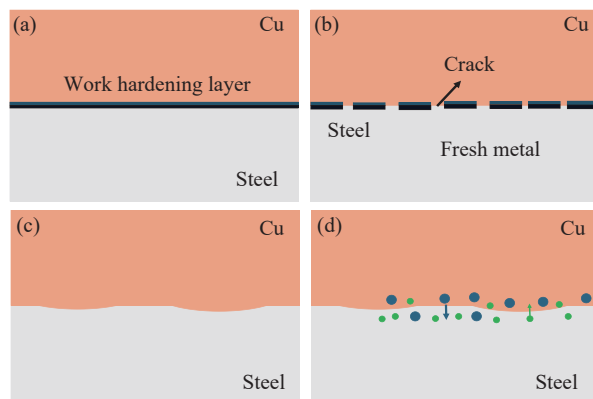


图 14 冷轧复合过程示意图: (a) 加工硬化阶段; (b) 机械互锁阶段; (c) 界面扩散阶段; (d) 扩散退火阶段

Fig. 14 Schematic diagram of the cold rolling bonding mechanism: (a) Work-hardening stage; (b) Mechanical interlocking stage; (c) Interfacial diffusion stage; (d) Diffusion annealing stage

1) 加工硬化阶段: 冷轧复合前, 经过钢刷打磨的铜和不锈钢表面形成一层加工硬化层。

2) 机械互锁阶段: 轧制过程中, 由于压下率较大而产生的巨大压力会使加工硬化层破裂, 从而使内层金属从破裂位置挤出并进入钢层, 进而形成机械互锁。

3) 界面扩散阶段: 随着轧制的不断进行, 异种

金属原子在化学势的作用下通过结合界面向垂直于界面方向扩散。

4) 扩散退火阶段: 扩散退火过程中, 在高温作用下, 复合材料的内应力和界面缺陷得到消除, 且界面处异种金属原子相互扩散, 形成冶金结合, 提高复合材料的界面结合强度^[28]。

3 结 论

本研究通过单道次大变形冷轧复合工艺制备了TiCu/316L不锈钢双金属复合材料, 并对其微观结构和性能进行了分析, 主要结论如下: 通过轧前退火—表面处理—轧制复合—扩散退火工艺成功制备出铜/不锈钢双金属复合材料。退火后, 双金属材料界面结合紧密, 未形成金属间化合物, 且铜层晶粒发生明显粗化。随着退火温度升高, 铜/不锈钢双金属复合材料的硬度和强度逐渐降低, 材料塑性得到改善, 断后伸长率提高。经700℃×2h退火后, TiCu/316L不锈钢双金属材料可以获得较好的综合性能, 其拉伸屈服强度为539 MPa, 抗拉强度为689 MPa, 断后伸长率为33%, 拉伸剪切强度为191 MPa, 导电率为54.9%IACS。

参考文献:

- [1] WANG C, MA L N, MA X G, et al. Effect of annealing temperature on microstructure and tensile properties of copper/aluminum composite thin strip [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33(3): 701-713.
- [2] 傅成聪, 郑钰, 郭怡, 等. 超细晶Cu/Al异种材料搅拌摩擦焊组织与性能研究 [J]. 铜业工程, 2023(3): 32-39.
- [3] 张浩然, 丁青山, 刘晓, 等. 脉冲电流对T2纯铜/304不锈钢复合薄带变形性能与组织的影响 [J]. 塑性工程学报, 2023, 30(6): 194-206.
- [4] GLADKOVSKY S V, KUTENEVA S V, SERGEEV S N. Microstructure and mechanical properties of sandwich copper/steel composites produced by explosive welding [J]. Materials Characterization, 2019, 154: 294-303.
- [5] JAFARIAN M, RIZI M S, JAFARIAN M, et al. Effect of thermal tempering on microstructure and mechanical properties of Mg-AZ31/Al-6061 diffusion bonding [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 666: 372-379.
- [6] MÜNSTER D, HIRT G. Copper clad steel strips produced by a modified twin-roll casting process [J]. Metals, 2019, 9(11): 1156.
- [7] LI B, SHEN Y F, LUO L, et al. Effects of processing variables and heat treatments on Al/Ti-6Al-4V interface microstructure of bimetal clad-plate fabricated via a novel route employing friction stir lap welding [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 658: 904-913.
- [8] MENG J B, DONG X J, ZHAO Y G, et al. Fabrication of a low adhesive superhydrophobic surface on Ti6Al4V alloys using TiO₂/Ni composite electrodeposition [J]. Micromachines, 2019, 10(2): 121.
- [9] WANG W, WEI X J, WANG C S, et al. Fabrication and thermo stability of the SnO₂/Ag/SnO₂ tri-layer transparent conductor deposited by magnetic sputtering [J]. Ceramics International, 2021, 47(3): 3548-3552.
- [10] ZHU L, ZHOU Q, SONG C B, et al. Microstructure and mechanical properties of T2 copper/316L stainless steel explosive welding composite with small size wavy interface [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 668-682.
- [11] WANG Y R, GAO Y M, LI Y F, et al. Review of preparation and application of copper-steel bimetal composites [J]. Emerging Materials Research, 2019, 8(4): 538-551.
- [12] WANG B W, YOU B J, HU Y T, et al. Improvement of bonding behavior of cold-rolled stainless steel/copper composite plates via surface spinel structure treatment [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35: 1586-1595.
- [13] LI X B, ZU G Y, WANG P. Asymmetry in interface and bending property of Al/Cu/Al bimetallic laminates [J]. Rare Metals, 2014, 33(5): 556-562.
- [14] ESLAMI A H, MOJTABA ZEBARJAD S, MOSHKARSAR M M. Study on mechanical and magnetic properties of Cu/Ni multilayer composite fabricated by accumulative roll bonding process [J]. Materials Science and Technology, 2013, 29(8): 1000-1005.
- [15] ABBASI M, TOROGHINEJAD M R. Effects of processing parameters on the bond strength of Cu/Cu roll-bonded strips [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(3): 560-563.
- [16] ZENG L F, GAO R, FANG Q F, et al. High strength and

- thermal stability of bulk Cu/Ta nanolamellar multilayers fabricated by cross accumulative roll bonding [J]. *Acta Materialia*, 2016, 110: 341-351.
- [17] WU K, CHANG H, MAAWAD E, et al. Microstructure and mechanical properties of the Mg/Al laminated composite fabricated by accumulative roll bonding (ARB)[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(13-14): 3073-3078.
- [18] WU Y, WANG T, REN Z K, et al. Evolution mechanism of microstructure and bond strength based on interface diffusion and IMCs of Ti/steel clad plates fabricated by double-layered hot rolling [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 310: 117780.
- [19] WANG P J, CHEN Z J, HU C, et al. Effects of annealing on the interfacial structures and mechanical properties of hot roll bonded Al/Mg clad sheets [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 792: 139673.
- [20] ZHANG W L, LIU X O, LIANG S N, et al. Influence of surface state on interface bonding strength of Al/Ta laminated composite via differential temperature rolling [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 915: 147279.
- [21] HAN J C, NIU H, LI S, et al. Effect of mechanical surface treatment on the bonding mechanism and properties of cold-rolled Cu/Al clad plate [J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2020, 33(1): 69.
- [22] ZHOU S, LEI Q, YIN J, et al. Effect of Si addition on the microstructure and mechanical properties of a Cu-Cr-Ag alloy with high strength and electrical conductivity [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 934: 148310.
- [23] ZHANG H B, WANG X H, LIU J T, et al. Synergistically enhancing electrical conductivity, magnetic properties, and mechanical properties for Cu-5wt%Fe alloy by multi-stage thermomechanical processing [J]. *Materials Characterization*, 2025, 227: 115308.
- [24] 邓利鹏, 黎超丰, 章新立, 等. 冷轧变形对CuNiCoSi合金组织和性能的影响 [J]. *铜业工程*, 2023(3): 46-54.
- [25] 许德明. 冷轧退火工艺对奥氏体不锈钢组织和力学性能的作用机理研究 [D]. 武汉: 武汉科技大学, 2019.
- [26] CHEN P, HUANG H G, JI C, et al. Bonding strength of Invar/Cu clad strips fabricated by twin-roll casting process [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(12): 2460-2469.
- [27] TAKATA N, LEE S H, TSUJI N. Ultrafine grained copper alloy sheets having both high strength and high electric conductivity [J]. *Materials Letters*, 2009, 63(21): 1757-1760.
- [28] 柳华炎, 王德志, 杨益航, 等. Cu/Fe/Cu叠片轧制工艺及复合强度的研究 [J]. *热加工工艺*, 2011, 40(24): 136-139.

Microstructure and Properties of Cu/Stainless Steel Bimetallic Composites by Cold Rolling

WANG Chong¹, LEI Qian¹, QIU Wenting², ZHANG Ying², CHEN Tianlai²

(1. *State Key Laboratory for Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China*; 2. *Zhongjin Lingnan Technology Co., Ltd., Shenzhen 518122, China*)

Abstract: With the shortage of copper resources, bimetal matrix composites partly replacing copper with steel have high economic value. To combine high thermal conductivity of copper with high strength of stainless steel, this paper successfully prepared T1 copper/316L stainless steel composites by single-pass cold rolling. Effects of annealing temperature on the microstructure and properties of T1 Cu/316L stainless steel composites were studied by scanning electron microscopy, hardness tests, tensile tests, tensile shear tests and electrical conductivity tests. Results showed that annealing can eliminate interface defects and improve interface structure. With the increase of annealing temperature, hardness and strength of copper/stainless steel composite materials gradually decreased, while elongation gradually increased, and electrical conductivity improved. After annealing at 700 °C for 2 h, excellent comprehensive properties can be obtained, with a yield strength of 539 MPa, a tensile strength of 689 MPa, an elongation of 33%, a shear strength of 191 MPa, and an electrical conductivity of 54.9%IACS.

Key words: copper/stainless steel bimetallic composite; cold rolling; annealing treatment; mechanical property; binding mechanism

doi: 10.3969/j.issn.1009-3842.2026.01.003

引文格式: 王崇, 雷前, 邱文婷, 章应, 陈天来. 铜/不锈钢双金属复合材料冷轧复合及其组织与性能研究[J]. 铜业工程, 2026(1): 30-41.

WANG Chong, LEI Qian, QIU Wenting, ZHANG Ying, CHEN Tianlai. Microstructure and properties of Cu/stainless steel bimetallic composites by cold rolling [J]. Copper Engineering, 2026(1): 30-41.

投稿网址: www.tygc.net

微信公众号: jxytygc