

真空热压工艺制备 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢复合材料

马飞澳¹ 刘嘉靖¹ 常子赫¹ 钱高祥² 赖士浩² 刘德华³ 李廷举¹ 张宇博¹

(1. 大连理工大学材料科学与工程学院, 大连 116024; 2. 江西云泰铜业有限公司, 鹰潭 335000; 3. 大连理工大学机械工程学院, 大连 116024)

摘要 采用固、液复合制备锡青铜/钢复合材料易出现 Sn 元素偏析现象, 通过真空热压结合工艺制备了 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢复合材料。结果表明, 在 850 °C、20 MPa 条件下保温 60 min 后, 复合材料的结合界面生成了宽度为 6.2 μm 的元素扩散层, 结合强度达到 250.5 MPa。在此工艺参数下, 试样的 Cu-2Ni-7Sn 一侧成分均匀, 无元素偏析, 且具有高硬度和良好的耐磨性。

关键词 显微组织; 偏析; 元素扩散; 铜/钢复合

中图分类号 TG146.1⁺1; TB331

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20240089

Cu-2Ni-7Sn/45 Steel Composite Prepared by Vacuum Hot Pressing Process

MA Fe'ao¹, LIU Jiajing¹, CHANG Zihe¹, QIAN Gaoxiang², LAI Shihao², LIU Dehua³, LI Tingju¹, ZHANG Yubo¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024; 2. Jiangxi Yuntai Copper Co., Ltd., Yingtan 335000; 3. School of Mechanical Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024)

Abstract: In view of Sn element segregation phenomenon during the preparation process of tin bronze/steel composites, Cu-2Ni-7Sn/45 steel composites were successfully fabricated by vacuum hot pressing bonding process. The results indicate that an element diffusion layer with a width of 6.2 μm is generated at the bonding interface after held at 850 °C and 20 MPa for 60 min, and the bonding strength reaches 250.5 MPa. On the condition, the composition of Cu-2Ni-7Sn side is uniform without element segregation, and high hardness as well as desirable wear resistance can be obtained.

Key Words: Microstructure, Segregation, Elemental Diffusion, Copper-steel Composite

收稿日期: 2024-03-10; 修订日期: 2024-05-21

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52171135); 国家重点研发计划资助项目(2018YFA0702900)

第一作者简介: 马飞澳, 男, 1999 年出生, 硕士研究生, E-mail: 1667397059@qq.com

通信作者: 张宇博, 男, 1985 年出生, 副教授, E-mail: ybzhong@dlut.edu.cn

引用格式: 马飞澳, 刘嘉靖, 常子赫, 等. 真空热压工艺制备 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢复合材料[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(5): 691-697.

MA F A, LIU J J, CHANG Z H, et al. Cu-2Ni-7Sn/45 steel composite prepared by vacuum hot pressing process[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(5): 691-697.

- [6] HU Y B, CONG W, WANG X, et al. Laser deposition-additive manufacturing of TiB-Ti composites with novel three-dimensional quasi-continuous network microstructure: Effects on strengthening and toughening[J]. Composites, 2018, B133: 91-100.
- [7] SU Y, LUO S C, MENG L, et al. Selective laser melting of in situ TiB/Ti-6Al-4V composites: Formability, microstructure evolution and mechanical performance[J]. Acta Metall. Sin., 2020, 33(6): 774-788.
- [8] SHALNOVA S, VOLOSEVICH D, SANNIKOV M, et al. Direct energy deposition of SiC reinforced Ti-6Al-4V metal matrix composites: Structure and mechanical properties[J]. Ceramics International, 2022, 47: 6 896-6 902.
- [9] DONG Y P, LI Y L, EBEL T, et al. Cost-affordable, high-performance Ti-TiB composite for selective laser melting additive manufacturing[J]. Journal of Materials Research, 2020, 35(15): 1 922-1 935.
- [10] 龚丞, 王丽芳, 朱刚贤, 等. 激光增材制造 316L 不锈钢熔覆层残余应力的数值模拟研究[J]. 应用激光, 2018, 38(3): 402-408.
- [11] 陈泽坤, 蒋佳希, 王宇嘉, 等. 金属增材制造中的缺陷、组织形貌和成形材料力学性能[J]. 力学学报, 2021, 53(12): 3 190-3 205.
- [12] WANG L J, JIANG W, QIN C, et al. Effect of starting SiC particle size on in situ fabrication of Ti₅Si₃/TiC composites[J]. Materials Science and Engineering, 2006, A425(1): 219-224.
- [13] NISHINO T, URAI S, OKAMOTO I, et al. Wetting and reaction products formed at interface between SiC and Cu-Ti alloys[J]. Welding International, 1992, 6(8): 600-605.
- [14] 康壮苏, 倪雅, 左新龙, 等. TiC 与变形热处理对 β 钛基复合材料组织与性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(11): 1 204-1 208.
- [15] SHAHEDI A M, NAYEBI B, MOTALLEBZADEH A, et al. Nanoindentation and nanostructural characterization of ZrB₂-SiC composite doped with graphite nano-flakes[J]. Composites, 2019, B175: 107 153.
- [16] OUYANG C, HUANG M, LI Z H, et al. Circular nano-indentation in particle-reinforced metal matrix composites: Simply uniformly distributed particles lead to complex nano-indentation response[J]. Computational Materials Science, 2010, 47(4): 940-950.

(编辑: 彭瑾)

随着科技的不断进步,工程需求日益复杂化,对材料性能要求也越来越高,如柱塞泵壳体等关键部件,需要具备高强度、良好的耐蚀性和耐磨性等。而传统金属材料,如 Cu-Sn 或 Cu-Pb 合金强度较低且成本高,使用寿命有限,难以满足实际需求。因此,为兼顾经济性和综合性能,复合材料成为了首选^[1-2]。其中,锡青铜/钢复合材料兼具锡青铜优异的耐蚀性和耐磨性以及钢的强度、韧性和经济性^[3-5],在轴承、蜗轮、齿轮、柱塞泵、摩擦副、蒸气锅炉等部件生产中得到广泛应用^[6-9]。

目前,主要采用固、液复合法制备柱塞泵用锡青铜/钢复合材料^[10-12]。但由于 Cu 的熔点(1 084 ℃)和 Sn(231 ℃)相差较大,在固、液复合制备过程中,Sn 极易在凝固时产生偏析。同时,由于锡青铜液在凝固时会产生热应力,导致结合界面出现裂纹^[13-16]。近年来,真空热压扩散复合因其精度高、工艺可靠性强和环境安全性好而受到广泛关注^[17-18],研究者通过调节压力和温度等工艺参数,改善铜/钢复合界面的结合质量,并成功制备了 Cu-Cr-Zr/316 不锈钢^[19]、Cu/316L 不锈钢^[20]等铜/钢复合材料。然而,含低熔点元素的 Cu 合金在真空热压工艺下能否与钢基底的有效结合尚无定论。

本研究选用具有低熔点元素 Sn 的 Cu-2Ni-7Sn 合金,通过真空热压扩散工艺制备 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢复合材料。研究温度和结合时间对 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢复合材料界面组织演变及界面性能的影响,同时考察试验过程中 Cu-2Ni-7Sn 一侧的成分变化,在保证组织中 Sn 均匀分布的前提下实现界面的良好结合,以期 为锡青铜/钢复合材料的制备提供参考。

1 试验材料及方法

选用 45 号钢和 Cu-2Ni-7Sn 锡青铜,通过 1800 型 X 射线荧光光谱仪(XRF)测定化学成分,见表 1。

表 1 Cu-2Ni-7Sn 与 45 号钢的化学成分
Tab.1 Chemical composition of Cu-2Ni-7Sn and 45 steel %

材料	w_B						
	C	Mn	Cr	Sn	Ni	Cu	Fe
45 号钢	0.453 0	0.581 4	0.138 2	—	0.263 1	0.187 5	余量
Cu-2Ni-7Sn	—	—	—	6.893 6	2.136 7	余量	—

对两种材料母材进行加工得到 $\phi 40\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ 试样,在热压结合前,用 1 000 号砂纸对 Cu-2Ni-7Sn 和 45 号钢试样的接触面进行打磨,以确保原材料表面的污垢及氧化皮去除干净。在试验中,将 Cu-2Ni-7Sn 合金和 45 号钢放置在 ZT-40-21Y 真空热压炉内,抽真空至 $1 \times 10^{-3}\text{ Pa}$ 后,进行恒温热压结合试验,经过不同结合时间的试验后随炉冷却至室温。热压结合示意图见

图 1。经过研磨抛光后测定所得材料不同区域的成分,检测取样位置见图 1c。在前期的研究中,对 Cu-2Ni-7Sn 合金进行热分析试验,发现在 750~850 ℃保温 60 min 的加热条件下,Cu-2Ni-7Sn 合金铸坯各部分未发生明显的宏观偏析。因此,在本试验中选择了 800 ℃和 850 ℃作为结合温度,结合时间为 30~60 min,热处理过程中的试验参数见表 2。

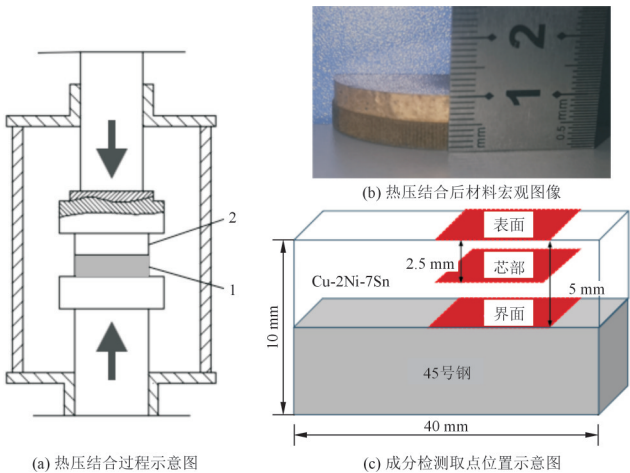


图 1 热压结合示意图

Fig.1 Schematic diagram of hot-pressing bonding
1.45 号钢 2.Cu-2Ni-7Sn

表 2 试验参数
Tab.2 Experimental parameters

试验	温度/℃	压力/MPa	结合时间/min
1	800	20	30
2	850	20	30
3	850	20	60

将原始试样和结合后的试样用线切割机切成 $30\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 2.5\text{ mm}$ 的块状,并依次用 800、1 000、1 500 和 2 000 号砂纸研磨,在抛光机上进行抛光面。采用 JXA-8530F PLUS 型场发射电子探针(EPMA)材料进行微观区域元素分布分析,每个试样进行 3~5 次线扫描检测,选取最具有代表性的结果为最终数据。用 5 g 的 $\text{FeCl}_3 + 5\text{ mL}$ 的 $\text{HCl} + 95\text{ mL}$ 的 $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 溶液腐蚀试样 12 s,随后放入 SK3310HP 超声波仪进行清洗,取出烘干。采用 IT800-SHL 型高分辨场发射扫描电镜(SEM)观察试样的微观组织,并用其配备的能谱仪(EDS)测定试样的成分。在 MTS-CMT 5205 型电子万能试验机上进行拉伸-剪切试验,每组试样进行 3 次测试,取平均值,拉伸-剪切试样的示意图见图 2。采用 MH-50 型维氏硬度计进行 Cu-2Ni-7Sn 侧的硬度测试,载荷为 3 N,时间为 15 s,每个试样测试 10 次,取平均值。采用 MVF-1A 型立式摩擦磨损试验机对试样进行滑动摩擦磨损试验,摩擦副类型为销盘式,不同条件下制备的 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢复合

材料作为摩擦销,对磨副为 GCr15 钢。试验前将摩擦副进行 2000 号砂纸打磨处理,试验温度为 25 °C,施加载荷为 80 N,试验转速为 200 r/min,接触面积为 18 mm²,摩擦时间为 20 min,每个参数至少进行 3 次试验,取平均值。

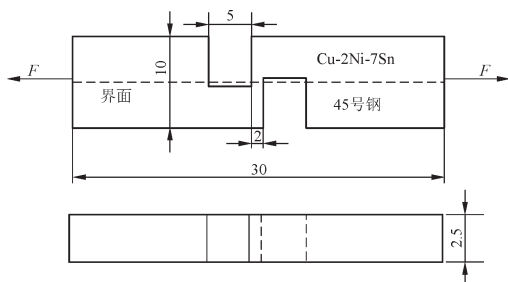


图2 拉伸-剪切试样示意图

Fig.2 Schematic diagram of tensile-shear specimen

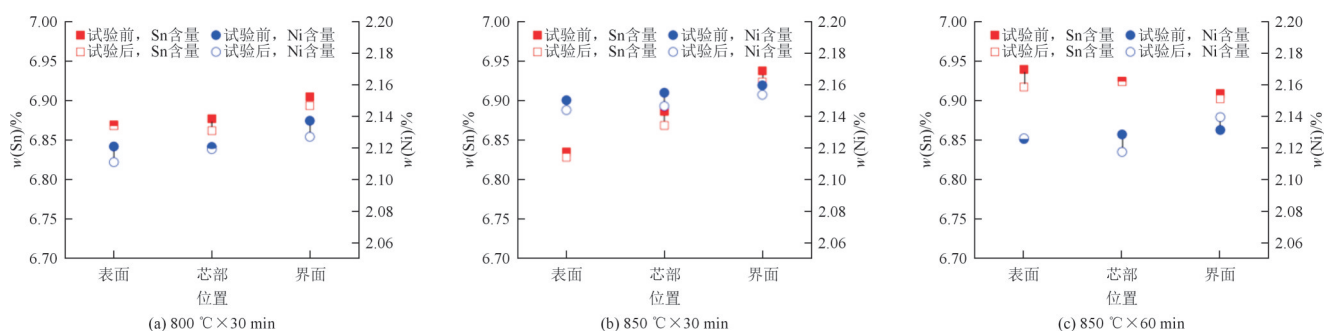


图3 试验前后不同位置 Cu-Ni-Sn 的成分变化

Fig.3 Composition variation of Cu-Ni-Sn at different positions before and after experiment

无明显变化,Sn 的成分浮动在 $\pm 1\%$ 。因此,在不同试验条件下进行 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢热压结合试验时,组织中的 Sn 未发生宏观偏析。

2.2 显微组织演变及成分差异

图 4 为对不同热压参数下制得的 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢复合材料不同区域的显微组织。可以看出,在 800 °C × 30 min 条件下,不同区域 Cu-2Ni-7Sn 晶粒尺寸变化规律基本一致,见图 4a 和图 4b。当结合时间不变,提高热压结合温度至 850 °C 时,芯部和界面处的晶粒尺寸明显增大,见图 4c 和图 4d。随结合时间进一步延长至 60 min 时,Cu-2Ni-7Sn 一侧的晶粒进一步粗化,见图 4e 和图 4f。

对不同试验条件下 Cu-2Ni-7Sn 侧晶粒尺寸进行统计,见图 5。可以看出,原始试样的晶粒尺寸最细小 (51 μm),同一热压结合条件下芯部与界面的平均晶粒尺寸差值小于 30 μm ,表明芯部与界面处 Cu-2Ni-7Sn 的晶粒尺寸无明显差异。此外,随着热压结合温度的升高以及结合时间延长,芯部与界面的晶粒尺寸逐渐增大,在界面附近达到最大,为 443 μm 。

进一步对不同热压参数下的芯部区域进行显微组

2 试验结果与分析

2.1 试验前后 Cu-Ni-Sn 的宏观成分变化

图 3 为 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢复合材料在不同试验条件下热压结合前后表面、芯部和界面处的成分变化。可以看出,试验前原始 Cu-Ni-Sn 合金成分分布均匀,试样表面、中心及界面处 Sn 含量保持在 6.83% ~ 6.95% 范围内。经过热压结合试验后,铜侧表面、中心及界面处 Sn 含量没有发生明显变化,依旧在 6.82% ~ 6.93% 范围内。Ni 和 Sn 的分布类似,在 800 °C × 30 min 试验条件下,铜侧成分偏析不明显,不同位置 Sn 和 Ni 的分布均匀。由图 3b 和图 3c 可知,由于取样位置不同,各部分 Sn 含量存在少许偏差,但热压前后 Sn 含量

织观察,见图 6。从图 6a 可以看到,形状不规则的白色颗粒在晶界处富集,而在晶粒内部较少。通过 EDS 能谱对其进行分析,发现白色块状颗粒为富 Sn 相,这说明 Sn 存在明显的晶界偏析现象。与图 3 对比可知,组织中的 Sn 元素在宏观上呈均匀分布,但在微观上仍然存在一定偏析。在 800 °C × 30 min 条件下进行热压结合后,晶界处的富 Sn 相尺寸明显减小,形状由块状转变为针状,见图 6b。保持结合时间为 30 min 不变,提高热压结合的温度至 850 °C,发现富 Sn 相在晶粒内部和晶界处均有分布,其形貌为尺寸较小的白色球状颗粒,见图 6c。保持 850 °C 的结合温度不变,延长结合时间至 60 min 时,富 Sn 相几乎消失不见,对晶界位置进行放大观察,发现晶界处残留极少量的亚微米尺寸的颗粒,见图 6d。为了更加直观地展现富 Sn 相尺寸随着试验条件改变的变化规律,对不同条件下富 Sn 相的平均尺寸进行统计,见图 7。可以发现,随着热压结合温度升高及结合时间的延长,Sn 相的尺寸逐渐减小,在 850 °C × 60 min 的条件下平均晶粒尺寸为 1.09 μm 。

在不同试验条件下 Cu-2Ni-7Sn 晶粒内部任取 5 个点进行 EDS 能谱分析,见图 8。可以看出,在 Cu-2Ni-7Sn 原始试样中,晶粒内部的 Sn 与 Ni 含量很低,仅为

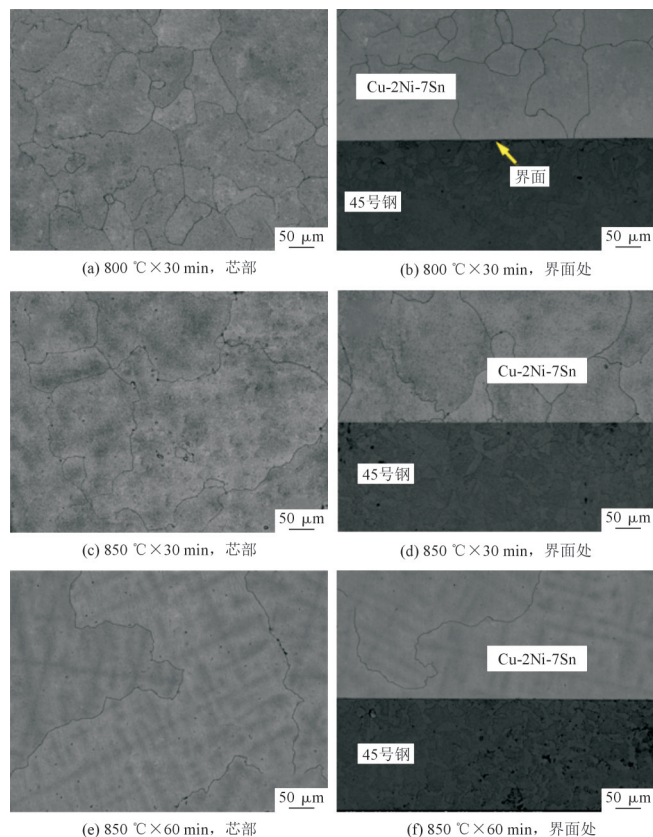


图4 不同热压参数下Cu-2Ni-7Sn不同位置的SEM形貌
Fig.4 SEM morphologies of Cu-2Ni-7Sn at different positions under different hot pressing parameters

5.1% 和 1.5%, 远低于整体质量分数。在 $800\text{ }^{\circ}\text{C} \times 30\text{ min}$ 的条件下进行热压结合后, Cu-2Ni-7Sn 晶粒内部 Sn 与 Ni 含量有所升高, 达到了 5.8% 和 1.6%, 说明

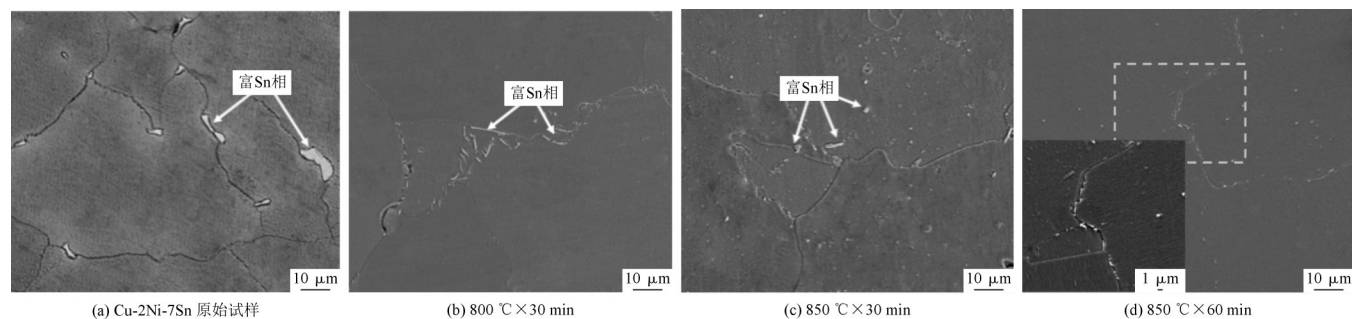


图6 不同试验条件下铜侧芯部的微观组织

Fig.6 Microstructure of core on the Cu side under different experimental conditions

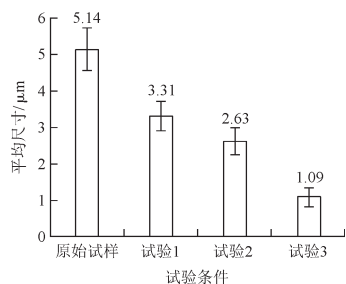


图7 不同条件下Cu-2Ni-7Sn芯部晶界处的富Sn相尺寸统计
Fig.7 Size statistics of Sn-rich phase at grain boundaries of Cu-2Ni-7Sn cores under different conditions

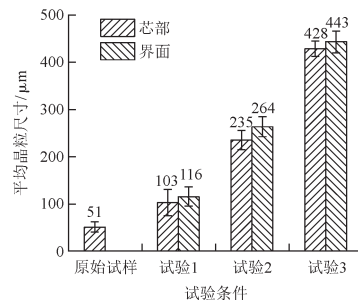


图5 不同试验条件下芯部和界面处的平均晶粒尺寸

Fig.5 Average grain size at the center and interface under different experimental conditions

在高温热压结合试验过程中, 出现了富 Sn 相向基体中固溶的现象, 但 Sn 相的固溶并不充分。保持结合时间为 30 min 不变, 提高热压结合的温度至 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$, 晶粒内部的 Sn 与 Ni 含量进一步升高, 分别为 6.4% 和 1.8%, 说明适当提高结合的温度有助于富 Sn 相的固溶, 而图 6c 中出现在晶粒内部的小尺寸富 Sn 相可能是因为晶粒之间吞并长大, 富 Sn 相被吞并所致。由于温度与保温时间不足, 被吞并进入晶粒内部的富 Sn 相未能完全固溶, Sn 与 Ni 含量仍低于整体质量分数。保持 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的结合温度不变, 延长结合时间至 60 min 时, Sn 与 Ni 含量分别升高至 7.2% 和 2.1%, 接近整体质量分数, 说明热压过程中有元素固溶行为的发生, 提高热压结合温度, 延长结合时间有利于富 Sn 相的固溶。在 $850\text{ }^{\circ}\text{C} \times 60\text{ min}$ 的热压结合条件下, 原始试样中存在晶界偏析的富 Sn 相能够很好地固溶于基体中, 使得微观上元素分布变得更加均匀。

为了更直观了解不同热压结合条件下结合界面处的元素扩散情况, 对结合界面进行了 EPMA 线扫描分析, 见图 9。EDS 能谱分析见图 10。与图 6 对比发现, 图 9a~图 9c 中 Cu-2Ni-7Sn 的晶界中无法通过直接观察确定富 Sn 相的存在, 但是通过在晶粒内部任取 5 个点进行分析时, 在 $800\text{ }^{\circ}\text{C} \times 30\text{ min}$ 的热压结合条件下, 晶粒内部的 Sn 与 Ni 含量都偏低, 这与其在芯部的分布情况相似, 在 $850\text{ }^{\circ}\text{C} \times 30\text{ min}$ 和 $850\text{ }^{\circ}\text{C} \times 60\text{ min}$ 的热压结合条件下, 元素分布的变化规律也与在芯部的情况一致。

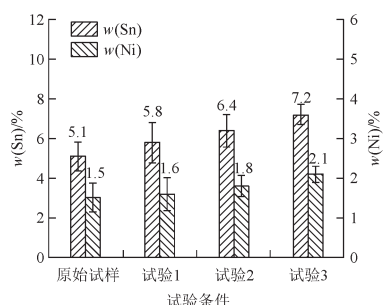


图8 不同试验条件下Cu-2Ni-7Sn芯部晶粒内的成分测定
Fig.8 Intragranular composition determination of Cu-2Ni-7Sn at the center under different experimental conditions

根据Cu和Fe元素的分布,可以将Cu-2Ni-7Sn/45号钢的结合界面分为3个区域,即45号钢区、扩散区以及Cu-2Ni-7Sn区。由图9d可以看出,在45号钢侧主要分布的元素为Fe,45号钢区测定结果无显著差别。在扩散区则出现了元素成分的梯度变化,Fe由45号钢侧向铜一侧发生了扩散,同时Cu、Ni、Sn则由铜侧向45号钢一侧发生了扩散,此时存在着宽度为3.8 μm 的扩散层,说明两种材料已产生冶金结合。在Cu-2Ni-7Sn侧,主要分布的元素为Cu、Sn和Ni,含量明显高于在45号钢侧的分布,且远离及靠近扩散区的测定结果也无显著

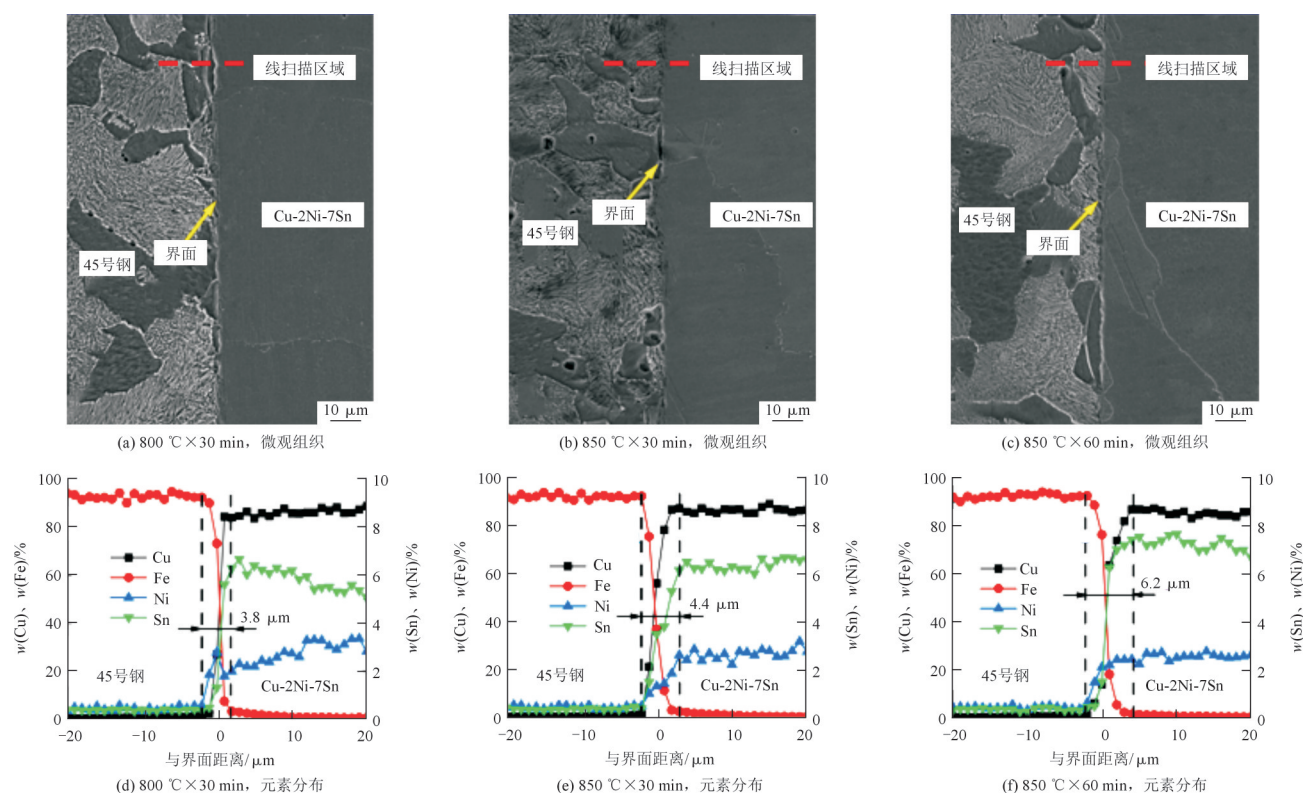


图9 不同热压结合条件下界面处的微观组织演变及结合界面处的元素分布

Fig.9 Microstructure evolution and element distribution at the interface under different hot-pressing bonding conditions

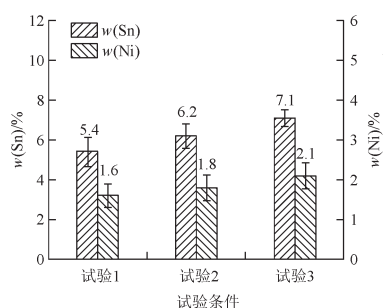


图10 不同试验条件下界面处Cu-2Ni-7Sn晶粒内成分测定
Fig.10 Intragranular composition determination of Cu-2Ni-7Sn at the interface under different experimental conditions

差异。同时,850 $^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min}$ 以及850 $^{\circ}\text{C} \times 60 \text{ min}$ 条件下热压结合界面处也存在相似的元素分布规律(见图9e和图9f),但可以明显观察到随着温度升高以及结合

时间延长,具有元素梯度的区域即扩散层的宽度逐步增加,当结合温度升高到850 $^{\circ}\text{C}$ 、结合时间为30 min时,扩散层厚度增大到4.4 μm ,进一步在此温度下延长结合时间至60 min时,扩散层宽度达到最大值,为6.2 μm 。这表明对于Cu-2Ni-7Sn/45号钢复合材料的热压工艺来说,升高温度以及延长结合时间均有利于界面处元素扩散。

2.3 扩散系数估计

利用菲克第二定律计算扩散系数值。在本试验中,将Cu原子在45号钢中的扩散假设为发生在一个无限长的物体。根据稳态条件下单向流动的非克第二定律估计扩散系数值为:

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

式中, c 为 45 号钢中 Cu 元素的浓度; x 为 45 号钢中 Cu 原子的扩散距离; t 为结合时间; D 为扩散系数。

假设 $Z=\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$, Z 可根据误差函数表确定。因此,

可得扩散系数 D :

$$D=\frac{x^2}{4Z^2t} \quad (2)$$

Cu-2Ni-7Sn / 45 号钢的平均扩散系数计算值见表 3, 主要以 Cu 元素的扩散为准, Cu 的扩散系数随结合温度的升高而增大, Cu 在 $800\text{ }^{\circ}\text{C}\times 30\text{ min}$ 的条件下扩散系数达到 $9.539\times 10^{-16}\text{ m}^2/\text{s}$ 。当结合时间不变, 温度升高至 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 扩散系数升高至 $1.412\times 10^{-15}\text{ m}^2/\text{s}$ 。进一步对 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的延长结合时间至 60 min 时进行计算, 得到扩散系数为 $1.401\times 10^{-15}\text{ m}^2/\text{s}$, 与 $850\text{ }^{\circ}\text{C}\times 30\text{ min}$ 条件下的热压结合的计算结果相近, 表明热压过程中扩散系数受结合时间的影响较小。

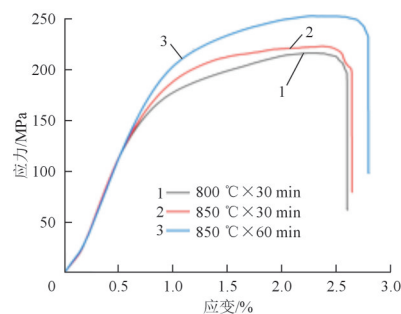
表 3 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢的平均扩散系数

Tab.3 Average diffusion coefficients of Cu-2Ni-7Sn / 45 steel

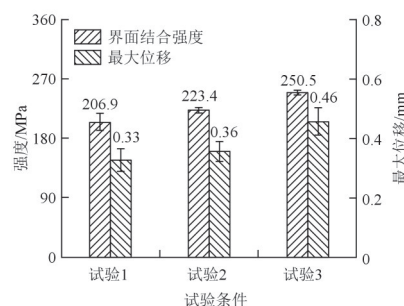
试验条件	距离/ μm	$D/(\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1})$	$w(\text{Cu})/\%$
1 ($800\text{ }^{\circ}\text{C}\times 30\text{ min}$)	1.521	9.539×10^{-16}	19.34
2 ($850\text{ }^{\circ}\text{C}\times 30\text{ min}$)	1.867	1.412×10^{-15}	19.22
3 ($850\text{ }^{\circ}\text{C}\times 60\text{ min}$)	2.235	1.401×10^{-15}	23.53

2.4 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢复合材料的拉伸-剪切测试

已有研究表明, 可通过对复合材料进行拉伸-剪切测试表征其界面结合强度^[19-20], 故对 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢复合材料进行拉伸-剪切测试, 其试验结果见图 11。可以看出, 随着热压结合温度提高, 复合材料经拉伸-剪切测试测得的应力与应变均有所提高, 这表明随着热压结合温度的提高, 界面的结合效果更好; 而热压结合时间的延长有利于 Cu-2Ni-7Sn / 45 号钢复合材料界面的结合。 $800\text{ }^{\circ}\text{C}\times 30\text{ min}$ 和 $850\text{ }^{\circ}\text{C}\times 30\text{ min}$ 界面结合强度分别为 206.9 MPa 和 223.4 MPa, 最大位移距离分别为 0.33 mm 和 0.36 mm, 表明温度升高有利于形成强度更高、塑性更好的 Cu-2Ni-7Sn / 45 号钢结合界面。而在温度为 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时延长结合时间, 界面结合强度和最大位移距离分别进一步提高至 250.5 MPa 和 0.46 mm, 说明随着热压结合温度的提高和结合时间的延长, 界面结合强度和塑性同时升高, 界面结合质量得到改善, 这应与扩散层厚度的增加成正比。



(a) 应力-应变曲线



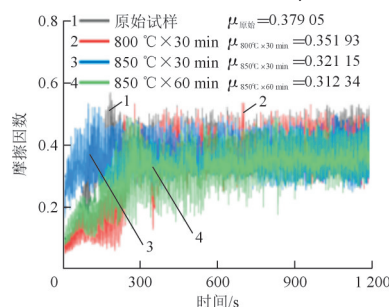
(b) 界面结合强度及最大位移

图 11 剪切拉伸试验结果

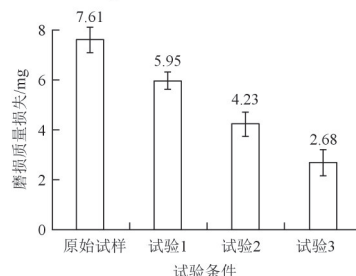
Fig.11 Shear tensile test results

2.5 摩擦磨损及硬度测试

图 12 为在不同试验条件下 Cu-2Ni-7Sn 侧的摩擦磨损试验结果。可以看出, 初始状态下, Cu-2Ni-7Sn 侧的摩擦因数为 $\mu_{\text{原始}}=0.379\ 05$, 磨损质量损失为 7.61 mg。在 $800\text{ }^{\circ}\text{C}\times 30\text{ min}$ 的条件下结合后, Cu-2Ni-7Sn 侧摩擦因数略有降低至 $\mu_{800\text{ }^{\circ}\text{C}\times 30\text{ min}}=0.351\ 93$, 磨损质量损失为 5.95 mg。当结合温度进一步提高至 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$, 而保温时间保持不变时, 摩擦因数 $\mu_{850\text{ }^{\circ}\text{C}\times 30\text{ min}}$ 进一步下



(a) 摩擦因数随时间变化曲线



(b) 不同热压结合条件下的磨损对比

图 12 不同试验条件下 Cu-2Ni-7Sn 侧摩擦磨损试验结果

Fig.12 Friction and abrasion experiment results of Cu-2Ni-7Sn side under different conditions

降至 0.321 15, 磨损质量损失减少至 4.23 mg, 而延长保温时间至 60 min 时, Cu-2Ni-7Sn 侧摩擦因数 $\mu_{850^{\circ}\text{C}\times 60\text{ min}}$ 变为 0.312 34, 磨损质量损失降至 2.68 mg。这表明随着热压结合温度的提高和结合时间的延长, Cu-2Ni-7Sn 的摩擦因数以及磨损质量损失逐渐降低, 说明热压结合工艺有助于提高材料的耐磨性, 在 $850^{\circ}\text{C}\times 60\text{ min}$ 的结合条件下 Cu-2Ni-7Sn 的耐磨性最好。

对不同试验条件下 Cu-2Ni-7Sn 侧进行维氏硬度测试, 见图 13。可以看出, 随热压结合温度提高和结合时间延长, Cu-2Ni-7Sn 侧的硬度也呈上升趋势。结合图 8 以及图 10 中 Cu-2Ni-7Sn 晶粒内的成分测定, 可以解释 Cu-2Ni-7Sn 的耐磨性以及硬度的提高是由于富 Sn 相的固溶强化效果使得基体组织相较于 Cu-2Ni-7Sn 原始试样具有更高的强度, 促使其形成了更硬的基体, 有利于提高材料抗磨损变形的能力^[21-22]。

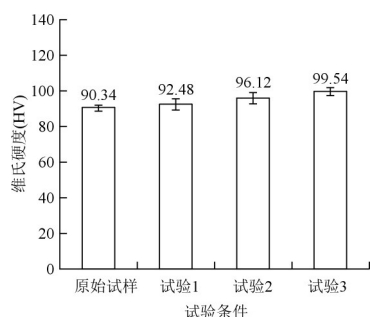


图 13 不同试验条件下 Cu-2Ni-7Sn 侧的维氏硬度

Fig.13 Vickers hardness of Cu-2Ni-7Sn side under different experimental conditions

3 结 论

(1) 热压结合前后 Cu-Ni-Sn 合金侧不同区域均未出现 Sn 相的宏观偏析, 随着热压结合温度的提高以及结合时间的延长, Sn 相逐渐固溶于基体中, 在 $850^{\circ}\text{C}\times 60\text{ min}$ 的热压结合条件下固溶充分, 分布均匀。

(2) 界面处的扩散系数随着结合温度的升高而提高, 延长结合时间有助于增加扩散层厚度, 在 $850^{\circ}\text{C}\times 60\text{ min}$ 条件下的热压结合的 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢复合材料扩散层厚度最大, 为 $6.2\text{ }\mu\text{m}$ 。

(3) 在 $850^{\circ}\text{C}\times 60\text{ min}$ 的热压结合条件下 Cu-2Ni-7Sn/45 号钢复合材料达到最大界面结合强度, 为 250.5 MPa, 且界面结合塑性较好, 此时最大位移距离为 0.46 mm。此外, 经过热压结合后, Cu-2Ni-7Sn 的耐磨性和硬度均有提高。

参 考 文 献

[1] 刘越, 张太正, 孙爱新, 等. 铜/钢双金属复合制备工艺技术研究现状[J]. 材料导报, 2015, 29(15): 10-14, 21.
[2] 黄本生, 黄龙鹏, 李慧. 异种金属焊接研究现状[J]. 材料导报,

2011, 25(12): 118-121.

- [3] BEKIR S U, ENVER A, CEVDET M. Effect of loading capacity (pressure-velocity) to tribological properties of CuSn10 bearings[J]. Materials and Design, 2007, 28: 2 160-2 165.
[4] ROBBIOLO L, TRAN T T M, DUBOT P, et al. Characterisation of anodic layers on Cu-10Sn bronze (RDE) in aerated NaCl solution [J]. Corrosion Science, 2008, 50: 2 205-2 215.
[5] 肖寒, 陈昊, 崔黎昕, 等. 退火工艺对铸态 ZCuSn10P1 锡青铜组织性能的影响[J]. 稀有金属, 2023, 47(6): 815-824.
[6] 李宝锦, 李兴刚, 许光明等. 铜/钢复合材料的研究及应用[J]. 材料导报, 2002(2): 22-24, 30.
[7] 刘近增, 邢少华, 钱晓, 等. 20 号钢/锡青铜偶对在流动海水中的电偶腐蚀行为研究[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2023, 43(1): 127-134.
[8] 刘如铁, 熊翔, 陈福胜, 等. 锡青铜-钢背双金属固体自润滑复合材料的摩擦性能研究[J]. 润滑与密封, 2010, 35(3): 73-76.
[9] NGUYEN Q, AZADKHO A, AKBARI M, et al. Experimental investigation of temperature field and fusion zone microstructure in dissimilar pulsed laser welding of austenitic stainless steel and copper [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2020, A56: 206-215.
[10] ZHANG K, YIN Y, ZHANG G, et al. Tribological properties of FeS/iron-based bearing materials by high energy ball milling-powder metallurgy method [J]. China Mechanical Engineering, 2019, 30(18): 2 172-2 178.
[11] KANDAVEL T K, CHANDRAMOULI R, MANOJ M, et al. Influence of copper and molybdenum on dry sliding wear behaviour of sintered plain carbon steel [J]. Materials & Design, 2013, 50 (50): 728-736.
[12] 王明哲, 张秀蓉, 范晓洁, 等. 铜/钢双金属复合管成形工艺研究[J]. 机械管理开发, 2012(3): 52-53.
[13] 刘会杰. 焊接冶金与焊接性[M]. 北京: 机械工业出版社, 2007.
[14] VELU M, BHAT S. Metallurgical and mechanical examinations of steel - copper joints arc welded using bronze and nickel-base superalloy filler materials[J]. Materials & Design, 2013, 47: 793-809.
[15] LI Z, FONTANA G, PENASA M. Autogenous laser welding of austenitic stainless steel to copper alloy[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 1998, 3(2): 81-87.
[16] MAGNABOSCO I, FERRO P, BONOLLO F, et al. An investigation of fusion zone microstructures in electron beam welding of copper-stainless steel[J]. Materials Science and Engineering, 2006, A424(1-2): 163-173.
[17] BRŮŽEK, B, LEIDICH E. Evaluation of crack growth at the weld interface between bronze and steel [J]. International Journal of Fatigue, 2007, 29(9): 1 827-1 831.
[18] TAN C L, ZHOU K S, MA W Y, et al. Interfacial characteristic and mechanical performance of maraging steel-copper functional bimetal produced by selective laser melting based hybrid manufacture [J]. Materials & Design, 2018, 155: 77-85.
[19] BATRA I S, KALE G B, SAHA T K, et al. Diffusion bonding of a Cu-Cr-Zr alloy to stainless steel and tungsten using nickel as an interlayer[J]. Materials Science and Engineering, 2004, A369(1): 119-123.
[20] TIAN N N, JI X S, ZHANG C L, et al. Influence of high-current pulsed electron beam irradiation on elemental diffusion and mechanical properties of copper/316L stainless-steel bonded joints [J]. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section, 2022, B531: 115-122.
[21] 钱继锋. 新型耐磨铜基合金的研制及其耐磨性的研究[D]. 太原: 太原理工大学, 2004.
[22] 魏悦. 不同载荷与转速下铜合金滑动轴承材料的摩擦磨损特性研究[D]. 太原: 中北大学, 2021.

(编辑: 彭瑾)