

# ECAP 结合退火工艺制备铜铝双金属复合棒材的界面组织及结合性能

王晓溪<sup>1</sup>, 张翔<sup>2</sup>, 袁峻池<sup>1</sup>, 尹志伟<sup>1</sup>, 梁廷玉<sup>1</sup>

(1. 徐州工程学院 机电工程学院, 江苏 徐州 221018)

(2. 江苏徐工工程机械研究院有限公司, 江苏 徐州 221004)

**摘要:** 利用室温 4 道次等通道转角挤压 (ECAP) 结合退火工艺成功制备铜铝双金属复合棒材。采用扫描电镜 (SEM)、能谱 (EDS)、X 射线衍射 (XRD) 和电子背散射衍射 (EBSD) 等方法研究铜铝双金属复合棒材结合界面微观组织, 并通过剪切试验测试其界面结合强度。结果表明, 在 ECAP 剧烈剪切作用下, 铜铝双金属复合棒材首先通过塑性变形在界面处产生机械结合, 后续退火热处理促进了铜铝原子之间相互扩散, 在压力、温度和浓度梯度综合作用下, Cu/Al 界面处形成了良好的冶金结合, 界面层厚度约为 1.47  $\mu\text{m}$ , 生成的金属间化合物主要为  $\text{CuAl}_2$ ; 界面层内晶粒细小、均匀, 为大角度晶界结构的超细晶组织, 无明显的择优取向。铜铝双金属复合棒材平均抗剪切强度为 28.94 MPa, 界面结合质量良好, 剪切破坏形式主要为脆性断裂。

**关键词:** ECAP; 双金属复合棒材; 界面组织; 结合强度

中图分类号: TB331; TG376

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)11-4130-07

双金属复合材料可通过“互补效应”获得单一金属所不具备的优异综合性能, 受人们广泛关注和研究, 成为近年来材料工程领域的研究热点之一。铜铝双金属复合材料<sup>[1,2]</sup>兼具铜的高导热、高导电、易加工以及铝的质轻、易焊接、低成本等优点, 在电力通讯、电子封装和交通运输等领域具有广泛的应用前景。由于高频信号的电流“趋肤效应”, 小截面铜包铝复合导线被广泛用作电力电子行业传输导线或同轴电缆的内导体。其中, 固相复合技术尤其是包覆拉拔<sup>[3]</sup>、轧制复合<sup>[4]</sup>和挤压<sup>[5]</sup>等工艺因其生产效率高、设备简单, 已成为目前制备铜铝双金属复合棒/线材的主要方法。然而, 固相复合后的铜铝双金属材料界面结合强度通常较低, 界面间存在较大的加工硬化作用<sup>[6]</sup>, 实际生产中常因结合不理想而导致铜铝结合面发生分离。因此, 设计新型加工工艺以达到铜层、铝层和界面层金属的协调变形, 进而获得具有良好复合效果的界面层组织, 对于制备高性能铜铝双金属复合棒材具有重要意义。

等通道转角挤压<sup>[7,8]</sup> (equal channel angular pressing, ECAP) 被公认为是当今最具代表性的一种大塑性变形工艺。它可在不改变试样截面形状和尺寸的前提下, 通

过反复多道次的塑性剪切变形来破碎和细化晶粒, 使材料内部获得较大的累积应变, 进而实现较低温度条件下的剧烈变形和性能提升, 为制备高性能双金属复合材料开辟了一条新途径<sup>[9-11]</sup>。近年来, 国内外学者围绕 ECAP 制备双金属复合材料的界面行为特征、性能演变规律以及热处理制度等问题开展了研究, 但多数工作仅针对于层状金属复合材料, 而对双金属复合棒材的研究尚不多见。任广笑等<sup>[12]</sup>在 573 K 下采用 2 道次 ECAP 挤压结合退火工艺制备 7075Al/AZ31 复合板, 研究了挤压道次及退火温度对铝镁复合板材界面组织及结合强度的影响; Tolaminejad<sup>[13]</sup>等经室温 8 道次 ECAP 挤压获得了超细晶结构铜包铝复合板, 研究了铜包覆层厚度对铝内芯晶粒细化效果的影响机制; Eslami 等<sup>[14]</sup>研究了不同退火工艺参数下单道次 ECAP 挤压铜铝双金属棒材的界面结合性能, 认为最理想的退火条件为加热 200  $^{\circ}\text{C}$  保温 60~80 min, 但并未解释其原因。上述研究表明, 合理控制铜铝界面处扩散反应程度, 避免大量金属间化合物生成, 有利于提高双金属复合材料的界面结合强度。

本试验采用室温 4 道次 ECAP 挤压结合退火工艺制备铜铝双金属复合棒材, 研究多效应耦合作用下铜铝双

收稿日期: 2022-06-08

基金项目: 国家自然科学基金青年科学基金 (51905462); 江苏省自然科学基金面上项目 (BK20201150); 江苏省高校自然科学研究重大项目 (21KJA460007); 江苏省“333 高层次人才培养项目”培养资助项目

作者简介: 王晓溪, 女, 1985 年生, 博士, 副教授, 徐州工程学院机电工程学院, 江苏 徐州 221018, 电话: 0516-83105376, E-mail: xiaoxi119@vip.163.com

金属复合棒材界面组织演变规律, 并通过剪切试验测试其界面结合强度, 以期丰富和发展高性能双金属复合棒材制备方法提供理论依据和技术参考。

### 1 实验

采用铜包覆铝制备铜铝双金属复合棒材, 实验材料为均匀化处理后的挤压态 T2 纯铜和 1060 纯铝预制棒材, 其主要化学成分见表 1。

将上述 2 种金属分别加工成图 1 所示的形状和尺寸, 并对铜包套和铝芯棒内外表面进行除油污、去氧化皮、超声清洗等一系列处理, 最后过盈装配成复合坯料。

在 Y32-315 型四柱液压机上进行 ECAP 挤压, 模具通道截面为圆形, 直径为 15 mm, 内角为 120°。室温条件下, 对铜铝双金属复合坯料进行 4 道次挤压(Bc 路径), 挤压速度为 1 mm/s, 润滑剂为石墨-MoS<sub>2</sub> 复合润滑脂。为消除剧烈塑性变形过程中产生的加工硬化, 提高铜铝双金属棒材界面结合质量, 随后利用 KSL-1100X 型箱式电炉对 ECAP 挤压铜铝复合棒材进行退火热处理, 加热温度为 300 °C, 保温时间为 1 h。最终去除坯料表面氧化皮后, 所制备的铜铝双金属复合棒材如图 2 所示。

实验结束后, 利用线切割沿铜铝双金属复合棒材横截面切取若干样品用于测试分析, 观察面均为截面中心区域。采用 FEI Inspect S50 扫描电镜(低倍)和 JSM-7900F 热场发射扫描电镜(高倍)观察铜铝双金属复合棒材结合界面微观形貌, 并结合 Octane Elect EDS 系统进行能谱分析。利用 D8 ADVANCE X 射线衍射仪对铜铝双金属复合棒材界面层进行物相分析。采用

表 1 实验材料的主要化学成分

Table 1 Chemical compositions of materials (wt%)

Material	Si	Mg	Zn	Mn	Ti	Fe	Cu	Al
T2	<0.0004	<0.0001	0.0004	<0.0001	-	0.005	99.90	0.0001
1060	0.05	0.03	0.05	0.03	0.03	0.15	0.05	99.60

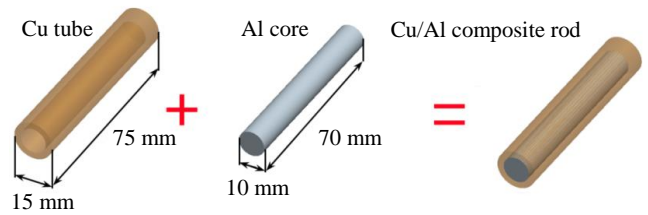


图 1 铜铝双金属复合坯料示意图

Fig.1 Schematic diagram of Cu/Al composite billet formed by Cu tube and Al core

Hikari XP EBSD 系统(与 JSM-7900F 扫描电镜配套)观察铜铝双金属结合界面微观组织, 样品倾斜角为 70°, 描步长为 0.4 μm, 加速电压为 20 kV。利用 HKL Channel5 软件对铜铝结合界面附近相分布、晶粒尺寸以及晶界取向等晶体学信息进行统计分析。在 ETM-104C 电子万能试验机上对铜铝双金属试样进行室温剪切试验, 剪切速度为 1 mm/min, 测试 3 组试样取其平均值用于计算界面结合强度, 最后对剪切切口进行 SEM 形貌观察和 EDS 分析。

### 2 结果与分析

#### 2.1 界面微观形貌

图 3 给出了不同条件下 ECAP 挤压铜铝双金属复合棒材结合界面微观形貌。

从图中可以看出, ECAP 挤压后铜铝界面结合处存在明显缝隙(图 3a), 表明双金属复合棒材尚未形成有效的扩散层。后续退火热处理显著改善了铜铝双金属之间的界面结合质量(图 3b), 在 ECAP 剧烈塑性剪切和退火高温的双重作用下, 铜铝双金属复合棒材基体金属之间实现了紧密结合, Cu/Al 界面附近形成了互扩散区域, 未出现裂纹、孔洞和杂质等缺陷。进一步观察图 3c 可知, ECAP 挤压结合退火后铜铝双金属结合界面附近出现了一个不同于两侧基体金属的过渡层, 具有明显的

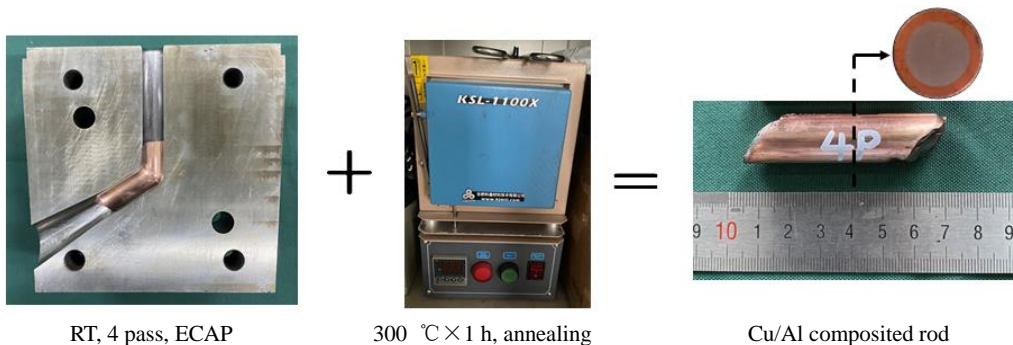


图 2 铜铝双金属复合棒材的实验制备过程

Fig.2 Preparation process of Cu/Al bimetallic composite rod

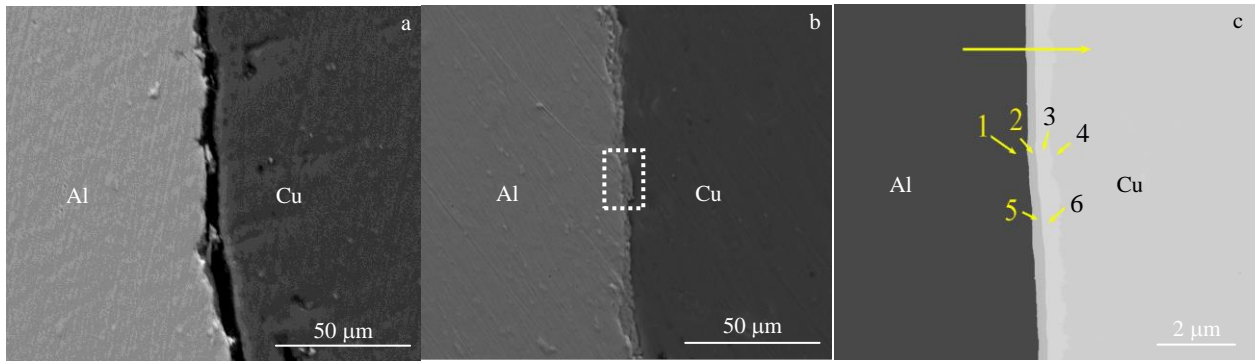


图 3 ECAP 挤压铜铝双金属结合界面 SEM 照片

Fig.3 SEM images of ECAP processed Cu/Al bimetallic interface: (a) before annealing, (b, c) after annealing

扩散反应特征。该区域与基体之间接触良好，界面层厚度约为 1.47 μm。上述结果表明，本实验条件下，铜、铝 2 种基体金属原子通过发生扩散反应形成了冶金结合，界面结合区域可能会有新相产生。

为确定双金属结合界面区域铜、铝元素分布情况以及新相的化学成分，沿界面标准线进行 EDS 线扫描和不同位置的点扫描（扫描区域见图 3c），结果如图 4 和表 2 所示。

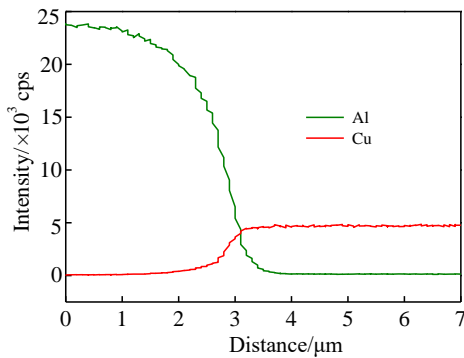


图 4 沿图 3c 中双金属结合界面标准线的 EDS 线扫描

Fig.4 EDS line scanning along marked line of Cu/Al bimetallic interface in Fig.3c

表 2 图 3c 中铜铝双金属界面附近不同位置的 EDS 分析结果

Table 2 EDS analysis result of different positions around Cu/Al bimetallic interface in Fig.3c (at%)

Position	1	2	3	4	5	6
Cu	1.01	14.95	32.88	94.64	17.11	33.27
Al	95.93	81.57	64.15	1.12	79.35	62.44
O	3.06	3.48	2.97	4.24	3.54	4.29
Possible phase	Al	$\alpha(\text{Al})$ +CuAl <sub>2</sub>	CuAl <sub>2</sub>	Cu	$\alpha(\text{Al})$ +Cu Al <sub>2</sub>	CuAl <sub>2</sub>

从图 4 可以看出，铝、铜 2 种元素的浓度从基体金属到结合界面处逐渐降低，呈梯度性变化规律，直至到达对方区域降至最低。界面层附近元素梯度减缓，铝铜原子扩散距离与图 3c 所观察到的结合层厚度基本相符（约 1.5 μm）。根据表 2 结果并结合 Cu-Al 二元相图可以推测，铜铝双金属界面层内生成的新相主要为金属间化合物 CuAl<sub>2</sub>。其中，靠近铜侧为 CuAl<sub>2</sub> 相，靠近铝侧可能为  $\alpha(\text{Al})$ +CuAl<sub>2</sub> 共晶组织<sup>[15]</sup>。

### 2.2 界面层物相分析

图 5 为 ECAP 挤压结合退火后铜铝双金属结合界面 XRD 分析结果。由图 5 可知，铜铝双金属结合界面中除了含有基体 Cu、Al 相之外，还含有少量的金属间化合物 CuAl<sub>2</sub>，这与上述 EDS 分析结果相一致。由于本实验制备的铜铝双金属复合棒材界面层厚度相比于 XRD 分析样品的面积要小很多，因此图 5 所观察到的 CuAl<sub>2</sub> 衍射峰相当小。

双金属复合材料制备方法及热处理工艺不同，其界面相组成和界面层厚度将会存在较大差异。研究表明，铜

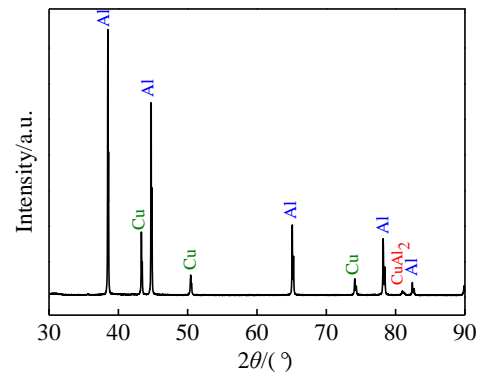


图 5 ECAP 挤压结合退火后铜铝双金属结合界面 XRD 图谱

Fig.5 XRD pattern of Cu/Al bimetallic interface after ECAP process and post-annealing

铝双金属复合过程中, 界面层可能会生成  $\text{CuAl}_2$ 、 $\text{CuAl}$ 、 $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  等不同金属间化合物<sup>[16,17]</sup>。然而, 上述分析结果显示, 本研究铜铝双金属界面层中仅出现了一种金属间化合物  $\text{CuAl}_2$ 。一方面, 从扩散热力学和动力学角度来看,  $\text{CuAl}_2$  在所有铜铝金属间化合物中生成自由能最低<sup>[18]</sup>, 由于铜在铝中的扩散系数要比铝在铜中的扩散系数大  $10^3$  个数量级, 因此在扩散反应阶段, 铜原子快速向铝侧扩散, 形成固溶体  $\alpha(\text{Al})$  相, 当铜在铝中超过一定的浓度后, 过饱和固溶体中最先析出  $\text{CuAl}_2$ <sup>[19]</sup>。由于本研究的退火时间较短, 铝原子的扩散距离和扩散数量有限, 靠近铝基体一侧过渡区成分未达到形成铜铝稳定化合物所需要的原子数量比。另一方面, ECAP 挤压过程中, 铜铝双金属复合棒材内部累积了很大的塑性应变, 组织得到了充分细化。由于  $\text{CuAl}_2$  相硬度高、脆性大, 中间扩散层在较大的剪切力作用下会发生开裂和破碎, 也在一定程度上阻碍了扩散反应的进一步进行以及其他金属间化合物的形成<sup>[20]</sup>。

### 2.3 界面 EBSD 组织

图 6 给出了 ECAP 挤压结合退火后铜铝双金属界面 EBSD 相分布图。观察图 6 可以发现, 在压力、温度和浓度梯度的综合作用下, 铜、铝 2 种金属元素在结合界面处通过相互扩散发生了冶金反应, 形成了一定厚度的界面层, 沿界面方向连续分布着金属间化合物  $\text{CuAl}_2$ , 这与前述实验结果相符, 表明铜铝双金属之间实现了良好的冶金结合, 从而为获得高质量结合双金属复合棒材创造了有利条件。

铜铝双金属复合棒材在 ECAP 挤压及退火过程中, 由于材料内部受到较大的剪切力以及异种金属原子之间相互扩散等作用, 结合界面附近可能会形成不同的微观组织。图 7 为 ECAP 挤压结合退火后铜铝双金属结合界面 EBSD 组织。可以看出, 在剧烈的剪切变形和较高的静水压力作用下, 双金属材料内部组织得到了有效

破碎和细化。尤其在铜铝结合界面附近, 材料变形程度最大, 晶粒细化效果显著, 界面层附近形成了超细晶组织 (图 7a)。仔细观察图 7b 和 7c 还可以发现, 铜铝双金属结合界面层内存在大量细小、均匀的再结晶晶粒, 晶粒尺寸在亚微米甚至纳米级别, 呈大角度晶界结构, 无明显的择优取向。

在 ECAP 剧烈变形应力-应变作用诱导下<sup>[21]</sup>, 铜铝双金属复合棒材经多道次挤压累积了很大的塑性应变, 较大的剪切应力使得挤压前结合表面形成的氧化膜得到了充分破碎, 有利于新鲜金属的相互接触和咬合, 因此铜铝双金属复合棒材首先通过塑性变形在结合界面上产生机械结合。此外, 变形过程中双金属复合棒材内部产生了大量的晶体缺陷 (如空位、位错和晶界等), 储存有很高的内能, 可促使铜铝异种金属原子在接触面上产生物理化学作用, 并不断形成金属键并向四周扩散。后续的退火热处理不仅消除了 ECAP 变形产生的加工硬化, 还提高了铜铝直接接触区原子的活性。在高温作用下, 铜铝原子扩散系数增加, 相互咬合的金属原子不断渗透扩散<sup>[22]</sup>, 形成具有一定厚度的冶金结合层。与此同时, 界面两侧金属原子在晶格中重新排列, 诱导晶界发生迁

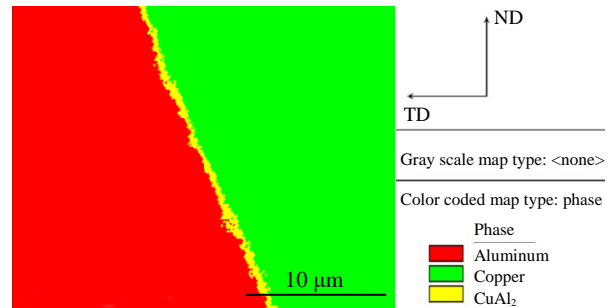


图 6 ECAP 挤压结合退火后铜铝双金属界面 EBSD 相分布图  
Fig.6 EBSD phase distribution of Cu/Al bimetallic interface after ECAP process and post-annealing

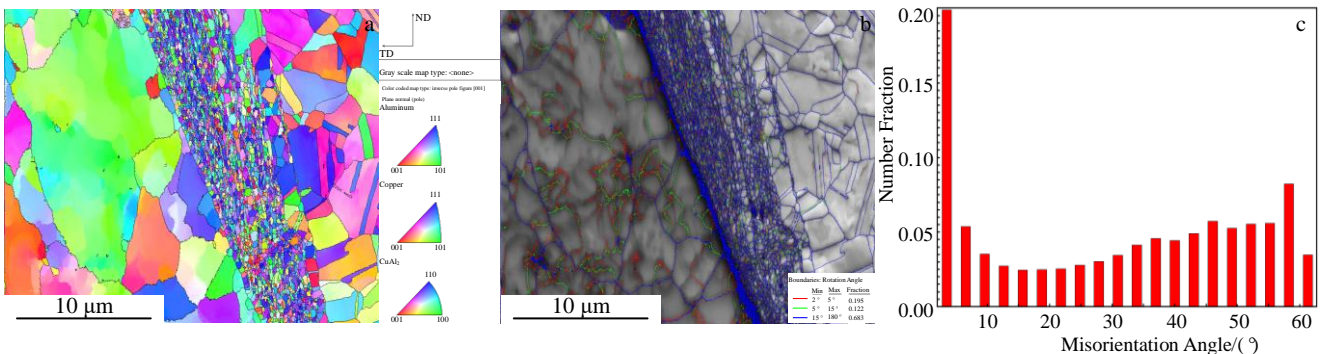


图 7 ECAP 挤压结合退火后铜铝双金属界面 EBSD 组织

Fig.7 EBSD microstructures of Cu/Al bimetallic interface after ECAP process and post-annealing: (a) orientation map, (b) grain boundary mapping, and (c) distribution of grain boundary misorientation



移，最终获得了具有超细晶组织结构且原子键合紧密的界面层。

2.4 界面结合性能

结合强度是衡量异种金属材料复合质量的重要性能指标之一。图 8 为 ECAP 挤压结合退火后铜铝双金属复合试样剪切试验结果。由图 8 可知，在剪切应力作用下，3 组试样几乎均未发生塑性变形结合界面便分离开来，整个剪切失效过程很短。根据式 (1) 计算得到铜铝双金属复合试样界面剪切强度，结果如表 3 所示。

$$\tau = \frac{F_s}{A} = \frac{F_s}{\pi dh} \quad (1)$$

式中， $\tau$  为界面抗剪切强度， $F_s$  为剪切力， $A$  为结合面面积， $d$  为剪切面直径， $h$  为剪切试样高度。

由表 3 可知，铜铝双金属复合棒材界面平均抗剪切

强度约为 28.94 MPa，其数值远高于采用冷轧结合退火工艺<sup>[23]</sup>和挤压铸造法<sup>[24]</sup>制备的铜铝复合材料，从而证明了本研究方案合理可行。

进一步对铜铝双金属剪切断面进行 SEM 观察和 EDS 分析，结果见图 9 和表 4。观察图 9 可知，铜、铝两侧的断裂面上均出现了较多平坦的脆性解理面，同时还存在一些白色的撕裂棱和撕裂平台，裂纹呈河流状分布，具有明显的脆性断裂特征。EDS 分析结果表明，断面处两侧基体中各分析点的原子比均符合  $\text{CuAl}_2$  相成分，因此可推测铜铝双金属复合材料断裂的位置主要在中间扩散层。由于金属间化合物  $\text{CuAl}_2$  硬度高而塑性差，抵抗裂纹扩展的能力差，故在剪切变形过程中容易产生应力集中<sup>[25]</sup>，导致裂纹萌生并逐渐扩展，并最终在  $\text{CuAl}_2$  相层发生断裂。

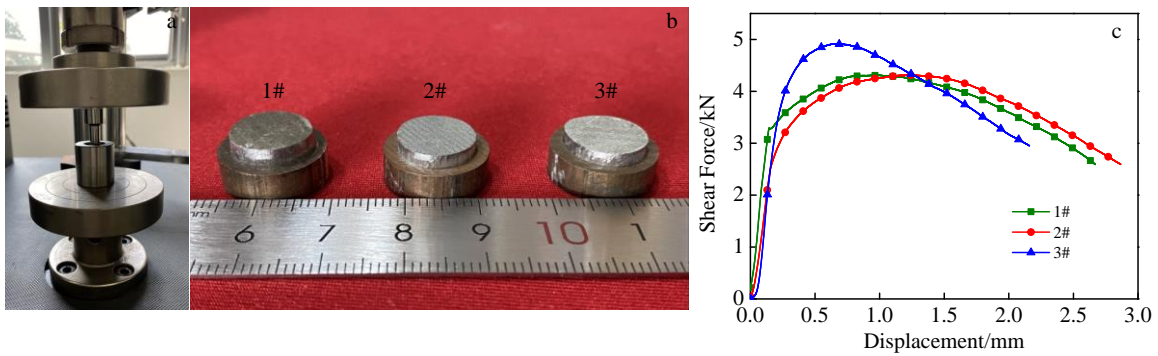


图 8 ECAP 挤压结合退火后铜铝双金属复合试样剪切试验

Fig.8 Shear test of Cu/Al bimetallic composite specimen after ECAP process and post-annealing: (a) test device, (b) failed specimens, and (c) force-displacement curves

表 3 铜铝双金属复合棒材界面抗剪切强度

Table 3 Shear strength of Cu/Al bimetallic composite rod

Specimen	Diameter of Al core/mm	Height/mm	Maximum shear force/kN	Shear strength/MPa
1#	10.27	4.81	4.30	27.72
2#	10.26	4.80	4.31	27.87
3#	10.39	4.82	4.91	31.22

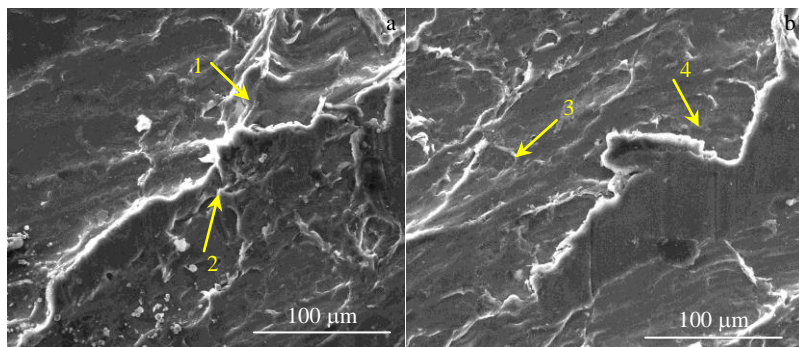


图 9 铜铝双金属复合棒材剪切断面形貌

Fig.9 Morphologies of shear fracture surface of Cu/Al bimetallic composite rod: (a) Cu side and (b) Al side

表 4 图 9 对应点的 EDS 分析结果

Table 4 EDS analysis results of the points marked in Fig.9 (at%)

Point	1	2	3	4
Cu	29.53	30.55	19.21	28.60
Al	62.07	61.04	74.12	63.77
O	8.40	8.32	6.67	7.62

复合材料的结合强度与其界面机械结合效果、界面组织、界面层厚度及其相组成等因素密切相关<sup>[26]</sup>。一方面, ECAP 变形比普通挤压具有更强烈的三向应力状态, 铜铝双金属复合材料经剧烈塑性变形后表面氧化膜遭到了破坏, 界面新鲜金属暴露形成有效接触, 为铜铝双金属复合界面高质量结合创造了有利条件。另一方面, 剧烈塑性变形造成了多系滑移, 使基体金属晶粒得到充分细化, 内部结构缺陷增多, 异种金属原子之间通过物理化学作用在结合界面处形成金属键。退火热处理过程进一步加剧了铜铝元素扩散反应的进程, 使界面原子由原来的点接触逐渐变为面接触<sup>[27]</sup>, 最终在铜铝双金属之间形成了良好的冶金结合。金属间化合物虽然为硬脆相, 但当界面层厚度较小时, 少量的化合物能够促进铜、铝原子之间相互扩散, 有利于提高铜铝双金属复合棒材的结合强度<sup>[28]</sup>。因此, 实际生产中应合理选择退火工艺参数, 在保证获得良好复合效果的同时, 尽量降低退火温度, 缩短保温时间<sup>[29]</sup>。

### 3 结 论

1) 采用室温 4 道次 ECAP 挤压结合退火工艺成功制备铜铝双金属复合棒材。在 ECAP 剧烈塑性剪切和退火高温双重作用下, 铜铝双金属复合棒材基体金属之间结合紧密, 结合界面附近形成了互扩散区域, 界面层厚度约为 1.47  $\mu\text{m}$ 。

2) 在 ECAP 剧烈剪切作用下, 铜铝双金属复合棒材首先通过塑性变形在界面处产生机械结合, 后续退火高温作用促进了铜铝原子之间相互扩散, 在压力、温度和浓度梯度综合作用下, 铜铝双金属复合棒材在界面处获得了良好的冶金结合, 生成的新相主要为金属间化合物  $\text{CuAl}_2$ 。铜铝界面层内形成了超细晶组织, 晶粒细小、均匀且呈大角度晶界结构, 无明显的择优取向。

3) 铜铝双金属复合棒材界面平均剪切强度为 28.94 MPa, 界面结合质量良好。剪切破坏主要发生在中间扩散层  $\text{CuAl}_2$  相内, 表现出明显的脆性断裂特征。

#### 参考文献 References

[1] Liu Guoping(刘国平), Wang Qudong(王渠东), Jiang Haiyan(蒋海燕). *Materials Reports*(材料导报)[J], 2020, 34(4): 07 115  
 [2] Liu Shuaiyang(刘帅洋), Wang Aiqin(王爱琴), Lv Shijing(吕世

敬) *et al. Materials Reports A: Overview*(材料导报 A: 综述篇)[J], 2018, 32(3): 828

- [3] Lee S, Lee M G, Lee S P *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(S3): 645  
 [4] Wang Lin, Du Qinglin, Li Chang *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2019, 29(8): 1621  
 [5] Sapanathan T, Khoddam S, Zahiri S H *et al. Materials & Design*[J], 2014, 57: 306  
 [6] Wang Yansong(王艳松), Li Wenya(李文亚), Yang Xiawei(杨夏玮) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2016, 44(4): 119  
 [7] Harsha R N, Kulkarni V M, Babu B S. *Materials Today: Proceedings*[J], 2018, 5(10): 22 340  
 [8] Tolaminejad B, Hoseini-athar M M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 670(18): 146  
 [9] Mohammad A, Faramarz F S. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(5): 1276  
 [10] Eivani A R, Taheri A K. *Materials Letters*[J], 2007, 61: 4110  
 [11] Li Jianguo(李建国), Guo Yazhou(郭亚洲), Li Yulong(李玉龙) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(3): 681  
 [12] Ren Guangxiao(任广笑), Wang Hongxia(王红霞), Zhou Bin(周斌) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2016, 37(5): 33  
 [13] Tolaminejada B, Taheri A K, Arabi H *et al. Proceedings of Iran International Aluminum Conference (IIAC2009)*[C]. Iran: Tehran, 2009: 1  
 [14] Eslami P, Taheri A K. *Material Letters*[J], 2011, 65(12): 1862  
 [15] Cheng Mingyang(程明阳), Wang Aiqin(王爱琴), Mao Zhiping(毛志平) *et al. Journal of Henan University of Science and Technology, Natural Science*(河南科技大学学报, 自然科学版)[J], 2017, 38(1): 10  
 [16] Eslami P, Taheri A K, Zebardast M. *Journal of Materials Engineering & Performance*[J], 2013, 22(10): 3014  
 [17] Mao Zhiping, Xie Jingpei, Wang Aiqin *et al. Metals*[J], 2018, 645(8): 1  
 [18] Zou Juntao(邹军涛), Gao Lei(高磊), Xie Tingfang(谢庭芳) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(12): 412  
 [19] Amani H, Soltanieh M. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2016, 47(4): 2524  
 [20] Qiao Jisen(乔及森), Xiang Yangzhi(向阳芷), Nie Shucui(聂书才) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2017, 45(11): 78  
 [21] Yu Qingbo(于庆波), Liu Xianghua(刘相华), Sun Ying(孙莹)

- et al. Scientia Sinica Technologica*(中国科学: 技术科学)[J], 2016, 46(11): 1166
- [22] Chen Liansheng(陈连生), Zhang Xinlei(张鑫磊), Zhen Xiaoping(郑小平) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(10): 3241
- [23] Hao Pingjun, Wang Zhenhua, Liu Yuanming. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2018, 47(12): 159
- [24] Liu Teng(刘腾). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2016: 110
- [25] Wu Yongfu(吴永福), Liu Xinhua(刘新华), Xie Jianxin(谢建新). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(1): 191
- [26] Rahdari M, Reihanian M, Baghal S M L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 738: 98
- [27] Xie Jingpei(谢敬佩), Liu Zhe(刘哲), Wang Aiqin(王爱琴) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2019, 33(5): 1702
- [28] Liu Yazhou(刘亚洲), Wang Wenyan(王文炎), Huang Yabo(黄亚博) *et al. Special-cast and Non-ferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2018, 38(11): 1230
- [29] Sheng Liyuan, Yang Fang, Xi Tingfei *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2011, 42(6): 1468

## Interfacial Microstructure and Bonding Property of Cu/Al Bimetallic Composite Rod Fabricated by ECAP and Post-Annealing

Wang Xiaoxi<sup>1</sup>, Zhang Xiang<sup>2</sup>, Yuan Junchi<sup>1</sup>, Yin Zhiwei<sup>1</sup>, Liang Tingyu<sup>1</sup>

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Xuzhou University of Technology, Xuzhou 221018, China)

(2. Jiangsu XCMG Construction Machinery Research Institute Co, Ltd., Xuzhou 221004, China)

**Abstract:** Cu/Al bimetallic composite rod was successfully fabricated by 4 passes equal channel angular pressing (ECAP) at room temperature and post-annealing. Scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), X-ray diffraction (XRD) and electron backscatter diffraction (EBSD) were used to investigate the microstructure of the bonding interface of Cu/Al bimetallic composite rod, and the interfacial bonding strength was also tested by shear test. The results show that under the severe shear deformation during ECAP process, mechanical bonding occurs firstly at the interface of the Cu/Al bimetallic composite rod through plastic deformation, and then the mutual diffusion between copper and aluminum atoms are promoted during the post-annealing. Under the combined effects of large pressure, high temperature and concentration gradient, a good metallurgical bonding at the interface of the Cu/Al bimetallic composite rod is formed. The thickness of Cu/Al interface layer is about 1.47  $\mu\text{m}$  and a new phase of intermetallic compound  $\text{CuAl}_2$  is generated, consisting of ultrafine grained (UFG) microstructures with high angle grain boundaries and homogeneous distribution, and there is no obvious preferred grain orientation. The average shear strength of Cu/Al bimetallic composite rod is 28.94 MPa, showing the good interface bonding quality. Moreover, the main shear failure mode is brittle fracture.

**Key words:** ECAP; bimetallic composite rod; interfacial microstructure; bonding property

---

Corresponding author: Wang Xiaoxi, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical and Electrical Engineering, Xuzhou University of Technology, Xuzhou 221018, P. R. China, Tel: 0086-561-83105376, E-mail: xiaoxi119@vip.163.com