

# 多孔结构 Ni 中间层对 CuW/Al 界面组织及性能的影响

金艳婷, 梁淑华, 姜伊辉, 邹军涛

(西安理工大学 陕西省电工材料与熔渗技术重点实验室, 陕西 西安 710048)

**摘要:** 将 CuW 假合金表面部分 Cu 腐蚀掉, 预留 100~200  $\mu\text{m}$  厚度的 W 骨架, 随后通过化学镀在 W 骨架上形成多孔结构 Ni 扩散层, 最后在 700  $^{\circ}\text{C}$  下用固-液连接的方法制备出 CuW/Al 整体材料。比较了不同保温时间下界面扩散区域微观组织结构, 分析了界面扩散溶解层金属间化合物析出序列。结果表明, CuW/Al 界面间多孔结构 Ni 中间层可有效抑制柱状  $\text{Al}_2\text{Cu}$  相的生成和柯肯达儿孔洞裂纹的产生, 界面处生成物主要以  $\text{Al}_2\text{Cu}$  和  $\text{Al}_5\text{W}$  化合物为主。添加多孔结构 Ni 中间层可提高 CuW/Al 界面结合性能和电导率。

**关键词:** CuW/Al 界面; Ni 中间层; 微观组织; 金属间化合物

**中图分类号:** TG139+.5

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2017)10-2943-07

通过立式烧结熔渗法制备的 CuW/CuCr 双金属材料, 已成为高压及特高压开关自力型触头的主导材料<sup>[1,2]</sup>。近年来, 随着市场需求的增长和竞争的加剧, 触头材料居高不下的成本成为制约高压开关行业的主要瓶颈之一, 因此迫切需要研发低成本的自力型触头材料。铝及铝合金质轻价廉, 与铜及铜合金具有相近的强度、硬度、耐磨性和导电性<sup>[3,4]</sup>。如果将 Al 或 Al 合金代替 CuW/CuCr 触头材料中 CuCr 而得到 CuW/Al 整体材料, 可以对部分导电率要求不高的自力型触头材料作为替代品。

目前关于 Al 与异质金属连接界面机理已有较为可观的报道<sup>[5-7]</sup>。张红安等人<sup>[8]</sup>采用固/液复合法实现了 Cu-Al 冶金结合, 但界面处生成的  $\text{Al}_2\text{Cu}$  脆性相弱化了接头性能; 陈长等人<sup>[9]</sup>通过 W 棒对液态金属 Al 球磨, 在 953 K 时首先得到了金属间化合物  $\text{Al}_{12}\text{W}$  和  $\text{Al}_5\text{W}$ ; 而在 Al/CuW 整体材料连接界面处往往生成大量  $\text{Al}_2\text{Cu}$  和  $\text{Al}_5\text{W}$  等硬脆、电阻极大的金属间化合物, 其生成物种类复杂且伴随有柯肯达儿孔洞和裂纹<sup>[10,11]</sup>。可见, Al 与异质金属连接界面普遍存在着一个重要问题: 由于脆性相过多导致界面结合强度和导电率均降低。随后研究发现, 在 Cu/Al<sup>[12,13]</sup>、Al/不锈钢<sup>[14-16]</sup>连接界面处添加 Ni 中间层能有效阻挡异质金属原子间的扩散, 减少脆性相形成, 提高界面结合性能。在此基础之上, 本研究通过在 CuW/Al 连接界面间添加一种多孔结构的扩散阻挡层, 在减少脆性金属

间化合物生成量的同时, 又能增加界面结合面积, 进而有效提高界面结合强度和导电率。

## 1 实验

实验中所采用的材料有 1060 纯铝及 CuW(W 质量分数 70%)合金。首先, 进行材料的预处理: 对铝块和 CuW 合金表面进行洁净处理, 使其表面平整、洁净、无氧化物等; 用浓硝酸将 CuW 表面的 Cu 腐蚀掉, 出现一层厚度 100~200  $\mu\text{m}$  的 W 骨架。其次, 在多孔结构的 W 骨架表面化学镀镍, 见图 1a。使用 30 g/L 的硫酸镍、25 g/L 的次亚磷酸钠、20 g/L 的柠檬酸配制化学镀液, 将按上述步骤处理完的 CuW 合金活化后, 置于水浴锅中加热至 80~85  $^{\circ}\text{C}$ , 分别施镀 0.5, 1, 2 h。最后, 进行 CuW/Al 整体材料的熔接: 将经过化学镀镍处理的 CuW 合金和预处理后的 Al 块装入相应尺寸的金属坩埚, 如图 1b, 放入气氛管式电阻炉中, 在氩气气氛保护下加热至 700  $^{\circ}\text{C}$ , 分别保温 10, 30, 60 min, 水淬后得到 CuW/Al 整体材料, 制备金相试样。

利用扫描电子显微镜 (SEM) 分析界面扩散层形貌, 利用能谱分析 (EDS)、X 射线衍射分析 (XRD) 并结合二元相图确定扩散层物相组成; 在 HT-2402-100KN 电脑控制的材料试验机上对界面剪切强度进行测试。

收稿日期: 2016-10-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51371139)

作者简介: 金艳婷, 女, 1990 年生, 硕士生, 西安理工大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710048, 电话: 029-82312181, E-mail: 411022135@qq.com

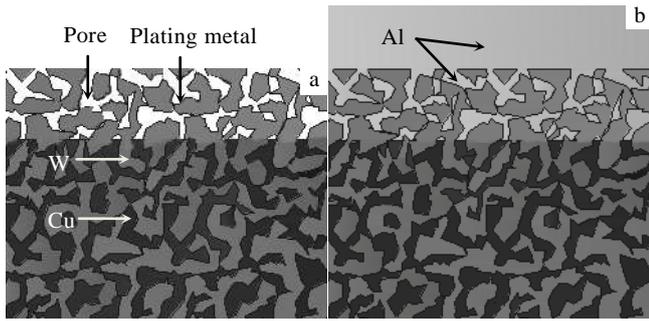


图 1 CuW 表面多孔结构示意图

Fig.1 Schematic of W skeleton of CuW surface (a) and infiltration of Al into porous structure of CuW (b)

## 2 结果与讨论

### 2.1 CuW 合金的预处理

经预处理后的 CuW 合金表面及其横剖面形貌如图 2 所示。图 2a 为 CuW70 组织腐蚀后的表面形貌。可以看出，钨颗粒形成连续的网状骨架，颗粒间隙较小，多孔结构分布均匀。图 2b 为腐蚀后的横剖面。可看出腐蚀后的 W 骨架厚度大约为 100 μm。在这种均匀连续的多孔结构上镀镍，既可以增大镀镍面积，又可以阻挡 Al 与 Cu 原子之间的扩散，抑制有害相的生成；因此这种结构可有效提高 CuW/Al 整体材料的连接性能。

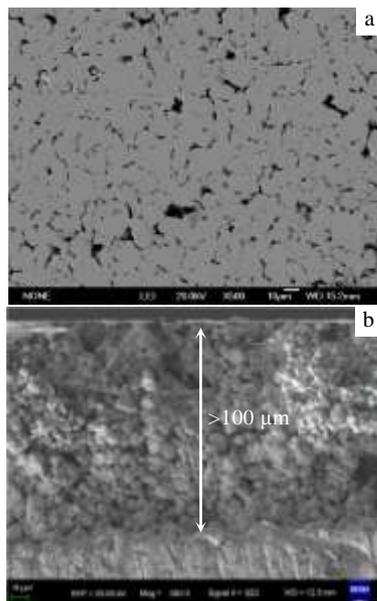


图 2 CuW70 预处理后的组织形貌

Fig.2 Surface morphologies (a) and cross-section (b) of pretreated CuW70 alloy

在预处理后的 W 骨架表面化学镀镍，图 3 为不同施镀时间镀镍层的形貌。从图 3a, 3a1 中可以看到，化学镀 0.5 h 后 W 骨架表面只沉积了少量的 Ni 颗粒，W 骨架仍有裸露。图 3b, 3b1 为化学镀 1 h 后的 Ni 镀层形貌。可看出 Ni 层由致密的胞状结构组成，Ni 层将 W 颗粒均匀地包裹，同时又保留了多孔结构特征。对镀层表面进行线扫描和能谱分析，如图 3b1，其中白色小颗粒为 Ni 颗粒，W 骨架表面的镀层成分为镍和少量的磷。从图 3b1 可以看到，镀镍层的平均厚度为 3~5 μm。当施镀时间延长至 2 h 时(图 3c)，镀层表面颗粒开始变得粗大，将 W 骨架间隙填满，胞状结构被粗大的镍颗粒覆盖，镀层致密性差，结合性不好。

化学镀镍初期，经过活化处理的 W 骨架表面产生大量的反应活性中心，成为最初的镍沉积核心，但由于化学镀时间较短，镍的反应沉积较少，只形成了少量的 Ni 颗粒，颗粒间并未连接成致密的胞状结构；随着施镀时间的延长，由于镀液中金属主盐浓度较高，晶粒的形核速度大于生长速度，这时镀层组织细小致密，呈均匀连续的胞状结构；当施镀时间进一步增加时，镀液中主盐和还原剂的浓度都降低，同时镀液的 pH 值相应的发生变化，此时，晶粒的生长速度大于成核速度，镀层表面组织变得粗大，镀层更加粗糙。因此，本研究得出 1 h 为最佳施镀时间，后续研究均采用该施镀条件下的镀层进行分析。

### 2.2 Ni 中间层对 CuW/Al 界面扩散层组织的影响

将施镀时间为 1 h 的 CuW 合金与预处理的 Al 在 700 °C 下保温 60 min 制成整体材料。结合线扫描和能谱对其熔接界面扩散层组织形貌进行分析(图 4)。图 4a 为添加多孔结构 Ni 中间层的 CuW 与 Al 熔接的界面形貌，图 4a1~4a4 为其局部放大后的微观组织。图 4b 为 CuW 直接与 Al 熔接的界面形貌，图 4b1、4b2 为其局部放大后的微观组织。相比于直接熔接的组织形貌(图 4b1, 4b2)，添加多孔结构 Ni 中间层的 CuW/Al 界面扩散层最明显区别是柱状 Al<sub>2</sub>Cu 组织减少，共晶 Al<sub>2</sub>Cu 组织增多，浅灰色 Al<sub>5</sub>W 组织分布更加均匀，CuW 侧孔洞及裂纹减少。

结合 XRD(见图 5)和能谱分析发现，添加 Ni 中间层后 CuW/Al 界面处相组成并未发生变化。其扩散层主要相成分如表 1 所示。

由于 CuW/Al 连接界面处大约 100 μm 厚度的多孔结构中无 Cu 元素，因此，Cu 元素扩散到 Al 侧的距离增加，扩散量也相应有所减少。而且 Al 液与 CuW 表面接触初期，Ni 层进一步阻挡了 Cu、W 与 Al 的直接接触，待 Ni 层被完全消耗溶于 Al 液中，Al 开始与 Cu、W 接触并发生反应，因此扩散层中 Al<sub>2</sub>Cu 含量

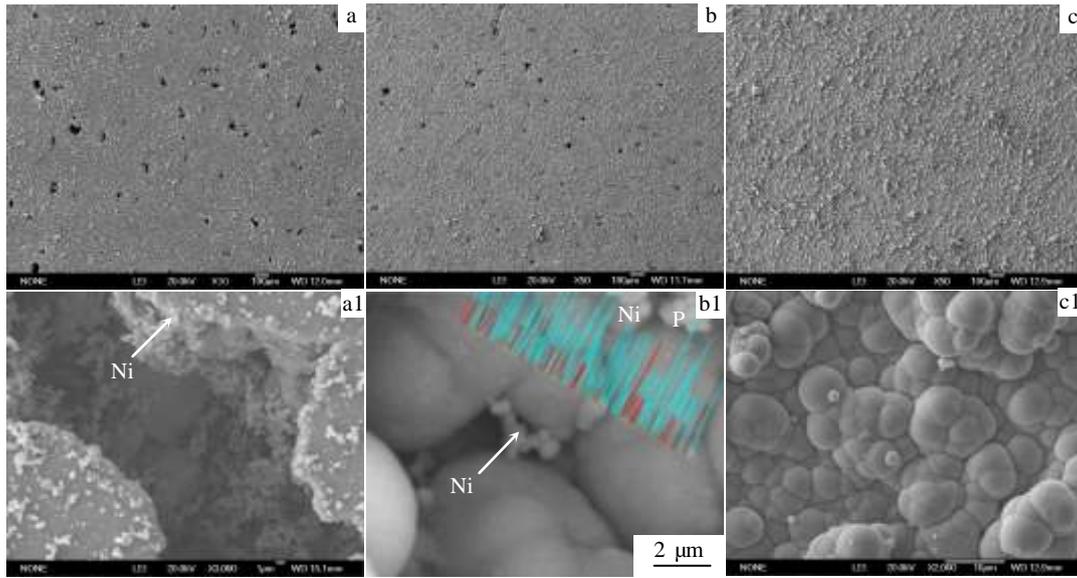


图 3 不同电镀时间镀镍层形貌

Fig.3 Morphologies of Ni plating layers with different plating time: (a, a1) 0.5 h, (b, b1) 1 h, and (c, c1) 2 h

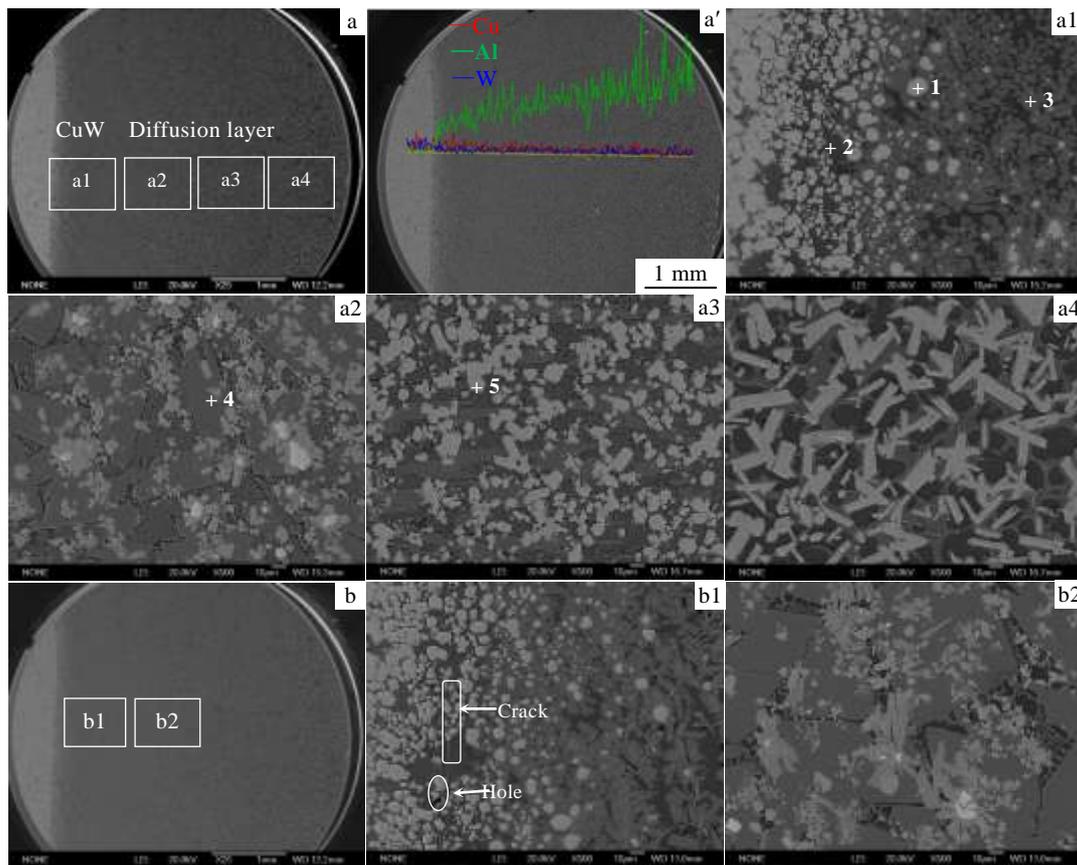


图 4 添加和未添加 Ni 中间层的 CuW/Al 界面微观形貌

Fig.4 Morphologies of CuW/Al interface with Ni interlayer (a) and without Ni interlayer (b)

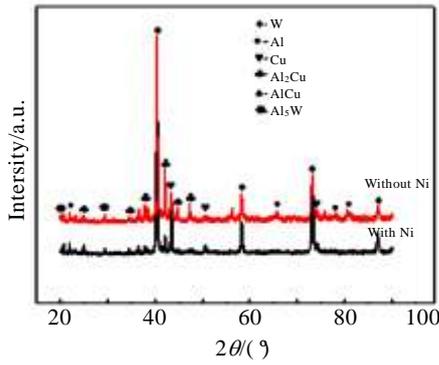


图 5 添加 Ni 中间层和未添加 Ni 中间层 CuW/Al 界面 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of CuW/Al interface with Ni interlayer and without Ni interlayer

表 1 图 4a1~4a3 中各点相组成

Table 1 Phase composition of various points in Fig.4a1~4a3

Point	+1	+2	+3	+4	+5
Phase	W	AlCu	Al <sub>2</sub> Cu+Al <sub>5</sub> W	Al <sub>2</sub> Cu	Al <sub>5</sub> W

减少，但界面扩散层相组成并未改变，主要生成物仍为 Al<sub>2</sub>Cu、Al<sub>5</sub>W、AlCu 相。由 4b1 可看出，直接熔接后的 CuW/Al 界面处存在孔洞和裂纹。出现这种现象的原因是由于 Al 与 Cu、W 互扩散速度不同，界面处铝铜和铝钨化合物层阻挡了 Al、Cu 原子间的继续扩散，Al、Cu 原子穿过界面的扩散速度不相等，向 Al 液方向迁移的 Cu 原子在裸铜侧所留下的位置没有被 Al 原子填充，便产生原子级别的空缺，这些空缺集合起来便产生了柯肯达儿孔洞。随扩散的进行，微小的孔洞逐渐扩展变大，形成微裂纹。添加镍层后，Ni 层和多孔结构阻缓了铝铜化合物层的生长，从而抑制了

孔洞和裂纹的形成。

经上述分析发现，CuW/Al 界面间添加多孔结构 Ni 中间层能有效抑制柱状 Al<sub>2</sub>Cu 组织的生成，减少了 CuW 侧的孔洞及裂纹，而 Al<sub>2</sub>Cu 组织的减少和界面处孔洞裂纹的改善均有利于界面性能的提高。

### 2.3 添加 Ni 中间层的 CuW/Al 界面化合物生成序列分析

根据上述分析，添加多孔结构 Ni 中间层能减少有害相(Al<sub>2</sub>Cu 等)的析出，改善 CuW/Al 界面的组织结构，因此对添加 Ni 中间层后界面中的各相的析出序列进行分析，为后续改进 CuW/Al 界面连接性能奠定理论基础。作者研究了不同保温时间下具有多孔结构 Ni 中间层的 CuW/Al 界面各相的生成序列。

图 6 为不同保温时间下添加多孔结构 Ni 中间层的 CuW/Al 界面形貌。图 6a 为保温 10 min 后 CuW/Al 界面形貌。结合能谱和 XRD 分析，界面处生成了较多的 Al<sub>5</sub>W 和少量 Al<sub>12</sub>W 化合物，在紧靠 CuW 侧有一厚度约为 10 μm 的 AlCu 化合物生成层，整体扩散层厚度较薄；但由于保温时间短，扩散层中靠近 Al 侧存在较大的集中孔洞，肉眼可观察到，这严重影响界面性能。随着保温时间的增加，30 min (图 6b)和 60 min (图 6c)界面扩散层厚度逐渐增加，主要生成 Al<sub>5</sub>W 和大量的 Al<sub>2</sub>Cu 化合物，AlCu 化合物量变少。保温 30 min 时扩散层靠近 Al 侧依然有少量的孔洞，但柱状 Al<sub>2</sub>Cu 组织较少；而保温 60 min 时界面处几乎无孔洞等缺陷的存在，但柱状 Al<sub>2</sub>Cu 组织较多。图 7 为 700℃ 不同保温时间下的 XRD 图谱。可以看出，随保温时间增加，AlCu 衍射峰变弱，Al<sub>5</sub>W 和 Al<sub>2</sub>Cu 的衍射峰变强。

结合 XRD 分析结果，根据“绝热法”进行计算，得到不同保温时间下各个金属间化合物的相对含量，结果如图 8 所示。可以看出，界面生成物主要以 Al<sub>2</sub>Cu 和 Al<sub>5</sub>W 相为主，随保温时间的增加，Al<sub>2</sub>Cu 含量增加，Al<sub>5</sub>W 含量减少，Al<sub>12</sub>W 含量有所增加。根据上述

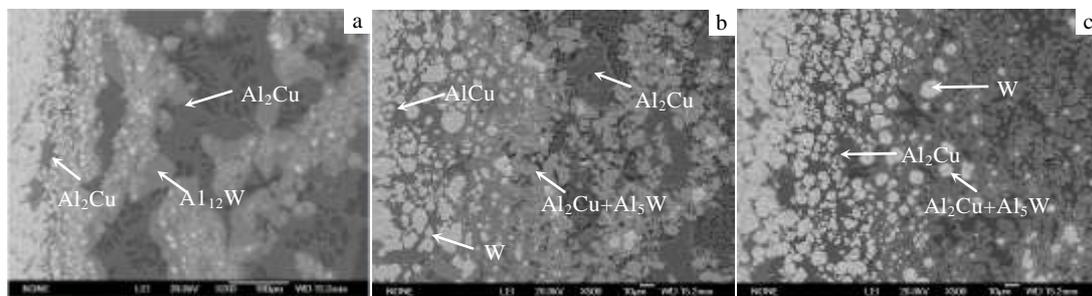


图 6 700 °C 不同时间下具有 Ni 中间层的 CuW/Al 界面形貌

Fig.6 Morphologies of CuW/Al interface with Ni interlayer at 700 °C for 10 min (a), 30 min (b), and 60 min (c)

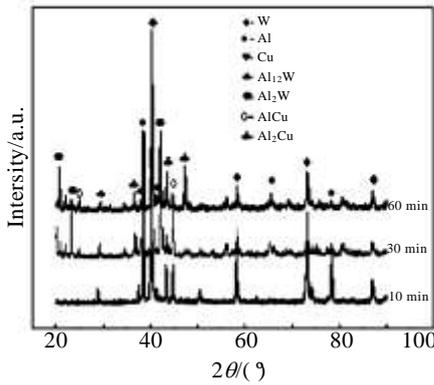


图 7 700 °C 不同保温时间下具有 Ni 中间层的 CuW/Al 界面的 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns of CuW/Al interface with Ni interlayer at 700 °C for different holding time

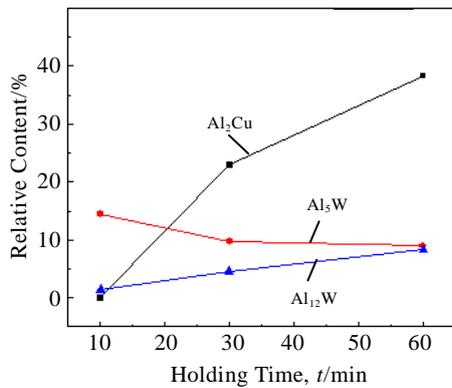


图 8 3 种主要生成物的相对含量随保温时间的变化曲线

Fig.8 Change curves of relative content of three main compounds with holding time

分析结果可知，在本实验条件下，CuW/Al 连接界面处主要形成了 Al<sub>2</sub>Cu 和 Al<sub>5</sub>W 两种金属间化合物，其中 Al<sub>2</sub>Cu 为硬脆相且对接头性能影响较大。根据对 Al/Cu 扩散连接界面研究<sup>[17,18]</sup>表明，在 Al/Cu 扩散连接界面处 Cu 侧首先形成 AlCu 相层，接着 Al<sub>2</sub>Cu 在 Al 侧形成。

引入化学反应熵变对以上反应的自发性进行定性判断，即孤立系统中发生的自发过程总是朝着熵增大的方向进行。根据文献[19]所给出的热力学性质的计算方法，计算出二元金属间化合物 AlCu、Al<sub>2</sub>Cu、Al<sub>5</sub>W、Al<sub>12</sub>W 的摩尔恒压热容和标准熵。热力学参数简化公式为：

$$\ln X = \ln(m+n) + \lambda_1 + \lambda_2 \quad (1)$$

式中，X 为待求热力学参数，m、n 分别为组成化合物两元素的原子个数；λ<sub>1</sub>、λ<sub>2</sub> 分别为元素对金属间化合

物热力学性质的贡献值，可查表<sup>[19]</sup>确定。

对于各反应物和生成物处于标准状态下反应的熵变<sup>[20]</sup>为：

$$\Delta_r S^\theta(T) = \sum[\gamma_i S_m^\theta(i, T)]_{\text{生成物}} - \sum[\gamma_i S_m^\theta(i, T)]_{\text{反应物}} \quad (2)$$

则任意温度 T 时化学反应的熵变为

$$\begin{aligned} \Delta_r S^\theta(T) &= \Delta_r S^\theta(298) + \int_{298}^T \frac{C_p}{T} dT \\ &= \Delta_r S^\theta(298) + C_p \ln \frac{T}{298} \end{aligned} \quad (3)$$

式中，S<sub>m</sub><sup>θ</sup>(i, T) 为 T 温度下 i 物质的标准摩尔熵；Δ<sub>r</sub>S<sub>m</sub><sup>θ</sup> 为温度 T 时反应的标准摩尔反应熵；γ<sub>i</sub> 为物质 i 的化学计量数；C<sub>p</sub> 为常温热容。

实验是在 700 °C 的温度下进行的，即 T 为 973 K。计算结果见表 2 所示。

结果表明，根据熵增原理，金属间化合物 AlCu 继续反应生成 Al<sub>2</sub>Cu 的自发性较强，Al<sub>5</sub>W 向 Al<sub>12</sub>W 反应生成的自发性较强。因此，随保温时间的增加，界面处 Al<sub>2</sub>Cu 和 Al<sub>12</sub>W 相含量增加。但由于 AlCu 的形成和稳定存在都比较困难，所以，界面处 Al<sub>2</sub>Cu 是形成和存在的最多的化合物，这与图 8 中各相的变化趋势一致。

### 2.4 CuW/Al 扩散界面性能分析

添加多孔结构 Ni 中间层后 CuW/Al 界面处孔洞及裂纹明显减少，且界面化合物的分布变得均匀，柱状 Al<sub>2</sub>Cu 相减少，这均有利于界面性能的提升。在扩散初期，界面处主要形成 AlCu 和 Al<sub>5</sub>W 组织，但由于原子扩散不充分而形成较多的孔洞；随保温时间增加，原子扩散更加充分，界面处的孔洞等缺陷减少，但同时，扩散溶解层厚度增加，阻碍了 Cu 原子的进一步扩散。越靠近 Al 侧，扩散进入 Al 液中的 Cu 原子含量越低。当铝、铜原子扩散通量比达到 1:2 时，扩散层处形成大量的 Al<sub>2</sub>Cu 相，而这些 Al<sub>2</sub>Cu 相会严重弱化界面性能。

表 2 CuW/Al 界面金属间化合物熵变计算结果

Table 2 Results of entropy change of the intermetallic compounds between CuW/Al interface (J K<sup>-1</sup> mol<sup>-1</sup>)

Compound	Standard entropy	Heat capacity	Δ <sub>r</sub> S <sup>θ</sup> (298)	Δ <sub>r</sub> S <sup>θ</sup> (973)
AlCu	14.78	51.37	-46.67	14.12
Al <sub>2</sub> Cu	22.17	77.06	-67.58	23.60
Al <sub>5</sub> W	39.02	149.03	-135.12	41.23
Al <sub>12</sub> W	84.55	323.0	-287.69	94.51

经过上述分析,可预测出随着保温时间的增加,界面的结合强度和电导率均会增加。这是由于保温时间较短时,界面的孔洞、裂纹等缺陷处易产生应力集中,在受到外界作用力时裂纹会先从这些地方产生并扩展,直至断裂。晶体中的杂质、缺陷、晶粒间界面等结构上的不完整性对运动电子偏离周期性势场起主要作用,在较短的保温时间下,靠近铝侧的扩散溶解层有大量集中孔隙产生,因而电导率较低。随着保温时间的延长,以上组织缺陷逐渐减少,使界面结合强度和电导率上升。

对添加多孔结构 Ni 中间层的 CuW/Al 整体材料进行剪切强度测试发现,700 °C/60 min 下界面结合强度最高,为 46.07 MPa;而直接熔接的 CuW/Al 整体材料界面剪切强度为 37 MPa。对 CuW/Al 界面扩散层显微维氏硬度进行测量,分布曲线如图 9 所示。平均显微硬度最大为 5.8 GPa;图 10 为添加 Ni 中间层的 CuW/Al 整体材料在 700 °C 不同保温时间下 Al 侧的电导率值。随着保温时间增加,电导率也在逐渐增加,最大为

23 MS/m。可以得出,随着保温时间的增加,界面处的孔洞等缺陷得到改善,使得界面性能提升,这与上述预测分析结果一致。因此,添加多孔结构 Ni 中间层能提高 CuW/Al 材料界面性能。

### 3 结论

1) 在 CuW 表面添加多孔结构 Ni 中间层能够有效改善 CuW/Al 界面微观结构:柱状 Al<sub>2</sub>Cu 组织减少,共晶 Al<sub>2</sub>Cu 组织增加,Al<sub>5</sub>W 组织分布更均匀,同时 CuW 侧孔洞及裂纹减少;这均有利于界面性能的提升。

2) 随保温时间的增加,Al<sub>2</sub>Cu 含量增加,Al<sub>5</sub>W 含量减少,Al<sub>12</sub>W 含量增加,且界面处主要以 Al<sub>2</sub>Cu 和 Al<sub>5</sub>W 为主。

3) 相比于直接熔接,添加多孔结构 Ni 中间层能有效提高 CuW/Al 界面结合性能;同时,随着保温时间的增加,CuW/Al 界面结合性能和 Al 侧电导率均有所增加。

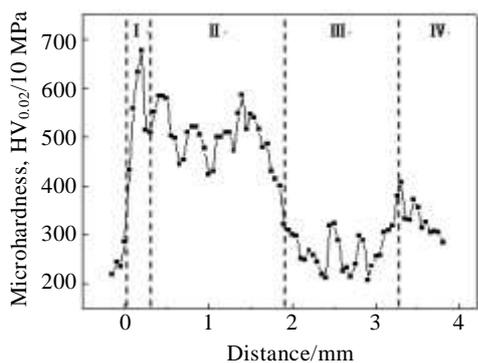


图 9 CuW/Al 界面扩散层显微硬度变化曲线

Fig.9 Change curve of microhardness of CuW/Al interface

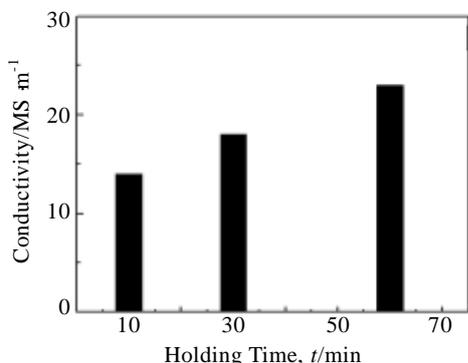


图 10 700 °C 不同保温时间下 CuW/Al 整体材料 Al 侧电导率

Fig.10 Electrical conductivity of Al side of CuW/Al with Ni interlayer at 700 °C for different time

### 参考文献 References

[1] Fan Zhikang(范志康), Liang Shuhua(梁淑华), Yang Hongwang(杨红旺). *Electrical Alloys* (电工合金)[J], 1999(2): 27

[2] Yang X H, Liang S H, Wang X H et al. *International Journal Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2010, 28(2): 305

[3] Liu Zhongqing(刘中青), Liu Kai(刘凯). *Guide for Welding of Dissimilar Metals*(异种金属焊接技术指南)[M]. Beijing: China Machine Press, 1997: 23

[4] Zhou Dinghua(周鼎华). *Heat Treatment Technology and Equipment*(热处理技术与装备)[J], 2006, 27(4): 10

[5] Braunovic M, Aleksandrov N. *Electrical Contacts, 1992, Proceedings of the Thirty-Eighth IEEE Holm Conference*[C]. Philadelphia: IEEE, 1992: 25

[6] Lee K S, Kwon Y N. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(2): 341

[7] He P, Liu D. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 12(7): 430

[8] Zhang Hong'an(张红安), Chen Gang(陈刚). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2008, 18(3):415

[9] Chen Chang(陈长), Fu Dingfa(傅定发), Chen Zhenhua(陈振华). *Mining and Metallurgical Engineering* (矿冶工程)[J], 2007, 27(6):79

[10] Geng Xiangying(耿相英), Li Shichun(李世春). *Physical Testing and Chemical Analysis Part A: Physical Testing*(理化检验-物理分册)[J], 2006, 42(6): 292

- [11] He M, Lau W H, Qi G J *et al.* *Thin Solid Films*[J], 2004, 462(3): 376
- [12] Zhao J L, Jie J C, Chen F *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(6): 1659
- [13] Wei Hua(韦 华), Sun Xiaofeng(孙晓峰), Zheng Qi(郑 启) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2004, 40(1): 51
- [14] Lv Xueqin(吕学勤), Wu Yixiong(吴毅雄), Zhang Qingyun(张庆云). *Journal of Shanghai Jiaotong University* (上海交通大学学报)[J], 2003, 37(2): 164
- [15] Tanaka Y, Kajihara M, Watanade Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 459(1): 355
- [16] López G A, Sommadossi S, Zieba P *et al.* *Materials Chemistry and Physics*[J], 2002, 78(2): 459
- [17] Song Yuqiang(宋玉强), Li Shichun(李世春), Geng Xiangying(耿相英) *et al.* *Journal of Material Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2009, 30(1): 1
- [18] Funamizu Y, Watanabe K. *Trans Jpn Inst Metals*[J], 1971, 12(3):147
- [19] Chen Feng(陈 锋), Yang Zhangyuan(杨章远), Wen Hao(温浩) *et al.* *Journal of Physical Chemistry*(物理化学学报) [J], 1997, 13(8): 712
- [20] Luo Jian(罗 键), Zhao Guoji(赵国际), Wang Xiangjie(王向杰) *et al.* *Journal of Chongqing University*(重庆大学学报)[J], 2011, 34(5): 31

## Effect of Porous Structure Ni Interlayer on Microstructures and Properties of CuW/Al Interface

Jin Yanting, Liang Shuhua, Jiang Yihui, Zou Juntao

(Shaanxi Province Key Laboratory for Electrical Materials and Infiltration Technology, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

**Abstract:** A layer of W skeleton with 100~200  $\mu\text{m}$  thickness was obtained by corroding the Cu of CuW surface. Then, a porous structure diffusion barrier layer was formed by electroless Ni plating on W skeleton. Finally, the CuW/Al bimetal was prepared by solid-liquid connection at 700  $^{\circ}\text{C}$ . The microstructure of interfacial diffusion layer at different holding time was investigated, and the precipitation sequence of the intermetallic compounds was analyzed. The results show that the porous structure Ni interlayer between CuW/Al interface can effectively reduce the amount of  $\text{Al}_2\text{Cu}$  compounds, and prevent the formation of Kirkendall voids. The CuW/Al interface mainly consists of  $\text{Al}_2\text{Cu}$  and  $\text{Al}_5\text{W}$  phases. By adding porous structure Ni interlayer, the interface bonding property and electrical conductivity of CuW/Al are improved.

**Key words:** CuW/Al interface; Ni interlayer; microstructure; intermetallic compound

Corresponding author: Liang Shuhua, Professor, School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, P. R. China, Tel: 0086-29-82312181, E-mail: liangsh@xaut.edu.cn