



金包铜复合微丝拉拔过程中组织与性能的演变

姜雁斌^{1,2}, 郭诗锦¹, 谢建新^{1,2}

(1. 北京科技大学 材料先进制备技术教育部重点实验室, 北京 100083;
2. 北京科技大学 现代交通金属材料与加工技术北京实验室, 北京 100083)

摘要: 采用旋锻-拉拔-扩散退火-拉拔方法制备直径 60 μm 金包铜复合微丝, 研究拉拔过程中复合微丝显微组织、力学性能和导电率的变化规律。结果表明: 所制备的微丝表面光洁和金/铜界面结合状态良好, 金层平均厚度约为 2.0 μm , 横断面金包覆层面积比约为 10.5%。在拉拔过程中, 当真应变增大至 2.5 时, 复合微丝铜芯由退火态的等轴晶组织逐渐转变为条状纤维组织, 晶内小角度晶界数量明显增大, 微丝的抗拉强度由退火态的 235 MPa 增大至最大值 451 MPa, 而断后伸长率由退火态的 49.5%降低至 1.2%, 导电率由 100.0%(IACS)下降为 98.3%(IACS); 继续增大真应变至 3.5 和 4.8 时, 加工过程中产生的变形热使铜芯发生动态回复和动态再结晶, 小角度晶界数量降低, 大角度晶界数量增多; 当真应变为 4.8 时, 微丝的抗拉强度为 439MPa, 伸长率上升至 3.0%, 导电率下降到 94.5%(IACS)。

关键词: 金包铜复合微丝; 拉拔; 界面; 组织; 性能

文章编号: 1004-0609(2017)-09-1838-10

中图分类号: TG244.3

文献标志码: A

键合丝作为封装用内引线, 是集成电路和半导体分立器件的关键基础材料之一^[1-3], 键合金丝因具有优异的导电导热性能、耐蚀性能、键合性能和加工性能, 在键合丝市场占主导地位^[4-7]。但由于金的价格贵、密度大, 人们一直致力于采用金包覆银铜铝等金属复合丝材的研究^[8-9], 其中, 金包铜复合微丝兼有金优良的抗氧化、耐腐蚀性能与铜优异的导电导热和力学性能、价格低廉等优势, 可望取代金丝应用于超大规模集成电路的高密度封装。用作键合丝的金包铜复合微丝, 其直径为 20~70 μm , 金包覆层厚 0.5~2 μm , 制备加工难度较大。日本制铁株式会社采用电镀或气相沉积工艺在铜芯丝表面包覆金层的方法制备了金包铜键合微丝^[10-11], 但是该方法存在工艺复杂、环境负荷大、界面结合强度低等问题。研究开发高效制备加工方法对于促进金包铜复合微丝的应用具有重要的意义。

本文作者等提出了采用旋锻-拉拔和扩散退火实现金包铜的高效复合, 然后采用拉拔制备复合微丝的方法^[12]。本课题组邹文江等^[13]采用旋锻法制备了界面结合良好、结合强度高的铜/钛复合管, 表明旋锻成形具有道次加工变形量大、材料内部处于三向压应力状态和周向均匀压缩变形等特点, 是制备双金属复合线材的有效方法。在此, 本文作者研究了金包铜复合丝

材在拉拔过程中的界面形貌、显微组织、力学性能和导电性能的变化规律, 为制定金包铜复合微丝的合理拉拔制度, 制备高质量金包铜复合微丝提供实验依据。

1 实验

以外径 10.6 mm、内径 10.0 mm 的金管(纯度为 99.99%)和连续定向凝固法制备的直径 10.0 mm 柱状晶无氧纯铜杆为原材料, 使用纱布打磨纯铜杆外表面以除去氧化膜, 采用铜丝刷清除金管内表面缺陷, 将金管和铜杆置于乙醇溶液中进行超声清洗 15 min 后烘干, 然后将铜杆插入金管中获得金/铜双金属复合线坯。为了避免旋锻时模块高速旋转锻打对复合线坯 0.3 mm 壁厚包覆金层带来的凹坑、鱼鳞状片层、裂纹等损伤, 在双金属复合线坯外增加软态纯铜管作为金/铜复合线坯的保护套, 经过冷旋锻和拉拔加工制备出直径 1.5 mm 的铜/金/铜复合线材。采用化学方法将复合线材的外层铜套去除, 在退火温度为 250 $^{\circ}\text{C}$ 、保温时间为 12 h 的条件下进行扩散退火处理, 获得直径 1.1 mm 金包铜复合线材, 其中金层厚度约为 26 μm , 横断面面积包覆比约为 10.9%。通过扩散退火, 铜芯和

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51104016); 稀贵金属综合利用新技术国家重点实验室开放课题资助项目(SKL-SPM-201204)

收稿日期: 2016-07-21; **修订日期:** 2016-12-26

通信作者: 谢建新, 教授, 博士; 电话: 010-62332254; E-mail: jxxie@mater.ustb.edu.cn

金包覆层原子产生了互扩散, 形成结合良好的金/铜界面, 扩散层厚度约 $1.3\ \mu\text{m}$, 如图 1 所示。扩散退火还消除了线材的加工硬化, 有利于后续金包铜复合丝材的拉拔加工。

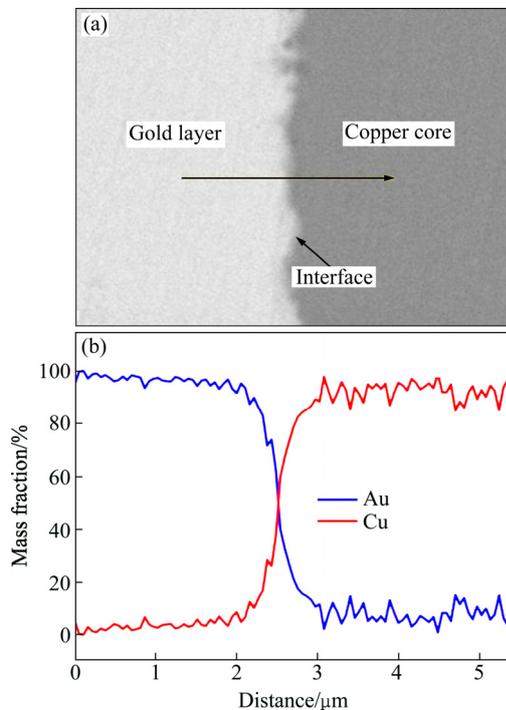


图 1 扩散退火后金包铜复合线材界面形貌和 EDS 线扫描图

Fig. 1 Interface morphology and EDS chemical composition analysis of gold cladding copper wire after diffusion-annealing: (a) Interface morphology; (b) EDS chemical composition analysis

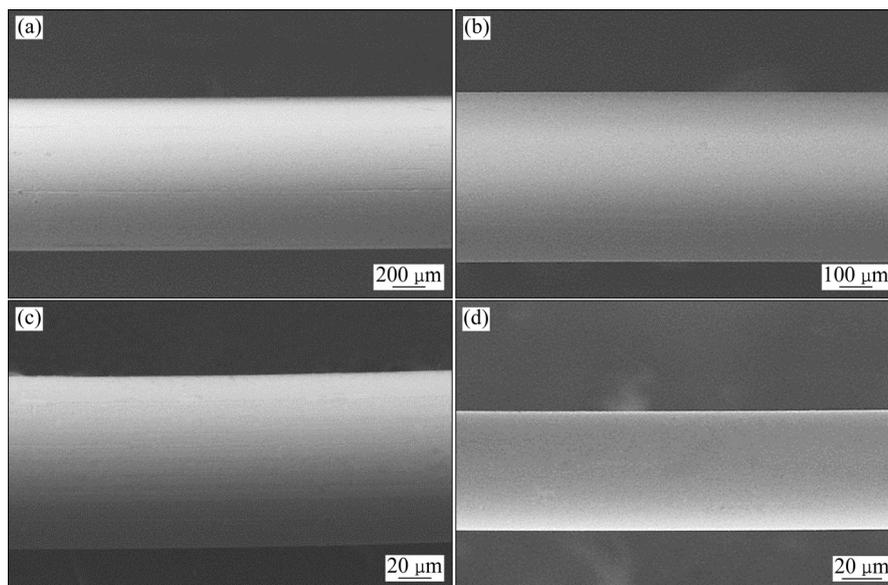


图 2 不同变形量拉拔后金包铜复合丝材表面形貌的 SEM 像

Fig. 2 Surface SEM images of drawn gold cladding copper micro-wires: (a) True strain 0.4 for d 0.90 mm; (b) True strain 1.6 for d 0.50 mm; (c) True strain 4.8 for d 0.10 mm; (d) True strain 5.8 for d 0.06 mm

将退火后的金包铜复合线材进行多道次拉拔加工。当复合线材直径在 $0.1\sim 1.1\ \text{mm}$ 范围内时, 道次变形量为 $10\%\sim 25\%$; 复合线材直径为 $0.06\sim 0.10\ \text{mm}$ 时, 道次变形量为 $5\%\sim 8\%$; 拉拔速度为 $3.6\ \text{m/min}$ 。下文中所称的真应变均指退火后复合线材的累积拉拔变形量。

采用 ZEISS EVO-18 型 Special Edition 型扫描电子显微镜对金包铜复合丝材金/铜界面形貌进行观察, 采用 Nikon ECLIPSE LV150 型金相显微镜观察复合丝材铜芯显微组织, 采用 LEO-1450 型 SEM 的电子背散射衍射 (EBSD) 系统和牛津 INCA 的 HKL 全自动晶体取向数据采集系统 Channel 对金层和铜芯的纵截面显微组织进行分析; 采用 AG-2S 型微拉伸试验机测试复合丝材的力学性能, 每组拉伸试样共 3 个, 取其平均值作为测试结果; 采用 Nano Indenter XP 型纳米力学探针测试金层和铜芯的纳米硬度, 每组试样测试 5 个点, 取其平均值作为测试结果; 采用安柏 Applent AT-515 型精密直流电阻测试仪测量复合丝材的直流电阻, 并计算其导电率。

2 结果与分析

2.1 金包铜复合丝材拉拔过程中界面形貌和包覆层厚度的变化

将退火后的金包铜复合线材经多道次拉拔加工制备了直径 $0.06\ \text{mm}$ 的金包铜复合微丝, 不同变形量条件下的复合微丝表面光洁, 表面质量较好, 如图 2 所示, 且拉拔过程中没有出现金层和铜芯脱离、堆积和

断丝的现象,表明本实验中采用的“旋锻-拉拔-扩散退火-拉拔”方法制备的金包铜复合线材具有优良的冷加工性能以及所制备的复合微丝具有良好的表面质量。

图3所示为拉拔过程中金包铜复合丝材横截面和纵截面SEM像。由图3可以看出,不同变形量拉拔后的复合丝材金层都完整地包覆在铜芯周围,且金/铜界面结合良好,没有出现裂纹、孔洞等缺陷。另外,从复合丝材横截面图可以看出,金/铜界面呈锯齿状分布,随着变形量的增大,金/铜界面锯齿数量增多;但从丝材纵截面图可以看出,不同变形量加工后的复合

丝材金/铜界面较平直。

表1列出了不同变形量拉拔后金包铜复合丝材金层平均厚度和包覆比的变化情况。由表1可知,复合丝材拉拔加工后,随着变形量的增大,金层平均厚度逐渐减小,包覆比变化较小,为10.5%~11.1%。当直径1.1 mm复合线材拉拔加工至0.06 mm的丝材时,金层平均厚度由26.0 μm 减小至2.0 μm ,包覆比约为10.5%,与拉拔前金包铜复合线材包覆比10.9%接近。

拉拔前,金包铜复合线材经过扩散退火,形成了冶金结合良好的金/铜界面(见图1),具有较高的界面结合强度,在后续拉拔过程中包覆金层和铜芯协同变

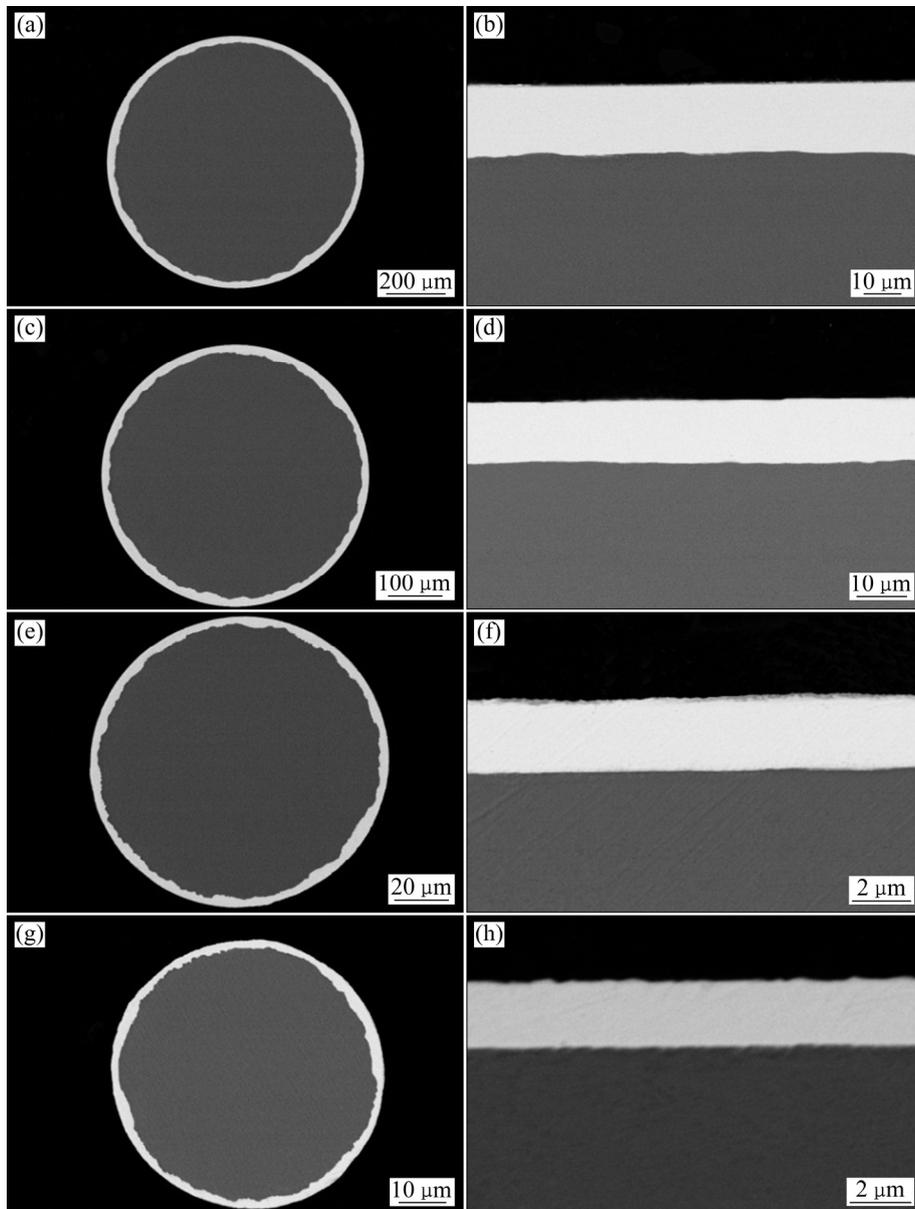


图3 不同变形量拉拔后金包铜复合丝材横截面和纵截面SEM像

Fig. 3 SEM images of cross and longitudinal sections of drawn gold cladding copper micro-wires: (a), (b) True strain 0.4, d 0.90 mm; (c), (d) True strain 1.6, d 0.50 mm; (e), (f) True strain 4.8, d 0.10 mm; (g), (h) True strain 5.8, d 0.06 mm

表 1 不同变形量拉拔后金包铜复合丝材金层平均厚度和包覆比

Table 1 Average thickness of gold layer and cladding ratio of drawn gold cladding copper wires

Diameter/ mm	True strain	Average thickness of gold layer/ μm	Cladding ratio/%
0.90	0.4	19.2	10.8
0.50	1.6	13.5	11.1
0.10	4.8	2.4	10.7
0.06	5.8	2.0	10.5

形程度较高, 因此, 即使经过大变形量加工后金/铜界面仍具有良好的结合质量, 包覆比变化较小, 这一结果对金包铜复合微丝几何结构设计和拉拔工艺的制定具有重要的指导作用。

2.2 金包铜复合丝材拉拔过程中显微组织变化

2.2.1 铜芯组织

图 4 所示为退火态金包铜复合线材和不同变形量

拉拔态复合丝材纵截面金相组织。由图 4(a)可以看出, 复合线材经 250 °C 保温时间 12 h 的扩散退火后, 铜芯发生了完全再结晶, 形成了等轴晶组织, 晶粒平均尺寸约为 26 μm 。当真应变为 0.4(对应 $d0.90$ mm 丝材)时, 铜芯的晶粒沿拉拔方向被拉长, 如图 4(b)所示。当真应变增大至 2.5(对应 $d0.32$ mm 丝材)时, 铜芯组织演变为沿拉拔方向的细长纤维状组织, 如图 4(c)所示。另外, 拉拔过程中, 铜芯靠近界面处和中心部位显微组织的差异较小, 表明铜芯横截面变形均匀性较好。随着真应变继续增大至 3.5(对应 $d0.19$ mm 丝材)时, 铜芯局部区域出现少量细小的晶粒, 纤维状组织粗化, 且晶界变得较模糊, 如图 4(d)所示。进一步增大真应变至 4.8(对应 $d0.10$ mm 丝材)时, 铜芯内细小晶粒数量增多, 纤维状组织变得更加模糊, 如图 4(e)所示。

为了进一步分析拉拔过程中复合丝材铜芯组织的变化情况, 采用电子背散射衍射成像技术(EBSD)对复合丝材铜芯组织进行微区取向分析。图 5 和图 6 所示分别为退火态金包铜复合线材和不同变形量拉拔态复

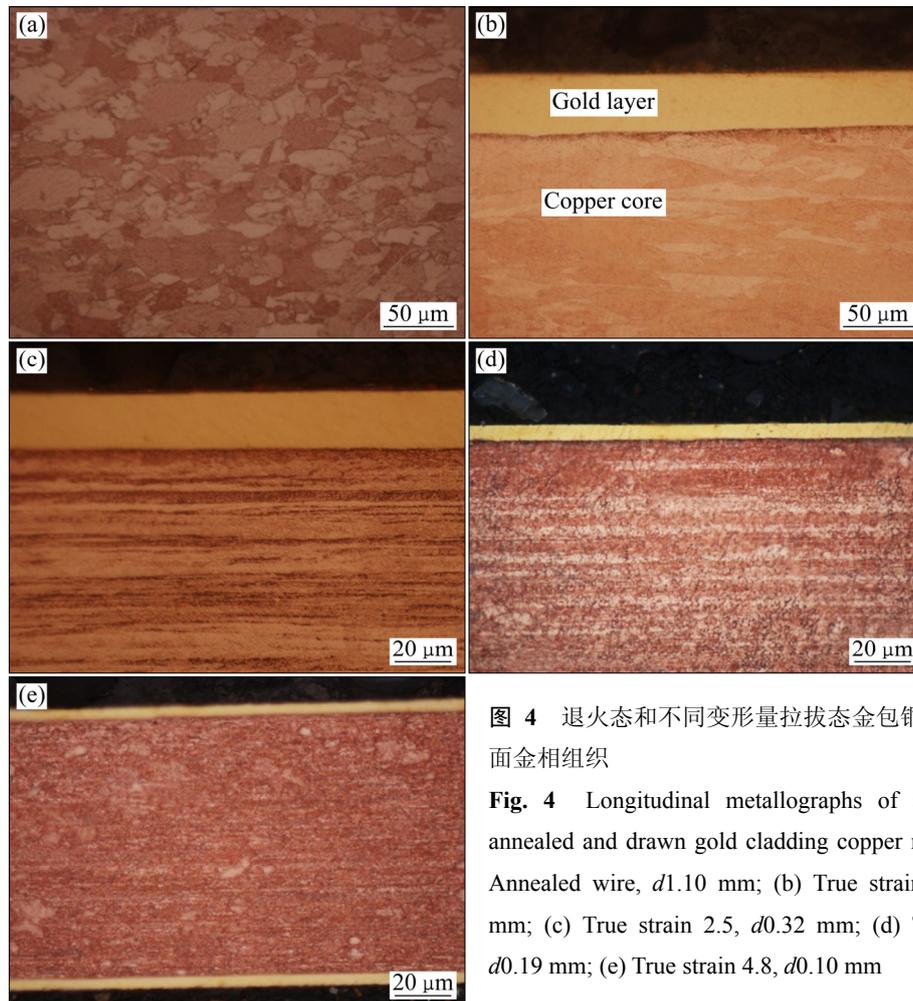


图 4 退火态和不同变形量拉拔态金包铜复合丝材纵截面金相组织

Fig. 4 Longitudinal metallographs of copper core in annealed and drawn gold cladding copper micro-wires: (a) Annealed wire, $d1.10$ mm; (b) True strain 0.4 for $d0.90$ mm; (c) True strain 2.5, $d0.32$ mm; (d) True strain 3.5, $d0.19$ mm; (e) True strain 4.8, $d0.10$ mm

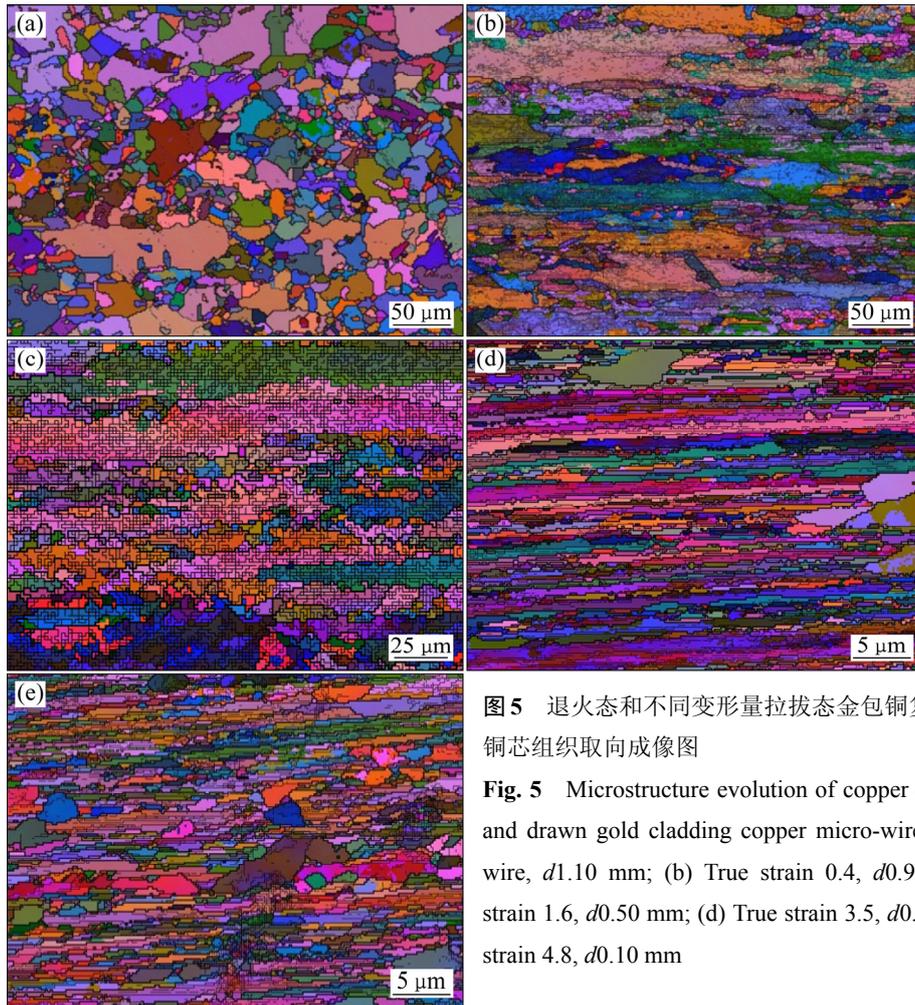


图5 退火态和不同变形量拉拔态金包铜复合丝材纵截面铜芯组织取向成像图

Fig. 5 Microstructure evolution of copper core in annealed and drawn gold cladding copper micro-wires: (a) Annealed wire, d 1.10 mm; (b) True strain 0.4, d 0.90 mm; (c) True strain 1.6, d 0.50 mm; (d) True strain 3.5, d 0.19 mm; (e) True strain 4.8, d 0.10 mm

合丝材纵截面铜芯组织的取向成像图和取向差分布图。经过退火处理后，铜芯完成了再结晶，形成了等轴晶组织(见图 5(a))，且晶界主要为大角度晶界(取向差 $>15^\circ$)，其占比(大角度晶界数量占有所有晶界数量的百分数)约为 92%，如图 6(a)所示。经真应变 0.4 拉拔后，铜芯晶粒沿拉拔方向明显被拉长(见图 5(b))，晶粒内部出现了较多小角度晶界(取向差 $<15^\circ$)，如图 6(b)所示；当真应变增大至 1.6 时，复合微丝由于受到模具径向和周向压应力、轴向拉应力的共同作用，晶粒沿着轴向被拉伸，形成平行分布的条带状纤维组织，小角度晶界数量显著增多，其占比(小角度晶界数量占有所有晶界数量的百分数)约为 75%，如图 6(c)和(f)所示；当真应变继续增大至 3.5 时，晶内小角度晶界百分数减少至 39%，而大角度晶界百分数增大至 61%(见图 6(d)和(f))，并且局部区域出现少量的细小晶粒，如图 5(d)所示。当真应变为 4.8 时，铜芯中形成的细小晶粒数量增加，如图 5(e)所示。

金包铜复合丝材铜芯内部出现纤维状组织模糊不

清、细小晶粒以及大、小角度晶界数量变化的现象与拉拔过程中铜芯发生动态回复和动态再结晶有关。发生动态回复和动态再结晶主要取决于拉拔过程中铜芯应变储能和温升的变化。在本实验条件下，当线材直径为 1.1~0.32 mm 时，道次变形量为 15%~23%，由于线材直径较大，拉拔加工产生的变形热使铜芯温升较小，不足以使其发生动态回复和动态再结晶，铜芯组织为典型的纤维状变形组织，且随着变形量的增大，晶粒内部产生大量不同滑移系的位错，形成较多的位错胞等亚晶组织，小角度晶界数量显著增多。随着总变形量的进一步增大，铜芯的应变储能显著增大，发生动态回复和动态再结晶的临界温度降低，另外，铜芯的直径明显减小，如线材直径为 0.19 mm，在道次变形量基本相同的条件下，拉拔产生的变形热可使细小的铜芯温度升高到甚至高于发生动态回复和动态再结晶的临界温度，使铜芯的位错密度降低，以发生多边化等回复现象为主，同时部分亚晶组织转变为再结晶晶粒；当总变形量继续增大时，线材直径继续减小

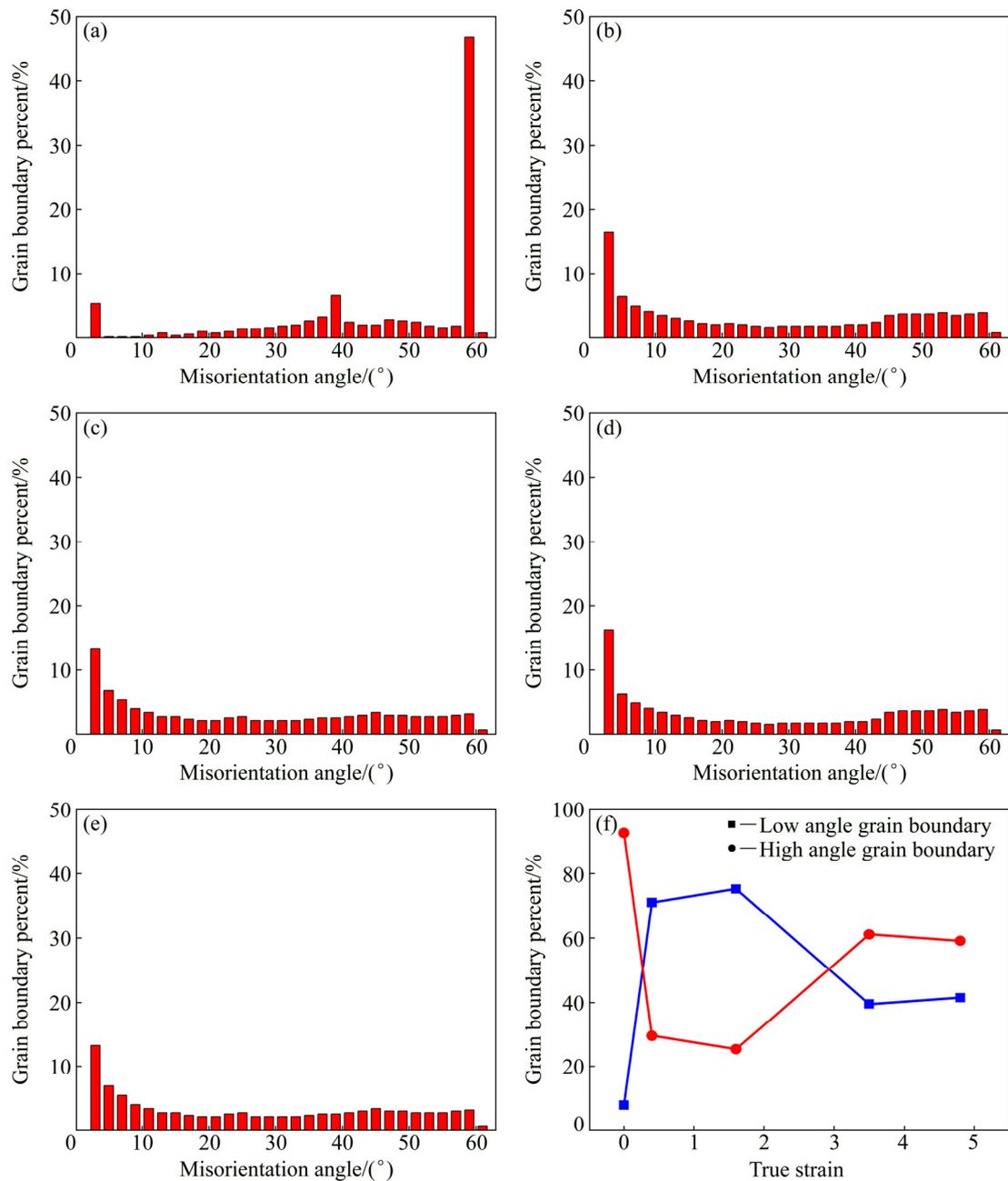


图 6 退火态和不同变形量拉拔态复合丝材铜芯取向差角分布图与大、小角度晶界数量变化

Fig. 6 Misorientation angle distribution of copper core in annealed and drawn gold cladding copper micro-wires: (a) Annealed wire; (b) True strain 0.4; (c) True strain 1.6; (d) True strain 3.5; (e) True strain 4.8; (f) Numbers of high-angle grain boundary and low-angle grain boundary

(0.10 mm), 铜芯温度升高程度更大, 铜芯的动态再结晶程度增大, 使小角度晶界数量降低, 而大角度晶界数量增大。

2.2.2 包覆金层组织

图 7 和图 8 所示分别为退火态和不同变形量拉拔后复合线材纵截面包覆金层组织的取向成像图和取向差分布图。经过退火处理后, 金层组织为沿轴向分布

的长条状晶粒, 晶界主要为大角度晶界, 只有少数晶粒内存在小角度晶界, 大角度晶界和小角度晶界的百分数分别约为 75%和 25%(见图 7(a)和 8(a)), 这是因为退火温度 250 °C 并未达到金的再结晶温度 300~400 °C^[14-15], 金层主要发生以位错湮灭和结构调整、多边化为主要特点的回复现象。经拉拔加工后, 当真应变增大至 0.4 和 1.6 时, 金层晶粒沿拉拔方向明

显 被 拉 长

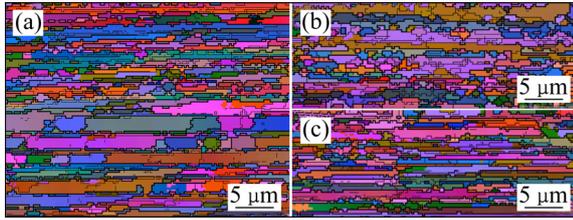


图 7 退火态和不同变形量拉拔态金包铜复合丝材纵截面金层组织取向成像图

Fig. 7 Microstructure evolution of gold layer in annealed and drawn gold cladding copper micro-wires: (a) Annealed wire for $d1.10$ mm; (b) True strain 0.4 for $d0.90$ mm; (c) True strain 1.6 for $d0.50$ mm

(见图 7(b)和(c)), 但是大角度晶界和小角度晶界的数量变化较小, 两者百分数分别为 74%~77%和 23%~26%(见图 8(b)~(d)). 在拉拔过程中, 复合丝材中金层较薄且直接与模具进行接触变形, 金层受到剧烈

的剪切应变而诱发动态回复现象^[16], 使其加工过程中产生的硬化作用和动态回复产生的软化作用趋向平衡状态, 因此拉拔过程中金层中大、小角度晶界的数量变化较小。

2.3 金包铜复合丝材拉拔过程中力学性能和导电率的变化

2.3.1 力学性能

图 9(a)所示为金包铜复合丝材抗拉强度和断后伸长率随真应变的变化曲线。退火态复合线材的抗拉强度和断后伸长率分别为 235 MPa 和 49.5%。当真应变为 0.4 时, 丝材的抗拉强度增大为 354 MPa, 而伸长率急剧降低至 4.7%, 当真应变增大为 2.5 时, 抗拉强度达到最大值 451 MPa, 伸长率下降至 1.2%, 继续增大真应变至 3.5 和 4.8 时, 抗拉强度略有降低, 分别为 426 MPa 和 439 MPa, 而伸长率略有增大, 分别为 2.5% 和 3.0%。

图 9(b)所示为金包铜复合丝材金层和铜芯平均纳米硬度随真应变的变化曲线。由图 9(b)可见, 退火态复合线材金层和铜芯的纳米硬度分别为 1.43 GPa 和

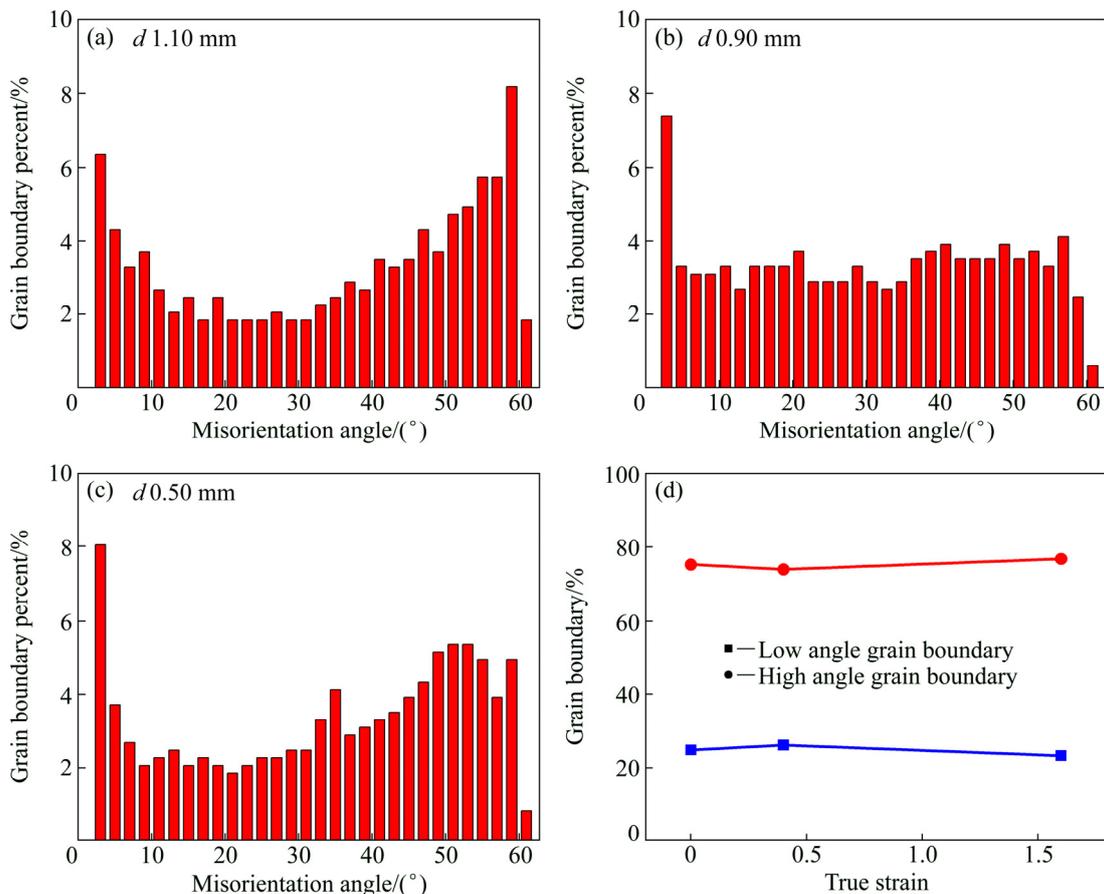


图 8 退火态和不同变形量拉拔态复合丝材金层取向差角分布图与大、小角度晶界数量变化

Fig. 8 Misorientation angle distribution of gold layer in annealed and drawn gold cladding copper micro-wires: (a) Annealed wire; (b) True strain 0.4; (c) True strain 1.6; (f) Numbers of high-angle grain boundary and low-angle grain boundary

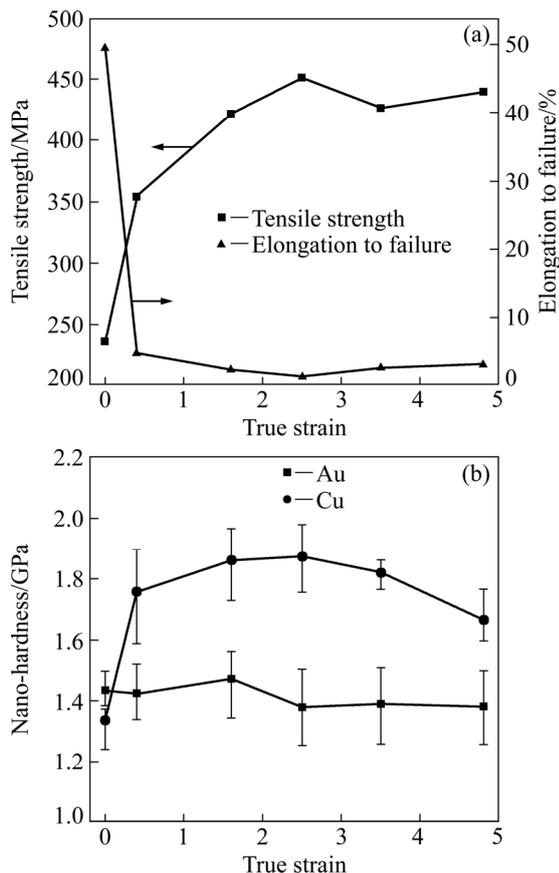


图 9 金包铜复合丝材力学性能随真应变的变化曲线
 Fig. 9 Mechanical property changes of gold cladding copper micro-wire with the true strain: (a) Tensile strength and elongation to failure; (b) Nano-hardness

1.34 GPa, 而不同变形量拉拔条件下, 金层的纳米硬度都低于铜芯。另外, 当真应变增大至 2.5 时, 铜芯纳米硬度增加至最大值 1.87 GPa, 继续增大真应变, 铜芯纳米硬度略有下降, 当真应变为 4.8 时, 纳米硬度下降至 1.67 GPa。金层纳米硬度随真应变的变化不明显, 在 1.38~1.45 GPa 范围内变化, 表明退火态复合微丝拉拔过程中金层的加工硬化程度较小, 这与其加工过程中小角度晶界等亚晶组织特征变化较小有关。

金包铜复合微丝金层较薄(包覆比仅为 10%~11%)且加工硬化程度小, 复合微丝力学性能随变形量的变化规律主要受铜芯显微组织变化的影响。当真应变为 0~2.5 时, 复合丝材铜芯的显微组织为典型的沿拉拔方向纤维状变形组织, 随着变形量的增大, 晶粒内部产生大量不同滑移系的位错, 位错密度增大, 并形成较多的位错胞等亚晶组织, 小角度晶界数量增多, 对位错的阻碍作用增大, 铜芯加工硬化程度较大, 导致线材抗拉强度和硬度增大, 而断后伸长率明显下降。当真应变继续增大至 3.5 和 4.8 时, 铜芯发生动态回复

和动态再结晶, 使位错密度和小角度晶界数量下降, 导致丝材抗拉强度和硬度略有下降, 而断后伸长率略有升高。

2.3.2 导电率

图 10 所示为金包铜复合微丝导电率随真应变的变化曲线。由图 10 可以看出, 随着真应变的增加, 复合微丝的导电率呈逐渐减小的变化趋势。退火态复合线材的导电率为 100.0%(IACS), 当真应变在 0~2.5 范围内增大时, 丝材的导电率略有下降, 为 98.3%~99.7%(IACS), 这是因为复合微丝经过拉拔后产生大量的空位、位错、小角度晶界等晶体缺陷, 使电子波散射几率增加, 导致电阻率增大, 而导电率下降。继续增大真应变时, 导电率明显下降, 当真应变为 4.8 时, 导电率下降至 94.5%(IACS), 其原因是在该条件下铜芯发生了动态回复和动态再结晶, 虽然位错密度降低, 但形成了较多的胞状亚结构和细小再结晶晶粒, 大角度晶界数量明显增多(见图 5(e)和图 6(f)), 使电子波散射几率明显增大, 导致复合丝材导电率下降程度增大^[17-18]。

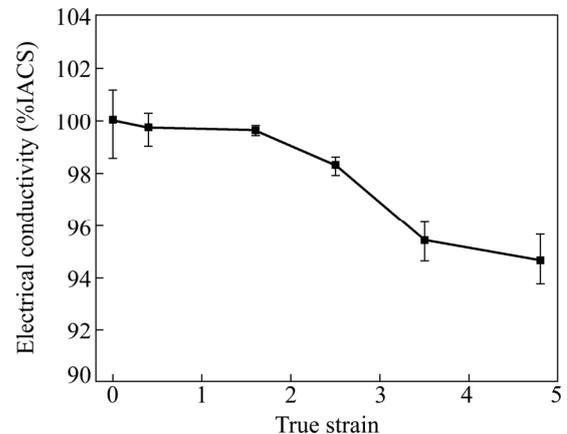


图 10 金包铜复合丝材导电率随真应变的变化曲线
 Fig. 10 Changing curves of electrical conductivity of gold cladding copper micro-wire with true strain

3 结论

1) 采用旋锻-拉拔-扩散退火-拉拔方法, 制备直径 60 μm 金包铜复合微丝。所制备的微丝表面光洁, 金/铜界面结合良好, 金层平均厚度约为 2.0 μm, 横断面包覆比约为 10.5%。表明该方法是制备高质量金包铜复合微丝的有效方法。

2) 在金包铜复合微丝拉拔过程中, 当真应变增大至 2.5 时, 铜芯由退火态的等轴晶组织转变为沿拉拔

方向的条状纤维组织,晶内小角度晶界数量显著增大;继续增大真应变至 3.5 和 4.8 时,加工过程中产生的变形热使铜芯发生了明显的动态回复和动态再结晶,局部区域形成细小的再结晶晶粒,小角度晶界数量降低,大角度晶界数量增多;在加工过程中,金层大、小角度晶界等组织特征变化较小。

3) 随着拉拔真应变增大至 2.5 时,金包铜复合微丝的抗拉强度由退火态的 235 MPa 增大至 451 MPa,而断后伸长率由退火态的 49.5%降低至 1.2%;真应变继续增大至 3.5 和 4.8 时,由于铜芯发生动态回复和动态再结晶的软化现象,抗拉强度分别降低至 426 MPa 和 439 MPa,而伸长率分别增大至 2.5%和 3.0%。

4) 当真应变由 0 增大至 2.5 时,金包铜复合微丝导电率由退火态的 100.0%(IACS)缓慢下降为至 98.3%(IACS);当真应变增大 4.8 时,由于铜芯发生了动态回复和动态再结晶,大角度晶界数量明显增多,导电率下降较明显,减小至 94.5%(IACS)。

REFERENCES

- [1] 田春霞. 电子封装用导电丝材料及发展[J]. 稀有金属, 2003, 27(6): 782-787.
TIAN Chunxia. Materials of conducting silks and their development using in electronics packaging[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2003, 27(6): 782-787.
- [2] 沈韶峰. 单晶铜丝的发展前景[J]. 上海有色金属, 2011, 32(1): 20-24.
SHEN Shao-feng. The development prospects of single-crystal copper wire[J]. Shanghai Nonferrous Metals, 2011, 32(1): 20-24.
- [3] ADELIN B Y L, ANDREW C K C, ORANNA Y, BOB C, CHEE L G, ZHONG C. Ultra-fine pitch palladium-coated copper wire bonding: Effect of bonding parameters[J]. Microelectronics Reliability, 2014, 54: 2555-2563.
- [4] WULFF F, BREACH C D, DITMER K. Crystallographic texture of drawn gold bonding wires using electron backscattered diffraction (EBSD)[J]. Journal of Materials Science Letters, 2003, 22: 1373-1376.
- [5] NOGUCHI K, ARAKI M, OHNO Y. The preparation of transmission electron microscopy specimens of as-drawn gold wire[J]. Scripta Mater, 2000, 43: 199-204.
- [6] SARASWATIA T S, SRITHARAN T, PANG C I, CHEW Y H, BREACH C D, WULFF F, MHAISALKAR S G, WONG C C. The effects of Ca and Pd dopants on gold bonding wire and gold rod[J]. Thin Solid Films, 2004, 462/463: 351-356.
- [7] 朱建国. 键合金丝的合金化研究动向[J]. 贵金属, 2002, 23(3): 57-61.
ZHU Jian-guo. Trend of alloying investigation for gold bonding wires[J]. Precious Metals, 2002, 23(3): 57-61.
- [8] TSENG Y W, HUNG F Y, LUI T S. Microstructure, tensile and electrical properties of gold-coated silver bonding wire[J]. Microelectronics Reliability, 2015, 55: 608-612.
- [9] CHEN Li-li, ZHANG Kang-hou. The recovery investigation on some cold-rolled strips of precious metal composite materials[J]. Heat Treatment of Metals, 1992(4): 17-20.
- [10] UNO T, YAMAMOTO Y. Bonding wire for semiconductor device: US, US2006073206[P]. 2006-07-13.
- [11] UNO T, KIMURA K, TERASHIMA S, YAMADA T, NISHIBAYASHI A. Bonding wire for semiconductor device: US, US20120104613[P]. 2012-05-03.
- [12] 姜雁斌, 谢建新. 一种高性能金包铜键合微丝的制备方法: 中国, 201410461599.9[P]. 2014-09-12.
JIANG Yan-bin, XIE Jian-xin. A method of fabricating high-performance gold cladding copper bonding wire: China, 201410461599.9[P]. 2014-09-12.
- [13] 邹文江. 铜/钛复合管旋锻成形及性能研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2014: 37-58.
ZHOU Wen-jiang. Research on rotary swaging forming and properties of Cu/Ti Bi-metallic pipes[D]: Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2014: 37-58.
- [14] KIM K S, SONG J Y, CHUNG E K, PARK J K, HONG S H. Relationship between mechanical properties and microstructure of ultra-fine gold bonding wires[J]. Mechanics of Materials, 2006, 38(1/2): 119-127.
- [15] QI G, ZHANG S. Recrystallization of gold alloys for producing fine bonding wires[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1997, 68(3): 288-293.
- [16] CHO J H, CHO J S, MOON J T, LEE J, CHO Y H, KIM Y W, ROLLETT A D, OH K H. Recrystallization and grain growth of cold-drawn gold bonding wire[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34: 1113-1125.
- [17] KO Y G, NAMGUNG S, LEE B U, SHIN D H. Mechanical and electrical responses of nanostructured Cu-3 wt%Ag alloy fabricated by ECAP and cold rolling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 504: S448-S451.
- [18] DOBATKINA S V, GUBICZA J, SHANGINA D V, BOCHVAR N R, TABACHKOVA N Y. High strength and good electrical conductivity in Cu-Cr alloys processed by severe plastic deformation[J]. Materials Letters, 2015, 615: 249-254.

Evolution of microstructure and mechanical properties of gold cladding copper micro-wire during drawing

JIANG Yan-bin^{1,2}, GUO Si-jin¹, XIE Jian-xin^{1,2}

(1. Key Laboratory for Advanced Materials Processing, Ministry of Education,
University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

2. Beijing Laboratory of Metallic Materials and Processing for Modern Transportation,
University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: A method of rotary forging-drawing-diffusion annealing-drawing was proposed to produce $\phi 0.06$ mm gold cladding copper micro-wire. The evolutions of the microstructure, mechanical properties and electrical conductivity of the micro-wire during drawing were studied. The results show that the prepared gold cladding copper micro-wire exhibits the smooth surface, good Au/Cu bonding interface, gold layer with an average thickness of 2.0 μm and cladding ratio of about 10.5%. During drawing, when the true strain increases to 2.5, the microstructure of the copper core changes from equiaxed grains of the annealed wire to fiber grains, and the number of low angle grain boundary increases significantly. The tensile strength of the composite wire increases from 235 MPa of the annealed wire to the maximum of 451 MPa, while the elongation to failure decreases from 49.5% of the annealed wire to 1.2%, and the electrical conductivity decreases from 100.00%(IACS) of the annealed wire to 98.3%(IACS). When the true strain increases to 3.5 and 4.8, the dynamic recovery and dynamic recrystallization occurs in the copper core due to deformation heat generated during drawing, the number of low angle grain boundary reduces while the number of high angle grain boundary increases. At the true strain of 4.8, the tensile strength of the composite wire is 439 MPa, the elongation increases to 3.0% and the electrical conductivity decreases to 94.5%(IACS).

Key words: gold cladding copper micro-wire; drawing; interface; microstructure; property

Foundation item: Project (51104016) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (SKL-SPM-201204) supported by the State Key Laboratory of Advanced Technologies for Comprehensive Utilization of Platinum Metals

Received date: 2016-07-21; **Accepted date:** 2016-12-26

Corresponding author: XIE Jian-xin; Tel: +86-10-62332254; E-mail: jxxie@mater.ustb.edu.cn

(编辑 龙怀中)