

Pt-10Ir 超细键合丝退火过程中组织与性能的演化规律研究

朱丽仙, 何俊杰, 张仁银, 付丽, 周璇, 毛勇

(云南大学 材料与能源学院 材料基因工程研究中心, 云南 昆明 650504)

摘要: 铂铱键合丝是一种应用于特种微电子器件封装的高强度引线键合材料, 经拉拔制备的铂铱合金微细丝材的热处理是调控键合丝服役性能的关键环节。以 $\Phi 25 \mu\text{m}$ 超细 Pt-10Ir 键合丝为研究对象, 通过高分辨 FIB-EBSD 联动表征技术, 对不同退火工艺下超细丝材显微组织及形变织构进行了深入分析, 并对其力/电学性能的演变进行了探究。结果表明: 随着退火温度的升高, 显微组织由拉拔态的细小纤维状晶粒逐渐转变为部分等轴组织, 等轴状组织优先在晶界处形核长大且丝材结构强度逐渐下降, 破断力逐渐降低, 延伸率逐渐升高而电阻率则呈现出先降低后升高的趋势。Pt-10Ir 超细键合丝在 $600 \text{ }^\circ\text{C} \times 30 \text{ min}$ 退火后, 主要发生回复, 未发生明显的再结晶, 织构取向演变为 $\langle 111 \rangle$ 平行于丝材拉拔方向的形变织构, 破断力为 37.06 cN , 抗拉强度为 755.29 MPa , 延伸率为 1.30% , 电阻率为 $22.81 \mu\Omega \cdot \text{cm}$, 表现出好的力/电综合性能。该研究可为贵金属超细键合丝材的性能优化提供理论和实验基础。

关键词: 贵金属; 键合丝材; 显微组织; 力学性能; 电学性能

中图分类号: TG146.3*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)11-3931-08

键合丝是半导体封装基础材料之一, 主要用于连接半导体芯片与引脚, 同时把芯片产生的热量传导出, 是半导体芯片键合的首选材料^[1-3]。随着电子设备、5G 以及微电子技术的迅速发展, 集成电路 (IC) 的集成度规模越来越大, 芯片上的连接电极也越来越多, 导致电极间的距离越来越小, 要求尽可能的缩小键合焊球, 这使得在芯片键合使用的键合丝不得不向细线化发展^[4-8]。目前, 键合丝的封装尺寸在 $15 \sim 50 \mu\text{m}$ 之间。为保证焊接过程不塌线, 需要键合丝具有较高强度的同时, 具备一定的延伸率以抵抗在键合时的冲击^[9]。贵金属 (Au、Ag 和 Pt 族) 及其合金由于具有独特的化学和物理特性, 被广泛用于半导体键合封装等领域^[10-13]。而高强铂铱键合丝因为其具有高强度、高耐蚀能力等特点, 是理想的红外器件封装键合丝材。但国内高强铂铱键合丝很少, 主要依赖进口, 随着我国科学技术的革新需求, 对高强度键合丝提出了新的要求, 亟需自主研发高强铂铱键合丝制备、加工技术以实现进口替代。

近年来, 国内外对新型键合丝的成分设计、微合金化元素的添加、制备工艺的改进及表征技术开展了

广泛的研究。P. F. Sun 等人^[14]通过采用 EBSD 表征技术定量地统计晶粒尺寸和织构对无氧铜丝的力学性能、电学性能的影响, 发现细长条晶粒更有利于提高无氧铜丝力学性能的提升, 织构由 $\langle 001 \rangle$ 向 $\langle 111 \rangle$ 发生转变, 定量的统计了所占比例, 并建立了织构成分与力学性能的内在关联。Haase 等人^[15]通过 EBSD 表征了面心立方高熵合金通过冷加工后, 在不同退火温度下组织、织构演变规律, 确定了变形和再结晶过程中激活的物理机制。Liu 等人^[16]发现 Mo-La 板材的各向异性不仅与织构取向有关, 还与晶粒尺寸、晶粒形状和位错相关。Wang 等人^[17]发现冷变形 Al-Mg-Si-Cu 合金在经过退火后, 通过 EBSD 研究发现织构由初始变形织构 β 纤维向再结晶织构转变。前人做了大量采用 EBSD 手段表征丝材或者合金的显微组织的工作, 并与合金的性能联系起来, 揭示了不同成分合金组织性能之前的关系。这也表明退火过程中的组织和织构的演变可以得到组织、织构和退火温度之间的关系, 从而可以确保得到最佳的力学性能。

铂铱合金中, 铱作为铂的主要强化元素之一, 两者均为面心立方结构, 在高温下形成连续固溶体, 于

收稿日期: 2023-03-20

基金项目: 国家自然科学基金 (52161023); 云南省科技计划项目 (202201AU070010, 202201AS070065, 202002AB080001); 云南大学专业学位研究生实践创新基金 (2021Z01)

作者简介: 朱丽仙, 女, 1995 年生, 硕士, 云南大学材料与能源学院, 云南 昆明 650504, E-mail: lixian0808233@163.com

700~975 °C 区间发生相分离, 但相分离的过程进行得非常缓慢, 因此铂铱合金能形成明显的固溶强化效应^[18-22]。为进一步提高铂铱合金的性能, 国内外研究者主要采用在铂铱合金中添加合金元素来进行强化。据报道^[23-24], 研究发现添加 Zr、Mo 和 Y 可以有效地细化 Pt-Ir 合金的组织, 提高合金的熔点、密度和电阻率, 改善合金的力学性能, 但降低了伸长率。谢明等人^[25]研究了微量稀土元素 La、Sm、Y 能有效地细化了 Pt-24Ir 合金的组织结构, 并以单质形式均匀析出和弥散分布在合金基体中, 从而使合金的综合性能获得改善。

然而, 目前对于 Pt-10Ir 超细键合丝在退火后的组织和性能及其之间关系的研究鲜有报道。尽管对于丝材的加工制备也有多年的积累, 但是此对于微米级的铂铱细丝制备难度高, 需要采用先进的加工设备、制备技术及合适的加工工艺^[26]。因此, 拟通过对铂铱合金丝在退火过程中组织结构、织构取向、力学性能、电学性能的演变规律研究, 建立及优化铂铱合金丝的加工工艺制度, 制备出性能优异的高强铂铱键合丝, 以满足实际键合封装的使用要求并且为贵金属超细键合丝材的综合性能提升提供数据支持和理论基础。

1 实验

实验材料为由电弧熔炼后加工制备的 $\Phi 25 \mu\text{m}$ 的 Pt-10Ir 超细键合丝。合金的初始状态为冷加工态, 其生产流程为: 配料→电弧感应熔炼得到 Pt-10Ir 合金铸锭→热挤压得到棒材→多次多模拔成 $\Phi 25 \mu\text{m}$ 铂铱合金丝。

实验设计采用冷拉拔后的 Pt-10Ir 超细键合丝在 SK-G08123K 真空管式炉内进行退火热处理, 温度分别选取 500、600、800 °C, 保温时间为 30 min, 冷却方式为空冷。将退火后的超细键合丝进行室温镶嵌后, 依次在 1000#~7000# 金相砂纸上进行粗磨, 再分别用

0.5~5 μm 的金刚石抛光膏在 YMP-2 金相试样磨抛机上进行机械精磨。为了消除观察面残留的应力使其平整、光滑, 采用氩离子抛光技术制备符合 EBSD 标准的样品表面。利用 YM-06 型电子单纤维强力仪对不同退火温度后的合金丝材进行力学性能测试, 测试试样均沿拉丝方向制备截取, 试样长度为 100 mm, 拉伸标距长度为 20 mm, 拉伸速率为 1 mm/min。采用 AT510PRO 直流电阻测试仪测试超细丝的电退火后阻率, 丝材长度为 100 mm, 最终取其 3 个电阻测量值的平均值。

由于 $\Phi 0.025 \text{ mm}$ 铂铱合金丝直径太小, 无法采用传统的金相法制备样品来进行显微组织表征, 因此, 采用 FIB 技术制备切割截取其观察截面^[27]。经过多次连续拉拔最终制备得到 $\Phi 0.025 \text{ mm}$ 的铂铱合金丝, 其表面质量好、平整、光滑, 没有出现划伤现象 (见图 1a)。本实验采用 TESCAN AMBER FIB-SEM 双束扫描电镜切割制取丝材沿拉拔方向的纵截面, FIB 参数为 30 kV 电压, 工作距离 6 mm, 纵截面长度为 80 μm , 最终得到满足 EBSD 测试要求的纵截面, 如图 1b 所示。随后通过调整工作台角度与离子束的工作距离, 伸入 Oxford Symmetry 型号 EBSD 探头进行菊池花样的标定, 从而通过 Channel 5 软件得到超细丝的晶粒取向、晶粒尺寸、再结晶晶粒体积分数、织构取向等信息。

2 结果与分析

2.1 显微组织

图 2 为拉拔态和退火后 (不同温度下退火, 退火时间为 30 min) Pt-10Ir 超细丝的 IPF-Y 图 (Inverse Pole Figure-Axis Y [010])。从图 2a 可以看出, 铂铱合金超细丝材 ($\Phi 0.025 \text{ mm}$) 拉拔态的显微组织为细小均匀分布的纤维状晶粒, 并且纤维状的晶粒沿拉拔方向分布, 具有明显的拉拔流线, 呈现出拉拔态的特点。图 2b 和 2c 分别为 500 和 600 °C 退火丝材的显微组织,

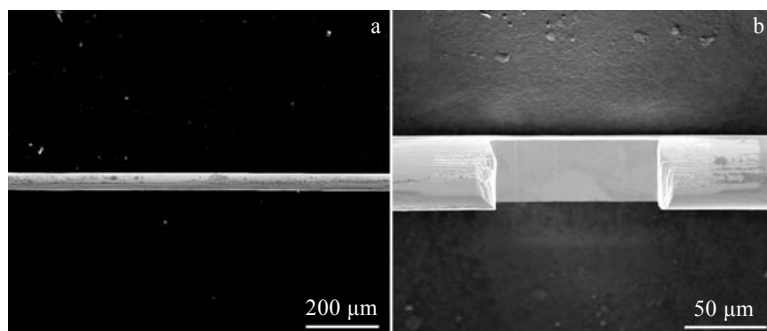


图 1 Pt-10Ir 合金超细合金表面和 FIB 制备的 EBSD 样品纵截面

Fig.1 Pt-10Ir ultra-fine wire surface (a) and longitudinal section of EBSD sample prepared by FIB (b)

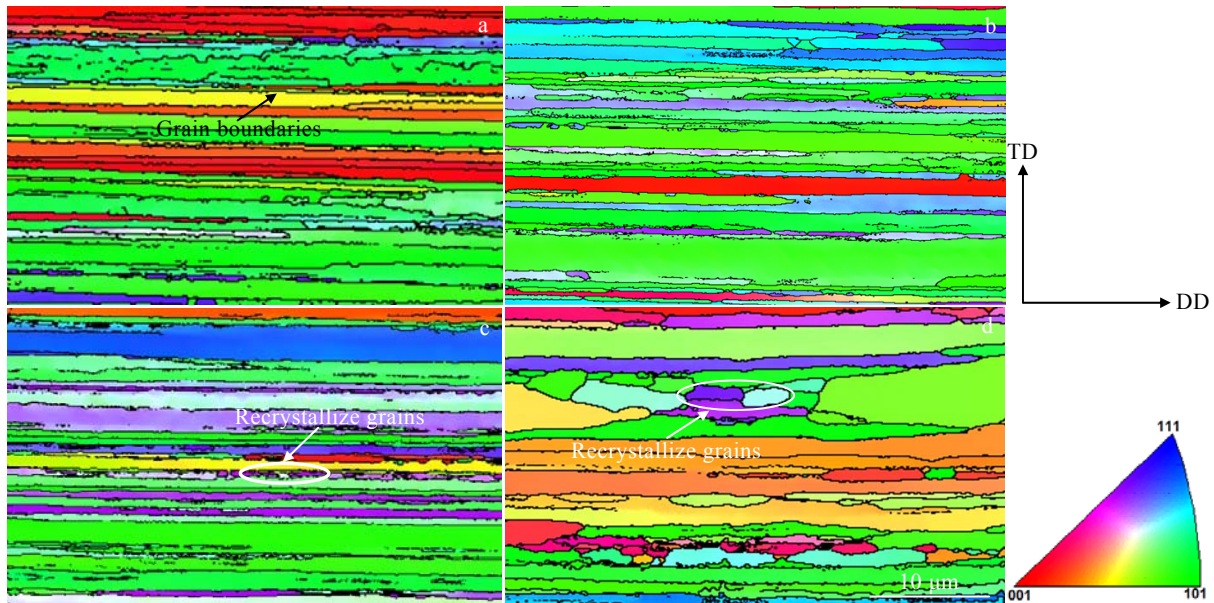


图 2 Pt-10Ir 合金超细丝不同状态的 IPF-Y 图

Fig.2 IPF-Y diagrams of Pt-10Ir alloy ultra-fine wires in drawing state (a) and annealing processes of 500 °C×30 min (b), 600 °C×30 min (c), and 800 °C×30 min (d)

整体组织结构和拉拔态的组织相似,可以看出,在 500 °C 时发生了回复,此外还可以观察到部分纤维晶粒沿径向变宽,但是仍然为纤维状晶粒。在图 2c 中,合金在该温度下发生了回复,纤维晶粒晶界处可以看到一些细小晶粒(白色椭圆标记位置),说明 Pt-10Ir 合金优先在晶界处形核并长大,这是因为晶界处有大量应力集中导致其能量高,可以提供晶粒形核时所需要的额外形核功^[28]。图 2d 为 800 °C 退火丝材的显微组织,与前三者相比,Pt-10Ir 合金超细丝材经 800 °C 退火 30 min 后,在晶界处可以观察到大量细小的晶粒,并且纤维晶粒的宽度明显比拉拔态的晶粒宽度要大,部分纤维状晶粒已经完全转变为等轴晶粒(白色椭圆标记位置),由此说明铂铱合金超细丝材在此温度下退火发生了再结晶和晶粒的长大^[29]。

Pt-10Ir 超细丝在 600 和 800 °C 下退火 30 min 的再结晶如图 3 所示。从图 3a、3c 可以看出,600 °C 下退火超细丝的组织中具有很少的再结晶晶粒(由蓝色标记)和变形晶粒(由红色标记),主要由亚晶粒组成(由黄色标记),其占比约为 98.64%,说明拉拔态的 Pt-10Ir 超细丝在 600 °C 退火下主要发生回复。而从图 3b 和 3d 中可以看出,Pt-10Ir 超细丝经 800 °C 退火后,组织中仍具有很少的变形晶粒(由红色标记),再结晶晶粒和亚晶粒的占比发生明显的变化。与 600 °C 下退火的组织对比,800 °C 下退火的组织中,再结晶晶粒体积分数明显提高至 35.48%,而亚晶粒的占比明显降低,

说明在 800 °C 下退火,Pt-10Ir 超细丝已经发生部分再结晶。

2.2 力学性能

图 4 和图 5 是在不同温度下退火 30 min 的 Pt-10Ir 超细丝的破断力、延伸率、抗拉强度与温度的关系。拉拔态的 Pt-10Ir 超细丝的破断力为 41.88 cN,延伸率为 1.06%,抗拉强度为 853.6 MPa。随着退火温度的升高,其破断力下降,延伸率上升,抗拉强度下降。500 °C 退火后其破断力、延伸率和抗拉强度分别为 38.13 cN、1.30%和 777.31 MPa,与退火前相比破断力降低了约 8.95%,延伸率提高了约 22.64%,抗拉强度降低了约 8.94%。600 °C 退火后其破断力、延伸率和抗拉强度分别为 37.06 cN、1.99%和 755.29 MPa,与退火前相比破断力降低了约 11.51%,延伸率提高了约 97.74%,抗拉强度降低了约 11.52%。800 °C 退火后其破断力、延伸率和抗拉强度分别为 26.95 cN、2.16%和 549.23 MPa,破断力降低约 36%,延伸率则是未退火时的 2 倍,抗拉强度降低约 35.66%。这是由于退火可以加速原子重排和减少晶格缺陷^[30],减轻冷加工造成的加工硬化,释放残余应力^[31],使得延伸率开始上升。当退火温度从 500 °C 升高至 800 °C 时,破断力从 38.13 cN 降至 26.95 cN,延伸率从 1.30%升至 2.16%,抗拉强度则从 777.31 MPa 降至 549.23 MPa。因此,结合图 2、图 3 显微组织和再结晶晶粒体积分数的变化,在 800 °C 退火时,由于发生了部分再结晶晶粒的长大,

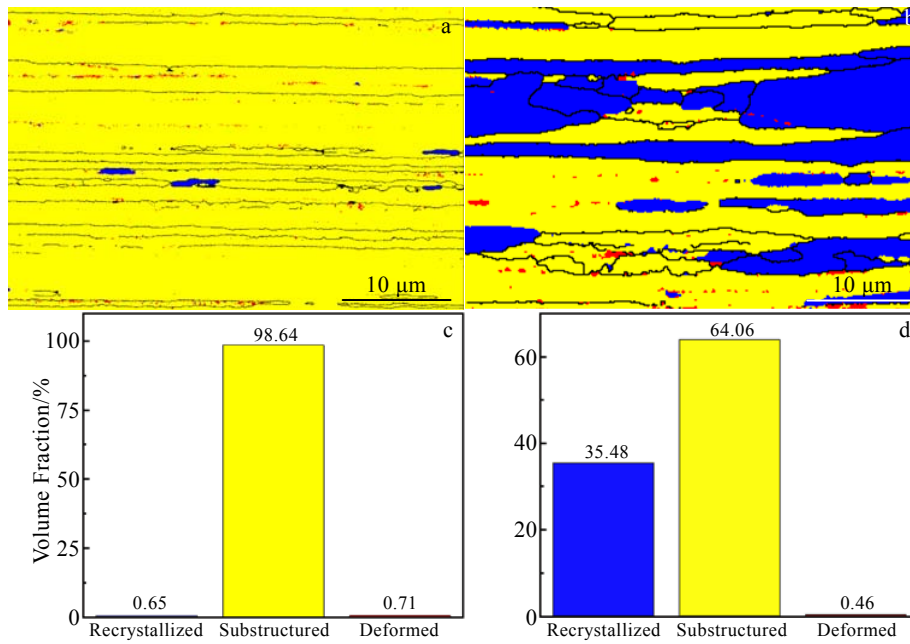


图 3 Pt-10Ir 合金超细丝的退火再结晶及晶粒体积分数计算图

Fig.3 Recrystallized grains (a-b) and calculated volume fraction of recrystallized grains (c-d) of Pt-10Ir alloy ultrafine wire in annealing processes of 600 °C×30 min (a, c) and 800 °C×30 min (b, d)

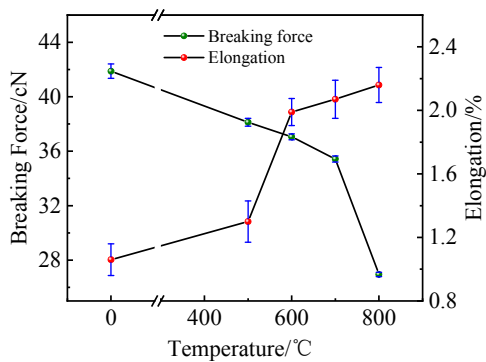


图 4 Pt-10Ir 超细丝退火温度与破断力和延伸率的关系

Fig.4 Relationship between annealing temperature and breaking force, elongation for Pt-10Ir alloy ultra-fine wire

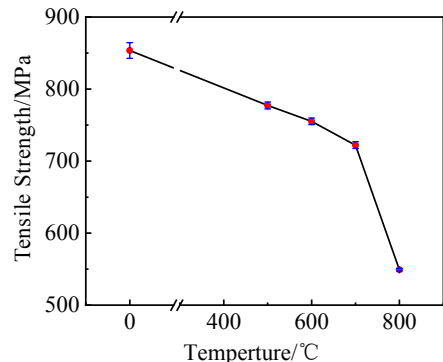


图 5 Pt-10Ir 超细丝退火温度与抗拉强度的关系

Fig.5 Relationship between tensile strength and annealing temperature of Pt-10Ir alloy ultra-fine wire

导致破断力和抗拉强度劣化最严重，而延伸率增长最明显。此外，对比目前文献报道中 Pt-10Ir 合金的力学性能如表 1 所示，本实验中退火态和加工态合金的抗拉强度为 853.6 和 549.23 MPa，均远远大于文献 [32-33]中所报道的强度值，延伸率远小于文献报道值。其中破断力和延伸率是衡量 Pt-10Ir 超细键合丝的重要性能指标，键合丝丝材的使用性能要求为：破断力 >30 cN、延伸率在 1%~3%。Pt-10Ir 超细键合丝在 600 °C 退火 30 min 后，发生回复转变，破断力为 37.06 cN、延伸率为 1.30%，其强度和塑性达到一个最佳匹配值

并且均满足键合丝丝材的实际使用性能要求。

2.3 导电性能

图 6 为退火温度对 Pt-10Ir 超细丝电阻率的影响规律。可以看出，电阻率随着退火温度的升高先降低，在 600 °C 时至 22.81 μΩ·cm 后，又逐渐上升到加工态水平。据报道，大量的塑性变形使晶格点阵产生缺陷和畸变，在晶界处存在大量的杂质、空位、位错，从而导致电子波的散射作用增强，使得导电性能下降^[34]。因此，当拉拔态的 Pt-10Ir 超细丝在 500、600 °C 退火时，超细丝发生回复，使得因拉拔而产生的缺陷（空

表 1 Pt-10Ir 键合丝与文献报道中合金的力学性能对比

Table 1 Comparison of the mechanical properties of Pt-10Ir in this research with those of the alloy reported in the literature

State	Ref. [32]		Ref. [33]		This research	
	Processing	Annealing	Processing	Annealing	Processing	Annealing
Tensile strength/MPa	625	430	482	351	853.6	549.23
Elongation/%	8	25	-	30	1.06	2.16

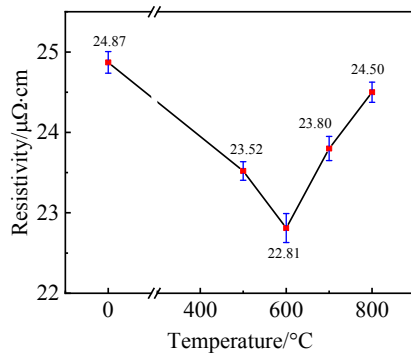


图 6 Pt-10Ir 超细丝退火温度与电阻率的关系

Fig.6 Relationship between annealing temperature and resistivity of Pt-10Ir alloy ultra-fine wire

位、晶格畸变、位错等)减少,因此 Pt-10Ir 超细丝的电导率呈下降趋势,在 600 °C 时电导率最高,其导电性提高。当退火温度升高至 800 °C 时,超细丝发生再结晶转变,由于再结晶生成的等轴新晶粒较细小,产生较多的晶界,晶界作为一种面缺陷,导致 Pt-10Ir 超细丝的电导率升高。

3 讨论

3.1 退火过程中织构转变对性能的影响

织构的存在能明显影响合金的性能^[35]。图 7 为 Pt-10Ir 超细丝在不同退火温度下拉拔方向 (DD, drawing direction) 的反极图。从图 7a 中可以看出拉拔态的 Pt-10Ir 超细丝主要由强<111>织构+弱<001>织构组成。面心立方结构的金属经过冷拉拔加工后会形成<111>和<001>织构,在铜合金以及银合金都存在类似的现象^[36-37]。

随退火温度升高,晶粒择优生长^[38]。在 500、600 °C 退火后,弱<001>织构逐渐消失,只存在<111>方向的强织构(图 7b 和 7c)。500 °C 退火后,<111>织构强度从 16.89 上升到 17.54。600 °C 退火后,<111>织构强度从 17.54 下降到 15.20。在较低温度 500 °C 退火时会产生回复,原子活动能力有限,主要局限于点缺陷的运动,通过空位迁移至晶界、位错或与间隙原子结合而消失,位错应变能降低,空位浓度显著下降,散射作用减小,电阻率下降。由于位错密度下降不大,因此破断力和抗拉强度也下降不多。在较高温度 600 °C

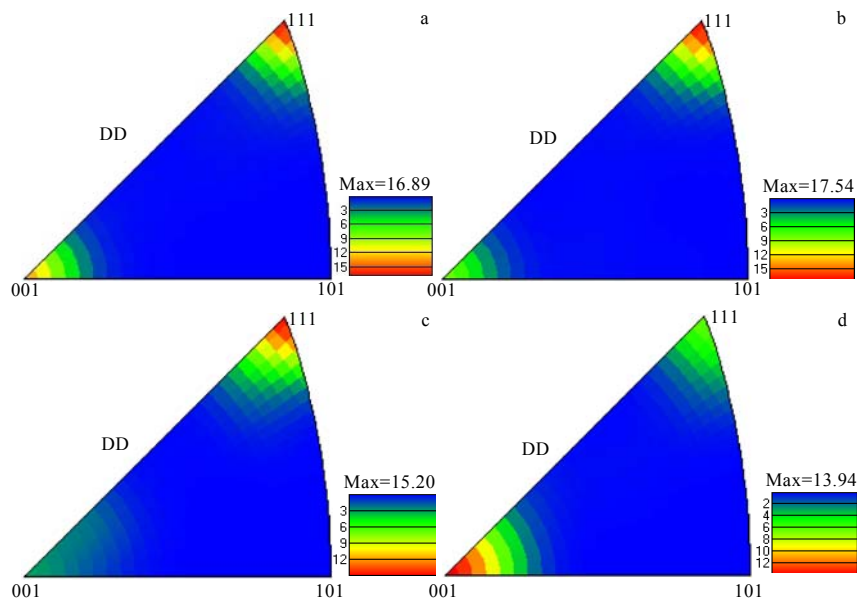


图 7 Pt-10Ir 超细丝合金不同状态的反极图

Fig.7 Reverse polar plot of Pt-10Ir alloy ultra-fine wires in drawing state (a) and annealing processes of 500 °C x 30 min (b), 600 °C x 30 min (c), and 800 °C x 30 min (d)

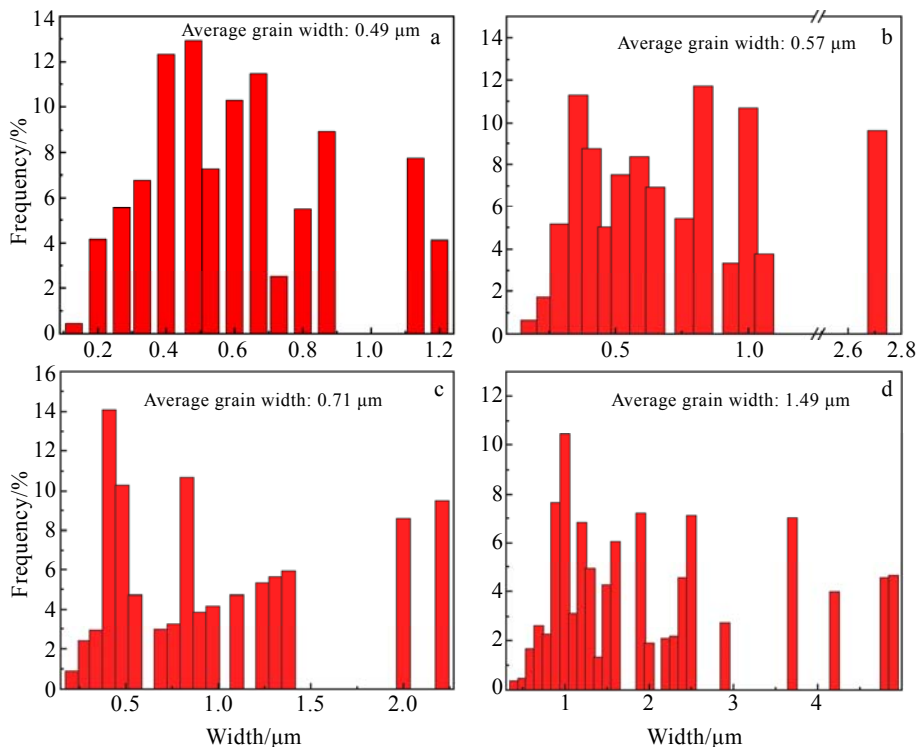


图 8 Pt-10Ir 超细丝合金不同状态晶粒尺寸分布

Fig.8 Grain size distribution of Pt-10Ir alloy ultra-fine wires in drawing state (a) and annealing processes of 500 °C×30 min (b), 600 °C×30 min (c), and 800 °C×30 min (d)

退火时发生回复转变，此时原子活动能力增强，除点缺陷外，位错也被激活，位错滑移导致位错重新组合，以及异号位错相互抵消，使得位错密度有所下降，散射作用大大减小，电阻率持续下降至最低点。

如图 7d，当丝材在 800 °C 退火后，发生再结晶转变，其织构取向发生了转变，由拉拔态的强<111>+弱<001>织构转变为强<001>+弱<111>织构。这是因为沿着<111>拉拔方向将 $\Phi 1$ mm 的丝材经过多次变形拉拔成 $\Phi 25$ μm 的超细丝的过程中，原先任意取向的各个晶粒发生转动，从而使取向趋于一致，形成沿<111>方向的强变形织构。此外，由于 Pt-10Ir 合金属于面心立方结构，也会存在少量的<001>织构。在 800 °C 退火时，再结晶晶粒长大，无畸变的部分等轴晶粒取代变形晶粒，显微组织彻底改组、变形储存能充分释放。因此，此温度下，破断力和抗拉强度最低、延伸率最高、电阻率恢复到加工态水平。

3.2 退火过程中晶粒尺寸对力学性能的影响

退火处理后铂铱合金超细丝的力学性能（破断力、抗拉强度和延伸率）与退火后组织中的晶粒尺寸密切相关。图 8 为不同退火温度下 Pt-10Ir 超细丝合金晶粒尺寸分布图，通过 Channel 5 软件统计计算晶粒尺寸，拉拔态、500、600、800 °C 铂铱合金超细丝材

的平均晶粒尺寸分别为 0.49、0.57、0.71、1.49 μm 。由此可见，铂铱合金超细丝随着退火温度的升高，平均晶粒尺寸逐渐增大。晶粒细化将增加位错运动障碍的数目，减少晶粒内部位错塞积群的长度，使材料的屈服强度、抗拉强度、破断力增大。当退火温度较低时，合金组织发生回复，晶粒尺寸较小，拉拔过程中产生的加工硬化没有完全消除，可滑移的位错少，变形抗力较大，因此合金处于拉拔态时，其破断力和抗拉强度最高，延伸率最低。随着退火温度的升高，在消除拉拔变形过程中产生的加工硬化的同时，发生了再结晶的形核以及长大，形成了新的部分等轴晶，有利于提高材料的延伸率^[39]，因此随着退火温度的升高，破断力和抗拉强度逐渐下降，延伸率逐渐上升。

4 结论

1) Pt-10Ir 超细丝材 ($\Phi 25$ μm) 拉拔态显微组织为沿拉拔方向的细小纤维状晶粒。经退火处理后，发生回复再结晶，导致纤维状晶粒沿径向变宽，且 600 °C 时在晶界处可以观察到一些细小晶粒，铂铱合金优先在晶界处形核并长大。当退火温度 800 °C 时发生了再结晶并且再结晶晶粒的体积分数升高至 35.48%，部分纤维状晶粒转变为等轴组织。

2) 退火使超细丝的织构发生转变,从而使合金的性能产生相应的改变。拉拔态的超细丝主要由强<111>+弱<001>织构组成,导致其电阻率、破断力、抗拉强度最高和延伸率最低。在温度低于 600 °C 回复退火后,弱<001>方向的织构逐渐消失,只存在<111>方向的强织构,导致其电阻率下降并且在 600 °C 时达到最低。800 °C 退火后,织构转变为强<001>+弱<111>并且生成较多的再结晶晶界面缺陷,导致其电阻率恢复到加工态水平。

3) 退火使超细丝材的晶粒尺寸发生变化,合金的性能随之改变。随着退火温度的升高,超细丝的平均晶粒尺寸逐渐增大,破断力、抗拉强度不断下降,延伸率不断提升。在 600 °C 退火 30 min 后,合金的平均晶粒尺寸为 0.71 μm,破断力为 37.06 cN,延伸率为 1.30%,抗拉强度为 755.29 MPa,电阻率为 22.81 μΩ·cm,达到了强度、塑性、导电性最佳匹配状态。

参考文献 References

- [1] Tian Chunxia(田春霞). *Rare Metals*(稀有金属)[J], 2003, 27(6): 782
- [2] Casper T, Römer U, Gersem H D *et al. Computers & Mathematics with Applications*[J], 2018, 79(6): 1781
- [3] Alim M A, Abdullah M Z, Aziz M *et al. Sensors and Actuators A: Physical*[J], 2021, 329: 112 817
- [4] Kang Feifei(康菲菲), Wu Yongjin(吴永瑾), Kong Jianwen(孔建稳) *et al. Precious Metals*(贵金属)[J], 2017, 38(4): 81
- [5] Guo Yingchun(郭迎春), Yang Guoxiang(杨国祥), Kong Jianwen(孔建稳) *et al. Precious Metals*(贵金属)[J], 2009, 30(3): 68
- [6] Tang Rui(唐瑞), Yang Xiaoliang(杨晓亮), Wu Baoan(吴保安) *et al. Electronic Components & Materials*(电子元件与材料)[J], 2019, 38(12): 6
- [7] Long Yangyang, Twiefel J, Wallaschek J. *Journal of Sound and Vibration*[J], 2020, 468, 115 021
- [8] Zhu Jianguo(朱建国). *Precious Metals*(贵金属)[J], 2002, 23(2): 57
- [9] Tseng Y W, Hung F Y, Lui T S. *Microelectronics Reliability*[J], 2015, 55: 608
- [10] Chen Yongtai(陈永泰), Wei Kuan(魏宽), Xie Ming(谢明) *et al. Precious Metals*(贵金属)[J], 2014, 35(3): 5
- [11] Hao Haiying(郝海英), Zhang Qiaoxia(张巧霞), Xiong Xiaodong(熊晓东) *et al. Precious Metals*(贵金属)[J], 2020, 41(S1): 5
- [12] Lall P, Deshpande S, Nguyen L. *Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*[J], 2018(S): 724
- [13] Zhong Mingjun, Huang Fuxiang, Ruan Haiguan *et al. Materials Review*[J], 2017, 31(S2): 99
- [14] Sun P F, Zhang P L, Hou J P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 813: 158 759
- [15] Haase C, Barrales-Mora L. *Acta Materialia*[J], 2018, 150: 88
- [16] Liu Cheng, Ji Yaoxin, Wu Zhuangzhi *et al. Tungsten*[J], 2020, 2(3): 6
- [17] Wang Xiaofeng, Ma Cunqiang, Ma Pengcheng *et al. Journal of Wuhan University of Technology-Mater*[J], 2019, 34(6): 9
- [18] Ning Yuantao(宁远涛). *Precious Metals*(贵金属)[J], 2009, 30(2): 51
- [19] Li Zengfeng(李增峰), Ge Yuan(葛渊), Liu Haiyan(刘海彦) *et al. Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2017, 35(3): 202
- [20] Hunt L B. *Platinum Metals Review*[J], 1987, 31(1): 32
- [21] Huang Yongde(黄永德), He Peng(何鹏), Lin Tiesong(林铁松) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(10): 2079
- [22] Kang Feifei, Gen Yonghong, Chen Song *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2011, 40(4): 585
- [23] Li Jiayan(李嘉艳), Xie Ming(谢明), Yang Youcai(杨有才) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(10): 2027
- [24] Hu Jieqiong(胡洁琼), Xie Ming(谢明), Zhang Jiming(张吉明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(2): 354
- [25] Xie Min(谢明), Chen Jiang(陈江), Chen Li(陈力) *et al. Precious Metals*(贵金属)[J], 2004(3): 25
- [26] Li Dingxin(黎鼎鑫). *Noble Metal Materials*(贵金属材料)[M]. Changsha: Central South University of Technology Press, 1991
- [27] Yuan Xiaohong(袁晓虹), Chen Guohua(陈国华), Wang Yiqing(王一晴) *et al. Chinese Patent*(中国专利), CN111289546A[P], 2020
- [28] Yin Anmin, Wang Yufan, Shu Xuedao *et al. Journal of Wuhan University of Technology-Mater*[J], 2019, 34(4): 932
- [29] Chen Chun-Hao, Lee Pei-Ing, Chuang Tung-Han, *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 913, 165 266
- [30] Xu Rongchang, Tang Di, Ren Xueping *et al. Rare Metals*[J], 2007, 26(3): 6
- [31] San Zhanyi(散展翼), Liu Shengfa(刘生发), Liu Zhibo(林耀波) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(5): 1550
- [32] Tang Huiyi(唐会毅), Wu Baoan(吴保安), Liu Qingbin(刘庆

- 宾) *et al. Materials Protection*(材料保护)[J], 2016, 49(S1): 162
- [33] XiaoYuchen(肖雨辰), Tang Huiyi(唐会毅), Wu Baoan(吴保安) *et al. Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 2020, 51(5): 5053
- [34] Gavriljuk V. *Scripta Materialia*[J], 2002, 46(2): 175
- [35] Zhong Cheng, Liu Jie, Ni Zengyang *et al. Science China Materials*[J], 2014, 57(1): 13
- [36] Shi-Hoon Choi, Jae-Hyung Cho, Kyu Hwan Oh *et al. International Journal of Mechanical Sciences*[J], 2000, 42(8): 1571
- [37] Zhao Zhilei(赵郅磊), Li Zhou(李周), Xiao Zhu(肖柱). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2017, 27(3): 10
- [38] Zhao Jun, Jiang Bin, Xu Jun *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2022, 839: 142 867
- [39] Yu Huanhuan(于欢欢), He Hang(何航), Li Zhuang(李壮) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2016, 45(23): 15

Evolution Laws of Microstructure and Properties of Pt-10Ir Ultrafine Bonding Wire During Annealing

Zhu Lixian, He Junjie, Zhang Renyin, Fu Li, Zhou Xuan, Mao Yong

(Materials Genome Institute of School of Materials and Energy, Yunnan University, Kunming 650504, China)

Abstract: Platinum iridium bonding wire is a high-strength wire bonding material used in the packaging of special microelectronic devices, and heat treatment is the key method for the cold-deformed platinum-iridium alloy microfilament to control the lifetime service performance of the bonding wire. Based on the $\Phi 25\ \mu\text{m}$ Pt-10Ir ultrafine bonding wire, the microstructure and deformation of ultrafine filaments under different annealing processes were analyzed and measured by high-resolution FIB-EBSD linkage characterization technology, and the evolution of mechanical and electrical properties was studied. The results show that with the increase in annealing temperature, the microstructure gradually changes from fine fibrous grains to partially equiaxed grains. The equiaxed grains preferentially grow at the grain boundary. Simultaneously, the intensity of the silk texture gradually decreases, the breaking force gradually decreases, the elongation gradually increases, and the resistivity shows a trend of decreasing first and then increasing. After the annealing of Pt-10Ir ultra-fine bonding wire at $600\ ^\circ\text{C}$ for 30 min, recovery rather than recrystallization occurs in the microstructure, the texture orientation evolves into a deformation texture parallel to the wire drawing direction of $\langle 111 \rangle$ with a breaking force of 37.06 cN, a tensile strength of 755.29 MPa, an elongation of 1.30%, and a resistivity of $22.81\ \mu\Omega\cdot\text{cm}$, showing excellent mechanical/electricity comprehensive performance.

Key words: rare metals; bonding wire; microstructure; mechanical properties; electrical properties

Corresponding author: He Junjie, Associate Professor, School of Materials and Energy, Yunnan University, Kunming 650504, P. R. China, Tel: 0086-871-65031124, E-mail: 20210015@ynu.edu.cn