

从手机到汽车:揭秘高性能铜合金如何炼成?——C70250 材料的制造与性能研究

Preparation and Properties Research of C70250 Alloy Strip

供稿|王梦娜 / WANG Mengna

内
容
导
读

作为支撑智能手机芯片和新能源汽车电路的关键材料, C70250 铜合金的强度与导电性平衡难题长期制约电子器件的小型化发展。本研究通过调控一次冷轧变形(加工率 0~80%)、高温固溶退火(800 °C)和梯度时效退火(400~500 °C)工艺, 揭示了材料性能演变的微观机制: 冷轧锻造"钢筋铁骨": 晶粒纤维化使抗拉强度提升 46%(464→677 MPa), 但高密度位错等导致导电率降低 8%; 高温固溶"固本增效": 固溶处理为时效退火过程中析出相的均匀分布提供基础; 时效退火"精准调校": 480 °C 处理时, 弥散析出的纳米级 Ni_2Si 相使材料兼具高强度(695 MPa)与优良导电性($2.44 \times 10^7 \text{ S/m}$), 综合性能超越国标要求。

引线框架作为集成电路功能元器件封装的重要组成部分, 直接影响到集成电路的综合性能, 发展高性能引线框架材料是加快集成电路高速发展的关键。铜合金具有良好的导热导电性和加工性, 是制备引线框架的重要材料^[1-3]。随着集成电路向大规模和超大规模发展, 线路呈高集成化、高密度化, 引线框架也向短、小、轻、薄方向发展, 因此对引线框架材料性能提出了更高的要求。引线框架材料用铜合金带材不仅在尺寸精度和表面质量上有着严格的要求, 而且需要具有较高的强度, 良好的导热、导电性能和弹性, 同时还需要具有良好的耐热、耐

蚀、抗氧化、焊接性、塑封性能和反复弯曲性能等^[4-5]。在众多铜合金引线框架材料中, Cu-Ni-Si 系合金因具有高强度、高疲劳性、高导热性和良好导电性而备受青睐, 被认为是第二代铜合金引线框架材料^[6]。

Cu-Ni-Si 属于高强中导固溶时效强化型铜合金, 是新一代超大规模集成电路、汽车连接器的理想用材, 其市场需求量亦在不断增加, 世界各国根据不同性能需求相继开发出 20 多种合金牌号。通过合适的工艺调整, 特别是时效处理, 合金可以析出弥散分布的 $\delta\text{-Ni}_2\text{Si}$, 从而获得良好的综合性能^[7-8]。目前引线框架用 Cu-Ni-Si 合金带材的传统制备加工

工艺主要有 3 种：一是“半连续铸坯—均匀化退火—热轧—固溶—铣面—冷轧—退火—冷轧—时效”工艺；二是“上引连铸杆坯—连续挤压—固溶—冷轧—退火—冷轧—时效”工艺；三是“连铸带坯—固溶—铣面—冷轧—退火—冷轧—时效”工艺^[9-11]。采用上述工艺制备 Cu-Ni-Si 合金带材时容易出现时效析出不充分、析出相弥散分布欠佳且尺寸易长大等问题，带材表面存在裂纹和划痕等缺陷较多、组织不均匀、综合性能低等缺点，需进一步改善。针对引线框架用 Cu-Ni-Si 合金带材传统制备加工工艺存在的上述问题，开展相关的产业化制备研究，特别是研究产业化生产过程中 Cu-Ni-Si 系铜合金 C70250 带材的显微组织和性能的演变，具有重大的经济效益和社会效益。

本文以 C70250 合金带材为例，该合金具有高强度和优良的电导率，对其产业化生产流程进行研究，重点关注冷轧、固溶及时效退火过程中合金带

材的显微组织和性能特征，具有实际指导价值。

实验

化学成分

实验用 C70250 合金为中铝洛阳铜加工有限公司提供。曹育文等^[12]研究表明当合金中 Ni、Si 元素的原子数之比偏离 2 : 1 时，多余合金元素以固溶原子的形式存在，而固溶态 Si 元素对电导率的影响比 Ni 元素更大。结果显示 Ni、Si 元素的质量比控制在 4.0~4.8 时，合金的高强度和优良电导率可以同时实现；当比例低于 4.0 时，带材电导率会明显降低，机械性能也较低；当比例高于 4.8 时，合金的电导率相对较高，但机械性能则呈缓慢下降趋势。本研究中 C70250 合金的化学成分按照国标（GB/T 5231—2022《加工铜及铜合金牌号和化学成分》）中的元素成分范围和 Ni、Si 元素质量分数比进行控制，其成分如表 1 所示。

表 1 C70250 合金的化学成分（质量分数）

项目	Si	Ni	Mg	Pb	Fe	Zn	Mn	Cu
要求值*	0.25~1.20	2.20~4.20	0.05~0.30	≤0.05	≤0.2	≤1.0	≤0.1	余量
本实验用C70250合金	0.56	2.43	0.14	<0.05	<0.1	<0.1	<0.1	余量

注：*参考标准GB/T 5231—2022。

实验方案

C70250 合金带材的制备工艺流程为：合金熔炼→铸锭→热轧→初轧→退火→一次冷轧→固溶退火→二次冷轧→时效退火→成品，对 210 mm×620 mm×6000 mm 的铸锭进行多次轧制和退火，最终获得符合标准的产品。对一次冷轧中采用不同轧制量 and 不同工序固溶处理后带材的组织及性能特性，及二次冷轧后经不同时效温度处理后的带材的组织及性能进行表征。采用 Leica DM4000 显微镜进行显微组织观察；采用上海尚材公司的 XHVT-1000Z 显微硬度计进行显微硬度测试，加载载荷为 1 kg，保压时间为 10 s，每块试样取 3 个点测量其硬度取其平均值；采用 DCS-10T 电子拉力试验机进行室温拉伸试验，室温拉伸试样尺寸设计及测试参数设定参照 GB/T 228.1—2021；采用德国霍士德公司的 D2.069 型涡流导电仪对电导率进行测量，按照国标 GB/T 32791—2016《铜及铜合金导电率涡流测试方法》

中规定的退火铜标准电导率设定为 5.80×10^7 S/m。

结果与讨论

冷轧加工率对性能的影响

作为典型的高强中导铜合金，C70250 合金的高强度主要来源于加工硬化和析出强化，其优异导电性则依赖于铜基体的纯度、合金成分的均匀性和晶界密度。对经 500 °C 热处理后得到的厚度为 1.5 mm 的 C70250 合金带材进行不同轧制变形量冷轧，冷轧初始态和加工率为 80% 时的纵截面显微组织如图 1 所示。经过前期的加工，冷轧开始前铜晶粒细小均匀，略微呈纺锤形，如图 1(a) 所示，当加工率为 80% 时，铜带材晶粒呈明显的纤维状，如图 1(b) 所示。表明铜晶粒经历了严重的塑性加工变形。随着加工率的增加，带材内部逐渐产生塑性变形，变形较小时可通过位错平面滑移机制产生均匀的塑性变形，变形较大时位错滑移受阻，基体产生塑性失

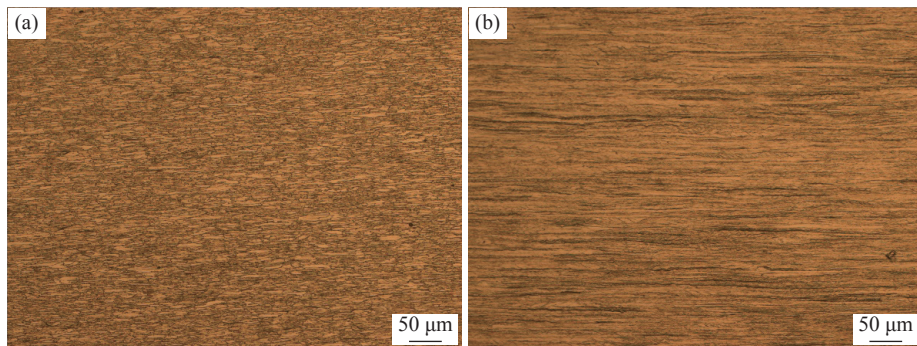


图1 C70250合金冷轧显微组织图: (a) 初始态; (b) 加工率为80%

稳, 当加工率进一步增大时, 内部组织也随之拉长, 形成纤维状变形晶粒, 且晶界比较模糊, 无法分辨晶粒大小。

不同加工率下 C70250 合金带材的性能也不同, 如图 2 所示。随着加工率增加, 抗拉强度和显微硬度呈上升趋势, 延伸率和电导率呈下降趋势。冷轧态带材的抗拉强度为 464 MPa, 延伸率为 25.5%, 显微硬度为 HV 146, 电导率为 3.31×10^7 S/m。相比冷轧初始态, 加工率为 80% 时带材的抗拉强度为

677 MPa, 提升了 46%; 延伸率为 2.0%, 降低 92%; 显微硬度为 HV 195, 提升 34%, 电导率约为 3.05×10^7 S/m, 降低 8%。带材的性能变化与显微组织的演变密切相关。由于多晶体各晶粒取向不同, 在变形过程中会激活不同的滑移系产生位错并不断增殖, 由于这些位错分布杂乱且相互交叉, 加上各晶粒的变形程度不同, 将导致各晶粒间产生严重的不均匀变形, 晶粒发生破碎, 大量的塑性变形使纤维组织尺寸及间距减小至亚微米甚至纳米级^[13-14]。

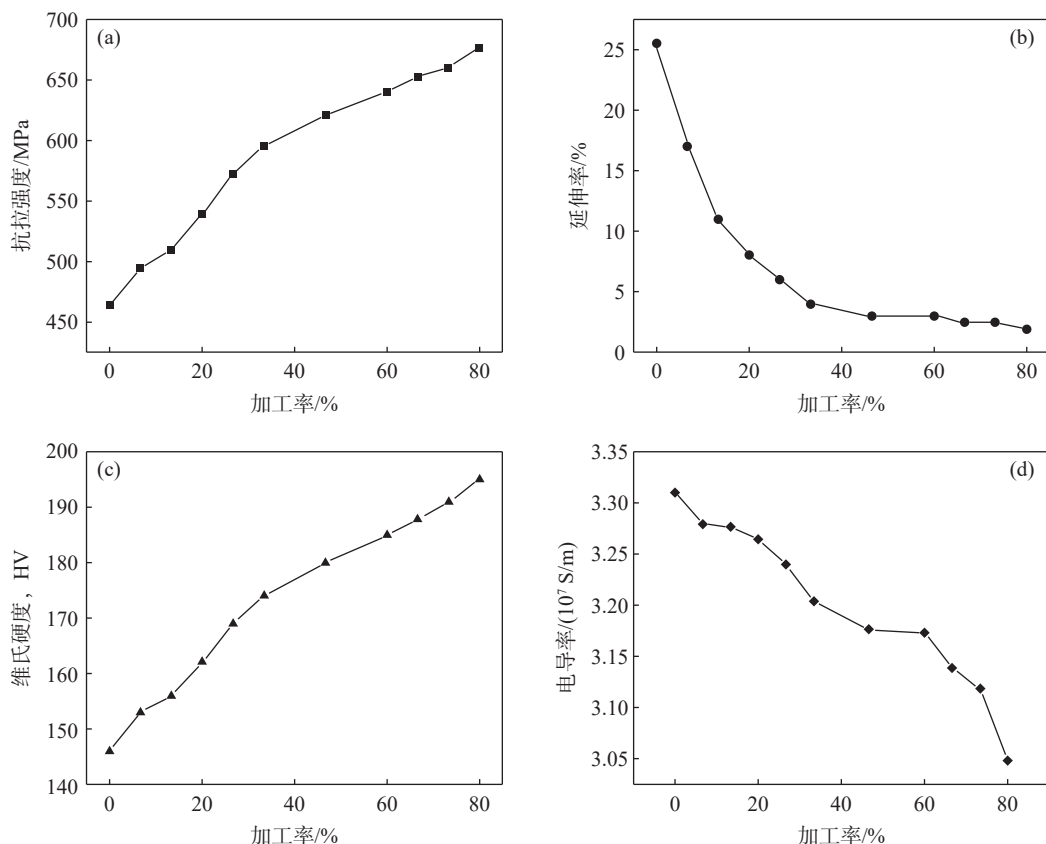


图2 不同加工率下 C70250 合金带材的性能: (a) 抗拉强度; (b) 延伸率; (c) 显微硬度; (d) 电导率

因此在位错强化和细晶强化的共同作用下，带材的抗拉强度和显微硬度呈上升趋势。由于冷变形后带材内部存在大量的晶格缺陷，对其拉伸过程中的塑性变形产生影响，因此延伸率逐渐下降。此外，带材内部存在的高晶格畸变、高密度位错和高密度晶界导致电导率降低^[15]。

固溶生产工艺控制研究

固溶作为生产过程中的关键步骤，直接影响时效析出的效果。本研究中对铸锭进行加热保温，使其温度均匀一致，进而减小铸锭热应力，消除铸锭的成分偏析后，主要研究在热轧变形过程中的性能特征和轧制条件下对再结晶完成程度的影响。C70250合金是时效强化型合金，利用Ni-Si化合物相的析出实现强化，铜基体与Ni-Si化合物相有较大差异，Ni-Si化合物相的大小、数量和分布对带材强度、导电性、耐热性以及表面处理质量影响很大。控制

合金元素的充分析出，以及析出相的大小和分布，是获得高强度、高导电匹配的理想C70250合金的关键工序。因此热轧工艺必须保证带坯的终轧温度控制在650℃以上，为避免终轧温度过低，采用高速轧制，并以在线淬水方式实现在热轧过程中的带坯均匀化高温固溶，带坯快速冷却，避免热轧开裂。经热轧（由210 mm铸锭轧至15 mm带坯）后带坯显微硬度达HV 115，电导率为 1.28×10^7 S/m，组织为 α 基体+强化相，纵截面为变形晶粒，晶粒平均直径为0.025~0.030 mm，其纵截面显微组织如图3(a)所示。热轧后带材经冷轧（加功率为80%）后再次进行800℃高温快速固溶退火，带材性能显微硬度达HV 110，电导率 1.33×10^7 S/m。硬度略微降低，电导率差异不大，亦存在强化相，且基体已再结晶，晶粒非常细小，晶粒平均直径小于0.008 mm，其纵截面显微组织如图3(b)所示，说明通过二次固溶带材性能未有降低，并实现了晶粒细化。

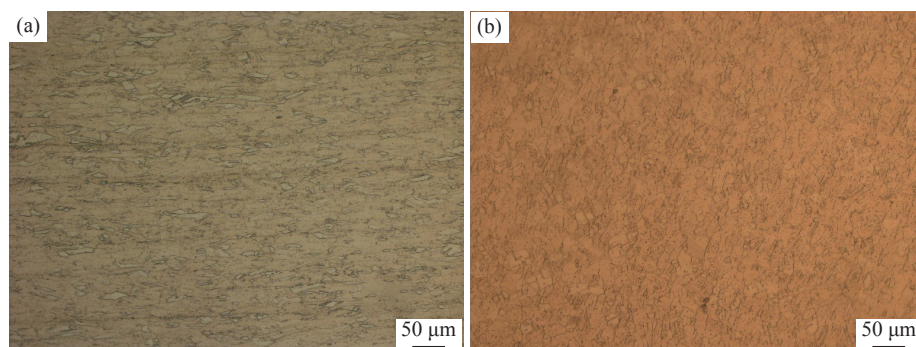


图3 C70250合金不同阶段固溶处理后纵截面显微组织图: (a) 热轧处理; (b) 固溶退火处理

时效温度对性能的影响

对二次冷轧后的C70250合金0.2 mm样品进行不同温度（400、450、460、470、480和500℃）的时效退火处理，时效退火时间为6 h，结果如图4所示。经时效退火处理后，带材的抗拉强度、延伸率、显微硬度及电导率均出现不同程度的提升。随着时效退火温度的增加，带材的抗拉强度和显微硬度呈先升高再降低的趋势，延伸率和电导率逐渐升高。C70250合金带材性能的改善与显微结构密切相关。在退火过程中，大变形晶粒储存较多的形变能，为后续的回复再结晶和第二相的析出提供驱动力，有利于晶粒的回复再结晶和析出相的析出，因此内部的显微缺陷大大消除，位错大量湮灭，延伸

率得到明显提升。由于时效退火过程中细晶强化和弥散强化的协调作用，随着温度的升高抗拉强度、延伸率和显微硬度出现轻微波动^[16]。电导率随时效退火温度的增加而增加，在时效退火过程中出现回复再结晶，带材内部的晶格畸变大大消除，Ni和Si原子以析出相形式结合，两者均降低了对电子的散射作用，因此随着时效退火温度增加，电导率逐渐增加。

由图4可知经480℃时效退火后C70250合金带材的综合性能最优，其纵截面显微组织如图5所示。此时带材内部出现明显的再结晶组织，原本的大变形晶粒消失，组织均匀性良好，并且在带材内部出现大量细小分散的第二相，第二相以弥散质

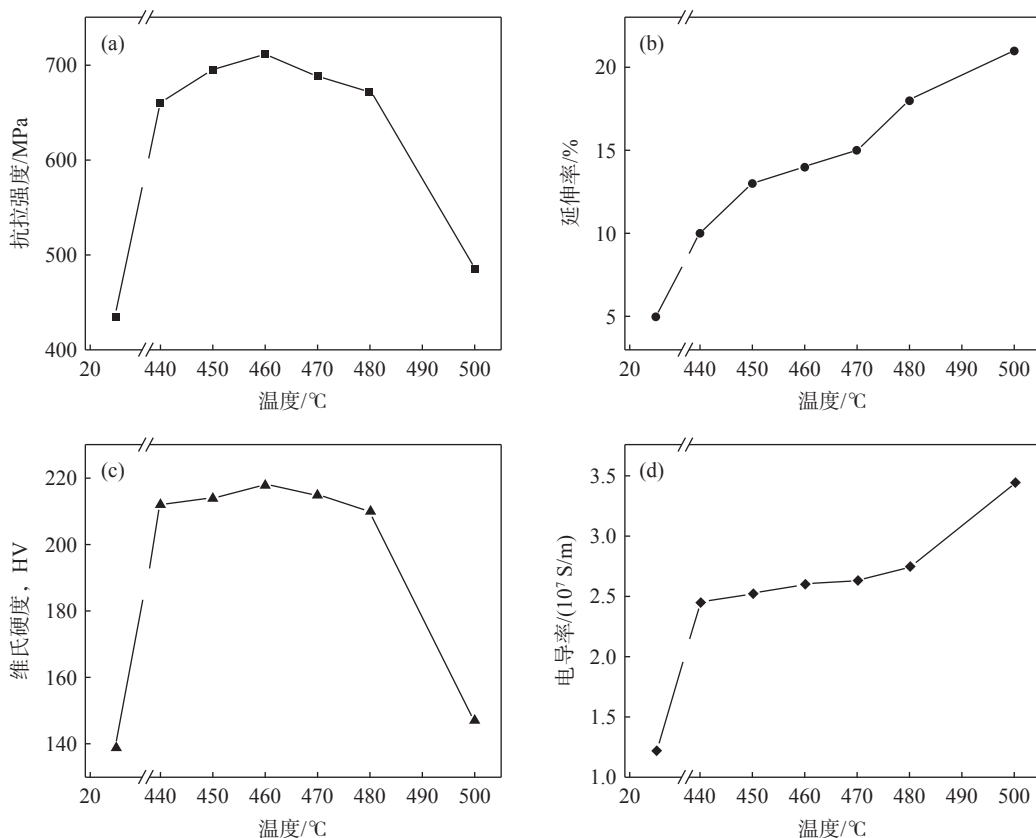


图4 不同时效温度下带材的性能: (a) 抗拉强度; (b) 延伸率; (c) 显微硬度; (d) 电导率

点及少量颗粒状形态分布。表明适当的时效退火处理可以改善显微组织, 进而提高带材的性能, 但时效退火温度过高反而引起抗拉强度和显微硬度的快速下降, 即发生再结晶现象, 降低带材的强度和硬度。

时效处理后) 的性能与 GB/T 20254.1—2015 性能指标进行对比, 该工艺生产的 C70250 合金带材在抗拉强度、延伸率、显微硬度和电导率方面均符合国家标准, 满足应用需要。

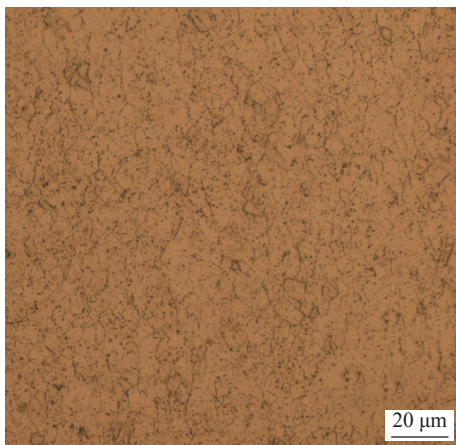


图5 经 480 °C 时效退火后 C70250 合金带材的纵截面显微组织

如表 2 所示, 将由冷轧加功率 80%, 经 800 °C 的固溶退火后得到的 C70250 合金带材 (经 480 °C

表 2 C70250 合金带材的性能指标对比

项目	抗拉强度/MPa	延伸率/%	维氏硬度, HV	电导率/(10 ⁷ S/m)
实测	702	12.5	212	2.63
要求值*	650~830	≥7	190~240	≥2.32

注: *参考标准GB/T 20254.1—2015。

结束语

(1) 在冷轧过程中, 带材的抗拉强度和显微硬度随着加工率的提高呈上升趋势, 延伸率和电导率呈下降趋势, 这与冷轧过程中带材内部严重的塑性变形密切相关, 在位错强化和细晶强化的共同作用下抗拉强度和显微硬度增加, 但大变形引起的显微组织缺陷将降低延伸率和电导率。

(2) 与热轧后带材性能相比, 高温固溶后维氏

硬度略微降低,电导率差异不大,为后期析出相的均匀分布提供基础。二次冷轧后,大变形晶粒储存较多的形变能,为后续的时效析出提供驱动力,材料的晶粒度也得到了细化。

(3)在不同温度的时效退火条件下,带材的抗拉强度、延伸率、显微硬度和电导率均出现不同程度地提升,与时效退火过程中出现的析出强化的密切相关,但时效退火温度过高时带材发生再结晶引起抗拉强度和显微硬度的快速下降。

参考文献

- [1] 廖万能,刘雪峰,王思清.控温铸型连铸 Cu-Ni-Si 合金的加工工艺与组织性能的关系及其机理.材料工程,2019,47(10):44
- [2] 侯绿林,尹振兴,甘春雷,等.引线框架用 Cu-Ni-Si 合金及其制备加工工艺的研究进展.材料研究与应用,2020,14(1):59
- [3] 李华清,汤玉琼,陈忠平.C70250 合金热变形行为研究.上海有色金属,2010,31(1):5
- [4] 王生,姚廷鑫,卢燕.高强高弹导电 C70250 铜合金工艺研究.世界有色金属,2023(4):132
- [5] 张英,刘兆洋,鲁长建.固溶温度对 C70250 合金综合性能的影响.铜业工程,2021(6):6
- [6] Qi F X, Fu H W, Song Y X, et al. Regulation of dislocation density and precipitates to maximize the mechanical strength and electrical conductivity in continuously extruded Cu-Ni-Si alloys. *J Mater Res Technol*, 2024, 30: 8519
- [7] 刘峰,米绪军,马吉苗,等.低浓度 Cu-Ni-Si 合金的组织与性能.中国有色金属学报,2019,29(2):286
- [8] 王长胜,付华栋,张洪涛,等.冷轧变形对高性能 Cu-Ni-Si 合金组织性能与析出行为的影响.金属学报,2023,59(5):585
- [9] Xiao X P, Yi Z Y, Chen T T, et al. Suppressing spinodal decomposition by adding Co into Cu-Ni-Si alloy. *J Alloy Compd*, 2016, 660: 178
- [10] 孙海洋,闫志勇,樊志新.连续挤压法加工 KFC 引线框架材料与传统加工方法的比较.锻压装备与制造技术,2014,49(5):101
- [11] Shen L N, Li Z, Zhang Z M, et al. Effects of silicon and thermo-mechanical process on microstructure and properties of Cu-10Ni-3Al-0.8Si alloy. *Mater Des*, 2014, 62: 265
- [12] 曹育文,马莒生,唐祥云,等.Cu-Ni-Si 系引线框架用铜合金成分设计.中国有色金属学报,1999(4):723
- [13] Blicharski M, Dymek S, Wróbel M. Inhomogeneities of microstructure evolved in metals under plastic deformation. *J Mater Process Technol*, 1995, 53(1/2): 75
- [14] Yeung W Y, Duggan B J. Flow localization in cold-rolled α -brass. *Mater Sci Technol*, 1986, 2(6): 552
- [15] Huang J Z, Xiao Z, Dai J, et al. Microstructure and properties of a novel Cu-Ni-Co-Si-Mg alloy with super-high strength and conductivity. *Mater Sci Eng A*, 2019, 744: 754
- [16] Lin G Y, Zhang Z P, Wang H Y, et al. Enhanced strength and electrical conductivity of Al-Mg-Si alloy by thermo-mechanical treatment. *Mater Sci Eng A*, 2016, 650: 210

基金项目:2018—2021 年河南省关于结构-功能一体化铜合金新材料制备关键技术研究及产业化资助项目(191110210400)。

作者简介:王梦娜(1994—),女,河南商丘人,中铝洛阳铜加工有限公司中级工程师,2018年毕业于河南科技大学冶金工程专业,研究方向:有色金属材料加工及表征。通信地址:河南省洛阳市中铝洛阳铜加工有限公司;E-mail:2633768450@qq.com。