

预退火时间对触变反挤压铜合金组织及性能的影响

肖寒, 陈磊, 张雄超, 周瑀杭, 陈昊, 崔鏊昕

(昆明理工大学 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093)

摘要: 采用预退火-轧制-重熔应变诱导熔化激活法制备半固态浆料并进行反挤压成形制备铜合金轴套零件, 研究预退火时间对铜合金显微组织与力学性能的影响。结果表明: 预退火时间对铜合金轴套组织、力学性能的影响较大。预退火处理后 ZCuSn10P1 铜合金固相晶粒中 Sn 元素趋于均匀, 700 °C 退火处理改善了 ZCuSn10P1 铜合金的元素偏析倾向。随着预退火时间增加, 半固态铜合金轴套组织的平均晶粒尺寸逐渐增加, 形状因子和液相率逐渐减小; 轴套布氏硬度降低, 抗拉强度和延伸率先增加后降低。综合性能最佳的预退火工艺为 700 °C 退火 2 h, 此时 ZCuSn10P1 铜合金轴套组织均匀性好、元素分布均匀, 轴套平均晶粒尺寸为 73.06 μm, 平均形状因子为 0.72, 抗拉强度为 382 MPa, 延伸率为 5.5%, 平均布氏(HBW)硬度为 1244.6 MPa。

关键词: 预退火; 铜合金; 触变成形; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.1⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)09-3435-08

半固态成形技术最早由美国麻省理工学院 Flemmings 根据球状非枝晶的奇异特性而研究开发出来^[1,2]。通过对金属凝固过程的干预控制, 从而获得一种液态金属母液中均匀悬浮着近球状固相组分的固-液混合浆料, 再采用传统成形方法进行构件成形的一种金属成形技术^[3]。半固态浆料流动性好、变形性好、可实现近净成形、材料利用率高, 半固态浆料凝固潜热少^[4-7]。

应变诱导熔化激活法 (strain induced melt activation, SIMA) 是一种触变成形制备半固态坯料的典型工艺^[8,9]。它不用干预和控制液态金属的凝固过程, 直接对变形金属进行重熔来制备半固态浆料, 可减少生产成本、降低能耗, 适用于高熔点合金半固态成形^[10-12]。金属材料预塑性变形是 SIMA 法的第一步, 研究学者对 SIMA 法制备半固态浆料进行了大量研究, 发现预塑性变形对半固态重熔过程中晶粒的球化有显著影响。Moradi 等^[13]采用等通道角挤压制备半固态铝合金坯料, 发现等通道角挤压变形对半固态等温处理过程中再结晶晶粒尺寸有较大的影响。Ashouri 等^[14]采用 SIMA 法制备半固态坯料, 研究大塑性变形对半固态重熔过程中组织的影响, 发现随着变形量的增加, 半固态晶粒圆整度增加、尺寸减小, 球化所需时间减少。Cao 等^[15]研究了旋锻 SIMA 法半固态成形过程中预变形对铜合金组织和力学性能的影响, 发现

大塑性变形存储的高塑性可以有效促进半固态球形晶粒的细化、减少颈晶数量, 能有效提高半固态晶粒的球化效果, 同时对半固态组织的均匀性和固相率也有较大的影响^[16-18]。铸态高熔点合金在预塑性变形时易产生裂纹甚至发生开裂, 对重熔过程中的半固态组织产生不利影响, 这是高熔点合金大塑性变形 SIMA 法半固态成形存在的一个难题。高熔点合金 SIMA 法半固态成形大塑性变形时材料失效问题的研究相对较少。有学者发现大塑性变形前对金属材料进行预先退火处理可以有效改善铸态枝晶组织, 减弱金属材料轧制开裂倾向^[19]。

铜合金固液温度区间较宽, 适合采用 SIMA 法制备半固态浆料并进行半固态成形获得高性能制件。但由于铸态铜合金塑性较差, 塑性变形后组织均匀性较差且枝晶破碎不充分, 导致半固态浆料质量较差。有研究学者采用预先热处理解决铸态铜合金塑性变形不理想的问题。Kawasaki 等^[20]研究发现大塑性变形 (SPD) 加工的材料在高温拉伸时会表现出超塑性延展性。Zhao 等^[21]研究了超细晶 Cu-Zn 合金实现高延展性的最佳层错能, 发现降低层错能, 不仅可以提高合金的强度, 同时还可以提高延展性。Huang 等^[22]研究了退火温度对变形锡青铜组织的影响, 结果表明晶粒快速生长与退火温度有关。So 等^[23]研究了预退火对 CuSn22 合金的影响, 发现 750 °C 退火 20 min 后再进

收稿日期: 2021-09-24

基金项目: 国家自然科学基金 (51965028, 51665024); 云南省基础研究计划 (202001AT070031)

作者简介: 肖寒, 男, 1981 年生, 博士, 教授, 昆明理工大学材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093, E-mail: kmxh@kmust.edu.cn

行热塑性变形并水淬，提高了合金的强度和塑性。但铜合金 SIMA 法半固态成形过程中预退火处理对半固态浆料的制备及其后续半固态成形件组织性能的影响研究相对较少，未能形成预退火 SIMA 法半固态浆料理论基础。

本工作以 ZCuSn10P1 合金为研究对象，采用预退火-轧制-重熔 SIMA 法制备铜合金半固态坯料，并采用反挤压方法成形轴套零件。研究预退火时间对半固态轴套组织和性能的影响，以期对金属触变成形提供参考价值。

1 实验

试验材料为 ZCuSn10P1 铜合金，采用电感耦合等离子光谱分析仪分析该合金的化学成分(质量分数, %): Cu 88.83, Sn 10.20, P 0.90。采用 STA449F3 同步热分析仪进行差热分析，测得该合金的固相线温度为 837.2 °C，液相线温度为 1026.9 °C。将铸态 ZCuSn10P1 合金在 700 °C 分别保温 1、2、4、6 h 后随炉冷却至室温；将退火态试样进行室温多向多道次冷轧，累积变形量为 20%，然后将轧制坯料放入电阻炉中在 900 °C 保温 15 min 获得半固态铜合金浆料，并转移至预热 450 °C 的模具中进行反挤压成形，工艺参数：成形比压 250 MPa、挤压速率 15 mm/s、保压时间 15 s，成形后快速水淬。

图 1 为轴套尺寸、金相取样位置及拉伸试样尺寸。使用 Leica 光学显微镜观察铜合金金相组织，并借助 Image-Pro Plus 软件计算铜合金组织中的相含量、晶粒尺寸及圆整度，分析铜合金零件的微观组织(圆整度以形状因子 z 衡量， $z=l^2/(4\pi s)$ ，其中 l 为晶粒周长， s 为晶粒面积，形状因子越接近于 1，晶粒球化越好)。采用 Cu 靶 $K\alpha$ 辐射源 PANalytical Empyrean X 射线衍射仪对铜合金进行物相分析，扫描速率为 10 °/min。采用 HBE-3000A 型电子布氏硬度计测试布氏硬度，试验条

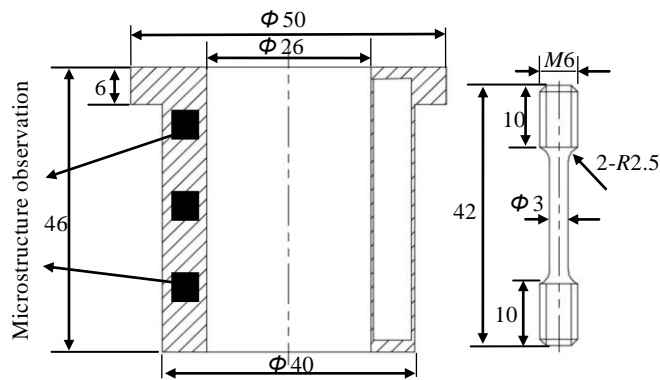


图 1 铜合金试样取样位置和拉伸试样尺寸

Fig.1 Sampling position and tensile sample size of copper alloy (mm)

件：压头直径 2.5 mm，保压时间 30 s，载荷 62.5 N。采用 WH-5000 微机控制电子万能试验机对试样进行室温单向拉伸试验，拉伸速率为 2 mm/min，每个轴套取棒材进行 3 次测试，结果取平均值。采用 ZEISS EVO18 扫描电子显微镜和所带能谱(EDS)对微观组织、元素及拉伸试样断口形貌进行分析。通过 FIB 制备出 15 μm×5 μm×80 nm 薄片随后在 HAADF-STEM 场发射透射电镜下进行观测，通过 Digital Micrograph 软件进行衍射花样标定，确定物相及结构。

2 结果与分析

2.1 铸态 ZCuSn10P1 合金显微组织

铸态 ZCuSn10P1 铜合金金相组织如图 2 所示，铸态 ZCuSn10P1 铜合金组织主要由树枝晶组成。由图 2b 可知，颜色较浅的黄色区域为先凝固的初生相 α -Cu 固溶体，是面心立方结构；富 Sn 区域则为后凝固含 Sn 量较高的 α -Cu 固溶体；灰色区域主要为 δ 相，为类面心立方晶体结构的 $Cu_{41}Sn_{11}$ [24]。 δ 相是一种脆硬相，大量分布在后凝固的锡青铜组织晶界处，该相会严重影响锡青铜的塑性、强度和硬度 [25, 26]。图 2b 灰色区域内有白色斑点，它是由 α -Cu 相、 Cu_3P 相和 δ 相共同组成的 $(\alpha+\delta+Cu_3P)$ 三元共析相，这种三元共析相的形成与锡青铜非平衡凝固过程中 Sn、P 元素偏析有关 [27]。锡青铜中 P 元素的作用为脱氧和提升材料的硬度与耐磨性，在实际凝固过程中 P 元素会偏析，与 Cu 形成稳定的 Cu_3P 相 [28]。

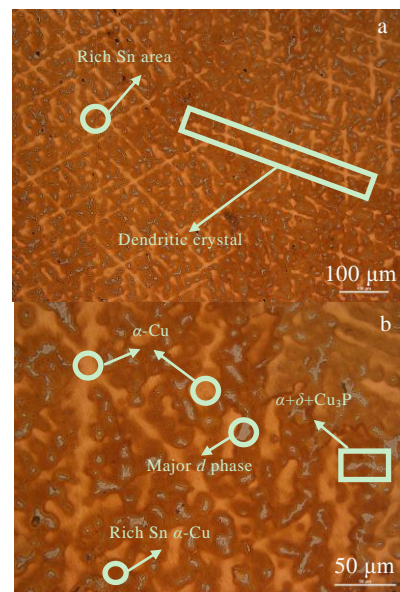


图 2 铸态铜合金显微组织

Fig.2 Microstructures of as-cast copper alloy

2.2 预退火时间对触变反挤压铜合金显微组织的影响

图3为坯料在700℃预退火不同时间的触变反挤压轴套显微组织。700℃退火1和2h后组织中仍然有枝晶存在,变形后破碎的枝晶较多且分布均匀,变形后储存有较大变形能,在半固态重熔过程中促使再结晶形核和长大,所以半固态重熔过程中促使再结晶形核和长大,所以半固态挤压成形后其组织中球状晶粒圆整度较好且分布均匀。700℃预退火4和6h后制备的轴套组织较差,因为4和6h预退火处理后树枝晶消失,块状晶粒增多,在相同变形量下,破碎的晶粒更粗大,所以最后形成的半固态浆料组织较差。半固态浆料中液相被包裹在固相内部而减弱了固液分离现象,液相与固相协同变形使轴套各部位的液相更均匀。与700℃退火2h相比,虽然700℃退火1h后所成形的触变反挤压轴套组织中晶粒尺寸较小且分布均匀,但组织中液相偏聚较为严重,由于退火时间较短,退火不完全,坯料中晶间富Sn组织较多,在等温处理时富Sn组织熔点较低而发生熔化产生液相。当退火时间达到2~6h时发现整体组织的液相相对较少,这是由于退火比较完全,晶间富Sn组织减少,其熔化的液相较少。700℃退火2h后所成形的铜合金轴套组织比退火4~6h制备的铜合金轴套组织晶粒尺寸更小,形状因子更高。在退火2h后仍然存在枝晶,相同变形量变形时可以破碎出更多的晶界,使再结晶晶粒增多,半固态组织更好,此外,晶间组织均匀分布于破碎的枝晶之间,在半固态重熔过程中对再结晶长大过程具有一定阻碍作用。

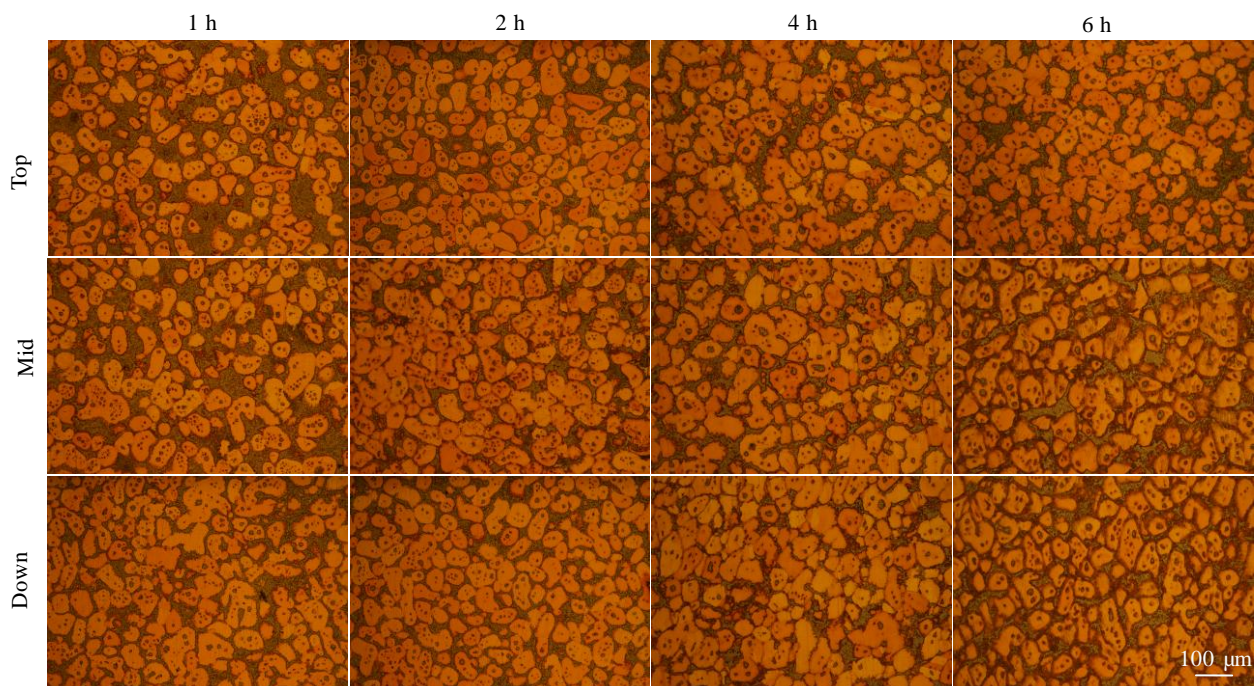


图3 不同预退火时间铜合金金相组织

Fig.3 OM microstructures of copper alloy after different pre-annealing time

图4为700℃预退火不同时间触变反挤压轴套上、中、下3个位置的平均晶粒尺寸、平均形状因子和平均液相率。由图4可知,700℃退火1和2h后成形的铜合金轴套上、中、下3个位置的平均晶粒尺寸和形状因子相近。与退火1和2h相比,退火4h和6h成形的铜合金轴套晶粒尺寸更大,形状因子较小,液相率相差不大。在700℃随预退火时间由1h到6h平均晶粒尺寸由72.45 μm增大到91.62 μm(其中在2h时,平均晶粒尺寸为73.06 μm),形状因子由0.70降低至0.62(其中在2h时,平均形状因子为0.72),液相率由14.91%降低至11.58%。在反挤压力的作用下,浆料中偏聚的液相被强行压到相邻晶粒的晶界中,加上模具挤压力和液相向上部的流动作用,阻碍了晶粒的长大过程。

2.3 预退火时间对铜合金物相及元素分布的影响

图5为700℃预退火不同时间后铜合金轴套SEM组织和EDS元素面扫描。由图5可知,Cu元素遍布整个组织,而晶间区域Cu含量相对较低;Sn元素和P元素主要集中分布在晶间区域,晶内含量相对较少,晶内液岛也是Sn元素富集的区域。通过不同温度预退火处理半固态铜合金组织的对比分析可知,预退火处理改善了轧制坯料组织均匀性,轧制变形后储存较大的形变能,在重熔过程中使得晶粒球化且促使晶间组织向基体固溶。所以预退火处理改善了半固态浆料重熔过程中的组织均匀性,使半固态挤压成形后铜合金轴套组织中的元素偏析倾向减弱,且随着预退火温度的升高,元素均匀性更好。

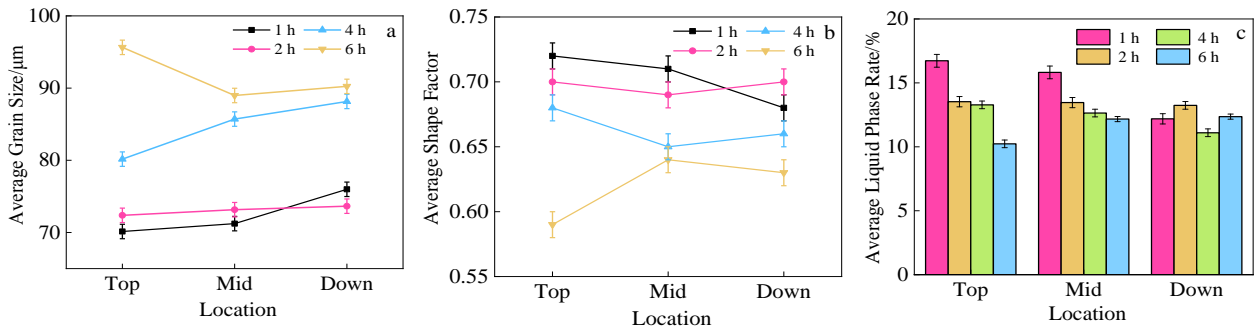


图 4 不同预退火时间半固态铜合金组织特征

Fig.4 Microstructure characteristics of semi-solid copper alloy after different pre-annealing time: (a) average grain size, (b) average shape factor, and (c) average liquid phase rate

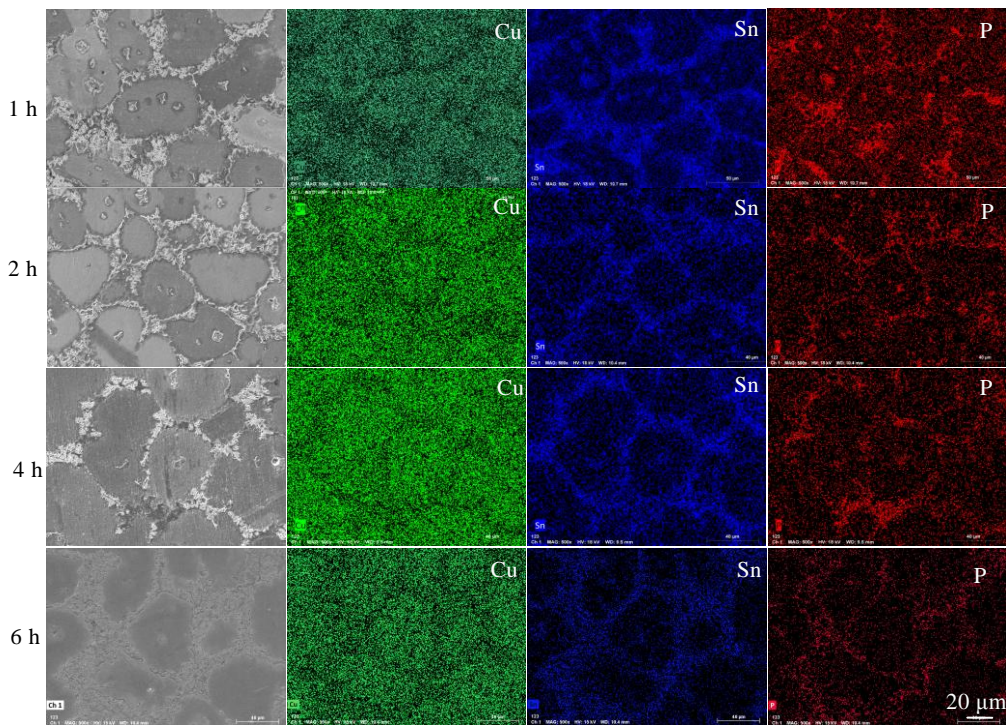


图 5 不同预退火时间的铜合金 SEM 组织和 EDS 元素面扫描

Fig.5 SEM microstructures and EDS element mappings of copper alloy after different pre-annealing time

图 6 为 700 °C 预退火不同时间的触变反挤压铜合金轴套 XRD 图谱，通过纵向对比发现 α -Cu 峰随着退火时间的增加向左偏移。经过预退火不同时间后制备的轴套中，固相晶粒可以固溶更多的 Sn 元素，由于 Sn 原子半径大于 Cu 原子，根据布拉格方程^[29]可知， α -Cu 峰向左偏。在 XRD 检测中同样发现了 $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ 、 $\text{Cu}_{13.7}\text{Sn}$ 相和 Cu_3P 相，这 3 种相构成了高温半固态液相组织，液相分布在晶间且包裹 α -Cu 晶粒构成了铜合金半固态组织的框架。在 XRD 主峰处，这几种物相会与 α -Cu 峰连接在一起。700 °C 退火 4 h 后成形的铜

合金轴套组织中 $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ 相不明显，这与液相的减少和 Sn 元素偏析减弱有关，而 $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ 相均匀地分布在 700 °C 退火 2 h 后成形的半固态轴套组织中，在退火 2 h 后成形的轴套组织中 XRD 峰位较为明显。通过对比分析可知，退火时间过长能有效地减少液相的形成，减弱固-液分离现象，但是成形的半固态铜合金组织较差，退火 1 h 所成形的轴套组织中液相较多，容易发生液相偏聚，所以最佳退火时间为 2 h。

图 7 为 700 °C 预退火 2 h 后进行轧制-重熔-挤压成形的半固态铜合金轴套组织晶间区域 TEM 分析结果。

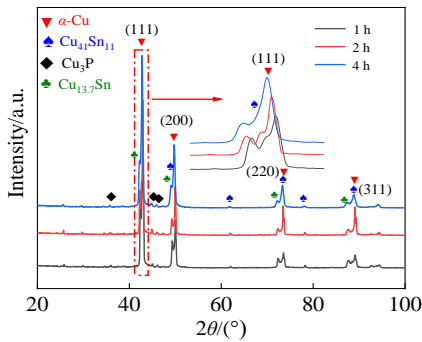


图 6 不同预退火时间铜合金轴套 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of semi-solid copper alloy after different pre-annealing time

通过微区能谱分析发现晶间区域存在 Sn、P 元素偏聚现象 (图 7e、7f 所示), 图 7a 和图 7g 分别为图 7d 中矩形虚线框和圆形虚线框中的放大图。对图 7a 和图 7g 中点 1 和点 2 进行选区电子衍射(SAED)和能谱(EDS)分析,

确定富 P 区域为 Cu_3P 相, 富 Sn 区域为 $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ 相。再次证实半固态铜合金晶间组织为 Sn、P 元素富集区域, 且 Sn、P 元素以 Cu_3P 相和 $\delta\text{-Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ 的形式存在。这与显微组织分析结果和 XRD 结果相对应。预退火处理后进行塑性变形使得晶粒破碎的同时储存较大的变形成能, 而预退火处理使得铜合金内部应力集中现象减弱, 在半固态重熔过程中促使再结晶形核和长大, 且再结晶形核长大主要发生在大变形晶界处^[30], 但晶间 Cu_3P 相和 $\delta\text{-Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ 相的存在具有阻碍再结晶晶粒长大的作用, 所以 $700\text{ }^\circ\text{C}/2\text{ h}$ 预退火处理后轧制重熔半固态挤压成形的铜合金组织中晶粒尺寸较小且均匀分布。

2.4 预退火时间对触变反挤压铜合金力学性能的影响

图 8 为 $700\text{ }^\circ\text{C}$ 预退火不同时间触变成形铜合金轴套平均布氏硬度。由图可知 $700\text{ }^\circ\text{C}$ 退火 1 h 的轴套端部平均硬度(HBW)可达到 1274 MPa, 而底部的平均布氏硬度为 1225 MPa, 在端部液相含量较高且偏聚在一起, 而液相中具有较多的脆硬 δ 相和较高硬度的 Cu_3P 相, 所以轴套端部硬度较高而底部较低。 $700\text{ }^\circ\text{C}$ 退火 2 h 的轴套

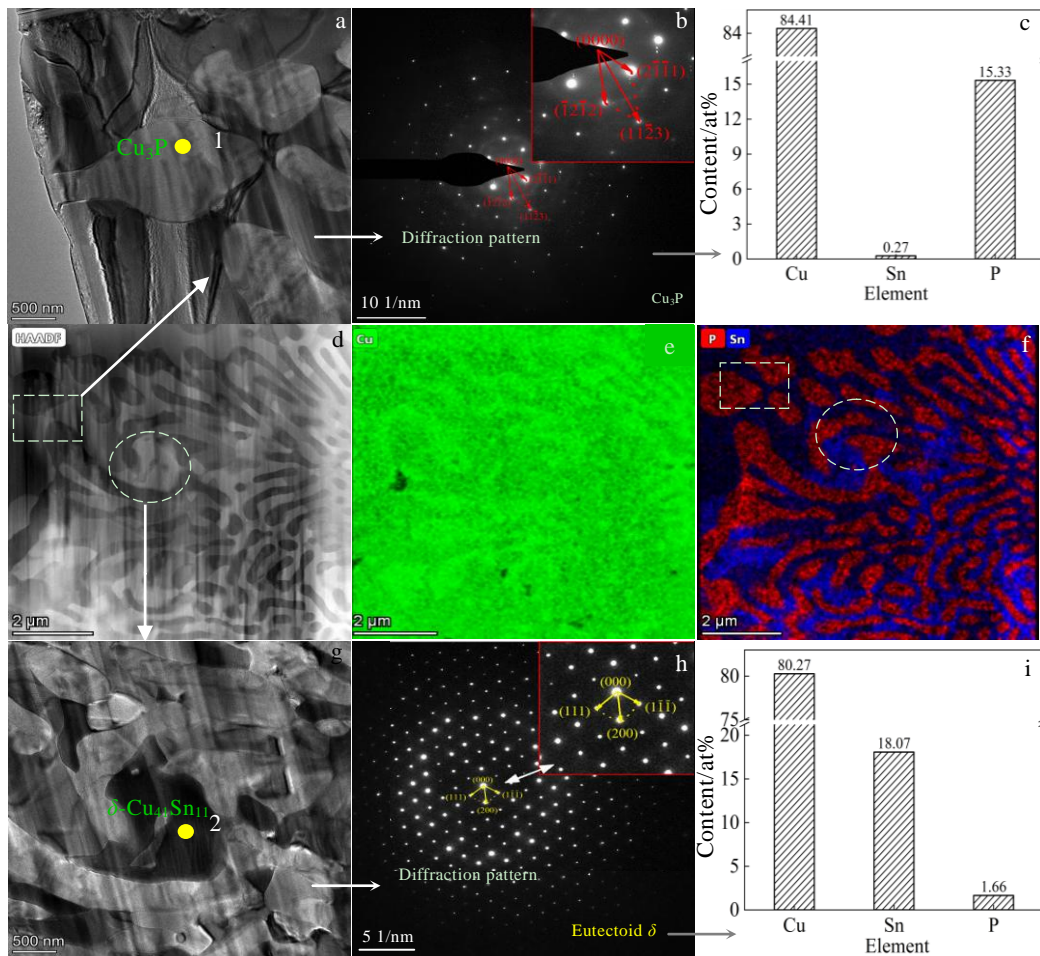


图 7 半固态铜合金 TEM 分析结果

Fig.7 TEM analysis results of the semi-solid copper alloy: (a, d, g) STEM images; EDS element mapping of Cu (e) and P, Sn (f); SAED patterns (b, h) and EDS analysis results (c, i) of point 1 in Fig.7a (b, c) and point 2 in Fig.7g (h, i)

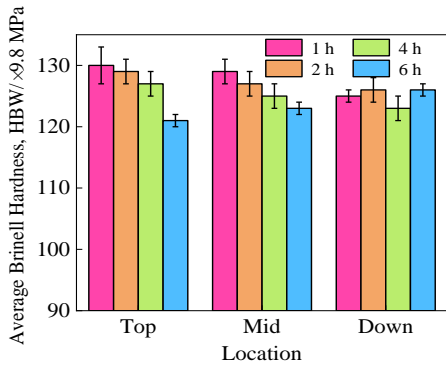


图 8 不同预退火时间铜合金布氏硬度

Fig.8 Brinell hardness of copper alloy after different pre-annealing time

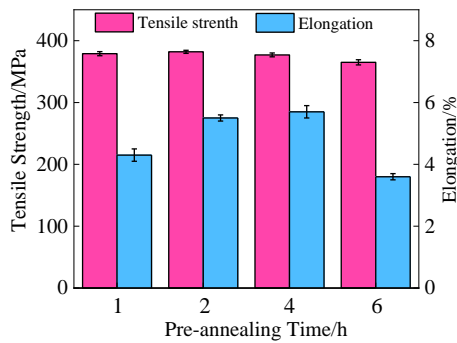


图 9 不同预退火时间铜合金的抗拉强度和延伸率

Fig.9 Tensile strength and elongation of copper alloy after different pre-annealing time

硬度相对均匀, 液相在轴套上、中、下 3 个位置均匀地分布在晶粒之间, 3 个位置平均布氏硬度分别为 1264.2、

1244.6、1234.8 MPa。当退火时间为 4 h, 轴套组织中固相率较高, 固相晶粒相互吞并长大, 把均匀分布的液相重新排挤到晶间中形成了新的液相偏聚, 造成轴套各部位组织不均匀, 所以平均布氏硬度差异较大。退火 6 h 时, 由于轴套整体液相减少, 导致固-液协同变形不均匀, 固相阻碍了液相扩散导致底部液相较多, 使得底部布氏硬度比端部布氏硬度更高。此时, 布氏平均硬度由 1 h 的 1254.4 MPa 减小到 6 h 的 1205.4 MPa。

图 9 为 700 °C 预退火不同时间的触变反挤压铜合金抗拉强度和延伸率。由图 9 可知, 轴套的抗拉强度和延伸率均随着退火时间的延长呈先增大后减小, 抗拉强度和延伸率分别由 1 h 的 379 MPa 和 4.3% 增加至 2 h 的 382 MPa 和 5.5%, 再减小至 6 h 的 365 MPa 和 3.6%。700 °C 退火 2 h 后制备的半固态反挤压轴套抗拉强度和延伸率的综合性能较好, 抗拉强度可以达到 382 MPa, 延伸率可以提高到 5.5%, 700 °C 退火 4 h 后制备的触变反挤压铜合金轴套虽然延伸率继续提高, 但是由于晶粒的粗大使抗拉强度下降。700 °C 退火 2 h 后制备的触变反挤压轴套液相和固相分布相对均匀, 固相组织还具有球状晶粒形貌, δ-Cu₄₁Sn₁₁ 相偏聚区域减小。在 700 °C 退火 6 h 制备的触变反挤压轴套具有较差的拉伸强度和延伸率, 这是由于此时固-液两相分布不均匀, 且所制备的半固态球状组织较差, 固相晶粒在反挤压后变形严重造成材料的强度和延伸率同时降低。

图 10 为 700 °C 预退火不同时间的触变反挤压铜合金轴套拉伸断口形貌, 由图可知, 在 700 °C 退火 1 h 半固态铜合金轴套拉伸断口中, 具有较少的韧窝, 大部分

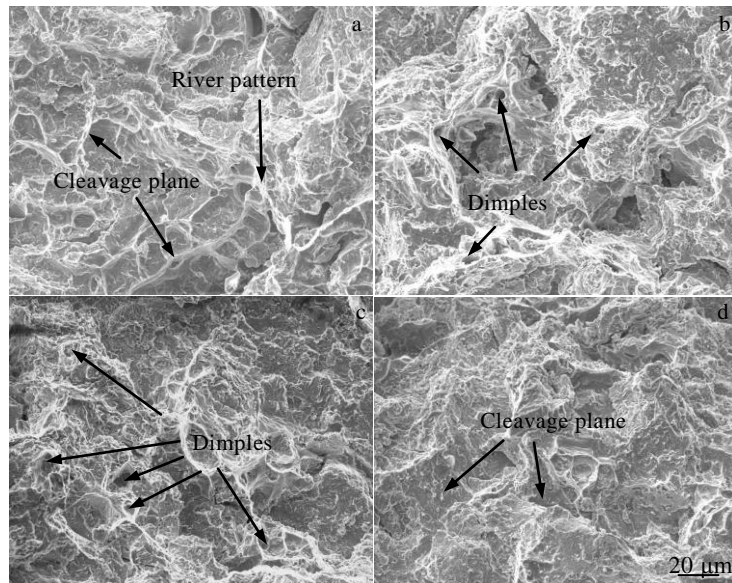


图 10 不同预退火时间铜合金拉伸断口形貌

Fig.10 Tensile fracture morphologies of copper alloy after different annealing time: (a) 1 h, (b) 2 h, (c) 4 h, and (d) 6 h

为光滑的解离平台和各个解离台阶汇聚而成的河流花样, 这是由于轴套上部组织中液相的部分偏聚所造成, 挤压成形组织致密, 所以具有较高的抗拉强度, 但延伸率仅为 4.3%。与退火 1 h 铜合金的拉伸断口相比, 退火 2 和 4 h 铜合金的拉伸断口出现了较多的韧窝, 这说明 δ 相没有高度集中, 减少了脆性断裂的风险, 此时拉伸断口的延伸率可达 5.5% 和 5.7%, 但 700 °C 退火 2 h 的轴套组织仍然可以保持近球形组织, 而退火 4 h 后制备的轴套组织中, 几乎为蠕虫状, 细晶强化作用下降, 所以抗拉强度有所下降。当退火为 6 h 时材料表现为脆性断裂, 具有较低的抗拉强度和延伸率。预退火时间 2 h 触变反挤压铜合金轴套综合性能最好。

3 结 论

1) 铸态 ZCuSn10P1 铜合金组织以树枝晶为主, 枝晶间为富 Sn 区域, 晶间相由 α -Cu 相、Cu₃P 相和 δ 相共同组成的(α + δ +Cu₃P)三元共析相。

2) 随着预退火时间由 1 h 增加至 6 h 时, 铜合金组织的平均晶粒尺寸由 72.45 μm 增大至 91.62 μm , 形状因子由 0.70 降低至 0.62, 液相率由 14.91% 降低至 11.58%。

3) 随着预退火时间增加, 半固态铜合金轴套在 700 °C 的平均布氏硬度由 1 h 的 1254.4 MPa 减小至 6 h 的 1205.4 MPa; 抗拉强度和延伸率分别由 1 h 的 379 MPa 和 4.3% 增加至 2 h 的 382 MPa 和 5.5%, 再减小至 6 h 的 365 MPa 和 3.6%。

4) 700 °C 预退火 2 h 半固态铜合金轴套组织性能最佳, 此时半固态铜合金组织均匀性好、元素分布更均匀, 轴套平均晶粒尺寸 73.06 μm , 平均形状因子 0.72, 抗拉强度 382 MPa, 延伸率 5.5%, 平均布氏(HBW)硬度 1244.6 MPa。

参考文献 References

[1] Flemings M C. *Metallurgical transactions A*[J], 1991, 22(5): 957
 [2] Flemings M C, Riek R G, Young K P. *Materials Science and Engineering A*[J], 1976, 25: 103
 [3] Spencer D B, Mehrabian R, Flemings M C. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 1972, 3(7): 1925
 [4] Sun Bing(孙兵), Zhang Yingbo(张英波), Quan Gaofeng(权高峰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(2): 404
 [5] Chen J Q, Liu C, Guan R G et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(2): 1768
 [6] Xiao Han(肖寒), Duan Zhike(段志科), Li Naiyong(李乃拥) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(1): 235

[7] Cao M, Wang Z, Zhang Q. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 715: 413
 [8] Czerwinski F. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2018, 49(6): 3220
 [9] Jae C C, Hyung J P B. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 1998, 82(1-3): 107
 [10] Young K P, Courtois J A, Kyonka C P. *US Patent*, 4415374[P]. 1983
 [11] Xu Y, Chen C, Jia J B et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 748: 694
 [12] Binesh B, Aghaie-Khafri M. *Materials Characterization*[J], 2015, 106: 390
 [13] Moradi M, Nili-Ahmadabadi M, Poorganji B et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(16-17): 4113
 [14] Ashouri S, Nili-Ahmadabadi M, Moradi M et al. *Journal of Alloys and Compound*[J], 2008, 466(1-2): 67
 [15] Cao M, Zhang Q, Zhang Y S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 721: 220
 [16] Srikanth M, Sharma A. *Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2010, 63(1): 11
 [17] Yang J, Xu Y G, Zhang S et al. *Materials Letters*[J], 2019, 253: 401
 [18] Jiang J F, Wang Y, Qu J J et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 497(1-2): 62
 [19] Jiang J C, Zhang L Q, Wang W et al. *Materials Science in Semiconductor Processing*[J], 2018, 83: 125
 [20] Kawasaki M, Langdon T G. *Journal of Materials Science*[J], 2016, 51: 19
 [21] Zhao Y H, Liao X Z, Horita Z et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 493: 123
 [22] Huang W J, Chai L J, Li Z J et al. *Materials Characterization*[J], 2016, 114: 204
 [23] So S M, Kim K Y, Lee S J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 796: 140 054
 [24] Liu J H, Zhao H Y, Li Z L et al. *Materials Characterization*[J], 2018, 135: 238
 [25] Li Y K, Li L, Geng B Y et al. *Materials Characterization*[J], 2021, 172: 110 898
 [26] Wang Q P, Zhou R F, Li Y K et al. *Materials Characterization*[J], 2020, 159: 109 996
 [27] Miettinen J. *Calphad*[J], 2001, 25(1): 67
 [28] Noda T, Oikawa K, Itoh S et al. *Calphad*[J], 2009, 33(3): 557
 [29] Isaacs N. *Acta Crystallographica Section D*[J], 2016, 72: 293
 [30] Yang X, Wang B X, Jiang W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 823: 141 713

Effect of Pre-annealing Time on Microstructure and Properties of Thixotropic Back-Extruded Copper Alloy

Xiao Han, Chen Lei, Zhang Xiongchao, Zhou Yuhang, Chen Hao, Cui Yunxin

(Faculty of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

Abstract: Semi-solid slurry was prepared by the pre-annealing-rolling-remelting strain-induced melting activation method and copper alloy bushing parts was prepared by back-extrusion. The effect of pre-annealing time on the microstructure, hardness, and mechanical properties of copper alloy bushings was studied. The results show that the pre-annealing time dramatically influences the structure, mechanical properties, and hardness of the semi-solid copper alloy bushing. After pre-annealing, the Sn content in ZCuSn10P1 copper alloy tends to be uniform. The elemental segregation tendency of ZCuSn10P1 copper alloy was improved by annealing at 700 °C. With the increase of annealing time, the average grain size of sleeve structure increases, shape factor decreases, and liquid phase ratio decreases. The Brinell hardness of the sleeve decreases, and the tensile strength and extension increase first and then decrease. The pre-annealing process with better comprehensive properties is 700 °C for 2 h. At this time, the microstructure uniformity and element distribution of the ZCuSn10P1 copper alloy sleeve are better, and the average grain size of the sleeve is 73.06 μm. The average shape factor is 0.72, tensile strength is 382 MPa, elongation is 5.5%, and average Brinell hardness (HBW) is 1244.6 MPa.

Key words: pre-annealing; copper alloy; thixoforming; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Xiao Han, Ph. D., Professor, Faculty of Materials Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, P. R. China, Tel: 0086-871-65136755, E-mail: kmxh@kmust.edu.cn