

退火温度对触变挤压锡青铜轴套组织性能的影响

肖寒, 崔鋆昕, 熊迟, 陈磊, 张雄超, 李永坤, 周荣锋

(昆明理工大学 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093)

摘要: 对触变挤压锡青铜轴套零件进行退火处理, 研究退火温度对触变挤压锡青铜轴套零件微观组织、元素分布、磨损性能和力学性能的影响规律。结果表明经过退火处理后, Sn、P 元素可以从液相中扩散到固相 Cu 基体中形成 α -Cu 固溶体, 随着退火温度的增加, 平均晶粒尺寸逐渐增加, 形状因子先减小后增加, 布氏硬度先增加后减小, 磨损率和摩擦系数先降低后升高, 抗拉强度和延伸率先增加后降低。500 °C 退火 120 min 时锡青铜轴套微观组织和综合性能最好, 形状因子为 1.26, 平均晶粒尺寸为 75.2 μm , 抗拉强度为 423 MPa, 延伸率为 6.6%, 布氏硬度 HBW 为 1410 MPa, 磨损率为 6%, 摩擦系数为 0.48。

关键词: 铜合金; 退火处理; 触变挤压; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.1⁺¹

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)11-4119-09

金属半固态成形技术最早由 M. C. Flemings 教授提出^[1,2], 是指将变形后合金加热至固、液两相区间或将液态合金通过控制凝固过程凝固至固、液两相区间形成具有球状组织的晶粒, 再近净成形的一种技术。目前金属半固态成形研究主要集中在铝合金和镁合金^[3-6], 对于铜合金研究较少。Cao 等^[7]研究了塑性能对 SIMA 法制备 C5191 合金组织的影响, 结果表明随着塑性增加, 球形晶粒形成时间缩短、更细、硬度更高。Zhang 等^[8]研究了 RSSIMA 法制备 C3771 半固态铜阀, 结果表明半固态铜阀具有良好的韧性。王佳等^[9]研究了冷轧-重熔 SIMA 法制备 ZCuSn10 合金半固态坯料, 在预变形量为 19.7%、重熔 875 °C 保温 15 min 半固态铜合金组织最优。有色金属热处理在实际生产中不可缺少, 可以提升产品性能。半固态成形产品的热处理工艺研究也大多集中于铝合金和镁合金等, 对于半固态成形铜合金产品的热处理研究较少。Elgallad 等^[10]研究了固溶处理对半固态 206 合金的影响, 结果表明对 206 合金进行分级固溶处理效果最佳, 最佳固溶工艺为先 500 °C 保温 6 h 然后 515 °C 保温 8 h。Wu 等^[11]研究了固溶时效工艺对变形铝合金 7A09 半固态浆料组织的影响, 结果表明经过 462 °C 固溶 40 min、132 °C 时效 14 h 处理后再进行等温处理制备出的半固态组织球化效果好且细密均匀。Zhao 等^[12]研究了热处理工艺对 AZ31 镁合金组织和性能的影响, 结果表明经过 415 °C 固溶 20 h 和 230 °C 时效 16 h

处理后 AZ31 镁合金具有优异的机械性能。肖寒等^[13]研究了热处理温度对半固态挤压锡青铜组织性能的影响, 结果表明经过 350 °C 保温 120 min 处理后, 半固态挤压锡青铜综合力学性能最优。Jiang 等^[14]研究了预退火处理对 Cu₂ZnSnS₄ 合金的结晶度的影响, 结果表明随着预退火处理温度和时间的增加 Cu₂ZnSnS₄ 合金结晶度提高。Huang 等^[15]研究了退火温度对变形锡青铜组织的影响, 结果表明锡青铜经轧制后, 500 °C 退火时开始再结晶, 晶粒的快速生长与退火温度有关。Li 等^[16]研究了热处理对冷喷涂锡青铜涂层组织和显微硬度的影响, 结果表明在 850 °C 退火 3 h 后, 锡青铜涂层具有致密的组织并且明显提升了硬度。So 等^[17]研究了预退火工艺对 CuSn22 合金的影响, 结果表明 750 °C 退火 20 min 后进行热塑性变形并水冷, 提高了合金的强度和塑性。Jeong 等^[18]研究了预退火处理对 Cu-Sn 复合材料间 Cu-Sn 粘结层的影响, 结果表明退火处理后, 可以改善 Cu-Sn 粘结层的复合率, 减少了复合缺陷。Chen 等^[19]研究了退火温度对锻压后铜合金组织的影响, 结果表明 350 °C 退火 1 h 后形成了完全再结晶组织, 平均晶粒尺寸仅为 2.3 μm 。Reza 等^[20]研究了热处理工艺对锡青铜和碳钢结合面的组织和性能的影响, 结果表明随着热处理温度和时间的增加金属化合物厚度增加, 内应力得到释放, 界面区域附近硬度降低。Hopkins 等^[21]研究了退火温度对质量分数 10%Sn 锡青铜合金电阻率影响, 结果表明在 300~500 °C 退火

收稿日期: 2020-12-22

基金项目: 国家自然科学基金 (51965028); 云南省基础研究计划项目 (202001AT070031); 昆明理工大学分析测试基金 (2019T20100165)

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, 电话: 0871-65136755, E-mail: kmxh@kust.edu.cn

电阻率变化最大, 360 °C降为最低。合理的热处理工艺可以改善铜合金组织, 提高铜合金性能。锡青铜合金的热处理工艺较为理想的是退火, 本实验将研究退火温度对触变挤压锡青铜轴套组织和性能的影响, 为半固态成形锡青铜的热处理研究提供参考价值。

1 实验

实验材料为 ZCuSn10P1 锡青铜, 经电感耦合原子发射光谱仪(ICP-AES)测试其化学成分(质量分数)为 88.16%Cu, 9.92%Sn, 1.03%P, 其他元素成分为 0.89%。利用 STA449F3 同步热分析仪测得该合金固相线和液相线温度分别为 876.3 和 1024 °C。

实验方法为, 将 ZCuSn10P1 锡青铜切割成 25 mm×25 mm×100 mm 的长方体坯料, 利用两辊轧机进行四道次冷轧至累积变形量为 20%。随后将冷轧坯料放入井式电阻炉加热至 910 °C、保温 15 min, 随后将半固态锡青铜浆料放入四柱液压机模具内进行挤压, 挤压参数为压力 50 t, 挤压速率为 15 mm/s, 保压时间为 10 s, 然后取出水冷。最后对半固态锡青铜轴套进行退火处理, 退火炉为 QSH-1400 箱式电阻炉, 退火温度为 450、500、550、600 °C, 退火时间为 120 min, 退火后取出空冷。

使用 Nikon MA200 光学显微镜观察触变挤压锡青铜轴套不同退火温度下的金相组织; 使用 Image Pro-Plus 软件对不同退火温度下随机拍摄的 3 张 100 倍金相图进行液相率、平均晶粒尺寸、形状因子(又

称圆整度, 越接近 1, 晶粒越接近球形)进行计算^[22], 最后取平均值作为最终结果^[23]; 使用 HBE-3000A 型电子布氏硬度计对试样进行硬度测试, 测试条件: 压头直径为 10 mm, 保压时间为 30 s, 载荷为 62.5 N; 使用 MRH-3G 环上摩擦磨损试验机做试样摩擦磨损实验, 对磨材料为 45 钢, 尺寸为半径 20 mm、宽度 8 mm 的圆轮, 样品尺寸为 5 mm×10 mm×6 mm, 载荷为 200 N, 摩擦速率 25.12 m min⁻¹, 频率 45 Hz, 摩擦时间 1 h。使用 EMPYREAN 型 X 射线衍射仪对锡青铜进行物相分析。采用 CMT300 万能试验机进行室温拉伸, 拉伸速率为 2 mm min⁻¹, 每个试样做 3 次, 实验结果取平均值。使用 ZEISS 扫描电镜观察触变挤压锡青铜退火前后的微观组织并对微观组织以及摩擦磨损实验后表面形貌和拉伸断口形貌进行能谱(EDS)分析。

2 结果与讨论

2.1 退火温度对触变挤压锡青铜轴套组织影响

图 1 为不同退火温度处理后触变挤压锡青铜轴套金相组织。整个组织由晶间液相和近球状固相组成, 液相为富 Sn 组织, 同时含有(α+δ+Cu₃P)共析相, 近球状固相为固溶 Sn 元素的 α-Cu 有限固溶体。根据 Ostwald 熟化机制, 在退火保温的过程中, 晶粒的吞并长大与晶粒的熔化同时进行, 较小晶粒被液相熔化或被较大晶粒吞噬, 其余晶粒会不断长大, 晶粒尖角处会被液相熔断, 当固相率较高时吞并和粗化机制占

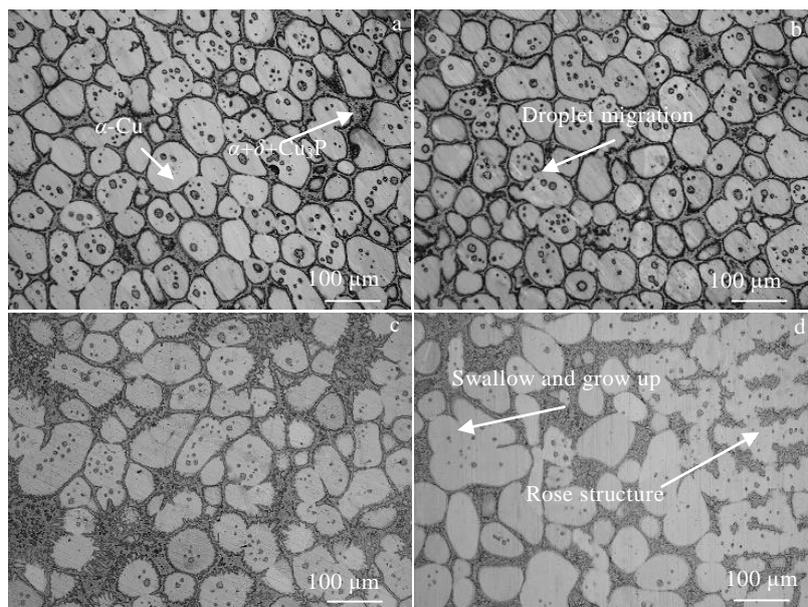


图 1 不同退火温度的锡青铜金相组织

Fig.1 Microstructures of tin bronze at different annealing temperatures: (a) 450 °C, (b) 500 °C, (c) 550 °C, and (d) 600 °C

主导地位，当液相率较高时液相熔化机制占主导^[24]。由图 1 可以看出，在相同退火时间内随着退火温度的升高，使晶粒内部液滴迁移至晶粒外部包裹的液相中，同时外部液相也会与内部晶粒逐渐构成新的晶间通道，这样会切割出一些小晶粒分布在大晶粒之间。当温度为 450 和 500 °C 时，液相率分别为 15.2% 和 18.3%，此时仍然具有高固相率，粗化长大机制占据主导地位，由于与液相熔化机制并存，所以在晶粒吞并小晶粒长大的同时，液相可以熔断晶粒不规则尖角处，使晶粒区域圆整。同时提升退火温度，由于热处理的作用，液相可以沿着晶界处高速扩散，温度越高扩散越快^[13]，使液相偏聚和富集的地方向液相较少的地方优先扩散，到 500 °C 时虽然液相有所增加，但是却均匀的分布在固相球状颗粒之间，使组织更加均匀。但是随着退火温度进一步提高，晶间低熔点共析组织 ($\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P}$) 进一步熔化，液相率进一步增加。当温度为 550 和 600 °C 时，液相率分别为 20.4% 和 22.7%，此时粗化长大机制还是占据主导并且高温作用和残余变形能又提供了晶粒长大的驱动力，导致较大晶粒二次生长成更大的晶粒。在晶粒长大与吞并的同时把零散的晶间液相排挤到较多的液相中去，此时液相发生严重富集偏聚如图 1d 所示，破坏了组织的均匀性，使固、液两相再次分布不均匀。

图 2 为不同退火温度下的锡青铜组织晶粒尺寸和形状因子。由图 2 可以看出，随着退火温度的升高，平均晶粒尺寸先缓慢增加后快速增加，形状因子先降

低后升高。当退火温度为 500 °C 时，组织最均匀，形状因子最小为 1.26，其平均晶粒尺寸为 75.2 μm 。经过合理的退火处理可以提升组织的均匀性，增加半固态晶粒的球化效果。但是退火温度过高反而会加剧组织的不均匀性，晶粒粗化严重，甚至部分晶粒还变成絮状或蔷薇状。

2.2 退火前后元素分布和物相组成分析

图 3 为退火前锡青铜轴套 SEM 组织和 EDS 元素面扫描。其中 Cu 元素整体分布较均匀，遍布整个组织，固相区比液相区较多。Sn 元素主要分布在固相晶粒外侧的液相中并形成了偏析，同时液相中 Sn 富集处

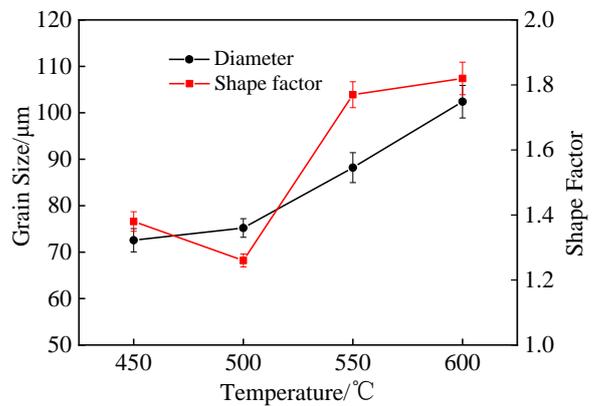


图 2 锡青铜在不同退火温度下晶粒尺寸和形状因子
Fig.2 Grain size and shape factor of tin bronze at different annealing temperatures

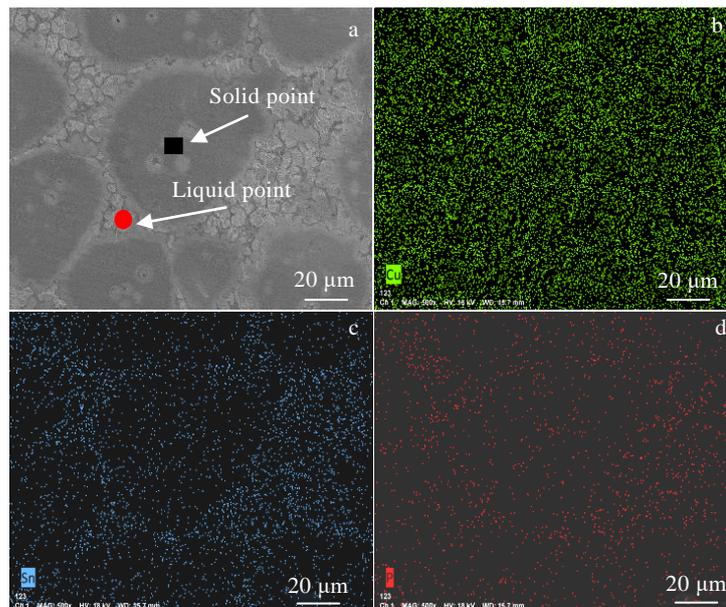


图 3 退火前锡青铜 SEM 组织和 EDS 面扫描

Fig.3 SEM image (a) and EDS mapping of element Cu (b), Sn (c), P (d) for tin bronze before annealing

还容易与 Cu 元素形成一种具有复杂立方结构的金属化合物 δ 相, δ 相为 $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$, 具有脆硬性, 在室温下分解较慢, 所以在快速冷却的作用下多数被保留在了后凝固的液相中构成晶间组织的一部分。Sn 元素在固相内部含量较少, 主要固溶在 Cu 基体中形成 α -Cu 有限固溶体, 具有面心立方结构, α -Cu 具有良好的塑性。P 元素整体含量较少, 其主要以 Cu_3P 形式分布于整体组织中, 其中晶间液相中含量较多。由于在成形半固态锡青铜轴套时采用水冷方式进行快速冷却, 多数 $\text{Cu}_{41}\text{Sn}_{11}$ 、 Cu_3P 与 α -Cu 形成了 $(\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P})$ 共析组织保留在液相中。

图 4 为 500 °C 退火 120 min 后空冷的锡青铜轴套 SEM 组织和 EDS 元素面扫描。由图 4 可以看出, 经过退火处理后 Cu、Sn、P 元素分布宏观上与退火前分布较为一致, 但由表 1 点扫结果发现元素含量却有明显变化, 这说明通过退火处理不能够完全消除 Sn 元素偏析现象, 但是可以改善元素的分布, 减轻偏析的危害, 改善锡青铜合金组织和性能。通过图 4 的 EDS 元素面扫可以看出, Cu 元素为基体大量存在于球状晶粒中几乎不发生改变, 而 Sn 元素和 P 元素则可以通过退火处理进行元素扩散, 与图 3 相比, 在晶粒内部有更多的 Sn 和 P 元素的分布。在退火过程中通过热能使得 Sn、P 元素从液相扩散到固相形成 α -Cu 固溶体, 同时还可以起到固溶强化作用, 从而提高材料的力学性能。此外 Sn 元素熔点较低, 从液相向固相扩散的同时还可以带动液相逐渐吞噬固相, 使固相晶粒在长大

的同时晶粒尖角和不规则处被液相熔化从而提高了圆整度, 这与图 1 锡青铜金相组织演变规律一致。

表 1 为退火前后固、液两相 Cu、Sn、P 元素质量分数。由图 3 与图 4 可以看出, 在退火前后, 3 种元素的整体分布规律基本相近, Cu 元素在固、液两相的分布较为均匀, 而 Sn、P 元素主要分布在液相和固、液相交界处。但是退火后半固态锡青铜组织中固相点处的 Sn 元素含量由 1.73% 提升至 5.23%, P 元素含量由 0.39% 提升至 0.52%, 而液相中 Sn、P 元素显著下降, 表明退火处理显著提高了 Sn、P 元素的分布均匀性, 改善了元素的偏析。

图 5 为退火前后锡青铜轴套 XRD 图谱。一般在图谱中 2θ 为 40°~60° 区间较为准确, 通过谱线可以看出, 连体峰中左侧峰为 δ 相, 右侧峰为 α -Cu 相。对比 2 条谱线可以看出, 经过 500 °C 退火 120 min 后锡青铜轴套组织的物相组成没有发生明显变化, 2 种状态下都含有 α -Cu 相、 δ 相、还有部分 Cu_3P 相。但是连体峰中左侧尖端峰逐渐减弱会与右侧 α -Cu 峰合并, 这是由于经过热处理后, 部分 δ 相得到了分解, 所有原有峰位降低。由于 Cu 基体中固溶了 Sn 原子, Sn 原子的半径大于 Cu 原子, 会导致原有的右侧 α -Cu 峰向左偏移合并, 衍射峰强度下降并宽化。由于 δ 相分解很慢, 所以在常规退火下很难完全消除, 在退火后依旧可以检测到 δ 相, 保留少量 δ 相在晶间中以及将其固溶进 α -Cu 中可以保证锡青铜合金的力学性能, 但是过多的 δ 相反反而会降低合金的性能。退火处理是可以促进晶

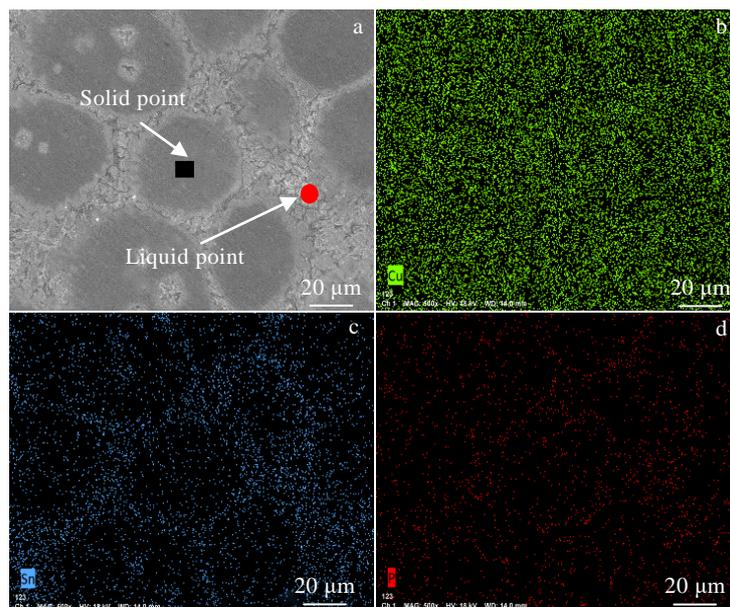


图 4 退火后锡青铜 SEM 组织和 EDS 面扫描

Fig.4 SEM image (a) and EDS mapping of element Cu (b), Sn (c), P (d) for tin bronze after annealing

表 1 图 3 和图 4 中退火前后的试样中 Cu, Sn, P 元素含量

Table 1 Element contents of Cu, Sn, P for the samples before and after annealing in Fig.3 and Fig.4 (wt%)

Element	Before heat treatment		After heat treatment	
	Liquid	Solid	Liquid	Solid
Cu	84.17	97.88	88.33	94.25
Sn	15.38	1.73	11.35	5.23
P	0.45	0.39	0.32	0.52

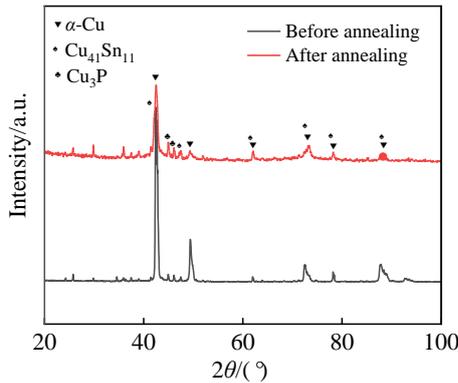


图 5 退火前后半固态锡青铜合金组织的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of semi-solid tin bronze alloy before and after annealing

间 δ 相分解和($\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P}$)共析组织的分解,同时也促进了 Sn 原子固溶进 $\alpha\text{-Cu}$ 相中。退火处理后的半固态锡青铜组织向平衡组织 $\alpha\text{-Cu}+\text{少量 Cu}_3\text{P}$ 靠近。

2.3 退火温度对触变挤压锡青铜轴套布氏硬度影响

图 6 为不同退火温度的锡青铜轴套布氏硬度。由图 6 可以看出,当退火温度从 450 °C 升高至 500 °C 时,布氏硬度 HBW 从 1320 MPa 上升至 1410 MPa,提高了 6.8%,与退火前布氏硬度 1260 MPa 相比提高了 11.9%。这是由于当退火温度从 450 °C 升高至 500 °C 时,提高了半固态晶粒的圆整度,晶粒形状因子和晶粒尺寸差异较小,固、液两相组织整体分布较均匀如图 1b 所示。

由于相邻固相晶粒距离较近且分布均匀,当受到外力时,塑性变形可以分散到更多的晶粒中去,塑性变形均匀,应力集中较小。其次退火后 Sn、P 元素由液相向固相扩散,使元素偏析现象得到了改善,减少了液相中 δ 相集中分布,少量 δ 相分布均匀可以提高整体的强度。扩散到固相中的部分 Sn 原子与基体 Cu 形成有限固溶体,Sn 原子固溶后造成了晶格畸变,晶格畸变增大了位错运动的阻力使滑移难以进行,从而提高了试样的硬度。当退火温度从 500 °C 升高至 600 °C 时,布氏硬度 HBW 由 1410 MPa 下降至 1180 MPa,减

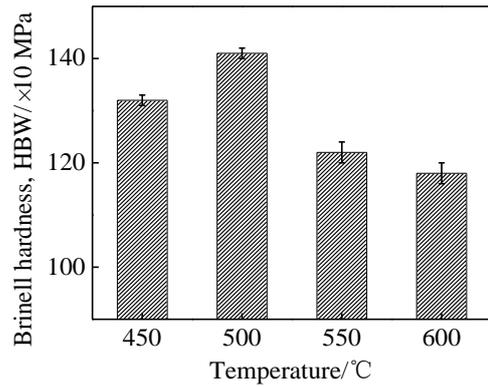


图 6 不同退火温度半固态锡青铜布氏硬度

Fig.6 Brinell hardness of semi-solid tin bronze at different annealing temperatures

少了 16.3%,这是由于退火温度过高时如图 1d,由于残余变形能使半固态晶粒发生二次长大与 Ostwald 熟化机制共同作用,使晶粒粗大并且固、液两相发生偏聚,组织均匀性下降,可平均承担塑性变形晶粒较少,同时高温的热激活能和晶粒长大使晶界减少,对位错的阻碍减小,位错滑移容易进行,同时过高的温度也降低了固溶强化效果,造成硬度降低。

2.4 退火温度对触变挤压锡青铜轴套摩擦磨损性能影响

图 7 与图 8 分别为不同退火温度的锡青铜轴套摩擦磨损面三维轮廓和磨损面 SEM 形貌。摩擦磨损的机理是磨粒磨损和疲劳磨损^[25],表现为通过微观压入(犁沟)导致的断裂磨损机理和微观断裂(剥落)磨损机理。由图 7 磨损三维图可以看出,在摩擦磨损后,不同退火温度的样品表面均有凹槽与凹坑,大量的凹槽形成了犁沟。在往返摩擦过程中由于热量和腐蚀导致的疲劳断裂形成了大量的剥落块,剥落后便形成了凹坑如图 8c 和图 8d。判断耐磨性好坏主要是观察凹槽深度,犁沟与凹坑的数量以及磨损率和摩擦系数。由图 6 可知,经过 450 和 500 °C 退火后锡青铜具有较高的硬度,从理论来说高硬度材料应该有较好的耐磨性。对比图 7a 和 7b 可以看出经过 500 °C 退火后摩擦磨损形成的剥落块比 450 °C 的要少,500 °C 退火后摩擦磨损形成的犁沟深度也比 450 °C 的要浅。

通过图 8a 和 8b 也可以看出此时磨损形貌面较为光滑,凹槽和凹坑较少,所形成的犁沟也较浅,磨损剥落的块状物和残屑也较少、几乎没有,所以可以判断出 500 °C 退火后具有较高的耐磨性与理论保持一致。这是由于在 500 °C 退火时,固、液两相分布均匀,变形抗力很高,具有很高的硬度。其次液相中具有较少的 δ 相, ($\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P}$)共析组织也得到了良好分解,降

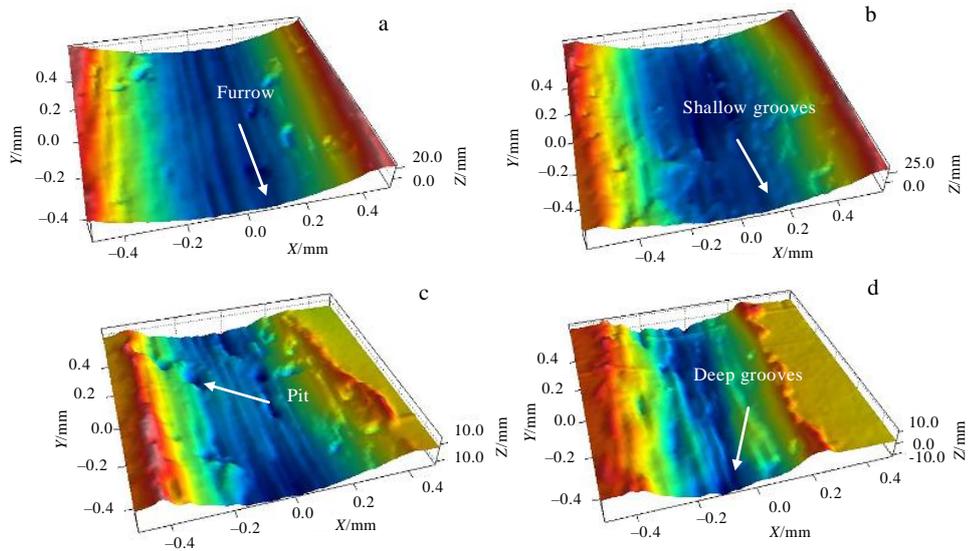


图 7 不同退火温度半固态锡青铜磨损面三维轮廓图

Fig.7 Three-dimensional contour map of wear surface of semi-solid tin bronze at different annealing temperatures: (a) 450 °C, (b) 500 °C, (c) 550 °C, and (d) 600 °C

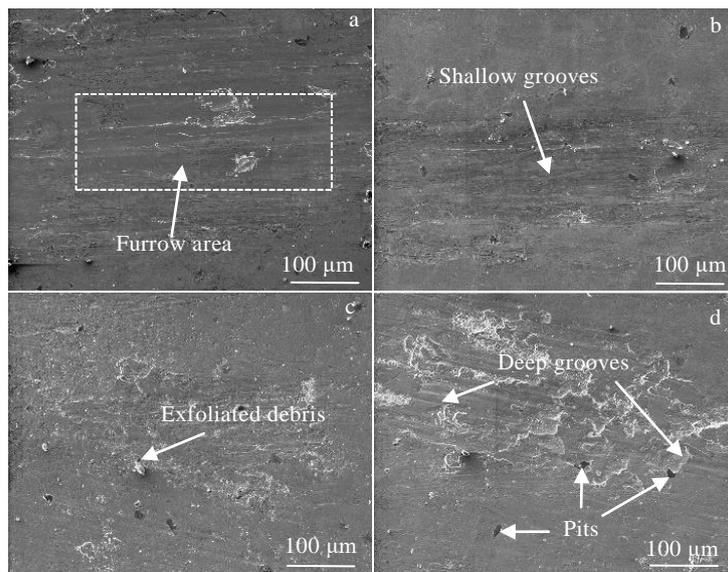


图 8 不同退火温度半固态锡青铜磨损面 SEM 形貌

Fig.8 SEM morphologies of wear surface of semi-solid tin bronze at different annealing temperatures: (a) 450 °C, (b) 500 °C, (c) 550 °C, and (d) 600 °C

低了摩擦开裂倾向和材料脆性，提高了疲劳强度^[26]。

当退火温度为 550 和 600 °C 时，半固态锡青铜经摩擦磨损实验后，磨损面由光滑面转向粗糙面，凹槽和凹坑数量增多，凹槽深度加深，形成较深的犁沟。由于剥落块的增加且剥落块在高温下粘结在摩擦副上对剩余摩擦面造成深度破坏，此时磨粒磨损占据主导地位。当退火温度为 600 °C 时，由于晶粒的长大，固、

液两相组织分布不均匀，硬度逐渐降低，抗变形能力变差，此时经过磨粒磨损后加剧了凹槽的深度，耐磨性变差。在 600 °C 退火后还会加剧液相的偏聚，如图 1d 所示，此时液相富集区域在冷却后会重新形成大量 δ 相，同时形成新的 $(\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P})$ 共析组织， δ 相的脆性是容易优先形成裂纹的地方， $(\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P})$ 共析组织还具有热开裂性。当受到外力作用时，在富集液相区形

成的应力集中造成了材料表面的开裂，同时造成了金属屑大量脱落而形成二次破坏，加剧了凹槽和犁沟的形成，由此可见在高温退火后，半固态锡青铜耐磨性变差。

图 9 为不同退火温度半固态锡青铜合金磨损率和摩擦系数。由图 9 可以看出，随着退火温度的升高，磨损率和摩擦系数都先降低后增加。退火温度 500 °C 时耐磨性最优，摩擦系数为 0.48，磨损率为 6%。这是由于在 500 °C 退火时组织较均匀，具有较高的硬度，在摩擦时剥落块较少，所以具有较高的耐磨性。

2.5 退火温度对触变挤压锡青铜轴套拉伸性能的影响

图 10 为不同退火温度半固态锡青铜抗拉强度和延伸率。退火前抗拉强度为 368 MPa，延伸率为 4.5%，经过 500 °C 退火 120 min 后抗拉强度为 423 MPa，延伸率为 6.6%；与退火前相比分别提升了 14.95% 和 46.67%。由图 10 可以看出，当退火温度由 450 °C 上升至 500 °C 时，抗拉强度由 410 MPa 升高到 423 MPa，提高了 3.2%；延伸率从 5.2% 提高到 6.6%，增加了 26.9%。当退火温度在 450 和 500 °C 时，Sn、P 元素扩

散均匀，固、液两相分布均匀。尤其在 500 °C 退火时，固相晶粒的形状因子最低。在退火过程中残余应力得到释放，减少了应力集中现象，使更多的晶粒可以平均分配塑性变形，所以性能最优。另一方面在 450~500 °C 退火时，加快了 Sn 元素向 Cu 基体中扩散形成了更多的 α -Cu 有限固溶体，而 α -Cu 具有良好的塑性，同时在固溶 Sn 原子时候还可以通过固溶强化作用提升基体的性能。晶间中的 δ 相以得到了有效分解和扩散，降低了零件的脆性，提升了整体韧性和塑性。当退火温度从 500 °C 升高到 550 °C 时，抗拉强度由 423 MPa 下降到 372 MPa，下降了 13.1%，而延伸率从 6.6% 提高到了 8.6%，增加了 30.3%，这是由于退火温度继续升高后，固相晶粒进一步长大，组织均匀性变差，晶界减少对位错的阻碍也大幅度降低，同时位错缠结降低，晶间 δ 相进一步熔化分解， $(\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P})$ 共析组织减少，锡青铜轴套零件整体出现软化现象，变形抗力较低，但是塑性却大幅度提高。当退火温度达到 600 °C 时，抗拉强度进一步下降，延伸率也突然下降到很低，这是由于在高温退火时，组织均匀性变差如图 1d 所示，在液相偏聚的地方冷却后会重新聚集较多的 δ 相，增加了轴套在此处的脆性，在受到外力时，该处会应力集中优先开裂，降低了轴套的强度和塑性。此外当退火温度过高时，在原晶间富 δ 相分解过快会留下了更多的空洞等缺陷^[17]，也是造成材料强度和塑性降低的重要原因。

图 11 为不同退火温度半固态锡青铜单向拉伸断口 SEM 形貌。由图 11 可以看出，当退火温度为 450 °C 时开始有少量韧窝出现，此时晶间组织 $(\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P})$ 得到分解，Sn 元素向 Cu 元素基体中扩散形成具有良好塑性的 α -Cu，降低了材料的脆性，同时残余应力得到释放，减少了低应力脆断的风险。当退火温度为 500 °C 时，韧窝继续增多，断口处也有明显的撕裂楞，河流花样分布较为均匀，此时断裂方式为塑性和脆性混合型断裂，这种断裂方式可以保证一定的强度同时还可以增加延伸率。经过 500 °C 退火处理后，组织和元素分布较为均匀，抗拉强度进一步提升。当退火温度为 550 °C 时，韧窝占据了断口主要部分，此时以塑性断裂为主，当受到外部拉应力时，裂纹优先在变形抗力较低处产生，随后向周围扩展，所以强度下降，而延伸率进一步升高。当退火温度为 600 °C 时，断口处发现有大量的孔洞和光滑的解理平台，孔洞是由于温度过高，原有 δ 相分解过快所引起，形成较大缺陷，在拉伸时优先断裂，大量的解理台阶出现也说明了轴套组织在变得粗大后塑性较差，液相偏聚处形成新的偏析，冷却后重新生成了大量的 δ 相从而增加了材料的脆性，此时断裂方式主要为解理断裂。

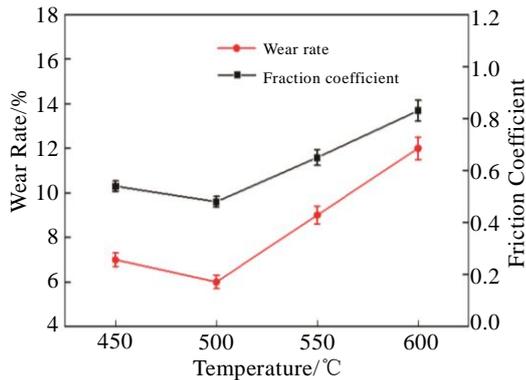


图 9 不同退火温度半固态锡青铜磨损率和摩擦系数

Fig.9 Wear rate and friction coefficient of semi-solid tin bronze at different annealing temperatures

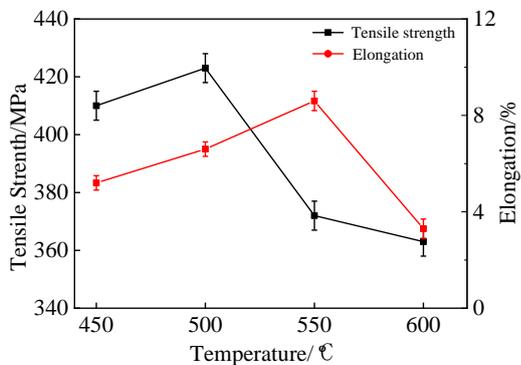


图 10 不同退火温度半固态锡青铜抗拉强度和延伸率

Fig.10 Tensile strength and elongation of semi-solid tin bronze at different annealing temperatures

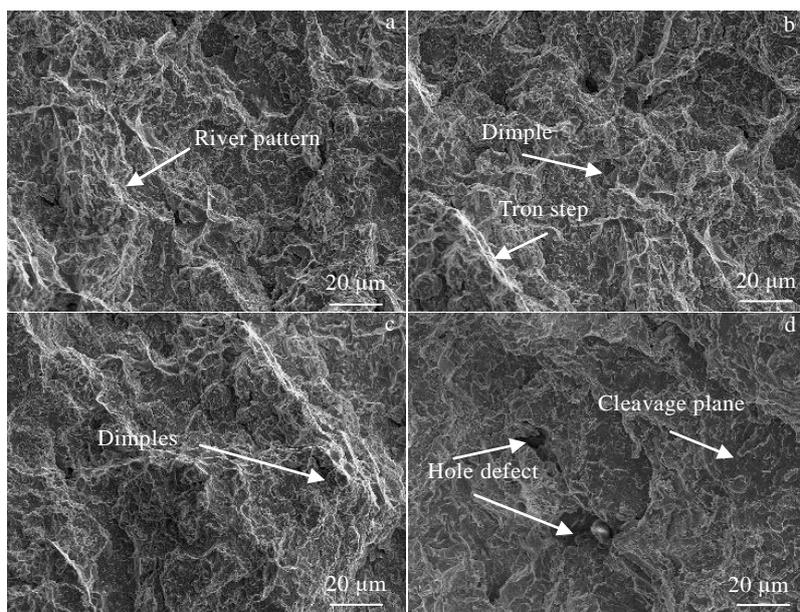


图 11 不同退火温度半固态锡青铜拉伸断口形貌

Fig.11 Tensile fracture morphologies of semi-solid tin bronze at different annealing temperatures: (a) 450 °C, (b) 500 °C, (c) 550 °C, and (d) 600 °C

3 结 论

1) 触变挤压锡青铜轴套可以进行退火处理来提高布氏硬度和摩擦磨损性能以及抗拉强度，最优退火工艺为 500 °C 退火 120 min，此外退火处理可以改善 Sn、P 元素偏析现象，提升组织均匀性。

2) 随着退火温度的升高，触变挤压锡青铜轴套组织的平均晶粒直径逐渐增大，形状因子先减小后增大。当退火温度为 500 °C 时，形状因子最小为 1.26，其平均晶粒尺寸为 75.2 μm。

3) 随着退火温度的升高，触变挤压锡青铜轴套布氏硬度 HBW 先上升后下降。退火温度为 500 °C 时，性能最优为 1410 MPa，与未退火相比提升了 11.9%。

4) 随着退火温度的升高，触变挤压锡青铜轴套耐磨性先增高后降低，500 °C 时磨损面较为光滑，此时摩擦系数最低为 0.48，耐磨性最高，磨损率最低为 6%。

5) 随着退火温度的升高，触变挤压锡青铜轴套抗拉强度和延伸率均先增高后降低，退火温度为 500 °C 时综合性能最优，抗拉强度为 423 MPa，延伸率为 6.6%；与未退火相比分别提升了 14.95% 和 46.67%。

参考文献 References

[1] Spencer D B, Mehrabian R, Flemings M C. *Metallurgical Transactions B*[J], 1972, 3(7): 1925
 [2] Flemings M C. *Metallurgical Transactions B*[J], 1991, 22(3): 269

[3] Zhang Hongtao, Fan Lingling, Zhou Mingyang *et al. Materials Research Express*[J], 2020, 7(5): 6506
 [4] Jiang Jufu, Wang Ying, Qu Jianjun *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 497: 62
 [5] Wang Zhenyu, Ji Zesheng, Hu Maoliang *et al. Materials Characterization*[J], 2011, 62(10): 925
 [6] Zhang Xun, Wang Ye, Liu Dongrong *et al. Journal of Crystal Growth*[J], 2020, 543: 125 704
 [7] Cao Miao, Zhang Qi, Zhang Yisheng. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 721: 220
 [8] Cao Miao, Zhang Qi, Huang Ke *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2020, 42: 17
 [9] Wang Jia(王 佳), Xiao Han(肖 寒), Wu Longbiao(吴龙彪) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2014, 50(5): 567
 [10] Elgallad E M, Chen X G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 556: 783
 [11] Wu Xin, Han Fei, Wang Weiwei. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2009, 19(S2): S331
 [12] Zhao Z Y, Guan R G, Wang X *et al. Materials Science and Technology*[J], 2014, 30(3): 309
 [13] 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
 [14] Jiang Jinchun, Zhang Linquan, Wang Wei *et al. Materials Science in Semiconductor Processing*[J], 2018, 83: 125

- [15] Huang Weijiu, Chai Linjiang, Li Zhijun *et al.* *Materials Characterization*[J], 2016, 114: 204
- [16] Li Wenya, Li Changjiu, Liao Hanlin *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2007, 253(14): 5967
- [17] So S, Kim K, Lee S *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 796: 140 054
- [18] Jeong S, Jung S, Yoon J *et al.* *Thin Solid Films*[J], 2020, 698: 137 873
- [19] Chen Q, Shu D Y, Lin J *et al.* *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2017, 33(7): 690
- [20] Reza M, Khoshakhlagh A, Khalaj G *et al.* *Journal of Central South University*[J], 2018, 25: 1849
- [21] Hopkins S C, Pong I, Glowacki B A *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 454-455: 216
- [22] Jiang Jufu, Wang Ying, Xiao Guanfei *et al.* *Journal of Materials Processing Technology* [J], 2016, 238: 361
- [23] Hu X G, Zhu Q, Lu H X *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 649: 204
- [24] Fan Lingling, Zhou Mingyang, Zhang Yuwenxi *et al.* *Materials Characterization*[J], 2019, 154: 116
- [25] Zhou Zaifeng, Shan Quan, Jiang Yehua *et al.* *Wear*[J], 2019, 436-437: 203 009
- [26] Sheng Jie, Zhou Jianzhong, Huang Shu *et al.* *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2015, 76: 1285

Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Properties of Thixo-Extruded Tin Bronze Bushing

Xiao Han, Cui Yunxin, Xiong Chi, Chen Lei, Zhang Xiongchao, Li Yongkun, Zhou Rongfeng

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

Abstract: The thixo-extruded tin bronze bushing parts have been used for annealing treatment. The effect of annealing temperature on the microstructure, element distribution, wear properties and mechanical properties of the thixo-extruded tin bronze bushing parts was studied. The results show that after annealing treatment, Sn and P elements can diffuse from the liquid phase to the Cu matrix solid phase, forming α -Cu solid solution. As the annealing temperature increases, the average grain size gradually increases, the shape factor first decreases and then increases, Brinell hardness first increases and then decreases, wear rate and friction coefficient first decrease and then increase, and tensile strength and elongation first increase and then decrease. The microstructure and comprehensive properties of the tin bronze bushing are the best, when annealing at 500 °C for 120 min. The shape factor is 1.26, the average grain size is 75.2 μm , the tensile strength is 423 MPa, the elongation is 6.6%, the Brinell hardness HBW is 1410 MPa, the wear rate is 6%, and the friction coefficient is 0.48.

Key words: copper alloy; annealing treatment; thixo-extrude; 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@kust.edu.cn