

半固态触变反挤压锡青铜的组织演变和力学性能

张雄超, 陈磊, 肖寒, 周瑀杭, 陈昊, 段志科

(昆明理工大学 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093)

摘要: 对 CuSn10P1 铜合金进行半固态触变反挤压成形试验。研究冷轧变形量、等温温度及等温时间对 CuSn10P1 铜合金的微观组织演变和力学性能的影响规律。结果表明: 半固态触变反挤压能够有效地改善铜合金半固态成形件中的液相偏聚现象, 冷轧变形量及等温处理工艺对半固态触变反挤压锡青铜微观组织和力学性能影响较大。随冷轧变形量的增加, 平均晶粒尺寸先减小后增大, 成形件的抗拉强度先升高后降低。随等温温度的升高和等温时间的延长, 晶粒尺寸逐渐增大, 成形件的抗拉强度先升高后降低。当冷轧变形量 30%、等温温度 900 °C、等温时间 20 min 时, 半固态触变反挤压 CuSn10P1 铜合金成形件的组织 and 性能较好且各部位均匀。

关键词: 铜合金; 半固态; 触变反挤压; 组织演变; 力学性能

中图分类号: TG146.1⁺1; TG379

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)06-2240-10

金属半固态成形是指将金属加热至固、液相共存状态时, 直接对其进行加工成形的办法, 它由 Flemings 教授^[1,2]在 20 世纪 70 年代提出。半固态成形技术用于制备半固态产品, 能够获得产品缺陷少、近终成形等特点的成品, 极大地节约成形件的生产周期和成本, 提高生产效率^[3-10]。目前, 镁、铝合金等低熔点金属的半固态成形技术研究已较为深入, 而铜合金等高熔点金属的半固态成形研究较少。Young 等^[11]最先采用机械搅拌法制备了 C905 铜合金半固态浆料, 并用该浆料制成了零件。万正东等^[12]采用剪切低温浇注制浆工艺进行半固态 Cu-2%Ca 合金浆料的制备, 通过分析各工艺参数对浆料组织的影响, 获得了较佳的制浆工艺参数。吴龙彪等^[13]采用应变诱导熔化激活法进行了半固态铜合金坯料的制备, 比较了多向锻造成形、热轧成形和冷轧成形下得到的坯料组织及性能, 结果表明冷轧下的应变诱导熔化激活法可以获得较佳的半固态坯料。刘勇等^[14]将半固态 Cu-Ni-Si 合金在 Gleeble 1500 热模拟机上进行了压缩试验, 分析了各工艺参数对该合金半固态成形的影响。Hu 等^[15]将半固态 CuSn10 铜合金在 Gleeble 1500 热模拟机上进行单向压缩试验, 获得了不同工艺条件下半固态坯料的应力-应变曲线和微观组织形貌, 对半固态变形过程中的固、液相的流动规律进行分析。Youn 等^[16]以半固态成形的 Cu-5%Ag(质量分数)合金为材料生产了小型感应电

动机部件, 结果表明充型温度为 1065 °C、冲压压力 9 MPa, 冲压速度 0.08 m/s 时, 浆料可实现完全填充。Cao 等^[17,18]采用 RSSIMA 技术进行了半固态铜合金浆料的制备, 比较了传统液态铸造与半固态成形下得到的成品的力学性能和微观组织的差异, 研究发现球状晶粒的半固态成品有更高的强度。Jia 等^[19]研究了半固态 Cu-Ni-Si 合金等温处理后的微观组织和电导率, 结果发现经过 1000 °C 等温处理, Cu 溶液中发生了富 δ -Ni₂Si 相的完全分解和晶界中共晶相的再熔化。Liu 等^[20]建立了两相区连续铸造(TZCC)新理论, 与传统的水冷型连铸铜锡合金相比, 该合金的力学性能大大提高, 耐腐蚀性能提高 15 倍, 导电率提高 12.2%。Moteqi 等^[21]人采用敞开放式倾斜冷却板法制备 Sn 含量 0.5%~8% 的锡青铜合金半固态浆料, 结果表明随 Sn 元素含量的添加, 平均晶粒尺寸逐渐减小, 同时发现在液相线以上 30 °C, 倾斜角度为 60 °时可以获得组织最佳的半固态浆料。

本研究选用铸造 CuSn10P1 铜合金, 在铜合金半固态正挤压成形的研究基础上^[22-24], 改用反挤压模具进行半固态铜合金触变反挤压成形实验。以期改善触变正挤压成形中出现的液相偏聚现象。并且研究了冷轧变形量、等温温度及等温时间对 CuSn10P1 铜合金组织演变、力学性能的影响规律, 以获得较佳的工艺参数, 为锡青铜的半固态成形提供参考。

收稿日期: 2021-06-08

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

作者简介: 张雄超, 男, 1996 年生, 硕士生, 昆明理工大学材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093, E-mail: 20192230074@stu.kust.edu.cn

1 实验

实验材料 CuSn10P1 铜合金的化学成分(质量分数, %)为: Cu 88.83、Sn 10.2、P 0.9, 其他 0.07。采用差示扫描量热法, 利用 STA449F3 同步热分析仪测量 CuSn10P1 铜合金的固相线温度为 876.1 °C, 液相线温度为 1024.2 °C, 适用半固态成形^[23]。

实验方法: 首先在室温下对原料进行多向多道次的冷轧, 以获得不同的冷轧变形量; 冷轧后的坯料放入电阻炉中等温处理得到半固态铜合金浆料; 最后在液压机上进行反挤压触变成形。具体的反挤压参数见表 1。此外, 将半固态铜合金分别进行正挤压与反挤压, 把所得零件的微观组织进行对比。

触变反挤压成形所得铜合金零件尺寸如图 1 所示, 在其中心纵向位置依次取 1、2、3、4, 采用光学显微镜观察样品各位置的金相组织, 每个位置拍摄多张微观组织图。随后采用 Image-Pro Plus 软件以多张微观组织图的平均值为计算结果得到各位置组织中的平均晶粒尺寸、形状因子和液相分数。通过数据定量表征和分析铜合金零件在不同工艺条件下的微观组织演变。制备如图 2 所示的拉伸试样, 将试样在万能试验机上进行室温单向拉伸试验。获得铜合金零件在不同工艺条件下的抗拉强度和延伸率。并采用扫描电子显微镜观察拉伸试样断口形貌, 分析铜合金零件不同工艺条件下的断裂形式。

2 结果与分析

2.1 铜合金半固态正、反挤压件微观组织

图 3 为冷轧变形量 30%, 等温温度 900 °C, 等温时间 30 min 时, 半固态正、反挤压 CuSn10P1 铜合金轴套各位置处的微观组织。图 3a~3d 分别为正挤压轴

表 1 冷轧变形量及等温处理工艺参数

Table 1 Cold rolling deformation and isothermal treatment process parameters

No.	Deformation/%	Temperature/°C	Time/min
1	10	900	20
2	20	900	20
3	30	900	20
4	40	900	20
5	30	880	20
6	30	920	20
7	30	900	15
8	30	900	25

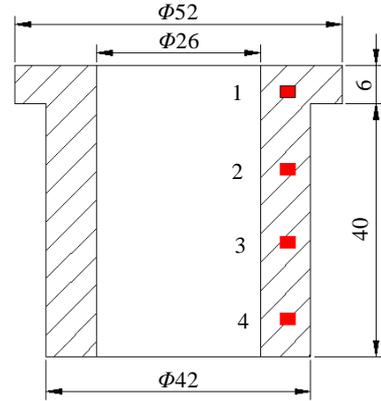


图 1 金相取样位置

Fig.1 Metallographic sampling location

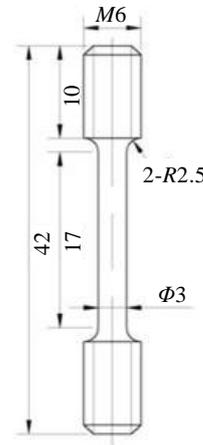


图 2 拉伸试样尺寸

Fig.2 Size of tensile sample

套零件位置 1~4 的微观组织。可以看出在位置 1 处的球状晶粒组织分布均匀且致密。位置 2 和位置 3 为挤压件的中间位置, 组织中固、液两相均匀分布, 但相对位置 1 处, 组织中液相明显增多。位置 4 位于零件底端位置, 如图 3d 所示, 此位置处组织出现了明显的液相偏聚, 甚至生长出树枝晶。这是因为将半固态浆料转移导入至模具型腔时, 浆料具有较高的固相分数, 其流动性能较差, 悬空于模具的型腔上部。在正挤压的过程中, 半固态浆料中已经熔化的低熔点共析相 ($\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P}$) 先流入模具型腔底端。低熔点共析相受模具激冷作用直接凝固形核, 从而形成树枝晶。图 3e~3h 分别为反挤压轴套零件位置 1~4 的微观组织, 可以看出反挤压轴套零件各位置组织中的晶粒尺寸更细小, 球化效果更佳, 且无明显的液相偏聚。

图 4 为正挤压和反挤压轴套零件不同部位组织的定量表征, 图 4a~4c 分别为铜合金轴套零件平均晶粒尺寸、形状因子、液相率的变化规律。由图 4 可知, 挤压方式对铜合金轴套微观组织的影响较大。整体上看, 正挤压铜合金轴套, 其微观组织的平均晶粒尺寸较大且各位置处的液相率相差较大。而反挤压铜合金轴套组织中, 平均晶粒尺寸较小且分布更均匀, 液相分布也更为均匀。在反挤压过程中, 一方面由于温度较低的模具冲头插入半固态浆料中产生的激冷效果会导致晶粒较小; 另一方面由于半固态浆料由型腔底部向上流动充型, 充型过程中的流动剪切作用会使组织晶粒细化。因此, 反挤压轴套中的组织晶粒尺寸更细小。

虽然反挤压轴套成形件 4 个位置处的液相率较为均匀, 但仍可以观察到各位置处的液相率随轴套纵向从下往上呈逐渐增加的趋势。这是因为在反挤压过程中, 浆料的流动方式是从下向上流动。挤压时, 半固态浆料中液相的流动性大于固相, 因此导致零件的上端的液相率相比零件底部稍高。反挤压过程中的固液流动示意图如图 5 所示。综上所述, 半固态反挤压 CuSn10P1 铜合金轴套成形件相比于正挤压能够有效地改善轴套件中的液相偏聚严重问题, 但无法彻底解决。

2.2 冷轧变形量对半固态反挤压铜合金组织形态的影响

图 6 为在等温处理温度 900 °C、等温时间 20 min, 冷轧变形量分别为 10%、20%、30%、40% 条件下半固

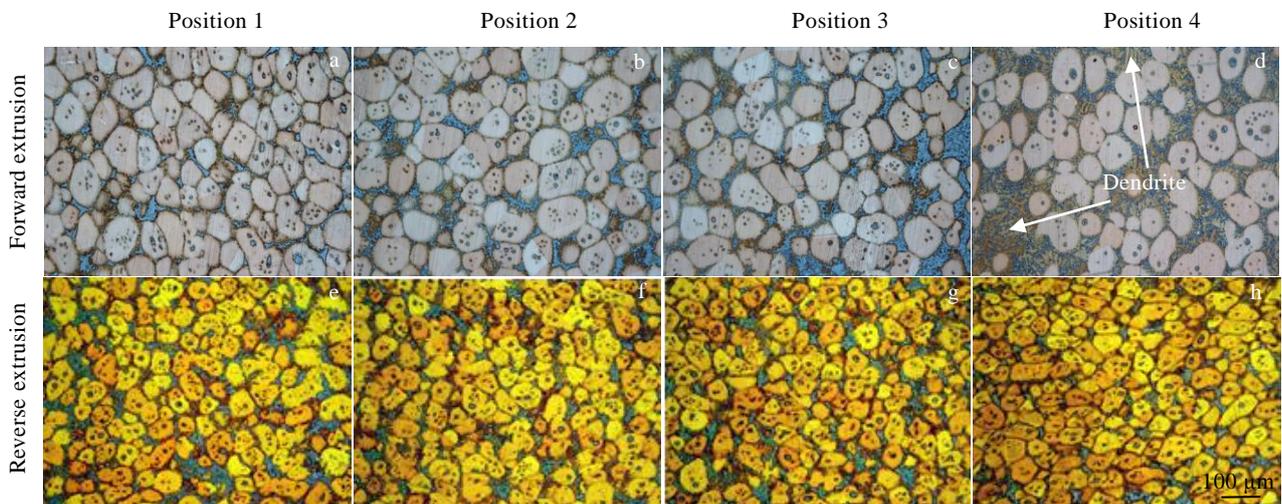


图 3 正、反挤压半固态 CuSn10P1 铜合金轴套成形件不同位置的微观组织

Fig.3 Microstructures of different positions of the semi-solid CuSn10P1 copper alloy bushing forming part by forward and reverse extrusion (30%/900 °C/30 min)

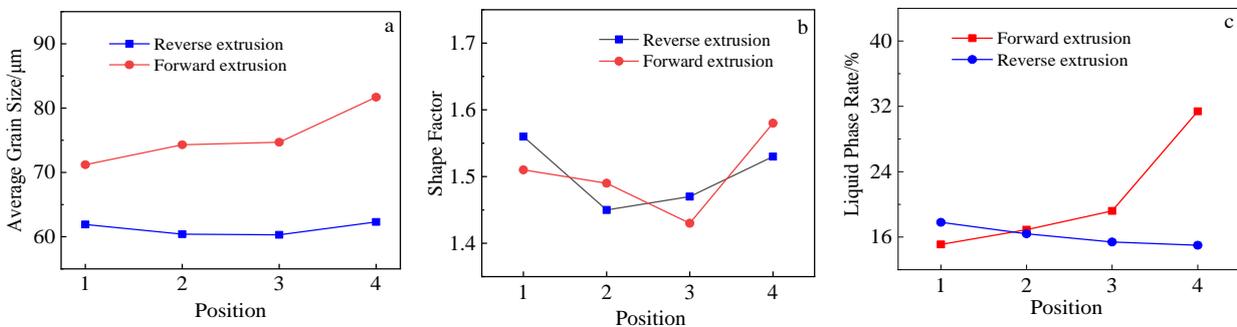


图 4 正挤压和反挤压轴套成形件不同部位组织特征

Fig.4 Structure characteristics of different positions of the forward and reverse extrusion bushing forming part: (a) average grain size, (b) shape factor, and (c) liquid phase ratio

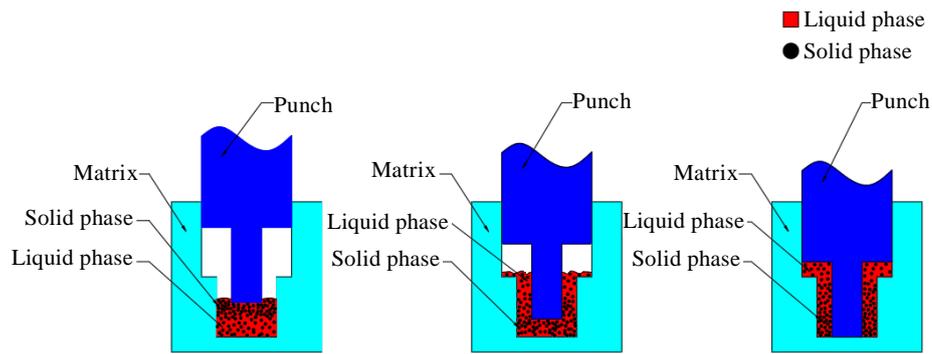


图 5 半固态反挤压铜合金轴套固液流动演变示意图

Fig.5 Schematic diagram of solid-liquid flow evolution of semi-solid reverse extrusion copper alloy bushing

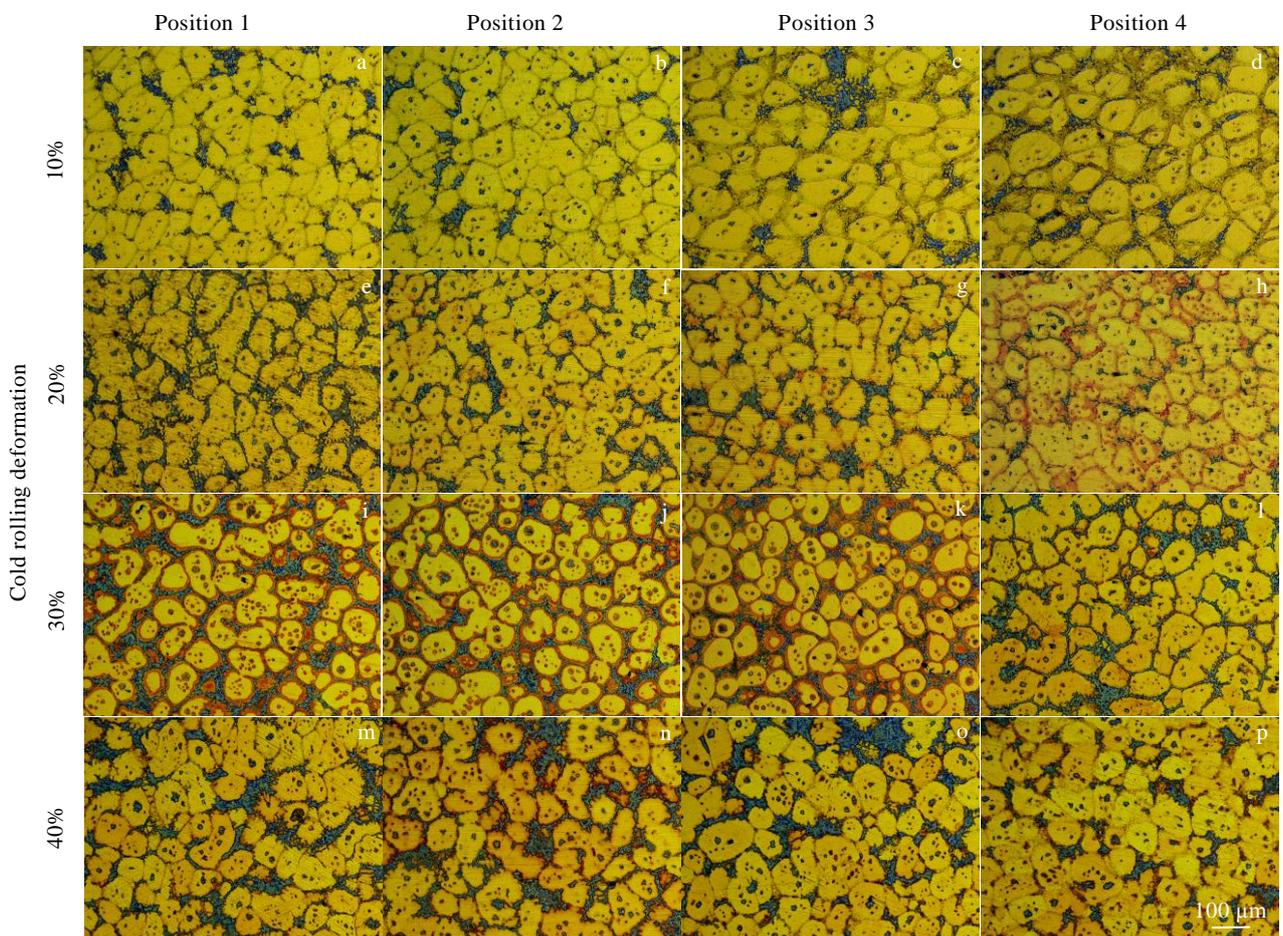


图 6 不同冷轧变形量时半固态铜合金轴套成形件不同位置的微观组织

Fig.6 Microstructures of different positions of semi-solid copper alloy bushing forming part under different cold rolling deformations (900 °C/20 min)

态反挤压 CuSn10P1 铜合金不同位置的微观组织。由图 6 可知，从整体上看，半固态反挤压铜合金组织中固相晶粒均呈近球状，组织分布相对均匀。但不同冷轧变形量的组织仍存在一些不同。在变形量为 10% 时，

组织中的固相颗粒存在严重粘结的情况，且固相颗粒的尺寸较大。当变形量为 20%、30% 时，能够得到较好的半固态组织。相比较而言，30% 状态下的组织更为细小且液相分布更为均匀。变形量为 40% 状态下组

织与 10% 状态下相似, 均存在大量晶粒粘结, 但形成原因不一致。使用冷轧等温处理应变诱导熔化激活法时, 冷轧一方面破碎铸态组织中的枝晶, 另一方面储存大量的形变能, 在等温处理阶段时为晶粒球化提供能量。因此冷轧变形量的大小对成形件的组织有重要的影响。变形量较小时, 如图 6a~6d 所示, 枝晶破碎不完全且储存变形能较小, 无法提供组织球化所需的能量, 晶粒细化程度较小, 且大晶粒相互粘结, 最终得到晶粒粗大的组织。随着变形量的逐渐增加, 枝晶破碎程度不断增大且储存的变形能也不断增加, 晶粒得到细化, 获得较好的球状组织。冷轧变形量较大时, 如图 6m~6p, 晶粒细化程度较大, 但组织中较多的储存能使晶粒在等温处理过程中生长速度较快, 存在互相吞噬长大现象, 故分布较为紧密。在同一变形量下, 轴套不同位置处的晶粒均匀性较好。

图 7 为不同冷轧变形量下半固态铜合金的平均晶粒尺寸、形状因子和液相率的变化规律。由图 7a 可知, 变形量过高 (40%) 或者过低 (10%) 时, 平均晶粒尺寸较大。且变形量在 10%~30% 的增大过程中, 轴套整体平均晶粒尺寸呈减小趋势。由图 7b 可见, 随变形量的增加, 形状因子先减小后增大。这表明过高或过低的变形量导致的晶粒粘结均会使晶粒球化效果降低。从图 7c 可以看出, 相同变形量下, 轴套各位置处的液相率相差不大。这进一步定量证明: 触变反挤压锡青铜能够有效地改善成形件内部的液相偏聚现象。随着轧制量的增加, 轴套液相率呈先增加后逐渐平稳的趋势。表明半固态成形件的液相率不仅仅与等温处理中的温度参数有关, 冷轧变形量对半固态成形件的液相率也有一定的影响。综上所述, 变形量为 30% 时, 半固态反挤压 CuSn10P1 铜合金轴套零件组织的晶粒尺寸较小, 球化效果最佳, 固、液两相分布相对最为均匀。

2.3 等温温度对半固态反挤压铜合金组织形态的影响

图 8 为冷轧变形量 30%, 等温时间为 20 min, 等温处理温度分别为 880、900、920 °C 条件下半固态反挤压 CuSn10P1 铜合金轴套不同位置的微观组织。由图 8 可知, 半固态反挤压铜合金轴套液相率呈随着等温处理温度的升高先减小后增大的趋势。表明半固态轴套零件的液相率不仅仅受温度的单一影响。温度的升高也会为晶粒的长大提供能量, 从而使晶粒长大, 液相率减小。等温温度为 880 °C 时, 晶粒大多呈蠕虫状, 且液相相互聚集。等温温度在 900 °C 时, 晶粒组织球化效果最佳, 固液相分布也最为均匀。温度进一步升高至 920 °C 时, 液相增多的同时晶粒发生合并长大。

图 9 为不同等温温度下, 半固态铜合金轴套不同部位的平均晶粒尺寸、形状因子和液相率的规律变化。由图 9 可以看出, 等温温度从 880 °C 上升到 900 °C 时, 晶粒尺寸几乎没有变化, 形状因子却显著降低 (越接近 1), 液相率也有所降低。这是因为 900 °C 时, 晶粒的熔化机制和长大机制达到动态平衡。一方面熔化机制促进液相的增加, 液相分割蠕虫状晶粒并熔化晶粒尖角, 使平均晶粒尺寸和形状因子降低, 液相增加。另一方面晶粒合并生长机制使平均晶粒尺寸增大, 液相较少。等温温度升高至 920 °C 时, 晶粒尺寸、形状因子及液相率均随之增大。观察相同等温温度时, 轴套不同位置处的平均晶粒尺寸、形状因子及液相率, 可以发现, 在 920 °C 时, 位置 1 和位置 2 (轴套中上部位) 相对位置 3 和位置 4 (轴套中下位置处) 液相率偏高。这是因为等温温度过高导致液相析出增多, 且析出液相随反挤压从下往上流动, 从而导致液相在轴套中上部分聚集。综上所述, 在 900 °C 时, 组织固、液相分布较为均匀, 晶粒尺寸和形状因子也最小。

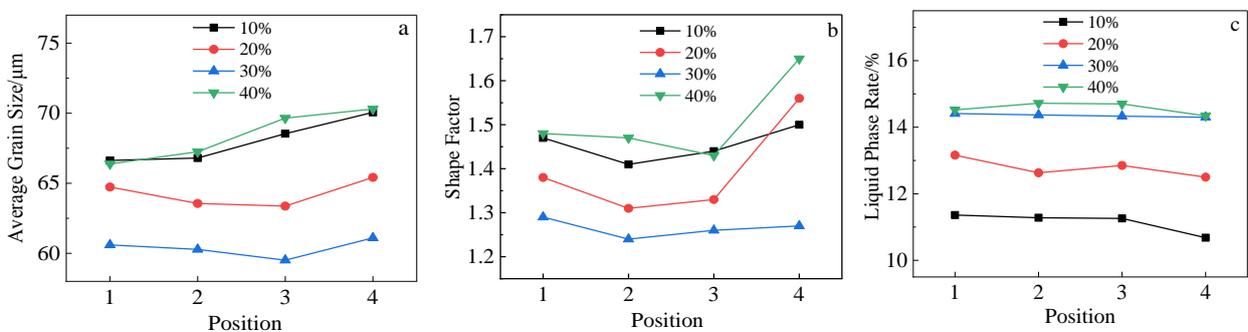


图 7 冷轧变形量与半固态铜合金组织特征的关系

Fig.7 Relationship between semi-solid copper alloy microstructure and cold rolling deformations: (a) average grain size, (b) shape factor, and (c) liquid phase ratio

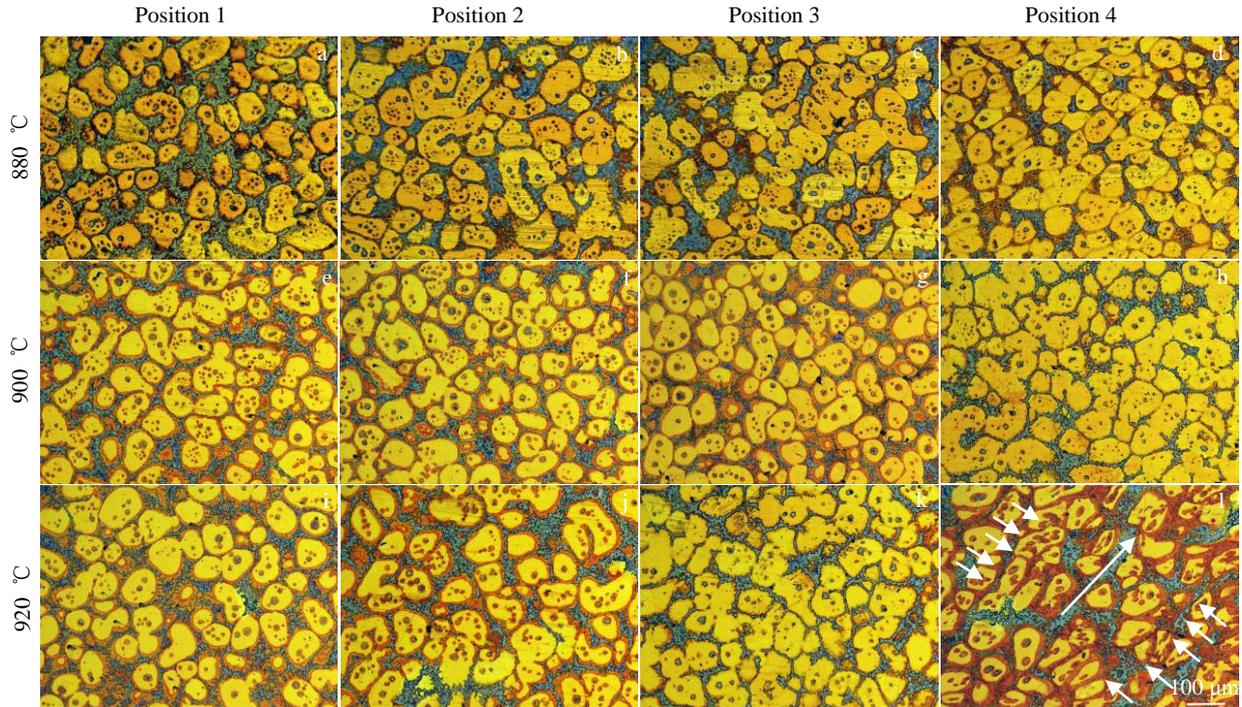


图 8 不同等温温度时半固态铜合金不同位置的微观组织

Fig.8 Microstructures of different positions of semi-solid copper alloy at different isothermal temperatures (300%/20 min)

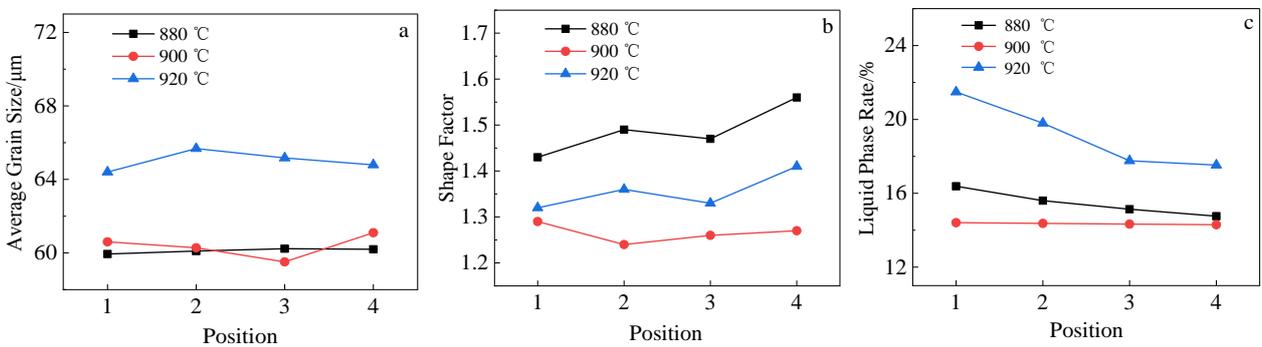


图 9 等温温度与半固态铜合金组织特征的关系

Fig.9 Relationship between microstructure characteristics of semi-solid copper alloy and isothermal temperature: (a) average grain size, (b) shape factor, and (c) liquid phase ratio

采用冷轧-等温处理应变诱导熔化激活法得到半固态浆料，并制备成形件。等温温度的变化会改变制备的半固态浆料组织形态，从而影响成形件的组织。选择的温度要大于合金的固相线，而温度过高又会导致组织中液相较多。温度在 920 °C 时，晶粒的平均尺寸增加并且数量减少，液相率显著增大。挤压过程中由于挤压作用，组织形态会发生相应的改变，主要表现在组织的固液相分布变化。在反挤压的半固态铜合金轴套零件的不同部位，其表现形式不一样。由于反挤压的方式，导致沿着轴套纵向位置 1 到位置 4 组织

中液相含量逐渐减少，固相组织的分布逐渐紧密。如图 10 所示，挤压作用导致沿流动方向的晶粒受到横向的挤压力，使半固态组织中的固、液两相的流动机制逐渐从固液协同流动(FLS)向固相晶粒塑性变形(PDS)转变，形成在位置 4 (轴套底部)处产生图 8I 所示的液相通道和晶粒组织压缩变形。

2.4 等温时间对半固态反挤压铜合金组织形态的影响

图 11 为 900 °C 下分别等温 15、20、25 min 半固态反挤压铜合金轴套零件不同位置的微观组织。从整体上看，等温时间在 15~20 min 时，组织晶粒基本呈

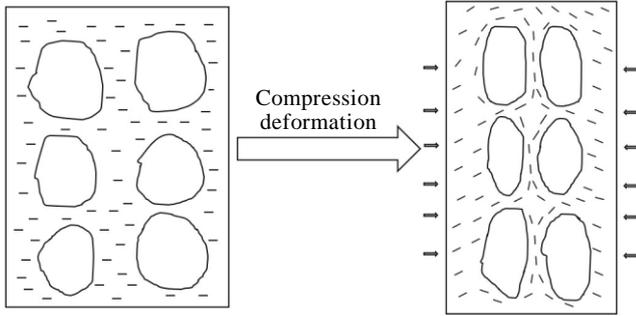


图 10 固液流动机制演变示意图

Fig.10 Schematic diagram of evolution of solid-liquid flow mechanism

现近球形，固液相分布均匀。当等温时间 25 min 时，液相大量析出，晶粒互相吞并长大，晶粒球化效果降低。相同等温时间下，轴套不同位置处的组织形态无明显差别。

图 12 为不同等温时间下半固态铜合金不同部位的液相率、平均晶粒尺寸和形状因子的规律变化。由图 12 可以看出，随着等温时间的增加，晶粒尺寸先缓慢增大后迅速增大，形状因子和液相率均先减小后增

大。在等温 20 min 时，组织晶粒尺寸与 15 min 时相差不大，形状因子却显著降低（越接近 1），组织分布较为均匀，零件各位置处液相率变化不明显。故等温温度取 20 min 时，组织晶粒形态最佳。

等温时间与等温温度对晶粒组织的影响大体趋势相似。晶粒组织在等温处理过程中发生的形态变化主要受晶粒长大机制和熔化机制的共同影响，而这 2 种机制又受等温时间和等温温度共同作用。当等温时间较短时，组织吸收能量较少，初生固相晶粒的长大和蠕虫状晶粒的熔化不充分，会造成晶粒球化效果较低。液相率较低又会使组织存在互相粘结的情况。随着等温时间的增加，晶粒熔化机制和长大机制共同作用。组织晶粒被液相切割开形成较好的组织形态，而过长的等温时间会导致初生固相晶粒快速吞并长大和小晶粒熔化，造成了组织中固相颗粒形状不均匀且液相的聚集，如图 11i~11l，降低了组织的均匀性。

2.5 冷轧等温处理工艺对半固态反挤压铜合金力学性能的影响

图 13 为不同冷轧等温处理工艺半固态反挤压 CuSn10P1 铜合金力学性能。由图 13a 可知，随着变形量逐渐增加，抗拉强度表现出先增大后降低，延伸率则先减小后增大的变化规律。一方面，晶粒随着变形

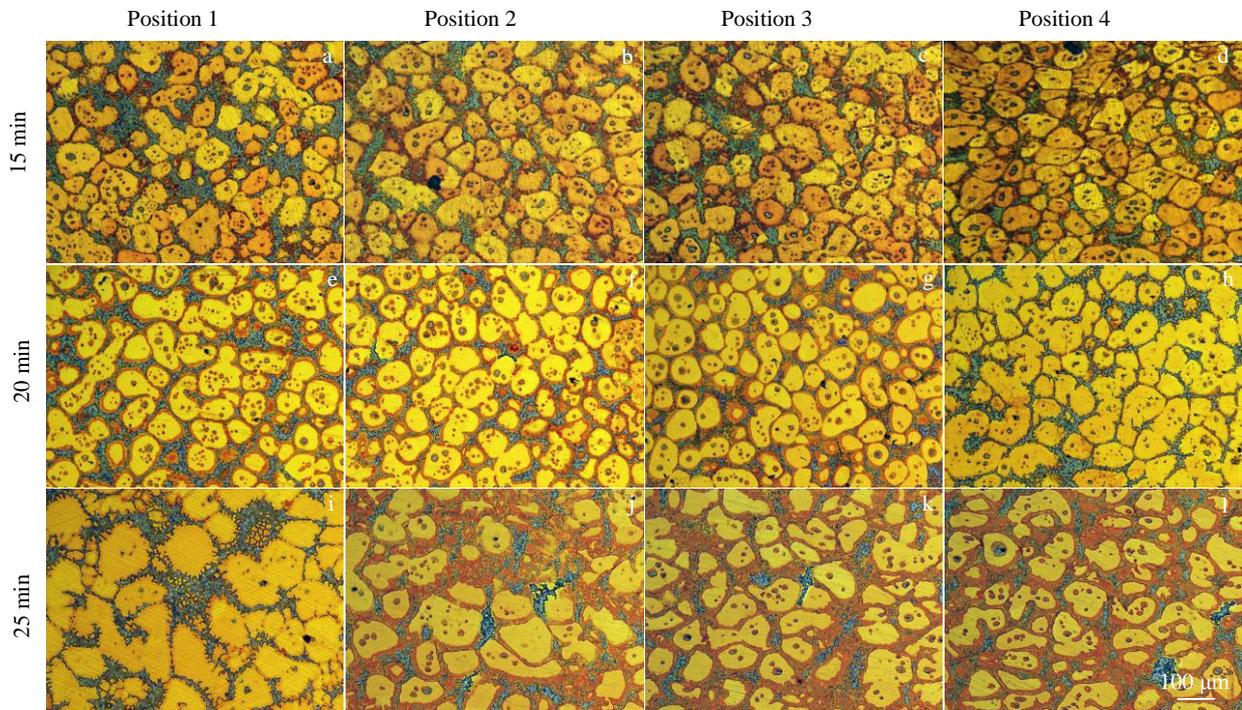


图 11 不同等温时间半固态铜合金轴套不同位置的微观组织

Fig.11 Microstructures of different positions of semi-solid copper alloy bushings at 900 °C for different isothermal time

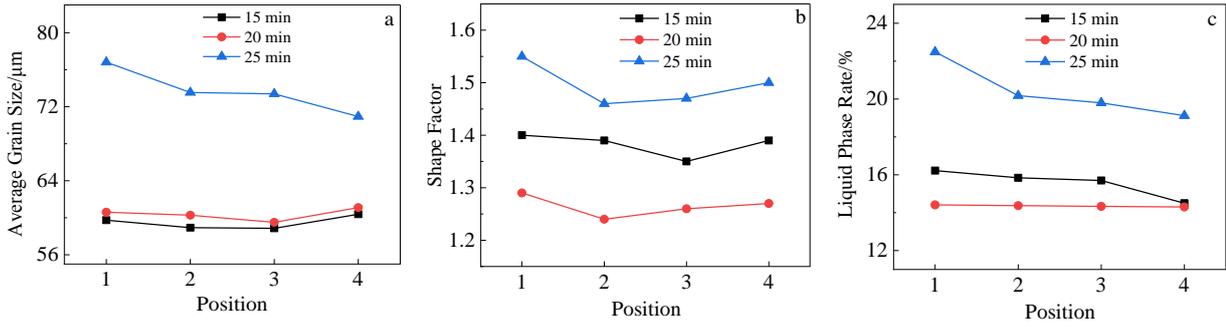


图 12 等温时间与半固态铜合金组织特征的关系

Fig.12 Relationship between semi-solid copper alloy microstructure and holding time: (a) average grain size, (b) shape factor, and (c) liquid phase ratio

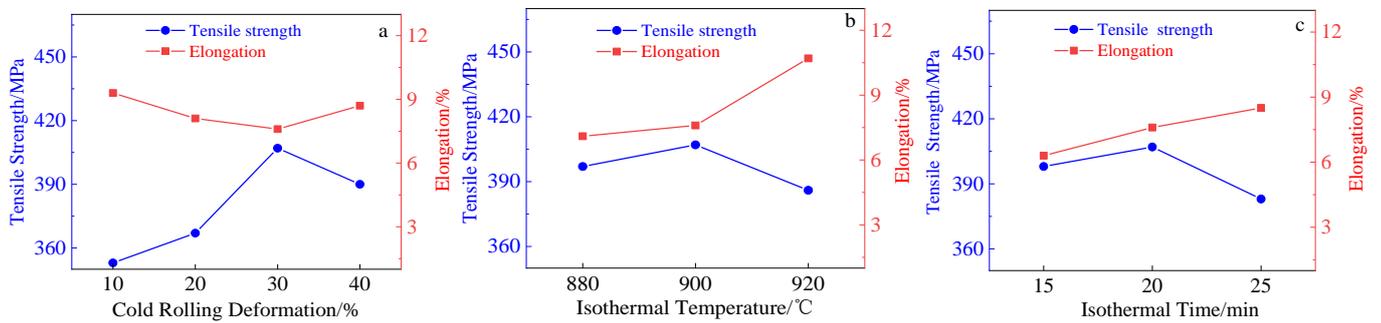


图 13 冷轧等温处理工艺条件对铜合金抗拉强度和延伸率的影响

Fig.13 Effects of cold rolling isothermal treatment process conditions on the tensile strength and elongation of copper alloys: (a) cold rolling deformation, (b) isothermal temperature, and (c) isothermal time

量的增加而得到细化，造成材料抗拉强度的增大。另一方面，变形量的增加也使位错密度的增加阻碍了晶体的滑移，因此出现材料抗拉强度升高、延伸率减小的现象，即加工硬化。而变形量过大时，在等温处理过程中，晶粒组织发生动态回复和再结晶的速率加快，组织出现再结晶软化现象，使得材料抗拉强度降低，延伸率升高^[24]。由图 13b 和 13c 可知，等温温度的增加以及等温时间的延长，均使得抗拉强度先升高后降低，而延伸率则一直增大，这与晶粒的球化效果和组织固、液相分布密切相关。过高或过低的等温温度和时间均会使晶粒球化效果不佳，固液相分布不均，半固态骨架结构不稳定，从而抗拉强度降低。而过高的等温温度和时间时，固相晶粒 $\alpha\text{-Cu}$ 合并长大，由于该固相晶粒属于软化相，故延伸率继续升高。综上分析可知，在变形量 30%、等温处理温度 900 $^{\circ}\text{C}$ 、等温 20 min 时，半固态反挤压 CuSn10P1 铜合金晶粒尺寸较小、球化效果最佳，固-液两相分布最均匀，使得轴套零件的综合力学性能最好，此时抗拉强度为 407 MPa、延伸率为 7.6%。

图 14 为半固态反挤压铜合金不同工艺条件下的拉伸断口形貌。如图 14a 所示，当变形量 10%、等温温度 900 $^{\circ}\text{C}$ 、等温时间 20 min 时，拉伸断口中存在被直接拉出来的固相晶粒形成的小凸包，该状态下断裂方式主要为沿晶断裂。如图 14b、14c 和 14d 所示，当变形量分别为 20%、30% 和 40%，等温温度 900 $^{\circ}\text{C}$ 、等温时间 20 min 时，拉伸断口中均出现韧窝和解理平台，韧窝深度较浅，同时存在许多河流花样，此时的断裂方式判断为准解理断裂。如图 14e 所示，当变形量为 30%、等温温度为 900 $^{\circ}\text{C}$ 、等温时间为 15 min 时，拉伸断口形貌中出现解理平台和裂纹，存在较少且浅的韧窝，并有河流花样的出现，此时断裂方式主要为解理断裂。如图 14f 所示，当变形量为 30%、等温处理温度为 900 $^{\circ}\text{C}$ 、等温时间为 25 min 时，拉伸断口形貌中既有光滑平整的断裂面也存在较浅韧窝的区域。其中平整面主要是在液相较多区域产生，而固相组织区域则会出现韧窝，说明固相颗粒属于较软的相，此时断裂方式判断为解理断裂和韧性断裂的混合。如图 14g 所示，当变形量为 30%、等温处理温度为

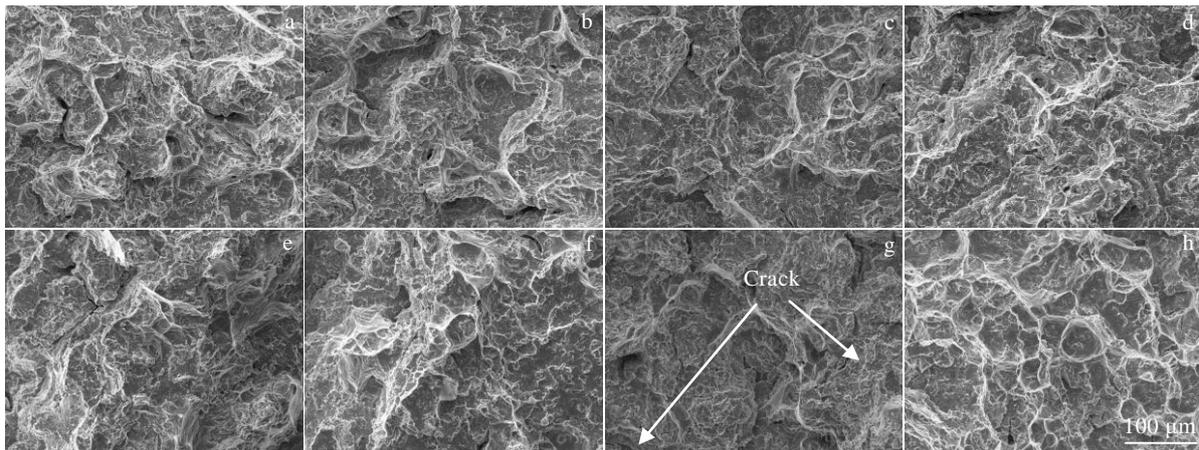


图 14 不同冷轧等温处理工艺条件下铜合金拉伸断口形貌

Fig.14 Tensile fracture morphologies of copper alloy under different remelting process conditions: (a)10%/900 °C/20 min; (b)20%/900 °C/20 min; (c)30%/900 °C/20 min; (d)40%/900 °C/20 min; (e)30%/900 °C/15 min; (f)30%/900 °C/25 min; (g)30%/880 °C/20 min; (h)30%/920 °C/30 min

880 °C、等温时间为 20 min 时，拉伸断口形貌中存在解理平台和河流花样两者交错分布，还出现了微裂纹，裂纹主要是在拉伸时固相颗粒脱离液相形成，裂纹的扩展最终形成沿晶断裂，该状态下材料的断裂方式判断为准解理断裂。如图 14h 所示，当变形量为 30%、等温处理温度为 920 °C、等温时间为 20 min 时，拉伸断口形貌中存在大而多的韧窝，材料的韧性明显得到较大提高，此状态下断裂方式判断为韧性断裂。

随变形量的增加，材料断裂形式由沿晶断裂逐渐转变为准解理断裂；随等温时间的延长，材料断裂形式由解理断裂转变为解理断裂与韧性断裂的混合；随等温温度的升高，材料断裂形式由解理断裂转变为韧性断裂。综上所述，材料在变形量为 30%、等温处理温度为 920 °C、等温时间为 20 min 时，材料断裂形式为韧性断裂。

3 结论

1) 对半固态 CuSn10P1 铜合金进行触变反挤压成形试验，通过合理的参数控制，可获得组织固、液分布均匀、晶粒细小且球化效果较佳、力学性能优良的零件产品。

2) 较高和较低的变形量均会使晶粒发生粘结现象，导致晶粒粗大且成形件的力学性能不佳；等温处理过程中，较高的等温温度和较长的等温时间均会使晶粒长大机制占据主导，使得晶粒长大，成形件力学性能降低。

3) 当变形量 30%，等温处理温度 900 °C，等温

20 min 时，半固态反挤压 CuSn10P1 铜合金轴套零件组织的晶粒尺寸较小，球化效果最佳，固-液两相分布最均匀，轴套零件综合力学性能最好。

参考文献 References

- [1] Flemings M C. *Metallurgical Transactions B*[J], 1991, 22(3): 269
- [2] Spencer D B, Mehrabian R, Flemings M C. *Metallurgical Transactions*[J], 1972, 3(7): 1925
- [3] Feng J, Zhang D, Hu H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 800: 140 204
- [4] Fan L L, Zhou M Y, Zhang Y *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 154: 116
- [5] Chen G, Zhang S, Zhang H M *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2018, 259: 88
- [6] Jiang J F, Liu Y Z, Xiao G F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 831: 154 748
- [7] Chen Q, Meng Y, Yi Y S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 774: 93
- [8] Esgandari B A, Nami B, Shahmiri M *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(9): 2518
- [9] Meng Y, Chen Q, Sumio S *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 247: 192
- [10] Atkinson H V. *Progress in Materials Science*[J], 2005, 50(3): 341
- [11] Young K P, Kerkwood D H. *Metall Mater Trans A*[J], 1975, 6(1): 197
- [12] Wan Zhengdong(万正东). *Thesis for Master*(硕士论文)[D].

- Nanchang: Nanchang University, 2010
- [13] Wu Longbiao(吴龙彪). *Thesis for Master(硕士论文)*[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2014
- [14] Liu Yong(刘勇), Yang Xiangjie(杨湘杰), Lu Deping(陆德平) *et al. Materials for Mechanical Engineering(机械工程材料)*[J], 2006, 30(2): 51
- [15] Hu H L, Xiao H, Wang J *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(5): 1193
- [16] Youn J I, Kim Y J. *Solid State Phenomena*[J], 2006, 116-117: 730
- [17] Cao M, Wang Z, Zhang Q *et al. Journal of Alloys And Compounds*[J], 2017, 715: 413
- [18] Cao M, Zhang Qi, Huang K *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2020, 42(7): 19
- [19] Jia L, Lin X, Xie H *et al. Materials Letters*[J], 2012, 77: 107
- [20] Liu X F, Luo J H, Wang X C *et al. Progress in Natural Science: Materials International*[J] 2013, 23: 94
- [21] Motegi T. *Journal of Japan Foundry Engineering Society*[J], 2011, 83: 285
- [22] Chen Zebang(陈泽邦), Xiao Han(肖寒), Li Naiyong(李乃拥) *et al. Chinese Journal of Materials Research(材料研究学报)*[J], 2018, 32(1): 73
- [23] Li Naiyong(李乃拥), Xiao Han(肖寒), Xiong Chi(熊迟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2018, 47(9): 211
- [24] 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(2): 531

Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Semi-Solid Thixotropic Reverse Extrusion Tin Bronze

Zhang Xiongchao, Chen Lei, Xiao Han, Zhou Yuhang, Chen Hao, Duan Zhike

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

Abstract: In this paper, CuSn10P1 copper alloy was formed by semi-solid thixotropic reverse extrusion. The effects of cold rolling deformation, isothermal temperature and isothermal time on microstructure evolution and mechanical properties of CuSn10P1 copper alloy were studied. The results show that the liquid phase segregation phenomenon in semi-solid copper alloy can be effectively improved by thixotropic reverse extrusion, and the cold rolling deformation and isothermal treatment process have a great influence on the microstructure and mechanical properties of semi-solid thixotropic reverse extrusion tin bronze. With the increase of cold rolling deformation, the average grain size decreases first and then increases, and the tensile strength increases first and then decreases. With the increase of isothermal temperature and the extension of isothermal time, the grain size increases gradually, and the tensile strength of the formed parts increases first and then decreases. Under the conditions of cold rolling deformation of 30%, isothermal temperature of 900 °C and isothermal time of 20 min, the microstructure and properties of CuSn10P1 copper alloy formed by semi-solid thixotropic reverse extrusion are better and all parts are uniform. The tensile strength of the formed parts is 407 MPa, and the elongation is 7.6%.

Key words: copper alloy; semi-solid; thixotropic reverse extrusion; microstructure evolution; 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, E-mail: kmxh@kust.edu.cn