

热处理时间对 CuSn20P1 合金组织及性能的影响

张 浩 周荣锋 李永坤 霍定东 李 尧 王 蕾
(昆明理工大学材料科学与工程学院, 昆明 650093)

摘 要 采用熔体约束诱导形核装置制备半固态 CuSn20P1 合金浆料, 挤压成形制备高体积分数包晶相的铸件, 研究了热处理时间对铸件成分、显微组织及性能的影响。结果表明, 进行短时热处理有利于增加包晶相含量, 改善 CuSn20P1 合金晶间偏析及提高合金性能。随热处理时间延长, 初生 α -Cu 相平均晶粒尺寸呈先减小后增大的趋势, 而包晶相含量和初生 α -Cu 相形状因子呈先增加后降低的趋势。当短时热处理时间为 5 min 时, 综合性能最佳, 此时包晶相含量约为 62.4%, 铸件的抗拉强度和伸长率分别达到 489.5 MPa 和 6.1%, 较未热处理时铸件性能相比分别提高了 45.9%、1 286.4%。

关键词 CuSn20P1 合金; 热处理; 显微组织; 性能; 半固态成形

中图分类号 TG146.1⁺1; TG166.2; TG113.12

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.H20240020

Effects of Heat Treatment Duration on Microstructure and Properties of CuSn20P1 Alloy

ZHANG Hao, ZHOU Rongfeng, LI Yongkun, HUO Dingdong, LI Yao, WANG Lei

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

Abstract: Semi-solid CuSn20P1 alloy slurry was prepared by melt enclosed cooling slope channel device, and castings with high volume fraction of peritectic phase were fabricated by squeezing casting. The effects of heat treatment duration on microstructure, element distribution, microhardness and properties of castings were investigated. The results indicate that short-term heat treatment can increase the peritectic phase content, improve the intergranular segregation of CuSn20P1 alloys and enhance properties. With heat treatment prolonging, the average grain size of primary α -Cu phase is decreased firstly and then increased, while the peritectic phase content and shape factor of primary α -Cu phase are increased firstly and then decreased. The comprehensive properties reach optimal after heat treatment for 5 min, where the peritectic phase content is 62.4%, and the tensile strength and elongation of components reach 489.5 MPa and 6.1%, which are increased by 45.9% and 1 286.4%, respectively, compared with those of ones without heat treatment.

Key Words: CuSn20P1 Alloy, Heat Treatment, Microstructure, Properties, Semi-solid Forming

高 Sn 铜合金具有较高的强度和耐腐蚀性, 被广泛用于航海和汽车等领域^[1-3]。由于 Sn 易产生严重偏析, 采用传统铸造方法生产易导致铸件显微组织分布不均匀和性能低, 严重制约了其工业应用^[4-6]。因此, 改善 Sn 元素分布, 获得组织均匀及性能较高的高 Sn 铜合金产品非常重要。

半固态加工技术^[7]结合了传统锻造方法和铸造方法的优点, 可以生产出结构复杂且具有优异力学性能的零件。姜巨福等^[8]采用再结晶重熔法制备 AlSi7Mg 合金, 研究压缩温度、压缩量和半固态等温处理温度、

保温时间对其组织的影响。万正东^[9]和程琴等^[10]采用剪切低温浇注制浆方法制备了 Cu-Ca 合金半固态浆料, 研究制浆工艺参数及等温处理对合金显微组织的影响。左世斌^[11]采用冷却斜槽法制备 CuPb10 合金半固态浆料, 在浇注温度为 650 °C、斜槽长度为 70 mm 和斜槽角度为 35°时可制备近球晶且尺寸细小的半固态浆料。李银华等^[12]在 Gleeble-1500D 热力模拟试验机上对 Cu-Ni-Si-P 合金和 Cu-Ni-Si-Ag 合金进行等温半固态压缩试验, 发现变形速率越小、变形温度越高, 合金内部越容易发生动态再结晶; 变形温度越高, 合金内

收稿日期: 2024-10-10; 修订日期: 2024-11-01

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52205373)

第一作者简介: 张浩, 男, 2000 年出生, 硕士研究生, E-mail: 1714687293@qq.com

通信作者: 李永坤, 男, 1989 年出生, 副教授, E-mail: liyongkun@kust.edu.cn

引用格式: 张浩, 周荣锋, 李永坤, 等. 热处理时间对 CuSn20P1 合金组织及性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(9): 1 411-1 416.

ZHANG H, ZHOU R F, LI Y K, et al. Effects of heat treatment duration on microstructure and properties of CuSn20P1 alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(9): 1 411-1 416.

部的动态再结晶越多,组织越均匀细小。张岩峰^[13]采用转棒诱导形核法制备低固相 CuSn10 合金半固态浆料并制备法兰铸件。发现半固态浆料中较低的固相率,充型时固液实现协同流动,制备的法兰件各部位显微组织比较均匀。铜合金半固态成形技术可以细化显微组织和改善分布的均匀性等,但采用此技术调控合金凝固过程中相变的研究报道较少。

本研究采用熔体约束诱导形核装置^[14]制备 CuSn20P1 合金半固态浆料并进行流变挤压成形,制备高体积分数包晶相的铸件,研究短时热处理时间对 CuSn20P1 合金显微组织及性能的影响,旨在为制备高力学性能的高 Sn 铜合金铸件提供参考。

1 试验材料与方法

试验采用商业连铸 CuSn20P1 合金圆棒($\phi 80\text{ mm}\times 1\text{ 000 mm}$),其具体合金成分见表 1。试验流程示意图见图 1。取 5 kg 左右 CuSn20P1 合金在 SYZ-15 中频感应炉中至 1 000 °C 熔化,随后空冷至 920 °C,采用熔体约束诱导形核装置制备半固态浆料 CuSn20P1 合金半固态流变挤压铸造流程见图 1,所制备半固态浆料温度约为 850 °C。然后挤压成形(挤压压力为 130 MPa、充型速率为 21 mm/s)制备成 $\phi 90\text{ mm}\times 200\text{ mm}$ 的铸件,最后将铸件在 700 °C 下进行短时热处理并采用快速水冷方式进行冷却。

表 1 CuSn20P1 合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of CuSn20P1 alloy %

w_B			
Cu	Sn	P	其他微量元素
78.6	19.92	0.70	0.78

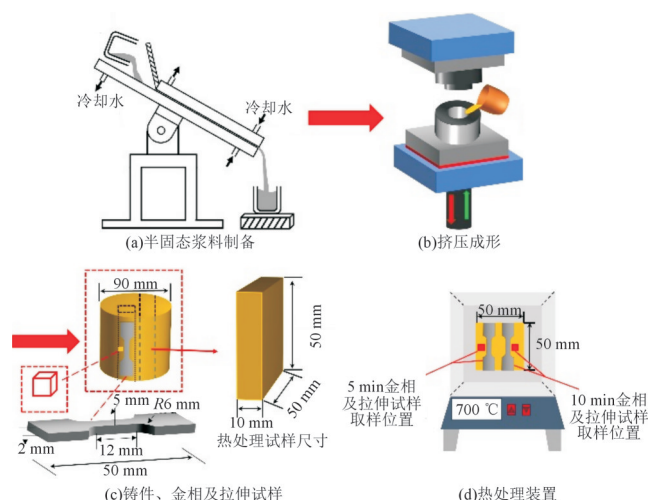


图 1 CuSn20P1 合金半固态流变挤压铸造流程图

Fig.1 Flow chart of semi-solid reho-squeeze casting of CuSn20P1 alloy

金相试样尺寸为 10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 10 mm,试样分别经过 280、400、600 和 800 目砂纸粗磨后,依次采用 2.5、0.5 μm 的金刚石抛光膏抛光。采用 SEM5000 扫描电镜观察其显微组织。采用 KLA-Tencor Nano Indenter G200 纳米压痕仪测试试样的显微硬度和弹性模量。拉伸性能测试由 Z150 万能电子拉伸试验机以 1 mm/min 的拉伸速度进行测试,每个工艺参数测试 3 个试样,取平均值,拉伸试样尺寸见图 1c。

2 试验结果与分析

2.1 物相分析

图 2 为不同热处理时间下 CuSn20P1 合金的 XRD 图。可以看出,未热处理时铸件的显微组织由初生 α -Cu 相、包晶 β -Cu_{5.6}Sn 相、 δ -Cu₄₁Sn₁₁ 相和 Cu₃P 相构成。经过 5 min 和 10 min 热处理后, δ -Cu₄₁Sn₁₁ 相的峰明显减弱,仅存有少量强度微弱的峰。从图 2b 可知,铸件经短时热处理后,主峰的双峰结构更加明显,包晶 β -Cu_{5.6}Sn 相含量有所增加。表明短时热处理可以促进 Sn 元素快速扩散,Sn 从硬脆 δ -Cu₄₁Sn₁₁ 相扩散进入初生 α -Cu 相,促使部分初生 α -Cu 相转变成包晶 β -Cu_{5.6}Sn 相,使显微组织由未热处理时的($\alpha+\beta+\delta+\text{Cu}_3\text{P}$)相逐渐转变为($\alpha+\beta+\text{Cu}_3\text{P}$)相。硬脆 δ -Cu₄₁Sn₁₁ 相含量降低和与基体有半共格界面关系的包晶 β -Cu_{5.6}Sn 相含量增加,有利于提高合金的综合性能。

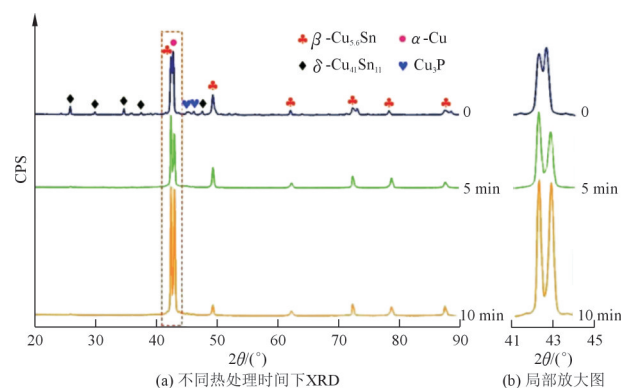


图 2 CuSn20P1 合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of CuSn20P1 alloy

2.2 热处理时间对 CuSn20P1 合金显微组织的影响

不同热处理时间下 CuSn20P1 合金显微组织见图 3。可以看出,未热处理时初生 α -Cu 相呈不规则形,且晶粒尺寸较大,呈枝晶状或花瓣状,并且存在较多的硬脆 δ 相(见图 3a)。施加 5 min 短时热处理后,合金硬脆 δ 相明显减少,初生 α -Cu 晶粒圆整度明显提高,并且初生 α -Cu 较未热处理试样相比,其晶粒尺寸发生明显减小,分布也更加均匀(见图 3b)。随热处理时间延长至

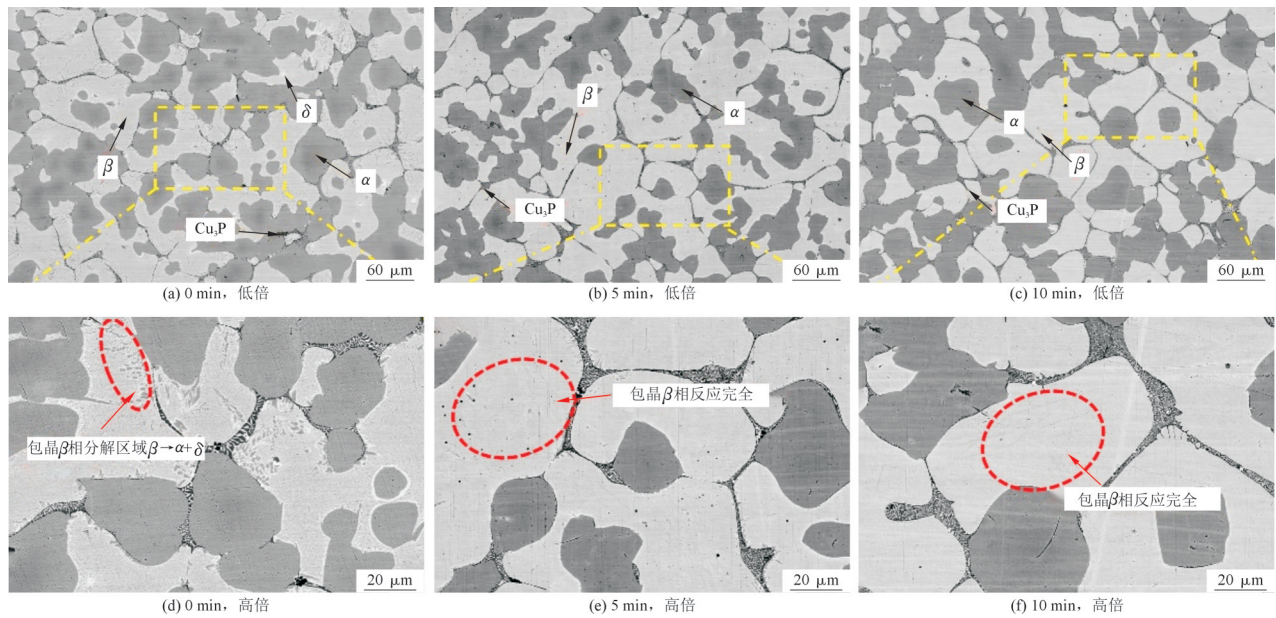


图3 不同热处理时间下 CuSn20P1 合金显微组织

Fig.3 Microstructure of CuSn20P1 alloy heat treated for different durations

10 min, 初生 α -Cu 相出现明显长大。从局部放大图中可知, 未热处理时铸件显微组织内包含很多细小的 α -Cu 及白色点状 δ 相, 这是冷却过程中包晶 β 相不稳定发生分解所形成的 (见图 3d)。而在 5、10 min 试样中未出现此现象, 表明在 700 $^{\circ}\text{C}$ 下施加短时热处理, 可以促进 Sn 元素由 δ 向 α 内扩散形成 β 相, 抑制 β 相的分解 (见图 3e 和图 3f)。

不同热处理时间下包晶 β 相含量见图 4。可以看出, 施加短时热处理后, 包晶 β 相在显微组织中的含量呈现先增大后减小的趋势。5 min 时试样中包晶 β 相含量约为 62.42%, 较未热处理试样增加了 7.8%。原因可能是短时热处理消除了大部分硬脆 δ 相, 促进 Sn 元素均匀分布。随着热处理时间增加至 10 min, 包晶 β 相含量呈现降低趋势, 这可能是由于包晶 β 相内 Sn 含量高于初生 α 相, 在浓度梯度的作用下, 较长时间的热处理促使 Sn 元素从包晶 β 相扩散至初生 α 相, 引起初生 α 相长大和包晶 β 相分解。综合对比, 施加短时热处理可以

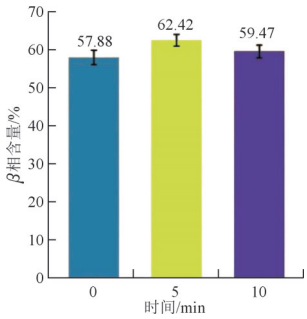


图4 不同热处理时间下 CuSn20P1 合金中 β 相含量统计图
Fig.4 Statistics of β phase content in CuSn20P1 alloy heat treated for different durations

有效减少硬脆晶间 δ 相含量, 促进包晶 β 相生成。

不同热处理时间下初生 α -Cu 相的平均晶粒尺寸和形状因子见图 5。可以看出, 随着热处理时间延长, 初生 α -Cu 相的形状因子呈现先增大后减小趋势, 平均晶粒尺寸则呈先减小后增大趋势。未施加热处理时, 初生 α -Cu 相的形状因子约为 0.51, 平均晶粒尺寸约为 36.56 μm 。当施加 5 min 热处理时, 初生 α -Cu 相的形状因子增大至 0.60, 平均晶粒尺寸减小至 28.06 μm 。原因可能是在 700 $^{\circ}\text{C}$ 下进行保温, Sn 元素在浓度梯度作用下由高 Sn 的 δ 相向初生 α -Cu 相内扩散, 而在枝晶臂或玫瑰晶臂处易产生富集, 在 Sn 元素的浸润下发生缩颈和球化, 导致 α -Cu 相平均晶粒尺寸减小和圆整度提高。当热处理时间延长至 10 min 时, Ostwald 熟化机制起主导作用, 大的初生 α -Cu 相合并小的晶粒而长大, 并开始出现团聚^[15], 引起初生 α -Cu 相平均晶粒尺寸增加。

不同热处理时间下 CuSn20P1 合金元素分布见图 6。可以看出, 经短时热处理后 Sn 元素分布更加均匀,

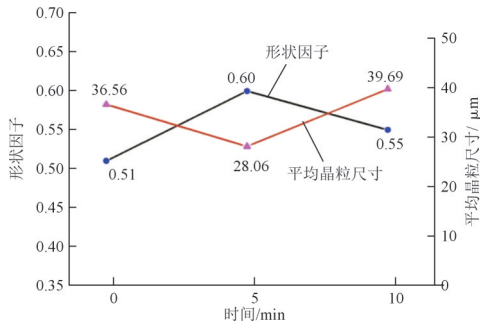


图5 不同热处理时间下初生 α -Cu 相平均晶粒尺寸及形状因子
Fig.5 Average grain size and shape factor of primary α -Cu phase under different heat treatment durations

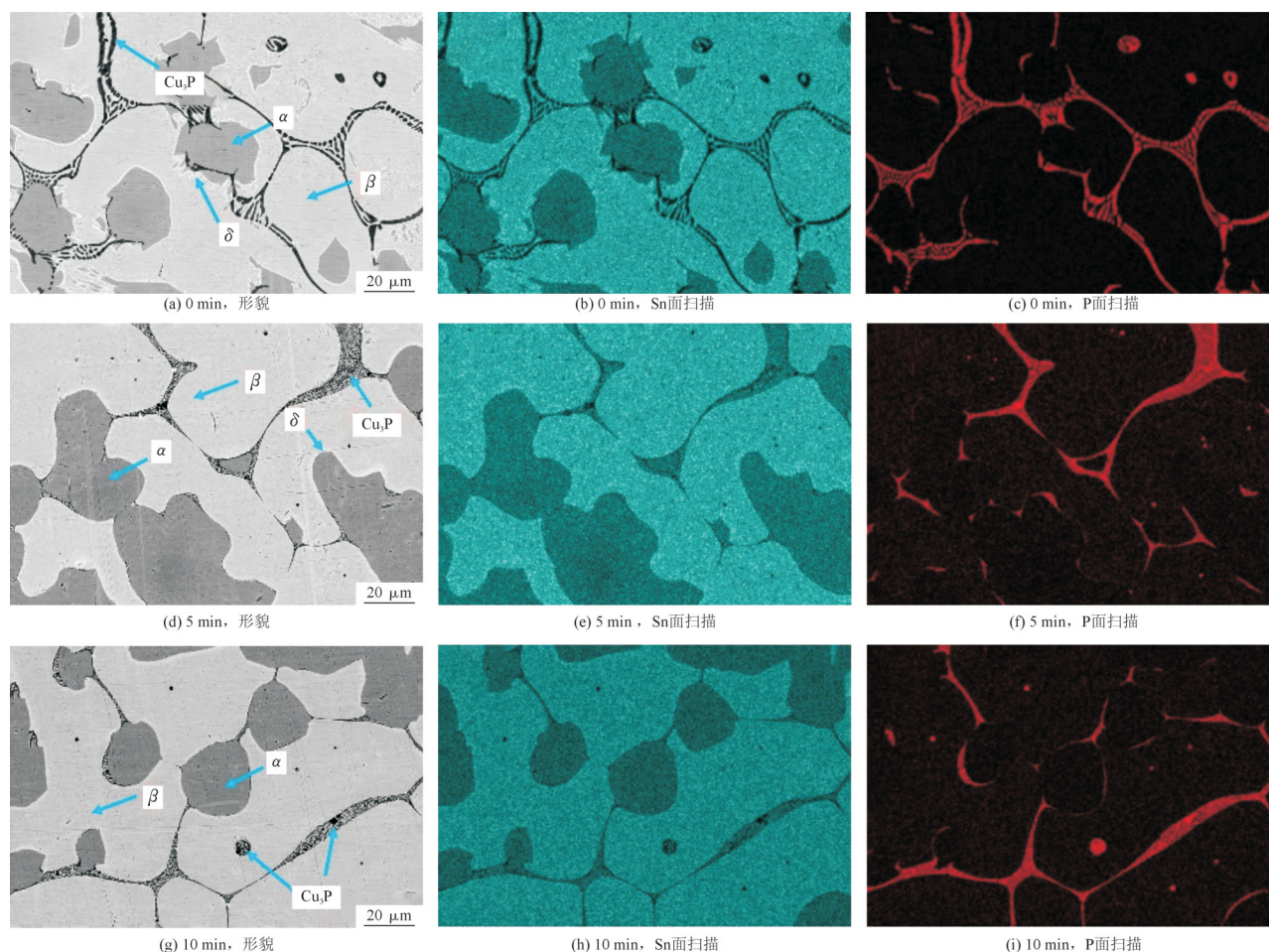


图 6 不同热处理时间下 CuSn20P1 合金的形貌和元素分布

Fig.6 Morphologies and element distribution of CuSn20P1 alloy heat treated for different durations

初生 α -Cu 相的圆整度显著提高。未热处理时,初生 α -Cu 相周围存在一圈厚度较薄的高 Sn 硬脆 δ -Cu₄₁Sn₁₁ 相, P 元素形成片层状的 Cu₃P 相,在变形过程中 δ -Cu₄₁Sn₁₁ 相和 Cu₃P 相都易成为裂纹源而导致零件失效(见图 6b 和图 6c)。但经短时热处理(5 min 和 10 min)后,由于 Sn 元素的扩散,初生 α -Cu 相周围的高 Sn 含量 δ -Cu₄₁Sn₁₁ 相基本消失(见图 6e、图 6h)。另外,Cu₃P 相形貌由细条状逐渐转变为点状,而 P 元素的均匀分布可极大提高 CuSn20P1 合金的耐磨性(见图 6f、图 6i)^[16]。

2.3 不同热处理时间对 CuSn20P1 合金性能影响

热处理时间对流变成形 CuSn20P1 合金铸件弹性模量和显微硬度的影响见图 7。可以看出,随热处理时间延长,弹性模量与显微硬度均呈现先降低后增加的趋势。原因可能是随热处理时间延长至 5 min, Sn 元素在浓度梯度作用下,由 δ 相扩散至包晶 β 相及初生 α 相内,导致晶间硬脆 δ 相减少,使试样的弹性模量与显微硬度发生快速下降。而随热处理时间增加至 10 min, Sn 元素进一步扩散,初生 α 相和包晶 β 相内 Sn 含量进一步增加,固溶强化作用逐渐显现,杨氏模量和显微硬度有所增加。

因此,短时保温处理可以降低 CuSn20P1 合金的硬度及弹性模量,有利于改善 CuSn20P1 合金的塑性变形能力。

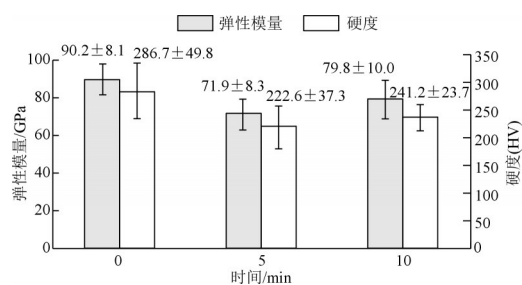


图 7 不同热处理时间下 CuSn20P1 合金的弹性模量和显微硬度
Fig.7 Elasticity modulus and microhardness of CuSn20P1 alloy heat treated for different durations

图 8 为不同热处理时间下铸件的室温力学性能。可以看出,铸件的抗拉强度和伸长率随热处理时间延长均呈现先增大后降低的趋势。未热处理铸件的抗拉强度和伸长率分别为 335.4 MPa 和 0.44%;施加短时热处理后,铸件的抗拉强度和伸长率均显著提高。热处理 5 min 时,铸件的综合性能最佳,抗拉强度和伸长率分别达到 489.5 MPa 和 6.1%,较未热处理铸件的性能分别提升了 45.9% 和 1 286.4%。原因可能是未热处理

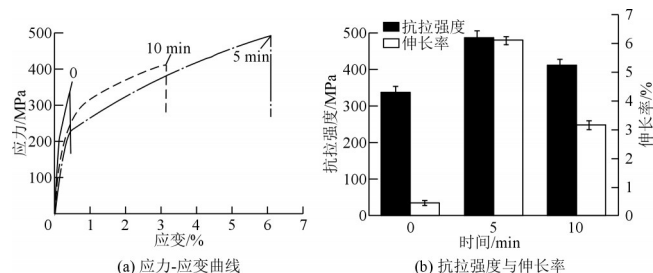


图 8 不同热处理时间下 CuSn20P1 合金的力学性能

Fig.8 Mechanical properties of CuSn20P1 alloy heat treated for different durations

铸件在水淬过程中存在较大的内应力,且变形过程中易在硬脆 δ -Cu₄₁Sn₁₁相和 Cu₃P 相中形成裂纹,导致铸件快速失效。但短时热处理有利于消除铸件内部存在的淬火内应力^[17],同时促进 Sn 元素扩散而改善局部偏析现象,减少晶间硬脆 δ -Cu₄₁Sn₁₁相含量,增加与基体存在半共格界面的包晶 β -Cu_{5.6}Sn 相体积分数,变形过程

中可以有效阻碍位错的运动和裂纹扩展,显著提升合金的抗拉强度和塑性^[17]。当热处理时间达到 10 min 时,虽然内应力和硬脆 δ -Cu₄₁Sn₁₁相得到进一步降低,但初生 α -Cu 相开始长大,包晶 β -Cu_{5.6}Sn 相含量降低,导致合金的性能降低。

2.4 不同热处理时间下 CuSn20P1 合金断口形貌

不同热处理时间下 CuSn20P1 合金拉伸试样断口形貌见图 9。可以看出,未热处理试样内部存在较大的内应力,在拉伸过程中易形成裂纹,拉伸断口呈现大裂纹和撕裂棱,表现出明显的沿晶断裂特征(见图 9a)。随热处理时间延长至 5 min,试样拉伸断口存在大量细小韧窝和撕裂棱,断裂形式为解理断裂和韧性断裂的混合型断裂(见图 9b)。当热处理时间延长至 10 min 时,拉伸断口存在河流花样和少量细小的韧窝,以解理断裂特征为主。

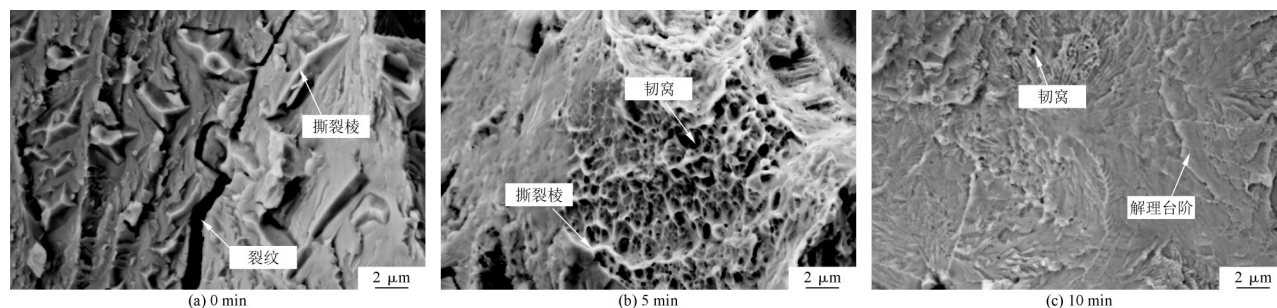


图 9 不同热处理时间下 CuSn20P1 合金的断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of CuSn20P1 alloy heat treated for different durations

3 结 论

(1)在 CuSn20P1 合金中,700 °C 下施加短时热处理可以促进 Sn 元素扩散,抑制硬脆 δ -Cu₄₁Sn₁₁相产生,提高包晶 β -Cu_{5.6}Sn 相含量。

(2)随热处理时间的延长,包晶 β -Cu_{5.6}Sn 相含量呈现先增大后减小趋势,初生 α -Cu 相的平均晶粒尺寸呈先减小后增大趋势,形状因子变化趋势与之相反。

(3)热处理时间为 5 min 时半固态挤压 CuSn20P1 合金零件获得最佳性能,此时抗拉强度和伸长率分别为 489.5 MPa 和 6.1%,较未热处理时分别提升了 45.9% 和 1 286.4%。

参 考 文 献

- [1] LI Y K, LI L, GENG B Y, et al. Microstructure characteristics and strengthening mechanism of semisolid CuSn10P1 alloys[J]. Materials Characterization, 2021, 172:110 898.
- [2] 刘培兴,刘晓璐,刘华鼎.铜与铜合金加工手册[M].北京:化学工业出版社,2008.
- [3] KOHLER F, CAMPANELLA T, NAKANISHI S, RAPPAZ M.

Application of single pan thermal analysis to Cu-Sn peritectic alloys [J]. Acta Materialia, 2008, 56 (7) :1 519-1 528.

- [4] 孙玉玲,刘兴江.电脉冲处理对铜锡合金凝固组织的影响[J].铸造技术,2014,35(3):497-499.
- [5] PETERS D T, KUNDIG K J A. Selecting copper and copper alloys, Part II : Casting products [J]. Advanced Materials and Processes, 1994, 145(6):31-37.
- [6] 王强松.铜及铜合金开发与应用[M].北京:冶金工业出版社,2013.
- [7] KIRKWOOD D H. Semi-solid metal processing [J]. International Materials Reviews, 1994, 39(5):173-189.
- [8] 姜巨福,张逸浩,刘英泽,等.RAP法制备 AlSi7Mg 合金半固态坯料研究[J].金属学报,2021,57(6):703-716.
- [9] 万正东.工艺参数对铜合金半固态浆料组织的影响研究[D].南昌:南昌大学,2021.
- [10] 程琴,郭洪民,杨相杰,等.半固态等温处理对 Cu-Ca 合金组织的影响[J].特种铸造及有色合金,2012,32(3):50-53.
- [11] 左世斌.冷却斜槽法在铝、铜基合金浆料制备方面的应用[D].辽宁大连:大连理工大学,2012.
- [12] 李银华,刘平,贾淑果,等.铜合金热变形行为研究[J].金属热处理,2008,33(8):23-32.
- [13] 张岩峰. CuSn10 合金半固态浆料转棒诱导形核法制备极其挤压铸造成形[D].昆明:昆明理工大学,2015.