

壁厚对半固态流变挤压铸造 CuSn10P1 合金 微观组织均匀性和性能的影响

何子龙^{1,3}, 周荣锋^{1,2,3}, 李永坤^{1,2,3}, 刘涛^{1,3}, 熊文韬^{1,3},
刘章兴^{1,3}, 王春建⁴, 肖寒^{1,3}

(1. 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093)

(2. 昆明理工大学 城市学院, 云南 昆明 650051)

(3. 金属先进凝固成形及装备技术国家地方联合工程实验室, 云南 昆明 650093)

(4. 昆明理工大学 分析测试研究中心, 云南 昆明 650093)

摘要: 显微组织的不均匀性影响零部件的综合性能, 而半固态成形的特性易引起零部件不同部位显微组织存在较大差异, 如何改善半固态组织均匀性是获得性能优异成形件的关键。本研究设计 4 种零件壁厚, 研究零件壁厚对流变成形件显微组织均匀性及性能的影响。结果表明: 不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件的显微组织均由 α -Cu 相、 δ -Cu₄₁Sn₁₁ 相、 β' -Cu_{13.7}Sn 相和 Cu₃P 相 4 种相构成。随着壁厚的减小, CuSn10P1 合金半固态浆料充型时固液两相协同变形能力变差, 导致了显微组织沿充型方向上的不均匀分布, 晶间组织 ($\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P}$) 逐渐呈大面积网状或者长条状且团簇聚集分布不均。初生 α -Cu 晶粒尺寸先减小后增大, 其中 10 mm 壁厚铸件初生 α -Cu 晶粒最为细小。随着壁厚减小, CuSn10P1 合金半固态挤压铸件的室温抗拉强度和延伸率均呈先增加后降低的趋势, 当壁厚为 10 mm 时性能最佳, 分别为 445.7 MPa 和 37.78%, 这主要归功于其组织均匀化、固溶强化效应和细晶强化效应。

关键词: 半固态; CuSn10P1 合金; 组织均匀性; 性能

中图分类号: TG146.1⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)11-4157-09

Cu-Sn 合金作为一种重要的工业应用合金^[1], 由于具有较高的强度和韧性、耐磨、耐腐蚀以及优良的导电性能, 被广泛用于制造轴套、叶轮和电子设备连接器等, 可以满足高速铁路、飞机、船舶中某些部件的高性能要求^[2-5]。Cu-Sn 合金虽然在某些领域具有优异的性能, 但在传统的铸造工艺中仍会产生一些缺陷^[6]。在常规铸造凝固过程中, Cu-Sn 合金铸件往往会出现粗大的树枝晶, 并且容易产生缩孔缩松、裂纹和偏析等缺陷, 导致合金的综合性能降低, 无法满足实际工业生产对其高性能的要求^[7-9]。金属半固态流变成形作为新世纪的一种近净成形技术, 将处于固液两相温度区间的金属液进行机械搅拌、电磁搅拌、控制凝固速度^[10]等处理, 制备了具有接近球形固相颗粒和一定液相的半固态浆料, 然后进行压铸、挤压成形^[11-13]。相较于传统铸造工艺, 其具有变形温度较低、模具损耗小、工艺流程短、高效低耗^[14-16]等特点。采用半固态流变成形技术可以得到高组织致密性、高精度、成

形形状复杂的精密 Cu-Sn 合金件, 不仅减少其成形缺陷提高综合力学性能^[17,18], 而且极大地改善了生产条件和环境。

在半固态流变挤压铸造过程中, 其成形件的综合力学性能与成形工艺有很大的关联。Qi^[19]等人设计了分布汇流通道 (DCC) 半固态浆料制备技术, 制备了平均粒径小于 50 μm , 形状因子 >0.8 的铝和镁合金半固态浆料, 并研究了其压铸件的微观结构、孔隙率和力学性能。Feng^[20]等人对 AZ31 镁合金进行半固态挤压成形, 发现与传统挤压铸造相比, 其形核速率更高, 组织更加均匀细小且力学性能提高。Liu^[21]等人通过低过热度浇铸和轻微的电磁搅拌制备半固态 A356 合金浆料, 并研究了在制备浆料过程中棒材冷却对 α (Al) 的形态和尺寸的影响。

铜合金熔点高、温降快, 半固态浆料制备及成形相对比较困难, 为此大量学者进行了摸索与探究。Cao^[15]等提出了旋转锻造应变诱导熔体活化法 (RSSIMA) 制

收稿日期: 2021-11-25

基金项目: 国家自然科学基金 (51765026); 云南省教育厅科学研究基金 (2021J0049)

作者简介: 何子龙, 男, 1996 年生, 硕士, 昆明理工大学材料科学与工程学院, 云南 昆明 650093, E-mail: 1176631374@qq.com

备半固态铜合金的方法，研究了组织特征对半固态锡铜合金弹塑性性能的影响。Jia^[22]等研究了半固态等温处理对 Cu-10Ni-Si（质量分数，%）合金电导率的影响，并结合固溶处理工艺，探讨了固溶处理工艺对显微组织和相组成的影响规律。肖^[23]等采用触变挤压工艺成形 ZCuSn10P1 铜合金轴套零件，研究了成形压力对触变挤压铜合金力学性能的影响。铜合金半固态成形研究以触变成形为主，其坯料存储运输方便但工艺复杂和制备流程较长。

金属半固态流变成形虽然在铸造成形过程中具有一定的优势，但也存在充型过程中易引起显微组织不均匀分布的特性，影响铸件性能。Cu-Sn 合金铸件在实际工业生产中，其结构不同，厚度不同，半固态成形时冷却速率不同，在挤压力的作用下会影响显微组织分布。本工作设计了 4 种壁厚的 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件，通过控制成形件的凝固速度，研究零件壁厚对流变成形件显微组织均匀性及室温拉伸性能的影响。

1 实验

本实验采用熔体约束流动诱导形核通道（ECSC）制备半固态浆料并进行流变挤压铸造成形，实验材料为 CuSn10P1 合金，成分如表 1 所示。将 CuSn10P1 合金放入中频感应炉内熔炼至 1200 °C 后取出进行除气除渣等净化工艺处理，将金属液空冷至 1080 °C 后倒入课题组自主设计的熔体约束流动诱导形核通道（ECSC）^[24]，制得半固态浆料。通道下方放有预热至 990 °C 的石墨坩埚，用来收集 ECSC 制备的半固态浆料并进行短时间的类等温处理。将等温处理的浆料快速浇入预热至 500 °C 的模具料筒中进行挤压充型，充型压力为 100 MPa，充型挤压速率为 25 mm/s，充型完成后保压 10 s，最后开模取出零件空冷至室温，得到了 3、5、10、20 mm 不同壁厚的 CuSn10P1 合金半固态流变挤压铸件。在不同壁厚的挤压铸件充型开始端（1 点）、中端（2 点）和末端（3 点）的位置取 10 mm×10 mm 的不同厚度方块试样，如图 1 所示。用砂纸将试样打磨，机械抛光后用浓度 5% 的氯化铁溶液（5 g FeCl₃+10 mL HCl+100 mL C₂H₅OH）腐蚀，通过 X 射线衍射（XRD）分析，确定了合金中存在的相组

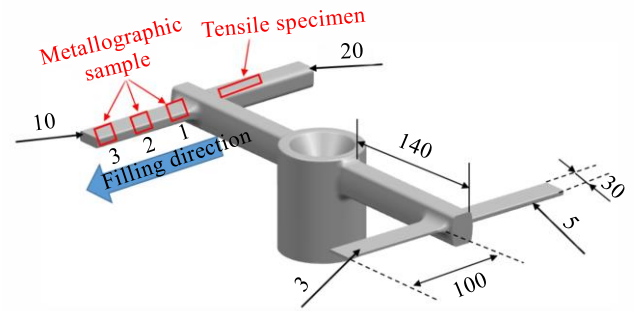


图 1 铸件示意图

Fig.1 Schematic diagram of casting (mm)

成并用电子能谱（EDS）分析物相成分；通过金相显微镜（OM）观察试样的宏观组织，运用电子探针技术（EPMA）观察了成形件的元素分布，通过扫描电镜（SEM）观察试样的显微结构。图 2 为不同壁厚铸件的拉伸试样示意图，取样位置如图 1 所示，本实验中取 3 个拉伸试样性能平均值作为最终测量结果，其中 5、10、20 mm 壁厚铸件拉伸试样平行段长度为 18 mm、直径为 3 mm（图 2a），3 mm 壁厚铸件拉伸试样直接加工成直径 2.7 mm 的圆棒（图 2b）。在日本岛津 AG-Xplus100KN 型号万能试验机上进行拉伸试验，拉伸速度为 1 mm/min。采用扫描电镜（SEM）观察不同拉伸试样的拉伸断口形貌并进行对比分析。

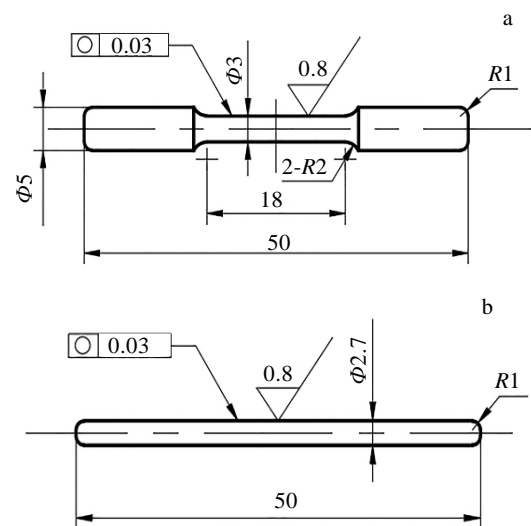


图 2 5、10、20 mm 壁厚铸件拉伸试样及 3 mm 壁厚铸件拉伸试样

Fig.2 Tensile specimens of 5, 10 and 20 mm wall thickness castings (a); tensile specimens of 3 mm wall thickness castings (b)

表 1 CuSn10P1 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of CuSn10P1 alloy (wt%)			
Cu	Sn	P	Others
88.90	10.22	0.71	0.17

2 结果与讨论

2.1 物相分析及元素分布

通过 X 射线衍射仪测定得到的不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件的 XRD 图谱如图 3 所示，由衍射图谱可知，不同壁厚成形件的显微组织均由 α -Cu 相、 δ -Cu₄₁Sn₁₁ 相、 β' -Cu_{13.7}Sn 相和 Cu₃P 相 4 种相构成。从图 3b 可以看出，铸件壁厚为 10 mm 时， α -Cu 相有明显的衍射峰宽化，这是由于 10 mm 厚铸件的晶粒尺寸相对细小，导致衍射峰相比于其它壁厚铸件较宽；随着铸件壁厚增加，Cu_{13.7}Sn 相的衍射峰向左偏移，表明 Sn 元素在 Cu_{13.7}Sn 相中固溶度增加，更多的 Sn 元素由晶间向晶内迁移，改善了晶间 Sn 元素偏析现象。

不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件的 SEM 照片如图 4 所示，成形件显微组织不同区域 EDS 结果如表 2 所示。根据表 2 中 1 点、2 点、3 点、4 点能谱 (EDS) 结果分析可知，图中深灰色相为 α -Cu 相，晶间深灰色相和黑灰色相镶嵌附着在亮白色相中形成晶间 ($\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P}$) 三元相，Cu_{13.7}Sn 相分布于浅灰色高锡层中，本实验 XRD 确定的物相与 Li^[24]等人的研究结果一致。将不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件 EDS 结果对比可知，随着壁厚的减小，初生 α -Cu 相 (1 点) 和高锡层 (4 点) 中 Sn 元素含量先升高后降低，晶间组织 (2 点) 中 Sn 元素含量先降低后升高。表明增加壁厚，Sn 元素由晶间组织向高锡层和晶内迁

移，Sn 元素晶间偏析得到改善，当壁厚继续增加时，晶间偏析改善效果降低，其中 10 mm 壁厚成形件改善效果最佳，这与图 3 XRD 得到的结果吻合一致。

铸件壁厚不同，冷却速率不同。冷却速率对凝固过程中溶质的偏析和固溶度有双重影响^[25,26]。在平衡凝固过程中，Sn 元素有足够的时间通过固液界面向液相区扩散，因此溶质分布均匀。而在实际非平衡凝固过程中，Sn 元素极易产生晶间偏析，造成为力学性能降低^[8]。不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件的 EPMA 如图 5 所示。随着铸件壁厚减小，冷却速率增加，Sn 元素从晶间 δ 相逐渐向晶界高锡层处转移，更

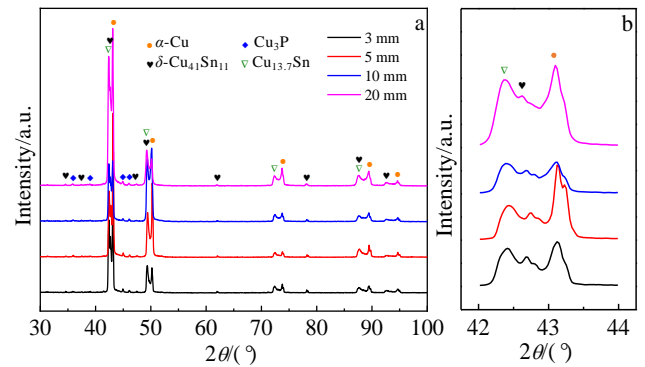


图 3 不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件 XRD 图谱及局部放大图

Fig.3 XRD patterns of CuSn10P1 alloy semi-solid extrusion castings with different wall thicknesses (a) and partial enlarged view (b)

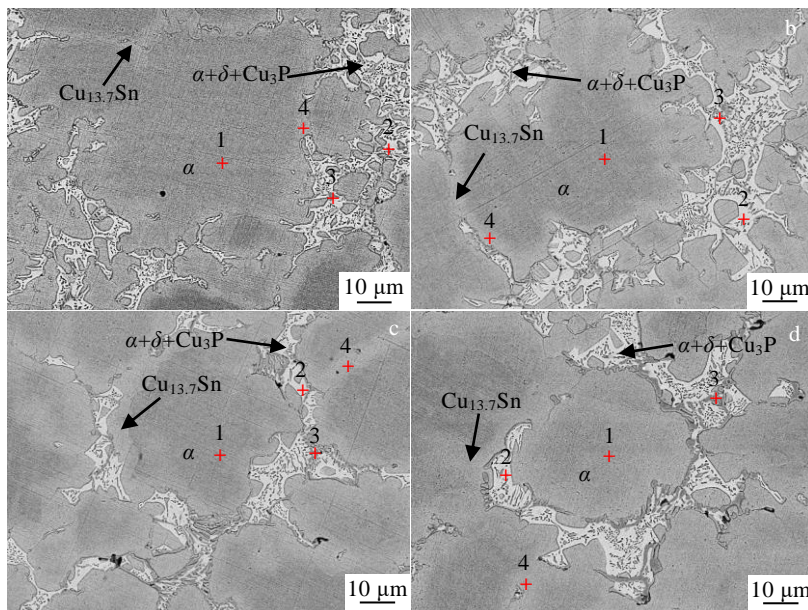


图 4 不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件的 SEM 照片

Fig.4 SEM images of CuSn10P1 alloy semi-solid extrusion castings with different wall thicknesses: (a) 3 mm, (b) 5 mm, (c) 10 mm, and (d) 20 mm

表 2 图 4 中不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件不同位置 EDS 结果

Table 2 EDS results at different positions in Fig.4 for CuSn10P1 alloy semi-solid extrusion castings with different wall thicknesses

Thickness/mm	Element	Position 1		Position 2		Position 3		Position 4	
		$\omega/\%$	at%	$\omega/\%$	at%	$\omega/\%$	at%	$\omega/\%$	at%
3	Cu	97.85	98.85	68.85	80.25	85.43	77.49	88.96	93.40
	Sn	2.15	1.15	31.00	19.40	3.35	1.63	10.79	6.07
	P	-	-	0.15	0.35	11.22	20.88	0.25	0.53
5	Cu	97.52	98.67	69.72	81.30	86.61	78.63	88.73	92.89
	Sn	2.48	1.33	30.00	18.09	2.60	1.26	10.77	6.04
	P	-	-	0.28	0.61	10.79	20.10	0.50	1.07
10	Cu	96.40	98.00	75.28	84.90	86.80	78.63	87.10	91.94
	Sn	3.60	2.00	24.50	14.57	0.77	0.37	12.42	7.02
	P	-	-	0.22	0.53	12.43	20.10	0.48	1.04
20	Cu	96.78	98.37	71.96	82.34	85.98	76.43	87.95	92.46
	Sn	3.03	1.63	27.98	17.53	1.48	0.70	11.57	6.51
	P	-	-	0.06	0.13	12.54	22.87	0.48	1.03

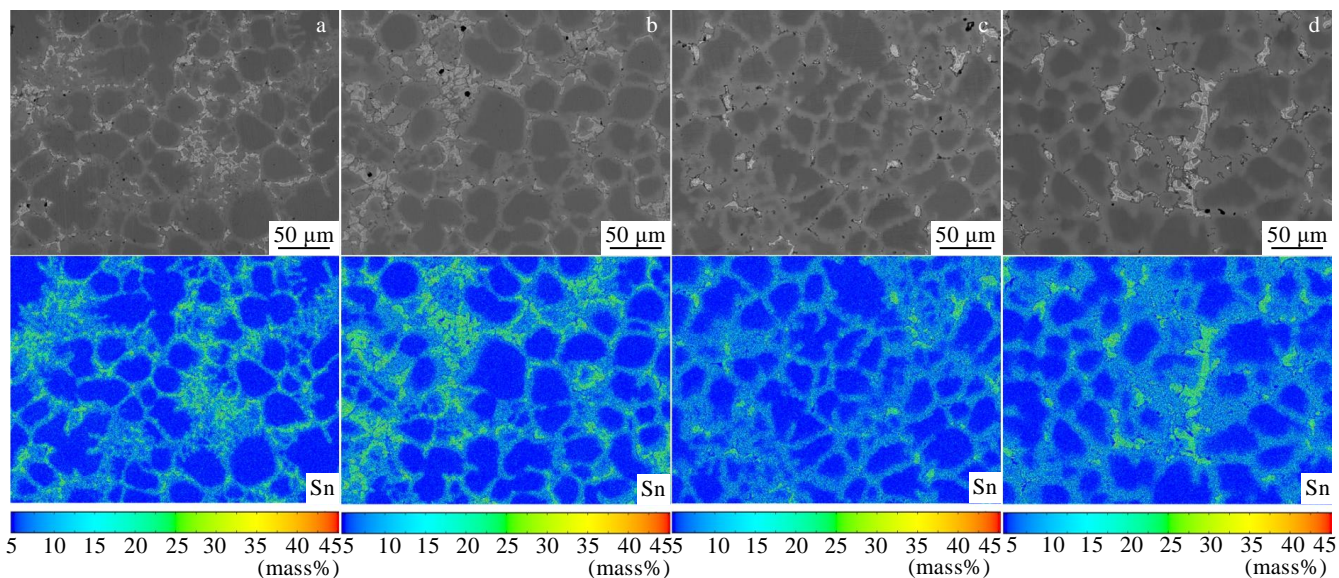


图 5 不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件的 EPMA 图像

Fig.5 EPMA images of CuSn10P1 alloy semi-solid extrusion castings with different wall thicknesses: (a) 3 mm, (b) 5 mm, (c) 10 mm, and (d) 20 mm

多的 Sn 元素均匀分布在晶界的高锡层，当铸件壁厚继续减小时，Sn 元素重新在晶间富集，并且加剧了晶间偏析程度，这是溶质溶解和扩散的结果^[27,28]。冷却速率的增加阻碍 Sn 元素通过固液界面向液相扩散，但它足以使溶质反扩散到 α -Cu 基体中，导致晶间高 Sn 含量的 δ 相减少；当壁厚继续减小时，Sn 元素在晶间的重新富集可能是高冷却速率缩短了溶质溶解的过程^[25]，使得 Sn 元素反扩散到初生 α -Cu 相变得困难。

2.2 显微组织分析

不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件的显微组织如图 6 所示，从图中可以看出壁厚为 20 和 10 mm 时，成形件显微组织均匀分布。当壁厚减小至 5 和 3 mm 时，成形件显微组织沿充型方向出现了明显的固液分离现象，其中壁厚为 10 mm 铸件的组织均匀性程度最高。图 7 显示了不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件的液相率分布情况，随着铸件壁厚的减小，液相

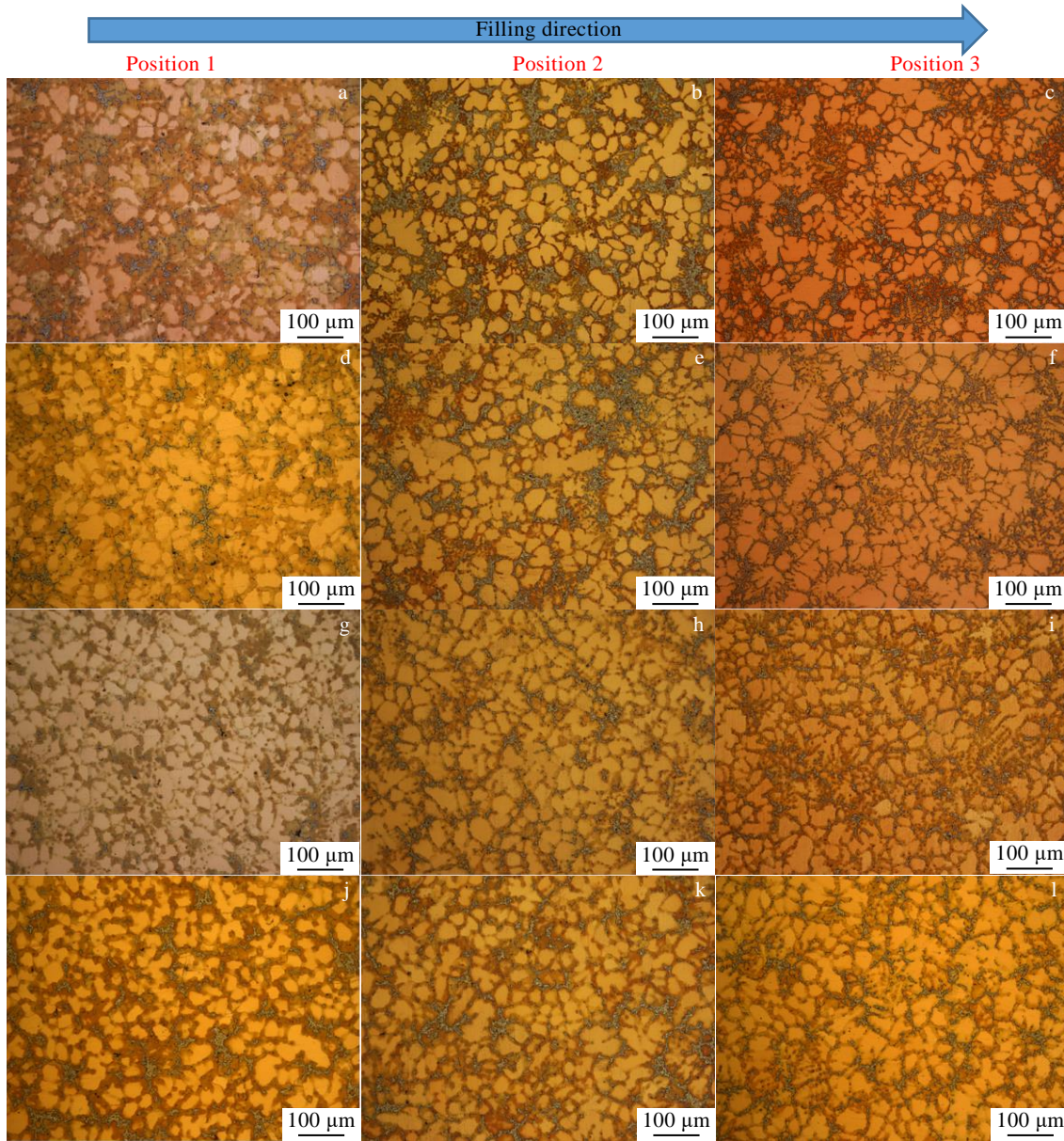


图 6 不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件的显微组织

Fig.6 Microstructures of CuSn10P1 alloy semi-solid extrusion castings with different wall thicknesses: (a~c) 3 mm, (d~f) 5 mm, (g~i) 10 mm, and (j~l) 20 mm

率沿充型方向开始出现较大波动，充型开始端的液相率远低于中末端，这导致半固态组织固液两相分布不均匀，固液分离现象明显。晶间组织 ($\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P}$) 三元相是由浆料中残余液相凝固生成，因此液相率的分布规律与晶间组织的体积分数分布一致。铸件壁厚减小，($\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P}$) 三元相在晶间区域表现出高度不均匀。在熔体凝固过程中，壁厚为 3 和 5 mm 时，成形件中末端的晶间组织 ($\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P}$) 的含量增加，且大面积集中聚集或者呈网状分布，如图 6a~6f。合金在浆料制备时，会形成初生 $\alpha\text{-Cu}$ 相和残余液相，然后在挤压力的作用下，半固态浆料的固液两相进行充型。铸件壁

厚较薄时，半固态浆料受到型腔壁的激冷作用强，近型腔壁的熔体快速凝固，阻碍半固态浆料流动充型。挤压时具有更高流动性的残余液相优先流向充型末端，导致残余液相大面积的聚集在铸件的中末端，靠近浇道口位置的残余液相较少，不足以润滑初生 $\alpha\text{-Cu}$ 颗粒进行流动充型，固液两相协同变形能力较差，使得初生 $\alpha\text{-Cu}$ 颗粒主要集中在铸件的充型开始端，最终导致在挤压过程中显微组织沿充型方向上的分布不均匀。铸件壁厚增加至 10 和 20 mm，固液两相协同流动性增高，液相流动带动部分固相颗粒一起充型，固液两相均匀分布在铸件的不同成形位置，半

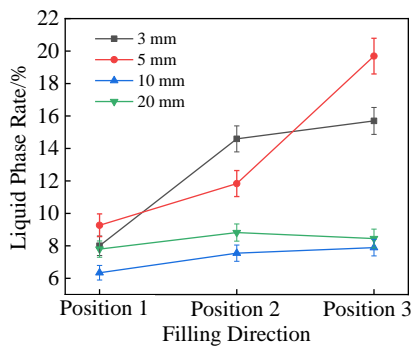


图 7 不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件沿充型方向的液相率分布

Fig.7 Liquid phase ratio distribution of CuSn10P1 semi-solid extrusion castings with different thicknesses along the filling direction

固态铸件显微组织均匀性得到显著提高。

不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件平均粒径统计结果如图 8 所示, 3、5、10、20 mm 壁厚成形件的初生 α -Cu 晶粒平均等效直径分别为 32.5、31.9、27.3、30.9 μm , 晶粒平均圆整度为 0.64、0.66、0.67、0.66。从图 8a 可以看出, 随着铸件壁厚的降低, 初生 α -Cu 晶粒尺寸先减小后增大, 10 mm 壁厚铸件初生 α -Cu 平均粒径最小。圆整度随铸件壁厚降低变化幅度不大, 说明成形件初生 α -Cu 晶粒圆整度与壁厚不存在明显的联系。为了更直观地了解晶粒的尺寸分布, 对不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件初生 α -Cu 晶粒尺寸进行了正态统计分布, 如图 8b 所示, 10 mm 壁厚铸件初生 α -Cu 晶粒在小尺寸范围 ($<30 \mu\text{m}$) 数量占比相对较大, 且平均粒径最小, 故铸件壁厚为 10 mm 时初生 α -Cu 晶粒最为细小。晶粒尺寸 (D)、冷却速率 (V) 与形核粒子数密度 (ρ) 的关系^[29,30]可以描述为:

$$D = \frac{a}{\sqrt{\rho}} + \frac{b\Delta T}{Q\sqrt{V}} \quad (1)$$

式中, a 、 b 为常数, Q 为生长限制因子, ΔT 为形核过冷度。形核粒子数密度 (ρ) 和冷却速率 (V) 与晶粒尺寸 (D) 成反比。通过提高形核粒子的数量密度和冷却速度, 可以细化晶粒。冷却速率增加, 过冷度增大, 晶体长大速度也会增加, 但晶体形核速度的增加要快于长大速度, 故晶粒变得细小; 随着冷却速率进一步增大, 晶体的长大速率过大以至于超过了形核粒子的增长速率, 导致晶粒在长大过程互相接触而发生粘连和团聚现象, 故晶粒尺寸有所增加。在充型过程中, 浆料受模具的冷却作用, 可能会发生二次形核, 二次形核和晶粒长大都会消耗铜元素, 两者的竞争会影响到晶粒的尺寸。

壁厚为 20 mm 铸件的冷却速率相对较低, 过冷度较小, 初生 α -Cu 晶粒长大速度比较慢, 凝固时间增加, 初生 α -Cu 晶粒有足够的时间长大, 图 6j~6l 中长椭圆状的初生 α -Cu 可能由先析出且具有一定取向的晶粒之间发生碰撞粘连和熔合生成的, 导致初生 α -Cu 晶粒较大。壁厚为 10 mm 铸件冷却速率增加, 初生 α -Cu 晶粒的形核率和晶体长大速度都增加, 但晶体形核速率的增加要快于长大速率的增长, 故初生 α -Cu 晶粒变得细小。壁厚为 3 和 5 mm 的铸件初生 α -Cu 晶粒的长大速率大于其形核率增长速率, 晶粒间互相接触从而发生粘连合并, 导致晶粒尺寸增加。而且铸件壁厚较小, 固相在充型开始端产生的晶粒聚集, 会导致初生 α -Cu 晶粒在挤压力的作用下互相挤压变形, 使部分晶粒缠结在一起, 致使晶粒粗大且形状不规则。

2.3 机械性能和断裂分析

壁厚对 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件力学性能的影响如图 9 所示, 随着铸件壁厚的减小, 成形件的室温抗拉强度和延伸率均呈先增加后降低的趋势, 当壁厚为 10 mm 时性能最佳, 抗拉强度达到了 445.7 MPa, 延伸率达到了 37.78%。与 3、5、20 mm 壁厚半固态

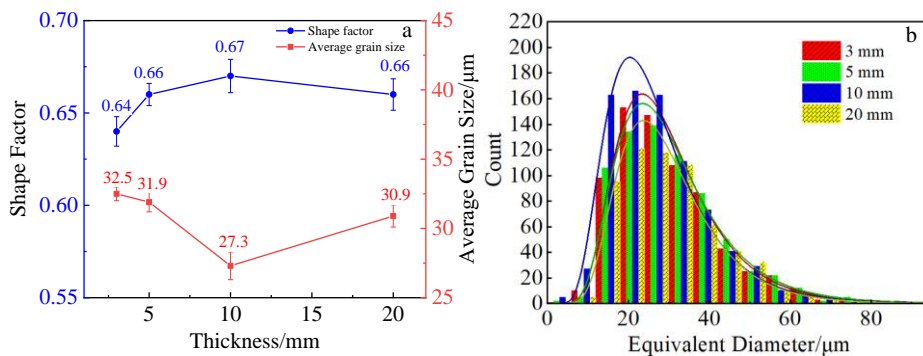


图 8 不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件平均粒径与形状因子及平均粒径正态统计

Fig.8 Average particle size and shape factor (a) and normal statistics of average particle size (b) of CuSn10P1 alloy semi-solid extrusion castings with different wall thicknesses

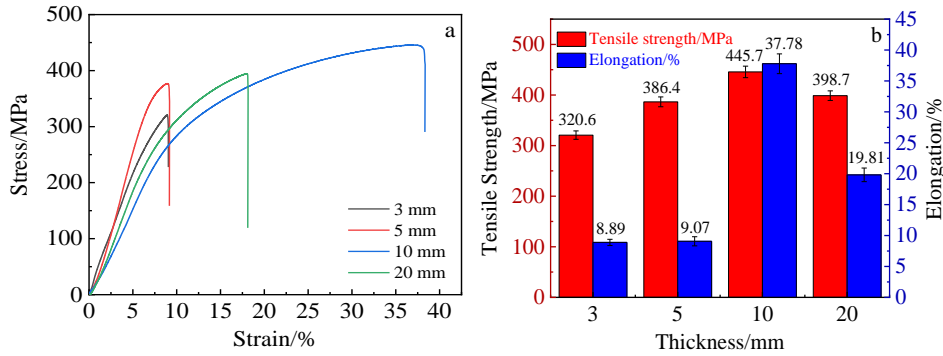


图 9 不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件应力-应变曲线及抗拉强度与延伸率

Fig.9 Stress-strain curves (a) and tensile strength, elongation (b) of CuSn10P1 alloy semi-solid extrusion castings with different wall thicknesses

挤压铸件相比, 抗拉强度分别提升了 39.0%、15.3%、12.0%, 延伸率分别提高了 325.0%、317.0%、90.7%。对于 CuSn10P1 合金半固态流变挤压铸件, 拉伸性能主要受 3 个因素的影响: 细晶强化、固溶强化和组织均匀性^[24]。就细晶强化而言, 晶粒尺寸减少, 晶界数量增加, 晶界对位错移动阻碍作用加强, 从而提高铸件的抗拉强度^[31]。在本研究中, 由于平均晶粒细化导致的细晶强化可以用霍尔佩奇公式^[32]表示:

$$\Delta\sigma_{\text{HP}} = K_{\text{HP}}d^{-1/2} \quad (2)$$

式中, $K_{\text{HP}}=4.5 \text{ MPa mm}^{1/2}$, 为纯铜的霍尔佩奇常数; d 是平均晶粒尺寸。经计算, 3、5、10、20 mm 壁厚半固态挤压铸件中细晶强化所贡献的强度值分别为 25.0、25.2、27.2、25.6 MPa, 由此可见, 由细晶强化所提供的强度增值变化并不明显, 故细晶强化不是导致 CuSn10P1 合金半固态流变挤压铸件强度变化的主要原因。另一方面, 晶粒细化导致的晶界面积增加可以有效抑制微裂纹的扩展, 从而达到提高塑性的目的。Sn 元素从晶间 δ 相逐渐向晶界高锡层处转移, Sn 原子固溶到 α -Cu 中会产生强烈的晶格畸变^[5], 诱发的固溶强化作用会提高成形件的强度。从图 6 和表 2 可以看出, 铸件壁厚减小, 晶界附近溶解的溶质原子先增加后减少, 导致的固溶强化效果也有同样的趋势, 壁厚为 10 mm 的成形件 Sn 元素固溶效果最佳, 因此固溶强化可能是导致该铸件强度增加的重要因素。除了晶粒大小和溶质固溶度影响 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件的力学性能外, 晶间组织的尺寸形状和分布均匀性同样对铸件的力学性能有很大的影响, 由图 7 可知, 壁厚为 10 和 20 mm 时, 成形件沿充型方向没有明显的固液分离现象, 其中 10 mm 厚铸件晶间组织分布最为均匀细小; 铸件壁厚减小, 成形件的晶间组织呈大面积网状或者长条状且团簇聚集分布不均, 晶间 δ -Cu₄₁Sn₁₁ 和 Cu₃P 等硬脆相会破坏显微组织的连续性

和均匀性, 导致应力集中^[9], 使室温下的机械性能恶化。由于 Sn 元素在晶间的富集, 会造成 Sn 元素分布不均匀, 产生晶间偏析, 造成组织的力学性能降低, 10 mm 厚成形件晶间组织数量较少, 晶间偏析程度较低, 可以有效改善偏析对铸件的影响。同时晶间 δ -Cu₄₁Sn₁₁ 和 Cu₃P 等硬脆相会对基体产生割裂作用, 在受到外力变形时, 形变受阻于晶间硬脆相, 容易导致硬脆相中裂纹的形核并扩展造成断裂。

为了更好地理解铸件在室温拉伸后的失效机理, 使用扫描电镜 (SEM) 检查了不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件的拉伸试样断口, 如图 10 所示。从图中可以看到, 断口处都存在一定数量的撕裂棱、韧窝和小面积的解理平台, 属于准解理断裂和韧性断裂的混合型断裂。铸件壁厚为 3 和 5 mm 时, 成形件的拉伸断裂表面清晰地呈现出一定数量裂纹缺陷, 韧窝数量较少, 影响了样品拉伸过程中的延展性, 导致成形件的塑性较低; 此外, 由于晶间组织处容易发生应力集中, 在外部应力引起的变形过程中往往会优先生成裂纹源, 晶间 δ -Cu₄₁Sn₁₁ 和 Cu₃P 等硬脆相的存在对 α -Cu 基体产生分裂作用, 使边界数目增加。因此, 在合金塑性变形过程中位错难以跨越边界, 导致相界面开裂和沿晶断裂。晶间硬脆相的尺寸越大, 对性能的不利影响越严重。壁厚为 10 和 20 mm 的样品断口表面韧窝尺寸减小且深、数量和密集程度增加, 表明韧性断裂在断裂过程中起了主导作用, 并且成形件晶间硬脆相尺寸较小且分布均匀, 使铸件塑性得到了提升。

本研究表明, 合理设计零件壁厚是改善半固态组织均匀性从而获得性能优异成形件的关键因素。对于 CuSn10P1 合金半固态流变挤压成形而言, 小尺寸零件 (长度 $\leq 50 \text{ mm}$) 壁厚可以设计很薄 (例如 3 mm), 依然可以获得组织均匀性良好的零件; 大尺寸零件壁厚应尽量设计在 5 mm 以上, 最佳零件壁厚约 10 mm。

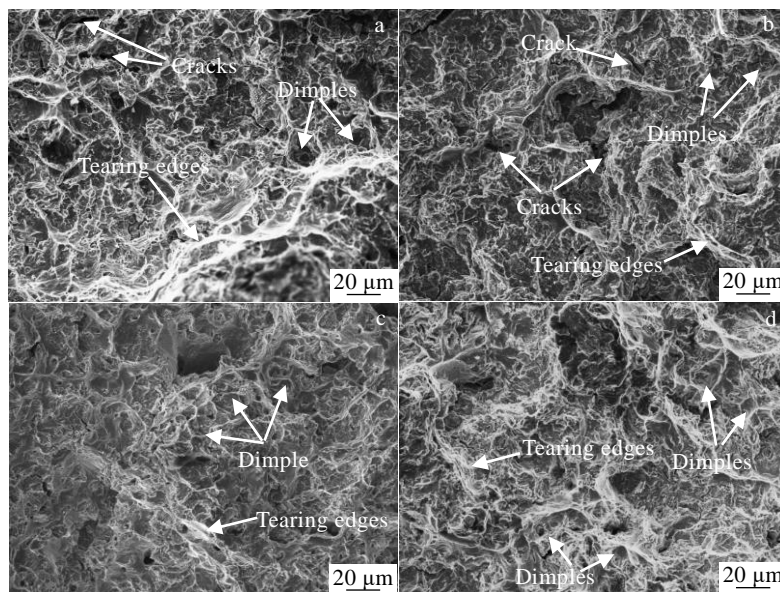


图 10 不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件断口 SEM 照片

Fig.10 SEM images of fracture surfaces of CuSn10P1 alloy semi-solid extrusion castings with different wall thicknesses: (a) 3 mm, (b) 5 mm, (c) 10 mm, and (d) 20 mm

3 结 论

1) 半固态流变挤压铸造 CuSn10P1 合金铸件壁厚减小至 5 和 3 mm, CuSn10P1 合金半固态浆料充型时固液两相协同变形能力变差, 导致显微组织沿充型方向上的不均匀分布, 晶间组织 ($\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P}$) 逐渐呈大面积网状或者长条状且团簇聚集分布不均; 减小壁厚, 成形件初生 $\alpha\text{-Cu}$ 晶粒尺寸先减小后增大, 其中壁厚为 10 mm 时晶粒最为细小。

2) 随着铸件壁厚减小, 室温抗拉强度和塑性均呈先增大后减小的趋势, 当壁厚为 10 mm 时性能最佳, 抗拉强度达到了 445.7 MPa, 延伸率达到了 37.78%。这主要归功于其组织均匀化、固溶强化效应和细晶强化效应。

3) 不同壁厚 CuSn10P1 合金半固态挤压铸件断裂机制为准解理断裂和韧性断裂的组合, 其中 10 mm 厚铸件的韧性断裂主导作用最强。

4) CuSn10P1 合金在半固态流变成形时, 小尺寸零件(长度 ≤ 50 mm)壁厚可以设计很薄(例如 3 mm), 而大尺寸零件壁厚应尽量设计在 5 mm 以上, 最佳零件壁厚约 10 mm。

参考文献 References

- [1] Park J S, Park C W, Lee K J. *Materials Characterization*[J], 2009, 60(11): 1268
 [2] Sun Jie, Ming Tingyun, Qian Huixuan *et al. Electrochimica*

Acta[J], 2019, 297: 87

- [3] Liu Y X, Wang L, Jiang K *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 775: 818
 [4] Singh J B, Cai W, Bellon P. *Wear*[J], 2007, 263(1-6): 830
 [5] So S M, Kim K Y, Lee S J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 796(10): 140 054
 [6] 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): 2813
 [7] Chen K X, Chen X H, Ding D *et al. Materials Letters*[J], 2016, 175: 148
 [8] Chen X H, Wang Z, Ding D *et al. Materials & Design*[J], 2015, 66: 60
 [9] Mao Z, Zhang D Z, Jiang J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 721: 125
 [10] Luo Shoujing, Tian Wentong, Xie Shuisheng *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2000, 10(6): 765
 [11] Campo K N, Freitas C C D, Lima D D D *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(6): 15802
 [12] Lashkari O, Ghomashchi R. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 182(1-3): 229
 [13] Nafisi S, Lashkari O, Ghomashchi R *et al. Acta Materialia*[J], 2006, 54(13): 3503
 [14] Bouzakis K D, Maliaris G, Tsouknidas A. *Computational Materials Science*[J], 2012, 59: 133

- [15] Cao M, Wang Z, Zhang Q. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 715: 413
- [16] Pan Shuai(潘 帅), Li Qiang(李 强), Yu Baoyi(于宝义) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(7): 2379
- [17] Wang Q P, Zhou R F, Guan J R *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 174(4): 110 940
- [18] Jiang Jufu(姜巨福), Zhang Yihao(张逸浩), Liu Yingze(刘英泽) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(6): 703
- [19] Qi M F, Kang Y L, Li J Y *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2020, 285(12): 116 800
- [20] Feng J K, Zhang D F, Hu H J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 800(1): 140 204
- [21] Liu Z, Mao W M, Zhao Z D. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2008, 18(3): 573
- [22] Jia L, Lin X, Xie H *et al. Materials Letters*[J], 2012, 77: 107
- [23] 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
- [24] Li Y K, Li L, Geng B Y *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 172(2): 110 898
- [25] Pang S, Wu G H, Liu W C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 562: 152
- [26] Zhu T, Chen Z W, Gao W. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 501(2): 291
- [27] Baheti V A, Kashyap S, Kumar P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 727: 832
- [28] Yuan Y, Guan Y Y, Li D J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 661: 282
- [29] Guo E, Wang L, Feng Y C *et al. Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*[J], 2018, 135(4): 2001
- [30] Easton M A, Stjohn D H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 486(1-2): 8
- [31] Yang Y, Tan P, Sui Y D *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 867(6): 158 920
- [32] Kudashov D V, Baum H, Martin U *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 387-389: 768

Effect of Wall Thickness on Microstructure Uniformity and Properties of CuSn10P1 Alloy in Semi-solid Rheological Squeeze Casting

He Zilong^{1,3}, Zhou Rongfeng^{1,2,3}, Li Yongkun^{1,2,3}, Liu Tao^{1,3}, Xiong Wentao^{1,3}, Liu Zhangxing^{1,3}, Wang Chunjian⁴, Xiao Han^{1,3}

(1. Faculty of Material Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

(2. City College, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650051, China)

(3. National and Local Joint Engineering Laboratory of Metal Advanced Solidification Forming and Equipment Technology, Kunming 650093, China)

(4. Analysis and Testing Research Center, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

Abstract: The inhomogeneity of the microstructure affects the comprehensive performance of the parts, and the characteristics of semi-solid forming can easily cause large differences in the microstructures of different regions of the regions. How to improve the uniformity of the semi-solid structure is the key to obtaining molded parts with excellent comprehensive performance. In this research, the wall thickness of four kinds of parts were designed, and the influence of the wall thickness of the parts on the microstructure uniformity and performance of rheological extrusion parts was studied. Results show that the microstructures of CuSn10P1 alloy semi-solid extrusion castings with different wall thicknesses are all composed of α -Cu phase, δ -Cu₄₁Sn₁₁ phase, β' -Cu_{13.7}Sn phase and Cu₃P phase. As the wall thickness decreases, the solid-liquid two-phase synergistic deformation ability of CuSn10P1 alloy semi-solid slurry becomes worse during filling. These results in the uneven distribution of the microstructure along the filling direction, and the intergranular structure ($\alpha+\delta+\text{Cu}_3\text{P}$) gradually show a large-area network or long strip with uneven distribution of clusters. The size of primary α -Cu grains decreases first and then increases, and the primary α -Cu grains of 10 mm wall thickness castings are the smallest. As the wall thickness decreases, the room temperature tensile strength and elongation of CuSn10P1 alloy semi-solid extrusion castings both increase first and then decrease. When the wall thickness is 10 mm, the performance is the best, 445.7 MPa and 37.78%, respectively. This is mainly due to the homogenization of the structure, the solid solution strengthening effect and the fine grain strengthening effect.

Key words: semi-solid; CuSn10P1 alloy; structure uniformity; performance

Corresponding author: Li Yongkun, Lecturer, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650093, P. R. China, E-mail: liyongkun@kust.edu.cn