

放电等离子烧结 Cu-6Ni-6Sn 合金的微观组织与性能分析

王晓慧¹ 樊文欣¹ 张宇宸² 张梦飞² 顾涛² 王鹏飞¹ 原霞¹ 秦嘉伟²

(1. 中北大学机械工程学院, 太原 030051; 2. 中北大学材料科学与工程学院, 太原 030051)

摘要 为解决传统铸造铜镍锡合金存在的枝晶偏析问题, 采用预合金粉末, 通过放电等离子技术 (SPS) 制备了 Cu-6Ni-6Sn 合金块体, 并进行时效处理, 分析了不同烧结温度和时效时间对试样微观组织和性能的影响。结果表明, SPS 可有效抑制枝晶偏析, 粉末中的枝晶偏析在烧结过程中固溶到基体中。随温度升高, 烧结驱动力增大, 再结晶速度增快, 平均晶粒尺寸先缓慢增长至 23.9 μm , 后快速增长至 84.8 μm , 材料中不连续析出 (DP) 占比减小。在 800 $^{\circ}\text{C}$ 烧结时, 材料力学性能理想。对烧结后试样进行时效处理, 400 $^{\circ}\text{C}$ 时效 1 h 时, 材料力学性能最佳, 此时硬度 (HV) 为 241.4, 屈服强度为 475.63 MPa, 获得了与铸造条件下相近的力学性能及减摩擦耐磨特性。

关键词 Cu-6Ni-6Sn 合金; 放电等离子烧结; 力学性能; 摩擦磨损; 微观组织

中图分类号 TF124.39; TG146.1

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20240411

Microstructure and Properties of Cu-6Ni-6Sn Alloy Sintered by Spark Plasma Sintering

WANG Xiaohui¹, FAN Wenxin¹, ZHANG Yuchen², ZHANG Mengfei², GU Tao², WANG Pengfei¹,

YUAN Xia¹, QIN Jiawei²

(1. School of Mechanical Engineering, North University of China, Taiyuan 030051; 2. School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051)

Abstract: To address the problems of dendritic segregation commonly occurred in traditionally cast Cu-Ni-Sn alloys, pre-alloyed powders were employed to fabricate Cu-6Ni-6Sn alloy bulk by spark plasma sintering (SPS) technology, and aging treatments were applied. Effects of different sintering temperatures and aging times on microstructure and performance characteristics of alloy specimens were systematically investigated. The results reveal that SPS effectively inhibits dendritic segregation, and segregation from the powder is dissolved into the matrix during sintering. As the temperature rises, the sintering driving force is increased, accelerating the recrystallization rate. The average grain size is initially increased slowly to 23.9 μm and then rapidly increased to 84.8 μm , with the proportion reduction of discontinuous precipitation (DP). At sintering temperature of 800 $^{\circ}\text{C}$, optimal mechanical properties are obtained. After aging treatment, desirable mechanical properties are achieved after aging at 400 $^{\circ}\text{C}$ for 1 h, where the hardness and yield strength reach 241.4 HV and 475.63 MPa, respectively. Meanwhile, mechanical performances as well as antifriction and wear resistance which are identical to those in casting conditions are realized.

Key Words: Cu-6Ni-6Sn Alloy, Spark Plasma Sintering, Mechanical Properties, Friction and Wear, Microstructure

收稿日期: 2024-10-14; 修订日期: 2024-10-27

基金项目: 山西省基础研究计划青年基金资助项目 (20210302124428); 中央引导地方专项基金资助项目 (YDZJSX2024C009)

第一作者简介: 王晓慧, 男, 1998 年出生, 硕士研究生, E-mail: 2533367152@qq.com

通信作者: 樊文欣, 男, 1964 年出生, 教授, E-mail: fanwx@nuc.edu.cn

引用格式: 王晓慧, 樊文欣, 张宇宸, 等. 放电等离子烧结 Cu-6Ni-6Sn 合金的微观组织与性能分析 [J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(5): 722-729.

WANG X H, FAN W X, ZHANG Y C, et al. Microstructure and properties of Cu-6Ni-6Sn alloy sintered by spark plasma sintering [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(5): 722-729.

(3) 通过充型压力模拟对比结果和 $P-Q^2$ 关系曲线图表, 证明优化方案能改善铸件包气和缩松等缺陷。

参 考 文 献

- [1] 王春霖, 谭清明, 郭伟川. 基于 Magma 数值模拟的汽油机活塞铸造过程优化 [J]. 特种铸造及有色合金, 2019, 39(7): 732-735.
- [2] 李彬. 基于 Magma 软件的支架压铸数值模拟及工艺优化 [J]. 特种铸造及有色合金, 2019, 39(9): 952-955.
- [3] 韩伟, 段海峰, 童洲, 等. 电动客车水冷机壳低压铸造工艺设计与优化 [J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(8): 857-860.
- [4] 唐建敏, 唐建伟, 吴来杰. 基于 Magma 的高压铸造模具温度场模拟分析 [J]. 铸造技术, 2017, 38(3): 729-731.

- [5] 华红芳, 覃进承. 发动机左气室铝合金铸件的结构设计与工艺优化 [J]. 铸造, 2017, 66(11): 1220-1223.
- [6] 侯丽彬, 刘海影. 发动机下缸体 CAE 收缩缺陷分析及模具型腔冷却设计 [J]. 铸造, 2022, 71(3): 287-290.
- [7] 张丹丹, 刘勇彪, 张荣华, 等. 汽车用 AISi9Cu 铝合金的压铸工艺研究 [J]. 热加工工艺, 2023, 52(9): 75-78.
- [8] 管桐, 李勇强. 电动汽车自动分电器筒体压铸工艺分析与优化 [J]. 热加工工艺, 2020, 49(15): 32-35.
- [9] 吴跃翔, 康正阳, 苏小平. 基于正交试验与信噪比分析的铝合金钳体支架压铸工艺参数优化 [J]. 热加工工艺, 2023, 52(1): 67-70.
- [10] 朱洪军. 基于 AnyCasting 缸盖罩盖压铸工艺研究 [J]. 铸造, 2021, 70(2): 248-252.

(编辑: 张正贺)

Cu-Ni-Sn 合金因具有高强度、热稳定性、高耐磨性、抗腐蚀性及安全无毒等特点被广泛应用于航空航天、电子和核工业等领域^[1-3]。铸造生产的 Cu-6Ni-6Sn 合金已经成功应用于高功率密度柴油机连杆衬套中,然而,铸态 Cu-Ni-Sn 合金存在粗大的枝晶组织,Sn 元素富集在枝晶中形成 γ 相和不连续析出相(DP)^[4]。为了消除 Sn 元素偏析,研究者主要通过添加微量元素^[5-7] 或新的制造方式来解决此问题^[8-10]。放电等离子烧结(Spark plasma sintering, SPS)技术是一种新型粉末冶金技术,通过在粉末间施加直流脉冲电流生成高温等离子体,依靠火花放电、焦耳热、电子扩散和压力成形完成烧结^[11],其具有烧结温度低、速度快、产品性能好等特点。

LI J K 等^[12]采用无偏析的气雾化粉末,通过热等静压的方式烧结 Cu-15Ni-8Sn 合金,发现 Sn 偏析被抑制到微观尺度,证明粉末冶金技术可有效抑制枝晶偏析。目前通过 SPS 技术制备 Cu-Ni-Sn 系合金研究较少,暂无使用 SPS 烧结 Cu-6Ni-6Sn 合金的报道,因此 SPS 烧结能否避免 Cu-6Ni-6Sn 合金中的枝晶偏析尚未明晰,SPS 制备试样性能是否满足连杆衬套使用尚且存疑。SPS 技术已经广泛应用于 Ni 基、Al 基、Cu 基等合金制备。HUANG L 等^[13]研究了 SPS 烧结温度对 Mn-25Cu-2Al 合金的影响,发现随着烧结温度升高,合金中形成单相 γ -MnCu,在低温烧结下的合金因晶粒尺寸较小而具有较高的硬度。CIRSTEA C D 等^[14]研究了

SPS 过程中 $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Cu}_x$ 合金的相变现象和机理,发现在不同烧结温度下,材料中存在 TiNiCu 稳定相、Ni/Cu 析出相,且 Ni 和 Cu 未发生反应。DUDINA D V 等^[15]研究了 700~800 °C 下通过 SPS 烧结对铝青铜的影响,发现材料为单相固溶体,且在 800 °C 时取得优异的力学性能,硬度(HV)为 280、抗压强度为 960 MPa。

本研究通过 SPS 技术在不同烧结温度下制备 Cu-6Ni-6Sn 合金试样,并进行不同时间的时效处理,对 SPS 法制备的试样进行微观组织观察、力学性能及摩擦磨损特性研究,并与铸造试样进行了对比,旨在为 SPS 技术制备 Cu-Ni-Sn 合金提供参考。

1 试样制备及表征方法

1.1 制备过程及原料

铸造试样通过 WXM-H 中频感应熔炼炉在 1 200 °C 下进行熔铸,随后进行 775 °C×1 h 固溶处理和 380 °C×5 h 时效处理,水冷^[16]。烧结使用的 Cu-6Ni-6Sn 预合金粉末采用气雾化法制备,粒径小于 75 μm 。图 1 为粉末的物理特性。可以看出,粉末颗粒为球形,平均粒径为 $(41.2\pm 2.1)\mu\text{m}$,90% 晶粒的尺寸(D_{90})为 55.6 μm 。能谱分析显示,粉末成分均匀。金相组织观察未发现粉末内部存在枝晶状析出。

图 2 为 SPS 烧结原理图及试样示意图。使用的

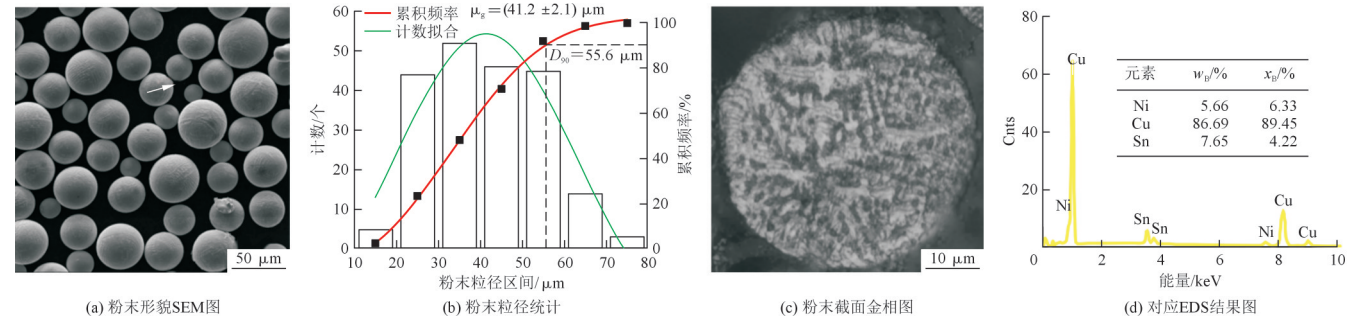


图 1 Cu-6Ni-6Sn 合金粉末特征
Fig.1 Powder characteristics of Cu-6Ni-6Sn alloy

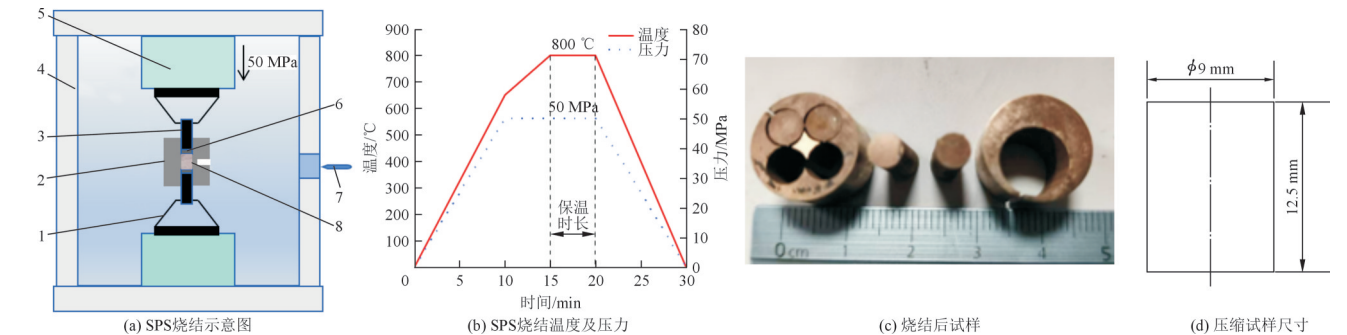


图 2 SPS 烧结原理及试样示意图
Fig.2 SPS principle and schematic diagram of specimens

1. 石墨压头 2. 石墨套筒 3. 石墨压柱 4. 真空腔 5. 压柱/电极 6. 粉末 7. 红外测温枪 8. 石墨垫片

石墨模具内径为 $\phi 15$ mm,高60 mm,最大承受压力为80 MPa。制备试样时为了防止金属粉末与石墨模具黏连,在内表面附着一层石墨纸然后再进行粉末装填,将装好的模具放入真空烧结室,当真空度到达1 Pa后开始启动烧结程序。烧结前10 min时,温度与压力均匀到达650 ℃和50 MPa,随后温度在5 min内缓慢增加到目标烧结温度(700、750、800、850和900 ℃),压力不再升高,保温保压5 min后,随炉冷却并卸载。依据Cu-Ni-Sn合金TTT曲线鼻温,取800 ℃烧结后的试样在400 ℃下进行不同时间(0.5、1、1.5、2和4 h)的时效处理。

1.2 性能测试及微观表征

使用阿基米德原理测定烧结后试样的相对密度;使用HVS-1000A维氏硬度计测量试样的硬度,加载载荷为4.9 N,保压时间为30 s,每组测量10个点并取平均值;使用CMT5105力学试验机测试试样的压缩性能,压缩速率为0.3 mm/min,压缩试样尺寸见图2d;通过MMU-10G测试材料的摩擦磨损性能,通过销盘摩擦磨损方式,采用Cu-6Ni-6Sn材料制备成 $\phi 4.8$ mm的销,SPS制备的销进行时效处理,铸造制备的销进行固溶、时效处理,环的材料为未经渗碳的12CrNi3A。使用SmartLab X射线衍射仪检测粉末及试样的物相,2 θ 范围为20°~100°,扫描速率为5 (°)/m,试样腐蚀后利用DMi8C/C1金相显微镜观察试样的组织形态,并对试样的晶粒尺寸进行测量,使用ZEM18场发射扫描电

镜观测析出相并进行能谱分析。

试样密度 ρ 计算公式为:

$$\rho = \frac{m_1 \rho_w}{m_1 - m_2} \quad (1)$$

材料理论密度 ρ_0 计算公式为:

$$\rho_0 = \frac{1}{\frac{\omega_1}{\rho_1} + \frac{\omega_2}{\rho_2} + \frac{\omega_3}{\rho_3}} \quad (2)$$

相对密度 D 计算公式为:

$$D = \frac{\rho}{\rho_0} \times 100\% \quad (3)$$

式中, ρ_w 为水的实际密度,1.0 g/cm³; m_1 和 m_2 分别为材料在空气中和水中的质量,g; ω_1 为试样中Cu的质量分数,88%; ω_2 、 ω_3 为试样中Ni和Sn的质量分数,均为6%; ρ_1 、 ρ_2 、 ρ_3 分别为Cu、Ni、Sn的理论密度,8.960、8.903和7.285 g/cm³。

2 试验结果与分析

2.1 铸造法制备试样的组织观察

为验证SPS烧结能否有效抑制制备过程中的偏析现象,通过铸造制备Cu-6Ni-6Sn合金并进行时效、固溶处理,与烧结后试样对比。图3为不同状态Cu-6Ni-6Sn试样的金相组织。由图3a可知,铸态金相图晶粒内具有典型的枝晶偏析;经1 h固溶处理后,枝晶组织消失,组织比较均匀,见图3b;经过5 h时效后晶粒边界开始出现不连续析出相,见图3c。

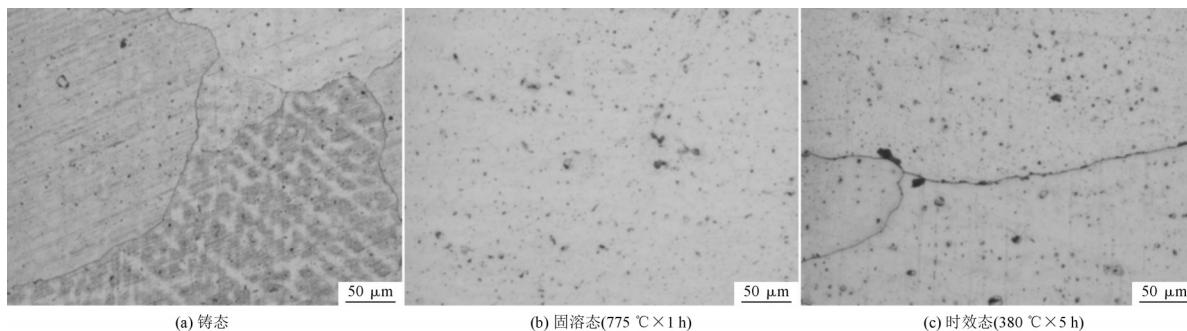


图3 不同状态下Cu-6Ni-6Sn铸造试样金相组织

Fig.3 OM images of Cu-6Ni-6Sn specimens at different states

2.2 SPS烧结后试样组织观察

2.2.1 烧结温度对微观组织的影响

图4为通过SPS法制备的试样的金相组织及粒径统计。可以看出,通过SPS法制备的试样组织成分均匀,与图1c及图3a对比,晶粒内无枝晶偏析,在所有烧结温度下试样均未发现明显的孔隙。但是试样存在原始颗粒边界,这是粉末冶金烧结过程中的常见缺陷,在

塑性变形中可能成为裂纹的起源与扩展路径^[17],降低了材料的力学性能。随着烧结温度升高,原始边界减少甚至逐渐消失,见图4b中方框处。800 ℃时,平均晶粒尺寸为 (23.9 ± 1.2) μm , D_{90} 为42.7 μm ,见图4e。烧结温度低于800 ℃,晶粒尺寸变化小;温度达到800 ℃以上,烧结温度升高致晶粒尺寸激增,900 ℃时平均晶粒尺寸为 (84.8 ± 3.5) μm , D_{90} 达到127.6 μm 。图4a~图4c中均可以观察到黑色组织,结合XRD及EDS检测

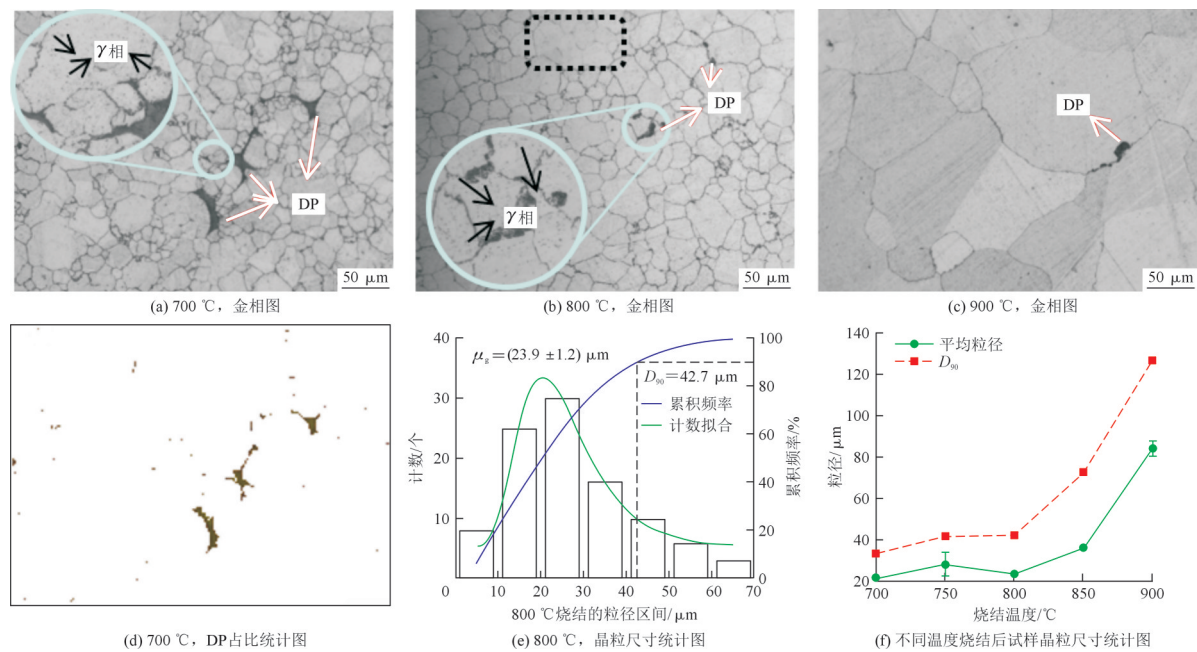


图4 烧结后试样金相图、DP统计图及粒径统计

Fig.4 Metallographic structure, DP and particle size statistics of sintered specimen

分析,该组织是由 α 基体和 γ 析出相组成的DP,此外,晶界与晶粒内弥散分布有大量细小的 γ 相,这些相并没有随烧结温度升高而长大,但可明显看出900 °C时边界处 γ 析出相减少。经统计,随着烧结温度升高,DP占比从2.61%减少至0.19%,平均占比为1.37%。与传统铸造法相比,SPS法制备的Cu-6Ni-6Sn可有效抑制枝晶偏析,成分均匀,故而本研究在热处理时取消固溶工艺。同时,SPS制备的Cu-6Ni-6Sn合金晶粒尺寸更小。依据晶粒尺寸、硬度(800 °C时取得最大值)及DP占比,综合选择烧结温度为800 °C试样进行时效处理。

图5为800 °C烧结后试样的SEM图。可以看出,在晶界处及晶粒内大量析出 γ 相(白色),在晶界内 γ 相的形貌为点状,而在靠近晶界的 γ 相为短棒状或者不规则形状。此外,可以看出DP有向晶内扩展趋势,此时的 γ 相未长大呈针状。表1为图5中点A、B的能谱分析结果。可以看出,点A成分与基体组成接近,而点B的成分在基体与富Sn相之间,结合SEM图,推断DP

表1 A、B两点EDS结果

点	w_B			x_B			%
	Cu	Ni	Sn	Cu	Ni	Sn	
A	87.84	6.79	5.37	89.58	7.49	2.93	
B	77.88	10.37	11.75	81.64	11.77	6.59	

为 α 基体与 γ 相组成。

2.2.2 时效时间对微观组织的影响

图6为800 °C烧结后试样不同时效时间的金相图。结合XRD图及硬度变化曲线推断,随着时间的推移依次产生调幅分解、D022/L12有序化转变及不连续沉淀^[18]。时效0.5 h时,金相图中无明显变化,但硬度急剧上升,在此阶段发生了调幅分解。时效1 h时,晶界处 γ 相开始吞噬 α 基体,随着时效时间延长到2 h,大面积的DP覆盖基体,结合SEM及EDS,该相由贫Sn层和富Sn层组成,DP的出现会导致合金力学性能下降。此外,可以看出,随时效时间延长,晶粒尺寸也有所增加,并且逐渐均匀化。SPS试样比铸造试样时效时间更短,主要是由于粉末粒径较小,具有较高的表面积与体积比,在烧结过程中,粉末颗粒之间的接触面积较大,有利于原子的扩散和结合,而在后续的时效处理中能够更快地达到稳定状态。

图7为时效1 h后试样的SEM图。可以看出,长针状 γ 相吞噬 α 基体,周期性排列于基体上,此外,DP从晶界处向晶内扩展相对容易,而晶界内DP生长相对缓慢。表2为点C、D的能谱结果,可见与点A、B结果类似。

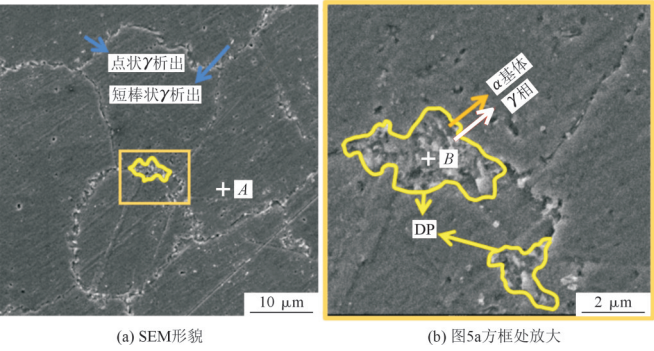


图5 800 °C烧结后试样的SEM图

Fig.5 SEM images of specimens sintered at 800 °C

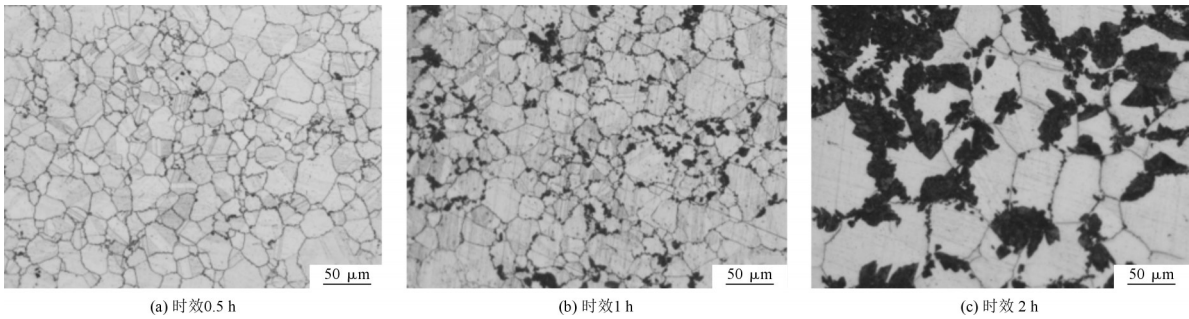


图6 800 °C烧结试样在不同时间时效后的金相图
Fig.6 Metallographic strcuture of specimens after sintering at 800 °C and subsequent aging for different durations

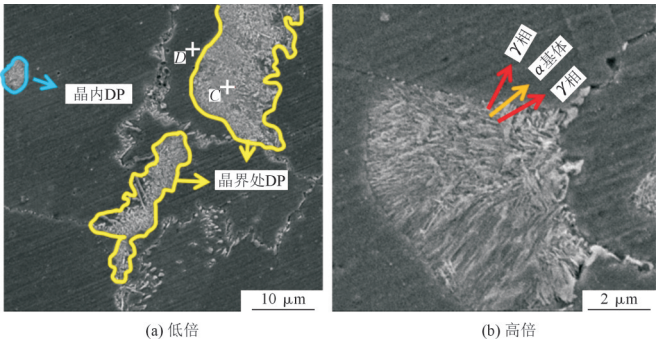


图7 烧结试样时效1 h后 SEM 图
Fig.7 SEM images of sintered specimens aged for 1 h

表2 C、D 两点EDS结果

点	w_B			x_B			%
	Cu	Ni	Sn	Cu	Ni	Sn	
C	75.34	10.52	14.14	79.90	10.07	8.03	
D	86.24	6.30	7.46	88.86	7.03	4.11	

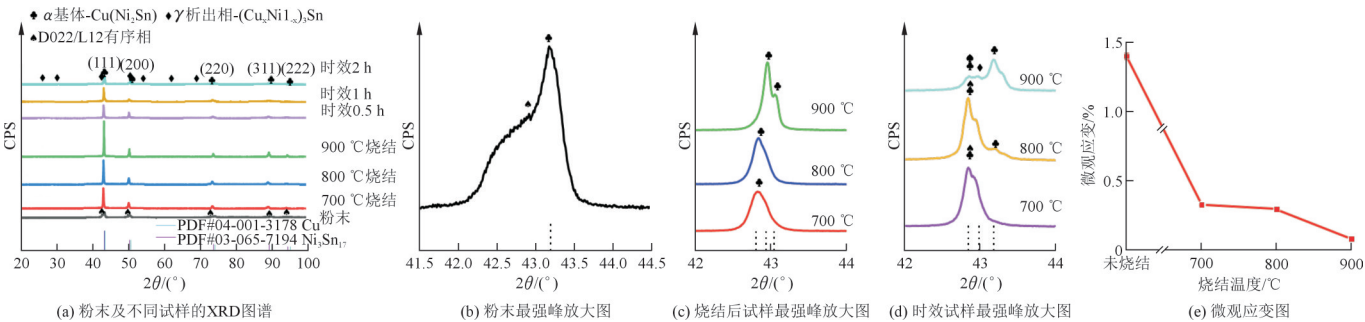


图8 XRD 图谱及微观应变图
Fig.8 XRD patterns and microstrain diagram

烧结后试样的微观应变,见图8e,可见烧结体微观应变随着烧结温度的升高而减小,印证了金相组织中由于位错的消耗导致的孪晶数量的减少。

2.4 Cu-6Ni-6Sn 合金烧结原理分析

图9为SPS烧结Cu-6Ni-6Sn粉末的原理。可以看出,烧结初始阶段粉末间的空隙较多。在脉冲电流作用下,产生阴阳离子,温度升高。粉末中的枝晶析出固溶于基体中,由于粉末粒径较小,固溶过程迅速完成。同时,表面活化与熔融层的形成,促使烧结颈的生成。

2.3 试样的物相组成

图8为不同烧结温度、不同时效时间下粉末试样的X射线衍射图谱、最强峰局部放大图及微观应变。可以看出,粉末最强峰位置在43.188°;经烧结后,最强衍射峰向左移动,再结晶的存在消耗了粉末中的位错,700、800 °C时,最强衍射峰位置为42.846°,900 °C最强衍射峰位置为42.942°,伴有43.054°的峰。随着烧结温度升高,峰越高越窄,说明结晶度更好且晶粒尺寸增大;时效过程中,时效1 h出现43.188°的衍射峰,随时效时间延长,2 h时此峰成为最强峰,且出现明显的 $\gamma-(Cu_xNi_{1-x})_3Sn$ 相的峰,由峰的推移推测时效过程中有结构的转变。此外,可以明显看出,烧结后试样的半峰宽比粉末窄得多,证明粉末中存在大量的晶格畸变或残余应力。基于威廉姆森-霍尔方法,通过XRD的衍射峰分析粉末及

火花冲击与压柱压力驱动下,粉末迅速致密化^[11]。雾化制粉冷却速度极快,粉末内部必然存在大量的位错及较大的晶格畸变^[19],在保温过程中,位错等作为再结晶过程的驱动力被消耗,导致孪晶组织减少^[12,20],而随着烧结温度升高,再结晶速率加快,元素扩散及晶界扩散加剧,晶粒尺寸增大,相邻颗粒间的冶金结合增强,可以减少甚至消除原始边界^[21]。在后续的冷却过程中,依据Cu-Ni-Sn三元相图及TTT曲线推测, γ 相形成过程是在随炉冷却过程中温度在600 °C以上时^[22]。此时,随温度降低,Sn在 α 基体中的固溶度下降, γ 相在

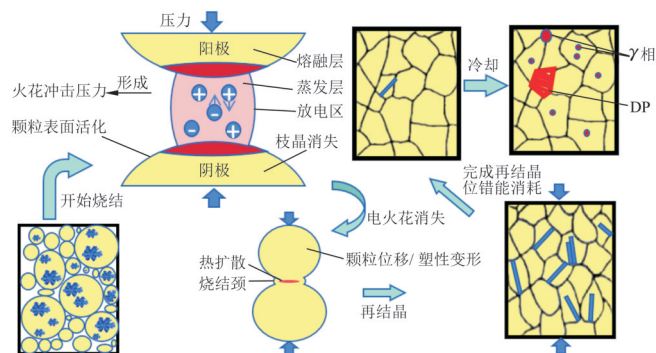


图9 SPS 烧结 Cu-6Ni-6Sn 原理图

Fig.9 Principle diagram of SPS sintering Cu-6Ni-6Sn

晶界和晶内成核,晶界处 γ 相在残余位错的作用下吞噬 α 基体形成DP,冷却速度相同的情况下, γ 相和DP的数量及位置在不同温度烧结的试样中相似。有研究表明,随位错密度增加,DP组织形成速度与位置增加^[23]。在本研究中,由于低温烧结试样位错未被完全消耗,在进行动态再结晶的过程中,这些位错作为 γ 相的驱动力,使得边界上的 γ 相长大,DP在一定程度上有所长大。

2.5 力学性能分析

图10为铸造法制备试样的压缩应力-应变曲线及硬度图。可以看出,铸态下试样硬度(HV)为(93.93 $\pm$ 3.58)、压缩屈服强度(塑性应变偏移量为0.2%时)为66.98 MPa,经固溶+时效处理后硬度(HV)达到(261.50 $\pm$ 12.91)、压缩屈服强度($\sigma_{0.2}$)为494.82 MPa、抗压强度(σ_b)为787.03 MPa,铸态下未进行固溶、时效处理的试样拥有较高的韧性,压缩时并未被压溃。

图11为SPS试样的性能。由图11a可以看出,50 MPa压力下压制成形试样在不同温度下的相对密度差别不大,均达到98%以上,试样的致密化主要是在保温前期,粉末在高温时处于塑性状态,通过压柱加压并在高频电流形成的机械脉冲波的作用下,试样在极短时间内完成致密化。在后续保温过程中,随着温度升高,晶界扩散加剧导致晶粒尺寸增大,在一定程度上会

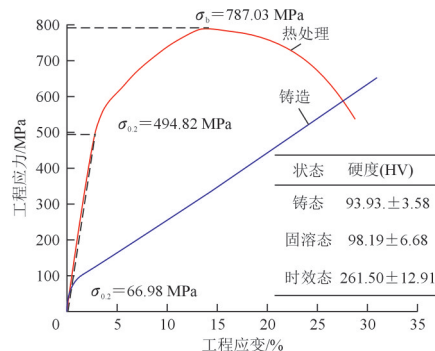


图10 铸造法制备试样的压缩曲线及硬度

Fig.10 Compression curves and hardness of specimens by casting method

消除烧结后试样中的微小孔隙,导致密度提高^[24]。不同温度下烧结试样硬度在800 $^{\circ}$ C时达到峰值(135.5),随后快速下降至105.5。晶粒尺寸随烧结温度升高而增大,相对晶粒边界数量减小,这使得晶粒边界对位错运动的阻碍作用减小,从而导致试样硬度降低。时效硬度(HV)在1 h时到达最高241.4,而后随着DP的增多而快速下降至196.5,这与显微组织分析一致。由图11b可知,时效前试样的屈服强度为158.18 MPa,时效1 h后,试样的屈服强度增加到475.63 MPa。压缩试验中,时效前后试样均未被压溃,此时变形量接近40%。将压缩后试样沿受力方向切开,对比图4b和图6b可以看出,所有晶粒沿受力方向都发生严重的塑性变形。屈服强度的强化主要是由于位错强化、析出强化、晶界强化和固溶强化^[23]。时效过程屈服强度的提升主要是调幅分解及D022/L12有序相阻碍位错运动的能力提升。此外,时效过程中 γ 相进一步析出,当滑移带遇到 γ 析出相时发生弯曲,阻碍晶粒的滑移,使强度进一步提高^[12],而晶界强化及固溶强化在时效过程中作用有限。烧结试样力学性能较铸造试样硬度提高了44.2%,屈服强度提高了136.2%,这是由于SPS制备的试样成分均匀, γ 相均匀地分布在基体中,有效提高了材料的力学性能;SPS法制备的试样经时效处理后,展现出的力学性能较铸造的试样(经过固溶、时效处理)

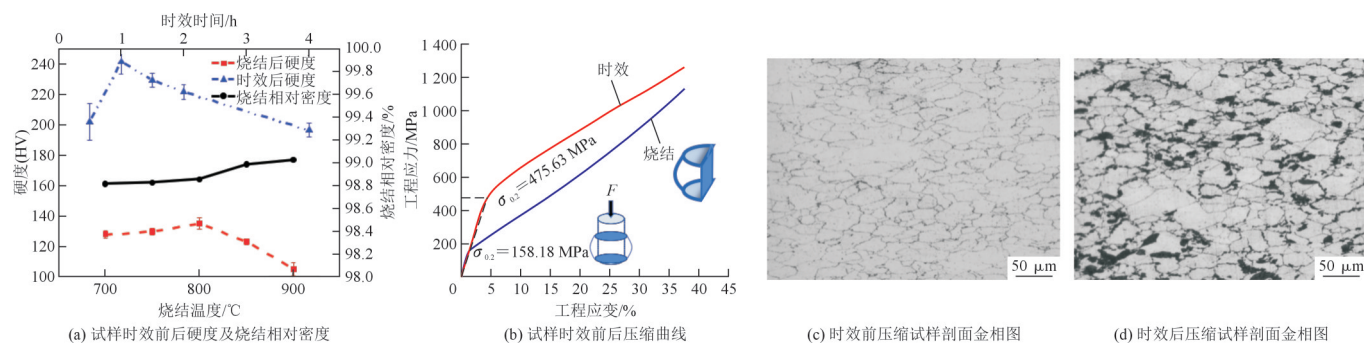


图11 SPS法制备的试样性能测试及压缩试样剖面金相图

Fig.11 Performance testing of specimens prepared by SPS method and cross-section metallographic structure of compressed specimens

低一些,硬度降低了7.7%、压缩屈服强度降低了2.4%,主要是由于通过SPS烧结的试样内部存在微小孔隙,且晶粒原始边界的存在会降低材料的力学性能^[17]。

2.6 摩擦磨损特性分析

在室温环境中,250 r/min的转速下,以10~45 N的载荷,测试了1 h材料的干摩擦性能,销及环分别用3 000号及1 500号砂纸打磨,试样磨损前后用精度为

0.1 mg的电子天平测量。图12为铸造法制备的销试样与SPS法制备的销试样的摩擦因数与磨损率。可以看出,在不同载荷下,SPS销摩擦因数及磨损率均低于铸造销的,但随着载荷增大,两者逐渐趋近。分析摩擦因数曲线可知,两者进入稳定摩擦磨损阶段的时间相近,此后摩擦因数均呈缓慢增加的趋势,这主要是由于对摩表面温度上升(从室温缓慢上升至50℃左右)。此外,铸造销的摩擦因数波动较大,且随载荷的增大而减小。

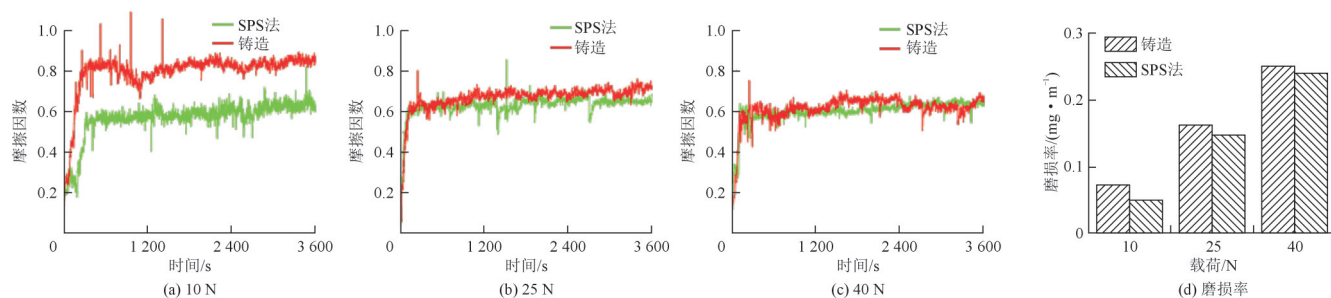


图12 不同载荷下试样摩擦因数与磨损率

Fig.12 Friction coefficient and wear rate under different loads

图13和图14分别为25 N下SPS法和铸造法制备的销试样的摩擦表面形貌、3D形貌及划线处纵深。可以看出,摩擦表面沿滑动方向均表现出较深的划痕,但SPS销表面存在少量黏着坑。此外,SPS法制备的销试样划线处纵深为136.6 μm,铸造法制备的销试样划线处纵深为111.1 μm。这主要是由于SPS法制备的

Cu-6Ni-6Sn合金晶粒尺寸较小且韧性较好,在黏着或切应力的作用下更易变形从而形成峰,见图13b中绿色(基于原图为彩色描述)的峰,去除因切削产生的峰,两者的划痕深度区别较小,而SPS法制备的销划痕相对较密且宽度较小。SPS销的磨损机制主要为磨粒磨损,伴随有轻微的黏着磨损,铸造销为磨粒磨损。

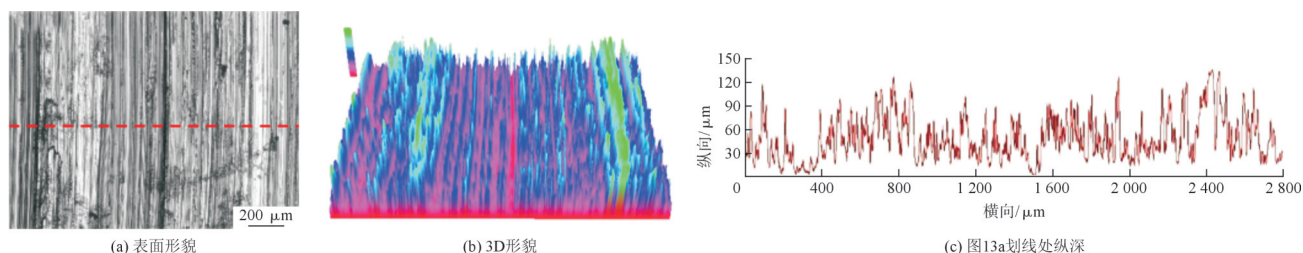


图13 SPS法制备销试样的对摩表面形貌及划痕纵深

Fig.13 Counter-friction surface morphologies and scratch depth of pin specimens prepared by SPS

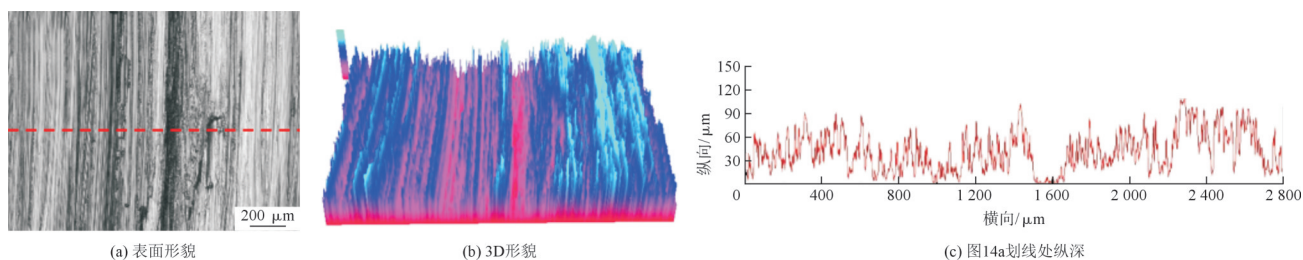


图14 铸造法制备销试样的对摩表面形貌及划痕纵深

Fig.14 Counter-friction morphologies and scratch depth of pin specimens prepared by casting process

3 结 论

(1) 与铸态试样相比,通过SPS法制备的Cu-6Ni-6Sn合金可以有效抑制枝晶偏析,试样成分均匀,从而

减少了固溶处理的步骤,这主要是气雾化合金粉末晶粒细小,在烧结过程中Sn快速固溶于粉末之中。

(2) 随烧结温度升高,原始边界逐渐消失,平均晶粒尺寸先由21.8 μm缓慢上升至23.9 μm,后急速上升

至 84.8 μm , 伴随位错消失, DP 及 γ 析出动力减小, 析出相逐渐减少。

(3) 使用 SPS 烧结 Cu-6Ni-6Sn 的最佳烧结温度为 800 $^{\circ}\text{C}$, 此时, 试样硬度 (HV) 为 135.5, 屈服强度为 158.18 MPa, 将该试样在 400 $^{\circ}\text{C}$ 下进行 1 h 时效, 获得理想的力学性能, 此时试样硬度为 241.4, 屈服强度为 475.63 MPa, 这与铸造试样经固溶、时效处理后的性能类似, 但通 SPS 法制备试样可以做到一次成形, 效率更快。

(4) 使用 SPS 烧结的 Cu-6Ni-6Sn 在低载荷下表现出更好的摩擦磨损特性, 摩擦因数及磨损率均低于铸造法制备的销试样, 但随载荷增大, 两者逐渐趋近。

参 考 文 献

- [1] 杨文豪, 周延军, 宋克兴, 等. 制备工艺对 Cu-15Ni-8Sn 合金晶粒特征和力学性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2024, 45(4): 78-86.
- [2] 马艺霖, 樊文欣, 贾岩峰, 等. Cu-Ni-Sn 合金高温本构模型及动态再结晶行为[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(3): 376-379.
- [3] ZHOU F, ZHOU Y J, SONG K X, et al. The influence of microalloying and preparation process on phase transformation, mechanical properties, and friction/corrosion behavior of Cu-Ni-Sn alloys: A review[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 951-996.
- [4] GUO Z K, JIE J C, LIU S C, et al. Solidification characteristics and segregation behavior of Cu-15Ni-8Sn alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2020, A51(3): 1 229-1 241.
- [5] LIANG Z Q, FAN W X, WANG P F, et al. Revealing the effect of phase composition and transformation on the mechanical properties of a Cu-6Ni-6Sn-0.6Si alloy[J]. Materials, 2021, 14(18): 5 201.
- [6] 张洋洋, 接金川, 郭中凯, 等. 微量 Mg 元素对 Cu-15Ni-8Sn 合金组织及性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41(5): 547-551.
- [7] GUO C J, SHI Y F, CHEN J S, et al. Effects of P addition on spinodal decomposition and discontinuous precipitation in Cu-15Ni-8Sn alloy[J]. Materials Characterization, 2021, 171: 110 760.
- [8] 潘德清, 李道喜, 牛冬鑫, 等. 气隙热阻对水平连铸 Cu-15Ni-8Sn 合金组织和成分分布影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(1): 69-74.
- [9] XIAO J K, ZHANG W, LIU L M, et al. Microstructure and tribological properties of plasma sprayed Cu-15Ni-8Sn coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 337: 159-167.
- [10] OUYANG Y, GAN X P, ZHANG S Z, et al. Age-hardening behavior and microstructure of Cu-15Ni-8Sn-0.3Nb alloy prepared by powder metallurgy and hot extrusion[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(9): 1 947-1 955.
- [11] ZHANG Z H, LIU Z F, LU J F, et al. The sintering mechanism in spark plasma sintering-proof of the occurrence of spark discharge[J]. Scripta Materialia, 2014, 81: 56-59.
- [12] LI J K, ZHANG Z W, XU W H, et al. Hot isostatic pressing of Cu-15Ni-8Sn alloy with suppressed Sn macro-segregation and enhanced mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering, 2022, A855: 143 866.
- [13] HUANG L, HE X, FEI W, et al. Effect of ball milling and spark plasma sintering on microstructure and properties of Mn-Cu based damping alloy[J]. Materials Transactions, 2021, 62(9): 1 279-1 284.
- [14] CIRSTEA C D, CIRSTEA V, MARINESCU V, et al. The microstructure influence on mechanical properties of $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Cu}_x$ materials achieved by spark plasma sintering at 800~900 $^{\circ}\text{C}$ [J]. Romanian Journal of Physics, 2023, 68(5-6): 615.
- [15] DUDINA D V, GRIGOREVA T F, KVASHNIN V I, et al. Microstructure and properties of Cu-10Al bronze obtained by high-energy mechanical milling and spark plasma sintering[J]. Materials Letters, 2022, 312: 131 671.
- [16] 李岳桥. 热处理工艺对铜镍锡合金力学性能和微观组织的影响[D]. 太原: 中北大学, 2021.
- [17] TENG Q, WEI Q S, XUE P J, et al. Effects of processing temperatures on FGH4097 superalloy fabricated by hot isostatic pressing: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism[J]. Materials Science and Engineering, 2019, A739: 118-131.
- [18] WANG N, SHEN Y D, AN Q, et al. Microstructure evolution and mechanical property of Cu-15Ni-8Sn-0.2Nb alloy during aging treatment[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 86: 227-236.
- [19] YANG T H, CAI B, SHI Y J, et al. Preparation of nanostructured CoCrFeMnNi high entropy alloy by hot pressing sintering gas atomized powders[J]. Micron, 2021, 147: 103 082.
- [20] YADAV V, MOELANS N, ZHANG Y, et al. Effects of dislocation boundary spacings and stored energy on boundary migration during recrystallization: A phase-field analysis[J]. Acta Materialia, 2021, 221: 117 377.
- [21] CAI C, GAO X Y, TENG Q, et al. Hot isostatic pressing of a near α -Ti alloy: Temperature optimization, microstructural evolution and mechanical performance evaluation[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A802: 140 426.
- [22] ZHAO J C, NOTIS M R. Spinodal decomposition, ordering transformation, and discontinuous precipitation in a Cu-15Ni-8Sn alloy[J]. Acta Materialia, 1998, 46(12): 4 203-4 218.
- [23] GUO Z K, JIE J C, LIU J M, et al. Effect of cold rolling on aging precipitation behavior and mechanical properties of Cu-15Ni-8Sn alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 848: 156 275.
- [24] SAHEB N. Spark plasma and microwave sintering of Al6061 and Al2124 alloys[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2013, 20(2): 152-159.

(编辑: 刘晨辉)