

固溶温度对双辊铸轧 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金组织与性能的影响

贾 飞 赵 丹 田希晨 周吉发 樊志斌 李小亮 曲 扬 宁少晨

[中机智能装备创新研究院(宁波)有限公司]

摘 要 采用双辊铸轧制备了 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金,研究了固溶温度对合金显微组织、电导率、显微硬度和元素偏析行为的影响。结果表明,随着固溶温度升高,合金显微组织逐渐发生回复、再结晶和再结晶晶粒长大;合金的显微硬度随固溶温度的升高而下降,电导率随固溶温度的升高先降低后升高。经 900 °C×1 h 固溶后,Ni、Si 元素已完全固溶进铜基体,形成 α -Cu 固溶体,此时合金的显微硬度(HV)和电导率分别为 67.2 和 9.338 MS/m。

关键词 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金;双辊铸轧;固溶处理;过饱和固溶体

中图分类号 TG146.1⁺1;TG113.25

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2022.04.022

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Solution Temperature on Microstructure and Properties of Cu-3.2Ni-0.75Si Alloy by Twin-roll Strip Casting

Jia Fei, Zhao Dan, Tian Xichen, Zhou Jifa, Fan Zhibin, Li Xiaoliang, Qu Yang, Ning Shaochen

[China Innovation Academy of Intelligent Equipment (Ningbo) Co., Ltd.]

Abstract: Cu-3.2Ni-0.75Si alloy was prepared by twin-roll strip casting (TRSC). The effects of solution temperature on microstructure, electrical conductivity, microhardness and element segregation behavior of the alloy were investigated. The results indicate that the microstructure of the alloy is gradually recovered, recrystallized, and recrystallized grains grow up with the increase of solution temperature. As the solution temperature increases, the microhardness is decreased and electrical conductivity is firstly decreased and then increased. After solution at 900 °C for 1 h, Ni and Si are completely dissolved into Cu matrix, forming a single α -Cu solid solution, where the microhardness and electrical conductivity of the alloy are 67.2 HV and 9.338 MS/m, respectively.

Key Words: Cu-3.2Ni-0.75Si Alloy, Twin-roll Strip Casting, Solution Treatment, Supersaturated Solid Solution

收稿日期:2021-08-27;**修改稿收到日期:**2021-10-20

基金项目:河南省重大关键技术揭榜攻关项目(191110111000);宁波市“3315”人才计划 2020 年创新团队 C 类

第一作者简介:贾飞,男,1992 年出生,硕士研究生,浙江宁波(315700),E-mail:18804017112@163.com

引用格式:贾飞,赵丹,田希晨,等.固溶温度对双辊铸轧 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金组织与性能的影响[J].特种铸造及有色合金,2022,42(4):500-504.

JIA F, ZHAO D, TIAN X C, et al. Effects of solution temperature on microstructure and properties of Cu-3.2Ni-0.75Si alloy by twin-roll strip casting[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(4):500-504.

- [3] KUMAR NOTAN, GUPTA SANJEEV KUMAR. Progress and application of phase change material in solar thermal energy: An overview[J]. Materials Today: Proceedings, 2021, 44(P1): 271-281.
- [4] GOKON N, JIE C S, NAKANO Y, et al. Thermal charge/discharge performance of iron-germanium alloys as phase change materials for solar latent heat storage at high temperatures[J]. Journal of Energy Storage, 2020, 30: 101 420.
- [5] ZHANG G C, LI J Q, MA B Q, et al. Oxidation resistance and plating encapsulation of Cu-based alloys as phase change materials for high-temperature heat storage[J]. Key Engineering Materials, 2013, 537: 292-297.
- [6] LI F, HU Y J, ZHANG R Y. The influence of heating-cooling cycles on the thermal storage performances of Al-17Si alloy[J]. Advanced Materials Research, 2011, 239-242: 2 248-2 251.
- [7] BIRCHENALL C E, RIECHMAN A F. Heat storage in eutectic alloys[J]. Metallurgical Transactions, 1980, A11(8): 1 415-1 420.
- [8] FANG D, CHENG X M, LI Y Y, et al. Microstructure and thermal characteristics of Mg-Sn alloys as phase change materials for thermal energy storage[J]. RSC Advances, 2016, 98(6): 96 327-96 333.
- [9] FANG D, CHENG X M, YE X C, et al. Study on thermophysical performance of Mg-Bi-Sn phase-change alloys for high temperature thermal energy storage[J]. Vacuum, 2020, 174: 109 164.
- [10] 刘楚明,朱秀荣,周海涛.镁合金相图集[M].长沙:中南大学出版社,2006.
- [11] BALLOY D, TISSIER J C, GIORGI M L, et al. Corrosion mechanisms of steel and cast iron by molten aluminum[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2010, A41: 2 366-2 376.

(编辑:张正贺)

Cu-Ni-Si 合金具有较高的强度,优良的导电性、耐热稳定性和易于加工等特点,被广泛应用于电子连接器、引线框架和电子封装材料等领域,是目前应用前景广阔的高性能铜合金材料之一^[1~3]。Cu-Ni-Si 合金是典型的时效强化型合金,时效处理后基体中析出的细小弥散粒子,构成位错滑移的屏障,通过与位错发生交互作用,增强合金的力学性能,同时 Ni、Si 溶质元素的快速析出也净化了基体,弱化了其对自由电子的散射能力,提高了合金的电导率^[4~7]。在时效处理前,通常需要对铸态合金进行固溶处理,提高溶质元素在基体中的固溶度,以使铸态组织中存在的亚稳相全部固溶入基体中,尽可能得到单一固溶体,为后续溶质元素的析出提供良好的组织基础^[8,9]。

目前,研究者研究了 Cu-Ni-Si 合金时效过程中的微观组织演变规律,得出了一些有益的结论^[10~13]。GHOLAMI M 等^[10]研究了晶粒细化对 Cu-Ni-Si 合金析出动力学的的影响,发现超细晶和粗晶 Cu-Ni-Si 合金分别在时效 6 h 和 12 h 后获得最大抗拉强度。LEE S 等^[11]研究了 Cu-Ni-Si 合金的析出行为,发现 Cu-Ni-Si 合金可以通过晶粒细化和细小析出相实现协同强化,同时保持了较高的导电性能。WU Y K 等^[12]分析了 Cu-Ni-Si 合金组织与性能的相关性,认为合金抗拉强度的提升与时效过程中析出相的析出程度密切相关。JIA Y L 等^[13]对 δ -Ni₂Si 析出相的形貌和取向进行了探索,发现在 Cu-Ni-Si 合金中有许多均匀分布的圆盘状的 δ -Ni₂Si 析出相,呈正交结构。

目前,有关 Cu-Ni-Si 合金组织中的粗大晶粒和显微偏析的研究报道较少。在传统热轧加工条件下,Cu-Ni-Si 合金冷却速率较低,其凝固组织粗大且显微偏析十分严重,极大地限制了 Cu-Ni-Si 合金的应用^[10,11]。双辊铸轧(TRSC)作为一种具有亚快速凝固特点的近终成形先进短流程技术,已经成功地应用于多种金属的制造。LIU H T 等^[14]采用 TRSC 在不同熔体过热度下成功制备了 Cr 含量为 17% 的铁素体不锈钢(FSS)铸带,FSS 铸态组织由细小的等轴晶和柱状晶组成。ZHAO Y 等^[15]通过 TRSC 开发了节约型双相不锈钢(TRIP),在亚快速凝固条件下,铸带的凝固组织由细小的魏氏组织和等轴晶组成。DAAMEN M 等^[16]也指出,与通过传统热轧加工方法获得的 TWIP 钢相比,TRSC 是制备力学性能优异 TWIP 钢的一种选择。所有这些研究表明,TRSC 有利于细化合金显微组织,抑制偏析。

本课题研究了固溶温度对双辊铸轧 Cu-Ni-Si 合金显微组织、显微硬度、电导率和元素偏析的影响,旨在探索适合双辊铸轧 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金的最佳固溶温

度,为其应用提供参考。

1 试验材料及方案

试验材料为双辊铸轧制备的 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金铸带,合金成分(质量分数,下同)为:(3.2±0.04)% 的 Ni,(0.75±0.01)% 的 Si,≤0.006% 的 O,其他杂质为微量,其余为 Cu。表 1 为双辊铸轧制备 Cu-3.2Ni-0.75 合金的试验参数。根据 Cu-Ni-Si 三元合金相图可知^[17],Cu-Ni-Si 系合金的单相区固溶温度需要高于 720 ℃。为了明确固溶温度对双辊铸轧 Cu-Ni-Si 合金组织性能的影响,确定出合理的固溶处理制度,对铸带分别进行 800、850、900、950 ℃,保温 1 h 的固溶处理。

表 1 双辊铸轧的试验参数

Tab.1 Experimental parameters of twin-roll strip casting				
浇注设备	浇注温度/℃	铸轧速度/(m·min ⁻¹)	厚度/mm	冷却方式
D500 等径双辊铸轧机	1 150	30	3	水冷

固溶处理后的铸带经 400 号砂纸打磨后,用线切割在每个板材上分别切割 3 个 8 mm×12 mm 金相试样,分别用于金相观察、EPMA 元素偏析行为分析和显微硬度测试。在铸带不同部位切取 8 mm×120 mm 的长条试样,用于固溶态电导率测试。电阻测量使用 ZY9987 型数字微欧计,测量试样长度>100 mm,测量误差<1 μΩ,测试试样不少于 5 个。显微硬度测量采用 FM-700 型显微硬度计,加载载荷为 0.98 N,加载时间为 10 s,测试点不少于 10 个。金相组织经 Fe₃Cl+HCl 混合水溶液腐蚀后在 Axiovert 40 MAT 蔡司金相显微镜上观察。电子探针分析在 JXA-8530F 型场发射电子探针上进行 SEM 观察和元素面扫描分析。晶粒尺寸测量按照 GB/T 6394-2002 进行。试样检测面上截距的平均值计算如下:

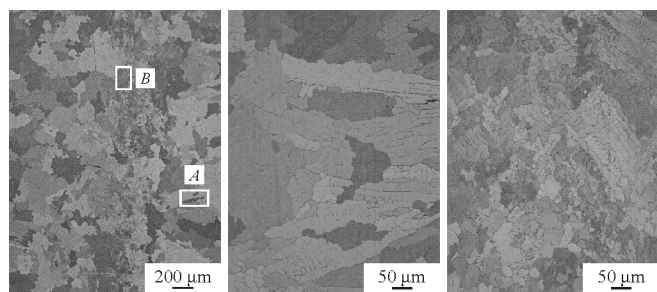
$$l = L / (MP)$$

式中, L 为测量线段的长度,mm; l 为试样检验面上截距的平均值,mm; M 为观测用放大倍数; P 为测量网格上的截点数。为提高测量精度,试验对 50 和 200 倍下的 10 个视场下晶粒尺寸进行测量,结果取平均值。

2 试验结果与讨论

2.1 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金铸带初始凝固组织分析

图 1 为 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金的铸带组织。可以看出,在亚快速凝固条件下,其初始凝固组织得到显著细化,晶粒尺寸由初始的毫米级降至铸带的微米级^[18]。表层为粗大的晶粒,心部为细小的等轴晶,其晶粒尺寸约为 15 μm。



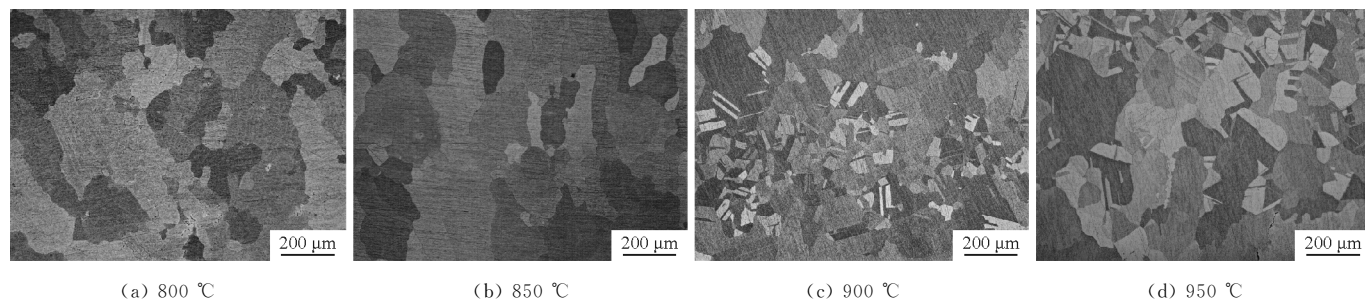
(a) 铸带微观形貌 (b) A 区域放大图 (c) B 区域放大图

图 1 Cu-3.2Ni-0.75Si 低倍合金铸带凝固组织的金相组织

Fig.1 OM images of solidification structure of Cu-3.2Ni-0.75Si alloy casting strip

2.2 固溶温度对合金显微组织的影响

图 2 为 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金铸带在不同温度固溶 1 h 后的显微组织。由图 2a 可知,铸带在 800 °C 固溶 1



(a) 800 °C

(b) 850 °C

(c) 900 °C

(d) 950 °C

图 2 不同温度固溶 1 h 后 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金铸带的显微组织

Fig.2 Microstructure of Cu-3.2Ni-0.75Si alloy casting strip after solution for 1 h at different temperatures

大伴随的软化效应会恶合金的力学性能,见图 2d。

2.3 固溶温度对合金显微硬度和电导率的影响

图 3 为固溶温度对 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金铸带显微硬度和电导率的影响。可以看出,在 800~900 °C 固溶时,合金的显微硬度和电导率都呈下降的趋势;当固溶温度上升至 950 °C 后,其显微硬度仍继续下降,但趋势有所减缓,而电导率转而缓慢上升。在 800~900 °C 固溶时,随着固溶温度升高,铜基体中的 Ni、Si 原子溶入量会逐渐增加,铜相晶格的畸变程度会加大,畸变所产生的应力场与位错周围的弹性应力场交互作用,构成位错滑移的障碍,使得位错阻力增大,导致合金显微硬度

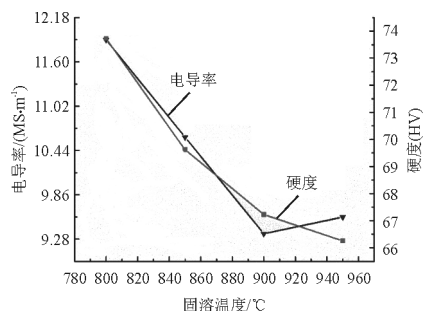


图 3 固溶温度对 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金铸带显微硬度和电导率的影响

Fig.3 Influence law of solution temperature on microhardness and conductivity of Cu-3.2Ni-0.75Si alloy

h 后,合金的显微组织仍近似于铸带原始组织。这主要是因为固溶温度较低,原子扩散速率较慢,固溶组织虽然发生了回复,但不明显,晶粒内仍可以看到明显的胞内枝晶。随着固溶温度升高,当铸带在 850 °C 固溶 1 h 后,组织趋于均匀化,胞内枝晶消除,但此时铸带组织没有发生明显的再结晶现象,晶粒仍比较粗大,可达 250 μm 左右,见图 2b。当固溶温度进一步升高至 900 °C,组织发生静态再结晶,再结晶晶粒为了保持较低的界面能,呈等轴状,平均晶粒尺寸在 100 μm 左右,同时由于面心立方铜合金较低的层错能,再结晶晶粒中有一定量的孪晶出现。孪晶界相对规整的界面原子排布会降低晶界对自由电子的散射能力,提高合金的电导率^[19,20],见图 2c。当固溶温度升至 950 °C 后,再结晶晶粒出现明显的长大现象,晶粒尺寸约为 180 μm,再结晶晶粒粗

升高。但是,固溶温度的持续升高会导致第二相粒子的持续回溶,对位错的阻碍作用减小,使得合金显微硬度降低。Cu-Ni-Si 合金作为典型的时效强化型合金,第二相粒子强化机制决定其力学性能。因此,在以上两方面因素交互作用下,合金的显微硬度呈现下降的趋势。随着固溶温度升高至 950 °C,第二相粒子已经基本完全固溶进铜基体,固溶组织的晶粒度开始对合金显微硬度起主导作用,由图 2d 可知,合金经 950 °C × 1 h 后,再结晶晶粒明显长大,为 180 μm 左右,随之产生的再结晶软化效应会造成合金显微硬度的进一步降低^[9,21]。

Cu-3.2Ni-0.75Si 合金的电导率主要取决于铜基体的纯净度。铸带在 800 °C 固溶 1 h 后,合金开始进入回复阶段,铸带塑性变形增殖的位错、空位等缺陷的数量会逐渐减少。但是,Ni、Si 在铜基体中的固溶度也会随着固溶温度的升高而增加,铜基体中溶质元素含量的增多,其晶格畸变程度也会随之加大,从而加剧对自由电子的散射程度,降低合金的电导率。与空位等缺陷相比,间隙原子对铜合金造成的电阻增量更为显著^[22]。因此,在以上两方面因素的交互作用下,合金的电导率缓慢下降。当固溶温度升高至 850 和 900 °C 时,合金的电导率下降幅度开始加大。这主要是因为随着温度升高,越来越多的合金元素固溶进铜基体中,形成 α-Cu 过

饱和固溶体。由于 Ni、Si 原子半径和 Cu 原子的差异,当 Ni、Si 原子固溶进铜基体后,必然会引起晶格点阵畸变,增大对自由电子的散射能力;同时,合金经 $900\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 固溶处理后,发生完全再结晶,细小的再结晶晶粒会导致单位体积内晶界的增多,加大对电子的散射程度。因此,在以上两方面因素的共同作用下,合金电导率的下降幅度加大^[23]。但是,当固溶温度升高至 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, Ni、Si 元素已基本完全固溶进铜基体中,溶质元素的固溶度不再对合金的电导率起决定性作用。此时,影响合金电导率的主要是单位体积内晶界的数量,因此,合金的电导率会随着再结晶晶粒的长大开始回升^[18]。结合分析固溶温度对 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金显微组织、电导率和硬度的影响,确定 $900\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 为最佳固溶处理工艺,此时铸带固溶组织为均匀的等轴晶和孪晶,其显微硬度(HV)为 67.2,电导率为 9.338 MS/m。

2.4 固溶温度对元素偏析行为的影响

图 4 为 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金铸带经 $850\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 后的 EPMA 形貌及元素面扫描。可以看出,铸带经 $850\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 后,由于固溶温度较低, Ni、Si 溶质元素在铜基体中的固溶度提升不够显著, Ni、Si 溶质原子未完全固溶进铜基体中,在晶界处,仍存在一定程度的 Ni、Si 元素富集。这主要是由于晶界结构比晶内松散,具有一定的表面效应,溶质原子处在晶内的能量比处在晶界的能量要高,所以溶质原子有自发向晶界偏聚的趋势,形成了晶界偏析。图 5 为合金经 $900\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 后的 EPMA 形貌及元素面扫描。可以看出,铸带经 $900\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 处理后, Ni、Si 溶质元素完全固溶进铜基体,固溶组织已形成单一 $\alpha\text{-Cu}$ 过饱和固溶体,结合铸带固溶组织在不同工艺下的元素偏析行为,确定合金的最佳固溶温度为 $900\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 。图 6 为合金经 $950\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 后的

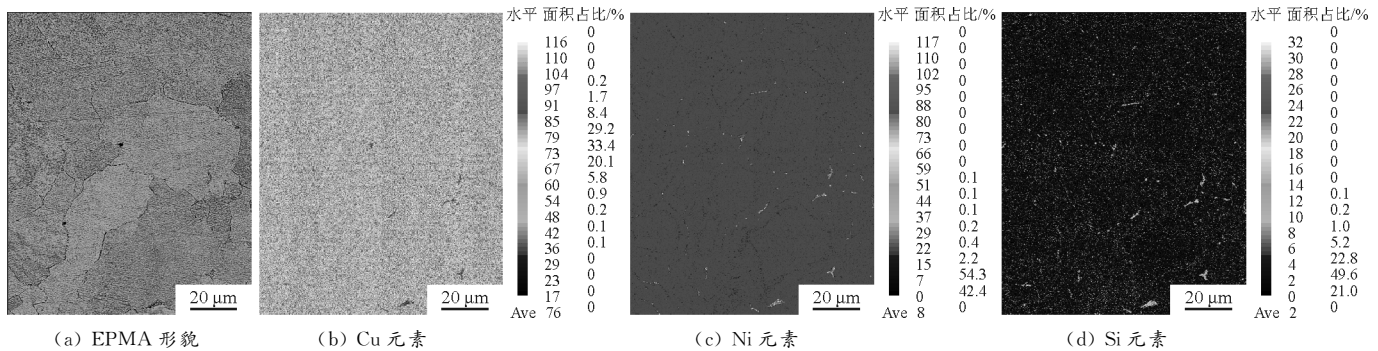


图 4 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金铸带经 $850\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 处理后的 EPMA 形貌及元素面扫描

Fig.4 EPMA morphologies and surface scanning of Cu-3.2Ni-0.75Si casting strip solution at $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 1 h

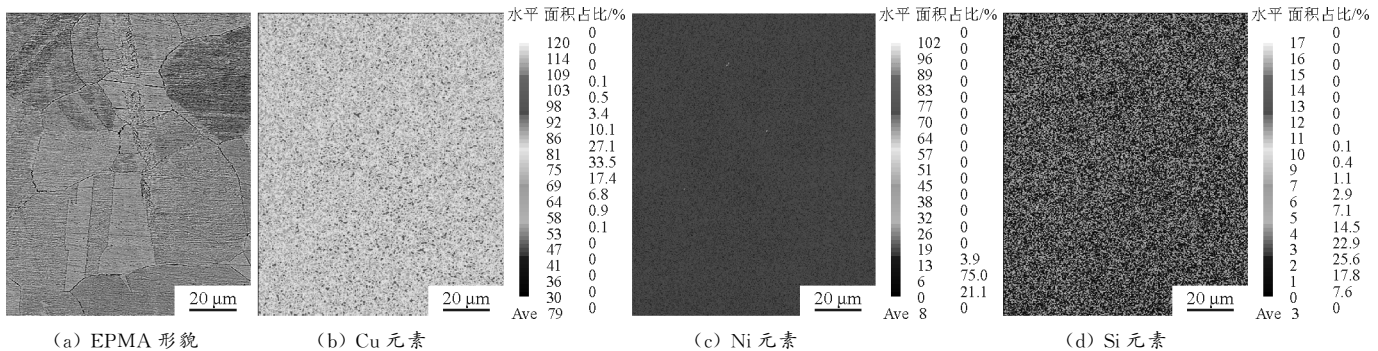


图 5 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金铸带经 $900\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 处理后的 EPMA 形貌及元素面扫描

Fig.5 EPMA morphologies and surface scanning of Cu-3.2Ni-0.75Si casting strip solution at $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 1 h

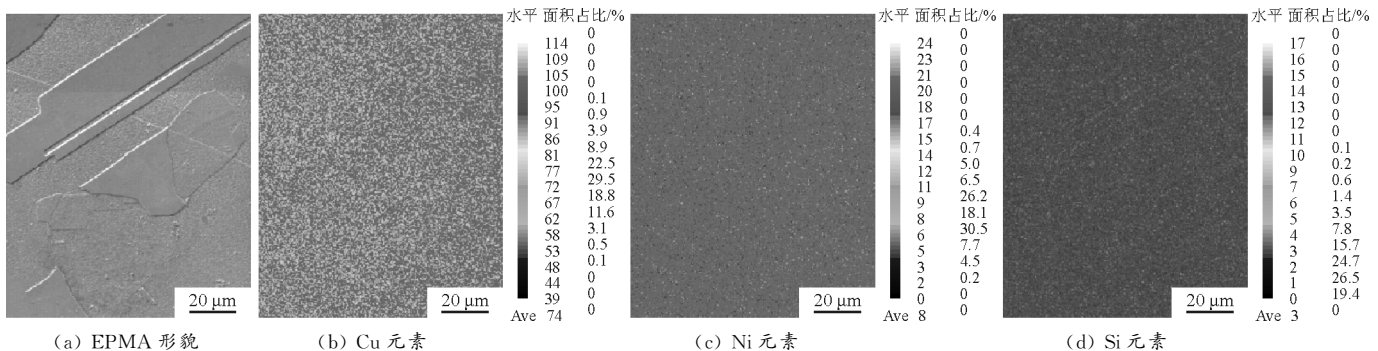


图 6 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金铸带经 $950\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 处理后的 EPMA 形貌及元素面扫描

Fig.6 EPMA morphologies and surface scanning of Cu-3.2Ni-0.75Si casting strip solution at $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 1 h

EPMA 形貌及元素面扫描。可以看出,铸带经 $950\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 后,由于固溶温度较高,再结晶晶粒明显长大,由图 6a 可知,孪晶晶粒已经长大至 $25\text{ }\mu\text{m}\times 16\text{ }\mu\text{m}$ 。

3 结 论

(1)Cu-3.2Ni-0.75Si 合金铸带在 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ 固溶 1 h 后,固溶组织仍近似于铸态,表现为粗大柱状晶,经 $900\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 固溶后,固溶组织发生再结晶,晶粒尺寸在 $100\text{ }\mu\text{m}$ 左右,固溶温度升高至 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$,再结晶晶粒长大至 $180\text{ }\mu\text{m}$ 左右。

(2)Cu-3.2Ni-0.75Si 合金铸带显微硬度和电导率在 $800\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 范围内固溶均呈下降趋势,当固溶温度升高至 $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 后,显微硬度下降趋势减缓,电导率转而上升。铸带经 $900\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 固溶后,显微硬度(HV)和电导率分别为 67.2 和 9.338 MS/m。

(3)Cu-3.2Ni-0.75Si 合金铸带经 $900\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 固溶后,Ni、Si 元素固溶进铜基体,形成单一的 $\alpha\text{-Cu}$ 固溶体。结合固溶组织的显微组织演变、性能变化和不同固溶温度下的元素偏析行为,确定其最佳固溶工艺为 $900\text{ }^{\circ}\text{C}\times 1\text{ h}$ 。

参 考 文 献

- [1] CHENG J Y, TANG B B, YU F X, et al. Evaluation of nanoscaled precipitates in a Cu-Ni-Si-Cr alloy during aging[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 614(12): 189-195.
- [2] PÉREZ J I, RARTE V, NÓ M L. Determination of the order in γ_1 intermetallic phase in Cu-Al-Ni shape memory alloys[J]. Intermetallics, 2003, 11(24): 927-930.
- [3] ZHAO D M, DONG Q M, LIU P, et al. Aging behavior of Cu-Ni-Si alloy[J]. Material Science and Engineering, 2003, A361(18): 93-99.
- [4] SUZUKI S, SHIBUTANI N, MIMURA K, et al. Improvement in strength and electrical conductivity of Cu-Ni-Si alloys by ageing and cold rolling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2006, 417(1-2): 116-120.
- [5] LEE B D, SON H T, HAN J W. Microstructure and tensile strength on aging behavior of Zn containing Mg-2Sn-0.4Mn alloy[J]. Intermetallics, 2013, 32: 214-218.
- [6] XIE H, JIA L, LU Z L. Microstructure and solidification behavior of Cu-Ni-Si alloys[J]. Materials Characterization, 2009, 60(2): 114-118.
- [7] LEI Q, LI Z, WANG M P, et al. The evolution of microstructure in Cu-8.0Ni-1.8Si-0.15Mg alloy during aging[J]. Material Science and Engineering, 2010, A527(24-25): 6 728-6 733.
- [8] 刘峰,马吉苗,廖骏骏,等.固溶时效温度和冷变形对低含量 Cu-Ni-Si 合金组织性能的影响[J].稀有金属,2018,42(4): 356-361.
- [9] 肖翔鹏,黄国杰,程磊,等.固溶时效工艺对 Cu-Ni-Si 合金组织和性能的影响[J].稀有金属,2011,35(5): 673-678.
- [10] GHOLAMI M, ALTENBERGER I, VESELY J, et al. Effects of severe plastic deformation on transformation kinetics of precipitates in CuNi3Si1Mg[J]. Material Science and Engineering, 2016, A676: 156-164.
- [11] LEE S, MATSUNAGA H, SAUVAGE X, et al. Strengthening of Cu-Ni-Si alloy using high-pressure torsion and aging[J]. Materials Characterization, 2014, 90: 62-70.
- [12] WU Y K, LI Y, LU J Y, et al. Correlations between microstructures and properties of Cu-Ni-Si-Cr alloy[J]. Material Science and Engineering, 2018, A731: 403-412.
- [13] JIA Y L, WANG M P, CHEN C, et al. Orientation and diffraction patterns of $\delta\text{-Ni-2.0-Si}$ precipitates in Cu-Ni-Si alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 557(25): 147-151.
- [14] LIU H T, LIU Z H, QIU Y Q, et al. Characterization of the solidification structure and texture development of ferritic stainless steel produced by twin-roll strip casting[J]. Materials Characterization, 2009, 60(1): 79-82.
- [15] ZHAO Y, ZHANG W N, LIU X, et al. Development of TRIP-aided lean duplex stainless steel by twin-roll strip casting and its deformation mechanism[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2016, A47: 6 292-6 303.
- [16] DAAMEN M, HAASE C, DIERDORF J, et al. Twin-roll strip casting: A competitive alternative for the production of high-manganese steels with advanced mechanical properties[J]. Material Science and Engineering, 2015, A627: 72-81.
- [17] 肖翔鹏. 新型高性能 Cu-Ni-Co-Si 合金制备及组织性能的研究[D]. 北京: 北京有色金属研究总院,2003.
- [18] 曹光明,王志国,李成刚,等.基于热轧流程下 Cu-Ni-Si 合金组织和性能演变规律[J].中国有色金属学报,2018,28(10): 82-90.
- [19] 卢柯. 纳米孪晶纯铜的强度和导电性研究[J].中国科学院院刊,2004,19(5): 352-354.
- [20] YOUNGDAHL C J, WEERTMAN J R, HUGO R C, et al. Deformation behavior in nanocrystalline copper[J]. Scripta Materialia, 2001, 44(8): 1 475-1 478.
- [21] 柳瑞清,谢伟滨,杨胜利,等.固溶处理对 Cu-3.2Ni-0.75Si-0.3Zn 合金组织及性能的影响[J].稀有金属,2012,36(5): 28-32.
- [22] 尤清照. 金属材料物理性能[M]. 北京: 冶金工业出版社,1993.
- [23] 叶青,冯兴宇,赵鸿金. 固溶时间对 Cu-Ni-Si-Mg 合金组织性能的影响[J]. 有色金属科学与工程,2017,8(3): 79-83.

(编辑:刘晨辉)

欢迎关注
“特种铸造”
微信公众号



- | | | |
|--------|---------|--------|
| ● 微官网 | ● 行业动态 | ● 联系我们 |
| ● 微商城 | ● 铸造前沿 | ● 免费推广 |
| ● 本刊会议 | ● 经典案例 | ● 铸造职场 |
| ● 收录动态 | ● 铸造学堂 | ● 产品库 |
| ● 稿件系统 | ● 专利与发明 | ● 企业库 |