

Ni、Sn 比对热挤压态低 Sn 含量 Cu-Ni 合金组织和性能影响

鲍子君¹ 谢舜福¹ 钟 锐¹ 赵 超² 董浩凯¹ 罗宗强¹ 张卫文¹

(1. 华南理工大学机械与汽车工程学院, 广州 510640; 2. 华中科技大学材料科学与工程学院, 武汉 430074)

摘 要 基于“中频熔炼+均匀化退火+热挤压”工艺制备了不同 Ni、Sn 质量比的低 Sn 含量 Cu-Ni 合金, 采用电子背散射衍射 (EBSD)、X 射线衍射 (XRD)、扫描电镜 (SEM)、透射电镜 (TEM) 和拉伸测试研究了合金的微观组织和力学性能。结果发现, 当 Ni、Sn 质量比从 2.5 增大到 10 时, 合金的晶格常数减小, 再结晶晶粒尺寸减小, 晶界处析出的 γ 相数量增多。Ni、Sn 质量比为 10 时, 合金的抗拉强度为 486 MPa, 屈服强度为 293 MPa, 伸长率为 49.6%。在保持良好塑性的同时, 合金的抗拉强度, 屈服强度比 Ni、Sn 质量比为 2.5 的合金的分别提高了 28.6% 和 60.1%。Ni、Sn 质量比增大提高了合金的固溶强化效应, 晶界析出的 γ 相促进了再结晶晶粒的细化, 起到了细晶强化作用。合金强度的提升是固溶强化、细晶强化和位错强化的协同作用, 且细晶强化起主导作用。

关键词 Cu-Ni-Sn 合金; Ni、Sn 质量比; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TG146.1⁺1; TG113.25

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20250096

Effects of Mass Ratio of Ni to Sn on Microstructure and Properties of Hot-extruded Cu-Ni Alloys with Low Sn Content

BAO Zijun¹, XIE Shunfu¹, ZHONG Rui¹, ZHAO Chao², DONG Haokai¹, LUO Zongqiang¹, ZHANG Weiwen¹
(1. School of Mechanical and Automotive Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640;
2. School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074)

Abstract: Cu-Ni alloys with low-Sn content and different mass ratios of Ni to Sn were prepared using "medium frequency melting + homogenization annealing + hot extrusion" process. The microstructure and mechanical properties of alloys were investigated using electron backscatter diffraction (EBSD), X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), and tensile testing. The results indicate that as mass ratio of Ni to Sn rising from 2.5 to 10, the lattice constant and the size of recrystallized grains are decreased, and the amount of γ phase precipitated at grain boundaries are increased. With $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ of 10, the tensile strength, yield strength and elongation of alloy are 486 MPa, 293 MPa and 49.6%, respectively. The tensile strength and yield strength are increased by 28.6% and 60.1%, respectively, compared to those of ones with $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ of 2.5, while maintaining desirable plasticity. The increase mass in ratio of Ni to Sn enhances the solid solution strengthening effect of the alloy, and γ phase precipitated at grain boundaries promotes the refinement of recrystallized grains, contributing to grain refinement strengthening. The improvement in strength is attributed to the synergistic effects of solid solution strengthening, grain refinement strengthening, and dislocation strengthening, and grain refinement strengthening plays a dominant role.

Key Words: Cu-Ni-Sn Alloy, Mass Ratio of Ni to Sn, Microstructures, Mechanical Properties

Cu-Ni-Sn 合金具有高强韧、高耐磨、耐腐蚀及抗疲劳等优异特性, 成为替代 Cu-Be 合金的理想材料, 广泛应用于精密轴承与船舶部件^[1-3]。然而, Sn 含量过高易在凝固过程中产生宏观偏析, 导致合金力学性能显著

下降, 产品性能不均^[4]。尽管通过工艺优化^[5]、微合金化^[6]或热处理调控^[7]可一定程度改善成分偏析, 但效果仍不理想, 开发低 Sn 含量 Cu-Ni-Sn 合金是该系列合金研究的重要方向之一。

收稿日期: 2025-03-01; 修订日期: 2025-03-10

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (52205367; STKJ2024049)

第一作者简介: 鲍子君, 男, 1999 年出生, 硕士研究生, E-mail: ricardo2032@163.com

通信作者: 张卫文, 男, 1969 年出生, 教授, E-mail: mewzhang@scut.edu.cn

引用格式: 鲍子君, 谢舜福, 钟锐, 等. Ni、Sn 比对热挤压态低 Sn 含量 Cu-Ni 合金组织和性能影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(10): 1568-1574.

BAO Z J, XIE S F, ZHONG R, et al. Effects of mass ratio of Ni to Sn on microstructure and properties of Hot-extruded Cu-Ni alloys with low Sn content [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(10): 1568-1574.

国内外针对低 Sn 含量 Cu-Ni-Sn 合金研究已经开展了一些工作^[8-12]。研究表明,降低 Sn 含量可抑制宏观偏析并减少不连续沉淀,但 Sn 含量过低(<4%,质量分数,下同),调幅分解强化效应不显著^[8]。此外,通过改变 Ni 含量,可以调控合金中的相及其相变(如 γ 相与 δ 相竞争析出),或者调控相的层错能以及基体的过饱和度等,从而影响强化机制^[9],但现有研究基本上都是从 Sn、Ni 的含量变化来分析成分对合金性能的影响。实际上, $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比也是协同调控析出相的种类、尺寸及分布的核心参数,但其对合金组织及性能的影响规律尚不清晰。ZHAO J C 等^[9]对比了 Cu-7Ni-5Sn 与 Cu-15Ni-8Sn 合金,发现低 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比抑制了 L12 有序相析出。DU S M 等^[10]在 Cu- x Ni-5Sn 合金中 [$w(\text{Ni})/w(\text{Sn})=2.8\sim 6.0$] 发现,随 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的升高,抗拉强度呈先增后降趋势,但未阐明 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比变化的析出相演化机制。NGUYEN D N 等^[11]通过热变形工艺使 Cu-9Ni-3Sn 合金抗拉强度突破了 1 060 MPa,却未揭示高 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比与加工硬化的协同效应。此外, $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比在不连续沉淀组织(如片层间距、第二相的粗化速率)的影响也值得深入研究^[12-13]。因此,为了开发低 Sn 含量 Cu-Ni-Sn 合金,分析 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比对合金微观组织和力学性能的影响是非常必要的。

本研究拟以一种低 Sn 含量的(4%)的 Cu-Ni 合金为对象,采用“中频熔炼+均匀化退火+热挤压”工艺,针对 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比分别为 2.5、5.0、7.5、10.0 的 Cu-Ni-Sn 合金,分析其微观组织演变与力学性能,为开发低成本高性能 Cu-Ni-Sn 合金提供参考。

1 试验材料与方

试验原材料为块状电解铜(99.95% 质量分数,下同)、块状电解镍(99.9%)和块状工业纯锡(99.95%)。按 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比分别为 2.5、5.0、7.5、10.0,Sn 含量为 4.0% 配置合金。采用 CXM-B1-N3 型中频感应炉熔炼制备直径约为 60 mm、高度为 180 mm 的合金铸锭,采用 ARL-4460 型直读光谱仪测定的合金成分见表 1。

表 1 不同 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 的 Cu-Ni-Sn 合金的化学成分

Tab.1 Chemical compositions of Cu-Ni-Sn alloy with different $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$

$w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$						
%						
$w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$	w_B					
	Ni	Sn	Fe	Zn	Mg	Cu
2.5	4.99	3.96	0.04	0.08	0.10	余量
5.0	10.13	3.96	0.03	0.07	0.10	余量
7.5	14.33	3.94	0.04	0.08	0.08	余量
10	19.16	3.99	0.04	0.08	0.08	余量

在 840 ℃ 下保温 8 h,进行均匀化退火处理。车削加工获得直径约为 50 mm 的挤压锭,并在 YB32-200A 型 2000 kN 立式挤压机上进行热挤压。挤压锭在 900 ℃ 下保温 40 min,对挤压嘴和挤压模具在 500 ℃ 下预热 3 h,随后快速将挤压锭放置在涂有润滑剂的挤压筒内,以 17.4 的挤压比完成挤压,挤压速度为 3 mm/s,最终制得 $\phi 12$ mm 的挤压圆棒。金相试样使用配比为 5 g 的 $\text{FeCl}_3+10\text{ mL}$ 的 $\text{HCl}+100\text{ mL}$ 的 H_2O 腐蚀液进行刻蚀,利用 Leica DMI 5000M 光学显微镜(OM)、SU8220 扫描电镜(SEM)和 OXFORD SYMMETRY 电子背散射衍射显微镜(EBSD)、FEI Talos F200X 透射电镜(TEM)观察微观组织。采用 Panalytical 多功能粉末 X 射线衍射仪分析合金中的物相组成,角度范围为 $30^\circ\sim 100^\circ$ 。室温拉伸试验在 SANS CMT5105 型万能试验机上进行,拉伸试样标距为 25 mm,拉伸速率为 1 mm/min,每种试样至少取 3 根试样测试结果的平均值。

2 试验结果与分析

2.1 力学性能

图 1 为热挤压态 Cu-Ni-Sn 合金的室温应力-应变曲线和力学性能。可以看出,当 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比从 2.5 增大到 10 时,合金屈服强度显著增强,由 183 MPa 增大到 293 MPa,提高了 60.1%,抗拉强度由 378 MPa 增大至 486 MPa,提升了 28.6%。伸长率随 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比增大下降了约 10.4%。为进一步观察不同 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比合金的断裂行为,对合金的室温拉伸断口进行了观察,见图 2。可以看出,所有合金的断口形貌均呈现出典型的韧性断裂。相对其他 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的合金, $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比为 2.5 的合金具有更大的剪切唇面积,深而大的韧窝,说明该合金具有优异的塑性。此外,韧窝内观察到明显的第二相颗粒(SEM-EDS 分析认为是 γ 相)。随着 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的增大,合金韧窝深度逐渐变浅,韧窝数量显著减少,说明合金塑性随 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比增大而逐渐降低。

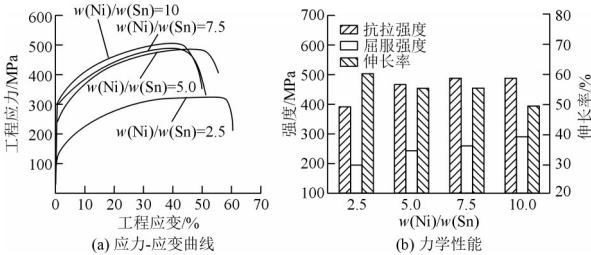


图 1 挤压态 Cu-Ni-Sn 合金的应力-应变曲线及力学性能
Fig.1 Stress-strain curves and mechanical properties of as-extruded Cu-Ni-Sn alloys

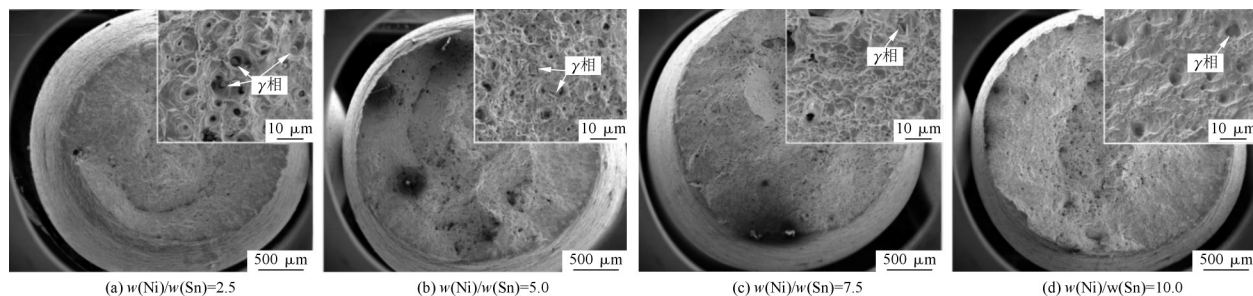


图2 Cu-Ni-Sn合金的断口形貌

Fig.2 Fracture morphologies of Cu-Ni-Sn alloys

2.2 微观组织

图3为合金的X射线衍射曲线。分析可知,合金中主要是FCC结构的 α -Cu相。可以看出,随 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的增大,合金的(111)的衍射峰向左发生明显偏移。结合布拉格方程以及晶面计算了合金的晶格常数(见图3c),可见合金的晶格常数随 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的增大而减小,且均高于纯铜的晶格常数(0.3606 nm)^[14]。一般来说,随Ni含量增大,合金的固溶度增大,导致晶格常数变大。现有结果与之相反,这很可能是随着 w

(Ni)/ $w(\text{Sn})$ 比的增大,合金中析出大量的第二相,消耗了固溶元素Ni和Sn,导致晶格常数变小。

图4是不同 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比热挤压态Cu-Ni-Sn合金横截面(与挤压方向垂直)的微观组织以及对应的纵截面(与挤压方向平行)的微观组织。可以看出,热挤压态Cu-Ni-Sn合金均由等轴晶组成,说明Cu-Ni-Sn合金基本完成再结晶。此外,还观察到大量孪晶(见附图)。还可发现,随 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 增大,合金晶粒尺寸明显变小。

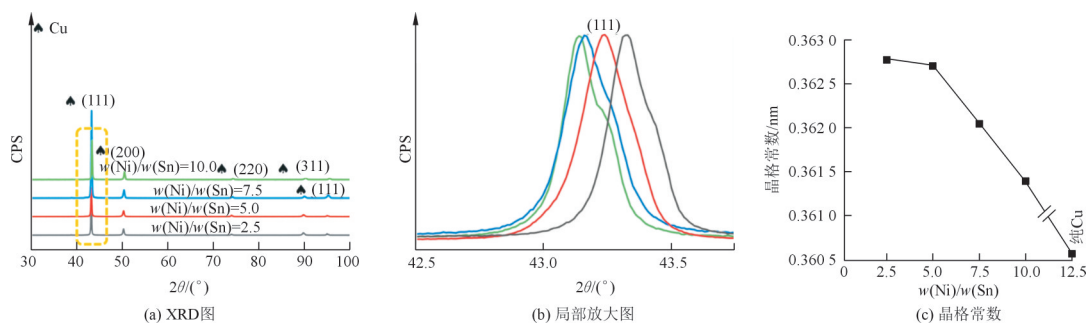

 图3 不同 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的挤压态Cu-Ni-Sn合金的XRD结果

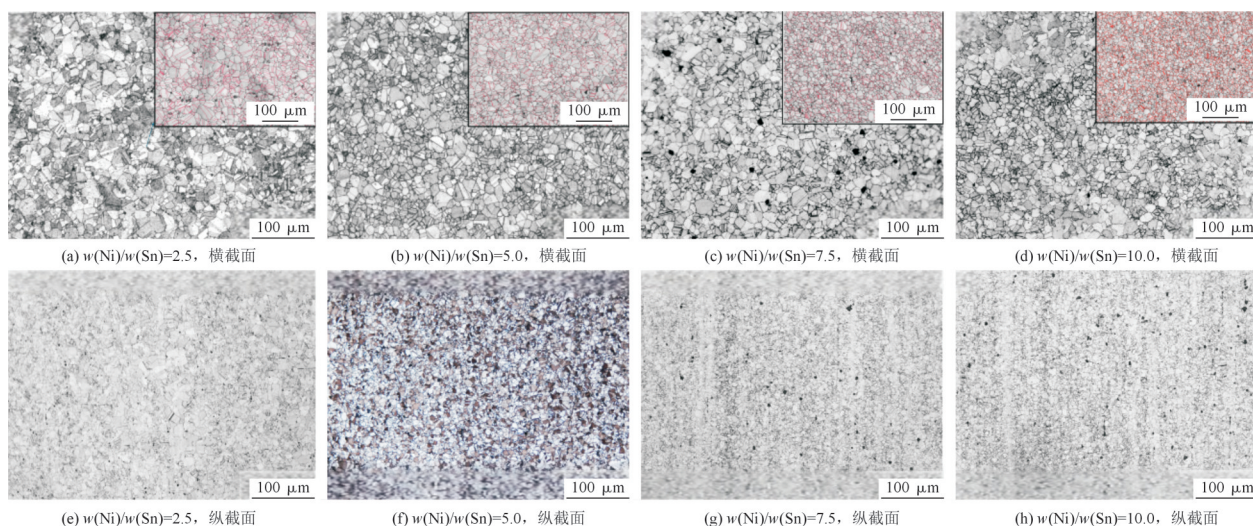
 Fig.3 XRD patterns of as-extruded Cu-Ni-Sn alloys with different $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$


图4 挤压态Cu-Ni-Sn合金的微观组织

Fig.4 Microstructures of as-extruded Cu-Ni-Sn alloys

为了进一步观察 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比对接制态合金微观组织的影响,进行了背散射电子衍射(EBSD)分析,结果见

图5和图6。图7为不同 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的Cu-Ni-Sn合金的孪晶面积占比。可以看出,随 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比增大,

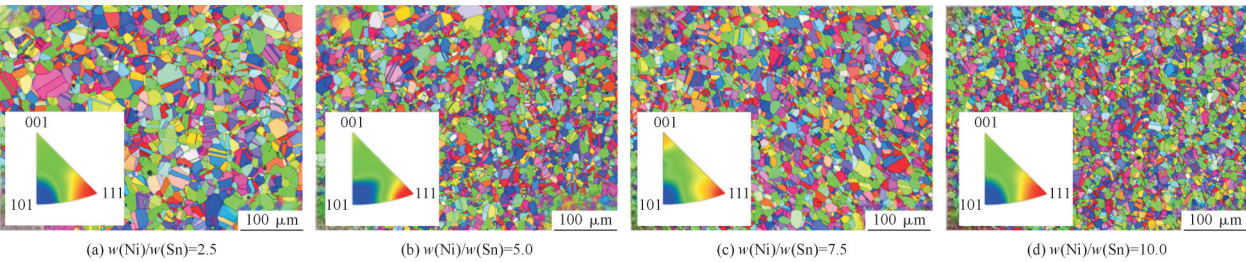


图 5 Cu-Ni-Sn 合金的 EBSD 图谱
Fig.5 EBSD map of Cu-Ni-Sn alloys

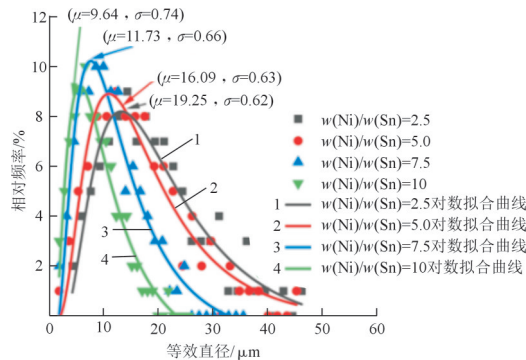


图 6 Cu-Ni-Sn 合金晶粒等效直径

Fig.6 Equivalent diameter of Cu-Ni-Sn grains

合金的晶粒尺寸从 $(15.6 \pm 2.7) \mu\text{m}$ 减少到 $(5.3 \pm 2.6) \mu\text{m}$,退火孪晶增加,孪晶界比例变高。表明 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的增大有效促进了再结晶及孪晶的形成。

图 8 为不同 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比挤压态 Cu-Ni-Sn 合金高倍下的微观组织,EDS 分析第二相为 γ 相^[15]。在 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比为 2.5 的合金中,晶界以及晶粒内部没有观察到显著的第二相,说明 Ni 和 Sn 元素几乎完全固溶到基体 α 相中。当 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比增大到 5.0 时,合金晶界处观察到少量微米级的片状或者颗粒状第二相,其大小和体积分数随着 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的增大而逐渐增大,对 SEM 图片进行处理,统计其中第二相占比,发现随 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比从 2.5 增加至 10,合金第二相的体积分数依次为 0.91%、2.34%、5.61% 和 11.65%。可见,当 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比超过 2.5 时,热挤压后, Ni 和 Sn 并没有完全固溶到基体 α 相,而是在晶界处形成了第二相。

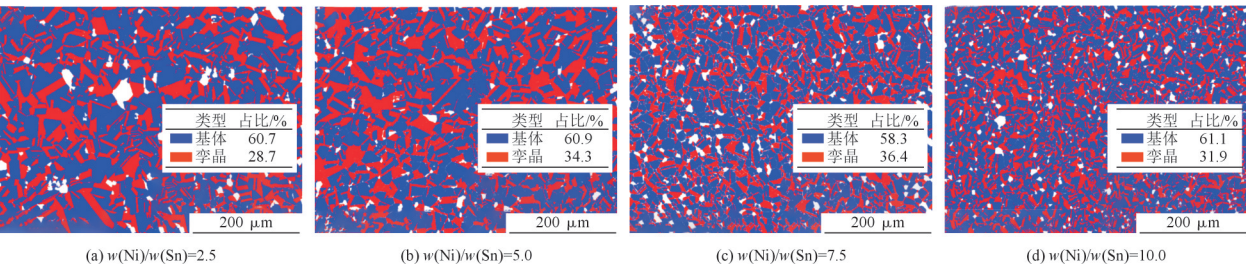


图 7 Cu-Ni-Sn 合金的孪晶面积占比
Fig.7 Twin area fraction of Cu-Ni-Sn alloys

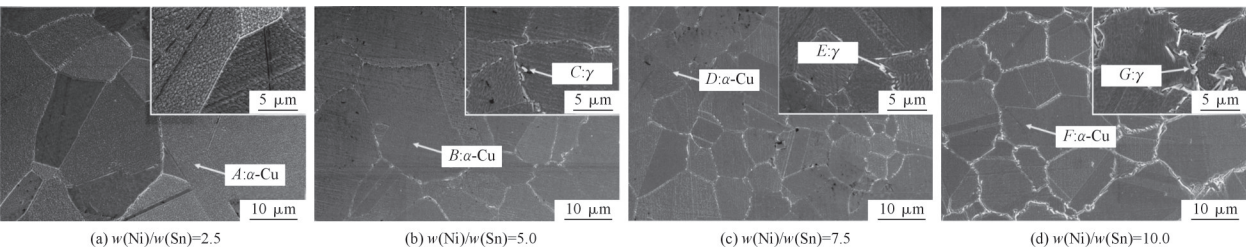


图 8 Cu-Ni-Sn 合金挤压态横截面微观组织

Fig.8 Cross-sectional microstructure of as-extruded Cu-Ni-Sn alloy

采用透射电镜(TEM)进一步分析了 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比为 2.5 的合金显微组织,结果见图 9。SAED 标定结果表明,基体为单一的面心立方(FCC)结构 α -Cu 相,衍射斑点未检测到有序相或金属间化合物(见图 9b),结合 HRTEM 晶格分析(见图 9c),证实该成分合金在热挤压态下未发生明显的调幅分解或第二相析出。然而,明像场中可见高密度位错缠结(见图 9a 箭头),

其分布形态与动态回复过程中位错滑移-增殖机制密切相关。进一步观察发现,晶粒内部存在大量纳米尺度变形孪晶(见图 9d 虚线处)。值得注意的是,孪晶界面处存在显著的位错塞积群(图 9e),表明孪晶界(Twin Boundary, TB)作为有效的位错阻碍源,通过长程应力场交互作用限制位错滑移,提高了合金的力学性能。

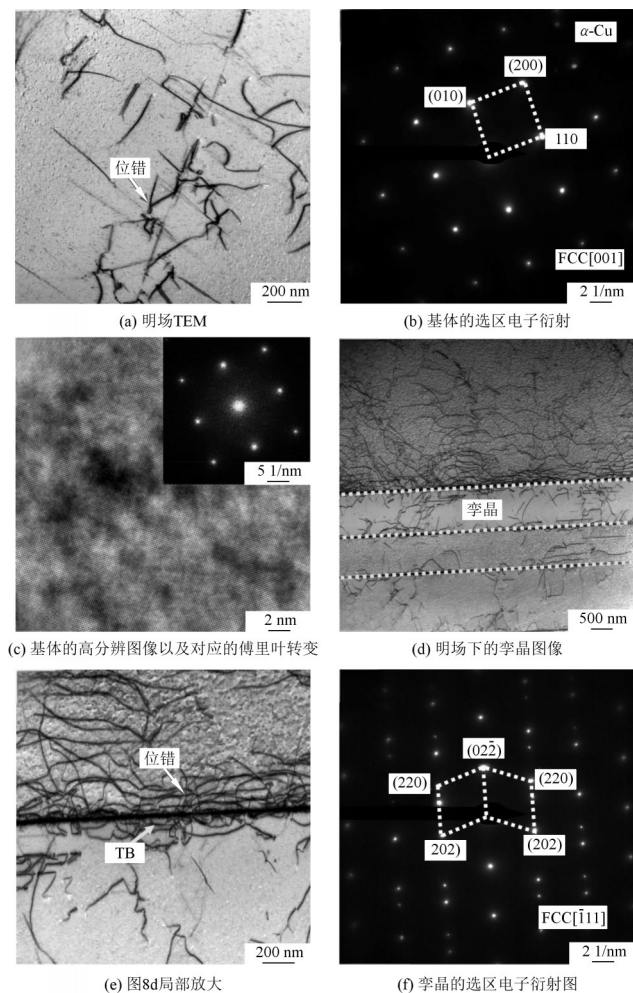


图9 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 为 2.5 的挤压态 Cu-Ni-Sn 合金 TEM 图像
Fig.9 TEM images of as-extruded Cu-Ni-Sn alloy with $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})=2.5$

3 分析与讨论

3.1 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比对合金微观组织的影响

从试验结果可知, $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比增大, 导致热挤压态合金晶格常数 and 晶粒尺寸减小, 第二相体积分数增大, 第二相类型未发生变化。随 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比增大, 合金中 γ 相的数量显著增加, 主要原因是 Cu-Ni-Sn 系合金可以视为 Cu-(Cu, Ni)₃Sn 的伪二元合金, $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的增大, γ 相 (Cu, Ni)₃Sn 形成的倾向性增大。晶格常数随 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的增大而减小的主要原因是: ① 溶质原子以置换原子的方式固溶到 α -Cu 基体中, 溶质 Ni 原子的晶格常数 (0.352 0 nm) 略小于溶剂 Cu 原子的晶格常数 (0.360 6 nm), 因此导致合金整体晶格常数减小; ② $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比增大促进了 γ 相析出, 降低了 Ni、Sn 原子在基体中的固溶度, 导致合金基体晶格常数减小。随着 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的增大, γ 相越多, 在再结晶过程中对晶界迁移的阻力就越大。此外, 合金的位错密度也随之增大, 存在更多的点阵畸变严重

区域, 促进再结晶形核率增大, 从而提供了更多有利于再结晶形核的场所^[16], 促进再结晶过程。因此, 随着 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比增大, 合金的再结晶晶粒显著细化。

3.2 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比对力学性能的影响

试验结果表明, $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比从 2.5 增大到 10 时, 合金屈服强度显著增强, 根据微观组织分析, 认为合金的强度提升主要来源于固溶强化 ($\Delta\sigma_{\text{SS}}$)、细晶强化 ($\Delta\sigma_{\text{GTBS}}$)、位错强化 ($\Delta\sigma_{\text{WH}}$) 以及第二相强化。由于第二相强化对第二相尺寸非常敏感, 当第二相尺寸大于 100 nm 后, 其强化效果会迅速减弱^[17], 组织中观察到的第二相尺寸均大于 100 nm, 因此认为 γ 相引起的第二相强化效果不显著, 可以忽略。合金屈服强度 $\Delta\sigma_x$ 增大主要来源于固溶强化、细晶强化和位错强化。即

$$\Delta\sigma_x = \Delta\sigma_{\text{SS}} + \Delta\sigma_{\text{GTBS}} + \Delta\sigma_{\text{WH}} \quad (1)$$

式中, x 为合金中的 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 。

固溶强化的效果主要取决于固溶原子的半径、溶质分数以及剪切模量^[18], 其表达式如下:

$$\Delta\sigma_{\text{SS}} = \frac{MG}{700} \epsilon_{\text{SS}}^{\frac{3}{2}} c^{\frac{1}{2}} \quad (2)$$

$$\epsilon_{\text{SS}} = |\epsilon'_G - \beta\epsilon_b| \quad (3)$$

$$\epsilon'_G = \frac{\epsilon_G}{1 + \frac{1}{2}|\epsilon_G|} \quad (4)$$

$$\epsilon_G = \frac{1}{G} \cdot \frac{dG}{dc} \quad (5)$$

$$\epsilon_b = \frac{1}{a} \cdot \frac{da}{dc} \quad (6)$$

式中, M 为泰勒因子, 一般取 3.06; G 为剪切模量, 取 46 GPa; c 为溶质原子的浓度; β 为几何常数, 通常取 3; α 为基体的晶格常数, 通常取 0.361 nm^[19]。根据上述公式计算, 不同 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的 Cu-Ni-Sn 合金的固溶强化贡献值分别为: $\Delta\sigma_{\text{SS}2.5} = 18$ MPa、 $\Delta\sigma_{\text{SS}5.0} = 31$ MPa、 $\Delta\sigma_{\text{SS}7.5} = 33$ MPa 和 $\Delta\sigma_{\text{SS}10} = 41$ MPa。

随 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的增大, 合金的平均晶粒尺寸明显细化, 引起细晶强化^[20]。变形孪晶可以作为位错运动的有效屏障, 采用修正的 Hall-petch 公式计算变形孪晶的额外强化贡献:

$$\Delta\sigma_{\text{GTBS}} = \sigma_0 + k \left(V_l d_l^{-\frac{1}{2}} + V_c d_c^{-\frac{1}{2}} \right) \quad (7)$$

式中, σ_0 为基体强度; k 为斜率; d_l 和 d_c 为再结晶晶粒和未再结晶晶粒尺寸, 其中把孪晶当作单独的晶粒考虑; V_l 和 V_c 为再结晶晶粒和未再结晶晶粒体积分数。计算得: $\Delta\sigma_{\text{GTBS}2.5} = 97$ MPa, $\Delta\sigma_{\text{GTBS}5.0} = 122$ MPa, $\Delta\sigma_{\text{GTBS}7.5} = 137$ MPa 和 $\Delta\sigma_{\text{GTBS}10} = 155$ MPa。

发生塑性变形时, 合金中的位错密度增大, 位错缠结形成亚晶结构, 提高合金的强度。大量位错会产生

晶格畸变^[21]:

$$\rho = \frac{2\sqrt{3}\epsilon}{db} \quad (8)$$

式中, ρ 为位错密度; ϵ 为晶格畸变; d 为平均晶粒尺寸; b 为伯氏矢量, 取 0.255 6 nm。从式(8)可以看出, 晶格畸变越大, 位错密度越高。合金的晶格畸变可通过 XRD 运用 Williamson-Hall 方法计算^[22]。

$$B\cos\theta = \frac{K\lambda}{d} + \epsilon\sin\theta_B \quad (9)$$

根据式(8)和式(9)可计算出 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比为 2.5、5.0、7.5、10 的合金位错密度分别为: 4.32×10^{13} 、 5.5×10^{13} 、 5.91×10^{13} 和 $7.58 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 。位错强化是指合金塑性变形时, 位错大量增殖并进行滑移, 过程中相互缠结形成位错林, 位错运动受阻碍而提高合金的强度。可采用下式估算位错强化对合金强度的贡献^[23-24]:

$$\Delta\sigma_{\text{WH}} = MaGb\rho^{\frac{1}{2}} \quad (10)$$

位错强化对屈服强度贡献: $\Delta\sigma_{\text{WH}2.5} = 74 \text{ MPa}$ 、 $\Delta\sigma_{\text{WH}5.0} = 80 \text{ MPa}$ 、 $\Delta\sigma_{\text{WH}7.5} = 85 \text{ MPa}$ 和 $\Delta\sigma_{\text{WH}10} = 103 \text{ MPa}$ 。

根据 3 种强化机制对屈服强度的贡献, 得到不同 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比 Cu-Ni-Sn 的理论计算屈服强度分别为: $\Delta\sigma_{2.5} = 182 \text{ MPa}$ 、 $\Delta\sigma_{5.0} = 233 \text{ MPa}$ 、 $\Delta\sigma_{7.5} = 253 \text{ MPa}$ 和 $\Delta\sigma_{10} = 290 \text{ MPa}$ 。 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比为 5.0、7.5 和 10 相比于 2.5 合金的屈服强度理论增量分别为: 51、71 和 112 MPa。实测增量分别为 52、64 和 110 MPa。计算强化增量与实际增量相当。不同强化机制引起的总屈服强度增量见图 10。可见, 细晶强化起主要作用。

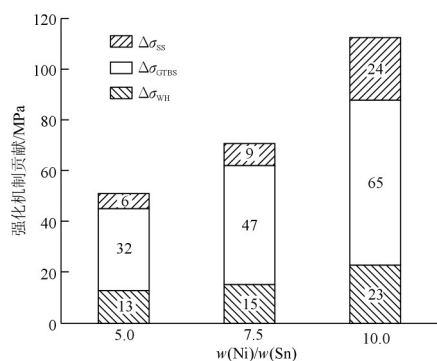


图 10 不同 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比热挤压态 Cu-Ni-Sn 合金中的各强化机制贡献值

Fig.10 Strengthening contributions in as-extruded alloys with different $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$

4 结 论

(1) 针对低 Sn 含量(4%)的合金, 随 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比的增大, 合金的抗拉强度和屈服强度均显著提高, 伸长率逐渐降低。当 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比为 10 时, 合金的抗拉强度为 486 MPa, 屈服强度为 293 MPa。伸长率为 49.6%。在保持良好塑性的同时, 较 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 比为 2.5 的合金

抗拉强度、屈服强度分别提高了 28.6% 和 60.1%。

(2) 当 $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 从 2.5 增大到 10 时, 合金的晶格常数减小, 再结晶晶粒尺寸减小, 晶界处析出的 γ 相数量增多。

(3) $w(\text{Ni})/w(\text{Sn})$ 增大提高了合金的固溶强化效应。同时, 晶界析出的 γ 相促进了再结晶晶粒的细化, 起到了细晶强化作用。合金强度的提升是固溶强化、细晶强化和位错强化的协同作用, 以细晶强化为主导。合金塑性的降低主要是 γ 相对基体的割裂作用。

参 考 文 献

- [1] YANG S D, SONG K X, ZHOU Y J, et al. Research progress on Cu-15Ni-8Sn alloys: The effect of microalloying and heat treatment on microstructure and properties[J]. Materials, 2023, 16, 5 913: 2-20.
- [2] ZHU J J, MA L, DWYER-JOYEE R S. Friction and wear of Cu-15wt% Ni-8Sn bronze lubricated by grease at room and elevated temperature[J]. Wear, 2020, 460: 203 474.
- [3] ZHANG Y, XIAO Z, ZHAO Y Y, et al. Effect of thermo-mechanical treatments on corrosion behavior of Cu-15Ni-8Sn alloy in 3.5 wt% NaCl solution[J]. Materials Chemistry and Physics, 2017, 199: 54-66.
- [4] DEYONG L, TREMBLAY R, ANGERS R. Microstructural and mechanical properties of rapidly solidified Cu-Ni-Sn alloys[J]. Materials Science and Engineering, 1990, A124(2): 223-231.
- [5] 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.
- [6] SHI Y F, GUO C J, CHEN J S, et al. Recrystallization behavior and mechanical properties of a Cu-15Ni-8Sn (P) alloy during prior deformation and aging treatment[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A826: 142 025.
- [7] PENG G W, GAN X P. Re-aging behavior of Cu-15Ni-8Sn alloy pretreated by dynamic strain aging[J]. Materials Science and Engineering, 2019, A752: 18-23.
- [8] SADI F, SERVANT C. Phase transformations and phase diagram at equilibrium in the Cu-Ni-Sn system[J]. Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 2007, 90(2): 319-323.
- [9] ZHAO J C, NOTIS M R. Microstructure and precipitation kinetics in a Cu-7.5Ni-5Sn alloy[J]. Scripta Materialia, 1998, 39(11): 1 509-1 516.
- [10] DU S M, WANG X C, LI Z, et al. Effect of Ni content on microstructure and characterization of Cu-Ni-Sn alloys[J]. Materials, 2018, 11(7): 44-52.
- [11] NGUYEN D N, HOANG A T, PHAM X D, et al. Effect of Sn component on properties and microstructure Cu-Ni-Sn alloys[J]. Jurnal Teknologi, 2018, 80(6): 43-51.
- [12] VIJGYARAJU K, DWARAKADASA E S, HADI ABOUD J. SEM studies of fractures in spinodally hardened Cu-9Ni-6Sn-X alloys[J]. Journal of Materials Science Letters, 1985, 4: 1 111-1 114.
- [13] LUO B, LI D X, ZHAO C, et al. A low Sn content Cu-Ni-Sn alloy with high strength and good ductility[J]. Materials Science and Engineering, 2019, A746: 154-161.
- [14] MARTIENSSEN W, WARLIMONT H. Springer Handbook of Condensed Matter and Materials Data [M]. Berlin Heidelberg: Springer, 2004.
- [15] REED-HILL R E, ABBASACHIAN R, ABBASACHIAN R. Physical Metallurgy Principles[M]. New York: Van Nostrand, 1973.
- [16] 彭建, 彭毅, 韩轲, 等. 挤压温度对 Mg-2Zn-Mn-0.5Nd 镁合金组织和性能的影响[J]. 材料工程, 2015, 43(3): 23-27.
- [17] 赵超, 李道喜, 罗保民, 等. Ti 对热挤压态 Cu-15Ni-8Sn 合金微观组织及力学性能的影响[J]. 材料工程, 2018, 46(11): 141-147.