

Zr添加对Cu-15Ni-8Sn合金微观结构和力学性能的影响

乐顺聪¹, 余 琪¹, 张晋涵², 张鹏飞¹, 席安武¹, 钟方友¹, 胡延波¹, 刘启阳¹

(1. 江西铜业加工事业部, 江西 南昌 330096; 2. 江西江铜高精铜板带有限公司, 江西 南昌 330096)

摘要: 铍青铜因成本高、工艺复杂且易产生有毒粉尘, 其生产与应用受到限制, 而Cu-15Ni-8Sn合金因综合性能优异, 成为理想的替代材料。本文系统研究了添加0.8%(质量分数)的Zr对Cu-15Ni-8Sn合金组织演化与力学性能的影响机制。结果表明, 铸态合金呈现枝晶组织, 主要由 α -Cu基体、 γ -Cu₃Ni₂Sn相, 以及骨骼状、颗粒状Ni₄SnZr相组成。固溶处理后, 枝晶消失, Ni₄SnZr相因热力学稳定性得以保留, 而CuNi₂Sn相完全溶解。时效结果表明, 合金的硬度随着时效时间的延长先增加后降低, 硬度降低主要源于不连续沉淀组织的形成。此外, 时效温度的提高促进了不连续沉淀的析出, 导致合金峰值硬度下降。冷轧变形可显著调控组织演化: 当变形量为78%时, 通过抑制不连续沉淀并促进有序相析出, 使合金经400℃时效1h后峰值硬度提升至383HV; 当变形量为90%时, 因诱发了再结晶软化, 硬度回落至378.5HV。

关键词: Cu-15Ni-8Sn; 显微组织; 力学性能; 不连续沉淀组织

doi: 10.3969/j.issn.1009-3842.2026.02.002

中图分类号: TG146.11 文献标识码: A 文章编号: 1009-3842(2026)02-0010-10

铍青铜是一种沉淀硬化型弹性合金, 具有优异的力学性能和加工性能, 可应用于信号开关、电连接器、继电器等弹性元件。然而, 铍青铜生产成本高、工艺复杂, 使用过程中易发生开裂和脆断, 加之铍的氧化物和含铍粉尘具有毒性, 极大地限制了该合金的生产和应用^[1-4]。Cu-Ni-Sn系合金性能与铍青铜相当, 但生产成本更低且无污染, 热稳定性和抗腐蚀性也更优^[5-8]。近年来, Cu-Ni-Sn系合金在航空航天、电子信息、国防军工等领域得到广泛应用, 发展潜力巨大, 呈现出逐步取代铍青铜的趋势。

Cu-15Ni-8Sn合金作为一种高强高弹导电铜合金, 加工性能良好, 并具备优异的耐磨、耐腐蚀和抗应力松弛特性, 能满足高载荷、强腐蚀环境下轴承、轴套等器件的使用要求。因此, 研究其组织与性能对推动产业化具有重要意义。该合金属于典型的时效强化型合金^[9]。研究表明, 其优异性能源于时效初期过饱和固溶体发生调幅分解, 形成由纳米级富Sn区与贫Sn区组成的调幅组织。随时效时间延长, 调幅组织粗化, 会在富Sn区析出与基体共格的 γ -DO₂₂ [(Cu_xNi_{1-x})₃Sn]亚稳有序相, 并在 γ -DO₂₂有序相与 α 铜基体界面处形成 γ -L₁₂ [(Cu_xNi_{1-x})₃Sn]有

序相^[10]。这种由微小弥散有序沉淀物强化的调制基体结构, 被认为是实现高强度与良好延展性的关键。然而, 当时效时间进一步延长至后期, 晶界处会析出不连续沉淀组织并迅速长大, 最终覆盖整个基体, 导致合金力学性能和服役性能衰退, 制约其工程应用。因此, 抑制不连续沉淀形成、提高合金力学性能至关重要。不连续沉淀组织的形成被广泛认为源于晶界无序结构和冷变形引入的残余应力所导致的高能态。

微合金元素在Cu-15Ni-8Sn合金中主要通过固溶、偏聚和沉淀三种机制发挥作用。例如, 添加适量P元素能在Cu-15Ni-8Sn合金中形成Ni₁₀SnP₃相, 可细化晶粒、改善枝晶偏析, 并有效抑制时效过程中不连续沉淀的形成^[11]。类似地, 微量添加Ti^[12], Co^[13], Fe^[14], V^[15], Zr^[16], Si^[17-19], Nb^[20], Y^[21], Ag^[22]等金属元素也被证实能有效抑制不连续沉淀的析出。Zhang等^[16]研究了Zr添加对Cu-15Ni-8Sn合金组织及性能的影响, 结果发现, 当Zr质量分数低至0.1%时, 其原子完全固溶于 α 基体中。随着Zr含量增加至0.3%和0.5%, Zr的存在形式由纳米级析出相(Ni₅Zr)转变为微米级偏析相(Ni₄SnZr)。可见,

收稿日期: 2025-08-07; 修订日期: 2025-12-19

基金项目: 江西铜业股份有限公司电磁线用低银合金铜杆制备技术与开发项目(SYYJ2024002)资助

作者简介: 乐顺聪(1992—), 男, 江西上饶人, 学士, 工程师, 研究方向: 铜加工, E-mail: leshuncong@163.com; 通信作者: 余琪, 正高级工程师, E-mail: fishjx1029@163.com

添加Zr可抑制不连续析出相(DP)的形核和长大,显著延长合金的时效窗口,提高合金的力学性能。研究表明,即使Zr添加量为0.65%(质量分数),其对不连续沉淀的抑制作用依旧有效。然而,对于更高Zr含量的添加情况尚未进行深入研究。基于此,本文研究了0.8%(质量分数)Zr添加对Cu-15Ni-8Sn合金组织及性能的影响。并阐明Zr添加对铸态组织、固溶态组织、不连续沉淀形成以及力学性能的影响。

1 试 验

以电解铜板($\geq 99.95\%$)、电解镍板(99.95%)、工

业纯锡(99.95%)和纯锆颗粒(99.99%)为原料。首先,在氩气保护气氛下,使用真空感应熔炼炉进行熔炼,熔化温度控制在1300℃左右,保温8 min,随后浇注至石墨模具中,制备得到Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金铸锭。铸锭经多道次冷轧至30%变形量后(每道次的变形量为0.3 mm),在850℃下进行12 h均匀化退火处理并水冷^[23],随后采用两种不同的工艺方案制备该合金:第一种方案是将退火后的试样分别在400℃和450℃下直接进行时效处理;第二种方案则是将退火试样分别进行30%, 50%, 78%和90%的冷轧处理后,再进行400℃的时效处理。具体工艺流程见图1。

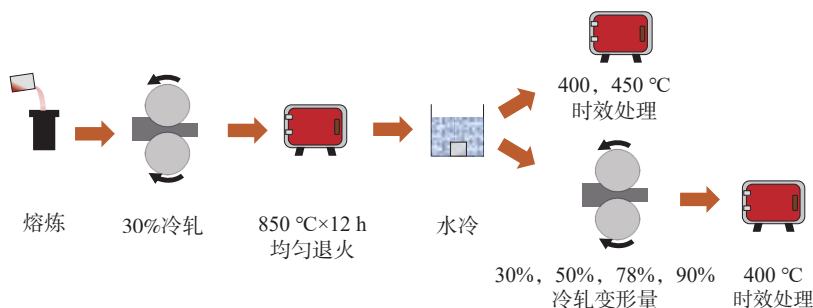


图1 铸态Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金制备流程示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the preparation of as-cast Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr alloy

铸态、固溶态及时效态试样的显微组织观察分别采用Axioskop 2型光学显微镜(OM, ZEISS)和Mira3 LMH型扫描电子显微镜(SEM, TESCAN)。OM与SEM样品制备步骤如下:依次使用800#, 1200#, 1500#和2000#SiC砂纸打磨并机械抛光后,采用腐蚀液(1 g FeCl₃+80 mL HCl+100 mL H₂O)浸蚀,最后用去离子水冲洗并干燥。

采用X射线荧光光谱仪(XRF-1800)测定合金铸锭的化学成分。

使用配备能量色散光谱仪(EDS)的场发射扫描电子显微镜(SEM, Zeiss Supra 55)对从铸锭中心区域切割的金相样品进行微区形貌观察及成分点分析。SEM样品需经研磨、抛光,并使用蚀刻液(95 mL C₂H₅OH+5 mL HCl+5 g FeCl₃)进行腐蚀。

物相分析采用X射线衍射仪(X'Pert Pro),使用Cu K α 辐射源,扫描范围为20°~90°(2 θ),扫描速率为2(°)/min。

使用透射电子显微镜(TEM-ARM200F)观察凝固过程中第二相的结构与形貌。TEM样品制备过程如下:首先将试样机械减薄至约80 μ m以下,然后采用电解双喷抛光法进一步减薄,电解液为硝酸与甲醇的混合溶液(体积比3:7),抛光温度维持在243 K(约-30℃)。

使用维氏硬度计(MH-5L)测量合金基体(避开不连续沉淀区域)的显微硬度。测试条件为:载荷300 N,保载时间10 s。

2 结果与讨论

2.1 铸态组织分析

图2展示了Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金的金相组织及其局部放大图。如图2(a)所示,铸态Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金呈现出发达的枝晶结构,生长无明显方向性,呈交错分布状态。从局部放大的图2(b)可以清晰地观察到4个特征区域:灰白色枝晶区,构成合金基体的 α -Cu固溶体;亮白色富Zr相区,分布

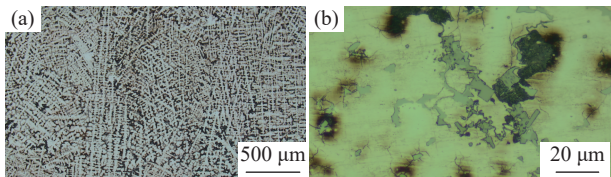


图2 铸态 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr 合金的金相组织图: (a) 枝晶; (b) 为(a)中局部区域放大图像

Fig. 2 Metallographic microstructure of as-cast Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr alloy: (a) Dendrites; (b) Magnified image of (a)

于灰白色枝晶内部或枝晶间;深褐色过渡区,位于枝晶与枝晶之间区域;枝晶间 γ 相区,在深褐色过渡区外围或枝晶间区域,分布着颗粒状或骨骼状的富 Sn 相。

图 3 展示了 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr 合金铸态组织的 SEM 图像及 EDS 面分布结果,其中清晰地呈现出典型的树枝状微观结构。高倍观察表明,该组织

主要由 α -Cu 基体及三种不同形貌的第二相组成。图 3(b, b₁) 显示骨骼状富 Zr 相,点分析(表 1)表明其富含 Zr(23.46%), Ni(49.52%) 和 Sn(6.85%)。图 3(c, c₁)显示了分布于晶界的独立 γ -富 Sn 相,其 Sn 和 Ni 质量分数分别为 44.65% 和 27.88%。图 3(d, d₁)则呈现了颗粒状富 Zr 相, Zr, Ni 和 Sn 质量分数分别为 21.92%, 40.29% 和 9.73%, 与骨骼状富 Zr 相成分较一致。此外,还在组织中观察到灰白色片层状区域,该区域由 α -Cu 与 γ -富 Sn 相交替构成,形成 α + γ 共析组织^[24], 其整体点分析成分(Sn 质量分数为 20.41%, Ni 质量分数为 19.99%) 介于 α -Cu 基体与 γ 相之间。图 4 的 XRD 图谱证实铸态合金主要由 α -Cu 基体、 γ -CuNi₂Sn 相和 Ni₄SnZr 相组成,这与 SEM-EDS 结果一致,明确了骨骼状和颗粒状富 Zr 相为 Ni₄SnZr 相,而 γ -富 Sn 相则为 CuNi₂Sn 相。

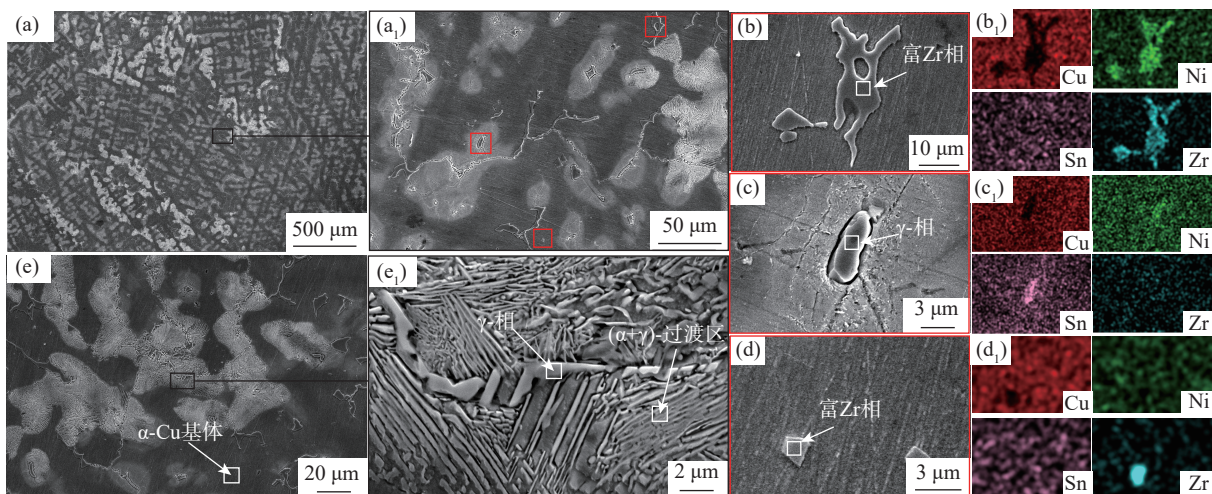


图3 铸态 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr 合金的 SEM 图及 EDS 图分析结果: (a, a₁) 枝晶; (b, b₁) 骨骼状富 Zr 相; (c, c₁) γ 相; (d, d₁) 颗粒状富 Zr 相; (e, e₁) 不连续沉淀

Fig. 3 SEM images and EDS analysis results of as-cast Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr alloy: (a, a₁) Dendrites; (b, b₁) Bone-like Zr-rich phase; (c, c₁) γ phase; (d, d₁) granular Zr-rich phase; (e, e₁) Discontinuous precipitation

表1 图3中白色方框区域能谱点分析结果

Table 1 Energy spectrum point analysis results of the white box area in Fig. 3 (% , mass fraction)

元素	Cu	Ni	Sn	Zr
骨骼状富 Zr 相	20.18	49.52	6.85	23.46
颗粒状富 Zr 相	28.06	40.29	9.73	21.92
独立 γ 相	27.47	27.88	44.65	0.00
α -Cu 基体	77.78	16.86	5.19	0.16
γ 相	26.88	28.28	44.60	0.24
α + γ 相	59.53	19.99	20.41	0.08

2.2 固溶态组织显微分析

图 5 展示了 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr 合金固溶处理后的 OM 和 SEM 图像。结合图 5(a) 可见,相较于铸态组织,枝晶结构已完全消失,晶界清晰但晶粒尺寸不规则。图 5(b) 表明,骨骼状第二相仍存在于合金基体中,根据图 5(d) EDS 面分析结果,可确定该相为富 Zr 相,其形貌及数量相较于铸态无明显变化。图 6 为该合金固溶处理后的 XRD 图谱,显示其主要

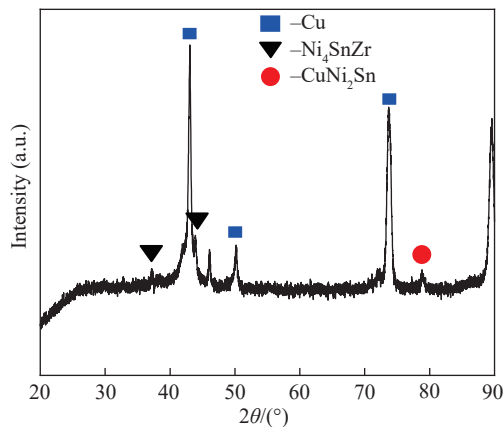


图4 铸态 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr 合金的 XRD 图谱

Fig. 4 XRD pattern of as-cast Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr alloy

由 α -Cu 基体和 Ni_4SnZr 相组成, 从而证实凝固过程中形成的 Ni_4SnZr 相具有热力学稳定性。此外, 与图 4 相比, CuNi_2Sn 相的衍射峰完全消失, 进一步表明

经过均匀化及固溶处理后, 枝晶间富 Sn 区已完全消除。由图 5(a) 可知, Ni_4SnZr 相硬质相的形成可以细化晶粒, 使合金的晶粒组织变得细小。

图 7 展示了固溶态 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr 合金的 TEM 图像、相应的选区电子衍射(SAED)图及能谱点分析结果。图 7(a, b) 显示, 基体中存在少量颗粒相, 经衍射斑点标定, 确认其为 Ni_4SnZr 相, 此结果可与图 7(e) EDS 点分析结果相互印证, 进一步证实了前述 XRD 分析(图 6)关于该相存在的结论。此外, 从图 7(d) 观察到合金中存在调制结构, 表明固溶处理过程中发生了调幅分解。调幅分解是过饱和固溶体分解的一种特殊形式, 就是将一种固溶体分解为两种结构相同而成分不同的微区。调幅组织则是指通过调幅分解机制所形成的最终微观组织。

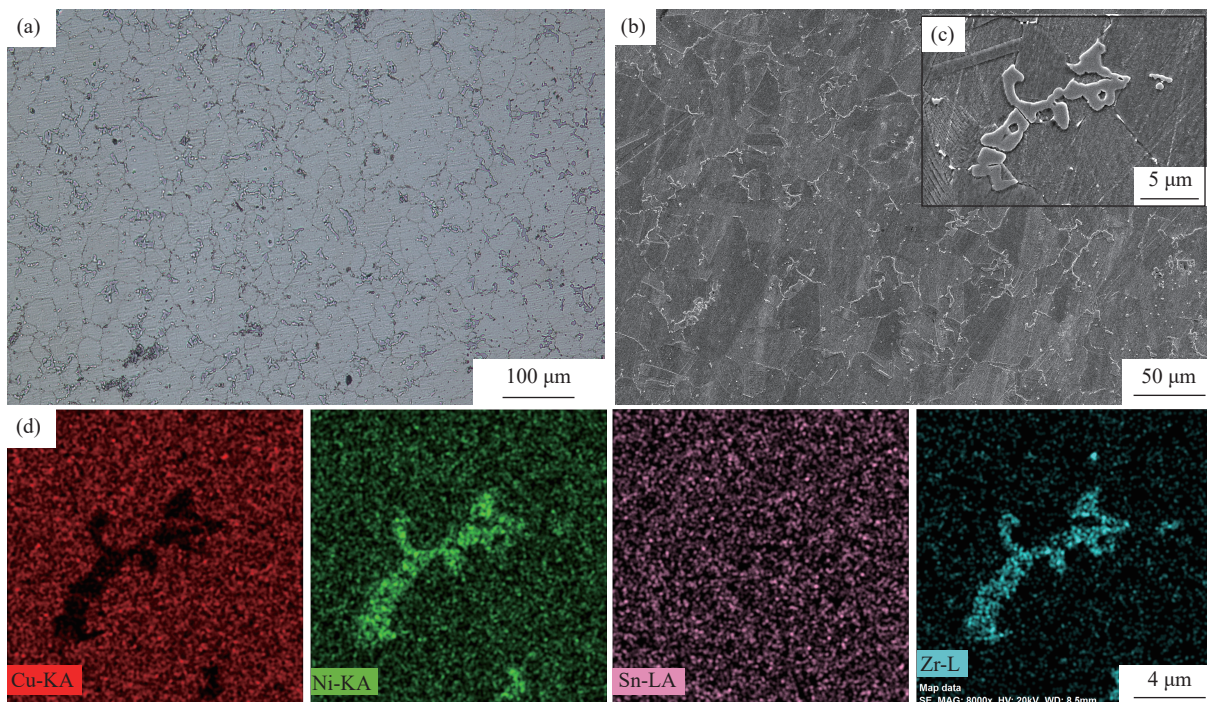


图5 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr 合金固溶处理后的(a)OM图像和(b)SEM图像, (c)为(b)的放大图像, (d)为能谱面分析结果

Fig. 5 Images of (a) OM, (b) SEM, (c) Magnified images of (b) and (d) energy dispersive spectroscopy analysis results of

Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr alloy after solution treatment

2.3 时效态组织显微分析

图 8 展示了 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr 合金在 400 °C 和 450 °C 下时效不同时间后的 OM 图像。结果表明: 在 400 °C 时效时, 时效初期并未观察到不连续沉淀组织的形成, 随着时效时间延长至 7 h, 在晶界附近观

察到不连续沉淀组织, 且其体积分数随时间的进一步延长而增加; 当时效温度提升至 450 °C 时, 合金在时效初期(2 h)即观察到不连续沉淀组织, 表明提高时效温度会显著提前不连续沉淀组织的析出时间。

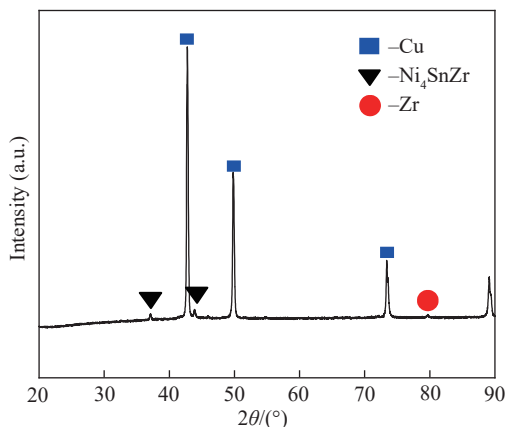


图6 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金固溶处理后的XRD图谱

Fig. 6 XRD pattern of Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr alloy after solution treatment

2.4 “固溶+时效”处理工艺显微硬度变化

图9展示了Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金分别在400℃和450℃时效不同时间后的维氏硬度变化曲线。如图所示,在两种时效温度下,合金硬度均呈现典型

的时效硬化特征:初期硬度快速上升达到峰值,随后逐渐下降并最终趋于稳定。时效初期,合金经历调幅分解,形成由富Sn溶质原子和贫Sn溶质原子交替组成的调幅组织。紧接着发生有序化转变,形成 DO_{22} 和 L_{12} 两种有序相。这些有序相与铜基体保持着完全共格关系,其诱发的弹性应变场能显著抑制位错运动,成为合金获得硬化的关键机制。然而,随着时效时间延长,晶界处会发生不连续析出反应,如图8所示。由此产生的粗大胞状不连续沉淀组织,将严重损害合金的力学性能,导致显微硬度显著下降^[13, 25]。

此外,由图9(a)可知,Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金在400℃时效2h时达到峰值硬度,为347HV;当时效温度提升至450℃时,仅时效30min时就达到峰值硬度,为325HV。由此可见,随着时效温度的升高,合金硬度达到峰值的时效时间缩短,这是因为高温加速了时效进程,促进了 DO_{22} 和 L_{12} 有序相的

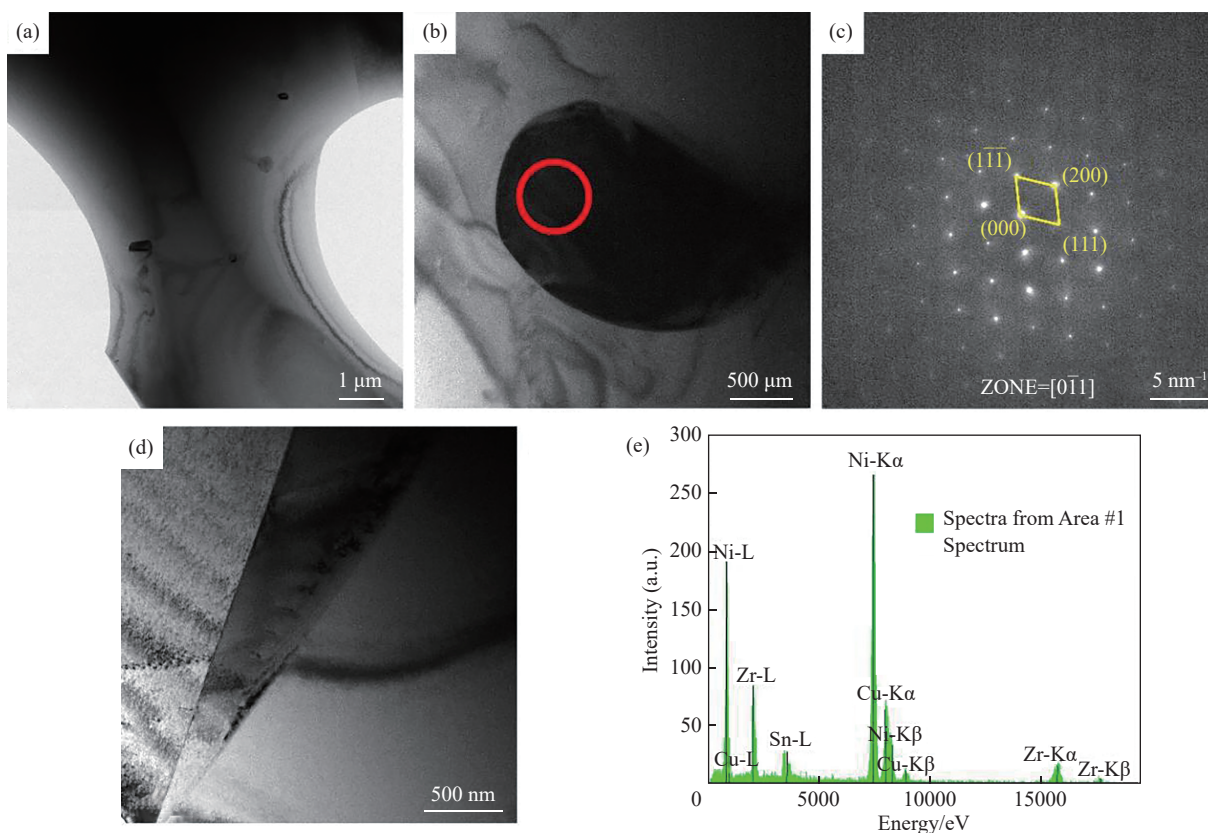


图7 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金固溶处理后的显微组织:(a, b, d)TEM图;(c)(b)中红色圆圈区域的SAED图;(e)(b)中红色圆圈区域的能谱点分析结果

Fig. 7 Microstructure of Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr alloy after solution treatment: (a, b, d) TEM images; (c) SAED pattern of the red circle area in (b); (e) EDS point analysis results of the red circle area in (b)

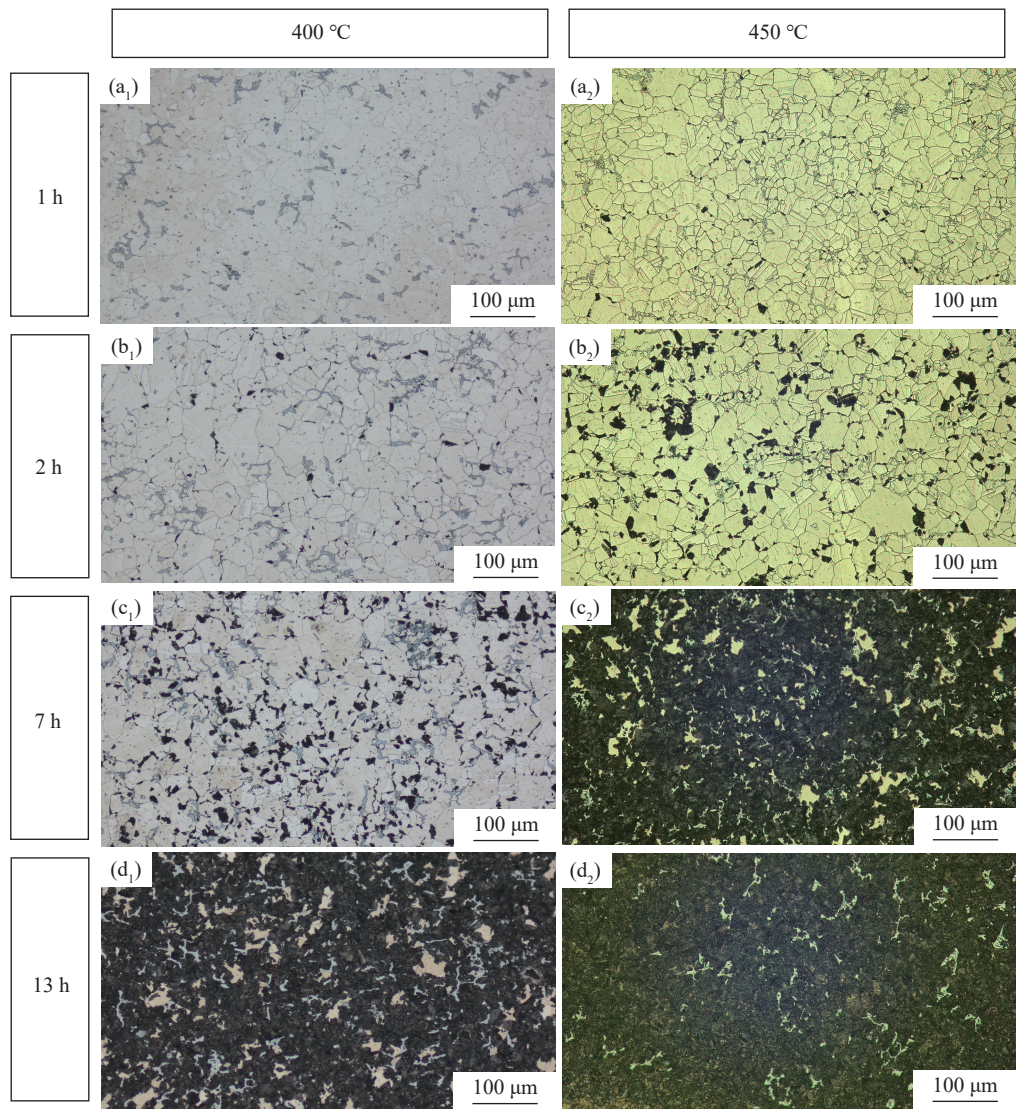


图8 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金在(a₁~d₁)400 °C和(a₂~d₂)450 °C时效不同时间后的金相组织图

Fig. 8 Microstructure images of Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr alloy aged at (a₁~d₁) 400 °C and (a₂~d₂) 450 °C for different time

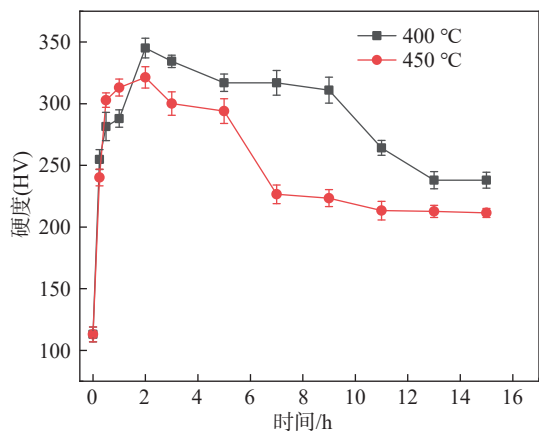


图9 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金分别在400 °C和450 °C时效不同时间的硬度曲线

Fig. 9 Hardness curves of Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr alloy aged at 400 °C and 450 °C for different time periods

析出,从而使得合金硬度提前达到峰值。但是,相对于400 °C时效,450 °C时效峰值硬度更低,差值达22HV。这是因为更高的温度(450 °C)不仅加速了有序相析出,同时也显著提高了晶界处不连续析出反应的速率。在450 °C下,不连续析出反应启动得更早、进行得更快。这导致部分区域的有序相来不及充分长大和达到最佳强化状态,即被消耗或包围,转变为力学性能较差的不连续沉淀组织。不连续析出通常会在晶界形核并向晶内生长,其形成过程会消耗基体中的溶质原子(Ni, Sn),导致基体中可用于形成共格有序相的溶质浓度下降,同时其粗大的非共格界面也无法有效阻碍位错。由此可见,高温下不连续析出的过早和过度发展,是导致峰值硬度

降低的主要原因。

2.5 预冷变形对合金组织及性能的影响

图10展示了经30%、50%、78%和90%冷轧变形的Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金在400℃时效不同时间(15 min, 2, 5, 9, 15 h)的OM显微图像。观察发现,随着冷轧变形量的增加,合金晶粒沿轧制方向显著拉长,尤其在最高变形量(90%)下呈现出明显的纤维状组织。由图10(a₁~a₄)可见,在时效初期(15 min),不同变形量合金的组织均未发生明显变

化。随着时效时间延长,黑色不连续沉淀组织开始析出,其体积分数随时效进程不断增大,至时效后期(如15 h)几乎完全覆盖基体。值得注意的是,冷变形量显著加速了不连续沉淀的形成。对比图10中相同时效时间的组织可见,变形量50%的合金在时效2 h时已析出大量不连续沉淀组织,而此时变形量30%的合金中析出量极少。然而,当变形量进一步增加至78%时,其不再促进不连续沉淀组织的形成,反而会抑制其形成。

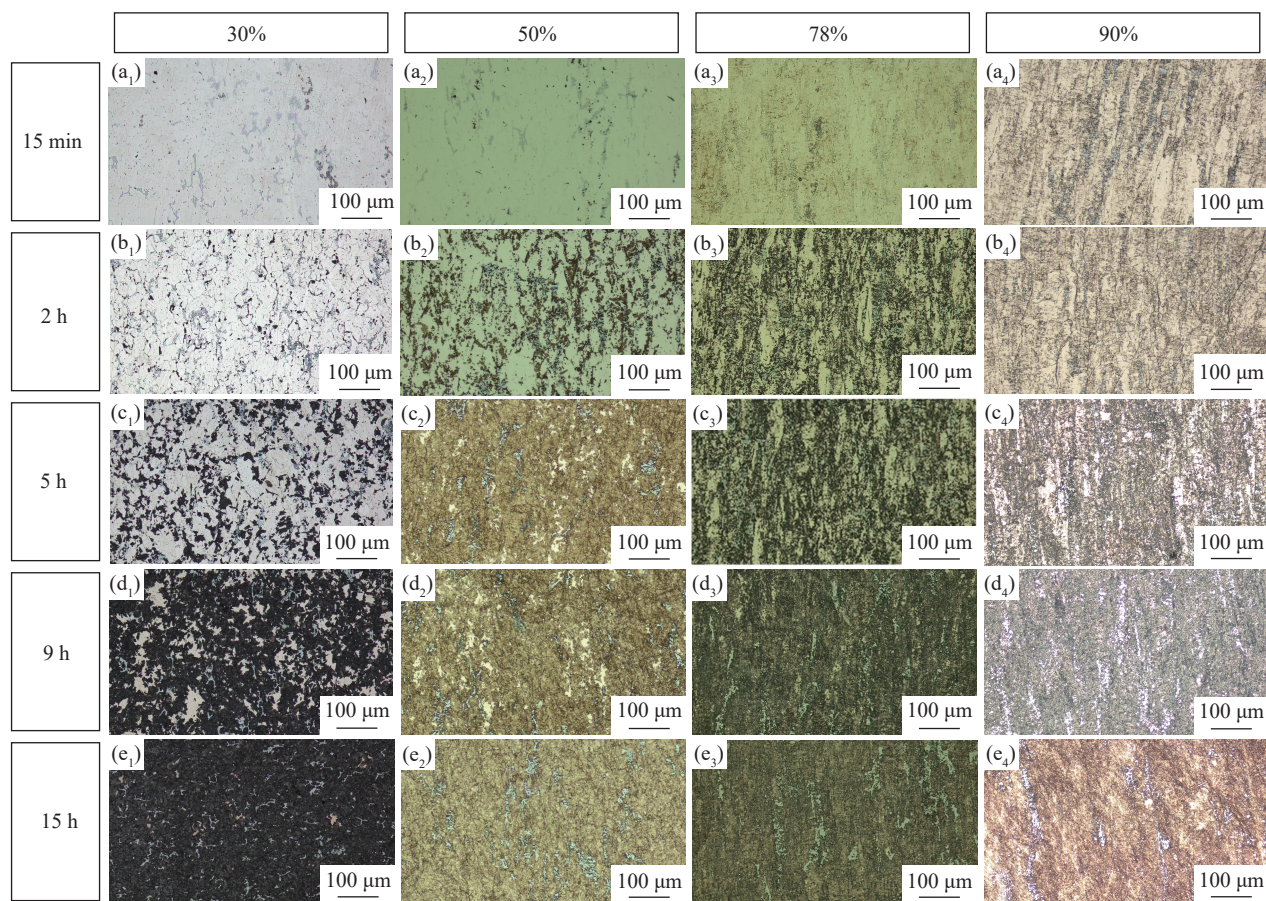


图10 不同冷轧变形量的Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金在400℃时效不同时间的OM图

Fig. 10 OM images of Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr alloy with different cold rolling deformation amounts aged at 400 °C for different time

图11为不同冷轧变形量的Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金在400℃时效2 h和5 h的SEM图。由图可知,不连续沉淀组织沿着剪切带或滑移带析出。进一步观察发现,相较于50%冷轧变形量的合金,78%冷轧变形量的合金在同一时效状态下,不连续沉淀组织的体积分数更小,表明大的冷轧变形量可以抑制不连续沉淀组织的形成与长大。这是因为固溶处理后形成的Ni₃SnZr相尺寸较大,大的第二相粒子的表面

也可以成为再结晶晶粒的核心,从而促进再结晶的发生。变形所产生的形变储存能主要用来发生再结晶,导致不连续沉淀的形成被抑制。

图12为不同冷轧变形量的Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr合金在400℃时效时的硬化曲线。由图可知,所有变形量的合金经时效处理后,其维氏硬度均呈现先上升后下降、最终趋于稳定的趋势。其中:30%冷轧变形量的合金在时效2 h时达到峰值硬度,为

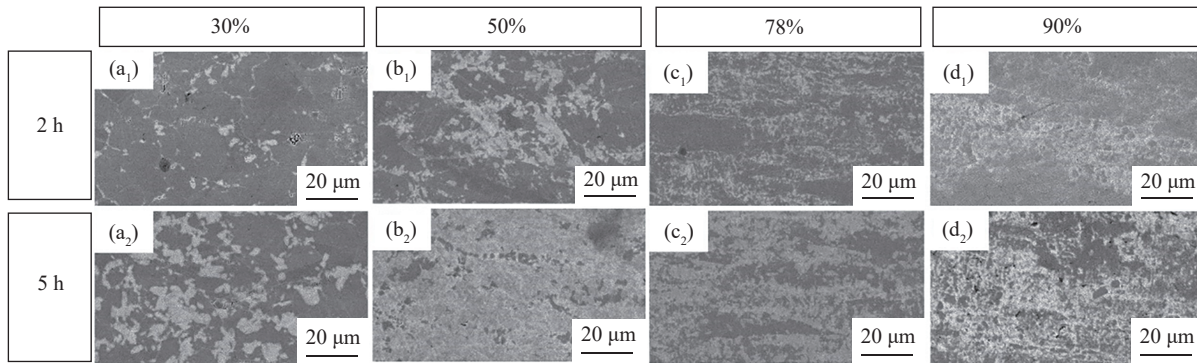


图 11 不同冷轧变形量的 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr 合金在 400 °C 时效不同时间的 SEM 图

Fig. 11 SEM images of Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr alloy with different cold rolling deformation amounts aged at 400 °C for different time periods

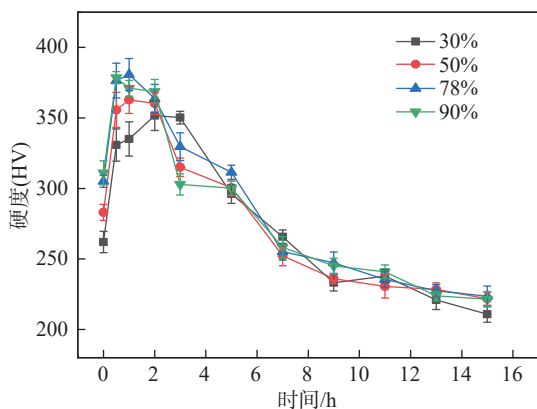


图 12 不同冷轧变形量的 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr 合金在 400 °C 时效不同时间的硬化曲线

Fig. 12 Hardening curves of Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr alloy with different cold rolling reductions aged at 400 °C for different time periods

353HV; 50%, 78% 和 90% 冷轧变形量的合金在时效 1 h 时达到峰值硬度, 分别为 361HV, 383HV 和 378.5HV。值得注意的是, 峰值硬度随冷轧变形量的增加呈现先升高后降低的非单调变化趋势, 变形量为 78% 时达到最高值 383HV, 变形量为 90% 时降至 378.5HV。这种变化源于加工硬化效应与微观组织演变的竞争机制: 一方面, 更高的冷轧变形量引入了更大的位错密度, 显著增强了位错强化效应; 同时, 变形产生的空位和缺陷促进了后续时效过程中共格 $\text{DO}_{22}/\text{L}_{12}$ 有序相的析出, 其产生的弹性应变场能更有效地阻碍位错运动, 从而大幅提升强度和硬度。另一方面, 高位错密度(尤其晶界处的位错缠结区)以及晶格畸变能的增加, 驱动再结晶的形核与长大, 从而促使合金软化。由图 10 可知, 冷轧变形量大可以抑制不连续沉淀组织的形成与长大,

此时主要促进再结晶的形核与软化。当变形量极大 ($\geq 90\%$) 时, 再结晶软化在 DO_{22} 有序相尚未充分析出达到最佳强化状态前即被显著诱发和加速, 导致其强化贡献不足, 最终使得其峰值硬度反而低于变形量为 78% 的合金。

3 结 论

本文考察了 Zr 的添加对 Cu-15Ni-8Sn 合金组织演变和力学性能的影响, 得出的结论如下:

1) 铸态 Cu-15Ni-8Sn-0.8Zr 合金组织呈现枝晶形态, 由 $\alpha\text{-Cu}$ 基体、枝晶间 $\gamma\text{-CuNi}_2\text{Sn}$ 相及 Ni_4SnZr 相(骨骼状/颗粒状)构成。 Ni_4SnZr 相在固溶处理中表现出优异的热力学稳定性, 可细化晶粒, 而 $\gamma\text{-CuNi}_2\text{Sn}$ 相完全溶解, 显著消除枝晶偏析。

2) 合金在 400, 450 °C 时效时表现出典型的时效硬化特征。初期硬度上升源于调幅分解及 $\text{DO}_{22}/\text{L}_{12}$ 共格有序相的析出, 其弹性应变场有效阻碍位错运动, 而后期硬度下降则与晶界不连续沉淀组织的形成直接相关。时效温度升高会加速这一过程, 在 450 °C 时效时, 不连续沉淀在 2 h 即大量析出, 导致峰值硬度 (325HV) 较 400 °C 时效 (347HV) 降低 22HV。这表明高温虽对有序相析出动力学有促进作用, 但对有负面影响的不连续沉淀形核与长大的激发作用更显著, 消耗了基体中的强化溶质元素 (Ni, Sn)。

3) 冷轧变形对合金的组织演化具有显著的调控作用。当变形量为 78% 时, 通过抑制不连续沉淀并促进有序相析出, 可使合金经 400 °C 时效 1 h 后峰值硬度提升至 383HV; 但当变形量达到 90% 时, 因诱

发再结晶软化,合金硬度回落至378.5HV。

参考文献:

- [1] MITCHELL M R. New developments in copper-beryllium alloys for electronic applications [J]. Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, 2000, 52: 29-35.
- [2] 吴少鹏, 王东新, 罗文, 等. 铍铜合金微观组织及性能调控的研究现状 [J]. 铜业工程, 2025(3): 53-63.
- [3] JOW J J. The environmental health and safety of beryllium oxide ceramics [R]. Cupertino, California: US Department of Energy, 2001.
- [4] LEE K E, KING J E, CANDY A C. Effect of strain rate and temperature on the strength of copper-beryllium alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 333: 154-162.
- [5] SCOREY C R, CHIN S, WHITE M J, et al. Spinodal Cu-Ni-Sn alloys for electronic applications [J]. Journal of Metals, 1984, 36(11): 52-54.
- [6] PLEWES J T. High-strength Cu-Ni-Sn alloys by thermomechanical processing [J]. Metallurgical Transactions A, 1975, 6(3): 537-544.
- [7] CRIBB W R, RATKA J O. New technology enables production of larger copper parts with the high-strength spinodal structure [J]. Advanced Materials and Processes, 2002, 160(11): 27-30.
- [8] FINDIK F. Improvements in spinodal alloys from past to present [J]. Materials & Design, 2012, 42: 131-146.
- [9] 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): 4203-4218.
- [10] ZHOU Y J, YANG W H, YANG S D, et al. Ordered phase transformation and nanotwin formation of Cu-15Ni-8Sn-0.2Nb alloy induced by cold deformation aging to achieve ultra-high strength and good plasticity [J]. Materials Science and Engineering: A, 2025, 944: 148894.
- [11] 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: 110760.
- [12] ZHAO C, WANG Z, PAN D Q, et al. Effect of Si and Ti on dynamic recrystallization of high-performance Cu-15Ni-8Sn alloy during hot deformation [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(12): 2556-2565.
- [13] GUO C J, CHEN J S, XIAO X P, et al. The effect of Co addition on the modulated structure coarsening and discontinuous precipitation growth kinetics of Cu-15Ni-8Sn alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 835(9): 155275.
- [14] GUO C J, WAN J, CHEN J S, et al. Inhibition of discontinuous precipitation and enhanced properties of Cu-15Ni-8Sn alloy with Fe addition [J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 795: 139917.
- [15] GUO Z K, JIE J C, LIU S C, et al. Effect of V addition on microstructures and mechanical properties of Cu-15Ni-8Sn alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 748: 85-94.
- [16] ZHANG J J, LIU Z Y, GUO Z K, et al. Effects of Zr on microstructural evolution and mechanical property of Cu-15Ni-8Sn alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 831: 142287.
- [17] MIKI M, OGINO Y. Effect of Si addition on the cellular precipitation in a Cu-10Ni-8Sn alloy [J]. Materials Transactions, JIM, 1990, 31(11): 968-974.
- [18] MIKI M, OGINO Y. Influence of solution-treatment conditions on the cellular precipitation in Si-doped Cu-10Ni-8Sn alloy [J]. Materials Transactions, JIM, 1991, 32(12): 1135-1140.
- [19] YU Q X, LI X N, WEI K R, et al. Cu-Ni-Sn-Si alloys designed by cluster-plus-glue-atom model [J]. Materials & Design, 2019, 167: 107641.
- [20] GAO M Q, CHEN Z N, KANG H J, et al. Effects of Nb addition on the microstructures and mechanical properties of a precipitation hardening Cu-9Ni-6Sn alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 715: 340-347.
- [21] CHENG J J, GAO Y, ZHANG Z Y, et al. Effect of yttrium on the cellular precipitation kinetics, grain growth behavior and mechanical properties of high strength Cu-15Ni-8Sn alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 918: 165408.
- [22] 乐顺聪, 黄剑, 郭诚君, 等. 添加Ag对Cu-15Ni-8Sn合金组织及性能的影响 [J]. 铜业工程, 2022(2): 13-17.
- [23] LIAO Y H, XIE M W, CHEN H M, et al. Thermodynamics and kinetics of discontinuous precipitation in Cu-9Ni-xSn alloy [J]. Journal of Alloys

- and Compounds, 2020, 827: 154314.
- [24] 郭中凯, 接金川, 李廷举. 垂直半连续铸造 Cu-15Ni-8Sn 合金组织及性能研究 [J]. 铜业工程, 2023(6): 70-79.
- [25] 齐昭铭, 许华本, 乐顺聪, 等. 稀土元素镧对 Cu-15Ni-8Sn 合金组织及性能的影响 [J]. 有色金属科学与工程, 2023, 14(4): 569-579.

Effect of Zr Addition on Microstructure and Mechanical Properties of Cu-15Ni-8Sn Alloy

LE Shuncong¹, YU Qi¹, ZHANG Jinhan², ZHANG Pengfei¹, XI Anwu¹, ZHONG Fangyou¹, HU Yanbo¹, LIU Qiyang¹
(1. JCC Processing Business Division, Nanchang 330096, China; 2. JCC Copper Strip Company Limited, Nanchang 330096, China)

Abstract: Beryllium bronze faces limitations in production and application due to high manufacturing costs, complex processing, and toxic dust. In contrast, Cu-15Ni-8Sn alloy has emerged as an ideal alternative material owing to excellent comprehensive properties. This study systematically investigated the influence of 0.8% (mass fraction) Zr addition on the microstructural evolution and mechanical properties of Cu-15Ni-8Sn alloy. Results demonstrated that the as-cast alloy exhibited a dendritic structure, primarily composed of α -Cu matrix, γ -CuNi₂Sn phase, and skeletal/particulate Ni₄SnZr phases. After solution treatment, the dendritic structure was eliminated, with the Ni₄SnZr phase retained due to thermodynamic stability, while CuNi₂Sn phase completely dissolved. Aging behavior studies revealed that the alloy's hardness initially increased and then decreased with aging time. The decline was primarily attributed to the formation of discontinuous precipitation. Moreover, higher aging temperatures accelerated discontinuous precipitation, leading to reduced peak hardness. Cold rolling significantly modulated microstructural evolution: a 78% cold deformation rate suppressed discontinuous precipitation while promoting the precipitation of ordered phases, achieving a peak hardness of 383HV after aging at 400 °C for 1 h. However, 90% deformation induced recrystallization softening, causing hardness to decrease to 378.5HV.

Key words: Cu-15Ni-8Sn alloy; microstructure; mechanical property; discontinuous precipitation microstructure

doi: 10.3969/j.issn.1009-3842.2026.02.002

引文格式: 乐顺聪, 余琪, 张晋涵, 张鹏飞, 席安武, 钟方友, 胡延波, 刘启阳. Zr 添加对 Cu-15Ni-8Sn 合金微观结构和力学性能的影响 [J]. 铜业工程, 2026(2): 10-19.

LE Shuncong, YU Qi, ZHANG Jinhan, ZHANG Pengfei, XI Anwu, ZHONG Fangyou, HU Yanbo, LIU Qiyang. Effect of Zr addition on microstructure and mechanical properties of Cu-15Ni-8Sn alloy [J]. Copper Engineering, 2026(2): 10-19.