

形变热处理对 Cu-15Ni-8Sn 系合金组织结构与性能的影响

邢 岩¹, 李 周^{1,2}, 甘雪萍², 李 思¹, 张 洋¹, 张县委^{1,3}, 宋克兴⁴

(1. 中南大学, 湖南 长沙 410083)

(2. 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

(3. 中色奥博特铜铝业有限公司, 山东 临清 252600)

(4. 河南科技大学, 河南 洛阳 471023)

摘 要: 利用力学、电学性能测试, 金相显微分析、扫描和透射电镜观察等手段研究均匀化退火和形变热处理工艺对 Cu-15Ni-8Sn-1.0Zn-0.8Al-0.2Si 合金组织结构与性能的影响。合金铸锭经 830 °C, 2 h+850 °C, 2 h 双级均匀化退火处理, 热轧变形后合金板材经 850 °C, 1 h 固溶处理, 冷轧变形 60%后, 分别在 400 和 450 °C 时效处理。当 450 °C 时效时间为 30 min 时, 合金硬度为 3780 MPa, 电导率 8.0% IACS, 抗拉强度 1144 MPa, 屈服强度 1098 MPa, 延伸率 3.29%; 在 400 °C 时效 1 h 时, 合金硬度为 3900 MPa, 电导率 7.4% IACS, 抗拉强度 1164 MPa, 屈服强度 1112 MPa, 延伸率 3.05%。合金的强化效应主要来源于调幅分解强化、析出强化和亚结构强化的共同作用, 同时, 溶质原子的析出使基体固溶度降低, 合金电导率提高。合金经双级均匀化退火处理后为均匀的等轴晶组织, 在 400 °C, 1 h 时效过程中发生调幅分解, 同时析出具有 L1₂ 结构的 β -Ni₃Sn 析出相, 其与 Cu 基体的晶体取向关系为: $(00\bar{2})_{\text{Cu}} \parallel (00\bar{1})_{\beta}$, $[110]_{\text{Cu}} \parallel [110]_{\beta}$; $(\bar{2}20)_{\text{Cu}} \parallel (\bar{1}10)_{\beta}$, $[112]_{\text{Cu}} \parallel [112]_{\beta}$ 。

关键词: Cu-15Ni-8Sn 合金; 均匀化; 形变热处理; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG146.1⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)01-0286-07

Cu-15Ni-8Sn 合金具备高强度、高弹性, 优良的耐磨、耐腐蚀性能^[1], 因其优异的综合性能和无毒特性成为一种能够部分替代有毒铍青铜的调幅分解强化型合金, 并被广泛应用于高载荷、强腐蚀环境下使用的轴承、轴套、高压油泵等器件^[2-4]。但该系合金目前仍存在如下问题: 由于 Cu、Sn 元素间表面张力差距较大 (Cu: 1303 mN·m⁻¹; Sn: 560 mN·m⁻¹)^[5], 采用熔铸方法制备合金时, 极易产生严重的 Sn 的反偏析, 从而很大程度上降低了合金后续的时效强化效果和耐磨耐腐蚀性能^[6,7]。为此, 本课题采用合金设计手段, 通过添加 Zn、Al、Si 等与 Cu、Sn 表面张力差距较小的元素 (Zn: 782 mN·m⁻¹; Al: 914 mN·m⁻¹; Si: 865 mN·m⁻¹), 以此来协调 Cu、Sn 元素间的表面张力并细化铸态组织晶粒, 减少偏析程度^[8]。本实验主要研究双级均匀化退火工艺和形变热处理工艺^[9]对设计合金组织结构与性能的影响。

1 实 验

实验用 Cu-15Ni-8Sn 系合金采用熔铸法制备, 其

化学成分见表 1。以电解铜、纯镍、纯锡、纯硅、铝和纯锌为原料, 在中频感应炉内进行熔炼。合金铸锭铣去表面缺陷后, 采用双级均匀化退火, 在 850 °C 经过 70%的热轧变形, 然后对合金板材进行 850 °C, 1 h 固溶处理, 水淬, 随后进行 60%冷轧变形。将所得样品进行编号, 分为 A、B 两组。A 组样品在 400 °C 进行时效处理, B 组则在 450 °C 进行时效处理。

合金金相组织通过 Leica EC3 光学显微镜进行观察, 硬度采用 HV-5 维氏硬度计测量 (载荷 2 kg, 加载时间 10 s)。相对电导率通过双臂电桥法在 20 °C 室温条件下测量。拉伸试验在 Instron 8019 试验机上进行, 应变速率为 10⁻³ mm·s⁻¹。扫描电子显微观察在 Sirion200 场发射扫描电镜上完成, 并进行能谱分析。在 TECNAI G²20 型透射电镜上进行显微组织观察和选区衍射分析, 操作电压为 200 kV。

2 结果与分析

2.1 合金铸态、均匀化和热、冷轧态组织观察

图 1 为 Cu-15Ni-8Sn-1.0Zn-0.8Al-0.2Si 合金铸态

收稿日期: 2017-01-08

基金项目: 中南大学创新驱动计划项目; 国家自然科学基金 (51271203)

作者简介: 邢 岩, 男, 1991 年生, 硕士, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, 电话: 0731-88830264, E-mail: csznxy@163.com

表 1 Cu-15Ni-8Sn 系合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of designed Cu-15Ni-8Sn alloy

($\omega/\%$)

Alloy	Ni	Sn	Zn	Al	Si	Cu
Cu-Ni-Sn	15.0	8.0	1.0	0.8	0.2	Bal.

金相组织照片。由图可见，合金的铸态组织中枝晶非常发达。由图 1a 的低倍金相可看出，合金枝晶组织细长，且枝晶间距很小，这是因为 Si、Al 等元素的添加，起到了细化枝晶的作用。在图 1b 的高倍像中，可观察到铸态组织分为 3 层：即中心部位的灰白色枝晶基体、枝晶外围的黑色组织和枝晶间的白亮骨状组织。

对合金铸态组织样品进行扫描电镜观察（图 2）及能谱成分分析，能谱分析结果见表 2。表 2 中编号 A、B、C 分别代表图 2a 背散射电子像中的 A、B、C 3 点的微区成分分析，即对应铸态金相组织中的枝晶基体、白亮组织及二者之间的黑色过渡区。可见 A 点为贫 Sn 相，Cu、Ni 原子比为 Cu:Ni=3.8:1，B 点为富 Sn 相，各元素原子比为 Cu:Ni:Sn= 2.5:1.1:1，C 点各元素原子比为 Cu:Ni:Sn=11.8:2:1，其 Sn 含量介于 A、B 两点之间，为枝晶基体与骨状组织之间的过渡区。图 2b 为沿白衬度组织的元素线分布图，其结果直观的表明了各元素的分布情况。

图 3 为 Cu-15Ni-8Sn-1.0Zn-0.8Al-0.2Si 合金铸锭分别经过 830 ℃, 2 h+840 ℃, 2 h; 830 ℃, 2 h+850 ℃,

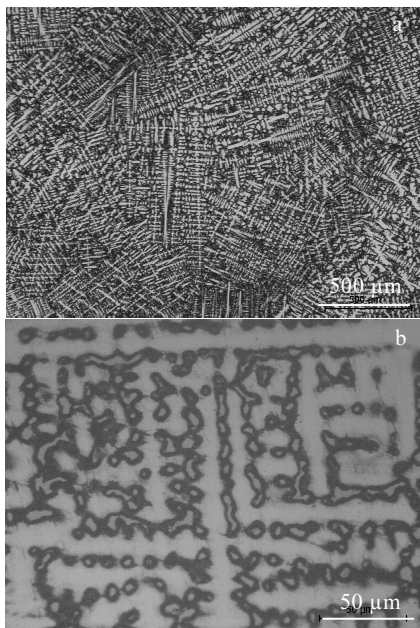


图 1 合金铸态显微组织

Fig.1 Optical microstructure of as-cast alloy: (a) low magnification and (b) high magnification

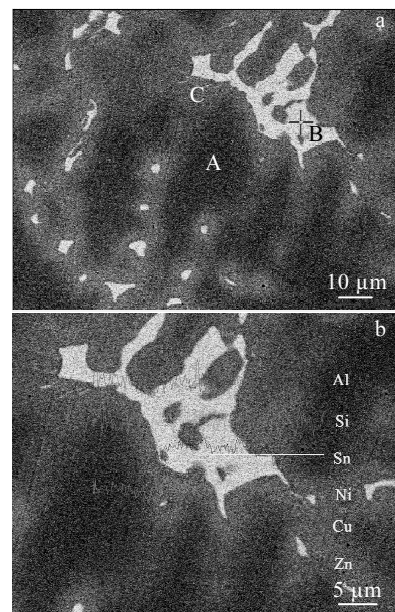


图 2 合金铸态组织 SEM 照片

Fig.2 SEM images of as-cast alloy: (a) EDX analysis point and (b) line distribution of Cu, Ni, Sn, Zn, Al and Si elements

表 2 图 2 中 Cu-15Ni-8Sn 合金铸态组织的能谱分析

Table 2 EDX analysis of as-cast alloy in Fig.2

Point	$\omega/\%$			at/%		
	Cu	Ni	Sn	Cu	Ni	Sn
A	74.67	18.15	3.47	72.83	19.16	1.81
B	45.60	18.69	34.16	52.33	23.21	20.98
C	73.94	11.63	11.74	76.18	12.97	6.47

2 h; 830 ℃, 2 h+860 ℃, 2 h; 830 ℃, 2 h+880 ℃, 2 h 双级均匀化退火后的典型金相组织照片。由图 3a 可见，经 830 ℃, 2 h+840 ℃, 2 h 双级均匀化退火后，合金晶粒组织细小均匀，枝晶完全消除，但仍有第二相粒子存在，尚未完全回溶。图 3b 中，经 830 ℃, 2 h+850 ℃, 2 h 均匀化处理后，晶粒略微长大，尺寸为 20~30 μm，第二相粒子基本回溶到基体中。采用 830 ℃, 2h+860 ℃, 2 h 均匀化退火后（图 3c），晶粒尺寸进一步长大到 40~50 μm。升高温度到 830 ℃, 2 h+880 ℃, 2 h 后（图 3d），可观察到晶粒尺寸明显长大，达到 60~70 μm，但尚未出现过热或过烧现象。因此，综合晶粒尺寸和第二相的回溶情况，合金的最佳均匀化处理制度为：830 ℃, 2 h+850 ℃, 2 h 的双级均匀化退火。

图 4a 为均匀化态 Cu-15Ni-8Sn-1.0Zn-0.8Al-0.2Si 合金在 850 ℃经总变形量为 70%的热轧变形后的金相组织照片。合金显微组织分布均匀，发生了完全再结晶，部分再结晶晶粒内部出现孪晶。图 4b 为合金经

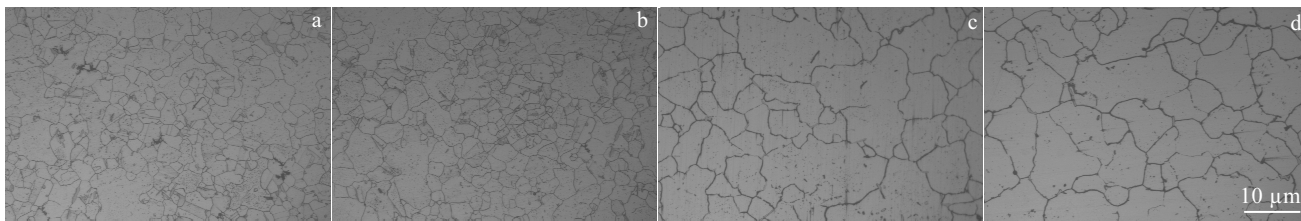


图 3 合金铸锭经不同双级均匀化退火处理后的金相组织照片

Fig.3 Optical micrographs of designed alloy with different two-stage homogenizing annealing treatment processes: (a) 830 °C, 2 h+840 °C, 2 h; (b) 830 °C, 2 h+850 °C, 2 h; (c) 830 °C, 2 h+860 °C, 2 h; (d) 830 °C, 2 h+880 °C, 2 h

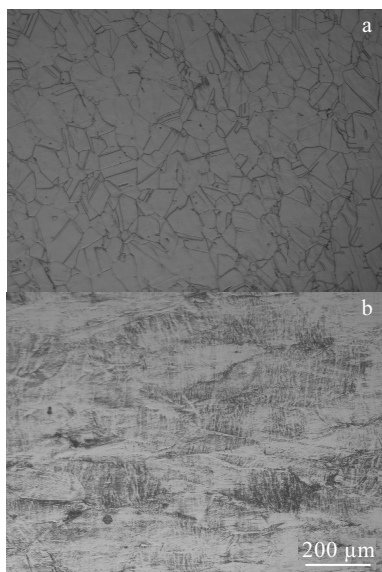


图 4 Cu-15Ni-8Sn-1.0Zn-0.8Al-0.2Si 合金热轧、冷轧态组织

Fig.4 Optical microstructures of as-rolled Cu-15Ni-8Sn-1.0Zn-0.8Al-0.2Si alloy: (a) hot rolled and (b) cold rolled

60%冷轧变形后的金相组织照片，可观察到晶粒沿轧制方向拉长，并出现变形带组织。

2.2 硬度和电导率

图 5a、5b 为合金热轧板坯经 850 °C, 1 h 固溶处理，变形量为 60% 的冷轧变形后，分别进行 400 和 450 °C 2 种不同时效工艺处理，测得的合金硬度和电导率随时效时间变化的曲线。在时效初期，400 和 450 °C 2 种状态下的合金硬度都迅速升高。合金在 400 °C 时效 1 h 时，硬度达到峰值（3900 MPa），在 450 °C 时效 30 min 时，其硬度值达到峰时效状态（3780 MPa）。随后，合金硬度随着时效时间的延长而开始下降，但即使是在 400 °C 时效 8 h 后，硬度值仍保持较高水平（3570 MPa），可见在 400 °C 时效时合金具备较好的抗过时效能力。观察 2 条硬度曲线可见，相比于 450 °C 时效，

合金样品在 400 °C 时效时可获得较高的硬度值，而时效温度越高，合金达到硬度峰值所需的时间越短。

如图 5b 所示，2 组合金样品的电导率均随时效时间的延长而升高。时效初期，电导率迅速升高，450 °C, 30 min 和 400 °C, 1 h 后合金电导率开始缓慢增加。对比 2 组电导率曲线，在 450 °C 时效的样品，其电导率普遍高于 400 °C 时效的样品。

2.3 性能对比

合金的冷轧板材分别经 400 °C, 1 h 和 450 °C, 30 min 的峰时效处理后，2 组样品的抗拉强度、屈服强度及延伸率等综合性能测试结果见表 3，结合图 5 中的时效硬度和电导率曲线，可以看出：450 °C, 30 min 峰时

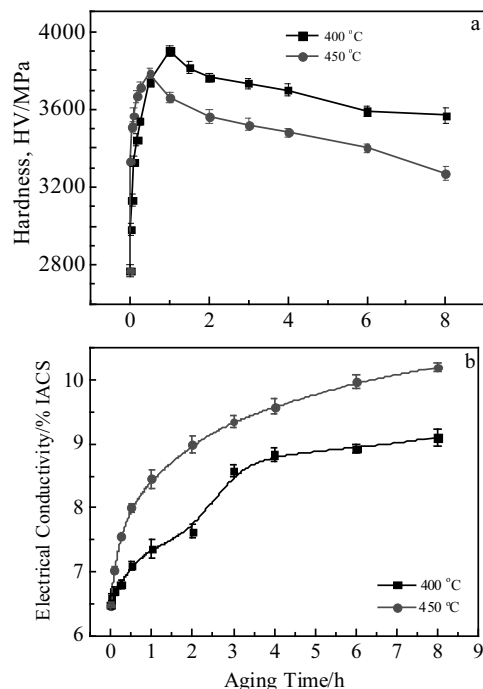


图 5 合金板材分别在 400 和 450 °C 2 种不同时效温度下的硬度和电导率曲线

Fig.5 Hardness (a) and electrical conductivity (b) curves of alloy sheets aged at 400 °C and 450 °C

效状态下的合金样品硬度为 3780 MPa, 电导率为 8.0% IACS, 抗拉强度 1144 MPa, 屈服强度为 1098 MPa, 延伸率为 3.29%。400 °C, 1 h 峰时效状态下硬度为 3900 MPa, 电导率为 7.4% IACS, 抗拉强度 1164 MPa, 屈服强度为 1112 MPa, 延伸率为 3.05%。可见, 相对于 450 °C, 30 min 时效态的样品, 400 °C, 1 h 状态下的合金样品抗拉强度、硬度较高, 伸长率、电导率则偏低。

2.4 断口分析

图 6 为 850 °C, 1 h 固溶处理的合金分别经 60%冷轧+400 °C, 1 h 时效 (图 6a、6b) 和 60%冷轧+450 °C, 30 min 时效处理 (图 6c、6d) 后进行室温拉伸, 随后通过扫描电镜观察得到的断口形貌。由图 6a、6c 可见, 两种状态下合金的宏观断口形貌均为准解理型断口, 主要发生了穿晶断裂, 有较多撕裂棱, 大量浅而小的等轴韧窝分布于解理面上。

对比观察 2 种工艺下典型断口高倍扫描照片 (图 6b、6d), 可以看出经 450 °C, 30 min 时效处理的样品, 其韧窝相对更深一些。而韧窝的大小、深浅及数量与材料的塑性、试验温度、应变速率等有关, 在图 6 中试验条件、韧窝大小及密度基本相同的情况下, 韧窝深度越深, 则延伸率越大, 深度越浅, 则延伸率越小。因此, 合金冷轧态样品经 450 °C, 30 min 时效处理后, 其韧窝更深, 延伸率相对更高。

2.5 TEM 观察

图 7 为合金样品经 850 °C, 1 h 固溶处理, 60%变形量冷轧变形后在 400 °C 时效 1 h 的透射电子显

微组织和选区电子衍射花样。由图 7a、7b、7c 的 TEM 明场像可见, 400 °C, 1 h 状态下合金的微观组织主要为位错胞状组织等亚结构组态, 组织分布并不十分均匀, 变形带状组织间位错严重缠结, 胞状组织亚结构较为细小, 位错密度较高, 由调幅分解产生的衬度依稀可见 (图“→”处)。由图 7d 可见, 合金基体中存在大量细小的纳米级析出相, 粒子为球状, 且呈弥散分布。观察图 7e、7f 斑点的拉长程度和碎化程度可知, 冷轧变形后合金虽经时效处理, 但其晶粒破碎程度较大, 相邻亚结构变形程度也较大。根据图 7e、7f 的选区电子衍射花样的标定结果可知, 合金经 400 °C, 1 h 时效后, 沉淀析出的第二相主要为 β -Ni₃Sn, β -Ni₃Sn 相为简单立方结构, $a=0.374$ nm。有序相 β -Ni₃Sn 与基体的晶体取向关系为: $(00\bar{2})_{\text{Cu}} \parallel (00\bar{1})_{\beta}$, $[110]_{\text{Cu}} \parallel [110]_{\beta}$; $(\bar{2}20)_{\text{Cu}} \parallel (\bar{1}10)_{\beta}$, $[112]_{\text{Cu}} \parallel [112]_{\beta}$ 。

3 讨论

合金在冷变形过程中生成大量位错^[10], 随后分别经 400 和 450 °C 时效处理, 产生大量细小、弥散分布的纳米析出相, 纳米粒子能够阻碍位错运动, 造成位错塞积, 并形成胞状组织等亚结构, 且析出相粒子可有效阻碍亚结构长大, 使位错胞状组织尺寸较小^[11,12]。另一方面, 弥散细小的纳米粒子能够对晶界起到钉扎作用^[13], 有效抑制再结晶晶粒长大。因此, 合金经形变热处理工艺后, 强化效应主要来源于调幅分解强化、析出强化和亚结构强化。

合金冷轧态样品在 400 °C 时效的强度高于 450 °C 时效的强度, 这一现象可用 Orowan 机制解释。合金时效析出的颗粒不易形变, 位错难以切过, 位错与粒子的交互作用为 Orowan 绕过机制, 最后在粒子周围留下位错环, 实现位错增殖。位错线绕过析出相的临界切应力可表示为^[14]:

表 3 Cu-15Ni-8Sn-1.0Zn-0.8Al-0.2Si 合金的综合性能

Table 3 Comprehensive properties of designed alloy

Sample state	Conductivity /% IACS	Tensile strength/ MPa	Yield strength/ MPa	Elongation/ %
400 °C, 1 h AT	7.4	1164	1112	3.05
450 °C, 30 min AT	8.0	1144	1098	3.29

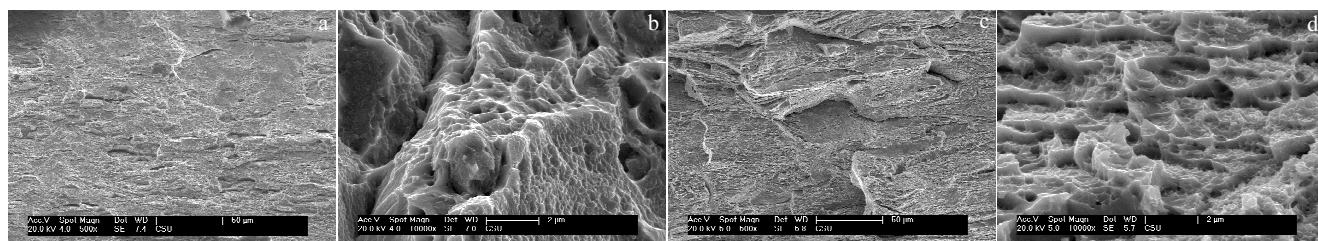


图 6 Cu-15Ni-8Sn-1.0Zn-0.8Al-0.2Si 合金不同时效状态下拉伸样品的断口形貌

Fig.6 Fracture surface of Cu-15Ni-8Sn-1.0Zn-0.8Al-0.2Si alloy in different heat treatment processes: (a, b) 400 °C, 1 h and (c, d) 450 °C, 30 min

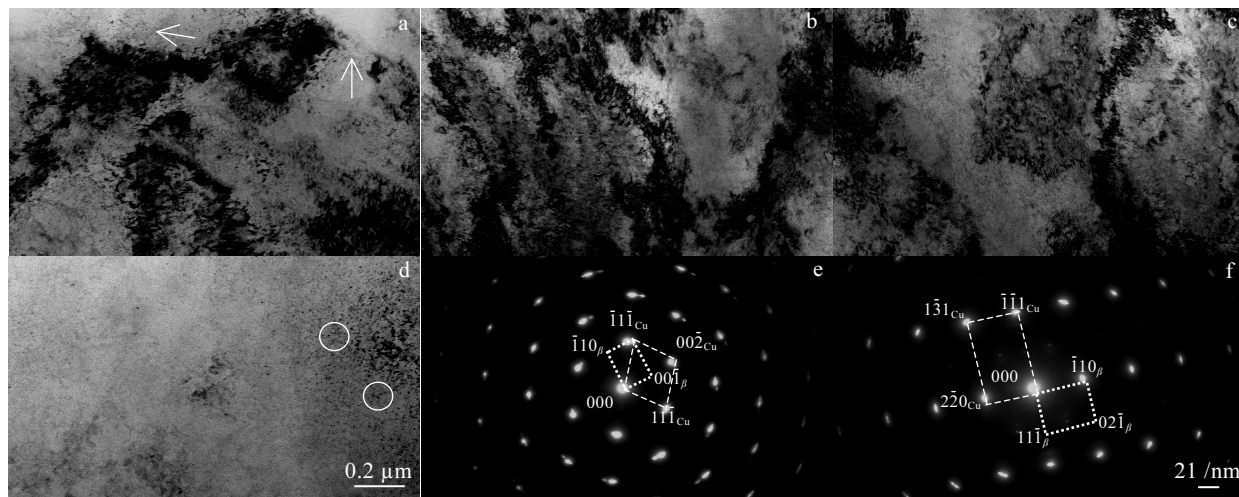


图 7 Cu-15Ni-8Sn-1.0Zn-0.8Al-0.2Si 合金在 400 °C, 1 h 时效状态下的透射电子显微和选区电子衍射照片

Fig.7 TEM micrographs and SADPs of designed alloy aged at 400 °C for 1 h: (a~d) bright field micrograph, (e) SADP of beam direction along $[110]_{\text{Cu}}$, and (f) SADP of beam direction along $[112]_{\text{Cu}}$

$$\Delta \tau = \frac{T}{b} \frac{\lambda}{2} \quad (1)$$

其中, λ 为颗粒间距:

$$\lambda = 0.6r \left(\frac{2\pi}{f} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (2)$$

简化可得:

$$\Delta \tau \approx 1.33 \frac{T}{br} f^{\frac{1}{2}} \quad (3)$$

式中, T 为位错的线张力, b 为柏氏矢量的模, f 是颗粒的体积分数, r 代表析出相粒子的半径。

在时效早期, 析出相体积分数 f 快速增加, 合金硬度呈现迅速升高的趋势, 强化效果明显。随着时效时间的延长, 析出相含量增加缓慢, 当析出相体积分数 f 一定时, 颗粒半径 r 越小, 则强化效果越好。一定范围内, 随着时效温度的升高, 析出相容易长大^[15], 在 400 °C 时效时, 其析出相粒子尺寸小于 450 °C 时效时的粒子尺寸, 则位错线运动的阻力较大, 因此, 合金在 400 °C 时效时具有更高的强度和硬度。

析出相的尺寸对冷变形后位错分布状态有较大影响。合金冷变形过程中位错密度逐渐增高, 高位错密度区具有较高的变形储能^[16], 在随后的时效处理过程中, 位错塞积区会择优形成再结晶核心, 这些核心的晶格畸变程度很低, 其只能以大角度晶界迁移的形式长大, 以使得由高位错密度产生的弹性应变能降低, 因而其成为再结晶驱动力。具体见下式所述^[17]:

$$F_n = \alpha G b^2 (\rho_0 - \rho_1) \quad (4)$$

式中, α 为材料常数, G 为切变弹性模量, b 为柏氏矢量的模, ρ_0 为变形后晶粒内的位错密度, ρ_1 为再结晶后晶粒内位错密度。

再结晶过程中, 由合金时效产生的析出相会对大角度晶界迁移产生阻碍作用, 阻力主要来自界面能, 称之为 Zener 力, 可表示为^[18]:

$$F_v = \frac{3f\gamma_b}{D} \quad (5)$$

式中, f 为析出相的相对体积分数, γ_b 为界面能, D 为析出相粒子的直径。

因此, 当析出相体积分数 f 一定时, 粒子尺寸 D 越小则阻力 F_v 越高, 再结晶晶界迁移阻力增加, 起到对晶界的钉扎作用。而合金在 450 °C 时效时的析出相粒子尺寸大于 400 °C 时效, 因而, 其析出相对晶界和位错胞状组织的钉扎作用减弱, 在部分高位错密度区, 位错缠结逐渐解除, 位错排列发生改变, 位错开始移动, 消除聚集。因此, 相比于在 400 °C 时效, 合金在 450 °C 时效时塑性较好, 延伸率提高。

合金电导率随时效时间的延长而提高是因为: 时效过程中, 基体中的溶质原子借助位错网络传输至形核部位完成析出或在变形储能高的部位形核析出, 而溶质原子的析出能够使 Cu 基体得到快速净化, 基体固溶度减小, 晶格畸变程度降低, 基体点阵中电子散射源的数量、密度减小, 电子平均自由程度增加。所以, 合金样品经形变热处理后电导率会得到提高。

4 结 论

1) 合金铸锭经 830 °C, 2 h+850 °C, 2 h 的双级均匀化退火处理, 能有效消除枝晶偏析, 随后热轧变形, 850 °C, 1 h 固溶处理, 之后进行变形量为 60% 的冷轧变形, 最后分别在 400 和 450 °C 时效处理。当 450 °C 时效时间为 30 min 时, 合金硬度为 3780 MPa, 电导率 8.0% IACS, 抗拉强度 1144 MPa, 屈服强度 1098 MPa, 延伸率 3.29%, 在 400 °C 时效 1 h 时, 合金硬度为 3900 MPa, 电导率 7.4% IACS, 抗拉强度 1164 MPa, 屈服强度 1112 MPa, 延伸率 3.05%。

2) 合金在 400 °C, 1 h 时效时产生的析出相为 L1₂ 有序的 β -Ni₃Sn 相, 其与 Cu 基体的晶体取向关系为: $(00\bar{2})_{\text{Cu}} \parallel (00\bar{1})_{\beta}$, $[110]_{\text{Cu}} \parallel [110]_{\beta}$; $(\bar{2}20)_{\text{Cu}} \parallel (\bar{1}10)_{\beta}$, $[112]_{\text{Cu}} \parallel [112]_{\beta}$ 。

3) 合金经形变热处理后, 其断口形貌为典型的准解理型断口。

参考文献 References

- [1] Caris J, Li D Q, Stephens J J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(3): 769
- [2] Zhang S Z, Jiang B H, Ding W Q. *Tribology International*[J], 2010, 43(1-2): 64
- [3] Zhao J C, Notis M R. *Acta Mater*[J], 1998, 46(12): 4203
- [4] Li Sanhua(黎三华), Li Zhou(李 周), Lei Qian(雷 前) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(6): 1427
- [5] Wang Cuiping(王翠萍), Liu Xingjun(刘兴军), Ma Yunqing(马云庆) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 15(11): 1848
- [6] Zeng Yuewu(曾跃武). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2000, 10(4): 497
- [7] Wang Yanhui(王艳辉), Wang Mingpu(汪明朴), Hong Bin(洪斌). *Materials Review*(材料导报)[J], 2003, 17(3): 24
- [8] Lei Q, Li Z, Dai C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 572(6): 65
- [9] Lei Q, Li Z, Xiao T *et al. Intermetallics*[J], 2013, 42: 77
- [10] Begau C, Hartmaier A, George E P *et al. Acta Materialia*[J], 2011, 59(3): 934
- [11] Li Ruisong(李瑞松), Zhou Shanchu(周善初). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[M]. Changsha: Central South University Press, 2003: 228
- [12] Zhang Danwen(张旦闻), Zhao Dongmei(赵冬梅), Dong Qiming(董企铭) *et al. Journal of Functional Materials*(功能材料)[J], 2004, 35(S1): 2160
- [13] Ma Biao(马 彪), Li Qiang(李 强), Li Lei(李 雷) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(S2): 339
- [14] Wei Jianfeng(魏建锋), Song Yujiu(宋余九). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1994, 23(3): 17
- [15] Alili B, Bradai D, Zieba P. *Materials Characterization*[J], 2008, 59(10): 1526
- [16] Zheng Ziqiao(郑子樵). *Fundamentals of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 353
- [17] Hao S M, Hao X J, Zhao G *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 1999, 12(4): 322
- [18] Pan Jinsheng(潘金生), Tong Jianmin(仝健民), Tian Minbo(田民波). *Fundamentals of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2011: 426

Effect of Thermo-mechanical Treatment on Microstructure and Properties of Cu-15Ni-8Sn Alloy

Xing Yan¹, Li Zhou^{1,2}, Gan Xueping², Li Si¹, Zhang Yang¹, Zhang Xianwei^{1,3}, Song Kexing⁴

(1. Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Key Laboratory of Powder Metallurgy, Changsha 410083, China)

(3. CNMC Albetter Albronze Co., Ltd, Linqing 252600, China)

(4. Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, China)

Abstract: The effect of homogenizing annealing and thermo-mechanical treatment processes on microstructure and properties of Cu-15Ni-8Sn-1.0Zn-0.8Al-0.2Si alloy was investigated using mechanical property test, electrical conductivity measurement, optical microscopy, scanning electron microscopy and transmission electron microscopy. The alloy ingot was treated by two-stage homogenizing annealing at 830 °C/2 h+850 °C/2 h, hot rolled by 70%, then solution treated at 850 °C for 1 h, followed by 60% cold-rolling deformation

and aging treatment at 400 °C and 450 °C. Results show that after aging at 450 °C for 30 min, the hardness is 3780 MPa, electrical conductivity is 8.0% IACS, tensile strength is 1144 MPa, yield strength is 1098 MPa, and elongation is 3.29%. After aging at 400 °C for 1 h, the hardness is 3900 MPa, electrical conductivity is 7.4% IACS, tensile strength is 1164 MPa, yield strength is 1112 MPa, and elongation is 3.05%. The combined effects of spinodal decomposition strengthening, precipitation strengthening and substructure strengthening are the main strengthening mechanism in alloy. Meanwhile, the solid solubility of matrix is reduced, and the electrical conductivity of alloy is improved due to the precipitation of solute atoms. After two-stage homogenizing annealing treatment, the microstructure of the alloy is homogeneous equiaxed grain. It is found that spinodal decomposition and $L1_2$ ordering (β -Ni₃Sn) appear in the alloy during aging at 400 °C for 1 h. The crystal orientation relationships between copper matrix and β -Ni₃Sn precipitates are determined as: $(00\bar{2})_{\text{Cu}} \parallel (00\bar{1})_{\beta}$, $[110]_{\text{Cu}} \parallel [110]_{\beta}$; $(\bar{2}20)_{\text{Cu}} \parallel (\bar{1}10)_{\beta}$, $[112]_{\text{Cu}} \parallel [112]_{\beta}$.

Key words: Cu-15Ni-8Sn alloy; homogenization; thermo-mechanical treatment; microstructure; mechanical property

Corresponding author: Li Zhou, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88830264, E-mail: lizhou6931@163.com