



基于热轧流程下 Cu-Ni-Si 合金 组织和性能演变规律

曹光明, 王志国, 李成刚, 贾 飞, 张元祥

(东北大学 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳 110819)

摘 要: 利用扫描电镜、透射电镜、金相显微镜及显微硬度仪等研究了 Cu-Ni-Si 合金在铸态、热轧态、固溶态、冷轧和时效态的显微组织、晶粒取向及大小和析出相的演变过程, 分析热轧流程中各类组织及工艺状态对合金性能的影响规律。结果表明: 合金成分是影响枝晶偏析和再结晶程度的关键, 热轧后晶粒择优取向明显, 发生部分再结晶, 晶格畸变程度增大, 导电率明显下降; 随着固溶温度的升高和固溶时间的延长, 合金抗拉强度、硬度和导电率均呈下降趋势, 合金经 900 °C、1 h 处理后达到最佳固溶效果, $\Sigma 3$ 晶界达到 35.2%, 大角晶界达到了 64.4%, 晶粒取向均匀; 冷轧后, 晶粒被拉长、撕碎, 基体产生大量缺陷, 为时效析出提供核心作用; 冷轧变形量越大, 时效析出动力越强, 析出相越细小、均匀, 综合性能越好; 合金在经 450 °C、3 h 处理后达到最佳时效效果, 硬度为 259HV, 导电率为 36.5%IACS。

关键词: Cu-Ni-Si 合金; 热轧; 再结晶; 析出动力; 显微硬度; 导电率

文章编号: 1004-0609(2018)-10-2024-09

中图分类号: TG146.1

文献标志码: A

高强导电铜合金作为一种综合性能优良的结构功能材料, 被广泛应用于 IT 产业大规模集成电路引线框架、高速轨道交通、光电子器件、微波技术、航空航天、国防军工、电子行业及家电行业接插件等, 一直是各国争先发展的先进材料之一^[1-2]。制备高强高导铜合金材料的方法是加入适量的合金元素, 但是合金元素的加入将在一定地程度上降低材料的导电率^[2]。一般的做法是采用低固溶度的合金元素加入铜中, 通过高温固溶处理, 合金元素在铜基体中形成过饱和固溶体, 导电性能恶化, 强度提高。时效处理后, 过饱和固溶体分解, 大量的合金元素以沉淀相析出于铜基体中, 导电率迅速提高, 同时由于时效析出相的强化作用而保持较高强度^[3-4]。

Cu-Ni-Si 合金属于典型的时效强化型高强中导三元系铜合金, 由于其耐热稳定性好且易于生产加工, 应用较为广泛, 越来越受到人们的青睐^[1, 5]。Cu-Ni-Si 合金常规制备工艺: 熔铸-均匀化-热轧-淬火-固溶-淬火-冷轧-时效, 辅助多次冷变形和多级时效, 微合金化和形变热处理相结合是改善其性能的主要策略。人们研究的重点在于调节合金成分和改善形变热处理工艺, 通过优化热轧、固溶、时效等工艺, 调控析出

行为, 有效地平衡强度和导电率, 使该成分合金获得较佳的综合性能。纵观整个工艺流程, 热轧、固溶、冷轧等过程的组织和性能演变都会影响最终的综合性能, 只有形成过饱和的固溶体及大量的晶体缺陷才能为时效强化提供良好的组织准备^[2-7]。所以, 改善 Cu-Ni-Si 合金的最终性能应该从工艺的各个阶段统筹调控, 工艺-组织-性能是一个整体, 合金析出相是控制其性能的关键。本文作者基于热轧流程下制备 Cu-Ni-Si 合金板材, 依据 Ni 与 Si 质量比为 4.2:1 调整 Ni 含量, 研究合金成分对凝固组织、热轧过程动态再结晶及性能的影响规律, 并根据合金热轧态的组织特点和强化效果, 选择典型的合金成分研究固溶、冷轧和时效工艺对合金组织和性能的影响规律, 为开发高强高导铜合金及研发新的制备技术提供良好的实验数据和理论基础。

1 实验

本实验中用 Cu-Ni-Si 合金在 10 kg 中频真空感应熔炼炉中熔炼, 成分为(质量分数, %)Cu-1.0Ni-0.25Si

基金项目: 国家重点研发计划项目(2017YFB0305002); 国家自然科学基金联合基金项目(U1660117)

收稿日期: 2017-03-27; **修订日期:** 2018-07-25

通信作者: 曹光明, 副教授, 博士; 电话: 024-83683530; E-mail: caogm@ral.neu.edu.cn

(合金 1)和 Cu-3.2Ni-0.75Si(合金 2), 浇铸温度为 1200~1250 °C, 铁模方形铸锭。铸锭经表面处理后, 在 900 °C、1 h 均匀化处理, 热轧到 3 mm 厚的板材。合金板材分别经(800 °C, 1 h)、(850 °C, 1 h)、(900 °C, 1 h 和 2 h)固溶处理, 水淬。随后冷轧至 1.0、0.6、0.3 和 0.1 mm, 经 350、400、450 和 500 °C 分别时效 0.5、1、2、3、4、6 和 8 h。

均匀化及固溶处理在箱式电阻炉中进行, 时效处理在氮气保护的管式加热炉中进行, PID 控温, 正常工作炉温波动 ± 2 °C。热轧在 450 可逆热轧机进行, 终轧温度不低于 750 °C, 冷轧在直拉式四辊可逆冷轧机进行。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 $\leq 1 \mu\Omega$ 。显微硬度测量用日本 FUTURE-TECH 公司产 FM-700 型显微硬度计, 测试点不低于 10 个, 加载力为 0.98 N, 时间为 10 s。透射试样经 TenuPol-5 型电解双喷减薄仪减出薄区后, 在 Tecnai G2 F20 型场发射透射电子显微镜上进行析出行为观察, 电解双喷液为 HNO_3 与 CH_3OH 体积比 1:3。EBSD 观察在德国蔡司产的场发射扫描电子显微镜进行, 试样经砂纸打磨后用氩离子抛光。金相组织经 $\text{FeCl}_3 + \text{HCL}$ 混合水溶液腐蚀后在蔡司金相显微镜上观察。

2 结果与分析

2.1 熔铸-热轧过程组织及性能演变

图 1 所示为 Cu-Ni-Si 合金铸态和热轧态显微组织。由图 1 可知, 铸态组织均为明显的树枝晶, 高 Ni 合金的枝晶偏析比较严重, 且晶粒较大。枝晶偏析是引起热轧开裂的根源之一, 必须通过长时间均匀化处理消除^[6-8]。热轧后, 在大压力下作用下, 粗大的树枝晶沿着热轧方向被拉长, 铸态组织中的初生沉淀相已固溶入 Cu 基体中, 在高温及高密度晶体缺陷作用下发生动态再结晶, 导致枝状晶组织基本消除。图 2 所示为 Cu-Ni-Si 合金热轧后晶粒取向及晶界大小分布图。由图 2 可知, 低 Ni 合金热轧后再结晶程度明显加大, 形成均匀的等轴晶, 晶粒趋向于 $\langle 001 \rangle$ 方向, 大小晶界分明; 高 Ni 合金由于残留的第二相阻碍, 晶体来不及再结晶就发生了热变形, 形成明显的变形组织, 晶粒趋向于 $\langle 001 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 方向, 以小角度晶界为主。纵向晶粒变形为纤维状; 横向晶粒呈扁平状, 变形程度远小于纵向的; 这是因为热轧过程中, 晶粒择优取

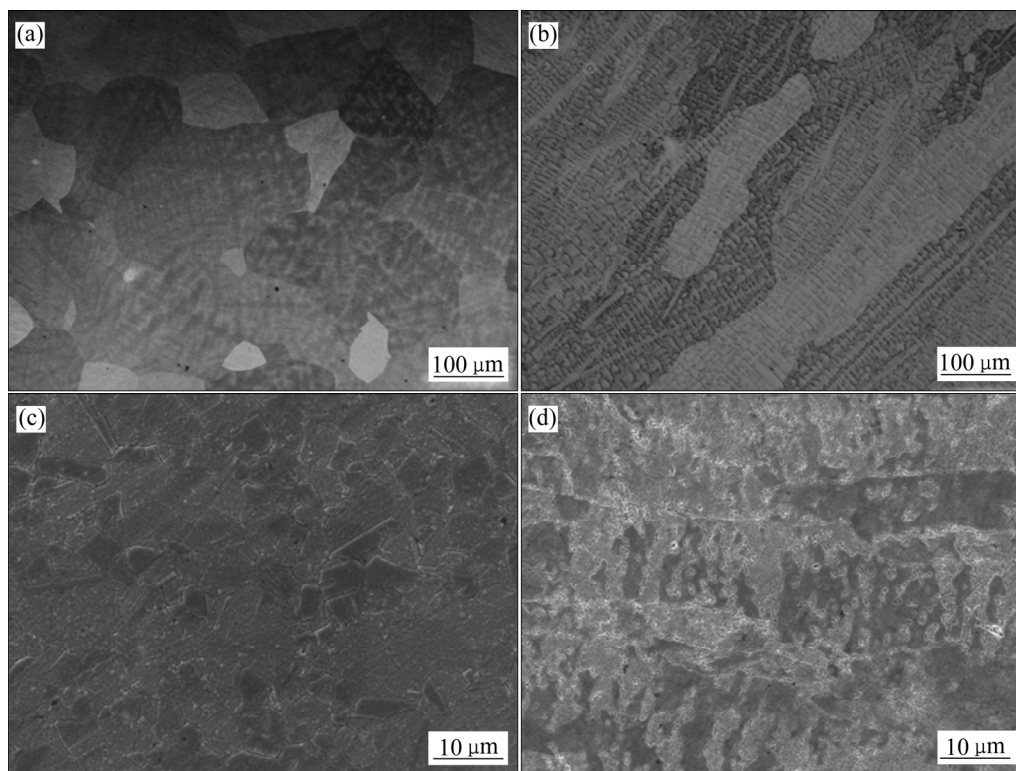


图 1 Cu-Ni-Si 合金的铸态及热轧组织

Fig. 1 As-cast microstructures and hot rolling microstructures of Cu-Ni-Si alloy: (a) Alloy 1, casting; (b) Alloy 2, casting; (c) Alloy 1, hot rolling; (d) Alloy 2, hot rolling

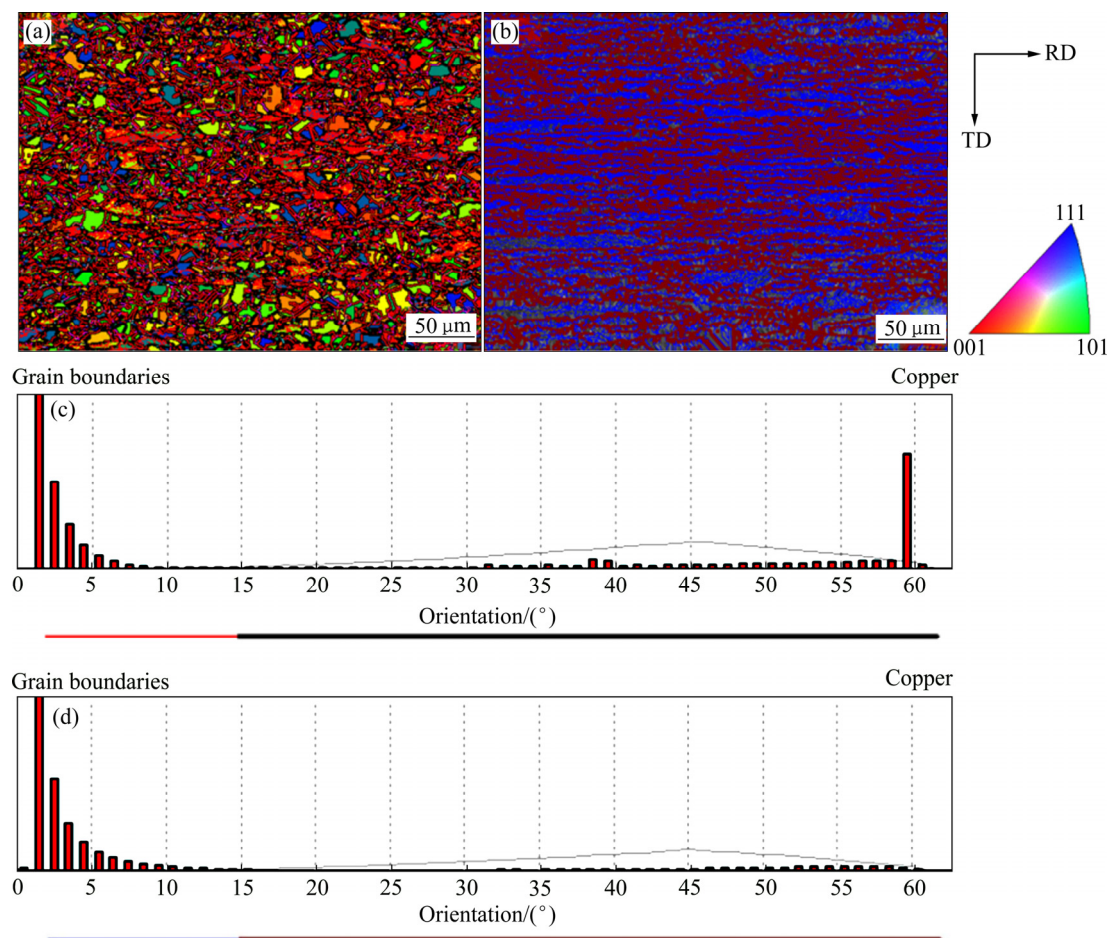


图2 Cu-Ni-Si合金热轧态晶粒组织及晶界大小分布

Fig. 2 Microstructures and distribution of grain orientation after hot rolling: (a) Alloy 1, microstructure showing grain orientation; (b) Alloy 2, microstructure showing grain orientation; (c) Alloy 1, boundary distribution; (d) Alloy 2, boundary distribution

向, 畸变量越大, 择优取向越明显。

铸态及热轧后的性能变化如表1所示。热轧后, 由于形变产生位错增值, 晶体缺陷增多, 晶格畸变程度增大, 导电率下降。同时, 动态再结晶的软化作用与加工硬化共同作用, 硬度稍微下降^[8]。高合金成分由于第二相对电子的散射作用强于低合金元素, 其导电率略低于低合金成分的, 但其强化作用明显提高, 尤其在热轧后这种差异明显加大, 硬度相差了一倍之多。鉴于后续固溶过程回复再结晶的作用及高合金元素的强化效果, 后续工艺研究主要针对合金2。

表1 Cu-Ni-Si合金在铸态和热轧态的性能

Table 1 Properties of as-cast and hot rolling of Cu-Ni-Si alloy

Alloy No.	As-cast		Hot-rolling	
	Conductivity/ %IACS	Hardness, HV	Conductivity/ %IACS	Hardness, HV
1	36.2	96	35.0	72
2	34.2	180	23.7	161

2.2 固溶工艺对合金组织-性能的影响

图3所示为Cu-3.2Ni-0.75Si合金在不同固溶条件下的金相显微组织。由图3可知, 800℃固溶时, 基体开始发生回复与再结晶, 很多长条状晶粒变为细小的等轴晶, 有大量未溶的第二相; 850℃固溶时, 晶粒发生完全再结晶, 有大量孪晶形成, 原子扩散能力明显增强, 第二相基本溶入基体; 900℃固溶时, 原子扩散能力进一步增强, 第二相完全溶入基体, 并出现大量孪晶。图4所示为Cu-3.2Ni-0.75Si合金在不同固溶工艺的主要性能变化规律。由图4可知, 固溶处理后, 由于第二相大量溶入基体中, 晶格畸变程度增大, 电子散射也越大, 致使导电率下降。在低温固溶时, 溶质原子还不能完全的固溶进合金基体当中, 随温度的升高固溶越充分, 溶质原子浓度升高, 晶格畸变越大, 电子散射越大, 导电率下降的也较快。随着时间的延长, 由于晶粒的长大, 导致对电子的散射作用降低, 所以合金的导电率略有升高^[9-12]。

对于强度和硬度, 随着固溶温度的升高, 会不断的下降。一方面, 随着溶质原子溶入量增加, 晶格畸

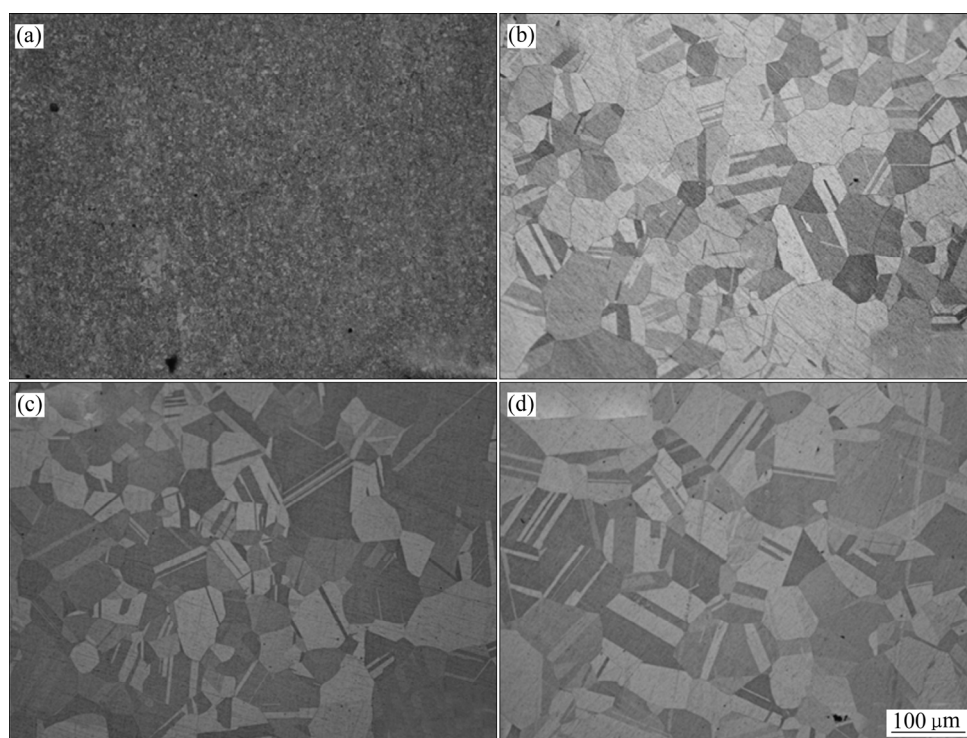


图 3 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金在不同固溶条件下的金相组织

Fig. 3 Metallographs of Cu-3.2Ni-0.75Si alloy under different solid solution conditions

变越大, 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, 起到了固溶强化的作用。另一方面, 随温度的升高及时间的延长, 析出相数量变少且晶粒持续长大, 对位错的阻碍作用减小, 强化作用减弱^[9-12]。作为典型的析出强化型合金, 析出相的强化作用明显高于晶格畸变引起的强化。在 800~900 °C 固溶时, 溶质原子不断溶入铜基体, 析出相不断减少, 在两者不断作用下合金的硬度和强度呈现下降的趋势。固溶时间越长, 析出相溶解越充分, 而且晶粒会长大, 单位体积内晶界的体积越小, 因此固溶 2 h 后合金的硬度会略大于固溶 1 h 后合金的硬度。

固溶后晶粒取向及晶界分布如图 5 所示。由图 5 可知, 固溶后晶体发生完全回复再结晶, 晶粒取向均匀。Σ3 晶界达到 35.2%, 大角晶界达到 64.4%。Σ3 晶界的形成与面心立方结构的 Cu 及 Cu 合金的层错能较低有关, 在晶界迁移过程中, 原子排列进入新的晶格体系形成整层的错排引起自由能升高的绝对值较低, 从而允许晶界高速排列过程中形成层错, 促进晶界迁移^[13-14]。Σ3 晶界属于共格晶界, 共格晶界上的原子同属于两个相邻晶粒, 当电子运动时可以避免空位、位错等缺陷造成的电阻率的增加。对于铜合金等功能材料具有特殊的作用, 如图 6(a)所示。但是, 大角晶界增加额外电阻, 如图 6(b)所示, 固溶过程中两

者共同作用, 这也是固溶后合金导电率下降的原因。

2.3 冷轧和时效工艺对合金组织和性能的影响

冷轧作为加工硬化的主要方式, 将固溶后过饱和的固溶体晶粒撕碎或拉长, 细化晶粒的同时使晶体产生大量缺陷, 为时效析出提供良好的析出动力^[7, 15]。图 7 所示为冷轧不同变形量的显微组织, 在 60%冷变

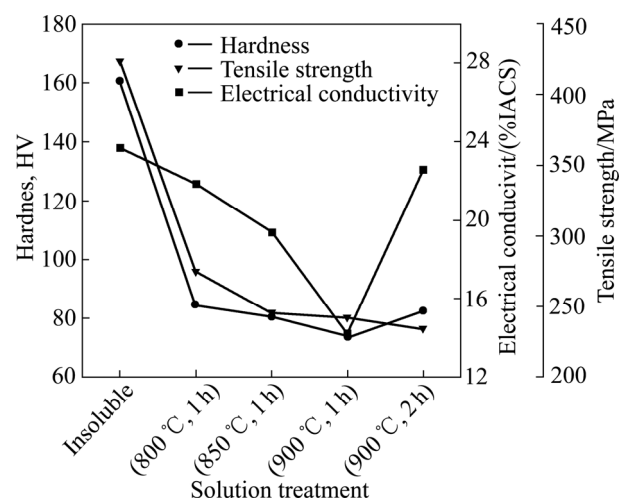


图 4 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金在不同固溶条件下的主要性能变化规律

Fig. 4 Changes of main properties for Cu-3.2Ni-0.75Si alloy under different solid solution conditions

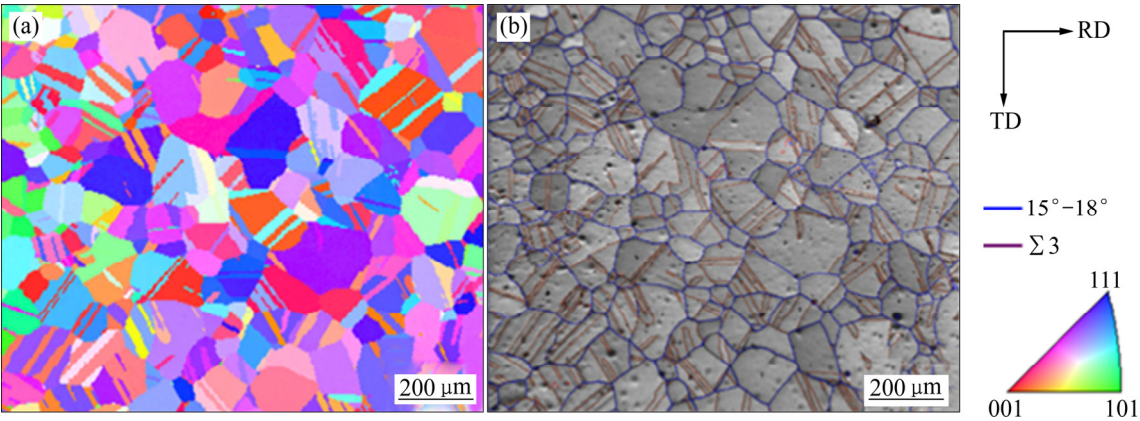


图 5 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金经 900 ℃、1 h 固溶后的晶粒取向分布图

Fig. 5 Distribution of grain orientation of Cu-3.2Ni-0.75Si alloy by 900 ℃, 1 h solution treatment

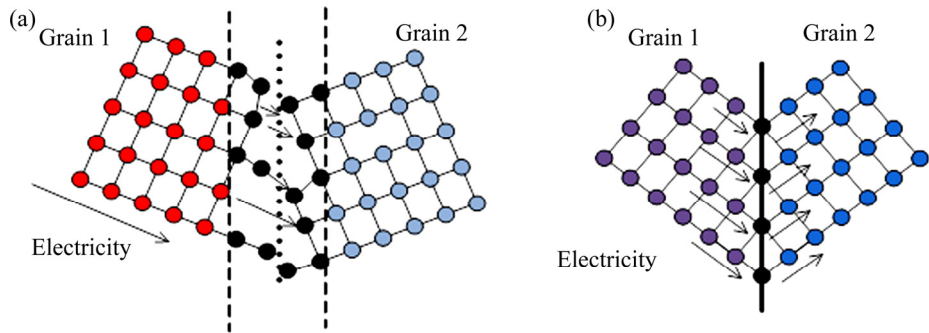


图 6 大角晶界及孪晶对电子的作用示意图

Fig. 6 Schematic diagram of effect of large-angle grain boundary and twin grain boundary on electron: (a) Large angle grain boundary; (b) Twin boundary

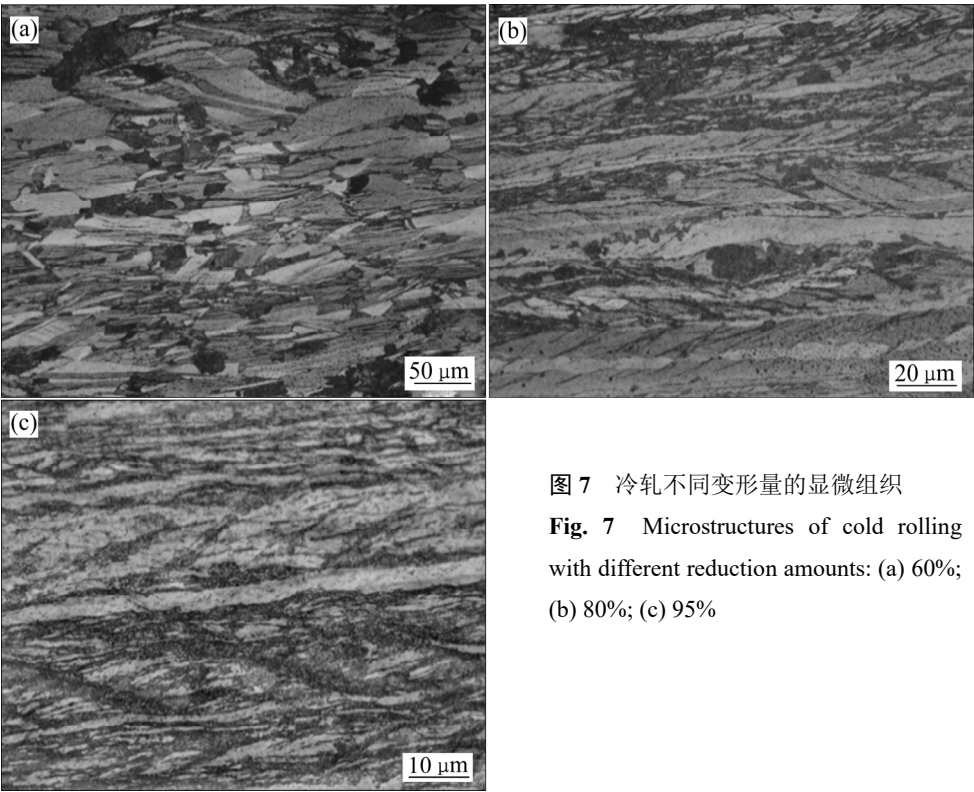


图 7 冷轧不同变形量的显微组织

Fig. 7 Microstructures of cold rolling with different reduction amounts: (a) 60%; (b) 80%; (c) 95%

形后, 晶粒沿轧制方向被拉长呈纤维状, 但纤维粗细不均匀, 且只有部分晶粒发生破碎。增大变形量时, 原始较大的晶粒已基本消除, 晶粒已完全呈纤维状形貌, 同时出现一定量的剪切带组织。当达到 95% 变形量时, 纤维组织变得更窄更均匀, 且部分纤维发生破碎, 这些被破坏的晶粒处即是时效析出的动力点。

冷加工产生的晶体缺陷为时效析出提供核心作用, 促进了析出行为的发生。图 8 所示为冷轧变形量

为 60% 和 80% 时 450 °C、3 h 时效后的 TEM 像。由图 8 可知, 变形量不同, 析出相大小及形貌明显不同。变形量为 60% 时, 析出相大约为 100 nm, 呈棒状, 且大小不均匀, 容易在晶界及位错滑移末端析出; 变形量为 80% 时, 析出相大约为 25 nm, 大多呈椭圆状弥散分布, 由于变形量越大, 晶体缺陷越多, 析出动力就越强且析出点较分散, 所以析出相较 60% 变形时细小、弥散, 合金时效后强化效果越明显, 硬度越高, 如图 9(a)

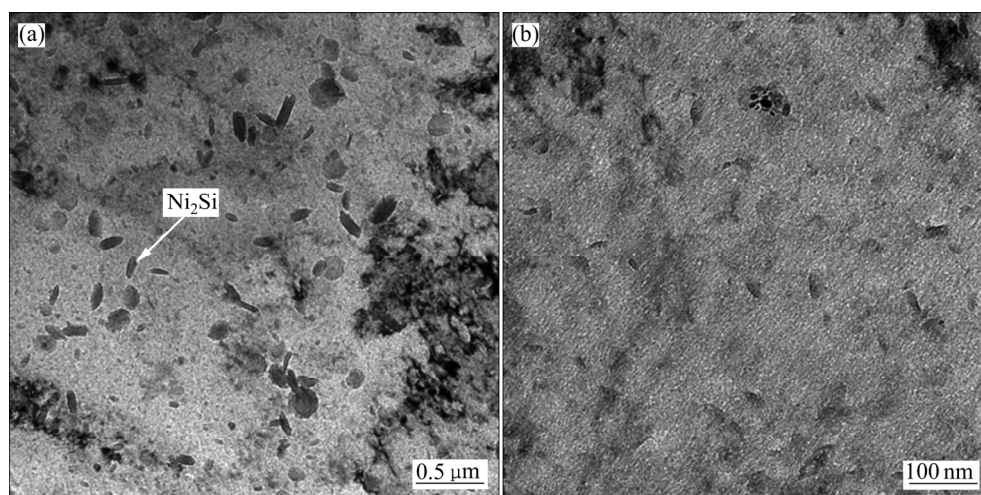


图 8 冷轧 60% 和 80% 经 450 °C、3 h 时效后 TEM 像

Fig. 8 TEM images of cold rolled 60%(a) and 80%(b) after (450 °C, 3 h) aging

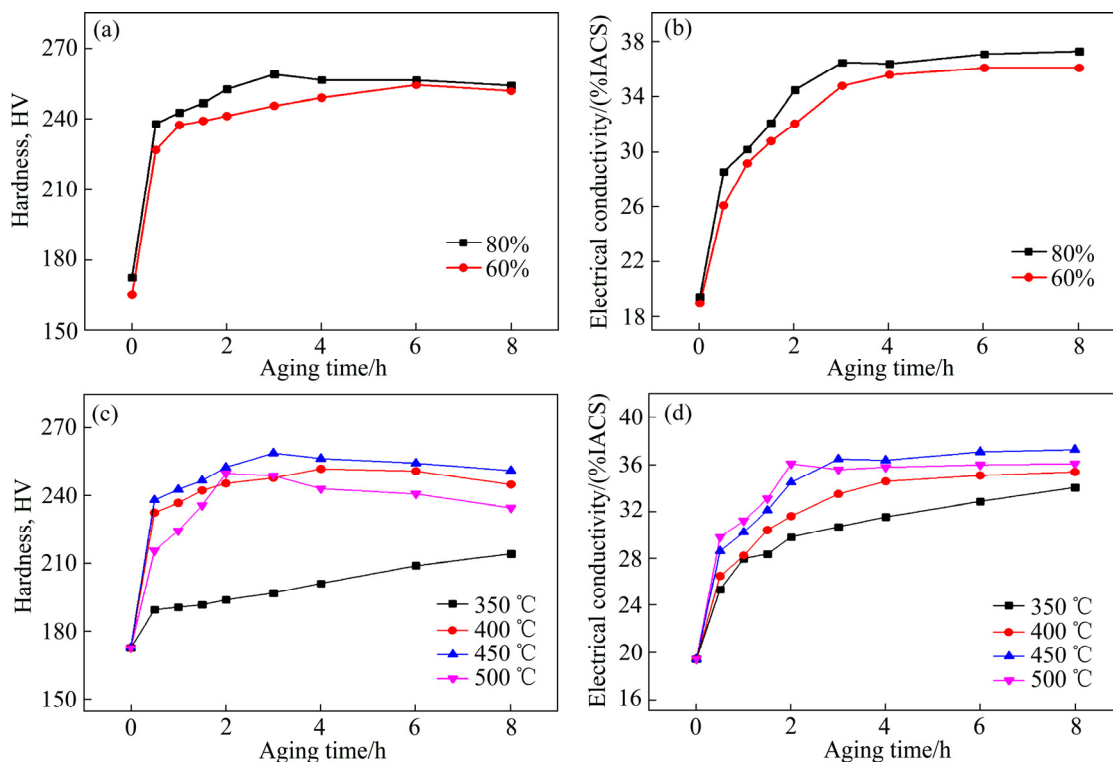


图 9 Cu-3.2Ni-0.75Si 合金硬度和导电率随冷轧和时效工艺的变化曲线

Fig. 9 Changes of hardness and conductivity of Cu-3.2Ni-0.75Si alloy with cold rolling and aging process: (a) hardness & deformation; (b) conductivity & deformation; (c) hardness & aging; (d) conductivity & aging

所示。同时,由于溶入基体的合金元素快速脱溶,净化基体,合金导电率得到有效提升,变形量越大,合金导电率回复越快,回复率越高,所以,变形80%合金在时效过程中导电率一直高于变形60%变形的合金,如图9(b)所示。

时效工艺是平衡合金力学性能和导电率的最直接因素之一。在350~450℃时效过程中,对于同一变形量,时效温度越高,析出动力就越强,硬度和导电率达到峰值的时间越短,如图9(c)和(d)所示。但是,当温度高于450℃时,合金处于过时效状态,其硬度反而降低,合金开始软化。对于同一温度,在时效早期,合金硬度上升较快,从2 h开始上升速率逐渐减缓,峰值过后硬度开始逐渐下降。这主要因为在时效早期,基体与析出相保持一定的共格,基体中有很多点阵畸变的区域,基体过饱和度比较大,第二相析出驱动力比较大,析出速度较快,析出相此时比较细小,呈现弥散分布的状态,并与位错交互作用,使位错运动强烈受阻,合金的力学性能得到了很大的提高^[16]。峰值过后时效时间继续延长,析出相开始长大和聚集粗化,导致其与基体共格关系受到一定程度破坏,晶粒持续长大,恶化了其力学性能。但由于合金元素持续脱溶,基体趋于纯净,电子在基体中流动能力增强,合金导电率逐渐回复,待析出全部完成后,导电率趋于平稳^[17-20]。所以,合金在经过80%冷轧变形和450℃、3 h时效后,可以有效平衡力学性能和导电率的关系,获得最佳的综合性能。

3 结论

1) 合金成分是影响铸态偏析、热轧组织再结晶程度和晶粒取向的关键因素。合金元素含量越高,枝晶偏析越明显,且热轧后再结晶程度越低,晶粒越小,呈明显变形组织,反之亦然;热轧后晶粒择优取向明显,发生部分再结晶,形变产生位错增值,晶格畸变程度增大,导电率明显下降。

2) 固溶后合金发生完全再结晶,晶粒以大角晶界为主,取向均匀,没有明显趋向。随着固溶温度的升高和时间的延长,合金抗拉强度、硬度和导电率均呈下降趋势,完全固溶后导电率降到最低值。合金在900℃、1 h达到最佳固溶效果,Σ3晶界达到35.2%,大角晶界达到64.4%。

3) 冷轧后,晶粒被撕碎、拉长,基体产生大量缺

陷,为时效析出提供核心作用;变形量越大,时效析出动力越强,析出相越细小、弥散分布。时效时,合金元素持续脱溶,净化基体,导电率开始回升;同时析出相阻碍了位错移动,与基体形成共格关系,合金的力学性能得到了很大的提高。

4) Cu-3.2Ni-0.75Si合金经过80%冷轧后,450℃、3 h时效较为有效地平衡了力学性能和导电率,此时合金硬度为259HV,导电率为36.5%IACS。

REFERENCES

- [1] 汪明朴,贾延琳,李周,郭明星. 先进高强导电铜合金[M]. 长沙:中南大学出版社,2015: 91-107.
WANG Ming-pu, JIA Yan-lin, LI Zhou, GUO Ming-xing. Advanced copper alloy with high strength and conductivity[M]. Chang Sha: Central South University Press, 2015: 91-107.
- [2] 谢水生. 高强高导铜合金的研究开发[C]// 第十四届中国有色金属学会材料科学与工程合金加工学术研讨会文集. 2011: 10-13.
XIE Shui-sheng. Research and development of high-strength and high-conductivity copper alloy[C]// Proceedings of the 14th Symposium on Materials Science and Engineering Alloy processing of the Chinese Nonferrous Metals Society. 2011: 10-13.
- [3] 朱承程,马爱斌,江静华,宋丹. 高强高导铜合金的研究现状与发展趋势[J]. 热加工工艺,2013,42(2): 15-16.
ZHU Chen-cheng, MA Ai-bin, JIANG Jin-hua, SONG Dan. Research status and development tendency of high-strength and high-conductivity copper alloy [J]. Hot Working Technology, 2013, 42(2): 15-16.
- [4] 张瑞丰,沈宁福. 快速凝固高强高导铜合金的研究现状及展望[J]. 材料科学与工程,2001,19(1): 143-147.
ZANG Rui-feng, SHENG Ning-Fu. Review and prospect of researches on rapidly solidified high-strength high-conductivity copper alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2001, 19(1): 143-147.
- [5] 张英,陆萌萌,胡艳艳,刘耀,郑少锋. 引线框架用Cu-Ni-Si合金的发展及研究现状[J]. 上海有色金属,2014,35(4): 177-180.
ZHANG Ying, LU Meng-meng, HU Yan-yan, LIU Yao, ZHENG Shao-feng. Development and study of Cu-Ni-Si alloy for lead frame[J]. Shanghai Nonferrous Metals, 2014, 35(4): 177-180.
- [6] CHALON J, GUÉRIN J D, DUBAR L, DUBOIS A, PUCHI-CABRERA E S. Characterization of the hot-working behavior of a Cu-Ni-Si alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 667(14): 77-80.

- [7] 张鑫. 引线框架用Cu-Ni-Si合金制备工艺及性能研究[D]. 赣州: 江西理工大学, 2013: 25-32.
- ZHANG Xin. Preparation technology and properties of Cu-Ni-Si alloy for lead frame[J]. Ganzhou: Jiangxi University of Science and Technology, 2013: 25-32.
- [8] 马鹏. Cu-Ni-Si合金加工工艺与性能的研究[J]. 热处理, 2016, 31(3): 8-10.
- MA Peng. Processing technology and property of Cu-Ni-Si alloy[J]. Heat Treatment, 2016, 31(3): 8-10.
- [9] 柳瑞清, 谢伟滨, 杨胜利, 邱光斌, 王刚. 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): 707-710.
- LIU Rui-qing, XIE Wei-bing, YANG Sheng-li, QIU Guang-bing, WANG Gang. Effect of solid solution treatment on microstructure and properties of Cu-3.2Ni-0.75Si-0.3Zn alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2012, 36(5): 707-710.
- [10] LEI Q, LI Z, WANG J, XIE J M, CHEN X, LI S, GAO Y, LI L. Hot working behavior of a super high strength Cu-Ni-Si alloy [J]. Materials and Design, 2013, 51: 1104-1108.
- [11] QIAN Lei, ZHU Xiao, HU Wei-ping, DERBY B, ZHOU Li. Phase transformation behaviors and properties of a high strength Cu-Ni-Si alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 697(14): 37-47.
- [12] ALTENBERGER I, KUHN H A, GHOLAMI M, GHOLAMI M, MHAEDE M, WAGNER L. Characterization of ultrafine grained Cu-Ni-Si alloys by electron backscatter diffraction[J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2014, 63(1): 1-6.
- [13] 杨泰胜. 引线框架用Cu-Ni-Si-Mg合金的各向异性与织构演变研究[D]. 赣州: 江西理工大学, 2016: 21-38.
- YANG Tai-sheng. Study on anisotropy and Texture evolution of Cu-Ni-Si-Mg alloy for lead frame[D]. Ganzhou: Jiangxi University of Science and Technology, 2016: 21-38.
- [14] 杨平. 电子背散射衍射技术及其应用[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2007: 27-46, 165-177.
- YANG Ping. Electron backscatter diffraction technology and its application[M]. Beijing, Metallurgical Industry Press, 2007: 27-46, 165-177.
- [15] 张毅, 刘平, 田保红, 陈小红, 贾淑果, 任凤章, 龙永强. 时效对Cu-3.2Ni-0.75Si-0.30Zn合金组织和性能的影响[J]. 功能材料, 2007, 6(38): 908-910.
- ZHANG Yi, LIU Ping, TIAN Bao-hong, CHEN Xiao-hong, JIA Shu-guo, REN Feng-zhang, LONG Yong-qiang. Effect of aging on microstructure and properties of Cu-3.2Ni-0.75Si-0.30Zn alloy[J]. Journal of Functional Materials, 2007, 6(38): 908-910.
- [16] 赵冬梅, 董企铭, 刘平, 康布熙, 黄金亮, 田保红, 金志浩. Cu-3.2Ni-0.75Si合金时效早期相变规律及强化机理[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(6): 1167-1170.
- ZAO Dong-Mei, DONG Qi-ming, LIU Ping, KANG Bu-xi, HUANG Jin-liang, TIAN Bao-hong, JIN Zhi-hao. Transformation and strengthening of early stage of aging in Cu-3.2Ni-0.75Si alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(6): 1167-1170.
- [17] 李伟, 刘平, 马凤仓, 刘心宽, 陈小红, 张毅. 时效与冷变形对Cu-Ni-Si合金微观组织和性能的影响[J]. 稀有金属, 2011, 35(3): 331-334.
- LI Wei, LIU Ping, MA Feng-cang, LIU Xin-kuan, CHEN Xiao-hong, ZHANG Yi. Effects of Aging and Cold Deformation on Microstructure and Properties for Cu-Ni-Si alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2011, 35(3): 331-334.
- [18] QIAN Lei, ZHOU Li, YANG Gao, XI Peng, Benjamin Derby. Microstructure and mechanical properties of a high strength Cu-Ni-Si alloy treated by combined aging processes[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 695(25): 2413-2419.
- [19] CHENG J Y, TANG B B, YU F X, SHEN B. Evaluation of nanoscaled precipitates in a Cu-Ni-Si-Cr alloy during aging[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 614(25): 189-194.
- [20] SEMBOSHI S, SATO S, IWASE A, TAKASUGI T. Discontinuous precipitates in age-hardening Cu-Ni-Si alloys[J]. Materials Characterization, 2016, 115: 39-44.

Evolution of structure and property for Cu-Ni-Si alloy based on hot-rolling process

CAO Guang-ming, WANG Zhi-guo, LI Cheng-gang, JIA Fei, ZHANG Yuan-xiang

(State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: Using SEM, TEM, OM and microhardness tester, the evolution of microstructure, grain orientation, size and precipitated phase of Cu-Ni-Si alloys in hot-rolling process during casting, hot rolling, solid solution, cold rolling and aging were studied. Meanwhile, the effect of microstructure and process state on properties were analyzed. The results show that the key to influence the degree of dendrite segregation and recrystallization is alloy composition. After hot rolling, the preferential orientation of the grain is obvious, and some recrystallization will occur. Meantime, due to the degree of lattice distortion increase, the conductivity decreases obviously. With the increase of solution temperature and the prolongation of time, the tensile strength, microhardness and conductivity of Cu-3.2Ni-0.75Si alloy decrease. The best solution effect is achieved at 900 °C, 1 h, while the $\Sigma 3$ grain boundary reaches 35.2% and the large angle grain boundary reaches 64.4%, and the grain orientation is uniform. After cold rolling, the grains are torn, elongated, and the matrix produces a large number of defects, which provide the core for aging precipitation. The larger for rolling reduction, the stronger the precipitation force, and the finer the precipitated phase, of course, the better the comprehensive performance. The alloy has the best aging effect at 450 °C, 3 h, with hardness of 259HV, and electrical conductivity of 36.5% IACS.

Key words: Cu-Ni-Si alloy; hot rolling; recrystallization; precipitating force; microhardness; electrical conductivity

Foundation item: Project(2017YFB0305002) supported by the National Key Research and Development Program; Project(U1660117) supported by the Joint Foundation of the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2017-03-27; **Accepted date:** 2018-07-25

Corresponding author: CAO Guang-ming; Tel: +86-24-83683530; E-mail: caogm@ral.neu.edu.cn

(编辑 龙怀中)