



# Al 含量对 Cu-Be-Ni 合金组织和性能的影响

王 菲<sup>1,2</sup>, 姜雁斌<sup>1,2</sup>, 张志豪<sup>2,3</sup>

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 北京科技大学 新材料技术研究院, 北京 100083;

3. 北京科技大学 材料先进制备技术教育部重点实验室, 北京 100083)

**摘 要:** 通过添加其他合金元素部分取代 Be, 是低成本高性能铍铜合金的研究热点之一。研究了 0~0.2% Al(质量分数)对 Cu-0.3Be-2.0Ni 合金组织和性能的影响规律及其作用机理。结果表明, 随着 Al 含量的增加, 铸造试样的晶粒尺寸逐渐减小、析出相含量逐渐增大, 当 Al 含量为 0.1%和 0.15%(质量分数)时, 形成晶内针状 Ni<sub>3</sub>Al 析出相, 主要集中分布在树枝晶间区域; 当 Al 含量增加到 0.2%(质量分数)时, 在晶内析出大量针状析出相的同时, 在晶界形成呈链状分布的棒状 Ni<sub>3</sub>Al 析出相。添加 Al 元素提高了试样的弹性模量, Al 含量由 0 增加至 0.2%(质量分数), 试样的弹性模量从 115 GPa 提高到 127 GPa, 提高了 10%, Al 与 Ni 形成的具有高弹性模量的 Ni<sub>3</sub>Al 相是合金弹性模量提高的主要原因。常规时效后含 0.2%Al(质量分数)的 Cu-0.3Be-2.0Ni 合金峰值硬度和导电率分别为 238HV 和 44%IACS; 与不加 Al 的合金硬度(225HV)相比, 硬度提高了 6%, 抗过时效能力有所提高, 导电率下降了 6%IACS。

**关键词:** 铍铜合金; Al 合金化; 显微组织; 固溶时效; 弹性模量

文章编号: 1004-0609(2021)-05-1261-09

中图分类号: TG244

文献标志码: A

**引文格式:**王 菲, 姜雁斌, 张志豪. Al 含量对 Cu-Be-Ni 合金组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(5): 1261-1269. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37791

WANG Fei, JIANG Yan-bin, ZHANG Zhi-hao. Effect of Al content on microstructure and properties of Cu-Be-Ni alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(5): 1261-1269. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37791

作为高强高弹材料, 铍铜合金以高强度(1000~1300 MPa)和约良好的导电性(20%IACS~50%IACS), 在国民经济建设和国防军工领域具有不可替代的地位<sup>[1-3]</sup>。虽然铍铜合金性能优良, 但由于 Be 及其化合物都有剧毒, 在熔炼、铸造等高温环境操作时所形成的烟雾、蒸汽、粉尘对人体有害, 需要特殊的熔铸设备以及完善的排放和净化处理系统, 导致铍铜合金的生产门槛和生产成本较高。因此, 研究和开发具有优良综合性能的无 Be 或低 Be 替代材料有着十分重要的意义<sup>[4-5]</sup>。

目前, 在不降低主要性能指标的前提下, 通过添加 Co、Ni 等合金元素部分取代 Be, 是开发低成

本高性能铍铜的研究热点之一。例如, 王碧文等<sup>[6]</sup>和 TANG 等<sup>[7]</sup>在铍铜合金中加入 Co 元素, 通过时效热处理工艺使铍铜合金硬度有较大的提高。贺双江<sup>[8]</sup>研究了 Ni 含量等对 Cu-0.4Be 合金组织性能的影响规律和作用机理, 发现 Ni 元素可明显促进合金中 NiBe 相的析出, 形成了大量弥散分布的纳米级共格  $\gamma''$ 相和  $\gamma'$ 相, 可显著提高了合金的强度, 并获得了合理的 Ni 含量(2.0%)。赵冬梅等<sup>[9]</sup>等研究了 Cu-Ni-Al 系合金的组织 and 性能, 发现在合金中形成了 Ni<sub>3</sub>Al、NiAl 等强化相, 且弥散分布在铜基体中, 可显著提高铜合金的强度。

相比于 Be 元素, Al 的价格较低廉, 本文在前

**基金项目:** 国家重点研发计划资助项目(2016YFB0301404); 宁波市“科技创新 2025”重大专项(2019B10087)

**收稿日期:** 2020-07-22; **修订日期:** 2021-03-11

**通信作者:** 姜雁斌, 教授, 博士; 电话: 0731-8830264; E-mail: jiangyanbin@tsinghua.org.cn

期关于 Cu-0.4Be-2.0Ni 合金的基础上, 通过添加适量 Al 元素取代部分昂贵的 Be 元素, 研究了 Al 含量对 Cu-0.3Be-2.0Ni-xAl 合金铸造和时效组织、性能的影响及作用机制, 为开发低成本的高强高弹 Cu-Be-Ni-Al 合金提供理论依据和实验参考。

## 1 实验

实验原材料为电解纯 Cu(99.95%)、Cu-3.5%Be 中间合金、电解纯 Ni(99.9%)和电解纯 Al, 采用真空中频感应熔炼炉制备了不同成分、直径均为 100 mm 的圆柱锭坯, 熔炼温度为 1250 °C, 浇注温度为 1200 °C, 合金实测成分见表 1 所示。

将不同 Al 含量的铍铜合金铸锭在 850 °C 保温 30 min 后进行热轧至厚度为 2 mm 的合金带材, 热轧后的板材快速淬火, 然后冷轧至厚度为 1 mm 的带材, 对冷轧带材进行固溶和快速淬火处理, 固溶温度为 950 °C, 固溶时间为 30 min。

在固溶处理后的带材上采用线切割取矩形试样, 分别在 375~500 °C 下进行保温 1 h 的时效处理, 对时效后的试样进行力学性能和导电率的测试及组织观察, 选择合适的时效温度。在合适的温度下保温不同时间进行时效处理, 保温时间为 10 min~8 h。测试不同 Al 含量铍铜合金时效后试样的屈服强度、抗拉强度和导电率。

在 HV-5 维氏硬度试验机上进行硬度试验, 其载荷为 0.49 N, 保持时间为 15 s, 在每个试样不同位置测试 5 个硬度值, 取其平均值。采用数字涡流金属导电仪在 20 °C 下测量每个试样的导电率, 测试 5 次并取其平均值。

从铸锭切取规格为  $d$  3 mm×30 mm 的圆形拉伸试样, 试样在 AG-250KINS 拉伸试验机进行力学

性能及弹性模量测试, 每种状态测试 3 个试样并取其平均值。

## 2 结果与讨论

### 2.1 Cu-0.4Be 与 Cu-0.3Be-2.0Ni 性能的比较

前期工作研究了 Ni 含量等对 Cu-0.4Be 合金组织性能的影响规律和作用机理, 获得了合理的 Ni 含量(2.0%)<sup>[8]</sup>。在此基础上, 减少合金中 Be 的含量至 0.2%, 其性能如表 2 所示。

由表 2 可知, Cu-0.3Be-2.0Ni 合金峰值时效的硬度为 225HV, 比 Cu-0.4Be 合金峰值时效的硬度(115HV)提高了 48%, 而比 Cu-0.4Be-2.0Ni 合金的硬度(331HV)降低了 30%。Cu-0.3Be-2.0Ni 合金的导电率达到了 50%IACS, 高于 Cu-0.4Be 合金导电率(44%IACS)和 Cu-0.4Be-2.0Ni 合金导电率(40%IACS)。

与 Cu-0.4Be 合金相比, Cu-0.3Be-2.0Ni 合金的硬度和导电率均有明显提高, 但与 Cu-0.4Be-2.0Ni 合金相比硬度较低。为了进一步提高 Cu-0.3Be-2.0Ni 合金的强度和导电率, 本文作者通过在降低 Be 含量的基础上向 Cu-0.3Be-2.0Ni 合金中添加适量 Al 元素, 来获得所需性能。

### 2.2 Al 含量对 Cu-0.3Be-2.0Ni-xAl 合金铸态组织与性能的影响

图 1 和 2 所示分别为不同 Al 含量铍铜合金铸造试样的金相组织和 SEM 像。从图中可以看出, 合金铸态组织均为发达的枝晶组织, 枝晶组织随着 Al 含量的增加而变得更发达。当 Al 含量为 0(无 Al 添加)时, 铸态枝晶较为细小, 晶粒尺寸较大, 约为 2600 μm(见图 1(a)), 枝晶偏析不均匀, 枝晶长度较短, 形成了不均匀的晶内针状析出相(见图 1(b)和图

表 1 铍铜合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of beryllium copper alloy

Sample	Mass fraction/%						
	Al	Be	Fe	Ni	Pb	Si	Cu
Cu-0.3Be-2.0Ni	0	0.30	<0.01	2.24	<0.01	<0.025	Bal.
Cu-0.3Be-2.0Ni-0.1Al	0.10	0.28	<0.01	2.26	<0.01	<0.025	Bal.
Cu-0.3Be-2.0Ni-0.15Al	0.15	0.33	<0.01	2.22	<0.01	<0.025	Bal.
Cu-0.3Be-2.0Ni-0.2Al	0.20	0.30	<0.01	2.22	<0.01	<0.025	Bal.

表 2 三种合金在峰值时效时力学性能的比较

Table 2 Comparisons of mechanical property of three alloys after peak aging

Sample	Hardness, HV	Electrical conductivity/ %IACS
Cu-0.4Be	115	44
Cu-0.4Be-2.0Ni	331	40
Cu-0.3Be-2.0Ni	225	50

2(a)。当 Al 含量为 0.1% 时, 合金中晶粒尺寸减小, 约为  $1300\ \mu\text{m}$ (见图 1(c)), 枝晶组织更为发达, 枝晶长度增大, 析出相增多, 在晶内析出了大量针状析出相, 另外在晶界处有少量较细的析出相(见图 1(d)和图 2(b))。当 Al 含量为 0.15% 时, 合金的晶粒继续细化, 晶粒形状趋于长条状, 约为  $1200\ \mu\text{m}$ (见图 1(e)), 枝晶长度进一步增加, 析出相在晶内分布密

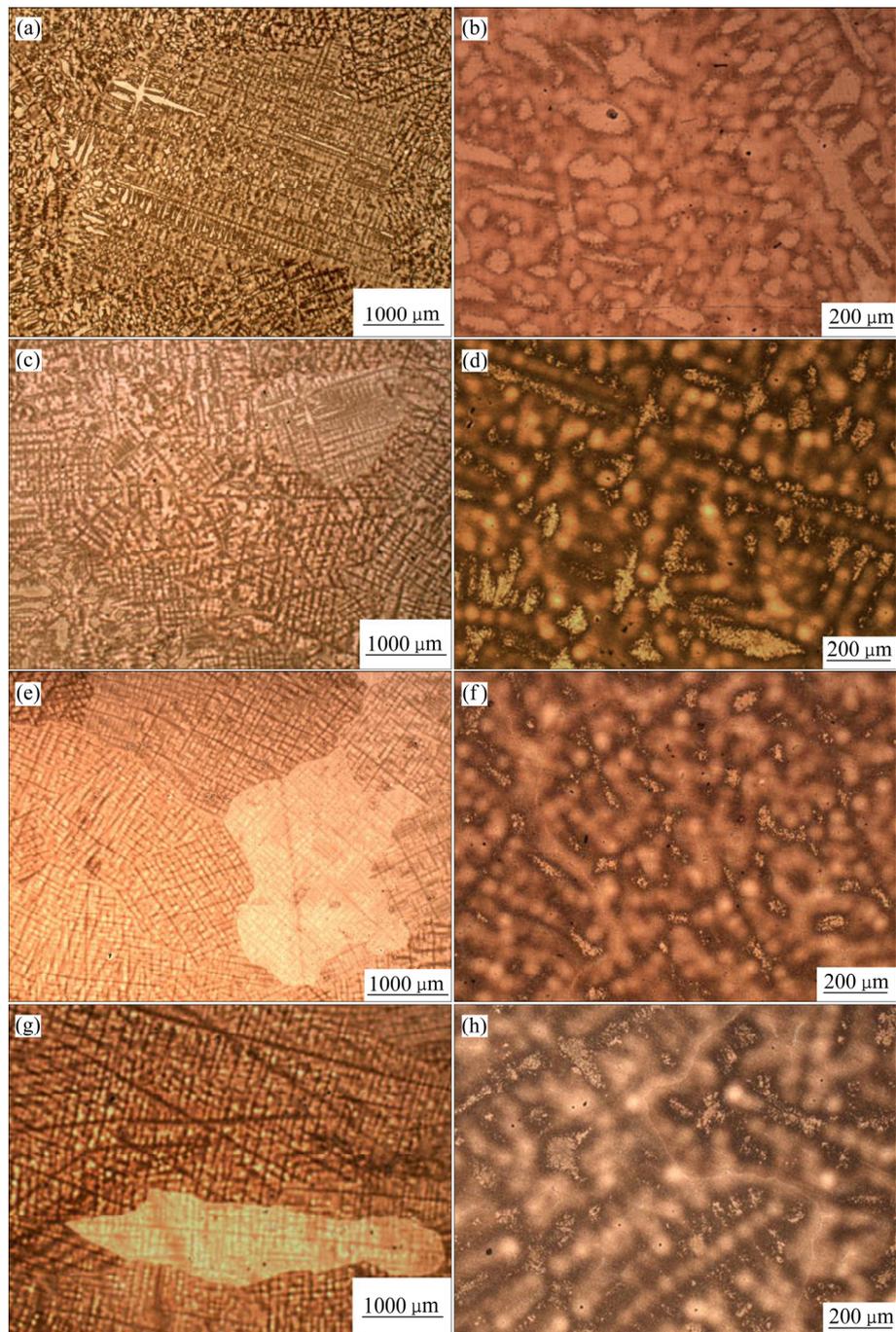


图 1 不同 Al 含量铍铜合金铸造试样的金相组织

Fig. 1 Metallographic structures of beryllium copper alloy cast samples with different Al contents: (a), (b) Cu-0.3Be-2.0Ni; (c), (d) Cu-0.3Be-2.0Ni-0.1Al; (e), (f) Cu-0.3Be-2.0Ni-0.15Al; (g), (h) Cu-0.3Be-2.0Ni-0.2Al

集, 在晶界处有少量细棒状析出相(见图 1(f)和 2(c))。当 Al 含量为 0.2%时, 合金的晶粒进一步细化, 晶粒变窄变长且呈长条状, 约为 840  $\mu\text{m}$ (见图 1(g))。枝晶长度明显增加, 析出相的长度增大, 在晶内形成的针状析出相数量也增多, 另外在晶界形成了呈链状断续分布的棒状析出相(见图 1(h)和图 2(d))。

采用能谱(EDS)对 Al 含量为 0、0.1%、0.15% 和 0.2%的合金的基体和析出相成分进行分析, 结果如表 3 所示。由表 3 可以看出, 析出相中的 Ni、Al 含量高于铜基体的, 表明析出相为富 Ni 和富 Al

的物质。值得说明的是, 由于 Be 原子较轻(序数为 4), SEM 条件下的能谱(EDS)分析很难准确获得合金中 Be 的成分信息, 因此本文并未列出合金中 Be 元素的含量。

图 3 所示为不同 Al 含量铍铜合金铸造试样的 XRD 谱。由图 3 可以看出, 当 Al 含量为 0 时, 合金 XRD 衍射图中出现 Cu 峰, 合金中除了出现较强的  $\text{Be}_{21}\text{Ni}_5$  相衍射峰外, 还出现了 BeNi 相的衍射峰, 说明合金中形成了  $\text{Be}_{21}\text{Ni}_5$  相和 BeNi 相。随着 Al 含量的增加,  $\text{Be}_{21}\text{Ni}_5$  和 BeNi 相的衍射峰强度逐渐减弱。当 Al 含量为 0.1%时, 合金中除了出现较强

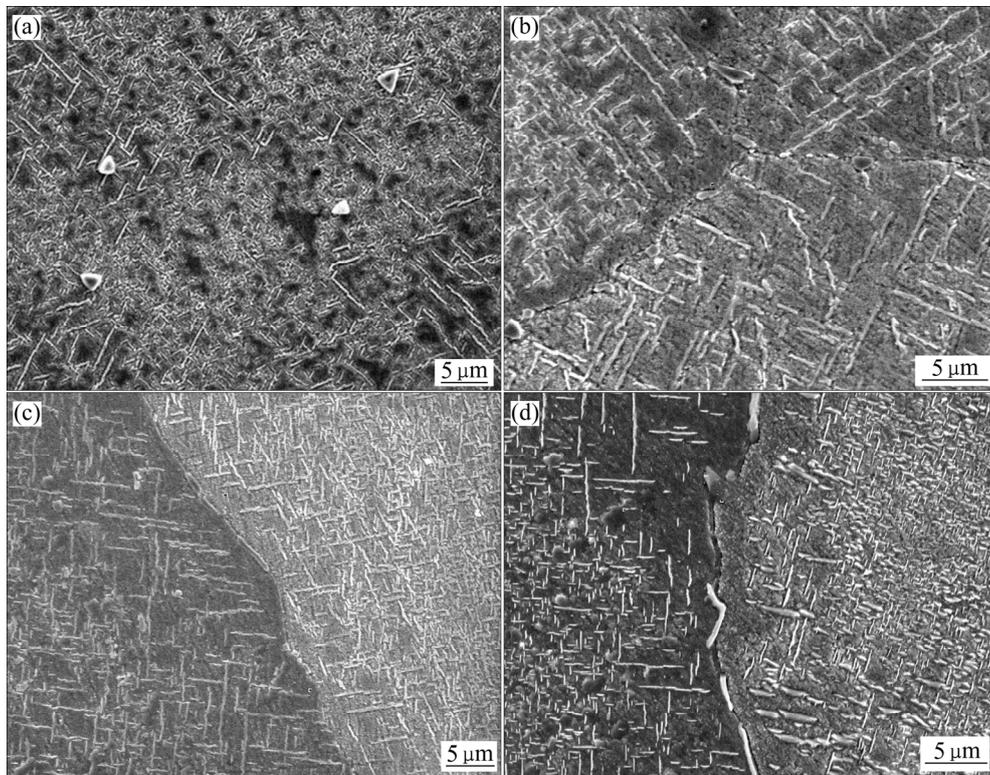


图 2 不同 Al 含量铍铜合金铸造试样组织的 SEM 像

Fig. 2 SEM images of microstructures of beryllium copper alloy cast samples with different Al contents: (a) Cu-0.3Be-2.0Ni; (b) Cu-0.3Be-2.0Ni-0.1Al; (c) Cu-0.3Be-2.0Ni-0.15Al; (d) Cu-0.3Be-2.0Ni-0.2Al

表 3 铍铜合金铸造试样基体与析出相中 Ni 和 Cu 的含量

Table 3 Contents of Ni and Cu in matrix and precipitated phase of beryllium copper alloy cast samples

Sample	Mass fraction/%					
	Precipitated phase			Cu matrix		
	Ni	Cu	Al	Ni	Cu	Al
Cu-0.3Be-2.0Ni	59.27	40.73	0.00	2.16	97.84	0.00
Cu-0.3Be-2.0Ni-0.1Al	58.62	41.20	0.18	2.19	97.68	0.13
Cu-0.3Be-2.0Ni-0.15Al	24.07	60.53	15.40	2.19	97.64	0.17
Cu-0.3Be-2.0Ni-0.2Al	49.83	40.66	9.51	4.10	95.68	0.21

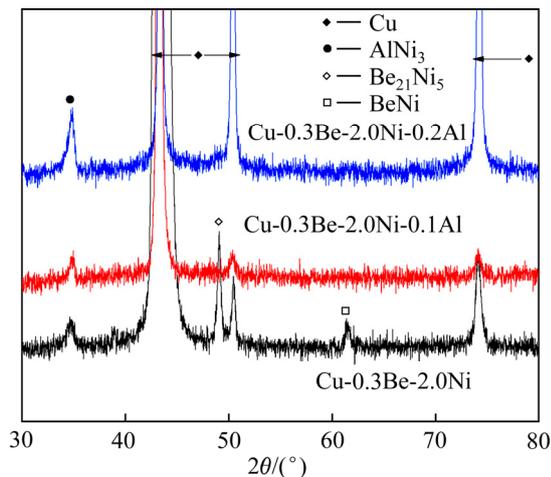


图 3 不同 Al 含量铍铜合金铸造试样组织的 XRD 谱  
Fig. 3 XRD patterns of beryllium copper alloy cast samples with different Al contents

的 Cu 峰外, 还出现了  $\text{Ni}_3\text{Al}$  相的衍射峰, 说明合金中形成了  $\text{Ni}_3\text{Al}$  相; 当 Al 含量增大为 0.2% 时, 合金中  $\text{Ni}_3\text{Al}$  相的衍射峰强度增大,  $\text{Ni}_3\text{Al}$  相含量增多, 这与图 1 所示的金相组织分析结果相吻合。

表 4 所列为不同 Al 含量铍铜合金铸态试样的力学性能。从表 4 可以看出, 不含 Al 试样的屈服强度、抗拉强度、弹性模量和断后伸长率分别为 349 MPa、160 MPa、115 GPa 和 18.1%。添加 Al 元素后, 合金的屈服强度、抗拉强度、弹性模量和断后伸长率都有不同程度的提升, 特别是当 Al 含量为 0.2% 时, 试样的弹性模量达到 127 GPa, 比不含 Al 试样提高了 10%。

铍青铜的一个重要应用方向是弹性元件, 因此, 提高弹性模量对于铍青铜而言尤为重要。金属材料的弹性模量取决于其本身的晶体特性, 通常原子尺寸愈小则晶体愈致密, 弹性模量愈大<sup>[10-13]</sup>。合金晶体的致密度与其元素的致密参数  $J$  密切相关, 元素致密参数  $J$  与其原子直径和克原子体积成反比关系, 如果忽略晶型和价电子数的影响, 原子直径

的配位数统一取 12<sup>[14]</sup>, 则有

$$J = \frac{1}{Vd} \quad (1)$$

合金元素加入铜合金固溶体中会造成铜基体的点阵畸变, 从而影响铜合金的弹性模量, 如果合金元素与铜基体原子之间的结合力比基体原子之间的结合力大, 弹性模量会增加<sup>[11]</sup>。如果添加合金元素使铜合金晶格常数或晶胞体积增大, 则会提高铜合金的弹性模量, 反之亦然。表 5 列出了 Cu、Be、Ni、Al 元素致密度参数。从表 5 可以看出, Be 和 Ni 元素的原子直径比 Cu 元素的原子直径小, 其致密度参数比 Cu 原子的大, 向 Cu 基体中添加 Be 和 Ni 元素导致晶胞体积收缩, 有利于提高铜合金的弹性模量。而 Al 元素的原子直径比 Cu 元素的原子直径大, 其致密度参数比 Cu 原子的小, 添加 Al 元素导致铜合金的晶胞体积增大, 使合金的弹性模量降低。但是, 在本文研究的铜合金中 Be 和 Ni 元素含量相同的条件下, 添加 Al 元素使铍铜合金的弹性模量增大, 表明还存在其它重要因素影响铍铜合金的弹性模量。

铜合金的弹性模量除了与其基体原子之间结合力密切相关以外, 还与基体中析出相的性能密切相关, 如果形成的析出相的弹性模量高于铜基体, 则会使铜合金的弹性模量提高。在本文实验条件下, 当添加 Al 元素时, 在铍铜合金中形成了大量  $\text{Ni}_3\text{Al}$  相, 该相是一种具有  $L12$  型晶体结构的长程有序金属间化合物, 其晶格常数  $a=0.3561 \text{ nm}$ , 弹性模量为  $180 \text{ GPa}$ <sup>[15-16]</sup>, 明显高于铜基体的弹性模量 115 GPa, 添加 Al 元素在铜基体中形成大量  $\text{Ni}_3\text{Al}$  相导致铍铜合金弹性模量增大程度大于铜基晶胞体积增大导致合金弹性模量下降程度。因此, 随着 Al 元素含量的增大, 在铜基体中形成的  $\text{Ni}_3\text{Al}$  相数量增多, 导致铍铜合金的弹性模量提高。另外, 形成的  $\text{Ni}_3\text{Al}$  相可有效阻碍铍铜合金铸造凝固过程中

表 4 不同 Al 含量铍铜合金铸态试样的力学性能

Table 4 Mechanical properties of cast specimens of beryllium copper alloy with different Al contents

Sample	Modulus of elasticity/ GPa	Yield strength/ MPa	Tensile strength/ MPa	Elongation/ %
Cu-0.3Be-2.0Ni	115	160	349	18.1
Cu-0.3Be-2.0Ni-0.1Al	121	188	375	20.2
Cu-0.3Be-2.0Ni-0.2Al	127	173	363	19.7

表5 Be、Ni、Cu和Al元素致密度参数<sup>[14]</sup>Table 5 Element density parameter of Be, Ni, Cu and Al elements<sup>[14]</sup>

Element	Atom diameter/nm	Gram atomic volume/(cm <sup>3</sup> ·g <sup>-1</sup> ·atom <sup>-1</sup> )	Density parameter
Be	0.2260	4.96	0.0892
Ni	0.2544	6.64	0.0595
Cu	0.2560	7.11	0.0549
Al	0.2860	9.99	0.0349

铜基体晶粒的长大,使铜基晶粒细化,同时消耗了基体中部分Ni元素,使枝晶细化和成分偏析程度降低,导致合金铸造组织更加细化、均匀,进而提高了铍铜合金的强度和塑性。

### 2.3 Al含量对Cu-0.3Be-2.0Ni-xAl合金时效性能的影响

图4所示为不同Al含量铍铜合金的硬度随时效温度的变化曲线。随着时效温度的增大,不同Al含量铍铜合金的硬度都呈先增大后减小的变化趋势。当Al含量为0时,在时效温度增大至400℃时,合金的时效硬度达到峰值(221HV);当Al含量分别为0.1%、0.2%时,合金的硬度达到峰值所对应的时效温度都为450℃,其硬度峰值分别为230HV和238HV,高于不添加Al含量合金的硬度峰值,表明添加Al元素可提高铍铜合金时效强化作用,Al含量为0.2%时的强化作用最大。

根据以上实验结果,在时效时间为1h的条件下,Al含量为0.1%、0.2%合金均在450℃下的硬度值达到峰值。为了进一步获得合理的铍铜合金时

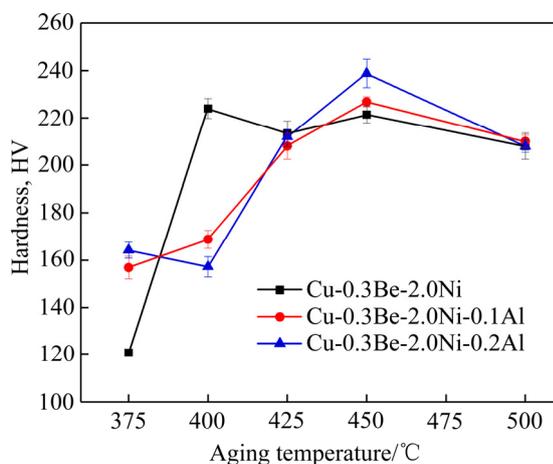


图4 不同Al含量铍铜合金硬度随时效温度变化曲线

Fig. 4 Variation curves of hardness of beryllium-copper alloy with different Al contents

效参数,本文选择450℃为时效温度,保温时间分别为10min、30min、1h、2h、4h、8h、12h、24h,对固溶后不同Al含量的铍铜合金进行时效处理,测量各试样的硬度、导电率,结果如图5和图6所示。

图5所示为不同Al含量铍铜合金在450℃下时效的硬度随保温时间的变化曲线。随着保温时间的延长,不同Al含量合金的硬度呈先快速增大到峰值后下降的变化趋势。不添加Al元素的试样在保温时间240min时达到峰值硬度225HV,随着保温时间的继续延长,其硬度快速下降,当保温时间为720min时,硬度下降到213HV;含0.1%Al的试样在保温时间120min时达到峰值硬度234HV,含0.2%Al的试样在保温时间60min时达到峰值硬度238HV,比不添加Al元素的试样提高了6%,特别是添加Al元素的试样的硬度随着保温时间的延长下降非常缓慢,比如含0.2%Al试样在保温时间24h的硬度仍然保持在232HV,表明添加Al元素可显著提高铍铜合金的抗过时效能力,也有利于铍

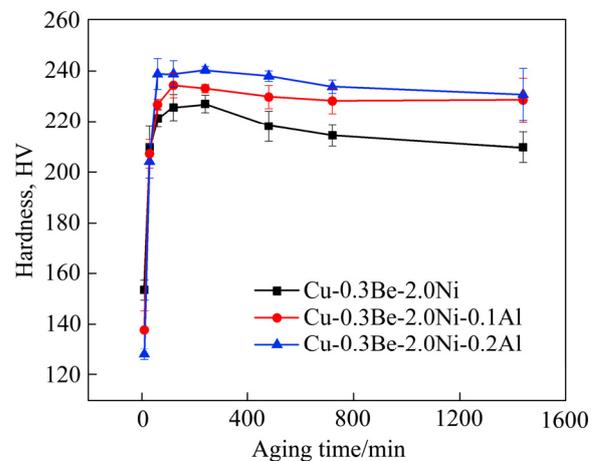


图5 铍铜合金在450℃时效的硬度随时效时间的变化曲线

Fig. 5 Hardness change curves of beryllium-copper alloy after aging at 450°C with aging time

铜合金带材热处理组织性能的稳定性调控。

铍铜合金的硬度与其时效过程中析出的强化相密切相关。不添加 Al 元素的铍铜合金时效过程中主要形成 BeNi 析出相,而添加 Al 元素可使铍铜合金在时效过程中形成较多弥散分布的  $\text{Ni}_3\text{Al}$  和 BeNi 析出相,  $\text{Ni}_3\text{Al}$  和 BeNi 相的协同强化作用比单一 BeNi 相的强化作用大,同时添加 Al 元素的合金形成的强化相数量比不添加 Al 元素合金的多,因此,添加 Al 元素有利于提高铍铜合金的时效强化作用。另外,添加 Al 元素可形成热稳定较好的  $\text{Ni}_3\text{Al}$  相,同时 Al 元素阻碍了 Be 和 Ni 元素在铜基体中的扩散,可有效延缓 BeNi 相的粗化,进而提高了铍铜合金的抗过时效能力。

以 Cu-0.3Be-2.0Ni-0.2Al 合金为例,在时效初期,铜基体中 Al、Be、Ni 元素的固溶程度较大,具有较大的相析出驱动力,使析出相快速析出,且随着保温时间的延长,析出相的数量显著增多,使合金的硬度在时效初期随着保温时间的延长快速增大;当保温时间达到 60 min 时,合金中形成了大量弥散分布的析出相,对位错运动产生显著的阻碍作用,使合金的强度达到峰值。继续延长保温时间,合金中的析出相发生轻微长大和粗化现象,对位错的阻碍作用减小,导致合金的强度略有下降。

图 6 所示为不同 Al 含量铍铜合金在 450 °C 下时效的导电率随保温时间的变化曲线。随着保温时间的延长,不同 Al 含量合金的导电率呈先快速增

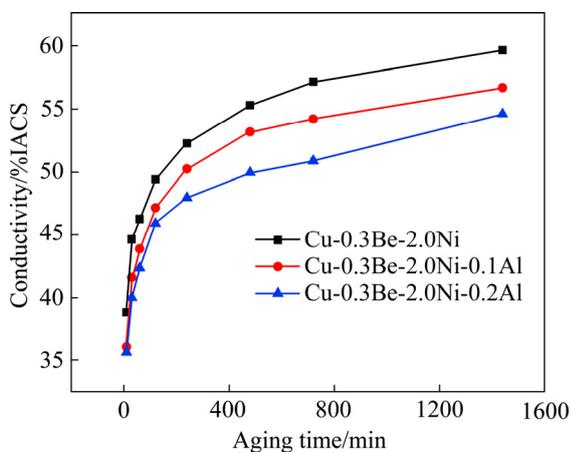


图 6 铍铜合金在 450 °C 时效的导电率随时效时间的变化曲线

Fig. 6 Electrical conductivity change curves of beryllium-copper alloy after aging at 450 °C with aging time

大后缓慢增大的变化趋势。以 Al 含量为 0.2% 的合金为例,其导电率从固溶态的 36%IACS 快速提高到保温时间 120 min 的 46%IACS,继续延长保温时间,导电率增大速率变缓,当保温时间为 12 h 时,其导电率为 51%IACS。另外,随着 Al 含量的增大,合金的导电率下降,导电率都低于不含 Al 的合金。不含 Al、Al 含量为 0.1% 和 0.2% 合金的试样峰值时效所对应的导电率分别为 50%IACS、46%IACS 和 44%IACS,其中含 Al 合金的导电率仍然维持在较高水平,与目前商业应用的高导电铍铜 Cu-0.4Be 的导电率(44%IACS)相当<sup>[17]</sup>。

铍铜合金的导电率与铜基体中合金元素原子的散射有关,铜基体中 Al、Be、Ni 溶质原子的浓度大小是影响其导电率的主要因素,溶质原子浓度越大,对电子的散射作用越强,合金的导电率就越低。时效前合金为过饱和固溶态组织,合金中的 Al、Be 和 Ni 原子浓度较大,导致较大的晶格畸变程度,对电子的散射作用较强,合金的导电率较低。在时效初期,由于 Be-Ni 相、Ni-Al 相快速析出,使合金中的 Al、Be 和 Ni 原子浓度快速降低,导致其导电率快速上升,随着保温时间的延长,合金析出相数量增加缓慢,其导电率增大幅度也较缓慢。另外,向铍铜合金添加 Al 元素虽然可形成 Ni-Al 相的形式析出,但是一部分 Al 元素仍然固溶在铜基体中,导致含 Al 铍铜合金的导电率低于不含 Al 的铍铜合金。

### 3 结论

1) 随着 Al 含量的增加, Cu-0.3Be-2.0Ni 铸态试样的晶粒尺寸逐渐减小,从 2600  $\mu\text{m}$  减至 840  $\mu\text{m}$ ,同时试样中的析出相含量逐渐增大。当 Al 含量为 0.1% 和 0.15% 时,形成晶内针状  $\text{Ni}_3\text{Al}$  析出相,主要集中在树枝晶间区域;当 Al 含量增加到 0.2% 时,在晶内析出大量针状析出相的同时,在晶界形成呈链状分布的棒状的  $\text{Ni}_3\text{Al}$  析出相。

2) 添加 Al 元素可提高 Cu-0.3Be-2.0Ni 合金的弹性模量和铸态试样的屈服强度、抗拉强度和断后伸长率。Al 含量由 0 增加至 0.2%,弹性模量从 115 GPa 提高到 127 GPa,提高了 10%。Al 与 Ni 形成的具有高弹性模量的  $\text{Ni}_3\text{Al}$  相是弹性模量提高的主

要原因。

3) 常规时效后含 0.2%Al 的 Cu-0.3Be-2.0Ni 合金峰值硬度和导电率分别为 238HV 和 44%IACS, 与不加 Al 的合金硬度(225HV)相比, 提高了 6%, 抗过时效能力有所提高, 导电率下降了 6%IACS。在时效处理过程中, 加入的 Al 元素会抑制析出相的长大, 从而提高了抗过时效能力。

## REFERENCES

- [1] 王 伟. 铍铜合金的生产和应用前景分析[J]. 有色金属加工, 2014, 43(2): 9-12.  
WANG Wei. Analysis of production and application prospect of beryllium copper alloy[J]. Nonferrous Metals Processing, 2014, 43(2): 9-12.
- [2] JIANG S H, WANG H, WU Y, et al. Ultrastrong steel via minimal lattice misfit and high-density nanoprecipitation[J]. Nature, 2017, 544(7651): 460-464.
- [3] LEI Q, ZHOU L, YANG G, et al. Microstructure and mechanical properties of a high strength Cu-Ni-Si alloy treated by combined aging processes[J]. J Alloys Compd, 2017, 32(695): 2413-2423.
- [4] 彭丽军, 熊柏青, 解国良, 等. 时效态 C17200 合金的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(6): 25-33.  
PENP Li-jun, XIONG Bai-qing, XIE Guo-liang, et al. Microstructure and properties of aged C17200 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(6): 25-33.
- [5] LIU Y, LI Z, JIANG Y B, et al. The microstructure evolution and properties of a Cu-Cr-Ag alloy during thermal-mechanical treatment[J]. Journal of Materials Research, 2017, 32(7): 1324-1332.
- [6] 王碧文. 中国铜加工短流程工艺现状及发展[J]. 中国有色金属, 2012, 22(3): 34-35.  
WANG Bi-wen. Current situation and development of short process technology for copper processing in China[J]. China Nonferrous Metals, 2012, 22(3): 34-35.
- [7] TANG Y C, ZHU G M, KANG Y L, et al. Effect of microstructure on the fatigue crack growth behavior of Cu-Be-Co-Ni alloy[J]. J Alloys Compd, 2016, 663: 784-795.
- [8] 贺双江. Ni 和 Co 元素对铍铜组织性能的影响及作用机理[D]. 北京: 北京科技大学, 2017.  
HE Shuang-jiang. Effect of Ni and Co elements on microstructure and properties of beryllium copper and its mechanism[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2017.
- [9] 赵冬梅, 董企铭, 刘 平. 高强高导铜合金合金化机理[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(S2): s21-s24.  
ZHAO Dong-mei, DONG Qi-ming, LIU Ping. Alloying mechanism of high strength and high conductivity copper alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(S2): s21-s24.
- [10] 李 周, 肖 柱, 姜雁斌, 等. 高强导电铜合金的成分设计、相变与制备[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(9): 2010-2049.  
LI Zhou, XIAO Zhu, JIANG Yan-bin, et al. Composition design, phase transformation and preparation of high strength conductive copper alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(9): 2010-2049.
- [11] ZHAO Z Q, ZHU X, ZHOU L, et al. Effect of magnesium on microstructure and properties of Cu-Cr alloy[J]. J Alloys Compd, 2018, 7(752): 191-197.
- [12] LI Y P, ZHU X, ZHOU L, et al. Microstructure and properties of a novel Cu-Mg-Ca alloy with high strength and high electrical conductivity[J]. J Alloys Compd, 2017, 23(723): 1162-1170.
- [13] YONG P, CHEN D X, WANG M P, et al. Effects of Zr and (Ni, Si) additions on properties and microstructure of Cu-Cr alloy[J]. J Alloys Compd, 2014, 9(582): 786-792.
- [14] QIAN L, ZHOU L, YANG G, et al. Microstructure and mechanical properties of a high strength Cu-Ni-Si alloy treated by combined aging processes[J]. J Alloys Compd, 2018, 3(752): 191-197.
- [15] CHBIHI A, SAUVAGE X, BLAVETTE D. Atomic scale investigation of Cr precipitation in copper[J]. Acta Materialia, 2012, 60(11): 4575-4585.
- [16] 熊惟皓, 刘锦文. 合金化与形变热处理对铜合金弹性模量的影响[J]. 华中理工大学学报, 1998, 4(26): 19-23.  
XIONG Wei-hao, LIU Jing-wen. Effect of alloying and thermomechanical treatment on elastic modulus of copper alloy[J]. Journal of Huazhong University of Science and Technology, 1998, 4(26): 19-23.
- [17] ZINKLE S J. Evaluation of high strength, high conductivity CuNiBe alloys for fusion energy applications[J]. J Nucl Mater, 2014, 449: 277-288.

## Effect of Al content on microstructure and properties of Cu-Be-Ni alloy

WANG Fei<sup>1,2</sup>, JIANG Yan-bin<sup>1,2,3</sup>, ZHANG Zhi-hao<sup>2,3</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Institute for Advanced Materials and Technology,

University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

3. Key Laboratory for Advanced Materials Processing, Ministry of Education,

University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**Abstract:** Adding other alloying elements for partial replacement of beryllium is one of the research hotspots of low-cost and high-performance beryllium copper. The effects of 0–0.2% Al content on the microstructure and properties of Cu-0.3Be-2.0Ni alloy and its mechanism were studied. The results show that, as the Al content increasing, the grain size of the cast sample decreases and the number of precipitated phase increases. When the Al contents are 0.1% and 0.15%, the needle-like Ni<sub>3</sub>Al phase precipitates inside the grains, which is mainly distributed in the interdendritic area. When the Al content increases to 0.2%, a large number of needle-like phases form inside grains, and a rod-shaped Ni<sub>3</sub>Al phase with a chain distribution forms at grain boundaries. Addition of Al improves the elastic modulus of the alloy. When the Al content increases from 0 to 0.2%, the elastic modulus increases from 115 GPa to 127 GPa, increased by 10%. The Ni<sub>3</sub>Al phase formed by Al and Ni with high elastic modulus is the main reason for the increase of elastic modulus. The peak hardness and electrical conductivity of Cu-0.3Be-2.0 Ni alloy containing 0.2% Al after conventional aging are 238HV and 44%IACS, respectively, whose hardness is increased by 6%, the overaging resistance is improved and the electrical conductivity is decreased by 6%IACS comparing with the alloy without Al .

**Key words:** beryllium copper alloy; aluminium alloying; microstructure; solid solution aging; elastic modulus

**Foundation item:** Project(2016YFB0301404) supported by the National Key Research Development Program of China; Project(2019B10087) supported by Ningbo “Science and Technology Innovation 2025” Major Project, China

**Received date:** 2020-07-22; **Accepted date:** 2021-03-11

**Corresponding author:** JIANG Yan-bin; Tel: +86-731-8830264; E-mail: jiangyanbin@tsinghua.org.cn

(编辑 李艳红)