

文章编号: 1004 - 0609(2004)05 - 0791 - 06

三元 $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_{20}$ 合金的制备及其显微组织^①

曹中秋^{1, 2}, 牛焱¹, 王崇琳¹, 吴维史¹

(1. 中国科学院金属研究所 金属腐蚀与防护国家重点实验室, 沈阳 110016;

2. 沈阳师范大学 化学系, 沈阳 110034)

摘要: 采用机械合金化, 随后在 750 °C、58 MPa 下热压制备了致密的块体纳米晶 $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_{20}$ 合金, 用 X 射线衍射仪、扫描电子显微镜等分析手段对比研究了不同晶粒尺寸的 $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_{20}$ 合金的显微组织。结果表明: 随着球磨时间的延长, 由于晶粒的细化和应变的结果, 衍射峰偏移并有明显的宽化产生, Cr 在 Cu 中的固溶度明显增加, 在球磨 40 h 后, 合金已由双相变成亚稳态的单相。由于机械合金化的粉末处于非平衡态, 其过饱和固溶体随热压和真空退火过程的进行会慢慢分解, 合金由单相变成两相, $\alpha\text{-Cu}$ 和 $\gamma\text{-Cr}$ 两相颗粒均成倍长大, 但仍保持纳米级尺度。扫描电子显微镜(SEM/EDX) 观察表明, 合金致密度很高且显微组织均匀。讨论了晶粒细化对合金显微组织的影响。

关键词: $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_{20}$ 合金; 机械合金化; 晶粒尺寸; 显微组织

中图分类号: TB 383; TF 12

文献标识码: A

Preparation and microstructures of $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_{20}$ alloys

CAO Zhong-qiu^{1, 2}, NIU Yan¹, WANG Chong-lin¹, WU Weirao¹

(1. State Key Laboratory for Corrosion and Protection, Institute of Metal Research,
Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China;

2. Department of Chemistry, Shenyang Normal University, Shenyang 110034, China)

Abstract: The $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_{20}$ bulk alloys have been prepared respectively by arc-melting and hot pressing the mechanically alloyed powders at 750 °C under a normal pressure 58 MPa with much different grain sizes. Their micro-structural characteristics were investigated by X-ray diffraction(XRD), scanning electron microscopy(SEM) and energy-dispersive X-ray microanalysis(EDX). The results show that with the increase of ball milling time, the X-ray diffraction peaks have a deviation and broadening because of fine grain size and internal stress and the solid solubility of Cr in Cu increases evidently. When the powders were milled for 40 h, the alloyed powders have become single solid solution. Because mechanically alloyed powders are in non-equilibrium state, the solvent in a state with certain degree of super-saturation can decompose slowly, finally the alloys have become double-phase from single phase solid solution. The sizes of $\alpha\text{-Cu}$ and $\gamma\text{-Cr}$ phase particles increased but still remained nano-size after hot pressing and annealing in vacuum. The alloy possessed excellent density and showed little oxidation by SEM/EDX analysis. The effect of grain size on alloys microstructure was discussed in detail.

Key words: $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_{20}$ alloy; mechanical alloying; grain size; microstructure

机械合金化(MA)是材料制备的一种新方法^[1-6]。这种方法利用球磨机高速旋转所产生的机械力能使混合粉末不断破裂、变形、冷焊和短程扩

散从而实现合金化, 然后用热压或烧结的方法制备成致密的一定形状的固体, 可以通过控制球磨时间在一定程度上控制晶粒的尺寸。热压时通过互扩散

① 基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50271079)

收稿日期: 2003 - 09 - 01; 修订日期: 2004 - 02 - 20

作者简介: 曹中秋(1965 -), 男, 教授, 博士。

通讯作者: 曹中秋, 教授; 电话: 024 - 23915910; E-mail: caozhongqiu@hotmail.com

和塑性变形消除样品中的孔洞使材料达到致密。由于纳米级粉末处于热力学不平衡状态，晶粒细微，表面积大及内应力高，一经热处理，这种球磨得到的原子级混合粉末便会发生脱溶及晶粒长大。在致密化过程中也易于产生两个问题，一是存在残余空隙度，二是由于升温过程使粉末纳米晶结构破坏，故机械合金化虽然成功地用于制备纳米晶粉末材料，如金属间化合物、亚稳态超固溶粉末等，但用于制备纳米块体材料的报道却相对较少。

铜合金广泛用作真空触头材料并且是潜在的高温阳极材料，如有报道认为添加一定量的镍和铬的铜基合金有可能成为电解铝和碳酸盐燃料电池的阳极材料^[7]，同时铜合金具有独特的氧化性能而经常被选为合金高温氧化行为研究的模型材料^[8]。三元 Cu-Ni-Cr 合金是相对简单但颇有代表性的多元体系，其中 Cu-Cr 系在整个成分范围内几乎不相互溶解，Ni-Cr 系在很大成分范围内互溶，Cu-Ni 系则形成无限固溶体，但 355 °C 以下会发生分解^[9, 10]。可用电弧熔炼方法制备 Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ 合金，得到三相组织，但极不均匀。因此，尝试对机械合金化制备的 Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ 粉末进行热压致密化处理，以制备纳米晶块体材料，并研究其显微组织的稳定性。

1 实验

1.1 样品制备和热处理

铸态 Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ 合金(摩尔分数, %, 以下同, 用 CA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ 表示), 由纯度为 99.99% 的金属原料在氩气保护下, 经非自耗电弧炉反复熔炼并经 800 °C 真空退火 24 h 消除应力而获得, 其晶粒尺寸大小为 50~100 μm。纳米晶 Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ 合金(用 MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ 表示)的制备包括球磨、热压等过程。为使合金的显微组织更为均匀, 先将粒径小于 100 μm 的纯铬粉(≥99.99%, 质量分数)在南京大学产 QR-1SP 行星式球磨机上球磨, 球磨机转速为 120 r/min, 球罐与磨球材质均为 1Cr18Ni9Ti 不锈钢, 球料质量比为 10:1。为防止球磨过程中样品被氧化, 将球罐抽真空后再充入氩气保护。每球磨 1 h, 停机 15 min 以避免过热, 共球磨 20 h, 然后将粒径小于 100 μm 的纯铜, 纯镍(≥99.99%, 质量分数)和球磨后的铬粉按比例混合再按上述方法在球磨机上球磨 40 h。采用真空热压法制备致密的样品, 将磨好的粉末放入 d 20 mm 的石墨模具中, 将模具置于 0.06 Pa 的真空炉中, 并在 750 °C

和 58 MPa 压力下保持 10 min, 然后随炉冷却。热压时所有参数, 如温度、位移以及应变等输入计算机, 以进一步得到应变和致密化曲线, 详见文献[11]。为判断热压致密的样品是否处于亚稳状态, 部分样品在与热压相近的温度下稳定化处理, 即在 800 °C 真空中退火 12 h, 然后随炉冷却。热压和退火的样品经切割后抛光, 再用加 CrO₄ 的浓硫酸腐蚀, 以消除表面的应变层。

1.2 SEM、EDX 和 XRD 分析

采用 Philips XL 热场发射扫描电子显微镜(SEM)观察样品的显微组织, 利用能谱分析仪(EDX)对不同相进行定性和定量分析。

采用日本理学 D/MAX-rA 衍射仪(Cu K_α)测定 X 射线衍射谱, 电压 50 kV, 电流 80 mA, 环境温度 26±2 °C, 按 Bragg 衍射公式计算出晶格常数及每次测定的误差^[11-13]:

$$d_{hkl} = \lambda_{CuK\alpha} / 2\sin\theta \quad (1)$$

$$a = d_{hkl} / (h^2 + k^2 + l^2)^{1/2} \quad (2)$$

$$\Delta a = a \cot \theta \Delta \theta \quad (3)$$

式中 d_{hkl} —(hkl) 之面间距, nm; a —晶格常数, nm; Δa —晶格常数误差, nm。

2 实验结果

2.1 MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ 致密化曲线 块体材料用排水法测得其密度达到理论值的 98.6%。图 1 所示为 MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ 合金的致密化曲线, 由此可见在很短时间内, 即约 2~3 min 就实现了致密化, 仅在样品的周边区域存在少量空洞, 它是

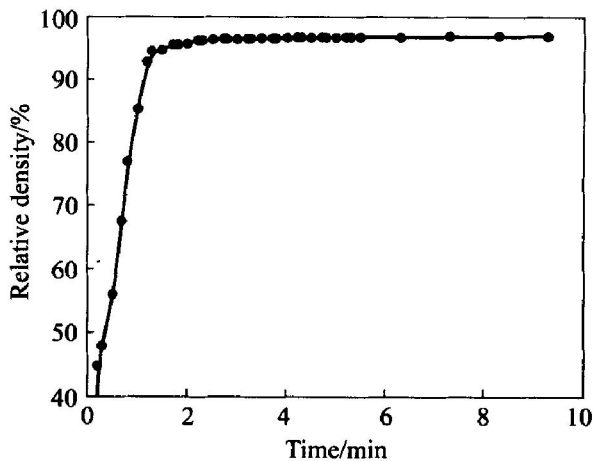


图 1 MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ 合金的等温热压致密化曲线

Fig. 1 Densification curve for isothermal hot pressing MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ alloy

因模壁对粉末运动的阻滞而形成的。由于纳米晶存在大量晶界, 在相对高的温度下呈现粘性, 致使致密化过程能较快实现。用 SEM 观察合金的断面也表明, 仅在合金锭的边缘才可见少许空隙, 合金的致密度很高。

2.2 CA 和 MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀合金的显微组织

图 2 所示为电弧熔炼和机械合金化热压制备的 Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀合金的显微组织。SEM/EDX 面扫描分析表明: CA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀合金的实际成分为 Cu₆₀Ni₂₁Cr₁₉。背散射观察表明: 合金由三相组成, 它们的体积分数在某一范围内发生局部的变化, 其中亮相是富 Cu 贫 Cr 的 α 相, 其组成为 Cu₈₂Ni₁₆-

Cr₂; 暗色相是 β 相, 其组成为 Cu₃₀Ni₃₇Cr₃₃; 而黑色相是富 Cr 的 γ 相, 其组成为 Cu₃Ni₂₃Cr₇₄。合金基体主要是由 α 相组成的; 而 γ 相以单独颗粒形式存在, 有时颗粒集中形成枝状结; β 相也以单独颗粒的形式存在, 有时分散在 α 基体, 有时包围 γ 相颗粒。MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀合金的实际成分为 Cu₅₆Ni₂₁Cr₂₃, 合金由二相组成, 富 Cu 的 α 相基体上弥散地分布着较细小的富 Cr 的 γ 相颗粒, 其中 α 相组成为 Cu₅₀Ni₂₆Cr₂₄, 而 γ 相组成为 Cu₃Ni₁₃Cr₉₄。

2.3 晶粒尺寸和晶格常数的测定结果

图 3、4 所示分别为 MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀的混合

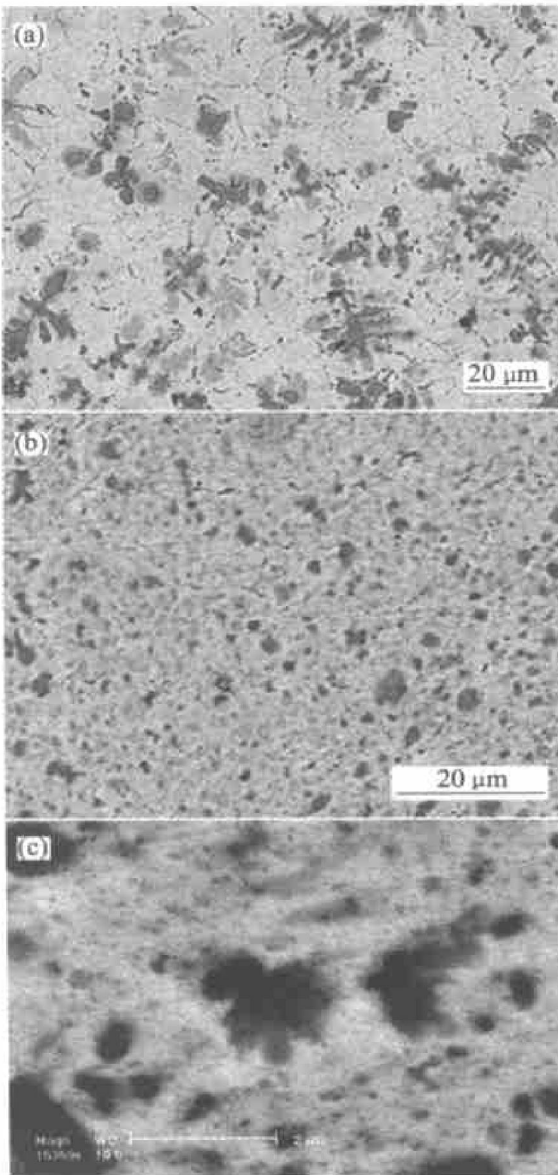


图 2 Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀合金的显微组织(BEI)
Fig. 2 Microstructures of Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ alloys(BEI)
 (a) —CA; (b) —MA; (c) —Enlarged MA

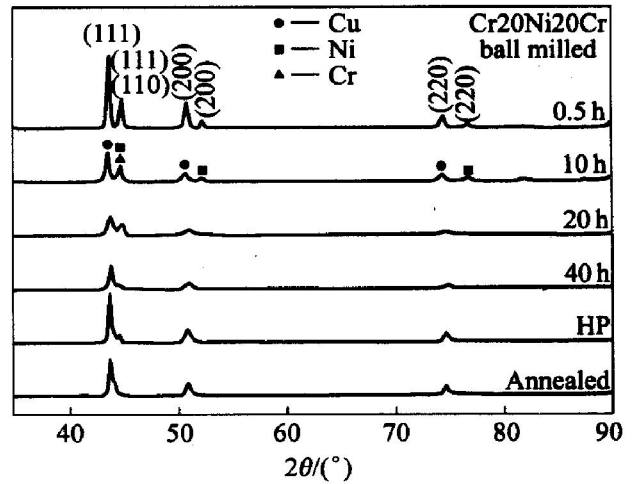


图 3 MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀混合粉末经过球磨和球磨后热压、真空退火的 XRD 谱

Fig. 3 XRD patterns for MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ powder and for hot pressing and annealing

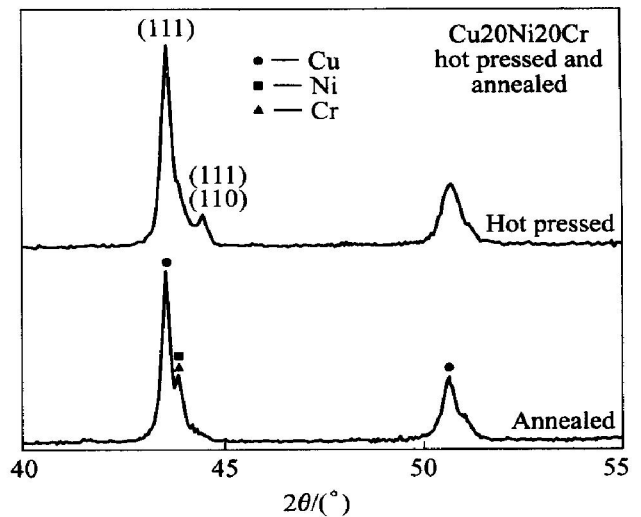


图 4 MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀混合粉末经热压、真空退火的 XRD 放大图

Fig. 4 Enlarged XRD patterns for MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ hot pressed and annealed, respectively

粉末1经过0.5、10、20和40 h球磨后以及球磨后热压、热压后退火12 h的XRD图谱,其中0.5 h球磨粉末可认为是初始状态,即只有混合过程而无固溶过程。从XRD谱线可知,随着球磨时间延长,由于晶粒的细化和应变的结果,衍射峰发生明显宽化,由Scherrer公式计算可知,球磨40 h后的晶粒尺寸约为10 nm,热压后的晶粒尺寸约为40 nm,热压后退火12 h的晶粒尺寸约为80 nm。

用X射线衍射法,按Bragg衍射公式计算出晶格常数及每次测定的误差,XRD实验的扫描步长

为0.02,设 θ 角误差为 0.03° ,即 0.00052 rad ,表1列出了测量结果,表中注明了样品状态、所测的面指数 hkl 、晶格常数平均值、误差 Δa 、极差 R ($a_{\text{mix}} - a_{\text{min}}$)以及晶格常数平均值和Cu的标准晶格常数之差等。

3 讨论

3.1 球磨时间对合金结构的影响

表1 MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀合金不同晶面的晶格常数

Table 1 Lattice parameters of MA Cu₆₀Ni₂₀Cr₂₀ for different diffraction planes

Element	Status	(hkl)	Lattice parameter, a and error, $\Delta a/\text{nm}$	a/nm	$(a - a_M)/\text{nm}$	$\Delta a_{\text{max}}/\text{nm}$
Cu	MA 0.5h	(111)	$0.359\ 934 \pm 0.027\ 032$	0.360 338	- 0.001 162	0.000 706
		(200)	$0.360\ 440 \pm 0.022\ 850$			
		(220)	$0.360\ 640 \pm 0.014\ 254$			
	MA 10h	(111)	$0.361\ 119 \pm 0.027\ 224$	0.361 088	- 0.000 412	0.000 079
		(200)	$0.361\ 104 \pm 0.022\ 945$			
		(220)	$0.361\ 040 \pm 0.013\ 296$			
	MA 20h	(111)	$0.359\ 148 \pm 0.026\ 904$	0.360 144	- 0.001 356	0.001 700
		(200)	$0.360\ 436 \pm 0.022\ 840$			
		(220)	$0.360\ 848 \pm 0.014\ 275$			
	MA 40h	(111)	$0.358\ 758 \pm 0.026\ 841$	0.359 090	- 0.002 410	0.000 642
		(200)	$0.359\ 112 \pm 0.022\ 663$			
		(220)	$0.359\ 400 \pm 0.014\ 178$			
	Hot pressed	(111)	$0.359\ 706 \pm 0.026\ 994$	0.359 969	- 0.001 531	0.000 454
		(200)	$0.360\ 040 \pm 0.022\ 794$			
		(220)	$0.350\ 160 \pm 0.014\ 204$			
	Annealed	(111)	$0.359\ 778 \pm 0.027\ 006$	0.360 137	- 0.001 363	0.000 614
		(200)	$0.360\ 240 \pm 0.022\ 829$			
		(220)	$0.360\ 392 \pm 0.014\ 229$			
Ni	MA 0.5h	(111)	$0.351\ 129 \pm 0.025\ 621$	0.351 510	- 0.000 870	0.001 129
		(200)	$0.351\ 400 \pm 0.021\ 591$			
		(220)	$0.352\ 000 \pm 0.013\ 357$			
	MA 10h	(111)	$0.351\ 876 \pm 0.025\ 739$	0.352 252	- 0.000 128	0.000 684
		(200)	$0.352\ 320 \pm 0.021\ 719$			
		(220)	$0.352\ 560 \pm 0.013\ 441$			
	MA 20h	(111)	$0.351\ 876 \pm 0.025\ 707$	0.351 478	- 0.000 902	0.000 796
		(200)	$0.351\ 080 \pm 0.021\ 547$			
		(220)	$0.358\ 758 \pm 0.026\ 841$			
	MA 40h	(111)	$0.358\ 758 \pm 0.026\ 841$	0.359 090	0.006 708	0.000 642
		(200)	$0.359\ 112 \pm 0.022\ 663$			
		(220)	$0.359\ 400 \pm 0.014\ 128$			
	Hot pressed	(111)	$0.352\ 890 \pm 0.025\ 900$	0.353 870	0.001 490	0.001 959
		(220)	$0.354\ 849 \pm 0.013\ 831$			
		(220)	$0.357\ 712 \pm 0.013\ 956$			
	Annealed	(111)	$0.357\ 669 \pm 0.026\ 666$	0.357 734	0.005 354	0.000 153
		(200)	$0.357\ 822 \pm 0.022\ 486$			
		(220)	$0.357\ 712 \pm 0.013\ 956$			
Cr	MA 0.5h	110	$0.286\ 696 \pm 0.020\ 919$		- 0.001 694	
	MA 10h	110	$0.287\ 306 \pm 0.021\ 016$		- 0.001 084	
	MA 20h	110	$0.287\ 002 \pm 0.020\ 968$		- 0.001 388	
	MA 40h	110	$0.288\ 584 \pm 0.020\ 213$		0.000 194	
	HP	110	$0.288\ 134 \pm 0.021\ 147$		- 0.000 254	
	Annealed	110	$0.292\ 042 \pm 0.021\ 773$		0.003 652	

金属Cu的晶格常数为0.361 500 nm,金属Ni的晶格常数为0.352 380 nm,金属Cr的晶格常数为0.288 390 nm。

近 20 年来, 机械作用力驱动相变的模型得以发展^[14], 并应用到球磨过程中^[16]。形成二元合金所经历的剪切变形和热扩散也通过计算机模拟进行了研究^[15]。证实稳定相的形成取决于机械驱动合金化和扩散控制分解的竞争过程。剪切速率和扩散迁移速率的变化造成两种机制的转变: 1) 当剪切作用占主导时形成合金固溶; 2) 当扩散速率控制时即开始脱溶分解过程, 剪切速率越高, 分解作用随之增加。图 3 所示为在不同球磨时间下机械合金化粉末的 XRD 谱。球磨 0.5 h 的粉末结构, 基本保持原始混合状态。合金为两相, 一相是富 Cu 的 α 相, 另一相是富 Cr 和 Ni 的 γ 相, 富 Cu 的 α 相(111) 面的衍射角(2θ) 为 43.55° , 富 Cr 和 Ni 的 γ 相(110) 面的衍射角(2θ) 为 44.70° 。随着球磨时间延长, 合金粉末引起反复形变, 局域应变的增加引起缺陷密度的增加, 当局域切变带中缺陷密度达到某临界值时, 粗晶内部破碎。球磨初期, 晶粒间取向的角度变化很小。随着球磨时间延长, 小角晶界逐渐被高角晶界取代, 同时晶粒发生偏转^[16]。这个过程不断重复, 在粗晶中形成纳米颗粒, 或粗晶破碎形成单个的纳米粒子, 其中大部分是以前者状态存在。随着球磨时间延长, 由于晶粒的细化和应变的结果, 衍射峰下降、偏移并有明显宽化产生, Cr 在 Cu 中的固溶度明显增加。当球磨 40 h 后, 富 Cu 的 α 相(111) 面的衍射角 2θ 右移 0.15° , 富 Cr 和 Ni 的 γ 相(110) 面的衍射角 2θ 左移 0.32° , 合金已由双相变成近似亚稳态的单相。富 Cu 的 α 相固溶了原子半径较小的 Ni 和 Cr, Ni 和 Cr 取代 Cu 原子后, 晶格常数变小, 而富 Ni 和 Cr 的 γ 相固溶了原子半径较大的 Cu 后, 晶格常数变大。由于机械合金化的粉末处于非平衡态, 其过饱和固溶体随热压过程的进行会慢慢分解, 溶入的原子将脱溶出来, 表现为富 Cu 相(111) 面的衍射角(2θ) 为 43.57° , 接近初始状态, 而富 Cr 和 Ni 相(110) 面的衍射角(2θ) 为 44.47° , 比球磨 40 h 时右移 0.08° , 合金已变成二相(见图 4), 这与 SEM/EDX 背散射观察结果一致。热压后衍射峰又都变锐, 按 Scherrer 公式可估算热压后晶粒长大至 ~ 40 nm。

3.2 合金的显微组织及其稳定性

由于机械合金化的 $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{20}\text{Cr}_{20}$ 粉末处于非平衡状态, 其过饱和固溶体随热压过程的进行应慢慢分解。从图 3 可知, 热压后的合金中富 Cu 相和富 Cr 相的衍射峰都变锐, 且向 2θ 值减少的方向移动。球磨 40 h 的粉末中晶粒尺寸为 10 nm, 热压后

合金晶粒尺寸长大, 但仍保持纳米级尺度(约 40 nm)。这是因为一方面随着温度升高, 合金致密化过程加快, 晶粒长大的速度也变快, 但由于机械合金化过程中引入大量的晶界, 系统的自由能提高, 发生致密化的温度大大降低, 同时压力的增加也使合金的致密化速度加快, 这些都使晶粒长大的速度大大降低; 另一方面由于机械合金化的粉末处于非平衡态, 其过饱和固溶体随热压过程的进行会慢慢分解, 溶入的原子将脱溶出来, 合金已由亚稳态的单相变成双相, 相的析出对晶粒长大也起阻碍作用。

Cu-Cr 合金在整个成分范围内几乎不相互溶解, 如 800°C , Cr 在 Cu 中的溶解度仅为 1.8×10^{-4} mol, 加入 Ni 后, 由于 Cu 和 Ni 形成无限固溶体, 使 Cr 在 Cu-Ni 中的溶解度明显增加^[9], 同时在机械合金化过程中粉末反复发生混合、碰撞, 温度升高, 冷焊与撕裂, 各组元粉末之间发生互扩散可使互不相溶或溶解度较低的合金粉末形成具有一定溶解度或较大溶解度的饱和固溶体。SEM/EDX 分析也表明, Ni 的加入, 使 Cr 在 Cu 中的溶解度明显增加(富 Cu 相中 Cr 的含量为 24%; 富 Cr 相中 Cr 的含量为 94%), 这使纳米晶粉末经热压后, 溶质脱溶量也相对减少, 因此尽管合金中晶界扩散系数较高, 但没有像 Cu-Cr 合金中那样有连续的 Cr 网形成。

3.3 晶格常数的变化

从图 1 可见, 机械合金化球磨 40 h 后形成了 Cu-Ni-Cr 饱和固溶体。由表 1 可以知道, 形成固溶体后, Cu 晶格常数变小, 而 Ni 和 Cr 的晶格常数变大, 说明经球磨过程后, Cu、Ni 和 Cr 都形成了相互间的置换式固溶体, 原子尺寸小的 Ni 或 Cr 取代 Cu 原子形成固溶后, Cu 的晶格常数变小。相反, 尺寸大的 Cu 取代 Ni 形成固溶后, Ni 的晶格常数变大, 而尺寸较大的 Cu 和 Ni 取代 Cr 后, Cr 的晶格常数也变大。Cu-Ni-Cr 粉末合金经热压烧结和退火后, 合金已由亚稳态的单相变成双相结构, 组元间的固溶度下降, Ni 的晶格常数变小, 而 Cu 晶格常数变大。但 Cr 的晶格常数在退火后却与热压后相反, Cr 的晶格常数变大。显然这一结果不能用 Cu 和 Ni 取代式固溶于 Cr 中来解释, 否则 Cr 的晶格常数应该变小。因此, Cr 晶格常数的长大需要进一步的证实。

REFERENCES

- [1] Benjamin J S. Dispersion strengthened superalloys by mechanical alloying [J]. Metall Mater Trans, 1970, 1: 2943.
- [2] Benjamin J S, Volin T E. The mechanism of mechanical alloying [J]. Metall Mater Trans, 1974, 5: 1929.
- [3] Murphy B R, Courtney T H. Synthesis of Cu-NbC nanocomposites by mechanical alloying [J]. Nanostructured Materials, 1994, 4: 365.
- [4] Abe S, Saji S, Hori S. Mechanical alloying of Al-20% Ti mixed powders [J]. J Japan Inst Metals, 1990, 54: 895.
- [5] Zdujic E M, Kobayashi K F, Shingu P H. Mechanical alloying of Al-3% (mole fraction) Mo powders [J]. Zeitschrift fuer Metallkunde, 1990, 81: 380.
- [6] Xu J, Herr U, Klassen T, et al. Formation of supersaturated solid solution in the immiscible Ni-Ag system by mechanical alloying [J]. J Appl Phys, 1996, 79: 3935.
- [7] Beck T R. A non-consumable metals anode for production of aluminum with low-temperature fluoride melts [J]. Light Metals, 1994: 417.
- [8] Haugrud R, Kofstad P. On the high temperature oxidation of Cu-rich Cu-Ni alloys [J]. Oxid Met, 1998, 50: 189.
- [9] Villars P, Prince A, Okamoto H. Hand of Ternary Alloy Phase Diagrams [M]. Ohio: ASM, 1997, 8734.
- [10] WANG Chong-lin, ZHAO Yue, WU Wei-tao, et al. Densification phenomenon of powders by hot pressing [A]. Kosuge K. Proceedings of 2000 Powder Metallurgy World Congress [C]. Kyoto, Japan, 2000. 793.
- [11] Eric A B. Smithells Metals Reference Book, Sixth Edition [M]. Butterworths. 1983, 4-3, Table 4. 1, 14-1, Table 14. 1, 4-26, Table 4. 21, 15-2, Table 15. 1, 22-69, Table 22. 27, 22-189, Table 22. 56.
- [12] 黄胜涛. 固体 X 射线学 [M]. 北京: 高等教育出版社, 1985. 105, 239, 259, 312, 318.
HUAG Sheng-Tao. X-Ray Diffraction of Solid [M]. Beijing: Higher Education Press, 1985. 105, 239, 259, 312, 318.
- [13] Scherra A, Guinier. X-ray Diffraction [M]. San Francisco: Freeman, 1963. 124.
- [14] Martin G. Phase stability under irradiation: Ballistic effects [J]. Phys Rev, 1984, 30: 1424.
- [15] Bellon P, Averbach F S. Nonequilibrium roughening of interfaces in crystals and shear: application to ball milling [J]. Phys Rev Lett, 1995, 74: 1819.
- [16] Koch C C. Synthesis of nanostructured materials by mechanical milling: problems and opportunities [J]. Nano Mater, 1997, 9: 13.

(编辑 彭超群)