

紧耦合雾化制备 $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ 非晶粉末及其表征分析

王晓明¹, 朱 胜¹, 杨柏俊², 赵 阳¹, 张 焱¹

(1. 装甲兵工程学院 装备再制造技术国防科技重点实验室, 北京 100072)

(2. 中国科学院金属研究所 沈阳材料科学国家联合实验室, 辽宁 沈阳 110016)

摘 要: 利用扫描电子显微镜、X 射线衍射仪、X 射线光电子能谱分析仪、粒度分析仪、差示扫描热量仪和显微硬度仪对采用紧耦合雾化方法制备的 $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ 非晶合金粉末的微观结构、表面元素、粒径分布、热稳定性以及显微硬度进行了分析。结果表明, 大部分粉末 (约为 80%) 的粒径小于 45 μm , 主要由非晶相和纳米晶化相组成, 其晶化演变过程为非晶 \rightarrow 非晶 + fcc-Al \rightarrow fcc-Al + AlNiY + Al₂Y; 粉末表面存在厚度约为 180.81 nm 的 Al₂O₃ 氧化层, 硬度在 3000 MPa 以上。

关键词: 紧耦合雾化; 非晶粉末; 晶化演变; 显微硬度

中图分类号: TG146.2⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)09-2667-06

铝基非晶态合金作为非晶态合金领域中非常重要的一种体系, 它不仅具有优良的高强度特性, 而且在耐腐蚀、抗磨损方面也表现出突出的性能, 一直受到广泛关注^[1-3]。但由于该体系属于边缘玻璃形成体系 (marginal glass forming system), 比典型的强玻璃形成体系 (如 Pd 基、Zr 基和 Mg 基等) 的玻璃形成能力差, 最大样品临界尺寸达到 1 mm 的合金成分只有报道的 $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ 等 3 种^[4], 难以直接通过铜模浇铸等方法制备出更大的块体非晶材料, 同时铝基非晶态合金普遍存在塑性差等缺点, 极大地限制了其作为结构材料的应用。基于铝基非晶态合金独特的高耐蚀性和耐磨性, 将其作为一种表面防护涂层材料, 用于腐蚀、磨损以及冲蚀破坏环境, 将具有可观的应用价值^[5-7]。

气体雾化技术是生产金属及合金粉末的主要方法^[8]。雾化粉末具有球形度高、粉末粒度可控、氧含量低、生产成本低以及适应多种金属及合金粉末的生产等优点, 已成为高性能及特种合金粉末制备技术的主要发展方向^[9,10]。

1 实 验

将市售高纯金属块材 Al (纯度大于 99.999%), Ni (纯度大于 99.9%), Y (纯度大于 99.9%), Co (纯

度大于 99.5%) 和 La (纯度大于 99.9%) 按照名义成分分配比放入感应熔炼炉的石墨坩埚中。为保证气氛的纯净度, 熔炼室首先抽真空至 10^{-3} Pa, 然后回充入氩气至标准大气压, 接下来再次抽真空至 10^{-3} Pa, 最后回充入氩气即可开始进行熔炼。雾化在应用紧耦合环缝式喷嘴的雾化设备上完成。母合金在真空度为 10^{-2} Pa 的氧化铝坩埚中加热至过热度 ~ 220 $^{\circ}\text{C}$, 接下来熔体经直径为 2.5 mm 的导流管喷出, 雾化气体为氮气, 压力为 2.7 MPa。熔体的流速为 1.2 kg/min。粉末在雾化腔的氮气气氛中冷却至室温, 然后收集起来并在密闭系统中进行粒度分级。通常, 粉末被筛分成粒度 < 25 μm , 25~45 μm , 45~71 μm 和 > 71 μm 4 个不同的范围。根据实际用途要求的不同, 将会对粉末进行更细的筛分^[11]。

采用 Quanta 200 型环境扫描电子显微镜 (SEM) 及其自带的能谱仪 (EDX)、12 kW Rigaku 型 X 射线衍射仪 (XRD) (Cu K α 1, $\lambda=0.154$ 18 nm)、MS-2000 激光粒度仪、X 射线光电子能谱 (XPS)、HXD-1000 型显微硬度仪等对粉末微观结构、表面元素、粒径分布、热稳定性以及显微硬度进行分析。

2 结果与讨论

2.1 粉末粒度和形貌的表征

收稿日期: 2016-09-01

基金项目: 国家自然科学基金 (51205408); 军队计划重点基金 (9140A27030312JB3501)

作者简介: 王晓明, 男, 1978 年生, 博士, 助理研究员, 装甲兵工程学院装备再制造技术国防科技重点实验室, 北京 100072, 电话: 010-66718477, E-mail: uwangxm@162.com

氩气雾化制备的 $Al_{86}Ni_6Y_{4.5}Co_2La_{1.5}$ 合金粉末的粒度分布列于表 1。图 1 所示为累积质量分布与粒度的关系。可以看出大部分粉末（约为 80%）的粒径小于 45 μm ，-25 μm 区间的粉末的质量分数约为总体的 40%。

图 2 为气体雾化法制备的 $Al_{86}Ni_6Y_{4.5}Co_2La_{1.5}$ 合金粉末的 SEM 照片。由图 2a 可以看出粉末颗粒较为均匀，基本上呈球状，表面光洁，有少量的卫星球，具有较好的流动性。卫星球的形成是由于粉末的粒径不同导致其热容不同，粒径小的粉末由于热容较小，冷却速率较高而粒径大的粉末则冷却速率较低^[12]。在气体雾化过程中，当较小的液滴已发生凝固时，大液滴可能还处于液态或半固态^[13]。这些处于凝固状态的小颗粒在碰撞未凝固的大颗粒时有可能镶嵌在大颗粒表面，从而出现所观察到的大颗粒表面粘结了小颗粒的情况。由图 2b 的局部放大图中观察不到任何衬度差别，初步判断粉末表面是较为均匀的金属玻璃结构^[14]。

2.2 粉末粒度对显微结构与相组成的影响

图 3 给出了不同粒度粉末和对应的条带样品的 X 射线衍射谱。由图可知，当粒径小于 25 μm 时，粉末颗粒可呈现非晶态，只在非晶漫散峰上叠加了少量的 fcc-Al 的晶化峰，样品中晶化相的析出较少，表明粉末中同时存在着非晶相和细小的 fcc-Al 相，而条带样品的 XRD 谱线上只有一个对应于完全非晶相的漫散峰。这反映了气体雾化工艺的冷却速率低于熔体旋淬工艺的冷却速率^[14]。25~45 μm 范围的粉末除呈现出较

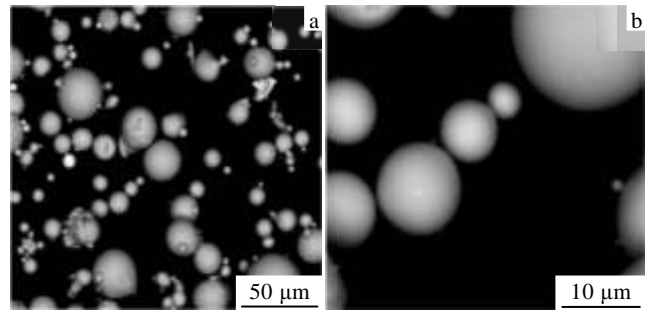


图 2 铝基非晶态合金雾化粉末 SEM 照片

Fig.2 SEM images of the atomized powders of Al-based alloy: (a) full appearance and (b) local appearance

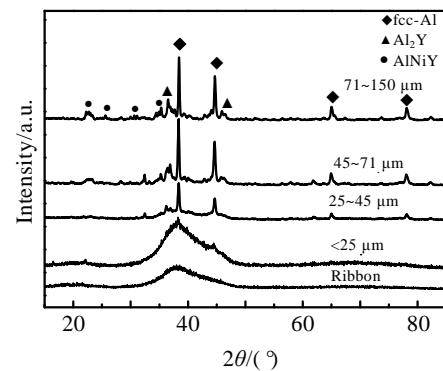


图 3 雾化制备 $Al_{85}Ni_5Y_6Co_2Fe_2$ 粉末及对应条带样品的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of the as-atomized $Al_{85}Ni_5Y_6Co_2Fe_2$ powder and the as-cast ribbon for comparison

表 1 气雾化制备的 $Al_{86}Ni_6Y_{4.5}Co_2La_{1.5}$ 合金粉末粒度分布
Table 1 Particle size distribution of $Al_{86}Ni_6Y_{4.5}Co_2La_{1.5}$ powder prepared by gas atomization

Particle size/ μm	<25	25~45	45~71	>71
Mass fraction/%	39.6	46.8	9.1	4.5

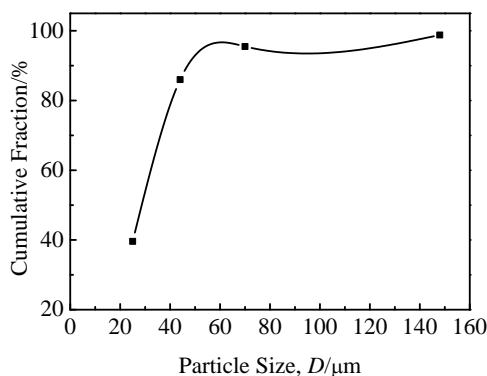


图 1 气雾化制备的 $Al_{86}Ni_6Y_{4.5}Co_2La_{1.5}$ 合金粉末的累积质量分布与粒度的关系

Fig.1 Cumulative mass fraction distribution dependence on the particle size

弱的漫散峰外，还出现对应于 fcc-Al 的衍射峰及微弱的 $AlNiY$ 和 Al_2Y 的衍射峰。45~71 μm 粉末的 XRD 谱线与 25~45 μm 范围极为相似，仅漫散峰稍变窄以及晶化相的衍射峰强度变高。71~150 μm 范围粉末几乎全部发生了晶化。

从 XRD 衍射谱还可以看出，相对于平衡相，fcc-Al 的峰位向小角方向发生了偏移。这个偏移是由于快速凝固形成过饱和固溶体的效应造成的。由于细的粉末的冷却速率最大，所以发生的偏移程度也最大。测得粉末的 fcc-Al 相晶格常数由 <25 μm 粒度的 0.4081 nm 到 71~150 μm 粒度的 0.4061 nm 不等，但都高于平衡态的 0.4055 nm。反映出凝固速率越高，Al 固溶体里的溶质原子的饱和度越高。Al、Ni、Y 元素的 Goldschmidt 原子半径分别为 0.143, 0.125, 0.178 nm，Y 元素的原子半径比 Al 大得多，其它 3 种原子则比 Al 小。由此可知，fcc-Al 晶格常数的增加主要来自于 fcc-Al 相过饱和固溶体中 Y 原子含量的增加^[15]。

图 4 所示为粉末断面的 SEM 照片。在较细的粉末中（图 4a 中约为 $12\ \mu\text{m}$ ）没有明显的衬度，表明这种粒度的粉末为完全非晶结构。透射电镜结果证实 $<20\ \mu\text{m}$ 粒度的粉末为完全非晶相。在较粗的粉末中（图 4b），可以看到大量的花瓣状和针状晶体相。背散射扫描电镜照片中衬度较浅的相富含较重的原子，而衬度较深的相富含较轻的原子（这里为 Al）。EDX 分析结果表明较浅的相为 Al_2Y ，这些相之间衬度较深的小点

为 fcc-Al 相。在图 4c 中，一个粒径为 $35\ \mu\text{m}$ 左右的粉末颗粒镶嵌在一个粒径大于 $100\ \mu\text{m}$ 的粉末中。以上现象可理解为雾化刚发生后，小的液滴已经凝固，而大的液滴仍然处于液态或半固态，它们在雾化气体的紊流涡中猛烈碰撞。小颗粒嵌入了大液滴表面以下，作为异质形核核心它加速了周围液体的凝固。因此，由扫描电镜照片上可以看到嵌入的小颗粒周围布满了辐射状的枝晶。

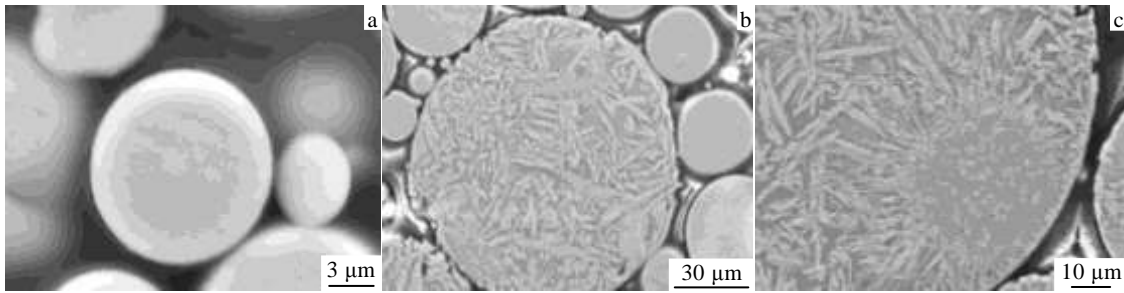


图 4 雾化制备 $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ 粉末断面的扫描电镜背散射电子照片

Fig.4 SEM back-scattered electron images of cross-section of the as-atomized $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ powder: (a) featureless structure in a particle with diameter of about $12\ \mu\text{m}$, (b) crystalline structure in a particle with diameter of about $103\ \mu\text{m}$, and (c) demonstration of a particle with diameter of about $34\ \mu\text{m}$ inlaying in a particle larger than $100\ \mu\text{m}$

2.3 粉末粒度对热稳定性的影响

图 5 所示为粉末与对应条带样品的 DSC 曲线，表 2 列出了一些典型热力学参数。每条曲线都包含 3 个放热峰，所有粒度粉末样品的第一个晶化峰的温度几乎是相同的。 $<25\ \mu\text{m}$ 粒径的过冷液相区 ΔT_x 为 $20\ \text{K}$ 。与甩带样品相比较，所有粒度粉末样品的初晶晶化温度都稍低，这是由于粉末样品在凝固以后经历了更多的弛豫过程。根据 Yang^[16]的研究结果，前两个晶化峰分别是纳米 fcc-Al 由非晶基体的沉淀过程和随后的长大过程。而第 3 个放热峰则是由于某些金属间化合物的形成，如 Al_3Ni 、 Al_2Y 。随着粉末粒径的增大，3 个放热峰中每个峰的积分面积都发生单调递减。由于 $<25\ \mu\text{m}$ 粒径的粉末在雾化凝固过程中只是析出了极少量的 fcc-Al，与甩带样品相比，3 个晶化放热峰的积分面积没有明显的区别。由 XRD 衍射谱上可知， $25\sim 45\ \mu\text{m}$ 粒度范围粉末的 fcc-Al 衍射峰已经明显窄化且强度很高，且出现了 AlNiY 和 Al_2Y 的微弱的衍射峰，DSC 曲线也反映出前 2 个放热峰的积分面积显著减小，而最后 1 个峰只是稍有减小。按照 XRD 衍射谱线， $45\sim 71\ \mu\text{m}$ 粒度范围的粉末含有更多的 fcc-Al、 AlNiY 和 Al_2Y ，因此它的 DSC 曲线更趋于平直，仅含微弱的 fcc-Al 的衍射峰和很浅的金属间化合物的衍射峰。 $71\sim 150\ \mu\text{m}$ 粒度范围的粉末基本上已完全晶化，DSC 曲线呈现出一条直线。

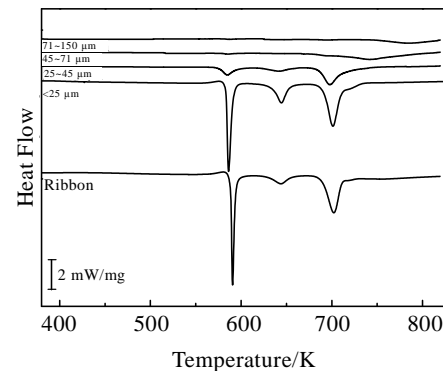


图 5 雾化制备 $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ 粉末及对应条带样品的 DSC 曲线

Fig.5 DSC curves of the gas-atomized $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ powder and the as-cast ribbon

根据以上热分析的结果，可以将 $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ 合金粉末的晶化演变过程总结如下：非晶 \rightarrow 非晶 + fcc-Al \rightarrow fcc-Al + AlNiY + Al_2Y 。其中非晶代表原始的非晶相沉淀出 fcc-Al 后形成的具有不同成分的非晶相。对于相同的合金成分，非晶相的质量分数与加热过程中样品晶化焓的大小成正比。晶体相的体积分数可表示为^[17]：

$$V_f = 1 - \frac{\Delta H_{\text{comp}}}{\Delta H_{\text{amorph}}} \quad (1)$$

公式中 ΔH_{comp} 为完全非晶态样品的热焓值, ΔH_{amorph} 为部分晶化后的样品热焓值。

基于此原理对整个粉末粒度分布范围内的非晶相质量分数进行了粗略的估计, 结果列于表 2。其中百分数的计算以完全非晶带样品的热焓为参照。可以看出, $<25 \mu\text{m}$ 粒径范围的粉末含有约 97.3% 的非晶相。随着粒径的增加, 这个数值急剧下降。

2.4 粉末样品表面层成分分布

在大多数的金属玻璃中氧元素是作为杂质存在的, 它的存在显著降低了非晶合金的形成能力。对于氮元素的作用, 目前还没有清楚的认识, EDX 分析表明氧和氮元素同时存在于合金粉末中, 为此作者结合 XPS 技术对粉末的表面成分分布与氧元素的作用进行了深入分析。在此选用不同的溅射时间如 5, 10, 30, 60 s 等对粉末表面进行处理, 考察成分的均匀性与氧元素的作用深度。

图 6a 是全谱扫描, 主要的谱线有 Al 2p、Y 3d、La 3d、Ni 2p、Co 2p、C 1s、O 1s 等元素。C 元素主

表 2 雾化制备 $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ 粉末 DSC 测量结果的典型热力学参数

Table 2 Characteristic parameters of the DSC measurement results of the $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ powder

Particle size/ μm	T_g / K	T_{x1} / K	T_{p1} / K	T_{x2} / K	T_{p2} / K	T_{x3} / K	T_{p3} / K	ΔH_t / $\text{J}\cdot\text{g}^{-1}$	f_{am} / %
Ribbon	560	585	590	629	643	684	701	156.6	100
<25	558	580	586	633	644	690	702	152.4	97.3
25~45	—	575	584	620	641	692	697	73.7	47.1
45~71	—	579	584	667	697	701	741	48.3	30.8
>71	—	581	586	675	694	737	782	15.0	9.6

Note: T_g is the glass transition temperature; T_{xi} ($i=1\sim3$) refers to the onset temperature of the i th crystallization stage; T_{pi} ($i=1\sim3$) refers to the peak temperature of the i th crystallization stage; ΔH_t is the total enthalpy released for all of phase transitions; f_{am} represents the mass fraction of amorphous phase

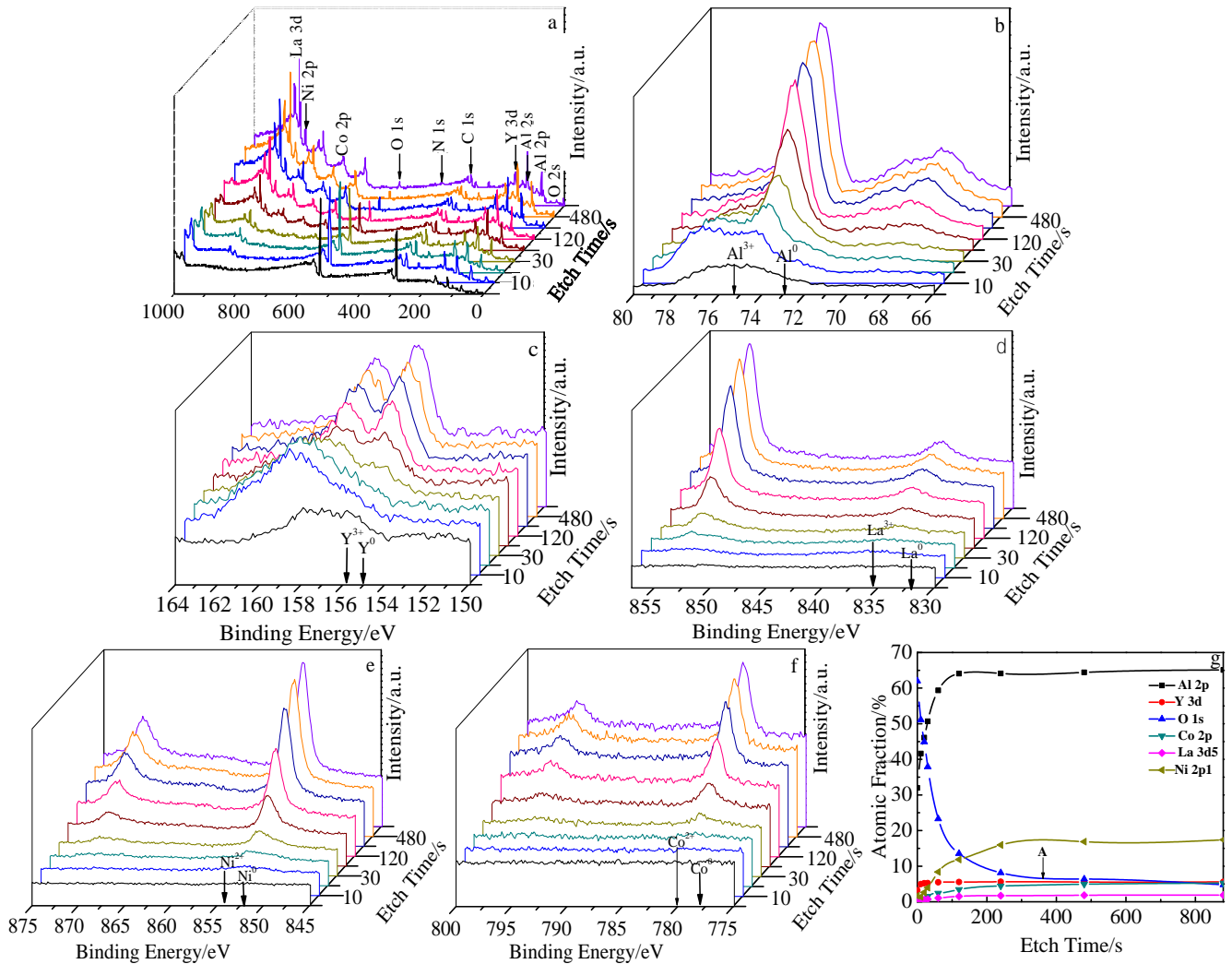


图 6 粉末颗粒的 XPS 谱线

Fig.6 XPS results for the powders: (a) survey spectrum to show the elements; (b~f) spectrum detailing the state of Al, Y, La, Ni, and Co; (g) atomic fraction profile

要来自表面污染物,把 C 1s 对应的结合能 284.6 eV 为基准,用以校正其它元素谱线位置。O 1s 谱线至少包含了彼此交叠的 O-M 和 O-H 谱峰,氧元素主要在粉末颗粒表面以 O-M 和 O-H 键结合。O 2s 谱线强度一般较低。几种结合态的氧含量或分布并不依赖于合金的结构,而更多取决于环境。

图 6b 和 6c 分别展示了 Al、Y 的深度分析谱线。其中, Al 2p 谱峰见图 6b,它至少由两组相互叠加的谱峰构成,即离子态 Al^{3+} 和金属态 Al⁰,分别对应的峰位为 (74.8 ± 0.1) eV 和 (72.6 ± 0.1) eV,其中金属态 Al⁰ 的谱峰比离子态 Al^{3+} 强。从结合能来看,表面层中的离子态 Al^{3+} 可能与 O^{2-} 离子结合。表面内 Al 主要以离子态 Al^{3+} 为主。表明粉末表面的氧化层为 Al_2O_3 。

同时 Y、La 元素也存在跟 Al 相同的现象。(与 Al 同样作分峰拟合处理)。

图 6d~6f 分别展示了 La、Ni 和 Co 的深度分析谱线。可以看到,溅射 30~60 s 后才发现 La^{3+} 、 Ni^{2+} 和 Co^{2+} 的谱线,说明其未富集于表面而是以离子态形式存在于内层。图 6g 为溅射时间与原子分数的关系,在图 6g 中 A 处的 361.62 s 点处, O 1s 原子分数基本达到平衡,认为粉末表面的氧化层被溅射完全。对于铝粉末而言,10 s 约溅射 5 nm,由此推算氧化层的厚度为 180.81 nm。

2.5 粉末的力学行为

采用测量粉末样品断面的显微硬度研究了 $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ 合金粉末的力学行为,结果见图 7。粒径为 22 μm 的粉末为单一非晶相,它的硬度值最高,达到了 3450 MPa。粒径为 30 和 42 μm 的粉末,其结构为非晶基体上弥散析出 fcc-Al 和 AlNiY 相,它们的硬度值分别降低为 3370 和 3030 MPa。由于非晶相的减少和金属间化合物的粗化,硬度值急剧降低至 2000

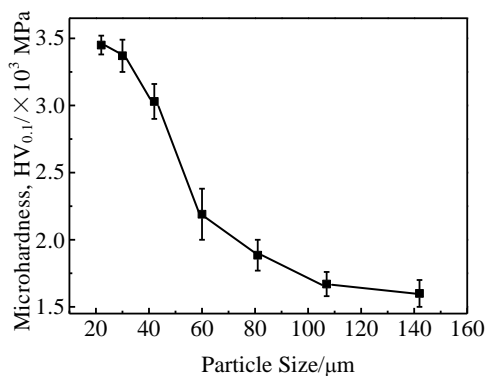


图 7 雾化制备 $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ 粉末的显微硬度 HV 与粉末粒度的关系

Fig.7 Microhardness HV dependence on particle size in the atomized $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ powder

MPa 以下。当粉末粒径为 142 μm 时,显微硬度值仅为 1600 MPa。由此可见,当粉末的粒径增大时,其硬度随之降低,而涂层材料的耐磨性能是与硬度有一定的对应关系的,为了使涂层材料能够保持良好的耐磨性,在粉末的粒度选取时,应尽量采用较小的粒径。

3 结论

1) 利用紧耦合气雾化方法成功制备出了一种高非晶含量的 Al 基非晶粉末。粒径小于 25 μm 粉末的质量分数约为总体的 40%,粒径小于 45 μm 粉末的质量分数约为总体的 80%。

2) 粉末非晶相含量随着粉末粒径的增大而减小,当粉末粒径小于 25 μm 时,粉末非晶相含量大于 97%,而当粉末粒径大于 71 μm 时,则基本上已完全晶化。粉末晶化演变过程为:非晶 \rightarrow 非晶 \rightarrow fcc-Al \rightarrow fcc-Al + AlNiY + Al₂Y。

3) 制备的粉末表面存在的氧化层为 Al_2O_3 ,厚度约为 180.81 nm。当粉末为单一非晶相时,显微硬度最高,为 3450 MPa,随着粉末粒径的增大,金属化合物的不断析出,粉末显微硬度值急剧降低。当粉末粒径为 142 μm 时,显微硬度值仅为 1600 MPa。

参考文献 References

- [1] Lucen A M. *Electrochemical Society Interface*[J], 2008, 155: 234
- [2] Wang Shenghai(王胜海), Yang Chuncheng(杨春成), Bian Xiufang(边秀房). *Materials Review(材料导报)*[J], 2012, 26(1): 88
- [3] Inoue A, kawamura Y, Kimure H M *et al. Materials Science Forum*[J], 2001, 360(2): 129
- [4] Yang B J, Yao J H, Yang H W *et al. Scripta Materialia*[J], 2009, 61(4): 423
- [5] Gauthier B, Eidelman Dr S. *Deposition of Amorphous Aluminum Alloys as a Replacement for Aluminum Cladding*[C]. American: US Army Corrosion Summit, 2009: 1
- [6] Liang Xiubing(梁秀兵), Zhang Zhibin(张志彬), Chen Yongxiong(陈永雄) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2012, 48(3): 289
- [7] Yang B J, Yao J H, Chao Y S *et al. Philos Mag*[J], 2010, 90(23), 3215
- [8] Ouyang Hongwu(欧阳鸿武), Chen Xin(陈欣), Huang Shicheng(黄誓成). *Powder Metallurgy Technology(粉末冶金技术)*[J], 2007, 25(1): 53
- [9] Chen Xin(陈欣), Ouyang Hongwu(欧阳鸿武), Huang Shicheng(黄誓成) *et al. Journal of University of Science and*

- Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2008, 30(1): 35
- [10] He Shiwen(何世文), Liu Yong(刘咏), Guo Sheng(郭晟). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(S1): 353
- [11] Kuang Xiaojun(邝晓君), Liu Min(刘敏), Yin Dengfeng(尹登峰). *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2010, 23(4): 29
- [13] Liu Zuming(刘祖铭), Huang Baiyun(黄伯云), Liu Yong(刘咏). *Journal of Central South University, Science and Technology*(中南大学学报, 自然科学版)[J], 2004, 35(5): 707
- [14] Ouyang Hongwu(欧阳鸿武), Chen Xin(陈欣), Yu Wentao(余文焘). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(6): 866
- [15] Ma C S, Zhang J, Hou W L et al. *Philos Mag*[J], 2008, 88(8), 599
- [16] Yang Baijun(杨柏俊). *Synthesis and Properties of Al-based Bulk Metallic Glasses and Their Nano-composites*[D]. Shenyang: Northeastern University, 2010
- [17] Zeng Jin(曾劲). *Preparation of NiZrXNbAl (X=Ti,Cu) Alloys by Crystallization of Amorphous Phase and Their Mechanical Behaviors*[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2014
- [14] Ouyang Hongwu(欧阳鸿武), Chen Xin(陈欣), Yu Wentao

Preparation of $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ Amorphous Powder by Close-Coupled Gas Atomization and Its Characterization Analysis

Wang Xiaoming¹, Zhu Sheng¹, Yang Baijun², Zhao Yang¹, Zhang Yao¹

(1. National Key Laboratory for Remanufacturing, Academy of Armored Force Engineering, Beijing 100072, China)

(2. Shenyang National Laboratory for Materials Science, Institute of Metal Research,

Chinese Academy of Science, Shenyang 110016, China)

Abstract: The morphology, phase composition, particle size distribution, thermal stability and microhardness of the gas atomized $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ amorphous alloy powder were investigated by scanning electron microscope (SEM), X-ray diffractometry, X-ray Photoelectron Spectroscopy (XPS), particle size analysis, differential scanning calorimetry (DSC), and hardness tester, respectively. The result show that most of the $\text{Al}_{86}\text{Ni}_6\text{Y}_{4.5}\text{Co}_2\text{La}_{1.5}$ amorphous alloy powder is below $45\ \mu\text{m}$ (about 80%), and the powder is consisted of amorphous matrix and nano-crystallization phase. Its crystallization process is amorphous \rightarrow amorphous'+fcc-Al \rightarrow fcc-Al+AlNiY+Al₂Y. There exists a layer of Al₂O₃ oxidation with 180.81 nm in width. The hardness of the powder is beyond 3000 MPa.

Key words: close-coupled gas atomization; amorphous powder; crystallization process; microhardness

Corresponding author: Wang Xiaoming, Ph. D., Assistant Researcher, National Key Laboratory for Remanufacturing, Academy of Armored Force Engineering, Beijing 100072, P. R. China, Tel: 0086-10-66718477, E-mail: uwangxm@162.com