

机械合金化法强化 Cu-10Sn 合金

于 乐, 贾成厂

(北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘 要: 利用高能球磨方法实现 Fe 和 Al 的合金化, 制备出一种 Al 粉扩散于 Fe 基体中的 Fe-Al 固溶粉末。利用该 Fe-Al 固溶粉末弥散强化 Cu-10Sn 合金, 烧结过程中, Fe-Al 固溶粉末转变为 Fe_3Al 金属间化合物。结果表明: 与传统 Cu-10Sn 合金滑动轴承材料相比, 强化后的 Cu-10Sn 合金的硬度、压溃强度和摩擦性能等明显提高; 当 Fe-Al 固溶粉末含量为 3%(质量分数)时, Cu-10Sn 合金的硬度和强度达到最佳, 与基体合金相比分别提高了 57% 和 127%, 摩擦因数从 0.38 降低到 0.27, 磨损量从 0.30%降低到 0.07%。

关键词: 金属间化合物; 机械合金化; 弥散强化; 固溶; 摩擦; 磨损

中图分类号: TG146.1

文献标志码: A

Strengthening of Cu10Sn alloy by mechanical alloying

YU Le, JIA Cheng-chang

(School of Material Science and Engineering, University Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The Fe-Al solid solution powder of Al diffused in the Fe matrix was prepared by high energy ball milling. Alloy of tin-bronze was dispersion strengthened by Fe-Al solid solution powder. Fe-Al solid solution powder changes into Fe_3Al intermetallic during sintering process. The results show that the hardness, crushing strength and friction performance of strengthened alloys are significantly improved, compared with the traditional tin-bronze. The optimum content of the solid-solution powder is 3% (mass fraction), the hardness and strength of alloys are best, which increase by 57% and 127%, respectively, the friction coefficient decreases from 0.38 to 0.27, the wear less decreases from 0.30% to 0.07%.

Key words: intermetallic; mechanical alloying; dispersion strengthening; solid solution; friction; wear

Cu-10Sn 合金作为传统的轴承材料具有优异的力学性能和工艺性能, 在轴承材料中占据着主导地位^[1]。含油自润滑材料的基体组织结构呈多孔状, 润滑油浸入材料之后就使该材料具备了自我润滑的特点^[2]。轴运行时, 润滑油自发从材料的孔隙中渗出并润滑摩擦面; 轴停止运行后, 摩擦面上的润滑油又可被吸入到材料的孔隙中储存起来。因此, 用少量的润滑油就可长时间维持较好的润滑效果。然而, Cu-10Sn 合金具有硬度低、压溃强度小的缺点, 难以胜任大载荷、高温度的工作环境^[3-4]。常用的铜基合金主要由铜、铅、

锡元素组成。其中, 作为轴瓦用铜铅合金, 其平均铅含量高达 24%~30%, 由于铅在生产、电镀过程中的污染以及轴瓦废弃后的二次污染问题, 对环境造成了巨大的危害, 要想在短期内淘汰含铅铜基滑动轴承材料而采用环保型的铝基轴承材料, 仍需要进行大量的研究工作。

机械合金化法^[5-7]是将混合粉末放在高能球磨机中球磨, 利用球磨过程中不断的碰撞, 挤压而反复产生形变、断裂、冷焊和不断的细化^[8-11], 并在这一过程中通过原子扩散等方式在原子量级上形成合金粉末

的一种技术。BENJAMIN^[12]首先用高能球磨的方法成功地制备出氧化物弥散强化合金以来,机械合金化已经成为材料制备技术中的重要方法之一。到目前为止,已成功制备出了弥散强化合金、磁性材料、高温材料、贮氢材料、过饱和固溶体、复合材料、超导材料、非晶、准晶和纳米晶^[12-16]。研究表明^[17-21],几乎所有的合金体系在 高能球磨后都能形成饱和固溶体。

本文作者利用高能球磨机实现 Fe 和 Al 的机械合金化,研究合金化过程中混合粉末的结构变化,并将制得的 Fe-Al 固溶粉末加入到 Cu-10Sn 粉末中,用粉末冶金的方法制备铜基复合材料,利用金属间化合物在铜基体中的弥散强化来提高合金的硬度、强度与摩擦磨损性能。

1 实验

1.1 原材料与试样制备

试验用粉末为北京兴荣源科技有限公司提供,成分及粒度分布如表 1 所列。

表 1 试验用粉末成分、粒度和纯度

Table 1 Ingredient, grain size and purity of powders			
Powder	Particle shape	Particle size/ μm	Purity/%
Cu	Spherical	≤ 48	99.5
Sn	Spherical	≤ 48	99.5
Fe	Spherical	≤ 74	99.5
Al	Sheet	≤ 33	99.5

将化学纯的 Fe 粉、Al 粉按 $n(\text{Fe})/n(\text{Al})$ 以 72/28 混合,采用三维振动式高能球磨方式混粉。高能球磨混粉以不锈钢球为研磨球,研磨球与原料粉的质量比为 100:1,球磨时间分别为 10、20、30、40、50 和 60 min。将混合后得到的 Fe-Al 固溶粉末分别按质量分数为 1%、2%、3%、4% 和 5% 与 $m(\text{Cu})/m(\text{Sn})=9:1$ 的 Cu 和 Sn 混合粉末进行高能球磨混合,球料比为 10:1,球磨时间为 30 min,采用无水乙醇作为过程控制剂。将混合好的粉末浆料在 70℃ 下真空干燥 3 h,得到复合粉末。将复合粉末放入直径 20 mm 的不锈钢模具中,在 300 MPa 压力下压制成圆片状试样,在外径 20 mm、内径 15 mm 模具中于 300 MPa 下压制成圆环状试样,并置于管式烧结炉中分别在 750、800、850、900℃ 下烧结,保温时间为 45 min,升温速度为 10℃/min,冷却方式为随炉冷却,烧结气氛为高纯氮气保护。

1.2 试样性能测试

混合粉末球磨过程中的结构变化在 X 射线衍射仪上测定,测试条件为 Cu K_{α} 辐射,波长 0.154 06 nm,管电压 40 kV,管电流 150 mA,扫描速度 10 (°)/min。采用阿基米德排水原理测量烧结块体的密度并依此计算试样的开孔率;对烧结体进行 SEM 表征;在力学万能实验机上进行圆环试样压溃强度的测试,在布氏硬度计上对烧结圆片试样进行布氏硬度测试,测试条件为加载载荷 1 323 N,载荷时间 30 s,每个试样测 5 点取平均值。摩擦磨损实验在摩擦试验机上进行,磨损量用质量损失率表示,摩擦方式为干滑动摩擦,配摩材料为铬钢,直径 16 mm,摩擦试样尺寸为 $d 30 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$,摩擦条件为转速 200 r/min,载荷 150 N,时间 30 min,温度为室温,空气气氛。

2 结果与分析

2.1 Fe-28Al 混合粉末机械合金化过程中的结构变化

图 1 为不同球磨下时间 Fe-Al 固溶混合粉末的 XRD 谱。原料为 BCC 结构的 $\alpha\text{-Fe}$ 和 FCC 结构的 Al 粉。Al 的(200)、(220)和(222)衍射峰分别与 Fe(110)、(200)和(211)晶面衍射峰重叠,而 Al 的最强峰(111)是单一的,可以作为 Al 特性的表征。从图 1 中可以看出,球磨时间为 0 时,图像为 $\alpha\text{-Fe}$ 和 Al 衍射峰的叠加。随着球磨时间的增加,Al 的衍射峰逐渐减弱;到 60 min 时,Al 的衍射峰已经完全消失。关于 Al 衍射峰的消失主要有两个原因:1) 由于混合粉末中 Al 元素初始含量较低,混合过程中部分固溶于 Fe 中,且球磨过程中的塑性变形使 Al 粉晶粒细化和晶界应变增加,

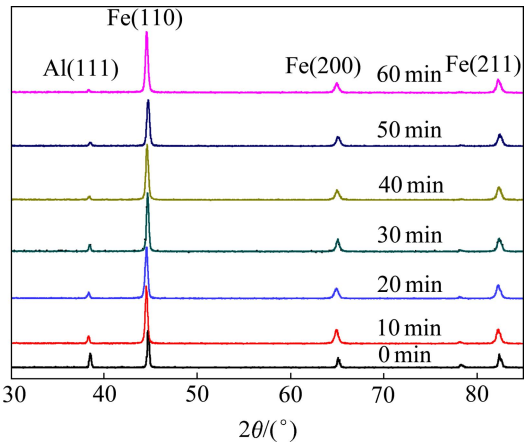


图 1 不同球磨时间后 Fe-28Al 粉末的 XRD 谱
Fig. 1 XRD patterns of Fe-28Al powder after milled for different times

使得衍射峰宽化,峰强降低,导致 Al 的衍射峰消失;
2) XRD 衍射峰强度与元素原子序数成正比,Al 的原子序数小于 Fe 的,衍射强度低,球磨过程中逐渐消失。

采用 Jade5.0 软件分析 XRD 数据发现,随着球磨时间的增加,Fe 的衍射峰(三强线)向左偏移,由布拉格方程可知,相应的晶格常数变大。表 2 中列出了不同球磨时间下 Fe 的衍射峰位置和对应的晶格常数的具体数值。据文献报道,Fe-28Al 粉末具有 α 无序固溶体、B2 有序相和 DO3 有序相 3 种结构。本实验球磨过程中没有出现超点阵衍射峰,因此,没有生产 B2 有序相或 DO3 有序相的金属间化合物,只生产 α 无序固溶体,Al 原子扩散进入 BCC 结构的 Fe 晶包中,导致 Fe 晶包晶格常数增大,相应的衍射峰发生左移。从表 2 中可以看出,随球磨时间的延长,晶格常数由初始时的 0.286 5 nm 增加到 60 min 时的 0.287 1。在随后的过程中,晶格常数和衍射峰位置无明显变化,说明在 60 min 时,机械合金化过程已基本完成。

表 2 不同球磨时间后 Fe-28Al 粉末的 XRD 数据

Table 2 XRD data of Fe-28Al powder under different milling times

Milling time/h	2θ (110)/ (°)	2θ (200)/ (°)	2θ (211)/ (°)	a / nm
0	44.751	65.071	82.352	0.286 5
10	44.771	65.031	82.391	0.286 5
20	44.671	65.091	82.323	0.286 6
30	44.651	64.971	82.352	0.286 6
40	44.591	64.971	82.212	0.286 9
50	44.571	64.891	82.272	0.287 0
60	44.561	64.911	82.272	0.287 1

为进一步研究混合粉末在机械合金化过程中的变化,对混合粉末进行 DSC 分析。图 2 所示为不同球磨时间后粉末的 DSC 结果。由图 2 可看出,未经球磨的混合粉末 DSC 曲线在 500 °C 到 700 °C 范围内出现了 3 个相邻的放热峰,据文献报道粗 Fe-Al 固溶粉末生产固溶体的反应温度为 650 °C 左右,实验结果与此相吻合,在 600 °C 附近的放热峰说明混合粉末在此温度附近发生了固溶反应,Al 元素溶入 Fe 中生成 α -Fe。球磨 60 min 后的混合粉末 DSC 曲线在 100 °C 附近有一个小的吸热峰,在 100~400 °C 范围内,曲线比较平缓,这是因为在球磨过程中粉体产生大量变形,出现严重的晶格畸变,这一点与 XRD 结果所得到的晶格常数变化相一致,在低温范围,吸收能量发生低温回

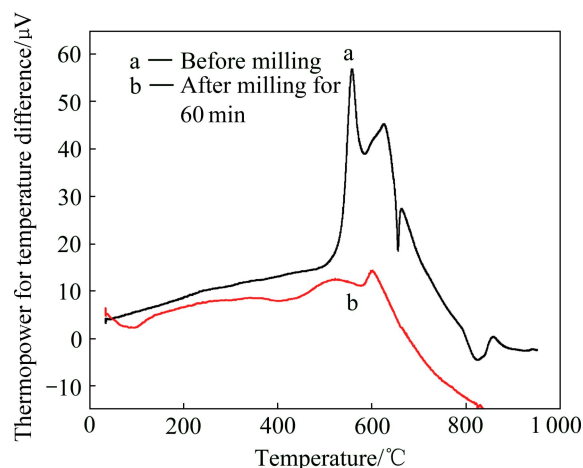


图 2 不同球磨时间下混合粉末的 DTA 结果

Fig. 2 DTA results of mixed powder under different milling times

复,晶格畸变消除,并且在 600 °C 附近的放热峰十分平缓,说明混合粉末经过 60 min 球磨后,绝大部分已经完成了固溶反应,生产了 Fe-Al 固溶体,在加热过程中不再有纯元素的合金化过程,因而没有明显的热效应。

2.2 烧结试样的形貌表征

烧结后试样的组织形貌如图 3 所示。由图 3 可看出,材料基体为典型的 Cu-10Sn 合金的针状组织,颗粒状的第二相均匀分布在晶界处,颗粒大小在 2 μm 以下,基体晶粒大小均匀,形状规则,大多为等轴晶。图 4 所示为烧结后试样的 XRD 谱。由图 4 可看出,通过衍射峰可以判断基体为 Cu_{13.7}Sn,并出现 Fe₃Al 金属间化合物的(200)和(400)晶面衍射峰,说明在烧结过程中 Fe-28Al 粉末发生相变,转变为 DO3 结构的 Fe₃Al 金属间化合物。

2.3 烧结试样的开孔率

将不同含量的 Fe-Al 固溶粉末与 Cu-Sn 粉末混合并压制后在 800 °C 烧结 45 min 后的圆环状试样进行开孔率测试,其结果如图 5 所示。由图 5 可看出,当 Fe-Al 固溶粉末含量为 0 至 5% 时,烧结试样的开孔率维持在 15%~18% 之间,能够满足 Cu-10Sn 合金用作自润滑材料时对含油率的要求。随着 Fe-Al 固溶粉末含量的增加,开孔率呈上升趋势。图 6 所示为 Fe-Al 固溶粉末含量 3% 和 5% (质量分数) 时试样表面的 SEM 像。由图 6 可知,当固溶粉末含量为 5% 时,材料呈现更为密集的孔隙分布。材料中孔隙的来源主要有 3

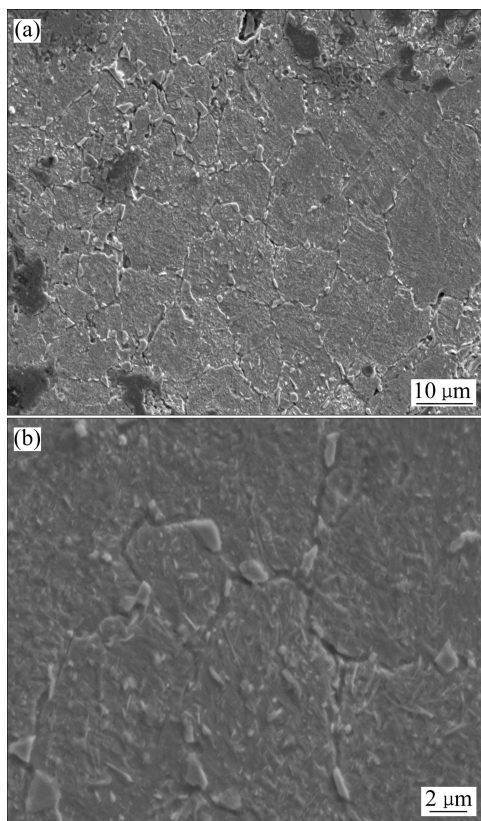


图 3 烧结试样表面的 SEM 像

Fig. 3 SEM images of surface for composite material after sintering

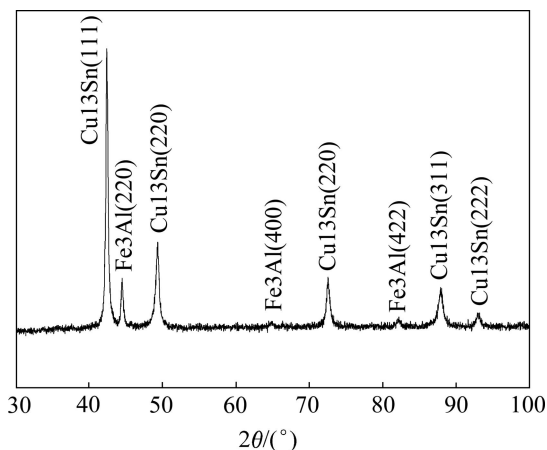


图 4 烧结试样的 XRD 谱

Fig. 4 XRD pattern of composite material after sintering

个方面: 1) 低熔点的 Sn 粉颗粒在烧结过程中, 产生液相并与 Cu 形成合金时所留下的孔隙; 2) 粉末冶金方法烧结颈形成长大机理所特有的烧结不致密性; 3) Fe-Al 固溶粉末烧结时在铜合金晶界处形成弥散颗粒, 由于分散不良而产生团聚, 影响基体晶粒界面结合导致材料致密度下降。

2.4 烧结试样的力学性能

烧结试样的力学性能如图 7 所示。由图 7 可看出, 当 Fe-Al 固溶粉末含量为 0~3% 时, 烧结试样的力学性能随着 Fe-Al 固溶粉末含量的增加而提高。在 Cu-10Sn 合金基体中加入 Fe-Al 固溶粉末有明显的强化效果。当 Fe-Al 固溶粉末含量为 3% 时, 其硬度和压溃强度较 Cu-10Sn 合金的分别提高了 57% 和 127%。材料力学

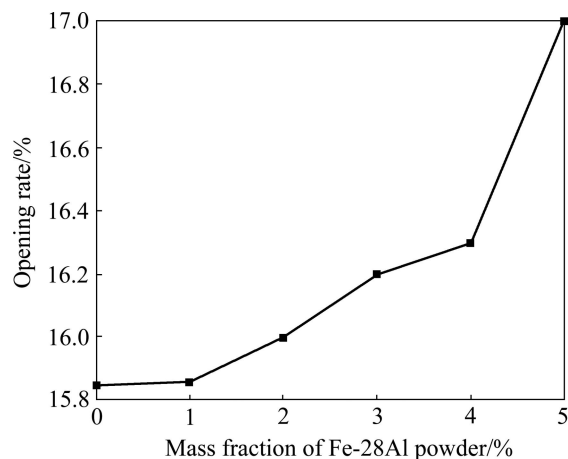


图 5 Fe-28Al 粉末含量对烧结试样开孔率的影响

Fig. 5 Influence of Fe-28Al powder content on opening rate of composite material

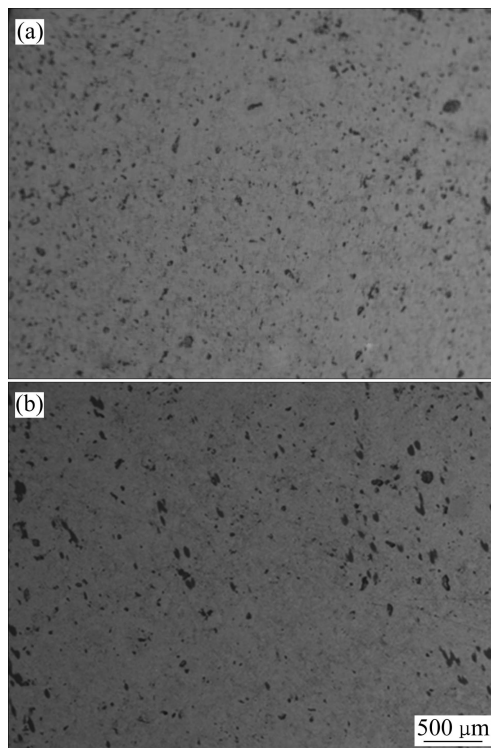


图 6 不同固溶粉末含量烧结试样表面的 SEM 像

Fig. 6 SEM images of surface of composite material with different solid-solution powder contents after sintering: (a) 3%; (b) 5%

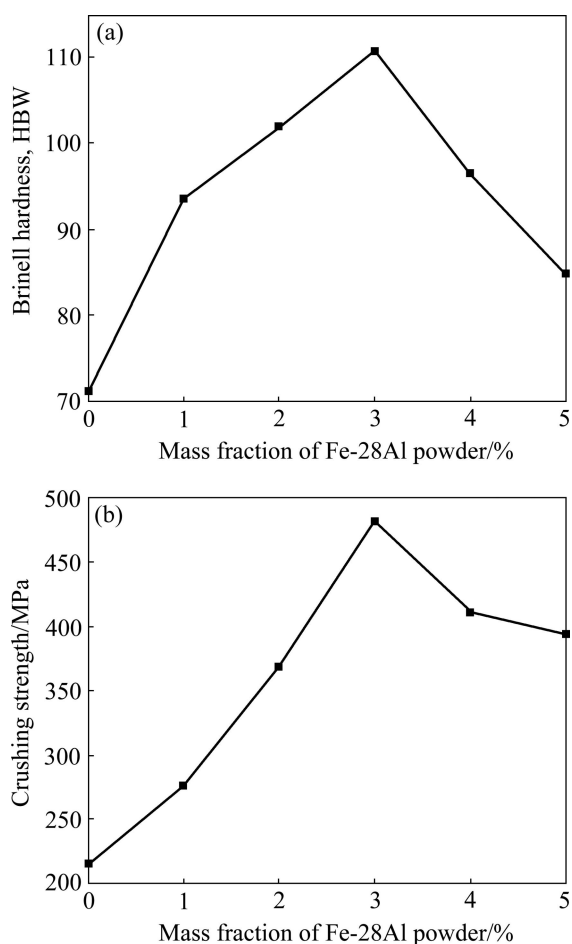


图7 Fe-28Al 粉末含量对烧结试样布氏硬度和压溃强度的影响

Fig. 7 Influence of Fe-28Al powder content on Brinell hardness(a) and crushing strength(b) of composite material

性能的提高主要是由于在 Cu-10Sn 合金基体中, Cu 和 Sn 形成针状组织, Fe-Al 固溶粉末烧结后形成的颗粒状物质分散于基体材料中对位错运动有阻碍作用; 当位错运动至晶界处, 与弥散颗粒相遇, 形成位错塞积, 位错增值收到阻碍, 起到弥散强化的效果。根据 Orowan 机制, 屈服应力与粒子的间距呈反比, 随着弥散含量的增加, 硬度和强度应该增强。而本实验中当 Fe-Al 的含量超过 3% 后, 出现与强化理论不符的现象。这是因为第二相含量过高时, 会阻碍烧结致密化进程, 导致孔隙率增加, 粉末冶金材料的力学性能与孔隙率密切相关。另外, 当第二相含量过多时, 会产生团聚, 降低分散均匀性, 当第二相颗粒大量团聚在晶界处时, 会引起材料力学性能下降。想要进一步提高弥散相含量需要制备粒度更细的 Fe-28Al 固溶粉末并改进混粉和烧结工艺, 使弥散相尺寸更小、分散更均匀。

2.5 烧结温度对材料力学性能的影响

烧结温度对材料力学性能的影响如图 8 所示。在图 8 中, 随着烧结温度的提高, 材料硬度上升趋势明显, 在 850 °C 时, 硬度达到最大值; 继续提高温度至 900 °C 时, 材料出现了过烧结现象, 表面有明显凹陷。粉末冶金材料的力学性能与烧结颈的形成和长大过程密切相关, 提高烧结温度有利于增强粉末颗粒间的结合, 使得烧结颈长大更充分。

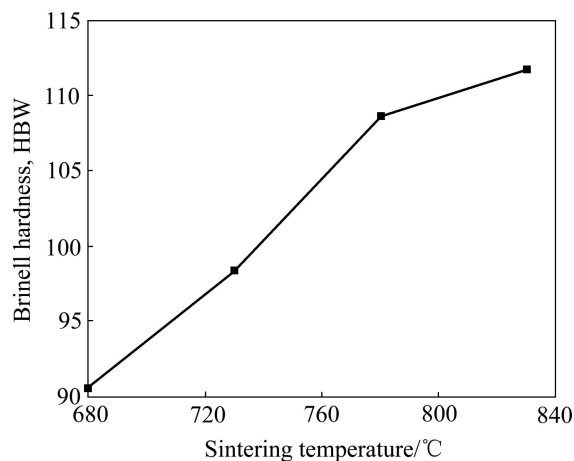


图8 烧结温度对材料布氏硬度的影响

Fig. 8 Influence of sintering temperature on Brinell hardness of composite material

2.6 烧结试样的摩擦磨损性能

图 9 所示为 Fe-Al 固溶粉末含量对材料摩擦性能的影响。由图 9 可看出, 当 Fe-Al 固溶粉末含量在 5% 以内时, 随着 Fe-Al 固溶粉末含量的增加, 材料的摩擦因数和磨损量呈降低趋势; 当 Fe-Al 固溶粉末含量为 5% 时, 材料摩擦因数为 0.27, 磨损量仅为 0.07%。

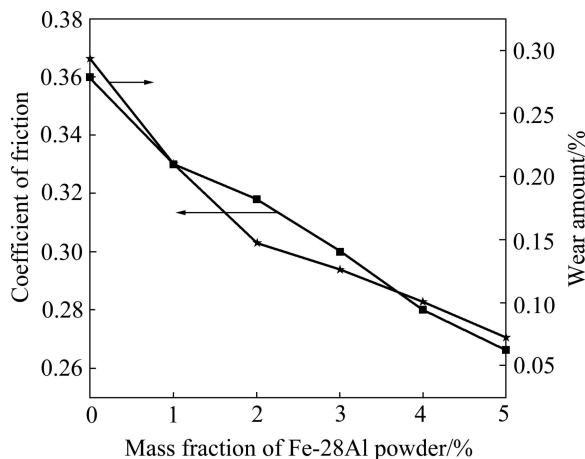


图9 Fe-28Al 粉末含量对摩擦因数和磨损量的影响

Fig. 9 Influence of Fe-28Al powder content on coefficient of friction and wear amount

Fe-Al 固溶粉末的添加有利于提高材料的摩擦磨损性能。图 10 所示为基体材料及弥散强化后材料表面磨痕的 SEM 像。从图 10 中可看出, 不含弥散相的试样表现为较严重的粘着磨损, 呈现严重的褶皱、粘着现象, 有基体脱落留下的剥落坑, 在对磨材料的反复推碾作用下, 基体发生严重的塑性变形直到部分金属断裂脱落, 以粘着磨损机制为主, 磨损量较高, 为严重磨损。加入弥散相的磨损形貌主要为微动磨损, 磨痕较浅且较均匀, 磨损量相对很小, 均匀分布于基体中的弥散颗粒提高了材料硬度及抗磨削能力。添加弥散颗粒后, 磨痕为典型的“犁沟”形, 表面比较光滑, 犁沟较窄, 磨粒分布均匀, 整个表面没有因咬合引起的撕裂和粘着, 磨损面塑性变形较轻。弥散颗粒的存在减小铜基体的塑性变形和与对磨材料的直接接触, 防止基体材料与摩擦副的粘着。

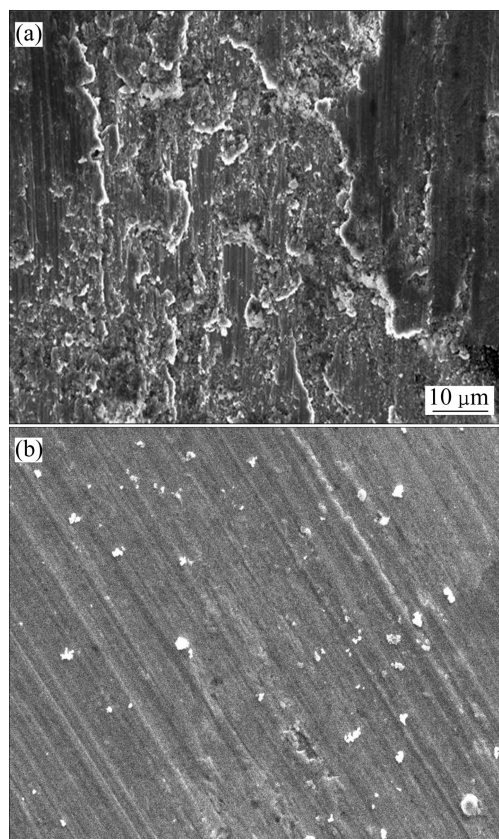


图 10 摩擦实验后试样的表面形貌

Fig. 10 Surface morphologies of composite material after friction experiments: (a) Without solution powder; (b) With 3% solution powder

3 结论

1) 通过高能球磨实现了 Fe-28Al 粉末的机械合金

化, 形成 Al 在 Fe 中的固溶, 该固溶体为 BCC 结构, 晶格常数为 0.287 nm。在粉末冶金烧结过程中, Fe-Al 固溶粉末转变为 Fe₃Al 金属间化合物, 化合物呈颗粒分布在 Cu₁₃Sn 基体的晶界处, 实现了对 Cu-Sn 合金的弥散强化。

2) Fe₃Al 金属间化合物颗粒对 Cu-10Sn 合金力学性能具有明显的强化作用, 当 Fe-Al 固溶粉末含量为 3% 时, 强化效果最明显, 布氏硬度为 110 HBW, 压溃强度为 480 MPa, 与 Cu-10Sn 合金相比, 分别提高 57% 和 127%。

3) Fe₃Al 金属间化合物弥散强化 Cu-10Sn 合金可使材料的摩擦因数和磨损量降低、耐磨性提高, 磨损机制由粘着摩擦变为磨粒摩擦, 弥散颗粒降低材料摩擦过程中的塑性变形, 有效地防止材料表面的撕裂和脱落。

REFERENCES

- [1] 韩凤麟, 贾成厂. 烧结金属含油轴承[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004: 320-323.
HAN Feng-lin, JIA Cheng-chang. Sintered metal oil bearing[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004: 320-323.
- [2] 邵荷生. 金属的磨料磨损与耐磨材料[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988: 218-220.
SHAO He-sheng. The metallic abrasive wear and wear-resistant material[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988: 218-220.
- [3] 尹树桐, 李庆芬, 郭亚军. 滑动轴承磁控溅射镀层技术的应用研究[J]. 中国表面工程, 2002(2): 39-41.
YIN Shu-tong, LI Qing-fen, GUO Ya-jun. Plain bearings magnetron sputtering coating technology applied research[J]. China Surface Engineering, 2002(2): 39-41.
- [4] 李永伟, 王磊, 朱学新. 气雾化 Al-Pb 系轴瓦合金[J]. 稀有金属, 1998, 22(5): 321-325.
LI Yong-wei, WANG Lei, ZHU Xue-xin. Aerosol Al-Pb bearing alloy[J]. Rare Metals, 1998, 22(5): 321-325.
- [5] FORES F H. Synthesizing, processing and modeling advanced materials[J]. JOM, 1992, 20(2): 9-10.
- [6] 汤文明, 唐红军, 郑治祥. Fe-Al 金属间化合物基复合材料研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(4): 811-826.
TANG Wen-ming, TANG Hong-jun, ZHENG Zhi-xiang. Fe-Al intermetallic compounds based composites research progress[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(4): 811-826.
- [7] 李婷婷, 彭超群, 王日初, 王小峰, 刘兵, 王志勇. Fe-Al、Ti-Al 和 Ni-Al 系金属间化合物多孔材料研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(4): 784-795.
LI Ting-ting, PENG Chao-qun, WANG Ri-chu, WANG

- Xiao-feng, LIU Bing, WANG Zhi-yong. Reach progress in porous Fe-Al, Ti-Al and Ni-Al intermetallics compound porous materials[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(4): 784-795.
- [8] 罗 民, 陈焕铭, 王怀昌, 何力军, 李 星. Nb-Al 系金属间化合物及其复合材料研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(1): 73-79.
- LUO Ming, CHEN Huan-min, WANG Huai-chang, HE Li-jun, LI Xing. Reach progress of Nb-Al system intermetallics and composite[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(1): 73-79.
- [9] 郭建亭, 周兰章, 李谷松. 高温结构金属间化合物及其强化机理[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(1): 73-79.
- GUO Jian-ting, ZHOU Lan-zhang, LI Gu-song. High temperature structure intermetallics and there strengthening-softening mechanisms[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(1): 1-34.
- [10] 范润华, 孙康宁, 尹衍升. Fe₃Al 金属间化合物的机械合金化[J]. 机械工程学报, 2000, 36(8): 55-58.
- FAN Run-hua, SUN Kang-ning, YIN Yan-sheng. Fe₃Al intermetallic compounds by mechanical alloying[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2000, 36(8): 55-58.
- [11] 陈 鼎, 陈振华, 陈 刚, 黄培云. 固液球磨制备 Fe-Sn 系金属间化合物粉末[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(3): 579-583.
- CHEN Ding, CHEN Zhen-hua, CHEN Gang, HUANG Pei-yun. Fabrication of Fe-Sn intermetallics compound powder by solid-liquid reaction milling[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(3): 579-583.
- [12] BENJAMIN J S. Dispersion strengthened superalloys by mechanical alloying[J]. Metallurgical Transcation, 1970(1): 2943-2951.
- [13] 王尔德, 刘京雷, 刘祖岩. 机械合金化诱导固溶度扩展机制研究进展[J]. 粉末冶金技术, 2002, 24(2): 109-122.
- WANG Er-de, LIU Jing-lei, LIU Zu-yan. Induced by mechanical alloying solid solubility extension mechanism progress[J]. Powder Metallurgy Technology, 2002, 24(2): 109-122.
- [14] 董仕节, 史耀武, 雷永平. Cu-Al-B₂O₃-TiO₂ 粉末机械合金化[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(4): 693-700.
- DONG Shi-jie, SHI Yao-wu, LEI Yong-ping. Cu-Al-B₂O₃-TiO₂ powder by mechanical alloying[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(4): 693-700.
- [15] 王庆相, 范志康, 杨 怡. 机械合金化对 W-Ti 合金组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(3): 529-537.
- WANG Qing-xiang, FAN Zhi-kang, YANG Yi. Mechanical alloying on the microstructure and properties of W-Ti alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(3): 529-537.
- [16] 王仲民, 曾美琴. 机械合金化对 Mg₂Ni 相形成的影响[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(2): 236-239.
- WANG Zhong-min, ZENG Mei-yi. Formed by mechanical alloying Mg₂Ni[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(2): 236-239.
- [17] 肖 鹏, 赵玮兵, 梁淑华, 范志康. 机械合金化法制备不同 Cr 含量的 W-Cr 纳米合金粉末[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(11): 1780-1782.
- XIAO Peng, ZHAO Wei-bing, FAN Shu-hua, FAN Zhi-kang. Nano-W-Cr alloy powder prepared by mechanical alloying with different Cr contents[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(11): 1780-1782.
- [18] 范景莲, 曲选辉, 李益民, 刘绍军, 黄伯云. 高能球磨钨基高密度合金超细粉末的烧结[J]. 中南工业大学学报: 自然科学版, 1998, 29(5): 450-452.
- FAN Jing-lian, QU Xuan-hui, LI Yi-min, LIU Shao-jun, HUANG Bai-yun. Sintering of nanocrystalline tungsten heavy alloy powders prepared by high energy ball milling[J]. Journal of Central South University of Technology: Natural Science, 1998, 29(5): 450-452.
- [19] 金永平, 郭 斌, 王尔德. 高能球磨对 3%C-Cu 粉末压制性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(9): 1491-1494.
- JIN Yong-ping, GUO Bin, WANG Er-de. Effect of high-energy mechanical milling on cold compactability of 3%C-Cu powder[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(9): 1490-1494.
- [20] HUANG Y D, YANG W Y, CHEN G L, SUN Z Q. On the effect of the B2 thermo-mechanical treatment in improving the room temperature ductility of Fe₃Al-based alloys[J]. Intermetallics, 2001, 9: 332-337.
- [21] 朱心昆, 林秋实, 陈铁力. 机械合金化的研究及进展[J]. 粉末冶金技术, 1999, 17(4): 291-296.
- ZHU Xin-kun, LIN Qiu-shi, CHEN Tie-li. Research and progress of mechanical alloying[J]. Powder Metallurgy Technology, 1999, 17(4): 291-296.

(编辑 李艳红)