



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 104451244 B

(45)授权公告日 2016.08.17

(21)申请号 201410788715.8

(22)申请日 2014.12.17

(73)专利权人 湖南科技大学

地址 411201 湖南省湘潭市雨湖区桃园路2号湖南科技大学

(72)发明人 彭成章 向浪 曹获 熊伟
唐思文

(74)专利代理机构 湘潭创汇知识产权代理事务所 43207

代理人 左祝安

(51)Int.Cl.

G22C 9/00(2006.01)

G22C 9/01(2006.01)

G22C 9/05(2006.01)

(56)对比文件

CN 1239148 A,1999.12.22,说明书第1页第4-25行.

CN 1969050 A,2007.05.23,说明书第3、6-9页.

CN 103194640 A,2013.07.10,说明书第0009、0035-0043段.

CN 1789450 A,2006.06.21,说明书第2页第16-21行,第3页第21-23行.

CN 102312124 A,2012.01.11,全文.

US 3297437 A,1967.01.10,全文.

审查员 余姣姣

权利要求书1页 说明书7页 附图3页

(54)发明名称

一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金

(57)摘要

一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金,它采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成配料,经熔铸、热锻或热轧加工成形;该合金中各元素的质量百分含量范围为:Mn 5~10%、Al 6~10%、Fe 1.5~2.5%、Zn 1.5~2.5%、Ce 0.4~0.8%以及Cu余量的技术方案;它克服了巴氏合金疲劳强度低、耐热性能差,以及铜基合金和铝基合金在润滑环境不良时易发生抗咬粘性、顺应性及嵌藏性增高等缺陷,而且解决了铅、镉有毒金属容易产生环境污染等行业传统难题;它适合作机械、冶金、能源、化工等行业中高速、重载、高温、腐蚀介质等复杂工况下的摩擦运动副各零部件理想的减摩耐磨材料;如用来制造滑动轴承、蜗轮副、滑块、轴套和传动螺母等零部件。



1. 一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金, 其特征在于, 采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成, 经熔铸、热锻或热轧加工成形; 该合金中以质量百分比计包括下述各组分含量范围: Mn: 5~10%、Al: 6~10%、Fe: 1.5~2.5%、Zn: 1.5~2.5%、Ce: 0.4~0.8%以及Cu: 余量; 它的熔铸、热锻或热轧工艺参数为: 熔炼温度为1230~1250℃, 保温10~15分钟, 浇注温度为1150~1200℃; 热锻或热轧初始温度为830~860℃, 终锻或终轧温度为730℃以上。

2. 根据权利要求1所述的一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金, 其特征在于, 以质量百分比计包括下述组分:

Mn	9%
Al	9%
Fe	2%
Zn	2%
Ce	0.7%

以及

Cu 余量。

3. 根据权利要求1、2任一项所述的一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金, 其特征在于它的显微组织为 β -Cu₃Al单相固溶体。

4. 根据权利要求1、2任一项所述的一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金, 其特征在于它的显微硬度值高于178.5 HV_{2N}; 抗拉强度高于398MPa; 延伸率大于29.3%。

5. 根据权利要求1、2任一项所述的一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金, 其特征在于它在室温下的干摩擦因数小于0.29, 磨损率低于 $3.36 \times 10^{-12} \text{ m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。

6. 根据权利要求1、2任一项所述的一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金, 其特征在于它在室温油润滑下的摩擦因数小于0.1, 磨损率低于 $3.22 \times 10^{-15} \text{ m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。

7. 根据权利要求1、2任一项所述的一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金, 其特征在于它在300℃下的干摩擦因数小于0.29, 磨损率低于 $2.68 \times 10^{-13} \text{ m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。

一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金

技术领域

[0001] 本发明涉及一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金。

背景技术

[0002] 现有冶金、能源、矿山、交通运输等机械设备中,存在着各类摩擦副,例如:滑动轴承、齿轮、蜗轮、导轨、传动螺母等,为了提高效率、保持精度,需要减少因相对运动摩擦而产生的能量损失和磨损,要求摩擦副的材质具有较低摩擦因数和较高耐磨性能。目前,常用的减摩金属材料主要有巴氏合金、铜基合金和铝基合金。巴氏合金是一种传统的轴承合金材料,具有良好的减摩性,对轴颈的顺应性、嵌藏性好,抗腐蚀性高,对钢和青铜的粘着性好等特点;但是巴氏合金的机械强度不高,耐温性较差,使用范围受到限制,主要用于轻载、低速和低温环境等场合。铜基合金和铝基合金的机械强度较高,具有较好的耐磨性、减摩性、耐腐蚀性和工艺性好等优点,被广泛用于高速、重载滑动轴承、蜗轮副,轴套和传动螺母等零件。作为减摩材料的铜基合金和铝基合金中的主要合金元素大多为低熔点锡、铅或镉,在摩擦过程中软质的锡、铅易均布在摩擦表面上起润滑作用。提高铜合金和铝合金中锡或铅的含量,合金的抗粘着性、顺应性及嵌藏性增高,但抗疲劳性下降,工艺性恶化,偏析现象增大;其次,铜基合金和铝基合金中大都含有铅或镉的有毒金属,容易产生环境污染;并且锡的价格较贵,增大了合金的生产成本。

发明内容

[0003] 针对上述情况,本发明的目的在于提供一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金,它既不含铅、镉等有毒金属,又不会污染环境;还具有优良的冷、热成形加工性能;而且在室温~400℃温度范围更具优异的减摩耐磨性能;它生产成本低,应用范围广,易工业化生产,便于普及推广,商业前景广阔。

[0004] 为了实现上述目的,一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金,以质量百分比计包括下述组分:

Mn 5~10%

Al 6~10%

[0005] Fe 1.5~2.5%

Zn 1.5~2.5%

Ce 0.4~0.8%

以及

[0006] Cu 余量。

[0007] 为了实现结构、效果优化,其进一步的措施是。

[0008] 一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金,以质量百分比计包括下述组分:

	Mn	9%
	Al	9%
	Fe	2%
[0009]	Zn	2%
	Ce	0.7%
	以及	
	Cu	余量。

[0010] 一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金,它的熔炼温度为1230~1250℃,保温10~15分钟,浇注温度为1150~1200℃;热锻或热轧初始温度为830~860℃,终锻或终轧温度为730℃以上。

[0011] 一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金,它的显微组织为 β -Cu₃Al单相固溶体。

[0012] 一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金,它的显微硬度值高于178.5HV_{2N};抗拉强度高于398MPa;延伸率大于29.3%。

[0013] 一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金,它在室温下的干摩擦因数小于0.29,磨损率低于 $3.36 \times 10^{-12} \text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 。

[0014] 一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金,它在室温油润滑下的摩擦因数小于0.1,磨损率低于 $3.22 \times 10^{-15} \text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 。

[0015] 一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金,它在300℃下的干摩擦因数小于0.29,磨损率低于 $2.68 \times 10^{-13} \text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 。

[0016] 本发明一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金,它采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成,经熔铸、热锻或热轧加工成形;该合金中各元素的质量百分含量范围为:Mn5~10%、Al 6~10%、Fe 1.5~2.5%、Zn 1.5~2.5%、Ce 0.4~0.8%以及Cu余量的技术方案;它克服了巴氏合金疲劳强度低、耐热性能差,以及铜基合金和铝基合金在润滑环境不良时易发生抗咬粘性、顺应性及嵌藏性增高等缺陷,而且解决了铅、镉有毒金属容易产生环境污染等行业传统难题。

[0017] 本发明相比现有技术所产生的有益效果:

[0018] (I)本发明采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成,经熔铸、热锻或热轧加工成形的技术方案;它克服了巴氏合金疲劳强度低、耐热性能差,以及铜基合金和铝基合金在润滑环境不良时易发生抗咬粘性、顺应性及嵌藏性增高等缺陷,使之具有较低的干摩擦因数、良好的抗咬粘性;

[0019] (II)本发明采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成,经熔铸、热锻或热轧加工成形的技术方案;使其具有显著优于ZCuSn10P1锡青铜和ZSnSb11Cu6巴氏合金的减摩耐磨性能;

[0020] (III)本发明采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成,经熔铸、热锻或热轧加工成形的技术方案;使其具有用于不同转速、不同载荷及复杂工况条件下的摩擦副材料;

[0021] (IV)本发明采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成,经熔铸、热锻或热轧加工成形的技术方案;显著提高了机械设备的传动效率、可靠性,节约了能源消耗,延长了零件的使用寿命;

[0022] (V)本发明采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成,经熔铸、热锻或热轧加工成形的技术方案;该合金的显微组织为 β -Cu₃Al固溶体相,其显微硬度值高于178.5HV_{2N};抗拉强度高于398MPa;延伸率大于29.3%;具有优良的减摩耐磨性能;

[0023] (VI)本发明采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成,经熔铸、热锻或热轧加工成形的技术方案;它具有优良的耐腐蚀性能,该合金在质量分数为5%NaCl或10%HCl或10%NaOH溶液中浸泡240小时后,合金表面仍然光亮,没有发生腐蚀;

[0024] (VII)本发明采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成,经熔铸、热锻或热轧加工成形的技术方案;它在保证良好的减摩性能前提下,通过调整各合金元素组分的含量,调配合金的硬度、强度和延伸率,以适应不同对摩材料的要求;

[0025] (VIII)本发明采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成,经熔铸、热锻或热轧加工成形的技术方案;它具有在650℃以下优良的抗氧化性能和耐腐蚀性能;

[0026] (IX)本发明采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成,经熔铸、热锻或热轧加工成形的技术方案;它具有优异的铸造、锻压、轧制加工工艺性能,有利于工业化生产;

[0027] (X)本发明采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成,经熔铸、热锻或热轧加工成形的技术方案;它解决了采用铅、镉等有毒金属容易产生环境污染等行业传统难题;实现了本发明合金材料不含铅、镉等有毒金属元素,对环境不产生污染;

[0028] (XI)本发明采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成,经熔铸、热锻或热轧加工成形的技术方案;其中贵金属含量低,生产成本低,便于普及推广,商业前景广阔;

[0029] 本发明一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金,它适合作机械、冶金、能源、化工等行业中高速、重载、高温、腐蚀介质等复杂工况下的摩擦运动副各零部件理想的减摩耐磨材料;如用来制造滑动轴承、蜗轮副、滑块、轴套和传动螺母等零部件。

[0030] 下面结合附图和实施例对本发明作进一步详细说明。

附图说明

[0031] 图1为本发明实施例8的金相组织图。

[0032] 图2为本发明实施例8的X射线衍射图谱。

[0033] 图3为本发明实施例8的干摩擦磨损表面形貌图。

[0034] 图4为对比材料ZSnSb11Cu6巴氏合金的干摩擦磨损表面形貌图。

[0035] 图5为对比材料ZCuSn10P1锡青铜的干摩擦磨损表面形貌图。

[0036] 图6为Al含量4.5%的金相组织图。

[0037] 图7为Al含量4.5%的X射线衍射图谱。

具体实施方式

[0038] 由附图所示,本发明的综合技术措施与结构原理:一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金,它采用由Mn、Al、Fe、Zn、Ce以及Cu组成配料,经熔铸、热锻或热轧加工成形;该合金中以质量百分比计包括下述各组分含量范围:Mn5~10%、Al 6~10%、Fe 1.5~2.5%、Zn 1.5~2.5%、Ce 0.4~0.8%以及Cu余量;它的熔铸、热锻或热轧工艺参数为:熔炼温度1230~1250℃,保温10~15分钟,浇注温度1150~1200℃;热锻或热轧初始温度830~860℃,终锻或终轧温度730℃以上。

[0039] 结合图、表,本发明一种高性能减摩耐磨锰铝青铜合金为 β -Cu₃Al单相固溶体组织,合金组织和成分较均匀;Mn能较多地固溶于 α -Cu相中,提高 α -Cu相的合金化程度,产生固溶强化;同时Mn又能降低Al在 α -Cu相的固溶度,能稳定 β 相,推迟、甚至阻止共析转变($\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$)的发生;试验表明,Al含量在3.5%以下的锰铝青铜为 α -Cu单相固溶体的组织,塑性良好,易于进行冷热加工;但合金的硬度低,抗拉强度不高;Al含量在3.5~6%范围的锰铝青铜为 $\alpha + \beta$ 的两相组织,组织中的 β 相的数量随Al含量的提高而增多,此时强度增高而塑性降低;Al含量大于6%后,锰铝青铜组织全部为 β 单相固溶体组织, β 相是以电子化合物Cu₃Al为基的固溶体,体心立方晶体结构,具有较高的力学性能和塑性变形能力,特别是热塑性好,可以进行热加工变形;在Al含量为6~10%范围内的锰铝青铜表现出优异的减摩耐磨性能;Al含量超过10%以后,锰铝青铜为 $\beta + \gamma_2$ 的两相组织,由于 γ_2 是以电子化合物Cu₃₂Al₁₉为基的固溶体,复杂立方结构,具有较大的脆性,使得锰铝青铜塑性显著降低;当合金中出现粗大的 γ_2 时,锰铝青铜将严重变脆;摩擦磨损分析表明, α 单相组织、 $\alpha + \beta$ 或 $\beta + \gamma_2$ 两相组织的锰铝青铜的减摩耐磨性能都较差,而 β 单相组织的锰铝青铜表现出优异的减摩耐磨性能。

[0040] 添加少量Fe可细化组织结构,提高合金的力学性能及耐磨性能,但当Fe含量过高时,会形成过多的富铁相,降低合金的耐蚀性能与工艺性能,合金的脆性增大;添加少量Zn有利于提高合金的流动性,改善其铸造性能;添加微量Ce有细化晶粒的作用,对合金的力学性能与压力加工性能有益;同时也有利于改善合金表面的摩擦学特性,降低材料的摩擦因数;合金热锻、热轧后,组织结构更加致密,成分更加均匀化,合金的力学性能和摩擦磨损性能相应提高。

[0041] 本发明减摩耐磨锰铝青铜合金的磨损表面光滑,磨痕宽度小,没有出现裂纹和犁沟,摩擦过程中仅产生较少的塑性变形及微量的磨屑,表现出优异的抗粘着和耐疲劳磨损的能力。对比材料ZSnSb11Cu6巴氏合金的磨损表面产生了显著的塑性变形,出现了较深的磨坑和局部裂纹,巴氏合金的承载能力和耐疲劳磨损的能力差;对比材料ZCuSn10P1锡青铜的磨损表面产生了严重的粘着层,磨痕宽度较大,因而减摩耐磨性能不够理想。

[0042] 实施例1

[0043] 将原料按质量百分比:Mn 5%、Al 6.5%、Fe2%、Zn2%、Ce0.6%,余量Cu进行配料,在真空感应电炉中熔炼,熔炼温度为1230℃,保温10分钟,然后,将浇注温度为1150℃的合金液浇注到直径为40mm的石墨模中,自然冷却获得直径为40mm的圆形铸锭;该合金为 β -Cu₃Al单相固溶体组织,其显微硬度、抗拉强度和延伸率数值见表2;其摩擦磨损性能见表3。

[0044] 实施例2

[0045] 将原料按质量百分比:Mn 6%、Al 6%、Fe 1.5%、Zn 1.5%、Ce0.4%,余量Cu进行配料;在真空感应电炉中熔炼,熔炼温度为1235℃,保温10分钟;然后,将浇注温度为1155℃的合金液浇注到直径为40mm的石墨模中,自然冷却获得直径为40mm的圆形铸锭;该合金为 β -Cu₃Al单相固溶体组织,其显微硬度、抗拉强度和延伸率数值见表2;其摩擦磨损性能见表3。

[0046] 实施例3

[0047] 将原料按质量百分比:Mn 6.5%、Al 6.5%、Fe 1.5%、Zn 1.5%、Ce0.4%,余量Cu进行配料;在真空感应电炉中熔炼,熔炼温度为1240℃,保温11分钟;然后,将浇注温度为1160℃的合金液浇注到直径为40mm的石墨模中,自然冷却获得直径为40mm的圆形铸锭;该

合金为 β -Cu₃Al单相固溶体组织,其显微硬度、抗拉强度和延伸率数值见表2;其摩擦磨损性能见表3。

[0048] 实施例4

[0049] 将原料按质量百分比:Mn 7%、Al 7%、Fe 2%、Zn 2%、Ce 0.5%,余量Cu进行配料,在真空感应电炉中熔炼;熔炼温度为1240℃,保温12分钟;然后,将浇注温度为1165℃的合金液浇注到直径为40mm的石墨模中,自然冷却获得直径为40mm的圆形铸锭;该合金为 β -Cu₃Al单相固溶体组织,其显微硬度、抗拉强度和延伸率数值见表2;其摩擦磨损性能见表3。

[0050] 实施例5

[0051] 将原料按质量百分比:Mn 7.5%、Al 7.5%、Fe 2%、Zn 2%、Ce 0.5%,余量Cu进行配料,在真空感应电炉中熔炼;熔炼温度为1245℃,保温13分钟;然后,将浇注温度为1170℃的合金液浇注到直径为40mm的石墨模中,自然冷却获得直径为40mm的圆形铸锭;该合金为 β -Cu₃Al单相固溶体组织,其显微硬度、抗拉强度和延伸率数值见表2;其摩擦磨损性能见表3。

[0052] 实施例6

[0053] 将原料按质量百分比:Mn 8%、Al 8%、Fe 2.5%、Zn 2.5%、Ce 0.6%,余量Cu进行配料,在真空感应电炉中熔炼;熔炼温度为1245℃,保温14分钟;然后,将浇注温度为1175℃的合金液浇注到直径为40mm的石墨模中,自然冷却获得直径为40mm的圆形铸锭;该合金为 β -Cu₃Al单相固溶体组织,其显微硬度、抗拉强度和延伸率数值见表2;其摩擦磨损性能见表3。

[0054] 实施例7

[0055] 将原料按质量百分比:Mn 8.5%、Al 8.5%、Fe 2.5%、Zn 2.5%、Ce 0.6%,余量Cu进行配料,在真空感应电炉中熔炼;熔炼温度为1240℃,保温14分钟;然后,将浇注温度为1185℃的合金液浇注到直径为40mm的石墨模中,自然冷却获得直径为40mm的圆形铸锭;该合金为 β -Cu₃Al单相固溶体组织,其显微硬度、抗拉强度和延伸率数值见表2;其摩擦磨损性能见表3。

[0056] 实施例8

[0057] 将原料按质量百分比:Mn 9%、Al 9%、Fe 2%、Zn 2%、Ce 0.7%,余量Cu进行配料,在真空感应电炉中熔炼;熔炼温度为1245℃,保温14分钟;然后,将浇注温度为1190℃的合金液浇注到直径为40mm的石墨模中,自然冷却获得直径为40mm的圆形铸锭;该合金为 β -Cu₃Al单相固溶体组织,其显微硬度、抗拉强度和延伸率数值见表2;其摩擦磨损性能见表3。

[0058] 实施例9

[0059] 将原料按质量百分比:Mn 9.5%、Al 9.5%、Fe 2.5%、Zn 2.5%、Ce 0.8%,余量Cu进行配料,在真空感应电炉中熔炼;熔炼温度为1250℃,保温15分钟;然后,将浇注温度为1195℃的合金液浇注到直径为40mm的石墨模中,自然冷却获得直径为40mm的圆形铸锭;对铸锭进行锻压加工,加热初始温度为850℃,保温10分钟;终锻温度在730℃以上;锻件尺寸为直径为20mm的圆棒;该合金为 β -Cu₃Al单相固溶体的锻压组织,其显微硬度、抗拉强度和延伸率数值见表2;其摩擦磨损性能见表3。

[0060] 实施例10

[0061] 将原料按质量百分比:Mn 10%、Al 10%、Fe 2.5%、Zn 2.5%、Ce 0.8%,余量Cu进

行配料;在真空感应电炉中熔炼,熔炼温度为1250℃,保温15分钟;然后,将浇注温度为1200℃的合金液浇注到直径为40mm的石墨模中,自然冷却获得直径为40mm的圆形铸锭;对铸锭进行热轧加工,加热初始温度为860℃,保温15分钟,终轧温度在730℃以上;热轧板尺寸为厚度5mm板材;该合金为 β -Cu₃Al单相固溶体的轧制组织,其显微硬度、抗拉强度和延伸率数值见表2;其摩擦磨损性能见表3。

[0062] 特别指出:为了实现本发明减摩耐磨特性,在整体研究过程中,对Al含量进行了更进一步的具体分析、研究,得出:Al含量较低时,例如Al含量为4.5%,该合金的显微组织为 α -Cu相+ β -Cu₃Al相,如,图6为Mn 8%、Al 4.5%、Fe2.5%、Zn2.5%、Ce0.4%,余量Cu合金的金相组织图;图7为Mn 8%、Al 4.5%、Fe2.5%、Zn2.5%、Ce0.4%,余量Cu合金的X射线衍射图谱;其显微硬度为145.6HV_{2N},抗拉强度为368MPa,延伸率为26.2%;在室温干摩擦下摩擦因数为0.42,磨损率为 $7.58 \times 10^{-12} \text{m}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,该合金的机械性能和摩擦学性能都不理想。

[0063] 附表说明:

[0064] 表1为本发明实施例1-10的成分组成和加工状态。

[0065] 表2为本发明实施例1-10的显微硬度、抗拉强度和延伸率。

[0066] 表3为本发明实施例1-10的摩擦磨损性能。

[0067] 表3中各数据所使用的试验条件说明:摩擦磨损实验采用高速往复摩擦磨损试验机,对摩擦副材料为淬硬GCr15钢球,硬度62HRC,直径4mm;载荷20N,转速900r/min,往复移动距离5mm,实验时间20min。磨损体积采用NanoMap 500-LS双模式三维表面轮廓仪测量。表1

[0068]

实施例	化学成分(质量分数%)						加工状态
	Mn	Al	Fe	Zn	Ce	Cu	
1	5	6.5	2	2	0.6	余量	铸态
2	6	6	1.5	1.5	0.4	余量	铸态
3	6.5	6.5	1.5	1.5	0.4	余量	铸态
4	7	7	2	2	0.5	余量	铸态
5	7.5	7.5	2	2	0.5	余量	铸态
6	8	8	2.5	2.5	0.6	余量	铸态
7	8.5	8.5	2.5	2.5	0.6	余量	铸态
8	9	9	2	2	0.7	余量	铸态
9	9.5	9.5	2.5	2.5	0.8	余量	热锻
10	10	10	2.5	2.5	0.8	余量	热轧

[0069] 表2

[0070]

实施例	显微硬度(HV _{2N})	抗拉强度(MPa)	延伸率(%)
-----	-------------------------	-----------	--------

1	178.5	398	35.3
2	183.9	412	34.5
3	215.8	428	33.8
4	245.6	489	32.6
5	287.4	532	31.4
6	309.3	587	30.6
7	318.4	590	29.3
8	330.2	615	30.8
9	338.6	624	33.5
10	353.5	648	32.2

[0071] 表3

[0072]

实施例	室温干摩擦		室温油润滑		300℃干摩擦	
	摩擦因数	磨损率 $\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$	摩擦因数	磨损率 $\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$	摩擦因数	磨损率 $\text{m}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$
1	0.29	3.36×10^{-12}	0.1	3.22×10^{-16}	0.29	2.68×10^{-13}
2	0.28	3.08×10^{-12}	0.1	2.63×10^{-16}	0.29	2.08×10^{-13}
3	0.28	2.66×10^{-12}	0.1	2.16×10^{-16}	0.28	1.35×10^{-13}
4	0.27	2.07×10^{-12}	0.09	1.68×10^{-16}	0.27	9.44×10^{-14}
5	0.27	1.88×10^{-12}	0.09	1.29×10^{-16}	0.26	8.68×10^{-14}
6	0.26	1.63×10^{-12}	0.09	9.92×10^{-17}	0.26	8.26×10^{-14}
7	0.25	1.73×10^{-12}	0.08	9.58×10^{-17}	0.26	7.51×10^{-14}
8	0.25	1.45×10^{-12}	0.08	9.13×10^{-17}	0.25	5.84×10^{-14}
9	0.23	1.25×10^{-12}	0.07	8.85×10^{-17}	0.24	4.49×10^{-14}
10	0.24	1.36×10^{-12}	0.08	8.21×10^{-17}	0.25	4.36×10^{-14}
对比例1 巴氏合金	0.35	5.57×10^{-12}	0.11	4.38×10^{-16}	-	-
对比例2 锡青铜	0.43	8.12×10^{-12}	0.12	6.35×10^{-16}	0.62	7.33×10^{-13}

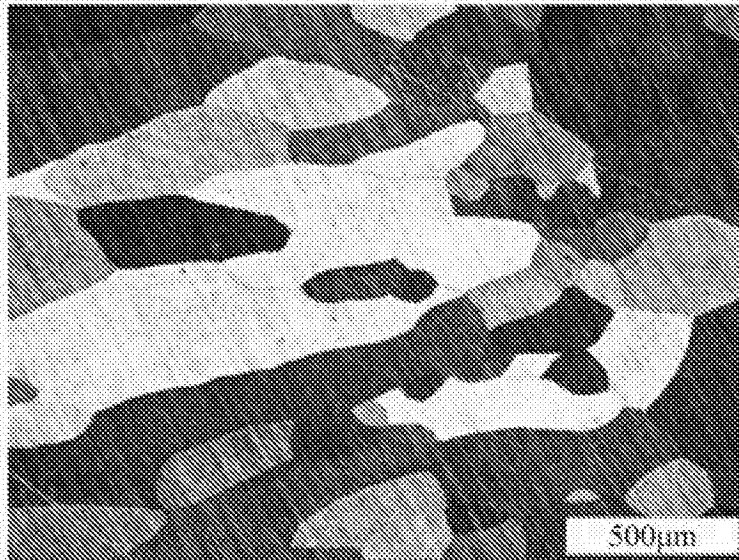


图1

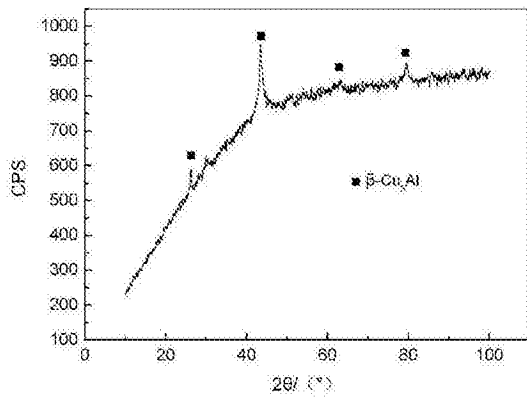


图2

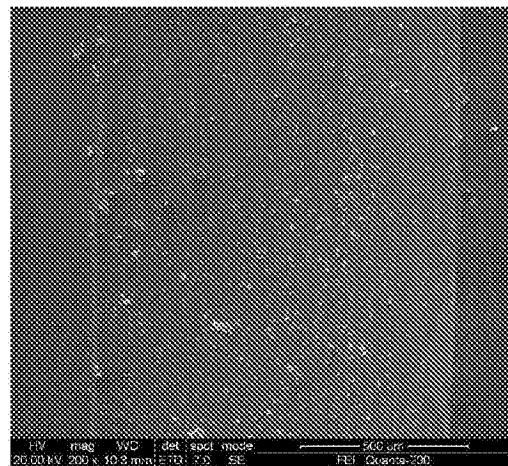


图3

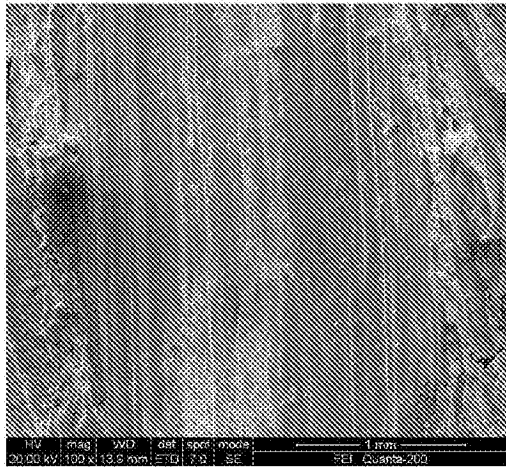


图4

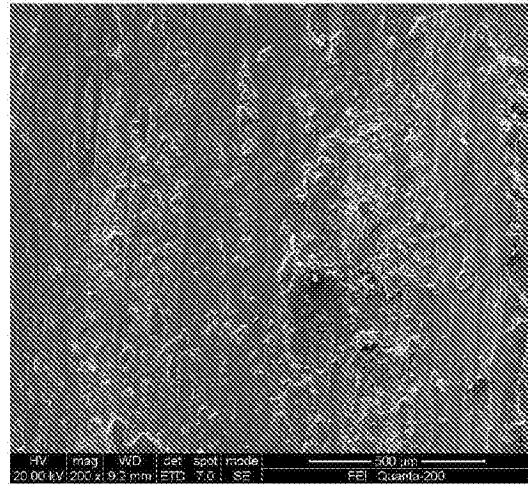


图5

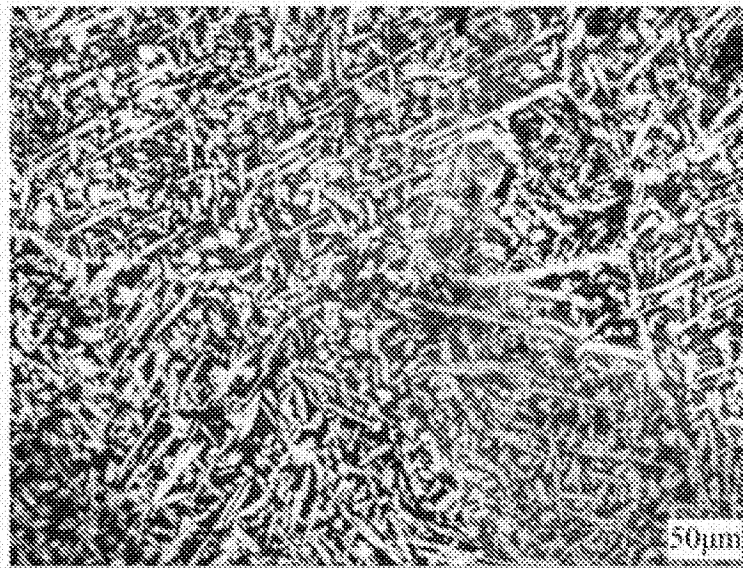


图6

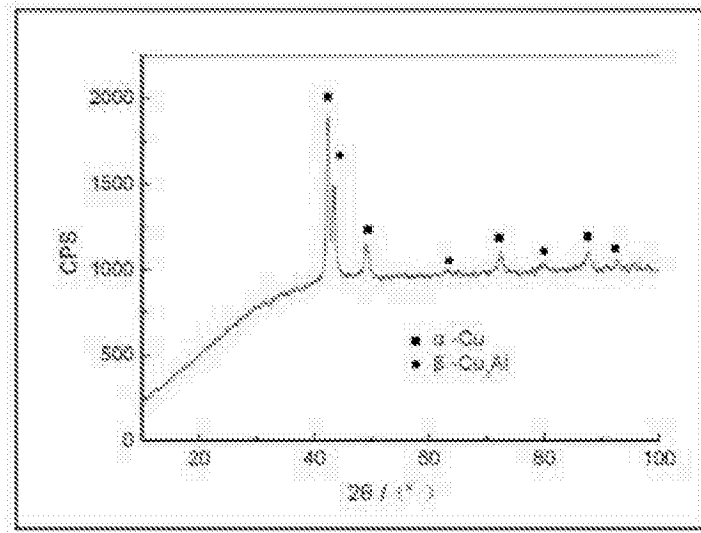


图7