



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 103952587 B

(45) 授权公告日 2016. 02. 03

(21) 申请号 201410178895. 8

CN 101925680 A, 2010. 12. 22,

(22) 申请日 2014. 04. 30

CN 101899587 A, 2010. 12. 01,

(73) 专利权人 北京科技大学

CN 1793394 A, 2006. 06. 28,

地址 100083 北京市海淀区学院路 30 号

CN 103031460 A, 2013. 04. 10,

JP 2003247035 A, 2003. 09. 05,

(72) 发明人 郭明星 王斐

审查员 王金永

(74) 专利代理机构 北京市广友专利事务所有限  
责任公司 11237

代理人 张仲波

(51) Int. Cl.

G22C 9/00(2006. 01)

G22C 1/02(2006. 01)

G22C 1/10(2006. 01)

G22F 1/08(2006. 01)

(56) 对比文件

CN 1256715 A, 2000. 06. 14,

CN 101522926 A, 2009. 09. 02,

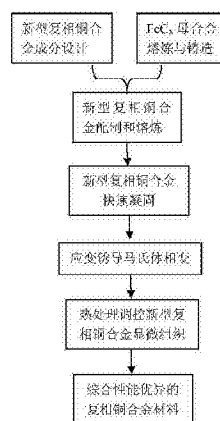
权利要求书1页 说明书7页 附图7页

(54) 发明名称

一种复相铜合金材料及其制备方法

(57) 摘要

一种复相铜合金材料及其制备方法。成分质量百分比为:Fe:0.1~6.0wt%,C:0~0.5wt%, $P \leq 0.02wt\%$ , $Si \leq 0.01wt\%$ , $Ni \leq 0.01wt\%$ , $Zn \leq 0.01wt\%$ ,余量为Cu。通过成分优化、加工和热处理工艺调控,经一定的应变诱导基体内可形成含有马氏体或近马氏体的复相组织,可使得合金强度得到大幅度提升,抗拉强度将近500MPa;而经一定的热处理工艺处理后,复相铜合金又可以表现出优异的加工性能, $\sigma_{0.2} = 194.6MPa$ , $\sigma_b = 344.5MPa$ , $\delta = 37.7\%$ ,其明显优于陶瓷粒子弥散强化铜合金的加工性能。这一优异的综合性能不仅有利于该发明合金在众多高新技术领域的广泛应用,而且由于生产成本较低也可以大量应用于许多民用行业。



1. 一种复相铜合金材料的制备方法,其特征在于该合金的化学成分及其质量百分比含量为:Fe:0.1~6.0wt%,C:0~0.5wt%, $P \leq 0.02\text{wt}\%$ , $Si \leq 0.01\text{wt}\%$ , $Ni \leq 0.01\text{wt}\%$ , $Zn \leq 0.01\text{wt}\%$ ,余量为Cu,制备步骤如下:

步骤一、复相铜合金真空熔炼;

步骤二、复相铜合金快速凝固;

步骤三、复相铜合金应变诱导马氏体相变工艺处理;

步骤四、复相铜合金复相组织的热处理调控;

所述步骤一和步骤二的复相铜合金真空熔炼和快速凝固工艺具体为:首先对炉膛进行抽真空,待炉膛真空度降低到4Pa以下时关闭真空泵,同时充入高纯Ar气待炉膛真空度达到0.02MPa以上时停止充气,继续抽真空到4Pa以下时开始逐级升温,首先升温到400~500℃时保温10min以上,然后继续升温到1500℃以上保温,待Fe-C中间合金、高纯Cu以及高纯Fe彻底熔化后静置2~8min,然后将合金熔体温度降低到1210~1380℃并放置2~5min,随后将合金熔体再次升温到1500℃以上静置2~5min,然后降低电流再次降低合金熔体温度到1120~1280℃,并将合金熔体浇铸在通循环水的水冷铜模内,冷却速度控制在 $1.1 \times 10^2 \text{ }^\circ\text{C/s} \sim 8.8 \times 10^4 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 范围内;

所述步骤三的复相铜合金应变诱导马氏体相变工艺处理具体为:应变温度为10~185℃,应变量为60%~95%,道次应变量为3%~12%;

所述步骤四的复相铜合金复相组织的热处理调控具体为,热处理温度在230~600℃之间,时间20min~2h之间,氢气保护,采用空冷方式进行冷却。

2. 根据权利要求1所述的复相铜合金材料的制备方法,其特征是:其化学成分的Fe和C含量范围分别为Fe 0.5~5.6wt%,C 0.0006~0.3wt%,其中化学成分Fe、C的C/Fe质量比范围为0.01~0.6wt%。

## 一种复相铜合金材料及其制备方法

### 技术领域

[0001] 本发明属于铜合金技术领域,涉及一种可工业化应用的高强度易加工新型复相铜合金材料及其制备方法,特别针对大功率微波管、汽车焊接电极、集成电路引线框架、核技术、航空航天等众多高新技术领域对新型铜合金力学性能和加工性能的要求越来越苛刻的现状而开发。该制备方法可以保证复相铜合金同时具有高强高导和优异的加工性能,而且合金生产成本较传统的陶瓷粒子弥散强化铜合金显著降低。

### 背景技术

[0002] 铜及铜合金是人类应用最早的一类金属材料。到目前为止,其产量仅次于钢和铝,被广泛应用于机械制造、运输、建筑、电气、电子等工业部门中。近年来,随着微电子、计算机、通信、工业自动控制等电子信息产业的不断发展,铜及铜合金应用变得更加广泛,需求量也逐年增加,而且对其性能要求也愈来愈苛刻。特别是其中的结构功能铜合金,如高强高导、高强中导以及超高强铜合金(或复合材料)等,一直以来倍受人们关注。同属于高强高导系列的弥散强化铜合金由于性能较为优异,正日益受到世界各国的重视,并纷纷大力引导、支持众多的材料工作者对其制备技术和基础理论展开研究。该材料目前已被广泛应用于大功率微波管、汽车焊接电极、集成电路引线框架、核技术、航空航天等众多高新技术领域。上世纪七十年代美国的 SCM 公司最早利用内氧化法成功制备了 Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>弥散强化铜合金,并形成了月产数十吨、多种牌号(Gliscop 系列)的生产规模,之后各国纷纷开展研究。目前美国、德国、英国、日本以及中国在内的全球各大工业国家在弥散强化铜合金方面均有一定的生产规模。而且随着电子、航空以及高铁等领域的不断发展,对这种材料的需求数量不断增加,性能要求也越来越苛刻,因而另一个关键问题不断被人们意识到,那就是工艺流程太过复杂从而使得生产成本太高且成品率受限。针对这些问题,国内外众多科技工作者探索开发了多种不同的制备高强高导弥散强化铜合金的新型短流程制备技术,如碳热还原法,喷射沉积法,原位或非原位机械合金化法,双束熔体原位反应法等。但是这些方法均存在一定的不足,如机械合金化法同样工艺比较复杂;碳热还原法不适合工业化生产;喷射沉积法粒子上下部位分布不够均匀,且如果不是原位合成的陶瓷粒子,尺寸很难降到纳米级,使得材料强度进一步提高受限;而双束熔体原位反应-快速凝固法虽然可以成功制备不同浓度弥散强化铜合金,而且性能较为优异,但是过程参数控制比较困难,而且随着陶瓷粒子浓度的增加,过程参数和设备参数均需要不同程度地进行调整,这必然延缓了其进一步走向工业化生产。

[0003] 除了上述国内外众多科技工作者新开发的制备弥散强化铜合金的不同技术存在各自不足之外,此合金本身也存在一定的问题。虽然纳米陶瓷粒子均匀弥散分布于合金基体内会显著阻碍位错线的运动,使得合金强度得到大幅度提高,但是材料相应的加工难度增加,成形过程中必须利用高温加工变形,如热挤压等。陶瓷粒子浓度较低时(如 0.23vol% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)此类合金室温加工性能相对较好,而且由于合金强度较低高温热挤压过程也较容易实现。但是随着粒子浓度增加,材料强度大幅升高,一方面挤压机吨位必须足够

高才可进行挤压变形,使得材料制备过程的成本和难度增加;另一方面在其它高温变形过程中由于基体和强化相粒子变形协调性差,很容易发生开裂或者产生微裂纹,即使是浓度非常低的 Cu-0.23vol% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>合金也不例外。因此,如果能够开发一种不仅力学和电学性能非常优异而且加工性能也非常优异的特种铜合金,对于更好地满足高新技术领域对高强高导铜合金广泛需求具有重要意义。

### 发明内容

[0004] 本发明为了克服现有技术的不足,针对目前已有的各种高强高导铜合金生产成本高以及加工性能不够好等问题,开发一种具有优异加工性能且生产成本较低的新型复相铜合金。该新型复相铜合金充分利用 Fe 和 C 元素在 Cu 基体内可以形成 FeC<sub>x</sub>相,而 FeC<sub>x</sub>相又可以通过成分、加工以及热处理调控可以发生奥氏体和马氏体之间的相变。由于 FeC<sub>x</sub>相处于奥氏体状态时强度较低,其分布于 Cu 合金基体内时复相铜合金一定可以表现出较好的加工性能;而当 FeC<sub>x</sub>相处于马氏体状态时由于强度较高,相应的复相铜合金强度可以得到大幅度提高。此外,考虑到 Fe 和 C 元素在 Cu 基体内的溶解度均较低,合金的导电率也可以保持较高水平。因此,如果 Cu 基体内能够分布有可以发生奥氏体和马氏体之间相互转变的 FeC<sub>x</sub>相时,一定可以同时兼具有高强高导以及优异的加工性能等特性。本发明合金就是基于此设计思想而开发的。该发明合金适合应用于众多技术领域,特别是对于高强高导、以及加工性能和生产成本均有一定要求的众多新技术领域和民用产品的生产和制造等行业,以及已经或者准备生产类似铜合金产品的生产厂家应用。

[0005] 本发明通过成分设计和优化首先对新型复相铜合金的成分范围进行选择,然后通过熔炼铸造等工序制备所设计合金并对其力学性能和加工性能进行研究,最终确定具有优异加工性能的新型复相铜合金成分范围以及合金板材的相应制备方法。具体的制备工艺如下:复相铜合金成分选择→FeC<sub>x</sub>母合金熔炼与铸造→复相铜合金配制和熔炼→复相铜合金快速凝固→应变诱导马氏体相变→热处理调控马氏体和纳米沉淀相→综合性能优异的合金板材(如图1所示)。

[0006] 一种复相铜合金,其特征在于该合金的化学成分及其质量百分比含量为:Fe:0.1~6.0wt%,C:0~0.5wt%,P≤0.02wt%,Si≤0.01wt%,Ni≤0.01wt%,Zn≤0.01wt%,余量为Cu。

[0007] 优选地,其化学成分的 Fe 和 C 含量范围分别为 Fe0.5~5.6wt%,C0.0006~0.3wt%,其化学成分 Fe、C 的 C/Fe 质量比范围为 0.01~0.6wt%。

[0008] 上述兼具有高强度和优异加工性能的复相铜合金材料的制备方法,包括以下步骤:

[0009] 步骤一、复相铜合金真空熔炼;

[0010] 步骤二、复相铜合金快速凝固;

[0011] 步骤三、复相铜合金应变诱导马氏体相变工艺处理;

[0012] 步骤四、复相铜合金复相组织的热处理调控。

[0013] 所述步骤一和步骤二的复相铜合金真空熔炼和快速凝固工艺具体为:首先对炉膛进行抽真空,待炉膛真空度降低到 4Pa 以下时关闭真空泵,同时充入高纯 Ar 气待炉膛真空度达到 0.02MPa 以上时停止充气,继续抽真空到 4Pa 以下时开始逐级升温,首先升温到

400 ~ 500℃时保温 10min 以上,然后继续升温到 1500℃以上保温,待 Fe-C 中间合金、高纯 Cu 以及高纯 Fe 彻底熔化后静置 2 ~ 8min,然后将熔体温度降低到 1210 ~ 1380℃并放置 2 ~ 5min,随后将合金熔体再次升温到 1500℃以上静置 2 ~ 5min,然后降低电流再次降低熔体温度到 1120 ~ 1280℃,并将其浇铸在通循环水的水冷铜模内,冷却速度控制在  $1.1 \times 10^2 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s} \sim 8.8 \times 10^4 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s}$  范围内;

[0014] 所述步骤三的复相铜合金应变诱导马氏体相变工艺处理具体为:应变温度为 10 ~ 185℃,应变量为 60% ~ 95%,道次应变量为 3% ~ 12%;

[0015] 所述步骤四的复相铜合金复相组织的热处理调控具体为,热处理温度在 230 ~ 600℃之间,时间 20min ~ 2h 之间,氢气保护,采用空冷方式进行冷却。

[0016] 通过采用上述的技术方案,本发明具有如下优越性:本发明的复相铜合金可以充分利用基体内的 Fe 和 C 元素之间的强烈相互作用,以及所形成的  $\text{FeC}_x$  相可以发生马氏体和奥氏体之间的相转变特性等,从而使得合金兼具有高强高导以及优异的加工性能。本发明合金非常适合应用于对合金强度、导电率、加工性能以及生产成本均有一定要求的众多民用行业相关产品的加工和生产,当然也适合应用于对合金加工性能有较高要求的其它高新技术领域。

#### 附图说明

[0017] 图 1 发明合金制备工艺流程图。

[0018] 图 2 1# 合金铸态显微组织

[0019] 图 3 1# 合金处于应变诱发马氏体态的显微组织

[0020] 图 4 三种合金不同状态的硬度对比

[0021] 图 5 2# 合金铸态显微组织

[0022] 图 6 2# 合金处于应变诱发马氏体态的显微组织

[0023] 图 7 3# 合金铸态显微组织

[0024] 图 8 3# 合金处于应变诱发马氏体态的显微组织

[0025] 图 9 3# 合金处于易加工状态的显微组织

#### 具体实施方式

[0026] 下面结合具体实施方案对本发明做进一步的补充和说明。

[0027] 原材料分别采用 99.9wt% 的电解高纯 Cu、高纯 Fe 以及高纯 C 等。在真空中频感应炉中熔炼 Fe-C 中间合金,其中元素 C 的烧损按 2 ~ 6wt% 进行,真空度小于 10Pa,熔炼温度在 1560 ~ 1610℃,在浇铸前静置 1 ~ 3min,浇铸温度在 1500 ~ 1540℃,然后直接浇铸在普通钢模中。根据新型复相铜合金成分设计,切取一定量普通钢模浇铸的 Fe-C 中间合金、高纯 Cu 以及高纯 Fe 置于刚玉坩埚内并采用真空中频感应炉进行熔炼。具体的熔炼工艺为,首先抽真空,待炉体内真空度小于 5Pa 时关闭真空泵,同时充入 Ar 气待炉膛真空度达到 0.015MPa 以上时停止充气,继续抽真空到 5Pa 以下开始逐级升温,首先升温到 300 ~ 600℃ 时保温 8min 以上,然后继续升温到 1500℃ 以上,待 Fe-C 中间合金、高纯 Cu 以及高纯 Fe 彻底熔化后静置 1 ~ 10min,然后将熔体温度降低到 1200 ~ 1400℃ 并放置 1 ~ 5min,随后将合金熔体再次升温到 1500℃ 以上静置 1 ~ 5min,然后降低电流再次降低熔体温度到 1100 ~

1300℃,并将其浇铸在通循环水的水冷铜模内,冷却速度控制在 $1 \times 10^2 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s} \sim 9 \times 10^4 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s}$ 范围内。实施发明合金的具体化学成分见表 1。

[0028] 表 1 实施发明合金化学成分 (质量百分数, wt%)

[0029]

	Fe	C	P	Si	Ni	Zn	Cu
1#	1.0	0.006	$\leq 0.02$	$\leq 0.01$	$\leq 0.01$	$\leq 0.01$	余量
2#	3.0	0.018	$\leq 0.02$	$\leq 0.01$	$\leq 0.01$	$\leq 0.01$	余量
3#	5.0	0.03	$\leq 0.02$	$\leq 0.01$	$\leq 0.01$	$\leq 0.01$	余量

[0030] 发明合金铸锭通过热处理或者应变可以诱导合金发生马氏体相变,进而使得新型复相铜合金强度显著提升,具体的处理工艺为:将快速凝固态复相铜合金进行一定量应变处理使其发生应变诱导马氏体相变,应变温度为 $1 \sim 200 \text{ }^\circ\text{C}$ ,应变量为 $50\% \sim 95\%$ ,道次应变量为 $2\% \sim 15\%$ 。处于马氏体状态的新型复相铜合金若想降低强度而使其具有优异的加工性能,可以通过合适的热处理使合金基体内的马氏体组织发生相变进而转化成奥氏体,具体的处理工艺为,热处理温度在 $200 \sim 650 \text{ }^\circ\text{C}$ 之间,时间 $10\text{min} \sim 3\text{h}$ 之间,氢气保护,并采用空冷方式进行冷却。最后对不同状态合金进行显微硬度和拉伸性能测量,以及典型状态合金的组织表征。具体实施方式如下:

[0031] 实施例 1

[0032] 根据发明合金 1# 的成分设计值,首先切取高纯 Cu、高纯 Fe 以及 Fe-C 中间合金块配制相应的合金并置于真空中频感应炉内,对其进行熔炼铸造,具体的熔炼铸造工艺为:首先对炉膛进行抽真空,待炉膛真空度降低到 $4\text{Pa}$ 以下时关闭真空泵,同时充入高纯 Ar 气待炉膛真空度达到 $0.02\text{MPa}$ 以上时停止充气,继续抽真空到 $4\text{Pa}$ 以下时开始逐级升温,首先升温到 $400 \sim 500 \text{ }^\circ\text{C}$ 时保温 $10\text{min}$ 以上,然后继续升温到 $1500 \text{ }^\circ\text{C}$ 以上保温,待 Fe-C 中间合金、高纯 Cu 以及高纯 Fe 彻底熔化后静置 $2 \sim 8\text{min}$ ,然后将熔体温度降低到 $1210 \sim 1380 \text{ }^\circ\text{C}$ 并放置 $2 \sim 5\text{min}$ ;随后将合金熔体再次升温到 $1500 \text{ }^\circ\text{C}$ 以上静置 $2 \sim 5\text{min}$ ,然后降低电流再次降低熔体温度到 $1120 \sim 1280 \text{ }^\circ\text{C}$ ,并将其浇铸在通循环水的水冷铜模内,冷却速度控制在 $1.1 \times 10^2 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s} \sim 8.8 \times 10^4 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s}$ 范围内。然后对相应的合金进行应变诱发马氏体相变处理,具体处理工艺为:应变温度为 $10 \sim 185 \text{ }^\circ\text{C}$ ,应变量为 $60\% \sim 95\%$ ,道次应变量为 $3\% \sim 12\%$ 。最后对所制备的具有复相组织的合金板材进行显微组织观察和力学性能测试(详见图 2-4,表 2)。

[0033] 实施例 2

[0034] 根据发明合金 2# 成分设计值,首先切取高纯 Cu、高纯 Fe 以及 Fe-C 中间合金块配制相应的合金并置于真空中频感应炉内,对其进行熔炼铸造,具体的熔炼铸造工艺为:首先对炉膛进行抽真空,待炉膛真空度降低到 $4\text{Pa}$ 以下时关闭真空泵,同时充入高纯 Ar 气待炉膛真空度达到 $0.02\text{MPa}$ 以上时停止充气,继续抽真空到 $4\text{Pa}$ 以下时开始逐级升温,首先升温到 $400 \sim 500 \text{ }^\circ\text{C}$ 时保温 $10\text{min}$ 以上,然后继续升温到 $1500 \text{ }^\circ\text{C}$ 以上保温,待 Fe-C 中间合金、高纯 Cu 以及高纯 Fe 彻底熔化后静置 $2 \sim 8\text{min}$ ,然后将熔体温度降低到 $1210 \sim 1380 \text{ }^\circ\text{C}$ 并放置 $2 \sim 5\text{min}$ ;随后将合金熔体再次升温到 $1500 \text{ }^\circ\text{C}$ 以上静置 $2 \sim 5\text{min}$ ,然后降低电流再

次降低熔体温度到 1120 ~ 1280℃, 并将其浇铸在通循环水的水冷铜模内, 冷却速度控制在  $1.1 \times 10^2 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s} \sim 8.8 \times 10^4 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s}$  范围内。然后对相应的合金进行应变诱发马氏体相变处理, 具体处理工艺为: 应变温度为 10 ~ 185℃, 应变量为 60% ~ 95%, 道次应变量为 3% ~ 12%。最后对所制备的具有复相组织的合金板材进行显微组织观察和力学性能测试 (详见图 4-6, 表 2)。

#### [0035] 实施例 3

[0036] 根据发明合金 3# 成分设计值, 首先切取高纯 Cu、高纯 Fe 以及 Fe-C 中间合金块配制相应的合金并置于真空中频感应炉内, 对其进行熔炼铸造, 具体的熔炼铸造工艺为: 首先对炉膛进行抽真空, 待炉膛真空度降低到 4Pa 以下时关闭真空泵, 同时充入高纯 Ar 气待炉膛真空度达到 0.02MPa 以上时停止充气, 继续抽真空到 4Pa 以下时开始逐级升温, 首先升温到 400 ~ 500℃ 时保温 10min 以上, 然后继续升温到 1500℃ 以上保温, 待 Fe-C 中间合金、高纯 Cu 以及高纯 Fe 彻底熔化后静置 2 ~ 8min, 然后将熔体温度降低到 1210 ~ 1380℃ 并放置 2 ~ 5min; 随后将合金熔体再次升温到 1500℃ 以上静置 2 ~ 5min, 然后降低电流再次降低熔体温度到 1120 ~ 1280℃, 并将其浇铸在通循环水的水冷铜模内, 冷却速度控制在  $1.1 \times 10^2 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s} \sim 8.8 \times 10^4 \text{ }^\circ\text{C} / \text{s}$  范围内。然后对相应的合金进行应变诱发马氏体相变处理, 具体处理工艺为: 应变温度为 10 ~ 185℃, 应变量为 60% ~ 95%, 道次应变量为 3% ~ 12%。最后对所制备的具有复相组织的合金板材进行显微组织观察和力学性能测试 (详见图 4, 图 7, 图 8 和表 2)。

#### [0037] 实施例 4

[0038] 针对处于马氏体或近马氏体状态的发明合金 1# 的板材, 可以通过合适的热处理对合金显微组织加以调控, 进而使得发明合金基体内的马氏体相转化为奥氏体相, 从而显著提升新型复相铜合金的加工性能, 具体的处理工艺为, 热处理温度在 230 ~ 600℃ 之间, 时间 20min ~ 2h 之间, 氢气保护, 采用空冷方式进行冷却。具有优异加工性能的 1# 复相铜合金综合性能如表 2 所示。

#### [0039] 实施例 5

[0040] 针对处于马氏体或近马氏体状态的发明合金 2# 的板材, 可以通过合适的热处理对合金显微组织加以调控, 进而使得发明合金基体内的马氏体相转化为奥氏体相, 从而显著提升新型复相铜合金的加工性能, 具体的处理工艺为, 热处理温度在 230 ~ 600℃ 之间, 时间 20min ~ 2h 之间, 氢气保护, 采用空冷方式进行冷却。具有优异加工性能的 1# 复相铜合金综合性能如表 2 所示。

#### [0041] 实施例 6

[0042] 针对处于马氏体或近马氏体状态的发明合金 3# 的板材, 可以通过合适的热处理对合金显微组织加以调控, 进而使得发明合金基体内的马氏体相转化为奥氏体相, 从而显著提升新型复相铜合金的加工性能, 具体的处理工艺为, 热处理温度在 230 ~ 600℃ 之间, 时间 20min ~ 2h 之间, 氢气保护, 采用空冷方式进行冷却。具有优异加工性能的 1# 复相铜合金综合性能如表 2 所示。

#### [0043] 表 2 几种新型复相铜合金不同状态的力学性能

合金状态		屈服强度 $\sigma_{0.2}$ (MPa)	抗拉强度 $\sigma_b$ (MPa)	延伸率 $\delta$ (%)
1#合金	应变诱发马氏体态	395.6	405.3	11.3
	350℃热处理态	305.2	330.2	19.3
	550℃热处理态	265.1	327.5	21.3
2#合金	应变诱发马氏体态	451.1	472.5	14
	350℃热处理态	269.3	364.5	28.7
	550℃热处理态	216.9	353.2	33.7
3#合金	应变诱发马氏体态	473.7	491	10.9
	350℃热处理态	222.7	353.2	28.7
	550℃热处理态	194.6	344.5	37.7

[0045] 由于应变和热处理均可以使得新型复相铜合金内的  $FeC_x$  相发生马氏体和奥氏体之间的相转变, 而合金基体内一旦存在马氏体或近马氏体相时就会表现出高强特性, 然后通过热处理使其转化为奥氏体时复相铜合金又会表现出优异的加工性能。实施例 1 ~ 3 经成分设计以及合金制备等, 几种合金原始铸态均具有优异的显微组织, 虽然 1# 合金晶粒尺寸较大, 但是溶质元素浓度略高的 2# 和 3# 合金的晶粒尺寸发生显著降低。此外, 2# 和 3# 合金基体内均出现了均匀分布的细小弥散粒子 (如图 5 和图 7 所示), 相对而言, 3# 合金弥散粒子数量较多, 而且部分区域出现轻微的粒子偏聚现象。为了使得合金基体内的相发生马氏体相变进而显著提高合金的强度, 在实施例 1 ~ 3 中还进行了合适的应变诱发马氏体相变处理, 通过该工艺处理后, 几种合金基体内均出现了马氏体或近马氏体组织, 而且随着合金溶质元素浓度的增加, 马氏体含量均有所增加 (如图 3, 6 和 8 所示)。由图 4 还可以看出, 通过应变诱导马氏体相变合金的硬度均可以增加 1 倍左右, 这对于弥散强化铜合金是不可能实现的。对上述几种合金进行相应的拉伸性能测量, 由表 2 可以看出, 几种合金由于应变诱导马氏体相变的发生, 均具有较高的强度, 而且随溶质元素浓度增加合金强度均发生上升, 最高强度可达 500MPa 左右, 但是相对而言, 2# 合金的延伸率却最高。

[0046] 如果拟提高复相铜合金的加工性能, 需将应变诱导形成的马氏体组织转化为奥氏体组织, 因此需要进行合适的热处理。实施例 4, 5 和 6 分别对含有应变诱导马氏体组织的新型复相铜合金 1#、2# 和 3# 进行相应的热处理, 结果表明, 合金基体内的马氏体或近马氏体相随着热处理的进行会不断消失, 但是如果热处理温度和时间控制不当, 合金晶粒和弥散粒子尺寸均会发生长大, 导致新型复相铜合金综合性能降低。几种新型复相铜合金经不同的热处理工艺调控组织后的力学性能如表 2 所示。由表 2 可以看出, 几种合金的屈服强度发生显著降低, 而延伸率则发生大幅度上升, 不过抗拉强度却变化不大。新型复相铜合金表现出优异的加工性能 (550℃热处理后延伸率可达 38% 左右) 远远高于弥散强化铜合金的加工性能, 以加工性能较好的使低浓度 Cu-0.23vol%  $Al_2O_3$  弥散强化铜合金为例, 其退火态的力学性能为,  $\sigma_{0.2} = 195MPa$ ,  $\sigma_b = 260MPa$ ,  $\delta = 30\%$ , 延伸率远低于新型复相铜合金的。由此可见, 复相铜合金由于复相组织的协调变形能力远高于陶瓷粒子与铜基体之间的协调变形能力, 所以新型复相铜合金才能表现出很好的加工性能。对 3# 典型合金经此工艺



处理后的显微组织进行观察发现(如图9所示),此时合金基体内的马氏体或近马氏体组织已经彻底消失,但是晶粒尺寸并未发生显著长大。虽然几种新型复相铜合金获得最佳加工性能的热处理工艺略有差异,但是整体而言差别不大,根据不同加工性能需求可以选择的合适热处理工艺为:230 ~ 600℃之间,时间 20min ~ 2h 之间,且需要采用氢气保护。

[0047] 综上所述,本发明通过成分设计、加工和热处理工艺优化,对新型复相铜合金 Fe、C 和 Cu 元素之间的相互作用,以及复相组织等进行了很好地调控,使得该系合金通过热处理或者应变诱导马氏体相变而显著提升合金强度,从而很好地满足众多高新技术领域对新型铜合金高强度的要求;此新型复相铜合金由于 FeC<sub>x</sub> 相具有马氏体和奥氏体之间的相转变特性,通过合适的热处理工艺处理,又可以将应变诱导马氏体相转化为奥氏体相,从而使复相铜合金具有优异的协调变形能力和加工性能,从而满足不同领域对该系合金加工性能的不同要求。因此,此发明合金和工艺不仅非常适合应用于众多高新技术领域对高强高导易加工铜合金的需求,从而加快相关领域的快速发展,而且对于其他领域(如众多民用产品生产企业)用高强高导易加工低成本铜合金的开发、加工和应用也具有一定的指导意义,值得铜合金加工企业对此发明合金和相关的制备工艺加以重视,使其尽早能够在这一领域得到推广和应用。

[0048] 尽管已经示出和描述了本发明的实施例,对于本领域的普通技术人员而言,可以理解在不脱离本发明的原理和精神的情况下可以对这些实施例进行多种变化、修改、替换和变型,本发明的范围由所附权利要求及其等同限定。

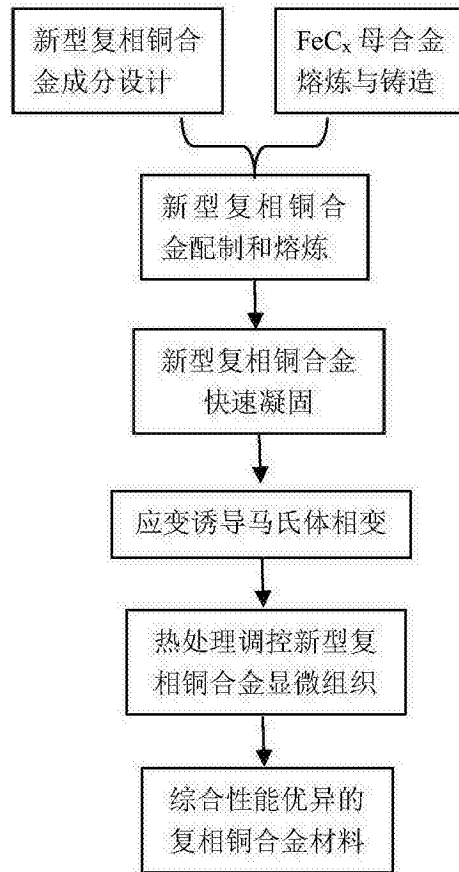


图 1



图 2

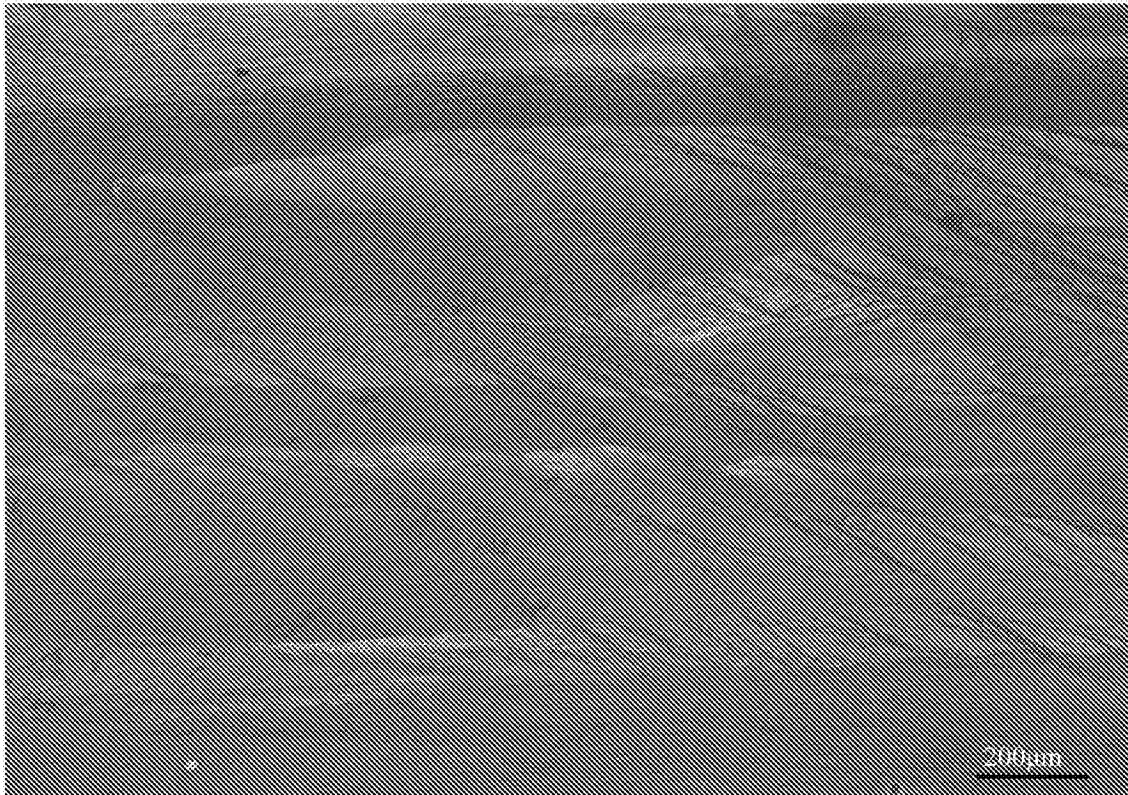


图 3

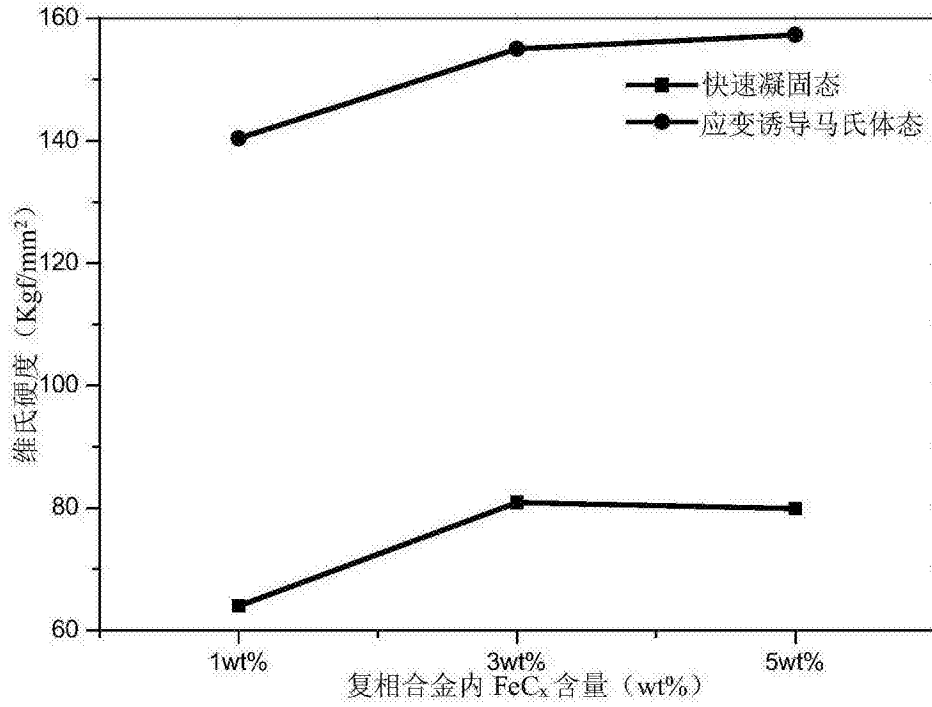


图 4



图 5

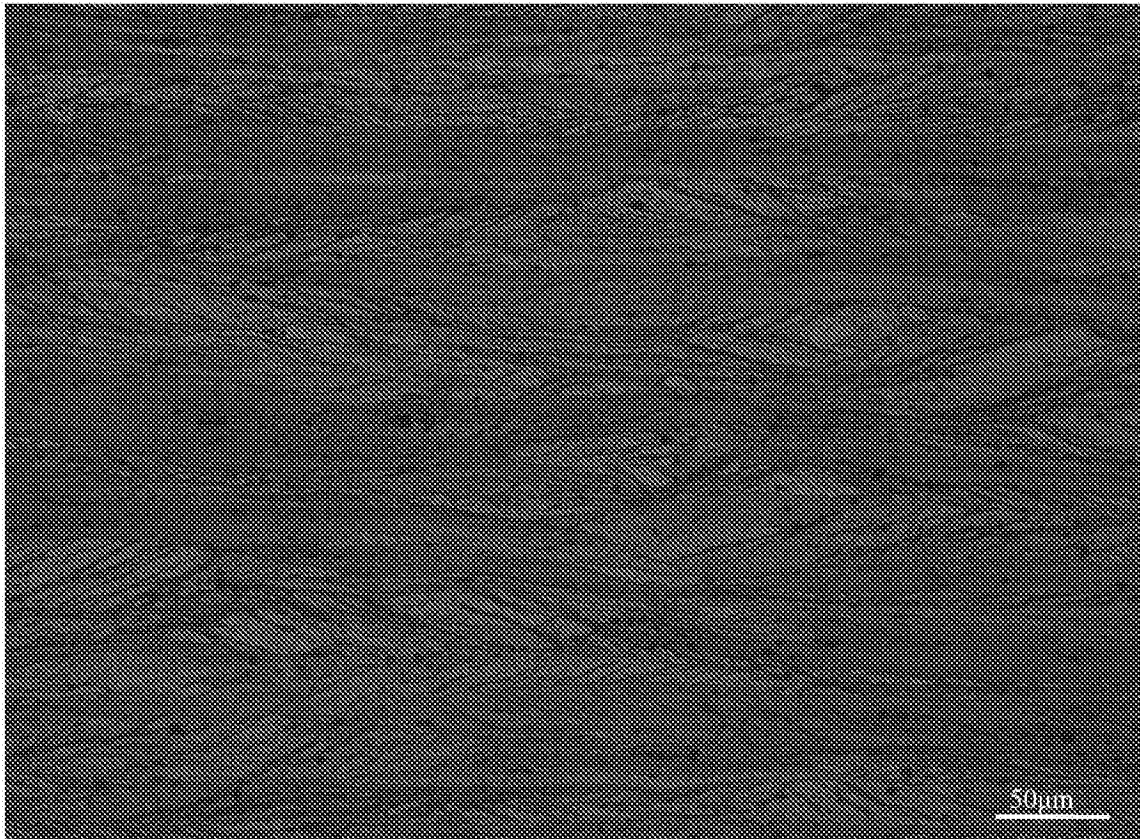


图 6

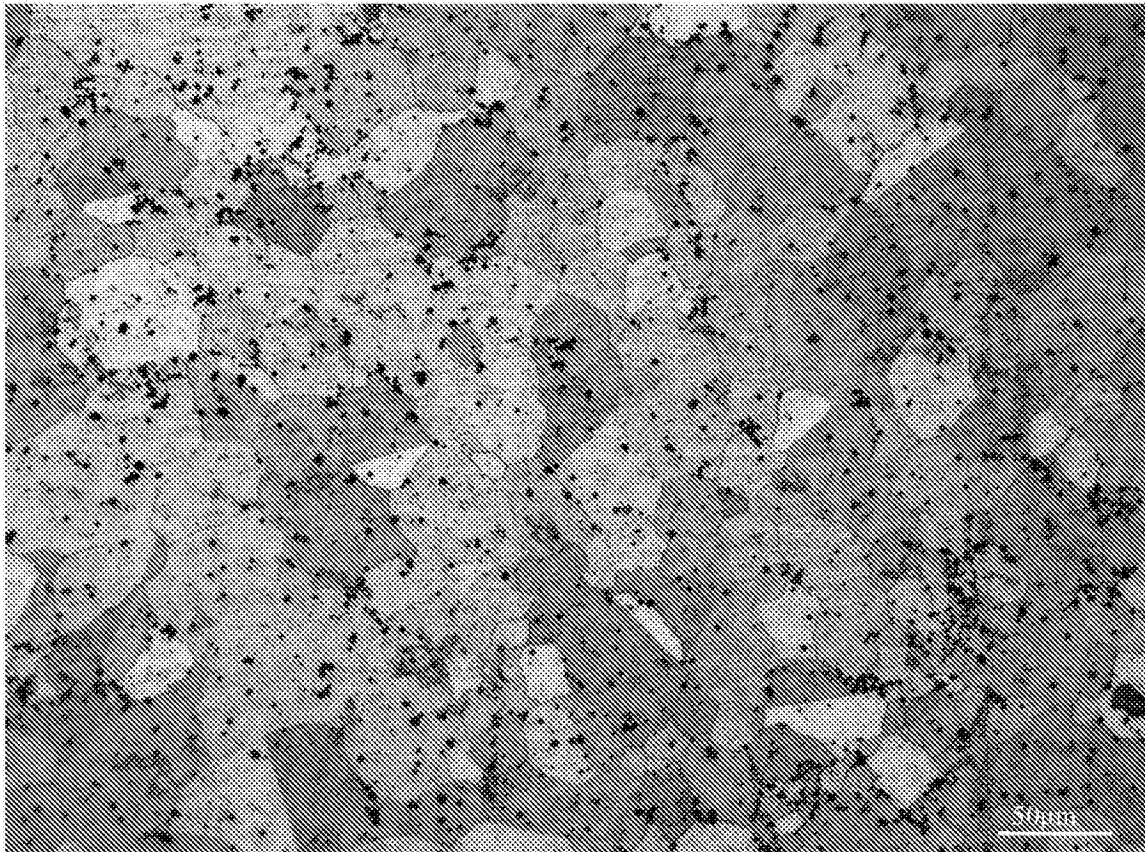


图 7



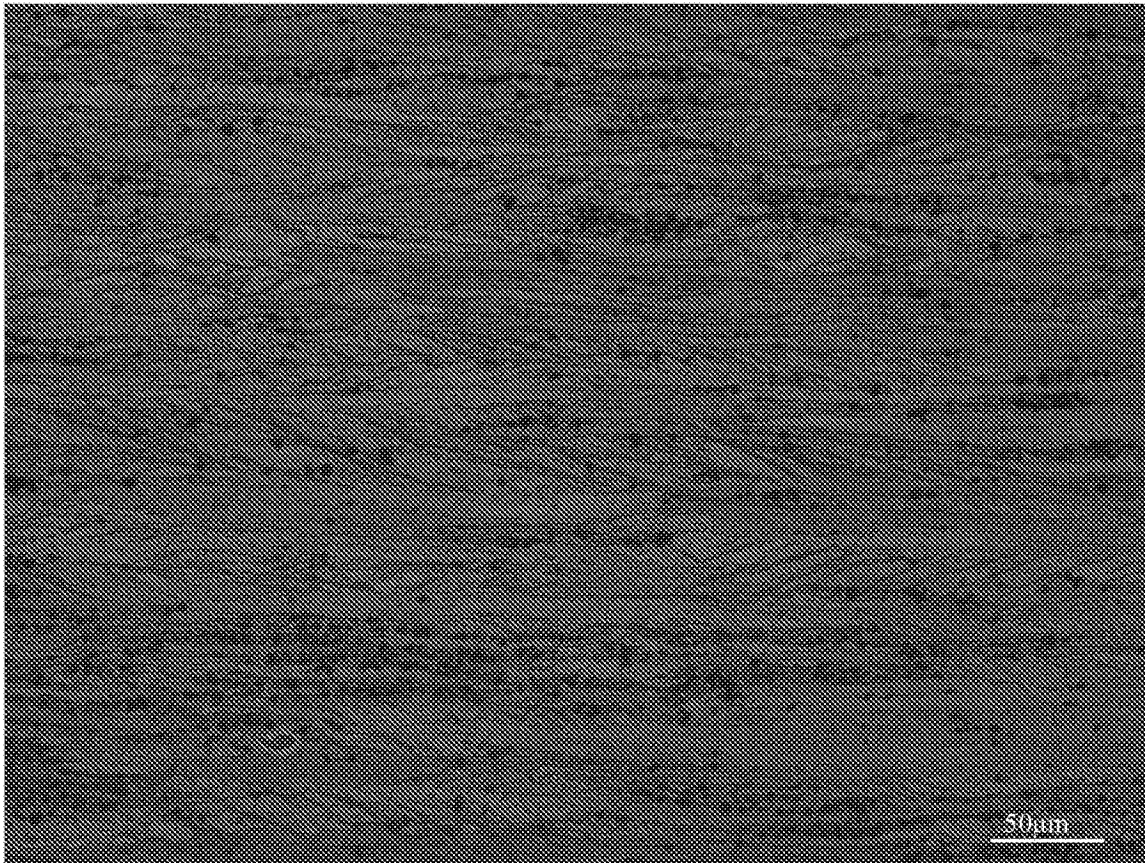


图 8



图 9