



## (12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 108359841 A

(43)申请公布日 2018.08.03

(21)申请号 201810159011.2

F16C 33/06(2006.01)

(22)申请日 2015.05.13

F16C 33/12(2006.01)

(30)优先权数据

102014106933.1 2014.05.16 DE

(62)分案原申请数据

201580025319.2 2015.05.13

(71)申请人 奥托福克斯两合公司

地址 德国迈讷茨哈根

(72)发明人 T.普勒特 H.古默特 B.雷茨

(74)专利代理机构 北京市柳沈律师事务所

11105

代理人 任丽荣

(51)Int.Cl.

G22C 9/04(2006.01)

G22F 1/08(2006.01)

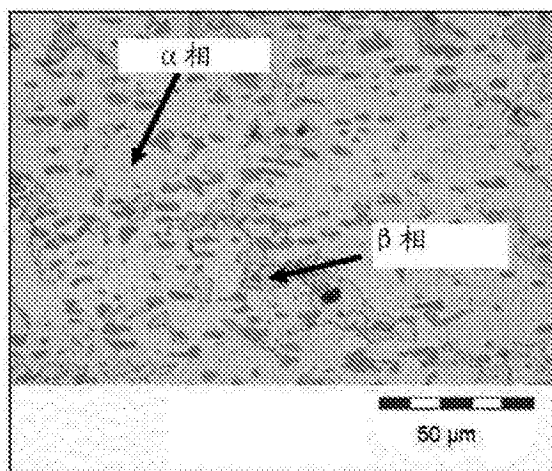
权利要求书1页 说明书10页 附图12页

(54)发明名称

高强度黄铜合金及合金产品

(57)摘要

本发明涉及包含58-66重量%Cu;1.6-7重量%Mn;0.2-6重量%Ni;0.2-5.1重量%Al;0.1-3重量%Si;≤1.5重量%Fe;≤0.5重量%Sn;≤0.5重量%Pb;以及剩余的Zn连同无法避免的杂质的高强度黄铜合金。本发明还描述的是具有此类合金组成的高强度黄铜产品,以及用于制造由高强度黄铜合金制成的此类产品的方法。



1. 一种高强度黄铜合金,所述高强度黄铜合金包含

58-64重量%Cu;

1.5-3.5重量%Mn;

0.1-1重量%Ni;

2-4重量%Al;

0.1-1重量%Si;

≤0.5重量%Fe;

≤0.5重量%Sn;

≤0.5重量%Pb;

以及剩余的Zn连同无法避免的杂质。

2. 根据权利要求1所述的高强度黄铜合金,其特征在于,Zn含量在20和35重量%之间,并且所述Cu当量在45和65重量%之间。

3. 根据权利要求1或2所述的高强度黄铜合金,所述高强度黄铜合金包含

60-62重量%Cu;

2.1-2.5重量%Mn;

0.2-0.6重量%Ni;

2.9-3.1重量%Al;

0.35-0.65重量%Si;

≤0.1重量%Fe;

≤0.1重量%Sn;

≤0.1重量%Pb;

以及剩余的Zn连同无法避免的杂质。

4. 一种具有根据权利要求1至3中任一项所述的合金组成的高强度黄铜合金产品,其特征在于所述高强度黄铜合金产品通过热成形、退火和冷拔以这样的方式进行调整,使得0.2%屈服强度 $R_{p0.2}$ 在570-770MPa的范围内,拉伸强度 $R_m$ 在750-800MPa的范围内,并且断裂伸长率 $A_5$ 在7.5-12%的范围内。

5. 根据权利要求4所述的高强度黄铜合金产品,其特征在于所述高强度黄铜合金产品是设计用于摩擦负载的部件,所述摩擦负载随着时间过去是可变的,所述部件特别是轴衬、滑动承座、蜗轮或用于涡轮增压器的轴向轴承。

## 高强度黄铜合金及合金产品

[0001] 本申请是申请日为2015年5月13日,申请号为201580025319.2,发明名称为“高强度黄铜合金及合金产品”的在先申请的分案申请。

### 技术领域

[0002] 本发明涉及高强度黄铜合金和由高强度黄铜合金制成的产品,所述产品遭受摩擦负载。

### 背景技术

[0003] 对于润滑环境中的通常摩擦应用,一般需要所使用的合金的低摩擦系数,并且另外,摩擦系数应在预定限度内适合于特定应用,特别是摩擦配偶体、所使用的润滑剂和摩擦条件,例如接触压力和相对速度。这特别对于活塞套筒是真实的,所述活塞套筒通过高静态和动态负载起作用。另外,如对于例如涡轮增压器的轴向轴承存在的具有摩擦配偶体的高相对速度的应用需要这样的合金,所述合金除减少生热之外还确保来自摩擦表面的良好散热。

[0004] 摩擦功率和油接触导致具有在轴承表面上累积的润滑剂组分的摩擦层。润滑剂组分及其分解产物的一致的高沉积速率是必要的,以便获得在滑动层上足够稳定的吸附层。

[0005] 合适的轴承材料另外的特征在于大范围的油耐受,使得摩擦层的结构在很大程度上对某些油添加剂的选择不敏感。进一步的目的是提供具有良好紧急运行特性的用于摩擦应用的合金,使得可确保在干摩擦条件下足够的使用寿命。

[0006] 对于处于摩擦负载下的部件,还重要的是所使用的合金具有足够的强度。相应地,应存在高0.2%屈服强度,以便使在负载下发生的塑性变形降到最低。另外,必须提供特别硬的高拉伸强度合金,以便增加合金对研磨和粘附应力的抵抗力。同时,必须存在足够的韧度作为针对撞击应力的保护。在这点上,必须减少微缺陷数目且延迟所得到的缺陷生长。这伴随提供具有优选高断裂韧度的合金的要求,所述合金在很大程度上不含内部应力。

[0007] 在许多情况下,关于在摩擦负载下的零件的合适合金是特种黄铜,除作为主要组分的铜和锌之外,所述特种黄铜与元素镍、铁、锰、铝、硅、钛或铬中的至少一种形成合金。硅黄铜特别符合上述要求;CuZn31Si1代表用于摩擦应用例如活塞套筒的标准合金。此外,已知使用锡青铜用于摩擦应用或用于采矿,所述锡青铜除锡和铜之外还另外含有镍、锌、铁和锰。

[0008] 作为铜-锌合金的例子参考CH 223 580 A,所述铜-锌合金适合于处于来自滑动的应力下的机器零件,例如轴承、涡轮、齿轮、滑动承座等等。所引用的文件公开了50-70重量%的铜含量,与2-8重量%铝、0.05-3%硅和0.5-10重量%锰、以及剩余部分的锌形成合金。另外,合金可含有最多达10重量%铅以及0.1-5重量%包含铁、镍和钴的一种或多种元素。此外,高强度黄铜合金由EP 0 407 596 B1已知,除铜、锌、锰、铝和硅之外,所述高强度黄铜合金还含有铁、镍和钴作为任选的合金组分。另外,提供了0.03-1重量%的氧含量。此外,DE 15 58 467 A公开了另一种高强度黄铜合金,其提供用于处于来自滑动和摩擦的应

力下的物体。除可高达45重量%的铜和锌含量之外,存在锰、硅和碲的合金添加剂。另外,Fe、Ni、Al和Be代表进一步的任选合金组分。此外,DE 15 58 817 B2和DE 101 59 949 01描述了具有大范围组成的铜合金,所述铜合金形成磨损减少的轴承材料。

[0009] 为了实现由高强度黄铜合金制造的产品的某些特性,使用含有不同合金元素的合金。因此,对于这类组分,必须使此类不同产品保持库存,并且特别是还能够与这些各种合金一起工作。

## 发明内容

[0010] 针对这种背景,本发明的目的是提出基础高强度黄铜合金,由所述基础高强度黄铜合金不仅可制造特征在于高强度、改善的摩擦负载下磨损、以及当存在不足够的润滑时良好的紧急运行特性的产品,由所述基础高强度黄铜合金还可仅通过改变此类基础合金的合金元素的含量形成合金,而无需另外的合金元素,并且所述产品具有广泛多样的特性。进一步的目的在于提供用于合金的制造方法以及由高强度黄铜合金制成的产品。

[0011] 上述目的通过具有下述合金组分的高强度黄铜合金来实现:

[0012] 58-66重量%Cu;

[0013] 1.6-7重量%Mn;

[0014] 0.2-6重量%Ni;

[0015] 0.2-5.1重量%Al;

[0016] 0.1-3重量%Si;

[0017]  $\leq 1.5$ 重量%Fe;

[0018]  $\leq 0.5$ 重量%Sn;

[0019]  $\leq 0.5$ 重量%Pb;

[0020] 以及剩余的Zn连同无法避免的杂质。

[0021] 对于具有上述合金组成的高强度黄铜,已鉴定了对存在的特定摩擦应用的令人惊讶的适应性。磨损特性和紧急运行特性是可变设置的,由此以铝化物和硅化物形式的硬质相存在于合金中,其就组成、平均尺寸、形状和在合金结构中的分布而言可在大范围上选择。这仅通过改变特别在相对窄的限度内的涉及基础合金中的合金元素的特定含量来实现。

[0022] 基础合金具有相对高的Zn含量,特别优选在20和35重量%之间。这是值得注意的,因为选择在窄范围内的58至66重量%的Cu含量。为了提供具有所需特定不同特性的合金,Cu当量的比例选择为相对高的,通常在45和65重量%之间。因此,特定合金和因此由其制造的产品特性通过改变涉及Cu当量的元素进行设置。在这点上,元素Mn、Ni、Al和Si具有首要重要性。通过改变高强度黄铜合金中的这些元素的涉及,例如,可调整基体中的 $\alpha$ 相和 $\beta$ 相的比例。合金因此可通过适当改变这些元素形成,合金产品占优势地具有 $\alpha$ 相,占优势地具有 $\beta$ 相,或具有两个相的混合物。无需改变加工方法,还能够通过适当地主要改变这些元素设置关于高强度黄铜合金产品的不同粒度。

[0023] 此类基础高强度黄铜合金和由其衍生的专门高强度黄铜合金的使用在工业加工中也是有利的,特别当在基础高强度黄铜合金下包括的不同合金的铸造物以快速交替顺序熔炼时。因为合金均含有相同的合金元素,所以污染危险和因此通过污染不知不觉地改变

合金特性的危险降至最低。

[0024] 除硬质相之外,合金的硬度和韧度对摩擦层的特性具有显著影响。根据本发明的合金的特征在于显著大范围的可实现的机械参数,使得通过选择在合金铸造后的加工操作,以与迄今为止用于摩擦应用的合金相比较改善的方式,屈服强度、拉伸强度、断裂伸长率、硬度和韧度可彼此独立地进行设置。对于应用的要求专门选择的合金产品可通过在熔融根据本发明的组分后的下述加工操作来获得:

[0025] -在合金铸造特别是连续铸造后直接的热成形,而无需另外的处理步骤,或随后仅为最终的退火步骤,

[0026] -挤压直接随后为冷成形,随后为最终的退火步骤,

[0027] -在进行冷成形和最终的退火步骤之前,伴随后续中间退火的挤压。

[0028] 在这点上,应再一次强调在上文描述的基础高强度黄铜合金下包括的个别的专门高强度黄铜合金均可使用相同方法进行生产,使得热处理可以相同方式进行。

[0029] 在所需特性中具有特定改善,在上文描述的基础高强度黄铜合金下已建立的第一专门高强度黄铜合金具有下述组成:

[0030] 58-64重量%Cu;

[0031] 5-7重量%Mn;

[0032] 3-5重量%Ni;

[0033] 4-6重量%Al;

[0034] 0.5-2.5重量%Si;

[0035] 0.1-1.5重量%Fe;

[0036]  $\leq 0.3$ 重量%Sn;

[0037]  $\leq 0.5$ 重量%Pb;

[0038] 以及剩余的Zn连同无法避免的杂质。

[0039] 根据第一实施例的高强度黄铜合金的特征在于:当用作轴承材料时,特别良好的紧急运行特性。这归于合金中的金属间相的大面积比例。具有高耐磨损性的多个平坦延伸的接触点因此存在于摩擦表面上,所述接触点延伸直到累积的润滑剂组分的吸附层。同时,根据本发明存在的金属间相的平坦特征增加了反应层的强度,所述反应层由接近表面的吸附层组分和合金组分的反应产物组成,所述反应层在吸附层之下形成。个别硬质相颗粒的剥落趋势以及相关的缺口效应由于金属间相的高面积比例而减少。总之,这导致具有高耐磨性的轴承材料。

[0040] 此外,第一实施例的特征在于特别有利的机械特性。表征特征是极大硬度、高屈服强度和拉伸强度,伴随同样有利地高的断裂伸长率,所述断裂伸长率即使在后续退火期间也可保持在相对高的值。另外,已显示机械值可经由热成形步骤随后为合金铸造,并且通过后续热处理的工艺控制进行设置。相应地,有利的机械值直接起因于用于进行热成形的挤压和用于热处理步骤的后续退火,而无需进行通过冷成形的另外的合金应变硬化。

[0041] 根据该第一实施例的合金组合物的一个特别优点是具有占优势的 $\beta$ 相的挤压态。相应地,通过导致挤压态的直接在熔融和热成形的加工顺序后的最终退火, $\alpha$ 相与 $\beta$ 相的比率这样设置,使得机械特性在大范围内有适应能力。通过增加更具延展性的 $\alpha$ 相的比例,用于在所得到的合金产品的摩擦层中嵌入外来颗粒的能力可得到增加,导致与给定应用中存

在的润滑环境协调的在摩擦表面上的吸附层的稳定。这是特别成功的,因为相对更软的 $\alpha$ 相位于相对硬质的 $\beta$ 相的晶界处。由于外来颗粒的嵌入,关于在相对软的 $\alpha$ 相中嵌入外来颗粒的特定能力促使外来颗粒从此类组分在其中使用的摩擦回路中提取。这减少对除来自这种合金的部件之外,涉及这种摩擦系统中的其他部件的磨损。

[0042] 在这种高强度黄铜合金中形成的硅化物具有圆形,并且因此仅具有轻微缺口效应。

[0043] 所得到的粒度通常为10至20 $\mu\text{m}$ ,并且因此被称为极细粒度。

[0044] 根据本发明的合金组合物的第一实施例的上述优点对于下述合金范围特别明显:

[0045] 60-62重量%Cu;

[0046] 5.8-6.2重量%Mn;

[0047] 4.3-4.7重量%Ni;

[0048] 4.9-5.1重量%Al;

[0049] 1.3-1.7重量%Si;

[0050] 0.9-1.1重量%Fe;

[0051]  $\leq 0.1$ 重量%Sn;

[0052]  $\leq 0.1$ 重量%Pb;

[0053] 以及剩余的Zn连同无法避免的杂质。

[0054] 当高强度黄铜合金具有下述组成时,导致在上述基础高强度黄铜合金下包括的第二专门高强度黄铜合金:

[0055] 60-66重量%Cu;

[0056] 1-2.5重量%Mn;

[0057] 4-6重量%Ni;

[0058] 1-2.5重量%Al;

[0059] 1-3重量%Si;

[0060] 0.1-1重量%Fe;

[0061]  $\leq 0.5$ 重量%Sn;

[0062]  $\leq 0.5$ 重量%Pb;

[0063] 以及剩余的Zn连同无法避免的杂质。

[0064] 根据第二实施例的合金组合物的特征在于可良好调整的研磨磨损行为。取决于存在的静态和动态摩擦负载,以及润滑剂和反摩擦表面的选择,研磨磨损可适合于所讨论的应用,因为关于合金基体的 $\alpha$ 相和 $\beta$ 相的比例可在广泛区间内设置。 $\beta$ 相比比例具有更大的硬度和耐磨损性。

[0065] 挤压态中的占优势的 $\alpha$ 比例导致可直接由挤压态冷成形的高强度黄铜合金。在挤压后的退火因此被省略。即使没有这个中间步骤,在冷成形期间,特别是在冷拔期间,可实现与类似高合金高强度黄铜相比较明显更高的变形程度。在冷成形期间增加的抽拉速率导致相对高的屈服强度和改善的强度。所得到的合金产品的机械特性可在本发明的第二实施例的特别广泛的范围内设置。

[0066] 尽管有2.0-2.5重量%的相对高的硅含量,第二实施例的所选择的合金组合物的特征在于有利的加工特性,所述加工特性不存在于具有相应高的硅含量的比较合金中。关

于根据本发明选择的硅比例的下限值已以这样的方式进行设置,使得导致具有高强度的合金。所加入的硅的上限以这样的方式进行测定,使得在铸造期间的表面张力不足够增加,使得裂缝形成发生。

[0067] 另外,由于硅比例以硅化物的形式并非完全结合并且因此进入硬质相内的事实,根据本发明的合金组合物的这个实施例是特别有利的。相反,游离硅在合金基体中是可检测的。这以这样的方式影响在润滑环境中的摩擦负载下所得到的合金产品中的层结构,使得尽管反应速率减少,但同时导致更稳定和大范围的耐油吸附层。

[0068]  $\beta$ 相以岛样方式包含在 $\alpha$ 相中。这对就由这种合金制造的产品强度而言的各向同性化具有有利作用。这意指强度相对不依赖于方向而设置。

[0069] 这种专门高强度黄铜合金和由其制造的产品也是极细粒度的,并且具有10至20 $\mu\text{m}$ 的通常粒度。

[0070] 根据本发明的合金组合物的第二实施例的上述优点对于下述合金范围特别明显:

[0071] 63-65重量%Cu;

[0072] 1.8-2.2重量%Mn;

[0073] 4.8-5.2重量%Ni;

[0074] 1.9-2.1重量%Al;

[0075] 2.0-2.5重量%Si;

[0076] 0.2-0.4重量%Fe;

[0077]  $\leq 0.1$ 重量%Sn;

[0078]  $\leq 0.1$ 重量%Pb;

[0079] 以及剩余的Zn连同无法避免的杂质。

[0080] 具有有利的高机械耐磨性,在上述基础高强度黄铜合金下包括的第三专门高强度黄铜合金可由下述组成表示:

[0081] 58-64重量%Cu;

[0082] 1.5-3.5重量%Mn;

[0083] 0.1-1重量%Ni;

[0084] 2-4重量%Al;

[0085] 0.1-1重量%Si;

[0086]  $\leq 0.5$ 重量%Fe;

[0087]  $\leq 0.5$ 重量%Sn;

[0088]  $\leq 0.5$ 重量%Pb;

[0089] 以及剩余的Zn连同无法避免的杂质。

[0090] 所观察到的高机械耐磨性归于细长的金属间相的存在,所述金属间相显示朝向在挤压方向上的纵向取向的良好倾向。随后以这样的方式设计起因于根据第三实施例的高强度黄铜合金的合金产品的轴承表面,使得摩擦负载方向与金属间相的纵向取向基本上平行延伸。硅化物主要是Mn硅化物的优选细长设计具有使基体免于磨损负载的功能。

[0091] 第三实施例的特征还在于合金基体中的 $\alpha$ 相与 $\beta$ 相比率的良好可调整性。研磨磨损行为因此可直接适合于应用。

[0092] 另外,相对高的屈服强度和可实现的高强度起因于就 $\alpha/\beta$ 相比比例而言的可选择的

基础结构。此外,在加工操作后导致的合金产品的机械特性的显著广泛的可调整性已得到证实。相应地,提供了对存在的特定摩擦应用条件的有利的良好适应性。

[0093] 所得到的粒度在100和300 $\mu\text{m}$ 之间,并且是与上文描述的两种专门高强度黄铜合金相比较的相对大粒度。然而,这对于由这种合金制造的半成品的机械加工是有利的。

[0094] 根据本发明的合金组合物的第三实施例的上述优点对于下述合金范围是特别明显的:

[0095] 58-64重量%Cu;

[0096] 1.5-3.5重量%Mn;

[0097] 0.1-1重量%Ni;

[0098] 2-4重量%Al;

[0099] 0.1-1重量%Si;

[0100]  $\leq 0.5$ 重量%Fe;

[0101]  $\leq 0.5$ 重量%Sn;

[0102]  $\leq 0.5$ 重量%Pb;

[0103] 以及剩余的Zn连同无法避免的杂质。

[0104] 在上述第三专门高强度黄铜合金中,Mn/Al比率优选设置在0.9和1.1之间,优选大约1。

[0105] 在所提及的基础合金下包括的第四专门高强度黄铜合金具有下述合金组成:

[0106] 58-64重量%Cu;

[0107] 1-3重量%Mn;

[0108] 1-3重量%Ni;

[0109] 0.1-1重量%Al;

[0110] 0.2-1.5重量%Si;

[0111] 0.1-1.5重量%Fe;

[0112]  $\leq 0.5$ 重量%Sn;

[0113]  $\leq 0.5$ 重量%Pb;

[0114] 以及剩余的Zn连同无法避免的杂质。

[0115] 这种高强度黄铜合金的特征在于特别高的断裂伸长率和仍足够的强度。另外,存在特别高的耐磨性,这归于黄铜基体的单排结构。此外,已发现还可实现与上述有利的机械特性组合的高韧度。这种性质基于基体由占优势的 $\alpha$ 相组成的事实。存在的 $\beta$ 相形成小岛。圆形硅化物对缺口效应相对不敏感。

[0116] 根据本发明的合金组合物的第四实施例的上述优点对于下述合金范围是特别明显的:

[0117] 60-62重量%Cu;

[0118] 1.6-2.0重量%Mn;

[0119] 1.8-2.2重量%Ni;

[0120] 0.2-0.4重量%Al;

[0121] 0.65-0.95重量%Si;

[0122] 0.9-1.1重量%Fe;



- [0123]  $\leq 0.1$ 重量%Sn;  
[0124]  $\leq 0.1$ 重量%Pb;  
[0125] 以及剩余的Zn连同无法避免的杂质。

### 附图说明

- [0126] 本发明基于优选示例性实施例参考附图在下文加以说明,所述附图显示下述:
- [0127] 图1:显示了在具有100x放大率的横截面中,作为根据本发明的高强度黄铜的第一实施例的第一专门高强度黄铜合金的挤压态的光学显微照片,
- [0128] 图2:显示了具有500x放大率,作为光学显微照片来自图1的挤压态,
- [0129] 图3:显示了在具有50x放大率的横截面中,在450℃下软性退火后根据本发明的高强度黄铜的第一实施例的光学显微照片,
- [0130] 图4:显示了在具有500x放大率的横截面中,来自图3的根据本发明的高强度黄铜的第一实施例的软性退火态的光学显微照片,
- [0131] 图5、6:显示了在具有6000x放大率的挤压态中,具有根据本发明的高强度黄铜(第二专门高强度黄铜合金)的第一实施例的二次电子对比的扫描电子显微照片,
- [0132] 图7:显示了在具有50x放大率的横截面中,根据本发明的高强度黄铜的第二实施例的挤压态的光学显微照片,
- [0133] 图8:作为具有500x放大率的光学显微照片,来自图7的根据本发明的高强度黄铜的第二实施例的挤压态,
- [0134] 图9:显示了在具有50x放大率的横截面中,在450℃下软性退火后根据本发明的高强度黄铜的第二实施例的光学显微照片,
- [0135] 图10:显示了在具有500x放大率的横截面中,来自图9的根据本发明的高强度黄铜的第二实施例的软性退火态的光学显微照片,
- [0136] 图11:显示了在具有7000x放大率的合金终末态中,具有根据本发明的高强度黄铜的第二实施例的二次电子对比的扫描电子显微照片,
- [0137] 图12:显示了在具有7000x放大率的合金终末态中,具有根据本发明的高强度黄铜的第二实施例的二次电子对比的扫描电子显微照片,
- [0138] 图13:显示了在具有100x放大率的横截面中,作为根据本发明的高强度黄铜的进一步实施例的第三专门高强度黄铜合金的挤压态的光学显微照片,
- [0139] 图14:作为具有500x放大率的光学显微照片,来自图13的根据本发明的高强度黄铜的第三实施例的挤压态,
- [0140] 图15:显示了在具有50x放大率的横截面中,在450℃下软性退火后根据本发明的高强度黄铜的第三实施例的光学显微照片,
- [0141] 图16:显示了在具有500x放大率的横截面中,来自图15的根据本发明的高强度黄铜的第三实施例的软性退火态的光学显微照片,
- [0142] 图17:显示了具有7000x放大率,具有根据本发明的高强度黄铜的第三实施例的挤压态的二次电子对比的扫描电子显微照片,
- [0143] 图18:显示了具有2000x放大率,具有根据本发明的高强度黄铜的第三实施例的合金终末态的二次电子对比的扫描电子显微照片,

[0144] 图19:显示了在具有100x放大率的横截面中,作为根据本发明的高强度黄铜的再进一步实施例的第四专门高强度黄铜合金的挤压态的光学显微照片,

[0145] 图20:作为具有500x放大率的光学显微照片,来自图19的根据本发明的高强度黄铜的第四实施例的挤压态,

[0146] 图21:显示了在具有50x放大率的横截面中,在450℃下软性退火后根据本发明的高强度黄铜的第四实施例的光学显微照片,

[0147] 图22:显示了在具有500x放大率的横截面中,来自图15的根据本发明的高强度黄铜的第四实施例的软性退火态的光学显微照片,

[0148] 图23:显示了具有3000x放大率,具有根据本发明的高强度黄铜的第四实施例的合金终末态的二次电子对比的扫描电子显微照片,和

[0149] 图24:显示了具有6500x放大率,具有根据本发明的高强度黄铜的第四实施例的合金终末态的二次电子对比的扫描电子显微照片。

### 具体实施方式

[0150] 在铸态中,在精细黄铜基体结构中嵌入的金属间相(IMP)存在于具有根据权利要求3的合金组成的根据第一实施例的高强度黄铜中。另外,铸造结构没有在横截面中或在铸坯的纵向程度上显著的结构变化。根据该第一实施例的高强度黄铜合金的化学组成如下(数据以重量%表示):

[0151]

Cu	Zn	Pb	Sn	Fe	Mn	Ni	Al	Si	As	Sb	P	Cr
61.0	剩余物	0.005	0.005	1.0	5.9	4.5	5.0	1.5	0.02	-	0.005	0.03

[0152] 选择为相对高的关于根据本发明的高强度黄铜的第一实施例的铝含量压制在以铸态的合金冷却期间β相至α相的转换,使得尽管选择了相对高的锌比例,导致占优势的是β相而不是α/β混合相。

[0153] 由于在铸造后的挤压,实现挤压态,在图1和2中作为光学显微照片显示,分别具有100x和500x的横截面放大率。与铸件相比较显著精炼的结构具有含均匀的β相的基体,分成两个平均尺寸的金属间相插入所述β相中。更大的金属间相存在于晶界处以及晶粒内部中,而较小的金属间相仅存在于晶界处。基于未详细示出的纵截面,能够测定黄铜基体以及金属间相在挤压方向上仅具有相对弱的取向。

[0154] 根据第一实施例的合金的特征在于通过扫描电子显微照片和EDX分析的挤压态。图5和6显示了具有6000x放大率,具有二次电子对比的扫描电子显微照片的例子;反衬暗区证实具有两种不同平均尺寸的平坦金属间相。EDX测量显示金属间相的化学组成是(Fe、Mn、Ni)混合的硅化物,占优势的是锰混合的硅化物 $Mn_5Si_3$ 、 $Mn_5Si_2$ 、 $Mn_6Si$ 或 $Mn_{44.1}Si_{8.9}$ 。

[0155] 对于设置机械特性,根据第一实施例的高强度黄铜合金的挤压产物可经历以在450℃的温度下的软性退火形式的热处理,由此可实现14%的最大α相比例。α相减少的可溶性在较低和较高退火温度下显示。还发现在450℃下的软性退火期间形成的α相主要存在于晶界处。

[0156] 就机械特性而言,以挤压态的根据第一实施例的高强度黄铜具有760-810MPa的0.2%屈服强度、780-920MPa的拉伸强度 $R_m$ 和1.5-3%的断裂伸长率。根据在退火和任选的

最终退火期间所选择的温度控制,可对高强度黄铜产品的所需机械特性作出调整。在无需热处理后的冷成形设置的合金终末态中,根据第一实施例的高强度黄铜合金实现高机械强度。

[0157] 对于具有根据权利要求5的合金组成的根据本发明的高强度黄铜的第二实施例,金属间相(IMP)在铸态中出现。在图7和8中的光学显微照片中示出的挤压态中,导致伴随岛样分布的 $\beta$ 相部分的占优势的 $\alpha$ 相。金属间相存在于基体的 $\alpha$ 和 $\beta$ 部分中;已测定具有圆形形状的硬质相的大范围尺寸分布。具体地,这种研究样品的高强度黄铜合金具有下述组成(数据以重量%表示):

[0158]

Cu	Zn	Pb	Sn	Fe	Mn	Ni	Al	Si	As	Sb	P	Cr
64.0	剩余物	0.1	0.1	0.3	2.0	5.0	2.0	2.2	-	-	-	0.03

[0159] 未详细示出的纵截面已显示在挤压方向上,黄铜基体仅具有相对弱的取向,并且金属间相没有取向。

[0160] 根据第二实施例的高强度黄铜合金的挤压产物通过在后续加工步骤中的软性退火进行处理;软性退火态通过图9和10中所示的横截面光学显微照片示出。在450°C-550°C的退火温度下的软性退火后的结构由 $\alpha$ 相占优势,并且具有岛样 $\beta$ 相部分。

[0161] 软性退火随后为冷成形,变形程度通常选择在横截面中5-15%减少的范围内。最后,进行最终退火;对于450°C-550°C的退火温度,导致占优势的 $\alpha$ 相部分,连同与软性退火态相比较增加的 $\beta$ 相部分。

[0162] 根据第二实施例的合金的特征在于通过扫描电子显微照片和EDX分析的合金终末态。图11和12显示了 $\alpha/\beta$ 混合基体和金属间相的扫描电子显微镜检查图像的例子。EDX测量显示金属间相的化学组成是(Fe、Mn、Ni)混合的硅化物,占优势的是锰混合的硅化物 $Mn_5Si_3$ 、 $Mn_5Si_2$ 、 $Mn_6Si$ 或 $Mn_{44.1}Si_{8.9}$ 。

[0163] 就机械特性而言,以挤压态的根据第二实施例的高强度黄铜具有280-300MPa的0.2%屈服强度、590-630MPa的拉伸强度 $R_m$ 和9-14%的断裂伸长率。在终末合金态中,存在450-650MPa的0.2%屈服强度、570-770MPa的拉伸强度 $R_m$ 和4-9.4%的断裂伸长率。

[0164] 对于根据本发明的高强度黄铜合金的第三实施例,选择根据权利要求7的优选合金组成。在铸态中,存在金属间相,在挤压态中,所述金属间相已测定为在晶粒内的圆形、细长的硬质相。在挤压态中的合金基体通过 $\beta$ 相形成。具体地,这种研究样品的高强度黄铜合金的第三实施例具有下述组成(数据以重量%表示):

[0165]

Cu	Zn	Pb	Sn	Fe	Mn	Ni	Al	Si	As	Sb	P	Cr
61.0	剩余物	0.05	0.005	0.05	2.3	0.4	3.0	0.6	-	-	0.02	0.013

[0166] 由未详细示出的纵截面显而易见的是,黄铜基体在挤压方向上仅具有相对弱的取向。相比之下,存在与挤压方向平行的金属间相的不同取向。

[0167] 在晶粒内的金属间相代表单一相;测量 $\leq 10\mu m$ 的平均长度。金属间相的化学组成由EDX测量进行测定,并且显示混合的硅化物,主要是以 $Mn_5Si_3$ 和 $Mn_5Si_2$ 形式的锰硅化物。

[0168] 从挤压态开始,根据第三实施例的高强度黄铜合金通过在后续处理步骤中的软性退火进行处理;软性退火态通过图9和10中所示的横截面光学显微照片示出。对于450°C的

软性退火温度导致占优势的 $\beta$ 相;具有随机分布的 $\alpha$ 相部分存在于晶界区域中和晶粒内。将软性退火温度增加至550℃导致均匀的 $\beta$ 相。

[0169] 软性退火随后为冷成形,变形程度通常已选择在横截面中5-15%减少的范围内。最后,进行最终退火;对于450℃的退火温度,存在连续的占优势的 $\beta$ 相部分和与软性退火态相比较极大增加的 $\alpha$ 相部分。相比之下,在550℃的最终退火温度下,与软性退火态相比较未出现合金结构中的显著变化。

[0170] 就机械特性而言,以挤压态的根据第三实施例的高强度黄铜具有480-550MPa的0.2%屈服强度、720-770MPa的拉伸强度 $R_m$ 和9.3-29%的断裂伸长率。在终末合金态中,存在570-770MPa的0.2%屈服强度、750-800MPa的拉伸强度 $R_m$ 和7.5-12%的断裂伸长率。

[0171] 根据本发明的高强度黄铜合金的第四优选实施例基于由权利要求9限定的合金组成。对于该第四实施例,在铸态中,在挤压态中形成的金属间相已测定为存在于 $\alpha$ 相晶粒内的圆形硬质相。在挤压态中,发现占优势的 $\alpha$ 相,伴随在 $\alpha$ 相的晶界处存在的另外的 $\beta$ 相部分。基于未详细示出的纵截面,对于黄铜基体,这导致在挤压方向上的不同取向,而金属间相仅弱取向。具体地,这种研究样品的高强度黄铜合金的第四实施例具有下述组成(数据以重量%表示):

[0172]

Cu	Zn	Pb	Sn	Fe	Mn	Ni	Al	Si	As	Sb	P	Cr
61.0	剩余物	0.02	0.05	0.5	1.8	2.0	0.3	0.8	-	-	-	-

[0173] 根据第四实施例的高强度黄铜合金的挤压产物通过在后续加工步骤中的软性退火进行处理;软性退火态通过图21和22中所示的横截面光学显微照片示出。对于450℃的软性退火温度,导致伴随岛样 $\beta$ 相部分的占优势的 $\alpha$ 相。在550℃范围内的增加的软性退火温度导致均匀的 $\alpha$ 相,伴随与较低的软性退火温度相比较减少的岛样 $\beta$ 相部分。

[0174] 软性退火随后为冷成形,变形程度通常已选择在横截面中5-15%减少的范围内。最后,进行最终退火;合金结构与软性退火态并无显著不同。

[0175] 对于合金终末态,在基础基体的晶粒内的金属间相具有平均长度 $\leq 7\mu\text{m}$ 的单相结构;证实多晶结构。基于EDX测量,就金属间相的化学组成而言,显示除(Fe、Mn、Ni)混合的硅化物之外,存在特别是形式 $\text{Fe}_5\text{Ni}_3\text{Si}_2$ 和 $\text{Fe}_3\text{Si}$ 的铁硅化物。另外,在晶界处和在 $\beta$ 相中发现平均尺寸 $\leq 0.2\mu\text{m}$ 的硬质相沉积物。

[0176] 就机械特性而言,以挤压态的根据第四实施例的高强度黄铜具有480-550MPa的0.2%屈服强度、430-470MPa的拉伸强度 $R_m$ 和22-42%的断裂伸长率。在终末合金态中,存在350-590MPa的0.2%屈服强度、400-650MPa的拉伸强度 $R_m$ 和3-19%的断裂伸长率。

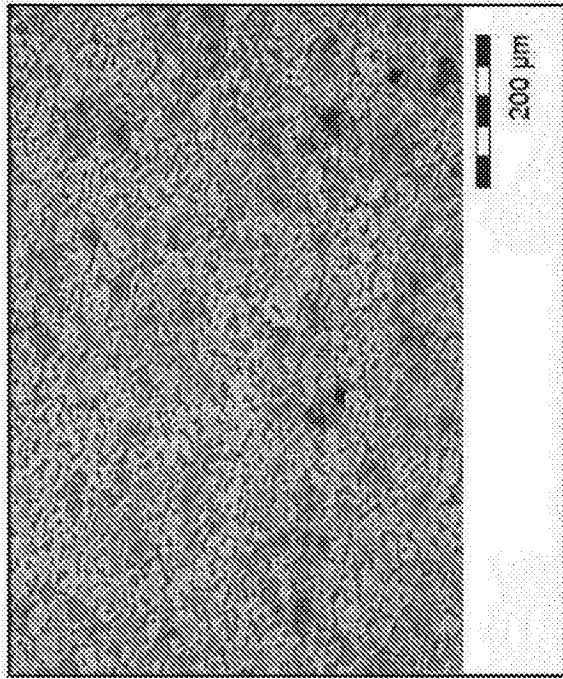


图1

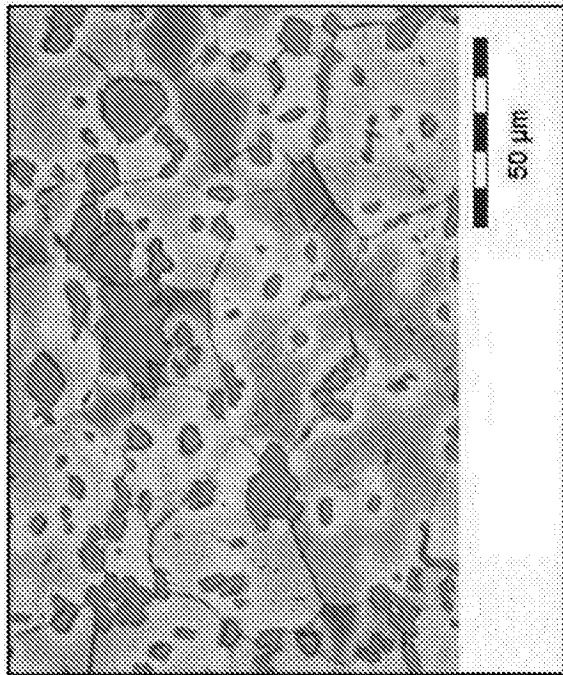


图2

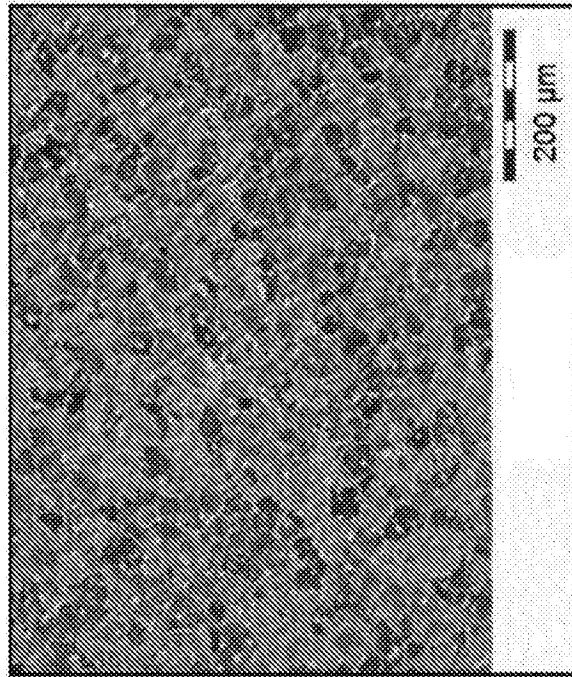


图3

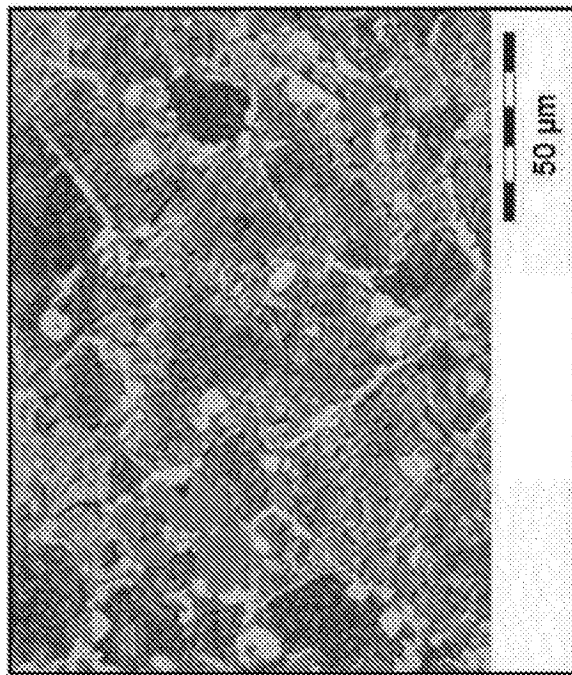
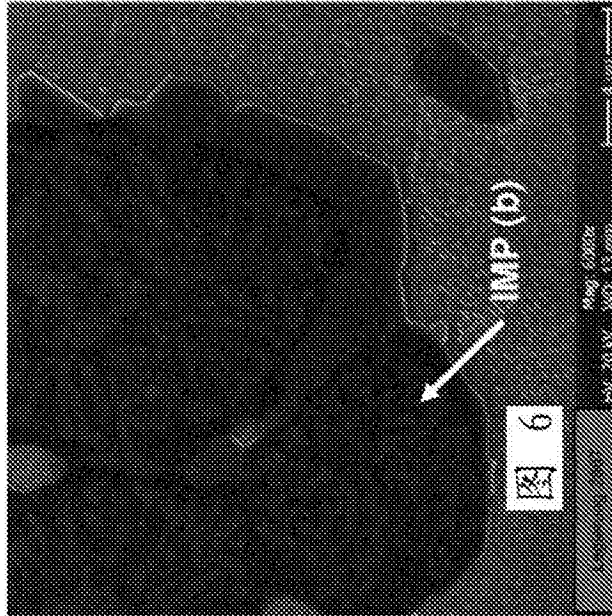
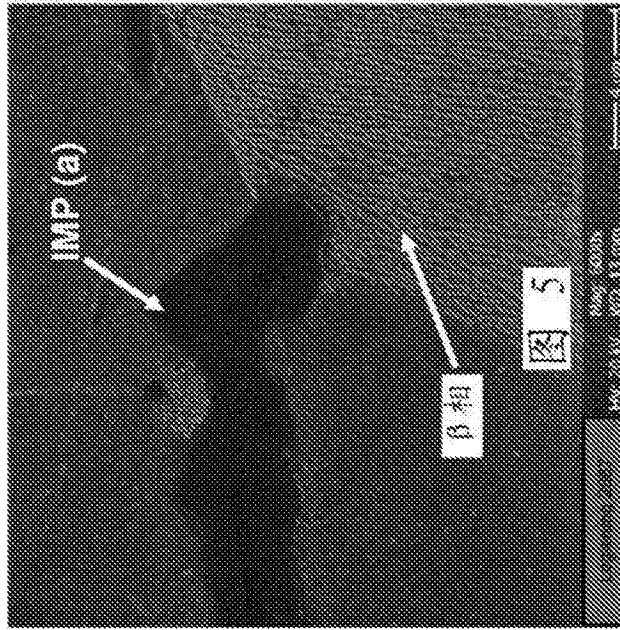


图4



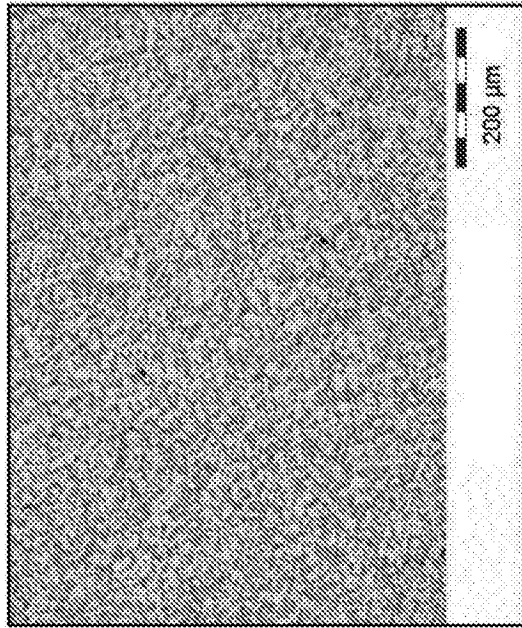


图7

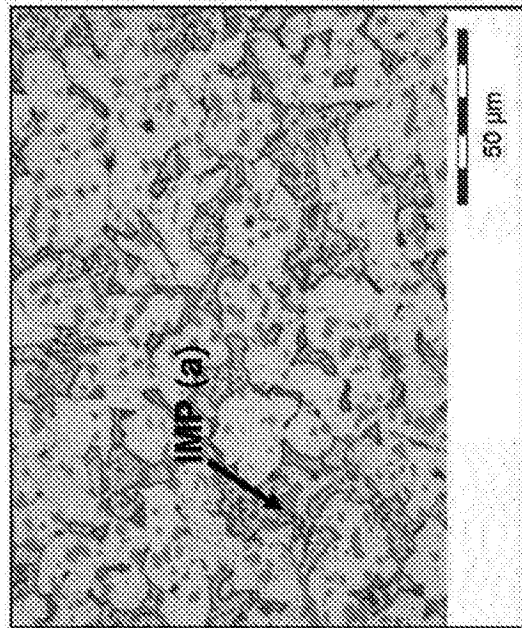


图8



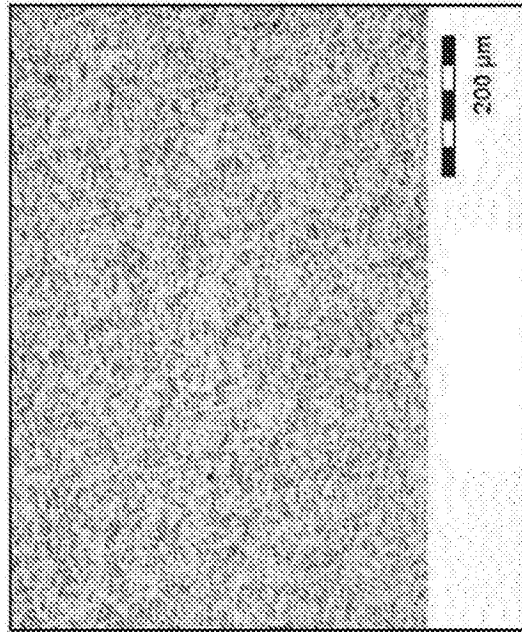


图9

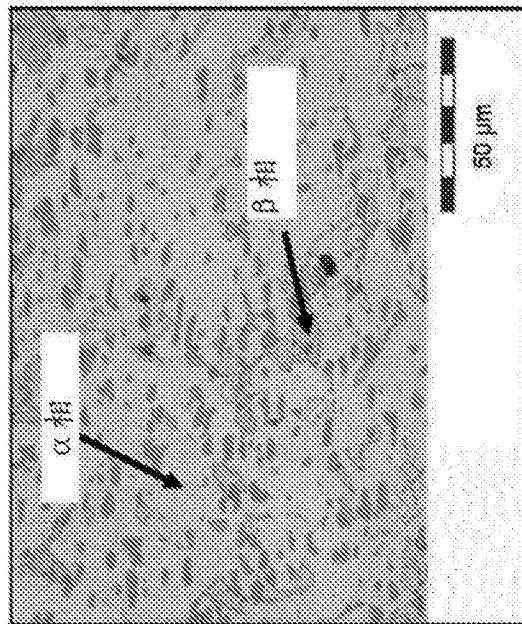


图10

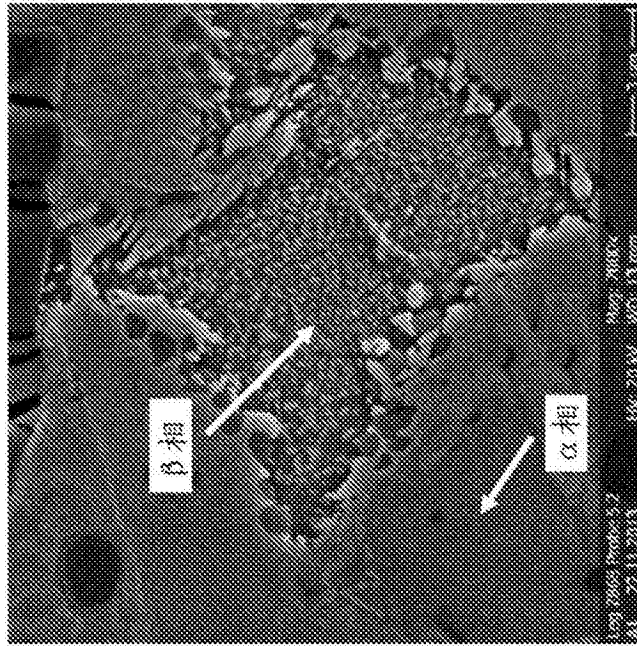


图11

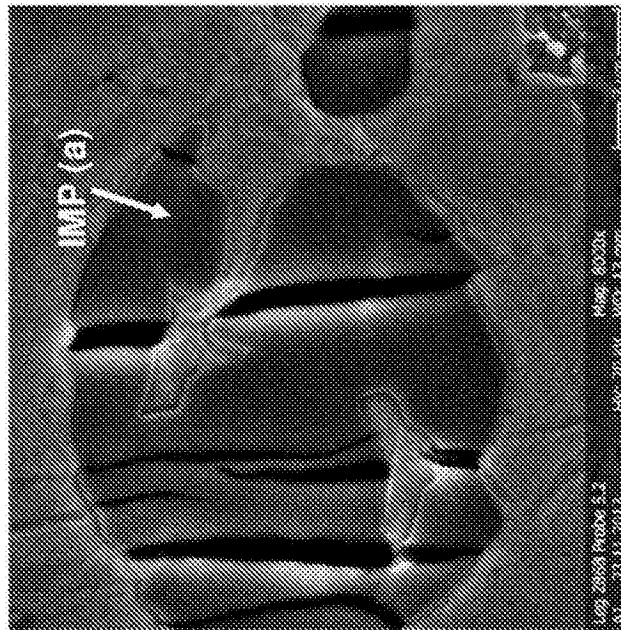


图12

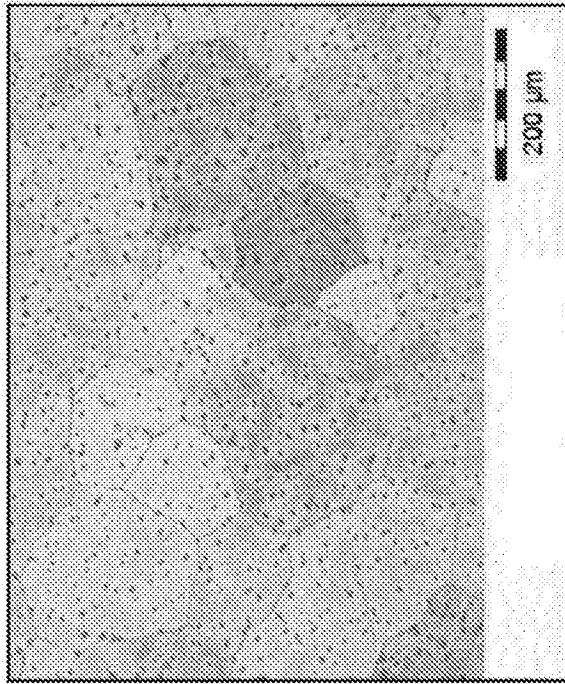


图13

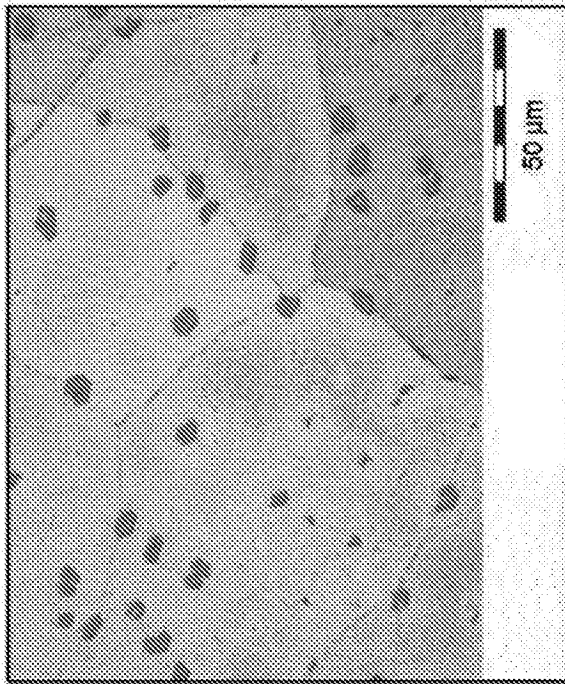


图14

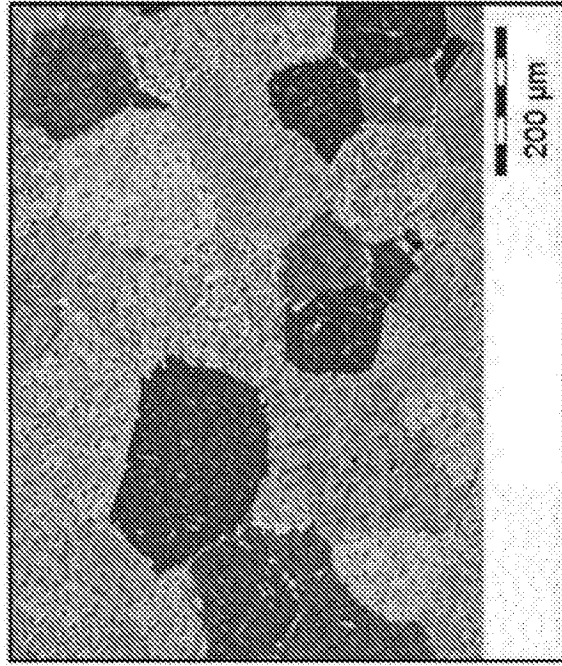


图15

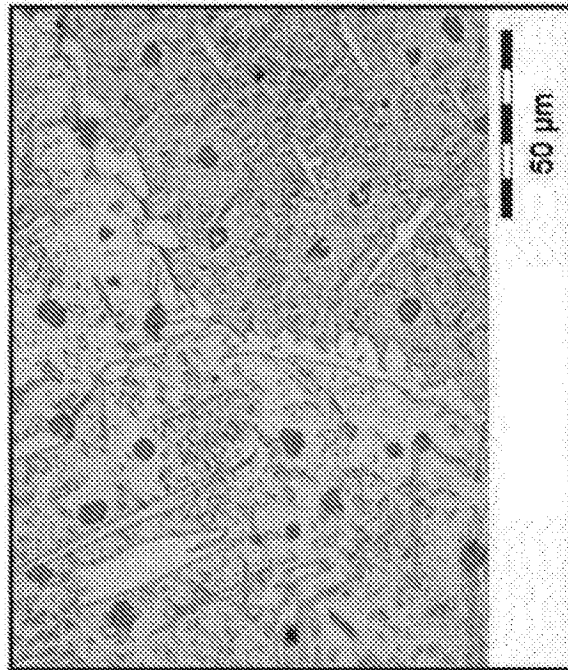
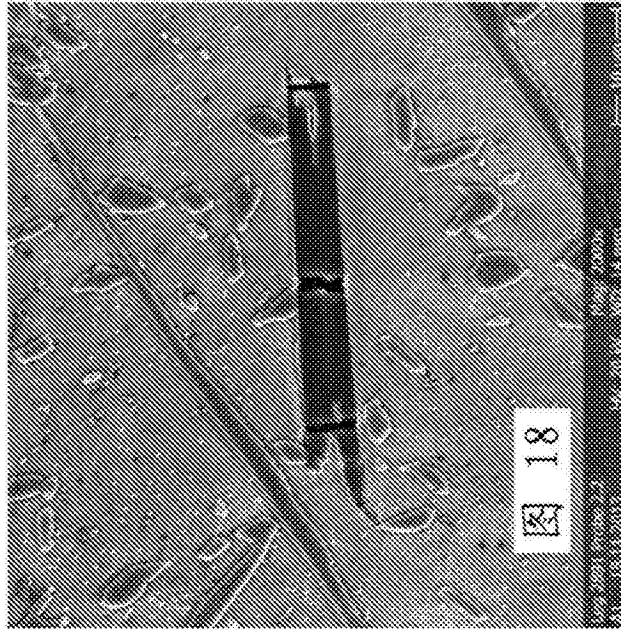
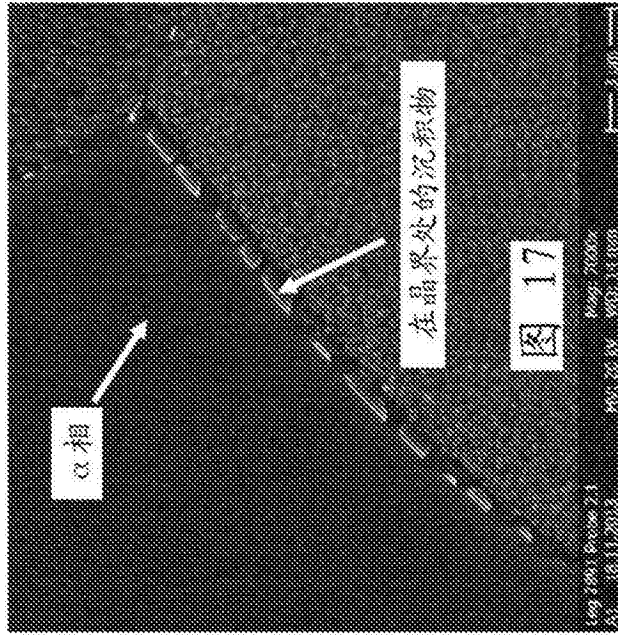


图16



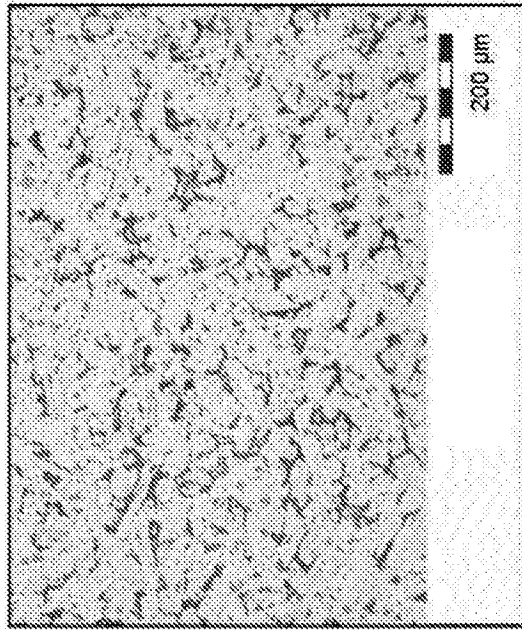


图19



图20

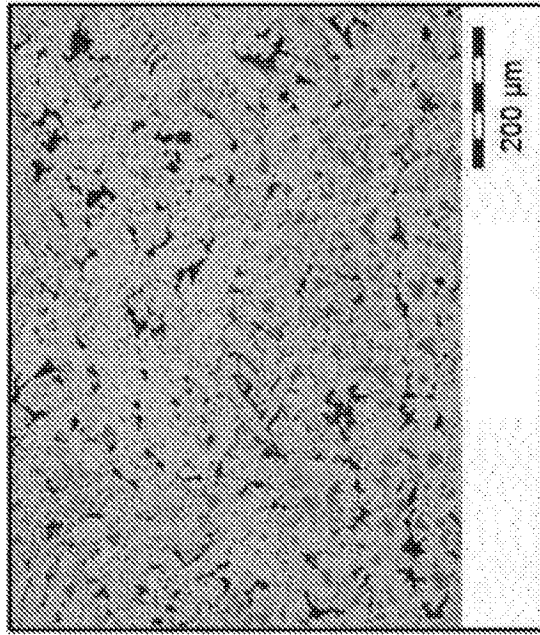


图21

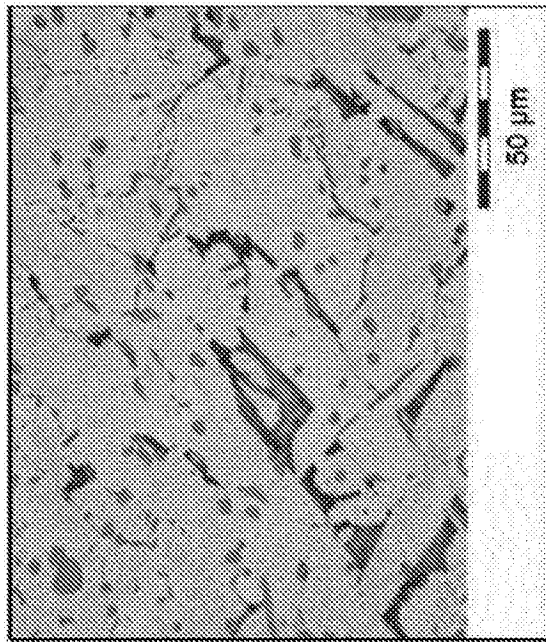


图22

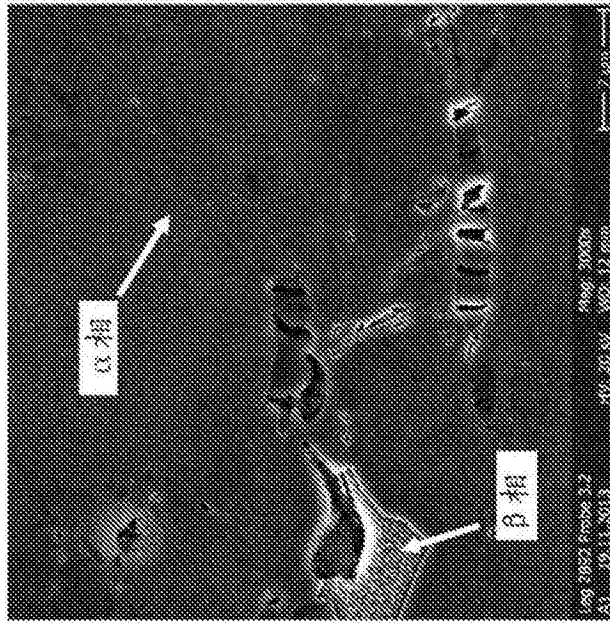


图23

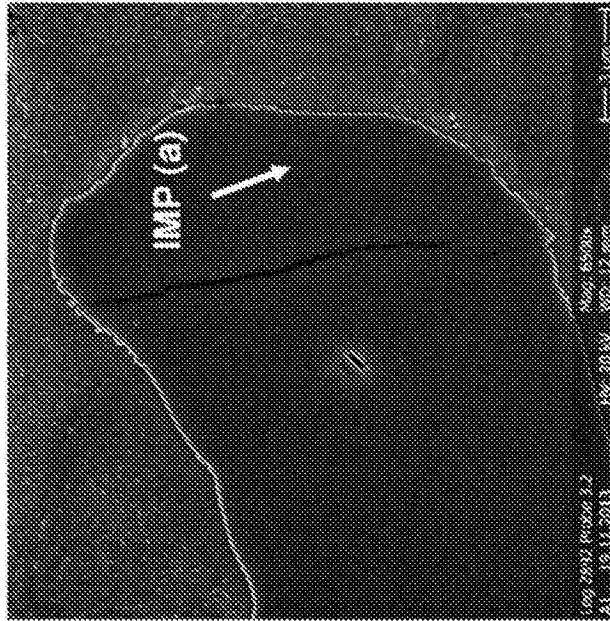


图24