



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 1929991 B

(45) 授权公告日 2016. 02. 24

(21) 申请号 200580007640. 4

(22) 申请日 2005. 01. 31

(30) 优先权数据

60/540, 498 2004. 01. 29 US

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2006. 09. 11

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/US2005/002994 2005. 01. 31

(87) PCT国际申请的公布数据

W02005/072954 EN 2005. 08. 11

(73) 专利权人 纳米钢公司

地址 美国佛罗里达

(72) 发明人 D·J·布兰纳根 B·米查姆

(74) 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专

利商标事务所 11038

代理人 蔡胜有

(51) Int. Cl.

B32B 19/00(2006. 01)

C01F 1/00(2006. 01)

C01F 7/00(2006. 01)

(56) 对比文件

US 6517647 B1, 2003. 02. 11,

US 5648303 A, 1997. 07. 15,

刘永合

殷声

赖和怡. 燃烧条件对自蔓延高温合成

A1_20_3/A1B_(12) 复相陶瓷粉体特性的影响. 无机材料学报 15 3. 2000, 15(3), 473-474.

审查员 焦磊

权利要求书1页 说明书9页

(54) 发明名称

耐磨材料

(57) 摘要

提供了一种用于提高基体材料硬度和改善其耐磨性的硬相材料。该硬相材料是具有结构 AlB_{8-16} 的铝硼化物材料。铝硼化物硬相可以通过将颗粒状铝硼化物与基体材料混合以及通过自基体材料中析出铝硼化物,来加入到基体材料中。包含铝硼化物硬相的材料可以用于涂层应用,以提供硬且耐磨的涂层。铝硼化物硬相也可以添加至冶金产品中,以改善冶金产品的硬度和耐磨性。

1. 一种形成包含通式为 AlB_{8-16} 的铝硼化物的耐磨材料的方法, 其包括: (a) 提供金属体系, (b) 将最高达 50at. % 的铝和硼作为独立组分溶解到该金属体系的液相中, (c) 从所述金属体系的所述液相析出铝硼化物, 其中, 所述金属体系包括铁、镍或钴材料中的一种。

2. 根据权利要求 1 的方法, 其中, 所述金属材料包括 $Fe_{52.3}Mn_2Cr_{19}Mo_{2.5}W_{1.7}B_{16}C_4Si_{2.5}$; $Ni_{64}Cr_{27}Mo_6Fe_3$; $Ni_{54}Cr_{22}Mo_2Fe_{22}$; $Ni_{69}Cu_{31}$; $Ni_{63.0}Cr_{24.6}Mo_{8.2}Fe_{3.3}W_{0.7}V_{0.2}$ 和它们的混合物中的一种。

3. 一种形成包含通式为 AlB_{12} 的铝硼化物的耐磨材料的方法, 其包括: (a) 提供金属体系, 其中所述金属体系包括铁、镍或钴材料, (b) 将铝和硼添加到所述金属体系中, (c) 在熔化 / 雾化工艺期间、在凝固或随后冷却期间原位形成铝硼化物相。

4. 一种形成耐磨涂层的方法, 其包括: 提供包括铝和硼的金属材料; 熔融所述金属材料; 将所述熔融的金属材料施用在基体上并从所述金属材料中析出通式为 AlB_{8-16} 的铝硼化物; 和形成所述涂层, 其中, 所述金属材料包括铁、镍或钴材料中的一种。

5. 一种提高铁合金硬度的方法, 其包括: (a) 提供具有硬度的铁合金; (b) 向所述铁合金中添加铝和硼; (c) 从所述铁合金中析出铝硼化物, 其中所述铝硼化物的通式为 AlB_{8-16} , 并且提高所述铁合金的所述硬度。

6. 根据权利要求 5 的方法, 其中, 所述铁合金包括含锰、铬、镍、钼、钨、碳、硅或者它们的混合物中的一种的铁合金。

7. 根据权利要求 5 的方法, 其中, 所述铁合金包含 $Fe_{52.3}Mn_2Cr_{19}Mo_{2.5}W_{1.7}B_{16}C_4Si_{2.5}$; $Ni_{64}Cr_{27}Mo_6Fe_3$; $Ni_{54}Cr_{22}Mo_2Fe_{22}$; $Ni_{63.0}Cr_{24.6}Mo_{8.2}Fe_{3.3}W_{0.7}V_{0.2}$ 以及它们的混合物中的一种。

耐磨材料

发明领域

[0001] 本发明涉及硬相材料,并且尤其涉及可以用来提高涂层和冶金产品的硬度和耐磨性能的硬相材料。具体地,所公开的基于 AlB_{8-16} 的铝硼化物在加入金属涂层基体时能够提高金属涂层的硬度。此处的本发明也涉及制备作为原材料的所述铝硼化物以及将其加入金属、陶瓷或聚合物基体材料的方法。此外,此处的本发明也涉及在特定合金组合物中以各种选定浓度选择性加入所述铝硼化物。

[0002] 发明背景

[0003] 耐磨材料经常用于涂层或硬面堆焊 (hardfacing) 场合,以防止下面的材料受到摩擦、冲击、摩擦磨损以及类似可能带来破坏的机械作用。耐磨涂层或硬面堆焊可以包括一层均匀的硬或耐磨材料。但是,这类材料通常昂贵,而且,其自身可能不容易形成涂层。为此,一种开发耐磨涂层的策略是将硬相加入更容易实施涂覆或者硬面堆焊工艺并且成本更有效的材料中。通常,制备有效耐磨涂层材料可能需要将大体积分数的硬相加入涂层材料中。

[0004] 硬相,或者分散在耐磨涂层中的耐磨材料部分区 (domain) 通常是陶瓷材料。特别合适的陶瓷材料一般具有包括导致极强离子结合 (但是某些情况下为共价键合) 的电子转移的化学结构。其结果是非常稳定、强度高且高熔点的化合物。

[0005] 通常,耐磨涂层材料是加入所述硬相的陶瓷、金属或者聚合物材料。例如,所述硬相可以加入到铁基合金中。铁基合金允许在基体上涂覆涂层,而硬相则提供耐磨性能。就陶瓷硬相材料而言,所提供的硬相可以是分散在陶瓷、金属或聚合物基体中的颗粒。

[0006] 最近,已进行的大量研究开发目标是开发将碳化物材料加入韧性基体中的耐磨热喷涂和硬面堆焊合金。碳化物,例如碳化钨 (WC)、碳化钛 (TiC)、碳化铬 (Cr_3C_2) 等已被用作韧性基体如钴、铁或镍中的硬相。作为耐磨涂层的一般范例,韧性组分允许在基体上形成成本有效的涂层,而碳化物材料提供所要求的耐磨性。

[0007] 已由硬氧化物发展了其他的耐磨涂层。例如,氧化钛 (TiO_2)、氧化锆 (ZrO_2)、氧化铝 (Al_2O_3) 等均已被用来形成耐磨涂层。对于加入碳化物硬相的涂层,氧化物硬相可以加入到金属基体中。此外,氧化物基涂层也可以通过将硬氧化物致密化形成陶瓷制备而成。

[0008] 除碳化物和氧化物之外,某些用途也可以使用硼化钛 (TiB_2) 和硼化锆 (ZrB_2)。同碳化物和氧化物一样,包含硼化钛和硼化锆的耐磨涂层一般通过在金属、陶瓷或聚合物基体中提供硼化钛或硼化锆硬相来形成。

[0009] 发明概述

[0010] 一种包含铝硼化物的耐磨材料,或者金属涂层或粉末材料或线材材料,或者冶金产品。所述铝硼化物的通式为 AlB_{8-16} ,因此包括例如 AlB_8 , AlB_9 , AlB_{10} , AlB_{11} , AlB_{12} , AlB_{13} , AlB_{14} , AlB_{15} 和 AlB_{16} 以及处于所述组成范围内的其它可选情况,以及它们的混合物。

[0011] 就方法而言,本发明包括一种形成包含通式为 AlB_{8-16} 的铝硼化物的耐磨材料的方法,该方法包括提供通式为 AlB_{8-16} 的铝硼化物,和将所述铝硼化物加入到金属材料、陶瓷材料和聚合物材料的一种之中。

[0012] 在另一个实施方案中,本发明的目标在于一种形成耐磨涂层的方法,该方法包括提供包括通式为 AlB_{8-16} 的铝硼化物的材料,熔化所述材料,和将所述熔化材料涂覆在基体上,形成所述涂层。

[0013] 在又一个实施方案中,本发明的目标在于一种提高铁基合金硬度的方法,其包括提供具有硬度的铁合金、向所述铁合金中添加通式为 AlB_{8-16} 的铝硼化物,以及通过添加所述铝硼化物提高所述铁合金的所述硬度。

[0014] 在又一个实施方案中,本发明的目标在于一种在合金中形成通式为 AlB_{8-16} 的铝硼化物相的方法,其中作为元素或者以标准原料形式(例如对于硼是硼铁)添加铝和硼。具有通式 AlB_{8-16} 的目标铝硼化物相随后通过在液相中析出、在凝固期间析出和/或在随后的通过后热处理进行的固态析出期间析出而形成。

[0015] 在又一个实施方案中,本发明的目标在于一种制备粉末原料的方法,其包括提供一种金属粉末,提供具有通式 AlB_{8-16} 的铝硼化物,以及将所述金属粉末和所述铝硼化物组合以形成所述粉末原料。

[0016] 在又一个实施方案中,本发明的目标在于一种形成冶金产品的方法,其包括以粉末形式提供具有通式 AlB_{8-16} 的铝硼化物,并且将所述铝硼化物形成选定形状。

附图说明

[0017] 图 1 显示 DABX15Y1 铸锭显微组织的 SEM 背散射电子显微组织。所示出的白色立方相为包含铝和硼的硬相以及溶解的钨、钼和铬。

[0018] 图 2 显示 DABX0 铸锭显微组织的 SEM 背散射电子显微组织

[0019] 本发明优选实施方案描述

[0020] 本发明的目标在于一种当加入基体材料中时能够提高硬度和耐磨性的硬相材料。具体地,本发明的硬相材料是式为 AlB_{8-16} 的铝硼化物。优选所述铝硼化物是结构为 AlB_{12} 的二元化合物,但是,本发明在介绍 AlB_{12} 时并不局限于这一具体组成。按照本发明,可以通过铝硼化物与基体材料间的固-固混合、固液混合,将铝硼化物加入到基体材料中。此外,可以通过由含铝和硼的基体材料析出铝硼化物,来将铝硼化物加入到基体材料中。

[0021] 参见表 1,所列出的是传统硬相材料试样的硬度和密度。铝硼化物的硬度和密度也在表 1 中给出。如表 1 所示,铝硼化物的硬度为 26GPa,密度为 $2.58\text{g}/\text{cm}^3$ 。虽然铝硼化物的硬度与许多传统硬相材料相当,但是其密度比大多数其它硬相材料相对较低。铝硼化物与碳化钨之间的密度差特别大。

[0022] 与许多传统硬相材料相比的相对低的铝硼化物密度允许重量百分数低的多的铝硼化物在基体材料中形成体积分数相当高的硬相。因此,对于给定重量百分数而言,与许多传统硬相材料相比,基体材料可以容纳更多的铝硼化物。由表 2 的例子可以看出,加入优选的低密度铝硼化物相 AlB_{12} 的有益效果。

[0023] 表 1 选定相的硬度 *

[0024]

相	硬度 (GPa)	密度 (g/cm^3)
C(金刚石)	70	3.52

BN(立方)	45-50	3.48
SiC	24-28	3.22
Al ₂ O ₃	21-22	3.98
TiB ₂	30-33	4.50
WC	23-30	15.72
TiC	28-29	4.93
Si ₃ N ₄	17-21	3.19
AlB ₁₂	26	2.58

[0025] * 来自 Ames Lab, USDOE 网站

[0026] 表 2 下述化学计量： $(\text{镍})_{100-x} + (\text{AlB}_{12})_x$ 的重量 / 体积百分数

[0027]

X =	重量百分数	体积百分数
10	2.2	7.3
20	4.9	15.0
30	8.1	23.3
40	12.0	32.1
50	17.0	41.5
60	23.5	51.5
70	32.4	62.3
80	45.1	73.9
90	64.9	86.4

[0028] 按照本发明, 铝硼化物硬相可以优选作为金属基体中的第二相析出物形成。当通过液相或固相反应在金属基体中形成铝硼化物硬相时, 不必将硬相机械混入到金属基体中。本领域的专业人士将认识到: 当通过机械混合将硬相加入到金属基体时, 由于液体溶解度的缘故, 能够溶入到金属基体中的硬相浓度常常受到限制。

[0029] 根据本发明, 金属体系如含铁、镍和钴的合金将大量硼和铝 (铝加硼的量典型地最高达 50at. %) 溶入该合金体系液相的能力可以独一无二地原位形成铝硼化物硬相。可

以通过将硼和铝作为独立组分,即非预制的铝硼化物溶解到金属体系中来实现原位铝硼化物硬相的形成。铝与硼可以在液相金属体系中相互反应形成铝硼化物。铝硼化物可以由液相金属体系析出,可以在凝固期间形成,或者可以通过随后的热处理发生固态析出而形成。

[0030] 当用来在含硼合金中产生硬相时,这种通过第二相析出原位形成硬相的能力可能特别有利。许多镍和铁基合金一般含有 15-20at. % 硼。少量铝可以添加到这种高硼合金中,并且可以与合金中的硼反应。当添加的铝与合金中的硼反应时,根据本发明能够由过饱和固溶体形成铝硼化物析出物。

[0031] 根据一个方面,本发明提供改善材料耐磨性能的方法。如上所述,铝硼化物相对高的硬度能够使加入铝硼化物,优选通式为 AlB_{12} 的铝硼化物的基体或基底材料的硬度和耐磨性提高。根据本发明的第一个方面,含铝硼化物的材料可以采用传统加入技术加入到基体材料中,以提高基体材料的耐磨性。通过加入铝硼化物具有改善的耐磨性的材料可以用于硬面堆焊,或者特定场合,以减少基体材料的机械磨损。

[0032] 根据另一方面,提供了一种包括优选 AlB_{12} 硬相的铝硼化物的原材料。一般地,所述原材料包括加入到金属、陶瓷或聚合物基体中的优选的 AlB_{12} 颗粒。所述原材料最终的提供形式可以是适合于各种后续工艺的粉末、线材、棒材等。示例性的金属材料包括铁、镍和钴合金。聚合物基体材料的实例包括芳香族聚酰胺如 Kevlar™ 以及聚烯烃材料如商标为 Spectra™ 的取向聚乙烯。陶瓷材料的实例包括氧化铝、氧化钛和氧化锆陶瓷。

[0033] 按照这一方面,铝硼化物硬相可以采用适当的化学方法进行合成,例如用于制备传统氧化物或碳化物颗粒的方法。本领域的专业人士将会理解,可以使用各种其他方法制备初始的铝硼化物硬相。如必要,可以通过例如研磨、高能磨等将铝硼化物颗粒尺寸减小至要求的尺寸范围。筛分后,可以将典型尺寸范围为 0.5-500 微米的优选 AlB_{12} 颗粒加入到适当基体中。

[0034] 作为一个实例,通过将铝硼化物硬相与金属粘结剂如含铁、镍和钴的金属基体合金混合,可以制备出适合用于高速含氧燃料 (HVOF) 热喷涂涂层的粉末原材料。金属粘结剂的提供形式可以是粉末,并且可以将金属粘结剂与所述硬相和液体混合制成浆料。虽然并非必需,但是,使用液体组元可以有利于硬相相对于金属粘结剂的混合与分散。然后,例如通过喷雾干燥对浆料进行干燥,制备出粉末原材料。使用这种技术制备的粉末原材料也能够适合用于其它的已知热喷涂涂层场合,例如等离子喷涂、火焰喷涂等。

[0035] 另一个制备包含优选 AlB_{12} 硬相的原材料的示例性方法包括,将元素铝和硼添加到将在涂层体系中使用的金属基体的合金中。然后,可以使用传统方法例如气雾化、水雾化或离心雾化等将合金加工成粉末。根据这一方法,通过在熔化 / 雾化工艺期间、在凝固或随后冷却期间的液态反应,或者通过后续的后热处理自过饱和固溶体的析出,可以在合金中原位形成所要求的铝硼化物相。

[0036] 含有优选 AlB_{12} 相的原材料可以根据各种技术进行处理。例如,可以将包含铝硼化物的粉末原材料涂覆在基体上,以获得具有改善的耐磨性的涂层。可以采用传统的热喷涂方法,包括等离子喷涂、火焰喷涂、HVOF 喷涂等将表面涂层施用在基体上。类似地,可以通过焊接 (weld-on) 硬面堆焊例如等离子转移弧焊接以及本领域已知的类似方法将耐磨涂层施用在基体上。在本发明的上下文中,应该理解粉末指的是具有微米尺寸范围的颗粒。将对颗粒进行筛分和分类,以获得具有工业处理所需适当尺寸范围的原料粉末。例如,高速含

氧燃料粉末的尺寸范围可以为 +15 至 -53 微米,等离子体喷涂粉末的尺寸范围可以为 +45 至 -106 微米,等离子体转移弧焊堆焊层粉末的尺寸范围可以为 +53 至 -150 微米等。

[0037] 在另一个实例中,可以将铝硼化物添加至线材或棒材中。可以采用铝硼化物粉末,或者含有铝硼化物或各种形式的铝与硼的粉末原材料制成线材或棒材的芯。具有铝硼化物芯的线材或棒材可以采用包括双辊线材弧、活化弧或高速弧的工艺用来沉积涂层。此外,通过 MIG, TIG 或手柄焊接工艺,其使用包含铝硼化物的线材或棒材原材料可以形成硬面堆焊层。

[0038] 除了在基体上形成耐磨涂层或焊接 (weld) 之外,可以将铝硼化物粉末或者含铝硼化物的粉末原材料单独加工成各种粉末冶金产品。含铝硼化物的粉末原材料可以采用已知的粉末成形方法。示例性方法包括压制和烧结、粉末锻造、热等静压 (HIP) 和金属注射成型。上述每种方法一般均包括将粉末材料预制成具有要求的近终形的预制体。然后,加热粉末对预制体进行致密化处理,并且将粉末固结成一个实心 (solid) 件。通常粉末的致密化和固结在压力下完成。

[0039] 类似地,可以通过包括热挤压和等通道挤压的挤出工艺将加入优选 AlB_{12} 的实心产品成型。按照传统的型材挤压,可以制备出具有恒定横截面轮廓的线性件。

[0040] 根据本发明的又一个方面,已确定了具体的合金组成,该组成中,铝硼化物的加入或析出使硬度和耐磨性得到特别有利的改善。一种被确定为包含铝硼化物的有益形式的具体合金是 Superhard Steel™ 合金,其一般组成为 $Fe_{52.3}Mn_2Cr_{19}Mo_{2.5}W_{1.7}B_{16}C_4Si_{2.5}$ 。在本发明的上下文中,所述 Superhard Steel™ 合金一般是含铬、钼和钨的铁基玻璃形成合金。铝硼化物或者作为与 Superhard Steel™ 合金混合的颗粒组元,或者通过铝硼化物硬相作为第二相析出,可以容易地加入到 Superhard Steel™ 合金中。

[0041] 此外,在镍基合金体系中铝硼化物相的形成可以是有利的。当硼含量为 17.0at%, 10.0at%, 39.5at% 和 45.3at% 时,镍包含几种低熔点 ($< 1150^{\circ}C$) 共晶体。在铝-硼-镍基合金体系中,这些低熔点共晶体可以允许自过饱和的固溶体中析出非常高浓度的铝硼化物。铝硼化物的这种析出可以使硬相很容易地加入到镍合金体系中。铝和硼添加物可以加入到已有的商品合金如 Cu-Nickel 蒙乃尔合金和镍基超合金如 625 和 718 中。在后面的部分将给出这方面的实例。

[0042] 此外,在钴基体系中可以有利地实现铝硼化物相的形成。与镍类似,钴与硼会形成几种低熔点共晶体 ($< 1200^{\circ}C$),从而使高浓度硼的处理成为可能。添加铝和硼或者加入 AlB_{12} 硬相的方法,从概念上讲,可用于已有的钴基合金如 Stellites 或者用于全新的钴基合金配方。

[0043] 实验实施例

[0044] 铁基合金

[0045] 在实验的设置中,已显示了将优选的 AlB_{12} 添加到铁基合金。添加铝硼化物产生显著提高合金的硬度。

[0046] 在所实施的实验中,包括向 Superhard Steel™ 合金中添加各种比例的铝硼化物以及元素铝。加入铝硼化物的 Superhard Steel™ 合金的提供形式为铸锭。已发现所获改性的合金与未改性 Superhard Steel™ 合金相比,其硬度显著提高。

[0047] 根据所述实验,将结构为 $Fe_{52.3}Mn_2Cr_{19}Mo_{2.5}W_{1.7}B_{16}C_4Si_{2.5}$ 的 SuperhardSteel™ 合金

SHS717 熔融,并且按 1 比 12 比例添加铝和硼,以使合金中铝硼化物的原子百分比分别为 10,15,20 和 63%。随后将合金制成铸锭并使其冷却。表 3 给出了在 100kg/mm²和 300kg/mm²载荷下所述改性合金得到的硬度。注意:此处所给出的所有硬度压痕均为至少 5 个压痕的平均值。

[0048] 由表 3 可以看出,与未添加的对照合金相比,铝和硼的添加使硬度明显提高。铝硼化物的 10at% 加入量,产生的硬度提高值为 268(100kg/mm²)。当铝硼化物含量为 15at% 时,证实硬度增加值最大,与对照合金相比,其硬度增加值达 560(100kg/mm²)。当铝硼化物含量进一步增大至 20at% 时,所测得的硬度稍低于铝硼化物含量为 15at% 时的测量值,仅比对照合金高 485(100kg/mm²)。铝硼化物含量进一步增加至 63at%,会产生一种脆性结构,该结构在约 1200(100kg/mm²) 下发生断裂。

[0049] 还制备了包括铝添加量高于 1 : 12 的铝与硼添加比例的测试样品。如表 3 所示,与对照合金相比,进一步添加铝也导致硬度提高。当铝添加量为 1at% 时,测得硬度比对照合金高 630(100kg/mm²),而且,该浓度水平似乎最佳。图 1 中的显微照片示出的是这种合金 DABX15Y1 铸锭的显微组织。此外,图 2 中的显微照片示出的是 DABX0 合金铸锭的显微组织。这两张照片在 SEM 中的相同成像条件下拍摄。显然,添加 A1 和 B 导致在凝固时形成了名义上为立方形状的立方体析出物。

[0050] 类似地,所制备的含有 3,5 和 7at% 铝,同时还含有 15at% 按 1 : 12 比例添加的铝和硼的试样,与对照合金相比其硬度测量结果增加。虽然不打算受任何特定理论限制,但是,在按 1 : 12 比例添加 15at% 铝 / 硼与进一步添加铝的组合所带来的硬度提高源自于进一步添加的铝与 SHS717 合金中硼发生的反应。进一步添加的铝与 SHS717 合金本身的硼之间的反应可能会在 SHS717 基体中产生额外的铝硼化物硬相 (AlB₁₂),从而使硬度进一步提高。给出该实例是为了展示,铝与硼的比例能够偏离优选的 1/12 的化学计量关系,并且仍然能够获得高硬度。

[0051] 基于对 SHS717 合金中添加 1,3,5 和 7at% 铝而没有硼的第三组测试样品的硬度测量结果,发现合金中的金属铝似乎使合金软化。这与铝是相对软金属的知识一致。金属铝在合金中的软化效应可以解释当添加铝由 1at.% 进一步增至 3,5 和 7at% 时合金硬度的下降。给出该实例具体指出:为了获得高硬度,优选组合添加铝和硼。

[0052] 最后一点,应该指出:Superhard Steel™合金容易发生显微组织细化,这可能会增加未改性合金的硬度。所述显微组织细化包括在金属组成中按要求形成非晶组织和微晶部分。当将包括加入铝硼化物硬相的 Superhard Steel™合金基体粉末原材料作为涂层喷涂时,此时可以预期通过细化 Superhard Steel™合金基体的显微组织,能够进一步提高涂层的硬度。

[0053] 表 3 具有下述化学计量: $[(\text{Fe}_{52.3}\text{Mn}_2\text{Cr}_{19}\text{Mo}_{2.5}\text{W}_{1.7}\text{B}_{16}\text{C}_4\text{Si}_{2.5})_{100-x-y} + (\text{AlB}_{12})_x + \text{Al}_y]$ 的铁基合金的组成和硬度

[0054]

合金名称	X =	Y =	硬度 (HV100kg/mm ²)	硬度 (HV300kg/mm ²)
DABX0	0	0	1227	1173

DABX10	10	0	1495	1279
DABX15	15	0	1787	1573
DABX20	20	0	1712	1511
DABX63	63	0	≈ 1200 (太脆)	---
DABX15Y1	15	1	1857	1609
DABX15Y3	15	3	1765	1486
DABX15Y5	15	5	1566	1394
DABX15Y7	15	7	1734	1148
DABY1	0	1	1058	826
DABY3	0	3	882	823
DABY5	0	5	1027	876
DABY7	0	7	858	838

[0055] 镍基合金

[0056] 在实验的设置中,已显示了将 AlB_{12} 添加到镍基合金。添加铝硼化物产生了显著提高合金的硬度。

[0057] 表 4 中,所示出的是已与同时添加铝和硼合金化的纯镍合金的硬度。所述三种元素均处于表 4 所示的化学计量比内,之后,电弧熔炼成 5 克的铸锭。可以看出,随着铝和硼的添加,其硬度急剧提高直到高达 HV100 硬度 1462。注意:所有硬度压痕均为至少 5 个压痕的平均值。另外,注意:镍是非常软的面心立方元素,纯镍的硬度小于 200HV100。

[0058] 表 4 (镍)_{100-x} + (AlB₁₂)_x 的合金组成和硬度

[0059]

合金	化学计量式	HV100 (kg/mm ²)	HV300 (kg/mm ²)
NABX19	(Ni) ₈₁ + (AlB ₁₂) ₁₉	676	616
NABX33	(Ni) ₆₇ + (AlB ₁₂) ₃₃	1130	1002
NABX43	(Ni) ₅₇ + (AlB ₁₂) ₄₃	1462	1363
NABX49	(Ni) ₅₁ + (AlB ₁₂) ₄₉	1450	1260

[0060] 表 5 中,所示出的是基于市售组成的改性镍基合金铸锭在 100 克和 300 克载荷下

的硬度。NABX43N6 合金模拟的是市售的 625 镍超合金, NABX43N7 模拟的是市售的 718 镍超合金, 而 NABX43M4 模拟的是 Cu-Ni 弹壳黄铜蒙乃尔合金。铝和硼改性的合金获得了极高的硬度, 其值远高于公开的基准数据。注意: 所有硬度压痕均为至少 5 个压痕的平均值。

[0061] 表 5 (镍合金) $_{100-x} + (AlB_{12})_x$ 的合金组成和硬度

[0062]

合金	化学计量	HV100 (kg/mm ²)	HV300 (kg/mm ²)
NABX43N6	$(Ni_{64}Cr_{27}Mo_6Fe_3)_{57+}(Al_1B_{12})_{43}$	1488	1359
NABX43N7	$(Ni_{54}Cr_{22}Mo_2Fe_{22})_{57+}(Al_1B_{12})_{43}$	1186	1223
NABX43M4	$(Ni_{69}Cu_{31})_{57+}(Al_1B_{12})_{43}$	918	869

[0063] 表 6 中, 所示出的是铝和硼添加至现有商品合金 C-22 ($Ni_{63.0}Cr_{24.6}Mo_{8.2}Fe_{3.3}W_{0.7}V_{0.2}$) 的 HV100 硬度。该合金通过将铝和硼添加物添加至 C-22 粉末并且随后采用电弧熔炼将原材料熔炼成铸锭制备而成。然后, 通过将液态熔体喷射到以 15m/s 切向速度快速运动的铜轮上, 将电弧熔炼的 15 克铸锭进一步加工成熔体旋淬的带材。然后, 对所述带材进行金相镶样、抛光, 并且, 使用维氏硬度计在 100 克载荷下测试约 135 微米宽的带材横截面的硬度。可以看出, 虽然 C-22 基础合金软, 硬度仅为 268kg/mm², 但是, 铝和硼改性的合金硬度却急剧增至 1425kg/mm² 的最大值。注意: 所有硬度压痕均为至少 5 个压痕的平均值。

[0064] 表 6 ($Ni_{63.0}Cr_{24.6}Mo_{8.2}Fe_{3.3}W_{0.7}V_{0.2}$) $_{100-x} + (AlB_{12})_x$ 熔体旋淬带材的合金组成和硬度

[0065]

合金	化学计量	HV100 (kg/mm ²)
NACX0	$Ni_{63.0}Cr_{24.6}Mo_{8.2}Fe_{3.3}W_{0.7}V_{0.2}$	268
NACX19	$(Ni_{63.0}Cr_{24.6}Mo_{8.2}Fe_{3.3}W_{0.7}V_{0.2})_{81+}(Al_1B_{12})_{19}$	1425
NACX27	$(Ni_{63.0}Cr_{24.6}Mo_{8.2}Fe_{3.3}W_{0.7}V_{0.2})_{73+}(Al_1B_{12})_{27}$	1397

[0066] 钴基合金

[0067] 在实验的设置中, 已显示了将优选的 AlB_{12} 添加到钴基合金。添加铝硼化物产生了显著提高合金的硬度。

[0068] 表 7 给出了在 100 克和 300 克载荷下钴合金的硬度。所述合金的制备过程如下: 按适当比例称取钴、铝和硼并加以混合, 获得原材料装料。然后, 在惰性环境中采用电弧熔炼将装料熔炼成 5 克的铸锭。之后, 将铸锭分段并进行金相镶样和抛光。在压痕横截面进行维氏硬度压痕。注意: 所有硬度压痕均为至少 5 个压痕的平均值。由于同时添加铝和硼, 以及随后形成了铝硼化物, 已发现: 钴的硬度由 210 明显提高至 1569 的最大值。

[0069] 表 7 (Co) $_{100-x} + (AlB_{12})_x$ 的合金组成和硬度

[0070]

合金	化学计量式	HV100 (kg/mm ²)	HV300 (kg/mm ²)
CABX0	Co	210	179
CABX18	(Co) ₈₂ ⁺ (Al ₁ B ₁₂) ₁₈	805	773
CABX37	(Co) ₆₃ ⁺ (Al ₁ B ₁₂) ₃₇	1569	1318