(19)国家知识产权局

(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 114787395 B
(45)授权公告日 2025.02.25

(21)申请号 202080083745.2
(22)申请日 2020.12.01
(65)同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 114787395 A
(43)申请公布日 2022.07.22
(30)优先权数据
62/949761 2019.12.18 US
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2022.06.02
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/US2020/062714 2020.12.01
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2021/126518 EN 2021.06.24

(73)专利权人 欧瑞康美科(美国)公司
地址 美国纽约州
(72)发明人 C·J·艾布尔
(74)专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司 72001
专利代理师 黄登高 庞立志

(51)Int.Cl.
C21D 1/18(2006.01)
C21D 6/02(2006.01)
C21D 9/00(2006.01)
(56)对比文件
CN 107532265 A,2018.01.02
审查员 杨悦霖

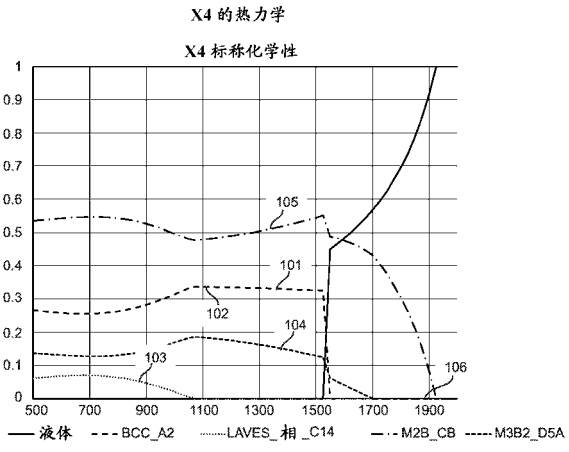
权利要求书1页 说明书9页 附图5页

(54)发明名称

铁基高耐腐蚀性和耐磨性合金

(57)摘要

实例实施方案涉及具有高耐腐蚀性和高耐磨性的合金。具体地,实例实施方案涉及铁基合金,其包含:20重量%至50重量%的Cr;0重量%至15重量%的Mo;0重量%至15重量%的W;3重量%至6重量%的B;和余量的铁和杂质。在实例实施方案中,在基本平衡的凝固条件下,在1300 K下,耐点蚀性当量数(PREN)大于30。在实例实施方案中,在基本平衡的凝固条件下,在1300 K下,合金的硬质相的摩尔分数在45%至80%之间。在基本平衡的凝固条件下,合金的液相线可以小于2000K。



CN 114787395 B

1.铁基合金,其包含:

20重量%至50重量%的Cr;

3重量%至6重量%的B;

Mo;

W;和

余量的铁和杂质;

其中在基本平衡的凝固条件下,在1300K下,如等式(1)中所定义的基质相的耐点蚀性当量数(PREN)大于30:

PREN＝Cr+3.3*(Mo+0.5*W)+16*N (1);

在基本平衡的凝固条件下,在1000K下,所述基质相的PREN大于20;

其中在基本平衡的凝固条件下,在1300K下,所述合金的硬质相的摩尔分数在40%至80%之间;和

其中在基本平衡的凝固条件下,所述合金的液相线小于2000K。

2.权利要求1所述的合金,其包含在0.5-20重量%之间的Mo+W。

3.权利要求1所述的合金,其中在基本平衡的凝固条件下,在1300K下在所述基质相中Cr的浓度大于15重量%且小于35重量%的Cr,并且在1300K下钼和钨的浓度的总和大于2重量%且小于35重量%。

4.权利要求1所述的合金,其中在基本平衡的凝固条件下,在800K下,金属间相的摩尔分数小于20%。

5.形成权利要求1所述的合金的方法,所述方法包括雾化所述合金以形成粉末,特别是通过气体或水雾化来雾化所述合金。

6.形成耐磨和耐腐蚀涂层的方法,所述方法包括将权利要求1所述的合金沉积到基材上。

7.权利要求1所述的合金,其中所述合金的电弧熔融微观结构包含在45体积%至80体积%之间的所述硬质相。

8.权利要求7所述的合金,其中所述电弧熔融微观结构的PREN大于25。

9.权利要求1所述的合金,其中所述合金通过HVOF沉积并且孔隙率小于3%。

10.权利要求6所述的方法,其中所述基材是制动盘,并且所述方法包括将权利要求1所述的合金沉积到所述制动盘的制动盘磨损表面上。

11.权利要求6所述的方法,其中通过液体燃料HVOF喷涂、高速空气燃料喷涂、等离子体喷涂、燃烧喷涂、高速电弧金属丝喷涂或双丝电弧喷涂沉积所述合金。

12.权利要求1所述的合金,其中所述硬质相包含硼化物、碳化物、硼碳化物、氧化物和氮化物中的至少一种。

13.权利要求1所述的合金,其中Mo的浓度为至多15重量%。

14.权利要求1所述的合金,其中W的浓度为至多15重量%。

铁基高耐腐蚀性和耐磨性合金

[0001] 相关申请的交叉引用

[0002] 本国际申请要求2019年12月18日提交的美国临时申请号62/949,761的权益,其公开内容通过引用以其整体明确并入本文。

技术领域

[0003] 本技术总体上涉及具有高耐腐蚀性和高耐磨性的合金。具体地,实例实施方案涉及用于汽车盘式制动器的铁基合金。

背景技术

[0004] 灰铸铁是目前在许多运输选择(例如汽车和卡车)中用于制动盘的标准材料。由于其低成本、容易通过铸造的可制造性以及可接受的机械性质,它是良好的选择。然而,灰铸铁具有一些有问题的属性,包括导致在操作期间的高材料损失的低耐磨性和导致在正常操作期间的腐蚀的低耐腐蚀性。与监管压力组合,对于制动盘材料解决方案的需求日益增加,该解决方案保持铸铁的有吸引力的属性,但是减少材料在实地所面临的腐蚀和磨损问题。由于高成本,例如复合制动盘的替代技术对于大规模生产常常是没有吸引力的。通常,其中的两个主要因素推动了这种市场趋势。第一个因素是来自监管机构的压力增加,以减少由于制动盘磨损而产生的细颗粒排放,并且第二个因素是在能够再生制动的车辆中减少使用摩擦制动,其导致铸铁制动器的腐蚀。可见的腐蚀(锈)是美观问题,但也可能降低制动效果。

[0005] 此外,在许多涂层应用中,存在强烈的监管和安全压力来减少或消除镍和/或钴的使用。这两种材料均通常用作热喷涂和其它涂层中的金属相。

发明内容

[0006] 在实例实施方案中,合金和涂层通过增加盘的耐磨性和耐腐蚀性而提供改进的制动盘性能。与标准材料(例如灰铸铁)相比,这可以导致减少的颗粒排放、改进的盘美观性和/或改进的制动性能。此外,因为实例实施方案的合金是铁基的,与更昂贵的金属和/或复合材料相比,它们可以以有竞争力的成本提供和使用。

[0007] 根据实例实施方案的合金是铁基的,并且可以限制掺入的钴和镍的量,因此提高它们对于许多磨损和腐蚀应用的吸引力。

[0008] 实例实施方案包括通过原位形成耐腐蚀基质和高体积/摩尔分数的硬质相而具有高耐腐蚀性和耐磨性的铁基合金。在实例实施方案中,硼化物构成硬质相,这从设计观点来看是有益的,因为硼与铁和铁合金具有相当低的固溶体溶解度,其甚至在热喷涂和/或粉末雾化中固有的快速冷却速率下也驱动硼化物相的沉淀。随着这些有益相的形成,可以减少或消除可能降低合金的韧性和延展性的有害相,包括金属间相,例如σ相或Laves相。在实例实施方案中,由于合金中的元素平衡,合金可能减少金属间相的分数,并且有害的金属间相的减少还可以由凝固期间各个相形成的自由能在热力学上驱动。在实例实施方案中,可以

通过控制合金的液相线温度来实现合金通过雾化的可制造性。

[0009] 在实例实施方案中,铁基合金包括20重量%至50重量%的Cr、0重量%至15重量%的W、0重量%至15重量%的Mo、以及3重量%至6重量%的B。在实例实施方案中,在基本平衡的凝固条件下,在1300 K下,作为Cr+3.3 * (Mo+0.5 * W)+16 * N计算的耐点蚀性当量数(PREN)大于30。在实例实施方案中,在基本平衡的凝固条件下,在1300 K下,合金的硬质相的摩尔分数在40%至80%之间。在实例实施方案中,如果合金的硬质相的摩尔分数大于80%,则金属间相和/或硼化物的过量分数可能导致脆化和差的机械性质,以及降低的韧性和延展性。在实例实施方案中,合金的硬质相的摩尔分数小于45%导致降低的磨损性能。

[0010] 在实例实施方案中,在基本平衡的凝固条件下,所述合金的液相线小于2000K。在实例实施方案中,如果液相线大于2000K,则降低材料通过雾化的可制造性,这将使得方法昂贵并降低生产产量。在实例实施方案中,如果Cr的浓度大于50重量%,则可能形成Laves相,导致低的PREN和低的耐腐蚀性。在实例实施方案中,如果W或Mo的浓度大于15重量%,则可能形成Laves相,导致高成本和低的耐点蚀性。在实例实施方案中,如果B的浓度大于6重量%,则可能形成过量的硬质相,导致低的磨损性能。

附图说明

[0011] 在以下详细描述中,参考所述的多个附图,通过本公开的优选实施方案的非限制性实例来进一步描述本公开,其中在附图的若干视图中,相同的符号表示相同的元件。

[0012] 图1是说明根据实例实施方案的合金(X4)的热力学凝固的图。

[0013] 图2是说明根据实例实施方案的合金(X5)的热力学凝固的图。

[0014] 图3是根据实例实施方案的X4的急冷电弧熔融锭的微观结构的说明。

[0015] 图4是根据实例实施方案的X5的急冷电弧熔融锭的微观结构的说明。

[0016] 图5是说明根据实例实施方案的合金(X9)的热力学凝固的图。

具体实施方式

[0017] 通过本公开的各个方面、实施方案和/或具体特征或子组件中的一个或多个,旨在提出如上文具体描述和下文指出的一个或多个优点。

[0018] 热力学

[0019] 在本公开的实例实施方案中,合金可以由平衡或近平衡热力学参数充分描述,如图1和2说明的。预测铁合金的腐蚀性能的一种方式是利用根据以下等式(1)计算的PREN:

[0020] PREN = Cr+3.3 * (Mo+0.5 * W)+16 * N (1),

[0021] 其中元素值以重量百分比表示。

[0022] 在单相材料中,例如大多数铁素体不锈钢,将PREN应用于本体合金组合物。然而,因为本公开中的合金可以包括多相,基于基质相的平衡热力学条件计算PREN值,而不考虑可以形成的其它相(例如硼化物)的组成。基质相定义为面心立方(FCC)或体心立方(BCC)富铁金属相。因此,基质PREN值可以用于精确预测多相材料的相对腐蚀性能。在本公开的实例实施方案中,基质相是BCC铁素体。

[0023] 图1是说明根据实例实施方案的合金(X4)的热力学凝固的图。在图1中,X轴代表温度,并且Y轴代表摩尔分数。如在图1中说明的,基于BCC相的化学性(BCC相是在平衡凝固条

件下存在的唯一基质相),在1300 K下,合金X4的基质PREN计算为32.5,基于计算的Cr含量为21.2重量%,Mo含量为1.9%,和W含量为3.0重量%,如标记101表示的;并且在1000K下,合金X4的基质PREN计算为20.0,基于Cr含量为16.9重量%,Mo含量为0.46重量%,和W含量为0.98重量%,如标记102表示的。

[0024] 图2是说明根据实例实施方案的合金(X5)的热力学凝固的图。在图2中,X轴代表温度,并且Y轴代表摩尔分数。在图2中,在1300 K下,合金X5的基质PREN计算为42.7,基于计算的Cr含量为31.2重量%,Mo含量为2.0重量%,和W含量为3.0重量%,如标记201表示的;并且在1000K下,合金X5的基质PREN计算为25.0,如标记202表示的,包含计算的Cr含量为21.9重量%,Mo含量为0.56重量%,和W含量为0.78重量%,基于BCC相的化学性。

[0025] 图5是说明根据实例实施方案的合金(X9)的热力学凝固的图。在图5中,X轴代表温度,并且Y轴代表摩尔分数。在图5中,在1300 K下,合金X9的基质PREN计算为35.7,基于计算的Cr含量为30.1重量%和W含量为3.4重量%,如标记501表示的;并且在1000K下,合金X9的基质PREN计算为27.0,其计算的Cr含量为24.6重量%和W含量为1.5重量%,如标记502表示的,基于BCC相的化学性。

[0026] 下表1提供通过电弧熔融生产的合金列表及其以重量百分比计的标称化学性。

[0027] 表1-通过电弧熔融制造的合金的标称浓度

[0028]

	B	Cr	Fe	Mo	W
P130-X1	4.5	40	余量	2	0
P130-X2	5.1	34	余量	10	2
P130-X3	4.5	38	余量	4	2
P130-X4	5.3	32	余量	10	4
P130-X5	4.5	42	余量	4	2
P130-X6	4.5	44	余量	4	2
P130-X7	4.4	41	余量	0	2
P130-X9	3.7	40	余量	0	2

[0029] 在本公开的实例实施方案中,在1300 K下,基质PREN大于30 (Y轴上0.30)。在本公开的其它实例实施方案中,在1300 K下,基质PREN大于32 (Y轴上0.32)。在本公开的其它实例实施方案中,在1300 K下,基质PREN大于34 (Y轴上0.34)。在本公开的进一步的实例实施方案中,在1300 K下,基质PREN大于38 (Y轴上0.38)。在本公开的再其它实例实施方案中,在1300 K下,基质PREN大于40 (Y轴上0.40)。

[0030] 此外,在本公开的实例实施方案中,在1000K下,基质PREN大于15 (Y轴上0.15)。在本公开的进一步的实例实施方案中,在1000K下,基质PREN大于17 (Y轴上0.17)。在本公开的再进一步的实例实施方案中,在1000K下,基质PREN大于19 (Y轴上0.19)。在本公开的实例实施方案中,在1000K下,基质PREN大于20 (Y轴上0.20)。

[0031] 预测铁合金的腐蚀性能的另一种方式是通过测量合金的铬含量。在实例实施方案中,在平衡凝固条件下计算基质相的铬含量。下表2还列出制造的合金及其在平衡凝固条件下计算的基质铬含量。

[0032] 在实例实施方案中,在1300 K下,基质包含以重量百分比计大于16%的铬。在其它实例实施方案中,在1300 K下,基质包含以重量百分比计大于18%的铬。在进一步的实例实

施方案中,在1300 K下,基质包含以重量百分比计大于20%的铬。在再进一步的实例实施方案中,在1300 K下,基质包含以重量百分比计大于22%的铬。在再进一步的实例实施方案中,在1300 K下,基质包含以重量百分比计大于24%的铬。在再进一步的实例实施方案中,在1300 K下,基质包含以重量百分比计大于26%的铬。在再进一步的实例实施方案中,在1300 K下,基质包含以重量百分比计大于28%的铬。

[0033] 铬有利于在高氯化物环境中的耐腐蚀性;然而,钼和钨的存在也改进还存在Cr的铁合金在高氯化物环境中的耐点蚀性。下表2还列出制造的合金及其在平衡凝固条件下计算的基质钼+钨含量。

[0034] 在实例实施方案中,在1300 K下,基质包含以重量百分比计大于0.5%的组合的钼和钨。在实例实施方案中,在1300 K下,基质包含以重量百分比计大于1%的组合的钼和钨。在实例实施方案中,在1300 K下,基质包含以重量百分比计大于2%的组合的钼和钨。在其它实例实施方案中,在1300 K下,基质包含以重量百分比计大于4%的组合的钼和钨。

[0035] 在高Cr、Mo和/或W不锈钢中形成金属间相是与降低的韧性和/或延展性相关的金属间相的高分数所带来的问题。由于这种材料在通过热喷涂或其它方法沉积后倾向于减少开裂至不开裂,减少任何脆化相的存在是有利的。在实例实施方案中,金属间相摩尔分数定义为所有χ、σ和Laves相在平衡凝固条件下的总和。在一些应用中,例如制动盘,在极端制动事件期间,表面温度可以达到800K,并因此有利的是,金属间相在使用期间不沉淀。

[0036] 在图1中说明的合金X4中,在800K下,存在的唯一金属间相是标记103表示的Laves相,因此在800K下金属间相摩尔分数计算为6.4%。在图2中说明的合金X5中,在800K下,存在标记203表示的Laves相和标记204表示的σ相两者,因此总的计算的摩尔分数计算为13.0%。在图5中说明的合金X9中,在800K下,存在标记503表示的Laves相和标记504表示的χ相两者,因此总的计算的摩尔分数为13.5%。

[0037] 在实例实施方案中,在800K下,合金包含以摩尔百分比计小于20%的金属间相。在其它实例实施方案中,在800K下,合金包含以摩尔百分比计小于15%的金属间相。在进一步的实例实施方案中,在800K下,合金包含以摩尔百分比计小于10%的金属间相。在再进一步的实例实施方案中,在800K下,合金包含以摩尔百分比计小于8%的金属间相。

[0038] 形成硬质相(例如硼化物、碳化物、硼碳化物、氧化物和氮化物)可以改进合金的耐磨性。对于硬质相的分数存在实际限制,其中过高的值可能导致合金在沉积之后或在使用中开裂,尤其是当暴露于温度的周期性且快速变化时。本公开中的硬质相可以计算为在平衡凝固条件下的所有硼化物、碳化物、硼碳化物、氧化物和/或氮化物的总和。

[0039] 在图1中说明的合金X4中,在1300 K下,存在两个硬质相:标记104表示的M3B2相和标记105表示的M2B相;这些硬质相的总和为66.7摩尔%。在图2中说明的合金X5中,仅存在一个硬质相:标记205表示的M2B相,因此,在1300 K下,硬质相的摩尔分数为58.8%。在图5中说明的合金X9中,仅存在一个硬质相:标记505表示的M2B相,因此,在1300 K下,硬质相的摩尔分数为49%。

[0040] 在实例实施方案中,在平衡或接近平衡的凝固条件下,硬质相的摩尔分数在45%至80%之间。在本公开的其它实例实施方案中,硬质相的摩尔分数在50%至75%之间。在本公开的进一步的实例实施方案中,硬质相的摩尔分数在50%至60%之间。在本公开的再进一步的实例实施方案中,硬质相的摩尔分数在55%至70%之间。在实例实施方案中,在平衡或接近平

衡的凝固条件下,硬质相的摩尔分数在35%至65%在之间。在本公开的其它实例实施方案中,硬质相的摩尔分数在40%至60%之间。在本公开的进一步的实例实施方案中,硬质相的摩尔分数在45%至55%之间。

[0041] 在熔融和雾化期间形成高温相可以通过限制流动性而降低合金的可制造性。有限的流动性可能需要特殊的设备来熔融,可能降低雾化的产率,和/或使得不可能以工业规模生产。为了确保较高的流动性,控制在平衡凝固条件下的液相线温度,因为较低的液相线温度与雾化期间提高的流动性相关。在实例实施方案中,流动性和液相线温度可以是反相关的。

[0042] 液相线温度在热力学上定义为合金为100%液体时的最低温度。在合金X4和X5中,液相线温度为1925K,如标记106和206表示的。在合金X9中,液相线温度为1819K。

[0043] 在实例实施方案中,合金的液相线温度小于2000K。在其它实例实施方案中,合金的液相线温度小于1975K。在进一步的实例实施方案中,合金的液相线温度小于1950K。在再进一步的实例实施方案中,合金的液相线温度小于1925K。在再进一步的实例实施方案中,合金的液相线温度小于1900K。在再进一步的实例实施方案中,合金的液相线温度小于1875K。在再进一步的实例实施方案中,合金的液相线温度小于1850K。

[0044] 基质相结构可以决定材料对于制动盘和其它应用的适用性。在一些实施方案中,本公开中的合金可以具有在图1、2和5中表示为BCC_A2的铁素体基质。在一些实施方案中,唯一的基质相是没有铁FCC铁相的BCC_A2。在一些实施方案中,在任何温度下FCC铁基质相的分数小于5摩尔%。在一些实施方案中,在任何温度下FCC铁基质相的分数小于10摩尔%。在一些实施方案中,在任何温度下FCC铁基质相的分数小于20摩尔%。在一些实施方案中,在任何温度下FCC铁基质相的分数小于25摩尔%。

[0045] 在一些实施方案中,优选硬质相完全或主要是硼化铬。这是有利的,因为铬含量有助于良好的腐蚀性能。硼化铬也在比许多其它硬质相(例如MC碳化物和钼和钨的硼化物)更低的温度下形成。硼化铬的摩尔分数定义为在1300K下M2B的分数,其中M2B包含大于90%的Fe+Cr+B。

[0046] 在图5中所示的合金X9中,硼化铬分数为49摩尔%。

[0047] 在本公开的一些实施方案中,硼化铬的摩尔分数在40-65摩尔%之间。在本公开的一些实施方案中,硼化铬的摩尔分数在45-55摩尔%之间。在本公开的一些实施方案中,硼化铬的摩尔分数在45-70摩尔%之间。在本公开的一些实施方案中,硼化铬的摩尔分数在55-70摩尔%之间。

[0048] 在一些实施方案中,重要的是硬质相主要以过共晶相形成。这确保硬质相在雾化或以其它方式制成粉末之后足够粗糙。太细的硬质相可能不能提供给定的应用所需的期望的磨蚀和/或磨损性质。过共晶硬质相分数测量为在基质尚未凝固的最低温度下所有硬质相的总和。在图5中,对于合金X9,这在1600K下发生。因此,X9中的过共晶硬质相分数为31.7摩尔%,如图5的标记507中所示。

[0049] 在一些实施方案中,过共晶硬质相分数大于25%。在一些实施方案中,过共晶硬质相分数大于28%。在一些实施方案中,过共晶硬质相分数大于30%。

[0050] 微观结构

[0051] 在实例实施方案中,合金也可以通过其微观结构特征来描述。形成硬质相(例如硼

化物、碳化物、硼碳化物、氧化物和氮化物)可以改进合金的耐磨性。对于硬质相的分数存在实际限制,其中过高的值可能导致合金在沉积之后或在使用中开裂,尤其是当暴露于温度的周期性且快速变化时。本公开中的硬质相可以计算为所有硼化物、碳化物、硼碳化物、氧化物和氮化物的总和,如使用定量金相技术在合金的电弧熔融的样品上测量的。

[0052] 在图3中说明的合金X4的微观结构中,测量硬质相的体积分数为67%,为由标记301表示的铁铬硼化物和由标记302表示的铁铬钼钨硼化物的总和。在图4中说明的合金X5的微观结构中,测量硬质相的体积分数为57%,为标记401表示的铁铬硼化物的总和。

[0053] 基质相的PREN是合金的腐蚀性能的强预测因子。如上面关于等式(1)所讨论的,PREN计算为[Cr+3.3*(Mo+0.5*W)+16*N],其中元素值以重量百分比计。在扫描电子显微镜(SEM)中使用能量色散X射线光谱(EDS)测量元素重量百分比。

[0054] 在图3中说明的合金X4的微观结构中,由通过标记303表示的基质相计算PREN,通过EDS测量等于38.3。在图4中说明的合金X5的微观结构中,由标记402表示的基质相的PREN测量为等于48.3。在表2中列出所有制造的电弧熔融合金的测量的基质PREN值。

[0055] 表2-电弧熔融的合金的热力学和经验结果

[0056]

	基质PREN 1300K	1300K硬质相,摩尔%	基质Cr,1300 K	基质Mo+W,1300 K	基质PREN,1000K	液相线,以K计	金属间摩尔%,800K	测量的PREN	在BCC中测量的Cr
P130-X1	31.5	57.7	27.8%	1.1%	25.39	1900	2.3%	27.0	18.7%
P130-X2	34.8	64.3	24.0%	4.3%	24.66	1925	7.8%	33.9	18.1%
P130-X3	39.0	58.8	25.4%	6.1%	25.01	1900	6.5%	35.9	18.1%
P130-X4	32.5	66.7	21.2%	5.0%	20.02	1925	6.4%	38.3	23.7%
P130-X5	42.7	58.8	31.2%	5.0%	25.01	1925	13.0%	48.3	18.9%
P130-X6	44.6	58.7	34.4%	4.3%	25.01	1925	18.7%	46.5	25.8%
P130-X7	35.1	57	28.8%	3.9%	27.00	1900	6.3%	43.0	20.1%
P130-X9	35.7	49.1	30.1	3.4%	27.0	1819	13.5%	42	**23%**

[0057] 在一些应用中,在本公开中描述的合金可以沉积为旨在提供耐腐蚀性的涂层。在存在腐蚀性介质(例如高氯化物含量的水)的情况下,过大的涂层孔隙率可能允许腐蚀性介质渗透到基材。如果发生这种渗透,则基材的腐蚀可能导致表面变色、覆盖性能降低和/或涂层从基材剥离。结果是,控制通过热喷涂或其它沉积方法沉积的涂层中的孔隙率的百分比可能是有利的。

[0058] 下表3总结了本公开的合金,其已经通过HVOF在3个参数下喷涂,以及它们通过ASTM E2109-01测量的所得孔隙率。

[0059] 在实例实施方案中,由所述合金形成的涂层的孔隙率可以小于3%。在本公开的其它实例实施方案中,由所述合金形成的涂层的孔隙率可以小于2%。在本公开的进一步的实例实施方案中,由所述合金形成的涂层的孔隙率可以小于1.5%。在本公开的再进一步的实

例实施方案中,由所述合金形成的涂层的孔隙率可以小于1%。

[0060] 涂层磨损性能的预测因子可以是在0.3 kgf (HV0.3)下通过维氏测试方法测量的硬度。另一方面,过大的硬度可能指示低韧性和/或延展性,可能导致使用中的开裂或剥落。硬度通常与韧性或延展性反相关。下表3总结了本公开的三种HVOF喷涂的合金的HV0.3值。

[0061] 在实例实施方案中,维氏硬度HV0.3在500-1050之间。在实例实施方案中,HV0.3在600-950之间。

[0062] 表3-HVOF喷涂的粉末的结果

[0063]

合金	孔隙率% (ASTM E2109-01)	Psi 结合强度(C633-13)	硬度 HV0.3	DE %	参数
P130-X5	<1	9445 ± 1844	783 ± 84	64.76	A
	1.4 ± 0.2	11820 ± 143	787 ± 92	65.23	B
	1.6 ± 0.5	6867 ± 557	871 ± 82	74.56	C
P130-X7	1.4 ± 0.4	10926 ± 450	790 ± 68	67.63	C
	1.5 ± 0.5	10308 ± 2998	754 ± 108	67.46	B
	<1	12076 ± 365	769 ± 98	58.55	A
P130-X4	2.2 ± 0.3	8861 ± 2453	919 ± 50	78.01	C
	1.2 ± 0.2	9747 ± 777		76.36	B
	<1	9695 ± 383	904 ± 69	71.42	A

[0064] 化学性

[0065] 在本公开的实例实施方案中,合金可以通过其本体化学性来描述。在其它实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:20%至50%的铬、0%至15%的钼、0%至15%的钨、3%至6%的硼。在进一步的实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:25%至50%的铬、0%至15%的钼、0%至15%的钨、3%至6%的硼。在再进一步的实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:30%至45%的铬、0%至15%的钼、0%至15%的钨、3%至6%的硼。在再进一步的实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:20%至50%的铬、0%至15%的钼、0%至15%的钨、3.3%至5.5%的硼。在其它实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:20%至50%的铬、0%至15%的钼、0%至15%的钨、3.3%至5.5%的硼。应理解,在上述实施方案中,余量的合金元素包括铁和杂质。

[0066] 在实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:28%至36%的铬、8%至12%的钼、2%至6%的钨、4.8%至5.6%的硼、余量的铁和杂质。在其它实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:25%至39%的铬、7%至13%的钼、2%至6%的钨、4.6%至5.8%的硼。应理解,在上述实施方案中,余量的合金元素包括铁和杂质。

[0067] 在实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:38%至46%的铬、3%至6%的钼、0%至4%的钨、4.0%至4.8%的硼、余量铁和杂质。在其它实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:36%至48%的铬、2%至8%的钼、0%至6%的钨、3.8%至5.0%的硼。应理解,在上述实施方案中,

余量的合金元素包括铁和杂质。

[0068] 在实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:36%至48%的铬、0%至4%的钨、3.8%至4.8%的硼、余量包括铁和杂质。

[0069] 在实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:35%至45%的铬、0%至4%的钨、3.4%至4.2%的硼、余量包括铁和杂质。

[0070] 在实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:35%至45%的铬、0%至4%的钼+钨、3.4%至4.2%的硼、余量包括铁和杂质。

[0071] 在实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:35%至45%的铬、0%至8%的钼+钨、3.4%至4.2%的硼、余量包括铁和杂质。

[0072] 在实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:35%至45%的铬、0.5%至4%的钼+钨、3.4%至4.2%的硼、余量包括铁和杂质。

[0073] 在实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含:35%至45%的铬、3.4%至4.2%的硼。

[0074] 在实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含小于1%的碳。在其它实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含小于0.5%的碳。在进一步的实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含小于0.25%的碳。在再进一步的实例实施方案中,粉末以重量百分比计包含小于0.1%的碳。

[0075] 由于监管、环境和安全的考虑,可能期望限制所有磨损表面中的镍和/或铜,因为过高的镍浓度导致降低的铁素体稳定性和增加的环境风险。本公开的实例实施方案具体限制了原料粉末的镍含量。

[0076] 在实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于5重量%的镍。在其它实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于2重量%的镍。在进一步的实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于1重量%的镍。在再进一步的实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于0.5重量%的镍。在再进一步的实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于0.2重量%的镍。在其它实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于0.15重量%的镍。在再进一步的实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于0.1重量%的镍。

[0077] 在实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于5重量%的铜。在其它实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于2重量%的铜。在进一步的实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于1重量%的铜。在再进一步的实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于0.5重量%的铜。在再进一步的实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于0.2重量%的铜。在其它实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于0.15重量%的铜。在再进一步的实例实施方案中,生产的粉末和涂层包含小于0.1重量%的铜。

[0078] 应用

[0079] 在实例实施方案中,将合金制成粉末。在实例实施方案中,通过气体雾化将合金制成粉末。下表4提供根据本公开的实施方案的合金的测量的气体雾化的粉末化学性。在本公开的实例实施方案中,通过水雾化将所述合金制成粉末。

[0080] 表4-用于热喷涂的制成粉末的合金的测量的化学性

[0081]

合金	Fe	Cr	Mo	W	B	C
P130-X4	Bal	31.9	10	4.1	5.2	0.08
P130-X5	Bal	41.4	4.5	1.9	4.4	0.05

P130-X7	Bal	40.8	N/A	1.9	4.3	0.06
P130-X9	Bal	40.1	0	2.1	3.7	0.07

[0082] 在实例实施方案中,可以通过高速氧燃料(HVOF)喷涂来沉积合金。在本公开的其它实例实施方案中,可以通过气体燃料HVOF喷涂来沉积合金。在本公开的进一步的实例实施方案中,可以通过液体燃料HVOF喷涂来沉积合金。在本公开的再进一步的实例实施方案中,可以通过高速空气燃料(HVAF)喷涂来沉积合金。在本公开的再进一步的实例实施方案中,可以通过等离子体喷涂来沉积合金。在本公开的其它实例实施方案中,可以通过燃烧喷涂来沉积合金。在本公开的进一步的实例实施方案中,可以通过高速电弧金属丝喷涂来沉积合金。在本公开的实例实施方案中,可以通过双丝电弧喷涂(TWAS)来沉积合金。可以烧结本公开的合金以形成磨损主体。可以铸造本公开的合金以形成磨损部件。

[0083] 本公开的合金可以用于客车的制动盘和制动鼓上。该合金可以用于中型和重型公路车辆。该合金可以用于运输(通常例如火车、街车、摩托车、非公路车辆、矿用卡车)中的制动盘。

[0084] 本文所述的实施方案的说明旨在提供对各种实施方案的一般理解。这些说明不旨在用作利用本文所述的结构或方法的设备和系统的全部要素和特征的完整描述。在阅读本公开内容后,许多其它实施方案对于本领域技术人员来说是显而易见的。可以利用其它实施方案并且从本公开中导出其它实施方案,使得可以在不脱离本公开的范围的情况下做出结构和逻辑替换和改变。另外,本公开和附图应被认为是说明性的而非限制性的。

[0085] 本公开的一个或多个实施方案在本文中可以单独地和/或共同地由术语“发明”来指代,这仅仅是为了方便,而不是旨在自动地将本申请的范围限制于任何特定发明或发明概念。此外,尽管本文已经说明和描述了具体实施方案,应当理解,设计成实现相同或类似目的任何后续布置可以替代所示的具体实施方案。本公开旨在覆盖各种实施方案的任何和所有后续修改或变化。在阅读了本说明书之后,上述实施方案的组合以及本文未具体描述的其它实施方案对于本领域技术人员将是显而易见的。

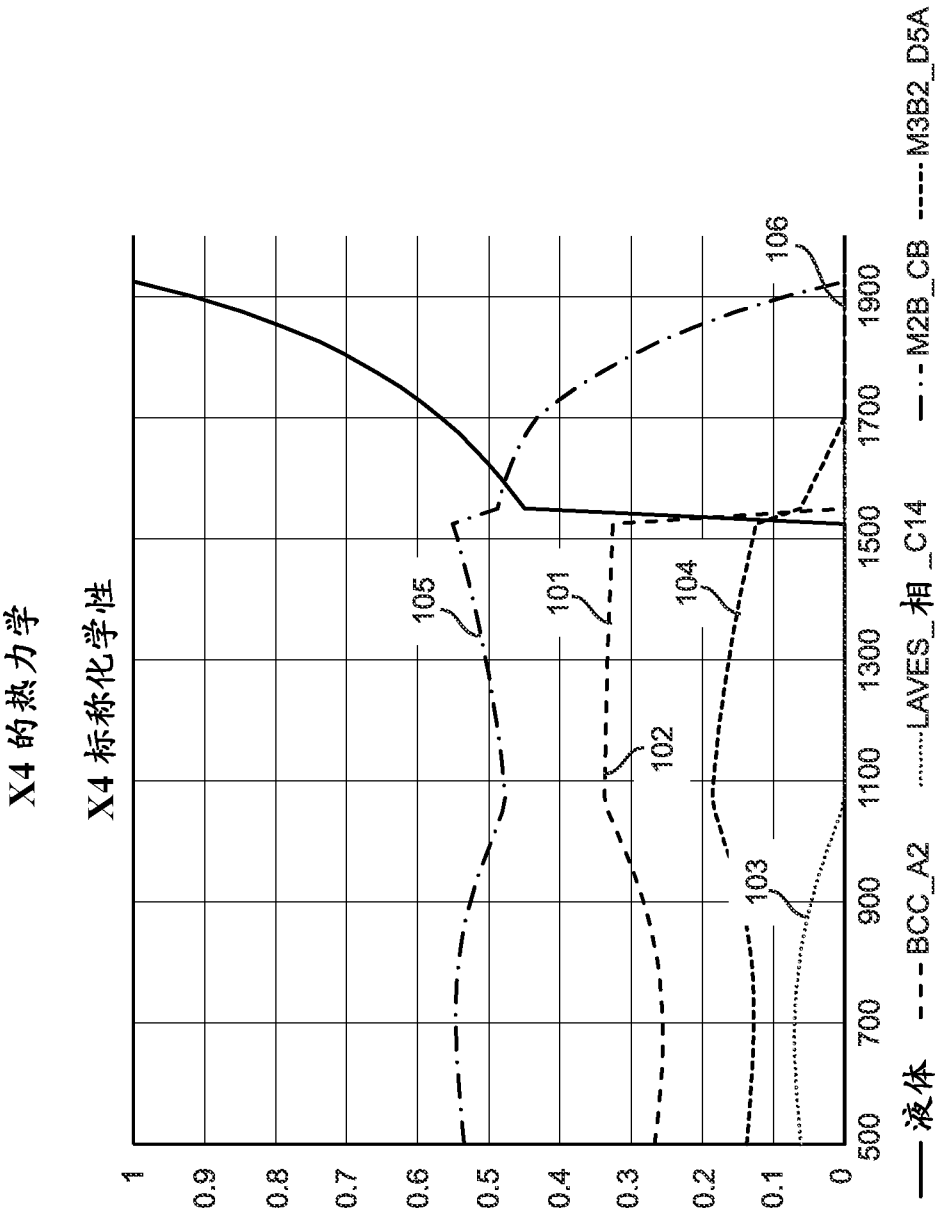

X4 的热力学
X4 标称化学性
液体
BCC_A2
LAVES_相 _C14
M2B_CB
M3B2_D5A
101
102
103
104
105
106
1
0.9
0.8
0.7
0.6
0.5
0.4
0.3
0.2
0.1
0
500
700
900
1100
1300
1500
1700
1900

图 1

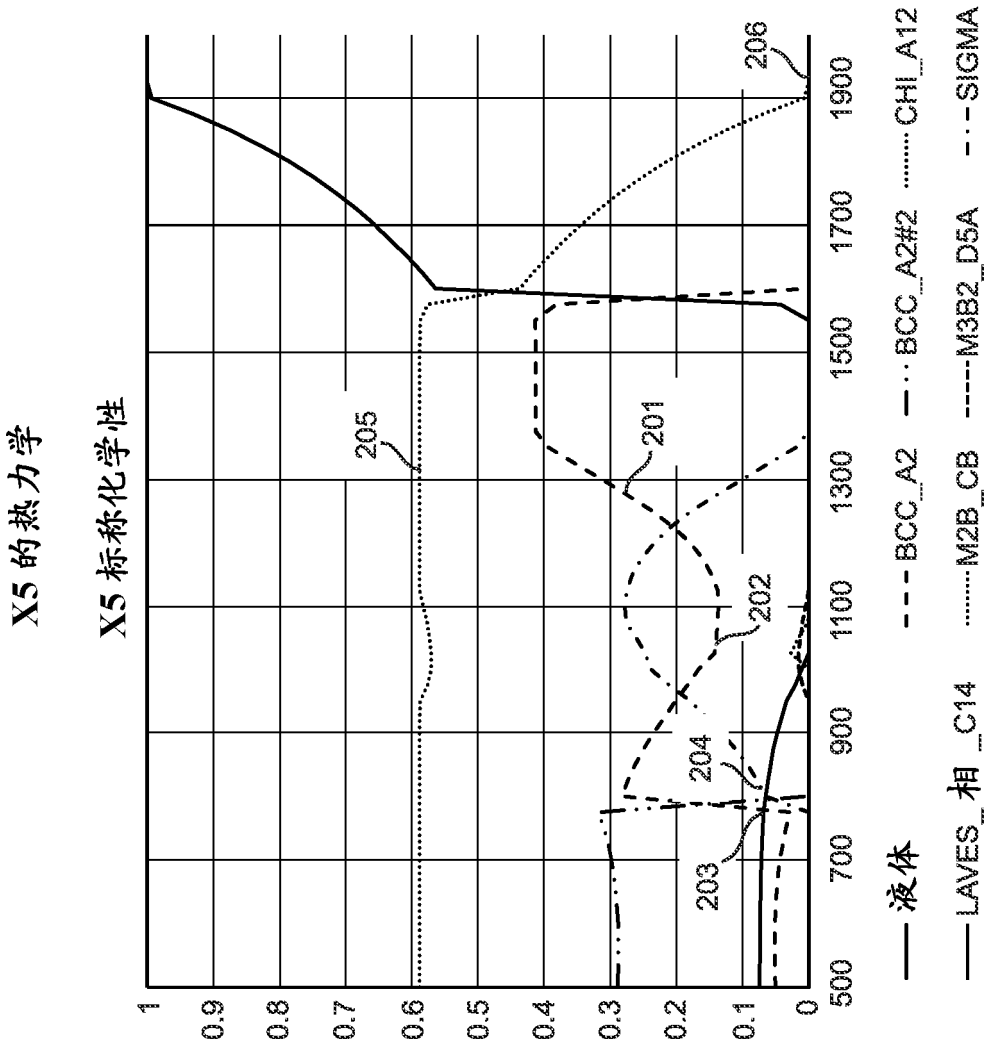

X5 的热力学
X5 标称化学性
1
0.9
0.8
0.7
0.6
0.5
0.4
0.3
0.2
0.1
0
500
700
900
1100
1300
1500
1700
1900
205
201
202
204
203
206
液体
BCC_A2
BCC_A2#2
CHI_A12
LAVES_相 _C14
M2B_CB
M3B2_D5A
SIGMA

图 2

X4 急冷锭的微观结构

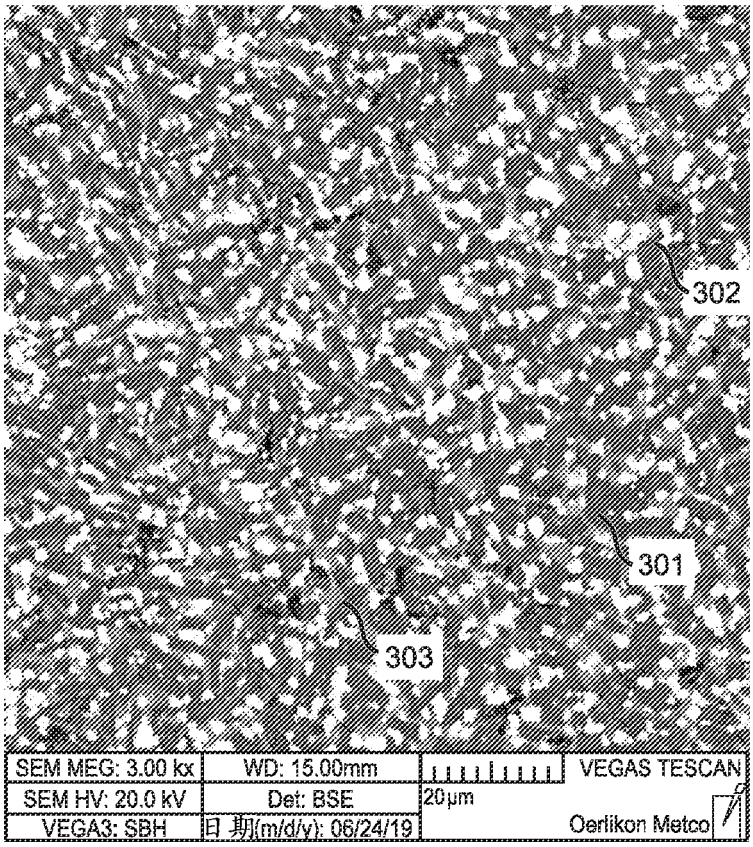


图 3

X5 急冷锭的微观结构

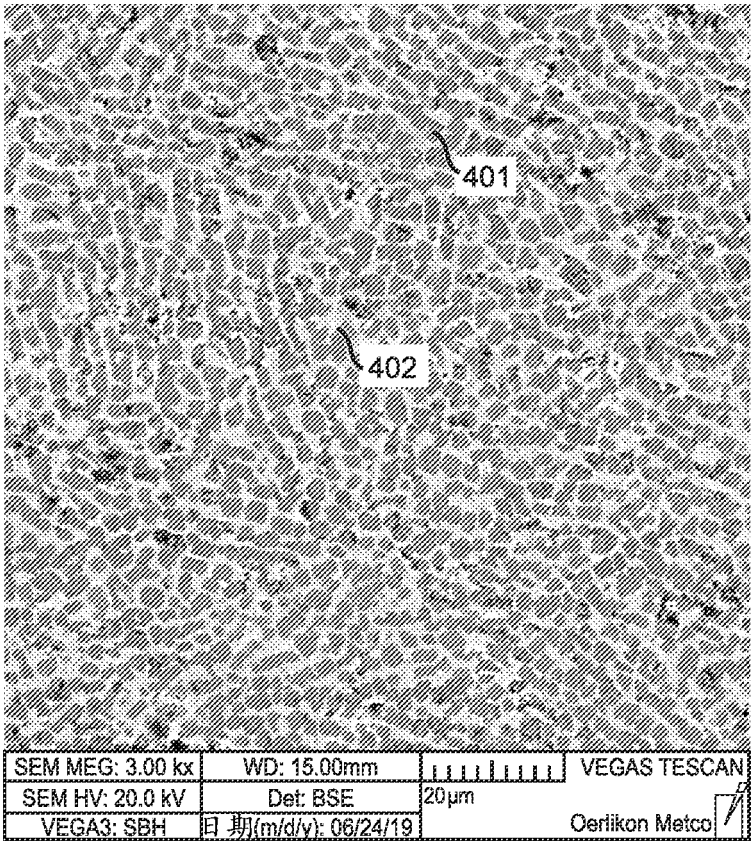


图 4

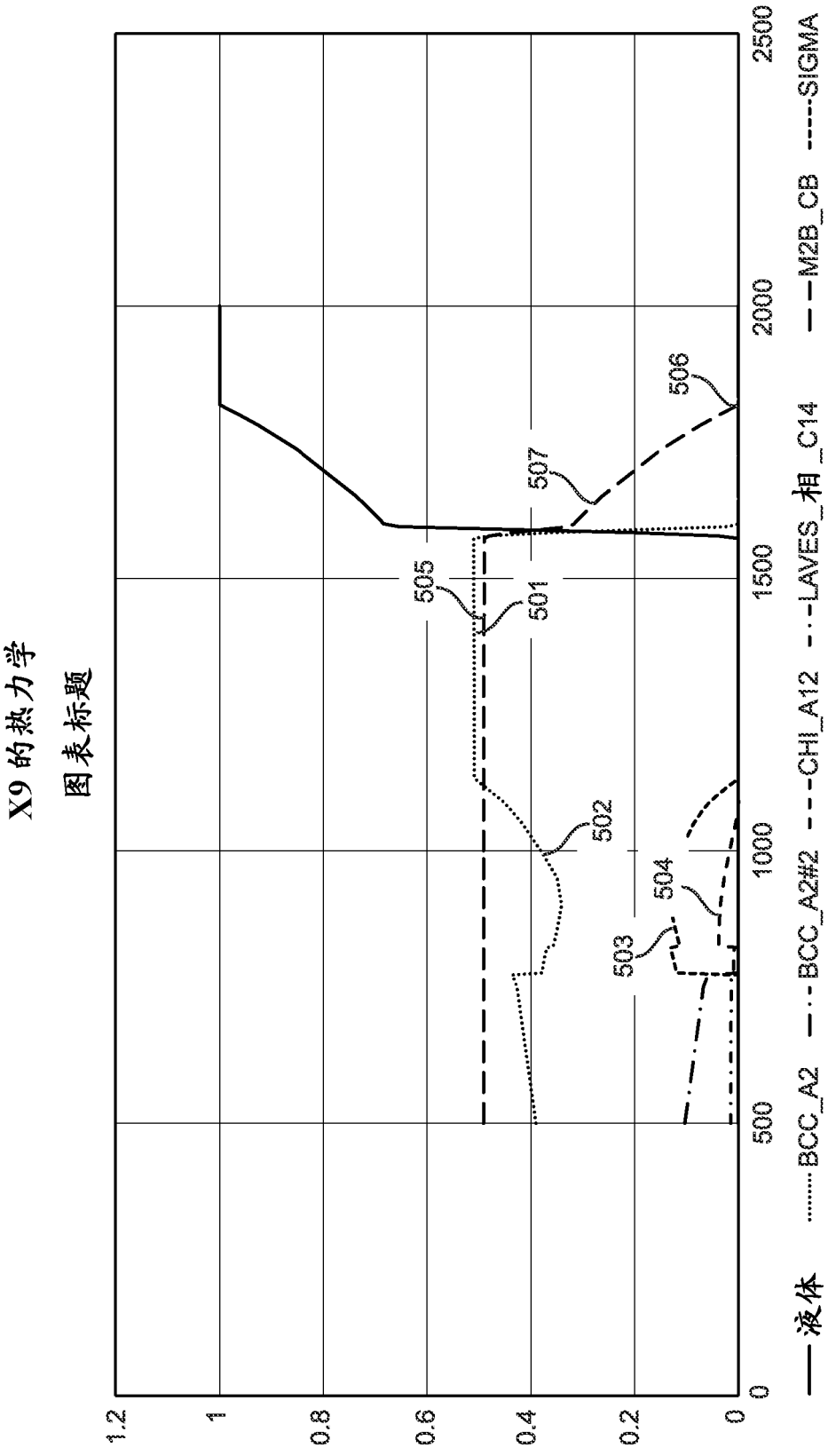

X9 的热力学
图表标题
液体
BCC_A2
BCC_A2#2
CHI_A12
LAVES_相_C14
M2B_CB
SIGMA
0
0.2
0.4
0.6
0.8
1
1.2
0
500
1000
1500
2000
2500
501
502
503
504
505
506
507

图 5