



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 106987785 A

(43)申请公布日 2017.07.28

(21)申请号 201610847224.5

(22)申请日 2016.09.23

(30)优先权数据

15186980.7 2015.09.25 EP

(71)申请人 斯沃奇集团研究和开发有限公司

地址 瑞士马林

(72)发明人 J·布雷 G·普兰克尔特

T·卡罗扎尼

(74)专利代理机构 北京市中咨律师事务所

11247

代理人 李颖 林柏楠

(51)Int.Cl.

C22C 38/58(2006.01)

C22C 38/44(2006.01)

C22C 38/42(2006.01)

C22C 38/38(2006.01)

C22C 38/22(2006.01)

C22C 38/20(2006.01)

C22C 38/34(2006.01)

C22C 38/02(2006.01)

C22C 38/06(2006.01)

C22C 38/60(2006.01)

C22C 38/54(2006.01)

C22C 38/32(2006.01)

C22C 38/48(2006.01)

C22C 38/26(2006.01)

C22C 38/46(2006.01)

C22C 38/24(2006.01)

C22C 38/50(2006.01)

C22C 38/28(2006.01)

C22C 38/52(2006.01)

C22C 38/30(2006.01)

A44C 27/00(2006.01)

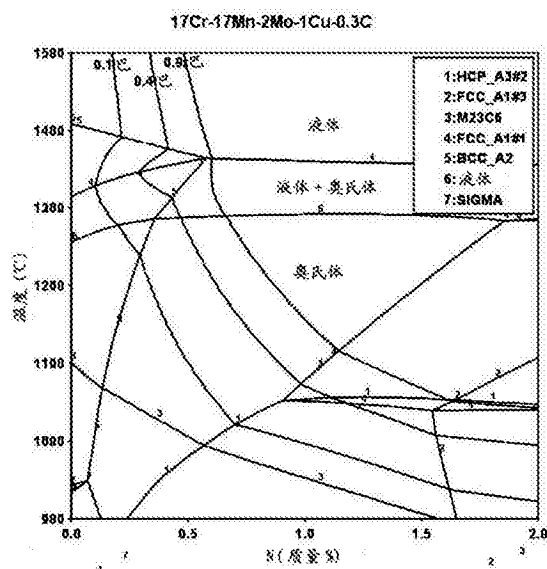
权利要求书2页 说明书7页 附图6页

(54)发明名称

无镍奥氏体不锈钢

(57)摘要

本发明涉及无镍奥氏体不锈钢,其包含以质量%表示的:10<Cr<21%的量的铬;10<Mn<20%的量的锰;0<Mo<2.5%的量的钼;0.5≤Cu<4%的量的铜;0.15<C<1%的量的碳;0<N≤1%的量的氮,0≤Ni<0.5%的量的镍,当无镍奥氏体不锈钢包含15≤Mn<20%的量的锰时,所述钢包含以质量%表示0.25<C<1%的量的碳,其余部分由铁和来自熔体的任何杂质形成。



1. 无镍奥氏体不锈钢,其包含以质量%计的:

10<Cr<21%的量的铬;

10<Mn<20%的量的锰;

0<Mo<2.5%的量的钼;

0.5≤Cu<4%的量的铜;

0.15<C<1%的量的碳;

0<N≤1%的量的氮,和

0≤Ni<0.5%的量的镍,

当无镍奥氏体不锈钢包含15≤Mn<20%的量的锰时,所述钢包含以质量%计的0.25<C<1%的量的碳,

其余部分由铁和来自熔体的任何杂质形成。

2. 根据权利要求1的无镍奥氏体不锈钢,其特征不在于所述钢包含以质量%计的:

15<Cr<21%的量的铬;

10<Mn<20%的量的锰;

0<Mo<2.5%的量的钼;

0.5≤Cu<4%的量的铜;

0.15%<C<1%的量的碳;

0<N≤1%的量的氮;

0≤Si<2%的量的硅,

0≤Ni<0.5%的量的镍,

0≤W<4%的量的钨,

0≤Al<3%的量的铝,且

其余部分由铁和来自熔体的任何杂质形成。

3. 根据权利要求1的无镍奥氏体不锈钢,其特征不在于以质量%表示,其组成由式Fe-17Cr-11Mn-2Mo-1Cu-0.25C-0.4N给出。

4. 根据权利要求2的无镍奥氏体不锈钢,其特征不在于以质量%表示,其组成由式Fe-17Cr-11Mn-2Mo-1Cu-0.25C-0.4N给出。

5. 根据权利要求1的无镍奥氏体不锈钢,其特征不在于以质量%表示,其组成由式Fe-17Cr-12Mn-2Mo-2Cu-0.33C-0.4N给出。

6. 根据权利要求2的无镍奥氏体不锈钢,其特征不在于以质量%表示,其组成由式Fe-17Cr-12Mn-2Mo-2Cu-0.33C-0.4N给出。

7. 根据权利要求1的无镍奥氏体不锈钢,其特征不在于以质量%表示,其组成由式Fe-17Cr-14.5Mn-2Mo-2Cu-0.22C-0.35N给出。

8. 根据权利要求2的无镍奥氏体不锈钢,其特征不在于以质量%表示,其组成由式Fe-17Cr-14.5Mn-2Mo-2Cu-0.22C-0.35N给出。

9. 根据权利要求1的无镍奥氏体不锈钢,其特征不在于以质量%表示,其组成由式Fe-17Cr-17Mn-2Mo-1Cu-0.3C-0.5N给出。

10. 根据权利要求2的无镍奥氏体不锈钢,其特征不在于以质量%表示,其组成由式Fe-17Cr-17Mn-2Mo-1Cu-0.3C-0.5N给出。

11. 根据权利要求1-10中任一项的无镍奥氏体不锈钢,其特征在于所述钢以质量百分数 $0.5 < Cu < 4\%$ 的量包含铜。

12. 根据权利要求1-10中任一项的无镍奥氏体不锈钢,其特征在于所述钢以质量百分数 $0.2 \leq C < 1\%$ 的量包含碳。

13. 根据权利要求11的无镍奥氏体不锈钢,其特征在于所述钢以质量百分数 $0.2 \leq C < 1\%$ 的量包含碳。

14. 根据权利要求1-10中任一项的无镍奥氏体不锈钢,其特征在于所述钢以质量百分数 $1 \leq Mo \leq 2\%$ 的量包含钼。

15. 根据权利要求11的无镍奥氏体不锈钢,其特征在于所述钢以质量百分数 $1 \leq Mo \leq 2\%$ 的量包含钼。

16. 根据权利要求12的无镍奥氏体不锈钢,其特征在于所述钢以质量百分数 $1 \leq Mo \leq 2\%$ 的量包含钼。

17. 根据权利要求13的无镍奥氏体不锈钢,其特征在于所述钢以质量百分数 $1 \leq Mo \leq 2\%$ 的量包含钼。

18. 根据权利要求1的无镍不锈钢,其特征在于所述钢包含至少一种选自S、Pb、B、Bi、P、Te、Se、Nb、V、Ti、Zr、Hf、Ce、Ca、Co、Mg的元素,其可各自以至多1%的质量浓度存在。

19. 根据权利要求2的无镍不锈钢,其特征在于所述钢包含至少一种选自S、Pb、B、Bi、P、Te、Se、Nb、V、Ti、Zr、Hf、Ce、Ca、Co、Mg的元素,其可各自以至多1%的质量浓度存在。

20. 由根据权利要求1的无镍奥氏体不锈钢制成的钟表和珠宝件。

21. 由根据权利要求2的无镍奥氏体不锈钢制成的钟表和珠宝件。

无镍奥氏体不锈钢

技术领域

[0001] 本发明涉及无镍奥氏体不锈钢组合物。更具体而言,本发明涉及特别好地适用于制表业和珠宝领域的无镍奥氏体不锈钢。

[0002] 发明背景

[0003] 无镍奥氏体不锈钢组合物对在制表业和珠宝领域中的应用而言是有利的,因为它们是非磁性的且是低变应原的。

[0004] 超过50年以来,已提出许多无镍奥氏体不锈钢组合物。实际上,快速寻求从奥氏体不锈钢组合物中除去镍,这首先是由于成本原因,然后更近期地,由于公众健康原因,因为已知镍导致过敏反应。

[0005] 这些无镍奥氏体不锈钢主要基于元素Fe-Cr-Mn-Mo-C-N。实际上,为替换确保奥氏体结构的镍,已建议使用元素如锰、氮和碳。然而,这些元素具有提高所得合金的一些机械性能如硬度、弹性极限和强度的作用,这使得非常难以通过机械加工和锻造使部件成型,而所述机械加工和锻造是制造制表和珠宝的组件中常用的操作。

[0006] 无镍奥氏体不锈钢的一个实例由EP专利1786941B1公开。在该文件中,Berns和Gavriljuk建议的组合物可通过将成合金元素在大气压力下熔融和固化而得到,但它们包含高浓度的锰、碳和氮,意欲使机械性能最大化。这产生在通过机械加工和锻造成型中困难很大。此外,从耐腐蚀性的观点看,高浓度的锰是不利的。

[0007] 某些近期建议的组合物特意欲用于生产可能与人体接触的部件(手表、珠宝、医学假肢)。可用于生产与人体接触的部件的无镍奥氏体不锈钢的实例公开在Böhler Edelstahl GmbH的EP专利875591B1中。该文件中公开的组合物特别具有高浓度的钼以得到耐腐蚀性,容许这类合金用于医学领域中。然而,为得到低浓度的锰、碳和氮,同时显示出高浓度的钼,这些合金必须经受用氮气过压,即高于大气压力的氮气压力熔融和固化的步骤,由此急剧提高了所得合金的成本。

[0008] 为避免使用用于将合金用氮气过压熔融并固化的专用装置,EP专利申请2455508A1中特别公开了组合物。但是,尽管它们的低浓度锰,这些组合物显示出高浓度的碳和氮,也导致通过机械加工和锻造成型中的困难。通过除去钼,可通过在大气压力下生产合金而降低碳和氮的浓度,如美国专利申请US2013/0149188A1中所公开的,但耐腐蚀性对在制表业和珠宝领域中的应用而言则是不足的。

[0009] 在制表业和珠宝领域中,如果需要制造通常具有复杂形状的大系列部件,则因此必须在可成型性(可机械加工性和可锻造性)与耐腐蚀性之间做出折衷。此外,由于成本原因,必须优选在大气压力下得到的合金。

[0010] 为得到适于与人体接触的奥氏体(以及因此非磁性)不锈钢,镍的不存在必须由增强奥氏体结构的其它 γ 源(gammagenous)元素补偿。这种选择是有限的且最常见的 γ 源元素为氮、碳和锰。

[0011] 氮和碳为仅有的能够完全补偿镍的不存在的元素。然而,这些 γ 源元素具有的作用是通过间隙固溶体显著提高了所得奥氏体钢的硬度,使得这类钢的成型操作如机械加工

和冲压非常困难,特别是在制表业和珠宝领域中。在所得奥氏体钢的硬度方面,氮的作用甚至比碳更。因此,氮的浓度必须尽可能低。然而,要求最小的氮含量以得到完全奥氏体结构,因为不同于氮,单独的碳不能在无沉淀物的情况下提供奥氏体结构。这类沉淀物在奥氏体钢的可磨光性和耐腐蚀性方面是有害的。

[0012] 锰仅轻微地促进奥氏体结构。然而,它的存在是提高氮的溶解度以及因此确保无镍完全奥氏体结构的产生而不可缺少的。事实上,加入越多的锰,氮的溶解度越高。然而,锰损害奥氏体钢的耐腐蚀性,并且还是奥氏体钢的硬度提高的原因。因此,锰在所得钢的可机械加工性和可锻造性方面是有害的。

[0013] 少量钼的存在是不可缺少的,因为它提供足够耐腐蚀性,如ISO标准9277所规定的盐喷雾试验所定义。实际上,如合金1.3816和1.3815所示,单独的铬产生对外部钟表组件而言不足的耐腐蚀性。因此,还需要具有少量钼,如许多研究所证明的,其改进所得奥氏体钢的耐腐蚀性。此外,耐腐蚀性随着氮含量而提高,条件是氮在固溶体中。然而,必须限制合金中的钼和铬浓度,因为这些元素促进铁素体结构对奥氏体结构的损害。因此,为补偿钼和铬的影响,不得不提高合金中元素如氮或碳的浓度,这又与合金的可机械加工性和可锻造性性能相违背。

[0014] 生产无镍奥氏体钢有两种可能方式。

[0015] 传统方式在于通过铸造得到半成品,其后再熔融以精制合金的组成,其后是各种热机械处理。由于氮在这里被引入液体合金中,无镍奥氏体不锈钢的固化因此是特别关键的。实际上,特别是取决于合金的组成和氮气分压,可由液态形成铁素体,并且可导致固化合金中的多孔性。由于氮的溶解度在铁素体中比在奥氏体中大得多,因此氮可以以气体形式从液体中“盐析”,由此产生不想要的多孔性。

[0016] 对于防止或者至少限制上述多孔性的形成,存在两个主要可能性。第一可能性在于在铸造或再熔融期间要求氮气过压,例如通过使用称为加压感应熔融或者压力电炉渣再熔融的技术。这容许液体合金中氮的量提高至超过在环境大气压力下的溶解度,由此可限制或防止固化期间铁素体的形成。此外,通过施加于固化的合金上的过压而使孔的形成更加困难。然而,这些技术的使用极大地提高了所得合金的价格,特别是因为生产装置是昂贵的。

[0017] 防止或限制合金固化期间多孔性形成的第二可能性是谨慎地选择包含在合金组合物中的元素,例如通过增加 γ 源元素(C、Mn、Cu)的浓度和/或通过降低 α 源(alphagenous)元素(Cr、Mo)的浓度和/或通过增加提高氮的溶解度的元素(Mn、Cr、Mo)的浓度。某些元素具有相反的影响,但未必是在相同比例下。因此,避免氮通过铁素体形成而盐析的完全奥氏体固化在环境大气压力或更低压力下是可能的。

[0018] 涉及将钢在环境大气压力下铸造和再熔融的解决方法因此比涉及用氮气过压加工的解决方法更便宜,因此是优选的。然而,存在的约束是影响可在环境大气压力下铸造的合金的组成。

[0019] 能够用于制造无镍奥氏体钢组件的其它技术使用粉末冶金,例如通过金属注塑,也称为MIM的技术。在那种情况下,不是必需使用100%奥氏体粉末,因为氮也可在烧结期间加入,由此将其余铁素体转变成奥氏体。

发明内容

[0020] 本发明的目的是通过提供无镍奥氏体不锈钢组合物克服上述问题以及其它问题，对于所述无镍奥氏体不锈钢组合物，其成型操作被促进，具有足够的耐腐蚀性，并且可通过常规冶金（铸造），特别是在环境大气压力下，或者通过粉末冶金得到。“足够的耐腐蚀性”意指对外部钟表部件领域和珠宝领域而言足够的耐性，特别是如通过盐喷雾试验（ISO标准 9227）所定义的。

[0021] 为此，本发明涉及无镍奥氏体不锈钢，其包含以质量%计的：

[0022] $10 < \text{Cr} < 21\%$ 的量的铬；

[0023] $10 < \text{Mn} < 20\%$ 的量的锰；

[0024] $0 < \text{Mo} < 2.5\%$ 的量的钼；

[0025] $0.5 \leq \text{Cu} < 4\%$ 的量的铜；

[0026] $0.15 < \text{C} < 1\%$ 的量的碳；

[0027] $0 < \text{N} \leq 1\%$ 的量的氮；

[0028] $0 \leq \text{Ni} < 0.5\%$ 的量的镍，且

[0029] 当无镍奥氏体不锈钢包含 $15 \leq \text{Mn} < 20\%$ 的量的锰时，所述钢包含以质量%计的 $0.25 < \text{C} < 1\%$ 的量的碳，

[0030] 其余部分由铁和来自熔体的任何杂质形成。

[0031] 根据本发明另一特征，无镍奥氏体不锈钢包含以质量%计的：

[0032] $15 < \text{Cr} < 21\%$ 的量的铬；

[0033] $10 < \text{Mn} < 20\%$ 的量的锰；

[0034] $0 < \text{Mo} < 2.5\%$ 的量的钼；

[0035] $0.5 \leq \text{Cu} < 4\%$ 的量的铜；

[0036] $0.15\% < \text{C} < 1\%$ 的量的碳；

[0037] $0 < \text{N} \leq 1\%$ 的量的氮；

[0038] $0 \leq \text{Si} < 2\%$ 的量的硅，

[0039] $0 \leq \text{Ni} < 0.5\%$ 的量的镍，

[0040] $0 \leq \text{W} < 4\%$ 的量的钨，

[0041] $0 \leq \text{Al} < 3\%$ 的量的铝，且

[0042] 其余部分由铁和来自熔体的任何杂质形成。

[0043] 根据本发明又一特征，无镍不锈钢包含至少一种选自 S、Pb、B、Bi、P、Te、Se、Nb、V、Ti、Zr、Hf、Ce、Ca、Co、Mg 的元素，其可各自以至多 1% 的质量浓度存在。

[0044] 在本发明含义内，“无镍奥氏体不锈钢”意指包含不多于 0.5 质量% 镍的合金。

[0045] “任何杂质”意指不是用于改进合金的一种（或多种）性能，而是由于熔融工艺而不可避免地存在的元素。特别地，在制表业和珠宝领域中，必须尽可能限制这些杂质的存在，因为这类杂质可能在合金中显著形成非金属包含物，例如氧化物、硫化物和硅酸盐，这对所得合金的耐腐蚀性和可磨光性而言可能具有有害的结果。

[0046] 在本发明的无镍奥氏体不锈钢组合物中，钼的质量浓度必须低于 2.5%。实际上，钼的存在是必须的，因为它增强所得钢的耐腐蚀性，特别是耐点蚀性（resistance to

pitting corrosion)。然而,钼的浓度应当限于少量,因为钼具有促进铁素体结构的缺点。因此,钼的浓度越高,加入元素如氮、碳和锰的需要越大,所述元素促进奥氏体结构,但具有使所得合金更硬,因此更难以机械加工和锻造的缺点。

[0047] 另外,在本发明的无镍奥氏体不锈钢组合物中,铜的质量浓度必须高于0.5%且低于4%。将在现有技术中被认为是杂质的铜有意地加入本发明组合物中,这特别是因为铜促进奥氏体结构,因此能够限制氮和碳的浓度。此外,铜的存在改进合金的一般耐腐蚀性,并固有力地增强本发明合金的可机械加工性和可锻造性。然而,铜的浓度必须限于4%,因为铜倾向于使钢在高温下为脆的,这使得热机械处理困难。

[0048] 同样,本发明合金中锰的浓度必须为高于10%且低于20%。已知锰增强氮在无镍奥氏体不锈钢组合物中的溶解度。然而,锰的浓度越高,合金将越硬且它们的可机械加工性和可锻造性越低。此外,它们的耐腐蚀性降低。因此,通过教导必须限制无镍不锈钢合金中锰的浓度,本发明使得增强这类合金的耐腐蚀性以及它们的可机械加工性和可锻造性成为可能。然而,最小浓度的锰是确保氮的足够溶解度所必需的,特别是以便合金在环境大气压力下固化。

[0049] 根据本发明的又一特征,无镍奥氏体不锈钢以质量百分数 $0.2 \leq C < 1\%$ 的量包含碳。

[0050] 根据本发明的又一特征,无镍奥氏体不锈钢以质量百分数 $1 \leq Mo \leq 2\%$ 的量包含钼。

[0051] 组合物的优选实例由下列式子给出:

[0052] $-Fe-17Cr-17Mn-2Mo-1Cu-0.3C-0.5N$

[0053] $-Fe-17Cr-12Mn-2Mo-2Cu-0.33C-0.4N$

[0054] $-Fe-17Cr-11Mn-2Mo-1Cu-0.25C-0.4N$

[0055] $-Fe-17Cr-14.5Mn-2Mo-2Cu-0.22C-0.35N$

[0056] 当相应的无镍奥氏体钢通过常规冶金法(铸造、再熔融和热机械处理)得到时,前两种组合物是尤其有利的。实际上,在环境大气压力下,不用过压,固化是完全奥氏体的,由此避免了合金中不合意的多孔性的形成。此外,使这些组合物最佳化使得沉淀物如碳化物或氮化物出现时的温度尽可能低。奥氏体温度范围因此是最大的,由此促进了任意热机械处理。

[0057] 包含1%铜的第一组合物的优点在于奥氏体温度范围比包含2%铜的第二组合物高。然而,包含2%铜的第二组合物更容易通过机械加工和冲压成型。实际上,铜自然地增强了合金的可机械加工性和可锻造性能。此外,使用较多的铜意味着氮和碳含量可降低,同时确保奥氏体结构。

[0058] 除它们可通过常规冶金法得到这一事实外,前两种组合物在粉末冶金成型的情况下也可以是有利的。实际上,这些组合物使得在烧结以后,特别是称为超固相线液相烧结的技术以后得到特别致密的组件成为可能。

[0059] 第三和第四组合物尤其适于粉末冶金成型。它们特别提供在包含降低的氮气分压的气氛中固相烧结的可能性。这容许气氛用例如氢气补充,已知改进烧结期间不锈钢的致密化。由于这些合金在烧结以后还具有低含量的间隙元素,还促进了烧结以后的任何成型操作,例如机械加工或锻造。同样,使这两种组合物最佳化使得沉淀物如碳化物或氮化物出

现时的温度尽可能低。然而,应当指出,尽管第三和第四组合物特别好地适于粉末冶金成型,这些组合物还可通过常规方法,例如通过在熔融和固化期间使用氮气过压而得到。

[0060] 在现有技术中,在多数情况下,寻求的目的是通过有利于合金中氮和钼的高含量而使奥氏体钢的耐腐蚀性和硬度最大化。

[0061] 然而,在本发明的情况下,对用于制表业和珠宝领域中的外部部件的规格是不同的。因此,建议的合金具有最佳化的性能,使得它们特别好地适用于制表业和珠宝领域。

[0062] 首先,本发明合金的可机械加工性被改进,主要是因为存在于这些合金中的氮的量是低的。实际上,通过将钼含量限制为小于2.5重量%的值并通过加入其它 γ 源元素如碳和铜,可降低氮的量,同时确保奥氏体结构。少量硫(至多0.015重量%)的添加也可由于形成硫化锰而改进可机械加工性,但是必须小心,因为这对所得合金的耐腐蚀性具有影响。“可机械加工性”意指任何类型的机械加工操作,例如刺入、研磨、穿孔或其它操作。

[0063] 其次,本发明合金的可锻造性还被改进。

[0064] 由于氮是这类合金中提高机械性能的主要元素,有限浓度的氮使得通过变形来成型更容易。

[0065] 另一重要更元素,铜,可降低合金的应变硬化水平,这因此促进通过变形来成型。最后,由于铜,观察到改进的一般耐腐蚀性。

[0066] 本发明还涉及如上所述无镍奥氏体不锈钢在生产用于钟表和珠宝件的外部元件中的用途。

附图说明

[0067] 本发明的其它特征和优点由本发明的无镍奥氏体不锈钢的实施方案的以下详细描述更清楚地显现,该实例仅作为参考附图的非限定性举例说明给出,其中:

[0068] -图1为举例说明本发明的无镍奥氏体不锈钢的具有组成Fe-17Cr-17Mn-2Mo-1Cu-0.3C-0.5N的第一实例的相图。

[0069] -图2为举例说明本发明的无镍奥氏体不锈钢的具有组成Fe-17Cr-12Mn-2Mo-2Cu-0.33C-0.4N的第二实例的相图。

[0070] -图3为举例说明本发明的无镍奥氏体不锈钢的具有组成Fe-17Cr-11Mn-2Mo-1Cu-0.25C-0.4N的第三实例的相图。

[0071] -图4为举例说明本发明的无镍奥氏体不锈钢的具有组成Fe-17Cr-14.5Mn-2Mo-2Cu-0.22C-0.35N的第四实例的相图。

[0072] -图5为描述以质量百分数表示的无镍奥氏体不锈钢的组成的表。

[0073] -图6为如由Gavriljuk和Berns在“High Nitrogen Steels”,2010年,Springer版中所定义的Schaeffler图,其可根据组成预测硬化以后合金的结构。

具体实施方式

[0074] 本发明由总体发明构思开始,所述总体发明思想在于,考虑到外部钟表部件领域特有的问题,提出表现出在可机械加工性和可锻造性能与耐腐蚀性之间非常好的折衷的无镍奥氏体不锈钢。另外,提出的组合物可借助常规冶金法(铸造),特别是在环境大气压力下得到,这从生产成本的观点看是非常有利的,或者通过粉末冶金造烧结以后以非常高的密

度得到。限定 α 源元素如铬和钼的浓度以得到足够的耐腐蚀性。锰、碳和氮的浓度足够低至增强所得合金的可机械加工性和可锻造性,但足够高至通过在大气压力下熔融和固化而得到合金或者通过粉末冶金而得到非常致密的部件。此外,使浓度最佳化以得到最大奥氏体温度范围。最后,铜使得降低上述 γ 源元素的浓度以促进通过机械加工或变形来成型并改进一般耐腐蚀性成为可能。然而,必须限制铜的浓度,因为铜减小奥氏体温度范围并倾向于使奥氏体钢在高温下为脆的,使得任何热机械处理(锻造/层压、退火等)更加困难。

[0075] 对于第一组合物实例,其相图示于图1中(Fe-17Cr-17Mn-2Mo-1Cu-0.3C-0.5N),看出,可以得到在大气压力下的完全奥氏体固化并且对于在固化以后得到的氮浓度,沉淀物出现时的温度是尽可能低的(线1与线3之间的交叉点)。奥氏体温度范围因此是可能最宽的。该组合物对通过粉末冶金得到非常致密的部件而言也是有利的。实际上,在900毫巴氮下存在宽“奥氏体-液体”相(线4、5与6之间)容许进行液相烧结而不损失氮。在那种情况下将烧结温度限定在烧结期间具有约30%液体。

[0076] 对于图2中所示的第二组合物实例(Fe-17Cr-12Mn-2Mo-2Cu-0.33C-0.4N),铜浓度的提高使得奥氏体范围(线6)的边界移向较低的氮浓度成为可能。因此,锰浓度可降低,且固化以后所得合金包含较少的氮。由于该较高浓度的铜和降低浓度的氮和锰,与第一组合物相比促进了合金的可机械加工性和可变形性。尽管较高的铜浓度降低奥氏体温度范围,该范围对意欲的氮浓度而言是最大的(1300℃至1050℃)。

[0077] 对于图3所示的第三组合物实例(Fe-17Cr-11Mn-2Mo-1Cu-0.25C-0.4N),在大气压力下固化的情况下形成铁素体,这可导致固化合金中的多孔性。然而,该组合物对粉末冶金成型而言是最佳化的。实际上,对于该组合物,烧结可在高温(1300℃)下以降低的氮气分压(约600毫巴)进行。烧结气氛因此可用氢气补充,由于其强还原力,其改进烧结以后所得部件的致密化。

[0078] 图4所示的第四组合物实例(Fe-17Cr-14.5Mn-2Mo-2Cu-0.22C-0.35N)对粉末冶金成型而言也是有利的。与先前实例相比,烧结可在高温(1300℃)下以甚至更低的氮气分压(约400毫巴)进行。最后,该合金具有非常低浓度的间隙元素,因此促进了烧结以后的任何机械加工或锻造操作。

[0079] 图5所示的表对比了以上组合物实例与包含镍的标准奥氏体不锈钢和市场上可得到的无镍奥氏体不锈钢的MARC(合金耐腐蚀性度量)指数值。MARC指数为比较奥氏体钢,特别是无镍奥氏体钢的耐腐蚀性的优异度量。MARC指数越高,合金的耐腐蚀性越大。该表包括制表业和珠宝中常用的两种含镍标准奥氏体不锈钢、6种商业无镍奥氏体不锈钢和4种上述优选组合物实例。另外,表中的最后一行对于各合金给出了MARC指数,该指数如Speidel, M.O.在“Nitrogen containing austenitic stainless steel”, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 37 (2006), 第875-880页中所定义。这是涉及的奥氏体不锈钢组合物中元素浓度之和:

[0080]
$$\text{MARC} = \text{Cr}(\%) + 3.3\text{Mo}(\%) + 20\text{C}(\%) + 20\text{N}(\%) - 0.5\text{Mn}(\%) - 0.25\text{Ni}(\%)$$

[0081] 本发明组合物的实例具有比奥氏体不锈钢1.4435更高的MARC指数值,奥氏体不锈钢1.4435为制表业和珠宝中最常用的钢。4个本发明组合物实例中的3个甚至具有比钢1.4539更高的MARC指数值,后者已知具有优异耐腐蚀性。

[0082] 本发明寻求改进无镍奥氏体不锈钢的可机械加工性和可变形性,通过教导降低这

些合金中的碳和氮含量并加入铜而实现。因此,尽管已提出的合金具有比合金1.4456、1.4452、UNS S29225和UNS S29108低的指数值,但它们具有比合金1.3816和1.3815高的指数值,这足以使它们能够通过盐喷雾腐蚀试验。此外,与经受在氮气过压下熔融和固化步骤的合金1.4456、1.4452、UNS S29225和UNS S29108相比,本发明组合物的第一、第二和第四实例显示出在大气压力下的奥氏体固化,因此避免了使用专用装置。这因此降低了所得合金的成本。

[0083] 最后,这些不同合金在Schaeffler图上的位置示于图6中。如所示的其它合金,组合物的4个优选实例都在图的奥氏体范围内。需要的话,这证明了本发明组合物的奥氏体结构的稳定性。还看出组合物的实例位于合金1.3816/1.3815(其耐腐蚀性太低)与合金1.4456/1.4452/UNS S29225/UNS S29108(它们非常难以通过机械加工和锻造成型,且成本价格高,因为它们在氮气过压下生产)之间。

[0084] 毫无疑问,本发明不限于刚刚描述的实施方案且本领域技术人员不偏离如所附权利要求书限定的本发明范围而预期各种简单的改进和变化方案。特别应当指出,提出的合金提供耐腐蚀性、可成型性(可机械加工性和可锻造性)与烧结以后部件的密度之间的优异折衷。事实上,可将部件在低氮气压力下烧结并用氢气补偿。此外,在具有金属基体的复合材料的情况下,金属基体可借助本发明钢组合物实现。还可将烧结部件在高等静压力下处理。也可在高等静压力将通过压制或者通过金属注塑成型的部件烧结。也可在高等静压力下生产半成品。最后,可将烧结以后的部件锻造。

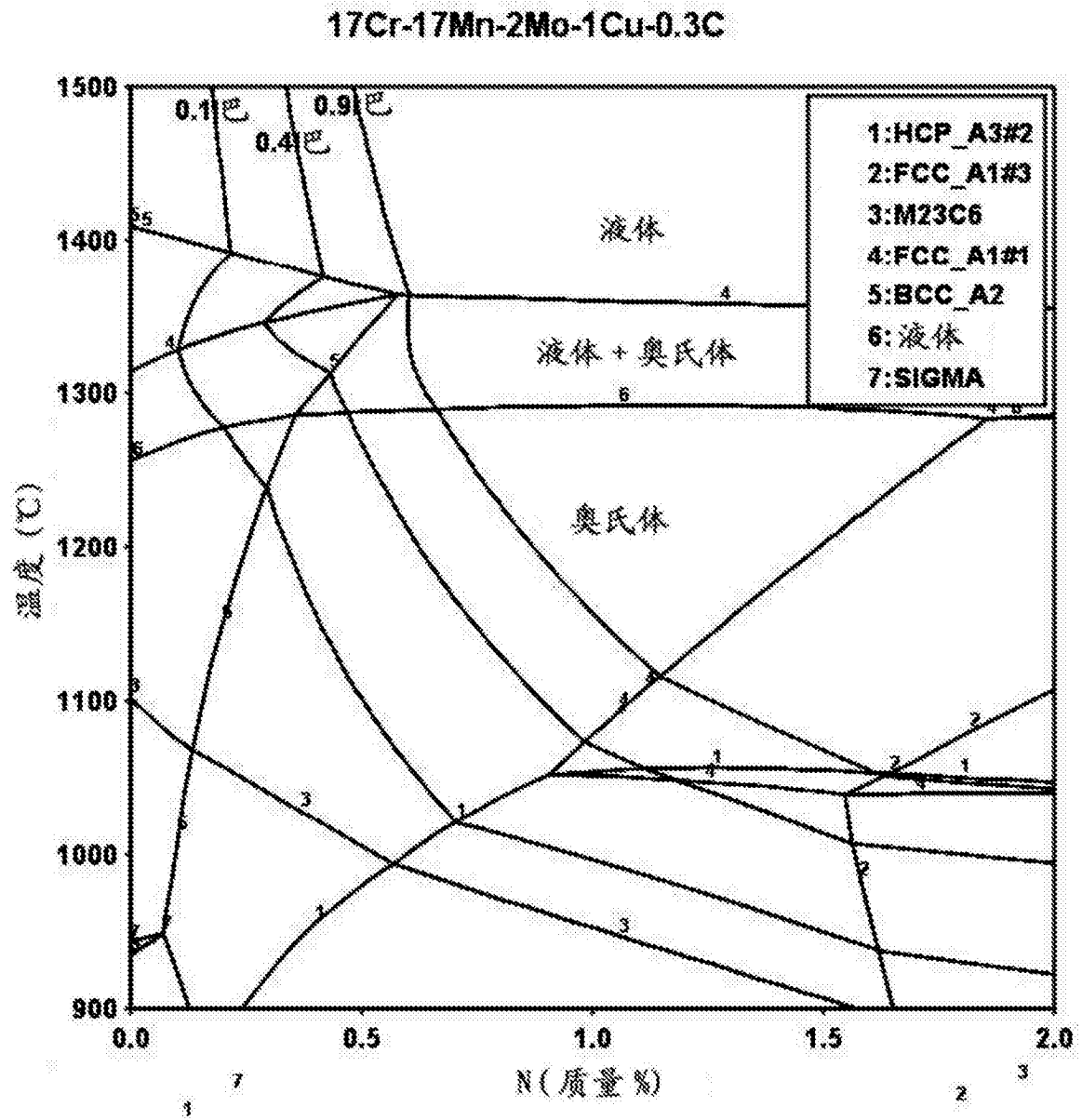


图1

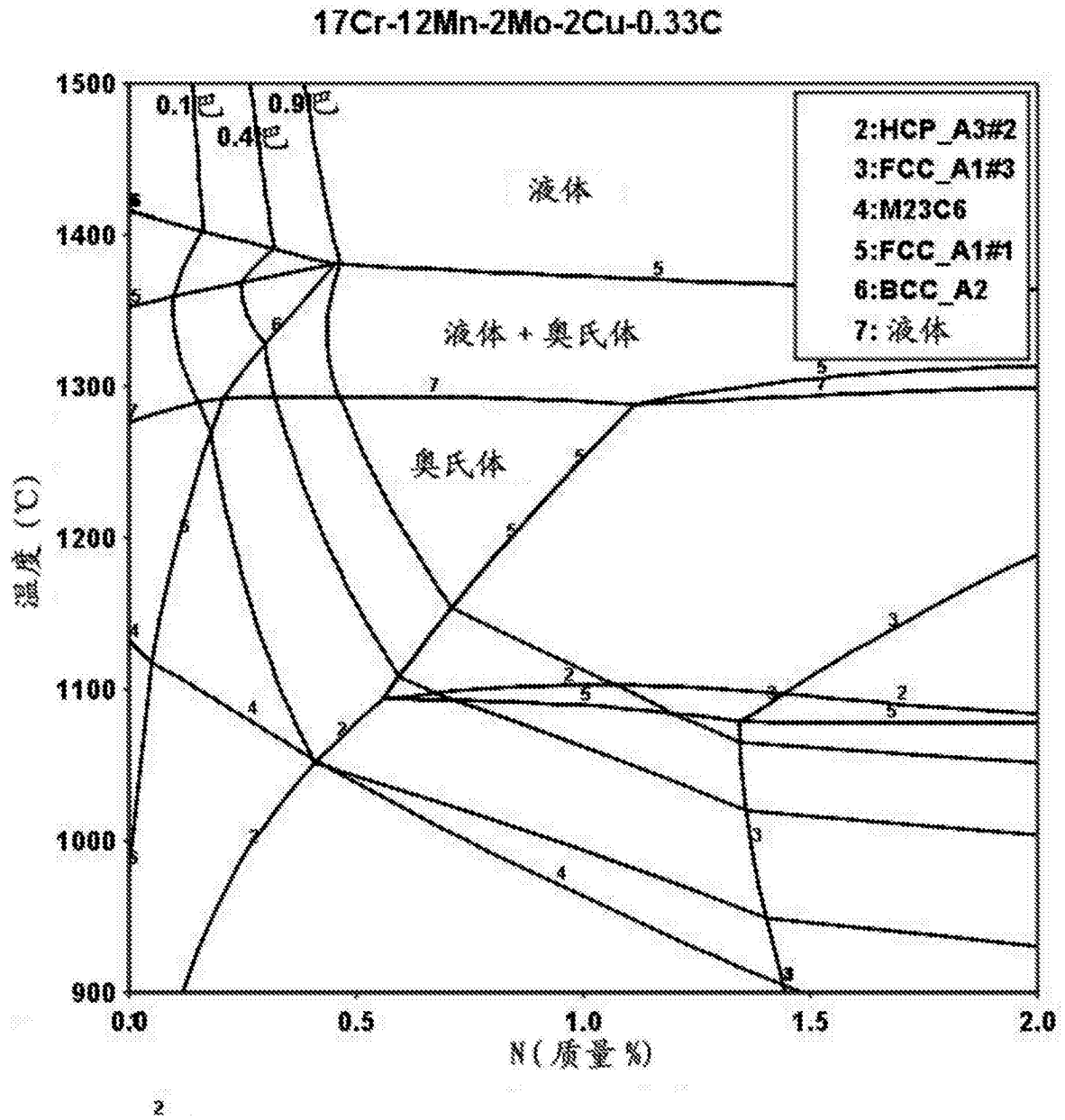


图2

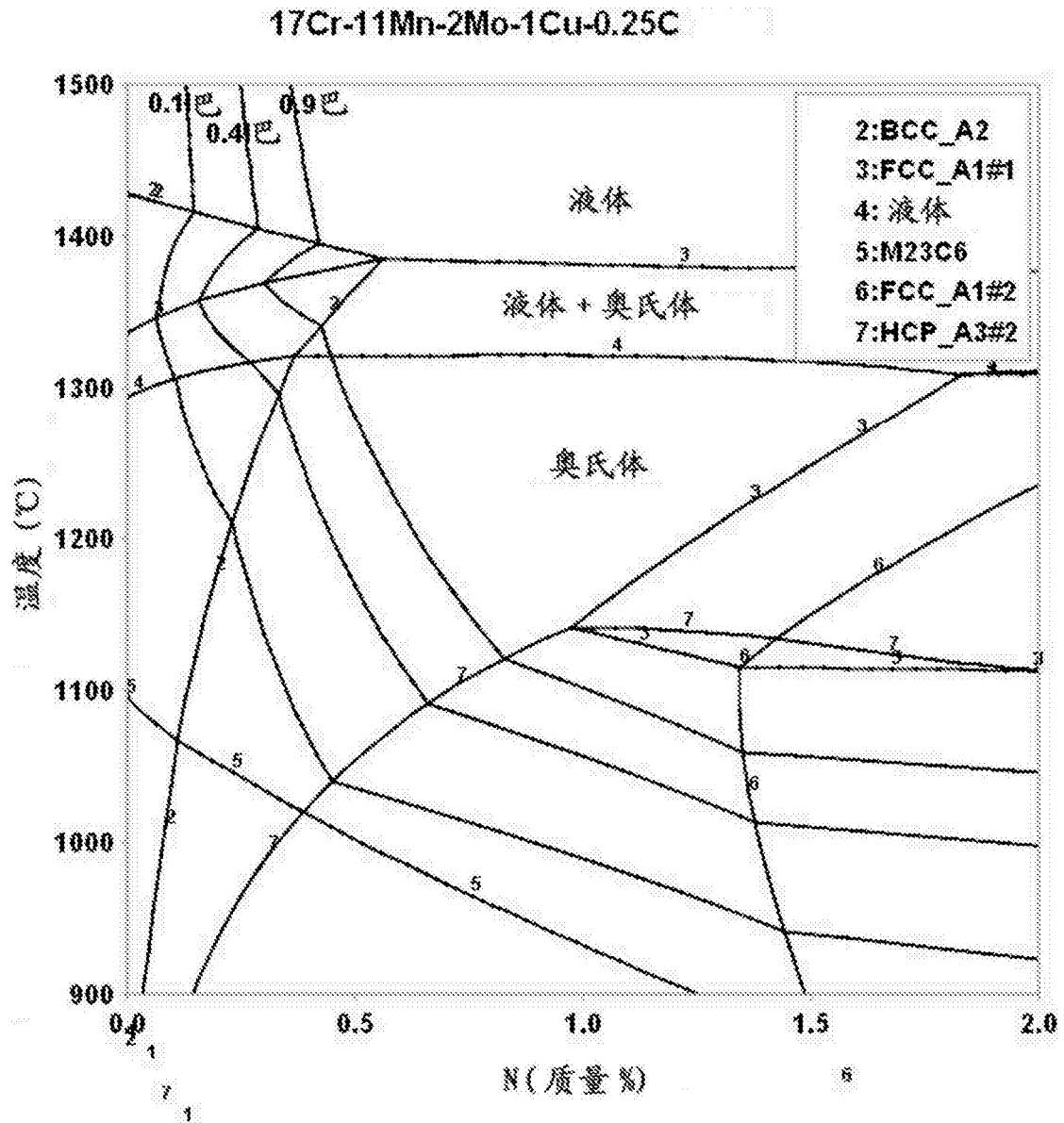


图3

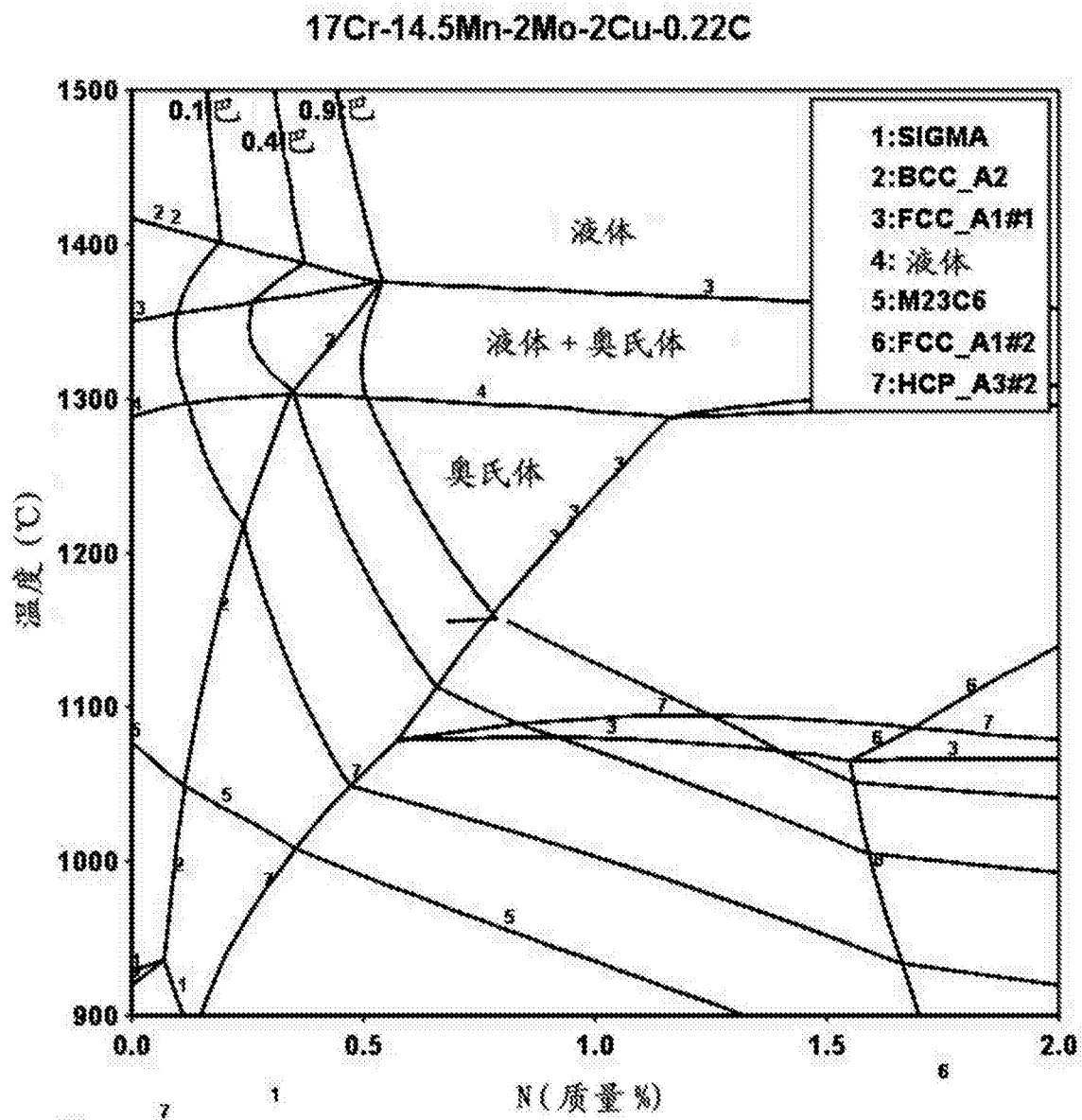


图4

标准奥氏体 不锈钢		商业无镍奥氏体不锈钢						组合物实例			
1.4435	1.4539	1.3816	1.3815	1.4456	1.4452	UNS S29225	UNS S29108	实例 1	实例 2	实例 3	实例 4
Ni	13.3	25.0									
Mn	1.2	1.2	13.0	12.0	14.0	11.0	23.0	17.0	12.0	11.0	14.5
N	0.05	0.04	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.50	0.40	0.40	0.35
C	0.02	0.02	0.06	0.06	0.06	0.20	0.08	0.30	0.33	0.25	0.22
Cu		1.40					0.25	1.00	2.00	1.00	2.00
Ni _{eq}	14.9	27.0	11.2	14.8	16.6	14.9	15.7	17.3	17.9	15.1	13.2
Cr	18.0	20.0	18.0	18.0	18.0	17.0	21.0	17.0	17.0	17.0	17.0
Mo	2.75	4.50			2.00	3.00	1.00	2.00	2.00	2.00	2.00
Si	0.30	0.30	0.50	0.50	0.50	0.50	0.75				
Cr _{eq}	22.3	26.9	18.2	18.2	21.2	21.7	22.9	20.0	20.0	20.0	20.0
PREN	25	29	22	26	35	35	42	31	32	31	28

图5

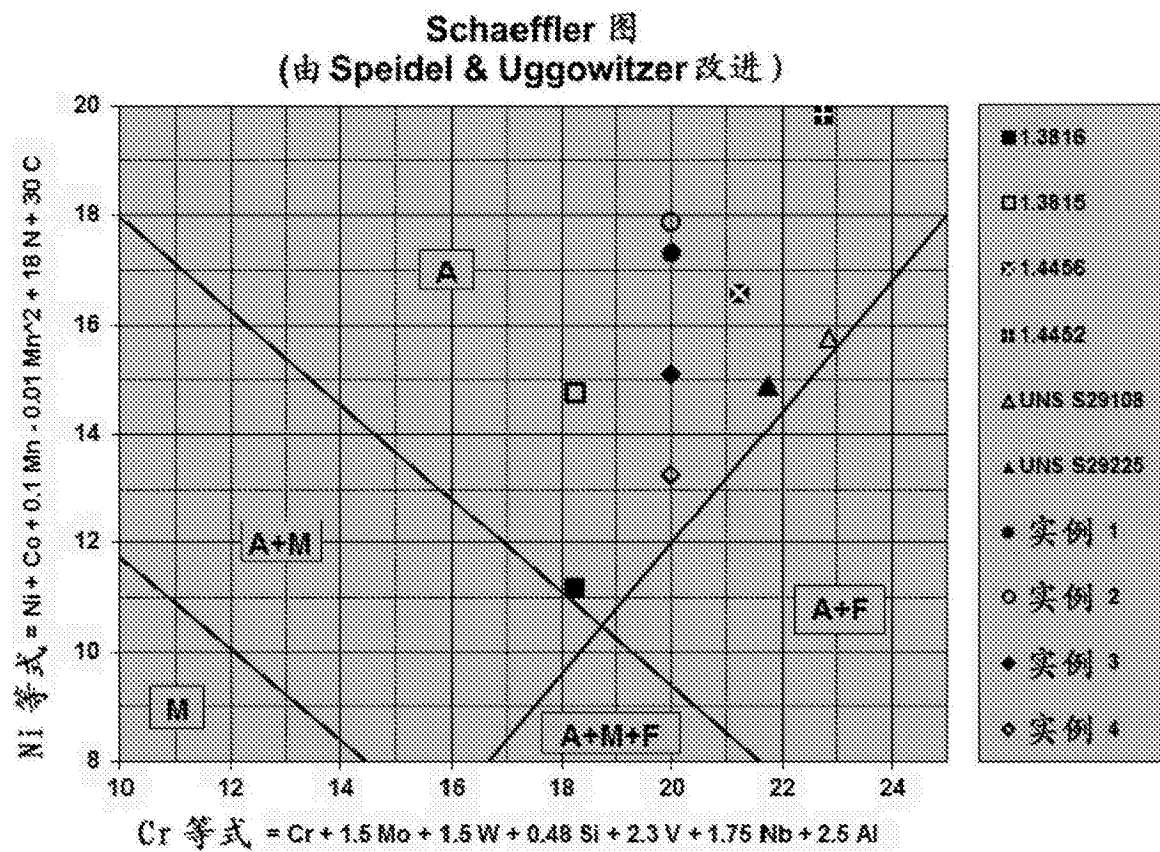


图6