



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 102534309 A

(43) 申请公布日 2012. 07. 04

(21) 申请号 201110442776. 5

(22) 申请日 2011. 12. 27

(30) 优先权数据

2010-293142 2010. 12. 28 JP

(71) 申请人 株式会社日立制作所

地址 日本东京

(72) 发明人 王玉艇 吉成明

(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 王永红

(51) Int. Cl.

C22C 19/05 (2006. 01)

F01D 5/28 (2006. 01)

F01D 9/02 (2006. 01)

权利要求书 1 页 说明书 7 页 附图 4 页

(54) 发明名称

Ni 基合金、及使用其的燃气轮机的涡轮动叶和静叶

(57) 摘要

本发明涉及 Ni 基合金、及使用其的燃气轮机的涡轮动叶和静叶, 提供与现有材料相比在高温强度、耐腐蚀性及抗氧化性的平衡方面优异的、尤其是用于普通铸造的 Ni 基合金。其为含有 Cr、Co、Al、Ti、Ta、W、Mo、Nb、C、B 及不可避免的杂质, 剩余部分由 Ni 构成的 Ni 基合金, 其特征在于, 以质量比计, 具有 Cr :13. 1 ~ 16. 0%、Co :11. 1 ~ 20. 0%、Al :2. 30 ~ 3. 30%、Ti :4. 55 ~ 6. 00%、Ta :2. 50 ~ 3. 50%、W :4. 00 ~ 5. 50%、Mo :0. 10 ~ 1. 20%、Nb :0. 10 ~ 0. 90%、C :0. 05 ~ 0. 20%、及 B :0. 005 ~ 0. 02% 的合金组成。

1. Ni 基合金,其含有 Cr、Co、Al、Ti、Ta、W、Mo、Nb、C、B 及不可避免的杂质,剩余部分由 Ni 构成,其中,以质量比计,具有 Cr :13.1 ~ 16.0%、Co :11.1 ~ 20.0%、Al :2.30 ~ 3.30%、Ti :4.55 ~ 6.00%、Ta :2.50 ~ 3.50%、W :4.00 ~ 5.50%、Mo :0.10 ~ 1.20%、Nb :0.10 ~ 0.90%、C :0.05 ~ 0.20%、及 B :0.005 ~ 0.02%的合金组成。

2. 如权利要求 1 所述的 Ni 基合金,还含有选自 Hf、Re、Zr、O 及 N 中的一种以上,以质量比计,具有 Hf :0 ~ 2.00%、Re :0 ~ 0.50%、Zr :0 ~ 0.05%、O :0 ~ 0.005%、N :0 ~ 0.005%的合金组成。

3. 如权利要求 2 所述的 Ni 基合金,其中,以质量比计,具有 Hf :0 ~ 0.10%、Re :0 ~ 0.10%、Zr :0 ~ 0.03%、O :0 ~ 0.005%、N :0 ~ 0.005%的合金组成。

4. 权利要求 1 ~ 3 中任一项所述的 Ni 基合金,其中,以质量比计,具有 Cr :13.1 ~ 14.3%、Co :11.1 ~ 18.0%、Al :2.60 ~ 3.30%、Ti :4.65 ~ 5.50%、Ta :2.70 ~ 3.30%、W :4.55 ~ 4.90%、Mo :0.10 ~ 1.10%、Nb :0.10 ~ 0.65%、C :0.10 ~ 0.18%、及 B :0.01 ~ 0.02%的合金组成。

5. 如权利要求 4 所述的 Ni 基合金,其中,以质量比计,具有 Cr :13.7 ~ 14.1%、Co :14.1 ~ 17.0%、Al :3.00 ~ 3.20%、Ti :4.70 ~ 5.10%、Ta :2.90 ~ 3.20%、W :4.55 ~ 4.85%、Mo :0.70 ~ 1.00%、Nb :0.25 ~ 0.45%、C :0.12 ~ 0.17%、及 B :0.01 ~ 0.02%的合金组成。

6. 铸造产品,其由权利要求 1 ~ 5 中任一项所述的 Ni 基合金构成。

7. 燃气轮机用涡轮动叶,其由权利要求 1 ~ 5 中任一项所述的 Ni 基合金构成。

8. 燃气轮机用涡轮静叶,其由权利要求 1 ~ 5 中任一项所述的 Ni 基合金构成。

Ni 基合金、及使用其的燃气轮机的涡轮动叶和静叶

技术领域

[0001] 本发明涉及一种 Ni 基合金、及使用其的铸造产品和燃气轮机的涡轮动叶和静叶。

背景技术

[0002] 近年来,由于节约化石燃料、削减二氧化碳的排放量、防止地球变暖等环境意识的提高,谋求在内燃机方面热效率的提升。周知燃气轮机或喷气式发动机等热机通过在更高的温度下运转卡诺循环 (Carnot cycle) 的高温侧,可以最有效地提高热效率。随着涡轮入口温度的高温化,燃气轮机的高温部件,即用于燃烧器和涡轮动叶及静叶的材料的改良、开发的重要性提高。为了应对该高温化,在材料方面应用高温强度更优异的 Ni 基耐热合金,现在很多的 Ni 基合金正在被使用。在 Ni 基合金中,有由等轴晶构成的普通铸造合金、由柱状晶构成的单向凝固合金及由单一结晶构成的单晶合金。为了将 Ni 基合金高强度化,在较多地添加作为固溶强化元素的 W、Mo、Ta、Co 等的同时,添加 Al、Ti 等,使作为强化相的 γ' $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ 相较多地析出是很重要的。

[0003] 另一方面,由于燃料价格的高涨,作为产业用燃气轮机的燃料,具有使用较多地含有造成腐蚀的杂质的低品质燃料的动向,从而需要开发兼备高温强度和耐腐蚀性的材料。优选在这样的材料中,较多地添加形成保护性被膜的 Cr。作为重视耐腐蚀性的合金,例如可以列举出:日本特开 2004-197131 号公报(专利文献 1)、和日本特开昭 51-34819 号公报(专利文献 2)、及日本特开 2010-84166 号公报(专利文献 3)中公开的普通铸造合金。

[0004] 但是,在这些合金中,越较多地含有添加元素,材料的组织的稳定性就越低,存在在长时间的使用时会析出 σ 相等硬质且脆的有害相的问题。即,开发兼有优异的高温蠕变强度、耐腐蚀性及抗氧化性的合金材料很困难。

[0005] 现有技术文献

[0006] 专利文献

[0007] 专利文献 1:日本特开 2004-197131 号公报

[0008] 专利文献 2:日本特开昭 51-34819 号公报

[0009] 专利文献 3:日本特开 2010-84166 号公报

发明内容

[0010] 发明要解决的问题

[0011] 因此,本发明的目的在于提供一种与现有材料相比在高温强度、耐腐蚀性及抗氧化性的平衡方面优异的、尤其是用于普通铸造的 Ni 基合金。另外,其目的在于提供一种利用该 Ni 基合金的铸造产品、及涡轮动叶和静叶。

[0012] 用于解决课题的手段

[0013] 为了解决上述课题,采用例如权利要求中记载的构成。本申请包含多个解决上述课题的手段,举出其中一例,其为含有 Cr、Co、Al、Ti、Ta、W、Mo、Nb、C、B 及不可避免的杂质,剩余部分由 Ni 构成的 Ni 基合金,其特征在于,具有以质量比计, Cr : 13.1 ~ 16.0%、Co :

11.1 ~ 20.0 %、Al :2.30 ~ 3.30 %、Ti :4.55 ~ 6.00 %、Ta :2.50 ~ 3.50 %、W :4.00 ~ 5.50 %、Mo :0.10 ~ 1.20 %、Nb :0.10 ~ 0.90 %、C :0.05 ~ 0.20 %、及 B :0.005 ~ 0.02 % 的合金组成。

[0014] 发明效果

[0015] 根据本发明,提供一种与现有材料相比在高温强度、耐腐蚀性及抗氧化性等特性的平衡方面优异的用于普通铸造的 Ni 基合金。进而,由于本发明的合金含有在晶界的强化方面有效果的 C、B、及在抑制铸造时的晶界开裂方面有效果的 Hf,因而成为适于作为单向凝固材料使用的合金组成。除上述以外的课题、构成及效果,通过以下的实施方式的说明予以明确。

附图说明

[0016] 图 1 是表示对于合金试验片的蠕变断裂时间的图表 ;

[0017] 图 2 是表示对于合金试验片的高温氧化试验中的氧化减量的图表 ;

[0018] 图 3 是表示对于合金试验片的熔融盐浸渍腐蚀试验中的腐蚀减量的图表 ;

[0019] 图 4 是表示燃气轮机的动叶形状的一例的图。

[0020] 符号说明

[0021] 1 涡轮动叶

[0022] 10 叶片部

[0023] 11 柄部

[0024] 12 根部 (楔形榫部)

[0025] 13 平台部

[0026] 14 径向鳍片 (Radial Fin)

具体实施方式

[0027] 下面,对本发明进行详细说明。

[0028] 首先,图 4 表示产业用燃气轮机用的涡轮动叶的一例。该涡轮动叶 1 由叶片部 10、柄部 11 和根部 (楔形榫部)12 构成,大小为 10 ~ 100cm,重量为 1 ~ 10kg 左右。另外,具备平台部 13 及径向鳍片 14。涡轮动叶为内部具有复杂的冷却结构的旋转部件,被暴露在反复施加旋转中的离心力及伴随起动停止的热应力的负荷的严酷环境中。作为基本的材料特性,要求优异的高温蠕变强度、对高温燃烧气体气氛的抗氧化、及耐腐蚀性。另一方面,涡轮静叶通常具有沿着叶轴延伸的叶基,该叶基为了将涡轮叶片固定于各支撑体,在末端侧一体地形成有相对于叶轴成直角延伸的底座。涡轮静叶材料需要较高的高温强度和热疲劳强度。因此,非常重视在这些特性的平衡方面优异的铸造用合金的开发。本发明人等对作为普通铸造用合金的、在维持蠕变强度的同时可以改善耐腐蚀性及抗氧化性的合金进行了探讨,其结果,最终完成了上述本发明。

[0029] 作为一般的的燃气轮机的叶片的制作方法,可以列举出普通铸造、单向凝固铸造及单晶铸造的方法。单向凝固合金和单晶合金主要用于小型且轻量的喷气式发动机 (航空用燃气轮机) 的动叶。但是,使用单向凝固合金或单晶合金的叶片由于铸造工艺复杂,铸造叶片时的铸造成品率很差。尤其是,工业用燃气轮机的叶片的形状大、体形复杂,所以铸造

成品率低,因此存在成为高价产品这样的问题。

[0030] 因此,本发明人等研讨了取得各合金添加元素的平衡的,尤其是作为普通铸造用的合金,与现有材料相比,高温强度、耐腐蚀性及抗氧化性等各种特性的平衡得以改善的合金。下面,对在本发明的 Ni 基合金中包含的各成分的作用以及优选组成范围进行说明。

[0031] Cr :13.1 ~ 16.0 质量%

[0032] Cr 为对改善合金在高温中的耐腐蚀性有效的元素,尤其是,为了提高对熔融盐腐蚀的耐腐蚀性,越增加 Cr 含量效果越好。而且,其含量超过 13.1 质量%后该效果才会显著地表现出来。但是,在本发明的合金中,由于较多地添加有 Ti、W、Ta 等,所以 Cr 量过多时,脆的 TCP 相就会析出,高温强度降低。因此,优选取得与其他的合金元素的平衡,将其上限设为 16.0 质量%。在该组成范围中,可以得到高强度和高耐腐蚀性。优选 13.1 ~ 14.3 质量%的范围,更优选 13.7 ~ 14.1 质量%的范围。

[0033] Co :11.1 ~ 20.0 质量%

[0034] Co 在降低 γ' 相 (Ni 和 Al 的金属间化合物 Ni_3Al) 的固溶温度,使固溶处理变得容易之外,在固溶强化 γ 相的同时提高高温耐腐蚀性,进而,通过缩小堆垛层错能具有使室温延性良好的效果。而且,Co 的含量为 11.1 质量%以上时会表现出这样的效果。另一方面,随着 Co 的含量增多, γ' 相的固溶温度慢慢降低,随之, γ' 相的析出量也减少,结果蠕变强度降低,所以需要设为 20.0 质量%以下。

[0035] 尤其是,在本发明的组成范围中,在重视 Co 产生的固溶强化效果大的中温度区域的蠕变强度和室温延性的情况下,优选采用 11.1 ~ 18.0 质量%的范围,更优选 14.1 ~ 17.0 质量%的范围。

[0036] W :4.00 ~ 5.50 质量%

[0037] W 在作为基体的 γ 相和作为析出相的 γ' 相中固溶,具有通过固溶强化提高蠕变强度的效果。而且,为了充分地得到这样的效果,需要 4.00 质量%以上的含量。但是,W 的比重大,在增大合金的密度的同时,会使合金在高温中的耐腐蚀性降低。进而,在如本发明的合金那样 Ti 和 Cr 的添加量多的合金中,超过 5.50 质量%时,针状的 α -W 析出,使蠕变强度、高温耐腐蚀性及韧性降低,因此,优选其上限设为 5.50 质量%。另外,在考虑到高温中的强度、耐腐蚀性及高温中的组织稳定性的平衡的情况下,优选 4.55 ~ 4.90 质量%的范围,更优选 4.55 ~ 4.85 质量%的范围。

[0038] Ta :2.50 ~ 3.50 质量%

[0039] Ta 为在 γ' 相中以 $[\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ta})]$ 的形式固溶,具有通过固溶强化提高蠕变强度的效果的元素。为了充分地显示该效果,需要 2.50 质量%以上的含量。另外,当超过 3.50 质量%时,成为过饱和,针状的 δ 相 $[\text{Ni}, \text{Ta}]$ 析出,使蠕变强度降低。因此,需要将其上限设为 3.50 质量%。在该组成范围中,当考虑到高温中的强度和组织稳定性的平衡时,优选 2.70 ~ 3.30 质量%的范围,更优选 2.90 ~ 3.20 质量%的范围。

[0040] Mo :0.10 ~ 1.20 质量%

[0041] Mo 具有与 W 同样的效果,所以根据需要,可以代替 W 的一部分。另外,由于提高 γ' 相的固溶温度,所以与 W 同样地具有提高蠕变强度的效果。而且,为了得到这样的效果,需要 0.10 质量%以上的含量,随着 Mo 的含量增多,蠕变强度也提高。另外,由于 Mo 较之 W 比重小,所以能够谋求合金的轻量化。

[0042] 另一方面,Mo 降低合金的抗氧化特性及耐腐蚀性。尤其是,由于随着 Mo 的含量增多,抗氧化特性大幅变差,所以需要将其上限设为 1.20 质量%。另外,在将蠕变强度设为与现有合金基本相同,重视耐腐蚀性和高温下的抗氧化特性的情况下,在本发明的组成范围中,优选 0.10 ~ 1.10 质量%的范围,更优选 0.70 ~ 1.00 质量%的范围。

[0043] Ti :4.55 ~ 6.00 质量%

[0044] Ti 与 Ta 同样地在 γ' 相中以 $[\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ta}, \text{Ti})]$ 的形式固溶,但是在固溶强化这一点上没有像 Ta 那样程度的效果。不如说, Ti 有明显改善合金在高温中的耐腐蚀性的效果。为了在对熔融盐腐蚀的耐腐蚀性上得到显著的效果,需要 4.55 质量%以上的含量。但是,当添加超过 6.00 质量%时,抗氧化特性显著恶化,进而脆化相的 η 相析出来。另外,随着作为 γ' 相的形成元素的 Ti 的添加量的增加, γ' 相的析出量也会增加。因此,需要将其上限设为 6.00 质量%。在如本发明的合金那样,在含有 13.1 ~ 16.0 质量%的 Cr 的合金中,在考虑到高温中的强度和耐腐蚀性、抗氧化特性的平衡的情况下,优选 4.65 ~ 5.50 质量%的范围,更优选 4.70 ~ 5.10 质量%的范围。

[0045] Al :2.30 ~ 3.30 质量%

[0046] Al 为作为析出强化相的 γ' 相 $[\text{Ni}_3\text{Al}]$ 的主要构成元素,由此蠕变强度提高。另外,大大地有助于高温抗氧化特性的提高。为了充分地得到这些效果,需要 2.30 质量%以上的含量。在本发明的合金中,由于 Cr、Ti、及 Ta 的含量高,所以当超过 3.30 质量%时, γ' 相 $[\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ta}, \text{Ti})]$ 过多地析出,反而在降低强度的同时,与 Cr 形成复合氧化物,降低耐腐蚀性,所以优选设为 2.30 ~ 3.30 质量%的范围。在该组成范围中,在考虑到高温中的强度和抗氧化特性、耐腐蚀性的平衡的情况下,优选 2.60 ~ 3.30 质量%的范围,更优选 3.00 ~ 3.20 质量%的范围。

[0047] Nb :0.10 ~ 0.90 质量%

[0048] Nb 与 Ti 同样地在 γ' 相中以 $[\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Nb}, \text{Ti})]$ 的形式固溶,作为固溶强化,比 Ti 效果好。另外,虽然没有 Ti 那么明显的效果,但是具有改善高温中的耐腐蚀性的效果。为了显现通过添加所产生的高温下的固溶强化的效果,需要 0.10 质量%以上的含量。但是,在如本发明的合金那样,在 Ti 量多的合金中,当超过 0.90 质量%时,脆化相的 η 相析出,明显地降低强度,所以优选其上限设为 0.90 质量%。在考虑到高温中的强度和耐腐蚀性、抗氧化特性的平衡时,优选 0.10 ~ 0.65 质量%的范围,更优选 0.25 ~ 0.45 质量%的范围。

[0049] C :0.05 ~ 0.20 质量%

[0050] C 在晶界偏析,在提高晶界的强度的同时,一部分形成碳化物 (TiC、TaC 等),析出为块状。为了在晶界偏析,提高晶界强度,需要添加 0.05 质量%以上,但是添加超过 0.20 质量%时,形成过剩的碳化物,降低高温下的蠕变强度和延性,也降低耐腐蚀性,所以需要将其上限设为 0.20 质量%。在该组成范围中,在考虑到强度、延性及耐腐蚀性的平衡的情况下,优选 0.10 ~ 0.18 质量%的范围,更优选 0.12 ~ 0.17 质量%的范围。

[0051] B :0.005 ~ 0.02 质量%

[0052] B 在晶界偏析,在提高晶界的强度的同时,一部分形成硼化物 $[(\text{Cr}, \text{Ni}, \text{Ti}, \text{Mo})_3\text{B}_2]$,在合金的晶界析出。为了在晶界偏析,提高晶界强度,需要添加 0.005 质量%以上,该硼化物由于与合金的熔点相比,为低熔点,明显降低合金的熔融温度,使固溶热处理困难,所以优选将上限设为 0.02 质量%。在该组成范围中,在考虑到强度及固溶热处理的平

衡时,优选 0.01 ~ 0.02 质量%的范围。

[0053] Hf :0 ~ 2.00 质量%、Re :0 ~ 0.50 质量%、Zr :0 ~ 0.05 质量%

[0054] Hf、Re 及 Zr 在晶界偏析,一定程度地提高晶界的强度。但是,大部分在晶界形成与镍的金属间化合物,即 Ni_3Zr 等。该金属间化合物降低合金的延性,另外为低熔点,所以合金的熔融温度降低,固溶处理温度范围变窄等,有效作用少。因此,其上限分别设为 2.00 质量%、0.50 质量%、及 0.05 质量%。优选 Hf 为 0 ~ 0.10 质量%、Re 为 0 ~ 0.10 质量%、Zr 为 0 ~ 0.03 质量%。

[0055] O :0 ~ 0.005 质量%、N :0 ~ 0.005 质量%

[0056] 氧和氮为杂质,任一者都是从合金原料中带入的情况较多,O 也会由坩埚进入,在合金中作为氧化物 (Al_2O_3) 或氮化物 (TiN 或者 AlN) 以块状地存在。在铸件中存在这些时,就会成为蠕变变形中的裂纹的起点,就会降低蠕变断裂寿命,成为疲劳龟裂的起点,疲劳寿命就会降低。尤其是,由于氧在铸件表面作为氧化物出现,成为铸件的表面缺陷,成为使铸造品的成品率降低的原因。因此,虽然这些元素的含量越少越好,但是在实际地制造铸锭时,由于不能做到无氧、无氮,所以作为不使特性较大地恶化的范围,优选两元素都为 0.005 质量%以下。

[0057] 由上述各成分、不可避免的杂质及剩余部分的 Ni 构成的 Ni 基合金为高温强度、抗氧化特性及耐腐蚀性特性的平衡得到改善的合金。

[0058] [实施例]

[0059] 下面,示出在本实施例中供给实验用的 Ni 基合金。将 Ni 基合金的组成(质量%)示于表 1。试验片是将母合金锭和称量的合金元素在氧化铝坩埚中熔化,铸造成厚度 14mm 的平板。铸型加热温度为 1373K,浇铸温度为 1713K,铸型使用氧化铝质的陶瓷铸型。铸造后,对试验片进行表 2 所示的固溶热处理及时效热处理。为了使合金组成均匀化,对于在 1480K 下,进行 2h 的固溶热处理。在固溶热处理后,采用空冷,对于在其后续继续的时效热处理的条件,全部的合金都设为 1366K/4 小时 / 空冷 +1340K/4 小时 / 空冷 +1116K/16 小时 / 空冷。之后,进行试验片加工,实施蠕变断裂试验、腐蚀、氧化及拉伸试验。

[0060] 由热处理过的试验片,通过机械加工,切出平行部直径 6.0mm、平行部长度 30mm 的蠕变试验片,长度 25mm、宽度 10mm、厚度 1.5mm 的高温氧化试验片,及 15mm×15mm×15mm 的立方体形状的高温腐蚀试验片,同时,用扫描型电子显微镜研究显微组织,评价合金的组织稳定性。

[0061] 在表 3 中,示出对合金试验片进行的特性评价实验的条件。蠕变断裂试验在 1123K-314MPa 的条件下进行。就高温氧化试验而言,反复进行 10 次 1373K 保持 20 小时的氧化试验,测定各自的质量变化。另外,就高温腐蚀试验而言,进行 4 次在 1123K 的熔融盐(组成为 Na_2SO_4 :75%、 NaCl :25%) 中浸渍 25 小时(合计 100 小时)的试验,测定质量变化。

[0062] 表 1

[0063]

项目	合金 编号	Cr	Co	Ti	Al	Mo	W	Ta	Nb	Hf	Re	P	Zr	S	C	B	O	N	Ni
实施例	A1	13.81	13.1	4.85	3.12	1.02	5.02	3.02	0.81	0.04	0.003	0.002	0.01	0.003	0.165	0.015	0.001	0.002	55.009
	A2	13.74	14.0	4.92	3.25	0.95	4.63	3.1	0.45	0.02	0.004	0.001	0.02	0.001	0.158	0.015	0.001	0.001	54.739
	A3	13.82	16.59	4.95	3.09	0.92	4.61	2.92	0.36	0.03	0.007	0.002	0.01	0.005	0.162	0.015	0.002	0.001	52.506
	A4	13.95	17.79	5.01	3.15	0.89	4.75	3.15	0.35	0.04	0.004	0.004	0.02	0.001	0.134	0.015	0.001	0.002	50.74
	A5	13.68	16.25	4.89	2.89	0.96	4.69	2.98	0.41	0.01	0.009	0.003	0.03	0.003	0.154	0.015	0.001	0.001	53.023
已有合金	B1	14.01	9.52	4.85	3.07	4.13	4.14	0	0	0	0.005	0.004	0.04	0.002	0.17	0.015	0.001	0.003	60.04
	B2	15.96	8.36	4.79	3.32	1.76	2.63	1.74	0.87	0.03	0.006	0.003	0.01	0.005	0.11	0.01	0.002	0.002	60.392

[0064] 表 2

项目	合金 编号	固溶条件	时效条件		
			第一段时效	第二段时效	第三段时效
实施例	A1-A5	1480K/2h AC	1366K/4h AC	1340K/4h AC	1116K/16h AC
已有合金	B1	1480K/2h AC	1366K/4h AC	1325K/4h AC	1116K/16h AC
	B2	-	1395K/2h AC	1116K/24h AC	-

[0066] 表 3

评价试验	试验内容
蠕变断裂试验	试验温度及应力 1123K-314MPa
氧化试验	在大气中20h反复进行氧化试验 1373K-200h
耐腐蚀性试验	熔融盐中浸渍试验1123K NaSO ₄ (75%)+NaCl(25%) 25h×4次

[0068] 在表 4、图 1、图 2 及图 3 中表示出各合金的特性评价试验结果。表 4 为结果的一览，图 1 为 1123K-314MPa 下的蠕变断裂时间，图 2 为高温氧化试验中的氧化减量，图 3 为表示熔融盐浸渍腐蚀试验中的腐蚀减量的测定结果的图。

[0069] 表 4

项目	合金 编号	蠕变断裂时间 1123K-314MPa(h)	氧化量 (mg/cm ²)	腐蚀量 (mg/cm ²)
实施例	A1	412	-28.03	-121.59
	A2	404	-24.83	-118.45
	A3	389	-23.77	-115.55
	A4	381	-22.15	-119.70
	A5	391	-24.80	-112.00
已有合金	B1	408	-82.72	-132.39
	B2	182	-5.65	-107.82

[0071] 如从表 4 中表示的结果中明确可知的，本实施例的合金 A1 ~ A5 与已有合金

B1 (Rene80) 相比较,基本具有同样的蠕变断裂强度,氧化减量得到大幅度改善,也改善了耐腐蚀性。尤其是抗氧化性显著提高。本实施例的合金相对于现有材料 B1,大幅度减少 Mo 的量,谋求抗氧化性的提高。与其他的已有合金 B2 (IN738LC) 相比较,虽然抗氧化性、耐腐蚀性稍微降低,但是蠕变断裂时间成为约两倍以上。本实施例的合金相对于 B2,通过加大 W、Ta 的添加量,谋求高温下的蠕变强度的提高。

[0072] 即,可以认为根据本发明,几乎无需牺牲蠕变断裂寿命就能够明显地提高高温下的耐腐蚀性、抗氧化特性,可以得到取得了蠕变强度、抗氧化特性、耐腐蚀性的平衡的优异的合金。

[0073] 在上面的实施例中,说明了作为普通铸造材料的效果。进而,作为单向凝固的单向凝固叶片使用本发明的合金也非常有效。众所周知,通过使其单向凝固,在维持耐腐蚀性、抗氧化特性的同时能够大幅度提高蠕变断裂强度。尤其是,由于本发明的合金含有对晶界强化有效果的 C、B,进而可以根据需要,添加对铸造时的晶界开裂的抑制有效果的 Hf,所以成为适于作为单向凝固材料使用时的合金组成。

[0074] 如上所述,根据本发明,能够得到兼有优异的高温蠕变强度和耐腐蚀性及抗氧化性的、可以用于普通铸造的 Ni 基超合金。因此,适于形成产业用燃气轮机的涡轮动叶和静叶。

[0075] 另外,本发明并非限定于上述的实施例,包含各种的变形例。例如可以将某实施例的构成的一部分替换成其他的实施例的构成,进而,也可以在某实施例的构成中加上其他的实施例的构成,或对于各实施例的构成的一部分,进行其他构成的追加、削除、替换。

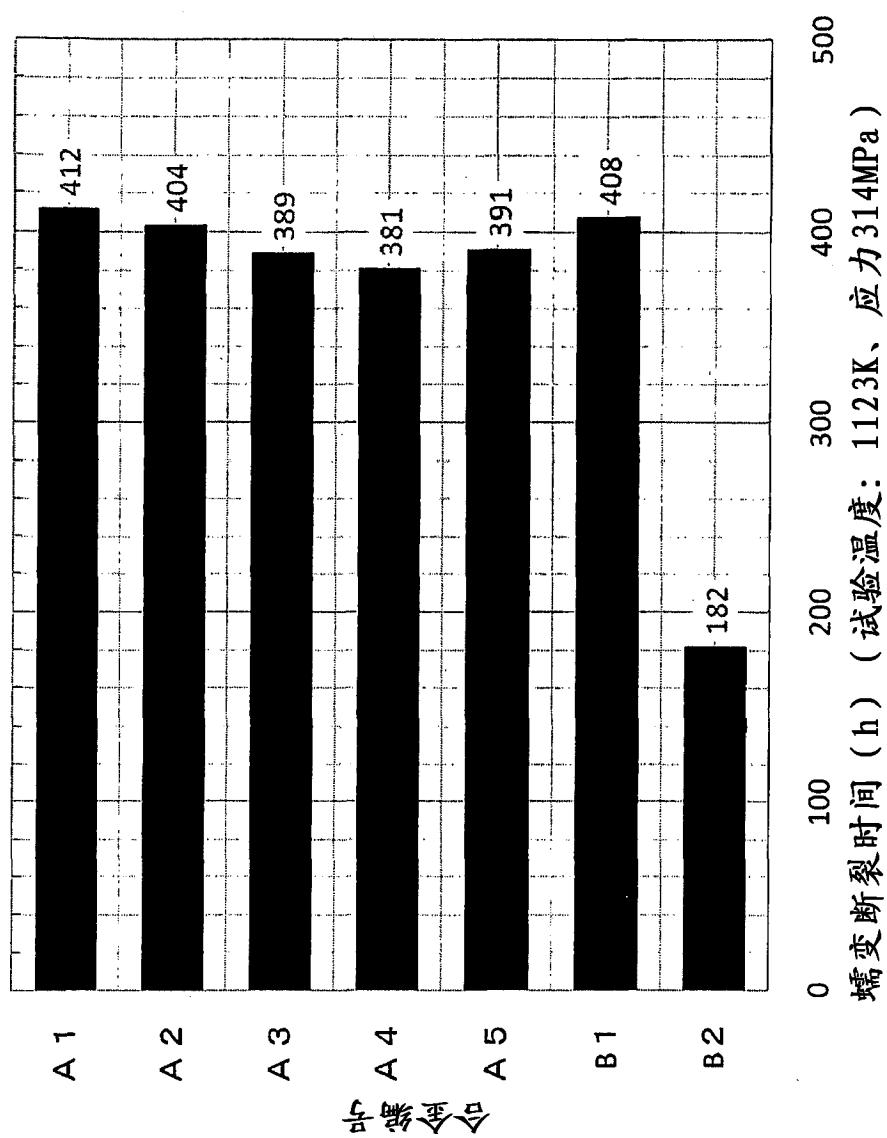


图 1

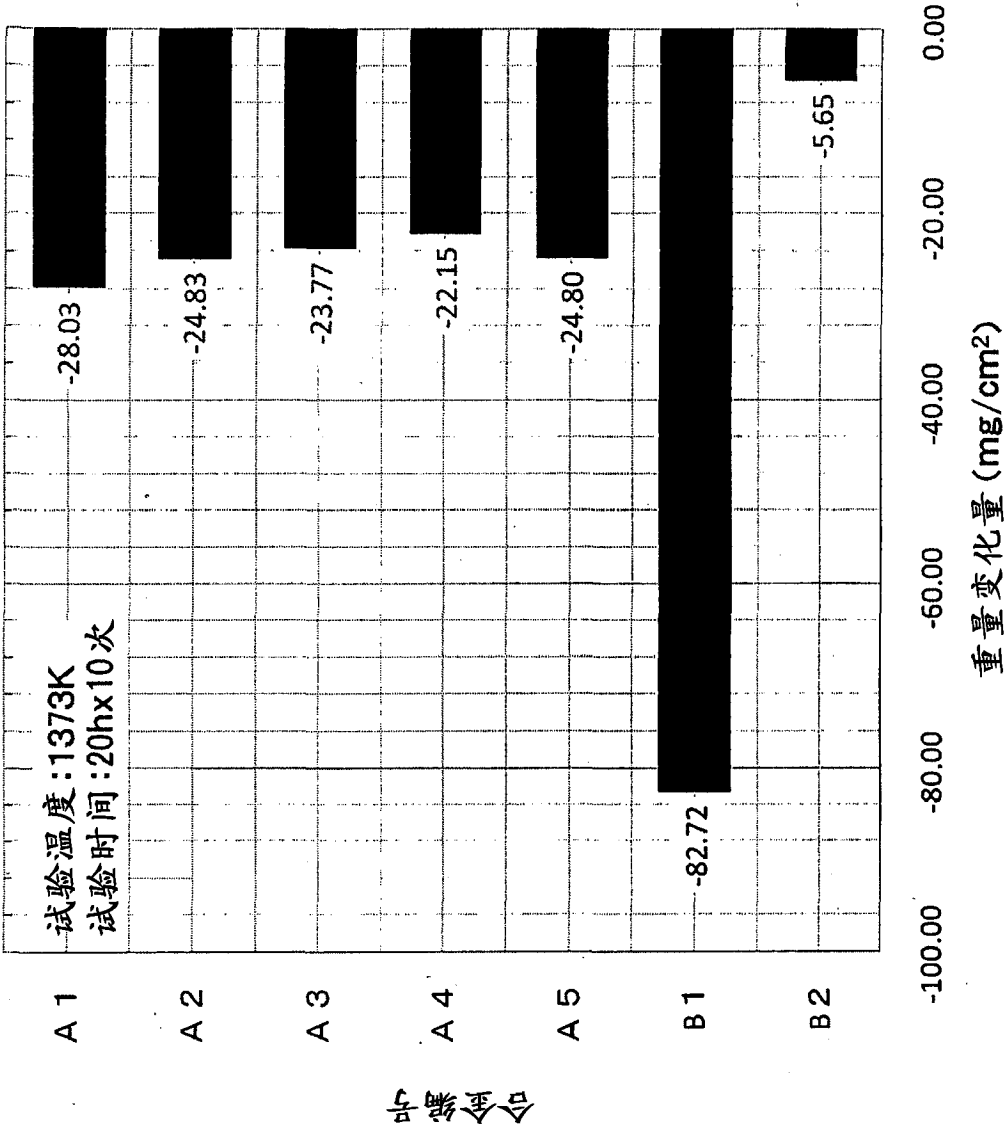


图 2

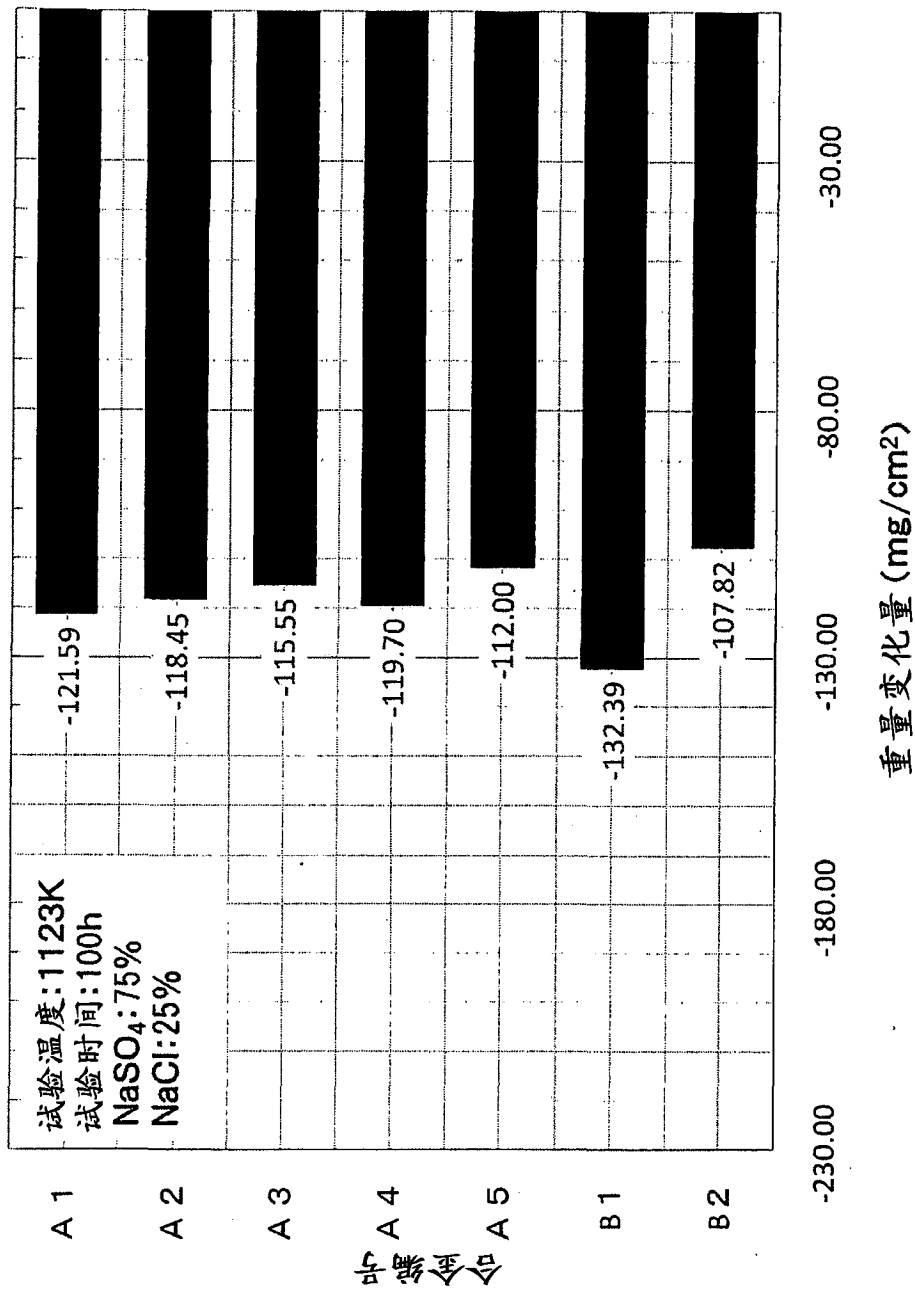


图 3

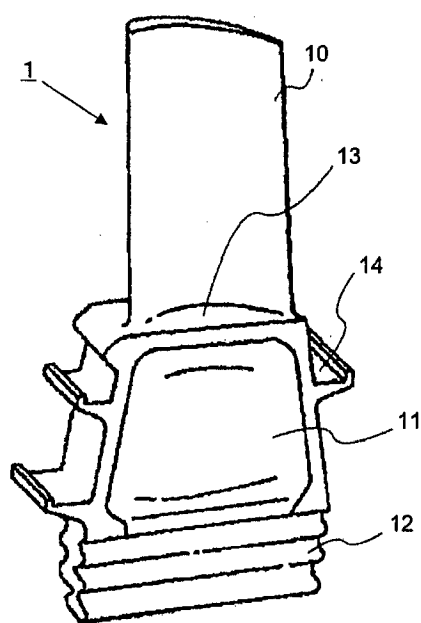


图 4