



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 110462073 B

(45) 授权公告日 2021.08.17

(21) 申请号 201880020741.2

谷川秀次 斋藤伸彦

(22) 申请日 2018.03.26

(74) 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任

(65) 同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 110462073 A

公司 11021

(43) 申请公布日 2019.11.15

代理人 海坤

(30) 优先权数据

2017-064847 2017.03.29 JP

(51) Int.CI.

C22C 1/04 (2006.01)

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

B22F 3/105 (2006.01)

2019.09.24

B22F 3/16 (2006.01)

(86) PCT国际申请的申请数据

B22F 3/24 (2006.01)

PCT/JP2018/011982 2018.03.26

(56) 对比文件

CN 1492065 A, 2004.04.28

(87) PCT国际申请的公布数据

CN 1339070 A, 2002.03.06

W02018/181098 JA 2018.10.04

CN 104561662 A, 2015.04.29

(73) 专利权人 三菱重工业株式会社

US 2016082511 A1, 2016.03.24

地址 日本东京

CN 101946015 A, 2011.01.12

(72) 发明人 种池正树 藤原宏介 原口英刚

审查员 胡晓笑

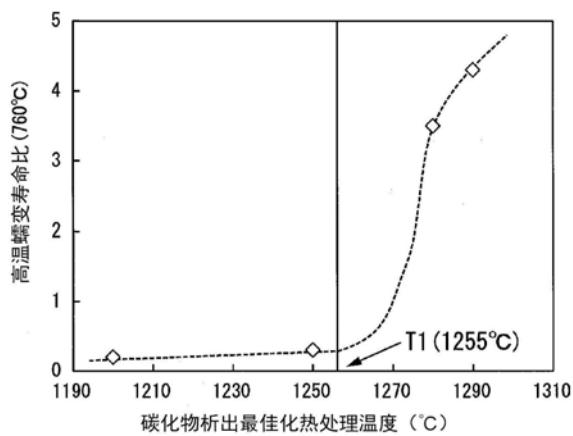
权利要求书2页 说明书13页 附图5页

(54) 发明名称

Ni基合金层叠造形体、及其热处理方法、制

(57) 摘要

一种对层叠成形的由Ni基合金构成的层叠造形体实施的热处理方法,该方法包括:碳化物析出最佳化热处理工序,在该工序中,在根据各成分元素量而通过(1)式求出的温度T1以上且1350℃以下的温度下将层叠造形体加热1小时以上且100小时以下的时间;以及碳化物析出最佳化热处理工序之后的时效处理工序,在该工序中,在800~950℃的范围内的温度下将层叠造形体加热1~30小时。T1(℃)=177×Ni(%) + 176×Co(%) + 172×Cr(%) + 178×Mo(%) + 174×W(%) + 171×Al(%) + 170×Ti(%) + 168×Ta(%) + 163×Nb(%) + 307×C(%) - 16259…(1)。



1. 一种Ni基合金层叠造形体的热处理方法,其是对层叠成形为规定形状的由Ni基合金构成的层叠造形体实施的热处理方法,其特征在于,

所述Ni基合金以质量%计含有:

Co:15~25%、

Cr:10~25%、

Mo:0~3.5%、

W:0.5~10%、

Al:1.0~4.0%、

Ti:0~5.0%、

Ta:0~4.0%、

Nb:0~2.0%、

C:0.03~0.2%、

B:0.001~0.02%、

Zr:0~0.1%，

剩余部分由Ni以及不可避免的杂质构成,

所述Ni基合金层叠造形体的热处理方法包括:

碳化物析出最佳化热处理工序,在该碳化物析出最佳化热处理工序中,根据所述层叠造形体的Ni基合金的以质量%为单位的各成分元素的含量,在1255℃以上且1350℃以下的温度下,将所述层叠造形体加热0.5小时以上且100小时以下的时间;以及

所述碳化物析出最佳化热处理工序之后的时效热处理工序,在该时效热处理工序中,在800~950℃的范围内的温度下,将所述层叠造形体加热1~30小时。

2. 根据权利要求1所述的Ni基合金层叠造形体的热处理方法,其特征在于,

在所述Ni基合金中以质量%计为,

Al(%) + 0.5 × Ti(%) 为1~5%，

W(%) + 0.5 × Mo(%) 为0.5~10%。

3. 根据权利要求1所述的Ni基合金层叠造形体的热处理方法,其特征在于,

在所述碳化物析出最佳化热处理工序中,热处理温度的下限值T1通过下述(1)式来确定,

$$T1(^\circ C) = 177 \times Ni(%) + 176 \times Co(%) + 172 \times Cr(%) + 178 \times Mo(%) + 174 \times W(%) + 171 \times Al(%) + 170 \times Ti(%) + 168 \times Ta(%) + 163 \times Nb(%) + 307 \times C(%) - 16259 \dots (1)$$

4. 根据权利要求1所述的Ni基合金层叠造形体的热处理方法,其特征在于,

所述Ni基合金中的Ti、Ta、Nb的合计以质量%计为10.0%以下。

5. 根据权利要求1所述的Ni基合金层叠造形体的热处理方法,其特征在于,

在所述碳化物析出最佳化热处理工序与所述时效热处理工序之间,还包括固溶热处理工序,在该固溶热处理工序中,在1150~1250℃的范围内的温度下,将所述层叠造形体加热0.5~10小时。

6. 根据权利要求1所述的Ni基合金层叠造形体的热处理方法,其特征在于,

在所述碳化物析出最佳化热处理工序之前,对层叠造形体实施应力去除热处理。

7. 根据权利要求1所述的Ni基合金层叠造形体的热处理方法,其特征在于,

在所述碳化物析出最佳化热处理工序之后、且所述时效热处理工序之前的阶段,对层叠造形体实施HIP处理即热等静压处理。

8.根据权利要求1所述的Ni基合金层叠造形体的热处理方法,其特征在于,

在所述碳化物析出最佳化热处理工序之后、且所述时效热处理工序之前的阶段,实施稳定化热处理。

9.一种Ni基合金层叠造形体的热处理方法,其特征在于,

在所述Ni基合金层叠造形体的热处理方法中,通过权利要求1至8中任一项所述的Ni基合金层叠造形体的热处理方法,在结晶晶界的每10 μm 晶界长度上平均析出1个以上的 M_{23}C_6 型碳化物。

10.一种Ni基合金层叠造形体的制造方法,其特征在于,

在反复进行使Ni基合金粉末熔融以在基材上形成骤冷凝固层的过程,从而在基材上形成由Ni基合金构成的层叠造形体的层叠造形工序之后,

对层叠造形体应用权利要求1至9中任一项所述的Ni基合金层叠造形体的热处理方法。

11.一种Ni基合金层叠造形体,其是由Ni基合金构成的层叠造形体,其特征在于,

所述Ni基合金层叠造形体在结晶晶界的每10 μm 晶界长度上平均析出有1个以上的 M_{23}C_6 型碳化物,

所述Ni基合金的粉末以质量%计含有:

Co:17~22%、

Cr:15~22%、

Mo:0~2%、

W:4~8%、

Al:1.5~3.5%、

Ti:1.0~4.0%、

Ta:0~3.0%、

Nb:0~1.5%、

C:0.06~0.15%、

B:0.001~0.01%、

Zr:0~0.04%,

剩余部分由Ni以及不可避免的杂质构成。

12.根据权利要求11所述的Ni基合金层叠造形体,其特征在于,

所述Ni基合金的粉末的平均粒径为100 μm 以下。

13.根据权利要求11所述的Ni基合金层叠造形体,其特征在于,

所述Ni基合金的粉末以质量%计含有Ta:0.01~3.0%、Nb:0.01~1.5%中的任一种或两种。

14.根据权利要求11至13中任一项所述的Ni基合金层叠造形体,其特征在于,

所述Ni基合金的粉末的平均粒径为10~45 μm 。

Ni基合金层叠造形体、及其热处理方法、制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及Ni基合金层叠造形体的热处理方法、Ni基合金层叠造形体的制造方法、层叠造形体用Ni基合金粉末、以及Ni基合金层叠造形体。

[0002] 本申请基于2017年3月29日向日本申请的特愿2017-064847号而主张优先权，并将其内容援引于此。

背景技术

[0003] 近年来,作为所谓3D打印(立体造形)技术之一,将金属进行层叠造形的技术正被开发、实用化。在这种金属层叠造形法中,在基板上层叠成为产品的金属造形体的原料即金属粉末层,并向金属粉末层上的预先设定的区域照射激光等高密度能量。然后,使该区域内的金属粉末急速熔融、并急速冷却、凝固,从而形成规定形状的金属凝固层。通过反复进行这样的过程,形成立体造形出的层叠体。

[0004] 另一方面,已知以Ni为主要成分的Ni基合金的耐热性高、且高温强度大,通过铸造法得到的由Ni基合金构成的构件以往广泛地应用于燃气轮机用的涡轮构件等要求高温强度的耐热构件的用途。

[0005] 并且,最近,例如作为在内部具有冷却通路这样的复杂形状的、由Ni基合金构成的部件的制造方法,正尝试使用能够不经过复杂的制造工序而进行直列造形的金属层叠造形法(例如专利文献1等)。

[0006] 现有技术文献

[0007] 专利文献

[0008] 专利文献1:日本专利第5840593号公报

发明内容

[0009] 发明所要解决的课题

[0010] 然而,在通过金属层叠造形法制造由Ni基合金构成的耐热构件的情况下,还优选高温蠕变寿命较长。

[0011] 尤其在实际使用的涡轮部件等中,其形状复杂且在表面具有较多凹凸、切口部分,构件表面不平滑的情况较多。在该情况下,作为实际使用的复杂形状的构件或凹凸较多的构件,期望切口试验片(槽口试验片)的在进行高温蠕变断裂试验时的高温蠕变寿命(切口高温蠕变寿命)较长。

[0012] 本发明是以以上的情况作为背景而完成的,其课题在于,提供用于得到能够提高切口高温蠕变寿命的Ni基层叠造形体的热处理方法、Ni基合金层叠造形体的制造方法、层叠造形体用Ni基合金粉末、以及Ni基合金层叠造形体。

[0013] 用于解决课题的方案

[0014] 本发明人等在为了找到使基于层叠造形法的Ni基合金耐热构件产生切口强化,从而大幅度地延长切口高温蠕变寿命的方式而反复进行深入实验研究时,发现通过对层叠造

形体实施与Ni基合金的成分组成相应的适当的热处理,能够将切口弱化转变为切口强化,从而能够大幅度地延长切口高温蠕变寿命。

[0015] 具体而言,本发明的第一方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法是对层叠成形为规定形状的由Ni基合金构成的层叠造形体实施的热处理方法,其特征在于,所述Ni基合金层叠造形体的热处理方法包括:碳化物析出最佳化热处理工序,在该碳化物析出最佳化热处理工序中,在根据所述层叠造形体的Ni基合金的以质量%为单位的各成分元素的含量而通过下述(1)式所确定的温度T1以上且1350℃以下的温度下,将所述层叠造形体加热0.5小时以上且100小时以下的时间;以及所述碳化物析出最佳化热处理工序之后的时效热处理工序,在该时效热处理工序中,在800~950℃的范围内的温度下,将所述层叠造形体加热1~30小时, $T1 (^\circ\text{C}) = 177 \times \text{Ni} (\%) + 176 \times \text{Co} (\%) + 172 \times \text{Cr} (\%) + 178 \times \text{Mo} (\%) + 174 \times \text{W} (\%) + 171 \times \text{Al} (\%) + 170 \times \text{Ti} (\%) + 168 \times \text{Ta} (\%) + 163 \times \text{Nb} (\%) + 307 \times \text{C} (\%) - 16259 \cdots (1)$ 。

[0016] 在本发明的第二方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法中,在所述第一方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法的基础上,其特征在于,所述Ni基合金以质量%计含有:Co:15~25%、Cr:10~25%、Mo:0~3.5%、W:0.5~10%、Al:1.0~4.0%、Ti:0~5.0%、Ta:0~4.0%、Nb:0~2.0%、C:0.03~0.2%、B:0.001~0.02%、Zr:0~0.1%,并且,Al(%) + 0.5×Ti(%)为1~5%,W(%) + 0.5×Mo(%)为0.5~10%,剩余部分由Ni以及不可避免的杂质构成。

[0017] 在本发明的第三方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法中,在所述第二方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法的基础上,其特征在于,所述Ni基合金中的Ti、Ta、Nb的合计以质量%计为10.0%以下。

[0018] 在本发明的第四方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法中,在所述第一~第三方案中任一方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法的基础上,其特征在于,在所述碳化物析出最佳化热处理工序与所述时效热处理工序之间,还包括固溶热处理工序,在该固溶热处理工序中,在1150~1250℃的范围内的温度下,将所述层叠造形体加热0.5~10小时。

[0019] 在本发明的第五方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法中,在所述第一~第四方案中任一方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法的基础上,其特征在于,在所述碳化物析出最佳化热处理工序之前,对层叠造形体实施应力去除热处理。

[0020] 在本发明的第六方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法中,在所述第一~第五方案中任一方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法的基础上,其特征在于,在所述碳化物析出最佳化热处理工序之后、且所述时效热处理工序之前的阶段,对层叠造形体实施HIP处理即热等静压处理。

[0021] 在本发明的第七方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法中,在所述第一~第六方案中任一方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法的基础上,其特征在于,在所述碳化物析出最佳化热处理工序之后、且所述时效热处理工序之前的阶段,实施稳定化热处理。

[0022] 本发明的第八方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法的特征在于,通过所述第一~第七方案中任一方案的Ni基合金层叠造形体的热处理方法,在结晶晶界的每10μm晶界长度上平均析出1个以上的 $M_{23}C_6$ 型碳化物。

[0023] 本发明的第九方案的Ni基合金层叠造形体的制造方法的特征在于,在反复进行使Ni基合金粉末熔融以在基材上形成骤冷凝固层的过程,从而在基材上形成由Ni基合金构成

的层叠造形体的层叠造形工序之后,对层叠造形体应用所述第一~第七方案中任一方案所述的Ni基合金层叠造形体的热处理方法。

[0024] 在本发明的第十方案的Ni基合金层叠造形体的制造方法中,在所述第九方案的Ni基合金层叠造形体的制造方法的基础上,其特征在于,得到一种Ni基合金层叠造形体,在该Ni基合金层叠造形体中,在结晶晶界的每10 μm 晶界长度上平均析出有1个以上的 M_{23}C_6 型碳化物。

[0025] 本发明的第十一方案的层叠造形体用Ni基合金粉末以质量%计含有:Co:15~25%、Cr:10~25%、Mo:0~3.5%、W:0.5~10%、Al:1.0~4.0%、Ti:0~5.0%、Ta:0~4.0%、Nb:0~2.0%、C:0.03~0.2%、B:0.001~0.02%、Zr:0~0.1%,并且,Al(%) + 0.5 × Ti(%) 为1~5%,W(%) + 0.5 × Mo(%) 为0.5~10%,剩余部分由Ni以及不可避免的杂质构成,其特征在于,所述层叠造形体用Ni基合金粉末的平均粒径为100 μm 以下。

[0026] 在本发明的第十二方案的层叠造形体用Ni基合金粉末中,在所述第十一方案的层叠造形体用Ni基合金粉末的基础上,其特征在于,以质量%计含有:Co:17~22%、Cr:15~22%、Mo:0~2%、W:4~8%、Al:1.5~3.5%、Ti:1.0~4.0%、Ta:0~3.0%、Nb:0~1.5%、C:0.06~0.15%、B:0.001~0.01%、Zr:0~0.04%。

[0027] 在本发明的第十三方案的层叠造形体用Ni基合金粉末中,在所述第十一或第十二方案的层叠造形体用Ni基合金粉末的基础上,其特征在于,所述层叠造形体用Ni基合金粉末以质量%计含有Ta:0.01~3.0%、Nb:0.01~1.5%中的任一种或两种。

[0028] 在本发明的第十四方案的层叠造形体用Ni基合金粉末中,在所述第十一~第十三方案中任一方案的层叠造形体用Ni基合金粉末的基础上,其特征在于,所述层叠造形体用Ni基合金粉末的平均粒径为10~45 μm 。

[0029] 本发明的第十五方案的Ni基合金层叠造形体的特征在于,所述Ni基合金层叠造形体是由所述第十一~第十三方案中任一方案所述的成分组成的Ni基合金构成的层叠造形体,并且在结晶晶界的每10 μm 晶界长度上平均析出有1个以上的 M_{23}C_6 型碳化物。

[0030] 发明效果

[0031] 根据本发明的用于得到Ni基层叠造形体的热处理方法、Ni基合金层叠造形体的制造方法、层叠造形体用Ni基合金粉末、以及Ni基合金层叠造形体,能够提高切口高温蠕变寿命。

附图说明

[0032] 图1是示出Ni基层叠造形体中的每10 μm 结晶晶界的 M_{23}C_6 型碳化物的平均个数与760℃下的高温蠕变试验的蠕变寿命比之间的关系的曲线图。

[0033] 图2是示出相对于Ni基层叠造形体的碳化物析出最佳化热处理温度与760℃下的高温蠕变试验的蠕变寿命比之间的关系的曲线图。

[0034] 图3是未进行碳化物析出最佳化热处理时的、时效热处理后的Ni基层叠造形体的金属剖面组织照片。

[0035] 图4是进行了碳化物析出最佳化热处理后的、时效热处理后的Ni基层叠造形体的金属剖面组织照片。

[0036] 图5是示出包括热处理方法的一例在内的、作为本发明的一个方案的层叠造形体

的制造方法的一例的流程图。

[0037] 图6是示出用于高温蠕变断裂试验的切口试验片的俯视图。

[0038] 图7是将图6所示的切口试验片中的切口部放大示出的主要部分放大剖视图。

[0039] 图8是示出用于高温蠕变断裂试验的平滑试验片的俯视图。

具体实施方式

[0040] 以下,对本发明的Ni基合金层叠造形体的热处理方法、Ni基合金层叠造形体的制造方法、层叠造形体用Ni基合金粉末、以及Ni基合金层叠造形体的实施方式进行详细地说明。

[0041] <实验与见解>

[0042] 首先,对本发明人等进行的实验以及通过该实验而得到的见解进行说明。

[0043] 如上所述,在Ni基耐热合金中析出被称为 γ' 相的金属间化合物相,从而Ni基耐热合金由于析出强化的效果而发挥高温强度,但在其凝固时、热处理时,不仅析出这样的金属间化合物,也析出碳化物。并且,根据碳化物的析出方式,最终的热处理后的特性也发生变化。

[0044] 作为这种Ni合金中的碳化物,根据合金元素的种类、量而析出各种不同类型的碳化物,将M作为金属元素,将C作为碳,则代表性的碳化物是 $M_{23}C_6$ 型的碳化物和MC型的碳化物。

[0045] 并且,对于通过以往的通常的普通铸造法而得到的由Ni基合金构成的材料(铸造材)、以及通过层叠造形法而得到的由Ni基合金构成的材料(层叠造形材),在对热处理前的阶段中的金属组织、碳化物的析出状况进行了调查后,得到如下确认:,通过激光等熔融粉末后的凝固速度与通过普通铸造法凝固熔液时的凝固速度相比格外快,因此,层叠造形材的结晶组织与铸造材的结晶组织相比格外细微,且铸造材的结晶粒径为mm等级,与此相对,层叠造形材中的结晶粒径是几十 μm 左右。并且,在铸造材中,粗大的MC型碳化物以结晶晶界为主体而散布,并且由于通过之后的热处理而向晶界析出的 $M_{23}C_6$ 型碳化物得到一定程度的晶界强度。与此相对,在层叠造形材中,由于与铸造材相比格外急速的凝固,因此MC型碳化物在凝固时以包括结晶粒内的方式全面地细微地析出。MC碳化物即使在高温下也稳定,因此即使随后进行与铸造材相同的条件下的热处理,MC碳化物也不会固溶,从而保持以包括结晶粒内的方式细微地分散析出的状态。若上述那样地MC型碳化物不固溶,则经过之后的固溶处理并进行时效热处理时的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出(主要是向晶界的析出)变得不充分,结合上述情况,可明知无法得到足够的晶界强度,其结果是高温蠕变特性低于铸造材,尤其会产生切口高温蠕变寿命缩短、即切口弱化的情况。

[0046] 基于上述那样的认知,若适当地对层叠造形材中的碳化物的析出状况、特别是热处理中的碳化物的析出状况进行控制,则认为能够强化层叠造形材的结晶晶界,从而提高高温蠕变特性,反复进行各种实验、研究,其结果发现,为了成为强化层叠造形材的结晶晶界并示出切口强化的材料,结晶晶界中的 $M_{23}C_6$ 碳化物优选在每10 μm 晶界的长度中平均存在1个以上。

[0047] 即,在高温蠕变断裂试验中,若切口试验片(带槽口的试验片)的高温蠕变寿命(切口高温蠕变寿命)高于在没有切口的平滑试验片中进行高温蠕变断裂试验时的高温蠕变寿

命(平滑高温蠕变寿命),则能够判定为高温蠕变特性、特别是高温切口蠕变特性良好(即切口强化状态),因此将[切口高温蠕变寿命/平滑高温蠕变寿命]的比值设为蠕变寿命比,若该蠕变寿命比为超过1的值,则示出切口强化的特性,从而能够判断为可以得到良好的高温蠕变特性、特别是优异的切口高温蠕变特性。

[0048] 因此,对于Ni基合金层叠造形体,在用于 γ' 相的析出的固溶热处理一时效热处理之前的阶段,进行碳化物析出最佳化热处理,并且对该碳化物析出最佳化热处理的热处理条件进行各种变更,最终对进行了固溶热处理一时效热处理后的以 $M_{23}C_6$ 型碳化物为主体的晶界析出物的析出状况进行调查,特别是对晶界中每单位晶界长度中的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出个数与760℃下的高温蠕变断裂试验的蠕变寿命比之间的关系进行调查。其结果发现,如图1所示,若每单位晶界长度中的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出个数增多,则蠕变寿命增大,特别是若每10μm晶界长度上的由 $M_{23}C_6$ 型碳化物构成的晶界碳化物的个数平均为1个以上,则蠕变寿命比超过1。

[0049] 此外,在上述的实验中发现,通过对相对于Ni基合金层叠造形体的、用于 γ' 相形成的固溶热处理一时效热处理之前的阶段中的碳化物析出最佳化热处理的条件进行适当地设定,使 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出状况(向晶界的析出状况)最佳化,从而以在每10μm长度中平均析出1个以上的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的方式向晶界析出 $M_{23}C_6$ 型碳化物,能够确保蠕变寿命比为超过1的值。即,本发明人等在各种温度下实施碳化物析出最佳化热处理,随后,进行与以往的铸造材相同的固溶热处理以及时效热处理,并对上述的碳化物析出最佳化热处理的温度与蠕变寿命比之间的关系进行了调查,结果发现,如图2所示若碳化物析出最佳化热处理温度升高,则蠕变寿命比增大,特别是若碳化物析出最佳化热处理温度比根据Ni基合金的成分组成并通过(1)式求出的温度T1高,则蠕变寿命比急剧地上升,能够确保超过1的蠕变寿命比。需要说明的是,通过该实验所使用的Ni基合金的(1)式所求出的温度T1谓1255℃。

[0050] $T1(^\circ C) = 177 \times Ni(%) + 176 \times Co(%) + 172 \times Cr(%) + 178 \times Mo(%) + 174 \times W(%) + 171 \times Al(%) + 170 \times Ti(%) + 168 \times Ta(%) + 163 \times Nb(%) + 307 \times C(%) - 16259 \cdots (1)$

[0051] 以下,对本发明的Ni基合金层叠造形体的热处理方法、Ni基合金层叠造形体的制造方法、层叠造形体用Ni基合金粉末、以及Ni基合金层叠造形体的实施方式进行详细地说明。

[0052] <层叠造形体中的碳化物>

[0053] 在Ni基合金中,如上所述,主要析出 $M_{23}C_6$ 型的碳化物和MC型的碳化物。

[0054] 其中 $M_{23}C_6$ 型碳化物中的M主要由Cr、Ni、W构成。对于这样的 $M_{23}C_6$ 型碳化物,在造形出层叠造形体后(即将Ni基合金粉末骤冷凝固后),进行固溶热处理,进而进行时效热处理,从而该 $M_{23}C_6$ 型碳化物向结晶晶界析出,提高晶界强度,抑制蠕变变形时的晶界破坏,对于应力集中进行加强而示出切口强化特性。即有助于延长切口高温蠕变寿命,增大高温蠕变寿命比([切口高温蠕变寿命/平滑高温蠕变寿命])。

[0055] 另一方面,MC型碳化物中的M主要由Ti、Ta、Nb构成。这样的MC型碳化物在为了进行层叠造形而使Ni基合金粉末骤冷凝固时析出。如已说明的那样,在以往的铸造材中,MC型碳化物包括结晶晶界,在凝固时作为粗大的析出物而稀疏地析出,但在层叠造形体中,MC型碳化物由于Ni基合金粉末的熔融、急速凝固而向结晶粒内细微地析出。并且,在层叠造形体中,若这样的骤冷凝固时的MC碳化物的析出量过多,则较多的碳被固定,之后的时效热处理

中的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出量减少,其结果是,晶界的强化变得不充分。

[0056] 在此,为了减少骤冷凝固时的MC碳化物的析出量,减少作为MC型碳化物的构成元素的Ti、Ta、Nb的添加量是有效的,但Ti、Ta、Nb也是基体的强化相即 γ' 相的构成元素,因此一定程度的量的添加是不可或缺的。因此,在本实施方式的情况下,通过在固溶热处理之前的阶段,进行适当的热处理(碳化物析出最佳化热处理),从而将在骤冷凝固时析出的MC型碳化物分解,以使碳(C)固溶于基体中。并且,通过像这样进行碳化物析出最佳化热处理,从而充分地确保通过之后的时效热处理而向晶界析出的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出量。

[0057] 在图3中,示出未进行上述那样的碳化物析出最佳化热处理时的、Ni基合金层叠造形体中的剖面组织。在该情况下,MC碳化物向粒内、晶界全面地细微地分散析出。另一方面, $M_{23}C_6$ 碳化物的析出数减少。

[0058] 另外,在图4中,示出以适当的条件进行了碳化物析出最佳化热处理后的、Ni基合金层叠造形体中的剖面组织。在该情况下,可知 $M_{23}C_6$ 碳化物向晶界析出,并且一定程度的MC型碳化物向粒内析出。

[0059] 在作为本发明的一个实施方式的Ni基合金层叠造形体中,作为时效热处理后的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出条件,需要在每10 μm 晶界长度上析出1个以上的 $M_{23}C_6$ 型碳化物。在此,在每10 μm 晶界长度上的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出个数小于1时,如参照图1已说明的那样,晶界的强化不充分,从而难以确保高温蠕变寿命比的值为超过1的值。换言之,难以获得切口强化特性。

[0060] <Ni基合金粉末的成分组成>

[0061] 本发明的实施方式中的层叠造形体用的Ni基合金粉末的成分组成基于以下观点而确定:在确保基体的强化相即 γ' 相的析出量的同时,还通过适当的碳化物析出最佳化热处理来确保足够的 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出量。

[0062] 即,对于本实施方式的层叠造形体用的Ni基合金粉末,基本上作为合金的成分组成,以质量%计含有Co:15~25%、Cr:10~25%、W:0.5~10%、Al:1.0~4.0%、Ti:0~5.0%、Ta:0~4.0%、Nb:0~2.0%、C:0.03~0.2%、B:0.001~0.02%、Zr:0~0.1%,此外,Al(%) + 0.5 × Ti(%) 在1~5%的范围内,且W(%) + 0.5 × Mo(%) 在0.5~10%的范围内,剩余部分由Ni以及不可避免的杂质构成。

[0063] 另外,对于本发明的实施方式中的层叠造形体用的Ni基合金粉末,上述各成分中的Ti、Ta、Nb的合计以质量%计优选为10.0%以下。

[0064] 这样的实施方式中的Ni基合金粉末的成分组成的限定理由如下。

[0065] [Co:15~25%]

[0066] Co具有增大使Ti、Al等在高温下固溶于基体的限度(固溶限度)的效果。因此,除了具有通过固溶热处理-时效热处理将 γ' 相(Ni与Ti、Al、Ta等的化合物)细微地分散析出从而提高基体的强度的作用以外,还具有在碳化物析出最佳化热处理时促进MC型碳化物的固溶的效果。为了得到上述的效果中的、特别是后者的效果,需要15%以上的Co。另一方面,若Co多于25%,则析出有害相并脆化,从而高温强度降低。因此,将Co的含量控制在15~22%的范围内。需要说明的是,在上述的范围内,Co的含量特别优选在17~22%的范围内。

[0067] [Cr:10~25%]

[0068] Cr是用于提高高温下的耐氧化性时有效的元素,但在小于10%时,无法充分地实

现基于Cr的添加的高温耐氧化性的提高。另外, Cr是 $M_{23}C_6$ 型碳化物的构成元素, 在Cr量小于10%时, $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出量减少, 难以实现高温蠕变寿命的延长。另一方面, 若Cr量超过25%, 则会导致有害相的析出, 从而引起强度降低、延展性降低, 因此并不优选。因此, 将Cr的含量控制在10~25%的范围内。需要说明的是, 在上述的范围内, Cr的含量特别优选在15~22%的范围内。

[0069] [W:0.5~10%]

[0070] W固溶于基体即 γ 相, 对基于固溶强化的强度提高有效。另外, W是 $M_{23}C_6$ 型碳化物的构成元素, 是扩散较慢的元素, 因此具有抑制 $M_{23}C_6$ 型碳化物的粗大化的效果。为了发挥上述的效果, 需要0.5%以上的W的添加。但是, 若W量多于10%, 则会析出有害相, 从而导致强度降低、延展性降低。因此, 将W的含量控制在0.5~10%的范围内。需要说明的是, 在上述的范围内, W的含量特别优选在4~8%的范围内。

[0071] [Al:1.0~4.0%]

[0072] Al是生成 γ' 相的元素, 通过基于 γ' 相析出粒子的析出强化提高合金的高温强度、特别是高温蠕变强度, 并且对高温下的耐氧化性、耐腐蚀性的提高也有效。在Al量小于1.0%时, γ' 相的析出量减少, 无法充分地实现基于析出物的析出强化。但是, 若Al量超过4.0%, 则焊接性降低, 在层叠造形时多发裂纹。因此, 将Al的含量控制在1.0~4.0%的范围内。需要说明的是, 在上述的范围内, Al的含量特别优选在1.5~3.5%的范围内。

[0073] [C:0.03~0.2%]

[0074] C生成以 $M_{23}C_6$ 型碳化物、MC型碳化物为代表的碳化物, 通过适当的热处理而尤其向晶界析出 $M_{23}C_6$ 型碳化物, 从而能够带来晶界强化、切口强化。若C的含量少于0.03%, 则碳化物变得过少, 从而无法期待强化效果。另一方面, 若C多于0.2%, 则向结晶粒内析出的MC型碳化物增多, 与晶界强度相比粒内强度变得过大, 从而示出切口弱化。因此, 将C的含量控制在0.03~0.2%的范围内。需要说明的是, 在上述的范围内, C的含量特别优选在0.06~0.15%的范围内。

[0075] [B:0.001~0.02%]

[0076] B存在于结晶晶界从而强化晶界, 并且对高温蠕变强度提高以及切口弱化改善有效, 因此需要添加0.001%以上的B。但是, 若B量超过0.02%, 则存在生成硼化物且延展性降低的可能性。因此, 将B含量控制在0.001~0.02%的范围内。需要说明的是, 在上述的范围内, B的含量特别优选在0.001~0.01%的范围内。

[0077] [Ti:0~5.0%]

[0078] Ti是生成 γ' 相的元素, 通过基于 γ' 相析出粒子的析出强化提高合金的高温强度、特别是高温蠕变强度, 并且对高温下的耐氧化性、耐腐蚀性提高也有效。若Ti量超过5.0%, 则焊接性降低, 存在在层叠造形时多发裂纹的可能性, 并且MC型碳化物的析出量增多, 碳被固定化, 即使实施碳化物析出最佳化热处理, 晶界析出物即 $M_{23}C_6$ 型碳化物的析出量也会减少, 因此需要将Ti量抑制在5.0%以下。因此, 将Ti的添加量控制在0~5.0%的范围内。需要说明的是, 添加Ti时的Ti量优选为0.01%以上, 进一步优选在1.0~4.0%的范围内。

[0079] [Al+0.5Ti:1~5%]

[0080] 在添加Ti、Ta、Nb中的Ti的情况下, 将[Al+0.5Ti]的量控制在1~5%的范围内。在[

Al+0.5Ti」的量小于1%时,有助于强化的 γ' 相的析出量减少,存在导致强度降低的可能性。另一方面,若「Al+0.5Ti」的量超过5.0%,则焊接性降低,在层叠造形时多发裂纹。

[0081] [Ta:0~4.0%]

[0082] Ta也是生成 γ' 相的元素,通过基于 γ' 相析出粒子的析出强化提高合金的高温强度、特别是高温蠕变强度。Ta是在高温下向结晶粒内生成稳定的MC碳化物的元素,若添加4.0%以上,则碳被固定化,即使实施碳化物析出最佳化热处理,也无法生成晶界析出物的 $M_{23}C_6$,从而导致切口弱化。因此,将Ta的添加量控制在0~4.0%的范围内。需要说明的是,添加Ta时的Ta量优选在0.01~3.0%的范围内。

[0083] [Nb:0~2.0%]

[0084] Nb也是生成 γ' 相的元素,通过基于 γ' 相析出粒子的析出强化来提高合金的高温强度、特别是高温蠕变强度。Nb是在高温下向结晶粒内生成稳定的MC型碳化物的元素,若添加2.0%以上,则碳被固定化,因此即使实施碳化物析出最佳化热处理,也无法生成晶界析出物的 $M_{23}C_6$ 型碳化物。因此,将Nb的添加量控制在0~2.0%的范围内。需要说明的是,在上述的范围内,添加Ta时的Ta量优选在0.01~1.5%的范围内。

[0085] [Ti、Ta、Nb的合计:1.0~10.0%]

[0086] 在Ti、Ta、Nb的合计小于1.0%时,通过基于 γ' 相析出粒子的析出强化来提高合金的高温强度、特别是高温蠕变强度的效果不充分,另一方面,若上述的合计含量超过10.0%,则碳被固定化,其结果是,即使实施碳化物析出最佳化热处理,也无法生成晶界析出物的 $M_{23}C_6$,存在导致切口弱化的可能性。因此,将上述的合计的含量控制在1.0~10.0%。需要说明的是,在该范围内,Ti、Ta、Nb的合计含量特别优选在4.0~8.0%的范围内。

[0087] [Mo:0~3.5%]

[0088] Mo与W同样地固溶于基体即 γ 相,对基于固溶强化的强度提高有效。但是,若Mo量多于3.5%,则会析出有害相,从而导致强度降低、延展性降低。因此,将添加Mo时的Mo的添加量控制在0~3.5%的范围内。需要说明的是,在上述的范围内,添加Mo时的Mo量特别优选在0.01~2%的范围内。

[0089] [W+0.5Mo:0.5~10%]

[0090] 在与W一同添加Mo的情况下,若「W+0.5Mo」的量多于10%,则会析出有害相,从而引起强度降低、延展性降低。另一方面,在「W+0.5Mo」的量小于0.5%时,无法充分地得到基于由添加Mo、W带来的固溶强化的强度提高的效果。因此,将与W一同添加Mo时的「W+0.5Mo」的量控制在0.5~10%的范围内。

[0091] [Zr:0~0.1%]

[0092] Zr存在于结晶晶界从而强化晶界,并且对高温蠕变强度提高以及切口弱化改善有效。若Zr量超过0.1%,则存在结晶晶界部的局部的熔点降低从而引起强度降低的可能性。因此,将Zr量控制在0~0.1%的范围内。需要说明的是,在上述的范围内,添加Zr时的Zr量优选在0.01~0.04%的范围内。

[0093] 除以上的各元素之外的部分为Ni以及不可避免的杂质。需要说明的是,在这种Ni基合金中,作为不可避免的杂质,有时包含Fe、Si、Mn、Cu、P、S、N等,但对于上述杂质,优选Fe、Si、Mn、Cu分别为0.5%以下,P、S、N分别为0.01%以下。

[0094] <层叠造形用Ni基合金粉末的粒径>

[0095] 本发明的实施方式的层叠造形体用Ni基合金粉末由前述那样的成分组成的Ni基合金构成,且平均粒径为100μm以下。若平均粒径超过100μm,则在层叠造形时,难以均匀地铺设粉末,同时粉末的熔融变得不充分,存在产生气孔、未熔接等接合不良的可能性。平均粒径的下限没有特别规定,但考虑到粉末制造的生产率等,优选平均粒径为5μm左右以上。需要说明的是,通常,层叠造形用的Ni基合金粉末的平均粒径在10~45μm的范围内。

[0096] <热处理方法、以及层叠造形体的制造方法>

[0097] 在图5中示出本发明的层叠造形体的制造方法的一个实施方式的流程。需要说明的是,本发明的热处理方法的一个实施方式的流程包括在图5所示的层叠造形体制造方法的流程中。

[0098] 在热处理方法中,在层叠造形后,与通常的Ni基合金构件的铸造材的热处理方法同样地,为了析出有助于基体的强化的γ'相,实施固溶热处理一时效热处理,但在本实施方式的情况下,还在固溶热处理一时效热处理之前的阶段、即在根据需要对层叠造形而得的造形体实施应力去除热处理后,预先实施适当的条件下的碳化物析出最佳化热处理是很重要的。即,通过碳化物析出最佳化热处理将在层叠造形时通过骤冷凝固而析出的MC型碳化物分解、固溶,并在之后的时效热处理中,析出γ'相,并且向晶界充分地析出M₂₃C₆型碳化物是很重要的。

[0099] 将碳化物析出最佳化热处理中的加热温度设为根据Ni基合金的成分组成而以式(1)确定的温度T1以上。

[0100] 即,若非一定程度以上的温度,则无法将MC型碳化物分解、固溶,因此必要的最低温度T1根据Ni基合金的成分组成而不同。本发明人等基于各种不同成分组成的Ni基合金进行实验,在通过多元回归法对其结构进行整理后发现,若在由(1)式规定的温度T1以上的温度区域进行碳化物析出最佳化热处理,则作为时效热处理后的材料,能够得到充分地析出了M₂₃C₆型碳化物的材料(在每10μm晶界长度上析出1个以上的M₂₃C₆型碳化物的材料)、即前述的高温蠕变寿命比超过1的、具有切口强化特性的材料。

[0101] $T1 (^\circ C) = 177 \times Ni (\%) + 176 \times Co (\%) + 172 \times Cr (\%) + 178 \times Mo (\%) + 174 \times W (\%) + 171 \times Al (\%) + 170 \times Ti (\%) + 168 \times Ta (\%) + 163 \times Nb (\%) + 307 \times C (\%) - 16259 \cdots (1)$

[0102] 需要说明的是,在(1)式中,各%表示各元素的质量%。另外,在(1)式中所记载的成分元素中存在未包含于实际使用的Ni基合金粉末中的成分的情况下,将该成分设为0%来进行(1)式的计算是不言而喻的。

[0103] 然后,以下对各工序分别进行说明。

[0104] [粉末制造工序]

[0105] 粉末制造工序是制造由前述那样的成分组成的合金构成的、平均粒径为100μm以下的Ni基合金粉末的工序。具体的粉末制造方式没有特别限定,但例如按照常用方法熔制前述那样的成分组成的合金熔液,并通过例如气体雾化法等将该合金熔液粉末化即可。另外,根据情况不同,也可以在粉末制造后进行筛分,从而得到前述的平均粒径。

[0106] [层叠造形工序]

[0107] 层叠造形工序使用以往已知的方法即可。例如,将Ni基合金粉末散布在由SUS316等金属构成的基板(基材)上从而形成规定厚度的粉末层,然后向由计算机程序等预先设定的形状的区域照射激光、电子束等高密度能量,将该区域内的粉末急速熔融,接着,通过来

自基板侧的散热来使熔融物急速凝固,从而形成规定形状的骤冷凝固层,进而在骤冷凝固层上散布合金粉末而形成粉末第二层,与前述方法同样地通过激光等高密度能量将规定的区域的粉末熔融第二层、急速凝固,从而形成骤冷凝固第二层,以下反复进行与该骤冷凝固第二层的形成同样的过程,在基板上形成具有立体形状的层叠造形体。

[0108] 需要说明的是,根据情况不同,也可以使用等离子体喷镀法等喷镀法,在已使Ni基合金粉末熔融的状态下,使熔融金属的液滴堆积在基材上的规定形状的区域并使其骤冷凝固,从而形成规定形状的骤冷凝固层,然后向该骤冷凝固层上喷镀从而形成骤冷凝固第二层,以下同样地反复操作,在基板上形成具有立体形状的层叠造形体。

[0109] 在基板上形成层叠造形体后,根据需要实施下一项的应力去除热处理工序,从而通过切断等方式将层叠造形体从基板剥离。

[0110] [应力去除热处理工序(第一热处理工序)]

[0111] 在层叠造形中,由于局部的骤冷凝固,通常会在造形物产生残留应力。在该情况下,在从基板剥离层叠造形体后,造形体有时可能由于残留应力而发生变形。在该情况下,在剥离前实施应力去除热处理。但是,在变形不会成为问题的情况下,热处理并非必需。应力去除热处理的条件没有特别限定,但通常优选条件为在1000~1200℃的范围内的温度下加热0.5~3小时左右。

[0112] [碳化物析出最佳化热处理工序(第二热处理工序)]

[0113] 对根据需要而进行了应力去除热处理的层叠造形体实施碳化物析出最佳化热处理。该碳化物析出最佳化热处理工序在根据Ni基合金的成分组成而通过(1)式求出的温度T1以上、1350℃以下的温度下加热1小时以上、100小时以下的时间。

[0114] 通过像这样在温度T1以上的温度下加热1小时以上,能够将MC型碳化物分解,使构成该MC型碳化物的碳(C)固溶于基体中。在加热温度小于T1、或加热时间小于1小时时,MC型碳化物的分离以及固溶变得不充分。另外,若加热温度超过1350℃,则层叠造形体局部或整体熔融而难以进行形状维持,若加热时间超过100小时,则由于表面变质层而导致材料特性降低的问题。

[0115] [HIP处理工序(第三热处理工序)]

[0116] 在碳化物析出最佳化热处理之后,根据需要实施HIP处理。该HIP处理用于通过在高温下同性地施加高压,将层叠造形体的内部的气孔消除,并提高高温强度,通常以在1100~1300℃下同性地施加50~300MPa左右的压力的条件实施即可。

[0117] [固溶热处理工序(第四热处理工序)]

[0118] 在根据需要进行HIP处理之后,实施固溶热处理(固溶化热处理)。该固溶热处理用于使具有提高Ni基合金的基体强度的效果的 γ' 相的形成元素暂时固溶,条件为在1150~1250℃的范围内的温度下加热0.5~10小时。在加热温度小于1150℃或加热时间小于0.5小时时,无法使 γ' 相的形成元素充分地固溶。另一方面,若加热温度超过1250℃、或加热时间超过10小时,则有可能由于表面变质层生成而导致材料特性降低的问题。代表性地优选条件为在1200℃下加热保持2小时。

[0119] [稳定化热处理工序(第六热处理工序)]

[0120] 在固溶热处理之后,根据需要实施稳定化热处理。该稳定化热处理用于将在固溶热处理中固溶的 γ' 相形成元素作为 γ' 相而对其进行再析出,从而调整 γ' 相形态,并通过

γ' 相发挥强度提高效果,通常以在950~1150℃下加热保持0.5~10小时的条件实施即可。代表性地设为在1000℃下加热4小时的条件即可。

[0121] [时效热处理工序(第七热处理工序)]

[0122] 在根据需要进行稳定化热处理之后,实施时效热处理。该时效热处理是为了促进 γ' 相的析出从而提高基体的强度,并且使 $M_{23}C_6$ 型碳化物向结晶晶界上析出从而提高晶界强度,赋予蠕变切口强化特性,进而提高高温蠕变寿命比而所需的工序。对于该时效热处理,设为在800~950℃的范围内的温度下加热1~30小时的条件。在加热温度小于800℃、或加热时间小于1小时时, γ' 相的析出以及 $M_{23}C_6$ 型碳化物的晶界析出无法充分地进行,从而无法得到所希望的时效效果。另一方面,若加热温度超过950℃、或加热时间超过30小时,则 γ' 相的粗大化进展,从而引起强度降低。

[0123] 对于通过以上的方法得到的Ni基合金层叠造形体,在其剖面的金属组织中的晶界上,在每10 μm 晶界长度上析出1个以上的 $M_{23}C_6$ 型碳化物,晶界由于该 $M_{23}C_6$ 型碳化物而被强化,从而能够示出切口强化特性,并示出较高的高温蠕变寿命比。因此,例如即使是具有复杂形状且在高温下使用的涡轮等构件,也能够在不导致过早的断裂的情况下耐受高温下长时间的使用。

[0124] <向涡轮构件的应用>

[0125] 本发明的Ni基合金层叠造形体基本上全部能够适当地应用于谋求高温强度和蠕变特性、特别是高温蠕变强度的用途的构件中,例如能够作为涡轮叶片等涡轮构件、涡轮构件的修补构件发挥优异的性能。

[0126] [实施例]

[0127] 以下,与比较例一起记述本发明的实施例。

[0128] [实施例1]

[0129] 通过气体雾化法制造表1的No.1~No.15所示的各成分组成的Ni基合金的粉末(粒径10~45 μm)。然后,使用该Ni基合金粉末,通过金属层叠造形装置(激光方式、粉末层)在由SUS316构成的基板上进行层叠造形。将层叠造形条件设为每1层的平均凝固层厚度为45 μm ,层叠数2300层,从而形成最大厚度约100mm的层叠造形体。

[0130] 在层叠造形后,实施应力去除热处理(1200℃×2hr),将层叠造形体从基板切离。然后,对于使用了No.6~No.15的合金的造形体(本发明例),作为碳化物析出最佳化热处理,实施在各合金的T1以上的温度即1290℃下加热2小时的热处理。随后,在作为固溶热处理而在1200℃下加热2小时后,作为稳定化热处理而在1000℃下加热4小时,并且作为时效热处理而进行在850℃下加热8小时的加热。另外,对于使用了No.1~No.5的合金的造形体(比较例),不进行上述的碳化物析出最佳化热处理,并以与上述相同的条件进行固溶热处理、稳定化热处理、时效热处理。

[0131] 对于时效热处理后的各层叠造形体,切出蠕变断裂试验用的圆棒状的切口试验片(带槽口的试验片)以及平滑试验片,并以JISZ 227的高温蠕变试验法为基准将上述试验片提供至760℃下的高温蠕变断裂试验。

[0132] 在图6中示出切口试验片(带槽口的试验片)1的整体形状、尺寸,在图7中示出其平行部1A中的切口部1B的形状、尺寸。另外,在图8中示出平滑试验片2的形状、尺寸。在此,将切口试验片1中的切口部1A的底部的直径D设为与平滑试验片2中的平行部2A的直径D'相

等。蠕变试验通过单轴拉伸以负载力490MPa进行。

[0133] 需要说明的是,在表1中,附记了No.1~No.15的各合金粉末的成分组成,并且附记了根据该成分组成而通过所述(1)式求出的温度T1。

[0134] 对通过上述760℃下的高温蠕变试验而得到的蠕变寿命比的值、即切口试验片的高温蠕变寿命(切口高温蠕变寿命)与对没有切口的平滑试验片进行了高温蠕变断裂试验的情况下的高温蠕变寿命(平滑高温蠕变寿命)之比(切口高温蠕变寿命/平滑高温蠕变寿命)的值进行调查,并在表1中示出其结果。

[0135] [表1]

| 记号 | 成分(mass%) | | | | | | | | | | | | 温度 T1 (℃) | M ₂₃ C ₆ 型碳化物数 (每10μm 粒界) | 蠕变 寿命比 | 备考 | |
|--------|-----------|------|------|------|-------|-----|-----|-------|-------|-------|------|-------|--------------|--|-----------|-----|------|
| | Ni | Co | Cr | Mo | W | Al | Ti | Ta | Nb | C | B | Zr | | | | | |
| [0136] | No.1 | Bal. | 20.9 | 19.6 | 0.4 | 6.4 | 0.5 | 2.1 | 2.1 | 1.2 | 0.14 | 0.001 | 0.02 | 1264 | 0.2 | 0.1 | 比较例 |
| | No.2 | Bal. | 18.5 | 16.6 | 0.1 | 7.3 | 3.2 | 1.7 | 1.9 | 3.2 | 0.09 | 0.007 | 0.02 | 1232 | 0.3 | 0.2 | |
| | No.3 | Bal. | 17.7 | 21.8 | 4.1 | 7.8 | 1.2 | 2.0 | 1.3 | 0.5 | 0.09 | 0.001 | 0.01 | 1265 | 0.2 | 0.1 | |
| | No.4 | Bal. | 20.9 | 21.2 | 0.4 | 0.1 | 2.8 | 1.4 | 2.7 | 0.1 | 0.14 | 0.007 | 0.04 | 1271 | 0.6 | 0.3 | |
| | No.5 | Bal. | 17.0 | 16.9 | 1.7 | 5.2 | 4.6 | 0.2 | 0.8 | 1.4 | 0.07 | 0.006 | 0.00 | 1277 | 0.1 | 0.1 | |
| | No.6 | Bal. | 21.9 | 18.1 | 0.6 | 5.2 | 1.6 | 1.5 | 2.3 | 0.3 | 0.11 | 0.004 | 0.01 | 1279 | 3.6 | 2.7 | 本发明例 |
| | No.7 | Bal. | 17.8 | 21.1 | <0.01 | 4.9 | 2.1 | 1.0 | 2.0 | 1.0 | 0.08 | 0.003 | 0.02 | 1258 | 3.2 | 3.2 | |
| | No.8 | Bal. | 18.2 | 17.8 | 1.1 | 6.4 | 1.7 | 2.2 | 1.2 | 1.2 | 0.12 | 0.004 | 0.01 | 1277 | 5.2 | 2.4 | |
| | No.9 | Bal. | 19.1 | 21.8 | 1.7 | 7.6 | 3.3 | <0.01 | 1.3 | <0.01 | 0.09 | 0.007 | 0.04 | 1264 | 5.1 | 5.1 | |
| | No.10 | Bal. | 18.1 | 18.5 | <0.01 | 6.1 | 1.8 | 3.7 | 1.3 | 1.1 | 0.08 | 0.007 | 0.02 | 1255 | 4.3 | 4.3 | |
| | No.11 | Bal. | 18.7 | 19.2 | <0.01 | 5.7 | 1.9 | 3.5 | 1.5 | 1.0 | 0.06 | 0.005 | 0.00 | 1254 | 4.8 | 4.8 | |
| | No.12 | Bal. | 19.1 | 15.1 | 1.8 | 7.4 | 2.9 | 1.2 | 2.0 | 0.1 | 0.13 | 0.006 | 0.02 | 1292 | 5.3 | 2.8 | |
| | No.13 | Bal. | 21.5 | 15.2 | <0.01 | 5.9 | 2.1 | 2.4 | 2.4 | 1.4 | 0.07 | 0.007 | 0.00 | 1263 | 3.2 | 3.2 | |
| | No.14 | Bal. | 18.7 | 15.8 | 1.5 | 7.5 | 2.6 | 3.2 | 0.3 | 1.5 | 0.10 | 0.002 | 0.00 | 1274 | 2.8 | 4.4 | |
| | No.15 | Bal. | 18.2 | 19.8 | 0.4 | 4.5 | 3.1 | 1.9 | <0.01 | <0.01 | 0.15 | <0.01 | 0.04 | 1291 | 3.7 | 3.7 | |

[0137] No.6~No.15是在本发明中规定的T1温度以上的温度下进行了碳化物析出最佳化处理的例子,在上述的本发明例中,蠕变寿命比均为2以上,可知实现了切口强化。

[0138] 与此相对, No.1~No.5是未进行本发明中规定的T1温度以上的温度下的碳化物析出最佳化处理的比较例,上述情况下的蠕变寿命比均小于1,可知未实现切口强化。

[0139] [实施例2]

[0140] 使用表1的No.10的成分组成的Ni基合金的粉末,与实施例1同样地进行层叠造形,对于所得到的层叠造形体,在依次实施应力去除热处理、碳化物析出最佳化热处理、固溶热处理、稳定化热处理、时效热处理时,使碳化物析出最佳化热处理的温度发生各种变化。碳化物析出最佳化热处理的温度以外的条件与实施例1相同。

[0141] 对于时效热处理后的各层叠造形体,与实施例1同样地进行760℃下的高温蠕变断裂试验,对高温蠕变寿命比(切口高温蠕变寿命/平滑高温蠕变寿命)的值进行调查,并在表2中示出其结果。

[0142] [表2]

| 记号 | 成分(mass%) | | | | | | | | | | | | 温度 T1 (°C) | 碳化物析出 最佳化 热处理温度 (°C) | 蠕变 寿命比 | |
|--------|-----------|------|------|------|-------|-----|-----|-----|-----|-----|------|-------|---------------|-------------------------------|-----------|-----|
| | Ni | Co | Cr | Mo | W | Al | Ti | Ta | Nb | C | B | Zr | | | | |
| [0143] | No.10 | Bal. | 18.1 | 18.5 | <0.01 | 6.1 | 1.8 | 3.7 | 1.3 | 1.1 | 0.08 | 0.007 | 0.02 | 1255 | 1200 | 0.2 |
| | | | | | | | | | | | | | | | 1250 | 0.3 |
| | | | | | | | | | | | | | | | 1280 | 3.5 |
| | | | | | | | | | | | | | | | 1290 | 4.3 |

[0144] 从表2可知,通过将碳化物析出最佳化热处理温度设为No.10合金的T1温度(1255 °C)以上,能够得到较高的蠕变寿命比,因此可实现切口强化。

[0145] 以上,对本发明的优选的实施方式、实施例进行了说明,但上述的实施方式、实施例仅仅是本发明的主旨的范围内的一个例子,能够在不脱离本发明的主旨的范围内进行结构的追加、省略、置换以及其他变更。即,本发明并不被前述的说明所限定,并不仅限于技术方案所述的结构的范围内,而能够在该范围内进行适当变更是不言而喻的。

[0146] 工业实用性

[0147] 根据本发明的用于得到Ni基层叠造形体的热处理方法、Ni基合金层叠造形体的制造方法、层叠造形体用Ni基合金粉末、以及Ni基合金层叠造形体,能够提高切口高温蠕变寿命。

[0148] 附图标记说明

[0149] 1 切口试验片

[0150] 2 平滑试验片

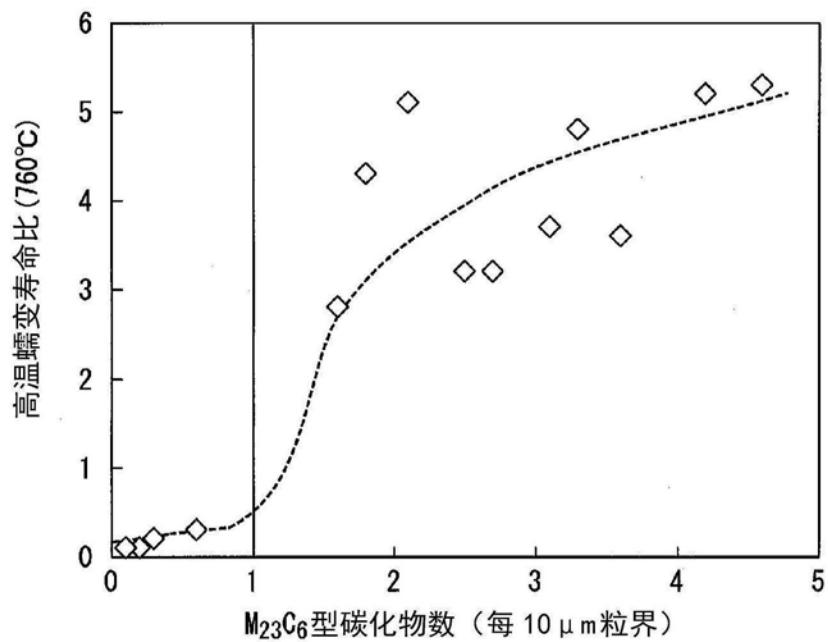


图1

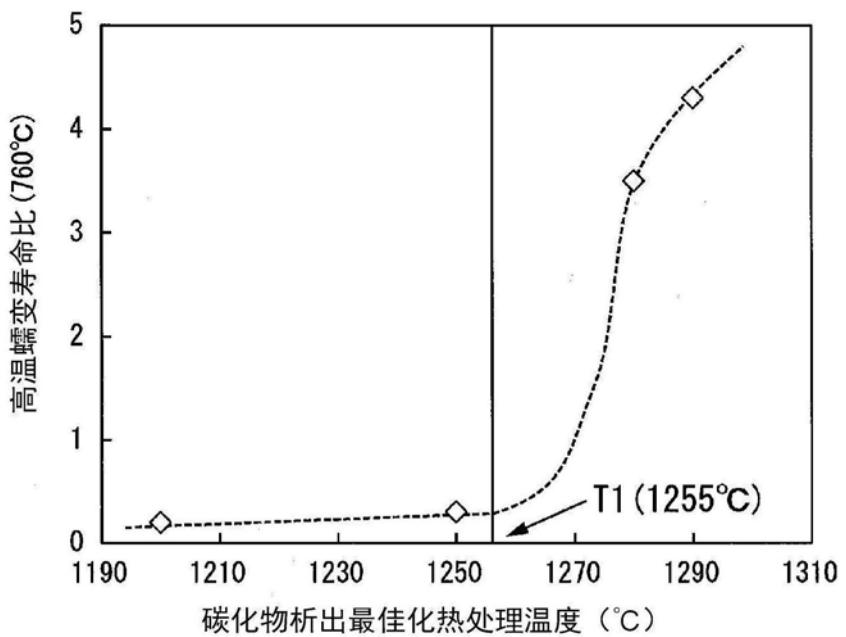
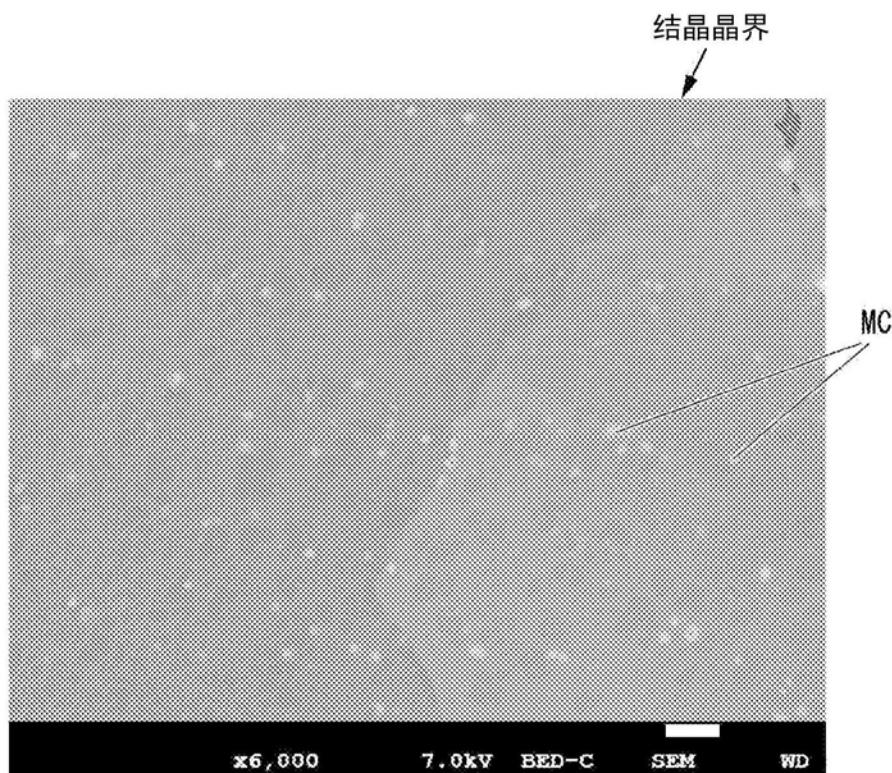


图2



比较例（以往材料）

图3

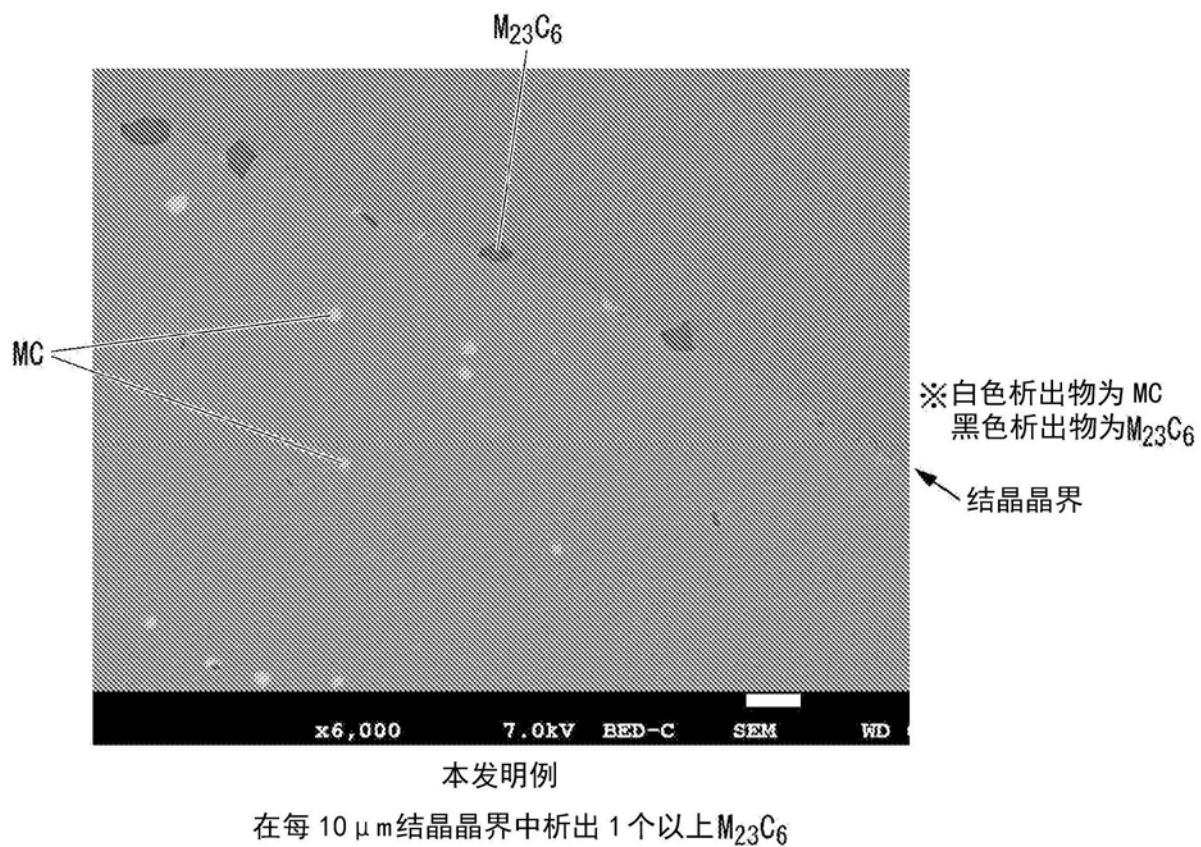


图4

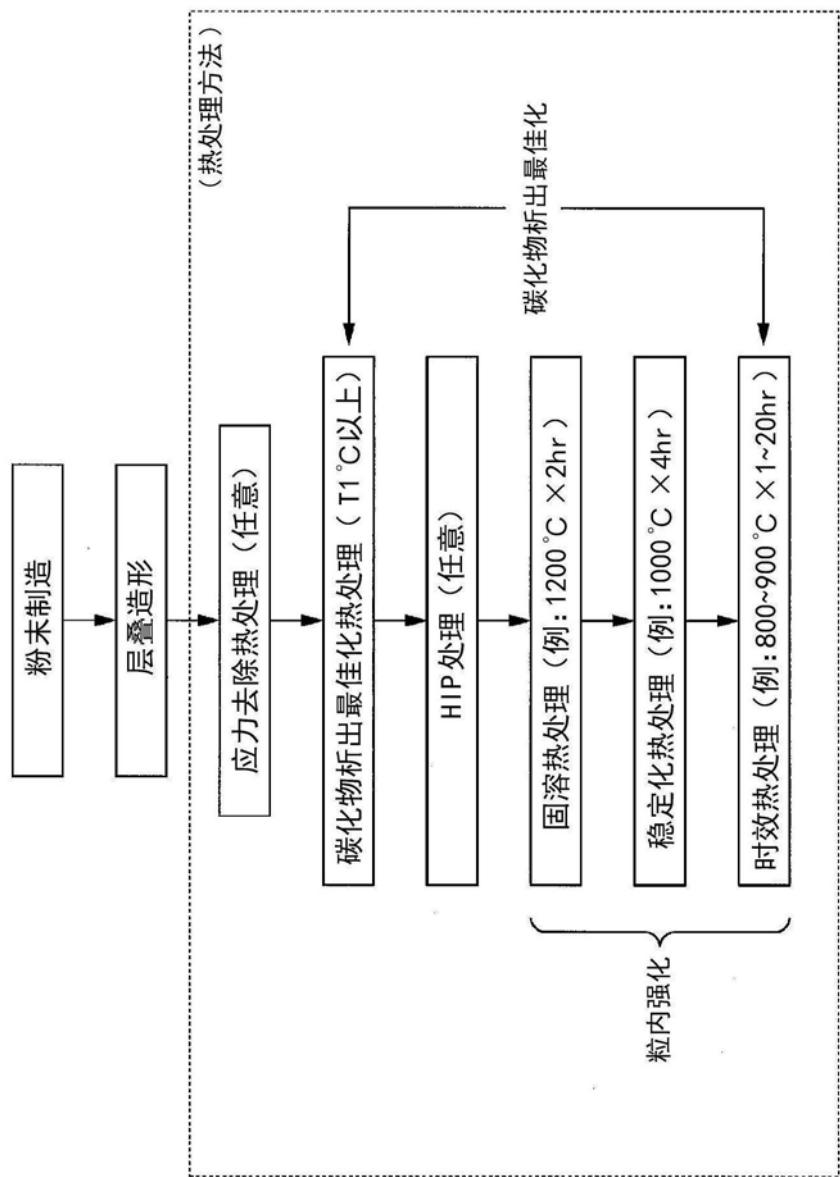


图5

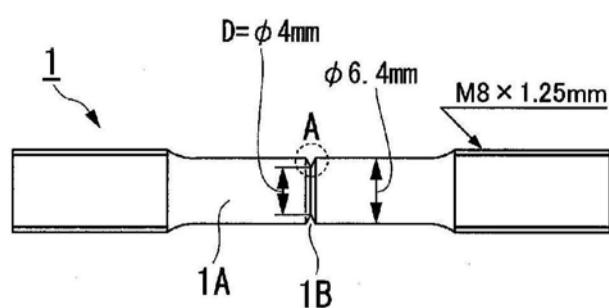


图6

A部详细图

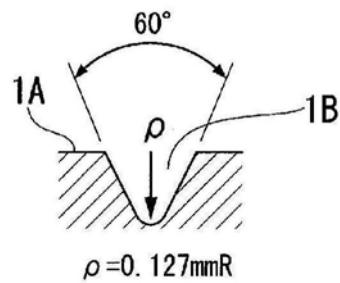


图7

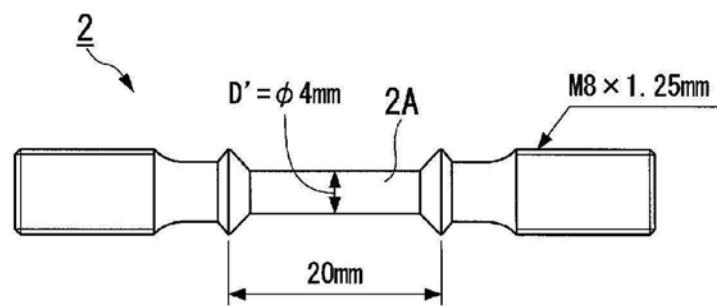


图8