



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 118974299 A

(43) 申请公布日 2024.11.15

(21) 申请号 202380032997.6

(22) 申请日 2023.04.10

(30) 优先权数据

2022-065270 2022.04.11 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2024.10.09

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2023/014635 2023.04.10

(87) PCT国际申请的公布数据

W02023/199902 JA 2023.10.19

(71) 申请人 日本制铁株式会社

地址 日本

(72) 发明人 小薄孝裕 青田翔伍 净德佳奈

(74) 专利代理机构 北京林达刘知识产权代理事

务所(普通合伙) 11277

专利代理师 刘新宇 白银环

(51) Int.Cl.

G22C 38/00 (2006.01)

G21D 6/00 (2006.01)

G21D 8/10 (2006.01)

G22C 30/00 (2006.01)

G22C 38/54 (2006.01)

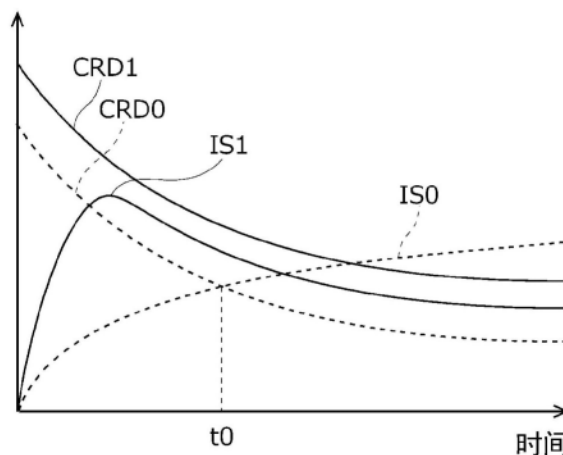
权利要求书2页 说明书25页 附图1页

(54) 发明名称

合金材

(57) 摘要

提供在高温环境中具有充分的蠕变强度并且能够兼顾优异的耐应力松弛裂纹性和优异的耐焊接热裂纹性的合金材。本公开的合金材以质量%计含有C:0.050~0.100%、Si:1.00%以下、Mn:1.50%以下、P:0.035%以下、S:0.0015%以下、Cr:19.00~23.00%、Ni:30.00~35.00%、N:0.100%以下、Al:0.15~0.70%、Ti:0.15~0.70%、和B:0.0010~0.0050%,余量为Fe和杂质,且满足式(1)和式(2), $0.60 < Al + Ti < 1.20$ (1), $1.12 \leq Ti/Al$ (2)。



1. 一种合金材,其化学组成以质量%计为C:0.050~0.100%、
Si:1.00%以下、
Mn:1.50%以下、
P:0.035%以下、
S:0.0015%以下、
Cr:19.00~23.00%、
Ni:30.00~35.00%、
N:0.100%以下、
Al:0.15~0.70%、
Ti:0.15~0.70%、
B:0.0010~0.0050%、
Nb:0~0.30%、
Ta:0~0.50%、
V:0~1.00%、
Zr:0~0.10%、
Hf:0~0.10%、
Cu:0~1.00%、
Mo:0~1.00%、
W:0~1.00%、
Co:0~1.00%、
Ca:0~0.0200%、
Mg:0~0.0200%、

稀土元素:0~0.1000%,并且余量为Fe和杂质,

所述化学组成满足式(1)和式(2),

$$0.60 < Al + Ti < 1.20 \quad (1),$$

$$1.12 \leq Ti / Al \quad (2),$$

其中,在式(1)和式(2)中的各元素符号处以质量%计代入所述合金材的化学组成中的对应元素的含量。

2. 根据权利要求1所述的合金材,其中,

在将利用电解提取法而获得的残渣中的以质量%计的Ti含量定义为 $[Ti]_R$ 时,所述合金材还满足式(3),

$$0.050 < [Ti]_R < 0.72Ti - 0.01(Ti/Al) - 0.11 \quad (3),$$

其中,在式(3)中的各元素符号处以质量%计代入所述合金材的化学组成中的对应元素的含量。

3. 根据权利要求1或2所述的合金材,其中,

所述合金材含有选自由

Nb:0.01~0.30%、

Ta:0.01~0.50%、

V:0.01~1.00%、

Zr:0.01 ~ 0.10%、
Hf:0.01 ~ 0.10%、
Cu:0.01 ~ 1.00%、
Mo:0.01 ~ 1.00%、
W:0.01 ~ 1.00%、
Co:0.01 ~ 1.00%、
Ca:0.0001 ~ 0.0200%、
Mg:0.0001 ~ 0.0200%、和
稀土元素:0.001 ~ 0.1000%组成的组的1种以上元素。

合金材

技术领域

[0001] 本公开涉及合金材,进一步详细而言涉及能够在高温环境中利用的合金材。

背景技术

[0002] 水蒸气改性装置、乙烯分解炉、石油精制用途以及石油化工厂用途的加热炉管、以及多晶硅制造装置等所使用的合金材在500~1000°C的高温环境中使用。因此,对这样的在高温环境中使用的合金材要求较高的蠕变强度和高温环境中的优异的耐腐蚀性。作为这样的在高温环境中使用的合金材,公知有合金800、合金800H、合金800HT。

[0003] 合金800、合金800H、合金800HT大量地含有Cr和Ni。因此,公知的是这些合金材的高温下的耐腐蚀性优异。这些合金材还含有Al和Ti。因此,在高温环境的使用中,在合金材中生成 γ' (γ' prime)相($\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$)。通过基于 γ' 相的析出强化,从而这些合金材具有优异的蠕变强度。

[0004] 然而,在合金800、合金800H、合金800HT中,在焊接施工时,易于在焊接热影响部(HAZ:Heat-Affected-Zone)产生焊接热裂纹。而且,也如在非专利文献1和2中介绍这样,在这些合金材中,在高温环境的使用中,存在产生应力松弛裂纹的情况。因此,在具有与合金800、合金800H、合金800HT的化学组成相同的化学组成的合金材中,要求优异的耐焊接热裂纹性和优异的耐应力松弛裂纹性。

[0005] 为了提高上述的合金材的耐应力松弛裂纹性,以往提出了限制Al和Ti的总含量的方法、在焊接施工后实施热处理的方法等。然而,若限制Al和Ti的总含量,则无法获得充分的蠕变强度。另外,于在焊接施工后实施热处理的情况下,存在施工成本变高、或在设备设计上、在焊接施工后无法进行热处理的情况。

[0006] 提高含有Al和Ti的合金材的耐应力松弛裂纹性的技术由国际公开第2018/066579号公开。在该文献中,为了实现高温环境中的优异的耐应力松弛裂纹性,关注在高温环境的使用中在合金材中所生成的 γ' 相。在该文献中,为了在高温环境的使用中生成适当的量的 γ' 相,调整合金材的化学组成。由此,在专利文献1中记载为能够在高温环境的使用中获得优异的耐应力松弛裂纹性。

[0007] 现有技术文献

[0008] 专利文献

[0009] 专利文献1:国际公开第2018/066579号

[0010] 非专利文献

[0011] 非专利文献1:Hans van Wortel:“Control of Relaxation Cracking in Austenitic High Temperature Components”,CORROSION2007(2007),NACE, PaperNo.07423

[0012] 非专利文献2:Richard Colwell and Cathleen Shargay:“Alloy 800H:Material and fabrication challenges associated with the mitigation of stress relaxation cracking”,ASME Pressure Vessels&Piping Conference 2020,Paper

No. 2020-21842

发明内容

[0013] 发明要解决的问题

[0014] 在专利文献1所记载的合金材中也能在高温环境中获得优异的耐应力松弛裂纹性。然而,也可以利用其他方法在高温环境中获得优异的耐应力松弛裂纹性。而且,在专利文献1中,对于兼顾优异的耐应力松弛裂纹性和优异的耐焊接热裂纹性,没有任何研究。

[0015] 本公开的目的在于提供在高温环境中具有充分的蠕变强度,并且能够兼顾优异的耐应力松弛裂纹性和优异的耐焊接热裂纹性的合金材。

[0016] 用于解决问题的方案

[0017] 本公开的合金材的化学组成以质量%计为

[0018] C:0.050~0.100%、

[0019] Si:1.00%以下、

[0020] Mn:1.50%以下、

[0021] P:0.035%以下、

[0022] S:0.0015%以下、

[0023] Cr:19.00~23.00%、

[0024] Ni:30.00~35.00%、

[0025] N:0.100%以下、

[0026] Al:0.15~0.70%、

[0027] Ti:0.15~0.70%、

[0028] B:0.0010~0.0050%、

[0029] Nb:0~0.30%、

[0030] Ta:0~0.50%、

[0031] V:0~1.00%、

[0032] Zr:0~0.10%、

[0033] Hf:0~0.10%、

[0034] Cu:0~1.00%、

[0035] Mo:0~1.00%、

[0036] W:0~1.00%、

[0037] Co:0~1.00%、

[0038] Ca:0~0.0200%、

[0039] Mg:0~0.0200%、

[0040] 稀土元素:0~0.1000%,并且

[0041] 余量为Fe和杂质,

[0042] 所述化学组成满足式(1)和式(2),

[0043] $0.60 < Al + Ti < 1.20$ (1),

[0044] $1.12 \leq Ti/Al$ (2),

[0045] 其中,在(1)和式(2)中的各元素符号处以质量%计代入所述合金材的化学组成中

的对应元素的含量。

[0046] 发明的效果

[0047] 本公开的合金材在高温环境中具有充分的蠕变强度,并且能够兼顾优异的耐应力松弛裂纹性和优异的耐焊接热裂纹性。

附图说明

[0048] 图1是用于说明在化学组成中的各元素含量处于本实施方式的范围内的合金材中在高温环境的使用中产生应力松弛裂纹的机理的图。

具体实施方式

[0049] 出于化学组成的观点考虑,本发明人等首先对在高温环境中具有充分的蠕变强度、并且能够兼顾优异的耐应力松弛裂纹性和优异的耐焊接热裂纹性的合金材进行了研究。其结果,本发明人等认为若为如下的化学组成的合金材,则有可能在高温环境中具有充分的蠕变强度,并且,兼顾优异的耐应力松弛裂纹性和优异的耐焊接热裂纹性:以质量%计为C:0.050~0.100%、Si:1.00%以下、Mn:1.50%以下、P:0.035%以下、S:0.0015%以下、Cr:19.00~23.00%、Ni:30.00~35.00%、N:0.100%以下、Al:0.15~0.70%、Ti:0.15~0.70%、B:0.0010~0.0050%、Nb:0~0.30%、Ta:0~0.50%、V:0~1.00%、Zr:0~0.10%、Hf:0~0.10%、Cu:0~1.00%、Mo:0~1.00%、W:0~1.00%、Co:0~1.00%、Ca:0~0.0200%、Mg:0~0.0200%、稀土元素:0~0.1000%,并且余量为Fe和杂质。

[0050] 本发明人等还研究了在具有上述的化学组成的合金材中提高高温环境中的蠕变强度的方法。其结果,发现了:若在化学组成中的各元素含量处于上述的范围的合金材中满足如下式(1),则高温环境中的蠕变强度充分地提高。

[0051] $0.60 < Al + Ti < 1.20$ (1)

[0052] 其中,在式(1)中的各元素符号处以质量%计代入合金材的化学组成中的对应元素的含量。

[0053] 本发明人等还对优异的耐应力松弛裂纹性和优异的耐焊接热裂纹性的兼顾进行了研究。具体而言,本发明人等首先调查了在将具有上述的化学组成的合金材在高温环境的使用中产生应力松弛裂纹的机理。其结果,本发明人等获得了如下见解。

[0054] 图1是用于说明在化学组成中的各元素含量处于本实施方式的范围内的合金材中在高温环境的使用中产生应力松弛裂纹的机理的图。图1的横轴表示时间。图1的纵轴表示伸长率或应变变量。图1的曲线CRD0表示蠕变断裂伸长率。曲线IS0表示随着蠕变变形而在晶粒内的贫Cr区域累积的应变变量。

[0055] 一般而言,在高温环境中使用的合金材在合金材的制造工序中实施固溶处理而使合金材中的析出物固溶。在制造工序中,使析出物在合金材中充分地固溶,因此,在高温环境的使用中生成 γ' 相。通过基于 γ' 相的析出强化,从而能够获得较高的蠕变强度。

[0056] 在将这样的合金材在高温环境中使用的情况下,如图1所示这样,蠕变断裂伸长率CRD0从高温环境中的使用初始随着时间的经过而逐渐降低。另一方面,从高温环境的使用初始(也就是说,应力松弛过程的初始)起,在合金材的内部生成上述的 γ' 相。

[0057] 在高温环境的合金材的使用中,不仅生成上述的 γ' 相,还生成TiC。由于TiC的生

成,在晶界附近产生贫Cr区域。在贫Cr区域中,与晶粒内的其他区域相比较,强度较低。因此,在应力松弛过程中,蠕变应变易于集中在贫Cr区域。构成应变的位错由贫Cr区域内的TiC捕集。随着时间的经过,在贫Cr区域中生成的TiC量增加。因此,由TiC捕集的位错量也增加。因此,贫Cr区域中的蠕变应变 IS_0 也增大。在已增大的蠕变应变 IS_0 超过了蠕变断裂伸长率CRD0的时间 t_0 ,在合金材产生应力松弛裂纹。

[0058] 如上所述,成为产生应力松弛裂纹的主要原因的蠕变应变量的增大在贫Cr区域中产生,由于TiC的生成而产生贫Cr区域。因此,本发明人等认为对于应力松弛裂纹而言,相对于 γ' 相而更受到TiC的影响。因此,本发明人等关注到应力松弛过程中的合金材中的TiC。

[0059] 本发明人等首先想到在应力松弛过程中抑制TiC的生成即可。为了抑制TiC,减少合金材中的Ti含量即可。然而,若Ti含量不满足式(1),则在高温环境的使用中未生成充分的 γ' 相。在该情况下,无法在高温环境中获得充分的蠕变强度。

[0060] 因此,本发明人等使构思逆转,想到了:不抑制TiC的生成,而是在高温环境中使用之前预先使某种程度的TiC在合金材中生成。并且,使用这样的合金材而调查了耐应力松弛裂纹性。其结果,发现了耐应力松弛裂纹性的提高。

[0061] 在高温环境中使用之前的合金材预先含有某种程度的量的TiC的情况下,在合金材的制造工序中生成某种程度的量的TiC。由于该TiC的钉扎效应,合金材中的晶粒变得微细。若合金材中的晶粒微细,则蠕变断裂伸长率从CRD0上升到CRD1。

[0062] 而且,在应力松弛过程的初始阶段,与之前的情况同样地,在贫Cr区域中生成TiC。然而,对于在高温环境中使用之前的合金材,已经以某种程度的量存在有TiC。因此,在应力松弛过程的初始阶段,TiC的生成饱和。并且,在TiC的生成饱和之后,已经生成的TiC粗大化。由于TiC粗大化,由TiC捕集到的位错脱离TiC。其结果,在贫Cr区域中累积的蠕变应变减少。因而,在贫Cr区域中累积的蠕变应变成为图1中的IS1这样的曲线。

[0063] 蠕变应变 IS_1 的峰值形成在应力松弛过程的初始阶段。蠕变应变 IS_1 的峰值时刻相当于TiC的生成饱和的时刻。在应力松弛过程的初始阶段,蠕变断裂伸长率CRD1比蠕变应变 IS_1 的峰值高。并且,蠕变应变 IS_1 若超过峰值,则随着时间的经过逐渐降低。因此,蠕变断裂伸长率CRD1与蠕变应变 IS_1 交叉的时间比时间 t_0 晚。其结果,耐应力松弛裂纹性提高。

[0064] 而且,如上所述,通过合金材含有某种程度的量的TiC,合金材中的晶粒变得微细。因此,焊接施工时的耐焊接热裂纹性也提高。因而,能够兼顾优异的耐应力松弛裂纹性和优异的耐焊接热裂纹性。

[0065] 此外,若晶粒变得微细,则存在蠕变强度降低的可能性。然而,如上所述,合金材预先含有某种程度的TiC,并且,在高温环境的使用中,不仅生成 γ' 相,还生成TiC。已经存在的TiC和在高温环境的使用中新生成的TiC使合金材析出强化。因此,能够在高温环境中维持充分的蠕变强度。

[0066] 基于以上的见解,本发明人等对用于在高温环境中具有充分的蠕变强度、并且能够兼顾优异的耐应力松弛裂纹性和优异的耐焊接热裂纹性的、合金材中的TiC的适当的量进行了研究。其结果,获得了如下见解。

[0067] 为了在化学组成中的各元素含量处于上述的范围内的合金材中,使TiC以某种程度的量生成,Ti含量必须比Al含量高。具体而言,设为Ti含量和Al含量满足式(2)。

[0068] $1.12 \leq \text{Ti}/\text{Al}$ (2)

[0069] 其中,在式(2)中的各元素符号处以质量%计代入合金材的化学组成中的对应元素的含量。

[0070] 若化学组成中的各元素含量处于上述的范围内且满足式(1)和式(2),则在合金材中存在适当的量的TiC。在该情况下,能够提高耐应力松弛裂纹性,并且,焊接施工时的耐焊接热裂纹性也提高。而且,在高温环境的使用中,由于 γ' 相和TiC的生成而能够获得充分的蠕变强度。

[0071] 基于以上的见解而完成的本实施方式的合金材具有如下构成。

[0072] [1]一种合金材,其化学组成以质量%计为

[0073] C:0.050~0.100%、

[0074] Si:1.00%以下、

[0075] Mn:1.50%以下、

[0076] P:0.035%以下、

[0077] S:0.0015%以下、

[0078] Cr:19.00~23.00%、

[0079] Ni:30.00~35.00%、

[0080] N:0.100%以下、

[0081] Al:0.15~0.70%、

[0082] Ti:0.15~0.70%、

[0083] B:0.0010~0.0050%、

[0084] Nb:0~0.30%、

[0085] Ta:0~0.50%、

[0086] V:0~1.00%、

[0087] Zr:0~0.10%、

[0088] Hf:0~0.10%、

[0089] Cu:0~1.00%、

[0090] Mo:0~1.00%、

[0091] W:0~1.00%、

[0092] Co:0~1.00%、

[0093] Ca:0~0.0200%、

[0094] Mg:0~0.0200%、

[0095] 稀土元素:0~0.1000%,并且

[0096] 余量为Fe和杂质,

[0097] 所述化学组成满足式(1)和式(2),

[0098] $0.60 < \text{Al} + \text{Ti} < 1.20$ (1),

[0099] $1.12 \leq \text{Ti}/\text{Al}$ (2),

[0100] 其中,在式(1)和式(2)中的各元素符号处以质量%计代入所述合金材的化学组成中的对应元素的含量。

[0101] [2]根据[1]所述的合金材,其中,在将利用电解提取法而获得的残渣中的以质

量%计的Ti含量定义为 $[Ti]_R$ 时,所述合金材还满足式(3),

$$[0102] \quad 0.050 < [Ti]_R < 0.72Ti - 0.01(Ti/Al) - 0.11 \quad (3),$$

[0103] 其中,在式(3)中的各元素符号处以质量%计代入所述合金材的化学组成中的对应元素的含量。

[0104] [3]根据[1]或[2]所述的合金材,其中,

[0105] 所述合金材含有选自由

[0106] Nb:0.01~0.30%、

[0107] Ta:0.01~0.50%、

[0108] V:0.01~1.00%、

[0109] Zr:0.01~0.10%、

[0110] Hf:0.01~0.10%、

[0111] Cu:0.01~1.00%、

[0112] Mo:0.01~1.00%、

[0113] W:0.01~1.00%、

[0114] Co:0.01~1.00%、

[0115] Ca:0.0001~0.0200%、

[0116] Mg:0.0001~0.0200%、和

[0117] 稀土元素:0.001~0.1000%组成的组的1种以上元素。

[0118] 以下,详细论述本实施方式的合金材。此外,如果没有特别声明,与元素有关的“%”是指质量%。

[0119] [本实施方式的合金材的特征]

[0120] 本实施方式的合金材具有如下特征。

[0121] (特征1)

[0122] 化学组成以质量%计为C:0.050~0.100%、Si:1.00%以下、Mn:1.50%以下、P:0.035%以下、S:0.0015%以下、Cr:19.00~23.00%、Ni:30.00~35.00%、N:0.100%以下、Al:0.15~0.70%、Ti:0.15~0.70%、B:0.0010~0.0050%、Nb:0~0.30%、Ta:0~0.50%、V:0~1.00%、Zr:0~0.10%、Hf:0~0.10%、Cu:0~1.00%、Mo:0~1.00%、W:0~1.00%、Co:0~1.00%、Ca:0~0.0200%、Mg:0~0.0200%、稀土元素:0~0.1000%,并且余量为Fe和杂质。

[0123] (特征2)

[0124] 特征1的化学组成还满足式(1)。

$$[0125] \quad 0.60 < Al + Ti < 1.20 \quad (1)$$

[0126] 其中,在式(1)中的各元素符号处以质量%计代入合金材的化学组成中的对应元素的含量。

[0127] (特征3)

[0128] 特征1的化学组成还满足式(2)。

$$[0129] \quad 1.12 \leq Ti/Al \quad (2)$$

[0130] 其中,在式(2)中的各元素符号处以质量%计代入合金材的化学组成中的对应元素的含量。

[0131] 本实施方式的合金材满足上述的特征1~特征3。因此,本实施方式的合金材在高温环境中具有充分的蠕变强度,并且,能够兼顾优异的耐应力松弛裂纹性和优异的耐焊接热裂纹性。以下,对特征1~特征3进行说明。

[0132] [对于(特征1)化学组成]

[0133] 本实施方式的合金的化学组成含有如下元素。

[0134] C:0.050~0.100%

[0135] 碳(C)提高高温环境中的合金材的蠕变强度。若C含量小于0.050%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内,也无法充分地获得上述效果。

[0136] 另一方面,若C含量大于0.100%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内,也在晶界生成 $M_{23}C_6$ 型的Cr碳化物。在该情况下,在晶界生成贫Cr区域。因此,合金材的耐应力松弛裂纹性降低。

[0137] 因而,C含量为0.050~0.100%。

[0138] C含量的优选的下限为0.053%,进一步优选为0.055%,进一步优选为0.057%,进一步优选为0.060%。

[0139] C含量的优选的上限为0.095%,进一步优选为0.090%,进一步优选为0.085%,进一步优选为0.080%。

[0140] Si:1.00%以下

[0141] 不可避免地含有硅(Si)。也就是说,Si含量大于0%。Si在制钢工序中使合金脱氧。Si还在高温环境中提高合金材的抗氧化性。只要含有少量的Si,即使其他元素含量处于本实施方式的范围内,也能够某种程度获得上述效果。然而,若Si含量大于1.00%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内,耐焊接热裂纹性也降低。因而,Si含量为1.00%以下。

[0142] Si含量的优选的下限为0.01%,进一步优选为0.05%,进一步优选为0.10%,进一步优选为0.12%,进一步优选为0.15%。

[0143] Si含量的优选的上限为0.90%,进一步优选为0.80%,进一步优选为0.70%,进一步优选为0.65%,进一步优选为0.60%,进一步优选为0.55%,进一步优选为0.50%。

[0144] Mn:1.50%以下

[0145] 不可避免地含有锰(Mn)。也就是说,Mn含量大于0%。Mn在焊接时使合金材的焊接部脱氧。Mn还使奥氏体稳定化。只要含有少量的Mn,就能够某种程度获得上述效果。然而,若Mn含量大于1.50%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内,也在高温环境的使用时易于生成 σ 相(σ phase)。 σ 相降低高温环境中的合金材的韧性和蠕变延展性。因而,Mn含量为1.50%以下。

[0146] Mn含量的优选的下限为0.01%,进一步优选为0.05%,进一步优选为0.10%,进一步优选为0.40%,进一步优选为0.50%,进一步优选为0.60%。

[0147] Mn含量的优选的上限为1.45%,进一步优选为1.40%,进一步优选为1.35%,进一步优选为1.30%,进一步优选为1.25%,进一步优选为1.20%。

[0148] P:0.035%以下

[0149] 不可避免地含有磷(P)。也就是说,P含量大于0%。P在大线能量焊接时在合金材的晶界处偏析。若P含量大于0.035%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内,也产生

上述的偏析,耐应力松弛裂纹性降低。因而,P含量为0.035%以下。

[0150] P含量优选尽量低。然而,P含量的过量的减少会提高合金材的制造成本。因而,若考虑通常的工业生产,则P含量的优选的下限为0.001%,进一步优选为0.002%,进一步优选为0.005%。

[0151] P含量的优选的上限为0.030%,进一步优选为0.025%,进一步优选为0.020%,进一步优选为0.015%。

[0152] S:0.0015%以下

[0153] 不可避免地含有硫(S)。也就是说,S含量大于0%。S在大线能量焊接时在合金材的晶界处偏析。若S含量大于0.0015%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围,也产生上述的偏析,耐应力松弛裂纹性降低。因而,S含量为0.0015%以下。

[0154] S含量优选尽量低。然而,S含量的过量的减少会提高合金材的制造成本。因而,若考虑通常的工业生产,则S含量的优选的下限为0.0001%,进一步优选为0.0002%。

[0155] S含量的优选的上限为0.0012%,进一步优选为0.0010%,进一步优选为0.0008%,进一步优选为0.0006%。

[0156] Cr:19.00~23.00%

[0157] 铬(Cr)提高高温环境中的合金材的耐腐蚀性。若Cr含量小于19.00%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围,也无法充分地获得上述效果。另一方面,若Cr含量大于23.00%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围,在高温环境中奥氏体的稳定性也降低。在该情况下,合金材的蠕变强度降低。因而,Cr含量为19.00~23.00%。

[0158] Cr含量的优选的下限为19.20%,进一步优选为19.40%,进一步优选为19.60%。

[0159] Cr含量的优选的上限为22.50%,进一步优选为22.00%,进一步优选为21.50%,进一步优选为21.00%,进一步优选为20.50%,进一步优选为20.00%。

[0160] Ni:30.00~35.00%

[0161] 镍(Ni)使奥氏体稳定化而提高高温环境中的合金材的蠕变强度。若Ni含量小于30.00%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围,也无法充分地获得上述效果。另一方面,若Ni含量大于35.00%,则上述效果饱和。而且,原料成本变高。因而,Ni含量为30.00~35.00%。

[0162] Ni含量的优选的下限为30.20%,进一步优选为30.40%,进一步优选为30.60%,进一步优选为30.80%,进一步优选为31.20%,进一步优选为31.40%,进一步优选为31.60%。

[0163] Ni含量的优选的上限为34.50%,进一步优选为34.00%,进一步优选为33.50%,进一步优选为33.00%。

[0164] N:0.100%以下

[0165] 不可避免地含有氮(N)。也就是说,N含量大于0%。N在基体(母相)固溶而使奥氏体稳定化。固溶N还在高温环境的使用中在合金材中形成微细的氮化物。微细的氮化物使贫Cr区域强化,因此,提高合金材的耐应力松弛裂纹性。在高温环境的使用中生成的微细的氮化物还通过析出强化而提高蠕变强度。只要含有少量的N,就能够某种程度获得上述效果。然而,若N含量大于0.100%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围,也生成粗大的TiN。粗大的TiN降低合金材的韧性。因而,N含量为0.100%以下。

[0166] N含量的优选的下限为0.001%。

[0167] N含量的优选的上限为0.090%，进一步优选为0.080%，进一步优选为0.070%，进一步优选为0.060%，进一步优选为0.050%，进一步优选为0.040%，进一步优选为0.030%，进一步优选为0.020%，进一步优选为0.010%。

[0168] Al:0.15~0.70%

[0169] 铝(Al)在制钢工序中使合金材脱氧。Al还提高高温环境中的合金材的抗氧化性。Al还在高温环境中生成 γ' 相，提高高温环境中的合金材的蠕变强度。若Al含量小于0.15%，则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内，也无法充分地获得上述效果。

[0170] 另一方面，若Al含量大于0.70%，则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内，也在合金材的制造工序中大量地生成 γ' 相。在该情况下，合金材的制造工序中的热加工性降低。若Al含量大于0.70%，则还无法充分地生成TiC。在该情况下，基于TiC的合金材中的晶粒变得不足够微细。因此，在合金材的焊接施工时，耐焊接热裂纹性在合金材的焊接热影响部降低。而且，满足式(1)的Ti量减少，因此，在700℃时进行析出强化的TiC减少而合金材的蠕变强度并不足够高。而且，在应力松弛过程的初始阶段未充分地生成TiC。因此，高温环境中的耐应力松弛裂纹性降低。

[0171] 因而，Al含量为0.15~0.70%。

[0172] Al含量的优选的下限为0.17%，进一步优选为0.19%，进一步优选为0.21%，进一步优选为0.23%。

[0173] Al含量的优选的上限为0.65%，进一步优选为0.60%，进一步优选为0.57%，进一步优选为0.55%，进一步优选为0.53%，进一步优选为0.51%，进一步优选为0.45%，进一步优选为0.40%。

[0174] 此外，Al含量为所谓的总Al(Total Al)的含量(质量%)。

[0175] Ti:0.15~0.70%

[0176] 钛(Ti)在高温环境中与Ni和Al结合而生成 γ' 相，提高高温环境中的合金材的蠕变强度。若Ti含量小于0.15%，则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内，也无法充分地获得上述效果。另一方面，若Ti含量大于0.70%，则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内，也生成粗大的TiC。在该情况下，在合金材的焊接施工时，耐焊接热裂纹性在合金材的焊接热影响部降低。若Ti含量大于0.70%，则还在合金材的制造工序中大量地生成 γ' 相。在该情况下，合金材的制造工序中的热加工性降低。因而，Ti含量为0.15~0.70%。

[0177] Ti含量的优选的下限为0.17%，进一步优选为0.19%，进一步优选为0.21%，进一步优选为0.25%。

[0178] Ti含量的优选的上限为0.65%，进一步优选为0.60%，进一步优选为0.59%，进一步优选为0.57%，进一步优选为0.55%，进一步优选为0.50%，进一步优选为0.45%。

[0179] B:0.0010~0.0050%

[0180] 硼(B)在高温环境中在晶界处偏析，提高晶界强度。因此，提高合金材的耐应力松弛裂纹性。若B含量小于0.0010%，则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内，也无法充分地获得上述效果。另一方面，若B含量大于0.0050%，则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内，B也促进晶界处的Cr碳化物的生成。在该情况下，合金材的耐应力松弛裂纹性降低。因而，B含量为0.0010~0.0050%。

[0181] B含量的优选的下限为0.0012%，进一步优选为0.0014%，进一步优选为0.0015%。

[0182] B含量的优选的上限为0.0045%，进一步优选为0.0040%，进一步优选为0.0035%，进一步优选为0.0030%。

[0183] 本实施方式的合金材的化学组成的余量为Fe和杂质。其中，杂质是指，在工业制造合金材之际，从作为原料的矿石、废料、或制造环境等所混入的元素，不是有意地含有的元素，而是在不给本实施方式的合金材带来不良影响的范围内容许的元素。杂质的代表例是Sn、As、Zn、Pb以及Sb。这些杂质的总含量为0.1%以下。

[0184] [任意元素(Optional Elements)]

[0185] 也可以是，本实施方式的合金材的化学组成还含有选自由

[0186] Nb:0~0.30%、

[0187] Ta:0~0.50%、

[0188] V:0~1.00%、

[0189] Zr:0~0.10%、

[0190] Hf:0~0.10%、

[0191] Cu:0~1.00%、

[0192] Mo:0~1.00%、

[0193] W:0~1.00%、

[0194] Co:0~1.00%、

[0195] Ca:0~0.0200%、

[0196] Mg:0~0.0200%、

[0197] 稀土元素:0~0.1000%组成的组的1种以上元素来替代Fe的一部分。

[0198] 以下，对这些任意元素进行说明。

[0199] [对于第1组:Nb、Ta、V、Zr以及Hf]

[0200] 也可以是，本实施方式的合金材的化学组成还含有选自由Nb、Ta、V、Zr以及Hf组成的组的1种以上元素来替代Fe的一部分。这些元素均与C结合而生成碳化物，减少固溶C。由此，在高温环境中抑制晶界处的Cr碳化物的生成。因此，抑制Cr缺乏层的生成。其结果，高温环境中的合金材的耐应力松弛裂纹性进一步提高。

[0201] Nb:0~0.30%

[0202] 铌(Nb)是任意元素，也可以不含有。也就是说，Nb含量也可以是0%。在含有Nb的情况下，也就是说，在Nb含量大于0%的情况下，Nb与C结合而生成碳化物。通过生成碳化物而使C固定，合金材中的固溶C量减少。由此，在高温环境中抑制晶界处的Cr碳化物的生成。因此，抑制贫Cr区域的生成。其结果，合金材的耐应力松弛裂纹性提高。Nb还在高温环境的使用中与N一起在合金材中形成微细的氮化物。微细的氮化物使贫Cr区域强化，因此，提高合金材的耐应力松弛裂纹性。在高温环境的使用中生成的微细的氮化物还通过析出强化而提高蠕变强度。只要含有少量的Nb，就能够某种程度获得上述效果。

[0203] 然而，若Nb含量大于0.30%，则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内，也在合金材的焊接施工时，耐焊接热裂纹性在合金材的焊接热影响部降低。因而，Nb含量为0~0.30%。

[0204] Nb含量的优选的下限为0.01%，进一步优选为0.02%，进一步优选为0.05%，进一步优选为0.08%。

[0205] Nb含量的优选的上限为0.25%，进一步优选为0.20%，进一步优选为0.15%。

[0206] Ta:0~0.50%

[0207] 钽(Ta)是任意元素,也可以不含有。也就是说,Ta含量也可以是0%。在含有Ta的情况下,也就是说,在Ta含量大于0%的情况下,Ta与C结合而生成碳化物。通过生成碳化物而使C固定,合金材中的固溶C量减少。由此,在高温环境中抑制晶界处的Cr碳化物的生成。因此,抑制贫Cr区域的生成。其结果,合金材的耐应力松弛裂纹性提高。只要含有少量的Ta,就能够某种程度获得上述效果。

[0208] 然而,若Ta含量大于0.50%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内,也在合金材的焊接施工时,耐焊接热裂纹性在合金材的焊接热影响部降低。因而,Ta含量为0~0.50%。

[0209] Ta含量的优选的下限为0.01%,进一步优选为0.02%,进一步优选为0.05%,进一步优选为0.08%。

[0210] Ta含量的优选的上限为0.45%,进一步优选为0.40%,进一步优选为0.35%,进一步优选为0.30%。

[0211] V:0~1.00%

[0212] 钒(V)是任意元素,也可以不含有。也就是说,V含量也可以是0%。在含有V的情况下,也就是说,在V含量大于0%的情况下,V与C结合而生成碳化物。通过生成碳化物而使C固定,合金材中的固溶C量减少。由此,在高温环境中抑制晶界处的Cr碳化物的生成。因此,抑制贫Cr区域的生成。其结果,合金材的耐应力松弛裂纹性提高。只要含有少量的V,就能够某种程度获得上述效果。

[0213] 然而,若V含量大于1.00%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内,也在合金材的焊接施工时,耐焊接热裂纹性在合金材的焊接热影响部降低。因而,V含量为0~1.00%。

[0214] V含量的优选的下限为0.01%,进一步优选为0.02%,进一步优选为0.04%,进一步优选为0.06%。

[0215] V含量的优选的上限为0.80%,进一步优选为0.50%,进一步优选为0.40%,进一步优选为0.35%,进一步优选为0.30%。

[0216] Zr:0~0.10%

[0217] 锆(Zr)是任意元素,也可以不含有。也就是说,Zr含量也可以是0%。在含有Zr的情况下,也就是说,在Zr含量大于0%的情况下,Zr与C结合而生成碳化物。通过生成碳化物而使C固定,合金材中的固溶C量减少。由此,在高温环境中抑制晶界处的Cr碳化物的生成。因此,抑制贫Cr区域的生成。其结果,合金材的耐应力松弛裂纹性提高。只要含有少量的Zr,就能够某种程度获得上述效果。

[0218] 然而,若Zr含量大于0.10%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内,也在合金材的焊接施工时,耐焊接热裂纹性在合金材的焊接热影响部降低。因而,Zr含量为0~0.10%。

[0219] Zr含量的优选的下限为0.01%,进一步优选为0.02%。

[0220] Zr含量的优选的上限为0.09%，进一步优选为0.08%，进一步优选为0.07%，进一步优选为0.06%。

[0221] Hf:0~0.10%

[0222] 铪(Hf)是任意元素,也可以不含有。也就是说,Hf含量也可以是0%。在含有Hf的情况下,也就是说,在Hf含量大于0%的情况下,Hf与C结合而生成碳化物。通过生成碳化物而使C固定,合金材中的固溶C量减少。由此,在高温环境中抑制晶界处的Cr碳化物的生成。因此,抑制贫Cr区域的生成。其结果,合金材的耐应力松弛裂纹性提高。只要含有少量的Hf,就能够某种程度获得上述效果。

[0223] 然而,若Hf含量大于0.10%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内,也在合金材的焊接施工时,耐焊接热裂纹性在合金材的焊接热影响部降低。因而,Hf含量为0~0.10%。

[0224] Hf含量的优选的下限为0.01%,进一步优选为0.02%。

[0225] Hf含量的优选的上限为0.09%,进一步优选为0.08%,进一步优选为0.07%,进一步优选为0.06%。

[0226] [对于第2组:Cu、Mo、W以及Co]

[0227] 也可以是,本实施方式的合金材的化学组成还含有选自由Cu、Mo、W以及Co组成的组的1种以上元素来替代Fe的一部分。这些元素均提高高温环境中的合金材的蠕变强度。

[0228] Cu:0~1.00%

[0229] 铜(Cu)是任意元素,也可以不含有。也就是说,Cu含量也可以是0%。在含有Cu的情况下,也就是说,在Cu含量大于0%的情况下,Cu在高温环境的合金材的使用中作为Cu相在晶粒内析出。通过其析出强化,从而合金材的蠕变强度提高。只要含有少量的Cu,就能够某种程度获得上述效果。

[0230] 然而,若Cu含量大于1.00%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内,也在晶粒内过量地析出Cu相。在该情况下,晶粒内与晶界之间的强度差变大。因此,耐应力松弛裂纹性降低。因而,Cu含量为0~1.00%。

[0231] Cu含量的优选的下限为0.01%,进一步优选为0.02%,进一步优选为0.05%,进一步优选为0.10%,进一步优选为0.15%,进一步优选为0.20%。

[0232] Cu含量的优选的上限为0.90%,进一步优选为0.80%,进一步优选为0.70%,进一步优选为0.60%,进一步优选为0.55%,进一步优选为0.50%。

[0233] Mo:0~1.00%

[0234] 钼(Mo)是任意元素,也可以不含有。也就是说,Mo含量也可以是0%。在含有Mo的情况下,也就是说,在Mo含量大于0%的情况下,Mo在高温环境的合金材的使用中通过固溶强化而提高合金材的蠕变强度。只要含有少量的Mo,就能够某种程度获得上述效果。

[0235] 然而,若Mo含量大于1.00%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围内,也在晶粒内生成LAVES相等金属间化合物。在该情况下,二次诱发析出硬化增加而晶粒内与晶界之间的强度差变大。因此,耐应力松弛裂纹性降低。因而,Mo含量为0~1.00%。

[0236] Mo含量的优选的下限为0.01%,进一步优选为0.02%,进一步优选为0.03%,进一步优选为0.04%,进一步优选为0.05%,进一步优选为0.10%,进一步优选为0.20%,进一步优选为0.30%。

[0237] Mo含量的优选的上限为0.90%，进一步优选为0.80%，进一步优选为0.70%，进一步优选为0.65%，进一步优选为0.60%。

[0238] W:0~1.00%

[0239] 钨(W)是任意元素,也可以不含有。也就是说,W含量也可以是0%。在含有W的情况下,也就是说,在W含量大于0%的情况下,W在高温环境的合金材的使用中通过固溶强化而提高合金材的蠕变强度。只要含有少量的W,就能够某种程度获得上述效果。

[0240] 然而,若W含量大于1.00%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围,也在晶粒内生成LAVES相等金属间化合物。在该情况下,二次诱发析出硬化增加而晶粒内与晶界之间的强度差变大。因此,耐应力松弛裂纹性降低。因而,W含量为0~1.00%。

[0241] W含量的优选的下限为0.01%,进一步优选为0.02%,进一步优选为0.03%,进一步优选为0.04%,进一步优选为0.05%,进一步优选为0.10%。

[0242] W含量的优选的上限为0.90%,进一步优选为0.80%,进一步优选为0.70%,进一步优选为0.65%,进一步优选为0.60%,进一步优选为0.50%。

[0243] Co:0~1.00%

[0244] 钴(Co)是任意元素,也可以不含有。也就是说,Co含量也可以是0%。在含有Co的情况下,也就是说,在Co含量大于0%的情况下,Co使奥氏体稳定化而提高高温环境中的合金材的蠕变强度。只要含有少量的Co,就能够某种程度获得上述效果。

[0245] 然而,若Co含量大于1.00%,则原料成本变高。因而,Co含量为0~1.00%。

[0246] Co含量的优选的下限为0.01%,进一步优选为0.02%,进一步优选为0.03%,进一步优选为0.05%,进一步优选为0.10%。

[0247] Co含量的优选的上限为0.90%,进一步优选为0.80%,进一步优选为0.70%,进一步优选为0.60%,进一步优选为0.50%。

[0248] [对于第3组:Ca、Mg和稀土元素(REM)]

[0249] 也可以是,本实施方式的合金材的化学组成还含有选自由Ca、Mg和稀土元素(REM)组成的组的1种以上元素来替代Fe的一部分。这些元素均提高合金材的热加工性。

[0250] Ca:0~0.0200%

[0251] 钙(Ca)是任意元素,也可以不含有。也就是说,Ca含量也可以是0%。在含有Ca的情况下,也就是说,在Ca含量大于0%的情况下,Ca将O(氧)和S(硫)固定为夹杂物,提高合金材的热加工性。Ca还对S进行固定而抑制S的晶界偏析。因此,在合金材的焊接施工时,在合金材的焊接热影响部(HAZ)提高耐焊接热裂纹性。只要含有少量的Ca,就能够某种程度获得上述效果。

[0252] 然而,若Ca含量大于0.0200%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围,合金材的清洁性也降低,合金材的热加工性反而降低。因而,Ca含量为0~0.0200%。

[0253] Ca含量的优选的下限为0.0001%,进一步优选为0.0002%,进一步优选为0.0005%,进一步优选为0.0010%。

[0254] Ca含量的优选的上限为0.0150%,进一步优选为0.0100%,进一步优选为0.0080%,进一步优选为0.0050%,进一步优选为0.0040%。

[0255] Mg:0~0.0200%

[0256] 镁(Mg)是任意元素,也可以不含有。也就是说,Mg含量也可以是0%。

[0257] 在含有Mg的情况下,也就是说,在Mg含量大于0%的情况下,Mg将O(氧)和S(硫)固定为夹杂物,提高合金材的热加工性。Mg还对S进行固定而抑制S的晶界偏析。因此,在合金材的焊接施工时在合金材的HAZ提高耐焊接热裂纹性。只要含有少量的Mg,就能够某种程度获得上述效果。

[0258] 然而,若Mg含量大于0.0200%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围,合金材的清洁性也降低,合金材的热加工性反而降低。因而,Mg含量为0~0.0200%。

[0259] Mg含量的优选的下限为0.0001%,进一步优选为0.0002%,进一步优选为0.0005%,进一步优选为0.0010%。

[0260] Mg含量的优选的上限为0.0150%,进一步优选为0.0100%,进一步优选为0.0080%,进一步优选为0.0050%,进一步优选为0.0040%。

[0261] 稀土元素:0~0.1000%

[0262] 稀土元素(REM)是任意元素,也可以不含有。也就是说,REM含量也可以是0%。在含有REM的情况下,也就是说,在REM含量大于0%的情况下,REM将O(氧)和S(硫)固定为夹杂物,提高合金材的热加工性。REM还对S进行固定而抑制S的晶界偏析。因此,在合金材的焊接施工时,在合金材的HAZ提高耐焊接热裂纹性。只要含有少量的REM,就能够某种程度获得上述效果。

[0263] 然而,若REM含量大于0.1000%,则即使其他元素含量处于本实施方式的范围,合金材的清洁性也降低,合金材的热加工性反而降低。因而,REM含量为0~0.1000%。

[0264] REM含量的优选的下限为0.0001%,进一步优选为0.0005%,进一步优选为0.0010%,进一步优选为0.0020%。

[0265] REM含量的优选的上限为0.0800%,进一步优选为0.0600%,进一步优选为0.0400%。

[0266] 本说明书中的REM含有Sc、Y、以及镧系元素(原子序数57的La~71的Lu)中的至少1种元素以上,REM含量是指这些元素的总含量。

[0267] [对于(特征2)式(1)]

[0268] 本实施方式的合金材的化学组成还满足式(1)。

[0269] $0.60 < Al + Ti < 1.20$ (1)

[0270] 其中,在式(1)中的各元素符号处以质量%计代入合金材的化学组成中的对应元素的含量。

[0271] 定义为 $F1 = Al + Ti$ 。F1是 γ' 相的生成量的指标。在本实施方式的合金材中,在高温环境的使用中生成 γ' 相。通过该 γ' 相,从而高温环境中的合金材的蠕变强度提高。

[0272] 即使化学组成中的各元素含量处于本实施方式的范围,若F1为0.60以下,则也在高温环境中未在合金材中生成充分的量的 γ' 相。在该情况下,高温环境中的合金材的蠕变强度降低。

[0273] 另一方面,即使化学组成中的各元素含量处于本实施方式的范围,若F1为1.20以上,则也在合金材中过量地生成较多的 γ' 相。在该情况下,合金材的耐焊接热裂纹性降低。因而,F1大于0.60且小于1.20。

[0274] F1的优选的下限为0.62,进一步优选为0.64,进一步优选为0.66,进一步优选为0.68,进一步优选为0.70。

[0275] F1的优选的上限为1.15,进一步优选为1.10,进一步优选为1.05,进一步优选为1.00,进一步优选为0.95。

[0276] [对于(特征3)式(2)]

[0277] 本实施方式的合金材的化学组成还满足式(2)。

[0278] $1.12 \leq \text{Ti}/\text{Al}$ (2)

[0279] 其中,在式(2)中的各元素符号处以质量%计代入合金材的化学组成中的对应元素的含量。

[0280] 定义为 $F2 = \text{Ti}/\text{Al}$ 。F2是高温环境中的合金材的耐应力松弛裂纹性的指标。

[0281] 在高温环境中,为了兼顾蠕变强度和耐应力松弛裂纹性,在本实施方式的合金材中,相对于Al含量增多Ti含量。在该情况下,合金材含有某种程度的量的TiC。因此,利用TiC使合金材中的晶粒细粒化。其结果,高温环境中的合金材的蠕变断裂伸长率提高。在本实施方式的合金材中,还通过相对于Al含量增多Ti含量,TiC的生成在应力松弛过程的初始阶段饱和。在TiC的生成饱和之后,随着时间的经过,TiC粗大化。其结果,在贫Cr区域累积的蠕变应变量在应力松弛过程的初始阶段形成峰值。之后,随着时间的经过,蠕变应变量减少。其结果,高温环境中的耐应力松弛裂纹性提高。若F2小于1.12,则无法充分地获得上述效果。因而,F2为1.12以上。

[0282] F2的优选的下限为1.13,进一步优选为1.15,进一步优选为1.30,进一步优选为1.40,进一步优选为1.50。

[0283] F2的上限并没有特别限定。出于提高合金材的耐氧化性的观点考虑,F2的优选的上限为4.00,进一步优选为3.90,进一步优选为3.70,进一步优选为3.50,进一步优选为3.30。

[0284] [本实施方式的合金材的优选的形态]

[0285] 优选的是,本实施方式的合金材满足特征1~特征3,还满足如下特征4。

[0286] (特征4)

[0287] 在将利用电解提取法而获得的残渣中的以质量%计的Ti含量定义为 $[\text{Ti}]_R$ 时,满足式(3)。

[0288] $0.050 < [\text{Ti}]_R < 0.72\text{Ti} - 0.01(\text{Ti}/\text{Al}) - 0.11$ (3)

[0289] 其中,在式(3)中的各元素符号处以质量%计代入合金材的化学组成中的对应元素的含量。

[0290] 以下,对特征4进行说明。

[0291] [对于(特征4)式(3)]

[0292] 残渣中的作为Ti含量的 $[\text{Ti}]_R$ 是合金材中的TiC量的指标。为了兼顾优异的耐应力松弛裂纹性和优异的耐焊接热裂纹性,合金材中的TiC量和固溶Ti量优选为适当。

[0293] 若 $[\text{Ti}]_R$ 大于0.050,则在将合金材使用在高温环境中之前在合金材中存在有某种程度的TiC。在该情况下,能够获得由TiC带来的钉扎效应。因此,使合金材中的晶粒微细化。其结果,高温环境中的合金材的蠕变断裂伸长率提高。而且,在将合金材使用在高温环境中之前,在合金材中已经存在有某种程度的量的TiC。因此,如使用图1而在上述中进行了说明的那样,在高温使用中,TiC的生成在应力松弛过程的初始阶段饱和。其结果,贫Cr区域的蠕变应变量也在应力松弛过程的初始阶段形成峰值。之后,随着时间的经过,蠕变应变量减

少。其结果,进一步抑制高温环境中的合金材的应力松弛裂纹。

[0294] 另一方面,若 $[Ti]_R$ 小于 $F3(=0.72Ti-0.01(Ti/Al)-0.11)$,则合金材中的TiC的量适当,并不会过多。若假设在合金材中过量地存在较多的TiC,则在合金材的焊接施工时产生因TiC导致的焊接热裂纹。也就是说,若 $[Ti]_R$ 小于 $F3$,则合金材的耐焊接热裂纹性进一步提高。另外,若假设在合金材中过量地存在较多的TiC,则还在高温环境的使用中未生成充分的 γ' 相。在该情况下,蠕变强度在高温环境中并不变高。也就是说,若 $[Ti]_R$ 小于 $F3$,则合金材的蠕变强度进一步提高。因而,优选的是, $[Ti]_R$ 大于0.050且小于 $F3(=0.72Ti-0.01(Ti/Al)-0.11)$ 。

[0295] $[Ti]_R$ 的进一步优选的下限为0.055,进一步优选为0.060,进一步优选为0.065,进一步优选为0.070,进一步优选为0.075。

[0296] $[Ti]_R$ 的进一步优选的上限($F3$)为 $0.72Ti-0.01(Ti/Al)-0.15$,进一步优选为 $0.72Ti-0.01(Ti/Al)-0.18$,进一步优选为 $0.72Ti-0.01(Ti/Al)-0.20$ 。

[0297] $[Ti]_R$ 的测量方法]

[0298] 能够利用如下电解提取法测量 $[Ti]_R$ 。

[0299] 从距合金材的表面的1mm深度以上的位置采集试验片。试验片的尺寸并没有特别限定。试验片例如是直径10mm×长度70mm。

[0300] 利用预备的电解研磨对采集到的试验片的表面进行研磨 $50\mu\text{m}$ 左右而获得新生面。使用电解液(10%乙酰丙酮+1%四铵+甲醇)而以电流值270mA对已电解研磨的试验片进行正式电解。此时,将电解深度设为 $31\mu\text{m}$ 左右。使正式电解后的电解液通过 $0.2\mu\text{m}$ 的过滤器而捕捉残渣。对所获得的残渣进行酸分解,利用ICP(电感耦合等离子体)发光分析求出残渣中的Ti质量(g)。而且,测量正式电解前的试验片的质量(g)和正式电解后的试验片的质量(g)。并且,将从正式电解前的试验片的质量减去正式电解后的试验片的质量而得到的值定义为进行了正式电解的母材质量(g)。使残渣中的Ti质量除以进行了正式电解的母材质量而求出残渣中的Ti含量(质量%)。也就是说,基于下式求出残渣中的作为Ti含量的 $[Ti]_R$ (质量%)。

[0301] $[Ti]_R = \text{残渣中的Ti质量} / \text{母材质量} \times 100$

[0302] [合金材的效果]

[0303] 本实施方式的合金材满足上述的特征1~特征3。其结果,本实施方式的合金材在高温环境中具有充分的蠕变强度,并且,能够兼顾优异的耐应力松弛裂纹性和优异的耐焊接开裂性。若本实施方式的合金材进一步满足特征4,则蠕变强度和耐焊接热裂纹性进一步提高。

[0304] [合金材的微观组织]

[0305] 本实施方式的合金材的微观组织为奥氏体。

[0306] [合金材的形状]

[0307] 本实施方式的合金材的形状并没有特别限定。合金材可以是合金管,也可以是合金板。合金材也可以是合金棒材。优选的是,本实施方式的合金材是合金管。

[0308] [合金材的制造方法]

[0309] 说明满足特征1~特征4的本实施方式的合金材的制造方法。以后说明的制造方法是本实施方式的合金材的制造方法的一个例子。因而,满足特征1~特征4的合金材也可以

利用除了以后说明的制造方法以外的其他制造方法制造。然而,以后说明的制造方法是本实施方式的合金材的制造方法的优选的一个例子。

[0310] 本实施方式的合金材的制造方法包括如下工序。

[0311] (工序1) 准备工序

[0312] (工序2) 热加工工序

[0313] (工序3) 冷加工工序

[0314] (工序4) 热处理工序

[0315] 在工序2的热加工工序中,满足如下条件1。

[0316] (条件1)

[0317] 热加工前的加热时的加热温度 $T1$ (°C) 和加热温度 $T1$ 的保持时间 $t1$ (分钟) 处于如下范围内。

[0318] $T1:1100 \sim 1280^{\circ}\text{C}$

[0319] $t1:3 \sim 120$ 分钟

[0320] 而且,在工序4的热处理工序中,满足如下条件2。

[0321] (条件2)

[0322] 热处理工序中的热处理温度 $T2$ (°C) 和热处理温度 $T2$ 的保持时间 $t2$ (分钟) 处于如下范围内。

[0323] $T2:1050 \sim 1300^{\circ}\text{C}$

[0324] $t2:1 \sim 60$ 分钟

[0325] 以下,对各工序进行说明。

[0326] [(工序1) 准备工序]

[0327] 在准备工序中,准备具有上述的特征1的化学组成的坯料。坯料既可以从第三者供给,也可以制造。坯料也可以是钢锭,也可以是板坯、大钢坯、钢坯。

[0328] 在制造坯料的情况下,利用如下方法制造坯料。制造具有上述的化学组成的钢水。使用制造出的钢水并利用铸锭法制造钢锭。也可以使用制造出的钢水并利用连续铸造法制造板坯、大钢坯、钢坯。也可以对制造出的钢锭、板坯、大钢坯实施热加工而制造钢坯。例如,也可以对钢锭实施热锻而制造圆柱状的钢坯,将该钢坯作为坯料。在该情况下,即将开始热锻之前的坯料的温度并没有特别限定,例如是 $1000 \sim 1300^{\circ}\text{C}$ 。热锻后的坯料的冷却方法并没有特别限定。

[0329] [(工序2) 热加工工序]

[0330] 在热加工工序中,对在准备工序中准备的坯料实施热加工而制造中间合金材。中间合金材例如既可以是合金管,也可以是合金板,也可以是合金棒材。

[0331] 在中间合金材是合金管情况下,在热加工工序中,实施如下加工。首先,准备圆柱坯料。利用机械加工形成沿着圆柱坯料的中心轴线的贯通孔。对形成有贯通孔的圆柱坯料进行加热。对已加热的圆柱坯料实施以玻璃润滑剂高速挤压法为代表的热挤压而制造中间合金材(合金管)。也可以实施热冲压制管法来替代热挤压法。

[0332] 另外,也可以替代热挤压而实施以曼内斯曼法进行的穿孔轧制来制造合金管。在该情况下,加热圆柱坯料。对已加热的圆柱坯料实施由穿孔机进行的穿孔轧制。在进行穿孔轧制的情况下,穿孔比并没有特别限定,例如是 $1.0 \sim 4.0$ 。进一步利用连续轧管机、减径机、

定径机等对已穿孔轧制的圆柱坯料进行热轧而成为空心管坯(合金管)。热加工工序中的累积的断面收缩率并没有特别限定,例如是20~80%。在利用热加工制造合金管的情况下,刚完成了热加工之后的空心管坯的温度(精加工温度)优选为800°C以上。

[0333] 在中间合金材是合金板情况下,热加工工序例如使用具备一对工作辊的1个或多个轧机。加热板坯等坯料。使用轧机对已加热的坯料实施热轧而制造合金板。

[0334] 在热加工工序中,满足上述的条件1。也就是说,热加工前的加热时的加热温度T1(°C)和加热温度T1的保持时间t1(分钟)处于如下范围内。

[0335] T1:1100~1280°C

[0336] t1:3~120分钟

[0337] 优选的是,在热加工工序中,满足如下条件3。

[0338] (条件3)

[0339] 加热温度T1(°C)和加热温度T1的保持时间t1(分钟)满足如下式(A)。

[0340] $800 \leq T1 \times \text{LOG}(t1) \leq 2100$ (A)

[0341] 定义为 $FA = T1 \times \text{LOG}(t1)$ 。FA影响制造后的合金材中的TiC量。

[0342] 若FA为800以上,则在热加工前的加热时生成充分的量的TiC。因此,在制造后的合金材中, $[Ti]_R$ 大于0.050。

[0343] 另一方面,若FA为2100以下,则在热加工前的加热时以适当的量生成TiC。因此,在制造后的合金材中, $[Ti]_R$ 小于 $F3 (= 0.72Ti - 0.01(Ti/Al) - 0.11)$ 。因而,优选的是,FA为800~2100。

[0344] FA的进一步优选的下限为820,进一步优选为840,进一步优选为860,进一步优选为1000,进一步优选为1200。

[0345] FA的进一步优选的上限为2050,进一步优选为2000,进一步优选为1950,进一步优选为1850。

[0346] [(工序3)冷加工工序]

[0347] 根据需要实施冷加工工序。也就是说,也可以不实施冷加工工序。在实施的情况下,在对中间合金材实施了酸洗处理之后实施冷加工。在中间合金材是合金管或合金棒材的情况下,冷加工例如是冷拔。在中间合金材是合金板的情况下,冷加工例如是冷轧。能够通过实施冷加工工序来进行再结晶的显现和整粒化。冷加工工序中的断面收缩率并没有特别限定,例如是10~90%。

[0348] [(工序4)热处理工序]

[0349] 在热处理工序中,对热加工工序后或冷加工工序后的中间合金材实施热处理而调整合金材中的TiC的量和晶粒的尺寸。

[0350] 在热处理工序中,满足上述的条件2。也就是说,热处理温度T2(°C)和热处理温度T2是保持时间t2(分钟)处于如下范围内。

[0351] T2:1050~1300°C

[0352] t2:1~60分钟

[0353] 优选的是,在热处理工序中,满足如下条件4。

[0354] (条件4)

[0355] 热处理温度T2(°C)和热处理温度T2的保持时间t2(分钟)满足如下式(B)。

[0356] $2600 \leq T2 \times (\text{LOG}(t2) + 2) \leq 4400$ (B)

[0357] 定义为 $FB = T2 \times (\text{LOG}(t2) + 2)$ 。FB与FA同样地影响制造后的合金材中的TiC量。

[0358] 若FB为2600以上,则在制造后的合金材中生成充分的量的TiC。因此, $[Ti]_R$ 大于0.050。

[0359] 另一方面,若FB为4400以下,则在制造后的合金材中以适当的量生成TiC。因此, $[Ti]_R$ 小于 $0.72Ti - 0.01(Ti/Al) - 0.11$ 。因而,优选的是,FB为2600~4400。

[0360] FB的进一步优选的下限为2650,进一步优选为2700,进一步优选为2750

[0361] FB的进一步优选的上限为4350,进一步优选为4300,进一步优选为4250,进一步优选为4000,进一步优选为3800。

[0362] 在以热处理温度T2(°C)保持了保持时间t2(分钟)之后,使中间合金材冷却。冷却方法优选急冷(水冷)。

[0363] 优选的是,在热加工工序和热处理工序中还满足如下条件5。

[0364] (条件5)

[0365] $0.30 \leq FA/FB$ (C)

[0366] 定义为 $FC = FA/FB$ 。FC与FA和FB同样地影响制造后的合金材中的TiC量。若FC为0.30以上,则易于在制造后的合金材中获得充分的量的TiC。因此, $[Ti]_R$ 大于0.050。

[0367] 因而,优选的是,FC为0.30以上。

[0368] FC的进一步优选的下限为0.33,进一步优选为0.35,进一步优选为0.38。

[0369] FC的上限并没有特别限定。FC的上限为例如0.60。

[0370] 能够利用以上的工序制造本实施方式的合金材。上述的制造方法是本实施方式的合金材的制造方法的一个例子。因而,本实施方式的合金材的制造方法并不限定于上述的制造方法。只要满足特征1~特征3、或者只要满足特征1~特征4,合金材的制造方法就不限定于上述的制造方法。

[0371] [合金材的焊接接头的制造方法]

[0372] 能够利用如下方法制造本实施方式的合金材的焊接接头。

[0373] 作为母材,准备本实施方式的合金材。对所准备的母材形成坡口。具体而言,利用众所周知的加工方法在母材的端部形成坡口。坡口形状可以是V形状,也可以是U形状,也可以是X形状,也可以是除了V形状、U形状以及X形状以外的其他形状。

[0374] 对所准备的母材实施焊接而制造焊接接头。具体而言,准备形成有坡口的两个母材。使所准备的母材的坡口彼此对接。并且,使用众所周知的焊接材料而对所对接的一对坡口端部实施焊接,形成具有上述的化学组成的焊接金属。焊接材料例如是AWS标准名称:ER NiCr-3。不过,焊接材料并不限定于此。

[0375] 焊接方法可以形成1层焊接金属,也可以是多层堆焊。焊接方法例如是TIG焊接(GTAW)、涂药电弧焊接(SMAW)、药芯焊丝电弧焊接(FCAW)、气体保护金属极电弧焊接(GMAW)、埋弧焊接(SAW)。能够利用以上的制造工序制造本实施方式的合金材的焊接接头。

[0376] 实施例

[0377] 利用实施例进一步具体地说明本实施方式的合金材的效果。以下的实施例中的条件是为了确认本实施方式的合金材的可实施性和效果所采用的一条件例。因而,本实施方式的合金材并不限定于该一条件例。

[0378] [合金材的制造]

[0379] 制造了具有表1-1和表1-2所示的化学组成的钢锭。钢锭的形状为外径120mm的圆柱状,钢锭的质量为30kg。

[0380] [表1-1]

[0381] TABLE1-1

试验 编号	化学组成 (单位为质量%, 余量为Fe和杂质)										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Al	Ti	B
1	0.059	0.10	1.08	0.011	0.0005	19.79	30.38	0.002	0.26	0.57	0.0018
2	0.062	0.18	0.92	0.012	0.0005	19.82	30.45	0.002	0.22	0.55	0.0016
3	0.058	0.14	1.11	0.011	0.0005	19.74	30.26	0.002	0.18	0.59	0.0015
4	0.091	0.13	0.85	0.011	0.0006	19.88	30.54	0.002	0.21	0.55	0.0018
5	0.053	0.72	1.04	0.013	0.0005	19.80	31.12	0.002	0.29	0.49	0.0011
6	0.062	0.17	1.44	0.010	0.0003	19.84	30.99	0.002	0.23	0.51	0.0016
7	0.060	0.14	0.49	0.011	0.0006	19.96	30.84	0.003	0.24	0.53	0.0018
8	0.061	0.23	1.07	0.028	0.0007	19.53	30.77	0.001	0.27	0.57	0.0015
9	0.057	0.16	0.93	0.012	0.0012	19.47	30.85	0.002	0.22	0.57	0.0022
10	0.059	0.15	0.85	0.011	0.0008	22.14	31.08	0.004	0.28	0.54	0.0017
11	0.062	0.22	1.16	0.013	0.0005	20.86	34.25	0.003	0.22	0.49	0.0013
12	0.058	0.19	0.88	0.012	0.0004	20.44	30.46	0.028	0.25	0.52	0.0016
13	0.060	0.12	1.16	0.014	0.0005	20.43	32.01	0.002	0.24	0.54	0.0028
14	0.064	0.22	1.03	0.012	0.0004	19.96	30.83	0.002	0.22	0.51	0.0014
15	0.063	0.15	0.68	0.011	0.0003	19.28	30.46	0.002	0.27	0.47	0.0011
16	0.067	0.28	0.99	0.011	0.0004	21.49	31.66	0.003	0.25	0.50	0.0022
17	0.061	0.18	0.89	0.013	0.0005	19.88	32.22	0.001	0.22	0.55	0.0019
18	0.055	0.13	0.94	0.012	0.0006	21.53	31.28	0.002	0.26	0.53	0.0019
19	0.062	0.28	1.08	0.016	0.0004	19.67	31.18	0.004	0.25	0.55	0.0018
20	0.064	0.16	0.82	0.010	0.0004	19.71	31.47	0.002	0.28	0.56	0.0015
21	0.059	0.21	0.79	0.013	0.0007	20.81	32.55	0.002	0.26	0.49	0.0017
22	0.055	0.17	1.02	0.011	0.0005	19.69	30.89	0.002	0.32	0.58	0.0012
23	0.057	0.19	1.25	0.012	0.0006	20.63	31.37	0.003	0.24	0.56	0.0016
24	0.062	0.23	0.96	0.010	0.0005	19.77	30.76	0.002	0.23	0.54	0.0017
25	0.063	0.16	0.72	0.012	0.0003	19.84	31.15	0.001	0.25	0.55	0.0021
26	0.061	0.22	1.13	0.015	0.0007	20.45	31.09	0.002	0.22	0.52	0.0019
27	0.060	0.18	0.84	0.011	0.0004	19.62	31.98	0.002	0.34	0.56	0.0014
28	0.061	0.09	0.90	0.011	0.0005	19.76	31.54	0.003	0.31	0.57	0.0010
29	0.052	0.07	1.35	0.024	0.0005	19.89	30.38	0.002	0.51	0.58	0.0011
30	0.051	0.17	0.84	0.023	0.0004	19.73	30.55	0.002	0.17	0.49	0.0012
31	0.055	0.15	1.16	0.026	0.0012	21.74	30.44	0.008	0.50	0.57	0.0021
32	0.057	0.11	0.93	0.025	0.0011	20.82	30.39	0.005	0.51	0.58	0.0022
33	0.056	0.14	1.26	0.022	0.0013	20.77	30.58	0.006	0.50	0.57	0.0010
34	0.097	0.10	1.09	0.023	0.0010	21.11	30.51	0.004	0.51	0.57	0.0021
35	0.073	0.68	1.18	0.021	0.0006	19.79	30.38	0.003	0.28	0.33	0.0018
36	0.073	0.68	1.20	0.011	0.0006	19.70	30.28	0.003	0.79	0.18	0.0012
37	0.052	0.15	0.89	0.022	0.0005	19.28	30.47	0.002	0.16	0.21	0.0011
38	0.061	0.54	1.08	0.024	0.0009	19.55	30.64	0.003	0.55	0.68	0.0019
39	0.079	0.11	1.39	0.010	0.0005	19.19	30.43	0.002	0.59	0.29	0.0011

[0382] [表1-2]

[0384] TABLE1-2

试验 编号	化学组成 (单位为质量%, 余量为Fe和杂质)												F1	F2	
	Nb	Ta	V	Zr	Hf	Cu	Mo	W	Co	Ca	Mg	REM			
1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.83	2.19
2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.77	2.50
3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.77	3.28
4	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.76	2.62
5	-	-	-	-	-	-	0.40	-	-	-	-	-	-	0.78	1.69
6	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.74	2.22
7	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.77	2.21
8	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.84	2.11
9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.79	2.59
10	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.82	1.93
11	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.71	2.23
12	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.77	2.08
13	-	-	-	-	-	-	0.38	-	-	-	-	-	-	0.78	2.25
14	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.73	2.32
15	0.05	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.74	1.74
16	-	0.27	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.75	2.00
17	-	-	0.15	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.77	2.50
18	-	-	-	0.04	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.79	2.04
19	-	-	-	-	0.07	-	-	-	-	-	-	-	-	0.80	2.20
20	-	-	-	-	-	0.46	-	-	-	-	-	-	-	0.84	2.00
21	-	-	-	-	-	-	0.92	-	-	-	-	-	-	0.75	1.88
22	-	-	-	-	-	-	-	0.18	-	-	-	-	-	0.90	1.81
23	-	-	-	-	-	-	-	-	0.95	-	-	-	-	0.80	2.33
24	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0028	-	-	-	0.77	2.35
25	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0015	-	-	0.80	2.20
26	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.0048	-	0.74	2.36
27	-	-	-	-	-	-	0.42	-	-	0.0022	-	-	-	0.90	1.65
28	-	-	0.08	-	-	-	0.35	-	-	0.0026	-	-	-	0.88	1.84
29	-	-	-	-	-	-	0.37	-	-	-	-	-	-	1.09	1.14
30	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.66	2.88
31	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.07	1.14
32	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.09	1.14
33	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.07	1.14
34	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.08	1.12
35	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.61	1.18
36	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.97	0.23
37	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.37	1.31
38	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	1.23	1.24
39	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	0.88	0.49

[0385]

[0386] 表1-2中的“-”意味着对应元素的含量为杂质水平以下。

[0387] 对制造出的钢锭实施热锻而制造了厚度30mm的坯料(合金板)。热锻中的钢锭的加热温度是1000~1300℃。

[0388] 对制造出的坯料实施了热加工工序。具体而言,利用加热炉加热了坯料。热加工工序中的加热温度T1是1100~1280℃,加热温度T1的保持时间t1是3~120分钟。将FA值表示在表2中。对加热后的坯料进行热轧而制造了厚度15mm的中间合金材(合金板)。

[0389] [表2]

[0390] TABLE2

[0391]

试验 编号	热加工 工序	热处理 工序	FC	[Ti] _R (质量%)	F3	[Ti] _R <F3	蠕变强度	耐应力 松弛裂 纹性	耐焊接 热裂纹 性	备注
	FA	FB								
1	1435	3212	0.45	0.110	0.278	T	E	E	E	本发明例
2	1411	3347	0.42	0.080	0.261	T	E	E	E	本发明例
3	1574	2996	0.53	0.170	0.282	T	E	E	E	本发明例
4	1435	3212	0.45	0.170	0.260	T	E	E	E	本发明例
5	1587	3212	0.49	0.090	0.226	T	E	E	E	本发明例
6	1200	3212	0.37	0.093	0.235	T	E	E	E	本发明例
7	1220	3660	0.33	0.080	0.250	T	E	E	E	本发明例
8	1423	3158	0.45	0.130	0.279	T	E	E	E	本发明例
9	1220	3212	0.38	0.100	0.274	T	E	E	E	本发明例
10	1210	3266	0.37	0.090	0.260	T	E	E	E	本发明例
11	1411	2915	0.48	0.150	0.221	T	E	E	E	本发明例
12	1435	3540	0.41	0.100	0.244	T	E	E	E	本发明例
13	1561	2942	0.53	0.160	0.256	T	E	E	E	本发明例
14	1548	3212	0.48	0.090	0.234	T	E	E	E	本发明例
15	1423	2738	0.52	0.120	0.211	T	E	E	E	本发明例
16	1574	3570	0.44	0.100	0.230	T	E	E	E	本发明例
17	1678	3022	0.56	0.090	0.261	T	E	E	E	本发明例
18	1802	3212	0.56	0.090	0.251	T	E	E	E	本发明例
19	1561	3450	0.45	0.130	0.264	T	E	E	E	本发明例
20	1411	3780	0.37	0.120	0.273	T	E	E	E	本发明例
21	1435	3570	0.40	0.080	0.224	T	E	E	E	本发明例
22	1220	3212	0.38	0.110	0.289	T	E	E	E	本发明例
23	1561	3144	0.50	0.120	0.270	T	E	E	E	本发明例
24	1210	2948	0.41	0.100	0.255	T	E	E	E	本发明例
25	1423	3541	0.40	0.160	0.264	T	E	E	E	本发明例
26	1574	3375	0.47	0.130	0.241	T	E	E	E	本发明例
27	1692	2973	0.57	0.100	0.277	T	E	E	E	本发明例
28	1773	3405	0.52	0.150	0.282	T	E	E	E	本发明例
29	611	2416	0.25	0.036	0.296	T	E	G	E	本发明例
30	2287	4520	0.51	0.230	0.214	F	G	E	G	本发明例
31	608	3900	0.16	0.045	0.289	T	E	G	E	本发明例
32	2218	3790	0.59	0.301	0.296	F	E	E	G	本发明例
33	1561	2520	0.62	0.040	0.289	T	E	G	E	本发明例
34	1901	4496	0.42	0.305	0.289	F	G	E	G	本发明例
35	1011	3610	0.28	0.048	0.116	T	E	G	E	本发明例
36	1435	3374	0.43	0.010	0.017	T	B	B	B	比较例
37	1200	2738	0.44	0.020	0.028	T	B	G	E	比较例
38	1574	4138	0.38	0.170	0.367	T	E	G	B	比较例
39	1411	2738	0.52	0.030	0.094	T	G	B	E	比较例

[0392] 对中间合金材实施了热处理工序。热处理工序中的热处理温度T2是1050~1300℃,热处理温度T2的保持时间t2是1~60分钟。将FB值和FC值表示在表2中。使经过保持时间t2后的中间合金材水冷到常温。利用以上的工序制造了各试验编号的合金材(合金板)。

[0393] [评价试验]

[0394] 使用制造出的合金材而实施了如下评价试验。

[0395] (试验1) [Ti]_R测量试验

[0396] (试验2) 蠕变强度评价试验

[0397] (试验3) 耐应力松弛裂纹性评价试验

[0398] (试验4) 耐焊接热裂纹性评价试验

[0399] 以下,对各评价试验进行说明。

[0400] [(试验1) $[Ti]_R$ 测量试验]

[0401] 从各试验编号的合金材的距表面的1mm深度以上的位置采集了试验片。试验片的尺寸为直径10mm×长度70mm。基于上述的[[Ti]_R的测量方法]求出残渣中的Ti含量 $[Ti]_R$ (质量%)。将获得的 $[Ti]_R$ 表示在表2中的“ $[Ti]_R$ (质量%)”栏。

[0402] [(试验2) 蠕变强度评价试验]

[0403] 对各试验编号的合金材(合金板)实施了如下蠕变强度评价试验。

[0404] 从各试验编号的合金材(合金板)的板宽中央位置且是板厚中央位置采集了依据JIS Z 2271:2010的蠕变断裂试验片。蠕变断裂试验片的平行部的与轴线方向垂直的截面为圆形。平行部的外径是6mm,长度是30mm。蠕变断裂试验片的长度方向与合金板的轧制方向平行。

[0405] 使用采集到的蠕变断裂试验片而实施了依据JIS Z 2271:2010的蠕变断裂试验。具体而言,将蠕变断裂试验片加热到700℃。之后,实施了蠕变断裂试验。试验应力设为80MPa。在试验中,求出蠕变断裂时间(小时)。

[0406] 根据获得的蠕变断裂时间如下这样评价了蠕变强度。

[0407] 评价E(优秀:Excellent):蠕变断裂时间比4000小时长

[0408] 评价G(良好:Good):蠕变断裂时间是2000~4000小时

[0409] 评价B(不良:Bad):蠕变断裂时间比2000小时短

[0410] 在评价G或评价E的情况下,判断为获得了优异的蠕变强度。将评价结果表示在表2中的“蠕变强度”栏。

[0411] [(试验3) 耐应力松弛裂纹性评价试验]

[0412] 对各试验编号的合金材(合金板)实施了如下耐应力松弛裂纹性评价试验。

[0413] 从各试验编号的合金材(合金板)的板宽中央位置且是板厚中央位置采集了方形状试验片。方形状试验片的与长度方向垂直的截面设为10mm×10mm的矩形。方形状试验片的长度设为100mm。方形状试验片的长度方向与合金材(合金板)的轧制方向平行。

[0414] 使用高频热循环装置而对采集到的方形状试验片施加了如下热经历。具体而言,将方形状试验片在大气中以70℃/秒从常温升温到1300℃。之后,以1300℃保持了180秒。之后,以50℃/秒的冷却速度将方形状试验片冷却到常温。通过对方形状试验片施加以上的热经历,制作了焊接模拟试验片。

[0415] 使用焊接模拟试验片而实施了依据ASTM E328-02的应力松弛试验。具体而言,从焊接模拟试验片制作了应力松弛试验用的试验片。试验片设为长度80mm、标点间距离GL=30mm的带凸缘蠕变试验片。使用挠曲移位负载用试验治具而对试验片施加了20%的初始的冷应变。将安装有施加了冷应变的试验片的试验治具装入加热炉,以650℃保持了300小时。

[0416] 如下这样评价了依据AST ME328-02的应力松弛试验的结果。

[0417] 评价E(优秀:Excellent):经过300小时后的试验片未断裂

[0418] 评价G(良好:Good):经过200~300小时后的试验片断裂

[0419] 评价B(不良:Bad):试验片在小于200小时时断裂

[0420] 在评价G或评价E的情况下,判断为获得了优异的耐应力松弛裂纹性。将评价结果表示在表2中的“耐应力松弛裂纹性”栏。

[0421] [(试验4)耐焊接热裂纹性评价试验]

[0422] 采集了以各试验编号的合金材(合金板)的板宽中央位置且是板厚中央位置为中心的板厚12mm、宽度40mm、长度300mm的试验片。对采集到的试验片实施了如下所示的纵向可调拘束裂纹试验。

[0423] 具体而言,以焊接电流200A、电压12V、速度15cm/分钟的焊接条件在试验片的板宽中央位置的长度方向上实施了TIG共同焊接。在TIG共同焊接的中途,与焊接方向平行地瞬间施加了弯曲应力以对表层施加2%的应变。

[0424] 将包括由于弯曲应力的施加而产生了焊接裂纹的部的部分切出能够利用光学显微镜观察的尺寸。所切出的样品的尺寸为40mm×40mm×12mm。

[0425] 利用抛光研磨去除了所切出的样品的焊接部表面的氧化皮。之后,使用100倍的光学显微镜而测量了HAZ的裂纹有无,以及在产生了裂纹的情况下,测量了裂纹的长度。具体而言,以焊接金属与HAZ之间的边界为起点而测量了在与焊接方向垂直的方向上传播了的裂纹的长度(与焊接方向垂直的方向的长度)。求出在试验片产生的全部的裂纹的、与焊接方向垂直的方向的长度。将这些裂纹的长度的总和定义为总裂纹长度(mm)。分别在两个试验片中求出总裂纹长度。将所求出的总裂纹长度的算术平均值定义为平均总裂纹长度。

[0426] 基于获得的平均总裂纹长度如下这样评价了耐焊接热裂纹性。

[0427] 评价E(优秀:Excellent):平均总裂纹长度为2.0mm以下

[0428] 评价G(良好:Good):平均总裂纹长度大于2.0~小于3.0mm

[0429] 评价B(不良:Bad):平均总裂纹长度为3.0mm以上

[0430] 在评价G或评价E的情况下,判断为获得了优异的耐焊接热裂纹性。将评价结果表示在表2中的“耐焊接热裂纹性”栏。

[0431] [试验结果]

[0432] 将试验结果表示在表2中。

[0433] 参照表1-1、表1-2以及表2,在试验编号1~35中,合金材满足了特征1~特征3。因此,在高温环境中获得了充分的蠕变强度。而且,获得了优异的耐应力松弛裂纹性和优异的耐焊接热裂纹性。

[0434] 而且,在试验编号1~28中,制造条件的FA满足了式(A),FB满足了式(B),FC满足了式(C)。其结果,在试验编号1~28中,合金材不仅满足了特征1~特征3,也满足了特征4。因此,在试验编号1~28中,在蠕变强度评价试验、耐应力松弛裂纹性评价试验、以及耐焊接热裂纹性评价试验中获得评价E,获得了进一步优异的蠕变强度、耐应力松弛裂纹性以及耐焊接热裂纹性。

[0435] 另一方面,在试验编号36中,A1含量过高。因此,无法获得充分的耐应力松弛裂纹性和耐焊接热裂纹性。而且,无法获得充分的蠕变强度。

[0436] 在试验编号37中,虽然化学组成中的各元素含量适当,但F1小于式(1)的下限。因此,无法获得充分的蠕变强度。

[0437] 在试验编号38中,虽然化学组成中的各元素含量适当,但F1大于式(1)的上限。因此,无法获得充分的耐焊接热裂纹性。

[0438] 在试验编号39中,虽然化学组成中的各元素含量适当,但F2小于式(2)的下限。其结果,无法获得充分的耐应力松弛裂纹性。

[0439] 以上,对本发明的实施方式进行了说明。然而,上述的实施方式只不过是用于实施本发明的例示。因而,本发明并不限于上述的实施方式,能够在不脱离其主旨的范围内适当变更上述的实施方式而实施。

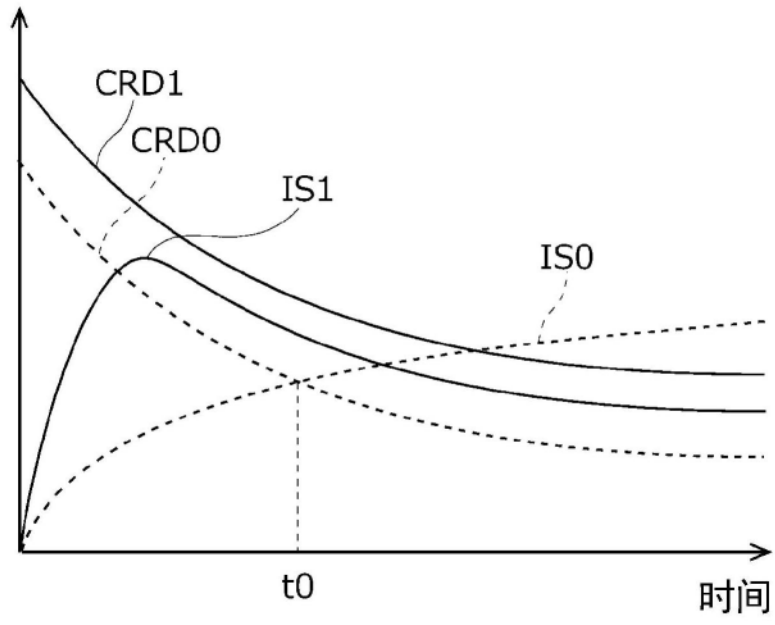


图1