(19)国家知识产权局

(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 114929917 B
(45)授权公告日 2023.11.03

(21)申请号 202180008515.4

(22)申请日 2021.01.08

(65)同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 114929917 A

(43)申请公布日 2022.08.19

(30)优先权数据
2020-003010 2020.01.10 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2022.07.07

(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2021/000448 2021.01.08

(87)PCT国际申请的公布数据
WO2021/141107 JA 2021.07.15

(73)专利权人 日本制铁株式会社
地址 日本东京都

(72)发明人 小薄孝裕 栗原伸之佑 净德佳奈 铃木悠平 青田翔伍

(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 李茂家

(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 8/00(2006.01)
C22C 38/60(2006.01)

(56)对比文件
CN 104611624 A,2015.05.13
CN 109642291 A,2019.04.16
JP 特開2003-166039 A,2003.06.13
JP 特開2017-8413 A,2017.01.12
李静媛等编著.特种金属材料及其加工技术.冶金工业出版社,2010,第127-128,163页.

审查员 李子晗

权利要求书2页 说明书21页

(54)发明名称
奥氏体系不锈钢钢材

(57)摘要
提供一种奥氏体系不锈钢钢材，其在大线能量焊接后在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下使用时也具有高的蠕变强度，并且在大线能量焊接后在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下长时间使用后也具有优异的耐应力松弛裂纹性。本发明的钢材的化学组成以质量％计为C:0.030％以下、Si:1.50％以下、Mn:2.00％以下、P:0.045％以下、S:0.0300％以下、Cr:15.00～25.00％、Ni:8.00～20.00％、N:0.050～0.250％、Nb:0.10～1.00％、Mo:0.05～5.00％、B:0.0005～0.0100％、以及余量:Fe和杂质，且钢材中的固溶N量(质量％)相对于N含量(质量％)的比为0.40～0.90。

CN 114929917 B

1.一种奥氏体系不锈钢钢材,其化学组成以质量%计为
C:0.030%以下、
Si:1.50%以下、
Mn:2.00%以下、
P:0.045%以下、
S:0.0300%以下、
Cr:15.00~25.00%、
Ni:8.00~20.00%、
N:0.050~0.250%、
Nb:0.10~1.00%、
Mo:0.05~5.00%、
B:0.0005~0.0100%、
Ti:0~0.50%、
Ta:0~0.50%、
V:0~1.00%、
Zr:0~0.10%、
Hf:0~0.10%、
Cu:0~4.00%、
W:0~5.00%、
Co:0~1.00%、
sol.Al:0~0.100%、
Ca:0~0.0200%、
Mg:0~0.0200%、
稀土元素:0~0.100%、
Sn:0~0.010%、
As:0~0.010%、
Zn:0~0.010%、
Pb:0~0.010%、
Sb:0~0.010%、以及
余量:Fe和杂质,且
所述奥氏体系不锈钢钢材中的以质量%计的固溶N量相对于所述奥氏体系不锈钢钢材中的以质量%计的N含量的比为0.40~0.90。
2.根据权利要求1所述的奥氏体系不锈钢钢材,其中,
所述化学组成含有属于第1组~第4组中的任意组的至少1种以上元素,
第1组:
Ti:0.01~0.50%、
Ta:0.01~0.50%、
V:0.01~1.00%、
Zr:0.01~0.10%、和

Hf:0.01～0.10%；
第2组：
Cu:0.01～4.00%、
W:0.01～5.00%、和
Co:0.01～1.00%；
第3组：
sol.Al:0.001～0.100%；
第4组：
Ca:0.0001～0.0200%、
Mg:0.0001～0.0200%、和
稀土元素:0.001～0.100%。

奥氏体系不锈钢钢材

技术领域

[0001] 本发明涉及钢材，进一步详细而言涉及奥氏体系不锈钢钢材。

背景技术

[0002] 用于石油精炼厂、石油化工厂等化工厂设备中的钢材需要高温强度。作为这些化工厂设备用途的钢材，使用奥氏体系不锈钢钢材。

[0003] 化工厂设备包括多个装置。化工厂设备的各装置例如为减压蒸馏装置、脱硫装置、催化重整装置等。这些装置包括加热炉管、反应塔、槽、热交换器、管道等。各装置工作时的平均温度不同。以下将工作时的平均温度称为“平均工作温度”。根据化工厂设备所处理的原料和产物，工作温度会大幅变化。并且，化工厂设备的装置中存在大量的在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下开动的装置。

[0004] 在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下开动的装置需要高的蠕变强度。

[0005] 国际公开第2018/043565号(专利文献1)对于高温区内使用的奥氏体系不锈钢钢材的蠕变强度的改善进行了公开。该文献所公开的奥氏体系不锈钢以质量％计含有C：0.030％以下、Si：0.10～1.00％、Mn：0.20～2.00％、P：0.040％以下、S：0.010％以下、Cr：16.0～25.0％、Ni：10.0～30.0％、Mo：0.1～5.0％、Nb：0.20～1.00％、N：0.050～0.300％、sol.Al：0.0005～0.100％、B：0.0010～0.0080％、Cu：0～5.0％、W：0～5.0％、Co：0～1.0％、V：0～1.00％、Ta：0～0.2％、Hf：0～0.20％、Ca：0～0.010％、Mg：0～0.010％和稀土元素：0～0.10％，余量为Fe和杂质，且具有满足式(1)的化学组成。在此，式(1)如下所示。$B+0.004-0.9C+0.017Mo^2 \geq 0$。

[0006] 现有技术文献

[0007] 专利文献

[0008] 专利文献1：国际公开第2018/043565号

发明内容

[0009] 发明要解决的问题

[0010] 另外，在新安装工厂设备或对化工厂设备进行修理时，用于化工厂设备中的装置的钢材在化工厂所在地进行焊接。最近的焊接施工中，为了降低焊接的道数，多采用增大了输入热量的大线能量焊接。

[0011] 如上所述，对于在超过600℃的平均工作温度下使用的钢材要求优异的高温强度。因此，钢材容易厚壁化和/或大型化。在进行焊接时，这样的钢材在焊接热影响部(以下也称为HAZ)会产生较大的残留应力。在超过600℃的平均工作温度下使用这样的钢材时，产生焊接热影响部的残留应力发生松弛的应力松弛过程。应力松弛过程中，在焊接热影响部的残留应力恢复过程中，晶粒内生成碳化物而表现出二次诱导析出硬化。二次诱导析出硬化使晶粒内与晶界的硬度差变大。其结果是，存在在晶界处产生应力松弛裂纹的情况。因此，对于在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下长期使用的钢材而言，不仅期望蠕变强度

高，还期望能够抑制应力松弛裂纹、即耐应力松弛裂纹性高。

[0012] 专利文献1提出的奥氏体系不锈钢钢显示出优异的蠕变强度。但是，专利文献1中对于耐应力松弛裂纹性未进行研究。

[0013] 本发明的目的在于提供一种奥氏体系不锈钢钢材，其在大线能量焊接后在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下使用时也具有高的蠕变强度，并且在大线能量焊接后在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下长时间使用后也具有优异的耐应力松弛裂纹性。

[0014] 用于解决问题的方案

[0015] 一种奥氏体系不锈钢钢材，其化学组成以质量％计为

[0016] C:0.030％以下、

[0017] Si:1.50％以下、

[0018] Mn:2.00％以下、

[0019] P:0.045％以下、

[0020] S:0.0300％以下、

[0021] Cr:15.00～25.00％、

[0022] Ni:8.00～20.00％、

[0023] N:0.050～0.250％、

[0024] Nb:0.10～1.00％、

[0025] Mo:0.05～5.00％、

[0026] B:0.0005～0.0100％、

[0027] Ti:0～0.50％、

[0028] Ta:0～0.50％、

[0029] V:0～1.00％、

[0030] Zr:0～0.10％、

[0031] Hf:0～0.10％、

[0032] Cu:0～4.00％、

[0033] W:0～5.00％、

[0034] Co:0～1.00％、

[0035] sol.Al:0～0.100％、

[0036] Ca:0～0.0200％、

[0037] Mg:0～0.0200％、

[0038] 稀土元素:0～0.100％、

[0039] Sn:0～0.010％、

[0040] As:0～0.010％、

[0041] Zn:0～0.010％、

[0042] Pb:0～0.010％、

[0043] Sb:0～0.010％、以及

[0044] 余量:Fe和杂质，且

[0045] 前述奥氏体系不锈钢钢材中的固溶N量(质量％)相对于前述奥氏体系不锈钢钢材

中的N含量(质量%)的比为0.40～0.90。

[0046] 发明的效果

[0047] 本发明的奥氏体系不锈钢钢材在大线能量焊接后在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下使用时也具有高的蠕变强度，并且在大线能量焊接后在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下长时间使用后也具有优异的耐应力松弛裂纹性。

具体实施方式

[0048] 本发明人们对于在大线能量焊接后在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下使用时也具有高的蠕变强度、并且在大线能量焊接后在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下长时间使用后也具有优异的耐应力松弛裂纹性的奥氏体系不锈钢钢材进行了研究。以下，也将平均工作温度超过600℃且为750℃以下的环境称为“高温环境”。

[0049] 本发明人们首次对耐应力松弛裂纹性进行了研究。认为因为以下机制而发生应力松弛裂纹。在高温环境中，钢材中的晶界处会生成Cr碳化物。由此，沿着晶界生成Cr缺乏区(脱碳区)。Cr缺乏区较为软质。因此，发生了二次诱导析出硬化的晶粒，其晶粒内与沿着晶界的Cr缺乏区的强度差变大。其结果是，产生应力松弛裂纹。

[0050] 因此，抑制沿着晶界的Cr缺乏区的生成对于提高耐应力松弛裂纹性是有效的。为了抑制Cr缺乏区的生成，有必要抑制钢材中生成Cr碳化物。对于抑制Cr碳化物的生成而言，有效的是使钢材中含有Nb且结合钢材中的C而形成NbC，以降低C含量且抑制钢材中的C与Cr结合。

[0051] 考虑到以上事项，本发明人们对钢材的化学组成进行了研究。其结果是，认为化学组成以质量%计为C:0.030%以下、Si:1.50%以下、Mn:2.00%以下、P:0.045%以下、S:0.0300%以下、Cr:15.00～25.00%、Ni:8.00～20.00%、N:0.050～0.250%、Nb:0.10～1.00%、Mo:0.05～5.00%、B:0.0005～0.0100%、Ti:0～0.50%、Ta:0～0.50%、V:0～1.00%、Zr:0～0.10%、Hf:0～0.10%、Cu:0～4.00%、W:0～5.00%、Co:0～1.00%、sol.Al:0～0.100%、Ca:0～0.0200%、Mg:0～0.0200%、稀土元素:0～0.100%、Sn:0～0.010%、As:0～0.010%、Zn:0～0.010%、Pb:0～0.010%、Sb:0～0.010%、以及余量:Fe和杂质的奥氏体系不锈钢钢材能够提高蠕变强度且提高耐应力松弛裂纹性。

[0052] 若设为上述化学组成，则能够抑制Cr缺乏区的生成。但是，上述化学组成也含有C和Cr，因此无论如何也会生成Cr缺乏区。因此，本发明人们研究了通过构思与以往不同的手段来抑制应力松弛裂纹。本发明人们研究了将C含量抑制到0.030%以下以尽可能抑制Cr缺乏区的产生、并且即使生成Cr缺乏区也对Cr缺乏区进行强化的方法。

[0053] Cr缺乏区为脱碳区，因此Cr缺乏区中无法使用碳化物的析出强化。因此，本发明人们考虑了在高温环境下使用时使钢材中析出氮化物的方式。氮化物的生成由于不使用C而不会使Cr缺乏区(脱碳区)扩大。若晶界附近处生成的Cr缺乏区中在高温环境下使用时析出氮化物，则能够通过析出强化来抑制晶界附近的软化。因此，能够减小发生了二次诱导析出硬化的晶粒的晶粒内与沿着晶界形成的Cr缺乏区的强度差，能够提高耐应力松弛裂纹性。进而，通过强化Cr缺乏区，蠕变强度也提高。

[0054] 进而，为了同时发挥上述的耐应力松弛裂纹抑制和高蠕变强度，重要的是，在确保在高温环境下使用时对Cr缺乏区和晶粒内进行析出强化的氮化物的形成所需的固溶N量的

基础上，在使用前的钢材中预先析出氮化物。通过在使用前的钢材中生成氮化物，产生氮化物的钉扎效应，能够使晶粒微细化。若能够使晶粒微细化，则Cr碳化物的晶界析出量(被覆率)减少，另外磷(P)、硫(S)的晶界偏析量减少。这种情况下能够抑制晶界和晶界附近的硬度下降，能够减小晶粒的晶粒内与晶界和Cr缺乏区的强度差。因此，钢材的耐应力松弛裂纹性提高。

[0055] 如以上所述，本发明人们认为，通过使在高温环境下使用前的钢材中生成氮化物、利用钉扎效应使晶粒微细化且使在高温环境下使用中的钢材中生成氮化物、强化Cr缺乏区，从而能够提高耐应力松弛裂纹性。并且，考虑蠕变强度和耐应力松弛裂纹性的兼顾，结果本发明人发现，若具有上述化学组成且钢材中的固溶N量相对于钢材中的N含量的比为0.40～0.90，则能够兼顾蠕变强度和耐应力松弛裂纹性。

[0056] 基于以上见解完成的本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材具有下述构成。

[0057] [1]一种奥氏体系不锈钢钢材，其化学组成以质量％计为

[0058] C：0.030％以下、

[0059] Si：1.50％以下、

[0060] Mn：2.00％以下、

[0061] P：0.045％以下、

[0062] S：0.0300％以下、

[0063] Cr：15.00～25.00％、

[0064] Ni：8.00～20.00％、

[0065] N：0.050～0.250％、

[0066] Nb：0.10～1.00％、

[0067] Mo：0.05～5.00％、

[0068] B：0.0005～0.0100％、

[0069] Ti：0～0.50％、

[0070] Ta：0～0.50％、

[0071] V：0～1.00％、

[0072] Zr：0～0.10％、

[0073] Hf：0～0.10％、

[0074] Cu：0～4.00％、

[0075] W：0～5.00％、

[0076] Co：0～1.00％、

[0077] sol.Al：0～0.100％、

[0078] Ca：0～0.0200％、

[0079] Mg：0～0.0200％、

[0080] 稀土元素：0～0.100％、

[0081] Sn：0～0.010％、

[0082] As：0～0.010％、

[0083] Zn：0～0.010％、

[0084] Pb：0～0.010％、

[0085] Sb:0～0.010%、以及

[0086] 余量:Fe和杂质,且

[0087] 前述奥氏体系不锈钢钢材中的固溶N量(质量%)相对于前述奥氏体系不锈钢钢材中的N含量(质量%)的比为0.40～0.90。

[0088] [2]根据[1]所述的奥氏体系不锈钢钢材,其中,

[0089] 前述化学组成含有属于第1组～第4组中的任意组的至少1种元素以上。

[0090] 第1组:

[0091] Ti:0.01～0.50%、

[0092] Ta:0.01～0.50%、

[0093] V:0.01～1.00%、

[0094] Zr:0.01～0.10%、和

[0095] Hf:0.01～0.10%;

[0096] 第2组:

[0097] Cu:0.01～4.00%、

[0098] W:0.01～5.00%、和

[0099] Co:0.01～1.00%;

[0100] 第3组:

[0101] sol.Al:0.001～0.100%;

[0102] 第4组:

[0103] Ca:0.0001～0.0200%、

[0104] Mg:0.0001～0.0200%、和

[0105] 稀土元素:0.001～0.100%。

[0106] 以下对本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材进行详述。关于元素的“%”,只要没有特别声明则表示质量%。

[0107] [关于化学组成]

[0108] 本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的化学组成含有下述元素。

[0109] C:0.030%以下

[0110] 碳(C)不可避免地含有。即,C含量超过0%。C在晶界处生成$M_{23}C_6$型的Cr碳化物。这种情况下,在晶界处产生Cr缺乏区,钢材的耐应力松弛裂纹性下降。C含量若超过0.030%,则即使其它元素含量在本实施方式的范围内时钢材的耐应力松弛裂纹性也会显著下降。因此,C含量为0.030%以下。C含量的优选上限为0.026%,进一步优选为0.024%,进一步优选为0.022%,进一步优选为0.020%,进一步优选为0.018%。C含量优选尽量低。但是,C含量的过度降低会使制造成本提高。因此,工业生产上,C含量的优选下限为0.001%,进一步优选为0.002%。

[0111] Si:1.50%以下

[0112] 硅(Si)不可避免地含有。即,Si含量超过0%。Si在制钢工序中使钢脱氧。进而,在高温环境(超过600℃且为750℃以下的平均工作温度)下使用钢材时,Si提高钢材的耐氧化性和耐水蒸气氧化性。Si即使少量含有也能够在一定程度上得到上述效果。但是,Si含量若超过1.50%,则即使其它元素含量在本实施方式的范围内,焊接裂纹敏感性也显著提高。进

而，通过高温环境下的长时间使用而在钢材中生成西格玛相(σ相)。σ相会降低钢材的韧性。因此，Si含量为1.50％以下。Si含量的优选下限为0.01％，进一步优选为0.05％，进一步优选为0.10％，进一步优选为0.15％，进一步优选为0.18％。Si含量的优选上限为1.40％，进一步优选为1.20％，进一步优选为1.00％，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％。

[0113]　Mn:2.00％以下

[0114]　锰(Mn)不可避免地含有。即，Mn含量超过0％。Mn与钢材中的S结合而形成MnS，提高钢材的热加工性。Mn进而在焊接时对钢材的焊接部进行脱氧。Mn即使少量含有也能够在一定程度上得到上述效果。但是，Mn含量若超过2.00％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内，在高温环境下使用时容易生成西格玛相(σ相)。σ相会降低高温环境下使用时的、钢材的韧性。因此，Mn含量为2.00％以下。Mn含量的优选下限为0.01％，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％。Mn含量的优选上限为1.80％，进一步优选为1.60％，进一步优选为1.50％，进一步优选为1.30％，进一步优选为1.10％，进一步优选为0.95％。

[0115]　P:0.045％以下

[0116]　磷(P)不可避免地含有。即，P含量超过0％。P在大线能量焊接时在钢材的晶界处偏析。其结果是减低耐应力松弛裂纹性。P含量若超过0.045％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内，耐应力松弛裂纹性也下降。因此，P含量为0.045％以下。P含量的优选上限为0.035％，进一步优选为0.030％。P含量优选尽量低。但是，P含量的过度降低会提高钢材的制造成本。因此，若考虑通常的工业生产，P含量的优选下限为0.001％，进一步优选为0.002％。

[0117]　S:0.0300％以下

[0118]　硫(S)不可避免地含有。即，S含量超过0％。S在大线能量焊接时在钢材的晶界处偏析。其结果是耐应力松弛裂纹性下降。S含量若超过0.0300％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内，耐应力松弛裂纹性下降。因此，S含量为0.0300％以下。S含量的优选上限为0.0150％，进一步优选为0.0100％，进一步优选为0.0050％，进一步优选为0.0030％。S含量优选尽量低。但是，S含量的过度降低会提高钢材的制造成本。因此，若考虑通常的工业生产，则S含量的优选下限为0.0001％，进一步优选为0.0002％。

[0119]　Cr:15.00～25.00％

[0120]　铬(Cr)在高温环境下使用钢材时提高钢材的耐氧化性和耐腐蚀性。Cr含量若小于15.00％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内也无法充分获得上述效果。另一方面，Cr含量若超过25.00％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内，高温环境下的钢材中的奥氏体的稳定性下降。这种情况下，钢材的蠕变强度下降。因此，Cr含量为15.00～25.00％。Cr含量的优选下限为16.00％，进一步优选为16.20％，进一步优选为16.40％。Cr含量的优选上限为24.00％，进一步优选为23.00％，进一步优选为22.00％，进一步优选为21.00％，进一步优选为20.00％，进一步优选为19.00％。

[0121]　Ni:8.00～20.00％

[0122]　镍(Ni)使奥氏体稳定化、提高高温环境下钢材的蠕变强度。Ni含量若低于8.00％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内也无法充分获得上述效果。另一方面，Ni含量

若超过20.00％，则上述效果达到饱和，而制造成本提高。因此，Ni含量为8.00～20.00％。Ni含量的优选下限为8.50％，进一步优选为9.00％，进一步优选为9.20％，进一步优选为9.40％。Ni含量的优选上限为18.00％，进一步优选为16.00％，进一步优选为15.00％，进一步优选为14.00％。

[0123] N：0.050～0.250％

[0124] 氮(N)固溶于基质(母相)而使奥氏体稳定化。固溶N进而在高温环境下使用时使钢材中形成微细的氮化物。微细的氮化物强化Cr缺乏区，因此提高钢材的耐应力松弛裂纹性。在高温环境下的使用中生成的微细的氮化物进一步通过析出强化而提高蠕变强度。N含量若小于0.050％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内也无法充分获得上述效果。另一方面，N含量若超过0.250％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内，也会在晶界处生成Cr氮化物(Cr_2N)。这种情况下，晶界附近处氮化物的析出量减少。因此，晶界附近的强度下降。其结果是，晶粒内强度与晶界强度之差变大，耐应力松弛裂纹性下降。因此，N含量为0.050～0.250％。N含量的优选下限为0.052％，进一步优选为0.055％，进一步优选为0.060％。N含量的优选上限为0.200％，进一步优选为0.150％，进一步优选为0.120％。

[0125] Nb：0.10～1.00％

[0126] 铌(Nb)在高温环境下使用时与N一起在钢材中形成微细的氮化物。微细的氮化物会强化Cr缺乏区，因此提高钢材的耐应力松弛裂纹性。在高温环境下的使用中生成的微细的氮化物进而通过析出强化而提高蠕变强度。Nb进而与C结合而生成MX型的Nb碳化物。通过生成Nb碳化物而固定C，由此使钢材中的固溶C量降低。由此，在高温环境下使用钢材时，晶界处的Cr碳化物析出得到抑制，钢材的耐应力松弛裂纹性提高。Nb含量若小于0.10％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内也无法充分获得上述效果。另一方面，Nb含量若超过1.00％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内，也会过量生成氮化物和碳化物。这种情况下，晶粒内的强度会过度提高，晶粒内与晶界的强度差变大。因此，在晶界面产生应力集中，耐应力松弛裂纹性下降。因此，Nb含量为0.10～1.00％。Nb含量的优选下限为0.20％，进一步优选为0.23％，进一步优选为0.25％，进一步优选为0.30％，进一步优选为0.35％。Nb含量的优选上限为0.80％，进一步优选为0.60％，进一步优选为0.50％。

[0127] Mo：0.05～5.00％

[0128] 钼(Mo)在高温环境下使用钢材时抑制晶界处的$M_{23}C_6$型Cr碳化物的生成和生长。由此，钢材的耐应力松弛裂纹性提高。Mo还作为固溶强化元素提高高温环境下的钢材的蠕变强度。Mo含量若小于0.05％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内也无法充分获得上述效果。另一方面，Mo含量若超过5.00％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内，也会显著促进在晶粒内生成LAVES相等金属间化合物。这种情况下，晶粒内的强度过度提高，晶粒内与晶界的强度差变大。因此，在晶界面产生应力集中，耐应力松弛裂纹性下降。因此，Mo含量为0.05～5.00％。Mo含量的优选下限为0.06％，进一步优选为0.10％，进一步优选为0.15％，进一步优选为0.20％，进一步优选为0.24％，进一步优选为0.28％，进一步优选为0.32％。Mo含量的优选上限为4.00％，进一步优选为3.00％，进一步优选为2.00％，进一步优选为1.50％，进一步优选为1.00％。

[0129] B：0.0005～0.0100％

[0130] 硼(B)在高温环境下使用钢材时在晶界处偏析，提高晶界强度。因此，提高钢材的

耐应力松弛裂纹性。B含量若小于0.0005%，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内也无法充分获得上述效果。另一方面，B含量若超过0.0100%，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内，B也促进晶界处的Cr碳化物的生成。这种情况下，钢材的耐应力松弛裂纹性下降。因此，B含量为0.0005～0.0100%。B含量的优选下限为0.0012%，进一步优选为0.0014%，进一步优选为0.0016%，进一步优选为0.0018%，进一步优选为0.0020%。B含量的优选上限为0.0080%，进一步优选为0.0060%，进一步优选为0.0050%，进一步优选为0.0040%，进一步优选为0.0035%，进一步优选为0.0030%。

[0131] 本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的化学组成的余量为Fe和杂质。在此，杂质是指：在工业制造奥氏体系不锈钢钢材时从作为原料的矿石、废料或制造环境等混入的，在不对本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材造成不良影响的范围内允许的物质。

[0132] 杂质中，Sn、As、Zn、Pb和Sb的含量分别如下。

[0133] Sn:0～0.010%、

[0134] As:0～0.010%、

[0135] Zn:0～0.010%、

[0136] Pb:0～0.010%、

[0137] Sb:0～0.010%、

[0138] 锡(Sn)、砷(As)、锌(Zn)、铅(Pb)和锑(Sb)均为杂质。Sn含量可以为0%。同样地，As含量可以为0%。Zn含量可以为0%。Pb含量可以为0%。Sb含量可以为0%。在含有的情况下，这些元素均在晶界处偏析而降低晶界熔点、或降低晶界的结合力。Sn含量超过0.010%时，即使其它元素含量在本实施方式的范围内，钢材的热加工性和焊接性也会下降。同样地，As含量超过0.010%时，即使其它元素含量在本实施方式的范围内，钢材的热加工性和焊接性也会下降。Zn含量超过0.010%时，即使其它元素含量在本实施方式的范围内，钢材的热加工性和焊接性也会下降。Pb含量超过0.010%时，即使其它元素含量在本实施方式的范围内，钢材的热加工性和焊接性也会下降。Sb含量超过0.010%时，即使其它元素含量在本实施方式的范围内，钢材的热加工性和焊接性也会下降。因此，Sn含量为0～0.010%。As含量为0～0.010%。Zn含量为0～0.010%。Pb含量为0～0.010%。Sb含量为0～0.010%。

[0139] [关于任选元素]

[0140] [第1组任选元素]

[0141] 本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的化学组成中，还可以含有选自由Ti、Ta、V、Zr和Hf组成的组中的1种元素或2种以上元素以代替Fe的一部分。这些元素均与C结合而生成碳化物、降低固溶C量，由此进一步提高钢材的耐应力松弛裂纹性。

[0142] Ti:0～0.50%

[0143] 钛(Ti)为任选元素，可以不含。即，Ti含量可以为0%。在含有的情况下，Ti与钢材中的C结合而生成碳化物。由此，Cr碳化物的生成得到抑制，钢材的耐应力松弛裂纹性进一步提高。Ti即使少量含有也能够在一定程度上得到上述效果。但是，Ti含量若超过0.50%，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内，则晶粒内也会过量析出碳化物。这种情况下，晶粒内的强度过度变高，晶粒内与晶界的强度差变大。因此，在晶界面产生应力集中，耐应力松弛裂纹性反而下降。因此，Ti含量为0～0.50%。Ti含量的优选下限超过0%，进一步优选为0.01%，进一步优选为0.02%，进一步优选为0.03%。Ti含量的优选上限为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％。

[0144] Ta：0～0.50％

[0145] 钽(Ta)为任选元素，可以不含。即，Ta含量可以为0％。在含有的情况下，Ta与C结合而生成碳化物。由此，Cr碳化物的生成得到抑制，钢材的耐应力松弛裂纹性进一步提高。Ta即使少量含有也能够在一定程度上得到上述效果。但是，Ta含量若超过0.50％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内，则晶粒内也会过量析出碳化物。这种情况下，晶粒内的强度过度变高，晶粒内与晶界的强度差变大。因此，在晶界面产生应力集中，耐应力松弛裂纹性反而下降。因此，Ta含量为0～0.50％。Ta含量的优选下限超过0％，进一步优选为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％。Ta含量的优选上限为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％。

[0146] V：0～1.00％

[0147] 钒(V)为任选元素，可以不含。即，V含量可以为0％。在含有的情况下，V与C结合而生成碳化物。由此，Cr碳化物的生成得到抑制，钢材的耐应力松弛裂纹性进一步提高。V即使少量含有也能够在一定程度上得到上述效果。但是，V含量若超过1.00％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内，则晶粒内也会过量析出碳化物。这种情况下，晶粒内的强度过度变高，晶粒内与晶界的强度差变大。因此，在晶界面产生应力集中，耐应力松弛裂纹性反而下降。因此，V含量为0～1.00％。V含量的优选下限超过0％，进一步优选为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％。V含量的优选上限为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％。

[0148] Zr：0～0.10％

[0149] 锆(Zr)为任选元素，可以不含。即，Zr含量可以为0％。在含有的情况下，Zr与C结合而生成碳化物。由此，Cr碳化物的生成得到抑制，钢材的耐应力松弛裂纹性进一步提高。Zr即使少量含有也能够在一定程度上得到上述效果。但是，Zr含量若超过0.10％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内，则晶粒内也会过量析出碳化物。这种情况下，晶粒内的强度过度变高，晶粒内与晶界的强度差变大。因此，在晶界面产生应力集中，耐应力松弛裂纹性反而下降。因此，Zr含量为0～0.10％。Zr含量的优选下限超过0％，进一步优选为0.01％，进一步优选为0.02％。Zr含量的优选上限为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。

[0150] Hf：0～0.10％

[0151] 铪(Hf)为任选元素，可以不含。即，Hf含量可以为0％。在含有的情况下，Hf与C结合而生成碳化物。由此，Cr碳化物的生成得到抑制，钢材的耐应力松弛裂纹性进一步提高。Hf即使少量含有也能够在一定程度上得到上述效果。但是，Hf含量若超过0.10％，则即使其它元素含量在本实施方式的范围内，则晶粒内也会过量析出碳化物。这种情况下，晶粒内的强度过度变高，晶粒内与晶界的强度差变大。因此，在晶界面产生应力集中，耐应力松弛裂纹性反而下降。因此，Hf含量为0～0.10％。Hf含量的优选下限超过0％，进一步优选为0.01％，进一步优选为0.02％。Hf含量的优选上限为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％。

[0152] [第2组任选元素]

[0153] 本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的化学组成中，还可以含有选自由Cu、W和Co组

成的组中的1种元素或2种以上元素以代替Fe的一部分。这些元素均进一步提高超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下的钢材的蠕变强度。

[0154] Cu:0～4.00％

[0155] 铜(Cu)为任选元素,可以不含。即,Cu含量可以为0％。在含有的情况下,Cu在高温环境下使用钢材时在晶粒内以Cu相形式析出,通过析出强化进一步提高钢材的蠕变强度。Cu含量即使少量含有也能够在一定程度上得到上述效果。但是,Cu含量若超过4.00％,则在高温环境下使用时,存在Cu相的析出量增加、蠕变延展性下降的情况。因此,Cu含量为0～4.00％。Cu含量的优选下限超过0％,进一步优选为0.01％,进一步优选为0.05％,进一步优选为0.10％,进一步优选为0.20％,进一步优选为0.30％。Cu含量的优选上限为3.50％,进一步优选为3.00％,进一步优选为2.50％,进一步优选为2.00％。

[0156] W:0～5.00％

[0157] 钨(W)为任选元素,可以不含。即,W含量可以为0％。在含有的情况下,W在高温环境下使用钢材时通过固溶强化进一步提高钢材的蠕变强度。W即使少量含有也能够在一定程度上得到上述效果。但是,W含量若超过5.00％,,则即使其它元素含量在本实施方式的范围内,奥氏体的稳定性下降,韧性下降。因此,W含量为0～5.00％。W含量的优选下限超过0％,进一步优选为0.01％,进一步优选为0.10％,进一步优选为0.20％,进一步优选为0.25％,进一步优选为0.30％。W含量的优选上限为4.00％,进一步优选为3.00％,进一步优选为2.50％,进一步优选为2.00％,进一步优选为1.50％。

[0158] Co:0～1.00％

[0159] 钴(Co)为任选元素,可以不含。即,Co含量可以为0％。在含有的情况下,Co使奥氏体稳定化,超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下钢材的蠕变强度进一步提高。Co即使少量含有也能够在一定程度上得到上述效果。但是,Co含量若超过1.00％,则即使其它元素含量在本实施方式的范围内,原料成本也提高。因此,Co含量为0～1.00％。Co含量的优选下限超过0％,进一步优选为0.01％,进一步优选为0.04％,进一步优选为0.10％。Co含量的优选上限为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％。

[0160] [第3组任选元素]

[0161] 本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的化学组成还可以含有Al以代替Fe的一部分。Al在制钢工序中对钢进行脱氧。

[0162] sol.Al:0～0.100％

[0163] 铝(Al)为任选元素,可以不含。即,Al含量可以为0％。在含有的情况下,Al在制钢工序中对钢进行脱氧。Al即使少量含有也能够在一定程度上得到上述效果。但是,sol.Al含量若超过0.100％,则即使其它元素含量在本实施方式的范围内,钢材的加工性和延展性也会下降。因此,sol.Al含量为0～0.100％。sol.Al含量的优选下限超过0％,进一步优选为0.001％,进一步优选为0.005％,进一步优选为0.010％。Al含量的优选上限为0.080％,进一步优选为0.060％,进一步优选为0.040％。本实施方式中,sol.Al含量是指酸可溶Al(sol.Al)的含量。

[0164] [第4组任选元素]

[0165] 本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的化学组成还可以含有选自由Ca、Mg和稀土元素(REM)组成的组中的1种元素或2种以上元素以代替Fe的一部分。这些元素均提高钢材的

热加工性。

[0166] Ca:0～0.0200％

[0167] 钙(Ca)为任选元素,可以不含。即,Ca含量可以为0％。在含有的情况下,Ca以夹杂物形式固定O(氧)和S(硫),提高钢材的热加工性。Ca进一步固定S、抑制S的晶界偏析。由此,降低焊接时的HAZ的脆化裂纹。Ca即使少量含有也能够在一定程度上得到上述效果。但是,Ca含量若超过0.0200％,则即使其它元素含量在本实施方式的范围内,钢材的清净性也下降,钢材的热加工性反而下降。因此,Ca含量为0～0.0200％。Ca含量的优选下限超过0％,进一步优选为0.0001％,进一步优选为0.0002％,进一步优选为0.0005％。Ca含量的优选上限为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％。

[0168] Mg:0～0.0200％

[0169] 镁(Mg)为任选元素,可以不含。即,Mg含量可以为0％。在含有的情况下,Mg以夹杂物形式固定O(氧)和S(硫),提高钢材的热加工性。Mg进而固定S、抑制S的晶界偏析。由此,降低焊接时的HAZ的脆化裂纹。Mg即使少量含有也能够在一定程度上得到上述效果。但是,Mg含量若超过0.0200％,则即使其它元素含量在本实施方式的范围内,钢材的清净性下降,钢材的热加工性反而下降。因此,Mg含量为0～0.0200％。Mg含量的优选下限超过0％,进一步优选为0.0001％,进一步优选为0.0002％,进一步优选为0.0005％。Mg含量的优选上限为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％。

[0170] 稀土元素:0～0.100％

[0171] 稀土元素(REM)为任选元素,可以不含。即,REM含量可以为0％。在含有的情况下,REM以夹杂物形式固定O(氧)和S(硫),提高钢材的热加工性。但是,若REM含量过高,则即使其它元素含量在本实施方式的范围内,钢材的热加工性下降。因此,REM含量为0～0.100％。REM含量的优选下限超过0％,进一步优选为0.001％,进一步优选为0.002％。REM含量的优选上限为0.080％,进一步优选为0.060％。

[0172] 本说明书中的REM包括Sc、Y和镧系元素(原子序数57的La～原子序数71的Lu)中的至少1种元素或2种以上元素,REM含量表示这些元素的合计含量。

[0173] [奥氏体系不锈钢钢材的化学组成分析方法]

[0174] 本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的化学组成可以通过公知的成分分析法求出。具体而言,奥氏体系不锈钢钢材为钢管时,使用直径5mm的钻头在壁厚中央位置进行穿孔加工以生成切屑,收集该切屑。奥氏体系不锈钢钢材为钢板时,使用直径5mm的钻头在板宽中央位置且板厚中央位置进行穿孔加工以生成切屑,收集该切屑。奥氏体系不锈钢钢材为棒钢时,使用直径5mm的钻头在R/2位置进行穿孔加工以生成切屑,收集该切屑。此处,R/2位置是指与棒钢的长度方向垂直的截面中的半径R的中央位置。

[0175] 将收集的切屑溶解在酸中得到溶液。对溶液实施ICP-AES(Inductively Coupled Plasma Atomic Emission Spectrometry),进行化学组成的元素分析。通过已知的高频燃烧法(燃烧-红外线吸收法)求出C含量和S含量。使用已知的非活性气体熔融-热导率法求出N含量。

[0176] [关于固溶N比率]

[0177] 将本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材中的固溶N量(质量%)相对于钢材中的N含量(质量%)的比定义为“固溶N比率”。即，固溶N比率如下式所示。

[0178] 固溶N比率＝钢材中的固溶N量(质量%)/钢材中的N含量(质量%)

[0179] 本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材中，固溶N比率为0.40～0.90。

[0180] 固溶N比率若小于0.40，则奥氏体系不锈钢钢材中的氮化物过多。这种情况下，钢材中的N固溶量不足，因此在高温环境下使用时，Cr缺乏区中未充分析出微细的氮化物。因此，高温环境下的钢材的耐应力松弛裂纹性和蠕变强度下降。另一方面，固溶N比率若超过0.90，则奥氏体系不锈钢钢材中的氮化物过少。这种情况下，基于氮化物的晶粒微细化变得不充分。其结果是，晶界的强度下降，耐应力松弛裂纹性下降。

[0181] 固溶N比率若为0.40～0.90，则奥氏体系不锈钢钢材中，在高温环境下使用时存在足够的用于生成氮化物的固溶N量，并且存在足以使晶粒微细化的氮化物。因此，高温环境下的奥氏体系不锈钢钢材可得到充分的耐应力松弛裂纹性和蠕变强度。固溶N比率的优选下限为0.45，进一步优选为0.48，进一步优选为0.50，进一步优选为0.55，进一步优选为0.58，进一步优选为0.60，进一步优选为0.63。固溶N比率的优选上限为0.88，进一步优选为0.86，进一步优选为0.85，进一步优选为0.83，进一步优选为0.80，进一步优选为0.78，进一步优选为0.75。

[0182] [固溶N比率的测定方法]

[0183] 固溶N比率可通过下述方法测定。具体而言，通过上述化学分析法来求出钢材中的N含量(以下称为总N含量)。另外，通过电解提取残渣法求出残渣中的N量(以下称为残渣N量)。使用得到的总N含量和残渣N量，通过下式求出固溶N比率。

[0184] 固溶N比率＝(1-残渣N量/总N含量)

[0185] 更具体而言，通过下述方法来求出。

[0186] 从奥氏体系不锈钢钢材切取试验片。垂直于试验片的长度方向的截面可以为圆形，也可以为矩形。奥氏体系不锈钢钢材为钢管时，以垂直于试验片的长度方向的截面的中心为壁厚中央位置，试验片的长度方向为钢管的长度方向的方式，切取试验片。奥氏体系不锈钢钢材为钢板时，以垂直于试验片的长度方向的截面的中心为板厚中央位置，试验片的长度方向为钢板的长度方向的方式，切取试验片。奥氏体系不锈钢钢材为棒钢时，以垂直于试验片的长度方向的截面的中心为棒钢的R/2位置，试验片的长度方向为棒钢的长度方向的方式，切取试验片。

[0187] 通过预电解研磨，将切取的试验片的表面研磨约50μm以获得新的表面。使用电解液(10%乙酰丙酮+1%四铵+甲醇)对电解研磨后的试验片进行电解。将电解后的电解液通过0.2μm的过滤器，捕捉残渣。将得到的残渣酸分解，通过ICP(电感耦合等离子体)光谱分析求出残渣中的N质量。进一步地，求出正式电解前的试验片的质量和正式电解后的试验片的质量。并且，将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正式电解的母材质量。将残渣中的N质量除以正式电解的母材质量，求出残渣N量(质量%)。即，基于下式求出残渣N量(质量%)。

[0188] 残渣N量＝残渣中的N质量/母材质量×100

[0189] 通过上述的已知的成分分析法求出钢材中的总N含量(质量%)。使用求出的总N含量和残渣N量由下式求出固溶N比率。

[0190] 固溶N比率＝(1-残渣N量/总N含量)

[0191] [本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的形状]

[0192] 本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的形状没有特别限定。本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材可以是钢管，也可以是钢板，也可以是棒钢。另外，本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材可以是锻造品。

[0193] [关于本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的用途]

[0194] 本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材适用于在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度(即，高温环境)下使用的装置用途。本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材尤其适用于实施大线能量焊接后，在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下长期间使用的装置用途。超过600℃且为750℃以下为平均的工作温度，即使存在工作温度暂时性超过750℃的情况，只要平均工作温度为超过600℃且为750℃以下，就适用于本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的用途。这些装置达到的最高温度可以高于750℃。这种装置例如为以石油精炼、石油化学为代表的化工厂设备的装置。这些装置具备例如加热炉管、槽、管道等。

[0195] 需要说明的是，本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材当然也可以用于除化工厂设备以外的其他设备中。除化工厂设备以外的其他设备为例如，设定与化工厂设备同样地在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下使用的火力发电锅炉设备(例如锅炉管)等。

[0196] [本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的制造方法]

[0197] 以下，对本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的制造方法进行说明。后述说明的奥氏体系不锈钢钢材的制造方法是本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的制造方法的一例。因此，具有上述特征的奥氏体系不锈钢钢材也可以通过后述说明的制造方法以外的其他制造方法制造。但是，后述说明的制造方法是本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的制造方法的优选例。

[0198] 本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的制造方法包括：准备坯料的工序(准备工序)；对坯料实施热加工来制造中间钢材的工序(热加工工序)；根据需要，对热加工工序后的中间钢材实施酸洗处理后实施冷加工的工序(冷加工工序)；和，对冷加工工序后的中间钢材实施熔体化处理的工序(熔体化处理工序)。以下对各工序进行说明。

[0199] [准备工序]

[0200] 在准备工序中，准备具有上述化学组成的坯料。坯料可以由第三方供给，也可以自己制造。坯料可以是钢锭，也可以是板坯、大方坯、小方坯。自己制造坯料时，通过下述的方法来制造。制造具有上述化学组成的钢水。使用制造得到的钢水，通过铸锭法制造钢锭。也可以使用制造得到的钢水，通过连铸法制造板坯、大方坯、小方坯(圆柱坯)。也可以对制造得到的钢锭、板坯、大方坯实施热加工，制造小方坯。例如，可以对钢锭实施热锻，制造圆柱状的小方坯，将该小方坯用作坯料(圆柱坯)。此时，对即将开始热锻前的坯料的温度没有特别限定，例如为1000～1300℃。热锻后的坯料的冷却方法没有特别限定。

[0201] [热加工工序]

[0202] 在热加工工序中，对在准备工序中准备的坯料实施热加工，制造中间钢材。中间钢材例如可以是钢管，也可以是钢板，也可以是棒钢。

[0203] 中间钢材为钢管时，在热加工工序中实施下述加工。首先，准备圆柱坯。通过机械加工，沿着圆柱坯的中心轴形成通孔。对形成有通孔的圆柱坯实施以玻璃润滑剂高速挤压

法为代表的热挤压，制造中间钢材(钢管)。对即将热挤压之前的坯料的温度没有特别限定。即将热挤压之前的坯料的温度例如为1000～1300℃。也可以实施热冲压制管法以替代热挤压法。

[0204] 也可以通过曼内斯曼法实施穿孔轧制以替代热挤压，来制造钢管。此时，通过穿孔机穿孔轧制圆形小方坯。穿孔轧制时，穿孔比没有特别限定，例如为1.0～4.0。进一步地，通过芯棒式轧机、减速机、定径机等将穿孔轧制后的圆形小方坯热轧制成管坯。热加工工序中的累积的截面减少率没有特别限定，例如为20～80％。

[0205] 中间钢材为钢板时，热加工工序使用例如具备一对工作辊的1个或多个轧机。使用轧机对板坯等坯料实施热轧，制造钢板。热轧前加热坯料。对加热后的坯料实施热轧。即将热轧之前的坯料的温度例如为1000～1300℃。

[0206] 中间钢材为棒钢时，热加工工序包括例如粗轧工序和精轧工序。在粗轧工序中，对坯料进行热加工以制造小方坯。粗轧工序例如使用初轧机。通过初轧机对坯料实施初轧，制造小方坯。在初轧机的下游设置有连轧机时，也可以进一步使用连轧机对初轧后的小方坯实施热轧，制造尺寸更小的小方坯。在连轧机中，例如，具有一对水平辊的水平机座与具有一对垂直辊的垂直机座交替排成一列。粗压延工序中，将大方坯等坯料制造成小方坯。即将粗轧工序之前的坯料温度没有特别限定，例如为1000～1300℃。在精轧工序中，首先加热小方坯。使用连轧机对加热后的小方坯实施热轧，制造棒钢。精轧工序中的加热炉的加热温度没有特别限定，例如为1000～1300℃。

[0207] 对于热加工后的中间钢材，自然冷却一定时间后实施急冷。急冷的条件如下所示。

[0208] 热加工结束起至急冷开始的时间t1:0.50分钟～5.00分钟

[0209] 急冷开始时的中间钢材温度T1:700℃以上

[0210] 热加工结束起至急冷开始的冷却速度CR1:15℃/分钟以上

[0211] [热加工结束起至急冷开始的时间t1]

[0212] 将热加工结束起至急冷开始的时间t1(分钟)称为“放置时间”t1。对热加工后的中间钢材进行急冷时，使用水冷装置。利用水冷装置对中间钢材进行急冷(水冷)。热加工结束起至急冷开始期间，将中间钢材索性放置一定时间。由此促进氮化物的形成。放置时间t1若比0.50分钟短，则在氮化物未充分生成的状态下开始急冷。这种情况下，即使满足了热加工工序中的其它条件和后述的熔体化处理工序中的条件，固溶N比率也超过0.90，氮化物不足。因此，无法充分得到钉扎效应，晶粒发生粗大化，钢材的耐应力松弛裂纹性下降。另一方面，放置时间t1若比5.00分钟长，则放置时间t1中在中间钢材中生成较多的氮化物。这种情况下，即使满足了热加工工序中的其它条件和后述的熔体化处理工序中的条件，固溶N比率也小于0.40％，固溶N量不足。这种情况下，在高温环境下使用时Cr缺乏区中未充分析出微细的氮化物。因此，钢材的耐应力松弛裂纹性和蠕变强度下降。放置时间t1若为0.50分钟～5.00分钟，在满足其它制造条件的前提下，固溶N比率达到0.40～0.90，获得优异的耐应力松弛裂纹性和蠕变强度。放置时间t1的优选上限为4.50分钟，进一步优选为4.00分钟，进一步优选为3.50分钟。

[0213] [急冷开始时的中间钢材的温度T1]

[0214] 将急冷开始时的中间钢材的温度T1(℃)称为“急冷开始温度”T1。急冷开始温度T1若低于700℃，则放置时间t1中在中间钢材中生成粗大的氮化物。另外，在晶界处生成Cr碳

化物。这种情况下，在放置时间t1中，氮化物在中间钢材内生长至粗大，并且晶界处的Cr碳化物粗大化。这种情况下，固溶N比率变得低于0.40，耐应力松弛裂纹性和蠕变强度下降。急冷开始温度T1若为700℃以上，则放置时间t1中在中间钢材中微细的氮化物也发挥钉扎效应，晶粒的粗大化得到抑制。因此，急冷后的中间钢材的晶粒维持微细。其结果是，在满足其它制造条件的前提下，固溶N比率达到0.40～0.90，获得优异的耐应力松弛裂纹性和蠕变强度。急冷开始温度T1的优选下限为750℃，进一步优选为780℃，进一步优选为超过790℃，进一步优选为800℃。

[0215] [热加工结束起至急冷开始的冷却速度CR1]

[0216] 热加工结束起至急冷开始的冷却速度CR1(℃/分钟)若小于15℃/分钟，则在放置时间t1中在中间钢材中生成粗大的氮化物。另外，在晶界处生成Cr碳化物。这种情况下，固溶N比率若小于0.40，则耐应力松弛裂纹性和蠕变强度下降。冷却速度CR1若为15℃/分钟以上，在满足其它制造条件的前提下，固溶N比率达到0.40～0.90，获得优异的耐应力松弛裂纹性和蠕变强度。冷却速度CR1的优选下限为18℃/分钟，进一步优选为20℃/分钟。需要说明的是，冷却速度CR1为将热加工结束后即刻的中间钢材的表面温度与急冷即将开始前的中间钢材的表面温度之差除以放置时间t1而得的值。

[0217] [冷加工工序]

[0218] 根据需要实施冷加工工序。即，可以不实施冷加工工序。实施时，对中间钢材实施酸洗处理后，实施冷加工。中间钢材为钢管或棒钢时，冷加工例如为冷拔。中间钢材为钢板时，冷加工例如为冷轧。通过实施冷加工工序，在熔体化处理工序之前，对中间钢材施加应变。由此，可以在熔体化处理工序时，进行再结晶的体现和精整。冷加工工序中的截面减少率没有特别限定，例如为10～90％。

[0219] [熔体化处理工序]

[0220] 熔体化处理工序中，对热加工工序后或冷加工工序后的中间钢材实施熔体化处理。熔体化处理通过下述的方法实施。将中间钢材装入炉内气氛为大气气氛的热处理炉内。此处的大气气氛是指含有以体积计78％以上的作为构成大气的气体的氮气、和以体积计20％以上的氧气的气氛。在大气气氛的炉内在熔体化处理温度下保持后，以后述的冷却速度进行急冷。通过如下控制熔体化处理中的熔体化处理温度T2和冷却速度CR2，可以在具有上述化学组成的奥氏体系不锈钢钢材中，使固溶N比率为0.4～0.9。

[0221] 熔体化处理温度T2:1020～1350℃

[0222] 冷却速度CR2:5℃/秒以上

[0223] [熔体化处理温度T2:1020～1350℃]

[0224] 熔体化处理温度T2若低于1020℃，则存在Cr碳化物、CrN未充分固溶的情况。这种情况下，钢材中的固溶N比率变低，变得低于0.40。另一方面，熔体化处理温度T2若超过1350℃，则钢材中的氮化物固溶且固溶N比率超过0.90。

[0225] 熔体化处理温度T2若为1020～1350℃，则在也满足其它条件的前提下，固溶N比率达到0.40～0.90。熔体化处理温度T2的优选下限为1030℃。熔体化处理温度T2的优选上限为1300℃，进一步优选为1250℃。需要说明的是，熔体化处理温度T2下的保持时间没有特别限定。熔体化处理温度T2下的保持时间例如为2分钟以上。保持时间的上限没有特别限定，例如为500分钟。

[0226] [冷却速度CR2:5℃/秒以上]

[0227] 在熔体化处理温度T2下保持后,至少使钢材温度为1000～600℃的温度区域内的冷却速度CR2为5℃/秒以上而进行冷却。这里所称的冷却速度CR2是指钢材温度为1000～600℃的温度区域内的平均冷却速度(℃/秒)。冷却速度CR2小于5℃/秒时,冷却中过度地生成较多的粗大的氮化物析出量。其结果是,固溶N比率变得低于0.40。

[0228] 冷却速度CR2若为5℃/秒以上,则能够抑制在对1000～600℃的温度范围进行冷却期间在钢材中过度地生成较多的氮化物的情况。其结果是,在满足其它条件的前提下,固溶N比率达到0.40～0.90。冷却速度CR2的优选下限为6℃/秒,进一步优选为7℃/秒。急冷方法可以为水冷,也可以为油冷。

[0229] 通过上述工序,可以制造本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材。上述制造方法是本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的制造方法的一个例子。因此,本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的制造方法并不限于上述制造方法。若具有上述化学组成、固溶N比率为0.40～0.90,则本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材不受上述制造方法限定。

[0230] 如上所述,本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的化学组成中的各元素在上述数值范围内、固溶N比率为0.40～0.90。因此,本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材即使在大线能量焊接后在超过600℃且为750℃以下的平均工作温度下长期使用时,也具有高的蠕变强度,并且具有优异的耐应力松弛裂纹性。

[0231] 需要说明的是,在对本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材进行焊接而制成焊接接头时,通过下述方法来制造焊接接头。

[0232] 作为母材,准备本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材。对于所准备的母材,形成坡口。具体而言,在母材的端部利用已知的加工方法形成坡口。坡口形状可以为V形,可以为U形,可以为X形,也可以为除V形、U形和X形以外的其它形状。

[0233] 对所准备的母材实施焊接,制造焊接接头。具体而言,准备两个形成了坡口的母材。将所准备的母材的坡口彼此接合。然后对于接合的一对坡口部,使用上述焊接材料实施焊接,形成具有上述化学组成的焊接金属。

[0234] 关于焊接方法,可以形成1层焊接金属,也可以为多层焊接。焊接方法例如为钨极氩弧焊(GTAW)、焊条电弧焊(SMAW)、药芯焊丝电弧焊(FCAW)、气体保护电弧焊(GMAW)、埋弧焊(SAW)。通过以上制造工序,可以制造使用本实施方式的奥氏体系不锈钢钢材的焊接接头。

[0235] 实施例

[0236] [奥氏体系不锈钢钢材的制造]

[0237] 制造具有表1的化学组成的钢水。

[0238] [表1]

[0239]

表1

试验编号	化学组成（单位为质量%，余量为铁和杂质）										
	必需元素										任选元素
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Nb	Mo	B	
A1	0.011	0.28	1.34	0.023	0.0005	17.00	9.93	0.083	0.38	0.38	0.0018	
A2	0.023	0.48	1.27	0.016	0.0005	17.13	10.21	0.086	0.38	0.46	0.0028	
A3	0.011	0.37	1.44	0.023	0.0005	17.06	10.03	0.087	0.39	0.36	0.0015	
A4	0.012	0.31	1.41	0.026	0.0005	17.15	9.88	0.090	0.37	0.42	0.0015	Ti:0.06
A5	0.008	0.35	1.37	0.022	0.0005	17.04	9.87	0.078	0.36	0.36	0.0017	Ta:0.05
A6	0.011	0.36	1.44	0.025	0.0005	17.10	9.92	0.081	0.47	0.37	0.0018	W:0.22
A7	0.012	0.33	1.38	0.028	0.0005	17.22	9.86	0.088	0.38	0.32	0.0017	Cu:0.38
A8	0.010	0.41	1.38	0.024	0.0005	17.27	9.89	0.091	0.37	0.24	0.0017	Al:0.022
A9	0.008	0.41	1.62	0.026	0.0006	17.14	9.92	0.087	0.43	0.31	0.0019	Ca:0.0023
A10	0.023	0.48	1.27	0.016	0.0005	17.13	10.21	0.086	0.38	0.46	0.0028	REM:0.002
A11	0.009	0.32	1.41	0.021	0.0005	17.37	9.91	0.089	0.41	0.24	0.0014	Sn:0.006
A12	0.011	0.45	1.38	0.023	0.0005	17.16	10.01	0.087	0.43	0.32	0.0016	Zn:0.003
A13	0.009	0.34	1.47	0.021	0.0005	17.21	9.81	0.092	0.42	0.44	0.0022	V:0.14, W:0.40, Al:0.018, Ca:0.0019
A14	0.013	0.29	1.35	0.024	0.0005	17.24	10.12	0.096	0.39	0.35	0.0016	Ti:0.04, Al:0.035
A15	0.008	0.22	0.46	0.018	0.0006	17.18	13.15	0.098	0.33	1.08	0.0028	V:0.23, Cu:1.95, Co:0.18, Al:0.032, Ca:0.0020, Mg:0.0018, Pb 0.001
A16	0.009	0.24	0.66	0.017	0.0005	17.21	12.18	0.112	0.34	0.77	0.0032	Cu:3.11
A17	0.010	0.31	1.14	0.020	0.0005	17.05	13.86	0.105	0.35	3.12	0.0012	
B1	0.037	0.38	1.48	0.031	0.0006	18.02	10.51	0.062	0.47	0.08	0.0006	
B2	0.008	0.32	1.49	0.024	0.0005	17.43	9.93	0.062		0.28	0.0012	
B3	0.028	0.33	1.42	0.026	0.0016	17.28	9.98	0.005	0.48	0.07	0.0007	
B4	0.029	0.29	1.46	0.022	0.0006	17.02	10.06	0.096	0.47		0.0007	
B5	0.027	0.28	1.51	0.029	0.0005	17.92	10.61	0.060	0.24	0.10		
B6	0.028	0.39	1.35	0.021	0.0005	17.18	10.04	0.086	0.47	0.07	0.0007	
B7	0.022	0.41	1.42	0.024	0.0006	17.25	9.89	0.094	0.46	0.11	0.0008	
B8	0.021	0.33	1.47	0.021	0.0007	17.17	10.05	0.096	0.45	0.08	0.0008	
B9	0.023	0.37	1.38	0.019	0.0005	17.19	10.27	0.092	0.48	0.12	0.0007	
B10	0.025	0.44	1.29	0.023	0.0007	17.36	9.77	0.074	0.22	0.05	0.0006	
B11	0.028	0.41	1.46	0.026	0.0005	17.09	10.12	0.066	0.23	0.06	0.0007	

[0240] 表1中的空白表示对应的元素含量低于检测限。低于检测限时，视为不含该元素。

[0241] 使用钢水，制造外径为120mm的30kg的钢锭。对钢锭实施热锻，得到厚度30mm的坯

料。热锻前的钢锭的温度为1250℃。进一步地，对坯料实施热轧，对热轧后的钢材进行急冷(水冷)，制造厚度15mm的中间钢材(钢板)。此时，使热加工(热轧)之前的坯料温度变为1050～1250℃。进而改变热加工结束后至开始急冷(水冷)的放置时间t1(分钟)、急冷开始温度T1(℃)、和热加工结束起至急冷开始的冷却速度CR1(℃/分钟)。试验编号A1～A17、B1～B5、B7～B9和B11的放置时间t1为0.50～5.00分钟。另一方面，试验编号B6的放置时间t1为6.00～7.00分钟。试验编号B10的放置时间t1为0.25分钟。另外，试验编号A1～A17、B1～B6和B8～B11的急冷开始温度T1为700℃以上。另一方面，试验编号B7的急冷开始温度T1为600～650℃。另外，试验编号A1～A17、B1～B7和B10～B11的冷却速度CR1为15℃/分钟以上。另一方面，试验编号B8和B9的冷却速度CR1为10℃/分钟以下。

[0242]　对于热轧后的中间钢材实施熔体化处理。熔体化处理中的熔体化处理温度T2均在1050～1250℃的范围内，熔体化处理温度T2下的保持时间均为10分钟。另外，冷却速度CR2均为10～20℃/秒。需要说明的是，对于试验编号B11的中间钢材，未实施熔体化处理。通过以上工序制造了各试验编号的奥氏体系不锈钢钢材。

[0243]　[表2]

[0244]　表2

[0245]

试验编号	固溶N比率	SR裂纹试验	蠕变强度
A1	0.72	E	E
A2	0.72	E	E
A3	0.71	E	E
A4	0.74	E	E
A5	0.70	E	E
A6	0.68	E	E
A7	0.71	E	E
A8	0.73	E	E
A9	0.72	E	E
A10	0.74	E	E
A11	0.75	E	E
A12	0.75	E	E
A13	0.76	E	E
A14	0.79	E	E
A15	0.73	E	E
A16	0.74	E	E
A17	0.77	E	E
B1	0.58	B	E
B2	0.98	B	B
B3	0.95	B	B
B4	0.87	B	E
B5	0.86	B	E
B6	0.37	B	B
B7	0.39	B	B
B8	0.38	B	B
B9	0.38	B	B
B10	0.94	B	E
B11	0.31	B	B

[0246] [钢材的化学组成分析]

[0247] 通过下述方法求出各试验编号的奥氏体系不锈钢钢材的化学组成。使用直径5mm的钻头在钢材(钢板)的板宽中央位置且板厚中央位置进行穿孔加工而生成切屑,收集该切屑。将收集的切屑溶解于酸而得到溶液。对于溶液实施ICP-AES,进行化学组成的元素分析。使用已知的高频燃烧法(燃烧-红外线吸收法)来求出C含量和S含量。使用已知的非活性气体熔融-热导率法求出N含量。其结果是,各试验编号的钢材的化学组成如表1所示。

[0248]　[固溶N比率的测定]

[0249]　通过下述方法求出各试验编号的奥氏体系不锈钢钢材的固溶N比率。从奥氏体系不锈钢钢材(钢板)切取试验片。具体而言,以垂直于试验片的长度方向的截面的中心为板厚中央位置,试验片的长度方向为钢板的长度方向的方式,切取试验片。

[0250]　通过预电解研磨,将切取的试验片的表面研磨约50μm以获得新的表面。使用电解液(10%乙酰丙酮+1%四铵+甲醇)对电解研磨后的试验片进行电解。将电解后的电解液通过0.2μm的过滤器,捕捉残渣。将得到的残渣酸分解,通过ICP(电感耦合等离子体)光谱分析求出残渣中的N质量。进一步地,求出正式电解前的试验片的质量和正式电解后的试验片的质量。并且,将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正式电解的母材质量。将残渣中的N质量除以正式电解的母材质量,求出残渣N量(质量%)。即,基于下式求出残渣N量(质量%)。

[0251]　残渣N量＝残渣中的N质量/母材质量×100

[0252]　使用通过上述钢材的化学组成分析得到的、钢材中的N含量(总N含量(质量%))和残渣N量(质量%),通过下式求出固溶N比率。

[0253]　固溶N比率＝(1-残渣N量/总N含量)

[0254]　将各试验编号的固溶N比率示于表2。

[0255]　[大线能量焊接模拟试验片的制作]

[0256]　使用制造的奥氏体系不锈钢钢材,通过下述的方法,制作模拟了大线能量焊接的大线能量焊接模拟试验片。

[0257]　切取包括各试验编号的奥氏体系不锈钢钢材的板宽中央位置且板厚中央位置的方形试验片。方形试验片的长度方向与奥氏体系不锈钢钢材的长度方向平行。方形试验片的长度为100mm。垂直于方形试验片的长度方向的截面(横截面)为10mm×10mm的矩形。方形试验片的横截面的中央位置与奥氏体系不锈钢钢材的板宽中央位置且板厚中央位置基本一致。

[0258]　使用高频热循环装置,使方形试验片经历下述的热历程。将方形试验片在大气中以70℃/秒从常温升温至1400℃,进而以1400℃保持10秒。其后,以20℃/秒的冷却速度将方形试验片冷却至常温。通过使方形试验片经历上述热历程,制作大线能量焊接模拟试验片。

[0259]　[耐应力松弛裂纹性评价试验(SR裂纹评价试验)]

[0260]　使用大线能量焊接模拟试验片,实施基于ASTM E328-02的耐应力松弛裂纹试验。由大线能量焊接模拟试验片制作SR裂纹评价试验用的试验片。试验片为长80mm、GL＝30mm且带突出部的蠕变试验片。使用挠曲位移负荷用试验夹具,在加热炉中对试验片赋予10%的室温下冷应变。将加热炉中的试验片加热到650℃,对650℃的试验片进一步赋予10%的应变,保持1000小时。

[0261]　将经过1000小时后的试验片自然冷却到常温。自然冷却后的试验片断裂的情况下,判断为耐应力松弛裂纹性低(表2中的“SR裂纹试验”栏中记作“B”(Bad))。另外,1000小时经过后的试验片未断裂的情况下,使用扫描型电子显微镜(SEM)实施试验片的垂直于长度方向的截面的显微组织观察。此时,将倍率设为2000倍。显微组织观察的结果是在晶界处产生裂纹时或产生蠕变孔隙时,判断为耐应力松弛裂纹性低(表2中的“SR裂纹试验”栏中记作“B”(Bad))。另一方面,在利用SEM的显微组织观察中,无法确认到晶界处的裂纹的产生且

也无法确认到蠕变孔隙的发生时，判断为耐应力松弛裂纹性高(表2的“SR裂纹试验”栏中记作“E”(Excellent))。

[0262] [蠕变强度评价试验(蠕变断裂试验)]

[0263] 对上述的大线能量焊接模拟试验片进行加工，制作基于JIS Z2271(2010)的蠕变断裂试验片。蠕变断裂试验片垂直于轴向的截面为圆形，蠕变断裂试验片的外径为6mm，平行部为30mm。

[0264] 使用所制作的蠕变断裂试验片，实施基于JIS Z2271(2010)的蠕变断裂试验。具体而言，以650℃加热蠕变断裂试验片后，实施蠕变断裂试验。试验应力设为118MPa，求出蠕变断裂时间(小时)。

[0265] 关于蠕变强度，蠕变断裂时间为6000小时以上时，判断为在高温环境下钢材的蠕变强度优异(表2中的“蠕变强度”栏中记作“E”(Excellent))。蠕变断裂时间不足6000小时时，判断为在超过600℃的高温环境中钢材的蠕变强度低(表2中的“蠕变强度”栏中记作“B”(Bad))。

[0266] [试验结果]

[0267] 表2示出试验结果。参照表1和表2，试验编号A1～A17中，化学组成中的各元素含量适宜，N固溶比率为0.40～0.90的范围内。因此，得到了高的蠕变强度且耐应力松弛裂纹性高。

[0268] 另一方面，试验编号B1中，C含量过高。因此，耐应力松弛裂纹性低。

[0269] 试验编号B2中，Nb含量低。因此，耐应力松弛裂纹性和蠕变强度低。

[0270] 试验编号B3中，N含量低。因此，耐应力松弛裂纹性和蠕变强度低。

[0271] 试验编号B4中，Mo含量低。因此，耐应力松弛裂纹性低。

[0272] 试验编号B5中，B含量低。因此，耐应力松弛裂纹性低。

[0273] 试验编号B6中，热加工工序中的放置时间t1过长。因此，固溶N比率低于0.40。其结果是，耐应力松弛裂纹性和蠕变强度低。

[0274] 试验编号B7中，热加工工序中的急冷开始温度T1低。因此，固溶N比率低于0.40。其结果是，耐应力松弛裂纹性和蠕变强度低。

[0275] 试验编号B8和B9中，热加工结束起至急冷开始的冷却速度CR1过慢。因此，固溶N比率低于0.40。其结果是，耐应力松弛裂纹性和蠕变强度过低。

[0276] 试验编号B10中，热加工结束起至急冷开始的放置时间t1过短。因此，固溶N比率超过0.90。其结果是，耐应力松弛裂纹性低。

[0277] 试验编号B11中，未实施熔体化处理。因此，固溶N比率低于0.40。其结果是，耐应力松弛裂纹性和蠕变强度低。

[0278] 以上，对本发明的实施方式进行了说明。但是，上述实施方式仅仅是用于实施本发明的示例。因此，本发明不限于上述实施方式，在不脱离其主旨的范围内，可以对上述实施方式进行适当变形来实施。