

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.
C22C 38/50 (2006.01)



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 03110437.1

[45] 授权公告日 2006 年 9 月 13 日

[11] 授权公告号 CN 1274865C

[22] 申请日 2003.4.15 [21] 申请号 03110437.1
[30] 优先权
[32] 2002.4.17 [33] JP [31] 2002-114138
[71] 专利权人 住友金属工业株式会社
地址 日本大阪府
[72] 发明人 伊势田敦朗 仙波润之
审查员 史敬久

[74] 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任公司
代理人 李香兰

权利要求书 2 页 说明书 15 页

[54] 发明名称

高温强度和耐蚀性优异的奥氏体不锈钢及其的耐热耐压部件与制法

[57] 摘要

一种奥氏体不锈钢，其中，以质量%计，含有 C：0.03 ~ 0.12%、Si：0.1 ~ 1%、Mn：0.1 ~ 2%、Cr：20% 以上小于 28%、Ni：大于 35% 小于 50%、W：4 ~ 10%、Ti：0.01 ~ 0.3%、Nb：0.01 ~ 1%、sol. Al：0.0005 ~ 0.04%、B：0.0005 ~ 0.01%，其余为 Fe 以及杂质，作为杂质，含有 P：0.04% 以下、S：0.010% 以下、Mo：小于 0.5%、N：小于 0.02%、O：0.005% 以下。上述奥氏体不锈钢适合作为蒸汽温度为 700℃ 以上的超临界压力锅炉等的结构材料。由所述钢构成的耐热耐压部件具有：奥氏体晶粒度序号为 6 以下，混合晶粒率为 10% 以下的粗晶粒组织，在高温区域中的耐热疲劳特性与组织稳定性优异。

1、一种奥氏体不锈钢，其特征在于，以质量%计，含有 C: 0.03~0.12%、
5 Si: 0.1~1%、Mn:0.1~2%、Cr : 20%以上且小于 28%、Ni: 大于 35%且小于 50%、W: 4~10%、Ti: 0.01~0.3%、Nb: 0.01~1%、sol.Al: 0.0005~0.04%
以及 B: 0.0005~0.01%，其余为 Fe 以及杂质，作为杂质，含有 P: 0.04%
以下、S: 0.010%以下、Mo: 小于 0.5%、N: 小于 0.02%、O: 0.005%以
10 下，并且具有奥氏体晶粒度序号为 6 以下、混合晶粒率为 10%以下的金属组织。

2、一种在高温区域的耐热疲劳特性和组织稳定性优异的耐热耐压部件，其特征在于，由权利要求 1 所述的奥氏体不锈钢构成。

3、根据权利要求 2 所述的耐热耐压部件，其特征在于，在 750℃、10,000 小时的蠕变断裂强度为 80MPa 以上，拉深率为 55%以上。

15 4、一种奥氏体不锈钢，其特征在于，以质量%计，含有 C: 0.03~0.12%、Si: 0.1~1%、Mn:0.1~2%、Cr : 20%以上且小于 28%、Ni: 大于 35%且小于 50%、W: 4~10%、Ti: 0.01~0.3%、Nb: 0.01~1%、sol.Al: 0.0005~0.04%、B: 0.0005~0.01%，以及由下述的第 1 组至第 3 组中的至少一组中选择的至少一种成分，其余为 Fe 以及杂质，作为杂质，含有 P: 0.04%以下、S:
20 0.010%以下、Mo: 小于 0.5%、N: 小于 0.02%、O: 0.005%以下；并且具有奥氏体晶粒度序号为 6 以下、混合晶粒率为 10%以下的金属组织；

第 1 组：以质量%计，0.0005~0.1%的 Zr；

第 2 组：以质量%计，0.0005~0.05%的 Ca 以及 0.0005~0.01%的 Mg；

第 3 组：以质量%计，分别为 0.0005~0.2%的稀土类元素、Hf 以及 Pd。

25 5、一种在高温区域的耐热疲劳特性和组织稳定性优异的耐热耐压部件，其特征在于，由权利要求 4 所述的奥氏体不锈钢构成。

6、根据权利要求 5 所述的耐热耐压部件，其特征在于，在 750℃、10,000 小时的蠕变断裂强度为 80MPa 以上，拉深率为 55%以上。

7、一种权利要求 2 或 3 所述的在高温区域的耐热疲劳特性和组织稳定性优异耐热耐压部件的制造方法，其特征在于，将具有权利要求 1 中
30

所述的化学组成的钢，依次按照以下的工序①、②以及③进行处理；

工序①：在最后的热加工或冷加工之前，加热到 1100℃ 以上至少一次；

工序②：进行断面收缩率 10% 以上的塑性加工；

工序③：在 1050℃ 以上进行最后热处理。

- 5 8、一种权利要求 5 或 6 所述的高温下的耐热疲劳特性和组织稳定性优异耐热耐压部件的制造方法，其特征在于，将具有权利要求 4 中所述的化学组成的钢，依次按照以下的工序①、②以及③进行处理；

工序①：在最后的热加工或冷加工之前，加热到 1100℃ 以上至少一次；

工序②：进行断面收缩率 10% 以上的塑性加工；

- 10 工序③：在 1050℃ 以上进行最后热处理。

高温强度和耐蚀性优异的奥氏体不锈钢及其 的耐热耐压部件与制法

技术领域

本发明涉及适合作为构成发电锅炉或化学工业用加热炉等的钢管、钢板、棒钢、钢锻件等（以下，将这些通称为“耐热耐压部件”）的原材料的奥氏体不锈钢、由该不锈钢构成的具有优异的高温强度和高温耐蚀性的耐热耐压部件及其制造方法。该耐热耐压部件除了具有高的

背景技术

近年来，世界上发展了一种为实现高效率化而将蒸汽温度和压力提高的新型超临界压力锅炉。对于蒸汽的温度，计划由目前的 600℃左右提高到 650℃以上，将来进一步提高到 700℃以上。这是因为，从节省能源和资源的有效利用以及环境保护的角度考虑，CO₂ 气体排出量的减少成为一个大的课题，而燃烧化石燃料的高效率的超临界压力锅炉有利于解决该课题。

蒸汽的高温高压化中的高温化将使构成锅炉或化学工业用的加热炉的耐热耐压部件的温度上升，使其温度达到 650℃以上。因此，对于这些耐热耐压部件，不仅要求高温强度和高温耐蚀性，而且也要求耐热疲劳特性或经长时间的组织稳定性。

奥氏体不锈钢与铁素体钢相比，高温强度和高温耐蚀性优异。因此，从强度和耐蚀性的角度考虑而不能使用铁素体钢的 650℃以上的高温区域中，使用奥氏体不锈钢。

作为高温高压用的奥氏体不锈钢，广泛地使用 SUS347H 或 SUS316 等的 18-8 系的奥氏体不锈钢，但是这些钢在高温强度和耐蚀性方面有

局限性。并且也有耐蚀性得到提高的 25Cr 系的 SUS310，但其 600℃ 以上的高温强度低于 SUS316。

因此，提出了以耐蚀性大于 18—8 系钢的 20 Cr 以上的奥氏体不锈钢作为基础的很多高温强度和高温耐蚀性提高的钢。这些钢大致区分为以下 3 种钢。

(1) 将 Cr 量提高到 20% 以上，同时复合添加作为固溶强化元素的 W 或 Mo 等，而实现晶内强化的钢（例如特开昭 61—179833 号公报以及特开昭 61—179835 号公报）。

(2) 除了 W、Mo，还积极添加 N，而实现由氮化物的析出强化的钢（例如特开昭 63—183155 号公报）。

(3) 实现由 Ti 或 Al 的金属间化合物的析出强化的钢（例如特开平 7—216511 号公报）。

但是，上述 (1) 的钢，因为高温区域中的蠕变主体由晶内的转位蠕变，变成晶界滑移蠕变，所以在 700℃ 以上的高温蠕变强度低。(2) 和 (3) 的钢，虽然强度很强，但延展性显著地低，且高温区域中的耐热疲劳特性和组织稳定性差，在 700℃ 以上的高温蠕变强度和蠕变延展性低。

另外，对于 (3) 的钢来讲，因为 Ti 或 Al 的金属间化合物抑制晶粒的生长，所以成为混合晶粒组织，产生晶界滑移蠕变或不均匀的蠕变变形，从而大大损害强度以及韧性。因此，这些以往的钢，不能作为在 700℃ 以上的高温下使用的耐热耐压部件，尤其不能作为组织容易成为显著混合晶粒的厚度为 20mm 以上的耐热耐压部件。

发明内容

本发明课题之 1 是提供一种，适合作为在 700℃ 以上的高温区域显示出优异的耐热疲劳特性和组织稳定性的耐热耐压部件的原材料的奥氏体不锈钢。

本发明课题之 2 是提供一种，高温强度和耐热疲劳性优异的耐热耐压部件。尤其提供具有在 750℃、10,000 小时的蠕变断裂强度和拉深率分别为 80MPa 以上，55% 以上的特性的耐热耐压部件。

本发明课题之 3 是提供一种，具有上述特性的耐热耐压部件的制造

方法。

本发明的奥氏体不锈钢是下述(1)和(2)中所述的钢。另外,本发明的耐热耐压部件是下述(3)中所述的部件。另外,适合得到本发明的耐热耐压部件的制造方法是下述(4)中所述的方法。

5 (1) 一种奥氏体不锈钢,其特征在于,以质量%计,含有 C: 0.03~0.12%、Si: 0.1~1%、Mn:0.1~2%、Cr : 20%以上小于 28%、Ni: 大于 35%小于 50%、W: 4~10%、Ti: 0.01~0.3%、Nb: 0.01~1%、sol.Al: 0.0005~0.04%、B: 0.0005~0.01%,其余为 Fe 以及杂质,作为杂质,含有 P: 0.04%以下、S: 0.010%以下、Mo: 小于 0.5%、N: 小于 0.02%、O(氧):
10 0.005%以下,并且具有奥氏体平均晶粒度序号为 6 以下、混合晶粒率为 10%以下的金属组织。

(2) 一种奥氏体不锈钢,除了上述(1)中所述的成分之外,还含有由下述的第 1 组至第 3 组中的至少一组中选择的至少一种成分,其余为 Fe 以及杂质,作为杂质,含有 P: 0.04%以下、S: 0.010%以下、Mo: 小
15 于 0.5%、N: 小于 0.02%、O(氧): 0.005%以下;并且具有奥氏体平均晶粒度序号为 6 以下、混合晶粒率为 10%以下的金属组织;

第 1 组:以质量%计,0.0005~0.1%的 Zr。

第 2 组:以质量%计,0.0005~0.05%的 Ca 以及 0.0005~0.01%的 Mg。

第 3 组:以质量%计,分别为 0.0005~0.2%的稀土类元素、Hf 以及 Pd。
20 所述的稀土类元素是指包括从原始序号 57 的 La 到原始序号 71 的 Lu 为止的 15 个元素、包括 Y 以及 Sc 的 17 个元素。

(3) 一种在高温区域的耐热疲劳特性和组织稳定性优异的耐热耐压部件,其特征在于,由上述(1)或(2)所述的奥氏体不锈钢构成。特别是,在 750℃、10,000 小时的蠕变断裂强度和拉深率分别为 80MPa 以
25 上,55%以上的耐热耐压部件。

所述的奥氏体平均晶粒度序号是指在 ASTM(American Society for Testing and Material: 美国材料试验协会)中规定的晶粒度序号。

下面说明混合晶粒率(%)的计算方法。把通过光学显微镜判断上述奥氏体晶粒度序号时观察到的视野数作为 N,对于每 1 个视野计量在其视野中存在的晶粒的个数,由此将奥氏体晶粒度序号用-3(粗晶粒)
30 至+10(细晶粒)中的任意一种晶粒度序号进行判断,得到 N 个的判断

结果，以计算每个晶粒度序号的出现率。并且特定其中的出现率最大的晶粒度序号，求出具有比特定的晶粒度序号 G 小于 3 以上的晶粒度序号的视野数 n_1 和具有比特定的晶粒度序号 G 大于 3 以上的晶粒度序号的视野数 n_2 。将该视野 n_1 和 n_2 的总数用总视野数 N 相除后的百分率即 $100 \times (n_1+n_2)/N$ 为混合晶粒率。

(4) 上述 (3) 中所述的高温区域的耐热疲劳特性和组织稳定性优异的耐热耐压部件的制造方法，其特征在于，将具有上述 (1) 或 (2) 所述的化学组成的钢，依次按照以下的工序①、②以及③进行处理。

工序①：在最后的热加工或冷加工之前，加热到 1100°C 以上至少一次。

10 工序②：进行断面收缩率 10% 以上的塑性加工。

工序③：在 1050°C 以上进行最后热处理。

具体实施方式

本发明人等为了确保高温下的耐蚀性，详细地调查了合金元素对 Cr 含量提高到 20% 以上的奥氏体不锈钢在 700°C 以上温度下的蠕变或金属组织等的影响，结果得到了以下新的见解。

(a) Mo 不仅对在 700°C 以上高温区域下的高强度化几乎没有效果，反而降低高温耐蚀性，所以即使是作为杂质含有的情况下也有必要将其含量控制在 0.5% 以下。

20 (b) W 与 Mo 不同，提高在 700°C 以上高温区域下的强度，而且不会降低高温耐蚀性，所以通过多加入 W 来补充由不积极地加入 Mo 而导致的强度不足。

(c) 在以往技术中为了达到高强度而利用的含有大量 Ti 的碳氮化物或金属间化合物，如上所述，助长晶界滑移蠕变和不均匀的蠕变变形，显著降低高温区域的强度和延展性，所以尽可能不利用为好。

(d) 粗晶粒组织比细晶粒组织更难以发生晶界滑移蠕变和不均匀的蠕变变形，特别是奥氏体晶粒度序号为 6 以下且混合晶粒率为 10% 以下的粗晶粒组织，理想的是混合晶粒率为 0 的粗晶粒组织难以发生所述晶界滑移蠕变和不均匀的蠕变变形。

30 (e) 奥氏体晶粒序号为 6 以下且混合晶粒率为 10% 以下的粗晶粒组

织, 是通过将钢中的 Ti 含量被限制在 0.01~0.3%, 同时 N 和 O (氧) 的含量分别被控制在不足 0.02%、0.005% 以下, 且含有适量 (0.0005~0.01%) 的 B 的具有上述 (1) 或 (2) 的化学组成的钢作为原材料, 例如通过上述的工序①~③进行处理而得到。

- 5 即, 把 Ti、N、O 以及 B 的含量控制在上述范围之内时, 在上述工序①之后钢中不存在稳定的含有 Ti 和 B 的未固溶碳氮化物或氧化物, 并在工序②中蓄积均匀的变形, 在工序③中均匀地进行再结晶, 得到奥氏体晶粒度序号为 6 以下且混合晶粒率为 10% 以下的粗晶粒组织。

- (f) 实际使用其组织为奥氏体晶粒度序号为 6 以下且混合晶粒率为 10% 以下的耐热耐压部件时, 上述量的 Ti、Nb 在蠕变过程中作为微细的碳化物而均匀地析出在晶粒内和晶粒间界, 以提高高温蠕变强度。其结果, 该部件的在 750℃、10,000 小时的蠕变断裂强度为 80MPa 以上, 拉深率为 55% 以上。具有这样特征的部件在耐热疲劳特性方面也优异。

- 下面, 详细说明按照以上所述限定本发明的奥氏体系钢的化学组成、由该钢构成的耐热耐压部件的晶粒度以及混合晶粒率、理想的制造方法的诸多条件的理由。另外, 以下没有特别的说明“%”是指“质量%”。

1、奥氏体不锈钢的化学组成

C: 0.03~0.12%

- C 是用于形成碳化物而确保作为高温用奥氏体不锈钢所必要的高温拉伸强度、高温蠕变强度的必要元素, 需要含量在 0.03% 以上。但是如果含量超过 0.12%, 则产生未固溶的碳化物或 Cr 的碳化物增加而使焊接性降低, 因此上限定为 0.12%。理想的 C 含量是 0.05~0.10%。

Si: 0.1~1%

- Si 是制钢时作为脱氧剂而加入的, 但也是提高钢的耐水蒸气氧化性所需的元素, 所需的最低含量是 0.1%。但是, 如果其含量过大, 钢的加工性变差, 所以上限定为 1%。理想的范围是 1~0.5%。

Mn: 0.1~2%

- Mn 与钢中所含有的杂质 S 相结合形成 MnS, 以提高热加工性, 但如果其含量不足 0.1%, 则得不到这样的效果。另一方面, 如果其含量过多, 则钢变硬变脆, 反而损害加工性或焊接性, 所以上限定为 2%。理想的

Mn 含量是 0.5~1.2%。

P: 0.04%以下

P 是作为杂质而不可避免地进入的, 过量的 P 会损害焊接性和加工性, 所以将其上限定为 0.04%。理想的上限是 0.03%。并且 P 的含量越少越好。

S: 0.010%以下

S 与上述的 P 一样, 同样是作为杂质而不可避免地进入的, 因为过量的 S 会损害焊接性和加工性, 所以将其上限定为 0.010%。理想的上限是 0.008%。并且为了使加工性提高, S 的含量越少越好, 但为了确保焊接时的流动性, 含有 0.004~0.008%左右为好。

Cr: 20%以上而小于 28%

Cr 是用于确保耐氧化性、耐水蒸气氧化性以及耐蚀性的重要元素。为使 700℃以上高温下的耐蚀性在 18-8 系钢以上, 所需的最低含量是 20%。虽然 Cr 含量越多, 上述耐蚀性越高, 但如果含量达到 28%以上, 则组织稳定性下降而损害蠕变强度。另外, 为了稳定奥氏体组织, 不得已增加高价的 Ni 含量, 而且焊接性也降低。因此, Cr 的含量定为 20%以上、小于 28%, 其中理想的范围是 22~26%。

Ni: 大于 35%而小于 50%

Ni 是用于稳定奥氏体组织的元素, 而且在确保耐蚀性方面也是重要的合金元素。从与上述 Cr 量相平衡的角度考虑, Ni 的含量需要超过 35%。而过量的 Ni 不仅导致成本的上升, 而且导致蠕变强度的下降, 所以将其上限定为 50%。理想的是 40%~48%。

Mo: 小于 0.5%

如上所述, Mo 不仅会在 700℃以上的使用环境下产生脆化相或使耐蚀性变差, 而且与后述的 W 一同加入时, 与单独加入 W 时的情况相比几乎没有强度提高的效果。因此, 本发明中, 不积极添加 Mo。但是, 作为杂质的含量, 如果其含量超过 0.5%, 则在 700℃以上的高温区域使用时, 脆化相的生成和耐蚀性的降低变得显著。因此, 将作为杂质的 Mo 的含量定为小于 0.5%。理想的是 0.3%以下, 更理想的是小于分析检测极限值。另外, Mo 的检测极限值通常为 0.01%。

W: 4~10%

W 也是重要元素之一, 通过固溶强化作用来控制在 700℃以上高温区域下优先发生的晶界滑移蠕变, 为此, 需要其最低含量在 4%。另一方面, 过量的 W 虽然不象 Mo 那样生成脆化相, 但显著地硬化钢, 使加工性和焊接性变差, 所以将其上限定为 10%。理想的是 6~8%。

Ti: 0.01~0.3%

Ti 形成未固溶碳氮化物或氧化物, 而助长奥氏体晶粒的混合晶粒化或者是成为不均匀的蠕变变形或降低延展性的原因, 所以将其含量定为 0.3%以下。另一方面, 如果其含量小于 0.01%, 则不能期望在高温区域使用时, 由于碳化物析出, 而使高温强度提高。因此, 将 Ti 含量定为 0.01~0.3%。理想的是 0.03~0.2%。

Nb: 0.01%~1%

Nb 不象 Ti 那样成为有害氧化物, 但是, 为了通过碳化物来提高蠕变强度, 需要最低含量为 0.01%。另一方面, 过量的 Nb 因为损害焊接性, 所以将上限定为 1%, 理想的是 0.1%~0.5%。

Sol.Al: 0.0005~0.04%

Al 是作为脱氧剂而加入的, 如果加入大量的 Al, 则使组织稳定性变差, 所以其含量以 Sol.Al 含量计为 0.04%以下。另一方面, 为了得到充分的脱氧效果需要 Sol.Al 的含量为 0.0005%以上。理想的是 0.005~0.02%

B: 0.0005%~0.01%

B 是降低后述的 N 和 O (氧) 含量, 以极力排除氧化物或氮化物的、具有对于本发明的钢极其有益的晶界滑移蠕变抑制作用的元素, 其含量如果小于 0.0005%, 则不能得到这样的效果。另一方面, 如果含量超过 0.01%, 则损害焊接性。因此, 将 B 的含量定为 0.0005%~0.01%。理想的是 0.001%~0.005%。

N: 小于 0.02%

降低 N 以及下述的 O 含量是本发明的重要的必要条件之一。以往 N 是作为由碳氮化物强化析出并代替一部分高价 Ni 的元素而积极添加。但是, 大量的 N 将生成 Ti 或 B 的未固溶碳氮化物, 它使组织变成混合晶粒, 助长 700℃以上高温区域的晶界滑移蠕变和不均匀的蠕变变形, 而损害强

度。因此，需要极力降低 N 的含量。N 和 Cr 的亲合力强，不可避免作为杂质而混入。但是，如果其含量小于 0.02%，则因为不生成上述的未固溶碳氮化物，所以使 N 的含量小于 0.02%。理想的是小于 0.016%，更理想的是 0.01% 以下。并且 N 的含量越低越好。

5 O(氧): 0.005% 以下

O 与上述 N 同样，生成 Ti 或 Al 的未固溶氧化物，形成混合晶粒组织，助长 700℃ 以上高温区域中的晶界滑移蠕变和不均匀的蠕变变形，而损害强度。因此，需要极力降低 N 的含量。O 也是不可避免地作为杂质而混入的，但是，如果其含量小于 0.005%，因为难以生成上述的未固溶氧化物，所以使 O 的含量小于 0.005%。理想的是小于 0.003%，并且 O 的含量也是越低越好。

本发明的奥氏体不锈钢的残余部实质上是 Fe、换句话说 Fe 和上述以外的杂质。

本发明的另一奥氏体不锈钢是含有从上述第 1 组至第 3 组为止的至少一组中选择的至少一种成分的钢。以下，说明这些成分。

第 1 组 (Zr)

Zr 具有强化晶界而提高高温强度的作用。因此，想要获得这种效果时，可以积极添加。在 0.0005% 以上的含量下这种效果变得显著。但是，如果其含量超过 0.1%，则与上述 Ti 同样，生成未固溶的氧化物或氮化物，而不仅助长晶界滑移蠕变和不均匀的蠕变变形，而且劣化钢的质量，损害高温下的蠕变强度以及延展性。因此，添加时，将 Zr 含量控制在 0.0005%~0.1% 是理想的。更理想的是 0.001%~0.06%。

第 2 组 (Ca 以及 Mg)

这些元素都具有与 S 相结合而稳定 S、提高加工性的作用。因此，想要获得这种效果时，可以积极加入 1 种以上，这时，Ca 以及 Mg 分别在 0.0005% 以上含量时，上述效果变得显著。但是，如果 Ca 含量超过 0.05%，而 Mg 的含量超过 0.01%，则损害韧性、延展性以及钢的质量。因此，加入时使 Ca 含量为 0.0005%~0.05%、Mg 含量为 0.0005%~0.01% 是理想的。更理想的 Ca 含量是 0.0005~0.01%，Mg 含量是 0.001~0.005%。

30 第 3 组 (稀土类元素、Hf 及 Pd)

这些元素均形成无害而稳定的氧化物或硫化物，减少 O 和 S 的不理想的影响，提高耐蚀性、加工性、蠕变强度以及蠕变延展性。因此，想要获得这种效果时，可以积极地添加 1 种以上，这时，使它们的含量分别在 0.0005%以上时，上述效果显著。但是，如果含量各超过 0.2%，则氧化物等的夹杂物变多，不仅损害加工性以及焊接性，而且使成本上升。因此，加入上述这些元素时，使它们的含量分别为 0.0005%~0.2%是理想的。更理想的范围分别是 0.001%~0.1%。

另外，作为除 P、S、Mo、N 以及 O 以外的杂质，可以例举会通过废渣等而混入的 Co 以及 Cu。但是，Co 并不特别对本发明的钢以及耐热耐压部件的特性带来坏影响。因此，对作为杂质而混入时的 Co 含量不作特别限制。但是，因为 Co 也是一种放射性元素，所以混入时的 Co 含量是 0.8%以下，理想的是 0.5%以下。

Cu 是提高强度的元素，但显著地助长 700℃以上高温区域中的晶界滑移蠕变。因此，作为杂质而加入的情况下，Cu 含量低于 0.5%，理想的是 0.2%以下。

2、耐热耐压部件

本发明的耐热耐压部件是由具有以上所述的化学组成的奥氏体不锈钢组成，其金属组织必须是奥氏体晶粒度序号 6 以下，混合晶粒率 10%以下的粗晶粒组织。其理由如下。

如上所述，在 700℃以上高温区域中的蠕变强度受奥氏体晶粒的大小和整晶粒程度的影响很大，在晶粒序号超过 6 的细晶粒组织的情况下，将产生晶界滑移蠕变。另外，即使是粒度序号低于 6 的粗晶粒组织的情况下，当混合晶粒率超过 10%时，产生不均匀的蠕变变形。其结果，耐热疲劳特性和组织稳定性变差，不能够确保在 750℃、10,000 小时的蠕变断裂强度为 80MPa 以上，拉深率为 55%以上。

因此，本发明中将奥氏体晶粒度序号设定为 6 以下，混合晶粒率设定为 10%以下。理想的奥氏体晶粒度序号是 5.5~3。另外，理想的混合晶粒率是 0%，即晶粒度序号为 6 以下的粗晶粒且整晶粒的组织。另外，对奥氏体晶粒度序号的下限没有特别限定，但是，粒度序号小于 0 的粗晶粒组织，因为不能由超声波探伤法检查内部缺陷或表面缺陷，所以下

限为 0 号是理想的。

3、耐热耐压部件的制造方法

下面说明为了得到具有以上的、奥氏体晶粒度序号为 6 以下、混合晶粒率为 10%以下的粗晶粒组织的本发明的耐热耐压部件的理想的制造方法。其制造方法的特征在于，依次经过上述的①～③的工序制造。

工序①：

本发明方法中，需要在最后的热加工或冷加工之前，进行至少一次的加热，而充分固溶化加工过程中析出的钢中的析出物。但是，当该加热温度小于 1100℃时，在加热后的钢中存在稳定的含有 Ti 或 B 的未固溶碳氮化物或氧化物。其结果，这将成为在下一工序②中蓄积不均一的变形的原因，工序③的最终热处理中导致再结晶的不均匀。另外，未固溶碳氮化物或氧化物其本身阻碍均匀的再结晶，无法确保上述所定的粗晶粒组织。因此，作为本发明的理想的方法，在最后的热加工或冷加工之前，进行 1100℃以上的加热至少一次。另外，对于加热温度的上限没有特别的限制，但如果加热到 1350℃以上的温度，则因为有时会引起高温晶间裂纹或延展性的下降，所以加热温度的上限以 1350℃为好。

加热后可以马上进行作为最后加工的热加工或冷加工。对于加热后和最后加工为热加工时的加工后的冷却条件没有特别的限定。但是，理想的是以 0.25℃/秒以上的冷却速度从 800℃冷却至 500℃。这是因为，为了不使在冷却过程中析出粗大的析出物。

工序②：

工序②的塑性加工在工序①中的最后加工为热加工的情况下，可以是热加工或包括 500℃以下温度的热加工的冷加工中的任意一种加工。另外，当工序①中的最后加工是包括 500℃以下温度的热加工的冷加工时，是在与最后加工相同条件下的冷加工。

该工序的塑性加工，是为赋予变形以促进后续的最后热处理中的再结晶而进行。该加工的断面收缩率小于 10%时，不能够赋予再结晶所需的变形，并且即使进行后续的最后热处理也得不到所希望的粗晶粒组织。因此，塑性加工是在断面收缩率 10%以上的条件下进行。理想的断面收缩率的下限是 20%。另外，断面收缩率越大，越好，所以不规定上限，

但在通常加工中的最大值是 90%左右。并且该加工工序也是一个决定产品尺寸的工序。

工序③:

这是为了得到所希望的粗晶粒组织而进行的热处理。如果该热处理的加热温度低于 1050℃, 则不能够产生充分的再结晶, 且不能得到所希望的粗晶粒组织。并且晶粒成为扁平的加工组织, 蠕变强度下降。因此, 最后的热处理是在 1050℃以上的温度下进行。理想的热处理温度是比工序①的加热温度低 10℃以上的温度。另外, 对最终热处理温度的上限没有特别的限定, 但以与工序①中相同的理由, 其上限在 1350℃是理想的。另外, 最后热处理后, 以与工序①的情况相同的理由, 以 0.25℃/秒以上的冷却速度从 800℃冷却至 500℃是理想的。

实施例

熔炼具有表 1 所示的化学组成的 29 种钢。另外, 比较例中的 No. 21 是相当于 SUS310 的钢, No. 22 是相当于 SUS316 的钢。

No. 1~20 的钢, 是使用容量为 50kg 的真空熔解炉熔炼而制成钢块。另外, No. 1~4 以及 No. 11~14 的钢块, 是根据下述的制造法 A 加工成板; No. 5~7 以及 No. 15~17 的钢块, 是根据下述的制造法 B 加工成为冷轧板。另外, No. 8~10 以及 No. 18~20 的钢块, 是根据下述的制造法 C 加工成钢管。

No. 21~29 的钢是, 使用容量为 150kg 的真空熔解炉熔炼, 并把得到的钢块, 分别按照表 2 所示的制造法 A、B、C 进行处理。另外, 这些处理方法均属于本发明的制造方法。

(1) 制造法 A

工序 1: 加热至 1220℃;
工序 2: 利用断面收缩率为 67%的热锻造, 成形为厚度为 25mm 的板材;
工序 3: 从 800℃开始以 0.55℃/秒的冷却速度冷却至 500℃;
工序 4: 在 1210℃下保持 15 分钟后水冷。

(2) 制造法 B

工序 1: 加热至 1220℃;

工序 2: 利用断面收缩率 67% 的热锻造, 成形为厚度为 25mm 的板材;

工序 3: 从 800℃ 开始以 0.55℃/秒的冷却速度冷却至 500℃;

工序 4: 用外切削成形为厚度为 20mm 的板材;

5 工序 5: 在室温下进行断面收缩率 33% 的滚轧, 而成形为厚度为 14mm 的板材;

工序 6: 在 1200℃ 下保持 15 分钟后水冷。

(3) 制造法 C

工序 1: 利用热锻造和外切削成形为外径为 175mm 的圆钢;

10 工序 2: 将圆钢加热至 1250℃;

工序 3: 热挤出加热圆钢, 成形为外径 64mm、厚度 10mm 的钢管;

工序 4: 在 1220℃ 下加热钢管 10 分钟后以 1℃/秒的速度冷却;

工序 5: 在室温下进行断面收缩率为 33% 的拉拔加工, 成形为外径为 50.8mm、厚度为 8.5mm 的钢管;

15 工序 6: 在 1210℃ 下保持 10 分钟后水冷。

调查由上述工序 A、B 或 C 得到的热加工钢板、冷轧钢板以及冷加工钢管的奥氏体晶粒度序号和混合晶粒率。奥氏体晶粒度序号是根据 ASTM 中规定的方法进行测定, 混合晶粒率是根据所述的方法进行测定, 这时, 对于所有的情况, 均观察 20 视野。

20 同样, 由工序 A、B 以及 C 得到的热加工钢板、冷轧钢板以及冷加工钢管, 采取外径为 6mm、计量标点距离 30mm 的蠕变试验片, 用于蠕变试验, 调查 750℃、10,000 小时的蠕变断裂强度 (MPa) 和拉深率 (内插值: %)。将其结果表示在表 2 中。

表 1

类别	化 学 组 成													(单位: 质量%、其余为 Fe 和杂质)				
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	W	Ti	Nb	B	sol.Al	N	O	其它		
本 发 明 例	1	0.035	0.13	1.98	0.002	0.003	35.03	20.53	0.01	6.98	0.18	0.45	0.0010	0.036	0.002	0.0045	Ca:0.011	
	2	0.080	0.23	1.07	0.011	0.006	40.57	22.47	0.19	9.96	0.02	0.02	0.0096	0.002	0.018	0.0023	—	
	3	0.115	0.47	1.21	0.023	0.001	49.97	27.98	0.44	4.07	0.03	0.15	0.0033	0.007	0.003	0.0030	Mg:0.001, Zr:0.03	
	4	0.062	0.57	1.36	0.024	0.002	41.35	25.05	0.32	7.85	0.13	0.30	0.0027	0.019	0.007	0.0025	—	
	5	0.081	0.22	1.57	0.007	0.002	42.08	24.02	0.22	8.98	0.20	0.77	0.0042	0.023	0.009	0.0016	Zr:0.12, Y:0.12	
	6	0.076	0.11	0.52	0.005	0.002	44.21	23.49	0.09	6.75	0.11	0.23	0.0033	0.010	0.016	0.0017	—	
	7	0.055	0.18	0.13	0.003	0.003	39.00	22.72	0.12	6.78	0.05	0.35	0.0056	0.008	0.010	0.0021	Hf:0.08	
	8	0.098	0.98	1.76	0.014	0.001	36.13	21.40	0.41	5.43	0.28	0.98	0.0008	0.013	0.005	0.0027	Mg:0.002, Ca:0.023	
	9	0.101	0.75	1.42	0.018	0.003	43.24	24.70	0.17	8.80	0.03	0.06	0.0044	0.009	0.009	0.0034	—	
	10	0.127	0.44	1.37	0.021	0.006	38.75	23.75	0.25	8.01	0.04	0.42	0.0040	0.021	0.011	0.0047	Ca:0.035	
比 较 例	11	0.078	0.32	1.03	0.010	0.001	39.09	24.85	0.31	7.90	0.09	0.38	0.0038	0.016	0.009	0.0036	Nd:0.07, Ce:0.07	
	12	0.070	0.25	0.95	0.016	0.002	49.08	26.42	0.10	6.61	0.18	0.50	0.0029	0.014	0.005	0.0011	Zr:0.07	
	13	0.089	0.20	0.85	0.013	0.003	42.12	25.01	0.16	7.22	0.09	0.37	0.0063	0.013	0.015	0.0022	Y:0.05	
	14	0.065	0.19	0.72	0.012	0.002	45.77	25.87	0.29	8.05	0.11	0.21	0.0022	0.021	0.012	0.0028	Mg:0.004	
	15	0.052	0.17	0.69	0.015	0.002	43.91	23.03	0.28	6.02	0.15	0.45	0.0036	0.005	0.005	0.0025	Ca:0.004, Zr:0.11	
	16	0.067	0.22	1.08	0.008	0.003	37.50	22.45	0.25	6.76	0.04	0.48	0.0023	0.006	0.016	0.0006	—	
	17	0.076	0.35	1.36	0.018	0.001	42.00	21.70	0.21	7.03	0.08	0.51	0.0011	0.011	0.009	0.0032	La:0.01, Ce:0.03, Mg:0.002	
	18	0.053	0.21	1.20	0.021	0.001	41.72	24.52	0.24	7.24	0.14	0.36	0.0051	0.023	0.014	0.0021	Ce:0.05	
	19	0.073	0.40	1.06	0.005	0.002	40.31	23.71	0.31	7.35	0.17	0.60	0.0028	0.016	0.013	0.0024	—	
	20	0.069	0.24	0.55	0.016	0.008	39.42	25.03	0.17	6.98	0.13	0.44	0.0010	0.016	0.006	0.0015	Pd:0.005	
	21	0.075	0.56	1.42	0.038	0.003	*19.85	24.47	—	—	—	—	—	0.023	*0.075	0.0049	—	
	22	0.067	0.37	1.20	0.025	0.002	*12.75	*17.85	*2.38	—	—	—	—	0.022	*0.058	0.0042	—	
	23	0.089	0.50	1.08	0.026	0.002	35.46	22.40	0.49	9.03	*0.45	0.89	0.0025	0.018	*0.055	0.0041	—	
	24	0.124	0.21	1.43	0.016	0.002	47.89	23.55	*0.75	9.67	0.29	0.95	0.0018	0.003	*0.041	0.0032	—	
	25	0.115	0.36	0.95	0.030	0.003	42.07	24.21	0.26	8.02	0.25	0.58	0.0045	0.018	0.018	*0.0055	—	
	26	0.120	0.42	0.74	0.036	0.002	36.00	26.71	0.01	9.24	0.28	0.36	0.0037	0.002	*0.079	0.0047	—	
	27	0.078	0.33	0.87	0.016	0.002	38.95	26.03	0.47	*10.42	0.26	0.92	0.0021	0.016	0.016	0.0044	—	
	28	0.089	0.31	0.98	0.013	0.005	41.08	22.08	0.32	4.02	0.09	0.87	*0.0116	0.004	0.019	*0.0067	—	
	29	0.075	0.61	1.32	0.018	0.004	37.62	23.65	0.31	5.74	0.07	0.47	0.0046	0.003	*0.029	*0.0072	—	

注: *符号表示脱离了本发明的目的范围。

表 2

类别	No.	制造法	奥氏体晶粒		蠕变特性 (750℃×1 万小时)	
			平均晶粒度 序号	混合晶 粒率 (%)	断裂强度 (MPa)	断裂拉深率 (%)
本 发 明 例	1	A	4.2	0	87	67
	2		3.6	0	95	72
	3		4.5	0	114	57
	4		4.7	0	88	66
	5	B	4.9	5	98	78
	6		3.7	10	92	60
	7		3.3	0	105	77
	8	C	4.1	5	121	65
	9		3.1	0	90	71
	10		4.2	0	96	70
	11	A	5.1	10	101	75
	12		4.8	5	112	77
	13		5.9	5	99	73
	14		4.7	10	107	79
	15	B	5.1	10	117	72
	16		4.3	5	94	68
	17		5.3	0	114	75
	18	C	4.3	5	101	68
	19		5.7	0	91	61
	20		5.0	0	109	79
比 较 例	21	C	4.5	5	41*	75
	22	C	3.8	10	55*	62
	23	B	8.2*	30*	68*	4*
	24	C	7.2*	30*	78*	13*
	25	A	5.7	25*	77*	19*
	26	B	7.4*	35*	72*	9*
	27	C	7.8*	10	74*	11*
	28	A	5.2	30*	78*	23*
	29	A	6.8	35*	45*	7*

注：*符号表示脱离了本发明的目的范围。

由表 2 可知,对于化学组成在本发明规定范围之内的钢(No: 1~20),即使用 A、B、C、中的任意一种方法加工,奥氏体晶粒度序号和混合晶粒率均在本发明中规定的范围之内。其结果,750℃、10,000 小时的蠕变断裂强度为 87MPa 以上,拉深率为 57%以上,较高,能够得到耐热疲劳特性和组织稳定性优异的耐热耐压部件。

No.21 (SUS310) 和 No.22 (SUS316),虽然组织是在本发明中规定的范围之内的粗晶粒组织,但是化学组成因为脱离了本发明中规定的范围,所以蠕变断裂强度分别为 41MPa 和 55 MPa,显著地低。

对于化学组成在本发明规定之外的钢(No: 23~29),即使用本发明的制造方法加工热处理,也不能够得到奥氏体晶粒度序号和混合晶粒率均在本发明中规定的范围之内的粗晶粒组织。其结果,蠕变断裂强度为 68~78 MPa、拉深率为 4~23%,较低。No.25 是 O (氧) 含量过高,并且 No.26 是 N 的含量过高。No.29 是 O 含量和 N 含量均过高。由所述这些的蠕变断裂强度和拉深率远远低于目标值的事实,可知将 O 含量和 N 含量控制得较低的重要性。即,由这些比较钢不能够得到在 700℃以上的高温区域中发挥优异的耐疲劳特性和组织稳定性的耐热耐压部件。

本发明的奥氏体不锈钢,不仅具有良好的高温强度和高温耐蚀性,且适合作为奥氏体晶粒度序号和混合晶粒率分别为 6 以下,10%以下的粗晶粒组织、且 700℃以上的高温区域中的耐热疲劳特性和组织稳定性优异的耐热耐压部件的原材料。另外,因为本发明的耐热耐压部件在 750℃、10,000 小时的蠕变断裂强度为 87MPa 以上,拉深率为 57%以上,所以可作为蒸汽温度为 700℃以上的超临界压力锅炉等的结构部件使用。另外,根据本发明的方法,可以低成本制造本发明的耐热耐压部件。