(19)中华人民共和国国家知识产权局

(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 102712971 B
(45)授权公告日 2015.01.07

(21)申请号 201080057611.X
(22)申请日 2010.11.11
(30)优先权数据
2009-260119 2009.11.13 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2012.06.18
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2010/070115 2010.11.11
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2011/059030 JA 2011.05.19
(73)专利权人 新日铁住金株式会社
地址 日本东京都
(72)发明人 上仲秀哉 樋口淳一 山出善章
吉田修二 今村淳子
(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
代理人 刘新宇 张会华
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C22C 38/58(2006.01)
(56)对比文件
CN 1436873 A,2003.08.20,
审查员 刘锦霞

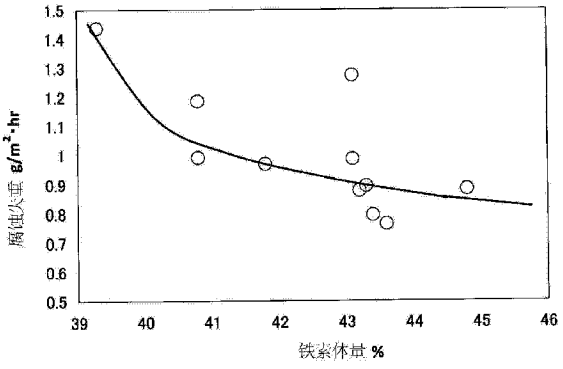
权利要求书1页 说明书10页 附图2页

(54)发明名称

耐碱性优异的双相不锈钢

(57)摘要

本发明提供一种双相不锈钢,其作为耐碱性优异、特别是针对高温浓缩碱溶液的耐腐蚀性优异、并且焊接性优异的双相不锈钢,具有如下的化学组成:以质量%计含有:C:0.03%以下、Si:0.5%以下、Mn:2.0%以下、P:0.04%以下、S:0.003%以下、Cr:25.0%以上且小于28.0%、Ni:6.0%～10.0%、Mo:0.2%～3.5%、N:小于0.5%以及W:3.0%以下,余量由Fe及杂质组成。



CN 102712971 B

1. 一种双相不锈钢，其用于耐碱性用途，具有如下的化学组成：以质量％计含有：C：0.03％以下、Si：0.5％以下、Mn：2.0％以下、P：0.04％以下、S：0.003％以下、Cr：25.0％以上且小于 28.0％、Ni：6.0％～ 10.0％、Mo：0.2％～ 3.5％、N：小于 0.5％以及 W：3.0％以下，余量由 Fe 及杂质组成，其特征在于，

上述双相不锈钢是轧制而成的，该双相不锈钢的轧制纵截面的奥氏体晶粒的平均长轴粒径为 350μm 以下。

2. 根据权利要求 1 所述的双相不锈钢，其特征在于，

上述双相不锈钢中的铁素体量为 40 质量％以上。

3. 根据权利要求 1 ～ 2 中任一项所述的双相不锈钢，其特征在于，

存在于上述双相不锈钢中的表面与距表面 0.5mm 的深度的位置之间的区域的铁素体相的数量为 15 以上。

耐碱性优异的双相不锈钢

技术领域

[0001] 本发明涉及一种耐碱性优异、特别是针对高温浓缩碱溶液的耐腐蚀性优异的双相不锈钢。

背景技术

[0002] 对于各种化工设备的构成材料而言，要求其具有充分的强度的同时，还要求其具有优异的耐腐蚀性。要求所具有的耐腐蚀性的具体的要求特性因设备而异，既有要求耐酸性的情况，也有要求耐碱性的情况。

[0003] 作为耐碱性的一例，碱电解装置所使用的材料要求其能够经受住高温浓缩碱环境。

[0004] 作为这种材料，例示有纯 Ti、Ti 合金、纯 Ni 等，但是上述金属都是高价的金属，应用于大规模的设备是不现实的。因此，大多使用相对廉价的不锈钢。但是，不锈钢的耐腐蚀性与上述的金属相比并不充分。因此，在上述这样的设备中，采用了一边频繁地更换构件一边进行作业的方法。但是，该更换作业会导致生产率降低、产品成本上升，因此，需要耐腐蚀性优异的不锈钢。

[0005] 能够应用于高温浓缩碱环境的不锈钢是高 Cr 含量的铁素体系不锈钢(例如，参照非专利文献 1 及 2)，作为这种不锈钢，例示有 SUS447J1（30Cr—3Mo）。但是，制造含有 30 质量％左右的高含量的 Cr 的不锈钢较为困难，因此可得性较差。另外，即使能够获得上述不锈钢，在制造工厂设备的情况下其加工性也较差。因此，特别是在焊接部上耐腐蚀性的劣化较为显著。由于具有上述问题点，因此还处于未普及的现状。

[0006] 即使是高温浓缩碱环境，但在比较缓和的条件下，对耐腐蚀性的要求也较为宽松，因此也能够使用加工性优异的材料。因此，在该条件下，有时使用一些双相不锈钢。例如，在专利文献 1 中有 SUS 329J4L 较佳这样的叙述。但是，并不能说该材料在高温浓缩碱环境中具有充分的耐腐蚀性。

[0007] 专利文献 1 :日本特许第 3620256 号公报

[0008] 非专利文献 1 :日本金属学会志第 43 卷第 6 号 527—531 页

[0009] 非专利文献 2 :日本金属学会志第 44 卷第 5 号 582—585 页

[0010] 发明内容

[0011] 本发明的目的在于提供一种耐碱性优异、特别是针对高温浓缩碱溶液的耐腐蚀性优异的双相不锈钢。

[0012] 为了解决上述问题而提供的本发明的一技术方案是一种双相不锈钢，其用于耐碱性用途，具有如下的化学组成 :以质量％计含有 C :0.03％以下、Si :0.5％以下、Mn :2.0％以下、P :0.04％以下、S :0.003％以下、Cr :25.0％以上且小于 28.0％、Ni :6.0％～ 10.0％、Mo :0.2％～ 3.5％、N :小于 0.5％以及 W :3.0％以下，余量由 Fe 及杂质组成，其特征在于，上述双相不锈钢是轧制而成的，该双相不锈钢的轧制纵截面的奥氏体晶粒的平均长轴粒径为 350μm 以下。

[0013] 优选上述的双相不锈钢还具有以下特征中的至少一种。

[0014] • 双相不锈钢中的铁素体量为 40 质量%以上。

[0015] • 存在于双相不锈钢中的表面与距表面 0.5mm 的深度的位置之间的区域(表面部)的铁素体相的数量为 15 以上。

[0016] 采用本发明,可提供即使是在以碱电解等为代表的高温浓缩碱环境中也具有优异的耐久性的双相不锈钢。而且,本发明的不锈钢在焊接等施工方面不易产生较大的问题(焊接部的过度硬化等)。因此,由本发明的不锈钢形成的钢材(例示有无缝管、焊接管等管材 ;箔、薄板、厚板等板材 ;块材 ;棒材 ;以及对上述钢材进行二次加工(切削、弯曲、穿孔、焊接等)所得的钢材)能够较佳地适用于具有高温浓缩碱环境的化学设备等。若对用于上述用途的具体的部件进行举例说明,则可举出配管、容器、阀、网,以及上述构件的支承结构物。

附图说明

[0017] 图 1 是表示实施例 1 的试验钢板中腐蚀失重相对于铁素体量的依赖性的曲线图。

[0018] 图 2 是表示实施例 1 的试验钢板中腐蚀失重相对于铁素体相数的依赖性的曲线图。

[0019] 图 3 是表示实施例 1 的试验钢板中腐蚀失重相对于轧制纵截面的奥氏体晶粒的平均长轴直径的依赖性的曲线图。

具体实施方式

[0020] 以下,说明本发明的耐碱性优异的双相不锈钢。

[0021] 1. 化学组成

[0022] 本发明的双相不锈钢具有如下的化学组成 :含有 C :0.03%以下、Si :0.5%以下、Mn :2.0%以下、P :0.04%以下、S :0.003%以下、Cr :25.0%以上且小于 28.0%、Ni :6.0%～ 10.0%、Mo :0.2%～ 3.5%、N :小于 0.5%以及 W :3.0%以下,余量由 Fe 及杂质组成。

[0023] 以下,对各元素详细地进行说明。另外,钢成分的含量中 的“%”是质量%的意思。

[0024] C :0.03%以下

[0025] C 是奥氏体的形成元素,是对提高强度有效的元素。但是,在含有过量的 C 的情况下,会析出对加工性及耐腐蚀性造成影响的各种碳化物。因此,为了抑制生成该碳化物,使 C 的含量为 0.03%以下。优选 C 的含量为 0.020%以下。

[0026] Si :0.5%以下

[0027] Si 在批量生产的钢中与 Al 相同,是有效的脱氧元素,但是在含有过量的 Si 的情况下,会表现出耐腐蚀性降低、成形性降低的倾向。因而,使钢中的 Si 的含量为 0.5%以下。对 Si 的含量的下限并没有特别限定,但是在小于 0.01%时有可能会导致脱氧不充分。优选 Si 的含量的范围在 0.05%～ 0.3%。

[0028] Mn :2.0%以下

[0029] Mn 是对使奥氏体相稳定化有效的元素,若 Mn 的含量为 2.0%以下,则 Mn 的含量越高奥氏体相越稳定。但是,即使 Mn 的含量超过 2.0%,奥氏体相的稳定性也不会以与增加了 Mn 的含量相对应的程度增加。若含有过量的 Mn,反而有可能会导致耐腐蚀性的降低。因

而，使 Mn 的含量在 2.0％以下的范围内。从经济性较高地获得奥氏体相的稳定化效果的观点出发，优选使 Mn 的含量的范围为 0.3％～ 1.7％。

[0030] P :0.04％以下

[0031] 使钢中的 P 的含量为 0.04％以下。在本发明的钢中，P 与 S 均为最有害的杂质。P 的含量越低越好。

[0032] S :0.003％以下

[0033] 使钢中的 S 的含量为 0.003％以下。在本发明的钢中，S 与 P 均为最有害的杂质，因此 S 的含量越低越好。根据钢中的共存元素的种类及上述元素的含量以及 S 的含量，钢中的 S 基本上以 Mn 系硫化物、Cr 系硫化物、Fe 系硫化物、上述硫化物的复合硫化物及与氧化物复合的复合非金属夹杂物等非金属夹杂物的形态析出。虽然在程度上有所差别，但是这些含有 S 的非金属夹杂物均起到作为腐蚀的起点的作用。因此，对于钝化皮膜的维持及钢材腐蚀抑制功能的维持来说，S 都是有害的。在通常的批量生产的钢中，S 的含量为超过 0.005％而在 0.008 以下，但是为了防止上述的有害的影响，在本发明的钢中，将 S 的含量减少至 0.003％以下。较理想的是 S 的含量为 0.002％以下，最理想的是 S 的含量为小于 0.001％，越低越好。另外，要在工业批量生产水平下使 S 的含量小于 0.001％，如果利用现有的精炼技术，仅会稍稍提高制造成本，很容易实现。

[0034] Cr :25.0％以上且小于 28.0％

[0035] Cr 是钝化皮膜的主要的构成元素之一，因此，在确保耐腐蚀性方面是较重要的元素。在 Cr 的含量过少的情况下，耐腐蚀性会降低。因而，使其含量为 25.0％以上。另一方面，由于 Cr 是铁素体的形成元素，因此若 Cr 的含量为 28.0％以上，则无论如何调整其他的合金成分，奥氏体相也会呈现出不稳定性，因此难以稳定地获得双相组织。另外，还有可能会产生不锈钢易于受到焊接热的影响而使焊接部的硬度过高、在热加工中产生由铁素体晶粒的不均匀变形引起的起垄（ridging）等问题。因而，使 Cr 的含量为 25.0％以上且小于 28.0％。优选 Cr 的含量为 26.0％以上且小于 28.0％。

[0036] Ni :6.0％～ 10.0

[0037] Ni 是奥氏体的形成元素。为了稳定地获得耐碱性优异且加工性优异的双相组织，使 Ni 的含量为 6.0％以上。但是，若含有过量的 Ni，则难以制造，并且，针对高温浓缩碱的耐受性反而会降低。因而，将 Ni 的含量的上限设为 10.0％。优选 Ni 的含量的范围为 6.0％～ 9.5％。

[0038] N :小于 0.5％

[0039] N 作为奥氏体的形成元素，对调整奥氏体相的平衡是有效的。另外，N 也有助于提高耐腐蚀性。但是，若过量地含有 N，则有可能会因在焊接时产生气泡或产生氮化物而使加工性变差。因而，使 N 的含量为小于 0.5％，对 N 的含量的下限并没有特别限定。从稳定地获得通过含有 N 而获得的上述的效果的观点出发，优选使 N 的含量为大于 0.30％。

[0040] Mo :0.2％～ 3.5％

[0041] Mo 是铁素体的形成元素，是在双相不锈钢中改善耐腐蚀性、特别是改善耐点腐蚀性的合金成分。因而，使 Mo 的含量为 0.2％以上。但是，若过量地含有 Mo，则难以回避 σ 相等金属间化合物的析出。若金属间化合物析出，则钢的脆化明显化，其结果，有可能会产生难以生产、耐腐蚀性在焊接部显著降低等问题。因而，将 Mo 的含量的上限设为 3.5％以下。

优选 Mo 的含量的范围为 0.5％～ 3.0％。

[0042] W :3.0％以下

[0043] W 与 Mo 相同，具有改善耐腐蚀性的效果。从稳定地获得通过含有 W 而获得的效果的观点出发，优选含有 0.1％以上的 W。但是，若过量地含有 W，则有可能会产生加工性变差、不锈钢易于受到焊接热的影响而使焊接部的硬度过高等问题。因而，将 W 的含量的上限设为 3.0％。从使耐腐蚀性与加工性高度并存的观点出发，优选使 W 的含量与 Mo 的含量的合计含量为 1.0％～ 5.0％。

[0044] 上述元素以外的成分为 Fe 及杂质。在此，杂质是指在钢的生产中不可避免地混入的元素。若对这种杂质进行举例说明，则可举出 Al、O 等。若举一个 Al、O 的含量范围的例子，则为 Al（酸溶性 Al）:0.025％以下、O（钢中总氧浓度）:0.010％以下。

[0045] 2. 金相组织

[0046] 本发明的不锈钢是双相不锈钢，因此其由铁素体相与奥氏体相组成。在碱环境中，奥氏体相优先于铁素体相而被腐蚀，因此，从提高耐碱性、特别是提高针对高温浓缩碱溶液的耐腐蚀性的观点出发，优选使奥氏体相的含量（单位 :质量％）较少，使铁素体相的含量（单位 :质量％，在本发明中也称为“铁素体量”）较多。在铁素体量过少的情况下，通过腐蚀奥氏体相，会使残留的铁素体相脱落，从而发生大规模的腐蚀。因而，优选铁素体量为 40 质量％以上。更优选铁素体量为 43 质量％以上。另外，铁素体量可以使用公知的测量装置进行测量。

[0047] 从获得优异的耐腐蚀性的观点出发，优选存在于双相不锈钢中的表面与距表面 0.5mm 的深度的位置之间的区域（在本发明中也称为“表面部”）的铁素体相的数量（在本发明中也称为“铁素体相数”）为 15 以上。以不锈钢板的情况为例说明该铁素体相数的测量方法。

[0048] 以可获得包含不锈钢板的厚度方向与轧制纵向在内的截面的方式切割不锈钢板。另外，在本发明中，也将包含不锈钢中的厚度方向与轧制纵向在内的截面称为“轧制纵截面”，该不锈钢是通过实施包含轧制工序在内的加工而获得的。进一步切割所得的具有轧制纵截面的不锈钢板，从而获得在表面部包含轧制纵截面的观察试样。对所得的观察试样进行将其嵌入树脂中等的预处理，然后，利用公知的方法对表面部的轧制纵截面进行研磨及蚀刻，从而使该轧制纵截面能够被观察（以下，将该可进行观察的表面部的轧制纵截面称为“观察面”）。选择该观察面上的、钢板的表面的任意一点作为测量起点。将在钢板的 厚度方向上从该测量起点向中心侧移动了 0.5mm 的点设为测量终点。将连结测量起点与测量终点的线设定为测量线，测量该测量线穿过的铁素体相的数量，并将其作为铁素体相数。将该铁素体相数是否为 15 以上作为判断钢板是否具有优异的耐腐蚀性的判断标准。

[0049] 具体而言，使用电子显微镜，例如以 400 倍的观察倍率沿厚度方向连续观察该观察面，通过将所得的多个观察图像连结起来，准备好包含表面部的截面在内的图像。可以在该图像上设定任意的测量起点，并利用上述的方法求得铁素体相数。另外，也可以在一个观察面上设定多个测量起点，从该观察面求得多个铁素体相数，并计算其平均值。从进一步提高测量结果的可靠性的观点出发，也可以在每个观察面上设定 5 根以上的不同的测量线，在这些测量线上求得 5 个以上的铁素体相数，删除其中的最小值及最大值，计算剩下的 3 个以上的铁素体相数的算数平均值。

[0050] 另外，奥氏体相较小，在奥氏体相被腐蚀时对铁素体相造成的影响较小。因而，优选奥氏体相的形状如下：在不锈钢板的轧制纵截面上观察到的奥氏体晶粒的平均长轴直径为350μm以下。对不锈钢的奥氏体晶粒的平均长轴直径的测量方法并没有特别限定。若列举不锈钢板的测量方法的一例，则为如下所述。使用电子显微镜，例如以200倍的倍率观察由上述的方法所得的轧制纵截面的观察面的一部分，在一个观察视野中，测量至少5个以上的奥氏体晶粒的长轴直径。在测量得到的5个以上的长轴数据中，去除最小值与最大值，计算剩下的数据（3个以上）的算数平均值，并将该算数平均值作为奥氏体晶粒的平均长轴直径。从进一步提高平均长轴直径的数据的可靠性的观点出发，也可以对一个钢板准备多个轧制纵截面，通过观察从这 些轧制纵截面获得到的观察面，获得多个平均长轴直径的测量结果，然后对上述测量结果取算术平均，并将该算数平均值作为该钢板的平均长轴直径。

[0051] 3. 制造方法

[0052] 本发明的不锈钢只要具有上述的成分上的特征，则通过实施作为不锈钢的制造方法的通常所进行的制造方法，就能够获得耐碱性优异、特别是针对高温浓缩碱溶液的耐腐蚀性优异、并且焊接性也优异（即使是焊接时受热也不会过度硬化）的双相不锈钢。其中，若采用以下所述的制造方法，则能够实现稳定地获得具有上述的金相组织上的优选的特征的不锈钢板。

[0053] （1）熔炼

[0054] 对熔炼并没有特别限定。基于公知技术，例如使用真空感应溶解炉等溶解材料，熔炼出具有所期望的钢成分的不锈钢即可。

[0055] （2）锻造

[0056] 对由熔炼得到的不锈钢的钢水构成的钢原材料进行锻造。该钢原材料可以从熔炼过程直接进入锻造过程，也可以将熔炼得到的不锈钢暂时冷却为规定的形状，之后进行加热再对其进行锻造。从提高所生产的不锈钢板中的铁素体相的体积率的观点出发，优选使锻造温度高于1200℃。

[0057] 对锻造的加工度并没有特别限定。在加工度较大，并且各向同性地进行加工的情况下，由于奥氏体相的形状较小，并且呈等粒状，因此易于使轧制纵截面的奥氏体晶粒的平均长轴直径为350μm以下，因此优选锻造的加工度较大，并且各向相同地进行加工。

[0058] （3）热轧

[0059] 从提高铁素体相的体积率的观点出发，优选提高热轧的加 热温度，具体而言，优选使热轧的加热温度高于1200℃。

[0060] 优选采用以下轧制方法：关于轧制的方向，在最初的加热（第1次加热）中，在完成时（轧制工序结束时）以不锈钢的宽度所在的方向为主要延伸方向的方式轧制不锈钢，之后将不锈钢旋转90度对其进行轧制（以下，也将该方法称为“第1次加热交叉轧制”）。由于在完成时在宽度所在的方向上也实施了轧制加工，因此能够缩短完成后的奥氏体晶粒的长轴直径。

[0061] 从提高铁素体相的体积率的观点出发，优选使精轧前的再加热温度为1100℃以上。

[0062] （4）冷轧、固溶热处理

[0063] 根据需要，也可以对热轧后的钢板进行冷轧。通过在冷轧中在再结晶温度以下进

行加工，能够在钢板中赋予加工应变。利用该冷轧所施加的加工应变会在之后的固溶热处理工序中成为再结晶的核，从而能够使结晶粒微细化，作为结果，能够缩短奥氏体晶粒的长轴直径。

[0064] 对固溶热处理的条件并没有特别限定，但是从提高铁素体相的体积率的观点出发，优选提高其处理温度。

[0065] 实施例

[0066] 实施例 1

[0067] 以下，表示调查了钢成分对耐腐蚀性及焊接性（硬度变化）造成的影响而得到的结果。

[0068] 利用真空感应溶解炉熔炼 150kg 具有表 1 所示的成分（单位：质量%、余量：Fe 及不可避免的杂质）的不锈钢，将其加热至 1250℃之后，利用热锻加工为 80mm 厚的铸锭。接着，通过实施 3 次加热的热轧（无第 1 次加热交叉轧制）制作成壁厚为 10mm 的钢板。另外，在热轧加工中钢材温度为 950℃以下的情况下，将其再加热至 1150℃。之后，实施固溶热处理（以 1120 ℃加热 25 分钟，之后，进行水冷），切下规定尺寸的试验片并进行腐蚀试验・焊接性试验等。

[0069] [表 1]

[0070]

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	W	N	Al	O	区分
No. 1	0.017	0.23	0.48	0.018	0.0004	6.69	25.12	3.32	2.67	0.31	0.017	0.006	本发明范围
No. 2	0.015	0.21	0.54	0.017	0.0012	6.84	27.35	0.21	0.46	0.41	0.022	0.008	
No. 3	0.019	0.22	0.43	0.019	0.0003	8.10	27.56	0.92	1.42	0.38	0.019	0.007	
No. 4	0.020	0.19	0.46	0.016	0.0005	9.20	27.45	0.89	2.27	0.42	0.018	0.009	
No. 5	0.019	0.20	0.43	0.018	0.0003	7.75	27.78	0.88	2.32	0.39	0.016	0.007	
No. 6	0.017	0.19	0.54	0.019	0.0004	7.65	27.97	1.21	2.44	0.44	0.019	0.008	
No. 7	0.020	0.21	0.48	0.017	0.0005	7.72	26.81	2.88	1.68	0.37	0.010	0.009	
No. 8	0.017	0.19	0.44	0.018	0.0006	7.81	27.43	0.87	2.8	0.40	0.017	0.007	
No. 9	0.016	0.10	0.43	0.022	0.0006	7.49	27.66	1.71	2.2	0.48	0.016	0.008	
No. 10	0.017	0.22	0.48	0.022	0.0007	6.12	27.56	0.93	2.32	0.32	0.021	0.009	
No. 11	0.014	0.28	0.65	0.023	0.0004	7.55	27.86	0.89	2.8	0.33	0.018	0.009	
No. 12	0.019	0.21	1.79	0.023	0.0005	9.79	27.55	0.78	2.62	0.38	0.019	0.008	
No. 13	0.018	0.20	0.53	0.025	0.0005	6.68	25.04	2.91	1.86	0.28	0.022	0.009	
No. 14	0.019	0.22	0.49	0.019	0.0005	9.89	27.45	0.93	2.45	0.37	0.018	0.008	
No. 15	0.022	0.24	0.55	0.027	0.0014	10.1*	26.55	0.89	2.34	0.45	0.022	0.005	本发明范围外
No. 16	0.018	0.21	0.52	0.028	0.0022	7.21	24.72*	0.92	2.43	0.42	0.019	0.007	
No. 17	0.014	0.20	0.49	0.022	0.0013	7.44	28.22*	0.88	2.56	0.41	0.017	0.007	
No. 18	0.017	0.17	0.46	0.019	0.0011	7.11	27.22	3.70*	2.23	0.39	0.021	0.008	
No. 19	0.017	0.33	0.43	0.017	0.0010	6.89	27.89	0.92	3.18*	0.41	0.018	0.006	
No. 20	0.016	0.21	0.55	0.021	0.0008	7.52	27.23	0.88	2.26	0.55*	0.017	0.007	
NO. 21	0.026	0.22	0.42	0.018	0.0004	5.71*	27.96	1.92	2.05	0.44	0.017	0.008	
No. 22	0.018	0.24	2.12*	0.017	0.0018	7.23	27.23	0.88	2.13	0.42	0.016	0.009	

[0071] 另外，表 1 中标注了“＊”的数值是指在本发明的化学组成之外的意思。

[0072] 除了表 1 所述的成分的钢材之外，作为现有材料从市场中购入了 15mm 厚的 SUS316L 材料及 10mm 厚的 SUS329J4L 材料，为了比较也对上述材料进行了试验。

[0073] 试验 1（腐蚀试验）

[0074] 从固溶热处理后的钢板切下宽 10mm× 长 40mm× 厚 3mm 的试验片，使用粒度号为 600 号的研磨纸，对其整个表面进行了湿式研磨。将研磨后的试验片投入到加入有维持在 170℃的试验用腐蚀液（成分 :48% NaOH）的高压釜中，通过放置 76 小时来进行腐蚀试验。

[0075] 测量经过了 76 小时后的试验片的重量，并将基于与试验前的重量的对比而获得到的每单位面积·时间的失重作为腐蚀失重（单位 :g / m^2·hr）。将优于市场上销售的 SUS447J1 的失重的情况判断为良好。

[0076] 试验 2（焊接性试验）

[0077] 从固溶热处理后的钢板切下宽 25mm× 长 40mm× 厚 12mm 的试验片。在测量了该试验片的维氏硬度之后，进行了与焊接热影响部相当的热处理（以 800℃加热 30 分钟，之后，进行水冷）。对热处理后的试验片的维氏硬度也进行了测量，并求得了由焊接热影响部引起的硬度变化量（ΔHv）。

[0078] 将上述评价结果与从市场上销售的钢上所获得的试验片的评价结果一起在表 2 中表示。

[0079] [表 2]

[0080]

	腐蚀试验结果（腐蚀失重 g/m^2·hr）	焊接性试验结果 硬度上升⊿Hv	备考	分类
SUS316L	产生腐蚀裂纹 无法测量失重	-		比较材料
SUS329J4L	14.42	-		
No.1	1.632	91		本发明
No.2	1.367	38		
No.3	0.987	32		
No.4	0.978	39		
No.5	0.986	43		
No.6	0.942	74		
No.7	0.965	38		
No.8	0.933	42		
No.9	0.976	37		
No.10	0.988	41		
No.11	0.925	39		
No.12	1.824	44		
No.13	1.839	38		
No.14	1.989	44		
No.15	3.345	67		本发明范围外
No.16	3.267	74		
No.17	0.965	163	加工性不良	
No.18	1.248	189	超过Mo上限	
No.19	0.945	109	超过W上限	
No.20	1.134	129	焊接时产生泡状缺陷	
NO.21	1.648	138		
No.22	2.361	75		

[0081] 在表 2 中，对于耐腐蚀性，将腐蚀失重为 2.0g / m^2·hr 以下的情况视为合格。另外，对于硬度上升，将 ΔHv（硬度变化量）为 100 以下的情况视为合格。

[0082] 另外，试验 No.17 中的“加工性不良”是指在第 3 次加热的轧制中产生边裂（edge cracks）而需要实施 5 次加热的轧制，因此将试验 No.17 划在本发明范围外。

[0083] 以下说明实施例。

[0084] 具有本发明范围的钢成分的试验片具有腐蚀失重为 2.0g / m^2 • hr 以下的良好的针对浓缩碱的耐腐蚀性。另外，对于焊接性试验结果，硬度变化量（ΔHv）也在 100 以下。另外，硬度上升主要是由随着焊接热影响而生成的 σ 相引起的，该硬度上升会导致脆化等。在本发明范围内，硬度上升较小，可以说焊接性 良好。

[0085] 进一步说明实施例 1 的结果。

[0086] （1）Mo 的含量

[0087] 由于 No.18 具有超出本发明范围的 Mo 的含量，因此由与焊接热影响部相当的热处理而生成大量的 σ 相。因此，加热了的部分变硬而发生脆化。No.1 由于 Mo 的含量在上限附近，因此焊接性试验后的硬度上升为 91，显示出接近 100 的上升。为了稳定地生成铁素体相，需要像 No.2 那样含有 0.2 质量％以上的 Mo。

[0088] （2）W 的含量

[0089] No.19 是超过 W 的含量的上限的材料。由于该材料含有较多的 W，因此针对浓缩碱的耐腐蚀性优异，但是可知焊接性试验后的硬度上升超过 100，存在焊接性上的问题。从焊接性的观点出发，较为理想的是 W 的含量为 3.0 质量％以下。

[0090] （3）Mn 的含量

[0091] 若 Mn 的含量超过 2.0 质量％，则会导致耐腐蚀性变差。No.22 的腐蚀失重超过 2.0g / m^2 • hr。另一方面，在像 No.12 那样没有超过上限的情况下，腐蚀失重为 2.0g / m^2 • hr 以下。

[0092] （4）Ni 的含量

[0093] Ni 是生成奥氏体相所需的元素。但是，在双相不锈钢的情况下，若大量地含有 Ni，则针对高温浓缩碱的耐受性变差。因此，Ni 的含量的上限为 10.0 质量％。超过了 10.0 质量％的 No.15 的腐蚀失重较大。

[0094] （5）Cr 的含量

[0095] Cr 是铁素体的形成元素，并且具有提高耐腐蚀性的效果。若 Cr 的含量小于 25.0％，则无法赋予双相不锈钢能够经受住像高温浓缩碱这样严苛的腐蚀环境的耐腐蚀性。较为理想的是 Cr 的含量为 26.0 质量％以上。另一方面，Cr 也具有促进 σ 相析出的效果，因此，若 Cr 的含量为 28.0％以上，则会在焊接等热影响部析出 σ 相，从而使耐腐蚀性变差。Cr 量超出上限的 No.17 显示出优异的耐腐蚀性，但是存在焊接性试验中的硬度上升较大的问题。小于 Cr 的含量的下限的 No.16 在高温浓缩碱环境中的腐蚀失重超过 2.0g / m^2 • hr。

[0096] （6）N 的含量

[0097] N 是促进生成奥氏体的元素，是有助于提高耐腐蚀性的元素。但是，大量地含有 N 的材料会在焊接时产生气泡，或生成氮化物，因此焊接部的硬度上升。因而，使 N 的含量为小于 0.5％。超过 0.5％的 No.20 的焊接性不良。

[0098] （7）更优选的范围

[0099] 具有钢成分含 Cr：26.0％～ 27.95％、Mo：0.5％～ 3.0％、Mo ＋ W：1.0％～ 5.0％、Mn：1.7％以下以及 Ni：6.0％～ 9.5％这样的特征的材料（No.3、No.4、No.5、No.7、No.8、No.9、No.10 以及 No.11）显示出腐蚀失重为 1.0g / m^2 • hr 以下并且硬度的上升（ΔHv）为

50 以下的良好的特性。

[0100] 实施例 2

[0101] 为了明确不锈钢板中铁素体量、铁素体相数及奥氏体晶粒的平均长轴直径的影响，实施了以下的实施例。

[0102] 利用真空感应溶解炉熔炼 150kg 具有表 1 所示的 No. 5 的成分的不锈钢，并将其作为铸锭母材。以该铸锭为基础，通过进行了各种改变之后的加工工序，试制了各种组织的材料。

[0103] 表 3 中记载有各钢板的制造方法。另外，实施例 1 中的试验用钢板是利用表 3 中的 A 方法制造而成的。

[0104] [表 3]

[0105]

	铸造	锻造		热轧				冷轧		固溶热处理	
		温度 (℃)	最终尺寸 (mm)	第1次加热的加热温度 (℃)	第1次加热交叉轧制	再加热温度 (℃)	最终厚度 (mm)	压下率 (%)	最终厚度 (mm)	加热温度(℃)×时间(min.)	冷却方法
A	150kg/ch 圆形铸块	1250	80	1250	无	1150	10	无	无	1120℃×25分	水冷
B		1250	60	1250	60→40	1150	10	无	无	1120℃×25分	水冷
C		1250	60	1250	60→40	1150	12.5	20	10	1120℃×25分	水冷
D		1250	60	1250	无	1150	10	无	无	1080℃×25分	水冷
E		1250	60	1250	无	1150	10	无	无	1150℃×25分	水冷
F		1250	60	1250	无	1150	10	无	无	1120℃×25分	水冷
G		1250	60	1250	无	1150	12.5	20	10	1120℃×25分	水冷
H		1250	40	1250	无	1150	10	无	无	1120℃×25分	水冷
I		1200	80	1200	无	1150	10	无	无	1120℃×25分	水冷
J		1200	60	1200	无	1150	12.5	20	10	1120℃×25分	水冷
K		1200	60	1200	无	1150	10	无	无	1080℃×25分	水冷

[0106] 对所得的钢板(试验序号 No. 5 及 No. 23 ～ No. 32)进行了以下评价

[0107] (1)铁素体量

[0108] 使用 Fischer Instruments K. K. 生产的 FERITSCOPE MP30E—S，测量了各试验用钢板的铁素体量。

[0109] (2)铁素体相数

[0110] 以可获得不锈钢板的轧制纵截面的方式切割该不锈钢板。进一步切割所得的具有轧制纵截面的不锈钢板，获得了在表面部包含轧制纵截面的观察试样。对该观察试样进行将其嵌入树脂中的预处理，然后，对其进行研磨及蚀刻，从而准备好在表面部包含轧制纵截面的观察面。使用电子显微镜，以 400 倍的观察倍率沿厚度方向连续观察该观察面，通过将所得的多个观察图像连结起来，准备好包含表面部在内的图像。选择该图像上的、钢板的表面的任意一点作为测量起点，将在钢板的厚度方向上从该测量起点向中心侧移动了 0.5mm 的点设为测量终点。将连结测量起点与测量终点的线设定为测量线，测量该测量线穿过的铁素体相的数量，并将其作为铁素体相数。在每个试验钢板上设定 10 根不同的测量线，对该铁素体相数进行测量，在所得的 10 个铁素体相数中，去除最大值和最小值，将剩 下的 8 个铁素体相数的算数平均值作为该钢板的铁素体相数。

[0111] (3)平均长轴直径

[0112] 使用电子显微镜，以 200 倍的观察倍率观察由上述的方法所得的轧制纵截面的观察面的一部分，在一个观察视野中测量至少 5 个以上的奥氏体晶粒的长轴直径。在测量得

到的 5 个以上的长轴数据中，去除最小值与最大值，计算剩下的数据（3 个以上）的算数平均值。对一个试验钢板准备 9 处轧制纵截面，通过观察这些轧制纵截面的观察面，求得上述的长轴直径的算数平均值。然后对所得的多个算数平均值取算数平均，并将该算术平均值作为该钢板的奥氏体晶粒的平均长轴直径。

[0113] （4）腐蚀失重

[0114] 利用实施例 1 所述的方法测量了各试验钢板的腐蚀失重。

[0115] 在表 4 中表示上述评价的结果。另外，分别在图 1、图 2 及图 3 中表示腐蚀失重相对于铁素体量、铁素体相数及轧制纵截面的奥氏体晶粒的平均长轴直径的依赖性。

[0116] 若铁素体量为 40 质量％以上、铁素体相数为 15 以上、奥氏体平均长轴直径为 350μm 以下，则腐蚀失重大致为 1.1 以下，呈现出优异的特性。

[0117] [表 4]

[0118]

试验序号	钢成分	制造方法	铁素体量（质量%）	铁素体相数	平均长轴直径（μm）	腐蚀试验结果（腐蚀失重、$g/m^2 \cdot hr$）	备考
No.5	No.5	A	43.1	18.2	383	0.986	实施例1的制造方法
No.23		B	43.3	18.3	197	0.895	
No.24		C	43.6	20.1	94	0.764	
No.25		D	41.8	14.6	191	0.969	
No.26		E	44.8	14.2	198	0.884	
No.27		F	43.2	18.1	255	0.879	
No.28		G	43.4	22.4	135	0.795	
No.29		H	43.1	20.8	412	1.274	
No.30		I	40.8	18.6	378	1.186	
No.31		J	40.8	20.6	125	0.991	
No.32		K	39.3	14.8	196	1.437	

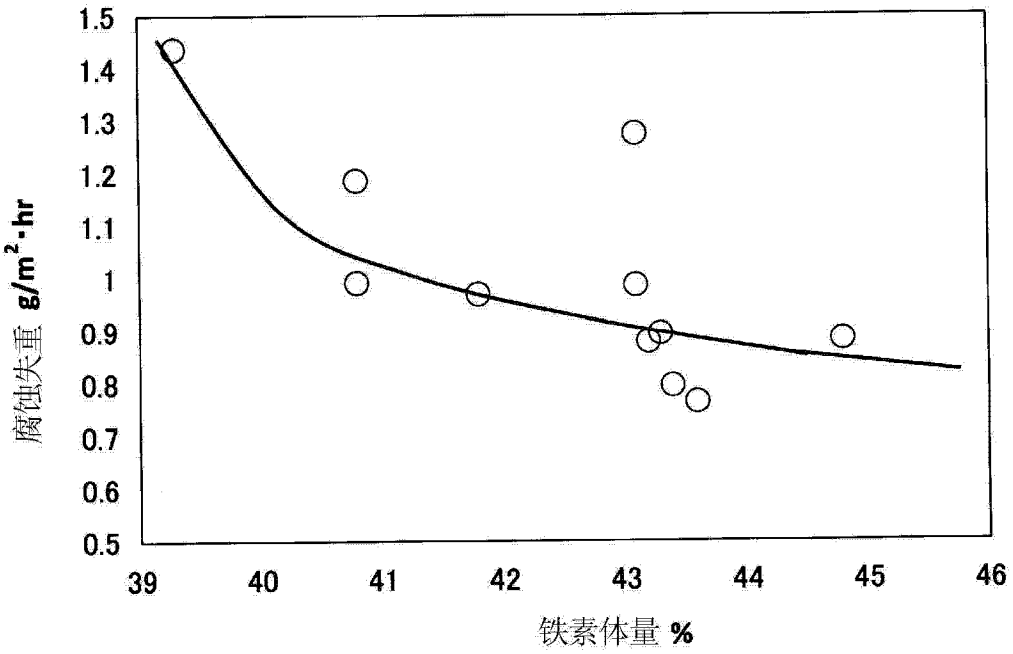

1.5
1.4
1.3
1.2
1.1
1
0.9
0.8
0.7
0.6
0.5
腐蚀失重 g/m²·hr
39
40
41
42
43
44
45
46
铁素体量 %

图 1

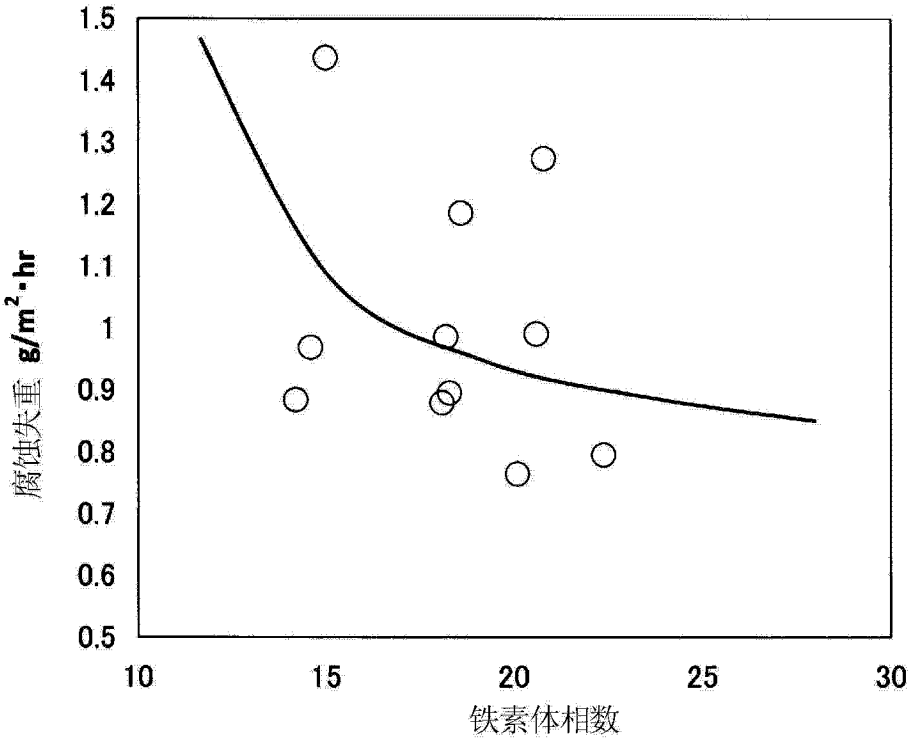

1.5
1.4
1.3
1.2
1.1
1
0.9
0.8
0.7
0.6
0.5
腐蚀失重 g/m²·hr
10
15
20
25
30
铁素体相数

图 2

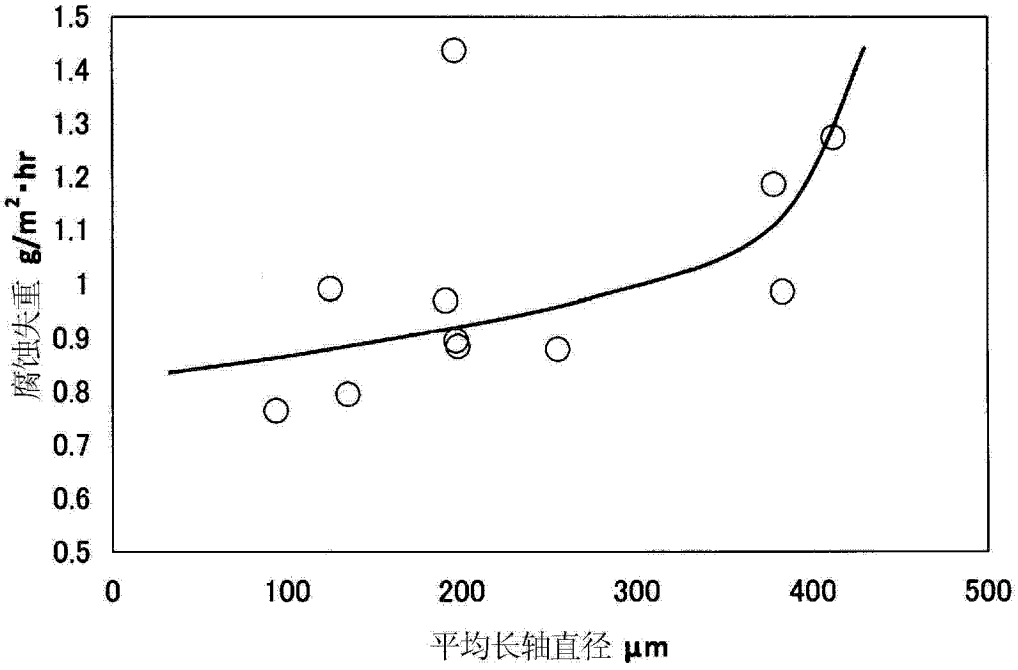

1.5
1.4
1.3
1.2
1.1
1
0.9
0.8
0.7
0.6
0.5
腐蚀失重 g/m²·hr
0
100
200
300
400
500
平均长轴直径 μm

图 3