



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 104169451 B

(45)授权公告日 2017.11.28

(21)申请号 201380014308.5

(22)申请日 2013.03.07

(65)同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 104169451 A

(43)申请公布日 2014.11.26

(30)优先权数据
2012-055308 2012.03.13 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2014.09.15

(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2013/001462 2013.03.07

(87)PCT国际申请的公布数据
W02013/136736 JA 2013.09.19

(73)专利权人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本东京

(72)发明人 寒川孝 福田国夫 吉野正崇
太田裕树 尾形浩行

(74)专利代理机构 中原信达知识产权代理有限
责任公司 11219
代理人 金龙河 穆德骏

(51)Int.Cl.
G22C 38/00(2006.01)
G22C 38/50(2006.01)
G22C 38/60(2006.01)
G21D 9/46(2006.01)

(56)对比文件
CN 1662667 A, 2005.08.31, 权利要求1, 说明书第8页13-18行, 第9页21-第10页第2行, 表1、3.

审查员 马娜

权利要求书1页 说明书17页

(54)发明名称

铁素体系不锈钢

(57)摘要

本发明提供表面性状以及与奥氏体系不锈钢的焊接部的耐腐蚀性优良的铁素体系不锈钢。一种铁素体系不锈钢,其特征在於,以质量%计含有C:0.003~0.015%、Si:0.05~0.30%、Mn:0.10~0.35%、P:0.06%以下、S:0.02%以下、Cr:17.0~19.0%、Ni:大于0.10%且0.30%以下、Ti:0.10~0.40%、Nb:0.005%以上且小于0.050%、Mo:小于0.20%、N:0.005~0.015%、Cu:0.30~0.50%、Mg:小于0.0005%,余量由Fe和不可避免的杂质构成。

1. 一种铁素体系不锈钢,其特征在於,以质量%计,C:0.003~0.015%、Si:0.05~0.30%、Mn:0.10~0.35%、P:0.06%以下、S:0.02%以下、Cr:17.0~19.0%、Ni:大于0.10%且0.30%以下、Ti:0.10~0.40%、Nb:0.010%以上且小于0.050%、Mo:0.12%以下、N:0.005~0.015%、Cu:0.31~0.50%、Mg:小于0.0005%,余量由Fe和不可避免的杂质构成。

2. 如权利要求1所述的铁素体系不锈钢,其特征在於,以质量%计还含有Al:0.02~0.50%。

3. 如权利要求2所述的铁素体系不锈钢,其中,以质量%计Al:0.10~0.50%。

4. 如权利要求1至3中任一项所述的铁素体系不锈钢,其特征在於,以质量%计还含有Zr:0.05~0.60%、V:0.02~0.50%中的一种或两种。

铁素体系不锈钢

技术领域

[0001] 本发明涉及表面性状以及与奥氏体系不锈钢(austenitic stainless steel)的焊接部的耐腐蚀性优良的铁素体系不锈钢(ferritic stainless steel)。

背景技术

[0002] 不锈钢中,奥氏体系不锈钢SUS304 (18%Cr-8%Ni) (日本工业标准、JIS G4305) 由于其优良的耐腐蚀性而得到广泛利用,但是,该钢种由于大量含有Ni,因此价格高昂。因此,作为具有与SUS304相当的优良的耐腐蚀性的钢种,开发了专利文献1中记载的不锈钢。

[0003] 专利文献1中公开了一种铁素体系不锈钢板,作为成分组成,以质量%计含有C:0.03%以下, Si:1.0%以下, Mn:0.5%以下, P:0.04%以下, S:0.02%以下, Al:0.1%以下, Cr:20.5%以上且22.5%以下, Cu:0.3%以上且0.8%以下, Ni:1.0%以下, Ti:4×(C%+N%)以上且0.35%以下, Nb:0.01%以下, N:0.03%以下, C+N:0.05%以下, 余量由Fe和不可避免的杂质构成。

[0004] 另外, JIS-SUS444、JIS-SUS430J1L等铁素体系不锈钢与奥氏体系不锈钢比较,也具有应力腐蚀开裂敏感性(Stress Corrosion Cracking sensitivity)小、不含有价格变动大的Ni等特征,作为汽车的排气系统构件的材料或水箱、建筑材料广泛使用。

[0005] 但是,通常由于铁素体系不锈钢的加工性、特别是伸长率比奥氏体系不锈钢差,因此在不能由铁素体系不锈钢成形的难加工性部件中使用奥氏体系不锈钢。因此,多数情况下,将奥氏体系不锈钢与铁素体系不锈钢组合而形成构成一个构成品。该情况下,各部件大多通过焊接结合,作为焊接方法,主要使用TIG焊接(Tungsten Inert Gas welding, 钨极惰性气体保护电弧焊),对焊接部(weld zone)也要求与母材同样良好的耐腐蚀性。

[0006] 现有技术文献

[0007] 专利文献

[0008] 专利文献1:日本特开2007-77496号公报

[0009] 专利文献2:日本特开平8-10823号公报

发明内容

[0010] 发明所要解决的问题

[0011] 专利文献1中公开的铁素体系不锈钢在相同钢种的焊接部具有良好的耐腐蚀性。但是,在与SUS304等异钢种进行TIG焊接时,存在产生焊接部的耐腐蚀性比母材降低的情况的问题。

[0012] 这是由于产生了所谓的敏化(sensitization)而使焊接部的耐腐蚀性变差,该敏化是由于焊接时的热历史使钢中的C、N与Cr结合而以Cr碳化物(chromium carbides, 例如Cr₂₃C₆等)或Cr氮化物(chromium nitrides, CrN₂等)的形式在晶界析出,由此在晶界附近产生Cr浓度低于母材的贫Cr层(chromium depletion layer)而引起的。

[0013] 通常,为了防止由敏化导致的焊接部的耐腐蚀性劣化,采取在降低钢中的C、N的同

时添加适量的Ti,将C、N以Ti碳氮化物的形式固定,从而防止Cr碳化物、Cr氮化物的生成的方法。通过该方法,专利文献1中公开的铁素体系不锈钢板之间的TIG焊接部显示出良好的耐腐蚀性。

[0014] 但是,该铁素体系不锈钢板的C含量为约0.01%,与此相对,SUS304等的C含量高达0.04~0.05%,因此,通常,在与SUS304等高含C不锈钢的接合中,为了通过同样的Ti添加而防止敏化,必须将Ti添加量提高至约1.0%。

[0015] 但是,在铁素体系不锈钢中添加Ti至约1.0%时,有时在凝固中钢水中的Ti与N发生反应,形成TiN而析出。该TiN在高温下的延展性欠缺,在热轧工序中形成伤痕,表面性状变差。这样产生的伤痕较深,即使通过热轧板退火、酸洗、之后的冷轧、冷轧板退火、酸洗等也不会消除,因此,除非进行通过研磨机磨削等将热轧退火酸洗板表面大量切削的处理,否则会形成被称为所谓的钛条纹(stringer caused by titanium nitrides)的表面瑕疵,使冷轧退火酸洗板的表面性状显著变差。

[0016] 另外,在TIG焊接的情况下,在表面、背面通常均由惰性气体保护从而尽可能不会在焊接部形成被称为回火色(temper color)的薄氧化被膜(oxide layer)的条件下进行焊接,但在实际的工序中,该气体保护不充分,存在由于空气中N的混入而助长之前所述的敏化的问题。

[0017] 另外,大量添加价格高昂的Ti还存在损害未使用价格高昂的Ni的钢种的优点的问题。

[0018] 本发明是鉴于这样的情况完成的,其目的在于提供表面性状优良、并且不仅与铁素体系不锈钢而且与奥氏体系不锈钢焊接时焊接部的耐腐蚀性也优良的铁素体系不锈钢。

[0019] 用于解决问题的方法

[0020] 本发明人为了实现上述课题,对于钢的化学成分对母材部与焊接部的耐腐蚀性带来的影响、以及钢板的表面性状(钛条纹瑕疵),进行了缜密的调查、研究,得到了以下的见解。

[0021] (1)通过优化铁素体相促进元素的浓度,使与奥氏体系不锈钢的焊接部的组织形成马氏体相(martensite phase),由此能够防止敏化。这是由于,马氏体相的C、N的固溶限大。

[0022] (2)添加极微量的Nb时,在高于Ti氮化物析出的温度的高温下,Nb氮化物析出。在其后的冷却过程中该Nb氮化物成为Ti碳氮化物的成核点,促进Ti的敏化防止效果。

[0023] (3)通常,添加Nb时,钢板的再结晶温度升高,但如果添加极微量的Nb,则几乎不存在升高钢板的再结晶温度的弊病,可以应用使用例如专利文献2所公开的碳钢的生产线的廉价的高速酸洗方法。

[0024] (4)即使在焊接时气体保护不完全而大气中的N混入焊接部中,在钢中只要含有适量的Al,则在焊接部生成AlN,能够防止敏化。另外,在钢中只要含有适量的Sb,则在焊接部生成Sb与N的化合物,从而能够防止敏化。

[0025] (5)钛条纹瑕疵的主要原因是由于在钢板的极表层部存在的粗大的TiN引起的。通过优化Ti含量,能够防止钛条纹瑕疵的产生。

[0026] 由上可知,能够制作在焊接部中也具有良好的耐腐蚀性而无需对热轧退火酸洗板进行表面研削的良好表面品质的冷轧退火酸洗板,与Ni系的奥氏体系不锈钢相比,能够得

到廉价的铁素体系不锈钢。

[0027] 本发明是基于以上见解完成的,其主旨如下。

[0028] [1]一种铁素体系不锈钢,其特征在于,以质量%计含有C:0.003~0.015%、Si:0.05~0.30%、Mn:0.10~0.35%、P:0.06%以下,S:0.02%以下,Cr:17.0~19.0%、Ni:大于0.10%且0.30%以下,Ti:0.10~0.40%、Nb:0.005%以上且小于0.050%、Mo:小于0.20%、N:0.005~0.015%、Cu:0.30~0.50%、Mg:小于0.0005%,余量由Fe和不可避免的杂质构成。

[0029] [2]如上述[1]所述的铁素体系不锈钢,其特征在于,以质量%计还含有Al:0.02~0.50%。

[0030] [3]如上述[2]所述的铁素体系不锈钢,其中,以质量%计Al:0.10~0.50%。

[0031] [4]如上述[1]至[3]中任一项所述的铁素体系不锈钢,其特征在于,以质量%计还含有Sb:0.005~0.30%。

[0032] [5]如上述[1]至[4]中任一项所述的铁素体系不锈钢,其特征在于,以质量%计还含有Zr:0.05~0.60%、V:0.02~0.50%中的一种或两种。

[0033] 发明效果

[0034] 本发明的铁素体系不锈钢即使与奥氏体系不锈钢焊接,焊接部的耐腐蚀性以及表面性状也优良,因此,适于厨房设备、建筑内装材料、产业机械、汽车部件等。

具体实施方式

[0035] 以下,对本发明的各构成要素的限定原因进行说明。

[0036] 1.关于成分组成

[0037] 首先,对规定本发明的钢的成分组成的原因进行说明。需要说明的是,成分%全部是指质量%。

[0038] C:0.003~0.015%

[0039] C容易与Cr结合而形成Cr碳化物,焊接时在热影响部(Heat Affected Zone)形成Cr碳化物时,会成为晶间腐蚀的原因,因此C越低越优选。因此,将C设定为0.015%以下。另一方面,C含量过低时在精炼中需要大量的时间,因此,将C含量设定为0.003~0.015%的范围。从焊接部的耐腐蚀性的观点出发,优选为0.003~0.012%的范围。更优选为0.003~0.010%的范围。

[0040] Si:0.05~0.30%

[0041] Si是作为脱氧剂有用的元素,因此,设定为0.05%以上。另一方面,超过0.30%时,使在碳钢生产线中使用的高速酸洗方法中的冷轧板的酸洗性变差,生产率降低。由此,Si量设定为0.05~0.30%的范围。优选为0.05~0.20%的范围。

[0042] Mn:0.10~0.35%

[0043] Mn具有脱氧作用,因此含有0.10%以上。另外,由于Mn是奥氏体相促进元素(austenite former element),因此,促进与奥氏体系不锈钢的焊接部(以下称为异钢种焊接部)的马氏体相的形成。但是,过量添加的情况下,Mn会与钢中存在的S结合,形成作为可溶性硫化物(soluble sulfides)的MnS,使耐腐蚀性降低,因此,将Mn含量设定为0.10~0.35%的范围。优选为0.10~0.25%的范围。

[0044] P:0.06%以下

[0045] P在超过0.06%时,不仅对耐腐蚀性有害,而且由于固溶强化(solid solution strengthening)使加工性降低。由此,P量设定为0.06%以下。从耐腐蚀性的观点出发,优选为0.04%以下。

[0046] S:0.02%以下

[0047] S是对耐腐蚀性有害的元素。特别是在与Mn同时存在的情况下,会形成MnS而成为点蚀的起点,使耐腐蚀性变差。这样的作用在超过0.02%时变得显著。因此,S量设定为0.02%以下。从耐腐蚀性的观点出发,优选为0.01%以下。进一步优选为0.006%以下。

[0048] Cr:17.0~19.0%

[0049] Cr在不锈钢的表面上形成钝化被膜,是对提高母材的耐腐蚀性不可欠缺的元素。为了得到良好的耐腐蚀性,需要添加17.0%以上。但超过19.0%的添加在与SUS304的异钢种焊接部不生成马氏体,不能防止耐腐蚀性降低。因此,Cr含量设定为17.0~19.0%的范围。优选为17.5~18.5%的范围。

[0050] Ni:大于0.10%且0.30%以下

[0051] Ni是有助于改善耐缝隙腐蚀性(crevice corrosion resistance)的元素。此外,与Mn同样是奥氏体相生成促进元素,因此,会促进异钢种焊接部的马氏体相的形成。但是,添加超过0.30%时,SCC敏感性提高,另外,Ni也是价格高昂的元素。因此,Ni量设定为大于0.10%且0.30%以下的范围。优选为0.20~0.30%的范围。

[0052] Ti:0.10~0.40%

[0053] Ti如上所述是为了确保与奥氏体系不锈钢的异钢种焊接部的耐腐蚀性而不可欠缺的元素。但是,过量添加时,TiN的析出量增加,钛条纹瑕疵变得显著,如果不进行热轧退火酸洗板的表面研削等,则无法在制品板(冷轧退火酸洗板)上良好地保持表面性状。因此,Ti量设定为0.10~0.40%的范围。从异钢种焊接部的耐腐蚀性的观点出发,优选设定为0.20~0.40%的范围。

[0054] Nb:0.005%以上且小于0.050%

[0055] Nb的微量添加对本发明而言也是重要的要素之一。Nb比Cr、Ti更优先地形成碳氮化物。特别在异钢种焊接部的熔池(weld metal)以及热影响部中,在比生成Ti碳氮化物的温度更高的温度下开始Nb碳氮化物的生成。在之后的冷却过程中,原因尚不明确,Nb碳氮化物作为成核点,生成大量含有的Ti的碳氮化物。也就是说,通过添加微量的Nb,促进Ti碳氮化物的生成,因此,与不含有Nb的情况相比,异钢种焊接部的熔池、热影响部的Ti的C、N的固定能力变得坚固,更有效地防止敏化。因此,将本发明的Nb量的下限设定为0.005%以上。另一方面,过量添加Nb时,冷轧板的再结晶温度(recrystallization temperature)升高,因此,为了得到充分的机械性质,需要在高温下退火。因此,与没有添加Nb的情况相比,在最终退火(finishing annealing)时生成的氧化被膜较厚地生长。因此,使在上述的碳钢生产线中使用的高速酸洗方法中的冷轧板的酸洗性变差,降低生产率。由此,Nb量设定为0.005%以上且小于0.050%的范围。从异钢种焊接部的耐腐蚀性的观点出发,优选为0.010%以上且小于0.050%的范围。

[0056] Mo:小于0.20%

[0057] Mo使钝化被膜(passivation film)强固,显著提高耐腐蚀性。但是,Mo是铁素体相

生成促进元素,即使通过微量的添加,在与奥氏体系不锈钢的异钢种焊接部也不会生成马氏体相。因此,异钢种焊接部形成铁素体相,发生敏化。由此,Mo量设定为小于0.20%。另外,Mo由于降低热轧板的韧性,因此,优选小于0.10%。需要说明的是,Mo的下限设定为0。

[0058] N:0.005~0.015%

[0059] N容易与Cr结合而形成Cr氮化物。焊接时在异钢种焊接部以及热影响部形成Cr氮化物时,会成为晶间腐蚀(intergranular corrosion)的原因,因此N越低越优选。另外,为了降低引起钛条纹瑕疵的TiN的析出量,尽可能降低为好。但是,即使过低在精炼中也需要大量的时间,因此,N量设定为0.005~0.015%的范围。从异钢种焊接部的耐腐蚀性的观点出发,优选为0.005~0.012%的范围,更优选为0.005~0.010%的范围。

[0060] Cu:0.30~0.50%

[0061] Cu是提高耐腐蚀性、特别是在水溶液中或附着有弱酸性的水滴时的耐腐蚀性的元素。这是由于,Cu在水溶液或水滴中一旦溶解后,再附着到铁基表面上,从而抑制了铁基的溶解。但是,Cu量超过0.50%时,除了热加工性降低之外,热轧时在热轧钢坯上生成被称为红锈的起因于Cu的淀粉糖浆状氧化物,也成为表面缺陷的原因。由此,Cu量设定为0.30~0.50%的范围。从热加工性的观点出发,优选为0.30~0.40%的范围。

[0062] Mg:小于0.0005%

[0063] Mg是主要由转炉中的砖混入的杂质。另外,Mg成为多种多样的夹杂物的起点,也成为其他夹杂物的成核点。另外,即使进行退火等也难以再固溶,因此,使热轧退火酸洗板、制品板(冷轧退火酸洗板)的表面性状变差。由此,Mg量设定为小于0.0005%。为了保持良好的表面性状,优选小于0.0003%。

[0064] 以上为本发明的基本化学成分,余量由Fe和不可避免的杂质构成,另外,从TIG焊接的气体保护和防止异钢种焊接部的敏化的观点出发,可以添加Al、Sb作为选择元素。此外,为了提高异钢种焊接部的耐腐蚀性,可以添加Zr、V作为选择元素。需要说明的是,作为不可避免的杂质,可以允许例如Ca:0.0020%以下,但并不限于此。

[0065] Al:0.02~0.50%

[0066] Al是在TIG焊接的气体保护不充分的情况下特别重要的元素。如上所述在TIG焊接的情况下,通常对背面进行气体保护来实施焊接。但是,在异钢种焊接部的形状复杂的情况下,气体保护不充分,有时大气中的N混入熔池中。在该情况下,C、N量超过马氏体相的固溶限(solid solubility limit)时,仅通过Ti无法完全地防止敏化。这样的情况下,预先添加Al对防止敏化是有效的。这是由于,Al将混入熔池的N以AlN的形式固定。该效果通过含有0.02%以上的Al而得到。但是,超过0.50%含有Al时,在钢坯阶段生成非金属系夹杂物,成为热轧板、冷轧板的表面性状变差的原因。由此,在含有Al的情况下,Al量优选为0.02~0.50%的范围。更优选的下限为0.10%,进一步优选为0.15%。更优选的上限为0.30%。

[0067] Sb:0.005~0.30%

[0068] Sb与Al同样,也具有在TIG焊接的气体保护不充分的情况下捕捉由大气中混入的N的效果,在具有复杂形状的结构体的情况下,是最好还是添加的元素。但是,过度添加Sb时,在钢坯阶段中生成非金属系夹杂物,成为热轧板、冷轧板的表面性状变差的原因。由此,在添加Sb的情况下,Sb量优选设定为0.005~0.30%的范围。从制品板(冷轧退火酸洗板)上的表面性状的观点出发,更优选为0.005~0.10%的范围。

[0069] Zr:0.05~0.60%

[0070] Zr与Ti同样比Cr更优先地形成碳氮化物,是使相同钢种焊接部、异钢种焊接部的耐腐蚀性提高的元素。但是,Zr与Ti比较价格高昂,此外,过度添加Zr时,会生成金属间化合物,使热轧板的韧性变差。由此,添加Zr的情况下,Zr量优选为0.05~0.60%的范围。更优选为0.15~0.35%的范围。

[0071] V:0.02~0.50%

[0072] V也与Ti同样比Cr更优先地形成碳氮化物,是使相同钢种焊接部、异钢种焊接部的耐腐蚀性提高的元素。但是,其效果小于Ti。另外,也是高价的元素。因此,添加V的情况下,V量优选为0.02~0.50%的范围。更优选为0.02~0.05%的范围。

[0073] 2.关于制造条件

[0074] 接着,对本发明钢的优选制造方法进行说明。将上述优选成分组成的钢通过转炉、电炉、真空熔炼炉等公知的方法进行熔炼,通过连铸法或铸锭-开坯法制成钢原材(钢坯)。之后对该钢原材在1100~1250℃下进行1~24小时的加热,或者不加热而直接进行热轧,制成热轧板。

[0075] 对热轧板通常在800~1100℃下实施1~10分钟的热轧板退火,但也可以根据用途省略热轧板退火。接着,在热轧板酸洗后,通过冷轧制成冷轧板,然后,实施最终退火,得到制品板。从伸长性、弯曲性、冲压成形性以及形状矫正的观点出发,冷轧优选在50%以上的轧制率下进行。通常在JIS G0203的表面精加工No.2B精加工品的情况下,从确保良好的机械性质、以及酸洗性的观点出发,冷轧板的最终退火优选在800~950℃下进行退火。

[0076] 但是,在利用连轧-CAL(tandem cold rolling and continuous annealing line)的高生产率的冷轧制品的情况下,最优选通过使用利用了碳钢生产线的上述碳钢退火酸洗生产线的高速酸洗(参考专利文献2)的廉价工艺进行制造,此时的退火温度优选在800~900℃下进行。另外,对于进一步要求光泽的部位的构件,利用BA退火的最终退火是有效的。另外,如上所述,在冷轧后以及加工后,为了得到更加良好的表面性状,即使实施研磨等也没有任何问题。

[0077] 实施例1

[0078] 以下,基于实施例,对本发明更加详细地进行说明。

[0079] 将具有表1所示的发明例No.1~8和33、比较例No.9~12的组成的钢用50kg的小型真空熔炼炉进行熔炼。将这些钢锭在用Ar气吹扫后的炉内加热至1150℃后,实施热轧,制成板厚4.0mm的热轧板。

[0080] 接着,在大气中在950℃下对这些热轧板实施1分钟的热轧板退火后,对表面进行玻璃珠的喷丸处理,之后,在温度80℃的20质量%硫酸溶液中浸渍120秒后,在由15质量%硝酸和3质量%氢氟酸构成的温度55℃的混合酸中浸渍60秒,由此进行酸洗,进行去氧化皮。

[0081] 另外,通过冷轧得到板厚1.0mm的冷轧板,在大气开放炉中,900℃下进行1分钟的退火,得到冷轧退火板。将该冷轧退火板在温度80℃、20质量%NaSO₄中进行三次以钢板作为阳极的3A/dm²下、10秒的电解酸洗,然后,在由5质量%硝酸和3质量%氢氟酸构成的温度55℃的混合酸中浸渍30秒,由此进行去氧化皮,得到冷轧退火酸洗板。

[0082]

表1

No.	组成(质量%)														备注		
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	Nb	Mo	N	Mg	Al		Sb	Zr
1	0.010	0.05	0.18	0.023	0.004	18.8	0.23	0.28	0.22	0.020	0.08	0.009	0.0003	0.028	-	-	-
2	0.003	0.10	0.15	0.024	0.003	18.4	0.12	0.35	0.14	0.330	0.02	0.008	0.0001	0.030	-	-	-
3	0.012	0.14	0.25	0.020	0.003	18.3	0.20	0.33	0.29	0.340	0.10	0.012	0.0002	0.025	-	-	-
4	0.008	0.18	0.21	0.021	0.002	17.3	0.26	0.41	0.20	0.340	0.08	0.009	0.0004	0.021	-	-	-
5	0.003	0.12	0.13	0.025	0.004	19.4	0.13	0.40	0.15	0.020	0.05	0.007	0.0003	0.150	-	-	-
6	0.008	0.06	0.19	0.025	0.005	18.2	0.15	0.34	0.19	0.010	0.07	0.008	0.0002	0.240	-	-	0.20
7	0.007	0.21	0.33	0.019	0.002	18.0	0.27	0.50	0.24	0.030	0.06	0.012	0.0002	0.024	0.110	0.12	-
8	0.014	0.29	0.23	0.022	0.003	17.9	0.11	0.31	0.21	0.023	0.03	0.003	0.0003	0.180	0.008	-	-
9	0.005	0.15	0.15	0.024	0.004	18.1	0.22	0.37	0.23	0.030	0.04	0.007	0.0004	-	-	-	-
10	0.009	0.11	0.19	0.023	0.002	18.2	0.20	0.41	0.27	0.030	0.09	0.008	0.0003	0.026	-	-	-
11	0.012	0.18	0.20	0.024	0.004	18.4	0.17	0.34	0.34	0.030	0.11	0.010	0.0003	0.210	-	-	-
12	0.005	0.34	0.21	0.020	0.002	18.5	0.24	0.32	0.23	0.020	0.06	0.013	0.0004	0.110	-	-	0.10

注：下划线表示本发明的范围之外。

[0083]

首先，目视进行所得到的冷轧退火酸洗板的表面性状的判定。

[0084]

接着，将所得到的冷轧退火酸洗板作为供试材料，作为母材耐腐蚀性评价用样品，

制作去氧化皮后的冷轧退火酸洗板的酸洗状态材料和用#600号的研磨纸对表面进行研磨后的研磨材料两种样品。

[0085] 另外,对于相同的供试材料进行相同的材料的TIG焊接部试验。在该试验中,将从各个供试材料上裁取的2张板通过TIG焊接进行接合,将它们的表面用#600号的研磨纸进行研磨,得到同钢种焊接部耐腐蚀性评价样品。

[0086] 另外,对于各供试材料进行与SUS304的异钢种TIG焊接试验。在该试验中,将从各个供试材料上裁取的板与板厚1.0mm的SUS304的板通过TIG焊接进行接合,将它们的表面用#600号的研磨纸进行研磨,得到异钢种焊接部耐腐蚀性评价样品。同钢种、异钢种TIG焊接试验条件均如下所述,以背面焊缝宽度(width of the back bead)达到3mm以上的方式控制焊接电流,评价面为背面焊缝面。

[0087] 焊接电压:10V

[0088] 焊接电流:90~110A

[0089] 焊接速度:600mm/分钟

[0090] 电极:1.6mm钨电极

[0091] 保护气体:表面焊缝侧(front bead side)Ar 20L/分钟

[0092] 背面焊缝侧(back bead side)Ar 20L/分钟

[0093] 使用所得到的母材(酸洗状态材料、研磨材料)、同钢种焊接部、异钢种焊接部样品,根据JIS H8502(1999)进行盐水喷雾循环试验(CCT、neutral salt spray cyclic corrosion test)。CCT以5质量%NaCl溶液喷雾(35℃、2h)→干燥(60℃、4h、相对湿度20~30%)→湿润(40℃、2h、相对湿度95%以上)作为1次循环,实施15次循环。将所得到的结果示于表2。

[0094] 需要说明的是,各试验的判定基准如下。

[0095] (a) 冷轧退火酸洗后的外观:通过具有表面缺陷(鳞状折叠(scab)、气孔(pin hole)、线形鳞状折叠(linear scab)、钛条纹瑕疵、白筋纹路(white streak)的颜色异常)的部分的长度相对于板总长度的比例进行判断,缺陷率低于5%判定为◎,缺陷率5%以上且低于10%判定为○,缺陷率10%以上且低于20%判定为△,缺陷率20%以上判定为×,将◎和○判定为合格,将△和×判定为不合格。

[0096] (b) 酸洗状态材料以及#600号研磨材料的CCT结果:15次循环试验后的生锈面积的生锈率(Rust area ratio)小于10%判定为◎,生锈率10%以上且小于20%判定为○,生锈率20%以上且小于30%判定为△,生锈率30%以上判定为×,将◎和○判定为合格,将△和×判定为不合格。

[0097] (c) 同钢种焊接部耐腐蚀性试验结果:在同钢种中进行TIG对接焊,用#600号的研磨纸除去焊接部的回火色后,CCT15次循环后的焊接部的生锈率小于10%判定为◎,生锈率10%以上且小于20%判定为○,生锈率20%以上且小于30%判定为△,生锈率30%以上判定为×,将◎和○判定为合格,将△和×判定为不合格。

[0098] (d) 异钢种焊接部耐腐蚀性试验结果:与SUS304进行TIG对接焊,用#600号的研磨纸除去焊接部的回火色后,CCT15次循环后的焊接部的生锈率小于10%判定为◎,生锈率10%以上且小于20%判定为○,生锈率20%以上且小于30%判定为△,生锈率30%以上判定为×,将◎和○判定为合格,将△和×判定为不合格。

[0099]

表3

No.	冷轧退火酸洗板 的表面性状	利用CCT的冷轧退火酸洗 板(硬脆材料)的耐腐蚀性	利用CCT的冷轧退火酸洗 板(硬脆材料)的耐腐蚀性	利用CCT的硬脆材 料的耐腐蚀性	利用CCT的软韧材 料的耐腐蚀性	备注	备注
1	◎	◎	◎	◎	◎	—	—
2	◎	◎	◎	◎	◎	—	—
3	○	◎	◎	◎	◎	—	—
4	◎	○	◎	◎	◎	—	—
5	◎	◎	◎	◎	◎	—	—
6	◎	◎	◎	◎	◎	—	—
7	◎	◎	◎	◎	◎	—	—
8	○	◎	◎	◎	◎	—	—
33	◎	◎	◎	◎	◎	—	—
9	◎	×	×	×	×	—	—
10	○	◎	◎	○	×	—	—
11	◎	○	○	×	×	—	—
12	△	△	◎	◎	○	—	— 命名省略、 备注及缺陷

注: 将◎、○判定为合格、将△、×判定为不合格

[0100] 作为发明例的No.1~8和33的成分组成在本发明的范围内,对于任意一个评价项目,耐腐蚀性、表面性状均优良。

[0101] 另一方面,Cr量低至16.2%的比较例No.9的生锈面积多,耐腐蚀性变差。

[0102] 另外,Cr量高达19.4%的比较例No.10的异钢种焊接部的生锈面积多,耐腐蚀性变差。这可以认为是由于,作为铁素体生成促进元素的Cr量高,因此,异钢种焊接部不发生马氏体化。

[0103] 另外,Ti量少至0.07%的比较例No.11的异钢种焊接部的生锈面积多,耐腐蚀性变差。

[0104] 另外,Si量和Nb量超过本发明范围的比较例No.12中,在母材的表面上确认到若干氧化皮残留,冷轧退火酸洗后的耐腐蚀性变差。

[0105] 实施例2

[0106] 接着,将具有表3所示的发明例No.13~18、比较例No.19~22的成分组成的铁素体系不锈钢在150吨VOD(Vacuum Oxygen Decaburization,真空吹氧脱碳)炉中进行熔炼后,通过连铸铸造成钢坯。将其加热至1150℃的温度,进行热轧,得到板厚4.0mm的热轧卷材。接着,在950℃、空气比1.3的焦炉煤气燃烧气氛中进行退火1~5分钟,对表面进行铁球喷丸处理(shot blasting)后,在温度80℃的20质量%硫酸溶液中浸渍120秒后,在由15质量%硝酸和3质量%氢氟酸构成的温度55℃的混合酸中浸渍60秒,由此进行酸洗,进行去氧化皮,得到热轧退火酸洗卷材。进而,通过冷轧得到板厚1.0mm的冷轧板,在900℃下、空气比1.3的焦炉煤气燃烧气氛中退火2分钟,在温度80℃、20质量%NaSO₄中进行三次以钢板作为阳极的3A/dm²下、10秒的电解酸洗(electrolytic descaling),然后,在由5质量%硝酸和3质量%氢氟酸构成的温度55℃的混合酸中浸渍30秒,由此进行去氧化皮,得到冷轧退火酸洗板。

[0107]

表3

No.	组成 (质量%)																备注
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	Nb	Mo	N	Mg	Al	Sb	Zr	
13	0.009	0.26	0.21	0.024	0.008	18.6	0.20	0.34	0.21	0.020	0.05	0.008	0.0002	0.028	—	—	—
14	0.005	0.11	0.23	0.025	0.003	18.4	0.12	0.35	0.16	0.030	0.07	0.008	0.0003	0.020	—	—	—
15	0.008	0.13	0.19	0.023	0.008	17.9	0.19	0.46	0.23	0.040	0.08	0.012	0.0004	0.027	—	—	—
16	0.008	0.10	0.22	0.025	0.004	18.3	0.15	0.34	0.17	0.030	0.12	0.008	0.0004	0.140	—	—	—
17	0.010	0.28	0.20	0.019	0.003	18.3	0.23	0.36	0.37	0.020	0.08	0.014	0.0003	0.026	—	—	0.10
18	0.004	0.19	0.33	0.030	0.005	18.2	0.24	0.31	0.20	0.030	0.08	0.010	0.0002	0.031	0.100	0.12	—
19	0.007	0.15	0.19	0.022	0.003	18.2	0.18	0.24	0.24	0.020	0.40	0.010	0.0004	0.025	—	—	—
20	0.004	0.26	0.24	0.028	0.004	19.5	0.23	0.32	0.33	0.020	0.15	0.008	0.0001	0.025	—	—	—
21	0.011	0.33	0.20	0.021	0.006	17.8	0.20	0.37	0.37	0.003	0.08	0.015	0.0003	0.032	—	—	—
22	0.005	0.45	0.23	0.019	0.004	18.4	0.14	0.41	0.20	0.010	0.09	0.008	0.0010	0.206	—	—	0.20

注：下划线表示本发明的范围之外。

[0108]

首先，目视进行这样得到的冷轧退火酸洗板的表面性状的判定。

[0109]

接着，与实施例1同样地制作母材、同钢种焊接部、异钢种焊接部样品，与实施例1

同样地根据JIS H8502 (1999) 进行盐水喷雾循环试验 (CCT), 进行耐腐蚀性评价试验。将所得到的结果示于表4。需要说明的是, 各试验的判定基准与实施例1同样。

[0110]

表4

No.	冷轧止脱炭素 钢板的性能	利用JIS的冷蚀试验 板(钢板材料)的耐腐蚀性	利用CCT的冷基基水酸洗 板(钢板材料)的耐腐蚀性	利用JIS的铜蚀试 验板的耐腐蚀性	利用CCT的铜蚀试 验板的耐腐蚀性	备注	实施例			比较例				
							13	14	15	16	17	18	19	20
13	◎	◎	◎	◎	◎	—	◎	◎	◎	×	—	—	—	—
14	◎	◎	◎	◎	◎	—	◎	◎	◎	×	—	—	—	—
15	◎	◎	◎	◎	◎	—	◎	◎	◎	×	—	—	—	—
16	◎	◎	◎	◎	◎	—	◎	◎	◎	×	—	—	—	—
17	○	◎	◎	◎	◎	—	◎	◎	◎	×	—	—	—	—
18	◎	◎	◎	◎	◎	—	◎	◎	◎	×	—	—	—	—
19	◎	◎	◎	◎	◎	—	◎	◎	◎	×	—	—	—	—
20	○	◎	◎	◎	◎	—	◎	◎	◎	×	—	—	—	—
21	×	△	△	△	△	—	△	△	△	×	—	—	—	—
22	×	×	×	×	×	—	×	×	×	×	—	—	—	—

注: ◎、○判定为合格, △、×判定为不合格

[0111] 作为发明例的No.13~18的成分组成在本发明的范围内,对于任意一个评价项目,耐腐蚀性、表面性状均优良。

[0112] 另一方面,作为比较例的No.19的Mo量为0.40%,高于本发明范围,同样,作为比较例的No.20的Cr量为19.5%,高于本发明范围,因此,异钢种焊接部的生锈面积多,耐腐蚀性变差。这可以认为是由于,作为铁素体相生成促进元素的Mo量和Cr量高,因此,异钢种焊接部不发生马氏体化。

[0113] 另外,比较例No.21的Si量为0.33%、Nb量为0.003%,均在本发明的范围之外,同样,比较例No.22的Si量为0.45%,Mg量为0.0010%,均超过本发明范围,因此,观察到若干氧化皮残留,冷轧退火酸洗后的耐腐蚀性变差。

[0114] 实施例3

[0115] 将具有表5所示的发明例No.23~28、比较例No.29~32的成分组成的钢用50kg小型真空熔炼炉进行熔炼。将这些钢锭在用Ar气吹扫后的炉内加热至1150℃后,进行热轧,得到板厚4.0mm的热轧板。

[0116] 接着,对这些热轧板在大气中在950℃下实施1分钟的热轧板退火后,对表面进行玻璃微珠的喷丸处理,在温度80℃的20质量%硫酸溶液中浸渍120秒后,在由15质量%硝酸和3质量%氢氟酸构成的温度55℃的混合酸中浸渍60秒,由此进行酸洗,进行去氧化皮。

[0117] 进而,通过冷轧得到板厚1.0mm的冷轧板,在还原性气氛(H_2 :5体积%, N_2 :95体积%、露点-40℃)中,在900℃下进行1分钟的退火,得到冷轧退火板。将该冷轧退火板在温度50℃、由15质量%硝酸和0.5质量%盐酸构成的溶液中进行两次以钢板作为阳极的电解(10A/dm²下2秒),进行去氧化皮,得到冷轧退火酸洗板。

[0118]

表5

牌号	组成(质量%)																备注	
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	Nb	Mo	N	Mg	Al	Sb	Zr		V
23	0.010	0.16	0.28	0.024	0.004	18.7	0.15	0.36	0.28	0.020	0.11	0.012	0.0004	0.028	—	—	—	—
24	0.005	0.11	0.21	0.025	0.002	18.4	0.16	0.34	0.16	0.030	0.07	0.003	0.0002	0.030	—	—	—	—
25	0.006	0.09	0.19	0.023	0.003	18.5	0.20	0.35	0.17	0.030	0.09	0.007	0.0003	0.150	—	—	—	—
26	0.009	0.06	0.23	0.024	0.005	17.3	0.13	0.32	0.20	0.010	0.13	0.010	0.0002	0.027	0.120	0.20	—	—
27	0.013	0.28	0.20	0.025	0.003	18.2	0.18	0.40	0.35	0.040	0.06	0.013	0.0003	0.190	—	—	—	0.10
28	0.003	0.12	0.23	0.024	0.004	17.9	0.21	0.37	0.12	0.030	0.05	0.008	0.0004	0.180	0.050	—	—	0.40
29	0.010	0.18	0.20	0.029	0.005	18.7	0.15	0.43	0.27	0.020	0.11	0.010	0.0003	—	—	—	—	—
30	0.005	0.20	0.24	0.027	0.001	19.7	0.23	0.31	0.32	0.020	0.15	0.008	0.0001	0.210	—	—	—	—
31	0.012	0.28	0.21	0.024	0.003	18.0	0.24	0.36	0.25	0.020	0.40	0.011	0.0004	—	—	—	—	—
32	0.005	0.50	0.25	0.026	0.004	18.4	0.18	0.32	0.23	0.100	0.08	0.008	0.0003	—	—	—	—	0.20

注：下划线表示本发明范围之外。

[0119]

首先,目视进行所得到的冷轧退火酸洗板的表面性状的判定。

[0120]

接着,以冷轧退火酸洗板作为供试材料,与实施例1同样地制作去氧化皮后的冷轧

退火酸洗板的酸洗状态材料和用#600号的研磨纸对表面研磨后的研磨材料这两种母材耐腐蚀性评价用样品。

[0121] 另外,在制作同钢种以及与SUS304的异钢种焊接样品时,假定TIG焊接时气体保护不完全的情况,对表面焊缝侧、背面焊缝侧均进行使用Ar+20体积%N₂的保护气体的焊接试验。

[0122] 焊接条件如下,评价面为背面焊缝面。

[0123] 焊接电压:10V

[0124] 焊接电流:90~110A

[0125] 焊接速度:600mm/分钟

[0126] 电极:1.6mm钨电极

[0127] 保护气体:表面焊缝侧Ar+20体积%N₂ 20L/分钟

[0128] 背面焊缝侧Ar+20体积%N₂ 20L/分钟

[0129] 使用所得到的母材、同钢种焊接部、异钢种焊接部样品,根据JIS H8502(1999)进行盐水喷雾循环试验(CCT)。CCT以5质量%NaCl溶液喷雾(35℃、2h)→干燥(60℃、4h、相对湿度20~30%)→湿润(40℃、2h、相对湿度95%以上)作为1次循环,进行15次循环。将所得到的结果示于表6。需要说明的是,判定基准与实施例1同样。

[0130]

表6

No.	冷轧退火酸洗后的表面性状	利用CT的冷轧退火酸洗板(酸洗状态)的耐腐蚀性	利用CT的冷轧退火酸洗板(精整材料)的耐腐蚀性	利用CT的异种材料焊接部的耐腐蚀性	利用CT的异种材料焊接部的耐腐蚀性	备注	备注	
23	◎	◎	◎	○	○	-	发明例	
24	◎	◎	◎	○	○	-		
25	◎	◎	◎	◎	◎	-		
26	○	◎	◎	◎	◎	-		
27	◎	◎	◎	◎	◎	-		
28	◎	◎	◎	◎	◎	-		
29	◎	x	x	x	x	-		比较例
30	◎	◎	○	△	x	-		
31	△	△	○	○	x	-		
32	x	x	◎	○	x	耐腐蚀性劣, 表面性状劣		

注: ◎、○判定为合格、△、x判定为不合格

[0131] 作为发明例的No.23~28,对于任意一个评价项目,耐腐蚀性、表面性状均优良。添加了Al、Sb、Zr、V的No.25~28在与SUS304的异种焊接部中,耐腐蚀性也非常优良。

[0132] 另一方面,作为比较例的No.29的Cr量为16.7%,低于本发明的范围,因此,生锈面积多,耐腐蚀性变差。

[0133] 另外,比较例No.30的Cr量为19.7%,高于本发明的范围,因此,异钢种焊接部的生锈面积多,耐腐蚀性变差。这可以认为是由于,作为铁素体相生成促进元素的Cr量高,因此,异钢种焊接部不发生马氏体化。

[0134] 另外,比较例No.31的Si量为0.36%,Mo量为0.40%,均超过本发明范围,在母材的表面上确认到若干氧化皮残留,冷轧退火酸洗后的耐腐蚀性变差,而且特别是在气体保护不充分时与SUS304的异钢种焊接部中耐腐蚀性也变差。

[0135] 另外,比较例No.32的Si量为0.50%,Nb量为0.10%,均超过本发明范围,在母材的表面上确认到氧化皮残留,冷轧退火酸洗后的耐腐蚀性变差。

[0136] 由上可知,本发明例中,母材的耐腐蚀性、同钢种焊接部的耐腐蚀性、与SUS304的异钢种焊接部的耐腐蚀性、冷轧退火酸洗板的表面性状良好的铁素体系不锈钢板,可以不对热轧退火酸洗板进行研削而得到。

[0137] 产业上的可利用性

[0138] 适合作为以器具、厨房设备、建筑内外装材料、建筑金属零件、升降机/自动扶梯内装材料、家电、汽车部件等为中心、要求耐腐蚀性的部件。