(19)中华人民共和国国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 105658833 A

(43)申请公布日 2016.06.08

(21)申请号 201480058519.3

(22)申请日 2014.10.27

(30)优先权数据

2013-226716 2013.10.31 JP

PCT/JP2014/062121 2014.04.24 JP

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

2016.04.25

(86)PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2014/005425 2014.10.27

(87)PCT国际申请的公布数据

WO2015/064077 JA 2015.05.07

(71)申请人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本东京都

(72)发明人 石井知洋 太田裕树 上力

村田宰一 藤泽光幸 石桥源一

(74)专利代理机构 北京三友知识产权代理有限公司 11127

代理人 庞东成

(51)Int.Cl.

C22C 38/00(2006.01)

C21D 8/02(2006.01)

C21D 9/46(2006.01)

C22C 38/58(2006.01)

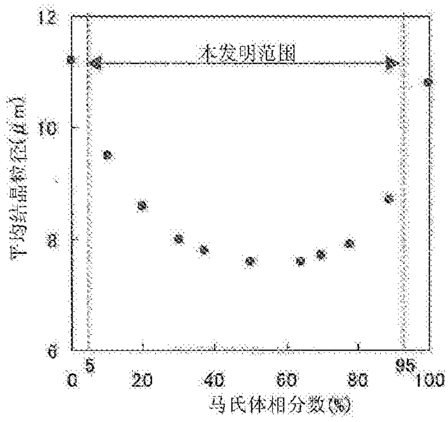
权利要求书2页 说明书22页 附图4页

(54)发明名称

铁素体-马氏体双相不锈钢及其制造方法

(57)摘要

本发明提供一种铁素体-马氏体双相不锈钢及其制造方法，该铁素体-马氏体双相不锈钢具有货车的车体用途材料所要求的耐腐蚀性及加工性，并且低温韧性优异。一种铁素体-马氏体双相不锈钢，其特征在于，其具有特定的成分组成，满足下述不等式(I)和(II)，具有由铁素体相和马氏体相的双相构成的钢组织，上述马氏体相的含量以体积%计为5%～95%。$10.5 \leqslant Cr+1.5\times Si \leqslant 13.5$ (I)，$1.5 \leqslant 30\times(C+N)+Ni+0.5\times Mn \leqslant 6.0$ (II)，此处，上述不等式(I)中的Cr和Si、以及上述不等式(II)中的C、N、Ni和Mn是指各元素的含量(质量%)。



1.一种铁素体-马氏体双相不锈钢，其特征在于，该铁素体-马氏体双相不锈钢以质量%计含有：

C：0.005%～0.030%、

N：0.005%～0.030%、

Si：0.05%～1.00%、

Mn：0.05%～2.5%、

P：0.04%以下、

S：0.02%以下、

Al：0.01%～0.15%、

Cr：10.0%～13.0%、

Ni：0.3%～5.0%、

V：0.005%～0.10%、

Nb：0.05%～0.4%、

Ti：0.1%以下，余部由Fe和不可避免的杂质构成，

满足下述不等式(I)和(II)，

具有由铁素体相和马氏体相的双相构成的钢组织，

所述马氏体相的含量以体积%计为5%～95%，

$10.5 \leq Cr+1.5\times Si \leq 13.5$ (I)

$1.5 \leq 30\times(C+N)+Ni+0.5\times Mn \leq 6.0$ (II)

此处，所述不等式(I)中的Cr和Si、以及所述不等式(II)中的C、N、Ni和Mn是指各元素的含量，单位为质量%。

2.如权利要求1所述的铁素体-马氏体双相不锈钢，其特征在于，该铁素体-马氏体双相不锈钢以质量%计含有Cu：1.0%以下、Mo：1.0%以下、W：1.0%以下和Co：0.5%以下中的1种或2种以上。

3.如权利要求1或2所述的铁素体-马氏体双相不锈钢，其特征在于，该铁素体-马氏体双相不锈钢以质量%计含有Ca：0.01%以下、B：0.01%以下、Mg：0.01%以下和REM：0.05%以下中的1种或2种以上。

4.如权利要求1所述的铁素体-马氏体双相不锈钢，其特征在于，以质量%计，

所述N含量为0.005%～0.015%，

所述Si含量为0.05%～0.50%，

所述Mn含量为超过1.0%～2.5%，

所述Ni含量为0.3%以上且小于1.0%，

所述Nb含量为0.05%～0.25%，

所述Ti含量为0.02%以下，

进而满足下述式(III)，

$2600C+1700N-20Si+20Mn-40Cr+50Ni+1660 \geq 1270$ (III)

需要说明的是，式(III)中的C、N、Si、Mn、Cr和Ni是指各元素的含量，单位为质量%。

5.如权利要求4所述的铁素体-马氏体双相不锈钢，其特征在于，以质量%计，所述P含量为P：小于0.02%。

6.如权利要求4或5所述的铁素体-马氏体双相不锈钢，其特征在于，该铁素体-马氏体双相不锈钢以质量％计含有Cu：1.0％以下、Mo：小于0.5％、W：1.0％以下、Co：0.5％以下中的1种或2种以上。

7.如权利要求4～6中任一项所述的铁素体-马氏体双相不锈钢，其特征在于，该铁素体-马氏体双相不锈钢以质量％计含有Ca：0.01％以下、B：0.01％以下、Mg：0.01％以下、REM：0.05％以下中的1种或2种以上。

8.一种铁素体-马氏体双相不锈钢的制造方法，其为权利要求1～7中任一项所述的铁素体-马氏体双相不锈钢的制造方法，其特征在于，将钢板坯加热至1100℃～1300℃的温度后，在超过900℃的温度区域进行包括热粗轧的热轧，该热粗轧中进行至少1道次以上压下率为30％以上的轧制，并在700℃～900℃的温度进行1小时以上的退火。

铁素体-马氏体双相不锈钢及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及作为在寒冷地区运输煤炭或油类等的货车的车体用途材料合适的、低温韧性优异的铁素体-马氏体双相不锈钢及其制造方法。

[0002] 此外，具有权利要求4所述的特征的本发明涉及作为通过焊接组装的结构体的结构材料合适的、焊接热影响区的低温韧性优异的焊接结构材料用的铁素体-马氏体双相不锈钢。

背景技术

[0003] 随着全球铁路铺设距离的增加，利用铁路的货物运输的运输量正在逐年增加。该铁路货物运输中使用了铁路货车、集装箱之类的货车，作为其材料，近年来使用铁素体系的不锈钢。

[0004] 但是，在欧亚大陆的内陆部等这样的冬季达到-30℃以下的寒冷地区，铁素体系不锈钢由于低温韧性不足而存在不适于使用的问题。特别是，对于运输油类等液体的货车的车体用途材料，要求具有优异的低温韧性。

[0005] 此外，铁素体系不锈钢在焊接热影响区晶粒粗大化，存在韧性进一步降低的问题。因此，在寒冷地区，铁素体系不锈钢难以适用于通过焊接形成结构体的用途。

[0006] 作为铁路货车用的不锈钢，例如专利文献1中公开了下述不锈钢：其在焊接热影响区形成马氏体相，提高焊接部的耐腐蚀性，进而规定FFV值，抑制了表面缺陷的产生。但是，该不锈钢的低温韧性不足。

[0007] 作为具有优异的韧性的不锈钢板，例如专利文献2中公开了一种弯曲性优异的高强度高韧性不锈钢板。该高强度高韧性不锈钢板中，通过使MnS系夹杂物颗粒的轧制方向的长度为3μm以下、且使上述MnS系夹杂物颗粒的轧制方向的长度与其直角方向的长度之比为3.0以下，从而改善了弯曲性。但是，在专利文献2中记载的发明中，作为货车的车体用途材料所需要的耐腐蚀性、特别是焊接部的耐腐蚀性不足，进而低温下的韧性有时也不足。

[0008] 专利文献3中公开了一种抑制了δ铁素体的生成、韧性优异的厚壁马氏体系不锈钢。但是，该不锈钢的强度过高，因而难以用于适用于铁路货物用的铁路货车或集装箱的压制加工。另外，专利文献3中记载的不锈钢的低温韧性有时也不足。

[0009] 另外，作为提高了焊接热影响区的低温韧性的铁素体系不锈钢，专利文献4中公开了一种焊接点的韧性优异的铁素体系不锈钢。该发明中，通过将微细的Mg系氧化物分散于钢中使其析出，从而抑制了焊接热影响区的晶粒的粗大化。

[0010] 专利文献5中公开了一种焊接热影响区的韧性优异的铁素体系不锈钢。该发明中，通过添加Co，提高了焊接部的韧性。

[0011] 但是，在专利文献4和5中记载的发明中，对于使达到-30℃以下的寒冷地区的焊接热影响区的韧性耐于使用来说是不足的。

[0012] 现有技术文献

[0013] 专利文献

[0014] 专利文献1:日本特开2012-12702号公报

[0015] 专利文献2:日本特开平11-302791号公报

[0016] 专利文献3:日本特开昭61-136661号公报

[0017] 专利文献4:日本特开2003-3242号公报

[0018] 专利文献5:日本特开平4-224657号公报

发明内容

[0019] 发明要解决的课题

[0020] 如上所述,这些专利文献中公开的不锈钢的低温韧性不足,因而,作为在寒冷地区运输油类等液体的货车的材料不合适。另外,上述专利文献中公开的不锈钢有时不具有货车的车体用途材料所要求的耐腐蚀性及加工性。

[0021] 此外,在焊接热影响区中低温韧性进一步降低,因而,不适合在通过焊接形成结构体的用途中使用。

[0022] 本发明是鉴于上述情况而进行的,其目的在于提供一种铁素体-马氏体双相不锈钢及其制造方法,该铁素体-马氏体双相不锈钢具有货车的车体用途材料所要求的耐腐蚀性及加工性,并且低温韧性优异。

[0023] 另外,具有权利要求4中记载的特征的本发明的目的在于,提供在具有上述特性的同时、焊接热影响区的低温韧性也优异的焊接结构材料用的铁素体-马氏体双相不锈钢及其制造方法。

[0024] 用于解决课题的方案

[0025] 本发明人为了解决上述课题,对组织或成分等对低温韧性产生的影响进行了深入研究。

[0026] 作为组织对低温韧性所产生的影响的评价方法,已知有使用显示出结晶粒径与低温韧性的相关关系的Hall-Petch法则的方法。根据该法则,韧脆转变温度与结晶粒径的-1/2次方成比例地降低。即,结晶粒径越细小,则认为低温韧性越提高。根据该见解,本发明人为了使不锈钢的结晶粒径细小,对成分和制造方法进行了研究。图1中示出本发明的成分范围的不锈钢的马氏体相分数(以体积%表示的马氏体相的含量)与平均晶粒径的相关关系。发现,马氏体相分数为5%～95%、平均晶粒粒径变小。由此,通过使平均结晶粒径最小化,能够提高低温韧性。需要说明的是,平均结晶粒径的测定方法如实施例中记载的那样。

[0027] 马氏体相分数可以通过Cr当量(Cr+1.5×Si)和Ni当量(30×(C+N)+Ni+0.5×Mn)的调整和退火温度的调整来控制。通过这些参数的调整,可得到平均结晶粒径细小的、低温韧性优异的铁素体-马氏体双相不锈钢。

[0028] 此外,本发明人对组织或成分对焊接热影响区的低温韧性所产生的影响进行了深入研究。

[0029] 对于焊接热影响区的低温韧性差的不锈钢,详细地观察了焊接热影响区的组织,结果确认到结晶粒径为50μm以上的被称为δ铁素体的粗大的晶粒,其在约1300℃以上的温度区域生成。另一方面,在焊接热影响区的低温韧性优异的不锈钢中,未确认到粗大的δ铁素体,形成了马氏体分散的微细的组织。即,认为抑制粗大的δ铁素体的生成对于焊接热影响区的低温韧性提高是有效的。

[0030] 因此,发明人详细调查了不锈钢的添加元素对δ铁素体的生成温度所产生的影响,可知在(III)式左边表示出δ铁素体生成温度。对于使Ti的含量为0.01%、并在本发明的成分范围内调整了其它成分的试验材料,使该δ铁素体生成温度为横轴,整理了焊接热影响区的却贝冲击试验的吸收能量(试验温度:-50℃、试验片厚度:5mm)。结果示于图2。焊接热影响区的吸收能量根据试验的不同其值产生大幅偏差,但随着δ铁素体生成温度的上升,焊接热影响区的吸收能量的最小值上升。δ铁素体生成温度为1270℃以上,吸收能量的最小值为10J以上,焊接热影响区的低温韧性良好。

[0031] $2600C+1700N-20Si+20Mn-40Cr+50Ni+1660\geq 1270$ (III)

[0032] 需要说明的是,式(III)中的元素符号是指各元素的含量(质量%)。

[0033] 此外,本发明中,对作为低温下的断裂起点的因素进行了研究,可知TiN等粗大的夹杂物成为了断裂的起点。图3中示出以TiN为断裂起点的断面的示例。可以确认,以TiN为中心形成了河流花样,发生了以TiN为断裂起点的脆性断裂。TiN的生成量及其大小可以通过在满足本发明的成分组成等条件的范围内控制Ti的含量来调整。图4中示出Ti含量对本发明的成分范围和马氏体相分数的范围内的低温韧性所产生的影响。图4的吸收能量的值使用了3次却贝试验的平均。可以确认到:Ti的含量越少,则低温韧性越提高。伴随着Ti含量的减少,TiN的生成量减少,断裂起点减少,因而认为低温韧性提高。

[0034] 另外,发明人进行焊接热影响区中的却贝冲击试验(试验温度:-50℃、试验片厚:5mm),可知:通过将Ti含量严格地抑制为0.02%以下,从而焊接热影响区中的断裂起点减少,焊接热影响区的低温韧性提高。图5中示出Ti含量对焊接热影响区的吸收能量所产生的影响。此处使用的试验材料的δ铁素体生成温度在1270℃至1290℃的范围进行了调整。Ti含量为0.02质量%以下时,焊接热影响区的吸收能量的最小值为10J以上,焊接热影响区的低温韧性良好。与热轧退火板的情况相比,在焊接热影响区中粗大的TiN对于吸收能量产生了更强的影响。认为这是由于,在焊接热影响区中与热轧退火板相比晶粒发生粗大化,因而少量的断裂起点相对于吸收能量的降低产生更强的影响。

[0035] 根据上述见解完成了本发明。即,本发明将下述构成作为要点。

[0036] (1)一种铁素体-马氏体双相不锈钢,其特征在于,该铁素体-马氏体双相不锈钢以质量%计含有C:0.005%～0.030%、N:0.005%～0.030%、Si:0.05%～1.00%、Mn:0.05%～2.5%、P:0.04%以下、S:0.02%以下、Al:0.01%～0.15%、Cr:10.0%～13.0%、Ni:0.3%～5.0%、V:0.005%～0.10%、Nb:0.05%～0.4%、Ti:0.1%以下,余部由Fe和不可避免的杂质构成,满足下述不等式(I)和(II),具有由铁素体相和马氏体相的双相构成的钢组织,上述马氏体相的含量以体积%计为5%～95%。

[0037] $10.5\leq Cr+1.5\times Si\leq 13.5$ (I)

[0038] $1.5\leq 30\times(C+N)+Ni+0.5\times Mn\leq 6.0$ (II)

[0039] 此处,上述不等式(I)中的Cr和Si、以及上述不等式(II)中的C、N、Ni和Mn是指各元素的含量(质量%)。

[0040] (2)如(1)所述的铁素体-马氏体双相不锈钢,其特征在于,该铁素体-马氏体双相不锈钢以质量%计含有Cu:1.0%以下、Mo:1.0%以下、W:1.0%以下和Co:0.5%以下中的1种或2种以上。

[0041] (3)如(1)或(2)所述的铁素体-马氏体双相不锈钢,其特征在于,该铁素体-马氏体

双相不锈钢以质量%计含有Ca:0.01%以下、B:0.01%以下、Mg:0.01%以下和REM:0.05%以下中的1种或2种以上。

[0042] (4)如(1)所述的铁素体-马氏体双相不锈钢,其特征在于,以质量%计,上述N含量为0.005%～0.015%,上述Si含量为0.05%～0.50%,上述Mn含量为超过1.0%～2.5%,上述Ni含量为0.3%以上且小于1.0%,上述Nb含量为0.05%～0.25%,上述Ti含量为0.02%以下,进而满足下述式(III)。

[0043] 2600C+1700N-20Si+20Mn-40Cr+50Ni+1660≥1270 (III)

[0044] 需要说明的是,式(III)中的C、N、Si、Mn、Cr和Ni是指各元素的含量(质量%)。

[0045] (5)如(4)所述的铁素体-马氏体双相不锈钢,其特征在于,以质量%计,上述P含量为P:小于0.02%。

[0046] (6)如(4)或(5)所述的铁素体-马氏体双相不锈钢,其特征在于,该铁素体-马氏体双相不锈钢以质量%计含有Cu:1.0%以下、Mo:小于0.5%、W:1.0%以下、Co:0.5%以下中的1种或2种以上。

[0047] (7)如(4)～(6)中任一项所述的铁素体-马氏体双相不锈钢,其特征在于,该铁素体-马氏体双相不锈钢以质量%计含有Ca:0.01%以下、B:0.01%以下、Mg:0.01%以下、REM:0.05%以下中的1种或2种以上。

[0048] (8)一种铁素体-马氏体双相不锈钢的制造方法,其为(1)～(7)中任一项所述的铁素体-马氏体双相不锈钢的制造方法,其特征在于,将钢板坯加热至1100℃～1300℃的温度后,在超过900℃的温度区域进行包括热粗轧的热轧,该热粗轧中进行至少1道次以上压下率为30%以上的轧制,并在700℃～900℃的温度进行1小时以上的退火。

[0049] 发明的效果

[0050] 根据本发明,可得到一种铁素体-马氏体双相不锈钢及其制造方法,该铁素体-马氏体双相不锈钢具有在寒冷地区运输煤炭或油类等的货车的车体用途材料所要求的耐腐蚀性及加工性,并且低温韧性优异。

[0051] 此外,具有权利要求4中记载的特征的本发明可得到在具有上述特性的同时、焊接热影响区的低温韧性也优异、还适合于焊接结构材料用的铁素体-马氏体双相不锈钢。

[0052] 另外,根据本发明,能够低成本且高效率地制造具有优异性质的上述铁素体-马氏体双相不锈钢。

附图说明

[0053] 图1是示出马氏体相分数对平均结晶粒径所产生的影响的图。

[0054] 图2是示出δ铁素体生成温度对焊接热影响区的吸收能量所产生的影响的图。

[0055] 图3是示出以TiN作为断裂起点的断面的图。

[0056] 图4是示出Ti含量对低温韧性所产生的影响的图。

[0057] 图5是示出Ti含量对焊接热影响区的吸收能量所产生的影响的图。

[0058] 图6是示出本发明钢的状态图的一例的图。

[0059] 图7是示出基于EPMA(electron probe microanalyzer,电子探针显微分析仪)的热轧钢板的元素分布的测定例的图。

具体实施方式

[0060] 下面，详细说明本发明的实施方式。需要说明的是，本发明不限定于以下的实施方式。

[0061] 首先，对本发明的铁素体-马氏体双相不锈钢(本说明书中有时称为“不锈钢”)的成分组成进行说明。在以下的各成分的说明中，只要不特别记载，则表示各元素的含量的％为质量％。

[0062] C：0.005％～0.030％、N：0.005％～0.030％

[0063] C和N是奥氏体稳定化元素。若C和N的含量增加，则本发明的不锈钢中的马氏体相分数具有增加的倾向。如此，C和N是对马氏体相分数的调整有用的元素。其效果可通过使C含量和N含量同时为0.005％以上而得到。但是，C和N也是使马氏体相的韧性降低的元素。因此，使C含量和N含量同时为0.030％以下是合适的。由此，C和N的含量均为0.005％～0.030％的范围。更优选均为0.008％～0.020％的范围。

[0064] C和N在焊接热影响区也生成马氏体，可得到抑制晶粒的粗大化的效果。但是，在焊接热影响区中，为了使低温韧性良好，必须更严格地抑制TiN的生成。含有超过0.015％的N可促进TiN的生成。因此，为了得到良好的焊接热影响区的低温韧性，需要N含量为0.005％～0.015％。更优选为0.008％～0.012％。

[0065] Si：0.05％～1.00％

[0066] Si是作为脱氧剂使用的元素。为了获得其效果，需要使Si的含量为0.05％以上。另外，Si是铁素体稳定化元素，因而，随着Si含量增加，具有马氏体相分数减少的倾向。因此，Si是对马氏体相分数的调整有用的元素。另一方面，若其含量超过1.00％，则铁素体相变脆，韧性降低。因此，Si的含量为0.05％～1.00％的范围。更优选为0.11％～0.40％。

[0067] 另外，Si是在焊接热影响区中减少δ铁素体生成温度、降低焊接热影响区的低温韧性的元素。因此，为了使焊接热影响区的低温韧性良好，需要更严格地管理Si含量。若其含量超过0.50％，则难以抑制焊接热影响区的δ铁素体的生成。因此，为了得到良好的焊接热影响区的低温韧性，Si的含量为0.05％～0.50％的范围。更优选为0.11％～0.40％。

[0068] Mn：0.05％～2.5％

[0069] Mn是奥氏体稳定化元素，其含量若增加，则不锈钢中的马氏体相分数增加。其效果可通过使Mn的含量为0.05％以上而得到。但是，即使本发明的不锈钢含有超过2.5％的量的Mn，不仅通过含有该Mn而得到的上述效果饱和，而且韧性降低，进而制造工序中的去氧化皮性降低，对表面性状产生不良影响。此外，含有超过2.5％的量的Mn会促进作为腐蚀发生起点的MnS的生成，使耐腐蚀性降低。由此，Mn的含量为0.05％～2.5％的范围。更优选为0.11％～2.0％的范围。

[0070] 另外，Mn是在焊接热影响区中使δ铁素体生成温度上升//使焊接热影响区的组织微细化的元素。因此，为了使焊接热影响区的低温韧性良好，需要更严格地管理Mn含量。其含量为1.0％以下时，难以抑制焊接热影响区的δ铁素体的生成。由此，为了得到良好的焊接热影响区的低温韧性，Mn含量为超过1.0％～2.5％的范围。更优选为1.2％～2.0％。

[0071] P：0.04％以下

[0072] 从热加工性的方面出发，优选P少。本发明中，P的含量的允许上限值为0.04％。更

优选的上限值为0.035%。

[0073] 此外，本发明中，P含量的降低会显著地提高焊接热影响区的低温韧性。认为这是由于，通过杂质的减少抑制了龟裂的传播。其效果可通过P含量降低至小于0.02%而得到。由此，进一步优选P的含量的上限值小于0.02%。

[0074] S:0.02%以下

[0075] 从热加工性和耐腐蚀性的方面出发，优选S少。本发明中，S的含量的允许上限值为0.02%。更优选的上限值为0.005%。

[0076] Al:0.01%～0.15%

[0077] Al是通常对脱氧有用的元素。其效果可通过使Al的含量为0.01%以上而得到。另一方面，若其含量超过0.15%，则生成大型的Al系夹杂物，成为表面缺陷的原因。由此，Al的含量为0.01%～0.15%的范围。更优选为0.03%～0.14%的范围。

[0078] Cr:10.0%～13.0%

[0079] Cr可形成钝化膜，因此在确保耐腐蚀性的方面是必要的元素。为了获得其效果，需要含有10.0%以上的Cr。另外，Cr是铁素体稳定化元素，是对调整马氏体相分数有用的元素。但是，若Cr的含量超过13.0%，不仅不锈钢的制造成本上升，而且难以得到充分的马氏体相分数。由此，Cr含量为10.0%～13.0%的范围。更优选为10.5%～12.5%。

[0080] Ni:0.3%～5.0%

[0081] Ni与Mn同样是奥氏体稳定化元素，是对马氏体相分数的调整有用的元素。其效果可通过使Ni的含量为0.3%以上而得到。但是，若Ni的含量超过5.0%，则马氏体相分数的控制困难，韧性和加工性降低。由此，Ni的含量为0.3%～5.0%的范围。

[0082] Ni是在焊接热影响区中使δ铁素体生成温度上升、使组织微细化的元素。其效果可通过使Ni含量为0.3%以上而得到。但是，若Ni含量为1.0%以上，则焊接热影响区硬质化，焊接热影响区的低温韧性相反会降低。由此，Ni的含量为0.3%～小于1.0%的范围。更优选为0.4%～0.9%的范围。

[0083] V:0.005%～0.10%

[0084] V生成氮化物，是抑制马氏体相的韧性降低的元素。其效果可通过使V含量为0.005%以上而得到。但是，若V含量超过0.10%，则V在焊接部的回火色的正下方浓缩，耐腐蚀性降低。由此，V含量为0.005%～0.10%。更优选为0.01%～0.06%。

[0085] Nb:0.05～0.4%

[0086] Nb使钢中的C和N以Nb的碳化物、氮化物或碳氮化物的形式析出，从而进行固定，具有抑制Cr的碳氮化物等的生成的效果。Nb是提高耐腐蚀性、特别是焊接部的耐腐蚀性的元素。这些效果可通过使Nb的含量为0.05%以上而得到。另一方面，若Nb的含量超过0.4%，则热加工性降低，热轧的负荷增大，进而热轧钢板的重结晶温度上升，达到适当的奥氏体相分数的温度下的退火变得困难。由此，Nb的含量为0.05%～0.4%。更优选为0.10%～0.30%。

[0087] 若Nb含量超过0.25%，在焊接热影响区中，将C、N过剩地固定为碳氮化物等，向焊接热影响区的马氏体的生成被抑制，可促进δ铁素体的粗大化，低温韧性降低。由此，Nb含量为0.05%～0.25%。更优选为0.10%～0.20%。

[0088] Ti:0.1%以下

[0089] 与Nb同样，Ti使钢中的C和N以Ti的碳化物、氮化物或碳氮化物的形式析出，从而进

行固定，具有抑制Cr的碳氮化物等的生成的效果。本发明人发现，因其中的粗大的TiN成为断裂起点，从而使低温韧性降低。使该粗大的TiN减少、减少断裂起点是本发明的重要特征之一。由此，即便是平均结晶粒径相同的铁素体-马氏体组织，也可以得到低温韧性优异的不锈钢。特别是，若Ti的含量超过0.1%，则TiN引起的韧性降低变得显著。若Ti的含量超过0.1%，一边为1μm以上的TiN的密度超过70个/mm^2，认为通过该TiN使韧性降低。由此，Ti含量为0.1%以下。更优选为0.04%以下、进一步优选为0.02%以下。对本发明来说，Ti越少越好，因而下限为0%。另外，一边为1μm以上的TiN的密度适合为70个/mm^{2}以下，更优选为40个/mm^{2}以下。

[0090] 在焊接热影响区中，与热轧退火板相比晶粒粗大化，因而，通过少量的断裂起点的存在，低温韧性有时会大幅降低。为了抑制粗大的TiN的生成，在焊接热影响区中实现充分的低温韧性，需要严格地将Ti含量抑制为0.02%以下。由此，Ti含量优选为0.02%以下。更优选为0.015%以下。

[0091] 本发明的不锈钢含有以上的成分，余部为Fe和不可避免的杂质。作为不可避免的杂质的具体例，可以举出Zn:0.03%以下、Sn:0.3%以下。

[0092] 另外，除了上述成分外，本发明的不锈钢可以以质量%计进一步含有Cu:1.0%以下、Mo:1.0%以下、W:1.0%以下、Co:0.5%以下中的1种或2种以上。

[0093] Cu:1.0%以下

[0094] Cu是提高耐腐蚀性的元素，特别是降低缝隙腐蚀的元素。因此，在将本发明的不锈钢适用于要求高耐腐蚀性的用途时，优选包含Cu。但是，若Cu的含量超过1.0%，则热加工性降低。另外，若Cu的含量超过1.0%，则高温下的奥氏体相增加，马氏体相分数的控制变得困难，因而难以得到优异的低温韧性。由此，在使本发明的不锈钢含有Cu的情况下，使其上限为1.0%。另外，为了充分发挥耐腐蚀性的提高效果，Cu的含量优选为0.3%以上。更优选的Cu含量的范围为0.3%～0.5%。

[0095] Mo:1.0%以下

[0096] Mo是提高耐腐蚀性的元素。因此，在将本发明的不锈钢适用于要求高耐腐蚀性的用途时，不锈钢优选包含Mo。但是，若Mo含量超过1.0%，则冷轧中的加工性降低，而且会发生热轧中的表面粗糙，表面品质极端地降低。由此，在使本发明的不锈钢含有Mo的情况下，优选使其含量的上限为1.0%。另外，为了充分发挥耐腐蚀性的提高效果，含有0.03%以上的Mo是有效的。更优选的Mo含量的范围为0.10%～0.80%。

[0097] 在焊接热影响区中，Mo的含有会促进粗大的δ铁素体的生成。为了使焊接热影响区的低温韧性良好，优选使Mo含量小于0.5%。

[0098] W:1.0%以下

[0099] W是提高耐腐蚀性的元素。因此，在将本发明的不锈钢适用于要求高耐腐蚀性的用途时，不锈钢优选包含W。其效果可通过使W的含量为0.01%以上而得到。但是，若W的含量过剩，则强度上升，制造性降低。由此，使W的含量为1.0%以下。

[0100] Co:0.5%以下

[0101] Co是提高韧性的元素。因此，在将本发明的不锈钢适用于要求特别高的韧性的用途时，不锈钢优选包含Co。其效果可通过使Co的含量为0.01%以上而得到。但是，若Co的含量过剩，则制造性降低。由此，使Co的含量为0.5%以下。

[0102] 另外，除了上述成分以外，本发明的不锈钢还可以以质量%计进一步含有Ca：0.01%以下、B：0.01%以下、Mg：0.01%以下和REM：0.05%以下中的1种或2种以上。

[0103] Ca：0.01%以下

[0104] Ca是可抑制连续铸造时容易发生的Ti系夹杂物析出所导致的喷嘴堵塞的元素。其效果可通过使Ca的含量为0.0001%以上而得到。但是，若过量地含有Ca，则会生成水溶性夹杂物CaS，耐腐蚀性降低。由此，Ca的含量优选为0.01%以下。

[0105] B：0.01%以下

[0106] B是改善二次加工脆性的元素，为了获得其效果，使B的含量为0.0001%以上。但是，若过量含有B，则会引起固溶强化导致的延性降低。由此使B的含量为0.01%以下。

[0107] Mg：0.01%以下

[0108] Mg是提高扁钢坯的等轴晶率、有助于加工性的提高的元素。其效果可通过使Mg的含量为0.0001%以上而得到。但是，若过量含有Mg，则钢的表面性状变差。由此，使Mg的含量为0.01%以下。

[0109] REM：0.05%以下

[0110] REM是提高耐氧化性、抑制氧化皮的形成的元素。从抑制氧化皮的形成的方面出发，在REM中，La和Ce的使用特别有效。其效果可通过使REM的含量为0.0001%以上而得到。但是，若过量含有REM，则酸洗性等制造性降低，而且会引起制造成本增大。由此，使REM的含量为0.05%以下。

[0111] 接着，对本发明的铁素体-马氏体双相不锈钢的钢组织进行说明。需要说明的是，表示钢组织中的各相的含量的%为体积%。

[0112] 马氏体相的含量以体积率计为5%～95%

[0113] 本发明的不锈钢中，通过包含马氏体相，从而晶粒被微细化，低温韧性提高。如图1所示，马氏体相的含量以体积率计小于5%或超过95%时，平均结晶粒径超过10.0μm，无法期望晶粒的微细化引起的韧性提高。由此，使马氏体相的含量以体积率计为5%～95%。更优选为15%～90%、最优选为30%～80%。若马氏体相的含量为30%～80%，如图1所示，平均结晶粒径变得非常小，可以实现低温韧性的大幅提高。

[0114] 马氏体相的含量的控制可通过退火温度和该温度下的奥氏体相分数(以体积%表示的奥氏体相的含量)的控制来实现。本发明中，对于在热轧后为铁素体相和马氏体相的组织，在适当的温度条件下进行退火，从而使马氏体相的一部分逆相变为奥氏体相，使晶粒微细化，进而在退火后的冷却过程中奥氏体相再次相变为马氏体相，生成更微细的晶粒。退火温度下的奥氏体相通过之后的冷却全部相变为马氏体。退火温度下的适度的奥氏体相分数为5%～95%。若退火温度下的奥氏体相分数过小，发生逆相变的量少，晶粒的微细化效果不充分。若退火温度下的奥氏体相分数过大，逆相变后奥氏体相发生晶粒生长，无法得到微细的晶粒。

[0115] $10.5 \leq Cr+1.5\times Si \leq 13.5$ (I)、$1.5 \leq 30\times(C+N)+Ni+0.5\times Mn \leq 6.0$ (II)

[0116] 马氏体相分数(马氏体相的含量)可以通过所谓的Cr当量(Cr+1.5×Si)和Ni当量(30×(C+N)+Ni+0.5×Mn)来调整。本发明中，决定使用Cr当量的(I)式和使用Ni当量的(II)式，规定了各自的范围。此处，Cr当量小于10.5时，Cr当量过少，因而用于使马氏体相分数为适当范围的Ni当量的调整变得困难。另一方面，(I)式的Cr当量超过13.5%时，Cr当量过多，

即便增加Ni当量也难以得到适当的马氏体相分数。由此,(I)式的Cr当量为10.5以上13.5以下。更优选为11.0以上12.5以下。关于Ni当量,也同样地,在小于1.5和超过6.0时难以得到适当的马氏体相分数。由此,(II)式的Ni当量为1.5以上6.0以下。更优选为2.0以上5.0以下。

[0117] 如上所述,本发明的不锈钢的钢组织由铁素体和马氏体的双相构成,但只要在不损害本发明的效果的范围内也可以包含其它相。作为其它相,可以举出奥氏体相和σ相等。其它相的含量的合计以体积率计为10%以下时,认为不损害本发明的效果。优选以体积率计为7%以下。

[0118] $2600C+1700N-20Si+20Mn-40Cr+50Ni+1660 \geq 1270$ (III)

[0119] 本发明中,焊接热影响区中的粗大的δ铁素体的生成可通过调整(III)式左边表示的δ铁素体生成温度来控制。认为其原因是,在所谓的Cr当量、Ni当量的情况下,难以正确地控制δ铁素体生成温度。

[0120] 图6中示出本发明钢(C:0.01%、Si:0.2%、Mn:2.0%、Cr:12%、Nb:0.2%、N:0.01%)的状态图的一例(利用Thermo-Calc Sotware AB社制造的计算软件Thermo-Calc进行计算)。本发明中,δ铁素体生成温度大致存在于1300℃附近。若焊接热影响区长时间保持于该温度以上,在焊接热影响区中δ铁素体粗大化。通常的Cr当量、Ni当量是将退火温度附近的各元素的影响公式化而得到的,无法评价焊接热影响区这样的高温下的δ铁素体的生成容易性。因此,本发明中,由各状态图求出各含有元素对δ铁素体生成温度所产生的作用,如(III)式左边那样进行公式化。如图2所示,若δ铁素体生成温度超过1270℃,则焊接热影响区的吸收能量的最小值为10J以上,低温韧性良好。在低温韧性良好的焊接热影响区生成的δ铁素体的结晶粒径最大为50μm以下。由此,使(III)式的右边为1270,确定(III)的不等式。

[0121] 接着,对本发明的不锈钢的制造方法进行说明。

[0122] 作为能够以高效率制造本发明的不锈钢的方法,推荐下述方法:通过连续铸造等将以上述成分组成熔炼而成的钢制成扁钢坯后,将该扁钢坯制成热轧卷材,将其退火后,进行去氧化皮(喷丸处理和酸洗等),制成不锈钢。具体如下说明。

[0123] 首先,将调整为本发明的成分组成的钢液用转炉或电炉等通常使用的公知的熔炼炉进行熔炼,接着,利用真空脱气(RH(Ruhrstahl-Heraeus)法)、VOD(Vacuum Oxygen Decarburization,真空吹氧脱碳)法、AOD(Argon Oxygen Decarburization,氩氧脱碳)法等公知的精炼方法进行精炼,接着,利用连续铸造法或铸锭-开坯法制成钢板坯(钢坯料)。关于铸造法,从生产率和品质的方面出发,优选连续铸造。另外,为了确保后述热粗轧中的压下率,扁钢坯厚优选为100mm以上。更优选的范围为200mm以上。

[0124] 此处,为了使焊接热影响区的低温韧性良好,如上所述,将Ti的含量抑制为0.02%以下是必要条件。在通常的熔炼方法中作为不可避免的杂质混入的Ti的含量有时会超过0.02%,因此必须采用严格地限制Ti的混入的熔炼方法。具体地说,不使用废铁,或者在使用废铁的情况下分析废铁的Ti含量,控制废铁的Ti总量来进行使用。此外,需要采用下述方法等:不在熔炼包含Ti的钢种后立即进行钢液的熔炼。

[0125] 接着,将钢板坯加热至1100℃～1300℃的温度后,进行热轧,制成热轧钢板。为了防止热轧钢板的表面粗糙,优选扁钢坯加热温度高。但是,扁钢坯加热温度超过1300℃时,

蠕变变形导致的扁钢坯的形状变化显著，难以制造，而且晶粒粗大化，热轧钢板的韧性降低。另一方面，扁钢坯加热温度小于1100℃时，热轧中的负荷升高，热轧中的表面粗糙显著，而且热轧中的重结晶不充分，热轧钢板的韧性降低。

[0126] 热轧中的热粗轧的工序中，进行至少1道次以上在超过900℃的温度区域压下率为30％以上的轧制。优选在超过920℃的温度区域压下率为32％以上。

[0127] 通过该强压下轧制，钢板的晶粒被微细化，韧性提高。热粗轧后，根据常规方法进行精轧。

[0128] 对于通过热轧制造的板厚为2.0mm～8.0mm左右的热轧钢板，在700℃～900℃的温度下进行退火。之后可以实施酸洗。热轧钢板的退火温度小于700℃时，重结晶不充分，而且难以发生由马氏体相向奥氏体相的逆相变，其量也变少，因而无法得到充分的低温韧性。另一方面，热轧钢板的退火温度超过900℃时，退火后形成奥氏体单相，晶粒的粗大化显著，韧性降低。热轧钢板的退火优选通过所谓的箱内退火保持1小时以上。进一步优选为710℃～850℃、5小时～10小时。

[0129] 在本发明的不锈钢的焊接中，以TIG焊接、MIG焊接为代表的电弧焊、缝焊、点焊等电阻焊、激光焊接等通常的焊接方法均可适用。

[0130] 实施例1

[0131] 在实验室中对具有表1所示的成分组成的不锈钢进行真空熔炼。将所熔炼的钢锭加热至1200℃，通过包括粗轧的热轧制成厚度为5mm的热轧钢板，在该粗轧中进行至少1道次以上在超过900℃的温度区域压下率为30％以上的轧制。对所得到的热轧钢板于780℃进行10小时的退火后，进行喷丸处理和酸洗，除去氧化皮。该退火条件按照本发明例的马氏体相分数为5％～95％的范围的方式来选择。

[0132] ［表1］

[0133]

质量%

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	V	Nb	Ti	N	其它元素	(I)式*1	(II)式*2	马氏体相分数 (%)	备注
1	0.010	0.27	1.05	0.02	0.001	0.03	10.4	1.2	0.02	0.21	0.01	0.017		10.8	2.5	37.2	本发明例
2	0.011	0.30	1.90	0.02	0.001	0.03	10.4	1.1	0.02	0.16	0.01	0.017		10.9	2.9	42.9	本发明例
3	0.012	0.32	2.31	0.03	0.001	0.03	10.6	1.3	0.03	0.17	0.01	0.018		11.1	3.4	54.5	本发明例
4	0.011	0.28	1.57	0.03	0.001	0.04	10.7	0.6	0.03	0.17	0.01	0.018		11.1	2.3	28.7	本发明例
5	0.011	0.28	1.40	0.01	0.001	0.04	10.8	2.4	0.04	0.17	0.01	0.019		11.2	4.0	64.2	本发明例
6	0.012	0.16	1.02	0.03	0.001	0.04	11.0	4.5	0.02	0.15	0.01	0.018		11.2	5.9	94.6	本发明例
7	0.016	0.12	1.54	0.03	0.002	0.04	12.7	1.6	0.04	0.16	0.01	0.018		12.9	3.4	47.4	本发明例
8	0.027	0.08	1.58	0.03	0.002	0.03	12.4	1.4	0.02	0.17	0.02	0.018		12.5	3.5	50.9	本发明例
9	0.015	0.09	0.12	0.02	0.002	0.03	12.3	0.8	0.02	0.18	0.02	0.026		12.4	2.1	16.4	本发明例
10	0.016	0.10	1.17	0.02	0.002	0.03	11.3	0.9	0.03	0.20	0.08	0.024		11.5	2.7	32.2	本发明例
11	0.026	0.33	0.56	0.02	0.001	0.07	11.0	2.2	0.03	0.25	0.03	0.025		11.5	4.0	52.7	本发明例
12	0.021	0.32	1.17	0.02	0.001	0.06	11.0	2.4	0.07	0.08	0.02	0.024		11.5	4.3	68.0	本发明例
13	0.018	0.33	0.33	0.02	0.001	0.08	10.9	2.3	0.06	0.26	0.05	0.022		11.4	3.7	51.9	本发明例
14	0.014	0.34	1.26	0.02	0.001	0.09	11.0	1.7	0.02	0.37	0.01	0.023		11.5	3.4	43.8	本发明例
15	0.014	0.36	1.27	0.02	0.001	0.01	11.0	1.8	0.03	0.22	0.01	0.022	Cu:0.2	11.5	3.5	54.8	本发明例
16	0.013	0.31	1.87	0.03	0.001	0.02	11.7	1.8	0.03	0.23	0.01	0.022	MO:0.8	12.2	3.8	56.0	本发明例
17	0.023	0.31	1.88	0.03	0.001	0.02	11.8	0.7	0.03	0.24	0.01	0.022	W:0.3	12.3	3.0	38.4	本发明例
18	0.011	0.32	1.88	0.03	0.002	0.01	11.8	0.9	0.02	0.17	0.01	0.018	Co:0.05	12.3	2.7	39.7	本发明例
19	0.008	0.28	1.95	0.02	0.001	0.08	11.9	1.0	0.04	0.12	0.01	0.018	Sn:0.2	12.3	2.8	40.3	本发明例
20	0.016	0.29	1.75	0.02	0.001	0.10	12.0	2.6	0.04	0.16	0.02	0.017	Ca:0.0014	12.4	4.5	64.6	本发明例
21	0.014	0.36	1.56	0.03	0.001	0.11	12.0	3.1	0.04	0.18	0.01	0.017	B:0.0007	12.5	4.8	69.0	本发明例
22	0.015	0.37	1.54	0.03	0.001	0.09	11.5	3.2	0.02	0.24	0.01	0.016	Mg:0.0031	12.1	4.9	73.2	本发明例
23	0.019	0.21	1.34	0.03	0.001	0.08	11.5	3.0	0.03	0.26	0.01	0.014	REM:0.01	11.8	4.7	71.0	本发明例
24	0.021	0.22	1.36	0.02	0.001	0.08	11.4	2.8	0.02	0.25	0.01	0.012	Cu:0.4, Sn:0.1	11.7	4.5	68.6	本发明例
25	0.022	0.21	1.38	0.03	0.001	0.07	11.3	2.6	0.03	0.26	0.01	0.011	Mo:0.5, B:0.0007	11.6	4.3	66.3	本发明例
26	0.013	0.21	1.27	0.03	0.002	0.08	11.2	2.7	0.03	0.26	0.01	0.013	Co:0.1, Mg:0.001, REM:0.008	11.5	4.1	64.3	本发明例
27	0.016	0.13	1.22	0.02	0.001	0.09	11.5	1.4	0.03	0.18	0.24	0.018		11.7	3.0	46.6	比较例
28	0.016	0.16	3.19	0.02	0.002	0.09	11.5	1.2	0.03	0.18	0.01	0.018		11.7	3.8	58.5	比较例
29	0.017	0.15	1.22	0.02	0.001	0.12	18.0	1.3	0.04	0.24	0.01	0.018		18.2	3.0	0.0	比较例
30	0.016	0.14	1.72	0.02	0.001	0.08	10.7	6.6	0.04	0.23	0.01	0.018		10.9	8.5	100.0	比较例
31	0.059	0.14	1.46	0.02	0.001	0.10	10.8	1.0	0.03	0.22	0.01	0.037		11.0	4.6	75.4	比较例
32	0.011	0.08	1.62	0.02	0.001	0.07	10.1	1.7	0.04	0.19	0.01	0.019		10.2	3.4	97.1	比较例
33	0.012	0.51	1.78	0.02	0.001	0.06	12.8	1.7	0.04	0.18	0.01	0.019		13.6	3.5	3.2	比较例
34	0.011	0.20	0.16	0.02	0.001	0.07	11.5	0.4	0.05	0.19	0.01	0.018		11.8	1.4	0.0	比较例
35	0.013	0.19	2.04	0.03	0.001	0.05	11.7	4.9	0.05	0.20	0.01	0.017		12.0	6.8	100.0	比较例
36	0.018	0.24	1.88	0.03	0.001	0.03	11.0	0.9	0.00	0.01	0.06	0.022		11.4	3.0	100.0	比较例
S1	0.013	0.19	1.54	0.03	0.001	0.04	9.1	1.8	0.03	0.20	0.02	0.019		9.4	3.5	97.7	比较例
S2	0.013	0.21	1.82	0.03	0.001	0.04	11.9	1.5	0.19	0.18	0.01	0.015		12.2	3.3	47.9	比较例
S3	0.012	0.18	1.99	0.02	0.001	0.05	10.7	2.1	0.02	0.52	0.01	0.018		11.0	4.0	55.5	比较例

*1 Cr + 1.5 × Si
*2 30 × (C + N) + Ni + 0.5 × Mn

[0134] 由除去了氧化皮的上述热轧钢板以20mm×10mm的形状采集L截面(与轧制方向平行的垂直截面),利用王水使组织显现出来,进行观察。利用切断法由所观察的组织测定各

试验材料的平均结晶粒径。平均结晶粒径的测定方法具体如下所述。使用光学显微镜，以100倍的倍率拍摄5个视野的显现出出组织的截面。在所拍摄的照片上写上纵横各五条线段，将线段的总长度除以该线段与晶界交叉的数，作为平均结晶粒径。在结晶粒径的测定中，不特别区别铁素体晶粒、马氏体晶粒。将各试验材料的平均结晶粒径示于表2。

[0135] 此外，使用EPMA(electron probe microanalyzer，电子探针显微分析仪)测定了L截面的Ni和Cr的元素分布。将测定例示于图7。将Ni浓密(照片中看起来发白)、Cr减少(照片中看起来发黑)的部位判断为马氏体相。在热轧前的加热温度和退火温度下为奥氏体相的区域中，使奥氏体相稳定化的元素(例如Ni、Mn等)浓密，使铁素体相稳定化的元素(例如Cr等)减少，因而在奥氏体相和铁素体相中若干元素的浓度产生差异。对于在退火温度为奥氏体相的区域而言，通过之后的冷却而相变为马氏体相，因而在马氏体相中Ni浓密、Cr减少。因此，通过EPMA，将确认到Ni的浓密和Cr的减少的区域判断为马氏体相。使用通过EPMA测定的Ni的浓度分布，通过图像处理测定发白的区域的面积，求出马氏体相分数。结果示于表1。确认到下述倾向：(II)式中的30×(C+N)+Ni+0.5×Mn越大，则马氏体相分数越大。

[0136] 此外，使用光学显微镜以400μm见方观察了10个视野的组织。由所观察的组织，将一边的长度为1μm以上的立方体形状的夹杂物判断为TiN，计算其个数，计算出每1mm^{2}的TiN的个数。结果示于表2。本发明例中，一边为1μm以上的TiN的密度为70个/mm^{2}以下。更优选为40个/mm^{2}以下。

[0137] 由除去了氧化皮的热轧钢板分别制作三个C方向(与轧制方向垂直的方向)的却贝试验片，在-50℃进行却贝试验。却贝试验片为5mm(厚)×55mm(宽)×10mm(长)的小尺寸试验片。对每个试验材料进行3次试验，求出其平均吸收能量。将所求出的吸收能量示于表2。本发明例中，均得到了25J以上的吸收能量，可知低温韧性良好。与此相对，比较例的No.27中Ti不在本发明的范围内，No.28中Mn不在本发明的范围内，No.29中Cr不在本发明的范围内，No.30中Ni不在本发明的范围内，No.31中C和N不在本发明的范围内，No.36中Nb和V不在本发明的范围内，因此低温韧性低于25J。另外，比较例的No.32～No.35、No.S1中，式(I)或式(II)不在本发明的范围内，因此低温韧性低于25J。

[0138] 由除去了氧化皮的热轧钢板采集60mm×80mm的试验片，用防水胶带被覆背面和端部5mm，进行盐水喷雾试验。盐水浓度为5％NaCl，试验温度为35℃，试验时间为24h。进行盐水喷雾试验后，拍摄试验面，将所拍摄的照片上产生了锈的部分转换为黑色，将未产生锈的部分转换为白色，通过图像处理测定了腐蚀面积率。将所求出的腐蚀面积率示于表2。腐蚀面积率为15％以下时，评价为具有良好的耐腐蚀性。作为本发明例的No.1～No.26中耐腐蚀性均良好。比较例中，Mn不在本发明的范围内的No.28、C和N不在本发明的范围内的No.31、Nb和V不在本发明的范围内的No.36、Cr不在本发明的范围内的No.S1、V不在本发明的范围内的No.S2的耐腐蚀性不良。

[0139] 由除去了氧化皮的热轧钢板，与轧制方向平行地采集JIS5号的拉伸试验片，进行拉伸试验，评价了加工性。将所得到的伸长率的值示于表2。伸长率为15.0％以上时，评价为具有良好的加工性。作为本发明例的No.1～No.26的加工性均良好。比较例中，Ni不在本发明的范围内的No.30、C和N不在本发明的范围内的No.31、式(II)不在本发明的范围内的No.35、Nb和V不在本发明的范围内的No.36、Nb不在本发明的范围内的No.S3的加工性不良。

[0140] 由以上的结果可以确认，根据本发明，可以得到低温韧性优异的铁素体-马氏体双

相不锈钢。

[0141] [表2]

[0142]

No.	平均结晶粒径	TiN 的密度	-50°C 的吸收能量	SST 后的腐蚀面积率	基于拉伸试验的伸长率	备注
	μm	个/mm^2	J	%	%	
1	7.8	2.9	56.3	11.6	28.9	本发明例
2	7.5	2.9	64.4	13.4	26.0	本发明例
3	7.3	3.1	70.4	13.9	22.7	本发明例
4	8.2	3.1	46.0	13.0	30.4	本发明例
5	7.3	3.2	71.9	10.8	17.9	本发明例
6	9.0	3.1	26.2	7.7	15.1	本发明例
7	7.5	3.1	63.7	10.1	26.3	本发明例
8	7.4	6.1	66.1	11.2	24.6	本发明例
9	8.7	8.8	30.2	8.8	31.8	本发明例
10	7.8	32.6	35.8	11.7	28.9	本发明例
11	7.3	12.8	57.3	10.0	18.6	本发明例
12	7.3	8.2	68.6	10.7	16.0	本发明例
13	7.3	18.7	45.7	9.1	21.1	本发明例
14	7.3	3.9	69.9	11.3	23.1	本发明例
15	7.3	3.7	70.6	11.2	22.6	本发明例
16	7.3	3.7	71.2	11.6	22.0	本发明例
17	7.7	3.7	58.9	13.1	28.1	本发明例
18	7.9	3.1	52.1	12.2	30.1	本发明例
19	7.9	3.1	53.0	12.0	29.9	本发明例
20	7.3	5.8	70.3	10.2	17.7	本发明例
21	7.4	2.9	69.4	9.3	16.4	本发明例
22	7.5	2.7	65.5	9.6	15.2	本发明例
23	7.4	2.4	67.7	9.5	16.1	本发明例
24	7.3	2.0	69.7	9.8	16.7	本发明例
25	7.3	1.9	71.1	10.2	16.8	本发明例
26	7.3	2.2	71.9	9.7	17.8	本发明例
27	7.6	73.4	4.2	10.9	26.7	比较例
28	7.3	3.1	12.7	20.1	20.8	比较例
29	12.8	3.1	5.1	4.5	32.3	比较例
30	10.8	3.1	13.2	7.5	12.7	比较例
31	7.6	6.3	15.9	16.0	14.5	比较例
32	10.3	3.2	13.7	12.6	15.7	比较例
33	10.7	3.1	13.0	10.3	26.6	比较例
34	11.5	3.1	10.4	9.6	31.7	比较例
35	13.1	3.0	4.8	8.7	12.2	比较例
36	11.4	21.6	5.6	17.1	10.8	比较例
S1	10.6	4.8	12.9	26.0	15.4	比较例
S2	7.5	3.1	66.7	16.6	24.1	比较例
S3	7.3	3.2	30.5	8.9	11.3	比较例

[0143] 实施例2

[0144] 对表3所示的成分组成的厚度250mm的钢板坯进行真空熔炼。将所制作的钢板坯加热至1200℃后，通过9道次的热轧制成厚度为5mm的热轧钢板。包括粗轧制的热轧条件示于表4。在表4所示的条件下对所得到的热轧钢板进行退火，之后进行喷丸处理和酸洗，将氧化皮除去。

[0145] ［表3］

[0146]

质量%

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	V	Nb	Ti	N	(I)式*1	(II)式*2	备注
37	0.011	0.35	1.88	0.02	0.001	0.07	11.1	1.0	0.05	0.22	0.01	0.018	11.6	2.8	本发明例

*1 Cr + 1.5 × Si

*2 30 × (C + N) + Ni + 0.5 × Mn

[0147] 由除去了氧化皮的上述热轧钢板以20mm×10mm的形状采集L截面，利用王水使组织显现出来，进行观察。利用切断法由所观察的组织测定各试验材料的平均结晶粒径。各平

均结晶粒径示于表4。

[0148] 此外，使用EPMA测定了L截面(与轧制方向平行的垂直截面)的Ni的元素分布。将Ni浓密的部位判断为马氏体，通过图像处理求出马氏体相分数。结果示于表4。

[0149] 此外，利用光学显微镜以400μm见方观察了10个视野的组织。由所观察的组织，将一边的长度为1μm以上的立方体形状的夹杂物判断为TiN，计算其个数，计算出每$1mm^2$的TiN的个数。结果示于表4。

[0150] 由除去了氧化皮的热轧钢板分别制作三个C方向(与轧制方向垂直的方向)的却贝试验片，在-50℃进行却贝试验。却贝试验片为5mm(厚)×55mm(宽)×10mm(长)的小尺寸试验片。对每个试验材料进行3次试验，求出其平均吸收能量。将所求出的吸收能量示于表4。本发明例中，均得到了25J以上的吸收能量，可知低温韧性良好。在作为比较例的No.D、No.E中，超过900℃的最大压下率为30％以下，因而即便900℃以下的最大压下率为30％以上，平均结晶粒径也大，-50℃的吸收能量为25J以下。作为比较例的No.F的退火温度低，因而马氏体相分数小于5％，-50℃的吸收能量为25J以下。作为比较例的No.J的退火温度高，因而马氏体相分数超过95％，-50℃的吸收能量为25J以下。作为比较例的No.K的退火时间小于1小时，退火引起的相变/重结晶不充分。因此，无法测定马氏体相分数和平均结晶粒径。其结果，No.K的-50℃的吸收能量为25J以下。

[0151] 由除去了氧化皮的热轧钢板采集60mm×80mm的试验片，用防水胶带被覆背面和端部5mm，进行盐水喷雾试验。盐水浓度为5％NaCl，试验温度为35℃，试验时间为24h。进行盐水喷雾试验后，拍摄试验面，将所拍摄的照片上产生了锈的部分转换为黑色，将未产生锈的部分转换为白色，通过图像处理测定了腐蚀面积率。将所求出的腐蚀面积率示于表4。腐蚀面积率为15％以下时，评价为具有良好的耐腐蚀性。本发明例中耐腐蚀性均良好。比较例中的退火温度高的No.J和退火不充分的No.K的耐腐蚀性不良。

[0152] 由除去了氧化皮的热轧钢板，与轧制方向平行地采集JIS5号的拉伸试验片，进行拉伸试验，评价了加工性。将所得到的伸长率的值示于表4。伸长率为15.0％以上时，评价为具有良好的加工性。本发明例中加工性均良好。比较例中的马氏体相分数高的No.J和退火不充分的No.K的加工性不良。

[0153] 由以上的结果可以确认，根据本发明，可以得到低温韧性优异的铁素体-马氏体双相不锈钢。

[0154] [表4]

[0155]

试验号	热轧条件		退火条件		平均结晶粒径	马氏体相分数	TiN 的密度	-50°C 的吸收能量	SST 后的腐蚀面积率	基于拉伸试验的伸长率	备注
	超过 900°C 的最大压下率	900°C 以下的最大压下率	退火温度	时间							
	%	%	°C	h	μm	%	个/mm²	J	%	%	
A	40	20	750	6	7.6	34.8	3.1	63.4	12.8	28.2	本发明例
B	35	25	750	6	7.9	34.9	3.1	54.7	13.5	28.4	本发明例
C	32	27	750	6	8.5	34.8	3.0	38.3	12.4	28.6	本发明例
D	25	30	750	6	10.1	35.1	3.1	12.6	12.7	29.0	比较例
E	20	35	750	6	10.8	35.0	3.1	9.5	12.9	29.4	比较例
F	35	20	670	6	10.9	0	3.1	4.8	13.1	33.1	比较例
G	35	20	720	6	8.1	28.5	3.2	49.2	13.0	30.6	本发明例
H	35	20	800	6	7.9	42.1	3.1	54.7	12.8	28.0	本发明例
I	35	20	880	6	7.8	67.4	3.0	57.6	12.9	25.1	本发明例
J	35	20	950	6	10.7	99.2	3.0	11.4	16.4	13.3	比较例
K	35	20	780	0.5	-	-	3.1	5.3	19.2	12.6	比较例

[0156] 实施例3

[0157] 在实验室中对具有表5所示的成分组成的不锈钢进行真空熔炼。将所熔炼的钢锭

加热至1200℃，通过包括粗轧的热轧制成厚度为5mm的热轧钢板，在该粗轧中进行至少1道次以上在超过900℃的温度区域压下率为30％以上的轧制。对所得到的热轧钢板于780℃进行10小时的退火后，进行喷丸处理和酸洗，除去氧化皮。

[0158] [表5]

[0159]

质量%

No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	V	Nb	Ti	N	其它元素	(I)式*1	(II)式*2	马氏体相分数(%)	(III)式	备注
38	0.008	0.20	1.13	0.035	0.002	0.07	11.5	0.8	0.08	0.10	0.008	0.011		11.8	1.9	29.5	1298	本发明例
49	0.026	0.18	1.50	0.033	0.002	0.04	11.0	0.7	0.05	0.15	0.005	0.010		11.3	2.5	40.4	1366	本发明例
40	0.011	0.07	2.33	0.030	0.002	0.06	10.8	0.6	0.07	0.13	0.004	0.012		10.9	2.5	40.5	1352	本发明例
41	0.013	0.43	1.87	0.028	0.002	0.06	12.1	0.4	0.03	0.12	0.009	0.009		12.7	2.0	28.2	1274	本发明例
42	0.012	0.14	1.61	0.024	0.002	0.05	11.8	0.9	0.04	0.14	0.007	0.009		12.0	2.3	35.0	1309	本发明例
43	0.010	0.19	2.47	0.022	0.002	0.04	11.7	0.8	0.05	0.24	0.006	0.010		12.0	2.6	39.9	1321	本发明例
44	0.018	0.25	1.15	0.031	0.002	0.04	11.3	0.8	0.07	0.20	0.005	0.013		11.7	2.3	35.5	1335	本发明例
45	0.017	0.27	2.28	0.032	0.002	0.05	12.9	0.9	0.04	0.17	0.005	0.010		13.3	2.9	38.6	1290	本发明例
46	0.016	0.22	1.64	0.033	0.002	0.06	10.2	0.3	0.05	0.21	0.004	0.014	Mo:1.2, Co:0.05	10.5	2.0	34.5	1361	本发明例
47	0.015	0.18	1.73	0.032	0.002	0.10	11.6	0.5	0.07	0.19	0.015	0.012	W:0.5, Cu:0.2	11.9	2.2	33.0	1311	本发明例
48	0.013	0.17	2.02	0.031	0.003	0.12	12.8	0.7	0.05	0.09	0.011	0.010	Ca:0.002, Mg:0.002	13.1	2.4	33.1	1271	本发明例
49	0.017	0.31	1.39	0.036	0.003	0.11	10.6	1.0	0.04	0.21	0.007	0.008	B:0.001, REM:0.002	11.1	2.4	39.8	1365	本发明例
50	0.017	0.13	1.99	0.012	0.002	0.06	10.6	1.0	0.04	0.16	0.003	0.011		10.8	2.8	47.3	1386	本发明例
51	0.020	0.26	1.43	0.037	0.003	0.05	11.1	0.6	0.04	0.13	0.035	0.009		11.5	2.2	34.2	1337	本发明例
52	0.023	0.15	0.51	0.028	0.003	0.05	10.9	0.9	0.05	0.15	0.007	0.007		11.1	2.1	31.2	1348	本发明例
53	0.015	0.16	1.35	0.029	0.003	0.06	11.7	0.9	0.08	0.16	0.006	0.025		11.9	2.8	41.8	1342	本发明例
54	0.013	0.20	1.74	0.032	0.002	0.06	11.8	1.5	0.08	0.16	0.003	0.010		12.1	3.1	60.4	1345	本发明例
55	0.015	0.24	2.16	0.030	0.002	0.06	11.9	0.8	0.07	0.31	0.005	0.010		12.3	2.6	38.6	1318	本发明例
56	0.012	0.32	1.12	0.030	0.002	0.10	12.7	0.4	0.09	0.18	0.005	0.011		13.2	1.7	10.5	1238	本发明例

下划线为权利要求 4 的发明的发明范围外

*1　Cr + 1.5 × Si

*2　30 × (C + N) + Ni + 0.5 × Mn

[0160]　由这些除去了氧化皮的热轧退火板，以20mm×10mm的形状采集L截面(与轧制方向平行的垂直截面)，利用王水使组织显现出来，进行观察。利用切断法由所观察的组织测定

各试验材料的平均结晶粒径。各平均结晶粒径示于表6。

[0161] 此外，使用EPMA测定了L截面(与轧制方向平行的垂直截面)的Ni的元素分布。将Ni浓密的部位判断为马氏体，通过图像处理求出马氏体相分数。结果示于表5。

[0162] 此外，利用光学显微镜以400μm见方观察了10个视野的组织。由所观察的组织，将一边的长度为1μm以上的立方体形状的夹杂物判断为TiN，计算其个数，计算出每1mm^{2}的TiN的个数。结果示于表6。

[0163] 由除去了氧化皮的热轧钢板分别制作三个C方向(与轧制方向垂直的方向)的却贝试验片，在-50℃进行却贝试验。却贝试验片为5mm(厚)×55mm(宽)×10mm(长)的小尺寸试验片。对每个试验材料进行3次试验，求出平均吸收能量。将所求出的吸收能量示于表6。表6的No.38～No.56均得到了25J以上的吸收能量，可知低温韧性良好。

[0164] 由除去了氧化皮的热轧钢板采集60mm×80mm的试验片，用防水胶带被覆背面和端部5mm，进行盐水喷雾试验。盐水浓度为5%NaCl，试验温度为35℃，试验时间为24h。进行盐水喷雾试验后，拍摄试验面，将所拍摄的照片上产生了锈的部分转换为黑色，将未产生锈的部分转换为白色，通过图像处理测定了腐蚀面积率。将所求出的腐蚀面积率示于表6。表6的No.38～No.56的腐蚀面积率均为15%以下，耐腐蚀性良好。

[0165] 由除去了氧化皮的热轧钢板，与轧制方向平行地采集JIS5号的拉伸试验片，进行拉伸试验，评价了加工性。将所得到的伸长率的值示于表6。表6的No.38～No.56的伸长率均为15.0%以上，加工性良好。

[0166] 由除去了氧化皮的热轧钢板采集300mm×100mm的试验片，按照相互对上时形成60°的V型坡口的方式对300mm边的端面进行30°磨削。使所加工的端面对上，以线能量0.7kJ/mm、焊接速度60cm/min进行MIG焊接。保护气体为100%Ar。焊丝使用1.2mmφ的Y309L(JIS Z 3321)。焊接方向为L方向。

[0167] 制作出包含焊缝的厚5mm×宽55mm×长10mm的小尺寸的却贝试验片。缺口位置为熔融部相对于板厚达到50%的位置。缺口形状为2mm的V型缺口。却贝冲击试验在-50℃实施9次。

[0168] 表6中示出9次却贝冲击试验的吸收能量的最小值。表6的No.38～No.50中，焊接热影响区的吸收能量均为10J以上，根据权利要求4至权利要求8，可知焊接热影响区的低温韧性良好。特别是，P小于0.02%的No.50中，焊接热影响区的吸收能量为50J以上，显示出极其优异的焊接热影响区的低温韧性。No.51中Ti不在权利要求4的范围内，No.52中Mn不在权利要求4的范围内，No.53中N不在权利要求4的范围内，No.54中Ni不在权利要求4的范围内，No.55中Nb不在权利要求4的范围内，No.56中(III)式不在权利要求4的范围内，因而焊接热影响区的吸收能量低于10J，焊接热影响区的低温韧性不充分。

[0169] 由以上的结果可以确认，根据本发明，还可以得到焊接热影响区的低温韧性优异的铁素体-马氏体双相不锈钢。

[0170] [表6]

[0171]

No.	平均结晶粒径	TiN 的密度	-50°C 的吸收能量	SST 后的腐蚀面积率	基于拉伸试验的伸长率	焊接热影响区的吸收能量的最小值	备注
	μm	个 /mm^2	J	%	%	J	
38	8.8	1.5	30.9	10.7	32.2	15.6	本发明例
39	7.9	0.9	53.3	12.7	27.8	29.2	本发明例
40	7.9	0.8	53.2	14.2	27.7	26.4	本发明例
41	8.9	1.4	28.1	12.1	32.9	10.8	本发明例
42	8.3	1.1	43.1	11.4	29.5	17.8	本发明例
43	7.9	1.0	52.3	13.3	28.1	20.3	本发明例
44	8.2	1.1	43.6	11.4	29.3	23.0	本发明例
45	8.0	0.9	49.9	11.8	28.7	14.1	本发明例
46	8.3	1.0	41.4	14.0	30.7	28.2	本发明例
47	8.4	3.1	35.5	12.4	31.5	18.3	本发明例
48	8.4	1.9	34.0	11.5	31.5	10.2	本发明例
49	7.9	1.0	52.5	12.2	30.1	29.1	本发明例
50	7.5	0.6	83.4	13.5	26.4	59.4	本发明例
51	8.3	24.7	28.5	12.3	30.9	2.8	本发明例
52	8.6	0.8	35.4	9.9	31.4	4.2	本发明例
53	7.8	2.6	53.4	11.7	29.1	6.1	本发明例
54	7.3	0.5	72.4	10.1	19.8	5.5	本发明例
55	8.0	0.9	50.0	12.6	30.7	3.9	本发明例
56	9.5	0.9	25.6	10.1	34.2	3.6	本发明例

[0172] 工业实用性

[0173] 根据本发明，能够低成本且高效率地进行生产，可以得到作为在寒冷地区运输煤炭或油类等的货车的车体用途材料合适的低温韧性优异的铁素体-马氏体双相不锈钢及其

制造方法。

[0174] 此外,具有权利要求4所述的特征的本发明还可得到焊接热影响区的低温韧性也优异的焊接结构材料用铁素体-马氏体双相不锈钢。

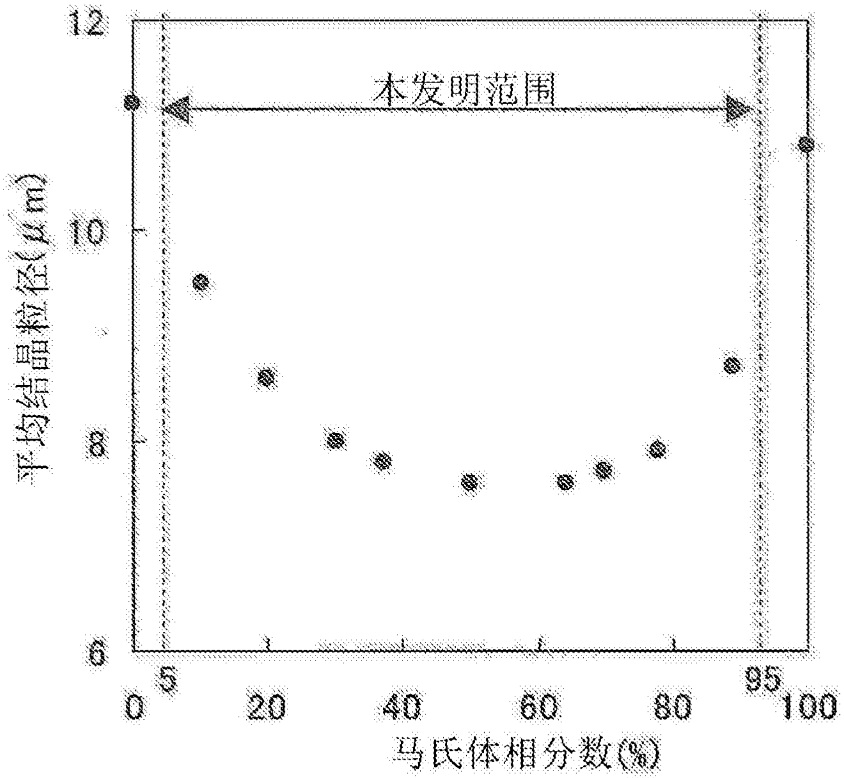


图1

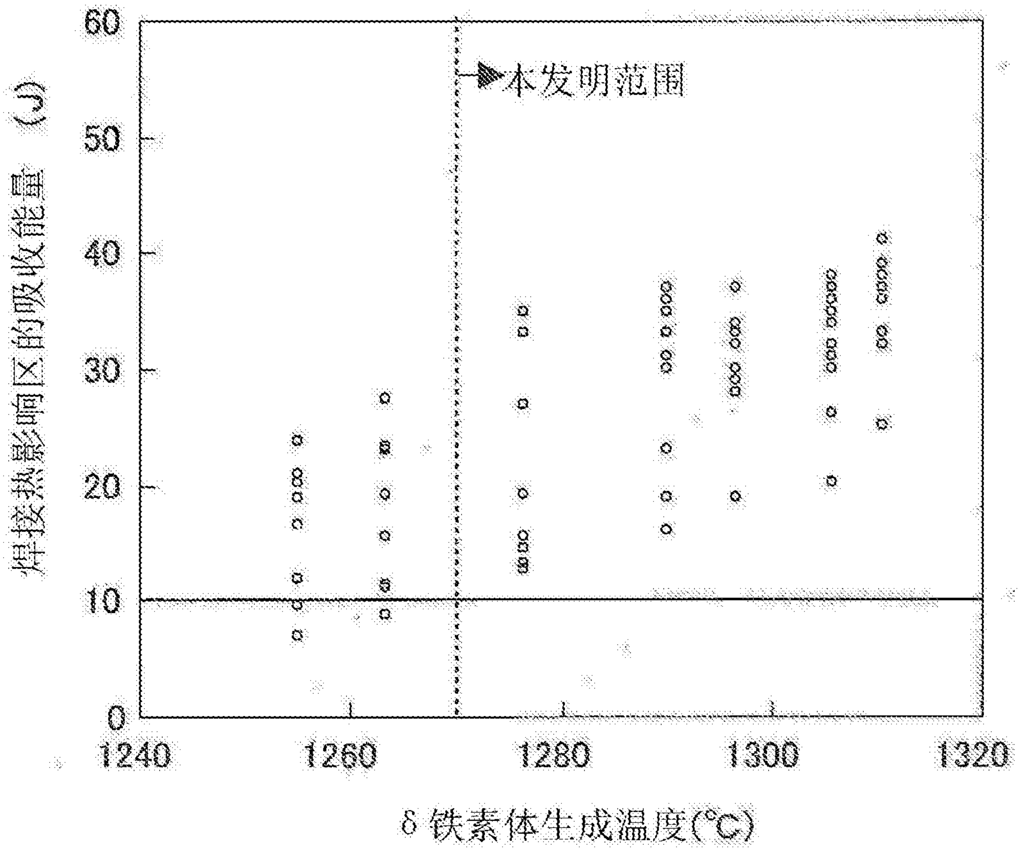

60
50
40
30
20
10
0
1240
1260
1280
1300
1320
焊接热影响区的吸收能量 (J)
本发明范围
δ铁素体生成温度(℃)

图2

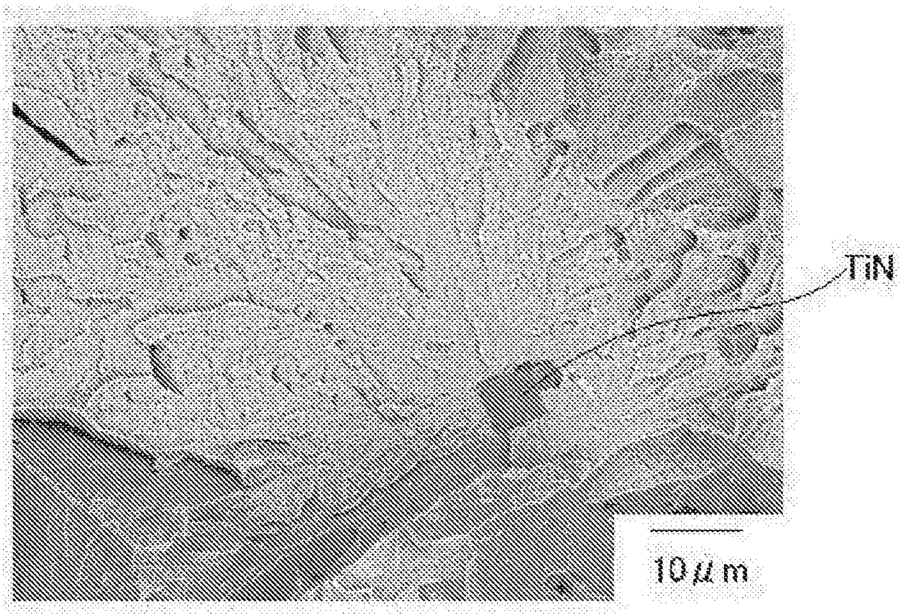

TiN
10μm

图3

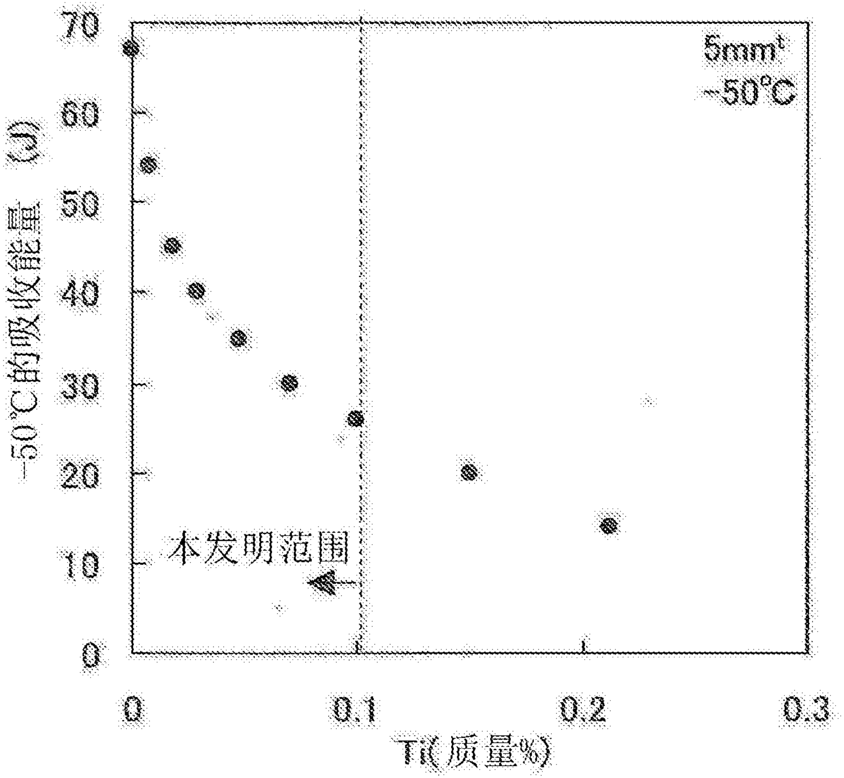

5mm^t
-50℃
-50℃的吸收能量 (J)
本发明范围
Ti(质量%)
70
60
50
40
30
20
10
0
0
0.1
0.2
0.3

图4

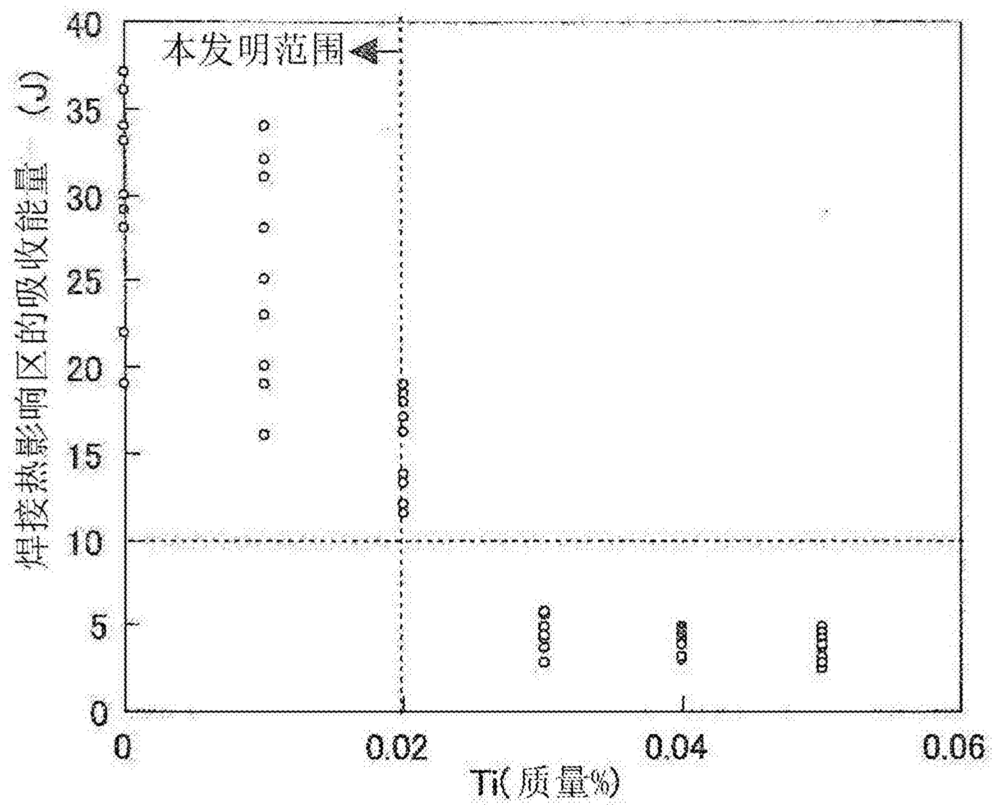

焊接热影响区的吸收能量 (J)
本发明范围
Ti(质量%)
40
35
30
25
20
15
10
5
0
0
0.02
0.04
0.06

图5

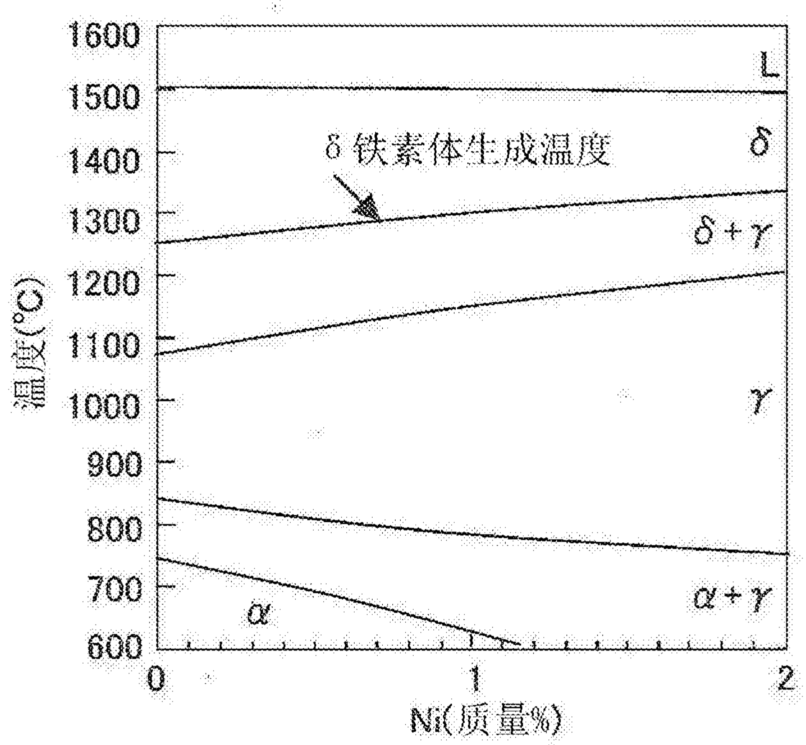

1600
1500
1400
1300
1200
1100
1000
900
800
700
600
温度(°C)
0
1
2
Ni(质量%)
L
δ
δ铁素体生成温度
δ+γ
γ
α+γ
α

图6

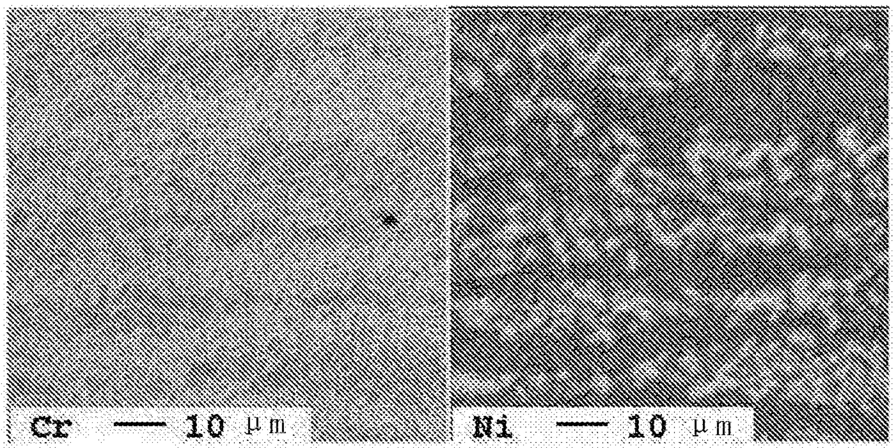

Cr — 10 μm
Ni — 10 μm

图7