



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 107002194 B

(45) 授权公告日 2022.05.17

(21) 申请号 201580064130.4

(22) 申请日 2015.11.17

(65) 同一申请的已公布的文献号  
申请公布号 CN 107002194 A

(43) 申请公布日 2017.08.01

(30) 优先权数据  
2014-239971 2014.11.27 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日  
2017.05.25

(86) PCT国际申请的申请数据  
PCT/JP2015/005716 2015.11.17

(87) PCT国际申请的公布数据  
W02016/084335 JA 2016.06.02

(73) 专利权人 杰富意钢铁株式会社  
地址 日本东京都

(72) 发明人 丰田俊介 冈部能知 后藤聪太  
松井穰 籾本哲

(74) 专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司 11227  
专利代理师 苗堃 金世煜

(51) Int.Cl.  
G22C 38/00 (2006.01)  
B21C 37/08 (2006.01)  
B21C 51/00 (2006.01)  
G21D 9/08 (2006.01)  
G21D 9/50 (2006.01)  
G22C 38/14 (2006.01)  
G22C 38/58 (2006.01)  
G21D 8/02 (2006.01)

审查员 涂洵

权利要求书1页 说明书20页 附图2页

(54) 发明名称

电阻焊钢管及其制造方法

(57) 摘要

提供抗内压泄露性和电阻焊接部韧性优异的电阻焊接钢管。将以质量%计含C:0.025~0.168%、Si:0.10~0.30%、Mn:0.60~1.90%，还含选自Ca以及Nb、V、Ti中的1种或2种以上且满足P<sub>cm</sub>为0.20以下的组成的热轧钢板，冷加工条件下连续辊轧成型加工，制成管状体。此时，在钢板的宽度方向端面赋予锥形部相对于钢板壁厚为10~80%的锥形坡口。接着使管状体的端面彼此对接，进行电阻焊接制成管体。接着对电阻焊接面以光束宽度为0.1~4.0mm的范围发射超声波，使用阵列探测器的超声波探伤装置对反射波进行超声波探伤，确认电阻焊接部的健全性。在检查后或者检查前，对电阻焊接部实施加热至850~1150℃，以20~200℃/s的冷却速度冷却的焊缝退火处理。由此，得到基材部和电阻焊接部均具有以平均粒径为10 μm以下的准多边形铁素体相作为主相的组织且抗内压密封性、电阻焊接部韧性优异的屈服强度为400MPa以上的电阻焊

钢管。

1. 一种电阻焊钢管的制造方法,其特征在于,通过连续配置有多个排辊和翅片辊的成型磨,对钢管坯料在冷加工条件下连续实施成型加工,制成管状体后,利用挤压辊将该管状体的端面彼此对接,边加压边通过高频加热将该对接的部位进行电阻焊接制成管体,接着,检查该管体的电阻焊接部的管轴方向焊接面,

其中,所述钢管坯料,具有以下组成:以质量%计含有C:0.025~0.168%、Si:0.10~0.30%、Mn:0.60~1.90%、P:0.001~0.018%、S:0.0001~0.0029%、Al:0.010~0.10%、Ca:0.0001~0.0035%、N:0.0050%以下、O:0.0030%以下,还含有Nb:0.001~0.070%、Ti:0.001~0.033%,并且满足下述式(1)定义的 $P_{cm}$ 为0.20以下,剩余部分为Fe和不可避免的杂质,

所述钢管坯料为具有屈服强度YS:360MPa以上的热轧钢板,通过利用所述翅片辊的成型而在所述热轧钢板的宽度方向端面赋予坡口时,将该坡口制成锥形坡口,制成从该锥形坡口的锥形开始位置至管表面的距离以从管外面开始的距离与从管内面开始的距离的合计计相对于钢板壁厚的比率为10~80%的坡口,

所述检查是通过对所述管体的电阻焊接部的管轴方向焊接面,以光束宽度成为0.1mm~4.0mm的范围的方式发射超声波,接收来自该焊接面的反射波的一部分或全部的使用了阵列探测器的超声波探伤装置,确认所述管体的电阻焊接部的非金属部为0.049面积%以下,

所述检查后,对进行所述电阻焊接得到的所述管体的电阻焊接部实施焊接部再加热处理,所述焊接部再加热处理是以加热温度:850~1150℃进行加热,将壁厚中央部的温度780~630℃的范围以平均冷却速度为20~200℃/s的范围的冷却速度进行冷却至150℃以下的冷却停止温度,

具有按照JIS Z 2242的规定进行的夏比冲击试验的试验温度:-60℃的吸收能量 $vE_{-60}$ 为110J以上,按照BS 7448-1995的规定进行的CTOD试验的试验温度:0℃的CTOD值为0.80mm以上的电阻焊接部韧性,且试验温度:0℃,内压: $0.95 \times$  (常温屈服强度 $\sigma_{y_{RT}}$ )的条件下进行的内压试验中不产生泄露,

$$P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad \dots\dots (1)$$

其中,C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、B为各元素以质量%计的含量。

2. 根据权利要求1所述的电阻焊钢管的制造方法,其中,在所述组成的基础上,还以质量%计含有选自Cu:0.001~0.350%、Ni:0.001~0.350%、Mo:0.001~0.350%中的1种或2种以上。

3. 根据权利要求1或2所述的电阻焊钢管的制造方法,其中,在所述组成的基础上,还以质量%计含有选自Cr:0.001~0.350%、B:0.0001~0.0030%中的1种或2种。

## 电阻焊钢管及其制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及电阻焊钢管及其制造方法,特别是涉及电阻焊接部的韧性的提高和可靠性的提高。

### 背景技术

[0002] 电阻焊钢管是将钢带利用多个辊连续地在冷成型为基本上圆形截面(管状体),将该管状体的相对的端面之间进行对接,对该对接的部位(对接部)施加高频电流,边施加压力边进行焊接接合(电阻焊接),制成具有焊缝部的管体(电阻焊钢管)。进行电阻焊接时,对接部因电阻发热被加热至熔点以上并受到压力,进而钢带自身成为接合金属被接合。因此,电阻焊接实质上是熔融焊接。

[0003] 通过1970年代以后取得显著进步的高频焊接技术、1980年代以后开发·应用的热输入控制·监视技术,或者进一步焊缝部的在线热处理技术等,电阻焊钢管的性能得到了飞跃性提高。其结果,电阻焊钢管被广泛应用于作为石油、天然气等的开采、输送用的外径为26英寸以下,壁厚为1英寸以下的线管、油井管等用途。

[0004] 但是,从电阻焊接部的可靠性的观点出发,电阻焊钢管的用途局限于对电阻焊接部的要求规格不严格的用途。因此,最近为了提高电阻焊接部的可靠性,提出了多种提案。

[0005] 例如,专利文献1记载了在湿润的含有硫化氢的环境下抗开裂性高的、耐酸性优异的电阻焊钢管。专利文献1记载的技术中,在将含有0.0012质量%以上的Ca的Al脱氧钢作为坯料的电阻焊钢管中,将钢中的Ca/Al比设为0.10%以下,并且,电阻焊对接面作为中心在两侧100 $\mu\text{m}$ 以内的部分含有的氧化物系夹杂物中,将从与对接面正交且与管轴方向正交的横截面观察到的夹杂物的形状是在板厚方向延伸的夹杂物中的板厚方向的长度相对于圆周方向的长度的比为2以上且长径为10 $\mu\text{m}$ 以上的夹杂物的密度,设为以横截面在对接面的两侧100 $\mu\text{m}$ 以内的区域的面积每1 $\text{mm}^2$ 当中的个数为5以下。由此,即使在严格的环境中,也能够防止氢鼓泡的发生。

[0006] 另外,专利文献2记载了电阻焊钢管的气体保护焊接方法。专利文献2记载的技术的特征在于,精加工成型后且在焊接前,以喷雾方式清洗管内面侧的悬浮氧化皮,并且在焊接部的局部保护时,使得管内面侧保护装置除了保持辊以外与管非接触地进行保护。由此,可防止焊接部的氧化皮残留,显著提高焊接部的韧性。

[0007] 专利文献3记载了一种高强度电阻焊线管。专利文献3记载的高强度电阻焊线管是以质量%计含有C:超过0.04且0.08%以下、Si:0.1~0.3%、Mn:超过1.6且2.0%以下、P:0.02%以下、S:0.003%以下、Nb:0.04~0.08%、V:0.05~0.1%、Ni:0.1~0.5%、Cu:0.1~0.5%、Mo:0.05~0.20%、Ti:0.01~0.03%、Al:0.05%以下、N:0.005%以下,且以满足特定关系的方式含有Ni、Cu、Mo的组成,金属组织为平均晶粒径为5 $\mu\text{m}$ 以下的针状铁素体组织,扁平后的周向的拉伸强度为700N/ $\text{mm}^2$ 以上,0.5%耐力为550N/ $\text{mm}^2$ 以上,电阻焊接对接部的氧化物占有面积为0.1%(相当于1000ppm)以下的高强度电阻焊线管。专利文献3记载的电阻焊线管是从热轧钢卷经过冷加工条件下的辊轧成型、电阻焊接、焊缝热处理、分级机工序

而制造的,外径为200~610mm,壁厚/外径比( $t/D$ )为2%以下的电阻焊钢管。由此,电阻焊接部具有与基材相同的健全性,可以将线管进一步薄壁化。

[0008] 专利文献4记载了一种锅炉用电阻焊钢管。专利文献4记载的锅炉用电阻焊钢管是由以质量%计含有C:0.01~0.20%、Si:0.01~1.0%、Mn:0.10~2.0%、Cr:0.5~3.5%,限制为P:0.030%以下、S:0.010%以下、O:0.020%以下,将(Si%)/(Mn%+Cr%)设为0.005~1.5,电阻焊接时生成的 $SiO_2$ 、MnO和 $Cr_2O_3$ 的3元混合氧化物的面积率为0.1%(相当于1000ppm)以下的电阻焊接部构成的、电阻焊接部的缺陷少、蠕变破裂强度和韧性优异的锅炉用电阻焊钢管。

[0009] 为了得到具有稳定的电阻焊接部性能的电阻焊钢管,需要适当确保电阻焊接条件,得到稳定的焊接部品质(焊缝部品质)。因此,作为钢管坯料的钢带的端部形状的稳定化、成型和焊接时的位置对齐或者进行电阻焊接时的热输入量的稳定化等变重要。

[0010] 电阻焊接中,在成为最合适的焊接热输入的条件下,管状体的对接部(钢带端部)充分熔融形成液滴而压焊。但是,如果热输入量变低,则在液滴不充分形成的情况下直接被压焊。因此,如非专利文献1的图1(a)所示,如果使焊接部沿着焊接面断裂,则在热输入量低的条件下焊接的焊接部中在焊接面观察到多个氧化物。在断裂面观察到上述多个氧化物的焊接部,一般被称为冷焊(也称为Cold weld或者Cold joint)。非专利文献1所示的焊接部是高频焊接部,这意味着在热输入量变动小的高频焊接中,有时也因焊接条件会形成冷焊(焊接缺陷)。

[0011] 现有技术文献

[0012] 专利文献

[0013] 专利文献1:日本特公平7-24940号公报

[0014] 专利文献2:日本特公平8-25035号公报

[0015] 专利文献3:日本特开2008-223134号公报

[0016] 专利文献4:日本特许第4377869号公报

[0017] 非专利文献

[0018] 非专利文献1:T.Fukami,et.al.:“Development of the new welding control method for HF-ERW pipes”,Proc.of IPC,(2012)No.2012-90219,p.1-8.

## 发明内容

[0019] 以往,对于日本国内的天然气管道,使用电阻焊钢管的情况下,与使用UOE钢管、无缝钢管的情况相比,其最大压力被限制为较低。这是因为电阻焊接部的可靠性、特别是上述冷焊的发生的防止或者冷焊等的焊接缺陷的检测方面的不充分导致的。另外,在世界范围内已知1970年代以前铺设的旧的线管(Vintage line-pipe)经过数十年的时间有发生泄露等的事例,作为性能差的旧的电阻焊钢管的泄露等的原因之一,可举出冷焊缺陷。

[0020] 从上述观点出发,专利文献1记载的技术中也存在不能避免局部的热输入的降低引起的冷焊的发生了的问题。另外,难以将专利文献1记载的技术应用于高强度钢,而且,低温韧性不充分,作为寒冷气候用途的应用存在问题。另外,根据专利文献2、3、4记载的各技术,也存在不能避免局部的热输入量的降低引起的冷焊的发生了的问题。

[0021] 本发明的目的在于提供解决上述现有技术的问题,避免冷焊等的焊接缺陷的发

生,具有优异的抗内压泄露性和优异的电阻焊接部韧性的高强度的电阻焊钢管及其制造方法。

[0022] 应予说明,这里所谓的“高强度”是指电阻焊钢管的基材部相当于API X 56级,即屈服强度YS为400MPa以上的情形。

[0023] 另外,这里“抗内压泄露性优异”意味着试验温度:0℃、负载常温下的屈服强度( $\sigma_{yRT}$ )的95%的内压的条件下,进行内压试验,不发生泄露。应予说明,内压试验是在非专利文献(S.Toyoda,S.Goto,T.Okabe,H.Kimura,S.Igi,Y.Matsui,S.Yabumoto,A.Sato,M.Suzuki,and T.Inoue:Proc.of IPC(2012),IPC2012-90448.)记载的要领下,在保持为特定的温度(这里为0℃)的制冷剂中保持管体,在无缺口的条件下进行。具体而言,将外径的8倍的长度的钢管,在冷却成了特定的温度的制冷剂(乙醇)中保持,从该钢管的密封的两端部,吹入气体(大气)使其上升至特定的压力,判定有无泄露、断裂。

[0024] 另外,这里所谓的“电阻焊接部韧性优异”是指电阻焊接部中,按照JIS Z 2242的规定进行的夏比冲击试验的试验温度-60℃的吸收能量 $vE_{-60}$ 为110J以上,且按照BS 7448-1995的规定进行的CTOD试验的试验温度0℃的CTOD值为0.80mm以上的情形。

[0025] 本发明者人等为了实现上述目的,对影响抗内压泄露性和电阻焊接部韧性的各种因素进行了锐意研究。其结果,想到了重要的是防止电阻焊接部的焊接缺陷、特别是冷焊的发生,进而强化电阻焊接部的品质管理,提高电阻焊接部的可靠性。

[0026] 首先,本发明人等,作为与电阻焊接的冷焊类似的现象,着眼于薄板的点焊接时的塑性金属环区(corona bond),将电阻焊接中的冷焊和塑性金属环区进行了对比。

[0027] 薄板的点焊接中的塑性金属环区是指点焊熔核(熔融池)周围的被压接的部分。已知塑性金属环区是在点焊接时,上下的板被压接,短时间加热而形成的,在塑性金属环区的断面散落有小的块状的氧化物。另一方面,电阻焊接时,对接的钢带(钢板)端面因高频电流被预加热。因此,电阻焊接时,与点焊接的情况相比形成更多的氧化物。根据本发明人等的试算,确认了电阻焊接时,在钢带(钢板)端面形成数微米厚的氧化物。因此,认为钢带(钢板)端部暴露于外界空气的电阻焊接中,如果热输入量降低,在液滴没有充分形成直接进行压焊,则在电阻焊接部残留微米级的氧化物,产生冷焊。

[0028] 应予说明,日本昭和62年2月由社团法人焊接学会电阻焊接研究委员会发行的“电阻焊接的缺陷和特征-定义和判定方法-”(第7页1~5行)中,关于冷焊,有如下记载:“宏观扁平(Macro-flat):通过肉眼观看是灰色、平面状且连续或大范围被观察到。微观上是包含球状夹杂物的微细韧窝断裂。在高频电阻(电阻焊)焊接中被称为冷焊(Cold weld),另外,在压接焊接被称为扁平断裂(Flat fracture)。生成原因:热输入不足,对接不良”。

[0029] 出于这个原因,本发明人等认为电阻焊接中的冷焊是“因热输入量的降低而钢带(钢板)端部的温度降低,钢液的流动性降低,加热时生成的氧化物未完全排出在焊接接合部(焊缝部)而残留”的焊接缺陷。由此想到防止该冷焊的发生将归结于加热时的氧化物的生成、残留的抑制以及对生成的残留氧化物的检测灵敏度的提高这两点。

[0030] 首先,关于本发明人等进行的基础实验结果进行说明。

[0031] 利用电阻焊钢管制造设备,将薄钢板(薄钢带)利用多个辊连续冷成型,成型为基本为圆筒形状的管状体,将该管状体的相对的端部彼此对接,进行电阻焊接制成管体,制成API 5L X65M规格的电焊钢管(外径323.9mm $\phi$ ×壁厚10mm)。应予说明,进行电阻焊接时,

相对于基准的通常的热输入量(=1.0) 进一步增加0.90、0.80、0.75的4个水准,有意使焊接热输入量进行了变化。热输入量被定义为(电流(A) × 电压(kV)) / (造管速度(m/min) / 管厚(mm))。作为基准的通常热输入量是通过日本特许第5332287号公报记载的方法确定的。

[0032] 关于得到的电阻焊钢管,如图3中示意地表示,通过使用在管的周向排列的阵列探伤器6的管体超声波探伤装置(以下,也称为“高灵敏度阵列UT”),检测电阻焊接部的健全性,特别是检测有无冷焊。应予说明,使用的超声波的频率为18MHz,以焊缝(电阻焊接部)2的焊接面中的光束宽度成为1.5mm的方式发射,在 $\phi 1.6\text{mm}$ 钻孔+20dB的灵敏度条件下,评价有无缺陷。应予说明,图3表示的超声波探伤装置中,传输和接受的振子的位置以电子方式切换,可以在厚度方向扫描焊接部,能够沿着管长度方向对焊接部的壁厚截面进行探伤。

[0033] 得到的电阻焊钢管的焊接部的健全性利用上述的管体的超声波探伤装置评价,将作为其结果的焊接部长度方向截面的回波高度映射示于图1。相对于将通常的热输入量作为1.0的基准条件,为通常热输入量的0.8的低热输入条件的钢管No. III中,在外面侧部分观察到缺陷回波。另外,通常热输入量的0.75的极低热输入条件的钢管No. IV中,在外面侧长度方向连续观察到缺陷回波。对观察到缺陷回波的钢管的焊接部,观察C截面(与管轴方向正交的方向的截面)组织,示于图2。这些缺陷回波与未焊接部的残留氧化物所对应,即,与所谓的“冷焊”对应。

[0034] 应予说明,从基准条件的分离少的下限热输入条件下的钢管No. II中,没有观察到缺陷回波。这种程度的热输入量的降低在电阻焊接时的管理范围内。

[0035] 进而,将电阻焊接部的坡口设为带有锥形坡口,将通常热输入作为基准在1.1~0.75的范围内改变焊接热输入进行电阻焊接,制造API 5L X80规格的电焊钢管(外径660.4mm $\phi$  × 壁厚25.4mm),同样,使用“高灵敏度阵列UT”,检测电阻焊接部的健全性,特别是有无冷焊。焊接热输入在将通常作为基准的1.1~0.9的管理范围内时,没有发现回波高度显著的增大。另一方面,焊接热输入降低,偏离管理范围变为0.8时,发现回波高度的增大。进而,在回波高度的增大部分观察到了电阻焊接时形成的Fe(Si, Mn)系氧化物。另外,焊接热输入降低,变为低于管理范围的0.75时,连续地发现回波高度的增大,在回波高度的增大部分形成有粗大的氧化物层。因此,即使在厚壁且具有坡口的电阻焊接的电焊钢管中,也确认了焊接热输入量、回波高度、氧化物这三者对应。

[0036] 基于这些情况,本发明人等发现通过调整为上述的光束直径且使用了在管的周向排列的阵列探伤器的管体的超声波探伤装置,能够作为缺陷回波充分检测“冷焊”,该“冷焊”是伴随电阻焊接时的热输入量降低,所形成的氧化物没有被完全排出而残留于焊接合部的焊接缺陷。

[0037] 进而,本发明人等想到了为抑制电阻焊接部的氧化物的生成,确保优异的电焊焊接部韧性和优异的抗内压泄露性,需要将容易在电阻焊接部残留氧化物的元素的含量,例如C、Si、Mn等的元素的含量调整为适当的范围内,进而发现需要将电焊钢管的组成制成如下组成:以质量%计含有C:0.025~0.168%、Si:0.10~0.30%、Mn:0.60~1.90%、P:0.001~0.018%、S:0.0001~0.0029%、Al:0.010~0.10%、Ca:0.0001~0.0035%、N:0.0050%以下、O:0.0030%以下,进一步含有选自Nb:0.001~0.070%以下、V:0.001~0.065%以下、Ti:0.001~0.033%以下中的1种或2种以上,并且, $P_{cm}$ 满足0.20以下。

[0038] 本发明人等首次发现通过如上所述地将加热时的氧化物的生成、残留的抑制和生

成且残留的氧化物的检测灵敏度的提高组合进行,可以避免冷焊的发生,可以提供具有可靠性高的电阻焊接部的高强度电阻焊钢管。

[0039] 作为具有可靠性高的电阻焊接部的一个指标,本发明人等采用了“抗内压泄露性”,其意味着在试验温度:0℃,负载常温下的屈服强度的95%的内压的条件下,进行内压试验时没有发生泄露。内压试验按照非专利文献(S.Toyoda,S.Goto,T.Okabe,H.Kimura,S.Igi,Y.Matsui,S.Yabumoto,A.Sato,M.Suzuki,and T.Inoue:Proc.of IPC(2012),IPC2012-90448.)记载的要领,在保持为特定的温度(这里为0℃)的制冷剂中保持管体,在无缺口的条件下进行。

[0040] 本发明是基于上述见解,进一步研究而完成的发明。即,本发明的要旨如下所示。

[0041] [1]一种电阻焊钢管,其具有以下组成:以质量%计含有C:0.025~0.168%、Si:0.10~0.30%、Mn:0.60~1.90%、P:0.001~0.018%、S:0.0001~0.0029%、Al:0.010~0.10%、Ca:0.0001~0.0035%、N:0.0050%以下和O:0.0030%以下,还含有选自Nb:0.001~0.070%、V:0.001~0.065%、Ti:0.001~0.033%中的1种或2种以上,并且满足下述式(1)定义的 $P_{cm}$ 为0.20以下,剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成,

[0042] 而且,还具有以下组织:基材部和电阻焊接部均以体积率为90%以上的平均粒径为10 $\mu$ m以下的准多边形铁素体相作为主相,剩余部分由体积率为10%以下的第二相构成,

[0043] 并且,具有管轴方向的屈服强度 $Y_S$ 为400MPa以上的基材部,具有按照JIS Z 2242的规定进行的夏比冲击试验的试验温度:-60℃的吸收能量 $vE_{60}$ 为110J以上,具有按照BS 7448-1995的规定进行的CTOD试验的试验温度:0℃的CTOD值为0.80mm以上的电阻焊接部韧性,且在试验温度:0℃,内压: $0.95 \times$ (常温屈服强度 $\sigma_{Y_{RT}}$ )的条件下进行的内压试验中不产生泄露。

[0044]  $P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \cdots \cdots (1)$

[0045] 这里,C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、B是各元素的含量(质量%),不含有的元素设为0。

[0046] [2]根据[1]记载的电阻焊钢管,其中,在上述组成的基础上,还以质量%计含有选自Cu:0.001~0.350%、Ni:0.001~0.350%、Mo:0.001~0.350%中的1种或2种以上。

[0047] [3]根据[1]或[2]记载的电阻焊钢管,其中,在上述组成的基础上,还以质量%计含有选自Cr:0.001~0.350%、B:0.0001~0.0030%中的1种或2种。

[0048] [4]一种电阻焊钢管的制造方法,其特征在于,通过连续配置有多个排辊和翅片辊的成型磨,对钢管坯料在冷加工条件下连续实施成型加工制成管状体后,利用挤压辊将该管状体的端面彼此对接,边加压边通过高频加热将该对接的部位进行电阻焊接制成管体,接着,检查该管体的电阻焊接部的管轴方向焊接面,

[0049] 其中,上述钢管坯料,具有以下组成:以质量%计含有C:0.025~0.168%、Si:0.10~0.30%、Mn:0.60~1.90%、P:0.001~0.018%、S:0.0001~0.0029%、Al:0.010~0.10%、Ca:0.0001~0.0035%、N:0.0050%以下、O:0.0030%以下,

[0050] 还含有选自Nb:0.001~0.070%、V:0.001~0.065%、Ti:0.001~0.033%中的1种或2种以上,并且,满足下述式(1)定义的 $P_{cm}$ 为0.20以下,剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成,

[0051] 上述钢管坯料为具有屈服强度 $Y_S$ :360MPa以上的热轧钢板,通过利用上述翅片辊的成型而在上述热轧钢板的宽度方向端面赋予坡口时,将该坡口制成锥形坡口,制成从该

锥形坡口的锥形开始位置至管表面的距离以从管外面开始的距离与从管内面开始的距离的合计相对于钢板壁厚的比率为10~80%的坡口,

[0052] 上述检查是通过对上述管体的电阻焊接部的管轴方向焊接面,以光束宽度成为0.1mm~4.0mm的范围的方式发射超声波,接收来自该焊接面的反射波的一部分或全部的使用了阵列探测器的超声波探伤装置,确认在上述管体的电阻焊接部不存在定量以上的非金属部,

[0053] 上述检查后,对进行上述电阻焊接得到的上述管体的电阻焊接部实施焊接部再加热处理,所述焊接部再加热处理是以加热至加热温度850~1150℃,对壁厚中央部的温度780~630℃的范围以平均冷却速度为20~200℃/s的范围的冷却速度进行冷却,

[0054] 具有按照JIS Z 2242的规定进行的夏比冲击试验的试验温度:-60℃的吸收能量 $vE_{-60}$ 为110J以上,具有按照BS 7448-1995的规定进行的CTOD试验的试验温度0℃的CTOD值为0.80mm以上的电阻焊接部韧性,且在试验温度:0℃,内压:0.95×(常温屈服强度 $\sigma_{yRT}$ )的条件下进行的内压试验中不产生泄露,

[0055]  $P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \cdots \cdots (1)$

[0056] 其中,C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、B为各元素的含量(质量%)。

[0057] [5]根据[4]记载的电阻焊钢管的制造方法,其中,在上述组成的基础上,还以质量%计含有选自Cu:0.001~0.350%、Ni:0.001~0.350%、Mo:0.001~0.350%中的1种或2种以上。

[0058] [6]根据[4]或[5]记载的电阻焊钢管的制造方法,其中,在上述组成的基础上,还以质量%计含有选自Cr:0.001~0.350%、B:0.0001~0.0030%中的1种或2种。

[0059] 本发明是避免了冷焊等焊接缺陷的发生的具有优异的抗内压泄露性和优异的电阻焊接部韧性的高强度电阻焊钢管及其制造方法。

## 附图说明

[0060] 图1是将各电阻焊钢管的焊接部长度方向截面的回波高度映射进行比较表示的说明图。

[0061] 图2是表示回波高度增大的电阻焊接部的截面组织的光学显微镜组织照片。

[0062] 图3是表示使用了焊接部的超声波探伤装置的探伤方法的概要的说明图,所述超声波探伤装置使用了阵列探伤器。

[0063] 图4是说明锥形坡口的概略图。从锥形开始位置至管表面的距离由a(管外面侧)、b(管内面侧)表示。从锥形开始位置至管表面的距离是沿着厚度方向计算的。

## 具体实施方式

[0064] 本发明电阻焊钢管是在管轴方向具有屈服强度YS:400MPa以上的高强度电阻焊钢管,避免了冷焊等的焊接缺陷的发生,具有优异的抗内压泄露性和优异的电阻焊接部韧性,具有可靠性高的电阻焊接部。应予说明,本发明电阻焊钢管按照JIS Z 2242的规定进行的夏比冲击试验的试验温度:-60℃的吸收能量 $vE_{-60}$ 为110J以上,具有按照BS 7448-1995的规定进行的CTOD试验的试验温度0℃的CTOD值为0.80mm以上的优异的电阻焊接部韧性。应予说明,基材部韧性自然也具有上述韧性。另外,本发明电阻焊钢管具有在试验温度:0℃、

内压： $0.95 \times$ （常温屈服强度 $\sigma_{y_{RT}}$ ）的条件下进行的内压试验中不发生泄露的优异的抗内压泄露性。

[0065] 接下来,对本发明电阻焊钢管的制造方法进行说明。

[0066] 本发明电阻焊钢管,是将钢管坯料通过连续配置有多个排辊和翅片辊的成型磨,在冷加工条件下连续地实施成型加工制成管状体后,利用挤压辊将该管状体的端面彼此对接,边加压边通过高频加热使该对接的部位加热、熔融进行电阻焊接制成管体,接着,检查该管体的电阻焊接部的管轴方向焊接面制成制品管。其中,管轴方向焊接面是与管轴方向平行且管周向的中央位置的面。

[0067] 使用的钢管坯料是具有屈服强度YS:360MPa以上的热轧钢板。应予说明,“钢板”也包括钢带。

[0068] 首先,对于本发明中作为钢管坯料使用的热轧钢板的组成限定理由进行说明。应予说明,以下,组成中的质量%仅以%表示。

[0069] C:0.025~0.168%

[0070] C是具有如下作用的元素:通过固溶强化,或者基于形成珠光体、伪珠光体、渗碳体等硬质相的强化,或者基于提高淬透性而形成贝氏体、马氏体等的硬质相的强化,从而有助于钢板(钢管)的强度增加。另一方面,电阻焊接时,C介由凝固点的降低、气相中与 $O_2$ 形成CO的反应等,对电阻焊接部的氧化物形成产生影响,因此优选尽可能的低,但是为了确保所希望的高强度(钢管坯料的屈服强度为360MPa以上,钢管基材部管轴方向的屈服强度为400MPa以上)需要含有0.025%以上。含量优选为0.030%以上。另一方面,含量超过0.168%时,电阻焊接部以及基材部的硬质相的体积率超过10%,韧性降低。特别是伴随电阻焊接部的韧性降低,抗内压泄露性降低,0℃下赋予常温的屈服强度YS的95%的内压的内压试验中不能保证全长上不发生泄露、断裂。因此,C限定为0.025~0.168%的范围内。含量优选为0.084%以下。

[0071] Si:0.10~0.30%

[0072] Si介由固溶强化有助于钢板(钢管)的强度增加。另外,与Fe相比,Si的与O(氧)的亲合力强,在电阻焊接部与Mn氧化物一同形成粘度高的共晶氧化物。Si不足0.10%时,共晶氧化物中的Mn浓度增加,氧化物的熔点超过钢液温度,在电阻焊接部容易作为氧化物残留。因此,存在于电阻焊接部的氧化物增加,电阻焊接部的韧性降低,0℃下赋予常温的屈服强度YS的95%的内压的内压试验中不能保证全长上不发生泄露、断裂。因此,含量为0.10%以上,优选为0.15%以上。另一方面,如果Si含量超过0.30%,则共晶氧化物中的Si浓度增加,氧化物的熔点超过钢液温度,并且作为氧化物的绝对量增加,容易在电阻焊接部作为氧化物残留,电阻焊接部的韧性降低,内压试验中不能保证全长上不发生泄露、断裂。出于这个原因,Si限定为0.10~0.30%的范围。应予说明,关于含量,优选为0.25%以下。

[0073] Mn:0.60~1.90%

[0074] Mn介由固溶强化和变相组织强化,有助于钢板(钢管)的强度增加。与Fe相比,Mn的与O(氧)的亲合力强,在电阻焊接部与Si氧化物一同形成粘度高的共晶氧化物。如果Mn含量不足0.60%,则共晶氧化物中的Si浓度增加,氧化物的熔点超过钢液温度,容易在电阻焊接部作为氧化物残留,电阻焊接部的韧性降低,0℃下进行的内压试验中不能保证全长上不发生泄露、断裂。此外,如果Mn含量不足0.60%,则基材部以及电阻焊接部的组织成为粒径超

过10 $\mu\text{m}$ 的粗大的准多边形铁素体相、多边形铁素体。因此,韧性降低,0 $^{\circ}\text{C}$ 下进行的内压试验中不能保证全长上不发生泄露、断裂。因此,含量设为0.60%以上,优选设为0.85%以上。另一方面,如果Mn含量超过1.90%,则在电阻焊接部共晶氧化物中的Mn浓度增加,氧化物的熔点超过钢液温度,并且作为氧化物的绝对量增加,容易在电阻焊接部作为氧化物残留,电阻焊接部的韧性降低,0 $^{\circ}\text{C}$ 下进行的内压试验中不能保证全长上不发生泄露、断裂。另外,如果Mn含量超过1.90%,则基材部以及电阻焊接部的硬质相的分率超过10%,韧性降低。出于这个原因,Mn限定为0.60~1.90%的范围。应予说明,关于含量,优选为1.65%以下。

[0075] P:0.001~0.018%

[0076] P在钢中作为杂质存在,容易在晶界等中偏析,此外与Mn共偏析,是对韧性等产生不良影响的元素,优选尽可能减少,但是从炼钢工艺的经济性的观点出发限定为0.001%以上。另一方面,含量超过0.018%时,基材部以及电阻焊接部的韧性显著降低。因此,P限定为0.001~0.018%。应予说明,关于含量,优选为0.013%以下。

[0077] S:0.0001~0.0029%

[0078] S在基材部、电阻焊接部以MnS、CaS等的硫化物的形式存在,是对韧性等产生不良影响的元素,优选尽可能减少。但是,从炼钢工艺的经济性的观点出发限定为0.0001%以上。另一方面,如果含量超过0.0029%,则韧性显著降低,0 $^{\circ}\text{C}$ 下进行的内压试验中不能保证全长上不发生泄露、断裂。因此,S限定为0.0001~0.0029%的范围。应予说明,优选为0.0001~0.0019%。

[0079] Al:0.010~0.10%

[0080] Al是作为炼钢阶段中的脱氧剂而发挥作用的元素。另外,Al以AlN的形式析出,抑制奥氏体加热时的晶粒生长,有助于低温韧性的提高。另外,与Si、Mn相比,Al的与O(氧)的亲合力进一步强,以在 $2\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$  (Tephroite) 等的Mn-Si共晶氧化物中固溶的形式形成氧化物。

[0081] 为了得到上述效果,Al需要含有0.010%以上。如果不足0.010%,则不能在炼钢阶段确保所希望的脱氧能力,钢的清洁度降低。另外,存在于电阻焊接部的氧化物增加,韧性降低,0 $^{\circ}\text{C}$ 下进行的内压试验中不能保证全长上不发生泄露、断裂。另一方面,如果Al含量超过0.10%,共晶氧化物中的Al浓度升高,氧化物的熔点超过钢液温度,容易在电阻焊部作为氧化物残留,在电阻焊接部存在的氧化物增加,韧性降低。因此,0 $^{\circ}\text{C}$ 下进行的内压试验中不能保证全长上不发生泄露、断裂。出于这个原因,Al限定为0.010~0.10%的范围。应予说明,关于含量的下限侧,优选为0.03%以上。另外,关于含量的上限侧,优选为0.08%以下。

[0082] Ca:0.0001~0.0035%

[0083] Ca是将钢中的硫化物控制为球状的形态的元素,特别是有助于钢管的电阻焊接部附近的韧性提高。为了得到上述效果,需要含有0.0001%以上。由于Ca与O的亲合力强,如果含量超过0.0035%,则氧化物中的Ca浓度增加,氧化物的熔点超过钢液温度,并且作为氧化物的绝对量增加,容易在电阻焊接部作为氧化物残留,电阻焊接部的韧性降低,0 $^{\circ}\text{C}$ 下进行的内压试验中不能保证全长上不发生泄露、断裂。因此,Ca限定为0.0001~0.0035%的范围。应予说明,关于含量的下限侧,优选为0.0002%以上。另外,关于含量的上限侧,优选为0.0028%以下。

[0084] N:0.0050%以下

[0085] N与Ti等的氮化物形成元素结合,以氮化物的形式析出,或者固溶,从而对钢管基材和电阻焊接部的韧性产生不良影响。因此,优选尽可能减少。但是,从炼钢工艺的经济性的观点出发优选将0.0001%设为下限。另一方面,含量超过0.0050%,则氮化物以及固溶N增加,导致韧性的降低。因此,N限定为0.0050%以下。应予说明,优选为0.0040%以下。

[0086] O:0.0030%以下

[0087] O(氧)以氧化物系夹杂物的形式残留,对韧性、延性等各种的特性产生不良影响。因此,优选尽可能减少。但是,从炼钢工艺的经济性的观点出发,含量优选设为0.0001%以上。如果超过0.0030%变多,则导致显著的韧性降低。因此,O限定为0.0030%以下。应予说明,优选为0.0020%以下。

[0088] 选自Nb:0.001~0.070%、V:0.001~0.065%、Ti:0.001~0.033%中的1种或2种以上

[0089] Nb、V、Ti均是主要以碳化物的形式析出,介由析出强化有助于钢板(钢管)强度的增加的元素,选择含有1种或2种以上。

[0090] Nb主要以碳化物的形式析出,介由析出强化有助于钢板(钢管)强度的增加。为了得到上述效果,需要含有0.001%以上。如果Nb不足0.001%,则不能确保所希望的钢板(钢管)强度。另一方面,如果含量超过0.070%,则残留未固溶的大型Nb碳氮化物,导致韧性的降低。因此,含有时,Nb限定为0.001~0.070%的范围。应予说明,关于含量的下限侧,优选为0.005%以上。另外,关于含量的上限侧,优选为0.055%以下。

[0091] V与Nb同样主要以碳化物的形式析出,介由析出强化有助于钢板(钢管)强度的增加。为了得到上述效果,需要含有0.001%以上。如果V不足0.001%,则不能确保所希望的钢板(钢管)强度。另一方面,如果含量超过0.065%,则残留未固溶的大型V碳氮化物,导致韧性的降低。因此,含有时,V限定为0.001~0.065%的范围。应予说明,关于含量的下限侧,优选为0.005%以上。另外,关于含量的上限侧,优选为0.050%以下。

[0092] Ti与Nb、V同样主要以碳化物的形式析出,介由析出强化有助于钢板(钢管)强度的增加。为了得到上述效果,需要含有0.001%以上。如果Ti不足0.001%,则不能确保所希望的钢板(钢管)强度。另一方面,如果含量超过0.033%,则残留未固溶的大型Ti碳氮化物,导致韧性的降低。因此,含有时,Ti限定为0.001~0.033%的范围。应予说明,关于含量的下限侧,优选为0.005%以上。另外,关于含量的上限侧,优选为0.020%以下。

[0093] 剩余部分是Fe和不可避免的杂质。

[0094] 上述的成分是基本的成分,在基本的成分的基础上,进一步根据必要,作为选择元素可以含有选自Cu:0.001~0.350%、Ni:0.001~0.350%、Mo:0.001~0.350%中的1种或2种以上,和/或选自Cr:0.001~0.350%、B:0.0001~0.0030%中的1种或2种。

[0095] 选自Cu:0.001~0.350%、Ni:0.001~0.350%、Mo:0.001~0.350%中的1种或2种以上

[0096] Cu、Ni、Mo均是提高钢管的耐腐蚀性的元素,可以根据需要选择含有1种或2种以上。

[0097] Cu是具有提高钢管的耐腐蚀性,并且提高淬透性的作用的元素。特别是为了使厚壁钢管的基材部和电阻焊接部的组织不变为粗大的准多边形铁素体相、多边形铁素体而进行含有。这里所谓的“粗大”是指粒径超过10 $\mu$ m这样的组织。为了得到上述效果,优选含有

0.001%以上。但是,如果含量超过0.350%,则效果饱和,不能期待与含量对应的效果,经济上是不利的。因此,含有时,Cu优选限定为0.001~0.350%的范围。应予说明,关于含量的下限侧,更优选为0.05%以上。此外,关于含量的上限侧,更优选为0.290%以下。

[0098] Ni与Cu同样,是具有提高钢管的耐腐蚀性并提高淬透性的作用的元素。特别是为了使厚壁钢管的基材部和电阻焊接部的组织不变为粗大的准多边形铁素体相的方式而进行含有。为了得到上述效果,优选含有0.001%以上。但是,如果含量超过0.350%,则效果饱和,不能期待与含量对应的效果,在经济上是不利的。因此,含有时,Ni优选限定为0.001~0.350%的范围。应予说明,关于含量的下限侧,更优选为0.05%以上。另外,关于含量的上限侧,更优选为0.290%以下。

[0099] Mo与Ni、Cu同样,是具有提高钢管的耐腐蚀性并提高淬透性的作用的元素。特别是为了使厚壁钢管的基材部和电阻焊接部的组织不变为粗大的准多边形铁素体相的方式而进行含有。为了得到上述效果,优选含有0.001%以上。但是,如果含量超过0.350%,则效果饱和,不能期待与含量对应的效果,在经济上是不利的。因此,含有时,Mo优选限定为0.001~0.350%的范围。应予说明,关于含量的下限侧,更优选为0.05%以上。另外,关于含量的上限侧,更优选为0.290%以下。

[0100] 选自Cr:0.001~0.350%、B:0.0001~0.0030%中的1种或2种

[0101] Cr、B均是通过变相组织强化,增加钢板(钢管)的强度的元素,根据需要可以含有1种或2种。

[0102] Cr与Mn同样,是通过变相组织强化,增加钢板(钢管)的强度的元素。为了得到上述效果,需要含有0.001%以上。另外,与Fe相比,Cr的与O(氧)的亲合力强,在电阻焊接部形成氧化物。如果Cr含量超过0.350%,则氧化物中的Cr浓度升高,氧化物的熔点超过钢液温度,并且作为氧化物的绝对量增加,容易在电阻焊部以氧化物的形式残留,电阻焊接部的韧性降低。因此,含有时,Cr优选限定为0.001~0.350%的范围。关于含量的下限侧,更优选为0.02%以上。另外,关于含量的上限侧,更优选为0.290%以下。

[0103] B是通过变相组织强化增加钢板(钢管)的强度的元素,为了得到上述效果,优选含有0.0001%以上。但是,如果超过0.0030%大量含有,则淬透性反而降低,不能确保所希望的高强度。因此,含有时,B优选限定为0.0001~0.0030%的范围。应予说明,关于含量的下限侧,更优选为0.0003%以上。另外,关于含量的上限侧,更优选为0.0022%以下。

[0104] 本发明中将上述的成分以上述的范围且以满足下述式(1)定义的P<sub>cm</sub>值为0.20以下的方式调整含有。应予说明,不含有式(1)记载的元素时,该元素的含量以“零”%的方式计算。

[0105] 
$$P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \cdots \cdots (1)$$

[0106] 这里,C、Si、Mn、Cu、Ni、Cr、Mo、V、B为各元素的含量(质量%)。

[0107] P<sub>cm</sub>值是与电阻焊接部的快速冷却后的组织形成相关的值。为了将电阻焊接部组织制成准多边形铁素体相体积率为90%以上,控制P<sub>cm</sub>值是重要的,本发明将P<sub>cm</sub>值设为0.20以下。通过将电阻焊接部制成准多边形铁素体相以体积率占90%以上的组织,能够确保电阻焊接部的所希望的韧性,0℃下进行的内压试验时能够保证全长上不发生泄露、断裂。应予说明,P<sub>cm</sub>值的下限没有特别限定,优选设为能够稳定确保钢管坯料屈服强度YS:360MPa以上(钢管基材部管轴方向的屈服强度:400MPa以上)的0.07以上。

[0108] 本发明中,作为钢管坯料使用的热轧钢板,是具有上述的组成,具有屈服强度YS:360MPa以上,并且,按照JIS Z 2242的规定进行的夏比冲击试验的试验温度-60℃的吸收能量 $vE_{-60}$ 为110J以上,按照BS 7448-1995的规定进行的CTOD试验的试验温度:0℃的CTOD值为0.80mm以上这样的具有优异的韧性的热轧钢板。

[0109] 应予说明,关于热轧钢板的组织,没有特别限定,优选制成能够确保上述的高强度和低温韧性的组织。作为能够确保这样的韧性的组织,优选为以下组织:将平均粒径为10 $\mu\text{m}$ 以下的微细的准多边形铁素体相作为主相,剩余部分由以体积率计为10%以下的第二相构成。应予说明,这里所谓的“准多边形铁素体相”包含针状铁素体、贝氏体铁素体。

[0110] 关于具有上述这样的组织的高强度热轧钢板的制造方法,不需要特别限定。例如,可以通过将具有上述的组成的钢坯料(板坯),加热至1100~1280℃,实施由粗轧和精轧构成的、精轧结束温度设为750℃以上的热轧,热轧结束后,立即开始冷却,将780~630℃的温度区域以5℃/s以上的平均冷却速度冷却至600℃以下的冷却停止温度,在卷绕温度:400~580℃下卷绕而制造。

[0111] 本发明中,将具有上述的组成,优选具有上述的组织的,具有屈服强度:360MPa以上的热轧钢板作为钢管坯料。进而,将该钢管坯料通过连续配置有多个排辊和翅片辊的常用的成型磨,在冷加工条件下连续实施成型加工制成管状体。成型磨的具体构成,不需要特别限定,使用常用的成型磨的管状体的成型加工方法均适用。另外,钢管基材因伴随管状体的成型的加工强化,与钢管坯料相比屈服强度变大。

[0112] 本发明,通过利用翅片辊的成型,对作为钢管坯料的钢板(热轧钢板)的宽度端面赋予锥形坡口。赋予的锥形坡口,制成锥形开始位置与成为管外面的表面或者成为管内面的表面的钢板壁厚方向的距离以合计计为钢板壁厚的10~80%的坡口(图4参照)。

[0113] 钢板的宽度端面的锥形开始位置与成为管外面的表面或者成为管内面的表面的钢板壁厚方向的距离合计为钢板壁厚的10~80%,由此促进氧化物的排出,减少在电阻焊接部存在的氧化物量,提高韧性,在0℃下赋予常温的实际YS的95%的内压的内压试验中能够保证全长上不发生泄露、断裂。应予说明,关于该合计距离的下限侧,优选为30%以上。另外,关于合计距离的上限侧,优选为70%以下。应予说明,锥形形状,不局限于直线,可以设为任意的曲线形状。

[0114] 对于在钢板的宽度端面赋予了锥形坡口的管状体,接下来,通过利用挤压辊将管状体的相对的端部(宽度端面)对接,将该对接的部位边加压,边通过高频加热使其加热、熔融进行电阻焊接的常用的方法,制成管体。

[0115] 对于得到的管体,接下来,检查电阻焊接部的管轴方向焊接面,确认是不会检测到缺陷的管体。

[0116] 电阻焊接部的检查使用在图3示意性示出的使用了在管的周向排列的阵列探测器的管体超声波探伤装置(以下也称为“高灵敏度阵列UT”)。应予说明,该管体的超声波探伤装置的详细内容已记载于日本特许第4544240号公报、日本特许第4910770号公报、日本特许第5076984号公报。

[0117] 利用这样的具有阵列探测器的管体超声波探伤装置,本发明中,相对于管体的管轴方向焊接面,以光束宽度成为从0.1mm至4.0mm的范围的方式发射超声波,接收来自焊接面的氧化物或者空隙等的非金属部的反射波的一部分或全部。通过管轴方向焊接面的检查

结果,能够判断电阻焊接部的缺陷。

[0118] 如果光束宽度为0.1mm以下则不能全面探伤在圆周向变动的焊接面,有时会发生探伤遗漏。另一方面,如果光束宽度超过4.0mm,则不能检测冷焊引起的韧性降低以及泄露的原因的氧化物。另外,如果光束宽度不合适,相反,即使在管轴方向焊接面的氧化物充分少的情况下,仍存在不能对其精确把握的可能。因此,光束宽度限定为0.1~4.0mm。应予说明,优选光束宽度的下限为0.3mm,光束宽度的上限为2.0mm。

[0119] 上述的检查中,将被确认为在管体的电阻焊接部不存在特定量以上的非金属部的管体作为制品管。应予说明,这里所谓的“特定量以上”是指相对于电阻焊接部整体的占有面积,非金属部为超过0.049面积%的情形。应予说明,上述的检查可以进行焊缝退火处理。

[0120] 对被确认为在电阻焊接部不存在特定量以上的非金属部的管体,接下来,在通过上述的电阻焊接形成的电阻焊接部实施如下的焊接部再加热处理(焊缝退火处理):加热至加热温度850~1150℃,进行壁厚中央部的温度780~630℃的温度范围的平均冷却速度为20~200℃/s的范围的冷却速度的冷却。将得到的管体作为制品管出厂。

[0121] 焊接部再加热处理(焊缝退火处理)的加热温度如果不足850℃,则加热温度过低,不能够确保所希望的电阻焊接部韧性。另一方面,如果加热温度为超过1150℃的高温,则产生组织的粗大化,不能确保所希望的电阻焊接部韧性。出于这个原因,焊缝退火处理的加热温度限定为850~1150℃。

[0122] 另外,电阻焊接部的焊缝退火处理后的冷却速度,如果不足20℃/s,则冷却过慢,不能确保将晶粒径:10μm以下的微细的准多边形铁素体相作为主相的组织,不能确保所希望的电阻焊接部硬度、韧性。另一方面,如果是超过200℃/s的快速的冷却,则电阻焊接部不能确保将准多边形铁素体相作为主相的组织,不能确保所希望的电阻焊接部韧性。出于这个原因,焊缝退火处理后的冷却限定为壁厚中央部的温度为780~630℃的温度范围的平均为20~200℃/s的范围的冷却速度。应予说明,如果冷却停止温度超过500℃,则生成珠光体组织,有不能确保所希望的电阻焊接部硬度、韧性的可能。出于这个原因,焊缝退火处理后的冷却停止温度优选为500℃以下。应予说明,为了在壁厚整个区域抑制珠光体的生成,冷却停止温度更优选为450℃以下。应予说明,焊缝退火处理后,为了材质稳定化进一步可以进行回火处理。

[0123] 应予说明,壁厚中央部的温度是通过电磁场解析和传热解析(例如,冈部等:铁和钢,Vol.93(2007)No.5,p373~378)计算焊接部截面内的温度分布,将其结果根据实际的外面和内面的温度进行补正而算出。

[0124] 利用上述的制造方法制造的制品管是具有上述的组成以及基材部和电阻焊接部均具有以体积率为90%以上的平均粒径为10μm以下的准多边形铁素体相作为主相,剩余部分由体积率为10%以下的第二相构成的组织且在电阻焊接部不存在非金属部的电阻焊钢管。上述电阻焊钢管是在管轴方向具有屈服强度YS:400MPa以上且没有冷焊等的焊接缺陷,具有优异的抗内压泄露性和优异的电阻焊接部韧性,可靠性高的电阻焊钢管。

[0125] 应予说明,这里所谓“准多边形铁素体相”包含针状铁素体、贝氏体铁素体。另外,“准多边形铁素体相”的平均粒径是指对于在圆周向截面的壁厚中心部,测定邻近的晶粒间的倾角为15°以上的晶界包围的晶粒的面积,求出由得到的晶粒的面积换算的等效圆直径,取这些等效圆直径的平均值。应予说明,邻近的晶粒间的倾角使用以EBSD(Electro

Backscatter Diffraction) 装置测定的值。

[0126] 以下,关于本发明基于实施例进一步进行说明。应予说明,以下的实施例中,将表2-1和表2-2总称为表2,将表3-1和表3-2总称为表3。另外,表1钢No.N是缺号。表2~3中钢管No.33是缺号。

[0127] 实施例

[0128] 将表1所示的组成的钢液用转炉熔炼,用连续铸造法制成板坯(壁厚:250mm)。将这些板坯作为钢坯料,对该钢坯料实施在加热温度为 $1200 \pm 20^\circ\text{C}$ 的范围内在 $100 \pm 20$ 分钟的范围内均热保持的加热处理,接下来,实施由粗轧、精轧构成的、累积压下率: $61 \pm 10\%$ ,精轧温度: $810 \pm 20^\circ\text{C}$ 的热轧,制成热轧钢板(板厚:25mm)。应予说明,热轧结束后,在热轧输出辊道上,以壁厚中央温度为 $780^\circ\text{C} \sim 630^\circ\text{C}$ 的温度区域的平均冷却速度: $24 \pm 8^\circ\text{C}$ ,冷却至冷却停止温度: $550 \pm 20^\circ\text{C}$ ,在卷绕温度: $530 \pm 40^\circ\text{C}$ 下卷绕。

[0129] 将这些热轧钢板,切分为特定的宽度后,利用连续配置多个排辊和翅片辊的成型磨,在冷加工条件下连续地实施成型加工制成管状体。然后,将管状体的端部(热轧钢板的宽度端部)彼此对接,边利用挤压辊加压,边通过高频加热对管状体的端部加热使其熔融进行电阻焊接,造管为外径22英寸(外径 $558.8\text{mm} \phi \times$ 壁厚 $25\text{mm}$ )的电阻焊钢管。

[0130] 应予说明,钢种B的电阻焊钢管(钢管No.10~21)中,使电阻焊接的热输入量(电流(A)  $\times$  电压(kV)) / (造管速度(m/min) / 管厚(mm)) 相对于基准(1.00)在 $1.12 \sim 0.88$ 的范围内变动,制造n:100个,对于全部钢管,实施利用“高灵敏度阵列UT”的非断裂检查和内压试验。

[0131] 应予说明,进行成型加工时,利用翅片辊,对钢板的宽度端部赋予表2所示的形状的锥形坡口。被赋予的锥形坡口是宽度端面的锥形开始位置与成为管外面的表面或者成为管内面的表面的钢板壁厚方向的距离为钢板壁厚的 $8 \sim 92\%$ 的坡口。应予说明,将锥形坡口的倾斜平均角度相对于没有锥形的情形设为 $30 \pm 8^\circ$ 。

[0132] 进行电阻焊接后,使用日本特许第4544240号公报、日本特许第4910770号公报、日本特许第5076984号公报记载的“管体的超声波探伤装置”,对于管体的管轴方向焊接部的焊接面,以成为表2所示的光束宽度的方式发射超声波,接收来自焊接面的氧化物或者空隙等的非金属部的反射波的一部分或全部,计算回波高度,检测有无冷焊等的缺陷。

[0133] 对于检查了电阻焊接部的管体,接下来,对电阻焊接部,在线使用诱导加热装置实施焊缝退火处理。焊缝退火处理是设为表2所示的加热温度,在壁厚中央温度为 $780^\circ\text{C} \sim 630^\circ\text{C}$ 的温度区域以表2所示的平均冷却速度,冷却至表2所示的冷却停止温度的处理。

[0134] 从得到的管体(电阻焊钢管)的基材部和电阻焊接部采集试验片,实施组织观察、拉伸试验、夏比冲击试验、断裂韧性试验、内压试验。试验方法如下所示。

[0135] (1) 组织观察

[0136] 从得到的管体(电阻焊钢管)的基材部(从电阻焊接部在圆周向偏离 $90^\circ$ 的位置)和电阻焊接部中央位置,分别采集组织观察用试验片。将与管轴方向正交的面(C截面)作为观察面,将组织观察用试验片研磨,腐蚀(硝酸乙醇液腐蚀),使用光学显微镜(倍率:400倍)和扫描型电子显微镜(倍率:2000倍),观察壁厚中央位置附近的组织,各拍摄4视角以上。使用得到的组织照片(扫描型电子显微镜组织照片),鉴定构成的组织(相),并且通过图像解析计算其组织分率。应予说明,以面积分率计算时,设为三维上是均匀的,从而将面积分率的值作为体积分率的值。

[0137] 另外,对于发明例中作为主相的“准多边形铁素体相”,使用EBSD (Electro Backscatter Diffraction) 装置,在壁厚中央位置测定由邻近的晶粒间的倾角为 $15^{\circ}$ 以上的晶界包围的晶粒的面积,从得到的面积计算等效圆直径,将它们的平均值作为准多边形铁素体相的平均晶粒径求出的。

[0138] (2) 拉伸试验

[0139] 从得到的管体(电阻焊钢管)的基材部(从电阻焊接部在圆周向偏离 $90^{\circ}$ 的位置),以拉伸方向成为管轴方向的方式,采集JIS 12号拉伸试验片,按照JIS Z 2241的规定实施拉伸试验,计算拉伸特性(屈服强度YS、拉伸强度TS)。应予说明,将TS:490MPa以上判断为良好。

[0140] (3) 夏比冲击试验

[0141] 从得到的管体(电阻焊钢管)的基材部(从电阻焊接部在圆周向偏离 $90^{\circ}$ 的位置)和电阻焊接部中央位置,以各个试验片的长度方向成为管的圆周向的方式,采集V形缺口试验片,按照JIS Z 2242的规定,实施夏比冲击试验。试验温度设为 $-60^{\circ}\text{C}$ ,各3片进行试验,将其平均值作为该钢管的吸收能量 $vE_{-60}$  (J)。应予说明,钢种B的电阻焊钢管中,以n:100进行评价,表示其最低值。

[0142] (4) 断裂韧性试验

[0143] 从得到的管体(电阻焊钢管)的基材部(从电阻焊接部在圆周向偏离 $90^{\circ}$ 的位置)和电阻焊接部中央位置,按照BS 7448—1995的规定,以试验片长度方向成为与管轴方向正交的方向的方式,采集CTOD试验片。随后,按照BS 7448—1995的规定,在试验温度: $0^{\circ}\text{C}$ 下,求出CTOD值。应予说明,缺口位置设为基材部、电阻焊接部中央位置。

[0144] 应予说明,钢种B的电阻焊钢管中,以n:100进行评价,表示其最低值。

[0145] (5) 内压试验

[0146] 将得到的管体(电阻焊钢管)作为试验钢管,实施在试验温度为 $0^{\circ}\text{C}$ ,内压为 $0.95 \times$  (常温屈服强度 $\sigma_{y_{RT}}$ )的条件下进行的内压试验。应予说明,内压试验按照S.Toyoda, S.Goto, T.Okabe, H.Kimura, S.Igi, Y.Matsui, S.Yabumoto, A.Sato, M.Suzuki, and T.Inoue: Proc.of IPC (2012), IPC2012—90448.记载的要领,在保持为特定的温度(这里为 $0^{\circ}\text{C}$ )的制冷剂中保持管体,在没有缺口的条件下,对试验钢管负载内压: $0.95 \times$  (常温屈服强度 $\sigma_{y_{RT}}$ ),评价有无泄露、断裂。应予说明,“部分泄露”是指对10根以上进行评价时超过0%且10%以下的试验钢管中产生泄露的状态,“泄露”是指超过10%的试验体中产生泄露的状态。

[0147] 将得到的结果示于表3。

[0148]

表1

钢 No.	化学成分(质量%)														P <sub>cm</sub> *	备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ca	N	O	Nb,V,Ti	Cu,Ni,Mo	Cr,B				
A	0.050	0.19	1.05	0.006	0.0004	0.021	0.0021	0.0030	0.0012	Ti:0.015,Nb:0.047	Mo:0.12,Cu:0.17,Ni:0.14	-	0.13	应用例		
B	0.068	0.22	1.62	0.012	0.0025	0.024	0.0015	0.0032	0.0007	Ti:0.011,Nb:0.032	Mo:0.16	-	0.16	应用例		
C	0.053	0.20	1.64	0.005	0.0023	0.036	0.0023	0.0025	0.0012	Ti:0.014,Nb:0.052	Mo:0.26	-	0.16	应用例		
D	0.041	0.15	1.01	0.004	0.0006	0.030	0.0019	0.0027	0.0012	Ti:0.012,Nb:0.052,V:0.052	Cr:0.17,Ni:0.12	-	0.11	应用例		
E	0.066	0.16	1.75	0.011	0.0028	0.036	0.0023	0.0038	0.0006	Ti:0.021,Nb:0.052,V:0.035	Mo:0.35	Cr:0.02,B:0.0012	0.19	应用例		
F	0.024	0.24	1.44	0.014	0.0022	0.063	0.0001	0.0014	0.0018	Ti:0.012,Nb:0.041	-	-	0.10	比较例		
G	0.170	0.23	1.74	0.011	0.0008	0.026	0.0002	0.0031	0.0012	Ti:0.013,Nb:0.037	-	-	0.26	比较例		
H	0.122	0.05	1.38	0.016	0.0024	0.074	0.0003	0.0030	0.0012	Ti:0.012,Nb:0.038	-	Cr:0.22	0.20	比较例		
I	0.059	0.45	1.58	0.005	0.0021	0.038	0.0001	0.0036	0.0028	Ti:0.011,Nb:0.045	-	Cr:0.25	0.17	比较例		
J	0.098	0.24	0.52	0.017	0.0025	0.049	0.0021	0.0018	0.0007	Ti:0.012,Nb:0.036	-	Cr:0.06	0.14	比较例		
K	0.095	0.13	1.98	0.012	0.0023	0.021	0.0019	0.0033	0.0015	Ti:0.011,Nb:0.041	-	Cr:0.07	0.20	比较例		
L	0.081	0.15	1.28	0.016	0.0026	0.005	0.0011	0.0032	0.0011	Ti:0.015,Nb:0.043	-	Cr:0.05	0.15	比较例		
M	0.108	0.18	1.44	0.012	0.0021	0.250	0.0009	0.0039	0.0022	Ti:0.012,Nb:0.040	-	Cr:0.06	0.19	比较例		
O	0.089	0.20	1.53	0.009	0.0026	0.042	0.0046	0.0039	0.0024	Ti:0.011,Nb:0.044	-	Cr:0.07	0.18	比较例		
P	0.118	0.24	1.73	0.009	0.0024	0.042	0.0022	0.0039	0.0024	Ti:0.014,Nb:0.039	-	-	0.21	比较例		
Q	0.050	0.19	1.06	0.009	0.0020	0.021	0.0021	0.0030	0.0012	Ti:0.015,Nb:0.047	-	-	0.11	应用例		
R	0.063	0.22	1.62	0.012	0.0021	0.024	0.0015	0.0032	0.0007	Ti:0.011,Nb:0.032	-	Cr:0.21	0.16	应用例		
S	0.026	0.28	1.85	0.018	0.0007	0.013	0.0032	0.0047	0.0029	Ti:0.002,Nb:0.040	-	-	0.13	应用例		
T	0.162	0.10	0.60	0.002	0.0002	0.055	0.0003	0.0032	0.0013	Ti:0.030,Nb:0.068	-	-	0.20	应用例		
U	0.082	0.15	1.45	0.022	0.0024	0.051	0.0029	0.0027	0.0025	Ti:0.021,Nb:0.002	-	-	0.16	比较例		
V	0.075	0.23	1.62	0.016	0.0035	0.043	0.0024	0.0044	0.0026	Ti:0.019,Nb:0.053	-	-	0.16	比较例		
W	0.068	0.22	1.59	0.018	0.0020	0.039	0.0023	0.0068	0.0024	Ti:0.017,Nb:0.059	-	-	0.15	比较例		
X	0.073	0.21	1.78	0.015	0.0022	0.047	-	0.0033	0.0020	Ti:0.027,Nb:0.059	-	-	0.17	比较例		
Y	0.077	0.24	1.63	0.017	0.0023	0.041	0.0003	0.0025	0.0041	Ti:0.019,Nb:0.044	-	-	0.17	比较例		
Z	0.031	0.23	1.51	0.018	0.0026	0.044	0.0002	0.0038	0.0023	-	-	-	0.11	比较例		
AA	0.070	0.25	1.62	0.015	0.0021	0.042	0.0001	0.0049	0.0022	Ti:0.041	-	-	0.16	比较例		
AB	0.063	0.18	1.76	0.011	0.0027	0.034	0.0002	0.0038	0.0018	Nb:0.082	-	-	0.16	比较例		
AC	0.068	0.22	1.43	0.011	0.0027	0.047	0.0003	0.0046	0.0019	V:0.075	-	-	0.15	比较例		

\*P<sub>cm</sub>=C+Si/50+Mn/20+Cu/20+Ni/60+Cr/20+Mo/15+V/10+5B ... (1)

[0149]

表2-1

钢管 No.	钢 No.	坡口形状 锥形开始位置与表面的 距离相对于壁厚的比率 (%)	超声波探伤		焊接部再加热处理			备注
			光束宽度 (mm)	回波高度 (%)	加热温度 (°C)	平均冷却温度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	
1	A	8(4/4)	1.00	60	1030	30	100	比较例
2		12 (6/6)		30	1030	30	100	本发明例
3		24 (12/12)		25	1030	30	100	本发明例
4		36 (18/18)		20	1030	30	100	本发明例
5		48 (24/24)		15	1030	30	100	本发明例
6		60 (30/30)		20	1030	30	100	本发明例
7		72 (36/36)		25	1030	30	100	本发明例
8		80 (40/40)		30	1030	30	100	本发明例
9		92 (46/46)		60	1030	30	100	比较例
10	B	60 (30/30)	0.04	10	1000	25	100	比较例
11			0.12	20	1000	25	100	本发明例
12			0.24	21	1000	25	100	本发明例
13			0.36	20	1000	25	100	本发明例
14			0.80	20	1000	25	100	本发明例
15			1.00	20	1000	25	100	本发明例
16			1.40	20	1000	25	100	本发明例
17			1.80	20	1000	25	100	本发明例
18			2.40	20	1000	25	100	本发明例
19			3.80	18	1000	25	100	本发明例
20			4.50	15	1000	25	100	比较例
21	6.00	13	1000	25	100	比较例		
22	C	60 (30/30)	1.00	18	1020	30	150	本发明例
23	D	60 (30/30)	1.00	20	1020	30	150	本发明例
24	E	60 (30/30)	1.00	18	1020	30	150	本发明例
25	F	60 (30/30)	1.00	23	1020	30	150	比较例
26	G	60 (30/30)	1.00	57	1020	30	150	比较例
27	H	60 (30/30)	1.00	46	1020	30	150	比较例
28	I	60 (30/30)	1.00	68	1020	30	150	比较例
29	J	60 (30/30)	1.00	35	1020	30	150	比较例
30	K	60 (30/30)	1.00	42	1020	30	150	比较例
31	L	60 (30/30)	1.00	24	1020	30	150	比较例
32	M	60 (30/30)	1.00	57	1020	30	150	比较例
34	O	60 (30/30)	1.00	47	1020	30	150	比较例
35	P	60 (30/30)	1.00	26	1020	30	150	比较例
36	Q	60 (30/30)	1.00	19	1020	30	150	本发明例
37	R	60 (30/30)	1.00	20	1020	30	150	本发明例

[0150]

[0151] \*) 合计 (外面/内面)

[0152] 表2-2

[0153]

钢管 No.	钢 No.	坡口形状 锥形开始位置与表面的 距离相对于壁厚的比率 (%)	超声波探伤		焊接部再加热处理			备注
			光束宽度 (mm)	回波高度 (%)	加热温度 (°C)	平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	
38	A	92 (46/46)	0.04	20	1030	30	100	比较例
39	A	92 (46/46)	0.12	60	1030	30	100	比较例
40	A	92 (46/46)	3.80	60	1030	30	100	比较例
41	A	92 (46/46)	4.50	15	1030	30	100	比较例
42	S	60 (30/30)	1.00	44	1030	30	100	本发明例
43	T	60 (30/30)	1.00	23	1030	100	100	本发明例
44	U	60 (30/30)	1.00	20	1030	30	100	比较例
45	V	60 (30/30)	1.00	22	1030	30	100	比较例
46	W	60 (30/30)	1.00	19	1030	30	100	比较例
47	X	60 (30/30)	1.00	20	1030	30	100	比较例
48	Y	60 (30/30)	1.00	51	1030	30	100	比较例
49	Z	60 (30/30)	1.00	24	1030	30	100	比较例
50	AA	60 (30/30)	1.00	18	1030	30	100	比较例
51	AB	60 (30/30)	1.00	23	1030	30	100	比较例
52	AC	60 (30/30)	1.00	22	1030	30	100	比较例
53	B	60 (30/30)	1.00	20	1130	25	100	本发明例
54	B	60 (30/30)	1.00	20	860	25	100	本发明例
55	B	60 (30/30)	1.00	20	830	25	100	比较例
56	B	60 (30/30)	1.00	20	1200	25	100	比较例
57	B	60 (30/30)	1.00	20	1030	20	100	本发明例
58	B	60 (30/30)	1.00	20	1030	180	100	本发明例
59	B	60 (30/30)	1.00	20	1030	10	100	比较例
60	B	60 (30/30)	1.00	20	1030	300	100	比较例

[0154] \*) 合计 (外面/内面)

[0155]

表 3-1

钢管 No.	钢 No.	组织				电焊焊接部		拉伸特性		韧性		断裂韧性		耐内压泄漏性		备注
		基材部		电焊焊接部		基材部		VE <sub>90</sub> (J)		0℃的CTOD (mm)		有无泄露、断裂				
		种类**	主相体积 %	QPF 平均粒径 (μm)	种类**	主相体积 %	QPF 平均粒径 (μm)	屈服强度 (MPa)	拉伸强度 (MPa)	基材部	电焊焊接部	基材部	电焊焊接部	基材部	电焊焊接部	
1	A	QPF+0	QPF96	4	QPF+0	QPF94	6	500	543	210	18	1.07	0.11	无	泄露	比较例
2		QPF+0	QPF95	4	QPF+0	QPF93	6	511	562	218	154	1.06	0.92	无	无	本发明例
3		QPF+0	QPF97	4	QPF+0	QPF93	6	496	539	220	241	1.05	1.13	无	无	本发明例
4		QPF+0	QPF95	4	QPF+0	QPF94	6	508	564	209	257	1.03	1.17	无	无	本发明例
5		QPF+0	QPF96	4	QPF+0	QPF93	6	506	556	215	268	1.07	1.20	无	无	本发明例
6		QPF+0	QPF94	4	QPF+0	QPF94	6	502	534	220	235	1.05	1.16	无	无	本发明例
7		QPF+0	QPF97	4	QPF+0	QPF95	6	511	555	211	245	1.05	1.14	无	无	本发明例
8		QPF+0	QPF94	4	QPF+0	QPF93	6	509	566	218	162	1.07	0.89	无	无	本发明例
9		QPF+0	QPF98	4	QPF+0	QPF94	6	508	550	212	23	1.02	0.12	无	泄露	比较例
10	B	QPF+0	QPF95	5	QPF+0	QPF91	5	515	572	209*	224*	0.97*	1.05*	无	无	比较例
11		QPF+0	QPF94	5	QPF+0	QPF92	5	509	547	202*	216*	0.97*	1.05*	无	无	本发明例
12		QPF+0	QPF95	5	QPF+0	QPF93	5	512	551	205*	220*	0.98*	1.04*	无	无	本发明例
13		QPF+0	QPF93	5	QPF+0	QPF93	5	510	548	203*	218*	0.96*	1.06*	无	无	本发明例
14		QPF+0	QPF94	5	QPF+0	QPF92	5	514	571	204*	220*	0.95*	1.05*	无	无	本发明例
15		QPF+0	QPF96	5	QPF+0	QPF92	5	519	577	208*	222*	0.99*	1.06*	无	无	本发明例
16		QPF+0	QPF93	5	QPF+0	QPF94	5	507	551	202*	220*	0.97*	1.04*	无	无	本发明例
17		QPF+0	QPF92	5	QPF+0	QPF91	5	508	558	200*	224*	0.98*	1.05*	无	无	本发明例
18		QPF+0	QPF93	5	QPF+0	QPF90	5	504	542	205*	216*	0.97*	1.06*	无	无	本发明例
19		QPF+0	QPF93	5	QPF+0	QPF91	5	510	537	204*	218*	0.96*	1.04*	无	无	本发明例
20		QPF+0	QPF94	5	QPF+0	QPF92	5	511	574	209*	220*	0.96*	1.05*	无	无	比较例
21		QPF+0	QPF95	5	QPF+0	QPF94	5	517	580	200*	224*	0.97*	1.04*	无	无	比较例
22	C	QPF+0	QPF96	4	QPF+0	QPF94	5	601	683	217	218	0.84	0.87	无	无	比较例
23	D	QPF+0	QPF96	5	QPF+0	QPF93	6	536	602	228	234	0.65	0.98	无	无	本发明例
24	E	QPF+0	QPF94	4	QPF+0	QPF92	5	742	853	201	204	0.80	0.81	无	无	本发明例
25	F	PF+P	PF88	~(QPF11)	PF+P	PF89	~(QPF13)	386	439	19	15	0.38	0.36	无	无	比较例
26	G	QPF+P	QPF72	5	QPF+P	QPF60	6	618	735	6	8	0.08	0.02	泄露	泄露	比较例
27	H	QPF+B	QPF89	7	QPF+B	QPF84	8	480	522	68	14	0.35	0.07	无	泄露	比较例
28	I	QPF+0	QPF88	7	QPF+0	QPF89	7	507	551	55	9	0.32	0.05	无	泄露	比较例
29	J	PF+P	PF88	~(QPF11)	PF+P	PF88	~(QPF12)	370	435	70	26	0.36	0.12	无	泄露	比较例
30	K	QPF+B	QPF96	6	QPF+B	QPF62	6	588	660	23	9	0.22	0.10	无	泄露	比较例

\*n: 100进行统计学评价时的最低值

\*\*):QPF: 准多边形铁素体相, P: 珠光体, O: 渗碳体, B: 贝氏体, M: 马氏体, PF: 多边形铁素体相

[0156]

表3-2

钢管 No.	钢 No.	组织				电电阻焊接部		拉伸特性		韧性		断裂韧性		时内压泄露性		备注
		基材部		电阻焊接部		主相体积 %	QPF 平均粒径 (μm)	屈服强度 (MPa)	拉伸强度 (MPa)	VE <sub>60</sub> (J)		0℃的CTOD (mm)		有无泄露、断裂		
		种类**	QPF 平均粒径 (μm)	种类**	QPF 平均粒径 (μm)					基材部	电阻焊接部	基材部	电阻焊接部	基材部	电阻焊接部	
31	L	QPF+0	QPF:89	11	QPF+0	QPF:89	12	460	480	26	24	0.22	0.11	无	泄露	比较例
32	M	PF+P	PF:88	(PF:7)	PF+P	PF:88	(PF:16)	520	605	19	8	0.19	0.08	泄露	泄露	比较例
34	O	QPF+0	QPF:93	5	QPF+0	QPF:94	6	512	551	27	13	0.22	0.13	无	泄露	比较例
35	P	PF+P	PF:91	(PF:11)	PF+P	PF:90	(PF:12)	536	576	30	26	0.24	0.14	无	泄露	比较例
36	Q	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:94	6	485	538	200	223	1.01	1.13	无	无	本发明例
37	R	QPF+0	QPF:96	6	QPF+0	QPF:94	6	508	564	201	213	1.02	1.08	无	无	本发明例
38	A	QPF+0	QPF:98	4	QPF+0	QPF:94	6	508	550	212	23	1.02	0.12	无	泄露	比较例
39	A	QPF+0	QPF:98	4	QPF+0	QPF:94	6	508	550	212	23	1.02	0.12	无	泄露	比较例
40	A	QPF+0	QPF:98	4	QPF+0	QPF:94	6	508	550	212	23	1.02	0.12	无	泄露	比较例
41	A	QPF+0	QPF:98	4	QPF+0	QPF:94	6	508	550	212	23	1.02	0.12	无	泄露	比较例
42	S	QPF+0	QPF:91	9	QPF+0	QPF:90	10	448	492	201	209	0.92	0.98	无	无	本发明例
43	T	QPF+P	QPF:91	4	QPF+P	QPF:90	6	605	710	115	111	0.81	0.80	无	无	本发明例
44	U	QPF+0	QPF:94	4	QPF+0	QPF:96	6	505	548	104	106	0.72	0.74	无	泄露	比较例
45	V	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:96	6	495	542	102	102	0.70	0.70	无	泄露	比较例
46	W	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:96	6	493	545	106	108	0.75	0.76	无	泄露	比较例
47	X	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:96	6	501	550	119	108	0.82	0.76	无	泄露	比较例
48	Y	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:96	6	498	545	107	108	0.76	0.76	无	泄露	比较例
49	Z	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:96	6	395	480	212	208	1.05	1.02	无	无	比较例
50	AA	QPF+0	QPF:94	4	QPF+0	QPF:94	5	745	855	95	93	0.61	0.59	无	泄露	比较例
51	AB	QPF+0	QPF:94	4	QPF+0	QPF:94	4	751	865	98	99	0.62	0.63	无	泄露	比较例
52	AC	QPF+0	QPF:94	4	QPF+0	QPF:94	5	746	868	96	95	0.62	0.62	无	泄露	比较例
53	B	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:92	7	519	577	208	150	0.99	0.85	无	无	本发明例
54	B	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:92	5	519	577	208	145	0.99	0.84	无	无	本发明例
55	B	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:92	7	519	577	208	105	0.99	0.75	无	泄露	本发明例
56	B	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:92	5	519	577	208	94	0.99	0.60	无	泄露	比较例
57	B	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:92	5	519	577	208	222	0.99	1.06	无	无	本发明例
58	B	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:92	5	519	577	208	138	0.99	0.82	无	无	本发明例
59	B	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:92	5	519	577	208	93	0.99	0.59	无	泄露	比较例
60	B	QPF+0	QPF:96	5	QPF+0	QPF:92	5	519	577	208	106	0.99	0.75	无	泄露	比较例

可以n: 100进行统计学评价时的最低值

\*\*QPF: 准多边形铁素体相, P: 珠光体, 0: 渗碳体, B: 贝氏体, M: 马氏体, PF: 多边形铁素体相

[0157] 本发明例均为基材部、电阻焊接部均具有以平均粒径:10μm以下的微细的准多边形铁素体相作为主相的组织,在试验温度:0℃,内压为0.95×(常温屈服强度σ<sub>RT</sub>)的条件下进行的内压试验中不仅没有断裂而且也没有泄露,抗内压泄露性优异,具有所希望的高强度(YS:400MPa以上)且不仅基材部而且在电阻焊接部也具有0℃的CTOD值为0.80mm以上的

优异的断裂韧性， $-60^{\circ}\text{C}$ 的夏比冲击试验的吸收能量 $vE_{-60}$ 为110J以上的优异的韧性的电阻焊钢管。

[0158] 另一方面，偏离本发明范围的比较例(如后述所示，钢管No.10、20、21除外)，或没有得到所希望的高强度，或没有得到所希望的组织，或在电阻焊接部存在非金属部，或夏比冲击试验的吸收能量 $vE_{-60}$ 低，或断裂韧性降低，或内压试验中产生泄露。

[0159] 锥形坡口形状偏离本发明范围的钢管No.1、No.9中，夏比冲击试验的 $vE_{-60}$ 不足110J， $0^{\circ}\text{C}$ 的CTOD值不足0.80mm，不能确保所希望的韧性，内压试验中发生泄露。焊接部再加热处理的加热温度和平均冷却速度在范围外的钢管No.55~56和59~60中同样如此。

[0160] 另外，C、Si、Mn、P、S、Al、Ca、N、O、Ti、Nb、V、Pcm中的任一个偏离本申请成分范围的钢管No.26~No.35、44~48和50~52中，电阻焊接部中 $vE_{-60}$ 不足110J， $0^{\circ}\text{C}$ 的CTOD值不足0.80mm，不能确保所希望的韧性，内压试验中至少在电阻焊接部发生泄露。另外，不含有Ti、Nb、V的钢管No.49中，基材部的YS和TS不充分。另外，C低于本发明范围的钢管No.25中，YS不足400MPa，不能确保所希望的强度，而且基材部、电阻焊接部均是 $vE_{-60}$ 不足110J， $0^{\circ}\text{C}$ 的CTOD值不足0.80mm，不能确保所希望的韧性。

[0161] 另外，对于超声波探伤，在合适的光束宽度的情况下，如钢管No.11~19的情形这样回波高度为20%左右，但是对于偏离本发明的范围的光束宽度的钢管No.10、20、21中，回波高度为不同的值，无法判断管轴方向焊接面的氧化物充分少。

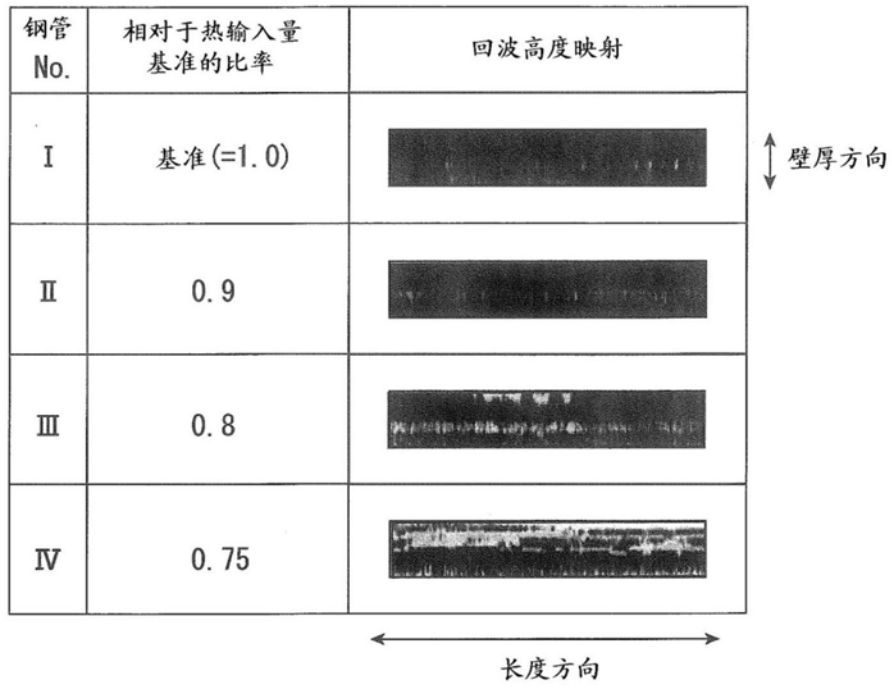


图1

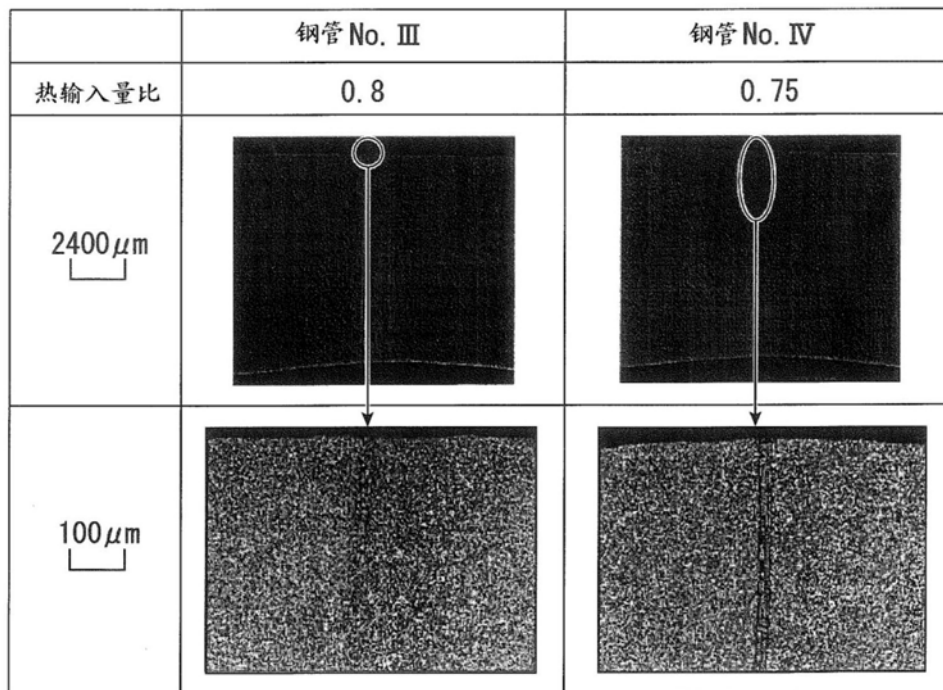


图2

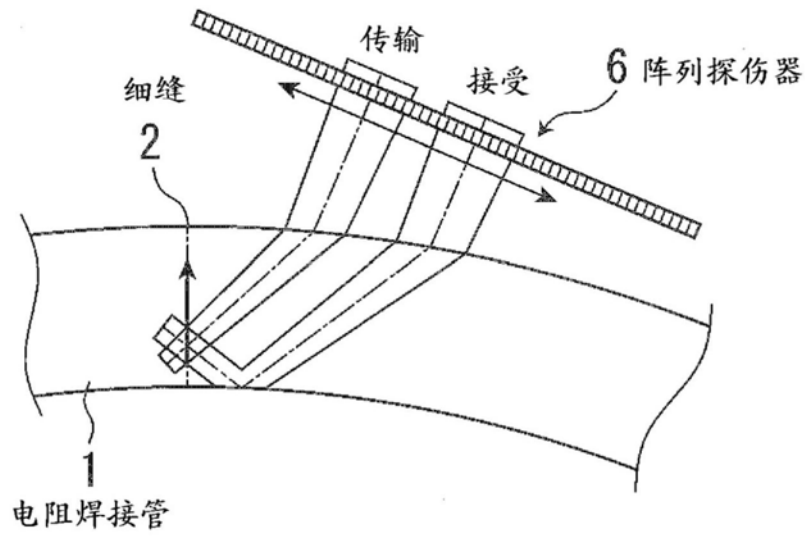


图3

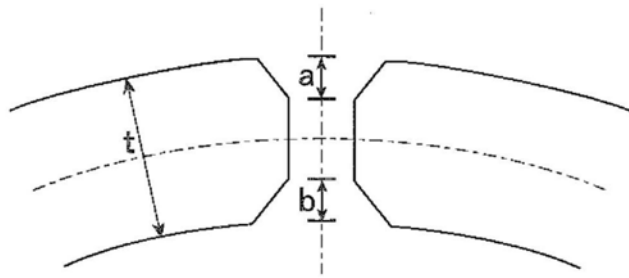


图4