



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 110546295 A

(43)申请公布日 2019.12.06

(21)申请号 201880005840.3	G22C 38/46(2006.01)
(22)申请日 2018.03.23	G22C 38/50(2006.01)
(85)PCT国际申请进入国家阶段日 2019.07.02	G22C 38/42(2006.01)
(86)PCT国际申请的申请数据 PCT/JP2018/011878 2018.03.23	G22C 38/44(2006.01)
(71)申请人 日本制铁株式会社 地址 日本东京都	G22C 38/48(2006.01)
(72)发明人 市川和利 伊藤荣利 光安和章	G22C 38/06(2006.01)
(74)专利代理机构 北京市中咨律师事务所 11247 代理人 刘航 段承恩	G22C 38/08(2006.01)
(51)Int.Cl. G22C 38/02(2006.01) G22C 38/04(2006.01) G22C 38/58(2006.01)	G22C 38/16(2006.01)
	G22C 38/12(2006.01)
	G22C 38/14(2006.01)
	G22C 38/20(2006.01)
	G22C 38/22(2006.01)
	G22C 38/24(2006.01)
	G22C 38/28(2006.01)
	G22C 38/38(2006.01)
	G22C 38/26(2006.01)
	B21B 1/46(2006.01)

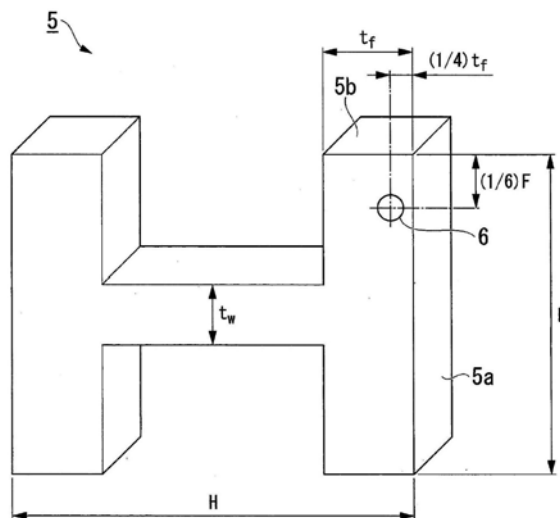
权利要求书2页 说明书20页 附图1页

(54)发明名称

轧制H型钢及其制造方法

(57)摘要

一种轧制H型钢,具有规定的化学组成,在距凸缘的宽度方向外侧的面(1/6)F的位置,从所述凸缘的厚度方向外侧的面起算100 μ m深度处的金属组织、和从所述凸缘的厚度方向外侧的面起算(1/2)t_f深度处的金属组织,由面积率为95%以上的铁素体-珠光体、和5%以下的其余组织构成,从所述凸缘的厚度方向外侧的面起算100 μ m深度处的维氏硬度和从所述凸缘的厚度方向外侧的面起算(1/2)t_f深度处的维氏硬度的差为50Hv以下,屈服强度为385~505N/mm²,抗拉强度为550~670N/mm²,屈服比为0.80以下,伸长率为16.0%以上,0℃下的V切口夏比冲击吸收能为70J以上,该轧制H型钢的尺寸是高度为700~1000mm、凸缘宽度为200~400mm、凸缘厚度为22~40mm、腹板厚度为16mm以上。



1. 一种轧制H型钢,其特征在于,具有下述钢组成:以质量%计,含有
C:0.10~0.25%、
Si:0.05~0.50%、
Mn:0.70~1.80%、
V:0.06~0.20%、
N:0.0010~0.0040%、
Ti:0.003~0.015%、
Ca:0.0003%以上且小于0.0020%、
Cu:0~0.30%、
Ni:0~0.20%、
Mo:0~0.30%、
Cr:0~0.05%、
Mg:0%以上且小于0.0030%、
REM:0~0.010%、
且限制为Nb:0.010%以下、
Al:0.06%以下、和
O:0.0035%以下,
余量包含Fe和杂质,

在将凸缘的宽度记为F、将所述凸缘的厚度记为 t_f 时,

在距所述凸缘的宽度方向外侧的面 $(1/6)F$ 的位置,从所述凸缘的厚度方向外侧的面起算 $100\mu\text{m}$ 深度处的金属组织、和从所述凸缘的厚度方向外侧的面起算 $(1/2)t_f$ 深度处的金属组织,由面积率为95%以上的铁素体-珠光体、和5%以下的其余组织构成,从所述凸缘的厚度方向外侧的面起算 $100\mu\text{m}$ 深度处的维氏硬度和从所述凸缘的厚度方向外侧的面起算 $(1/2)t_f$ 深度处的维氏硬度的差为50Hv以下,

在距所述凸缘的厚度方向外侧的面 $(1/4)t_f$ 且距所述凸缘的宽度方向外侧的面 $(1/6)F$ 的位置,屈服强度为 $385\sim 505\text{N/mm}^2$ 、抗拉强度为 $550\sim 670\text{N/mm}^2$ 、屈服比为0.80以下、伸长率为16.0%以上、 0°C 下的V切口夏比冲击吸收能为70J以上,

该轧制H型钢的尺寸是高度为700~1000mm、凸缘宽度为200~400mm、凸缘厚度为22~40mm、腹板厚度为16mm以上。

2. 根据权利要求1所述的轧制H型钢,其特征在于,以质量%计,含有Cu:0.01~0.30%、Ni:0.01~0.20%、Mo:0.01~0.30%、和Cr:0.01~0.05%中的1种或2种以上。

3. 根据权利要求1或2所述的轧制H型钢,其特征在于,以质量%计,含有REM:0.0005~0.010%。

4. 根据权利要求1~3的任一项所述的轧制H型钢,其特征在于,以质量%计,含有Mg:0.0003%以上且小于0.0030%。

5. 一种轧制H型钢的制造方法,是制造权利要求1~4的任一项所述的轧制H型钢的方法,其特征在于,

对由权利要求1~4的任一项中记载的成分构成的钢液进行铸造,形成钢坯长度为7.0m以下的钢坯,

将所述钢坯加热至1200~1350℃,在终轧温度为850℃以上的条件下进行热轧从而制成H型钢,

将所述H型钢空冷。

轧制H型钢及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及通过热轧来进行轧制后不进行水冷而制造的轧制H型钢(工字钢)及其制造方法。

背景技术

[0002] 近年来,使用于建筑物等的结构构件的H型钢,不仅轻量化,还以通过结构构件的统合、接合部的削减等来提高施工效率为目的,要求高强度化。对于要求高强度的H型钢,以往应用了对钢板进行焊接而制造的焊接H型钢。但是,在为焊接H型钢的情况下,存在需要工期、检查费用等成本的问题。

[0003] 另外,对于H型钢,除了要求高强度以外,从抗震性等的观点出发还要求屈服比的降低。屈服比(Yield Ratio:“YR”)是屈服强度除以抗拉强度而得到的比例。例如,为了防止建筑物的层间崩坏而广泛地使用将YR降低为0.8以下的钢材。但是,一般地,存在若钢材的强度变高则YR也变大的倾向。

[0004] 要提高钢材的强度、并使YR降低的话,例如,将钢材的金属组织设为由软质的铁素体与硬质的马氏体和/或贝氏体构成的复相组织是有效的。为了得到这样的复相组织,曾提出了在热轧后进行加速冷却,来同时实现高强度化和低屈服比化的轧制H型钢及其制造方法(例如,专利文献1、专利文献2)。但是,在这些方法中,由于进行加速冷却,因此有时水冷装置的性能、设备导入的成本成为问题。

[0005] 另外,在专利文献8中,公开了一种屈服比低、低温韧性优异的轧制H型钢的制造方法。在专利文献9中,公开了一种由凸缘(翼缘:flange)和腹板构成,且屈服比为80%以下的腹板薄壁高强度H型钢,所述凸缘是外面侧为以贝氏体或回火马氏体为主体的金属组织的硬质层、且内面侧为以铁素体为主体的金属组织的软质层而形成的凸缘,所述腹板由加工铁素体与珠光体的混合金属组织构成。

[0006] 可是,在专利文献8、9中,由于在轧制后进行水冷来制造,因此如上述那样需要大的设备导入成本,并且凸缘的外面和板厚中心的硬度的差变大。在该情况下,容易产生应力集中,担心受到地震等的外力的情况下的能量吸收能力变低。因此,特别是在日本国内使用的情况下,在结构设计中需要提高抗震性能,因此设计的自由度变小。另外,凸缘的外面侧的硬度变得过量,也存在螺栓孔的穿孔变得困难等利用加工上的课题。

[0007] 对于这样的课题,曾提出了在热轧后进行空冷而制造的高强度且低YR的轧制H型钢(例如,专利文献3~专利文献5)。在专利文献3中公开了:通过促进热轧中的再结晶,来不过度地提高屈服强度而得到高强度的轧制H型钢。在专利文献4和专利文献5中,公开了使VN析出来将铁素体微细化的内容。

[0008] 可是,轧制H型钢有时被焊接,需要确保焊接部的韧性。在专利文献3所记载的轧制H型钢的情况下,为了确保焊接性而限制了碳当量(Ceq)。焊接部有时因热影响而导致结晶粒径粗大化、韧性降低。在专利文献3中,通过热轧来谋求了组织的细粒化,但没有较多地含有钉扎和/或形成成为铁素体的生成核的粒子的合金元素,因此担心焊接热影响区的韧性

降低。

[0009] 专利文献4和专利文献5中记载的轧制H型钢,提高N的含量而使VN生成。因此,在与焊接热影响区或焊缝金属的界面,能抑制结晶粒径的粗大化,得到良好的韧性。可是,若在轧制H型钢中含有大量的N,则焊缝金属的N量增加,存在焊缝金属脆化、焊接后发生裂纹等损害焊接性的情况。

[0010] 另外,本发明人提出了通过控制铁素体的粒径、铁素体和珠光体的硬度比而得到的、在as-roll(轧制态)下也为高强度、低YR且焊接性也优异的轧制H型钢及其制造方法(例如,专利文献6)。

[0011] 可是,对于高度和/或凸缘宽度大的H型钢而言,轧制造形工序中的温度降低显著,轧制后的冷却工序中的冷却速度也变高。因此,即使将专利文献6的方法应用于高度和/或凸缘宽度大的H型钢,也并不能够充分地降低屈服强度(YR)。

[0012] 在专利文献7中,公开了在热轧后进行空冷而制造的、焊接性和韧性良好、同时实现了高强度和低屈服比的轧制H型钢及其制造方法。可是,在专利文献7中,为得到在轧制H型钢中所要求的屈服强度、抗拉强度、屈服比等的材质而极为重要的H型钢的尺寸并不明确。

[0013] 在先技术文献

[0014] 专利文献

[0015] 专利文献1:日本国特开平11-172328号公报

[0016] 专利文献2:日本国特开2002-363642号公报

[0017] 专利文献3:日本国特开平3-191020号公报

[0018] 专利文献4:日本国特开平10-60576号公报

[0019] 专利文献5:日本国特开平11-256267号公报

[0020] 专利文献6:日本国特开2016-117945号公报

[0021] 专利文献7:日本国特开2016-117932号公报

[0022] 专利文献8:日本国特开2006-249475号公报

[0023] 专利文献9:日本国特开2006-144087号公报

发明内容

[0024] 本发明鉴于这样的实情而完成。本发明的课题是提供同时实现高强度和低屈服比、伸长率优异、且焊接部的韧性也优异的轧制H型钢及其制造方法。

[0025] 本发明是最大限度地利用V的碳化物的析出强化而不利用V的氮化物的析出强化来谋求高强度化,并通过利用C和Mn来使珠光体硬化和抑制铁素体的过度的微细化从而谋求低屈服比化的轧制H型钢。本发明的轧制H型钢,抗拉强度(TS)为550N/mm²以上,屈服比(YR)为0.80以下。

[0026] 另外,本发明的轧制H型钢,采用下述制造方法得到:在高温进行热轧后,不实施加速冷却而空冷,使组织相变成铁素体-珠光体从而调整凸缘外面和内部的硬度差,进而通过缓冷来促进VC的析出。

[0027] 本发明的要旨如下。

[0028] [1]本发明的一方式涉及的轧制H型钢,具有下述钢组成:以质量%计,含有C:0.10

~0.25%、Si:0.05~0.50%、Mn:0.70~1.80%、V:0.06~0.20%、N:0.0010~0.0040%、Ti:0.003~0.015%、Ca:0.0003%以上且小于0.0020%、Cu:0~0.30%、Ni:0~0.20%、Mo:0~0.30%、Cr:0~0.05%、Mg:0%以上且小于0.0030%、REM:0~0.010%，且限制为Nb:0.010%以下、Al:0.06%以下、以及O:0.0035%以下，余量包含Fe和杂质，在将凸缘的宽度记为F、将上述凸缘的厚度记为 t_f 时，在距上述凸缘的宽度方向外侧的面(1/6)F的位置，从上述凸缘的厚度方向外侧的面起算100 μm 深度处的金属组织、和从上述凸缘的厚度方向外侧的面起算(1/2) t_f 深度处的金属组织，由面积率为95%以上的铁素体-珠光体、和5%以下的其余组织构成，从上述凸缘的厚度方向外侧的面起算100 μm 深度处的维氏硬度与从上述凸缘的厚度方向外侧的面起算(1/2) t_f 深度处的维氏硬度的差为50Hv以下，在距上述凸缘的厚度方向外侧的面(1/4) t_f 且距上述凸缘的宽度方向外侧的面(1/6)F的位置，屈服强度为385~505N/mm²、抗拉强度为550~670N/mm²、屈服比为0.80以下、伸长率为16.0%以上、0℃下的V切口夏比冲击吸收能为70J以上，该轧制H型钢的尺寸是高度:700~1000mm、凸缘宽度:200~400mm、凸缘厚:22~40mm、腹板厚:16mm以上。

[0029] [2]根据[1]所述的轧制H型钢，以质量%计，可以含有Cu:0.01~0.30%、Ni:0.01~0.20%、Mo:0.01~0.30%、和Cr:0.01~0.05%中的1种或2种以上。

[0030] [3]根据[1]或[2]所述的轧制H型钢，以质量%计，可以含有REM:0.0005~0.010%。

[0031] [4]根据[1]~[3]的任一项所述的轧制H型钢，以质量%计，可以含有Mg:0.0003%以上且小于0.0030%。

[0032] [5]本发明的另一方式涉及的轧制H型钢的制造方法，是制造[1]~[4]的任一项所述的轧制H型钢的方法，对由[1]~[4]的任一项中记载的成分构成的钢液进行铸造，形成钢坯长度为7.0m以下的钢坯，将上述钢坯加热至1200~1350℃，在终轧温度为850℃以上的条件下进行热轧从而制成H型钢，将上述H型钢空冷。

[0033] 根据本发明的上述方式，能够得到TS \geq 550N/mm²且YR \leq 0.80这样的高强度且低屈服比，且伸长率优异，并且焊接部的韧性也优异的轧制H型钢，该轧制H型钢是不使用需要大规模的设备投资的加速冷却装置而制造的H型钢。

[0034] 如果使用这样的轧制H型钢，则例如在将轧制H型钢使用于建筑物的情况下，能够谋求使用钢材的削减、焊接和检查等的施工成本的降低、工期的缩短所带来的大幅度的成本削减。另外，根据该轧制H型钢，由于凸缘外面的表层部和凸缘板厚中心部的硬度差小，因此伴随应力集中的地震时的耐脆性断裂特性提高，并且能够避免因过量的外面硬度而导致螺栓孔穿孔困难。

附图说明

[0035] 图1是表示本实施方式涉及的轧制H型钢的制造装置的一例的图。

[0036] 图2是说明进行组织观察的位置以及机械特性的测定位置的图。

具体实施方式

[0037] 本发明人着眼于V碳化物的析出强化、轧制H型钢的尺寸、轧制H型钢的金属组织、热轧后的凸缘的厚度方向的硬度分布，关于低屈服比且高强度、安全性和加工性优异的轧

制H型钢及其制造方法进行了研究。

[0038] 以往在具有由铁素体和珠光体构成的组织的钢中,关于屈服强度,一般认为较软质的铁素体的结晶粒径和硬度是支配因子。另外,关于抗拉强度,一般认为铁素体-珠光体的强度和分率等是支配因子。在通过析出强化来谋求高强度化的情况下,析出物使屈服强度上升,通过使结晶粒径微细,有使屈服比(YR)上升的倾向。铁素体-珠光体是指铁素体和珠光体混合了的组织。

[0039] 考虑到地震时的安全性,优选屈服比被抑制得较低。一般地,若使抗拉强度上升,则屈服强度也上升,屈服比(=屈服强度/抗拉强度)也上升。因此,以往难以同时实现高强度化、和屈服比抑制。

[0040] 本发明人发现,通过抑制Nb含量、且为了抑制成为晶内相变的核的VN的生成而添加Ti,能够防止铁素体粒径的过度的微细化,抑制铁素体硬度的上升。

[0041] 另外,本发明人发现,通过C、Si和Mn的含量的最适化和铁素体-珠光体相变后的缓冷来促进VC的析出,使大大地有助于抗拉强度的珠光体硬度上升,由此与屈服强度的上升相比,抗拉强度显著地上升,屈服比(YR)降低。

[0042] 另外,本发明人发现,通过规定轧制H型钢的尺寸,能够使热轧的终轧温度成为足够高的温度,其结果,能够抑制使屈服点上升的铁素体粒径的细粒化。另外发现,通过在铁素体-珠光体相变后进行缓冷,能够抑制屈服比。

[0043] 相变成铁素体-珠光体之后的缓冷的目的,是促进VC的析出。为了促进VC的析出,充分确保保持在650~550℃的温度区域的时间很重要。这是因为,在小于550℃的温度区域,VC的析出的速度极其慢。另外,本发明人发现,要促进VC的析出的话,需要根据V含量来控制保持在650~550℃的温度区域中的保持时间。

[0044] 另外,本发明人发现,通过从凸缘的厚度方向外侧的面起算100μm深度处的金属组织、和从凸缘的厚度方向外侧的面起算(1/2) t_f 深度处(从凸缘的厚度方向外侧的面起算,凸缘的厚度 t_f 的1/2的深度的位置)的金属组织均包含面积率为95%以上的铁素体-珠光体,能够使从凸缘的厚度方向外侧的面起算100μm深度处的维氏硬度与从凸缘的厚度方向外侧的面起算(1/2) t_f 深度处的维氏硬度的差为50Hv以下。

[0045] 如果硬度的差小,则螺栓孔穿孔容易,并且在地震等的外力施加时难以引起应力集中,因此成为安全性也优异的轧制H型钢。上述 t_f 表示凸缘的厚度。

[0046] 以下对本发明的一实施方式涉及的轧制H型钢进行说明。

[0047] 首先,对于本实施方式涉及的轧制H型钢的成分组成(钢组成)进行说明。各元素的含量的“%”,只要没有说明就意指“质量%”。

[0048] (C:0.10~0.25%)

[0049] C是对钢的强化有效的元素。本实施方式涉及的轧制H型钢,通过作为硬质相的珠光体的生成和VC的析出的促进,来提高抗拉强度。因此,将C含量设为0.10%以上。将C含量优选设为0.17%以上、更优选设为0.19%以上。

[0050] 另一方面,若C含量超过0.25%,则焊接热影响区的硬度上升,韧性降低。因此,将C含量设为0.25%以下。将C含量优选设为0.22%以下、更优选设为0.20%以下。

[0051] (Si:0.05~0.50%)

[0052] Si是脱氧元素,另外,是也有助于强度的上升的元素。为了使抗拉强度上升,本实

实施方式涉及的轧制H型钢,将Si含量设为0.05%以上。将Si含量优选设为0.10%以上、更优选设为0.15%以上。

[0053] 另一方面,若Si含量超过0.50%,则在焊接部生成岛状马氏体,韧性降低。因此,将Si含量设为0.50%以下。为了抑制焊接热影响区的韧性的降低,将Si含量优选设为0.45%以下、更优选设为0.40%以下。

[0054] (Mn:0.70~1.80%)

[0055] Mn是有助于高强度化的元素,是特别有助于珠光体的硬化的元素。为了使抗拉强度上升,本实施方式涉及的轧制H型钢,将Mn含量设为0.70%以上。Mn含量优选设为0.80%以上、更优选设为1.00%以上、进一步优选设为1.20%以上。

[0056] 另一方面,若Mn含量超过1.80%,则母材和焊接热影响区的韧性、耐裂性等受损。因此,将Mn含量设为1.80%以下。Mn含量优选设为1.40%以下、更优选设为1.30%以下。

[0057] (V:0.06~0.20%)

[0058] V是生成碳化物的元素,是通过析出强化来使铁素体-珠光体的强度上升的重要的元素。特别是在本实施方式涉及的轧制H型钢中,V抑制屈服强度的过度的上升,且显著地有助于抗拉强度的上升。因此,将V含量设为0.06%以上。优选将V含量设为0.10%以上。

[0059] 另一方面,V是高价格的元素,若超过0.20%地含有V,则合金成本上升。因此,V含量设为0.20%以下。

[0060] 另外,如后述,为了抑制有助于铁素体粒径的微细化和VC析出量的减少的VN的生成,需要限制N含量、且含有Ti。

[0061] (N:0.0010~0.0040%)

[0062] N是形成氮化物的元素。为了抑制由VN的生成带来的铁素体粒径的微细化和VC析出量的减少,将N含量设为0.0040%以下,优选设为0.0030%以下。N含量越少越好,但难以使其小于0.0010%。因此,将N含量设为0.0010%以上,优选设为0.0020%以上。

[0063] (Ti:0.003~0.015%)

[0064] Ti是生成与VN相比在高温下析出的TiN的元素。本实施方式涉及的轧制H型钢,为了防止VN的生成,使其含有与N的亲合力强的Ti。为了防止VN的生成,需要相对于N含量含有充分的量的Ti。如上述,N含量为0.0010%以上,因此需要将Ti含量的下限设为0.003%以上。

[0065] 另一方面,若过量地含有Ti,则生成粗大的TiN,韧性降低。因此,将Ti含量设为0.015%以下。Ti含量优选设为0.013%以下,更优选设为0.010%以下。

[0066] (Ca:0.0003%以上且小于0.0020%)

[0067] Ca是脱氧元素,是也有助于硫化物的形态的控制的元素。若Ca含量小于0.0003%,则伸长率降低,韧性劣化。因此,将Ca含量设为0.0003%以上。优选设为0.0005%以上,更优选设为0.0010%以上。

[0068] 另一方面,若Ca含量变得过量,则Ca作为粗大的夹杂物而成为韧性断裂的起点,使伸长率降低,成为脆性开裂的起点,使韧性劣化。因此,将Ca含量设为小于0.0020%。Ca含量优选设为小于0.0015%。

[0069] (Nb:0.010%以下)

[0070] Nb是通过析出强化、铁素体粒径的微细化来使屈服强度上升、使屈服比(YR)较大

地上升的元素。因此,在本实施方式涉及的轧制H型钢中,将Nb含量限制为0.010%以下。优选将Nb含量设为0.005%以下。也可以不含有Nb,Nb含量的下限为0%。

[0071] 另一方面,Nb是提高强度和韧性的元素。为了得到该效果,在含有Nb的情况下,其含量优选为0.002%以上,更优选为0.003%以上。

[0072] (Al:0.06%以下)

[0073] 若超过0.06%地含有Al,则因粗大的夹杂物的形成而导致韧性降低。因此,将Al含量限制为0.06%以下。Al含量优选设为0.05%以下、更优选设为0.04%以下。也可以不含有Al,Al含量的下限为0%。

[0074] 另一方面,Al是脱氧元素,为了得到该效果,可以含有0.01%以上。

[0075] (O:0.0035%以下)

[0076] O是杂质。为了抑制氧化物的生成从而确保韧性,将O含量限制为0.0035%以下。为了使HAZ韧性提高,优选使O含量为0.0015%以下。

[0077] 另一方面,O含量可以为0%,但若使O含量小于0.0005%,则制造成本变高。因此,O含量的下限可以设为0.0005%。

[0078] 进而,本发明的轧制H型钢,为了抗拉强度的上升、夹杂物的形态控制,除了含有上述的元素以外,可以选择性地含有Cu:0.30%以下、Ni:0.20%以下、Mo:0.30%以下、Cr:0.05%以下中的1种或2种以上,也可以不含有这些元素。由于也可以不含有,因此各元素含量的下限为0%。

[0079] (Cu:0~0.30%)

[0080] Cu是有助于强度的上升的元素。在要得到该效果的情况下,优选含有0.01%以上。Cu含量更优选设为0.05%以上,进一步优选设为0.10%以上。

[0081] 另一方面,若Cu含量超过0.30%,则有时强度过度地上升,低温韧性降低。因此,即使含有的情况下也将Cu含量设为0.30%以下。更优选将Cu含量设为0.20%以下。

[0082] (Ni:0~0.20%)

[0083] Ni是对提高强度和韧性有效的元素。在要获得该效果的情况下,优选含有0.01%以上。Ni含量更优选设为0.05%以上,进一步优选设为0.10%以上。

[0084] 另一方面,Ni是高价格的元素,为了抑制合金成本的上升,即使含有的情况下也将Ni含量设为0.20%以下。Ni含量优选设为0.15%以下。

[0085] (Mo:0~0.30%)

[0086] Mo是有助于强度的上升的元素。在要获得该效果的情况下,Mo含量优选为0.01%以上。

[0087] 另一方面,若Mo含量超过0.30%,则Mo碳化物(Mo₂C)析出,有时焊接热影响区的韧性劣化。因此,即使含有的情况下也将Mo含量设为0.30%以下。Mo含量优选为0.25%以下。

[0088] (Cr:0~0.05%)

[0089] Cr也是有助于强度的上升的元素。在要获得该效果的情况下,Cr含量优选为0.01%以上。

[0090] 另一方面,若Cr含量超过0.05%,则生成碳化物,有时损害韧性。因此,即使含有的情况下也将Cr含量限制为0.05%以下。Cr含量优选设为0.03%以下。

[0091] 进而,本实施方式涉及的轧制H型钢,除了含有上述的元素以外,也可以含有REM:

0.010%以下、和/或Mg:0.010%以下,也可以不含有这些元素。由于也可以不含有,因此REM含量、Mg含量的下限为0%。

[0092] (REM:0~0.010%)

[0093] REM是脱氧元素,也有助于硫化物的形态的控制,因此可以根据需要来含有。在要获得该效果的情况下,REM优选含有0.0005%以上。但是,REM的氧化物在钢液中容易地浮起,因此即使含有的情况下,钢中的REM含量也设为0.010%以下。

[0094] 再者,REM(稀土元素)是指钪(Sc)、钇(Y)这2种元素、和从镧(La)到镥(Lu)的15种元素(镧系元素)的总称。这些元素可以单独地含有,也可以为混合物。

[0095] (Mg:0%以上且小于0.0030%)

[0096] Mg是脱氧元素,是也有助于硫化物的形态的控制的元素。在要获得该效果的情况下,优选将Mg含量设为0.0003%以上。

[0097] 另一方面,若Mg含量变得过量,则Mg作为粗大的夹杂物而成为韧性断裂的起点,使伸长率降低,成为脆性开裂的起点,使韧性劣化。因此,即使含有的情况下,也将Mg含量设为小于0.0030%。优选Mg含量设为0.0020%以下。

[0098] 关于作为杂质而含有的P、S,不特别地限定含量。再者,P、S成为由凝固偏析所致的焊接裂纹、韧性降低的原因,因此应该极力降低。P含量优选限制为0.020%以下,更优选的上限为0.002%以下。另外,S含量优选限制为0.002%以下。

[0099] 接着,对本实施方式涉及的轧制H型钢的金属组织以及机械特性进行说明。

[0100] 本实施方式涉及的轧制H型钢,在热轧后进行空冷而制造。因此,金属组织如后述那样成为铁素体-珠光体。除了铁素体-珠光体以外,有时生成马氏体-奥氏体组元(Martensite-Austenite Constituent:MA),但面积率为5%以下。本实施方式涉及的轧制H型钢的金属组织,由铁素体-珠光体、和面积率为5%以下的其余组织(MA)构成,铁素体-珠光体的面积率为95%以上。铁素体-珠光体是指铁素体和珠光体混合了的组织。

[0101] (在距凸缘的宽度方向外侧的面(1/6)F的位置,从凸缘的厚度方向外侧的面起算100 μ m深度处的金属组织、和从凸缘的厚度方向外侧的面起算(1/2) t_f 深度处的金属组织:面积率为95%以上的铁素体-珠光体、和5%以下的其余组织)

[0102] 如图2所示,在将凸缘的宽度记为F、将凸缘的厚度记为 t_f 的情况下,在本实施方式涉及的轧制H型钢中,在距离凸缘的宽度方向外侧的面5b为(1/6)F的位置,从凸缘的厚度方向外侧的面5a起算在凸缘的厚度方向(图2中纸面左方向)100 μ m的深度处的金属组织、和从凸缘的厚度方向外侧的面5a起算在凸缘的厚度方向(1/2) t_f 的深度的位置(即,凸缘的厚度的中心部)的金属组织,具有面积率为合计95%以上的铁素体以及珠光体、和5%以下的其余组织。

[0103] 为了减小从凸缘的厚度方向外侧的面5a起算在凸缘的厚度方向100 μ m的深度处的金属组织(以下有时称为凸缘外面部组织)、和从凸缘的厚度方向外侧的面5a起算在凸缘的厚度方向(1/2) t_f 的深度的位置的金属组织(以下有时称为凸缘中心部组织)的硬度差,且确保螺栓孔的穿孔性,需要抑制螺栓孔的穿孔性差的硬度高的马氏体和贝氏体的生成。具体而言,需要使凸缘外面部组织、和凸缘中心部组织都为由面积率为95%以上的铁素体-珠光体、和5%以下的其余组织构成的组织。上述位置中的任一处的组织若铁素体-珠光体的面积率小于95%,则凸缘外面和内部的硬度差变大,表层的硬度上升,螺栓孔的穿孔性降

低。另外,因硬度差而产生应力集中,耐脆性断裂特性降低。

[0104] 上述 t_f 为凸缘的厚度,凸缘的厚度方向外侧的面5a,如图2所示,是凸缘的厚度方向的一个表面,是不与腹板接触的面。

[0105] 本实施方式涉及的轧制H型钢中的其余组织,为马氏体-奥氏体组元(MA)。

[0106] 在本实施方式涉及的轧制H型钢中,金属组织的观察,使用光学显微镜,在 $500\mu\text{m}$ (轧制方向) $\times 400\mu\text{m}$ (凸缘厚度方向)的长方形内的区域(观察视场)中进行。参照图2,对金属组织的观察位置进行说明。在图2中,将凸缘的宽度记载为F,将凸缘的厚度记载为 t_f 。

[0107] 凸缘外面部组织,观察图2所示的轧制H型钢5的、距凸缘的宽度方向外侧的面5b为 $(1/6)F$ 、且从凸缘的厚度方向外侧的面5a起算 $100\mu\text{m}$ 深度的位置的金属组织。另外,凸缘中心部组织,观察图2所示的轧制H型钢5的、距凸缘的宽度方向外侧的面5b为 $(1/6)F$ 、且从凸缘的厚度方向外侧的面5a起算 $(1/2)t_f$ 深度处的金属组织。在各个观察位置,通过图像解析来测定上述的观察视场的各组织的面积率。各组织的鉴定可采用一般的方法来进行,例如,将采用Lepera腐蚀液显现出的白色相判断为MA,并测定MA的面积率。其后,在采用硝酸乙醇腐蚀液显现出的组织之中,白色相判断为铁素体,另外,黑色相判断为珠光体组织,将其面积率作为铁素体以及珠光体的面积率。

[0108] (在距凸缘的宽度方向外侧的面 $(1/6)F$ 的位置,从凸缘的厚度方向外侧的面起算 $100\mu\text{m}$ 深度处的维氏硬度和从凸缘的厚度方向外侧的面起算 $(1/2)t_f$ 深度处的维氏硬度的差:50Hv以下)

[0109] 若从凸缘的厚度方向外侧的面起算 $100\mu\text{m}$ 深度处的维氏硬度和从凸缘的厚度方向外侧的面起算 $(1/2)t_f$ 深度处的维氏硬度的差大,则表层的硬度上升,螺栓孔的穿孔性降低。另外,因硬度差而产生应力集中,也成为地震时的脆性断裂的原因。因此,从凸缘的厚度方向外侧的面起算 $100\mu\text{m}$ 深度处的维氏硬度和从凸缘的厚度方向外侧的面起算 $(1/2)t_f$ 深度处的维氏硬度的差设为50Hv以下。

[0110] 维氏硬度,依据JIS Z2244(2009),将载荷(试验力)设为20kgf来进行。各位置的硬度,对各5个点进行试验,使用平均值。

[0111] 即,测定5个点的距凸缘的宽度方向外侧的面5b为 $(1/6)F$ 的位置的、从凸缘的厚度方向外侧的面5a起算 $100\mu\text{m}$ 深度处的维氏硬度,将其平均值作为从凸缘的厚度方向外侧的面起算 $100\mu\text{m}$ 深度处的维氏硬度。另外,测定5个点的距凸缘的宽度方向外侧的面5b为 $(1/6)F$ 的位置的、从凸缘的厚度方向外侧的面5a起算 $(1/2)t_f$ 深度的位置的维氏硬度,将其平均值作为从凸缘的厚度方向外侧的面起算 $(1/2)t_f$ 深度处的维氏硬度。

[0112] 接着,以下对凸缘的机械特性进行说明。在本实施方式涉及的轧制H型钢中规定的拉伸特性,是通过在室温进行机械试验而得到的机械特性。在本说明书中,所谓室温例如表示 20°C 。

[0113] (屈服点(屈服强度): $385\sim 505\text{N}/\text{mm}^2$)

[0114] 若屈服点过大,则招致屈服比的上升,如后述那样,在进行抗震设计等时有时设计的自由度变小。因此,将屈服强度设为 $505\text{N}/\text{mm}^2$ 以下。另一方面,特别是在设计大跨距的结构物上,屈服强度需要为 $385\text{N}/\text{mm}^2$ 以上。因此,将屈服强度设为 $385\text{N}/\text{mm}^2$ 以上。

[0115] (抗拉强度: $550\sim 670\text{N}/\text{mm}^2$)

[0116] 为了不使大跨距的结构物最终断裂而使用,抗拉强度需要为 $550\text{N}/\text{mm}^2$ 以上。因此,

将抗拉强度设为 $550\text{N}/\text{mm}^2$ 以上。但是,若抗拉强度过高,则容易发生焊接部的延迟裂纹。因此,将抗拉强度设为 $670\text{N}/\text{mm}^2$ 以下。

[0117] (屈服比:0.80以下)

[0118] 为了通过在地震时允许梁的端部的塑性变形,消耗地震的输入能量,来防止建筑结构物的崩坏,需要降低屈服比来确保塑性变形能力。因此,为了确保一定的塑性变形能力,将屈服比设为0.80以下。

[0119] (伸长率:16.0%以上)

[0120] 为了通过在地震时允许梁的端部的塑性变形,消耗地震的输入能量,来防止建筑结构物的崩坏,需要确保以伸长率为指标的塑性变形能力。因此,将伸长率设为16.0%以上。

[0121] (0°C 下的V切口夏比冲击吸收能:70J以上)

[0122] 为了防止地震时的结构物的脆性断裂,需要 0°C 下的V切口夏比冲击吸收能充分高。因此,将 0°C 下的V切口夏比冲击吸收能设为70J以上。在通过焊接而组装的结构物中,在焊接热影响区(焊接部)也需要 0°C 下的V切口夏比冲击吸收能充分高。因此,溶接部的 0°C 下的V切口夏比冲击吸收能也同样地设为70J以上。

[0123] 接着,对于测定上述的凸缘的机械特性的试样的制取位置,参照图2进行说明。在图2中,将凸缘的宽度记载为F,将凸缘的厚度记载为 t_f 。

[0124] 在本实施方式中,制取将距图2的凸缘的厚度方向外侧的面5a为 $(1/4)t_f$ 且距凸缘的宽度方向外侧的面5b为 $(1/6)F$ 的位置6作为中心轴,将轧制方向作为长度方向的试样,进行机械试验(拉伸试验、夏比冲击试验)。拉伸试样为JIS Z2241(2011)中记载的4号试样,夏比冲击试样为JISZ2242(2005)中记载的切口形状为V切口的试样。夏比冲击试样的V切口(缺口)的长度方向与凸缘厚度方向平行。

[0125] 凸缘的机械特性在凸缘宽度方向、厚度方向变动。评价距图2的凸缘的厚度方向外侧的面5a为 $(1/4)t_f$ 且距凸缘的宽度方向外侧的面5b为 $(1/6)F$ 的位置6的机械特性是因为, $(1/6)F$ 的位置6是在轧制时温度最低的凸缘顶端与凸缘中央的中间附近,且是也有时在JIS、EN、ASTM等中作为强度试验的标准部位的位置,因此判断为上述位置6显示轧制H型钢的平均性的组织和材质。

[0126] 接着,对本实施方式涉及的轧制H型钢的尺寸进行说明。

[0127] 本实施方式涉及的轧制H型钢的尺寸,影响到制造条件的制约,也对机械特性给予影响。即,本实施方式涉及的轧制H型钢的尺寸,并不是在结构物的设计中的要求中能够容易地变更的,是为了得到本实施方式涉及的轧制H型钢而应该控制的重要的要件。

[0128] (高度:700~1000mm)

[0129] 为了制造大的高度(H型钢的高度)的轧制H型钢,需要使轧制道次数增大。在该情况下,轧制时间变长,因此在轧制中坯料的温度降低,变得不能够在高温下完成轧制。在本实施方式涉及的轧制H型钢的制造中,需要在充分高的温度下进行轧制,来抑制使屈服比上升的铁素体粒径的细粒化。另外,若高度过大,则在轧制后的空冷中,不能得到由面对的凸缘的辐射热带来的缓冷的效果。因此,将高度设为1000mm以下。

[0130] 作为应用于大跨距结构的轧制H型钢,高度需要为700mm以上。因此,将高度设为700mm以上。

[0131] (凸缘宽度:200~400mm)

[0132] 为了制造大的凸缘宽度的轧制H型钢,需要使轧制道次数增大。在该情况下,轧制时间变长,因此在轧制中坯料的温度降低,变得不能够在高温下完成轧制。另外,若凸缘宽度大,则空冷时的冷却效率变高,铁素体细粒化,屈服比上升。在本实施方式涉及的轧制H型钢的制造中,需要在充分高的温度下进行轧制,来抑制使屈服比上升的铁素体粒径的细粒化。因此,凸缘宽度设为400mm以下。

[0133] 作为应用于大跨距结构的轧制H型钢,凸缘宽度需要为200mm以上必要。因此,凸缘宽度设为200mm以上。

[0134] (凸缘厚度:22~40mm)

[0135] 为了制造小的凸缘厚度的轧制H型钢,需要使轧制道次数增大。在该情况下,轧制时间变长,因此在轧制中坯料的温度降低,变得不能够在高温下完成轧制。另外,若使凸缘厚度较小,则较多的压下道次进行作用,铁素体细粒化。而且,在小的凸缘厚度下,空冷时的冷却效率变高,冷却速度上升,由此铁素体细粒化,屈服比上升。在本实施方式涉及的轧制H型钢的制造中,需要在充分高的温度下进行轧制,来抑制使屈服比上升的铁素体粒径的细粒化。因此,凸缘厚度设为22mm以上。

[0136] 若凸缘厚度超过40mm,则由于由压下量不足所致的组织的粗大化,韧性劣化。因此,将凸缘厚度设为40mm以下。

[0137] (腹板厚度:16mm以上)

[0138] 为了制造小的腹板厚度的轧制H型钢,需要使轧制道次数增大。在该情况下,轧制时间变长,因此在轧制中坯料的温度降低,变得不能够在高温下完成轧制。在本实施方式涉及的轧制H型钢的制造中,需要在充分高的温度下进行轧制,来抑制使凸缘的屈服比上升的铁素体粒径的细粒化。因此,腹板厚度设为16mm以上。

[0139] 上限无特别设定,但一般地较多地使用腹板厚度直到22mm的轧制H型钢。

[0140] 以上说明的本实施方式涉及的轧制H型钢,是不使用需要大规模的设备投资的加速冷却装置而制造的轧制H型钢,成为 $TS \geq 550 \text{N/mm}^2$ 且 $YR \leq 0.80$ 这样的高强度且低屈服比、伸长率优异、并且焊接性也优异的轧制H型钢。如果使用本实施方式涉及的轧制H型钢,则例如在将轧制H型钢使用于建筑物的情况下,能够谋求使用钢材的削减、焊接和检查等的施工成本的降低、工期的缩短所带来的大幅度的成本削减。另外,根据本实施方式涉及的轧制H型钢,由于从凸缘的厚度方向外侧的面起算 $100 \mu\text{m}$ 深度的位置和从凸缘的厚度方向外侧的面起算 $(1/2) t_f$ 深度的位置的硬度差小,因此能够避免伴随应力集中的地震时的脆性断裂和因过量的外面硬度而导致的螺栓孔穿孔困难的情况。

[0141] 接着,对本实施方式涉及的轧制H型钢的制造方法进行说明。

[0142] 本实施方式涉及的轧制H型钢,通过对钢液进行铸造来制造钢坯,将钢坯加热后进行热轧来制成H型钢,将热轧后的H型钢不进行水冷而空冷从而得到。

[0143] 在炼钢工序中,调整钢液的化学成分以使得其成为上述的化学组成之后,进行铸造,得到钢坯。铸造,从生产率的观点出发优选连续铸造。

[0144] (钢坯的长度:7.0m以下)

[0145] 钢坯的长度长时,生产率、成品率良好,因此一般认为,只要生产设备和运送上的能力允许,就希望长。可是,若钢坯长,则坯料通过轧辊的时间、即轧制时间变长,与之相伴,

轧制中的温度的降低变大。

[0146] 在本实施方式涉及的轧制H型钢的制造方法中,需要将钢坯在充分高的温度下进行轧制,来抑制成为使屈服比上升的原因的铁素体粒径的细粒化。因此,钢坯的长度设为7.0m以下。

[0147] 若钢坯的长度过短,则从加热炉的抽出的操作性、直到轧制为止的运送性、进而成品率和生产率等也恶化,因此优选设为5.0m以上。

[0148] 钢坯的厚度,从生产率的观点出发优选设为200mm以上。另一方面,考虑到偏析的降低、热轧中的加热温度的均质性等,钢坯的厚度优选为350mm以下。

[0149] 钢坯的宽度优选为1200~2000mm。若低于1200mm,则用于造形的轧制道次数增加,轧制中的温度的降低变大。在该情况下,铁素体细粒化,屈服比容易上升。另外,当宽度超过2000mm时,由于表面积扩大,有时温度的降低变得显著。

[0150] 接着,将钢坯加热,进行热轧。在本实施方式中,如图1所示,使用加热炉1来将钢坯加热。接着,使用粗轧机2进行粗轧制。粗轧制是在使用中间轧机3的中间轧制之前根据需要来进行的工序,根据钢坯的厚度和制品的厚度来进行。其后,使用中间轧机3(中间万能式轧机)进行中间轧制。接着,使用精轧机4进行精轧制,从而结束热轧,热轧结束后空冷。如果能够确保终轧温度,则也可以在中间轧机3的前后设置道次间的水冷装置,并利用中间轧机3、和其前后的道次间的水冷装置来进行凸缘外面侧的喷雾冷却和可逆式轧制。

[0151] (加热温度:1200~1350℃)

[0152] 若加热炉1中的钢坯的加热温度小于1200℃,则难以在下述说明的高温下结束轧制。另外,难以使V等的形成析出物的元素充分地固溶。因此,钢坯的加热温度设为1200℃以上。

[0153] 另一方面,若加热温度超过1350℃,则起因于表面的氧化的促进,成品率降低。另外,有时作为坯料的钢坯的表面的氧化物熔融,从而加热炉内损伤。因此,将加热温度设为1350℃以下。

[0154] (热轧的终轧温度:850℃以上)

[0155] 热轧采用常规方法进行即可,但为了抑制铁素体粒径的过度的微细化,精轧机4中的热轧的终轧温度,在凸缘外面表面的(1/6)F的位置设为850℃以上。也可以根据钢坯的厚度和制品的厚度在热轧之前进行粗轧制。

[0156] 热轧后的冷却,不使用水冷装置而空冷。VC主要在铁素体和珠光体相变大致完了的从650℃到550℃的温度区域析出。因此,为了使VC析出,进行下述缓冷,所述缓冷是在凸缘外面表面的(1/6)F的位置,至少关于650~550℃的温度区域,例如平均冷却速度成为约3℃/s以下的缓冷。根据本实施方式涉及的轧制H型钢的尺寸,通过空冷,冷却速度成为3℃/s以下的程度。

[0157] 优选的是,为了使VC切实地析出,进行空冷直到200℃以下。通过在轧制后进行空冷,组织不含贝氏体、马氏体而成为铁素体、珠光体、少量的MA。

[0158] 为了进行使VC析出的适当的缓冷,需要轧制H型钢的高度为700~1000mm、凸缘宽度为200~400mm、凸缘厚度为22~40mm。

[0159] 采用以上说明的方法制造的轧制H型钢,是不使用需要大规模的设备投资的加速冷却装置而制造的轧制H型钢,具有 $TS \geq 550 \text{N/mm}^2$ 且 $YR \leq 0.80$ 这样的高强度且低屈服比,伸

长率优异,并且焊接性也优异。

[0160] 实施例

[0161] 熔炼具有表1所示的成分组成的钢,通过连续铸造来进行铸造以使得宽度成为1280~1800mm、厚度成为240~300mm,切断成表2、表3所示的长度,从而制造了钢坯。钢的熔炼在转炉中进行,进行一次脱氧,添加合金元素来调整成分,根据需要进行真空脱气处理。将得到的钢坯加热,加热至表2、表3所示的加热温度,使用粗轧机进行了粗轧制。接着,使用中间万能式轧机、和设置在其前后的道次间的水冷装置,来进行了凸缘外侧面的喷雾冷却和可逆式轧制。其后,在表2、表3所示的终轧温度的条件下进行精轧制,结束热轧,在表2、表3所示的冷却条件下冷却,制造出轧制H型钢。在表2、3中,无水冷意指通过空冷来进行冷却。

[0162] 表1所示的成分,是从真空脱气处理后的钢液采集的试样的化学分析值。制品成分与该钢液的成分实质上相同。均是P含量为0.020%以下、S含量为0.002%以下。

[0163] 表1

[0164]

钢种 记号	成分(质量%)、余量为铁和杂质															
	C	Si	Mn	V	Nb	Al	Ti	O	N	Cu	Ni	Mo	Cr	REM	Ca	Mg
A	0.17	0.33	1.22	0.13		0.02	0.004	0.0021	0.0033						0.0015	
B	0.11	0.32	1.21	0.13		0.02	0.004	0.0022	0.0034				0.03		0.0013	
C	0.23	0.33	1.23	0.13		0.02	0.005	0.0020	0.0033				0.04		0.0016	
D	0.17	0.06	1.68	0.13		0.02	0.004	0.0021	0.0031						0.0014	
E	0.15	0.42	0.89	0.13		0.02	0.004	0.0029	0.0033						0.0015	
F	0.17	0.33	0.80	0.12		0.02	0.004	0.0024	0.0034						0.0014	
G	0.11	0.33	1.79	0.12		0.02	0.004	0.0019	0.0029						0.0015	
H	0.18	0.33	1.22	0.07		0.02	0.005	0.0021	0.0033						0.0013	
I	0.11	0.21	1.71	0.19		0.03	0.004	0.0019	0.0032						0.0015	
J	0.18	0.29	1.22	0.13		0.02	0.004	0.0031	0.0013				0.04		0.0014	
K	0.11	0.30	1.20	0.13		0.02	0.004	0.0021	0.0039				0.04		0.0015	
L	0.12	0.12	1.22	0.13		0.02	0.014	0.0021	0.0039				0.04		0.0014	
M	0.12	0.25	1.19	0.11		0.02	0.003	0.0020	0.0024	0.04			0.03		0.0016	
N	0.10	0.20	0.99	0.09		0.02	0.004	0.0020	0.0031		0.19		0.04		0.0015	
O	0.17	0.33	1.22	0.13		0.02	0.004	0.0021	0.0033			0.29	0.04		0.0015	
P	0.17	0.32	1.21	0.13		0.02	0.004	0.0018	0.0030					0.009	0.0004	
Q	0.14	0.32	1.20	0.13		0.01	0.003	0.0017	0.0032						0.0019	
R	0.17	0.33	1.23	0.12		0.02	0.004	0.0020	0.0034						0.0011	
S	0.16	0.33	1.23	0.12	0.004	0.02	0.004	0.0019	0.0021						0.0016	
T	0.16	0.31	1.21	0.13		0.02	0.004	0.0020	0.0031	0.04					0.0011	
U	0.15	0.31	1.21	0.13		0.02	0.004	0.0020	0.0029		0.18				0.0012	
V	0.16	0.31	1.01	0.13		0.02	0.004	0.0020	0.0031			0.29			0.0011	
W	0.16	0.30	1.08	0.14		0.02	0.004	0.0020	0.0031			0.29	0.04		0.0011	
X	0.17	0.30	1.23	0.12		0.02	0.004	0.0019	0.0032					0.009	0.0011	
Y	0.17	0.33	1.20	0.13		0.02	0.004	0.0023	0.0034	0.06					0.0013	
Z	0.16	0.34	1.23	0.12		0.03	0.005	0.0016	0.0031		0.19				0.0014	
AA	0.14	0.25	1.19	0.11		0.01	0.004	0.0021	0.0033			0.29			0.0014	
AB	0.14	0.16	1.06	0.13		0.02	0.004	0.0016	0.0033				0.04		0.0015	
AC	0.13	0.32	1.21	0.13		0.02	0.004	0.0014	0.0033					0.009	0.0009	
AD	0.14	0.33	1.22	0.13		0.03	0.004	0.0013	0.0033						0.0019	
AE	0.18	0.32	1.33	0.06		0.02	0.003	0.0017	0.0031						0.0015	
AF	0.10	0.21	1.21	0.12		0.04	0.010	0.0031	0.0020	0.01	0.01	0.29	0.01		0.0004	
AI	0.16	0.32	1.23	0.13		0.02	0.004	0.0020	0.0031						0.0003	0.0018
AG	0.16	0.32	1.22	0.12		0.02	0.004	0.0021	0.0033						0.0015	
BB	0.08	0.31	1.20	0.13		0.02	0.004	0.0022	0.0032						0.0014	
CC	0.26	0.34	1.23	0.12		0.03	0.005	0.0020	0.0033						0.0015	
DD	0.17	0.04	1.20	0.13		0.02	0.004	0.0023	0.0034						0.0013	
EE	0.17	0.52	1.24	0.12		0.03	0.005	0.0019	0.0032						0.0015	
FF	0.16	0.31	0.61	0.12		0.02	0.004	0.0024	0.0031						0.0013	
GG	0.15	0.34	1.92	0.12		0.02	0.004	0.0020	0.0033						0.0015	
HH	0.16	0.31	1.20	0.01		0.02	0.004	0.0023	0.0034						0.0013	
II	0.15	0.34	1.24	0.26		0.03	0.005	0.0020	0.0033						0.0015	
JJ	0.16	0.30	1.23	0.12	0.016	0.03	0.005	0.0015	0.0029						0.0012	
KK	0.18	0.35	1.24	0.13		0.07	0.004	0.0016	0.0031						0.0018	
LL	0.17	0.34	1.23	0.12		0.02	0.016	0.0015	0.0030						0.0019	
MM	0.14	0.28	1.20	0.13		0.02	0.004	0.0040	0.0030						0.0012	
NN	0.12	0.31	1.19	0.11		0.02	0.003	0.0021	0.0049						0.0025	
OA	0.17	0.30	1.21	0.13		0.02	0.004	0.0029	0.0030						0.0002	
OB	0.17	0.36	1.23	0.13		0.02	0.004	0.0019	0.0034						0.0029	
AH	0.16	0.31	1.22	0.13		0.02	0.004	0.0021	0.0047						0.0015	

[0165] 下划线意指在本发明的范围外。空栏表示未有意地添加。

[0166] 表2

[0167]

No	钢种 记号	钢坯 长度	加热 温度	终轧 温度	轧制后的 凸缘外面 水冷	高度	凸缘宽度	凸缘厚度	腹板 厚度	区分
		[m]	[°C]	[°C]		[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	
1	A	6.0	1290	882	无	900	400	40	19	实施例
2	B	6.0	1220	852	无	900	400	40	19	实施例
3	C	6.0	1310	882	无	900	400	40	19	实施例
4	D	6.0	1290	880	无	900	400	40	19	实施例
5	E	6.0	1320	879	无	900	400	40	19	实施例
6	F	6.0	1290	863	无	900	400	40	19	实施例
7	G	6.0	1280	860	无	900	400	40	19	实施例
8	H	6.0	1290	862	无	900	400	40	19	实施例
9	I	6.0	1310	859	无	900	400	40	19	实施例
10	J	6.0	1310	882	无	900	400	40	19	实施例
11	K	6.0	1290	882	无	900	400	40	19	实施例
12	L	6.0	1300	883	无	900	400	40	19	实施例
13	M	6.0	1300	881	无	900	400	40	19	实施例
14	N	6.0	1290	882	无	900	400	40	19	实施例
15	O	6.0	1310	874	无	900	400	40	19	实施例
16	P	6.0	1310	861	无	900	400	40	19	实施例
17	Q	6.0	1290	860	无	900	400	40	19	实施例
18	R	6.0	1280	880	无	900	400	40	19	实施例
19	S	6.0	1280	883	无	900	400	40	19	实施例
20	T	6.0	1280	881	无	900	400	40	19	实施例
21	U	6.0	1280	881	无	900	400	40	19	实施例
22	V	6.0	1280	882	无	900	400	40	19	实施例
23	W	6.0	1290	883	无	900	400	40	19	实施例
24	X	6.0	1290	883	无	900	400	40	19	实施例
25	Y	6.0	1290	850	无	900	400	40	19	实施例
26	Z	6.0	1290	880	无	900	400	40	19	实施例
27	AA	6.0	1290	881	无	900	400	40	19	实施例
28	AB	6.0	1300	876	无	900	400	40	19	实施例
29	AC	6.0	1285	865	无	900	400	40	19	实施例
30	AD	6.0	1290	869	无	900	400	40	19	实施例
31	A	6.0	1290	890	无	700	400	40	19	实施例
32	A	6.0	1300	870	无	1000	400	40	19	实施例
33	A	6.0	1280	891	无	900	200	40	19	实施例
34	A	6.0	1290	882	无	900	400	22	19	实施例
35	A	6.0	1290	879	无	900	400	40	16	实施例
36	AI	6.0	1290	881	无	900	400	40	19	实施例
37	A	6.5	1290	870	无	900	400	40	19	实施例
38	A	6.8	1290	865	无	900	400	40	19	实施例
39	A	7.0	1290	852	无	900	400	40	19	实施例

[0168] 表3

[0169]

No	钢种 记号	钢坯 长度	加热 温度	终轧 温度	轧制后的 凸缘外面 水冷	高度	凸缘宽度	凸缘厚度	腹板 厚度	区分
		[m]	[°C]	[°C]		[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	
40	<u>BB</u>	6.0	1290	882	无	900	400	40	19	比较例
41	<u>CC</u>	6.0	1280	880	无	900	400	40	19	比较例
42	<u>DD</u>	6.0	1290	882	无	900	400	40	19	比较例
43	<u>EE</u>	6.0	1290	882	无	900	400	40	19	比较例
44	<u>FF</u>	6.0	1275	881	无	900	400	40	19	比较例
45	<u>GG</u>	6.0	1290	882	无	900	400	40	19	比较例
46	<u>HH</u>	6.0	1300	882	无	900	400	40	19	比较例
47	<u>II</u>	6.0	1300	850	无	900	400	40	19	比较例
48	<u>JJ</u>	6.0	1290	862	无	900	400	40	19	比较例
49	<u>KK</u>	6.0	1290	863	无	900	400	40	19	比较例
50	<u>LL</u>	6.0	1300	890	无	900	400	40	19	比较例
51	<u>MM</u>	6.0	1290	883	无	900	400	40	19	比较例
52	<u>NN</u>	6.0	1300	885	无	900	400	40	19	比较例
53	AE	6.0	1280	<u>800</u>	<u>有</u>	700	200	25	16	比较例
54	A	6.0	1290	889	无	<u>650</u>	400	40	19	比较例
55	A	6.0	1290	<u>820</u>	无	<u>1020</u>	400	40	19	比较例
56	A	6.0	1290	882	无	900	<u>195</u>	40	19	比较例
57	A	6.0	1290	<u>798</u>	无	900	<u>450</u>	40	19	比较例
58	A	6.0	1300	882	无	900	400	<u>20</u>	19	比较例
59	A	6.0	1290	882	无	900	400	<u>45</u>	19	比较例
60	A	6.0	1290	<u>844</u>	无	900	400	40	<u>14</u>	比较例
61	A	<u>7.2</u>	1290	<u>823</u>	无	900	400	40	19	比较例
62	A	6.0	<u>1090</u>	<u>803</u>	无	900	400	40	19	比较例
63	A	6.0	1290	<u>780</u>	无	900	400	40	19	比较例
64	<u>OA</u>	6.0	1280	883	无	900	400	40	19	比较例
65	<u>OB</u>	6.0	1290	881	无	900	400	40	19	比较例
66	AG	<u>9.0</u>	1290	<u>841</u>	无	900	<u>430</u>	40	19	比较例
67	<u>AH</u>	6.0	1290	880	无	900	400	40	19	比较例
68	AE	6.0	1280	854	<u>有</u>	700	200	25	16	比较例
69	A	<u>8.0</u>	1290	<u>791</u>	无	900	400	40	19	比较例
70	AF	<u>9.0</u>	1290	851	无	900	<u>430</u>	40	19	比较例

[0170] 下划线意指在本发明的范围外。

[0171] 如图2所示,从轧制H型钢的宽度方向截面中的、距凸缘的厚度方向外侧的面5a为 $(1/4)t_f$ 且距凸缘的宽度方向外侧的面5b为 $(1/6)F$ 的位置6,制取将轧制方向作为长度方向的JIS Z2241(2011)4号圆棒试样,来评价了机械特性(屈服强度(YP)、抗拉强度(TS)、屈服比、伸长率)。另外,从相同的位置制取2mmV切口夏比冲击试样,来测定了母材的冲击值(韧性)。求该部位的特性是因为判断为:在图2所示的轧制H型钢5中,距凸缘的宽度方向外侧的面5b为 $(1/6)F$ 的位置显示出轧制H型钢的平均性的机械特性。

[0172] 屈服强度 (YP)、抗拉强度 (TS)、伸长率通过依据 JIS Z2241 (2011) 进行拉伸试验来求得。

[0173] 另外,母材的冲击值(韧性),通过依据 JIS Z2242 (2005) 在 0°C 进行夏比冲击试验来求得。夏比冲击试样的切口(缺口)的长度方向与凸缘厚度方向平行。

[0174] 焊接部的冲击值(韧性),切取所得到的轧制 H 型钢的凸缘部,在端面施以 V 型坡口(单斜面坡口:Single-Bevel-Groove),在焊接线能量 12kJ/cm 下进行了气体保护金属极电弧焊接。以坡口的垂直部侧的熔合线部成为夏比冲击试样切口的方式制取各试样,与母材冲击值的评价同样地评价了焊接部的冲击值(韧性)。

[0175] 机械特性的目标值设为:屈服强度 (YP) 为 385~505N/mm²、抗拉强度 (TS) 为 550~670N/mm²、屈服比为 0.80 以下、伸长率为 16.0% 以上、母材以及焊接部的 0°C 下的 V 切口夏比冲击吸收能为 70J 以上。

[0176] 进而,采用基于 JIS Z3158 (2016) 标准的 y 形焊接裂纹试验方法来评价了焊接性(以下有时记载为 y 裂纹试验)。将通过以上试验得到的机械特性的结果示于表 4 以及表 5。

[0177] 另外,对于在距凸缘的宽度方向外侧的面 (1/6) F 的位置,从凸缘的厚度方向外侧的面起算 100μm 深度处的金属组织、和从凸缘的厚度方向外侧的面起算 (1/2) t_f 深度处的金属组织进行了观察。金属组织的观察,使用光学显微镜,在 500μm (轧制方向) × 400μm (凸缘厚度方向) 的长方形内的区域进行,并进行了组织的判定。

[0178] 关于从凸缘的厚度方向外侧的面起算 100μm 深度处的金属组织(凸缘外面部组织),观察图 2 所示的轧制 H 型钢 5 的、距凸缘的宽度方向外侧的面 5b 为 (1/6) F、且距凸缘的厚度方向外侧的面 5a 为 100μm 深度的位置的金属组织。另外,关于从凸缘的厚度方向外侧的面起算 (1/2) t_f 深度处的金属组织(凸缘中心部组织),观察图 2 所示的轧制 H 型钢 5 的、距凸缘的宽度方向外侧的面 5b 为 (1/6) F、且从凸缘的厚度方向外侧的面 5a 起算 (1/2) t_f 深度的位置的金属组织。

[0179] 在上述视场中,利用 Lepera 腐蚀液,在同样的倍率、视场下将 MA 作为白色相显现出,并通过图像处理来测定了 MA 的面积率。另外,从在同样的观察视场中利用硝酸乙醇腐蚀液显现出的 200 倍的光学显微镜组织,判定 MA 以外的组织为铁素体、珠光体、贝氏体、马氏体中的哪种。

[0180] 将组织观察的结果示于表 4 以及表 5。再者,在上述观察位置的金属组织观察中,将 MA 的面积率为 5% 以下、其他的组织为铁素体和珠光体的情况下视为在本发明范围内,判定为合格,在表 4 以及表 5 中记载为“铁素体+珠光体”。

[0181] 而且,依据 JIS Z2244 (2009) 的维氏硬度试验,求出从凸缘的厚度方向外侧的面起算 100μm 深度处的维氏硬度和从凸缘的厚度方向外侧的面起算 (1/2) t_f 深度处的维氏硬度的差。从凸缘的厚度方向外侧的面起算 100μm 深度处的维氏硬度,是测定 5 个点的距图 2 的凸缘的宽度方向外侧的面 5b 为 (1/6) F 的位置的凸缘的厚度方向外侧的面的载荷维氏硬度,并求出其平均值。载荷设为 20kgf。

[0182] 另外,从凸缘的厚度方向外侧的面起算 (1/2) t_f 深度处的维氏硬度,是测定距图 2 的凸缘的宽度方向外侧的面 5b 为 (1/6) F、且凸缘的厚度方向 (1/2) t_f 深度处的维氏硬度。将采用以上的方法求得的从凸缘的厚度方向外侧的面起算 100μm 深度处的维氏硬度和从凸缘的厚度方向外侧的面起算 (1/2) t_f 深度处的维氏硬度的差为 50Hv 以下的情况视为在本发明

范围内,判定为合格。

[0183] 将维氏硬度试验的结果示于表4以及表5。

[0184]

表4

No	钢种 记号	屈服 强度 [MPa]	抗拉 强度 [MPa]	屈服 比	伸 长 率 [%]	金属组织:(1/6)F		从凸缘的厚度方向外侧的面起算100μm深度处的维氏硬度	从凸缘的厚度方向外侧的面起算(1/2)tr深度处的维氏硬度	0°C夏比吸收能		Y裂纹 试验	区分
						从凸缘的厚度方向外侧的面起算100μm深度处的维氏硬度	从凸缘的厚度方向外侧的面起算(1/2)tr深度处的维氏硬度			母材 [J/cm ²]	焊接部 [J/cm ²]		
1	A	431	567	0.76	30.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	144	102	无裂纹	实施例	
2	B	386	552	0.70	35.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	24	159	115	无裂纹	实施例	
3	C	504	663	0.76	25.7	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	26	122	90	无裂纹	实施例	
4	D	503	660	0.76	25.8	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	124	92	无裂纹	实施例	
5	E	386	552	0.70	36.4	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	36	175	116	无裂纹	实施例	
6	F	386	553	0.70	36.6	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	30	171	114	无裂纹	实施例	
7	G	482	616	0.78	27.6	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	35	133	100	无裂纹	实施例	
8	H	450	575	0.78	29.6	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	140	101	无裂纹	实施例	
9	I	465	594	0.78	28.6	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	42	137	101	无裂纹	实施例	
10	J	460	587	0.78	29.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	139	105	无裂纹	实施例	
11	K	387	551	0.70	35.1	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	169	113	无裂纹	实施例	
12	L	386	552	0.70	34.5	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	48	166	121	无裂纹	实施例	
13	M	385	551	0.70	34.8	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	167	107	无裂纹	实施例	
14	N	386	551	0.70	40.8	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	41	181	121	无裂纹	实施例	
15	O	504	669	0.75	25.2	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	47	121	99	无裂纹	实施例	
16	P	442	565	0.78	30.1	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	26	145	98	无裂纹	实施例	
17	Q	407	551	0.74	32.7	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	40	112	96	无裂纹	实施例	
18	R	430	564	0.76	18.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	26	102	81	无裂纹	实施例	
19	S	441	569	0.78	18.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	27	149	80	无裂纹	实施例	
20	T	440	568	0.77	17.9	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	27	121	80	无裂纹	实施例	
21	U	442	569	0.78	19.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	26	149	105	无裂纹	实施例	
22	V	441	570	0.77	18.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	27	140	80	无裂纹	实施例	
23	W	441	567	0.78	18.1	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	28	143	91	无裂纹	实施例	
24	X	430	568	0.76	18.1	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	145	104	无裂纹	实施例	
25	Y	452	573	0.79	17.1	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	28	83	74	无裂纹	实施例	
26	Z	463	599	0.77	18.4	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	27	142	104	无裂纹	实施例	
27	AA	484	609	0.79	17.4	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	28	131	75	无裂纹	实施例	
28	AB	453	579	0.78	17.9	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	29	130	79	无裂纹	实施例	
29	AC	439	572	0.77	17.5	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	26	129	84	无裂纹	实施例	
30	AD	409	552	0.74	30.1	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	41	102	90	无裂纹	实施例	
31	A	441	561	0.79	30.5	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	23	145	103	无裂纹	实施例	
32	A	445	568	0.78	29.4	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	131	100	无裂纹	实施例	
33	A	440	562	0.78	30.5	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	21	146	106	无裂纹	实施例	
34	A	466	590	0.79	30.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	24	144	98	无裂纹	实施例	
35	A	435	568	0.76	29.1	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	143	101	无裂纹	实施例	
36	AI	432	568	0.76	30.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	148	103	无裂纹	实施例	
37	A	432	567	0.76	29.1	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	140	101	无裂纹	实施例	
38	A	439	571	0.77	29.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	139	103	无裂纹	实施例	
39	A	460	580	0.79	28.5	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	128	99	无裂纹	实施例	

[0185]

表5

No	钢种 记号	屈服 强度 [MPa]	抗拉 强度 [MPa]	屈服 比	伸长 率 [%]	金属组织:(1/6)F		从凸缘的厚度方向向外侧的面起算100μm深度处的维氏硬度[Hv]	0°C夏比吸收能		y 裂纹 试验	区分
						从凸缘的厚度方向向外侧的面起算100μm深度处的面起算(1/2)t _r 深度处的	从凸缘的厚度方向向外侧的面起算(1/2)t _r 深度处的		母材 [J/cm ²]	焊接部 [J/cm ²]		
40	BB	375	434	0.86	39.2	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	24	188	126	无裂纹	比较例
41	CC	546	697	0.78	24.4	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	26	61	51	有裂纹	比较例
42	DD	384	546	0.70	31.2	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	150	102	无裂纹	比较例
43	EE	456	582	0.78	29.2	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	35	64	42	无裂纹	比较例
44	FF	319	407	0.78	41.7	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	30	200	125	无裂纹	比较例
45	GG	551	703	0.78	24.2	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	35	52	41	无裂纹	比较例
46	HH	419	535	0.78	31.8	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	153	104	无裂纹	比较例
47	II	489	648	0.75	29.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	42	57	50	无裂纹	比较例
48	JJ	449	553	0.81	30.8	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	30	68	58	无裂纹	比较例
49	KK	460	588	0.78	15.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	35	55	41	无裂纹	比较例
50	LL	446	569	0.78	15.4	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	56	40	无裂纹	比较例
51	MM	405	517	0.78	15.3	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	42	41	38	无裂纹	比较例
52	NN	386	551	0.70	15.1	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	42	45	无裂纹	比较例
53	AE	463	580	0.80	17.0	马氏体	贝氏体	62	130	102	无裂纹	比较例
54	A	384	545	0.70	30.4	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	24	145	105	无裂纹	比较例
55	A	458	566	0.81	30.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	143	101	无裂纹	比较例
56	A	430	541	0.79	31.1	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	26	147	108	无裂纹	比较例
57	A	461	567	0.81	29.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	24	144	103	无裂纹	比较例
58	A	462	567	0.81	30.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	144	89	无裂纹	比较例
59	A	431	545	0.79	31.2	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	31	146	103	无裂纹	比较例
60	A	466	567	0.82	28.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	144	98	无裂纹	比较例
61	A	458	566	0.81	27.5	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	26	147	104	无裂纹	比较例
62	A	458	567	0.81	27.2	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	26	144	104	无裂纹	比较例
63	A	466	567	0.82	29.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	147	105	无裂纹	比较例
64	OA	431	565	0.76	15.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	64	24	无裂纹	比较例
65	OB	430	567	0.76	14.9	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	25	66	35	无裂纹	比较例
66	AG	464	567	0.82	26.0	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	26	139	101	无裂纹	比较例
67	AH	466	568	0.82	26.2	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	26	101	82	无裂纹	比较例
68	AE	461	580	0.80	17.0	马氏体	贝氏体	62	89	98	无裂纹	比较例
69	A	459	567	0.81	26.2	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	26	145	103	无裂纹	比较例
70	AF	412	620	0.66	14.6	铁素体+珠光体	铁素体+珠光体	24	138	99	无裂纹	实施例

下划线意指指在本发明的范围外。

[0186] 如表4所示,作为本发明例的No.1~No.39,常温(20°C)的屈服强度和抗拉强度高,屈服比为0.80以下,伸长率为16.0%以上,金属组织包含面积率为95%以上的铁素体-珠光

体,且没有 γ 裂纹试验中的裂纹,母材和焊接部的0℃下的V切口夏比冲击吸收能都充分满足目标。

[0187] 作为本发明例的No.1~No.39中的其余组织是5%以下的马氏体-奥氏体组元(MA)。

[0188] 另一方面,表5所示的No.40~No.70是比较例。实施例全部在轧制后通过空冷来进行冷却,但比较例No.53、No.68应用了凸缘外面水冷。

[0189] No.40由于C含量不足,因此屈服强度以及抗拉强度不足。另外,屈服比也过大。No.41,C含量过量,屈服强度以及抗拉强度变得过大,母材以及焊接热影响区的韧性不足,并且,也发生了 γ 裂纹试验中的裂纹。

[0190] No.42由于Si含量不足,因此屈服强度以及抗拉强度不足。No.43,Si含量过大,母材以及焊接部的韧性不足。

[0191] No.44由于Mn含量不足,因此屈服强度以及抗拉强度不足。No.45,Mn含量过大,屈服强度以及抗拉强度过大,母材以及焊接部的韧性不足。

[0192] No.46由于V含量不足,因此抗拉强度不足。No.47由于V含量过量,因此母材以及焊接部的韧性不足。

[0193] No.48由于Nb含量过量,因此屈服比过大,并且,母材以及焊接部的韧性不足。

[0194] No.49由于Al含量过量,因此伸长率不足,并且,母材以及焊接部的韧性不足。

[0195] No.50由于Ti含量过量,因此伸长率不足,并且,母材以及焊接部的韧性不足。

[0196] No.51由于O含量过量,因此抗拉强度以及伸长率不足,并且,母材以及焊接部的韧性不足。

[0197] No.52由于N以及Ca含量过量,因此伸长率不足,并且,母材以及焊接部的韧性不足。

[0198] No.53由于应用了轧制后的凸缘外面水冷,因此从凸缘的厚度方向外侧的面起算100 μm 深度处的金属组织为马氏体,从凸缘的厚度方向外侧的面起算(1/2) t_f 深度处的金属组织为贝氏体。另外,从凸缘的厚度方向外侧的面起算100 μm 深度处的维氏硬度和从凸缘的厚度方向外侧的面起算(1/2) t_f 深度处的维氏硬度的差过大。

[0199] No.54,H型钢的高度过小,不适合于应用于大跨距结构的H型钢,并且,由于面对的凸缘的辐射热的影响,导致轧制后的冷却变得缓慢,屈服强度以及抗拉强度不足。

[0200] No.55,H型钢的高度过大,终轧温度过低。另外,得不到由凸缘的辐射热带来的缓冷的效果,屈服比过大。

[0201] No.56,凸缘宽度过小,不适合于应用于大跨距结构的H型钢,并且,也不能够充分地有效利用轧制的效果,因此抗拉强度不足。

[0202] No.57由于凸缘宽度过大,终轧温度低,因此屈服比过大。

[0203] No.58,凸缘厚度过小,屈服比过大。

[0204] No.59,凸缘厚度过大,抗拉强度不足。

[0205] No.60,由于使腹板厚度较小,因此轧制道次数增大,终轧温度变低,屈服比变得过大。

[0206] No.61、No.66、No.69,由于钢坯长度过大,轧制时间变长,因此终轧温度变低,屈服比变得过大。

- [0207] No.62,加热温度过低的结果,终轧温度也变低,屈服比变得过大。
- [0208] No.63,终轧温度过低,屈服比变得过大。
- [0209] No.64,Ca含量不足,伸长率不足,并且母材以及焊接部的韧性不足。
- [0210] No.65,Ca含量过量,伸长率不足,并且母材以及焊接部的韧性不足。
- [0211] No.67,N含量过量,屈服比变得过大。
- [0212] No.68由于应用了轧制后的凸缘外面水冷,因此从凸缘的厚度方向外侧的面起算100 μ m深度处的金属组织为马氏体,从凸缘的厚度方向外侧的面起算(1/2) t_f 深度处的金属组织为贝氏体。另外,从凸缘的厚度方向外侧的面起算100 μ m深度处的维氏硬度和从凸缘的厚度方向外侧的面起算(1/2) t_f 深度处的维氏硬度的差过大。
- [0213] No.70,由于钢坯长度过大,精轧温度低,特别是在此,凸缘宽度过大,因此轧制后的冷却速度高,强度变高,延性降低,伸长率低于目标。
- [0214] 产业上的可利用性
- [0215] 根据本发明,能够得到具有 $TS \geq 550N/mm^2$ 且 $YR \leq 0.80$ 这样的高强度且低屈服比,且伸长率优异,并且焊接性也优异的轧制H型钢,该轧制H型钢是不使用需要大规模的设备投资的加速冷却装置而制造的H型钢。如果使用这样的轧制H型钢,则例如在将轧制H型钢使用于建筑物的情况下,能够谋求使用钢材的削减、焊接和检查等的施工成本的降低、工期的缩短所带来的大幅度的成本削减。另外,根据该轧制H型钢,由于凸缘外面和凸缘板厚中心的硬度差小,因此能够避免伴随应力集中的地震时的脆性断裂和因过量的外面硬度而导致螺栓孔穿孔困难的情况。
- [0216] 附图标记说明
- [0217] 1 加热炉
- [0218] 2 粗轧机
- [0219] 3 中间轧机
- [0220] 4 精轧机
- [0221] 5 轧制H型钢
- [0222] 5a 凸缘的厚度方向外侧的面
- [0223] 5b 凸缘的宽度方向外侧的面
- [0224] 6 机械特性的测定位置
- [0225] F 凸缘的宽度
- [0226] t_f 凸缘的厚度
- [0227] H 高度
- [0228] t_w 腹板的厚度

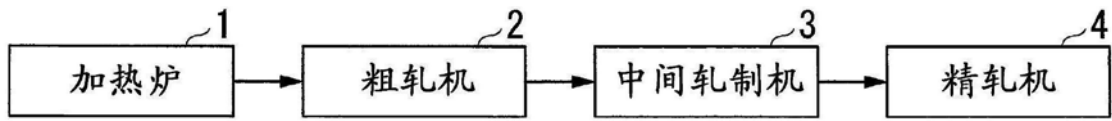


图1

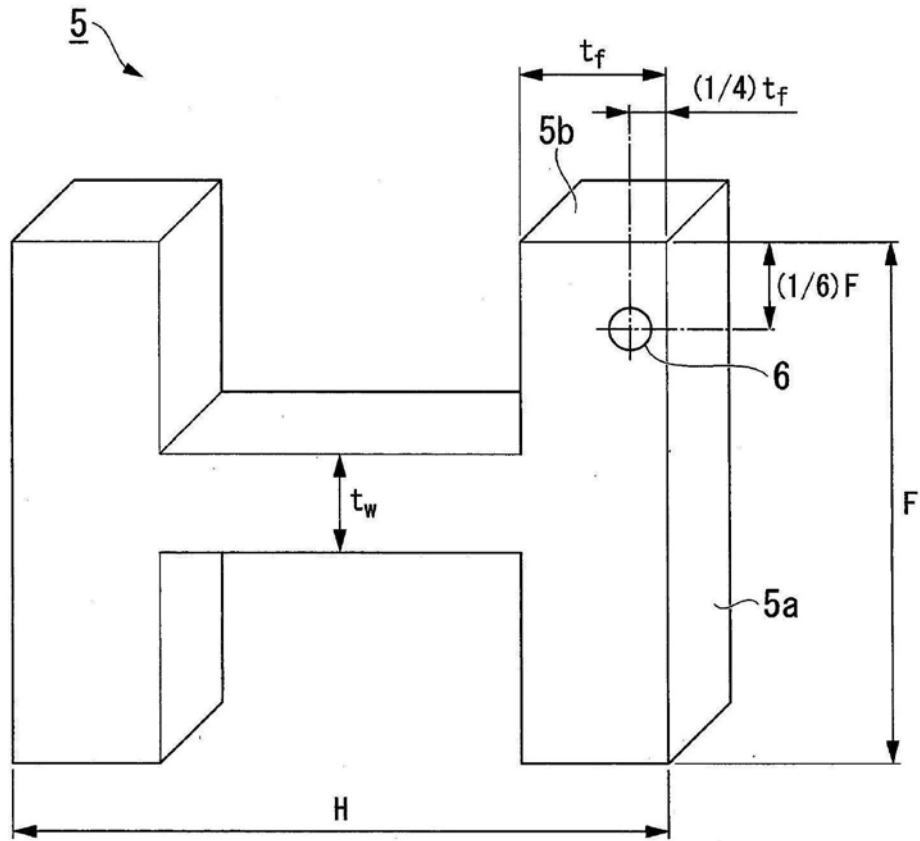


图2