



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 110073020 B

(45) 授权公告日 2021.11.16

(21) 申请号 201780077106.3

(22) 申请日 2017.12.15

(65) 同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 110073020 A

(43) 申请公布日 2019.07.30

(30) 优先权数据
10-2016-0174961 2016.12.20 KR

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2019.06.13

(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/KR2017/014821 2017.12.15

(87) PCT国际申请的公布数据
W02018/117539 KO 2018.06.28

(73) 专利权人 POSCO公司
地址 韩国庆尚北道

(72) 发明人 罗贤择

(74) 专利代理机构 北京路浩知识产权代理有限公司 11002

代理人 太香花 张澜

(51) Int.Cl.
G22C 38/02 (2006.01)
B21B 37/74 (2006.01)
B21B 3/02 (2006.01)
G22C 38/04 (2006.01)
G22C 38/06 (2006.01)
G22C 38/00 (2006.01)
G21D 8/02 (2006.01)
G21D 9/46 (2006.01)

(56) 对比文件
KR 10-2015-0051839 A, 2015.05.13
CN 103993243 A, 2014.08.20

审查员 陈帅

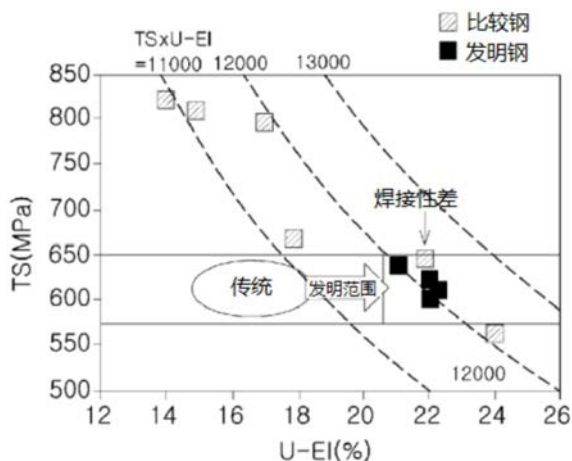
权利要求书2页 说明书11页 附图1页

(54) 发明名称

焊接性和延展性优异的高强度热轧钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明涉及一种适用于汽车底盘部件的钢板,更具体地,涉及一种焊接性和延展性优异且具有高强度的热轧钢板及其制造方法。



1. 一种焊接性和延展性优异的高强度热轧钢板,以重量%计,所述热轧钢板包含:C:0.08~0.15%、Si:1.2~2.2%、Mn:0.5~1.5%、P:0.001~0.03%、S:0.001~0.01%、Al:0.01~0.1%、N:0.001~0.01%及余量的Fe和不可避免的杂质,并满足由以下关系式1表示的成分关系,微细组织包含满足以下关系式2和关系式3的铁素体相,并且包含面积分数为5%以上至20%以下的残余奥氏体相和余量的贝氏体相,并且包含面积分数为70~80%的所述铁素体相,

[关系式1]

$$840[C]+140[Mn]+35[Si]+168[Cr]+210[Mo]+60[V]-336\leq 0$$

其中,各元素表示重量含量,

[关系式2]

$$1-\frac{f_{a(GS\leq 20)}}{f_a}\leq 0.15$$

其中, $f_{a(GS\leq 20)}$ 表示粒径为20 μm 以下的铁素体分数, f_a 表示微细组织内的整体铁素体分数,

[关系式3]

$$1-\frac{f_{a(AR\leq 0.7)}}{f_a}\geq 0.80$$

其中, $f_{a(AR\leq 0.7)}$ 表示纵横比为0.7以下的等轴晶形状的铁素体分数, f_a 表示微细组织内的整体铁素体分数。

2. 根据权利要求1所述的焊接性和延展性优异的高强度热轧钢板,其中,

以重量%计,所述热轧钢板还包含选自Cr:0.005~0.1%、Mo:0.005~0.1%、Ti:0.001~0.05%、Nb:0.001~0.05%及V:0.001~0.1%中的一种以上,并且选自Ti、Nb、V及Mo中的一种以上的元素的合计为0.15重量%以下。

3. 根据权利要求1所述的焊接性和延展性优异的高强度热轧钢板,其中,

所述热轧钢板的拉伸强度为590MPa以上,均匀延伸率为20%以上,且所述拉伸强度和均匀延伸率的乘积为13500MPa%以上。

4. 一种焊接性和延展性优异的高强度热轧钢板的制造方法,包括以下步骤:

对钢坯进行再加热,所述钢坯以重量%计,包含:C:0.08~0.15%、Si:1.2~2.2%、Mn:0.5~1.5%、P:0.001~0.03%、S:0.001~0.01%、Al:0.01~0.1%、N:0.001~0.01%及余量的Fe和不可避免的杂质,并满足由以下关系式1表示的成分关系;

在850~1150 $^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内对再加热的所述钢坯进行热轧,以制造热轧钢板;

以70~150 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的平均冷却速度将所述热轧钢板第一次冷却至600~700 $^{\circ}\text{C}$ 的温度范围;

所述第一次冷却后进行空冷;

所述空冷后,以70~150 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的平均冷却速度第二次冷却至350~470 $^{\circ}\text{C}$ 的温度范围,然后进行收卷;以及

所述收卷后,以0.1~100 $^{\circ}\text{C}/\text{小时}$ 的平均冷却速度最终冷却至200 $^{\circ}\text{C}$ 以下,

[关系式1]

$$840[C]+140[Mn]+35[Si]+168[Cr]+210[Mo]+60[V]-336\leq 0$$

其中,各元素表示重量含量。

5.根据权利要求4所述的焊接性和延展性优异的高强度热轧钢板的制造方法,其中,以重量%计,所述钢坯还包含选自Cr:0.005~0.1%、Mo:0.005~0.1%、Ti:0.001~0.05%、Nb:0.001~0.05%及V:0.001~0.1%中的一种以上,并且选自所述Ti、Nb、V及Mo中的一种以上的元素的合计为0.15重量%以下。

6.根据权利要求4所述的焊接性和延展性优异的高强度热轧钢板的制造方法,其中,在1150~1350℃的温度范围内执行所述钢坯的再加热。

7.根据权利要求4所述的焊接性和延展性优异的高强度热轧钢板的制造方法,其中,所述空冷执行3~10秒。

8.根据权利要求4所述的焊接性和延展性优异的高强度热轧钢板的制造方法,其中,所述最终冷却后形成满足以下关系式2和关系式3的铁素体相,并且形成面积分数为5%以上的残余奥氏体相和余量的贝氏体相,

[关系式2]

$$1 - \frac{f_{a(GS\leq 20)}}{f_a} \leq 0.15$$

其中, $f_{a(GS\leq 20)}$ 表示粒径为20 μm 以下的铁素体分数, f_a 表示微细组织内的整体铁素体分数,

[关系式3]

$$1 - \frac{f_{a(AR\leq 0.7)}}{f_a} \geq 0.80$$

其中, $f_{a(AR\leq 0.7)}$ 表示纵横比为0.7以下的等轴晶形状的铁素体分数, f_a 表示微细组织内的整体铁素体分数。

焊接性和延展性优异的高强度热轧钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种适用于汽车底盘部件的钢板,更详细地,涉及一种焊接性和延展性优异且具有高强度的热轧钢板及其制造方法。

背景技术

[0002] 用于汽车底盘部件中具有复杂形状的部件的传统的高强度钢通常制造成利用双相组织(Dual Phase, DP)的DP钢或者利用相变诱导塑性(Transformation Induced Plasticity, TRIP)的TRIP钢,以使所述钢具有优异的延伸率。

[0003] 尤其,通过将残余奥氏体相分布在多边形铁素体或贝氏体组织中,使所述残余奥氏体在加工初期引起相变诱导塑性以提高延展性的TRIP钢是这样一种钢:适用基于合金添加量的适当的冷却,以防止冷却时奥氏体转变为珠光体,并在后续的收卷步骤中再次延迟奥氏体转变为贝氏体,从而在最终冷却时,使奥氏体的一部分转变为马氏体,而其余奥氏体残留。此时,具有以下特征,残余奥氏体在初期通过加工而转变为马氏体,并且在此过程中延展性得以提高。

[0004] 但是,常规的TRIP钢具有高C含量以增加残余奥氏体相的稳定性和相分数,因此焊接性差。

[0005] 并且,拉伸强度为590Mpa以上的TRIP钢的均匀延伸率为15-18%的程度,因此在成型为具有复杂形状的部件方面具有局限性。

[0006] 另外,作为TRIP钢的公知技术,专利文献1中公开了以下内容:可根据需要,在包含C:0.06~0.22%、Si:0.05~1.0%、Mn:0.5~2.0%、Al:0.25~1.5%的钢中添加Mo:0.03~0.30%,以获得强度为50kg/mm²以上且延伸率为35%以上的钢。另外,专利文献2中公开了以下内容:可通过由C:0.15~0.30%、Si:1.5~2.5%、Mn:1.4~1.8%、Al:0.02~0.1%、N:0.0080~0.0120%及余量的Fe和不可避免的杂质组成的相变诱导塑性钢及其制造方法,获得拉伸强度为80Kg/mm²程度且延伸率为30%程度的高强度钢。

[0007] 但是,上述技术的缺点在于,在590Mpa级以上的拉伸强度下,无法确保超过18%的均匀延伸率。

[0008] 因此,需要开发一种不仅能够确保优异的强度和延展性,而且还能够同时确保优异的焊接性的钢材,以适用于汽车底盘部件中具有复杂形状的部件。

[0009] (专利文献1)日本公开专利公报第1994-145892号

[0010] (专利文献2)韩国公开专利公报第2002-0045212号

发明内容

[0011] (一)要解决的技术问题

[0012] 本发明的一个方面提供一种高强度热轧钢板及其制造方法,所述热轧钢板适用于因在汽车底盘部件中具有复杂形状而在制造过程中需要较高的均匀延伸率(uniform elongation)的部件,并具有优异的焊接性。

[0013] (二)技术方案

[0014] 根据本发明的一方面,提供一种焊接性和延展性优异的高强度热轧钢板,以重量%计,所述热轧钢板包含:C:0.08~0.15%、Si:1.2~2.2%、Mn:0.5~1.5%、P:0.001~0.03%、S:0.001~0.01%、Al:0.01~0.1%、N:0.001~0.01%及余量的Fe和不可避免的杂质,并满足由以下关系式1表示的成分关系,微细组织包含满足以下关系式2和关系式3的铁素体相,并且包含面积分数为5%以上的残余奥氏体相和余量的贝氏体相,

[0015] [关系式1]

$$[0016] \quad 840[C]+140[Mn]+35[Si]+168[Cr]+210[Mo]+60[V]-336 \leq 0$$

[0017] (其中,各元素表示重量含量。)

[0018] [关系式2]

$$[0019] \quad 1 - \frac{f_{a(GS \leq 20)}}{f_a} \leq 0.15$$

[0020] (其中, $f_{a(GS \leq 20)}$ 表示粒径为20 μm 以下的铁素体分数, f_a 表示微细组织内的整体铁素体分数。)

[0021] [关系式3]

$$[0022] \quad 1 - \frac{f_{a(AR \leq 0.7)}}{f_a} \geq 0.80$$

[0023] (其中, $f_{a(AR \leq 0.7)}$ 表示纵横比为0.7以下的等轴晶形状的铁素体分数, f_a 表示微细组织内的整体铁素体分数。)

[0024] 根据本发明的另一方面,提供一种焊接性和延展性优异的高强度热轧钢板的制造方法,包括以下步骤:对满足上述合金组成和关系式1的钢坯进行再加热;在850~1150 $^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内对再加热的所述钢坯进行热轧,以制造热轧钢板;以70~150 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的平均冷却速度将所述热轧钢板第一次冷却至600~700 $^{\circ}\text{C}$ 的温度范围;所述第一次冷却后进行空冷;所述空冷后,以70~150 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的平均冷却速度第二次冷却至350~470 $^{\circ}\text{C}$ 的温度范围,然后进行收卷;以及所述收卷后,以0.1~100 $^{\circ}\text{C}/\text{小时}$ 的平均冷却速度最终冷却至200 $^{\circ}\text{C}$ 以下。

[0025] (三)有益效果

[0026] 根据本发明,可提供一种能够确保高强度和优异的均匀延伸率,同时还能够确保焊接性的热轧钢板。

[0027] 所述本发明的高强度热轧钢板能够适用于需要成型为复杂形状的汽车底盘部件。

附图说明

[0028] 图1是以图表示出本发明的一个实施例的比较钢和发明钢的拉伸强度(TS)和均匀延伸率(U-E)值的图。

[0029] 最佳实施方式

[0030] 本发明的发明人确认了,传统的TRIP钢由于碳(C)含量高,因此不仅焊接性差,而且均匀延伸率为15~18%的程度,因此在适用于需要成型为复杂形状的产品等方面存在局限性,从而对能够提供具有高强度和高延展性且焊接性优异的钢材的方法进行了深入研究。

[0031] 结果确认了,可通过优化钢合金组成、成分关系及制造条件提供一种可确保等同或高于传统TRIP钢的强度以及均匀延伸率为20%以上的高延展性,同时具有优异的焊接性的高强度热轧钢板,由此完成了本发明。

[0032] 下面对本发明进行详细说明。

[0033] 优选地,根据本发明的一方面的焊接性和延展性优异的高强度热轧钢板,以重量%计,包含:C:0.08~0.15%、Si:1.2~2.2%、Mn:0.5~1.5%、P:0.001~0.03%、S:0.001~0.01%、Al:0.01~0.1%、N:0.001~0.01%。

[0034] 下面,详细说明如上控制本发明提供的热轧钢板的合金组成的理由。此时,除非另有说明,否则各成分的含量为重量%。

[0035] C:0.08~0.15%

[0036] 碳(C)是用于确保钢的强度的必要元素,C有利于确保残余奥氏体相。

[0037] 当所述C含量小于0.08%时,残余奥氏体相的稳定性低,无法形成充分的分数,从而会大大降低强度和延展性。另一方面,当C含量超过0.15%时,焊接性降低。

[0038] 因此,优选地,在本发明中可以将所述C含量控制在0.08~0.15%。更优选地,可以包含0.10%以上的C。

[0039] Si:1.2~2.2%

[0040] 硅(Si)是固溶于铁素体中的铁素体稳定化元素,固溶强化效果优异,在相变诱导塑性(TRIP)钢的情况下,增加铁素体内的碳活性(C activity),增加奥氏体内的固溶碳含量,从而起到增加奥氏体的稳定性的作用。

[0041] 当所述Si含量小于1.2%时,无法充分形成铁素体相,并且会降低抑制碳化物的效果。另一方面,当Si含量超过2.2%时,会诱发红色氧化皮,使焊接性变差。

[0042] 因此,优选地,在本发明中可以将所述Si的含量控制在1.2~2.2%。更优选地,可以包含1.5~2.0%的Si。

[0043] Mn:0.5~1.5%

[0044] 锰(Mn)是钢中固溶强化效果大,且增加钢的淬硬性而容易形成诸如针状铁素体和贝氏体等的低温转变相的奥氏体稳定化元素。

[0045] 当所述Mn含量小于0.5%时,无法确保目标水平的强度,另一方面,当Mn含量超过1.5%时,焊接性降低,诱发中心偏析,从而可能会降低成型性。

[0046] 因此,优选地,在本发明中可以将所述Mn的含量控制在0.5~1.5%。更优选地,可以包含0.8%以上的Mn。

[0047] P:0.001~0.03%

[0048] 与所述Si相同地,磷(P)是同时具有固溶强化和铁素体转变促进效果的元素。

[0049] 为了获得上述效果,优选添加0.001%以上的P,为了将所述P含量控制在小于0.001%,需要过多的制造成本,因此在经济上不利,而且难以确保强度。然而,当P含量超过0.03%时,发生由晶界偏析引起的脆性,并且成型时容易产生微细的龟裂,使延展性劣化。

[0050] 因此,在本发明中,优选将所述P的含量控制在0.001~0.03%。

[0051] S:0.001~0.01%

[0052] 硫(S)是存在于钢中的杂质,当S的含量超过0.01%时,与Mn等结合以形成非金属夹杂物,因此,在钢的切割加工时容易产生微细的龟裂,并且大大阻碍成型性。然而,为了将

所述S的含量控制在小于0.001%，需要很多的炼钢作业时间，因此会降低生产性。

[0053] 因此，在本发明中，优选将所述S的含量控制在0.001~0.01%。

[0054] Al:0.01~0.1%

[0055] 铝(Al)是为了脱氧而添加的元素，为此优选添加0.01%以上的铝。然而，当Al含量超过0.1%时，Al与钢中的氮(N)结合以形成AlN析出物，连铸时容易在板坯中产生角裂，并且容易发生由形成夹杂物而引起的缺陷。

[0056] 因此，在本发明中，优选将所述Al的含量控制在0.01~0.1%。

[0057] N:0.001~0.01%

[0058] 氮(N)与所述C一起是典型的固溶强化元素，N与钛(Ti)或铝(Al)等一起形成粗大的析出物。通常，所述N的固溶强化效果优于所述C，但是随着钢中N的量增加，钢的韧性会大大降低。

[0059] 鉴于此，在本发明中，优选将所述N含量控制在0.01%以下，然而，为了将所述N含量控制为小于0.001%，需要很多的炼钢作业时间，从而会降低生产性，因此不优选。

[0060] 因此，在本发明中，优选将所述N的含量控制在0.001~0.01%。

[0061] 为了进一步有利于确保本发明目标物理性质，除了上述合金组成以外，本发明还可以包含如下的Cr、Mo、Ti、Nb及V中的一种以上。

[0062] Cr:0.005~0.1%

[0063] 铬(Cr)具有对钢进行固溶强化并在冷却时延迟铁素体相变以有助于形成贝氏体的作用。

[0064] 为了获得上述效果，优选包含0.005%以上的Cr，但是，当Cr含量超过0.1%时，铁素体转变被过度延迟，随着马氏体相的形成，延展性变差。并且，与Mn类似地，偏析部在钢的厚度方向的中心部大大发展，使得成型性变差。

[0065] 因此，在本发明中，优选将所述Cr的含量控制在0.005~0.1%。

[0066] Mo:0.005~0.1%

[0067] 钼(Mo)是通过提高钢的淬透性而使贝氏体相容易形成的元素。

[0068] 为了充分获得上述效果，优选添加0.005%以上的Mo，然而，当Mo含量超过0.1%时，淬硬性过度增加而形成马氏体相，从而使成型性急剧变差。并且，所述Mo为高价元素，制造成本会增加，因此在经济上是不利的。

[0069] 因此，在本发明中，优选将所述Mo的含量控制在0.005~0.1%。

[0070] Ti:0.001~0.05%

[0071] 钛(Ti)与铌(Nb)和钒(V)一起是典型的析出强化元素，通过与所述N的强亲和力，在钢中形成粗大的TiN。在用于热轧的加热过程中，所述TiN析出物具有抑制晶粒生长的效果。并且，与所述N发生反应后剩余的Ti固溶于钢中，并与C结合以形成TiC析出物，而这能够有效提高钢的强度。

[0072] 为了充分获得上述效果，优选添加0.001%以上的Ti，然而，当Ti含量超过0.05%时，形成粗大的TiN析出物，使成型性变差。

[0073] 因此，在本发明中，优选将所述Ti的含量控制在0.001~0.05%。

[0074] Nb:0.001~0.05%

[0075] 如上所述，铌(Nb)是典型的析出强化元素，Nb在热轧过程中析出，并通过再结晶延

迟的晶粒微细化效果有效提高钢的强度和冲击韧性。

[0076] 为了获得上述效果,优选添加0.001%以上的Nb,然而,当Nb含量超过0.05%时,在热轧过程中,由于再结晶被过度延迟而形成延伸的晶粒,并形成粗大的复合析出物,从而使成型性变差。

[0077] 因此,在本发明中,优选将所述Nb的含量控制在0.001~0.05%。

[0078] V:0.001~0.1%

[0079] 钒(V)也是典型的析出强化元素,收卷之后形成析出物,以有效提高钢的强度。

[0080] 为了充分获得上述效果,优选添加0.001%以上的V,当V含量超过0.1%时,形成粗大的复合析出物,从而使成型性变差。

[0081] 因此,在本发明中,优选将所述V的含量控制在0.001~0.1%。

[0082] 如上所述含有合金组成时,合计包含0.15重量%以下的选自所述Ti、Nb、V及Mo中的一种以上。

[0083] 所述Ti、Nb、V及Mo与C或N结合以形成碳化物、氮化物和碳氮化物等析出物,有助于提高强度,并且在热轧时具有晶粒微细化的效果,但是若过量包含,则会过度减少未转变奥氏体内的固溶C的含量,因此难以确保目标均匀延伸率。

[0084] 本发明的剩余成分为铁(Fe)。然而,在一般的制造过程中,会不可避免地原料或周围环境中混入意想不到的杂质,因此无法排除这些杂质。一般的制造过程的技术人员均知晓这些杂质,因此在本发明中不会特别说明有关这些杂质的所有内容。

[0085] 另外,所述合金组成中的C、Si、Mn、Cr、Mo及V优选满足由以下关系式1表示的成分关系。

[0086] [关系式1]

[0087] $840[C]+140[Mn]+35[Si]+168[Cr]+210[Mo]+60[V]-336 \leq 0$

[0088] (其中,各元素表示重量含量。)

[0089] 进行钢板的电阻焊时,所述C、Si、Mn、Cr、Mo和V增加电阻,并随着电阻热的增加引起飞溅(splash),或者可能因过度的热输入量而引起热影响部软化。并且,降低输入电流值而进行操作时,还可能发生冷接,焊接时形成氧化物而阻碍焊接部的完整性,从而使焊接性变差。

[0090] 因此,在本发明中,为了确保目标焊接性,C、Si、Mn、Cr、Mo和V之间的成分关系优选满足上述关系式1。

[0091] 满足上述合金组成、成分关系的本发明的热轧钢板的微细组织优选包含铁素体相、残余奥氏体相以及贝氏体相。

[0092] 具体地,本发明的热轧钢板优选包含满足以下关系式2和关系式3的铁素体相,并包含5%以上的残余奥氏体相及余量的贝氏体相。

[0093] 更具体地,为了确保上述热轧钢板的高强度和优异的均匀延伸率,本发明优选包含满足以下关系式2和关系式3的均匀的等轴晶铁素体相作为基体组织。

[0094] 尤其,满足以下关系式3,从而能够基于稳定的铁素体转变行为而使钢中的碳(C)充分固溶于未转变的奥氏体相中。更优选地,所述未转变奥氏体相中残留1.0重量%以上的固溶碳,从而能够确保最终组织中的残余奥氏体相的面积分数为5%以上。

[0095] 优选地,最多包含20%的所述残余奥氏体相,如果形成过多的残余奥氏体相,则贝

氏体相的分数相对减少,从而无法同时确保目标强度和优异的延展性。

[0096] [关系式2]

$$[0097] \quad 1 - \frac{f_{a(GS \leq 20)}}{f_a} \leq 0.15$$

[0098] (其中, $f_{a(GS \leq 20)}$ 表示粒径为20 μm 以下的铁素体分数, f_a 表示微细组织内的整体铁素体分数。)

[0099] [关系式3]

$$[0100] \quad 1 - \frac{f_{a(AR \leq 0.7)}}{f_a} \geq 0.80$$

[0101] (其中, $f_{a(AR \leq 0.7)}$ 表示纵横比 (aspect-ratio) 为0.7以下的等轴晶形状的铁素体分数, f_a 表示微细组织内的整体铁素体分数。)

[0102] 另外,本发明优选包含面积分数为70~80%的所述铁素体相。

[0103] 如果所述铁素体相分数小于70%,则延展性降低,无法确保目标均匀延伸率,另一方面,当所述铁素体相分数超过80%时,贝氏体相分数减少,从而无法确保目标强度。

[0104] 另外,本发明的所述贝氏体相内可包含部分珠光体,并且可以包含微量的马氏体相。此时,优选包含面积分数为1.0%以下(包含0%)的所述马氏体相。

[0105] 如上所述,满足所有钢合金组成、成分关系及微细组织的本发明的热轧钢板能够确保拉伸强度为590MPa以上,均匀延伸率为20%以上,且所述拉伸强度与均匀延伸率的乘积(TS×U-E1)为13500MPa%以上的优异的强度和延展性。

[0106] 下面,对本发明的另一方面的制造本发明提供的高强度热轧钢板的方法进行详细说明。

[0107] 简而言之,本发明可通过[钢坯再加热-热轧-冷却及收卷-最终冷却]制造目标高强度热轧钢板,下面将对各步骤的条件进行详细说明。

[0108] [钢坯再加热]

[0109] 首先,准备满足上述合金组成和关系式1的钢坯,然后优选在1150~1350℃的温度范围内对所述钢坯进行再加热。

[0110] 当所述再加热温度低于1150℃时,析出物不能充分再固溶,从而会残留粗大的碳氮化物。另一方面,当所述再加热温度超过1350℃时,由于奥氏体晶粒的异常的晶粒生长而导致强度降低,因此不优选。

[0111] 因此,在本发明中,优选在1150~1350℃的温度范围内执行所述钢坯的再加热。

[0112] [热轧]

[0113] 优选对如上进行再加热的钢坯进行热轧,以制造成热轧钢板,所述热轧时优选在850~1150℃的温度范围内执行终轧。

[0114] 当所述终轧温度低于850℃时,再结晶被过度延迟,使延伸的晶粒发展并加重各向异性,成型性也会变差。另一方面,当所述终轧温度超过1150℃时,热轧钢板的温度变高,晶粒尺寸变得粗大,使热轧钢板的表面质量变差。

[0115] [冷却及收卷]

[0116] 接着,优选将所述热轧钢板冷却至收卷温度,以执行收卷工艺。

[0117] 在本发明中,冷却至所述收卷温度时,优选地逐步进行冷却,具体地,优选以70~150°C/s的平均冷却速度第一次冷却至600~700°C的温度范围后进行空冷,然后以70~150°C/s的平均冷却速度第二次冷却至作为收卷温度的350~470°C的温度范围。

[0118] 所述第一次冷却时,若冷却至低于600°C或超过700°C的温度后进行空冷,则铁素体相无法充分发展,使得钢的延展性不足。并且,所述冷却速度小于70°C/s时,可能会增加粗大的铁素体分数,另一方面,所述冷却速度超过150°C/s时,需要过度注水,并且由于较慢的通板速度会导致热轧钢板的形状变差,作业性降低。

[0119] 如上所述,完成第一次冷却后优选进行3~10秒的空冷,当空冷时间小于3秒时,铁素体相分数减少,使得延展性不足。另一方面,当空冷时间超过10秒时,贝氏体相分数减少,从而无法确保目标强度。

[0120] 在完成所述空冷后进行第二次冷却并执行收卷时,如果收卷温度小于350°C,则钢中会不必要地形成贝氏体相,使钢的延展性大大减小,并且会形成马氏体和奥氏体(martensite and austenite,MA)相,使得在低温下的冲缘加工性变差。另一方面,当收卷温度超过470°C时,不形成贝氏体相或者贝氏体相的相分数不足,从而无法确保目标强度。

[0121] 另外,当冷却至所述收卷温度时的冷却速度小于70°C/s时,会附加形成低温铁素体从而无法确保充分的贝氏体相分数,因此无法同时确保优异的强度和延展性。另一方面,当冷却速度超过150°C/s时,需要过度注水,并且由于较慢的通板速度会导致热轧钢板的形状变差,作业性降低。

[0122] [最终冷却]

[0123] 如上所述,完成冷却及收卷后,优选将收卷的卷板以0.1~100°C/小时的平均冷却速度冷却至200°C以下(常温~200°C)的温度。

[0124] 此时,当冷却速度超过100°C/小时时,钢中容易形成MA相,使钢的低温区域冲缘加工性变差。另一方面,为了将所述冷却速度控制为小于0.1°C/小时,需要额外的加热设备,在经济上是不利的,因此不优选。更优选地,可以以0.5~25°C/小时的冷却速度进行冷却,再进一步优选地,可以以1~10°C/小时的冷却速度进行冷却。

[0125] 并且,当所述冷却速度超过25°C/小时时,优选地,完成所述收卷后放置预定时间(例如,几分钟~几十分钟),然后开始冷却,更具体地,优选放置贝氏体相完全转变为预期分数所需的时间。

[0126] 完成所述最终冷却后获得的热轧钢板的微细组织形成有满足上述关系式2和关系式3的铁素体相,并形成有面积分数为5%以上的残余奥氏体相及余量的贝氏体相,从而具有确保优异的强度、延展性及焊接性的效果。

[0127] 下面,通过实施例对本发明进行更加具体的说明。但是,以下实施例只是用于例示并更详细说明本发明,并不限定本发明的权利范围。这是因为本发明的权利范围是由权利要求书中记载的事项和由此合理推导的事项而确定。

具体实施方式

[0128] (实施例)

[0129] 准备具有以下表1中所示的合金组成的钢坯后,在1150~1350°C的温度范围内对

钢坯进行再加热,然后以以下表2中所示的热轧作业条件制造热轧钢板。此时,收卷后以0.1~25℃/小时的平均冷却速度最终冷却至200℃以下。

[0130] 对各热轧钢板制作拉伸试片,执行拉伸试验,观察微细组织,并将其结果表示在以下表3中。

[0131] 所述拉伸试片使用了以相对于轧制方向的90°方向为基准并根据JIS-5号标准取得的试片。并且,为了测量相分数,使用Nital蚀刻剂蚀刻所述轧制板材试片,然后利用光学显微镜以500倍率观察后利用图像分析仪计算微细组织。

[0132] 此外,以以下表4中所示的焊接条件对各热轧钢板进行焊接。此时,使用的焊接材料为AWS ER70S-61.2实心焊丝(solid wire)。

[0133] 接着,测量焊接热影响部(HAZ)的强度,确认断裂位置,并将其结果一起表示在表4中。

[0134] [表1]

区分	合金组成(重量%)											关系式 1
	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Nb	Cr	Mo	N	
比较钢 1	0.08	1.0	1.8	0.013	0.002	0.025	0	0	0	0.05	0.003	-55.3
比较钢 2	0.15	1.2	<u>1.1</u>	0.013	0.002	0.02	<u>0.12</u>	0.04	0	0.01	0.004	-1.4
比较钢 3	0.12	1.45	1.4	0.023	0.003	0.025	0	0	0	0.01	0.003	<u>18.9</u>
比较钢 4	<u>0.19</u>	1.5	<u>0.9</u>	0.013	0.002	0.035	0.05	0	0	0.02	0.005	<u>69.3</u>
比较钢 5	<u>0.16</u>	0.9	<u>2.3</u>	0.015	0.002	0.025	0	0	0	<u>0.12</u>	0.004	<u>30.1</u>
比较钢 6	0.10	1.2	2.0	0.01	0.005	0.07	0	0	0	0	0.004	-14
比较钢 7	0.10	1.2	2.0	0.01	0.005	0.07	0	0	0	0	0.004	-14
发明钢 1	0.10	1.2	2.0	0.01	0.005	0.07	0	0	0	0	0.004	-14
发明钢 2	0.08	1.4	1.5	0.02	0.004	0.05	0.04	0.03	0.1	0	0.003	-3.5
发明钢 3	0.11	1.2	1.5	0.01	0.002	0.04	0	0	0	0	0.004	-23.1
发明钢 4	0.14	0.8	1.6	0.02	0.003	0.08	0.05	0	0.05	0.05	0.003	-31.5
发明钢 5	0.10	1.3	1.7	0.01	0.005	0.03	0.04	0.02	0	0	0.005	-10.5

[0135] [0136] (表1中的比较钢1、比较钢6和比较钢7为制造条件脱离本发明的情况,因此表示为比较钢。)

[0137] [表2]

区分	制造条件						最终厚度 (mm)
	终轧温度(°C)	第一次冷却		空冷时间(秒)	第二次冷却及收卷		
		冷却终止温度(°C)	冷却速度(°C/s)		冷却速度(°C/s)	收卷温度(°C)	
比较钢 1	862	637	85	5	81	489	5
比较钢 2	857	643	99	5	101	403	3.5
比较钢 3	864	638	102	7	77	418	6.5
比较钢 4	881	642	99	8	86	323	6
比较钢 5	875	639	85	6	90	480	5
比较钢 6	852	750	85	6	90	410	5
比较钢 7	852	550	110	6	100	410	5
发明钢 1	852	656	99	6	97	410	5
发明钢 2	885	658	110	5	89	401	6
发明钢 3	880	654	115	6	91	422	4
发明钢 4	871	664	90	9	100	431	5.5
发明钢 5	874	666	90	6	99	381	6

[0138] [表3]

区分	显微组织(面积分数%)						机械物理性质				
	F	B+P	M	RA	关系式 2	关系式 3	YS (MPa)	TS (MPa)	T-EI(%)	U-EI (%)	TS×U-EI (MPa%)
比较钢 1	70	29.8	0	0.2	0.03	0.81	533	564	40	24	13536
比较钢 2	75	21.8	2	1.2	0.02	0.84	537	668	31	18	12024
比较钢 3	72	24.9	0.2	2.9	0.04	0.79	516	643	28	22	14146
比较钢 4	79	10.6	4	6.4	0.04	0.82	503	796	24	17	13532
比较钢 5	79	16.4	0.1	4.5	0.03	0.83	501	609	30	22	13398
比较钢 6	60	11.0	25	4.0	0.19	0.90	645	807	22	15	12105
比较钢 7	55	14.5	27	3.5	0.01	0.55	667	821	21	14	11494
发明钢 1	75	19.7	0.1	5.2	0.02	0.81	510	627	34	22	13794
发明钢 2	78	16.8	0.2	5.0	0.04	0.81	523	644	35	21	13524
发明钢 3	79	15.8	0	5.2	0.04	0.83	524	611	33	23	14053
发明钢 4	76	18.2	0	5.8	0.05	0.83	461	615	36	22	13530
发明钢 5	75	18.0	0	7.0	0.03	0.81	539	607	36	23	13961

[0141] (在表3中,F表示铁素体相,B表示贝氏体相,P表示珠光体相,M表示马氏体相,RA表示残余奥氏体相。

[0142] 并且,YS表示0.2%偏置(off-set)屈服强度,TS表示拉伸强度,T-EI表示总延伸率,U-EI表示均匀延伸率。)

[0143] [表4]

区分	焊接条件			HAZ 强度 (MPa)	断裂位置
	电流 (A)	电压 (V)	速度 (m/min)		
比较钢 1	250	25	0.7	502	ICHAZ
比较钢 2	250	25	0.7	568	ICHAZ
比较钢 3	250	25	0.7	508	CGHAZ
比较钢 4	250	25	0.7	549	CGHAZ
比较钢 5	250	25	0.7	432	CGHAZ
比较钢 6	250	25	0.7	702	ICHAZ
比较钢 7	250	25	0.7	714	ICHAZ
发明钢 1	250	25	0.7	545	ICHAZ
发明钢 2	250	25	0.7	547	ICHAZ
发明钢 3	250	25	0.7	544	ICHAZ
发明钢 4	250	25	0.7	547	ICHAZ
发明钢 5	250	25	0.7	528	ICHAZ

[0144] (在表4中,ICHAZ表示临界热影响区(Intercritical HAZ),CGHAZ表示粗晶热影响区(Coarse-grain HAZ)。

[0146] 如以下表1至表4所示,钢合金组成、成分关系和制造条件均满足本发明的发明钢1至发明钢5中,形成预期的微细组织结构,从而能够确保590MPa以上的拉伸强度和20%以上的均匀延伸率。并且,能够确认到确保了拉伸强度与均匀延伸率的乘积为13500MPa%以上,并且从焊接热影响区的强度为500MPa以上且断裂位置为ICHAZ的情况来推断,可知其焊接性优异。

[0147] 另一方面,虽然比较钢1的钢合金组成和成分关系满足本发明,但是收卷温度过高,使得残余奥氏体相的稳定性降低,从而无法确保充分的残余奥氏体相分数。结果,形成珠光体,从而无法确保目标水平的强度。

[0148] 比较钢2的钢合金组成中Si的含量低,作为析出强化元素的Ti添加过多,因此其强度高,但均匀延伸率较差。

[0149] 虽然比较钢3的钢合金组成满足本发明,但是影响焊接性的成分关系(关系式1)脱离本发明,因此其焊接性较差。即,可以预测到所述比较钢3的碳当量指数(Ceq)超过0.4,因此增加了HAZ的软化并降低了延展性,从而在与熔合线(fusion line)相邻的CGHAZ中发生断裂。

[0150] 比较钢4的钢合金组成中添加了过量的C,收卷温度低,使得大部分的残余奥氏体相转变为马氏体相,从而强度过度增加,并且关系式1的值超过0,导致焊接性变差。

[0151] 比较钢5的Si含量过多,产生红色氧化皮等表面缺陷的可能性非常高,并且,由于过高的收卷温度而无法确保稳定的残余奥氏体相。并且,关系式1的值超过0,导致焊接性较差。

[0152] 比较钢6和比较钢7分别是热轧后第一次冷却时冷却终止温度过高或过低的情况。

[0153] 在比较钢6中,形成粗大的铁素体,并且关系式2的值超过0.15,在比较钢7中,由于第一次冷却终止温度在低温区域,使得关系式3的值小于0.80。所述钢种过度形成马氏体相,并形成DP组织,而非TRIP组织,由此使得其均匀延伸率较差。

[0154] 图1是以图表示出比较钢和发明钢的拉伸强度 (TS) 和均匀延伸率 (U-E) 值的图。

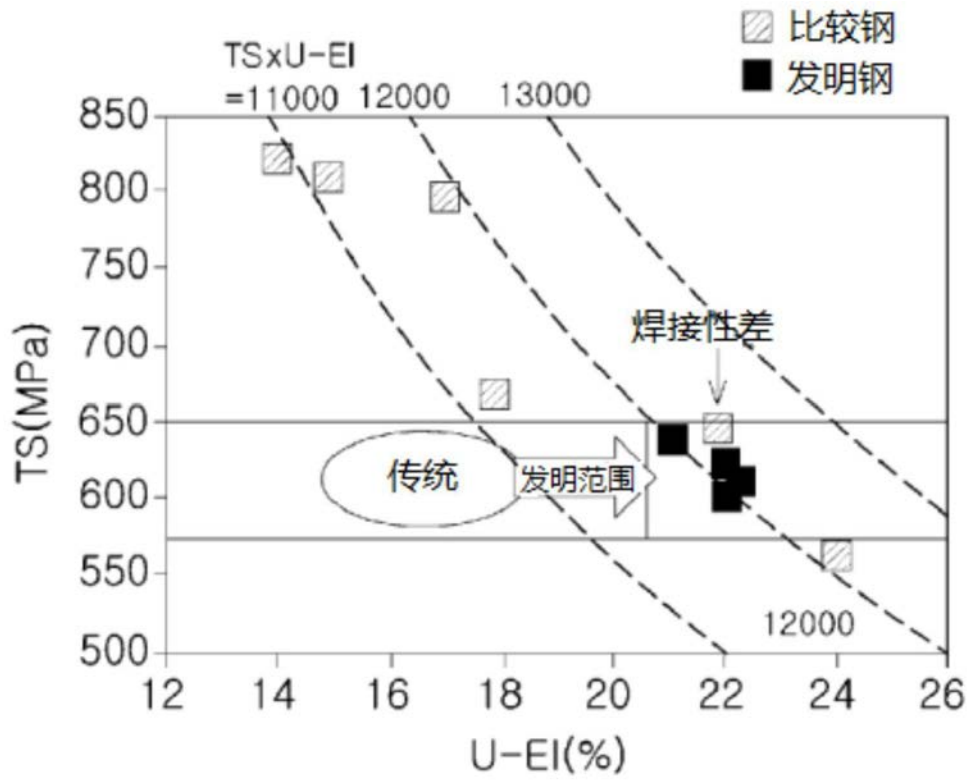


图1