



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 112004955 B

(45) 授权公告日 2022.03.04

(21) 申请号 201980027240.1

(22) 申请日 2019.04.23

(65) 同一申请的已公布的文献号
申请公布号 CN 112004955 A

(43) 申请公布日 2020.11.27

(30) 优先权数据
2018-082625 2018.04.23 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2020.10.21

(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2019/017177 2019.04.23

(87) PCT国际申请的公布数据
W02019/208556 JA 2019.10.31

(73) 专利权人 日本制铁株式会社
地址 日本东京

(72) 发明人 田畑进一郎 諏访嘉宏 匹田和夫
楠见和久

(74) 专利代理机构 永新专利商标代理有限公司
72002

代理人 刘凤岭 陈建全

(51) Int.Cl.
G22C 38/14 (2006.01)
G22C 38/60 (2006.01)
G21D 1/18 (2006.01)
G21D 9/00 (2006.01)
G21D 9/46 (2006.01)

(56) 对比文件
WO 2018033960 A1, 2018.02.22
CN 104160046 A, 2014.11.19
CN 104204252 A, 2014.12.10
CN 107429362 A, 2017.12.01
CN 107429363 A, 2017.12.01
JP 2007224416 A, 2007.09.06
JP 2007224416 A, 2007.09.06

审查员 苑海威

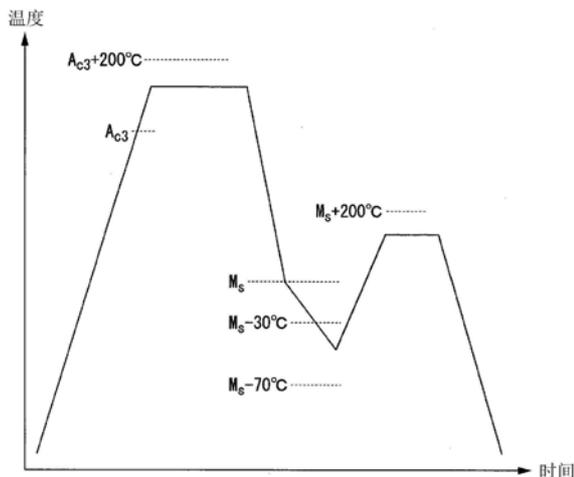
权利要求书3页 说明书34页 附图1页

(54) 发明名称

钢构件及其制造方法

(57) 摘要

本发明的一方案涉及一种钢构件,其具有规定的化学组成,金属组织以体积%计马氏体为60.0~85.0%、贝氏体为10.0~30.0%、残余奥氏体为5.0~15.0%及剩余部分组织为0~4.0%。上述残余奥氏体的最大短径的长度为30nm以上。上述钢构件中存在的当量圆直径在0.1 μm以上且长宽比在2.5以下的碳化物的数密度为 4.0×10^3 个/mm²以下。



1. 一种钢构件,其特征在于,化学组成以质量%计包含:

C:0.10~0.60%、

Si:0.40~3.00%、

Mn:0.30~3.00%、

P:0.050%以下、

S:0.0500%以下、

N:0.010%以下、

Ti:0.0010~0.1000%、

B:0.0005~0.0100%、

Cr:0~1.00%、

Ni:0~2.0%、

Cu:0~1.0%、

Mo:0~1.0%、

V:0~1.0%、

Ca:0~0.010%、

Al:0~1.00%、

Nb:0~0.100%、

Sn:0~1.00%、

W:0~1.00%、

REM:0~0.30%、

剩余部分包括Fe及杂质;

金属组织以体积分数计马氏体为60.0~85.0%、贝氏体为10.0~30.0%、残余奥氏体为5.0~15.0%及剩余部分组织为0~4.0%、

所述残余奥氏体的最大短径的长度为30nm以上、

当量圆直径在0.1 μ m以上且长宽比在2.5以下的碳化物的数密度为 4.0×10^3 个/ mm^2 以下。

2. 根据权利要求1所述的钢构件,其特征在于,所述化学组成以质量%计含有

Cr:0.01~1.00%、

Ni:0.01~2.0%、

Cu:0.01~1.0%、

Mo:0.01~1.0%、

V:0.01~1.0%、

Ca:0.001~0.010%、

Al:0.01~1.00%、

Nb:0.010~0.100%、

Sn:0.01~1.00%、

W:0.01~1.00%、及

REM:0.001~0.30%中的1种以上。

3. 根据权利要求1所述的钢构件,其特征在于,用下述式(1)所表示的应变诱发相变参

数k的值低于18.0,

$$k = (\log f_{\gamma_0} - \log f_{\gamma}(0.02)) / 0.02 \quad \text{式(1)}$$

其中,所述式(1)中的各符号的含义如下,

f_{γ_0} :真应变赋予前的钢构件中存在的残余奥氏体的体积分数;

$f_{\gamma}(0.02)$:对于钢构件赋予0.02的真应变且去除载荷后的钢构件中存在的残余奥氏体的体积分数。

4.根据权利要求2所述的钢构件,其特征在于,用下述式(1)所表示的应变诱发相变参数k的值低于18.0,

$$k = (\log f_{\gamma_0} - \log f_{\gamma}(0.02)) / 0.02 \quad \text{式(1)}$$

其中,所述式(1)中的各符号的含义如下,

f_{γ_0} :真应变赋予前的钢构件中存在的残余奥氏体的体积分数;

$f_{\gamma}(0.02)$:对于钢构件赋予0.02的真应变且去除载荷后的钢构件中存在的残余奥氏体的体积分数。

5.根据权利要求1~4中任一项所述的钢构件,其特征在于,抗拉强度为1400MPa以上及总拉伸率为10.0%以上。

6.根据权利要求1~4中任一项所述的钢构件,其特征在于,局部拉伸率为3.0%以上。

7.根据权利要求1~4中任一项所述的钢构件,其特征在于,-80℃下的冲击值为25.0J/cm²以上。

8.根据权利要求1~4中任一项所述的钢构件,其特征在于,JIS G0555:2003中规定的钢的纯净度的值为0.100%以下。

9.一种钢构件的制造方法,其特征在于,其是权利要求1~8中任一项所述的钢构件的制造方法,具备以下工序:

将原材料钢板以5~300℃/s的平均升温速度加热至Ac₃点~(Ac₃点+200)℃的温度区域的加热工序,所述原材料钢板的化学组成以质量%计包含:

C:0.10~0.60%、

Si:0.40~3.00%、

Mn:0.30~3.00%、

P:0.050%以下、

S:0.0500%以下、

N:0.010%以下、

Ti:0.0010~0.1000%、

B:0.0005~0.0100%、

Cr:0~1.00%、

Ni:0~2.0%、

Cu:0~1.0%、

Mo:0~1.0%、

V:0~1.0%、

Ca:0~0.010%、

Al:0~1.00%、

Nb:0~0.100%、

Sn:0~1.00%、

W:0~1.00%、

REM:0~0.30%、

剩余部分包括Fe及杂质;并且当量圆直径在0.1 μ m以上且长宽比在2.5以下的碳化物的数密度为 8.0×10^3 个/ mm^2 以下,(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值为5.0 μ m以下;

在所述加热工序后,以上部临界冷却速度以上的第1平均冷却速度冷却至Ms点的第1冷却工序;

在所述第1冷却工序后,以5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上且低于150 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 并且比所述第1平均冷却速度慢的第2平均冷却速度冷却至(Ms-30)~(Ms-70) $^{\circ}\text{C}$ 的温度区域的第2冷却工序;

在所述第2冷却工序后,以5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的平均升温速度加热至Ms~(Ms+200) $^{\circ}\text{C}$ 的温度区域的再加热工序;和

在所述再加热工序后,以5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上的第3平均冷却速度进行冷却的第3冷却工序。

10. 根据权利要求9所述的钢构件的制造方法,其特征在于,在所述加热工序与所述第1冷却工序之间,具备在所述Ac₃点~(Ac₃点+200) $^{\circ}\text{C}$ 的所述温度区域中保持5~200秒钟的保持工序。

11. 根据权利要求9所述的钢构件的制造方法,其特征在于,在所述再加热工序与所述第3冷却工序之间,具备在所述Ms~(Ms+200) $^{\circ}\text{C}$ 的所述温度区域中保持3~60秒钟的保持工序。

12. 根据权利要求10所述的钢构件的制造方法,其特征在于,在所述再加热工序与所述第3冷却工序之间,具备在所述Ms~(Ms+200) $^{\circ}\text{C}$ 的所述温度区域中保持3~60秒钟的保持工序。

13. 根据权利要求9~12中任一项所述的钢构件的制造方法,其特征在于,在所述加热工序与所述第1冷却工序之间,对所述原材料钢板实施热成形。

14. 根据权利要求9~12中任一项所述的钢构件的制造方法,其特征在于,在所述第1冷却工序中,在以所述第1冷却速度进行冷却的同时,对所述原材料钢板实施热成形。

钢构件及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及钢构件及其制造方法。

[0002] 本申请基于2018年4月23日在日本申请的特愿2018-082625号而主张优先权，并将其内容援引于此。

背景技术

[0003] 在汽车用钢板的领域，以最近的环境限制及碰撞安全基准的严格化为背景，为了兼顾燃料效率与碰撞安全性，具有高抗拉强度的钢板的应用在扩大。但是，由于伴随着高强度化而钢板的压力成形性降低，因此制造复杂形状的制品正变得困难。具体而言，由于伴随高强度化的钢板的延展性降低，变得容易产生高加工部位的断裂。另外，也有因加工后的残余应力而产生回弹及壁翘曲、尺寸精度降低的情况。因此，将具有高强度、特别是780MPa以上的抗拉强度的钢板压力成形为具有复杂形状的制品并不容易。此外，若不是采用压力成形而是采用辊轧成形，则虽然容易对高强度的钢板进行加工，但其应用对象被限定于在长度方向上具有一样的截面的部件。

[0004] 近年来，例如如专利文献1~3中公开的那样，作为将高强度钢板那样的成形困难的材料进行压力成形的技术，采用了热冲压技术。所谓热冲压技术是将供于成形的材料加热后进行成形的热成形技术。就该技术而言，由于将材料加热后进行成形，因此在成形时，钢材软质且具有良好的成形性。由此，即便是高强度的钢材，也能够精度良好地成形为复杂的形状。另外，就热冲压技术而言，由于通过压力加工模具在成形的同时进行淬火，因此成形后的钢材具有充分的强度。

[0005] 例如，根据专利文献1，通过热冲压技术，变得能够对成形后的钢材赋予1400MPa以上的抗拉强度。另外，在专利文献2中公开了韧性优异、并且抗拉强度为1.8GPa以上的经热压成形的压力成形品。另外，在专利文献3中公开了具有2.0GPa以上这样极高的抗拉强度、进而具有良好的韧性和延展性的钢材。另外，在专利文献4中公开了抗拉强度为1.4GPa以上、并且延展性优异的钢材。另外，在专利文献5中公开了延展性优异的热压成形品。另外，在专利文献6中公开了抗拉强度为980MPa以上、并且延展性优异的压力成形构件。另外，在专利文献7中公开了抗拉强度为1000MPa以上、并且延展性优异的成形构件。

[0006] 现有技术文献

[0007] 专利文献

[0008] 专利文献1：日本特开2002-102980号公报

[0009] 专利文献2：日本特开2012-180594号公报

[0010] 专利文献3：日本特开2012-1802号公报

[0011] 专利文献4：国际公开第2016/163468号

[0012] 专利文献5：国际公开第2012/169638号

[0013] 专利文献6：国际公开第2011/111333号

[0014] 专利文献7：国际公开第2012/091328号

发明内容

[0015] 发明所要解决的课题

[0016] 对于应用于车体的汽车用钢板,不仅要求上述的成形性,还要求成形后的碰撞安全性。汽车的碰撞安全性通过车体整体或钢构件的碰撞试验中的压溃强度(crushing strength)及吸收能来评价。特别是由于压溃强度较大依赖于材料强度,因此超高强度钢板的需求正飞跃提高。然而,一般而言,汽车构件由于伴随着钢板材料的高强度化而断裂韧性及变形能力降低,因此在汽车构件的碰撞压溃时发生早期断裂,或在变形集中那样的部位发生断裂,发挥不了与材料强度相符的压溃强度而吸收能降低。因此,为了提高碰撞安全性,不仅材料强度,而且汽车构件的断裂韧性及变形能力的提高、也就是使钢板材料的韧性及延展性提高是重要的。

[0017] 在专利文献1及2中记载的技术中,虽然关于抗拉强度及韧性有记载,但关于延展性未作考虑。另外,根据专利文献3及4中记载的技术,能够使抗拉强度、韧性及延展性提高。然而,就专利文献3及4中记载的方法而言,断裂起点的排除、高延展性组织的控制并不充分,有时无法进一步提高韧性及延展性。另外,在专利文献5、6及7的技术中,虽然关于拉伸特性及延展性有记载,但关于韧性未作考虑。

[0018] 本发明是为了解决上述课题而进行的,目的是提供具有高抗拉强度、并且延展性优异的钢构件及其制造方法。本发明的目的更优选的是提供具有上述各种特性、并且韧性优异的钢构件及其制造方法。

[0019] 用于解决课题的手段

[0020] 本发明的主旨是下述的钢构件及其制造方法。

[0021] 此外,经热成形的钢构件大多情况下不是平板而是成形体,而本发明中,为成形体的情况也包括在内称为“钢构件”。另外,将作为钢构件的热处理前的原材料的钢板也称为“原材料钢板”。

[0022] [1]本发明的一方案的钢构件的化学组成以质量%计包含:

[0023] C:0.10~0.60%、

[0024] Si:0.40~3.00%、

[0025] Mn:0.30~3.00%、

[0026] P:0.050%以下、

[0027] S:0.0500%以下、

[0028] N:0.010%以下、

[0029] Ti:0.0010~0.1000%、

[0030] B:0.0005~0.0100%、

[0031] Cr:0~1.00%、

[0032] Ni:0~2.0%、

[0033] Cu:0~1.0%、

[0034] Mo:0~1.0%、

[0035] V:0~1.0%、

[0036] Ca:0~0.010%、

[0037] Al:0~1.00%、

- [0038] Nb:0~0.100%、
- [0039] Sn:0~1.00%、
- [0040] W:0~1.00%、
- [0041] REM:0~0.30%、
- [0042] 剩余部分包括Fe及杂质；
- [0043] 金属组织以体积分数计马氏体为60.0~85.0%、贝氏体为10.0~30.0%、残余奥氏体为5.0~15.0%及剩余部分组织为0~4.0%、
- [0044] 上述残余奥氏体的最大短径的长度为30nm以上、
- [0045] 当量圆直径在0.1 μ m以上且长宽比在2.5以下的碳化物的数密度为 4.0×10^3 个/ mm^2 以下。
- [0046] [2]根据上述[1]所述的钢构件,其中,上述化学组成以质量%计也可以含有
- [0047] Cr:0.01~1.00%、
- [0048] Ni:0.01~2.0%、
- [0049] Cu:0.01~1.0%、
- [0050] Mo:0.01~1.0%、
- [0051] V:0.01~1.0%、
- [0052] Ca:0.001~0.010%、
- [0053] Al:0.01~1.00%、
- [0054] Nb:0.010~0.100%、
- [0055] Sn:0.01~1.00%、
- [0056] W:0.01~1.00%、及
- [0057] REM:0.001~0.30%中的1种以上。
- [0058] [3]根据上述[1]或[2]所述的钢构件,其中,用下述式(1)所表示的应变诱发相变参数k的值也可以低于18.0。
- [0059] $k = (\log f_{\gamma_0} - \log f_{\gamma}(0.02)) / 0.02$ 式(1)
- [0060] 其中,上述式(1)中的各符号的含义如下。
- [0061] f_{γ_0} :真应变赋予前的钢构件中存在的残余奥氏体的体积分数
- [0062] $f_{\gamma}(0.02)$:对于钢构件赋予0.02的真应变且去除载荷后的钢构件中存在的残余奥氏体的体积分数
- [0063] [4]根据上述[1]~[3]中任一项所述的钢构件,其中,也可以是抗拉强度为1400MPa以上及总拉伸率为10.0%以上。
- [0064] [5]根据上述[1]~[4]中任一项所述的钢构件,其中,也可以是局部拉伸率为3.0%以上。
- [0065] [6]根据上述[1]~[5]中任一项所述的钢构件,其中,也可以是-80 $^{\circ}$ C下的冲击值为25.0J/ cm^2 以上。
- [0066] [7]根据上述[1]~[6]中任一项所述的钢构件,其中,也可以是JIS G0555:2003中规定的钢的纯净度的值为0.100%以下。
- [0067] [8]本发明的其它方案的钢构件的制造方法是上述[1]~[7]中任一项所述的钢构件的制造方法,其具备以下工序:

[0068] 将原材料钢板以5~300℃/s的平均升温速度加热至 Ac_3 点~(Ac_3 点+200)℃的温度区域的加热工序,所述原材料钢板的化学组成以质量%计包含:

[0069] C:0.10~0.60%、

[0070] Si:0.40~3.00%、

[0071] Mn:0.30~3.00%、

[0072] P:0.050%以下、

[0073] S:0.0500%以下、

[0074] N:0.010%以下、

[0075] Ti:0.0010~0.1000%、

[0076] B:0.0005~0.0100%、

[0077] Cr:0~1.00%、

[0078] Ni:0~2.0%、

[0079] Cu:0~1.0%、

[0080] Mo:0~1.0%、

[0081] V:0~1.0%、

[0082] Ca:0~0.010%、

[0083] Al:0~1.00%、

[0084] Nb:0~0.100%、

[0085] Sn:0~1.00%、

[0086] W:0~1.00%、

[0087] REM:0~0.30%、

[0088] 剩余部分包括Fe及杂质;并且当量圆直径在0.1 μ m以上且长宽比在2.5以下的碳化物的数密度为 8.0×10^3 个/ mm^2 以下,(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值为5.0 μ m以下;

[0089] 在上述加热工序后,以上部临界冷却速度以上的第1平均冷却速度冷却至 M_s 点的第1冷却工序;

[0090] 在上述第1冷却工序后,以5℃/s以上且低于150℃/s并且比上述第1平均冷却速度慢的第2平均冷却速度冷却至(M_s-30)~(M_s-70)℃的温度区域的第2冷却工序;

[0091] 在上述第2冷却工序后,以5℃/s以上的平均升温速度加热至 M_s ~(M_s+200)℃的温度区域的再加热工序;和

[0092] 在上述再加热工序后,以5℃/s以上的第3平均冷却速度进行冷却的第3冷却工序。

[0093] [9]根据上述[8]所述的钢构件的制造方法,其中,在上述加热工序与上述第1冷却工序之间,也可以具备在上述 Ac_3 点~(Ac_3 点+200)℃的上述温度区域中保持5~200秒钟的保持工序。

[0094] [10]根据上述[8]或[9]所述的钢构件的制造方法,其中,在上述再加热工序与上述第3冷却工序之间,也可以具备在上述 M_s ~(M_s+200)℃的上述温度区域中保持3~60秒钟的保持工序。

[0095] [11]根据上述[8]~[10]中任一项所述的钢构件的制造方法,其中,在上述加热工序与上述第1冷却工序之间,也可以对上述原材料钢板实施热成形。

[0096] [12]根据上述[8]~[10]中任一项所述的钢构件的制造方法,其中,在上述第1冷

却工序中,也可以在以上述第1冷却速度进行冷却的同时,对上述原材料钢板实施热成形。

[0097] 发明效果

[0098] 根据本发明的上述方案,能够提供具有高抗拉强度、并且延展性优异的钢构件及其制造方法。根据本发明的优选的方案,能够提供具有上述各种特性、并且韧性优异的钢构件及其制造方法。

附图说明

[0099] 图1是表示本实施方式的钢构件的制造方法中的各工序的温度过程的图。

具体实施方式

[0100] 以下,对本发明的一实施方式的钢构件及其制造方法进行详细说明。但是,本发明并不仅限于本实施方式中公开的构成,在不脱离本发明的主旨的范围内可以进行各种变更。

[0101] (A) 钢构件的化学组成

[0102] 本实施方式的钢构件的各元素的限定理由如下。此外,在以下的说明中,关于含量的“%”是指“质量%”。对于以下记载的数值限定范围,下限值及上限值包含于该范围内。对于表示为“超过”、“低于”的数值,该值不包含于数值范围内。关于化学组成的%全部表示质量%。

[0103] C:0.10~0.60%

[0104] C是提高钢的淬透性、并且提高淬火后的钢构件的强度的元素。但是,C含量低于0.10%时,在淬火后的钢构件中确保充分的强度变得困难。因此,C含量设定为0.10%以上。C含量优选为0.15%以上或0.20%以上。另一方面,若C含量超过0.60%,则淬火后的钢构件的强度变得过高,韧性的劣化变得显著。因此,C含量设定为0.60%以下。C含量优选为0.50%以下或0.45%以下。

[0105] Si:0.40~3.00%

[0106] Si是提高钢的淬透性、并且通过固溶强化而提高钢构件的强度的元素。进而,Si由于在碳化物中基本不固溶,因此在热成形时抑制碳化物的析出,助长向未相变奥氏体中的C浓化。其结果是,Ms点显著降低,并且能够残留许多固溶强化后的奥氏体。为了获得该效果,需要含有0.40%以上的Si。此外,若Si含量为0.40%以上,则存在残余碳化物变少的倾向。虽然在下文叙述,但若在热处理前的原材料钢板中析出的碳化物多,则它们在热处理时熔化残留,无法确保充分的淬透性,低强度的铁素体析出,有时在钢构件中强度不足。因此,从该意义上来说Si含量也设定为0.40%以上。Si含量优选为0.50%以上或0.60%以上。

[0107] 但是,若钢中的Si含量超过3.00%,则在热处理时,为了奥氏体相变而变得所需的加热温度显著变高。由此,有引起热处理所需的成本的上升的情况及未充分地奥氏体化而铁素体残余、得不到所期望的金属组织及强度的情况。因此,Si含量设定为3.00%以下。Si含量优选为2.50%以下或2.00%以下。

[0108] Mn:0.30~3.00%

[0109] Mn是为了提高原材料钢板的淬透性、并且稳定地确保淬火后的强度而言非常有效的元素。进而,Mn是降低Ac₃点、促进淬火处理温度的低温化的元素。但是,Mn含量低于

0.30%时无法充分获得上述效果。因此,Mn含量设定为0.30%以上。Mn含量优选为0.40%以上。另一方面,若Mn含量超过3.00%,则上述的效果饱和,进而引起淬火部的韧性劣化。因此,Mn含量设定为3.00%以下。Mn含量优选为2.80%以下,更优选为2.50%以下。

[0110] P:0.050%以下

[0111] P是使淬火后的钢构件的韧性劣化的元素。特别是若P含量超过0.050%,则钢构件的韧性显著劣化。因此,P含量限制为0.050%以下。P含量优选限制为0.030%以下、0.020%以下或0.005%以下。P作为杂质而混入,但没有必要特别限制其下限,为了获得钢构件的韧性,P的含量优选较低。但是,若过度降低P含量,则制造成本增加。从制造成本的观点出发,P含量也可以设定为0.001%以上。

[0112] S:0.0500%以下

[0113] S是使淬火后的钢构件的韧性劣化的元素。特别是若S含量超过0.0500%,则钢构件的韧性显著劣化。因此,S含量限制为0.0500%以下。S含量优选限制为0.0030%以下、0.0020%以下或0.0015%以下。S作为杂质而混入,但没有必要特别限制其下限,为了获得钢构件的韧性,S的含量优选较低。但是,若过度降低S含量,则制造成本增加。从制造成本的观点出发,S含量也可以设定为0.0001%以上。

[0114] N:0.010%以下

[0115] N是使淬火后的钢构件的韧性劣化的元素。特别是若N含量超过0.010%,则在钢中形成粗大的氮化物,钢构件的局部变形能力及韧性显著劣化。因此,N含量设定为0.010%以下。N含量的下限没有必要特别限定,但将N含量设定为低于0.0002%由于会引起炼钢成本的增大,因此在经济上不优选。因此,N含量优选设定为0.0002%以上,更优选设定为0.0008%以上。

[0116] Ti:0.0010~0.1000%

[0117] Ti是具有下述作用的元素:在将原材料钢板加热至 A_{c3} 点以上的温度而实施热处理时抑制再结晶,并且通过形成微细的碳化物而抑制晶粒生长,从而将奥氏体晶粒细化。因此,通过含有Ti,可得到钢构件的韧性大大提高的效果。另外,Ti通过与钢中的N优先结合而抑制因BN的析出而引起的B的消耗,促进后述的由B带来的淬透性提高的效果。Ti含量低于0.0010%时,无法充分获得上述的效果。因此,Ti含量设定为0.0010%以上。Ti含量优选为0.0100%以上或0.0200%以上。另一方面,若Ti含量超过0.1000%,则由于TiC的析出量增加而C被消耗,因此淬火后的钢构件的强度降低。因此,Ti含量设定为0.1000%以下。Ti含量优选为0.0800%以下或0.0600%以下。

[0118] B:0.0005~0.0100%

[0119] B由于即便是微量也具有剧烈提高钢的淬透性的作用,因此在本实施方式中是非常重要的元素。另外,B通过在晶界中偏析,从而将晶界强化而提高钢构件的韧性。进而,B在原材料钢板的加热时抑制奥氏体的晶粒生长。B含量低于0.0005%时,有时无法充分获得上述的效果。因此,B含量设定为0.0005%以上。B含量优选为0.0010%以上、0.0015%以上或0.0020%以上。另一方面,若B含量超过0.0100%,则析出许多粗大的化合物,钢构件的韧性劣化。因此,B含量设定为0.0100%以下。B含量优选为0.0080%以下或0.0060%以下。

[0120] 在本实施方式的钢构件的化学组成中,除了上述的元素以外即剩余部分包括Fe及杂质。这里所谓“杂质”是指在工业上制造钢板时,通过矿石、废料等原料、制造工序的各种

要因而混入的成分,是在不对本实施方式的钢构件造成不良影响的范围内被允许的成分。

[0121] 在本实施方式的钢构件中,也可以含有选自下述所示的Cr、Ni、Cu、Mo、V、Ca、Al、Nb、Sn、W及REM中的1种以上的任选元素以代替剩余部分的Fe的一部分。其中,由于即使不含有下述所示的任选元素,本实施方式的钢构件也能够解决其课题,因此不含有任选元素时的含量的下限为0%。

[0122] Cr:0~1.00%

[0123] Cr由于是能够提高钢的淬透性、并且稳定地确保淬火后的钢构件的强度的元素,因此也可以含有。为了可靠地获得该效果,Cr含量优选为0.01%以上,更优选为0.05%以上。但是,若Cr含量超过1.00%,则上述的效果饱和,徒劳地引起成本的增加。另外,Cr由于具有使铁碳化物稳定化的作用,因此若Cr含量超过1.00%,则在原材料钢板的加热时粗大的铁碳化物熔化残留,钢构件的韧性劣化。因此,含有Cr时的Cr含量设定为1.00%以下。Cr含量优选为0.80%以下。

[0124] Ni:0~2.0%

[0125] Ni由于是能够提高钢的淬透性、并且稳定地确保淬火后的钢构件的强度的元素,因此也可以含有。为了可靠地获得该效果,Ni含量优选为0.01%以上,更优选为0.1%以上。但是,若Ni含量超过2.0%,则上述的效果饱和而引起成本的增加。因此,含有Ni时的Ni含量设定为2.0%以下。

[0126] Cu:0~1.0%

[0127] Cu由于是能够提高钢的淬透性、并且稳定地确保淬火后的钢构件的强度的元素,因此也可以含有。另外,Cu在腐蚀环境中使钢构件的耐蚀性提高。为了可靠地获得这些效果,Cu含量优选为0.01%,更优选为0.1%以上。但是,若Cu含量超过1.0%,则上述的效果饱和而引起成本的增加。因此,含有Cu时的Cu含量设定为1.0%以下。

[0128] Mo:0~1.0%

[0129] Mo由于是能够提高钢的淬透性、并且稳定地确保淬火后的钢构件的强度的元素,因此也可以含有。为了可靠地获得该效果,Mo含量优选为0.01%以上,更优选为0.1%以上。但是,若Mo含量超过1.0%,则上述的效果饱和而引起成本的增加。另外,Mo由于具有使铁碳化物稳定化的作用,因此若Mo含量超过1.00%,则在原材料钢板的加热时粗大的铁碳化物熔化残留,钢构件的韧性劣化。因此,含有Mo时的Mo含量设定为1.0%以下。

[0130] V:0~1.0%

[0131] V由于是能够形成微细的碳化物、通过其细粒化效果而提高钢构件的韧性的元素,因此也可以含有。为了可靠地获得该效果,V含量优选为0.01%以上,更优选为0.1%以上。但是,若V含量超过1.0%,则上述的效果饱和而引起成本的增加。因此,含有V时的V含量设定为1.0%以下。

[0132] Ca:0~0.010%

[0133] Ca由于是具有将钢中的夹杂物微细化、提高淬火后的钢构件的韧性及延展性的效果的元素,因此也可以含有。在可靠地获得该效果的情况下,Ca含量优选为0.001%以上,更优选为0.002%以上。但是,若Ca含量超过0.010%,则上述效果饱和,徒劳地引起成本的增加。因此,含有Ca时的Ca含量设定为0.010%以下。Ca含量优选为0.005%以下,更优选为0.004%以下。

[0134] Al:0~1.00%

[0135] Al由于一般作为钢的脱氧剂而使用,因此也可以含有。为了通过Al而充分地脱氧,Al含量优选为0.01%以上。但是,若Al含量超过1.00%,则上述的效果饱和而引起成本的增加。因此,含有Al时的Al含量设定为1.00%以下。

[0136] Nb:0~0.100%

[0137] Nb由于是能够形成微细的碳化物、通过其细粒化效果而提高钢构件的韧性的元素,因此也可以含有。为了可靠地获得该效果,Nb含量优选为0.010%以上。但是,若Nb含量超过0.100%,则上述的效果饱和而引起成本的增加。因此,含有Nb时的Nb含量设定为0.100%以下。

[0138] Sn:0~1.00%

[0139] Sn由于在腐蚀环境中使钢构件的耐蚀性提高,因此也可以含有。为了可靠地获得该效果,Sn含量优选为0.01%以上。但是,若Sn含量超过1.00%,则晶界强度降低,钢构件的韧性劣化。因此,含有Sn时的Sn含量设定为1.00%以下。

[0140] W:0~1.00%

[0141] W由于是能够提高钢的淬透性、并且稳定地确保淬火后的钢构件的强度的元素,因此也可以含有。另外,W在腐蚀环境中使钢构件的耐蚀性提高。为了可靠地获得这些效果,W含量优选为0.01%以上。但是,若W含量超过1.00%,则上述的效果饱和而引起成本的增加。因此,含有W时的W含量设定为1.00%以下。

[0142] REM:0~0.30%

[0143] REM与Ca同样地是具有将钢中的夹杂物微细化、提高淬火后的钢构件的韧性及延展性的效果的元素,因此也可以含有。在可靠地获得该效果的情况下,优选将REM含量设定为0.001%以上,更优选设定为0.002%以上。但是,若REM含量超过0.30%,则其效果饱和,徒劳地引起成本的增加。因此,含有REM时的REM含量设定为0.30%以下。REM含量优选为0.20%以下。

[0144] 其中,REM是指包含Sc、Y及La、Nd等镧系元素的合计17种元素,上述REM的含量是指这些元素的合计含量。REM例如使用Fe-Si-REM合金而添加到钢水中,在该合金中包含例如Ce、La、Nd、Pr。

[0145] (B) 钢构件的金属组织

[0146] 本实施方式的钢构件具有以体积分数计马氏体为60.0~85.0%、贝氏体为10.0~30.0%、残余奥氏体为5.0~15.0%及剩余部分组织为0~4.0%的金属组织。

[0147] 另外,残余奥氏体的最大短径的长度为30nm以上。

[0148] 在本实施方式的钢构件中存在的马氏体中,还包含自回火马氏体。所谓自回火马氏体是不进行用于回火的热处理而在淬火时的冷却中生成的回火马氏体,是通过伴随马氏体相变的发热使所产生的马氏体被回火而生成的。此外,回火马氏体可以根据在板条内部有无析出的微细渗碳体而与淬火状态的马氏体相区别。

[0149] 马氏体:60.0~85.0%

[0150] 马氏体是硬质的相,是在谋求钢构件的高强度化方面所需要的组织。马氏体的体积分数低于60.0%时,无法充分确保钢构件的抗拉强度。因此,马氏体的体积分数设定为60.0%以上。优选为65.0%以上。另一方面,若马氏体的体积分数超过85.0%,则无法充分

确保后述的贝氏体或残余奥氏体等其它的组织。因此,马氏体的体积分数设定为85.0%以下。优选为80.0%以下。

[0151] 贝氏体:10.0~30.0%

[0152] 贝氏体是与残余奥氏体相比为高硬度、与马氏体相比为低硬度的组织。通过存在贝氏体来缓和残余奥氏体与马氏体之间的硬度的差距,在应力施加时预防残余奥氏体与马氏体的边界处的龟裂的产生,使钢构件的韧性及延展性提高。由于贝氏体的体积分数低于10.0%时得不到上述的效果,因此贝氏体的体积分数设定为10.0%以上。贝氏体的优选的体积分数为15.0%以上。另外,若贝氏体的体积分数超过30.0%,则钢构件的强度降低,因此贝氏体的体积分数设定为30.0%以下。贝氏体的优选的体积分数为25.0%以下,更优选为20.0%以下。

[0153] 残余奥氏体:5.0~15.0%

[0154] 残余奥氏体具有下述效果(TRIP效应):通过在塑性变形时发生马氏体相变(加工诱发相变),防止缩颈而助长加工硬化,使延展性提高。进而具有下述效果:通过残余奥氏体的相变而使龟裂前端的应力集中得以缓和,不仅钢构件的延展性而且韧性也提高。特别是若残余奥氏体的体积分数低于5.0%,则钢构件的延展性显著降低,钢构件的断裂风险提高,碰撞安全性降低。因此,残余奥氏体的体积分数设定为5.0%以上。优选为6.0%以上,进一步优选为7.0%以上。另一方面,由于若残余奥氏体的体积分数过量,则有时强度降低,因此残余奥氏体的体积分数设定为15.0%以下。优选为12.0%以下或10.0%以下。

[0155] 本实施方式的钢构件中存在的残余奥氏体存在于马氏体的板条间、贝氏体的贝氏体铁素体间、或原奥氏体晶界(原 γ 晶界)。残余奥氏体优选存在于上述马氏体的板条间或上述贝氏体的贝氏体铁素体间。存在于这些位置的残余奥氏体由于为扁平,因此具有助长这些位置附近的变形而提高钢构件的延展性及韧性的效果。

[0156] 剩余部分组织:0~4.0%

[0157] 在本实施方式的钢构件中,作为剩余部分组织,有时还混合存在铁素体及珠光体。在本实施方式中,需要将马氏体、贝氏体及残余奥氏体的合计的体积分数设定为96.0%以上。即,在本实施方式中,马氏体、贝氏体及残余奥氏体以外的剩余部分组织以体积分数计限制为4.0%以下。由于剩余部分组织也可以为0%,因此剩余部分组织的体积分数设定为0~4.0%。

[0158] 残余奥氏体的最大短径:30nm以上

[0159] 在本实施方式中,将残余奥氏体的最大短径设定为30nm以上。最大短径低于30nm的残余奥氏体由于在变形中不稳定、即在塑性变形初期的低应变区域发生马氏体相变,因此无法充分有助于钢构件的延展性及碰撞安全性的提高。因此,残余奥氏体的最大短径设定为30nm以上。此外,残余奥氏体的最大短径的上限没有特别限定,但由于若在变形中过度稳定,则无法充分表现出TRIP效应,因此也可以设定为600nm以下、100nm以下或60nm以下。

[0160] 对马氏体、贝氏体及残余奥氏体的体积分数、残余奥氏体的存在位置以及残余奥氏体的最大短径的测定方法进行说明。

[0161] 残余奥氏体的体积分数使用X射线衍射法来进行测定。首先,从与钢构件的端部相距100mm的位置采集试验片。在根据钢构件的形状而无法从与端部相距100mm的位置采集试验片的情况下,只要从避开端部的均热部位采集试验片即可。这是由于:有时钢构件的端部

未充分进行热处理,不具有本实施方式的钢构件的金属组织。

[0162] 使用氢氟酸和双氧水,从试验片的表面进行化学研磨至板厚1/4的深度。关于测定条件,使用Co管球,以2 θ 计设定为45°~105°的范围。测定钢构件中所含的面心立方晶格(残余奥氏体)的衍射X射线强度,由其衍射曲线的面积比算出残余奥氏体的体积分数。由此,获得残余奥氏体的体积分数。根据X射线衍射法,能够以高精度测定钢构件中的残余奥氏体的体积分数。

[0163] 马氏体的体积分数及贝氏体的体积分数利用透射型电子显微镜(TEM)及TEM中附属的电子衍射装置来进行测定。从与钢构件的端部相距100mm的位置并且板厚1/4深度的位置切取测定试样,作为TEM观察用薄膜试样。在根据钢构件的形状而无法从与端部相距100mm的位置采集测定试样的情况下,只要从避开端部的均热部位采集测定试样即可。另外,TEM观察的范围以面积计设定为50 μm^2 以上,放大倍数设定为1~5万倍。通过衍射图谱找出马氏体及贝氏体中的铁碳化物(Fe_3C),观察其析出形态,判别马氏体与贝氏体,从而测定马氏体的面积分数及贝氏体的面积分数。如果铁碳化物的析出形态为3方向析出,则判断为马氏体,如果为1方向的限定析出,则判断为贝氏体。通过TEM而测定的马氏体及贝氏体的分数作为面积分数来测定,但本实施方式的钢构件由于金属组织为各向同性,因此可以将面积分数的值直接转换成体积分数。此外,为了马氏体与贝氏体的判别而对铁碳化物进行观察,但在本实施方式中,铁碳化物不包含于金属组织的体积分数中。

[0164] 作为剩余部分组织是否存在铁素体或珠光体通过光学显微镜或扫描型电子显微镜来确认。在存在铁素体或珠光体的情况下,求出它们的面积分数,将其值直接转换成体积分数,设定为剩余部分组织的体积分数。但是,本实施方式的钢构件大多情况下基本观察不到剩余部分组织。

[0165] 关于剩余部分组织的体积分数,从与钢构件的端部相距100mm的位置的截面切取测定试样,作为剩余部分组织的观察用测定试样。在根据钢构件的形状而无法从与端部相距100mm的位置采集测定试样的情况下,只要从避开端部的均热部位采集测定试样即可。另外,利用光学显微镜或扫描型电子显微镜的观察范围以面积计设定为40000 μm^2 以上,放大倍数设定为500~1000倍,观察位置设定为板厚1/4部。对所切取的测定试样进行机械研磨,接着进行镜面抛光。接着,通过硝酸乙醇腐蚀液(硝酸与乙醇或甲醇的混合液)进行侵蚀而使铁素体及珠光体显现出来,通过对其进行显微镜观察,确认铁素体或珠光体的存在。将铁素体与渗碳体交替地以层状排列的组织判别为珠光体,将渗碳体以粒状析出的组织判别为贝氏体。求出所观察的铁素体及珠光体的面积分数的合计,通过将其值直接转换成体积分数,获得剩余部分组织的体积分数。

[0166] 此外,在本实施方式中,由于通过不同的测定方法来测定马氏体及贝氏体的体积分数、残余奥氏体体积分数和剩余部分组织的体积分数,因此有时上述三者的体积分数的合计不成为100.0%。在上述三者的体积分数的合计不成为100.0%的情况下,只要按照合计成为100.0%的方式来调整上述三者的体积分数即可。例如,在马氏体及贝氏体的体积分数、残余奥氏体体积分数和剩余部分组织的体积分数的合计为101.0%的情况下,为了将合计设定为100.0%,只要将通过测定而得到的各组织的体积分数乘以100.0/101.0而得到的值设定为各组织的体积分数即可。

[0167] 在马氏体及贝氏体的体积分数、残余奥氏体体积分数和剩余部分组织的体积分数

的合计低于95.0%的情况、或超过105.0%的情况下,再次进行体积分数的测定。

[0168] 残余奥氏体的存在位置利用TEM来确认。

[0169] 本实施方式的钢构件的金属组织中的马氏体在原奥氏体晶粒内存在多个板条束,在各个板条束的内部存在平行的带状组织即板条块,进而在各个板条块中存在几乎相同的晶体取向的马氏体的结晶即板条的集合。通过TEM来确认板条,在板条彼此的边界附近进行选区衍射图谱测定来确认板条彼此的边界附近的电子衍射图谱,在检测到面心立方晶格的电子衍射图谱的情况下,判别为在板条间存在残余奥氏体。由于板条为体心立方晶格,残余奥氏体为面心立方晶格,因此可以通过电子衍射容易地判别。

[0170] 另外,本实施方式的钢构件的金属组织中的贝氏体以多个贝氏体铁素体的晶粒集合的状态存在。通过TEM来确认贝氏体铁素体的晶粒,在贝氏体铁素体的晶粒的晶界附近进行选区衍射图谱测定来确认贝氏体铁素体的晶粒的晶界附近的电子衍射图谱,在检测到面心立方晶格的电子衍射图谱的情况下,判别为在贝氏体间存在残余奥氏体。由于贝氏体铁素体为体心立方晶格,残余奥氏体为面心立方晶格,因此可以通过电子衍射而容易地判别。

[0171] 进而,在本实施方式的钢构件的金属组织中存在原奥氏体晶界。在该原奥氏体晶界附近进行选区衍射图谱测定来确认原奥氏体晶界附近的电子衍射图谱,在检测到面心立方晶格的电子衍射图谱的情况下,判别为在原奥氏体晶界中存在残余奥氏体。由于在原奥氏体晶界的附近存在体心立方晶格的马氏体或贝氏体,因此面心立方晶格的残余奥氏体可以通过电子衍射而容易地判别。

[0172] 残余奥氏体的最大短径通过以下的方法来进行测定。

[0173] 首先,从与钢构件的端部相距100mm的位置(在从该位置无法采集试验片的情况下,为避开端部的均热部位)并且板厚1/4深度的位置采集薄膜试样。对于该薄膜试样,利用透射型电子显微镜放大至50000倍,随机地进行10个视场的观察(1个视场为 $1.0\mu\text{m}\times 0.8\mu\text{m}$),使用电子衍射图谱来鉴定残余奥氏体。测定在各视场中所鉴定的残余奥氏体中的“成为最大的残余奥氏体”的短径,在10个视场内,按照从大到小的顺序选择3个“短径”,通过算出它们的平均值而获得“残余奥氏体的最大短径”。其中,关于“成为最大的残余奥氏体”,测定在各视场中所鉴定的残余奥氏体晶粒的截面积,求出具有该截面积的圆的当量圆直径,定义为显示最大的当量圆直径的残余奥氏体。另外,残余奥氏体的“短径”定义为当对于在各视场中所鉴定的残余奥氏体的晶粒,假定与晶粒的轮廓相接地夹持晶粒的两根平行线时,按照平行线的间隔成为最短距离的方式描绘平行线时的平行线的最短间隔(最小费雷特直径)。

[0174] (C) 碳化物

[0175] 当量圆直径为 $0.1\mu\text{m}$ 以上且长宽比为2.5以下的碳化物: 4.0×10^3 个/ mm^2 以下

[0176] 在对原材料钢板进行热处理的情况下,可以通过一般存在于原材料钢板中的碳化物进行再固溶来确保充分的淬透性。然而,在原材料钢板中存在粗大的碳化物、且该碳化物未充分被再固溶的情况下,无法确保充分的淬透性,低强度的铁素体析出。因此,原材料钢板中的粗大的碳化物越少,则淬透性越发提高,在热处理后的钢构件中能够获得高强度。

[0177] 若在原材料钢板中存在许多粗大的碳化物,则不仅淬透性降低,而且在钢构件中也残留许多碳化物(残余碳化物)。该残余碳化物由于在原 γ 晶界中堆积许多,因此使原 γ 晶界脆化。进而,若残余碳化物的量过量,则由于在变形时残余碳化物成为空隙起点,连结

变得容易,因此钢构件的延展性、特别是局部拉伸率降低,结果是碰撞安全性劣化。

[0178] 特别是若在钢构件中当量圆直径为 $0.1\mu\text{m}$ 以上的碳化物的数密度超过 4.0×10^3 个/ mm^2 ,则钢构件的韧性及延展性劣化。因此,钢构件中存在的当量圆直径为 $0.1\mu\text{m}$ 以上的碳化物的数密度设定为 4.0×10^3 个/ mm^2 以下。优选为 3.5×10^3 个/ mm^2 以下。

[0179] 在热处理前的原材料钢板中,也优选粗大的碳化物较少。在本实施方式中,原材料钢板中存在的当量圆直径为 $0.1\mu\text{m}$ 以上的碳化物的数密度优选设定为 8.0×10^3 个/ mm^2 以下。

[0180] 此外,钢构件及原材料钢板中的碳化物是指粒状的碳化物,具体而言将长宽比为2.5以下的碳化物作为对象。碳化物的组成没有特别限定。作为碳化物,例如可列举出铁系碳化物、Nb系碳化物及Ti系碳化物。

[0181] 另外,关于低于 $0.1\mu\text{m}$ 的碳化物,由于不会对延展性、特别是局部拉伸率造成较大影响,因此在本实施方式中,将作为个数限制的对象碳化物的尺寸设定为 $0.1\mu\text{m}$ 以上。

[0182] 碳化物的数密度通过以下的方法来求出。

[0183] 在与钢构件的端部相距100mm的位置(在从该位置无法采集试验片的情况下,为避开端部的均热部位)或原材料钢板的板宽1/4部切取试验片。将该试验片的观察面进行镜面加工后,使用苦味醇液进行腐蚀,用扫描型电子显微镜放大至10000倍,在板厚1/4部随机地进行10个视场(1个视场为 $10\mu\text{m}\times 8\mu\text{m}$)的观察。此时,数出全部当量圆直径为 $0.1\mu\text{m}$ 以上且长宽比为2.5以下的碳化物的个数,通过算出相对于全部视场面积的数密度,获得当量圆直径为 $0.1\mu\text{m}$ 以上且长宽比为2.5以下的碳化物的数密度。

[0184] (D) 钢构件的机械特性

[0185] 本实施方式的钢构件通过利用了残余奥氏体的加工诱发相变的TRIP效应可以获得高延展性。然而,若残余奥氏体以低应变发生相变,则无法期待由TRIP效应带来的高延展性。即,为了进一步的高延展性,优选不仅控制残余奥氏体的量、尺寸,还控制其性质。

[0186] 若用下述式(1)所表示的应变诱发相变参数k的值变大,则残余奥氏体以低应变发生相变。因此,优选将应变诱发相变参数k的值设定为低于18.0。

[0187] $k = (\log f_{\gamma_0} - \log f_{\gamma}(0.02)) / 0.02$ 式(1)

[0188] 其中,上述式(1)中的各符号的含义如下。

[0189] f_{γ_0} :真应变赋予前的钢构件中存在的残余奥氏体的体积分数

[0190] $f_{\gamma}(0.02)$:对于钢构件赋予0.02的真应变且去除载荷后的钢构件中存在的残余奥氏体的体积分数

[0191] 此外,上述式(1)中的log表示底为10的对数即常用对数。

[0192] 关于 f_{γ_0} 、 $f_{\gamma}(0.02)$ 的钢构件中存在的残余奥氏体的体积分数通过上述的X射线衍射法来进行测定。

[0193] 此外,可以认为支配在对残余奥氏体赋予应变时是否容易发生相变的是残余奥氏体中的固溶C量,在本实施方式的钢构件中的Mn含量的范围内时,在残余奥氏体的体积分数与残余奥氏体中的固溶C量之间存在正的相关关系。而且,例如若残余奥氏体中的固溶C量为0.8%左右,则上述k的值成为15左右而显示出优异的延展性,但若残余奥氏体中的固溶C量为0.2%左右,则由于上述k的值成为53左右,因此残余奥氏体全部以低应变发生相变,延展性降低,结果是碰撞安全性恶化。

[0194] 本实施方式的钢构件优选抗拉强度为1400MPa以上,总拉伸率为10.0%以上。进而

在具有这些特性的基础上,更优选的是 -80°C 下的冲击值为 $25.0\text{J}/\text{cm}^2$ 以上。这是由于:通过具备 1400MPa 以上的高抗拉强度、总拉伸率为 10.0% 以上的优异的延展性和在 -80°C 下 $25.0\text{J}/\text{cm}^2$ 以上的优异的冲击值,变得能够应对兼顾燃料效率与碰撞安全性的要求。

[0195] 为了实现优异的延展性、提高碰撞安全性,提高总拉伸率是有效的。所谓总拉伸率是进行拉伸试验时,至产生缩颈为止的均匀拉伸率(一样拉伸率)与直至其以后的断裂为止的局部拉伸率相加的拉伸率。在本实施方式中,从碰撞安全性的进一步提高的观点出发,优选不仅使一样拉伸率增加,而且使局部拉伸率也增加。从碰撞安全性的进一步提高的观点出发,局部拉伸率优选设定为 3.0% 以上。

[0196] 在本实施方式中,对于包括上述的应变诱发相变参数 k 、抗拉强度、总拉伸率及局部拉伸率的机械特性的测定,使用ASTM E8-69(ANNUAL BOOK OF ASTM STANDARD,PART10,AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS,p120-140)中规定的半尺寸板状试验片。具体而言,拉伸试验依据ASTM E8-69的规定而实施,对于厚度为 1.2mm 、平行部长度为 32mm 、平行部板宽为 6.25mm 的板状试验片,以 $3\text{mm}/\text{min}$ 的应变速度进行室温拉伸试验,测定最大强度(抗拉强度)。另外,对拉伸试验的平行部预先形成 25mm 的划线,将断裂样品对接而测定拉伸率(总拉伸率)。然后,从总拉伸率减去最大强度时的塑性应变(均匀拉伸率),求出局部拉伸率。

[0197] 用于测定冲击值的夏比冲击试验依据JIS Z 2242:2005的规定来实施。将钢构件磨削至厚度成为 1.2mm 为止,与轧制方向平行地切取长度为 55mm 、宽度为 10mm 的试验片,将其3片层叠,制作形成有V型缺口的试验片。此外,V型缺口设定为角度为 45° 、深度为 2mm 及缺口底半径为 0.25mm 。进行试验温度 -80°C 下的夏比冲击试验,求出冲击值。

[0198] (E) 钢构件的Mn偏析度

[0199] Mn偏析度 α : 1.6 以下

[0200] 在钢构件的板厚截面中心部(板厚 $1/2$ 部)处,通过引起中心偏析而使Mn浓化。若Mn在板厚中心部浓化,则由于MnS作为夹杂物而集中于板厚中心部,变得容易产生硬质的马氏体,因此与周围的硬度产生差异,有时使钢构件的韧性劣化。特别是若用下述式(2)所表示的Mn偏析度 α 的值超过 1.6 ,则有时钢构件的韧性劣化。因此,为了进一步改善钢构件的韧性,也可以将钢构件的Mn偏析度 α 的值设定为 1.6 以下。为了更进一步改善韧性,也可以将Mn偏析度 α 的值设定为 1.2 以下。下限没有必要特别规定,但下限也可以设定为 1.0 。

[0201] $\text{Mn偏析度}\alpha = [\text{板厚}1/2\text{部处的最大Mn浓度(质量\%)}] / [\text{板厚}1/4\text{部处的平均Mn浓度(质量\%)}]$ 式(2)

[0202] 此外,Mn偏析度 α 主要通过化学组成、特别是杂质含量和连续铸造的条件来控制,由于Mn偏析度 α 的值不会因热处理或热成形而发生较大变化,因此通过将原材料钢板的Mn偏析度 α 的值设定为 1.6 以下,热处理后的钢构件的Mn偏析度 α 的值也能够设定为 1.6 以下,即变得能够使钢构件的韧性进一步提高。

[0203] 板厚 $1/2$ 部处的最大Mn浓度及板厚 $1/4$ 部处的平均Mn浓度通过以下的方法来求出。

[0204] 从与钢构件的端部相距 100mm 的位置(在无法从该位置采集试验片的情况下,为避开端部的均热部位)或原材料钢板的板宽 $1/2$ 部,按照观察面与轧制方向变得平行并且与板厚方向变得平行的方式切取试样。使用电子探针显微分析仪(EPMA)在试样的板厚 $1/2$ 部处沿轧制方向随机地进行10处的在线分析($1\mu\text{m}$),从分析结果中按照Mn浓度从高到低的顺序

选择3个测定值,通过算出其平均值,可以求出板厚1/2部处的最大Mn浓度。另外,板厚1/4部处的平均Mn浓度也同样可以通过使用EPMA,在试样的板厚1/4部处进行10处的分析,算出其平均值,来求出板厚1/4部处的平均Mn浓度。

[0205] (F) 钢构件的纯净度

[0206] 纯净度:0.100%以下

[0207] 若在钢构件中存在许多JIS G 0555:2003中记载的A系夹杂物、B系夹杂物及C系夹杂物,则有时钢构件的韧性劣化。这是由于:若这些夹杂物的量增加,则容易引起龟裂传播。特别是在具有1400MPa以上的抗拉强度那样的钢构件的情况下,优选将这些夹杂物的存在比例抑制得较低。若JIS G 0555:2003中规定的钢的纯净度的值超过0.100%,则由于夹杂物的量多,因此有时在实用上确保充分的韧性变得困难。因此,钢构件的纯净度的值优选设定为0.100%以下。为了更进一步改善钢构件的韧性,更优选将纯净度的值设定为0.060%以下。此外,钢的纯净度的值是算出上述的A系夹杂物、B系夹杂物及C系夹杂物所占的面积百分率的值。

[0208] 此外,由于纯净度的值不会因热处理或热成形而发生较大变化,因此通过将原材料钢板的纯净度的值设定为0.100%以下,钢构件的纯净度的值也能够设定为0.100%以下。

[0209] 在本实施方式中,原材料钢板或钢构件的纯净度的值通过JIS G 0555:2003的附录1中记载的点算法(point counting method)来求出。例如,从原材料钢板的板宽1/4部或与钢构件的端部相距100mm的位置(在无法从该位置采集试验片的情况下,为避开端部的均热部位)切取试样。将观察面的板厚1/4部用光学显微镜放大至400倍,对A系夹杂物、B系夹杂物及C系夹杂物进行观察,通过点算法而算出它们的面积百分率。观察随机地在10个视场(1个视场为 $200\mu\text{m}\times 200\mu\text{m}$)中进行,将全部视场中的纯净度的值最大的(纯净性最低的)数值设定为该原材料钢板或钢构件的纯净度的值。

[0210] 以上,对本实施方式的钢构件进行了说明,但关于钢构件的形状没有特别限定。虽然也可以为平板,但特别是经热成形的钢构件大多情况下为成形体,在本实施方式中,也包括为成形体的情况在内称为“钢构件”。

[0211] 接着,对本实施方式的钢构件的制造方法进行说明。

[0212] 本实施方式的钢构件可以通过对具有上述的化学组成、并且当量圆直径在 $0.1\mu\text{m}$ 以上且长宽比在2.5以下的碳化物的数密度为 8.0×10^3 个/ mm^2 以下、(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值为 $5.0\mu\text{m}$ 以下的原材料钢板实施后述的热处理来制造。

[0213] 在供于热处理的原材料钢板中,如上述那样限定碳化物的析出形态的理由如下。

[0214] 为了抑制钢构件的延展性的降低,如上所述降低钢构件中的粗大的碳化物的析出,但在热处理前的原材料钢板中,也优选粗大的碳化物较少。因此,在本实施方式中,原材料钢板中存在的当量圆直径在 $0.1\mu\text{m}$ 以上且长宽比在2.5以下的碳化物的数密度设定为 8.0×10^3 个/ mm^2 以下。原材料钢板的碳化物的数密度只要从与原材料钢板的宽度方向端部相距1/4部切取试验片,通过与钢构件同样的方法进行测定即可。

[0215] 另外,在各种碳化物中,在粗大的(Nb,Ti)C也包含于原材料钢板中的情况下,热处理后的钢构件的延展性、特别是局部拉伸率降低,结果是碰撞安全性劣化。此外,(Nb,Ti)C是指Nb系碳化物及Ti系碳化物。

[0216] 特别是若原材料钢板中存在的(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值超过 $5.0\mu\text{m}$,则热处理后的钢构件的延展性恶化。因此,原材料钢板中存在的(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值设定为 $5.0\mu\text{m}$ 以下。

[0217] 此外,求出(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值的方法如下。从原材料钢板的板宽1/4部切取截面,对该试样的观察面进行镜面研磨后,用扫描型电子显微镜放大至3000倍,随机地进行10个视场(1个视场为 $40\mu\text{m}\times 30\mu\text{m}$)的观察。对于所观察到的全部的(Nb,Ti)C,算出各(Nb,Ti)C的面积,将具有与该面积相同面积的圆的直径设定为各(Nb,Ti)C的当量圆直径。通过算出这些当量圆直径的平均值,获得(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值。

[0218] 接着,对原材料钢板的制造方法进行说明。

[0219] (H) 原材料钢板的制造方法

[0220] 对于本实施方式的钢构件的热处理前的钢板即原材料钢板的制造条件没有特别限制。但是,通过使用以下所示的制造方法,能够制造如上所述控制了碳化物的析出形态的原材料钢板。在以下的制造方法中,例如进行连续铸造、热轧、酸洗、冷轧及退火处理。

[0221] 将具有上述的化学组成的钢用炉进行熔炼后,通过铸造而制作板坯。此时,为了抑制成为延迟断裂的起点的MnS的集中析出,优选进行使Mn的中心偏析降低的中心偏析降低处理。作为中心偏析降低处理,可列举出将在板坯完全凝固之前的未凝固层中Mn浓化的钢水排出的方法。

[0222] 具体而言,通过实施电磁搅拌、未凝固层压下等处理,能够使完全凝固前的Mn浓化的钢水排出。

[0223] 为了将原材料钢板的纯净度设定为 0.100% 以下,优选在连续铸造钢水时,将钢水的过热温度(钢水过热温度)设定为比该钢的液相线温度高 5°C 以上的温度,并且将每单位时间的钢水浇铸量抑制到 $6\text{t}/\text{min}$ 以下。

[0224] 若在连续铸造时钢水过热温度低于比液相线温度高 5°C 的温度,则钢水的粘度变高,在连续铸造机内夹杂物难以上浮,结果是,板坯中的夹杂物增加而无法充分降低纯净度。进而若钢水的每单位时间的浇铸量超过 $6\text{t}/\text{min}$,则由于铸型(或结晶器)内的钢水流动快,因此夹杂物变得容易被捕捉到凝固壳中,板坯中的夹杂物变得容易增加而使纯净性恶化。

[0225] 另一方面,通过将钢水过热温度设定为比液相线温度高 5°C 以上的温度、并且将每单位时间的钢水浇铸量设定为 $6\text{t}/\text{min}$ 以下而进行铸造,从而夹杂物变得不易被带入板坯内。其结果是,能够有效地减少制作板坯的阶段的夹杂物的量,能够容易地达成 0.100% 以下的原材料钢板的纯净度。

[0226] 在将钢水进行连续铸造时,钢水的钢水过热温度优选设定为比液相线温度高 8°C 以上的温度,另外,优选将每单位时间的钢水浇铸量设定为 $5\text{t}/\text{min}$ 以下。通过将钢水过热温度设定为比液相线温度高 8°C 以上的温度,并且将每单位时间的钢水浇铸量设定为 $5\text{t}/\text{min}$ 以下,变得容易将原材料钢板的纯净度设定为 0.060% 以下,因此优选。

[0227] 对于通过上述的方法而获得的板坯,根据需要也可以实施均热(soaking)处理。通过进行均热处理,能够使偏析的Mn扩散而使Mn偏析度降低。进行均热处理时的优选的均热温度为 $1150\sim 1300^\circ\text{C}$,优选的均热时间为 $15\sim 50\text{h}$ 。

[0228] 对通过上述的方法而获得的板坯实施热轧。

[0229] 为了使粗大的 (Nb, Ti) C 溶解, 将板坯在 1200℃ 以上进行加热, 供于热轧。另外, 从更均匀地生成碳化物的观点出发, 优选将热轧开始温度设定为 1000~1300℃, 将热轧结束温度设定为 950℃ 以上。

[0230] 热轧后的卷取温度从加工性的观点出发优选较高, 但由于若过高则因生成氧化皮而成品率降低, 因此优选设定为 450~700℃。另外, 将卷取温度设定为低温时, 碳化物容易微细分散, 并且还能够在抑制碳化物的粗大化。

[0231] 碳化物的形态除了通过调整热轧中的条件以外, 还可以通过调整之后的退火条件来进行控制。这种情况下, 优选将退火温度设定为高温, 在退火阶段一旦使碳化物固溶后, 在低温下使其相变。此外, 由于碳化物为硬质, 因此在冷轧中其形态不会发生变化, 即使在冷轧后也维持热轧后的存在形态。

[0232] 作为本实施方式的原材料钢板, 可以是热轧钢板或热轧退火钢板、或冷轧钢板或冷轧退火钢板, 进而也可以是镀覆钢板等表面处理钢板。处理工序只要根据制品的板厚精度的要求水平等而适当选择即可。实施了脱氧化皮处理的热轧钢板根据需要实施退火而制成热轧退火钢板。上述的热轧钢板或热轧退火钢板根据需要实施冷轧而制成冷轧钢板, 进而, 冷轧钢板根据需要实施退火而制成冷轧退火钢板。此外, 在供于冷轧的钢板为硬质的情况下, 优选在冷轧前实施退火来提高供于冷轧的钢板的加工性。

[0233] 冷轧只要使用通常的方法来进行即可。从确保良好的平坦性的观点出发, 冷轧中的累积压下率优选设定为 30% 以上。另一方面, 为了避免载荷变得过大, 冷轧中的累积压下率优选设定为 80% 以下。

[0234] 在制造热轧退火钢板或冷轧退火钢板作为原材料钢板的情况下, 对热轧钢板或冷轧钢板进行退火。在退火中, 例如在 550~950℃ 的温度区域中保持热轧钢板或冷轧钢板。

[0235] 通过将在退火中保持的温度设定为 550℃ 以上, 不论是制造热轧退火钢板或冷轧退火钢板中的任一者的情况下, 伴随热轧条件的不同而引起的特性的不同都降低, 能够使淬火后的特性更加稳定。另外, 通过将在冷轧钢板的退火中保持的温度设定为 550℃ 以上, 由于冷轧钢板通过再结晶而软质化, 因此能够提高加工性。即, 能够获得具备良好的加工性的冷轧退火钢板。因此, 不论是制造热轧退火钢板或冷轧退火钢板中的任一者的情况下, 在退火中保持的温度均优选设定为 550℃ 以上。

[0236] 另一方面, 若在退火中保持的温度超过 950℃, 则有时使组织粗粒化。组织的粗粒化有时会使淬火后的韧性降低。另外, 即使在退火中保持的温度超过 950℃, 也得不到提高温度的效果, 仅仅成本上升, 生产率降低。因此, 不论是制造热轧退火钢板或冷轧退火钢板中的任一者的情况下, 在退火中保持的温度均优选设定为 950℃ 以下。

[0237] 在退火后, 优选以 3~20℃/s 的平均冷却速度冷却至 550℃ 以下的温度区域。通过将上述平均冷却速度设定为 3℃/s 以上, 粗大的珠光体及粗大的渗碳体的生成得以抑制, 能够提高淬火后的特性。另外, 通过将上述平均冷却速度设定为 20℃/s 以下, 变得容易抑制强度不均等的产生而使热轧退火钢板或冷轧退火钢板的材质变得稳定。

[0238] 此外, 所谓退火时的平均冷却速度设定为从退火保持的结束时至 550℃ 为止的钢板的温度下降幅度除以从退火保持的结束时至 550℃ 为止的所需时间而得到的值。

[0239] 在镀覆钢板的情况下, 镀层可以是电镀层, 也可以是热浸镀层或合金化热浸镀层。作为电镀层, 可例示出电镀锌层、电镀 Zn-Ni 合金层等。作为热浸镀层, 可例示出热浸镀铝

层、热浸镀Al-Si层、热浸镀Al-Si-Mg层、热浸镀锌层、热浸镀Zn-Mg层等。作为合金化热浸镀层,可例示出合金化热浸镀铝层、合金化热浸镀Al-Si层、合金化热浸镀Al-Si-Mg层、合金化热浸镀锌层、合金化热浸镀Zn-Mg层等。在镀层中有时还包含Mn、Cr、Cu、Mo、Ni、Sb、Sn、Ti等。镀层的附着量没有特别限制,例如只要设定为一般的附着量即可。也可以与原材料钢板同样地在热处理后的钢构件上设置镀层或合金化镀层。

[0240] 此外,在本实施方式中,抗拉强度为1400MPa以上的钢板无法作为原材料钢板来使用。这是由于:若使用这样的钢板作为原材料钢板,则由于强度高,因此在钢构件的制造时产生开裂。

[0241] (I) 钢构件的制造方法

[0242] 接着,对钢构件的制造方法进行说明。

[0243] 通过对上述的原材料钢板实施经由图1中所示那样的温度过程的热处理,能够获得一种钢构件,其具有以体积分数计马氏体为60.0~85.0%、贝氏体为10.0~30.0%及残余奥氏体为5.0~15.0%且上述残余奥氏体的最大短径的长度为30nm以上、当量圆直径在0.1 μ m以上且长宽比在2.5以下的碳化物的数密度为 4.0×10^3 个/ mm^2 以下的金属组织,还具有高强度并且延展性优异。

[0244] 此外,以下说明的平均升温速度设定为从加热的开始时至加热的结束时为止的钢板的温度上升幅度除以从加热的开始时至加热的结束时为止的所需时间而得到的值。

[0245] 另外,第1平均冷却速度设定为从冷却开始时(从加热炉取出时)至 M_s 点为止的钢板的温度下降幅度除以从冷却开始时冷却至 M_s 点为止时的所需时间而得到的值。第2平均冷却速度设定为从 M_s 点至冷却结束时为止的钢板的温度下降幅度除以从 M_s 点至冷却结束时为止的时间而得到的值。第3平均冷却速度设定为从在第2冷却工序后进行再加热工序后的冷却开始时(从加热炉取出时)至冷却结束时为止的钢板的温度下降幅度除以从冷却开始时至冷却结束时为止的所需时间而得到的值。

[0246] “加热工序”

[0247] 以5~300 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的平均升温速度将上述的原材料钢板加热至 Ac_3 点~(Ac_3 点+200) $^{\circ}\text{C}$ 的温度区域(加热工序)。通过该加热工序,使原材料钢板的组织成为奥氏体单相。此外,只要平均升温速度在上述范围内,则可以将室温的原材料钢板进行加热,也可以将通过上述退火后的冷却被冷却至550 $^{\circ}\text{C}$ 以下的原材料钢板进行加热。

[0248] 在加热工序中平均升温速度低于5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的情况下,或在加热工序中的到达温度超过(Ac_3 点+200) $^{\circ}\text{C}$ 的情况下,有可能 γ 晶粒粗大化,热处理后的钢构件的强度劣化。另外,在后述的第1冷却工序及第2冷却工序中奥氏体未充分残留,有时使钢构件的延展性及韧性劣化。另一方面,在加热工序中平均升温速度超过300 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的情况下,碳化物的溶解未充分进行,淬透性降低,在后述的第1冷却工序及第2冷却工序中铁素体及珠光体析出,钢构件的强度劣化。此外,在到达温度低于 Ac_3 点的情况下,在加热工序后的原材料钢板的金属组织中残留铁素体,无法制成奥氏体单相,有时热处理后的钢构件的强度劣化。

[0249] 在本实施方式中,通过实施满足上述条件的加热工序,能够防止钢构件的强度、延展性及韧性的劣化。

[0250] “第1冷却工序”

[0251] 为了不引起扩散相变、换言之不让铁素体或珠光体析出,将经由上述加热工序

的原材料钢板从 A_{c_3} 点 $\sim (A_{c_3}\text{点}+200)$ °C的温度区域以上部临界冷却速度以上的第1平均冷却速度冷却至 M_s 点(马氏体相变开始点)(第1冷却工序)。

[0252] 所谓上部临界冷却速度是在金属组织中不使铁素体、珠光体析出、将奥氏体过冷而生成马氏体的最小的冷却速度。若以低于上部临界冷却速度进行冷却,则生成铁素体,钢构件的强度不足。另外,若以低于上部临界冷却速度进行冷却,则生成珠光体,碳作为碳化物而析出,因此在后工序的第2冷却工序及再加热工序中无法使碳向未相变奥氏体中浓化,钢构件的延展性及韧性不足。

[0253] A_{c_3} 点、 M_s 点及上部临界冷却速度通过以下的方法来进行测定。

[0254] 从具有上述的化学成分的原材料钢板切取宽度为30mm、长度为200mm的试验片。将该试验片在氮气中以10°C/秒的升温速度加热至1000°C,在该温度下保持5分钟后,以各种冷却速度冷却至室温。冷却速度的设定从1°C/秒至100°C/秒以10°C/秒的间隔进行设定。通过测定加热中、冷却中的试验片的热膨胀变化,从而测定 A_{c_3} 点及 M_s 点。

[0255] 另外,关于上部临界冷却速度,将以上述的各种冷却速度冷却后的各个试验片中的未引起铁素体相的析出的最低的冷却速度设定为上部临界冷却速度。

[0256] “第2冷却工序”

[0257] 在第1冷却工序(以上部临界冷却速度以上的第1平均冷却速度冷却至 M_s 点)后,以5°C/s以上且低于150°C/s并且比第1平均冷却速度慢的第2平均冷却速度冷却至 $(M_s-30) \sim (M_s-70)$ °C的温度区域(第2冷却工序)。

[0258] 在 M_s 点以下的温度区域进行冷却的第2冷却工序中,重要的是以5°C/s以上且低于150°C/s并且比第1平均冷却速度慢的第2平均冷却速度进行冷却,同时将冷却停止温度设定为 $(M_s-30) \sim (M_s-70)$ °C的温度区域。通过该第2冷却工序,能够使大大有助于钢构件的延展性及韧性的提高的、最大短径为30nm以上的残余奥氏体在马氏体的板条间和贝氏体铁素体间、或原 γ 晶界中成形。另外,通过第2冷却工序,在 M_s 点以下的温度区域中,使过饱和的固溶碳从所生成的马氏体的一部分向未相变奥氏体扩散及浓化,能够生成对于塑性变形难以发生相变的 k 值低于18的稳定的残余奥氏体。

[0259] 在第2冷却工序中,在第2平均冷却速度低于5°C/s的情况下,碳向在 M_s 点正下方生成的马氏体周边的未相变奥氏体中过度浓化,作为碳化物而析出。其结果是,碳未充分向未相变奥氏体整体扩散,无法在马氏体的板条间、贝氏体铁素体间或原 γ 晶界中确保残余奥氏体,另外由于其量不充分,因此钢构件的延展性及韧性不足。

[0260] 在第2平均冷却速度为150°C/s以上的情况下,碳向未相变奥氏体扩散的时间不充分,马氏体连续不断相邻地生成。其结果是,马氏体间的残余奥氏体的宽度变小(残余奥氏体的最大短径变得低于30nm),另外由于其量不充分,因此钢构件的延展性及韧性不足。

[0261] 在第2冷却工序中,在冷却停止温度低于 (M_s-70) °C的情况下,通过生成许多马氏体而残余奥氏体量不足,而且残余奥氏体的最大短径变小,钢构件的延展性不足。优选将冷却停止温度设定为超过250°C,更优选设定为300°C以上。

[0262] 在冷却停止温度超过 (M_s-30) °C的情况下,由于仅生成微量的马氏体,因此从马氏体向未相变奥氏体浓化的C量不足。其结果是,在作为后工序的再加热工序中也同样地,由于从马氏体向未相变奥氏体浓化的C量不足,因此无法确保稳定的残余奥氏体,在后述的第3冷却过程中再次生成马氏体,因此钢构件的延展性及韧性不足。

[0263] “再加热工序”及“第3冷却工序”

[0264] 在第2冷却工序(以第2平均冷却速度冷却至 $(M_s-30) \sim (M_s-70)^\circ\text{C}$ 的温度区域)后,以 5°C/s 以上的平均升温速度再加热至 $M_s \sim (M_s+200)^\circ\text{C}$ 的温度区域(再加热工序),之后以 5°C/s 以上的第3平均冷却速度进行冷却(第3冷却工序)。

[0265] 通过再加热工序而碳向未相变奥氏体中的扩散及浓化得以促进,能够增大残余奥氏体的稳定度。在再加热工序中的到达温度低于 M_s 点的情况下,碳向未相变奥氏体中的扩散、浓化不充分,残余奥氏体的稳定度降低,钢构件的延展性及韧性不足。若再加热工序中的到达温度超过 $(M_s+200)^\circ\text{C}$,则由于生成铁素体、珠光体或过量地生成贝氏体,因此钢构件的强度不足。

[0266] 在再加热工序中,在至 $M_s \sim (M_s+200)^\circ\text{C}$ 的温度区域为止的平均升温速度低于 5°C/s 的情况下,碳在未相变奥氏体中过度浓化,抑制 $M_s \sim (M_s+200)^\circ\text{C}$ 的温度区域中的贝氏体生成,贝氏体的体积分数变少,因此钢构件的延展性及韧性不足。

[0267] 在第3冷却工序中,在第3平均冷却速度低于 5°C/s 的情况下,在未相变奥氏体中浓化的碳作为碳化物而析出,残余奥氏体的稳定度变得不充分,因此钢构件的延展性及韧性不足。

[0268] 如以上说明的那样,通过对原材料钢板实施满足上述条件的热处理,在向 M_s 点的冷却时能够防止铁素体、珠光体的生成,并且在 M_s 点以下的冷却时能够在马氏体板条间和贝氏体铁素体间、原 γ 晶界中以最大短径 30nm 以上的形态确保残余奥氏体。再者,在冷却后,通过再加热至 M_s 点以上,碳从先生成的马氏体向未相变奥氏体的扩散得以促进,残余奥氏体的稳定度增加。由此,变得能够获得强度及延展性优异的钢构件。

[0269] 此外,在加热工序与冷却至 M_s 点为止的第1冷却工序之间,也可以进行保持工序。即,在加热工序后,也可以在 A_{c_3} 点 $\sim (A_{c_3}$ 点 $+200)^\circ\text{C}$ 的温度区域中保持 $5 \sim 200$ 秒钟,然后进行第1冷却工序。

[0270] 具体而言,在加热至 A_{c_3} 点 $\sim (A_{c_3}$ 点 $+200)^\circ\text{C}$ 的温度区域后,从通过推进奥氏体相变而使碳化物溶解来提高钢的淬透性的观点出发,优选将原材料钢板在 A_{c_3} 点 $\sim (A_{c_3}$ 点 $+200)^\circ\text{C}$ 的温度区域中保持 5s 以上。另外,从生产率的观点出发,上述保持时间优选设定为 200s 以下。

[0271] 另外,在再加热工序与第3冷却工序之间,也可以进行保持工序。即,在再加热工序后,也可以在 $M_s \sim (M_s+200)^\circ\text{C}$ 的温度区域中保持 $3 \sim 60$ 秒钟后进行第3冷却工序。此外,在保持工序中,可以在 $M_s \sim (M_s+200)^\circ\text{C}$ 的温度区域中使钢板温度发生变动,也可以在 $M_s \sim (M_s+200)^\circ\text{C}$ 的温度区域中将钢板温度保持恒定。

[0272] 具体而言,再加热至 $M_s \sim (M_s+200)^\circ\text{C}$ 的温度区域后,从使碳扩散而提高残余奥氏体的稳定度的观点出发,优选将钢板在 $M_s \sim (M_s+200)^\circ\text{C}$ 的温度区域中保持 3s 以上。另外,该保持时间从生产率的观点出发优选设定为 60s 以下。

[0273] 通过在再加热工序与第3冷却工序之间进行保持工序,能够使残余奥氏体更加稳定化而使 k 值降低,进一步提高TRIP效应。推测在保持工序中,碳从马氏体的放出和残余奥氏体中的碳的浓化被进一步促进,残余奥氏体更加稳定化。保持工序的温度区域低于 M_s 点时,碳向残余奥氏体的浓化变得没有被促进。

[0274] 此外,第1冷却工序之前及第3冷却工序之前的保持工序中的保持温度也可以不恒

定,只要在规定的温度区域的范围内则也可以发生变动。

[0275] 这里,在上述一连串的热处理时,也可以在加热至 Ac_3 点 \sim (Ac_3 点+200) °C的温度区域后(加热工序后),且在冷却至 M_s 点之前(第1冷却工序前),实施热冲压那样的热成形。作为热成形,可列举出弯曲加工、拉深成形、鼓凸成形、扩孔成形及凸缘成形等。另外,只要具备与成形同时或之后立即将原材料钢板冷却的机构,则也可以实施压力成形以外的成形法、例如辊轧成形。此外,如果按照上述的热过程,则也可以反复实施热成形。

[0276] 另外,也可以与第1冷却工序同时进行热成形。也可以与第1冷却工序同时进行热成形,即,在实施以上部临界冷却速度以上的冷却速度冷却的第1冷却工序的同时对原材料钢板实施热成形。这种情况下,由于变成以热实施成形,因此原材料钢板为软质的状态,因此变得能够获得尺寸精度高的钢构件而优选。

[0277] 上述的一连串的热处理可以通过任意的方法来实施,例如也可以通过高频加热淬火或通电加热、炉加热来实施。

[0278] 实施例

[0279] 以下,通过实施例对本发明更具体地进行说明,但本发明并不限于这些实施例。只要不脱离本发明的主旨、可达成本发明的目的,则本发明可采用各种条件。

[0280] 首先,在制造热处理钢板构件时,按照以下的要领制作了作为原材料钢板的热处理钢板。

[0281] ‘原材料钢板’

[0282] 将具有表1A及表1B中所示的化学成分的钢通过试验转炉进行熔炼,利用连续铸造试验机实施连续铸造,制作了宽度为1000mm、厚度为250mm的板坯。此时,为了控制原材料钢板的纯净度,进行了钢水的过热温度及每单位时间的钢水浇铸量的调整。

[0283]

表1A

钢		化学成分 (质量%)																剩余部分: Fe及杂质				
No.	C	Si	Mn	P	S	N	Ti	B	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Ca	Al	Nb	Sn	W	REM			
A1	0.20	2.00	2.01	0.010	0.0010	0.002	0.0250	0.0029	0.21		0.2					0.046						
A2	0.52	1.10	1.20	0.012	0.0006	0.003	0.0300	0.0028	0.23	0.1	0.2					0.050						
A3	0.25	0.50	1.50	0.011	0.0008	0.004	0.0310	0.0026				0.2				0.050						
A4	0.25	2.50	1.20	0.012	0.0009	0.002	0.0290	0.0030	0.22	0.2						0.048						
A5	0.44	1.50	0.38	0.009	0.0010	0.002	0.0310	0.0029	0.29				0.2			0.050						
A6	0.44	1.20	2.50	0.018	0.0010	0.002	0.0310	0.0031		0.1						0.040	0.20					
A7	0.30	0.80	1.30	0.030	0.0009	0.002	0.0320	0.0030	0.29							0.050			0.20			
A8	0.32	0.90	1.30	0.010	0.0300	0.001	0.0400	0.0026	0.24	0.2				0.010	0.04							
A9	0.25	0.90	1.30	0.009	0.0012	0.008	0.0350	0.0025	0.15	0.1							0.20					
A10	0.23	0.90	0.80	0.008	0.0010	0.001	0.0100	0.0029				0.2		0.009								
A11	0.22	1.50	0.80	0.012	0.0009	0.002	0.0600	0.0026	0.16							0.049						
A12	0.32	1.50	0.80	0.014	0.0009	0.002	0.0340	0.0010	0.25	0.1	0.2	0.2										
A13	0.33	2.00	0.60	0.016	0.0008	0.003	0.0220	0.0050	0.24		0.2	0.2					0.10	0.10	0.10			
A14	0.29	2.00	0.60	0.015	0.0009	0.004	0.0210	0.0027	0.60	0.4												
A15	0.31	1.50	0.60	0.008	0.0009	0.002	0.0300	0.0027	0.24	1.5			0.2									
A16	0.26	1.50	0.90	0.007	0.0007	0.002	0.0290	0.0028	0.27		0.6					0.050						
A17	0.25	1.00	0.90	0.007	0.0008	0.003	0.0280	0.0029				0.6						0.10				
A18	0.27	1.00	0.90	0.009	0.0009	0.002	0.0250	0.0026	0.27				0.6					0.20	0.25			
A19	0.26	1.20	1.00	0.010	0.0009	0.003	0.0290	0.0028	0.26				0.3	0.005								
A20	0.34	1.20	1.00	0.011	0.0008	0.001	0.0280	0.0022	0.26	0.3					0.60							
A21	0.35	0.50	1.50	0.011	0.0010	0.004	0.0280	0.0024							0.60	0.050			0.05			
A22	0.38	0.50	1.60	0.013	0.0010	0.002	0.0310	0.0025			0.5						0.60					
A23	0.40	0.60	1.60	0.012	0.0009	0.002	0.0230	0.0025	0.34			0.2				0.048		0.60				
A24	0.39	0.60	1.60	0.015	0.0009	0.003	0.0260	0.0026	0.35			0.2					0.10		0.20			
A25	0.33	1.80	1.70	0.008	0.0100	0.004	0.0320	0.0031														
A26	0.40	1.90	2.01	0.008	0.0010	0.002	0.0310	0.0019	0.15		0.2				0.04	0.050		0.10				
A27	0.45	0.51	0.39	0.012	0.0012	0.003	0.0200	0.0020	0.10		0.2	0.1			0.58	0.052			0.10			
A28	0.31	1.00	1.50	0.006	0.0005	0.002	0.0250	0.0025														

发 明 例

[0284]

表1B

钢		化学成分 (质量%)																剩余部分: Fe及杂质				
No.	C	Si	Mn	P	S	N	Ti	B	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Ca	Al	Nb	Sn	W	REM			
a1	0.05	1.20	1.70	0.012	0.0010	0.003	0.0210	0.0022	0.15													
a2	<u>0.80</u>	1.20	1.70	0.013	0.0010	0.002	0.0220	0.0031			0.2					0.058						
a3	0.25	0.10	2.00	0.009	0.0009	0.002	0.0230	0.0022		0.4												
a4	0.26	<u>4.00</u>	1.60	0.008	0.0008	0.002	0.0220	0.0026			0.5					0.051						
a5	0.31	0.80	0.10	0.012	0.0009	0.002	0.0220	0.0025				0.2										
a6	0.32	1.10	<u>6.00</u>	0.011	0.0009	0.003	0.0240	0.0024	0.20								0.20					
a7	0.34	1.00	1.80	0.100	0.0008	0.001	0.0250	0.0025			0.1						0.20					
a8	0.34	1.00	1.80	0.010	<u>0.1000</u>	0.002	0.0210	0.0023											0.24			
a9	0.33	1.50	1.80	0.010	0.0010	<u>0.050</u>	0.0210	0.0024										0.25				
a10	0.33	1.50	2.00	0.000	0.0010	0.001	0.0004	0.0025					0.2			0.048						
a11	0.25	0.80	2.00	0.009	0.0009	0.001	<u>0.5000</u>	0.0026						0.004								
a12	0.25	0.80	1.40	0.009	0.0010	0.001	0.0210	0.0002								0.040						
a13	0.26	0.90	1.40	0.008	0.0009	0.002	0.0220	<u>0.0500</u>				0.2		0.005		0.040						
a14	0.26	0.90	1.50	0.010	0.0011	0.003	0.0260	0.0024	1.50													
a15	0.24	1.00	1.60	0.008	0.0010	0.002	0.0230	0.0032	0.80			1.5					0.10	0.10				
a16	0.36	1.30	1.50	0.010	0.0008	0.002	0.0310	0.0031		0.1	0.2						2.00					

比较例

*下划线表示在本发明的范围外。

[0285] 板坯的冷却速度的控制通过变更2次冷却喷雾带的水量来进行。另外,中心偏析降低处理通过在凝固末期部使用辊以1mm/m的梯度实施轻压下,将最终凝固部的浓化钢水排

出来进行。对于一部分板坯,之后,在1250℃、24h的条件下实施了均热处理。

[0286] 对于所获得的板坯,通过利用热轧试验机实施热轧,获得厚度为3.0mm的热轧钢板。在热轧工序中,在粗轧后进行去氧化皮,最后进行了精轧。之后,将上述热轧钢板在实验室中进行了酸洗。通过进一步利用冷轧试验机实施冷轧,制成厚度为1.4mm的冷轧钢板,获得原材料钢板。

[0287] 对于所获得的原材料钢板,利用以下的方法对碳化物的数密度、(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值、Mn偏析度及纯净度进行了评价。

[0288] 另外,表4A及表4B中所示的 Ac_3 点、 Ms 点及上部临界冷却速度通过以下的实验来求出。

[0289] <碳化物的数密度>

[0290] 在求出当量圆直径为0.1 μ m以上的碳化物的数密度时,从原材料钢板的板宽1/4部切取试样,对其观察面进行镜面加工后,使用苦味醇液进行腐蚀,用扫描型电子显微镜放大至10000倍,随机地进行了10个视场(1个视场为10 μ m \times 8 μ m)、板厚1/4部的观察。此时,数出全部的当量圆直径为0.1 μ m以上且长宽比为2.5以下的碳化物的个数,通过算出相对于全部视场面积的数密度,获得当量圆直径为0.1 μ m以上且长宽比为2.5以下的碳化物的数密度。

[0291] <(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值>

[0292] 在求出(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值时,从原材料钢板的板宽1/4部切取试样,对其观察面进行镜面加工后,用扫描型电子显微镜放大至3000倍,进行了10个视场(1个视场为40 μ m \times 30 μ m)、板厚1/4部的观察。算出所观察到的全部的(Nb,Ti)C的面积,将具有与该面积相同面积的圆的直径设定为各(Nb,Ti)C的当量圆直径,通过算出它们的平均值,获得(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值。

[0293] <Mn偏析度>

[0294] Mn偏析度的测定通过以下的步骤来进行。从原材料钢板的板宽1/2部,按照观察面与轧制方向变得平行的方式切取试样,使用电子探针显微分析仪(EPMA)在钢板的板厚1/2部与轧制方向并且板厚方向平行地进行10处的在线分析(1 μ m)。从分析结果中按照从高到低的顺序选择3个测定值后,算出其平均值,求出板厚中心部处的最大Mn浓度。另外,在与原材料钢板的表面相距板厚的1/4深度位置(板厚1/4部)处,同样地使用EPMA进行10处的分析,算出其平均值,求出与表面相距板厚的1/4深度位置处的平均Mn浓度。然后,通过将上述的板厚中心部处的最大Mn浓度除以与表面相距板厚的1/4深度位置处的平均Mn浓度,求出Mn偏析度 α ([板厚1/2部处的最大Mn浓度(质量%)]/[板厚1/4部处的平均Mn浓度(质量%)]))。

[0295] <纯净度>

[0296] 关于纯净度,从原材料钢板的板宽1/4部切取试样,将观察面的板厚1/4部用光学显微镜放大至400倍,进行了10个视场(1个视场为200 μ m \times 200 μ m)的观察。而且通过JIS G 0555:2003的附录1中记载的点算法,通过点算法来算出A系夹杂物、B系夹杂物及C系夹杂物的面积百分率。将多个视场中的纯净度的值最大的(纯净性最低的)数值设定为该原材料钢板的纯净度的值。

[0297] < Ac_3 点、 Ms 点及上部临界冷却速度>

[0298] 各钢种的 Ac_3 点及上部临界冷却速度通过下述的方法来测定。

[0299] 从所得到的原材料钢板切取宽度为30mm、长度为200mm的长条试验片,将该试验片在氮气氛围中以10℃/秒的升温速度加热至1000℃,在该温度下保持5分钟后,以各种冷却速度冷却至室温。冷却速度的设定从1℃/秒至100℃/秒以10℃/秒的间隔设定。通过测定此时的加热、冷却中的试验片的热膨胀变化,从而测定Ac₃点、Ms点。

[0300] 关于上部临界冷却速度,将以上述的冷却速度冷却后的各个试验片中的未引起铁素体相的析出的最低的冷却速度设定为上部临界冷却速度。

[0301] 此外,如上所述,由于(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值、Mn偏析度及纯净度的值不会因之后进行的热处理或热成形处理而发生较大变化,因此将上述的原材料钢板的(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值、Mn偏析度 α 及纯净度的值设定为钢构件的(Nb,Ti)C的当量圆直径的平均值、Mn偏析度 α 及纯净度的值。

[0302] 接着,使用所得到的原材料钢板,实施以下的[实施例1]~[实施例3]中所示的热处理,制作了钢构件。

[0303] [实施例1]

[0304] 从上述的各原材料钢板采集厚度:1.4mm、宽度:30mm及长度:200mm的样品。此外,按照样品的长度方向与轧制方向变得平行的方式进行采集。

[0305] 接着,通过将所采集的样品实施下述热处理而得到钢构件:以10℃/s的平均升温速度加热至(Ac₃点+50)℃的温度区域并保持120秒后,以上部临界冷却速度以上的第1平均冷却速度冷却至Ms点,之后以比第1平均冷却速度慢的平均冷却速度(10℃/s)冷却至(Ms-50)℃,之后以10℃/s的平均升温速度加热至(Ms+75)℃,之后以8℃/s的平均冷却速度进行冷却。

[0306] 之后,从所得到的钢构件的均热部位切取试验片,通过以下的方法进行拉伸试验、夏比冲击试验、X射线衍射、光学显微镜观察、透射型电子显微镜观察,对机械特性及金属组织进行了评价。将评价结果示于表2A及表2B中。

[0307] <拉伸试验>

[0308] 关于拉伸试验,依据ASTM标准E8-69的规定,用INSTRON公司制拉伸试验机来实施。将上述钢构件的样品磨削至1.2mm厚度,然后采集ASTM标准E8-69中规定的半尺寸板状试验片(平行部长度:32mm、平行部板宽:6.25mm)。此外,在本实施例的热处理中使用的通电加热装置冷却装置中,由于由长度为200mm左右的样品得到的均热部位有限,因此设定为采用ASTM标准E8-69的半尺寸板状试验片。

[0309] 然后,在各试验片上贴附应变仪(共和电业制KFGS-5、应变仪长度:5mm),以3mm/min的应变速度进行室温拉伸试验,测定最大强度(抗拉强度)。另外,在拉伸试验的平行部预先形成25mm的划线,将断裂样品对接而测定拉伸率(总拉伸率)。然后,通过从总拉伸率减去最大强度时的塑性应变(均匀拉伸率),得到局部拉伸率。

[0310] 在本实施例中,在抗拉强度为1400MPa以上的情况下,作为强度优异而判定为合格,在低于1400MPa的情况下,作为强度差而判定为不合格。

[0311] 另外,在总拉伸率为10.0%以上的情况下,作为延展性优异而判定为合格,在总拉伸率低于10.0%的情况下,作为延展性差而判定为不合格。

[0312] 进而,求出抗拉强度与总拉伸率之积(抗拉强度TS×总拉伸率EL),将TS×EL为14000MPa·%以上的情况判定为强度-延展性平衡优异,将低于14000MPa·%的情况判定

为强度-延展性平衡差。另外,在TS×EL为16000MPa·%以上的情况下,评价为强度-延展性平衡更优异,在为18000MPa·%以上的情况下,评价为强度-延展性平衡更进一步优异。

[0313] <冲击试验>

[0314] 夏比冲击试验依据JIS Z 2242:2005的规定而实施。将上述钢构件磨削至厚度成为1.2mm,切取长度为55mm、宽度为10mm的试验片,将其3片层叠而制作带有V型缺口的试验片。此外,V型缺口设定成角度为45°、深度为2mm及缺口底半径为0.25mm。进行试验温度-80℃下的夏比冲击试验,求出冲击值。此外,在本实施例中,将具有25.0J/cm²以上的冲击值的情况评价为韧性优异。

[0315] <X射线衍射>

[0316] 在X射线衍射中,首先,从上述钢构件的均热部位采集试验片,使用氢氟酸和双氧水从表面进行化学研磨至板厚1/4部的深度为止。对于化学研磨后的试验片,通过使用Co管球,以2θ计在45°~105°的范围内进行测定,从而测定了面心立方晶格(残余奥氏体)的衍射X射线强度。通过由所得到的衍射曲线的面积比算出残余奥氏体的体积分数,得到残余奥氏体的体积分数($f_{\gamma 0}$)。

[0317] <应变诱发相变参数k>

[0318] 将上述钢构件的样品加工成与上述拉伸试验片同样的形状,赋予恒定塑性应变(真应变: $\varepsilon=0.02$),由去除载荷后的拉伸试验片制作上述X射线衍射用试验片,通过与上述的X射线衍射同样的方法求出残余奥氏体的体积分数($f_{\gamma}(0.02)$)。通过这些来计算下述(i)式所示的应变诱发相变参数k,作为由TRIP效应带来的高延展性化的指标。k越大则残余奥氏体越以低应变发生相变,因此无法期待高应变中的缩颈防止、即由TRIP效应带来的高延展性化。

[0319] $k = (\log f_{\gamma 0} - \log f_{\gamma}(0.02)) / 0.02$ (i)

[0320] 其中,上述式中的各符号的含义如下。

[0321] $f_{\gamma 0}$:真应变赋予前的钢构件中存在的残余奥氏体的体积分数

[0322] $f_{\gamma}(0.02)$:对于钢构件赋予0.02的真应变且去除载荷后的钢构件中存在的残余奥氏体的体积分数

[0323] <碳化物的数密度>

[0324] 从上述钢构件的均热部位切取截面,对截面进行镜面加工后,使用苦味醇液进行腐蚀,用扫描型电子显微镜将板厚1/4部放大至10000倍,进行了10个视场(1个视场为10μm×8μm)的观察。此时,数出全部的当量圆直径为0.1μm以上且长宽比为2.5以下的碳化物的个数,通过算出相对于全部视场面积的个数(数密度),获得当量圆直径为0.1μm以上且长宽比为2.5以下的碳化物的数密度。

[0325] <残余γ的最大短径>

[0326] 从上述钢构件的均热部位并且板厚1/4深度的位置通过薄膜加工而采集薄膜试样。接着,使用透射型电子显微镜放大至50000倍,随机地进行了10个视场的观察(1个视场为1.0μm×0.8μm)。此时,使用电子衍射图谱来鉴定残余奥氏体。在各视场中测定“成为最大的残余奥氏体”的短径,在10个视场内,按照从大到小的顺序选择3个“短径”,通过算出它们的平均值而得到钢构件的“残余奥氏体的最大短径”。其中,关于“成为最大的残余奥氏体”,测定各视场中所鉴定的残余奥氏体晶粒的截面积,求出具有该截面积的圆的当量圆直径,

设定为显示最大的当量圆直径的残余奥氏体。另外,残余奥氏体的“短径”设定为对于各视场中所鉴定的残余奥氏体的晶粒假定与晶粒的轮廓相接地夹持晶粒的两根平行线时,按照平行线的间隔成为最短距离的方式描绘平行线时的平行线的最短间隔(最小费雷特直径)。

[0327] <TEM观察>

[0328] 马氏体及贝氏体的组织分数(体积分数)以及残余奥氏体的存在位置的测定方法设定为如下。

[0329] 马氏体及贝氏体各自的体积分数通过TEM中附属的电子衍射装置来测定。从钢构件的均热部位并且板厚1/4深度的位置切取测定试样,作为TEM观察用薄膜试样。另外,TEM观察的范围以面积计设定为 $400\mu\text{m}^2$ 的范围,放大倍数设定为50000倍。利用对薄片膜试样照射的电子射线的衍射图谱找到马氏体及贝氏体中的铁碳化物(Fe_3C),通过对其析出形态进行观察,判别马氏体与贝氏体,测定马氏体的面积分数及贝氏体的面积分数。如果铁碳化物的析出形态为3方向析出则判断为马氏体,如果为1方向的限定析出则判断为贝氏体。通过TEM的电子衍射而测定的马氏体及贝氏体的分数作为面积分数来测定,但本实施例的钢构件由于金属组织为各向同性,因此将面积分数的值直接置换成体积分数。此外,为了判别马氏体与贝氏体对铁碳化物进行了观察,但铁碳化物不包含于金属组织的体积分数中。

[0330] 作为剩余部分组织的铁素体及珠光体的体积分数通过以下的方法来测定。

[0331] 从钢构件的均热部位切取测定试样,作为剩余部分组织的观察用测定试样。利用扫描型电子显微镜的观察范围以面积计设定为 $40000\mu\text{m}^2$,放大倍数设定为1000倍,测定位置设定为板厚1/4部。对所切取的测定试样进行机械研磨,接着进行了镜面抛光。接着,利用硝酸乙醇腐蚀液(硝酸与乙醇或甲醇的混合液)进行侵蚀而使铁素体及珠光体显现出来,通过对其进行显微镜观察,来确认铁素体或珠光体的存在。将铁素体与渗碳体交替地以层状排列的组织判别为珠光体,将渗碳体以粒状析出的组织判别为贝氏体。求出所观察到的铁素体及珠光体的面积分数的合计,通过将其值直接转换成体积分数,获得剩余部分组织的体积分数。

[0332] 残余奥氏体的存在位置利用通过TEM而获得的电子衍射图谱来确认。在钢构件的马氏体中,在原奥氏体晶粒内存在多个板条束,在各个板条束的内部存在平行的带状组织即板条块,进而在各个板条块中存在几乎相同的晶体取向的马氏体的结晶即板条的集合。通过TEM来确认板条,在板条彼此的边界附近进行选区衍射图谱测定来确认板条彼此的边界附近的电子衍射图谱。在检测到面心立方晶格的电子衍射图谱的情况下,判别为在板条间存在残余奥氏体。

[0333] 另外,通过TEM来确认贝氏体铁素体的晶粒组织,在贝氏体铁素体晶粒的晶界附近进行选区衍射图谱测定,确认贝氏体铁素体晶粒的晶界附近的电子衍射图谱。在检测到面心立方晶格的电子衍射图谱的情况下,判别为在贝氏体铁素体间存在残余奥氏体。

[0334] 进而,在原奥氏体晶界附近进行选区衍射图谱测定来确认原奥氏体晶界附近的电子衍射图谱。在检测到面心立方晶格的电子衍射图谱的情况下,判别为在原奥氏体晶界中存在残余奥氏体。

[0335] 如表2A中所示的那样,满足本发明范围的发明例B1~B28是金属组织及机械特性均良好的结果。另一方面,表2B的不满足本发明范围的比较例b1~b16成为不满足金属组织及机械特性中的至少一者的结果。

[0336] 此外,表2A的发明例B1~B28全部良好,Mn偏析度为1.6以下,纯净度为0.100%以下。另外,在发明例B1~B28中,残余奥氏体存在于马氏体的板条间、贝氏体的贝氏体铁素体间及原奥氏体晶界中。

[0337]

表2A

符号	钢 No.	残余 体积 分数 (%)	马氏体 体积 分数 (%)	贝氏体 体积 分数 (%)	剩余部分组 织体积分 数(%)	残余 最大 短径 (nm)	碳化物 数密度 (个/mm ²)	应变诱发 相变参数 k值	拉伸特性			冲击特性	
									抗拉强度 (MPa)	总拉伸率 (%)	TS × EL (Mpa·%)	局部拉伸率 (%)	冲击值 (J/cm ²)
B1	A3	6.6	65.2	28.2	0.0	32	2.9 × 10 ³	16.5	1532	10.5	16086.0	3.5	62.9
B2	A17	7.4	70.5	22.1	0.0	36	3.8 × 10 ³	15.2	1495	11.0	16445.0	1.5	52.1
B3	A6	7.9	73.0	19.1	0.0	36	3.7 × 10 ³	17.1	2475	10.8	26730.0	3.5	27.9
B4	A1	7.2	77.7	15.1	0.0	38	3.1 × 10 ³	15.1	1435	11.8	16933.0	4.2	57.2
B5	A2	8.3	70.9	20.8	0.0	37	3.2 × 10 ³	13.9	2655	10.3	27346.5	1.1	26.2
B6	A14	8.4	72.8	18.8	0.0	34	3.5 × 10 ³	14.2	1645	11.0	18095.0	2.1	53.9
B7	A15	8.6	72.2	19.2	0.0	36	2.9 × 10 ³	14.1	1720	11.1	19092.0	3.2	59.9
B8	A16	8.6	75.2	16.2	0.0	39	2.9 × 10 ³	13.9	1546	11.2	17315.2	2.9	60.0
B9	A18	8.0	72.8	19.2	0.0	37	3.2 × 10 ³	14.1	1578	11.0	17358.0	2.8	60.2
B10	A20	8.7	72.2	19.1	0.0	37	3.1 × 10 ³	14.0	1888	11.3	21334.4	2.5	51.2
B11	A21	7.8	67.0	25.2	0.0	33	3.1 × 10 ³	16.0	1950	10.8	21060.0	2.6	49.9
B12	A22	7.6	67.7	24.7	0.0	34	2.9 × 10 ³	15.8	2110	10.7	22577.0	3.6	45.1
B13	A24	7.6	68.8	23.6	0.0	34	3.3 × 10 ³	15.8	2153	10.8	23252.4	3.0	43.1
B14	A25	8.2	75.9	15.9	0.0	38	3.2 × 10 ³	13.2	1948	11.5	22402.0	2.8	48.2
B15	A26	9.4	76.7	13.9	0.0	42	3.3 × 10 ³	11.5	2261	12.1	27358.1	3.0	31.2
B16	A27	9.0	63.6	27.4	0.0	32	2.4 × 10 ³	12.1	2301	16.5	37966.5	6.9	45.1
B17	A4	10.5	71.5	18.0	0.0	36	2.4 × 10 ³	13.1	1550	15.1	23405.0	3.5	59.1
B18	A5	7.6	67.1	25.3	0.0	52	3.5 × 10 ³	12.2	2261	12.5	28262.5	3.2	41.0
B19	A7	7.8	72.1	20.1	0.0	38	2.9 × 10 ³	13.7	1739	12.4	21563.6	3.3	51.2
B20	A8	7.7	71.0	21.3	0.0	44	2.6 × 10 ³	14.1	1825	13.2	24090.0	3.8	48.9
B21	A9	7.8	72.9	19.3	0.0	42	2.2 × 10 ³	13.5	1520	14.9	22648.0	3.8	58.0
B22	A10	7.6	73.0	19.4	0.0	35	2.1 × 10 ³	13.2	1479	14.8	21889.2	3.1	63.0
B23	A11	8.4	68.9	22.7	0.0	45	2.3 × 10 ³	12.9	1460	13.1	19126.0	2.9	62.1
B24	A12	8.3	66.9	24.8	0.0	36	2.8 × 10 ³	14.0	1790	12.9	23091.0	3.6	50.1
B25	A13	9.0	67.2	23.8	0.0	40	2.7 × 10 ³	13.4	1825	14.5	26462.5	3.7	48.3
B26	A19	8.2	68.0	23.8	0.0	52	2.6 × 10 ³	14.2	1540	13.0	20020.0	3.3	54.2
B27	A23	7.5	67.6	24.9	0.0	35	3.5 × 10 ³	15.7	2191	10.9	23881.9	2.0	43.1
B28	A28	8.0	76.2	15.8	0.0	36	3.3 × 10 ³	13.8	1857	12.2	22655.4	3.4	46.1

发明例

[0338]

表2B

符号	钢 No.	残余γ 体积 分数 (%)	马氏体 体积 分数 (%)	贝氏体 体积 分数 (%)	剩余部分组 织 体积 分数 (%)	残余γ 最大 短径 (mm)	碳化物 数 密度 (个/mm ²)	应变诱发 相变参数 k值	拉伸特性				冲击特性 冲击值 (J/cm ²)
									抗拉强度 (MPa)	总拉伸率 (%)	TS×EL (Mpa·%)	局部拉伸率 (%)	
b1	a3	0.4	66.1	33.5	0.0	10	2.7×10 ³	30.2	1588	9.2	14609.6	2.9	65.9
b2	a15	7.6	75.3	17.1	0.0	38	7.7×10 ³	16.9	1555	8.7	13528.5	0.2	28.5
b3	a6	10.2	69.0	20.8	0.0	21	3.7×10 ³	45.2	2320	7.6	17632.0	0.5	18.9
b4	a1	3.2	61.7	35.1	0.0	12	2.9×10 ³	65.3	732	13.1	9589.2	4.5	95.7
b5	a2	12.1	72.3	15.6	0.0	37	3.8×10 ³	12.1	2780	9.1	25298.0	0.2	11.2
b6	a4	14.1	68.0	17.9	0.0	62	3.3×10 ³	8.9	1668	8.9	14845.2	0.1	25.2
b7	a5	2.5	38.9	58.6	0.0	20	1.8×10 ³	55.1	1025	9.5	9737.5	3.2	75.1
b8	a7	7.9	71.0	21.1	0.0	36	2.9×10 ³	14.2	1965	9.8	19257.0	0.2	9.9
b9	a8	7.7	68.1	24.2	0.0	38	3.3×10 ³	13.9	1978	9.6	18988.8	0.0	11.2
b10	a9	8.5	75.2	16.3	0.0	35	3.5×10 ³	14.2	1940	9.6	18624.0	0.1	9.6
b11	a10	8.3	69.1	22.6	0.0	37	3.8×10 ³	12.9	1955	9.8	19159.0	0.2	12.5
b12	a11	7.8	61.2	25.7	5.3	35	3.8×10 ³	17.8	1250	15.3	19125.0	0.4	28.8
b13	a12	7.6	71.9	20.5	0.0	32	2.9×10 ³	15.8	1536	9.5	14592.0	0.1	10.0
b14	a13	7.7	70.5	21.8	0.0	33	3.6×10 ³	16.8	1583	9.8	15513.4	0.1	11.5
b15	a14	8.8	73.9	17.3	0.0	35	6.8×10 ³	15.1	1592	9.2	14646.4	0.1	29.0
b16	a16	8.8	68.7	22.5	0.0	37	2.9×10 ³	12.1	2030	9.5	19285.0	0.1	13.1

比较例

*下划线表示在本发明的范围外或特性值不优选。

[0339]

<实施例2>

[0340]

在具有表1A中所示的钢种中的钢No. A26及A27的化学组成的板坯的铸造时,使过

热温度、铸造速度(浇铸量)、板坯冷却速度发生变化,从而使板坯的Mn偏析度、纯净度发生变化。之后,对板坯实施与上述同样的热轧、酸洗、冷轧后,利用与实施例1相同的条件实施热处理,制造了钢构件。

[0341] 将所得到的钢构件C1~C10的评价结果示于表3中。各特性的评价方法与实施例1同样地实施。

[0342] Mn偏析度为1.6以下及纯净度为0.100%以下的良好的发明例C1、C3及C5与由相同钢制造的发明例C2及C4相比,冲击值及局部拉伸率变得进一步良好。另外,Mn偏析度为1.6以下及纯净度为0.100%以下的良好的发明例C6、C8及C10与由相同钢制造的发明例C7及C9相比冲击值及局部拉伸率变得进一步良好。

[0343] 另一方面,Mn偏析度稍大的发明例C2与由相同钢制造的发明例C1、C3及C5相比冲击值及局部拉伸率稍微变低。Mn偏析度稍大的发明例C7与由相同钢制造的发明例C6、C8及C10相比冲击值及局部拉伸率稍微变低。纯净度稍高的发明例C4与由相同钢制造的发明例C1、C3及C5相比冲击值及局部拉伸率稍微变低。纯净度稍高的发明例C9与由相同钢制造的C6、C8及C10相比冲击值及局部拉伸率稍微变低。

[0344] 此外,在发明例C1~C10中,残余奥氏体存在于马氏体的板条间、贝氏体的贝氏体铁素体间及原奥氏体晶界中。

[0345]

表3

符号	钢 No.	残余 体积 分数 (%)	马氏体 体积 分数 (%)	贝氏体 体积 分数 (%)	残余 部分 组织 体积 分数 (%)	残余 最大 短径 (mm)	碳化物 数密度 (个/mm ²)	应变诱发 相变参数 k值	拉伸特性				冲击特性		钢构件	
									抗拉 强度 (MPa)	总拉 伸率 (%)	TS×EL (Mpa·%)	局部拉 伸率 (%)	冲击值 (J/cm ²)	Mn 偏析度 (-)	纯净度 (%)	
C1	A26	9.3	76.8	13.9	0.0	42	3.3×10 ³	12.1	2189	11.8	25830.2	2.5	29.5	1.4	0.025	
C2	A26	9.3	76.8	13.9	0.0	42	3.5×10 ³	12.2	2202	10.5	23121.0	0.7	25.6	3.9	0.026	
C3	A26	9.4	76.8	13.8	0.0	42	3.5×10 ³	12.2	2206	11.5	25369.0	2.4	30.2	0.5	0.085	
C4	A26	9.4	76.8	13.8	0.0	42	3.3×10 ³	12.0	2204	10.4	22921.6	0.8	26.8	0.4	0.290	
C5	A26	9.4	76.8	13.8	0.0	41	3.3×10 ³	12.0	2260	12.1	27346.0	3.0	35.1	0.5	0.020	
C6	A27	9.1	63.6	27.3	0.0	42	2.4×10 ³	11.6	2310	15.8	36498.0	5.3	45.2	1.2	0.028	
C7	A27	9.1	63.7	27.2	0.0	42	2.5×10 ³	11.4	2310	13.8	31878.0	3.4	39.8	3.7	0.028	
C8	A27	9.2	63.5	27.3	0.0	42	2.5×10 ³	11.4	2315	15.6	36114.0	5.1	44.8	0.4	0.078	
C9	A27	9.2	63.7	27.1	0.0	43	2.4×10 ³	11.5	2315	13.8	31947.0	3.2	39.6	0.5	0.280	
C10	A27	9.1	63.6	27.3	0.0	42	2.4×10 ³	11.6	2311	16.9	39009.7	6.8	48.1	0.3	0.030	

发明例

[0346]

<实施例3>

[0347]

对具有表1A中所示的钢种中的钢No. A26及A27的化学组成的原材料钢板实施表4A

及表4B中所示的热处理,制造了钢构件。

[0348] 将所得到的钢构件的金属组织及机械特性的评价结果示于表5A及表5B中。

[0349] 若看表4A~表5B,则满足本发明范围的发明例D1~D28是金属组织及机械特性均良好的结果,但不满足本发明范围的比较例d1~d34成为不满足金属组织及机械特性中的至少一者的结果。

[0350] 此外,发明例D1~D28全部良好,Mn偏析度为1.6以下,纯净度为0.100%以下。另外,在发明例D1~D28中,残余奥氏体存在于马氏体的板条间、贝氏体的贝氏体铁素体间及原奥氏体晶界中。

[0351]

表4A

符号	钢 No.	原材料钢板		相变点		上部临界冷却速度 (°C/sec)	加热工序				保持工序				第1冷却工序				第2冷却工序				再加热工序				第3冷却工序	
		碳化物数密度 (个/mm ²)	(Nb, Ti) C 平均值 (μm)	Ac ₃ (°C)	Ms (°C)		平均升温速度 (°C/sec)	到达温度 (°C)	保持温度 (°C)	保持时间 (sec)	平均冷却速度 (°C/sec)	冷却停止温度 (°C)	平均升温速度 (°C/sec)	到达温度 (°C)	保持温度 (°C)	保持时间 (sec)	平均冷却速度 (°C/sec)	冷却停止温度 (°C)	平均升温速度 (°C/sec)	到达温度 (°C)	保持温度 (°C)	保持时间 (sec)	平均冷却速度 (°C/sec)	冷却停止温度 (°C)	平均升温速度 (°C/sec)	到达温度 (°C)	保持温度 (°C)	保持时间 (sec)
D1	A26	4.3×10 ³	3.2	871	301	5	10	900	900	150	60	15	260	10	350	350	30	9										
D2	A26	7.5×10 ³	3.2	871	301	5	10	900	900	120	60	15	260	10	350	350	30	9										
D3	A26	6.8×10 ³	4.2	871	301	5	10	910	910	120	80	20	260	15	350	350	30	9										
D4	A26	4.4×10 ³	3.3	871	301	5	7	910	910	120	80	20	255	15	340	340	25	9										
D5	A26	4.5×10 ³	2.8	871	301	5	280	910	910	120	80	20	255	15	340	340	25	8										
D6	A26	4.2×10 ³	2.8	871	301	5	10	885	885	120	60	10	255	15	340	340	25	9										
D7	A26	4.2×10 ³	3.4	871	301	5	10	1070	1070	120	60	10	260	15	340	340	25	9										
D8	A26	4.5×10 ³	2.8	871	301	5	15	900	900	150	35	10	260	15	340	340	25	8										
D9	A26	4.5×10 ³	2.5	871	301	5	15	900	900	150	60	8.5	260	10	350	350	25	10										
D10	A26	4.3×10 ³	2.5	871	301	5	20	910	910	120	80	15	245	10	350	350	30	10										
D11	A26	4.3×10 ³	2.4	871	301	5	20	910	910	120	80	15	265	10	350	350	30	9										
D12	A26	4.5×10 ³	2.4	871	301	5	15	900	900	120	60	15	260	10	320	320	30	10										
D13	A26	4.4×10 ³	2.9	871	301	5	15	900	900	150	60	15	260	10	450	450	30	9										
D14	A26	4.5×10 ³	2.1	871	301	5	10	920	920	150	120	10	260	10	350	350	30	8										
D15	A27	3.9×10 ³	1.6	880	356	15	10	900	900	150	60	15	310	10	405	405	30	9										
D16	A27	7.2×10 ³	1.8	880	356	15	10	900	900	120	60	15	310	10	405	405	30	9										
D17	A27	6.6×10 ³	4.0	880	356	15	10	910	910	120	80	20	310	15	405	405	30	9										
D18	A27	3.9×10 ³	1.6	880	356	15	7	910	910	120	80	20	305	15	395	395	25	9										
D19	A27	3.8×10 ³	1.7	880	356	15	280	910	910	120	80	20	305	15	395	395	25	8										
D20	A27	4.0×10 ³	1.8	880	356	15	10	885	885	120	60	10	305	15	395	395	25	9										
D21	A27	4.0×10 ³	1.8	880	356	15	10	1070	1070	120	60	10	310	15	395	395	25	9										
D22	A27	4.1×10 ³	1.6	880	356	15	15	900	900	150	35	10	310	15	395	395	25	8										
D23	A27	3.9×10 ³	1.8	880	356	15	15	900	900	150	60	8.5	310	10	405	405	25	10										
D24	A27	3.9×10 ³	2.0	880	356	15	20	910	910	120	80	15	290	10	405	405	30	10										
D25	A27	4.0×10 ³	2.0	880	356	15	20	910	910	120	80	15	320	10	405	405	30	9										
D26	A27	4.0×10 ³	1.9	880	356	15	15	900	900	120	60	15	310	10	375	375	30	10										
D27	A27	3.9×10 ³	1.7	880	356	15	15	900	900	150	60	15	310	10	505	505	30	9										
D28	A27	3.9×10 ³	1.6	880	356	15	10	930	930	120	100	10	310	10	400	400	20	10										

发明例

[0352]

表4B

符号	钢 No.	原材料钢板		相变点		上部 临界 冷却 速度 (°C/sec)	加热工序			保持工序		第1冷却 工序		第2冷却 工序		再加热工序			第3冷却 工序		
		碳化物 数密度 (个/mm ²)	(Nb, Ti) C 平均值 (μm)	Ac ₃ (°C)	Ms (°C)		到达 温度 (°C)	保持 温度 (°C)	保持 时间 (sec)	平均 升温 速度 (°C/sec)	平均 冷却 速度 (°C/sec)	冷却 停止 温度 (°C)	平均 升温 速度 (°C/sec)	到达 温度 (°C)	保持 温度 (°C)	保持 时间 (sec)	平均 冷却 速度 (°C/sec)				
d1	A26	10.5 × 10 ³	3.6	871	301	5	900	900	150	60	10	260	10	350	350	25	10	350	350	25	10
d2	A26	9.9 × 10 ³	8.7	871	301	5	900	900	150	50	15	260	10	350	350	25	9	350	350	25	9
d3	A26	4.8 × 10 ³	2.8	871	301	5	950	950	90	50	15	260	15	350	350	35	9	350	350	35	9
d4	A26	4.2 × 10 ³	2.8	871	301	5	890	890	30	50	15	255	15	340	340	35	9	340	340	35	9
d5	A26	4.2 × 10 ³	3.1	871	301	5	650	650	90	80	10	255	15	340	340	35	9	340	340	35	9
d6	A26	4.8 × 10 ³	3.1	871	301	5	1210	1210	180	80	10	255	10	340	340	35	9	340	340	35	9
d7	A26	4.5 × 10 ³	3.4	871	301	5	920	920	150	3	10	260	15	350	350	35	9	350	350	35	9
d8	A26	4.9 × 10 ³	2.9	871	301	5	920	920	150	80	0.3	260	10	350	350	35	9	350	350	35	9
d9	A26	5.1 × 10 ³	3.2	871	301	5	920	920	150	80	10	90	10	350	350	35	9	350	350	35	9
d10	A26	5.1 × 10 ³	3.2	871	301	5	920	920	150	80	10	120	10	350	350	35	9	350	350	35	9
d11	A26	5.1 × 10 ³	3.2	871	301	5	920	920	150	80	10	140	10	350	350	35	9	350	350	35	9
d12	A26	5.1 × 10 ³	3.1	871	301	5	920	920	150	80	10	176	10	350	350	35	9	350	350	35	9
d13	A26	5.1 × 10 ³	3.1	871	301	5	920	920	150	80	10	198	10	350	350	35	9	350	350	35	9
d14	A26	4.4 × 10 ³	3.1	871	301	5	900	900	120	80	10	300	10	350	350	35	9	350	350	35	9
d15	A26	4.8 × 10 ³	3.4	871	301	5	900	900	120	60	10	260	10	270	270	35	19	270	270	35	19
d16	A26	3.9 × 10 ³	2.9	871	301	5	900	900	150	60	10	260	10	580	580	35	19	580	580	35	19
d17	A26	5.1 × 10 ³	3.2	871	301	5	900	900	150	60	10	30	10	400	400	25	10	400	400	25	10
d18	A27	10.0 × 10 ³	1.6	880	356	15	900	900	150	60	10	310	10	400	400	25	10	400	400	25	10
d19	A27	9.4 × 10 ³	8.8	880	356	15	900	900	150	50	15	310	15	400	400	25	9	400	400	25	9
d20	A27	3.8 × 10 ³	1.7	880	356	15	950	950	90	50	15	310	15	400	400	35	9	400	400	35	9
d21	A27	4.0 × 10 ³	1.8	880	356	15	450	890	30	50	15	305	15	390	390	35	9	390	390	35	9
d22	A27	4.0 × 10 ³	1.8	880	356	15	650	650	90	80	10	305	10	390	390	35	9	390	390	35	9
d23	A27	4.1 × 10 ³	1.6	880	356	15	1210	1210	180	80	10	305	15	390	390	35	9	390	390	35	9
d24	A27	3.9 × 10 ³	1.8	880	356	15	920	920	150	6	10	310	10	400	400	35	9	400	400	35	9
d25	A27	3.9 × 10 ³	2.0	880	356	15	920	920	150	80	0.3	310	10	400	400	35	9	400	400	35	9
d26	A27	4.0 × 10 ³	2.0	880	356	15	920	920	150	80	10	140	10	400	400	35	9	400	400	35	9
d27	A27	4.1 × 10 ³	1.6	880	356	15	920	920	150	80	10	170	10	400	400	35	9	400	400	35	9
d28	A27	3.9 × 10 ³	1.8	880	356	15	920	920	150	80	10	190	10	400	400	35	9	400	400	35	9
d29	A27	3.9 × 10 ³	2.0	880	356	15	920	920	150	80	10	226	10	400	400	35	9	400	400	35	9
d30	A27	4.1 × 10 ³	1.6	880	356	15	920	920	150	80	10	248	10	400	400	35	9	400	400	35	9
d31	A27	4.1 × 10 ³	1.6	880	356	15	900	900	120	80	10	350	10	400	400	35	9	400	400	35	9
d32	A27	3.9 × 10 ³	1.8	880	356	15	900	900	120	60	10	310	10	320	320	35	19	320	320	35	19
d33	A27	3.9 × 10 ³	2.0	880	356	15	900	900	120	60	10	310	10	630	630	35	19	630	630	35	19
d34	A27	4.0 × 10 ³	2.0	880	356	15	900	900	150	60	10	30	10	400	400	25	10	400	400	25	10

比较例

*下划线表示在本发明的范围外。

[0353]

表5A

[0354]

符号	钢 No.	钢构件							拉伸特性				冲击特性
		残余 γ 体积分数 (%)	马氏体 体积分数 (%)	贝氏体 体积分数 (%)	剩 余 组 织 体 积 分 数 (%)	残余 γ 最大短径 (nm)	碳化物 密度 (个/mm ²)	应变 诱发 相变 参数 k 值	抗拉 强度 (MPa)	总拉 伸率 (%)	TS × EL (Mpa·%)	局部 拉伸率 (%)	冲击值 (J/cm ²)
D1	A26	9.3	76.8	13.9	0.0	42	3.2×10^3	12.0	2272	12.0	27264.0	2.9	30.6
D2	A26	9.0	77.2	13.8	0.0	42	3.8×10^3	12.0	2265	10.9	24688.5	1.9	25.1
D3	A26	9.1	77.0	13.9	0.0	41	2.9×10^3	11.9	2266	10.8	24472.8	1.7	25.6
D4	A26	9.3	77.2	13.5	0.0	39	2.1×10^3	12.1	2071	11.9	24644.9	3.1	27.2
D5	A26	9.3	76.5	14.2	0.0	41	3.6×10^3	12.1	2301	12.2	28072.2	3.1	26.9
D6	A26	9.2	76.5	14.3	0.0	43	3.8×10^3	12.0	2312	12.2	28206.4	3.0	25.2
D7	A26	9.2	77.2	13.6	0.0	38	1.7×10^3	13.5	2089	11.8	24650.2	3.0	36.1
D8	A26	9.3	76.9	13.8	0.0	42	3.1×10^3	12.0	2251	11.9	26786.9	2.8	30.9
D9	A26	9.3	77.6	13.1	0.0	43	3.3×10^3	12.0	2244	12.0	26928.0	3.1	30.8
D10	A26	7.0	80.1	12.9	0.0	38	3.1×10^3	15.1	2291	10.5	24055.5	3.0	29.9
D11	A26	7.2	78.8	14.0	0.0	40	3.2×10^3	14.9	2272	10.6	24083.2	3.2	30.0
D12	A26	7.9	79.3	12.8	0.0	43	3.1×10^3	15.4	2295	10.9	25015.5	3.3	29.8
D13	A26	8.9	76.6	14.5	0.0	41	2.9×10^3	11.9	1921	11.2	21515.2	4.3	41.2
D14	A26	10.4	75.8	13.8	0.0	41	3.3×10^3	12.2	2271	12.1	27479.1	3.0	30.5
D15	A27	8.9	64.5	26.6	0.0	33	2.5×10^3	11.8	2296	16.7	38343.2	6.3	46.0
D16	A27	8.8	64.6	26.6	0.0	32	3.6×10^3	11.9	2295	15.6	35802.0	5.1	41.0
D17	A27	8.8	64.2	27.0	0.0	35	2.8×10^3	11.8	2230	15.7	35011.0	5.2	41.2
D18	A27	8.2	66.1	25.7	0.0	38	1.8×10^3	12.0	2050	16.5	33825.0	6.0	45.2
D19	A27	7.9	65.1	27.0	0.0	32	3.3×10^3	11.9	2232	15.8	35265.6	5.5	42.1
D20	A27	7.9	66.1	26.0	0.0	32	3.2×10^3	12.0	2296	15.8	36276.8	5.6	41.9
D21	A27	8.3	66.1	25.6	0.0	38	2.0×10^3	12.4	2064	16.3	33643.2	6.0	44.8
D22	A27	8.9	64.1	27.0	0.0	34	2.5×10^3	11.8	2295	16.8	38556.0	6.3	46.2
D23	A27	7.7	65.5	26.8	0.0	32	2.5×10^3	14.8	2305	15.5	35727.5	6.3	44.6
D24	A27	6.8	70.2	23.0	0.0	33	2.3×10^3	15.1	2296	14.8	33980.8	6.3	42.5
D25	A27	6.9	70.9	22.2	0.0	32	2.5×10^3	15.5	2296	14.5	33292.0	6.0	42.8
D26	A27	7.8	70.2	22.0	0.0	35	2.7×10^3	15.3	2288	14.6	33404.8	6.3	42.4
D27	A27	7.9	70.9	21.2	0.0	34	2.5×10^3	15.2	2286	14.4	32918.4	6.4	42.7
D28	A27	9.1	63.5	27.4	0.0	33	2.4×10^3	11.6	2298	16.9	38790.2	6.5	46.9

发明例

[0355] 表5B

符号	钢 No.	钢构件							拉伸特性				冲击特性
		残余 γ 体积分数 (%)	马氏体 体积分数 (%)	贝氏体 体积分数 (%)	剩余部分 组织 体积分数 (%)	残余 γ 最大 短径 (nm)	碳化物 密度 (个/mm ²)	应变 诱发 相变 参数 k值	抗拉 强度 (MPa)	总拉 伸率 (%)	TS × EL (Mpa·%)	局部 拉伸率 (%)	冲击值 (J/cm ²)
d1	A26	9.3	76.8	13.9	0.0	42	<u>7.5</u> × 10 ³	12.5	2231	<u>9.2</u>	20525.2	0.3	18.2
d2	A26	9.1	77.2	13.7	0.0	43	<u>6.8</u> × 10 ³	12.4	2254	<u>8.8</u>	19835.2	0.4	16.5
d3	A26	<u>4.4</u>	82.7	12.9	0.0	41	2.2 × 10 ³	39.5	1875	<u>8.7</u>	16312.5	0.1	45.9
d4	A26	<u>0.0</u>	<u>10.0</u>	<u>0.0</u>	<u>90.0</u>	—	<u>4.9</u> × 10 ³	—	<u>720</u>	28.0	20160.0	10.0	75.2
d5	A26	<u>0.0</u>	<u>0.0</u>	<u>0.0</u>	<u>100.0</u>	—	<u>5.2</u> × 10 ³	—	<u>482</u>	35.5	17111.0	15.5	102.1
d6	A26	<u>4.8</u>	83.7	11.5	0.0	55	1.3 × 10 ³	38.3	1820	<u>8.6</u>	15652.0	4.2	46.9
d7	A26	<u>0.0</u>	<u>0.0</u>	10.5	<u>89.5</u>	—	1.9 × 10 ³	—	<u>452</u>	36.5	16498.0	15.2	120.5
d8	A26	<u>3.5</u>	82.0	14.5	0.0	39	3.2 × 10 ³	30.1	2251	<u>7.0</u>	15757.0	2.8	30.2
d9	A26	<u>0.6</u>	<u>99.4</u>	<u>0.0</u>	0.0	<u>4</u>	2.9 × 10 ³	36.2	2511	<u>7.0</u>	17577.0	2.4	22.5
d10	A26	<u>0.5</u>	<u>99.5</u>	<u>0.0</u>	0.0	<u>4</u>	2.9 × 10 ³	36.1	2501	<u>7.2</u>	18007.2	2.6	22.5
d11	A26	<u>0.4</u>	<u>99.6</u>	<u>0.0</u>	0.0	<u>4</u>	2.9 × 10 ³	36.2	2501	<u>6.9</u>	17256.9	2.2	22.3
d12	A26	<u>3.9</u>	<u>87.0</u>	<u>9.1</u>	0.0	<u>11</u>	2.9 × 10 ³	37.1	2499	<u>7.1</u>	17742.9	2.5	22.2
d13	A26	<u>4.6</u>	<u>88.6</u>	<u>6.8</u>	0.0	<u>13</u>	2.9 × 10 ³	38.2	2512	<u>6.9</u>	17332.8	2.1	21.9
d14	A26	<u>2.2</u>	<u>89.6</u>	<u>8.2</u>	0.0	<u>12</u>	3.1 × 10 ³	38.0	2488	<u>7.8</u>	19406.4	2.6	22.9
d15	A26	<u>2.5</u>	<u>88.0</u>	<u>9.5</u>	0.0	<u>15</u>	3.2 × 10 ³	29.2	2382	<u>8.5</u>	20247.0	2.9	25.1
d16	A26	<u>3.1</u>	<u>59.8</u>	<u>37.1</u>	0.0	<u>28</u>	3.1 × 10 ³	25.2	1543	<u>8.2</u>	12652.6	2.8	35.2
d17	A26	<u>0.5</u>	<u>99.5</u>	<u>0.0</u>	0.0	<u>3</u>	2.9 × 10 ³	36.1	2532	<u>6.8</u>	17217.6	2.2	19.8
d18	A27	8.9	64.8	26.3	0.0	34	<u>7.2</u> × 10 ³	11.9	2295	<u>9.8</u>	22491.0	0.5	22.8
d19	A27	8.8	65.2	26.0	0.0	33	<u>6.7</u> × 10 ³	11.8	2293	<u>9.8</u>	22471.4	0.4	23.5
d20	A27	<u>4.2</u>	63.5	27.9	<u>4.4</u>	33	1.5 × 10 ³	40.0	1852	<u>9.7</u>	17964.4	0.1	51.2
d21	A27	<u>0.0</u>	<u>12.0</u>	<u>0.0</u>	<u>88.0</u>	—	<u>4.8</u> × 10 ³	—	<u>800</u>	25.9	20720.0	12.0	77.0
d22	A27	<u>0.0</u>	<u>0.0</u>	10.0	<u>90.0</u>	—	<u>5.2</u> × 10 ³	—	<u>455</u>	36.2	16471.0	16.3	95.0
d23	A27	<u>4.5</u>	82.0	11.5	2.0	52	1.3 × 10 ³	39.1	1832	<u>9.7</u>	17770.4	1.2	51.2
d24	A27	<u>0.0</u>	<u>0.0</u>	10.2	<u>89.8</u>	—	2.6 × 10 ³	—	<u>465</u>	35.8	16647.0	15.8	99.0
d25	A27	<u>3.2</u>	66.8	24.7	<u>5.3</u>	40	2.3 × 10 ³	31.5	2265	<u>9.5</u>	21517.5	5.7	41.2
d26	A27	<u>0.5</u>	<u>99.5</u>	<u>0.0</u>	0.0	<u>3</u>	2.6 × 10 ³	36.5	2298	<u>8.8</u>	20222.4	4.5	40.9
d27	A27	<u>0.4</u>	<u>99.6</u>	<u>0.0</u>	0.0	<u>4</u>	2.6 × 10 ³	36.6	2295	<u>8.7</u>	19966.5	4.6	41.0
d28	A27	<u>0.6</u>	<u>99.4</u>	<u>0.0</u>	0.0	<u>3</u>	2.6 × 10 ³	36.1	2258	<u>8.8</u>	19870.4	4.4	40.8
d29	A27	<u>3.8</u>	<u>88.0</u>	<u>8.2</u>	0.0	<u>10</u>	2.6 × 10 ³	36.5	2289	<u>8.5</u>	19456.5	4.3	41.2
d30	A27	<u>4.2</u>	<u>89.0</u>	<u>6.8</u>	0.0	<u>12</u>	2.6 × 10 ³	37.1	2293	<u>8.8</u>	20178.4	4.5	42.0
d31	A27	<u>2.0</u>	<u>89.2</u>	<u>8.8</u>	0.0	<u>12</u>	2.6 × 10 ³	36.8	2295	<u>8.4</u>	19278.0	4.6	41.5
d32	A27	<u>2.4</u>	<u>89.1</u>	<u>8.5</u>	0.0	<u>14</u>	2.5 × 10 ³	30.2	2375	<u>9.8</u>	23275.0	6.3	39.0
d33	A27	<u>3.0</u>	64.5	<u>32.5</u>	0.0	<u>27</u>	2.4 × 10 ³	27.1	1468	<u>8.7</u>	12771.6	6.1	63.5
d34	A27	<u>0.5</u>	<u>99.5</u>	<u>0.0</u>	0.0	<u>2</u>	2.6 × 10 ³	36.2	2319	<u>8.4</u>	19479.6	4.1	36.2

[0356]

比较例

[0357] *下划线表示在本发明的范围外或特性值不优选。

[0358] 产业上的可利用性

[0359] 根据本发明的上述方案,能够获得具有1400MPa以上的抗拉强度并且延展性优异的钢构件。本发明的钢构件特别适于作为汽车的耐碰撞部件来使用。

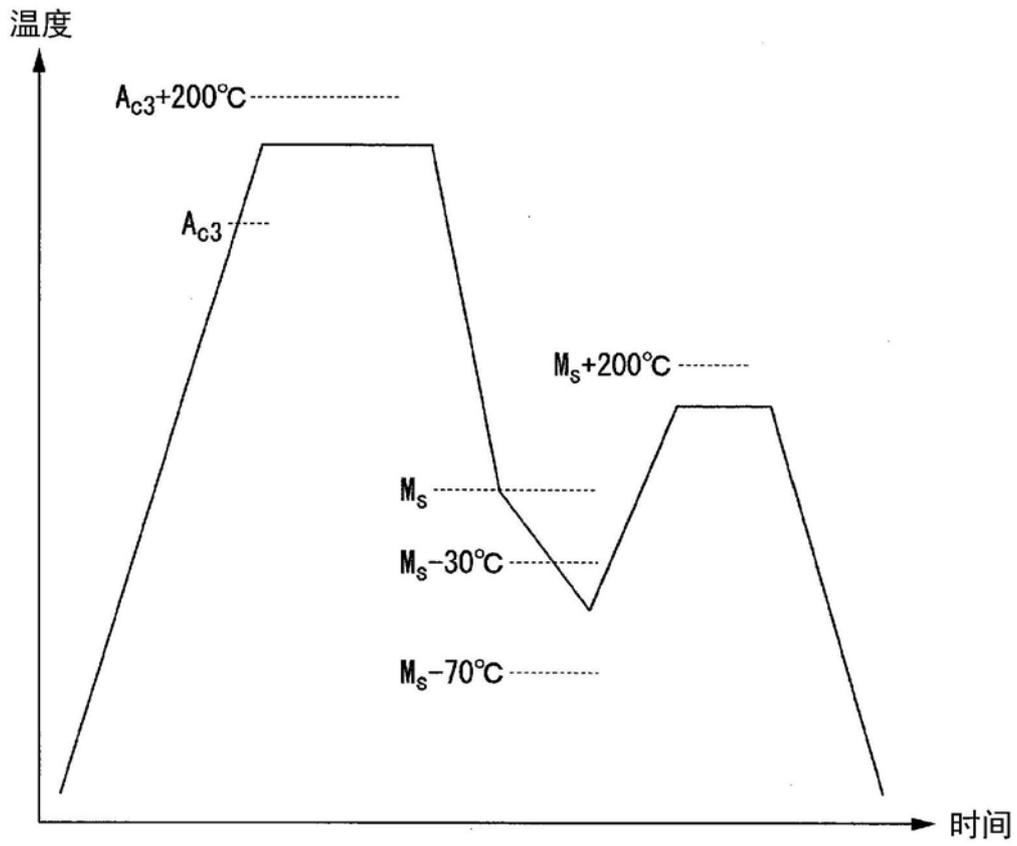


图1