(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 118786234 A
(43)申请公布日 2024.10.15

(21)申请号 202280092849.9
(22)申请日 2022.10.31
(30)优先权数据
2022-057719 2022.03.30 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2024.08.29
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2022/040833 2022.10.31
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2023/188504 JA 2023.10.05
(71)申请人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本
(72)发明人 吉冈真平 木村英之 本田佑马
(74)专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司 11227
专利代理师 朝鲁门
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 9/46(2006.01)
C22C 38/06(2006.01)
C22C 38/60(2006.01)

权利要求书2页 说明书17页

(54)发明名称

钢板和部件以及它们的制造方法

(57)摘要

本发明提供一种同时实现TS:1310MPa以上的强度和优异的耐延迟断裂特性的钢板。将该钢板设为规定的成分组成,并且设为以马氏体和贝氏体为主体的复合组织,将存在于马氏体和贝氏体的晶粒内的碳化物设为5%～25%,将碳化物的平均当量圆直径设为10nm～80nm,并且使碳化物的粒径分布满足式(1)。

CN 118786234 A

1.一种钢板,具有以下成分组成:以质量%计,C:0.12%～0.40%、Si:1.50%以下、Mn:0.20%～3.50%、P:0.050%以下、S:0.0100%以下、sol.Al:1.00%以下以及N:0.010%以下,剩余部分为Fe和不可避免的杂质,

并且,马氏体和贝氏体的合计的面积率为95%～100%,

存在于所述马氏体和所述贝氏体的晶粒内的碳化物的面积率为5%～25%,

所述碳化物的平均当量圆直径为10nm～80nm,

并且,所述碳化物的粒径分布满足下式(1),

拉伸强度为1310MPa以上,

$$\frac{n}{(n-1)(n-2)}\sum_{i=1}^{n}\left(\frac{x_i-\mathrm{X}}{s}\right)^3 \geqslant 1.20 \quad \cdots (1)$$

其中,

xi:当量圆直径为(5.0×i)nm以上且小于(5.0×(i+1))nm的碳化物的个数密度、单位为个/μm^2,

i:1～n的整数,

n:31,

X:xi的平均值,

s:xi的标准差。

2.根据权利要求1所述的钢板,其中,所述成分组成进一步以质量%计含有以下的A组和B组中的至少一者:

A组

选自Cu:1.00%以下、Ni:1.00%以下、Mo:0.50%以下、Cr:1.00%以下、Zr:0.100%以下、Ca:0.0100%以下、Ti:0.100%以下、Nb:0.100%以下、B:0.0100%以下、V:0.200%以下、W:0.200%以下、Sb:0.100%以下、Sn:0.100%以下以及Mg:0.0100%以下中的一种或两种以上,

B组

选自Se、As、Pb、Bi、Zn、Cs、Rb、Co、La、Tl、Nd、Y、In、Be、Hf、Tc、Ta、O、La、Ce和Pr中的一种或两种以上:合计为0.02%以下。

3.根据权利要求1所述的钢板,其中,表面具有镀层。

4.根据权利要求2所述的钢板,其中,表面具有镀层。

5.一种部件,使用权利要求1～4中任一项所述的钢板而成。

6.一种钢板的制造方法,具有如下工序:

轧制工序,对具有权利要求1或2所述的成分组成的钢板坯实施轧制,制成钢板,

退火工序,将所述钢板在退火温度:A_3点以上以及退火时间:30秒以上的条件下进行退火,

第1冷却工序,接着,将所述钢板在所述退火温度～第2冷却开始温度的温度区间内以平均冷却速度:10℃/秒以下进行冷却,

第2冷却工序,将所述钢板在所述第2冷却开始温度:680℃以上、所述第2冷却开始温度～50℃的温度区间的平均冷却速度:30℃/秒以上的条件下,冷却到50℃以下的冷却停止温

度,以及

回火工序,将所述钢板在满足下式(2)、(3)和(4)的条件下进行回火;

$\lambda1 \leqslant 5000$ ・・・(2)

$\lambda2 \geqslant 3100$ ・・・(3)

$\lambda2 \leqslant 0.88 \times \lambda1 + 400$ ・・・(4)

其中,

λ1:回火工序的第1区间的回火参数、λ2:回火工序的第2区间的回火参数,分别由下式(5)和(6)定义,

$\lambda1 = T1 \times (\log t1 + 20)$ ・・・(5)

$\lambda2 = T2 \times (\log t2 + 20)$ ・・・(6)

另外,

t1:回火工序的第1区间的滞留时间、单位为s、

T1:回火工序的第1区间的中间温度、单位为℃、

t2:回火工序的第2区间的滞留时间、单位为s、

T2:回火工序的第2区间的中间温度、单位为℃,

回火工序的第1区间和第2区间是指在回火工序中,将位于100℃以上的温度区间的时间区域进行二等分,将前半设为回火工序的第1区间,将后半设为回火工序的第2区间。

7.根据权利要求6所述的钢板的制造方法,其中,在所述回火工序后,进一步具有对所述钢板进行镀覆处理的镀覆处理工序。

8.一种部件的制造方法,具有对权利要求1~4中任一项所述的钢板实施成型加工和接合加工中的至少一个而制成部件的工序。

钢板和部件以及它们的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及钢板和部件以及它们的制造方法。

背景技术

[0002] 近年来,由于汽车的车身轻量化需求的进一步提高,高强度钢板在车身骨架部件中的应用正在得到发展。

[0003] 作为这种高强度钢板,例如,专利文献1中公开了:

[0004] “一种高强度冷轧钢板,其特征在于,具有以下化学组成:

[0005] 以质量%计,含有C:大于0.140%且小于0.400%、Si:大于0.35%且小于0.50%、Mn:大于1.50%且小于4.00%、P:0.100%以下、S:0.010%以下、Al:0.100%以下、N:0.0100%以下、Ti:0%以上且小于0.050%、Nb:0%以上且小于0.050%、V:0%~0.50%、Cr:0%~1.00%、Mo:0%~0.50%、B:0%~0.0100%、Ca:0%~0.0100%、Mg:0%~0.0100%、REM:0%~0.0500%、Bi:0%~0.050%,剩余部分由Fe和杂质构成,

[0006] 从表面起板厚的1/4的位置处的组织以体积率计包含:70.0%以上的回火马氏体、大于3.0%且小于10.0%的残余奥氏体、合计25.0%以下的铁素体和贝氏体、以及5.0%以下的马氏体,

[0007] 从上述表面起25μm的位置处的组织以体积率计包含:合计70%以上的铁素体和贝氏体、以及合计30%以下的马氏体和回火马氏体,

[0008] 在从上述表面起25μm的位置处,上述马氏体和上述回火马氏体的平均粒径为5.0μm以下,

[0009] 拉伸强度为1310MPa以上,均匀伸长率为5.0%以上,90°V弯曲的极限弯曲半径R与板厚t之比、即R/t为5.0以下。”

[0010] 专利文献2中公开了:

[0011] “一种耐延迟断裂性优异的高强度钢板,其特征在于,

[0012] 化学成分组成满足C:0.08~0.20%(质量%的意思。关于化学成分组成,以下相同)、Si:0.20~3.0%、Mn:1.0~3.5%、Al:3%以下(不包含0%)、P:0.15%以下(不包含0%)、S:0.02%以下(不包含0%)以及N:0.01%以下(不包含0%),剩余部分由铁和不可避免的杂质构成,

[0013] 回火马氏体和碳化物合计占全部组织的95面积%以上,并且,

[0014] 在从钢板表面起沿板厚方向深度10μm的位置至板厚的1/4深度的位置的组织中,满足原奥氏体粒径(Dγ):20μm以下,以及碳化物所占的面积率(Q值):0.20%以下(其中,不包含Q值=0%),

[0015] 而且,拉伸强度为1180MPa~1370MPa。”

[0016] 现有技术文献

[0017] 专利文献

[0018] 专利文献1:日本专利第6635236号

[0019] 专利文献2:日本专利第5906154号

发明内容

[0020] 然而,以往,在将高强度钢板应用于车体骨架部件时,一直在积极研究将钢板加热而进行压制的所谓的热压成型中应用高强度钢板。然而,最近,从成本、生产性的观点出发,正在开始研究在冷轧成型(以下也称冷轧)中应用高强度钢板。

[0021] 对高强度钢板、特别是拉伸强度(以下也称TS):1310MPa以上的钢板进行冷轧时,由于部件内的残余应力的增加或因坯材本身引起的耐延迟断裂特性的恶化,显现延迟断裂。这里,延迟断裂是指以如下方式导致断裂的现象。即,在对部件施加高应力的状态下,该部件被置于氢侵入环境下时,氢侵入该部件内。由此产生原子间结合力的下降、局所的变形,从而产生微小裂纹,该微小裂纹发展而导致断裂。

[0022] 已知钢板的耐延迟断裂特性一般随着合金元素的添加量的增加而恶化。因此,以马氏体、贝氏体为主相且极力减少有助于强度的合金元素的添加的设计思想是有效的。然而,即使在以马氏体、贝氏体为主相的情况下,伴随高强度化的耐延迟断裂特性的恶化也作为实用上的课题而显现,需要进一步提高耐延迟断裂特性的技术。

[0023] 例如,在专利文献1公开的高强度钢板中,在表层部生成铁素体、贝氏体。因此,C在铁素体、贝氏体周围的未相变奥氏体部浓缩,从未相变奥氏体部生成的马氏体非常硬。其结果,它们成为应力集中部而助长延迟断裂。

[0024] 另外,在专利文献2公开的高强度钢板中,由于将马氏体中的碳化物的面积率设为一定以下,因此原γ晶粒内的固溶C量较多,原γ晶粒内的强度高。在此,延迟断裂通常以原γ晶界为起点发生。因此,当原γ晶粒内的强度高时,原γ晶界的强度相对变低,助长由晶界断裂引起的延迟断裂。

[0025] 本发明是为了应对上述的要求而开发的,其目的在于提供一种同时实现TS:1310MPa以上的强度和优异的耐延迟断裂特性的钢板及其有利的制造方法。

[0026] 另外,本发明的目的还在于提供以上述的钢板为坯材的部件及其制造方法。

[0027] 因此,发明人等为了实现上述的目的,反复深入研究,结果得到了以下见解。

[0028] i)马氏体、贝氏体的晶粒内的强度与固溶C量成比例,固溶C量与碳化物的析出量相关。因此,为了在抑制晶界处的延迟断裂的同时获得TS:1310MPa以上的强度,重要的是控制碳化物的析出量和尺寸。

[0029] ii)微细的碳化物具有阻碍作为延迟断裂原因的氢的扩散,改善耐延迟断裂特性的效果。然而,若要使全部的碳化物微细地析出,碳化物的析出量不足,得不到抑制晶界处的延迟断裂的效果。为了兼顾这些,除了碳化物的面积率和尺寸外,适当地控制碳化物的粒径分布是有效的。

[0030] iii)为了控制碳化物的粒径分布,重要的是将制造条件、特别是将回火工序分为两个区间,在各个区间中,分别且适当地控制根据滞留时间和中间温度算出的回火参数。

[0031] 本发明是基于上述见解,再加上进一步反复研究而完成的。

[0032] 即,本发明的主要构成如下。

[0033] 1.一种钢板,具有以下成分组成,

[0034] 以质量%计,C:0.12%~0.40%、Si:1.50%以下、Mn:0.20%~3.50%、P:0.050%

以下、S:0.0100％以下、sol.Al:1.00％以下以及N:0.010％以下,剩余部分为Fe和不可避免的杂质,

[0035] 马氏体和贝氏体的合计的面积率为95％～100％,

[0036] 存在于上述马氏体和上述贝氏体的晶粒内的碳化物的面积率为5％～25％,

[0037] 上述碳化物的平均当量圆直径为10nm～80nm,并且,

[0038] 上述碳化物的粒径分布满足下式(1),

[0039] 拉伸强度为1310MPa以上。

[0040] $$\frac{n}{(n-1)(n-2)}\sum_{i=1}^{n}\left(\frac{x_i-\mathrm{X}}{s}\right)^3 \geqslant 1.20 \quad \cdots (1)$$

[0041] 其中,

[0042] xi:当量圆直径为(5.0×i)nm以上且小于(5.0×(i+1))nm的碳化物的个数密度[个/μm^2]

[0043] i:1～n的整数

[0044] n:31

[0045] X:xi的平均值

[0046] s:xi的标准差

[0047] 2.根据上述1所述的钢板,其中,上述成分组成进一步以质量％计含有以下的A组和B组中的至少一者。

[0048] (A组)

[0049] 选自Cu:1.00％以下、Ni:1.00％以下、Mo:0.50％以下、Cr:1.00％以下、Zr:0.100％以下、Ca:0.0100％以下、Ti:0.100％以下、Nb:0.100％以下、B:0.0100％以下、V:0.200％以下、W:0.200％以下、Sb:0.100％以下、Sn:0.100％以下以及Mg:0.0100％以下中的一种或两种以上。

[0050] (B组)

[0051] 选自Se、As、Pb、Bi、Zn、Cs、Rb、Co、La、Tl、Nd、Y、In、Be、Hf、Tc、Ta、O、La、Ce和Pr中的一种或两种以上:合计为0.02％以下。

[0052] 3.根据上述1或2所述的钢板,其中,表面具有镀层。

[0053] 4.一种部件,使用上述1～3中任一项所述的钢板而成。

[0054] 5.一种钢板的制造方法,具有如下工序:

[0055] 轧制工序,对具有1或2所述的成分组成的钢板坯实施轧制,制成钢板,

[0056] 退火工序,将上述钢板在退火温度:A_3点以上以及退火时间:30秒以上的条件下进行退火,

[0057] 第1冷却工序,接着,将上述钢板在上述退火温度～第2冷却开始温度的温度区间内以平均冷却速度:10℃/秒以下进行冷却,

[0058] 第2冷却工序,将上述钢板在上述第2冷却开始温度:680℃以上、上述第2冷却开始温度～50℃的温度区间的平均冷却速度:30℃/秒以上的条件冷却到50℃以下的冷却停止温度,以及

[0059] 回火工序,将上述钢板在满足下式(2)、(3)和(4)的条件下进行回火。

[0060] $\lambda1 \leq 5000$ • • • (2)

[0061] $\lambda2 \geq 3100$ • • • (3)

[0062] $\lambda2 \leq 0.88 \times \lambda1 + 400$ • • • (4)

[0063] 其中,

[0064] λ1:回火工序的第1区间的回火参数,λ2:回火工序的第2区间的回火参数,分别由下式(5)和(6)定义。

[0065] $\lambda1 = T1 \times (\log t1 + 20)$ • • • (5)

[0066] $\lambda2 = T2 \times (\log t2 + 20)$ • • • (6)

[0067] 另外,

[0068] t1:回火工序的第1区间的滞留时间[s]、

[0069] T1:回火工序的第1区间的中间温度[℃]、

[0070] t2:回火工序的第2区间的滞留时间[s]、

[0071] T2:回火工序的第2区间的中间温度[℃]。

[0072] 回火工序的第1区间和第2区间是指在回火工序中,将位于100℃以上的温度区间的时间区域进行二等分,将前半设为回火工序的第1区间,将后半设为回火工序的第2区间。

[0073] 6.根据上述5所述的钢板的制造方法,其中,在上述回火工序后,进一步具有对上述钢板进行镀覆处理的镀覆处理工序。

[0074] 7.一种部件的制造方法,具有对上述1～3中任一项所述的钢板实施成型加工和接合加工中的至少一者而制成部件的工序。

[0075] 根据本发明,可以得到同时实现TS:1310MPa以上的强度和优异的耐延迟断裂特性的钢板。另外,本发明的钢板由于具有上述的特性,因此,对于需要高强度的各种部件,可以在冷轧中应用,因此在成本、生产性方面更有利地有助于部件强度的提高和轻量化。特别是本发明的钢板适合作为经由冷轧而供于汽车、家电产品等中的冷轧用钢板。

具体实施方式

[0076] 基于以下实施方式说明本发明。

[0077] [1]钢板

[0078] 首先,对根据本发明的一个实施方式的钢板的成分组成进行说明。应予说明,成分组成中的单位均为“质量%”,以下,除另有说明外,仅以“%”表示。

[0079] C:0.12%～0.40%

[0080] C是从提高马氏体、贝氏体的强度,确保TS:1310MPa以上的强度的观点而含有的。在C含量小于0.12%时,很难稳定地得到规定的强度。因此,将C含量设为0.12%以上。从得到TS:1470MPa以上的观点出发,C含量优选为0.18%以上。从得到TS:1700MPa以上的观点出发,C含量更优选为0.24%以上。另一方面,如果C含量大于0.40%,强度变得过高,难以确保优异的耐延迟断裂特性。因此,将C含量设为0.40%以下。C含量优选为0.36%以下,更优选为0.32%以下。

[0081] Si:1.50%以下

[0082] Si可以作为基于固溶强化的强化元素而添加。Si含量的下限没有特别限定,也可以为0%。但从获得上述效果的观点出发,Si含量优选为0.02%以上。Si含量更优选为

0.10％以上。另一方面,如果Si的含量超过1.50％,则其效果饱和。另外,Si的偏析量变多,使耐延迟断裂特性恶化。因此,将Si含量设为1.50％以下。Si含量优选为1.20％以下,更优选为1.00％以下,进一步优选为0.80％以下。

[0083] Mn:0.20％～3.50％

[0084] Mn是提高钢的淬透性的元素,为了确保马氏体而含有。这里,从工业上稳定地确保马氏体的观点出发,将Mn含量设为0.20％以上。Mn含量优选为0.80％以上。另一方面,如果过度含有Mn,则可能通过形成粗大的MnS、Mn偏析而使耐延迟断裂特性恶化。因此,将Mn含量设为3.50％以下。Mn含量优选为3.00％以下,更优选为2.50％以下,进一步优选为2.00％以下。

[0085] P:0.050％以下

[0086] P是强化钢的元素,但如果其含量多,则点焊性恶化。因此,将P含量设为0.050％以下。从上述观点出发,P含量优选为0.020％以下。应予说明,P含量的下限没有特别限定。但是,为了将P含量减少至小于0.002％,需要大量成本。因此,从成本的观点出发,P含量优选为0.002％以上。

[0087] S:0.0100％以下

[0088] S通过形成粗大MnS而使耐延迟断裂特性恶化。因此,将S含量设为0.0100％以下。从上述观点出发,S含量优选为0.0050％以下,更优选为0.0020％以下。应予说明,S含量的下限没有特别限定。但是,为了将S含量减少到小于0.0002％,需要大量的成本。因此,从成本的观点出发,S含量优选为0.0002％以上。

[0089] sol.Al:1.00％以下

[0090] Al可以是为了进行充分的脱氧,减少钢中夹杂物而含有的。sol.Al含量的下限没有特别限定,也可以为0％。但是,从稳定地进行脱氧的观点出发,sol.Al含量优选为0.005％以上,更优选为0.01％以上。另一方面,如果sol.Al含量超过1.00％,则大量生成Al系的粗大夹杂物,耐延迟断裂特性恶化。因此,将sol.Al含量设为1.00％以下。sol.Al含量优选为0.80％以下,更优选为0.50％以下。

[0091] N:0.010％以下

[0092] N形成粗大的氮化物,使耐延迟断裂特性恶化。因此,将N设为0.010％以下。N含量优选为0.0080％以下。N含量的下限没有特别限定,也可以为0％。但是,从在工业上实施的观点出发,N含量优选为0.0005％以上。

[0093] 以上,对根据本发明的一个实施方式的钢板的基本成分进行了说明,但根据本发明的一个实施方式的钢板具有含有上述基本成分、且除上述基本成分以外的剩余部分包含Fe(铁)和不可避免的杂质的成分组成。这里,根据本发明的一个实施方式的钢板优选具有含有上述基本成分、且剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成。在根据本发明的一个实施方式的钢板中,除上述基本成分外,还可以含有选自以下所示的任意添加成分中的一种或两种以上。应予说明,如果含有以下所示的上限值以下的以下所示的任意添加成分,则能够得到本发明的效果,因此也可以不特别设置下限值。另外,当含有小于后述的适当的下限值的以下所示的各任意添加成分时,该成分也可以作为不可避免的杂质而含有。

[0094] Cu:1.00％以下、Ni:1.00％以下、Mo:0.50％以下、Cr:1.00％以下、Zr:0.100％以下、Ca:0.0100％以下、Ti:0.100％以下、Nb:0.100％以下、B:0.0100％以下、V:0.200％以

下、W:0.200%以下、Sb:0.100%以下、Sn:0.100%以下、以及Mg:0.0100%以下

[0095] Cu:1.00%以下

[0096] Cu是提高耐蚀性的元素。另外,Cu利用腐蚀产物覆盖钢板表面来抑制氢向钢板的侵入,还具有提高耐延迟断裂特性的效果。从上述观点出发,Cu含量优选大于0%,更优选为0.01%以上。特别地,从提高耐延迟断裂特性的观点出发,Cu含量进一步优选为0.05%以上。然而,如果Cu含量变得过多,则成为表面缺陷的原因。因此,在含有Cu的情况下,其含量优选为1.00%以下。

[0097] Ni:1.00%以下

[0098] Ni也是提高耐蚀性的元素。从上述观点出发,Ni含量优选大于0%,更优选为0.01%以上。然而,如果Ni含量过多,则加热炉内的氧化皮生成不均匀,成为表面缺陷的原因。另外,也导致成本增加。因此,在含有Ni的情况下,其含量优选为1.00%以下。

[0099] Mo:0.50%以下

[0100] Mo可以是以提高钢的淬透性,获得稳定地确保规定的强度的效果为目的而含有的。从得到上述效果的观点出发,Mo含量优选大于0%,更优选为0.001%以上,进一步优选为0.005%以上。然而,如果Mo含量大于0.50%,则导致化学转化处理性的恶化。因此,在含有Mo的情况下,其含量优选为0.50%以下。

[0101] Cr:1.00%以下

[0102] Cr可以是以获得提高钢的淬透性的效果为目的而含有的。从得到上述效果的观点出发,Cr含量优选大于0%,更优选为0.001%以上。然而,如果Cr含量超过1.00%,则导致化学转化处理性的恶化。因此,在含有Cr的情况下,其含量优选为1.00%以下。应予说明,从防止化学转化处理性的恶化的观点出发,Cr含量更优选为0.20%以下。

[0103] Zr:0.100%以下

[0104] Zr通过原γ粒径的微细化、由此引起的马氏体的内部构造的微细化而有助于高强度化。从这样的观点出发,Zr含量优选大于0%,更优选为0.001%以上。然而,如果过度含有Zr,则Zr系的粗大的析出物增加,导致耐延迟断裂特性的恶化。因此,在含有Zr的情况下,其含量优选为0.100%以下。

[0105] Ca:0.0100%以下

[0106] Ca将S固定为CaS,具有改善耐延迟断裂特性的效果。从得到这样的效果的观点出发,Ca含量优选大于0%,更优选为0.0001%以上。然而,如果过度含有Ca,则表面品质恶化。因此,在含有Ca的情况下,其含量优选为0.0100%以下。Ca含量更优选为0.0050%以下。

[0107] Ti:0.100%以下

[0108] Ti在形成BN之前形成TiN。由此,固溶B得以确保,能够得到淬透性的稳定化的效果。从得到这样的效果的观点出发,Ti含量优选大于0%,更优选为0.002%以上。另一方面,如果过度含有Ti,则生成大量粗大的TiN、TiC等夹杂物,使耐延迟断裂特性恶化。因此,将Ti含量设为0.100%以下。Ti含量优选为0.060%以下,更优选为0.055%以下。

[0109] Nb:0.100%以下

[0110] Nb通过原γ粒径的微细化、由此引起的马氏体的内部构造的微细化而有助于高强度化。从这样的观点出发,Nb含量优选大于0%,更优选为0.002%以上。然而,如果过度含有Nb,则Nb系的粗大的析出物增加,导致耐延迟断裂特性的恶化。因此,在含有Nb的情况下,其

含量优选为0.100％以下。

[0111] B:0.0100％以下

[0112] B是提高钢的淬透性的元素,具有即使含有少量的Mn,也能增加马氏体的生成量的优点。从得到这样的效果的观点出发,B含量优选大于0％,更优选为0.0002％以上,进一步优选为0.0005％以上。另一方面,如果B含量大于0.0100％,则其效果饱和。因此,将B含量设为0.0100％以下。

[0113] V:0.200％以下

[0114] V可以是以获得提高钢的淬透性的效果以及基于马氏体的微细化而高强度化的效果为目的而含有的。从得到这样的效果的观点出发,V含量优选大于0％,更优选为0.001％以上。然而,如果V含量大于0.200％,则导致铸造性恶化。因此,在含有V的情况下,其含量优选为0.200％以下。

[0115] W:0.200％以下

[0116] W通过形成微细的W系碳化物·碳氮化合物而有助于高强度化。从这样的观点出发,W含量优选大于0％,更优选为0.001％以上。然而,如果过度含有W,则在热轧工序的板坯加热时以未固溶的状态残留的粗大的析出物增加,导致耐延迟断裂特性的恶化。因此,在含有W的情况下,其含量优选为0.200％以下。

[0117] Sb:0.100％以下

[0118] Sb抑制钢板的表层的氧化、氮化,由此抑制C、B的减少。由于C、B的减少得到抑制,钢板的表层的铁素体生成得到抑制,有助于高强度化。从这样的观点出发,Sb含量优选大于0％,更优选为0.001％以上。然而,Sb含量如果大于0.100％,则铸造性恶化。另外,Sb在原γ晶界处偏析,导致耐延迟断裂特性的恶化。因此,在含有Sb的情况下,其含量优选为0.100％以下。

[0119] Sn:0.100％以下

[0120] Sn抑制钢板的表层的氧化、氮化,由此抑制C、B的减少。由于C、B的减少得到抑制,钢板的表层的铁素体生成得到抑制,有助于高强度化、以及耐延迟断裂特性的改善。从这样的观点出发,Sn含量优选大于0％,更优选为0.001％以上。然而,Sn含量如果大于0.100％,则铸造性恶化。另外,Sn在原γ晶界处偏析,导致耐延迟断裂特性的恶化。因此,在含有Sn的情况下,其含量优选为0.100％以下。

[0121] Mg:0.0100％以下

[0122] Mg作为MgO来固定O,改善耐延迟断裂特性。从这样的观点出发,Mg含量优选大于0％,更优选为0.0001％以上。然而,如果过度含有Mg,则导致表面品质、耐延迟断裂特性的恶化。因此,在含有Mg的情况下,其含量优选为0.0100％以下。

[0123] 应予说明,作为上述以外的元素,例如可以举出Se、As、Pb、Bi、Zn、Cs、Rb、Co、La、Tl、Nd、Y、In、Be、Hf、Tc、Ta、O、La、Ce和Pr等,如果从这些的元素中选择一种或两种以上的合计的含量为0.02％以下,是可以允许的。当然,这些元素的含量的任一种都可以为0％。

[0124] 上述以外的元素为Fe和不可避免的杂质。

[0125] 接着,对根据本发明的一个实施方式的钢板的组织进行说明。

[0126] 根据本发明的一个实施方式的钢板的组织如下:

[0127] 马氏体和贝氏体的合计的面积率为95％～100％,

[0128] 存在于上述马氏体和上述贝氏体的晶粒内的碳化物的面积率为5％～25％，

[0129] 上述碳化物的平均当量圆直径为10nm～80nm，并且，

[0130] 上述碳化物的粒径分布满足上述式(1)。

[0131] 以下，对各限定理由进行说明。应予说明，面积率是相对于组织整体的面积率。

[0132] 马氏体和贝氏体的合计面积率：95％～100％

[0133] 为了获得规定的强度，将马氏体和贝氏体的合计面积率设为95％以上。如果马氏体和贝氏体的合计面积率小于95％，则作为剩余部分组织的铁素体、残余奥氏体和珠光体增加，难以获得规定的强度。应予说明，作为以马氏体和贝氏体的合计面积率小于95％的组织构成来确保规定的强度的方法，例如有降低回火温度、增加C量的方法。然而，当降低回火温度时，韧性下降，耐延迟断裂特性恶化。另外，在增加C量的方法中，可能会使焊接性恶化。因此，将马氏体和贝氏体的合计面积率设为95％以上。应予说明，马氏体和贝氏体的合计面积率的上限没有特别限定，也可以为100％。

[0134] 剩余部分的面积率：5％以下

[0135] 构成马氏体和贝氏体以外的剩余部分的组织可能会使强度下降，助长延迟断裂。因此，将剩余部分的面积率设为5％以下。剩余部分的面积率的下限没有特别限定，剩余部分的面积率也可以为0％。应予说明，作为构成马氏体和贝氏体以外的剩余部分的组织，可以举出铁素体、残余奥氏体和珠光体。

[0136] 这里，马氏体和贝氏体的合计面积率如下进行测定。

[0137] 即，对钢板的L剖面(与轧制方向平行的垂直剖面)进行研磨，然后用硝酸乙醇腐蚀，将钢板的L剖面在钢板的板厚1/4位置处通过SEM以2000倍的倍率观察4个视场。接下来，对拍摄的组织照片进行图像分析。马氏体和贝氏体均是呈现灰色对比度的区域。在马氏体和贝氏体中，内部有时包含碳化物、氮化物、硫化物、氧化物等夹杂物，但这些夹杂物所占的区域也包含在马氏体和贝氏体的面积中。另外，在上述呈灰色对比度的区域中，由于可能包含残余奥氏体，因此通过后述的方法从上述呈灰色对比度的区域的面积率中减去残余奥氏体的面积率，算出马氏体和贝氏体的合计面积率。

[0138] 应予说明，马氏体和贝氏体是以在制造过程中产生回火的所谓的回火马氏体和回火贝氏体为主体构成的。这里，回火马氏体和回火贝氏体中也包含连续冷却中产生自回火的马氏体和贝氏体。另外，马氏体的一部分中，不产生回火的所谓的新鲜马氏体有时以面积率计含有5％以下(在后述的实施例的发明例中，(内部未确认到碳化物)新鲜马氏体的面积率均为5％以下)。在回火马氏体中，通常内部包含白色对比度的碳化物。另一方面，在新鲜马氏体中，内部未确认到碳化物。

[0139] 另外，剩余部分组织中，铁素体是呈黑色对比度的区域。珠光体是铁素体与板状且白色对比度的渗碳体成为层状的组织。

[0140] 应予说明，马氏体与贝氏体基本上可以通过上述的SEM的组织照片的对比度差来辨别。然而，在难以辨别两者的情况下，可以通过使用SEM以10000倍的倍率观察内部所含的碳化物的位置、变化来进行辨别。即，在贝氏体中，碳化物在板条状组织的界面或板条内生成。另外，由于贝氏体铁素体与渗碳体晶体取向关系为1种，因此生成的碳化物沿单一方向伸长。另一方面，在主要构成马氏体的回火马氏体中，碳化物在板条内生成。另外，由于板条与碳化物晶体取向关系为2种以上，因此生成的碳化物沿多个方向伸长。由此，通过使用SEM

以10000倍的倍率观察内部含有的碳化物的位置、变化,能够辨别回火马氏体和贝氏体。

[0141] 接下来,算出上述呈灰色对比度的区域的4个视场的合计面积,求出该合计面积除以4个视场的观察区域的总面积再乘以100得到的值。接下来,从求出的值中减去通过后述的方法测定的残余奥氏体的面积率,将该值作为马氏体和贝氏体的合计面积率。其中,呈灰色对比度的区域中,排除面积小于1μm^{2}的岛状区域,算出马氏体和贝氏体的合计面积率。

[0142] 这里,残余奥氏体的面积率如下测定。

[0143] 即,用草酸对钢板进行化学研磨至距表面200μm的深度。接下来,将化学研磨后的面作为观察面,通过X射线衍射法观察。入射X射线使用MoKα线,求出fcc铁(奥氏体)的(200)、(220)和(311)各面的衍射强度相对于bcc铁的(200)、(211)和(220)各面的衍射强度的比。接下来,根据各面的衍射强度之比,算出残余奥氏体的体积率。然后,假设残余奥氏体为三维均质,将残余奥氏体的体积率视为残余奥氏体的面积率。

[0144] 另外,剩余部分的面积率通过从100%中减去如上所述求出的马氏体和贝氏体的合计面积率而求出。

[0145] [剩余部分的面积率(%)]=100-[马氏体和贝氏体的合计面积率(%)]

[0146] 存在于马氏体和贝氏体的晶粒内的碳化物的面积率:5%~25%

[0147] 存在于马氏体和贝氏体的晶粒内的碳化物(以下,也简称为碳化物)阻碍作为延迟断裂原因的氢的扩散。另外,碳化物通过使晶粒内强度下降,减小晶粒内强度与晶界强度之差,相对地强化晶界。通过这些,耐延迟断裂特性得到改善。当碳化物的面积率小于5%时,得不到充分的上述的耐延迟断裂特性的改善效果。另一方面,当碳化物的面积率大于25%时,难以确保规定的强度。因此,碳化物的面积率为5%~25%。碳化物的面积率优选为10%以上。碳化物的面积率优选为20%以下。

[0148] 碳化物的平均当量圆直径:10nm~80nm

[0149] 另外,当碳化物的平均当量圆直径小于10nm时,得不到充分的上述的耐延迟断裂特性的改善效果。另一方面,当碳化物的平均当量圆直径大于80nm时,难以确保规定的强度。另外,原γ晶界上碳化物粗大地析出,可能会助长由晶界断裂引起的延迟断裂。因此,将碳化物的平均当量圆直径设为10nm~80nm。碳化物的平均当量圆直径优选为60nm以下,更优选为40nm以下。

[0150] 碳化物的粒径分布:满足下式(1)。

[0151] 碳化物的粒径随着回火温度的增加而粗大化。另外,在一定温度下实施回火处理的情况下,碳化物的粒径分布成为接近正态分布的分布。下式(1)表示碳化物的粒径分布不是正态分布而是以较细的碳化物为主体且含有一定量的粗大的碳化物的状态。发明人等反复进行了各种研究,发现通过满足下式(1),可以得到优异的耐延迟断裂特性。该机理尚不确定,但发明人等认为较微细的碳化物带来的氢捕获效果与粗大的碳化物的形成所引起的固溶C量的减少产生协同作用。因此,对于晶粒内碳化物的粒径分布,使其满足下式(1)。下式(1)的左边值优选为1.35以上,更优选为1.50以上。另外,下式(1)的左边值的上限没有特别限定,例如下式(1)的左边值优选为2.20以下。

[0152] $$\frac{n}{(n-1)(n-2)}\sum_{i=1}^{n}\left(\frac{x_i-\mathrm{X}}{s}\right)^3 \geqslant 1.20 \quad \cdots (1)$$

[0153] 其中,

[0154] xi:当量圆直径为(5.0×i)nm以上且小于(5.0×(i+1))nm的碳化物的个数密度[个/μm^2]

[0155] i:1～n的整数

[0156] n:31

[0157] X:xi的平均值(x1～x31的(算术)平均值)

[0158] s:xi的标准差(x1～x31的标准差)

[0159] 另外,碳化物的面积率和平均当量圆直径的测定、以及上述式(1)的左边值的计算如下进行。

[0160] 即,对钢板的L剖面(与轧制方向平行的垂直剖面)进行研磨,用硝酸乙醇腐蚀。接下来,使用SEM对钢板的L剖面在钢板的板厚1/4位置处观察,获取内透镜SE图像。应予说明,在内透镜SE图像中,由于受到物质表面的功函数、局部带电引起的表面电位的变化的影响,能够得到对物质的差异敏感的图像,因此可以清晰地确认基体铁和碳化物的边界。另外,设为加速电压:1kV、操作距离:4mm、倍率:15000倍。使用ImageJ对得到的内透镜SE图像进行图像分析,对碳化物和地铁进行2值化。接下来,利用粒子分析功能,计算碳化物的合计的面积率,将该值作为碳化物的面积率。另外,计算各碳化物的当量圆直径,将这些的平均值作为碳化物的平均当量圆直径。此外,基于各碳化物的当量圆直径,分别对当量圆直径为(5.0×i)nm以上且小于(5.0×(i+1))nm的碳化物的个数进行计数,求出xi(当量圆直径为(5.0×i)nm以上且小于(5.0×(i+1))nm的碳化物的个数密度)。根据求出的xi计算上述式(1)的左边值。

[0161] 这里,各碳化物的当量圆直径通过下式计算。

[0162] [各碳化物的当量圆直径(nm)]＝(4×[各碳化物的面积(nm^2)]÷π)$^{1/2}$

[0163] 应予说明,在碳化物的面积率和平均当量圆直径的计算中,排除当量圆直径小于5nm的碳化物。

[0164] 另外,在马氏体的区域中,内部存在原γ晶界、板条束边界和板条块边界,有时在这些晶界和边界上碳化物析出成薄片状,这些碳化物不包含在马氏体的晶粒内存在的碳化物中。

[0165] 接着,对根据本发明的一个实施方式的钢板的机械特性进行说明。

[0166] 拉伸强度(TS):1310MPa以上

[0167] 根据本发明的一个实施方式的钢板,其特征在于,即使TS:1310MPa以上,耐延迟断裂特性也优异。因此,将TS设为1310MPa以上。TS优选为1470MPa以上,更优选为1700MPa以上。对于TS的上限没有特别限定,例如TS可以优选为2500MPa以下。应予说明,TS是通过依据JIS Z 2241的拉伸试验进行测定的。详细如后述的实施例中记载。

[0168] 另外,根据本发明的一个实施方式的钢板,在其表面(单面或两面)可以具有镀层。镀层的种类没有特别限定,例如可以举出镀锌层、锌以外的金属镀层。另外,镀层还可以包含以锌等为主的成分以外的成分。作为镀锌层,例如可以举出熔融镀锌层、合金化熔融镀锌层、电镀锌层。

[0169] 应予说明,根据本发明的一个实施方式的钢板的板厚没有特别限定,优选为0.5mm～3.0mm。另外,根据本发明的一个实施方式的钢板,可以是热轧钢板,也可以是冷轧钢板。

[0170] [2]部件

[0171] 接着,对本发明的一个实施方式的部件进行说明。

[0172] 根据本发明的一个实施方式的部件是使用上述的钢板而成(作为坯材)的部件。例如,对作为坯材的钢板实施成型加工和接合加工中的至少一个、优选实施冷轧,制成部件。

[0173] 这里,上述的钢板同时实现TS:1310MPa以上的强度和优异的耐延迟断裂特性。另外,上述的钢板由于上述的特性,相对于需要高强度的各种部件,可以应用于冷轧,因此在成本、生产性的方面能够更有利地有助于部件强度的提高和轻量化。因此,根据本发明的一个实施方式的部件,特别优选适用于汽车、家电产品等使用的部件。

[0174] [3]钢板的制造方法

[0175] 接着,对根据本发明的一个实施方式的钢板的制造方法进行说明。

[0176] 根据本发明的一个实施方式的钢板的制造方法,具有如下工序:

[0177] 轧制工序,对具有上述成分组成的钢板坯实施轧制,制成钢板,

[0178] 退火工序,将上述钢板在退火温度:A_3点以上以及退火时间:30秒以上进行退火,

[0179] 第1冷却工序,接着,将上述钢板以上述退火温度~第2冷却开始温度的温度区间的平均冷却速度:10℃/秒以下进行冷却,

[0180] 第2冷却工序,将上述钢板以上述第2冷却开始温度:680℃以上、上述第2冷却开始温度~50℃的温度区间的平均冷却速度:30℃/秒以上,冷却到50℃以下的冷却停止温度,以及

[0181] 回火工序,将上述钢板在满足上述式(2)、(3)和(4)的条件下进行回火。

[0182] 应予说明,除另有说明外,上述各温度是指钢板坯和钢板的表面温度的意思。

[0183] [轧制工序]

[0184] 首先,对钢板坯进行轧制,例如热轧或者热轧和冷轧,制成钢板。钢板坯的准备方法(制造条件)、热轧条件和冷轧条件没有特别限定,按照常规方法进行即可。应予说明,可以对热轧后的热轧钢板任意地实施酸洗。酸洗条件没有特别限定,按照常规方法即可。另外,可以对冷轧后的冷轧钢板任意地实施酸洗。酸洗条件没有特别限定,按照常规方法即可。

[0185] [退火工序]

[0186] 接下来,将如上所述得到的钢板(热轧钢板或冷轧钢板)在退火温度:A_3点以上以及退火时间:30秒以上进行退火。

[0187] 退火温度:A_3点以上

[0188] 在最终产品的钢板的组织中,为了得到以上述那种马氏体和贝氏体为主体的组织,需要将退火温度设在A_3点以上。

[0189] 即,如果退火温度小于A_3点,则退火时没有生成足够的奥氏体。其结果,在最终产品中,得不到规定的马氏体和贝氏体的合计面积率,进而得不到TS:1310MPa以上。因此,将退火温度设为A_3点以上。应予说明,退火温度的上限没有特别限定,如果退火温度在一定以上,则奥氏体粒径变得粗大,韧性可能会恶化。因此,退火温度优选为1000℃以下。

[0190] 应予说明,退火温度是退火工序中的最高到达温度,退火中的保持过程的温度只要在A_3点以上,则可以是固定的,也可以是变化的。另外,A_3点按照下式求出。

[0191] A_3点(℃)=910−203×[C%]$^{0.5}$+44.7×[Si%]+31.5×[Mo%]−30×[Mn%]−11

×[Cr%]+700×[P%]+400×[Al%]+400×[Ti%]

[0192] 退火时间:30秒以上

[0193] 如果退火时间小于30秒,则退火时没有生成足够的奥氏体。其结果,在最终产品中,得不到规定的马氏体和贝氏体的合计面积率,进而得不到TS:1310MPa以上。因此,退火时间设为30秒以上。应予说明,退火时间的上限没有特别限定,但如果退火时间为一定以上,则奥氏体粒径变粗大,韧性可能会恶化。因此,退火时间优选为900秒以下。

[0194] 应予说明,退火时间是指在A_3点以上的温度区间的保持时间(滞留时间)。

[0195] [第1冷却工序]

[0196] 接下来,对如上所述实施退火后的钢板在退火温度~(后述的)第2冷却开始温度的温度区间以平均冷却速度:10℃/秒以下进行冷却。

[0197] 退火温度~第2冷却开始温度的温度区间的平均冷却速度:10℃/秒以下

[0198] 退火温度~第2冷却开始温度的温度区间的平均冷却速度(以下,也称第1冷却速度)如果大于10℃/秒,则在2次冷却开始前的钢板中产生温度偏差,第2冷却工序后的板形状可能会变的不平坦。当板形状不平坦时,会产生例如成型为汽车部件时难以确保尺寸精度等问题。因此,将第1冷却速度设为10℃/秒以下。第1冷却速度优选为8℃/秒以下。应予说明,第1冷却速度的下限没有特别限定,第1冷却速度优选为1℃/秒以上。

[0199] [第2冷却工序]

[0200] 接下来,将钢板在第2冷却开始温度:680℃以上、第2冷却开始温度~50℃的温度区间设为平均冷却速度:30℃/秒以上,冷却到50℃以下的冷却停止温度。

[0201] 第2冷却开始温度:680℃以上

[0202] 当第2冷却开始温度小于680℃时,残余γ、珠光体过度生成,在最终产品中可能得不到规定的马氏体和贝氏体的合计面积率。另外,冷却中产生马氏体、贝氏体的回火,碳化物可能会过度粗大化。因此,将第2冷却开始温度设为680℃以上。第2冷却开始温度的上限没有特别限定,例如优选第2冷却开始温度为850℃以下。另外,第2冷却开始温度优选退火温度—50℃以下。

[0203] 第2冷却开始温度~50℃的温度区间的平均冷却速度:30℃/秒以上

[0204] 第2冷却开始温度~50℃的温度区间的平均冷却速度(以下,也称第2冷却速度)小于30℃/秒时,残余γ、珠光体过度生成,在最终产品中可能得不到规定的马氏体和贝氏体的合计面积率。另外,冷却中产生马氏体、贝氏体的回火,碳化物可能会过度粗大化。因此,将第2冷却速度设为30℃/秒以上。第2冷却速度优选为50℃/秒以上,更优选为100℃/秒以上。应予说明,第2冷却速度的上限没有特别限定,第2冷却速度优选为2000℃/秒以下。

[0205] 冷却停止温度:50℃以下

[0206] 从抑制碳化物的粗大化的观点出发,冷却停止温度设为50℃以下。应予说明,冷却停止温度的下限没有特别限定,冷却停止温度优选为5℃以上。

[0207] [回火工序]

[0208] 接下来,将钢板在同时满足下式(2)、(3)和(4)的条件下回火。

[0209] $\lambda1 \leq 5000$ • • • (2)

[0210] 如果λ1过大,则碳化物的面积率过大,难以得到规定的强度。因此,λ1设为5000以下。λ1更优选为4700以下。λ1的下限没有特别限定,例如λ1优选为3500以上。

[0211] $\lambda 2 \geq 3100 \cdots (3)$

[0212] 如果λ2过小,难以得到有助于氢捕捉的微细的碳化物,难以得到满足上述式(1)的碳化物的粒径分布。因此,λ2设为3100以上。

[0213] $\lambda 2 \leq 0.88 \times \lambda 1 + 400 \cdots (4)$

[0214] 另外,在与λ1的关系中,通过控制λ2以满足上述式(4),可以得到有助于氢捕捉的微细的碳化物,进而能够得到满足上述式(1)的碳化物的粒径分布。因此,在与λ1的关系中,控制λ2以满足上述式(4)。

[0215] 应予说明,在上述式(2)~(4)中,

[0216] λ1:回火工序的第1区间的回火参数、λ2:回火工序的第2区间的回火参数,分别由下式(5)和(6)式定义。

[0217] $\lambda 1 = T1 \times (\log t1 + 20) \cdots (5)$

[0218] $\lambda 2 = T2 \times (\log t2 + 20) \cdots (6)$

[0219] 另外,

[0220] t1:回火工序的第1区间的滞留时间[s]、

[0221] T1:回火工序的第1区间的中间温度[℃]、

[0222] t2:回火工序的第2区间的滞留时间[s]、

[0223] T2:回火工序的第2区间的中间温度[℃],

[0224] 应予说明,上述式(5)和(6)中的log表示常用对数(底=10)。

[0225] 回火工序的第1区间和第2区间是指在回火工序中,位于100℃以上的温度区间的时间区域进行二等分,将前半设为回火工序的第1区间,将后半设为回火工序的第2区间。

[0226] 另外,对于T1和T2,测定第1区间和第2区间的中间时刻的温度,将该测定值分别作为T1和T2。

[0227] 应予说明,t1和t2没有特别限定,例如分别优选设为200~700秒。另外,T1和T2也没有特别限定,例如,T1优选150~220℃,T2优选150~200℃。

[0228] 从表面粗度的调整、板形状的平坦化等压制成型的形状精度稳定化的观点出发,可以对得到的钢板任意地实施表皮光轧(调质轧制)、矫直加工。表皮光轧、矫直加工的条件没有特别限定,按照常规方法即可。

[0229] [镀覆处理工序]

[0230] 另外,可以对得到的钢板实施镀覆处理。通过实施镀覆处理,可以得到表面具有镀层的钢板。镀覆处理方法没有特别限定,例如可以举出熔融镀覆、电镀。另外,也可以是在熔融镀覆后实施合金化的镀覆处理。另外,镀覆的种类也没有特别限定,例如可以举出镀锌、镀锌以外的金属。镀覆处理的条件没有特别限定,按照常规方法即可。应予说明,镀浴中还可以包含以锌等为主的成分以外的成分。另外,在进行镀覆处理的情况下,当进行上述表皮光轧时,优选在镀覆处理后进行表皮光轧。

[0231] 应予说明,上述的退火工序后的各工序可以任意地通过连续退火进行,也可以通过分批退火进行,从生产性的观点出发,优选通过连续退火进行。

[0232] 除上述以外的条件没有特别限定。按照常规方法即可。

[0233] [4]部件的制造方法

[0234] 接着,对根据本发明的一个实施方式的部件的制造方法进行说明。

[0235] 根据本发明的一个实施方式的部件的制造方法具有对上述钢板(例如通过上述钢板的制造方法制造出的钢板)实施成型加工和接合加工中的至少一个而制成部件的工序、优选实施冷轧制成部件的工序。

[0236] 这里,成型加工方法没有特别限定,例如可以使用冲压加工等一般的加工方法。另外,接合加工方法也没有特别限定,例如可以使用点焊、激光焊、电弧焊等一般的焊接、铆钉接合、铆接接合等。应予说明,成型条件和接合条件没有特别限定,按照常规方法即可。冷轧条件没有特别限定,按照常规方法即可。

[0237] 实施例

[0238] 对具有表1所示的成分组成(剩余部分为Fe和不可避免的杂质)的钢进行熔炼,铸造成钢板坯。将得到的钢板坯在精轧温度:840~950℃,卷取温度:400~700℃的条件下进行热轧,得到热轧钢板。接下来,对得到的热轧钢板在酸洗后进行冷轧,得到冷轧钢板。对得到的冷轧钢板在表2所示的条件下实施基于连续退火的热处理(退火工序、第1冷却工序、第2冷却工序和回火工序)。应予说明,第2冷却工序中的冷却停止温度均设为室温(25℃)。接下来,对一部分冷轧钢板(No.17的冷轧钢板)实施镀覆处理(电镀锌处理),在冷轧钢板的表面设置镀层。应予说明,作为最终产品的钢板的板厚均设为1.4mm。另外,No.27的退火时间是在No.27的退火温度下的保持时间。明确记载的条件以外,可以按照常规方法。

[0239] 这样,使用得到的钢板按照上述要领,进行钢板的组织鉴定、存在于马氏体和贝氏体的晶粒内的碳化物的面积率以及平均当量圆直径测定。另外,按照上述要领,求出上述式(1)的左边值。将结果示于表3。

[0240] 另外,按照以下的要领进行拉伸试验和延迟断裂试验。

[0241] 拉伸试验依据JIS Z 2241进行。即,从钢板上以长边方向相对于钢板的轧制方向呈直角的方式采取JIS5号试片。使用采取的试片,在十字头速度:10mm/min的条件下进行拉伸试验,测定TS。结果一并记录在表3中。应予说明,评价基准如下。

[0242] ·TS

[0243] 合格:1310MPa以上

[0244] 不合格:小于1310MPa

[0245] 延迟断裂试验是通过低形变速度拉伸试验按照以下的要领进行的。即,将钢板的两面研磨加工成板厚:1.2mm,对表面进行抛光,加工成平行部长度:15mm、平行部宽度:6mm的形状,制作试片。接下来,对试片进行预先充氢(应予说明,在钢板的板厚小于1.2mm的情况下,至少将单面研磨加工0.1mm以上,对表面进行抛光,制作试片)。预先充氢是在向液温:20~30℃的3质量%NaCl水溶液添加3g/L的硫氰酸铵后的处理液中,以电流密度:0.05mA/cm^2、保持时间:48小时的条件下进行的。预先填充结束后,交换处理液,在与预先充氢相同的条件下一边进行充氢,一边使用上述试片在变形速度:0.005mm/min的条件下进行拉伸试验,求出最大应力值(σH)。另外,从各钢板中按照与上述相同的要领制作试片,除了不进行预先充氢和充氢外,按照与上述相同的条件在大气环境中进行拉伸试验,求出最大应力值(σN)。接下来,求出应力比σH/σN,将应力比σH/σN作为耐延迟断裂特性的指标。并且,将应力比σH/σN满足下式(7)的情况判定为耐延迟断裂特性优异(表3中的耐延迟断裂特性的判定一栏为“合格”),不满足该式的情况判定为耐延迟断裂特性不充分(表3中的耐延迟断裂特性的判定一栏为“不合格”)。结果一并记录在表3中。

[0246] $\sigma H/\sigma N \geq 1.15-0.0002\times TS$ • • • (7)

[0247] 这里,TS为该钢板的拉伸强度。

[0248] 另外,从在成型为汽车部件时确保尺寸精度的观点出发,需要板形状良好。因此,将钢板切割成1000mm宽度、500mm长度,将切割好的钢板水平设置在平台上,测量平台上的最高点的位置的高度(距平台表面的距离)。并且,将从该测定值中减去该钢板的板厚而得的值定义为最大翘曲高度,作为板形状的指标。并且,将最大翘曲高度为20mm以下的钢板判定为板形状良好(表3中的板形状一栏为“合格”),将最大翘曲高度大于20mm的钢板判定为板形状不好(表3中的板形状一栏为“不合格”)。

[0249] 结果一并记录在表3中。

[0250] [表1]

钢序号	成分组成(质量%) C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	其他	A_3点(℃)	备注
A	0.13	1.26	0.87	0.008	0.0011	0.03	0.003		884	适合钢
B	0.38	1.14	1.95	0.003	0.0004	0.03	0.004		791	适合钢
C	0.18	1.50	1.87	0.014	0.0015	0.04	0.003		861	适合钢
D	0.31	0.02	0.40	0.015	0.0011	0.03	0.004		808	适合钢
E	0.30	0.59	3.40	0.016	0.0003	0.02	0.004		742	适合钢
F	0.15	0.44	2.11	0.046	0.0003	0.02	0.005		828	适合钢
G	0.18	1.01	1.35	0.003	0.0038	0.02	0.003		839	适合钢
H	0.20	0.75	0.70	0.008	0.0024	0.56	0.004		1061	适合钢
I	0.34	0.18	1.60	0.013	0.0018	0.02	0.007		769	适合钢
J	0.30	0.34	2.35	0.015	0.0008	0.04	0.004	Cu:0.08, Ni:0.10	770	适合钢
K	0.19	1.17	1.90	0.012	0.0006	0.01	0.003	Mo:0.03, Cr:0.02, Zr:0.008	830	适合钢
L	0.21	0.26	1.84	0.020	0.0008	0.02	0.003	Ca0.0001, Ti:0.014, B:0.0012	801	适合钢
M	0.28	0.77	1.37	0.010	0.0016	0.03	0.003	Nb:0.012, B:0.0010	815	适合钢
N	0.24	0.22	1.26	0.007	0.0006	0.01	0.003	V:0.007, W:0.004, Sb:0.006	791	适合钢
O	0.14	0.93	1.15	0.014	0.0015	0.02	0.003	Sn:0.005, Mg:0.0005, As:0.002	859	适合钢
P	0.37	0.10	2.31	0.008	0.0004	0.02	0.004	Cu:0.14, Ti:0.030, B:0.0028	747	适合钢
Q	0.32	1.26	2.07	0.016	0.0006	0.02	0.003	Ni:0.08, Mo:0.05, V:0.010, Co:0.015	810	适合钢
R	0.11	1.14	2.45	0.017	0.0018	0.04	0.004		848	比较钢
S	0.43	0.60	0.83	0.017	0.0019	0.03	0.003		803	比较钢
T	0.26	1.60	1.78	0.019	0.0016	0.03	0.004		850	比较钢
U	0.16	0.56	0.10	0.006	0.0011	0.03	0.004		867	比较钢
V	0.21	1.13	3.60	0.022	0.0014	0.02	0.004		783	比较钢
W	0.17	0.34	1.83	0.055	0.0013	0.04	0.004		841	比较钢
X	0.34	0.89	2.89	0.020	0.0113	0.03	0.004		771	比较钢
Y	0.25	1.10	1.06	0.018	0.0012	1.05	0.005		1258	比较钢
Z	0.24	1.07	2.90	0.003	0.0014	0.03	0.011		785	比较钢
AA	0.13	0.70	0.55	0.010	0.0075	0.01	0.003		863	适合钢
AB	0.15	0.60	0.75	0.010	0.0045	0.01	0.003		847	适合钢
AC	0.39	0.02	3.46	0.002	0.0003	0.80	0.003		1002	适合钢
AD	0.35	0.25	2.45	0.005	0.0003	0.61	0.003		975	适合钢

※下划线部分表示不满足本发明的规定范围、条件的情况

[0251] [表2]

No.	钢序号	退火		第1冷却	第2冷却		回火			有无镀覆处理	备注
		退火温度(℃)	退火时间(s)	第1冷却速度(℃/s)	第2冷却开始温度(℃)	第2冷却速度(℃/s)	λ1	λ2	0.88×λ1+400		
1	A	918	490	7	812	666	4302	3851	4186	无	发明例
2	B	871	450	4	726	130	4187	4042	4085	无	发明例
3	C	873	330	6	732	117	4876	4330	4691	无	发明例
4	D	902	370	6	812	722	3573	3392	3545	无	发明例
5	E	788	160	8	681	41	4225	3518	4118	无	发明例
6	F	868	250	6	722	76	4844	3872	4663	无	发明例
7	G	865	590	5	799	682	4426	3680	4294	无	发明例
8	H	1066	420	5	821	751	4546	4240	4401	无	发明例
9	I	792	390	8	738	662	4590	3666	4439	无	发明例
10	J	801	150	7	724	86	3812	3494	3754	无	发明例
11	K	845	450	8	735	102	4509	4212	4368	无	发明例
12	L	840	550	5	710	116	3837	3568	3777	无	发明例
13	M	827	400	6	749	626	3630	3485	3595	无	发明例
14	N	892	570	7	780	689	4186	3658	4084	无	发明例
15	O	899	240	6	782	712	4044	3921	3959	无	发明例
16	P	779	200	5	718	88	4879	4170	4694	无	发明例
17	Q	833	190	7	742	91	4058	3510	3971	有	发明例
18	R	878	550	4	716	99	4664	3621	4505	无	比较例
19	S	889	530	6	753	733	4532	4328	4388	无	比较例
20	T	874	430	7	753	548	3880	3736	3814	无	比较例
21	U	887	110	5	771	83	4124	3906	4029	无	比较例
22	V	823	420	5	743	82	4248	3575	4138	无	比较例
23	W	868	270	8	842	78	4478	3927	4340	无	比较例
24	X	799	520	4	715	52	3786	3199	3732	无	比较例
25	Y	1263	460	6	822	882	4635	3597	4479	无	比较例
26	Z	844	160	5	736	648	3702	3364	3658	无	比较例
27	A	800	590	6	723	754	4026	3701	3943	无	比较例
28	A	919	10	8	702	715	3775	3643	3722	无	比较例
29	D	841	480	4	650	699	3825	3423	3766	无	比较例
30	D	912	560	14	668	721	4226	3864	4119	无	比较例
31	H	1067	390	5	742	15	3635	3225	3599	无	比较例
32	H	1065	430	7	810	789	5479	5205	5222	无	比较例
33	O	899	390	5	798	876	3680	3048	3638	无	比较例
34	P	765	910	4	728	92	3561	3561	3534	无	比较例
35	AA	875	570	6	750	812	3630	3485	3595	无	发明例
36	AB	875	570	5	748	799	3630	3485	3595	无	发明例
37	AC	1020	580	5	910	120	3915	3510	3845	无	发明例
38	AD	1010	580	5	900	110	3802	3578	3745	无	发明例

[0252] ※下划线部分表示不满足本发明的规定范围、条件的情况

[0253] [表3]

[0254]

No.	钢序号	各相的面积率		存在于马氏体和贝氏体的合计的晶粒内的碳化物			拉伸强度(MPa)	耐延迟断裂特性			板形状	备注
		马氏体和贝氏体的合计(%)	剩余部分(%)	面积率(%)	平均当量圆直径(nm)	式(1)的左边值		式(7)的右边值	σH/σN	判定		
1	A	100	0	10	19	1.59	1313	0.89	0.99	合格	合格	发明例
2	B	100	0	14	25	1.37	2116	0.73	0.75	合格	合格	发明例
3	C	100	0	16	29	1.77	1507	0.85	0.94	合格	合格	发明例
4	D	95	5	10	15	1.31	1755	0.80	0.87	合格	合格	发明例
5	E	100	0	15	12	1.76	1945	0.76	0.86	合格	合格	发明例
6	F	98	2	17	27	2.12	1325	0.89	0.94	合格	合格	发明例
7	G	100	0	13	18	1.83	1472	0.86	0.91	合格	合格	发明例
8	H	100	0	15	27	1.55	1353	0.88	0.93	合格	合格	发明例
9	I	99	1	19	20	2.02	1920	0.77	0.84	合格	合格	发明例
10	J	100	0	11	14	1.42	1887	0.77	0.86	合格	合格	发明例
11	K	100	0	13	26	1.53	1547	0.84	0.99	合格	合格	发明例
12	L	100	0	10	15	1.39	1588	0.83	0.92	合格	合格	发明例
13	M	100	0	8	18	2.14	1828	0.78	0.84	合格	合格	发明例
14	N	100	0	13	24	1.70	1565	0.84	1.02	合格	合格	发明例
15	O	100	0	9	21	1.32	1336	0.88	0.98	合格	合格	发明例
16	P	100	0	22	32	1.94	2048	0.74	0.86	合格	合格	发明例
17	Q	100	0	11	15	1.63	1986	0.75	0.81	合格	合格	发明例
18	R	100	0	13	16	2.08	1290	0.89	0.97	合格	合格	比较例
19	S	100	0	19	36	1.46	2140	0.72	0.65	不合格	合格	比较例
20	T	100	0	8	14	1.27	1813	0.79	0.71	不合格	合格	比较例
21	U	49	51	11	21	1.40	1078	0.93	0.98	合格	合格	比较例
22	V	100	0	12	11	1.71	1710	0.81	0.70	不合格	合格	比较例
23	W	100	0	14	27	1.76	1386	0.87	0.76	不合格	合格	比较例
24	X	100	0	11	6	1.58	2079	0.73	0.48	不合格	合格	比较例
25	Y	100	0	16	12	2.04	1407	0.87	0.82	不合格	合格	比较例
26	Z	100	0	8	8	1.38	1772	0.80	0.78	不合格	合格	比较例
27	A	48	52	8	15	1.44	1101	0.93	0.98	合格	合格	比较例
28	A	91	9	6	12	1.24	1357	0.88	0.79	不合格	合格	比较例
29	D	83	17	12	13	1.49	1622	0.83	0.72	不合格	合格	比较例
30	D	85	15	16	25	1.57	1668	0.82	0.79	不合格	不合格	比较例
31	H	36	64	7	5	1.56	916	0.97	1.00	合格	合格	比较例
32	H	100	0	26	81	1.95	1281	0.89	0.99	合格	合格	比较例
33	O	100	0	4	2	1.58	1358	0.88	0.85	不合格	合格	比较例
34	P	100	0	11	18	1.18	2107	0.73	0.70	不合格	合格	比较例
35	AA	95	5	5	11	2.07	1310	0.89	0.90	合格	合格	发明例
36	AB	95	5	6	12	2.08	1366	0.88	0.92	合格	合格	发明例
37	AC	100	0	15	17	1.53	2001	0.75	0.81	合格	合格	发明例
38	AD	100	0	13	16	1.36	1898	0.77	0.83	合格	合格	发明例

[0255] ※下划线部分表示不满足本发明的规定范围、条件的情况

[0256] 如表3所示,在任意的发明例中,拉伸强度(TS)和耐延迟断裂特性这两者均合格。另外,板形状也良好。另外,使用发明例的钢板,实施包括冷轧在内的各种成型加工而得到的各种形状的部件以及实施接合加工而得到的各种形状的部件,均不发生延迟断裂,另外还具有足够的拉伸强度(TS)。

[0257] 另一方面,在比较例中,拉伸强度(TS)和耐延迟断裂特性中的至少一个不充分。

[0258] 工业上的可利用性

[0259] 根据本发明,可以得到同时实现TS:1310MPa以上的强度和优异的耐延迟断裂特性的钢板。另外,由于本发明的钢板的上述的特性,对于需要高强度的各种部件,可以在冷轧中应用,因此在成本、生产性的方面能够更有利地有助于部件强度的提高和轻量化。