



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 117980520 A

(43) 申请公布日 2024. 05. 03

(21) 申请号 202280064002.X

(22) 申请日 2022.09.09

(30) 优先权数据

2021-160629 2021.09.30 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2024.03.21

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2022/033946 2022.09.09

(87) PCT国际申请的公布数据

W02023/053909 JA 2023.04.06

(71) 申请人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本东京

(72) 发明人 知场三周 王芳怡 松井洋一郎

金子真次郎 横田毅 尾园秀斗

(74) 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限  
责任公司 11219

专利代理师 盛曼 金龙河

(51) Int.Cl.

G22C 38/00 (2006.01)

G21D 9/46 (2006.01)

G22C 38/06 (2006.01)

G22C 38/60 (2006.01)

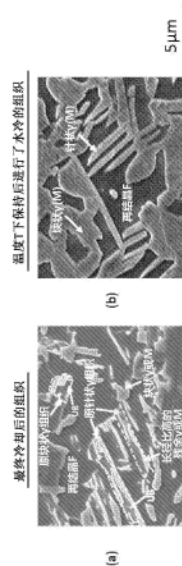
权利要求书2页 说明书25页 附图2页

(54) 发明名称

钢板、构件和它们的制造方法

(57) 摘要

本发明提供具有高强度、高延展性、优良的延伸凸缘成形性和良好的化学转化处理性的钢板、构件和它们的制造方法。一种钢板,其中,设定成以质量%计含有特定量的C、Si、Mn、P、S、sol.Al、N的成分组成,将多边形铁素体、上贝氏体、残余 $\gamma$ 、新鲜马氏体、回火马氏体和下贝氏体的合计、余量组织设定为特定的比例,将等效圆直径小于 $0.8\mu\text{m}$ 的新鲜马氏体粒子和残余 $\gamma$ 粒子的个数设定为特定的比例,将长径比为2.0以上且等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的新鲜马氏体粒子和残余 $\gamma$ 粒子的个数设定为特定的比例。



1. 一种钢板,其具有以质量%计含有C:0.10~0.24%、Si:0.4%以上且小于1.60%、Mn:2.0~3.6%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:小于1.0%、N:小于0.015%、并且满足以下的式(1)、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,

$$\text{Si}/\text{Mn}<0.50\cdots\text{式}(1)$$

在此,式(1)中,Si、Mn分别表示Si含量(质量%)、Mn含量(质量%),

所述钢板具有多边形铁素体的面积率为5%以上且25%以下、上贝氏体的面积率为5%以上且50%以下、残余奥氏体的体积率为3%以上且20%以下、新鲜马氏体的面积率为12%以下(包括0%)、回火马氏体和下贝氏体的面积率的合计为10%以上且50%以下、并且余量组织的面积率为5%以下的组织,

等效圆直径小于0.8 $\mu\text{m}$ 的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的合计个数相对于新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的全部粒子的个数的比例为50%以上,

并且,长径比为2.0以上且等效圆直径为0.8 $\mu\text{m}$ 以上的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子相对于等效圆直径为0.8 $\mu\text{m}$ 以上的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的个数的比例为30%以上。

2. 根据权利要求1所述的钢板,其中,作为所述成分组成,以质量%计还含有选自Nb:0.2%以下、Ti:0.2%以下、V:0.2%以下、B:0.01%以下、Cu:0.2%以下、Ni:0.2%以下、Cr:0.4%以下、Mo:0.15%以下中的一种或两种以上。

3. 根据权利要求1或2所述的钢板,其中,所述成分组成以质量%计还含有选自Mg:0.0050%以下、Ca:0.0050%以下、Sn:0.10%以下、Sb:0.10%以下、REM:0.0050%以下中的一种或两种以上。

4. 一种构件,其是使用权利要求1~3中任一项所述的钢板而成的构件。

5. 一种钢板的制造方法,其包括:

冷轧工序,对具有权利要求1~3中任一项所述的成分组成的钢坯实施热轧和酸洗后,对得到的热轧钢板实施冷轧处理,由此得到冷轧钢板;和

退火工序,对所述冷轧钢板实施退火处理,由此得到钢板,

所述冷轧工序包括的所述冷轧处理如下所述:

将累积冷轧率设定为30~85%,将第一道次的压下率设定为5%以上且小于25%,由此得到具有{111}<0-11>取向、{111}<11-2>取向、{211}<0-11>取向和{100}<011>取向的组织的合计相对于bcc相的全部组织以面积率计为35%以上且75%以下的所述冷轧钢板,

所述退火工序包括的所述退火处理如下所述:

对于所述冷轧钢板,将500 $^{\circ}\text{C}$ 以上且Ac1以下的温度范围内的平均加热速度设定为0.5~15 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ,进行加热直至840 $^{\circ}\text{C}$ 以下且满足 $0.6\leq(T-\text{Ac}1)/(\text{Ac}3-\text{Ac}1)<1.0$ 的退火温度T为止,

该加热后,在露点Td为-50 $^{\circ}\text{C}$ 以上且-30 $^{\circ}\text{C}$ 以下的炉内气氛中在所述退火温度T下进行均热保持,由此得到针状奥氏体组织以数密度计为5个/1000 $\mu\text{m}^2$ 以上的钢板,

接着,实施将750~550 $^{\circ}\text{C}$ 温度范围内的平均冷却速度设定为6.0 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上、冷却至550 $^{\circ}\text{C}$ 以下且400 $^{\circ}\text{C}$ 以上的第一冷却停止温度Tc1的第一冷却,

该第一冷却后,实施在所述第一冷却停止温度Tc1下保持25秒以上的第一保持,

该第一保持后,实施在350 $^{\circ}\text{C}$ 以下且200 $^{\circ}\text{C}$ 以上的温度范围内以3.0~80 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的平均冷

却速度进行冷却、冷却至320℃以下且150℃以上的第二冷却停止温度Tc2的第二冷却，  
实施在所述第二冷却停止温度Tc2下保持2~20秒的第二保持，

该第二保持后，在350~500℃温度范围内实施20~3000秒过时效保持，该过时效保持后，实施进行冷却的第三冷却。

6. 一种构件的制造方法，其包括对权利要求1~3中任一项所述的钢板实施成形加工、接合加工中的至少一者而制成构件的工序。

## 钢板、构件和它们的制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及适合于在汽车、家电等中经过冲压成形工序后使用的具有复杂形状的冲压成形品用途且化学转化处理性优良的钢板、使用了该钢板的构件和它们的制造方法。

### 背景技术

[0002] 在全球加强CO<sub>2</sub>排放限制的背景下,进一步要求汽车用钢板的高强度化所带来的车身重量的轻量化,对于车身、座椅部件也正在推进980MPa级以上的高强度钢板的应用。通常,如果对钢板进行高强度化,则延展性、延伸凸缘性等冲压成形性降低,容易产生冲压成形时的裂纹,形状的自由度降低,因此,仅限于应用于简单形状的部件。因此,为了将高强度钢板应用于复杂形状部件,在维持或提高成形性的同时推进钢板的高强度化很重要。

[0003] 出于这样的背景,作为使钢板的延展性提高的技术,开发了使钢板的显微组织中分散有残余奥氏体(残余 $\gamma$ )的TRIP钢。

[0004] 例如,在专利文献1中公开了一种基于等温淬火处理(从单相区退火温度或双相区退火温度冷却至贝氏体相变温度,进行等温保持,由此活用等温保持中或冷却中的贝氏体相变而形成残余 $\gamma$ 的处理)的制造方法,公开了将含有C:0.10~0.45%、Si:0.5~1.8%、Mn:0.5~3.0%的钢板在退火后在350~500°C的温度范围内进行1~30分钟时效处理由此形成残余 $\gamma$ ,得到TS:80kgf/mm<sup>2</sup>以上且TS×EL:2500kgf/mm<sup>2</sup>·%以上的具有高延展性的钢板。

[0005] 在专利文献2中公开了将含有C:0.10~0.25%、Si:1.0~2.0%、Mn:1.5~3.0%的钢板在退火后以10°C/秒以上冷却至450~300°C,保持180~600秒,以成为以体积率计为5%以上的残余 $\gamma$ 、以面积率计为60%以上的贝氏体铁素体和20%以下的多边形铁素体的方式控制显微组织,由此得到延展性:EL和延伸凸缘性: $\lambda$ 都优良的钢板。

[0006] 在专利文献3中记载了一种基于Q&P处理(从单相区退火温度或双相区退火温度冷却至马氏体开始温度:Ms~马氏体结束温度:Mf为止的温度,形成马氏体组织,然后进行再加热,发生从马氏体组织向未相变 $\gamma$ 的碳分配,由此形成残余 $\gamma$ 这样的处理)的制造方法,公开了将具有特性的成分组成的钢板在退火后冷却至150~350°C的温度范围,然后再加热至350~600°C并保持,由此得到含有铁素体、回火马氏体、残余 $\gamma$ 的组织,能够得到延展性和延伸凸缘性都优良的钢板。

[0007] 专利文献1、2中记载的等温淬火处理和专利文献3中记载的Q&P处理都是用于制造TRIP钢板的热处理,由于能够得到有助于高强度化的回火马氏体,因此在更高强度的钢板的制造中优选Q&P处理。

[0008] 在专利文献4中公开了一种制造方法,其中,通过改良上述Q&P处理,在退火后的冷却时在470~405°C的温度下保持14~200秒,活用上贝氏体相变,使碳在未相变 $\gamma$ 中富集,然后冷却至Ms-90~Ms-180(°C),发生马氏体相变,然后通过再加热从马氏体组织到未相变 $\gamma$ 进行碳分配,由此得到残余 $\gamma$ ,得到兼顾高延展性和优良的延伸凸缘性的钢板。

[0009] 在以上的技术中,为了促进向未相变 $\gamma$ 的高效的碳富集,钢板中含有的Si量多。另

一方面,冲压成形构件所使用的薄钢板之后被涂装而组装入汽车等,因此以对钢板赋予良好的涂装性为目的实施化学转化处理。化学转化处理中,在存在钢板表层部的氧化膜的情况下,通过化学转化处理而附着的结晶粒子产生不均,成为涂装性劣化的因素。因此,通常,在薄钢板的制造中使用的连续退火炉中实施酸洗处理作为提高化学转化处理性的预处理,但在钢板的成分、特别是Si含量高的钢板中,由于通过酸洗无法去除的含Si表面氧化层,产生化学转化处理性显著劣化的问题。

[0010] 为了解决这样的问题,例如,在专利文献5中公开了连续地浸渍在含有氧化性的第一酸和非氧化性的第二酸的混酸液中进行酸洗后,连续地浸渍在含有非氧化性的第三酸的酸液中进行再酸洗,通过这样的工序能够使Si含量高的钢板具备优良的化学转化处理性。

[0011] 现有技术文献

[0012] 专利文献

[0013] 专利文献1:日本特公平6-35619号公报

[0014] 专利文献2:日本专利第4411221号公报

[0015] 专利文献3:日本专利第5463685号公报

[0016] 专利文献4:日本专利第6439903号公报

[0017] 专利文献5:日本专利第6041079号公报

## 发明内容

[0018] 发明所要解决的问题

[0019] 但是,专利文献1中记载的以往的TRIP钢虽然E1优良,但具有延伸凸缘成形性非常低的问题。

[0020] 在专利文献2记载的技术中,作为显微组织,主要活用贝氏体铁素体,将铁素体抑制得较少,因此,虽然延伸凸缘成形性优良,但延展性未必高。

[0021] 另外,在专利文献3记载的技术中,与以往的TRIP钢、活用贝氏体铁素体的钢相比,实现了比较高的延展性和高延伸凸缘成形性,但在中柱等难成形部件的成形中不充分,需要延展性的进一步提高。因此,如果考虑应用于难成形部件,则要求进一步改善延展性、特别是同时改善均匀伸长率和局部伸长率。该均匀伸长率由U.E1表示,该U.E1表示在作为延展性的指标的E1中直至开始产生缩颈为止的伸长量,局部伸长率由L.E1表示,该L.E1为从总伸长率:T.E1减去均匀伸长率后的伸长量,需要在维持U.E1的同时进一步增加L.E1。

[0022] 专利文献4记载的技术中,通过在退火后的冷却途中活用上贝氏体相变的保持和之后的Q&P处理以及再加热后的贝氏体相变得到了具有高延展性和优良的延伸凸缘性的钢板,但没有确认到兼顾难成形部件同时需要的弯曲成形性、胀形性的局部伸长率的改善。另外,促进从通过Q&P处理形成的马氏体向未相变 $\gamma$ 的碳分配,含有大量的Si,因此需要专利文献5所记载的特定的酸洗技术。

[0023] 专利文献5记载的酸洗是对钢板赋予优良的化学转化处理性的技术,但运行成本高,在同一连续退火炉中对各种钢板全部利用该技术进行酸洗在成本方面存在问题,因此希望确立其它技术。

[0024] 如此,在现有技术中,作为确保高延展性和优良的延伸凸缘成形性、同时具备优良的化学转化处理性的钢板的技术,还无法说很充分。

[0025] 本发明是为了解决这样的问题而完成的,目的在于提供一种具有980MPa以上的拉伸强度、实现了高延展性和优良的延伸凸缘成形性以及优良的化学转化处理性的钢板、构件和它们的制造方法。

[0026] 在此,拉伸强度为980MPa以上是指,对于在相对于轧制方向垂直的方向上具有拉伸方向的JIS5号拉伸试验片,将十字头速度设定为10mm/分钟,通过依据JIS Z 2241(2011)的规定的拉伸试验,拉伸强度为980MPa以上。

[0027] 另外,高延展性是指,对于在相对于轧制方向垂直的方向上具有拉伸方向的JIS5号拉伸试验片,将十字头速度设定为10mm/分钟,通过依据JIS Z 2241(2011)的规定的拉伸试验,拉伸强度(TS)×总伸长率(T.E1)≥18000MPa·%以上。

[0028] 另外,优良的延伸凸缘成形性是指,通过依据JFST 1001(日本钢铁联盟标准)的扩孔试验,扩孔率 $\lambda$ 为45%以上。

[0029] 另外,良好的化学转化处理性是指,对钢板以20~35A/dm<sup>2</sup>的电流密度实施2秒种的硫酸电解酸洗,进行脱脂(处理温度40℃、处理时间120秒、喷淋脱脂)、表面调整(pH9.5、处理温度室温、处理时间20秒),然后使用磷酸锌化学转化处理液进行化学转化处理(化学转化处理液的温度35℃、处理时间120秒),不存在未形成化学转化被膜组织的面。

[0030] 用于解决问题的方法

[0031] 本发明人对赋予高延展性和优良的延伸凸缘成形性的方法进行了深入研究,得出以下结论。

[0032] 在等温淬火处理中,通过400℃附近的贝氏体相变,发生向未相变奥氏体的碳分配直至fcc相和bcc相的自由能相等的T<sub>0</sub>组成,然后贝氏体相变停止。因此,粗大且热不稳定的未相变奥氏体在最终冷却时变为硬质的马氏体组织或机械性不稳定的残余 $\gamma$ ,延伸凸缘性劣化。如此,在等温淬火处理中,难以兼顾延展性和延伸凸缘性。

[0033] 另一方面,在Q&P处理(例如,在退火后的冷却途中进行保持的Q&P处理)中,在Ms~Mf的冷却停止温度下热不稳定的未相变 $\gamma$ 发生马氏体相变,在之后的再加热中进行回火,因此,硬质相和软质相的异相间硬度差减小,延伸凸缘性优良,同时还能够提高延展性。因此,可知优选Q&P处理(例如,在退火后的冷却途中进行保持的Q&P处理)。

[0034] 但是,在Q&P处理(例如,在退火后的冷却途中进行保持的Q&P处理)中,为了形成残余 $\gamma$ ,需要含有大量C和Si,为了赋予化学转化处理性,需要利用成本高的酸洗工序进行处理。因此,需要特别地使Si量降低的合金设计。但是,Si量的降低导致延展性的降低,因此,在Si量少的钢板中也需要为了得到高延展性的工艺。需要说明的是,在此记载的化学转化处理性定义成如果为一般的酸洗工序则附着量和不均都能够满足涂装性的特性,例如,一般的酸洗工序是指硫酸酸洗等,但酸洗方法没有限定。

[0035] 本发明人对退火前的升温过程进行了深入研究,结果发现,通过特性成分和以特性的升温速度进行加热,形成软质的铁素体组织和形成相邻的针状 $\gamma$ ,该针状 $\gamma$ 有助于冷却过程中的组织形成中的碳分配、残余 $\gamma$ 的形成,在Si量低的钢板中也表现出优良的延展性。这基于以下要点。在此,Si含量少没有特别限定,是指Si含量小于1.60质量%的情况。

[0036] (i)在冷轧工序中,通过抑制了第一道次的冷轧率(压下率)为5%以上且小于25%的剪切织构的发达的冷轧来制造使轧制优先取向(织构)和Rotated Cube取向发达的冷轧钢板(具有{111}<0-11>取向、{111}<11-2>取向、{211}<0-11>取向和{100}<011>取向的组

织的合计相对于bcc相的全部组织以面积率计为35%以上且75%以下的冷轧钢板)。

[0037] (ii) 在退火工序中,在均热保持前的升温过程中,通过将500℃~Ac1为止的升温速度(平均加热速度)设定为15℃/秒以下,使冷轧钢板中的以30%以上的轧制率冷轧的组织充分再结晶。

[0038] (iii) 之后,在Ac1以上的温度下相变的奥氏体( $\gamma$ )从再结晶的bcc相的晶界或残留的碳化物进行成核,但相对于周围的bcc相具有特定的晶体取向关系。因此,界面的匹配度高,伴随有界面移动的晶粒生长延迟,但为了接近平衡状态,一部分界面优先移动,形成针状奥氏体(针状 $\gamma$ )。为了活用该针状 $\gamma$ ,退火温度设定为双相区退火,并且从化学转化处理性的观点出发,在满足 $0.6 \leq (T - Ac1) / (Ac3 - Ac1) < 1.0$ 且为840℃以下的退火温度T下进行退火。

[0039] (iv) 在退火工序中的均热保持后的冷却中,通过在马氏体相变前在400℃~550℃的温度范围进行等温保持,使针状 $\gamma$ 相变为上贝氏体时,形成长径比高的未相变奥氏体(未相变 $\gamma$ )。另外,由于与贝氏体相变相伴的碳分配,可以得到机械稳定性高的有助于均匀伸长率的残余 $\gamma$ 。残余 $\gamma$ 由于长径比高,因此局部伸长率特性优良,例如,即使在胀形和延伸凸缘成形共存这样的冲压成形时也不产生裂纹,能够应用于复杂成形品。

[0040] 如此,通过活用由升温过程而形成的针状奥氏体和马氏体相变前的上贝氏体相变,可以同时得到优良的均匀伸长率和局部伸长率。其结果是即使是将Si抑制为少量的成分钢也能够得到兼顾了高延展性和优良的延伸凸缘成形性的钢板,能够得到化学转化处理性也改善了的钢板。

[0041] 本发明是基于以上见解而完成的,具体而言提供以下方案。

[0042] [1]一种钢板,其具有以质量%计含有C:0.10~0.24%、Si:0.4%以上且小于1.60%、Mn:2.0~3.6%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:小于1.0%、N:小于0.015%、并且满足以下的式(1)、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,

[0043] 所述钢板具有多边形铁素体的面积率为5%以上且25%以下、上贝氏体的面积率为5%以上且50%以下、残余奥氏体的体积率为3%以上且20%以下、新鲜马氏体的面积率为12%以下(包括0%)、回火马氏体和下贝氏体的面积率的合计为10%以上且50%以下、并且余量组织的面积率为5%以下的组织,

[0044] 等效圆直径小于0.8 $\mu$ m的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的合计个数相对于新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的全部粒子的个数的比例为50%以上,

[0045] 并且,长径比为2.0以上且等效圆直径为0.8 $\mu$ m以上的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子相对于等效圆直径为0.8 $\mu$ m以上的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的个数的比例为30%以上。

[0046]  $Si/Mn < 0.50 \cdots$ 式(1)

[0047] 在此,式(1)中,Si、Mn分别表示Si含量(质量%)、Mn含量(质量%)。

[0048] [2]根据上述[1]所述的钢板,其中,作为上述成分组成,以质量%计还含有选自Nb:0.2%以下、Ti:0.2%以下、V:0.2%以下、B:0.01%以下、Cu:0.2%以下、Ni:0.2%以下、Cr:0.4%以下、Mo:0.15%以下中的一种或两种以上。

[0049] [3]根据上述[1]或[2]所述的钢板,其中,上述成分组成以质量%计还含有选自Mg:0.0050%以下、Ca:0.0050%以下、Sn:0.10%以下、Sb:0.10%以下、REM:0.0050%以下

中的一种或两种以上。

[0050] [4]一种构件,其是使用上述[1]~[3]中任一项所述的钢板而成的构件。

[0051] [5]一种钢板的制造方法,其包括:

[0052] 冷轧工序,对具有上述[1]~[3]中任一项所述的成分组成的钢坯实施热轧和酸洗后,对得到的热轧钢板实施冷轧处理,由此得到冷轧钢板;和

[0053] 退火工序,对上述冷轧钢板实施退火处理,由此得到钢板,

[0054] 上述冷轧工序包括的上述冷轧处理如下所述:

[0055] 将累积冷轧率设定为30~85%,将第一道次的压下率设定为5%以上且小于25%,由此得到具有{111}<0-11>取向、{111}<11-2>取向、{211}<0-11>取向和{100}<011>取向的组织的合计相对于bcc相的全部组织以面积率计为35%以上且75%以下的上述冷轧钢板,

[0056] 上述退火工序包括的上述退火处理如下所述:

[0057] 对于上述冷轧钢板,将500℃以上且Ac1以下的温度范围内的平均加热速度设定为:0.5~15℃/秒,进行加热直至840℃以下且满足 $0.6 \leq (T - Ac1) / (Ac3 - Ac1) < 1.0$ 的温度T为止,

[0058] 该加热后,在露点Td为-50℃以上且-30℃以下的炉内气氛中在上述退火温度T下进行均热保持,由此得到针状奥氏体组织以数密度计为5个/1000 $\mu\text{m}^2$ 以上的钢板,

[0059] 接着,实施将750~550℃温度范围内的平均冷却速度设定为6.0℃/秒以上、冷却至550℃以下且400℃以上的第一冷却停止温度Tc1的第一冷却,

[0060] 该第一冷却后,实施在上述第一冷却停止温度Tc1下保持25秒以上的第一保持,

[0061] 该第一保持后,实施在350℃以下且200℃以上的温度范围内以3.0~80℃/秒的平均冷却速度进行冷却、冷却至320℃以下且150℃以上的第二冷却停止温度Tc2的第二冷却,

[0062] 实施在上述第二冷却停止温度Tc2下保持2~20秒的第二保持,

[0063] 该第二保持后,在350~500℃温度范围内实施20~3000秒过时效保持,该过时效保持后,实施进行冷却的第三冷却。

[0064] [6]一种构件的制造方法,其包括对上述[1]~[3]中任一项所述的钢板实施成形加工、接合加工中的至少一者而制成构件的工序。

[0065] 发明效果

[0066] 根据本发明,提供具有980MPa以上的拉伸强度、实现高延展性和优良的延伸凸缘成形性以及良好的化学转化处理性的钢板、构件和它们的制造方法。

[0067] 本发明的钢板适合于在汽车、家电等中经过冲压成形工序后使用的复杂形状的冲压成形品用途。

## 附图说明

[0068] 图1是示出本发明中的最终冷却后(退火工序中的第三冷却后)的组织和在温度T下保持后进行了水冷的组织中观察到的针状奥氏体(针状 $\gamma$ )的组织的SEM照片的图。

[0069] 图2是针状奥氏体(针状 $\gamma$ )的示意图,是说明针状 $\gamma$ 的长径比的定义的图。

## 具体实施方式

[0070] 以下,对本发明进行具体说明。需要说明的是,本发明不限于以下实施方式。

[0071] 本发明的钢板为如下所述的钢板,其具有以质量%计含有C:0.10~0.24%、Si:0.4%以上且小于1.60%、Mn:2.0~3.6%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:小于1.0%、N:小于0.015%、且满足以下的式(1)、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,具有多边形铁素体的面积率为5%以上且25%以下、上贝氏体的面积率为5%以上且50%以下、残余奥氏体的体积率为3%以上且20%以下、新鲜马氏体的面积率为12%以下(包括0%)、回火马氏体和下贝氏体的面积率的合计为10%以上且50%以下、且余量组织的面积率为5%以下的组织,等效圆直径小于 $0.8\mu\text{m}$ 的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的合计个数相对于新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的全部粒子的个数的比例为50%以上,并且,长径比为2.0以上且等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子相对于等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的个数的比例为30%以上。

[0072]  $\text{Si}/\text{Mn}<0.50\cdots$ 式(1)

[0073] 在此,式(1)中,Si、Mn分别表示Si含量(质量%)、Mn含量(质量%)。

[0074] 以下,按照成分组成、钢组织的顺序来说明本发明的钢板。

[0075] 本发明的钢板含有下述成分。在下述的说明中,作为成分的含量的单位的“%”是指“质量%”。

[0076] C:0.10~0.24%

[0077] C是从使钢板的淬透性、马氏体的强度和残余 $\gamma$ 的体积率为期望的范围的观点出发而含有的。C含量小于0.10%时,不能充分地确保钢板的强度、钢板的延展性,因此C含量设定为0.10%以上。C含量优选为0.12%以上,更优选为0.14%以上,进一步优选为0.16%以上。C含量超过0.24%时,焊接部的韧性劣化。因此,C含量设定为0.24%以下。从提高延展性、点焊部的韧性的观点出发,C含量优选设定为0.22%以下。从进一步改善点焊部的韧性的观点出发,C含量更优选设定为0.20%以下。

[0078] Si:0.4%以上且小于1.60%

[0079] Si是从得到提高铁素体强度、抑制马氏体或贝氏体中的碳化物生成以及使残余 $\gamma$ 稳定化从而使延展性提高的效果的观点出发而含有的。从这些观点出发,Si含量设定为0.4%以上。从提高延展性的观点出发,Si含量优选设定为0.5%以上。Si含量更优选为0.6%以上。Si含量为1.60%以上时,化学转化处理性显著劣化。因此,Si含量设定为小于1.60%。优选Si含量为1.30%以下,更优选为1.20%以下。进一步优选Si含量小于1.0%。

[0080] Mn:2.0~3.6%

[0081] Mn确保规定的淬透性,抑制铁素体相变,确保期望面积率的回火马氏体和/或贝氏体从而确保强度。另外,Mn在铁素体/ $\gamma$ 的双相区退火时富集在 $\gamma$ 中,通过残余 $\gamma$ 的 $M_s$ 点的降低而使残余 $\gamma$ 稳定化,改善延展性。另外,Mn与Si同样地抑制贝氏体中的碳化物的生成而使延展性提高。另外,Mn使残余 $\gamma$ 的体积率增加而使延展性提高。从这些方面出发,Mn在本发明中是重要的元素。为了得到这些效果,Mn含量设定为2.0%以上。从使淬透性提高的观点出发,Mn含量优选设定为2.1%以上。Mn含量更优选设定为2.2%以上。另一方面,Mn含量超过3.6%时,贝氏体相变显著延迟,因此难以确保高延展性。另外,Mn的含量超过3.6%时,难以抑制块状的粗大 $\gamma$ 、块状的粗大马氏体的生成,延伸凸缘成形性也劣化。因此,Mn含量设定为3.6%以下。从促进贝氏体相变而确保高延展性的观点出发,Mn含量优选设定为2.8%以下。

[0082] Si/Mn<0.50…式(1)

[0083] 使化学转化处理性显著劣化的钢板的表面氧化物是Si系氧化物。因此,出于形成对酸液显示出易溶性的含Mn氧化物的目的,将Si/Mn设定为小于0.50。即,在本发明中,作为式(1),设定为Si/Mn<0.50。在此,式(1)中,Si、Mn分别表示Si含量(质量%)、Mn含量(质量%)。如果在该范围内,则能够在-50℃以上且-30℃以下的露点范围内具备化学转化处理性。优选Si/Mn为0.40以下,更优选为0.35以下。

[0084] P:0.02%以下

[0085] P是对钢进行强化的元素,其含量多时,使点焊性劣化。因此,P含量设定为0.02%以下。从改善点焊性的观点出发,P优选设定为0.01%以下。需要说明的是,也可以不含P,但从制造成本的观点出发,P含量优选设定为0.001%以上。

[0086] S:0.01%以下

[0087] S具有改善热轧中的氧化皮剥离性的效果、抑制退火时的氮化的效果,但S是除了点焊性以外还使局部伸长率劣化的元素。为了抑制这些劣化,S含量设定为0.01%以下。在本发明中,C、Si、Mn的含量高,因此点焊性容易劣化,从改善点焊性的观点出发,S含量优选设定为0.0020%以下,更优选设定为小于0.0010%。需要说明的是,也可以不含S,但从制造成本的观点出发,S含量优选设定为0.0001%以上。

[0088] sol.Al:小于1.0%

[0089] 出于脱氧的目的或者出于作为Si的替代而使残余 $\gamma$ 稳定化的目的而含有Al。sol.Al的下限没有特别规定,为了稳定地进行脱氧,优选设定为0.01%以上。另一方面,sol.Al含量为1.0%以上时,原材料的强度极端降低,化学转化处理性也劣化。因此,sol.Al含量设定为小于1.0%。为了得到高强度,sol.Al含量优选设定为小于0.20%,更优选设定为0.10%以下。

[0090] N:小于0.015%

[0091] N是在钢中形成BN、AlN、TiN等氮化物的元素,是使钢的热延展性降低、使表面品质降低的元素。另外,在含有B的钢中,存在由于形成BN而使B的效果消失的弊端。N含量为0.015%以上时,表面品质显著劣化。因此,N含量设定为小于0.015%。需要说明的是,也可以不含N,但从制造成本的观点出发,N含量优选设定为0.0001%以上。

[0092] 上述以外的余量为Fe和不可避免的杂质。本发明的钢板优选具有含有上述基本成分、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成。

[0093] 本发明的钢板的成分组成中,代替上述Fe和不可避免的杂质的一部分,除了上述成分以外,还可以适当含有选自以下的(A)、(B)中的一种或两种作为任选元素。

[0094] (A)以质量%计选自Nb:0.2%以下、Ti:0.2%以下、V:0.2%以下、B:0.01%以下、Cu:0.2%以下、Ni:0.2%以下、Cr:0.4%以下、Mo:0.15%以下中的一种或两种以上

[0095] (B)以质量%计选自Mg:0.0050%以下、Ca:0.0050%以下、Sn:0.10%以下、Sb:0.10%以下、REM:0.0050%以下中的一种或两种以上Nb:0.2%以下

[0096] 从使显微组织微细化而使点焊部的耐缺陷特性提高的观点出发优选添加Nb。另外,从使钢组织微细化并高强度化的效果、通过细粒化而促进贝氏体相变的效果、改善弯曲性的效果、使耐延迟断裂特性提高的效果出发可以含有Nb。为了得到这些效果,下限没有特别规定,Nb含量优选为0.002%以上。Nb含量更优选为0.004%以上,进一步优选为0.010%

以上。但是,含有大量Nb时,析出强化变得过强,延展性降低。另外,导致轧制载荷的增大、铸造性的劣化。因此,在含有Nb的情况下,Nb含量设定为0.2%以下。Nb含量优选为0.1%以下,更优选为0.05%以下,进一步优选为0.03%以下。

[0097] Ti:0.2%以下

[0098] 从使显微组织微细化而使点焊部的耐缺陷特性提高的观点出发优选添加Ti。另外,Ti具有将钢中的N以TiN的形式固定而产生使热延展性提高的效果、使B的淬透性提高的效果的作用。为了得到这些效果,下限没有特别规定,优选将Ti含量设定为0.002%以上。从将N充分固定的观点出发,Ti含量进一步优选为0.008%以上。更优选为0.010%以上。另一方面,Ti含量超过0.2%时,导致轧制负荷的增大、析出强化量的增加所引起的延展性的降低,因此,在含有Ti的情况下,Ti含量设定为0.2%以下。Ti含量优选为0.1%以下,更优选为0.05%以下。为了确保高延展性,Ti含量进一步优选设定为0.03%以下。

[0099] V:0.2%以下

[0100] 从使钢的淬透性提高的效果、抑制马氏体和上贝氏体/下贝氏体中的碳化物生成的效果、使组织微细化的效果、使碳化物析出而改善耐延迟断裂特性的效果出发可以含有V。为了得到这些效果,下限没有特别规定,V含量优选设定为0.003%以上。V含量更优选为0.005%以上,进一步优选为0.010%以上。另一方面,含有大量V时,铸造性显著劣化,因此,在含有V的情况下,V含量设定为0.2%以下。V含量优选为0.1%以下。V含量更优选为0.05%以下。

[0101] B:0.01%以下

[0102] B具有容易生成规定面积率的回火马氏体和/或贝氏体的优点。另外,通过固溶B的残留,耐延迟断裂特性提高。为了得到这样的B的效果,优选将B含量设定为0.0002%以上。另外,B含量更优选为0.0005%以上。B含量进一步优选为0.0010%以上。另一方面,B含量超过0.01%时,不仅其效果饱和,而且导致热延展性的显著降低,生成表面缺陷。因此,在含有B的情况下,B含量设定为0.01%以下。B含量优选为0.0050%以下。B含量进一步优选为0.0030%以下。

[0103] Cu:0.2%以下

[0104] Cu使汽车在使用环境下的耐腐蚀性提高。另外,Cu的腐蚀产物被覆钢板表面而具有抑制氢向钢板的侵入的效果。Cu是活用废钢铁作为原料时混入的元素,通过允许Cu的混入,能够活用再生材料作为原料材料,能够降低制造成本。因此,下限没有特别规定,进而从提高耐延迟断裂特性的观点出发,Cu优选含有0.05%以上。Cu含量更优选为0.10%以上。另一方面,Cu含量过多时,导致表面缺陷的产生,因此,在含有Cu的情况下,Cu含量设定为0.2%以下。

[0105] Ni:0.2%以下

[0106] Ni也与Cu同样是具有提高耐腐蚀性的作用的元素。另外,Ni具有抑制含有Cu时容易发生的表面缺陷的产生的作用。为了得到这样的效果,下限没有特别规定,Ni含量优选设定为0.01%以上。Ni含量更优选为0.04%以上,进一步优选为0.06%以上。另一方面,Ni含量过多时,加热炉内的氧化皮生成变得不均匀,反而成为产生表面缺陷的原因。另外,还导致成本增加。因此,在含有Ni的情况下,Ni含量设定为0.2%以下。

[0107] Cr:0.4%以下

[0108] 从使钢的淬透性提高的效果、抑制马氏体和上贝氏体/下贝氏体中的碳化物生成的效果出发可以含有Cr。为了得到这样的效果,下限没有特别规定,Cr含量优选设定为0.01%以上。Cr含量更优选为0.03%以上,进一步优选为0.06%以上。另一方面,含有过量的Cr时,耐点蚀性劣化,因此,在含有Cr的情况下,Cr含量设定为0.4%以下。

[0109] Mo:0.15%以下

[0110] 从使钢的淬透性提高的效果、抑制马氏体和上贝氏体/下贝氏体中的碳化物生成的效果出发可以含有Mo。为了得到这样的效果,Mo含量优选设定为0.01%以上。Mo含量更优选为0.03%以上,进一步优选为0.06%以上。另一方面,Mo使冷轧钢板的化学转化处理性显著劣化,因此,在含有Mo的情况下,Mo含量设定为0.15%以下。

[0111] Mg:0.0050%以下

[0112] Mg以MgO的形式将O固定,有助于耐延迟断裂特性的改善。因此,Mg含量优选设定为0.0002%以上。Mg含量更优选为0.0004%以上,进一步优选为0.0006%以上。另一方面,添加大量Mg时,表面品质、弯曲性劣化,因此,在含有Mg的情况下,Mg含量设定为0.0050%以下。Mg含量优选为0.0025%以下,更优选为0.0010%以下。

[0113] Ca:0.0050%以下

[0114] Ca将S以CaS的形式固定,有助于弯曲性的改善、耐延迟断裂特性的改善。因此,Ca含量优选设定为0.0002%以上。Ca含量更优选为0.0005%以上,进一步优选为0.0010%以上。另一方面,Ca大量添加时,使表面品质、弯曲性劣化,因此,在含有Ca的情况下,Ca含量设定为0.0050%以下。Ca含量优选为0.0035%以下,更优选为0.0020%以下。

[0115] Sn:0.10%以下

[0116] Sn抑制钢板表层部的氧化、氮化,抑制由此引起的C、B在表层中的含量的降低。另外,通过抑制C、B的含量的上述降低,抑制钢板表层部的铁素体生成,进行高强度化,并且改善耐疲劳特性。从这样的观点出发,Sn含量优选设定为0.002%以上。Sn含量更优选为0.004%以上,进一步优选为0.006%以上。

[0117] Sn含量更优选为0.008%以上。

[0118] 另一方面,Sn含量超过0.10%时,铸造性劣化。另外,Sn在原 $\gamma$ 晶界偏析,耐延迟断裂特性劣化。因此,在含有Sn的情况下,Sn含量设定为0.10%以下。Sn含量优选为0.04%以下,更优选为0.03%以下。

[0119] Sb:0.10%以下

[0120] Sb抑制钢板表层部的氧化、氮化,抑制由此引起的C、B在表层中的含量的降低。另外,通过抑制C、B的含量的上述降低,抑制钢板表层部的铁素体生成,进行高强度化,并且改善耐疲劳特性。从这样的观点出发,Sb含量优选设定为0.002%以上。Sb含量更优选为0.004%以上,进一步优选为0.006%以上。另一方面,Sb含量超过0.10%时,铸造性劣化,另外,在原 $\gamma$ 晶界偏析,耐延迟断裂特性劣化。因此,在含有Sb的情况下,Sb含量设定为0.10%以下。Sb含量优选为0.04%以下,更优选为0.03%以下。

[0121] REM:0.0050%以下

[0122] REM是通过使硫化物的形状球状化而抑制硫化物对延伸凸缘成形性带来的不良影响、改善延伸凸缘成形性的元素。为了得到这些效果,优选将REM含量设定为0.0005%以上。REM含量更优选为0.0010%以上,进一步优选为0.0020%以上。

[0123] 另一方面,REM含量超过0.0050%时,延伸凸缘成形性的改善效果饱和,因此,在含有REM的情况下,REM含量设定为0.0050%以下。

[0124] 需要说明的是,本发明中所述的REM是指原子序数为21的钪(Sc)和原子序数为39的钇(Y)以及从原子序数为57的镧(La)到原子序数为71的镱(Lu)的镧系元素的元素。本发明中的REM浓度是指选自上述REM中的一种或两种以上的元素的总含量。

[0125] 在以小于下限值含有上述任选成分的情况下,以小于下限值所含的任选元素不损害本发明效果。因此,在以小于下限值含有上述任选元素的情况下,上述任选元素作为不可避免的杂质而含有。

[0126] 接着,对本发明的钢板的钢组织进行说明。

[0127] 多边形铁素体的面积率:5%以上且25%以下

[0128] 为了确保高延展性,多边形铁素体以面积率计设定为5%以上。多边形铁素体优选为8%以上,更优选为11%以上。另一方面,为了得到规定的强度,多边形铁素体以面积率计设定为25%以下。多边形铁素体更优选为23%以下。

[0129] 上贝氏体:5%以上且50%以下

[0130] 上贝氏体是碳化物析出少的贝氏体,为了使C分配在周围的未相变 $\gamma$ 中,为了形成加工稳定性高的残余 $\gamma$ 可以活用上贝氏体。除此以外,上贝氏体具有处于铁素体与马氏体的中间的硬度,通过形成这些中间硬度的组织,局部伸长率提高。此外,如果由通过退火形成的针状 $\gamma$ 形成上贝氏体,则促进长径比高的残余 $\gamma$ 的形成。因此,在拉伸强度(TS)为980MPa以上的强度级别的情况下,需要5%以上的上贝氏体。因此,上贝氏体以面积率计设定为5%以上。优选上贝氏体的面积率为6.0%以上,更优选为7.0%以上。

[0131] 另一方面,上贝氏体如果过度形成,则得不到强度,因此以面积率计设定为50%以下。优选上贝氏体的面积率为45%以下,更优选为40%以下。

[0132] 残余奥氏体(残余 $\gamma$ )的体积率:3%以上且20%以下

[0133] 为了确保高延展性,相对于钢组织整体,残余 $\gamma$ 以体积率计设定为3%以上。残余 $\gamma$ 的体积率(残余 $\gamma$ 量)优选为3.0%以上,更优选为5%以上,进一步优选为7%以上。该残余 $\gamma$ 量包含与上贝氏体相邻地生成的残余 $\gamma$ 和与马氏体、下贝氏体相邻地生成的残余 $\gamma$ 两者。残余 $\gamma$ 量过度增加时,导致强度降低、显著的延伸凸缘成形性的降低。因此,残余 $\gamma$ 的体积率设定为20%以下。残余 $\gamma$ 的体积率优选为15%以下,更优选为13%以下。另外,“体积率”可以视为“面积率”。

[0134] 新鲜马氏体的面积率:12%以下(包括0%)

[0135] 新鲜马氏体是降低局部伸长率的组织,通过在不使弯曲性、扩孔性劣化的范围内形成新鲜马氏体,能够使强度提高。从该观点出发,新鲜马氏体的面积率将上限设定为12%,包括0%。新鲜马氏体的面积率可以设定为12.0%以下。

[0136] 回火马氏体和下贝氏体的面积率的合计:10%以上且50%以下

[0137] 在本发明中,具有通过500°C以下且350°C以上的过时效保持产生的下贝氏体、通过冷却至320°C以下且150°C以上的第二冷却停止温度 $T_{c2}$ 而形成的马氏体组织之后通过在350~550°C的温度范围通过20~3000秒的过时效保持进行回火而生成的回火马氏体。

[0138] 与碳化物的析出少的上贝氏体相比,对于在组织中析出碳化物的回火马氏体、下贝氏体而言,抑制向未相变 $\gamma$ 的碳分配。但是,回火马氏体、下贝氏体导致由低温下的 $T_0$ 组

成的扩大引起的向未相变  $\gamma$  的碳富集、或者进而使最终冷却时的新鲜马氏体量降低,因此,需要控制这些组织而得到加工稳定性高的残余  $\gamma$ 。

[0139] 回火马氏体和下贝氏体的面积率的合计超过50%时,促进碳化物析出,得不到必要的残余  $\gamma$  量,得不到期望的延展性。因此,在本发明中,将回火马氏体和下贝氏体的面积率的合计设定为50%以下。

[0140] 优选它们的面积率的合计为45%以下,更优选为40%以下。

[0141] 另一方面,回火马氏体和下贝氏体的面积率的合计小于10%时,强度不足,并且最终冷却时形成的新鲜马氏体增加,扩孔性劣化。因此,在本发明中,回火马氏体和下贝氏体的面积率的合计设定为10%以上。优选它们的面积率的合计为13%以上,更优选为16%以上。

[0142] 余量组织的面积率:5%以下

[0143] 余量组织为多边形铁素体、上贝氏体、残余奥氏体、新鲜马氏体、回火马氏体、下贝氏体以外的组织,例如可以列举珠光体。如果形成珠光体组织,则阻碍高效的碳分配,抑制残余  $\gamma$  的形成,因此,延展性降低。在本发明中,如果余量组织的面积率为5%以下,则可以忽略对材质的影响,因此,余量组织的面积率将上限设定为5%。余量组织的面积率也可以为0%。

[0144] 等效圆直径小于 $0.8\mu\text{m}$ 的新鲜马氏体粒子和残余  $\gamma$  粒子的合计个数相对于新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的全部粒子的个数的比例:50%以上

[0145] 等效圆直径小于 $0.8\mu\text{m}$ 的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子是在局部变形时不易引起应力集中、无助于空隙的形成因此不会使局部延展性和扩孔性劣化的组织。

[0146] 如果等效圆直径小于 $0.8\mu\text{m}$ 的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的合计个数相对于新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的全部粒子的个数为50%以上,则在本发明中可以得到优良的局部伸长率和扩孔性。

[0147] 因此,在本发明中,将等效圆直径小于 $0.8\mu\text{m}$ 的新鲜马氏体粒子和残余  $\gamma$  粒子的合计个数相对于新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的全部粒子的个数的比例设定为50%以上。即,满足以下的式(A)。

[0148]  $100 \times (\text{等效圆直径小于 } 0.8\mu\text{m} \text{ 的新鲜马氏体粒子和残余 } \gamma \text{ 粒子的合计个数}) / (\text{新鲜马氏体粒子和残余 } \gamma \text{ 粒子的全部粒子的个数}) \geq 50 (\%) \cdots \text{式 (A)}$

[0149] 优选上述式(A)中规定的左边的比例为55%以上。

[0150] 需要说明的是,为了得到上述组织,在组织中形成回火马氏体、下贝氏体中的一种或两种即可,通过冷却至 $320^\circ\text{C}$ 以下且 $150^\circ\text{C}$ 以上的第二冷却停止温度 $T_{c2}$ ,能够充分地得到回火马氏体,通过在 $350 \sim 550^\circ\text{C}$ 的温度范围进行 $20 \sim 3000$ 秒过时效保持,能够充分地得到下贝氏体。

[0151] 长径比为2.0以上且等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的新鲜马氏体粒子和残余  $\gamma$  粒子的合计个数相对于等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的新鲜马氏体粒子和残余  $\gamma$  粒子的个数的比例:30%以上

[0152] 在等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的新鲜马氏体粒子和/或残余奥氏体粒子中,通过提高新鲜马氏体粒子和/或残余奥氏体粒子的长径比,能够降低局部变形时的应力集中,抑制空隙形成从而使局部延展性和扩孔性提高。

[0153] 对于这样的新鲜马氏体粒子和/或残余奥氏体粒子,通过使在加热过程中形成的被软质的铁素体组织包围的针状奥氏体在之后的冷却过程中发生贝氏体相变,能够增加面积率。在本发明中,通过使等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上且长径比为2.0以上的粒子相对于等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的总数为30%以上,能够具备期望的成形性。

[0154] 因此,在本发明中,将长径比为2.0以上且等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的合计个数相对于等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的新鲜马氏体粒子和残余奥氏体粒子的个数的比例设定为30%以上。即,与上述式(A)一起,进一步满足以下的式(B)。优选以下的式(B)中规定的左边的比例为35%以上。

[0155]  $100 \times (\text{长径比为}2.0\text{以上且等效圆直径为}0.8\mu\text{m}\text{以上的新鲜马氏体粒子和残余}\gamma\text{粒子的合计个数}) / (\text{等效圆直径为}0.8\mu\text{m}\text{以上的新鲜马氏体粒子和残余}\gamma\text{粒子的个数}) \geq 30 (\%) \cdots \text{式(B)}$

[0156] 所得到的钢板的组织的测定通过以下的方法进行。

[0157] 钢组织的面积率的测定

[0158] 以与钢板表面垂直、与轧制方向平行的截面为观察面的方式从钢板切割出观察试样,将板厚截面用1体积%硝酸乙醇溶液进行腐蚀显现,利用扫描电子显微镜(SEM)放大2000倍,在板厚 $t/4$ 部以 $3000\mu\text{m}^2$ 以上的区域拍摄组织照片。然后,分别测定以下的项目(i)~(iv)。需要说明的是, $t$ 表示板厚, $w$ 表示板宽。

[0159] (i) 多边形铁素体和上贝氏体

[0160] 多边形铁素体(再结晶F)和上贝氏体(UB)均在SEM照片中显示灰色,但可以通过形状来识别。将SEM照片的一例与在温度 $T$ 下保持后进行水冷后的组织的SEM照片一起示于图1中。图1(a)中以虚线表示的区域为通过退火工序中直至本发明范围内的退火温度 $T$ 下的均热保持的处理形成的针状 $\gamma$ 组织,在其内部生成上贝氏体(UB),在其周围形成长径比高的残余 $\gamma$ 或新鲜马氏体(M)。同样的组织在通过直至退火温度 $T$ 下的均热保持的处理形成的块状 $\gamma$ 组织中也观察到。多边形铁素体和上贝氏体的面积率依据ASTM E562-11(2014)通过点算法进行测定。多边形铁素体的面积率和上贝氏体的面积率分别为5个部位的测定值的平均值。

[0161] (ii) 新鲜马氏体和残余 $\gamma$

[0162] 新鲜马氏体和残余 $\gamma$ 均在SEM照片中显示白色,无法区别。因此,残余 $\gamma$ 通过后述的方法另外进行测定。另外,从SEM照片依据ASTM E562-11(2014)通过点算法测定新鲜马氏体和残余 $\gamma$ 的合计面积率,从该合计面积率减去通过后述的方法测定的残余 $\gamma$ 的面积率,由此测定新鲜马氏体的面积率。新鲜马氏体和残余 $\gamma$ 的合计面积率通过点算法进行测定,从将5处的测定值平均的值减去通过后述的方法测定的残余 $\gamma$ 的面积率而得的值设定为新鲜马氏体的面积率。

[0163] (iii) 回火马氏体和/或下贝氏体

[0164] 回火马氏体和下贝氏体是在SEM照片中以白色的微细的组织观察到的包含碳化物的组织。在更微观的观察中能够区别两者,但在SEM照片中难以判别。因此,在本发明中,将回火马氏体和下贝氏体定义为同一组织,依据ASTM E562-11(2014)通过点算法测定回火马氏体和下贝氏体的合计的面积率。将对5个部位的测定值进行平均的值作为回火马氏体和

下贝氏体的合计的面积率。

[0165] (iv) 余量组织

[0166] 从100%减去通过上述方法测定的多边形铁素体、上贝氏体、新鲜马氏体、残余 $\gamma$ 、回火马氏体和下贝氏体的面积率,由此定义为余量组织的面积率。

[0167] 残余 $\gamma$ 的体积率的测定

[0168] 将钢板研磨至板厚1/4位置后,通过化学研磨进一步研磨0.1mm,对于由此得到的面,利用X射线衍射装置使用Mo的 $K\alpha$ 射线,测定FCC铁( $\gamma$ )的(200)面、(220)面、(311)面和BCC铁(铁素体)的(200)面、(211)面、(220)面的积分反射强度,测定由来自FCC铁( $\gamma$ )各面的积分反射强度相对于来自BCC铁(铁素体)各面的积分反射强度的强度比求出的残余 $\gamma$ 的体积率。在本发明中,该残余 $\gamma$ 的体积率可以作为残余 $\gamma$ 的面积率。

[0169] 新鲜马氏体粒子和/或残余 $\gamma$ 粒子的等效圆直径和长径比

[0170] 以与轧制方向平行的截面为观察面的方式从钢板切割出观察试样,利用Lepera腐蚀液使板厚截面的组织腐蚀显现,利用激光显微镜(LM)放大至1000倍在板厚 $t/4$ 部以 $10000\mu\text{m}^2$ 以上的区域拍摄组织照片。

[0171] Lepera腐蚀为彩色蚀刻,通过以白色的衬度表示新鲜马氏体和/或残余 $\gamma$ ,提取新鲜马氏体粒子和/或残余 $\gamma$ 粒子,进行图像分析,由此测定新鲜马氏体粒子和/或残余 $\gamma$ 粒子的等效圆直径和长径比。

[0172] 所得到的全部粒子中,以等效圆直径小于 $0.8\mu\text{m}$ 的粒子作为对象,测定粒子数,算出相对于全部粒子的粒子数的比例。

[0173] 另外,所得到的全部粒子中,以等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的粒子作为对象,测定其中长径比为2.0以上的粒子数,算出长径比为2.0以上且等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的粒子相对于等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的全部粒子的比例。

[0174] 接着,对本发明的钢板的制造方法的一个实施方式进行详细说明。需要说明的是,只要没有特别说明,以下所示的对钢坯(钢原材)、钢板等进行加热或冷却时的温度是指钢坯(钢原材)、钢板等的表面温度。

[0175] 在本发明的钢板的制造方法中,包括:对具有上述成分组成的钢坯实施热轧和酸洗后,对得到的热轧钢板实施冷轧处理,由此得到冷轧钢板的冷轧工序;和对冷轧钢板实施退火处理由此得到钢板的退火工序,冷轧工序包括的冷轧处理如下所述:将累积冷轧率设定为30~85%,将第一道次的压下率设定为5%以上且小于25%,由此得到具有{111}<0-11>取向、{111}<11-2>取向、{211}<0-11>取向和{100}<011>取向的组织合计相对于bcc相的全部组织以面积率计为35%以上且75%以下的冷轧钢板,退火工序包括的退火处理如下所述:对于冷轧钢板,将 $500^\circ\text{C}$ 以上且 $A_{c1}$ 以下的温度范围内的平均加热速度设定为 $0.5\sim 15^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下,进行加热直至 $840^\circ\text{C}$ 以下且满足 $0.6\leq (T-A_{c1})/(A_{c3}-A_{c1}) < 1.0$ 的退火温度 $T$ 为止,该加热后,在露点 $T_d$ 为 $-50^\circ\text{C}$ 以上且 $-30^\circ\text{C}$ 以下的炉内气氛中在退火温度 $T$ 下进行均热保持,由此得到针状奥氏体组织以数密度计为5个/ $1000\mu\text{m}^2$ 以上的钢板,接着,实施将 $750\sim 550^\circ\text{C}$ 温度范围内的平均冷却速度设定为 $6.0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上、冷却至 $550^\circ\text{C}$ 以下且 $400^\circ\text{C}$ 以上的第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 的第一冷却,该第一冷却后,实施在第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 下保持25秒以上的第一保持,该第一保持后,实施在 $350^\circ\text{C}$ 以下且 $200^\circ\text{C}$ 以上的温度范围内以 $3.0\sim 80^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的平均冷却速度进行冷却、冷却至 $320^\circ\text{C}$ 以下且 $150^\circ\text{C}$ 以上的第二冷却停止温度 $T_{c2}$ 的

第二冷却,实施在第二冷却停止温度 $T_{c2}$ 下保持2~20秒的第二保持,该第二保持后,在350~500℃温度范围内实施20~3000秒过时效保持,该过时效保持后,实施进行冷却的第三冷却。

[0176] 以下,对各工序进行说明。

[0177] 热轧工序

[0178] 在本发明中,作为热轧工序中的热轧,有将具有上述成分组成的钢坯再加热后进行轧制的方法、将连续铸造后的钢坯不进行加热而进行直接轧制的方法、对连续铸造后的钢坯实施短时间加热处理后进行轧制的方法等。热轧按照常规方法实施即可,例如,可以将钢坯加热温度设定为1100℃以上且1300℃以下,将均热时间设定为20~30分钟,将精轧温度设定为 $Ar_3$ 相变点(℃)以上且 $Ar_3$ 相变点(℃)+200℃以下,将卷取温度设定为400~720℃。从抑制板厚变动而稳定地确保高强度的观点出发,卷取温度优选设定为430~530℃。

[0179] 用于制造上述钢坯(钢原材)的熔炼方法没有特别限定,可以采用转炉、电炉等公知的熔炼方法。另外,也可以利用真空脱气炉进行二次精炼。

[0180] 酸洗处理工序

[0181] 酸洗处理工序是指对热轧工序后的热轧钢板实施酸洗处理的工序。酸洗处理条件没有特别限定,采用公知的制造方法中的酸洗处理条件即可。

[0182] 冷轧工序

[0183] 累积冷轧率:30~85%

[0184] 冷轧处理中的压下率(累积冷轧率)小于30%时,不能充分地促进再结晶,不能充分地进行本发明中提及的针状 $\gamma$ 的形成。另外,所期望的冷轧的组织不发达,如后所述的具有 $\{111\}\langle 0-11\rangle$ 取向、 $\{111\}\langle 11-2\rangle$ 取向、 $\{211\}\langle 0-11\rangle$ 取向和 $\{100\}\langle 011\rangle$ 取向的组织的合计相对于bcc相的全部组织不会为35%以上。因此,冷轧的压下率设定为30%以上。压下率(累积冷轧率)优选为40%以上,更优选为50%以上。另一方面,从冷轧负荷的观点或者进而从材质的观点出发,压下率(累积冷轧率)为85%以下。

[0185] 在冷轧工序中,道次数没有特别限定,例如可以设定为5个道次。累积冷轧率(板厚减少率)是指 $(1 - (\text{冷轧后(最终道次后)的板厚} / \text{冷轧前的板厚})) \times 100$ 。

[0186] 第一道次的压下率:5%以上且小于25%

[0187] 第一道次的压下率从操作性的观点出发设定为5%以上。另一方面,第一道次的压下率为25%以上时,由于第一道次的冷轧时的板温低,因此对冷轧材赋予剪切成分的应变,期望的组织不发达,不形成针状 $\gamma$ 。因此,第一道次的压下率设定为5%以上且小于25%。

[0188] 需要说明的是,第一道次的压下率(板厚减少率)是指 $(1 - (\text{第一道次的冷轧后的板厚} / (\text{冷轧前的板厚}))) \times 100$ 。

[0189] 作为第一道次的轧制温度(板温),优选为20℃以上且40℃以下。需要说明的是,上述第一道次的轧制温度通过利用辐射温度计测定1个道次后的钢板表面的未附着有润滑油的部位来求出。第一道次的轧制温度低于20℃时或第一道次的轧制温度超过40℃时,有时上述期望的组织不发达,不形成针状 $\gamma$ 。因此,第一道次的轧制温度优选为20℃以上且40℃以下。

[0190] 冷轧后的冷轧钢板的组织:具有 $\{111\}\langle 0-11\rangle$ 取向、 $\{111\}\langle 11-2\rangle$ 取向、 $\{211\}\langle 0-11\rangle$ 取向和 $\{100\}\langle 011\rangle$ 取向的组织的合计相对于bcc相的全部组织以面积率计为35%以上且

75%以下

[0191] 针状  $\gamma$  与位于其成核位点的周围的铁素体具有特定的晶体取向关系 (Near Kurdjumov-Sachs 关系)。

[0192] 在冷轧后的冷轧钢板的组织中,通过使具有  $\{111\}\langle 0-11\rangle$ 取向、 $\{111\}\langle 11-2\rangle$ 取向、 $\{211\}\langle 0-11\rangle$ 取向和  $\{100\}\langle 011\rangle$ 取向这样的规定取向的组织的合计相对于bcc相的全部组织以面积率计为一定量以上,具有上述规定取向的逆相变  $\gamma$  容易在周围的铁素体晶粒之间形成,其结果是形成大量针状  $\gamma$ 。为了形成期望量的针状  $\gamma$ ,需要使具有  $\{111\}\langle 0-11\rangle$ 取向、 $\{111\}\langle 11-2\rangle$ 取向、 $\{211\}\langle 0-11\rangle$ 取向和  $\{100\}\langle 011\rangle$ 取向的组织的合计相对于bcc相的全部组织以面积率计为35%以上。优选为40%以上。另一方面,具有  $\{111\}\langle 0-11\rangle$ 取向、 $\{111\}\langle 11-2\rangle$ 取向、 $\{211\}\langle 0-11\rangle$ 取向和  $\{100\}\langle 011\rangle$ 取向的组织的合计相对于bcc相的全部组织以面积率计多于75%时,产生钢板的材质各向异性。因此,具有上述规定取向的组织的合计相对于bcc相的全部组织以面积率计设定为75%以下。优选为68%以下,更优选为65%以下。

[0193] 在本发明中,通过对具有上述成分组成的热轧钢板以30~85%的冷轧率实施冷轧处理,将第一道次的压下率设定为5%以上且小于25%,能够将具有上述规定取向的组织的合计的面积率相对于bcc相的全部组织的面积率的比例调整为期望的范围。

[0194] 冷轧组织的结构的测定方法

[0195] 从冷轧工序后的冷轧钢板切割出与轧制方向平行的截面为测定面的测定试样,对测定面进行机械研磨或电解研磨后,通过SEM-EBSD法(测定条件:WD:20mm、加速电压:20kV)测定80000 $\mu\text{m}^2$ 以上的区域。对轧制的{ND面} $\langle$ RD方向 $\rangle$ 取向为 $\{111\}\langle 0-11\rangle$ 取向、 $\{111\}\langle 11-2\rangle$ 取向、 $\{211\}\langle 0-11\rangle$ 取向和 $\{100\}\langle 011\rangle$ 取向的bcc相的组织面积率进行定量化,算出与全部取向的bcc相的面积率之比,由此来评价冷轧钢板的结构。

[0196] 退火工序

[0197] 本发明的退火工序为如下所述的工序:对于上述冷轧工序后的冷轧钢板,将500 $^{\circ}\text{C}$ 以上且Ac1以下的温度范围内的平均加热速度(HR1)设定为0.5~15 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ,进行加热直至840 $^{\circ}\text{C}$ 以下且满足 $0.6 \leq (T - \text{Ac}1) / (\text{Ac}3 - \text{Ac}1) < 1.0$ 的退火温度T为止,该加热后,在露点Td为-50 $^{\circ}\text{C}$ 以上且-30 $^{\circ}\text{C}$ 以下的炉内气氛中在上述温度T下进行均热保持,由此得到针状  $\gamma$  组织以数密度计为5个/1000 $\mu\text{m}^2$ 以上的钢板,接着,实施将750~550 $^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内的平均冷却速度设定为6.0 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上、冷却至550 $^{\circ}\text{C}$ 以下且400 $^{\circ}\text{C}$ 以上的第一冷却停止温度Tc1的第一冷却,该第一冷却后,实施在上述第一冷却停止温度Tc1下保持25秒以上的第一保持,该第一保持后,实施在350 $^{\circ}\text{C}$ 以下且200 $^{\circ}\text{C}$ 以上的温度范围内以3.0~80 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的平均冷却速度进行冷却、冷却至320 $^{\circ}\text{C}$ 以下且150 $^{\circ}\text{C}$ 以上的第二冷却停止温度Tc2的第一冷却,实施在第二冷却停止温度Tc2下保持2~20秒的第二保持,该第二保持后,在350~500 $^{\circ}\text{C}$ 温度范围内实施20~3000秒过时效保持,该过时效保持后,实施进行冷却的第三冷却。

[0198] 500 $^{\circ}\text{C}$ 以上且Ac1以下的温度范围的平均加热速度(HR1):0.5~15 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$

[0199] 在本发明中,通过将具有上述冷轧工序后的组织的冷轧板以适当的升温速度进行加热,充分地促进再结晶,然后,通过加热至温度T或温度T下的保持,形成针状奥氏体。因此,在500 $^{\circ}\text{C}$ 以上且不发生奥氏体相变的Ac1以下的温度范围内,设定为15 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下的平均加热速度。平均加热速度优选为10 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下。

[0200] 另外,从操作上的观点出发,平均加热速度的下限设定为0.5 $^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上。平均加热

速度优选为1.0℃/秒以上,更优选为1.5℃/秒以上。

[0201] 在此,平均加热速度(℃/秒)由 $(Ac1(℃) - 500℃) / (从500℃到Ac1(℃)的加热时间(秒))$ 算出。

[0202] 加热至840℃以下且满足 $0.6 \leq (T - Ac1) / (Ac3 - Ac1) < 1.0$ 的退火温度T

[0203] 该加热后,在露点Td为-50℃以上且-30℃以下的炉内气氛中在退火温度T下进行退火

[0204] 在本发明中,通过加热至后述的温度T(退火温度T)或者进一步退火温度T下的保持,能够形成如后所述的针状奥氏体。关于这点,如果加热至Ac3(℃)以上的奥氏体单相区,则针状奥氏体与相邻的奥氏体合体,奥氏体的形态变为等轴。因此,在本发明中,需要实施双相区退火。

[0205] 另外,关于退火温度T,如果 $(T - Ac1) / (Ac3 - Ac1)$ 小于0.6,则不充分地发生向奥氏体的逆相变,不形成针状奥氏体,沿着再结晶铁素体晶界只形成等轴的奥氏体。另外,铁素体组织多,因此有时得不到980MPa以上的强度。

[0206] 因此,关于退火温度T,设定为 $0.6 \leq (T - Ac1) / (Ac3 - Ac1) < 1$ 。另外,温度T高于840℃时,得不到良好的化学转化处理性。因此,温度T设定为840℃以下。

[0207] 另外,露点Td低于-50℃时,得不到良好的化学转化处理性。另外,露点Td超过-30℃时,得不到良好的化学转化处理性。因此,露点Td设定为-50℃以上且-30℃以下。露点Td优选为-48℃以上,更优选为-45℃以上。另外,露点Td优选为-32℃以下,更优选为-34℃以下。

[0208] 退火温度T下的均热时间没有特别限定,从双相区退火中的元素分配的观点出发,优选设定为25~350秒,更优选为50~300秒。

[0209] 需要说明的是,Ac1(℃)可以通过基于经验法则的下式算出。

[0210]  $Ac1(℃) = 723 + 22 \times [Si\%] - 18 \times [Mn\%] + 17 \times [Cr\%] + 4.5[Mo\%] + 16 \times [V\%]$

[0211] Ac3(℃)可以通过基于经验法则的下式算出。

[0212]  $Ac3(℃) = 910 - 203 \times [C\%]^{1/2} + 44.7 \times [Si\%] - 30 \times [Mn\%] + 700 \times [P\%] + 400 \times [sol.A1\%] - 20 \times [Cu\%] + 31.5 \times [Mo\%] + 104 \times [V\%] + 400 \times [Ti\%]$

[0213] 需要说明的是,上述式中的[X%]是钢板的成分元素X的含量(质量%),不含有时设为“0”。

[0214] 通过实施上述均热保持处理而形成的针状 $\gamma$ 组织以数密度计为5个/1000 $\mu\text{m}^2$ 以上

[0215] 在本发明中,为了具备期望的成形性,活用针状 $\gamma$ 。如果形成大量针状奥氏体(针状 $\gamma$ ),则容易形成大量长径比高的残余 $\gamma$ 。在本发明中,为了具备期望的成形性,需要使通过升温至退火温度T、均热保持而形成的针状 $\gamma$ 组织以数密度计为5个/1000 $\mu\text{m}^2$ 以上。从针状 $\gamma$ 的性质考虑,没有上限,针状 $\gamma$ 的粒子数优选较多。

[0216] 在本发明中,对于具有上述成分组成和组织的冷轧钢板,将500℃以上且Ac1以下的温度范围内的平均加热速度设定为0.5~15℃/秒以下,进行加热至退火温度T,在露点Td的炉内气氛中在退火温度T下进行均热保持,由此能够将针状 $\gamma$ 组织的数密度调整为期望的范围。

[0217] 针状 $\gamma$ 组织的数密度

[0218] 在评价在高温形成的组织时,通常对通过水冷将组织冻结而形成的组织进行评

价。在本发明中,重要的一点在于,在退火工序中,通过直至退火温度T下的均热保持的处理而形成的针状 $\gamma$ 在之后的冷却过程中有助于长径比高、加工稳定性高的残余 $\gamma$ 的形成,测定该针状 $\gamma$ 组织的数密度。以与轧制方向平行的截面为观察面的方式从钢板切割出观察试样,将板厚截面用1体积%硝酸乙醇溶液进行腐蚀显现,利用扫描电子显微镜(SEM)放大至2000倍,在板厚t/4部以 $3000\mu\text{m}^2$ 以上的区域拍摄组织照片。图1(b)所示的SEM照片是在退火工序中在本发明范围内的温度T下保持后进行水冷的组织的照片,形成针状 $\gamma$ 和块状 $\gamma$ 、铁素体组织。图2中示出针状 $\gamma$ 的长径比的测定方法的示意图。在此,将被具有同一取向的再结晶铁素体包围的长径比为3.0以上的奥氏体定义为针状 $\gamma$ 。需要说明的是,针状奥氏体的前端即使与其它奥氏体粒接触也没有关系,这种情况下,通过电子束背散射衍射法(EBSD)确认相邻的铁素体晶粒为同一取向即可。按照该定义,在退火工序中,在5个视野测定实施了直至退火温度T下的均热保持的处理的钢板中的针状 $\gamma$ 的数,用针状 $\gamma$ 的数除以观察的总面积,由此测定针状 $\gamma$ 的数密度(个/ $1000\mu\text{m}^2$ )。

[0219] 第一冷却:将 $750\sim 550^\circ\text{C}$ 的温度范围的平均冷却速度设定为 $6.0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上,冷却至 $550^\circ\text{C}$ 以下且 $400^\circ\text{C}$ 以上的第一冷却停止温度 $T_{c1}$

[0220] 第一保持:第一冷却后,在第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 下保持25秒以上

[0221] 在第一冷却中,在 $750\sim 550^\circ\text{C}$ 的温度范围内,主要发生铁素体相变。如果铁素体相变过度发生,则针状 $\gamma$ 发生铁素体相变,因此,将 $750\sim 550^\circ\text{C}$ 的温度范围设定为平均冷却速度: $6.0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上,抑制铁素体相变。平均冷却速度优选为 $8.0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上,更优选为 $10.0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上。

[0222] 在此,平均冷却速度( $^\circ\text{C}/\text{秒}$ )由 $(750^\circ\text{C}(\text{冷却开始温度}) - 550^\circ\text{C}(\text{冷却停止温度})) / (\text{从冷却开始温度到冷却停止温度的冷却时间}(\text{秒}))$ 算出。

[0223] 第一冷却中的第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 是用于发生上贝氏体相变的温度。第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 超过 $550^\circ\text{C}$ 时,未相变的奥氏体发生铁素体和/或珠光体相变,因此,抑制残余奥氏体的形成,不能确保期望的延展性。另一方面,第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 低于 $400^\circ\text{C}$ 时,未相变的奥氏体发生马氏体相变,不能使C(碳)高效地分配在未相变奥氏体中,延展性降低。因此,第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 设定为 $550^\circ\text{C}$ 以下且 $400^\circ\text{C}$ 以上。第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 优选为 $500^\circ\text{C}$ 以下。另外,第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 优选为 $420^\circ\text{C}$ 以上。

[0224] 另外,作为第一冷却后的第一保持,为了充分地进行贝氏体相变,第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 下的保持时间设定为25秒以上。第一保持中的保持时间优选为30秒以上,更优选为35秒以上。另外,第一保持中的保持时间优选为60秒以下,更优选为55秒以下。

[0225] 需要说明的是,作为第一冷却后的第一保持,第一冷却停止温度 $T_{c1}$ 的温度调控只要为 $550^\circ\text{C}$ 以下且 $400^\circ\text{C}$ 以上的范围内就可以允许。

[0226] 第二冷却:将 $350^\circ\text{C}$ 以下且 $200^\circ\text{C}$ 以上的温度范围内的平均冷却速度设定为 $3.0\sim 80^\circ\text{C}/\text{秒}$ 、冷却至 $320^\circ\text{C}$ 以下且 $150^\circ\text{C}$ 以上的第二冷却停止温度 $T_{c2}$

[0227] 上述第一保持后,作为第二冷却,首先,将 $350^\circ\text{C}$ 以下且 $200^\circ\text{C}$ 以上的温度范围的平均冷却速度设定为 $3.0\sim 80^\circ\text{C}/\text{秒}$ 。 $350^\circ\text{C}$ 以下且 $200^\circ\text{C}$ 以上的温度范围的平均冷却速度超过 $80^\circ\text{C}/\text{秒}$ 时,成为过度的快速冷却,因此板形状劣化。另一方面,该平均冷却速度小于 $3.0^\circ\text{C}/\text{秒}$ 时,马氏体相变和碳分配竞争性地发生,因此,通过未相变 $\gamma$ 稳定化而在最终冷却后形成大量新鲜马氏体。因此,在本发明中,将 $350^\circ\text{C}$ 以下且 $200^\circ\text{C}$ 以上的温度范围的平均冷却速度

设定为3.0~80℃/秒。该平均冷却速度优选为60℃/秒以下,更优选为50℃/秒以下。另外,该平均冷却速度优选为5.0℃/秒以上,更优选为10.0℃/秒以上。

[0228] 在此,平均冷却速度(℃/秒)由(350℃(冷却开始温度)-200℃(冷却停止温度))/(从冷却开始温度到冷却停止温度的冷却时间(秒))算出。

[0229] 另外,如果将钢板冷却至320℃以下且150℃以上的第二冷却停止温度Tc2,则发生马氏体相变。第二冷却停止温度Tc2超过320℃时,不发生马氏体相变,在最终冷却时形成粗大的新鲜马氏体粒子和/或残余奥氏体,因此,局部伸长率、扩孔性劣化,不能确保期望的成形性。因此,第二冷却停止温度Tc2的上限设定为320℃。第二冷却停止温度Tc2优选为300℃以下,更优选为280℃以下。另一方面,第二冷却停止温度Tc2低于150℃时,未相变的奥氏体的大半发生马氏体相变,因此,不形成残余奥氏体,延展性劣化。因此,第二冷却停止温度Tc2的下限设定为150℃。第二冷却停止温度Tc2优选为170℃以上,更优选为190℃以上。

[0230] 第二保持:在第二冷却停止温度Tc2下保持2~20秒以下

[0231] 作为第二冷却后的第二保持,通过将第二冷却停止温度Tc2下的保持时间设定为2秒以上,通过冷却至第二冷却停止温度Tc2,马氏体相变充分地发生,在板宽方向、板厚方向上得到均匀的马氏体组织,能够减小材质的不均。另一方面,第二保持中的保持时间从操作上的观点出发设定为20秒以下。第二保持中的保持时间优选为4秒以上,更优选为6秒以上。另外,第二保持中的保持时间优选为17秒以下,更优选为14秒以下。

[0232] 需要说明的是,作为第二冷却后的第二保持,第二冷却停止温度Tc2的温度调控只要为320℃以下且150℃以上的范围内就可以允许。

[0233] 过时效保持:在350~500℃的温度范围保持20~3000秒

[0234] 350~500℃的温度范围内的过时效保持出于通过使未相变的奥氏体发生贝氏体相变、而且对通过冷却至第二冷却停止温度Tc2而产生的马氏体组织进行回火由此促进向未相变奥氏体的碳分配的目的而进行的。过时效保持的温度超过500℃时,发生残余奥氏体的分解,发生渗碳体的析出、或者进而在一部分组织中发生珠光体相变,延展性降低。另一方面,过时效保持的温度低于350℃时,未相变的奥氏体不发生相变,而且,不发生从在第二冷却停止温度Tc2下形成的马氏体的碳分配,在最终冷却时形成机械稳定性低的残余奥氏体。因此,进行过时效保持的温度范围设定为350~500℃。另外,如果过时效保持中的保持时间为20秒以上,则发生未相变的奥氏体的贝氏体相变和从在第二冷却停止温度Tc2下形成的马氏体的碳分配,能够确保期望的成形性。另一方面,鉴于操作性,过时效保持中的保持时间设定为3000秒以下。

[0235] 第三冷却:过时效保持后,进行冷却

[0236] 上述过时效保持后,冷却至室温(10~30℃),得到本发明的钢板。

[0237] 上述退火工序后没有特别限定,例如可以实施伸长率为0.05~0.5%的表面光轧。

[0238] 通过本发明的钢板的制造方法得到的本发明的钢板优选板厚设定为0.5mm以上。另外,板厚优选设定为2.0mm以下。

[0239] 接着,对本发明的构件及其制造方法进行说明。

[0240] 本发明的构件是对本发明的钢板实施成形加工、接合加工中的至少一者而成的。另外,本发明的构件的制造方法包括对本发明的钢板实施成形加工、接合加工中的至少一者而制成构件的工序。

[0241] 本发明的钢板的拉伸强度为590MPa以上,具有高延展性、优良的延伸凸缘成形性和良好的化学转化处理性。因此,使用本发明的钢板得到的构件也为高强度,与以往的高强度构件相比具有优良的高延展性、优良的延伸凸缘成形性和良好的化学转化处理性。另外,如果使用本发明的构件,能够实现轻量化。因此,本发明的构件例如能够适当地用于车身骨架部件。本发明的构件也包括焊接接头。

[0242] 成形加工可以没有限制地使用加压加工等一般的加工方法。另外,接合加工可以没有限制地使用点焊、电弧焊接等一般的焊接、铆钉接合、铆接接合等。

[0243] 实施例

[0244] 以下,对本发明的实施例进行说明。

[0245] 对具有表1所示的成分组成的厚度250mm的钢坯实施热轧(钢坯加热温度:1250℃、均热时间:30分钟、精轧温度:Ar3+50℃、卷取温度:550℃)和酸洗处理,对得到的热轧钢板在表2所示的条件下实施冷轧而制造冷轧钢板。

[0246] 接着,对该冷轧钢板利用连续退火生产线在表2所示的条件下进行退火后,实施伸长率为0.2~0.4%的表面光轧,制造供于评价的钢板。需要说明的是,过时效保持(等温保持)后,作为第三冷却,冷却至室温(20℃)。

[0247]

[表 1]

钢 编号	成分组成(质量%)											备注
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	其它	式(1)*1			
A	0.143	1.02	2.75	0.013	0.0003	0.035	0.0030	-	0.37	适合钢		
B	0.172	0.84	2.56	0.011	0.0070	0.032	0.0028	B:0.0011, Ti:0.021	0.33	适合钢		
C	0.212	1.59	3.55	0.018	0.0005	0.029	0.0019	Cu:0.11, Sn:0.017, Ca: 0.0018	0.45	适合钢		
D	0.203	0.75	2.75	0.011	0.0009	0.301	0.0018	Ti:0.013, Sb:0.019	0.27	适合钢		
E	0.131	0.49	2.05	0.003	0.0008	0.033	0.0024	Ni:0.15, V:0.017, Sb:0.011	0.24	适合钢		
F	0.193	1.41	2.86	0.006	0.0004	0.029	0.0035	REM:0.0021	0.49	适合钢		
G	0.165	1.55	3.52	0.011	0.0005	0.041	0.0035	Nb:0.017, Mg:0.0009	0.44	适合钢		
H	0.123	1.33	3.12	0.007	0.0002	0.030	0.0044	Cr:0.11, Mo:0.08	0.43	适合钢		
I	0.193	0.86	1.71	0.014	0.0011	0.027	0.0031	-	0.50	比较钢		
J	0.185	1.01	3.72	0.013	0.0010	0.022	0.0027	-	0.27	比较钢		
K	0.255	1.32	2.74	0.011	0.0022	0.029	0.0033	B:0.0019, Ti:0.012	0.48	比较钢		
L	0.185	1.62	3.48	0.015	0.0032	0.042	0.0029	-	0.47	比较钢		
M	0.089	1.22	2.99	0.015	0.0041	0.033	0.0018	-	0.41	比较钢		
N	0.135	1.42	2.56	0.016	0.0005	0.021	0.0022	-	0.55	比较钢		

• 上述以外的余量为Fe和不可避免的杂质。

※ 下划线是指在本发明范围外。

\*1: 式(1): Si/Mn(式(1)中, Si、Mn分别表示Si含量(质量%)、Mn含量(质量%)。)

[0248]

[表 2]

No.	钢号	冷轧条件				退火条件										备注					
		第一道次的压下率 (%)	第一道次的冷轧温度 (°C)	累积冷轧率 (%)	具有规定的取向的 BCC 组织的面积率 *2 (%)	露点 Td (°C)	退火时的加热速度 *3 (°C/秒)	退火温度 T (°C)	Ac1 (°C)	Ac3 (°C)	(T-Ac1)/(Ac3-Ac1)	均热时间 (秒)	针状奥氏体的数密度 *4 (个/1000μm <sup>2</sup> )	平均冷却速度 *5 (°C/秒)	第一冷却停止温度 Tc1 下的保持时间 (秒)		平均冷却速度 *6 (°C/秒)	第二冷却停止温度 Tc2 (°C)	第二冷却停止温度 Tc2 下的保持时间 (秒)	等温保持温度 (°C)	等温保持时间 (秒)
1	A	6	35	55	41.1	-40	12	810	696	819	0.9	220	6.7	15.2	30	3.2	230	5	380	650	发明例
2	A	6	36	55	36.3	-40	12	840	696	819	1.2	220	0.0	20.4	30	3.2	230	5	380	650	比较例
3	A	6	34	55	45.2	-40	35	810	696	819	0.9	220	2.4	2.4	30	5.5	230	5	380	650	比较例
4	A	6	32	60	70.2	-40	12	800	696	819	0.8	220	7.4	15.3	30	5.5	230	5	380	650	发明例
5	B	15	31	55	51.3	-40	12	800	695	815	0.9	220	6.5	15.4	30	5.5	230	5	350	650	比较例
6	B	35	56	55	22.6	-32	12	800	695	815	0.9	220	3.3	14.3	30	5.5	230	5	350	650	比较例
7	B	15	33	55	51.7	-40	22	800	695	815	0.9	220	6.3	14.3	30	5.5	230	5	420	650	比较例
8	B	15	33	55	44.3	-40	10	800	695	815	0.9	220	7.1	23.5	30	5.5	230	5	450	480	发明例
9	C	10	36	55	49.3	-40	10	780	694	803	0.8	220	7.1	24.3	30	12.2	230	5	450	480	发明例
10	C	10	38	55	53.1	-40	10	795	694	803	0.9	220	6.8	21.1	30	12.2	230	5	450	1200	发明例
11	C	10	35	55	52.1	-40	10	795	694	803	0.9	220	5.4	8.9	30	12.2	230	5	420	650	比较例
12	C	10	32	55	38.4	-49	10	795	694	803	0.9	220	5.3	21.1	30	12.2	230	5	420	480	发明例
13	D	12	34	55	44.3	-49	10	850	690	903	0.8	220	6.4	29.5	30	5.6	230	5	420	15	比较例
14	D	12	30	55	43.2	-45	10	820	690	903	0.6	220	5.6	14.5	30	5.6	230	5	350	650	发明例
15	D	12	31	55	41.8	-45	10	820	690	903	0.6	220	7.2	14.5	30	3.4	350	5	530	650	比较例
16	D	12	38	55	54.3	-45	10	820	690	903	0.6	220	6.8	14.5	30	5.6	120	5	350	650	比较例
17	E	15	34	60	44.9	-45	10	800	697	814	0.9	220	6.4	14.5	30	8.8	200	5	350	650	发明例
18	E	15	33	60	61.8	-35	10	800	697	814	0.9	220	6.3	13.6	30	8.5	200	5	400	650	发明例
19	E	15	29	40	41.7	-35	10	730	697	814	0.3	220	2.4	14.2	30	8.8	200	5	400	650	比较例
20	E	15	35	28	22.2	-35	10	750	697	814	0.5	220	3.2	21.1	30	8.5	200	5	400	600	比较例
21	E	15	27	48	36.6	-45	10	750	697	814	0.5	220	3.3	20.5	30	8.5	200	5	400	600	比较例
22	F	10	30	48	42.3	-43	12	800	703	814	0.9	220	6.9	20.4	30	18.8	200	5	400	600	发明例
23	F	10	33	48	51.2	-43	12	790	703	814	0.8	220	6.9	15.4	30	18.8	200	5	400	600	发明例
24	F	10	36	48	38.3	-43	12	805	703	814	0.9	220	8.2	15.3	30	18.8	200	5	400	650	发明例
25	G	12	37	48	41.9	-25	12	790	694	815	0.8	220	6.3	14.4	30	6.5	200	5	250	650	比较例
26	G	30	33	55	28.3	-55	12	790	694	815	0.8	120	6.5	14.4	30	6.5	150	5	400	650	比较例
27	G	12	28	55	42.1	-40	12	790	694	815	0.8	120	8.3	14.4	30	6.5	150	5	400	650	发明例
28	H	22	32	55	48.3	-40	12	810	698	824	0.9	120	7.9	15.2	30	31.1	150	5	400	650	发明例
29	H	22	22	55	42.2	-40	12	815	698	824	0.9	120	6.5	15.2	30	30.1	150	5	400	650	发明例
30	I	15	29	55	40.0	-40	12	800	711	829	0.8	220	6.0	14.5	30	5.5	150	5	400	650	比较例
31	J	15	31	70	67.3	-40	12	760	678	774	0.9	220	5.2	14.5	30	5.5	150	5	400	650	比较例
32	K	15	32	55	41.3	-40	12	780	703	808	0.7	220	0.0	14.5	30	5.5	150	5	400	650	比较例
33	L	15	33	55	52.1	-40	12	805	696	818	0.9	220	9.3	14.5	30	5.5	150	5	400	650	比较例
34	M	15	33	55	43.3	-40	12	805	696	838	0.8	220	9.3	14.5	30	5.5	150	5	400	650	比较例
35	N	15	35	55	54.4	-40	12	805	708	842	0.7	220	9.3	14.5	210	5.5	150	5	400	650	比较例
36	A	6	33	55	42.4	-40	12	790	696	819	0.8	220	5.5	18.2	30	3.2	360	5	400	650	比较例

\*1: 以下划线是指在本发明范围外。  
 \*2: 具有 {111} <0-11> 取向、{111} <11-2> 取向、{211} <0-11> 取向和 {100} <011> 取向的 bcc 相的组织所占的合计相对于 bcc 相的全部组织的比例  
 \*3: 500°C ~ Ac1 的温度范围的平均加热速度  
 \*4: 温度 T 下的升温、保持为止所形成的针状奥氏体组织的个数密度  
 \*5: 750 ~ 550°C 的温度范围的平均冷却速度  
 \*6: 350 ~ 200°C 的温度范围的平均冷却速度

[0249]

通过以下方法对得到的钢板进行评价。

[0250]

(1) 钢组织的面积率的测定和针状 γ 的数密度的测定

[0251] 以与钢板表面垂直、与轧制方向平行的截面为观察面的方式从钢板切割出观察试样,将板厚截面用1体积%硝酸乙醇溶液腐蚀显现,用扫描电子显微镜(SEM)放大至2000倍,在板厚 $t/4$ 部以 $3000\mu\text{m}^2$ 以上的区域拍摄组织照片。分别测定以下的项目(i)~(iv)。将结果示于表3中。需要说明的是, $t$ 表示板厚, $w$ 表示板宽。

[0252] (i) 多边形铁素体和上贝氏体

[0253] 多边形铁素体(再结晶F)和上贝氏体(UB)均在SEM照片中显示灰色,但可以通过形状来识别。将SEM照片的一例与在温度 $T$ 下保持后进行水冷后的组织的SEM照片一起示于图1中。图1(a)中以虚线表示的区域为通过退火工序中直至本发明范围内的退火温度 $T$ 下的均热保持的处理形成的针状 $\gamma$ 组织,在其内部生成上贝氏体(UB),在其周围形成长径比高的残余 $\gamma$ 或新鲜马氏体(M)。同样的组织在通过直至退火温度 $T$ 下的均热保持的处理形成的块状 $\gamma$ 组织中也观察到。多边形铁素体和上贝氏体的面积率依据ASTM E562-11(2014)通过点算法进行测定。多边形铁素体的面积率和上贝氏体的面积率分别为5个部位的测定值的平均值。

[0254] (ii) 新鲜马氏体和残余 $\gamma$

[0255] 新鲜马氏体和残余 $\gamma$ 均在SEM照片中显示白色,无法区别。因此,残余 $\gamma$ 通过后述的方法另外进行测定。另外,从SEM照片依据ASTM E562-11(2014)通过点算法测定新鲜马氏体和残余 $\gamma$ 的合计面积率,从该合计面积率减去通过后述的方法测定的残余 $\gamma$ 的面积率,由此测定新鲜马氏体的面积率。新鲜马氏体和残余 $\gamma$ 的合计面积率通过点算法进行测定,从将5处的测定值平均的值减去通过后述的方法测定的残余 $\gamma$ 的体积率而得的值设定为新鲜马氏体的面积率。

[0256] (iii) 回火马氏体和/或下贝氏体

[0257] 回火马氏体和下贝氏体是在SEM照片中以白色的微细的组织观察到的包含碳化物的组织。在更微观的观察中能够区别两者,但在SEM照片中难以判别。因此,在本发明中,将回火马氏体和下贝氏体定义为同一组织,依据ASTM E562-11(2014)通过点算法测定回火马氏体和下贝氏体的合计的面积率。将对5个部位的测定值进行平均的值作为回火马氏体和下贝氏体的合计的面积率。

[0258] (iv) 余量组织

[0259] 从100%减去通过上述方法测定的多边形铁素体、上贝氏体、新鲜马氏体、残余 $\gamma$ 、回火马氏体和下贝氏体的面积率,由此定义为余量组织的面积率。

[0260] (2) 残余 $\gamma$ 的体积率的测定

[0261] 将钢板研磨至板厚 $1/4$ 位置后,通过化学研磨进一步研磨 $0.1\text{mm}$ ,对于由此得到的面,利用X射线衍射装置使用Mo的 $K\alpha$ 射线,测定FCC铁( $\gamma$ )的(200)面、(220)面、(311)面和BCC铁(铁素体)的(200)面、(211)面、(220)面的积分反射强度,测定由来自FCC铁( $\gamma$ )各面的积分反射强度相对于来自BCC铁(铁素体)各面的积分反射强度的强度比求出的残余 $\gamma$ 的体积率。在本发明中,可以将该残余 $\gamma$ 的体积率作为残余 $\gamma$ 的面积率。

[0262] (3) 针状 $\gamma$ 组织的数密度

[0263] 在评价在高温形成的组织时,通常对通过水冷将组织冻结而形成的组织进行评价。在本发明中,重要的一点在于,在退火工序中,通过直至温度 $T$ 下的保持处理而形成的针状 $\gamma$ 在之后的冷却过程中有助于长径比高、加工稳定性高的残余 $\gamma$ 的形成,测定该针状 $\gamma$

组织的数密度。以与轧制方向平行的截面为观察面的方式从钢板切割出观察试样,将板厚截面用1体积%硝酸乙醇溶液进行腐蚀显现,利用扫描电子显微镜(SEM)放大至2000倍,在板厚 $t/4$ 部以 $3000\mu\text{m}^2$ 以上的区域拍摄组织照片。图1(b)所示的SEM照片是在退火工序中在本发明范围内的温度 $T$ 下保持后进行水冷的组织的照片,形成针状 $\gamma$ 和块状 $\gamma$ 、铁素体组织。图2中示出针状 $\gamma$ 的长径比的测定方法的示意图。在此,将被具有同一取向的再结晶铁素体包围的长径比为3.0以上的奥氏体定义为针状奥氏体。需要说明的是,针状奥氏体的前端即使与其它奥氏体粒接触也没有关系,这种情况下,通过电子束背散射衍射法(EBSD)确认相邻的铁素体晶粒为同一取向即可。按照该定义,在5个视野测定实施了直至退火温度 $T$ 下的均热保持的处理的钢板中的针状 $\gamma$ 的数,用针状 $\gamma$ 的数除以观察的总面积,由此测定针状 $\gamma$ 的数密度(个/ $1000\mu\text{m}^2$ )。将结果示于表3中。

[0264] (4) 新鲜马氏体粒子和/或残余 $\gamma$ 粒子的等效圆直径和长径比

[0265] 以与轧制方向平行的截面为观察面的方式从钢板切割出观察试样,利用Lepera腐蚀液使板厚截面的组织腐蚀显现,利用激光显微镜(LM)放大至1000倍在板厚 $t/4$ 部以 $10000\mu\text{m}^2$ 以上的区域拍摄组织照片。

[0266] Lepera腐蚀为彩色蚀刻,通过以白色的衬度表示新鲜马氏体和/或残余 $\gamma$ ,提取新鲜马氏体粒子和/或残余 $\gamma$ 粒子,进行图像分析,由此测定新鲜马氏体粒子和/或残余 $\gamma$ 粒子的等效圆直径和长径比。

[0267] 所得到的全部粒子中,以等效圆直径小于 $0.8\mu\text{m}$ 的粒子作为对象,测定粒子数,算出相对于全部粒子的粒子数的比例。

[0268] 另外,所得到的全部粒子中,以等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的粒子作为对象,测定其中长径比为2.0以上的粒子数,算出长径比为2.0以上且等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的粒子相对于等效圆直径为 $0.8\mu\text{m}$ 以上的全部粒子的比例。将结果示于表3中。

[0269] (5) 冷轧组织的织构

[0270] 从冷轧工序后的冷轧钢板切割出与轧制方向平行的截面为测定面的测定试样,对测定面进行机械研磨或电解研磨后,通过SEM-EBSD法(测定条件:WD:20mm、加速电压:20kV)测定 $80000\mu\text{m}^2$ 以上的区域。对轧制的{ND面}<RD方向>取向为{111}<0-11>取向、{111}<11-2>取向、{211}<0-11>取向和{100}<011>取向的bcc相的组织面积率进行定量化,算出与全部取向的bcc相的面积率之比,由此来评价冷轧钢板的织构。

[0271] (6) 拉伸试验

[0272] 从得到的钢板制作在相对于轧制方向垂直的方向上具有拉伸方向的JIS5号拉伸试验片。对各试验片进行依据JIS Z 2241(2011)的规定的拉伸试验。拉伸试验的十字头速度设定为10mm/分钟。需要说明的是,测定实施2次,通过平均求出测定值,作为各钢板的拉伸强度(TS)。

[0273] (7) 扩孔试验

[0274] 截取 $100\text{mm}\times 100\text{mm}$ 的试验片,在各截取位置进行3次依据JFST 1001(日本钢铁联盟标准)的扩孔试验,将3次的平均值(3次的合计值(%)/3)作为扩孔率 $\lambda$ (%)。

[0275] (8) 评价

[0276] 在本发明中,将拉伸强度(TS)为980MPa以上的钢板评价为高强度。

[0277] 在拉伸强度(TS) $\times$ 总伸长率(T.E1) $\geq 18000\text{MPa}\cdot\%$ 以上的情况下,评价为延展性

E1优良,将扩孔率λ (%) ≥ 45%评价为延伸凸缘成形性λ优良。

[0278] (9) 化学转化处理性

[0279] 对退火后的钢板以20 ~ 35A/dm<sup>2</sup>的电流密度实施2秒钟硫酸电解酸洗,进行脱脂、表面调整,然后使用磷酸锌化学转化处理液进行化学转化处理。脱脂工序:处理温度40℃、处理时间120秒、喷淋脱脂;表面调整工序:pH9.5、处理温度室温、处理时间20秒;化学转化处理工序:在化学转化处理液的温度为35℃、处理时间为120秒的条件下进行化学转化处理。需要说明的是,作为脱脂工序、表面调整工序、化学转化处理工序各工序中的处理剂,依次使用日本Parkerizing公司制造的脱脂剂:FC-E2011、表面调节剂:PL-X和化学转化处理液:パルボントPB-L3065。以2000倍的倍率在10000μm<sup>2</sup>以上的区域中进行SEM观察,由此观察表面化学转化组织,将在整个面观察到化学转化被膜组织的试样评价为○,将通过目视而一部分未形成化学转化被膜组织的试样评价为×。将其结果示于表3中。

[0280]

[表 3]

No.	钢号	组织										特性				化学转化处理性(判定)	备注
		多边形铁素体面积率 (%)	上贝氏体面积率 (%)	残余γ面积率 (%)	新鲜马氏体面积率 (%)	回火马氏体和下贝氏体合计面积率 (%)	余量组织面积率 (%)	小于0.8μm的粒子的比例*7 (%)	长径比为2.0以上的粒子的比例*8 (%)	TS (MPa)	TS&TEL (MPa*)	扩孔率λ (%)					
1	A	8.4	28.8	13.8	10.1	38.9	0.0	56	35	1025	19783	48	○	发明例			
2	A	0.0	38.5	2.7	4.2	54.6	0.0	78	22	1036	14815	41	×	比较例			
3	A	13.2	39.3	6.1	21.2	20.2	0.0	24	18	1102	18641	32	○	发明例			
4	A	12.7	31.7	13.7	9.9	32.0	0.0	59	40	1103	19946	51	○	发明例			
5	B	22.3	28.8	2.1	10.9	24.5	11.4	54	39	966	14683	49	○	比较例			
6	B	11.8	28.7	17.3	6.9	35.3	0.0	52	24	1064	17450	40	○	比较例			
7	B	12.1	23.9	4.9	24.6	34.5	0.0	51	17	921	18788	34	○	比较例			
8	B	13.2	27.3	13.2	11.1	35.2	0.0	59	38	1094	19254	52	○	发明例			
9	C	16.2	30.1	11.0	7.7	35.0	0.0	60	42	1037	18770	53	○	发明例			
10	C	12.1	25.4	13.4	11.2	37.9	0.0	63	38	1032	19402	50	○	发明例			
11	C	15.5	1.2	1.7	5.5	76.1	0.0	61	32	1032	15790	61	○	比较例			
12	C	11.3	29.3	12.9	9.8	36.7	0.0	55	33	1108	18725	46	○	发明例			
13	D	11.2	13.2	13.3	22.7	39.6	0.0	55	36	1146	19367	57	×	比较例			
14	D	19.2	19.1	15.2	8.8	37.7	0.0	58	31	1084	20813	49	○	发明例			
15	D	22.3	25.3	8.7	18.3	19.4	6.0	24	39	992	20634	29	○	比较例			
16	D	14.2	25.3	3.8	3.6	53.1	0.0	67	42	1211	14774	66	○	比较例			
17	E	10.9	32.8	9.3	9.6	38.9	0.0	55	36	1021	18480	51	○	发明例			
18	E	11.0	41.1	6.4	5.3	36.2	0.0	54	34	1223	18834	46	○	发明例			
19	E	27.2	28.2	5.7	7.3	31.6	0.0	56	12	1266	18647	24	○	比较例			
20	E	19.5	39.0	6.9	10.1	24.5	0.0	67	24	1185	17657	24	○	比较例			
21	E	18.3	32.4	7.1	6.3	33.9	0.0	63	26	1010	15655	33	○	比较例			
22	F	15.4	26.2	13.4	7.9	37.1	0.0	61	41	1032	18989	54	○	发明例			
23	F	16.7	28.6	13.5	7.6	33.6	0.0	66	40	1056	20275	62	○	发明例			
24	F	14.3	29.4	10.4	8.6	37.3	0.0	69	34	1068	18263	71	×	比较例			
25	G	21.1	14.6	11.3	16.7	36.3	0.0	63	41	1032	20950	21	×	比较例			
26	G	18.1	26.3	10.9	11.4	33.3	0.0	61	22	1203	16000	41	×	比较例			
27	G	16.2	27.9	9.4	8.3	38.2	0.0	62	36	1199	22062	47	○	发明例			
28	H	15.6	19.3	16.3	9.2	39.6	0.0	54	32	1293	20042	52	○	发明例			
29	H	15.6	24.3	11.3	10.0	38.8	0.0	53	37	1202	19593	46	○	发明例			
30	I	33.6	16.9	10.3	25.7	13.5	0.0	55	32	1239	19576	32	○	比较例			
31	J	22.4	3.4	2.3	32.0	39.9	0.0	60	41	1242	21487	33	○	比较例			
32	K	20.1	27.4	10.3	33.6	8.6	0.0	72	5	1193	20997	29	○	比较例			
33	L	14.9	33.7	6.7	12.2	32.5	0.0	53	33	1276	22458	49	×	比较例			
34	M	15.5	43.3	8.9	5.6	26.7	0.0	54	34	889	18758	48	○	比较例			
35	N	7.8	51.6	16.7	8.0	15.9	0.0	55	36	1103	19744	61	×	比较例			
36	A	21.3	29.8	11.2	8.5	29.2	0.0	22	31	1055	18252	28	○	比较例			

\*下划线是指在发明范围内。  
\*7: 等效圆直径小于0.8μm的新鲜马氏体粒子和/或残余粒子的比例。  
\*8: 长径比为2.0以上且具有0.8μm以上的等效圆直径的新鲜马氏体粒子和/或残余粒子的比例。

[0281] 如表3所示,可知:本发明的钢板具有980MPa以上的拉伸强度,具有高延展性和优良的延伸凸缘成形性,化学转化处理性也优良。

[0282] 另外可知:由于本发明例的钢板为高强度,具有高延展性、优良的延伸凸缘成形性

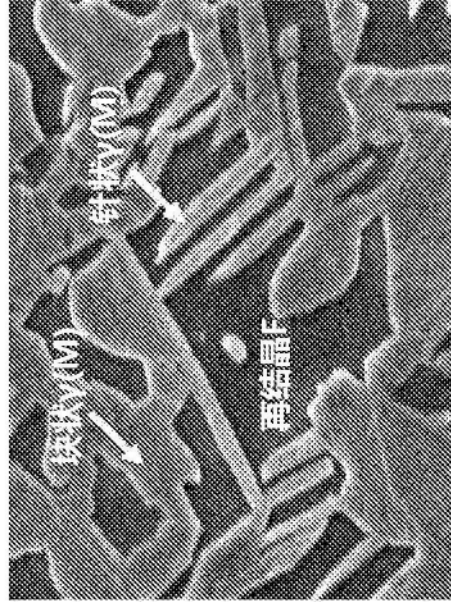
和良好的化学转化处理性,因此,使用本发明例的钢板实施成形加工而得到的构件、实施接合加工而得到的构件、进而实施成形加工和接合加工而得到的构件与本发明例的钢板同样地为高强度、具有高延展性、优良的延伸凸缘成形性和良好的化学转化处理性。

最终冷却后的组织



(a)

温度T下保持后进行了水冷的组织



(b)

图1

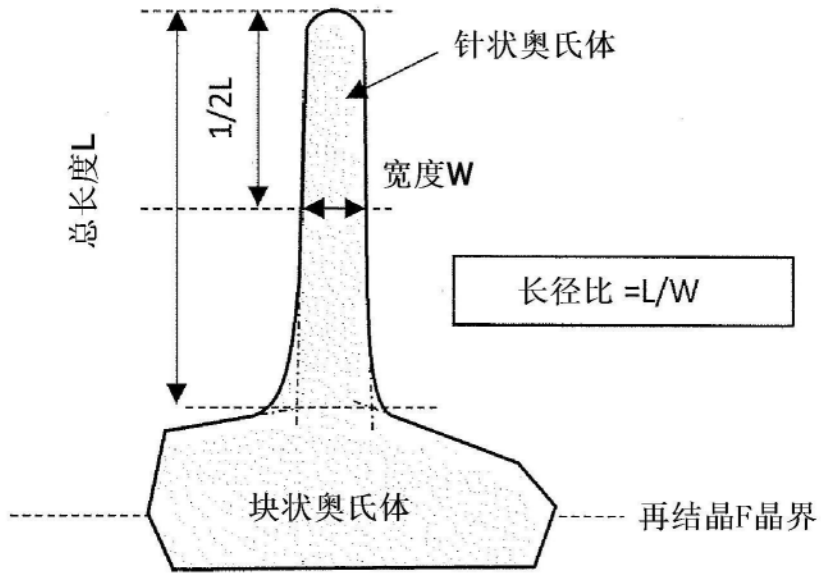


图2