



(10) 申请公布号 CN 117836459 A

(43) 申请公布日 2024. 04. 05

(21) 申请号 202280056913.8

(22) 申请日 2022.08.15

(30) 优先权数据

2021-141115 2021.08.31 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2024.02.20

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2022/030899 2022.08.15

(87) PCT国际申请的公布数据

W02023/032652 JA 2023.03.09

(71) 申请人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本东京

(72) 发明人 松井洋一郎 知场三周

金子真次郎

(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 满凤 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)

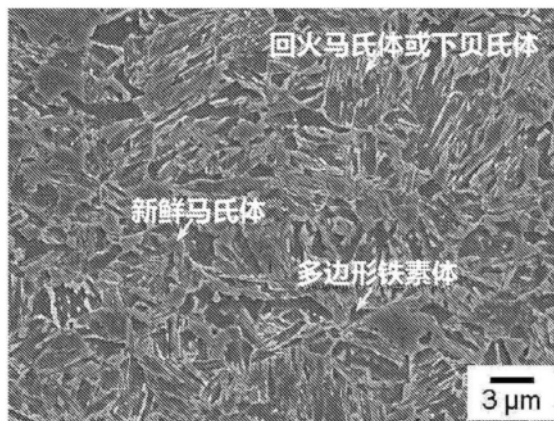
权利要求书1页 说明书20页 附图2页

(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、优良的拉伸凸缘成形性和高加工硬化指数的钢板、构件和它们的制造方法。一种钢板,其具有以质量%计含有C:0.06~0.25%、Si:0.4~2.5%、Mn:1.5~3.5%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol. Al:小于1.0%、N:小于0.015%、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,并且具有以面积率计多边形铁素体:10%以下(包括0%)、回火马氏体:30%以上、新鲜马氏体:20%以下(包括0%)、下贝氏体:5~50%、以体积率计残余奥氏体:5~20%的钢组织, $S_{C \geq 0.5} / S_{C \geq 0.3} \times 100$ 为15%以上。



1. 一种钢板,其具有以质量%计含有C:0.06~0.25%、Si:0.4~2.5%、Mn:1.5~3.5%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:小于1.0%、N:小于0.015%、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,

并且具有以面积率计多边形铁素体:10%以下(包括0%)、回火马氏体:30%以上、新鲜马氏体:20%以下(包括0%)、下贝氏体:5~50%、以体积率计残余奥氏体:5~20%的钢组织,

C浓度为0.50%以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.5}$ 在C浓度为0.30%以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.3}$ 中所占的比例 $S_{C \geq 0.5}/S_{C \geq 0.3} \times 100$ 为15%以上。

2. 根据权利要求1所述的钢板,其中,所述成分组成以质量%计还含有选自Ti:0.1%以下、B:0.01%以下中的一种或两种。

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Cu:1%以下、Ni:1%以下、Cr:1.0%以下、Mo:0.5%以下、V:0.5%以下、Nb:0.1%以下、Zr:0.2%以下和W:0.2%以下中的一种或两种以上。

4. 根据权利要求1~3中任一项所述的钢板,其中,所述成分组成以质量%计还含有选自Ca:0.0040%以下、Ce:0.0040%以下、La:0.0040%以下、Mg:0.0030%以下、Sb:0.1%以下和Sn:0.1%以下中的一种或两种以上。

5. 根据权利要求1~4中任一项所述的钢板,其中,在表面具有镀锌层。

6. 一种构件,其是使用权利要求1~5中任一项所述的钢板而成的构件。

7. 一种钢板的制造方法,其中,对具有权利要求1~4中任一项记载的成分组成的钢坯进行热轧和冷轧,然后对得到的冷轧钢板进行退火,

所述退火包括:

在退火温度:810~900°C下进行保持的工序;

在从810°C到马氏体相变开始温度 $M_s$ (°C)的温度范围内以平均冷却速度 $CR1:5 \sim 100$ °C/s进行冷却的工序;

在从马氏体相变开始温度 $M_s$ (°C)到停留停止温度 $T1:M_s - 100$ (°C)~ $M_s - 10$ (°C)的温度范围内以平均冷却速度 $CR2:10$ °C/s以下停留5s以上且60s以下的停留时间 $t$ 的工序;

在从所述停留停止温度 $T1$ 到180°C以上且低于290°C的冷却停止温度 $T2$ 的温度范围内以平均冷却速度 $CR3:3 \sim 100$ °C/s进行冷却的工序;

在从所述冷却停止温度 $T2$ 到380°C的温度范围内以平均加热速度:2°C/s以上进行加热的工序;

在340°C以上且590°C以下的温度范围内以平均冷却速度 $CR4:0.01 \sim 5$ °C/s停留20s以上且3000s以下的的时间的工序;和

以平均冷却速度 $CR5:0.1$ °C/s以上冷却至50°C以下的温度的工序。

8. 根据权利要求7所述的钢板的制造方法,其中,在以所述平均冷却速度 $CR4:0.01 \sim 5$ °C/s停留的工序中,对钢板进行热镀锌处理或合金化热镀锌处理。

9. 根据权利要求7所述的钢板的制造方法,其中,在以所述平均冷却速度 $CR5:0.1$ °C/s以上进行冷却的工序后,包括对钢板进行电镀锌处理的工序。

10. 一种构件的制造方法,其包括对权利要求1~5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] 本发明涉及在汽车、家电等各种用途中使用的钢板、使用了该钢板的构件和它们的制造方法。

### 背景技术

[0002] 近年来,由于汽车车身轻量化需求的进一步提高,因此正在推进980~1180MPa级高强度钢板在汽车的骨架部件、片材部件中的应用。但是,在将980~1180MPa级的高强度钢板应用于汽车部件的情况下,由于延展性的下降、拉伸凸缘成形性的下降而容易产生冲压裂纹。因此,对于这些高强度钢板,期望成形性与以往相比更优良。

[0003] 出于这样的背景,作为使钢板的延展性提高的技术,开发了使残余 $\gamma$ 分散在钢板的显微组织中的TRIP钢。

[0004] 例如,专利文献1中公开了:将含有C:0.10~0.45%、Si:0.5~1.8%、Mn:0.5~3.0%的钢在退火后在350~500℃下进行1~30分钟时效处理,生成残余 $\gamma$ ,由此得到TS(拉伸强度)为80kgf/mm<sup>2</sup>以上且TS×E1 $\geq$ 2500kgf/mm<sup>2</sup>·%的具有高延展性的钢板。

[0005] 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%的钢在退火后以10℃/秒以上冷却至450~300℃,保持180~600秒,以占空系数计将残余奥氏体控制在5%以上、将贝氏体铁素体控制在60%以上、将多边形铁素体控制在20%以下,由此得到延展性:E1和拉伸凸缘成形性: $\lambda$ 优良的钢板。

[0006] 专利文献3中公开了:将具有特定的成分组成的钢板在退火后冷却至150~350℃的温度范围,然后再加热至350~600℃并保持,由此得到含有铁素体、回火马氏体、残余奥氏体的组织,能够赋予钢板高延展性和高拉伸凸缘成形性。这利用了如下所谓的Q&P; Quenching&Partitioning(淬火和碳从马氏体向奥氏体的分配)的原理:在冷却过程中暂时冷却至马氏体相变开始温度(Ms点)~马氏体相变完成温度(Mf点)之间的温度范围然后进行再加热并保持而使残余 $\gamma$ 稳定化。近年来,正在进行利用该原理的具有高延展性和高拉伸凸缘成形性的高强度钢的开发。

[0007] 专利文献4中公开了一种改良上述Q&P处理的方法。即,对于具有特定的成分组成的钢,为了使多边形铁素体为5%以下,在Ae<sub>3</sub>点-10℃以上的温度下进行退火,然后,在Ms-10℃~Ms-100℃的较高温度下停止冷却,由此在再加热至350~450℃时生成上贝氏体,从而得到高延展性和高拉伸凸缘成形性。

[0008] 另外,专利文献5中公开了一种方法,其中,有效利用在低温下生成的贝氏体和高温下生成的贝氏体,得到延展性和低温韧性优良的钢板。即,将含有C:0.10~0.5%的钢在退火后以10℃/秒以上的冷却速度冷却至150~400℃,在该温度范围内保持10~200秒,由此生成低温范围的贝氏体,再加热至高于400℃且540℃以下的温度范围并保持50秒以上,由此生成高温范围的贝氏体,从而得到延展性和低温韧性优良的钢板。

[0009] 现有技术文献

[0010] 专利文献

- [0011] 专利文献1:日本特公平6-35619号公报  
[0012] 专利文献2:日本专利第4411221号公报  
[0013] 专利文献3:日本专利第5463685号公报  
[0014] 专利文献4:日本专利第5780086号公报  
[0015] 专利文献5:日本专利第5728115号公报

## 发明内容

[0016] 发明所要解决的问题

[0017] 但是,专利文献1记载的以往的TRIP钢虽然延展性优良,但具有拉伸凸缘成形性非常低的问题。

[0018] 在专利文献2记载的技术中,作为显微组织,主要有效利用贝氏体铁素体,将铁素体抑制的较少,因此,虽然拉伸凸缘成形性优良,但延展性未必高。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。

[0019] 在专利文献3记载的技术中,与以往的TRIP钢、有效利用了贝氏体铁素体的钢相比,实现了较高的延展性和高拉伸凸缘成形性。但是,在中柱等难成形部件的成形中观察到断裂,需要进一步提高延展性。就应用了该技术的钢板而言,作为加工硬化速度的指标、与拉伸成形性具有良好的相关性的加工硬化指数(n值)未必充分这一点是明确的。

[0020] 在专利文献4记载的技术中,为了减少块状的马氏体而减少多边形铁素体的生成量,不能确保充分的延展性。另外,为了提高E1而将冷却停止温度设定得较高,冷却停止时未相变 $\gamma$ 大量残留,因此容易残留块状的马氏体。

[0021] 在专利文献5记载的技术中,为了提高延展性,有效利用低温范围相变贝氏体和高温范围相变贝氏体,但是在低温下发生相变的贝氏体对提高延展性的贡献小,利用在高温下生成的贝氏体的情况下容易残留块状组织。因此,难以同时赋予高延展性和高拉伸凸缘成形性。

[0022] 这样,在现有技术中,尚未得到确保了充分高的延展性和高拉伸凸缘成形性、以及高加工硬化指数的钢板。

[0023] 本发明是为了解决这样的问题而完成的,提供具有980MPa以上的拉伸强度、具有高延展性和优良的拉伸凸缘成形性、以及高加工硬化指数的钢板、构件和它们的制造方法。

[0024] 需要说明的是,此处所述的钢板也包括对表面实施了镀锌处理的镀锌钢板。

[0025] 在本发明中,980MPa以上的拉伸强度是指依据JIS Z2241的拉伸强度为980MPa以上。

[0026] 另外,延展性高是指总伸长率T-E1在TS小于1180MPa时为16.0%以上、在TS为1180MPa以上且小于1320MPa时为14.0%以上、在TS为1320MPa以上时为13.0%以上。

[0027] 另外,优良的拉伸凸缘成形性是指,使用冲头直径为10mm、冲模直径为10.3mm(间隙13%)的冲裁工具对100mm×100mm见方尺寸样品进行冲裁后,使用顶角60度的圆锥冲头,以在冲裁孔形成时产生的毛刺成为外侧的方式进行扩孔,直至产生贯通板厚的裂纹为止,设定 $d_0$ :初始孔径(mm)、 $d$ :裂纹产生时的孔径(mm),扩孔率 $\lambda$ (%) =  $\{(d-d_0)/d_0\} \times 100$ 为30%以上。

[0028] 另外,加工硬化指数高是指依据JIS Z2253由公称应力-公称应变曲线上的公称应

变为2%和5%的两点求出的n值在TS小于1180MPa时为0.130以上、在TS为1180MPa以上且小于1320MPa时为0.070以上、在TS为1320MPa以上时为0.060以上。

[0029] 用于解决问题的方法

[0030] 本发明人对具备高延展性和优良的拉伸凸缘成形性、以及高加工硬化指数的手段进行了深入研究,得到了以下结论。

[0031] (i) 将具有规定的成分组成的钢坯进行热轧和冷轧后,在退火温度:810~900℃下进行保持,进而在从810℃到马氏体相变开始温度 $M_s$ 的温度范围内以平均冷却速度(CR1):5~100℃/秒进行冷却,由此在最终组织中确保规定的残余 $\gamma$ ,为此,将多边形铁素体控制在10%以下。

[0032] (ii) 在退火工序中的保持后进行冷却的过程中,使在从马氏体相变开始温度 $M_s$ 到停留停止温度(T1)(℃)的温度范围内以平均冷却速度(CR2):10℃/秒以下停留5s以上且60s以下的停留时间t,生成一部分马氏体后生成贝氏体。在该温度范围内的中间保持中,通过以马氏体作为核,加速贝氏体相变,生成有助于强度-延展性平衡、提高加工硬化指数的下贝氏体和最终组织中有助于提高延展性的残余奥氏体(残余 $\gamma$ )。

[0033] (iii) 在余量的未相变 $\gamma$ 区域中,在直到成为块状组织形成的原因的 $T_0$ 组成为止的碳的富集发生之前,在从上述停留停止温度(T1)(℃)到180℃以上且低于290℃的冷却停止温度(T2)(℃)的温度范围内以平均冷却速度(CR3):3~100℃/秒快速冷却,将余量的未相变 $\gamma$ 区域利用马氏体相变或下贝氏体相变分割,使残余 $\gamma$ 分散,并且减少块状组织。

[0034] 需要说明的是,在此,块状组织是指在SEM上看起来为块状的新鲜马氏体或残余奥氏体。另外, $T_0$ 组成是指奥氏体与贝氏体的自由能相等、贝氏体相变停止的组成。

[0035] (iv) 然后,使在从冷却停止温度(T2)到380℃的温度范围内以平均加热速度:2℃/秒以上再加热,使在340℃以上且590℃以下的温度范围内停留20s以上且3000s以下,由此使马氏体变为回火马氏体,同时使碳分配到因冷却途中的停留而在下贝氏体中生成的膜状的残余 $\gamma$ 中,使残余 $\gamma$ 稳定化。进而,以平均冷却速度(CR4):0.01~5℃/秒进行缓冷,由此,能够抑制因过量的C向残余 $\gamma$ 的分配而引起的块状组织的生成,并且能够利用新鲜马氏体的自回火提高拉伸凸缘性。

[0036] 这样通过在马氏体相变前有效利用贝氏体相变、进而有效利用再加热后的缓冷,能够实现迄今为止困难的稳定的残余 $\gamma$ 的利用和块状组织的减少的兼顾。

[0037] 其结果是能够得到具备极高的延展性和优良的拉伸凸缘成形性、以及高加工硬化指数的钢板。进而,根据本发明,也能够实现高强度化。

[0038] 本发明是基于以上见解而完成的,具体而言提供以下方案。

[0039] [1]一种钢板,其具有以质量%计含有C:0.06~0.25%、Si:0.4~2.5%、Mn:1.5~3.5%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:小于1.0%、N:小于0.015%、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,

[0040] 并且具有以面积率计多边形铁素体:10%以下(包括0%)、回火马氏体:30%以上、新鲜马氏体:20%以下(包括0%)、下贝氏体:5~50%、以体积率计残余奥氏体:5~20%的钢组织,

[0041] C浓度为0.50%以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.5}$ 在C浓度为0.30%以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.3}$ 中所占的比例 $S_{C \geq 0.5}/S_{C \geq 0.3} \times 100$ 为15%以上。

[0042] [2]根据[1]所述的钢板,其中,上述成分组成以质量%计还含有选自Ti:0.1%以下、B:0.01%以下中的一种或两种。

[0043] [3]根据[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Cu:1%以下、Ni:1%以下、Cr:1.0%以下、Mo:0.5%以下、V:0.5%以下、Nb:0.1%以下、Zr:0.2%以下和W:0.2%以下中的一种或两种以上。

[0044] [4]根据[1]~[3]中任一项所述的钢板,其中,上述成分组成以质量%计还含有选自Ca:0.0040%以下、Ce:0.0040%以下、La:0.0040%以下、Mg:0.0030%以下、Sb:0.1%以下和Sn:0.1%以下中的一种或两种以上。

[0045] [5]根据[1]~[4]中任一项所述的钢板,其中,在表面具有锌镀层。

[0046] [6]一种构件,其是使用[1]~[5]中任一项所述的钢板而成的构件。

[0047] [7]一种钢板的制造方法,其中,对具有[1]~[4]中任一项记载的成分组成的钢坯进行热轧和冷轧,然后对得到的冷轧钢板进行退火,

[0048] 上述退火包括:

[0049] 在退火温度:810~900℃下进行保持的工序;

[0050] 在从810℃到马氏体相变开始温度 $M_s$ 的温度范围内以平均冷却速度 $CR_1:5\sim 100$ ℃/秒进行冷却的工序;

[0051] 在从马氏体相变开始温度 $M_s$ 到停留停止温度 $T_1:M_s-100(^\circ\text{C})\sim M_s-10(^\circ\text{C})$ 的温度范围内以平均冷却速度 $CR_2:10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下停留5s以上且60s以下的停留时间 $t$ 的工序;

[0052] 在从上述停留停止温度 $T_1$ 到180℃以上且低于290℃的冷却停止温度 $T_2$ 的温度范围内以平均冷却速度 $CR_3:3\sim 100^\circ\text{C}/\text{秒}$ 进行冷却的工序;

[0053] 在从上述冷却停止温度 $T_2$ 到380℃的温度范围内以平均加热速度:2℃/秒以上进行加热的工序;

[0054] 在340℃以上且590℃以下的温度范围内以平均冷却速度 $CR_4:0.01\sim 5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 停留20s以上且3000s以下的时间的工序;和

[0055] 以平均冷却速度 $CR_5:0.1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上冷却至50℃以下的温度的工序。

[0056] [8]根据[7]所述的钢板的制造方法,其中,在以上述平均冷却速度 $CR_4:0.01\sim 5^\circ\text{C}/\text{秒}$ 停留的工序中,对钢板进行热镀锌处理或合金化热镀锌处理。

[0057] [9]根据[7]所述的钢板的制造方法,其中,在以上述平均冷却速度 $CR_5:0.1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上进行冷却的工序后,包括对钢板进行电镀锌处理的工序。

[0058] [10]一种构件的制造方法,其包括对[1]~[5]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。

[0059] 发明效果

[0060] 根据本发明,能够得到具备极高的延展性和优良的拉伸凸缘成形性、以及高加工硬化指数的钢板和构件。进而,根据本发明,也能够实现高强度化。如果将本发明的钢板应用于汽车部件,则可实现汽车部件的轻量化,可预见燃料效率的提高。

## 附图说明

[0061] 图1是钢板的钢组织的SEM照片的一例。

[0062] 图2是说明用于测定本发明的钢组织中回火马氏体和下贝氏体的面积率的相变点

测定试验(Formaster试验)的图。

[0063] 图3是用于说明本发明的钢板的制造方法的图。

### 具体实施方式

[0064] 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。

[0065] 本发明的钢板具有以质量%计含有C:0.06~0.25%、Si:0.4~2.5%、Mn:1.5~3.5%、P:0.02%以下、S:0.01%以下、sol.Al:小于1.0%、N:小于0.015%、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成,并且具有以面积率计多边形铁素体:10%以下(包括0%)、回火马氏体:40%以上、新鲜马氏体:20%以下(包括0%)、下贝氏体:5~50%、以体积率计残余奥氏体:5~20%的钢组织,C浓度为0.50%以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.5}$ 在C浓度为0.30%以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.3}$ 中所占的比例 $S_{C \geq 0.5}/S_{C \geq 0.3} \times 100$ 为15%以上。

[0066] 以下,按照成分组成、钢组织的顺序对本发明的钢板进行说明。

[0067] 本发明的钢板含有下述成分。在下述说明中,作为成分的含量的单位的“%”是指“质量%”。

[0068] C:0.06~0.25%

[0069] C是从确保回火马氏体的面积率从而确保规定的强度的观点、确保残余 $\gamma$ 的体积率从而提高延展性的观点、富集在残余 $\gamma$ 中而使残余 $\gamma$ 稳定化从而使延展性提高的观点出发而含有的。C的含量小于0.06%时,不能充分地确保钢板的强度、钢板的延展性,因此其下限设定为0.06%。优选为0.09%以上,更优选为0.11%以上。其含量超过0.25%时,冷却途中的停留中的下贝氏体相变发生延迟,难以形成与规定量的下贝氏体相变邻接地生成的膜状的残余 $\gamma$ 。其结果是延展性降低。另外,块状的马氏体或块状的残余 $\gamma$ 增加,拉伸凸缘成形性劣化。进而,钢板的点焊性、弯曲性、扩孔性这样的各特性显著劣化。因此,C含量的上限设定为0.25%。从提高延展性、点焊性的观点出发,C含量优选设定为0.22%以下。从进一步改善延展性和点焊性的观点出发,C含量更优选设定为0.20%以下。

[0070] Si:0.4~2.5%

[0071] Si是从强化铁素体而使强度升高的观点、抑制马氏体、贝氏体中的碳化物生成而使残余 $\gamma$ 的稳定性提高从而使延展性提高的观点出发而含有的。从抑制碳化物的生成而使延展性提高的观点出发,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0.6%以上。更优选Si含量为0.8%以上。Si含量超过2.5%时,热轧时的轧制载荷变得极高,难以制造薄板。另外,化学转化处理性、焊接部的韧性劣化。因此,Si含量设定为2.5%以下。从确保化学转化处理性、原材和焊接部的韧性的观点出发,Si含量优选设定为小于2.0%。从确保焊接部的韧性的观点出发,Si的含量优选设定为1.8%以下,更优选设定为1.5%以下。

[0072] Mn:1.5~3.5%

[0073] Mn从确保规定的面积率的回火马氏体和/或贝氏体从而确保强度的观点、通过降低残余 $\gamma$ 的Ms点而使残余 $\gamma$ 稳定化从而改善延展性的观点、与Si同样地抑制贝氏体中的碳化物的生成从而使延展性提高的观点出发是重要的元素。为了得到这些效果,Mn含量设定为1.5%以上。从使残余 $\gamma$ 稳定化从而使延展性提高的观点出发,Mn含量优选设定为2.5%以上。Mn含量优选为2.6%以上,更优选为2.7%以上。Mn含量超过3.5%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3.5%时,难以抑制块状的粗大 $\gamma$ 、块状的粗大马氏体的生成,拉伸凸缘成形性也劣化。因此,Mn含量设定为3.5%以下。从促进贝氏体相变从而确保高延展性的观点出发,Mn含量优选设定为3.2%以下。更优选Mn含量设定为3.1%以下。

[0074] P:0.02%以下

[0075] P是使钢强化的元素,但其含量多时,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含量优选设定为0.01%以下。需要说明的是,也可以不含有P,但从制造成本的观点出发,P含量优选设定为0.001%以上。

[0076] S:0.01%以下

[0077] S是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、但是会使点焊性、弯曲性、扩孔性降低的元素。从这些方面出发,S含量设定为0.01%以下。在本发明中,由于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,也可以不含有S,但从制造成本的观点出发,S含量优选设定为0.0001%以上。更优选S含量为0.0005%以上。

[0078] sol.Al:小于1.0%

[0079] Al出于脱氧的目的、代替Si而使残余 $\gamma$ 稳定化的目的而含有。sol.Al的下限没有特别规定,为了稳定地进行脱氧,sol.Al含量优选设定为0.005%以上。另外,sol.Al含量更优选设定为0.01%以上。另一方面,sol.Al含量为1.0%以上时,原材的强度极端降低,对化学转化处理性也带来不良影响,因此sol.Al含量设定为小于1.0%。为了得到高强度,sol.Al优选设定为小于0.50%,进一步优选设定为0.20%以下。

[0080] N:小于0.015%

[0081] 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,具有通过形成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%。N含量优选为0.010%以下。需要说明的是,也可以不含有N,但从制造成本的观点出发,N含量优选设定为0.0001%以上。更优选N含量为0.001%以上。

[0082] 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、余量由铁(Fe)和不可避免的杂质构成的成分组成。

[0083] 本发明的钢板的成分组成可以在上述成分的基础上适当含有选自以下(A)、(B)、(C)中的一种或两种以上作为以下的任选元素。

[0084] (A)以质量%计,选自Ti:0.1%以下、B:0.01%以下中的一种或两种;

[0085] (B)以质量%计,选自Cu:1%以下、Ni:1%以下、Cr:1.0%以下、Mo:0.5%以下、V:0.5%以下、Nb:0.1%以下、Zr:0.2%以下和W:0.2%以下中的一种或两种以上;

[0086] (C)以质量%计,选自Ca:0.0040%以下、Ce:0.0040%以下、La:0.0040%以下、Mg:0.0030%以下、Sb:0.1%以下和Sn:0.1%以下中的一种或两种以上。

[0087] Ti:0.1%以下

[0088] 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、B的淬透性提高效果的作用。另外,具有通过TiC的析出而使组织微细化的效果。为了得到这些效果,优选将Ti含量设定为0.002%以上。从充分地固定N的观点出发,Ti含量更优选为0.008%以上。

Ti含量进一步优选为0.010%以上。另一方面,Ti含量超过0.1%时,有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0.1%以下。优选Ti含量为0.05%以下。为了确保高延展性,Ti含量更优选设定为0.03%以下。

[0089] B:0.01%以下

[0090] B是使钢的淬透性提高的元素,容易生成规定的面积率的回火马氏体和/或贝氏体。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含量更优选设定为0.0005%以上。进一步优选B含量为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,产生表面缺陷。因此,在含有B的情况下,B含量设定为0.01%以下。优选B含量为0.0050%以下。更优选B含量为0.0030%以下。

[0091] Cu:1%以下

[0092] Cu使汽车的使用环境中的耐腐蚀性提高。另外,Cu的腐蚀产物被覆钢板表面而能够抑制氢向钢板侵入。Cu是在将废料作为原料有效利用时混入的元素,通过允许Cu的混入,能够有效利用再生材料作为原料资材,能够降低制造成本。从这样的观点出发,Cu优选含有0.005%以上,进一步从提高耐延迟断裂特性的观点出发,Cu更优选含有0.05%以上。进一步优选Cu含量为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1%以下。Cu含量优选为0.4%以下,更优选为0.2%以下。

[0093] Ni:1%以下

[0094] Ni也与Cu同样能够使耐腐蚀性提高。另外,Ni还能够抑制含有Cu时容易生成的表面缺陷的产生。由此,Ni优选含有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1%以下。Ni含量优选为0.4%以下,更优选为0.2%以下。

[0095] Cr:1.0%以下

[0096] Cr从具有使钢的淬透性提高的效果、抑制马氏体、上贝氏体/下贝氏体中的碳化物生成的效果出发可以含有。为了得到这样的效果,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,过量地含有Cr时,耐点蚀性劣化。因此,在含有Cr的情况下,Cr含量设定为1.0%以下。Cr含量优选为0.8%以下,更优选为0.4%以下。

[0097] Mo:0.5%以下

[0098] Mo从使钢的淬透性提高的效果、抑制马氏体、上贝氏体/下贝氏体中的碳化物生成的效果出发可以含有。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0.5%以下。从提高化学转化处理性的观点出发,Mo含量优选设定为0.15%以下。

[0099] V:0.5%以下

[0100] V从使钢的淬透性提高的效果、抑制马氏体、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。

为了得到这些效果,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,大量地含有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0.5%以下。V含量优选为0.3%以下,更优选为0.1%以下。V含量进一步优选为0.05%以下,进一步更优选为0.03%以下。

[0101] Nb:0.1%以下

[0102] Nb从使钢组织微细化而高强度化的效果、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。为了得到这些效果,Nb含量优选设定为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。另一方面,大量地含有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0.1%以下。Nb含量优选为0.05%以下,更优选为0.03%以下。

[0103] Zr:0.2%以下

[0104] Zr从提高钢的淬透性的效果、抑制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。为了得到这样的效果,Zr含量优选设定为0.005%以上。Zr含量更优选为0.008%以上,进一步优选为0.010%以上。另一方面,大量地含有Zr时,在热轧前的钢坯加热时因未固溶而残留的ZrN、ZrS这样的粗大的析出物增加,耐延迟断裂特性劣化。因此,在含有Zr的情况下,Zr含量设定为0.2%以下。Zr含量优选为0.15%以下,更优选为0.08%以下。Zr含量进一步优选为0.03%以下,进一步更优选为0.02%以下。

[0105] W:0.2%以下

[0106] W从提高钢的淬透性的效果、抑制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。为了得到这样的效果,W含量优选设定为0.005%以上。W含量更优选为0.008%以上,进一步优选为0.010%以上。

[0107] 另一方面,大量地含有W时,在热轧前的钢坯加热时因未固溶而残留的WN、WS这样的粗大的析出物增加,耐延迟断裂特性劣化。因此,在含有W的情况下,W含量设定为0.2%以下。W含量优选为0.15%以下,更优选为0.08%以下。W含量进一步优选为0.03%以下,进一步更优选为0.02%以下。

[0108] Ca:0.0040%以下

[0109] Ca将S以CaS的形式固定,有助于改善弯曲性、改善耐延迟断裂特性。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大量地添加时,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0.0040%以下。Ca含量优选为0.0035%以下,更优选为0.0020%以下。

[0110] Ce:0.0040%以下

[0111] Ce也与Ca同样将S固定,有助于改善弯曲性、改善耐延迟断裂特性。因此,Ce含量优选设定为0.0002%以上。Ce含量更优选为0.0004%以上,进一步优选为0.0006%以上。另一方面,大量地添加Ce时,表面品质、弯曲性劣化。因此,在含有Ce的情况下,Ce含量设定为0.0040%以下。Ce含量优选为0.0035%以下,更优选为0.0020%以下。

[0112] La:0.0040%以下

[0113] La也与Ca同样将S固定,有助于改善弯曲性、改善耐延迟断裂特性。因此,La含量优

选设定为0.0002%以上。La含量更优选为0.0004%以上,进一步优选为0.0006%以上。另一方面,大量地添加La时,表面品质、弯曲性劣化。因此,在含有La的情况下,La含量设定为0.0040%以下。La含量优选为0.0035%以下,更优选为0.0020%以下。

[0114] Mg:0.0030%以下

[0115] Mg将0以MgO的形式固定,有助于改善耐延迟断裂特性。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,大量地添加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0.0030%以下。Mg含量优选为0.0025%以下,更优选为0.0010%以下。

[0116] Sb:0.1%以下

[0117] 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,在高强度化的同时改善耐延迟断裂特性。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0.1%时,铸造性劣化,另外,在原 $\gamma$ 晶界偏析,剪切端面的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0.1%以下。Sb含量优选为0.04%以下,更优选为0.03%以下。

[0118] Sn:0.1%以下

[0119] 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,在高强度化的同时改善耐延迟断裂特性。从这样的观点出发,Sn含量优选设定为0.002%以上。Sn含量优选为0.004%以上,更优选为0.006%以上。另一方面,Sn含量超过0.1%时,铸造性劣化。另外,Sn在原 $\gamma$ 晶界偏析,剪切端面的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0.1%以下。Sn含量优选为0.04%以下,更优选为0.03%以下。

[0120] 在以小于适当的下限值含有上述任选成分的情况下,小于下限值而含有的任选元素不损害本发明的效果。因此,在以小于适当的下限值含有上述任选成分的情况下,上述任选元素作为不可避免的杂质含有。

[0121] 接着,对本发明的钢板的钢组织进行说明。

[0122] 多边形铁素体:10%以下(包括0%)

[0123] 在退火中或冷却过程中生成的多边形铁素体有助于提高延展性,但由于产生与马氏体等周围的硬质相的硬度差而导致拉伸凸缘成形性的降低。多边形铁素体以面积率计为10%以下时,不会损害本发明的效果,因此可以含有。因此,在本发明中,以面积率计将多边形铁素体设定为10%以下。多边形铁素体优选为5%以下,更优选为2%以下。另外,多边形铁素体可以为0%。

[0124] 回火马氏体:30%以上

[0125] 为了得到规定的强度和拉伸凸缘成形性,回火马氏体以面积率计设定为30%以上。回火马氏体优选为40%以上。另一方面,回火马氏体超过80%时,由于过度的高强度化而使延展性降低,因此回火马氏体优选设定为80%以下。回火马氏体更优选为75%以下。

[0126] 新鲜马氏体:20%以下(包括0%)

[0127] 以往,在最终回火工序(后述的在平均冷却速度CR4下停留的工序)中想要大量地发生贝氏体相变的情况下,块状的马氏体或块状的残余 $\gamma$ 大量残留。因此,以往,为了防止

这样的问题,采用减少Mn来促进贝氏体相变的方法。但是,如果降低Mn含量,则会因失去残余 $\gamma$ 的稳定化效果、体积率增加效果而损害延展性。与此相对,在对含有大量Mn的钢板实施适当的冷却处理的本发明中,能够实现贝氏体相变的利用和块状组织的减少这两者。

[0128] 通过将块状的新鲜马氏体组织以面积率计减少至20%以下,能够确保优良的拉伸凸缘成形性。因此,在本发明中,以面积率计将新鲜马氏体设定为20%以下。为了确保优良的拉伸凸缘成形性,新鲜马氏体优选设定为10%以下。新鲜马氏体更优选为5%以下。另外,新鲜马氏体可以为0%。

[0129] 下贝氏体:5~50%

[0130] 退火后的冷却过程中的停留中生成的下贝氏体与回火马氏体相比为高延展性,因此,有助于提高强度-延展性平衡,进而有助于提高加工硬化指数(n值)。下贝氏体的量小于5%时,不能充分地得到该效果,因此下贝氏体的量设定为5%以上。下贝氏体优选为10%以上。另一方面,下贝氏体的量超过50%时,强度降低,因此下贝氏体的量设定为50%以下。下贝氏体优选为40%以下。

[0131] 具有回火马氏体、新鲜马氏体、上贝氏体、下贝氏体、残余奥氏体中的一种或两种以上的组织:90%以上(包括100%)

[0132] 为了确保规定的强度、延展性、拉伸凸缘成形性,作为上述多边形铁素体的余量组织,回火马氏体、新鲜马氏体、上贝氏体、下贝氏体、残余奥氏体的合计面积率设定为90%以上。上述余量组织可以是具有回火马氏体、新鲜马氏体、上贝氏体、下贝氏体、残余奥氏体中的一种或两种以上的组织,也可以是由回火马氏体、新鲜马氏体、上贝氏体、下贝氏体、残余奥氏体中的一种或两种以上构成的组织。

[0133] 残余奥氏体:5~20%

[0134] 为了确保高延展性,相对于钢组织整体,残余奥氏体(残余 $\gamma$ )以体积率计设定为5%以上。残余奥氏体优选为7%以上,更优选为9%以上。该残余 $\gamma$ 量中包含与贝氏体邻接地生成的残余 $\gamma$ 。残余 $\gamma$ 的量过度增加时,导致强度降低、拉伸凸缘成形性的降低、耐延迟断裂特性的劣化。因此,残余 $\gamma$ 的体积率设定为20%以下。残余奥氏体优选为15%以下。另外,“体积率”可以视为“面积率”。

[0135] C浓度为0.50%(质量%)以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.5}$ 在C浓度为0.30%(质量%)以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.3}$ 中所占的比例 $S_{C \geq 0.5}/S_{C \geq 0.3} \times 100$ 为15%以上

[0136] 为了确保高延展性,将C浓度为0.50%以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.5}$ 在C浓度为0.30%以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.3}$ 中所占的比例 $S_{C \geq 0.5}/S_{C \geq 0.3} \times 100$ 设定为15%以上。上述比例优选为20%以上,更优选为25%以上。

[0137] 接着,对本发明的钢板的钢组织的测定方法进行说明。

[0138] 多边形铁素体、贝氏体铁素体、回火马氏体、新鲜马氏体的面积率的测定通过如下方法进行:切出与钢板表面垂直、与轧制方向平行的板厚截面,进行镜面研磨后,用3体积%硝酸乙醇溶液进行腐蚀,在1/4厚度位置用SEM以5000倍的倍率观察10个视野。图1示出钢板的钢组织的SEM照片的一例。图1所示的多边形铁素体在内部几乎不伴随有碳化物,以比较等轴的铁素体作为对象。在SEM中为看起来最黑的区域。回火马氏体和下贝氏体的合计面积率设定为在SEM中在内部伴随有板条状的下部组织和碳化物的析出的区域的面积率 $S_{TM+LB}$ 。新鲜马氏体是在SEM中在内部看不到下部组织而看起来发白的块状的区域。

[0139] 下贝氏体和回火马氏体难以通过SEM区别开,因此,如下所述通过相变点测定试验来测定。图2是说明用于测定回火马氏体和下贝氏体的面积率的相变点测定试验的图。

[0140] 使用圆柱状的试验片(直径3mm×高度10mm),利用相变点测定试验机测定在规定的退火条件下进行热处理时的试验片的高度变化。在退火后的冷却过程中,在使在从马氏体相变开始温度 $M_s$ 到停留停止温度 $T_1$ (°C)的温度范围内以平均冷却速度 $CR_2:10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以下停留5s以上且60s以下的停留时间 $t$ 的工序中产生的膨胀中,由马氏体相变引起的膨胀小于由下贝氏体相变引起的膨胀,能够大致视为由下贝氏体相变引起的膨胀。如图2所示,在考虑由冷却引起的热收缩的影响的基础上,使用由下贝氏体相变引起的高度变化 $D_{LB}$ 以及由马氏体相变和下贝氏体相变引起的高度变化 $D_{TM+LB}$ ,进而使用通过上述SEM观察得到的回火马氏体和下贝氏体的合计面积率 $S_{TM+LB}$ ,通过下式近似地求出下贝氏体的面积率 $S_{LB}$ 和回火马氏体的面积率 $S_{TM}$ 。

$$[0141] \quad S_{LB} = S_{TM+LB} \times D_{LB} / D_{TM+LB}$$

$$[0142] \quad S_{TM} = S_{TM+LB} - S_{LB}$$

[0143] 具有回火马氏体、新鲜马氏体、上贝氏体、下贝氏体、残余奥氏体中的一种或两种以上的组织对应于上述多边形铁素体以外的余量组织,该组织的合计面积率为上述的多边形铁素体以外的区域的面积率。在此,碳化物的面积率非常少,因此包含在上述余量组织的面积率中。

[0144] 残余奥氏体(残余 $\gamma$ )的体积率是从钢板表面化学研磨至1/4厚度位置、通过X射线衍射而求出的。入射X射线使用Co-K $\alpha$ 射线源,根据铁素体的(200)、(211)、(220)面与奥氏体的(200)、(220)、(311)面的强度比来计算残余奥氏体的体积率。在此,残余 $\gamma$ 随机地分布,因此通过X射线衍射求出的残余 $\gamma$ 的体积率与钢组织中的残余 $\gamma$ 的面积率相等。

[0145] C浓度为0.50%(质量%)以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.5}$ 和C浓度为0.30%(质量%)以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.3}$ 的测定如下进行:在与钢板表面垂直、与轧制方向平行的板厚截面的板厚1/4位置,使用日本电子制造的场发射型电子探针显微分析仪(FE-EPMA)JXA-8500F,在加速电压为6kV、照射电流为 $7 \times 10^{-8}$ A的条件下将射束直径设为最小而对C浓度分布进行映射分析,由此进行测定。

[0146] 但是,为了排除污染的影响,以通过分析得到的C的平均值与母材的碳量相等的方式减去背景量。即,在测定的碳量的平均值比母材的碳量多的情况下,其增加量被认为是污染,将从各位置的分析值一律减去该增加量后的值设为各位置的真正的C量。

[0147] 本发明的钢板优选拉伸强度为980MPa以上。更优选为1180MPa以上。关于拉伸强度的上限,从兼顾其他特性的观点出发,优选为1450MPa以下,更优选为1400MPa以下。

[0148] 就本发明的钢板而言,通过确保总伸长率T-E1在TS小于1180MPa时为16.0%以上、在TS为1180MPa以上且小于1320MPa时为14.0%以上、在TS为1320MPa以上时为13.0%以上,成形的稳定性显著提高。扩孔率 $\lambda$ 优选确保为30%以上。从兼顾其他特性的观点出发, $\lambda$ 的上限优选在任一种强度水平下都为90%以下,更优选为80%以下。

[0149] 就本发明的钢板而言,加工硬化指数 $n$ 值优选在TS小于1180MPa时为0.130以上、在TS为1180MPa以上且小于1320MPa时为0.070以上、在TS为1320MPa以上时为0.060以上。

[0150] 以上的本发明的钢板也可以是在表面具有镀锌层的钢板。镀层可以为热镀层、电镀层中的任一种。

[0151] 接着,对本发明的钢板的制造方法进行说明。

[0152] 在本发明的钢板的制造方法中,对具有上述成分组成的钢坯进行热轧和冷轧,然后对得到的冷轧钢板进行退火,上述退火依次包括:在退火温度:810~900℃下进行保持的工序;在从810℃到马氏体相变开始温度 $M_s$ (℃)的温度范围内以平均冷却速度(CR1):5~100℃/秒进行冷却的工序;在从马氏体相变开始温度 $M_s$ (℃)到停留停止温度(T1): $M_s-100$ ~ $M_s-10$ (℃)的温度范围内以平均冷却速度(CR2):10℃/秒以下停留5s以上且60s以下的停留时间 $t$ 的工序;在从上述停留停止温度(T1)到180℃以上且低于290℃的冷却停止温度(T2)的温度范围内以平均冷却速度(CR3):3~100℃/秒进行冷却的工序;在从上述冷却停止温度(T2)到380℃的温度范围内以平均加热速度:2℃/秒以上进行加热的工序;在340℃以上且590℃以下的温度范围内以平均冷却速度(CR4):0.01~5℃/秒停留20s以上且3000s以下的时间的工序;和以平均冷却速度(CR5):0.1℃/秒以上冷却至50℃以下的温度的工序。

[0153] 需要说明的是,本发明中在各工序中特定的温度是指板坯(钢坯)或钢板的表面温度。

[0154] 另外,图3是用于说明本发明的钢板的制造方法的图,特别地表示板坯(钢坯)或钢板的表面温度的时间变化。包括该温度的时间变化在内,以下对各工序的详细进行说明。

[0155] 热轧

[0156] 为了对钢坯进行热轧,有将钢坯在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直接进行轧制的方法、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,钢坯加热温度可以设定为1100~1300℃,均热时间可以设定为20~300分钟,精轧温度可以设定为 $Ar_3$ 相变点~ $Ar_3$ 相变点+200℃,卷取温度可以设定为400~720℃。从抑制板厚变动、稳定地确保高强度的观点出发,卷取温度优选设定为430~530℃。

[0157] 冷轧

[0158] 冷轧中,可以将轧制率(累积轧制率)设定为30~85%。从稳定地确保高强度、减小各向异性的观点出发,轧制率优选设定为35~85%。需要说明的是,在轧制载荷高的情况下,可以在450~730℃下通过CAL(连续退火生产线)或BAF(箱退火炉)进行软质化的退火处理。

[0159] 退火

[0160] 将具有上述成分组成的钢坯进行热轧和冷轧后,在以下规定的条件下实施退火。退火设备没有特别限定,从确保生产率以及期望的加热速度和冷却速度的观点出发,优选通过连续退火生产线(CAL)或连续热镀锌生产线(CGL)实施。

[0161] 在退火温度:810~900℃下保持

[0162] 为了确保规定的面积率的回火马氏体和/或贝氏体、规定的体积率的残余 $\gamma$ ,退火温度设定为810~900℃。为了使多边形铁素体为5%以下,退火温度优选调整成为 $\gamma$ 单相区退火。优选为815℃以上。另一方面,退火温度超过900℃时, $\gamma$ 粒径变得过大,为了得到期望的碳浓度的残余 $\gamma$ 而所需的C原子的扩散距离变长,导致延展性降低。因此,退火温度设定为900℃以下。优选退火温度为880℃以下。

[0163] 在从810℃到马氏体相变开始温度 $M_s$ (℃)的温度范围内以平均冷却速度(CR1):5

~ 100℃/秒进行冷却

[0164] 在810~900℃下保持后,在从810℃到马氏体相变开始温度 $M_s$ 的温度范围以平均冷却速度(CR1):5~100℃/秒进行冷却。平均冷却速度(CR1)比5℃/秒慢时,大量地生成铁素体,导致强度降低、拉伸凸缘成形性的降低。平均冷却速度(CR1)优选为8℃/秒以上。另一方面,平均冷却速度过快时,板形状劣化,因此设定为100℃/秒以下。平均冷却速度(CR1)优选为500℃/秒以下,更优选小于30℃/秒。

[0165] 在此,平均冷却速度(CR1)为“(810℃(冷却开始温度)-马氏体相变开始温度 $M_s$ (冷却停止温度))/(从810℃的冷却开始温度到马氏体相变开始温度 $M_s$ (冷却停止温度)的冷却时间(秒))”。

[0166] 需要说明的是,马氏体相变开始温度 $M_s$ (℃)可以通过利用相变点测定试验机使用圆柱状的试验片(直径3mm×高度10mm)在规定的退火温度下保持后测定用氦气进行急冷时的体积变化来求出。

[0167] 在从马氏体相变开始温度 $M_s$ 到停留停止温度(T1): $M_s-100 \sim M_s-10$ (℃)的温度范围内以平均冷却速度(CR2):10℃/秒以下停留5s以上且60s以下的停留时间t

[0168] 通过使在从马氏体相变开始温度 $M_s$ (℃)到停留停止温度(T1): $M_s-100 \sim M_s-10$ (℃)的温度范围内以平均冷却速度(CR2):10℃/秒以下停留(缓冷)5s以上且60s以下的停留时间t,能够在生成一部分马氏体后,以马氏体作为核生成贝氏体,通过由Swing back效果带来的贝氏体相变的加速,即使在短时间内也能够高效地生成规定量的下贝氏体。平均冷却速度(CR2)超过10℃/秒时,贝氏体相变量减少。因此,平均冷却速度(CR2)设定为10℃/秒以下。停留时间小于5s时,得不到期望量的贝氏体,超过60s时,C从贝氏体向块状的未相变 $\gamma$ 中的富集进行,导致块状组织的残留量的增加。因此,停留时间设定为5s以上且60s以下。从确保贝氏体铁素体和残余奥氏体、使延展性提高的观点出发,停留时间优选为10s以上。另外,从通过减少块状组织来提高 $\lambda$ 的观点出发,停留时间优选为50s以下。

[0169] 需要说明的是,马氏体相变开始温度 $M_s$ (℃)、停留停止温度(T1)、平均冷却速度(CR2)、停留时间t(s)满足以下的式(1)。

[0170]  $T1 = M_s - CR2 \times t$ …式(1)

[0171] 即,平均冷却速度(CR2)为“(马氏体相变开始温度 $M_s$ (℃)(停留开始温度)-停留停止温度(T1))/(从马氏体相变开始温度 $M_s$ (℃)到停留停止温度T1的停留时间t(秒))”。

[0172] 在从上述停留停止温度(T1)到180℃以上且低于290℃的冷却停止温度(T2)的温度范围内以平均冷却速度(CR3):3~100℃/秒进行冷却

[0173] 上述停留后,需要快速冷却,以使碳向 $\gamma$ 中的富集不会过度进行。从停留停止温度T1到180℃以上且低于290℃的冷却停止温度T2的温度范围的平均冷却速度(CR3)小于3℃/秒时,碳向块状的未相变 $\gamma$ 中富集,最终冷却时的新鲜马氏体的量增加,拉伸凸缘成形性降低。因此,从使拉伸凸缘成形性提高的观点出发,平均冷却速度(CR3)设定为3℃/秒以上。平均冷却速度(CR3)更优选为5℃/秒以上,进一步优选为8℃/秒以上。该温度范围的平均冷却速度变得过大时,板形状劣化,因此平均冷却速度(CR3)设定为100℃/秒以下。平均冷却速度(CR3)优选为50℃/秒以下。为了确保规定的残余 $\gamma$ 量,冷却停止温度设定为180℃以上。冷却停止温度优选为200℃以上,更优选为220℃以上。冷却停止温度为290℃以上时,大量地残留块状的未相变 $\gamma$ ,最终冷却时的新鲜马氏体的量增加,拉伸凸缘成形性降低。因此,

冷却停止温度设定为低于290℃。冷却停止温度优选为280℃以下。

[0174] 在此,平均冷却速度(CR3)为“(停留停止温度(T1)) - (冷却停止温度(T2) (℃)) / (从停留停止温度(T1)到冷却停止温度(T2)的冷却时间(秒))”。

[0175] 在从冷却停止温度(T2)到380℃的温度范围内以平均加热速度:2℃/秒以上进行加热

[0176] 进而,通过在从上述冷却停止温度(T2)到380℃的温度范围以短时间进行加热,能够抑制碳化物析出而确保高延展性。另外,以冷却而生成的马氏体或贝氏体为核再加热至380℃以上时,生成贝氏体。如果至380℃为止的平均加热速度慢,则得不到这些效果。其结果是残余 $\gamma$ 量减少而延展性降低。因此,从冷却停止温度(T2)到380℃的温度范围的平均加热速度设定为2℃/秒以上。从抑制碳化物析出的观点、在再加热时生成贝氏体的观点出发,平均加热速度优选设定为5℃/秒以上,更优选设定为10℃/秒以上。上述平均加热速度的上限没有特别限定,优选为50℃/秒以下,更优选为30℃/秒以下。

[0177] 在此,平均加热速度为“(380℃(加热停止温度) - (冷却停止温度(T2))) / (从冷却停止温度(T2)到380℃(加热停止温度)的加热时间(秒))”。

[0178] 在340℃以上且590℃以下的温度范围内以平均冷却速度(CR4):0.01~5℃/秒停留20s以上且3000s以下

[0179] 从使C分配在残余 $\gamma$ 中而使它们稳定化的观点、将作为未相变 $\gamma$ 而以块状分布的区域利用贝氏体相变而细化、使拉伸凸缘成形性提高的观点出发,在340℃以上且590℃以下的温度范围内停留(缓冷)20s以上且3000s以下。进而,为了抑制过量的C向残余 $\gamma$ 中的分配引起的块状组织的生成、并且利用新鲜马氏体的自回火来提高拉伸凸缘成形性,在该温度范围内以平均冷却速度(CR4):0.01~5℃/秒进行缓冷。平均冷却速度(CR4)小于0.01℃/秒时,C过量地向残余 $\gamma$ 中分配,由于生成块状组织而导致拉伸凸缘成形性的降低。因此,平均冷却速度(CR4)设定为0.01℃/秒以上。另一方面,平均冷却速度(CR4)超过5℃/秒时,不能抑制C向残余 $\gamma$ 中的分配,不能得到足够量的C富集区域。另外,生成新鲜马氏体,导致 $\lambda$ 的劣化。因此,平均冷却速度(CR4)设定为5℃/秒以下。

[0180] 在此,平均冷却速度(CR4)为“(冷却开始温度(T3) (℃)) - (冷却停止温度(T4) (℃)) / (从冷却开始温度(T3) (℃)到冷却停止温度(T4) (℃)的冷却时间(秒))”。

[0181] 在此,冷却开始温度(T3)、冷却停止温度(T4)只要为340℃以上且590℃的范围就没有特别限定,冷却开始温度(T3)优选为360~580℃的范围,冷却停止温度(T4)优选为350~450℃的范围。

[0182] 需要说明的是,在340~590℃的温度范围内的保持(停留)可以兼有热镀锌处理。即,在上述平均冷却速度(CR4):0.01~5℃/秒停留的工序中,可以对钢板进行热镀锌处理或合金化热镀锌处理。实施热镀锌处理的情况下,优选将钢板浸渍在440℃以上且500℃以下的镀锌浴中,实施热镀锌处理,然后,通过气体擦拭等调节镀层附着量。热镀锌优选使用Al量为0.10%以上且0.22%以下的镀锌浴。另外,作为合金化热镀锌处理,可以在热镀锌处理后实施镀锌层的合金化处理。实施镀锌层的合金化处理的情况下,优选在470℃以上且590℃以下的温度范围内实施。

[0183] 需要说明的是,本工序是进行冷却(停留、缓冷)的工序,但只要满足上述温度范围、停留时间的范围、平均冷却速度CR4的范围,则在本工序中可以实施热镀锌处理、镀锌的

合金化处理。在热镀锌处理、镀锌的合金化处理中可以伴随有温度升高。

[0184] 以平均冷却速度(CR5):0.1℃/秒以上冷却至50℃以下的温度

[0185] 然后,从防止过量的回火引起的软化、碳化物析出引起的延展性降低的观点出发,以平均冷却速度(CR5):0.1℃/秒以上进行冷却至50℃以下的温度。从调节表面粗糙度、板形状的平坦化等使冲压成形性稳定化的观点、使YS升高的观点出发,可以对钢板实施表皮光轧。表皮光轧伸长率优选设定为0.1~0.5%。另外,板形状也可以通过矫平机平坦化。上述至50℃以下的温度为止的平均冷却速度(CR5)优选为5℃/秒以上,更优选为100℃/秒以下。

[0186] 在此,平均冷却速度(CR5)为“(340℃(冷却开始温度(℃))-50℃以下的冷却停止温度(℃))/(从冷却开始温度到冷却停止温度的冷却时间(秒))”。

[0187] 从改善拉伸凸缘成形性的观点出发,也可以在上述热处理后或表皮光轧后在100~300℃下实施30秒~10天的低温热处理。通过该处理,发生在最终冷却时或表皮光轧时生成的马氏体的回火、退火时侵入钢板的氢从钢板的脱离。通过低温热处理,能够使氢减少至小于0.1ppm。另外,还可以实施电镀。即,可以在以上述平均冷却速度(CR5):0.1℃/秒以上进行冷却的工序后对钢板进行电镀锌处理。实施电镀后,从减少钢中的氢的观点出发,优选实施上述低温热处理。

[0188] 本发明的钢板的板厚优选设定为0.5mm以上。另外,板厚优选设定为2.0mm以下。

[0189] 接着,对本发明的构件及其制造方法进行说明。

[0190] 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。

[0191] 本发明的钢板的拉伸强度为980MPa以上,具有高延展性、优良的拉伸凸缘成形性和高加工硬化指数。因此,使用本发明的钢板得到的构件也是高强度的,与以往的高强度构件相比具有高延展性、优良的拉伸凸缘成形性和高加工硬化指数。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合于车身骨架部件。本发明的构件还包括焊接接头。

[0192] 成形加工可以没有限制地使用冲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、电弧焊等一般的焊接、铆钉接合、铆接接合等。

[0193] 实施例

[0194] 以下,对本发明的实施例进行说明。

[0195] 将具有表1所示的成分组成的板厚1.4mm的冷轧钢板在表2所示的退火条件下进行处理,制作本发明的钢板和比较例的钢板。

[0196] 各冷轧钢板通过对具有表1所示的成分组成的钢坯进行热轧(钢坯加热温度:1200℃、均热时间:60分钟、精轧温度:900℃、卷取温度:500℃)和冷轧(轧制率(累积轧制率):50%)而得到。

[0197] 表2中,马氏体相变开始温度 $M_s$ 通过利用相变点测定试验机使用圆柱状的试验片(直径3mm×高度10mm)在规定的退火温度下保持后测定用氦气进行急冷时的体积变化来求出。

[0198] 需要说明的是,一部分钢板(冷轧钢板:CR)在340℃以上且590℃以下的温度范围

内以平均冷却速度:0.01~5℃/秒停留20s以上且3000s以下的工序中,实施热镀锌处理,制成热镀锌钢板(GI)。在此,将钢板浸渍在440℃以上且500℃以下的镀锌浴中实施热镀锌处理,然后,通过气体擦拭等调节镀层附着量。热镀锌使用Al量为0.10%以上且0.22%以下的镀锌浴。进而,对一部分热镀锌钢板在上述热镀锌处理后实施合金化处理作为合金化热镀锌处理,制成合金化热镀锌钢板(GA)。在此,在460℃以上且590℃以下的温度范围内实施合金化处理。另外,一部分钢板(冷轧钢板:CR)实施电镀,制成电镀锌钢板(EG)。

[0199] 钢组织的测定通过以下方法进行。将测定结果示于表3中。

[0200] 多边形铁素体、贝氏体铁素体、回火马氏体、新鲜马氏体的面积率的测定通过如下方法进行:切出与钢板表面垂直、与轧制方向平行的板厚截面,进行镜面研磨后,用3体积%硝酸乙醇溶液进行腐蚀,在1/4厚度位置用SEM以倍率:5000倍观察10个视野。图1所示的多边形铁素体在内部几乎不伴随有碳化物,以比较等轴的铁素体作为对象。在SEM中为看起来最黑的区域。回火马氏体和下贝氏体的合计面积率设定为在SEM中在内部伴随有板条状的下部组织和碳化物的析出的区域的面积率 $S_{TM+LB}$ 。新鲜马氏体是在SEM中在内部看不到下部组织而看起来发白的块状的区域。

[0201] 下贝氏体和回火马氏体难以通过SEM区别开,因此,如下所述通过相变点测定试验来测定。使用圆柱状的试验片(直径3mm×高度10mm),利用相变点测定试验机测定在规定的退火条件下进行热处理时的试验片的高度变化。在退火后的冷却过程中,在使在从马氏体相变开始温度 $M_s$ 到停留停止温度 $T_1$ (℃)的温度范围内以平均冷却速度 $CR_2$ :10℃/秒以下停留5s以上且60s以下的停留时间 $t$ 的工序中产生的膨胀中,由马氏体相变引起的膨胀小于由下贝氏体相变引起的膨胀,能够大致视为由下贝氏体相变引起的膨胀。如图2所示,在考虑由冷却引起的热收缩的影响的基础上,使用由下贝氏体相变引起的高度变化 $D_{LB}$ 以及由马氏体相变和下贝氏体相变引起的高度变化 $D_{TM+LB}$ ,进而使用通过上述SEM观察得到的回火马氏体和下贝氏体的合计面积率 $S_{TM+LB}$ ,通过下式近似地求出下贝氏体的面积率 $S_{LB}$ 和回火马氏体的面积率 $S_{TM}$ 。

$$[0202] \quad S_{LB} = S_{TM+LB} \times D_{LB} / D_{TM+LB}$$

$$[0203] \quad S_{TM} = S_{TM+LB} - S_{LB}$$

[0204] 具有回火马氏体、新鲜马氏体、上贝氏体、下贝氏体、残余奥氏体中的一种或两种以上的组织对应于上述多边形铁素体以外的余量组织,该组织的合计面积率为上述的多边形铁素体以外的区域的面积率。在此,碳化物的面积率非常少,因此包含在上述余量组织的面积率中。

[0205] 残余奥氏体(残余 $\gamma$ )的体积率是从钢板表面化学研磨至1/4厚度位置、通过X射线衍射而求出的。入射X射线使用Co-K $\alpha$ 射线源,根据铁素体的(200)、(211)、(220)面与奥氏体的(200)、(220)、(311)面的强度比来计算残余奥氏体的体积率。在此,残余 $\gamma$ 随机地分布,因此通过X射线衍射求出的残余 $\gamma$ 的体积率与钢组织中的残余 $\gamma$ 的面积率相等。

[0206] C浓度为0.50%(质量%)以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.5}$ 和C浓度为0.30%(质量%)以上的区域的面积 $S_{C \geq 0.3}$ 的测定如下进行:在与钢板表面垂直、与轧制方向平行的板厚截面的板厚1/4位置,使用日本电子制造的场发射型电子探针显微分析仪(FE-EPMA)JXA-8500F,在加速电压为6kV、照射电流为 $7 \times 10^{-8}$ A的条件下将射束直径设为最小而对C浓度分布进行映射分析,由此进行测定。

[0207] 但是,为了排除污染的影响,以通过分析得到的C的平均值与母材的碳量相等的方式减去背景量。即,在测定的碳量的平均值比母材的碳量多的情况下,其增加量被认为是污染,将从各位置的分析值一律减去该增加量后的值设为各位置的真正的C量。

[0208] 从得到的钢板上裁取JIS5号拉伸试验片,实施拉伸试验(依据JISZ2241)。将通过拉伸试验得到的拉伸强度TS、总伸长率T-E1和加工硬化指数n值示于表3中。将拉伸强度为980MPa以上的试样判断为强度优良。另外,将总伸长率T-E1在TS小于1180MPa时为16.0%以上、在TS为1180MPa以上且小于1320MPa时为14.0%以上、在TS为1320MPa以上时为13.0%以上的试样判断为延展性优良。

[0209] 另外,加工硬化指数n值依据JIS Z2253通过由公称应力-公称应变曲线上的公称应变为2%和5%的两点求解的简易法算出。将n值在TS小于1180MPa时为0.130以上、在TS为1180MPa以上且小于1320MPa时为0.070以上、在TS为1320MPa以上时为0.060以上的试样判断为具有高加工硬化指数。

[0210] 另外,拉伸凸缘成形性针对从热处理后的钢板上裁取的扩孔试验片通过依据日本钢铁联盟标准JFST1001的规定的扩孔试验来进行评价。即,使用冲头直径为10mm、冲模直径为10.3mm(间隙13%)的冲裁工具对100mm×100mm见方尺寸样品进行冲裁后,使用顶角60度的圆锥冲头,以在冲裁孔形成时产生的毛刺成为外侧的方式进行扩孔,直至产生贯通板厚的裂纹为止。此时,设定 $d_0$ :初始孔径(mm)、 $d$ :裂纹产生时的孔径(mm),以扩孔率 $\lambda$ (%) =  $\{(d-d_0)/d_0\} \times 100$ 的形式求出,示于表3中。将具有30%以上的 $\lambda$ 的钢判断为扩孔性优良。

[0211] 表2、3中所示的本发明例的强度、延展性、扩孔性和加工硬化指数优良,与此相对,比较例中任一者较差。

[0212]

[表 1]

钢 编号	成分组成(质量%)											备注
	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	其他				
A	0.125	0.66	3.04	0.007	0.0004	0.050	0.0037	—				适合钢
B	0.269	1.16	2.25	0.006	0.0011	0.072	0.0031	—				比较钢
C	0.108	1.24	2.58	0.003	0.0011	0.094	0.0030	Ti:0.025, B:0.0041				适合钢
D	0.134	0.32	2.42	0.004	0.0004	0.091	0.0040	—				比较钢
E	0.198	1.86	2.51	0.011	0.0006	0.068	0.0035	Ti:0.020, B:0.0045, Nb:0.029				适合钢
F	0.193	1.68	1.34	0.004	0.0013	0.017	0.0035	—				比较钢
G	0.232	2.35	1.61	0.006	0.0010	0.034	0.0053	Ti:0.037, B:0.0010, Cu:0.12, Ni:0.06, Cr:0.06, Mo:0.06				适合钢
H	0.173	1.67	3.02	0.012	0.0009	0.061	0.0040	V:0.019, Zr:0.010, W:0.010				适合钢
I	0.047	1.37	2.69	0.008	0.0013	0.011	0.0062	—				比较钢
J	0.190	0.62	3.36	0.005	0.0011	0.062	0.0050	Ti:0.028, B:0.0032, Ca:0.0012, Ce:0.0006, La:0.0020				适合钢
K	0.208	1.95	2.63	0.013	0.0006	0.063	0.0033	B:0.0040, Mg:0.0020, Sb:0.01, Sn:0.01				适合钢
L	0.164	2.64	3.45	0.009	0.0010	0.020	0.0027	—				比较钢
M	0.180	2.42	3.65	0.014	0.0008	0.033	0.0030	—				比较钢

※下划线是指在本发明外。

※上述以外的余量为Fe和不可避免的杂质。

[0213]

[表2]

No.	钢 编 号	退火条件															备注
		退火温度 *1 (°C)	CR1 *1 (°C/秒)	Ms (°C)	CR2 *2 (°C/秒)	停留时间 *3 (秒)	停留停止 温度T1 (°C)	CR3 *4 (°C/秒)	冷却停止 温度T2 (°C)	加热速度 *5 (°C/秒)	CR4 *6 (°C/秒)	停留时间 *7 (秒)	冷却 开始 温度T3 (°C)	冷却 停止 温度T3 (°C)	CR5 *8 (°C/秒)	镀覆 *9	
1	A	820	30	330	1	60	270	3	220	3	0.01	2800	380	352	5	CR	发明例
2	A	875	20	355	1	40	315	5	280	6	0.03	1500	420	375	5	CR	发明例
3	A	805	30	315	1	40	275	5	250	6	0.03	1500	420	375	5	CR	比较例
4	A	805	30	355	1	30	325	5	250	6	0.03	1500	420	375	5	CR	比较例
5	B	830	30	330	1	30	300	5	260	6	0.03	1500	420	375	5	CR	比较例
6	C	845	6	369	3	20	309	8	280	15	0.03	500	400	385	5	CR	发明例
7	C	815	10	345	3	20	285	10	185	15	0.03	500	400	385	5	CR	发明例
8	C	830	3	330	3	20	270	10	260	15	0.03	500	400	385	5	CR	比较例
9	C	830	10	340	12	10	220	10	200	15	0.03	500	400	385	5	CR	比较例
10	D	830	10	375	3	15	330	10	220	15	0.03	500	400	385	5	CR	比较例
11	E	830	20	337	3	5	322	10	250	15	0.05	700	450	415	5	CR	发明例
12	E	860	20	340	3	15	295	10	280	20	0.05	700	450	415	5	CR	发明例
13	E	860	20	340	3	3	331	10	220	20	0.05	700	450	415	5	CR	比较例
14	E	860	20	340	1	70	270	10	250	20	0.05	700	450	415	5	CR	比较例
15	F	820	20	370	3	15	325	10	280	20	0.05	700	450	415	5	CR	比较例
16	G	810	20	325	3	15	280	10	230	20	0.07	900	550	487	5	GA	发明例
17	G	840	20	350	3	15	305	10	260	20	0.07	900	550	487	5	GA	发明例
18	G	840	20	350	3	15	305	1	280	20	0.07	900	550	487	5	GA	比较例
19	G	840	20	350	3	15	305	10	175	20	0.07	900	550	487	5	GA	比较例
20	H	890	50	330	5	10	290	10	250	20	0.20	600	500	380	80	GI	发明例
21	H	890	50	330	5	10	280	20	250	20	0.20	600	500	380	10	GI	发明例
22	H	840	50	325	1	10	315	20	310	20	0.20	600	500	380	10	GI	比较例
23	H	840	50	325	5	10	275	20	240	1	0.20	600	500	380	10	GI	比较例
24	I	850	50	383	5	10	333	20	250	20	0.20	600	500	380	10	GI	比较例
25	J	850	60	330	5	10	280	30	280	20	0.80	150	585	465	10	EG	发明例
26	J	850	60	330	5	10	280	30	260	20	0.85	150	585	458	10	EG	发明例
27	J	815	60	320	5	10	270	30	230	20	0.00	100	350	350	10	EG	比较例
28	J	850	60	330	5	10	280	30	220	20	10	30	480	180	10	EG	比较例
29	K	810	80	310	10	5	260	50	210	20	1.50	50	500	425	1	CR	发明例
30	K	810	95	310	10	5	260	80	240	20	3.00	30	500	410	1	CR	发明例
31	K	860	95	330	10	5	280	80	230	20	4.00	10	430	380	1	EG	比较例
32	K	830	95	325	10	5	275	80	250	20	0.01	3200	390	358	1	EG	比较例
33	L	830	95	305	1	5	300	80	280	20	0.07	900	440	377	1	EG	比较例
34	M	830	95	295	1	5	280	80	250	20	0.07	900	440	377	1	EG	比较例

[0214]

[0215] ※下划线是指在本发明外。

[0216] \*1:从810°C到马氏体相变开始温度Ms的温度范围的平均冷却速度CR1

[0217] \*2:从马氏体相变开始温度Ms到停留停止温度T1 (°C) 的温度范围的平均冷却速度CR2

[0218] \*3:从马氏体相变开始温度Ms到停留停止温度T1 (°C) 的温度范围的停留时间

[0219] \*4:从停留停止温度T1 (°C) 到180°C以上且低于290°C的冷却停止温度T2 (°C) 的温度范围的平均冷却速度CR3

[0220] \*5:从冷却停止温度T2到380°C的温度范围的平均加热速度

[0221] \*6:340°C以上且590°C以下的温度范围的平均冷却速度CR4

[0222] \*7:340°C以上且590°C以下的温度范围的停留时间

[0223] \*8:至50°C以下的温度为止的平均冷却速度CR5

[0224] \*9:CR:无镀覆、GA:合金化热镀锌钢板、GI:热镀锌钢板(无锌镀层的合金化处理)、EG:电镀锌钢板

[0225] [表3]

No.	钢 编 号	组织							特性				备注
		多 边 形 铁 素 体 面 积 率 (%)	回 火 马 氏 体 面 积 率 (%)	新 鲜 马 氏 体 面 积 率 (%)	下 贝 氏 体 面 积 率 (%)	余 量 * 10 面 积 率 (%)	残 余 $\gamma$ 体 积 率 (%)	$S_{C \geq 0.5} /$ $S_{C \geq 0.3}$ (%)	TS (MPa)	T-EI (%)	n值 (2%-5%)	$\lambda$ (%)	
1	A	7	34	7	43	93	9	33	993	18.9	0.155	52	发明例
2	A	0	47	5	40	100	8	32	1005	18.0	0.147	56	发明例
3	A	12	42	22	18	88	6	30	968	18.5	0.125	26	比较例
4	A	0	54	4	35	100	7	12	1130	15.5	0.130	65	比较例
5	B	2	58	16	12	98	12	41	1435	5.2	0.062	22	比较例
6	C	3	48	7	35	97	7	29	1057	17.6	0.142	66	发明例
7	C	7	42	8	34	93	9	30	1075	16.5	0.138	61	发明例
8	C	12	51	14	14	88	9	26	962	19.4	0.133	45	比较例
9	C	4	76	9	3	96	8	13	1042	15.5	0.088	52	比较例
10	D	6	71	5	15	94	3	18	1072	15.0	0.115	55	比较例
11	E	1	53	4	30	99	10	28	1221	17.3	0.081	52	发明例
12	E	0	49	16	29	100	6	15	1258	15.3	0.079	45	发明例
13	E	1	87	2	3	99	7	13	1267	13.6	0.057	61	比较例
14	E	1	<u>17</u>	<u>23</u>	<u>52</u>	99	7	33	1185	16.7	0.073	25	比较例
15	F	13	65	8	10	87	4	17	1130	16.8	0.071	33	比较例
16	G	5	45	4	30	95	16	31	1323	14.6	0.063	59	发明例
17	G	2	48	6	28	98	11	28	1340	14.1	0.061	56	发明例
18	G	2	19	<u>22</u>	<u>53</u>	98	4	30	1331	12.7	0.063	23	比较例
19	G	2	75	3	18	98	2	20	1401	12.1	0.060	40	比较例
20	H	0	60	12	18	100	10	23	1268	16.3	0.078	52	发明例
21	H	0	64	9	17	100	10	22	1231	16.9	0.080	61	发明例
22	H	1	55	23	13	99	8	19	1271	13.4	0.068	27	比较例
23	H	1	73	15	8	99	3	22	1255	13.5	0.072	35	比较例
24	I	39	39	4	17	61	1	11	571	18.7	0.188	54	比较例
25	J	1	71	6	13	99	9	27	1236	16.2	0.076	60	发明例
26	J	1	60	7	15	99	12	28	1231	17.3	0.075	53	发明例
27	J	5	50	<u>22</u>	12	95	11	33	1218	15.5	0.070	26	比较例
28	J	1	76	3	13	99	7	13	1281	13.6	0.066	55	比较例
29	K	8	62	4	8	92	18	16	1222	15.2	0.072	49	发明例
30	K	7	55	8	10	93	15	20	1210	16.2	0.073	42	发明例
31	K	0	76	4	16	100	4	12	1302	13.1	0.063	62	比较例
32	K	2	41	12	42	98	3	31	1232	13.8	0.071	41	比较例
33	L	2	63	<u>23</u>	<u>2</u>	98	10	28	1275	13.2	0.058	28	比较例
34	M	1	58	<u>26</u>	<u>3</u>	99	12	33	1284	13.1	0.055	24	比较例

[0226]

[0227] ※下划线是指在本发明外。

[0228] \*10:具有回火马氏体、新鲜马氏体、上贝氏体、下贝氏体、残余奥氏体中的一种或两种以上的组织

[0229] 本发明具有极高的延展性和优良的拉伸凸缘成形性、以及高加工硬化指数,能够适合应用于在汽车、家电等中经过冲压成形工序而使用的冲压成形用途。

[0230] 另外可知,由于本发明例的钢板为高强度、具有高延展性、优良的拉伸凸缘成形性和高加工硬化指数,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也与本发明例的钢板同样地为高强

[0231] 度,具有高延展性、优良的拉伸凸缘成形性和高加工硬化指数。

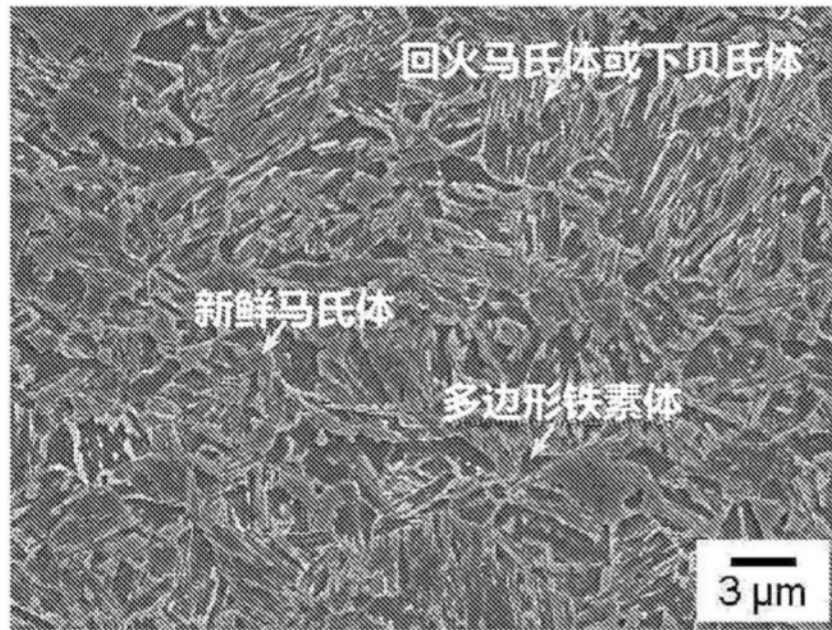


图1

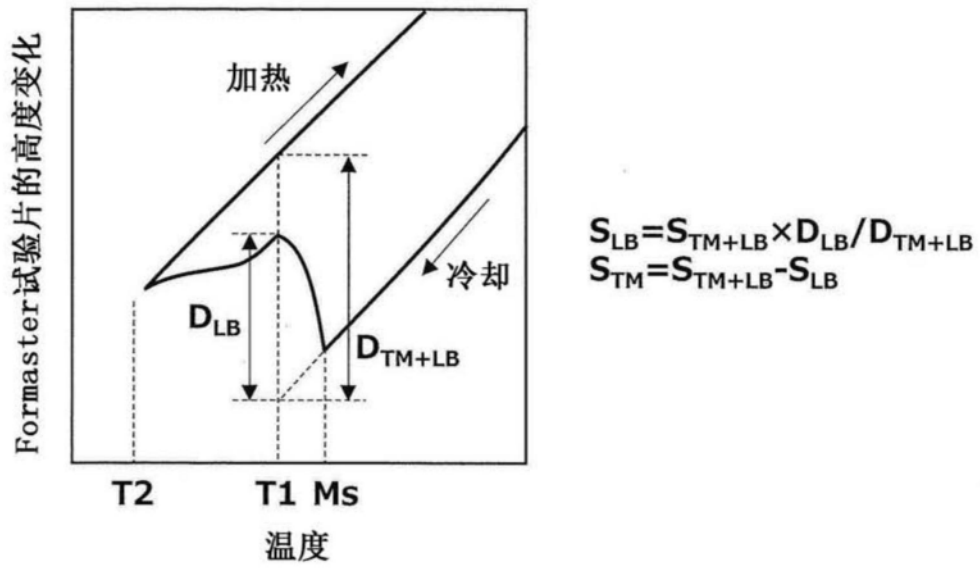


图2

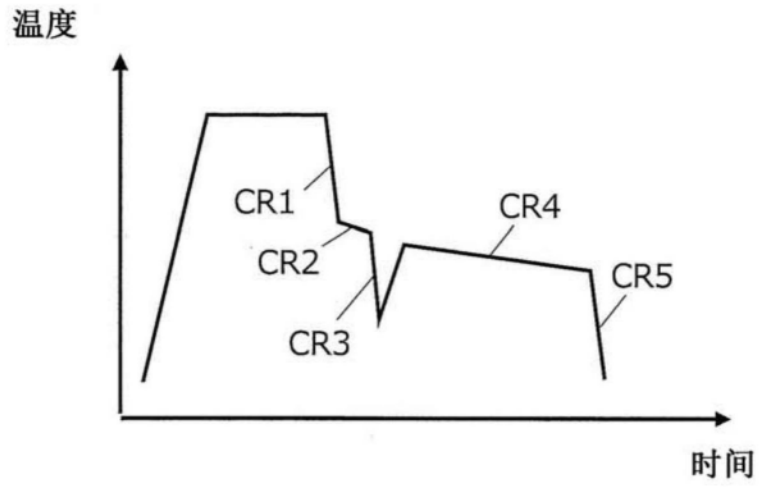


图3