(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 120092100 A
(43)申请公布日 2025.06.03

(21)申请号 202380074523.8
(22)申请日 2023.08.28
(30)优先权数据
2022-171822 2022.10.26 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2025.04.22
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2023/031053 2023.08.28
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2024/090011 JA 2024.05.02
(71)申请人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本
(72)发明人 和田悠佑 南秀和 田路勇树
(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 王洋
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
C21D 9/46(2006.01)
C22C 18/00(2006.01)
C22C 18/04(2006.01)
C22C 38/06(2006.01)
C22C 38/60(2006.01)

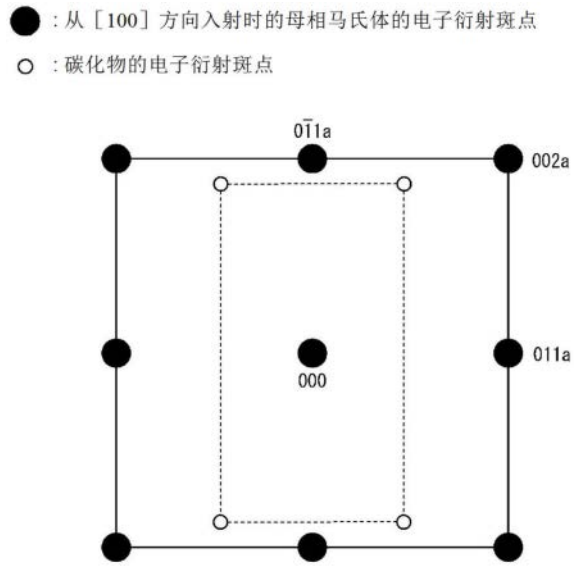
权利要求书2页 说明书19页 附图3页

(54)发明名称

高强度钢板、构件和它们的制造方法

(57)摘要

本发明提供一种高强度且部件强度、延展性、拉伸凸缘性、弯曲性和温加工性优异的高强度钢板。本发明的高强度钢板具有如下成分组成和如下钢组织,所述成分组成以质量%计含有C:0.030%～0.500%、Si:0.01%～2.50%、Mn:0.10%～5.00%、P:0.100%以下、S:0.0200%以下、Al:1.000%以下、N:0.0100%以下和O:0.0100%以下,剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成;所述钢组织在板厚1/4位置,马氏体的面积率为60%以上,铁素体的面积率为40%以下,残余奥氏体的面积率为20%以下,马氏体的晶格常数a_M满足下述式。$1.00005 \leq a_M/a_R \leq 1.00500$,这里,$a_R$为将高强度钢板在500℃下热处理30分钟后的室温下的马氏体的晶格常数。



CN 120092100 A

1.一种高强度钢板,具有如下成分组成和如下钢组织,所述成分组成以质量%计含有C:0.030%～0.500%、Si:0.01%～2.50%、Mn:0.10%～5.00%、P:0.100%以下、S:0.0200%以下、Al:1.000%以下、N:0.0100%以下和O:0.0100%以下,剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成;

所述钢组织在板厚1/4位置,马氏体的面积率为60%以上,铁素体的面积率为40%以下,残余奥氏体的面积率为20%以下,所述马氏体的晶格常数a_M满足下述式1;

式1: $1.00005 \leqslant a_M/a_R \leqslant 1.00500$

式1中,a_R为将所述高强度钢板在500℃下热处理30分钟后的室温下的所述马氏体的晶格常数,a_M和a_R的单位为nm。

2.根据权利要求1所述的高强度钢板,其中,相对于包含碳化物的马氏体块的个数,包含长径200nm以上的碳化物的马氏体块的个数为50%以下。

3.根据权利要求1或2所述的高强度钢板,其中,所述成分组成以质量%计进一步含有选自Ti:0.200%以下、Nb:0.200%以下、V:0.200%以下、Ta:0.10%以下、W:0.10%以下、B:0.0100%以下、Cr:1.00%以下、Mo:1.00%以下、Ni:1.00%以下、Co:0.010%以下、Cu:1.00%以下、Sn:0.200%以下、Sb:0.200%以下、Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下、REM:0.0100%以下、Zr:0.100%以下、Te:0.100%以下、Hf:0.10%以下和Bi:0.200%以下中的至少1种元素。

4.根据权利要求1～3中任一项所述的高强度钢板,其中,在至少一面具有镀层。

5.一种构件,是使用权利要求1～4中任一项所述的高强度钢板而成的。

6.根据权利要求5所述的构件,其中,用于汽车的骨架结构部件或用于加强部件。

7.一种高强度钢板的制造方法,对具有权利要求1或3所述的成分组成的钢坯实施平均应变速度为1×10^{-4}/s～1×10^{-1}/s且总压下率50%以上的粗轧而制成粗轧板,对该粗轧板实施精轧而制成热轧板,

对所述热轧板实施冷轧而制成冷轧板,

进行如下退火:将所述冷轧板加热至800℃以上的加热温度,在Ms点～700℃的温度区域T1的滞留时间t1为1000s以下条件下冷却,

接着,进行如下部分回火:将所述冷轧板在部分回火参数S满足下述式2的条件下从Ms点冷却至50℃以下,

式2: $0.01 \leqslant S \leqslant 30$

式3: $S = \sum_{t=1}^{t_E} f(t)D(T) \times 10^{12}$

式4: $f(t) = 1-\exp(-1.1\times10^{-2}(Ms-T_{min}))$

式5: $D(T) = 0.394 \times 10^{-6}\exp(-\frac{80220}{8.314\times(T+273)})$

上式2～5中,

将所述退火后所述冷轧板的温度首次到达Ms点的时间定义为t＝0,t＝t_E为所述部分回火完成、所述冷轧板的温度达到50℃的时间,

T为时间t－1～t的所述冷轧板的平均温度,

T_{min}为时间0～t的温度T中的最低温度,

Ms是指所述高强度钢板的Ms点，

S的单位为μm^2，t、t_E的单位为s，T、T_{min}、Ms的单位为℃。

8.根据权利要求7所述的高强度钢板的制造方法，其中，在所述部分回火中，在室温以上且Ms点以下的冷却停止温度下停止冷却，接着进行再加热至再加热温度，接着冷却至50℃以下。

9.根据权利要求7或8所述的高强度钢板的制造方法，其中，在所述退火中，进一步对所述冷轧板的至少一面实施镀覆处理。

10.一种构件的制造方法，对权利要求1～4中任一项所述的高强度钢板实施成型加工或接合加工中的至少一方而制成构件。

高强度钢板、构件和它们的制造方法

技术领域

[0001] 本公开涉及高强度钢板、构件和它们的制造方法。

背景技术

[0002] 为了兼顾通过车辆的轻量化来减少CO_2排出量以及通过车身的轻量化来提高耐碰撞性能,正在推进汽车用钢板的高强度化。有关汽车的新的法律法规也不断出台。

[0003] 为了提高车身强度,对形成汽车驾驶室的骨架的主要结构部件应用拉伸强度(Tensile strength:TS)为980MPa以上的高强度冷轧钢板的事例正在增加。专利文献1中记载了拉伸强度为1310MPa以上的高强度冷轧钢板。另外,为了提高高强度钢板在汽车中的应用比率,除了应用热冲压之外,还着眼于在较低的加热温度下进行成型的温加工。专利文献2中记载了即使在50～200℃左右的低加热温度下也具有优异的加工性的温加工用高强度钢板。

[0004] 现有技术文献

[0005] 专利文献

[0006] 专利文献1:国际公开第2019/181950号

[0007] 专利文献2:国际公开第2017/131053号

发明内容

[0008] 然而,以往不存在室温下的延展性、拉伸凸缘性和弯曲性优异、且温加工性优异的高强度钢板。例如,专利文献1的高强度钢板虽然室温下的弯曲性、延展性优异,但是完全没有考虑温加工性。另外,专利文献2的高强度钢板虽然温加工性(总伸长率)优异,但是温时的均匀伸长率和局部伸长率的详细内容不明确。另外,在专利文献2中,没有考虑室温下的拉伸凸缘性、弯曲性。

[0009] 本公开是鉴于上述情况而完成的,其目的在于提供一种拉伸强度为980MPa以上且部件强度、延展性、拉伸凸缘性、弯曲性和温加工性优异的高强度钢板、构件和它们的制造方法。

[0010] 本发明人等为了实现上述课题而反复进行了深入研究,结果发现通过采用下述构成,可实现上述目的,从而完成了本公开。即,本公开的主旨构成如下。

[0011] [1]一种高强度钢板,具有如下成分组成和如下钢组织,所述成分组成以质量%计含有C:0.030%～0.500%、Si:0.01%～2.50%、Mn:0.10%～5.00%、P:0.100%以下、S:0.0200%以下、Al:1.000%以下、N:0.0100%以下和O:0.0100%以下,剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成;

[0012] 所述钢组织在板厚1/4位置,马氏体的面积率为60%以上,铁素体的面积率为40%以下,残余奥氏体的面积率为20%以下,上述马氏体的晶格常数a_M(nm)满足下述式1。

[0013] 式1: $1.00005 \leq a_M/a_R \leq 1.00500$

[0014] 式1中,a_R(nm)为将上述高强度钢板在500℃下热处理30分钟后的室温下的上述马

氏体的晶格常数。

[0015] [2]根据[1]所述的高强度钢板,其中,相对于包含碳化物的马氏体块的个数,包含长径200nm以上的碳化物的马氏体块的个数为50%以下。

[0016] [3]根据[1]或[2]所述的高强度钢板,其中,上述成分组成以质量%计进一步含有选自Ti:0.200%以下、Nb:0.200%以下、V:0.200%以下、Ta:0.10%以下、W:0.10%以下、B:0.0100%以下、Cr:1.00%以下、Mo:1.00%以下、Ni:1.00%以下、Co:0.010%以下、Cu:1.00%以下、Sn:0.200%以下、Sb:0.200%以下、Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下、REM:0.0100%以下、Zr:0.100%以下、Te:0.100%以下、Hf:0.10%以下和Bi:0.200%以下中的至少1种元素。

[0017] [4]根据[1]~[3]中任一项所述的高强度钢板,其中,在至少一面具有镀层。

[0018] [5]一种构件,是使用[1]~[4]中任一项所述的高强度钢板而成的。

[0019] [6]根据[5]所述的构件,其中,用于汽车的骨架结构部件或用于加强部件。

[0020] [7]一种高强度钢板的制造方法,对具有[1]或[3]所述的成分组成的钢坯实施平均的应变速度为1×10^{-4}/s~1×10^{-1}/s且总压下率50%以上的粗轧而制成粗轧板,对该粗轧板实施精轧而制成热轧板,

[0021] 对上述热轧板实施冷轧而制成冷轧板,

[0022] 进行如下退火:将上述冷轧板加热至800℃以上的加热温度,在Ms点~700℃的温度区域T1的滞留时间t1为1000s以下条件下冷却,

[0023] 接着,进行如下部分回火:将上述冷轧板在部分回火参数S(μm^2)满足下述式2的条件下从Ms点冷却至50℃以下。

[0024] 式2:0.01≤S≤30

[0025] 式3:$S=\sum_{t=1}^{t_E}f(t)D(T)\times10^{12}$

[0026] 式4:f(t)=1-exp(-1.1×10^{-2}(Ms-T_{min}))

[0027] 式5:$D(T)=0.394\times10^{-6}\exp(-\frac{80220}{8.314\times(T+273)})$

[0028] 上式2~5中,

[0029] 将上述退火后上述冷轧板的温度首次到达Ms点的时间定义为t=0(s),t=t_E(s)为上述部分回火完成、上述冷轧板的温度达到50℃的时间。

[0030] T(℃)为时间t-1~t(s)的上述冷轧板的平均温度。

[0031] T_{min}(℃)为时间0~t(s)的温度T中的最低温度。

[0032] Ms(℃)是指上述高强度钢板的Ms点。

[0033] [8]根据[7]所述的高强度钢板的制造方法,其中,在上述部分回火中,在室温以上且Ms点以下的冷却停止温度下停止冷却,接着进行再加热至再加热温度,接着冷却至50℃以下。

[0034] [9]根据[7]或[8]所述的高强度钢板的制造方法,其中,在上述退火中,进一步对上述冷轧板的至少一面实施镀覆处理。

[0035] [10]一种构件的制造方法,对[1]~[4]中任一项所述的高强度钢板实施成型加工或接合加工中的至少一方而制成构件。

[0036] 根据本公开,能够提供一种拉伸强度为980MPa以上且部件强度、延展性、拉伸凸缘

性、弯曲性和温加工性优异的高强度钢板、构件和它们的制造方法。

附图说明

[0037] 图1是表示存在碳化物的马氏体的电子衍射图的一个例子的图。

[0038] 图2是从Ms点连续冷却至50℃的部分回火工序的热历程的示意图和f(t)的示意图。

[0039] 图3是部分回火中进行再加热时的热历程的示意图和f(t)的示意图。

具体实施方式

[0040] 以下,对本发明的实施方式进行说明。应予说明,本发明不限于以下实施方式。本实施方式的高强度钢板具有后述的成分组成和钢组织。以下,将“高强度钢板”也简称为“钢板”。

[0041] 本实施方式的高强度钢板的拉伸强度为980MPa以上,并且部件强度、延展性、拉伸凸缘性、弯曲性和温加工性优异。

[0042] 高强度是指通过后述的拉伸试验求出的拉伸强度(TS)为980MPa以上。

[0043] 部件强度优异是指通过后述的拉伸试验求出的屈服比(YR)为60%以上。

[0044] 延展性优异是指通过后述的拉伸试验求出的总伸长率(T—El)为6.0%以上。

[0045] 拉伸凸缘性优异是指通过后述的扩孔试验求出的扩孔率(λ)为30%以上。

[0046] 弯曲性优异是指通过后述的具有磨削端面部的样品的弯曲试验求出的极限弯曲半径(R/t)为5.0以下。

[0047] 温加工性优异是指在通过后述的室温下的拉伸试验求出的均匀伸长率($U—El_{RT}$)和局部伸长率($L—El_{RT}$)以及通过200℃下的拉伸试验求出的均匀伸长率($U—El_{200}$)和局部伸长率($L—El_{200}$)中,$U—El_{200}/U—El_{RT}$为1.10以上且$L—El_{200}/L—El_{RT}$为1.30以上。

[0048] 温加工时,从应变分散能力的观点出发,要求使钢板的均匀伸长率比室温高,以及为了抑制加工部的断裂,要求使钢板的局部伸长率比室温高。温加工中假定将模具、钢板加热至规定温度并加工,但钢板的端面部分容易冷却,假定实质上成为室温下的加工。因此,钢板除了要求温加工性优异以外,还要求在室温下也具有良好的延展性、拉伸凸缘性、弯曲性。另外,用于汽车的加强部件、骨架结构部件的高强度钢板要求部件强度优异(碰撞时的冲击吸收能量大)。这可以通过提高钢板的屈服强度(YS)或提高钢板的屈服比(YR=屈服强度YS/拉伸强度TS×100[%])来实现。以往,不存在室温下的良好的延展性、拉伸凸缘性和弯曲性以及温时的加工性优异的高强度钢板。在以往使用的包含大量残余奥氏体相的钢板中,通过冲裁加工而生成非常硬质的新鲜马氏体,从空隙的产生、成长、连接的观点出发,可以预见拉伸凸缘性低。如后所述,本发明人等进行了深入研究的结果,想到了适当地调整部分回火参数S。由此,能够使室温下的马氏体的晶格常数a_M与将上述具有马氏体的高强度钢板在500℃下热处理30分钟后的室温下的晶格常数a_R之比a_M/a_R为适当的值。而且,通过使a_M/a_R为适当的值,能够提供室温下的良好的延展性、拉伸凸缘性和弯曲性以及温时的加工性优异的高强度钢板。

[0049] 〈成分组成〉

[0050] 首先,对高强度钢板的成分组成的适当范围及其限定理由进行说明。应予说明,在

以下说明中,表示钢板的成分元素的含量的“%”只要没有特别说明,就是指“质量%”。

[0051] 《C:0.030%～0.500%》

[0052] C是钢板的重要基本成分之一,特别是本实施方式的高强度钢板中,影响马氏体的面积率和马氏体的晶格常数。

[0053] 如果C含量过少,则马氏体的面积率降低,难以实现980MPa以上的TS。另外,马氏体的晶格常数a_M减小,温加工性降低。此外,铁素体的面积率增加。因此,钢板的C含量为0.030%以上。C含量优选为0.050%以上,更优选为0.090%以上。

[0054] 另一方面,如果C含量过多,则残余奥氏体过度增加,冲裁时由残余奥氏体生成的马氏体的硬度显著升高。结果促进扩孔时裂纹的扩展,扩孔率降低,拉伸凸缘性降低。另外,残余奥氏体发生应力诱发相变,从而YR降低,部件强度降低。因此,C含量为0.500%以下。C含量优选为0.400%以下,更优选为0.350%以下。

[0055] 《Si:0.01%～2.50%》

[0056] Si通过抑制马氏体中的渗碳体的析出、固溶强化来提高钢板的强度。为了得到该效果,Si含量为0.01%以上。Si含量优选为0.05%以上,更优选为0.10%以上。

[0057] 另一方面,如果Si含量过多,则显著抑制贝氏体相变时的碳化物析出,残余奥氏体过度增加,冲裁时由残余奥氏体生成的马氏体的硬度显著升高。结果促进扩孔时裂纹的扩展,扩孔率降低,拉伸凸缘性降低。另外,残余奥氏体发生应力诱发相变,从而YR降低,部件强度降低。因此,Si含量为2.50%以下。Si含量优选为2.00%以下,更优选为1.50%以下。

[0058] 《Mn:0.10%～5.00%》

[0059] Mn是钢板的重要基本成分之一,特别是本实施方式的高强度钢板中,影响马氏体的面积率。

[0060] 如果Mn含量过少,则马氏体的面积率降低,难以实现980MPa以上的TS。另外,马氏体的面积率降低,难以得到高的温加工性。因此,Mn含量为0.10%以上。Mn含量优选为0.90%以上,更优选为1.80%以上。

[0061] 另一方面,如果Mn含量过多,则奥氏体稳定化,残余奥氏体过度增加。而且,冲裁时由残余奥氏体生成的马氏体的硬度显著升高。结果促进扩孔时裂纹的扩展,扩孔率降低,拉伸凸缘性降低。另外,残余奥氏体发生应力诱发相变,从而YR降低,部件强度降低。因此,Mn含量为5.00%以下。Mn含量优选为4.20%以下,更优选为3.60%以下。

[0062] 《P:0.100%以下》

[0063] P在原奥氏体晶界偏析而使晶界脆化,因此降低钢板的极限变形能力,因此λ降低。另外,弯曲性也降低。因此,P的含量需要为0.100%以下。应予说明,P含量的下限没有特别规定,但由于P是固溶强化元素,能够提高钢板的强度,所以P含量优选为0.001%以上。P含量优选为0.070%以下。

[0064] 《S:0.0200%以下》

[0065] S以硫化物的形式存在,降低钢板的极限变形能力,因此λ降低。另外,弯曲性也降低。因此,S的含量需要为0.0200%以下。应予说明,S的含量的下限没有特别规定,但由于生产技术上的制约,S含量优选为0.0001%以上。S含量优选为0.0050%以下。

[0066] 《Al:1.000%以下》

[0067] Al进行充分的脱氧,减少钢中夹杂物。

[0068] 然而,如果Al含量过多,则大量生成铁素体,扩孔率降低,拉伸凸缘性降低。因此,Al含量为1.000%以下。Al含量优选为0.500%以下,更优选为0.100%以下。

[0069] 另一方面,为了稳定地进行脱氧,Al含量优选为0.010%以上,更优选为0.015%以上,进一步优选为0.020%以上。

[0070] 《N:0.0100%以下》

[0071] N以氮化物的形式存在,降低钢板的极限变形能力,因此λ降低。另外,弯曲性也降低。因此,N含量为0.0100%以下。应予说明,N的含量的下限没有特别规定,但由于生产技术上的制约,N的含量优选为0.0001%以上。N含量优选为0.0050%以下。

[0072] 《O:0.0100%以下》

[0073] O以氧化物的形式存在,降低钢板的极限变形能力,因此λ降低。另外,弯曲性也降低。因此,O含量为0.0100%以下。应予说明,O的含量的下限没有特别规定,但由于生产技术上的制约,O的含量优选为0.0001%以上。O含量优选为0.0050%以下。

[0074] 本实施方式的高强度钢板具有含有上述成分且剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成。这里,作为不可避免的杂质,可举出Zn、Pb、As、Ge、Sr和Cs。允许这些杂质合计含有0.100%以下。

[0075] 本实施方式的高强度钢板除了上述成分组成之外,还可以以质量%计进一步单独或组合含有选自Ti:0.200%以下、Nb:0.200%以下、V:0.200%以下、Ta:0.10%以下、W:0.10%以下、B:0.0100%以下、Cr:1.00%以下、Mo:1.00%以下、Ni:1.00%以下、Co:0.010%以下、Cu:1.00%以下、Sn:0.200%以下、Sb:0.200%以下、Ca:0.0100%以下、Mg:0.0100%以下、REM:0.0100%以下、Zr:0.100%以下、Te:0.100%以下、Hf:0.10%以下和Bi:0.200%以下中的至少1种元素。

[0076] 如果Ti、Nb和V分别为0.200%以下,则不会大量生成粗大的析出物、夹杂物,不会降低钢板的极限变形能力,因此λ不降低。另外,弯曲性也不降低。因此,当钢板中含有Ti、Nb或V时,Ti、Nb和V的含量分别优选为0.200%以下。应予说明,Ti、Nb和V的含量的下限没有特别规定,但通过在热轧时或连续退火时形成微细的碳化物、氮化物或碳氮化物来提高钢板的强度,因此Ti、Nb和V的含量分别更优选为0.001%以上。Ti、Nb和V的含量分别更优选为0.100%以下。

[0077] 如果Ta和W分别为0.10%以下,则不会大量生成粗大的析出物、夹杂物,不会降低钢板的极限变形能力,因此λ不会降低。另外,弯曲性也不会降低。因此,Ta和W的含量分别优选为0.10%以下。应予说明,Ta和W的含量的下限没有特别规定,但通过在热轧时或连续退火时形成微细的碳化物、氮化物或碳氮化物来提高钢板的强度,因此Ta和W的含量分别更优选为0.01%以上。Ta和W的含量分别更优选为0.08%以下。

[0078] 如果B为0.0100%以下,则在铸造时或热轧时在钢板内部不会产生裂纹,不会降低钢板的极限变形能力,因此λ不会降低。另外,弯曲性也不会降低。因此,B的含量优选为0.0100%以下。应予说明,B的含量的下限没有特别规定,但由于是在退火中在奥氏体晶界偏析、提高淬透性的元素,所以B含量更优选为0.0003%以上。B含量更优选为0.0080%以下。

[0079] 如果Cr、Mo和Ni分别为1.00%以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此λ不会降低。另外,弯曲性也不会降低。因此,Cr、Mo和Ni的含量分

别优选为1.00％以下。应予说明,Cr、Mo和Ni的含量的下限没有特别规定,但由于是提高淬透性的元素,所以Cr、Mo和Ni的含量分别更优选为0.01％以上。Cr、Mo和Ni的含量分别更优选为0.80％以下。

[0080] 如果Co为0.010％以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此λ不会降低。另外,弯曲性也不会降低。因此,Co的含量优选为0.010％以下。应予说明,Co的含量的下限没有特别规定,但由于是提高淬透性的元素,所以Co的含量更优选为0.001％以上。Co含量更优选为0.008％以下。

[0081] 如果Cu为1.00％以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此λ不会降低。另外,弯曲性也不会降低。因此,Cu的含量优选为1.00％以下。应予说明,Cu的含量的下限没有特别规定,但由于是提高淬透性的元素,所以Cu的含量更优选为0.01％以上。Cu含量更优选为0.80％以下。

[0082] 如果Sn为0.200％以下,则在铸造时或热轧时在钢板内部不会产生裂纹,不会降低钢板的极限变形能力,因此λ不会降低。另外,弯曲性也不会降低。因此,Sn的含量优选为0.200％以下。应予说明,Sn的含量的下限没有特别规定,但由于Sn是提高淬透性的元素,所以Sn的含量更优选为0.001％以上。Sn含量更优选为0.100％以下。

[0083] 如果Sb为0.200％以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此λ不会降低。另外,弯曲性也不会降低。因此,Sb的含量优选为0.200％以下。应予说明,Sb的含量的下限没有特别规定,但由于是控制表层软化厚度并能够调整强度的元素,所以Sb的含量更优选为0.001％以上。Sb含量更优选为0.100％以下。

[0084] Ca、Mg和REM分别为0.0100％以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此λ不会降低。另外,弯曲性也不会降低。因此,Ca、Mg和REM的含量分别优选为0.0100％以下。应予说明,Ca、Mg和REM的含量的下限没有特别规定,但由于是使氮化物、硫化物的形状球状化、提高钢板的极限变形能力的元素,所以Ca、Mg和REM的含量分别优选为0.0005％以上。Ca、Mg和REM的含量分别更优选为0.0050％以下。

[0085] 如果Zr和Te分别为0.100％以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此λ不会降低。另外,弯曲性也不会降低。因此,Zr和Te的含量分别优选为0.100％以下。应予说明,Zr和Te的含量的下限没有特别规定,但由于是使氮化物、硫化物的形状球状化、提高钢板的极限变形能力的元素,所以Zr和Te的含量分别更优选为0.001％以上。Zr和Te的含量分别更优选为0.080％以下。

[0086] 如果Hf为0.10％以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此λ不会降低。另外,弯曲性也不会降低。因此,Hf的含量优选为0.10％以下。应予说明,Hf的含量的下限没有特别规定,但由于是使氮化物、硫化物的形状球状化、提高钢板的极限变形能力的元素,所以Hf的含量优选为0.01％以上。Hf含量更优选为0.08％以下。

[0087] 如果Bi为0.200％以下,则粗大的析出物、夹杂物不会增加,不会降低钢板的极限变形能力,因此λ不会降低。另外,弯曲性也不会降低。因此,Bi的含量优选为0.200％以下。应予说明,Bi的含量的下限没有特别规定,但由于是减轻偏析的元素,所以Bi的含量优选为0.001％以上。Bi含量更优选为0.100％以下。

[0088] 应予说明,对于上述Ti、Nb、V、Ta、W、B、Cr、Mo、Ni、Co、Cu、Sn、Sb、Ca、Mg、REM、Zr、Te、Hf和Bi,在各含量小于优选下限值的情况下不会损害本发明的效果,因此作为不可避免的

杂质处理。

[0089] 接下来,对高强度钢板的钢组织进行说明。

[0090] 《马氏体的面积率:60%以上》

[0091] 通过含有马氏体,可以实现980MPa以上的TS和优异的温加工性。这是因为,通过提高马氏体的面积率,如后所述,可以使由马氏体中大量含有的位错与适当控制的固溶C的微观相互作用而产生的延展性提高机构表现为宏观的温加工中的伸长率。因此,马氏体的面积率为60%以上。马氏体的面积率优选为70%以上,更优选为90%以上。

[0092] 马氏体的面积率的上限没有特别限定,即使为100%也能够得到上述效果。

[0093] 马氏体是在Ms点以下生成的相变生成相,与有无回火无关。另外,马氏体包括在Ms点以下生成的下部贝氏体。

[0094] 如后所述,马氏体的观察位置为钢板的板厚的1/4位置。

[0095] 《铁素体的面积率:40%以下》

[0096] 通过使铁素体的面积率为40%以下,可以得到所期望的强度和拉伸凸缘性。应予说明,即使铁素体的面积率为0%也能够得到效果。如果铁素体过多,则不能确保足够量的马氏体量,得不到所期望的TS。另外,组织间的硬度差变大,促进空隙的产生、连接,扩孔率降低,拉伸凸缘性劣化。因此,铁素体的面积率为40%以下。铁素体的面积率优选为30%以下,更优选为20%以下。

[0097] 铁素体是在高于Ms点的温度下生成的软质BCC铁,包括同质异形铁素体(allotriomorphic ferrite)、自形铁素体(idiomorphic ferrite)、上部贝氏体。

[0098] 如后所述,铁素体的观察位置为钢板的板厚的1/4位置(从钢板表面起在深度方向上相当于板厚的1/4的位置)。

[0099] 马氏体、铁素体的面积率的测定方法如下。

[0100] 首先,从钢板以与其轧制方向平行的板厚截面(板厚1/4位置的L截面)为观察面的方式切出样品。对样品的观察面使用金刚石膏进行镜面研磨,然后使用胶体二氧化硅实施最终研磨,进一步使用1体积%硝酸酒精进行蚀刻,由此使组织露出。

[0101] 接着,在加速电压10kV的条件下,使用扫描式电子显微镜(Scanning Electron Microscope:SEM)以3000倍的倍率观察样品的观察面,得到3个视野的SEM图像。

[0102] 由得到的SEM图像使用Adobe Photoshop(Adobe Systems公司制)算出各组织的面积率。具体而言,将各组织的面积除以测定面积而得到的值作为各组织的面积率。算出3个视野的各组织的面积率,将它们的平均值作为各组织的面积率。

[0103] 在SEM图像中,铁素体是呈现灰色且不包含呈现白色对比度的碳化物的平坦组织区域。与此相对,马氏体是具有在内部具有微细凹凸的层次结构的组织。因此,马氏体和铁素体可以相互区分。

[0104] 《残余奥氏体的面积率:20%以下》

[0105] 通过使残余奥氏体的面积率为20%以下,可以得到良好的部件强度和拉伸凸缘性。因此,残余奥氏体的面积率为20%以下。残余奥氏体的面积率优选为15%以下。

[0106] 残余奥氏体的面积率的下限没有特别限定,即使为0%也能够得到上述效果。

[0107] 残余奥氏体的面积率的测定方法如下。

[0108] 首先,将钢板以其板厚1/4位置为测定面的方式进行磨削,然后通过化学研磨进一

步研磨0.1mm,得到样品。对样品的测定面,利用X射线衍射装置,使用Co的Kα射线源测定fcc铁(奥氏体)的(200)面、(220)面和(311)面以及bcc铁的(200)面、(211)面和(220)面的积分反射强度。求出fcc铁的各面的积分反射强度与bcc铁的各面的积分反射强度的强度比。将9个强度比的平均值作为残余奥氏体的体积率。将残余奥氏体的体积率视为残余奥氏体的面积率。

[0109] 《马氏体的晶格常数》

[0110] 马氏体的晶格常数是本发明中极其重要的组织因素。通过室温下的马氏体的晶格常数a_M(nm)满足式1,可以得到室温下的延展性、弯曲性和温加工性优异的高强度钢板。

[0111] 式1:$1.00005 \leqslant a_M/a_R \leqslant 1.00500$

[0112] 式1中,a_R(nm)为将上述高强度钢板在500℃下热处理30分钟后的室温下的马氏体的晶格常数。

[0113] 本发明人等发现,通过使室温下的马氏体的晶格常数a_M与将具有上述马氏体的高强度钢板在500℃下热处理30分钟后的室温下的晶格常数a_R之比a_M/a_R为适当的值,可以得到室温下的延展性和温加工性优异的钢板。推测是由于在含有大量负责塑性变形的位错的马氏体中存在适当量的固溶C,因此通过位错与固溶C的相互作用可以使温加工时的均匀伸长率和局部伸长率这两者都提高。马氏体的晶格常数a_M除了受到侵入型固溶元素C的影响之外,还受到置换型固溶元素Si和Mn的影响。通过将高强度钢板在500℃下热处理30分钟,马氏体中固溶的C以渗碳体的形式析出,固溶C浓度变得非常低。因此,室温下的马氏体的晶格常数a_M与将具有马氏体的高强度钢板在500℃下热处理30分钟后的室温下的晶格常数a_R之比a_M/a_R是高精度表示马氏体中的固溶C浓度的参数。马氏体中的固溶C浓度影响室温下的延展性和温加工性。因此,通过控制成a_M/a_R满足式1,可以得到室温下的延展性、弯曲性和温加工性优异的高强度钢板。

[0114] 如果a_M/a_R小于1.00005,则马氏体中的固溶C浓度低,温加工时的马氏体中的位错与固溶C的相互作用变小,温加工性降低。另一方面,如果a_M/a_R超过1.00500,则显著抑制室温下的位错的移动,室温下的延展性和弯曲性降低。因此,马氏体的晶格常数a_M需要满足$1.00005 \leqslant a_M/a_R \leqslant 1.00500$。优选$a_M/a_R$为1.00010以上。另外,优选$a_M/a_R$为1.00200以下。

[0115] 马氏体的晶格常数通过X射线衍射法求出。将上述高强度钢板以其板厚1/4位置为测定面的方式进行磨削,然后通过化学研磨进一步研磨0.1mm,得到样品。

[0116] 对样品的测定面,通过利用X射线衍射装置,使用Cu的Kα射线源,将bcc铁的(110)面、(200)面、(211)面、(220)面、(310)面和(222)面的峰进行伪Voigt近似拟合,计算峰位置。从得到的各个峰位置,假设c/a为1,根据Bragg定律算出晶格常数,将其平均值作为马氏体的晶格常数a_M。

[0117] 对于将高强度钢板在500℃下热处理30分钟后的钢板,也与上述高强度钢板同样地求出马氏体的晶格常数a_R。

[0118] 《包含长径200nm以上的碳化物的马氏体块的个数相对于包含碳化物的马氏体块的个数的比例:50%以下》

[0119] 通过降低包含长径200nm以上的碳化物的马氏体块的个数相对于包含碳化物的马氏体块的个数的比例,可以进一步提高温加工性。马氏体块中存在的200nm以上的碳化物从界面能的观点来看是热稳定的,在温加工时容易夺走周围的固溶C,使固溶C局部降低。通过

减少200nm以上的包含碳化物的马氏体的个数,可以进一步提高温加工时的均匀伸长率和局部伸长率。因此,包含具有200nm以上的长径的碳化物的马氏体块的个数相对于包含碳化物的马氏体块的个数的比例优选为50%以下,更优选为30%以下,进一步优选为10%以下。包含具有200nm以上的长径的碳化物的马氏体块的个数相对于包含碳化物的马氏体块的个数的比例的下限没有特别限定,可以为0%。

[0120] 马氏体块中含有的碳化物为选自渗碳体、ε碳化物、η碳化物和χ碳化物中的至少1种碳化物。

[0121] 包含具有200nm以上的长径的碳化物的马氏体块的个数相对于包含碳化物的马氏体块的个数的比例的测定方法如下。

[0122] 首先,将钢板以其板厚1/4位置为观察面的方式进行磨削,然后进行电解研磨,制作样品。使用透射式电子显微镜(Transmission Electron Microscope:TEM)在加速电压200kV的条件下观察所制作的样品的观察面。马氏体的位错密度显著高于铁素体、残余奥氏体,因此通过在TEM的明场图像中观察应变的对比度来相互区别。马氏体块是构成马氏体的层次单元,是相同的晶体惯习面且晶体取向相同的板条的集合。因此,在TEM的明场图像中,在马氏体内每个块的衍射对比度不同,因此能够与包、板条等其他层次结构区别。当电子束从马氏体块的[100]方向入射时,可以得到母相马氏体的电子衍射图。邻接的马氏体块彼此的晶体取向通过块边界而不同,因此在明场图像中对比度不同,因此相互区别。

[0123] 图1是存在碳化物的马氏体的电子衍射图的一个例子。

[0124] 当观察到的单一马氏体块中存在碳化物时,如图1所示,除了母相马氏体(α)的电子衍射图之外,还得到碳化物的电子衍射图。图1中,黑色圆圈表示电子束从[100]方向入射时的母相马氏体的电子衍射斑点。另外,白色圆圈表示碳化物的电子衍射斑点。将得到这样的母相马氏体和碳化物的衍射图的情况作为包含碳化物的马氏体块。使用从碳化物得到的电子衍射斑点,得到暗场图像。在暗场图像中,亚稳态碳化物呈现白色对比度。

[0125] 根据得到的碳化物的暗场图像求出长径,当马氏体块内存在的最大的碳化物的长径为200nm以上时,设为包含长径200nm以上的碳化物的马氏体块。观察50个马氏体块。求出将包含长径200nm以上的碳化物的马氏体块的个数除以存在碳化物的马氏体块的个数再乘以100而得的值((包含具有200nm以上的长径的碳化物的马氏体块的个数)/(存在碳化物的马氏体块的个数)×100)。将求出的值作为包含具有200nm以上的长径的碳化物的马氏体块的个数相对于包含碳化物的马氏体块的个数的比例[%]。

[0126] 《剩余组织》

[0127] 钢板的组织可以具有除上述马氏体、铁素体和残余奥氏体以外的组织(剩余组织)。然而,从不损害本发明效果的理由出发,剩余组织的面积率以面积率计优选为3%以下。作为剩余组织,例如可举出珠光体、铁素体中析出的合金碳氮化物、作为其他钢板的组织而公知的组织等。应予说明,马氏体中存在的铁系碳化物不包含在剩余组织中。

[0128] 对于剩余组织,根据在测定马氏体和铁素体的面积率时拍摄的SEM图像,使用Adobe Photoshop(Adobe Systems公司制)算出剩余组织的面积率。具体而言,将剩余组织的面积除以测定面积而得到的值作为剩余组织的面积率。算出3个视野的剩余组织的面积率,将它们的平均值作为剩余组织的面积率。

[0129] 在SEM图像中,珠光体呈现由呈现白色对比度的渗碳体和呈现灰色对比度的铁素

体构成的层状组织,合金碳氮化物是角状的呈现深色对比度的组织。

[0130] 高强度钢板的板厚没有特别限定,通常可以为0.3mm以上,可以为2.8mm以下。

[0131] 〈镀层〉

[0132] 高强度钢板可以在其表面上具备镀层。镀层通过后述的镀覆处理而形成。作为镀层,没有特别限定,例如可举出热浸镀层、电镀层等。镀层也可以是合金化了的镀层(合金化镀层)。

[0133] 作为镀层,可举出镀锌层(Zn镀层)、Al镀层等。作为镀层,优选镀锌层。镀锌层可以含有Al、Mg等元素。

[0134] 镀层的组成没有特别限定,可以是一般的组成。

[0135] 例如,当镀层为热浸镀锌层或合金化热浸镀锌层时,一般可举出如下组成:含有Fe:20质量%以下、Al:0.001~1.0质量%,进一步含有合计0质量%~3.5质量%的选自Pb、Sb、Si、Sn、Mg、Mn、Ni、Cr、Co、Ca、Cu、Li、Ti、Be、Bi和REM中的至少1种,剩余部分由Zn和不可避免的杂质构成。

[0136] 当镀层为热浸镀锌层时,镀层的每一面的附着量优选为20g/m^2以上,另外优选为80g/m^2以下。另外,也优选将这样的附着量的热浸镀锌层进行合金化而得的合金化热浸镀锌层。

[0137] 当镀层为热浸镀锌层时,镀层中的Fe含量优选为小于7质量%。当镀层为合金化热浸镀锌层时,镀层中的Fe含量优选为7质量%以上。另外,当镀层为合金化热浸镀锌层时,镀层中的Fe含量优选为20质量%以下,更优选为15质量%以下。

[0138] [构件]

[0139] 接着,对本发明的一个实施方式的构件进行说明。构件是使用上述本发明的一个实施方式的高强度钢板而成的。构件例如是将上述本发明的一个实施方式的高强度钢板通过成型加工或接合加工等而制成目标形状。本发明的一个实施方式的构件优选为汽车的骨架结构部件用或汽车的加强部件用的构件。这里,上述本发明的一个实施方式的高强度钢板是拉伸强度为980MPa以上且部件强度、延展性、拉伸凸缘性、弯曲性和温加工性优异的高强度钢板。因此,本发明的一个实施方式的构件可以特别适用于汽车的骨架结构部件用或汽车的加强部件用的全部构件。

[0140] [高强度钢板的制造方法]

[0141] 接下来,对高强度钢板的制造方法进行说明。

[0142] 首先,将具有上述成分组成的钢坯材熔炼而制造钢坯。熔炼成为钢坯(钢坯材)的钢水的方法没有特别限定,可以采用使用转炉、电炉等的公知的熔炼方法。为了防止宏观偏析,钢坯优选通过连续铸造法制造,但也可以通过铸锭法、薄板坯铸造法等其他方法制造。本实施方式的高强度钢板包括进行热轧、酸洗、冷轧、退火而完成制造的冷轧钢板(冷轧板)和对冷轧钢板实施了镀覆的高强度钢板。

[0143] 接着,对钢坯进行热轧,制成热轧板。在一个例子中,将钢坯暂时冷却至室温后,再次加热并实施热轧(粗轧和精轧)。应予说明,所制成的钢坯也可以不冷却至室温而以温片的状态装入加热炉,或者也可以稍微保热后立即进行粗轧。

[0144] 〈粗轧〉

[0145] 通过在以下条件下粗轧钢坯,得到粗轧板。

[0146] 从溶解碳化物、减少轧制载荷的观点出发,加热钢坯的温度(板坯加热温度)优选为1100℃以上。另一方面,为了防止氧化皮损失增加,板坯加热温度优选为1300℃以下。板坯加热温度以钢坯的表面温度为基准。接着,对加热至板坯加热温度的钢坯在以下条件下进行粗轧。

[0147] 《平均的应变速度为1×10^{-4}/s~1×10^{-1}/s且总压下率50%以上》

[0148] 钢中的侵入型固溶元素C与置换型固溶元素Si和Mn相互作用。即,Si和Mn等溶质原子影响马氏体的固溶C。通过优化粗轧中的平均的应变速度和总压下率,可以优化最终组织中的马氏体的晶格常数a_M。对于其原因,本发明人等认为如下。认为在粗轧中的奥氏体晶粒的塑性变形和动态再结晶过程中,Si和Mn等溶质原子通过位错和再结晶晶粒的晶界而高速扩散,由此Si和Mn等溶质原子适当地分布。本发明人等认为,通过Si和Mn等溶质原子适当地分布,在后述的部分回火处理中,马氏体中的固溶C量变得均匀,因此可以优化最终组织中的马氏体的晶格常数a_M。通过优化马氏体的晶格常数a_M,如上所述,可以得到温加工性优异的高强度钢板。

[0149] 粗轧中的平均的应变速度定义为粗轧的从最初的轧机到最终的轧机的轧制率ε(-)除以粗轧的从最初的轧机的轧制开始到最终的轧机的轧制完成所需的时间t_R(s)而得的值(ε/t_R)。

[0150] 当粗轧中的平均的应变速度超过1×10^{-1}/s时,奥氏体晶粒的塑性变形和动态再结晶中的Si和Mn等溶质原子的扩散变得不充分,晶格常数之比a_M/a_R变低,温加工性降低。另一方面,当粗轧中的平均的应变速度小于1×10^{-4}/s时,促进奥氏体晶粒的位错的恢复,再结晶的驱动力降低,抑制动态再结晶。由此,Si和Mn等溶质原子的扩散变得不充分,Ms晶格常数之比a_M/a_R变低,温加工性降低。因此,粗轧中的平均的应变速度为1×10^{-4}/s~1×10^{-1}/s。粗轧中的平均的应变速度优选为1×10^{-3}/s以上。粗轧中的平均的应变速度优选为1×10^{-2}/s以下。

[0151] 当粗轧的总压下率小于50%时,奥氏体晶粒的塑性变形和动态再结晶中的Si和Mn等溶质原子的扩散变得不充分,晶格常数之比a_M/a_R变低,温加工性降低。因此,粗轧的总压下率为50%以上。粗轧的总压下率优选为60%以上。另一方面,粗轧的总压下率优选为90%以下。

[0152] 粗轧的轧制结束温度没有特别限定,但从完成奥氏体晶粒的再结晶的观点出发,优选为950℃以上。

[0153] 接着,对粗轧板实施精轧而制成热轧板。对热轧板适当进行卷绕处理。当降低板坯加热温度时,从防止热轧时的故障的观点出发,优选在精轧前使用板带加热器(Bar Heater)等对粗轧板进行加热。实施精轧时的温度(精轧温度)优选为700℃以上。由此,轧制负荷降低。此外,奥氏体的未再结晶状态下的压下率降低,抑制沿轧制方向伸长的异常组织的发展,加工性优异。

[0154] 精轧可以将粗轧板彼此接合而连续地实施。可以在实施精轧之前暂时卷绕粗轧板。

[0155] 为了降低轧制载荷,可以将精轧的一部分或全部作为润滑轧制。从使钢板形状和材质均匀化的观点出发,也优选润滑轧制。润滑轧制时的摩擦系数优选为0.10以上,另外优选为0.25以下。

[0156] 从提高后述的冷轧和退火时的通板性的观点出发,热轧后的卷绕温度优选为300℃以上,另外优选为700℃以下。

[0157] 接着,将通过热轧而得到的热轧板适当酸洗。通过酸洗,除去热轧板表面的氧化物,在作为最终产品的高强度钢板中,化学转化处理性和镀层的品质等优异。酸洗可以为一次,也可以分多次实施。

[0158] 对酸洗后的热轧板任意实施软质化热处理后,实施冷轧。这样,得到冷轧板。冷轧的条件没有特别限定,但冷轧的累积压下率优选为20~75%。轧制道次的次数和各道次的压下率没有特别限定。

[0159] 对这样得到的冷轧板实施以下说明的退火。

[0160] 〈退火〉

[0161] 《加热温度:800℃以上》

[0162] 如果加热温度过低,则向奥氏体的逆相变不能充分进行,马氏体的面积率变低,得不到所期望的TS。另外,有助于温加工性的马氏体少,因此得不到优异的温加工性。因此,加热温度为800℃以上。另外,加热温度优选为830℃以上。加热温度的上限没有特别限定,但从操作性等观点出发,加热温度优选为1000℃以下。应予说明,加热温度以钢板表面为基准。

[0163] 在加热温度下加热冷轧板的时间(加热时间)没有特别限定,但如果过短,则有无法充分进行向奥氏体的逆相变的风险。因此,加热时间优选为30s以上,更优选为60s以上。加热时间的上限没有特别限定,例如加热时间优选为6000s以下,更优选为3000s以下。应予说明,“s”表示秒。

[0164] 《在Ms点~700℃的温度区域T1的滞留时间t1为1000s以下的条件下冷却》

[0165] 加热后冷却的冷轧板经过Ms点~700℃的温度区域T1。如果冷轧板滞留在温度区域T1的时间(滞留时间t1)过长,则铁素体相变过度发生,铁素体的面积率变高,得不到所期望的TS和良好的拉伸凸缘性。因此,滞留时间t1为1000s以下。滞留时间t1优选为800s以下,更优选为600s以下。滞留时间t1的下限没有特别限定,但从减轻设备投资负担的观点出发,滞留时间t1优选为1s以上,更优选为5s以上,进一步优选为10s以上。应予说明,温度区域T1以钢板表面为基准。

[0166] 应予说明,Ms点由以下的式(1)求出。

[0167] Ms=499-317[%C]-11[%Si]-33[Mn]-17[%Ni]-28[%Cr]-11[%Mo]・・・(1)

[0168] 其中,[%M]表示M的钢中含量(质量%)。

[0169] 上述退火后,实施将冷轧板从Ms点冷却至50℃以下的部分回火工序。

[0170] 《部分回火参数S(μm^2)满足式2的部分回火处理》

[0171] 式2:

[0172] $0.01 \leqslant S \leqslant 30$

[0173] 式3:

[0174] $S = \sum_{t=1}^{t_E} f(t) D(T) \times 10^{12}$

[0175] 式4:

[0176] $f(t) = 1-\exp(-1.1 \times 10^{-2}(Ms-T_{min}))$

[0177] 式5：

[0178] $$D(T) = 0.394 \times 10^{-6} \exp\left(-\frac{80220}{8.314 \times (T+273)}\right)$$

[0179] 上式2～5中，

[0180] 将上述退火后冷轧板的温度首次到达Ms点的时间定义为t＝0(s)，t＝t_E(s)为部分回火处理完成、冷轧板的温度达到50℃的时间。

[0181] T(℃)为时间t－1～t(s)的冷轧板的平均温度。

[0182] T_{min}(℃)为时间0～t(s)的温度T中的最低温度。

[0183] Ms(℃)是指上述高强度钢板的Ms点。

[0184] 应予说明，部分回火中的各种温度以钢板表面为基准。

[0185] 经过温度区域T1的钢板到达Ms点，进行马氏体相变。马氏体相变后，发生固溶C以碳化物的形式析出的回火现象，固溶C减少。因此，在首次到达Ms点以下后的温度区域内，马氏体的回火总是进行，固溶C减少。因此，本发明人等发现，在从首次到达Ms点到回火可以忽略的50℃的整个区域内，需要考虑在该温度下已经生成的马氏体分率、温度和时间。因此，将考虑在该温度下已经生成的马氏体分率而进行回火的工序定义为部分回火工序。

[0186] 本发明人等发现，通过定义部分回火参数S并适当地控制S的值，可以使晶格常数之比a_M/a_R在规定值的范围内。参数S是将时间t(s)时的该温度T(℃)下的马氏体的体积分率f(t)与C的扩散系数D(T)组合而成的每单位时间的已经生成的马氏体的回火量在从首次到达Ms点到C扩散可以忽略的50℃的热历程中进行累计而得的值。将退火后冷轧板首次到达Ms点的时间定义为t＝0(s)，t＝t_E(s)为部分回火完成、达到50℃的时间。T(℃)为时间t－1～t(s)的冷轧板的平均温度。T_{min}(℃)为时间0～t(s)的温度T中的最低温度。Ms(℃)是指上述高强度钢板的Ms点。

[0187] 如果S(μm^2)过小，则部分回火处理变得不充分，晶格常数之比a_M/a_R变高，室温下的延展性和弯曲性降低。因此，S(μm^2)为0.01以上。S(μm^2)优选为0.03以上，更优选为0.10以上。如果S(μm^2)过大，则部分回火处理变得过度，晶格常数之比a_M/a_R变低，温加工性降低。因此，S(μm^2)为30以下。S(μm^2)优选为15以下，更优选为5以下。

[0188] 部分回火处理中的温度历程只要部分回火参数S在上述范围内即可，没有特别限定。在一个例子中，部分回火处理可以为图2或图3所示的温度历程。

[0189] 图2中示出从Ms点连续冷却至50℃以下的部分回火工序的热历程的示意图和f(t)的示意图。在本例中，Ms点以下的温度历程从Ms点连续冷却至50℃以下。冷却方法没有特别限定，可以使用气体冷却等公知的冷却方法。进行连续冷却时的冷却速度没有特别限定，例如可以为1℃/s～100℃/s的范围。

[0190] 如图2所示，将退火后首次到达Ms点的时间定义为t＝0(s)。当如图2所示连续进行冷却时，t＝t_E(s)为上述退火后首次到达50℃的时间。t＝t_a时，T_{min}(℃)为时间0～t(s)的温度T中的最低温度，即t＝t_a时的温度。

[0191] ＜在部分回火工序中，在室温以上且Ms点以下的冷却停止温度下停止冷却，接着进行再加热至再加热温度，接着冷却至50℃以下(优选条件)＞

[0192] 在部分回火工序中，可以在从Ms点以下到室温的任意温度下停止冷却，接着进行再加热至再加热温度，接着冷却至50℃以下。由此，组织间的硬度差变小，能够进一步提高

弯曲性和拉伸凸缘性。图3中示出在部分回火工序中,在从Ms点以下到室温的温度下停止冷却,接着进行加热,接着冷却至50℃以下的部分回火工序的热历程的示意图。$t=t_b$时,在图3的例子中,T_{min}(℃)为冷却停止温度。应予说明,当T_{min}(℃)低于50℃时,将再加热后钢板再次到达50℃的时间定义为$t=t_E$(s)。

[0193] 退火后,将冷轧板冷却至室温以上且Ms点以下的冷却停止温度。冷却停止温度没有特别限定,为了充分生成马氏体、促进部分回火、使温加工性适当,优选为250℃以下。冷却停止温度例如可以为室温。冷却方法也没有特别限定,可以使用气体冷却或水冷等。冷却速度没有特别限定,例如可以为1℃/s~100℃/s的范围。

[0194] 接着,将冷轧板进行再加热至再加热温度。进行再加热至再加热温度时的加热方法没有特别限制,例如可以使用电磁感应加热(Induction Heating:IH)。

[0195] 出于抑制马氏体中的位错的恢复现象、使强度适当的理由,优选再加热温度为500℃以下。出于促进C的扩散、在短时间内促进部分回火,使延展性和弯曲性适当的理由,优选再加热温度为130℃以上。再加热后,可以在恒定温度下保持直至冷却。

[0196] 接着,将冷轧板冷却至50℃以下。冷却方法没有特别限制,例如可以使用水冷或气体冷却等公知的方法。冷却速度没有特别限定,例如可以为1℃/s~100℃/s的范围。到达50℃以下的冷轧板通过任意的冷却方法冷却至室温。冷却方法没有特别限制,可以使用气体冷却、空冷、水冷等公知的方法。

[0197] 然后将实施了部分回火处理的冷轧板冷却至室温。这样,得到上述高强度钢板(冷轧钢板)。

[0198] 在本制造方法中,在实施后述的镀覆处理的情况下,得到的高强度钢板是具有镀层的镀覆钢板。

[0199] 本制造方法中的一系列热处理只要满足上述热历程,其他条件没有特别限定,实施热处理的设备等也没有特别限定。

[0200] 〈镀覆处理〉

[0201] 在本制造方法中,可以对冷轧板实施镀覆处理。

[0202] 作为镀覆处理,例如可举出热浸镀锌处理(形成热浸镀锌层的处理)、合金化热浸镀锌处理(通过在热浸镀锌处理之后实施合金化处理来形成合金化热浸镀锌层的处理)等。也可以通过电镀处理来形成电镀层。

[0203] 当实施热浸镀锌处理时,优选将冷轧板浸渍于镀锌浴中,然后通过气体擦拭等来调整镀层的附着量。镀锌浴的浴温没有特别限定,优选为440℃以上,另外优选为500℃以下。

[0204] 镀锌浴的Al量优选为0.10质量%以上,另外优选为0.23质量%以下。

[0205] 镀锌处理优选在上述退火中的Ms点~700℃的温度区域T1的保持中实施。

[0206] 为了使Zn—Fe合金化速度更适当、使生产率更适当,优选合金化处理的温度为470℃以上。另外,为了适当地防止未相变奥氏体相变为珠光体、使TS更适当,合金化处理的温度优选为600℃以下,更优选为560℃以下。合金化处理的温度以530℃为基准。

[0207] 镀覆处理后,可以对镀覆钢板实施表皮光扎。从提高屈服强度的观点出发,表皮光扎的压下率优选为0.05%以上。压下率的上限没有特别限定,但从生产率的观点出发,优选为1.50%以下。表皮光扎可以在线实施,也可以离线实施。可以一次实施目标压下率的表皮

光扎,也可以分多次实施。

[0208] 从生产率的观点出发,上述的退火和镀覆处理等一系列处理优选在CAL(连续退火线,Continuous Annealing Line)、CGL(连续镀锌线,Continuous Galvanizing Line)中实施。

[0209] 应予说明,上述条件以外的制造条件可以采用常规方法。

[0210] [构件的制造方法]

[0211] 可以对上述的高强度钢板施加成型加工或接合加工中的至少一方来制造构件。成型加工和接合加工可以采用常规方法。

[0212] 实施例

[0213] 以下举出实施例具体说明本发明。但是,本发明不限定于以下说明的实施例。

[0214] 〈钢板的制造〉

[0215] 将具有下表1所示的成分组成(剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成)的钢水在转炉中熔炼,通过连续铸造法得到钢坯。

[0216] 对得到的钢坯实施热轧,得到热轧板。具体而言,将钢坯加热至1250℃,以表2所示的平均应变速度和总压下率进行粗轧,接着在精轧温度900℃下实施精轧,然后在500℃的条件下进行卷绕,然后冷却至室温,得到热轧板。对得到的热轧板实施酸洗后,在500℃的条件下实施软质化热处理,接着在轧制率50%的条件下实施冷轧。这样,得到板厚1.6mm的冷轧板。

[0217] 对得到的冷轧钢板在下表2所示的条件下实施退火和部分回火处理,得到本发明的高强度钢板(冷轧钢板)。在部分回火处理中,在从Ms点以下连续冷却至50℃以下的情况下,在表2的“部分回火时的热历程”一栏记为“连续”。另外,在部分回火处理中,在从Ms点以下到室温的温度下停止冷却,接着进行再加热,接着冷却至50℃以下的情况下,在表2的“部分回火时的热历程”一栏记为“再加热”。冷轧板的加热温度下的加热时间为200s。

[0218] 《镀覆处理》

[0219] 对一部分冷轧板在温度区域T1(Ms℃～700℃)的滞留中实施热浸镀锌处理,在两面形成镀层(热浸镀锌层)。即,得到热浸镀锌钢板(GI)。在热浸镀锌处理中使用含有Al:0.20质量%且剩余部分由Zn和不可避免的杂质构成的热浸镀锌浴(浴温:470℃)。热浸镀锌层的每一面的附着量为45～72g/m^2左右。形成的热浸镀锌层的组成为含有Fe:0.1～1.0质量%和Al:0.2～1.0质量%且剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成的组成。

[0220] 对另一部分冷轧板在退火中的温度区域T1(Ms℃～700℃)的滞留中实施合金化热浸镀锌处理,在两面形成镀层(合金化热浸镀锌层)。即,得到合金化热浸镀锌钢板(GA)。在热浸镀锌处理中使用含有Al:0.14质量%且剩余部分由Zn和不可避免的杂质构成的热浸镀锌浴(浴温:470℃)。合金化处理为550℃。合金化热浸镀锌层的每一面的附着量为45g/m^2左右。形成的合金化热浸镀锌层的组成为含有Fe:7～15质量%和Al:0.1～1.0质量%且剩余部分由Fe和不可避免的杂质构成的组成。

[0221] 下表2的“镀覆种类”栏中,形成热浸镀锌层的情况记为“GI”,形成合金化热浸镀锌层的情况记为“GA”,未形成镀层的情况记为“CR”。

[0222] 〈钢组织的观察〉

[0223] 对于得到的钢板,按照上述方法测定马氏体、铁素体和残余奥氏体的面积率、马氏

体的晶格常数、包含具有200nm以上的长径的碳化物的马氏体块的个数相对于包含碳化物的马氏体块的个数的比例、剩余组织的面积率。将结果示于下表3。

[0224] 〈评价〉

[0225] 对得到的钢板实施以下说明的试验,评价各种特性。将结果示于下表3。

[0226] 《拉伸试验》

[0227] 拉伸试验依据JIS Z 2241:2021实施。

[0228] 具体而言,以与钢板的轧制方向直角的方向为长边方向的方式从得到的钢板采取JIS5号试验片。使用所采取的试验片,在十字头速度为1.67×10^{-1}mm/s的条件下实施拉伸试验,测定屈服强度(YS)[MPa]、拉伸强度(TS)[MPa]和总伸长率(El)[%]。进而,算出屈服比(YR)(=100×YS/TS)[%]。当拉伸强度(TS)为980MPa以上时,判断为高强度。当屈服比(YR)为60%以上时,判断为部件强度优异。当总伸长率(El)为6.0%以上时,判断为延展性优异。

[0229] 《扩孔试验》

[0230] 扩孔试验依据JIS Z 2256:2020实施。

[0231] 具体而言,将得到的钢板剪切,采取100mm×100mm尺寸的试验片。在采取的试验片上以间隙12.5%冲裁出直径10mm的孔。然后,使用内径75mm的模头,在以压皱力9ton(88.26kN)按压的状态下,将顶角60°的圆锥冲头压入孔中,测定裂纹产生极限的孔直径D_f[mm]。将初始的孔直径设为D_0[mm],根据下述的式(6)求出扩孔率λ[%]。

[0232] 式6:$\lambda=\{(D_f-D_0)/D_0\}\times100$

[0233] 当扩孔率(λ)为30%以上时,判断为拉伸凸缘性优异。

[0234] 《弯曲试验》

[0235] 弯曲试验依据JIS Z 2248:2022实施。具体而言,以与钢板的轧制方向平行的方向为弯曲试验的轴向的方式从得到的钢板采取宽度30mm、长度100mm的长条状的试验片。应予说明,将试验片的长边方向的端面作为磨削端面。使用所采取的试验片,在推压载荷100kN、推压保持时间5秒的条件下实施90°V弯曲试验。

[0236] 以适当的弯曲半径R对5个试验片实施弯曲试验。接着,确认弯曲顶点的棱线部有无裂纹产生。

[0237] 有无裂纹产生通过使用数字显微镜(RH-2000,Hirox Co.Ltd.制)以40倍的倍率观察弯曲顶点的棱线部来确认。

[0238] 求出5个试验片均未产生裂纹的最小的弯曲半径R,除以板厚t,将得到的值(R/t)作为极限弯曲半径。当极限弯曲半径(R/t)为5.0以下时,判断为弯曲性优异。

[0239] 《温加工性》

[0240] 拉伸试验依据JIS Z 2241:2021实施。

[0241] 具体而言,以与钢板的轧制方向直角的方向为长边方向的方式从得到的钢板采取JIS5号试验片。使用所采取的试验片,在室温和200℃下十字头速度为1.67×10^{-1}mm/s的条件下实施拉伸试验,测定屈服强度(YS)[MPa]、拉伸强度(TS)[MPa]、均匀伸长率(U-El)[%]、局部伸长率(L-El)[%]。在200℃下的拉伸试验时,在拉伸试验机所具备的炉内在200℃下进行10分钟保持,然后开始拉伸试验。将通过室温下的拉伸试验求出的均匀伸长率和局部伸长率分别设为$U-El_{RT}$、$L-El_{RT}$。将通过200℃下的拉伸试验求出的均匀伸长率和

局部伸长率设为U－El$_{200}$、L－El$_{200}$。当U－El$_{200}$/U－El$_{RT}$为1.10以上且L－El$_{200}$/L－El$_{RT}$为1.30以上时，判断为温加工性优异。下表1～表3中的下划线表示本发明的适当范围外。

[0242]

[表1]

表1

钢种	成分组成[质量%]																											备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Ti	Nb	V	Ta	W	B	Cr	Mo	Ni	Co	Cu	Sn	Sb	Ca	Mg	REM	Zr	Te	Hf	Bi	
A	0.191	1.01	3.05	0.017	0.0023	0.040	0.0032	0.0006	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	发明钢
B	0.195	0.45	2.89	0.015	0.0027	0.036	0.0045	0.0012	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	发明钢
C	0.196	0.21	1.24	0.019	0.0028	0.031	0.0046	0.0006	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	发明钢
D	0.078	0.05	1.92	0.019	0.0010	0.024	0.0046	0.0007	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	发明钢
E	0.310	0.51	2.68	0.019	0.0028	0.043	0.0044	0.0012	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	发明钢
F	0.162	1.74	2.64	0.016	0.0028	0.023	0.0033	0.0006	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	发明钢
G	0.200	0.31	0.75	0.013	0.0015	0.045	0.0042	0.0011	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	发明钢
H	0.196	0.61	3.87	0.009	0.0016	0.021	0.0044	0.0012	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	发明钢
I	**0.025**	1.02	2.76	0.017	0.0010	0.037	0.0046	0.0013																					**比较钢**
J	0.230	**2.57**	3.21	0.014	0.0030	0.027	0.0047	0.0009	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	**比较钢**
K	0.134	0.98	**0.08**	0.010	0.0020	0.029	0.0045	0.0009	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	**比较钢**
L	0.178	0.68	**5.12**	0.020	0.0012	0.030	0.0045	0.0012	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	**比较钢**
M	0.201	0.65	2.98	0.010	0.0014	0.046	0.0049	0.0006	0.032	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	发明钢
N	0.198	0.25	2.79	0.013	0.0025	0.046	0.0044	0.0010	–	0.019	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	发明钢
O	0.345	0.47	2.67	0.019	0.0012	0.040	0.0046	0.0006	–	–	0.12	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	发明钢
P	0.201	0.75	2.76	0.014	0.0018	0.036	0.0044	0.0009	0.020	–	–	–	–	0.002	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	发明钢
Q	0.187	0.54	2.54	0.019	0.0013	0.038	0.0035	0.0013	–	–	–	–	–	–	–	0.21	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	发明钢
R	0.114	0.60	2.45	0.019	0.0029	0.029	0.0042	0.0010	–	–	–	–	–	–	0.59	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	发明钢
S	0.141	0.64	2.89	0.014	0.0024	0.028	0.0038	0.0009	〃	〃	〃	〃	0.05	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	发明钢
T	0.185	0.53	2.78	0.018	0.0017	0.035	0.0035	0.0009	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	0.1	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	发明钢
U	0.191	0.61	3.02	0.019	0.0020	0.032	0.0044	0.0015	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.010	–	–	–	–	–	–	–	发明钢
V	0.321	0.54	3.04	0.016	0.0012	0.035	0.0045	0.0011	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	0.01	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	发明钢
W	0.145	0.97	3.14	0.013	0.0022	0.035	0.0033	0.0008	〃	〃	0.01	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	发明钢
X	0.198	0.62	2.79	0.012	0.0024	0.031	0.0042	0.0005	0.020	0.016	–	–	–	0.002	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	发明钢
Y	0.310	0.21	1.24	0.020	0.0025	0.033	0.0042	0.0011	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.0010	–	–	–	–	–	发明钢
Z	0.131	0.84	3.10	0.013	0.0023	0.027	0.0037	0.0006	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	0.0050	〃	〃	〃	〃	〃	〃	0.0210	〃	〃	〃	发明钢
AA	0.187	0.65	2.87	0.017	0.0021	0.021	0.0048	0.0011	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.001	–	–	–	–	发明钢
AB	0.187	1.01	3.04	0.019	0.0027	0.032	0.0047	0.0008	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.13	–	–	–	–	–	–	0.020	–	–	发明钢
AC	0.210	0.14	2.78	0.014	0.0017	0.023	0.0047	0.0015	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	发明钢
AD	0.185	0.26	2.98	0.013	0.0014	0.033	0.0041	0.0009	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.030	–	发明钢
AE	0.203	0.71	2.94	0.015	0.0016	0.019	0.0042	0.0013	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	0.005	发明钢
AF	0.200	0.51	2.73	0.006	0.0009	0.034	0.0032	0.0004	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	0.0015	〃	〃	〃	〃	〃	〃	发明钢

下划线部分：表示本发明范围外。

[0243] [表2]

[0244] 表2

No.	钢种	粗轧的平均应变速度 [s^{-1}]	粗轧的总压下率 [%]	加热温度 [℃]	滞留时间t1（温度区域T1） [s]	部分回火时的热历程	冷却停止温度 [℃]	再加热温度 [℃]	部分回火参数S [μm^2]	镀覆种类	备注
1	A	6E-03	72	900	115	连续	–	–	0.1500	GA	发明例
2	A	6E-02	76	900	115	连续	–	–	0.1500	GA	发明例
3	A	6E-01	76	900	115	连续	–	–	0.1500	GA	比较例
4	A	6E-04	80	900	115	连续	–	–	0.1500	GA	发明例
5	A	6E-05	70	900	115	连续	–	–	0.1500	GA	比较例
6	A	6E-03	54	900	115	连续	–	–	0.1500	GA	发明例
7	A	8E-03	40	900	115	连续	–	–	0.1500	GA	比较例
8	A	6E-03	72	780	115	连续	–	–	0.1500	GA	比较例
9	A	8E-03	72	900	750	连续	–	–	0.1500	GA	发明例
10	A	6E-03	72	900	1500	连续	–	–	0.1500	GA	比较例
11	A	6E-03	72	900	115	连续	–	–	0.0150	GA	发明例
12	A	8E-03	76	900	115	连续	–	–	0.0006	GA	比较例
13	A	6E-03	76	900	115	再加热	50	380	8.0000	GA	发明例
14	A	6E-03	76	900	115	再加热	50	420	18.0000	GA	发明例
15	A	6E-03	80	900	115	再加热	50	450	35.0000	GA	比较例
16	B	6E-03	72	900	100	连续	–	–	0.1500	GA	发明例
17	C	6E-03	72	875	4	再加热	25	180	0.2000	CR	发明例
18	D	8E-03	72	900	240	再加热	25	300	1.0000	GA	发明例
19	E	6E-03	72	900	115	连续	–	–	0.3000	GA	发明例
20	F	6E-03	72	950	90	连续	–	–	0.3000	GA	发明例
21	G	6E-03	72	875	4	再加热	40	180	0.2000	CR	发明例
22	H	6E-03	72	850	550	连续	–	–	0.1900	GA	发明例
23	I	6E-03	72	900	90	连续	–	–	0.3000	GA	比较例
24	J	8E-03	76	900	80	连续	–	–	0.3000	GA	比较例
25	K	6E-03	76	875	4	再加热	40	250	0.2000	CR	比较例
26	L	6E-03	80	900	400	再加热	50	350	4.5000	GA	比较例
27	M	8E-03	76	860	115	连续	–	–	0.2100	GA	发明例
28	N	6E-03	76	875	115	再加热	40	300	1.4000	GA	发明例
29	O	8E-03	80	900	115	再加热	40	320	2.0000	GA	发明例
30	P	6E-03	72	900	115	再加热	200	310	1.0000	GA	发明例
31	Q	6E-03	72	900	115	连续	–	–	0.1500	GA	发明例
32	R	6E-03	72	900	120	再加热	40	300	1.0000	GA	发明例
33	S	6E-03	72	900	130	连续	–	–	0.0800	GA	发明例
34	T	6E-03	72	875	4	再加热	40	280	0.2000	CR	发明例
35	U	8E-03	72	900	115	连续	–	–	0.0900	GA	发明例
36	V	6E-03	80	900	115	连续	–	–	0.1500	GA	发明例
37	W	8E-03	68	900	115	再加热	50	300	1.0000	GI	发明例
38	X	6E-03	72	890	115	再加热	40	340	1.0000	GA	发明例
39	Y	6E-03	68	900	115	再加热	100	340	1.0000	GA	发明例
40	Z	8E-03	72	900	70	连续	–	–	1.0000	GA	发明例
41	AA	6E-03	72	900	60	连续	–	–	0.0400	CR	发明例
42	AB	6E-03	72	900	30	再加热	100	300	0.5000	GA	发明例
43	AC	6E-03	72	950	115	连续	–	–	0.2000	GA	发明例
44	AD	6E-03	70	950	115	再加热	40	290	1.0000	GA	发明例
45	AE	8E-03	70	900	115	再加热	200	320	1.1000	GA	发明例
46	AF	8E-03	72	900	80	连续	–	–	0.1500	GA	发明例

[0245]

[0246] 下划线部分:表示本发明范围外。

[表3]

比较例

表3

No.	钢种	面积率[%] 马氏体	铁素体	残余奥氏体	剩余部分	a_M/a_R	含有长径200nm以上的碳化物的马氏体块的比例[%]	室温下的特性 YS[MPa]	TS[MPa]	YR[%]	T-El[%]	U-El_{RT}[%]	L-El_{RT}[%]	λ[%]	弯曲性 R/t	温加工性 U-El_{200}[%]	L-El_{200}[%]	U-El_{200}/U-El_{RT}	L-El_{200}/L-El_{RT}	备注
1	A	97	0	1	2	1.00065	0	1134	1532	74	9.9	5.5	4.3	35	3.9	6.5	9.1	1.17	2.11	发明例
2	A	97	0	2	1	1.00008	5	1169	1668	75	9.9	5.6	4.2	37	3.9	6.3	5.8	1.12	1.38	发明例
3	A	95	1	2	2	1.00004	7	1112	1525	73	9.8	5.6	4.2	39	3.6	5.6	5.0	1.04	1.21	比较例
4	A	95	0	3	2	1.00007	4	1125	1491	75	10.0	5.6	4.4	35	3.6	6.2	5.9	1.11	1.33	发明例
5	A	96	0	3	1	1.00004	4	1170	1535	76	9.7	5.4	4.3	34	3.6	5.5	5.2	1.03	1.21	比较例
6	A	95	0	3	2	1.00006	2	1197	1511	79	9.8	5.4	4.5	34	3.9	6.0	5.9	1.12	1.32	发明例
7	A	97	0	2	1	1.00001	2	1130	1600	71	9.7	5.4	4.3	39	3.6	5.4	4.9	1.03	1.21	比较例
8	A	41	47	8	4	1.00035	0	578	789	73	15.3	9.2	6.1	32	3.6	9.2	7.5	1.03	1.23	比较例
9	A	63	34	2	1	1.00037	2	695	1002	69	12.5	6.9	5.6	31	3.6	8.0	8.0	1.16	1.43	发明例
10	A	44	46	8	2	1.00065	2	620	954	65	13.2	6.9	5.2	25	3.6	7.8	7.8	1.16	1.50	比较例
11	A	95	2	1	2	1.00450	2	1067	1623	66	6.4	3.4	3.0	33	4.6	4.6	6.1	1.35	2.03	发明例
12	A	95	0	3	2	1.00541	0	1207	1501	80	4.7	3.0	1.7	35	5.4	3.8	4.1	1.27	2.41	比较例
13	A	95	0	3	2	1.00009	24	1102	1603	69	10.1	5.7	4.4	43	3.2	6.5	6.0	1.13	1.36	发明例
14	A	95	0	3	2	1.00007	52	1193	1513	79	9.9	5.5	4.4	45	3.2	6.1	5.8	1.11	1.32	发明例
15	A	98	0	1	1	1.00003	55	1048	1387	76	9.1	4.9	4.2	46	3.2	4.5	4.7	0.92	1.11	比较例
16	B	95	0	3	2	1.00051	0	1208	1512	80	10.1	5.5	4.6	34	3.6	6.7	9.2	1.22	2.00	发明例
17	C	100	0	0	0	1.00037	2	1321	1515	87	8.5	3.9	4.6	45	3.2	5.9	9.2	1.51	2.00	发明例
18	D	68	32	0	0	1.00008	4	801	982	82	6.2	3.1	3.1	48	2.9	3.5	4.9	1.13	1.58	发明例
19	E	89	0	10	1	1.00058	2	1114	1802	62	10.1	5.8	4.3	31	4.6	6.9	7.6	1.19	1.78	发明例
20	F	84	3	11	2	1.00081	2	1041	1657	63	10.3	5.9	4.4	31	3.6	7.1	6.9	1.20	1.56	发明例
21	G	71	25	2	2	1.00045	14	674	1023	66	10.1	5.6	4.5	41	3.2	6.3	5.9	1.13	1.31	发明例
22	H	86	0	12	2	1.00122	2	998	1621	62	9.5	5.4	4.2	31	3.6	6.5	8.6	1.21	2.06	发明例
23	I	29	67	2	2	1.00001	0	475	594	80	28.8	13.4	15.4	28	3.2	10.5	15.2	0.78	0.99	比较例
24	J	65	12	21	2	1.00046	0	965	1681	57	10.7	6.2	4.5	21	3.6	7.2	9.3	1.16	2.08	比较例
25	K	45	46	3	6	1.00053	0	700	870	80	10.6	6.3	4.3	47	3.2	6.1	8.5	0.97	1.95	比较例
26	L	51	24	23	2	1.00028	0	874	1533	57	11.3	7.1	4.2	24	3.2	8.0	8.4	1.13	1.99	比较例
27	M	95	1	2	2	1.00019	4	1139	1580	72	9.7	5.5	4.2	36	3.6	6.6	8.9	1.21	2.11	发明例
28	N	95	1	2	2	1.00023	0	1230	1571	78	9.8	5.4	4.4	41	3.2	6.4	9.4	1.18	2.15	发明例
29	O	95	0	4	1	1.00015	2	1537	1821	84	9.8	5.3	4.5	34	3.9	6.2	7.8	1.17	1.75	发明例
30	P	96	1	2	1	1.00041	2	1217	1521	80	9.0	4.9	4.1	42	3.2	5.9	8.1	1.20	1.96	发明例
31	Q	95	0	3	2	1.00052	2	1195	1569	76	9.2	5.0	4.2	37	3.6	6.3	8.2	1.26	1.95	发明例
32	R	78	18	3	1	1.00031	8	940	1236	76	12.0	6.0	6.0	54	2.9	6.9	9.2	1.15	1.53	发明例
33	S	95	0	3	2	1.00045	2	1024	1329	77	9.5	5.2	4.3	34	2.9	6.2	9.3	1.19	2.17	发明例
34	T	100	0	0	0	1.00030	2	1311	1478	89	7.6	3.7	3.9	48	3.2	4.4	7.7	1.19	1.98	发明例
35	U	96	1	2	1	1.00062	0	1192	1513	79	9.8	5.4	4.4	35	3.6	6.3	7.8	1.17	1.76	发明例
36	V	95	1	2	2	1.00041	0	1258	1820	69	9.6	5.2	4.4	33	4.3	6.1	8.4	1.17	1.92	发明例
37	W	96	1	2	1	1.00021	0	1135	1311	87	9.6	5.4	4.2	47	2.9	6.6	8.0	1.22	1.89	发明例
38	X	96	0	2	2	1.00031	0	1214	1513	80	9.4	5.2	4.2	43	3.2	6.1	8.6	1.17	2.06	发明例
39	Y	95	1	2	2	1.00024	2	1520	1810	84	9.1	5.0	4.1	41	3.9	5.9	8.5	1.18	2.07	发明例
40	Z	97	0	2	1	1.00057	0	810	1198	68	11.9	6.9	5.0	36	3.2	8.2	9.0	1.19	1.80	发明例
41	AA	98	0	1	1	1.00019	0	1160	1501	77	7.1	3.5	3.6	34	3.6	6.4	9.0	1.84	2.50	发明例
42	AB	97	1	1	1	1.00064	0	1206	1504	63	8.1	4.5	3.6	36	3.2	6.1	7.7	1.36	2.13	发明例
43	AC	95	2	2	1	1.00116	2	1175	1566	67	9.3	5.0	4.3	37	3.6	6.1	8.0	1.22	1.87	发明例
44	AD	95	3	1	1	1.00042	0	1219	1616	62	9.3	5.2	4.1	45	3.2	6.2	8.7	1.20	2.12	发明例
45	AE	95	2	2	1	1.00052	0	1227	1504	61	9.6	5.3	4.3	42	3.2	6.2	8.8	1.17	2.06	发明例
46	AF	96	0	4	0	1.00062	0	1098	1504	73	9.2	4.9	4.3	39	3.6	6.3	8.7	1.29	2.03	发明例

[0247]

[0248] 下划线部分:表示本发明范围外。

[0249] 如表3所示,在本发明例中,TS为980MPa以上,部件强度、延展性、拉伸凸缘性、弯曲性和温加工性优异。另一方面,在比较例中,部件强度、延展性、拉伸凸缘性、弯曲性和温加工性中的任一个以上差。

[0250] 以上,对本发明的实施方式进行了说明,但本发明不限于构成本实施方式的本发明的公开的一部分的记述。即,基于本实施方式由本领域技术人员等进行的其他实施方式、实施例和运用技术等全部包含在本发明的范畴内。例如,在上述制造方法中的一系列热处理中,只要满足热历程条件,对钢板实施热处理的设备等没有特别限定。

●：从［100］方向入射时的母相马氏体的电子衍射斑点

○：碳化物的电子衍射斑点

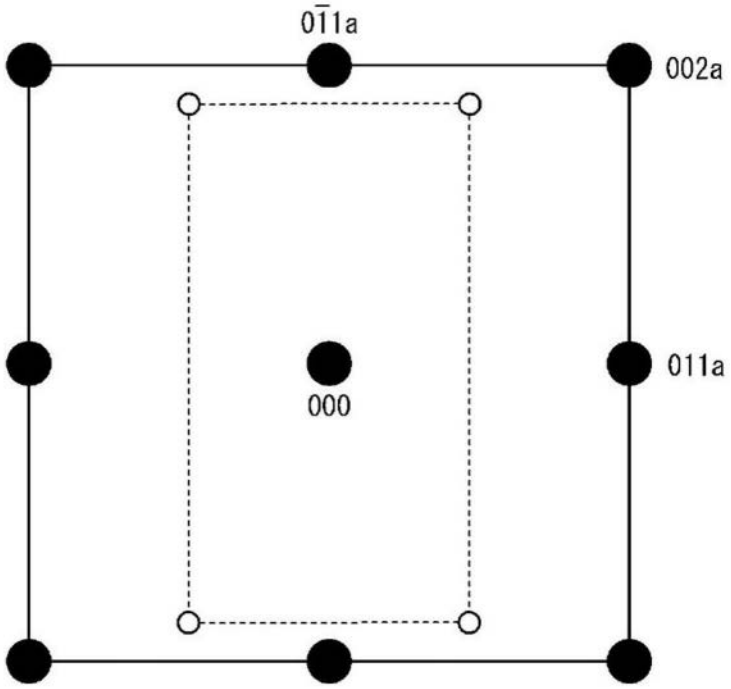


图1

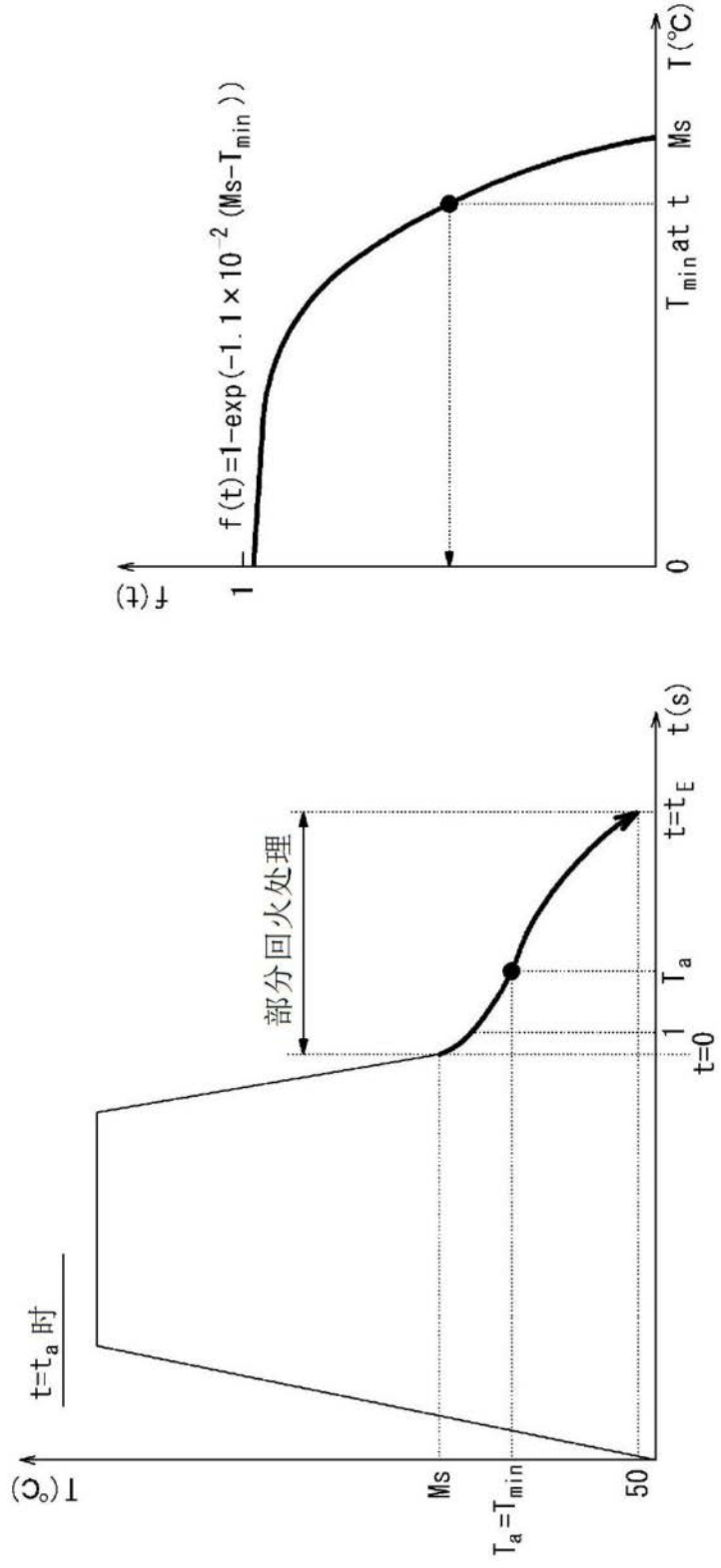

f(t)
1
f(t)=1-exp(-1.1×10^-2 (Ms-T_min))
0
T_min at t
Ms
T(℃)
t=t_E
t(s)
部分回火处理
T_a
1
t=0
t=t_a 时
T(℃)
Ms
T_a=T_min
50

图2

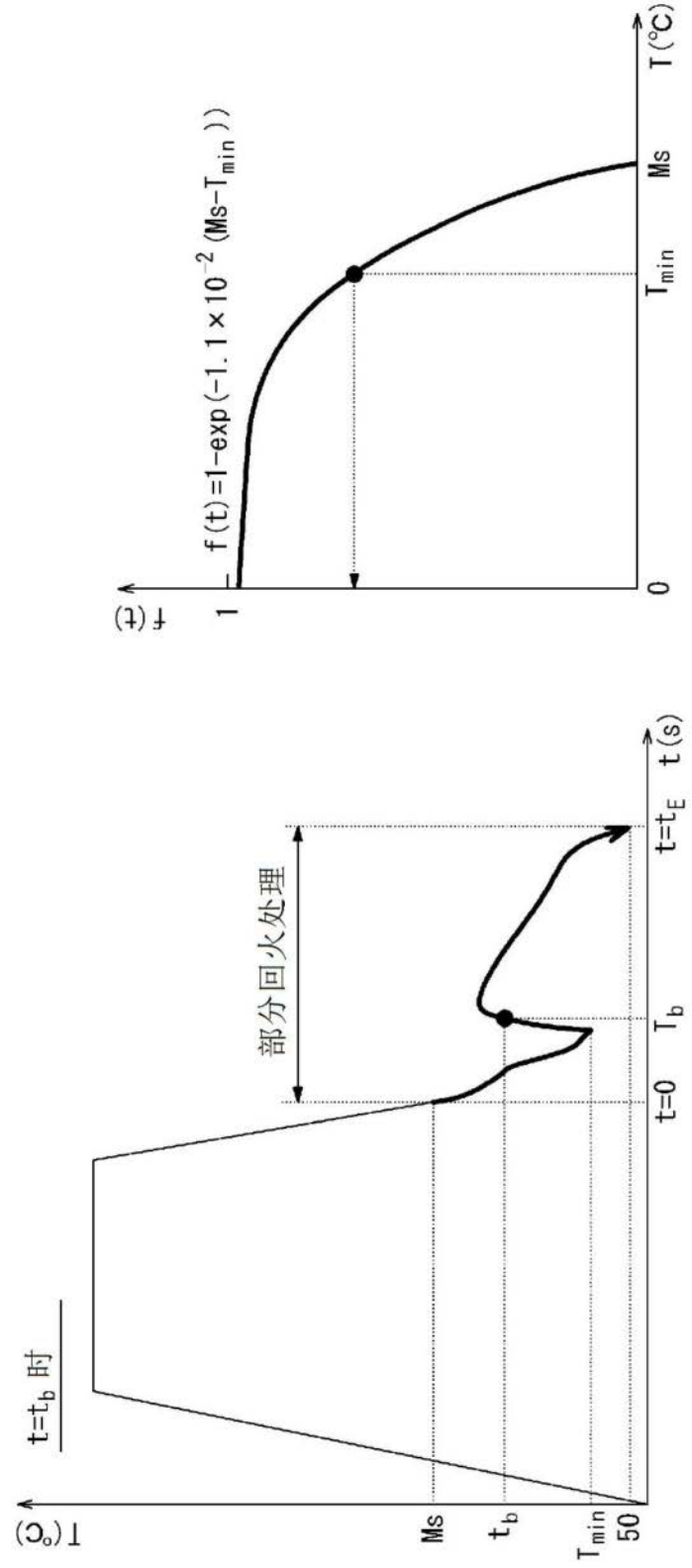

f(t)
1
f(t)=1-exp(-1.1×10^-2 (Ms-T_min))
0
T_min
Ms
T(℃)
t=t_b 时
T(℃)
Ms
t_b
T_min
50
部分回火处理
t=0
T_b
t=t_E
t(s)

图3