(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 117062931 A
(43)申请公布日 2023.11.14

(21)申请号 202280024314.8
(22)申请日 2022.03.23
(30)优先权数据
2021-056688 2021.03.30 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2023.09.25
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2022/013740 2022.03.23
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2022/210220 JA 2022.10.06
(71)申请人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本东京
(72)发明人 长谷川宽 木村英之 多田罗晋生
(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 鲁雯雯 金龙河
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)

权利要求书1页 说明书11页

(54)发明名称

热轧钢板及其制造方法

(57)摘要

本发明提供延伸凸缘性优良的热轧钢板。一种热轧钢板，其具有以质量%计含有C:0.10%以下、Si:2.0%以下、Mn:2.0%以下、P:0.100%以下、S:0.02%以下、Al:1.5%以下、O:0.0025%以下、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成，主相为铁素体，晶粒的最大取向密度为2.1以下。

CN 117062931 A

1.一种热轧钢板，其具有以质量％计含有C:0.10％以下、Si:2.0％以下、Mn:2.0％以下、P:0.100％以下、S:0.02％以下、Al:1.5％以下、O:0.0025％以下、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成，

主相为铁素体，晶粒的最大取向密度为2.1以下。

2.根据权利要求1所述的热轧钢板，其中，相对于板面从轧制直角方向向板厚方向倾斜45°的面的晶粒的最大取向密度为1.5以下。

3.根据权利要求1或2所述的热轧钢板，其中，所述成分组成以质量％计还含有选自Cr:0.005～2.0％、Ti:0.005～0.20％、Nb:0.005～0.20％、Mo:0.01～2.0％、V:0.01～1.0％、Cu:0.01～4.0％、Ni:0.005～2.0％、B:0.0001～0.01％、Ca:0.0001～0.0050％、REM:0.0001～0.0050％、Sb:0.0010～0.10％、Sn:0.0010～0.10％中的一种或两种以上。

4.一种热轧钢板的制造方法，其中，

将具有权利要求1或3中记载的成分组成的钢坯加热至1100℃以上，

在1000℃以上的温度范围内在6道次以上且每1道次15％以上的压下率的条件下进行轧制，

接着，在低于1000℃的温度范围内在3道次以上且每1道次15％以上的压下率、并且低于1000℃的温度范围内的轧制时间为2.0s以下、并且最终道次的轧制温度为850～940℃的条件下进行轧制，然后，

以50℃/s以上的平均冷却速度冷却到700℃，在580～700℃下进行卷取。

热轧钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及热轧钢板及其制造方法，特别是涉及适合作为汽车用部件的原材的热轧钢板及其制造方法。

背景技术

[0002] 从汽车的碰撞安全性改善和燃料效率提高的观点考虑，正在开发汽车用部件中使用的钢板的高强度化、结构最佳化等技术。形状最佳化需要三维形状的改善，因此有时应用比以往更加严格的加工。因此，对汽车用钢板要求更优良的加工性。特别是对于应用小于780MPa的低强度等级的热轧钢板的部件而言，需要能够耐受严格的延伸凸缘加工的优良的扩孔性。以这样的需求为背景，开发出了各种各样的热轧钢板。

[0003] 专利文献1中公开了与热轧钢板相关的技术，其中，将C、Si、Mn、P、S、Al的添加量调整为适当范围，并且使组织为微细多边形铁素体和贝氏体，并控制渗碳体的长度和晶界被覆率，由此使疲劳特性和扩孔性优良。专利文献2中公开了与热轧钢板相关的技术，其中，将C、Si、Mn、Al、Nb的添加量调整为适当范围，并且形成由残余奥氏体和多边形铁素体构成的组织且进行细粒化，由此实现强度-伸长率平衡、耐久比和扩孔加工性的进一步提高。专利文献3中公开了与热轧钢板相关的技术，其中，将C、Si、Mn、P、S、Al、N、Mg、Nb、Ti控制为适当范围，且以铁素体为主相，并控制MgO、Al_2O_3、Ti_2O_3、SiO_2、MnO等氧化物，由此使扩孔性和延展性优良。

[0004] 现有技术文献

[0005] 专利文献

[0006] 专利文献1:日本特开平9-170048号公报

[0007] 专利文献2:日本特开平11-1747号公报

[0008] 专利文献3:日本特开2001-342543号公报

发明内容

[0009] 发明所要解决的问题

[0010] 但是，专利文献1的技术中，止步于扩孔率小于100％，并没有进一步提高扩孔率的见解或启示。另外，没有研究钢中的O量、结晶取向。专利文献2中，为了提高韧性、疲劳特性而导入了5～20％的残余奥氏体，但残余奥氏体在冲裁时变成马氏体而使扩孔性降低，因此，并没有得到足以能够耐受严格的延伸凸缘加工的扩孔性。另外，没有公开与钢中的O量、结晶取向相关的技术。专利文献3中，对氧化物进行了控制，但没有启示通过控制氧量本身而提高扩孔性的见解，也没有考虑结晶取向。

[0011] 本发明是解决上述问题的发明，其目的在于提供延伸凸缘性优良的热轧钢板。

[0012] 另外，本发明的目的在于提供上述热轧钢板的制造方法。

[0013] 用于解决问题的方法

[0014] 本发明人着眼于钢中O和结晶取向进行了深入研究，通过将钢中O量控制为一定水

平以下并且使结晶取向随机化，能够飞跃性地提高延伸凸缘性，从而完成了本发明。

[0015] 需要说明的是，本发明中，延伸凸缘性优良是指扩孔率为100％以上。

[0016] 本发明具有以下的构成。

[0017] [1]一种热轧钢板，其具有以质量％计含有C:0.10％以下、Si:2.0％以下、Mn:2.0％以下、P:0.100％以下、S:0.02％以下、Al:1.5％以下、O:0.0025％以下、余量由Fe和不可避免的杂质构成的成分组成，

[0018] 主相为铁素体，晶粒的最大取向密度为2.1以下。

[0019] [2]根据[1]所述的热轧钢板，其中，相对于板面从轧制直角方向向板厚方向倾斜45°的面的晶粒的最大取向密度为1.5以下。

[0020] [3]根据[1]或[2]所述的热轧钢板，其中，上述成分组成以质量％计还含有选自Cr:0.005～2.0％、Ti:0.005～0.20％、Nb:0.005～0.20％、Mo:0.01～2.0％、V:0.01～1.0％、Cu:0.01～4.0％、Ni:0.005～2.0％、B:0.0001～0.01％、Ca:0.0001～0.0050％、REM:0.0001～0.0050％、Sb:0.0010～0.10％、Sn:0.0010～0.10％中的一种或两种以上。

[0021] [4]一种热轧钢板的制造方法，其中，

[0022] 将具有上述[1]或[3]中记载的成分组成的钢坯加热至1100℃以上，

[0023] 在1000℃以上的温度范围内在6道次以上且每1道次15％以上的压下率的条件下进行轧制，

[0024] 接着，在低于1000℃的温度范围内在3道次以上且每1道次15％以上的压下率、并且低于1000℃的温度范围内的轧制时间为2.0s以下、并且最终道次的轧制温度为850～940℃的条件下进行轧制，然后，

[0025] 以50℃/s以上的平均冷却速度冷却到700℃，在580～700℃下进行卷取。

[0026] 发明效果

[0027] 根据本发明，可以得到延伸凸缘性优良的热轧钢板。

[0028] 根据本发明，可以得到适合作为汽车用部件的原材的延伸凸缘性优良的热轧钢板。使用本发明的热轧钢板时，能够成品率良好地得到汽车部件等制品。

具体实施方式

[0029] 以下，对本发明的热轧钢板及其制造方法详细地进行说明。需要说明的是，本发明不限定于以下的实施方式。

[0030] ＜热轧钢板＞

[0031] 本发明的热轧钢板可以为被称为热轧态的黑皮、或者热轧后进一步进行酸洗的白皮的热轧钢板中的任意一种。本发明的热轧钢板优选板厚为0.6mm以上。另外，本发明的热轧钢板优选板厚为10.0mm以下。在将本发明的热轧钢板作为汽车用部件的原材使用的情况下，板厚更优选为1.0mm以上。另外，在将本发明的热轧钢板作为汽车用部件的原材使用的情况下，板厚更优选为6.0mm以下。另外，本发明的热轧钢板的板宽优选为500mm以上，更优选为700mm以上。本发明的热轧钢板的板宽优选为1800mm以下，更优选为1400mm以下。

[0032] 本发明的热轧钢板具有特定的成分组成和特定的钢组织。在此，按照成分组成、钢组织的顺序进行说明。

[0033] 首先，对本发明的热轧钢板的成分组成进行说明。需要说明的是，表示成分组成的

含量的“%”是指“质量%”。

[0034] 本发明的热轧钢板的成分组成以质量%计含有C:0.10%以下、Si:2.0%以下、Mn:2.0%以下、P:0.100%以下、S:0.02%以下、Al:1.5%以下、O:0.0025%以下，余量由Fe和不可避免的杂质构成。

[0035] C:0.10%以下

[0036] C优选为了得到铁素体而尽可能地减少。在本发明中，可以允许含有0.10%以下的C。C含量超过0.10%时，珠光体、贝氏体等增大，得不到本发明的显微组织。因此，C含量设定为0.10%以下。C含量优选设定为0.08%以下，更优选设定为0.05%以下。下限没有特别规定，但小于0.0001%时，导致生产效率的降低，因此，C含量优选为0.0001%以上。

[0037] Si:2.0%以下

[0038] Si是将钢固溶强化、对升高拉伸强度(TS)有效的元素。另外，Si是对促进铁素体的生成有效的元素。在本发明中，可以考虑强度、组织来适当添加。另一方面，过量添加Si时，使钢脆化、或者导致结晶取向的聚集，使延伸凸缘性降低，因此，需要将其添加量设定为2.0%以下。因此，Si含量设定为2.0%以下(包括0%)。Si含量优选为1.0%以下，更优选为0.6%以下。下限没有特别规定，但小于0.001%时，导致生产效率的降低，因此，Si含量优选为0.001%以上。

[0039] Mn:2.0%以下

[0040] Mn优选为了得到铁素体而尽可能地减少。在本发明中，可以允许含有2.0%以下的Mn。Mn含量超过2.0%时，得不到这样的效果，马氏体、贝氏体等，生成有时得不到本发明的显微组织。另外，MnS大量生成，得不到期望的延伸凸缘性。因此，Mn含量设定为2.0%以下。Mn含量优选设定为1.6%以下，更优选设定为1.0%以下。下限没有特别规定，但小于0.01%时，有时导致生产效率的降低，因此，Mn含量优选为0.01%以上。

[0041] P:0.100%以下

[0042] P使钢脆化而使延伸凸缘性降低，因此优选尽可能地减少其量。在本发明中，P含量可以允许至0.100%。因此，P含量设定为0.100%以下。P含量优选为0.050%以下。下限没有特别规定，但P含量小于0.001%时，导致生产效率的降低，因此，P含量优选为0.001%以上。

[0043] S:0.02%以下

[0044] S使钢脆化而使延伸凸缘性降低，因此优选尽可能地减少其量。在本发明中，S含量可以允许至0.02%。因此，S含量设定为0.02%以下。S含量优选为0.010%以下，更优选为0.0080%以下。下限没有特别规定，但S含量小于0.0002%时，导致生产效率的降低，因此，S含量优选为0.0002%以上。

[0045] Al:1.5%以下

[0046] 关于Al，在大量含有Al时织构发达，得不到本发明的钢组织。在本发明中，Al含量可允许至1.5%。因此，Al含量设定为1.5%以下。Al含量优选为0.50%以下。下限没有特别规定，但小于0.001%时，有时导致生产效率的降低，因此，Al含量优选设定为0.001%以上。

[0047] O:0.0025%以下

[0048] O是本发明的重要元素，导致钢的脆化、结晶取向聚集的促进，另外使夹杂物增加等，使延伸凸缘性降低，因此优选尽可能地减少。为了得到期望的延伸凸缘性，O含量需要设定为0.0025%以下。因此，O含量设定为0.0025%以下。O含量优选为0.0020%以下。下限没

有特别规定，但小于0.0001％时，导致生产效率的降低，因此，O含量优选为0.0001％以上。

[0049] 余量为Fe和不可避免的杂质。需要说明的是，作为不可避免的杂质，有N、Na、Mg、Zr、Hf、Ta、W等，但它们以合计设定为0.020％以下。更优选以合计设定为0.010％以下。

[0050] 上述成分是本发明的热轧钢板的基本的成分组成。在本发明中，可以进一步适当含有以下的元素。

[0051] 选自Cr:0.005～2.0％、Ti:0.005～0.20％、Nb:0.005～0.20％、Mo:0.01～2.0％、V:0.01～1.0％、Cu:0.01～4.0％、Ni:0.005～2.0％、B:0.0001～0.01％、Ca:0.0001～0.0050％、REM:0.0001～0.0050％、Sb:0.0010～0.10％、Sn:0.0010～0.10％中的一种或两种以上

[0052] Cr、Ti、Nb、Mo、V是形成碳化物、对于使钢高强度化有效的元素。为了得到这样的效果，在含有Cr、Ti、Nb、Mo、V的情况下，优选将各个元素的含量各自设定为上述下限值以上。另一方面，各元素的含量各自超过上述上限值时，导致贝氏体、马氏体的增大、织构的发达，有时得不到本发明的显微组织。因此，在含有Cr、Ti、Nb、Mo、V的情况下，各元素的含量各自优选设定为Cr:0.005～2.0％、Ti:0.005～0.20％、Nb:0.005～0.20％、Mo:0.01～2.0％、V:0.01～1.0％。Cr含量更优选为0.05％以上。另外，Cr含量更优选为1.0％以下。Ti含量更优选为0.01％以上。另外，Ti含量更优选为0.15％以下。Nb含量更优选为0.01％以上。另外，Nb含量更优选为0.10％以下。Mo含量更优选为0.05％以上。另外，Mo含量更优选为1.0％以下。V含量更优选为0.05％以上。另外，V含量更优选为0.5％以下。

[0053] Cu、Ni是通过固溶强化对于使钢高强度化有效的元素。为了得到这样的效果，在含有Cu、Ni的情况下，优选将各个元素的含量设定为上述下限值以上。另一方面，Cu、Ni各自的含量超过上述上限值时，贝氏体、马氏体大量生成，有时得不到本发明的钢组织。因此，在含有Cu、Ni的情况下，优选将各个元素的含量设定为Cu:0.01～4.0％、Ni:0.005～2.0％。Cu含量更优选为0.05％以上。另外，Cu含量更优选为1.0％以下。Ni含量更优选为0.05％以上。另外，Ni含量更优选为1.0％以下。

[0054] B是对于使晶界强化、使钢高强度化有效的元素。为了得到这样的效果，在含有B的情况下，优选将其含量设定为0.0001％以上。另一方面，B含量超过0.01％时，B系化合物增加，延伸凸缘性有时降低。因此，在含有B的情况下，优选将B含量设定为0.0001～0.01％。B含量更优选为0.0005％以上。另外，B含量更优选为0.0040％以下。

[0055] Ca、REM是通过夹杂物的形态控制对延伸凸缘性的提高有效的元素。为了得到这样的效果，在含有Ca、REM的情况下，优选将各自的含量设定为0.0001％以上。另一方面，Ca、REM的含量各自超过上述上限值时，夹杂物量增加，延伸凸缘性有时降低。因此，在含有Ca、REM的情况下，优选将各自的含量设定为Ca:0.0001～0.0050％、REM:0.0001～0.0050％。Ca含量更优选为0.0005％以上。另外，Ca含量更优选为0.0030％以下。REM含量更优选为0.0005％以上。另外，REM含量更优选为0.0030％以下。需要说明的是，REM是Sc、Y、以及原子序号57的镧(La)至原子序号71的镥(Lu)的15种元素的统称，在此所述的REM含量是这些元素的合计含量。

[0056] Sb、Sn是抑制脱氮、脱硼等、对钢的强度降低抑制有效的元素。为了得到这样的效果，在含有Sb、Sn的情况下，优选将各个元素的含量设定为0.0010％以上。另一方面，Sb、Sn的含量各自超过上述上限值时，钢脆化，有时导致延伸凸缘性的降低。因此，在含有Sb、Sn的

情况下，优选将各自的含量设定为Sb:0.0010～0.10％、Sn:0.0010～0.10％。Sb含量更优选为0.005％以上。另外，Sb含量更优选为0.015％以下。Sn含量更优选为0.005％以上。另外，Sn含量更优选为0.015％以下。

[0057] 需要说明的是，Cr、Ti、Nb、Mo、V、Cu、Ni、B、Ca、REM、Sb、Sn的含量即使小于上述的下限值也不会损害本发明的效果。因此，在这些元素的含量小于上述的下限值的情况下，将这些元素作为以不可避免的杂质形式含有的元素来处理。

[0058] 接着，对本发明的热轧钢板的钢组织进行说明。

[0059] 本发明的热轧钢板的钢组织的特征在于，主相为铁素体，晶粒的最大取向密度为2.1以下。

[0060] 主相:铁素体

[0061] 在本发明中，通过使主相为铁素体，能够实现优良的延伸凸缘性。贝氏体、珠光体成为主相时，得不到期望的延伸凸缘性。因此，主相设定为铁素体。在此，主相是指以面积率计占超过50％的相。铁素体以面积率计优选为90％以上，更优选为95％以上。另外，铁素体以外的余量为马氏体、贝氏体、珠光体、残余奥氏体中的任意一种以上。这些余量的面积率优选为10％以下，更优选为5％以下。需要说明的是，各相(组织)的面积率可以通过实施例中记载的方法求出。

[0062] 晶粒的最大取向密度:2.1以下

[0063] 结晶取向的随机化不充分时，延伸凸缘性降低，晶粒的最大取向密度超过2.1时，得不到期望的延伸凸缘性。因此，晶粒的最大取向密度设定为2.1以下。晶粒的最大取向密度优选为2.0以下，更优选为1.9以下。下限没有特别规定，但晶粒的最大取向密度优选为1.0以上。需要说明的是，晶粒的最大取向密度可以通过实施例中记载的方法求出。

[0064] 相对于板面从轧制直角方向向板厚方向倾斜45°的面的晶粒的最大取向密度:1.5以下

[0065] 通过促进结晶取向的随机化，能够进一步提高延伸凸缘性。这样的效果通过使相对于板面从轧制直角方向向板厚方向倾斜45°的面中晶粒的最大取向密度为1.5以下来得到。因此，相对于板面从轧制直角方向向板厚方向倾斜45°的面的晶粒的最大取向密度优选设定为1.5以下。相对于板面从轧制直角方向向板厚方向倾斜45°的面的晶粒的最大取向密度更优选为1.4以下、进一步优选为1.3以下。下限没有特别规定，但相对于板面从轧制直角方向向板厚方向倾斜45°的面的晶粒的最大取向密度优选为1.0以上。需要说明的是，相对于板面从轧制直角方向向板厚方向倾斜45°的面的晶粒的最大取向密度可以通过实施例中记载的方法求出。

[0066] ＜热轧钢板的制造方法＞

[0067] 本发明的热轧钢板通过如下方法制造:将具有上述成分组成的钢坯加热至1100℃以上，在1000℃以上的温度范围内在6道次以上且每1道次15％以上的压下率的条件下进行轧制，接着在低于1000℃的温度范围内在3道次以上且每1道次15％以上的压下率、并且低于1000℃的温度范围内的轧制时间为2.0s以下、并且最终道次的轧制温度为850～940℃的条件下进行轧制，然后，以50℃/s以上的平均冷却速度冷却到700℃，在580～700℃下进行卷取。

[0068] 以下详细进行说明。需要说明的是，上述温度是钢板的宽度中央部的表面的温度，

上述平均冷却速度是钢板的宽度中央部的表面的平均冷却速度。另外，只要没有特别说明，则平均冷却速度设定为[(冷却开始温度-冷却停止温度)/从冷却开始温度起到冷却停止温度为止的冷却时间]。

[0069] 首先，将具有上述成分组成的钢通过转炉、电炉、真空熔化炉等公知的方法进行熔炼，通过连续铸造法或铸锭-开坯法等公知的方法进行铸造，制成铸片(钢坯)。

[0070] 钢坯加热温度：1100℃以上

[0071] 通过将钢坯加热至1100℃以上，碳化物等固溶，能够促进结晶取向的随机化。钢坯加热温度低于1100℃时，不能充分得到这样的效果，得不到本发明的晶粒的最大取向密度。因此，钢坯加热温度设定为1100℃以上。钢坯加热温度优选设定为1150℃以上。上限没有特别规定，但超过1350℃时，产生电力成本的增大等，因此，钢坯加热温度优选为1350℃以下。

[0072] 1000℃以上的温度范围内的轧制道次数：6道次以上

[0073] 热轧的1000℃以上的温度范围内的轧制道次数(轧制次数)小于6道次(6次)时，再结晶变得不充分，由此使结晶取向的随机化受到阻碍，得不到本发明的晶粒的最大取向密度。因此，1000℃以上的温度范围内的轧制道次数设定为6道次以上。上述轧制道次数优选设定为8道次以上，更优选设定为10道次以上。上限没有特别规定，但轧制道次数的增大有时导致制造效率的降低等，因此，上述轧制道次数优选设定为20道次以下。需要说明的是，1000℃以上的温度范围内的轧制中，与粗轧、精轧的工序无关，若为1000℃以上的温度范围内的轧制，则也包括任意工序的轧制。关于后述的低于1000℃的温度范围内的轧制也同样。

[0074] 1000℃以上的温度范围内的轧制的每1道次的压下率：15％以上

[0075] 热轧的1000℃以上的温度范围内的轧制的每1道次(1次)的压下率小于15％时，再结晶变得不充分，由此使结晶取向的随机化受到阻碍，得不到本发明的晶粒的最大取向密度。因此，1000℃以上的温度范围内的轧制的每1道次的压下率设定为15％以上。上述压下率优选为18％以上，更优选为20％以上。上限没有特别规定，但上述压下率超过80％时，有时导致设备负荷变大等问题，因此，上述压下率优选设定为80％以下。

[0076] 低于1000℃的温度范围内的轧制道次数：3道次以上

[0077] 热轧的低于1000℃的温度范围内的轧制道次数(轧制次数)小于3道次(3次)时，应变的蓄积变得不充分，由此，接下来的铁素体相变时随机取向的铁素体减少，得不到本发明的晶粒的最大取向密度。因此，低于1000℃的温度范围内的轧制道次数设定为3道次以上。上述轧制道次数优选设定为4道次以上。上限没有特别规定，但该轧制道次数的增大会导致轧制最终道次(精轧最终道次)中的轧制温度降低，因此，上述轧制道次优选设定为8道次以下。

[0078] 低于1000℃的温度范围内的轧制的每1道次的压下率：15％以上

[0079] 热轧的低于1000℃的温度范围内的轧制的每1道次(1次)的压下率小于15％时，应变的蓄积变得不充分，由此，接下来的铁素体相变时随机取向的铁素体减少，得不到本发明的晶粒的最大取向密度。因此，低于1000℃的温度范围内的每1道次的压下率设定为15％以上。上述压下率优选为17％以上，更优选为20％以上。上限没有特别规定，但上述压下率的增大有时导致形状稳定性的降低等，因此，上述压下率优选设定为50％以下。

[0080] 低于1000℃的温度范围内的轧制时间：2.0s以下

[0081] 低于1000℃的温度范围内的轧制时间超过2.0s时，应变的蓄积变得不充分，由此，

接下来的铁素体相变时随机取向的铁素体减少，得不到本发明的晶粒的最大取向密度。因此，低于1000℃的温度范围内的轧制时间设定为2.0s以下。在此，低于1000℃的温度范围内的轧制时间是指，被轧制材料的同一部位从变为低于1000℃并与最初的轧制道次的轧辊接触起到从最终的轧制道次的轧辊离开(通过)为止的时间。上述轧制时间优选设定为1.7s以下，更优选设定为1.4s以下。下限没有特别规定，但过度的高速轧制导致操作稳定性的降低等，因此，上述轧制时间优选设定为0.2s以上。

[0082] 最终道次的轧制温度:850～940℃

[0083] 最终道次的轧制温度(精轧结束温度)低于850℃时，过量的应变蓄积，因此，接下来的铁素体相变时随机取向的铁素体减少，得不到本发明的晶粒的最大取向密度。另一方面，上述轧制温度超过940℃时，应变的蓄积变得不充分，由此，接下来的铁素体相变时随机取向的铁素体减少，得不到本发明的晶粒的最大取向密度。因此，最终道次的轧制温度设定为850～940℃。上述轧制温度优选为860℃以上，更优选为870℃以上。另外，上述轧制温度优选为920℃以下，更优选为910℃以下。

[0084] 到700℃为止的平均冷却速度:50℃/s以上

[0085] 从最终道次的轧制温度(精轧结束温度)起到700℃为止的平均冷却速度小于50℃/s时，轧制应变的一部分被释放，应变的蓄积变得不充分，由此，接下来的铁素体相变时随机取向的铁素体减少，得不到本发明的晶粒的最大取向密度。因此，从最终道次的轧制温度起到700℃为止的平均冷却速度设定为50℃/s以上。上述平均冷却速度优选为80℃/s以上。上限没有特别规定，但从钢板的形状稳定性等观点考虑，上述平均冷却速度优选为1000℃/s以下。

[0086] 卷取温度:580～700℃

[0087] 卷取温度低于580℃，贝氏体、马氏体增加，得不到本发明的钢组织。另一方面，卷取温度超过700℃时，铁素体相变的过冷度变小，由此铁素体相变时随机取向的铁素体减少，得不到本发明的晶粒的最大取向密度。因此，卷取温度设定为580℃～700℃。卷取温度优选为590℃以上。另外，卷取温度优选为680℃以下。卷取后，例如冷却到室温。

[0088] 上述制造方法的条件以外没有特别限定。

[0089] 本发明的热轧钢板没有特别限定，拉伸强度(TS)优选为200MPa以上，更优选为270MPa以上。另外，本发明的热轧钢板没有特别限定，拉伸强度(TS)优选为780MPa以下，更优选为650MPa以下。

[0090] 另外，本发明的热轧钢板具有扩孔率为100％以上的优良的延伸凸缘性。扩孔率优选为110％以上，更优选为120％以上。需要说明的是，TS、扩孔率分别通过实施例中记载的方法求出。

[0091] 实施例

[0092] 将表1所示的成分组成的钢利用真空熔化炉进行熔炼，制成钢坯后，在表2所示的条件下进行钢坯的加热和热轧。使用所得到的热轧钢板，按照以下的试验方法进行组织观察、拉伸特性和扩孔试验的评价。

[0093] 组织观察

[0094] 铁素体的面积率如下求出。从所得到的热轧钢板上切出样品，对与轧制方向平行的板厚截面研磨后，用3％硝酸乙醇溶液进行腐蚀，利用SEM(扫描电子显微镜)以1500倍的

倍率对板厚1/4位置分别拍摄3个视野。根据所得到的二次电子图像的图像数据，使用Media Cybernetics公司制造的Image-Pro求出各组织的面积率，将3个视野的平均面积率设定为各组织的面积率。图像数据中以如下方式进行区分：铁素体为黑色或暗灰色且具有平滑的晶界。碳化物为白色线状或点状，在铁素体和碳化物中形成了层状的形态的组织为珠光体。将上述以外的组织区分为其它。

[0095] 将所得到的结果示于表3中。需要说明的是，表3中的“F”是指铁素体，“P”是指珠光体，“O”是指其它组织(马氏体、贝氏体中的任意一种以上)。另外，主相是指该相(组织)以面积率计占超过50％。

[0096] 结晶取向(晶粒的最大取向密度)

[0097] 对于上述组织观察中使用的相同样品，对于以与轧制方向平行的板厚截面的板厚1/4位置为中心的500μm×500μm的区域，通过电子背散射衍射法(EBSD)求出结晶取向，将Φ1、Φ2、Φ的各自的范围设为0～90且将各自的分辨率(Resolution)设为5，进行ODF(结晶取向分布函数)计算，求出该视野的晶粒的最大取向密度。将该操作对同样的5个部位进行，将其平均作为晶粒的最大取向密度。另外，对于上述结晶取向数据，以使ND面(Normal Direction)为相对于板面从轧制直角方向向板厚方向倾斜45°的面的方式进行坐标转换，将Φ1、Φ2、Φ的各自的范围设为0～90且将各自的分辨率(Resolution)设为5，进行ODF(结晶取向分布函数)计算，求出该视野的晶粒的最大取向密度。将该操作对同样的5个部位进行，将其平均作为相对于板面从轧制直角方向向板厚方向倾斜45°的面的晶粒的最大取向密度。需要说明的是，EBSD的测定设定为加速电压30kV、步长0.5μm。

[0098] 拉伸试验

[0099] 从所得到的热轧钢板上沿与轧制方向平行的方向裁取JIS5号拉伸试验片(JIS Z 2201)，进行应变速率为10^{-3}/s的依据JIS Z 2241的规定的拉伸试验，求出拉伸强度(TS)。

[0100] 扩孔试验

[0101] 从所得到的热轧钢板上裁取宽度100mm、长度100mm的试验片，依据JFST1001(钢铁联盟标准)进行5次扩孔试验，求出平均的扩孔率λ(％)，对延伸凸缘性进行评价。将λ为100％以上评价为延伸凸缘性优良，设定为合格。

[0102]

[表1]

钢	成分组成(质量%)								备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	O	其他	
A	0.010	0.12	0.2	0.014	0.0012	0.001	0.0013	–	适合钢
B	0.072	0.00	1.1	0.022	0.0049	0.031	0.0024	Cr:0.3, REM:0.0020	适合钢
C	0.095	0.01	0.5	0.018	0.0032	0.061	0.0019	Ti:0.03	适合钢
D	0.032	0.33	0.1	0.005	0.0017	0.002	0.0015	Nb:0.01	适合钢
E	0.002	0.59	1.9	0.009	0.0003	0.027	0.0022	Mo:0.05	适合钢
F	0.047	0.95	1.3	0.013	0.0064	0.044	0.0010	V:0.1, Ca:0.0010	适合钢
G	0.028	1.70	1.8	0.018	0.0029	0.350	0.0018	Cu:0.1, Ni:0.2	适合钢
H	0.026	0.09	1.3	0.025	0.0008	0.037	0.0020	B:0.0011, Sn:0.010	适合钢
I	0.024	0.10	0.7	0.012	0.0022	0.001	0.0016	Sb:0.015	适合钢
J	0.108	0.24	1.5	0.023	0.0027	0.020	0.0017	–	比较钢
K	0.055	2.20	0.2	0.009	0.0013	0.003	0.0020	–	比较钢
L	0.063	0.37	2.1	0.010	0.0019	0.028	0.0021	–	比较钢
M	0.039	0.05	0.5	0.017	0.0035	0.036	0.0026	–	比较钢
N	0.051	0.46	1.1	0.006	0.0031	0.029	0.0035	–	比较钢

※下划线是指本发明的范围外。

[0103]

[表2]

钢板No.	钢	钢坯加热温度(℃)	1000℃以上的温度范围内的轧制		低于1000℃的温度范围内的轧制				到700℃为止的平均冷却速度*2(℃/s)	卷取温度(℃)	备注
			道次数(次)	每1道次的压下率(%)	道次数(次)	每1道次的压下率(%)	轧制时间*1(s)	最终道次轧制温度(℃)			
1	A	1150	7	20	4	30	1.2	850	100	650	发明例
2		1050	7	20	3	30	1.2	850	100	650	比较例
3	B	1200	7	18	3	18	0.9	900	100	600	发明例
4		1200	5	18	4	18	0.9	900	60	600	比较例
5	C	1250	6	25	4	20	1.0	940	60	580	发明例
6		1250	6	14	4	20	1.0	940	60	580	比较例
7	D	1200	8	16	5	20	0.6	900	60	680	发明例
8		1200	8	16	5	20	0.6	900	60	560	比较例
9		1200	8	16	5	20	0.6	900	60	720	比较例
10	E	1200	10	25	5	15	1.8	900	50	630	发明例
11		1200	10	25	5	12	1.8	900	50	630	比较例
12	F	1200	9	30	4	25	1.5	900	120	600	发明例
13		1200	9	30	4	25	2.2	900	120	600	比较例
14	G	1200	9	20	3	25	1.2	900	150	600	发明例
15		1200	9	20	3	25	1.2	970	150	600	比较例
16		1200	9	20	3	25	1.2	830	150	600	比较例
17	H	1200	9	20	4	25	1.2	900	200	650	发明例
18		1200	9	20	4	25	1.2	900	40	650	比较例
19	I	1200	9	20	4	25	1.2	900	80	650	发明例
20		1200	9	20	2	25	1.2	900	80	650	比较例
21	J	1200	9	20	4	25	1.2	900	80	600	比较例
22	K	1200	9	20	4	25	1.2	900	80	650	比较例
23	L	1200	9	20	4	25	1.2	900	80	590	比较例
24	M	1200	9	20	4	25	1.2	900	80	650	比较例
25	N	1200	9	20	4	25	1.2	900	80	650	比较例

※下划线是指本发明的范围外。

*1被轧制材料的同一部位从低于1000℃并与最初的道次接触起到从最终的道次通过为止的时间

*2从最终道次轧制温度起到700℃为止的平均冷却速度

[0104]

[表3]

钢板No.	钢组织				机械特性			备注
	主相	其它	从轧制直角方向向板厚方向倾斜45°的面的晶粒的最大取向密度	晶粒的最大取向密度	TS (MPa)	λ (%)		
1	F	-	1.1	1.5	298	180		发明例
2	F	-	1.7	2.2	302	93		比较例
3	F	P	1.5	1.8	389	140		发明例
4	F	P	1.8	2.2	391	96		比较例
5	F	P,O	1.2	1.5	425	132		发明例
6	F	P,O	1.8	2.3	436	90		比较例
7	F	P	1.3	1.6	386	190		发明例
8	O	F,P	1.9	2.4	408	93		比较例
9	F	P	2.0	2.4	369	93		比较例
10	F	-	1.4	1.7	411	144		发明例
11	F	-	1.7	2.2	410	98		比较例
12	F	P	1.5	1.8	512	135		发明例
13	F	P	1.6	2.2	518	95		比较例
14	F	P,O	1.5	1.9	635	125		发明例
15	F	P,O	1.8	2.2	639	98		比较例
16	F	P	2.1	2.5	657	88		比较例
17	F	-	1.2	1.7	350	172		发明例
18	F	-	1.6	2.2	354	98		比较例
19	F	-	1.3	1.6	336	188		发明例
20	F	-	1.9	2.3	329	93		比较例
21	O	F,P	1.5	2.1	491	95		比较例
22	F	-	1.5	2.1	655	88		比较例
23	O	F,P	1.4	1.9	483	93		比较例
24	F	P	1.7	2.2	338	91		比较例
25	F	P	1.9	2.4	420	85		比较例

※下划线是指本发明的范围外。

[0105] 发明例均是具有优良的延伸凸缘性的热轧钢板。另一方面，偏离本发明的范围的比较例没有得到期望的延伸凸缘性。

[0106] 产业上的可利用性

[0107] 根据本发明，能够稳定地得到具有优良的延伸凸缘性的热轧钢板。将本发明的钢板用于汽车部件用途时，能够大大有助于汽车的碰撞安全性改善和燃料效率提高。