



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 104284995 B

(45) 授权公告日 2016. 06. 22

(21) 申请号 201280072616. 9

C22C 38/60(2006. 01)

(22) 申请日 2012. 04. 23

C21D 9/46(2006. 01)

(85) PCT国际申请进入国家阶段日
2014. 10. 23

(56) 对比文件

(86) PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2012/002775 2012. 04. 23

CN 1357644 A, 2002. 07. 10,
JP 特开 2005-264212 A, 2005. 09. 29,
JP 特开 2008-169427 A, 2008. 07. 24,
JP 特开 2010-77513 A, 2010. 04. 08,

(87) PCT国际申请的公布数据
W02013/160928 JA 2013. 10. 31

审查员 李娇

(73) 专利权人 杰富意钢铁株式会社
地址 日本东京

(72) 发明人 奥田金晴

(74) 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限
责任公司 11219

代理人 盛曼 金龙河

(51) Int. Cl.

C22C 38/14(2006. 01)

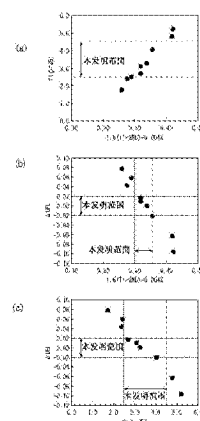
权利要求书1页 说明书14页 附图1页

(54) 发明名称

高强度钢板及其制造方法

(57) 摘要

根据本发明,通过包含如下组成:以质量%计含有C:大于0.0005%且小于0.10%、Si:1.5%以下、Mn:0.1%以上且3.0%以下、P:0.080%以下、S:0.03%以下、sol. Al:0.01%以上且0.50%以下和N:0.005%以下,且含有选自Nb:0.20%以下和Ti:0.20%以下中的一种或两种,余量为Fe和不可避免的杂质;使钢组织以体积分数计60%以上为铁素体相;使三维晶体取向的密度函数(ODF){ ϕ 1、 Φ 、 ϕ 2}中 Φ 为0°、 ϕ 1为0°及 ϕ 2为45°时的ODF{0°、0°、45°}的强度为3.0以下,且 Φ 为35°、 ϕ 1为0°及 ϕ 2为45°时的ODF{0°、35°、45°}的强度为2.5以上且4.5以下的范围,从而能够得到冲压成形时不易产生裂纹且延展性的各向异性小的高强度钢板。



1. 一种高强度钢板, 包含如下组成: 以质量%计含有C: 大于0.0005%且小于0.10%、Si: 1.5%以下、Mn: 0.1%以上且3.0%以下、P: 0.080%以下、S: 0.03%以下、sol. Al: 0.01%以上且0.50%以下和N: 0.005%以下, 且含有选自Nb: 0.20%以下和Ti: 0.20%以下中的一种或两种, 余量为Fe和不可避免的杂质,

使钢组织以体积分数计60%以上为铁素体相,

三维晶体取向的密度函数ODF{ ϕ 1、 Φ 、 ϕ 2}中, Φ 为0°且 ϕ 1为0°、 ϕ 2为45°时的ODF{0°、0°、45°}的强度为3.0以下, 且 Φ 为35°且 ϕ 1为0°、 ϕ 2为45°时的ODF{0°、35°、45°}的强度为2.5以上且4.5以下的范围。

2. 如权利要求1所述的高强度钢板, 其中, 所述钢板以质量%计还含有选自V: 0.40%以下、Cr: 0.50%以下、Mo: 0.50%以下、W: 0.15%以下、Zr: 0.10%以下、Cu: 0.50%以下、Ni: 0.50%以下、B: 0.0050%以下、Sn: 0.20%以下、Sb: 0.20%以下、Ca: 0.010%以下、Ce: 0.01%以下和La: 0.01%以下中的至少一种。

3. 一种高强度钢板的制造方法, 对包含权利要求1或2所述的成分组成的钢坯在精轧温度为820°C以上且950°C以下的范围内进行热轧后, 在轧制率X%满足下述(1)式的关系的条件下实施冷轧, 接着在再结晶温度以上且900°C以下的温度范围内实施连续退火, 然后进行冷却, $0.30 \leq \{1.6 \cdot ([\%Ti] + 2 \cdot [\%Nb]) + 0.004X\} \leq 0.36 \cdots (1)$

其中, [%A]表示A元素的钢中质量%含量。

高强度钢板及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及经冲压成形工序而使用的面向汽车、家电等的高强度钢板及其制造方法。

背景技术

[0002] 近年来,从保护地球环境的观点出发,为了限制CO₂的排放量,要求改善汽车的燃油效率。另外,为了确保车身碰撞时乘员的安全,要求提高着眼于提高车身的碰撞特性的安全性。这样,不仅要使汽车车身轻量化,而且提高汽车车身的强度也正在积极地推进。

[0003] 但是,为了同时满足汽车车身的轻量化和强度提高,在对刚性没有影响的范围内使部件原材高强度化的同时,减薄板厚而轻量化也是不可欠缺的。因此,近来高强度钢板被积极地用作汽车部件。

[0004] 对于上述轻量化对策而言,所使用的钢板越是高强度,则越能够使板厚变薄,因此其效果越大。因此,对于汽车制造商而言,倾向于使用拉伸强度(TS)为390MPa以上的高强度钢板作为用于例如内板和外板的面板材料。

[0005] 但是,以用于内板和外板的面板材料等的钢板作为原材的汽车部件大多通过冲压加工来成形。因此,作为汽车部件用钢板,需要具有优良的冲压成形性。相对于此,与通常的软钢板相比,高强度钢板大多成形性、延展性、深拉深性等很差,因此要求对其进行改善。

[0006] 针对上述成形性的问题,例如公开有如下方法:如果钢板的拉伸强度(TS)达到440MPa级,则将在成形性优良的极低碳钢板中添加用于固定钢中的固溶碳、固溶氮的足够量的Ti和Nb而IF(无间隙原子,Interstitial free)化后的钢作为基体,并添加Si、Mn和P等固溶强化元素(例如参见专利文献1)。

[0007] 该专利文献1中公开了用于得到具有C:0.002~0.015%、Nb:C%×3~C%×8+0.020%、Si:1.2%、Mn:0.04~0.8%和P:0.03~0.10%的组成、具备拉伸强度为35~45kg/mm²级(340~440MPa级)的非时效性、且成形性优良的高张力冷轧钢板的技术。

[0008] 另外,钢板的拉伸强度(TS)为590MPa以上的情况下,复合组织钢板已被实用化,已知有具有铁素体-马氏体双相组织的DP钢板、活用残留 γ 的TRIP钢板。在此,前者具有如下特征:因马氏体周围的残留应变而为低屈服强度、并且加工硬化能力高。另一方面,后者具有如下特征:通过进行塑性诱发马氏体相变,由此钢板的均匀伸长率提高。

[0009] 通常情况下,高张力钢板的机械特性大多利用例如与轧制方向成直角的方向等特定方向的拉伸特性来评价,一部分在因r值的面内各向异性(Δr)而产生问题的情况下有时利用轧制方向、45°方向和90°方向的r值来评价。但是,实际上,若对冲压成形后的钢板进行详细的分析可知,与评价机械特性的方向的特性相比,冲压的成形性更取决于延展性低的方向的特性、尤其是伸长率值。

[0010] 关于面内各向异性,例如专利文献2中公开了得到烧结硬化性优良、且面内各向异性小的用于汽车外板面板部件的冷轧钢板的方法。根据该专利文献2中记载的方法,通过根据C量和冷轧率来规定r值的面内各向异性、即 Δr ,能够兼顾钢板的面内各向异性和耐冲击

性。但是,为此,需要如下条件:在热轧后2秒以内开始冷却、以及以70°C/秒以上的冷却速度且在100°C以上的温度范围内进行上述冷却。

[0011] 即,专利文献2中记载的技术中,为了得到r值的面内各向异性小的钢板,需要热轧后进行快速冷却从而生成贝氏体等低温相变相,因此只能达到有限的强度级别,并且,在钢板的组织不同的情况下,存在不一定能够减小面内各向异性、尤其是延展性的面内各向异性等问题。

[0012] 另一方面,关于延展性的各向异性,专利文献3中公开了形状固定性优良的钢板,根据该文献,作为使铁素体或贝氏体以体积分数计为最大相、且包含体积分数为1%以上且25%以下的马氏体的复合组织钢,满足至少从1/2板厚到1/4板厚中的板面的下述(i)~(iv)的全部条件:

[0013] (i) $\{100\} \langle 011 \rangle \sim \{223\} \langle 110 \rangle$ 取向组的X射线随机强度比的平均值(A)为4.0以上;

[0014] (ii) $\{554\} \langle 225 \rangle$ 、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 和 $\{111\} \langle 110 \rangle$ 三个晶体取向的X射线随机强度比的平均值(B)为5.5以下;

[0015] (iii) $(A)/(B) \geq 1.5$;

[0016] (iv) $\{100\} \langle 011 \rangle$ X射线反射随机强度比为 $\{211\} \langle 011 \rangle$ X射线随机强度比以上,

[0017] 并且,使轧制方向的r值和与轧制方向成直角的方向的r值中的至少一个为0.7以下,使均匀伸长率的各向异性 $\Delta uE1$ 为4%以下,使局部伸长率的各向异性 $\Delta LE1$ 为2%以上,且使 $\Delta uE1$ 为 $\Delta LE1$ 以下。

[0018] 此时,上述 $\Delta uE1$ 和 $\Delta LE1$ 分别通过下述公式求出。

[0019] $\Delta uE1 = \{ |uE1(L) - uE1(45^\circ)| + |uE1(C) - uE1(45^\circ)| \} / 2 \cdots (3)$

[0020] $\Delta LE1 = \{ |LE1(L) - LE1(45^\circ)| + |LE1(C) - LE1(45^\circ)| \} / 2 \cdots (4)$

[0021] 其中,将与轧制方向平行(L方向)、垂直(C方向)和成45°方向的均匀伸长率分别设定为 $uE1(L)$ 、 $uE1(C)$ 和 $uE1(45^\circ)$,将与轧制方向平行(L方向)、垂直(C方向)和成45°方向的局部伸长率分别设定为 $LE1(L)$ 、 $LE1(C)$ 和 $LE1(45^\circ)$ 。

[0022] 另外,专利文献3中,作为用于达到所有这些条件的方法,需要热精轧条件的最优化和根据Mn当量在临界温度以下的卷取。

[0023] 但是,由于均匀伸长率的绝对值因强度级别而变化,因此若使均匀伸长率的各向异性 $\Delta uE1$ 为4%以下,则会成为有限的强度级别,而且 $\{100\} \langle 011 \rangle$ 组织的发达有可能会降低拉深性。

[0024] 现有技术文献

[0025] 专利文献

[0026] 专利文献1:日本特开昭56-139654号公报

[0027] 专利文献2:日本特开2004-197155号公报

[0028] 专利文献3:日本特开2005-256020号公报

发明内容

[0029] 发明所要解决的问题

[0030] 本发明有效地解决了上述问题,其目的在于提供能够降低延展性的各向异性、能

够抑制冲压成形时的裂纹的高强度钢板及其有效的制造方法。

[0031] 用于解决问题的方法

[0032] 另外,发明人为了解决如上所述的问题进行了深入研究,结果,根据Ti和Nb的含量来规定轧制率,使某种特定的织构发达,由此成功地减小了延展性、尤其是均匀伸长率的面内各向异性。

[0033] 本发明是基于上述见解而完成的。

[0034] 即,本发明的主旨构成如下所述。

[0035] 1.一种高强度钢板,包含如下组成:以质量%计含有C:大于0.0005%且小于0.10%、Si:1.5%以下、Mn:0.1%以上且3.0%以下、P:0.080%以下、S:0.03%以下、sol.Al:0.01%以上且0.50%以下和N:0.005%以下,且含有选自Nb:0.20%以下和Ti:0.20%以下中的一种或两种,余量为Fe和不可避免的杂质,

[0036] 使钢组织以体积分数计60%以上为铁素体相,

[0037] 三维晶体取向的密度函数(ODF){ ϕ 1、 Φ 、 ϕ 2}中, Φ 为0°且 ϕ 1为0°、 ϕ 2为45°时的ODF{0°、0°、45°}的强度为3.0以下,且 Φ 为35°且 ϕ 1为0°、 ϕ 2为45°时的ODF{0°、35°、45°}的强度为2.5以上且4.5以下的范围。

[0038] 2.如上述1所述的高强度钢板,其中,上述钢板以质量%计还含有选自V:0.40%以下、Cr:0.50%以下、Mo:0.50%以下、W:0.15%以下、Zr:0.10%以下、Cu:0.50%以下、Ni:0.50%以下、B:0.0050%以下、Sn:0.20%以下、Sb:0.20%以下、Ca:0.010%以下、Ce:0.01%以下和La:0.01%以下中的至少一种。

[0039] 3.一种高强度钢板的制造方法,对包含上述1或2所述的成分组成的钢坯在精轧温度为820℃以上且950℃以下的范围内进行热轧后,在轧制率(X%)满足下述(1)式的关系的条件下实施冷轧,接着在再结晶温度以上且900℃以下的温度范围内实施连续退火,然后进行冷却,

[0040] $0.30 \leq \{1.6 \cdot ([\%Ti] + 2 \cdot [\%Nb]) + 0.004X\} \leq 0.36 \cdots (1)$

[0041] 其中,[%A]表示A元素的钢中含量(质量%)。

[0042] 发明效果

[0043] 根据本发明,能够有效地降低均匀伸长率的面内各向异性,因此能够得到如下高强度钢板:与现有钢相比,即使轧制直角方向的强度和延展性相同,但进一步抑制了冲压裂纹的产生。

附图说明

[0044] 图1的(a)和(b)是表示针对轧制率对强度所带来的影响和与均匀伸长率的面内各向异性的关系进行评价的结果的图。另外,(c)是表示强度与均匀伸长率的关系的图。

具体实施方式

[0045] 下面对本发明具体地进行说明。

[0046] 本发明立足于如下新见解:根据Ti和Nb的含量来规定轧制率,将后述的 $\Phi = 35$ 的ODF强度控制在2.5以上且4.5以下的范围,由此能够减小延展性、尤其是均匀伸长率的面内各向异性。

[0047] 关于其原因还未必清楚,但发明人认为如下。

[0048] 通常,对于冷轧钢板的织构而言,可以说 $\langle 110 \rangle$ 方向与RD方向呈平行的 α -fiber和 $\langle 111 \rangle$ 方向与ND方向呈平行的 γ -fiber发达,尤其是可以说若后者发达,则钢板的r值升高。但是,本发明中,通过使 α -fiber的某个特定取向 $\{\phi 1, \Phi, \phi 2\} = \{0^\circ, 35^\circ, 45^\circ\}$ 、即 $\Phi = 35^\circ$ 的ODF强度为2.5以上且4.5以下的范围,能够减小延展性的各向异性,而这与其它取向、例如与所谓的作为深拉深性的指标的r值相关的 γ -fiber的集聚没有关系。

[0049] 另外可知,为了适当地抑制上述ODF强度,需要添加规定量的Ti、Nb,此外,通过进行一定程度的利用热轧对未再结晶奥氏体进行的轧制,由此冷轧、退火后的织构成为所期望的组织。因此,将Ti、Nb含量和轧制率控制在规定的范围内很重要。

[0050] 通过满足上述各种条件,钢板的均匀伸长率的面内各向异性减小,例如,即使轧制直角方向的强度和延展性相同,也能够制造不容易产生冲压裂纹的钢板。

[0051] 接着,关于本发明的高强度钢板,对将钢板的成分组成限定为上述范围的原因进行说明。需要说明的是,只要不特别声明,表示各成分元素的含量的“%”是指“质量%”。

[0052] C:大于0.0005%且小于0.10%

[0053] C是用于抑制第二相的面积率且使钢板高强度化的必要元素,本发明中,如后所述,即使是铁素体单相,也能够对应其控制均匀伸长率的面内各向异性,因此C量的下限设定为在熔炼技术中通常可能的大于0.0005%。另一方面,若C量达到0.10%以上,则第二相的面积率过度增大而引起延展性的降低,并且第二相结成网状而包围铁素体相,因而难以控制铁素体的织构的均匀伸长率的面内各向异性。因此,C量设定为小于0.10%,优选设定为小于0.08%。

[0054] Si:1.5%以下

[0055] Si具有延迟热轧中的氧化皮生成而改善表面品质的效果、及使镀浴中或合金化处理中的钢基与锌的合金化反应适当延迟的效果、进而提高铁素体的加工硬化能力的效果等各种效果,因此Si量优选设定为0.01%以上、更优选为0.05%以上。但是,若Si量大于1.5%,则外观品质变差,而且 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变点提高,不能在 γ 区域进行热轧,织构变化较大。因此,钢板的均匀伸长率的面内各向异性变得无法控制。因此,Si量设定为1.5%以下。优选为1.2%以下。

[0056] Mn:0.1%以上且3.0%以下

[0057] Mn不仅抑制FeS所带来的热延展性,而且还能够用作固溶强化元素。为此需要添加0.1%以上。另外,若Mn量不足0.1%,则晶粒生长性变得良好,从控制面内各向异性的观点出发不优选。

[0058] 需要说明的是,Mn由于可提高淬透性,因此对于使第二相中存在马氏体而高强度化而言是有效的元素。从这种复合组织化的观点出发,优选添加1.0%以上。另一方面,若其含量过多,则退火过程中的 $\alpha \rightarrow \gamma$ 相变温度降低,在刚再结晶后的微细铁素体晶界或再结晶途中的恢复晶粒的界面处生成 γ 晶粒。因此,铁素体晶粒伸展而变得不均匀,并且第二相微细化而导致延展性降低;或者均匀伸长率的面内各向异性变得无法控制。因此,Mn量设定为3.0%以下。为了更高程度地控制均匀伸长率的面内各向异性,优选为2.5%以下。

[0059] P:0.080%以下

[0060] P一直以来用作固溶强化元素,并且即使微量添加也明显具有大幅提高淬透性的

效果。为了得到这种添加P所带来的效果,优选将P量设定为0.005%以上,更优选设定为0.010%以上、进一步优选设定为0.015%以上。另一方面,若P量大于0.080%,则钢基与镀层的合金化反应显著延迟而抗粉化性变差,焊接性也变差。因此,P量设定为0.080%以下,优选设定为0.050%以下。

[0061] S:0.03%以下

[0062] 若S的含量多,则在钢中析出的MnS过多,使得钢板的伸长率、延伸凸缘性之类的延展性降低,从而使得冲压成形性降低。另外,使得钢坯的热延展性降低,容易产生表面缺陷。此外,虽然轻微,但是会使得耐腐蚀性降低。因此,S量设定为0.03%以下。需要说明的是,从提高延展性、耐腐蚀性的观点出发,优选将S量设定为0.01%以下,更优选设定为0.002%以下。

[0063] sol.Al:0.01%以上且0.50%以下

[0064] Al作为钢的脱氧元素是有用的,并且具有固定固溶N而提高耐常温时效性的作用,因此设定为以sol.Al计含有0.01%以上。另一方面,添加大于0.50%时,招致制造成本高,进而诱发钢板的表面缺陷。因此,Al设定为0.50%以下,优选设定为0.08%以下。

[0065] N:0.005%以下

[0066] N若过多则使得耐常温时效性变差,需要添加大量的Al、Ti,因此优选尽可能降低N。因此,将上限设定为0.005%。

[0067] 选自Nb:0.20%以下和Ti:0.20%以下中的一种或两种

[0068] Nb:0.20%以下

[0069] Nb由于能够使组织细粒化、并且在热轧工序中抑制奥氏体的再结晶,从而控制冷轧退火后的均匀伸长率的面内各向异性,因此在本发明中是重要的元素。但是,若添加大于0.20%,则不仅导致成本上升而且热轧中的组织过度发达,并且因再结晶温度的过度上升而无法控制均匀伸长率的面内各向异性,因此Nb需要设定为0.20%以下。优选设定为0.12%以下。需要说明的是,在得到上述效果的基础上,Nb优选含有0.005%以上。

[0070] Ti:0.20%以下

[0071] Ti与Nb同样,使组织细粒化、在热轧工序中抑制奥氏体的再结晶,从而控制冷轧退火后的均匀伸长率的面内各向异性,因此在本发明中是重要的元素。但是,若添加大于0.20%,则不仅导致成本上升而且热轧中的组织过度发达,并且因再结晶温度的过度上升而无法控制均匀伸长率的面内各向异性,因此Ti需要设定为0.20%以下。优选设定为0.12%以下。需要说明的是,在得到上述效果的基础上,Ti优选含有0.005%以上。

[0072] 以上,对基本成分进行了说明,但本发明中,除此以外,还可以以下述范围含有V、Cr、Mo、W、Zr、Cu、Ni、B、Sn、Sb、Ca、Ce和La等元素。

[0073] V:0.40%以下

[0074] V是提高淬透性的元素,使镀敷品质、耐腐蚀性变差的情况少,因此能够用于代替Mn、Cr。但是,若添加大于0.40%,则导致显著的成本增加,因此V优选添加0.40%以下。

[0075] Cr:0.50%以下

[0076] Cr与Mn同样,是使钢板复合组织化而有助于高强度化的元素。为了得到该效果,优选含有0.10%以上。但是,添加过量的Cr不仅使得上述效果饱和,而且招致高合金成本,因此将上限设定为0.50%。

[0077] Mo:0.50%以下

[0078] Mo是提高淬透性而抑制珠光体的生成、有助于高强度化的元素。但是,Mo是价格极其昂贵的元素,因此若其添加量多则导致显著的成本上升。因此,Mo的添加量优选设定为0.50%以下。

[0079] W:0.15%以下

[0080] W能够用作淬透性提高元素、析出强化元素。但是,若其添加量过多则招致延展性的降低,因此W的添加量优选设定为0.15%以下。

[0081] Zr:0.10%以下

[0082] Zr能够用作淬透性提高元素、析出强化元素。但是,若其添加量过多则招致延展性的降低,因此Zr优选添加0.10%以下。

[0083] Cu:0.50%以下

[0084] 通过允许混入Cu而能够将再生材料用作原料材料,能够削减制造成本。并且,若再考虑到提高耐腐蚀性的观点,则在添加Cu的情况下优选添加0.03%以上。但是,若其含量过多则成为表面缺陷的原因,因此上限优选设定为0.50%。

[0085] Ni:0.50%以下

[0086] Ni是提高耐腐蚀性的元素,具有降低在含有Cu时容易产生的表面缺陷的作用。因此,从提高耐腐蚀性且改善表面品质的观点出发,Ni优选添加0.02%以上。另一方面,若Ni的添加量过多则加热炉内的氧化皮生成变得不均匀而成为表面缺陷的原因,而且导致显著的成本增加。因此,上限优选设定为0.50%。

[0087] B:0.0050%以下

[0088] B是提高钢的淬透性的元素。另外,尤其是在铁素体单相组织中,能够抑制二次加工脆性。但是,若其含量大于0.0050%则其效果饱和,因此添加的情况下优选为0.0050%以下。

[0089] Sn:0.20%以下

[0090] 从抑制钢板表面的氮化、氧化或者因氧化而产生的钢板表层的脱碳、脱硼(脱B)的观点出发,优选添加Sn。从抑制氮化、氧化的观点出发,优选添加0.005%以上,但若大于0.20%,则招致屈服强度(YP)的过度上升、韧性的变差,因此Sn优选含有0.20%以下。

[0091] Sb:0.20%以下

[0092] 与Sn同样,从抑制钢板表面的氮化、氧化或者因氧化而产生的钢板表层的脱碳、脱B的观点出发,优选添加Sb。通过抑制这些氮化、氧化,能够防止钢板表层的马氏体的生成量减少、或者能够防止淬透性因B的减少而降低、或者能够提高热镀锌的润湿性而提高镀敷外观品质。从抑制这些氮化、氧化的观点出发,优选添加0.005%以上,但若大于0.20%则招致YP的过度上升、韧性的变差,因此Sb优选含有0.20%以下。

[0093] Ca:0.010%以下

[0094] Ca具有如下作用:以CaS的形式固定钢中的S,进而使腐蚀性生成物中的pH增加,使卷边加工部、点焊部周围的耐腐蚀性提高。另外,具有通过生成CaS来抑制使延伸凸缘性降低的MnS的生成从而提高延伸凸缘性的作用。从这些观点出发,Ca优选添加0.0005%以上。但是,Ca在钢水中容易以氧化物的形式浮起分离,难以在钢中大量添加。因此,Ca优选添加0.010%以下。

[0095] Ce:0.01%以下

[0096] 出于固定钢中的S的目的而可以添加Ce。但是,由于Ce是价格昂贵的元素,因此若大量添加则导致成本上升。因此,Ce优选添加0.01%以下。

[0097] La:0.01%以下

[0098] 出于固定钢中的S的目的而可以添加La。但是,由于La是价格昂贵的元素,因此若大量添加则导致成本上升。因此,La优选添加0.01%以下。

[0099] 需要说明的是,上述元素以外的余量为Fe和不可避免的杂质。

[0100] 接着,对本发明的高强度钢板的组织进行说明。

[0101] 作为钢组织,以体积分数计60%以上为铁素体相

[0102] 本发明中,对铁素体的组织进行控制,对组织进行确认时,通常利用X射线衍射法。但是,利用X射线衍射法不能明确区别铁素体的主相和马氏体、贝氏体等第二相,因此在第二相分数提高的情况下,无法通过作为本发明的重点的组织控制来控制均匀伸长率的各向异性。并且,若第二相增加,则第二相以网状包围铁素体的周围,使得钢板的宏观塑性行为不依赖于铁素体的晶体取向。

[0103] 出于这些原因,本发明中,需要使铁素体以体积分数计为60%以上。进一步,优选设定为75%以上的体积分数。

[0104] 需要说明的是,铁素体相的体积分数可以通过如下求出:将按照以下步骤求出的第二相的面积率视为第二相的体积分数,基于该第二相的体积分数而求出。

[0105] 第二相的面积率通过对钢板的L截面(与轧制方向平行的垂直截面)研磨后,利用硝酸乙醇溶液进行腐蚀,利用SEM在4000倍的倍率下观察10个视野,根据所拍摄的组织照片而求出。组织照片中,铁素体以略黑的对比度的区域的形式被观察到,碳化物以片层状或点阵状生成的区域为珠光体和贝氏体,带有白色对比度的粒子为马氏体或残留 γ 。需要说明的是,SEM照片上发现的直径为0.4 μm 以下的微细点状粒子主要是碳化物,它们的面积率非常少,因此认为对材质几乎没有影响。因此,本发明中,将粒径0.4 μm 以下的粒子排除在面积率的评价之外。

[0106] 另外,第二相的面积率的求算方法中,使用正方网格,根据第二相在该晶格上存在的比例求出(点计数法)。在本发明中,将这样求出的第二相的面积率(%)直接作为第二相的体积分数(%)。进而,铁素体相的体积分数(%)通过从100%减去第二相的体积分数(%)而求出。

[0107] 三维晶体取向的密度函数(ODF){ ϕ 1、 Φ 、 ϕ 2}中 Φ 为0°且 ϕ 1为0°、 ϕ 2为45°时的ODF{0°、0°、45°}的强度为3.0以下

[0108] 作为控制均匀伸长率的各向异性的条件,下面的 $\Phi=35^\circ$ 的ODF强度最重要,若{ ϕ 1、 Φ 、 ϕ 2}={0°、0°、45°}的取向的强度高,则拉深性降低而冲压成形能力下降。因此,{0°、0°、45°}的强度设定为3.0以下。

[0109] 三维晶体取向的密度函数(ODF){ ϕ 1、 Φ 、 ϕ 2}中 Φ 为35°且 ϕ 1为0°、 ϕ 2为45°时的ODF{0°、35°、45°}的强度为2.5以上且4.5以下

[0110] 如前所述,作为控制均匀伸长率的各向异性的条件,需要将三维晶体取向密度函数(ODF)、{ ϕ 1、 Φ 、 ϕ 2}={0°、35°、45°}的取向的强度设定为2.5以上且4.5以下的范围。这是因为,若该强度不满2.5,则轧制方向和与轧制方向成直角的方向(下面称为轧制直角方

向)、尤其是轧制方向的均匀伸长率相对降低,因此容易产生冲压裂纹。

[0111] 另一方面,若该强度大于4.5,则D方向(与轧制方向成45°的方向)的均匀伸长率相对降低。这认为是由于,钢板的织构关系到屈服强度的各向异性,因此屈服强度和延展性形成此消彼长的关系,高强度的方向的均匀伸长率降低,除此以外,Ti、Nb使晶粒在轧制方向伸展等,从而组织性的延展性的各向异性受到影响等。

[0112] 需要说明的是,上述以外的其它取向,例如 γ -fiber的强度对均匀伸长率的各向异性没有影响,因此任意取向都没有特别限制。

[0113] 需要说明的是,本发明中的取向的强度按照如下所述求出。

[0114] 首先,通过反射法测定(200)(211)(110)三个面的极点图,求出三个不完全极点图。接着,将这三个不完全极点图通过级数展开法制成三维晶体取向密度函数,分别求出欲求得的取向的强度。

[0115] 接着,对本发明的高强度热轧钢板的制造方法进行说明。

[0116] 为了防止成分的宏观偏析,在本发明的制造方法中使用的钢坯优选通过连铸法制造,但没有特别限定,也可以通过铸锭法、薄板坯铸造法来制造。另外,制造出钢坯后,除了暂时冷却至室温然后再次加热的现有方法以外,也可以毫无问题地应用不进行冷却而以热片的状态直接装入加热炉进行热轧的直送轧制、或略微进行保温后立即进行热轧的直送轧制/直接轧制等节能工艺。

[0117] 钢坯加热温度无需特别限定,但为了通过使析出物粗大化而使{111}再结晶织构发达从而改善深拉深性,优选低加热温度。但是,若加热温度低于1000℃,则轧制载荷增大而在热轧时发生故障的危险性增大,因此钢坯加热温度优选设定为1000℃以上。需要说明的是,从氧化皮损失随着氧化重量的增加而增大等出发,钢坯加热温度的上限优选设定为1300℃。

[0118] 对在上述条件下加热后的钢坯实施进行粗轧和精轧的热轧。在此,钢坯经粗轧而被制成薄板坯。需要说明的是,粗轧的条件无需特别规定,按照常规方法进行即可。另外,从降低钢坯加热温度、且防止热轧时的故障之类的观点出发,对薄板坯进行加热、即活用所谓的薄板坯加热器是有效的方法。

[0119] 精轧温度:820℃以上且950℃以下

[0120] 对薄板坯进行精轧而制成热轧板。精轧温度、即精轧出口侧温度(下面称为FT)设定为820℃以上且950℃以下。这是为了在冷轧和再结晶退火后得到均匀伸长率的面内各向异性优选的织构。FT低于820℃的情况下,轧制负荷增大,并且局部成分体系成为铁素体区域的轧制,织构发生大幅变化。另一方面,在高于950℃的情况下,组织粗大化,而且不能充分在奥氏体未再结晶状态下进行轧制,因而冷轧退火后,D方向的均匀伸长率降低。

[0121] 另外,为了降低热轧时的轧制载荷,可以将精轧的一部分或全部的道次间设为润滑轧制。从钢板形状的均匀化、材质的均质化的观点出发,进行润滑轧制也是有效的。此时,辊与钢板间的摩擦系数优选设定为0.10~0.25的范围。进而,还优选使前后的薄板坯彼此相互接合而连续地进行精轧的连续轧制工艺。从热轧的操作稳定性的观点出发,应用连续轧制工艺也是优选的。

[0122] 关于本发明中的卷材卷取温度(CT),没有特别规定,优选设定为400℃以上且720℃以下。特别是若卷材卷取温度超过上限,则晶粒粗大化而招致强度降低,并且会妨碍冷轧

退火后的高 r 值化。

[0123] 接着,实施对该热轧板进行酸洗和冷轧而制成冷轧板的冷轧工序。酸洗在通常的条件下进行即可。

[0124] 对于本发明中的冷轧而言,需要按照使轧制率($X\%$)满足下述(1)式的关系的方式来进行。

$$[0125] \quad 0.30 \leq \{1.6 \cdot ([\%Ti] + 2 \cdot [\%Nb]) + 0.004X\} \leq 0.36 \cdots (1)$$

[0126] Ti和Nb对于进行热轧的在奥氏体未再结晶区的轧制而言是重要的元素,由于未再结晶轧制所引起的 γ 的结构的发达和之后相变时的相变限制,对轧制结构有很大影响。另外,轧制率对于使轧制结构发达而言是重要的条件。因此,由于铁素体粒径的粗大化所导致的组织和上述未再结晶 γ 轧制所导致的组织对伸长率的面内各向异性具有相反效果,因此发明人考虑使两者平衡,基于此,利用使Ti、Nb和轧制率变化后的钢研究了均匀伸长率的面内各向异性和ODF $\{0^\circ, 35^\circ, 45^\circ\}$ 的强度 $f(\phi 35^\circ)$ 。另外,所得到的结果中,从析出物和固溶状态下的再结晶抑制效果以及原子量的差异的观点出发,关于Ti和Nb,认为与Ti量($[\%Ti]$)相比,Nb量($[\%Nb]$)会带来约2倍的影响,针对这些Ti量、Nb量和轧制率对 $f(\phi 35^\circ)$ 所带来的影响和与均匀伸长率的面内各向异性的关系进行了评价。将其结果示于图1(a)、(b)中。另外,将 $f(\phi 35^\circ)$ 与均匀伸长率的关系示于图1(c)中。

[0127] 特别是,根据图1(a)可知, $\{1.6 \cdot ([\%Ti] + 2 \cdot [\%Nb]) + 0.004X\}$ 与 $f(\phi 35^\circ)$ 存在良好的对应关系,并且根据图1(b)、(c)可知,通过满足上述(1)式,能够将 $f(\phi 35^\circ)$ 的值控制在2.5以上且4.5以下的范围,进而能够减小均匀伸长率的面内各向异性。

[0128] 对于面内各向异性而言,由于延展性的绝对值因钢板的强度级别不同而不同,因此使用下述(2)式的指标,利用以UEL_L标准化后的均匀伸长率 ΔUEL 来评价各向异性。需要说明的是,将钢板的L、D、C方向的均匀伸长率分别设定为UEL_L、UEL_D、UEL_C。

[0129] 成为:

$$[0130] \quad \Delta UEL = \{(UEL_L/UEL_L) + (UEL_C/UEL_L) - 2 \cdot (UEL_D/UEL_L)\} / 2$$

[0131] 因此,整理后为:

$$[0132] \quad \Delta UEL = \{UEL_L + UEL_C - 2 \cdot UEL_D\} / (2 \cdot UEL_L) \cdots (2)$$

[0133] (利用以UEL_L标准化后的均匀伸长率来评价各向异性)。

[0134] 接着,在再结晶温度以上且900℃以下的退火温度下退火后进行冷却。

[0135] 为了抑制冷轧的加工应变而设定为再结晶温度以上。这是因为这样会降低延展性。另一方面,若高于900℃,则不仅退火炉体的寿命会缩短,而且异常晶粒生长,或 γ 分数升高等,从而逆相变后的组织会大幅变化。在此,再结晶温度如下求出:改变退火温度使冷轧板到达规定的温度后,立即(以1秒以内的保持时间)进行冷却,实施这样的短时间退火之后立即在水中进行淬火,然后进行组织观察,以没有发现未再结晶的温度作为再结晶温度。需要说明的是,退火温度例如可以从650℃起以10℃间隔进行变化。

[0136] 上述退火后的冷却速度没有特别规定,在形成马氏体作为第二相的情况下,优选以从退火温度到500℃为止的温度范围的平均冷却速度为5℃/秒以上且15℃/秒以下的范围进行冷却。若该温度范围的平均冷却速度低于5℃/秒,则难以形成马氏体,有可能会形成铁素体单相组织而使组织强化不足。

[0137] 在此,本发明中,由于允许存在包含马氏体的第二相,因此到500℃为止的平均冷

却速度优选为临界冷却速度以上,为了达到上述要求,大概需要为 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上。另一方面,若大于 $15^{\circ}\text{C}/\text{秒}$,则虽然会形成复合组织,但第二相分数升高而形成对于延展性而言不优选的分布。因此,优选设定为 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上且 $15^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以下进行冷却。

[0138] 另外,关于 500°C 以下的冷却,通过冷却至该范围, γ 相一定程度稳定化,因此没有特别限定,接着,优选以 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上的平均冷却速度冷却至 300°C 左右的温度范围,实施过时效处理的情况下,优选将到过时效处理温度为止以平均冷却速度计设定为 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 以上。

[0139] 本发明中,可以根据需要对钢板赋予镀锌层,但在热镀锌生产线中,形成马氏体作为第二相的情况下,均热后优选将从退火温度到通常保持于 $450\sim 500^{\circ}\text{C}$ 的温度范围的镀锌浴的温度为止的平均冷却速度设定为 $2\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 。冷却速度慢于 $2^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的情况下,在 $500\sim 650^{\circ}\text{C}$ 的温度范围生成大量珠光体,无法得到硬质的第二相。另一方面,若冷却速度大于 $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$,则在浸渍于镀锌前后的 500°C 附近, $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变显著推进,因而第二相微细化而延展性降低。

[0140] 镀锌后进行合金化处理的情况下,合金化处理后以平均冷却速度: $5\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的冷却速度冷却至 100°C 以下。若冷却速度慢于 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$,则在 550°C 附近生成珠光体、而且在 $400^{\circ}\text{C}\sim 450^{\circ}\text{C}$ 的温度范围伴随碳化物析出而生成贝氏体而使得YP过度上升,强度的延展性的平衡也变差。另一方面,若冷却速度大于 $100^{\circ}\text{C}/\text{秒}$,则在连续冷却中产生的马氏体的自回火不充分,马氏体过度硬化,YP上升的同时,延展性降低。

[0141] 另外,出于形状矫正、调整表面粗糙度等目的,可以对冷轧退火板和镀敷钢板实施表面光轧或整平加工。优选表面光轧或者整平加工的伸长率合计为 $0.2\sim 15\%$ 的范围内。若小于 0.2% ,则不能达到形状矫正、粗糙度调整所期望的目的,另一方面,若大于 15% ,则导致显著的延展性降低。需要说明的是,对于表面光轧和整平加工而言,虽然加工形式不同,但确认到其效果两者并无大差异。需要说明的是,表面光轧、整平加工在镀敷处理后也是有效的。

[0142] 实施例

[0143] 对包含表1所示组成的钢利用转炉进行熔炼,通过连铸法制成钢坯(钢原材)。接着,将这些钢坯加热至 1250°C 进行粗轧,制成薄板坯。接着,进行以表2所示的条件实施精轧的热轧从而制成热轧板。对这些热轧板进行酸洗后,通过表2所示的轧制率(CR)的冷轧工序制成冷轧板。接着在连续退火生产线中以表2所示的退火温度(AnnT)对这些冷轧板进行连续退火。进而对所得到的冷轧退火板实施伸长率: 0.5% 的表面光轧。

[0144] 需要说明的是,如上所述,各钢板的再结晶温度通过短时间加热淬火后的组织观察而求出,为 $700\sim 760^{\circ}\text{C}$,所有条件下为再结晶温度以上。

[0145] 另外, No.5的钢板在连续热镀锌生产线中实施冷轧板退火工序,接着,线上实施热镀锌(镀浴温度: 480°C)而制成热镀锌钢板。

[0146] 从所得到的冷轧退火板和热镀锌钢板上裁取试验片,按照以下所示的方法,求出微观组织、拉伸特性和三维晶体取向的密度函数(ODF)。

[0147] 拉伸特性

[0148] 以相对于轧制方向成 0° (L方向)、 45° (D方向)、 90° 方向(C方向)从各个得到的冷轧退火板上裁取JIS 5号拉伸试验片,依照JIS Z 2241的规定以十字头速度: $10\text{mm}/\text{分钟}$ 进行拉伸试验,求出屈服应力(YS)、拉伸强度(TS)和各方向的均匀伸长率(UEL)。

[0149] 三维晶体取向的密度函数

[0150] 利用前述方法,分别求出 $\{\phi_1, \Phi, \phi_2\}$ 中 Φ 为 0° 且 ϕ_1 为 0° 、 ϕ_2 为 45° 时的ODF $\{0^\circ, 0^\circ, 45^\circ\}$ 、 $\{\phi_1, \Phi, \phi_2\}$ 中 Φ 为 35° 且 ϕ_1 为 0° 、 ϕ_2 为 45° 时的ODF $\{0^\circ, 35^\circ, 45^\circ\}$ 的强度。

[0151] 均匀伸长率的面内各向异性

[0152] 均匀伸长率的面内各向异性通过利用下述(2)式求出 ΔUEL 的值来进行评价。需要说明的是,本发明中,如果利用下述(2)式求得的 ΔUEL 的值为 $-0.020 \sim 0.020$ 的范围,则可以说均匀伸长率的面内各向异性优良。

[0153] 将所得到的结果一并记于表2中。

[0154] $\Delta UEL = \{UEL_L + UEL_C - 2 \cdot UEL_D\} / (2 \cdot UEL_L) \cdots (2)$

[0155] 需要说明的是,如前所述,微观组织(铁素体体积分数)基于由SEM照片利用点计数法求得的第二相的面积率(体积分数)求出。

[0156]

[表 1]

钢符号	化学成分(质量%)											Ti+Zr+Nb (质量%)	备注
	C	Si	Mn	P	S	solAl	N	Ti	Nb	其它			
A	0.0022	0.01	0.18	0.013	0.009	0.043	0.0020	0.041	0.001	B:0.0006	0.043	发明范围内	
B	0.093	0.12	1.55	0.008	0.005	0.035	0.0015	0.006	0.001	-	0.008	发明范围内	
C	0.064	0.48	1.45	0.012	0.004	0.037	0.0029	0.001	0.006	-	0.013	发明范围内	
D	0.085	1.43	1.58	0.013	0.006	0.038	0.0024	0.003	0.042	-	0.087	发明范围内	
E	0.025	0.01	0.22	0.012	0.008	0.040	0.0022	0.007	0.001	-	0.009	发明范围内	
F	0.081	0.03	2.18	0.017	0.002	0.031	0.0039	0.018	0.048	Mo:0.1	0.114	发明范围内	
G	0.078	0.03	3.10	0.015	0.003	0.040	0.0025	0.016	0.045	-	0.106	发明范围外	
H	0.126	1.29	1.93	0.023	0.002	0.045	0.0034	0.006	0.004	-	0.014	发明范围外	
I	0.026	0.01	1.81	0.025	0.006	0.055	0.0025	0.006	0.001	Cr:0.15	0.008	发明范围内	
J	0.025	0.01	1.79	0.023	0.003	0.045	0.0015	0.006	0.001	V:0.03	0.008	发明范围内	
K	0.023	0.01	1.85	0.020	0.002	0.043	0.0017	0.006	0.001	W:0.01	0.008	发明范围内	
L	0.025	0.02	1.82	0.025	0.001	0.058	0.0018	0.006	0.001	Zr:0.02	0.008	发明范围内	
M	0.025	0.01	1.78	0.021	0.005	0.035	0.0016	0.006	0.001	Cu:0.1 Ni:0.04	0.008	发明范围内	
N	0.026	0.01	1.76	0.026	0.005	0.035	0.0014	0.006	0.001	Sn:0.010	0.008	发明范围内	
O	0.023	0.02	1.70	0.021	0.006	0.036	0.0020	0.006	0.001	Sb:0.008	0.008	发明范围内	
P	0.022	0.01	1.72	0.022	0.007	0.034	0.0021	0.006	0.001	Ca:0.008	0.008	发明范围内	
Q	0.022	0.01	1.82	0.025	0.007	0.030	0.0022	0.006	0.001	Ce:0.005 La:0.008	0.008	发明范围内	

※ 上述钢的含量为Fe和不可溶杂质的总和

* 上述钢的含量为Fe和不可避免的杂质

[0157]

[表 2]

No.	钢符号	FT	CT	QR	AnnT	{1.5·([%Ti]·2·[%Nb]) +0.004X}	铁素体 含量 %	TS c屈服 MPa	UEL				{φ1、φ2}= {0°、45°}		备注
		°C	°C	%	°C				L(%)	D(%)	C(%)	Δ	Φ=0°	Φ=35°	
1	A	800	630	72	830	0.36	100	305	25.8	26.4	25.7	-0.02	1.2	4.0	发明例
2	A	800	620	72	815	0.36	100	297	22.5	21.5	22.5	0.04	6.0	1.8	比较例
3	B	880	550	68	800	0.28	80	486	16.9	18.1	16.7	0.04	2.0	2.4	比较例
4	C	850	500	60	800	0.26	82	639	16.2	14.7	15.8	0.08	1.9	1.8	比较例
5	D	880	530	53	800	0.34	75	828	9.7	9.4	9.1	0.00	2.5	3.3	发明例
6	D	880	530	70	800	0.42	74	835	8.7	9.5	8.2	-0.06	5.5	4.8	比较例
7	E	880	560	70	800	0.29	98	317	21.3	19.9	21.0	0.06	2.0	2.4	比较例
8	E	880	560	77	800	0.32	98	319	21.0	20.5	20.7	0.02	1.4	2.7	发明例
9	F	880	580	60	800	0.42	85	640	18.5	20.0	17.9	-0.10	9.5	5.2	比较例
10	G	885	585	63	800	0.41	78	720	12.1	14.1	12.5	-0.15	10.5	5.3	比较例
11	H	880	520	50	810	0.22	55	999	9.1	8.8	8.6	0.01	3.5	2.2	比较例
12	I	870	500	78	780	0.32	92	460	21.2	21.5	22.2	0.01	2.3	3.1	发明例
13	J	870	500	78	790	0.32	93	458	22.1	22.0	22.5	0.01	2.2	3.1	发明例
14	K	880	500	78	790	0.32	83	457	21.8	21.7	22.3	0.02	2.3	3.1	发明例
15	L	870	500	78	800	0.32	83	458	20.8	21.0	21.6	0.01	2.2	3.2	发明例
16	M	870	520	78	800	0.32	92	463	21.9	21.7	22.1	0.01	2.2	3.3	发明例
17	N	880	500	77	790	0.32	93	457	21.4	21.5	22.1	0.01	2.2	3.2	发明例
18	O	870	520	78	800	0.32	93	456	21.3	21.5	22.3	0.01	2.2	3.1	发明例
19	P	870	520	78	800	0.32	83	456	22.0	22.0	22.7	0.02	2.2	3.1	发明例
20	Q	870	520	77	800	0.32	93	457	21.8	21.9	22.8	0.02	2.3	2.2	发明例

[0158] 如表2所示,发明例均为{φ1、Φ、φ2}={0°、0°、45°}的强度为3.0以下且{φ1、Φ、φ2}={0°、35°、45°}的强度为2.5以上且4.5以下,ΔUEL的值为-0.020~0.020的范围,具有优良的均匀伸长率的面内各向异性。

[0159] 与此相对,钢成分在本发明的范围之外、或者以在本发明的范围之外的条件进行制造的比较例,织构不包含在本发明范围内,其结果是成为均匀伸长率的各向异性较大的钢板。

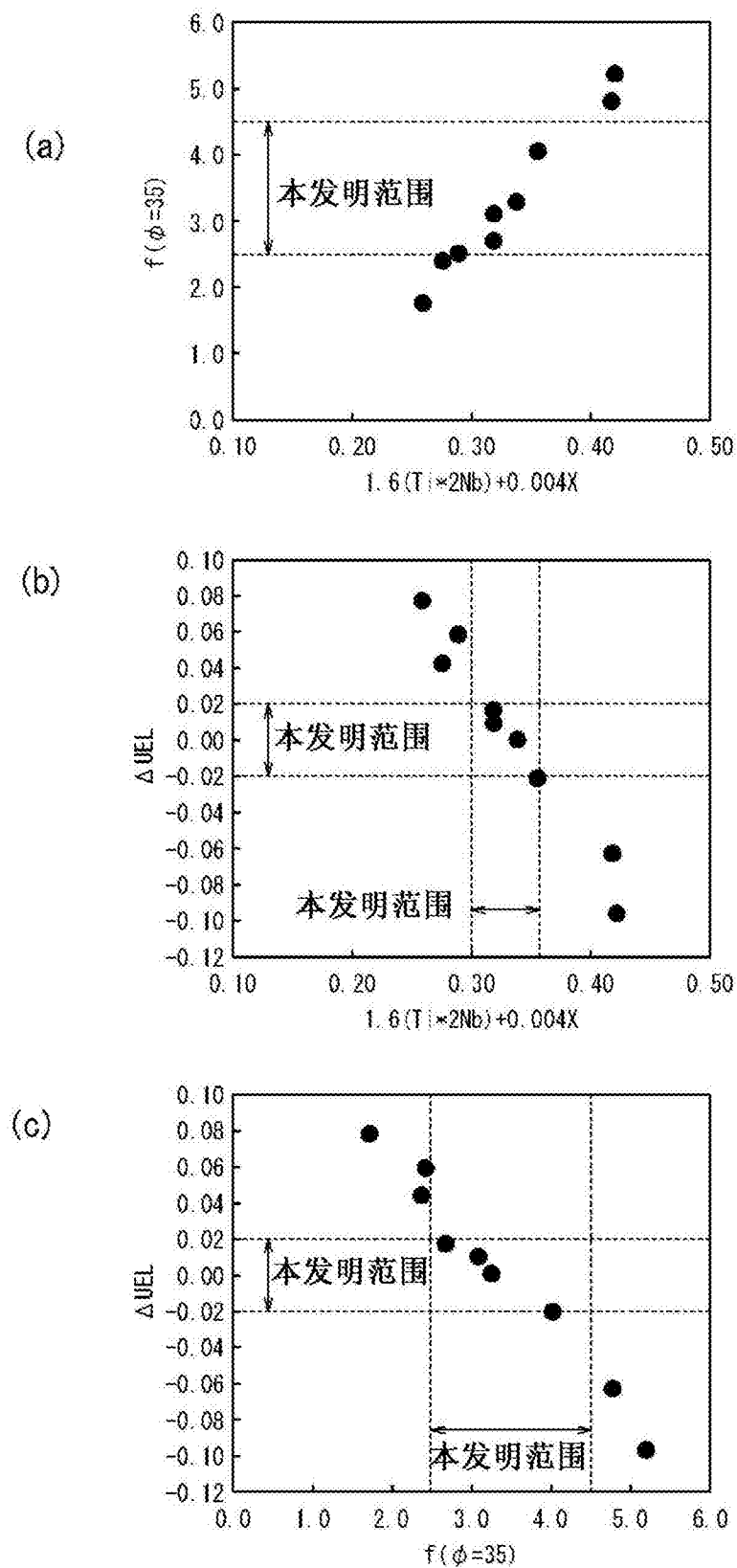


图1