



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 103582714 B

(45) 授权公告日 2015. 10. 14

(21) 申请号 201280022779. 6

(22) 申请日 2012. 04. 23

(30) 优先权数据

2011-107214 2011. 05. 12 JP

2012-095957 2012. 04. 19 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2013. 11. 11

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2012/002778 2012. 04. 23

(87) PCT国际申请的公布数据

W02012/153471 JA 2012. 11. 15

(73) 专利权人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本东京都

专利权人 本田技研工业株式会社

(72) 发明人 高木周作 奥田金晴 玉井良清

藤田毅 兴津贵隆 内藤正志

高木直 杉浦友章

(74) 专利代理机构 北京集佳知识产权代理有限公司 11227

代理人 郑斌 韩宏星

(51) Int. Cl.

C22C 38/00(2006. 01)

B21D 53/88(2006. 01)

C21D 9/46(2006. 01)

C22C 38/12(2006. 01)

(56) 对比文件

CN 101432456 A , 2009. 05. 13, 具体实施方式 .

JP 特开 2006-183140 A , 2006. 07. 13, 权利要求 1-11、说明书第 1-4 段和第 72-80 段 .

JP 特开 2010-180462 A , 2010. 08. 19, 权利要求 1-5, 说明书第 1 段和第 57-76 段 .

审查员 袁蕾

权利要求书3页 说明书20页 附图4页

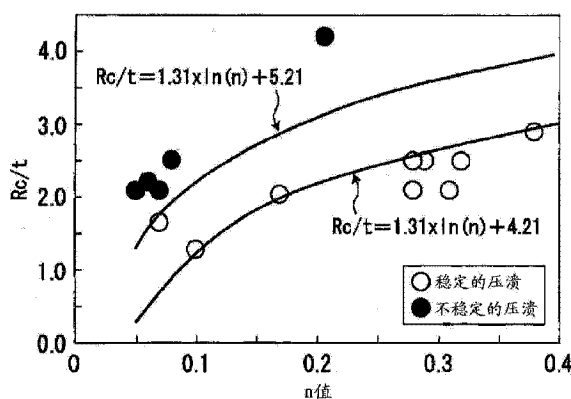
(54) 发明名称

能量吸收性能优异的车辆碰撞能量吸收构件及其制造方法

(57) 摘要

本发明提供了一种在轴向上具有高碰撞能量吸收能力的车辆碰撞能量吸收构件。所述车辆碰撞能量吸收构件由高强度薄钢板形成，所述高强度薄钢板具有至少 980MPa 的 TS，以及满足下式的 n 值和极限弯曲半径 (Rc) : $Rc \leq 1.31 \times \ln(n) + 5.21$ 。通过使用高强度薄钢板，即使当 TS 为 980MPa 或更高时，构件也可以在车辆碰撞期间在轴向上稳定地压曲并且压溃成波纹管形。优选地，所述高强度薄钢板具有下述重量百分比组成 : C : 0. 14% 至 0. 30% ; Si : 0. 01% 至 1. 6% ; Mn : 3. 5% 至 10% ; N : 0. 0060% 或更小 ; 以及 Nb : 0. 01% 至 0. 10%。所述高强度薄钢板包括相对于整个组织体积分数为 30% 至 70% 的铁素体相和具有至少 10% 的残留奥氏体相的第二相，所述铁素体相具有 1. 0 μm 或更小的平均粒径，所述残留奥氏体相的平均间隔为 1. 5 μm 或更小。

CN 103582714 B



1. 一种通过使高强度薄钢板成形而形成的车辆碰撞能量吸收构件,其中所述高强度薄钢板具有至少 980MPa 的拉伸强度 TS,以及具有满足下式 (1) 的 n 值和极限弯曲半径 Rc:

$$Rc/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 5.21 \dots (1);$$

其中:

Rc:极限弯曲半径(毫米),

t:板厚(毫米),以及

n:对于在 5%至 10%范围中的真应变所获得的 n 值,

并且,所述高强度薄钢板包括含有以质量百分比计的如下组分的化学组成:

C:0.14%至 0.30%;

Si:0.01%至 1.6%;

Mn:3.5%至 10%;

P:0.060%或更小;

S:0.0050%或更小;

Al:0.01%至 1.5%;

N:0.0060%或更小;

Nb:0.01%至 0.10%;以及

余量为 Fe 和偶存杂质,

其中所述高强度薄钢板具有显微组织,所述显微组织包括以体积分数计占整个所述显微组织的 30%至 70%的铁素体相和不同于所述铁素体相的第二相,所述铁素体相具有 1.0 μm 或更小的平均粒径,所述第二相含有以体积分数计占整个所述显微组织的至少 10%的残留奥氏体相,所述残留奥氏体相具有 1.5 μm 或更小的平均间隔。

2. 一种通过使高强度薄钢板成形而形成的车辆碰撞能量吸收构件,其中所述高强度薄钢板具有至少 980MPa 的拉伸强度 TS,并且具有满足下式 (2) 的 n 值和极限弯曲半径 Rc:

$$Rc/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 4.21 \dots (2);$$

其中:

Rc:极限弯曲半径(毫米),

t:板厚(毫米),以及

n:对于在 5%至 10%范围中的真应变所获得的 n 值,

所述高强度薄钢板包括含有以质量百分比计的如下组分的化学组成:

C:0.14%至 0.30%;

Si:0.01%至 1.6%;

Mn:3.5%至 10%;

P:0.060%或更小;

S:0.0050%或更小;

Al:0.01%至 1.5%;

N:0.0060%或更小;

Nb:0.01%至 0.10%;以及

余量为 Fe 和偶存杂质,

其中所述高强度薄钢板具有显微组织,所述显微组织包括以体积分数计占整个所述

显微组织的 30% 至 70% 的铁素体相和不同于所述铁素体相的第二相, 所述铁素体相具有 $1.0\ \mu\text{m}$ 或更小的平均粒径, 所述第二相含有以体积分数计占整个所述显微组织的至少 10% 的残留奥氏体相, 所述残留奥氏体相具有 $1.5\ \mu\text{m}$ 或更小的平均间隔。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的车辆碰撞能量吸收构件, 其中所述化学组成包含 Si 和 Al 使得 Si 和 Al 的总含量 (Si+Al) 满足按质量百分比计至少 0.5%。

4. 一种通过使用高强度薄钢板作为原料来制造车辆碰撞能量吸收构件的方法, 所述高强度薄钢板被形成为预定形状以提供呈所述预定形状的车辆碰撞能量吸收构件,

其中所述原料选择性地采用具有至少 980MPa 的拉伸强度 TS 以及具有满足下式 (1) 的 n 值和极限弯曲半径 R_c 的高强度薄钢板;

$$R_c/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 5.21 \cdots (1);$$

其中:

R_c : 极限弯曲半径 (毫米),

t: 板厚 (毫米), 以及

n: 对于在 5% 至 10% 范围中的真应变所获得的 n 值,

且, 其中所述高强度薄钢板包括含有以质量百分比计的如下组分的化学组成:

C: 0.14% 至 0.30% ;

Si : 0.01% 至 1.6% ;

Mn : 3.5% 至 10% ;

P : 0.060% 或更小 ;

S : 0.0050% 或更小 ;

Al : 0.01% 至 1.5% ;

N : 0.0060% 或更小 ;

Nb : 0.01% 至 0.10% ; 以及

余量为 Fe 和偶存杂质,

其中所述高强度薄钢板具有显微组织, 所述显微组织包括以体积分数计占整个所述显微组织的 30% 至 70% 的铁素体相和不同于所述铁素体相的第二相, 所述铁素体相具有 $1.0\ \mu\text{m}$ 或更小的平均粒径, 所述第二相含有以体积分数计占整个所述显微组织的至少 10% 的残留奥氏体相, 所述残留奥氏体相具有 $1.5\ \mu\text{m}$ 或更小的平均间隔。

5. 一种通过使用高强度薄钢板作为原料来制造车辆碰撞能量吸收构件的方法, 所述高强度薄钢板被形成为预定形状以提供呈所述预定形状的车辆碰撞能量吸收构件,

其中所述原料选择性地采用具有至少 980MPa 的拉伸强度 TS 以及具有满足下式 (2) 的 n 值和极限弯曲半径 R_c 的高强度薄钢板;

$$R_c/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 4.21 \cdots (2);$$

其中:

R_c : 极限弯曲半径 (毫米),

t: 板厚 (毫米), 以及

n: 对于在 5% 至 10% 范围中的真应变所获得的 n 值,

并且, 其中所述高强度薄钢板包括含有以质量百分比计的如下组分的化学组成:

C: 0.14% 至 0.30% ;

Si :0.01%至 1.6% ;
Mn :3.5%至 10% ;
P :0.060%或更小 ;
S :0.0050%或更小 ;
Al :0.01%至 1.5% ;
N :0.0060%或更小 ;
Nb :0.01%至 0.10% ;以及
余量为 Fe 和偶存杂质,

其中所述高强度薄钢板具有显微组织,所述显微组织包括以体积分数计占整个所述显微组织的 30%至 70%的铁素体相和不同于所述铁素体相的第二相,所述铁素体相具有 1.0 μm 或更小的平均粒径,所述第二相含有以体积分数计占整个所述显微组织的至少 10%的残留奥氏体相,所述残留奥氏体相具有 1.5 μm 或更小的平均间隔。

6. 根据权利要求 4 或 5 所述的制造车辆碰撞能量吸收构件的方法,其中所述化学组成包含 Si 和 Al 使得 Si 和 Al 的总含量 (Si+Al) 满足按质量百分比计至少 0.5%。

能量吸收性能优异的车辆碰撞能量吸收构件及其制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及当车辆碰撞时轴向压溃以由此吸收碰撞能量的车辆用碰撞能量吸收构件(也被称为车辆用轴压溃构件),并且更具体地涉及稳定改进碰撞能量吸收性能。

背景技术

[0002] 近年来,从全球环境保护的角度出发,存在对车体的重量减小的需求。目前高强度钢板被广泛地应用于车体,特别是用于客箱(车厢)的外围部件,这有助于通过减薄车体的壁而减小车体的重量。另一方面,用于发动机室和用于行李箱的框架(包括前框架和后框架)的出于提高强度目的的高强度钢板的强度最高仅达到了 780MPa。原因在于,用作前框架和后框架的原料的高强度钢板不能过度增大,因为其涉及到下述问题并且与强度的提高相比在冲击能量吸收量方面未必引起那么大的提高。也就是说,前框架或后框架,其充当在碰撞时经受显著变形以吸收碰撞能量的碰撞能量吸收构件,可能在延展性方面劣化从而遭受显著破裂,或在碰撞时具有不稳定的变形形状从而不能获得稳定的压曲,因此,当原料钢的强度提高时,可能容易地发生局部破裂。

[0003] 在上文提到的情况下,需要这样一种碰撞能量吸收构件,该碰撞能量吸收构件在为了提升构成前框架或后框架的碰撞能量吸收构件的强度以及实现进一步减小车体重量而增大强度的同时,还具有在碰撞时高效地吸收能量的性能。

[0004] 为了满足这种需求,例如,专利文献(PTL)1公开了一种由钢板形成的碰撞能量吸收构件,该钢板具有包括面积比为 60% 或更大的奥氏体的显微组织。作为具有包括面积比为 60% 或更大的奥氏体的显微组织的钢板的一个例子,PTL1 还公开了包含 18% 至 19% 的 Cr 和 8% 至 12% 的 Ni 的奥氏体基不锈钢板,示出了通过使用前述钢板而形成的碰撞能量吸收构件在碰撞时的变形传播性能可得以改善,以由此确保所期望的碰撞能量吸收性能。

[0005] PTL2 公开了一种具有良好可加工性并且具有高动态变形抗力的高强度钢板。在 PTL2 中示出的高强度钢板具有多个相,所述多个相包含:铁素体和 / 或贝氏体,铁素体和贝氏体中的任一者用作主相;以及包含体积分数为 3% 至 50% 的残留奥氏体的第三相,并且所述高强度钢板具有高动态变形抗力,其中在大于 0% 至 10% 以下的预变形之后,准静态变形下的强度 σ_s 与动态变形强度 σ_d 之差 ($\sigma_d - \sigma_s$) 满足至少 60MPa,当钢板以 5×10^{-4} 至 5×10^{-3} (1/秒) 的应变速率变形时,获得了准静态变形下的强度 σ_s ,当钢板以 5×10^2 至 5×10^3 (1/秒) 的应变速率变形时,获得了动态变形强度 σ_d ,并且在 5% 至 10% 的应变下的加工硬化指数满足至少 0.130。根据在 PTL2 中公开的技术,与从原料钢板强度估计的值相比较,通过使用 ($\sigma_d - \sigma_s$) 为至少 60MPa 的钢板制造的构件在碰撞时能够吸收更高的能量。

[0006] 此外,PTL3 公开了一种具有多相显微组织的高强度钢板,该多相显微组织由铁素体相和按整个显微组织计包含面积比为 30% 至 70% 的硬质第二相形成,铁素体相和硬质第二相分散至钢板中,其中在铁素体相中具有 $1.2 \mu\text{m}$ 或更小的结晶粒径的铁素体的面积比为 15% 至 90%,并且具有 $1.2 \mu\text{m}$ 或更小的结晶粒径的铁素体的平均粒径 d_s 与具有超过 $1.2 \mu\text{m}$ 的结晶粒径的铁素体的平均粒径 d_L 之间的关系满足 $d_L/d_s \geq 3$ 。在 PTL3 中公开的

技术能够改善在压制成形时很重要的强度与延展性之间的平衡,以由此获得在高速变形时在能量吸收能力方面优异的高强度钢板,使得如此获得的高强度钢板可以应用于需要高的碰撞能量吸收性能的车体。

[0007] 此外,根据 PTL4 和 PTL5,使用引入凹部的矩形管状构件对在轴压溃变形时能够变形而不会崩裂和破裂的钢板进行了研究,并且发现,铁素体、贝氏体、奥氏体以及析出物的量和尺寸可以控制为允许钢板在碰撞时的变形模式中变形而不会导致崩裂和破裂。

[0008] 此外,非专利文献(NPL)1 示出了在碰撞压溃时稳定地压溃成波纹管形的帽型构件的实例。该构件由具有 1155MPa 拉伸强度和超细晶粒多相显微组织的薄钢板形成,其中对于在 5% 至 10% 范围内的真应变, n 值为 0.205。在 NTL1 中描述的薄钢板具有基于下述的化学组成:0.15%C-1.4%Si-4.0%Mn-0.05%Nb,并且薄钢板具有包括各自均呈亚微米尺寸的铁素体和第二相的显微组织,所述第二相包含 12% 至 35% 的残留奥氏体,该薄钢板的 n 值和应变硬化性高。

[0009] 引用列表

[0010] 专利文献

[0011] PTL1 :JP2001-130444A

[0012] PTL2:JP H11-193439A

[0013] PTL3:JP2007-321207A

[0014] PTL4:JP2008-214645A

[0015] PTL5:JP2008-231541A

[0016] 非专利文献

[0017] NPL1 :Y. Okitsu and N. Tsuji ;Proceedings of the 2nd International Symposium on Steel Science (ISSS2009), 第 253-256 页,10 月 21-24 日,2009, Kyoto, Japan: The Iron and Steel Institute of Japan.

发明内容

[0018] (技术问题)

[0019] 根据在 PTL1 中公开的技术,碰撞能量吸收构件由含有大量奥氏体的钢板形成。奥氏体具有面心立方(fcc)晶体结构,并因而具有不易于脆化和破裂的特征,这能够在某种程度上增加在碰撞时被吸收的能量的量。然而,如在 PTL1 中公开的含有大量奥氏体的钢板具有约 780MPa 低拉伸强度,此外,与具有体心立方(bcc)结构的钢板相比其强度在以高应变率变形时例如在碰撞时低,对于用作车辆碰撞能量吸收构件的原料而言,该钢板缺乏足够的强度。此外,Ni 含量和 Cr 含量需要增大以获得含有大量奥氏体的钢板,这导致制造成本的增加。从该观点来看,PTL1 的钢板不适合在车体构件中使用。

[0020] 根据 PTL2 的技术,仅针对拉伸强度最高为约 780MPa 的钢板评估了帽型构件。由具有小于 980MPa 的拉伸强度的钢板形成的构件在碰撞变形时容易变形为波纹管状而不遭受破裂和断裂,因此,在碰撞变形时待被构件吸收的能量可以基于原料特性来估算。相比之下,由具有 980MPa 或更大的拉伸强度的钢板形成的构件在碰撞变形时遭受破裂和断裂,因此在碰撞时待被构件吸收的能量经常表现出比自原料特性所预期的值低的值。PTL2 的技术在抑制由具有 980MPa 或更大的拉伸强度的高强度钢板形成的构件的高速压溃时的破裂和

断裂以由此稳定地增大高速压溃时待吸收的能量方面具有困难。

[0021] 根据 PTL3 中描述的技术,钢板具有纳米晶粒和微米晶粒的混合显微组织,其中将硬质第二相的类型和显微组织分数最优化,以由此获得强度高且同时具有高延展性的高强度钢板。然而,PTL3 没有给出关于使用钢板形成碰撞能量吸收构件的描述,也没有提及在碰撞时抑制构件中的断裂和断裂以使得构件在轴向上被稳定地压曲成波纹管形以高效地吸收碰撞能量,否则当构件由具有 980MPa 或更大的拉伸强度的钢板形成时这变得成问题,因此,这仍然是不清楚的。

[0022] 此外,根据 PTL4 和 PTL5 中描述的技术,C、Si、Mn、Ti 和 / 或 Nb 各自被包含了适当的量,以便恰当地控制铁素体、贝氏体和残留奥氏体在钢板显微组织中的量,它们的粒径,在残留奥氏体中的 C 浓度,以及析出物的尺寸和数量,以由此在不遭受上文描述的崩裂和断裂的情况下实现轴压溃变形。然而,这些技术可能难以在不遭受崩裂和断裂的情况下稳定地实现轴压溃变形,尤其在具有 980MPa 或更大的拉伸强度的钢板中更是如此,并且仅仅在钢板具有上文提到的化学组成和显微组织的组合时才能有限地确保通过轴压溃变形实现稳定的能量吸收,因此存在对于由具有 980MPa 或更大的 TS (拉伸强度)的钢板形成的构件的需求,该构件能够抑制高速压溃时的断裂和断裂,从而被稳定地压曲成波纹管形。

[0023] 根据 NPL1 中公开的技术,构件由充当应变硬化性指标的 n 值被提高的钢板形成,以成形为在碰撞时在轴向上压溃成波纹管形的碰撞能量吸收构件。然而,本发明的发明人作了进一步研究发现:即使当使用具有高于 0.205 的 n 值的钢板来制造碰撞(冲击)能量吸收构件并且构件在轴向上冲击变形时,构件在一些情况下可能仍然无法被稳定地压曲(压溃)成波纹管形。

[0024] 鉴于现有技术中固有的上述问题作出了本发明,并且本发明的一个目的是提供:一种由具有 980MPa 或更大的拉伸强度 TS 的高强度薄钢板形成的车辆碰撞能量吸收构件,该构件同样在碰撞时在轴碰撞能量吸收性能方面优异;以及其制造方法。在文中,当构件“在碰撞时在轴碰撞能量吸收性能方面优异”时,意指构件在车辆碰撞时在轴向上被稳定地压曲并且压溃变形成波纹管形,以由此高效地吸收碰撞能量,这也可以被称为“在轴压溃稳定性方面优异”。

[0025] (针对问题的解决方案)

[0026] 为了达到上述目的,本发明的发明人制造了一种由高强度薄钢板构件形成并且截面为帽型的构件,并且使该构件经受轴碰撞变形,以便对构件的变形行为进行深入研究。因此,发明人已经设想:为了使构件在轴向上稳定地压曲以便被压溃变形成波纹管形,除了用作原料的高强度钢板的 n 值之外,高强度钢板的弯曲性能、特别是 180 度 U 形弯曲性能也是一个重要因素。发明人已经发现,180 度 U 形弯曲性能低的构件无法被轴向压溃变形成波纹管形,即使高强度钢板的 n 值是高的亦如此,这是因为低的 180 度 U 形弯曲性能使得在碰撞时在变形部中发生撕裂和不均匀变形。

[0027] 还发现,当构件被轴向压溃时发生的断裂主要在第一压曲部中产生,因此需要避免在第一压曲部中产生断裂,否则稳定的压曲无法在构件中发展并且构件不会被压溃变形成波纹管形。随后,发现在构件的压曲部中产生断裂是可避免的,只要压曲部的曲率半径等于或大于在原料钢板的 180 度 U 形弯曲中的极限弯曲半径即可。在文中,术语“极限弯曲半径”是指不会在钢板表面中引起断裂的最小曲率半径。在下文中,将 180 度 U 形弯曲简称为

“弯曲”。只要原料钢板的厚度相同,那么曲率半径根据 n 值大致确定,并且更大的 n 值导致在压曲部中的曲率半径的增大。

[0028] 也就是说,即使 n 值较高并因而压曲部中的曲率半径较大,当钢板的极限曲率半径比压曲部的曲率半径大时在构件的压曲部中仍然发生破裂。另一方面,即使 n 值较低并因而压曲部中的曲率半径较小,当钢板的弯曲性能优异并且钢板的极限弯曲半径等于或小于压曲部中的曲率半径时,也可以避免在构件的压曲部中产生破裂。

[0029] 由于上述原因,已经发现重要的是,使钢板的极限曲率半径等于或小于压曲部中的曲率半径,因此为了在轴向上稳定地压曲构件,在钢板的 n 值与极限弯曲半径之间达成良好平衡是一个重要因素。

[0030] 图 1 为示意性示出了本发明的基本构思(概念)的图。

[0031] 图 1 的曲线示出了原料钢板的 n 值与压曲部的曲率半径之间的关系,其中当板厚相同时,压曲部的曲率半径基于 n 值来确定。当对于原料钢板所获得的极限弯曲半径比图 1 的曲线(断裂和撕裂发生区域)更大时,也就是说,当极限弯曲半径比基于 n 值确定的压曲部的曲率半径更大时,构件在碰撞变形时遭受断裂和撕裂,而不会在轴向上被压溃变形成波纹管形。

[0032] 同时,当对于原料钢板所获得的极限弯曲半径等于或小于图 1 的曲线(波纹管形轴压溃区域)时,也就是说,当极限弯曲半径等于或小于基于 n 值所确定的压曲部的曲率半径时,构件在碰撞变形时变形为具有预定的曲率半径,使得构件在轴向上被稳定地压曲以便被压溃变形成波纹管形。

[0033] 换言之,即使原料钢板的 n 值相同,由因极限弯曲半径的增大而使弯曲性能劣化的钢板形成的构件遭受断裂和撕裂并且无法被稳定地压曲成波纹管形。当钢板的 n 值增大时,基于 n 值确定的压曲部的曲率半径也增大,结果是,即使弯曲性能略微劣化并且极限弯曲半径增大,构件亦被稳定地压曲成波纹管形。

[0034] 本发明基于下述发现:当构件在轴向上碰撞变形时,为了使构件被稳定地压曲成波纹管形,用其中 n 值与弯曲性能之间的关系满足预定的关系式的钢板形成构件是重要的。

[0035] 在本文中,基于 180 度 U 形弯曲或基于 90 度 V 形弯曲来大致评估弯曲性能,并且在本发明中,使钢板经受 180 度 U 形弯曲试验以评估其弯曲性能。具体而言,180 度 U 形弯曲通常具有比 90 度 V 形弯曲更大的极限弯曲半径,所述极限弯曲半径代表弯曲破裂极限,因而 180 度 U 形弯曲充当在更严苛条件下与弯曲相关联的指数。因此,180 度 U 形弯曲作为轴压溃变形的指数表现出相对于 n 值的良好相关性。另一方面,对于 90 度 V 形弯曲所获得的极限弯曲半径充当在形成诸如帽形构件之类的构件中使用的指数,该帽形构件以约 90 度弯曲成形,因而 90 度 V 形弯曲在轴压溃变形中无法示出 n 值与弯曲性能之间的适当关系。在本文中,180 度 U 形弯曲比 90 度 V 形弯曲更重要,因为当构件压溃变形成波纹管形时出现的压曲部/变形部类似于通过 180 度 U 形弯曲所获得的变形状态。

[0036] 首先,描述充当本发明基础的实验结果。

[0037] 一般而言,为了评估碰撞能量吸收构件如侧车架的轴压溃性能,使用具有正方形截面的构件。因此,各自具有图 2 (c)的截面的碰撞能量吸收构件(各自具有 230mm 的轴高度)通过使用拉伸强度在 980MPa 等级至 1180MPa 等级范围内的不同高强度薄钢板制成,并

且在其轴向上使 110kgf (千克力) 的重物以等同于 50km/ 小时的速率撞上构件中的每一个从而使得构件压溃变形 160mm (毫米)。此后, 选择被稳定地压曲成波纹管形的构件, 并且在压溃之后进行受变形状态的观察。

[0038] 除了薄钢板的拉伸性能之外, 在文中使用的薄钢板还预先进行其 n 值的调查。 n 值均针对在 5% 至 10% 范围中的真应变计算得到。本文中, 如果在拉伸试验中的均匀伸长率降低到低于 10% (这意味着不能计算出在 10% 的真应变下的应力), 则针对在 5% 至可计算的最大真应变的范围中的真应变进行计算。 n 值利用下式进行计算。

[0039] n 值 = $(\ln \sigma_{10} - \ln \sigma_5) / (\ln 0.1 - \ln 0.05)$

[0040] (其中 σ_{10} : 在 10% 真应变下的真应力; σ_5 : 在 5% 真应变下的真应力)

[0041] 然而, 如果无法采集在 10% 真应变下的数据, 则针对可获得的最大真应变和与可获得的最大真应变相对应的真应力来进行计算。

[0042] 测量在前文提到的压溃变形之后被压溃成波纹管形的部分 (即, 压曲部) 的弯曲半径 $R(J)$, 并且图 3 示出了所获得的与 n 值相关的结果。在图 3 中, 结果通过板厚 t 归一化, 并且作为 $R(J)/t$ 示出。以下述方式获得压曲部的半径。

[0043] 也就是说, 构件的压曲部的曲率半径通过使用用于曲率半径测量的 R 测量仪来测量, 从中减去了板厚, 由此获得了压曲部的弯曲半径。

[0044] 参照图 3, 针对具有图 2 (c) 的截面形状的构件 J 的压曲部的曲率半径 $R(J)$ 与其 n 值之间的关系所获得的结果可被简化成 $R(J)/t$ 与 $\ln(n)$ 之间的关系, 即下式 (a):

[0045] $R(J)/t = 1.31 \times \ln(n) + 5.21 \dots$ (a);

[0046] (其中 t : 钢板厚度 (mm))。

[0047] 如上所述, 压曲部的弯曲半径基于 n 值来大致确定, 因而具有通过将极限弯曲半径除以板厚 (极限弯曲半径 / 板厚) 而获得的落入式 (a) 的下侧区域中 (即, 在等于或小于 $1.31 \times \ln(n) + 5.21$ 的区域中) 的值的钢板允许构件 J 被稳定地压曲成波纹管形。同时, 具有通过将极限弯曲半径除以板厚 (极限弯曲半径 / 板厚) 而获得的落入式 (a) 上侧的区域中 (即, 在大于 $1.31 \times \ln(n) + 5.21$ 的区域中) 的值的钢板使得其难以获得稳定的压曲。

[0048] 接下来, 为了消除构件形状的影响, 考虑下述情形: 使用的钢板在没有成形的情况下以平板形状经受压缩压曲。在评估压曲时, 这可以被视为在最严苛条件下导致的压缩压曲的情形。这种压曲评估采取了最严苛的条件, 并且使用图 4 示出的模型通过有限元分析获得在压曲部中的可获得的最小曲率半径 $R(P)$ 。在有限元分析中使用动态显式法解析 (dynamic explicit method)。以壳模型形成板构件 ($25\text{mm} \times 40\text{mm} \times 1.2\text{mm}$), 其中板构件一端固定, 而其另一端设置成使得板构件弯曲变形以呈 U 形, 并且测量在板构件的内侧上的最小曲率半径。如此获得的结果可被简化为 $R(P)/t$ 与 $\ln(n)$ 之间的关系, 即下式 (b):

[0049] $R(P)/t = 1.31 \times \ln(n) + 4.21 \dots$ (b)。

[0050] 式 (b) 所表达的关系连同式 (a) 的关系一起也示出在图 3 中。

[0051] 本文中, 具有通过将极限弯曲半径除以板厚 (极限弯曲半径 / 板厚) 而获得的落入式 (b) 下侧区域 (即, 在等于或小于 $1.31 \times \ln(n) + 4.21$ 的区域) 中的值的钢板允许构件被稳定地压曲成波纹管形, 即使构件具有更接近使得难以确保稳定压曲的平板形状的浅截面形状时亦如此。

[0052] 当在 n 值相同情况下将 $R(J)/t$ 和 $R(P)/t$ 彼此相比较时, $R(P)/t$ 比 $R(J)/t$ 更小。

认为其原因是由于通过在构件的截面的竖直壁上的限制所施加的影响,并且可以假设,压曲部的极限曲率半径 $R(J)$ 在没有竖直壁的平板中被减小至最小。

[0053] 上述结果表明构件可以在满足下式(1)的区域中在轴向上被稳定地压曲成波纹管形,其中原料钢板的极限弯曲半径 R_c/t 等于或低于由图3的式(a)所表达的曲线,也就是说,极限弯曲半径 R_c/t 等于或小于具有正方形截面的构件的压曲部的 $R(J)/t$,

$$[0054] \quad R_c/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 5.21 \cdots (1)$$

[0055] (其中 R_c :极限弯曲半径(毫米); t :板厚(毫米);以及 n :在5%至10%的真应变之间获得的 n 值)。

[0056] 此外,在满足下式(2)的区域中,其中极限弯曲半径 R_c/t 等于或低于由图3的式(b)所表达的曲线,也就是说,极限弯曲半径 R_c/t 等于或小于针对压曲的平板所获得的曲率半径 $R(P)/t$ 。

$$[0057] \quad R_c/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 4.21 \cdots (2)$$

[0058] (其中 R_c :极限弯曲半径(毫米); t :板厚(毫米);以及 n :在5%至10%的真应变之间获得的 n 值),构件能够在轴向上被稳定地压曲成波纹管形,即使构件具有更接近使得难以确保稳定压曲的平板形状的浅截面形状时亦如此。至于极限弯曲半径和 n 值相对于构件的压溃状态的关系,作为对由各种原料形成并且成形为不同形状的构件的研究以及通过上式(1)和(2)的简化(在稍后将描述的图5中示出)的结果,已经确认即使 n 值大致相同,由因为过度增加的极限弯曲半径 R_c 而使弯曲性能劣化的钢板形成的构件也无法被稳定地压曲成波纹管形,然而即使弯曲性能已经劣化,更大的 n 值也允许构件被稳定地压曲。

[0059] 基于这些发现和进一步的考虑,完成了本发明。

[0060] 也就是说,本发明的主题如下:

[0061] (1)一种通过使高强度薄钢板成形而形成的车辆碰撞能量吸收构件,

[0062] 其中所述高强度薄钢板具有至少980MPa的拉伸强度 T_S ,以及具有满足下式(1)的 n 值和极限弯曲半径 R_c :

$$[0063] \quad R_c/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 5.21 \cdots (1);$$

[0064] 其中:

[0065] R_c :极限弯曲半径(毫米),

[0066] t :板厚(毫米),以及

[0067] n :对于在5%至10%范围中的真应变所获得的 n 值。

[0068] (2)一种通过使高强度薄钢板成形而形成的车辆碰撞能量吸收构件,

[0069] 其中所述高强度薄钢板具有至少980MPa的拉伸强度 T_S ,并且具有满足下式(2)的 n 值和极限弯曲半径 R_c :

$$[0070] \quad R_c/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 4.21 \cdots (2);$$

[0071] 其中:

[0072] R_c :极限弯曲半径(毫米),

[0073] t :板厚(毫米),以及

[0074] n :对于在5%至10%范围中的真应变所获得的 n 值。

[0075] (3)根据项(1)或(2)的车辆碰撞能量吸收构件,

[0076] 其中所述高强度薄钢板包括含有以质量百分比计的如下组分的化学组成:

[0077] C:0.14%至0.30%;

[0078] Si:0.01%至1.6%;

[0079] Mn:3.5%至10%;

[0080] P:0.060%或更小;

[0081] S:0.0050%或更小;

[0082] Al:0.01%至1.5%;

[0083] N:0.0060%或更小;

[0084] Nb:0.01%至0.10%;以及

[0085] 余量为Fe和偶存杂质,

[0086] 其中所述高强度钢板具有显微组织,所述显微组织包括体积分数占整个所述显微组织的30%至70%的铁素体相和不同于所述铁素体相的第二相,所述铁素体相具有 $1.0\mu\text{m}$ 或更小的平均粒径,所述第二相至少含有体积分数占整个所述显微组织的至少10%的残留奥氏体相,所述残留奥氏体相具有 $1.5\mu\text{m}$ 或更小的平均间隔。

[0087] (4)根据项(3)的车辆碰撞能量吸收构件,其中所述化学组成包含Si和Al使得Si和Al的总含量(Si+Al)满足按质量百分比计至少0.5%。

[0088] (5)一种通过使用高强度薄钢板作为原料来制造车辆碰撞能量吸收构件的方法,所述高强度薄钢板被形成为预定形状以提供呈所述预定形状的车辆碰撞能量吸收构件,

[0089] 其中所述原料选择性地采用具有至少980MPa的拉伸强度TS以及具有满足下式(1)的n值和极限弯曲半径Rc的高强度薄钢板;

[0090] $Rc/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 5.21 \dots (1)$;

[0091] 其中:

[0092] Rc:极限弯曲半径(毫米),

[0093] t:板厚(毫米),以及

[0094] n:对于在5%至10%范围中的真应变所获得的n值。

[0095] (6)一种通过使用高强度薄钢板作为原料来制造车辆碰撞能量吸收构件的方法,所述高强度薄钢板被形成为预定形状以提供呈所述预定形状的车辆碰撞能量吸收构件,

[0096] 其中所述原料选择性地采用具有至少980MPa的拉伸强度TS以及具有满足下式(2)的n值和极限弯曲半径Rc的高强度薄钢板;

[0097] $Rc/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 4.21 \dots (2)$;

[0098] 其中:

[0099] Rc:极限弯曲半径(毫米),

[0100] t:板厚(毫米),以及

[0101] n:对于在5%至10%范围中的真应变所获得的n值。

[0102] (7)根据项(5)或(6)的制造车辆碰撞能量吸收构件的方法,

[0103] 其中所述高强度薄钢板包括含有以质量百分比计的如下组分的化学组成:

[0104] C:0.14%至0.30%;

[0105] Si:0.01%至1.6%;

[0106] Mn:3.5%至10%;

[0107] P:0.060%或更小;

[0108] S:0.0050% 或更小；

[0109] Al:0.01% 至 1.5%；

[0110] N:0.0060% 或更小；

[0111] Nb:0.01% 至 0.10%；以及

[0112] 余量为 Fe 和偶存杂质，

[0113] 其中所述高强度钢板具有显微组织，所述显微组织包括体积分数占整个所述显微组织的 30% 至 70% 的铁素体相和不同于所述铁素体相的第二相，所述铁素体相具有 $1.0\ \mu\text{m}$ 或更小的平均粒径，所述第二相至少含有体积分数占整个所述显微组织的至少 10% 的残留奥氏体相，所述残留奥氏体相具有 $1.5\ \mu\text{m}$ 或更小的平均间隔。

[0114] (8) 根据项(7)的制造车辆碰撞能量吸收构件的方法，其中所述化学组成包含 Si 和 Al 使得 Si 和 Al 的总含量(Si+Al) 满足按质量百分比计至少 0.5%。

[0115] (本发明的有利效果)

[0116] 本发明使得能够容易和稳定地制造车辆碰撞能量吸收构件，所述构件通过成形具有至少 980MPa 的拉伸强度 TS 的高强度薄钢板而形成，同时在轴碰撞能量吸收性能方面优异，由此提供了卓越的工业效果。此外，根据本发明，980MPa 或更大的高强度薄钢板可被用作原料，其实现了诸如前框架和后框架之类的碰撞能量吸收构件的强化，使得车体的重量减小。

附图说明

[0117] 下面参照附图对本发明进行进一步地描述，在附图中：

[0118] 图 1 为示意性示出了车辆碰撞能量吸收构件的极限弯曲半径(R_c) 和 n 值之间的关系如何影响在碰撞时车辆碰撞能量吸收构件的轴压溃变形行为的说明性图；

[0119] 图 2 为示意性示出了用在实施例中的车辆碰撞能量吸收构件的形状的说明性图；

[0120] 图 3 为示出了具有正方形截面形状的构件 J 和平板状构件 P 的 n 值与压曲时的曲率半径之间的关系；

[0121] 图 4 为示意性示出了用于模拟平板状构件的压缩压曲的有限元分析模型的解释性图；以及

[0122] 图 5 为示出了在实施例中获得极限弯曲半径 R_c/t 与 n 值之间的关系的图。

具体实施方式

[0123] 首先，描述了根据本发明的车辆碰撞能量吸收构件的配置。根据本发明的车辆碰撞能量吸收构件由高强度薄钢板形成，所述原料钢板成形为预定的形状。在文中使用的术语“预定的形状”，没有必要特别地限制，可以优选地指能够在轴向上高效地吸收碰撞能量的圆柱形或多边形截面形状。此外，不需要特别地限制将原料钢板成形为某一形状的方法，并且可以使用任何通常采用的方法，包括例如压制成形和弯曲成形。

[0124] 随后，待用作本发明的构件的原料的高强度薄钢板具有至少 980MPa 的拉伸强度 TS，以及还具有满足下式(1) 或(2) 的 n 值和极限弯曲半径 R_c ：

[0125] $R_c/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 5.21 \cdots (1)$

[0126] (其中 R_c :极限弯曲半径(毫米)； t :板厚(毫米)；以及 n :在 5% 至 10% 的真应变之

间获得的 n 值),或

$$[0127] \quad R_c/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 4.21 \cdots (2)$$

[0128] (其中 R_c :极限弯曲半径(毫米); t :板厚(毫米);以及 n :在 5% 至 10% 的真应变之间获得的 n 值)。这里,在文中的“薄钢板”指的是具有 3.2mm 或更小的板厚的钢板。

[0129] 当构件由具有满足上式(1)的 n 值和极限弯曲半径 R_c 的高强度薄钢板形成时,允许构件在车辆碰撞时在轴向上被稳定地压曲以便压溃变形成为波纹管形,由此高效地吸收碰撞能量,即使原料钢板为具有 980MPa 或更大的拉伸强度 TS 的高强度钢板时亦如此。当原料钢板的 n 值和极限弯曲半径 R_c 不满足上式(1)时,在将构件在轴向上压溃时,弯曲变形部在第一压曲处经受破裂(撕裂),这妨碍了其后的压曲发展成波纹管形。因此,不能确保构件的稳定压曲,从而无法确保构件所期望的性能来高效地和高度地吸收碰撞能量。

[0130] 也就是说,在将构件在轴向上压溃时,即使原料钢板的 n 值相同并且因而在压曲时获得的构件的弯曲部的曲率半径(其基于 n 值确定)也相同,只要原料钢板为具有满足上式(1)或(2)的较小极限弯曲半径 R_c 的高强度钢板,则构件当在轴向上被压溃时仍然能够稳定地压曲从而被压溃变形为波纹管形,而不会遭受在压曲部中的破裂。此外,只要钢板具有足够小的以满足上式(1)的极限弯曲半径,那么即使具有不是太大的 n 值(例如,0.20 或更小的 n 值)的原料钢板,也仍然能够当在轴向上压溃时稳定地压曲从而被压溃变形为波纹管形,而不会遭受在压曲部中的破裂。

[0131] 此外,当构件由满足上式(2)的高强度钢板形成时,即使构件具有更接近平板形的浅截面形状也能够获得优异的压溃性能。

[0132] 在此, n 值以下列方式获得。从高强度薄钢板采集试样(用于拉伸试验的 JIS5 号试样:GL50mm),使试样根据 JIS Z2241 经受拉伸试验,并且将针对在 5% 至 10% 范围中的真应变通过在 JIS Z2253 中定义为两点法的下式而获得的值用作本文中的 n 值,其中:

$$[0133] \quad n \text{ 值} = (\ln \sigma_{10} - \ln \sigma_5) / (\ln 0.1 - \ln 0.05)$$

[0134] (其中 σ_{10} :在 10% 的真应变下的真应力; σ_5 :在 5% 的真应变下的真应力)。

[0135] 然而,如果无法采集在 10% 真应变下的数据,则针对可获得的最大真应变和与可获得的最大真应变相对应的真应力来进行计算。

[0136] 此外,以下列方式获得极限弯曲半径 R_c 。使根据 JIS Z2248 从高强度薄钢板(板厚: t mm)采集的试样通过将试样沿着模具弯曲来进行 180 度 U 形弯曲试验,以获得在弯曲的外侧上不会导致目视可识别的线性破裂的最小弯曲半径,并且将最小弯曲半径定义为极限弯曲半径 R_c ,所述模具具有以 0.5mm 的间距(pitch)变化的尖端曲率半径 R 。在文中的破裂不是指由夹杂物导致的细裂纹。通常,长度为 1mm 或更小的裂纹可归因于夹杂物。

[0137] 用作本发明的构件的原料的高强度薄钢板在例如其组成和显微组织方面不受特别限制,只要钢板具有满足上式(1)或(2)的 n 值和极限弯曲半径 R_c 即可。

[0138] 在此,为了满足式(1)或(2),钢板特别优选地形成成为薄钢板,该薄钢板包括含有以质量百分比计的如下组分的化学组成:C:0.14% 至 0.30%;Si:0.01% 至 1.6%;Mn:3.5% 至 10%;P:0.060% 或更小;S:0.0050% 或更小;Al:0.01% 至 1.5%;N:0.0060% 或更小;Nb:0.01% 至 0.10%;余量为 Fe 和偶存杂质,并且钢板具有显微组织,所述显微组织包括体积分数占所述整个所述显微组织的 30% 至 70% 的铁素体相和不同于所述铁素体相的第二相,所述铁素体相具有 1.0 μm 或更小的平均粒径,所述第二相至少含有体积分数占所述整个所述显微

组织的至少 10% 的残留奥氏体相,所述残留奥氏体相具有 $1.5\ \mu\text{m}$ 或更小的平均间隔。

[0139] 首先,描述对优选作为形成本发明的构件的原料的高强度薄钢板的各组分的含量进行限制的原因。

[0140] 在下文中,各组分的质量 % 通过 % 来简单地表示。

[0141] C:0.14% 至 0.30%

[0142] 碳(C)为用于通过改善淬火硬化性以增大硬质相的体积分数从而提高钢强度、同时集中于奥氏体中以使奥氏体稳定化以便使奥氏体在室温下稳定化的元素。C 含量需要为至少 0.14% 以获得如上文描述的这种效果。另一方面,C 含量超过 0.30% 易于引发点焊能力的显著劣化和弯曲性能的显著下降。因此,C 含量限定为在 0.14% 至 0.30% 的范围中,优选地限定为 0.23% 或更小。

[0143] Si:0.01% 至 1.6%

[0144] 硅(Si)为有助于通过固溶体强化来提高强度并且还改善延展性的元素。Si 含量需要为至少 0.01% 以获得如上文描述的这种效果。另一方面,在 Si 含量超过 1.6% 的情况下,Si 作为氧化物集中在钢板表面,导致化学转化处理失效和裸点。因此,Si 含量限定为在 0.01% 至 1.6% 的范围中,优选地限定为在 0.1% 至 1.0% 的范围中。

[0145] Mn:3.5% 至 10%

[0146] 锰(Mn)高效地促进强度提高并且还具有稳定奥氏体的作用从而提高伸长率和 n 值。Mn 含量需要至少为 3.5% 以获得上文所描述的这种效果。另一方面,Mn 含量过度超过 10% 呈现显著的偏析,并且显微组织由于 Mn 等的偏析而遭受转变点的局部差异。结果,钢板具有不均匀的显微组织,其中铁素体相和马氏体相以带的形式存在,这使得弯曲性能劣化。此外,在这种情况下,Mn 作为氧化物集中在钢板表面,这可导致镀层失效。因此,Mn 含量限定为在 3.5% 至 10% 的范围中,优选地限定为在 4.0% 至 7.0% 的范围中。

[0147] $P \leq 0.060\%$

[0148] 磷(P)有助于提高强度,然而使焊接性劣化。当 P 含量超过 0.060% 时这种副作用变得显著。因此,P 含量限定为 0.060% 或更小。在此,P 含量的过度减少导致在炼钢工艺的成本增大,因此 P 含量优选为至少 0.001%。优选地,P 含量为 0.025% 或更小,并且更优选地为 0.015% 或更小。

[0149] $S \leq 0.0050\%$

[0150] 硫(S)为导致热脆性的元素,并且当以大量包含时可导致制造过程中的麻烦。此外,S 在钢板中形成了作为夹杂物的 MnS ,其在冷轧之后作为板状夹杂物保留,因而使原料的最终可变形性劣化,由此损害了弯曲性能。当 S 含量超过 0.0050% 时,这种由 S 施加的副作用变得显著。因此,S 含量限定为 0.0050% 或更小。在此,S 含量的过度减小导致在炼钢工艺中脱硫成本的增大,因此 S 含量优选地为至少 0.0001%,并且更优选地为 0.0030% 或更小。

[0151] Al:0.01% 至 1.5%

[0152] 铝(Al)为在炼钢工艺中作为脱氧剂有效的元素,并且还用于将非金属夹杂物分离进入炉渣,所述非金属夹杂物会使弯曲性能劣化。此外,Al 具有将 C 集中在奥氏体中以使奥氏体稳定化的功能,由此提高了伸长率和 n 值。Al 含量需要至少为 0.01% 以获得如上文描述的这种效果。另一方面,超过 1.5% 的 Al 含量不仅导致原料成本的增加而且导致焊接

性的显著劣化。因此,Al 含量限定为在 0.01% 至 1.5% 的范围中,优选地限定为在 0.02% 至 1.0% 的范围中。

[0153] $N \leq 0.0060\%$

[0154] 氮(N)形成了溶质以提高强度,然而 N 含量的过度增加减小了钢板的延展性。为纯化铁素体以提高延展性起见,优选将 N 含量抑制至最少,然而,只要 N 含量为 0.0060% 或更小,本发明的效果保持不受影响,因此 N 含量限定为 0.0060% 或更小。然而, N 含量的过度减小导致炼钢成本的增大,因而 N 含量优选地为至少 0.0001%。

[0155] Nb:0.01% 至 0.10%

[0156] 铌(Nb)为与 C 或 N 成键的元素,以由此在钢中形成细小的碳化物或细小的氮化物,并且高效地有助于:铁素体颗粒在冷轧-退火之后的细化;以及作为硬质相的奥氏体的均匀细微分散和强度增加。特别地,在退火工艺中对于加热速率的恰当控制使得铁素体和硬质相细化,这改善了弯曲性能,结果是当构件在轴向上被压溃时,钢板可以被稳定地压曲以便被压溃变形成波纹管形。Nb 含量需要为至少 0.01% 以获得上文所描述的效果。另一方面,Nb 含量超过 0.10% 使得这种效果饱和,并且还导致热轧板的硬化,这导致热轧载荷和冷轧载荷的增大,降低了生产率。此外,过多含量的 Nb 在铁素体中产生过多的析出物,这使铁素体的延展性劣化,损害了伸长率和弯曲性能。因此,Nb 含量限定为在 0.01% 至 0.10% 的范围中,优选在 0.03% 至 0.07% 的范围中。

[0157] 如上文示出了基本组分,各自均落入上述范围中的 Si+Al 的总含量优选地为至少 0.5%。

[0158] Si 和 Al 均为用于抑制渗碳体的析出同时使得 C 易于集中在奥氏体中的元素。Si 和 Al 的总含量优选地为至少 0.5% 以便在钢板中更高效地保持 10% 或更多的奥氏体。总含量更优选为至少 0.7%。

[0159] 除了上文提到的组分之外,余量包括 Fe 和偶存杂质。

[0160] 用作本发明的构件的原料的高强度薄钢板具有上述化学组成,而且还具有显微组织(多个相),该显微组织包括体积分数为 30% 至 70% 的铁素体相和不同于铁素体相的第二相。本文中,铁素体相由具有 $1.0 \mu\text{m}$ 或更小的平均粒径的细颗粒形成。使用被如此细化以具有 $1.0 \mu\text{m}$ 或更小的平均粒径的铁素体相,能够确保所期望的高强度(TS: 至少 980MPa)并且甚至能够提高弯曲性能。然而,当铁素体相的平均粒径超过 $1.0 \mu\text{m}$ 时,不再能够预期上述效果。因此,铁素体相的平均粒径限定为 $1.0 \mu\text{m}$ 或更小,并且优选为 $0.8 \mu\text{m}$ 或更小。

[0161] 同时,不同于铁素体相的第二相是至少含有体积分数占整个显微组织的至少 10% 的残留奥氏体相的硬质第二相。如此包含的硬质第二相导致强度和延展性的提高。残留奥氏体相以体积分数至少为 10% 被包含并且细微地分散使得在残留奥氏体相区域中具有 $1.5 \mu\text{m}$ 或更小的平均间隔,这增大了 n 值同时确保了优异的弯曲性能,由此允许将 n 值与极限弯曲半径之间的关系调整为落入所期望的范围内。此外,具有如上所述调整的显微组织的钢板使得构件在压溃时变形为被稳定地压曲成波纹管形。特别地,包含少于 10% 的或粗糙地分散成具有大于 $1.5 \mu\text{m}$ 的平均间隔的残留奥氏体相无法确保所期望的弯曲性能。残留奥氏体相优选以体积分数至少为 15% 被包含,平均间隔为 $1 \mu\text{m}$ 或更小。残留奥氏体相优选具有 $0.1 \mu\text{m}$ 至 $1 \mu\text{m}$ 的平均粒径。

[0162] 本文中,除了残留奥氏体相,硬质第二相还可以包括贝氏体(包括回火的贝氏体)

相、马氏体(包括回火的马氏体)相以及渗碳体相。毋庸赘述,除了残留奥氏体相之外的每一个硬质第二相优选也类似于残留奥氏体相细微地分散。

[0163] 接下来,对制造用作本发明的构件的原料的高强度薄钢板的优选方法进行描述。

[0164] 具有上文描述的化学组成的钢原料可以优选地依次进行热轧工艺、酸洗工艺、冷轧工艺以及退火工艺,以由此形成高强度薄钢板。

[0165] 制造钢原料的方法不受特别限制,并且任何常规钢熔化方法如转炉法可以优选地用来制备具有上文提到的化学组成的钢水,该钢水可以经受连铸法和铸锭和初轧法,以由此获得厚板坯(作为钢原料)。

[0166] 如此获得的板坯(钢原料)优选地在一旦冷却并且随后重新加热之后或在浇铸后在没有进行热处理的情况下直接经受热轧工艺。

[0167] 在热轧工艺中的加热温度优选地在 1150°C 至 1400°C 的范围内。降到低于 1150°C 的加热温度不能获得足够的均匀性,而高于 1400°C 的高加热温度导致显著的氧化损失,使成品率劣化。出于减小 Mn 偏析的效果以提高弯曲性能的目的,加热温度优选地为至少 1250°C。

[0168] 在热轧工艺中,板坯经受粗轧和精轧从而获得热轧板,将该热轧板卷绕成卷。

[0169] 粗轧的条件不受具体限制,只要能够形成呈所期望尺寸形状的薄板坯即可。此外,在精轧中,精轧最终温度限定为落入 850°C 至 950°C 的范围内。落在上述范围之外的精轧最终温度不能使热轧板显微组织均匀化,从而导致可加工性如伸长率和弯曲性能的劣化。

[0170] 在完成精轧之后,钢板在至 750°C 的温度范围中以 5°C / 秒至 200°C / 秒的平均冷却速率进行冷却。该方式使得可以抑制包括铁素体相和珠光体相的两个相的带状组织的产生。卷取温度限定为在 350°C 至 650°C 的范围内。降到低于 350°C 的卷取温度过度地增大了钢板强度,这使得难以将板传递至下一个步骤并且难以在该板上进行冷轧。另一方面,超过 650°C 的卷取温度导致内氧化层在钢板表面的过度产生,这使抗疲劳性显著劣化。

[0171] 接下来,热轧板经受冷轧工艺,在冷轧工艺中,板经受酸洗并且随后经受冷轧以获得冷轧板。

[0172] 出于使显微组织精细化的目的,在冷轧中的冷轧压下率优选为至少 30%。在此,当热轧板是硬的时,可以设想将板加热至约 500°C 并且经受温轧而不是冷轧。然而,根据本发明,在冷轧工艺中的应变积累在使显微组织精细化的过程中是关键,因而将钢板在室温下进行轧制,而不是在导致应变回复的温度下进行温轧。

[0173] 或者,可以使热轧板退火以被软化。冷轧压下率优选地限制为 60% 或更小,因为否则轧制载荷增大而使得难以进行冷轧。

[0174] 随后,所得的冷轧板通过使钢板经受退火而经受退火工艺,以获得经冷轧退火的退火板。

[0175] 在退火工艺中,在冷却之前在退火和加热时控制钢板显微组织,以优化最终获得的铁素体的体积分数和粒径。在本发明中,从 300°C 至 600°C 的初次加热以 1°C / 秒至 50°C / 秒的快速平均加热速率来进行,之后,以 0.1°C / 秒至 10°C / 秒的平均加热速率来进行从 600°C 至退火温度的二次加热,由此将钢板加热至 650°C 至 750°C 的退火温度。

[0176] 以平均 1°C / 秒至 50°C / 秒的快速加热速率进行的初次加热使得能够抑制铁素体晶粒的晶粒生长和使奥氏体相在铁素体基体中细微分散,结果是,铁素体晶粒和硬质第二

相可以细微地分散在显微组织中。此外,以 $0.1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 至 $10^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的加热速率进行的二次加热使得能够精确控制退火温度。

[0177] 退火温度限定为在从 650°C 至 750°C 的范围内。降至低于 650°C 的退火温度导致在冷轧期间产生的应变得以残留,这使弯曲性能劣化。另一方面,高于 750°C 的高退火温度导致晶粒粗化,从而不能获得所期望的细微显微组织。

[0178] 本文中,优选退火温度在上述退火温度范围中保持 10 秒至 500 秒。小于 10 秒的保持时间导致在冷轧期间的应变残留,这使弯曲性能劣化。同时,即使退火进行超过 500 秒的长时间段,也几乎不能识别任何结构变化,因而保持时间的上限优选地限定为 500 秒。

[0179] 在上文提到的退火温度中保持之后,将钢板以 $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 至 $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的平均冷却速率冷却至 200°C 或更低的温度范围。小于 $1^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的冷却速率在冷却时花费了长时间,引起成本增加。另一方面,在高于 $30^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 的冷却速率下的快速冷却导致在钢板中不均匀的冷却,这使得材料品质不稳定。或者,钢板可以从退火温度冷却至 350°C 至 500°C 的温度范围,并且随后在 350°C 至 500°C 的温度范围中保持至少 10 秒,优选保持至少 120 秒,然后冷却至室温。

[0180] 在退火工艺中的冷却期间,可以对钢板进行镀锌退火工艺,其中将板浸入至热浸镀锌浴中,随后通过例如气体擦拭(gas wiping)来调整锌涂层量,并且进一步加热至预定温度。此外,在退火之后,钢板可以没有任何问题地进行通常用于车辆用钢板的锌或镍的电镀以及表皮光轧。

[0181] 实施例

[0182] (实施例 1)

[0183] 具有表 1 的化学组成的每种钢水通过炼钢工艺而制备并且浇铸成厚度为 300mm 的板坯(钢原料)。随后,如此获得的板坯各自加热至如表 2 所示的加热温度,然后在如表 2 示出的条件下经受包括精轧在内的热轧,之后在表 2 示出的条件下冷却并且在表 2 的卷取温度下卷绕成卷,以获得热轧板(板厚:2.4mm)。

[0184] 随后,如此获得的热轧板各自在表 2 示出的冷轧压下率下经受冷轧,以获得冷轧钢板(板厚:1.2mm)。随后,如此获得的冷轧钢板各自在表 2 示出的条件下经受退火工艺。

[0185] 对如此获得的钢板(冷轧退火板)进行显微组织观察、拉伸试验以及弯曲试验。测试方法如下。

[0186] (1) 显微组织观察

[0187] 从每一块获得的钢板采集用于显微组织观察的试样,在与轧制方向平行的板厚方向的截面上对试样进行抛光,并且随后使用 3% 的硝酸乙醇溶液进行蚀刻,以便使用扫描电子显微镜(放大倍率 1000 至 5000)观察在板厚方向上从钢表面至板 1/4 位置的区域中的显微组织,由此识别显微组织并且使用如此拍摄的显微照片通过截距法测量铁素体相的晶粒尺寸。在截距法中,分别沿垂直方向和水平方向绘制在显微照片比例上各自对应于 $20\mu\text{m}$ 的长度的直线,以由此计算出铁素体的平均粒径。为了获得铁素体相的显微组织分数,显微照片使用市售图像处理软件(Paint Shop Pro Ver.9 (商品名)(Corel 公司发售)进行处理,并且二值化为铁素体相和第二相,以便测量铁素体相的比例,该比例被定义为铁素体相的体积分数。

[0188] 此外,残留奥氏体相的显微组织分数(体积分数)通过 X 射线衍射来测量。研磨钢

板至从钢板表面到板厚的 1/4 位置处,随后化学抛光另外的 0.1mm。在该经研磨和抛光的表面上,通过利用 Mo 的 K α 线的 X 射线衍射仪,测量对于 FCC (面心立方) 铁的 (200)、(220) 和 (311) 面以及 BCC (体心立方) 铁的 (200)、(211) 和 (220) 面的积分强度。从以上测量,对残留奥氏体的显微组织分数(体积分数)进行计算。为了获得残余奥氏体相的分布,在板厚的 1/4 位置处通过电子背散射衍射图(EBSP)来识别 FCC 相,并且基于如此获得数据,计算出对于每个 FCC 相的平均粒径和平均间隔。残留奥氏体的平均粒径使用剖析法来计算,在剖析法中,在 EBSP 图上沿垂直方向和水平方向绘制在 EBSP 的图比例上各自对应于 20 μ m 长度的直线,然后对各段求平均值。为了获得残留奥氏体的平均间隔,在 EBSP 图上在随机的方向上绘制 10 条直线,并且测量在残留奥氏体颗粒之间的铁素体颗粒的线段,将其平均以获得残留奥氏体的平均间隔。

[0189] (2) 拉伸试验

[0190] 从每块获得的钢板根据 JIS Z2201 采集的 JIS5 号试样根据 JIS Z2241 经受拉伸试验,以由此获得拉伸性能(拉伸强度 TS),所述试样的纵向(拉伸方向)在与轧制方向成 90 度的方向上。基于在拉伸试验中获得的应力-应变数据,针对在 5%至 10%范围中的真应变通过在 JIS Z2253 中定义为两点法的下式,计算 n 值。

[0191] n 值 = $\ln \sigma_{10} - \ln \sigma_5 / (\ln 0.1 - \ln 0.05)$

[0192] (其中 σ_{10} :在 10%的真应变下的真应力; σ_5 :在 5%的真应变下的真应力)

[0193] 本文中,如果无法计算在 10%真应变下的数据,则使用可获得的最大真应变和与可获得的最大真应变相对应的真应力来进行计算。

[0194] (3) 弯曲试验

[0195] 从每块获得的钢板中根据 JIS Z2248 采集的弯曲试样(30mm 宽 \times 100mm 长)通过将试样沿着模具弯曲来经受 180 度 U 形弯曲试验,并且目视观察弯曲部的外侧是否存在任何产生的破裂,以获得不会导致破裂的最小弯曲半径 Rc (mm),并且将最小弯曲半径定义为极限弯曲半径 Rc (mm),所述模具具有以 0.5mm 的间距变化的尖端曲率半径 R。本文中,由夹杂物导致的 1mm 或更小的长度的裂纹不是观察的主题。

[0196] 在表 3 中示出了获得的结果。

[0197] 接下来,从具有上述性质的每一块高强度薄钢板中采集试验原料,并且用于通过弯曲成形来制造具有图 2 的截面形状的构件,并且如此形成的构件附接有充当背板的 590MPa 级别的高强度钢板,由此获得了各具有高度为 420mm (W) 和高度为 260mm (X) 的两种类型的压溃构件。在此,获得了在构件的截面中与背板平行或垂直的边中的最短边 b 与板厚 t 之间的比率,对于构件 X 而言为 b/t=33.3 并且对于构件 W 而言为 b/t=33.3。压溃试验通过使用如上所述配置的这些压溃构件来进行。测试方法如下。

[0198] (4) 压溃试验

[0199] 根据构件的不同,使用在 110kgf 至 190kgf 之间变化的重物在轴向上以等同于每小时 50 千米的速率压溃各个压溃构件,使得压溃至 200mm 的高度或 240mm 的高度。在压溃之后,目视辨别构件如何变形,同时计算直至预定的压溃量所吸收的能量的量。

[0200] 所获得的结果示出在表 4 中。

[0201] [表 1]

钢 编号	化学组成(质量%)							
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb
A	0.16	0.5	4.1	0.02	0.0013	0.025	0.0021	0.054
B	0.16	1.0	3.9	0.03	0.0024	0.022	0.0014	0.057
C	0.15	1.5	3.9	0.02	0.0011	0.019	0.0025	0.058
D	0.19	0.3	3.6	0.02	0.0030	0.024	0.0029	0.071
E	0.23	0.8	5.8	0.03	0.0012	0.017	0.0034	0.051
F	0.27	0.6	7.2	0.02	0.0029	0.033	0.0027	0.066
G	0.16	0.5	2.4	0.01	0.0018	0.031	0.0040	—
H	0.15	0.5	2.6	0.02	0.0010	0.032	0.0050	—
I	0.08	0.5	2.6	0.02	0.0010	0.032	0.0050	—

[0202]

[0203] [表 2]

[0204]

钢板 编号	钢 编号	热轧工艺				冷轧工艺 冷轧压下率 (%)	退火工艺				
		加热 温度 (°C)	精轧 最终温度 (°C)	精轧之 后的 平均冷却率 (°C/s) *	卷取 温度 (°C)		加热速率 (°C/秒)		退火温度 (°C)	保温时间 (秒)	在保温 之后的 冷却速率 (°C/秒)****
1	A	1350	900	50	600	40	初次 加热** 15	二次 加热** 1.0	685	60	15
2	B	1300	920	30	550	40	15	0.5	710	120	10
3	C	1350	950	20	570	35	20	0.7	690	180	5
4	D	1270	880	70	620	40	30	0.5	670	90	30
5	E	1320	900	100	500	35	25	1.0	680	240	20
6	F	1250	930	40	600	35	15	1.5	660	200	30
7	G	1350	900	50	600	40	15	1.0	685	60	15
8	H	1350	900	50	600	40	15	1.0	750	60	15
9	I	1350	920	30	550	40	15	0.5	820	120	10

*)在精轧最终温度与750°C之间的平均速率

**)在300°C和600°C之间的平均速率

***))在600°C和退火温度之间的平均速率

****))在退火温度和180°C之间的平均速率

[0205] [表 3]

[0206]

钢板 编号	钢 板号 编号	板厚 (mm)	类型***	显微组织				拉伸性能		弯曲性能				备注		
				铁素体 体积 分数 (%)	平均粒径 (μm)	体积 分数 (%)	平均粒径 (μm)	奥氏体 平均间隔 (μm)	拉伸强度 TS (MPa)	n值 *	极限 弯曲半径 Rc (mm)	Rc/t	式(1) 是否满足 式(1) 右边缘**		式(2) 是否满足 式(2) 右边缘**	
1	A	1.2	F+M+ γ +B	39	0.53	12	0.49	0.98	1245	0.28	2.5	2.1	3.5	2.5	○	未发明实施例
2	B	1.2	F+M+ γ +B	43	0.72	18	0.67	0.82	1125	0.31	2.5	2.1	3.7	2.7	○	未发明实施例
3	C	1.2	F+M+ γ +B	46	0.84	14	0.91	0.83	1129	0.32	3.0	2.5	3.7	2.7	○	未发明实施例
4	D	1.2	F+M+ γ	55	0.54	22	0.58	0.74	1007	0.38	3.5	2.9	3.9	2.9	○	未发明实施例
5	E	1.2	F+M+ γ	37	0.62	26	0.49	0.63	1284	0.29	3.0	2.5	3.6	2.6	○	未发明实施例
6	F	1.2	F+M+ γ	32	0.78	28	0.62	0.71	1376	0.28	3.0	2.5	3.5	2.5	○	未发明实施例
7	G	1.2	F+ θ	85	1.9	—	—	—	1079	0.05	2.5	2.1	1.3	0.3	×	对比例
8	H	1.2	F+M+ γ + θ	70	5.6	1	不可测量	不可测量	1025	0.07	2.5	2.1	1.7	0.7	×	对比例
9	I	1.2	F+M+ γ +B	66	8.3	2	不可测量	不可测量	983	0.08	3.0	2.5	1.9	0.9	×	对比例

*) 基于针对5%至10%的真应变的数据所获得的值。当平均伸长率低于10%时，使用针对真应变为5%的和最大真应变所获得的数据，以及用于每一应变的真应力。

**) 公式(1): $R_c/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 5.21^{1/n}$; (1)

公式(2): $R_c/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 4.21^{1/n}$; (2)

***) F: 铁素体, M: 马氏体, B: 贝氏体, γ : 奥氏体 (残留 γ), θ : 渗碳体

[0207] [表 4]

[0208]

构件编号	钢板编号	构件形状*	压溃冲击行程 (mm)	在压溃之后的变形状态	吸收的能量 (kJ)	备注
1	1	X	200	波纹管形	15.5	本发明实施例
2	2	W	240	波纹管形	15.3	本发明实施例
3	3	X	200	波纹管形	12.1	本发明实施例
4	4	X	200	波纹管形	12.6	本发明实施例
5	5	X	200	波纹管形	13.2	本发明实施例
6	6	X	200	波纹管形	11.5	本发明实施例
7	7	X	200	破裂	10.3	对比例
8	8	X	200	破裂	9.9	对比例
9	9	W	240	破裂	11.3	对比例

[0209] *) 参见图 2

[0210] 当钢板具有高达 980MPa 或大于 980MPa 的拉伸强度 TS 并且 n 值和极限弯曲半径满足式(1)和(2)时,所有的本发明实施例使得构件在轴向上被稳定地压曲以被压溃变形成为波纹管形。于是,在这种情况下,当压溃时所吸收的能量高达 11.5kJ 或更多,这意味着构件的碰撞能量吸收性能优异。另一方面,当将构件在轴向上压溃时,在本发明的范围之外的对比例产生破裂并遭遇不均匀变形,另外,在碰撞时所吸收的能量小于 11.5kJ,这意味着构件与被稳定地压曲成波纹管形的构件相比在碰撞能量吸收性能方面不良。

[0211] (实施例 2)

[0212] 使用具有在表 5 中示出的拉伸性能、n 值以及弯曲性能(机械弯曲半径 Rc)薄钢板(每一个薄钢板具有 980MPa 级别至 1300MPa 级别的拉伸强度)作为原料来制造碰撞能量吸收构件。将碰撞能量吸收构件形成为图 2 的构件 X、W 以及 J 的这些形状中之一。背板各自由 590MPa 级别高强度钢板形成,如实施例 1 那样。

[0213] 通过使用如上所述配置的这些碰撞能量吸收构件来进行压溃试验。试验方法与在实施例 1 中采用的那些方法相同。

[0214] 获得的结果如表 5 所示。

[0215] [表 5]

[0216]

构件编号	使用的薄钢板性能				压溃性能				备注					
	板厚t (mm)	拉伸强度 TS (MPa)	n值*	极限弯曲半径Rc (mm)	式(1)右边缘**	是否满足式(1)	式(2)右边缘**	是否满足式(2)		构件形状***	板厚与宽度比 b/t	压溃冲击行程 (mm)	在压溃后的变形状态	压溃稳定性
A1	1.2	1245	0.28	2.5	2.1	3.5	2.5	2.5	○	J	33.3	160	波纹管形	本发明实施例
A2	1.2	1245	0.28	2.5	2.1	3.5	2.5	2.5	○	X	33.3	200	波纹管形	本发明实施例
A3	1.2	1245	0.28	2.5	2.1	3.5	2.5	2.5	○	W	33.3	240	波纹管形	本发明实施例
B1	1.0	1125	0.31	2.5	2.5	3.7	2.5	2.7	○	J	40.0	160	波纹管形	本发明实施例
B2	1.0	1125	0.31	2.5	2.5	3.7	2.5	2.7	○	X	40.0	200	波纹管形	本发明实施例
B3	1.0	1125	0.31	2.5	2.5	3.7	2.5	2.7	○	W	40.0	240	波纹管形	本发明实施例
C1	1.2	1007	0.10	1.5	1.3	2.2	1.5	1.2	○	J	33.3	160	波纹管形	本发明实施例
C2	1.2	1007	0.10	1.5	1.3	2.2	1.5	1.2	○	X	33.3	200	波纹管形	本发明实施例
C3	1.2	1007	0.10	1.5	1.3	2.2	1.5	1.2	○	W	33.3	240	波纹管形	本发明实施例
D1	1.2	1215	0.07	2.0	1.7	1.7	2.0	0.7	○	J	33.3	160	波纹管形	本发明实施例
D2	1.2	1215	0.07	2.0	1.7	1.7	2.0	0.7	○	X	33.3	200	波纹管形	本发明实施例
D3	1.2	1215	0.07	2.0	1.7	1.7	2.0	0.7	○	W	33.3	240	波纹管形	本发明实施例
E1	1.0	1021	0.17	2.0	2.0	2.9	2.0	1.9	○	J	40.0	160	波纹管形	本发明实施例
E2	1.0	1021	0.17	2.0	2.0	2.9	2.0	1.9	○	X	40.0	200	波纹管形	本发明实施例
E3	1.0	1021	0.17	2.0	2.0	2.9	2.0	1.9	○	W	40.0	240	波纹管形	本发明实施例
F1	1.2	1038	0.05	2.5	2.1	1.3	2.5	0.3	×	J	33.3	160	破裂	对比例
F2	1.2	1038	0.05	2.5	2.1	1.3	2.5	0.3	×	X	33.3	200	破裂	对比例
F3	1.2	1038	0.05	2.5	2.1	1.3	2.5	0.3	×	W	33.3	240	破裂	对比例
G1	1.6	1340	0.06	3.5	2.2	1.5	3.5	0.5	×	J	25.0	160	破裂	对比例
G2	1.6	1340	0.06	3.5	2.2	1.5	3.5	0.5	×	X	25.0	200	破裂	对比例
G3	1.6	1340	0.06	3.5	2.2	1.5	3.5	0.5	×	W	25.0	240	破裂	对比例
H1	1.2	1306	0.21	5.0	4.2	3.2	5.0	2.2	×	J	33.3	160	破裂	对比例
H2	1.2	1306	0.21	5.0	4.2	3.2	5.0	2.2	×	X	33.3	200	破裂	对比例
H3	1.2	1306	0.21	5.0	4.2	3.2	5.0	2.2	×	W	33.3	240	破裂	对比例

*) 基于5%至10%的真应变的数据所获得的值。当平均伸长率低于10%时，使用针对5%真应变和最大真应变所获得的真应力。
 **) 公式(1): $Rc/t \leq 1.31 \times \ln(n) + 5.21 \dots (1)$
 ***) 参见图2

- [0217] 所有本发明实施例均在轴向上被稳定地压曲以被压溃变形成为波纹管形。
- [0218] 此外，实施例 1 和实施例 2 所获得的关于极限弯曲半径和 n 值的结果共同示出在图 5 中。在图 5 中，白色的圆圈均代表其中构件被稳定地压曲成波纹管形的情况，而黑色的圆圈均代表其中构件遭受撕裂的产生并且没有被稳定地压溃成波纹管形的情况。
- [0219] 根据图 5 能够理解的是，当将极限弯曲半径除以板厚（极限弯曲半径 / 板厚）所获

得的值满足式(1)和(2)时,构件在碰撞时在轴向上被稳定地压曲成波纹管形并且具有优异的碰撞能量吸收性能。例如,当原料钢板具有大的 n 值时,构件稳定地压溃成波纹管形。同时,即使 n 值相当小,例如, n 值为 0.20 或更小,只要通过将极限弯曲半径除以板厚(极限弯曲半径 / 板厚)所获得的值满足式(1)和(2),那么构件仍然允许被稳定地压溃。同时,由不满足式(1)的钢板形成的构件无论构件的形状如何也遭受撕裂的产生,并且不能获得稳定的压溃变形。

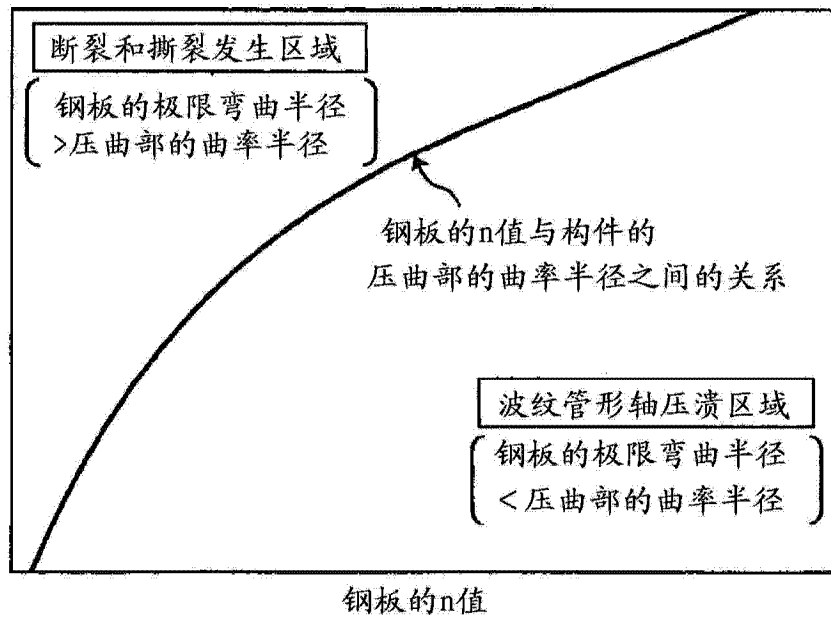


图 1

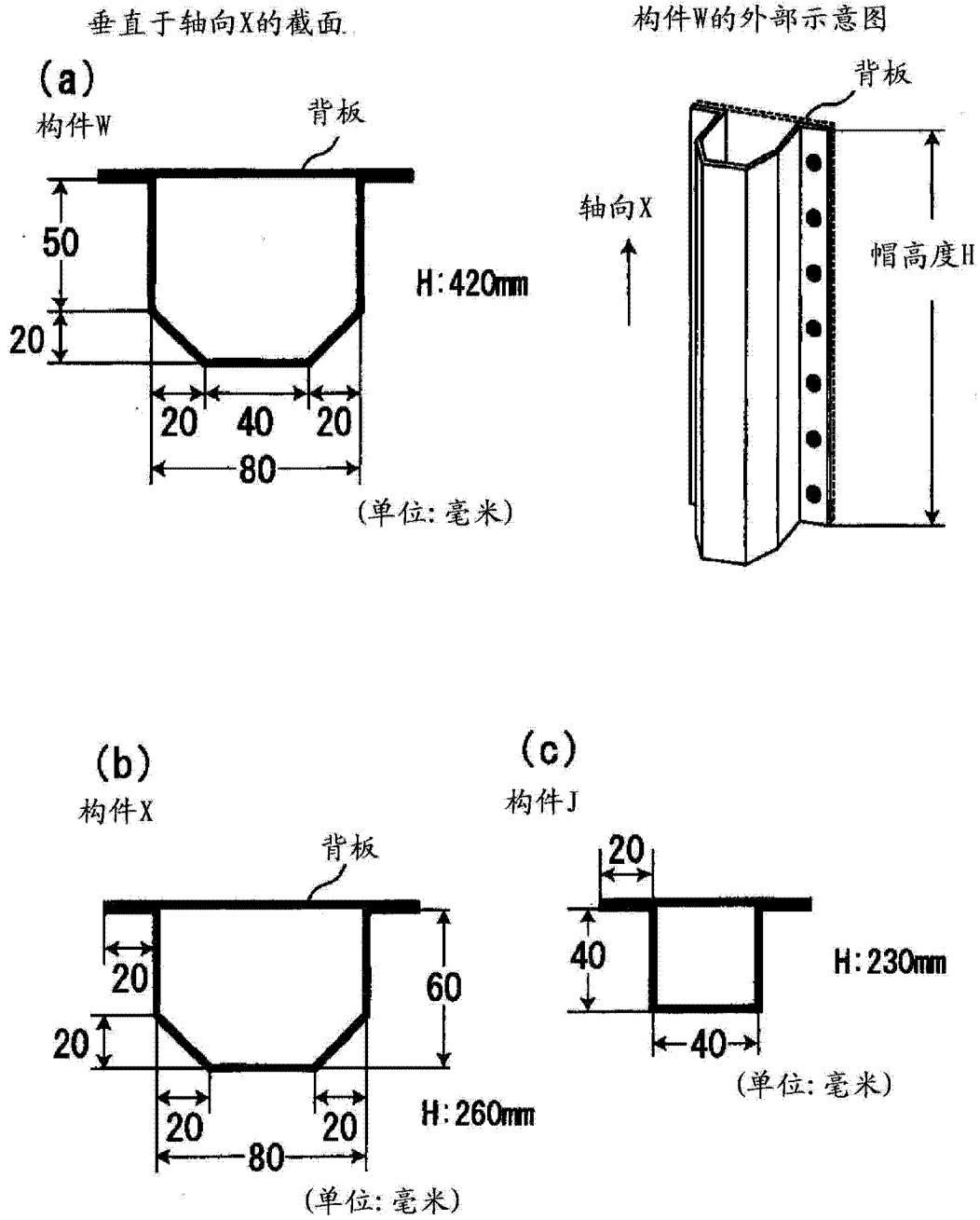


图 2

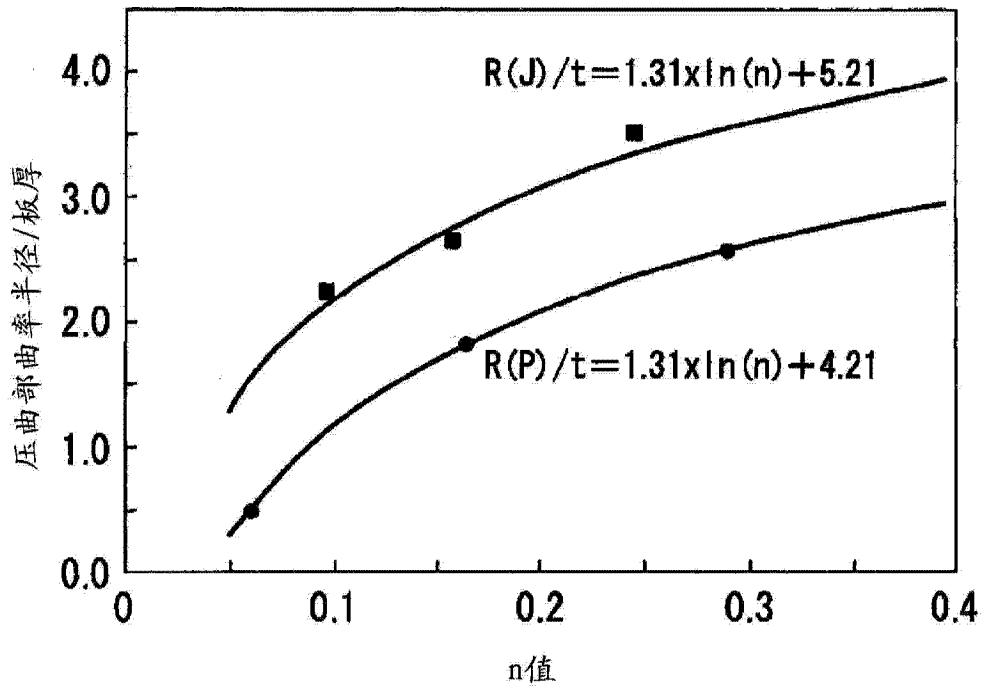


图 3

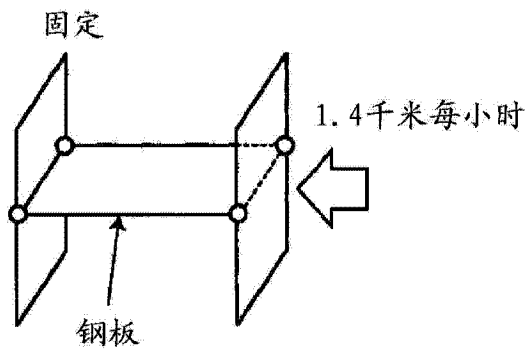


图 4

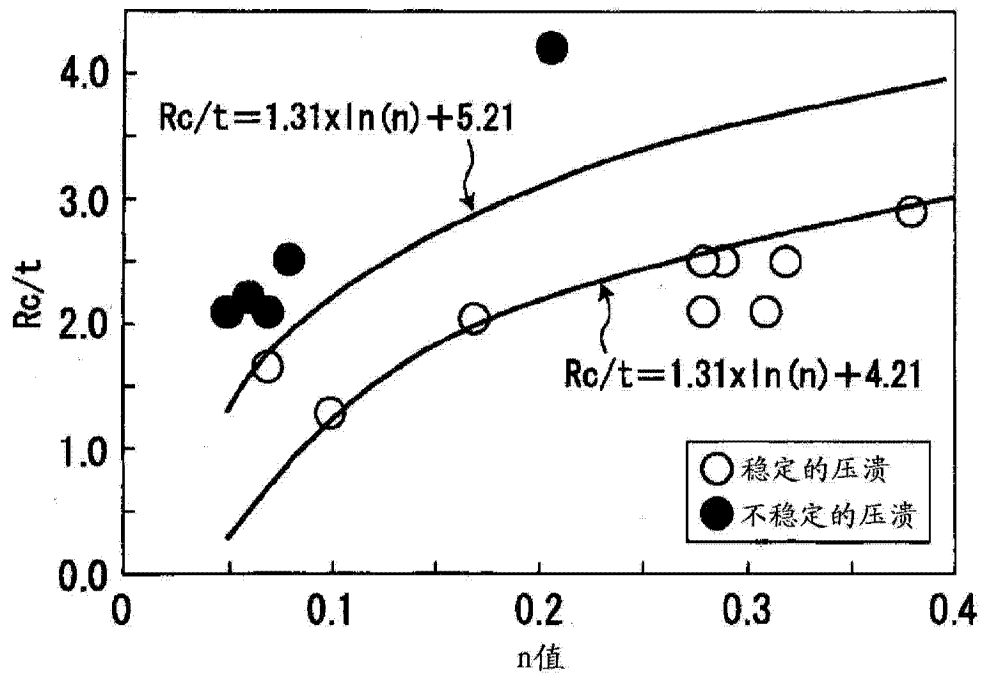


图 5