

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl<sup>7</sup>

C22C 38/12

C22C 38/14 C21D 8/02

C21D 9/46

# [12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 99802559.3

[43] 公开日 2001 年 3 月 28 日

[11] 公开号 CN 1289375A

[22] 申请日 1999.12.3 [21] 申请号 99802559.3

[30] 优先权

[32] 1998.12.7 [33] JP [31] 346974/1998

[32] 1999.2.15 [33] JP [31] 036283/1999

[32] 1999.2.15 [33] JP [31] 036284/1999

[32] 1999.2.15 [33] JP [31] 036285/1999

[32] 1999.2.15 [33] JP [31] 036286/1999

[32] 1999.2.15 [33] JP [31] 036287/1999

[32] 1999.2.15 [33] JP [31] 036288/1999

[86] 国际申请 PCT/JP99/06791 1999.12.3

[87] 国际公布 WO00/34542 日 2000.6.15

[85] 进入国家阶段日期 2000.7.31

[71] 申请人 日本钢管株式会社

地址 日本东京

[72] 发明人 藤田毅 北野总人 细谷佳弘 稻积透  
山崎雄司 森田正哉 长泷康伸  
长谷川浩平 松田广志  
小野守章

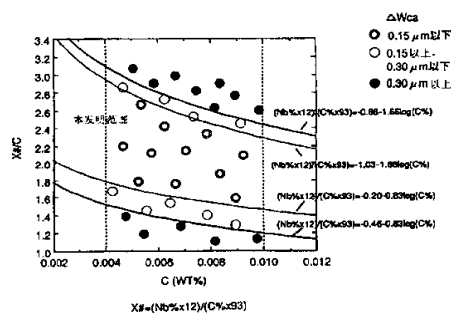
[74] 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限责任公司  
代理人 武玉琴 朱登河

权利要求书 8 页 说明书 66 页 附图页数 22 页

[54] 发明名称 高强度冷轧钢板及其制造方法

[57] 摘要

本发明涉及抗拉强度为 340 ~ 440MPa 的添加 Nb 的超低 C 冷轧钢板, 例如以重量% 计, 高强度冷轧钢板含 C: 0.0040 ~ 0.01%、Si: 0.05% 以下、Mn: 0.1 ~ 1.0%、P: 0.01 ~ 0.05%、S: 0.02% 以下、sol. Al: 0.01 ~ 0.1%、N: 0.004% 以下、Nb: 0.01 ~ 0.14%, 其余实质上是 Fe 和不可避免的杂质, 而且通过单向拉伸试验的公称应变 1% 和 10% 两点算出的 n 值在 0.21 以上的冷轧钢板, 及其制造方法。采用本发明可以得到复合成形性、耐二次加工脆性、焊接部位成形性、抑制毛刺的性能、表面性状、板卷内材质均匀性等均优良的汽车外壳用的高强度冷轧钢板。



ISSN 1008-4274



## 权 利 要 求 书

1. 高强度冷轧钢板, 以重量%计含 C: 0.0040~0.010%、Si: 0.05%  
以下、Mn: 0.10~1.20%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02%以下、sol.Al:  
5 0.01~0.1%、N: 0.004%以下、O: 0.003%以下、Nb: 0.01~0.20%,  
而且满足下述的 (1)、(2)、(3)、(4) 式,

$$-0.46-0.83 \times \log [C] \cong (\text{Nb} \times 12) / (\text{C} \times 93) \cong -0.88-1.66 \times \log [C] \quad (1)$$

$$10.8 \cong 5.49 \times \log [\text{YP}] - r \quad (2)$$

$$11.0 \cong r + 50.0 \times n \quad (3)$$

$$10 \quad 2.9 \cong r + 5.00 \times n \quad (4)$$

式 (1) ~ (4) 中 C、Nb 表示元素 C、Nb 的含量 (重量%), YP 表示屈服强度 (MPa), r 表示 r 值, n 表示 n 值 (应变 1~5%)。

2. 高强度冷轧钢板, 以重量%计含 C: 0.0040~0.010%、Si: 0.05%  
15 以下、Mn: 0.10~1.20%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02%以下、sol.Al:  
0.01~0.1%、N: 0.004%以下、O: 0.003%以下、Nb: 0.01~0.20%、  
Ti: 0.05%以下, 而且满足下述的 (2)、(3)、(4)、(5) 式,

$$10.8 \cong 5.49 \times \log [\text{YP}] - r \quad (2)$$

$$11.0 \cong r + 50.0 \times n \quad (3)$$

$$20 \quad 2.9 \cong r + 5.00 \times n \quad (4)$$

$$-0.46-0.83 \times \log [C] \cong (\text{Nb} \times 12) / (\text{C} \times 93) + (\text{Ti}^* \times 12) / (\text{C} \times 48) \cong -0.88-1.66 \times \log [C] \quad (5)$$

式 (2) ~ (5) 中 YP 表示屈服强度 (MPa), r 表示 r 值, n 表示 n 值 (应变 1~5%),  $\text{Ti}^* = \text{Ti} - (48/14) \times \text{N} - (48/32) \times \text{S}$ ,  $\text{Ti}^*$  为 0 以下  
25 时  $\text{Ti}^* = 0$ , C、S、N、Nb、Ti 表示元素 C、S、N、Nb、Ti 的含量 (重量%)。

3. 如权利要求 1 或 2 所述的高强度冷轧钢板, 还含有以重量%计  
0.002%以下的 B。



4. 高强度冷轧钢板的制造方法，包括步骤：

生产连铸钢板坯，其中所述钢以重量%计含 C：0.0040~0.010%、Si：0.05%以下、Mn：0.10~1.20%、P：0.01~0.05%、S：0.02%以下、sol.Al：0.01~0.1%、N：0.004%以下、O：0.003%以下、Nb：0.01~0.20%，而且满足下述（1）式；

把上述钢板坯在 Ar3 相变点以上温度精轧生产热轧钢板；

将上述热轧钢板在 540℃以上温度卷取；

把上述卷取后的热轧钢板以 50~85%压下率冷轧后，在 680~880℃的温度下连续退火，

$$-0.46-0.83 \times \log[C] \cong (Nb \times 12) / (C \times 93) \cong -0.88-1.66 \times \log[C] \quad (1)$$

式（1）中 C、Nb 表示元素 C、Nb 的含量（重量%）。

5. 高强度冷轧钢板的制造方法，包括步骤：生产钢连铸板坯，其中所述钢以重量%计含 C：0.0040~0.010%、Si：0.05%以下、Mn：0.10~1.20%、P：0.01~0.05%、S：0.02%以下、sol.Al：0.01~0.1%、N：0.004%以下、O：0.003%以下、Nb：0.01~0.20%、Ti：0.05%以下，而且满足下述（5）式；

把上述板坯在 Ar3 相变点以上温度精轧生产热轧钢板；

将上述热轧钢板在 540℃以上温度卷取；

把上述卷取后的热轧钢板以 50~85%压下率冷轧后，在 680~880℃连续退火，

$$-0.46-0.83 \times \log[C] \cong (Nb \times 12) / (C \times 93) + (Ti^* \times 12) / (C \times 48) \cong -0.88-1.66 \times \log[C] \quad (5)$$

式（5）中  $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ ， $Ti^*$ 为 0 以下时  $Ti^* = 0$ ，

C、S、N、Nb、Ti 表示元素 C、S、N、Nb、Ti 的含量（重量%）。

6. 高强度冷轧钢板，以重量%计含 C：0.0040~0.010%、Si：0.05%以下、Mn：0.1~1.0%、P：0.01~0.05%、S：0.02%以下、sol.Al：0.01~0.1%、N：0.004%以下、Nb：0.01~0.14%，其余基本上为 Fe 和不可避免的杂质，用单向拉伸试验的 1%和 10%两点的公称应变算出的 n 值

在 0.21 以上。

7. 如权利要求 6 所述的高强度冷轧钢板, 还含 Ti: 0.05 重量%以下。

5

8. 如权利要求 6 或 7 所述的高强度冷轧钢板, 还含 B: 0.002 重量%以下。

10

9. 高强度冷轧钢板, 以重量%计含 C: 0.0040~0.01%、Si: 0.05%以下、Mn: 0.1~1.0%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02%以下、sol.Al: 0.01~0.1%、N: 0.004%以下、Nb: 0.15%以下, 其余基本上为 Fe 和不可避免的杂质, 而且满足下述 (6) 式, 并且用单向拉伸试验的 1%和 10%两点的公称应变算出的 n 值在 0.21 以上,

$$(12/93) \times Nb^*/C \geq 1.2 \quad (6)$$

15

式 (6) 中  $Nb^* = Nb - (93/14) \times N$ , C、N、Nb 表示元素 C、N、Nb 的含量 (重量%)。

10. 如权利要求 9 所述的高强度冷轧钢板, 还含 Ti: 0.05 重量%以下。

20

11. 如权利要求 9 所述的高强度冷轧钢板, 还含 B: 0.002 重量%以下。

12. 高强度冷轧钢板的制造方法, 包括步骤:

25

生产钢连铸板坯, 以重量%计所述钢含 C: 0.0040~0.01%、Si: 0.05%以下、Mn: 0.1~1.0%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02%以下、sol.Al: 0.01~0.1%、N: 0.004%以下、Nb: 0.15%以下, 其余实质上为 Fe 和不可避免的杂质, 而且满足下述 (6) 式;

把上述板坯在 Ar3 相变点以上温度精轧生产热轧钢板;

30

将上述热轧钢板在 500~700℃温度卷取;

把上述卷取后的热轧钢板冷轧后退火，

$$(12/93) \times \text{Nb}^*/\text{C} \geq 1.2 \quad (6)$$

式(6)中  $\text{Nb}^* = \text{Nb} - (93/14) \times \text{N}$ ，C、N、Nb 表示元素 C、N、Nb 的含量(重量%)。

5

13. 高强度冷轧钢板，以重量%计含 C: 0.0040~0.01%、Si: 0.05% 以下、Mn: 0.1~1.0%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02% 以下、sol.Al: 0.01~0.1%、N: 0.004% 以下、Nb: 0.01~0.14%，其余实质上为 Fe 和不可避免的杂质，而且满足下述(6)、(7)式，

$$(12/93) \times \text{Nb}^*/\text{C} \geq 1.2 \quad (6)$$

$$\text{TS}-4050 \times \text{Ceq} \geq -0.75 \times \text{TS} + 380 \quad (7)$$

式(6)、(7)中  $\text{Nb}^* = \text{Nb} - (93/14) \times \text{N}$ ， $\text{Ceq} = \text{C} + (1/50) \times \text{Si} + (1/25) \times \text{Mn} + (1/2) \times \text{P}$ ，C、Si、Mn、P、N、Nb 表示 C、Si、Mn、P、N、Nb 的含量(重量%)，TS 表示抗拉强度(MPa)。

15

14. 如权利要求 13 所述的高强度冷轧钢板，还含 Ti: 0.05 重量% 以下。

15. 如权利要求 13 或 14 所述的高强度冷轧钢板，还含 B: 0.002 重量% 以下。

20

16. 高强度冷轧钢板，以重量%计含 C: 0.004~0.01%、P: 0.05% 以下、S: 0.02% 以下、sol.Al: 0.01~0.1%、N: 0.004% 以下、Ti: 0.03% 以下、Nb 含量满足下述(8)式，而且 NbC 的体积百分数为 0.03~0.1%，其 70% 以上的颗粒直径为 10~40nm，

25

$$1 \leq (93/12) \times (\text{Nb}/\text{C}) \leq 2.5 \quad (8)$$

式(8)中 C、Nb 表示元素 C、Nb 的含量(重量%)。

17. 高强度冷轧钢板的制造方法，包括步骤：

生产钢连铸板坯，以重量%计所述钢含 C: 0.004~0.01%、P: 0.05%

30



以下、S: 0.02%以下、sol.Al: 0.01~0.1%、N: 0.004%以下、Ti: 0.03%  
以下、Nb 含量满足下述 (8) 式;

将上述板坯用满足 (8) ~ (11) 式的压下率精轧生产热轧钢板;  
将上述热轧钢板冷轧后退火,

5 
$$1 \leq (93/12) \times (Nb/C) \leq 2.5 \quad (8)$$

$$10 \leq HR1 \quad (9)$$

$$2 \leq HR2 \leq 30 \quad (10)$$

$$HR1+HR2-HR1 \times HR2/100 \leq 60 \quad (11)$$

10 式 (8) ~ (11) 中, C、Nb 表示元素 C、Nb 的含量 (重量%), HR1、  
HR2 分别表示精轧时终轧前一道次和终轧道次的压下率 (%)。

15 18. 高强度冷轧钢板, 以重量%计含 C: 0.0040~0.010%、Si: 0.05%  
以下、Mn: 0.10~1.5%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02%以下、sol.Al: 0.01~  
0.1%、N: 0.0100%以下、Nb: 0.036~0.14%, 而且满足下述 (12) 式,  
并且平均晶粒直径在  $10 \mu m$  以下, r 值在 1.8 以上,

$$1.1 < (Nb \times 12) / (C \times 93) < 2.5 \quad (12)$$

式 (12) 中 C、Nb 表示元素 C、Nb 的含量 (重量%)。

20 19. 如权利要求 21 所述的高强度冷轧钢板, 还含 Ti: 0.019 重量  
%以下, 而且满足下述 (13) 式,

$$Ti \leq (48/14) \times N + (48/32) \times S \quad (13)$$

式 13 中: N、S、Ti 表示元素 N、S、Ti 的含量 (重量%)。

25 20. 如权利要求 18 或 19 所述的高强度冷轧钢板, 还含 B: 0.0015  
重量%以下。

21. 高强度冷轧钢板的制造方法, 包括步骤:

30 生产钢连铸板坯, 以重量%计所述钢含 C: 0.0040~0.010%、Si:  
0.05%以下、Mn: 0.10~1.5%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02%以下、sol.Al:  
0.01~0.1%、N: 0.0100%以下、Nb: 0.036~0.14%, 而且满足下述 (12)

式；

将上述板坯直接粗轧或加热到 1100~1250℃后粗轧，生产粗轧坯；

5 把上述粗轧坯以终轧前一道次和终轧道次 10~40%累计压下率精轧，生产热轧钢板；

将上述热轧钢板以 15℃/sec 以上的冷却速度冷却至 700℃以下，在 620~670℃的温度下卷取；

把上述卷取后的热轧钢板以 50%以上的压下率冷轧后，以 20℃/sec 以上的加热速度加热，在 860~Ar3 相变点以下的温度下退火；

10 将上述退火后的钢板以 0.4~1.0%的压下率平整。

22. 高强度冷轧钢板，以重量%计，含 C：超过 0.0050%，而低于 0.010%、Si：0.05%以下、Mn：0.10~1.5%、P：0.01~0.05%、S：0.02%以下、sol.Al：0.01~0.1%、N：0.004%以下、Nb：0.01~0.20%，而且满足下述（3）、（4）、（14）式，

$$11.0 \leq r + 50.0 \times n \quad (3)$$

$$2.9 \leq r + 5.00 \times n \quad (4)$$

$$1.98 - 66.3 \times C \leq (Nb \times 12) / (C \times 93) \leq 3.24 - 80.0 \times C \quad (14)$$

式（3）、（4）、（14）中，r 表示 r 值，n 表示 n 值（1~5%应变），C、Nb 表示元素 C、Nb 的含量（重量%）。

23. 高强度冷轧钢板，以重量%计，含 C：超过 0.0050%，而低于 0.010%、Si：0.05%以下、Mn：0.10~1.5%、P：0.01~0.05%、S：0.02%以下、sol.Al：0.01~0.1%、N：0.004%以下、Nb：0.01~0.20%、Ti：0.05%以下，而且满足下述（3）、（4）、（15）式，

$$11.0 \leq r + 50.0 \times n \quad (3)$$

$$2.9 \leq r + 5.00 \times n \quad (4)$$

$$1.98 - 66.3 \times C \leq (Nb \times 12) / (C \times 93) + (Ti^* \times 12) / (C \times 48) \leq 3.24 - 80.0 \times C \quad (15)$$

式（3）、（4）、（15）中，r 表示 r 值，n 表示 n 值（1~5%应变），

$Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ ,  $Ti^*$ 为 0 以下时  $Ti^* = 0$ , C、S、N、Nb、Ti 表示元素 C、S、N、Nb、Ti 的含量 (重量%)。

24. 如权利要求 22 或 23 所述的高强度冷轧钢板, 还含 B: 0.002 重量%以下。

25. 高强度冷轧钢板的制造方法, 包括步骤:

生产钢连铸板坯, 以重量%计所述钢含 C: 超过 0.0050%, 而低于 0.010%、Si: 0.05%以下、Mn: 0.10~1.5%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02% 以下、sol.Al: 0.01~0.1%、N: 0.004%以下、Nb: 0.01~0.20%, 而且满足下述 (14) 式;

将上述板坯以终轧前一道次和终轧道次累计压下率 60%以下精轧后卷取, 生产热轧钢板;

将上述热轧钢板冷轧后退火,

$$1.98-66.3 \times C \leq (Nb \times 12) / (C \times 93) \leq 3.24-80.0 \times C \quad (14)$$

式 (14) 中 C、Nb 表示元素 C、Nb 的含量 (重量%)。

26. 高强度冷轧钢板的制造方法, 包括步骤: 生产以重量%计含 C: 超过 0.0050%, 而低于 0.010%、Si: 0.05%以下、Mn: 0.01~1.5%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02%以下、sol.Al: 0.01~0.1%、N: 0.004%以下、Nb: 0.01~0.20%、Ti: 0.05%以下, 而且满足下述 (15) 式的钢连铸板坯;

将上述板坯以终轧前一道次和终轧道次累计压下率 60%以下精轧后卷取, 生产热轧钢板;

将上述热轧钢板冷轧后退火,

$$1.98-66.3 \times C \leq (Nb \times 12) / (C \times 93) + (Ti^* \times 12) / (C \times 48) \leq 3.24-80.0 \times C \quad (15)$$

式 (15) 中  $Ti^* = Ti - (48/14) \times N - (48/32) \times S$ ,  $Ti^*$ 为 0 以下时  $Ti^* = 0$ , C、S、N、Nb、Ti 表示元素 C、S、N、Nb、Ti 的含量 (重量%)。



27. 如权利要求 25 或 26 所述的高强度冷轧钢板的制造方法，其中，在 870℃ 以上温度精轧，在 550℃ 以上温度卷取，以 50~85% 的压下率冷轧，在 780~880℃ 温度下连续退火。



# 说明书

## 高强度冷轧钢板及其制造方法

### 5 技术领域

本发明涉及用于汽车外壳如车盖、挡泥板、侧板等的抗拉强度为340-440MPa的高强度冷轧钢板及其制造方法。

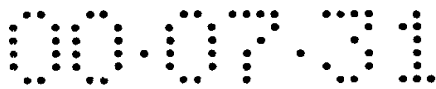
### 背景技术

10 近年来，由于从安全性考虑和燃料费用的提高，用于汽车外壳的车盖、挡泥板、侧板等的钢板大多数具有采用高强度钢板的倾向。

15 由于零件整体化造成零件种类的减少和为了提高冲压效率，同时也为了使外壳具有良好的外观，要求高强度冷轧钢板有更优良的深冲性能、胀形性能、面均匀变形的性能（在成型面上不发生不均匀应变）。

20 为此，最近提出在含C量为30ppm以下的超低碳钢的基础上，加入Ti、Nb等碳化物形成元素和Mn、Si、P等固溶强化元素的高强度冷轧钢板。例如在特开平5-112845号公报中采用超低碳钢的碳含量的下限，添加Mn的钢板，在特开平5-263184号公报中在超低碳钢中加入大量Mn，同时添加Ti或Nb的钢板，在特开平5-78784号公报中在含Ti的超低碳钢中添加Mn，同时控制Si和P等含量的抗拉强度为343-490MPa的钢板。此外在特开平5-46289号公报和特开平5-195080  
25 号等公报中报告了把C含量控制在30-100ppm的超低碳钢进行多项调整的钢添加Ti的钢板。

30 可是以这样超低碳钢为基的高强度冷轧钢板不具备深冲性能、胀形性能、面均匀变形的性能等的良好的复合成形性能，至今作为汽车外壳用钢板是不够的。特别是几乎不可能防止波纹的产生，而波纹是



损害外壳涂装后鲜艳程度的表面变形引起的。

5 此外，最近对汽车外壳用高强度冷轧钢板除这样的复合成形性以外，对耐二次加工脆性、对应于加工毛坯的焊接部位的成形性、剪切时的抑制毛刺的性能、表面性状，以及作为以卷提供的板卷内材质的均匀性等提出更高的要求。

### 技术方案

10 本发明的高强度冷轧钢板在深冲性能、胀形性能、面均匀变形的性能等的复合成形性、耐二次加工脆性、对应于加工毛坯的焊接部位的成形性、剪切时的抑制毛刺的性能、表面性状、板卷内材质均匀性等方面均具有优良的性能，说明如下。

15 本发明的钢板 1 是高强度冷轧钢板，以重量%计含 C：0.0040～0.010%、Si：0.05%以下、Mn：0.10～1.20%、P：0.01～0.05%、S：0.02%以下、sol.Al：0.01～0.1%、N：0.004%以下、O：0.003%以下、Nb：0.01～0.20%，而且满足下述的（1）、（2）、（3）、（4）式。

$$20 \quad -0.46-0.83 \times \log [C] \cong (\text{Nb} \times 12) / (C \times 93) \cong -0.88-1.66 \times \log [C] \quad (1)$$

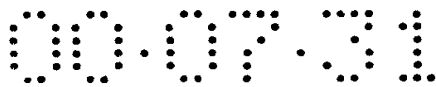
$$10.8 \cong 5.49 \times \log [Y P] - r \quad (2)$$

$$11.0 \cong r + 50.0 \times n \quad (3)$$

$$2.9 \cong r + 5.00 \times n \quad (4)$$

25 式（1）～（4）中 C、Nb 表示元素 C、Nb 的含量（重量%），Y P 表示屈服强度（MPa），r 表示 r 值（相对轧制方向成 0°、45°、90° 方向的平均值），n 表示 n 值（应变 1～5%范围的 n 值，相对轧制方向成 0°、45°、90° 方向的平均值）。

30 将含此成分的钢采用连铸板坯生产工艺、把板坯在 Ar3 相变点以上温度精轧的热轧钢板工艺、热轧钢板在 540℃以上温度卷取的工艺、



卷取后的热轧钢板经 50~85%压下率冷轧后，在 680~880℃退火的工艺等，可以制造本发明的钢板 1。

5 本发明的钢板 2 也是高强度冷轧钢板，以重量%计 C: 0.0040~0.01%、Si: 0.05%以下、Mn: 0.1~1.0%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02%以下、sol.Al: 0.01~0.1%、N: 0.004%以下、Nb: 0.01~0.14%，其余实质上是 Fe 和不可避免的杂质，通过单向拉伸试验的公称应变 1%和 10%两点算出的 n 值在 0.21 以上。

10 本发明的钢板 3 是高强度冷轧钢板，以重量%计由 C: 0.0040~0.01%、Si: 0.05%以下、Mn: 0.1~1.0%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02%以下、sol.Al: 0.01~0.1%、N: 0.004%以下、Nb: 0.15%以下，其余实质上是 Fe 和不可避免的杂质等组成，而且满足下述 (6) 式，并通过单向拉伸试验的公称应变 1%和 10%两点算出的 n 值在 0.21 以上。

15

$$(12/93) \times Nb^*/C \geq 1.2 \quad (6)$$

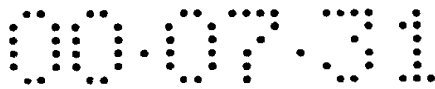
式 (6) 中  $Nb^* = Nb - (93/14) \times N$ ，C、N、Nb 表示元素 C、N、Nb 的含量 (重量%)。

20 本发明的钢板 3 是将含此成分的钢采用连铸板坯生产工艺、把板坯在 Ar3 相变点以上温度精轧的热轧钢板工艺、热轧钢板在 500~700℃温度卷取的工艺、卷取后的热轧钢板经冷轧后退火的工艺等制造的高强度冷轧钢板。

25 本发明的钢板 4 是以重量%计由 C: 0.0040~0.01%、Si: 0.05%以下、Mn: 0.1~1.0%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02%以下、sol.Al: 0.01~0.1%、N: 0.004%以下、Nb: 0.01~0.14%，其余实质上是 Fe 和不可避免的杂质等组成，而且满足下述 (6)、(7) 式的高强度冷轧钢板。

30

$$(12/93) \times Nb^*/C \geq 1.2 \quad (6)$$



$$TS-4050 \times C_{eq} \geq -0.75 \times TS + 380 \quad (7)$$

式(7)中,  $C_{eq} = C + (1/50) \times Si + (1/25) \times Mn + (1/2) \times P$ , C、Si、Mn、P、N、Nb 表示元素 C、Si、Mn、P、N、Nb 的含量(重量%), TS 表示抗拉强度(MPa)。

5

本发明的钢板 5 是以重量%计含 C: 0.004~0.01%、P: 0.05%以下、S: 0.02%以下、sol.Al: 0.01~0.1%、N: 0.004%以下、Ti: 0.03%以下, Nb 的含量要满足下式(8), 并且 NbC 的体积百分数为 0.03~0.1%, 其 70%以上的颗粒直径为 10~40nm 的高强度冷轧钢板。

10

$$1 \leq (93/12) \times (Nb/C) \leq 2.5 \quad (8)$$

式(8)中 C、Nb 表示元素 C、Nb 的含量(重量%)。

15

本发明的钢板 5 是将含此成分的钢采用连铸板坯生产工艺、板坯满足下述(9)~(11)式的压下率条件下精轧的热轧钢板工艺、将热轧钢板经冷轧后退火的工艺等制造的高强度冷轧钢板。

$$10 \leq HR1 \quad (9)$$

$$2 \leq HR2 \leq 30 \quad (10)$$

20

$$HR1 + HR2 - HR1 \times HR2 / 100 \leq 60 \quad (11)$$

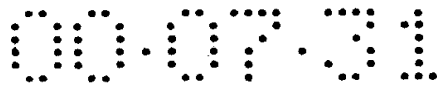
式(9)~(11)中 HR1、HR2 分别表示终轧前一道次和终轧道次的压下率(%)。

25

本发明的钢板 6 是以重量%计含 C: 0.0040~0.010%、Si: 0.05%以下、Mn: 0.1~1.5%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02%以下、sol.Al: 0.01~0.1%、N: 0.0100%以下、Nb: 0.036~0.14%, 而且要满足下述(12)式, 并且平均晶粒直径在  $10 \mu m$  以下, r 值在 1.8 以上的高强度冷轧钢板。

30

$$1.1 < (Nb \times 12) / (C \times 93) < 2.5 \quad (12)$$



式 (12) 中 C、Nb 表示元素 C、Nb 的含量 (重量%)。

5 本发明的钢板 6 是将含此成分的钢经连铸板坯生产工艺、把板坯直接轧制或加热到 1100~1250℃粗轧生产粗轧坯的工艺、把粗轧坯经终轧前一道次和终轧道次 10~40%累计压下率的精轧生产热轧钢板的工艺、把热轧钢板以 15℃/sec 以上的冷却速度冷却至 700℃以下温度, 在 620~670℃卷取的工艺、卷取后的热轧钢板经 50%以上压下率冷轧后, 以 20℃/sec 以上的加热速度加热到 860~Ar3 相变点以下温度退火的工艺, 退火后的钢板以 0.4~1.0%的压下率平整的工艺等制造的高强度冷轧钢板。

15 本发明的钢板 7 是以重量%计含 C: 超过 0.0050%并低于 0.010%、Si: 0.05%以下、Mn: 0.10~1.5%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02%以下、sol.Al: 0.01~0.1%、N: 0.004%以下、Nb: 0.01~0.20%, 而且满足下述 (3)、(4)、(14) 式的高强度冷轧钢板。

$$11.0 \leq r + 50.0 \times n \quad (3)$$

$$2.9 \leq r + 5.00 \times n \quad (4)$$

$$1.98 - 66.3 \times C \leq (Nb \times 12) / (C \times 93) \leq 3.24 - 80.0 \times C \quad (14)$$

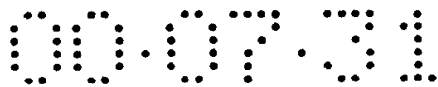
20 式 (14) 中 C、Nb 表示元素 C、Nb 的含量 (重量%)。

25 本发明的钢板 7 是将含此成分的钢经连铸板坯生产工艺、把板坯以终轧前一道次和终轧道次的累计压下率 60%以下的精轧后卷取的热轧钢板生产工艺、把热轧钢板冷轧后退火的工艺等制造的高强度冷轧钢板。

### 附图简要说明

第 1 图: 表示用于评价面均匀变形性能的面板形状。

30 第 2 图: 表示  $(Nb \times 12) / (C \times 93)$  对成形前后波纹高度差 ( $\Delta Wca$ ) 的影响。



第 3 图：表示吉田纵弯曲试验法。

第 4 图：表示 YP、r 值对塑性纵弯曲高度（YBT）的影响。

第 5 图：表示杯突成形试验方法。

第 6 图：表示 r 值、n 值对深冲性能、胀形性能的影响。

5 第 7 图：表示汽车前挡泥板模制品。

第 8 图：表示图 7 的汽车前挡泥板模制品危险断裂部位附近等效应变分布的一个示例。

第 9 图：表示与本发明例对比的钢板在图 7 的汽车前挡泥板成形后，危险断裂部位附近的等效应变分布。

10 第 10 图：表示  $(12/93) \times Nb^*/C$  对二次加工脆化温度的影响。

第 11 图：表示  $(12/93) \times Nb^*/C$  对 r 值的影响。

第 12 图：表示  $(12/93) \times Nb^*/C$  对 YPE1 的影响。

第 13 图：表示球面胀形成形试样。

第 14 图：表示  $(12/93) \times Nb^*/C$  对焊接部位球面胀形高度的影响。

15 第 15 图：表示扩孔试样。

第 16 图：表示  $(12/93) \times Nb^*/C$  对焊接部位扩孔率的影响。

第 17 图：表示匣形件深冲成形试样。

第 18 图：表示 TS 对焊接部位产生裂纹临界压紧力的影响。

第 19 图：表示析出物分布形态对毛刺平均高度的影响。

20 第 20 图：表示表示析出物分布形态对毛刺平均高度的标准偏差的影响。

第 21 图：表示  $(Nb \times 12) / (C \times 93)$  及 C 对板卷内材质均匀性的影响。

第 22 图：表示 r 值、n 值对深冲性能、胀形性能的影响。

25

### 发明的最佳实施方式

#### 最佳方式 1

上述本发明的钢板 1 是在复合成形性能方面特别优良的钢板，详细说明如下。

30



C: C 与 Nb 形成微细的碳化物, 在使钢具有高的强度的同时, 提高低应变区的  $n$  值, 所以使面均匀变形性能提高。由于 C 含量不足 0.0040% 其效果小, 高于 0.010% 的话塑性降低, 所以其含量定为 0.0040~0.010%, 希望是 0.0050~0.0080%, 最好 0.0050~0.0074%。

5

Si: Si 添加过量的话, 会使冷轧钢板的表面化学处理性能恶化, 热镀锌钢板的镀层结合性能恶化, 所以其含量定为 0.05% 以下。

10

Mn: Mn 使钢中的 S 变成 MnS 析出, 防止钢坯热裂, 不使镀层结合性能恶化, 能提高钢的强度。Mn 的含量不足 0.10% 没有使 S 析出的效果, 超过 1.20% 屈服强度显著升高的同时在低应变区的  $n$  值降低, 所以其含量定为 0.10~1.20%。

15

P: 为了提高强度, P 在 0.01% 以上是必要的, 超过 0.05% 的话, 使镀锌的合金化处理性能恶化, 镀层结合不好, 所以其含量定为 0.01~0.05%。

20

S: 由于 S 的含量超过 0.02% 的话会使塑性降低, 所以其含量定为 0.02% 以下。

25

sol.Al: Al 使钢中的 N 形成 AlN 析出, 具有减轻固溶 N 的危害的作用, Al 含量不足 0.01% 其效果不充分, 而超过 0.1% 也不能得到相应的效果, 所以其含量定为 0.01~0.1%。

N: 希望 N 尽可能少, 从成本上考虑其含量定为 0.004% 以下。

30

O: O 形成氧化物系夹杂, 退火时阻碍晶粒长大, 成形性能恶化, 所以其含量定为 0.003% 以下。此外为了要在 0.003% 以下, 炉外精练后必须极力抑制吸附 O。



Nb: Nb 与 C 形成微细的碳化物, 使钢的强度提高的同时, 能提高低应变区的  $n$  值, 所以面均匀变形性能提高。不足 0.01% 不能得到这种效果, 超过 0.20% 的话, 屈服强度显著提高的同时, 会使低应变区的  $n$  值降低, 所以其含量定为 0.01~0.20%, 希望 0.035~0.20%, 最好 0.080~0.140%。

这样仅仅限定了钢的各种成分, 还不能得到深冲性能、胀形性能、面均匀变形性能等复合成形性优良的高强度冷轧钢板, 还需要以下的条件。

首先, 为了评价面均匀变形性能, 使用按重量%计含 C: 0.0040~0.010%、Si: 0.01~0.02%、Mn: 0.15~1.0%、P: 0.02~0.04%、S: 0.005~0.015%、solAl: 0.020~0.070%、N: 0.0015~0.0035%、O: 0.0015~0.0025%、Nb: 0.04~0.17%, 板厚 0.8mm 的冷轧钢板, 如图 1 所示形状的板条成形后, 测量了成形前后波中心线波纹高度  $W_{ca}$  的差  $\Delta W_{ca}$ 。

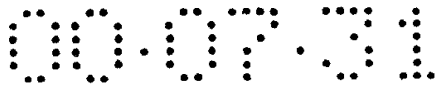
图 2 表示  $(Nb \times 12) / (C \times 93)$  对成形前后波纹高度差  $\Delta W_{ca}$  的影响。

$(Nb \times 12) / (C \times 93)$  在满足下述 (1) 式情况下  $\Delta w_{ca}$  在  $2 \mu m$  以下, 表示具有优良的面均匀变形性能。

$$-0.46 - 0.83 \times \log[C] \leq (Nb \times 12) / (C \times 93) \leq -0.88 - 1.66 \times \log[C] \quad (1)$$

评价面均匀变形性能时不能仅看上述的波纹高度, 也有必要研究在侧板容易产生的塑性纵弯曲。

所以使用上述的冷轧钢板, 采用图 3 的吉田纵弯曲试验法, 即用拉伸试验机, 夹头间距 101mm, 按箭头方向拉伸, 在标距 ( $GL=75mm$ )



内给予一定的拉伸应变量（ $\lambda=1\%$ ）后卸载，测定残留的塑性纵弯曲高度（YBT），评价了对塑性弯曲的面均匀变形性能。此外测定是使用间距为 50mm 的曲率计在垂直拉伸方向进行。

5           图 4 表示 YP、r 对塑性纵弯曲高度 YBT 的影响。

YP、r 值的关系满足下述（2）式情况下，塑性纵弯曲高度 YBT 在 1.5mm 以下即达到与 JSC270F 同样或偏上的水平，对塑性弯曲也表示出优良的面均匀变形性能。

10

$$10.8 \cong 5.49 \times \log[\text{YP}] - r \quad (2)$$

15

其次，用上述冷轧钢板采用直径 50mm 的圆筒成形时的极限深冲系数（LDR）来评价深冲性能，用图 5 所示的杯突成形试验的杯突高度评价胀形性能。杯突成形试验是使用 340mmL×100mmW 的薄板，在凸模宽（Wp）：100mm，凹模宽（Wd）：103mm，压紧力（P）：40 吨的条件下进行。

20

图 6 表示 r 值、n 值对深冲性能、胀形性能的影响。其中根据下述理由 n 值是在 1~5% 的低应变区求得的数值。也就是说第 8 图中，表示图 7 的汽车前挡泥板模制品危险断裂部位附近等效应变分布的一个示例，凸模底部发生的应变是 1~5%，回避了侧壁等危险断裂部位的应变集中，所以可以促进低应变的凸模底部的塑性流动。

25

根据图 6，r 值、n 值的关系满足下述（3）、（4）式情况下，得到与 JSC270F 同样或偏上水平的极限深冲系数（LDR）、杯突成形高度，表示具有优良的深冲性能和胀形性能。

$$11.0 \cong r + 50.0 \times n \quad (3)$$

30

$$2.9 \cong r + 5.00 \times n \quad (4)$$

5 本发明的钢板 1 添加 Ti 以提高面均匀变形性能。Ti 含量超过 0.05% 的话，热镀锌处理时表面性状明显恶化，所以要在 0.05% 以下，希望设定在 0.005~0.02%。再有，此时必须用下述 (5) 式代替上述 (1) 式。

$$-0.46-0.83 \times \log[C] \cong (\text{Nb} \times 12) / (C \times 93) + (\text{Ti}^* \times 12) / (C \times 48) \\ \cong -0.88-1.66 \times \log[C] \quad (5)$$

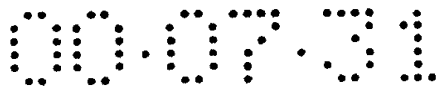
10 为了提高耐二次加工脆性，添加 B 是有效的。B 含量超过 0.002% 的话，深冲性能、胀形性能恶化，所以定为 0.002% 以下，希望 0.0001~0.001%。

15 此外，本发明的钢板 1 除了具有优良的复合成形性能以外，耐二次加工脆性、焊接部位的成形性、剪切时的抑制毛刺的性能、表面性状、板卷内材质的均匀性等方面也具有适合做汽车外壳的特性。

20 包括含 Ti 和 B 等进行成分调整的钢经连铸板坯生产、把板坯在 Ar3 相变点以上温度精轧生产热轧钢板、热轧钢板在 540℃ 以上温度卷取、卷取后的热轧钢板经 50~85% 压下率冷轧后，在 680~880℃ 退火等，可以制造本发明的钢板 1。

25 精轧在低于 Ar3 相变点温度进行的话，由于 r 值和延伸显著降低，必须在 Ar3 相变点以上温度进行。要得到更高的延伸，希望在 900℃ 以上进行。再有，连铸板坯热轧时，可以直接轧制或再加热后轧制。

30 由于希望促进析出物形成，提高 r 值、n 值，卷取在 540℃ 以上，最好在 600℃ 以上进行是必要的。从用酸洗去除氧化铁皮的性质和材质的稳定性考虑，应在 700℃ 以下，最好在 680℃ 以下进行，此外使碳化物有一定程度的长大，对形成再结晶组织不产生不利的影响，在其后的连续退火时希望卷取在 600℃ 以上进行。



为了得到高的  $r$  值和  $n$  值，冷轧时的压下率定为 50~85%。

5 为了促进铁素体晶粒长大以得到高的  $r$  值，和与晶内相比，在晶界形成析出物低密度区域（PZF）以提高  $n$  值，退火要在 680~880℃ 进行，箱式退火情况下希望是 680~850℃，连续退火情况下希望是 780~880℃。

10 本发明的钢板 1 有时要根据需要可实施电镀锌和热镀锌的镀锌处理等，以及镀后的有机膜处理。

#### （实施例 1）

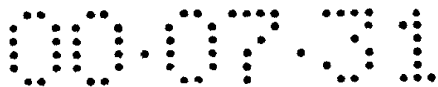
15 表 1、2 所示的 No.1~29 号钢熔炼后，用连铸的方法生产厚 220mm 的板坯，在 1200℃ 加热后，在 880~910℃ 精轧，在 540~560℃（箱式退火）、600~680℃（连续退火、连续退火+热镀锌）卷取，生产板厚 2.8mm 的热轧钢板，冷轧至板厚 0.80mm 后，在 840~860℃ 进行连续退火（CAL）、680~720℃ 箱式退火（BAF）、或 850~860℃ 的连续退火+热镀锌（CGL）中的一种处理，在 0.7% 压下率下平整。

20 连续退火+热镀锌在退火后 460℃ 进行热镀锌处理，直接在在线的合金化处理炉中在 500℃ 进行镀层的合金化处理，镀的量为单侧 45g/m<sup>2</sup>。

25 然后测定力学性能（轧制方向、JIS 5 号试样、 $n$  值用 1~5% 应变区算出）、面应变（ $\Delta wca$ 、YBT）、极限深冲系数（LDR）、杯突成形高度（H）。

结果示于表 3、4。

30 可以看出，满足上述（1）~（4）式或（5）式的本发明例 1~24



是复合成形性能、镀锌的性能优良的，抗拉强度为 350MPa 左右的高强度冷轧钢板。

5 另一方面对比例 25~44 不具有优良的复合成形性能，Si、P、Ti 偏离本发明范围的情况下，镀锌性能恶化。

(实施例 2)

10 表 1 所示的 No.1 钢熔炼后，用连铸的方法生产厚 220mm 的板坯，在 1200℃加热后，在 800~950℃精轧，在 500~680℃卷取，生产板厚 1.3~6.0mm 的热轧钢板，以 46~87%的压下率冷轧至板厚 0.80mm 后，在 750~900℃进行连续退火或连续退火+热镀锌中的一种处理，在 0.7%压下率下平整。

15 连续退火+热镀锌与实施例 1 相同的条件下进行镀锌处理。

然后进行与实施例 1 相同的试验。

结果示于表 5。

20 可以看出，满足上述 (1) ~ (4) 式或 (5) 式的本发明例 1A~1D 是复合成形性能优良的，抗拉强度为 350MPa 左右的高强度冷轧钢板。



表 2

钢号	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	Nb	Ti	B	O	X/C#	备注
17	0.0110	0.02	0.20	0.025	0.009	0.060	0.0021	0.128	tr	tr	0.0019	1.5	对比钢
18	0.0035	0.02	0.32	0.030	0.010	0.054	0.0020	0.046	tr	tr	0.0018	1.7	对比钢
19	0.0063	0.10	0.16	0.030	0.011	0.057	0.0019	0.088	tr	tr	0.0020	1.8	对比钢
20	0.0065	0.01	1.50	0.020	0.008	0.045	0.0022	0.091	tr	tr	0.0019	1.8	对比钢
21	0.0059	0.02	0.20	0.067	0.010	0.050	0.0021	0.087	tr	tr	0.0021	1.9	对比钢
22	0.0062	0.02	0.23	0.024	0.003	0.061	0.0018	0.077	tr	tr	0.0018	1.6	对比钢
23	0.0058	0.02	0.18	0.023	0.008	0.005	0.0019	0.076	tr	tr	0.0021	1.7	对比钢
24	0.0060	0.01	0.22	0.030	0.011	0.058	0.0052	0.088	tr	tr	0.0023	1.9	对比钢
25	0.0090	0.02	0.21	0.032	0.010	0.055	0.0021	0.220	tr	tr	0.0018	3.2	对比钢
26	0.0063	0.01	0.23	0.032	0.011	0.029	0.0021	0.093	tr	tr	0.0052	1.9	对比钢
27	0.0074	0.01	0.22	0.030	0.009	0.056	0.0019	0.164	tr	tr	0.0021	2.9	对比钢
28	0.0077	0.01	0.21	0.028	0.010	0.057	0.0020	0.072	tr	tr	0.0017	1.2	对比钢
29	0.0090	0.01	0.62	0.050	0.015	0.035	0.0036	0.126	tr	tr	0.0026	1.8	对比钢

X/C#:(Nb%x12)/(C%x93)

表 3

No	钢号	退火条件	钢板的性能					冲压后面板的形状					钢板的成形性能		备注	
			YP(MPa)	TS(MPa)	EL(%)	n值	r值	Y**	Z***	V****	面应变	ΔWca(μm)	YBT(mm)	H(mm)		LDR
1	1	CAL	202	351	45	0.197	2.02	10.64	11.9	3.0	无	0.24	1.25	34.4	2.16	发发明例
2	1	BAF	194	348	46	0.204	2.20	10.36	12.4	3.2	无	0.18	0.88	35.3	2.18	发发明例
3	1	CGL	205	354	44	0.194	2.02	10.67	11.7	3.0	无	0.20	1.31	34.2	2.16	发发明例
4	2	CAL	211	364	42	0.192	1.98	10.78	11.6	2.9	无	0.26	1.41	34.0	2.15	发发明例
5	2	CGL	213	368	42	0.189	1.98	10.80	11.4	2.9	允许范围内	0.27	1.41	33.6	2.15	发发明例
6	3	CAL	195	340	45	0.195	2.00	10.57	11.8	3.0	允许范围内	0.27	1.25	34.3	2.16	发发明例
7	3	CGL	191	346	44	0.192	1.97	10.55	11.6	2.9	允许范围内	0.26	1.22	34.0	2.15	发发明例
8	4	CAL	200	357	45	0.198	2.05	10.58	12.0	3.0	无	0.23	1.23	34.6	2.16	发发明例
9	5	CGL	218	368	43	0.190	2.11	10.73	11.6	3.1	无	0.20	1.38	34.0	2.17	发发明例
10	6	CGL	188	342	46	0.216	2.15	10.34	13.0	3.2	无	0.16	0.80	36.0	2.18	发发明例
11	7	CAL	214	366	44	0.193	2.20	10.59	11.9	3.2	无	0.25	1.20	34.4	2.18	发发明例
12	7	CGL	218	369	44	0.188	2.17	10.67	11.6	3.1	无	0.22	1.30	34.0	2.17	发发明例
13	8	CGL	186	340	43	0.218	1.98	10.48	12.9	3.1	无	0.16	1.02	35.8	2.17	发发明例
14	9	CAL	198	354	42	0.195	2.01	10.60	11.8	3.0	无	0.20	1.21	34.3	2.16	发发明例
15	10	CGL	195	358	45	0.204	2.13	10.44	12.3	3.2	无	0.21	0.98	35.0	2.18	发发明例
16	11	CGL	204	358	43	0.193	1.96	10.72	11.6	2.9	无	0.20	1.38	34.0	2.15	发发明例
17	12	CAL	211	362	42	0.194	2.00	10.76	11.7	3.0	允许范围内	0.28	1.41	34.2	2.16	发发明例
18	12	BAF	208	351	43	0.204	2.12	10.61	12.3	3.1	允许范围内	0.27	1.22	35.3	2.17	发发明例
19	12	CGL	211	358	42	0.192	1.97	10.79	11.6	2.9	允许范围内	0.29	1.48	34.0	2.15	发发明例
20	13	CAL	218	353	44	0.196	2.05	10.79	11.9	3.0	无	0.21	1.48	34.4	2.16	发发明例
21	14	CAL	207	353	43	0.189	1.97	10.74	11.4	2.9	允许范围内	0.28	1.40	33.6	2.15	发发明例
22	14	BAF	200	349	44	0.200	2.05	10.58	12.1	3.1	允许范围内	0.27	1.17	34.8	2.17	发发明例
23	15	CGL	197	356	45	0.203	2.12	10.48	12.3	3.1	无	0.19	1.02	35.3	2.17	发发明例
24	16	CAL	208	358	42	0.192	1.97	10.76	11.6	2.9	允许范围内#	0.29	1.41	34.0	2.15	发发明例

Y\*\*=5.49log(YP(MPa))-r Z\*\*\*=r+50.0(n) V\*\*\*\*=r+5.0(n)  
#镀层性状引起



表 4

No	钢号	钢板的性能										冲压后面板的形状			钢板的成形性能		备注
		Y(MPa)	TS(MPa)	EL(%)	n值	r值	Y**	Z***	V****	面应变ΔWca(μm)	YBT(mm)	H(mm)	LDR	对比例			
25	17	CAL	206	359	34	0.196	1.64	11.06	11.4	2.6	无	0.23	1.87	33.6	2.04	对比例	
26	17	CGL	209	360	32	0.193	1.62	11.12	11.3	2.6	无	0.21	1.96	33.5	2.04	对比例	
27	18	CAL	186	319	43	0.166	2.00	10.46	10.3	2.8	无	0.42	1.01	25.5	2.07	对比例	
28	18	CGL	182	314	44	0.169	1.98	10.43	10.4	2.8	无	0.39	0.96	26.2	2.07	对比例	
29	19	CAL	203	348	45	0.197	2.01	10.66	11.9	3.0	有#	0.58#2	1.30	34.4	2.16	对比例	
30	20	CGL	238	371	39	0.156	1.84	11.21	9.6	2.6	有	0.66	2.10	22.5	2.04	对比例	
31	21	CGL	246	384	36	0.149	1.98	11.15	9.4	2.7	有#	0.74#2	2.00	21.8	2.05	对比例	
32	22	CGL	207	358	34	0.175	1.67	11.04	10.4	2.5	允许范围内	0.46	1.83	26.2	2.03	对比例	
33	23	CAL	233	357	31	0.138	1.38	11.62	8.3	2.1	有	0.83	2.71	20.3	1.99	对比例	
34	24	CAL	242	350	33	0.134	1.42	11.67	8.1	2.1	有	0.79	2.79	20.1	1.99	对比例	
35	25	CAL	238	367	32	0.142	1.87	11.18	9.0	2.6	有	0.56	2.06	21.0	2.04	对比例	
36	26	BAF	226	361	34	0.153	1.91	11.01	9.6	2.7	有	0.45	1.80	22.5	2.05	对比例	
37	26	CGL	234	355	36	0.148	1.46	11.55	8.9	2.2	有	0.72	2.60	20.9	2.00	对比例	
38	27	CAL	208	354	27	0.168	1.86	10.87	10.3	2.7	允许范围内	0.42	1.62	25.5	2.05	对比例	
39	27	BAF	201	351	29	0.201	1.95	10.69	12.0	3.0	无	0.40	1.34	34.6	2.16	对比例	
40	27	CGL	218	357	25	0.159	1.77	11.07	9.7	2.6	有	0.45	1.81	22.7	2.04	对比例	
41	28	CAL	210	353	26	0.167	1.79	10.96	10.1	2.6	允许范围内	0.51	1.72	24.0	2.04	对比例	
42	28	BAF	203	351	27	0.171	1.99	10.68	10.5	2.8	无	0.46	1.32	27.0	2.07	对比例	
43	28	CGL	215	356	23	0.161	1.74	11.07	9.8	2.5	有	0.58	1.80	22.9	2.03	对比例	
44	29	CAL	231	371	32	0.164	2.02	10.96	10.2	2.8	有	0.36	1.72	24.8	2.07	对比例	

$$Y^{**}=5.49\log(YP(MPa))-r \quad Z^{***}=r+50.0(n) \quad V^{****}=r+5.0(n)$$

#镀层性状引起

表 5

钢号	生产条件				钢板的性能										冲压后面板形状				钢板的成形性能	
	退火条件	冷轧温度(°C)	退火温度(°C)	退火速度(%)	Y <sub>P</sub> (MPa)	TS(MPa)	EL(%)	n值	r值	Y**	Z***	V****	面应变	ΔWca(μm)	YBT(mm)	H(mm)	LDR	备注		
1A	CAL	900	640	71	202	351	45	0.197	2.02	10.6	11.9	3.0	无	0.24	1.25	34.4	2.16	本發明例		
1B	CGL	870	580	75	208	355	44	0.193	1.97	10.8	11.6	2.4	无	0.25	1.42	34.0	2.02	本發明例		
1C	CGL	890	680	68	210	360	43	0.191	1.95	10.8	11.5	2.3	0.25	0.28	1.50	33.8	2.01	本發明例		
1D	CAL	950	650	83	194	347	48	0.204	2.21	10.4	12.4	2.6	无	0.21	0.84	35.3	2.04	本發明例		
1E	CAL	800#	640	71	227	366	27	0.148	1.58	11.4	9.0	1.9	有	0.57	2.30	21.0	1.97	对比例		
1F	CGL	900	500	75	222	363	38	0.151	1.68	11.2	9.2	2.0	有	0.44	2.09	21.4	1.98	对比例		
1G	CGL	890	640	46	206	344	44	0.187	1.57	11.1	10.9	1.9	有	0.38	1.98	29.4	1.97	对比例		
1H	CAL	910	630	87	231	367	42	0.164	2.18	10.8	10.4	2.5	有	0.42	1.50	26.2	2.03	对比例		
1I	CAL	900	640	71	222	362	42	0.171	1.62	11.3	10.2	2.0	有	0.40	2.18	24.8	1.98	对比例		
1J	CGL	900	650	73	242	375	33	0.147	1.60	11.5	9.0	1.9	有	0.76	2.53	21.0	1.97	对比例		
1K	CGL	870	560	68	212	346	39	0.182	1.82	11.0	10.9	2.2	有	0.37	1.72	29.4	2.00	对比例		

Y\*\*=5.49lg(Y<sub>P</sub>(MPa))-r Z\*\*\*=r+50.0(n) V\*\*\*\*=r+5.0(n)

800#: 低于 Ar3

## 最佳方式 2

上述本发明的钢板 2 是在胀形性能方面特别优良的钢板，详细说明如下。

5

C: C 与 Nb 形成微细的碳化物，在使钢具有高的强度的同时，提高低应变区的  $n$  值，所以使面均匀变形性能提高。由于 C 含量不足 0.0040% 其效果小，高于 0.01% 的话塑性降低，所以其含量定为 0.0040~0.01%，希望是 0.0050~0.0080%，最好 0.0050~0.0074%。

10

Si: Si 添加过量的话，会使冷轧钢板的表面化学处理性能恶化，热镀锌钢板的镀层的结合性能恶化，所以其含量定为 0.05% 以下。

15

Mn: Mn 使钢中的 S 变成 MnS 析出，防止钢坯热裂，不使镀层的结合性能恶化，能提高钢的强度。Mn 的含量不足 0.1% 没有使 S 析出的效果，超过 1.0% 屈服强度显著升高的同时在低应变区的  $n$  值降低，所以其含量定为 0.1~1.0%。

20

P: 为了提高强度，P 在 0.01% 以上是必要的，超过 0.05% 的话，使镀锌的合金化处理性能恶化，使镀层结合不良，所以其含量定为 0.01~0.05%。

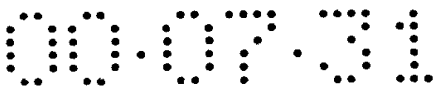
25

S: 由于 S 的含量超过 0.02% 的话会使塑性降低，所以其含量定为 0.02% 以下。

30

sol.Al: Al 使钢中的 N 形成 AlN 析出，具有减轻固溶 N 的危害的作用，Al 含量不足 0.01% 其效果不充分，而超过 0.1% 的话由于 Al 的固溶，带来塑性下降，所以其含量定为 0.01~0.1%。

N: N 要作为 AlN 析出，即使 sol.Al 是在下限，全部的 N 以 AlN



析出，其含量也要在 0.004%以下。

5 Nb: Nb 与 C 形成微细的碳化物，使钢的强度提高的同时，能提高低应变区的  $n$  值，所以面均匀变形性能提高。不足 0.01%不能得到这种效果，超过 0.14%的话，屈服强度显著提高的同时，会使低应变区的  $n$  值降低，所以其含量定为 0.01~0.14%，希望 0.035~0.14%，最好 0.08~0.14%。

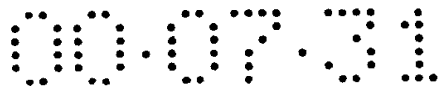
10 由于 Nb 的作用提高低应变区  $n$  值的原因不很清楚，而用电子显微镜详细观察后认为，在 Nb、C 含量适当的情况下，晶内有大量 NbC 析出，在晶界附近形成一个无析出物的析出物枯竭带 (PFZ)，此 PFZ 与晶内相比，在低应力下可以发生塑性变形。

15 这样仅仅限定了钢的各种成分，还不能得到胀形性能优良的高强度冷轧钢板，还必须有下列的条件。

20 第 8 图是表示图 7 的汽车前挡泥板模制品危险断裂部位附近的等效应变分布的一个示例。凸模底部发生的应变是 1~10%，回避了侧壁等危险断裂部位的应变集中，促进低应变的凸模底部的塑性流动是必要的。为此，由单向拉伸的公称应变 1%和 10%的两点算出的  $n$  值要在 0.21 以上。

25 本发明的钢板 2 为了通过进一步细化热轧组织来提高  $n$  值，添加 Ti 是有效的，Ti 含量超过 0.05%的话，Ti 的析出物粗大，其效果是不充分的，所以要低于 0.05%，最好为 0.005~0.02%。

30 为了提高耐二次加工脆性，添加 B 是有效的，超过 0.002%的 B 使深冲性能、胀形性能恶化，所以要在 0.002%以下，最好是 0.0001~0.001%。



此外本发明的钢板 2 除了具有优良的胀形性能以外，深冲性能、面均匀变形性能、耐二次加工脆性、焊接部位的成形性、剪切时的抑制毛刺的性能、表面性状、板卷内材质的均匀性等方面也具有适合做汽车外壳的特性。

5

把添加了 Ti、B 的上述成分调整的钢的连铸板坯经热轧—酸洗—冷轧—退火可以生产本发明的钢板 2。

10

板坯可以直接热轧或在加热后热轧。为了确保得到优良的表面性状和材质的均匀性，精轧温度希望在 Ar3 相变点以上温度进行。

热轧后的卷取温度在箱式退火的情况下希望在 540℃以上，在连续退火的情况下希望在 600℃以上。此外，从用酸洗去除氧化铁皮的性质来看希望在 680℃以下。

15

为了提高深冲性能，冷轧时的压下率最好在 50%以上。

退火温度在箱式退火的情况下希望为 680~750℃，连续退火的情况下希望为 780~880℃。

20

本发明的钢板 2 根据需要，可实施电镀锌和热镀锌的镀锌处理等，以及镀后的有机膜处理。

(实施例 1)

25

表 6 所示的 No.1~10 号钢熔炼后，用连铸方法生产厚度为 220mm 的板坯，在 1200℃加热后，在 880~940℃精轧，在 540~560℃（对箱式退火而言）、600~660℃（对连续退火、连续退火+热镀锌而言）卷取，生产板厚 2.8mm 的热轧钢板，酸洗后以 50~85%的压下率冷轧后，在 800~860℃进行连续退火（CAL）、680~740℃箱式退火（BAF）、或 800~860℃的连续退火+热镀锌（CGL）中的一种处理，在 0.7%压

30

下率下平整。

5 连续退火+热镀锌工艺是在退火后在 460℃进行热镀锌处理，直接在在线的合金化处理炉中在 500℃进行镀层的合金化处理，镀的量为单侧 45g/m<sup>2</sup>。

然后测定力学性能（轧制方向、JIS 5 号试样、n 值用 1~5%应变区算出），和测定图 7 的汽车前挡泥板成形的断裂极限缓冲力。

10 结果示于表 7。

本发明例的 No.1~8 断裂极限缓冲力在 65ton 以上，表现出优良的胀形性能。

15 另一方面作为对比例 No.9~12 由于在低应变区的 n 值低，在 50ton 以下的缓冲力下就断裂。

再对比 No.10、11，由于添加了过量的 Si、Ti，镀锌后的表面性状恶化。

20 （实施例 2）  
用表 7 中本发明例 No.3 和对比例 No.10 在缓冲力 40ton 条件下，测定图 7 的汽车前挡泥板成形的应变分布。

25 第 9 图中表示用本发明例的钢板和对比例用钢板在汽车前挡泥板成形时，在危险部位附近的等效应变分布。

可以看出本发明例 No.3 的情况下，凸模底部应变量大，抑制了侧壁部位发生应变，与对比例相比，对断裂性能是有利的。

30

表 6

钢号	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Nb	Ti	B	备注
1	0.0059	0.01	0.34	0.019	0.011	0.060	0.0021	0.089	tr.	tr.	发明例
2	0.0068	0.01	0.78	0.040	0.012	0.076	0.0033	0.095	tr.	tr.	发明例
3	0.0081	0.02	0.17	0.022	0.018	0.068	0.0028	0.113	tr.	tr.	发明例
4	0.0079	0.02	0.43	0.018	0.010	0.062	0.0019	0.083	0.011	0.0004	发明例
5	0.0065	0.02	0.38	0.021	0.011	0.061	0.0024	0.089	0.014	tr.	发明例
6	0.0076	0.02	0.34	0.019	0.010	0.070	0.0023	0.092	tr.	0.0008	发明例
7	0.0025*	0.02	0.20	0.025	0.009	0.070	0.0021	0.024	0.022*	tr.	对比例
8	0.0023*	0.02	0.32	0.030	0.010	0.064	0.0020	tr.*	0.055*	0.00014	对比例
9	0.0063	0.10*	0.16	0.030	0.011	0.067	0.0019	0.029	tr.	tr.	对比例
10	0.0090	0.02	0.21	0.032	0.010	0.065	0.0021	0.178*	tr.	tr.	对比例

\*号,表示在本发明范围以外.

表 7

No.	钢号	退火条件	钢板的性能					断裂极限 缓冲力 (TON)	备注
			YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n值	r值		
1	1	CAL	204	351	45	0.243	2.10	70	本发明例
2	1	BAF	201	348	46	0.252	2.22	75	本发明例
3	1	CGL	205	354	44	0.240	2.02	70	本发明例
4	2	CGL	222	382	41	0.256	2.09	70	本发明例
5	3	CAL	207	354	43	0.235	2.01	70	本发明例
6	4	CGL	209	361	40	0.218	1.92	65	本发明例
7	5	CGL	205	356	43	0.225	2.09	70	本发明例
8	6	CGL	200	349	40	0.219	1.90	65	本发明例
9	7	CAL	225	368	36	0.179	1.91	40	对比例
10	8	CGL	188	304	39	0.183	1.81	45	对比例
11	9	CGL	221	354	39	0.176	1.82	45	对比例
12	10	BAF	219	352	33	0.143	1.73	40	对比例



## 最佳方式 3

上述本发明的钢板 3 是在耐二次加工脆性方面特别优良的钢板，详细说明如下。

5

C: C 与 Nb 形成微细的碳化物，使钢具有高的强度。由于 C 含量不足 0.0040% 其效果小，高于 0.01% 的话引起碳化物在晶界析出，耐二次加工脆性恶化，所以其含量定为 0.0040~0.01%，希望是 0.0050~0.0080%，最好 0.0050~0.0074%。

10

Si: Si 添加过量的话，锌镀层的结合性能恶化，所以其含量定为 0.05% 以下。

15

Mn: Mn 使钢中的 S 变成 MnS 析出，防止钢坯热裂，不使镀层的结合性能恶化，能提高钢的强度。Mn 的含量不足 0.1% 没有使 S 析出的效果，超过 1.0% 强度显著升高的同时塑性降低，所以其含量定为 0.1~1.0%。

20

P: 为了提高强度，P 在 0.01% 以上是必要的，超过 0.05% 的话，会产生锌镀层的结合性能不好，所以其含量定为 0.01~0.05%。

25

sol.Al: Al 使钢中的 N 形成 AlN 析出，具有减轻固溶 N 的危害的作用。Al 含量不足 0.01% 其效果不充分，而超过 0.1% 的话由于 Al 的固溶，带来塑性下降，所以其含量定为 0.01~0.1%。

30

N: 即使上述 sol.Al 是在下限，要使全部的 N 以 AlN 析出，其含量也要在 0.004% 以下。

Nb: Nb 使固溶的 C 析出, 可提高耐二次加工脆性和复合成形性能, 可是添加过量的话会使塑性降低, 所以要在 0.15% 以下, 希望 0.035~0.15%, 最好 0.080~0.14%。

5

这样仅仅限定了钢的各种成分, 还不能得到耐二次加工脆性优良的高强度冷轧钢板, 还需要以下的条件。

以重量%计, 使用含 C: 0.0040~0.01%、Si: 0.01~0.05%、Mn: 0.1~1.0%、P: 0.01~0.05%、S: 0.002~0.02%、sol.Al: 0.020~0.070%、N: 0.0015~0.0035%、Nb: 0.01~0.15% 的板厚 0.8mm 的冷轧钢板, 测定了二次加工脆化温度。在此所谓的二次加工脆化温度是指, 从钢板冲切成的直径 105mm 的坯料深冲成杯状, 浸泡在各种冷却介质 (例如乙醇) 中, 以改变杯的温度, 用圆锥形的冲头把杯的端部扩充, 使其破坏, 观察断口找出从塑性破坏发展到脆性破坏的温度。

15

图 10 表示  $(12/93) \times Nb^*/C$  对二次加工脆化温度的影响。

使用由单向拉伸试验公称应变 1% 和 10% 的两点算出的 n 值在 0.21 以上的钢板, 满足下述 (6) 式的话, 二次加工脆化温度显著降低, 能获得优良的耐二次加工脆性。

20

$$(12/93) \times Nb^*/C \geq 1.2 \quad (6)$$

其原因未必清楚, 认为是由于以下 3 个现象综合的效果。

25

i) 由于在 1~10% 的低应变区的 n 值提高, 深冲成形时凸模底接触部位的应变量增加, 减少在深冲成形时的材料流入, 减轻了收缩凸缘变形时的收缩变形程度。

30

ii) 满足式(6)的情况下,使碳化物的尺寸和分布形态最适当,即使是在深冲成形时,收缩凸缘变形的收缩成形,显微应变均匀分布,不集中在特定的晶界,不产生晶界脆化。

5           iii) 由于 NbC 的作用使晶粒细化,改善韧性。

如图 11 所示,本发明的钢板 3 具有高的 r 值,表现出优良的深冲性能,同时如图 12 所示,在 30℃下 3 个月后的 YPE1 为 0%,还表现出具有优良的耐时效性。

10           本发明的钢板 3 中为了促使晶粒细化,添加 Ti 是有效的。含 Ti 量超过 0.05%时,热镀锌时表面性质和状态要显著恶化,所以 Ti 含量要在 0.05%以下,最好定为 0.005~0.02%。

15           此外,为了提高耐二次加工脆性,添加 B 是有效的。B 含量超过 0.002%的话深冲性能、胀形性能恶化,所以 B 含量要在 0.002%以下,最好定为 0.0001~0.001%。

20           此外本发明的钢板 3 除了具有优良的耐二次加工脆性以外,复合成形性能、焊接部位的成形性、剪切时的抑制毛刺的性能、表面性状、板卷内材质的均匀性等方面也具有适合做汽车外壳的特性。

25           把添加了 Ti 和 B 等的上述成分调整的钢生产连铸板坯,把连铸板坯在 Ar3 相变点以上温度精轧,轧成热轧钢板,热轧钢板在 500~700℃温度卷取,卷取后的热轧钢板在通常的条件下进行冷轧、退火等可以生产本发明的钢板 3。

30           精轧在低于 Ar3 相变点进行的话,在 1~10%的低应变区的 n 值降低,耐二次加工脆性恶化,所以要在 Ar3 相变点以上温度进行精轧。再有,连铸板坯热轧时连铸板坯可直接热轧,或再加热后热轧。

为了促进 NbC 析出物的形成，卷取应在 500℃ 以上，从酸洗去除氧化铁皮的观点考虑要在 700℃ 以下进行。

5            本发明的钢板 3 根据需要，可实施电镀锌和热镀锌的镀锌处理等，以及镀后的有机膜处理。

(实施例)

10            表 8 所示的 No.1~23 钢熔炼后，用连铸方法生产厚 250mm 的板坯，在 1200℃ 加热后，在 890~940℃ 精轧，在 600~650℃ 卷取，生产板厚 2.8mm 的热轧钢板，在冷轧成 0.7mm 后在 800~860℃ 进行连续退火+热镀锌，在 0.7% 压下率下平整。

15            连续退火+热镀锌工艺是在退火后在 460℃ 进行热镀锌处理，直接在在线的合金化处理炉中在 500℃ 进行镀层的合金化处理。

20            然后测定力学性能（轧制方向、JIS 5 号试样）、r 值，测定了上述的二次加工脆化温度、在 30℃ 条件下 3 个月后的 YPE1、用目视方法测定了表面的性状。

结果示于表 9。

25            本发明例的钢号 1~15 二次加工脆化温度在 85℃ 以下，显示出具有非常优良的耐二次加工脆性，同时具有高的 r 值，具有非时效性，也具有优良的表面性状。

30            另一方面，作为对比例的钢号 16、21 由于 C、P 含量在本发明范围之外，不具有足够的强度，19、20 号由于 Si、P 在本发明范围之外，表面性状恶劣，18、22 号由于 Nb\*/C 在本发明范围之外，耐二次加工脆性恶劣。

表 8

钢号	C	Si	Mn	P	S	N	Nb	Ti	B	(12/93) × Nb*/C	备注
1	0.0052	0.01	0.41	0.019	0.012	0.0033	0.08	•	•	1.44	本发明钢
2	0.0053	0.05	0.33	0.020	0.007	0.0020	0.09	•	•	1.87	本发明钢
3	0.0062	0.02	0.16	0.042	0.009	0.0026	0.08	•	•	1.31	本发明钢
4	0.0065	0.04	0.31	0.025	0.010	0.0030	0.10	•	•	1.59	本发明钢
5	0.0065	0.01	0.20	0.040	0.012	0.0018	0.12	•	•	2.14	本发明钢
6	0.0068	0.03	0.68	0.015	0.010	0.0035	0.12	•	•	1.84	本发明钢
7	0.0066	0.02	0.78	0.040	0.009	0.0022	0.12	•	•	2.06	本发明钢
8	0.0072	0.03	0.84	0.038	0.010	0.0030	0.12	•	•	1.79	本发明钢
9	0.0067	0.01	0.13	0.035	0.008	0.0022	0.10	•	•	1.64	本发明钢
10	0.0075	0.01	0.24	0.030	0.016	0.0021	0.11	•	•	1.65	本发明钢
11	0.0077	0.03	0.21	0.028	0.007	0.0019	0.10	•	•	1.46	本发明钢
12	0.0093	0.01	0.18	0.034	0.009	0.0022	0.13	•	•	1.60	本发明钢
13	0.0065	0.03	0.35	0.022	0.011	0.0023	0.09	0.016	•	1.48	本发明钢
14	0.0063	0.02	0.32	0.025	0.010	0.0029	0.10	•	0.0009	1.65	本发明钢
15	0.0068	0.01	0.33	0.028	0.009	0.0026	0.09	0.011	0.0004	1.38	本发明钢
16	0.0034	0.01	0.27	0.022	0.012	0.0019	0.05	•	•	1.42	对比钢
17	0.0041	0.02	0.21	0.030	0.010	0.0022	0.06	•	•	1.43	对比钢
18	0.0043	0.01	0.24	0.029	0.011	0.0025	0.03	•	•	0.40	对比钢
19	0.0058	0.12	0.23	0.040	0.008	0.0025	0.09	•	•	1.63	对比钢
20	0.0063	0.01	0.26	0.065	0.008	0.0024	0.08	•	•	1.31	对比钢
21	0.0062	0.02	0.10	0.003	0.013	0.0024	0.10	•	•	1.75	对比钢
22	0.0072	0.01	0.33	0.021	0.012	0.0030	0.07	•	•	0.90	对比钢
23	0.0130	0.01	0.17	0.017	0.009	0.0038	0.18	•	•	1.54	对比钢

表 9

钢号	精轧温度 (°C)	n值 (1%-10%)	TS (MPa)	r值	Tc** (°C)	屈服延伸 (%)	表面性状	备注
1	905	0.223	355	1.84	-95	0	○	本發明鋼
2	913	0.233	352	2.05	-90	0	○	本發明鋼
3	895	0.218	348	1.84	-90	0	○	本發明鋼
4	900	0.227	344	1.95	-85	0	○	本發明鋼
5	940	0.243	362	2.01	-95	0	○	本發明鋼
6	915	0.237	363	2.02	-90	0	○	本發明鋼
7	890	0.233	380	1.92	-95	0	○	本發明鋼
8	905	0.228	383	1.88	-85	0	○	本發明鋼
9	911	0.225	351	1.89	-90	0	○	本發明鋼
10	915	0.219	352	1.97	-95	0	○	本發明鋼
11	926	0.231	360	1.89	-90	0	○	本發明鋼
12	908	0.218	359	1.87	-90	0	○	本發明鋼
13	911	0.225	345	1.94	-85	0	○	本發明鋼
14	902	0.217	347	1.83	-95	0	○	本發明鋼
15	915	0.218	344	1.82	-95	0	○	本發明鋼
16	947	0.215	327	1.80	-70	0	○	對比鋼
17	870	0.195	341	1.57	-25	0	○	對比鋼
18	921	0.188	340	1.51	-20	1.1	○	對比鋼
19	928	0.211	356	1.80	-20	0	×	對比鋼
20	920	0.218	362	1.84	-20	0	×	對比鋼
21	915	0.208	331	1.75	-40	0	○	對比鋼
22	905	0.185	345	1.49	-25	0.2	○	對比鋼
23	926	0.189	364	1.73	-10	0	○	對比鋼

\*\* Tc: 二次加工脆化溫度

#### 最佳方式 4

上述本发明的钢板 4 是在焊接部位的成形性方面特别优良的钢板，详细说明如下。

5

C: C 与 Nb 形成微细的碳化物，使钢具有高的强度。在低应变区 n 值提高的同时抑制焊接热影响区的晶粒粗化。由于 C 含量不足 0.0040% 其效果小，高于 0.01% 的话不仅仅是母材，而且焊接部位的成形性恶化，所以其含量定为 0.0040~0.01%，希望是 0.0050~0.0080%，  
10 最好 0.0050~0.0074%。

Si: Si 添加过量的话，不仅仅焊接部位的成形性恶化，而且镀锌的结合性也恶化，所以其含量定为 0.05% 以下。

15

Mn: Mn 使钢中的 S 变成 MnS 析出，防止钢坯热裂，不使镀层的结合性能恶化，能提高钢的强度。Mn 的含量不足 0.1% 没有使 S 析出的效果，超过 1.0% 强度显著升高的同时塑性降低，所以其含量定为 0.1~1.0%。

20

P: 为了提高强度，P 在 0.01% 以上是必要的，超过 0.05% 的话，焊接部位的韧性恶化和出现镀锌层结合不良，所以其含量定为 0.01~0.05%。

25

S: 由于 S 含量超过 0.02% 的话会使塑性降低，所以其含量定为 0.02% 以下。

30

sol.Al: Al 使钢中的 N 形成 AlN 析出，具有减轻固溶 N 的危害。Al 含量不足 0.01% 其效果不充分，而超过 0.1% 的话由于 Al 的固溶，带来塑性下降，所以其含量定为 0.01~0.1%。

N: 即使在上述 sol.A1 是在下限, 要使全部的 N 以 AlN 析出, 其含量也要在 0.004% 以下。

5 Nb: Nb 与 C 形成微细碳化物, 抑制焊接热影响区的晶粒粗化。此外, 使钢的强度提高, 和提高低应变区的 n 值。由于不足 0.01% 无此效果, 高于 0.14% 的话使屈服强度提高, 塑性降低, 所以其含量要在 0.01~0.14%, 希望 0.035~0.14%, 最好 0.080~0.14%。

10 这样仅仅限定了钢的各种成分是不够的, 还未必能提高对应于加工毛坯的焊接部位的成形性。所以把上述成分范围的 0.7mm 的冷轧钢板用激光焊接 (激光输出功率 3KW, 焊接速度 5m/min), 通过球面胀形试验研究热影响区的胀形性能, 通过扩孔试验研究了凸缘延伸性能, 通过匣形件深冲试验研究了深冲性能。

15 图 14 表示使用图 13 的试样, 在表 10 的条件下  $(12/Nb^*) / (93 \times C)$  对进行球面胀形试验时的焊接部位的胀形高度的影响。

20 Nb、C 含量满足下述 (6) 式时, 胀形高度在 26mm 以上能获得优良的胀形性能。低于 1.2 情况下, 热影响区会发生裂纹, 胀形高度明显降低。

$$(12/93) \times Nb^*/C \geq 1.2 \quad (6)$$

25 图 16 表示使用图 15 的试样, 在表 11 的条件下  $(12/Nb^*) / (93 \times C)$  对进行扩孔试验时的焊接部位的扩孔率的影响。

30 Nb、C 含量满足上述 (6) 式时, 扩孔率在 80% 以上能获得优良的凸缘延伸性能。低于 1.2 情况下, 热影响区会发生裂纹, 沿热影响部位扩展。由此可显示出由于热影响部位晶粒的粗化而软化, 使凸缘延伸性能恶化。



再有，在本发明的 Nb、C 含量范围内，在 1100℃ 以上从平衡理论上 NbC 全部固溶，而焊接时急冷、急热的热影响部位发生的是非平衡反应，可推断未固溶的 NbC 促使晶粒细化的效果。

5

要在热影响区得到更优良的胀形性能和凸缘延伸性能，希望将  $(12/Nb^*) / (93 \times C)$  控制在 1.3~2.2 范围。

10

图 18 表示使用图 17 的试样，在表 12 的条件下 TS 对在进行匣形件深冲成形试验时，焊接部位发生裂纹极限压紧力的影响。

满足下述 (7) 式的钢发生裂纹极限压紧力在 20ton 以上，能够得到优良的深冲性能。

15

$$TS - 4050 \times C_{eq} \geq -0.75TS + 380 \quad (7)$$

此结果用上述 (7) 式的关系，可以考虑利用 NbC 的析出强化和细晶强化，可采用降低固溶元素 Si、Mn、P 的成分设计，可减少焊接部位和母材相对的强度差。

20

表 10

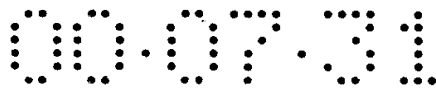
球面胀形试验条件	
凸模	$\phi 100\text{mm}-\text{Rp}50\text{mm}$
凹模	$\phi 106\text{mm}-\text{Rd}6.5\text{mm}$ 带三角刚性肋(刚性肋位置: $\phi 133\text{mm}$ )
坯料压紧力	60ton(一定)
润滑	聚乙稀薄膜+高粘度冲压油

表 11

扩孔试验条件	
凸模	$\phi 50\text{mm}-\text{Rp}8\text{mm}$
凹模	$\phi 56\text{mm}-\text{Rd}5\text{mm}$ 带三角刚性肋(刚性肋位置: $\phi 80\text{mm}$ )
坯料压紧力	8ton(一定)
润滑	防锈油

表 12

匣形件深冲试验条件	
凸模	100×100mm—Rp5mm、 圆角R:15mm
凹模	106×106mm—Rd5mm、 圆角R:18mm
润滑	防锈油



本发明的钢板 4 中为了促使晶粒细化，添加 Ti 是有效的。含 Ti 量超过 0.05% 的话热镀锌时表面性状要显著恶化，所以 Ti 含量要在 0.05% 以下，最好定为 0.005~0.02%。

5 此外，为了提高耐二次加工脆性，添加 B 是有效的。B 含量超过 0.002% 的话深冲性能、胀形性能恶化，所以 B 含量要在 0.002% 以下，最好定为 0.0001~0.001%。

10 此外，本发明的钢板 4 除了具有优良的焊接部位的成形性能以外，复合成形性能、耐二次加工脆性、剪切时抑制毛刺的性能、表面性状、板卷内材质的均匀性等方面也具有适合做汽车外壳的特性。

把包括添加了 Ti 和 B 等的情况，上述成分调整的钢生产连铸板坯，经热轧—酸洗—冷轧—退火等可以生产本发明的钢板 4。

15 板坯可直接热轧或再加热后热轧。此时的精轧温度为了确保表面性状和材质的均匀性，希望精轧在 Ar3 相变点以上温度进行。

20 热轧后的卷取温度在箱式退火的情况下希望为 540℃ 以上，连续退火情况下希望在 600℃ 以上。此外，从酸洗去除氧化铁皮的观点考虑希望在 680℃ 以下。

为了提高深冲性能，冷轧时的压下率要在 50% 以上。

25 退火温度在箱式退火情况下希望在 680~750℃，连续退火情况下希望为 780~880℃。

本发明的钢板 4 根据需要，可实施电镀锌和热镀锌的镀锌处理等，以及镀后的有机膜处理。

30

(实施例)

5 表 13 所示的钢号为 No.1~20 钢熔炼后, 用连续铸造的方法生产厚 250mm 的板坯, 在 1200℃加热后, 在 880~940℃精轧, 在 540~560℃ (对箱式退火而言)、600~680℃ (对连续退火、连续退火+镀锌而言) 卷取, 热轧成板厚为 2.8mm 的热轧钢板, 冷轧至板厚 0.7mm 后进行 680~740℃的箱式退火 (BAF)、800~860℃的连续退火 (CAL) 或 800~860℃的连续退火+热镀锌 (CGL), 在 0.7%压下率下平整。

10 连续退火+热镀锌工艺是在退火后在 460℃进行热镀锌处理, 直接在在线的合金化处理炉中在 500℃进行镀层的合金化处理。

15 然后测定力学性能 (轧制方向、JIS 5 号试样) 和测定了 r 值。还用上述方法进行了焊接部位热影响部位的球面胀形试验、扩孔试验、匣形件深冲试验。

结果示于表 14。

20 本发明例的 No.1~10 不仅母材具有优良的力学性能, 焊接部位热影响区也具有优良的胀形高度、扩孔率、断裂极限压紧力。

另一方面作为对比例, No.11~20 焊接部位的成形性不好。

表 13

No.	退火 条件	C	Si	Mn	P	S	Sol.Al	N	Nb	Ti	B	(12 × Nb*) /(93 × C)	备注
1	CAL	0.0045	0.01	0.14	0.011	0.007	0.039	0.0021	0.061	-	-	1.35	本发明例
2	BAF	0.0042	0.01	0.12	0.010	0.006	0.042	0.0022	0.068	-	-	1.64	本发明例
3	CGL	0.0058	0.01	0.33	0.021	0.008	0.049	0.0020	0.069	-	-	1.24	本发明例
4	BAF	0.0062	0.01	0.51	0.012	0.009	0.052	0.0024	0.085	-	-	1.44	本发明例
5	CGL	0.0061	0.01	0.42	0.017	0.006	0.044	0.0021	0.099	-	-	1.80	本发明例
6	CGL	0.0065	0.01	0.92	0.037	0.006	0.049	0.0024	0.079	-	-	1.25	本发明例
7	CGL	0.0063	0.01	0.73	0.046	0.008	0.051	0.0025	0.111	0.014	-	1.93	本发明例
8	CAL	0.0073	0.01	0.95	0.045	0.007	0.041	0.0024	0.090	-	0.0009	1.31	本发明例
9	CGL	0.0105	0.02	0.94	0.047	0.006	0.042	0.0026	0.129	-	-	1.37	本发明例
10	CAL	0.0121	0.05	0.76	0.036	0.007	0.039	0.0022	0.135	0.011	0.0004	1.28	本发明例
11	CAL	0.0029	0.02	0.19	0.016	0.006	0.045	0.0027	0.059	-	-	1.83	对比例
12	BAF	0.0024	0.01	0.64	0.052	0.008	0.044	0.0023	0.019	0.029	-	0.20	对比例
13	CGL	0.0059	0.01	0.32	0.024	0.007	0.049	0.0021	0.039	-	-	0.55	对比例
14	CGL	0.0061	0.01	0.35	0.023	0.006	0.048	0.0024	0.079	0.067	-	1.33	对比例
15	CGL	0.0063	0.01	0.33	0.021	0.009	0.051	0.0021	0.081	-	0.0026	1.37	对比例
16	CGL	0.0023	0.01	0.95	0.075	0.007	0.047	0.0023	0.027	0.014	0.0004	0.66	对比例
17	BAF	0.0072	0.03	0.71	0.044	0.006	0.044	0.0021	-	0.075	-	-	对比例
18	CGL	0.0068	0.01	0.68	0.039	0.007	0.042	0.0024	-	0.055	0.0008	-	对比例
19	CGL	0.0103	0.68	0.74	0.046	0.006	0.046	0.0025	0.119	-	-	1.28	对比例
20	CAL	0.0160	0.02	0.35	0.035	0.008	0.055	0.0021	0.196	-	-	1.47	对比例

表 14

No.	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	r值	BH (MPa)	TS-4050 x Ceq	-0.75 x TS +380	胀形高度 (mm)	扩孔率 (%)	发生裂纹的极限坯料压紧力 (ton)	备注
1	197	325	43.5	1.79	0	261	136	28.0	105	20.5	本发明例
2	193	323	43.2	1.80	0	265	138	27.6	95	20.5	本发明例
3	207	344	41.8	1.72	0	224	122	27.5	100	20.0	本发明例
4	209	345	41.0	1.69	0	212	121	28.0	105	21.0	本发明例
5	210	348	42.0	1.70	0	220	119	27.4	95	22.5	本发明例
6	227	375	40.8	1.85	0	124	99	27.6	95	21.5	本发明例
7	229	378	40.5	1.86	0	140	97	27.4	100	22.0	本发明例
8	234	385	39.9	1.76	0	110	91	27.5	95	23.0	本发明例
9	241	398	39.5	1.71	0	106	82	26.7	85	24.5	本发明例
10	239	394	39.3	1.70	0	145	85	26.5	85	25.0	本发明例
11	215	325	41.5	1.69	0	248	136	23.2	55	16.5	对比例
12	222	340	40.5	1.65	19.5	120	125	25.1	55	16.0	对比例
13	228	342	40.2	1.63	11.5	217	124	22.5	40	17.0	对比例
14	229	341	39.8	1.59	0	212	124	25.9	70	19.0	对比例
15	234	346	37.9	1.56	0	224	121	22.5	40	16.0	对比例
16	248	374	38.5	1.71	2.5	58	100	23.7	40	18.0	对比例
17	255	369	38.1	1.72	0	133	103	22.8	45	16.5	对比例
18	256	379	38.9	1.69	0	162	96	21.0	40	16.0	对比例
19	266	391	37.4	1.59	0	81	87	26.0	65	17.0	对比例
20	264	395	37.1	1.62	0	201	84	21.5	25	16.5	对比例

## 最佳方式 5

上述本发明的钢板 5 是在剪切时抑制毛刺的性能（剪切时的毛刺高度小）方面特别优良的钢板，详细说明如下。

5

C: C 与 Nb 形成微细的碳化物 NbC，会影响到剪切时的抑制毛刺的性能，由于 C 含量不足 0.004%，NbC 的体积百分率不够，所以毛刺高度不会小，高于 0.01%的话 NbC 颗粒直径分布的不均匀性增加，毛刺高度波动大，所以其含量定为 0.004~0.01%。

10

P、S: P、S 以比较大的硫化物和磷化物等夹杂物分散在钢中，冲压加工时成为裂纹的起点或裂纹传播的路径，有使毛刺高度减小的作用。可是添加过量的话会促使毛刺高度波动，所以将其含量定为 P 是 0.05%以下，S 是 0.02%以下。

15

sol.Al: Al 是为钢脱氧而加入的。Al 含量不足 0.01%使 Mn 和 Si 等大多以粗大的氧化物夹杂分散在钢中，与 P、S 的过量加入相同，毛刺高度会发生大的波动，而超过 0.1%的话会生成粗大的  $Al_2O_3$ ，毛刺高度波动变大，所以其含量定为 0.01~0.1%。

20

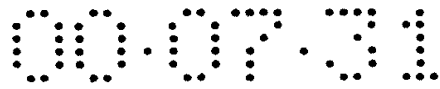
N: N 添加过量的话，会使 Nb 和 Al 等的氮化物粗大，剪断时容易发生裂纹不均匀，毛刺高度波动变大，所以其含量要在 0.004%以下。

25

Ti: Ti 是提高成形性的有效元素，与 Nb 复合添加时，对 NbC 的分布形态有不好的影响，所以其含量定为在 0.03%以下。

30

Nb: Nb 如上所述，与 C 一起形成碳化物 NbC，影响抑制毛刺的性能。如下所述，要得到优良的抑制毛刺性能的 NbC 体积百分数和颗粒直径的分布，其含量要控制成满足下述（8）式。



$$1 \leq (93/12) \times (Nb/C) \leq 2.5 \quad (8)$$

研究了各种高强度冷轧钢板的 NbC 的体积百分数和颗粒直径的分布对抑制毛刺的性能的影响，如图 19、图 20 所示，在 NbC 的体积百分数为 0.03~0.1%，其 70%以上的颗粒直径为 10~40nm 的情况下，平均毛刺高度在 6 μ m 以下，其标准偏差小到 0.5 μ m 以下，抑制毛刺的性能非常好。

通过这样的 NbC 分布形态得到优良抑制毛刺的性能的明确原因尚不清楚，推断为以下原因。冲压加工切断边缘的局部变形区域分散有均匀细小的析出物的情况下，在钢中存在析出物的附近同时产生多个裂纹，这些裂纹几乎同时连接至破坏，所以不仅毛刺高度平均值小，而且波动也非常小。

我们对 Ti、V 也进行了研究，未看到 NbC 这样的效果。认为是这些碳化物与 NbC 相比大小和分布都不均匀。

Si、Mn 在本发明研究的范围内对特性没有不好的影响，所以没有特别的规定，在不损害强度、成形性等其他特性的范围内可适当添加。

此外，B 在 10ppm 以下，V 在 0.2%以下，Cr 和 Mo 在 0.5%以下，不损害本发明的效果，可适当添加。

此外，本发明的钢板 5 除了具有优良的抑制毛刺的性能以外，复合成形性能、耐二次加工脆性、表面性状、板卷内材质的均匀性等方面也具有适合做汽车外壳的特性。

把上述成分调整的钢生产连铸板坯，将板坯在满足下述 (9) ~ (11) 式的终轧前一道次和终轧道次压下率 HR1、HR2 的条件下精轧，生产热轧钢板，把热轧钢板冷轧后退火等，可以生产本发明的钢板 5。



$$10 \cong \text{HR1} \quad (9)$$

$$2 \cong \text{HR2} \cong 30 \quad (10)$$

$$\text{HR1} + \text{HR2} - \text{HR1} \times \text{HR2} / 100 \cong 60 \quad (11)$$

5

热轧后的输送冷却和退火后的冷却等限定冷却速度不要超过 200 °C/sec, 就能够得到本发明的效果, 除终轧前一道次和终轧道次的压下率以外, 对其他的生产条件没有特别的规定。

10 本发明的钢板 5 根据需要, 可实施电镀锌和热镀锌的镀锌处理等, 以及镀后的有机膜处理。

(实施例)

15 表 15~16 所示的钢号为 No.1~35 钢熔炼后, 用连续铸造的方法生产厚 250mm 的板坯, 在 1200°C 加热后, 在 890~960°C 精轧, 在 500~700°C 卷取, 热轧成板厚为 2.8mm 的热轧钢板, 冷轧至板厚 0.7mm 后进行 750~900°C 连续退火 (CAL) 或连续退火+热镀锌 (CGL), 在 0.7% 压下率下平整。

20 连续退火+热镀锌工艺是在退火后在 460°C 进行热镀锌处理, 直接在在线的合金化处理炉中 500°C 条件下进行镀层的合金化处理。

然后从各种钢板上冲切 50 张直径 50mm 的圆板, 测定端面的毛刺高度, 求出毛刺平均高度和毛刺高度的标准偏差。

25

结果示于表 17~19。

30 具有本发明范围内成分, 在本发明范围条件下, 热轧的钢板 NbC 的分布形态最适合, 毛刺平均高度 6 μm 以下, 其标准偏差小至 0.5 μm 以下, 抑制毛刺的性能非常好。

表 15

钢号	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	N	Nb	Ti	B	(93/12)× (Nb/C)	备注
1	0.0025*	0.11	0.14	0.015	0.015	0.050	0.0015	0.033	-	-	1.70	对比钢
2	0.0031*	0.02	0.35	0.047	0.010	0.017	0.0033	0.029	0.016	0.0008	1.21	对比钢
3	0.0022*	0.10	0.12	0.011	0.014	0.046	0.0025	0.010	0.045*	-	0.59*	对比钢
4	0.0038*	0.17	0.23	0.052*	0.013	0.026	0.0022	0.044	-	-	1.49	对比钢
5	0.0028*	0.10	0.11	0.032	0.033*	0.030	0.0018	0.040	-	-	1.84	对比钢
6	0.0024*	0.15	0.11	0.021	0.019	0.028	0.0013	0.028	0.065*	-	1.51	对比钢
7	0.0018*	0.02	0.55	0.075*	0.045*	0.019	0.0020	0.029	-	-	2.08	对比钢
8	0.0022*	0.06	0.11	0.022	0.018	0.020	0.0031	0.052	-	-	3.05*	对比钢
9	0.0028*	0.02	0.22	0.030	0.010	0.017	0.0017	0.085	-	-	3.92*	对比钢
10	0.0062	0.05	0.35	0.022	0.017	0.025	0.0026	0*	-	-	0*	对比钢
11	0.0049	0.01	0.20	0.015	0.016	0.020	0.0015	0*	0.075*	-	0*	对比钢
12	0.0069	0.15	0.42	0.018	0.018	0.021	0.0020	0.031	-	-	0.58*	对比钢
13	0.0056	0.20	0.45	0.020	0.014	0.029	0.0019	0.039	-	-	0.90*	对比钢
14	0.0045	0.02	0.75	0.016	0.066*	0.019	0.0019	0.022	-	-	0.63*	对比钢
15	0.0062	0.10	0.50	0.022	0.015	0.025	0.0025	0.050	-	-	1.04	本发明钢
16	0.0042	0.04	0.94	0.042	0.007	0.039	0.0031	0.045	-	-	1.38	本发明钢
17	0.0081	0.44	1.26	0.026	0.011	0.031	0.0026	0.069	0.015	0.0003	1.10	本发明钢
18	0.0075	0.31	0.12	0.012	0.010	0.045	0.0017	0.094	-	-	1.62	本发明钢

单位:Wt%

\* 表示偏离本发明范围.

表 16

钢号	C	Si	Mn	P	S	solAl	N	Nb	Ti	B	(93/12) x(Nb/C)	备注
19	0.0060	0.01	0.25	0.025	0.008	0.033	0.0017	0.075	0.027	-	1.61	本发明钢
20	0.0070	0.22	0.36	0.025	0.015	0.033	0.0029	0.130	-	-	2.40	本发明钢
21	0.0041	0.03	0.45	0.031	0.004	0.056	0.0020	0.060	-	-	1.89	本发明钢
22	0.0059	0.02	0.20	0.020	0.019	0.060	0.0025	0.100	-	-	2.19	本发明钢
23	0.0095	0.16	0.78	0.017	0.011	0.018	0.0021	0.150	-	0.0007	2.04	本发明钢
24	0.0064	0.76	1.86	0.020	0.013	0.021	0.0015	0.063	-	-	1.27	本发明钢
25	0.0065	0.22	0.33	0.069*	0.015	0.048	0.0020	0.074	0.020	-	1.47	对比钢
26	0.0049	0.18	0.50	0.031	0.028*	0.017	0.0029	0.060	-	-	1.58	对比钢
27	0.0075	0.03	0.42	0.018	0.011	0.015	0.0023	0.080	0.045*	-	1.38	对比钢
28	0.0058	0.15	0.41	0.021	0.056*	0.020	0.0018	0.055	-	-	1.22	对比钢
29	0.0048	0.05	0.22	0.033	0.062*	0.022	0.0025	0*	-	-	0	对比钢
30	0.0084	0.11	0.33	0.063*	0.018	0.018	0.0031	0*	-	-	0	对比钢
31	0.0120*	0.12	0.25	0.015	0.018	0.062	0.0014	0.130	-	-	1.40	对比钢
32	0.0160*	0.44	0.50	0.014	0.012	0.033	0.0020	0.210	-	-	1.69	对比钢
33	0.0200*	0.20	0.85	0.032	0.015	0.025	0.0022	0.320	-	-	2.06	对比钢
34	0.0055	0.10	0.15	0.010	0.015	0.024	0.0019	0.110	-	-	2.58*	对比钢
35	0.0071	0.09	0.10	0.023	0.016	0.031	0.0015	0.190	-	-	3.45*	对比钢

单位:WT%

\*表示偏离本发明范围.

表 17

钢号	板号	板厚 (mm)	热轧条件			种类	TS (MPa)	NbC的 体积百分 数(%)	颗粒直径10 -40nm的粒 子比例(%)	毛刺平均 高度 ( $\mu$ m)	标准偏差 ( $\mu$ m)	备注
			HR2 (%)	HR1 (%)	HR1+HR2 (%)							
1	1	0.7	25	15	36.3	CAL	309	0.021*	10*	21.5	0.98	对比例
2	2	0.7	25	15	36.3	CAL	341	0.026*	13*	23.4	0.95	对比例
3	3	0.7	25	15	36.3	CAL	304	0.011*	5*	37.1	1.56	对比例
4	4	0.7	25	15	36.3	CAL	355	0.032*	42*	15.4	2.25	对比例
5	5	0.7	25	15	36.3	CAL	325	0.024*	26*	17.6	2.70	对比例
6	6	0.7	25	15	36.3	CAL	318	0.020*	31*	29.1	1.21	对比例
7	7	0.7	25	15	36.3	CAL	376	0.015*	15*	9.6	2.33	对比例
8	8	0.7	25	15	36.3	CAL	311	0.018*	76	25.0	1.26	对比例
9	9	0.7	25	15	36.3	CAL	320	0.024*	79	33.1	1.43	对比例
10	10	0.7	25	15	36.3	CAL	321	0*	0*	46.8	2.19	对比例
11	11	0.7	25	15	36.3	CAL	304	0*	23*	43.3	1.44	对比例
12	12	0.7	25	15	36.3	CAL	328	0.034*	35*	31.1	0.48	对比例
13	13	0.7	25	15	36.3	CAL	335	0.042	32*	20.0	0.55	对比例
14	14	0.7	25	15	36.3	CAL	325	0.024*	22*	9.8	2.62	对比例
15	15A	0.7	40	10	46.0	CAL	330	0.052	73	5.5	0.45	本发明例
15	15B	0.7	40	10	46.0	CGL	335	0.053	75	5.1	0.47	本发明例
15	15D	0.7	5	10	14.5	CAL	330	0.052	59	9.2	0.66	对比例
16	16A	0.7	25	15	36.3	CAL	359	0.035	78	5.0	0.31	本发明例
16	16B	0.7	25	15	36.3	CGL	342	0.034	73	4.8	0.29	本发明例
16	16D	0.7	40	1	40.6	CAL	340	0.036	47*	12.0	0.90	对比例

\* 表示偏离本发明的范围.

表 18

钢号	板号	板厚 (mm)	热轧条件			种类	TS (MPa)	NbC的 体积百分 数(%)	颗粒直径10 -40nm的粒 子的比例(%)	毛刺平均 高度 ( $\mu$ m)	标准偏差 ( $\mu$ m)	备注
			HR2 (%)	HR1 (%)	HR1+HR2 (%)							
17	17A	0.7	55	3	56.4	CAL	391	0.083	89	5.3	0.30	本发明例
17	17B	0.7	55	3	56.4	CGL	386	0.085	84	5.1	0.33	本发明例
17	17C	0.7	50	22	61.0	CAL	383	0.081	60*	10.2	0.75	对比例
18	18A	0.7	12	12	22.6	CAL	325	0.071	77	4.9	0.25	本发明例
18	18B	0.7	20	35	48.0	CAL	328	0.075	53*	8.0	0.67	对比例
19	19A	0.7	40	18	50.8	CAL	316	0.050	92	4.5	0.47	本发明例
19	19B	0.7	45	30	61.5	CAL	318	0.050	66*	8.0	0.95	对比例
19	19C	0.7	10	32	38.8	CAL	315	0.048	47*	13.1	0.81	对比例
20	20A	0.7	15	2	16.7	CAL	339	0.062	80	2.1	0.44	本发明例
20	20C	0.7	8	20	26.4	CAL	333	0.062	56*	9.1	0.86	对比例
21	21A	0.7	30	5	33.5	CAL	330	0.044	71	3.8	0.39	本发明例
21	21C	0.7	65	5	66.8	CAL	326	0.042	40*	9.8	1.15	对比例
22	22A	0.7	20	28	42.4	CAL	311	0.053	88	1.9	0.24	本发明例
22	22B	0.7	0	40	40.0	CAL	310	0.050	32*	7.5	0.65	对比例
22	22C	0.7	40	40	64.0	CAL	315	0.052	49*	10.3	0.72	对比例
23	23A	0.7	35	24	50.6	CAL	342	0.096	92	2.1	0.20	本发明例
23	23B	0.7	35	24	50.6	CGL	340	0.091	83	1.8	0.22	本发明例
23	23C	0.7	8	2	9.8	CAL	343	0.094	26*	8.5	0.93	对比例
24	24A	0.7	20	20	36.0	CAL	432	0.054	81	2.9	0.19	本发明例
24	24C	0.7	55	15	61.8	CAL	428	0.054	60*	9.0	0.81	对比例

\*表示偏离本发明的范围

表 19

钢号	板号	板厚 (mm)	热轧条件			种类	TS (MPa)	NbC的 体积百分 数(%)	颗粒直径10 40nm的粒子 的比例(%)	毛刺平均 高度 ( $\mu\text{m}$ )	标准偏差 ( $\mu\text{m}$ )	备注
			HR2 (%)	HR1 (%)	HR1+HR2 (%)							
25	25	0.7	25	15	36.3	CAL	372	0.055	78	7.4	2.01	对比例
26	26	0.7	25	15	36.3	CAL	345	0.041	80	6.3	1.77	对比例
27	27	0.7	25	15	36.3	CAL	318	0.063	53*	17.7	0.76	对比例
28	28	0.7	25	15	36.3	CAL	330	0.049	75	6.1	1.93	对比例
29	29	0.7	25	15	36.3	CAL	326	0*	0*	8.5	2.52	对比例
30	30	0.7	25	15	36.3	CAL	367	0*	0*	11.1	3.51	对比例
31	31	0.7	25	15	36.3	CAL	319	0.110*	80	13.2	0.77	对比例
32	32	0.7	25	15	36.3	CAL	356	0.135*	72	10.5	1.65	对比例
33	33	0.7	25	15	36.3	CAL	368	0.168*	51*	11.0	2.80	对比例
34	34	0.7	25	15	36.3	CAL	305	0.046*	27*	3.3	1.03	对比例
35	35	0.7	25	15	36.3	CAL	317	0.060*	15*	6.1	1.65	对比例

\* 表示偏离本发明的范围

## 最佳方式 6

上述本发明的钢板 6 是在表面性状方面特别优良的钢板，详细说明如下。

5

C: C 与 Nb 形成微细的碳化物，在使钢具有高的强度的同时，热轧后晶粒直径细化，能使 r 值提高。此外，由于利用微细碳化物的析出强化，所以没有必要大量添加 Si、Mn、P，可以获得优良的表面性状。由于 C 含量不足 0.0040% 其效果小，高于 0.010% 的话塑性降低，所以其含量定为 0.0040~0.010%，希望是 0.0050~0.0080%，最好 0.0050~0.0074%。

10

Si: Si 添加过量的话，锌镀层的结合性能恶化，所以其含量定为 0.05% 以下。

15

Mn: Mn 使钢中的 S 变成 MnS 析出，防止钢坯热裂，不使镀层的结合性能恶化，能提高钢的强度。Mn 的含量不足 0.1% 没有使 S 析出的效果，超过 1.5% 的话强度显著升高的同时塑性降低，所以其含量定为 0.1~1.5%。

20

P: 为了提高强度，P 在 0.01% 以上是必要的，但超过 0.05% 的话，会使焊接部位的韧性恶化和镀锌的结合不良，所以其含量定为 0.01~0.05%。

25

S: 由于 S 的含量超过 0.02% 的话会使塑性降低，所以其含量定为 0.02% 以下。

30

sol.Al: Al 是使钢脱氧添加的。Al 含量不足 0.01% 其效果不充分，而超过 0.1% 的话由于 Al 的固溶，带来塑性下降，所以其含量定为 0.01~0.1%。

N: N 固溶在钢中, 成为形成拉伸滑移等表面缺陷的原因, 所以其含量要在 0.0100 以下。

5 Nb: Nb 与 C 形成微细的碳化物, 使钢的强度提高, 还使晶粒细化, 使表面性状和复合成形性能等提高。不足 0.036% 不能得到这种效果, 超过 0.14% 的话, 屈服强度显著提高, 但塑性降低, 所以其含量定为 0.036~0.14%, 最好 0.08~0.14%。

10 这样仅仅限定了钢的各种成分, 还不能得到表面性状和复合成形性都优良的高强度冷轧钢板, 还要满足下述 (12) 式, 平均晶粒直径在  $10\mu\text{m}$  以下,  $r$  值在 1.8 以上。

$$1.1 < (\text{Nb} \times 12) / (\text{C} \times 93) < 2.5 \quad (12)$$

15 再有, 为了利用 NbC 的作用,  $(\text{Nb} \times 12) / (\text{C} \times 93)$  要超过 1.5, 最好 1.7 以上。

20 本发明的钢板 6 中, 为了促进晶粒细化, Ti 是有效的, Ti 含量在 0.019% 以下, 希望在 0.005~0.019%, 而且要满足下述 (13) 式。

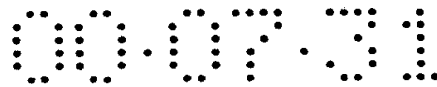
$$\text{Ti} \leq (48/14) \times \text{N} + (48/32) \times \text{S} \quad (13)$$

为了提高耐二次加工脆性, 添加 0.0015% 以下的 B 是有效的。

25 此外本发明的钢板 6 除了具有优良的表面性状以外, 复合成形性能、耐二次加工脆性、板卷内材质的均匀性等方面也具有适合做汽车外壳的特性。

30 包括含 Ti 和 B 等进行成分调整的钢经连铸板坯生产、把板坯在





1100~1250℃温度加热后粗轧生产粗轧坯、把粗轧坯以终轧前一道次和终轧道次 10~40%的累计压下率精轧，生产热轧钢板，热轧钢板以 15℃/sec 以上的冷却速度冷却至 700℃以下，在 620~670℃温度卷取、以 50%压下率冷轧后，以 20℃/sec 以上的加热速度加热到 860℃~Ar3 温度退火、用 0.4~1.0%压下率平整等，可以制造本发明的钢板 6。

板坯再加热时低于 1100℃热轧时变形抗力显著提高，超过 1250℃的话生成过量的氧化铁皮，担心使表面性状恶化，所以要在 1100~1250℃进行。

为了使热轧后的晶粒细化，精轧的终轧前一道次和终轧道次累计压下率要在 10%以上，为了防止产生不均匀的轧制组织，要在 40%以下。再有为了确保其后的冷轧压下率，轧后的板厚希望 2.0~4.5mm。

为了防止晶粒粗大，热轧后要以 15℃/sec 以上的冷却速度冷却至 700℃以下的温度。

从促进 AIN 析出，同时从酸洗去除氧化铁皮的观点考虑，卷取要在 670℃进行。

为了获得高的 r 值，冷轧压下率要在 50%以上。

为了防止晶粒粗大带来的表面性状恶化，同时为了获得高 r 值，退火要以 20℃/sec 以上的加热速度加热，在 860℃~Ar3 相变点以下的温度下进行。

为了抑制时效和防止屈服强度上升，要以 0.4~1.0%压下率进行平整。

本发明的钢板 6 根据需要，可实施电镀锌和热镀锌的镀锌处理

等，以及镀后的有机膜处理。

(实施例 1)

5 表 20 所示的钢号为 No.1~13 的钢熔炼后，用连铸方法生产厚 250mm 的板坯，在 1200℃加热后，在 880~910℃精轧，以 20℃/sec 的平均冷却速度冷却后，在 640℃卷取，生产出板厚 2.8mm 的热轧钢板，冷轧至板厚为 0.7mm 后，以约 30℃/sec 的加热速度加热，在 865℃、60sec 条件下进行连续退火+热镀锌，在 0.6%压下率下平整。

10 然后测定力学性能（轧制方向、JIS 5 号试样），测定 r 值，和研究了表面性状、耐表面粗糙性能。

结果示于表 21。

15 具有本发明范围内的成分，在本发明范围内的条件下制造的本发明例钢号 1~9，具有 10 μ m 以下的平均晶粒直径，具有 1.8 以上的 r 值，表面性状、耐表面粗糙性能优良。

20 另一方面，对比例钢号 10 由于含 C 量不足 0.0040%，晶粒粗大，耐表面粗糙性能差。钢号 11 由于含 C 量超过 0.010%，NbC 的析出量过多，延伸和 r 值差。钢号 12 由于  $(Nb \times 12) / (C \times 93)$  在 1.1 以下，残留有固溶的 C，延伸和 r 值差。钢号 13 由于  $(Nb \times 12) / (C \times 93)$  在 2.5 以上，延伸和 r 值差。

25 (实施例 2)

使用表 20 所示的钢号为 No.1~5 的板坯，用表 22 所示的热轧条件和退火条件生产了热镀锌钢板。

进行了与实施例 1 相同的研究。

30

00.07.31

其结果示于表 22。

在本发明的条件下制造的本发明例 A、C、E 具有  $10\mu\text{m}$  以下的平均晶粒直径，1.8 以上的 r 值，表面性状、耐表面粗糙性能优良。

另一方面，对比例的 B、F，r 值低，成形性不好。

表 20

钢号	C	Si	Mn	P	S	solAl	N	Nb	Ti	B	(12 × Nb)/ (93 × C)	备注
1	0.0060	0.01	0.35	0.018	0.008	0.056	0.0021	0.081	-	-	1.74	本发明钢
2	0.0050	0.01	0.69	0.042	0.008	0.062	0.0020	0.082	-	-	2.12	本发明钢
3	0.0090	0.01	0.38	0.027	0.008	0.022	0.0019	0.081	-	-	1.16	本发明钢
4	0.0060	0.01	0.51	0.017	0.008	0.042	0.0023	0.055	-	-	1.18	本发明钢
5	0.0060	0.01	0.31	0.041	0.008	0.058	0.0018	0.115	-	-	2.47	本发明钢
6	0.0055	0.01	0.45	0.045	0.008	0.043	0.0049	0.060	-	-	1.41	本发明钢
7	0.0045	0.01	0.55	0.035	0.009	0.060	0.0083	0.042	-	-	1.20	本发明钢
8	0.0060	0.01	0.31	0.036	0.008	0.040	0.0019	0.083	0.008	-	1.78	本发明钢
9	0.0060	0.01	0.53	0.047	0.008	0.046	0.0022	0.081	0.015	0.0010	1.74	本发明钢
10	0.0025*	0.01	0.38	0.033	0.010	0.026	0.0021	0.020*	0.020	-	1.03*	对比钢
11	0.0105*	0.01	0.70	0.039	0.008	0.024	0.0024	0.100	-	-	1.23	对比钢
12	0.0065	0.01	0.80	0.018	0.008	0.049	0.0018	0.050	-	-	0.99*	对比钢
13	0.0065	0.01	0.61	0.020	0.008	0.034	0.0022	0.130	-	-	2.58*	对比钢

单位:Wt%

\*表示在本发明范围以外.

表 21

钢号	TS (MPa)	EI (%)	r值	平均晶粒 直径 ( $\mu\text{m}$ )	表面性状	耐表面 粗糙性	备注
1	350	42.9	2.14	8.6	A	○	本发明例
2	385	40.5	2.03	8.1	A	○	本发明例
3	360	41.7	1.97	7.8	A	○	本发明例
4	354	42.4	1.99	9.3	A	○	本发明例
5	371	40.4	2.02	8.1	A	○	本发明例
6	380	39.5	1.91	9.2	A	○	本发明例
7	373	40.2	1.96	9.5	A	○	本发明例
8	376	39.9	1.90	7.3	B	○	本发明例
9	385	38.9	1.95	9.9	B	○	本发明例
10	345	43.5	2.17	19.0	C	×	对比例
11	392	34.5	1.78	6.9	A	○	对比例
12	375	37.5	1.65	8.1	B	○	对比例
13	370	36.5	1.58	6.4	A	○	对比例

表 22

编号	钢号	加热温度 (°C)	终轧前一道次 和终轧道次的 累计压下率 (%)	精轧温度 (°C)	退火温度 (°C)	TS (MPa)	EI (%)	r值	平均晶粒 直径 ( $\mu\text{m}$ )	表面 性状	耐表面 粗糙性	备注
A	1	1120	15	900	860	348	43.2	2.15	8.9	A	○	本发明例
B	4	1180	43	910	860	354	42.4	1.65	8.5	A	○	对比例
C	5	1200	15	890	865	371	40.4	2.02	8.1	A	○	本发明例
D	1	1230	18	930	860	350	42.9	1.88	8.6	A	○	本发明例
E	2	1200	25	890	840	390	38.9	1.85	7.5	A	○	本发明例
F	3	1210	30	900	820	365	41.7	1.70	7.2	A	○	对比例

## 最佳方式 7

上述本发明的钢板 7 是在板卷内材质均匀性方面特别优良的钢板，详细说明如下。

5

C: C 与 Nb 形成微细的碳化物，在使钢具有高的强度的同时，提高低应变区的  $n$  值，所以使面均匀变形性能提高。C 含量不足 0.0050% 其效果小，高于 0.010% 的话塑性降低，所以其含量定为 0.0050~0.010%，希望是 0.0050~0.0080%，最好 0.0050~0.0074%。

10

Si: Si 添加过量的话，冷轧钢板的化学处理性能变差，热镀锌钢板的镀层的结合性能恶化，所以其含量定为 0.05% 以下。

15

Mn: Mn 使钢中的 S 变成 MnS 析出，防止钢坯热裂，不使镀层的结合性能恶化，能提高钢的强度。Mn 的含量不足 0.10% 没有使 S 析出的效果，超过 1.5% 的话强度显著升高的同时低应变区的  $n$  值降低，所以其含量定为 0.10~1.5%。

20

P: 为了提高强度，P 在 0.01% 以上是必要的，超过 0.05% 的话，会使镀锌层合金化处理性能恶化，镀锌的结合不良，所以其含量定为 0.01~0.05%。

25

S: 由于 S 含量超过 0.02% 的话会使塑性降低，所以其含量定为 0.02% 以下。

sol.Al: Al 与钢中的 N 形成 AlN 析出，具有减轻固溶 N 的危害。Al 含量不足 0.01% 其效果不充分，而超过 0.1% 的话，也得不到与其相应的效果，所以其含量定为 0.01~0.1%。

30

N: 希望 N 尽可能少，从成本上考虑其含量要在 0.004% 以下。

5 Nb: Nb 与 C 形成微细的碳化物, 使钢的强度提高, 同时能提高低应变区的  $n$  值, 所以使面均匀变形性能提高。不足 0.01% 不能得到这种效果, 超过 0.20% 的话, 屈服强度显著提高, 同时使低应变区的  $n$  值降低, 所以其含量定为 0.01~0.20%, 希望 0.035~0.20%, 最好 0.080~0.140%。

10 这样仅仅限定了钢的各种成分, 还不能得到板卷内材质均匀性、深冲性能、胀形性能都优良的高强度冷轧钢板, 还需要以下的条件。

15 以重量%计, 使用含 C: 0.0061%、Si: 0.01%、Mn: 0.30%、P: 0.02%、S: 0.005%、sol.Al: 0.050%、N: 0.0024%、Nb: 0.040~0.170% 的板坯, 以终轧前一道次和终轧道次的累计压下率为 40% 在 900℃ 精轧, 580~680℃ 卷取, 冷轧至 0.8mm 板厚以后, 在 850℃ 连续退火, 以 0.7% 的压下率平整, 使用这样的钢板研究了板卷内材质的均匀性。

图 21 表示  $(Nb \times 12) / (C \times 93)$ 、C 对板卷内材质的均匀性的影响。

20  $(Nb \times 12) / (C \times 93)$  满足下述 (14) 式情况下, 能得到优良的板卷内材质的均匀性。

$$1.98-66.3 \times C \leq (Nb \times 12) / (C \times 93) \leq 3.24-80.0 \times C \quad (14)$$

25 关于深冲性能和胀形性能使用上述钢板, 测定了在最佳方式 1 中讲的圆筒成形时的极限深冲系数和杯突成形试验的杯突高度, 评价深冲性能和胀形性能。

图 22 表示  $r$  值、 $n$  值对深冲性能、胀形性能的影响。



与最佳方式 1 的情况相同，满足下述 (3)、(4) 式的话，可以得到优良的深冲性能和胀形性能。

$$11.0 \leq r + 50.0 \times n \quad (3)$$

$$5 \quad 2.9 \leq r + 5.00 \times n \quad (4)$$

10 为了细化晶粒提高面均匀变形性能，在本发明的钢板 7 中可以添加 Ti。Ti 含量超过 0.05% 的话热镀锌处理时表面性状显著恶化，所以要在 0.05% 以下，最好为 0.005~0.02%。此时要用下述 (15) 式代替上述的 (14) 式。

$$1.98 - 66.3 \times C \leq (Nb \times 12) / (C \times 93) + (Ti^* \times 12) / (C \times 48) \\ \leq 3.24 - 80.0 \times C \quad (15)$$

15 为了提高耐二次加工脆性，添加 B 是有效的。B 超过 0.002% 的话，深冲性能、胀形性能恶化，所以要在 0.002% 以下，最好为 0.0001~0.001%。

20 此外，本发明的钢板 7 除了在板卷内材质的均匀性方面具有优良的性能以外，复合成形性能、耐二次加工脆性、焊接部位的成形性、剪切时的抑制毛刺的性能、表面性状等方面也具有适合做汽车外壳的特性。

25 包括添加 Ti 和 B 等进行成分调整的钢经连铸板坯生产、以终轧前一道次和终轧道次 60% 以下累计压下率精轧后卷取，生产热轧钢板，把热轧钢板冷轧后退火，可以制造本发明的钢板 7。连铸板坯热轧时，板坯可以直接轧制，或再加热后轧制。

30 要更有把握得到优良的板卷内材质均匀性、深冲性能、胀形性能，希望精轧在 870℃ 以上，轧后的卷取在 550℃ 以上、冷轧时的压下率为

50~85%、退火为在 780~880℃的连续退火。此外，从酸洗去除氧化铁皮的性质的稳定性的观点来看，卷取在 700℃以下，最好在 680℃以下。

5 本发明的钢板 7 根据需要，可实施电镀锌和热镀锌的镀锌处理等，以及镀后的有机膜处理。

(实施例 1)

10 表 23 所示的钢号为 No.1~10 的钢熔炼后，用连铸方法生产 220mm 厚的板坯，在 1200℃加热后，终轧前一道次和终轧道次 30~50% 累计压下率，在 880~960℃精轧，生产板厚 2.8mm 的热轧钢板，在 580~680℃的卷取温度下卷取，冷轧至板厚 0.80mm 后，进行 840~870℃的连续退火 (CAL) 或 850~870℃的连续退火+热镀锌 (CGL)，在 0.7% 压下率下平整。

15 连续退火+热镀锌时，退火后在 460℃进行热镀锌处理，直接在线在合金化处理炉在 500℃进行镀层的合金化处理，镀的量为单侧 45g/m<sup>2</sup>。

20 然后测定抗拉性能 (轧制方向、JIS 5 号试样、n 值用 1~5%应变区算出)、r 值、极限深冲系数 (LDR)、杯突成形高度 (H)。此外对镀锌钢板研究了镀锌层结合性能。

25 镀层结合性能是在镀层钢板表面贴上胶带，进行 90 度反复弯曲，测定粘在胶带上的镀层的量，分成 1: 不剥离、2: 微量剥离、3: 少量剥离、4: 中等剥离、5: 严重剥离等五类，1、2 为合格。

结果示于表 24~26。

30 可看出本发明的钢板深冲性能、胀形性能、板卷内材质均匀性等

优良，而且镀层结合性能也好。

与此相反，对比例的钢板深冲性能和胀形性能不好，特别是不满足上述(14)式情况下，板卷长度方向的材质均匀性显著恶化。再有，  
5 P、Ti含量多的情况下，镀层结合性能也恶化。

#### (实施例2)

表23所示的钢号为No.1钢的板坯在1200℃加热后，在终轧前一道次和终轧道次累计压下率30~70%、880~910℃精轧，生产板厚  
10 2.8mm的热轧钢板，在580~640℃的温度下卷取，冷轧至板厚0.80mm后，进行840~870℃的连续退火或在850~870℃的连续退火+热镀锌，在0.7%压下率下平整。

热镀锌处理的条件与实施例1的情况相同。

15 然后测定板卷长度方向的抗拉性能(n值用1~5%应变区算出)、r值、极限深冲系数、杯突成形高度。

结果示于表27。

20 可看出在终轧前一道次和终轧道次累计压下率60%以下条件下，在本发明范围内的钢板在板卷长度方向上材质的均匀性优良。

#### (实施例3)

25 表23所示的钢号为No.1钢的板坯在1200℃加热后，在终轧前一道次和终轧道次累计压下率40%、840~980℃精轧温度热轧至板厚1.3~6.0mm，在500~700℃的温度下卷取，用46~87%压下率冷轧至板厚0.8mm后，进行750~900℃的连续退火或连续退火+热镀锌，在0.7%压下率下平整。

30

00.07.31

热镀锌处理的条件与实施例 1 的情况相同。

然后测定板卷长度方向的抗拉性能（n 值用 1~5%应变区算出）、r 值、极限深冲系数、杯突成形高度。

5

结果示于表 28、29。

可看出在精轧温度、卷取温度、冷轧时的压下率、退火温度在本发明范围内的钢板在板卷长度方向材质的均匀性优良。

10

表 23

钢号	C	Si	Mn	P	S	sol. Al	N	Nb	Ti	B	X/C#	备注
1	0.0059	0.01	0.34	0.019	0.011	0.050	0.0021	0.082	tr	tr	1.8	发明钢
2	0.0060	0.01	0.63	0.040	0.007	0.062	0.0012	0.075	tr	tr	1.6	发明钢
3	0.0078	0.01	0.95	0.045	0.009	0.058	0.0018	0.162	tr	tr	2.7	发明钢
4	0.0065	0.02	0.25	0.021	0.008	0.050	0.0017	0.091	0.011	tr	1.8*	发明钢
5	0.0081	0.01	0.42	0.020	0.007	0.050	0.0017	0.092	0.024	0.0006	1.7*	发明钢
6	0.0063	0.10	0.16	0.030	0.011	0.057	0.0019	0.088	tr	tr	1.8	对比钢
7	0.0059	0.02	0.20	0.067	0.010	0.050	0.0021	0.087	tr	tr	1.9	对比钢
8	0.0060	0.01	0.22	0.030	0.009	0.056	0.0019	0.056	tr	tr	1.2	对比钢
9	0.0058	0.01	0.21	0.028	0.010	0.057	0.0020	0.148	tr	tr	3.3*	对比钢
10	0.0090	0.01	0.62	0.050	0.015	0.035	0.0036	0.126	tr	tr	1.8	对比钢

X/C#:(Nb%x12)/(C%x93)

\*(Nb%x12)/(C%x93)+(Ti%x12)/(C%x48), Ti%=Ti-(48/14)N%-(48/32)S%

表 24

No.	钢号	终轧前一道 次和终轧道 次的累计压 下率 (%)	精轧 温度 (°C)	卷取 温度 (°C)	退火 条件	钢板的性能								钢板的 成形性能		镀层的 结合 性能	备注
						YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n值	r值	Y**	Z***	H (mm)	LDR			
1	1	40	890	580	CAL	204	353	44	0.201	2.00	12.1	3.0	34.8	2.16	-	发明例	
2	1	40	890	580	CGL	207	356	44	0.194	2.01	11.7	3.0	34.2	2.16	1	发明例	
3	1	40	900	640	CAL	202	354	45	0.202	2.03	12.1	3.0	34.8	2.16	-	发明例	
4	1	40	900	640	CGL	196	355	45	0.200	2.02	12.0	3.0	34.6	2.16	1	发明例	
5	1	40	910	680	CAL	193	352	46	0.203	2.09	12.2	3.1	34.9	2.17	-	发明例	
6	1	40	910	680	CGL	195	356	45	0.202	2.06	12.2	3.1	34.9	2.17	2	发明例	
7	2	30	910	580	CGL	214	384	42	0.191	1.97	11.5	2.9	33.8	2.15	1	发明例	
8	2	30	930	640	CGL	212	382	43	0.196	1.95	11.8	2.9	34.3	2.15	1	发明例	
9	3	50	890	640	CGL	225	395	41	0.195	2.09	11.8	3.1	34.3	2.17	2	发明例	
10	3	50	900	680	CGL	227	394	42	0.199	2.13	12.1	3.1	34.8	2.17	2	发明例	
11	4	30	890	580	CGL	205	355	43	0.198	1.98	11.9	3.0	34.4	2.16	1	发明例	
12	4	30	900	640	CGL	203	354	43	0.201	2.01	12.1	3.0	34.8	2.16	1	发明例	
13	4	30	910	680	CGL	202	352	44	0.202	2.04	12.1	3.1	34.8	2.17	1	发明例	
14	5	40	900	640	CGL	212	372	39	0.189	1.96	11.4	2.9	33.6	2.15	2	发明例	
15	5	40	910	680	CGL	210	370	40	0.194	1.93	11.6	2.9	34.0	2.15	2	发明例	

Y\*\*=r+50.0×n、Z\*\*\*=r+5.0×n

表 25

No.	钢号	终轧前一道 次和终轧道 次的累计压 下率 (%)	精轧 温度 (°C)	卷取 温度 (°C)	退火 条件	钢板的性能								钢板的 成形性能		镀层的 结合 性能	备注
						YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n值	r值	Y**	Z***	H (mm)	LDR			
16	6	30	900	640	CGL	215	365	42	0.182	1.88	11.0	2.8	33.0	2.07	4	对比例	
17	6	30	910	680	CGL	212	362	43	0.184	1.86	11.1	2.8	33.2	2.07	5	对比例	
18	7	30	900	640	CGL	222	368	41	0.180	1.93	10.9	2.8	29.4	2.07	3	对比例	
19	7	30	910	680	CGL	224	367	41	0.178	1.93	10.8	2.8	28.0	2.07	4	对比例	
20	8	40	900	580	CAL	321	394	23	0.126	1.12	7.4	1.8	19.4	1.96	-	对比例	
21	6	40	890	580	CGL	323	398	22	0.128	1.18	7.6	1.8	19.6	1.96	1	对比例	
22	6	40	900	640	CAL	283	382	30	0.146	1.34	8.6	2.1	20.6	1.99	-	对比例	
23	7	40	900	640	CGL	287	385	31	0.142	1.30	8.4	2.0	20.4	1.98	1	对比例	
24	7	30	890	580	CAL	243	376	37	0.153	1.72	9.4	2.5	21.8	2.03	-	对比例	
25	8	30	890	580	CGL	245	680	36	0.154	1.77	9.5	2.5	22.1	2.05	2	对比例	
26	6	30	900	640	CAL	231	361	37	0.176	1.81	10.6	2.7	27.3	2.05	-	对比例	
27	6	30	900	640	CGL	233	364	38	0.172	1.80	10.4	2.7	26.2	2.15	2	对比例	
28	7	40	900	640	CAL	222	370	32	0.163	2.12	10.3	2.9	25.5	2.07	2	对比例	

Y\*\*=r+50.0 × n, Z\*\*\*=r+5.0 × n

表 26

No.	钢号	终轧前一道次和终轧道次的累计压下率 (%)	精轧温度 (°C)	卷取温度 (°C)	退火条件	线圈位置	钢板的性能								钢板的成形性能		备注
							YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n值	r值	Y**	Z***	H (mm)	LDR		
29	1	40	890	580	CAL	T	204	353	44	0.201	2.01	12.1	3.0	34.8	2.16	发明例	
						M	202	352	45	0.204	2.01	12.2	3.0	34.9	2.16		
						B	203	355	44	0.202	2.02	12.1	3.0	34.8	2.16		
30	1	30	900	640	CGL	T	202	355	44	0.200	2.02	12.0	3.0	34.6	2.16	发明例	
						M	204	353	45	0.198	2.02	11.9	3.0	34.4	2.16		
						B	201	356	44	0.202	2.01	12.1	3.0	34.8	2.16		
31	6	40	900	640	CGL	T	287	375	31	0.142	1.36	8.5	2.1	20.5	1.99	对比例	
						M	211	364	36	0.186	1.80	11.1	2.7	33.2	2.05		
						B	243	374	31	0.150	1.40	8.9	2.2	20.9	2.00		

Y\*\*=r+50.0 × n, Z\*\*\*=r+5.0 × n





表 28

No.	精轧温度 (°C)	卷取温度 (°C)	冷轧压下率 (%)	退火条件	退火温度 (°C)	线圈位置	钢板的性能								钢板的成形性能		备注
							YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n 值	r 值	Y**	Z***	H (mm)	LDR		
36	890	580	71	CAL	850	T	204	353	44	0.201	2.01	12.1	3.0	34.8	2.16	发明例	
						M	202	352	45	0.204	2.01	12.2	3.0	34.9	2.16		
						B	203	355	44	0.202	2.02	12.1	3.0	34.8	2.16		
37	930	640	75	CGL	640	T	194	352	46	0.212	2.10	12.7	3.2	35.6	2.18	发明例	
						M	196	348	47	0.214	2.12	12.8	3.2	35.7	2.18		
						B	193	351	46	0.211	2.13	12.7	3.2	35.6	2.18		
38	840	640	71	CGL	850	T	277	385	30	0.154	1.43	9.1	2.2	21.2	2.00	对比例	
						M	213	358	41	0.181	1.78	10.8	2.7	28.0	2.05		
						B	252	372	33	0.171	1.61	10.2	2.5	24.8	2.03		
39	900	500	71	CAL	830	T	234	371	34	0.147	1.62	9.0	2.4	21.0	2.02	对比例	
						M	222	365	37	0.153	1.66	9.3	2.4	21.6	2.02		
						B	231	369	35	0.150	1.63	9.1	2.4	21.2	2.02		
40	890	640	46	CGL	810	T	218	351	41	0.179	1.55	10.5	2.4	27.0	2.02	对比例	
						M	208	347	43	0.186	1.59	10.9	2.5	29.4	2.03		
						B	215	349	42	0.183	1.57	10.7	2.5	27.5	2.03		

Y\*\*=r+50.0 × n、Z\*\*\*=r+5.0 × n

表 29

No.	精轧温度 (°C)	卷取温度 (°C)	冷轧压下率 (%)	退火条件	退火温度 (°C)	线圈位置	钢板的性能								钢板的成形性能		备注
							YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	n值	r值	Y**	Z***	H (mm)	LDR		
41	910	680	87	CGL	860	T	247	372	40	0.158	2.14	10.0	2.9	23.2	2.15	对比例	
						M	233	368	42	0.166	2.17	10.5	3.0	27.0	2.16		
						B	242	371	41	0.151	2.15	9.7	2.9	22.7	2.15		
42	880	580	71	CAL	750	T	236	365	40	0.167	1.61	10.0	2.4	23.2	2.02	对比例	
						M	224	361	42	0.172	1.64	10.2	2.5	24.8	2.03		
						B	229	362	42	0.170	1.63	10.1	2.5	24.0	2.03		
43	920	640	73	CGL	900	T	248	381	32	0.143	1.56	8.7	2.3	20.7	2.01	对比例	
						M	239	373	34	0.150	1.62	9.1	2.4	21.2	2.02		
						B	244	377	33	0.148	1.59	9.0	2.3	21.0	2.01		
44	870	550	68	CGL	780	T	228	373	33	0.146	1.54	8.8	2.3	20.8	2.01	对比例	
						M	217	369	34	0.151	1.58	9.1	2.3	21.2	2.01		
						B	223	370	33	0.149	1.57	9.0	2.3	21.0	2.01		

Y\*\*=r+50.0 × n、Z\*\*\*=r+5.0 × n

说明书附图

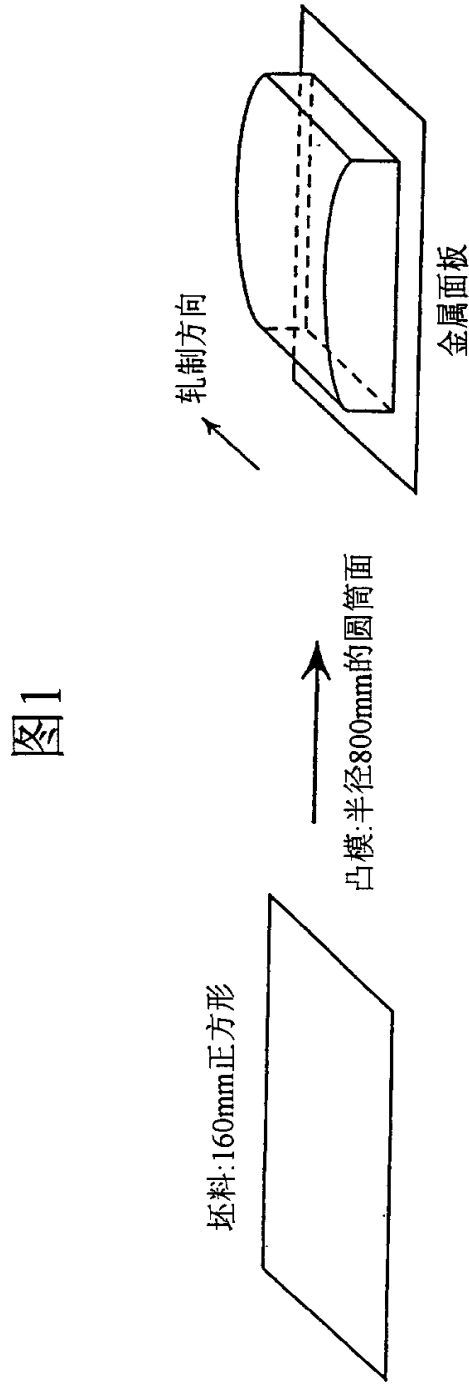


图1

图2

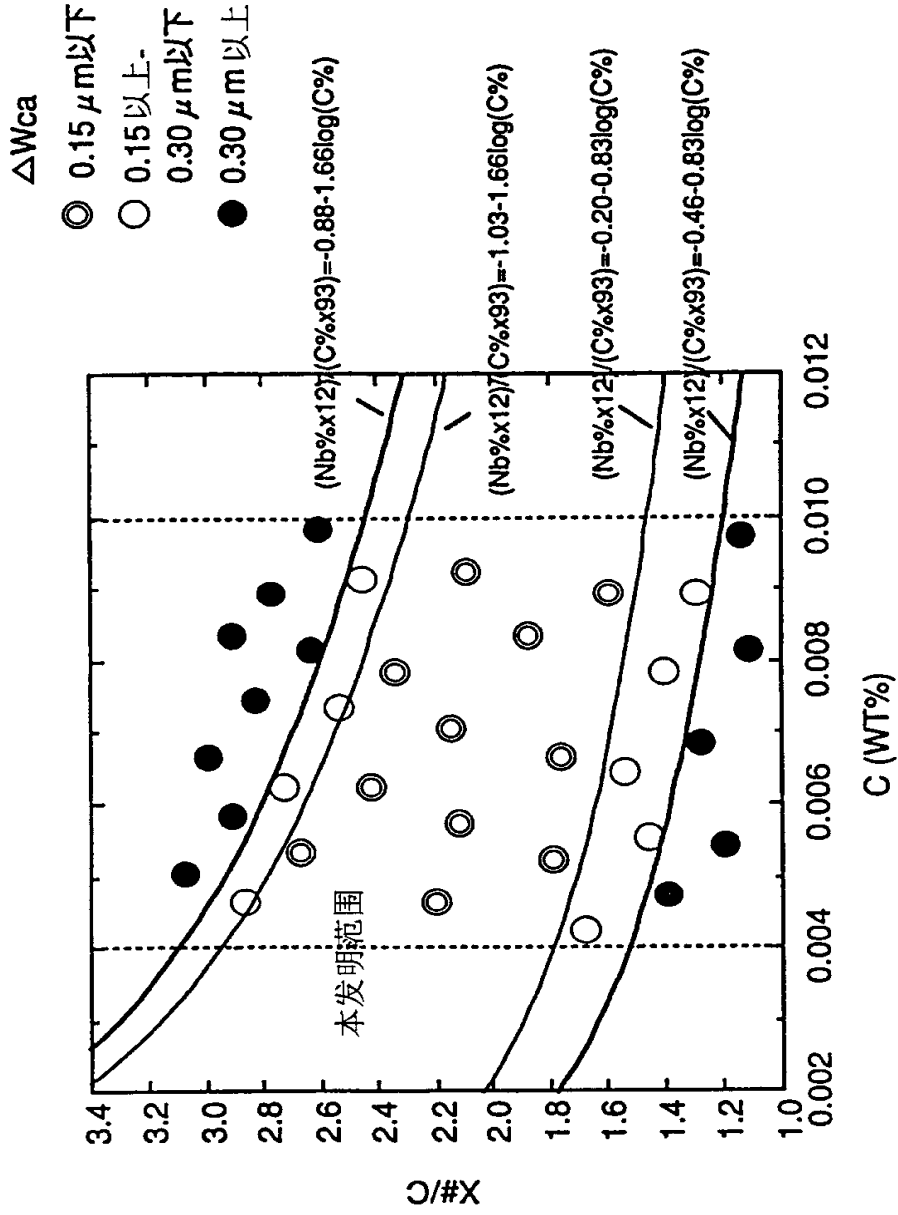
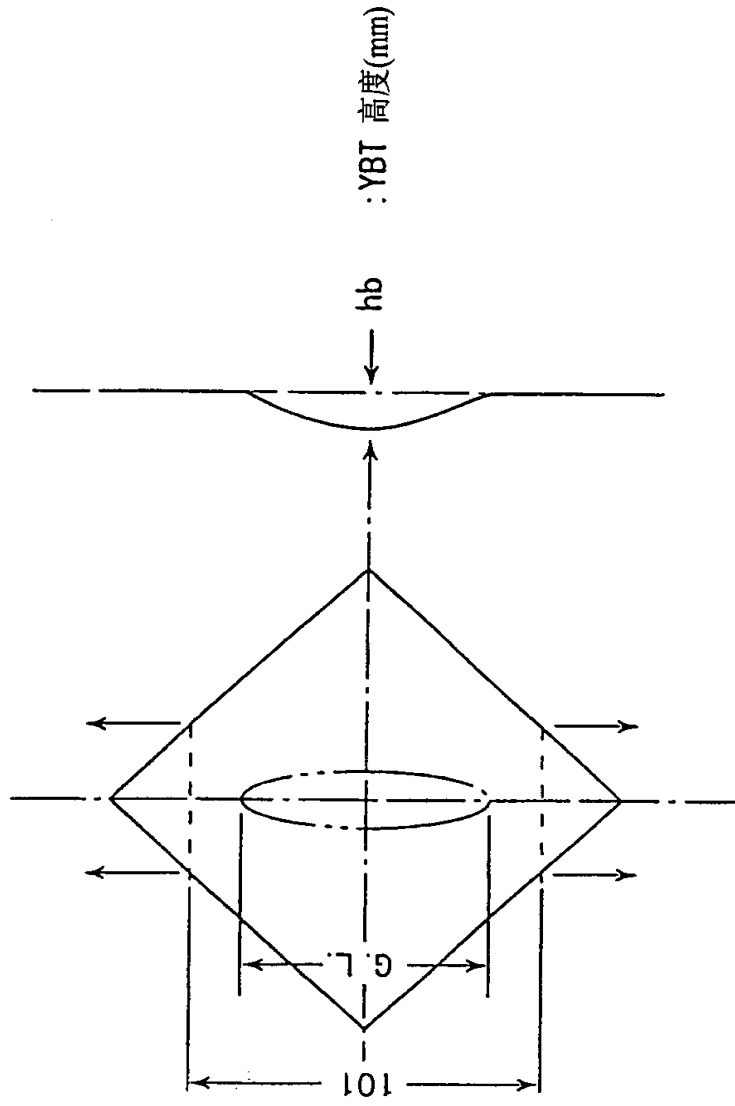
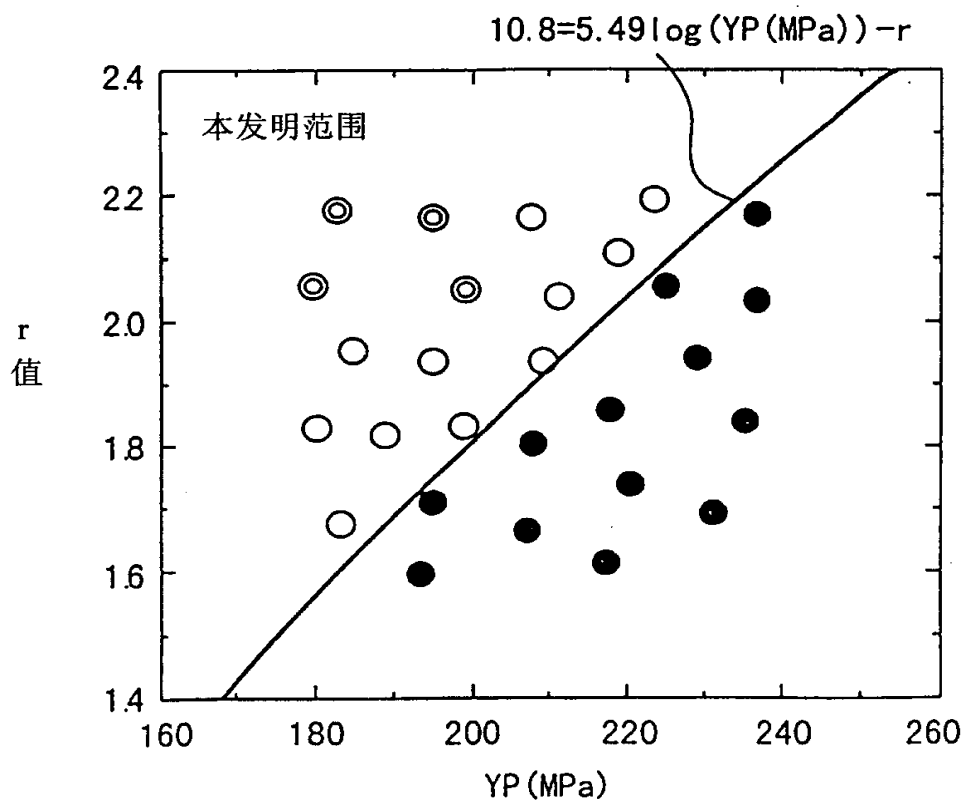


图3



G.L. 75mm  
 $\lambda$  (拉伸应变) : 1%

图4



- YBT (mm)
- ◎ 低于 1.00
  - 1.00 以上 ~ 1.50 以下 (JSC270F 水平)
  - 1.50 以上

图5

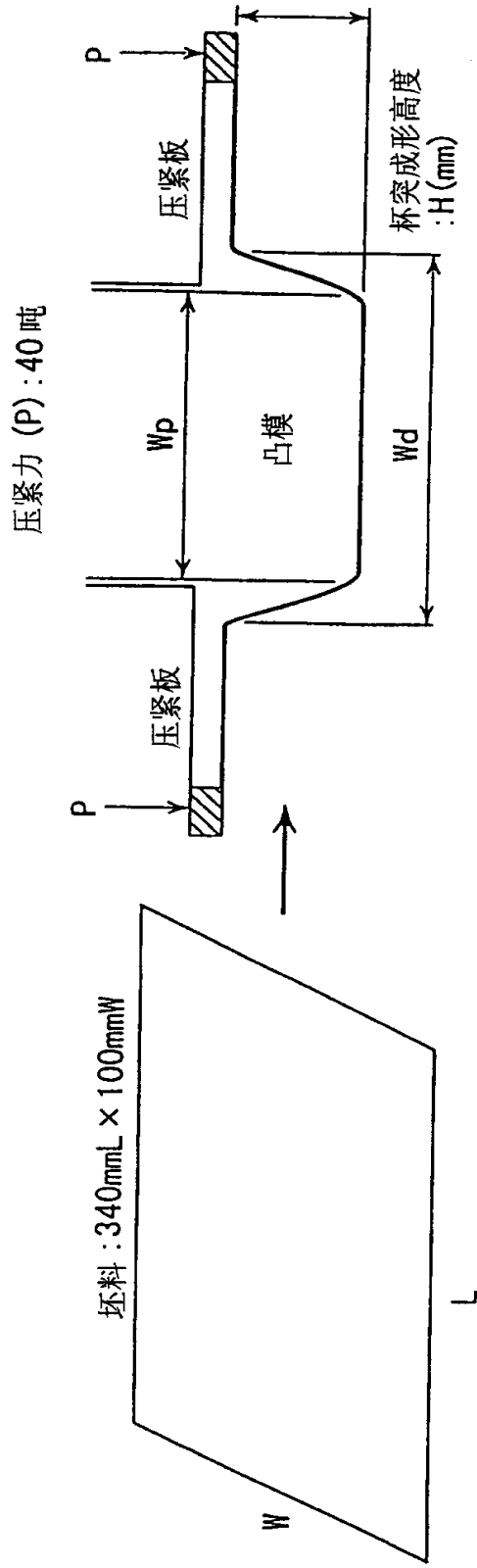
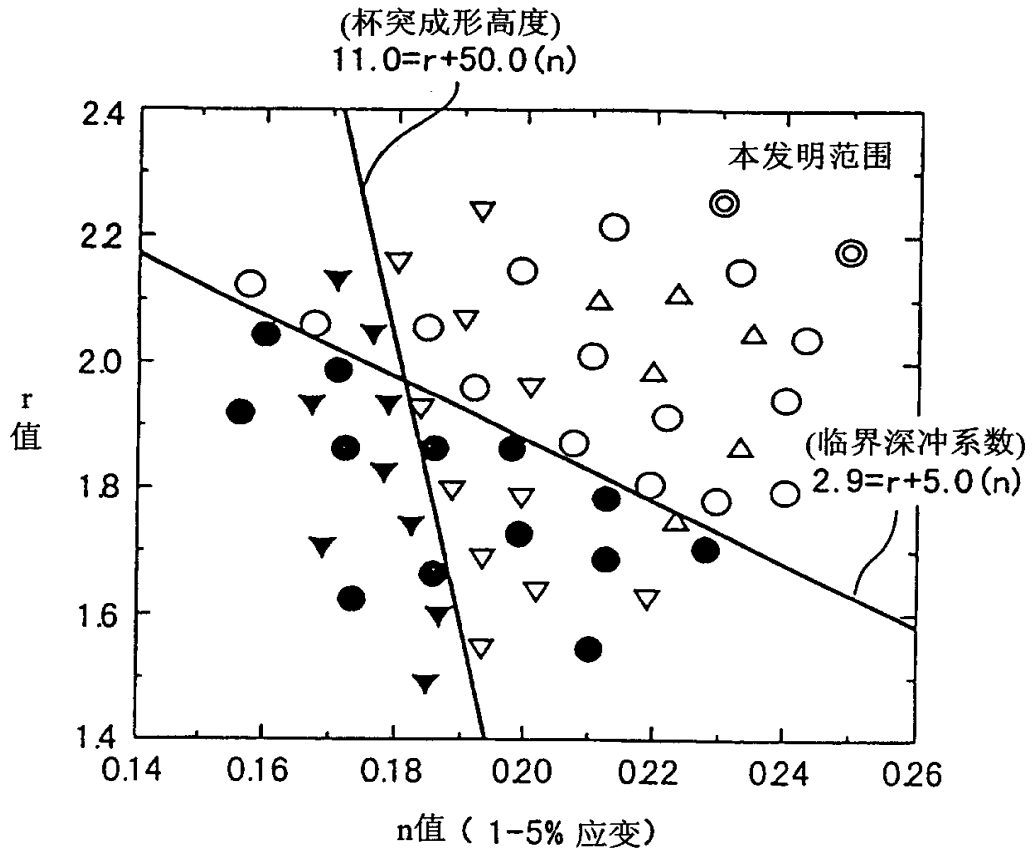




图6



杯突成形高度: H (mm)

- △ 36.0 以上
- ▽ 33.0 以上 ~ 36.0 以下  
(JSC270F 水平)
- ▼ 33.0 以下

临界深冲系数: LDR

- ◎ 2.20 以上
- 2.15 以上 ~ 2.19 以下  
(JSC270F 水平)
- 2.15 以下

00:07:31

图7

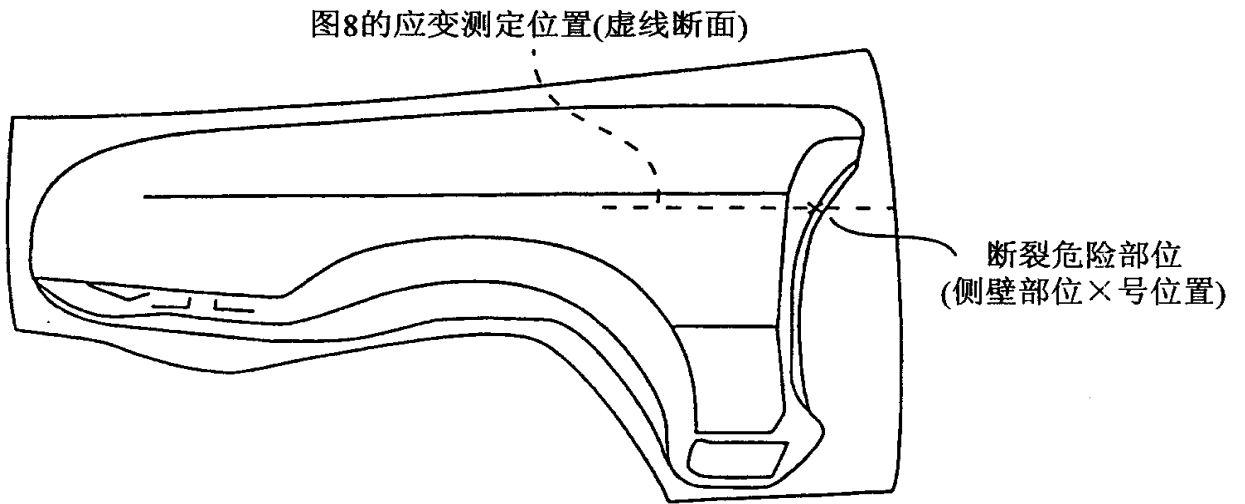


图8

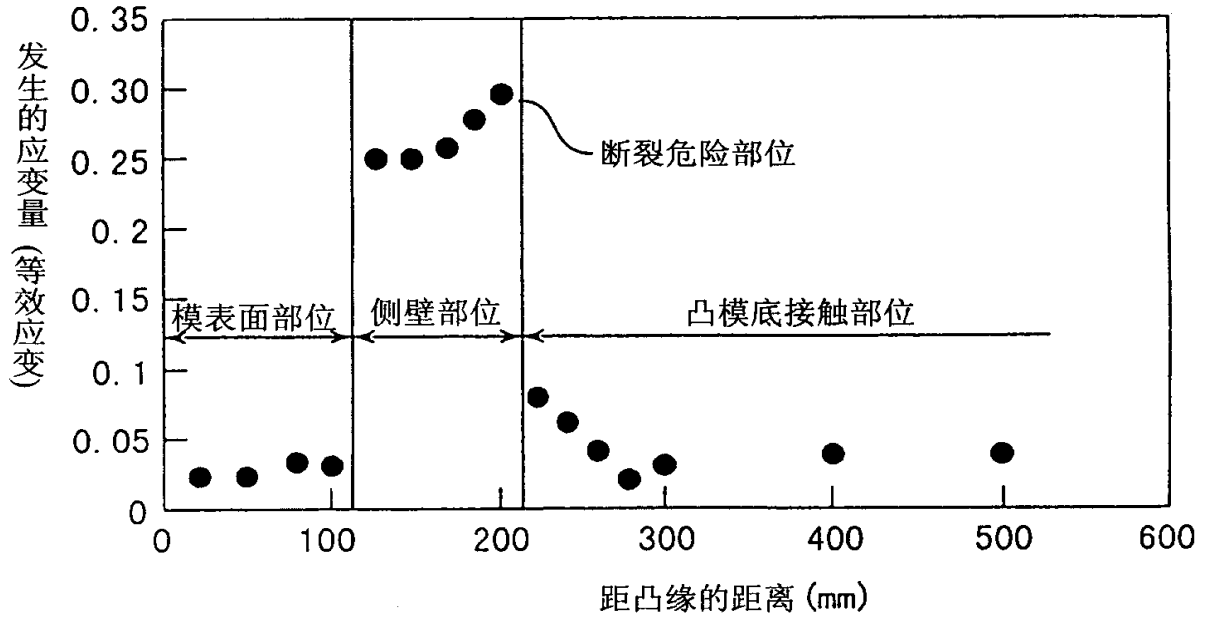


图9

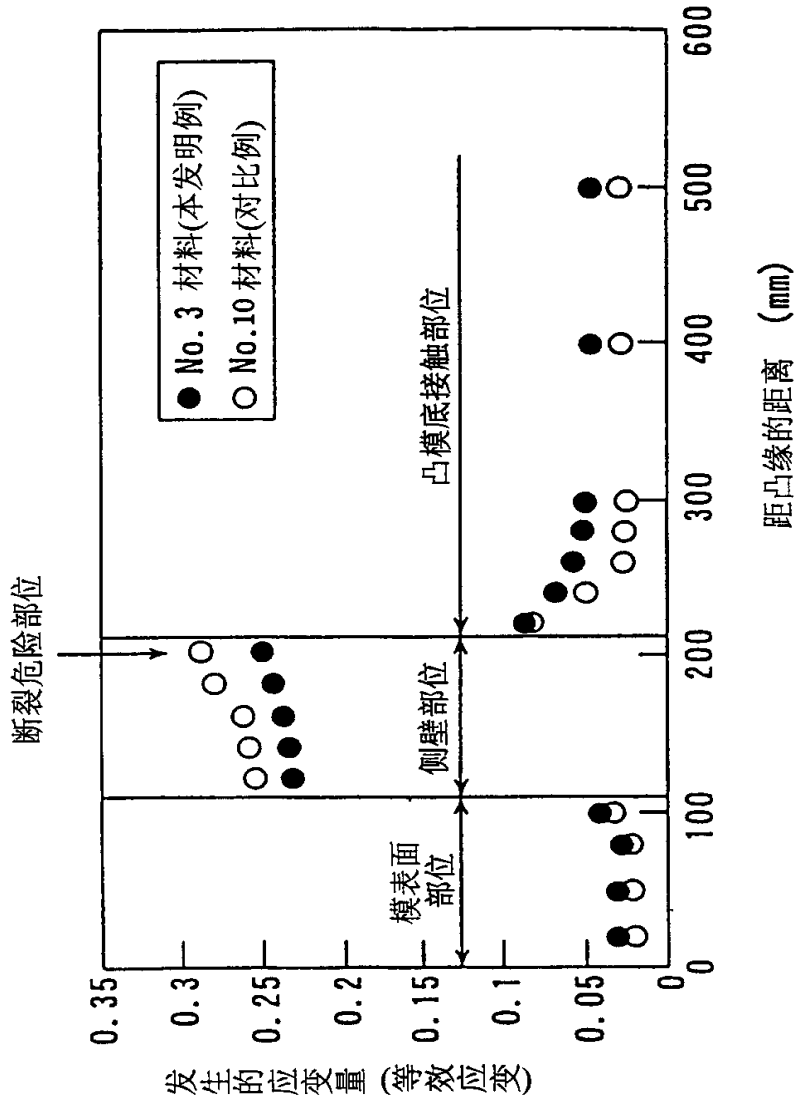


图10

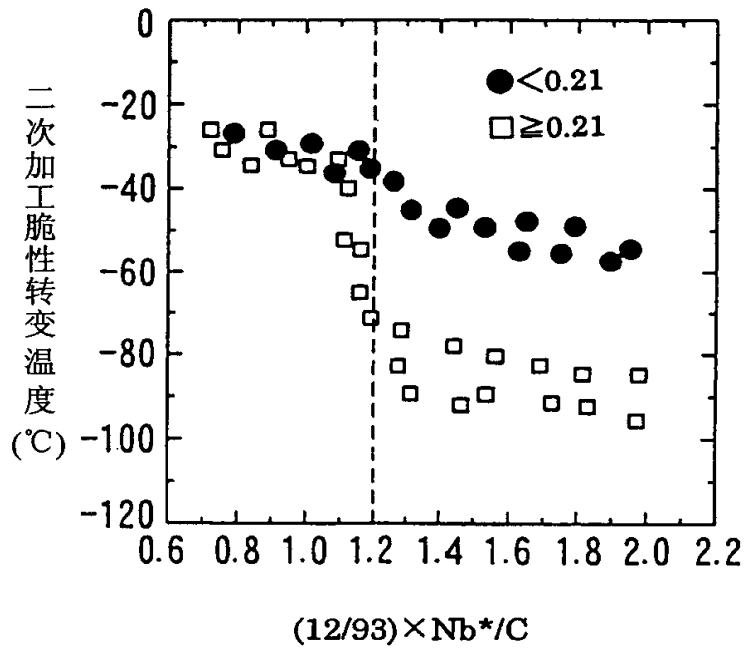


图11

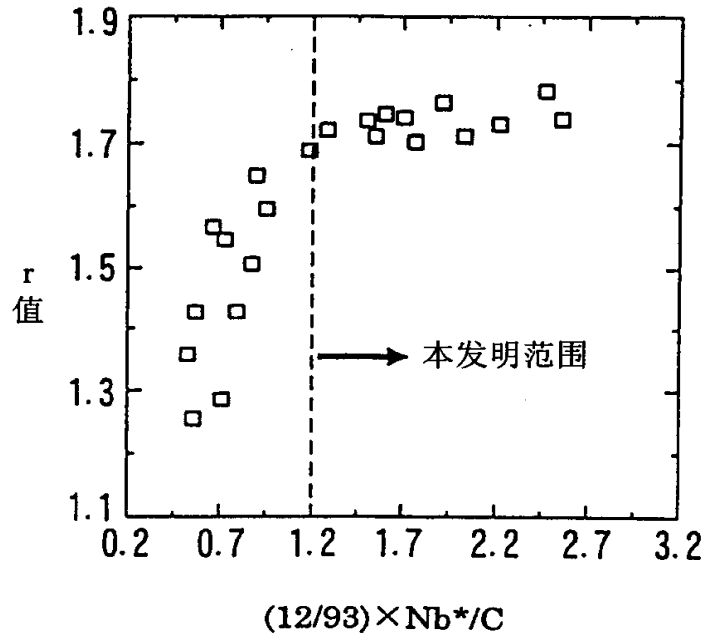


图12

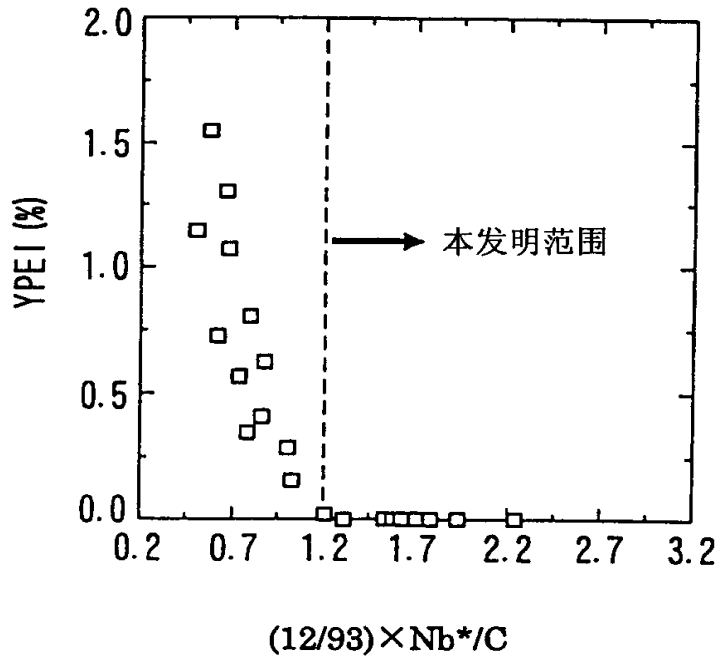


图13

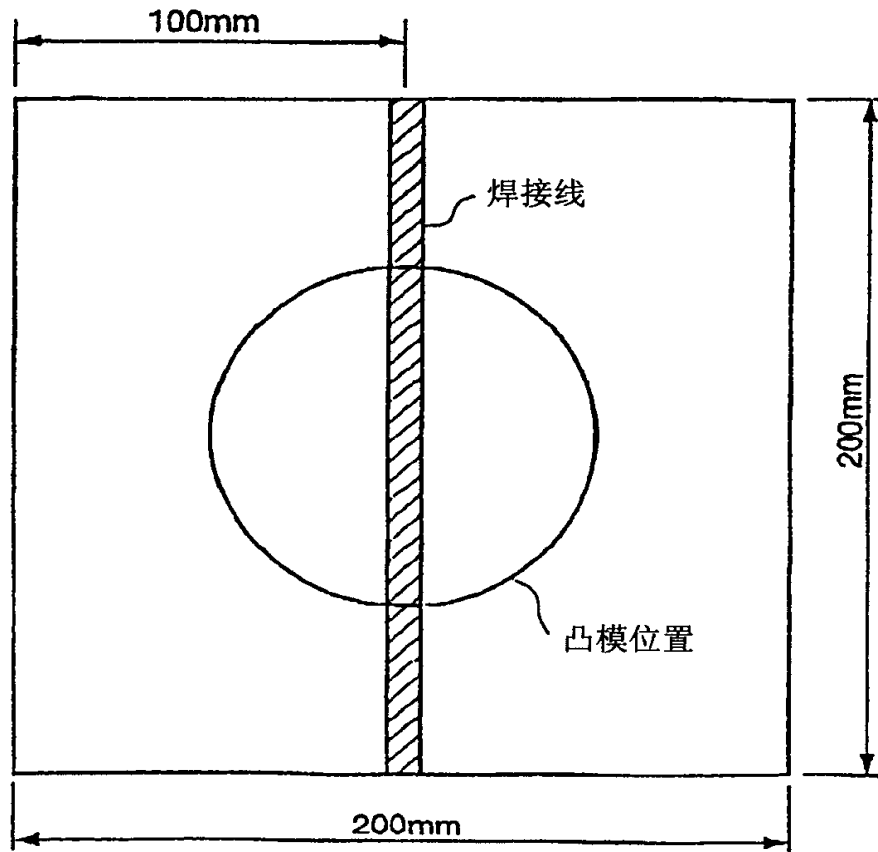
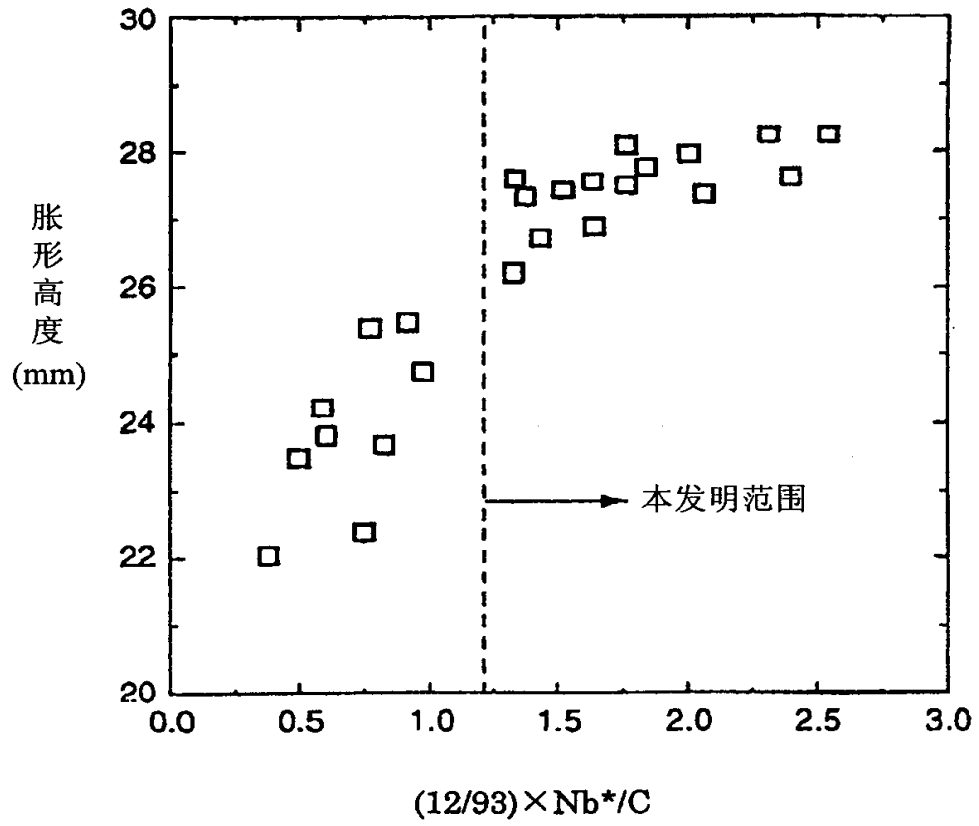




图14



00·07·31

图15

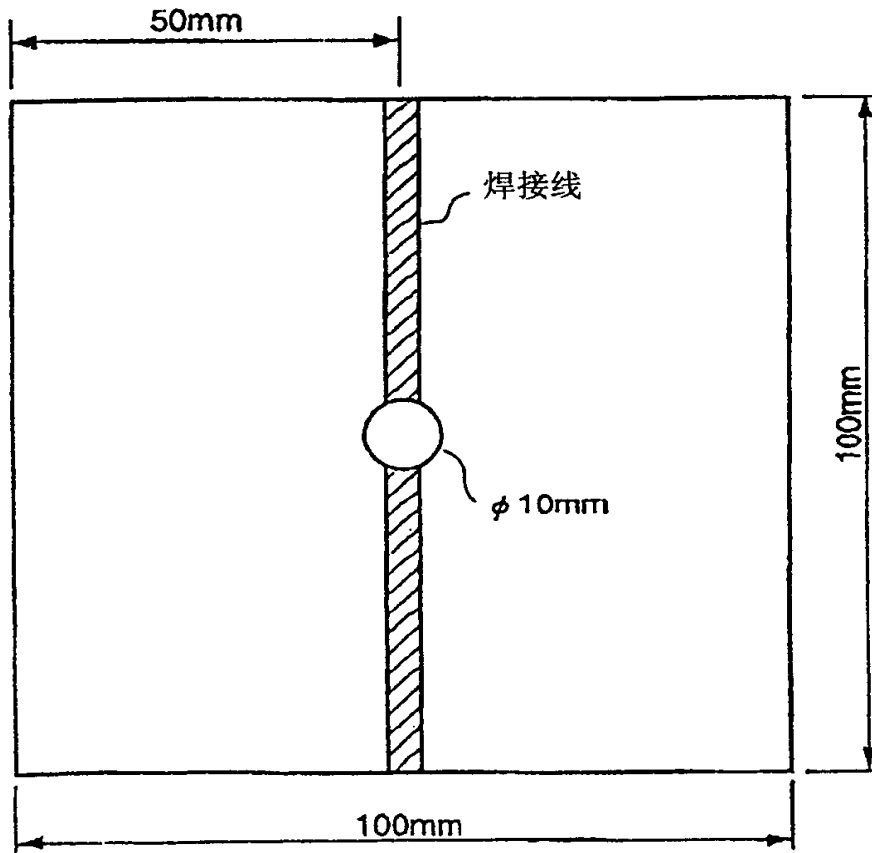


图16

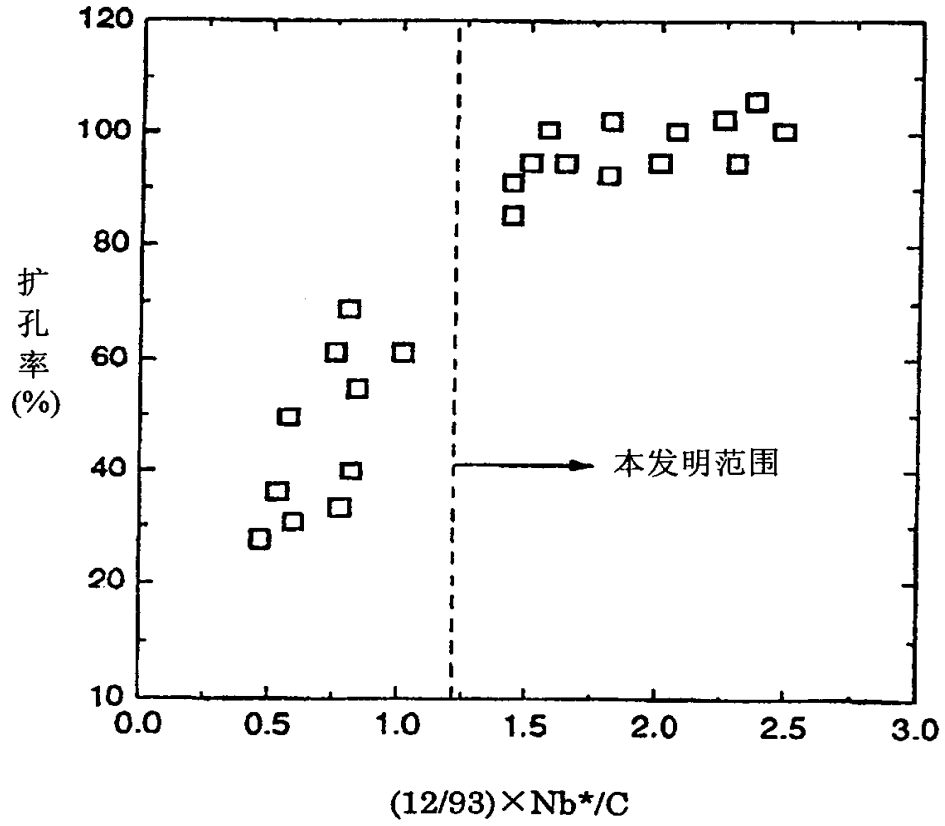


图17

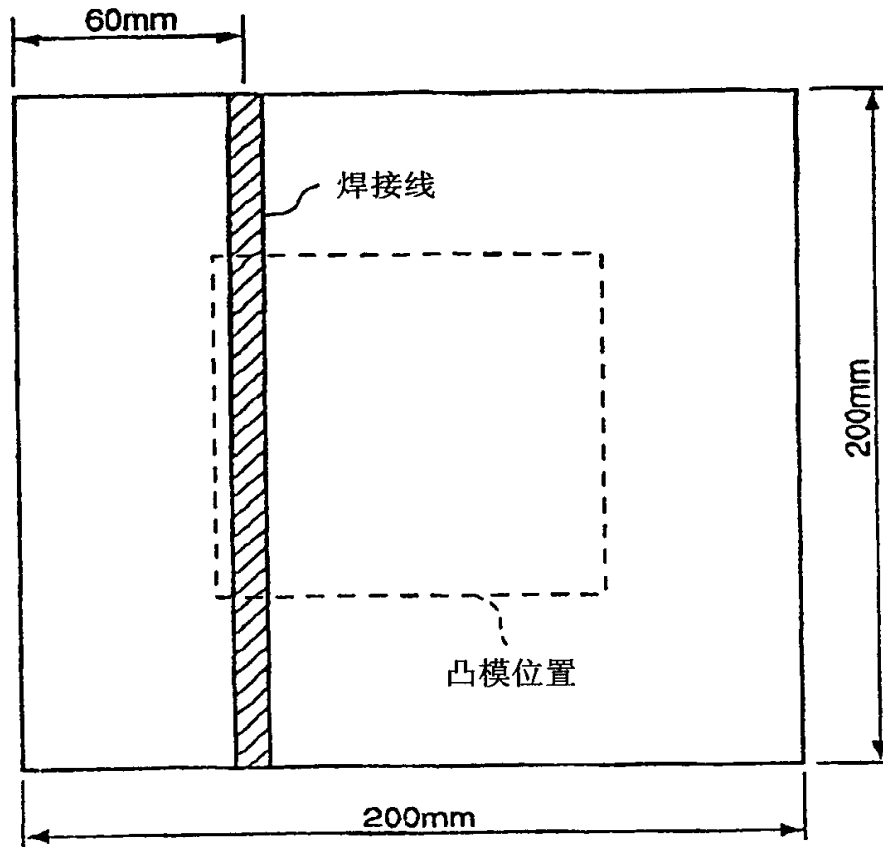


图18

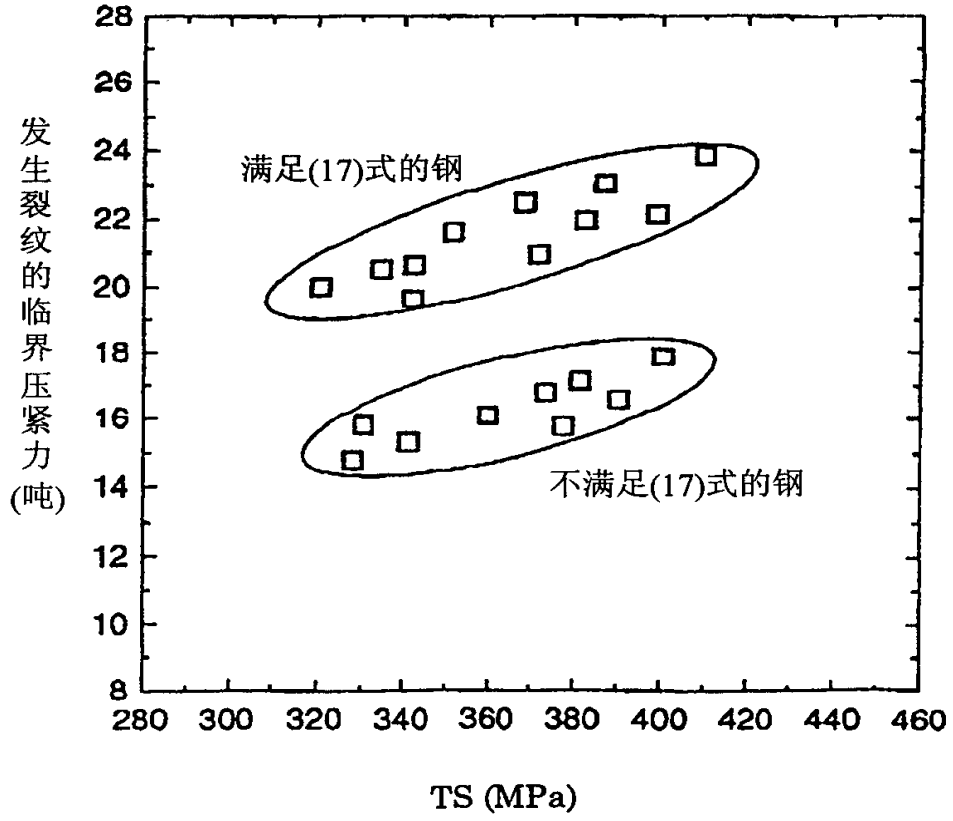




图20

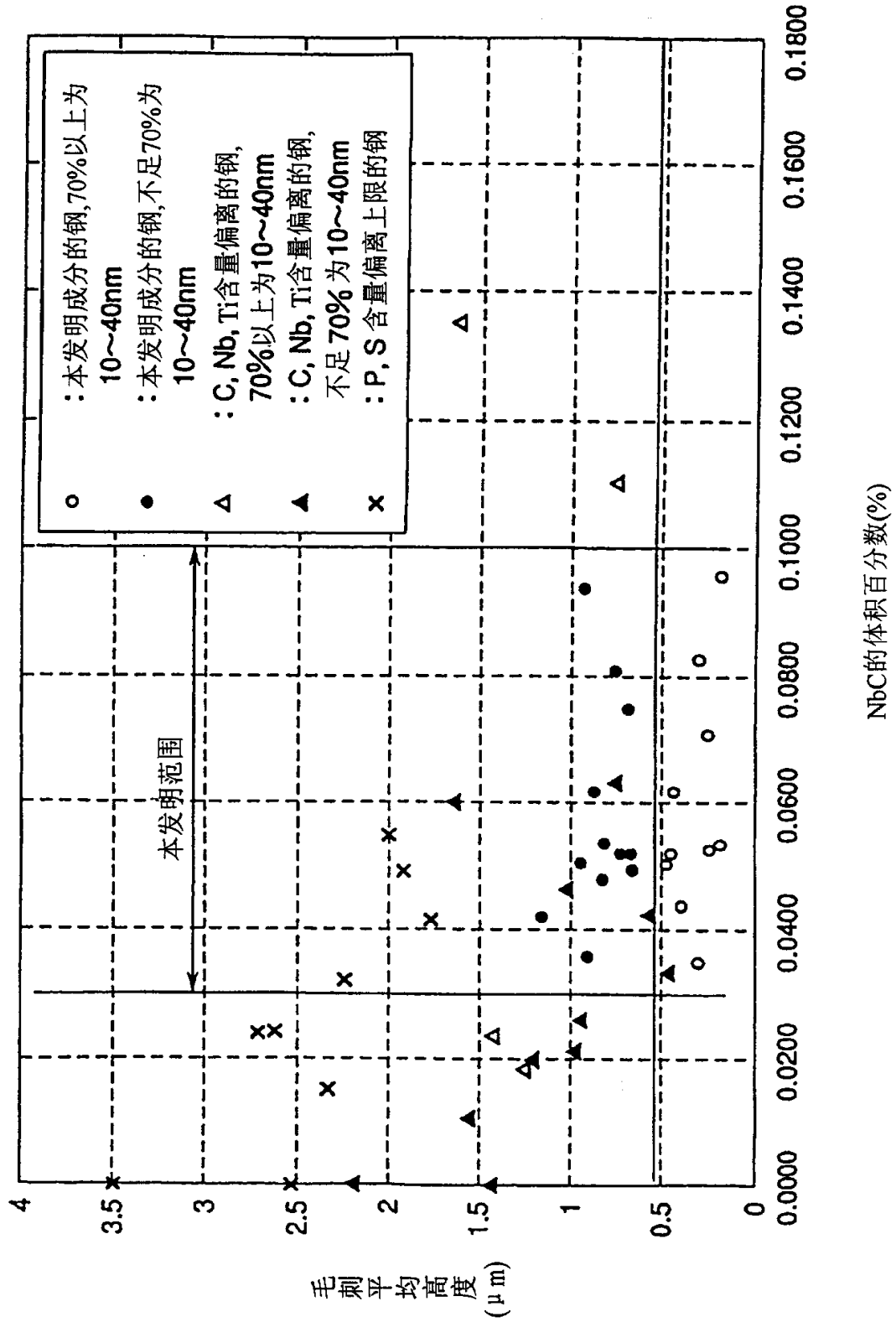
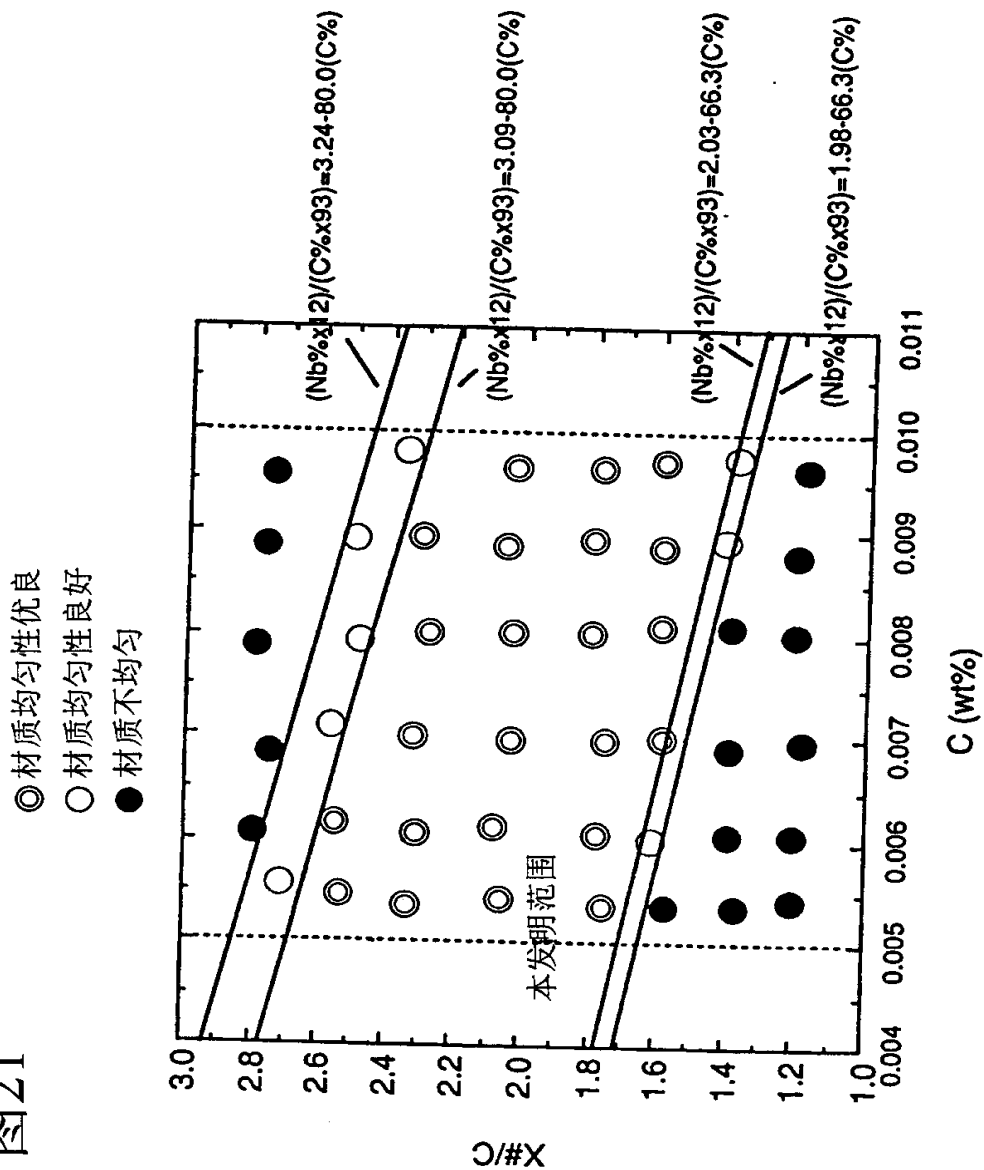


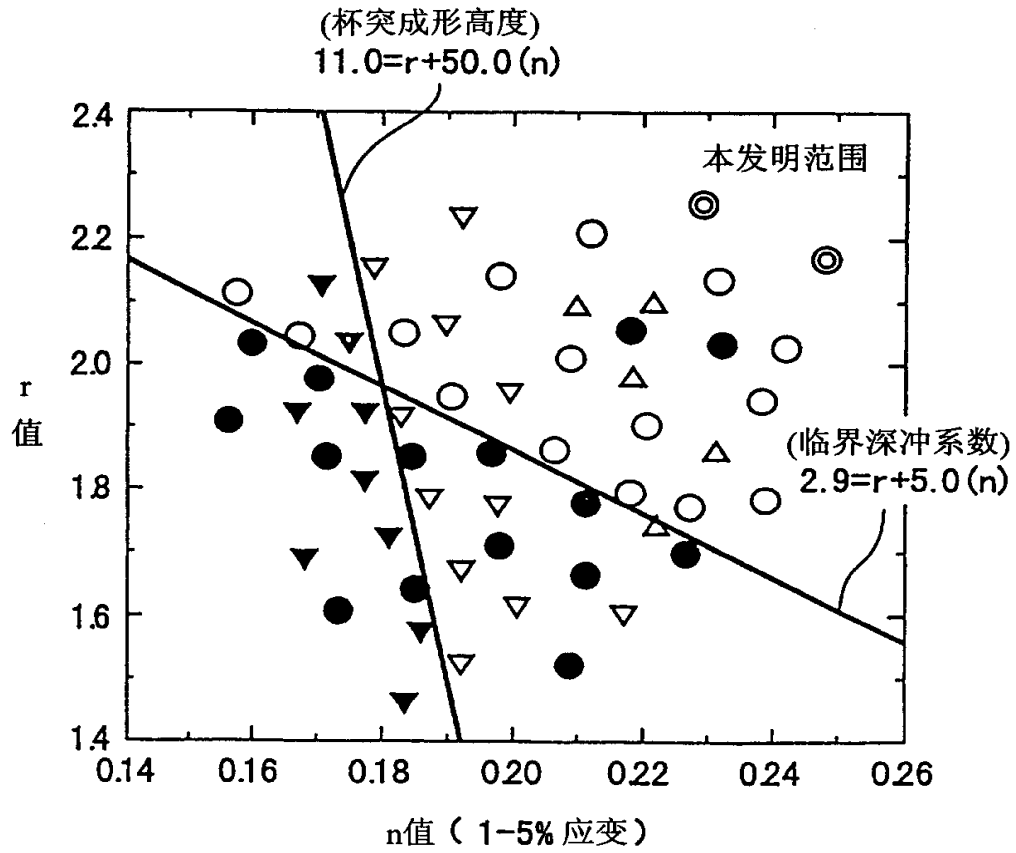
图21



$$X\# = (Nb\% \times 12) / (C\% \times 93)$$



图22



杯突成形高度 : H(mm)

- △ 36.0以上
- ▽ 33.0以上~36.0 以下  
(JSC270F 水平)
- ▼ 33.0 以下

临界深冲系数:LDR

- ◎ 2.20以上
- 2.15以上~2.19 以下  
(JSC270F 水平)
- 2.15 以下