

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl.

C22C 38/00 (2006.01)

C21D 8/00 (2006.01)



[12] 发明专利说明书

专利号 ZL 02824315.3

[45] 授权公告日 2007 年 11 月 7 日

[11] 授权公告号 CN 100347325C

[22] 申请日 2002.10.4 [21] 申请号 02824315.3

[30] 优先权

[32] 2001.10.4 [33] JP [31] 308285/2001

[32] 2001.11.26 [33] JP [31] 360084/2001

[86] 国际申请 PCT/JP2002/010386 2002.10.4

[87] 国际公布 WO2003/031669 英 2003.4.17

[85] 进入国家阶段日期 2004.6.4

[73] 专利权人 新日本制铁株式会社

地址 日本东京都

[72] 发明人 横井龙雄 林田辉树 杉浦夏子

中村隆彰 中本武广

[56] 参考文献

EP1026278 A1 2000.8.9

审查员 彭 敏

[74] 专利代理机构 北京市中咨律师事务所

代理人 林柏楠 黄革生

权利要求书 6 页 说明书 48 页 附图 2 页

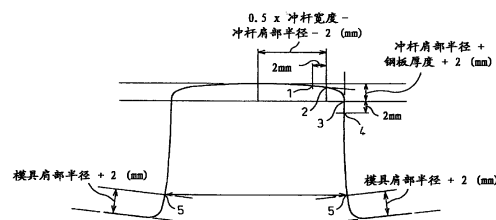
[54] 发明名称

可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板及其生产方法

[57] 摘要

本发明提出了一种可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板及其生产方法。本发明是可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板，其特征是：在位于钢板厚度中心的平面上， $\{100\} <011>$ 到 $\{223\} <110>$ 取向组分系中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率是 2 或更高，而且 $\{554\} <225>$ ， $\{111\} <112>$ 和 $\{111\} <110>$ 三个取向组分中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率是 4 或更小；至少一个表面的粗糙度的算术平均值 R_a 为 1 到 $3.5 \mu\text{m}$ ；钢板的表面覆盖具有润滑作用的组合物；在 0 到 200°C 下钢板表面的摩擦系数是 0.05 到 0.2。此外，本发明是上述钢板的生产方法，其特征是：在 A_{r3} 转变温度 $+100^\circ\text{C}$ 或更低的温度范围内，以 25% 或更高的

总缩减率对含有本发明指定的化学组成的钢板进行轧制。



1、可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板，其以质量计含有：

C: 0.01 到 0.3%，

Si: 0.01 到 2%，

Mn: 0.05 到 3%，

P: 0.1%或更少

S: 0.01%或更少，

Al: 0.005 到 1%，

任选地含有以下中的至少之一：

Ti: 0.05 到 0.5%，

Nb: 0.01 到 0.5%，

以及还任选地含有以下中的至少一种或多种：

B: 0.0002 到 0.002%，

Cu: 0.2 到 2%，

Ni: 0.1 到 1%，

Ca: 0.0005 到 0.002%，

REM: 0.0005 到 0.02%，

Mo: 0.05 到 1%，

V: 0.02 到 0.2%，

Cr: 0.01 到 1%，

Zr: 0.02 到 0.2%，以及

余量由 Fe 和不可避免的杂质组成，并且

至少在一个位于钢板厚度中心的平面上， $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 取向组分系中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率最低是 3，并且 $\{554\}\langle 225\rangle$ ， $\{111\}\langle 112\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 三个取向组分中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率最高是 3.5；

所述钢板的至少一个表面的粗糙度的算术平均值 (Ra) 为 $1\mu\text{m}$ 到 $3.5\mu\text{m}$, 并且在所述钢板表面覆盖具有润滑作用的组合物, 所述钢板的润滑表面在 0 到 200°C 下的摩擦系数是 0.05 到 0.2。

2、根据权利要求 1 的可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板, 其中所述钢板含有以质量计的

C: 0.01 到 0.1%,

N: 0.005%或更少,

Ti: 0.05 到 0.5%,

任选的 Nb: 0.01 到 0.5%, 并满足下列公式:

$\text{Ti} + (48/93)\text{Nb} - (48/12)\text{C} - (48/14)\text{N} - (48/32)\text{S} > 0\%$ 。

3、根据权利要求 1 或 2 的可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板, 其中所述钢板的显微结构是以铁素体为体积百分率最大的相, 并且马氏体主要作为第二相的混合结构。

4、根据权利要求 1 或 2 的可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板, 其中所述钢板的显微结构是含有以体积百分比计 5 到 25% 的残余奥氏体, 并且余量主要由铁素体和贝氏体组成的混合结构。

5、根据权利要求 1 或 2 的可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板, 其中所述钢板的显微结构是包含贝氏体或铁素体和贝氏体为占有最大体积百分率的相的混合结构。

6、根据权利要求 1 或 2 的可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板, 其中在所述钢板和所述具有润滑作用的组合物之间有镀锌层。

7、一种可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板的生产方法, 其包括以下步骤:

对具有权利要求 1 或 2 中所记载化学组成的高强度钢板的热轧步骤中, 对具有所述化学组成的板坯进行粗轧, 然后除鳞, 以使精轧后钢板的最大粗糙高度 R_y 小于或等于 $15\mu\text{m}$;

对板坯在 Ar_3 转变温度+最多 100°C 的温度范围内进行以钢板厚度计总缩减

比为至少 25%的精轧,以使在热轧的精轧全程中将热轧辊与钢板之间的摩擦系数控制为 0.15 或更小;

将所得的热轧钢板在 Ar_1 转变温度到 Ar_3 转变温度的范围内保温 1 到 20 秒;

然后以至少 20°C/秒的冷却速度冷却经保温的热轧钢板;

卷制所生成的热轧钢板;

然后以 10%或更低的缩减率进行表面光轧,或者以 40%左右的缩减率进行冷轧,在线或离线均可,使钢板表面至少一个表面的粗糙度的算术平均值

R_a 为 1 到 3.5 μm ; 以及

随后在钢板表面涂覆具有润滑作用的组合物。

8、根据权利要求 7 的可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板的生产方法,其中在最高 350°C 的卷制温度下卷制所生成的热轧钢板。

9、根据权利要求 7 的可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板的生产方法,其中在 350°C 至 450°C 之间的卷制温度下卷制所生成的热轧钢板。

10、根据权利要求 7 的可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板的生产方法,其中在至少 450°C 的卷制温度下卷制所生成的热轧钢板。

11、根据权利要求 7-10 中任一项的可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板的生产方法,其中还包括以下步骤:在热轧步骤中,粗轧完成后的精轧采用润滑轧制。

12、一种可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板的生产方法,其包括以下步骤:

在生产具有权利要求 1 或 2 中所记载化学组成的高强度钢板中,对具有所述化学组成的板坯进行粗轧,然后除鳞,以使精轧后钢板的最大粗糙高度 R_y 小于或等于 15 μm ;

在 Ar_3 转变温度+最多 100°C 的温度范围内进行以钢板厚度计总缩减比为至少 25%的精轧,以使在热轧的精轧全程中将热轧辊与钢板之间的摩擦系数控制为 0.15 或更小;

将所得的热轧钢板在 Ar_1 转变温度到 Ar_3 转变温度的范围内保温 1 到 20 秒;

然后以至少 20℃/秒的冷却速度冷却经保温的热轧钢板;

卷制所生成的热轧钢板;

然后以 10%或更低的缩减率进行表面光轧,或者以 40%左右的缩减率进行冷轧,在线或离线均可,使钢板表面至少一个表面的粗糙度的算术平均值 Ra 为 1 到 3.5 μm ;

进行以钢板厚度计缩减比低于 80%的冷轧;

然后进行包括将冷轧钢板在 A_{c1} 转变温度到 A_{c3} 转变温度+100℃的温度范围保温 5 到 150 秒步骤的热处理;

然后以至少 20℃/秒的冷却速度冷却经热处理的钢板至最高 350℃的温度范围; 以及

随后在钢板表面涂覆具有润滑作用的组合物。

13、一种可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板的生产方法,其包括以下步骤:

在生产具有权利要求 1 或 2 中所记载化学组成的高强度钢板中,对具有所述化学组成的板坯进行粗轧,然后除鳞,以使精轧后钢板的最大粗糙高度 R_y 小于或等于 15 μm ;

在 A_{r3} 转变温度+最多 100℃的温度范围内进行以钢板厚度计总缩减比为至少 25%的精轧,以使在热轧的精轧全程中将热轧辊与钢板之间的摩擦系数控制为 0.15 或更小;

将所得的热轧钢板在 A_{r1} 转变温度到 A_{r3} 转变温度的范围内保温 1 到 20 秒;

然后以至少 20℃/秒的冷却速度冷却经保温的热轧钢板;

卷制所生成的热轧钢板;

然后以 10%或更低的缩减率进行表面光轧,或者以 40%左右的缩减率进行冷轧,在线或离线均可,使钢板表面至少一个表面的粗糙度的算术平均值 Ra 为 1 到 3.5 μm ;

进行以钢板厚度计缩减比低于 80%的冷轧;

然后进行包括将冷轧钢板在 A_{c1} 转变温度到 A_{c3} 转变温度+100℃的温度范

围保温 5 到 150 秒步骤的热处理;

以至少 20℃/秒的冷却速度冷却经热处理的钢板至 350℃至 450℃的温度范围;

于此温度范围内保温 5 到 600 秒;

接着以 5℃/秒或更高的冷却速度冷却至最高 200℃的另一温度范围; 以及随后在钢板表面涂覆具有润滑作用的组合物。

14、一种可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板的生产方法, 其包括以下步骤:

在生产具有权利要求 1 或 2 中所记载化学组成的高强度钢板中, 对具有所述化学组成的板坯进行粗轧, 然后除鳞, 以使精轧后钢板的最大粗糙高度 R_y 小于或等于 15 μm ;

在 A_{r3} 转变温度+最多 100℃的温度范围内进行以钢板厚度计总缩减比为至少 25%的精轧, 以使在热轧的精轧全程中将热轧辊与钢板之间的摩擦系数控制为 0.15 或更小;

将所得的热轧钢板在 A_{r1} 转变温度到 A_{r3} 转变温度的范围内保温 1 到 20 秒; 然后以至少 20℃/秒的冷却速度冷却经保温的热轧钢板;

卷制所生成的热轧钢板;

然后以 10%或更低的缩减率进行表面光轧, 或者以 40%左右的缩减率进行冷轧, 在线或离线均可, 使钢板表面至少一个表面的粗糙度的算术平均值 R_a 为 1 到 3.5 μm ;

进行以钢板厚度计缩减比低于 80%的冷轧;

然后进行包括将冷轧钢板在 A_{c1} 转变温度到 A_{c3} 转变温度+100℃的温度范围保温 5 到 150 秒步骤的热处理;

以至少 20℃/秒的冷却速度冷却经热处理的钢板至 350℃到温度 T_0 ℃的温度范围;

接着再以至多 20℃/秒的冷却速度冷却至最高 200℃的另一温度范围; 以及随后在钢板表面涂覆具有润滑作用的组合物;

其中温度 T0 由下式确定:

$$T0 = -650.4 \times \%C + B$$

其中 B 定义如下:

$$B = -50.6 \times Mneq + 894.3$$

其中 Mneq 是如下根据所述钢板的组成元素的质量百分率来确定的:

$$Mneq = \%Mn + 0.24 \times \%Ni + 0.13 \times \%Si + 0.38 \times \%Mo + 0.55 \times \%Cr + 0.16 \times \%Cu - 0.50 \times \%Al - 0.45 \times \%Co + 0.90 \times \%V.$$

15、根据权利要求 7-10 任一项的可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板的生产方法，其中还包括以下步骤：在钢板表面涂覆具有润滑作用的组合物前，在热轧完成后通过把钢板浸入镀锌浴中对钢板表面镀锌。

16、根据权利要求 12-14 任一项的可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板的生产方法，其中还包括以下步骤：在钢板表面涂覆具有润滑作用的组合物前，在热处理步骤完成后通过把钢板浸入镀锌浴中对钢板表面镀锌。

17、根据权利要求 15 的可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板的生产方法，其中还包括以下步骤：在将钢板浸入镀锌浴中进行镀锌步骤后并且在钢板表面涂覆具有润滑作用的组合物步骤前，对钢板进行合金化处理。

18、根据权利要求 16 的可拉延并具有独特定型性能的高强度钢板的生产方法，其中还包括以下步骤：在将钢板浸入镀锌浴中进行镀锌步骤后并且在钢板表面涂覆具有润滑作用的组合物步骤前，对钢板进行合金化处理。

可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板及其生产方法

技术领域

本发明涉及一种可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板以及薄钢板的生产方法。特别地，通过本发明，甚至使用组织上不适于拉延加工的钢板也能获得良好的可拉延性。

背景技术

近来，为了减轻汽车重量并进而减少燃料消耗和取得其它相关优势，铝合金和其它轻金属及高强度钢板在汽车上的运用扩大了。但是，尽管铝合金之类的轻金属具有高比强度的优点，由于其远比钢昂贵，其应用仅限于特殊用途。因此，为了进一步减轻汽车重量，非常需要低成本、高强度钢板的更广泛的使用。

但是，在对高强度钢板的加工件进行弯曲变形之后，由于其高强度，加工后其形状倾向于偏离成型模具的形状而恢复为原来的形状。加工件的形状在加工后恢复为原来的形状的现象称为回弹。当回弹发生时，加工件不能取得预想的外形。因此，用于传统汽车车身的高强度钢板大多限于强度最高 440MPa 的那些。

虽然需要通过使用强度为 490MPa 或更高的高强度钢板进一步减轻车身重量，目前仍无法制造具有低回弹和良好定型性能的高强度钢板。毫无疑问，增强强度最高 440MPa 的高强度钢板或低碳钢板的加工后的定型性能对于提高例如汽车、家用电器的产品的外形准确度是极为重要的。

日本未审查专利公开第 H10-72644 号公开了一种具有低回弹（在本发明中称为尺寸准确度）的冷轧奥氏体不锈钢板，其特征是在平行于轧制表面的平面上的{200}组织的会聚度为 1.5 或更高。但是，该公开没有包括任

何有关减小铁素体钢板回弹和/或壁扭曲现象的技术的说明。

除以上之外，作为用于减小铁素体不锈钢钢板的回弹的技术，日本未审查专利公开第 2001-32050 号公开了一项发明，其中在位于钢板厚度中心的组织中，平行于钢板表面的 $\{100\}$ 平面的 X-射线反射强度比率控制为 2 或更高。但是，该发明既未提及壁扭曲的减小，也未包括任何关于 $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 取向组分系（orientation component group）和 $\{112\}\langle 110\rangle$ 取向组分（orientation component）的说明，而这是对减小壁扭曲十分重要的取向组分。

另外，WO 00/06791 公开了一种铁素体薄钢板，其中为提高定型性能， $\{100\}$ 平面的反射 X-射线强度相对于 $\{111\}$ 平面的反射 X-射线强度的比率控制在 1 或更高。但是，和本发明不同的是，该发明没有提及 $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 取向组分系中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的比率以及 $\{554\}\langle 225\rangle$ 、 $\{111\}\langle 112\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 取向组分系中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的比率，另外也没有公开提高可拉延性的技术。

日本未审查专利公开第 2001-64750 号公开了一种冷轧钢板，其中，作为减少回弹量的技术，平行于钢板表面的 $\{100\}$ 平面的反射 X-射线强度比率控制为 3 或更高。但是该发明的特征是只说明了钢板某一特定表面上的 $\{100\}$ 平面的反射 X-射线强度比率，而且 X-射线测量位置与本发明所指定的不同（本发明中 $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 取向组分系的平均 X-射线强度比率是在钢板厚度中心测量的）。另外，该发明既未提及 $\{554\}\langle 225\rangle$ 、 $\{111\}\langle 112\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 取向组分，也没有公开任何改善可拉延性的技术。

另外，作为定型性能优异的钢板，日本未审查专利公开第 2000-297349 号公开了一种热轧钢板，其中 r 值的平面内各向异性的绝对值 Δr 控制为 0.2 或更小。但是，该发明的特征是通过降低屈强化来提高定型性能，而且没有包括任何建立在本发明所描述的基本原理基础上的关于为提高定型性能而对组织进行控制的说明。

在这种情况下，本发明涉及旨在甚至使用组织上不适于拉延加工的钢板也能获得良好的可拉延性的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板及其生产方法。换言之，本发明的目的是提供具有优异的定型性能和可拉延性的高强度薄钢板，以及所述钢板的经济、稳定的生产方法。

发明内容

考虑到目前在工业规模上采用一般使用的生产设备生产高强度钢板的生产过程，本发明的发明人对如何获得同时具有良好定型性能和高可拉延性的高强度钢板进行了认真的研究。

结果发现，基于以下条件可有效确保同时具有良好定型性能和高可拉延性的发现可以完成本发明：至少在一个位于钢板厚度中心的平面上， $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 取向组分系中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率是 3.0 或更高，而且 $\{554\}\langle 225\rangle$ 、 $\{111\}\langle 112\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 三个取向组分中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率是 3.5 或更小；在至少一个表面的粗糙度的算术平均值 Ra 为 1 到 $3.5\mu\text{m}$ 的钢板上涂覆起润滑作用的一种组合物；而且在 0 到 200°C 时钢板表面的摩擦系数是 0.05 到 0.2。

由此可见，本发明的要点如下：

(1) 可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板，其特征是：至少在一个位于钢板厚度中心的平面上， $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 取向组分系中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率是 3 或更高，并且 $\{554\}\langle 225\rangle$ ， $\{111\}\langle 112\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 三个取向组分中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率是 3.5 或更小；至少一个表面的粗糙度的算术平均值 Ra 为 1 到 $3.5\mu\text{m}$ ；并且钢板的表面覆盖具有润滑作用的组合物。

(2) 根据第 (1) 项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板，其特征是：在 0 到 200°C 下钢板表面的摩擦系数是 0.05 到 0.2。

(3) 根据第(1)或第(2)项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板,其特征是:钢板的显微结构是以铁素体为体积百分率最大的相,并且马氏体主要作为第二相的混合结构。

(4) 根据第(1)或第(2)项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板,其特征是:钢板的显微结构是含有以体积百分比计5到25%的残余奥氏体,并且余量主要由铁素体和贝氏体组成的混合结构。

(5) 根据第(1)或第(2)项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板,其特征是:钢板的显微结构是包含贝氏体或铁素体和贝氏体为占有最大体积百分率的相的混合结构。

(6) 根据第(1)到第(5)中任意一项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板,其特征是以质量计含有

C: 0.01 到 0.3%,

Si: 0.01 到 2%,

Mn: 0.05 到 3%,

P: 0.1%或更少

S: 0.01%或更少, 和

Al: 0.005 到 1%,

余量由 Fe 和不可避免的杂质组成。

(7) 根据第(6)项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板,其特征是以质量计还含有

Ti: 0.05 到 0.5% 和/或

Nb: 0.01 到 0.5%。

(8) 根据第(1)或第(2)项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板,其特征是以质量计含有

C: 0.01 到 0.1%,

S: 0.03%或更少,

N: 0.005%或更少, 和

Ti: 0.05 到 0.5%,

从而满足下列公式:

$Ti-(48/12)C-(48/14)N-(48/32)S > 0\%$,

余量由 Fe 和不可避免的杂质组成。

(9) 根据第 (1) 或第 (2) 项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板, 其特征在于该钢是根据第 (8) 项的钢, 其以质量计还含有

Nb: 0.01 到 0.5%, 和

Ti, 从而满足下列公式:

$Ti+(48/93)Nb-(48/12)C-(48/14)N-(48/32)S > 0\%$,

余量由 Fe 和不可避免的杂质组成。

(10) 可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板, 其特征在于该钢是根据第 (8) 或第 (9) 项的钢, 其以质量计还含有

Si: 0.01 到 2%,

Mn: 0.05 到 3%,

P: 0.1% 或更少, 和

Al: 0.005 到 1%。

(11) 根据第 (6) 到第 (10) 中任意一项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板, 其特征是以质量计还含有

B: 0.0002 到 0.002%。

(12) 根据第 (6) 到第 (11) 中任意一项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板, 其特征是以质量计还含有

Cu: 0.2 到 2%。

(13) 根据第 (6) 到第 (12) 中任意一项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板, 其特征是以质量计还含有

Ni: 0.1 到 1%。

(14) 根据第 (6) 到第 (13) 中任意一项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板, 其特征是以质量计还含有

Ca: 0.0005 到 0.002% 和/或

REM: 0.0005 到 0.02%。

(15) 根据第(6)到第(14)中任意一项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板,其特征是以质量计还含有下列一种或一种以上物质

Mo: 0.05 到 1%,

V: 0.02 到 0.2%,

Cr: 0.01 到 1%, 和

Zr: 0.02 到 0.2%。

(16) 根据第(1)到第(15)中任意一项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板,其特征是在钢板和具有润滑作用的组合物之间有镀锌层。

(17) 可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法,其特征是:在制取具有根据第(6)、(7)和(11)到(15)中任意一项的化学组成的高强度薄钢板的热轧过程中,对具有上述化学组成的板坯进行粗轧,然后,在 Ar_3 转变温度+100℃或更低的温度范围内进行以钢板厚度计总缩减比为 25%或更高的精轧;然后,在钢板表面涂上具有润滑作用的组合物。

(18) 根据第(3)项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法,其特征是:在制取具有根据第(6)、(7)和(11)到(15)中任意一项的化学组成的高强度薄钢板的热轧过程中,对具有上述化学组成的钢板进行粗轧,然后,在 Ar_3 转变温度+100℃或更低的温度范围内进行以钢板厚度计总缩减比为 25%或更高的精轧,生产出的热轧钢板在 Ar_1 转变温度到 Ar_3 转变温度的范围内保温 1 到 20 秒,接着以 20℃/秒或更高的冷却速度冷却,并在 350℃或更低的卷制温度下卷制;然后,在钢板表面涂上具有润滑作用的组合物。

(19) 根据第(4)项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法,其特征是:在制取具有根据第(6)、(7)和(11)到(15)

中任意一项的化学组成的高强度薄钢板的热轧过程中，对具有上述化学组成的板坯进行粗轧，然后，在 Ar_3 转变温度+100℃或更低的温度范围内进行以钢板厚度计总缩减比为 25%或更高的精轧，生产出的热轧钢板在 Ar_1 转变温度到 Ar_3 转变温度的范围内保温 1 到 20 秒，接着以 20℃/秒或更高的冷却速度冷却，在 350℃以上、450℃以下的温度范围内卷制，然后，在钢板表面涂上具有润滑作用的组合物。

(20) 根据第(5)项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法，其特征是：在制取具有根据第(6)、(7)和(11)到(15)中任意一项的化学组成的高强度薄钢板的热轧过程中，对具有上述化学组成的板坯进行粗轧，然后，在 Ar_3 转变温度+100℃或更低的温度范围内进行以钢板厚度计总缩减比为 25%或更高的精轧，接着以 20℃/秒或更高的冷却速度冷却，并在 450℃或更高的卷制温度下卷制；然后，在钢板表面涂上具有润滑作用的组合物。

(21) 可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法，其特征是：在制取具有根据第(8)到(15)中任意一项的化学组成的高强度薄钢板的热轧过程中，对具有上述化学组成的板坯进行粗轧，然后，在 Ar_3 转变温度+100℃或更低的温度范围内进行以钢板厚度计总缩减比为 25%或更高的精轧，接着冷却、卷制生产出的钢板，然后，在钢板表面涂上具有润滑作用的组合物。

(22) 根据第(17)到(21)中任意一项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法，其特征是：在热轧过程中，粗轧完成后的精轧采用润滑轧制。

(23) 根据第(17)到(22)中任意一项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法，其特征是：在热轧过程中，粗轧完成后除鳞。

(24) 可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法，其特征是：在生产具有根据第(6)、(7)及从(11)到(15)中任意一项的化

学组成的高强度薄钢板的过程中，对具有上述化学组成的板坯依次进行热轧、酸洗、以钢板厚度计缩减比低于 80% 的冷轧，接着进行热处理，热处理包括将冷轧钢板在恢复温度 (recovery temperature) 到 A_{c3} 转变温度 +100 °C 的温度范围保温 5 到 150 秒，并随后冷却；然后，在钢板表面涂上具有润滑作用的组合物。

(25) 根据第 (3) 项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法，其特征是：在生产含有根据第 (6)、(7) 及从 (11) 到 (15) 中任意一项的化学组成的高强度薄钢板的过程中，对具有上述化学组成的板坯依次进行热轧、酸洗、以钢板厚度计缩减比低于 80% 的冷轧，接着进行热处理，热处理包括将冷轧钢板在 A_{c1} 转变温度到 A_{c3} 转变温度 +100 °C 的温度范围保温 5 到 150 秒，并随后以 20 °C/秒或更高的冷却速度冷却至 350 °C 或更低；然后，在钢板表面涂上具有润滑作用的组合物。

(26) 根据第 (4) 项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法，其特征是：在生产具有根据第 (6)、(7) 及从 (11) 到 (15) 中任意一项的化学组成的高强度薄钢板的过程中，对具有上述化学组成的板坯依次进行热轧、酸洗、以钢板厚度计缩减比低于 80% 的冷轧，接着进行热处理，热处理包括将冷轧钢板在 A_{c1} 转变温度到 A_{c3} 转变温度 +100 °C 的温度范围保温 5 到 150 秒，并随后以 20 °C/秒或更高的冷却速度冷却至 350 °C 以上、450 °C 以下，再于此温度范围内保温 5 到 600 秒，再以 5 °C/秒或更高的冷却速度冷却至 200 °C 或更低；然后，在钢板表面涂上具有润滑作用的组合物。

(27) 根据第 (5) 项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法，其特征是：在生产具有根据第 (6)、(7) 及从 (11) 到 (15) 中任意一项的化学组成的高强度薄钢板的过程中，对具有上述化学组成的板坯依次进行热轧、酸洗、以钢板厚度计缩减比低于 80% 的冷轧，接着进行热处理，热处理包括将冷轧钢板在 A_{c1} 转变温度到 A_{c3} 转变温度 +100 °C 的温度范围保温 5 到 150 秒，并随后冷却；然后，在钢板表面涂上具有润

滑作用的组合物。

(28) 可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法，其特征是：为生产具有根据第(8)到(15)中任意一项的化学组成的高强度薄钢板，对具有上述化学组成的板坯依次进行热轧、酸洗、以钢板厚度计缩减比低于80%的冷轧，接着进行热处理，热处理包括将冷轧钢板在恢复温度到 A_{c3} 转变温度+100°C的温度范围保温5到150秒，并随后冷却；然后，在钢板表面涂上具有润滑作用的组合物。

(29) 根据第(17)到(23)中任意一项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法，其特征是：通过在热轧后把钢板浸入镀锌浴中对钢板表面镀锌；然后，在钢板表面涂上具有润滑作用的组合物。

(30) 根据第(24)到(28)中任意一项的可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法，其特征是：通过在热处理过程完成后把钢板浸入镀锌浴中对钢板表面镀锌；然后，在钢板表面涂上具有润滑作用的组合物。

(31) 可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板的生产方法，其特征是：在根据第(29)或(30)项把钢板浸入镀锌浴将钢板表面镀锌后，对钢板进行合金化处理；然后，在钢板表面涂上具有润滑作用的组合物。

附图简要说明

图1是显示经过弯曲测试后的样品剖面形状的示意图。

图2是解释摩擦系数测量装置的示意图。

实施发明的最佳方式

首先详细说明本发明的第(1)和第(2)项。

为实现优异的定型性能，位于钢板厚度中心的平面上的 $\{100\}<011>$ 到 $\{223\}<110>$ 取向组分系中的X-射线强度相对于随机X-射线衍射强度的平均比率需要控制为3或更高。如果低于3，定型性能将变差。

此处， $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率是由三维组织通过基于 $\{110\}$ 的极图的矢量方法，或使用两个或更多个（优选三个或更多个）极图的级数展开方法从 $\{110\}$ 、 $\{100\}$ 、 $\{211\}$ 和 $\{310\}$ 的极图得到的，上述三维组织是通过计算包含在取向组分系中的主取向组分（即 $\{100\}\langle 011\rangle$ 、 $\{116\}\langle 110\rangle$ 、 $\{114\}\langle 110\rangle$ 、 $\{113\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 、 $\{335\}\langle 110\rangle$ 和 $\{223\}\langle 110\rangle$ 中的 X-射线衍射强度得出的。

例如，当用后一种方法计算上述晶体取向组分中 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的比率时，位于三维组织中 $\phi_2=45^\circ$ 横截面上的 $(001)[1-10]$ 、 $(116)[1-10]$ 、 $(114)[1-10]$ 、 $(113)[1-10]$ 、 $(112)[1-10]$ 、 $(335)[1-10]$ 及 $(223)[1-10]$ 的强度不用修正即可使用。注意 $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 取向组分系中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率是所有上述取向组分的算术平均值。如果不能取得所有这些取向组分中的射线强度，可以用取向组分 $\{100\}\langle 011\rangle$ 、 $\{116\}\langle 110\rangle$ 、 $\{114\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 及 $\{223\}\langle 110\rangle$ 中的射线强度的算术平均值来代替。

除以上之外，以下三个取向组分 $\{554\}\langle 225\rangle$ 、 $\{111\}\langle 112\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率要控制为 3.5 或更小。如果超过 3.5，即使 $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 取向组分系中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率在合适的范围内，也不能取得良好的定型性能。此处，三个取向组分 $\{554\}\langle 225\rangle$ 、 $\{111\}\langle 112\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率可以根据按与以上描述相同的方法获得的三维组织中计算得出。在本发明中，优选 $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 取向组分系中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率为 4 或更大，并且取向组分 $\{554\}\langle 225\rangle$ 、 $\{111\}\langle 112\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的算术平均比率低于 2.5。

晶体中取向组分中的射线强度对于弯曲加工时的定型性能重要的原因尚不完全清楚，但估计其与弯曲变形时晶体滑动现象有某种关系。

用于测量 X-射线衍射测量的试样制备如下：从钢板宽度 1/4 或 3/4 的位置上切下直径 30mm 的试样，将其表面精细打磨至三个三角级的光洁度（第二精密的光洁度），然后用化学抛光或电解抛光消除应变。注意以 $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ 表示的晶体取向组分标明钢板的平面的法线平行于 $\langle hkl \rangle$ 并且钢板轧制方向平行于 $\langle uvw \rangle$ 。使用 X-射线的晶体定向的测量可以按例如 B. D. Cullity 著的《X-射线衍射原理》日译本（AGNE Gijutsu Center 出版于 1986 年，Gentaro Matsumura 译）第 274 到 296 页描述的方法进行。

下面说明本发明中对确保良好可拉延性重要的钢板表面状态。在本发明中，钢板覆上具有润滑作用的组合物之前，其至少一个表面的粗糙度的算术平均值 Ra 定为 1 到 $3.5\mu\text{m}$ 。如果粗糙度的算术平均值 Ra 低于 $1\mu\text{m}$ ，钢板表面就很难保留此后将涂上的具有润滑作用的组合物。另一方面，如果粗糙度的算术平均值 Ra 超过 $3.5\mu\text{m}$ ，即使涂上具有润滑作用的组合物后也难以获得足够的润滑效果。因此，钢板的至少一个表面的粗糙度的算术平均值 Ra 确定为 1 到 $3.5\mu\text{m}$ 。优选的范围是 1 到 $3\mu\text{m}$ 。此处粗糙度的算术平均值 Ra 是《日本工业标准(JIS)B 0601-1994》所述的粗糙度的算术平均值 Ra。

除以上之外，在本发明中，涂上具有润滑作用的组合物之后，钢板在 0 到 200°C 下在轧制方向和/或垂直于轧制方向的摩擦系数确定为 0.05 到 0.2。如果摩擦系数低于 0.05，在为提高定型性能进行的压制成型的过程中，甚至即使增大坯料压紧力（BHF），钢板也难以在其边缘部分夹紧，材料会流入模具中，使定型性能变差。另一方面，如果摩擦系数超过 0.2，即使坯料压紧力降低到实用限度内，钢板流入模具的可能性也减小了，这可能引起拉延可加工性的降低。因此，至少一个方向上的摩擦系数必须在 0.05 到 0.2 之间。

至于指定摩擦系数值的温度范围，如果摩擦系数在低于 0°C 下测量，由于在钢板表面上结霜等，不可能得到恰当的测量结果。如果温度高于 200°C ，施于钢板表面具有润滑作用的组合物可能变得不稳定。因此，描述摩

摩擦系数的温度范围确定为 0 到 200℃。

此处摩擦系数定义为以下测试过程中的拉力 (f) 与压力 (F) 的比值 (f/F): 在要测试的钢板表面涂上具有润滑作用的组合物; 将钢板放置在两块表面维氏硬度为 Hv600 或更高的平板之间; 施加垂直于测试钢板表面的压力 (F) 使接触应力为 1.5 到 2kgf/mm²; 测量从平板之间拉出测试钢板所需的拉力 (f)。

钢板的可拉延指数定义为 D/d 的商, 并且可以如下得出: 将钢板制成圆盘形并用圆柱形冲杆对其进行拉延加工, 用可以拉延成功的最大直径 (D) 除以圆柱形冲杆的直径 (d)。在此试验中, 将钢板成型为多种直径 300 到 400mm 的圆盘形, 使用直径为 175mm、环绕其底面的肩部的半径为 10mm 的圆柱形冲杆和肩部半径为 15mm 的模具测量可拉延性。

以下说明根据本发明的钢板的显微结构。

首先详细说明本发明的第 (3) 到第 (5) 项。

在本发明中, 没有必要为提高钢板定型性能对钢板的显微结构作出限定; 只要在常用钢铁材料中形成的铁素体、贝氏体、珠光体和/或马氏体的结构中得到了落入本发明的范围 (特定取向组分中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的比率处于本发明的范围内) 的组织, 就能取得本发明在提高定型性能方面的效果。另外, 如果形成了特定的显微结构 (例如混合结构包含以体积百分率计 5 到 25% 的残余奥氏体并且余量主要由铁素体和贝氏体组成, 混合结构包含占最大体积百分率的铁素体相及主要作为第二相的马氏体, 等等), 就会增强拉伸可成型性及其它加压成型性能。

应当注意, 如果由两个或更多相组成的混合结构中含有非 bcc 晶体结构的结构 (如残余奥氏体), 只要由其它结构占有的体积百分率所产生的取向组分和取向组分系中的 X-射线强度相对于随机 X-射线强度的比率分别落入本发明的范围, 这种混合结构就不会带来任何问题。

另外, 含有粗碳化物的珠光体可能成为疲劳裂纹的起始点, 显著降低

抗疲劳强度，因此，希望含有粗碳化物的珠光体的体积百分率以 15%或更低为宜。如果需要进一步提高抗疲劳性能，含有粗碳化物的珠光体的体积百分率最好为 5%或更低。

此处铁素体、贝氏体、珠光体、马氏体或残余奥氏体的体积百分率定义为钢板厚度 1/4 处的显微结构中的面积百分率，并如下得到：沿着在轧制方向上的剖面，于钢板宽度 1/4 或 3/4 处切下试样并磨光；用 nital 试剂和/或日本未审查专利公开第 H5-163590 号公开的试剂对剖面进行蚀刻；然后用光学显微镜放大 200 到 500 倍观察蚀刻的剖面。因为有时难以用上述试剂进行蚀刻辨别出残余奥氏体，可用下面的方法计算体积百分率。

因为奥氏体的晶体结构与铁素体不同，所以可以用结晶学的方法将它们区分开来。因此，残余奥氏体的体积百分率也可用 X-射线衍射法获得，即通过根据下面基于奥氏体和铁素体在其晶格面上使用 Mo 的 $K\alpha$ 射线的反射强度的不同的公式计算简单地获得：

$$V\gamma=(2/3)\{100/(0.7\times\alpha(211)/\gamma(220)+1)\}+(1/3)\{100/(0.78\times\alpha(211)/\gamma(311)+1)\}$$

其中， $\alpha(211)$ 、 $\gamma(220)$ 、 $\gamma(311)$ 分别是铁素体 (α) 和奥氏体 (γ) 的指定晶格面的 X-射线反射强度值。

为了在本发明中获得低屈服比以实现比已经改善的定型性能更好的定型性能，钢板的显微结构应当是以铁素体为体积百分率最大的相并且马氏体主要作为第二相的混合结构。此处，本发明允许含有无法排除的贝氏体、残余奥氏体和珠光体，前提是它们的总百分率低于 5%。应当注意，为了确保 70%或更低的低屈服比，希望铁素体的体积百分率为 50%或更高。

在本发明中，为了在提高定型性能之外获得良好的延展性，钢板的显微结构应当是含有体积百分率为 5%到 25%的奥氏体、余量主要由铁素体和贝氏体组成的混合结构。此处，本发明允许含有无法排除的马氏体和珠光体，前提是它们的总百分率低于 5%。

另外，在本发明中，为了在提高定型性能之外获得良好的去毛刺可加

工性，钢板的显微结构应当是含贝氏体或者铁素体、并且贝氏体为体积百分率最大的相的混合结构。此处，本发明允许含有无法排除的马氏体、残余奥氏体和珠光体。为了获得良好的去毛刺可加工性（孔洞可扩张性），希望硬残余奥氏体和马氏体的总体积百分率低于 5%。也希望贝氏体的体积百分率为 30%或更高。另外，为实现良好的延展性，希望贝氏体的体积百分率为 70%或更低。

下面根据第（8）~（10）项中的任意一项详细说明本发明。

在本发明中，为了提高定型性能之外获得更好的去毛刺可加工性，希望钢板的显微结构由铁素体一个相组成，从而保证良好的去毛刺可加工性（孔洞可扩张性）。此处，本发明允许根据情况需要含有一定量的贝氏体。另外，为了确保更好的去毛刺可加工性，希望贝氏体的体积百分率为 10%或更低。此处，本发明允许含有无法排除的马氏体、残余奥氏体和珠光体。此处所说的铁素体包括贝氏铁素体和针状铁素体结构。另外，为了保证良好的疲劳性能，希望含粗碳化物的珠光体的体积百分率为 5%或更低。此外，为保证良好的去毛刺可加工性（孔洞可扩展性），希望残余奥氏体和马氏体的总体积百分率低于 5%。

以下解释在本发明中对化学组成进行限制的原因。

本发明第（6）到第（15）项详细说明如下。

为取得满意的显微结构，C 是不可缺少的元素。但是，如果 C 的含量超过 0.3%，那么可加工性能就下降，因此，其含量设定为 0.3%或更低。此外，如果 C 含量超过 0.2%，可焊性就变差，因此，希望其含量为 0.2%或更低。另一方面，如果 C 的含量低于 0.01%，钢的强度就降低，因此，其含量设定为 0.01%或更高。此外，为了稳定地获得其含量能够实现良好延展性的残余奥氏体，希望其含量为 0.05%或更高。

另外，特别与第（8）到第（10）有关地，如果 C 的含量超过 0.1%，可加工性和可焊性就变差，因此其含量定为 0.1%或更低。如果其含量低于

0.01%，钢的强度就降低，因此，其含量设定为 0.01%或更高。

Si 是一种溶质增强元素，因此，它能有效地增强强度。其含量必须为 0.01%或更高以获得满意的强度，但是如果其含量超过 2%，可加工性就变差。因此，Si 含量设定为 0.01 到 2%。

Mn 是一种溶质增强元素，因此，它能有效地增强强度。其含量必须为 0.05%或更高以获得满意的强度。如果在 Mn 之外没有加入足够量的能抑制由 S 引起的热裂缝产生的元素（如 Ti），希望加入 Mn 从而使以质量百分率计满足公式 $Mn/S > 20$ 。此外，Mn 是能够稳定奥氏体的元素，因此，为了稳定地获得含量能够实现良好延展性的残余奥氏体，希望 Mn 的加入量是 0.1%或更高。另一方面，如果加入的 Mn 超过 3%，板坯就会产生裂缝。因此，Mn 的含量设定为 3%或更低。

P 是不希望存在的杂质，其含量越低越好。如果其含量超过 0.1%，可加工性和可焊性以及抗疲劳性能就受到不利影响。因此，P 的含量设定为 0.1%或更低。

S 的含量如果过多，在热轧过程中就会产生裂缝，因此其含量必须控制得尽可能低，但是允许含量最高 0.03%。S 同样是一种杂质，其含量越低越好。如果 S 的含量过大，就会形成对局部延展性和去毛刺可加工性有害的 A 型夹杂，因此，S 的含量必须降到最低。所以，S 的含量优选 0.01%或更低。

为了对熔融的钢进行除氧，需要加入 0.005%或更多的 Al，但为避免增加成本，其上限设定为 1.0%。如果过量加入，Al 会增加非金属夹杂的形成并损害延伸性，因此，Al 的合适含量为 0.5%或更低。

N，特别是与第（8）到第（10）中任意一项有关地，在比 C 高的温度下与 Ti 和 Nb 结合生成沉淀物，这样会降低能够在固定 C 方面有效的 Ti 和 Nb 的含量。因此，N 的含量必须降到最低。允许的 N 的含量为 0.005%或更低。

Ti 通过沉淀硬化对钢的强度的增加做出贡献。但是，如果其含量低于

0.05%，效果就不明显，而含量超过 0.5%，不仅作用饱和，而且合金加入的成本增大了。因此，Ti 的含量确定为 0.05 到 0.5%。

另外，特别是与第 (8) ~ (10) 项中任意一项有关地，Ti 是本发明中最重要的元素之一。即，为了沉淀并固定能够形成有害于去毛刺可加工性的碳化物（如渗碳体）的 C 从而对提高去毛刺可加工性做出贡献，应当满足 $Ti-(48/12)C-(48/14)N-(48/32)S > 0\%$ 这一条件。

此处，由于 S 和 N 在比 C 高的温度下与 Ti 化合形成沉淀，为了满足公式 $Ti > 48/12C$ ， $Ti-(48/12)C-(48/14)N-(48/32)S > 0\%$ 这一条件必须满足。

类似于 Ti，Nb 也可通过沉淀硬化提高钢板的强度。它还能通过使晶粒变细而具有提高去毛刺可加工性的效果。但是，如果其含量低于 0.01%，那么效果就不足以显示出来，而如果含量超过 0.5%，不仅效果达到饱和，而且加入合金的成本增大。因此，Nb 的含量确定为 0.01 到 0.5%。

另外，特别是与第 (9) 或 (10) 项有关地，为了沉淀并固定能够形成有害于去毛刺可加工性的碳化物（如渗碳体）的 C 从而对提高去毛刺可加工性做出贡献，应当满足 $Ti+(48/93)Nb-(48/12)C-(48/14)N-(48/32)S > 0\%$ 这一条件。

此处，由于 Nb 在比 Ti 低的温度下形成碳化物，为了满足公式 $Ti+(48/93)Nb > 48/12C$ ， $Ti+(48/93)Nb-(48/12)C-(48/14)N-(48/32)S > 0\%$ 这一条件必须满足。

由于 Cu 处于固体溶液状态时具有改善疲劳性能的效果，所以可根据情况需要加入 Cu。但是，如果加入量低于 0.2% 就不能获得切实效果，而含量超过 2% 其作用就饱和。所以，Cu 的含量范围确定为 0.2 到 2%。必须注意，当卷制温度为 450℃ 或更高时，如果 Cu 的含量超过 1.2%，它就可能卷制后沉淀下来，使可加工性急剧下降。因此，希望将 Cu 的含量限制在 1.2% 或更低。

在与 Cu 组合加入时，B 具有提高疲劳极限的作用，因此可根据情况

需要加入 B。另外，特别与第 (8)、(9) 或 (10) 项有关地，由于 B 能够通过抑制 P 引起的、被认为是溶质 C 量下降的结果的晶间脆化而具有提高疲劳极限的作用，所以可根据情况需要加入 B。如果 B 的加入量低于 0.0002%，就不足以获得效果，但是如果 B 的加入量超过 0.002%，板坯上就会产生裂缝。因此，B 的加入量确定为 0.0002% 到 0.002%。

可以根据情况需要加入 Ni 以防止因含有 Cu 引起的热脆性。低于 0.1% 的加入量不足以取得效果，但是如果加入的 Ni 超过 1%，其作用就会饱和。因此，Ni 的含量确定为 0.1 到 1%。应当注意，如果 Cu 的含量为 1.2% 或更低，希望 Ni 的含量为 0.6% 或更低。

Ca 和 REM 是能够改善作为断口的起点和/或降低可加工性的非金属杂质的形状并使它们变得无害的元素。但如果 Ca 或 REM 的加入量低于 0.0005% 就不能获得切实效果。如果加入的 Ca 超过 0.002% 或者 REM 超过 0.02%，其作用就会饱和。因此，希望加入 0.0005% 到 0.002% 的 Ca 和 0.0005% 到 0.02% 的 REM。

此外，为增大强度，可加入一种或一种以上的沉淀硬化元素和溶质增强元素，即 Mo、V、Cr 和 Zr。但是，如果它们的加入量分别低于 0.05%、0.02%、0.01% 和 0.02%，就不能得到切实的效果，如果它们的加入量分别超过 1%、0.2%、1% 和 0.2%，其作用就会饱和。

主要由上述成分组成的钢中可加入总量为 1% 或更低的 Sn、Co、Zn、W 和/或 Mg，但是由于在热轧时 Sn 会引起表面缺陷，所以 Sn 的含量优选被限制在 0.05% 或更低。

以下详细说明根据本发明限定生产条件的理由。

根据本发明的钢板可通过以下步骤生产：铸造；热轧和冷却或热轧、冷却、酸洗和冷轧；然后进行热处理或者在热浸镀生产线上对热轧或冷轧钢板进行热处理；并根据情况需要分别对如此生产的钢板进一步进行表面处理。

本发明没有特别指定热轧之前的生产方法。即，可用高炉、电弧炉等将钢熔化并精炼；接着在一个或多个多种二次精炼过程中调节化学组成，以使钢包含所希望的组分；然后通过普通连续铸造、铸锭和薄板坯铸造之类的铸造过程将钢铸成板坯。可使用废钢作为原料。另外，在通过连续铸造铸造板坯时，可在还是热的时候将板坯直接送进热轧机或者在将其冷却到室温后在再热炉中加热。

对再加热的温度没有特别作具体的限制，但因为如果温度为 1,400℃ 或更高，鳞落的量就会增大并降低产量，所以希望再加热的温度低于 1,400℃。由于低于 1,000℃ 的再加热温度会在轧制过程中显著降低轧机的运行效率，所以希望再加热温度是 1,000℃ 或更高。另外，特别与第 (8)、(9) 或 (10) 项有关地，希望再加热的温度为 1,100℃ 或更高，因为如果其低于 1,100℃，不仅板坯中含有 Ti 和/或 Nb 沉淀未再熔化而粗化并因此丧失其沉淀硬化能力，而且不能沉淀出含有 Ti 和/或 Nb、大小和分布适于提高去毛刺可加工性的沉淀物。

在热轧过程中，板坯在完成粗轧后要进行精轧。如果粗轧完成后要除鳞，希望满足以下条件：

$$P(\text{MPa}) \times L(\text{l/cm}^2) > 0.0025,$$

其中 P (MPa) 是高压水在钢板表面上的冲击压力，L (l/cm²) 是除鳞水的流速。

高压水在钢板表面上的冲压 P 表示如下（见 Tetsuto-Hagane, 1991, 第 77 卷第 9 期第 1450 页）：

$$P(\text{MPa}) = 5.64 \times P_0 \times V \times H^2$$

其中，P₀ 是液体的压力，V (升/min.) 是喷嘴的液体流速，H (cm) 是喷嘴与钢板之间的距离。

流速 L (升/cm²) 表示如下：

$$L(\text{升/cm}^2) = V / (W \times v)$$

其中 V (升/min.) 是喷嘴的液体的流速，W (cm) 是喷嘴喷出的液体

撞击钢板表面的宽度， v (cm/min.) 是钢板的运行速度。

没有必要为了获得本发明的效果而特别限定冲压 P 和流速 L 的积的上限，但是优选该乘积为 0.02 或更低，因为如果增大喷嘴的液体流速，就会产生例如加快喷嘴磨损的问题。

另外，钢板在精轧后最大粗糙高度 R_y 优选 $15\mu\text{m}$ (我们定义为 $15\mu\text{m}R_y$ 。采用 JIS B 0601-1994 第 5 到第 7 页描述的方法，当标准长度 l 为 2.5mm、测试长度 l_n 为 12.5mm 时即得到这一结果) 或更低。理由很清楚，即例如根据日本材料科学协会编辑的《金属材料疲劳设计手册》第 84 页所述，钢板在如此热轧或如此酸洗时其抗疲劳强度与最大粗糙高度 R_y 有关。此外，为了防止再次形成鳞，精热轧优选在高压除鳞后 5 秒内完成。

另外，为了通过涂上具有润滑作用的组合物达到降低摩擦系数的效果，希望钢板精轧后表面粗糙度的算术平均值 R_a 是 3.5 或更小，除非在热轧或酸洗后对钢板进行表面光轧或冷轧。

除以上之外，在粗轧或随后进行的除鳞之后，可以把薄板坯焊在一起连续进行精轧。在这种情况下，可以将经粗轧的薄板坯可以在临时卷制后焊在一起，根据情况需要在内部形成一个具有保温作用的覆盖层，然后再开卷。

如果热轧钢板是最终产品，在精轧的后半段需要进行总缩减比当为 25% 或更高、温度范围为 A_{r3} 转变温度+100℃ 或更低的精轧。此处， A_{r3} 转变温度可以与钢的化学组成相联系简单地表示，例如用下式表示：

$$A_{r3}=910-310\times\%C+25\times\%Si-80\times\%Mn$$

如果在 A_{r3} 转变温度+100℃ 或更低的温度范围内总缩减比低于 25%，轧制后奥氏体组织不能充分成长，结果其后无论如何对钢板进行冷却，也不能得到本发明的效果。为获得更清晰的组织， A_{r3} 转变温度+100℃ 或更低的温度范围内总缩减比为 35% 或更高。

本发明没有特别指明进行总缩减比为 25% 或更高的轧制时温度范围的下限。但是，如果在低于 A_{r3} 转变温度的温度下进行轧制，加工诱发的

结构就会保存在轧制过程中已沉淀的铁素体内，结果钢板的可延展性和可加工性就会降低、恶化。因此，希望进行总缩减比为 25% 或更高的轧制时温度范围的下限等于或高于 Ar_3 转变温度。但是，如果在随后进行的卷制过程或者卷制之后的处理过程中进行一定程度的恢复或重结晶，那么温度低于 Ar_3 转变温度也是可以接受的。

本发明没有特别指明在 Ar_3 转变温度+100℃ 或更低的温度范围内的总缩减比的上限。但是如果总缩减比超过 97.5%，轧制负荷就变得太高，而且需要过度提高轧机的刚度，造成经济上的缺点。因此，希望总缩减比是 97.5% 或更低。

此处，如果在 Ar_3 转变温度+100℃ 或更低的温度范围内进行轧制时热轧辊与钢板之间的摩擦力大，主要由{110}构成的晶体取向就会在靠近钢板表面的平面上生长，导致定型性能的下降。其对策是根据情况需要采取润滑措施，以减小热轧辊与钢板之间的摩擦力。

本发明没有特别指明热轧辊与钢板之间的摩擦系数的上限。但是，如果其超过 0.2，就会显著生成由{110}构成的晶体取向，降低定型性能。因此，在 Ar_3 转变温度+100℃ 或更低的温度范围内进行热轧时，希望至少在一个孔型内热轧辊与钢板之间摩擦系数控制为 0.2 或更小。优选在所有 Ar_3 转变温度+100℃ 或更低的温度范围内的热轧的孔型内将热轧辊与钢板之间摩擦系数控制为 0.15 或更小。此处热轧辊与钢板之间摩擦系数是基于轧制理论，根据前滑比例、轧制负荷和轧制力矩等进行计算的。

本发明没有特别指明精轧中终轧孔型 (FT) 的温度，但希望精轧中终轧孔型的温度等于或高于 Ar_3 转变温度。这是因为，在热轧中如果轧制温度低于 Ar_3 转变温度，加工诱发的结构就会保留在轧制过程之前或期间已沉淀的铁素体内，引起延展性变坏和可加工性降低。但是，如果在随后的卷制过程期间或其后进行用于恢复或再结晶的热处理，热轧的终轧孔型的温度 (FT) 可以被允许低于 Ar_3 转变温度。

本发明没有特别指明结束温度的上限，但是如果结束温度超过 Ar_3 转

变温度+100℃，在 Ar_3 转变温度+100℃或更低的温度范围内进行总缩减比为 25%或更高的轧制是基本不可能的。因此，希望结束温度的合适的上限为 Ar_3 转变温度+100℃或更低。

本发明中，没有必要为提高定型性能而特别指明钢板的显微结构，所以，对精轧完成后直到在指定温度下进行的卷制的冷却过程没有提出具体的限制。但是，为了保证指定的卷制温度或控制显微结构，根据情况需要对钢板进行冷却。

本发明没有特别指明冷却速度的上限，但是，由于热应变会导致钢板的扭曲，希望将冷却速度控制 300℃/秒或更低。另外，如果冷却速度过高，就不可能精确控制冷却终止温度，由于过冲至低于指定卷制温度可能发生冷却。因此，此处合适的冷却速度希望是 150℃/秒或更低。本发明也没有具体指名冷却速度的下限，作为参考，在钢板置于室温自然冷却、没有任何人工冷却的情况下，冷却速度为 5℃/秒或更高。

为在本发明中获得低屈服比以改善已提高的定型性能，钢板的显微结构需要如第(3)项所述是包含以铁素体为体积百分率最大相、并且马氏体主要作为第二相的混合结构。为此，必须将热轧钢板在完成精轧后首先在 Ar_3 转变温度到 Ar_1 转变温度（铁素体-奥氏体二相区）范围内保温 1 到 20 秒。此处，热轧钢板的保温是为了加速铁素体在二相区内的转化。如果保温时间少于 1 秒，铁素体在二相区内的转化不充分，就不能获得足够的延展性，但是如果超过 20 秒，就会产生珠光体，不能获得预想的以铁素体为体积百分率最大相、马氏体主要作为第二相的混合结构。

另外，为了容易地加速铁素体的转化，希望钢板在其中保温 1 到 20 秒的温度范围是从 Ar_1 转变温度到 800℃。另外，为了不大幅度降低产量，希望前面限定的 1 到 20 秒的保温时间希望是 1 到 10 秒。

为满足所有这些条件，在精轧完成后需要以 20℃/秒或更高的冷却速度迅速达到温度范围。冷却速度的上限没有特别指定，但是考虑到设备的冷却能力，合理的冷却速度是 300℃/秒或更低。另外，如果冷却速度太快，

就不可能精确控制冷却终止温度，而且可能由于过冲至 Ar_1 转变温度或更低的温度发生过冷却。因此，此处合适的冷却温度是 $150^\circ\text{C}/\text{秒}$ 或更低。

接下来，钢板以 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 或更高的速度从上述温度范围降至卷制温度 (CT)。冷却速度低于 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 时，会形成珠光体或贝氏体，不能获得足够量的马氏体，结果就不能获得预想的以铁素体为体积百分率最大相、以马氏体为第二相的混合结构。无需特别指定降至卷制温度的冷却速度的上限就能得到到本发明的效果，但是为避免热应变引起的扭曲，希望将冷却速度控制在 $300^\circ\text{C}/\text{秒}$ 或更低。

在本发明中，为了提高定型性能之外获得良好的延展性，钢板的显微结构应当如第(4)项所述为含有以体积百分率计 5% 到 25% 的残余奥氏体、并且余量主要由铁素体和贝氏体构成的混合结构。为此，热轧钢板必须在精轧后首先于 Ar_3 转变温度到 Ar_1 转变温度 (铁素体 - 奥氏体二相区) 范围内保温 1 到 20 秒。此处进行热轧钢板的保温是为了加速铁素体在二相区内的转化。如果保温时间少于 1 秒，铁素体在二相区内的转化不充分，就不能获得足够的延展性，但是如果超过 20 秒，就会产生珠光体，不能获得预想的含有以体积百分率计 5% 到 25% 的残余奥氏体、余量主要由铁素体和贝氏体构成的显微结构。另外，为了容易地加速铁素体的转化，希望钢板在其中保温 1 到 20 秒的温度范围是从 Ar_1 转变温度到 800°C 。而且，为了不大幅度降低产量，希望前面限定的 1 到 20 秒的保温时间是 1 到 10 秒。

为满足所有这些条件，在精轧完成后需要以 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 或更高的冷却速度迅速达到所述温度范围。冷却速度的上限没有特别指定，但是考虑到冷却设备的容量，合理的冷却速度是 $300^\circ\text{C}/\text{秒}$ 或更低。另外，如果冷却速度太快，就不可能精确控制冷却终止温度，而且可能由于过冲至 Ar_1 转变温度或更低的温度而发生过冷却。因此，此处合适的冷却温度是 $150^\circ\text{C}/\text{秒}$ 或更低。

接下来，钢板以 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 或更高的速度从以上温度范围降至卷制温度

(CT)。冷却速度低于 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 时，会形成含有碳化物的珠光体或贝氏体，不能获得足够量的马氏体，结果就不能获得预想的含有以体积百分率计 5% 到 25% 的残余奥氏体、余量主要由铁素体和贝氏体构成的显微结构。无需特别指定降至卷制温度的冷却速度的上限就能得到到本发明的效果，但是为避免热应变引起的扭曲，希望将冷却速度控制在 $300^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 或更低。

在本发明中，为了在提高定型性能之外获得良好的去毛刺可加工性，钢板的显微结构应当如第(5)项所述是含贝氏体或铁素体和贝氏体为体积百分率最大的相的混合结构。为此，除了过程中使用的冷却速度外，本发明没有特别指定从精轧完成之后到在指定的卷制温度下卷制的加工条件。但是，在要求钢板既具有良好的去毛刺可加工性、同时又具有高延展性而不过多牺牲去毛刺可加工性的情况下，将热轧钢板在 Ar_3 转变温度到 Ar_1 转变温度(铁素体-奥氏体二相区)的温度范围内保温 1 到 20 秒也是可以接受的。

此处，对热轧过的钢板进行保温是为了加速铁素体在二相区内的转化。如果保温时间少于 1 秒，铁素体在二相区内的转化不充分，就不能获得足够的延展性，但是如果超过 20 秒，就会产生珠光体，不能获得预想的含有贝氏体或铁素体并且贝氏体为体积百分率最大的相的混合结构的显微结构。另外，为了容易地加速铁素体的转化，希望钢板在其中保温 1 到 20 秒的温度范围是从 Ar_1 转变温度到 800°C 。而且，为了不大幅度降低产量，希望前面限定的 1 到 20 秒的保温时间是 1 到 10 秒。

为满足所有这些条件，需要在精轧完成后以 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 或更高的冷却速度迅速达到所述温度范围。冷却速度的上限没有特别指定，但是考虑到冷却设备的容量，合理的冷却速度是 $300^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 或更低。另外，如果冷却速度太快，就不可能精确控制冷却终止温度，可能由于过冲至 Ar_1 转变温度或更低的温度而发生冷却，丧失提高延展性的效果。因此，此处合适的冷却速度是 $150^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 或更低。

接下来，钢板以 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 或更高的速度从以上温度范围降至卷制温度

(CT)。冷却速度低于 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 时，会形成含有碳化物的珠光体或贝氏体，结果不能获得预想的包含贝氏体或铁素体并且以贝氏体为体积百分率最大的相的混合结构的显微结构。无需特别指定降至卷制温度的冷却速度的上限就能得到本发明的效果，但是为避免热应变引起的扭曲，希望将冷却速度控制在 $300^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 或更低。

另外，为了获得根据本发明第(8)到第(10)中任意一项的钢板，本发明没有特别指定从精轧完成之后到在指定的卷制温度(CT)下卷制的加工条件。但是，在要求钢板既具有良好的去毛刺可加工性、同时又具有高延展性而不过多牺牲去毛刺可加工性的情况下，将热轧钢板在 Ar_3 转变温度到 Ar_1 转变温度(铁素体-奥氏体二相区)的温度范围内保温 1 到 20 秒是可以接受的。此处，对热轧过的钢板进行保温是为了加速铁素体在二相区内的转化。如果保温时间少于 1 秒，铁素体在二相区内转化不充分，就不能获得足够的延展性，但是如果超过 20 秒，含有 Ti 和/或 Nb 的沉淀物的尺寸就会变粗，从而产生其失去因沉淀硬化而对增大钢的强度作出贡献的可能。另外，为了容易地加速铁素体的转化，希望钢板在其中保温 1 到 20 秒的温度范围是从 Ar_1 转变温度到 860°C 。而且，为了不大幅度降低产量，前面限定的 1 到 20 秒的保温时间希望是 1 到 10 秒。

为满足所有这些条件，需要在完成精轧后以 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 或更高的冷却速度迅速达到该温度范围。冷却速度的上限没有特别指定，但是考虑到设备的冷却能力，合理的冷却速度是 $300^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 或更低。另外，如果冷却速度太快，就不可能精确控制冷却终止温度，而且可能由于过冲至 Ar_1 转变温度或更低的温度而发生过冷却，丧失提高延展性的效果。因此，此处合适的冷却速度是 $150^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 或更低。

接下来，将钢板以 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 或更高的速度从上述温度范围降至卷制温度(CT)，但是不必为获得本发明的效果特别指定冷却速度。然而，如果冷却速度过低，含有 Ti 和/或 Nb 的沉淀物的尺寸就会变粗，从而产生其不再因沉淀硬化而对钢强度增大作贡献的可能。因此，希望冷却速度的下限

为 20℃/秒或更高。无需特别指定降至卷制温度的冷却速度的上限就能得到本发明的效果，但是为避免热应变引起的扭曲，希望将冷却速度控制在 300℃/秒或更低。

在本发明中，没有必要为了提高定型性能而特别指定钢板的显微结构，因此，本发明也没有特别指定卷制温度的上限。但是，为了保留通过在 Ar₃ 转变温度+100℃或更低的温度范围内进行的总缩减率为 25%或更高的精轧获得奥氏体结构，希望在以下所示的卷制温度 T₀ 或更低的温度下卷制钢板。应当注意，不必将温度 T₀ 设定为等于或低于室温。温度 T₀ 在热力学上定义为奥氏体与含有和奥氏体相同化学组成的铁素体具有相同自由能时的温度。考虑到 C 之外的成分的影响，T₀ 可以用下列公式简单地计算：

$$T_0 = -650.4 \times \%C + B$$

其中 B 定义如下：

$$B = -50.6 \times M_{neq} + 894.3$$

其中 M_{neq} 是如下根据组成元素的质量百分率来确定的：

$$M_{neq} = \%Mn + 0.24 \times \%Ni + 0.13 \times \%Si + 0.38 \times \%Mo + 0.55 \times \%Cr + 0.16 \times \%Cu - 0.50 \times \%Al - 0.45 \times \%Co + 0.90 \times \%V$$

注意，没有包括在上述公式中的本发明指定的其它成分的质量百分率对 T₀ 的影响不大，并在此处忽略不计。

由于没有必要为了提高定型性能而特别指定钢板的显微结构，所以没有必要特别指定卷制温度的下限。但是，为了避免钢卷长时间被水浸湿而生锈影响外观，希望卷制温度为 50℃或更高。

为了获得低屈服比，在提高定型性能之外，在本发明中，显微结构应当如第(3)项所述是以铁素体为体积百分率最大相、马氏体主要作为第二相的混合结构。为此，卷制温度应为 350℃或更低。原因是，如果卷制温度超过 350℃，就会形成贝氏体，不能获得足够量的马氏体，结果就不能获得预想的以铁素体为体积百分率最大相、马氏体主要作为第二相的混合

结构。没有必要特别指定卷制温度的下限，但是，为了避免钢卷长时间被水浸湿而生锈影响外观，希望卷制温度为 50℃或更高。

为了获得良好的延展性，在本发明中，在提高定型性能之外，显微结构需要如第（4）项所述为含有以体积百分率计 5%到 25%的残余奥氏体、余量主要由铁素体和贝氏体构成的混合结构。为此，卷制温度必须限制为低于 450℃。这是因为，如果卷制温度是 450℃或更高，就会形成含有碳化物的贝氏体而不能获得足够量的残余奥氏体，结果就不能获得预想的含有以体积百分率计 5%到 25%的残余奥氏体、余量主要由铁素体和贝氏体构成的混合结构。另一方面，如果卷制温度为 350℃或更低，就会形成大量的马氏体而不能获得足够量的残余奥氏体，结果就不能获得预想的含有以体积百分率计 5%到 25%的残余奥氏体、余量主要由铁素体和贝氏体构成的混合结构。因此，卷制温度限定为高于 350℃。

此外，尽管本发明没有特别指定卷制后适用的冷却速度，但当加入 1%或更多的 Cu 时，卷制后 Cu 就会沉淀下来，不仅钢板的可加工性下降，而且在提高抗疲劳性能方面有效的溶质 Cu 也会丢失。因此，希望卷制后冷却至 200℃的速度是 30℃/秒或更高。

为了获得良好的去毛刺可加工性，在提高定型性能之外，在本发明中，钢板的显微结构应当如第（5）项所述是含贝氏体或铁素体和贝氏体为体积百分率最大的相的混合结构。为此，卷制温度必须限制为 450℃或更高。这是因为，如果卷制温度低于 450℃，就会生成大量的被认为有害于去毛刺可加工性的残余奥氏体或马氏体，结果就不能获得预想的含贝氏体或铁素体和贝氏体为体积百分率最大的相的微观混合结构。此外，尽管本发明没有特别指定卷制后适用的冷却速度，但当加入 1.2%或更多的 Cu 时，卷制后 Cu 就会沉淀下来，不仅钢板的可加工性下降，而且在提高抗疲劳性能方面有效的溶质 Cu 也会丢失。因此，希望卷制后冷却至 200℃的速度是 30℃/秒或更高。

本发明没有特别指定旨在获得根据第（8）~（10）项中任意一项的钢

板的卷制温度 (CT)。但是, 为了保留通过在 Ar_3 转变温度+100°C 或更低的温度范围内进行的总缩减率为 25% 或更高的精轧获得的奥氏体组织, 希望在以下所示的卷制温度 T_0 或更低的温度下卷制钢板。温度 T_0 在热力学上定义为奥氏体与含有和奥氏体相同化学组成的铁素体具有相同自由能时的温度。考虑到 C 之外的成分的影响, T_0 可以用下列公式简单地计算:

$$T_0 = -650.4 \times \%C + B$$

其中 B 定义如下:

$$B = -50.6 \times M_{neq} + 894.3$$

其中 M_{neq} 是如下所示根据组分元素的质量百分率来确定的:

$$M_{neq} = \%Mn + 0.24 \times \%Ni + 0.13 \times \%Si + 0.38 \times \%Mo + 0.55 \times \%Cr + 0.16 \times \%Cu - 0.50 \times \%Al - 0.45 \times \%Co + 0.90 \times \%V$$

注意, 没有包括在上述公式中的本发明指定的其它成分的质量百分率对 T_0 的影响不大, 并在此处忽略不计。

另一方面, 关于卷制温度 (CT) 的下限, 希望在高于 350°C 的温度下卷制钢板, 因为在 350°C 或更低时, 不能生成足够量的含有 Ti 和/或 Nb 的沉淀物, 而且溶质 C 保留在钢中, 很可能降低可加工性。此外, 尽管本发明没有特别指定卷制后适用的冷却速度, 但当加入 1% 或更多的 Cu 并且卷制温度 (CT) 超过 450°C 时, 卷制后 Cu 就会沉淀下来, 不仅钢板的可加工性下降, 而且在提高抗疲劳性能方面有效的溶质 Cu 也会丢失。因此, 如果卷制温度 (CT) 超过 450°C, 希望卷制后冷却至 200°C 的速度是 30°C/秒或更高。

热轧工序完成后, 钢板可根据情况进行酸洗, 然后以 10% 或更低的缩减率进行表面光轧, 或者以 40% 左右的缩减率进行冷轧, 在线或离线均可。但是, 在这种情况下, 为了通过涂上具有润滑作用的组合物以得到减小摩擦系数的效果, 需要控制表面光轧的缩减率使钢板在表面光轧后至少一个表面的粗糙度的算术平均值为 1 到 3.5 μm 。

接下来, 在冷轧钢板作为最终产品的情况下, 本发明没有特别指定精

热轧的条件。但是，为获得更好的定型性能，希望在 Ar_3 转变温度+100℃或更低的温度范围内、总缩减比为 25%或更高的条件下进行。此外，尽管精轧中终轧孔型的温度 (FT) 低于 Ar_3 转变温度是可以接受的，但在这种情况下，剧烈的加工引发的结构保存在轧制过程之前或期间已沉淀的铁素体中，所以希望通过随后进行的卷制工序或热处理将加工引发的结构恢复或再结晶。

酸洗之后进行的冷轧的总缩减率设定为低于 80%。这是因为，如果冷轧的总缩减率为 80%或更高，构成了通常可由冷轧产生的再结晶结构的、平行于钢板平面的 {111} 和 {554} 晶面上积分 X-射线衍射强度的比率倾向于很大。冷轧的总缩减比优选 70%或更低。不需要特别指定冷轧缩减率的下限就可得到本发明的效果，但是，为了把晶体定向成分中的 X-射线衍射强度控制在合适的范围，希望将冷轧缩减率的下限设定为 3%或更高。

此处的讨论是基于冷轧钢板的热处理是在连续的退火过程中进行的假设的。

首先，将钢板在 Ac_3 转变温度+100℃或更低的温度范围内热处理 5 到 150 秒。如果热处理温度的上限超过 Ac_3 转变温度+100℃，通过再结晶形成的铁素体就会转变成奥氏体，通过奥氏体颗粒的生长而形成的组织就会成为随机的，并且最终获得的铁素体的结构也会成为随机的。因此，热处理温度的上限确定为 Ac_3 转变温度+100℃或更低。此处提到的 Ac_1 和 Ac_3 转变温度可以用相对于钢的化学组成、使用例如根据 W. C. Leslie 著《钢的物理冶金学》日译本 (Maruzen 1985 年出版, Hiroshi Kumai 和 Tatsuhiko Noda 译) 第 273 页的公式来表示。等于或高于恢复温度的热处理温度的下限是可以接受的，因为没有必要为提高定型性能而特别指定钢板的显微结构。但是，如果热处理测试低于恢复温度，那么加工引发的结构就会保留下来，并可成型性严重变坏。因此，热处理温度的下限确定为等于或高于恢复温度。为了获得更好的延展性，希望热处理温度等于或高于钢的再结晶温度。

此外，关于在上述温度范围中的保温时间，如果保温时间小于 5 秒，渗碳体就不足以彻底重新溶解，但是，如果保温时间超过 150 秒，热处理的效果就达到饱和，而且，更有甚者，产量也会降低。因此，保温时间确定为 5 到 150 秒。

此外，特别地，对于根据第 (8) ~ (10) 项中任意一项的钢板，保温时间也确定为 5 到 150 秒，因为如果在此温度范围内的保温时间小于 5 秒，就不足以完全溶解 Ti 和 Nb 的碳氮化物，但如果保温时间超过 150 秒，热处理的效果就达到饱和，而且产量也会降低。

本发明没有特别指定热处理后冷却的条件。但为了控制显微结构，根据情况需要，如下文所述，可以仅采用冷却处理，或采用在特定温度下保温与冷却处理的组合。

为了在提高定型性能之外获得低屈服比，在本发明中，显微结构应当是以铁素体为体积百分率最大相、马氏体主要作为第二相的混合结构，如第 (3) 项所述。为此，热轧钢板要如前所述在 Ac_1 转变温度到 Ac_3 转变温度+100℃ 的温度范围内保温 5 到 150 秒。在这种情况下，如果渗碳体已以经过热轧的状态沉淀并且如果温度过低，即使温度落入上述范围，渗碳体再溶解所需的时间也太长。另一方面，如果温度太高，奥氏体的体积百分率就太大，奥氏体中 C 的浓度变得太低，而且结果钢的温度变化过程就可能穿过含有大量碳化物的贝氏体或珠光体转变鼻状区。因此，希望加热钢板至 780 到 850℃ 的温度。

如果热保温后冷却速度低于 20℃/秒，钢的温度变化过程就很可能穿过含有大量碳化物的贝氏体或珠光体转变的鼻状区，因此，冷却速度确定为 20℃/秒或更高。如果冷却结束温度高于 350℃，就不能获得预想的铁素体为体积百分率最大相并且马氏体为第二相的显微结构。因此，必须连续冷却使温度降至 350℃ 或更低。本发明没有特别指定冷却过程结束时的温度下限，但如果采用水冷或喷雾冷却并且钢卷长时间被水浸湿，为避免生锈而影响外观，希望冷却结束时的温度是 50℃ 或更高。

为了获得良好的延展性，在提高定型性能之外，在本发明中，显微结构应当如第（4）项所述为含有以体积百分率计 5%到 25%的残余奥氏体、余量主要由铁素体和贝氏体构成的混合结构。为此，钢板应要如前所述在 A_{c1} 转变温度到 A_{c3} 转变温度+100℃的温度范围内热处理 5 到 150 秒。在这种情况下，如果渗碳体已在热轧状态下沉淀并且温度过低，即使温度落入上述范围，渗碳体再次溶解所需的时间也太长。另一方面，如果温度太高，奥氏体的体积百分率变得太大，奥氏体中 C 的浓度就太低，而且结果钢的温度变化过程就很可能穿过含有大量碳化物的珠光体或贝氏体的转变的鼻状区。因此，希望对钢板在 780 到 850℃的温度下加热。如果保温后冷却速度低于 20℃/秒，钢的温度变化过程就很可能穿过含有大量碳化物的珠光体或贝氏体的转变的鼻状区，因此，冷却速度确定为 20℃/秒或更高。

接下来，关于加快贝氏体的转化和稳定所需含量的残余奥氏体的工艺，如果冷却结束时温度为 450℃或更高，残余奥氏体就会分解为含有大量碳化物的珠光体或贝氏体，不能获得预想的含有以体积百分率计 5%到 25%的残余奥氏体、余量主要由铁素体和贝氏体构成的显微结构。如果冷却结束温度低于 350℃，就会大量形成马氏体，不能保证获得足够量的残余奥氏体，结果就不能得到预想的含有以体积百分率计 5%到 25%的残余奥氏体、余量主要由铁素体和贝氏体构成的显微结构。因此，冷却过程必须在高于 350℃的温度范围内进行。

此外，关于在上述温度范围的保温时间，如果保温时间小于 5 秒，为稳定残余奥氏体进行的贝氏体的转化就不充分，结果不稳定的残余奥氏体在随后的冷却阶段结束时可能转变为马氏体，最终不能获得预想的含有以体积百分率计 5%到 25%的残余奥氏体、余量主要由铁素体和贝氏体构成的显微结构。另一方面，如果保温时间超过 600 秒，贝氏体就会过度转变，不能产生所需要量的稳定的残余奥氏体，结果不能获得预想的含有以体积百分率计 5%到 25%的残余奥氏体、余量主要由铁素体和贝氏体构成的显

微结构。因此，在此温度范围的保温时间确定为 5 到 600 秒。

最后，如果至冷却结束时冷却速度低于 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ，存在着贝氏体在冷却过程中过度转变并且不能产生所需要量的稳定的残余奥氏体的可能，结果不能获得预想的含有以体积百分率计 5% 到 25% 的残余奥氏体、余量主要由铁素体和贝氏体构成的显微结构。因此，冷却速度确定为 $5^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 或更高。另外，如果冷却结束温度超过 200°C ，老化性能就会变坏，因此，冷却结束温度确定为 200°C 或更低。本发明没有特别指定冷却结束时的温度的下限，但如果采用水冷或喷雾冷却并且钢卷长时间被水浸湿，为避免生锈而影响外观，希望冷却结束时的温度是 50°C 或更高。

为了获得良好的去毛刺可加工性，在提高定型性能之外，在本发明中，需要取得如第(5)项所述含贝氏体或铁素体和铁素体或贝氏体为体积百分率最大的相的混合结构的显微结构。为此，热处理的温度下限确定为 A_{c1} 转变温度或更高。如果热处理的温度下限低于 A_{c1} 转变温度，就不能获得预想的含贝氏体或铁素体和贝氏体为体积百分率最大的相的混合结构。如果希望既获得良好的去毛刺可加工性、又取得高延展性而不牺牲太多去毛刺可加工性，为提高铁素体的体积百分率，热处理的温度范围确定为从 A_{c1} 转变温度到 A_{c3} 转变温度（铁素体 - 奥氏体二相区）。此外，为获得更好的去毛刺可加工性，希望热处理的温度范围为从 A_{c3} 转变温度到 A_{c3} 转变温度 + 100°C 以提高贝氏体的体积百分率。

本发明没有特别指定冷却过程的条件，但是，如果前述热处理温度在 A_{c1} 转变温度到 A_{c3} 转变温度范围内，希望以 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 或更高的冷却速度将钢板冷却到 350°C 以上至不超过前述 T_0 的温度范围内。这是因为，如果冷却速度低于 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ ，钢的温度变化过程就可能穿过含有大量碳化物的珠光体或贝氏体转变的鼻状区。此外，如果冷却结束温度为 350°C 或更低，就可能大量生成被认为有害于去毛刺可加工性的马氏体，结果就不能获得预想的含贝氏体或铁素体和贝氏体为体积百分率最大的相的混合结构。因此，希望冷却结束温度高于 350°C 。另外，为了保留直至前一工序所获得

的组织，希望冷却结束温度是 T_0 或更低。

最后，如果冷却至冷却过程结束温度的速度为 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 或更高，存在着在冷却过程中大量生成被认为有害于去毛刺性能的马氏体的可能性，结果就可能不能获得预想的含贝氏体或铁素体和贝氏体为体积百分率最大的相的混合结构。因此，希望冷却速度低于 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 。另外，如果冷却过程结束时的温度超过 200°C ，老化性能就可能降低。因此，希望冷却过程结束时的温度是 200°C 或更低。如果采用水冷或喷雾冷却并且钢卷长时间被水浸湿，为避免生锈而影响外观，希望冷却过程结束时的温度的下限是 50°C 或更高。

另一方面，如果所述热处理温度在 A_{c3} 转变温度到 A_{c3} 转变温度+ 100°C 的范围内，希望以 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 或更高的冷却速度将钢板冷却到 200°C 或更低。这是因为，如果冷却速度低于 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ ，钢的温度变化过程就很可能穿过含有大量碳化物的珠光体或贝氏体的转变的鼻状区。此外，如果冷却过程结束时的温度超过 200°C ，老化性能就会变坏。因此，希望冷却过程终点的温度为 200°C 或更低。如果采用水冷或喷雾冷却并且钢卷长时间被水浸湿，为避免生锈而影响外观，希望冷却结束时的温度是 50°C 或更高。

另外，没有必要为获得根据本发明第(8)~(10)项中任意一项的钢板而特别指定热处理后冷却的条件。但是，希望以 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ 或更高的冷却速度将钢板冷却到 350°C 以上至前述 T_0 温度的范围内。这是因为，如果冷却速度低于 $20^\circ\text{C}/\text{秒}$ ，存在着含有 Ti 和/或 Nb 的沉淀物的尺寸就会变粗、并且使它们不再通过沉淀硬化而对钢的强度的增大做出贡献的担心。另外，如果冷却结束温度为 350°C 或更低，存在着不能生成足够量的含有 Ti 和/或 Nb 的沉淀物、并且钢中留存有溶质 C、降低可加工性的可能。因此，希望冷却终点的合适温度高于 350°C 。此外，如果冷却过程结束时的温度超过 200°C ，老化性能就会变坏，因此，希望冷却过程结束时的温度为 200°C 或更低。如果采用水冷或喷雾冷却并且钢卷长时间被水浸湿，为避免生锈而影响外观，希望冷却结束时的温度是 50°C 或更高。

在上述工序之后，可根据情况进行表面光轧。应当注意，在这种情况下，为了通过涂上具有润滑作用的组合物达到减小摩擦系数的效果，需要控制表面光轧的缩减率以使钢板在表面光轧后至少一个表面的粗糙度的算术平均值 Ra 为 1 到 $3.5\mu\text{m}$ 。

为了对热轧钢板在酸洗后或对冷轧钢板在完成上述为再结晶而进行的热处理后进行镀锌，必须把钢板浸入到镀锌浴中。根据情况需要可对其进行合金化工序。

最后，为了保证良好的可拉延性，上述生产过程完成后可将具有润滑作用的组合物施于钢板上。只要能获得合适的涂层厚度，对其施于钢板上的方法不用作具体限定。通常采用的是静电涂覆或使用覆料机的方法。

实施例 1

下面更为详细地说明根据第 (1) 到 (5) 项中任意一项的钢板。

在转炉中将含有表 1 所列化学组成的钢 A 到 L 熔化并精炼，连续铸造成板坯，再加热并通过粗轧和精轧轧制成 1.2 到 5.5mm 厚的钢板，然后卷制。注意表中的化学组成是以质量百分率计的。

表 2 所示了生产条件的详细内容。表中，“SRT”代表板坯再加热的温度，“FT”代表终轧孔型处的精轧温度，“缩减率”代表在 A_{r3} 转变温度+100℃或更低的范围内的总缩减率。注意，在钢板热轧后进行冷轧的情况下，没必要作出限制，因此，相应的每个“缩减率”格中填写的是一横线，代表“不适用”。此外，“润滑”是指在 A_{r3} 转变温度+100℃或更低的范围内是否使用润滑。在“卷制”栏中，○代表卷制温度 (CT) 为 T_0 或更低，×代表卷制温度高于 T_0 。注意，对于冷轧钢板，由于作为一项生产条件不必指定卷制温度，每个相应的格中填写的是一横线，代表“不适用”。有些钢板在热轧后经过酸洗、冷轧和退火。冷轧钢板的厚度范围为 0.7 到 2.3mm。

表中“冷轧缩减率”代表总冷轧缩减率，“时间”代表退火时间。在

“退火”栏中，○代表退火温度在恢复温度到 Ar_3 转变温度+100℃的范围内，×代表其超出了该范围。对钢 L 在粗轧后于 2.7MPa 的冲击压力、0.001 升/cm² 流速的条件下进行除鳞。此外，在上述钢中，对钢 G 和 F-5 进行了镀锌。此外，上述生产过程完成后，用静电涂覆装置或覆料机涂覆具有润滑作用的组合物。

将如此制备的热轧钢板制成根据 JIS Z 2201 的第 5 号试样并按照 JIS Z 2241 说明的方法进行拉力测试。屈服强度 (σ_Y)、抗拉强度 (σ_B) 和断裂伸长率 (EI) 显示在表 2-1 和 2-2 中。

然后，从钢板宽度 1/4 或 3/4 的位置上切下直径 30mm 的试样，将表面打磨至三个三角级的光洁度（第二精密的光洁度），随后通过化学抛光或电解抛光去除应力。如此制备的试样按 B. D. Cullity 著《X-射线衍射原理》日译本（AGNE Gijutsu Center 于 1986 年出版，Gentaro Matsumura 译）第 274 到 296 页描述的方法进行晶体 X-射线衍射强度的测量。

此处，在 $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率是通过得到包含在取向组分系中的（即 $\{100\}\langle 011\rangle$ 、 $\{116\}\langle 110\rangle$ 、 $\{114\}\langle 110\rangle$ 、 $\{113\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 、 $\{335\}\langle 110\rangle$ 和 $\{223\}\langle 110\rangle$ ）中的主取向组分中的 X-射线衍射强度，由通过基于 $\{110\}$ 的极图的矢量方法，或使用两个或更多个（优选三个或更多个）极图的级数展开方法从 $\{110\}$ 、 $\{100\}$ 、 $\{211\}$ 和 $\{310\}$ 的极图得到的三维结构计算的。

例如，当用后一种方法计算上述晶体取向组分中 X-射线衍射强度相对于随机 X-射线衍射强度的比率时，位于三维组织中 $\phi_2=45^\circ$ 横截面上的 $(001)[1-10]$ 、 $(116)[1-10]$ 、 $(114)[1-10]$ 、 $(113)[1-10]$ 、 $(112)[1-10]$ 、 $(335)[1-10]$ 及 $(223)[1-10]$ 的强度不用修正即可使用。应注意 $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 取向组分系中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率是所有上述取向组分的算术平均值。

如果不能取得所有这些取向组分中的强度，可以用取向组分 $\{100\}\langle 011\rangle$ 、 $\{116\}\langle 110\rangle$ 、 $\{114\}\langle 110\rangle$ 、 $\{112\}\langle 110\rangle$ 及 $\{223\}\langle 110\rangle$ 中的强度

的算术平均值来代替。

除以上之外，三个取向组分 $\{554\}\langle 225\rangle$ 、 $\{111\}\langle 112\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率可以从按上述方法获得的三维组织中计算得出。

在表 2 中，“X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的比率”下的“强度 1”代表取向组分系 $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率，“强度 2”代表上述三个取向组分 $\{554\}\langle 225\rangle$ 、 $\{111\}\langle 112\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率。

随后，为检验钢板的定型性能，从钢板宽度的 1/4 或 3/4 处切下 50mm 宽、270mm 长、其长度方向取轧制方向的试样，用宽 78mm、肩部半径 5mm 的冲杆和肩部半径 5mm 的模具对其进行帽形弯曲试验。用三维形状测量装置沿宽度的中线测量经弯曲试验的试样的形状。用以下参数评价定型性能：如用图 1 所示用点⑤之间的距离减去冲杆宽度所得的差值评价的三维精确度；定义为在左、右两侧的通过点①和点②的直线与通过点③和点④的直线之间的角度减去 90° 所得的两个数值的平均值的回弹量；以及定义为在左、右两侧的点③与点⑤之间的曲率的倒数的平均值的壁扭曲量。

此处必须注意，回弹量和壁扭曲量因坯料压紧力（BHF）的不同而不同。即使在不同的 BHF 条件下，本发明的效果的趋向也没有改变，但是考虑到在生产车间对实际部件不可能施加过高的 BHF，这里是在 29kN 的 BHF 下对不同的钢板进行帽形弯曲试验的。根据弯曲试验得到的三维精确度和壁扭曲量，定型性能最后可以三维精确度（ Δd ）最终判定。由于众所周知，钢板强度增加时三维精确度降低，所以用表 2 所示的 $\Delta d/\sigma_B$ 值作为定型性能的参数。

粗糙度的算术平均值 R_a 是根据 JIS B 0601-1994 指定的方法用非接触激光型测量设备测量的。

摩擦系数定义为以下测试过程中拉力（ f ）与压力（ F ）的比值（ f/F ）：

如图 2 中所见, 将要测试的钢板放置在两块表面处维氏硬度为 Hv600 或更高的平板之间; 垂直于测试钢板表面施加压力 (F) 使接触应力为 1.5 到 $2\text{kgf}/\text{mm}^2$; 测量从平板中拉出测试钢板所需的拉力 (f)。

最后, 钢板的可拉延指数定义为 D/d 的商, 并且可以如下得出: 将钢板制成圆盘形并用圆柱形冲杆对其进行拉延加工, 用可以拉延成功的最大直径 (D) 除以圆柱形冲杆的直径 (d)。在此试验中, 将钢板成型为多种直径 300 到 400mm 的圆盘形, 使用直径为 175mm、环绕其底面的肩部的半径为 10mm 的圆柱形冲杆和肩部半径为 15mm 的模具测量可拉延性。关于坯料压紧力, 对钢 A 到 D 施加 5kN 的压力, 对钢 E、F-1 到 F10、G 和 I 到 L 施加 100 kN 的压力, 对钢 H 施加 150kN 的压力。

可以看到摩擦系数落在本发明范围内的所有钢板比起摩擦系数高于本发明范围的钢板都显示出更高的可拉延指数 (D/d), 并且任一摩擦系数落在本发明范围内的钢板的可拉延指数均为 1.91 或更高。

根据本发明的例子有 11 种钢, 即钢 A、E、F-1、F-2、F-7、G、H、I、J、K 和 L。在这些例子中, 都获得了可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板: 其特征是, 钢板含有指定量的成分, 任一钢板在至少一个位于厚度中心的平面上, 取向组分系 $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率为 3 或更高且三个取向组分 $\{554\}\langle 225\rangle$ 、 $\{111\}\langle 112\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率为 3.5 或更小, 至少一个表面的粗糙度的算术平均值 R_a 为 1 到 $3.5\mu\text{m}$, 并且钢板表面覆盖具有润滑作用的组合物; 其特征还在于, 在 0 到 200°C 下, 轧制方向和垂直于轧制方向中至少一个方向上的摩擦系数为 0.05 到 0.2。结果, 用根据本发明的方法进行评价时, 这些钢的定型性能指数优于常规钢。

表中除上述钢之外所有其它钢都不在本发明的范围内, 原因如下。

在钢 B 中, C 的含量超出了本发明权利要求 6 限定的范围, 其结果是不能获得足够的强度 (σ_B)。在钢 C 中, P 的含量超出了本发明权利要求

6限定的范围，其结果是不能获得良好的抗疲劳性能。在钢D中，S的含量超出了本发明权利要求6限定的范围，其结果是不能获得足够的伸长率(EI)。在钢F-3中，由于没有使用具有润滑作用的组合物，不能获得预想的在权利要求2中限定的摩擦系数，其结果是不能获得足够的可拉延性(D/d)。

在钢F-4中，由于粗糙度的算术平均值Ra超出了本发明权利要求1中限定的范围，不能获得预想的在权利要求2中限定的摩擦系数，其结果是不能获得足够的可拉延性(D/d)。在钢F-5中，由于在Ar₃转变温度+100℃或更低的范围内的总缩减率超出了本发明权利要求17限定的范围，不能获得预想的权利要求1限定的组织，其结果是不能获得足够的定型性能($\Delta d/\sigma B$)。

在钢F-6中，由于精轧结束温度(FT)超出了本发明权利要求17限定的范围，而且卷制温度也超出了本发明的说明中指定的范围，不能获得预想的权利要求1限定的结构，其结果是不能获得足够的定型性能($\Delta d/\sigma B$)。在钢F-8中，由于冷轧缩减率超出了本发明权利要求24限定的范围，不能获得预想的权利要求1限定的结构，其结果是不能获得足够的定型性能($\Delta d/\sigma B$)。在钢F-9中，由于退火温度超出了本发明权利要求24限定的范围，不能获得预想的权利要求1限定的结构，其结果是不能获得足够的定型性能($\Delta d/\sigma B$)。在钢F-10中，由于退火时间超出了本发明权利要求24限定的范围，不能获得预想的权利要求1限定的结构，其结果是不能获得足够的定型性能($\Delta d/\sigma B$)。

表 1

钢	化学组成 (质量%)							备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	其它	
A	0.041	0.02	0.26	0.012	0.0011	0.033	REM: 0.0008	本发明的钢
B	<u>0.002</u>	0.01	0.11	0.011	0.0070	0.044	Ti: 0.057	对比的钢
C	0.022	0.02	0.22	<u>0.300</u>	0.0015	0.012		对比的钢
D	0.018	0.04	0.55	0.090	<u>0.0400</u>	0.033		对比的钢
E	0.058	0.92	1.16	0.008	0.0009	0.041	Cu: 0.48, B: 0.0002	本发明的钢
F	0.081	0.88	1.24	0.007	0.0008	0.031		本发明的钢
G	0.049	0.91	1.27	0.006	0.0011	0.025	Cu: 0.78, Ni: 0.33	本发明的钢
H	0.094	1.89	1.87	0.008	0.0007	0.024	Ti: 0.071, Nb: 0.022	本发明的钢
I	0.060	1.05	1.16	0.007	0.0008	0.033	Mo: 0.11	本发明的钢
J	0.061	0.91	1.21	0.005	0.0011	0.030	V: 0.02, Cr: 0.08	本发明的钢
K	0.055	1.21	1.10	0.008	0.0007	0.024	Zr: 0.03	本发明的钢
L	0.050	1.14	1.00	0.007	0.0009	0.031	Ca: 0.0005	本发明的钢

下划线的值超出了本发明的钢的范围。

表 2-1

钢	类别	生产条件										X-射线强度相对于随机 X-射线强度的比率	
		热轧过程					冷轧和退火过程					强度比 1	强度比 2
		SRT (°C)	FT (°C)	缩减率 (%)	润滑组合物	卷制	冷轧缩减率	退火	时间 (秒)				
A	热轧	1250	880	42	未使用	○	-	-	-	5.8	0.7		
B	热轧	1250	890	30	使用	○	-	-	-	<u>1.3</u>	<u>6.1</u>		
C	热轧	1200	880	30	未使用	○	-	-	-	<u>0.8</u>	<u>1.3</u>		
D	热轧	1200	880	30	未使用	○	-	-	-	<u>1.2</u>	<u>0.9</u>		
E	热轧	1150	870	42	未使用	○	-	-	-	8.1	1.8		
F-1	热轧	1200	870	42	未使用	○	-	-	-	7.2	2.1		
F-2	热轧	1200	870	42	使用	○	-	-	-	8.3	1.4		
F-3	热轧	1200	870	42	使用	○	-	-	-	8.1	1.5		
F-4	热轧	1200	970	42	未使用	○	-	-	-	8.4	1.4		
F-5	热轧	1300	950	0	未使用	○	-	-	-	<u>1.8</u>	<u>1.5</u>		
F-6	热轧	1300	970	0	未使用	×	-	-	-	<u>1.8</u>	<u>1.7</u>		
F-7	冷轧	1200	860	-	使用	-	65	○	90	4.2	2.3		
F-8	冷轧	1200	860	-	使用	-	<u>80</u>	○	90	<u>2.8</u>	<u>4.2</u>		
F-9	冷轧	1200	860	-	使用	-	65	×	90	<u>1.7</u>	2.6		
F-10	冷轧	1200	860	-	使用	-	65	○	<u>2</u>	<u>1.8</u>	2.2		
G	热轧	1150	870	71	未使用	○	-	-	-	8.5	0.8		
H	热轧	1250	870	30	使用	○	-	-	-	8.7	0.9		
I	热轧	1200	870	42	未使用	○	-	-	-	6.7	2.0		
J	热轧	1200	870	71	未使用	○	-	-	-	5.9	2.1		
K	热轧	1200	870	71	未使用	○	-	-	-	7.8	1.0		
L	热轧	1150	790	71	未使用	○	-	-	-	11.0	1.4		

下划线的值超出了本发明的钢的范围。

表 2-2

钢	类别	表面状态			机械性能			定型性能指数 $\Delta d/\sigma B^*$ (mm/MPa)	可拉伸 性能指数 (D/d)	备注
		Ra (μm)	润滑 涂层	摩擦 系数	σY (MPa)	σB (MPa)	El (%)			
A	热轧	2.1	使用	0.06	221	331	47	38	2.29	本发明的钢
B	热轧	1.6	未使用	0.22	161	281	56	41	1.86	对比的钢
C	热轧	1.9	使用	0.14	220	369	42	40	1.91	对比的钢
D	热轧	2.0	使用	0.17	195	306	44	44	1.97	对比的钢
E	热轧	2.2	使用	0.12	422	637	29	41	2.06	本发明的钢
F-1	热轧	2.3	使用	0.09	438	668	28	43	2.09	本发明的钢
F-2	热轧	1.4	使用	0.07	423	655	29	43	2.23	本发明的钢
F-3	热轧	1.5	未使用	0.23	419	649	29	69	1.80	对比的钢
F-4	热轧	3.7	使用	0.21	420	661	28	58	1.83	对比的钢
F-5	热轧	2.0	未使用	0.22	431	660	28	60	1.83	对比的钢
F-6	热轧	2.3	未使用	0.23	400	622	32	55	1.77	对比的钢
F-7	冷轧	0.5	使用	0.08	418	671	28	36	2.11	本发明的钢
F-8	冷轧	0.6	未使用	0.10	433	667	28	52	2.09	对比的钢
F-9	冷轧	0.6	使用	0.07	552	721	20	55	2.17	对比的钢
F-10	冷轧	0.5	未使用	0.11	570	710	21	61	2.09	对比的钢
G	热轧	2.2	使用	0.12	441	661	30	52	2.00	本发明的钢
H	热轧	1.8	使用	0.15	776	986	16	43	1.97	本发明的钢
I	热轧	1.9	使用	0.16	404	638	27	35	1.91	本发明的钢
J	热轧	2.1	使用	0.11	431	623	26	36	2.03	本发明的钢
K	热轧	2.4	使用	0.13	425	627	30	33	2.06	本发明的钢
L	热轧	2.1	使用	0.13	401	588	25	41	2.06	本发明的钢

*: $\times 1000$

下划线值超出了本发明的钢的范围。

正如已经详细说明的那样，本发明涉及可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板及钢板的生产方法。通过使用这种高强度薄钢板，甚至使用结构不利于拉延加工的钢板也能实现良好的可拉延性能，而且可以同时实现良好的定型性能和高可拉延性。因此，本发明具有高工业价值。

实施例 2

以下详细说明根据第(8)~(10)中任意一项的钢板。

用转炉将具有表3所列化学组成的钢A到L熔化并精炼，连续铸造成板坯，在表4所示的温度下再加热并通过粗轧和精轧轧制成1.2到5.5mm厚的钢板，然后卷制。注意表中的化学组成以质量百分率计。如表4-1、4-2、4-3所示，有些钢在热轧时使用了润滑。钢L在粗轧后在冲击压力2.7MPa、流速0.001升/cm²的条件下除鳞。此外，如表2所示，有些钢板在热轧工序后进行了酸洗、冷轧和热处理。冷轧钢板的厚度范围为0.7到2.3mm。另外，在上述钢中，对钢G和A-8进行了镀锌。

表4详细显示了生产条件。表中，“SRT”代表板坯再加热的温度，“FT”代表在终轧孔型处的精轧温度，“缩减率”代表在Ar₃转变温度+100℃或更低的范围内总缩减率。注意，在钢板热轧后进行冷轧的情况下，没必要作出限制，因此，相应的每个“缩减率”格中填写的是一横线，代表“不适用”。此外，“润滑”是指在Ar₃转变温度+100℃或更低的范围内是否使用润滑。“CT”代表卷制温度。但是，对于冷轧钢板，由于作为一项生产条件不必指定卷制温度，每个相应的格中填写的是一横线，代表“不适用”。“冷轧缩减率”代表总冷轧缩减率，“ST”代表热处理温度，“时间”代表热处理时间。

上述生产过程完成后，用静电涂覆装置或覆料机涂覆具有润滑作用的组合物。

将如此制备的热轧钢板制成根据JIS Z 2201的第5号试样并按照JIS Z 2241说明的方法进行拉力测试。屈服强度(σ_Y)、抗拉强度(σ_B)和断

裂伸长率 (EI) 显示在表 4 中。同时, 根据 Japan Iron and Steel Federation 标准 JFS T 1001-1996 使用以下孔洞测试方法评价去毛刺可加工性 (孔洞可扩张性)。表 4 显示了孔洞扩张率 (λ)。

X-射线衍射强度采用与实施例 1 相同的方法进行测量。

定型性能也采用与实施例 1 相同的方法进行测量。

此外, 粗糙度的算术平均值 Ra 也采用与实施例 1 相同的方法进行测量。

类似地, 摩擦系数采用与实施例 1 相同的方法进行测量。

最后, 钢板的可拉延指数采用与实施例 1 相同的方法进行计算。对钢 B 施加 10kN 的坯料压紧力, 对钢 A、C、E、F、G、H、I 和 K 施加 120kN 坯料压紧力。

可以看到摩擦系数落在本发明范围内的所有钢板比起摩擦系数高于本发明范围的钢板都显示出更高的可拉延指数 (D/d), 并且任一摩擦系数落在本发明范围内的钢板的可拉延指数均为 1.91 或更高。

根据本发明的例子有 12 种钢, 即钢 A-1、A-3、A-4、A-8、A-10、C、E、G、H、I、J 和 L。在这些例子中, 都获得了可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板: 其特征是, 钢板含有指定量的成分, 任一钢板在至少一个位于厚度中心的平面上, 取向组分系 $\{100\}\langle 011\rangle$ 到 $\{223\}\langle 110\rangle$ 中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率为 3 或更高且三个取向组分 $\{554\}\langle 225\rangle$ 、 $\{111\}\langle 112\rangle$ 和 $\{111\}\langle 110\rangle$ 中的 X-射线强度相对于随机 X-射线衍射强度的平均比率为 3.5 或更小, 至少一个表面的粗糙度的算术平均值 Ra 为 1 到 $3.5\mu\text{m}$, 并且钢板表面覆盖具有润滑作用的组合物; 其特征还在于, 在 0 到 200°C , 轧制方向和垂直于轧制方向中至少一个方向上的摩擦系数为 0.05 到 0.2。结果, 用根据本发明的方法进行评价时, 这些钢的定型性能指数优于常规钢。

表中除上述钢之外所有其它钢都不在本发明的范围内, 原因如下。

在钢 A-2 中, 由于精轧结束温度 (FT) 及在 A_{r3} 转变温度 $+100^\circ\text{C}$ 或更

低的温度范围内总缩减率分别落在本发明权利要求 21 限定的范围之外,不能获得预想的权利要求 1 限定的结构,结果就不能获得足够的定型性能 ($\Delta d/\sigma_B$)。在钢 A-5 中,由于没有使用具有润滑作用的组合物,就不能得到预想的权利要求 2 中限定的摩擦系数,结果就不能获得足够的可拉延性 (D/d)。在钢 A-6 中,由于粗糙度的算术平均值 R_a 落在本发明权利要求 1 限定的范围之外,就不能获得预想的权利要求 2 限定的摩擦系数,结果就不能获得足够的可拉延性 (D/d)。在钢 A-7 中,由于热处理温度 (ST) 落在了本发明权利要求 28 的任意一项的限定的范围之外,不能获得预想的权利要求 1 限定的结构,结果就不能形成足够的定型性能 ($\Delta d/\sigma_B$)。在钢 A-9 中,由于冷轧缩减率落在本发明权利要求 28 的任意一项限定的范围之外,不能获得预想的权利要求 1 的任意一项限定的结构,结果就不能获得足够的定型性能 ($\Delta d/\sigma_B$)。

在钢 B 中, C 含量落在本发明权利要求 8 限定的范围之外,结果是不能获得足够的强度 (σ_B)。在钢 D 中, Ti 的含量落在本发明权利要求 8 的任意一项限定的范围之外,结果是既不能获得足够的强度 (σ_B),也不能获得良好的定型性能 ($\Delta d/\sigma_B$)。在钢 F 中, C 含量落在本发明权利要求 8 限定的范围之外,结果是不能获得足够的孔洞扩张率 (λ)。在钢 I 中, S 的含量落在本发明权利要求 8 限定的范围之外,结果是既不能获得足够的孔洞扩张率 (λ),也不能获得良好的延展性 (EI)。在钢 K 中, N 的含量落在本发明权利要求 8 限定的范围之外,结果是既不能获得足够的孔洞扩张率 (λ),也不能获得良好的延展性 (EI)。

表 3

钢	化学成分 (质量%)													备注
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Ti*	其它			
A	0.035	0.95	1.35	0.005	0.0008	0.031	0.0013	0.147	-	0.001	B: 0.0005, Ca: 0.0012	本发明的钢		
B	<u>0.002</u>	0.61	0.41	0.084	0.0010	0.015	0.0011	0.055	-	0.042		对比的钢		
C	0.055	0.61	1.45	0.005	0.0011	0.035	0.0012	0.181	0.095	0.004	REM: 0.0008	本发明的钢		
D	0.016	0.02	0.20	0.010	0.0010	0.022	0.0017	<u>0.025</u>	-	<u>-0.046</u>		对比的钢		
E	0.025	0.88	0.95	0.008	0.0007	0.024	0.0016	0.110	0.027	0.017	Cu: 1.15, Ni: 0.48	本发明的钢		
F	<u>0.120</u>	0.11	1.12	0.018	0.0020	0.018	0.0026	<u>0.021</u>	-	<u>-0.471</u>		对比的钢		
G	<u>0.033</u>	1.61	0.42	0.007	0.0011	0.022	0.0018	0.133	0.036	0.012	Mo: 0.08	本发明的钢		
H	0.027	0.18	2.43	0.007	0.0012	0.031	0.0015	0.126	-	0.011	Cr: 0.5	本发明的钢		
I	0.037	0.89	1.41	0.003	<u>0.0401</u>	0.022	0.0022	0.121	0.031	<u>-0.079</u>		对比的钢		
J	0.024	0.91	0.45	0.011	0.0009	0.031	0.0019	0.125	-	0.021	Zr: 0.03	本发明的钢		
K	0.038	0.88	1.65	0.007	0.0010	0.036	<u>0.0061</u>	0.132	-	<u>-0.042</u>		对比的钢		
L	0.030	0.88	0.71	0.005	0.0008	0.036	0.0021	0.119	0.045	0.014	V: 0.032	本发明的钢		

下划线值超出了本发明的钢的范围。

表 4-1
生产条件

钢	类别	热轧过程							冷轧及退火过程			
		SRT (°C)	FT (°C)	Ar ₃ +100 (°C)	缩减率 (%)	润滑 成分	CT (°C)	TO (°C)	冷缩减率 (%)	ST (°C)	Ar ₃ +100 (°C)	时间 (秒)
A-1	热轧	1230	890	915	42	未使用	500	798	-	-	-	-
A-2	热轧	1230	920	915	0	未使用	550	798	-	-	-	-
A-3	热轧	1230	890	915	42	未使用	700	798	-	-	-	-
A-4	热轧	1230	890	915	42	使用	500	798	-	-	-	-
A-5	热轧	1230	890	915	42	使用	500	798	-	-	-	-
A-6	热轧	1230	890	915	42	未使用	500	798	-	-	-	-
A-7	冷轧	1230	880	-	-	未使用	-	-	65	650	1049	90
A-8	冷轧	1230	880	-	-	使用	-	-	74	820	1049	90
A-9	冷轧	1230	880	-	-	使用	-	-	81	820	1049	60
A-10	冷轧	1230	880	-	-	未使用	-	-	74	820	1049	60
B	热轧	1180	890	992	71	未使用	600	869	-	-	-	-
C	热轧	1180	860	892	42	未使用	600	782	-	-	-	-
D	热轧	1180	890	990	71	未使用	650	874	-	-	-	-
E	热轧	1180	880	943	71	未使用	400	810	-	-	-	-
F	热轧	1180	850	886	42	未使用	500	759	-	-	-	-
G	热轧	1180	910	1006	71	使用	650	840	-	-	-	-
H	热轧	1180	800	812	30	使用	550	739	-	-	-	-
I	热轧	1180	860	908	42	使用	500	794	-	-	-	-
J	热轧	1180	890	989	71	使用	600	851	-	-	-	-
K	热轧	1180	850	888	42	使用	500	781	-	-	-	-
L	热轧	1180	900	966	71	使用	650	833	-	-	-	-

下划线值超出了本发明的钢的范围

表 4-2

钢	类别	X射线强度相对于随机X射线衍射强度的比率		表面状态		
		强度比1	强度比2	Ra (μm)	润滑涂层	摩擦系数
A-1	热轧	6.8	1.9	2.2	使用	0.08
A-2	热轧	<u>1.8</u>	1.7	2.3	不使用	0.21
A-3	热轧	7.1	1.8	2.0	使用	0.11
A-4	热轧	7.7	1.3	1.9	使用	0.07
A-5	热轧	7.8	1.4	1.6	不使用	0.21
A-6	热轧	7.8	1.3	<u>3.6</u>	使用	0.22
A-7	冷轧	<u>1.6</u>	2.5	0.5	不使用	0.19
A-8	冷轧	5.1	2.2	0.6	使用	0.07
A-9	冷轧	<u>2.7</u>	<u>4.3</u>	0.5	使用	0.07
A-10	冷轧	4.6	2.4	0.5	使用	0.08
B	热轧	<u>1.2</u>	<u>6.6</u>	2.1	不使用	0.23
C	热轧	5.9	2.1	2.3	使用	0.12
D	热轧	<u>1.4</u>	5.7	2.3	使用	0.10
E	热轧	7.2	2.1	2.0	使用	0.08
F	热轧	<u>1.9</u>	<u>4.6</u>	2.4	不使用	0.22
G	热轧	8.3	1.5	1.7	使用	0.12
H	热轧	4.4	2.2	1.6	使用	0.09
I	热轧	<u>1.8</u>	<u>4.6</u>	1.6	不使用	0.21
J	热轧	<u>11.0</u>	1.6	1.9	使用	0.08
K	热轧	<u>1.6</u>	<u>5.1</u>	2.0	不使用	0.21
L	热轧	6.7	2.0	1.3	使用	0.09

下划线数值超出了本发明的钢的范围。

表 4-3

钢	类别	机械性能				定形性能指数		可拉延性指数		备注
		σ_Y (MPa)	σ_B (MPa)	EI (%)	λ (%)	$\Delta d/\sigma_B^*$ (mm/MPa)	d/D			
A-1	热轧	588	779	22	94	42	2.10	本发明的钢		
A-2	热轧	603	811	20	106	68	1.86	对比的钢		
A-3	热轧	523	718	19	78	39	1.96	本发明的钢		
A-4	热轧	576	791	22	90	40	1.99	本发明的钢		
A-5	热轧	567	784	20	87	44	1.79	对比的钢		
A-6	热轧	581	795	21	86	42	1.82	对比的钢		
A-7	冷轧	733	840	14	35	59	1.90	对比的钢		
A-8	冷轧	594	800	20	78	45	2.19	本发明的钢		
A-9	冷轧	586	790	20	76	63	2.01	对比的钢		
A-10	冷轧	559	810	19	94	44	2.15	本发明的钢		
B	热轧	293	427	40	138	55	1.88	对比的钢		
C	热轧	603	796	21	80	38	1.91	本发明的钢		
D	热轧	385	483	34	89	47	2.11	对比的钢		
E	热轧	580	785	23	706	39	2.20	本发明的钢		
F	热轧	571	769	18	35	49	1.82	对比的钢		
G	热轧	520	715	24	111	42	1.98	本发明的钢		
H	热轧	603	834	20	76	40	2.03	本发明的钢		
I	热轧	558	781	18	28	52	1.92	对比的钢		
J	热轧	480	634	26	134	44	2.14	本发明的钢		
K	热轧	590	814	17	41	53	1.93	对比的钢		
L	热轧	477	676	25	125	45	2.06	本发明的钢		

*:×1000

正如已经详细说明的那样，本发明涉及可拉延并具有优异定型性能的高强度薄钢板及钢板的生产方法。通过使用这种高强度薄钢板，甚至使用结构不利于拉延加工的钢板也能实现良好的可拉延性能，而且可以同时实现良好的定型性能和高可拉延性。因此，本发明具有高工业价值。

图 1

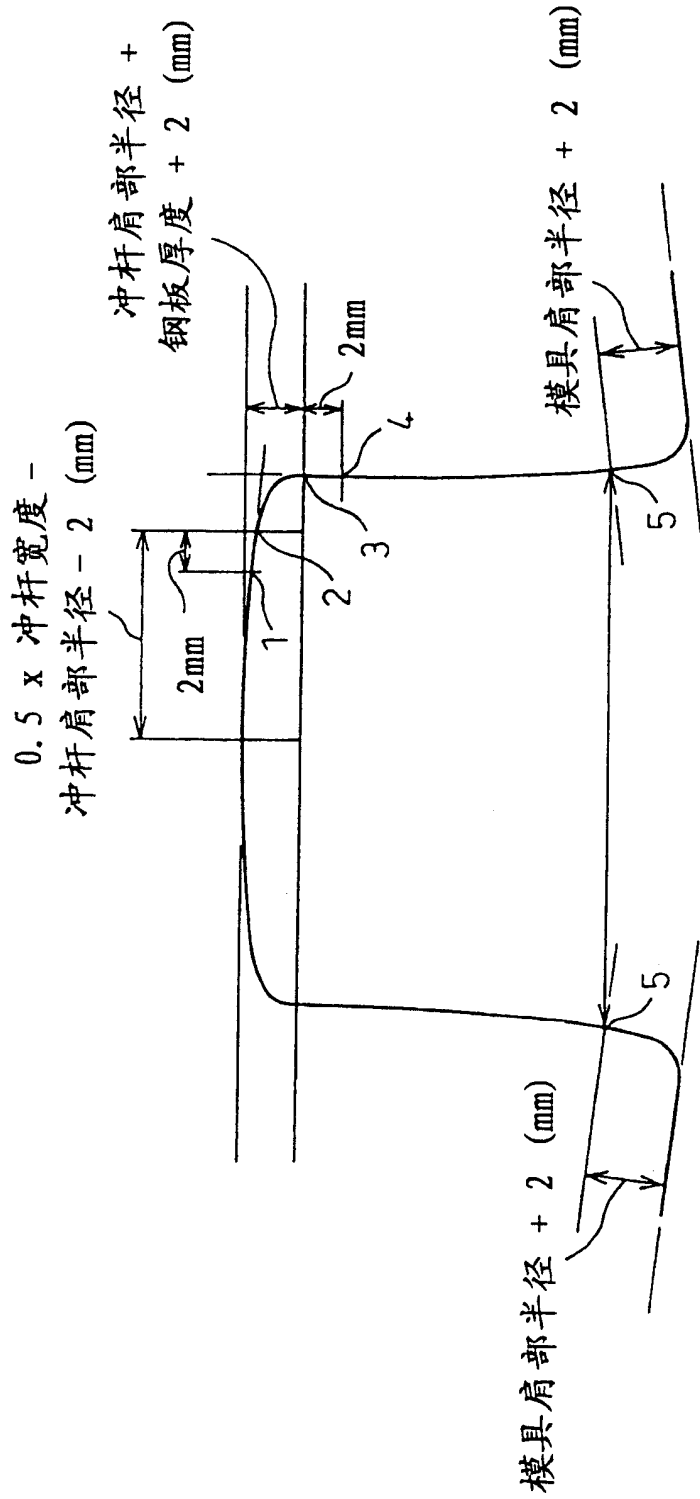


图 2

