

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

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

C22C 38/16

C22C 38/28

C22C 38/50

C21D 8/04



# [12] 发明专利说明书

[21] ZL 专利号 02122437.4

[45] 授权公告日 2005 年 6 月 15 日

[11] 授权公告号 CN 1206383C

[22] 申请日 2002.6.5 [21] 申请号 02122437.4

[30] 优先权

[32] 2001. 6. 6 [33] JP [31] 170402/2001

[32] 2001. 6. 29 [33] JP [31] 198993/2001

[32] 2001. 7. 3 [33] JP [31] 202067/2001

[71] 专利权人 川崎制铁株式会社

地址 日本兵库县

[72] 发明人 松冈才二 清水哲雄 坂田敬

古君修

审查员 王怀东

[74] 专利代理机构 中国专利代理(香港)有限公司

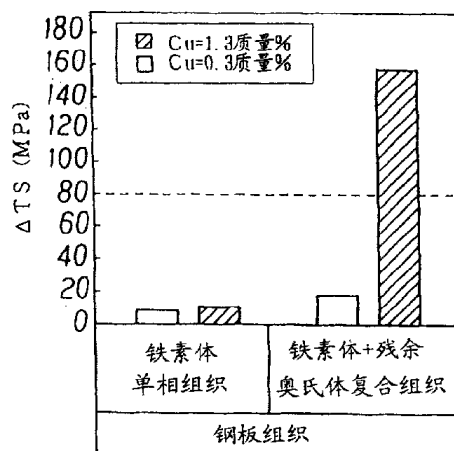
代理人 胡强

权利要求书 6 页 说明书 60 页 附图 3 页

[54] 发明名称 冲压成形性和应变时效硬化特性出色的高延展性钢板及其制造方法

[57] 摘要

钢板含有适当量的 C、Si、Mn、P、S、Al、N 和 0.5%~3.0% 的 Cu。钢板复合组织作为主相地具有铁素体相或铁素体相和回火马氏体相以及含有体积率不小于 1% 的残余奥氏体的第二相。总量不超过 2.0% 的至少 Mo、Cr 和 W 之一可代替 Cu。此化学成分用于生产冲压成形性出色的且以 80MPa 或大于 80MPa 表示的应变时效硬化特性出色的高延展性热轧钢板、高延展性冷轧钢板和高延展性热浸镀锌钢板，其抗拉强度经过冲压成形后的低温热处理而显著提高。



ISSN 1008-4274

1. 一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性钢板，其特征在于，它是具有复合组织的  
5 钢板，所述复合组织作为主相地含有铁素体相并作为第二相地含有体  
积率不小于 1% 的残余奥氏体相，该钢板是热轧钢板，含铁素体相的主  
相是铁素体相，该热轧钢板的化学成分按质量%地包括 C: 0.05% ~  
0.20%，Si: 1.0% ~ 3.0%，Mn: 不超过 3.0%，P: 不超过 0.10%，S: 不  
超过 0.02%，Al: 不超过 0.30%，N: 不超过 0.02% 和 Cu: 0.5% ~ 3.0%  
10 以及余量为 Fe 和不可避免的杂质。

2. 如权利要求 1 所述的高延展性钢板，其特征在于，除上述成分  
外，它还按质量%地包括下列 A ~ C 中的至少一组：

A 组：Ni，不超过 0.20%；

B 组：至少 Cr 和 Mo 之一，总量不超过 2.0%；和

15 C 组：至少 Nb、Ti 和 V 中之一，总量不超过 0.2%。

3. 一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性钢板，其特征在于，它是具有复合组织的  
20 钢板，所述复合组织作为主相地含有铁素体相并作为第二相地含有体  
积率不小于 1% 的残余奥氏体相，该钢板是热轧钢板，含铁素体相的主  
相是铁素体相，该热轧钢板按质量%地包括 C: 0.05 ~ 0.20%，Si: 1.0% ~  
3.0%，Mn: 不超过 3.0%，P: 不超过 0.10%，S: 不超过 0.02%，Al: 不  
超过 0.30%，N: 不超过 0.02%，Mo: 0.05% ~ 2.0%、Cr: 0.05% ~ 2.0%  
和 W: 0.05% ~ 2.0% 中的至少一种且总量不超过 2.0%，以及余量为 Fe  
和不可避免的杂质。

25 4. 如权利要求 3 所述的高延展性钢板，其特征在于，除上述成分  
外，它还按质量%地包括总量不超过 2.0% 的 Nb、Ti 和 V 中的至少一种。

5. 一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性钢板，其特征在于，它是具有复合组织的  
30 钢板，所述复合组织作为主相地含有铁素体相并作为第二相地含有体  
积率不小于 1% 的残余奥氏体相，该钢板是冷轧钢板，含铁素体相的主  
相是铁素体相，该冷轧钢板按质量%地包括 C: 不超过 0.20%，Si: 不  
超过 3.0%，Mn: 不超过 3.0%，P: 不超过 0.1%，S: 不超过 0.02%，Al:

不超过 0.3%，N：不超过 0.02%和 Cu：0.5%~3.0%，以及余量为 Fe 和不可避免的杂质。

6. 如权利要求 5 所述的高延展性钢板，其特征在于，除了上述成分外，它还按质量%地包括至少下列 A~C 中的一组：

- 5           A 组：Ni，不超过 0.20%；  
            B 组：至少 Cr 和 Mo 之一，总量不超过 2.0%；和  
            C 组：至少 Nb、Ti 和 V 之一，总量不超过 0.2%。

7. 一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性钢板，其特征在于，它是具有复合组织的  
10 钢板，所述复合组织作为主相地含有铁素体相并作为第二相地含有体  
积率不小于 1%的残余奥氏体相，该钢板是冷轧钢板，含铁素体相的主  
相是铁素体相，该冷轧钢板按质量%地包括 C：不超过 0.20%，Si：不  
超过 2.0%，Mn：不超过 3.0%，P：不超过 0.1%，S：不超过 0.02%，Al：  
15 不超过 0.3%，N：不超过 0.02%，总量不超过 2.0%的 Mo：0.05%~2.0%、  
Cr：0.05%~2.0%和 W：0.05%~2.0%中的至少一种，以及余量为 Fe 和  
不可避免的杂质。

8. 如权利要求 7 所述的高延展性钢板，其特征在于，除上述成分外，它还按质量%地包括总量不超过 2.0%的 Nb、Ti 和 V 中的至少一种。

9. 一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时  
20 效硬化特性出色的高延展性热轧钢板的制造方法，它包括：将按质量%  
地包括 C：不超过 0.20%，Si：1.0%~3.0%，Mn：不超过 3.0%，P：不  
超过 0.10%，S：不超过 0.02%，Al：不超过 0.30%，N：不超过 0.02%  
和 Cu：0.5%~3.0%的钢板坯热轧成预定厚度的热轧钢板，上述热轧的  
25 精轧终轧温度为 780℃~980℃；在 2 秒内以不小于 50℃/s 的冷却速度  
把精轧钢板冷至 620℃~780℃；在 620℃~780℃范围内保持钢板 1 秒~  
10 秒，或以不大于 20℃/s 的冷却速度缓冷钢板；以不小于 50℃/s 的  
冷却速度冷却钢板至 300℃~500℃的温度；卷取钢板。

10. 如权利要求 9 所述的冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于  
80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性热轧钢板的制造方法，其特  
30 征在于，除上述成分外，它还按质量%地包括下列 A~C 中的至少一组：

- A 组：Ni，不超过 0.20%；  
            B 组：至少 Cr 和 Mo 之一，总量不超过 2.0%；和

C组：至少 Nb、Ti 和 V 之一，总量不超过 0.2%。

11. 如权利要求 9 所述的高延展性热轧钢板的制造方法，其特征在于，钢板坯用化学成分按质量%包括 C: 0.05 ~ 0.20%，Si: 1.0 ~ 3.0%，Mn: 不超过 3.0%，P: 不超过 0.10%，S: 不超过 0.02%，Al: 不超过 0.30%，  
5 N: 不超过 0.02%以及总量不超过 2.0%的至少 Mo: 0.05 ~ 2.0%、Cr: 0.05 ~ 2.0%和 W: 0.05 ~ 2.0%中的一种的钢板坯替代。

12. 如权利要求 11 所述的高延展性热轧钢板的制造方法，其特征在于，除上述成分外，它还按质量%地包括总量不超过 2.0%的 Nb、Ti 和 V 中的至少一种。

10 13. 如权利要求 9-12 之一所述的高延展性热轧钢板的制造方法，其特征在于，所述精轧的一部分或全部是润滑轧制。

14. 一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性冷轧钢板的制造方法，它依次进行：以按质量%地包含 C: 不超过 0.20%，Si: 不超过 2.0%，Mn: 不超过 3.0%，  
15 P: 不超过 0.1%，S: 不超过 0.02%，Al: 不超过 0.3%，N: 不超过 0.02%和 Cu: 0.5% ~ 3.0%的钢板坯为原材料并对该原材料进行热轧；将热轧钢板冷轧成冷轧钢板的冷轧步骤；再结晶退火冷轧钢板以形成冷轧退火钢板的再结晶退火步骤，其特征在于，该再结晶退火是这样的热处理，即在  $A_{c1}$  转变点- $A_{c3}$  转变点的温区内的铁素体+奥氏体双相区中加热  
20 均热钢板后，进行冷却，在 300°C ~ 500°C 温区中保持钢板 30 秒 ~ 1200 秒。

15. 如权利要求 14 所述的高延展性冷轧钢板的制造方法，其特征在于，除上述成分外，它按质量%地还包括至少下列 A ~ C 中的一组：

A 组：Ni，不超过 0.20%；

25 B 组：至少 Cr 和 Mo 之一，总量不超过 2.0%；和

C 组：至少 Nb、Ti 和 V 之一，总量不超过 0.2%。

16. 如权利要求 14 所述的高延展性冷轧钢板的制造方法，其特征在于，代替上述成分的钢板坯地采用按质量%包含 C: 不超过 0.20%，Si: 不超过 2.0%，Mn: 不超过 3.0%，P: 不超过 0.10%，S: 不超过 0.02%，  
30 Al: 不超过 0.3%，N: 不超过 0.02%及总量不超过 2.0%的 Mo: 0.05% ~ 2.0%、Cr: 0.05% ~ 2.0%和 W: 0.05% ~ 2.0%中的至少一种的钢板坯。

17. 如权利要求 16 所述的高延展性冷轧钢板的制造方法，其特征

在于，除上述成分外，它还按质量%地包括总量不超过 2.0%的 Nb、Ti 和 V 中的至少一种。

18. 如权利要求 14-17 之一所述的高延展性冷轧钢板的制造方法，其特征在于，该热轧步骤包括在不小于 900℃ 的温度下加热钢板坯，使  
5 精轧终轧温度不小于 700℃ 以及将卷取温度设定为不超过 800℃。

19. 如权利要求 14-17 之一所述的高延展性冷轧钢板的制造方法，其特征在于，该热轧的一部分或全部热轧是润滑轧制。

20. 一种高延展性热浸镀锌钢板，它是在如权利要求 1-4 之一所述的高延展性钢板的表面上形成热浸镀锌层或合金化热浸镀锌层而获得的。  
10 的。

21. 一种高延展性热浸镀锌钢板，它是在如权利要求 5-8 之一所述的高延展性钢板的表面上形成热浸镀锌层或合金化热浸镀锌层而获得的。

22. 一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性钢板，其特征在于，它是具有复合组织的  
15 钢板，所述复合组织作为主相地含有铁素体相并作为第二相地含有体积率不小于 1% 的残余奥氏体相，该钢板是在钢板表面上有热浸镀锌层或合金化热浸镀锌层的热浸镀锌钢板，含铁素体相的主相是铁素体相和回火马氏体相，该高延展性钢板按质量%地包括 C: 不超过 0.20%，Si:  
20 不超过 2.0%，Mn: 不超过 3.0%，P: 不超过 0.1%，S: 不超过 0.02%，Al: 不超过 0.3%，N: 不超过 0.02% 和 Cu: 0.5%~3.0% 以及余量为 Fe 和不可避免的杂质。

23. 如权利要求 22 所述的高延展性钢板，其特征在于，除上述成分外，它还按质量%地包括至少下列 A~C 中的一组：  
25

A 组: Ni, 不超过 0.20%;

B 组: 至少 Cr 和 Mo 之一, 总量不超过 2.0%; 和

C 组: 至少 Nb、Ti 和 V 之一, 总量不超过 0.2%。

24. 一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性钢板，其特征在于，它是具有复合组织的  
30 钢板，所述复合组织作为主相地含有铁素体相并作为第二相地含有体积率不小于 1% 的残余奥氏体相，该钢板是在钢板表面上有热浸镀锌层或合金化热浸镀锌层的热浸镀锌钢板，含铁素体相的主相是铁素体相

和回火马氏体相，该钢板按质量%地包括 C：不超过 0.20%，Si：不超过 2.0%，Mn：不超过 3.0%，P：不超过 0.1%，S：不超过 0.02%，Al：不超过 0.3%，N：不超过 0.02%，总量不超过 2.0%的 Mo：0.05%~2.0%，Cr：0.05%~2.0%和 W：0.05%~2.0%中的至少一种，以及余量为 Fe 和  
5 不可避免的杂质。

25. 如权利要求 24 所述的高延展性钢板，其特征在于，除了上述成分外，它还按质量%地包括总量不超过 2.0%的 Nb、Ti 和 V 中的至少一种。

26. 一种冲压成形性出色、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效  
10 硬化特性出色的高延展性热浸镀锌钢板的制造方法，它包括：加热钢板到不小于  $A_{c1}$  转变点的温度并接着进行急冷一次热处理，其中该钢板按质量%地含有 C：不超过 0.20%，Si：不超过 2.0%，Mn：不超过 3.0%，P：不超过 0.1%，S：不超过 0.02%，Al：不超过 0.3%，N：不超过 0.02% 和 Cu：0.5%~3.0%；加热钢板至  $A_{c1}$  转变点~ $A_{c3}$  转变点范围内的温度  
15 的二次热处理步骤；在钢板表面形成热浸镀锌层的热浸镀锌步骤。

27. 如权利要求 26 所述的高延展性冷轧钢板，其特征在于，化学成分按质量%进一步包括至少下列 A~C 中的一组：

A 组：Ni，不超过 0.20%；

B 组：至少 Cr 和 Mo 之一，总量不超过 2.0%；和

20 C 组：至少 Nb、Ti 和 V 之一，总量不超过 0.2%。

28. 如权利要求 26 所述的高延展性热浸镀锌钢板的制造方法，其特征在于，代替上述钢板，采用按质量%含 C：不超过 0.20%，Si：不超过 2.0%，Mn：不超过 3.0%，P：不超过 0.1%，S：不超过 0.02%，Al：不超过 0.3%，N：不超过 0.02%及总量不超过 2.0%的 Mo：0.05%~2.0%、  
25 Cr：0.05%~2.0%和 W：0.05%~2.0%中的至少一种的钢板。

29. 如权利要求 28 所述的高延展性热浸镀锌钢板的制造方法，其特征在于，除了上述成分外，它还按质量%地包括总量不超过 2.0%的 Nb、Ti 和 V 中的至少一种。

30. 如权利要求 26-29 之一所述的高延展性热浸镀锌钢板的制造方  
30 法，其特征在于，在一次热处理步骤和二次热处理步骤之间进行酸洗钢板的酸洗步骤。

31. 如权利要求 26-29 之一所述的高延展性热浸镀锌钢板的制造方

法，其特征在于，在该热浸镀锌处理过程中，实施进行所述热浸镀锌层的合金化处理的合金化处理步骤。

32. 如权利要求 26-29 之一所述的高延展性热浸镀锌钢板的制造方法，其特征在于，该钢板是通过使加热温度不小于 900℃、使精轧终轧温度不小于 700℃且使卷取温度不超过 800℃的热轧而制成的热轧钢板，或者是通过冷轧热轧钢板而获得的冷轧钢板。

33. 如权利要求 32 所述的高延展性热浸镀锌钢板的制造方法，其特征在于，该冷轧的压下率不小于 40%。

冲压成形性和应变时效硬化特性出色的  
高延展性钢板及其制造方法

## 5 技术领域

本发明主要涉及汽车用钢板且尤其是冲压成形性如延展性、拉延卷边加工性和可拉拔性出色的、抗拉强度经过冲压成形后的热处理而显著提高的并具有非常高的应变时效硬化特性的高延展性钢板及其制造方法。本发明的钢板包括热轧钢板、冷轧钢板和热浸镀锌钢板。

10 本发明所说的钢板同样包括钢板和带钢。

## 背景技术

近年来，与地球环保中的尾气排放限制有关地，减轻汽车车体重量已成为非常重要的课题。最近，为减轻汽车车体的重量，人们正致力于提高汽车用钢板强度并减小钢板厚度。

15 因为由钢板制成的大多数汽车车体部件是冲压加工而成的，所以所用钢板必须具有出色的冲压成形性。为使钢板具有出色的冲压成形性，首先要保证高延展性。在采用拉延卷边加工の場合中，还要求所用钢板也要具有高扩孔率。但通常，当提高钢板强度时，存在着延展性、扩孔率降低且冲压成形性差的趋势。因此，过去人们需要具有高  
20 延展性的且冲压成形性出色的高强度钢板。

最近，为了在撞车时保护驾驶员和乘客，人们越发重视汽车车体的安全性，因此，要求提高是撞车安全性标准的抗冲击性。为了提高抗冲击性，整车强度越高，则越有利。因此，在加工汽车部件时，非常迫切需要强度低、延展性高、冲压成形性能出色并在成为成品时  
25 度高且抗冲击性出色的钢板。

为满足这种需要，人们正在研制同时具有冲压成形性和高强度的钢板。这种钢板是当在冲压后实施包括保持 100℃ ~ 200℃ 的焙烧时提高屈服应力的焙烧硬化型钢板。在此钢板中，最终把以固溶态存在的 C 量（固溶碳量）控制在相应范围内，以便在冲压成形时确保柔软性、  
30 形状固定性和延展性。在此钢板冲压成形后实施的焙烧处理中，固溶碳被固定在在冲压成形期间内被引入的位错中并抑制位错的移动，使屈服应力提高。在这种焙烧硬化型汽车用钢板中，虽然屈服应力可提



高，但抗拉强度不能提高。

日本特开平 5-24979 公开了具有大拉伸力的焙烧硬化型冷轧钢板，其成分包括 0.08%~0.20%的 C、1.5%~3.5%的 Mn 以及余量为 Fe 和不可避免的杂质，其组织由其铁素体不超过 5%的均匀贝氏体组成或由部分含马氏体的贝氏体组成。日本特开平 5-24979 所述的冷轧钢板是如此制成的，通过在连续退火后的冷却过程中快速冷却至 400℃~200℃并随后缓冷。因此，通过使钢板组织变为过去以铁素体为主以贝化体为主，获得了过去难以获得的高焙烧硬化程度。

不过，在日本特开平 5-24979 所述的钢板中，在焙烧处理后，屈服应力提高，从而获得过去难以获得的高焙烧硬化程度。然而，甚至在此钢板中，也难于增加焙烧处理后的抗拉强度并且存在着不能期望获得抗冲击性的提高的问题。

另一方面，提出了涉及热轧钢板的方案，其中在冲压成形后实施热处理，提高屈服应力和抗拉强度。

例如，在日本特开平 8-23048 中如此进行热轧，即将具有这样的成分的钢再加热到不小于 1100℃，即它含有 0.02%~0.13%的 C、不大于 2.0%的 Si、0.6%~2.5%的 Mn、不大于 0.10%的溶解 Al 和 0.0080%~0.0250%的 N，在 850℃~950℃实施热精轧。随后，以不小于 15℃/s 的冷却速度把热轧钢板冷却至不超过 150℃并卷取，获得主要含铁素体和马氏体的复合组织。在按照日本特开平 8-23048 所述技术制造的钢板中，抗拉强度和屈服应力通过应变时效硬化而提高；但存在这样的严重问题，即在非常低的如不超过 150℃的卷取温度下卷取钢板导致了机械特性的巨大变化。另一个问题是冲压成形和焙烧处理后的屈服应力增量有波动并且扩孔率 ( $\lambda$ ) 低和拉延卷边加工性降低导致冲压成形性差。

在日本特开平 11-199975 中，提出了这样的耐疲劳特性出色的加工用热轧钢板，即含有 0.03%~0.20%的 C、适量的 Si、Mn、P、S 和 Al 以及 0.2%~2.0%的 Cu 和 0.0002%~0.002%的 B 的微观组织是复合组织，该复合组织由作为主相的铁素体和作为第二相的马氏体组成，铁素体相的铜的存在状态是不大于 2nm 的固溶态和/或析出态。日本特开平 11-199975 所述的钢板目标在于，通过混合添加 Cu、B 并由此 Cu 处于不超过 2nm 的极细状态来显著提高疲劳极限。因此，需要在不小于  $A_{r3}$

转变点的温度下完成热精轧，在冷却过程的  $A_{r3} \sim A_{r1}$  转变点的温区内进行 1 秒~10 秒的空冷，以不小于  $20^\circ\text{C}/\text{s}$  的冷却速度冷却钢板，以及在不超过  $350^\circ\text{C}$  的温度下卷取冷却钢板。这样，当取不超过  $350^\circ\text{C}$  的卷取低温时，造成热轧钢板形状易严重变形，因此，存在很难在稳定地工业化生产。

另一方面，有些汽车部件要有高的抗冲击性。热浸镀锌钢板是适用于需要高抗冲击性的部件的材料。为此，用于汽车部件地，需要这样的热浸镀锌钢板，即在成形时有出色的冲压成形性且通过成形后的热处理而明显硬化。

- 10 为满足这种需要，例如，日本专利 2802513 提出了以热轧钢板为镀覆原料板的热浸镀锌钢板的制造方法。此方法包括在不超过  $530^\circ\text{C}$  的卷取温度下热轧含不大于 0.05% 的 C、0.05%~0.5% 的 Mn、不大于 0.1% 的 Al 和 0.8%~2.0% 的 Cu 的钢板坯的步骤。此方法进一步包括随后的步骤，即通过加热热轧钢板至不超过  $530^\circ\text{C}$  的温度，还原钢板表面，实施热浸镀锌，由此获得利用成形后加工的显著硬化。然而，在用此方法制造的钢板中，为了获得由成形后热处理带来的显著硬化，热处理温度必须高达  $500^\circ\text{C}$  或大于  $500^\circ\text{C}$ ，这在实际应用中存在问题。

- 20 日本特开平 10-310824 提出了这样的热浸镀锌合金钢板的制造方法，即以热轧或冷轧钢板作为镀覆原料板，通过成形后的热处理提高强度的。此方法包括热轧含 0.01%~0.08% 的 C、适量的 Si、Mn、P、S、Al 和 N 以及总量为 0.05%~3.0% 的至少 Cr、W 和 Mo 之一的钢的步骤。随后，进行冷轧或调质轧制以及退火。此方法还进一步包括热浸镀锌钢板和实施加热合金化处理的步骤。通过在成形后把钢板加热到  $200^\circ\text{C} \sim 450^\circ\text{C}$  来提高钢板的抗拉强度。但是，所获钢板的微观组织是铁素体单相、铁素体+珠光体的复合组织或铁素体+贝氏体的复合组织，因此，难以获得高延展性和低屈服强度，冲压成形性差。

### 发明内容

- 30 鉴于以下事实而制定本发明，即尽管有上述强烈要求，但目前还没有大规模稳定制造满足这些特性的钢板的技术。本发明有利地解决了上述现有技术问题。本发明的目的是提供一种适用于汽车用钢板的、具有出色冲压成形性的、通过冲压成形后进行低温度的热处理而显著提高抗拉强度的应变时效硬化特性出色的高延展性和高强度钢板。同

样，本发明的目的是提供可以稳定制造高延展性和高强度钢板的制造方法。

为实现上述发明目的，发明人对影响应变时效硬化特性的钢板组织和合金元素方面进行了广泛研究。结果发现，（1）钢板组织为包含铁素体和体积率不小于 1% 的残余奥氏体相的复合组织，（2）此外，限制 C 含量在低碳区至中碳区范围内并含适量的 Cu 或代替 Cu 地至少 Mo、Cr 和 W 中的一种，用不小于 5% 的预应变和 150℃ ~ 350℃ 范围内的热处理，从而提高了屈服应力。由此，获得抗拉强度显著提高的且具有高应变时效硬化特性的钢板。除了这样高的应变时效硬化特性外，该钢板具有良好的延展性、高扩孔率和出色的冲压成形性。

首先，发明人描述对热轧钢板的基础试验结果。

把其成分按质量%地包括 0.10% 的 C、1.4% 的 Si、1.5% 的 Mn、0.01% 的 P、0.005% 的 S、0.04% 的 Al、0.002% 的 N 和 0.3% 或 1.3% 的 Cu 的薄钢板坯加热均热至 1250℃。然后，薄钢板坯经过三道轧制，厚度变为 2.0mm，因此精轧终轧温度是 850℃。随后，分别改变冷却条件和卷取温度，以使组织从单相铁素体转变成主要含铁素体和作为第二相地含残余奥氏体相（以下，也称为铁素体+残余奥氏体复合组织）的复合组织的热轧钢板。

对所获热轧钢板进行拉伸试验并研究拉伸特性。对每个取自这些热轧钢板的样片进行 5% 拉伸预应变的预变形加工。然后，在 50℃ ~ 350℃ 温度下实施热处理 20 分钟后，实施拉伸试验以测定拉伸特性，并评定应变时效硬化特性。

以增量  $\Delta TS$  的形式评定应变时效硬化特性，即热处理后的抗拉强度  $TS_{HT}$  与热处理前的抗拉强度  $TS$  之间的差值。也就是说， $\Delta TS = (\text{热处理后的抗拉强度 } TS_{HT}) - (\text{预变形加工前的抗拉强度 } TS)$ 。拉伸试验通过使用在轧制方向上取样的 JIS 5 号拉伸样片来进行。

图 1 说明 Cu 量对  $\Delta TS$  和钢板组织关系的影响。对样片进行 5% 拉伸预应变的预变形加工和随后的 250℃ × 20 分钟的热处理。 $\Delta TS$  增量由热处理前后的抗拉强度  $TS$  差决定。如图 1 所示，在 Cu 量为 1.3% 的情况下， $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的高应变时效硬化特性可以通过形成铁素体+残余奥氏体复合组织而获得。在 Cu 量为 0.3% 的情况下，不管钢板组织如何， $\Delta TS$  为 80MPa 或小于 80MPa 且不能获得高的应变

时效硬化特性。

通过把 Cu 量限制在适当范围内可以制成应变时效硬化特性强的热轧钢板并可以形成主要含铁素体并作为第二相地含残余奥氏体的复合组织。

5 图 2 说明 Cu 量对  $\Delta TS$  和预应变加工后的热处理温度的关系的影响。钢板微观组织是主要含铁素体并作为第二相地含残余奥氏体的复合组织，残余奥氏体组织的体积率为整个组织的 8%。

图 2 表示增量  $\Delta TS$  随热处理温度的增加而增加，但其增量极大依赖于 Cu 量。在 1.3% 的 Cu 量的情况下， $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的高应变时效硬化特性是在不小于 150°C 的热处理温度下获得的。在 0.3% 的 Cu 量的情况下， $\Delta TS$  在任何加工温度下均为 80MPa 或小于 80MPa，不能获得高的应变时效硬化特性。

此外，对含有单相铁素体或铁素体+残余奥氏体复合组织且 Cu 量为 0.3% 和 1.3% 的钢板进行扩孔试验，测定扩孔率  $\lambda$ 。在扩孔试验中，15 用直径 10mm 的穿孔器在样片中形成通孔。随后，用顶角为 60° 的圆锥形穿孔器插入扩孔，直到产生在厚度方向穿过钢板的裂纹，而毛刺在外面。扩孔率  $\lambda$  由公式决定： $\lambda (\%) = \{(d-d_0) / d_0\} \times 100$ ，其中  $d_0$  表示初始孔径， $d$  表示产生裂缝的孔内径。

在 1.3% 的 Cu 量的情况下，具有铁素体+残余奥氏体组织的热轧钢板的扩孔率约为 140%，具有铁素体单相组织的热轧钢板的扩孔率同样约为 140%。相反，在 0.3% 的 Cu 量的情况下，具有铁素体单相组织的热轧钢板的扩孔率为 120%，具有铁素体+残余奥氏体复合组织的热轧钢板的扩孔率约为 80%。

如上所述，可以清楚地知道，具有铁素体+残余奥氏体复合组织的热轧钢板具有增大的扩孔率，扩孔成形性随 Cu 量增加而提高。利用 Cu 来提高扩孔成形性的具体机理还没有阐明。所含的 Cu 被认为可以减小铁素体+残余奥氏体与应变引发相变而生的马氏体之间的硬度差。

在本发明的热轧钢板中，极细微的 Cu 如此析出在钢板中，即进行以比普通热处理前后的变形应力增量测定时的预应变 2% 高的应变量的预变形并且在 150°C ~ 350°C 的较低温区内进行热处理。根据本发明人的研究，通过折中极细微的 Cu 析出，除了屈服赢利增加外，获得了抗拉强度显著增加的出色的应变时效硬化特性。在迄今为止所报告的

超低碳钢或低碳钢中，还没有完全认识到这种利用低温区热处理的极细微 Cu 的析出。至今还不知道其原因。但是，作出以下假定。在 620℃ ~ 780℃ 温区中的保温处理或从该温区开始缓冷的处理中，Cu 大量分布在  $\gamma$  相中。在冷却后，Cu 在残余奥氏体中过饱和地溶解。随后，残余奥氏体通过不小于 5% 的预应变相变成马氏体并因随后的低温热处理而在应变引发相变的马氏体中析出非常细微的 Cu。

接着，描述发明人所进行的对冷轧钢板基础试验的结果。

把按质量%地含 0.10% 的 C、1.2% 的 Si、1.4% 的 Mn、0.01% 的 P、0.005% 的 S、0.03% 的 Al、0.002% 的 N 和 0.3% 或 1.3% 的 Cu 的薄钢板坯加热至 1250℃，均热并经过三道次轧制，厚度变为 4.0mm，其中精轧终轧温度是 900℃。在精轧完成后，卷取并进行相当于 600℃ × 1 小时保温的处理。随后，进行 70% 冷轧压下地变成厚 1.2mm 的冷轧钢板。然后，冷轧钢板被加热至 700℃ ~ 850℃ 并均热 60 秒。随后，进行这样的再结晶退火，即钢板被冷却至 400℃ 并在该 (400℃) 温度下保持 300 秒。通过再结晶退火，获得组织从铁素体单相组织变成铁素体+残余奥氏体复合组织的各种冷轧钢板。

如同在热轧钢板中那样，在所获冷轧钢板上进行拉伸试验，以测定拉伸特性。拉伸特性 (YS, TS) 是这样测定的，即通过从这些冷轧钢板中取样片，对这些试验进行拉伸预应变为 5% 的预变形加工，然后在 50℃ ~ 350℃ 温度下加热钢板 20 分钟，然后进行拉伸试验。

如在热轧钢板中那样，应变时效硬化特性以热处理前后的抗拉强度增量  $\Delta TS$  的形式来评定。

图 3 说明了 Cu 量对  $\Delta TS$  和再结晶退火温度关系的影响。 $\Delta TS$  值是这样测定的，即通过给取自所获冷轧钢板的样片实施拉伸预应变为 5% 的预变形加工，250℃ 温度下实施热处理 20 分钟，并完成拉伸试验。

如图 3 所示，如此获得  $\Delta TS$  不小于 80MPa 的出色应变时效硬化特性，即在 1.3% (质量%) Cu 量的情况下，即再结晶退火温度为 750℃，钢板组织为铁素体+残余奥氏体复合组织，另一方面，在 0.3% (质量%) Cu 量的情况下，无论再结晶退火温度是多少， $\Delta TS$  均为 80MPa 或小于 80MPa，因此无法获得出色的应变时效硬化特性。从图 3 中可以知道，通过最使 Cu 量适当并使组织成为铁素体+残余奥氏体复合组织，可以制造出具有出色的应变时效硬化特性的冷轧钢板。

图 4 说明了 Cu 量对  $\Delta TS$  和预应变加工后热处理温度的关系的影响。所用钢板在冷轧后是在铁素体 ( $\alpha$ ) + 奥氏体 ( $\gamma$ ) 的双相区温度的 800°C 下退火保持 60 秒, 然后以 30°C/s 的冷却速度从保持温度 (800°C) 冷却至 400°C, 并在 400°C 下保持 300 秒。钢板具有铁素体+残余奥氏体复合相 (第二相) 的微观组织, 残余奥氏体组织的体积率为 4%。

图 4 显示了增量  $\Delta TS$  随热处理温度的增加而增加且强烈依赖 Cu 量。在 1.3% (质量%) Cu 量的情况下, 在不小于 150°C 的热处理温度下获得  $\Delta TS$  不小于 80MPa 的出色的应变时效硬化特性。在 0.3% (质量%) 的 Cu 量情况下,  $\Delta TS$  在任何加工温度下均为 80MPa 或小于 80MPa, 不能获得高应变时效硬化特性。

此外, 如同在热轧钢板中那样, 对具有铁素体+残余奥氏体复合组织以及 Cu 量为 0.3% 和 1.3% 的钢板实施扩孔试验, 以测定扩孔率  $\lambda$ 。

在 Cu 量为 0.3% 的冷轧钢板中,  $\lambda$  是 60%; 在 Cu 量为 1.3% 的冷轧钢板中,  $\lambda$  是 130%。可以清楚地知道, 就 1.3% 的 Cu 量而言, 如同在热轧钢板中那样, 甚至在冷轧钢板中, 扩孔率也提高且扩孔成形性提高。利用 Cu 来提高扩孔成形性的具体机理还不清楚。同样在冷轧钢板中, 所含的 Cu 被认为可减小铁素体+残余奥氏体组织与应变引发相变的马氏体组织之间的硬度差。

在本发明的冷轧钢板中, 如此在钢板中析出非常细的 Cu, 即进行以比普通热处理前后的变形应力增量测定时的预应变 2% 更高的应变量进行预变形并在 150°C ~ 350°C 的较低温区内进行热处理。根据本发明人的研究, 通过这种极细微的 Cu 析出, 与在热轧钢板中一样地, 在冷轧钢板中出现了屈服应力增加并显著增大了抗拉强度, 获得出色的应变时效硬化特性。至今还没有阐明 Cu 通过低温区热处理而极细微地析出的原因。但是假设如下。在  $\alpha + \gamma$  双相区内的再结晶退火期间, 大量的 Cu 分布至  $\gamma$  相中, 所分布的 Cu 甚至在冷却后残留下来并过饱和地溶解在马氏体, 通过不小于 5% 的预应变和低温热处理, 极细微地析出 Cu。

接着, 描述发明者实施热浸镀锌钢板基础试验的结果。

把按质量%地含有 0.08% 的 C、0.5% 的 Si、2.0% 的 Mn、0.01% 的 P、0.004% 的 S、0.04% 的 Al、0.002% 的 N 和 0.3% 或 1.3% 的 Cu 的薄钢板坯加热至 1250°C 并均热。然后, 薄钢板坯经过三道轧制, 厚度变为

- 4.0mm, 其中精轧终轧温度是 900℃。在精轧后, 实施相当于 600℃加工 1 小时的保温的处理并卷取。随后, 进行 70%的冷轧压下, 厚度变成 1.2mm。然后, 冷轧钢板在 900℃温度下加热并均热并以 30℃/s 的冷却速度冷却 (一次热处理)。一次热处理后的钢板具有板条马氏体组织。
- 5 一次热处理后的钢板在不同温度下经过二次加热, 然后快速冷却至 450℃~500℃。然后, 钢板被浸入热浸镀锌电解液 (质量百分比为 0.13% 的 Al-Zn 电解液), 以便在钢板表面上形成热浸镀锌层。钢板随后被加热至 450℃~550℃, 以便进行热浸镀锌层 (电镀层中的 Fe 含量: 约 10%) 的合金化。
- 10 对于所获的热浸镀锌钢板进行拉伸试验, 以测定拉伸特性。此外, 样片取自热浸镀锌钢板, 如同在热轧钢板和冷轧钢板中那样, 对样片进行拉伸预应变为 5%的预变形加工。然后, 实施 50℃~350℃的热处理 20 分钟。随后, 实施拉伸试验以测定拉伸特性。应变时效硬化特性以热处理前后抗拉强度的增量  $\Delta TS$  的形式评定。
- 15 图 5 说明了 Cu 量对  $\Delta TS$  和二次热处理间关系的影响。增量  $\Delta TS$  这样测定, 即对取自热浸镀锌钢板的样片实施 5%拉伸预应变, 在 250℃的温度下实施热处理 20 分钟并完成拉伸试验。
- 如图 5 所示,  $\Delta TS$  不小于 80MPa 的出色的应变时效硬化特性可通过形成铁素体+回火马氏体+残余奥氏体复合组织获得。相反, 在 0.3% (质量%) Cu 量的情况下,  $\Delta TS$  在任何二次热处理温度下均为 80MPa 或小于 80MPa, 所以不能获得高应变时效硬化特性。
- 20 如图 5 所示, 可以通过使 Cu 量适当并形成铁素体+回火马氏体+残余奥氏体复合组织而制成应变时效硬化特性出色的热浸镀锌钢板。
- 图 6 说明 Cu 量对  $\Delta TS$  和预应变加工后的热处理温度间关系的作用。这样测定增量  $\Delta TS$ , 即对取自热浸镀锌合金钢板的样片实施 5%拉伸预应变, 在 50℃~350℃下进行 20 分钟热处理并完成拉伸试验。
- 25 图 6 显示了增量  $\Delta TS$  随预变形加工后热处理温度的增加而增加, 且强烈依赖 Cu 量。在 1.3% (质量%) Cu 量的情况下, 在不小于 150℃的热处理温度下获得  $\Delta TS$  不小于 80MPa 的出色的应变时效硬化特性。
- 30 相反, 在 0.3% (质量%) Cu 量的情况下,  $\Delta TS$  在任何加工温度下均为 80MPa 或小于 80MPa, 不能获得高应变时效硬化特性。

在本发明的热浸镀锌钢板中, Cu 如此非常细地析出在钢板中, 即

进行以比普通热处理前后的变形应力增量测定时的预应变 2% 更高的应变量进行预变形并在 150℃ ~ 350℃ 的较低温区内进行热处理。根据本发明人的研究，与在冷轧钢板中一样地，不仅屈服应力增加，而且抗拉强度显著提高，获得了出色的应变时效硬化特性。。至今还没有

5 阐明 Cu 通过低温区的热处理非常细微地析出的原因。但假设如下。在铁素体 (α) + 奥氏体 (γ) 双相区内的热处理期间，大量的 Cu 分布至 γ 相中，所分布的 Cu 甚至在冷却后仍残留下来并过饱和地溶解在马氏体中。残余奥氏体通过不小于 5% 的预应变转变成马氏体，Cu 通过随后的低温热处理非常细微地析出在马氏体中。

10 此外，如在热轧钢板和冷轧钢板中那样，对具有铁素体+回火马氏体+残余奥氏体复合组织的且 Cu 量为 0.3% 和 1.3% (质量%) 的热浸镀锌钢板实施扩孔试验以测定扩孔率 (λ)。

Cu 量为 0.3% 的钢板的扩孔率 λ 为 50%，Cu 量为 1.3% 的钢板的扩孔率 λ 是 120%。与 0.3% 的 Cu 量相比，1.3% Cu 量的扩孔率增加且扩孔

15 成形性提高。

如在热轧钢板和冷轧钢板中那样，通过 Cu 提高扩孔成形性的具体机理还不清楚，所含的 Cu 被认为可减小铁素体+回火马氏体+残余奥氏体之间的硬度差，马氏体通过应变引发相变形成。

在上述新奇发现的基础上，本发明者进一步进行了广泛的研究并

20 发现上述现象也发生在不含 Cu 的钢板中。

化学成分含至少 Mo、Cr 和 W 之一的钢板组织转变成作为主相地含铁素体和作为第二相地含残余奥氏体相的复合组织。随后，通过在低温区实施预应变和热处理，碳化物极细微地析出在应变引发相变的马氏体中，导致抗拉强度增加。通过除含至少 Mo、Cr 和 W 之一外还添加

25 至少 Nb、Ti 和 V 之一，这种应变引发的低温析出更加明显。

在上述发现的基础上，通过进一步研究而完成本发明。本发明要点如下：

(1) 提供一种冲压成形性出色的、ΔTS 为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性钢板，其特征在于，它是具有复合组

30 织的钢板，所述复合组织作为主相地含有铁素体相并作为第二相地含有体积率不小于 1% 的残余奥氏体相，该钢板是热轧钢板，含铁素体相的主相是铁素体相，该热轧钢板的化学成分按质量%地包括 C: 0.05% ~



0.20%，Si：1.0%~3.0%，Mn：不超过3.0%，P：不超过0.10%，S：不超过0.02%，Al：不超过0.30%，N：不超过0.02%和Cu：0.5%~3.0%以及余量为Fe和不可避免的杂质。

（2）在根据（1）的高延展性钢板中，除上述成分外，它还按质量%地包括下列A~C中的至少一组：A组：Ni，不超过0.20%；B组：至少Cr和Mo之一，总量不超过2.0%；C组：至少Nb、Ti和V中之一，总量不超过0.2%。

（3）提供一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$ 为80MPa或大于80MPa的应变时效硬化特性出色的高延展性钢板，其特征在于，它是具有复合组织的钢板，所述复合组织作为主相地含有铁素体相并作为第二相地含有体积率不小于1%的残余奥氏体相，该钢板是热轧钢板，含铁素体相的主相是铁素体相，该热轧钢板按质量%地包括C：0.05~0.20%，Si：1.0%~3.0%，Mn：不超过3.0%，P：不超过0.10%，S：不超过0.02%，Al：不超过0.30%，N：不超过0.02%，Mo：0.05%~2.0%、Cr：0.05%~2.0%和W：0.05%~2.0%中的至少一种且总量不超过2.0%，以及余量为Fe和不可避免的杂质。

（4）在根据（3）的高延展性钢板中，除上述成分外，它还按质量%地包括总量不超过2.0%的Nb、Ti和V中的至少一种。

（5）提供一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$ 为80MPa或大于80MPa的应变时效硬化特性出色的高延展性钢板，其特征在于，它是具有复合组织的钢板，所述复合组织作为主相地含有铁素体相并作为第二相地含有体积率不小于1%的残余奥氏体相，该钢板是冷轧钢板，含铁素体相的主相是铁素体相，该冷轧钢板按质量%地包括C：不超过0.20%，Si：不超过3.0%，Mn：不超过3.0%，P：不超过0.1%，S：不超过0.02%，Al：不超过0.3%，N：不超过0.02%和Cu：0.5%~3.0%，以及余量为Fe和不可避免的杂质。

（6）在根据（5）的高延展性钢板中，除了上述成分外，它还按质量%地包括至少下列A~C中的一组：A组：Ni，不超过0.20%；B组：至少Cr和Mo之一，总量不超过2.0%；C组：至少Nb、Ti和V之一，总量不超过0.2%。

（7）提供一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$ 为80MPa或大于80MPa的应变时效硬化特性出色的高延展性钢板，其特征在于，它是具有复合

组织的钢板，所述复合组织作为主相地含有铁素体相并作为第二相地含有体积率不小于 1%的残余奥氏体相，该钢板是冷轧钢板，含铁素体相的主相是铁素体相，该冷轧钢板按质量%地包括 C: 不超过 0.20%，Si: 不超过 2.0%，Mn: 不超过 3.0%，P: 不超过 0.1%，S: 不超过 0.02%，  
5 Al: 不超过 0.3%，N: 不超过 0.02%，总量不超过 2.0%的 Mo: 0.05%~2.0%、Cr: 0.05%~2.0%和 W: 0.05%~2.0%中的至少一种，以及余量为 Fe 和不可避免的杂质。

(8) 在根据 7 所述的高延展性钢板中，除上述成分外，它还按质量%地包括总量不超过 2.0%的 Nb、Ti 和 V 中的至少一种。

10 (9) 提供一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性热轧钢板的制造方法，它包括：将按质量%地包括 C: 不超过 0.20%，Si: 1.0%~3.0%，Mn: 不超过 3.0%，P: 不超过 0.10%，S: 不超过 0.02%，Al: 不超过 0.30%，N: 不超过 0.02%  
15 和 Cu: 0.5%~3.0%的钢板坯热轧成预定厚度的热轧钢板，上述热轧的精轧终轧温度为 780℃~980℃；在 2 秒内以不小于 50℃/s 的冷却速度把精轧钢板冷至 620℃~780℃；在 620℃~780℃ 范围内保持钢板 1 秒~10 秒，或以不大于 20℃/s 的冷却速度缓冷钢板；以不小于 50℃/s 的冷却速度冷却钢板至 300℃~500℃ 的温度；卷取钢板。

(10) 在根据(9)的冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa  
20 的应变时效硬化特性出色的高延展性热轧钢板的制造方法中，除上述成分外，它还按质量%地包括下列 A~C 中的至少一组：A 组：Ni，不超过 0.20%；B 组：至少 Cr 和 Mo 之一，总量不超过 2.0%；C 组：至少 Nb、Ti 和 V 之一，总量不超过 0.2%。

(11) 在根据 9 的高延展性热轧钢板的制造方法中，钢板坯用化学成分按质量%包括 C: 0.05~0.20%，Si: 1.0~3.0%，Mn: 不超过 3.0%，  
25 P: 不超过 0.10%，S: 不超过 0.02%，Al: 不超过 0.30%，N: 不超过 0.02% 以及总量不超过 2.0%的至少 Mo: 0.05~2.0%、Cr: 0.05~2.0%和 W: 0.05~2.0%中的一种的钢板坯替代。

(12) 在根据 11 的高延展性热轧钢板的制造方法中，除上述成分  
30 外，它还按质量%地包括总量不超过 2.0%的 Nb、Ti 和 V 中的至少一种。

(13) 在根据 (9) - (12) 之一的高延展性热轧钢板的制造方法中，所述精轧的一部分或全部是润滑轧制。

(14) 提供一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性冷轧钢板的制造方法，它依次进行：以按质量%地包含 C：不超过 0.20%，Si：不超过 2.0%，Mn：不超过 3.0%，P：不超过 0.1%，S：不超过 0.02%，Al：不超过 0.3%，N：不超过 0.02% 和 Cu：0.5%~3.0% 的钢板坯为原材料并对该原材料进行热轧；将热轧钢板冷轧成冷轧钢板的冷轧步骤；再结晶退火冷轧钢板以形成冷轧退火钢板的再结晶退火步骤，其特征在于，该再结晶退火是这样的热处理，即在  $A_{c1}$  转变点- $A_{c3}$  转变点的温区内的铁素体+奥氏体双相区中加热均热钢板后，进行冷却，在 300℃~500℃温区中保持钢板 30 秒~1200 秒。

(15) 在根据 (14) 的高延展性冷轧钢板的制造方法中，除上述成分外，它按质量%地还包括至少下列 A~C 中的一组：A 组：Ni，不超过 0.20%；B 组：至少 Cr 和 Mo 之一，总量不超过 2.0%；C 组：至少 Nb、Ti 和 V 之一，总量不超过 0.2%。

(16) 在根据 (17) 的高延展性冷轧钢板的制造方法中，代替上述成分的钢板坯地采用按质量%包含 C：不超过 0.20%，Si：不超过 2.0%，Mn：不超过 3.0%，P：不超过 0.10%，S：不超过 0.02%，Al：不超过 0.3%，N：不超过 0.02% 及总量不超过 2.0% 的 Mo：0.05%~2.0%、Cr：0.05%~2.0% 和 W：0.05%~2.0% 中的至少一种的钢板坯。

(17) 在根据 (16) 的高延展性冷轧钢板的制造方法中，除上述成分外，它还按质量%地包括总量不超过 2.0% 的 Nb、Ti 和 V 中的至少一种。

(18) 在根据 (14) - (17) 之一的高延展性冷轧钢板的制造方法中，该热轧步骤包括在不小于 900℃ 的温度下加热钢板坯，使精轧终轧温度不小于 700℃ 以及将卷取温度设定为不超过 800℃。

(19) 在根据 (14) - (17) 之一的高延展性冷轧钢板的制造方法中，该热轧的一部分或全部热轧是润滑轧制。

(20) 提供一种高延展性热浸镀锌钢板，它是在如权利要求 (1) - (4) 之一所述的高延展性钢板的表面上形成热浸镀锌层或合金化热浸镀锌层而获得的。

(21) 提供一种高延展性热浸镀锌钢板，它是在如权利要求 (5) - (8) 之一所述的高延展性钢板的表面上形成热浸镀锌层或合金化热

浸镀锌层而获得的。

(22) 一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性钢板，其特征在于，它是具有复合组织的钢板，所述复合组织作为主相地含有铁素体相并作为第二相地含有体积率不小于 1% 的残余奥氏体相，该钢板是在钢板表面上有热浸镀锌层或合金化热浸镀锌层的热浸镀锌钢板，含铁素体相的主相是铁素体相和回火马氏体相，该高延展性钢板按质量%地包括 C: 不超过 0.20%，Si: 不超过 2.0%，Mn: 不超过 3.0%，P: 不超过 0.1%，S: 不超过 0.02%，Al: 不超过 0.3%，N: 不超过 0.02% 和 Cu: 0.5%~3.0% 以及余量为 Fe 和不可避免的杂质。

(23) 在根据 (22) 的高延展性钢板中，除上述成分外，它还按质量%地包括至少下列 A~C 中的一组：A 组：Ni，不超过 0.20%；B 组：至少 Cr 和 Mo 之一，总量不超过 2.0%；C 组：至少 Nb、Ti 和 V 之一，总量不超过 0.2%。

(24) 提供一种冲压成形性出色的、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性钢板，其特征在于，它是具有复合组织的钢板，所述复合组织作为主相地含有铁素体相并作为第二相地含有体积率不小于 1% 的残余奥氏体相，该钢板是在钢板表面上有热浸镀锌层或合金化热浸镀锌层的热浸镀锌钢板，含铁素体相的主相是铁素体相和回火马氏体相，该钢板按质量%地包括 C: 不超过 0.20%，Si: 不超过 2.0%，Mn: 不超过 3.0%，P: 不超过 0.1%，S: 不超过 0.02%，Al: 不超过 0.3%，N: 不超过 0.02%，总量不超过 2.0% 的 Mo: 0.05%~2.0%，Cr: 0.05%~2.0% 和 W: 0.05%~2.0% 中的至少一种，以及余量为 Fe 和不可避免的杂质。

(25) 在根据 (24) 的高延展性钢板中，除了上述成分外，它还按质量%地包括总量不超过 2.0% 的 Nb、Ti 和 V 中的至少一种。

(26) 提供一种冲压成形性出色、 $\Delta TS$  为 80MPa 或大于 80MPa 的应变时效硬化特性出色的高延展性热浸镀锌钢板的制造方法，它包括：加热钢板到不小于  $A_{c1}$  转变点的温度并接着进行急冷一次热处理，其中该钢板按质量%地含有 C: 不超过 0.20%，Si: 不超过 2.0%，Mn: 不超过 3.0%，P: 不超过 0.1%，S: 不超过 0.02%，Al: 不超过 0.3%，N: 不超过 0.02% 和 Cu: 0.5%~3.0%；加热钢板至  $A_{c1}$  转变点~ $A_{c3}$  转变点范

围内的温度的二次热处理步骤；在钢板表面形成热浸镀锌层的热浸镀锌步骤。

(27) 在根据 (26) 的高延展性冷轧钢板中，化学成分按质量%进一步包括至少下列 A~C 中的一组：A 组：Ni：不超过 0.20%；B 组：至少 5 少 Cr 和 Mo 之一：总量不超过 2.0%；C 组：至少 Nb、Ti 和 V 之一：总量不超过 0.2%。

(28) 在根据 (26) 的高延展性热浸镀锌钢板的制造方法中，代替上述钢板，采用按质量%含 C：不超过 0.20%，Si：不超过 2.0%，Mn：不超过 3.0%，P：不超过 0.1%，S：不超过 0.02%，Al：不超过 0.3%，10 N：不超过 0.02% 及总量不超过 2.0% 的 Mo：0.05%~2.0%、Cr：0.05%~2.0% 和 W：0.05%~2.0% 中的至少一种的钢板。

(29) 在根据 28 的高延展性热浸镀锌钢板的制造方法中，除了上述成分外，它还按质量%地包括总量不超过 2.0% 的 Nb、Ti 和 V 中的至少一种。

(30) 在根据 (26) - (29) 之一的高延展性热浸镀锌钢板的制造方法中，在一次热处理步骤和二次热处理步骤之间进行酸洗钢板的酸洗步骤。

(31) 在根据 (26) - (29) 之一的高延展性热浸镀锌钢板的制造方法中，在该热浸镀锌处理过程中，实施进行所述热浸镀锌层的合金化处理的合金化处理步骤。

(32) 在根据 (26) - (29) 之一的高延展性热浸镀锌钢板的制造方法中，该钢板是通过使加热温度不小于 900℃、使精轧终轧温度不小于 700℃ 且使卷取温度不超过 800℃ 的热轧而制成的热轧钢板，或者是通过冷轧热轧钢板而获得的冷轧钢板。

(33) 在根据 (32) 的高延展性热浸镀锌钢板的制造方法中，该冷轧的压下率不小于 40%。

#### 附图说明

图 1 表示 Cu 量在  $\Delta TS$  对热轧钢板预变形和热处理后的钢板组织之间关系的影响；

30 图 2 表示 Cu 量对  $\Delta TS$  与热轧钢板预变形和热处理后的热处理温度之间关系的影响；

图 3 表示 Cu 量对  $\Delta TS$  与冷轧钢板预变形和热处理后的再结晶退火

温度之间关系的影响;

图 4 表示 Cu 量在对  $\Delta TS$  与冷轧钢板预变形和热处理后的加热温度之间关系的影响;

图 5 表示 Cu 量对  $\Delta TS$  与热浸镀锌钢板预变形和热处理后的二次加热温度之间关系的影响;

图 6 表示 Cu 量对  $\Delta TS$  与热浸镀锌钢板预变形和热处理后的热处理温度之间关系的影响。

### 具体实施方式

10 本发明的高延展性钢板抗拉强度 TS 不小于 440MPa, 复合组织包括

含铁素体相的主相和含体积率不小于 1%残余奥氏体相的第二相，它具有出色的冲压成形性和应变时效硬化特性，其中通过冲压成形后的低温热处理而显著提高抗拉强度并因而 $\Delta TS$  不小于 80MPa。本发明所用术语“主相”应该是组织体积率占不小于 50%。

- 5 本发明中所用术语“高延展性”应意味着钢板抗拉强度 (TS) 与延展性 (E1) 的平衡指数 ( $TS \times E1$ ) 不小于 19000MPa%。

此外，本发明所用术语“ $\Delta TS$ ”意味着，在经过不小于 5%的拉伸塑性应变的预变形加工后，当进行 150°C ~ 350°C 的保温不小于 30 秒的热处理时，该热处理前后的抗拉强度的增量。就是说， $\Delta TS = (\text{热处理后的抗拉强度}) - (\text{预变形加工前的抗拉强度})$ 。本发

10 发明的钢板应包括热轧钢板、冷轧钢板和热浸镀锌钢板。

所有具有上述组织的钢板（热轧钢板、冷轧钢板和热浸镀锌钢板）具有高延展性、出色的冲压成形性和出色的应变时效硬化特性。

本发明中所用术语“出众的应变时效硬化特性”或术语“出色的应变时效硬化特性”意味着，在经过不小于 5%的拉伸塑性应变的预变形加工后，在进行 150°C ~ 350°C 下保温不小于 30 秒的热处理时，热处理前后的抗拉强度增量  $\Delta TS$  不小于 80MPa，其中  $\Delta TS = (\text{热处理后的抗拉强度 } TS_{HT}) - (\text{预变形加工前的抗拉强度 } TS)$ 。增量  $\Delta TS$  最好不小于 100MPa。热处理造成不小于 80MPa 的屈服应力的增加  $\Delta YS$ ，其中  $\Delta YS =$

15 20  $(\text{热处理后的屈服应力 } YS_{HT}) - (\text{预变形加工前的屈服应力 } YS)$ 。

在应变时效硬化特性的控制中，预应变（预变形）大小起着重要作用。在假定适用于汽车用钢板的变形方式中，本发明人研究了预应变对后来的应变时效硬化特性的作用。结果显示，单轴等同应变（拉伸应变）通常用来说明除了深拉拔外的钢板变形，深拉拔就是实际部

25 件的单轴等同应变几乎大于 5%，部件的强度显示出很好地对应于在 5% 预应变的应变时效加工后获得的强度。基于这些发现，在本发明中使用不小于 5%的拉伸塑性应变。

通常的焙烧处理条件以 170°C × 20 分钟为标准。而根据本发明，在利用极细微的铜或碳化物的析出强化的场合下，热处理温度必须至少为 150°C。另一方面，在温度超过 350°C 的条件下，强化作用饱和，钢板趋向软化。加热温度超过 350°C 造成显著发生热应变或回火变色。因此，本发明的应变时效硬化采用 150°C ~ 350°C 范围内的热处理温度。

30

热处理温度的保持时间应该至少 30 秒。在 150℃ ~ 350℃ 范围内的热处理温度下保持约 30 秒可以实现完全令人满意的应变时效硬化。为了进一步增强应变时效硬化，保持时间最好至少 60 秒，且最佳为至少 300 秒。

- 5 在本发明内，不限定预变形后的热处理方法，通常在焙烧处理炉内的空气加热、感应加热、非氧化燃烧加热、激光加热和等离子体加热都适用。钢板温度高地进行冲压即热冲压在本发明中也是非常有效的方法。

接着，分别描述本发明中的热轧钢板、冷轧钢板和热浸镀锌钢板。

10 (1) 热轧钢板

现在描述本发明的热轧钢板。

本发明的热轧钢板具有包括铁素体主相和含体积率占整个组织不小于 1% 的残余奥氏体相的第二相的复合组织。如上所述，具有这种复合组织的热轧钢板显示了高延展伸、高强度-延展性平衡指数 (TS × E1) 和出色的冲压成形性。

- 15 铁素体主相最好存在体积率大于 50%。就不超过 50% 的铁素体相而言，难于保持高延展性，导致低冲压成形性。当需要进一步增强延展性时，铁素体相的体积率最好大于 80%。为了充分利用复合组织的优势，铁素体相最好小于 98%。

- 20 在本发明中，钢必须作为第二相地含有其体积率占整个组织的不小于 1% 的残余奥氏体相。在残余奥氏体相不小于 1% 的情况下，不能获得高延伸率 (E1)。为了获得高延伸率 (E1)，残余奥氏体含量最好大于 2%，且最佳地是大于 3%。

- 25 第二相可以是体积率大于 1% 的残余奥氏体单相，或者是体积率大于 1% 的残余奥氏体相与其它相如珠光体相、贝氏体相和/或马氏体相的混合。

现在描述限定本发明热轧钢板的化学成分的原因。今后，化学成分中的质量百分比简单表示为%。

C: 0.05% ~ 0.20%

- 30 C 是提高钢板强度和改善铁素体和残余奥氏体复合组织形成的元素，最好含量大于 0.05% 以形成根据本发明的复合组织。C 量超过 0.20% 造成钢中部分碳化物增加，导致延展性下降，并因此降低冲压成形性。



更严重的问题是 C 量超过 0.20% 导致点焊能力和电弧焊能力的严重恶化。因此, C 量在本发明中限定在 0.05%~0.20% 的范围内。从成形性的观点出发, C 量最好小于 0.18%。

Si: 1.0%~3.0%

- 5 Si 是在不显著降低钢板延展性的情况下提高钢板强度的有用强化元素。此外, 需要 Si 形成残余奥氏体相。为了获得这些作用, Si 含量最好大于 1.0%, 且最佳大于 1.2%。Si 量超过 3.0% 导致冲压成形性恶化和表面质量降低。因此, Si 量限定在 1.0%~3.0% 的范围内。

Mn: 不超过 3.0%

- 10 Mn 是强化钢并防止 S 造成热裂缝的有用元素, 且因此含量根据 S 量。这些作用在 Mn 量大于 0.5% 的情况下特别显著。另一方面, Mn 量超过 3.0% 导致冲压成形性和焊接能力的恶化。因此, Mn 量在本发明中限定为不超过 3.0%。Mn 量最佳地不小于 1.0%。

P: 不超过 0.10%

- 15 P 强化了钢, 并含所需强度的需要量。从增加强度的观点出发, P 含量最好大于 0.005%。另一方面, P 量超过 0.10% 导致冲压成形性恶化。因此, P 量限定在不超过 0.10%。当需要出众的冲压成形性时, P 量最好不超过 0.08%。

S: 不超过 0.02%

- 20 S 在钢板以夹杂物形式存在, 并造成钢板延展性、成形性且尤其是拉延卷边加工性恶化, 其含量应尽可能低。低至不超过 0.02% 的 S 含量没有产生更多的不利作用, 因此, 在本发明中, S 量上限定为 0.02%。当需要更出色的拉延卷边加工性时, S 量最好不超过 0.010%。

Al: 不超过 0.30%

- 25 Al 是作为还原元素被加到钢中的元素, 它提高了钢的洁净度。此外, Al 促进了残余奥氏体形成。这些作用在 Al 量大于 0.01% 的情况下尤其显著。Al 量超过 0.30% 不能进一步产生作用, 却造成冲压成形性恶化。因此, Al 量在本发明中限定为不超过 0.30%。Al 量最好为不超过 0.10%。本发明不排除在基于还原的炼钢方法中使用其它非 Al 还原剂。例如, 可利用 Ti 还原或 Si 还原, 通过这种还原方法制造的钢板  
30 同样包括在本发明的范围内。在这种情况下, 添加 Ca 或 REM 到钢水中, 这根本不会削弱本发明钢板的特性。

N: 不超过 0.02%

N 是增加经过固溶强化或应变时效硬化的钢板强度的元素，为了获得这些作用，含量最好不超过 0.0010%。然而，N 量超过 0.02% 造成钢板中氮化物量的增加，氮化物量的增加造成钢板延伸性的严重恶化，  
5 和因此的钢板冲压成形性的恶化。因此，N 量在本发明中限定为不超过 0.02%。当需要进一步提高冲压成形性时，N 量最好不超过 0.01%，最佳不超过 0.005%。

Cu: 0.5% ~ 3.0%

Cu 是显著增加钢板的应变时效硬化（增加预变形/热处理后的强度）的元素，因此，它在本发明中是最重要的。就不超过 0.5% 的 Cu 量而言，超过 80MPa 抗拉强度的增量  $\Delta TS$  不能通过改变预变形/热处理条件而获得。如果 Cu 量超过 3.0%，则作用饱和并导致经济性降低，所以不能预期获得与其含量相配的作用。此外，发生冲压成形性的恶化，  
10 钢板表面质量降低。因此，Cu 限定在 0.5% ~ 3.0% 的范围内。为同时实现更高的  $\Delta TS$  和出色的冲压成形性，Cu 量最好是 1.0% ~ 2.5%。

含 Cu 的本发明热轧钢板最好按质量%地还含有至少下列 A 组 ~ C 中的一组。

A 组: Ni, 不超过 2.0%;

B 组: 至少 Cr 和 Mo 之一, 总量不超过 2.0%; 和

20 C 组: 至少 Nb、Ti 和 V 之一, 总量不超过 0.2%。

A 组: Ni, 不超过 2.0%

A 组: Ni 有效地防止含 Cu 钢板形成表面缺陷，根据需要地含有 Ni。Ni 量最好约为 Cu 量的一半，如 Cu 量约为 30% ~ 80%。如 Ni 量超过 2.0%，  
25 则由于作用饱和而不能进一步起到增强作用，反而导致经济性降低并造成冲压成形性恶化。因此，Ni 量最好限定为不超过 2.0%。

B 组: 至少 Cr 和 Mo 之一, 总量不超过 2.0%

B 组: Cr 和 Mo 以及 Mn, 强化钢板并根据需要而至少含有其中一种。这种作用在 Cr 量大于 0.1% 和 Mo 量大于 0.1% 的情况下尤其显著。因此，  
30 至少 Cr 和 Mo 之一的含量大于 0.1%。如果所含的至少 Cr 和 Mo 之一的总量超过 2.0%，则冲压成形性削弱。因此，Cr 和 Mo 的总量最好不超过 2.0%。

C 组: 至少 Nb、Ti 和 V 之一, 总量不超过 0.2%

C组: Nb、Ti 和 V 是形成碳化物的元素并通过碳化物的细微弥散而有效地提高强度, 可选择并根据地含有这些元素。这种作用在 Nb 量大于 0.01%、Ti 量大于 0.01%和 V 量大于 0.01%的情况下可实现。然而, Nb、Ti 和 V 的总量超过 2.0%造成冲压成形性的恶化。因此, Nb、

5 Ti 和 V 总量最好限定为不超过 2.0%。

在本发明中, 可以代替上述铜或上述 A-C 组中至少之一地, 采用总量在不超过 2.0%地含 Mo 0.05%~2.0%、Cr 0.05%~2.0%和 W 0.05%~2.0%中至少一种的成分, 或采用总量不超过 2.0%地包含 Nb、Ti 和 V 中至少之一的成分。

10 总量不超过 2.0%地含有至少 Mo 0.05%~2.0%、Cr 0.05%~2.0%和 W 0.05%~2.0%中的一种。

Mo、Cr 和 W 是显著增加钢板应变时效硬化(增加预变形和热处理后强度)的元素, 并且是本发明中的重要元素之一。即, 在本发明中, 当不小于 5%的预应变和低温加工施加于热轧钢板时, 含作为主相的铁

15 素体和第二相的残余奥氏体的复合组织以及含至少 Mo、Cr 和 W 之一的热轧钢板造成残余奥氏体应变引发相变为马氏体, 且低温下的细微碳化物的应变引发细微析出发生在应变引发相变马氏体中, 导致不小于 80MPa 的抗拉强度  $\Delta TS$  的增加。就含量在不超过 0.05%的至少 Mo、Cr 和 W 之一而言, 改变钢板组织、预变形和热处理条件不能带来不小于

20 80MPa 的抗拉强度  $\Delta TS$  的增加。另一方面, 含量超过 2.0%的至少 Mo、Cr 和 W 之一由于作用饱和而不能产生相应的作用, 却导致经济缺点, 并造成冲压成形性的恶化。Mo、Cr 和 W 的量最好分别限定在 0.05%~2.0% 的范围内。从冲压成形性的观点出发, Mo、Cr 和 W 的总量最佳地被限定为不超过 2.0%。

25 至少 Nb、Ti 和 V 之一总量不超过 2.0%

Nb、Ti 和 V 是形成碳化物的元素, 并作为需要添加。除至少 Mo、Cr 和 W 之一以外, 含有至少 Nb、Ti 和 V 之一和形成含铁素体主相和残余奥氏体的第二相的复合组织在应变引发相变马氏体中形成细微碳化物, 并造成低温下应变引发析出, 导致不小于 80MPa 的抗拉强度  $\Delta TS$

30 的增加。为了获得这些作用, Nb 量最好不小于 0.01%, 且根据需要可添加至少 Nb、Ti 和 V 之一。然而, 总量超过 2.0%造成冲压成形性的恶化。因此, Nb、Ti 和 V 的总量最好不超过 2.0%。

除了上述元素之外，可含有至少 Ca：不小于 0.1%和 REM：不小于 0.1%之一。Ca 和 REM 是通过控制夹杂物形态来提高拉延卷边特性的元素。但是，如果 Ca 量超过 0.1%或 REM 量超过 0.1%，净度将降低，且延展性降低。

- 5 钢板化学成分的余量是 Fe 和不可避免的杂质。可承认的不可避免的杂质是 Sb：不超过 0.01%、Sn：不超过 0.1%、Zn：不超过 0.01%、Co：不超过 0.1%、Zr：不超过 0.1%和 B：不超过 0.1%。

现在描述本发明热轧钢板的制造方法。

- 10 本发明的热轧钢板是通过将上述范围内化学成分的钢板坯热轧成前述厚度制造而成。

当所用钢板坯最好通过连续浇铸方法制造以防止组分的巨大偏析，可通过锭铁浇铸方法或薄钢板坯浇铸方法制造钢板坯。此实施例中利用的常规方法包括制造钢板坯、冷却钢板坯至室温和再加热钢板坯的步骤。作为选择，节能方法也可在本发明中没有问题地使用。

- 15 例如，在没有冷却至室温的情况下，热钢板坯被装入加热炉中或在短时间温度保持后立即直接轧制（直接热装料轧制或直接轧制）。

材料（钢板坯）的再加热温度 SRT 没有限定且最好不小于 900℃。

钢板坯再加热温度：不小于 900℃

- 20 当材料中含 Cu 时，以防止 Cu 造成表面缺陷为目的，钢板坯再加热温度 SRT 最好尽可能最低。但是，使用不超过 900℃的再加热温度，增加轧量，因此增加了热轧期间出现问题的危险。考虑到造成氧化皮损耗随加速氧化而增加，钢板坯再加热温度最好不超过 1300℃。

从降低钢板坯再加热温度和防止热轧期间出现问题的观点出发，使用所谓的薄钢板坯加热器加热薄钢板坯是理所当然的有效方法。

- 25 再加热的钢板坯然后被热轧成热轧钢板。在本发明中，精轧条件尤其重要，且热轧最好在 780℃~980℃范围内的精轧终轧温度下完成。

在 780℃的 FDT 下，变形的组织残留在钢板中造成延展性恶化。另一方面，超过 980℃的 FDT 粗化组织，由于铁素体相变迟滞导致成形性下降。因此，FDT 最好在 780℃~980℃的范围内。

- 30 精轧完成之后，实施强冷加工。在本发明中，强冷条件尤其重要。在本发明中，精轧完成后的 2 秒钟内，强冷条件最好在不小于 50℃/s 的冷却速度下冷却至 620℃~780℃的温度范围。就冷却起始时间超过

2 秒而言，组织粗化且铁素体相变迟滞，导致很差的冲压成形性。精轧完成后的冷却起始时间最好限定在 2 秒内。

精轧完成后使用不超过  $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的冷却速度，且铁素体相变不合需要地在强冷期间开始，在后来的等温保持加工或缓冷加工中不能相应地发生铁素体相变，因此导致冲压成形性的下降。因此，冷却速度最好限定为不小于  $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。但是，用超过  $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的冷却速度，关系到钢板形状降低。因此，冷却速度的上限最好为  $300^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

在本发明中，钢板最好通过上述强冷被冷却至临近游离区前端或  $620^{\circ}\text{C} \sim 780^{\circ}\text{C}$  的预共析铁素体温度区。在强冷到不超过  $620^{\circ}\text{C}$  冷却停止温度下，不产生游离的铁素体，但产生珠光体。在超过  $780^{\circ}\text{C}$  的冷却终止温度下，随同产生游离铁素体的减少降低了进入奥氏体内的碳浓度。强冷的冷却停止温度最佳在  $650^{\circ}\text{C} \sim 750^{\circ}\text{C}$  的范围内。

在强冷至临近  $620^{\circ}\text{C} \sim 780^{\circ}\text{C}$  的游离铁素体温度区域前端之后，最好完成在上述温度区域内等温保持加工 1 秒 ~ 10 秒或以不超过  $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的冷却速度缓冷加工。

通过此温度区域 ( $620^{\circ}\text{C} \sim 780^{\circ}\text{C}$ ) 内的短期等温保持加工或上述温度区域内的短期缓冷佳，可形成所需量的游离铁素体。

为了实现随同铁素体相变进入奥氏体的碳浓度，等温保持加工或含缓冷加工最好在  $620^{\circ}\text{C} \sim 750^{\circ}\text{C}$  的温度区域内完成。

等温加工的保持时间或不超过 1 秒的缓冷加工所需时间造成不足浓度的碳进入奥氏体内。另一方面，超过 10 秒的时间造成珠光体相变。

冷却速度超过  $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的缓冷加工造成不足量的碳进入奥氏体内。

在等温保持加工或缓冷加工之后，轧制的钢板最好再次以不小于  $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$  的冷却速度冷却至  $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$  的温度，然后卷取。即轧制的钢板最好在  $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$  的卷取温度 (CT) 下卷取。

在等温保持加工或缓冷加工之后，轧制的钢板被冷却至  $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$  的温度。同样，此加工的冷却速度最好不小于  $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。在不超过  $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$  冷却速度的情况下，发生珠光体相变且延展性下降。冷却速度最佳地是  $50^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

使用不超过  $300^{\circ}\text{C}$  的卷取温度 CT，第二相含马氏体。另一方面，使用超过  $500^{\circ}\text{C}$  的卷取温度，第二相含珠光体。因此，卷取温度 CT 最好是  $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$ 。

在本发明中，所有或部分精轧是润滑轧制以减少热轧期间的轧量。从实现均匀钢板形状和同一材料质量的观点出发，实施润滑轧制也是有效的。润滑轧制的摩擦系数最好在 0.25 ~ 0.10 的范围内。连续轧方法最好是相邻薄钢板坯相互连接成为一体完成连续精轧。从热轧操作  
5 稳定性的观点出发，使用连续轧方法是必须的。

热轧完成之后，实施不超过 10% 的调质轧制调节如形状修正或表面粗糙度控制。

本发明的热轧钢板可用做加工钢板和表面加工的钢板。表面加工包括电镀（包括合金系）、镀锡和涂釉。在退火或电镀之后，本发明  
10 的热轧钢板经过特殊的加工以提高化学成形加工、焊接能力、冲压成形性和耐蚀性。

## (2) 冷轧钢板

现在描述本发明的冷轧钢板。

本发明的冷轧钢板具有包括铁素体主相和含体积率占整个组织 1%  
15 或大于 1% 的残余奥氏体相的第二相的复合组织。如上所述，具有这种复合组织的冷轧钢板显示了高延伸率 (E1)、高强度/延展性平衡指数 (TS × E1) 和出色的冲压成形性。

复合组织中所含铁素体主相的体积率最好大于 50%。就不超过 50% 的铁素体相而言，难于保持高延展性，导致很差的冲压成形性。当需  
20 要进一步增强延展性时，铁素体相的体积率最好大于 80%。为了充分利用复合组织的优势，铁素体相最好小于 98%。

在本发明中，钢板必须含有作为第二相的体积率占整个组织 1% 或  
25 大于 1% 的残余奥氏体相。就 1% 或大于 1% 的残余奥氏体相而言，不能获得高延伸率 (E1)。为了获得高延伸率 (E1)，残余奥氏体量最好大于 2%，且最佳大于 3%。

第二相可以是体积率大于 1% 的单残余奥氏体相，或者是体积率大于 1% 的残余奥氏体相与包括珠光体相、贝氏体相和/或马氏体相的辅助  
(其它) 相的混合。

现在描述限定本发明冷轧钢板化学成分的原因。今后，化学成分  
30 中的质量百分比简单表示为%。

C: 不超过 0.20%

C 是提高钢板强度和改善铁素体相和残余奥氏体相的复合组织形成

的元素，从形成本发明中的残余奥氏体的观点出发，最好含量大于0.01%。C量最好大于0.05%。但是，C量超过0.20%造成钢中碳化物量的增加，导致延展性下降，并且因此降低冲压成形性。更严重的问题是C量超过0.20%导致点焊能力和电弧焊能力的严重恶化。因此，C量  
5 在本发明中限定在不超过0.20%。从成形性的观点出发，C量最好不超过0.18%。

Si: 不超过2.0%

Si是在没有显著降低钢板延展性的情况下提高钢板强度并促进残余奥氏体相形成的有用强化元素。Si量最好大于1.0%。但是，Si量超  
10 过2.0%导致冲压成形性的恶化和表面质量的降低。因此，Si量限定在不超过2.0%。

Mn: 不超过3.0%

Mn是强化钢并防止S造成热裂缝的有用元素，且因此含量根据S量。这些作用在Mn量大于0.5%的情况下特别显著。但是，Mn量超过3.0%  
15 导致冲压成形性和焊接能力的恶化。因此，Mn量在本发明中限定在不超过3.0%。Mn量最佳在1.0%或大于1%。

P: 不超过0.10%

P强化了钢，且根据所需强度，含量最好大于0.005%。但是，过量的P量造成冲压成形性恶化。因此，P量限定在不超过0.10%。当需  
20 要出色的冲压成形性时，P量最好不超过0.08%。

S: 不超过0.02%

S是存在为钢板中夹杂物的元素，并造成钢板延展性、成形性、尤其是拉延卷边加工性的恶化，且其应该尽可能最低。但是，不超过0.02%的S含量没有产生更多的不利作用。因此，S量在本发明中限定在不超  
25 过0.02%。当需要出众的拉延卷边加工性时，S量最好不超过0.010%。

Al: 不超过0.30%

Al是钢的还原元素，并用来提高钢的净度。此外，Al有利于残余奥氏体的形成。为了获得这些作用，Al量最好在0.01%或大于1%。但是，Al量超过0.30%不能进一步增强还原作用，且造成冲压成形性的  
30 恶化。因此，Al量限定在不超过0.30%。本发明也包括使用其它还原剂制钢的方法。例如，Ti或Si，通过这种还原方法制造的钢板同样包括在本发明的范围内。在这种情况下，添加Ca或REM至钢水中，这根

本不会削弱本发明钢板的特性。当然，含 Ca 或 REM 的钢板包括在本发明的范围内。

N: 不超过 0.02%

5 N 是经过固溶强化或应变时效硬化增加钢板强度的元素，且为了获得这些作用，含量最好在 0.0010%或大于 0.0010%。但是，N 量超过 0.02% 造成钢板中氮化物量的增加，氮化物量的增加造成钢板延展性和冲压成形性的严重恶化。N 量限定在不超过 0.02%。当需要进一步提高冲压成形性时，N 量最好不超过 0.01%。

Cu: 0.5%~3.0%

10 Cu 是显著增加钢板应变时效硬化（增加预变形/热处理后的强度）的元素，并且是本发明中重要元素之一。在不超过 0.5%的 Cu 量的情况下，不小于 80MPa 的抗拉强度增量  $\Delta TS$  不能通过改变预变形/热处理条件获得。但在超过 3.0%的 Cu 量的情况下，作用饱和并导致经济性降低。此外，发生冲压成形性恶化且钢板表面质量降低。因此，Cu 量限定在 15 0.5%~3.0%的范围内。为了同时实现更高的  $\Delta TS$  和出色的冲压成形性，Cu 量最好在 1.0%~2.5%的范围内。

在本发明中，上述含 Cu 的化学成分质量%最好进一步含至少下列 A 组~C 中的一组：

A 组: Ni, 不超过 2.0%;

20 B 组: 至少 Cr 和 Mo 之一, 总量不超过 2.0%; 和

C 组: 至少 Nb、Ti 和 V 之一, 总量不超过 0.2%。

A 组: Ni, 不超过 2.0%

A 组: Ni 是有效防止由于钢板含 Cu 产生表面缺陷的元素，且作为需要含有。Ni 量依赖 Cu 量，且最好约为 Cu 量的一半，尤其是在 Cu 量 25 约 30%~80%的范围内。Ni 量超过 2.0%由于作用饱和的原因不能进一步起到增强作用，反而导致经济缺点，并造成冲压成形性的恶化。因此，Ni 量最好限定在不超过 2.0%。

B 组: 至少 Cr 和 Mo 之一: 总量不超过 2.0%

B 组: Cr 和 Mo 及 Mn，其强化钢板并作为所需含量地最好是 Cr 不 30 小于 1.0%和 Mo 不小于 1.0%。如果至少 Cr 和 Mo 之一的总量超过 2.0%，冲压成形性削弱。因此，形成 B 组的 Cr 和 Mo 的总量最好不超过 2.0%。

C 组: 至少 Nb、Ti 和 V 之一, 总量不大于 0.2%。



C组: Nb、Ti 和 V 是有效形成碳化物细微弥散以增加强度的元素。因此, 可作为需要选择 Nb、Ti 和 V, Nb 量最好不小于 0.01%、Ti 量不小于 0.01%和 V 量不小于 0.01%。如果 Nb、Ti 和 V 的总量超过 2.0%, 冲压成形性恶化。因此, Nb、Ti 和 V 总量最好限定在不超过 2.0%。

5 在本发明中, 用总量在不超过 2.0%地含有至少 Mo 0.05~2.0%、Cr 0.05~2.0%和 W 0.05~2.0%中一种的元素来代替上述 Cu。

总量不超过 2.0%地至少含 Mo 0.05%~2.0%、Cr 0.05%~2.0%和 W 0.05%~2.0%中之一

在本发明中, 所有 Mo、Cr 和 W 以及 Cu 是最重要的元素, 其显著  
10 地增加了钢板的应变时效硬化, 并可选择和含有。当至少含 Mo、Cr 和 W 之一且具有铁素体相和含残余奥氏体相的复合组织的钢板经过 5%或大于 5%的预应变(预变形)和低温加工(热处理)时, 残余奥氏体应变引发相变为马氏体。然后, 被应变引发的细微碳化物析出的形成在低温下发生在马氏体中, 导致 80MPa 或大于 80MPa 的抗拉强度  $\Delta TS$  的  
15 增加。就每个元素量在不超过 0.05%而言, 改变预变形/热处理条件不能带来至少 80MPa 抗拉强度  $\Delta TS$  的增加。如果每种元素含量超过 2.0%, 则由于作用饱和, 不能预期获得与含量匹配的增强作用, 但导致经济缺点并造成冲压成形性的恶化。因此, Mo、Cr 和 W 含量最好限定为, Cr 为 0.05%~2.0%、Mo 为 0.05%~2.0%和 W 为 0.05%~2.0%。从冲压成形  
20 性的观点出发, Mo、Cr 和 W 的总量限定在不超过 2.0%。

至少 Nb、Ti 和 V 之一总量不超过 2.0%

当添加至少 Nb、Ti 和 V 之一和 W 时, Nb、Ti 和 V 是形成碳化物的元素, 并作为需要选择和含有。当钢的化学成分包含至少 Mo、Cr 和 W 之一、且具有含铁素体相和残余奥氏体相的复合组织、并含有至少 Nb、  
25 Ti 和 V 之一时, 残余奥氏体通过应变引发相变在预变形/热处理期间相变成马氏体。然后, 细微碳化物析出通过马氏体中的应变被引发, 因此导致 80MPa 或大于 80MPa 的抗拉强度  $\Delta TS$  的增加。此作用最好在 Nb 量大于 0.01%、Ti 量大于 0.01%和 V 量大于 0.01%的情况下尤其显著。但是, Nb、Ti 和 V 的总量超过 2.0%造成冲压成形性的恶化。因此, Nb、  
30 Ti 和 V 的总量最好限定在不超过 2.0%。

虽然没有加以特别的限制, 除了上述元素之外, 化学成分含有 B 不超过 0.1%、Zr 不超过 0.1%、Ca 不超过 0.1%和 REM 不超过 0.1%没有

任何问题。

钢板化学成分的余量是 Fe 和不可避免的杂质。被承认的不可避免的杂质是 Sb 不超过 0.01%、Sn 不超过 0.1%、Zn 不超过 0.01%、Co 不超过 0.1%、Zr 不超过 0.1%和 B 不超过 0.1%。

- 5 现在描述已知条件冷轧钢板的制造方法，只要这种条件允许制造热轧步骤所需厚度的热轧钢板。热轧条件最好如下：

钢板坯再加热温度：不小于 900℃

- 10 当材料中含 Cu 时，以防止 Cu 造成表面缺陷为目的，钢板坯再加热温度 SRT 最好尽可能最低。但是，使用不超过 900℃的再加热温度，增加了轧量，因此增加了热轧期间出现问题的危险。考虑到促进氧化造成氧化皮损耗的增加，钢板坯再加热温度最好不超过 1300℃。

从降低钢板坯再加热温度并防止热轧期间出现问题的观点出发，使用所谓的薄钢板坯加热器加热薄钢板坯是有效的。

精轧终轧温度：不小于 700℃

- 15 在不小于 700℃的精轧终轧温度 (FDT) 下，可能获得提供冷轧和再结晶退火后出色成形性的均匀热轧原板材组织。不超过 700℃的精轧终轧温度导致热轧母板的非均匀组织和热轧期间更高的轧量，因此，增加了热轧期间出现问题的危险。因此，热轧的 FDT 最好不小于 700℃。

卷取温度：不超过 800℃

- 20 卷取温度最好不超过 800℃且最佳地不小于 200℃。超过 800℃的卷取温度趋向造成生产的减少，结果氧化皮损耗增加。使用不超过 200℃的卷取温度，严重削弱钢板形状且增加实用不便的危险。

- 25 在本发明的热轧步骤中，如上所述，需要再加热钢板坯至不小于 900℃的温度，在不小于 700℃的精轧终轧温度下热轧再加热的钢板坯，并在不超过 800℃并最好不小于 200℃的卷取温度下卷取热轧钢板。

- 30 然后，给热轧钢板引入冷轧步骤。在冷轧步骤中，热轧钢板被冷轧成冷轧钢板。可使用任何冷轧条件，只要这种条件允许制造所需尺寸和形状的冷轧钢板，并且没有特别加以限制。冷轧压下率最好不小于 40%。对于不超过 40%的压下率，难于在后来的再结晶-退火步骤期间内均匀地发生再结晶。

然后，冷轧钢板经过再结晶退火步骤以将钢板转变成冷轧退火钢板。再结晶退火最好在连续退火线上完成。在本发明中，再结晶退火

是热处理，该热处理包括在  $A_{c1}$  转变点 ~  $A_{c3}$  转变点间的温度范围内、在铁素体和奥氏体的双相区中加热和均热冷轧钢板，包括冷却钢板和在  $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$  范围的温度下保持钢板 30 秒 ~ 1200 秒。

再结晶退火的加热和均热最好在  $A_{c1}$  转变点 ~  $A_{c3}$  转变点间的温度范围内、在铁素体和奥氏体的双相区中。低于  $A_{c1}$  转变点的加热和均热温度导致单相铁素体相的形成。另一方面，超过  $A_{c3}$  转变点的高温导致结晶物的粗化、单奥氏体相的形成以及冲压成形性的严重恶化。

在加热和均热处理之后，钢板从加热和均热温度冷却并在  $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$  范围内的温度下保持 30 秒 ~ 1200 秒。加热和均热处理以及后来的保持加工促进了 1% 或大于 1% 的残余奥氏体相的形成。当保持加工的温度小于  $300^{\circ}\text{C}$  时，形成铁素体和马氏体的复合组织。另一方面，范围超过  $500^{\circ}\text{C}$  的温度导致铁素体+贝氏体复合组织或铁素体+珠光体复合组织。在这些情况下，仅仅形成残余奥氏体。

此外， $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$  温度范围内不超过 30 秒的保持时间不能导致残余奥氏体组织的形成。保留时间超过 1200 秒也不能导致残余奥氏体组织的形成，但是导致铁素体+贝氏体复合组织的形成。因此， $300^{\circ}\text{C} \sim 500^{\circ}\text{C}$  温度范围内的保持时间最好在 30 秒 ~ 1200 秒的范围内。

通过再结晶退火，形成铁素体相和残余奥氏体相的复合组织，从而高  $\Delta TS$  可与高延展性一起获得。

在热轧之后，实施压下率不超过 10% 的调质轧制调节其它形状修补和表面粗糙度控制。

本发明的热轧钢板可用做加工钢板和表面加工的钢板。表面加工包括电镀（包括合金系）、镀锡和涂釉。在电镀之后，本发明的冷轧钢板经过特殊加工以提高化学加工性能、焊接能力、冲压成形性和耐蚀性。

### (3) 热浸镀锌钢板

现在描述本发明的热浸镀锌钢板。

本发明的热浸镀锌钢板具有包括铁素体组成的主相、回火的马氏体相和含体积率占整个组织 2% 或大于 2% 的残余奥氏体相的第二相的复合组织。

注意，本发明中的术语“回火马氏体相”意味着通过加热条板状马氏体产生的相。就是说，回火马氏体相在加热（回火）后仍然保持

条板状马氏体的细微内部组织。此外，回火马氏体相被加热（回火）软化，与马氏体相比，具有更高的变形性且有利于提高钢板的延展性。注意，术语“条板状马氏体”意味着马氏体由成束的长条状薄马氏体晶体组成，该长条状薄马氏体结晶可用电子显微镜观测到。

- 5 在本发明的热浸镀锌钢板中，工作为主相的铁素体和回火马氏体的总体积率最好不小于 50%。就总体积率不超过 50%的铁素体相和回火马氏体相而言，难于确保高延展性且冲压成形性下降。当需要进一步增强延展性时，铁素体相和回火马氏体相的总体积率最好不小于 80%。为了充分利用复合组织的优势，铁素体相和回火马氏体相的总体积率  
10 最好在不超过 98%。组成主相的铁素体相最好占整个组织体积的 30%或大于 30%，且回火马氏体相最好占整个组织体积的 20%或大于 20%。就体积率不超过 30%的铁素体相或体积率不超过 20%的回火马氏体相而言，延展性没有显著增强。

- 本发明的热浸镀锌钢板含有体积率占整个组织 1%或大于 1%作为第  
15 二相的残余奥氏体相。就不小于 1%的残余奥氏体相而言，不能获得高延伸率（E1）。为了获得高延伸率（E1），残余奥氏体相的含量最好不小于 2%，且最佳地不小于 3%。第二相可以是体积率不小于 1%的残余奥氏体单相，或者是体积率不小于 1%的残余奥氏体相与如珠光体相、贝氏体相和/或马氏体相的辅助（其它）相的混合。

- 20 现在描述限定本发明热浸镀锌钢板化学成分的原因。

C: 不超过 0.20%

- C 是提高钢板强度和改善包括含铁素体相和回火马氏体相的主相和含残余奥氏体相的第二相的复合组织形成的元素。在本发明中，从形成复合组织的观点出发，C 含量最好不小于 0.01%。C 量超过 0.20%造  
25 成钢中碳化物量的增加，导致延展性下降，并且因此降低了冲压成形性。更严重的问题是 C 量超过 0.20%导致点焊能力和电弧焊能力的严重恶化。因此，在本发明中，C 量限定在不超过 0.20%。从成形性的观点出发，C 量最好不超过 0.18%。

Si: 不超过 2.0%

- 30 Si 是在没有显著降低钢板延展性的情况下提高钢板强度的有用强化元素，且需要它获得残余奥氏体。这些作用在 Si 量大于 1.0%时尤其显著，且因此，Si 量最好大于 1.0%。但是，Si 量超过 2.0%导致冲压

成形性的恶化和表面质量的降低。因此，Si 量限定在不超过 2.0%。

Mn: 不超过 3.0%

Mn 是强化钢并防止 S 造成热裂缝的有用元素，且因此含量根据 S 量。这些作用在 Mn 量大于 0.5%时特别显著。但是，Mn 量超过 3.0%导致冲压成形性和焊接能力的恶化。因此，Mn 量限定在不超过 3.0%。Mn 量最地不小于 1.0%。

P: 不大于 0.10%

P 强化了钢。在本发明中，P 含量最好不小于 0.005%。但是，超过 0.10%的 P 量造成冲压成形性恶化。由于这个原因，P 量在本发明中限定在不超过 0.10%。当需要更加增强的冲压成形性时，P 量最好不超过 0.08%。

S: 不超过 0.02%

S 是存在为钢板中夹杂物的元素，并造成钢板的延展性、成形性、尤其是拉延卷边加工性的恶化，且其应该尽可能最低。不超过 0.02%的 S 量没有产生更多的不利作用，且因此，S 量在本发明中限定在不超过 0.02%。当需要出色的拉延卷边加工性时，S 量最好不超过 0.010%。

Al: 不超过 0.10%

Al 是钢的还原元素，并用来提高钢的净度。此外，Al 有利于残余奥氏体的形成。在本发明中，Al 量最好不小于 0.01%。但是，Al 量超过 0.30%由于作用饱和的原因不能进一步增强还原作用，且造成冲压成形性的恶化。因此，Al 量限定在不超过 0.30%。本发明也包括使用其它还原剂制钢方法，例如，Ti 或 Si，并且通过这种还原方法制造的钢板同样包括在本发明的范围内。在这种情况下，添加 Ca 或 REM 至钢水中，这根本不会削弱本发明钢板的特性。当然，含 Ca 或 REM 的钢板也在本发明的范围内。

N: 不超过 0.02%

N 是经过固溶强化或应变时效硬化增加钢板强度的元素，且含量最好不小于 0.001%。N 量超过 0.02%造成钢板中氮化物量的增加，氮化物量的增加造成钢板延展性和冲压成形性的严重恶化。因此，N 量限定在不超过 0.02%。当需要进一步提高冲压成形性时，N 量最好不超过 0.01%。

Cu: 0.5% ~ 3.0%

Cu 是显著增加钢板应变时效硬化（增加预变形/热处理后的强度）的元素，并且是本发明中最重要的元素。就不超过 0.5% 的 Cu 量而言，80MPa 或大于 80MPa 的抗拉强度的增量  $\Delta TS$  不能通过改变预变形/热处理条件而获得。因此在本发明中，Cu 量应该不小于 0.5%。但是，就超过 3.0% 的 Cu 量而言，作用饱和，导致相反的经济作用。此外，发生冲压成形性恶化，且钢板表面质量降低。因此，Cu 限定在 0.5%~3.0% 的范围内。为了同时实现更高的  $\Delta TS$  和出色的冲压成形性，Cu 量最好在 1.0%~2.5% 的范围内。

在本发明中，含 Cu 的化学成分质量%最好进一步含至少下列 A~C 中的一组：

A 组：Ni，不超过 2.0%；

B 组：至少 Cr 和 Mo 之一，总量不超过 2.0%；和

C 组：至少 Nb、Ti 和 V 之一，总量不超过 0.2%。

A 组：Ni，不超过 2.0%

15 A 组：Ni 是有效防止钢板含 Cu 产生表面缺陷的元素，且作为需要含有。Ni 量依赖 Cu 量，且最好约为 Cu 量的一半，尤其是在 Cu 量约 30~80% 的范围内。Ni 量超过 2.0% 由于作用饱和的原因不能进一步起到增强作用，反而导致经济缺点，并造成冲压成形性的恶化。因此，Ni 量最好限定在不超过 2.0%。

20 B 组：至少 Cr 和 Mo 之一：总量不超过 2.0%

B 组：Cr 和 Mo 强化钢板，如同 Mn，并作为需要含有。但是，如果至少 Cr 和 Mo 之一总量超过 2.0%，冲压成形性被削弱。Cr 和 Mo 的总量最好限定在不超过 2.0%。从冲压成形性的观点出发，Cr 量最好不小于 0.1% 且 Mo 量最好不小于 0.1%。

25 C 组：至少 Nb、Ti 和 V 之一：总量不超过 0.2%

C 组：Nb、Ti 和 V 是形成碳化物的元素并通过碳化物的弥散增加了强度，且可作为需要选择和含有。但是，如果至少 Nb、Ti 和 V 之一的总量超过 0.2%，冲压成形性被削弱。因此，Nb、Ti 和 V 的总量最好限定在不超过 2.0%。上述作用可在 Nb 量大于 0.01%、Ti 量大于 0.01% 和 V 量大于 0.01% 的情况下实现。

30 在本发明中，总量在不超过 2.0% 地至少含有 Mo 0.05%~2.0%、Cr 0.05%~2.0% 和 W 0.05%~2.0% 中的一种元素来代替上述 Cu。

总量不超过 2.0%地含至少 Mo 0.05%~2.0%、Cr 0.05%~2.0% W 0.05~2.0%中之一

在本发明中，所有 Mo、Cr 和 W 以及 Cu 是最重要的元素，其显著地增加了钢板的应变时效硬化（增加预变形/热处理后的强度）。当至少含 Mo、Cr 和 W 之一且具有由铁素体相的主相、回火马氏体相和含残余奥氏体的第二相组成的体积率不小于 1%的复合组织的钢板，经过不小于 5%的预应变（预变形）和低温热处理（热处理）时，残余奥氏体应变引发转变成马氏体。然后，被应变引发的细微碳化物析出物的形成在低温下发生在马氏体中，导致不小于 80MPa 的抗拉强度  $\Delta TS$  的增加。就每个元素量在不超过 0.05%而言，改变钢板组织和预变形/热处理条件不能导致不小于 80MPa 的抗拉强度  $\Delta TS$  的增加。因此，在本发明中，Mo、Cr 和 W 的各自含量最好不小于 0.05%。如果 Mo、Cr 和 W 的各自量超过 2.0%，由于作用饱和的结果，不能预期进一步产生相应量的增强作用，却导致经济缺点，并造成冲压成形性的恶化。因此，Mo、Cr 和 W 的各自量最好限定在 0.05%~2.0%的范围内，且其总量最好限定在不超过 2.0%。

含至少 Mo、Cr 和 W 之一的上述化学成分最好总量不超过 2.0%地包含至少 Nb、Ti 和 V 之一。

总量不超过 2.0%地含至少 Nb、Ti 和 V 之一

当添加至少 Mo、Cr 和 W 之一时，Nb、Ti 和 V 是形成碳化物的元素，并作为需要选择和含有。但是，Nb、Ti 和 V 的总量超过 2.0%造成冲压成形性的恶化。因此，Nb、Ti 和 V 的总量最好限定在不超过 2.0%。至少 Mo、Cr 和 W 之一被添加，至少 Nb、Ti 和 V 之一被添加，且组织转变成含由铁素体相和回火马氏体相组成的主相和含残余奥氏体的第二相的复合组织。这在马氏体中形成了细微复合碳化物，马氏体通过应变引发相变在预变形/热处理期间形成，且应变引发细微析出在低温下发生，导致不小于 80MPa 的抗拉强度  $\Delta TS$  的增加。为了获得此作用，Nb、Ti 和 V 最好是 Nb 量不小于 0.01%、Ti 量不小于 0.01%和 V 量不小于 0.01%，Nb、Ti 和 V 可作为需要选择和含有。

虽然没有加以特别的限制，除了上述元素之外，化学成分含有 B 不超过 0.1%、Ca 不超过 0.1%、Zn 不超过 0.1%和 REM 不超过 0.1%没有任何问题。

钢的化学成分的余量是 Fe 和不可避免的杂质。可承认的不可避免的杂质是 Sb 不超过 0.01%、Sn 不超过 0.1%、Zn 不超过 0.01%和 Co 不超过 0.1%。

现在描述本发明热浸镀锌钢板的制造方法。

- 5 热浸镀锌钢板最好经过这些步骤制造而成，即加热上述成分的钢板至不小于  $A_{c1}$  转变点的温度并快速冷却钢板的一次热处理步骤，在连续热浸镀锌线上加热钢板至  $A_{c1}$  转变点 ~  $A_{c3}$  转变点范围内铁素体+奥氏体双相的温度的二次热处理步骤，以及在每个钢板表面形成热浸镀锌层的热浸镀锌步骤。

- 10 在此加工中最好使用热轧钢板或冷轧钢板。现在描述所用钢板的最好制造方法，尽管在本发明中没有另外限制方法。

现在描述用做电镀底层的热轧钢板的适当制造方法。

- 所用材料（钢板坯）最好通过连续浇铸方法制造以防止组分的巨大偏析，但是，可通过锭铁浇铸方法或薄钢板坯浇铸方法制造钢板坯。
- 15 此实施例中所利用的常规方法包括制造钢板坯、冷却钢板坯至室温 and 再加热钢板坯的步骤。作为选择，在本发明中应用节能方法没有问题。作为节能方法，例如在没有冷却至室温的情况下，热钢板坯被装入加热炉中的直热装料轧制法和在实施短时间温度保持后立即直接轧制的直轧法。

- 20 材料（钢板坯）首先被加热，并经过热轧步骤以形成热轧钢板。使用已知热轧条件没有问题，只要形成所需厚度的热轧钢板。热轧条件最好如下：

钢板坯再加热温度：不小于  $900^{\circ}\text{C}$

- 25 在钢板坯中含 Cu 的情况下，钢板坯加热温度最好尽可能最低以防止 Cu 造成表面缺陷。但是，不超过  $900^{\circ}\text{C}$  的加热温度造成轧量的增加，因此增加了热轧期间出现问题的危险。考虑到促进氧化造成氧化皮损耗的增加，钢板坯加热温度最好不超过  $1300^{\circ}\text{C}$ 。从降低钢板坯加热温度并防止热轧期间出现问题的观点出发，使用所谓的薄钢板坯加热器加热薄钢板坯是有效的。

- 30 精轧终轧温度：不小于  $700^{\circ}\text{C}$

在不小于  $700^{\circ}\text{C}$  的精轧终轧温度 FDT 下，可获得提供冷轧和再结晶退火后出色成形性的均匀热轧母板组织。不超过  $700^{\circ}\text{C}$  的精轧终轧温度



导致热轧母板的非均匀组织和热轧期间更高的轧量，因此，增加了热轧期间出现问题的危险。因此，热轧步骤的 FDT 最好不小于 700℃。

卷取温度：不超过 800℃

5 卷取温度 CT 最好不超过 800℃且最佳地不小于 200℃。作为氧化皮损耗增加的结果，超过 800℃的 CT 趋向造成生产的减少。就不超过 200℃的卷取温度而言，严重削弱了钢板的形状，且增加了实际使用中产生不便的危险。

10 本发明中适合应用的热轧钢板最好这样预备，即通过加热钢板坯至不小于 900℃，在不小于 700℃的精轧终轧温度下热轧加热的钢板坯，并不超过 800℃且最好不小于 200℃的卷取温度下卷取热轧钢板。

15 在上述热轧步骤中，所有或部分精轧是润滑轧制以减少热轧期间的轧量。从实现均匀钢板形状和同一材料质量的观点出发，实施润滑轧制也是有效的。润滑轧制的摩擦系数最好在 0.25~0.10 的范围内。需要相互连接相邻薄钢板坯以完成连续精轧加工。从热轧操作稳定性的观点出发，实施连续轧加工是必须的。

对带氧化皮的热轧钢板进行退火，从而在钢板表面形成内氧化层。防止表面 Si、Mn 和 P 浓度的内氧化层提高了热浸镀锌能力。

通过上述方法制造的热轧钢板可用做电镀原始钢板。作为选择，热轧钢板可被冷轧钢板以形成用做电镀原始钢板的冷轧钢板。

20 在冷轧步骤中，没有特别限制任何冷轧条件，只要这种条件允许制造所需尺寸和形状的冷轧钢板。冷轧压下率最好不小于 40%。不超过 40%的压下显示均匀再结晶仅仅发生在后来的一次热处理期间。

在本发明中，上述钢板（热轧钢板或冷轧钢板）经过包括加热至不小于  $A_{c1}$  转变点的温度并快速冷却的一次热处理步骤。

25 钢板在一次热处理中的加热最好保持在不小于  $A_{c1}$  转变点的温度，更好在不小于 ( $A_{c3}$  转变点-50℃) 的温度，最佳在不小于  $A_{c3}$  转变点的温度。加热之后，钢板最好以不小于 10℃/s 的冷却速度快速冷却至不超过 Ms 点的温度。在一次热处理步骤期间，条板状马氏体产生在钢板中。在本发明中，最重要的点是一次热处理步骤中形成条板状马氏体。  
30 除非条板状马氏体形成在钢板中，否则难于在后来的步骤中形成含残余奥氏体的第二相。

当经过不小于 ( $A_{c3}$  转变点-50℃) 温度下的最终热轧的热轧钢板被

用做电镀原始钢板时，一次热处理步骤可被最终热轧后的以不小于 10 °C/s 的冷却速度快速冷却钢板至不小于 Ms 点的温度所代替。

然后，在上述一次热处理期间形成的含条板状马氏体的钢板在连续热浸镀锌线上经过加热钢板至  $A_{c1}$  转变点 ~  $A_{c3}$  转变点范围内温度并在此温度下保持的二次热处理步骤。在二次热处理步骤期间，在一次热处理期间形成的条板状马氏体变成回火马氏体，且部分组织相变成形成残余奥氏体的奥氏体。

二次热处理步骤中加热和不超过  $A_{c1}$  转变点温度的保持不能形成残余奥氏体。加热和保持温度超过  $A_{c3}$  转变点造成钢板整个组织变回奥氏体，从而，回火马氏体消失。因此，二次热处理中的加热和保持温度在  $A_{c1}$  转变点 ~  $A_{c3}$  转变点的范围内。

然后，从形成残余奥氏体的观点出发，在二次热处理中加热至并保持在  $A_{c1}$  转变点 ~  $A_{c3}$  转变点范围内温度的钢板最好以 5°C/s 或更高的冷却速度冷却至不超过 500°C。这样可获得钢板复合组织，该复合组织由含铁素体相和回火马氏体相的主相和含残余奥氏体的第二相组成。

然后，二次热处理后的钢板在连续热浸镀锌线上经过热浸镀锌加工步骤。

热浸镀锌加工没有特别限制，可在用于通常连续热浸镀锌线的条件下（电镀电解液温度：450°C ~ 500°C）完成。因为过高温度的电镀导致很差的可镀性，所以电镀最好在温度不超过 500°C 操作。温度不超过 450°C 的电镀造成可镀性的恶化。从形成马氏体的观点出发，从热浸镀锌温度至 300°C 的冷却速度最好不小于 5°C/s。

作为电镀后需要的、以调节电镀量为目的，可进行擦拭。

热浸镀锌加工之后，实施电镀层的合金化加工。合金化处理最好在热浸镀锌加工后通过再加热电镀钢板至 450°C ~ 500°C 范围内的温度完成。在不超过 450°C 的合金化处理温度下，合金减速，导致低的生产力。另一方面，合金化处理温度超过 550°C 造成可镀性的恶化，难于保证残余奥氏体的所需量，并且降低了钢板的延展性。

合金化处理之后，钢板最好以不小于 5°C/s 的冷却速度冷却至 300 °C。合金化处理超低的冷却速度难于形成残余奥氏体的所需量。

在本发明中，为了提高可镀性，去掉一次热处理期间在钢板表面形成的集中组分表层的酸洗加工最好在一次热处理步骤和热浸镀锌步

骤之间实施。通过一次热处理，P 和 Si、Mn、Cr 等的氧化物集中在钢表面以形成集中表层。经过酸洗去掉此集中表层和随后在连续热浸镀锌线上引入减少大气的退火有助于提高可镀性。

热浸镀锌或和合金化处理步骤之后，实施压下不超过 10%的调质轧制步骤以调节如形状修正和表面粗糙度调节。

热浸镀锌之后，任何特殊的加工可实施于本发明的钢板以提高化学加工能力、焊接能力、冲压成形性和耐蚀性。

## 发明例

### 10 (发明例 1)

具有表 1 所示成分的钢水在转炉中熔炼并用连铸法浇铸成钢板坯。这些钢板坯各自被再加热并在表 2 所示条件下被热轧成厚 2.0mm 的热轧带钢（热轧钢板）。对热轧钢板实施压下 1.0%的调质轧制。

对所获热轧带钢（热轧钢板）测定了微观组织、拉伸特性、应变时效硬化特性和扩孔特性。冲压成形性以延伸率 E1（延展性）、TS×E1 平衡指数系数和扩孔率 λ 的形式评定。试验方法如下：

#### (1) 微观组织

取自各个所获热轧钢板的样片，用光学显微镜和扫描电子显微镜观测垂直于轧制方向的钢板微观组织的横截面（截面 C）。用图像分析仪在 1000 放大倍率下，分析横截面组织的照片以测定钢板中铁素体相、贝氏体相和马氏体相的体积率。残余奥氏体相的体积率通过在厚度方向抛光钢板至中心面，并通过测量 X 射线在中心面的衍射强度而被测定。Mo K $\alpha$  射线用作入射 X 射线，残余奥氏体相 {200}、{220} 和 {311} 平面的 X 射线衍射强度与铁素体相 {110}、{200} 和 {211} 平面的 X 射线衍射强度的比率被分别测定，并且残余奥氏体的体积率由这些比率的均值决定。

#### (2) 拉伸特性

JIS 5 号拉伸样片取自所获热轧钢板，且拉伸试验根据 JIS Z 2241 实施以测定屈服应力 YS、抗拉强度 TS 和延伸率 E1。

### 30 (3) 应变时效硬化特性

JIS 5 号样片取自所获热轧钢板的轧制方向。5%的塑性变形用做预变形（拉伸预应变）。在 250℃温度下热处理 20 分钟后，实施拉伸试

验以测定拉伸特性(屈服应力  $YS_{TH}$  和抗拉强度  $TS_{HT}$ ), 并计算  $\Delta YS = YS_{TH} - YS$  和  $\Delta TS = TS_{HT} - TS$ , 其中  $YS_{TH}$  和  $TS_{HT}$  是预变形/热处理后的屈服应力和抗拉强度, 以及  $YS$  和  $TS$  是热轧钢板的屈服应力和抗拉强度。

#### (4) 扩孔特性

5 根据日本钢铁联合标准 (JFS T 1001-1996) 用直径 10mm 的打孔工具在取自所获热轧钢板的样片上打孔。然后, 用顶角  $60^\circ$  的圆锥形穿孔工具扩孔直到裂缝穿过厚度, 所以毛刺产生在外面, 从而测定扩孔率  $\lambda$ 。扩孔率  $\lambda$  通过公式  $\lambda (\%) = \{(d - d_0) / d_0\} \times 100$  计算, 其中  $d_0$  是初始孔径 (穿孔工具直径),  $d$  是产生裂缝下的内孔径。

10 结果示于表 3。

所有根据本发明的发明例显示高延伸率  $E1$ 、高强度/延展性平衡指数 ( $TS \times E1$ ) 和高扩孔率  $\lambda$ , 提议了出色的拉延卷边加工性。此外, 所有根据本发明的发明例显示非常大的  $\Delta TS$ , 提议了应变时效硬化特性出色的这些样例。相反, 本发明范围外的比较例提议了低延伸率  $E1$ 、  
15 小的扩孔率  $\lambda$ 、低  $\Delta TS$  以及降低的冲压成形性和应变时效硬化特性的样例。

#### (发明例 2)

具有表 4 所示成分的钢水在转炉中熔炼并用连铸法浇铸成钢板坯。  
20 这些钢板坯各自被再加热并在表 5 所示条件下热轧成厚 2.0mm 的热轧带钢 (热轧钢板)。对热轧钢板实施压下 1.0% 的调质轧制。

如发明例 1 中, 对所获的热轧带钢 (热轧钢板) 测定了微观组织、拉伸特性、应变时效硬化特性和扩孔特性。冲压成形性以延伸率  $E1$  (延展性)、 $TS \times E1$  平衡指数系数和扩孔率  $\lambda$  的形式评定。

25 所获结果示于表 6 中。

所有显示出高延伸率  $E1$ 、冲压成形性出色的高强度-延展性平衡指数 ( $TS \times E1$ ) 和进一步显示非常大的  $\Delta TS$  的根据本发明的发明例, 提议应变时效硬化特性出色的这些样例。相反, 本发明范围外的比较例提议了低延伸率  $E1$ 、低  $\Delta TS$  以及降低的冲压成形性和应变时效硬化特  
30 性的样例。

#### (发明例 3)

具有表 7 所示成分的钢水在转炉中熔炼并用连铸法浇铸成钢板坯。这些钢板坯各自被再加热至 1250℃并在 900℃的精轧终轧温度和 600℃的卷取温度下被热轧成厚 4.0mm 的热轧带钢（热轧钢板）。然后，热轧带钢（热轧钢板）经过酸洗和冷轧被冷轧成厚 1.2mm 的冷轧带钢（冷轧钢板）。随后，冷轧带钢（冷轧钢板）经过包括加热均热处理，以及随后的在表 8 所示条件下、在连续退火线上的保持加工的再结晶退火步骤以获得冷轧退火钢板。对所获带钢（冷轧退火钢板）进一步实施压下 1.0%的调质轧制。

如同发明例 1 中，样片取自所获带钢，并研究了微观组织、拉伸特性、应变时效硬化特性和扩孔特性。冲压成形性如发明例 1 中以延伸率 E1（延展性）、TS × E1 平衡指数和扩孔率 λ 的形式评定。

#### (1) 微观组织

从各个所获钢板中取样样片，并用光学显微镜和扫描电子显微镜观测垂直于钢板轧制方向的微观组织横截面（截面 L）。如发明例 1 中，用图像分析仪在 1000 放大倍率下，分析横截面组织的照片测定钢板中铁素体相、贝氏体相和马氏体相的体积率。残余奥氏体相的体积率如发明例 1 中通过在厚度方向抛光钢板至中心面，并通过测量 X 射线在中心面的衍射强度而被测定。Mo K $\alpha$  射线用做附带的 X 射线，且所用残余奥氏体的面同发明例 1 中一样。

#### (2) 拉伸特性

JIS 5 号拉伸样片取自垂直于轧制方向的所获带钢，且如发明例 1 中根据 JIS Z 2241 实施拉伸试验以测定屈服应力 YS、抗拉强度 TS 和延伸率 E1。

#### (3) 应变时效硬化特性

JIS 5 号样片取自垂直于轧制方向的所获带钢（冷轧退火钢板）。5%的塑性变形用做预变形（拉伸预应变），如发明例 1 中。在 250℃温度下热处理 20 分钟后，实施拉伸试验以测定拉伸特性（屈服应力 YS<sub>TH</sub> 和抗拉强度 TS<sub>HT</sub>），并计算  $\Delta YS = YS_{TH} - YS$  和  $\Delta TS = TS_{HT} - TS$ ，其中 YS<sub>TH</sub> 和 TS<sub>HT</sub> 是预变形/热处理后的屈服应力和抗拉强度，以及 YS 和 TS 是带钢（冷轧退火钢板）的屈服应力和抗拉强度。

#### (4) 扩孔特性

根据日本钢铁联合标准（JIS T 1001-1996）用直径 10mm 的穿孔

工具在自所获带钢取样的样片上打孔。然后，用顶角  $60^\circ$  的圆锥形穿孔工具扩孔直到裂缝穿过厚度，所以毛刺生在外面，从而测定扩孔率  $\lambda$ ，如在发明例 1 中那样。

结果示于表 9。

- 5 所有根据本发明的发明例都是高延伸率  $E1$ 、高强度-延展性平衡指数 ( $TS \times E1$ )、高扩孔率  $\lambda$  和包括拉延卷边加工性的冲压成形性出色的冷轧钢板。此外，根据本发明的发明例各自显示了非常大的  $\Delta TS$ ，提议了应变时效硬化特性出色的这些样例。相反，本发明范围外的比较例提出了延伸率  $E1$  低、 $TS \times E1$  平衡指数小、扩孔率  $\lambda$  小、 $\Delta TS$  低
- 10 以及冲压成形性和应变时效硬化特性降低的各例。

(发明例 4)

具有表 10 所示成分的钢水在转炉中熔炼并用连铸法浇铸成钢板坯。这些钢板坯各自被再加热至  $1250^\circ\text{C}$  并在  $900^\circ\text{C}$  的精轧终轧温度和

15  $600^\circ\text{C}$  的卷取温度下被热轧成厚 4.0mm 的热轧带钢 (热轧钢板)。然后，热轧带钢 (热轧钢板) 经过酸洗和冷轧被冷轧成厚 1.2mm 的冷轧带钢 (冷轧钢板)。随后，冷轧带钢 (冷轧钢板) 经过包括加热和均热处理，以及随后的在表 11 所示条件下、在连续退火线上的保持加工的再结晶退火步骤以获得冷轧退火钢板。对所获带钢 (冷轧退火钢板) 进

20 一步实施压下 0.8% 的调质轧制。

样片取自所获带钢，如发明例 3 中，研究了微观组织、拉伸特性、应变时效硬化特性和扩孔特性。

结果示于表 12。

所有根据本发明的发明例显示高延伸率  $E1$ 、高强度-延展性平衡指数 ( $TS \times E1$ ) 和高扩孔率  $\lambda$ ，提议了包括拉延卷边加工性的出色的冲压成形性。此外，根据本发明的发明例各自显示了非常大的  $\Delta TS$ ，提议了应变时效硬化特性出色的这些样例。相反地，本发明范围外的比较例提出了延伸率  $E1$  低、 $TS \times E1$  平衡指数小、扩孔率  $\lambda$  小、 $\Delta TS$  低以及冲压成形性和应变时效硬化特性降低的样例。

30

(发明例 5)

在转炉中熔炼具有表 13 所示成分的钢水并用连铸法浇铸成钢板

坯。这些钢板坯在表 14 所示条件下被热轧成热轧带钢（热轧钢板）。

酸洗之后，这些热轧带钢（热轧钢板）各自在连续退火线（CAL）上、在表 14 所示条件下经过一次热处理步骤，并且在连续热浸镀锌线（CGL）上、在表 14 所示条件下经过二次热处理。然后，钢板经过实施热浸镀锌的热浸镀锌加工步骤，该热浸镀锌在钢板表面形成热浸镀锌层。然后在表 14 所示条件下实施合金热浸镀锌层的合金化处理步骤。某些钢板在热浸镀锌时被剩下。

在进一步酸洗之后，通过上述热轧获得的热轧带钢（热轧钢板）经过表 14 所示条件下的冷轧步骤被轧成冷轧带钢（冷轧钢板）。然后，冷轧带钢（冷轧钢板）在连续退火线（CAL）上、在表 14 所示条件下经过一次热处理步骤。在连续热浸镀锌线（CGL）上、在表 14 所示条件下经过二次热处理之后，实施热浸镀锌加工步骤。然后，在表 14 所示条件下实施合金化处理步骤。某些钢板在热浸镀锌时被剩下。

在连续热浸镀锌线（CGL）上的二次热处理步骤之前，在一次热处理步骤之后，某些钢板经过表 14 所示的酸洗加工。酸洗加工在 CGL 入口侧的酸洗电解液中实施。

电镀电解液温度在 460 ~ 480°C 的范围内，浸泡钢板的温度在电镀电解液温度至（电解液温度+10°C）的范围内。在合金化处理中，在 480 ~ 540°C 的温度范围内再加热钢板，并在该温度下保持钢板 15 ~ 28 秒。电镀的钢板进一步经过压下 1.0% 的调质轧制。

如同发明例 1 中，测定了通过上述步骤获得的热浸镀锌钢板（带钢）的微观组织、拉伸特性、应变时效硬化特性和扩孔特性。冲压成形性以延伸率 E1（延展性）和扩孔率的形式评定。

#### （1）微观组织

用光学显微镜和扫描电子显微镜观测钢板轧制方向上的微观组织横截面（截面 L）。如发明例 1 那样，用图像分析仪在 1000 倍放大率下分析横截面组织的照片并测定钢板中的铁素体相、条板状马氏体相、回火马氏体相和马氏体相的体积率。如发明例 1 中那样，通过在厚度方向抛光钢板至中心面并通过测量 X 射线在中心面的衍射强度来测定残余奥氏体量。此外，X 射线、铁素体相面以及所用残余奥氏体的面同发明例 1 中一样。

#### （2）拉伸特性

JIS 5 号拉伸样片取自垂直于轧制方向的所获带钢，且如发明例 1 中根据 JIS Z 2241 实施拉伸试验以测定屈服应力  $YS$ 、抗拉强度  $TS$  和延伸率  $E1$ 。

(3) 应变时效硬化特性

5 JIS 5 号样片取自垂直于轧制方向的所获带钢，且 5% 的塑性变形用做预变形（拉伸预应变），如发明例 1 中。在  $250^{\circ}\text{C}$  温度下热处理 20 分钟后，实施拉伸试验以测定拉伸特性（屈服应力  $YS_{\text{TH}}$  和抗拉强度  $TS_{\text{HT}}$ ），并计算  $\Delta YS = YS_{\text{TH}} - YS$  和  $\Delta TS = TS_{\text{HT}} - TS$ ，其中  $YS_{\text{TH}}$  和  $TS_{\text{HT}}$  是预变形/热处理后的屈服应力和抗拉强度， $YS$  和  $TS$  是带钢的屈服应力和抗  
10 拉强度。

(4) 扩孔率

根据日本铁和钢联合标准（JIS T 1001-1996）用直径 10mm 的穿孔工具在所获带钢取样的样片上打孔。然后，用顶角  $60^{\circ}$  的圆锥形穿孔工具扩孔直到裂缝穿过厚度，所以毛刺生在外面，从而测定扩孔  
15 率  $\lambda$ ，如发明例 1 中。

结果示于表 15。

所有根据本发明的发明例各自显示高延伸率  $E1$  和高扩孔率  $\lambda$ ，提议样例是拉延卷边加工性出色的热浸镀锌钢板。此外，显示非常大的  $\Delta TS$  的根据本发明的发明例提议样例是应变时效硬化特性出色的钢  
20 板。相反，在本发明范围外的比较例提出了延伸率  $E1$  低、扩孔率  $\lambda$  小、 $\Delta TS$  低以及冲压成形性和应变时效硬化特性下降的钢板。

(发明例 6)

具有表 16 所示成分的钢水在转炉中熔炼并用连铸法浇铸成钢板  
25 坯。这些钢板坯各自被再加热至  $1250^{\circ}\text{C}$  并在  $900^{\circ}\text{C}$  的精轧终轧温度和  $600^{\circ}\text{C}$  的卷取温度下被热轧成厚 4.0mm 的热轧带钢（热轧钢板）。然后，热轧带钢（热轧钢板）经过酸洗和冷轧被轧制成厚 1.2mm 的冷轧带钢（冷轧钢板）。随后，冷轧带钢（冷轧钢板）在连续退火线上（CAL）经过表 17 所示条件下的一次热处理步骤。然后，钢板在连续热浸镀锌  
30 线（CGL）上经过表 17 所示条件下的二次热处理步骤，且然后经过经过热浸镀锌步骤以在钢板表面形成热浸镀锌层。此外，合金步骤在表 17 所示条件下实施。合金化处理后的冷却速度为  $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。某些带钢（钢



板)没有经过热浸镀锌处理。

样片取自所获热浸镀锌带钢,且如发明例5中研究了微观组织、拉伸特性、应变时效硬化特性和扩孔特性。

结果示于表18。

- 5 本发明的例子是显示出高延伸率  $E1$  和高扩孔率  $\lambda$  的且冲压成形性出色的热浸镀锌钢板。此外,本发明例子是显示出非常高的  $\Delta TS$  且应变时效硬化特性出色的钢板。相反,在本发明范围外的比较例是延伸率  $E1$  低、 $\lambda$  低、 $\Delta TS$  低以及冲压成形性和应变时效硬化特性下降的钢板。

10

### 工业实用性

- 根据本发明,可以稳定地制造钢板(热轧钢板、冷轧钢板和热浸镀锌钢板),其中在保持出色的冲压成形性的同时,抗拉强度经过冲压成形后的热处理而显著提高,这在工业化中很有效。当本发明的钢板被用在汽车部件上时,具有容易冲压成形、能稳定提高成品性能和充分减轻汽车车体重量的有利优势。
- 15

表 1

钢号	化学成分 (质量%)										
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr, Mo,	Nb, Ti, V
A	0.09	1.45	1.05	0.01	0.003	0.034	0.002	1.52	-	-	-
B	0.12	1.50	1.20	0.01	0.002	0.030	0.002	1.43	0.65	Mo: 0.32	-
C	0.10	1.48	1.35	0.01	0.002	0.028	0.002	1.25	0.52	Cr: 0.53	-
D	0.15	1.53	1.45	0.01	0.003	0.033	0.002	1.33	0.44	-	Nb: 0.01, Ti: 0.01, V: 0.01
E	0.12	1.48	1.55	0.01	0.005	0.032	0.002	0.15	-	-	-
F	0.11	1.50	1.08	0.01	0.004	0.032	0.002	0.68	-	-	-
G	0.13	1.52	1.22	0.01	0.004	0.030	0.002	0.98	-	-	-
H	0.12	1.42	1.22	0.01	0.003	0.033	0.002	1.55	0.62	-	-
I	0.11	1.52	1.52	0.01	0.003	0.031	0.002	1.49	-	Cr: 0.15, Mo: 0.12	-
J	0.13	1.43	1.48	0.01	0.003	0.028	0.002	1.43	-	Mo: 0.21	-
K	0.15	1.58	1.05	0.01	0.003	0.030	0.002	1.52	-	-	Nb: 0.01
L	0.14	1.60	1.21	0.01	0.003	0.028	0.002	1.48	-	Cr: 0.11	Ti: 0.01

表 2

钢板号	钢号	钢板坯再加热温度 SRT °C	热轧-轧制后的冷却											卷取温度 CT °C
			精轧终止温度 FDT °C	冷却开始时间 s	强冷		等温保持		缓冷加工			冷却前的冷却率 °C/s		
					冷却率 °C/s	停止温度 °C	温度 °C	保持时间 s	初始温度 °C	冷却率 °C/s	停止温度 °C			
1	A	1250	850	0.5	100	710	710	5	-	-	-	80	450	
2	B	1250	850	0.5	80	690	690	5	-	-	-	60	450	
3		1250	850	0.3	30	700	700	-	700	10	650	30	600	
4		1250	850	0.5	30	680	680	-	680	10	650	20	450	
5	C	1250	850	0.1	60	700	700	5	-	-	-	60	450	
6	D	1250	850	0.5	80	680	680	5	-	-	-	80	450	
7	E	1250	850	0.5	70	710	710	5	-	-	-	80	450	
8	F	1250	850	0.5	60	700	700	5	-	-	-	70	450	
9	G	1250	850	0.5	80	690	690	5	-	-	-	80	450	
10	H	1250	850	0.5	60	680	680	5	-	-	-	60	450	
11	I	1250	850	0.1	60	690	-	-	690	10	650	60	450	
12	J	1250	850	0.1	80	700	-	-	700	10	650	60	450	
13	K	1250	850	0.1	80	680	680	5	680	10	640	80	450	
14	L	1250	850	0.3	60	690	690	5	690	10	650	60	450	
15	H	1250	750	0.5	50	620	620	5	620	10	580	60	450	
16		1250	850	3.0	50	680	680	12	-	-	-	70	450	
17		1250	850	0.5	30	680	680	5	680	10	650	60	450	
18		1250	850	0.5	60	600	600	5	-	-	-	70	450	
19		1250	850	0.5	60	700	-	-	-	-	-	70	450	

表 3

钢板号	钢号	微观组织				热轧板特性				预变形热轧加工后特性			应变硬化特性		扩孔		备注
		主相	第二相			YS (MPa)	TS (MPa)	EI%	TS × EI (MPa%)	YS <sub>gr</sub> MPa	TS <sub>gr</sub> MPa	ΔYS MPa	ΔTS MPa	扩孔率 λ %			
			F 体积率 %	A 体积率 %	其它相种类*										体积率 %		
1	A	75	8	B, M	25	470	620	34	21080	715	790	245	170	140	140	本发明例	
2	B	80	11	B, M	20	490	650	33	21450	750	830	260	180	135	135	本发明例	
3		75	=	P	25	660	720	15	10800	730	760	70	40	70	70	比较例	
4		76	=	P, B	24	600	660	16	10560	660	695	60	35	60	60	比较例	
5	C	78	9	B, M	22	490	650	33	21450	730	810	240	160	145	145	本发明例	
6	D	75	9	B, M	25	500	660	32	21120	745	825	245	165	140	140	本发明例	
7	E	80	8	B, M	20	410	540	39	21060	715	550	305	10	60	60	比较例	
8	F	81	10	B, M	19	470	620	34	21080	675	750	205	130	140	140	本发明例	
9	G	80	9	B, M	20	460	610	35	21350	690	765	230	155	135	135	本发明例	
10	H	80	9	B, M	20	490	650	33	21450	750	830	260	180	135	135	本发明例	
11	I	81	8	B, M	19	470	620	34	21080	675	750	205	130	140	140	本发明例	
12	J	78	10	B, M	22	500	660	32	21120	745	825	245	165	140	140	本发明例	
13	K	80	8	B, M	20	470	620	34	21080	715	790	245	170	140	140	本发明例	
14	L	75	10	B, M	25	500	660	32	21120	745	825	245	165	140	140	本发明例	
15	II	80	=	P, B	20	600	660	16	10560	660	695	60	35	60	60	比较例	
16		80	=	P	20	590	650	15	9750	660	690	70	40	70	70	比较例	
17		80	=	P, B	20	610	670	14	9380	670	705	60	35	70	70	比较例	
18		80	=	P	20	580	640	17	10880	650	675	70	35	60	60	比较例	
19		78	=	P, B	22	590	650	15	9750	650	690	60	40	70	70	比较例	

\* ) F: 铁素体, A: 奥氏体, M: 马氏体, P: 珠光体, B: 贝氏体

表 4

钢号	化学成分(质量%)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo, Cr, W	Nb, Ti, V	
2A	0.10	1.52	1.18	0.01	0.004	0.033	0.002	Mo: 0.45, Cr: 0.13	-	
2B	0.11	1.55	1.25	0.01	0.003	0.032	0.002	Mo: 0.31	Nb: 0.04, V: 0.05	
2C	0.12	1.50	1.55	0.01	0.005	0.029	0.002	Mo: 0.45	Nb: 0.04, Ti: 0.03	
2D	0.14	1.48	1.38	0.01	0.001	0.033	0.002	W: 0.52	-	
2E	0.10	1.52	1.45	0.01	0.004	0.031	0.002	Mo: 0.35	Ti: 0.04	
2F	0.15	1.45	1.12	0.01	0.003	0.031	0.002	Cr: 0.48	Nb: 0.05	
2G	0.13	1.50	1.28	0.01	0.004	0.029	0.002	-	-	
2H	0.12	1.50	1.26	0.01	0.003	0.032	0.002	Mo: 0.30	-	
2I	0.13	1.48	1.38	0.01	0.003	0.033	0.002	Cr: 0.15	-	
2J	0.14	1.52	1.50	0.01	0.002	0.029	0.002	Mo: 0.25	V: 0.08	
2K	0.13	1.49	1.22	0.01	0.003	0.032	0.002	Mo: 0.15, Cr: 0.10, W: 0.05	-	
2L	0.14	1.55	1.36	0.01	0.003	0.030	0.002	Mo: 0.22, Cr: 0.10, W: 0.05	Nb: 0.02, Ti: 0.01, V: 0.04	

表 5

钢板号	钢号	钢板再加热温度 SRT/°C	热轧-轧制后的冷却												卷取温度 CT /°C
			精轧终止温度 FDT /°C	冷却开始时间 S	强冷		等温保持		缓冷加工			冷却前的冷却率 /°C/s			
					冷却率 /°C/s	停止温度 /°C	温度 /°C	保持时间 s	初始温度 /°C	冷却率 /°C/s	停止温度 /°C				
2-1	2A	1250	850	0.5	90	680	680	5	-	-	-	80	450		
2-2	2B	1250	850	0.5	80	710	710	5	-	-	-	60	450		
2-3		1250	850	0.3	30	-	-	-	700	10	670	30	600		
2-4		1250	850	0.5	30	-	-	-	690	10	660	20	450		
2-5	2C	1250	850	0.1	70	680	680	5	-	-	-	60	450		
2-6	2D	1250	850	0.5	80	680	680	5	-	-	-	80	450		
2-7	2E	1250	850	0.5	80	700	700	5	-	-	-	80	450		
2-8	2F	1250	850	0.5	70	690	690	5	-	-	-	70	450		
2-9	2G	1250	850	0.5	80	680	680	5	-	-	-	80	450		
2-10	2H	1250	850	0.3	60	680	680	5	-	-	-	60	450		
2-11	2I	1250	850	0.5	80	700	700	5	-	-	-	60	450		
2-12	2J	1250	850	0.5	80	700	700	5	-	-	-	60	450		
2-13	2K	1250	850	0.1	70	690	690	5	-	-	-	70	450		
2-14	2L	1250	850	0.5	60	680	680	5	-	-	-	60	450		

表 6

钢板号	钢号	微观组织				热轧钢特性				预变形热处理后特性		应变时效硬化特性		扩孔率		备注
		F 体积率 (%)	第二相		体积率 (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	TS × EI (MPa%)	YS <sub>HT</sub> (MPa)	TS <sub>HT</sub> (MPa)	ΔYS (MPa)	ΔYS (MPa)	λ (%)		
			A 体积率 (%)	其它相类型*												
2-1	2A	76	8	B, M	24	460	610	35	21350	695	760	235	150	135	本发明例	
2-2	2B	79	9	B, M	21	480	640	33	21120	730	800	250	160	140	本发明例	
2-3		76	=	P	24	650	710	15	10650	700	730	50	20	70	比较例	
2-4		75	=	P, B	25	590	650	14	9100	635	665	45	15	65	比较例	
2-5	2C	76	9	B, M	24	480	630	34	21420	715	785	235	155	140	本发明例	
2-6	2D	78	8	B, M	22	490	650	33	21450	725	810	235	160	135	本发明例	
2-7	2E	80	7	B, M	20	390	510	42	21420	620	670	230	160	130	本发明例	
2-8	2F	81	9	B, M	19	450	590	36	21240	660	730	210	140	135	本发明例	
2-9	2G	79	10	B, M	21	450	600	36	21600	570	630	120	30	65	比较例	
2-10	2H	78	10	B, M	22	480	630	34	21420	715	785	235	155	130	本发明例	
2-11	2I	80	8	B, M	20	460	610	35	21350	695	760	235	150	135	本发明例	
2-12	2J	79	9	B, M	21	450	590	36	21240	660	730	210	140	130	本发明例	
2-13	2K	80	9	B, M	20	460	600	35	21000	670	750	200	150	140	本发明例	
2-14	2L	81	8	B, M	19	470	620	34	21080	670	780	200	160	135	本发明例	

\*F: 铁素体, A: 残余奥氏体, M: 马氏体, P: 珠光体, B: 贝氏体

表 7

钢号	化学成分(质量%)														相变点(℃)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	V	Ac1	Ac3
3A	0.01	1.20	1.42	0.01	0.003	0.032	0.002	1.51	-	-	-	-	-	-	725	875
3B	0.11	1.10	1.51	0.01	0.002	0.033	0.002	1.45	0.63	-	0.11	-	-	-	715	875
3C	0.11	1.32	1.33	0.01	0.004	0.025	0.002	1.20	0.52	0.12	-	-	-	-	725	880
3D	0.10	1.06	1.48	0.01	0.003	0.022	0.002	1.39	0.43	-	-	0.01	0.01	0.01	720	870
3E	0.09	1.25	1.36	0.01	0.004	0.029	0.002	0.22	-	-	-	-	-	-	730	860
3F	0.10	1.08	1.45	0.01	0.001	0.030	0.002	0.75	-	-	-	-	-	-	720	880
3G	0.11	1.15	1.52	0.01	0.002	0.033	0.002	0.96	-	-	-	-	-	-	725	875
3H	0.10	1.10	1.55	0.01	0.002	0.025	0.002	1.22	0.66	-	-	-	-	-	730	875
3I	0.11	1.09	1.48	0.01	0.001	0.033	0.002	1.36	-	-	0.10	-	-	-	725	860
3J	0.11	1.12	1.62	0.01	0.002	0.029	0.001	1.42	-	0.10	-	-	-	-	730	880
3K	0.10	1.25	1.39	0.01	0.002	0.032	0.002	1.38	-	-	-	0.01	-	-	720	870
3L	0.09	1.10	1.45	0.01	0.003	0.025	0.002	1.29	-	-	-	-	0.01	-	725	865
3M	0.10	1.35	1.50	0.01	0.002	0.030	0.002	1.44	-	-	-	-	-	0.01	730	875
3N	0.11	1.26	1.46	0.01	0.001	0.028	0.001	1.33	0.52	0.12	0.11	0.01	0.01	0.01	725	865



表 8

钢板号	钢号	钢板坯再加 热温度 (°C)	热轧步骤		冷轧步骤 冷轧压下率 %	再结晶退火步骤		
			精轧终轧温度 FDT °C	卷取温度 CT °C		加热均热温度 (°C)	温度 (°C)	保持力时间 (s)
3-1	3A	1250	900	600	70	800	400	300
3-2	3B	1250	900	600	70	800	400	300
3-3		1250	900	600	70	980	-	-
3-4		1250	900	600	70	680	400	300
3-5	3C	1250	900	600	70	800	400	300
3-6	3D	1250	900	600	70	800	400	300
3-7	3E	1250	900	600	70	800	400	300
3-8	3F	1250	900	600	70	800	400	300
3-9	3G	1250	900	600	70	800	400	300
3-10	3G	1250	900	600	70	800	400	300
3-11	3I	1250	900	600	70	800	400	300
3-12	3J	1250	900	600	70	800	400	300
3-13	3K	1250	900	600	70	800	400	300
3-14	3L	1250	900	600	70	800	400	300
3-15	3M	1250	900	600	70	800	400	300
3-16	3N	1250	900	600	70	800	400	300
3-17	3A	1250	900	600	70	800	550	300
3-18		1250	900	600	70	800	400	1400
3-19		1250	900	600	70	800	250	300
3-20		1250	900	600	70	800	400	5

表 9

钢板号	钢号	微观组织				冷轧钢特性				预变形热处理后特性			应变时效硬化特性		扩孔率		备注
		铁素体		第二相		YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	TS × EI	YS <sub>HT</sub> (MPa)	TS <sub>HT</sub> (MPa)	ΔYS (MPa)	ΔYS (MPa)	λ	%		
		体积率 (%)	类型	残余奥氏体体积率 %	体积率 (%)												
3-1	3A	90	A, B	6	10	475	630	34	21420	710	790	235	160	140	本发明例		
3-2	3B	92	A, B	5	8	500	660	32	21120	750	830	250	170	135	本发明例		
3-3		0	P, B, M	0	100	690	730	11	8030	740	760	50	30	60	比较例		
3-4		100	-	0	0	650	670	11	7370	690	695	40	25	130	比较例		
3-5	3C	92	A, B	5	8	490	650	33	21450	730	810	240	160	135	本发明例		
3-6	3D	91	A, B	5	9	500	670	32	21440	750	825	250	155	130	本发明例		
3-7	3E	93	A, B	3	7	400	530	40	21200	500	550	100	20	50	比较例		
3-8	3F	94	A, B	4	6	450	590	36	21240	670	740	220	150	145	本发明例		
3-9	3G	93	A, B	5	7	460	610	35	21350	690	765	230	155	140	本发明例		
3-10	3H	90	A, B	6	10	465	620	34	21080	700	780	235	160	130	本发明例		
3-11	3I	92	A, B	5	8	460	610	34	20740	705	780	245	170	135	本发明例		
3-12	3J	90	A, B	6	10	500	660	32	21120	740	820	240	160	130	本发明例		
3-13	3K	92	A, B	6	8	480	640	33	21120	730	810	250	170	130	本发明例		
3-14	3L	91	A, B	5	9	470	630	33	20790	720	795	250	165	135	本发明例		
3-15	3M	90	A, B	5	10	475	630	34	21420	715	790	240	160	140	本发明例		
3-16	3N	92	A, B	4	8	460	610	34	20740	705	780	245	170	130	本发明例		
3-17	3A	90	P	0	10	510	600	28	16800	590	650	80	50	70	比较例		
3-18		91	B	0	9	540	630	25	15750	605	670	65	40	120	比较例		
3-19		90	M	0	10	420	650	27	17550	725	805	305	155	125	比较例		
3-20		92	M	0	8	430	640	28	17920	720	800	290	160	120	比较例		

F: 铁素体, A: 残余奥氏体, M: 马氏体, P: 珠光体, B: 贝氏体

表 10

钢号	化学成分(质量%)														相变点(℃)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mo	Cr	W	Nb	Ti	V	Ac1	Ac3	
4A	0.10	1.21	1.45	0.01	0.003	0.032	0.002	0.45	0.15	-	-	-	-	740	880	
4B	0.11	1.12	1.52	0.01	0.002	0.032	0.002	0.32	-	-	0.04	-	0.05	735	875	
4C	0.11	1.30	1.35	0.01	0.003	0.028	0.002	0.48	-	-	0.05	0.03	-	740	885	
4D	0.10	1.05	1.50	0.01	0.004	0.033	0.002	-	-	0.54	-	-	-	735	875	
4E	0.09	1.26	1.38	0.01	0.004	0.032	0.002	0.35	-	-	-	0.05	-	735	880	
4F	0.10	1.10	1.48	0.01	0.003	0.031	0.002	-	0.50	-	0.05	-	-	730	885	
4G	0.11	1.16	1.53	0.01	0.004	0.032	0.002	-	-	-	-	-	-	725	830	
4H	0.12	1.20	1.52	0.01	0.002	0.028	0.002	0.35	-	-	-	-	-	740	870	
4I	0.10	1.18	1.45	0.01	0.002	0.030	0.002	-	0.25	-	-	-	-	735	860	
4J	0.11	1.10	1.36	0.01	0.003	0.031	0.002	0.45	-	-	-	-	-	730	860	
4K	0.12	1.15	1.45	0.01	0.001	0.025	0.002	0.30	-	-	0.03	0.01	0.01	735	850	
4L	0.11	1.08	1.50	0.01	0.003	0.032	0.002	0.25	0.15	0.10	-	-	-	740	865	

表 11

钢板号	钢号	钢板坯再加热温度 (°C)	热轧步骤		冷轧步骤 冷轧压下 率%	再结晶退火步骤		
			精轧终轧温度 FDT °C	卷取温度 CT °C		加热均热温度 (°C)	温度 (°C)	保持力时间 (s)
4-1	4A	1250	900	600	70	800	400	300
4-2	4B	1250	900	600	70	800	400	300
4-3		1250	900	600	70	<u>980</u>	-	-
4-4		1250	900	600	70	<u>680</u>	400	300
4-5	4C	1250	900	600	70	800	400	300
4-6	4D	1250	900	600	70	800	400	300
4-7	4E	1250	900	600	70	800	400	300
4-8	4F	1250	900	600	70	800	400	300
4-9	4G	1250	900	600	70	800	400	300
4-10	4H	1250	900	600	70	800	400	300
4-11	4I	1250	900	600	70	800	400	300
4-12	4J	1250	900	600	70	800	400	300
4-13	4K	1250	900	600	70	800	400	300
4-14	4L	1250	900	600	70	800	400	300
4-15	4A	1250	900	600	70	800	<u>250</u>	300
4-16		1250	900	600	70	800	<u>550</u>	300

表 12

钢板号	钢号	微观组织				冷轧钢特性					预变形热处理后特性		应变时效硬化特性		扩孔率 $\lambda$ %	备注
		铁素体		第二相		拉伸特性					YS <sub>HT</sub> (MPa)	TS <sub>HT</sub> (MPa)	$\Delta$ YS (MPa)	$\Delta$ YS (MPa)		
		体积率 (%)	类型	残余奥氏体 体积率 %	体积率 (%)	YS (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	TS × EI	YS <sub>HT</sub> (MPa)					TS <sub>HT</sub> (MPa)	$\Delta$ YS (MPa)
4-1	4A	91	A, B	6	9	470	630	34	21420	700	780	230	150	140	本发明例	
4-2	4B	92	A, B	5	8	500	660	32	21120	740	820	240	160	130	本发明例	
4-3		0	P, B, M	0	100	560	740	12	8880	680	760	120	20	60	比较例	
4-4		100	-	0	0	500	660	11	7260	610	675	110	15	130	比较例	
4-5	4C	92	A, B	5	8	480	640	33	21120	710	790	230	150	120	本发明例	
4-6	4D	94	A, B	4	6	470	630	34	21420	700	775	230	145	130	本发明例	
4-7	4E	92	A, B	5	8	490	650	33	21450	720	800	230	150	120	本发明例	
4-8	4F	93	A, B	4	7	470	620	34	21080	680	760	210	140	120	本发明例	
4-9	4G	94	A, B	3	6	460	620	34	21080	570	630	110	10	60	比较例	
4-10	4H	92	A, B	5	8	475	630	33	20790	710	790	235	160	130	本发明例	
4-11	4I	90	A, B	4	10	480	640	33	21120	725	805	245	165	120	本发明例	
4-12	4J	91	A, B	5	9	485	650	32	20800	730	810	245	160	120	本发明例	
4-13	4K	92	A, B	4	8	470	630	34	21420	710	790	240	160	130	本发明例	
4-14	4L	90	A, B	5	10	465	620	34	21080	700	775	235	155	120	本发明例	
4-15	4A	93	M	0	7	380	630	28	17640	710	790	330	160	110	比较例	
4-16		92	P	0	8	550	650	24	15600	620	680	70	30	70	比较例	

F: 铁素体, A: 残余奥氏体, M: 马氏体, P: 珠光体, B: 贝氏体

表 13

钢号	化学成分(质量%)													相变点(°C)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cu	Ni	Cr, Mo	Nb, Ti, V	Ac1	Ac3		
5A	0.08	0.72	2.05	0.01	0.003	0.032	0.002	1.48	-	-	-	715	875		
5B	0.07	0.52	2.22	0.01	0.001	0.033	0.002	1.44	0.62	Mo: 0.15	-	720	870		
5C	0.09	0.77	1.85	0.01	0.004	0.028	0.002	1.28	0.55	Cr: 0.15	-	725	875		
5D	0.08	0.65	1.95	0.01	0.005	0.032	0.002	1.33	0.42	-	Nb: 0.01, Ti: 0.01, V: 0.01	715	870		
5E	0.07	0.55	2.05	0.01	0.004	0.033	0.002	0.14	-	-	-	715	875		
5F	0.08	0.70	2.22	0.01	0.003	0.033	0.002	0.72	-	-	-	715	870		
5G	0.07	0.68	1.85	0.01	0.005	0.036	0.002	0.95	-	-	-	715	875		
5H	0.08	0.77	2.05	0.01	0.003	0.032	0.002	1.45	0.75	-	-	715	870		
5I	0.09	0.80	1.85	0.01	0.002	0.028	0.002	1.29	-	Cr: 0.12	-	720	875		
5J	0.07	0.75	2.05	0.01	0.005	0.030	0.002	1.38	-	Mo: 0.15	-	715	870		
5K	0.08	0.68	1.95	0.01	0.003	0.025	0.002	1.40	-	-	Nb: 0.01	720	875		
5L	0.07	0.70	2.10	0.01	0.004	0.030	0.002	1.35	-	-	Ti: 0.01	715	870		
5M	0.08	0.75	1.80	0.01	0.002	0.031	0.002	1.25	-	-	V: 0.01	725	870		
5N	0.09	0.68	2.00	0.01	0.003	0.035	0.002	1.35	0.60	Cr: 0.13, Mo: 0.15	Nb: 0.01, V: 0.01	710	875		

表 14

钢板号	钢号	钢板坯再加热温度(°C)	热轧步骤				冷轧步骤		一次热处理步骤			酸洗加工	二次热处理步骤			热浸镀锌		合金化处理步骤		调质压下 %
			精轧终轧温度 FDT°C	卷取温度 CTC	最终厚度 mm	冷轧压下 %	最终厚度 mm	线	加热温度 °C	冷却速度 °C/S	线类型		加热温度 °C	冷却速度 °C/S	线类型	冷却速度 °C/S	合金化	温度 °C		
5-1	5A	1250	850	600	1.2	-	-	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-2	5B	1250	850	600	1.2	-	-	CAL	880	20	-	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-3											YES	CGL	780	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-4												CGL	980	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-5												CGL	650	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-6	5C	1250	850	600	1.2	-	-	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-7	5D	1250	850	600	1.2	-	-	CAL	880	20	YES	CGL	820	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-8	5E	1250	850	600	1.2	-	-	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-9	5F	1250	850	600	1.2	-	-	CAL	880	20	YES	CGL	780	20	CGL	10	非合金	-	1.0	
5-10	5G	1250	850	600	1.2	-	-	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-11	5A	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-12	5B	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	-	CGL	820	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-13		1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-14		1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	980	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-15		1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	680	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-16	5C	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-17	5D	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	非合金	-	1.0	
5-18	5E	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	780	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-19	5F	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-20	5G	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	820	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-21	5H	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-22	5I	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-23	5J	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-24	5K	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-25	5L	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-26	5M	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	
5-27	5N	1250	850	600	4.0	70	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0	

\*) 冷却速度直到 480°C

\*\*) 冷却速度直到 300°C

表 15

钢板号	钢号	微观组织				第二相			电镀钢板特性				预变形-热处理特性		应变时效硬化特性		扩孔率	备注
		主相		体积率%		类型*	残余奥氏体体积率%	体积率%	YS (MPa)	拉伸特性		TS (MPa)	YS <sub>HT</sub> (MPa)	TS <sub>HT</sub> (MPa)	ΔYS (MPa)	ΔTS (MPa)		
		铁素体体积率%	回火马氏体体积率%	铁素体率%	E1 (%)					TS × E1 (MPa%)								
5-1	5A	57	35	92	A, B	5	8	470	620	34	21080	700	775	230	155	140	本发明例	
5-2	5B	52	40	92	A, B	4	8	480	640	33	21120	725	805	245	165	135	本发明例	
5-3		51	40	91	A, B	5	9	470	620	34	21080	710	785	240	165	135	本发明例	
5-4		0	0	0	M, P, B	0	100	670	710	11	7810	710	740	40	30	65	比较例	
5-5		60	40	100	-	0	0	620	650	12	7800	650	675	30	25	130	比较例	
5-6	5C	58	35	93	A, B	4	7	470	630	34	21420	710	785	240	155	135	本发明例	
5-7	5D	57	35	92	A, B	5	8	490	650	33	21450	725	805	235	155	130	本发明例	
5-8	5E	53	40	93	A, B	7	7	380	510	42	21420	480	530	100	20	60	比较例	
5-9	5F	37	55	92	A, B	4	8	430	570	37	21090	650	720	220	150	140	本发明例	
5-10	5G	53	40	93	A, B	5	7	450	590	36	21240	675	745	225	155	135	本发明例	
5-11	5A	57	35	92	A, B	7	8	470	630	34	21420	715	790	245	160	145	本发明例	
5-12	5B	52	40	92	A, B	5	8	500	660	32	21120	750	830	250	170	140	本发明例	
5-13		53	40	93	A, B	6	7	480	640	33	21120	730	810	250	170	140	本发明例	
5-14		0	0	0	M, P, B	0	100	680	720	12	8640	720	750	40	30	70	比较例	
5-15		65	35	100	-	0	0	620	660	11	7260	650	685	30	25	60	比较例	
5-16	5C	52	40	92	A, B	4	8	490	650	33	21450	730	810	240	160	140	本发明例	
5-17	5D	53	40	93	A, B	5	7	500	660	32	21120	735	815	235	155	135	本发明例	
5-18	5E	48	45	93	A, B	4	7	390	520	41	21320	490	540	100	20	60	比较例	
5-19	5F	44	50	94	A, B	5	6	440	580	37	21460	655	725	215	145	135	本发明例	
5-20	5G	57	35	92	A, B	5	8	450	600	35	21000	675	750	225	150	140	本发明例	
5-21	5H	51	40	91	A, B	5	9	445	590	35	20650	680	755	235	165	130	本发明例	
5-22	5I	55	35	90	A, B	5	10	460	610	34	20740	695	770	235	160	135	本发明例	
5-23	5J	52	40	92	A, B	4	8	450	600	35	21000	680	755	230	155	130	本发明例	
5-24	5K	53	40	93	A, B	5	7	470	620	34	21080	710	780	240	160	130	本发明例	
5-25	5L	56	35	91	A, B	6	9	475	630	33	20790	720	795	245	165	135	本发明例	
5-26	5M	60	30	90	A, B	5	10	460	610	34	20740	695	770	235	160	130	本发明例	
5-27	5N	52	40	92	A, B	4	8	455	600	35	21000	680	755	225	155	130	本发明例	

\*M: 马氏体, P: 珠光体, B: 贝氏体, A: 残余奥氏体



表 16

钢号	化学成分 (质量%)											转变点 (°C)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr, Mo, W	Nb, Ti, V	Ac1	Ac3		
6A	0.07	0.77	2.00	0.01	0.003	0.033	0.002	Cr: 0.20, Mo: 0.43	-	715	870		
6B	0.08	0.55	2.22	0.01	0.001	0.033	0.002	Mo: 0.33	Nb: 0.04, V: 0.05	720	865		
6C	0.08	0.75	1.80	0.01	0.004	0.020	0.002	Mo: 0.48	Nb: 0.05, Ti: 0.03	725	880		
6D	0.09	0.63	1.98	0.01	0.005	0.025	0.002	W: 0.54	-	715	865		
6E	0.07	0.65	2.02	0.01	0.003	0.033	0.002	Mo: 0.36	Ti: 0.05	715	875		
6F	0.08	0.70	1.90	0.01	0.005	0.035	0.002	Cr: 0.50	Nb: 0.05	715	865		
6G	0.07	0.58	2.08	0.01	0.004	0.032	0.002	-	-	715	865		
6H	0.08	0.75	2.22	0.01	0.004	0.022	0.002	Mo: 0.35	-	715	870		
6I	0.08	0.77	1.98	0.01	0.003	0.032	0.002	Cr: 0.25	-	710	860		
6J	0.07	0.68	2.05	0.01	0.002	0.035	0.002	Mo: 0.15, Cr: 0.10, W: 0.11	-	720	865		
6K	0.09	0.70	1.98	0.01	0.001	0.028	0.002	Mo: 0.25, Cr: 0.10	V: 0.05	715	865		

表 17

钢板号	钢号	钢板坯再加热温度 (°C)	热轧步骤		冷轧步骤		一次热处理步骤			酸洗加工	二次热处理步骤		热浸镀锌		合金化处理	调质		
			精轧温度 FDT°C	卷取温度 CTC	最终厚度 mm	冷轧压下率 %	线	加热温度 °C	冷却速度 °C/S		线类型	加热温度 °C	冷却速度 °C/S	线类型			电镀锌后的冷却速度 **°C/S	
6-1	6A	1250	850	600	1.2	-	CAL	880	20	YES	CGL	780	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-2	6B	1250	850	600	1.2	-	CAL	880	20	-	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-3										YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-4											CGL	980	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-5											CGL	650	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-6	6C	1250	850	600	1.2	-	CAL	880	20	YES	CGL	780	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-7	6D	1250	850	600	1.2	-	CAL	880	20	YES	CGL	820	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-8	6E	1250	850	600	1.2	-	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-9	6F	1250	850	600	1.2	-	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-10	6G	1250	850	600	1.2	-	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	非合金	-	1.0
6-11	6A	1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-12	6B	1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-13		1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-14		1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	820	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-15		1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	980	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-16	6C	1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	680	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-17	6D	1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-18	6E	1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	非合金	-	1.0
6-19	6F	1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	780	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-20	6C	1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-21	6H	1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	820	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-22	6I	1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-23	6J	1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0
6-24	6K	1250	850	600	4.0	70	CAL	880	20	YES	CGL	800	20	CGL	10	合金	500	1.0

\*) 冷却速度直到 480°C

\*\*) 冷却速度直到 300°C

表 18

钢板号	钢号	微观组织						电镀锌板特性				预变形-热处理特性		应变时效硬化特性		扩孔		备注
		主相			第二相			拉伸特性				YS <sub>HT</sub> (MPa)	TS <sub>HT</sub> (MPa)	Δ YS (MPa)	Δ TS (MPa)	扩孔率λ		
		铁素体率%	回火马氏体率%	体积率%	类型*	残余奥氏体率%	体积率%	YS (MPa)	TS (MPa)	E1 (%)	TS × E1 (MPa%)							
6-1	6A	56	35	91	A, B	6	9	460	610	35	21350	705	780	245	170	140	本发明例	
6-2	6B	52	40	92	A, B	5	8	475	630	34	21420	730	810	255	180	135	本发明例	
6-3	6-3	50	40	90	A, B	6	10	460	610	35	21350	715	790	255	180	135	本发明例	
6-4	6-4	0	0	0	M, P, B	0	100	660	700	11	7700	720	730	60	30	55	比较例	
6-5	6-5	60	40	100	-	0	0	620	660	12	7920	660	685	40	25	125	比较例	
6-6	6C	47	45	92	A, B	5	8	570	620	34	21080	715	790	145	170	135	本发明例	
6-7	6D	53	40	93	A, B	5	7	480	640	33	21120	730	810	250	170	130	本发明例	
6-8	6E	57	35	92	A, B	6	8	390	520	41	21320	620	685	230	165	130	本发明例	
6-9	6F	48	45	93	A, B	5	7	420	560	38	21280	655	725	235	165	140	本发明例	
6-10	6G	53	40	93	A, B	5	7	450	590	36	21240	560	620	110	30	50	比较例	
6-11	6A	53	40	93	A, B	5	7	465	620	34	21080	720	795	255	175	145	本发明例	
6-12	6B	52	40	92	A, B	5	8	490	650	33	21450	755	835	265	185	140	本发明例	
6-13	6-13	57	35	92	A, B	5	8	475	630	34	21420	730	810	255	180	140	本发明例	
6-14	6-14	0	0	0	M, P, B	0	100	650	710	12	8520	720	740	70	30	60	比较例	
6-15	6-15	60	40	100	-	0	0	610	650	11	7150	650	675	40	25	50	比较例	
6-16	6C	53	40	93	A, B	5	7	480	640	33	21120	730	810	250	170	140	本发明例	
6-17	6D	62	30	92	A, B	5	8	490	650	33	21450	740	820	250	170	135	本发明例	
6-18	6E	53	40	93	A, B	4	7	390	520	41	21320	615	680	225	160	140	本发明例	
6-19	6F	49	45	94	A, B	4	6	450	590	36	21240	675	750	225	160	135	本发明例	
6-20	6G	42	50	92	A, B	5	8	460	610	35	21350	700	775	240	165	30	比较例	
6-21	6H	36	55	91	A, B	5	9	470	630	34	21420	710	790	240	160	120	本发明例	
6-22	6I	40	50	90	A, B	4	10	465	620	34	21080	705	785	240	165	120	本发明例	
6-23	6J	50	40	90	A, B	5	10	480	640	33	21120	720	800	240	160	130	本发明例	
6-24	6K	51	40	91	A, B	5	9	470	620	34	21080	700	775	230	165	120	本发明例	

\*)M: 马氏体, P: 珠光体, B: 贝氏体, A: 残余奥氏体

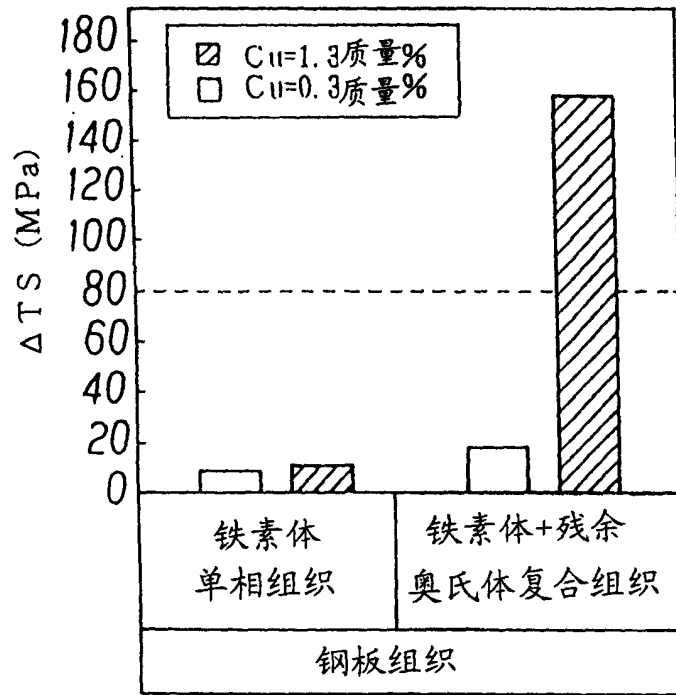


图 1

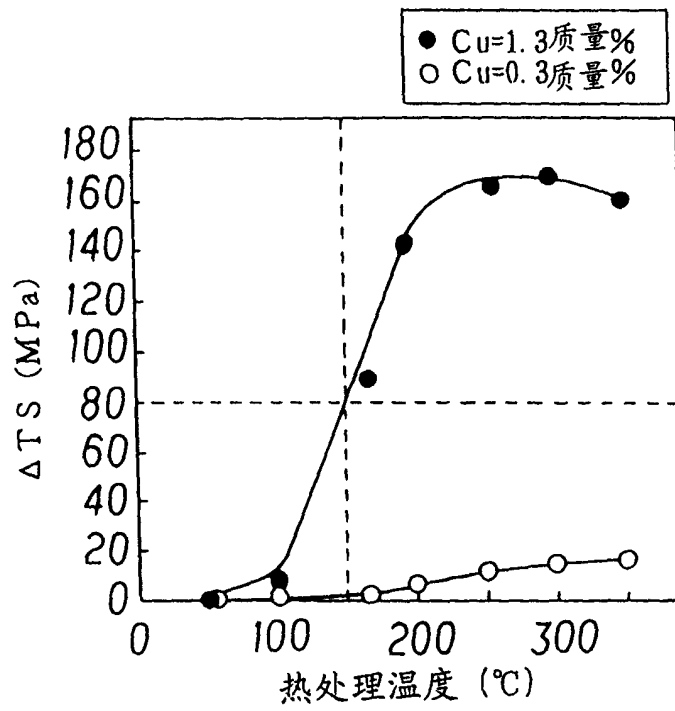


图 2

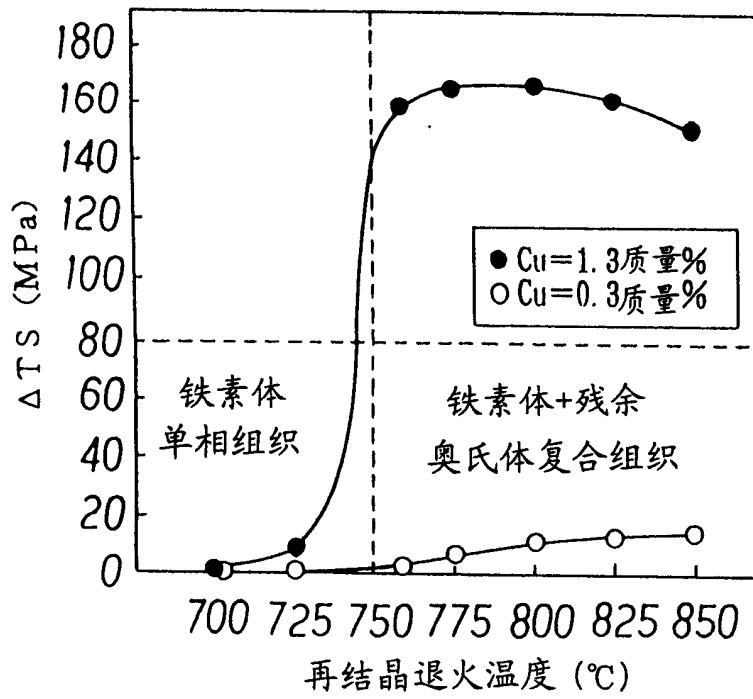


图 3

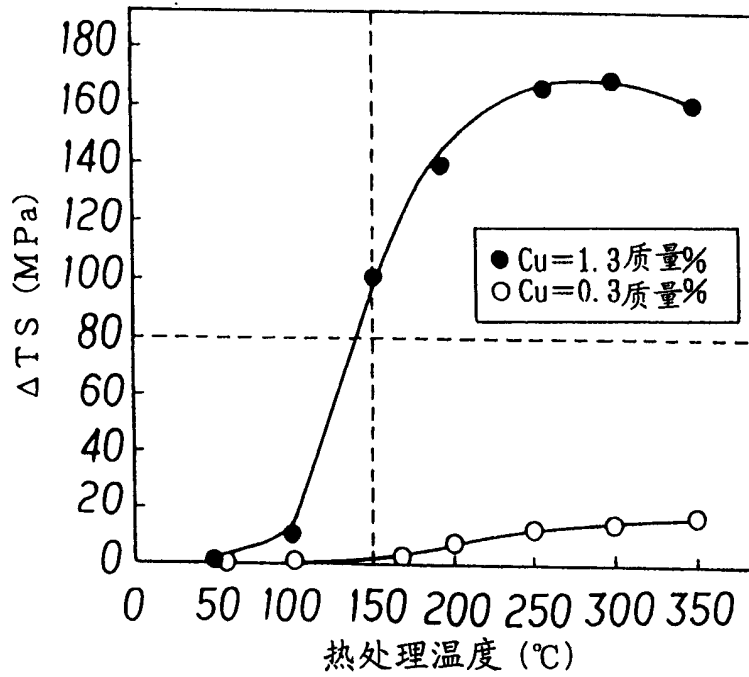


图 4

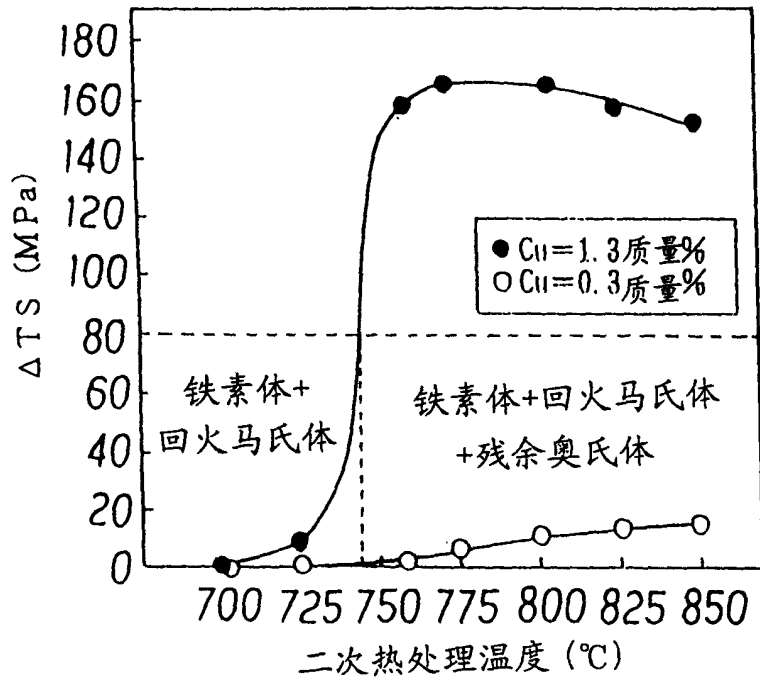


图 5

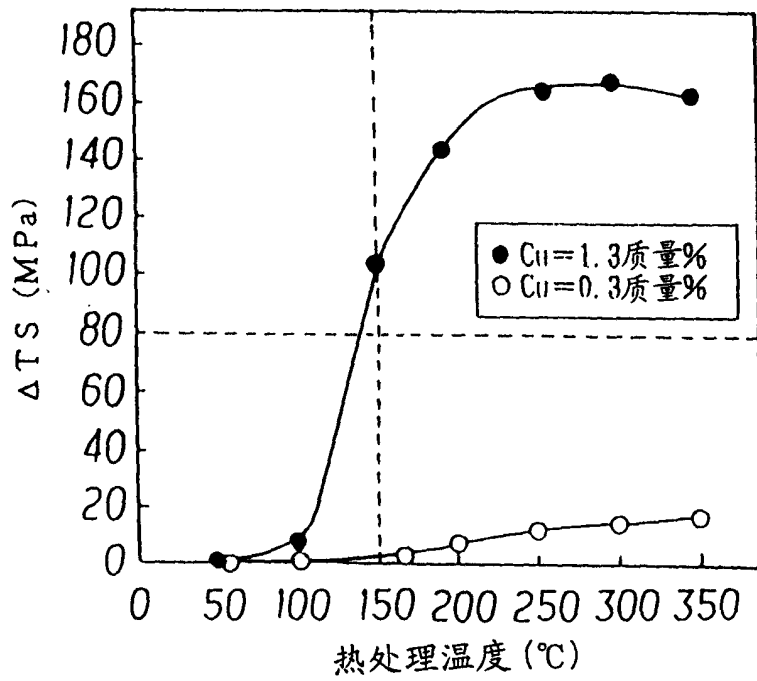


图 6