



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 101107377 B

(45) 授权公告日 2011. 03. 23

(21) 申请号 200680002859. X

(22) 申请日 2006. 01. 10

(30) 优先权数据

0500637 2005. 01. 21 FR

(85) PCT申请进入国家阶段日

2007. 07. 20

(86) PCT申请的申请数据

PCT/FR2006/000043 2006. 01. 10

(87) PCT申请的公布数据

W02006/077301 FR 2006. 07. 27

(73) 专利权人 阿塞洛法国公司

地址 法国圣但尼

(72) 发明人 C·斯考特 P·库加 M·罗斯西尼

A·德兹 D·科尼特

(74) 专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专

利商标事务所 11038

代理人 张力更

(51) Int. Cl.

C22C 38/04 (2006. 01)

(56) 对比文件

FR 2857980 A, 2005. 01. 28, 全文.

EP 1067203 A, 2001. 01. 10, 全文.

EP 1427866 A, 2004. 06. 16, 全文.

CN 1079513 A, 1993. 12. 15, 全文.

审查员 姚文东

权利要求书 3 页 说明书 10 页

(54) 发明名称

铁-碳-锰奥氏体钢板的制造方法和由此制造的板材

(57) 摘要

本发明涉及铁-碳-锰奥氏体钢板, 该钢的化学组成包括(含量以重量表示): $0.45\% \leq C \leq 0.75\%$; $15\% \leq Mn \leq 26\%$; $Si \leq 3\%$; $Al \leq 0.050\%$; $S \leq 0.030\%$; $P \leq 0.080\%$; $N \leq 0.1\%$; 至少一种选自钒、钛、铌、铬和钼的金属元素, 其中 $0.050\% \leq V \leq 0.50\%$, $0.040\% \leq Ti \leq 0.50\%$, $0.070\% \leq Nb \leq 0.50\%$, $0.070\% \leq Cr \leq 2\%$, $0.14\% \leq Mo \leq 2\%$; 以及任选的一种或多种选自 $0.0005\% \leq B \leq 0.003\%$, $Ni \leq 1\%$, $Cu \leq 5\%$ 的元素; 该组成的余量由铁和熔炼产生的不可避免的杂质组成, 析出碳化物、氮化物或碳氮化物形式的所述至少一种金属元素的量为: $0.030\% \leq V_p \leq 0.150\%$, $0.030\% \leq Ti_p \leq 0.130\%$, $0.040\% \leq Nb_p \leq 0.220\%$, $0.070\% \leq Cr_p \leq 0.6\%$, $0.14\% \leq Mo_p \leq 0.44\%$ 。

1. 铁-碳-锰奥氏体钢板, 该钢的化学组成包括, 含量以重量表示:

$$0.45\% \leq C \leq 0.75\%$$

$$15\% \leq Mn \leq 26\%$$

$$Si \leq 3\%$$

$$Al \leq 0.050\%$$

$$S \leq 0.030\%$$

$$P \leq 0.080\%$$

$$N \leq 0.1\%,$$

至少一种选自钒、钛、铌、铬和钼的金属元素, 其中

$$0.050\% \leq V \leq 0.50\%$$

$$0.040\% \leq Ti \leq 0.50\%$$

$$0.070\% \leq Nb \leq 0.50\%$$

$$0.070\% \leq Cr \leq 2\%$$

$$0.14\% \leq Mo \leq 2\%$$

以及任选的一种或多种选自

$$0.0005\% \leq B \leq 0.003\%$$

$$Ni \leq 1\%$$

Cu $\leq 5\%$ 的元素,

该组成的余量由铁和熔炼产生的不可避免的杂质组成, 析出碳化物、氮化物或碳氮化物形式的所述至少一种金属元素的量为:

$$0.030\% \leq V_p \leq 0.150\%$$

$$0.030\% \leq Ti_p \leq 0.130\%$$

$$0.040\% \leq Nb_p \leq 0.220\%$$

$$0.070\% \leq Cr_p \leq 0.6\%$$

$$0.14\% \leq Mo_p \leq 0.44\%。$$

2. 权利要求 1 的钢板, 其特征在于所述钢的组成包括, 含量以重量表示,

$$0.50\% \leq C \leq 0.70\%。$$

3. 权利要求 1 或 2 的钢板, 其特征在于所述钢的组成包括, 含量以重量表示:

$$17\% \leq Mn \leq 24\%。$$

4. 权利要求 1 或 2 的钢板, 其特征在于所述钢的组成包括 $0.070\% \leq V \leq 0.40\%$, 析出碳化物、氮化物或碳氮化物形式的钒的量为:

$$0.070\% \leq V_p \leq 0.140\%。$$

5. 权利要求 1 或 2 的钢板, 其特征在于所述钢的组成包括 $0.060\% \leq Ti \leq 0.40\%$, 析出碳化物、氮化物或碳氮化物形式的钛的量为:

$$0.060\% \leq Ti_p \leq 0.110\%。$$

6. 权利要求 1 或 2 的钢板, 其特征在于所述钢的组成包括 $0.090\% \leq Nb \leq 0.40\%$, 析出碳化物、氮化物或碳氮化物形式的铌的量为:

$$0.090\% \leq Nb_p \leq 0.200\%。$$

7. 权利要求 1 或 2 的钢板, 其特征在于所述钢的组成包括 $0.20\% \leq Cr \leq 1.8\%$, 析出

碳化物形式的铬的量为：

$$0.20\% \leq \text{Cr}_p \leq 0.5\%。$$

8. 权利要求 1 或 2 的钢板,其特征在於所述钢的组成包括 $0.20\% \leq \text{Mo} \leq 1.8\%$,析出碳化物形式的钼的量为：

$$0.20\% \text{ Mo}_p \leq 0.35\%。$$

9. 权利要求 1 或 2 的钢板,其特征在於所述析出物平均尺寸为 5-25nm。

10. 权利要求 1 或 2 的钢板,其特征在於所述析出物平均尺寸为 7-20nm。

11. 权利要求 1 或 2 的钢板,其特征在於所述析出物总量的至少 75%位于晶粒内的位置。

12. 制造铁-碳-锰奥氏体钢的冷轧板的方法,其中提供一种钢,其化学组成包括,含量以重量表示：

$$0.45\% \leq \text{C} \leq 0.75\%$$

$$15\% \leq \text{Mn} \leq 26\%$$

$$\text{Si} \leq 3\%$$

$$\text{Al} \leq 0.050\%$$

$$\text{S} \leq 0.030\%$$

$$\text{P} \leq 0.080\%$$

$$\text{N} \leq 0.1\%,$$

至少一种选自钒、钛、铌、铬和钼的金属元素,其中

$$0.050\% \leq \text{V} \leq 0.50\%$$

$$0.040\% \leq \text{Ti} \leq 0.50\%$$

$$0.070\% \leq \text{Nb} \leq 0.50\%$$

$$0.070\% \leq \text{Cr} \leq 2\%$$

$$0.14\% \leq \text{Mo} \leq 2\%,$$

以及任选的一种或多种选自：

$$0.0005\% \leq \text{B} \leq 0.003\%$$

$$\text{Ni} \leq 1\%$$

$$\text{Cu} \leq 5\% \text{ 的元素,}$$

该组成的余量由铁和熔炼产生的不可避免的杂质组成,

- 由这种钢铸造半成品；

- 将所述半成品加热到 1100-1300℃ 的温度；

- 对所述半成品进行热轧,直至大于或等于 890℃ 的终轧温度；

- 在低于 580℃ 的温度下卷绕所述板材；

- 冷轧所述板材,并且

- 对所述板材进行退火热处理,所述退火热处理包括加热速率为 V_c 的加热阶段,在温度 T_m 下保温时间为 t_m 的保温阶段,接着是冷却速率为 V_r 的冷却阶段,任选地,之后是在温度 T_u 下保温时间为 t_u 的保温阶段,调整参数 V_c 、 T_m 、 t_m 、 V_r 、 T_u 、 t_u 以获得根据权利要求 1-8 中任一项的所述至少一种析出的金属元素的量。

13. 权利要求 12 的方法,其特征在於调整参数 V_c 、 T_m 、 t_m 、 V_r 、 T_u 、 t_u 以使所述退火后的

所述碳化物、氮化物或碳氮化物析出物平均尺寸为 5-25nm。

14. 权利要求 12 或 13 的方法,其特征在于调整参数 V_c 、 T_m 、 t_m 、 V_r 、 T_u 、 t_u 以使所述退火后的所述析出物平均尺寸为 7-20nm。

15. 权利要求 12 或 13 的方法,其特征在于调整参数 V_c 、 T_m 、 t_m 、 V_r 、 T_u 、 t_u 以使所述退火后的所述析出物总量的至少 75%位于晶粒内的位置。

16. 权利要求 12 的制造铁-碳-锰奥氏体钢的冷轧板的方法,其特征在于提供一种钢,其化学组成包括 $0.050\% \leq V \leq 0.50\%$,热轧所述半成品,直至大于或等于 950℃的终轧温度,在低于 500℃的温度下卷绕所述板材,以大于 30%的压下量冷轧所述板材,进行退火热处理,其中加热速率 V_c 为 2-10℃/s,在 700-870℃的温度 T_m 保持 30-180s 的时间,并以 10-50℃/s 的速率冷却所述板材。

17. 权利要求 16 的制造冷轧板的方法,其特征在于加热速率 V_c 为 3-7℃/s。

18. 权利要求 16 或 17 的制造冷轧板的方法,其特征在于保温温度 T_m 为 720-850℃。

19. 权利要求 12、13、16 和 17 中任一项的制造方法,其特征在于所述半成品的铸造以在对转钢辊间薄带或板坯铸件的形式来进行。

20. 权利要求 1-11 中任一项的或者通过权利要求 12-19 中任一项的方法制造的奥氏体钢板在制造机动车领域中的结构部件、增强元件或外部部件中的用途。

铁 - 碳 - 锰奥氏体钢板的制造方法和由此制造的板材

技术领域

[0001] 本发明涉及由具有非常高机械性能（特别是高机械强度）且兼有良好抗延迟断裂性的铁 - 碳 - 锰奥氏体钢制造热轧和冷轧板。

背景技术

[0002] 已知某些应用（特别是在机动车领域中的某些应用）需要金属结构更加轻便和在发生冲撞时强度更高，并且还具有有良好的冲压性能。这就要求使用兼有高的抗拉强度和大的可变形性的结构材料。为了满足这些需求，专利 FR2829775 公开了比如具有主要元素为铁 / 碳（最高达 2%）和锰（在 10 至 40% 之间）的奥氏体合金，其可以被热轧或冷轧，且具有可超过 1200MPa 的强度。这些钢的变形模式只取决于堆垛层错能：对于足够高的堆垛层错能来说，观察到的机械变形模式是通过孪晶作用发生的，这使得能够获得高的加工硬化（écrouissage）能力。通过充当位错传播的障碍，孪晶有助于增加屈服强度。然而，当堆垛层错能超过一定的限度时，完全位错滑移就会变成主要的变形机制，加工硬化能力就会降低。前面提及的专利因而公开了 Fe-C-Mn 钢等级，其堆垛层错能使得能够观察到高的加工硬化能力并兼有非常高的机械强度。

[0003] 现在，已知延迟断裂的灵敏度随着机械强度而增加，特别是在某些冷变形操作后，这是因为高的残余应力在变形后有可能仍然存在。加之原子氢也可能存在于金属中，这些应力可能导致延迟断裂，即在变形本身之后的一定时间发生的断裂。通过扩散到晶格缺陷（比如基体 / 夹杂物界面，孪晶间界和晶界）中，氢可能会逐渐累积。在这些缺陷中，当氢在一定时间后达到临界浓度时就会变得有害。这种延迟源于残余应力分布场和氢扩散动力学，室温下氢扩散系数较低，特别是在奥氏体结构合金中，其中这种元素的每秒平均行程为 0.03 微米左右。另外，位于晶界的氢削弱了它们的内聚力，并且促使出现延迟晶间裂纹。

[0004] 因此存在兼有高强度和高延展性且具有非常高抗延迟断裂性的热轧或冷轧钢的需求。

[0005] 同时也需要成本经济地（也就是说在与现有工业线生产力需求和这类产品的可接受成本可比的制造条件下）提供这类钢。尤其已知地是，通过特定的除气热处理可以大大降低氢含量。除了这些处理的额外成本之外，它们的热条件有可能导致这些钢晶粒粗化或渗碳体析出，这常常与机械性能方面的要求相矛盾。

发明内容

[0006] 因此，本发明的目的在于提供一种制造低廉，具有大于 900MPa 的强度，大于 50% 断裂伸长率，特别适于冷成形，且具有非常高的抗延迟断裂性，对特定除气热处理无特别需求的热轧或冷轧钢板或产品。

[0007] 为此，本发明的一个目的在于一种铁 - 碳 - 锰奥氏体钢板，该钢的化学组成包括，含量以重量表示， $0.45\% \leq C \leq 0.75\%$ ； $15\% \leq Mn \leq 26\%$ ； $Si \leq 3\%$ ； $Al \leq 0.050\%$ ； $S \leq 0.030\%$ ； $P \leq 0.080\%$ ； $N \leq 0.1\%$ ；至少一种选自钒、钛、铌、铬和钼的金属元素，其

中 $0.050\% \leq V \leq 0.50\%$; $0.040\% \leq Ti \leq 0.50\%$; $0.070\% \leq Nb \leq 0.50\%$; $0.070\% \leq Cr \leq 2\%$; $0.14\% \leq Mo \leq 2\%$, 以及任选的一种或多种选自 $0.0005\% \leq B \leq 0.003\%$; $Ni \leq 1\%$; $Cu \leq 5\%$ 的元素, 该组成的余量由铁和熔炼产生的不可避免的杂质组成, 析出碳化物、氮化物或碳氮化物形式的金属元素的量为: $0.030\% \leq V_p \leq 0.150\%$; $0.030\% \leq Ti_p \leq 0.130\%$; $0.040\% \leq Nb_p \leq 0.220\%$; $0.070\% \leq Cr_p \leq 0.6\%$; $0.14\% \leq Mo_p \leq 0.44\%$ 。

[0008] 优选地, 该钢的组成包括: $0.50\% \leq C \leq 0.70\%$ 。

[0009] 根据优选实施方式, 该钢的组成包括: $17\% \leq Mn \leq 24\%$ 。

[0010] 根据优选实施方式, 该钢的组成包括 $0.070\% \leq V \leq 0.40\%$, 析出碳化物、氮化物或碳氮化物形式的钒的量为 $0.070\% \leq V_p \leq 0.140\%$ 。

[0011] 优选地, 该钢的组成包括 $0.060\% \leq Ti \leq 0.40\%$, 析出碳化物、氮化物或碳氮化物形式的钛的量为 $0.060\% \leq Ti_p \leq 0.110\%$ 。

[0012] 有利地, 该钢的组成包括 $0.090\% \leq Nb \leq 0.40\%$, 析出碳化物、氮化物或碳氮化物形式的铌的量为 $0.090\% \leq Nb_p \leq 0.200\%$ 。

[0013] 优选地, 该钢的组成包括 $0.20\% \leq Cr \leq 1.8\%$, 析出碳化物形式的铬的量为 $0.20\% \leq Cr_p \leq 0.5\%$ 。

[0014] 优选地, 该钢的组成包括 $0.20\% \leq Mo \leq 1.8\%$, 析出碳化物形式的钼的量为 $0.20\% \leq Mo_p \leq 0.35\%$ 。

[0015] 根据优选实施方式, 析出物平均尺寸为 5-25nm, 更优选 7-20nm。

[0016] 有利地, 所述析出物总量的至少 75% 位于晶粒内的位置。

[0017] 本发明的另一个目的在于铁-碳-锰奥氏体钢的冷轧板的制造方法, 其中提供一种钢, 其化学组成包括, 含量以重量表示, $0.45\% \leq C \leq 0.75\%$; $15\% \leq Mn \leq 26\%$; $Si \leq 3\%$; $Al \leq 0.050\%$; $S \leq 0.030\%$; $P \leq 0.080\%$; $N \leq 0.1\%$; 至少一种选自钒、钛、铌、铬和钼的金属元素, 其中 $0.050\% \leq V \leq 0.50\%$; $0.040\% \leq Ti \leq 0.50\%$; $0.070\% \leq Nb \leq 0.50\%$; $0.070\% \leq Cr \leq 2\%$; $0.14\% \leq Mo \leq 2\%$, 以及任选的一种或多种选自 $0.0005\% \leq B \leq 0.003\%$; $Ni \leq 1\%$; $Cu \leq 5\%$ 的元素, 该组成的余量由铁和熔炼产生的不可避免的杂质组成; 由这种钢铸造半成品; 将这种半成品加热到 1100-1300℃ 的温度; 对这种半成品进行热轧, 直至大于或等于 890℃ 的终轧温度; 在低于 580℃ 的温度下卷绕所获得的板材; 冷轧该板材并进行退火热处理, 该退火热处理包括加热速率为 V_c 的加热阶段, 在温度 T_m 下保温时间为 t_m 的保温阶段, 接着是冷却速率为 V_r 的冷却阶段, 任选地, 之后是在温度 T_u 下保温时间为 t_u 的保温阶段, 调整参数 V_c 、 T_m 、 t_m 、 V_r 、 T_u 、 t_u 以获得上面提到的析出的金属元素的量。

[0018] 根据优选的实施方式, 调整参数 V_c 、 T_m 、 t_m 、 V_r 、 T_u 、 t_u 以使退火后的碳化物、氮化物或碳氮化物析出物平均尺寸为 5-25nm, 优选 7-20nm。

[0019] 有利地, 调整参数 V_c 、 T_m 、 t_m 、 V_r 、 T_u 、 t_u 以使退火后的析出物总量的至少 75% 位于晶粒内的位置。

[0020] 根据优选的方式, 提供一种钢, 其化学组成包括 $0.050\% \leq V \leq 0.50\%$, 热轧该半成品, 直至大于或等于 950℃ 的终轧温度, 在低于 500℃ 的温度下卷绕该板材, 以大于 30% 的压下量冷轧该板材, 进行退火热处理, 其中加热速率 V_c 为 2-10℃/s, 在 700-870℃ 的温度 T_m 保持 30-180s 的时间, 并以 10-50℃/s 的速率冷却该板材。

[0021] 加热速率 V_c 优选为 $3-7^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

[0022] 根据优选的方式,保温温度 T_m 为 $720-850^{\circ}\text{C}$ 。

[0023] 半成品的铸造有利地以在对转 (contra-rotatif) 钢辊间薄带或板坯铸件的形式来进行。

[0024] 本发明的另一个目的是上面描述的或者通过上述方法制造的奥氏体钢板在制造机动车领域中的结构部件、增强元件或外部部件中的用途。

具体实施方式

[0025] 本发明的其它特征和优点在下面通过示例方式描述的过程中会变得更加明显。

[0026] 在多次试验之后,本发明人已证明,可通过遵守下述条件来满足以上提及的各种要求:

[0027] 关于该钢的化学组成,碳对微观组织的形成和机械性能具有非常重要的作用:它增加了堆垛层错能并促进了奥氏体相的稳定性。对于 0.45% 或更高的碳含量来说,当与范围为 $15-26$ 重量%的锰含量结合时,这种稳定性得以实现。然而,对于高于 0.75% 的碳含量来说,则变得难以防止在工业生产的某些热循环过程中碳化物的过量析出,该析出会降低延展性。

[0028] 优选地,碳含量为 $0.50-0.70$ 重量%,以便获得足够的强度和最适宜的碳化物或碳氮化物的析出。

[0029] 锰也是一种提高强度、增加堆垛层错能并使奥氏体相稳定的基本元素。如果其含量小于 15% ,则存在形成马氏体相的危险,所述马氏体相非常显著地降低可变形性。此外,当锰含量大于 26% 时,在室温下的延展性下降。另外,出于成本的原因,不希望锰含量高。优选地,锰含量为 $17-24\%$,以便优化堆垛层错能并阻止在变形作用下马氏体的形成。而且,当锰含量大于 24% 时,通过孪晶作用的变形模式就没有通过完全位错滑移的变形模式有利。

[0030] 铝是一种用于钢脱氧的特别有效的元素。如同碳一样,它增加堆垛层错能。然而,如果铝过量存在于具有高锰含量的钢中,则铝是有缺点的,这是因为锰增加了氮在液体铁中的溶解度。如果过大量的铝存在于该钢中,则与铝结合的氮以氮化铝的形式析出,而氮化铝在热转变过程中会阻碍晶界的迁移并且非常显著地增加连铸中出现裂纹的危险。另外,正如随后所解释的,必须有充足的氮以便形成细的析出物,基本上是碳氮化物析出物。含量为 0.050% 或更低的铝含量防止了 AlN 的析出,并且为以下所述元素的析出保留了足够的氮含量。

[0031] 相应地,氮含量必须小于或等于 0.1% 以阻止这种析出以及在凝固期间体积缺陷(气泡)的形成。另外,当能够以氮化物形式析出的元素比如钒、铌和钛存在时,氮含量必须不超过 0.1% 以免引起粗析出,这对氢捕获是无效的。

[0032] 硅也是一种用于使钢脱氧并用于固相硬化的有效元素。然而,高于 3% 的含量时,它降低了伸长性,且倾向于在某些组装工艺过程中形成不希望的氧化物,因此必须保持低于这个极限值。

[0033] 硫和磷是使晶界变脆的杂质。它们各自的含量应当不超过 0.030 和 0.080% ,以便维持足够的热延展性。

[0034] 任选地,硼可以以 $0.0005-0.003\%$ 的量添加。此元素在奥氏体晶界偏析,且增加了

它们的内聚力。小于 0.0005%，就不能获得此效果。大于 0.003%，硼就会以硼碳化物的形式析出，且此效果也会饱和。

[0035] 镍可以任选地用于通过固溶硬化增加钢的强度。镍有助于实现高断裂伸长率，特别是增加韧性。然而，同样由于成本原因，仍然希望限制镍含量的最大含量为 1% 或更少。

[0036] 同样，任选地，添加含量不超过 5% 的铜是一项通过析出铜金属使钢硬化的措施。然而，当高于这个含量时，铜会导致在热轧板中出现表面缺陷。

[0037] 能够形成析出物的金属元素比如钒、钛、铌、铬和钼在本发明的范围内起着重要的作用。这是因为，已知延迟断裂是由氢的局部过量浓度引起的，特别是在奥氏体晶界处。本发明人已经证明，某些类型的析出物（其性质、含量、尺寸和分布在本发明中被精确定义）非常显著地降低延迟断裂的敏感性，而且还不会降低延展性和韧性。

[0038] 本发明人首先证明，析出的钒、钛或铌的碳化物，氮化物或碳氮化物作为氢的捕集器是非常有效的。铬或钼的碳化物也可以起到此作用。在室温下，氢因而会在这些析出物和基体之间的界面处被不可逆地捕获。然而，为了确保捕获在某些工业条件下可能会遇到的残余氢，析出物形式的金属元素的量需要等于或高于临界含量，这主要取决于析出物的性质。碳化物、氮化物和碳氮化物析出物形式的金属元素的量如果分别是钒、钛和铌的话则用 V_p 、 Ti_p 和 Nb_p 表示，如果是碳化物形式的铬和钼的话则用 Cr_p 和 Mo_p 表示。

[0039] 因此，该钢含有一种或多种选自以下的金属元素：

[0040] - 钒，其量为 0.050–0.50 重量%，析出物形式的量 V_p 为 0.030 重量%–0.150 重量%。优选地，钒含量为 0.070%–0.40%，含量 V_p 为 0.070 重量%–0.140 重量%；

[0041] - 钛，Ti 的量为 0.040–0.50 重量%，析出物形式的量 Ti_p 为 0.030%–0.130%。优选地，钛含量为 0.060%–0.40%， Ti_p 的量为 0.060 重量%–0.110 重量%；

[0042] - 铌，其量为 0.070–0.50 重量%，析出物形式的量 Nb_p 为 0.040–0.220%。优选地，铌含量为 0.090%–0.40%， Nb_p 的量为 0.090 重量%–0.200 重量%；

[0043] - 铬，其量为 0.070 重量%–2 重量%，析出物形式的量 Cr_p 为 0.070%–0.6%。优选地，铬含量为 0.20%–1.8%， Cr_p 的量为 0.20–0.5%；以及

[0044] - 钼，其量为 0.14–2 重量%，析出物形式的量 Mo_p 为 0.14–0.44%。优选地，钼含量为 0.20–1.8%， Mo_p 的量为 0.20–0.35%。

[0045] 这些不同元素所表示的最小值（例如钒为 0.050%）对应于在制造热循环中形成析出物所需的添加量。推荐优选的最小量（例如钒是 0.070%），以便获得更大数量的析出物。

[0046] 这些不同元素所表示的最大值（例如钒为 0.50%）对应于过量析出或不适宜形式的析出，这会降低机械性能或使得本发明的实施不经济。推荐优选的最大含量（例如钒为 0.40%），以便优化元素的添加。

[0047] 析出物形式的金属元素的最小值（例如钒为 0.030%）对应于非常有效地降低延迟断裂敏感性的析出物的量。推荐优选的最小量（例如钒为 0.070%），以便获得特别高的抗延迟断裂性能。

[0048] 析出物形式的金属元素的最大值（例如钒为 0.150%）标示出延展性或韧性的劣化，在析出物上开始出现断裂。而且当大于此最大值时，会发生强烈的析出，这会阻止冷轧后连续退火热处理期间的完全再结晶。

[0049] 推荐析出物形式的优选最大含量（例如钒为 0.140%）以便尽可能地保持延展性，并且使所获得的析出与常规再结晶退火条件下的再结晶相容。

[0050] 而且，本发明人已经证明，过大的析出物平均尺寸降低了捕获有效性。术语“析出物平均尺寸”在此被理解为是指可以例如使用提取复制品，随后用透射电子显微镜观察所测量的尺寸：每个析出物的直径（在球形或近球形析出物的情况下）或最长的长度（在不规则形态的析出物的情况下）被测量，然后生成这些析出物的尺寸分布直方图，由此通过计算统计学上代表性的颗粒数目计算出平均值。当大于 25nm 的平均尺寸时，由于析出物与基体之间的界面减小而使得氢捕获的有效性降低。对于给定的析出物量，大于 25nm 的析出物平均尺寸也会降低所存在的析出物的密度，由此过度地增加了捕获位之间的距离。用于氢捕获的界面面积也被降低。优选地，析出物平均尺寸小于 20nm，以便捕获最大可能量的氢。

[0051] 然而，当平均颗粒尺寸小于 5nm 时，析出物有形成与基体粘在一起的趋势，由此降低了捕获能力。控制这些非常细的析出物的难度也增加了。当析出物平均尺寸大于 7nm 时，这些困难就可以理想地避免。这个平均值可以包括大量具有纳米级尺寸的非常细小的析出物的存在。

[0052] 本发明人也已经证明，析出物有利地位于晶粒内的位置，以便降低延迟破裂的敏感性。这是因为，当析出物的总量的至少 75% 位于晶粒内的位置时，可能存在的氢的分布会更均匀，而不会聚集在奥氏体晶界处，该奥氏体晶界是脆化的潜在位置。上述元素之一（特别是铬）的添加使得各种碳化物能够析出，比如 MC 、 M_7C_3 、 $M_{23}C_6$ 、 M_3C ，其中 M 不仅代表该金属元素而且代表 Fe 或 Mn，这些元素存在于基体中。析出物中铁和锰的存在以较少的成本增加了析出物的量，因此增加了析出效率。

[0053] 本发明人也已经证明，钒（此元素以钒的碳化物 VC，钒的氮化物 VN 和相对复杂的碳氮化物 V(CN) 的形式析出）的添加在本发明的范围内是特别有利的。

[0054] 本发明的目的尤其是提供一种兼有非常高机械性能和低延迟破裂敏感性的钢。正如以上在冷轧和退火板材制造的内容中所述的，推荐该钢在退火循环后进行完全再结晶。过早的析出（例如发生在铸造、热轧或卷绕阶段）将可能会对再结晶有阻碍作用，就会有硬化金属的危险，并增加热轧或冷轧力。这样的析出也将是不太有效的，因为其主要发生在奥氏体晶界处。在高温下形成的这些析出物的尺寸较大，常常大于 25nm。

[0055] 本发明人已经证明，在钒的析出在热轧或卷绕过程中几乎不发生的情况下，钒的添加是特别希望的。因此，热轧和冷轧力的预先设定不必改变，且所有钒都可以在接下来的冷轧后的退火循环期间用于非常细且均匀的析出。该析出以均匀分布的纳米级 VC 和 VN 或 V(CN) 析出物的形式进行，大部分的析出物在晶粒内的位置，也就是说，处于氢捕获最希望的形式。另外，这种细析出限制了晶粒生长，在退火后有可能获得更细尺寸的奥氏体晶粒。

[0056] 本发明的制造方法按如下方式实施：熔炼具有下述组成的钢： $0.45\% \leq C \leq 0.75\%$ ； $15\% \leq Mn \leq 26\%$ ； $Si \leq 3\%$ ； $Al \leq 0.050\%$ ； $S \leq 0.030$ ； $P \leq 0.080\%$ ； $N \leq 0.1\%$ ；一种或多种选自以下的元素： $0.050\% \leq V \leq 0.50\%$ ； $0.040\% \leq Ti \leq 0.50\%$ ； $0.070\% \leq Nb \leq 0.50\%$ ； $0.070\% \leq Cr \leq 2\%$ ； $0.14\% \leq Mo \leq 2\%$ ，以及任选的一种或多种选自如下的元素： $0.0005\% \leq B \leq 0.003\%$ ； $Ni \leq 1\%$ ； $Cu \leq 5\%$ ，余量由铁和熔炼产生的不可避免的杂质组成。

[0057] 该熔炼后可以将钢铸造成锭,或者连铸成厚度为 200mm 左右的板坯。铸造也可以有利地以厚度为几十毫米的薄板坯或厚度为几毫米的薄带的形式实施。当根据本发明某些添加元素(比如钛或铌)存在时,以薄产品的形式铸造钢更能导致非常细小且热稳定的氮化物或碳氮化物析出,它们的存在会降低延迟破裂的敏感性。

[0058] 这些铸造的半成品首先被加热到 1100-1300℃ 的温度。这样做的目的是在每一点达到有利于该钢在轧制过程中将经历的高变形的温度。然而,再加热温度必须不超过 1300℃,以免太接近固相温度,这在任何锰和 / 或碳富集的区域都可以达到,会使钢局部变成有害于热成形的液态。当然,在薄板坯直接轧制的情况下,开始于 1300-1000℃ 的这些半成品的热轧步骤可以在铸造后直接进行,而无需通过中间的再加热步骤。

[0059] 对该半成品进行热轧,以便例如获得厚度为 2 至 5 毫米的热轧带,或者在半成品来自薄板坯铸造情况下的 1 至 5mm,或者在薄带铸造情况下的 0.5 至 3mm。根据本发明的钢的低铝含量阻止了 AlN 的过量析出,其在轧制期间会危害热变形性。为了避免由于缺乏延展性导致的任何断裂问题,终轧温度必须不低于 890℃。

[0060] 轧制后,所述带必须在一定的温度下卷绕,在该温度下的卷绕使得没有明显析出碳化物(基本是晶粒内渗碳体 $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$),而该碳化物会导致某些机械性能降低。这在卷绕温度低于 580℃ 时获得。还要选择生产条件以使所获得的产品完全再结晶。

[0061] 然后进行随后的后接退火的冷轧操作。此附加步骤使得晶粒尺寸小于在热轧带上得到的晶粒尺寸,因此导致更高的强度性能。当然,如果希望获得较小厚度的产品,例如厚度为 0.2mm 至几毫米的产品,则必须实施此步骤。

[0062] 通过上述过程得到的热轧产品在任选地进行常规的预先酸洗操作后进行冷轧。在此轧制步骤后,晶粒是非常加工硬化的,并且推荐实施再结晶退火处理。此处理具有恢复延展性和获得根据本发明的析出的效果。优选连续进行的此退火包括下列的相继步骤:

[0063] - 加热阶段,其特征在于加热速率 V_c ;

[0064] - 在温度 T_m 下保温时间为 t_m 的保温阶段;

[0065] - 冷却速率为 V_r 的冷却阶段;

[0066] - 任选地,温度 T_u 下保温时间为 t_u 的保温阶段。

[0067] 在温度为 T_u 的任选保温阶段之前,该产品可任选地被冷却至室温。温度为 T_u 的这个保温阶段任选地在独立的设备(例如用于钢卷材静态退火的炉)中实施。

[0068] 通常进行参数 V_c 、 T_m 、 t_m 、 V_r 、 T_u 、 t_u 的精确选择要使得能够获得所希望的机械性能,特别是由于完全再结晶获得的机械性能。而且,在本发明的范围内,本领域技术人员可以对它们进行调整,特别是根据冷轧比进行调整,以使得在退火后以析出碳化物、氮化物或碳氮化物形式存在的金属元素(V、Ti、Nb、Cr、Mo)的量落入上述含量(V_p 、 Ti_p 、 Nb_p 、 Cr_p 、 Mo_p)内。

[0069] 本领域技术人员也可以调整这些退火参数以使得这些析出物的平均尺寸为 5-25nm,优选 7-20nm。

[0070] 这些参数也可以被调整以使得大部分析出均匀地发生在基体中,也就是说,至少 75% 的析出物在晶粒内的位置。

[0071] 特别地,本发明将通过添加钒来有利地实施。为此,将以下述组成进行钢熔炼: $0.45\% \leq C \leq 0.75\%$; $15\% \leq Mn \leq 26\%$; $Si \leq 3\%$; $Al \leq 0.050\%$; $S \leq 0.030\%$;

$P \leq 0.080\%$; $N \leq 0.1\%$; $0.050\% \leq V \leq 0.50\%$, 以及任选的一种或多种选自以下的元素: $0.0005\% \leq B \leq 0.003\%$; $Ni \leq 1\%$; $Cu \leq 5\%$ 。根据本发明的钢板通过以下方式优化制造: 铸造半成品, 将其加热到 $1100-1300^{\circ}\text{C}$ 的温度, 热轧该半成品直至大于或等于 950°C 的终轧温度, 然后在低于 500°C 的温度下将其卷绕。

[0072] 该板材以大于 30% 的压下量被冷轧 (压下量的定义为: (冷轧前的板厚 - 冷轧后的板厚) / (冷轧前的板厚))。30% 的压下量对应于为获得再结晶的最小变形。接着以如下方式进行退火热处理: 2 至 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (优选 3 至 $7^{\circ}\text{C}/\text{s}$) 的加热速率 V_c , 700 至 870°C (优选 $720-850^{\circ}\text{C}$) 的温度 T_m 的保温时间为 30 至 180s , 然后以 10 至 $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的速率冷却该板材。

[0073] 这样就获得了强度大于 1000MPa , 断裂伸长率大于 50%, 且由于钒的碳氮化物的非常细且均匀的析出能提供良好抗延迟破裂性的钢。

[0074] 在根据本发明添加 Cr 或 Mo 的情况下, 在再结晶退火后进行保温处理是有利的, 这样铬或钼的纳米级碳化物的析出与再结晶就不会互相影响。此处理可以在上述冷却阶段后立即在过度时效区域的连续退火装置中实施。因此本领域技术人员会调整此保温阶段的参数 (保温温度 T_u , 保温时间 t_u) 以便析出根据本发明的铬和钼的碳化物。此析出也可能通过随后对卷绕形式的钢退火而发生。

[0075] 通过非限制性的实施例, 以下结果将表明本发明所提供的优点。

[0076] 实施例

[0077] 熔炼具有下表所给组成 (组成以重量百分数表示) 的钢。除了根据本发明的钢 I1 和 I2, 该表给出了用于对比的参考钢的组成。钢 R1 具有非常低的钒含量。在以下所解释的条件下, 钢 R2 的冷轧钢板具有过高的析出物量 (参见表 2)。钢 R3 具有过量的钒含量。

[0078]

表 1: 钢的组成 (根据本发明的 I1-2 和用于参考的 R1-3)												
钢	C	Mn	Si	S	P	Al	Cu	Ni	N	B	V	
I1	0.635	21.79	0.01	0.003	0.007	0.005	<0.002	<0.01	0.003	<0.0005	0.160	
I2	0.595	21.80	0.200	0.006	0.007	0.004	<0.002	<0.01	0.003	0.0023	0.225	
R1	0.600	21.84	0.198	0.007	0.006	0.005	<0.002	<0.01	0.003	<0.0005	0.013	
R2	0.625	21.65	0.01	0.003	0.007	0.005	<0.002	<0.01	0.003	<0.0005	0.405	
R3	0.625	21.64	0.01	0.003	0.007	0.005	<0.002	<0.01	0.003	<0.0005	0.865	

[0079] 这些钢的半成品被再加热至 1180℃, 热轧直至 950℃ 的温度, 以使它们的厚度为 3mm, 然后在 500℃ 的温度下卷绕。

[0080] 接着将由此所得的钢板以 50% 的压下量冷轧至厚度为 1.5mm, 然后在表 2 给定的条件下退火。

[0081] 通过化学提取和选择计量对这些不同板材的碳化物、氮化物或碳氮化物形式的析出的金属元素的量进行测定。考虑到组成和制造条件, 这些任选的析出物在此基于钒, 主要是钒的碳氮化物。析出物形式的钒的量 V_p , 与基于用透射电子显微镜观察的提取复制品所测量的析出物平均尺寸一起示于表 2。

[0082]

表 2: 冷轧后的退火条件; 退火后的析出状态							
钢	V_c ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	T_m ($^{\circ}\text{C}$)	t_m (s)	V_r ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	钒含量 V (%)	析出物形式 的 V_p (%)	析出物 平均尺寸 (nm)
I1	$3^{\circ}\text{C}/\text{s}$	825	180	$25^{\circ}\text{C}/\text{s}$	0.160	0.053	17
I2	$3^{\circ}\text{C}/\text{s}$	800	180	$25^{\circ}\text{C}/\text{s}$	0.225	0.115	17
R1	$3^{\circ}\text{C}/\text{s}$	825	180	$25^{\circ}\text{C}/\text{s}$	0.013	0(*)	-
R2	$3^{\circ}\text{C}/\text{s}$	850	180	$25^{\circ}\text{C}/\text{s}$	0.405	0.219(*)	15
R3	$3^{\circ}\text{C}/\text{s}$	740	120	$25^{\circ}\text{C}/\text{s}$	0.865(*)	n. d.	n. d.
(*) 本发明之外							

[0083] 表 3 表示在这些条件下获得的拉伸机械性能: 即强度和断裂伸长率。而且, 从冷轧和退火板材上切下直径为 55mm 的圆形坯料。用直径为 33mm 的冲头通过套口冲压这些坯料形成平底杯 (快速缩颈试验)。如此, 表征试验严酷度的因数 β (也就是坯料的最初直径和冲头直径的比) 为 1.66。接着, 在成形后立即或等待 3 个月后检查可能存在的微裂纹, 从而表征任何延迟破裂的敏感性。这些观察结果也在表 3 中给出。

[0084]

表 3: 冷轧和退火钢板上得到的拉伸机械性能, 以及可冲压性和延迟破裂敏感性				
钢	强度 (MPa)	断裂伸长率 (%)	冲压后观察到 的裂纹	等待 3 个月后 观察到的裂纹
I1	1071	55	无	无
I2	1090	58	无	无
R1	1074	63	无	有
R2	1168	35	无	无
R3	1417	28	n. d.	n. d.
n. d. 未检测到				

[0085] 在参考 R3 的情况下, 钒的总含量 (0.865%) 是过量的, 因此即使在 850°C 退火后也不可能获得再结晶。因此伸长率性能严重不足。在钢 R2 的情况下, 即使析出物尺寸是合适的, 但是过量发生的钒析出 (析出的钒为 0.219%) 会导致断裂伸长率劣化和不足的性能。

[0086] 在钢 R1 的情况下, 不存在所希望的析出, 而且观察到了延迟破裂敏感性。

[0087] 根据本发明的钢 I1 和 I2 包含合适类型和尺寸的析出物。大于 75% 的它们位于晶粒内的位置。这些钢兼有良好的机械性能 (大于 1000MPa 的强度, 大于 55% 的伸长率和高抗延迟破裂性)。后一项性能即使不进行特定的除气热处理也能获得。

[0088] 根据本发明的热轧或冷轧板有利地以结构部件、增强元件或外部部件的形式用于机动车工业中,这是因为它们具有非常高的强度和大的延展性,如果发生冲撞则能有效地帮助增加安全性的同时降低汽车的重量。