



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 103249847 B

(45) 授权公告日 2015.06.10

(21) 申请号 201180058065.6

G21D 9/46(2006.01)

(22) 申请日 2011.11.10

B21B 3/02(2006.01)

(30) 优先权数据

10-2010-0111273 2010.11.10 KR

10-2010-0111274 2010.11.10 KR

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2013.05.31

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/KR2011/008569 2011.11.10

(87) PCT国际申请的公布数据

W02012/064129 KO 2012.05.18

(73) 专利权人 POSCO 公司

地址 韩国庆尚北道浦项市

(72) 发明人 康熙宰 金得中 成焕球

(74) 专利代理机构 北京铭硕知识产权代理有限公司 11286

代理人 韩明星 郭鸿禧

(56) 对比文件

CN 1241219 A, 2000.01.12, 表 1-表 8.

CN 1128052 A, 1996.07.31, 说明书 17-20 页, 表 1-2, 图 2.

CN 1251140 A, 2000.04.19, 全文.

CN 1246161 A, 2000.03.01, 说明书第 14 页第 1 段, 第 15 页第 3、5 段, 第 21 页倒数第 3 段、最后一段, 第 23 页表 1, 第 25 页表 2, 27 页表 3, 第 29 页表 4, 第 32 页表 5, 第 35 页表 6, 第 37 页表 7, 第 39 页表 8.

CN 101326299 A, 2008.12.17, 全文.

审查员 肖睿

(51) Int. Cl.

G21D 8/02(2006.01)

G22C 38/00(2006.01)

G22C 38/58(2006.01)

G22C 38/06(2006.01)

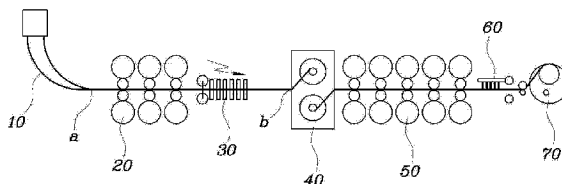
权利要求书 2 页 说明书 14 页 附图 1 页

(54) 发明名称

制造抗拉强度等级为 590MPa、可加工性优异且力学性能偏差小的高强度冷轧/热轧 TRIP 钢的方法

(57) 摘要

本发明的目的在于提供一种制造抗拉强度等级为 590MPa 且力学性能偏差小的高强度冷轧 TRIP 钢的方法, 其中, 采用了薄板坯连铸技术, 以确保优异的可加工性, 并且还显著地减小带钢在宽度方向和长度方向上的力学性能的偏差。



1. 一种制造抗拉强度等级为 590MPa、可加工性优异并且在力学性能方面偏差小的高强度冷轧 TRIP 钢的方法,该方法包括下述步骤:

使按重量百分比计包括下述组分的钢经过连铸成为厚度为 30mm ~ 150mm 的薄板坯: 0.05% ~ 0.20% 的 C、0.8% ~ 2.0% 的 Si、1.2% ~ 2.2% 的 Mn、0.001% ~ 0.1% 的 P、0.001% ~ 0.02% 的 S、0.01% ~ 2.0% 的 Al、0.001% ~ 0.02% 的 N、0.005% ~ 0.1% 的 Sb、总量为 0.18% 或更少的偶存元素 Cu+Cr+Ni+Sn+Pb、以及余量的 Fe 和其它不可避免的杂质;使所述薄板坯经过粗轧、加热、精轧和卷取,由此生产热轧带钢;并且将热轧后的带钢经过酸洗、冷轧、连续退火和冷却热处理,从而制造出冷轧 TRIP 钢,

其中,执行精轧使得单个带钢的轧制速率差为 15% 或更低,

执行粗轧使得在粗轧时的累积压下率为 65% 至 90%,

精轧被执行为使得终轧机架的轧制温度落入由关系式 $[910-225C-65Mn+15Si+10P]$ 计算出的目标温度 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 的范围内,并使得终轧机架的精轧温度在 Ar_1 转变温度和 Ar_3 转变温度之间,并且

以这样的方式来执行冷却热处理:以 $1^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速率将连续退火后的带钢缓慢冷却至 $620^{\circ}\text{C} \sim 690^{\circ}\text{C}$,立即以 $20^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速率进行淬火,然后在 $310^{\circ}\text{C} \sim 420^{\circ}\text{C}$ 经受等温转变热处理。

2. 一种制造抗拉强度等级为 590MPa、可加工性优异并且在力学性能方面偏差小的高强度冷轧 TRIP 钢的方法,该方法包括下述步骤:

使按重量百分比计包括下述组分的钢经过连铸成为厚度为 30mm ~ 150mm 的薄板坯: 0.05% ~ 0.20% 的 C、0.8% ~ 2.0% 的 Si、1.2% ~ 2.2% 的 Mn、0.001% ~ 0.1% 的 P、0.001% ~ 0.02% 的 S、0.01% ~ 2.0% 的 Al、0.001% ~ 0.02% 的 N、0.005% ~ 0.1% 的 Sb、总量为 0.18% 或更少的偶存元素 Cu+Cr+Ni+Sn+Pb、以及余量的 Fe 和其它不可避免的杂质;使所述薄板坯经过粗轧、加热、精轧和卷取,由此生产热轧带钢;并且将热轧后的带钢经过酸洗、冷轧、连续退火和冷却热处理,从而制造出冷轧 TRIP 钢,

其中,执行精轧使得单个带钢的轧制速率差为 15% 或更低,

执行粗轧使得在粗轧时的累积压下率为 65% 至 90%,

精轧被执行为使得终轧机架的轧制温度落入由关系式 $[910-225C-65Mn+15Si+10P]$ 计算出的目标温度 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 的范围内,并使得终轧机架的精轧温度在 Ar_1 转变温度和 Ar_3 转变温度之间,

连续退火被执行为使得连续退火温度落入由关系式 $[840-120C-45Mn+25Si+34P-45N-25Cu+8Cr-30Ni]$ 计算出的目标温度 $\pm 15^{\circ}\text{C}$ 的范围内,并且

以这样的方式来执行冷却热处理:以 $1^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速率将连续退火后的带钢缓慢冷却至 $620^{\circ}\text{C} \sim 690^{\circ}\text{C}$,立即以 $20^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速率进行淬火,然后在 $310^{\circ}\text{C} \sim 420^{\circ}\text{C}$ 经受等温转变热处理。

3. 如权利要求 1 或权利要求 2 所述的方法,其中,以 4.5mpm 或更高的铸造速率来执行连铸。

4. 如权利要求 1 或权利要求 2 所述的方法,其中,执行粗轧使得薄板坯在粗轧机入口处的表面温度为 $950^{\circ}\text{C} \sim 1100^{\circ}\text{C}$ 。

5. 如权利要求 1 或权利要求 2 所述的方法,其中,以这样的方式来执行加热:将粗轧后

的带钢加热至 920℃～1150℃或保持其热量。

6. 如权利要求 1 或权利要求 2 所述的方法, 其中, 以这样的方式来执行卷取: 在 480℃～680℃对精轧后的带钢进行卷取。

7. 如权利要求 1 或权利要求 2 所述的方法, 其中, 以这样的方式来执行冷轧: 将酸洗后的带钢轧制至压下率为 40%至 75%。

8. 一种制造抗拉强度等级为 590MPa、可加工性优异并且力学性能方面偏差小的高强度热轧 TRIP 钢的方法, 该方法包括下述步骤:

使按重量百分比计包括下述组分的钢经过连铸成为厚度为 30mm～150mm 的薄板坯: 0.06%～0.20%的 C、0.8%～2.0%的 Si、1.2%～2.2%的 Mn、0.001%～0.1%的 P、0.001%～0.02%的 S、0.01%～2.0%的 Al、0.001%～0.02%的 N、总量为 0.18%或更少的偶存元素 Cu+Ni+Sn+Pb、从 0.001%～0.1%的 Ti、0.001%～0.1%的 Nb 和 0.001%～0.1%的 V 中选择的一种或更多种, 以及余量的 Fe 和其它不可避免的杂质; 使所述薄板坯经过粗轧、再加热、精轧和卷取, 从而制造出热轧 TRIP 钢,

其中, 精轧被执行为使得单个带钢的轧制速率差为 15%或更低,

粗轧被执行为使得在粗轧时的累积压下率为 65%至 90%,

精轧被执行为使得终轧机架的轧制温度落入由关系式 $[910-225C-65Mn+15Si+10P]$ 计算出的目标温度 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 的范围内, 并使得终轧机架的精轧温度在 Ar_1 转变温度和 Ar_3 转变温度之间, 并且

以这样的方式来执行卷取: 将精轧后的带钢在输出辊道上以 $25^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 或更高的冷却速率进行冷却, 然后在 350°C ～ 470°C 进行卷取。

9. 如权利要求 8 所述的方法, 其中, 以 4.5mpm 或更大的铸造速率执行连铸。

10. 如权利要求 8 所述的方法, 其中, 执行粗轧使得薄板坯在粗轧机的入口处的表面温度为 950°C ～ 1100°C 。

11. 如权利要求 8 所述的方法, 其中, 以这样的方式来执行再加热: 将粗轧后的带钢加热至 920°C ～ 1150°C 或保持其热量。

制造抗拉强度等级为 590MPa、可加工性优异且力学性能偏差小的高强度冷轧 / 热轧 TRIP 钢的方法

技术领域

[0001] 本发明涉及一种制造抗拉强度等级为 590MPa、可加工性优异且力学性能偏差小的高强度冷轧 / 热轧 TRIP（相变诱发塑性）钢的方法，更具体地说，涉及一种利用薄板坯铸造技术来制造具有优异的延伸率并且力学性能偏差小的高强度冷轧 / 热轧 TRIP 钢的方法。

背景技术

[0002] 近来，随着在机动车工业中对提高机动车的燃料效率以及加强对驾驶员和乘客的安全规程的需求，正在进行对能够提供改善的抗碰撞性的重量轻强度高的机动车车体的充分研究。

[0003] 因此，为了同时满足机动车车体的重量轻特性和强度高特性，正在集中地开发并使用 590MPa 级或更高级别的高强度钢板。另外，由于用于机动车的钢板主要通过冲压来加工，所以它们应当具有优异的冲压成形性，为了确保这样的冲压成形性，需要制造具有优异的可加工性的相变强化的钢产品。在具有相变结构的钢种中，DP（双相）钢和 TRIP（相变诱发塑性）钢是公知的具有优异的可加工性的高强度钢。具体地说，如在本领域中所公知的，由于由残余奥氏体的相变诱发塑性导致的高延伸率行为，所以 TRIP 钢广泛地应用于需要具有高的可加工性的形状复杂的部件。

[0004] TRIP 钢是通过允许在高温下存在的奥氏体在室温下仍保留的包括铁素体和贝氏体的具有三相混合组织的残余奥氏体钢。在该 TRIP 钢中，适当的加热和冷却热处理以及添加诸如 C、Si、Mn 等的奥氏体强化元素，使得 5% ~ 20% 的奥氏体残留在室温下。当作为亚稳相的这种奥氏体相经受外部变形时，其转变为马氏体。当以这种方式发生相变时，加工硬化指数较高并且缩颈阻力会增大，使得与传统的钢相比可加工性优异。

[0005] 对于制造这种高强度冷轧 TRIP 钢的方法，已知的是第 5470529 号、第 6319338 号、第 6544354 号和第 6210496 号美国专利以及第 2003-0002581 号韩国未审查专利公开，在第 5017248 号和第 5030298 号美国专利以及第 2015391 号、第 2559272 号、第 2820774 号和第 1871742 号日本专利中公开了制造高强度热轧 TRIP 钢的方法。然而，这些现有发明属于利用传统的轧机工艺的制造方法，这些方法不期望地且不可避免地导致在实际生产线中出现力学性能方面的显著的宽度和长度方向的偏差的问题。

[0006] 同时，对应于新型炼钢工艺的近来受到很多关注的通过薄板坯铸造的方式来制造钢板的小型轧机工艺由于在带钢的宽度和长度方向的温度差异小而引起注意，使得能够制造出在力学性能方面偏差低的具有相变结构的钢。然而，如在第 02019314 号欧洲专利、第 2009-0214377 号和第 2009-0151821 号美国专利申请以及第 W000/055381 号 PCT 公开所披露的，这些发明主要涉及在热轧之后直至卷取的过程中需要执行冷却技术的工序，而并未提出利用微型轧机工艺制造具有较高的力学性能的冷轧 TRIP 钢的方法。

发明内容

[0007] 技术问题

[0008] 因此,已经在考虑现有技术中出现的上述问题的情况下作出了本发明,并且本发明的一个目的在于提供一种制造抗拉强度等级为 590MPa 并且力学性能偏差小的高强度冷轧 / 热轧 TRIP 钢的方法,其中,可采用薄板坯铸造技术来确保优异的可加工性并显著地降低带钢在宽度和长度方向上的力学性能的偏差。

[0009] 技术方案

[0010] 为了实现上述目的,本发明提供了下面的制造方法。

[0011] 本发明提供了一种通过下述步骤制造冷轧 TRIP 钢的方法:使按重量百分比计包括下述组分的钢经过连铸成为厚度为 30mm ~ 150mm 的薄板坯:0.05% ~ 0.20% 的 C、0.8% ~ 2.0% 的 Si、1.2% ~ 2.2% 的 Mn、0.001% ~ 0.1% 的 P、0.001% ~ 0.02% 的 S、0.01% ~ 2.0% 的 Al、0.001% ~ 0.02% 的 N、0.005% ~ 0.1% 的 Sb、总量为 0.18% 或更少的偶存元素 (Cu+Cr+Ni+Sn+Pb)、以及余量的 Fe 和其它不可避免的杂质;使所述薄板坯经过粗轧、加热、精轧和卷取,由此生产热轧带钢;并且将热轧后的带钢经过酸洗、冷轧、连续退火和冷却热处理,其中,执行精轧使得单个带钢的轧制速率差为 15% 或更低,并且以这样的方式来执行冷却热处理,即,以 1°C /s ~ 20°C /s 的冷却速率将连续退火后的带钢缓慢冷却至 620°C ~ 690°C,立即以 20°C /s ~ 100°C /s 的冷却速率进行淬火,然后在 310°C ~ 420°C 经受等温转变热处理。

[0012] 另外,本发明提供了一种通过下述步骤制造冷轧 TRIP 钢的方法:使按重量百分比计包括下述组分的钢经过连铸成为厚度为 30mm ~ 150mm 的薄板坯:0.05% ~ 0.20% 的 C、0.8% ~ 2.0% 的 Si、1.2% ~ 2.2% 的 Mn、0.001% ~ 0.1% 的 P、0.001% ~ 0.02% 的 S、0.01% ~ 2.0% 的 Al、0.001% ~ 0.02% 的 N、总量为 0.18% 或更少的偶存元素 (Cu+Cr+Ni+Sn+Pb)、以及余量的 Fe 和其它不可避免的杂质;使所述薄板坯经过粗轧、加热、精轧和卷取,由此生产热轧带钢;并且将热轧后的带钢经过酸洗、冷轧、连续退火和冷却热处理,其中,精轧被执行为使得终轧机架的轧制温度落入由关系式 $[910-225C-65Mn+15Si+10P]$ 计算出的目标温度 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 的范围内,并且以这样的方式来执行冷却热处理,即,以 1°C /s ~ 20°C /s 的冷却速率将连续退火后的带钢缓慢冷却至 620°C ~ 690°C,立即以 20°C /s ~ 100°C /s 的冷却速率进行淬火,然后在 310°C ~ 420°C 经受等温转变热处理。

[0013] 另外,本发明提供了一种通过下述步骤制造冷轧 TRIP 钢的方法:使按重量百分比计包括下述组分的钢经过连铸成为厚度为 30mm ~ 150mm 的薄板坯:0.05% ~ 0.20% 的 C、0.8% ~ 2.0% 的 Si、1.2% ~ 2.2% 的 Mn、0.001% ~ 0.1% 的 P、0.001% ~ 0.02% 的 S、0.01% ~ 2.0% 的 Al、0.001% ~ 0.02% 的 N、0.005% ~ 0.1% 的 Sb、总量为 0.18% 或更少的偶存元素 (Cu+Cr+Ni+Sn+Pb)、以及余量的 Fe 和其它不可避免的杂质;使所述薄板坯经过粗轧、加热、精轧和卷取,由此生产热轧带钢;并且将热轧后的带钢经过酸洗、冷轧、连续退火和冷却热处理,其中,连续退火被执行为使得连续退火温度落入由关系式 $[840-120C-45Mn+25Si+34P-45N-25Cu+8Cr-30Ni]$ 计算部门的目标温度 $\pm 15^{\circ}\text{C}$ 的范围内,并且以这样的方式来执行冷却热处理,即,以 1°C /s ~ 20°C /s 的冷却速率将连续退火后的带钢缓慢冷却至 620°C ~ 690°C,立即以 20°C /s ~ 100°C /s 的冷却速率进行淬火,然后在 310°C ~ 420°C 经受等温转变热处理。

[0014] 另外,本发明提供了一种通过下述步骤制造冷轧 TRIP 钢的方法:使按重量百分比

计包括下述组分的钢经过连铸成为厚度为 30mm ~ 150mm 的薄板坯 :0.05% ~ 0.20% 的 C、0.8% ~ 2.0% 的 Si、1.2% ~ 2.2% 的 Mn、0.001% ~ 0.1% 的 P、0.001% ~ 0.02% 的 S、0.01% ~ 2.0% 的 Al、0.001% ~ 0.02% 的 N、0.005% ~ 0.1% 的 Sb、总量为 0.18% 或更少的偶存元素 (Cu+Cr+Ni+Sn+Pb)、以及余量的 Fe 和其它不可避免的杂质 ;使所述薄板坯经过粗轧、加热、精轧和卷取,由此生产热轧带钢 ;并且将热轧后的带钢经过酸洗、冷轧、连续退火和冷却热处理,其中,执行精轧使得单个带钢的轧制速率差为 15% 或更低,精轧被执行为使得终轧机架的轧制温度落入由关系式 $[910-225C-65Mn+15Si+10P]$ 计算出的目标温度 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 的范围内,连续退火被执行为使得连续退火温度落入由关系式 $[840-120C-45Mn+25Si+34P-45N-25Cu+8Cr-30Ni]$ 计算出的目标温度 $\pm 15^{\circ}\text{C}$ 的范围内,并且以这样的方式来执行冷却热处理,即,以 $1^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速率将连续退火后的带钢缓慢冷却至 $620^{\circ}\text{C} \sim 690^{\circ}\text{C}$,立即以 $20^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速率进行淬火,然后在 $310^{\circ}\text{C} \sim 420^{\circ}\text{C}$ 经受等温转变热处理。

[0015] 在上述方法中,优选地,以 4.5mpm 或更高的铸造速率来执行连铸。另外,优选地,粗轧被执行为使得薄板坯在粗轧机入口处的表面温度为 $950^{\circ}\text{C} \sim 1100^{\circ}\text{C}$,并且在粗轧时的累积压下率为 65% ~ 90%。另外,优选地,以这样的方式来执行加热,即,将粗轧后的带钢加热至 $920^{\circ}\text{C} \sim 1150^{\circ}\text{C}$,或保持其热量。另外,优选地,以这样的方式来执行卷取,即,在 $480^{\circ}\text{C} \sim 680^{\circ}\text{C}$ 对精轧后的带钢进行卷取。另外,优选地,以这样的方式来执行冷轧,即,将酸洗后的带钢轧制至压下率为 40% 至 75%。

[0016] 本发明提供了一种通过下述步骤制造热轧 TRIP 钢的方法 :使按重量百分比计包括下述组分的钢经过连铸成为厚度为 30mm ~ 150mm 的薄板坯 :0.06% ~ 0.20% 的 C、0.8% ~ 2.0% 的 Si、1.2% ~ 2.2% 的 Mn、0.001% ~ 0.1% 的 P、0.001% ~ 0.02% 的 S、0.01% ~ 2.0% 的 Al、0.001% ~ 0.02% 的 N、总量为 0.18% 或更少的偶存元素 (Cu+Ni+Sn+Pb)、从 0.001% ~ 0.1% 的 Ti、0.001% ~ 0.1% 的 Nb 和 0.001% ~ 0.1% 的 V 中选择的一种或更多种,以及余量的 Fe 和其它不可避免的杂质 ;使所述薄板坯经过粗轧、再加热、精轧和卷取,其中,精轧被执行为使得单个带钢的轧制速率差为 15% 或更低,并且以这样的方式来执行卷取,即,将精轧后的带钢在输出辊道上以 $25^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 或更高的冷却速率进行冷却,然后在 $350^{\circ}\text{C} \sim 470^{\circ}\text{C}$ 进行卷取。

[0017] 另外,本发明提供了一种通过下述步骤制造热轧 TRIP 钢的方法 :使按重量百分比计包括下述组分的钢经过连铸成为厚度为 30mm ~ 150mm 的薄板坯 :0.06% ~ 0.20% 的 C、0.8% ~ 2.0% 的 Si、1.2% ~ 2.2% 的 Mn、0.001% ~ 0.1% 的 P、0.001% ~ 0.02% 的 S、0.01% ~ 2.0% 的 Al、0.001% ~ 0.02% 的 N、总量为 0.18% 或更少的偶存元素 (Cu+Ni+Sn+Pb)、从 0.001% ~ 0.1% 的 Ti、0.001% ~ 0.1% 的 Nb 和 0.001% ~ 0.1% 的 V 中选择的一种或更多种,以及余量的 Fe 和其它不可避免的杂质 ;使所述薄板坯经过粗轧、再加热、精轧和卷取,其中,精轧被执行为使得在终轧机架的轧制温度落入由关系式 $[910-225C-80Mn+15Si+10P]$ 计算出的目标温度 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 的范围内,并且以这样的方式来执行卷取,即,将精轧后的带钢在输出辊道上以 $25^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 或更高的冷却速率进行冷却,然后在 $350^{\circ}\text{C} \sim 470^{\circ}\text{C}$ 进行卷取。

[0018] 另外,本发明提供了一种通过下述步骤制造热轧 TRIP 钢的方法 :使按重量百分比计包括下述组分的钢经过连铸成为厚度为 30mm ~ 150mm 的薄板坯 :0.06% ~ 0.20% 的 C、0.8% ~ 2.0% 的 Si、1.2% ~ 2.2% 的 Mn、0.001% ~ 0.1% 的 P、0.001% ~ 0.02% 的 S、0.01% ~ 2.0% 的 Al、0.001% ~ 0.02% 的 N、总量为 0.18% 或更少的偶存元素 (Cu+Ni+Sn+Pb)、从

0.001% ~ 0.1% 的 Ti、0.001% ~ 0.1% 的 Nb 和 0.001% ~ 0.1% 的 V 中选择的一种或更多种,以及余量的 Fe 和其它不可避免的杂质;使所述薄板坯经过粗轧、再加热、精轧和卷取,其中,精轧被执行为使得单个带钢的轧制速率差为 15% 或更低,精轧被执行为使得在终轧机架的轧制温度落入由关系式 $[910-225C-80Mn+15Si+10P]$ 计算出的目标温度 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 的范围内,并且以这样的方式来执行卷取,即,将精轧后的带钢在输出辊道上以 $25^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 或更高的冷却速率进行冷却,然后在 $350^{\circ}\text{C} \sim 470^{\circ}\text{C}$ 进行卷取。

[0019] 在上面的方法中,优选地,以 4.5mpm 或更高的铸造速率执行连铸。另外,优选地,粗轧被执行为使得薄板坯在粗轧机的入口处的表面温度为 $950^{\circ}\text{C} \sim 1100^{\circ}\text{C}$,并且粗轧时的累积压下率为 65% ~ 90%。另外,优选地,以这样的方式来执行加热,即,将在粗轧后的带钢加热至 $920^{\circ}\text{C} \sim 1150^{\circ}\text{C}$,或保持其热量。

[0020] 有益效果

[0021] 在根据本发明的制造抗拉强度等级为 590MPa、可加工性优异并且在力学性能方面偏差小的高强度冷轧/热轧 TRIP 钢的方法中,可采用薄板坯铸造技术来确保优异的可加工性,并且显著地降低带钢在宽度方向和长度方向上的力学性能的偏差,因此制造出具有高质量的高强度冷轧/热轧 TRIP 钢。

[0022] 另外,薄板坯铸造技术可消除传统轧机中的再加热工艺,因此节约能量并提高生产率。

[0023] 另外,薄板坯技术能够使用在电炉中通过熔化诸如废金属等的废料而获得的钢,因此提高资源的可回收性。

附图说明

[0024] 图 1 是示出根据本发明的微型轧机工艺的示意图。

[0025] < 附图中的标号的描述 >

[0026]

10: 连铸机	20: 粗轧机
30: 加热器	40: 卷取箱
50: 精轧机	60: 输出辊道
70: 卷取机	

具体实施方式

[0027] 在下文中,将给出对本发明的详细描述。

[0028] 如上所述,本发明属于利用使用薄板坯铸造技术的微型轧机工艺来制造高强度冷轧 TRIP 钢的方法,参照图 1 来简要地描述根据本发明的微型轧机工艺。通过微型轧机工艺生产的热轧带钢经受已知的冷轧工艺(酸洗、冷轧、连续退火、冷却热处理)而因此获得最终的冷轧 TRIP 钢,省略了对冷轧工艺的描述。

[0029] 具体地说,利用连铸机 10 制造厚度为 30mm ~ 150mm 的薄板坯(a)。与利用传统轧机的连铸机生产的厚度为 200mm 或更厚的板坯相比,该板坯较薄,因此被称作薄板坯。由于厚度为 200mm 或更厚的传统的板坯在露天场地等进行完全冷却,所以在执行热轧之前,其

需要在再加热炉中充分地再加热,以具有 1100℃或更高的表面温度。然而,由于薄板坯被直接传输至粗轧机 20,而不经过再加热炉,所以可利用铸造工艺的热,因此节约了能量并极大地提高了生产率。

[0030] 利用粗轧机 20 将薄板坯轧制为具有预定厚度或小于预定厚度的热轧带钢。利用加热器 30 来补偿带钢的在该过程中降低的温度,然后利用精轧机 50 将加热后的热轧带钢(b)轧制至期望的最终厚度,通过 ROT (Run Out Table,输出辊道)60 进行冷却,然后利用卷取机 70 在预定的温度下进行最终卷取,从而制造出具有期望的力学性能的热轧钢板。

[0031] 这样,为了补偿铸造速率与轧制速率之间的差异,在精轧机 50 之前设置卷取箱 40,从而穿过感应加热器 30 的热轧带钢(b)被初次卷取。由于近来已经实现了速率为 6mpm 或更快的高速铸造技术,所以现在正在开发不使用卷取箱 40 的无头热轧工艺。

[0032] 根据本发明的通过微型轧机工艺和冷轧工艺制造的高强度冷轧 TRIP 钢按重量百分比(wt%)计包括:0.05%~0.20%的 C、0.8%~2.0%的 Si、1.2%~2.2%的 Mn、0.001%~0.1%的 P、0.001%~0.02%的 S、0.01%~2.0%的 Al、0.001%~0.02%的 N、0.005%~0.1%的 Sb、总量为 0.18%或更少的偶存元素(Cu+Cr+Ni+Sn+Pb)、以及余量的 Fe 和其它不可避免的杂质。在下面描述各种元素的作用和量。

[0033] C 决定在退火温度范围内的未转变的奥氏体的比例,并且还在等温转变热处理过程中扩散地移动至奥氏体从而使奥氏体稳定,因此改善延展性。如果 C 的量小于 0.05%,则残余奥氏体的比例会降低,使得难以确保本发明中所期望的力学性能。相反,如果 C 的量超过 0.20%,则可焊接性会降低。因此,优选地,C 的量被限制为 0.05%~0.20%。

[0034] Si 由于固溶强化效应而改善钢板的强度,并抑制渗碳体的沉积,因此使 C 富集在未转变的奥氏体中,从而使奥氏体稳定。如果 Si 的量小于 0.8%,则难以确保上述效果。相反,如果 Si 的量超过 2.0%,则涂覆性、耐腐蚀性和可焊接性会下降。因此,优选地, Si 的量被限制为 0.8%~2.0%。

[0035] Mn 用于形成奥氏体,其具有固溶强化效应,在降低 C 的扩散速率方面有效,并且还抑制在冷却过程中的转变。如果 Mn 的量小于 1.2%,则难以确保残余奥氏体的量并且难以确保本发明中所期望的强度。相反,如果 Mn 的量超过 2.2%,则在整个等温保留时间期间的 C 的扩散会变得不充分,并且奥氏体的稳定性反而劣化。因此,优选地,Mn 的量被限制为 1.2%~2.2%。

[0036] P 通过固溶强化效应来使钢板强化,并且在与 Si 一起添加时,在等温转变热处理期间促进奥氏体中的 C 富集。如果 P 的量小于 0.001%,则不能确保其效果,并且制造成本会增大。相反,如果 P 的量超过 0.1%,则可点焊接性会劣化,并且脆性会增大。因此,优选地,P 的量被限制为 0.001%~0.1%。

[0037] S 作为钢中的杂质元素引起板坯的偏析,并且使钢板的延展性和可焊接性降低。难以将 S 的量控制为小于 0.001%。如果 S 的量超过 0.02%,则会出现诸如板坯的偏析等问题,并且钢板的延展性和可焊接性会降低。因此,优选地,S 的量被限制为 0.001%~0.02%。

[0038] 酸溶 Al 与钢中的 O 结合,从而产生脱氧,并且与 Si 相似,通过将铁素体中的 C 分布到奥氏体,酸溶 Al 对奥氏体的稳定是有效的。如果酸溶 Al 的量小于 0.01%,则不能确保上述效果。相反,如果酸溶 Al 的量超出 2.0%,则上述效果被饱和,并且夹杂物和制造成本会一起增大。因此,优选地,酸溶 Al 的量被限制为 0.01%~2.0%。

[0039] N 对稳定奥氏体是有效的。如果 N 的量小于 0.001%，则难以确保上述效果。相反，如果 N 的量超过 0.02%，则上述效果被饱和，并且可焊接性和制造成本会增大。因此，优选地，N 的量被限制为 0.001% ~ 0.02%。

[0040] Sb 抑制氧化物的表面富集，因此减少表面缺陷，并且 Sb 在抑制粗糙表面富集产品的形成方面是非常有效的。如果 Sb 的量少于 0.005%，则难以确保上述效果。相反，如果 Sb 的量超过 0.1%，则上述效果被饱和，并且会导致与制造成本以及可加工性的劣化相关的问题。因此，优选地，Sb 的量被限制为 0.005% ~ 0.1%。

[0041] 偶存元素 (Cu+Cr+Ni+Sn+Pb) 是由在炼钢工艺中用作进料的废料而带来的杂质元素。如果它们的总量超过 0.18%，则会导致薄板坯铸流的表面裂纹。因此，优选地，这些元素的总量被限制为 0.18% 或更少。

[0042] 除了上面的组分之外，本发明包括平衡量的 Fe 和其它不可避免的杂质。

[0043] 在下面详细地描述根据本发明的利用包含上述组分的钢水制造高强度冷轧 TRIP 钢的方法。

[0044] 如上面参照图 1 所提到的，本发明包括：微型轧机热轧工艺，该工艺包括连铸、粗轧、加热、精轧、冷却和卷取；冷轧工艺，包括酸洗、冷轧、连续退火和冷却热处理，本发明的特征性技术构成在于通过重新控制各个步骤的操作条件来制造力学性能偏差小的高强度冷轧 TRIP 钢。

[0045] 具体地说，优选地，以 4.5mpm 或更快的铸造速率来执行连铸。典型地，与软的产品相比，抗拉强度为 590MPa 或更高级别的钢包含量更大的诸如 C、Mn、Si 等元素 (添加这些元素来确保强度)，因此在较低的铸造速率下更容易出现铸坯的偏析。当以这种方式出现偏析时，难以确保强度，并且会出现力学性能的横向或纵向偏差。因此，铸造速率被设定为 4.5mpm 或更快。

[0046] 通过使用装备有 2 ~ 4 个机座的粗轧机使连铸薄板坯经受粗轧来执行所述粗轧。这样，优选地，执行该工艺，使得薄板坯在粗轧机入口处的表面温度为 950℃ ~ 1100℃，并且使粗轧时的累积压下率为 65% ~ 90%。

[0047] 如果薄板坯在粗轧机入口处的表面温度低于 950℃，则粗轧负载会极大地增大，并且还会出现边部裂纹。相反，如果其表面温度高于 1100℃，则可能会产生 San-Su 型鳞皮。因此，该表面温度被限制为 950℃ ~ 1100℃。

[0048] 另外，粗轧时的累积压下率被认为是重要的，以获得本发明中的具有均匀的力学性能的期望的产品。随着粗轧时的压下率增大，对制造 TRIP 钢来讲是所需的重要元素的 Mn、Si、Al 等的显微分布变得均匀，另外，带钢的宽度和厚度方向上的温度梯度会减小，因此获得均匀的力学性能。然而，如果累积压下率小于 65%，则不能充分地表现出以上效果。相反，如果累积压下率超过 90%，则轧制变形阻力显著增大，因此增大制造成本。因此，优选地，以累积压下率为 65% ~ 90% 的方式来进行轧制。

[0049] 优选地，以这样的方式来执行加热，即，将粗轧后的带钢再次加热至 920℃ ~ 1150℃ 或者保持其热量。如果粗轧后的带钢的表面温度低于 920℃，则轧制变形阻力会显著增大。相反，如果其表面温度高于 1150℃，则需要高的能量成本来升高温度，并且会更频繁地出现表面鳞皮缺陷。因此，优选地，将加热温度限制为 920℃ ~ 1150℃。

[0050] 优选地，精轧被执行为使得单个带钢的轧制速率的差异为 15% 或更低。由于根据

本发明的 590MPa 级的高强度冷轧 TRIP 钢使用相变组织作为强化方式,所以力学性能会基于精轧时的轧制速率而改变。如果具有机座的精轧机中的轧制速率的差异超过 15%,则难以在后续的输出辊道上获得均匀的冷却速率,并且难以获得期望的卷取温度,并且因此在带钢的宽度或长度方向上的力学性能的偏差会显著增大。

[0051] 另外,在精轧工艺中,优选地将终轧机架的轧制温度设定为落入由关系式 [910-225C-65Mn+15Si+10P] 计算出的目标温度 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 的范围内。在传统的热轧工艺中,典型地,使精轧在等于或高于 Ar_3 转变温度的温度下完成,以制造具有尽可能均匀的力学性能的 TRIP 钢。然而,在本发明中,在以终轧机架的精轧温度在 Ar_1 转变温度和 Ar_3 转变温度之间的方式执行轧制的情况下,即,在奥氏体和铁素体共存的两相区中执行轧制的情况下,在同样的强度下改善了延伸率,这已经通过反复的测试得到证实。

[0052] 在使用薄板坯铸造技术来制造 TRIP 钢板的情况下,与传统的热轧工艺相比,由于具有带钢的温度控制更容易的优点,所以优选地,将精轧温度设定为在 Ar_1 转变温度和 Ar_3 转变温度之间。在本发明中,应当注意,上述温度可根据组分的类型而改变,在由关系式 [910-225C-65Mn+15Si+10P] 计算出的目标温度 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 的范围内的轧制条件有助于在两相区中轧制,这已经通过反复测试得到证实。

[0053] 通过下面的理论说明来解释通过反复测试证实的结果。例如,在具有相变组织的钢的情况下,为了同时改善强度和延展性,如何使诸如 C、Mn 等的奥氏体稳定元素富集在未转变的奥氏体中被认为是重要的。在两相区中执行精轧的情况下,溶质元素的分散行为得以改善,因此,即使在存在同样的组分的情况下,铁素体被净化,同时奥氏体被进一步稳定,并且这些效果即使在冷轧和退火之后也持续。

[0054] 另外,优选地,以这样的方式来执行卷取,即,精轧后的带钢以 $480^{\circ}\text{C} \sim 680^{\circ}\text{C}$ 的温度进行卷取。如果热轧卷取温度低于 480°C ,则热轧强度大大增加,不期望地导致可冷轧性的问题。相反,如果该卷取温度高于 680°C ,则热轧后的带钢卷容易变形。因此,该温度优选地被限制为 $480^{\circ}\text{C} \sim 680^{\circ}\text{C}$ 。

[0055] 优选地,以这样的方式执行冷轧,即,将酸洗后的带钢以 40% ~ 75% 的压下率进行轧制。如果压下率小于 40%,则在退火时不会出现重结晶。相反,如果压下率超过 75%,则轧制变形阻力大大增加,使得难以执行轧制。因此,压下率优选地被限制为 40% ~ 75%。

[0056] 另外,优选地,以这样的方式执行连续退火,即,使连续退火温度落入由关系式 [840-120C-45Mn+25Si+34P-45N-25Cu+8Cr-30Ni] 计算出的目标温度 $\pm 15^{\circ}\text{C}$ 的范围内。在制造 TRIP 钢时,在奥氏体和铁素体共存的区域内执行退火,这在确保期望的力学性能方面是有利的。通过反复测试,通过经验性地形成基于诸如 C、Mn、Si 等的主要合金元素以及偶存元素而改变的共存区,来确定上面的关系式以获得更好的力学性能。

[0057] 如果温度比由上面的关系式计算的数值低 15°C ,则奥氏体的比例过低,或者不会出现重结晶。相反,如果退火热处理在比目标温度高 15°C 的温度下执行,则奥氏体的比例过高,并且奥氏体中的 C 的浓度会被稀释,因此最终组织中的残余奥氏体的比例会降低,并且马氏体或贝氏体的比例会增大。另外,带钢的质量流会由于高温而变得有问题。因此,优选地,将退火温度限制为上述条件。

[0058] 最后,优选地,以这样的方式来执行冷却热处理,即,以 $1^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速率将连续退火后的带钢缓慢冷却至 $620^{\circ}\text{C} \sim 690^{\circ}\text{C}$,立即以 $20^{\circ}\text{C}/\text{s} \sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速率

进行淬火,然后使其在 310℃~420℃经受等温转变热处理。

[0059] 具体地说,在将带钢缓慢冷却至 620℃~690℃时,如果以低于 620℃的温度来执行冷却,则可能沉积碳化物。相反,如果以高于 690℃的温度执行冷却,则奥氏体不能有效地稳定。另外,在冷却过程中,如果冷却速率小于 1℃/s,则生产率会显著降低。相反,如果后冷却速率超过 20℃/s,则在冷却过程中的奥氏体中的 C 的扩散变得不充分。

[0060] 另外,在以 20℃/s~100℃/s 的冷却速率立即进行淬火并使其在 310℃~420℃经受等温转变热处理时,如果以低于 20℃/s 的速率执行淬火,则会发生珠光体转变或其中沉积渗碳体的贝氏体转变,使得难以获得残余奥氏体,不期望地降低延展性。相反,如果速率超过 100℃/s,则在后续的等温转变热处理中,会使其中未沉积渗碳体的贝氏体转变延迟,因此获得块状的粗大退火组织,不期望地导致延展性降低。

[0061] 在等温转变热处理时,如果温度低于 310℃,则奥氏体中的 C 富集变得不充分。相反,如果温度高于 420℃,则会使渗碳体等沉积,不期望地导致延展性降低。因此,优选地,将该温度限制为上述条件。

[0062] 为了评估本发明的技术效果,进行下面的测试。

[0063] 使用具有如下面的表 1 中所示的组成的钢,在包括表 2 中的板坯厚度、铸造速率、板坯表面温度、轧制速率差、精轧温度和退火温度的操作条件下制造各个热轧带钢,并且测量带钢的力学性能(抗拉强度、延伸率和性能偏差)和表面鳞皮的产生。结果在下面的表 2 中示出。

[0064] 在表 1 中,第 1~5 号钢是利用薄板坯铸造技术(板坯厚度:84mm)制造的热轧带钢,第 6 和 7 号钢(板坯厚度:230mm)是在传统的轧机条件下制造的热轧带钢。

[0065] 在表 2 中,板坯表面温度表示在紧接粗轧之前测量的表面温度。轧制速率差由通过在终轧轧制时的单个带钢中的最大质量流速率与最小质量流速率之间的差与平均质量流速率相除获得的百分比值来表示,其中,轧制速率差低意味着轧制速率的变化小。精轧温度表明是否在由关系式 1 计算出的目标温度 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 的范围内执行轧制,因此对比钢 4、7 和 8 通过在对应于 A_{r3} 转变温度正上方的单相区的温度下执行轧制来获得。

[0066] 在表 2 的第 1~5 号钢的条件中,在粗轧后的带钢的加热温度被设定为 1075℃,在第 6 和 7 号钢的条件中,加热温度被设定为 1200℃,热轧后的带钢的厚度被设定为 3.2mm。

[0067] 对热轧后的带钢进行酸洗,然后以压下率为 56.3% 进行冷轧,因此生产出厚度为 1.4mm 的冷轧带钢,在表 2 的退火温度下对每个冷轧后的带钢进行重结晶退火,以 7℃/s 的冷却速率缓慢冷却至 650℃,立即以大约 70℃/s 的冷却速率冷却,并在 380℃~410℃经受等温转变热处理。

[0068] [表 1]

[0069]

钢编号	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Sb	偶存元素				注
									Cu	Cr	Ni	Sn	
1	0.08	1.5	1.6	0.012	0.003	0.03	0.006	0.02	0.05	0.03	0.03	0.01	薄板坯
2	0.06	1.8	1.5	0.015	0.003	0.02	0.010	0.02	0.06	0.03	0.02	0.01	
3	0.06	1.5	1.9	0.020	0.003	0.04	0.010	0.02	0.05	0.02	0.03	0.01	
4	0.07	1.0	1.6	0.013	0.003	0.40	0.006	0.01	0.06	0.03	0.03	0.02	
5	0.18	1.4	1.6	0.025	0.003	0.03	0.007	0.02	0.05	0.03	0.02	0.01	
6	0.08	1.5	1.6	0.012	0.003	0.03	0.006	0.02	-	-	-	-	现有
7	0.09	1.2	1.7	0.025	0.003	0.03	0.004	0.02	-	-	-	-	轧机

[0070] [表 2]

[0071]

	钢编号	板坯厚度 (mm)	铸造速率 (mpm)	板坯表面温度 (°C)	轧制速率差 (%)	精轧温度 (°C)	关系式 1 计算结果	退火温度 (°C)	关系式 2 计算结果	抗拉强度 (MPa)	延伸率 (%)	性能偏差 (ΔTS , Mpa)	TS×EI	San-Su 型磷皮
发明	1	84	6.5	1023	5	810	811	800	794	642	32.5	10	20865	×
发明	2	84	6.5	1015	5	820	826	810	809	617	32.9	13	20,299	×
发明	3	84	6.5	1021	5	800	796	780	783	641	33.1	16	21,217	×
发明	4	84	6.5	1002	5	800	805	780	783	625	34.0	8	21,250	×
发明	5	84	6.5	1028	5	790	787	780	780	615	32.4	16	19,926	×
对比	1	84	4.2	1026	5	810	811	800	794	625	33.0	30	20,625	×
对比	2	84	6.5	1125	5	820	826	810	809	635	32.3	18	20,511	○
对比	3	84	6.5	987	25	800	796	780	783	630	30.5	45	19,215	×
对比	4	84	6.5	1032	5	900	805	780	783	628	29.1	18	18,275	×

[0072]

钢 4														
对比 钢 5	5	84	6.5	1011	5	790	787	825	780	560	27.0	17	15,120	×
对比 钢 6	5	84	6.5	996	5	790	787	770	780	690	24.5	24	16,905	×
对比 钢 7	6	230	1.0	1084	30	910	811	800	-	642	31.1	55	19,966	×
对比 钢 8	7	230	1.0	1080	30	910	798	800	-	625	32.2	62	20,125	×

[0073] 关系式 1=[910-225C-65Mn+15Si+10P]

[0074] 关系式 2=[840-120C-45Mn+25Si+34P-45N-25Cu+8Cr-30Ni]

[0075] 在表 2 中,抗拉强度和延伸率是在 JIS (日本工业标准)第 5 号测试样本的 4/w 位置沿与轧制方向垂直的方向处测量的值。延伸率由直至拉伸样本断裂所作用的拉伸应变的百分比表示,性能偏差表示通过在沿钢卷的长度和宽度方向测量的性能值中的最大值减去最小值获得的值。另外,TS×EI (抗拉强度 × 延伸率)是示出高强度钢的延伸率性能(其中,延伸率随着强度的增大而减小)的优异性的参数,其中,TS×EI 高意味着抗拉强度和延伸率均高。

[0076] 如从表 2 的结果所清楚的是,根据本发明,能够制造出具有优异的延伸率和 TS×EI 以及非常低的力学性能偏差的高强度冷轧 TRIP 钢。

[0077] 同时,根据本发明的高强度热轧 TRIP 钢按重量百分比(wt%)计包括:0.06%~0.20%的 C、0.8%~2.0%的 Si、1.2%~2.2%的 Mn、0.001%~0.1%的 P、0.001%~0.02%的 S、0.01%~2.0%的 Al、0.001%~0.02%的 N、总量为 0.18%或更少的偶存元素(Cu+Ni+Sn+Pb)、从 0.001%~0.1%的 Ti、0.001%~0.1%的 Nb 和 0.001%~0.1%的 V 中选择的一种或更多种,以及余量的 Fe 和其它不可避免的杂质。在下面描述各种元素的作用和量。

[0078] C 使奥氏体稳定,并因此增加了在室温下残留的奥氏体的量,因此改善延展性。如果 C 的量小于 0.06%,则奥氏体的比例会降低,使得难以确保本发明中所期望的力学性能。相反,如果 C 的量超过 0.20%,则可焊接性会降低。因此,优选地,C 的量被限制为 0.06%~0.20%。

[0079] Si 由于固溶强化效应而改善钢板的强度,并抑制渗碳体的沉积,因此促进 C 在未转变的奥氏体中富集,从而使奥氏体稳定。如果 Si 的量小于 0.8%,则难以确保上述效果。相反,如果 Si 的量超过 2.0%,则涂覆性、耐腐蚀性和可焊接性会下降。因此,优选地, Si 的量被限制为 0.8%~2.0%。

[0080] Mn 使奥氏体稳定,其具有固溶强化效应,并且抑制在冷却过程中的转变。如果 Mn 的量小于 1.2%,则难以确保残余奥氏体的量并且难以确保本发明中所期望的强度。相反,如果 Mn 的量超过 2.2%,则可热轧性会变得有问题。因此,优选地,Mn 的量被限制为 1.2%~2.2%。

[0081] P 通过固溶强化来强化钢板,并且在与 Si 一起添加时,促进奥氏体中的 C 富集。如果 P 的量小于 0.001%,则不能确保其效果,并且制造成本会增大。相反,如果 P 的量超过 0.1%,则可点焊接性会劣化,并且脆性会增大。因此,优选地,P 的量被限制为 0.001%~0.1%。

[0082] S 作为钢中的杂质元素引起板坯的偏析,并且使钢板的延展性和可焊接性降低。难以将 S 的量控制为小于 0.001%。如果 S 的量超过 0.02%,则会出现诸如板坯的偏析等问题,并且钢板的延展性和可焊接性会降低。因此,优选地,S 的量被限制为 0.001%~0.02%。

[0083] 酸溶 Al 与钢中的 O 结合,从而产生脱氧,并且与 Si 相似,通过将铁素体中的 C 分布到奥氏体,酸溶 Al 对奥氏体的稳定是有效的。如果酸溶 Al 的量小于 0.01%,则不能确保上述效果。相反,如果酸溶 Al 的量超出 2.0%,则上述效果被饱和,并且夹杂物和制造成本会一起增大。因此,优选地,酸溶 Al 的量被限制为 0.01%~2.0%。

[0084] N 对稳定奥氏体是有效的。如果 N 的量小于 0.001%,则难以期望上述效果。相反,如果 N 的量超过 0.02%,则上述效果被饱和,并且可焊接性会降低并且制造成本会增大。因此,优选地,N 的量被限制为 0.001%~0.02%。

[0085] 偶存元素(Cu+Ni+Sn+Pb)是由在炼钢工艺中用作进料的废料而带来的杂质元素。如果它们的总量超过 0.18%,则会导致薄板坯铸流的表面裂纹。因此,优选地,这些元素的总量被限制为 0.18% 或更少。

[0086] 因此形成的钢组成还可添加有从 Ti、Nb 和 V 中选择的一种或更多种。虽然这些元素如本发明中所期望的高强度冷轧 TRIP 钢的基本性能不产生决定性的影响,但是优选地,添加它们中的一种或更多种,以精确地控制产品的抗拉强度、屈服强度和表面质量。

[0087] Ti、Nb 和 V 对提高钢板的屈服强度以及实现精细颗粒尺寸方面是有效的。如果这些元素的量小于 0.001%,则难以确保上述效果。相反,如果它们的量超过 0.1%,则制造成本会增加并且会形成过多的沉积物,这会不期望地劣化铁素体的延展性。因此,Ti、Nb 和 V 的量被限制为 0.001% 至 0.1%。

[0088] 除了上面的组分之外,本发明包括平衡量的 Fe 和其它不可避免的杂质。

[0089] 在下面详细地描述根据本发明的利用包含上述组分的钢水制造高强度热轧 TRIP 钢的方法。

[0090] 如上面参照图 1 所提到的,微型轧机工艺包括连铸、粗轧、加热、精轧、冷却和卷取,本发明的特征性技术构成在于通过重新控制各个步骤的操作条件来制造具有低的力学性能偏差的高强度热轧 TRIP 钢。

[0091] 具体地说,优选地,以 4.5mpm 或更快的铸造速率来执行连铸。典型地,与软的产品相比,抗拉强度为 590MPa 或更高级别的钢包含量更多的诸如 C、Mn、Si 等元素(添加这些元素来确保强度),因此在较低的铸造速率下更容易出现铸坯的偏析。当以这种方式出现偏析时,难以确保强度,或者会出现力学性能的横向或纵向偏差。因此,铸造速率被设定为 4.5mpm 或更快。

[0092] 通过使用装备有 2~4 个机座的粗轧机使连铸薄板坯经受粗轧来执行所述粗轧。这样,优选地,执行该工艺,使得薄板坯在粗轧机入口处的表面温度为 950℃~1100℃,并且使粗轧时的累积压下率为 65%~90%。

[0093] 如果薄板坯在粗轧机入口处的表面温度低于 950℃,则粗轧负载会极大地增大,并且还会出现边部裂纹。相反,如果其表面温度高于 1100℃,则可以产生所谓的 San-Su 型鳞皮。因此,该表面温度被限制为 950℃~1100℃。

[0094] 另外,在粗轧时的累积压下率被认为是重要的,以获得本发明中的具有均匀的力学性能的期望的产品。随着在粗轧时的压下率增大,对制造 TRIP 钢来讲是所需的重要元

素的 Mn、Si、Al 等的显微分布会变得均匀,另外,带钢的宽度和厚度方向上的温度梯度会减小,因此获得均匀的力学性能。然而,如果累积压下率小于 65%,则不能充分地表现出以上效果。相反,如果累积压下率超过 90%,则轧制变形阻力显著增大,因此增大制造成本。因此,优选地,以累积压下率为 65%~90% 的方式来执行轧制。

[0095] 优选地,以这样的方式来执行加热,即,将粗轧后的带钢再次加热至 920℃~1150℃或者保持其热量。如果粗轧后的带钢的表面温度低于 920℃,则轧制变形阻力会显著增大。相反,如果其表面温度高于 1150℃,则需要高的能量成本来提高温度,并且会更频繁地出现表面鳞皮缺陷。因此,优选地,将加热温度限制为 920℃~1150℃。

[0096] 优选地,精轧被执行为使得单个带钢的轧制速率的差异为 15% 或更低。由于根据本发明的 590MPa 级的高强度热轧 TRIP 钢使用相变组织作为强化方式,所以力学性能会基于精轧时的轧制速率而改变。如果精轧机中的轧制速率的差异超过 15%,则难以在后续的输出辊道上获得均匀的冷却速率,并且难以获得期望的卷取温度,并且因此在带钢的宽度或长度方向上的力学性能的偏差会显著增大。

[0097] 另外,在精轧工艺中,优选地将终轧机架的轧制温度设定为落入由关系式 [910-225C-80Mn+15Si+10P] 计算出的目标温度 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 的范围内。在传统的热轧工艺中,典型地在等于或高于 A_{r3} 转变温度的温度下来完成精轧,以制造具有尽可能均匀的力学性能的 TRIP 钢。然而,在本发明中,在轧制被执行为使得终轧机架的精轧温度在 A_{r1} 转变温度和 A_{r3} 转变温度之间的情况下,即在奥氏体和铁素体共存的两相区中执行轧制的情况下,在同样的强度下改善了延伸率,这已经通过反复测试而证实。

[0098] 在利用薄板坯铸造技术制造 TRIP 钢板的情况下,优选地,通过利用与传统的热轧工艺相比带钢的温度控制更容易的优点,将精轧温度设定为在 A_{r1} 和 A_{r3} 转变温度之间。在本发明中,注意的是,上述温度可根据组分的种类而改变,并且在由关系式 [910-225C-80Mn+15Si+10P] 计算出的目标温度 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 的范围内的轧制条件有利于在两相区中进行轧制,并且这已经通过反复测试而证实。

[0099] 通过下面的理论说明来解释通过反复测试证实的结果。例如,在具有相变组织的钢的情况下,为了同时改善强度和延展性,如何使诸如 C、Mn 等的奥氏体稳定元素富集在未转变的奥氏体中被认为是重要的。在两相区中执行精轧的情况下,溶质元素的分布行为得以改善,因此,即使在存在同样的组分的情况下,铁素体被净化,同时奥氏体被进一步稳定。

[0100] 另外,以这样的方式来执行冷却,即,在输出辊道上以 25℃/s 或更高的冷却速率来使精轧后的带钢冷却,并且在 350℃~470℃ 进行卷取。如果在输出辊道上的冷却速率小于 25℃/s,则诸如 C、Mn 等的奥氏体稳定元素会从奥氏体沉积到珠光体中,因此会使富集效果劣化。因此,冷却速率被限定为 25℃ 或更高。

[0101] 如果热轧卷取温度低于 350℃,则形成马氏体,并且因此强度大大增加,但延伸率会降低。相反,如果热轧卷取温度高于 470℃,则钢中的渗碳体沉积,因此抑制残余奥氏体的形成。因此,热轧卷取温度优选地被限定为 380℃~490℃。

[0102] 精轧和卷曲是本发明的特征性技术构成,可以对它们中的两者或更多个进行组合,因此制造出本发明中所期望的具有 590MPa 级的抗拉强度以及低的力学性能偏差的热轧 TRIP 钢。

[0103] 为了评估本发明的技术效果,执行下面的测试。

[0104] 使用具有如下面的表 3 中所示的组成的钢,在包括表 4 中的板坯厚度、铸造速率、板坯表面温度、轧制速率差等的操作条件下制造各个热轧带钢,并且测量带钢的力学性能(抗拉强度、延伸率和性能偏差)和带钢的表面鳞皮的产生。结果在下面的表 2 中示出。

[0105] 在表 3 中,在所有编号的钢中,偶存元素(Cu+Ni+Sn+Pb)的总量被控制为 0.18% 或更低。另外,第 1~6 号钢是利用薄板坯铸造技术(板坯厚度:84mm)制造的热轧带钢,第 7 和 8 号钢(板坯厚度:230mm)是在传统的轧机条件下制造的热轧带钢。

[0106] 在表 4 中,板坯表面温度表示在紧接粗轧之前测量的表面温度。在粗轧时的累积压下率由在粗轧机的入口处的板坯厚度(84mm)与在粗轧机的出口处的板坯厚度(mm)之间的差除以板坯厚度获得的百分比值来表示。轧制速率差由通过将终轧轧制时单个带钢中的最大质量流速率与最小质量流速率之间的差与平均质量流速率相除获得的百分比值来表示,其中,轧制速率差低意味着轧制速率的变化小。精轧温度表明是否在由关系式 3 计算的目标温度 $\pm 20^{\circ}\text{C}$ 的范围内执行轧制,因此对比钢 5、8 和 9 通过在对应于 A_{r3} 转变温度正上方的单相区的温度下执行轧制来获得。

[0107] 在表 4 的第 1 号~第 6 号钢的条件下,在粗轧后的带钢的加热温度被设定为 1060°C ,在第 7 号和第 8 号钢的条件下,再加热温度被设定为 1200°C 。在所有编号的钢中在输出辊道上的冷却速率被设定为大约 $70^{\circ}\text{C}/\text{s}$,热轧后的带钢的最终厚度被设定为 3.0mm。

[0108] [表 3]

[0109]

钢编号	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	V	由关系式 3 计算的结果	注
1	0.06	0.8	1.3	0.035	0.003	0.045	0.007	-	-	-	824	薄板坯
2	0.07	0.8	1.35	0.015	0.003	0.42	0.007	-	0.01	-	819	
3	0.06	0.8	1.3	0.035	0.003	0.21	0.008	0.015	-	-	824	
4	0.18	1.7	1.4	0.013	0.003	0.03	0.007	-	-	-	804	
5	0.17	1.7	1.9	0.013	0.003	0.04	0.007	-	0.015	-	774	
6	0.18	1.6	1.7	0.014	0.003	0.03	0.008	-	-	0.01	783	
7	0.10	1.0	1.21	0.020	0.004	0.04	0.004	-	-	-	824	现有轧机

[0110]

8	0.10	1.6	1.7	0.015	0.003	0.03	0.003	-	0.015	-	801	
---	------	-----	-----	-------	-------	------	-------	---	-------	---	-----	--

[0111] 关系式 3=[$910-225\text{C}-80\text{Mn}-15\text{Si}+10\text{P}$]

[0112] [表 4]

[0113]

	钢 编 号	板 坯 厚 度 (mm)	铸 造 速 率 (mpm)	板 坯 表 面 温 度 (°C)	累 积 压 下 率 (%)	轧 制 速 率 差 (%)	精 轧 温 度 (°C)	由 关 系 式 1 计 算 的 结 果	卷 取 温 度 (°C)	抗 拉 强 度 (MPa)	延 伸 率 (%)	性 能 偏 差 (Δ TS, Mpa)	TS×EI	San- Su 型 鳞 皮
发明	1	84	6.2	1015	76.2	7	820	824	420	617	31	20	19,127	×
发明	2	84	6.2	1023	76.2	7	820	819	420	620	31	15	19,220	×
发明	3	84	6.2	1045	76.2	7	820	824	420	625	31	13	19,375	×
发明	4	84	6.2	1028	82.1	9	820	824	420	602	32	17	19,264	×
发明	5	84	6.2	1022	75.2	7	800	804	420	665	21	15	13,965	×
发明	6	84	6.2	998	75.2	7	770	774	420	640	31	15	19,840	×
发明	7	84	6.2	1005	75.2	7	770	783	420	605	32	14	19,360	×
对比	1	84	4.1	1025	76.2	7	820	824	420	615	29	31	17,835	×
对比	2	84	6.2	1115	76.2	7	820	819	420	605	30	41	18,150	○
对比	3	84	6.2	1025	63.1	5	820	824	420	625	27	38	16,875	×
对比	4	84	6.2	1015	75.2	23	800	804	420	635	29	45	18,415	×
对比	5	84	6.2	1023	75.2	7	870	774	420	615	27	23	16,605	×
对比	6	84	6.2	978	75.2	7	770	783	320	689	20	35	13,780	×
对比	7	84	6.2	1025	75.2	7	770	783	510	581	25	28	14,525	×
对比	8	230	1.0	1084	-	30	870	824	420	610	27	70	16,470	×
对比	9	230	1.0	1080	-	30	870	801	420	605	27	64	16,335	×

[0114] 在表 4 中, 抗拉强度和延伸率是在 JIS5 号测试样本的 4/w 位置沿与轧制方向垂直的方向测量的值。延伸率由直至样本断裂所作用的拉伸应变的百分比表示, 性能偏差表示通过在沿钢卷的长度和宽度方向测量的性能值中的最大值减去最小值获得的值。另外, TS×EI (抗拉强度 × 延伸率) 是示出高强度钢的延伸率性能 (其中, 延伸率随着强度的增大而减小) 的优异性的参数, 其中, TS×EI 高意味着抗拉强度和延伸率均高。

[0115] 如由从表 4 的结果所清楚的是, 根据本发明, 能够制造出具有优异的可延伸率和 TS×EI 并且力学性能偏差低的高强度热轧 TRIP 钢。

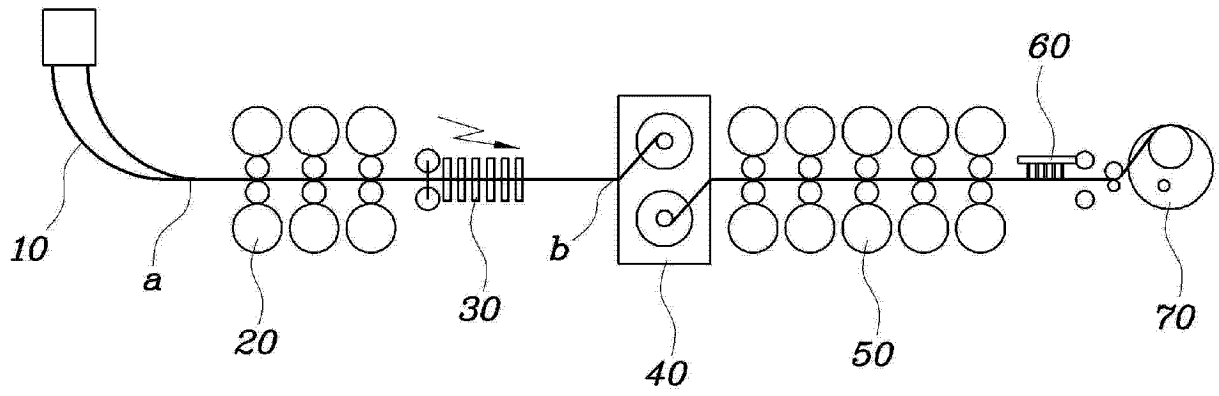


图 1