

(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 103305753 A

(43) 申请公布日 2013. 09. 18

(21) 申请号 201210066962. 8

(22) 申请日 2012. 03. 14

(71) 申请人 宝山钢铁股份有限公司
地址 201900 上海市宝山区富锦路 885 号

(72) 发明人 王秀芳 于艳 方园 周建坤
王成全

(74) 专利代理机构 上海开祺知识产权代理有限
公司 31114

代理人 竺明

(51) Int. Cl.

C22C 38/14 (2006. 01)

C22C 38/12 (2006. 01)

B22D 11/06 (2006. 01)

C21D 8/02 (2006. 01)

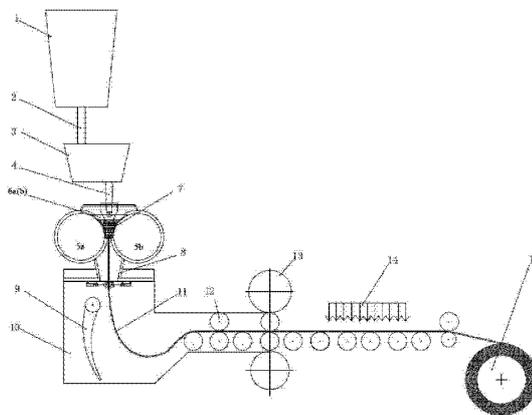
权利要求书2页 说明书8页 附图2页

(54) 发明名称

一种薄带连铸低碳微合金钢带制造方法

(57) 摘要

一种薄带连铸低碳微合金钢带制造方法，其包括如下步骤：1) 在双辊连铸机中铸造厚度为 1-5mm 的铸带，其化学成分重量百分比为：C : 0.01-0.25 %，Si ≤ 0.4 %，Mn : 0.6-2.0 %，P ≤ 0.015%，S ≤ 0.01%，N ≤ 0.012%，此外，还包含 Nb、V、Ti、Mo 中至少一种，Nb : 0.005-0.1%，V 0.005-0.1%，Ti : 0.005-0.1%，Mo : 0.05-0.5%，其余为 Fe 和不可避免杂质；2) 铸带冷却，冷却速率大于 20℃ /s；3) 热轧，热轧温度 1050-1250℃，压下率 20-50%，形变速率 > 20s⁻¹；4) 冷却，冷却速率 10-80℃ /s；5) 卷取，卷取温度 550-700℃。本发明实现铸带热轧后奥氏体在线再结晶，使产品获得分布更加均匀的尺寸细小的铁素体加珠光体组织，从而同时具有较高的强度和延伸率。



1. 一种薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其包括如下步骤:

1) 在双辊连铸机中铸造厚度为 1-5mm 的铸带,其化学成分重量百分比为:C 0.01-0.25%, Si \leq 0.4%, Mn 0.6-2.0%, P \leq 0.015%, S \leq 0.01%, N \leq 0.012%, 此外,还包含微合金元素 Nb、V、Ti、Mo 中至少一种, Nb 0.005-0.1%, V 0.005-0.1%, Ti 0.005-0.1%, Mo 0.05-0.5%, 其余为 Fe 和不可避免的杂质;

2) 对铸带进行冷却,冷却速率大于 20°C /s;

3) 对铸带进行热轧,热轧温度为 1050-1250°C,热轧压下率为 20-50%,热轧形变速率 $> 20s^{-1}$,热轧后钢带的厚度为 0.5-3.0mm,钢带热轧后发生奥氏体在线再结晶;

4) 对热轧带进行冷却,冷却速率为 10-80°C /s;

5) 对热轧带进行卷取,卷取温度为 550-700°C;

最终获得钢带显微组织主要由细小的多边形铁素体和珠光体构成。

2. 如权利要求 1 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述步骤 1) 中,C 的含量范围为 0.01-0.1%,以质量百分比计。

3. 如权利要求 1 或 2 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述步骤 1) 中,Nb、V、Ti 的含量范围均为 0.005-0.05%,或均为 0.005-0.01%,以质量百分比计。

4. 如权利要求 1 或 2 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述步骤 1) 中,Mo 的含量范围为 0.05-0.25%,以质量百分比计。

5. 如权利要求 4 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述步骤 1) 中,Mo 的含量范围为 0.05-0.25%,以质量百分比计。

6. 如权利要求 1 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述步骤 3) 中,热轧温度为 1100-1250°C,或热轧温度为 1150-1250°C。

7. 如权利要求 1 或 6 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述步骤 3) 中,热轧压下率为 30-50%。

8. 如权利要求 1 或 6 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述步骤 3) 中,热轧形变速率 $> 30s^{-1}$ 。

9. 如权利要求 7 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述步骤 3) 中,热轧形变速率 $> 30s^{-1}$ 。

10. 如权利要求 1 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述步骤 4) 中,热轧带冷却速率为 30-80°C /s。

11. 如权利要求 1 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述步骤 5) 中,卷取温度为 600-700°C。

12. 如权利要求 1 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述钢带的厚度小于 3mm,或小于 2mm,或小于 1mm。

13. 如权利要求 1 或 10 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述钢带的屈服强度至少为 340MPa,或至少为 410MPa,或至少为 480MPa,或至少为 550MPa,或至少为 620MPa。

14. 如权利要求 1 或 10 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述钢带的抗拉强度至少为 450MPa,或至少为 520MPa,或至少为 585MPa,或至少为 620MPa,或至少为 680MPa。

15. 如权利要求 1 或 10 所述的薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,其特征在于:所述钢带的延伸率至少为 15%,或至少为 18%,或至少为 22%,或至少为 25%。

一种薄带连铸低碳微合金钢带制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及薄带连铸工艺,特别涉及一种薄带连铸低碳微合金钢带制造方法,钢带的屈服强度 $\geq 340\text{MPa}$,抗拉强度 $\geq 450\text{MPa}$,延伸率 $\geq 15\%$,具有优良的强塑性匹配,获得钢带的显微组织主要由细小的多边形铁素体和珠光体构成。

背景技术

[0002] 目前,生产含有 Nb、V、Ti、Mo 等微合金元素的低碳高强薄规格钢带产品,主要是通过传统热轧和冷轧工艺实现。但利用传统热轧或冷轧工艺进行生产,存在一些问题:

[0003] 首先,传统工艺流程长、能耗高、机组设备多、基建成本高,导致生产成本高。

[0004] 其次,利用传统热轧工艺生产含有 Nb、V、Ti、Mo 等微合金元素的微合金高强薄规格产品时,由于微合金元素在热轧过程中不能保持为固溶体,发生部分析出,导致钢材强度提高,因此会显著增加轧制载荷,增加能耗和辊耗,对装备的损伤较大,从而就限制了可经济地和实际地生产热轧产品的厚度范围,通常是 $\geq 2\text{mm}$ 。对传统热轧产品继续进行冷轧,可进一步降低钢带厚度,然而热轧钢带的高强度导致冷轧也存在困难。一是高的冷轧载荷对装备的要求较高,损伤较大;二是热轧产品中由合金元素析出的第二相,使冷轧后钢带的再结晶退火温度显著增加。

[0005] 再次,利用传统热轧工艺生产含有 Nb、V、Ti、Mo 等微合金元素的微合金高强产品时,通常是利用形变细化奥氏体晶粒原理,因此精轧的开轧温度通常低于 950°C ,终轧温度在 850°C 左右,在较低温度下进行轧制,再加上随轧制过程进行形变量的增加,会导致钢带强度显著增加,这也会显著增加热轧难度和消耗。

[0006] 总之,虽然利用传统热轧和冷轧工艺可以实现低碳微合金高强薄规格钢带产品的生产,成本都相对较高,在商业上并不经济。

[0007] 薄带连铸技术是冶金及材料研究领域内的一项前沿技术,它的出现为钢铁工业带来一场革命,它改变了传统冶金工业中钢带的生产过程,将连续铸造、轧制、甚至热处理等整合为一体,使生产的薄带坯经过一道次在线热轧就一次性形成薄钢带,大大简化了生产工序,缩短了生产周期,其工艺线长度仅 50m 左右。设备投资也相应减少,产品成本显著降低。

[0008] 双辊薄带连铸工艺是薄带连铸工艺的一种主要形式,也是世界上唯一实现产业化的一种薄带连铸工艺。在双辊薄带连铸过程中,熔融钢水从钢包经过长水口、中间包和浸入式水口,被引入到一对相对旋转且内部水冷的结晶辊和侧封板形成的熔池之内,在移动的辊面上形成凝固壳,凝固壳在结晶辊之间的辊隙处聚集在一起,形成从辊隙向下拉出的铸带。之后通过摆动导板、夹送辊将铸带输送至辊道,再经过在线热轧机,喷淋冷却,飞剪直至卷取机,完成薄带连铸产品的生产。

[0009] 利用薄带连铸技术生产低碳微合金高强薄规格钢带,主要的优点如下:

[0010] (1) 薄带连铸省去了板坯加热、多道次反复热轧等复杂过程,对薄铸带直接进行一道次在线热轧,生产成本大幅降低。

[0011] (2) 薄带连铸的铸带厚度通常在 1-5mm, 通过在线热轧至期望产品厚度, 通常在 1-3mm, 薄规格产品的生产不需要经过冷轧。

[0012] (3) 薄带连铸工艺生产低碳微合金钢, 所添加的 Nb、V、Ti、Mo 等合金元素, 在热轧过程中主要以固溶态存在, 因此钢带强度相对较低, 从而使单机架热轧压下率可高达 30-50%, 钢带减薄效率高。

[0013] (4) 薄带连铸工艺生产低碳微合金钢, 高温铸带直接热轧, 所添加的 Nb、V、Ti、Mo 等合金元素主要以固溶态存在, 可提高合金利用率。从而克服传统工艺板坯冷却过程中发生合金元素析出, 板坯再加热时合金元素回溶不充分而降低合金元素利用率的问题。

[0014] 国际专利 WO 2008137898、WO 2008137899、WO 2008137900, 以及中国专利 200880023157.9、200880023167.2、200880023586.6 中报导了一种利用薄带连铸连轧工艺生产厚度在 0.3-3mm 的微合金钢薄带的方法。该方法采用 C < 0.25%, Mn 0.20-2.0%, Si 0.05-0.50%, Al < 0.01%, Nb 0.01-0.20%, V 0.01-0.20%, Mo 0.05-0.50% (Nb、V、Mo 至少包含一种) 成分体系, 在热轧压下率为 20-40%, 卷取温度 $\leq 700^{\circ}\text{C}$ 工艺条件下, 热轧带的显微组织为贝氏体 + 针状铁素体。该专利通过添加合金元素抑制奥氏体热轧后发生再结晶, 保持薄带连铸奥氏体晶粒粗大特征以提高淬透性, 从而获得了贝氏体 + 针状铁素体的室温组织。在专利中没有给出热轧所采用的温度范围。

[0015] 利用这种方法生产的薄带连铸低碳微合金钢产品, 强度较高, 在以上成分体系范围内, 屈服强度可达到 650MPa, 抗拉强度可达到 750MPa, 但最主要的问题是产品的延伸率不高。导致延伸率不高主要原因是: 通过薄带连铸工艺获得的铸带, 奥氏体晶粒尺寸粗大, 且非常不均匀, 小到几十微米, 大到七八百微米甚至毫米量级。而薄带连铸工艺热轧压下率通常不超过 50%, 通过形变细化晶粒的效果非常小, 如果不通过再结晶细化奥氏体晶粒, 粗大的不均匀奥氏体不会在热轧后得到有效改善, 由尺寸粗大的不均匀奥氏体相变后产生的贝氏体 + 针状铁素体组织也很不均匀, 因此延伸率不高。由此导致产品在一些要求较高延伸率的领域应用受到限制, 例如冲压用钢, 汽车用钢等。

[0016] 中国专利 02825466.X 也公开, 由于薄带连铸产品具有粗大奥氏体晶粒特征、铸带中添加了 Si、Cr、Ni、V、Nb 等合金元素或微合金元素、轧制速率低等因素, 在小于 1050°C 下的低速率轧制, 热轧后奥氏体再结晶只不过是局部的。最终产品的组织为具有粗大晶粒的非均匀组织, 对产品的性能不利。该专利为了改善薄带连铸微合金钢的强塑性匹配, 提出了另外一种利用薄带连铸连轧工艺生产厚度在 1-6mm 的微合金钢薄带的方法。该方法所采用的微合金钢成分体系为 C 0.02-0.20%, Mn 0.1-1.6%, Si 0.02-2.0%, Al < 0.05%, S < 0.03%, P < 0.1%, Cr 0.01-1.5%, Ni 0.01-0.5%, Mo < 0.5%, N 0.003-0.012%, Ti < 0.03%, V < 0.10%, Nb < 0.035%, B < 0.005%, 其余为 Fe 和不可避免的杂质。铸带的热轧温度在 $1150-(Ar1-100)^{\circ}\text{C}$ 范围内, 对应奥氏体区, 奥氏体铁素体两相区, 或者铁素体区进行热轧, 热轧压下率为 15-80%。该方法在薄带连铸连轧机组后, 设计了在线加热系统, 加热温度范围是 $670-1150^{\circ}\text{C}$, 目的是使得铸带在不同相区热轧后, 保温一段时间后发生完全再结晶, 从而使钢带获得较好的强塑性匹配。

[0017] 利用这种方法来生产薄带连铸低碳微合金钢产品, 的确可以使钢带获得良好的强塑性匹配, 例如成分为 C 0.048%, Mn 0.73%, Si 0.28%, Cr 0.07%, Ni 0.07%, Cu 0.18%, Ti 0.01%, Mo 0.02%, S 0.002%, P 0.008%, Al 0.005%, N 0.0065% 的钢带屈

服强度为 260MPa, 抗拉强度 365MPa, 延伸率为 28%。但利用这种方法进行生产, 需要在产线设计时增加在线加热系统, 而且由于加热时间的长短, 取决于带速和加热炉长度, 加热炉必须有足够长度, 才能保证加热均匀性。这不仅增加了投资成本, 也会显著增加薄带连铸连轧产线的占地面积, 降低了该产线的优势。

发明内容

[0018] 本发明的目的在于提供一种薄带连铸低碳微合金钢带制造方法, 通过合理的成分和工艺设计, 在不增加生产装备情况下, 实现铸带热轧后奥氏体在线再结晶, 细化奥氏体晶粒并改善奥氏体晶粒尺寸均匀性, 使产品获得分布更加均匀的尺寸细小的铁素体加珠光体组织, 从而同时具有较高的强度和延伸率。

[0019] 为达到上述目的, 本发明的技术方案是:

[0020] 一种薄带连铸低碳微合金钢带制造方法, 其包括如下步骤:

[0021] 1) 在双辊连铸机中铸造厚度为 1-5mm 的铸带, 其化学成分重量百分比为: C 0.01-0.25%, Si \leq 0.4%, Mn 0.6-2.0%, P \leq 0.015%, S \leq 0.01%, N \leq 0.012%, 此外, 还包含微合金元素 Nb、V、Ti、Mo 中至少一种, Nb 0.005-0.1%, V 0.005-0.1%, Ti 0.005-0.1%, Mo 0.05-0.5%, 其余为 Fe 和不可避免的杂质;

[0022] 2) 对铸带进行冷却, 冷却速率大于 20°C/s;

[0023] 3) 对铸带进行热轧, 热轧温度为 1050-1250°C, 热轧压下率为 20-50%, 热轧形变速率 $> 20s^{-1}$; 热轧后钢带的厚度为 0.5-3.0mm; 钢带热轧后发生奥氏体在线再结晶;

[0024] 4) 对热轧带进行冷却, 冷却速率为 10-80°C/s;

[0025] 5) 对热轧带进行卷取, 卷取温度为 550-700°C;

[0026] 最终获得钢带显微组织主要由细小的多边形铁素体和珠光体构成。

[0027] 进一步, 所述步骤 1) 中, C 的含量范围为 0.01-0.1%, 以重量百分比计。

[0028] 所述步骤 1) 中, Nb、V、Ti 的含量范围均为 0.005-0.05%, 或均为 0.005-0.01%, 以重量百分比计。

[0029] 所述步骤 1) 中, Mo 的含量范围为 0.05-0.25%, 以重量百分比计。

[0030] 所述步骤 3) 中, 热轧温度为 1100-1250°C, 或热轧温度为 1150-1250°C。

[0031] 所述步骤 3) 中, 热轧压下率为 30-50%。

[0032] 所述步骤 3) 中, 热轧形变速率 $> 30s^{-1}$ 。

[0033] 所述步骤 4) 中, 热轧带冷却速率为 30-80°C/s。

[0034] 所述步骤 5) 中, 卷取温度为 600-700°C。

[0035] 本发明与前述发明的最根本不同在于, 采用不同的工艺技术路线, 控制实现奥氏体热轧后在线再结晶, 生产出具有尺寸细小的多边形铁素体加珠光体的钢带, 从而具有良好的强度和延伸率匹配。

[0036] 本发明的技术构思如下:

[0037] (1) 在低碳钢中适量添加微合金元素, 主要发挥两方面作用:

[0038] 其一是发挥其固溶强化作用, 提高钢带强度;

[0039] 其二是通过溶质原子拖曳奥氏体晶界, 在一定程度上抑制奥氏体晶粒长大, 从而细化奥氏体晶粒, 促进奥氏体再结晶。奥氏体晶粒尺寸越细小, 形变时产生的位错密度越

高,形变储存能将越大,从而增大再结晶驱动力而促进再结晶过程的进行;而且再结晶核心主要在原大角晶界处或其附近形核的,因此晶粒尺寸越细(晶界面积越大),再结晶形核越容易,从而促进再结晶过程的进行。

[0040] (2) 适当提高在奥氏体区的热轧温度(形变再结晶温度),促进奥氏体再结晶。再结晶形核率和长大速率均随形变温度的升高而呈指数型关系的生长(雍岐龙著,微合金钢-物理和力学冶金),温度越高,越容易发生再结晶。

[0041] (3) 控制热轧压下率(形变量)在合适的范围内,促进奥氏体再结晶。形变是发生再结晶的基础,是再结晶的驱动力——形变储存能的来源,由于必须超过一定的驱动力之后才会发生再结晶,故只有超过一定的形变量之后才会发生再结晶。形变量越大,形变储存能越大,而形变储存能越大,再结晶形核和长大速率均越大,即使在较低温度下也能足够迅速地开始和完成再结晶。而且,形变量增大,还会减小奥氏体再结晶后的晶粒尺寸,这是因为再结晶形核率随形变储存能的升高而呈指数型关系的生长(雍岐龙著,微合金钢-物理和力学冶金),因此有利于获得更加细小的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变的产物,对提高钢带的强塑性都是有利的。

[0042] (4) 控制形变速率在合适的范围内,促进奥氏体再结晶。增大形变速率,将增大形变储存能,从而增大再结晶驱动力,促进再结晶过程的进行。

[0043] 在本发明的化学成分设计中:

[0044] C:C 是钢中最经济、最基本的强化元素,通过固溶强化和析出强化来提高钢的强度。C 是奥氏体转变过程中析出渗碳体必不可少的元素,因此 C 含量的高低在很大程度上决定钢的强度级别,即较高的 C 含量对应较高的强度级别。但是,由于 C 的间隙固溶和析出对钢的塑性和韧性有较大危害,因此 C 含量不能过高,钢的强度通过适当添加合金元素来弥补。本发明采用的 C 含量范围是 0.01-0.25%。

[0045] Si:Si 在钢中起固溶强化作用,且钢中加 Si 能提高钢质纯净度和脱氧,但 Si 含量过高会损害钢的焊接性能。本发明采用的 Si 含量 $\leq 0.4\%$ 。

[0046] Mn:Mn 是价格最便宜的合金元素之一,它在钢中具有相当大的固溶度,通过固溶强化提高钢的强度,同时对钢的塑性和韧性基本无损害,是在降低 C 含量情况下提高钢的强度最主要的强化元素。但 Mn 含量过高会损害钢的焊接性能和抗腐蚀性能。本发明采用的 Mn 含量范围是 0.6-2.0%。

[0047] P:在通常情况下 P 是钢中有害元素,增加钢的冷脆性,使焊接性能变坏,降低塑性,使冷弯性能变坏。在本发明中,P 是作为杂质元素来控制,其含量 $\leq 0.015\%$ 。

[0048] S:在通常情况下 S 也是钢中有害元素,使钢产生热脆性,降低钢的延展性和韧性,在轧制时造成裂纹。S 还会降低焊接性能和耐腐蚀性。在本发明中,S 是作为杂质元素来控制,其含量 $\leq 0.01\%$ 。

[0049] N:与 C 元素类似, N 元素可通过间隙固溶提高钢的强度,但是, N 的间隙固溶对钢的塑性和韧性有较大危害,因此 N 含量不能过高。本发明采用的 N 含量 $\leq 0.012\%$ 。

[0050] Nb:在常用的 Nb、V、Ti、Mo 四种微合金元素中,Nb 是最强的抑制热轧后奥氏体再结晶的合金元素。在传统控制轧制用的钢中,一般都添加 Nb,一是起到强化的作用,二是抑制热轧后奥氏体发生再结晶,实现形变细化奥氏体晶粒的目的。Nb 可通过溶质原子拖曳机制,以及所析出的碳氮化铌第二相质点钉扎机制而有效地阻止大角晶界及亚晶界的迁移,从而

显著地阻止再结晶过程,其中第二相质点阻止再结晶的作用更为显著。

[0051] 在薄带连铸工艺中,由于其独特的钢带快速凝固和快速冷却特性,可以使添加的合金元素 Nb 主要以固溶态存在于钢带中,即使钢带冷却到室温,也几乎观察不到 Nb 的析出。因此,尽管 Nb 元素可有效地抑制奥氏体再结晶,但仅靠溶质原子而不发挥第二相质点的作用来阻止再结晶,在很多情况下是非常困难的,例如在形变温度较高、形变量较大的情况下,即使添加 Nb 元素,奥氏体也会发生再结晶。

[0052] 另一方面,固溶于钢中的 Nb 元素,可通过溶质原子拖曳奥氏体晶界,在一定程度上抑制奥氏体晶粒长大,从而细化奥氏体晶粒,从这一点上讲,Nb 对于促进奥氏体热轧后再结晶是有利的。

[0053] 本发明既要发挥 Nb 的固溶强化作用提高钢的强度,又要尽量降低 Nb 对再结晶的抑制作用,设计其含量范围是 0.005-0.1%。

[0054] 优选的,Nb 的含量范围是 0.005-0.05%,或者是 0.005-0.01%,钢带可具有更优的强度和塑性配比。

[0055] V:在常用的 Nb、V、Ti、Mo 四种微合金元素中,V 对奥氏体再结晶的抑制作用最弱。在再结晶控轧钢中,通常是添加 V,既可以起到强化作用,同时对再结晶的抑制作用相对来说又比较小,实现再结晶细化奥氏体晶粒的目的。

[0056] 在薄带连铸工艺中,V 也主要以固溶态存在于钢带中,即使钢带冷却到室温,也几乎观察不到 V 的析出。因此,V 元素对奥氏体再结晶的抑制作用非常有限。在既要发挥合金元素的固溶强化作用提高钢的强度,又要降低合金元素对再结晶抑制作用的情况下,V 是比较理想的合金元素,最为符合本发明的构思。

[0057] 另一方面,固溶于钢中的 V 元素,可通过溶质原子拖曳奥氏体晶界,在一定程度上抑制奥氏体晶粒长大,从而细化奥氏体晶粒,从这一点上讲,V 对于促进奥氏体热轧后再结晶是有利的。

[0058] 本发明采用 V 的含量范围是 0.005-0.1%。

[0059] 优选的,V 的含量范围是 0.005-0.05%,或者是 0.005-0.01%,钢带可具有更优的强度和塑性配比。

[0060] Ti:在常用的 Nb、V、Ti、Mo 四种微合金元素中,Ti 对奥氏体再结晶的抑制作用次于 Nb,但高于 Mo、V。从这一点上讲,Ti 对促进奥氏体再结晶是不利的。但 Ti 有一个突出的优点,它的固溶度很低,它可以在高温下形成相当稳定的尺寸约为 10nm 左右的第二相质点 TiN,可阻止均热时奥氏体晶粒粗化,因此,在再结晶控轧钢中,通常添加微量 Ti,细化奥氏体晶粒。

[0061] 在薄带连铸工艺中,Ti 主要以固溶态存在于热态钢带中,如果钢带冷却到室温,可能观察到少许 Ti 的析出。因此,Ti 元素对奥氏体再结晶的抑制作用是有限的。

[0062] 另一方面,固溶于钢中的 Ti 元素,可通过溶质原子拖曳奥氏体晶界,在一定程度上抑制奥氏体晶粒长大,从而细化奥氏体晶粒,从这一点上讲,对于促进奥氏体热轧后再结晶是有利的。

[0063] 本发明既要发挥 Ti 的固溶强化作用提高钢的强度,又要尽量降低 Ti 对再结晶的抑制作用,设计其含量范围是 0.005-0.1%。

[0064] 优选的,Ti 的含量范围是 0.005-0.05%,或者是 0.005-0.01%,钢带可具有更优

的强度和塑性配比。

[0065] Mo :在常用的 Nb、V、Ti、Mo 四种微合金元素中, Mo 对奥氏体再结晶的抑制作用相对来说也是较弱的, 仅高于 V。

[0066] 在薄带连铸工艺中, Mo 也主要以固溶态存在于钢带中, 即使钢带冷却到室温, 也几乎观察不到 Mo 的析出。因此, Mo 元素对奥氏体再结晶的抑制作用非常有限。

[0067] 另一方面, 固溶于钢中的 Mo 元素, 可通过溶质原子拖曳奥氏体晶界, 在一定程度上抑制奥氏体晶粒长大, 从而细化奥氏体晶粒, 从这一点上讲, 对于促进奥氏体再结晶是有利的。

[0068] 本发明采用 Mo 的含量范围是 0.05-0.5%。

[0069] 优选的, Mo 的含量范围是 0.05-0.25%, 钢带可具有更优的强度和塑性配比。

[0070] 在本发明制造工艺中:

[0071] 薄带连铸, 即钢水被引入到一对相对旋转且内部水冷的结晶辊和侧封板形成的熔池之内, 经过快速凝固后直接浇铸出厚度为 1-5mm 的铸带。

[0072] 铸带冷却, 铸带从结晶辊连铸出来后, 经过密闭室, 在密闭室内进行冷却。为了快速降低铸带温度, 以防止奥氏体晶粒在高温下长大过快, 控制铸带的冷却速率大于 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。铸带冷却采用气冷方式, 冷却气体的压力、流量和气喷嘴位置可以调节和控制。冷却气体可以是氩气、氮气、氦气等惰性气体, 或者是几种气体的混和气体。通过控制冷却气体的类型、压力、流量, 以及喷嘴到铸带之间的距离等, 实现对铸带冷却速率的控制。

[0073] 铸带在线热轧, 控制轧制温度为 $1050-1250^{\circ}\text{C}$, 目的是实现热轧后奥氏体发生完全再结晶, 细化奥氏体晶粒。在本发明的化学成分设计中, 添加了 Nb、V、Ti、Mo 合金元素, 如前所述, 合金元素的添加对奥氏体再结晶有一定的抑制作用, 尽管在薄带连铸工艺下这种抑制作用会降低, 但在低于 1050°C 下进行热轧, 很难发生奥氏体完全再结晶。而在高于 1250°C 下进行热轧, 由于带钢强度低, 使得热轧过程很难控制。因此本发明选择 $1050-1250^{\circ}\text{C}$ 轧制温度范围。优选的, 热轧温度范围是 $1100-1250^{\circ}\text{C}$, 或者是 $1150-1250^{\circ}\text{C}$ 。控制热轧压下率为 20-50%, 热轧压下量增加会促进奥氏体再结晶, 细化奥氏体晶粒, 优选的热轧压下率范围是 30-50%。控制热轧形变速率 $> 20\text{s}^{-1}$, 形变速率增加会促进奥氏体再结晶, 优选的形变速率范围是 $> 30\text{s}^{-1}$ 。热轧后钢带的厚度范围是 0.5-3.0mm。

[0074] 热轧带冷却, 采用气雾冷却、层流冷却或者喷淋冷却等方式对热轧带进行冷却。冷却水的流量、流速, 以及出水口位置等可以调节, 从而实现对热轧带冷却速率的控制。控制热轧带的冷却速率为 $10-80^{\circ}\text{C}/\text{s}$, 冷却热轧带到所需要的卷取温度。冷却速率是影响奥氏体相变实际开始温度的重要因素之一, 冷却速率越大, 奥氏体相变实际开始温度越低, 这样相变后所获得的组织晶粒尺寸也就越细小, 对提高钢带的强韧性都是有利的, 优选的冷却速率范围是 $30-80^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

[0075] 热轧带卷取, 控制热轧带的卷取温度为 $550-700^{\circ}\text{C}$, 以使热轧带具有细小的铁素体 + 珠光体的组织特征。优选的, 卷取温度范围是 $600-700^{\circ}\text{C}$ 。

[0076] 本发明的有益效果:

[0077] 与现有中国专利 200880023157.9、200880023167.2、200880023586.6 相比, 本发明的不同之处在于: 专利 200880023157.9、200880023167.2、200880023586.6 通过添加微合金元素抑制奥氏体热轧后的再结晶, 保留粗大奥氏体晶粒的高淬透性, 使钢带获得贝氏

体和针状铁素体组织,强度较高,延伸率较低。本发明通过控制微合金元素添加量、热轧温度、热轧压下率、热轧形变速率,实现热轧后奥氏体再结晶,细化奥氏体晶粒,使钢带获得细小均匀的铁素体+珠光体组织,具有良好的强塑性匹配。

[0078] 与现有中国专利 02825466. X 相比,本发明的不同之处在于:中国专利 02825466. X 控制热轧后奥氏体发生再结晶是通过增加在线加热系统实现的。本发明控制热轧后奥氏体发生再结晶是通过控制微合金元素添加量、热轧温度、热轧压下率、热轧形变速率实现的。

[0079] 本发明的有益效果:

[0080] 本发明通过薄带连铸生产过程中合理的成分设计,合理的热轧温度、热轧压下率、热轧形变速率设计,在不增加生产装备情况下,控制实现铸带热轧后奥氏体在线再结晶,生产出具有尺寸细小的多边形铁素体加珠光体组织的钢带,从而具有良好的强度和延伸率匹配。

附图说明

[0081] 图 1 为薄带连铸工艺过程示意图。

[0082] 图 2 为本发明实施例 2 中热轧钢带的显微组织。

[0083] 图 3 为本发明实施例 2 中铸带的显微组织。

具体实施方式

[0084] 参见图 1,本发明的薄带连铸工艺过程,大包 1 中的钢水经过长水口 2、中间包 3 和浸入式水口 4,浇入到由两个相对旋转的水冷结晶辊 5a、5b 和侧封板 6a、6b 形成的熔池 7 内,经过水冷结晶辊的冷却形成 1-5mm 铸带 11,铸带经过在密闭室 10 内的二次冷却装置 8 控制其冷却速率,通过摆动导板 9、夹送辊 12 将铸带送至热轧机 13,热轧后形成 0.5-3mm 的热轧带,再经三次冷却装置 14,之后热轧带进入卷取机 15。将钢卷从卷取机上取下后,自然冷却至室温。

[0085] 本发明实施例 1-10 的钢水均采用电炉冶炼得到,具体化学成分如表 1 所示。薄带连铸后得到的铸带厚度,铸带冷却速率,热轧温度,热轧压下率,热轧形变速率,热轧带厚度,热轧带冷却速率,卷取温度等工艺参数,以及热轧带冷却到室温后的拉伸性能见表 2。

[0086] 图 2 所示为实施例 2 中钢带的显微组织,主要由细小的多边形铁素体和少量珠光体构成。奥氏体热轧后发生再结晶,晶粒尺寸得到细化,其淬透性降低,采用和铸带相同的冷却速率和卷取温度,将更容易获得多边形铁素体和珠光体组织。图 3 对比给出了未经过热轧的铸带的显微组织,为贝氏体加针状铁素体。未经过热轧和再结晶的铸带,保留了粗大奥氏体晶粒的高淬透性,更容易形成贝氏体、针状铁素体。

[0087] 从表 2 可以看出,本发明钢带的屈服强度 $\geq 340\text{MPa}$,抗拉强度 $\geq 450\text{MPa}$,延伸率 $\geq 15\%$,具有优良的强塑性匹配。

[0088] 表 1 实施例 1-10 的钢水化学成分 (wt. %)

[0089]

实施 例	C	Si	Mn	P	S	N	Nb	V	Ti	Mo
1	0.074	0.33	0.80	0.009	0.003	0.0054	0.006			
2	0.055	0.33	0.78	0.011	0.005	0.0047	0.038		0.012	
3	0.120	0.30	0.94	0.014	0.006	0.0061	0.051			0.09
4	0.035	0.36	0.77	0.013	0.006	0.0120	0.060	0.048		0.05
5	0.011	0.35	2.00	0.010	0.010	0.0058		0.100	0.050	
6	0.056	0.40	0.62	0.013	0.006	0.0061	0.096	0.008		0.13
7	0.046	0.28	1.25	0.012	0.008	0.0098		0.030	0.100	0.25
8	0.052	0.31	0.92	0.011	0.003	0.0052		0.005		0.50
9	0.173	0.34	0.82	0.012	0.005	0.0048	0.080		0.030	
10	0.248	0.35	0.96	0.014	0.003	0.0056	0.078	0.020	0.005	

[0090] 表 2 实施例 1 ~ 10 的工艺参数及产品性能

[0091]

实 施 例	铸带 厚度 mm	铸带冷 却速率 °C/s	热轧 温度 °C	热轧压 下率 %	热轧形 变速率 S ⁻¹	热轧带 厚度 mm	热轧带 冷却速 率 °C/s	卷取 温度 °C	屈服 强度 MPa	抗拉 强度 MPa	延 伸 率 %
1	3.2	25	1056	25	34	2.4	24	640	340	463	29
2	2.2	22	1210	36	38	1.4	36	620	422	530	24
3	1.5	21	1148	20	22	1.2	40	600	487	593	20
4	5.0	28	1250	48	40	2.6	18	670	553	645	21
5	4.3	24	1236	35	32	2.8	72	580	495	583	23
6	1.0	27	1094	50	44	0.5	22	650	585	692	23
7	2.6	23	1243	30	28	1.8	50	610	542	655	20
8	3.0	22	1187	34	35	2.0	16	700	512	614	24
9	2.4	23	1236	40	39	1.4	34	630	588	673	18
10	2.3	26	1160	38	37	1.4	30	650	641	732	16

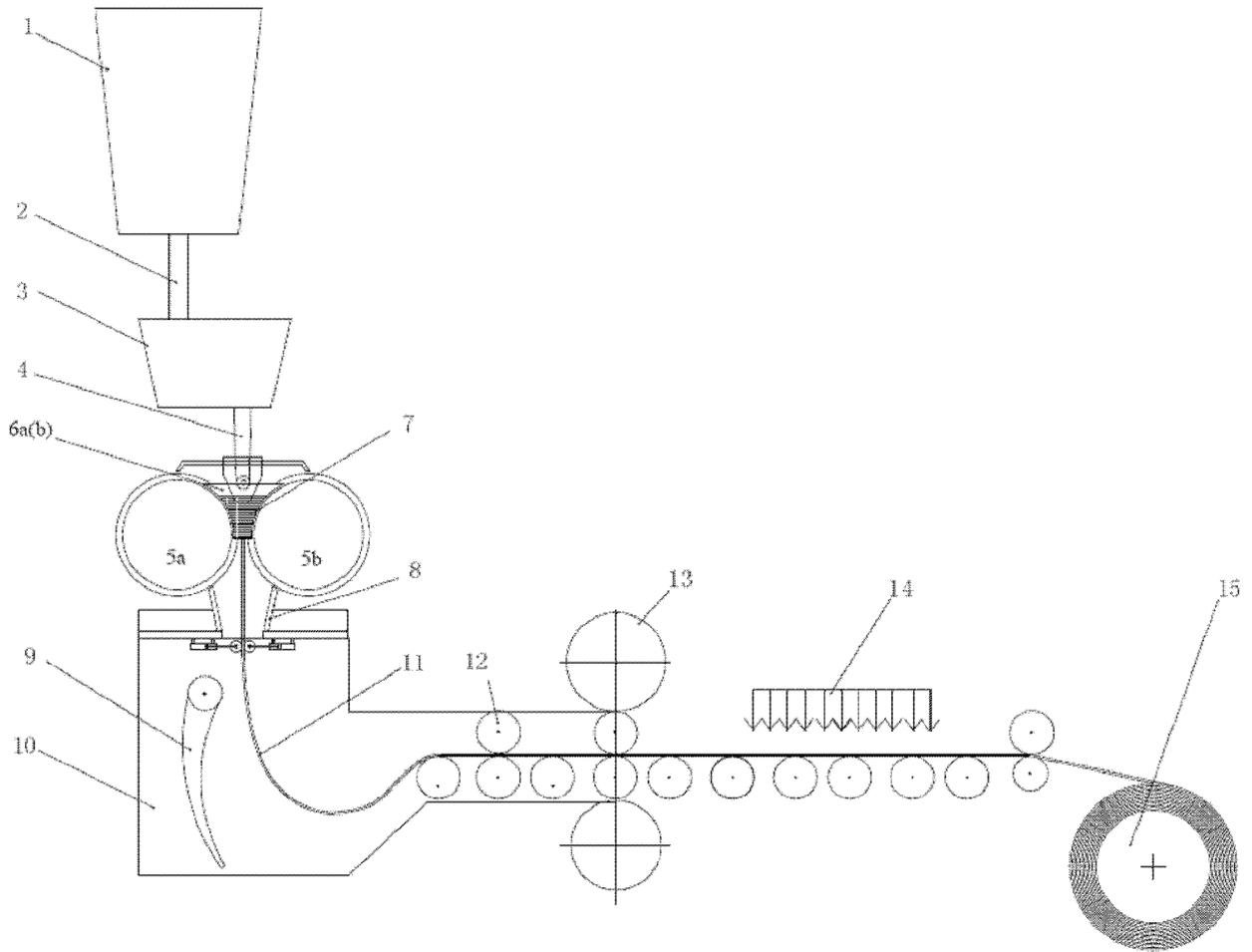


图 1

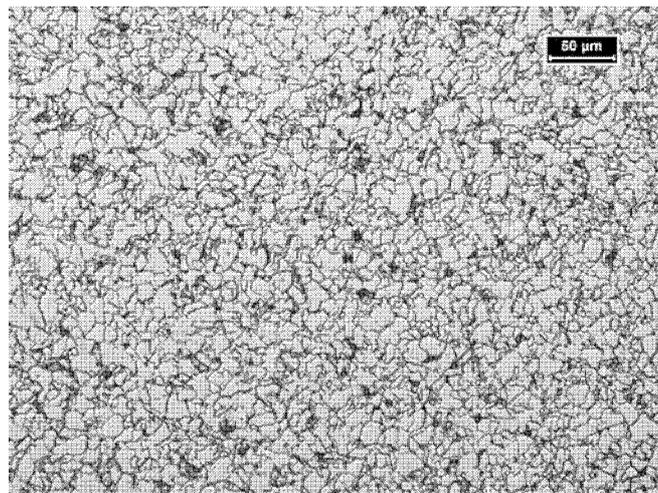


图 2

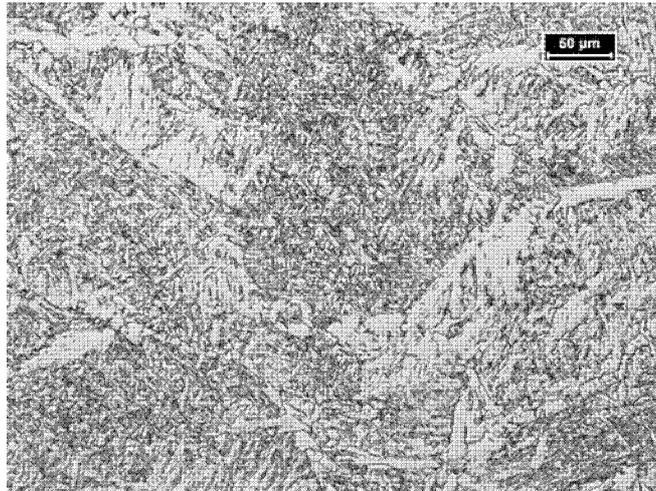


图 3