



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 106687233 B

(45)授权公告日 2018.09.28

(21)申请号 201480081738.3

(22)申请日 2014.09.11

(65)同一申请的已公布的文献号

申请公布号 CN 106687233 A

(43)申请公布日 2017.05.17

(85)PCT国际申请进入国家阶段日

2017.03.03

(86)PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2014/074130 2014.09.11

(87)PCT国际申请的公布数据

W02016/038725 JA 2016.03.17

(73)专利权人 新日铁住金株式会社

地址 日本东京都

(72)发明人 花尾方史

(74)专利代理机构 北京林达刘知识产权代理事

务所(普通合伙) 11277

代理人 刘新宇 李茂家

(51)Int.Cl.

B22D 11/08(2006.01)

(56)对比文件

CN 101586205 A, 2009.11.25,

CN 101219466 A, 2008.07.16,

CN 101472691 A, 2009.07.01,

JP 特开2006-289383 A, 2006.10.26,

JP 特开2011-147979 A, 2011.08.04,

JP 特开2002-239693 A, 2002.08.27,

审查员 周静

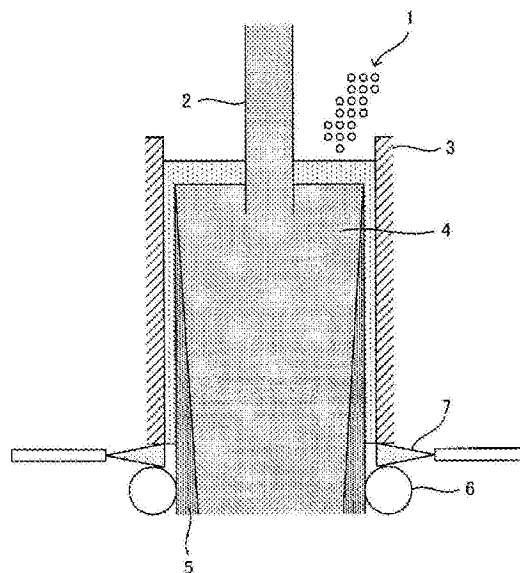
权利要求书1页 说明书8页 附图1页

(54)发明名称

钢的连续铸造用保护渣

(57)摘要

本发明提供一种亚包晶钢的连续铸造时,能够防止铸坯表面产生的纵向裂纹的保护渣,其含有CaO、SiO₂、碱金属氧化物和氟化合物,满足 $1.1 \leq (\text{CaO})_h / (\text{SiO}_2)_h \leq 1.9$, $0.10 \leq (\text{CaF}_2)_h / ((\text{CaO})_h + (\text{SiO}_2)_h + (\text{CaF}_2)_h) \leq 0.40$, 和, $0 \leq (\text{碱金属的氟化物})_h / ((\text{CaO})_h + (\text{SiO}_2)_h + (\text{碱金属的氟化物})_h) \leq 0.10$, 凝固点为1300℃以上, 且1450℃下的粘度为0.1Pa·s以下。



1. 一种钢的连续铸造用保护渣,其特征在于,其为C浓度为0.08~0.18质量%的亚包晶钢的连续铸造中使用的保护渣,

含有CaO、SiO₂、碱金属氧化物和氟化合物,

满足下述 (1)、(2) 和 (3),

凝固点为1300℃以上,且1450℃下的粘度为0.1Pa·s以下,

$$1.1 \leq f(1) \leq 1.9 \cdots (1)$$

$$0.10 \leq f(2) \leq 0.40 \cdots (2)$$

$$0 \leq f(3) \leq 0.10 \cdots (3)$$

$$\text{其中, } f(1) = (\text{CaO})_h / (\text{SiO}_2)_h \cdots (a)$$

$$f(2) = (\text{CaF}_2)_h / ((\text{CaO})_h + (\text{SiO}_2)_h + (\text{CaF}_2)_h) \cdots (b)$$

$$f(3) = (\text{碱金属的氟化物})_h / ((\text{CaO})_h + (\text{SiO}_2)_h + (\text{碱金属的氟化物})_h) \cdots (c) \quad (\text{CaO})_h = (W_{\text{CaO}} - (\text{CaF}_2)_h \times 0.718) \cdots (A)$$

$$(\text{SiO}_2)_h = W_{\text{SiO}_2} \cdots (B)$$

$$(\text{CaF}_2)_h = (W_F - W_{\text{Li}_2\text{O}} \times 1.27 - W_{\text{Na}_2\text{O}} \times 0.613 - W_{\text{K}_2\text{O}} \times 0.403) \times 2.05 \cdots (C)$$

$$(\text{碱金属的氟化物})_h = W_{\text{Li}_2\text{O}} \times 1.74 + W_{\text{Na}_2\text{O}} \times 1.35 + W_{\text{K}_2\text{O}} \times 1.23 \cdots (D)$$

W_i为保护渣中成分i的质量浓度即质量%。

2. 根据权利要求1所述的钢的连续铸造用保护渣,其特征在于,还含有0.1~10质量%的MnO。

钢的连续铸造用保护渣

技术领域

[0001] 本发明涉及特别是连续铸造C浓度(碳浓度。以下中相同)为0.08~0.18质量%的亚包晶钢时,能够防止铸坯表面产生的纵向裂纹的钢的连续铸造用保护渣。

背景技术

[0002] 钢的连续铸造中,C浓度为0.08~0.18质量%的亚包晶钢由于在铸模内钢水发生凝固而形成的凝固壳的厚度容易变得不均匀,因此,在铸坯表面容易产生纵向裂纹。

[0003] 连续铸造时,为了使铸模内的凝固壳的厚度均匀,使凝固壳的前端部缓慢冷却(以下,称为“缓慢冷却”)是有效的,为此,利用保护渣是较简便的。

[0004] 保护渣被供给到注入至铸模内的钢水的表面,由于来自钢水的热供给而熔融,沿着铸模向与凝固壳的间隙流入,形成薄膜。该薄膜在铸造刚刚开始后由于来自铸模的冷却而凝固为玻璃状,随着时间,晶体从玻璃中析出。促进该薄膜的结晶化时,薄膜的铸模侧表面的粗糙度增大,因此铸模与薄膜的界面热阻增大。另外,薄膜中的辐射传热也被抑制,因此,由于这些效果,使与薄膜接触的钢水和凝固壳被缓慢冷却。

[0005] 然而,薄膜中析出的一般的晶体的组成为枪晶石(cuspidine; $\text{Ca}_4\text{Si}_2\text{O}_7\text{F}_2$)。

[0006] 促进上述薄膜的结晶化时,至今认为有以下的方法。

[0007] 首先,控制保护渣的熔体物性的情况下,提高凝固点是有效促进结晶化的方法,专利文献1中公开了,将凝固点提高至1150~1250℃,来提高结晶性。

[0008] 该专利文献1中记载了,保护渣的凝固点高于1250℃时,阻碍铸模与凝固壳之间的润滑性,无法防止烧穿(break out)(凝固壳断裂而发生的漏钢)。

[0009] 另外,控制保护渣中的化学成分的情况下,使CaO与SiO₂的质量浓度比率(以下,称为“碱度”)上升是有效的。另外,使MgO浓度降低也是有效的。

[0010] 例如专利文献2中记载了,使碱度为1.2~1.6,且使MgO浓度为1.5质量%以下,这对于薄膜的结晶化是有效的。然而,该专利文献2中记载的保护渣的实施例中,晶体生成温度最高也仅为1145℃,只能得到与之相称的缓慢冷却效果。

[0011] 另一方面,专利文献3中公开了,通过在保护渣中添加铁、过渡金属的氧化物来抑制薄膜中的辐射传热的方法。

[0012] 然而,添加这些氧化物时,保护渣中的CaO、SiO₂、CaF₂被稀释。特别是,专利文献3中记载的发明中,为了充分获得辐射传热的抑制效果,如其实施例所示那样,也必需添加合计10质量%以上的铁、过渡金属的氧化物。此时,在实施例中示出的碱度1.0附近的组成中,枪晶石变得难以析出、保护渣的凝固点降低。

[0013] 另外,专利文献3中记载的实施例的凝固点为1050℃左右,比考虑到亚包晶钢用保护渣的凝固点如上述那样为1150~1250℃左右时低了100℃以上。因此,结果,薄膜的结晶化被妨碍,因此界面热阻的增大等由结晶化而产生的缓慢冷却效果受损。

[0014] 另外,发明人原先提出的专利文献4中公开了,在CaO-SiO₂-CaF₂-NaF的四元系中枪晶石容易析出的保护渣的组成范围。该组成范围与基于之后报道(ISIJ International,42

(2002), p.489)的枪晶石的初晶区域实质上一致。

[0015] 另外,发明人在专利文献5中提出了,对于调整为专利文献4中记载的发明的范围内的基本组成,添加过渡金属氧化物,从而使凝固温度降低而不破坏缓慢冷却效果的方法。

[0016] 对于该专利文献5中提出的发明,例如如其的实施例所示那样在1209~1239℃的一般的凝固点的范围内想要得到由于润滑性被妨碍而以往认为难以使用的、凝固点为1250℃以上的保护渣所具有的缓慢冷却效果。

[0017] 然而,亚包晶钢的铸造中,铸造含有Cu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、Ti、B等合金元素的钢种时,钢水的过热度(称为“钢水温度与液相线温度之差”。以下中相同)大的情况下,纵向裂纹更容易产生。

[0018] 这样的亚包晶钢铸造时,钢水的过热度大的情况下,即使为发明人提出的专利文献4、专利文献5中记载的发明,对于纵向裂纹的防止或抑制,有时也无法得到充分的效果。即,对于在组成范围中添加过渡金属氧化物而使枪晶石容易析出的保护渣,连续铸造含有Cu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、Ti、B等合金元素的亚包晶钢时,也有时无法得到充分的效果。

[0019] 现有技术文献

[0020] 专利文献

[0021] 专利文献1:日本特开平8-197214号公报

[0022] 专利文献2:日本特开平8-141713号公报

[0023] 专利文献3:日本特开平7-185755号公报

[0024] 专利文献4:日本特开2001-179408号公报

[0025] 专利文献5:日本特开2006-289383号公报

发明内容

[0026] 发明要解决的问题

[0027] 本发明的课题在于,提供:连续铸造C浓度为0.08~0.18质量%的亚包晶钢时,如含有Cu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、Ti、B等合金元素的钢种那样,钢水的过热度大的情况下也能够防止铸坯表面产生的纵向裂纹的、钢的连续铸造用保护渣。

[0028] 用于解决问题的方案

[0029] 本发明为一种钢的连续铸造用保护渣,其特征在于,其为C浓度为0.08~0.18质量%的亚包晶钢的连续铸造中使用的保护渣,含有CaO、SiO₂、碱金属氧化物和氟化合物,满足下述(1)、(2)和(3),凝固点为1300℃以上,且1450℃下的粘度为0.1Pa·s以下。

[0030] $1.1 \leq f(1) \leq 1.9 \cdots (1)$

[0031] $0.10 \leq f(2) \leq 0.40 \cdots (2)$

[0032] $0 \leq f(3) \leq 0.10 \cdots (3)$

[0033] 其中, $f(1) = (\text{CaO})_h / (\text{SiO}_2)_h \cdots (a)$

[0034] $f(2) = (\text{CaF}_2)_h / ((\text{CaO})_h + (\text{SiO}_2)_h + (\text{CaF}_2)_h) \cdots (b)$

[0035] $f(3) = (\text{碱金属的氟化物})_h / ((\text{CaO})_h + (\text{SiO}_2)_h + (\text{碱金属的氟化物})_h) \cdots (c)$

[0036] $(\text{CaO})_h = (W_{\text{CaO}} - (\text{CaF}_2)_h \times 0.718) \cdots (A)$

[0037] $(\text{SiO}_2)_h = W_{\text{SiO}_2} \cdots (B)$

[0038] $(\text{CaF}_2)_h = (W_F - W_{\text{Li}_2\text{O}} \times 1.27 - W_{\text{Na}_2\text{O}} \times 0.613 - W_{\text{K}_2\text{O}} \times 0.403) \times 2.05 \cdots (C)$

[0039] (碱金属的氟化物) $_h = W_{Li20} \times 1.74 + W_{Na20} \times 1.35 + W_{K20} \times 1.23 \cdots (D)$

[0040] W_i 为保护渣中成分 i 的质量浓度(质量%)。

[0041] 另外,上述本发明中,优选还含有0.1~10质量%的MnO。

[0042] 本发明通过将保护渣的凝固点提高至1300℃以上这样以往不怎么考虑的范围,从而促进进一步结晶化而得到缓慢冷却效果。另外,通过使1450℃下的粘度充分降低至0.1Pa·s以下,从而也兼顾铸模内的润滑性的维持。由此,连续铸造含有Cu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、Ti、B等合金元素的亚包晶钢的情况下,也可以防止铸坯表面产生的纵向裂纹。

[0043] 此外,通过含有0.1~10质量%的MnO,从而枪晶石的结晶化不易被阻碍,因此在连续铸造含有Cu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、Ti、B等合金元素的亚包晶钢的情况下,也容易防止铸坯表面产生的纵向裂纹。

[0044] 发明的效果

[0045] 本发明中,促进形成的薄膜的进一步结晶化而得到缓慢冷却效果,并且也可以兼顾铸模内的润滑性的维持,因此连续铸造含有Cu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、Ti、B等合金元素的亚包晶钢的情况下,也可以防止铸坯表面产生的纵向裂纹。

附图说明

[0046] 图1为说明本发明的钢的连续铸造用保护渣的图。

具体实施方式

[0047] 本发明中,将CaO、SiO₂、碱金属氧化物和氟化合物调整至最佳的范围而使组成维持在枪晶石的初晶范围,并且使凝固点为1300℃以上,且1450℃下的粘度为0.1Pa·s以下,从而实现了防止连续铸造含有Cu、Ni、Cr、Mo、Nb、V、Ti、B等合金元素的亚包晶钢时铸坯表面产生纵向裂纹的目的。本发明的钢的连续铸造用保护渣优选的是,还含有0.1~10质量%的MnO。

[0048] 以下,对本发明的钢的连续铸造用保护渣(以下中,有时简单称为“本发明的保护渣”)进行说明。

[0049] 图1为说明本发明的钢的连续铸造用保护渣的图。如图1所示,本发明的保护渣1供给于经由浸渍喷嘴2向铸模3注入的钢水4的表面。如此供给的本发明的保护渣1由于源自钢水4的热供给而熔融后,沿铸模3流入铸模3与凝固壳5的间隙而形成薄膜。从利用未图示的冷却手段冷却的铸模3侧开始冷却,对于由此形成的凝固壳5,使用辊6向铸模3的下方拔取,通过冷却水7进行冷却。

[0050] 上述说明的专利文献1中记载了如下主旨:凝固点高于1250℃时,润滑性被妨碍而无法防止烧穿。另外,专利文献1中记载的发明中,对于保护渣的合适的粘度,1300℃下设为0.6~2.5poise(=0.06~0.25Pa·s),但专利文献1中记载的实施例大多为1poise(=0.1Pa·s)以上。

[0051] 然而,为了维持连续铸造时的铸模内的润滑性,必须降低将凝固壳向铸模的下方拔取时的阻力(铸模内的摩擦力)。保护渣存在于铸模内壁与凝固壳之间,因此,可以通过降低该粘度,降低上述摩擦力。

[0052] 降低保护渣的粘度的情况下,存在如下问题:保护渣容易卷入到铸模内的钢水中,

被卷入的保护渣的粒滴变为铸坯表面附近的非金属夹杂物,使其清净性劣化。

[0053] 然而,“铁与钢”的93号(2006年)5卷362页中记载了,即使使1300℃下的粘度低至1poise(=0.1Pa·s)以下,如果将保护渣的组成保持为碱性,则也可以防止卷入。

[0054] 本发明针对在C浓度为0.08~0.18质量%的亚包晶钢的连续铸造中使用的保护渣,基于以上的观点而完成。

[0055] 本发明使基本成分为作为枪晶石的构成成分的CaO、SiO₂和氟化合物。此外,添加碱金属氧化物,可以较容易地对凝固点进行调整。此处,“基本成分”是指,枪晶石的构成成分CaO、SiO₂和氟化合物中氟的各浓度的总和为60质量%以上。

[0056] 而且,将这些CaO、SiO₂、氟化合物和碱金属氧化物的各浓度以满足枪晶石容易结晶化的条件即下述(1)、(2)、(3)式的方式进行调整。

[0057] $1.1 \leq f(1) \leq 1.9 \cdots (1)$

[0058] $0.10 \leq f(2) \leq 0.40 \cdots (2)$

[0059] $0 \leq f(3) \leq 0.10 \cdots (3)$

[0060] 其中, $f(1) = (\text{CaO})_h / (\text{SiO}_2)_h \cdots (a)$

[0061] $f(2) = (\text{CaF}_2)_h / ((\text{CaO})_h + (\text{SiO}_2)_h + (\text{CaF}_2)_h) \cdots (b)$

[0062] $f(3) = (\text{碱金属的氟化物})_h / ((\text{CaO})_h + (\text{SiO}_2)_h + (\text{碱金属的氟化物})_h) \cdots (c)$

[0063] $(\text{CaO})_h = (W_{\text{CaO}} - (\text{CaF}_2)_h \times 0.718) \cdots (A)$

[0064] $(\text{SiO}_2)_h = W_{\text{SiO}_2} \cdots (B)$

[0065] $(\text{CaF}_2)_h = (W_F - W_{\text{Li}_2\text{O}} \times 1.27 - W_{\text{Na}_2\text{O}} \times 0.613 - W_{\text{K}_2\text{O}} \times 0.403) \times 2.05 \cdots (C)$

[0066] $(\text{碱金属的氟化物})_h = W_{\text{Li}_2\text{O}} \times 1.74 + W_{\text{Na}_2\text{O}} \times 1.35 + W_{\text{K}_2\text{O}} \times 1.23 \cdots (D)$

[0067] W_i 为保护渣中成分*i*的质量浓度(质量%)。

[0068] 通过将CaO、SiO₂、氟化合物和碱金属氧化物的各浓度以满足上述(1)、(2)、(3)式的条件的方式进行调整,可以将保护渣的组成维持在枪晶石的初晶范围内。

[0069] 此处, $f(1)$ 小于1.1时、 $f(1)$ 超过1.9时,保护渣的组成远离枪晶石,因此不能实现缓慢冷却充分的结晶化。因此,本发明中,使 $f(1)$ 为1.1~1.9。另外,从通过使保护渣的组成更接近于枪晶石从而容易得到有效的结晶化的形态的观点出发, $f(1)$ 优选为1.2以上,特别优选为1.3以上。进而,从同样的观点出发, $f(1)$ 优选为1.8以下,特别优选为1.7以下。本发明中, $f(1)$ 的优选的范围为1.2~1.8,进而,特别优选为1.3~1.7。

[0070] 另外, $f(2)$ 小于0.10时、 $f(2)$ 超过0.40时,保护渣的组成远离枪晶石,因此不能实现缓慢冷却充分的结晶化。因此,本发明中,使 $f(2)$ 为0.10~0.40。另外,从通过使保护渣的组成更接近于枪晶石从而容易得到有效的结晶化的形态的观点出发, $f(2)$ 优选为0.12以上,特别优选为0.15以上。进而,从同样的观点出发, $f(2)$ 优选为0.35以下,特别优选为0.30以下。本发明中, $f(2)$ 的优选的范围为0.12~0.35,进而,特别优选为0.15~0.30。

[0071] 另外, $f(3)$ 小于0时、 $f(3)$ 超过0.10时,保护渣的组成远离枪晶石,因此不能实现缓慢冷却充分的结晶化。因此,本发明中,使 $f(3)$ 为0~0.10。另外,从通过使保护渣的组成更接近于枪晶石从而容易得到有效的结晶化的形态的观点出发, $f(3)$ 优选为0.08以下。

[0072] 保护渣的粘度通常以1300℃为基准。然而,将组成维持在熔点为1410~1420℃的枪晶石的初晶范围的本发明中,1300℃下保护渣已经通过结晶化而凝固,无法得到1300℃下的值。因此,本发明中,使1450℃下的粘度为0.1Pa·s以下。

[0073] 而且,通过设为这样的粘度,在将凝固点提高至以往困难的1300℃以上的状态下,也可以维持润滑性。凝固点变高时,与其相应地铸模内的缓慢冷却效果提高,但本发明中,无法使保护渣的凝固点上升至枪晶石的前述熔点以上。

[0074] 另外,在实用化的亚包晶钢中,为了提高变为钢材时的强度,Mn被大量添加,因此,铸造中,由于钢水中的Mn的氧化而产生的MnO向保护渣中迁移。

[0075] 该MnO为妨碍枪晶石的结晶化的成分,因此,本发明中,优选的是,以符合由于从钢水向保护渣中迁移的MnO而上升的MnO浓度的量,预先配混MnO。根据发明人的调查,从形成容易得到添加所产生的效果的形态的观点出发,使MnO的含有浓度为0.1质量%以上。另外,从为了不产生保护渣的凝固点过度降低而无法得到缓慢冷却所需的结晶化的情况的观点出发,使MnO的含有浓度为10质量%以下。本发明中,可以根据钢水中的Mn浓度而设定保护渣中的MnO浓度。

[0076] 根据情况,为了调整保护渣的凝固点、粘度、表面张力等物性,可以添加MgO、Al₂O₃、BaO、B₂O₃等。但是,为了促进枪晶石的结晶,它们的浓度越低越好,期望设为总计浓度计不超过7质量%。使用通常的原料的情况下,不可避免地含有的这些成分的总计浓度为2~5质量%左右,通过使用预熔化基材等人工原料,也可以设为其以下。

[0077] 实施例

[0078] 接着,对为了确认本发明的效果而进行的实验结果进行说明。

[0079] <实施例1>

[0080] 分别制作表1和表2所示的、本发明的保护渣的发明例、参考例和比较例。此处,下述表2所示的f(1)、f(2)和f(3)是通过上述(a)式、(b)式和(c)式算出的指数,通过将这些指数调整至上述(1)式、(2)式和(3)式的范围内,可以促进保护渣中的枪晶石的结晶化。需要说明的是,对于表1和表2中没有记载质量浓度(质量%)的成分,视作质量%为零,算出f(1)、f(2)和f(3)。另外,利用通常的化学分析,难以以高精度评价小于0.1质量%的浓度。因此,表1和表2中,成分浓度小于0.1质量的情况下记载为“<0.1”。

[0081] [表1]

分类	种类	成分浓度(质量%)						
		SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	Na ₂ O	MnO	F
发明例	A	30.6	55.1	4.2	0.7	<0.1	—*	9.5
	B	31.2	56.2	2.4	0.7	<0.1	—*	9.5
	C	30.1	51.2	4.0	0.6	3.5	—*	10.5
	D	30.3	54.6	2.4	0.7	<0.1	2.5	9.5
	E	33.7	53.9	2.3	0.7	<0.1	—*	9.5
	F	35.7	56.3	2.1	0.6	<0.1	—*	5.3
	G	34.1	54.9	2.5	1.0	1.0	—*	6.5
	H	30.5	51.5	2.0	<0.1	4.5	—*	11.5
	I	30.6	55.1	3.2	0.7	<0.1	1.0	9.5
	J	33.7	53.9	2.0	0.5	<0.1	0.5	9.5
	K	30.5	51.5	1.9	<0.1	1.0	0.1	11.5
比较例	a	28.8	48.9	3.3	0.5	6.0	1.5	11.0
	b	27.0	48.7	3.8	0.6	8.0	—*	12.0
	c	37.1	28.7	8.0	0.1	16.8	—*	9.5

[0083] [表2]

分类	种类	本发明的指标			凝固点 (°C)	粘度 (Pa·s)
		f(1)	f(2)	f(3)		
发明例	A	1.34	0.21	0	1311	0.07
	B	1.35	0.21	0	1355	0.07
	C	1.29	0.20	0.06	1302	0.05
	D	1.34	0.22	0	1334	0.06
	E	1.19	0.21	0	1301	0.07
	F	1.36	0.11	0	1329	0.08
	G	1.35	0.14	0.02	1332	0.07
	H	1.27	0.21	0.08	1302	0.06
	I	1.34	0.21	0	1306	0.06
	J	1.19	0.21	0	1303	0.06
	K	1.27	0.21	0.08	1301	0.07
比较例	a	1.33	0.18	0.11 *	1255 *	0.04
	b	1.41	0.18	0.14 *	1236 *	0.03
	c	0.8 *	0 *	0.25 *	1060 *	0.12 *

[0085] 发明例A~K的保护渣的组成均满足上述(1)~(3)式,另外,凝固点为1300℃以上,且1450℃下的粘度为0.1Pa·s以下。另一方面,对于比较例a~c的保护渣的组成,保护渣的组成不满足上述(1)~(3)式中的任一者,结果,凝固点、1450℃下的粘度中的至少任一者在本发明的范围外。需要说明的是,表1、2中标注*标记时,为脱离本发明的范围的情况。

[0086] 将发明例A~K和比较例a~c用于下述表3所示的组成的、含有Nb、Ti的钢水的过热度大的亚包晶钢的连续铸造,对结果进行比较。此处,使用2.5吨的钢水,使用垂直弯曲型连续铸造机,使铸造速度为1.0m/分钟、二次冷却水的比水量为1.1升/kg,制造宽度500mm和厚度85mm的板坯。

[0087] [表3]

成分浓度(质量%)								
C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Al	余量
0.09	0.15	1.40	0.010	0.005	0.0014	0.010	0.03	Fe和杂质

[0089] 分开使用添加至铸模内的保护渣,对于缓慢冷却效果,求出使用铸模内的局部热通量、铸坯表面温度、以及凝固壳的厚度和生长速度算出的凝固系数,对所得结果进行比较。另外,对于润滑性,求出铸模内的摩擦力,对所得结果进行比较。将其结果归纳示于表4。

[0090] 需要说明的是,铸模内的局部热通量根据在长边面的宽度中央利用埋入到弯液面下35mm的位置的热电偶测定的温度而求出从而进行评价。另外,铸模内的摩擦力根据铸模振荡中使用的油压缸的压力差而求出。另外,铸坯表面的温度是在垂直弯曲型连续铸造机的弯曲部正前方的辊部分(roll segment)中的内弯曲侧宽度中央进行测定的。另外,凝固壳的厚度和生长速度利用如下方法进行评价:在铸造即将结束前的时刻,向铸模内的钢水中添加FeS合金,沿铸造方向切断该部位的板坯,将该切断面中的S的浓度分布转移至打印纸。

[0091] [表4]

[0092]

分类	种类	铸模内的局部 热通量 (MW/m ²)	铸模内的摩擦 力 (N/mm ²)	铸坯表面的温度 (内 弯曲侧宽度中央) (℃)	凝固系数 (mm/分钟 ^{0.5})	纵向裂纹的长 度和个数
发明例	A	1.32	1.12×10^{-2}	1150	11.2	无
	B	1.26	2.09×10^{-2}	1140	12.3	无
	C	1.41	1.14×10^{-2}	1110	13.4	无
	D	1.29	1.19×10^{-2}	1120	11.9	无
	E	1.42	1.13×10^{-2}	1105	13.8	无
	F	1.39	1.53×10^{-2}	1109	13.5	无
	G	1.34	1.47×10^{-2}	1118	12.9	无
	H	1.41	1.06×10^{-2}	1107	13.1	无
	I	1.34	1.10×10^{-2}	1150	11.3	无
	J	1.44	1.09×10^{-2}	1100	14.0	无
	K	1.42	1.04×10^{-2}	1105	13.2	无
比较例	a	1.48	1.26×10^{-2}	1100	18.1	无
	b	1.71	1.04×10^{-2}	1020	20.6	无
	c	1.93	0.87×10^{-2}	950	24.8	103mm×2个

[0093] 评价铸模内的局部热通量,结果,比较例中为 1.48MW/m^2 以上,而发明例中降低至 1.44MW/m^2 以下,可以确认到缓慢冷却效果。

[0094] 另外,对于铸模内的摩擦力,发明例和比较例均为 $2.09 \times 10^{-2} (\text{N/mm}^2)$ 以下,润滑性没有问题,在板坯表面以一定的间隔形成有正常的振动痕迹 (oscillation mark)。

[0095] 另外,铸坯表面温度的测定结果如下:使用发明例的保护渣时的温度变为使用比较例的保护渣时的温度以上,可以确认到缓慢冷却效果。

[0096] 进而,评价凝固壳的厚度和生长速度,结果,对于凝固系数,比较例为 $18.1 \sim 24.8\text{mm/分钟}^{0.5}$,而发明例减少至 $11.2 \sim 14.0\text{mm/分钟}^{0.5}$,可以确认到对于凝固壳的生长的明确的缓慢冷却的效果。

[0097] 发明例中,所得板坯为良好的表面性状,没有纵向裂纹或凹陷等表面缺陷。另一方面,比较例c中,在宽度中央存在有长度100mm左右的纵向裂纹2处。

[0098] <实施例2>

[0099] 实施例1中试验的保护渣中,使用发明例A和比较例a,与实施例1相比进行大规模的连续铸造。

[0100] 向使用各保护渣的每个铸造供给表5所示的组成的钢水300吨,以速度 0.70m/分钟 铸造宽度2300mm、厚度300mm、长度6m左右的板坯12块。所得板坯的表面的结果如以下。

[0101] [表5]

[0102]

成分浓度 (质量%)								
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	余量
0.11	0.30	0.90	<0.025	<0.005	0.50	0.40	0.02	Fe和杂质

[0103] 发明例A中,可以得到没有纵向裂纹的良好的表面的板坯12块,可以直接供给至轧制工序。

[0104] 另一方面,比较例a中,铸造开始后第1块、第2块、第11块和第12块这4块板坯的表面产生了纵向裂纹。而且,产生了纵向裂纹的板坯必须全部修整 (基于切口的火焰清理)。

[0105] 本发明不限于上述例子,只要为各权利要求中记载的技术构思的范围,当然可以适当变更实施方式。

[0106] 附图标记说明

[0107] 1…钢的连续铸造用保护渣

- [0108] 2...浸渍喷嘴
- [0109] 3...铸模
- [0110] 4...钢水
- [0111] 5...凝固壳
- [0112] 6...辊
- [0113] 7...冷却水

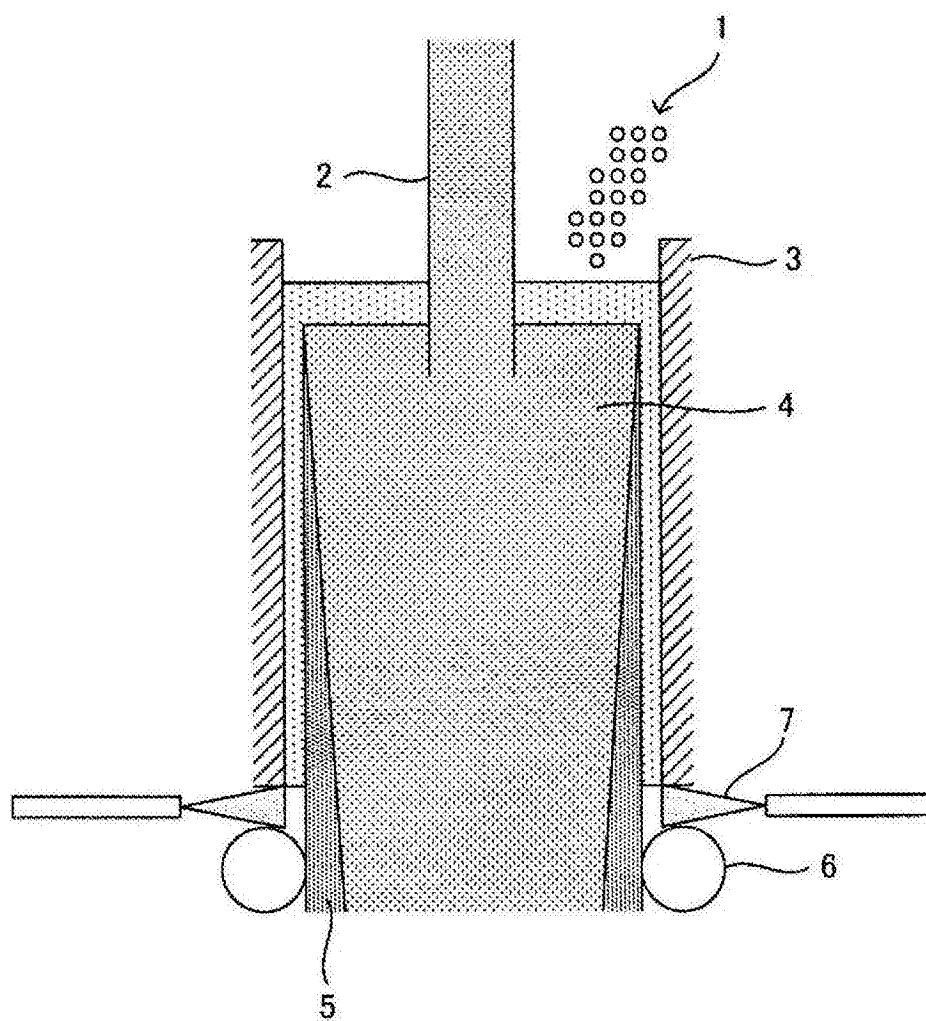


图1