



(10) 申请公布号 CN 119789921 A

(43) 申请公布日 2025.04.08

(21) 申请号 202380062699.1

(22) 申请日 2023.07.28

(30) 优先权数据

2022-143845 2022.09.09 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2025.02.27

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2023/027675 2023.07.28

(87) PCT国际申请的公布数据

W02024/053276 JA 2024.03.14

(71) 申请人 杰富意钢铁株式会社

地址 日本

(72) 发明人 伊藤阳一 西中一贵 荒牧则亲

佐藤祐也

(74) 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限
责任公司 11219

专利代理师 盛曼 金龙河

(51) Int.Cl.

B22D 11/00 (2006.01)

B22D 11/108 (2006.01)

B22D 11/12 (2006.01)

B22D 11/16 (2006.01)

C21D 8/02 (2006.01)

C21D 9/00 (2006.01)

C22C 38/00 (2006.01)

C22C 38/08 (2006.01)

C22C 38/54 (2006.01)

权利要求书1页 说明书13页

(54) 发明名称

钢铸片、连续铸造方法和钢铸片的制造方法

(57) 摘要

本发明提供含有2.0质量%以上且小于7.5质量%的Ni并且表面裂纹少的钢铸片。含有Ni的钢铸片含有以质量%计C:0.03%以上且0.10%以下、Si:0.01%以上且0.50%以下、Mn:0.10%以上且1.00%以下、P:0.001%以上且0.010%以下、S:0.0001%以上且0.0050%以下、Ni:2.0%以上且小于7.5%、Al:0.010%以上且0.080%以下、N:0.0010%以上且0.0050%以下、O:0.0005%以上且0.0040%以下并且余量由Fe和不可避免的杂质构成。所述钢铸片的表面的凝固核的密度为0.35个/mm²以上。

1. 一种钢铸片,其是含有以质量%计C:0.03%以上且0.10%以下、Si:0.01%以上且0.50%以下、Mn:0.10%以上且1.00%以下、P:0.001%以上且0.010%以下、S:0.0001%以上且0.0050%以下、Ni:2.0%以上且小于7.5%、Al:0.010%以上且0.080%以下、N:0.0010%以上且0.0050%以下、O:0.0005%以上且0.0040%以下并且余量由Fe和不可避免的杂质构成的含有Ni的钢铸片,所述钢铸片的表面的凝固核的密度为0.35个/mm²以上。

2. 根据权利要求1所述的钢铸片,其中,还含有选自以质量%计Cu:0.03%以上且1.50%以下、Cr:0.03%以上且1.00%以下、Mo:0.02%以上且1.00%以下、Nb:0.003%以上且0.100%以下、V:0.003%以上且0.100%以下、Ti:0.005%以上且0.020%以下、B:0.0002%以上且0.0025%以下、Ca:0.0005%以上且0.0050%以下、Mg:0.0005%以上且0.0030%以下中的一种或两种以上。

3. 一种连续铸造方法,其是用于铸造权利要求1或2所述的钢铸片的连续铸造方法,其中,包括将1300°C下的粘度为0.5Pa·s(5泊)以上的保护渣添加到铸型内的工序。

4. 一种连续铸造方法,其是用于铸造权利要求1或2所述的钢铸片的连续铸造方法,其中,包括使铸型以每分钟80次循环以上的振动频率振动的工序。

5. 一种连续铸造方法,其是用于铸造权利要求1或2所述的钢铸片的连续铸造方法,其中,包括:

将1300°C下的粘度为0.5Pa·s(5泊)以上的保护渣添加到铸型内的工序;以及使铸型以每分钟50次循环以上的振动频率振动的工序。

6. 一种连续铸造方法,其是用于铸造权利要求1或2所述的钢铸片的连续铸造方法,其中,包括:

将1300°C下的粘度为0.15Pa·s(1.5泊)以上的保护渣添加到铸型内的工序;以及使铸型以每分钟80次循环以上的振动频率振动的工序。

7. 一种含有Ni的钢铸片的制造方法,其包括:

对通过权利要求3所述的连续铸造方法制造的钢坯进行修整处理的修整工序;以及在所述修整工序后在加热炉内的加热温度为1100°C以下的条件下对所述钢坯进行加热的加热工序。

8. 一种含有Ni的钢铸片的制造方法,其包括:

对通过权利要求4所述的连续铸造方法制造的钢坯进行修整处理的修整工序;以及在所述修整工序后在加热炉内的加热温度为1100°C以下的条件下对所述钢坯进行加热的加热工序。

9. 一种含有Ni的钢铸片的制造方法,其包括:

对通过权利要求5所述的连续铸造方法制造的钢坯进行修整处理的修整工序;以及在所述修整工序后在加热炉内的加热温度为1100°C以下的条件下对所述钢坯进行加热的加热工序。

10. 一种含有Ni的钢铸片的制造方法,其包括:

对通过权利要求6所述的连续铸造方法制造的钢坯进行修整处理的修整工序;以及在所述修整工序后在加热炉内的加热温度为1100°C以下的条件下对所述钢坯进行加热的加热工序。

钢铸片、连续铸造方法和钢铸片的制造方法

技术领域

[0001] 本发明涉及含有Ni(镍)的钢铸片、连续铸造方法、钢铸片的制造方法。

背景技术

[0002] 已知在钢中添加Ni时低温韧性提高。含有约9质量%的Ni的钢(以下也称为含Ni钢)也被称为9%Ni钢。9%Ni钢由于耐受在-160°C以下的使用,因此例如作为LNG罐等低温用焊接结构用钢而被广泛使用。

[0003] 但是,已知含Ni钢容易在表面产生瑕疵。例如,在铸造后的铸片中,在表面和表面的附近存在许多裂纹(以下也称为表面裂纹)。

[0004] 一直以来,已知含有Ni的钢铸片的表面裂纹沿着粗大的凝固组织的晶界产生。具体而言,认为表面裂纹是由于在含Ni钢的延展性下降的600~900°C的温度范围、即连续铸造的二次冷却区的区间中,对钢铸片施加矫直应力、膨胀应力、热应力等拉伸应力而产生的。

[0005] 更详细而言,对钢铸片施加拉伸应力时,在特定的区域中,该钢铸片中所含的S(硫)、P(磷)等富集。S(硫)、P(磷)的浓度的增加导致钢铸片的晶界脆化。因此,由于在该区域中脆化的晶界被拉伸应力破坏,从而产生表面裂纹。

[0006] 为了防止这样的表面裂纹,在铸造钢铸片时的二次冷却中进行钢铸片的温度管理。例如,在专利文献1中公开了:在对含有5~10质量%的Ni的钢水进行连续铸造时,进行二次冷却区中的冷却速度的控制和铸片的表面温度的控制。

[0007] 另外,在专利文献2中公开了:在对含有8~10质量%的Ni的含Ni钢进行连续铸造时,推定铸造时的断面收缩率,以该断面收缩率为50%以上的方式控制二次冷却强度。

[0008] 现有技术文献

[0009] 专利文献

[0010] 专利文献1:日本特开平8-10919号公报

[0011] 专利文献2:日本特开平8-33964号公报

发明内容

[0012] 发明所要解决的问题

[0013] 这样,提出了抑制大量的表面裂纹的连续铸造方法,但是难以完全抑制表面裂纹的产生。在钢铸片上产生表面裂纹时,通过使用研磨机等对表面进行磨削等的所谓的修整处理来除去表面裂纹。因此,表面裂纹变多时,修整处理的范围、处理时间也变长,因而存在生产率降低、制造成本上升的问题。

[0014] 但是,近年来,Ni合金的价格上涨,因此正在降低钢中的Ni的含量。例如,作为9%Ni钢的替代品,正在扩充基于7%Ni钢的替代钢种。另外,对于乙烯液化燃料容器,使用5%Ni钢。这样,对于Ni的含量小于7.5质量%的含Ni钢,需求也非常高。

[0015] 对于Ni含量小于7.5质量%的Ni的含量比较少的钢种,沿着上述粗大的凝固组织的

晶界的钢铸片的表面裂纹的产生也成为制造上的问题。

[0016] 本发明是鉴于上述问题而完成的,其目的在于提供含有2.0质量%以上且小于7.5质量%的Ni且表面裂纹少的钢铸片、连续铸造方法和钢铸片的制造方法。

[0017] 用于解决问题的方法

[0018] 为了解决上述问题,本发明具有以下特征。

[0019] [1]

[0020] 一种钢铸片,其是含有以质量%计C:0.03%以上且0.10%以下、Si:0.01%以上且0.50%以下、Mn:0.10%以上且1.00%以下、P:0.001%以上且0.010%以下、S:0.0001%以上且0.0050%以下、Ni:2.0%以上且小于7.5%、Al:0.010%以上且0.080%以下、N:0.0010%以上且0.0050%以下、O:0.0005%以上且0.0040%以下并且余量由Fe和不可避免的杂质构成的含有Ni的钢铸片,所述钢铸片的表面的凝固核的密度为0.35个/ mm^2 以上。

[0021] [2]

[0022] 根据[1]中记载的钢铸片,其中,还含有选自以质量%计Cu:0.03%以上且1.50%以下、Cr:0.03%以上且1.00%以下、Mo:0.02%以上且1.00%以下、Nb:0.003%以上且0.100%以下、V:0.003%以上且0.100%以下、Ti:0.005%以上且0.020%以下、B:0.0002%以上且0.0025%以下、Ca:0.0005%以上且0.0050%以下、Mg:0.0005%以上且0.0030%以下中的一种或两种以上。

[0023] [3]

[0024] 一种连续铸造方法,其是用于铸造[1]或[2]中记载的钢铸片的连续铸造方法,其中,包括将1300°C下的粘度为0.5Pa·s(5泊)以上的保护渣添加到铸型内的工序。

[0025] [4]

[0026] 一种连续铸造方法,其是用于铸造[1]或[2]中记载的钢铸片的连续铸造方法,其中,包括使铸型以每分钟80次循环以上的振动频率振动的工序。

[0027] [5]

[0028] 一种连续铸造方法,其是用于铸造[1]或[2]中记载的钢铸片的连续铸造方法,其中,包括:将1300°C下的粘度为0.5Pa·s(5泊)以上的保护渣添加到铸型内的工序;以及使铸型以每分钟50次循环以上的振动频率振动的工序。

[0029] [6]

[0030] 一种连续铸造方法,其是用于铸造[1]或[2]中记载的钢铸片的连续铸造方法,其中,包括:将1300°C下的粘度为0.15Pa·s(1.5泊)以上的保护渣添加到铸型内的工序;以及使铸型以每分钟80次循环以上的振动频率振动的工序。

[0031] [7]

[0032] 一种含有Ni的钢铸片的制造方法,其包括:对通过[3]~[6]中任一项所述的连续铸造方法制造的钢坯进行修整处理的修整工序;以及在所述修整工序后在加热炉内的加热温度为1100°C以下的条件下对所述钢坯进行加热的加热工序。

[0033] 发明效果

[0034] 根据本发明,钢铸片的表面的凝固核的密度为0.35个/ mm^2 以上,因此能够使凝固单元的尺寸比现有的尺寸小。由此,与以往相比,能够减少凝固单元的界面处的S(硫)和P(磷)的偏析。其结果,能够抑制凝固单元的界面处的脆化。另外,还能够使作用于凝固单元的界面的应力分散。由此,能够抑制凝固单元的界面处的裂纹的产生,并且能够减少钢铸片

的表面的裂纹的产生。其结果,能够减少用于除去钢铸片的表面的裂纹的修整处理的处理时间,并且能够实现生产率提高和制造成本的减少。

具体实施方式

[0035] 本发明的含有Ni的钢铸片(以下也简称为钢铸片)含有2.0质量%以上且小于7.5质量%的Ni。钢铸片例如可以用作在低于常温的温度范围内使用的低温用钢。

[0036] 本发明的含有Ni的钢铸片以质量%计含有C:0.03%以上且0.10%以下、Si:0.01%以上且0.50%以下、Mn:0.10%以上且1.00%以下、P:0.001%以上且0.010%以下、S:0.0001%以上且0.0050%以下、Ni:2.0%以上且小于7.5%、Al:0.010%以上且0.080%以下、N:0.0010%以上且0.0050%以下、O:0.0005%以上且0.0040%以下,余量由Fe和不可避免的杂质构成。

[0037] 钢铸片通过含有C(碳)作为组成,能够确保母材的强度。特别是,通过使钢铸片中所含的C的含量为0.03质量%(以下简记为“%”)以上,能够使母材的强度良好。钢铸片中所含的C的含量过剩时,成为脆性断裂的起点的渗碳体、岛状马氏体增加,有可能不能得到合适的韧性。通过使钢铸片中所含的C的含量为0.10%以下,能够得到适当的钢铸片的韧性。

[0038] 钢铸片通过含有Si(硅)作为组成,能够提高除去钢铸片中所含的氧的脱氧的效果。另外,钢铸片通过含有Si作为组成,能够确保母材的强度。Si的添加量变高时,在焊接热影响区(HAZ:Heat-Affected Zone)的组织中生成岛状马氏体,存在不能得到良好的HAZ的韧性的倾向。

[0039] 即,通过使钢铸片的Si的含量为0.50%以下,能够确保合适的HAZ的韧性。通过使钢铸片的Si的含量为0.01%以上,能够得到优良的脱氧的效果,另外,能够使母材的强度良好。

[0040] 钢铸片通过含有Mn作为组成,能够确保母材的强度。Mn的添加量变高时,存在不能得到良好的HAZ的韧性的倾向。

[0041] 特别是,通过使钢铸片的Mn的含量为0.10%以上,能够使母材的强度良好。另外,通过使钢铸片的Mn的含量为1.00%以下,能够确保合适的HAZ的韧性。

[0042] 钢铸片含有P(磷)作为组成时,存在导致晶界脆化的倾向。因此,钢铸片可以含有尽可能低的量的P(磷)作为组成。通过钢铸片的P(磷)含量为0.010%以下,因晶界脆化而促进表面裂纹能够得到抑制。由此,能够使母材和HAZ的韧性良好。

[0043] 另外,通过钢铸片的P(磷)的含量为0.001%以上,能够抑制炼钢工序中的脱磷精炼的负荷上升,并且能够抑制导致制造成本的上升。

[0044] 钢铸片含有S(硫)作为组成时,存在导致晶界脆化的倾向。因此,钢铸片可以含有尽可能低的量的S(硫)作为组成。通过钢铸片的S(硫)含量为0.0050%以下,导致晶界脆化从而促进表面裂纹的产生能够得到抑制。由此,能够使母材和HAZ的韧性良好。特别是,S(硫)以MnS等夹杂物的形式使钢铸片的韧性降低。因此,优选钢铸片的S(硫)的含量低。

[0045] 另外,通过使钢铸片的S(硫)的含量为0.0001%以上,能够抑制炼钢工序中的脱磷精炼的负荷上升,并且能够抑制导致制造成本的上升。

[0046] 如上所述,钢铸片含有2.0%以上且小于7.5%的Ni(镍)作为组成。钢铸片通过含有上述成分,能够以比9%Ni钢少的Ni的含量实现与9%Ni钢同等的物性。从这样的目的出发,钢铸片的Ni的含量可以为2.0%以上且小于7.5%,优选为6.5%以上且小于7.5%。需要说明的是,Ni的含量小于2.0%时,存在不能得到由Ni带来的低温下的韧性的倾向。

[0047] 钢铸片通过含有Al (铝) 作为组成,能够提高除去钢铸片中所含的氧的脱氧的效果。另外,钢铸片通过含有Al (铝) 作为组成,能够确保母材的强度。Al (铝) 的添加量变高时,存在母材和HAZ韧性由于粗大的AlN而降低的倾向。

[0048] 即,通过使钢铸片的Al (铝) 的含量为0.080%以下,能够确保合适的HAZ的韧性。特别是,通过使钢铸片的Si的含量为0.010%以上,能够得到优良的脱氧的效果。

[0049] 钢铸片含有N (氮) 作为组成时,存在生成AlN等粗大的金属氮化物、母材和HAZ韧性降低的倾向。因此,钢铸片可以含有尽可能低的量的N (氮) 作为组成。

[0050] 通过钢铸片的N (氮) 含量为0.0050%以下,能够确保合适的母材和HAZ的韧性。另外,通过使钢铸片的N (氮) 的含量为0.0010%以上,能够抑制炼钢工序中的脱氮处理和防止吸氮处理的负荷上升,并且能够抑制导致制造成本的上升。

[0051] 钢铸片含有O (氧) 作为组成时,存在形成夹杂物而母材和HAZ韧性降低的倾向。因此,钢铸片可以含有尽可能低的量的O (氧) 作为组成。通过钢铸片的O (氧) 含量为0.0040%以下,能够确保合适的母材和HAZ的韧性。

[0052] 另外,通过使钢铸片的O (氧) 的含量为0.0005%以上,能够抑制炼钢工序中的夹杂物除去处理的负荷上升并且抑制导致制造成本的上升。

[0053] 此外,除了含有上述合金元素以外,为了提高母材、接头的强度和韧性,钢铸片优选还含有选自Cu、Cr、Mo、Nb、V、Ti、B、Ca、Mg中的一种或两种以上。

[0054] 钢铸片可以含有Cu (铜) 作为组成。钢铸片通过含有Cu (铜) 作为组成,能够确保母材的强度。Cu (铜) 的添加量变高时,存在不能得到良好的HAZ的韧性的倾向。

[0055] 即,通过使钢铸片的Cu (铜) 的含量为0.03%以上,能够得到良好的母材的强度。另外,通过使钢铸片的Cu (铜) 的含量为1.50%以下,能够确保合适的HAZ的韧性。

[0056] 钢铸片可以含有Cr (铬) 作为组成。钢铸片通过含有Cr (铬) 作为组成,能够确保母材的强度。Cr (铬) 的添加量变高时,存在不能得到良好的HAZ的韧性的倾向。

[0057] 即,通过使钢铸片的Cr (铬) 的含量为0.03%以上,能够得到良好的母材的强度。另外,通过使钢铸片的Cr (铬) 的含量为1.00%以下,能够确保合适的HAZ的韧性。

[0058] 钢铸片可以含有Mo (钼) 作为组成。钢铸片通过含有Mo (钼) 作为组成,能够确保母材的强度。Mo (钼) 的添加量变高时,存在不能得到良好的HAZ的韧性的倾向。

[0059] 即,通过使钢铸片的Mo (钼) 的含量为0.02%以上,能够得到良好的母材的强度。另外,通过使钢铸片的Mo (钼) 的含量为1.00%以下,能够确保合适的HAZ的韧性。

[0060] 钢铸片可以含有Nb (铌) 作为组成。钢铸片通过含有Nb (铌) 作为组成,能够确保母材的强度,并且能够实现晶体的晶粒细化。Nb (铌) 的添加量变高时,存在不能得到良好的HAZ的韧性的倾向。

[0061] 即,通过使钢铸片的Nb (铌) 的含量为0.003%以上,能够得到良好的母材的强度,并且能够实现钢坯中的晶体的晶粒细化。另外,通过使钢铸片的Nb (铌) 的含量为0.100%以下,能够确保合适的HAZ的韧性。

[0062] 钢铸片可以含有V (钒) 作为组成。钢铸片通过含有V (钒) 作为组成,能够确保母材的强度并且能够实现晶体的晶粒细化。V (钒) 的添加量变高时,存在不能得到良好的HAZ的韧性的倾向。

[0063] 即,通过使钢铸片的V (钒) 的含量为0.003%以上,能够得到良好的母材的强度,并

且能够实现钢坯中的晶体的晶粒细化。另外,通过使钢铸片的V(钒)的含量为0.100%以下,能够确保合适的HAZ的韧性。

[0064] 钢铸片可以含有Ti(钛)作为组成。钢铸片通过含有Ti(钛)作为组成,能够确保母材的强度并且能够实现钢坯中的晶体的晶粒细化。Ti(钛)的添加量变高时,存在HAZ韧性由于粗大的TiN而降低的倾向。

[0065] 即,通过使钢铸片的Ti(钛)的含量为0.005%以上,能够得到良好的母材的强度,并且能够实现晶体的晶粒细化。另外,通过使钢铸片的Ti(钛)的含量为0.020%以下,能够确保合适的HAZ的韧性。

[0066] 钢铸片可以含有B(硼)作为组成。钢铸片通过含有B(硼)作为组成,即使极微量也能够提高淬透性。其结果,在实施控制冷却和淬火热处理的情况下,能够实现显著的强度上升。B(硼)的添加量变高时,通过析出粗大的硼氮化物、碳硼化物,存在HAZ韧性降低的倾向。

[0067] 即,通过使钢铸片的B(硼)的含量为0.0002%以上,能够得到良好的强度。另外,通过使钢铸片的B(硼)的含量为0.0025%以下,能够确保合适的HAZ的韧性。

[0068] 钢铸片可以含有Ca(钙)作为组成。钢铸片通过含有Ca(钙),能够进行夹杂物的形态控制,能够提高韧性。Ca(钙)与S结合而形成CaS。CaS能够抑制晶界处的延展性下降裂纹并且实现表面裂纹的减少。Ca(钙)的添加量变高时,由于生成粗大的含有Ca的夹杂物而存在HAZ韧性降低的倾向。

[0069] 即,通过使钢铸片的Ca(钙)的含量为0.0005%以上,能够得到良好的强度。另外,通过使钢铸片的Ca(钙)的含量为0.0050%以下,能够确保合适的HAZ的韧性。

[0070] 钢铸片可以含有Mg(镁)作为组成。钢铸片通过含有Mg(镁),能够进行夹杂物的形态控制,能够提高韧性。Mg(镁)与S结合而形成MgS。MgS能够抑制晶界处的延展性下降裂纹。

[0071] 另外,MgS使奥氏体粒径微细的效果大,能够实现连续铸造时、轧制时的表面裂纹的减少。Mg(镁)的添加量变高时,由于生成粗大的含有Mg的夹杂物,存在HAZ韧性降低的倾向。

[0072] 即,通过使钢铸片的Mg(镁)的含量为0.0005%以上,能够得到良好的强度。另外,通过使钢铸片的Mg(镁)的含量为0.0030%以下,能够确保合适的HAZ的韧性。

[0073] 钢铸片在其表面的凝固核的密度为0.35个/mm²以上。表面的凝固核的密度优选为0.35个/mm²以上且小于5.00个/mm²,进一步优选为0.50个/mm²以上且小于5.00个/mm²。

[0074] 使凝固核的密度为5.00个/mm²以上时,需要使用更强冷却的保护渣,使铸型振动频率为非常高的值,因此不优选。即,铸型的冷却变得过强时,存在铸型内的钢铸片的冷却变得不均匀而引起的纵裂纹的产生变得显著的倾向。另外,还容易产生由保护渣的流入不足引起的拉漏等操作上的问题。由此,不能说使凝固核的密度极高(5.00个/mm²以上)是有效的。

[0075] 钢铸片的表面的凝固核的密度可以通过以下方法测定。例如,在钢铸片的表面,将枝晶树枝朝向大致相同方向的的块(凝固单元或枝晶单元)视为从一个凝固核生长出的块。即,通过计算出每规定面积的该块的数量,能够计算出凝固核的密度。

[0076] 详细调查实际的含有Ni的钢铸片,结果为了抑制表面裂纹,凝固核的个数越多越好。具体而言,如果钢铸片的表面的凝固核的密度为0.35个/mm²以上,则能够有效地抑制表面裂纹。

[0077] 对用于铸造以上说明的钢铸片的连续铸造方法进行说明。

[0078] 作为提高连续铸造的钢铸片的表面的凝固核的密度的方法之一,可以列举强化连续铸造的初期凝固时的冷却、即强化铸型内的冷却。

[0079] 通常,含有Ni的钢铸片的连续铸造包含从铸型的钢水的液面上添加保护渣的工序。保护渣作为抗氧化剂、保温剂、铸型与凝固壳的润滑剂等发挥功能。

[0080] 由于该保护渣流入凝固壳与铸型的间隙,因此钢水与铸型不直接接触,钢水经由保护渣的流入层被铸型间接地冷却。

[0081] 因此,通过调整保护渣的粘度,能够使其流入层的厚度形成得薄,通过提高铸型的散热能力,能够提高凝固核的密度。

[0082] 例如,保护渣由CaO、SiO₂、Na₂O、CaF₂、Al₂O₃等构成。保护渣的导热系数显著低于作为金属的钢水和构成连续铸造用铸型的铜的导热系数。

[0083] 从钢水向铸型的散热受保护渣的流入层的厚度的影响。如果保护渣的流入层的厚度变薄,则由铸型产生的冷却效率变高。如果厚度变厚,则冷却效率降低。

[0084] 保护渣的流入层的厚度可以由保护渣的消耗量推定。保护渣的流入层的厚度通常设为约0.1~0.3mm。

[0085] 为了将保护渣的流入层的厚度形成得薄,可以使用粘度高的保护渣。因此,对于钢铸片,优选在铸型内添加1300°C下的粘度为0.5Pa·s(5泊)以上的保护渣而进行连续铸造。

[0086] 保护渣的1300°C下的粘度优选为0.5Pa·s(5泊)以上且5.0Pa·s(50泊)以下,更优选为1.0Pa·s(10泊)以上且5.0Pa·s(50泊)以下。

[0087] 通过使保护渣的1300°C下的粘度为0.5Pa·s(5泊)以上,能够使保护渣不易流入凝固壳与铸型的间隙中。因此,能够使保护渣的流入层的厚度变薄,能够增大从钢水向铸型的散热。由此,能够提高凝固核的密度、即成为0.35个/mm²以上,能够抑制表面裂纹的产生。

[0088] 凝固核的密度也可以通过以规定的振动频率(振动、循环)使铸型振动来控制。例如,由于铸型振动,凝固过程中的枝晶树枝状晶体的一部分解离,附着在保护渣流入层的表面。枝晶树枝状晶体附着在保护渣流入层的表面上时,从该部位产生凝固核。由此,能够提高凝固核的密度。

[0089] 连续铸造优选包含例如使铸型以每分钟80次循环以上的振动频率振动的工序。使该铸型振动的振动频率优选为80次~400次循环,更优选为100次~400次循环。

[0090] 使该铸型振动的振动频率小于80次循环时,有可能不能确保充分的凝固核的密度。另外,使该铸型振动的振动频率大于400次循环时,存在铸型产生共振而铸造变得不稳定的倾向。

[0091] 保护渣的粘度可以根据铸型的振动频率(振动、循环)来改变。例如,在将铸型的振动频率(振动、循环)设定为每分钟50次循环的情况下,可以使用1300°C下的粘度为0.5Pa·s(5泊)以上的保护渣。这样也能够使含有Ni的钢铸片的表面的凝固核的密度为0.35个/mm²以上。

[0092] 另外,例如,在将铸型的振动频率(振动、循环)设定为每分钟80次循环的情况下,可以使用1300°C下的粘度为0.15Pa·s(1.5泊)以上的保护渣。这样也能够使含有Ni的钢铸片的表面的凝固核的密度为0.35个/mm²以上。

[0093] 特别优选将铸型的振动频率(振动、循环)设定为每分钟80次循环以上、使用1300

°C下的粘度为0.5Pa·s(5泊)以上的保护渣。在这样的条件下,能够大幅减少钢铸片的表面裂纹。

[0094] 然而,在含有Ni的钢铸片的表面存在包含细小的凹痕的面和极其平坦的面。认为包含凹痕的面是在600~900°C的延展性下降温度范围中晶界被破坏而形成的。

[0095] 平坦的面根据其形状,认为由一种凝固裂纹形成。更具体而言,在钢水凝固时,最终凝固部由于C、S、P等富集,熔点降低。平坦的面是在最终凝固部存在低熔点的液相的状态下,凝固已经完成的周围的部分收缩而形成的。

[0096] 更具体而言,对于表面裂纹,在凝固壳在铸型内生长时,C、S、P等溶质元素富集在构成凝固壳的两个凝固单元的边界。其结果,由于产生低熔点的液相而产生凝固裂纹。认为以该凝固裂纹为起点,由于二次冷却区中的热应力、由弯曲矫直产生的应力等,裂纹进一步进展。

[0097] 因此,仅通过缓和以往实施的二次冷却区中的热应力、弯曲矫直应力,不能充分地抑制表面裂纹。为了抑制表面裂纹,抑制铸型中的初期凝固时的凝固裂纹是重要的,并且是必要的。

[0098] 最终凝固部中的溶质元素的富集越少,另外,作用于最终凝固部的热应力越小,则越不易产生凝固裂纹。例如,凝固单元的尺寸变小时,冷却速度自然变快,溶质元素的富集被抑制。另外,凝固单元的尺寸小时,热应力被分散,作用于各个凝固单元的界面的热应力变小。减小凝固单元的尺寸对于防止凝固裂纹是有效的。

[0099] 通常,已知凝固单元的个数与凝固核的个数存在相关性,凝固核的密度越高,则凝固单元的尺寸越小。因此,凝固单元的尺寸可以通过提高钢水与铸型接触的部分的凝固核的密度来减小。

[0100] 即,由于本发明的含有Ni的钢铸片具有高凝固核的密度,因此能够减小凝固单元的尺寸。其结果,能够提供表面裂纹少的含有Ni的钢铸片。

[0101] 根据本发明的连续铸造方法,能够控制钢铸片的表面的初期凝固。由此,产生多个凝固核,减少P(磷)、S(硫)等杂质元素和C(碳)向凝固单元的界面的富集。因此,能够抑制凝固单元的界面处的凝固裂纹。因此,能够抑制在钢铸片的表面产生的所谓的表面裂纹。

[0102] 如上所述,本发明的含有Ni的钢铸片在铸片表面的凝固核的密度为0.35个/mm²以上。因此,能够减小凝固单元的尺寸。由此,由于减少凝固单元的界面处的S和P的富集,因此能够抑制凝固单元的界面处的脆化。另外,作用于凝固单元的界面的应力也被分散,能够抑制凝固单元的界面处的凝固裂纹。其结果,能够减少钢铸片的表面的裂纹的产生。

[0103] 另外,在本发明中,对使用由上述连续铸造生成的钢坯制造钢铸片的方法进行说明。含有Ni的钢铸片的制造方法包括:对通过连续铸造方法制造的钢坯进行修整处理的修整工序;以及在修整工序后在加热炉内的加热温度为1100°C以下的条件下对钢坯进行加热的加热工序。

[0104] 在钢铸片的制造方法中,使用连续铸造钢水而生成的钢坯制造钢铸片。以往,将生成的钢坯在1000~1200°C下进行加热(第一加热处理)。对进行了第一加热的钢坯进行使厚度成为约60~90%的预轧制(轻初轧)。进行实施磨削、除去瑕疵的修整处理,直至进行了预轧制的钢坯上的瑕疵消失为止。将进行了修整处理的钢坯在1000~1200°C下进行加热(第二加热处理)。对进行了第二加热处理的钢坯进行轧制(主轧制)。

[0105] 在通过现有的制造方法制造的钢铸件中确认到在奥氏体晶界处存在伴随氧化皮的裂纹。在该氧化皮的组成中含有 Fe_2SiO_4 (铁橄榄石)。作为伴随氧化皮的裂纹的原因之一,列举了 Fe_2SiO_4 (铁橄榄石)的存在。

[0106] Fe_2SiO_4 氧化皮是在含有0.05%以上的硅(Si)的钢中伴随 Fe_2SiO_4 的生成而生成的。需要说明的是, Fe_2SiO_4 与方铁矿(FeO)的共晶温度为 1170°C 。 Fe_2SiO_4 在共晶温度以上为液相氧化物。

[0107] 生成 Fe_2SiO_4 氧化皮时,晶界变得脆弱。由于 Fe_2SiO_4 氧化皮在高温下为液相,因此容易扩散到晶界、母相的深部。

[0108] 在生成 Fe_2SiO_4 氧化皮后,由于热应力、进行轧制时的应变而产生晶界裂纹。因此,即使在连续铸造中抑制表面的瑕疵的产生,也由于 Fe_2SiO_4 (铁橄榄石)的存在而在作为制品的钢铸片的表面形成瑕疵。

[0109] 因此,在制造钢铸件时,优选在该制造工序中在 Fe_2SiO_4 的共晶温度以下的条件下进行。换言之,优选使加热炉的加热温度为 Fe_2SiO_4 的共晶温度以下。

[0110] 需要说明的是,晶界部中的 Fe_2SiO_4 氧化皮的生成还与在该区域中P、S等元素偏析有关。因此,例如,即使在约 1100°C 的共晶温度以下的温度下实施制造工序,也存在在该区域的一部分生成液相的 Fe_2SiO_4 氧化皮的情况。

[0111] 因此,为了抑制伴随 Fe_2SiO_4 氧化皮的裂纹的产生,优选在 1100°C 以下的条件下执行加热工序,进一步优选在 1050°C 以下的条件下执行加热工序。另外,优选在这样的条件下在加热工序中将钢坯加热后进行轧制工序。

[0112] 但是,在通过本发明的连续铸造方法控制凝固核的密度而生成钢坯的情况下,由于具有比现有的钢坯更优良的韧性,因此能够在不进行轻初轧等预轧制的情况下制造钢铸件。

[0113] 因此,在通过本发明的连续铸造方法控制凝固核的密度而生成钢坯的情况下,可以通过进行下述(1)~(3)来制造钢铸件。

[0114] (1) 进行从表面磨削约3~6mm而除去瑕疵的修整处理,直至所生成的钢坯的瑕疵消失为止(修整工序)。

[0115] (2) 将进行了修整处理的钢坯在 1100°C 以下的条件下进行加热(加热工序)。

[0116] (3) 对进行了加热工序的钢坯进行轧制(主轧制)。

[0117] 这样,通过在钢坯的温度为 1100°C 以下的条件下实施加热处理,能够将钢铸件(制品)的表面的瑕疵缺陷抑制在作为制品没有问题的水平。换言之,通过这样制造钢铸件,能够抑制 Fe_2SiO_4 氧化皮的生成,能够制造抑制了一次轧制工序中瑕疵的产生的钢铸件(制品)。

[0118] 实施例1

[0119] 将Ni的含量为3.5质量%的3.5%Ni钢、Ni的含量为5.0质量%的5%Ni钢和Ni的含量为7.0质量%的5%Ni钢进行熔炼而制作钢水。在钢水的制作中使用转炉和RH真空脱气装置。

[0120] 使用垂直弯曲型钢坯连铸机进行铸造该钢水的试验。垂直弯曲型钢坯连铸机的厚度为250mm,宽度为2100mm。试验实施合计20次加热(试验No.1~20)。在表1中示出试验No.1~20的化学成分。在表2中示出试验No.1~20在连铸机中的铸造条件。

[0121]

[表1]

		含Ni钢的化学成分(质量%)															
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Al	N	O	Cu	Cr	Mo	Nb	V	Ti	B
7%Ni钢	试验No.1	0.06	0.06	0.15	0.04	0.0010	7.4	0.026	0.0052	0.0025	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
7%Ni钢	试验No.2	0.06	0.06	0.15	0.04	0.0010	7.4	0.025	0.0028	0.0022	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
7%Ni钢	试验No.3	0.06	0.06	0.15	0.03	0.0010	7.4	0.024	0.0028	0.0022	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
7%Ni钢	试验No.4	0.06	0.06	0.15	0.04	0.0010	7.4	0.022	0.0030	0.0020	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
7%Ni钢	试验No.5	0.06	0.06	0.15	0.03	0.0010	7.4	0.026	0.0028	0.0022	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
7%Ni钢	试验No.6	0.10	0.06	0.15	0.04	0.0010	7.0	0.026	0.0053	0.0024	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
7%Ni钢	试验No.7	0.10	0.06	0.15	0.04	0.0010	7.0	0.025	0.0026	0.0026	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
7%Ni钢	试验No.8	0.10	0.06	0.15	0.03	0.0010	7.0	0.028	0.0025	0.0030	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
7%Ni钢	试验No.9	0.10	0.06	0.15	0.04	0.0010	7.0	0.024	0.0024	0.0022	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
7%Ni钢	试验No.10	0.10	0.06	0.15	0.04	0.0010	7.0	0.022	0.0026	0.0028	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
5%Ni钢	试验No.11	0.05	0.07	0.80	0.03	0.0010	5.0	0.026	0.0055	0.0025	0.01	0.40	0.10	0.001	0.001	0.002	0.0001
5%Ni钢	试验No.12	0.05	0.07	0.80	0.03	0.0010	5.0	0.024	0.0025	0.0024	0.01	0.40	0.10	0.001	0.001	0.002	0.0001
5%Ni钢	试验No.13	0.05	0.08	0.75	0.04	0.0010	5.0	0.028	0.0022	0.0023	0.01	0.40	0.10	0.001	0.001	0.002	0.0001
5%Ni钢	试验No.14	0.05	0.07	0.80	0.03	0.0010	5.0	0.024	0.0024	0.0025	0.01	0.40	0.10	0.001	0.001	0.002	0.0001
5%Ni钢	试验No.15	0.05	0.08	0.75	0.05	0.0010	5.0	0.022	0.0028	0.0023	0.01	0.40	0.10	0.001	0.001	0.002	0.0001
3.5%Ni钢	试验No.16	0.10	0.06	0.80	0.04	0.0010	3.5	0.026	0.0054	0.0024	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
3.5%Ni钢	试验No.17	0.10	0.06	0.80	0.04	0.0010	3.5	0.025	0.0025	0.0022	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
3.5%Ni钢	试验No.18	0.10	0.06	0.83	0.05	0.0010	3.5	0.022	0.0024	0.0026	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
3.5%Ni钢	试验No.19	0.10	0.06	0.80	0.04	0.0010	3.5	0.024	0.0026	0.0025	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001
3.5%Ni钢	试验No.20	0.10	0.06	0.82	0.05	0.0010	3.5	0.022	0.0028	0.0024	0.01	0.40	0.20	0.001	0.001	0.001	0.0001

[表2]

[0122]

	钢铸件尺寸 宽度(mm)×厚度(mm)	铸造速度 (m/分钟)	保护渣的粘度 (Pa·s)	保护渣的 消耗量 (kg/m ²)	铸型振动 振幅(mm)×振动频率(cpm)
试验 No.1	2100×250	0.8	0.20	0.48	8mm×60cpm
试验 No.2	2100×250	0.8	0.06	0.55	8mm×60cpm
试验 No.3	2100×250	0.8	2.00	0.28	8mm×60cpm
试验 No.4	2100×250	0.8	0.20	0.44	8mm×60cpm
试验 No.5	2100×250	0.8	2.00	0.30	8mm×60cpm
试验 No.6	2100×250	0.8	0.20	0.46	8mm×60cpm
试验 No.7	2100×250	0.8	0.08	0.56	8mm×60cpm
试验 No.8	2100×250	0.8	1.00	0.35	8mm×60cpm
试验 No.9	2100×250	0.8	0.20	0.48	8mm×60cpm
试验 No.10	2100×250	0.8	1.00	0.34	8mm×60cpm
试验 No.11	2100×250	0.8	0.20	0.46	8mm×60cpm
试验 No.12	2100×250	0.8	0.06	0.58	8mm×60cpm
试验 No.13	2100×250	0.8	1.00	0.33	8mm×60cpm
试验 No.14	2100×250	0.8	0.20	0.44	8mm×60cpm
试验 No.15	2100×250	0.8	1.00	0.33	8mm×60cpm
试验 No.16	2100×250	0.8	0.20	0.46	8mm×60cpm
试验 No.17	2100×250	0.8	0.07	0.58	8mm×60cpm
试验 No.18	2100×250	0.8	0.50	0.32	8mm×60cpm
试验 No.19	2100×250	0.8	0.20	0.48	8mm×80cpm
试验 No.20	2100×250	0.8	0.50	0.35	8mm×80cpm

[0123] 对于试验No.1、4、6、9、11、14、16,铸造速度为0.8m/分钟。铸型的振动的振幅为8mm。该振动的振动频率为每分钟60次循环。对于保护渣,使用1300℃下的粘度为0.20Pa·s的保护渣。

[0124] 对于试验No.2、3、5、7、8、10、12、13、15、17、18,铸造速度为0.8m/分钟。铸型的振动的振幅为8mm。该振动的振动频率为每分钟60次循环。对于保护渣,使用1300℃下的粘度为0.06~2.00Pa·s的保护渣。

[0125] 对于试验No.19,铸造速度为0.8m/分钟。铸型的振动的振幅为8mm。该振动的振动频率为每分钟80次循环。对于保护渣,使用1300℃下的粘度为0.20Pa·s的保护渣。

[0126] 对于试验No.20,铸造速度为0.8m/分钟。铸型的振动的振幅为8mm。该振动的振动频率为每分钟80次循环。对于保护渣,使用1300℃下的粘度为0.5Pa·s的保护渣。

[0127] 将铸造后的钢铸件切成长度300mm。对切出的试样进行以下处理后进行表面裂纹的评价。对各试样的表面进行喷丸处理,除去表面的氧化膜。然后,通过渗透探伤试验辨别表面裂纹。对于辨别出的表面裂纹,测定裂纹的长度和个数。

[0128] 为了调查表面裂纹的深度,磨削至距表面的距离为3mm的位置、6mm的位置、9mm的位置。对于磨削后的各个面,通过渗透探伤试验辨别表面裂纹。对于辨别出的表面裂纹,测定裂纹的长度和个数。

[0129] 铸件表面的凝固核的密度通过以下方法测定。从钢铸片的表面截取试样,通过喷丸除去表面的氧化膜。对除去了氧化膜的钢铸片的表面进行镜面磨削,用苦味酸腐蚀,使凝固组织显现。

[0130] 拍摄显现出的凝固组织的照片。在照片中,将枝晶树枝朝向大致相同方向的块(凝固单元或枝晶单元)视为从一个凝固核生长出的块。通过计算出每规定面积的该块的数量,计算出凝固核的密度。

[0131] 具体而言,将凝固组织的照片中拍摄到的块作为凝固单元的个数计数,除以该凝固单元所占的面积,作为凝固核的密度。另外,凝固单元的大小具有在振痕的附近小、随着

远离振痕而变大的倾向。因此,对凝固单元进行计数的范围是从相互邻接的一个振痕到其它振痕,求出平均值。

[0132] 在表3中示出试验No.1~20的凝固核的密度和裂纹总长度(裂纹长度×裂纹个数)的调查结果。

[表3]

[0133]

	凝固核的密度 (个/mm ²)	裂纹总长度(裂纹长度×个数)(mm/m ²)				区分
		表面	3mm面	6mm面	9mm面	
试验No.1	0.28	5588	188	12	0	比较例
试验No.2	0.40	28	0	0	0	本发明
试验No.3	0.52	21	0	0	0	本发明
试验No.4	1.00	12	0	0	0	本发明
试验No.5	3.60	2	0	0	0	本发明
试验No.6	0.29	5488	182	14	0	比较例
试验No.7	0.42	25	0	0	0	本发明
试验No.8	0.60	15	0	0	0	本发明
试验No.9	0.90	10	0	0	0	本发明
试验No.10	4.20	2	0	0	0	本发明
试验No.11	0.33	3668	144	4	0	比较例
试验No.12	0.43	24	0	0	0	本发明
试验No.13	0.55	18	0	0	0	本发明
试验No.14	0.80	8	0	0	0	本发明
试验No.15	4.50	2	0	0	0	本发明
试验No.16	0.27	2340	86	0	0	比较例
试验No.17	0.44	20	0	0	0	本发明
试验No.18	0.50	14	0	0	0	本发明
试验No.19	0.80	8	0	0	0	本发明
试验No.20	1.80	2	0	0	0	本发明

[0134] 在试验No.1、6、11、16中,凝固核的密度小于0.35个/mm²。在试验No.1、5、9、13中产生了大量表面裂纹。另外,试验No.1、6、11、16在距表面的距离为3mm的位置或6mm的位置产生了裂纹。

[0135] 与此相对,在试验No.2~5、7~10、12~15、17~20中得到了凝固核的密度比0.35个/mm²高的结果。参照试验No.2~5、7~10、12~15、17~20的结果,随着凝固核的密度变高,表面裂纹的产生减少。

[0136] 特别是,在凝固核的密度大于1.50个/mm²的试验No.5、10、15、20中确认到表面裂纹大幅减少。需要说明的是,在表3的备注栏中,将本发明的范围内的试验表示为“本发明例”,将除此以外表示为“比较例”。

[0137] (钢铸片的制造试验)

[0138] 通过下述方法对试验No.1~20的钢坯进行加热工序和轧制工序,制造钢铸片(以下也称为制品)。制品使用相当于现有的制造方法的“方法A”和相当于本发明的制造方法的“方法B”进行制作。

[0139] (方法A)

[0140] 进行从表面磨削约3~6mm而除去瑕疵的修整处理,直至生成的钢坯上的瑕疵消失为止。将进行了修整处理的钢坯在1050℃或1200℃下进行加热(第一加热处理)。对进行了第一加热的钢坯进行使厚度从250mm成为190mm的预轧制(轻初轧)。进行从表面磨削约3~

6mm而除去瑕疵的修整处理,直至进行了预轧制的钢坯上的瑕疵消失为止。将进行了修整处理的钢坯在1050°C或1200°C下进行加热(第二加热处理)。对进行了第二加热处理的钢坯进行主轧制,使厚度从190mm成为25mm。然后,检查距表面的距离为3mm、6mm、9mm的面上的瑕疵(以下也称为制品检查)。

[0141] (方法B)

[0142] 进行从表面磨削约3~6mm而除去瑕疵的修整处理(修整工序),直至生成的钢坯上的瑕疵消失为止。将进行了修整处理的钢坯在1050°C或1200°C下进行加热(加热工序)。对进行了加热工序的钢坯进行主轧制,使厚度从250mm成为25mm。然后,对距表面的距离为3mm、6mm、9mm的面进行制品检查。

[0143] 制品检查按以下三个等级进行评价。

[0144] ○:制品无瑕疵

[0145] △:少量制品瑕疵(通过修整处理可以作为制品采用)

[0146] ×:大量制品瑕疵(即使实施修整处理也残留有瑕疵,不能作为制品采用)

[0147] 在表4中示出各制品轧制后的表面瑕疵产生情况。

[表4]

	修整钢坯	(方法A)		(方法B)	
		加热温度1200°C	加热温度1050°C	加热温度1200°C	加热温度1050°C
试验No.1	实施9mm修整	△	△	×	×
试验No.2	实施3mm修整	△	○	×	○
试验No.3	实施3mm修整	△	○	×	○
试验No.4	实施3mm修整	△	○	×	○
试验No.5	实施3mm修整	△	○	△	○
试验No.6	实施9mm修整	△	△	×	×
试验No.7	实施3mm修整	△	○	×	○
试验No.8	实施3mm修整	△	○	×	○
试验No.9	实施3mm修整	△	○	×	○
试验No.10	实施3mm修整	△	○	△	○
试验No.11	实施9mm修整	△	△	×	×
试验No.12	实施3mm修整	△	○	×	○
试验No.13	实施3mm修整	△	○	×	○
试验No.14	实施3mm修整	△	○	×	○
试验No.15	实施3mm修整	△	○	△	○
试验No.16	实施6mm修整	△	△	×	×
试验No.17	实施3mm修整	△	○	×	○
试验No.18	实施3mm修整	△	○	×	○
试验No.19	实施3mm修整	△	○	×	○
试验No.20	实施3mm修整	△	○	△	○

[0148]

○:制品无瑕疵

△:少量制品瑕疵(制品修整范围)

×:大量制品瑕疵(制品修整 NG)

[0149] 在通过方法A在钢坯的加热温度为1200°C的条件下制造的情况下,虽然残留少许制品的瑕疵,但该瑕疵在不阻碍生产的范围内。

[0150] 对于5~7%Ni钢的试验No.1、6、11,修整处理的量为9mm。与此相对,对于除此以外的5~7%Ni钢的试验的修整处理的量为3~6mm。另外,对于3.5%Ni钢的试验No.16,修整处理的量为6mm。与此相对,对于3.5%Ni钢的其它试验的修整处理的量为3mm。即,与比较例相比,本发明例能够大幅减少修整处理量。

[0151] 对于试验No.2~5、7~10、12~15、17~20的钢坯的加热温度为1050°C的钢坯,即使在未进行轻初轧的情况下,也得到了“○:无制品缺陷”的评价。因此,对于这些试验,能够

大幅降低工艺成本并且稳定地提高制品的品质。

[0152] 利用EPMA (Electron Probe MicroAnalyzer:电子探针显微分析仪)对制品的瑕疵(缺陷部)进行调查,结果可知,在1200℃下加热钢坯的试验例中,在瑕疵中含有大量的 Fe_2SiO_4 成分的氧化皮。可知加热钢坯时的氧化皮的影响对瑕疵的形成有很大影响。