



(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 112522597 A

(43)申请公布日 2021.03.19

(21)申请号 201910889408.1

(22)申请日 2019.09.19

(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 吴建春 方园 范建勇

(74)专利代理机构 上海开祺知识产权代理有限公司

公司 31114

代理人 竺明

(51)Int.Cl.

G22C 38/02(2006.01)

G22C 38/04(2006.01)

G22C 33/04(2006.01)

G21D 8/02(2006.01)

B22D 11/06(2006.01)

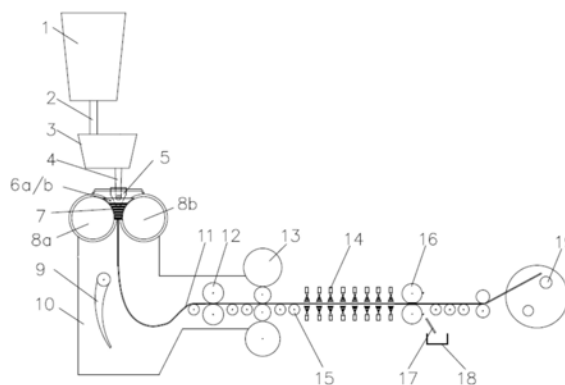
权利要求书1页 说明书12页 附图3页

(54)发明名称

一种含硼高扩孔钢及其生产方法

(57)摘要

一种含硼高扩孔钢及其生产方法,其化学成分重量百分比为:C:0.01-0.05%,Si:0.2-0.6%,Mn:0.8-1.5%,P≤0.02%,S≤0.005%,N≤0.008%,Als:<0.001%,Ca≤0.0050%,B:0.001-0.006%,总氧[O]<sub>T</sub>:0.007~0.020%,Mn/S>250,余量为Fe和其他不可避免杂质。本发明在钢中有选择地添加B等微合金元素;冶炼过程中通过控制渣的碱度、钢中夹杂物类型及熔点、钢水中的游离氧含量、酸溶铝Als含量;然后进行双辊薄带连铸浇铸出1.5-3mm厚的铸带,直接进入一有非氧化性气氛的下密闭室中,并在密闭情况下进入在线轧机热轧;轧后采用雾化冷却方式对带钢进行冷却,生产的钢卷可作为热轧板直接使用,也可经过酸洗-平整后使用。



1. 一种含硼高扩孔钢,其化学成分重量百分比为:C:0.01-0.05%,Si:0.2-0.6%,Mn:0.8-1.5%, $P \leq 0.02\%$ , $S \leq 0.005\%$ , $N: \leq 0.008\%$ ,Als: $< 0.001\%$ , $Ca \leq 0.0050\%$ ,B:0.001-0.006%,总氧 $[O]_T: 0.007 \sim 0.020\%$ , $Mn/S > 250$ ,余量为Fe和其他不可避免杂质。

2. 如权利要求1所述的含硼高扩孔钢,其特征在于,所述高扩孔钢的微观组织为铁素体+贝氏体,其中贝氏体相的比例 $\geq 15\%$ 。

3. 如权利要求1或2所述的含硼高扩孔钢,其特征在于,所述高扩孔钢的屈服强度 $\geq 290\text{MPa}$ ,抗拉强度 $\geq 440\text{MPa}$ ,延伸率 $\geq 29\%$ ,扩孔率 $\geq 110\%$ 。

4. 如权利要求1或2或3所述的含硼高扩孔钢的生产方法,其特征是,包括如下步骤:

1) 冶炼

按权利要求1所述成分冶炼,冶炼过程中,造渣的碱度 $a = \text{CaO}/\text{SiO}_2$ 控制在 $a < 1.5$ ,优选 $a < 1.2$ ,或 $a = 0.7 \sim 1.0$ ;需要获得低熔点 $\text{MnO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$ 三元夹杂物, $\text{MnO}-\text{SiO}_2-\text{Al}_2\text{O}_3$ 三元夹杂物中的 $\text{MnO}/\text{SiO}_2$ 控制在 $0.5 \sim 2$ ,优选在 $1 \sim 1.8$ ;钢水中的自由氧 $[O]_{\text{Free}}$ 范围为: $0.0005-0.005\%$ ,钢水的成分中 $Mn/S > 250$ ;

2) 连铸

连铸采用双辊薄带连铸,在两结晶辊辊缝最小处形成 $1.5-3\text{mm}$ 厚的铸带;结晶辊直径在 $500-1500\text{mm}$ 之间,优选直径为 $800\text{mm}$ ;结晶辊内部通水冷却,铸机的浇铸速度为 $60-150\text{m}/\text{min}$ ;连铸布流采用两级钢水分配布流系统,即中间包+布流器;

3) 下密闭室保护

铸带出结晶辊后,铸带温度在 $1420-1480^\circ\text{C}$ ,直接进入到下密闭室内,下密闭室内通非氧化性气体,实现对带钢的防氧化保护,下密闭室内的氧浓度控制在 $< 5\%$ ;下密闭室出口铸带的温度在 $1150-1300^\circ\text{C}$ ;

4) 在线热轧

铸带在下密闭室内经夹送辊送至轧机,轧制成带钢,轧制温度为 $1100-1250^\circ\text{C}$ ,控制热轧压下率为 $10-50\%$ ,优选地,热轧压下率 $30-50\%$ ;热轧后钢带的厚度是 $0.8-2.5\text{mm}$ ,优选厚度为 $1.0-1.8\text{mm}$ ;

5) 轧后冷却

对轧后带钢进行轧后冷却,冷却采用气雾化冷却方式,冷却速率为 $> 20^\circ\text{C}/\text{s}$ ;

6) 带钢卷取

冷却后的热轧带钢经切头剪切除质量较差的头部后,直接进行卷取成卷,卷取温度 $550-650^\circ\text{C}$ 。

5. 如权利要求4所述的含硼高扩孔钢的生产方法,其特征是,步骤1)中,冶炼采用电炉炼钢或者转炉炼钢,再进入LF炉、VD/VOD炉或RH炉精炼。

6. 如权利要求4所述的含硼高扩孔钢的生产方法,其特征是,步骤3)下密闭室保护中,所述非氧化性气体为 $\text{N}_2$ 、Ar或干冰升华得到的 $\text{CO}_2$ 。

7. 如权利要求4所述的含硼高扩孔钢的生产方法,其特征是,步骤5)中,气雾化冷却的气水比为 $15:1 \sim 10:1$ ,气压 $0.5 \sim 0.8\text{MPa}$ ,水压 $1.0 \sim 1.5\text{MPa}$ 。

8. 如权利要求4所述的含硼高扩孔钢的生产方法,其特征是,步骤6)中,卷取采用双卷取机形式,或采用卡罗塞尔卷取形式。

## 一种含硼高扩孔钢及其生产方法

### 技术领域

[0001] 本发明涉及高扩孔钢制造技术,特别涉及一种含硼高扩孔钢及其生产方法。

### 背景技术

[0002] 传统的薄带钢大都是由厚达70-200mm的铸坯经过多道次连续轧制生产出来的,传统热轧工艺流程是:连铸+铸坯再加热保温+粗轧+精轧+冷却+卷取,即首先通过连铸得到厚度为200mm左右的铸坯,对铸坯进行再加热并保温后,再进行粗轧和精轧,得到厚度一般大于2mm的钢带,最后对钢带进行层流冷却和卷取,完成整个热轧生产过程。如果要生产厚度小于1.5mm(含)的钢带,则难度相对较大,通常要对热轧钢带进行后续冷轧以及退火来完成。且工艺流程长、能耗高、机组设备多、基建成本高,导致生产成本较高。

[0003] 薄板坯连铸连轧工艺流程是:连铸+铸坯保温均热+热连轧+冷却+卷取。该工艺与传统工艺的主要区别是:薄板坯工艺的铸坯厚度大大减薄,为50-90mm,由于铸坯薄,铸坯只要经过1~2道次粗轧(铸坯厚度为70-90mm时)或者不需要经过粗轧(铸坯厚度为50mm时),而传统工艺的连铸坯要经过反复多道次轧制,才能减薄到精轧前所需规格;而且薄板坯工艺的铸坯不经冷却,直接进入均热炉进行均热保温,或者少量补温,因此薄板坯工艺大大缩短了工艺流程,降低了能耗,减少了投资,从而降低了生产成本。但薄板坯连铸连轧由于较快的冷速会导致钢材强度提高,屈强比提高,从而增加轧制载荷,使得可经济地生产热轧产品的厚度规格也不可能太薄,一般为 $\geq 1.5\text{mm}$ ,见中国专利CN200610123458.1, CN200610035800.2以及CN200710031548.2。

[0004] 近年来兴起的一种全无头薄板坯连铸连轧工艺(简称:ESP),是在上述半无头薄板坯连铸连轧工艺的基础上发展起来的一种改进工艺,ESP实现了板坯连铸的无头轧制,取消了板坯火焰切割和起保温均热、板坯过渡作用的加热炉,整条产线长度大大缩短到190米左右,连铸机连铸出来的板坯厚度在90-110mm,宽度在1100-1600mm,连铸出来的板坯通过一段感应加热辊道对板坯起到保温均热的作用,然后再依次进入粗轧、精轧、层冷、卷取工序得到热轧板,这种工艺由于实现了无头轧制,可以得到最薄0.8mm厚度的热轧板,拓展了热轧板的规格范围,再加上其单条产线产量可达220万t/年规模。目前该工艺得到了快速发展和推广,目前世界上已有多条ESP产线在运营生产。

[0005] 比薄板坯连铸连轧更短的工艺流程是薄带连铸连轧工艺,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,是一种低碳环保的热轧薄带生产工艺。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。

[0006] 双辊薄带连铸典型的工艺流程如图1所示——大包1中的熔融钢水通过大包长水口2、中间包3、浸入式水口4以及布流器5直接浇注在一个由两个相对转动并能够快速冷却

的结晶辊8a、8b和侧封装置6a、6b围成的熔池7中,钢水在结晶辊8a、8b旋转的周向表面凝固形成凝固壳并逐渐生长,进而在两结晶辊辊缝隙最小处(nip点)形成1-5mm厚的钢带11,钢带经由导板9导向夹送辊12送入轧机13中轧制成0.7-2.5mm的薄带,随后经过冷却装置14冷却,经飞剪装置16切头后,最后送入卷取机19卷取成卷。

[0007] 高扩孔钢,是先进高强钢(AHSS)的一个重要钢种,它具有较高的强度、延伸率,优良的成形性和翻边性能,能满足成形性能要求很高的复杂形状的汽车零部件的要求,比如汽车底盘后桥悬架摆臂,也可用于其它需要凸缘翻边的零部件上。其翻边能力以扩孔率表示,扩孔性能作为钢材的一项成形性能指标,反映的是在扩孔过程中材料抵抗因孔缘局部伸长变形过大而在垂直于孔缘方向上抵抗局部开裂的能力。

[0008] 随着汽车设计对底盘结构的要求日益提高,零件成形更加复杂,对钢板的翻边和扩孔性能要求进一步提高,通过汽车零件翻边和局部扩孔形状设计可提高零件的强度和刚性,可达到汽车钢板减薄和轻量化的目的,传统碳锰固溶强化钢和低合金析出强化钢结构钢板难以满足汽车底盘、悬臂零件成形要求,比如传统440MPa钢板碳锰固溶强化钢和低合金析出强化钢的扩孔率仅在50~70%之间,由此诞生了高扩孔钢。20世纪90年代,美国、日本等相继开发出440~780MPa级高扩孔性能的热轧钢板,其扩孔率为70%~131%,主要应用于成形性,尤其是翻边性能要求良好的汽车底盘、车轮等部件,钢板的扩孔性能与钢板的成分、强度和组织均匀性有关,由于其含有较多贵重合合金元素Cr、Nb、Ti、V和Mo等,虽然在冷速较低的条件可以获得铁素体/贝氏体双相组织,但其成本较高。

[0009] 过去,为满足钢板在轿车底盘上的使用条件,一般有两种选择,一种是使用强度降低的钢板( $\leq 300\text{MPa}$ ),以获得较高的扩孔性能;另一种是在零件设计中减少翻边量,以降低对钢板扩孔性能的要求。随着汽车用钢强度的不断提高,传统汽车用钢的扩孔率随之降低,已难以满足轿车底盘对钢板扩孔率的要求。而随着汽车设计对底盘结构的要求日益提高,其零件形状日趋复杂,强度要求不断提高,对钢板扩孔率也有所增加,高扩孔钢已成为一个重要的汽车用钢品种。

[0010] 目前最常用的高扩孔钢强度级别主要集中在440和590MPa级别上,其显微组织主要是铁素体和贝氏体,有时含少量的马氏体组织。钢板的扩孔性能与多种因素有关,这些因素主要包括:夹杂物水平、组织中各相的性能差异、组织均匀性、屈强比以及组织类型等。从组织类型看,铁素体型和贝氏体型的组织具有比较高的扩孔性能,但其强度相对较低,难以达到780MPa及以上级别,这也是目前高扩孔钢主要集中在440和590MPa两个强度级别上的主要原因。高扩孔钢已成为汽车钢板的一个重要品种之一。

[0011] 由于薄带连铸天然的工艺流程优势,相比传统热轧流程,薄带连铸在轧后冷却过程中很容易生成贝氏体类型的微观组织,很容易使生产出来的产品具备优良的扩孔性能。因此,采用薄带连铸来生产高扩孔钢也就具备天然的优势了。

[0012] 采用薄带连铸来生产高扩孔钢,主要瞄准厚度小于1.8mm(含)的热轧薄规格汽车用钢市场。由于厚度较薄,薄带连铸工艺具有较强的制造和成本优势。高扩孔钢带以热轧/酸洗状态直接供货的产品规格特征厚度为1.2、1.25、1.4、1.5、1.6、1.7mm和1.8mm等,由于产品厚度较薄,传统薄规格的高扩孔钢,很多厂家由于传统热连轧线的能力限制,往往无法全规格供应;或者采用先热连轧工艺生产,然后进行冷轧,这样的生产流程增加了薄规格高扩孔钢的生产成本。

[0013] 热轧带钢作为薄规格热轧产品使用时,对带钢表面质量要求不是最高。一般要求带钢表面氧化皮的厚度越薄越好,这就需要在铸带后续的各个阶段控制氧化铁皮的生成,如在图1所示的典型工艺中,在结晶辊8直至轧机13入口均采用密闭室装置10防止铸带氧化,在密闭室装置10内如专利US6920912添加氢气以及在专利US20060182989中控制氧气含量小于5%,均可以控制铸带表面的氧化皮厚度。但是在轧机至卷取这段输送过程如何控制氧化皮的厚度很少有关专利涉及,尤其是在采用层流冷却或喷淋冷却对带钢进行冷却的过程中,高温的带钢与冷却水接触,铸带表面的氧化皮厚度增长很快。同时,高温的带钢与冷却水接触还会带来很多问题:其一,会在带钢表面形成水斑(锈斑),影响表面质量;其二,层流冷却或喷淋冷却用的冷却水容易造成带钢表面局部冷却不均匀,造成带钢内部微观组织的不均匀,从而造成带钢性能的不均匀,影响产品质量和扩孔性能;其三,带钢表面局部冷却不均匀,会造成板形的恶化,影响板形质量。

[0014] 但是,薄带连铸由于其本身的快速凝固工艺特性,生产的钢种普遍存在组织不均匀、延伸率偏低、屈强比偏高、成型性不好的问题;同时铸带奥氏体晶粒具有明显不均匀性,会导致奥氏体相变后所获得的最终产品组织也不均匀,从而导致产品的性能不稳定。因此采用薄带连铸生产线来生产一些汽车行业、石化行业需要的具有高扩孔性能的产品,具有一定难度,具有一定的挑战,因此,采用薄带连铸生产高扩孔钢时,照搬传统的成分工艺是无法生产的,需要在成分和工艺上有突破。

[0015] 中国专利CN103602890公开了一种抗拉强度540MPa级高扩孔钢板及其制造方法。该专利采用传统连铸+传统热轧工艺来生产,并采用一段式常规层流冷却方式。

[0016] 中国专利CN103602890公开了一种抗拉强度440MPa级高扩孔钢板及其制造方法。该专利采用传统连铸+传统热轧工艺来生产,并采用一段式常规层流冷却方式。

[0017] 中国专利CN105154769、CN106119702分别公开了一种780MPa、980MPa级热轧高强度高扩孔钢及其制造方法,均为高强钢的范畴,分别通过添加Ti、Mo和Ti、Nb、Cr、V等较多微合金元素来实现钢种的强化,合金成本较高;同时其生产方式采用传统连铸+传统热轧工艺来生产。

[0018] 国际专利W0200928515采用C、Si、Mn添加少量Nb、Ti合金元素,可生产抗拉强度在490MPa以上扩孔钢,热轧必须采用两段式层流冷却方式,在实验室可较精确模拟两段式冷却控制,得到很好的试验结果,但在热轧生产中,热轧轧制中带钢速度变化大,又无法测量空冷段的钢板温度,采用两段式冷却模型控制层流冷却,钢板实际温度波动大,易导致钢卷头中尾性能波动很大。

## 发明内容

[0019] 本发明的目的在于提供一种含硼高扩孔钢及其生产方法,充分利薄带连铸的短流程优势,进一步降低生产工序成本以及提高产品性能。

[0020] 为达到上述目的,本发明的技术方案是:

[0021] 本发明在钢中有选择地添加B等微合金元素;冶炼过程中通过控制渣的碱度、钢中夹杂物类型及熔点、钢水中的游离氧含量、酸溶铝Al<sub>s</sub>含量;然后进行双辊薄带连铸浇铸出1.5-3mm厚的带钢,在带钢出结晶辊后,直接进入到一个有非氧化性气氛的下密闭室中,并在密闭情况下进入到在线轧机进行热轧;轧制后的带钢采用气雾化冷却方式对带钢进行冷

却,气雾化冷却方式可以有效减小带钢表面氧化皮厚度,改善带钢温度均匀性,大大提高带钢表面质量和扩孔性能。最后生产的钢卷可以作为热轧板直接使用,也可以经过酸洗-平整后使用。

[0022] 本发明所述含硼高扩孔钢,其化学成分重量百分比为:C:0.01-0.05%,Si:0.2-0.6%,Mn:0.8-1.5%, $P \leq 0.02\%$ , $S \leq 0.005\%$ , $N \leq 0.008\%$ ,Als:<0.001%, $Ca \leq 0.0050\%$ ,B:0.001-0.006%,总氧 $[O]_T:0.007 \sim 0.020\%$ , $Mn/S > 250$ ,余量为Fe和其他不可避免杂质。

[0023] 本发明所述高扩孔钢的微观组织为铁素体+贝氏体,其中贝氏体相的比例 $\geq 15\%$ 。

[0024] 本发明所述高扩孔钢的屈服强度 $\geq 290\text{MPa}$ ,抗拉强度 $\geq 440\text{MPa}$ ,延伸率 $\geq 29\%$ ,扩孔率 $\geq 110\%$ 。

[0025] 在本发明所述高扩孔钢的化学成分设计中:

[0026] 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,而且,过高的C含量对焊接性能不利,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。同时,对常规板坯连铸来说,在包晶反应区浇铸易产生铸坯表面裂纹,严重时会发生漏钢事故。对薄带连铸来说也同样如此,在包晶反应区浇铸铸带坯易发生表面裂纹,严重时会发生断带。因此,Fe-C合金的薄带连铸同样需要避开包晶反应区。故本发明采用的C含量范围是0.01-0.05%。

[0027] Si:Si在钢中起固溶强化作用,在本发明中加Si还起到脱氧的作用,能提高钢质纯净度;同时Si可以扩大铁素体形成范围,避免珠光体相的出现。但Si含量过高容易在轧制后钢板表面形成“红铁皮”缺陷。故本发明采用的Si含量范围是0.2-0.6%。

[0028] Mn:Mn是价格最便宜的合金元素之一,它能提高钢的淬透性,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,是提高钢的强度最主要的强化元素,还可以在钢中起到脱氧的作用。但Mn含量过高会导致可焊性和焊接热影响区韧性恶化。故本发明采用的Mn含量范围是0.8-1.5%。

[0029] P:高含量的P容易在晶界偏析,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。在薄带连铸工艺中,铸带的凝固和冷却速率极快,可有效抑制P的偏析,从而可有效避免P的劣势,充分发挥P的优势。故在本发明中,采用较传统工艺生产时高的P含量,适当放宽P元素的含量,炼钢工序中取消脱磷工序,在实际操作中,不需要刻意进行脱磷工序,也不需要额外添加磷,P含量的范围 $\leq 0.02\%$ 。

[0030] S:在通常情况下S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在钢中易形成MnS,钢中硫化物数量和形态直接影响钢板的扩孔率,S必须低于0.005%。夹杂元素数量和形态对钢板的扩孔性能有很大的影响,特别是条状硫化物夹杂在变形中容易导致裂纹发生。故在本发明中,S作为杂质元素来控制,其含量范围是 $\leq 0.005\%$ ,且, $Mn/S > 250$ 。

[0031] Als:为控制钢中的夹杂物,本发明要求不能用Al脱氧,耐材的使用中,也应尽量避免Al的额外引入,严格控制酸溶铝Als的含量:<0.001%。

[0032] N:与C元素类似,N元素可通过间隙固溶提高钢的强度,本发明要利用钢中的N跟B作用生成BN的析出相,需要钢中有一定的N含量。但是,N的间隙固溶对钢的塑性和韧性有较

大危害,自由N的存在会提高钢的屈强比,因此N含量也不能过高。本发明采用的N含量范围是 $\leq 0.008\%$ 。

[0033] Ca:可改变钢中硫化物的形态,使长条MnS夹杂转化球状CaS夹杂,提高钢板的塑性和韧性,有助于提高钢板的扩孔率。本发明控制 $Ca < 0.0050\%$ 。

[0034] B:B在钢中的显著作用是:极微量的硼就可以使钢的淬透性成倍增加,B可以在高温奥氏体中优先析出BN颗粒从而抑制AlN的析出,减弱AlN对晶界的钉扎作用,提高晶粒的生长能力,从而可使奥氏体晶粒更加均匀化;另外B与N的结合可以有效防止晶界低熔点相 $B_2O_3$ 的出现。

[0035] B是活泼易偏析元素,容易在晶界偏聚,传统工艺生产含B钢时,B含量一般控制的非常严格,一般在 $0.001-0.003\%$ 左右;而在薄带连铸工艺中,凝固和冷却速率较快,可有效抑制B的偏析,固溶更多的B含量,因此B的含量可以适当放宽;还可以通过合理的工艺控制生成BN颗粒,起到固氮的作用。还有研究表明,B会减小C原子的偏聚倾向,避免了晶界 $Fe_{23}(C,B)_6$ 的析出,因此可以添加更多的B。故在本发明中,采用较传统工艺更高的B含量,范围是 $0.001-0.006\%$ 。

[0036] 本发明所述含硼高扩孔钢的生产方法,其包括如下步骤:

[0037] 1) 冶炼

[0038] 按上述成分冶炼,冶炼过程中,造渣的碱度 $a = CaO/SiO_2$ 控制在 $a < 1.5$ ,优选 $a < 1.2$ ,或 $a = 0.7 \sim 1.0$ ;需要获得低熔点 $MnO-SiO_2-Al_2O_3$ 三元夹杂物, $MnO-SiO_2-Al_2O_3$ 三元夹杂物中的 $MnO/SiO_2$ 控制在 $0.5 \sim 2$ ,优选在 $1 \sim 1.8$ ;钢水中的自由氧 $[O]_{Free}$ 范围为: $0.0005-0.005\%$ ,钢水的成分中 $Mn/S > 250$ ;

[0039] 2) 连铸

[0040] 连铸采用双辊薄带连铸,在两结晶辊辊缝最小处形成 $1.5-3mm$ 厚的铸带;结晶辊直径在 $500-1500mm$ 之间,优选直径为 $800mm$ ;结晶辊内部通水冷却,铸机的浇铸速度为 $60-150m/min$ ;连铸布流采用两级钢水分配布流系统,即中间包+布流器;

[0041] 3) 下密闭室保护

[0042] 铸带出结晶辊后,铸带温度在 $1420-1480^\circ C$ ,直接进入下密闭室内,下密闭室内通非氧化性气体,实现对带钢的防氧化保护,下密闭室内的氧浓度控制在 $< 5\%$ ;下密闭室出口铸带的温度在 $1150-1300^\circ C$ ;

[0043] 4) 在线热轧

[0044] 铸带在下密闭室内经夹送辊送至轧机,轧制成带钢,轧制温度为 $1100-1250^\circ C$ ,控制热轧压下率为 $10-50\%$ ,优选地,热轧压下率 $30-50\%$ ;热轧后钢带的厚度是 $0.8-2.5mm$ ,优选厚度为 $1.0-1.8mm$ ;

[0045] 5) 轧后冷却

[0046] 对轧后带钢进行轧后冷却,冷却采用雾化冷却方式,冷却速率为 $> 20^\circ C/s$ ;

[0047] 6) 带钢卷取

[0048] 冷却后的热轧带钢经切头剪切除质量较差的头部后,直接进行卷取成卷,卷取温度 $550-650^\circ C$ 。

[0049] 优选的,步骤1)中,冶炼采用电炉炼钢或者转炉炼钢,再进入LF炉、VD/VOD炉或RH炉精炼。

[0050] 优选的,步骤3)下密闭室保护中,所述非氧化性气体为 $N_2$ 、Ar或干冰升华得到的 $CO_2$ 。

[0051] 优选的,步骤5)中,气雾化冷却的气水比为15:1~10:1,气压0.5~0.8MPa,水压1.0~1.5MPa。

[0052] 优选的,步骤6)中,卷取采用双卷取机形式,或采用卡罗塞尔卷取形式。

[0053] 在本发明所述高扩孔钢的制造方法中:

[0054] 钢水冶炼可以通过电炉炼钢,也可以通过转炉炼钢,再进入必要的精炼工序,比如LF炉、VD/VOD炉、RH炉等。

[0055] 为提高薄带连铸钢水的可浇铸性,炼钢过程造渣的碱度 $a = CaO/SiO_2$ 控制在 $a < 1.5$ ,优选 $a < 1.2$ ,或 $a = 0.7-1.0$ 范围内。

[0056] 为提高薄带连铸钢水的可浇铸性,需要获得低熔点 $MnO-SiO_2-Al_2O_3$ 三元夹杂物,如图2的阴影区域, $MnO-SiO_2-Al_2O_3$ 三元夹杂物中的 $MnO/SiO_2$ 控制在0.5~2,优选1~1.8。

[0057] 为提高薄带连铸钢水的可浇铸性,钢中的O是形成氧化夹杂物的必要元素,本发明需要形成低熔点的 $MnO-SiO_2-Al_2O_3$ 的三元夹杂物,要求钢水中的自由氧 $[O]_{Free}$ 范围为:0.0005-0.005%。

[0058] 为提高薄带连铸钢水的可浇铸性,上述成分中,Mn和S的控制须满足如下关系式: $Mn/S > 250$ 。

[0059] 铸带出结晶辊后,铸带温度在1420-1480 $^{\circ}C$ ,直接进入到下密闭室内,下密闭室通非氧化气体保护带钢,实现对带钢的防氧化保护,防氧化保护的气氛可以是 $N_2$ ,也可以是Ar,也可以是其他非氧化性气体,比如干冰升华得到的 $CO_2$ 气体等,下密闭室内的氧浓度控制在 $< 5\%$ 。下密闭室对铸带的防氧化保护到轧机入口。下密闭室出口铸带的温度在1150-1300 $^{\circ}C$ 。

[0060] 铸带在下密闭过程中涉及到的BN析出相的理论基础:

[0061] 钢中硼与氮、铝和氮在 $\gamma-Fe$ 中的热力学方程如下:

$$[0062] \quad BN = B + N; \text{Log} [B] [N] = -13970/T + 5.24 \quad (1)$$

$$[0063] \quad AlN = Al + N; \text{Log} [Al] [N] = -6770/T + 1.03 \quad (2)$$

[0064] 如图3所示,钢中BN的开始析出温度在1280 $^{\circ}C$ 左右,980 $^{\circ}C$ 时BN的析出趋于平衡,而此时AlN的析出才刚刚开始(AlN的析出温度在980 $^{\circ}C$ 左右),从热力学上讲,BN的析出要优先于AlN。因此本发明通过合理的工艺控制手段,在下密闭室内完成B与N的结合,从而在高温奥氏体中优先析出BN颗粒从而抑制AlN的析出,减弱AlN对晶界的钉扎作用,提高晶粒的生长能力,从而可使奥氏体晶粒更加均匀化;另外B与N的结合可以有效防止晶界低熔点相 $B_2O_3$ 的出现。

[0065] 对在线热轧后的带钢进行轧后冷却,冷却采用气雾化冷却方式,气雾化冷却方式可以有效减小带钢表面氧化皮厚度,改善带钢温度均匀性,提高带钢表面质量和扩孔性能。气雾化冷却的气水比为15:1~10:1,气压0.5~0.8MPa,水压1.0~1.5MPa。气雾化后形成高压水雾喷射在钢带表面,一方面起到了降低钢带温度的作用,另一方面水雾会形成致密的气膜包覆在带钢表面,起到带钢防氧化的作用,从而有效控制了热轧带钢表面氧化皮的生长。该种冷却方式可以避免传统喷淋或者层流冷却带来的问题,使带钢表面温度均匀下降,提高带钢温度均匀性,从而达到均匀化内部微观组织的效果;同时冷却均匀,可以提高带钢



的板形质量和性能稳定性;有效减少带钢表面的氧化皮厚度。气雾化冷却的冷却速率范围为 $>20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ,将带钢冷却到 $550\text{--}650^{\circ}\text{C}$ ,使轧后的高温奥氏体转变为铁素体+少量贝氏体混合微观组织,如图4所示。

[0066] 经过上述制造过程,最终的薄带连铸高扩孔钢的性能屈服强度 $\geq 290\text{MPa}$ ,抗拉强度 $\geq 440\text{MPa}$ ,延伸率 $\geq 29\%$ ,扩孔率 $\geq 110\%$ 。

[0067] 本发明关于薄带连铸可浇铸性的理由说明:

[0068] 对于可浇铸性,目前尚无确切定义,从传统意义上讲,它是一个与钢水流动性、激冷倾向、收缩特性以及产品品质密切相关、频繁使用的概念,它是相对于金属种类及其工艺因素来说的。定义“薄带连铸可浇铸性(Cast Ability of Strip Casting,CASC)”,是指一个钢种进行双辊铸造的可行性。可浇铸性好,意味着在浇铸过程中不会出现影响浇铸过程不能进行的或浇铸的产品品质达不到要求的限制性问题;可浇铸性不好,意味着在浇铸过程中经常出现诸如钢水流动性差、熔池结块搭桥、严重断带、表面裂纹和表面夹渣等问题,导致生产无法正常稳定进行或产品品质达不到要求。

[0069] 通过对薄带连铸可浇铸性的研究分析,判断一个钢种的薄带连铸可浇铸性,简要归纳起来,可从以下几个方面考虑:一是能否避开不均匀的凝固收缩;二是能否改善界面传热的均匀性,从而改善凝固的均匀性;三是能否改善或控制凝固过程中的热脆性。当一个钢种的薄带连铸可浇铸性很差,就意味着生产过程稳定性很差,生产的产品质量稳定性也很差,最终会导致产能不能发挥,而且产品的合格率会很低,这样的产品是不适合采用薄带连铸工艺生产的。

[0070] 本发明所述钢种,从含碳量控制(避开包晶区解决不均匀凝固收缩);碱度控制、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>的控制、自由氧总氧控制以及低熔点MnO-SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>三元夹杂物控制(改善界面传热均匀性解决凝固均匀性);Mn/S控制(避免热脆性)等方面,严格地满足了薄带连铸的可浇铸性。

[0071] 本发明所述薄带连铸热轧钢卷轧后优选采用喷雾冷却的理由:

[0072] 传统连铸也采用喷雾冷却,但作用的区域和温度不同,传统连铸在铸坯出结晶器的出口扇形段区域对铸坯进行喷雾冷却,此时铸坯的温度较高,在相图上看处在高温奥氏体单相区域。在此区域进行喷雾冷却主要目的是,控制凝固末端位置,加速铸坯表面冷却,细化表面奥氏体晶粒组织,提高铸坯表面强度,改善铸坯表面质量,避免裂纹的发生。本发明在铸带经在线热轧后对超薄带钢进行喷雾冷却,温度较低,在相图上看处于高温奥氏体向铁素体转变的固态相变区域,在此区域对带钢进行喷雾冷却,通过调节喷雾冷却强度,可以有效控制固态相变后的微观组织类型,进而实现最终产品的性能要求。

[0073] 本发明所述薄带连铸热轧钢卷优选采用卡罗塞尔同位卷取机的理由:

[0074] 目前绝大多数超薄热轧钢卷的生产线都采用地下双卷取或地下三卷取方式,主要原因是这些产线还兼顾了厚规格热轧板的生产,比如阿维迪(Avedi)公司的ESP产线的卷取采用地下三卷取方式,唐钢引进达涅利(Danieli)的FTSC产线的卷取采用地下双卷取方式。而美国纽柯(Nucor)的Castrip薄带连铸产线选用了传统的做法,也采用了地下双卷取方式。地下卷取机与卷取机之间的距离间隔一般在8-10米(典型值9.4m),薄带连铸生产超薄热轧带钢时,带钢在空气中的冷却速度也非常快,这段间隔足以影响到卷取温度的差异,两个卷取机之间的温度偏差可达 $49^{\circ}\text{C}$ ,这会严重影响钢卷的性能偏差。

[0075] 而本发明优选采用卡罗塞尔卷取方式,可以实现热轧钢卷的同位卷取,确保了卷取温度的同一性,进而大大提高钢卷产品性能的稳定性。目前市面上,卡罗塞尔卷取机被广泛使用在冷轧领域,其主要优点是可以实现较薄的带钢卷取,而且占地面积小,可大大缩短产线长度,但在冷轧领域由于带钢温度较低,比较容易实现。本发明提出在超薄热轧带钢卷取领域采用卡罗塞尔卷取方式,考虑了设备的耐高温事宜,实现了超薄热轧带钢的卷取。该卷取方式更先进于美国纽柯(Nucor)的Castrip薄带连铸产线的卷取方式。

[0076] 本发明与已有技术的区别和改进之处:

[0077] 现有的薄带连铸生产薄带材产品和工艺的专利有很多,但采用薄带连铸生产本发明涉及的高扩孔钢,还未见直接报导。

[0078] 本发明区别于现有薄带连铸技术最明显的一个特征就是结晶辊的辊径及其相对应的布流方式。EUROSTRIP技术特征就是 $\Phi 1500\text{mm}$ 大辊径结晶辊,结晶辊大、熔池钢水容量大,布流容易,结晶辊制造及运维成本高。CASTRIP技术特征就是 $\Phi 500\text{mm}$ 小辊径结晶辊,结晶辊小、熔池钢水容量小,布流非常困难,但铸机设备制造与运维成本低。CASTRIP为解决小熔池的均匀布流问题,采用三级钢水分配布流系统(中间包+过渡包+布流器)。由于采用了三级布流系统,会直接导致耐材成本增加;更为主要的是,三级布流系统使钢水流动的路径变长,钢水的温降也较大,为了满足熔池钢液的温度,出钢温度需要大大提高。出钢温度的提高,会导致炼钢成本增加、能耗增加以及耐材寿命缩短等问题。

[0079] 本发明结晶辊直径在 $500\sim 1500\text{mm}$ ,优选 $\Phi 800\text{mm}$ 辊径,采用两级钢水分配布流系统(中间包+布流器)。从布流器流出的钢水,沿辊面和两个端面形成不同的布流模式,且分两路流动,互不干扰。由于采用了两级布流系统,相比三级布流系统,耐材成本大幅度降低;钢水流动路径的缩短,使钢水温降减小,可以降低出钢温度,相比三级布流系统,出钢温度可降低 $30\sim 50^{\circ}\text{C}$ 。出钢温度的降低,可有效降低炼钢成本、节约能耗以及延长耐材寿命。本发明配合优选 $\Phi 800\text{mm}$ 辊径的结晶辊,采用两级钢水分配布流系统,既实现了钢水稳定布流的要求,又实现了结构简单、操作方便、加工成本低的目标。

[0080] 中国专利CN101353757采用低碳微合金成分生产抗拉强度 $440\text{MPa}$ 的扩孔钢,成分中添加微量的Nb: $0\sim 0.25\%$ 和Ti: $0\sim 0.03\%$ ,由于采用 $600^{\circ}\text{C}$ 卷取温度,该专利采用传统连铸+传统热轧工艺来生产,对碳锰钢热轧板来讲,常存在带状组织,导致钢板扩孔率下降,同时添加多种微合金,增加炼钢成本。本发明与该专利在生产工艺上明显不同,本发明采用薄带连铸工艺来生产,可以大大缩短生产流程,而且可以避免带状组织,同时可以节约微合金用量,仅需添加少量的微合金就可以达到相同甚至更加优异的性能。

[0081] 中国专利CN101928881公开了抗拉强度为 $590\text{MPa}$ 级热轧高扩孔钢板及其制造工艺,该专利成分中添加微量的Nb: $0\sim 0.10\%$ 和Ti: $0\sim 0.04\%$ ,采用传统连铸+传统热轧工艺来生产,终轧后的钢板以 $50\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速度冷却到 $600\sim 750^{\circ}\text{C}$ ,随后以 $5\sim 15^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速度在空气中冷却 $3\sim 10$ 秒,随后钢板再次以 $70\sim 150^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速度冷却至 $350\sim 500^{\circ}\text{C}$ 并卷取,然后空冷至室温。后续冷却采用复杂的三段式冷却,卷取温度波动大,钢卷头中尾性能波动会比较大,扩孔率波动也会比较大。本发明采用薄带连铸工艺来生产,大大简化生产工艺流程,也无需采用复杂的三段式冷却,具有明显的先进性。

[0082] 日本专利JP2006063394公开了一种热轧高扩孔钢,碳含量 $0.20\sim 0.48\%$ ,其抗拉强度 $\geq 440\text{MPa}$ ,其加入了Cr合金元素,但其扩孔率仅为 $\geq 70\%$ ,且热轧后还要进行 $640^{\circ}\text{C}$ 的

退火处理。该发明碳含量设计已经到达中高碳钢的范围,较本发明的低碳设计明显偏高。日本专利JP2006305700公开的热轧高强钢板采用C-Si-Mn+Ti的成分设计,获得抗拉强度780MPa以上,扩孔率仅为68%以上。日本专利JP2003/016614公开的热轧高扩孔钢,碳含量0.02~0.10%, $Si \leq 0.5\%$ ,其抗拉强度 $\geq 590MPa$ ,但其加入了不少Nb、Ti、V、Cr、RE等合金元素,炼钢成本较高,以良好的表面可涂装性为主要目标。相比该专利,本发明采用简单的合金成分体系,采用薄带连铸工艺来实现高扩孔钢的性能,本发明具有简约高效的特点。

[0083] 美国专利US2006096678公开的热轧钢板强度为780MPa以上,延伸率为22%以上,扩孔率为60%以上。美国专利US 4415376公开的热轧钢板屈服强度为80ksi (550MPa) 以上,扩孔率为58%以上,并采用Nb、V强化。这些专利采用的生产工艺都为传统连铸+传统热轧工艺生产,与本发明生产工艺不同,且产品扩孔率较低。

[0084] 本发明的主要优点:

[0085] 本发明利用薄带连铸技术生产含硼(B)的高扩孔钢,迄今为止尚未见报导,归纳优点如下:

[0086] 1. 本发明省去了板坯加热、多道次反复热轧等复杂过程,通过双辊薄带连铸+一道次在线热轧工序,生产流程更短、效率更高,产线投资成本和生产成本大幅降低。

[0087] 2. 本发明省去了传统高扩孔钢生产中诸多复杂的中间步骤,与传统高扩孔钢相比,生产的能耗和CO<sub>2</sub>排放大幅度降低,是一种绿色环保的产品。

[0088] 3. 由于薄带连铸天然的工艺流程优势,相比传统热轧流程,薄带连铸在轧后冷却过程中很容易生成贝氏体类型的微观组织,很容易使生产出来的产品具备优良的扩孔性能。

[0089] 4. 本发明采用薄带连铸工艺生产高扩孔钢,铸带厚度本身较薄,通过在线热轧至期望产品厚度,薄规格产品的生产不需要经过冷轧,直接供给市场使用,达到薄规格热轧板供货的目的,可以显著提高板带材的性价比。

[0090] 5. 本发明采用添加微量的硼元素,在高温奥氏体中优先析出BN颗粒从而抑制AlN的析出,减弱细小AlN对晶界的钉扎作用,提高晶粒的生长能力,从而均匀化奥氏体晶粒,有利于带钢高扩孔性能的发挥。

[0091] 6. 本发明采用轧后带钢气雾化冷却方式,可以避免传统喷淋或者层流冷却带来的问题,使带钢表面温度均匀下降,提高带钢温度均匀性,从而达到均匀化内部微观组织的效果;同时冷却均匀,可以提高带钢的板形质量和扩孔性能稳定性;有效减少带钢表面的氧化皮厚度。

[0092] 7. 传统工艺板坯冷却过程中发生合金元素析出,板坯再加热时往往会由于合金元素回溶不充分而降低合金元素利用率。本发明薄带连铸工艺中,高温铸带直接热轧,所添加的合金元素主要以固溶态存在,可提高合金利用率。

[0093] 8. 本发明选用热轧钢带卡罗塞尔卷取机,有效缩短产线长度;同时同位卷取可以大大提高卷取温度的控制精度,提高产品性能的稳定性。

## 附图说明

[0094] 图1为双辊薄带连铸工艺的工艺布置示意图;

[0095] 图2为MnO-SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>三元相图(阴影区域:低熔点区);

[0096] 图3为BN,AlN析出的热力学曲线;

[0097] 图4为本发明实施例钢的微观组织照片。

### 具体实施方式

[0098] 下面用实施例和附图对本发明作进一步阐述,但这些实施例绝非对本发明有任何限制。本领域技术人员在本说明书的启示下对本发明实施中所作的任何变动都将落在本发明权利要求保护范围内。

[0099] 参见图1,将符合本发明化学成分设计的钢水经大包1,通过大包长水口2、中间包3、浸入式水口4以及布流器5直接浇注在一个由两个相对转动并能够快速冷却的结晶辊8a、8b和侧封板装置6a、6b围成的熔池7中,钢水在结晶辊8a、8b旋转的周向表面凝固,进而形成凝固壳并逐渐生长随后在两结晶辊辊缝隙最小处(nip点)形成1.5-3mm厚的铸带11;本发明所述的结晶直径在500-1500mm之间,内部通水冷却;根据铸带厚度不同,铸机的浇铸速度范围介于60-150m/min。

[0100] 在铸带11出结晶辊8a、8b后,铸带温度在1420-1480℃,直接进入到下密闭室10内,下密闭室10通非氧化性气体保护带钢,实现对带钢的防氧化保护,防氧化保护的气氛可以是N<sub>2</sub>,也可以是Ar,也可以是其他非氧化性气体,比如干冰升华得到的CO<sub>2</sub>气体等,下密闭室10内的氧浓度控制在<5%,下密闭室10对铸带11的防氧化保护到轧机13入口,下密闭室10出口铸带的温度在1150-1300℃;然后通过摆动导板9、夹送辊12将铸带送至热轧机13,热轧后形成0.8-2.5mm的热轧带,轧后冷却采用气雾化冷却方式,改善带钢温度均匀性;经飞剪装置16切头之后,切头沿着飞剪导板17掉入飞剪坑18中,切头后的热轧带进入卷取机19进行卷取;将钢卷从卷取机上取下后,自然冷却至室温;最后生产的钢卷可以作为热轧板直接使用,也可以经过酸洗-平整后使用。

[0101] 本发明实施例化学成分如表1所示,其成分余量为Fe和其他不可避免杂质。经本发明的制造方法,工艺参数见表2,最终获得产品的性能见表3。

[0102] 综上所述,利用薄带连铸工艺技术按本发明提供的钢种成分设计范围制造的高扩孔钢,屈服强度 $\geq 290\text{MPa}$ ,抗拉强度 $\geq 440\text{MPa}$ ,延伸率 $\geq 29\%$ ,扩孔率 $\geq 110\%$ 。

[0103] 表1实施例钢的化学成分(wt.%)

[0104]

例	C	Si	Mn	P	S	N	O	Als	Ca	B
实施例1	0.03	0.26	1.46	0.008	0.004	0.0074	0.0093	0.0009	0.003	0.004
实施例2	0.02	0.22	0.92	0.013	0.003	0.0061	0.0110	0.0006	0.002	0.001
实施例3	0.03	0.35	1.27	0.015	0.004	0.0058	0.0150	0.0004	0.003	0.003
实施例4	0.03	0.29	1.12	0.013	0.003	0.0077	0.0130	0.0008	0.004	0.006
实施例5	0.05	0.33	0.86	0.009	0.002	0.0052	0.0120	0.0007	0.005	0.003
实施例6	0.03	0.44	0.80	0.012	0.002	0.0046	0.0070	0.0008	0.001	0.005
实施例7	0.04	0.20	0.96	0.015	0.003	0.0040	0.0100	0.0005	0.002	0.003
实施例8	0.01	0.37	1.32	0.014	0.005	0.0100	0.0085	0.0006	0.005	0.002
实施例9	0.04	0.36	0.86	0.018	0.003	0.0078	0.0200	0.0003	0.004	0.004
实施例10	0.03	0.43	0.92	0.020	0.001	0.0055	0.0125	0.0004	0.004	0.006
实施例11	0.02	0.60	0.85	0.010	0.002	0.0080	0.0090	0.0009	0.005	0.003
实施例12	0.05	0.48	1.50	0.012	0.005	0.0075	0.0118	0.0003	0.001	0.002
实施例13	0.04	0.56	1.37	0.018	0.004	0.0045	0.0132	0.0006	0.002	0.005

实施例14	0.02	0.37	1.40	0.017	0.003	0.0064	0.0075	0.0005	0.003	0.004
-------	------	------	------	-------	-------	--------	--------	--------	-------	-------

[0105] 表2实施例的工艺参数

	铸带厚度 mm	下密闭室 气氛	下密闭室氧浓度/%	热轧温度 ℃	热轧压下率/%	热轧厚度 mm	轧后冷却速率 ℃/s	卷取温度 ℃
实施例 1	2.6	N2	3.3	1150	33	1.75	35	595
实施例 2	2.4	Ar	4.2	1200	48	1.25	20	585
实施例 3	2.3	N2	2.5	1210	48	1.20	29	560
实施例 4	1.8	CO2	2.2	1150	31	1.25	30	560
实施例 5	1.5	Ar	3.5	1185	33	1.00	32	570
实施例 6	3.0	Ar	2.8	1100	40	1.80	32	550
实施例 7	1.9	N2	1.5	1190	37	1.20	25	600
实施例 8	1.6	CO2	0.6	1220	22	1.25	30	580
实施例 9	1.5	N2	1.3	1250	33	1.00	22	650

[0106]

实施例 10	2.0	N2	1.6	1180	30	1.40	25	590
实施例 11	2.6	Ar	1.8	1240	38	1.60	25	585
实施例 12	2.3	N2	2.6	1170	46	1.25	30	575
实施例 13	2.0	CO2	2.4	1160	50	1.00	30	580
实施例 14	1.6	Ar	2.6	1160	31	1.10	25	560

[0107]

[0108] 表3实施例钢的产品性能

[0109]

例	铸带厚度 mm	成品厚度 mm	屈服强度 MPa	抗拉强度 MPa	延伸率 %	扩孔率 %
实施例 1	2.6	1.75	315	445	32	116
实施例 2	2.4	1.25	296	450	34	110
实施例 3	2.3	1.2	310	448	29	121
实施例 4	1.8	1.25	325	458	33	112
实施例 5	1.5	1.0	302	444	32	114
实施例 6	3.0	1.8	297	445	35	114
实施例 7	1.9	1.2	340	455	32	116
实施例 8	1.6	1.25	295	465	33	122
实施例 9	1.5	1.0	310	473	36	115
实施例 10	2.0	1.4	328	470	31	124
实施例 11	2.6	1.6	310	455	29	113
实施例 12	2.3	1.25	339	458	33	116
实施例 13	2.0	1.0	320	467	35	117
实施例 14	1.6	1.1	305	450	36	114

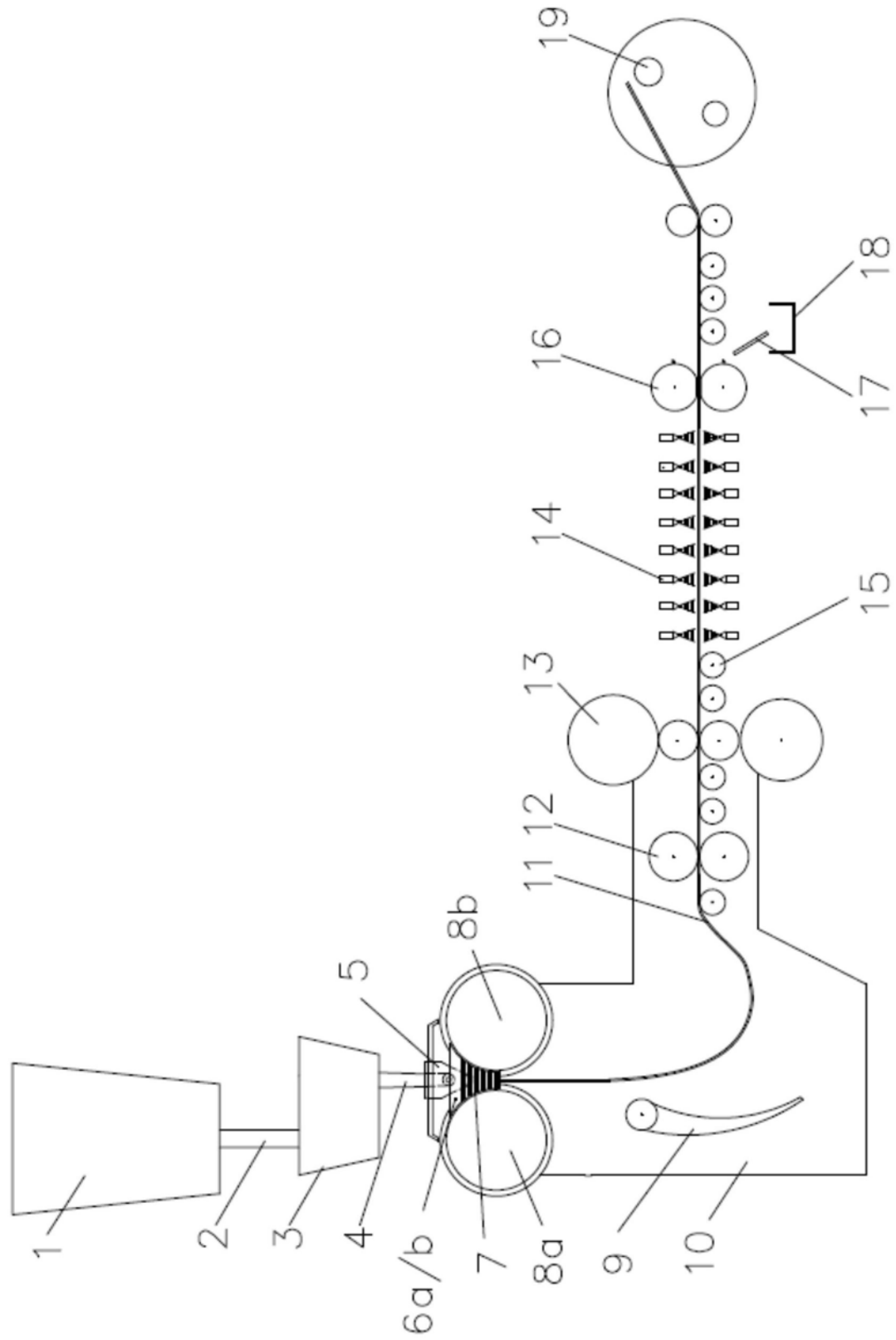


图1

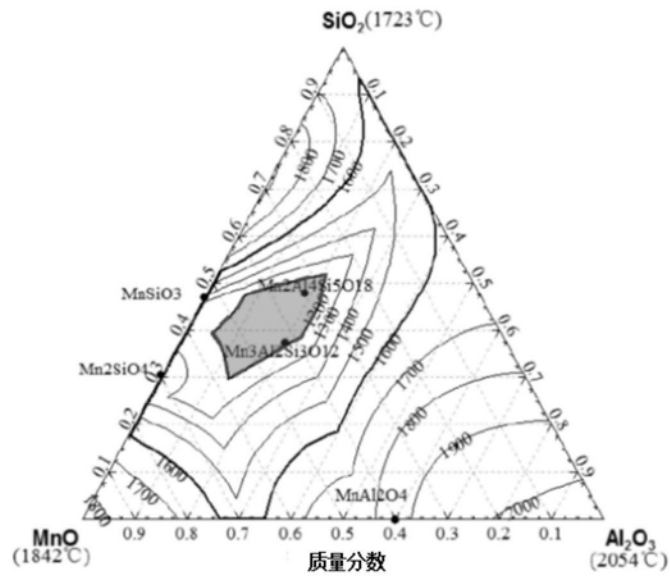


图2

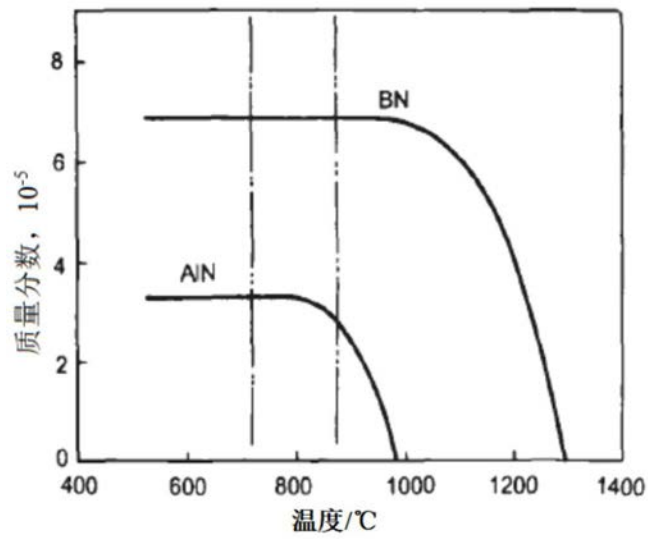


图3



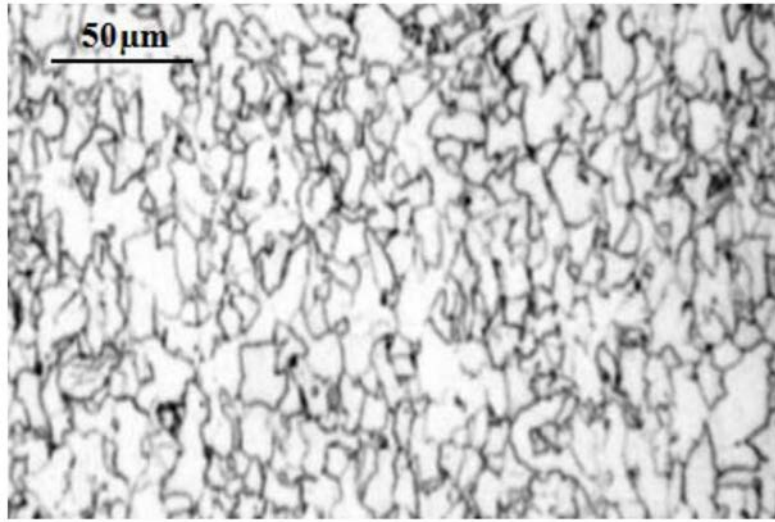


图4