

2011钢铁共性技术协同创新中心  
工艺与装备研发平台顶层设计  
(十二)

2011钢铁共性技术协同创新中心由北京科技大学与东北大学两所核心协同单位,以及国内主要钢铁行业科研院校、企业等共同组建。目前,该中心已正式通过国家认定。该中心由关键共性工艺与装备研发平台和重大工程高端产品开发平台组成。其中,关键共性工艺与装备研发平台由东北大学RAL为主体,协同东北大学材料与冶金学院、北京科技大学、中国钢研科技集团、上海大学、武汉科技大学、宝钢、鞍钢、首钢、武钢等单位组建而成。该平台的任务是研发冶、铸、轧等工序的新工艺、新技术、新装备,实现“钢铁绿色制造”。针对工艺与装备研发平台的顶层设计内容,本报特组织相关报道,以飨读者。

## 微合金钢连铸坯角裂纹控制新技术

钢中添加微合金元素可使其在热加工过程产生良好的晶粒细化和析出强化效果,全面提升钢的韧性与强度等力学性能。微合金钢已成为当前国内外钢铁企业生产的主力产品之一。其产量已占到世界平均钢产量的10%~15%,且超过98%由连铸生产获得。然而,在实际微合金钢生产中,其铸坯生产过程极易发生角部裂纹缺陷,给企业带来了巨大经济损失。微合金钢连铸坯产生角部裂纹缺陷已成为制约其高质与高效化生产亟待解决的共性技术难题。

微合金钢连铸坯产生角部裂纹缺陷过程极其复杂,且影响因素众多。当前国内外多数

钢铁企业多集中于钢水冶炼与精炼、连铸浇注、结晶器冷却结构与冷却制度、连铸坯二冷配水与矫直以及轧制送装等环节开展工艺优化研究,通过合理控制钢的成分以及连铸坯凝固过程的热/力学行为变化等手段来降低该类型裂纹发生率。其中连铸坯二冷矫直区角部控温技术和大倒角结晶器技术是目前各大钢铁企业最广泛采用的微合金连铸坯角部裂纹控制技术。其基本出发点均是通过控制连铸坯的角部温度,使其进入铸流矫直区时避开对应钢种的第三脆性温度区,以达到铸坯角部高塑性过矫直区的目的。上述这些控制技术的实施,有效缓解了微合金钢连铸坯角

横裂纹的发生,但尚未从根本上杜绝该类型裂纹发生,且对生产工艺稳定性要求苛刻。

现已明确,造成微合金钢连铸坯角部裂纹频发的根本原因在于:现有连铸工艺条件下,连铸坯凝固过程中微合金元素极易与C、N等元素结合形成碳化物、氮化物或碳氮化物,并在奥氏体晶界大量析出;与此同时,受晶界析出物析出行为与连铸过程传统冷却模式共同作用,较“软”的膜状或网状先共析铁素体膜在奥氏体晶界加剧形成,打破了铸坯表层奥氏体组织分布的连续性。受该二因素共同作用,连铸坯表层组织的塑性大幅弱化,在弯曲或矫直应力作用下极易在铸

坯角部组织晶界产生角部横裂纹缺陷。

为此,要从根本上杜绝该类型裂纹发生,关键是从微合金钢连铸坯角部裂纹产生的根本原因出发,通过开发有效的连铸坯凝固控冷工艺,从根本上提高铸坯角部组织塑性,使铸坯表层生成强抗裂纹能力的组织。为此,近年来国内外研究者对微合金钢连铸坯表层组织演变行为开展了深入研究,并开发出了基于铸机二冷足辊与立弯段控冷强化铸坯表层组织的微合金钢板坯角部裂纹控制新技术,且在部分先进钢铁企业取得应用。该技术的核心是通过合理控制二冷足辊与立弯段区域内铸坯的冷却速度与温度、回温速度等关键工艺参数,实现对铸坯表层组织生长与演变控制,强化铸坯表层组织。然而,在实际生产中,要在铸机足辊与立弯段这一较短区域内对铸坯实施大幅度快速降温与回温控制,工艺控制窗口狭窄,实施过程工艺控制的稳定性难以把握。

同时,铸坯凝固过程微合金碳氮化物析出与其所处温度有关。在实际板坯连铸生产中,铸坯出结晶器的角部温度约为1000℃。该技术仅控制铸机二冷足辊与立弯段立弯区域内700~1000℃温度范围的铸坯表层组织,对于某些微合金碳氮化物(例如TiN开始析出温度为1350℃,Nb(C,N)与BN约在1120℃也已开始析出)而言,无法完全弥散化其在铸坯组织晶内及晶界析出。因此,无法彻底消除连铸

坯角部裂纹发生。

然而,若能在结晶器内坯壳初凝过程实现角部组织快速冷却,一则可以为铸坯角部组织凝固提供更大的过冷度,细化其一次凝固过程生成的晶粒,达到整体增强铸坯角部塑性的作用;另一方面,加快结晶器内铸坯角部冷却速度,铸坯角部将可从钢液浇铸温度快速降至结晶器出口约800℃,该温度区间几乎涵盖了TiN(C,N)以及BN等微合金碳氮化物的整个析出温度区。快速冷却该温度区内的铸坯角部组织,将可显著弥散化其晶内及晶界的析出物,从而提升铸坯角部组织晶界强度和抵抗裂纹的能力。可以看出,若能实现结晶器内铸坯角部快速冷却,则是一种可以从根本上消除铸坯角部裂纹的技术。

近年来,国家钢铁共性技术协同创新中心以朱苗勇教授为首席科学家的“先进冶炼与连铸工艺及装备”团队通过深入研究连铸结晶器内坯壳凝固热/力学行为,开发出了适合微合金钢连铸的新型内凸型曲面结晶器,即ICS-Mold(Interior Convex Surface Mold),并在国内企业进行了检验和应用,实现了铸坯角部在结晶器内快速冷却,达到了显著强化微合金钢连铸坯角部组织、从根本上控制微合金钢角部裂纹产生的目的,形成了具有自主专利技术的结晶器及其配套工艺技术。下文将以1650板坯连铸机含Nb钢连铸生产为例,对内凸型曲面结晶器的设计理论、结构特点以及使用效果进行介绍。

### 1 传统结晶器内铸坯动态凝固传热行为

限制结晶器内坯壳高效传热的关键因素是气隙与渣膜的集中分布,减小并均匀其在结晶器角部的分布,是实现微合金钢连铸坯角部初凝过程快速冷却的前提。因此,需要了解结晶器生产工艺条件下角部的传热特点,即结晶器内坯壳动态凝固传热行为。

#### 1.1 结晶器内气隙分布及演变规律

气隙是限制结晶器内坯壳

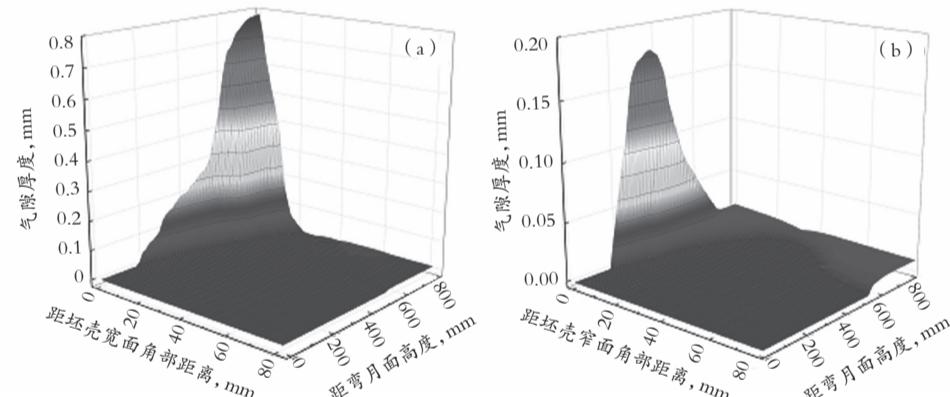


图1 传统直线型结晶器条件下铸坯宽面(a)与窄面(b)角部区域气隙分布

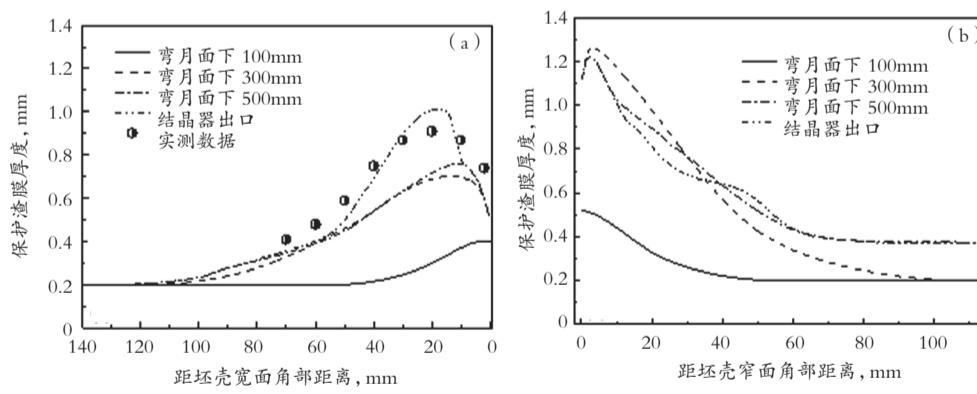


图2 坯壳宽面(a)与窄面(b)角部区域保护渣膜分布

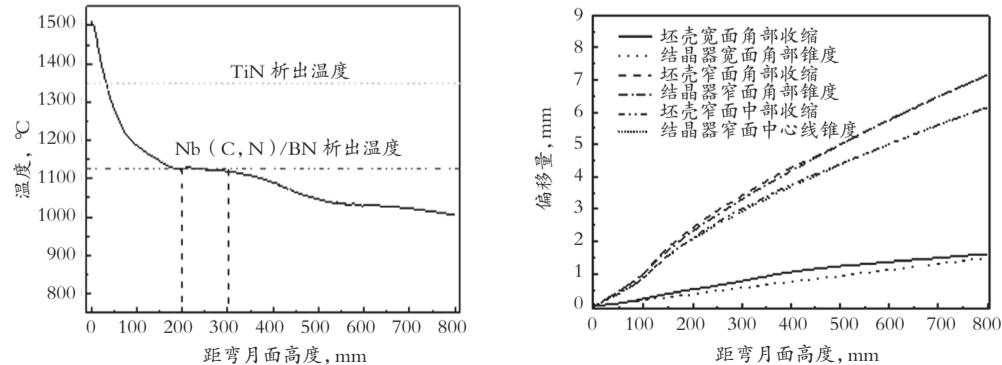


图3 坯壳角部沿拉坯方向表面温度分布

图5 新型结晶器结构下结晶器内坯壳凝固收缩分布

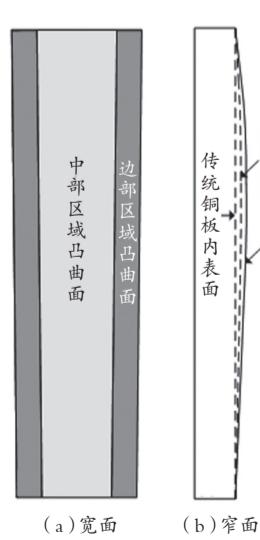


图4 新型结晶器锥度设计

下转 B05 版

上接 B04 版

高效传热最关键的因素,其在结晶器呈现动态生长特征,而且在初生坯壳的宽面与窄面呈现不同分布特点,如图 1 所示。1650 板坯连铸生产含 Nb 钢的过程,使用传统 1.0% 线性锥度窄面铜板、宽面上下设置 2.0mm 锥度,其气隙最早产生于弯月面下 160mm 高度,并集中分布于距坯壳宽、窄面角部的 0~20mm 与 0~10mm 区域。在坯壳宽面角部,其气隙呈持续生长形势变化,并在结晶器中下部快速增长,在结晶器出口处达到最大值 0.78mm,如图 1(a) 所示。而对于坯壳窄面角部,其气隙主要在弯月面下 160~300mm 高度区域生长较快,而后又随坯壳收缩减缓和窄面铜板锥度持续补偿而快速下降。气隙在坯壳角部的该生长与分布特点,将显著降低结晶器中下部角部区域的传热效率。

### 1.2 结晶器内保护渣分布及演变规律

图 2 为上述含 Nb 钢连铸生产条件下,不同结晶器高度处坯壳宽、窄面角部附近区域保护渣膜的分布。可以看出,保护渣在传统直线型结晶器渣道内沿铸坯宽、窄面中心向角部方向整体呈逐渐增厚状分布,且集中分布于距铸坯角部 0~40mm 范围。同时,随着铸坯下移过程,坯壳角部附近的保护渣膜厚度也整体呈逐渐增加趋势变化。保护渣膜在坯壳宽、窄面角部的集中分布行为,将进一步恶化铸坯角部及其附近区域在结晶器内的传热条件。

### 1.3 结晶器内铸坯温度分布与演变规律

图 3 为结晶器内坯壳角部表面温度沿拉坯方向的分布。在结晶器上部,由于坯壳角部的气隙和保护渣厚度均较小,并受二维传热作用,其温度快速下降,冷却速度达 45°C/s,可有效弥散化铸坯角部组织在 1125°C 以上温度形成的 TiN。而当铸坯下行至离弯月面 200mm 及以下高度时,受气隙与保护渣膜在结晶器角部集中分布影响,铸坯角部传热开始放缓,并在离弯月

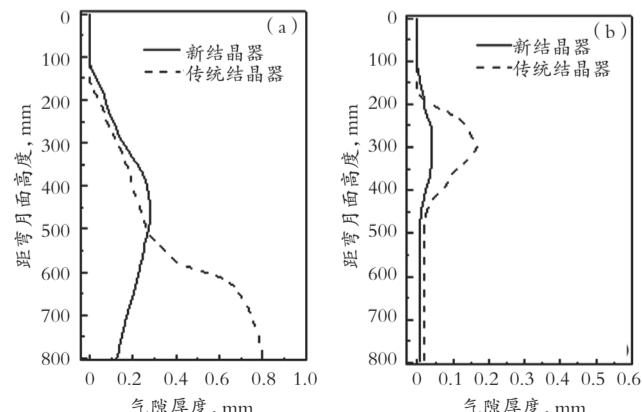


图 6 新型结晶器锥度下坯壳宽面 (a) 和窄面 (b) 角部气隙分布

面 200~300mm 高度区域整体冷却速度仅约为 1.2°C/s。根据冷却速度对钢中析出物析出行为测试实验研究发现,确保微合金碳氮化物在铸态组织中弥散化析出的最低冷却速度须达到 5.0°C/s。同时,该温度正处于 Nb (C, N) 与 BN 等微合金碳氮化物开始大量析出温度区。在该温度区内,铸坯角部缓慢冷却,将造成 Nb 与 B 等微合金碳氮化物在晶界大量析出。而在结晶器弯月面下 300mm 至结晶器出口高度,坯壳角部的传热速度虽有所增加,但其整体冷却速度却仅约为 3.5°C/s,十分不利于铸坯角部晶界碳氮化物弥散化析出控制。为此,须设计新的结晶器铜板内腔结构,从根本上消除保护渣膜与气隙在结晶器角部的集中分布行为,实现铸坯角部快速冷却。

### 2 内凸型曲面结晶器结构设计及冶金特点

#### 2.1 内凸型曲面结晶器结构设计

根据上述传统直线型板坯结晶器内坯壳凝固收缩和气隙与保护渣分布特点,设计如图 4 所示的结晶器窄面铜板结构。其主要特点是:根据实际微合金钢连铸断面尺寸,设计窄面结晶器铜板上下口较传统窄面结晶器具有更大宽度差结构,由铜板上口沿结晶器高度方向线性减小至下口,以确保宽面铜板有效补偿坯壳在其厚度方向上的收缩。同时,设计窄面铜板热面成由两个不同厚度补偿量构成的内凸型曲面结构,即由铜板内表面中部区域凸曲面和边部区域凸曲面两部分构成,且该二曲面在整个结晶器窄面铜板上连续线性平滑过渡。铜板内表面中部区域凸曲面,其在结晶器同一高度上的厚度补偿量相同,其厚度补偿值由对应结晶器高度下铸坯向宽面中心方向的凝固收缩量与相同高度下传统直线型结晶器窄面铜板外置锥度补偿量之差决定,从而形成沿结晶器高度方向的连续曲线型结构。铜板边部区域凸曲面位于距窄面铜板边部一定宽区域的两侧,靠近铜板边缘侧的厚度补偿量较中部区域凸曲面的补偿量大,对应的曲面设计为在结晶

器同一高度上由铜板边缘厚度补偿值线性减小至中部区域凸曲面厚度补偿值所形成的斜曲面,实现窄面结晶器边部区域凸曲面与中部区域凸曲面平滑过渡。该新型结晶器在使用过程仅需设置其窄面铜板的上口与下口位置与原直线型结晶器窄面的上口与下口位置相同即可。

#### 2.2 内凸型曲面结晶器结构下凝固坯壳变形行为

图 5 为相同成分其他微合金钢连铸工艺条件下,使用上述新型内凸型曲面结晶器下结晶器内坯壳凝固收缩行为。由于结晶器窄面铜板采用了适应坯壳动态凝固收缩特性的曲面结构,并在其靠近角部区域引入加厚补偿结构设计,窄面坯壳角部与铜板间的界面间隙最大值仅为传统直线型窄面结晶器的 9.73%。同时,受结晶器宽面铜板整体增加锥度补偿作用,坯壳宽面角部与铜板间的界面间隙最大值也下降了 66.7%,初凝坯壳与结晶器铜板间接触良好,将有效抑制铸坯角部附近区域厚保护渣膜与气隙生成的条件。

#### 2.3 内凸型曲面结晶器内气隙分布特点

图 6 为采用新型内凸型曲面结晶器条件下微合金钢板坯生产过程结晶器内宽、窄面角部气隙分布。可以看出,在新型结晶器结构下,坯壳宽面角部气隙显著减小,厚度最大值较传统直线型窄面铜板情况下降 65%,且气隙的分布趋势也

发生改变:沿结晶器弯月面至其出口方向的气隙呈先增加后减小趋势分布,最大值出现在弯月面下 450mm。同时可以看出,坯壳窄面角部的气隙基本消除,坯壳角部的传热效率将大幅提高。

#### 2.4 内凸型曲面结晶器内保护渣分布特点

图 7 为新型内凸型曲面结晶器条件下不同高度处的保护渣厚度分布。可以看出,使用新型结晶器连铸微合金钢,坯壳宽面与窄面角部保护渣厚度均大幅度减小,对应的保护渣厚度最大值也分别降为传统直线型窄面结晶器下保护渣膜厚度最大值的 46.5% 和 24.4%。此外,保护渣膜沿结晶器周向的分布也较为均匀,角部附近集中分布的区域大幅缩小,进一步改善了坯壳角部的传热条件,为铸坯角部快速传热提供了条件。

#### 2.5 内凸型曲面结晶器内铸坯温度演变规律

图 8 为传统结晶器与新型内凸型曲面锥度结晶器下铸坯角部温度演变。从图中可以看出,新型结晶器结构下,初凝坯壳角部在 TiN 与 Nb (C, N) 或 BN 开始析出温度之间的温度区内冷却速度可超过 60°C/s, Nb (C, N) 或 BN 开始析出温度(弯月面下 150mm)至结晶器出口区间内的铸坯角部冷却速度也达到了 11.2°C/s。根据微合金钢铸坯组织碳氮化物弥散化析出最低冷却速度 5.0°C/s 要求,该冷却速度可很

好地实现铸坯角部组织晶内与晶界微合金碳氮化物弥散析出和角部一次凝固生成晶粒细化。

#### 3 现场检验与应用

根据上述新型窄面内凸型曲面结晶器设计方案,加工制作新型铜板结构,并进行实际检验和应用。试用结果表明,使用新型结构结晶器可很好地实现铸坯角部组织晶粒细化。在传统直线型结晶器条件下,铸坯角部组织的晶粒尺寸均在 100~200 μm 范围,而采用新型结构结晶器,铸坯角部距表面 0~5mm 范围内的组织晶粒均可控制在 20 μm 以下,可极大提高铸坯角部组织塑性。同时,使用新型结构结晶器连铸生产微合金钢,消除了传统结晶器条件下沿晶界呈链状形式析出的大尺寸碳氮化物,实现了微合金碳氮化物组织内弥散化分布。

通过试生产 22.78 万吨含 Al 钢、13.24 万吨含 Nb 钢和 10.62 万吨含 B 微合金钢板坯,其铸坯角横裂纹发生率分别由使用传统直线型锥度结晶器的 10.26%、29.77% 与 33.47% 下降至 0.49%、0.98% 和 1.13%,大幅度降低了连铸坯角横裂纹发生率。

#### 4 结语

采用传统直线型窄面结晶器及其相关技术连铸生产微合金钢易因气隙与保护渣膜在结晶器角部附近区域集中分布而造成铸坯角部组织晶粒粗化和微合金碳氮化物在晶界大

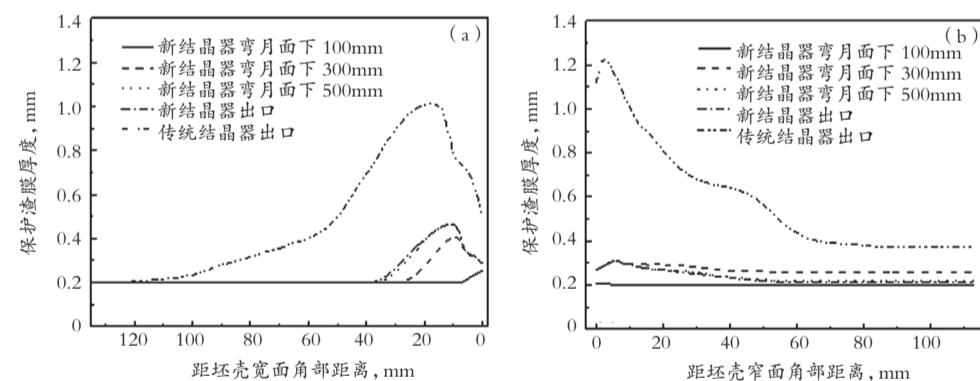


图 7 新型结晶器结构条件下坯壳宽面 (a) 与窄面 (b) 角部区域保护渣膜分布

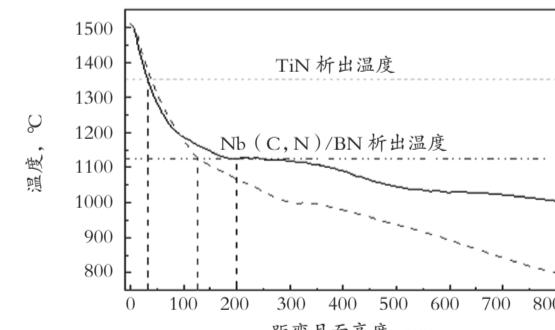


图 8 新型结晶器结构下坯壳角部表面温度纵向分布

尺寸析出,引发微合金钢连铸坯角横裂纹产生,而采用自主开发的新型内凸型曲面结晶器 (ICS-Mold) 可有效地抑制结晶器角部气隙生成并大幅度降低保护渣膜的厚度分布,从而实现铸坯角部组织快速冷却,细化其晶粒并弥散化微合金碳氮化物析出,从根本上控制微合金钢连铸坯角部裂纹的产生。