

高Ti微合金化低碳钢230 mm连铸板坯断裂分析和工艺改善

肖爱达^{1,2} 李光强¹ 李昭东² 张波²

(1 武汉科技大学钢铁冶金及资源利用省部共建教育部重点实验室,武汉430081;

2 湖南华菱涟源钢铁有限公司,娄底417009)

摘要 700 MPa Ti微合金化低碳钢230 mm连铸板坯的冶金流程为KR铁水预脱硫-210 t BOF-LF-RH-CC工艺。发现放置的板坯横向中间部位断裂。铸坯成分、组织、气体、夹杂和热塑性分析结果表明,中心与其他部位成分一致(‰:0.075~0.084C,0.53~0.56Si,1.97~2.05Mn,0.025~0.026P,0.002~0.004S,0.134~0.136Ti,0.20Mo,0.064~0.069Nb,0.001V,0.0089N),断裂与基体组织均为铁素体+少量珠光体,晶粒尺寸相同;断裂处的微裂纹为主裂纹扩展过程产生局部塑性变形形成的;钢中网状先共析铁素体和TiC,TiN是影响高Ti微合金钢连铸坯热塑性的重要原因。在保证成品钢板强度的前提下将钢Ti含量由0.13%降至0.11%,二冷比水量 ≤ 0.9 L/kg,板坯矫直段温度高于950℃(该钢第2脆性区为950~850℃),加保温罩和使用缓冷坑降低板坯冷却速度,使高Ti钢板坯断坯率从10%降至0,避免发生断裂现象。

关键词 高Ti微合金化 连铸板坯 断裂 热塑性 网状先共析铁素体 TiN TiC 工艺改善

Analysis on Breaking of 230 mm Casting Slab of High Ti Microalloying Low Carbon Steel and Process Improvement

Xiao Aida^{1,2}, Li Guangqiang¹, Li zhaodong² and Zhang Bo²

(1 Key Laboratory of Ferrous Metallurgy and Resources Utilization, Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081; 2 Hunan Valin Lianyuan Iron and Steel Co Ltd, Loudi 417009)

Abstract The metallurgical flowsheet of 230 mm casting slab of 700 MPa Ti microalloying low carbon steel is KR metal pre-desulphurization-210 t BOF-LF-RH-CC process. It is found that the median position of cross section of slab in laid up is breaking. The results by analysis on casting slab composition, structure, gas content, inclusions and hot plasticity show that the composition of median position is same as that in other part of slab (‰:0.075~0.084C, 0.53~0.56Si, 1.97~2.05Mn, 0.025~0.026P, 0.002~0.004S, 0.134~0.136Ti, 0.20Mo, 0.064~0.069Nb, 0.001V, 0.0089N), and the structure of breaking area and base metal is all ferrite + minor pearlite with same grain size; the micro crack in breaking area is formed by local plasticity deformation in main crack expanding process; the formed network proeutectoid ferrite, TiC and TiN are key factors to effect on hot plasticity of casting slab of high Ti microalloying steel. With the measures including in prerequisite of qualified strength of plate to decrease the Ti content in steel from 0.13% to 0.11%, secondary water ratio ≤ 0.9 L/kg, temperature of slab at straightening region being more than 950℃ (second brittle zone of the steel-950~850℃), adding holding bell and using slow cooling pit to decrease the cooling rate of slab, the breaking rate of high Ti slab decreases from 10% to 0 to avoid the occurrence of slab breaking.

Material Index High Ti Microalloying, Casting Slab, Breaking, Hot Plasticity, Network Proeutectoid Ferrite, TiN, TiC, Process Improvement

工程机械用钢越来越向高强度、高韧性及良好焊接性能的方向发展,国内外在利用TMCP(ThermoMechanical Control Process;热机械控制工艺)得到高强度工程机械用钢时多采用Mo, Cr, Ni等元素,导致钢材成本的增加,也恶化了焊接性能^[1]。将钢中合金元素减量,采用微合金化和超快冷技术生产出获得具有精细亚结构的超细晶粒钢,可达到优良的综合性能^[2]。常用的微合金化元素中,Ti资源在我国最为丰富,占世界总量的1/3以上,与Nb和V相比,Ti价格便宜很多,且其原子量最小,钢中相同体积分数的碳氮化物需要添加的钛量最少^[3,4]。

湖南华菱涟钢目前已经能稳定生产700MPa级

高Ti微合金钢。然而在生产过程中,含钛钢特别是高钛钢([Ti] $\geq 0.10\%$)容易出现板坯断裂情况,本文通过对断裂连铸板坯金相组织和高温热塑性分析,找出连铸板坯断裂的原因。

1 高Ti微合金钢

涟钢210 t转炉炼钢厂为常规板坯生产线,包括2座210 t转炉、1座1300 t混铁炉、3套KR铁水脱硫装置、2座LF、2座RH和2台双流板坯连铸机。设计年产钢水464万t、连铸坯450万t。700 MPa级高Ti微合金钢LG700用于起重机、混凝土泵车、重型卡车等工程机械。LG700钢连铸板坯厚度230 mm,板

表 1 LG700 钢化学成分和力学性能要求
Table 1 Requirement for chemical composition and mechanical properties of steel LG700

化学成分 / %										力学性能		
C	Si	Mn	P	S	Alt	Ti	V	Nb	Mo	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$A/\%$
≤ 0.12	≤ 0.50	≤ 2.00	≤ 0.025	≤ 0.010	≥ 0.015	≤ 0.22	≤ 0.20	≤ 0.060	≤ 0.70	≥ 685	750 ~ 950	≥ 15

坯宽度 900 ~ 2 150 mm, 浇注速度 0.8 ~ 1.8 m/min, 最大 2.0 m/min, 采用 Nb、Ti ($[Ti] \geq 0.08\%$)、Mo 微合金设计。Ti、Nb 均是钢中的微合金化元素, 其微量的加入能明显改善钢材的使用性能。涟钢 210 t 转炉炼钢厂对该钢进行微合金化的主要目的是细化钢的晶粒, 提高钢材的强度和韧性^[5]。

LG700 板坯厚度为 230 mm, 出连铸拉矫辊时的平均板坯表面温度为 850 °C, 板坯平均堆放时间为 15 h, 入加热炉板坯平均表面温度为 580 °C, 涟钢 LG700 钢成分设计和性能要求见表 1。

2 连铸板坯断裂分析

700 MPa 级高 Ti 微合金钢 LG700 在研发初期连铸板坯在板坯库存放一段时间后出现板坯从中间横向断裂的情况, 涟钢 210 t 转炉炼钢厂目前只有一种板坯厚度, 即为 230 mm, 断裂形貌见图 1(a)。为了分析连铸板坯断裂的原因, 对断裂处组织进行了相关分析。

2.1 连铸板坯断裂处成分与组织分析

为了分析连铸板坯断裂处成分偏析, 对图 1(b) 中取样点用化学法分析了主要偏析元素含量, 部分检测结果见表 2。从成分看, 内部与中心基本保持一致, 其他点的成分分析结果与表 2 检测结果保持一致。

对图 1(b) 各取样位置进行了显微组织观察, 各处位置断口处组织与内部基体无差别, 均为铁素体 + 少量珠光体组织, 晶粒尺寸亦无差别。其中 2[#] 位置断口处组织与内部基体组织情况见图 2。

在 4[#]、7[#]、9[#] 等位置平行于断口方向发现有微裂纹存在, 其中 4[#] 位置微裂纹见图 3(a), 在平行断口

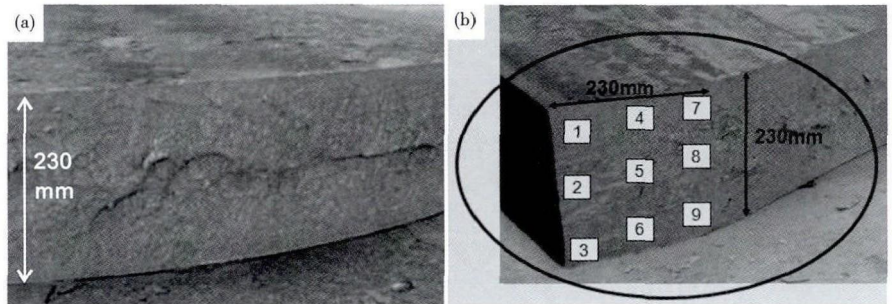


图 1 300 mm 连铸板坯断裂处宏观形貌 (a) 和分析取样示意图 (b)
Fig. 1 Macro morphology (a) and schematics of sampling for analysis (b) at breaking position of 300 mm casting slab

表 2 LG700 钢 300 mm 板坯断裂处的化学成分检测结果 / %
Table 2 Analysis results for chemical composition of 300 mm slab of steel LG700 at breaking position / %

位置及编号	C	Si	Mn	P	S	Ti	Mo	Nb	V
窄边中心点, 2 [#]	0.080	0.53	2.05	0.025	0.002	0.134	0.20	0.065	0.001
宽边点, 4 [#]	0.075	0.53	1.97	0.026	0.002	0.136	0.20	0.069	0.001
宽边点, 7 [#]	0.084	0.56	1.99	0.026	0.004	0.134	0.20	0.064	0.001

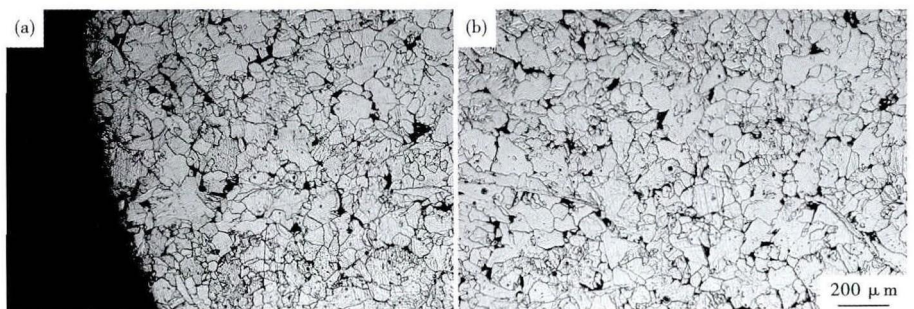


图 2 300 mm 铸坯 2[#] 位置断口处组织形貌 (a) 和基体组织形貌 (b)
Fig. 2 Morphology of structure of 300 mm casting slab breaking 2[#] position (a) and base steel (b)

的微裂纹附近, 可观察到一些晶粒内部存在平行的滑移带 (如图中箭头所指), 这是典型的塑性变形痕迹。这表明, 这些微裂纹并非是形成断口主裂纹的原因, 而是在主裂纹扩展过程中由于局部应力状态发生改变, 产生局部塑性变形而形成的。

7[#] 位置平行于断口的微裂纹中存在少量灰色相, 见图 3(b)。其附近组织组成、晶粒尺寸等均与内部基体相同, 结合断口氧化、腐蚀严重的现象, 判断此灰色相为断裂后形成, 并非产生断裂的原因。

从各取样位置金相组织来看, 各处位置断口处

组织组成与内部基体无差别,晶粒尺寸亦无差别,因此可以基本排除连铸板坯断裂原因为断口组织与内部组织差异的因素。在几个取样位置发现有平行于断口方向微裂纹,并在一些晶粒内部存在平行的滑移带,这是典型的塑性变形痕迹。这进一步说明,这些微裂纹并非形成断口主裂纹的原因,而是在主裂纹扩展过程中由于局部应力状态发生改变,产生局部塑性变形而形成的。

2.2 连铸板坯气体含量、夹杂物分析

对图 1(a)连铸坯取样进行氧、氮含量分析,钢中氧采用脉冲加热惰气熔融-红外线吸收法分析,钢中氮采用熔融热导法分析。气体含量检测结果为 $T[O] = 0.0010\%$, $T[N] = 0.0089\%$ 。

图 1(b)连铸坯取样并对试样进行磨平抛光,用 Shimadzu SSX550 扫描电子显微镜及其附带能谱仪分析夹杂物,试样中夹杂物主要可分为以下几类:氮化钛、氧化铝、 $TiN-Al_2O_3$ 复合夹杂物和镁铝尖晶石复合夹杂物,其中氮化钛夹杂物较多。 TiN 夹杂物呈尖棱状,在显微镜下观察到的数量较多,尺寸多分布在 $3 \sim 5 \mu m$, $TiN-Al_2O_3$ 复合夹杂物形状较为规则,多为有棱角的块状,其中氮化钛颜色较浅,颜色相对较深的氧化铝嵌在其中,尺寸也较小,多数分布在 $2 \sim 5 \mu m$,其形貌和能谱分析见图 4 所示。

由于该钢氮含量高达 0.0089% ,在高 N、高 Ti 连铸坯中大量存在 TiN 及其复合夹杂物。钛与氮、硫、碳等合金元素的亲和力逐渐递减,钛元素与氮元素之间有着十分强烈的化学亲和力。 TiN 具有非常高的稳定性,在随后的工艺处理过程中变化很小。它很容易成为其它后续析出物的形核场所并呈现互溶的状态,由于 TiN 是在高温下形成的,所以其尺寸比较粗大。 TiN 粒子呈方形或长方形,大多数在晶界上形核析出^[6]。 TiN 熔点很高,且硬度很大,将呈固态分布于钢液中。当这些夹杂物过多时,将严重影响铸坯质量。

3 连铸坯热塑性分析

连铸坯生产过程中,钢液由结晶器冷却结成坯壳,由二冷段继续冷却而凝固。在这一过程中,已凝固的铸坯壳受到了钢水静压力、弯曲力、矫直力、拉

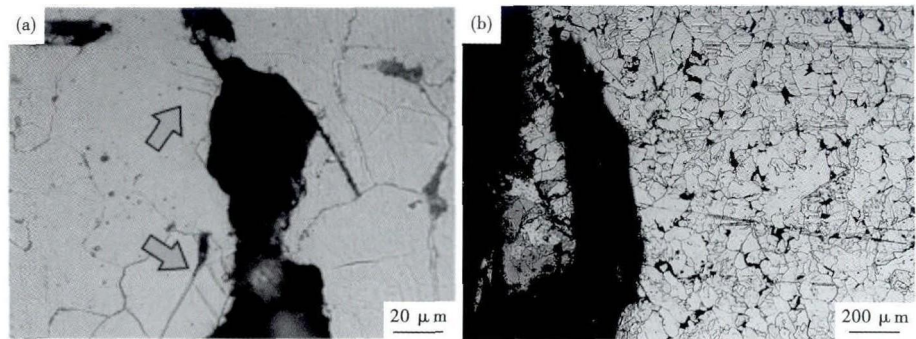


图 3 (a)4#位置断口微裂纹及晶粒平行滑移带(箭头处);(b)7#位置断口微裂纹的形貌
Fig. 3 Morphology of micro-cracks and grain parallel-slipping band at 4# breaking position (a) and micro-cracks at breaking 7# position (b)

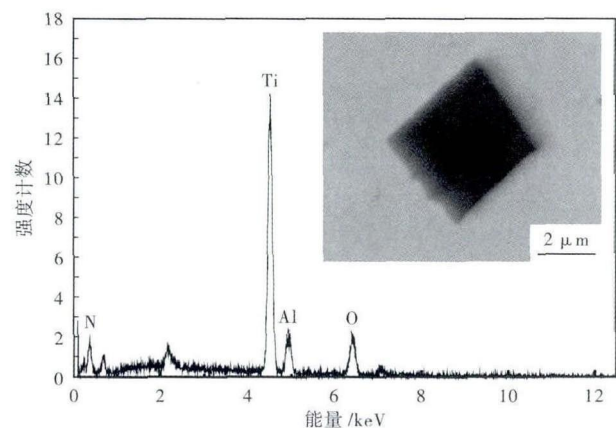


图 4 300 mm 铸坯中 TiN 与 Al_2O_3 复合夹杂物的形貌及能谱分析,SEM

Fig. 4 Morphology of $TiN-Al_2O_3$ compound inclusion in 300 mm casting slab and energy spectrum analysis, SEM

坯力及各种因素的作用,使连铸坯的质量受到影响。只有当这些应力引起的变形小于各钢种在高温状态的塑性极限时,才能保证铸坯凝固时的质量,防止铸坯表面和内部产生裂纹。在连铸过程中由于拉速、温度控制不当,会产生不同程度的裂纹,影响到钢板的表面质量^[6]。

3.1 实验方案

根据 LG700 钢成分由 Thermo-Calc TCFE3 计算得出, LG700 钢: $Ac_1 = 664.0 \text{ } ^\circ C$, $Ac_3 = 843.0 \text{ } ^\circ C$,液相线为 $1508.6 \text{ } ^\circ C$ 。铸坯的高温热塑性采用 Gleeble 热模拟机进行测定,工作室通氩气防止氧化, LG700 钢 $10 \text{ mm} \times 100 \text{ mm}$ 样品以 $10 \text{ } ^\circ C/s$ 的速度加热至 $1350 \text{ } ^\circ C$ 并保温 1 min , 然后以 $3 \text{ } ^\circ C/s$ 分别冷却到 $700 \sim 1250 \text{ } ^\circ C$ (温度间隔为 $50 \text{ } ^\circ C$) 的高温热模拟拉伸实验温度点进行不同应变速率的拉伸,其中拉伸温度高于 $950 \text{ } ^\circ C$ 以 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ (近似结晶器应变速

率)进行拉伸,低于 950 °C 以 $1.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ (近似矫直区应变速率)进行拉伸,拉伸后立即喷水冷却,以保留高温下断口形貌和及其附近组织。测定拉伸试样的断面收缩率。

3.2 热塑性试验结果与分析

高温断面收缩率(Z)是衡量金属材料高温变形能力的重要参数,一般认为 $Z > 60\%$ 时,材料的高温塑性良好,连铸坯不易产生裂纹, $Z \leq 60\%$,塑性较差,将塑性较低的温度段定义为塑性凹槽区^[7]。

LG700 钢的断面收缩率和抗拉强度随温度变化如图 5 所示,LG700 钢抗拉强度随着温度的下降总体呈上升趋势。LG700 钢不同温度下的高温拉伸断口扫描照片如图 6 和图 7 所示。

结合图 5 ~ 图 7, LG700 钢具有凝固脆性(1 300 °C),断裂方式表现为沿晶断裂。1 000 ~ 1 250 °C 的高温塑性较好,断面收缩率在 60% 以上。从 1 050 °C 的断口来看,断裂方式表现为韧性断裂,韧窝大小不一,比较深的韧窝里有 Al_2O_3 、 SiO_2 、 CaO 等氧化物夹杂。1 000 °C 以下高温塑性很差,断面收缩率快速降低到 750 °C 的 20% 左右。这一区间断裂模式较为复杂,可分为单相奥氏体(950 ~ 850 °C),断裂方式为沿晶断裂和穿晶断裂的混合方式。前者塑性变差应主要是由于杂质元素在晶界富集和氧化物夹杂等原因引起的。而在奥氏体 + 铁素体区(800 ~ 750 °C)主要为沿晶断裂,主要是由于网状先共析铁素体形成和 TiC 析出。因此, LG700 钢具有凝固(1 300 °C)、高温(950 ~ 850 °C)和低温(800 ~ 750 °C)3 种脆性区。

LG700 钢凝固脆性区主要与沿枝晶面驻留的液相薄膜有关,低温脆性区主要与网状先共析铁素体

与 TiC 析出有关。由于 Ti 易与 S 结合生成颗粒状分布的 TiCS,改变了硫化物夹杂形态,同时也减弱了 Ti 的析出强化。此外 Ti 与 S 的亲合力要强于 Mn 与 S 的亲合力,当 Ti 含量持续增加时,钢中的 TiCS 化合物逐渐增多并取代 MnS 夹杂,因此。在连铸过程中,由于凝固冷却,这些微合金元素的存在将在连铸冷却过程中在晶界析出第 2 相,从而降低铸坯的塑性,使在连铸过程中很容易产生裂纹缺陷。

4 防止断坯的改进措施与效果

采用全程钢水保护,减少增氮,根据周建等提出的有效钛(Ti_{eff})与全钛(Ti_{tot})、氮、硫和固溶钛(Ti_{s})关系式^[8],可以计算出需要的有效钛含量,在保证性能的情况下降低钢水中的 Ti 含量,降低板坯中 TiN 含量,特别是降低大颗粒 TiN 的尺寸及数量;

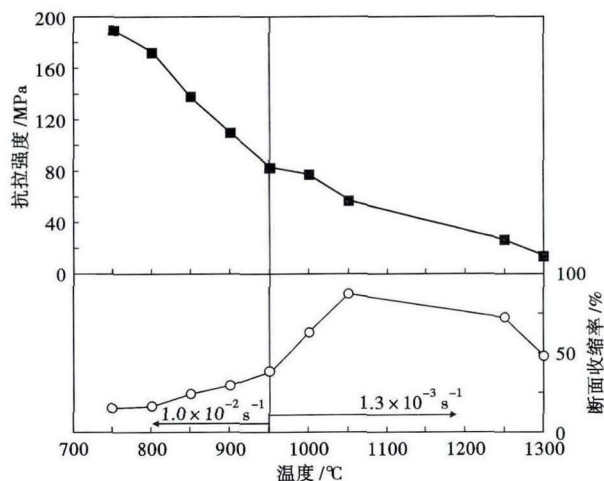


图 5 LG700 钢高温抗拉强度和断面收缩率曲线
Fig. 5 Curves of high temperature tensile strength and reduction of area of steel LG700

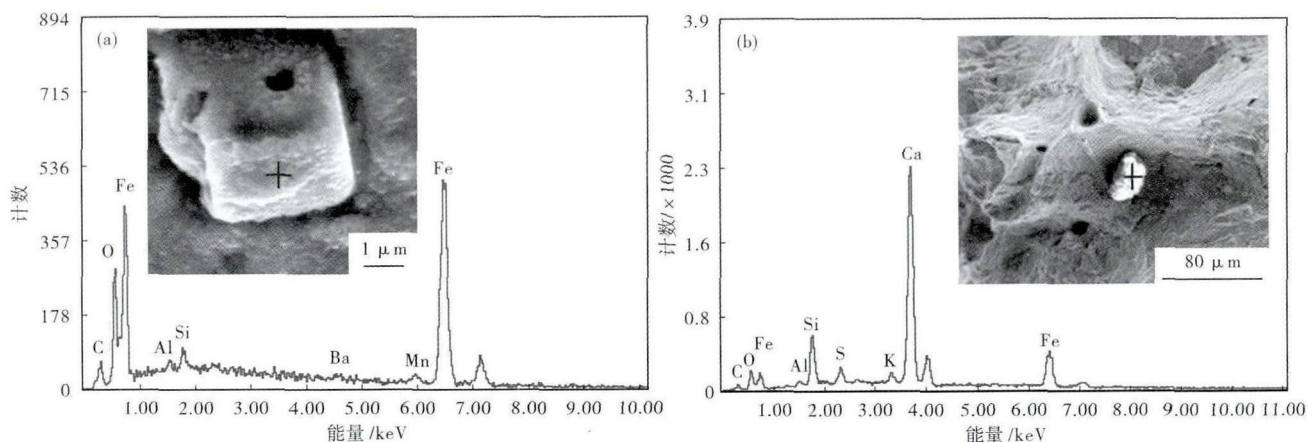


图 6 LG700 钢在 1 300 °C (a) 和 1 050 °C (b) 的拉伸断口组织形貌和能谱分析, SEM
Fig. 6 Structure morphology of steel LG700 fracture of tensile at 1 300 °C (a) and 1 050 °C (b), and energy spectrum analysis, SEM

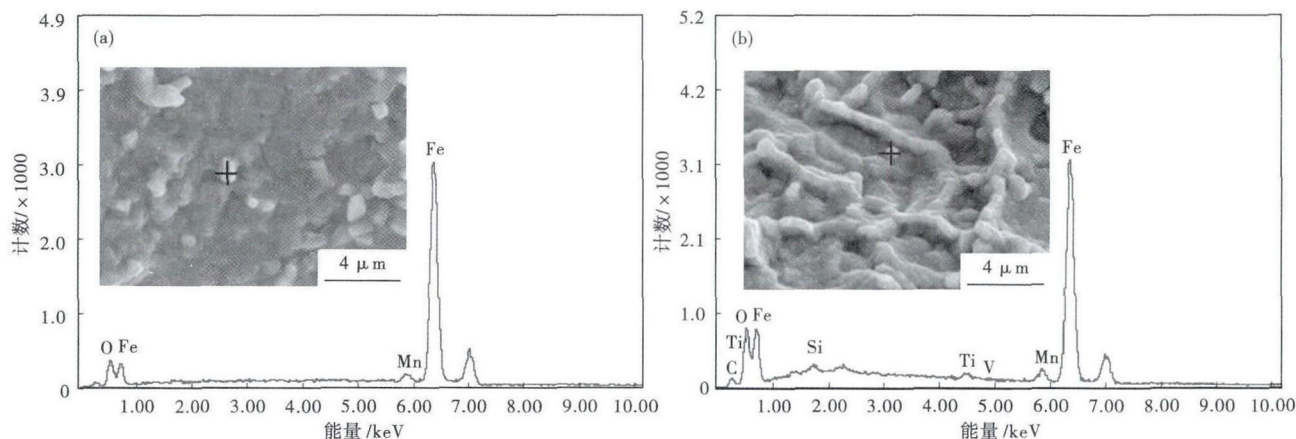


图 7 LG700 钢在 800 °C (a) 和 750 °C (b) 的拉伸断口组织形貌和能谱分析, SEM

Fig. 7 Structure morphology of steel LG700 fracture of tensile at 800 °C (a) and 750 °C (b) and energy spectrum analysis, SEM

通过控制 N、S、O 等的含量,在保证成品钢板强度的前提下 Ti 含量由 0.13% 降到 0.11%;二冷控制采用弱冷制度,比水量控制在 ≤ 0.9 L/kg,使板坯过连铸矫直段的温度高于 950 °C,避开第二个脆性区;加保温罩和使用缓冷坑,降低板坯冷却强度;通过以上一些措施减少了高 Ti 微合金钢板坯断裂情况的发生,高 Ti 钢连铸板坯的断坯率从改进前的 10% 降到 0%,未再继续发生断坯现象。

5 结论

(1) 对 700 MPa 级高 Ti 微合金钢断坯分析,可以排除连铸板坯断裂原因为断口组织与内部组织差异的因素。断坯处存在的微裂纹是在主裂纹扩展过程中由于局部应力状态发生改变,产生局部塑性变形而形成的。

(2) 通过连铸坯热塑性分析,发现 700 MPa 级高 Ti 微合金钢具有 1 300 °C 凝固、950 ~ 850 °C 高温和 800 ~ 750 °C 低温 3 种脆性区。

(3) 由于板坯中的氮含量控制偏高,网状先共析铁素体形成以及 TiN、TiC 高熔点、高硬度相的产生,严重影响 700 MPa 级高 Ti 微合金钢连铸坯的热塑性。

(4) 由于 700 MPa 级高 Ti 微合金钢低温塑性很差,断面收缩率快速降低到 20% 左右,快速冷却将会导致连铸板坯的断裂。

(5) 通过控制 N 含量、降低 Ti 含量、二冷比水

量 ≤ 0.9 L/kg、提高板坯过矫直段的温度、板坯加保温罩和缓冷坑降低板坯冷却速度等措施避免了高 Ti 微合金钢连铸板坯断裂的发生。

参考文献

- [1] 衣海龙,徐洋,肖爱达,等.超快冷工艺下 780 MPa 级工程机械用钢的组织与性能[J].东北大学学报(自然科学版),2012,33(11):1578-1580.
- [2] 翁宇庆.超细晶粒钢-钢的组织细化理论与控制技术[M].北京:冶金工业出版社,2003.
- [3] Yang J J, Wu R, Liang W, et al. Effect of Nano-Sized Precipitate on the Crystallography of Ferrite in the High Strength Strip Steel[J]. The International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2014, 21(5):448-454.
- [4] Yang J J, Wu R, Liang W, et al. Effect of Hot Rolling on the Microstructure and Impact Energy of the Strip Steel by CSP[J]. The International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2014, 21(7):674-680.
- [5] 商建辉,王先进,初元璋. Ti-IF 钢热轧时第二相粒子析出行为研究的最新进展[J].钢铁研究学报,2000,12(6):55-60.
- [6] 胡明谦,胡明山.铸坯高温塑性研究[J].钢铁,2008,43(3):38-40.
- [7] Suzuki H G, Nishimura S, Yamaguchi S. Characteristics of Hot Ductility in Steel Subjected to the Melting and Solidification[J]. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 1982, 22(1):48-56.
- [8] 周建,康永林,毛新平,等. Ti 对高强耐候钢力学性能的影响[J].北京科技大学学报,2006,28(10):927-930.

肖爱达(1977-),男,博士研究生,工程师,1999 年武汉大学(本科)毕业,钢铁产品研发。

E-mail:xiaoida@163.com.

收稿日期:2016-08-15