

70CaF₂-30Al₂O₃ 渣系电渣重熔 Cr13Mn4Mo 不锈钢中夹杂物的演变

张钊^{1,2} 刘昱^{1,2} 李光强^{1,2} 王强^{1,2} 袁成^{1,2} 王力^{1,2}

(武汉科技大学1耐火材料与冶金省部共建国家重点实验室;

2钢铁冶金及资源利用省部共建教育部重点实验室,武汉430081)

摘要 采用70CaF₂-30Al₂O₃渣系对Cr13Mn4Mo钢进行电渣重熔试验。利用SEM/EDS、氧氮分析仪和碳硫分析仪分析和检测了Φ55 mm电极及Φ120 mm(36 kg)电渣锭中全氧含量、硫含量及夹杂物的数量、尺寸和形貌,钢中MnS夹杂的析出过程进行了热力学分析。结果表明,电渣重熔后钢中全氧含量由0.012 1%降低至0.004 4%,硫含量由0.010%降低至0.002%,和电极相比,电渣锭中夹杂物数密度由855个/mm²降低至257个/mm²,钢中夹杂物的尺寸明显减小,为1 μm左右Al₂O₃夹杂,以及以Al₂O₃为核心,外层附着MnS的复合夹杂。热力学计算表明,在实验条件下没有单个的MnS生成,这与SEM/EDS分析结果吻合。

关键词 电渣重熔 Cr13Mn4Mo 不锈钢 夹杂物演变 MnS 二次枝晶臂

Evolution of Inclusions in Stainless Steel Cr13Mn4Mo Electroslag-Remelted by 70CaF₂-30Al₂O₃ Slag Series

Zhang Zhao^{1,2}, Liu Yu^{1,2}, Li Guangqiang^{1,2}, Wang Qiang^{1,2}, Yuan Cheng^{1,2} and Wang Li^{1,2}

(1 State Key Laboratory of Refractories and Metallurgy, 2 Key Laboratory of Ferrous Metallurgy and Resources Utilization of Ministry of Education, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081)

Abstract The electroslag-remelting (ESR) test on steel Cr13Mn4Mo by 70CaF₂-30Al₂O₃ slag series has been carried out. The total oxygen content, sulfur content and amount, size and morphology of inclusions in Φ55 mm electrode and Φ120 mm (36 kg) ESR ingot are analyzed and measured by SEM/EDS, oxygen-nitrogen determinator and carbon-sulfur analyzer, and the thermodynamic analysis on MnS inclusions precipitation process in steel is carried out. Results show that by ESR the total oxygen content in steel decreases from 0.012 1% to 0.004 4%, sulfur content in steel decreases from 0.010% to 0.002%, as compared with electrode the number per mm² of inclusions in ESR ingot decreases from 855 to 257 and the size of inclusions in ESR ingot decreases obviously which are about 1 μm Al₂O₃ and compound inclusions with Al₂O₃ core surrounded by MnS at outside. Thermodynamic calculated results show that in test conditions there is no single MnS formation that agrees with SEM/EDS analysis results.

Material Index Electroslag Remelting, Stainless Steel Cr13Mn4Mo, Evolution of Inclusions, MnS, Second Dendritic Arm

钢中的非金属夹杂物对钢的性能有很大的影响^[1-5],非金属夹杂物可能引起钢-夹杂物界面处微孔洞和细小裂缝的形成,从而导致内部裂纹的产生,甚至导致钢的断裂。高熔点、硬度大的脆性夹杂物会大幅度降低钢的韧性、疲劳强度及延展性等各项性能。当夹杂物尺寸<1 μm,且彼此间距大于10 μm时,它们对钢材的宏观性能不会有太大的影响^[6]。此时,细小的夹杂物会起到钉扎晶界的作用,可抑制再结晶以及晶粒的长大^[7]。电渣重熔反应温度高;使用铜结晶器,避免了凝固过程中耐火材料对钢液的二次污染;冷却强度大,改善了电渣锭的凝固组织;渣层覆盖钢液,隔绝空气的影响;钢-渣接

触面积大^[8]。因此,电渣重熔可以有效的去除钢中夹杂物,得到尺寸较小且分布均匀的夹杂物,提高钢的纯净度和均匀性^[9]。

研究发现利用70CaF₂-30Al₂O₃的渣系重熔后,钢中夹杂物基本以Al₂O₃夹杂为主,其他的多组分渣系重熔后夹杂物以MgO-Al₂O₃夹杂为主,且绝大多数夹杂物尺寸都小于2 μm^[4]。经过电渣重熔,钢中夹杂物从之前的Al₂O₃-SiO₂-MnO、MnS以及多相复合夹杂,变为以Al₂O₃以及Al₂O₃-MnS夹杂为主,且95%的夹杂物尺寸均小于4 μm^[10]。

1 实验

1.1 原料

实验试料为Cr13Mn4Mo 不锈钢,将其锻造成Φ55 mm,长1 500 mm的电极,化学成分如表1所示。所用渣系成分为70CaF₂-30Al₂O₃,配渣所用原料均为分析纯级

别的CaF₂、Al₂O₃。将原料在800℃下保温24 h,用以去除原料中的水分。

1.2 实验装置与分析仪器

本实验在电渣重熔炉中进行,重熔锭质量为34.5 kg,直径为120 mm,高为240 mm。结晶器内径为120 mm,高度500 mm,壁厚为65 mm。所用电流为1 500 A,50 Hz,实验时间为25 min。实验过程中,渣池温度用W3Re/W25Re热电偶进行测试,渣层厚度维持在60 mm。实验结束后,从电渣锭中心部位取样,位置如图1所示。利用TC500 氧氮分析仪分析试样中T. O、T. N含量;利用碳硫分析仪(CS-8800)分析试样中C、S含量;DGS-III ICP-AES(上海泰伦分析仪器有限公司)用来检测试样中Cr、Mo、Si、Mn、P、Al等元素的成分以及渣中的硫含量;用Nova 400 Nano SEM和Le350 Penta FETx-3 EDS对电渣锭中夹杂物进行观察分析。在75℃水浴中,用苦味酸对试样进行腐蚀,将腐蚀后的试样放在光学显微镜下观察金相组织,测量二次枝晶臂间距。

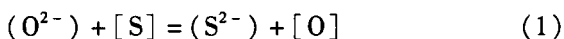
2 结果与讨论

2.1 重熔前后T. O和S含量变化

电渣锭中各元素成分如表1所示。由表1可知,钢中的T. O含量由电极中的 121×10^{-6} ,经电渣重熔后,减少到 44×10^{-6} 。需要指出的是,电渣锭中的T. O包含了钢中溶解的氧以及夹杂物中的氧,其中绝大部分是夹杂物中的氧^[11],所以普遍认为T. O含量可以反映钢的洁净度^[12-13]。

同时,电极中的S含量从 100×10^{-6} 降低至重熔后的 20×10^{-6} ,脱硫率达到了80%。电渣重熔的脱硫反应包括以下两部分:

(1) S从金属向渣中转移,即渣-金属反应,反应式如式(1):



(2) S²⁻被空气中的O₂氧化,即气体-渣反应,反应式如式(2):

表1 Cr13Mn4Mo 钢电极和电渣锭的化学成分/%

Table 1 Chemical composition of electrode and ESR ingot of steel Cr13Mn4Mo/%

实验钢	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Nb	Al	T. O	T. N
电极	0.074	0.40	3.94	0.010	0.020	12.98	0.40	0.01	0.014	0.012 1	0.037 3
电渣锭	0.075	0.36	3.56	0.002	0.016	12.26	0.38	0.01	0.012	0.004 4	0.037 1

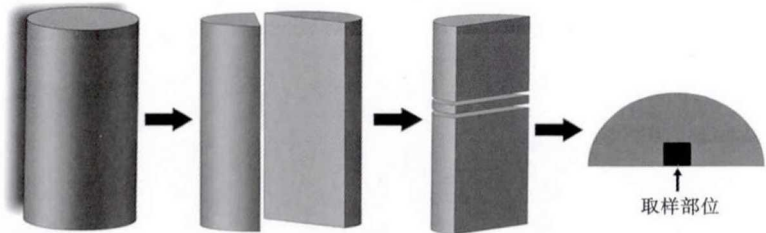
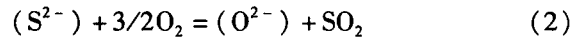
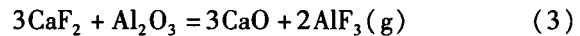


图1 Cr13Mn4Mo 钢电渣锭取样示意图

Fig. 1 Schematics of sampling at ESR ingot of steel Cr13Mn4Mo



即渣中的CaO与钢中的硫反应生成了CaS;气氮中的氧与渣中的S²⁻反应生成SO₂气体的气化脱硫过程。在本实验的渣系中,CaO的来源如式(3)所示:



ICP测得重熔后渣中的硫含量为0.026 5%,计算可得气化脱硫率为79.2%,由此可以看出气化脱硫在整个脱硫过程中占到了较大比例。这是因为,在实验过程中通过式(3)形成了微量的CaO,无法起到有效的脱硫作用,而由于本实验是在空气气氛中进行,渣面氧分压较高,因此利于反应式(2)正向进行,即气化脱硫为主要过程。与Hiraki^[14]等人的研究相符。

2.2 夹杂物数量及尺寸分布

运用扫描电镜(SEM),在2000倍下,对连续30个视场拍照,并用Image Pro Plus 6.0软件对图片中夹杂物的尺寸、分布进行统计,得到电极及电渣锭中夹杂物数量统计结果如表2所示。由表2可以看出,电极中夹杂物数密度为855个/mm²,而电渣锭中夹杂物数密度为257个/mm²,可见电渣锭中的夹杂物数密度明显降低。且夹杂物最大平均尺寸从电

表2 Cr13Mn4Mo 钢电极和电渣锭中夹杂统计结果

Table 2 Statistical results of inclusions in electrode and ESR ingot of steel Cr13Mn4Mo

实验钢	夹杂物数密度/mm ⁻²	最大平均尺寸/μm	S _a /%	硫化物与氧化物夹杂面积比
电极	855	8.38	0.182	0.72
电渣锭	257	4.24	0.039	0.56

极中的 8.38 μm 减小至重熔后的 4.24 μm, 说明钢中的大型夹杂得到极好的去除。S_a 表示夹杂物的总面积占分析总面积的比例(表 2)。电极中的 S_a 为 0.182%, 其中硫化物与氧化物的面积比为 0.72; 电渣锭中 S_a 为 0.039%, 其中硫化物与氧化物的面积比为 0.56, 夹杂物总面积所占比例明显下降, 且硫化物夹杂面积比例下降。

由图 2 可以看出, 在电极中, 夹杂物尺寸主要范围在 0~2 μm, 所占比例达到了 80%, 经过电渣重熔后, 0~2 μm 尺寸范围内的夹杂物所占比例提升至了 90%, 且大于 4 μm 的夹杂物基本得到了去除。李正邦等人^[15]发现钢中夹杂物的去除基本发生在自耗电极末端, 并且夹杂物从电极末端的钢液膜向渣中溶解是一个自发的过程^[15-16]。

2.3 夹杂物的类型及形貌

SEM 下观察到重熔前电极中夹杂物形貌如图 3 所示。根据能谱仪(EDS)对夹杂物成分进行分析可知, 电极中的夹杂物主要是单独的 Al₂O₃、MnS 以及 (Al, Ti, Mn)O-MnS 复合型夹杂。其中单独存在的 MnS 夹杂外形以球形以及长条形为主, 且尺寸较大(最大尺寸大约有 20 μm)。复合型夹杂为多层结构, 形状多以纺锤状或不规则状, 成分以 (Al, Ti, Mn)O 为核心, 外层包裹 MnS 或 MnS-SiO₂。根据 Oikawa 等人^[17]的研究, 两层结构的氧硫化物夹杂, 多以氧化物为核心。钢中单独存在的 Al₂O₃ 夹杂多以球型存在, 可作为复合型夹杂物形成的核心。

图 4 为 SEM 下观察到的电渣锭中夹杂物形貌。由 EDS 分析夹杂物成分可知, 重熔后钢中夹杂物主要以纯 Al₂O₃ 夹杂(图 4a), 以及以 Al₂O₃ 为核心外层包裹 MnS 的复合夹杂为主(图 4b)。在电渣锭中没有发现单个的 MnS, 表现出了更高的洁净度。从

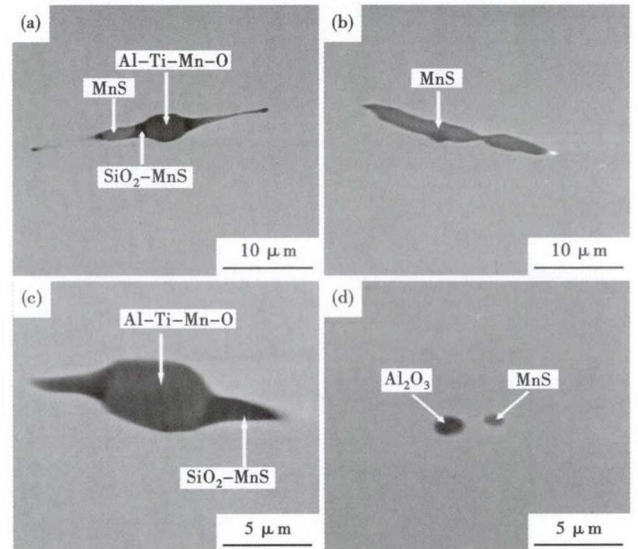


图 3 Cr13Mn4Mo 钢电极中夹杂物形貌, SEM
Fig. 3 Morphology of inclusions in electrode of steel Cr13Mn4Mo, SEM

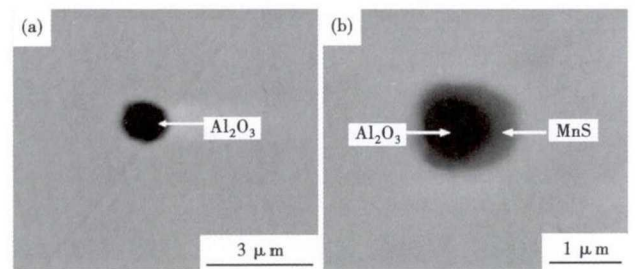


图 4 Cr13Mn4Mo 钢电渣锭中夹杂物形貌
Fig. 4 Morphology of inclusions in ESR ingot of steel Cr13Mn4Mo

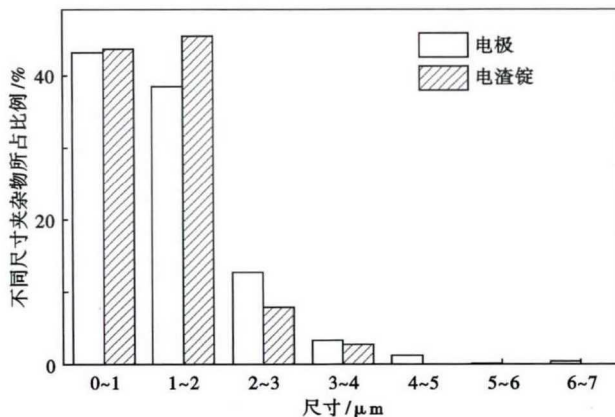


图 2 Cr13Mn4Mo 钢电极和电渣锭中夹杂物尺寸分布
Fig. 2 Distribution of size of inclusions in electrode and ESR ingot of steel Cr13Mn4Mo

典型夹杂物的面扫图发现核心处为 Al₂O₃, 周围包裹一层 MnS。在电极尖端, 金属沿表面逐层融化, 此时由于金属液膜厚度较小且与渣接触面积大, 因此电极中的大型夹杂物容易运动到钢-渣界面, 与渣层接触, 而动力学计算表明^[15-16], 当夹杂物运动到渣-钢界面, 夹杂物向渣中溶解为自发过程。电渣锭中夹杂物来源包括一部分夹杂来自电极, 在重熔过程中未被渣吸收; 另一部分则是由于在钢液凝固的过程中, 随着温度的降低, 氧在钢中的溶解度逐渐降低, 与钢中的溶解 Al 结合从而形成新的、尺寸较小的 Al₂O₃ 夹杂。

2.4 MnS 析出的计算

在凝固过程中, 因为溶质元素在固相及液相之间溶解度的不同, 导致溶质元素在枝晶凝固前沿的残余液相中富集^[18], 使得凝固前沿的 [Mn/%] × [S/%] 变大。考虑到钢液凝固过程中的溶质扩散, 以及可能出现的溶质偏析, 本实验采用 Clyne-

Kurz^[19]以及 Won 等人^[20]提出的显微偏析模型,对凝固过程中枝晶凝固前沿处 MnS 的析出过程进行计算,如式(4)至(9):

$$C_{L,i} = C_{0,i} [1 + fs(\beta_i k_i - 1)]^{(1-k_i)/(\beta_i k_i - 1)} \quad (4)$$

$$\beta_i = 2\alpha_i^+ \left[1 - \exp\left(-\frac{1}{\alpha_i^+}\right) \right] - \exp\left(-\frac{1}{2\alpha_i^+}\right) \quad (5)$$

$$\alpha_i^+ = 2(\alpha_i + \alpha^C) \quad (\alpha^C = 0.1) \quad (6)$$

$$\alpha_i = \frac{D_{s,i} t_f}{X^{-2}} \quad (7)$$

$$X = \frac{\lambda_{SDAS}}{2} \quad (8)$$

$$t_f = \frac{T_L - T_S}{C_R} \quad (9)$$

式中: $C_{L,i}$ - i 元素在液-固界面处的液相浓度; $C_{0,i}$ - i 元素的初始液相浓度; k_i - i 元素的平衡分配系数; fs -固相分数; α_i -溶质的 i 元素的傅立叶数,即非稳态传质计算时确定传质系数的准数; β_i -对 α_i 进行修正后的参数; $D_{s,i}$ -溶质 i 元素在固相中的扩散系数/ $(\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1})$; λ_{SDAS} -二次枝晶臂间距/cm; t_f -局部凝固时间/s; C_R -凝固速度/ $(\text{°C} \cdot \text{s}^{-1})$; T_L 、 T_S -电渣锭的液相线温度和固相线温度,由式(10)和(11)^[21]计算。温度对元素间的相互作用系数的影响通过式(12)^[22]来计算。其中,二次枝晶臂间距(λ_{SDAS})和冷却速度(C_R)的关系如式(13)^[23]所示, C_c -钢中的碳含量/%,此处 λ_{SDAS} 的单位是 μm 。电渣锭金相组织如图5所示,从中可测得 $\lambda_{SDAS} = 46.4 \mu\text{m}$ 。

$$T_L (\text{K}) = 1809 - \{ 100.3 [C/\%] - 22.4 [C/\%]^2 - 0.16 + 13.55 [Si/\%] - 0.64 [Si/\%]^2 + 5.82 [Mn/\%] + 0.3 [Mn/\%]^2 + 4.2 [Cu/\%] + 4.18 [Ni/\%] + 0.01 [Ni/\%]^2 + 1.59 [Cr/\%] - 0.007 [Cr/\%]^2 \} \quad (10)$$

$$T_S (\text{K}) = 1809 - \{ 415.5 [C/\%] + 12.3 [Si/\%] + 6.8 [Mn/\%] + 124.5 [P/\%] + 183.9 [S/\%] + 4.3 [Ni/\%] + 1.4 [Cr/\%] + 4.1 [Al/\%] \} \quad (11)$$

$$e_{i(T)}^j = \left(\frac{2538}{T} - 0.355 \right) \times e_{i(1873 \text{ K})}^j \quad (12)$$

$$\lambda_{SDAS} = (169.1 - 720.9 \cdot C_c) \times C_R^{-0.4935} \quad (0 < C_c \leq 0.15) \quad (13)$$

凝固前沿固-液界面 T 通过式(14)^[25]计算得到, T_0 为纯铁的熔点(1809 K):

$$T = T_0 - (T_0 - T_L) / [1 - fs(T_L - T_S) / (T_0 - T_S)] \quad (14)$$

根据 Fe-Cr-Ni 三元相图^[24],实验中电渣锭凝固过程中,固相 γ 相。平衡分配系数和溶质元素的扩散系数如表3^[25]。

由式(4)至(14)和表3的数据计算,可以得到凝固前沿温度、平衡 $[Mn/\%] \times [S/\%]$ 、实际 $[Mn/\%] \times [S/\%]$ 随凝固分数的变化曲线,如图6所示。由图6可以看出,在整个凝固过程中,凝固前沿的残余液相富集,随着凝固分数的增大, $[Mn/\%] \times [S/\%]$ 的值也逐渐增大,但实际的 $[Mn/\%] \times [S/\%]$ 的值始终远小于平衡浓度积,这



图5 Cr13Mn4Mo 钢电渣锭中枝晶形貌

Fig. 5 Morphology of dendrite in ESR ingot of steel Cr13Mn4Mo.

表3 Mn和S平衡系数(k)和扩散系数(D)

Table 3 Equilibrium partition coefficients (k) and diffusion coefficients (D) of Mn and S

元素	$k^{\gamma/L}$	$D^{\gamma/L}$
Mn	0.78	$0.055 \exp(-249378/RT)$
S	0.035	$2.4 \exp(-223436/RT)$

注:表中 R 为气体常数 $8.314 \text{ J}/(\text{mol} \cdot \text{K})$, T 的单位为K。

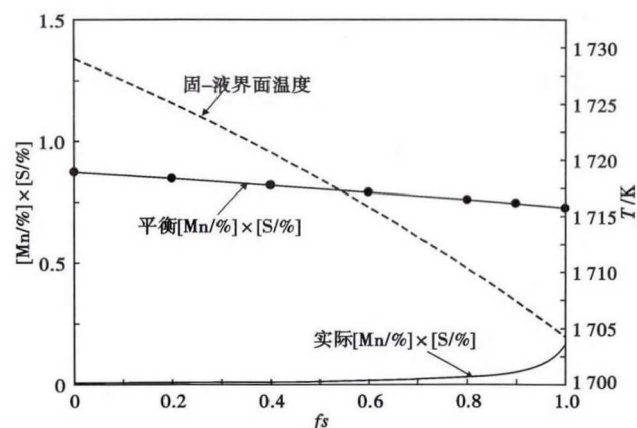


图6 $[Mn/\%] \times [S/\%]$ 随固相分数 fs 的变化

Fig. 6 Variation of $[Mn/\%] \times [S/\%]$ product with solid fraction fs

说明,在整个凝固过程中,凝固前沿的残余液相中都不会有单独 MnS 析出,与上述热力学计算及 SEM/EDS 分析结果相符。相关研究表明^[26],MnS 易在氧化物表面非均质形核,故而重熔后的钢锭中除了单独的小尺寸 Al₂O₃ 夹杂,还有许多以 Al₂O₃ 为核心,外围包裹着 MnS 的复合夹杂,与上述研究结果相符。

3 结论

(1)电渣重熔的脱氧及脱硫效果显著。T、O 含量由电极中的 121×10^{-6} ,降低至电渣锭中的 44×10^{-6} 。硫含量从电极中的 100×10^{-6} 降低至 20×10^{-6} ,脱硫率达到了 80%。

(2)经过电渣重熔,夹杂物的数量、尺寸及分布均得到明显改善。随着 T、O 含量的降低,夹杂物数密度由重熔前的 855 个/mm² 降低至 257 个/mm²,最大尺寸由 8.38 μm 减小至 4.24 μm, S₀ 的值显著减小。

(3)钢中夹杂物由电极中的大型 Al₂O₃、MnS 和复合夹杂物,经重熔后转变为尺寸在 1 μm 左右的 Al₂O₃ 夹杂,以及以 Al₂O₃ 为核心,外层附着 MnS 的复合型夹杂。在电渣锭中没有发现单个的 MnS,与热力学计算结果相符,表现出了更高的洁净度。

基金项目:大截面超洁净双性能汽轮机转子真空电渣重熔制备的科学基础(编号:U1508214)

参考文献

- [1] Ono H, Ibata T. Equilibrium Relationships Between Oxide Compounds in MgO-Ti₂O₃-Al₂O₃ with Iron at 1 873 K and Variations in Stable Oxides with Temperature [J]. ISIJ International, 2011, 51 (12):2012-2018.
- [2] Fassina P, Brunella M F, Lazzari L, et al. Effect of Hydrogen and Low Temperature on Fatigue Crack Growth of Pipeline Steels [J]. Engineering Fracture Mechanics, 2013, 103(4):10-25.
- [3] Jin T Y, Liu Z Y, Cheng Y F. Effect of Non-Metallic Inclusions on Hydrogen-Induced Cracking of API5L X100 Steel [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2010, 35(15):8014-8021.
- [4] Dong Y W, Jiang Z H, Cao Y L, et al. Effect of Slag on Inclusions during Electroslag Remelting Process of Die Steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2014, 45(4):1315-1324.
- [5] Li M, Wang F, Li C, et al. Effects of Cooling Rate and Al on MnS Formation in Medium-Carbon Non-Quenched and Tempered Steels [J]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2015, 22(6):589-597.
- [6] Fukumoto S, Mitchell A. The Manufacture of Alloys with Zero Oxide Inclusion Content [C]//1991 Vacuum Metallurgy Conference on the Melting and Processing of Specialty Materials. 1991:3-7.
- [7] 李正邦. 超洁净钢和零非金属夹杂钢 [J]. 特殊钢, 2004, 25(4):24-27.
- [8] 李正邦. 电渣冶金理论与实践 [M]. 北京:冶金工业出版社, 2010.
- [9] Mitchell A. Oxide Inclusion Behaviour during Consumable Electrode Remelting [J]. Ironmaking Steelmaking, 1974, 1(3):172-179.
- [10] Zhan D P, Zhang Y P, Liu R J, et al. Effect of Protected Electroslag Remelting on Cleanliness of G20CrNi2Mo Bearing Steel [J]. Ironmaking & Steelmaking, 2016, DOI: 10. 1080/03019233. 2016. 1212542.
- [11] Goto H, Miyazawa K, Tanaka K. Effect of Oxygen Content on Size Distribution of Oxides in Steel [J]. ISIJ International, 1995, 35 (3):286-291.
- [12] Shi C B, Chen X C, Guo H J, et al. Assessment of Oxygen Control and its Effect on Inclusion Characteristics during Electroslag Remelting of Die Steel [J]. Steel Research International, 2012, 83 (5):472-486.
- [13] Zhang L, Thomas B G. State of the Art in Evaluation and Control of Steel Cleanliness [J]. ISIJ International, 2003, 43(3):271-291.
- [14] Hiraki T, Kobayashi J, Urushibata S, et al. Removal of Sulfur from CaF₂ Containing Desulfurization Slag Exhausted from Secondary Steelmaking Process by Oxidation [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2012, 43(4):703-709.
- [15] 李正邦, 周文辉, 李谊大. 电渣重熔去除夹杂的机理 [J]. 钢铁, 1980, 15(1):20-26.
- [16] 傅杰. 电渣重熔过程中氧化物夹杂去除机理的探讨 [J]. 金属学报, 1979, 15(4):526-539.
- [17] Oikawa K, Nishizawa T. Effect of Titanium Addition on the Formation and Distribution of MnS Inclusions in Steel during Solidification [J]. ISIJ International, 1997, 37(4):332-338.
- [18] Choudhary S K, Ghosh A. Mathematical Model for Prediction of Composition of Inclusions Formed during Solidification of Liquid Steel [J]. ISIJ International, 2009, 49(12):1819-1827.
- [19] Clyne T W, Kurz W. Solute Redistribution during Solidification with Rapid Solid State Diffusion [J]. Metallurgical Transactions A, 1981, 12(6):965-971.
- [20] Won Y M, Thomas B G. Simple Model of Microsegregation during Solidification of Steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(7):1755-1767.
- [21] Suzuki M, Yamaguchi R, Murakami K, et al. Inclusion Particle Growth during Solidification of Stainless Steel [J]. ISIJ International, 2001, 41(3):247-256.
- [22] 黄希祜. 钢铁冶金原理 [M]. 北京:冶金工业出版社, 2013.
- [23] Ma Z, Janke D. Characteristics of Oxide Precipitation and Growth during Solidification of Deoxidized Steel [J]. ISIJ International, 1998, 38(1):46-52.
- [24] 边书, 张玉妥, 王承志. Fe-Cr-Ni 系相图计算 [J]. 沈阳理工大学学报, 2011, 30(6):17-21.
- [25] Ueshima Y, Mizoguchi S, Matsumiya T, et al. Analysis of Solute Distribution in Dendrites of Carbon Steel with δ/γ Transformation during Solidification [J]. Metallurgical Transaction B, 1986, 17(4):845-859.
- [26] Ohta H, Suito H. Precipitation and Dispersion Control of MnS by Deoxidation Products of ZrO₂, Al₂O₃, MgO and MnO-SiO₂ Particles in Fe-10mass% Ni Alloy [J]. ISIJ International, 2006, 46(4):480-489.

张 钊(1993-),男,硕士研究生,2015年武汉大学(本科)毕业,钢水精炼的研究。E-mail:zhangzhaowust@163.com

收稿日期:2017-06-25