



渣系组元对电渣重熔核级 316H 不锈钢 中氢含量的影响

耿鑫¹, 姜周华¹, 葛春钰², 辛光瀚¹

(1 东北大学冶金学院, 沈阳, 110819; 2 鞍钢铸钢有限公司, 鞍山, 114001)

摘要:在电渣重熔的过程中, 钢中气体成分(如 H、O、N 等)的含量受所用渣系的气体渗透率影响显著。为了探索出一种适合核用电 316H 不锈钢的低氢渗透率的电渣重熔用渣系, 测定了 5 种电渣重熔渣系的氢渗透率。研究结果表明, 新开发的 63%CaF₂-30%Al₂O₃-7%MgO 渣系的氢渗透率最低。同时 65%CaF₂-30%Al₂O₃-5%MgO 渣系的氢渗透率与之较为接近, 并且这两种渣系的氢渗透率与钢厂电渣生产所用原渣系 60%CaF₂-20%Al₂O₃-20%CaO 的氢渗透率相比均有明显降低, 分别由 6.58×10⁻⁶ mol/(cm·min) 降至 1.89×10⁻⁶ mol/(cm·min) 和 2.18×10⁻⁶ mol/(cm·min)。熔渣的光学碱度越大, 氢渗透率也越大。渣中的 CaO 有较大的水溶性, 在电渣重熔过程中容易使钢锭中的氢含量升高, 渣系中 MgO 的添加能够显著地降低氢渗透率。在研究条件下, 渣系的组元对渣系的氢渗透率的影响比光学碱度更为显著。

关键词:电渣重熔; 奥氏体不锈钢; 316H; 核电; 氢含量

DOI:10.20057/j.1003-8620.2024-00098 **中图分类号:**TF744

Influence of Slag System Ingredients on Hydrogen Content in 316H Stainless Steel for Electroslag Remelting in Nuclear Power Applications

Geng Xin¹, Jiang Zhouhua¹, Ge Chunyu², Xin Guanghan¹

(1 School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang, 110819;

2 Angang Cast Steel Co., Ltd., Anshan, 114001)

Abstract: During the process of electric arc remelting, the content of gas components (such as H, O, N, etc.) in the steel is significantly influenced by the gas permeability of the slag system used. In order to explore a slag system with low hydrogen permeability suitable for nuclear-grade 316H stainless steel in electric arc remelting, the hydrogen permeability of five slag systems used in electric arc remelting was determined. The results showed that the newly developed 63%CaF₂-30%Al₂O₃-7%MgO slag system had the lowest hydrogen permeability. Meanwhile the hydrogen permeability of slag system, 65%CaF₂-30%Al₂O₃-5%MgO, was similar to that of the 63%CaF₂-30%Al₂O₃-7%MgO slag system, and hydrogen permeability of both slag systems exhibited a significant reduction compared to the original slag system used in the steel plant's electric arc production, declined from 6.58×10⁻⁶ mol/(cm·min) to 1.89×10⁻⁶ mol/(cm·min) and 2.18×10⁻⁶ mol/(cm·min) respectively. The higher the optical basicity of the slag was, the higher the hydrogen permeability was. CaO in the slag had a high affinity for water and can easily increase the hydrogen content in the steel ingot during electric arc remelting, while the addition of MgO in the slag system can significantly reduce hydrogen permeability. Under the research conditions, the influence of the slag system's constituents on its hydrogen permeability was more significant than the optical basicity.

Key Words: Electric Slag Remelting; Austenitic Stainless Steel; 316H; Nuclear Power; Hydrogen Content

316H 奥氏体不锈钢作为钠冷快堆堆内构件和堆容器的主要用材, 需求量大且要求较高^[1-2], 第四代核电示范快堆项目霞浦工程对 316H 不锈钢的需要量达到几千吨。与其他 300 系不锈钢相比, 316H 不锈钢提高了钢中的 C 含量, 以获得更好的耐高温性能, 因此, 能够广泛地应用于制造原子能、石油化

工等工业的管道、容器、设备等^[3-8]。然而, 钠冷快堆堆容器、堆内构件用 316H 不锈钢板材和锻材对窄成分冶炼控制、非金属夹杂物、残余铁素体含量、力学性能一致性、厚度方向晶粒度均匀性等要求极其严苛, 如何稳定高成材率地生产核级 316H 不锈钢依然是目前亟待解决的问题。

基金项目: 国家自然科学基金(52174304); 辽宁省科技计划联合计划项目(2023 JH2/101700302)

作者简介: 耿鑫(1979—), 男, 博士, 副教授; **E-mail:** gengx@smm.neu.edu.cn; **收稿日期:** 2024-04-18

通信作者: 姜周华(1963—), 男, 博士, 教授; **E-mail:** jiangzh@smm.neu.edu.cn

虽然我国已经实现了 316H 不锈钢的国产化,但研究者对于 316H 不锈钢的研究主要是针对其蠕变性能、焊接性及热处理工艺等方面所进行的,对于其冶炼和加工工艺的研究甚少^[9-11]。316H 的制备与加工过程,特别是电渣重熔大型不锈钢铸锭的过程中还存在很多瓶颈问题,其中,铸锭的低氢含量控制始终是一个难题。

氢(H)对于不锈钢有很多负面的影响,对于大截面金属制件的危害尤为严重,崔利民等^[12]研究了大型板坯锭(截面为 510 mm×2 400 mm)的电渣重熔过程,结果表明,当钢中 $w[H] > 1 \times 10^{-6}$ 时就会有白点缺陷的产生。一些学者只对通过气氛控制和渣的循环利用等工艺措施控制氢的含量进行了研究^[13-18],但在冶炼过程中,大气环境中难免会有水分经由熔渣向钢液中渗透,从而导致钢中氢含量的升高。因此,还应该针对熔渣的氢渗透率,尤其是针对应用于电渣重熔的含氟渣系降低氢渗透率进行研究,开发出具有较低氢渗透率的渣系,对减小电渣重熔过程中氢含量的升高具有重要意义。

本文采用气-渣-金属平衡法对 5 种渣系的氢渗透性进行了测定,探索了不同渣系组元对渣系氢渗透率的影响规律,阐明了渣系组元对电渣重熔核电用 316H 不锈钢的氢含量影响,并结合现场电渣重熔实验,出了电渣重熔核电用 316H 不锈钢用低氢渗透率渣系。

1 实验装置与材料

实验主要在 MoSi₂ 高温电阻炉中进行,该装置操作简单,并且能将反应温度控制得较为准确。MoSi₂ 高温电阻炉结构示意图如图 1 所示。MoSi₂ 高温电阻炉共有 6 根 U 形的 MoSi₂ 发热体,它们以串联的方式安装在炉外。炉管的内径为 90 mm,长度为 1 000 mm,炉管的材质为刚玉。该电阻炉的控温系统为可控硅自动控温仪,测温系统为精度范围在 2 °C 的双铂铑热电偶。炉上方配有通气设备,可通氩气和饱和水蒸气。

研究所用 316H 不锈钢来自于某钢厂所生产的核级 316H 不锈钢,样品来自于电渣重熔用自耗电电极,制样时先用线切割机将不锈钢切割成小块,之后称取(600±50)g,使用前先在车床上将不锈钢表面被氧化的表皮车掉。实验所用 316H 不锈钢的成分见表 1。

本研究选用的 5 种渣系的具体成分见表 2,其中

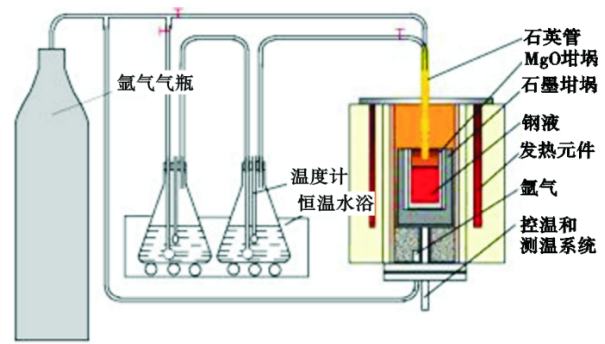


图 1 气—渣—金平衡实验结构示意图
Fig. 1 Schematic diagram of gas-slag-metal equilibrium experiment

表 1 316H 不锈钢的化学成分(质量分数)

| C | Si | P | S | Cr | V | Mn | Al | Ni | Mo | O |
|-------|------|--------|--------|-------|--------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 0.048 | 0.49 | 0.0139 | 0.0011 | 18.00 | 0.0323 | 1.795 | 0.025 | 12.74 | 2.672 | 0.014 |

表 2 实验用电渣成分(质量分数)

| 渣系编号 | CaF ₂ | Al ₂ O ₃ | CaO | MgO |
|------|------------------|--------------------------------|-----|-----|
| S1 | 60 | 20 | 20 | - |
| S2 | 70 | 30 | - | - |
| S3 | 67 | 30 | - | 3 |
| S4 | 65 | 30 | - | 5 |
| S5 | 63 | 30 | - | 7 |

S1 渣为某钢厂电渣重熔 316H 不锈钢的原用渣系, S2 渣为对照组, S3-S5 为实验渣系, 所用渣系均使用化学试剂进行配置, 初始状态为粉末状。熔渣光学碱度的计算公式如式(1)和式(2)所示。

$$\Lambda = \sum \Lambda_i \cdot X_i \quad (1)$$

$$X_i = \left(\frac{V_i}{2} \right) \cdot n_i \cdot N_i \cdot \sum \left[\left(\frac{V_j}{2} \right) \cdot n_j \cdot N_j \right] \quad (2)$$

式中, V_i 为 i 组元的阴离子的电荷数; n_i 为 i 组元的阴离子数; N_i 为 i 组元的摩尔分数; Λ_i 为 i 组元的光学碱度值。有关组元的光学碱度值列于表 3 中。

表 3 各组元的光学碱度值

| CaO | MgO | Al ₂ O ₃ | SiO ₂ | TiO ₂ | CaF ₂ |
|------|------|--------------------------------|------------------|------------------|------------------|
| 1.00 | 0.92 | 0.66 | 0.47 | 0.65 | 0.67 |

应用式(1)和式(2)以及表 3 中的有关数据, 计算得到各渣系的光学碱度, 见表 4。

实验前将渣料用 MoSi₂ 高温电阻炉进行预熔, 实验用渣料的预熔步骤如下: 将按比例称量好并已烘干的 150 g 化学试剂粉料混匀, 放入内衬 0.2 mm

表4 各渣系的光学碱度值
Table 4 Optical alkalinity of each slag system

| 渣系编号 | 光学碱度 |
|------|-------|
| S1 | 0.737 |
| S2 | 0.665 |
| S3 | 0.676 |
| S4 | 0.682 |
| S5 | 0.692 |

厚钼片的石墨坩锅中,然后放至 MoSi₂ 炉通电升温,升温速率为 8 °C/min。升温过程中,样品温度和炉温用双铂铑热电偶连续测温。为防止钼片由于高温氧化生成钼的氧化物,影响渣系成分,炉温达到 300 °C 时,从 MoSi₂ 炉底部进气口吹入高纯 Ar, Ar 流量(标准)设定为 8 L/min。为保证预熔渣成分均匀,在样品温度达到 1 450 °C 时,恒温 20 min,并不断用水冷铜管搅拌。随后断电降温,随炉冷却至样品温度 400 °C 后,停止通 Ar 取出样品。并使用马弗炉在 500 °C 下保温 8 h,使渣料完全烘干。渣系预熔后的成分见表 5

表5 实验所用电渣预熔后成分(质量分数)
Table 5 Ingredients of pre-melted electroslag used in the experiment

| 渣系编号 | CaF ₂ | Al ₂ O ₃ | CaO | MgO |
|------|------------------|--------------------------------|-------|------|
| S1 | 59.03 | 19.53 | 20.47 | - |
| S2 | 69.17 | 29.61 | - | - |
| S3 | 66.28 | 29.62 | - | 3.01 |
| S4 | 64.62 | 29.32 | - | 5.01 |
| S5 | 62.95 | 29.16 | - | 7.02 |

渣-金平衡实验的具体步骤如下:(1)称取 500~600 g 已将表面氧化铁皮去除的实验钢 316H,装入 MgO 坩锅中(内径 55 mm,高度 80 mm),为保证钢液的洁净度,将 MgO 坩锅的内部用 Mo 片包裹起来;(2)将 MgO 坩锅放至高纯石墨坩锅中(内径 70 mm,高度 110 mm);(3)放入 MoSi₂ 炉恒温区以 5 °C/min 升温。为防止钢样表面氧化影响实验结果,在温度达到 600 °C 时,从上下进气口通入高纯 Ar,其中底部流量为 3 L/min,顶部流量 1 L/min。当温度达到 1 300 °C 时,将氩气升高至上部 2 L/min、下部 4 L/min。为使钢液温度均匀,待温度达到 1 600 °C 时恒温 10 min 后,测量出钢液的厚度记为 D1,这一步骤采用 Mo 丝完成。

测量后将破碎成块状的 100 g 预熔渣使用石英管(内径 30 mm)加入 MgO 坩锅中,在(1 600±2)°C 下

恒温反应 20 min 后,测量钢液及熔渣的总厚度记为 D2,并计算渣的厚度。此时用石英管(内径 4 mm)抽取初始钢样记为 1#样,抽取后将钢样放入液氮中进行保存。之后开始在电阻炉上部通入含有水蒸气的 Ar 气(Ar 气经过 45 °C 的恒温水浴处理),流量为 1 L/min,并开始计时。在反应进行 5、10、15、25 min 后分别抽取钢样记为 2#、3#、4#、5#样,并为了防止钢中的扩散氢扩散立即放入液氮中保存。采用 LECO TCH600 型 H-N-O 联合测定仪对液氮中保存的钢样中的氢含量进行测定。

对于 5 组不同的渣系均分别进行上述实验。五炉实验的条件见表 6。

表6 5 炉氢渗透率测量实验条件
Table 6 Experimental conditions for measuring hydrogen permeability in five heats

| 渣系编号 | 钢重量/g | 渣重量/g | 渣厚度/mm | 室温/°C | 大气湿度/% | 底吹流量/(L·min ⁻¹) | 顶吹流量/(L·min ⁻¹) |
|------|-------|-------|--------|-------|--------|-----------------------------|-----------------------------|
| S1 | 564 | 100 | 5.1 | 35 | 71 | 4 | 1 |
| S2 | 572 | 100 | 5.4 | 33 | 67 | 4 | 1 |
| S3 | 567 | 100 | 5.4 | 37 | 46 | 4 | 1 |
| S4 | 576 | 100 | 5.4 | 35 | 54 | 4 | 1 |
| S5 | 563 | 100 | 5.5 | 36 | 65 | 4 | 1 |

2 实验结果及分析

实验所得钢样中氢含量的检测结果见表 7,每组钢样均检测两个以上的平行样,结果取其平均值。

表7 渣样品中氢的测定结果(质量分数)
Table 7 Determination of hydrogen content in the samples

| 渣系编号 | 1# | 2# | 3# | 4# | 5# |
|------|-----|-----|-----|-----|-----|
| S1 | 2.4 | 6.2 | 7.1 | 8.7 | 9.0 |
| S2 | 2.0 | 3.1 | 4.0 | 5.2 | 5.4 |
| S3 | 2.0 | 2.6 | 3.9 | 4.2 | 4.5 |
| S4 | 2.0 | 2.3 | 2.8 | 3.0 | 3.0 |
| S5 | 2.0 | 2.2 | 2.6 | 2.6 | 2.6 |

钢液中氢含量随时间变化曲线如图 2 所示,由图 2 可知,与其他渣系相比,S1 的初始氢含量明显较高,这是由于 S1 渣系中 20% 的 CaO,导致渣系的水溶性较高,更易吸收大气中的水分,从而使大气中的水分由熔渣渗透进钢液中导致氢含量升高。并且由图 2 可以看出,在反应初期,即 0 到 5 min,钢液中氢含量提高较快,反应中期,即 10 到 15 min,氢含量提高的速度开始降低,反应后期,即 15 min 以后,

钢液中的氢含量趋于平稳。

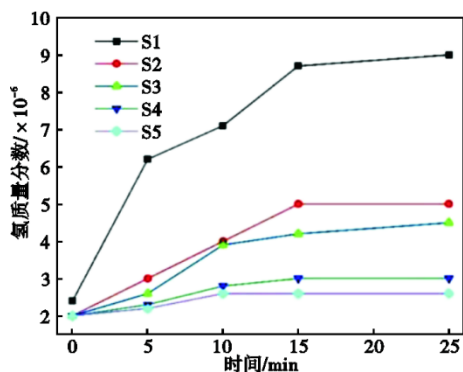


图2 钢液中氢随时间变化曲线

Fig. 2 Time-dependent curve of hydrogen in molten steel

通过表 4 对钢中氢含量的平均增速进行计算,结果如图 3 所示。由图 3 可以看出,使用工厂原用 S1 渣系进行实验时,钢中氢含量的平均增速最大,达到了 $0.26 \times 10^{-6} \text{ min}^{-1}$ 。而使用 S2、S3、S4、S5 渣系进行实验时,钢中氢含量的平均增速逐渐降低。其中使用 S4 和 S5 渣系进行实验时,钢中氢含量的平均增速最低,并且增速较为接近,分别为 0.04×10^{-6} 、 $0.03 \times 10^{-6} \text{ min}^{-1}$ 。

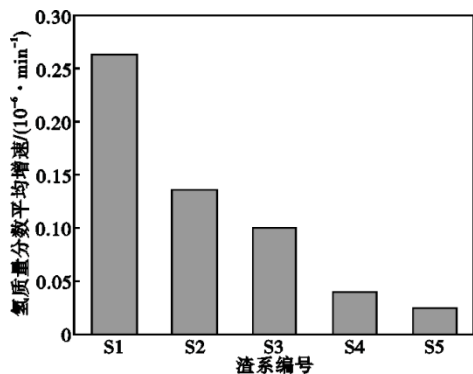


图3 钢中氢含量的平均增速

Fig. 3 Average growth rate of hydrogen content in steel

钢液终点氢质量分数如图 4 所示,由图 4 可以观察到,使用 5 种不同渣系进行实验时,钢液终点的氢含量存在明显差异。特别是在使用 S1 渣系进行实验时,钢液终点的氢含量明显最高,这是由于 S1 渣系中含有 20% 的 CaO。相比之下,使用含有 MgO 的 S3、S4 渣系进行实验时,钢液终点的氢含量均低于 S1 渣系。由此可得出结论:当熔渣中含有一定含量的 CaO 时,由于其水溶性,会促进大气中的水分向钢液中渗透,从而导致钢中氢含量的增

加。而当熔渣中含有一定量的 MgO 时,可以降低钢液中的氢含量,并且, MgO 加入得越多,钢液终点的氢含量越低。

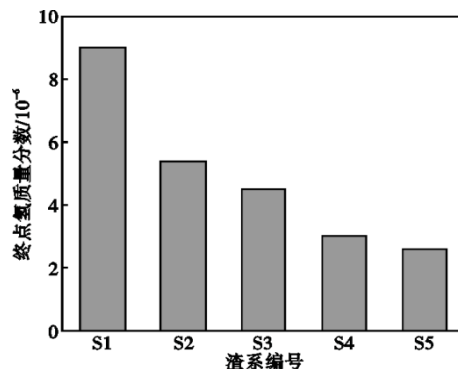


图4 钢液终点氢质量分数

Fig. 4 End-point hydrogen content in molten steel

结合表 4 和式 (3), 可以得出各渣系的氢渗透率。

$$J_{H_2} = P_{H_2} \cdot \frac{S}{l} \quad (3)$$

式中, J_{H_2} 为渗过渣层单位时间内钢中增氢量, mol/min; P_{H_2} 为熔渣中氢的渗透率, mol/(cm·min); S 为渣层截面积, cm^2 ; l 为渣层厚度, cm。

可知,通过测定一定温度下单位时间内钢液中氢含量的增量 J_{H_2} ,再计算出 S 和 l 值,便可以计算出 P_{H_2} 值。计算结果见表 8。

表 8 各渣系的氢渗透率

Table 8 Hydrogen permeability of different slag system

| 渣系编号 | 氢渗透率/ $\times 10^{-6}(\text{mol} \cdot \text{cm}^{-1} \cdot \text{min}^{-1})$ |
|------|---|
| S1 | 6.58 |
| S2 | 3.87 |
| S3 | 2.47 |
| S4 | 2.18 |
| S5 | 1.89 |

根据表 5 中的计算结果分析,可以观察到对于 5 种实验所用的渣系而言, S1 渣系的氢渗透率最高,而 S5 渣系的氢渗透率最低, 5 种渣系的氢渗透率呈逐渐降低的趋势。结合之前所述的实验结果可知,渣系氢渗透率的主要影响因素如下:

(1)渣系的组元

S1 渣系的氢渗透率最高,原因是这种渣系中添加了 20% 的 CaO。熔渣中含有一定量的 CaO 会显著增加氢的溶解度。一方面,在高温条件下,熔渣中

的CaO会发生反应,生成 Ca^{2+} 和 O^{2-} 。这导致渣中的 O^{2-} 含量增加。根据水分在气相-熔渣界面发生的界面反应 $\text{H}_2\text{O}(\text{g})+(\text{O}^{2-})=2(\text{OH}^-)$ 可知, O^{2-} 浓度的提升导致水蒸气更容易转化为 $(\text{OH})^-$,从而加速了渣中氢向钢液的转移。另一方面,CaO的水溶性较强,使得渣中含有更多被吸收的炉气水分。同时,在烘烤熔渣时,想要烘干含有一定含量的CaO的熔渣其中的水分难度更高,因此,对熔渣烘烤制度的要求更为严苛。由图2可知,相同烘烤制度下,实验前期所抽取的1#钢液中,相比于其他4种渣系,使用S1渣系进行实验时,钢中氢含量明显较高。

而对于添加了不同含量MgO的S3、S4、S5渣系,实验发现当MgO含量逐步增加时,该渣系的氢渗透率也随之降低。这是由于含有一定量MgO的熔渣熔化后,表面会形成一层能够有效地阻止大气中的氢向钢中渗透的半凝固膜^[19],从而降低渣系的氢渗透率。

(2) 光学碱度对氢渗透率的影响

除渣系的组元之外,影响因素还有渣系的光学碱度。研究表明,熔渣中的水容量 $C_{\text{H}_2\text{O}}$ 与光学碱度关系密切,如式(4)和(5)所示^[20]。

$$\lg C_{\text{H}_2\text{O}} = 12.04 - 32.63\Lambda + 32.71\Lambda^2 - 6.62\Lambda^3 \quad (4)$$

$$\lg C_{\text{H}_2\text{O}} = \frac{\text{ppmH}_2\text{O}}{(P_{\text{H}_2\text{O}})^{\frac{1}{2}}} \quad (5)$$

而熔渣中的水容量对钢液从潮湿的气氛中通过熔渣传递H有十分重要的影响,因此,氢渗透率会随着渣系光学碱度的增加而增加,光学碱度最高的S1渣系的氢渗透率最高。然而,在研究中,S2~S5渣系却与之相反,当光学碱度增加时,氢渗透率反而更低。这是因为对于S2~S5渣系而言,渣系组元对氢渗透率的影响大于光学碱度,随着MgO的添加量逐渐增多,其氢渗透率逐渐降低。

3 现场应用实验

采用S5渣系进行了电渣重熔实验,渣量为150 kg。电渣重熔所用结晶器直径为600 mm,铸锭高度约为910 mm,自耗电极直径为490 mm,高度为1360 mm(填充比0.67,2 t)。

部分炉次的气体含量检测结果及与工厂用渣所得数据比较见表9。由表9可以看出,使用本研究新开发的低氢渗透率渣系和现场生产全套工艺技

术规范生产的电渣重熔铸锭,与自耗电极比较,除氧含量略有增加外,氢和氮含量均保持不变或略有减少,与工厂用渣比较,所有气体含量均有所下降,氢含量下降最为明显。使用本研究新开发的低氢渗透率渣系时,所有气体含量均可达到技术指标的要求。

表9 气体元素检测结果(质量分数)

| Table 9 Gas element detection results % | | | |
|---|----------|---------------|----------|
| 项目 | H | N | O |
| 标准 | ≤0.000 5 | 0.050 ~ 0.070 | ≤0.003 0 |
| 自耗电极 | 0.000 2 | 0.065 0 | 0.002 5 |
| 工厂用渣 | 0.000 3 | 0.063 3 | 0.027 |
| 电渣 20196003 | 0.000 2 | 0.062 5 | 0.002 6 |
| 电渣 20196007 | 0.000 1 | 0.065 1 | 0.002 6 |
| 电渣 20196008 | 0.000 2 | 0.062 9 | 0.002 6 |
| 电渣 20196010 | 0.000 2 | 0.055 7 | 0.002 7 |

4 结论

对于氢含量严格要求的核级316H不锈钢,电渣重熔作为最终冶炼环节,对控制钢中氢含量至关重要。研究对5种渣系进行了气-渣-金属平衡实验,检测了钢中的氢含量并计算了渣系的氢渗透率,得出以下结论。

(1) 针对本课题设计的五组渣系,其氢渗透率如下:最低的是含有63%CaF₂、30%Al₂O₃和7%MgO的渣系,其氢渗透率为1.89 mol/(cm·min)。其次是含有65%CaF₂、30%Al₂O₃和5%MgO的渣系,其氢渗透率为2.18 mol/(cm·min)。这两种渣系的氢渗透率相差较小,并且均低于目前钢厂电渣重熔所用渣系。

(2) 渣系的氢渗透率受多方面影响。其中,光学碱度与渣系氢渗透率总体呈现正相关,即光学碱度越高,氢渗透率也越高。渣中的CaO具有强烈的吸水性,提高了渣系的氢渗透率,引起钢锭中氢含量的提升。而MgO的添加降低了熔渣的氢渗透率。然而在本研究中,根据实验条件,相对于光学碱度而言,影响渣系氢渗透率的主要因素是渣系的组元。这说明在渣中的成分调控对于控制渣系氢渗透率具有重要意义。

(3) 使用本研究新开发的低氢渗透率渣系生产的电渣重熔铸锭,与自耗电极比较,除氧含量略有增加外,氢和氮含量均保持不变或略有减少,所有气体含量均可达到技术指标的要求。

参考文献

- [1] 鞍钢集团钢铁研究院获国家核电赞誉[J]. 鞍钢技术, 2021(2): 8.
- [2] 庄建新, 庄卓俊. 钠冷快堆堆内构件用奥氏体不锈钢无缝管的开发[J]. 钢管, 2024, 53(1): 45-50.
- [3] Jones M D, Dean D W, Hughes D, et al. A novel method for load line displacement rate partitioning in creep crack growth tests on Type 316H stainless steel [J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2020, 223: 106689.
- [4] 崔 珊. 电渣重熔316H大型板坯锭专用渣系和脱氧工艺研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2020.
- [5] He S, Shang H, Fernández-Caballero A, et al. The role of grain boundary ferrite evolution and thermal aging on creep cavitation of type 316H austenitic stainless steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 807: 140859.
- [6] 刘 林. 基于机器学习的316不锈钢低周疲劳寿命预测研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2022.
- [7] 郭宇杰. 316L不锈钢晶界面取向分布的3D-EBSD研究[D]. 上海: 上海大学, 2021.
- [8] 唐 鹏, 于凤洋, 赵艳君, 等. 固溶和时效处理对高锰低镍不锈钢组织与性能的影响[J]. *金属热处理*, 2021, 46(10): 74-80.
- [9] Taylor M, Mamun A, Knowles D. The Influence of Prior Plastic Loading on the Accumulation of Creep Strain in 316H Stainless Steel [J]. *Volume 6B: Materials and Fabrication*, 2019. DOI: 10.1115/pvp2019-93639.
- [10] 鲍方栋. 核级316H钢及其焊接接头的高温低周疲劳性能研究[D]. 天津: 天津大学, 2021.
- [11] 尹 崑, 梁 伟. 热处理工艺对316H不锈钢中厚板力学性能影响研究[J]. *特殊钢*, 2019, 40(1): 60-62.
- [12] 崔利民, 李 青, 胡英超, 等. 核电用超纯奥氏体不锈钢316H电渣重熔氢含量控制[J]. *南方金属*, 2023(3): 1-3.
- [13] Masui A, Sasajima Y, Sakata N, et al. Some important factors affecting hydrogen pick-up and oxidation during ESR treatment [J]. *Tetsu-to-Hagane*, 1977, 63(13): 2181-2190.
- [14] Kasana S S, Pandey O P. Effect of electroslag remelting and homogenization on hydrogen flaking in AMS-4340 ultra-high-strength steels [J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2019, 26(5): 611-621.
- [15] Nakamura Y, Harashima K U. Hydrogen contents of slag and ingot in ESR process [J]. *Tetsu-to-Hagane*, 1977, 63(8): 1235-1243.
- [16] Wang X H, Li Y. Experimental Investigation on the Evolution of Hydrogen in Steel during the Electroslag Remelting Process [J]. *Materials Research*, 2019. DOI: 10.1590/1980-5373-MR-2018-0745.
- [17] Brandberg J, Du S C. Water vapor solubility in ladle-refining slags [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2006, 37(3): 389-393.
- [18] 姜周华, 董艳伍, 耿 鑫, 等. 高品质特殊钢电渣重熔技术的开发和应用[J]. *钢铁*, 2023, 58(9): 15-25.
- [19] 姜周华. 电渣冶金学[M]. 北京: 科学出版社, 2015.
- [20] 杨学民. 光学碱度及其在冶金中的应用[J]. *化工冶金*, 1994(1): 87-94.