



## 磁控电渣重熔对 M2 高速钢凝固组织 及力学性能的影响

孙中豪<sup>1,2</sup>, 李 强<sup>1,2</sup>, 张明亮<sup>1,2</sup>, 马程款<sup>1,2</sup>, 夏智斌<sup>1,2</sup>, 钟云波<sup>1,2</sup>

(1 上海大学材料科学与工程学院, 上海 200444;

2 上海大学高品质特殊钢冶金与制备国家重点实验室, 上海 200444)

**摘要:** 本文在 M2 高速钢的电渣重熔过程中施加了横向稳恒磁场, 利用光学显微镜、扫描电镜和金属夹杂物分析仪等方法检测了外加横向静磁场对 M2 高速钢电渣锭凝固组织、夹杂物及力学性能的影响。结果表明, 应用横向静磁场后 M2 电渣锭的凝固组织得到改善, 其中, 晶粒生长角由  $52.03^\circ$  降低至  $21.99^\circ$ ; 熔池深度由 44.2 mm 降低至 18.8 mm; 共晶碳化物尺寸得到了细化, 粗大的网状聚集得到破碎。夹杂物的去除效率得到了提升, 在  $4\text{ mm}^2$  的检测区域内, 夹杂物的数量由 2 119 个降低至 1 064 个。电渣锭横/纵截面的硬度均匀性均获得了提升。分析认为, 外加横向稳恒磁场与重熔电流交互作用产生的电磁振荡效应减小了金属熔滴的尺寸, 促进熔滴分散滴入金属熔池, 使得熔池中的温度分布更加均匀, 形成更加浅平的金属熔池。同时, 更加浅平的金属熔池减小了局部凝固时间, 抑制了共晶碳化物生长的动力学条件, 从而获得更加细小的碳化物尺寸。外加横向静磁场在液膜层-熔滴-熔池三阶段强化去除作用提升了夹杂物去除效率。

**关键词:** 磁控电渣重熔; 横向静磁; M2 高速钢; 凝固组织; 碳化物; 夹杂物; 硬度均匀性

**DOI:** 10. 20057/j. 1003-8620. 2024-00080 **中图分类号:** TF142

## Effect of Magnetic-Controlled Electroslag Remelting on Solidification Microstructure and Mechanical Properties of M2 High-speed Steel

Sun Zhonghao<sup>1,2</sup>, Li Qiang<sup>1,2</sup>, Zhang Mingliang<sup>1,2</sup>, Ma Chengkuan<sup>1,2</sup>, Xia Zhibin<sup>1,2</sup>, Zhong Yunbo<sup>1,2</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200444, China;

2 State Key Laboratory of Advanced Special Steel of Shanghai University, Shanghai 200444, China)

**Abstract:** In this paper, a transverse static magnetic field was applied in the electroslag remelting (ESR) process of M2 high-speed steel. The effects of superimposed transverse static magnetic field on the solidification structure, inclusions and mechanical properties of M2 high speed steel were investigated by methods of optical microscope, scanning electron microscope and metal inclusion analyzer. The results show that the solidification microstructure of M2 ESR ingot is improved after the application of transverse static magnetic field, and the grain growth angle decreases from  $52.03^\circ$  to  $21.99^\circ$ . The depth of molten pool is reduced from 44.2 mm to 18.8 mm. The eutectic carbides are refined from coarse network to fine eutectic carbides. At the same time, the efficiency of inclusions removal is improved, and the number of inclusions in the  $4\text{ mm}^2$  detection area is reduced to 1 064 compared to 2 119 without the magnetic field. In addition, hardness uniformity is improved in both transverse and longitudinal sections of the electroslag ingot. The analysis shows that the change of the morphology and grain growth angle of the metal pool under the transverse static magnetic field is due to the periodic electromagnetic oscillation effect on the droplet transformation characteristics, which causes the metal droplet to be broken in the low process and makes the temperature distribution in the molten pool more uniform, leading to the shallow flattening of the metal pool. In the electroslag remelting process, the transverse magnetic field reduces the local solidification time by the way of shallow flat melting pool, thus inhibiting the dynamic conditions of the growth of eutectic carbides and obtaining finer eutectic carbides. In terms of inclusions, the transverse static magnetic field can promote the removal of inclusions in the three phases of liquid film layer, droplet and pool.

**Key Words:** Magnetic-Controlled Electroslag Remelting; Transverse Static Magnetic; M2 High-speed Steel; Solidification Structure; Eutectic Carbide; Inclusion; Uniformity of Hardness

**基金项目:** 国家自然科学基金项目(No.52204347; No.52274385; No.52204392); 国家重点研发计划(No.2022YFC2904900); 上海市科学技术委员会(No.13 JC14025000, No.15520711000)

**作者简介:** 孙中豪(1997—), 男, 博士; **E-mail:** szh1997@shu.edu.cn; **收稿日期:** 2024-04-04

**通信作者:** 钟云波(1971—), 男, 研究员; **E-mail:** yunboz@shu.edu.cn

M2高速钢因其优异的韧性、耐磨性和红硬性而被广泛应用于高速切削工具的制造。为了满足以上性能,M2高速钢中加入了超过15%的合金元素,如W、Mo、Cr、V。然而在M2高速钢制备的凝固过程中,合金元素的添加会导致严重的偏析和粗大的共晶碳化物<sup>[1-2]</sup>。Boccalini等<sup>[3]</sup>指出,粗大共晶碳化物的出现显著降低了该钢的机械性能和使用性能。基于传统的制造工艺,大多数研究主要集中在通过铸锭后的锻轧和热处理来实现碳化物细化<sup>[4-6]</sup>。对于大铸锭来说,以上工艺通常成本高,耗时长。此外,大尺寸的共晶碳化物一旦在凝固过程中形成,在后续的热变形及热处理过程中<sup>[7]</sup>很难消除。因此,对于高碳高合金钢中共晶碳化物粗大及成分偏析的问题,需要从凝固阶段进行控制。

电渣重熔作为一种高效的二次精炼工艺,已被广泛应用于M2高速钢、高温合金等特殊钢的制备<sup>[8-9]</sup>。电渣重熔钢锭的凝固速度较快,有利于形成优异的凝固组织。但随着电渣锭直径的增大,水冷结晶器的冷却能力逐渐减小,金属液冷却速率降低,导致金属熔池的深度增大,凝固时间增长<sup>[10]</sup>。为了解决电渣锭的凝固缺陷问题,国内外学者针对电渣重熔工艺参数、炉形设计等进行了相关研究,包括优化熔炼电流的大小和频率<sup>[11]</sup>、改变电渣重熔设备的结构,如导电结晶器<sup>[12]</sup>、旋转电极<sup>[13-14]</sup>和电渣连铸<sup>[15]</sup>等。上述研究表明,在电渣重熔过程中,较为浅平的金属熔池有利于微观结构/共晶碳化物的细化。

近年来,利用外加磁场来控制电渣重熔中的凝固过程受到了广泛的关注<sup>[16-18]</sup>。Mitchell等<sup>[19]</sup>在电渣重熔过程中加入了交变磁场电磁搅拌装置,发现交变磁场可以在电渣重熔过程中破碎枝晶以及得到更为浅平的熔池。Wang等<sup>[17]</sup>也提出,在电渣重熔过程中应用交变磁场可以显著细化凝固组织,但随着搅拌强度的提高,宏观偏析也会增加。钟云波等<sup>[20]</sup>在GCr15轴承钢的电渣连铸过程中应用了横向稳恒磁场来调节凝固组织。研究表明,应用横向稳恒磁场后,金属熔池的深度和凝固组织得到了有效改善,这得益于横向稳恒磁场能够与内部的重熔电流耦合,起到了电磁振荡的效果。对于高合金钢,李强等<sup>[21]</sup>研究了电渣重熔过程中施加了轴向稳恒磁场,发现施加磁场后一次碳化物得到细化,硬度均匀性得到提升。近年来,磁控电渣重熔对凝固结构的调节研究主要集中在低合金材料上,而对凝固质量较难控制的高合金材料的关注较少。因此,对

于稳恒磁场对高合金钢在电渣重熔过程中影响的研究是至关重要的。

应用横向静磁场观察了电渣重熔钢锭的宏观/微观结构以及金属熔池的固体液体界面,检测了钢锭中共晶碳化物和夹杂物(数量、尺寸)的形态、类型、尺寸分布,并进行了定量分析。比较了磁控电渣重熔与传统电渣重熔钢锭的硬度均匀性。通过对机理的详细分析(共晶碳化物的细化与夹杂物的去除),为制备高性能M2高速钢提供了新的思路。

## 1 实验材料与方法

研究中使用的自耗电极(M2高速钢)的尺寸为 $\phi 30 \text{ mm} \times 850 \text{ mm}$ ,其化学成分见表1。电渣重熔实验在露天大气中进行,重熔装置的原理图如图1(a)所示。水冷式模具( $\phi 60 \text{ mm}$ )的内壁和外壁分别由铜和304不锈钢制成,以避免模具壳体的磁屏蔽。底板和模具中的冷却水流量为800 L/h。横向静磁场是由两组NdFeB永磁体产生,可以通过改变这些磁体之间的距离来调整其磁感应强度。在电渣重熔过程中使用的精炼渣成分为 $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$ ,其配比为6:2:2。重熔前,将精炼渣在600℃下保温5 h以去除内部的结晶水。本研究保持熔炼电流恒定,在起弧阶段为了充分溶解精炼渣,熔炼电流为1 000 A,当精炼渣溶解形成渣池后,熔炼电流恒定在600 A( $f=50 \text{ Hz}$ ),通过改变磁感应强度(0、35、65、95、140 mT)深入探讨横向静磁场在电渣重熔过程中的影响。

表1 M2高速钢化学成分(质量分数)

C	W	Mo	Cr	V	Si	Mn	Fe
0.84	5.70	4.64	4.12	1.84	0.36	0.36	Bal.

将电渣锭沿着纵截面和横截面进行切割,如图1(b)所示。用5 g  $\text{FeCl}_3\text{-10 mL HCl-90 mL C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 溶液对切割面进行蚀刻120 s。然后用佳能扫描仪(LIDE 110)记录了不同实验参数下的金属熔池的宏观结构。在电渣锭横截面上进行微观组织和碳化物检测,如图1(b)所示。抛光后采用5 g  $\text{FeCl}_3\text{-10 mL HCl-90 mL C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 溶液腐蚀15 s后,分别使用扫描电镜与夹杂物分析仪以及EDS分析了共晶碳化物与夹杂物的类型并观察电渣重熔过程中自耗电极末端的形貌,如图1(c)所示,实验未进行补缩以保证得到熔炼过程中自耗电极末端的形貌。

为了研究不同实验参数下电渣锭的硬度均匀性,实验进行了洛氏硬度(HRC)检测。测量原理图如图1(d)所示。在每个样本的整个纵截面和横截面上分别测量了22个和45个的不同位置,随后采用origin软件进行硬度分布图的绘制。

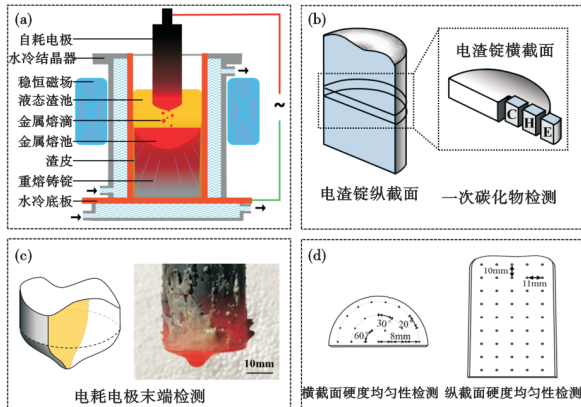


图1 实验装置及检测方法(a)磁控电渣重熔示意图;(b)宏观/微观组织观察位置;(c)自耗电电极末端检测方法;(d)硬度均匀性检测方法

Fig. 1 Experimental device and detection method (a) schematic diagram of magnetic-controlled electroslag remelting; (b) macro/micro structure observation position; (c) consumable electrode end detection method; (d) hardness uniformity test method

## 2 实验结果及分析

### 2.1 电极尖端与电渣锭的宏观组织

在电渣重熔液膜层中夹杂物会迁移到液膜层-渣池界面从而被吸收去除。当液膜层厚度减小时,能够缩短夹杂物的迁移距离,从而从动力学上提高夹杂物的去除效果。基于此,本文检测了不同条件下液膜层的形貌。在腐蚀后能够显著区分出液膜层区域(图2中黄色虚线)。可以观察到对于所有实验条件下,中间区域的液膜层厚度要高于边缘,并且随着磁感应强度的增加,如图2(b)~(d)所示,在不同区域的液膜层厚度均得到了减小。

图3显示了基于图2中所示的电极末端在不同特征区域的平均厚度的结果。未施加磁场时从中心到边部液膜层的厚度分别为4.57、1.64、0.59 mm。施加35 mT的磁场后,液膜层的从中心到边部的厚度得到了降低,分别为3.41、1.37、0.56 mm。随着磁感应强度的增加,液膜层的厚度也逐渐减小。当磁感应强度提高至140 mT时,从中心到边部的厚度分别为2.08、0.57、0.40 mm。这表明随着施加横向静磁场的磁感应强度增加,磁场对液膜层各区域的平

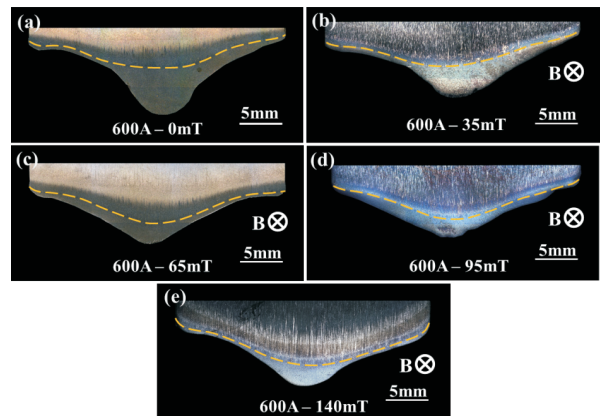


图2 600 A不同磁感应强度横向静磁场条件下自耗电电极末端形貌:(a)无磁场;(b)35 mT;(c)65 mT;(d)95 mT;(e)140 mT

Fig. 2 Terminal morphology of consumable electrode under transverse static magnetic field of different magnetic field intensity for 600 A (a) without magnetic field; (b) 35 mT; (c) 65 mT; (d) 95 mT; (e) 140 mT

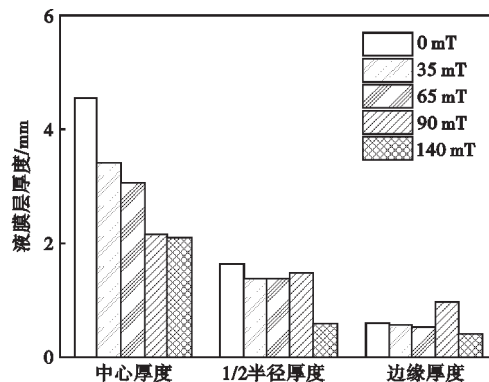


图3 不同磁感应强度下液膜层不同特征区域的厚度统计  
Fig. 3 Thickness statistics of different characteristic regions of liquid film layer under different magnetic induction intensity

均厚度的减薄效果逐渐增强。

图4描述了不同磁场条件下电渣锭纵截面的宏观结构,晶粒生长方向清晰可见。由于在电渣重熔过程中,晶粒生长方向与凝固过程中的固液界面相垂直,因此,可以依据晶粒生长方向描绘出金属熔池形貌。可以观察到随着横向磁感应强度的增加,心部的近轴向生长区域(白色虚线框)增大,晶粒更加趋向于轴向生长,同时,金属熔池也变得越来越浅平。

图5对比了无磁场条件下的传统电渣重熔和施加不同磁感应强度的电渣重熔的结果。施加不同磁感应强度的横向静磁场后,铸锭熔池的深度从44.2 mm (0 mT)降低到38.1、31.3、25.7、18.8 mm (35、65、95、140 mT),最高强度磁场条件下熔池深

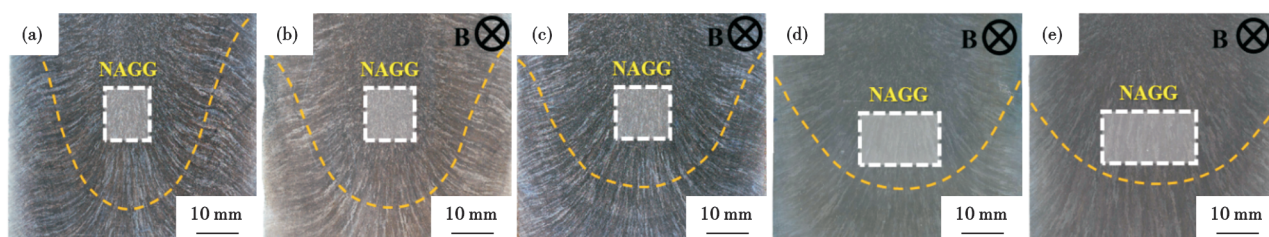


图4 600 A不同磁感应强度横向静磁场M2高速钢电渣锭纵截面宏观组织:(a) 无磁场;(b) 35 mT;(c) 65 mT;(d) 95 mT;(e) 140 mT;NAGG:近轴向生长晶粒

Fig. 4 Macroscopic structure of longitudinal section of M2 high-speed steel electroslag ingot with different transverse static magnetic induction intensity for 600 A: (a) without magnetic field; (b) 35 mT; (c) 65 mT; (d) 95 mT; (e) 140 mT; NAGG: nearly axial growth grains

度降低了57%。同时,熔池的宽度从无磁场条件下的35.2 mm逐渐增加到37.9、40.4、42.0、44.4 mm,在最高强度磁场条件下熔池宽度增加了26%,使金属熔池变得更加浅平。随着施加横向静磁场的磁感应强度增加,在相同熔炼电流(600 A)下进行重熔时,重熔锭的金属熔池越浅。晶粒生长角度(GGA)也从无磁场条件下的 $52.03^\circ$ 分别减小至 $46.44^\circ$ 、 $43.20^\circ$ 、 $35.90^\circ$ 、 $21.99^\circ$ ,这表明施加更高磁感应强度的横向静磁场有利于电渣锭的晶粒沿轴向进一步生长。同时,细晶区(NAGG)宽度也随之增加,从10.67 mm(0 mT)增加至11.69、13.78、18.8、25.89 mm。

## 2.2 共晶碳化物形貌与夹杂物分布

M2高速钢具备优异的力学性能,如高硬度、高耐磨性和红硬性,这归功于合金中高含量的W、Mo、Cr和V等。然而,在凝固过程中这些合金元素会与碳结合形成大量的共晶碳化物。这些直接从钢液中析出的共晶碳化物通常以网状聚集在晶界处。这些较大尺寸的碳化物在后续的热加工和热处理过程中很难得到细化,并且往往会对工件的力学性能产生严重影响。在高速钢刀具的使用过程中,机械摩擦常使刀刃变钝,导致丧失切削能力。因此,

获得组织优良、碳化物细小且弥散分布的凝固组织能够有效增强高速钢的力学性能。要有效提高工具的使用寿命,就必须改善铸态高速钢组织中共晶碳化物的尺寸和分布情况。

在不同磁感应强度条件下,共晶碳化物形貌如图6所示。从图6中可以观察到,在无磁场条件下以及35 mT横向静磁场条件下,连续且粗大的共晶碳化物呈网状分布,如图6(a)(b)所示。随着外加横向静磁场的磁感应强度增加,这些连续且粗大的共晶碳化物逐渐被打碎,呈孤立、分散的形态分布在基体中。当外加横向静磁感应强度进一步提高时,这种打碎效果更加明显,碳化物在基体中的分布也更为弥散,特别是在95、140 mT情况下,如图6(d)(e)所示。对比不同磁感应强度的结果发现,随着外加横向静磁感应强度的增加,网状共晶碳化物被打碎,变得不再连续,更为分散地在基体中析出。在试样中主要观察到两种形貌的共晶碳化物。一种是红色实线框所示的层片状共晶碳化物,其主要特征是碳化物呈平直的条形形态。另一种是绿色实线框所示的短棒状、纤维状共晶碳化物,形态呈现弯曲、无定向随机排列的特征。通过对试样进行

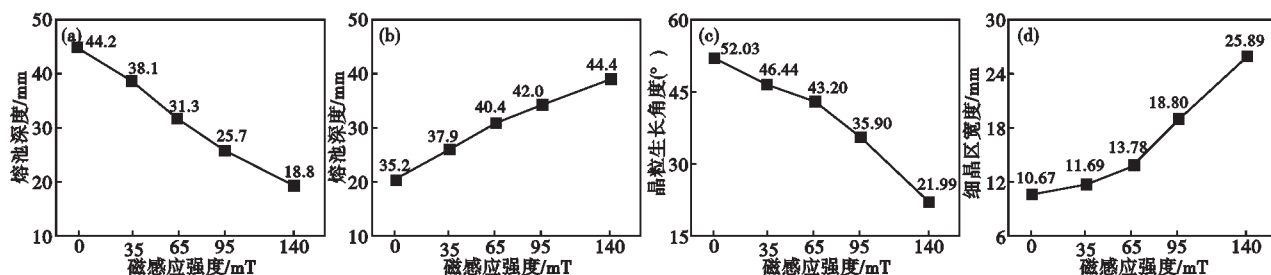


图5 不同磁感应强度M2高速钢电渣锭纵截面凝固组织定量表征(a) 熔池深度、(b) 熔池宽度、(c) 柱状晶生长角度、(d) 近轴向生长晶粒区域宽度

Fig. 5 Quantitative characterization of solidification microstructure in longitudinal section of M2 electroslag ingot with different magnetic induction intensity (a) molten pool depth, (b) molten pool width, (c) columnar crystal growth Angle, and (d) axial grain region width

深腐蚀并进行能谱分析,确定了这两种不同形貌的共晶碳化物的成分,如图7所示。结果显示,两种碳化物均富含W和Mo,以及少量的Cr和V。

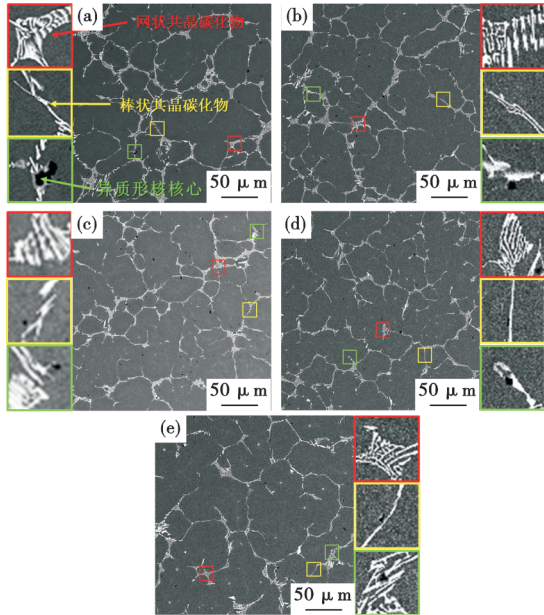


图 6 不同磁感应强度电渣锭心部共晶碳化物形貌(a)无磁场;(b)35 mT;(c)65 mT;(d)95 mT;(e)140 mT  
Fig. 6 Morphology of eutectic carbide in the core of electroslag ingot with different magnetic induction intensity (a) without field; (b)35 mT; (c)65 mT; (d)95 mT; (e)140 mT

利用扫描电镜对夹杂物的形貌进行了观察,并通过能谱分析了不同形貌夹杂物所包含的元素种类,从而对夹杂物的类型进行了确定,如图8所示。在观察中发现,主要为SiO<sub>2</sub>和Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>两种夹杂物,如图8(a)(b)所示。此外,还观察到了复合夹杂物的存在,如图8(a)所示。这些复合夹杂物通常以高熔点夹杂物Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>为核心,外层包裹着(Ti,V)N夹杂

物。这种现象是由于氧化夹杂物与(Ti,V)N之间存在最小错配度关系<sup>[22]</sup>,导致(Ti,V)N相将氧化夹杂物作为核心析出,形成了如图8所示的复合夹杂物。

利用夹杂物自动分析仪Aspex对不同条件下所得的电渣重熔铸锭横截面中心位置多个区域(1 mm×1 mm)中的夹杂物分布情况进行了检测。采用对多个区域进行检测的方式,能够有效地避免检测结果具有偶然性。将电渣锭中夹杂物的检测结果利用Origin绘制,如图9所示。从图9中可以观察到,随着外加磁感应强度的增加,尺寸较大的夹杂物逐步被去除。在较低的磁感应强度下,铸锭中仍然存在着等效直径在9 μm以上的夹杂物(灰色小球);当磁感应强度增加至95 mT时,等效直径在6 μm以上的夹杂物基本被去除(蓝色小球);而当磁感应强度进一步提高至140 mT时,等效直径在4 μm以上的夹杂物也被去除(绿色小球)。同时,未施加磁场时夹杂物的数量在检测范围内为2 199个,施加横向磁场后夹杂物的数量被降低至1 946、2 076、1 523、1 064个(35、65、95、140 mT)。

### 2.3 硬度的均匀性

硬度均匀性作为工模具钢的性能指标,是电渣锭组织均匀、成分均一的重要表现。将不同横向静磁场条件下得到铸锭的横、纵截面用砂纸打磨平整后,使用洛氏硬度计对试样进行硬度均匀性检测。检测结果如图10所示。从图10中可以看出,无论是横截面还是纵截面,在重熔过程中,横向静磁场能够有效减小截面上的硬度变化范围。随着外加磁感应强度的增加,硬度变化范围进一步减小。

为了对不同工艺下的硬度均匀性进行量化比较,对横/纵截面的测量结果进行了标准差的计算,

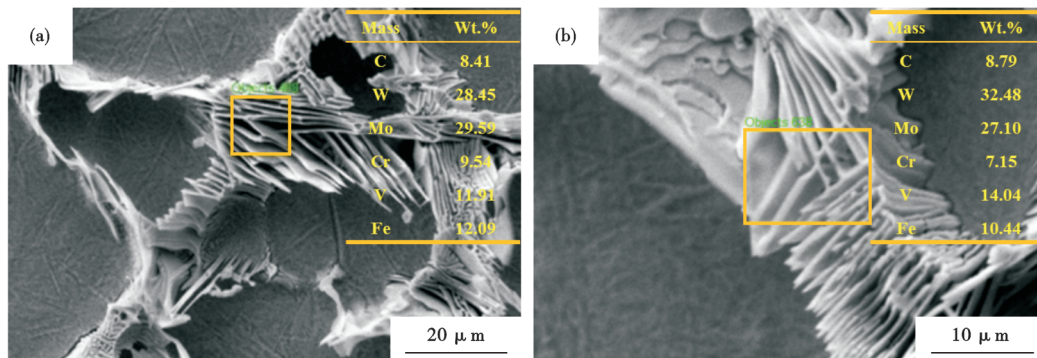


图 7 不同形貌共晶碳化物EDS能谱分析(a)层片状共晶碳化物;(b)短棒状共晶碳化物  
Fig. 7 EDS analysis of eutectic carbides with different morphologies (a) lamellar eutectic carbides; (b) short rod-like eutectic carbides

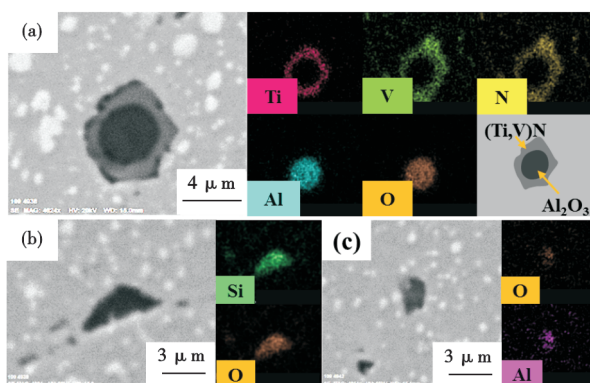


图8 夹杂物EDS能谱分析(a)复合夹杂物;(b)氧化硅夹杂物;(c)氧化铝夹杂物

Fig. 8 EDS analysis of inclusions (a) complex inclusions; (b) silicon oxide inclusions; (c) alumina inclusion

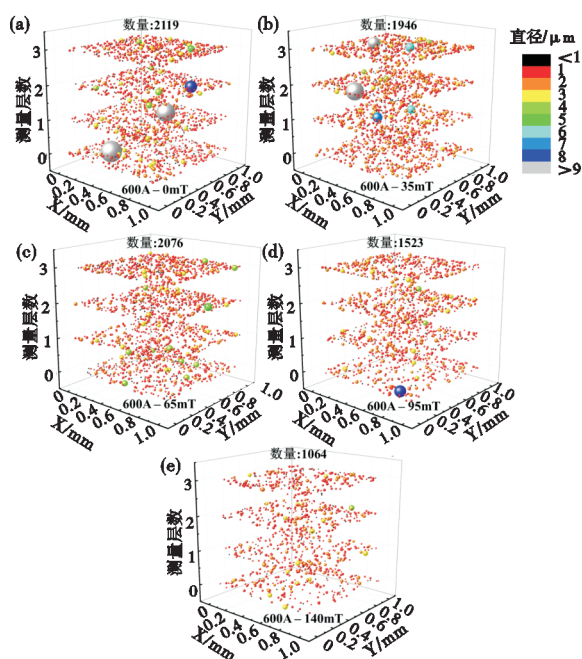


图9 不同磁感应强度电渣锭夹杂物分布(a)无磁场;(b)35 mT;(c)65 mT;(d)95 mT;(e)140 mT

Fig. 9 Inclusion distribution of ESR ingot with different magnetic induction intensity (a) without field; (b) 35 mT; (c) 65 mT; (d) 95 mT; (e) 140 mT

结果如图11所示。从图11中可知,与无磁场条件相比,重熔过程中外加横向静磁场使得电渣锭横、纵截面的硬度分布标准差均得到减小。随着横向静磁感应强度的提高,截面硬度标准差进一步减小。

## 2.4 分析讨论

### 2.4.1 横向静磁场对自耗电极末端液膜层及熔滴行为的影响

相同重熔电流条件下,熔渣的传热及电渣重熔

锭的冷却条件(水压及温度)基本相同,熔滴作为热源输入是影响金属熔池内温度分布的关键因素。当电渣重熔过程中施加横向磁场时,磁场会与熔炼电流产生洛伦兹力 $F_E$ 。由于实验中熔炼电流采用的是交流电,因此,耦合产生的洛伦兹力方向也是周期变化的。王怀等<sup>[23]</sup>模拟了液滴颈部的电流密度和周期性变化的洛伦兹力。与同样作用于液滴颈部的重力、浮力、表面张力和电磁紧缩力相比,在电渣重熔过程中洛伦兹力的值非常高。在这种情况下,液滴的颈部受到很大的电磁振荡作用,导致多个液滴一同滴落在金属池中的现象。在未滴落的熔滴颈部电流密度最大,产生的洛伦兹力也最大,周期变化的洛伦兹力作用下,熔滴颈部被拉长,并在未达到临界尺寸前发生滴落行为,拉长的熔滴颈部也发生撕裂,产生许多小尺寸的卫星熔滴,随主熔滴一同滴落。分散滴落的金属熔滴使得传入金属熔池的热量分布变得均匀,从而获得较为浅平的金属熔池。垂直于固液界面沿温度梯度方向生长的枝晶与轴向之间的夹角也变小。这些现象在此前也被物理模拟和数值模拟结果所证实。由于晶粒的生长方向总是垂直于金属池的固-液界面并沿着温度梯度方向,因此,在铸锭的中心区域总是存在一个晶粒近轴向生长的区域。由于心部位置的晶粒沿着接近于轴向的方向生长。施加横向静磁场后,近轴向生长的区域宽度增加,对应于横截面上细晶形貌区域的面积分数相应增加。

综上所述横向磁场在电渣重熔过程中,与通过熔滴的熔炼电流耦合产生周期性的洛伦兹力,从而达到破碎熔滴的效果,一方面能够使熔滴受到外力滴落从而使液膜层变薄,另一方面均匀了熔池内的温度场,从而得到了更为浅平的熔池。

### 2.4.2 共晶碳化物的细化

M2高速钢中共晶碳化物的形核方式有两种:非异质成核和异质成核。随着凝固过程的进行,固相分数不断增加,枝晶间用于非异质形核的碳化物形成元素逐渐聚集增多并达到形核所需的形核过饱和度,当满足共晶反应的条件时,碳化物( $M_2C$ )作为领先相析出<sup>[24]</sup>,并排出奥氏体生长所需要的Fe元素,而其生长所需的合金元素则从奥氏体和残余液相中吸收。之后的过程正如杜宁宇等<sup>[25]</sup>的研究结果一样。在异质成核的情况下,由于夹杂物的存在(M2高速钢中典型的夹杂物 $Al_2O_3-(Ti,V)N$ )会降低形核所需的过饱和度,当枝晶间碳化物形成元素浓

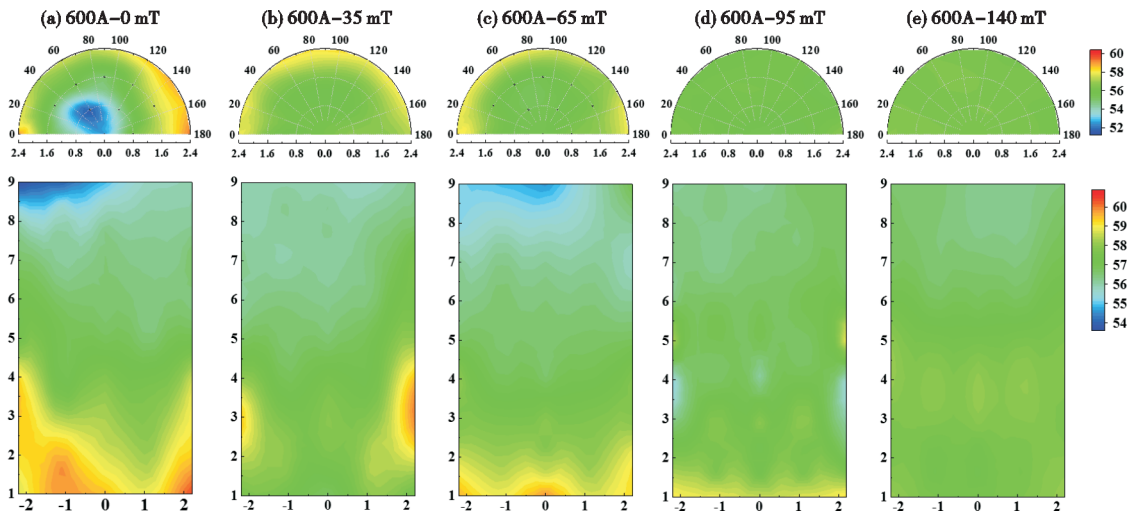


图 10 不同磁感应强度电渣锭硬度分布(a)无磁场;(b)35 mT;(c)65 mT;(d)95 mT;(e)140 mT

Fig. 10 Hardness distribution of ESR ingot with different magnetic induction intensity (a) without field; (b)35 mT; (c)65 mT; (d)95 mT; (e)140 mT

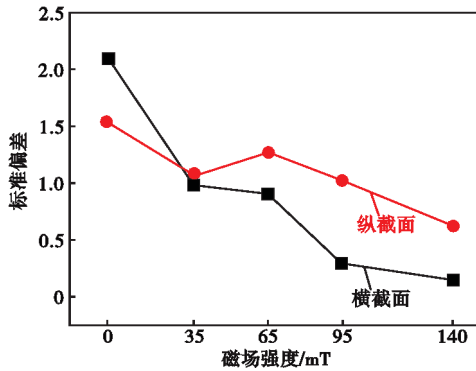


图 11 不同磁感应强度 ESR 钢锭硬度标准偏差

Fig. 11 Standard deviation of hardness of ESR ingot with different magnetic induction intensity

度并未特别高时,碳化物就能以夹杂物为异质形核核心作为领先相(含夹杂物)析出,随后的相邻交替成核与非异质成核的情况类似,最终导致共晶碳化物的形成。从图6可以看出,在本实验中,无论是否应用 ASMF,两种形核模式都存在。

对于非异质形核而言,枝晶间碳化物形成元素的偏析对共晶碳化物的形成影响最大。局部凝固时间是评估偏析程度的一个常用参数,它代表的是铸锭在固液两相区停留的时间,而偏析的减轻会抑制共晶碳化物的生长,从而得到更加细小的碳化物。电渣重熔过程中保持熔炼电流恒定,晶粒的轴向生长和熔池的浅平化均可以导致局部凝固时间缩短<sup>[26]</sup>。本文在相同熔炼电流的条件下施加了不同强度的横向静磁场,发现随着磁感应强度的增加,晶粒更加趋向轴向生长,熔池也越来越浅平,因

此得到了更加细小的共晶碳化物。

对于异质形核而言,残余液相中有夹杂物作为共晶碳化物的异质形核核心可以大大降低共晶碳化物形核所需的过饱和度,从而促进共晶碳化物的细化。在无磁场条件下,作为共晶碳化物异质形核核心的夹杂物的数量为462,而在施加了横向静磁场(140 mT)后,作为共晶碳化物异质形核核心的夹杂物数量上升至645个(以图6中放大倍率的20张照片进行统计),这表明施加横向静磁场对共晶碳化物的异质形核率提升较为显著,带来了碳化物的细化效果。

更重要的是,在非异质形核和异质形核两种情况下,单个形核的共晶碳化物通过后续的生长聚集形成共晶碳化物团簇和网格状共晶碳化物。当没有施加横向静磁场时,由于枝晶间严重的元素偏析和较长的局部凝固时间,拥有更多的碳化物形成元素和更长的时间供共晶碳化物生长,这使得共晶碳化物更加粗大。而施加了横向静磁场后,局部凝固时间缩短,枝晶间元素偏析程度减轻,碳化物形成元素减少,这都对碳化物的生长起到了一定的抑制作用,因此得到了更细小的共晶碳化物。

### 2.4.3 夹杂物去除与力学性能提升

电渣重熔对于夹杂物以及杂质元素的去除过程主要分为三个阶段<sup>[27]</sup>:(1)自耗电极熔化时形成液态金属膜,并汇聚形成金属熔滴,这一过程中金属液与液态渣池之间的界面不断更新,杂质元素与夹杂物得以部分去除;(2)熔滴滴落穿过液态渣池,熔滴中的夹杂物不断向渣-金界面扩散得以去除;

(3)进入金属熔池的夹杂物在浮力的作用下重新上浮至渣-金界面并被渣池吸收,如图12所示。

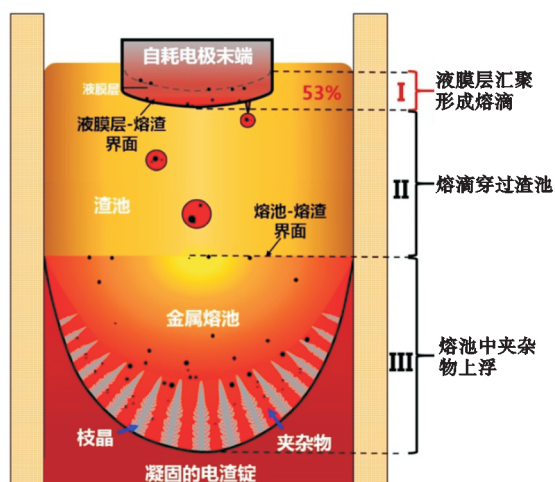


图12 电渣重熔过程中夹杂物去除三阶段

Fig. 12 Three stages of inclusion removal in electroslag remelting process

在夹杂物去除的第一阶段中,液膜层的厚度影响了夹杂物的迁移距离。本文通过实验结果证明,施加横向静磁场后自耗电极端部液膜层厚度都有不同程度的减薄。电极端部液膜层特征部位的液膜层厚度得到降低。这是由于在电渣重熔过程中,自耗电极末端的熔化-液膜的形成/变厚-液膜汇聚形成熔滴-熔滴变大/脱落是一个持续的动态过程。在外加磁场后熔滴除了会受到自身的浮力、重力、电磁紧缩力以及表面张力之外,也会受交替变化的洛伦兹力作用而左右摆动,因此,与无磁场的情况相比,外加横向静磁场后熔滴更容易从电极的端部掉落<sup>[28]</sup>。上述熔体过渡动态过程得到加速,使熔滴在达到无磁场施加时的尺寸之前便滴落,从而减薄液膜层的厚度。磁场的施加使得液膜层变薄,缩短了夹杂物迁移/去除所需的距离。这很大程度上强化了液膜层中夹杂物去除的动力学条件,使夹杂物在更短的时间和距离内迁移至渣金界面被去除,外加磁场后液膜层中的夹杂物变少/小。

第二阶段的夹杂物去除是在熔滴穿过熔池时,夹杂物由熔滴内部迁移至渣池的过程。在电渣重熔过程中,由于横向磁场能够与熔滴内部的熔炼电流耦合产生振荡洛伦兹力,从而对熔滴产生破碎效果,因此,能够获得更细小的熔滴<sup>[29]</sup>。在磁控电渣重熔中,这些尺寸较小的液滴会花更多的时间穿过

渣池。此外,这些细小尺寸的熔滴增加了除杂反应的比表面积,小尺寸熔滴中夹杂物更容易迁移到液滴-渣池界面,提高了夹杂物的去除效率,从而减少这一阶段金属熔滴中的夹杂物。

在第三阶段中,仍有部分夹杂物进入下方金属熔池,另外随着温度的降低,也会有一些熔于金属液的低熔点夹杂物重新析出。金属熔池上方的高温渣池以及不断滴落的熔滴是金属熔池中焦耳热的主要来源,熔池形貌对于这一阶段中的夹杂物去除过程有着重要影响。在磁控电渣重熔工艺中分散滴落的细小熔滴会使金属熔池中的温度分布变均匀,熔池形貌变得浅平,浅平的熔池使得夹杂物从熔池向渣池迁移的距离缩短。

在力学性能方面,本研究的重点是硬度的均匀性。硬度分布图显示,横向静磁场作用后硬度分布更加均匀,其标准差降低。这种改进归因于施加横向静磁场后获得了更加浅平的熔池,从而降低了局部凝固时间,获得了更为细小均匀的共晶碳化物。

综上所述,横向静磁场通过破碎熔滴,能够在电渣重熔去除夹杂物的三个阶段均起到有利影响,从而减少了电渣锭中的夹杂物的尺寸及数量,同时细小均匀的共晶碳化物也提高了电渣锭的硬度均匀性。

### 3 结论

(1)与传统的电渣重熔工艺相比,自耗电极末端的液膜层变薄。未施加磁场时从中心到边部液膜层的厚度分别为4.57、1.64、0.59 mm。当磁感应强度提高至140 mT时,从中心到边部的厚度分别为2.08、0.57、0.40 mm。这是由于横向静磁场与熔滴内部的熔炼电流形成振荡洛伦兹力,从而加速熔滴下落,从而减薄了液膜层,同时分散的熔滴使熔池内部的温度场更加均匀,从而得到了浅平的熔池。

(2)应用横向静磁场后,共晶碳化物得到细化。这是由于更浅平的金属熔池使局部凝固时间减小,抑制了共晶碳化物的生长动力学条件。同时,共晶碳化物的形核率有所提高,因此,得到了更加细小弥散的共晶碳化物。

(3)应用横向静磁场后,夹杂物去除效率得到了提升。由未施加磁场的2 199个降低至最优1 064个。分析认为,横向磁场的加入对电渣重熔过程中夹杂物去除的三个阶段(液膜层-熔滴-熔池)均能起到有利影响。同时一次碳化物的细化和夹杂物的减少提高了电渣锭的硬度均匀性。

## 参考文献

- [1] Chaus A S, Braćik M, Sahul M, et al. Microstructure and properties of M2 high-speed steel cast by the gravity and vacuum investment casting[J]. *Vacuum*, 2019, 162: 183-198.
- [2] Yin F X, Wang L, Xiao Z X, et al. Effect of titanium and rare earth microalloying on microsegregation, eutectic carbides of M2 high speed steel during ESR process[J]. *Journal of Rare Earths*, 2020, 38(9): 1030-1038.
- [3] Boccacini M, Goldenstein H. Solidification of high speed steels [J]. *International Materials Reviews*, 2001, 46(2): 92-115.
- [4] Pan F S, Wang W Q, Tang A T, et al. Phase transformation refinement of coarse primary carbides in M2 high speed steel[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2011, 21(2): 180-186.
- [5] 邱以清, 朱万军, 刘相华, 等. 加热温度对高速钢铸轧薄带中共晶碳化物形态的影响[J]. *东北大学学报*, 2002, 23(9): 869-871.
- [6] 谢志彬, 邵青立, 张国平, 等. 快速抽锭电渣重熔 M2 高速钢 160 mm×160 mm 铸坯工艺及质量[J]. *特殊钢*, 2019, 40(1): 47-51+30.
- [7] 梁伟, 李晶, 闫威, 等. 模铸和电渣 M2 高速钢中碳化物的演变行为及对比[J]. *中国冶金*, 2020, 30(7): 28-34.
- [8] Ma C K, Xia Z B, Guo Y F, et al. Carbides refinement and mechanical properties improvement of H13 die steel by magnetic-controlled electroslag remelting[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, 19: 3272-3286.
- [9] 忽金钊. 保护渣添加剂组成对 M2 高速钢模铸锭表面质量的影响[J]. *特殊钢*, 2023, 44(3): 59-63.
- [10] Jardy A, Ablitzer D. Mathematical modelling of superalloy remelting operations[J]. *Materials Science and Technology*, 2009, 25(2): 163-169.
- [11] Yu W T, Li J, Shi C B, et al. Effect of electroslag remelting parameters on primary carbides in stainless steel 8Cr13MoV [J]. *MATERIALS TRANSACTIONS*, 2016, 57(9): 1547-1551.
- [12] 景馨, 姜周华, 刘福斌, 等. 导电结晶器电渣重熔空心钢锭电场和温度场的数值模拟[J]. *材料与冶金学报*, 2013, 12(3): 203-208.
- [13] 段怡如, 李宝宽, 黄雪驰, 等. 旋转电极电渣重熔过程电极熔速的理论解析[J]. *钢铁研究学报*, 2022, 34(4): 341-351.
- [14] 陈佳顺, 常凯华, 郑福舟, 等. 电渣重熔结晶器旋转对 M2 高速钢凝固过程的影响[J]. *过程工程学报*, 2019, 19(3): 581-588.
- [15] Qi Y F, Li J, Shi C B, et al. Effect of directional solidification of electroslag remelting on the microstructure and primary carbides in an austenitic hot-work die steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, 249: 32-38.
- [16] 郭逸丰, 李强, 郑天祥, 等. 磁控电渣重熔技术研究进展[J]. *自然杂志*, 2023, 45(3): 188-206.
- [17] Wang Q, Yan H G, Wang F, et al. Impact of electromagnetic stirring on grain structure of electroslag remelting ingot[J]. *JOM*, 2015, 67(8): 1821-1829.
- [18] Li Q, Xia Z B, Guo Y F, et al. Microstructure evolution and mechanical properties improvement in magnetic-controlled electroslag remelted bearing steel [J]. *ISIJ International*, 2020, 60(11): 2462-2470.
- [19] Mitchell A, Hernandez-Morales B. Electromagnetic stirring with alternating current during electroslag remelting[J]. *Metallurgical Transactions B*, 1990, 21(4): 723-731.
- [20] Zhong Y B, Qiang L, Fang Y P, et al. Effect of transverse static magnetic field on microstructure and properties of GCr15 bearing steel in electroslag continuous casting process[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 660: 118-126.
- [21] Li Q, Xia Z B, Guo Y F, et al. Carbides modification and mechanical properties enhancement of Cr<sub>12</sub>MoV die steel by magnetically controlled electroslag remelting[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2021, 52(3): 1495-1507.
- [22] Shi C B, Zhu Q T, Yu W T, et al. Effect of oxide inclusions modification during electroslag remelting on primary carbides and toughness of a high-carbon 17 mass% Cr tool steel[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25(11): 4785-4795.
- [23] Wang H, Zhong Y B, Dong L C, et al. Coupled 3D numerical model of droplet evolution behaviors during the magnetically controlled electroslag remelting process [J]. *JOM*, 2018, 70(12): 2917-2926.
- [24] Zhou X F, Fang F, Li G, et al. Morphology and properties of M2C eutectic carbides in AISI M2 steel [J]. *ISIJ International*, 2010, 50(8): 1151-1157.
- [25] Du N Y, Liu H H, Cao Y F, et al. Formation mechanism of MC and M2C primary carbides in as-cast M50 bearing steel[J]. *Materials Characterization*, 2021, 174: 111011.
- [26] Ma C K, Deng G D, Sun Z H, et al. Cleanliness improvement and microstructure refinement of H13 die steel by laboratory magnetic-controlled electroslag remelting[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 24: 2086-2099.
- [27] 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.
- [28] Wang H, Zhong Y B, Li Q, et al. Visualization study on the droplet evolution behaviors in electroslag remelting process by superimposing a transverse static magnetic field[J]. *ISIJ International*, 2016, 56(2): 255-263.
- [29] Li Q, Zhong Y B, Sun C X, et al. Effect of transverse static magnetic field on droplets transient and inclusions evolution during the electroslag remelting process of GCr15 ingots[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2018, 31(12): 1311-1316.