



30 t 超大型压铸模具钢真空电弧重熔数值模拟

李 向¹, 丁 磊^{1,2}, 李 奇^{1,3}

(1 上海电气上重铸锻有限公司, 上海 200245; 2 上海市大型铸锻件新材料与极端制造重点实验室, 上海 200245;

3 北京科技大学钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100083)

摘 要:为研究超大型压铸用模具钢真空电弧重熔过程凝固组织及夹杂物行为、摸索和探究真空电弧重熔工艺参数, 采用计算机数值模拟技术, 研究了三种不同熔速下真空电弧重熔 30 t 锭型($\phi 1\ 250\ \text{mm}$)超大型压铸用模具钢冶炼过程中熔池形状的演变, 分析了元素的偏析规律, 研究了熔速和夹杂物去除轨迹的关系和不同氦气压力对铸锭凝固质量的影响。结果表明: 当熔炼进入稳态期后, 熔池深度的递增速度与熔速成正比例关系, 以 12.50、13.65、15.00 kg/min 熔速重熔, 模拟计算熔池深度递增速度分别为 0.257、0.307、0.397 mm/min。三种熔速下夹杂物去除路径轨迹合理, 当设定熔速为 12.50、13.65 kg/min 时, 熔池凝固前沿无法达到或无法完全达到结晶器边缘, 铸锭下表面出现“皮下夹杂”的风险较大。重熔初期结晶器底部水冷作用极为强烈, 冷却速度大。模拟计算显示三种熔速下 C、V、Cr、Mo 都有不同程度的负偏析, 其中 C 和 V 最为明显, Mo 其次, Cr 相对偏析小。当钢锭高度达到 500 mm 后 Cr 和 Mo 的负偏析基本消除, C 和 V 的负偏析趋势明显减弱。计算模拟研究了两种熔速下氦气冷却对两相区深度的影响。充入氦气能显著降低两相区深度, 效果显著, 两相区深度能减少 40% 以上。充入氦气的压力在一定范围内是和熔池两相区的深度成反比例的关系。充入氦气后能显著降低铸锭顶部区域各个合金元素偏析的影响, 易偏析元素偏析严重区形状从“锥形”变得更为扁平。元素浓度分布层次从多变少。铸锭心部元素趋向于正偏析, 铸锭表面元素趋向于负偏析。

关键词:真空电弧重熔; 超大锭型压铸; 模具钢; 夹杂物; 氦气冷却

DOI:10.20057/j.1003-8620.N260076 中图分类号: TG142.1

Numerical Simulation of Vacuum Arc Remelting of 30 t Ultra-large Die-casting Die Steel

Li Xiang¹, Ding Lei^{1,2}, Li Qi^{1,3}

(1 Shanghai Electric SHMP Casting & Forging Co., Ltd., Shanghai 200245, China; 2 Shanghai Key Laboratory of New Materials and Extreme Manufacturing for Large Castings and Forgings, Shanghai 200245, China; 3 Collaborative Innovation Center of Steel Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: To investigate the solidification structure and inclusion behavior during the vacuum arc remelting process of ultra-large die-casting die steel, and to explore and study the process parameters of vacuum arc remelting, computer numerical simulation technology was employed to investigate the evolution of the molten pool shape during the smelting process of ultra-large die-casting die steel ingots (diameter 1 250 mm) under three different melting rates. The segregation patterns of elements were analyzed, and the relationship between melting rate and inclusion removal trajectory, as well as the effect of different helium pressures on the solidification quality of the ingots, were studied. The results showed that, during steady-state melting, the growth rate of molten pool depth was directly proportional to the melting rate. When remelting at melting rates of 12.50 kg/min, 13.65 kg/min, and 15.00 kg/min, the simulated increasing rates of molten pool depth were 0.257 mm/min, 0.307 mm/min, and 0.397 mm/min, respectively. The inclusion removal trajectories were reasonable at all three melting rates. When the melting rate was set at 12.50 kg/min and 13.65 kg/min, the solidification front of the molten pool could not reach or fully reach the edge of the crystallizer, posing a higher risk of subsurface inclusions on the lower surface of the ingot. The water cooling effect at the bottom of the crystallizer was extremely strong during the initial stage of remelting, resulting in a high cooling rate. Simulation calculations showed that C, V, Cr, and Mo all exhibited negative segregation to varying degrees at the three melting rates, with C and V being the most pronounced, followed by Mo, and Cr showing relatively less segregation. When the ingot height reached 500 mm, the negative segregation of Cr and Mo was essentially eliminated, and the negative segregation trend of C and V significantly weakened. Computational simulations studied the effect of helium cooling on the depth of the two-phase region at two melting rates. The introduction of helium significantly reduced the depth of the two-phase region, reducing the depth by over 40%. Within a certain range, the pressure of the introduced helium was inversely proportional to the depth of the molten pool's two-phase region. The introduction of helium significantly reduced the segregation effects of various alloying elements in the top region

of the ingot, with the shape of the severely segregated elements zone changing from conical to flatter. The concentration distribution of elements became more uniform. Elements in the core of the ingot tended to show positive segregation, while elements on the surface of the ingot tended to show negative segregation.

Key Words : Vacuum Arc Remelting; Ultra-large Ingot Die Casting; Die Steel; Inclusions; Helium Cooling

真空电弧重熔(VAR)是在较高的真空度下通过自耗电极和金属熔池之间直流电弧产生的热条件下重熔金属自耗电极。其目的是通过高真空度来去除电极中的气体和低熔点元素,通过控制冶炼参数和凝固条件来获得柱状枝晶结构的铸锭,通过热浮力和电磁场的持续作用下有效去除夹杂物。真空电弧重熔在钛、锆合金以及镍基合金、特种钢和难熔金属的冶炼方面有着显著的优点^[1]。在熔炼过程中电极与熔池间的电弧起到至关重要的作用,电流决定了熔速、熔池的过热程度和抛除夹杂的强度等。电弧的行为还会间接影响锭的凝固条件和最终锭的质量^[2-3]。在重熔过程中,缺陷可能具有不同的来源,有些可能是来源于电极材料,有些可能来源于炉内壁材料的掉下,有些可能来源于锭的凝固。重熔结构对锭的屈服强度以及损失破坏性能有着重要的影响。熔池的形状决定一次枝晶的生长方向,锭的结晶角度和熔池深度对局部凝固时间存在重要影响。金属熔池及糊状区的温度梯度决定了形核概率。凝固前沿传播的速度以及糊状区的宽度决定锭横截面上化学元素分布的均匀性(宏观偏析性)^[4-5]。

超大型压铸通常指锁模力在6 000 t以上的一体化压铸。超大型一体化压铸模具一般用于制造新能源汽车后底板、电池包壳体等。传统的工模具钢H13钢(4Cr5MoSiV1)虽然应用广泛,但在超大型、复杂结构及长寿命需求的场景下,往往还不能胜任,需要性能更优越的高端模具钢。目前针对超大型一体化压铸模具用材料是在传统H13基础上通过优化成分和冶炼工艺,达到具有高强、高韧性、抗疲劳和抗开裂能力极强的特性,从而显著提高材料的使用寿命。典型牌号为—胜百的DIEVAR, 8418, QRO-90, 1.2344Mod, Type 2367&Mod等^[6]。

在超大型压铸模具钢(如H13钢及其改良型)冶炼工艺上,电渣重熔(ESR)是目前全球公认的主流高端提纯工艺。原因是ESR能极好地去除硫化物夹杂,提高钢材的横向韧性和热疲劳性能,且成本相对可控。但对于超大型一体化压铸,行业更倾向于使用“高纯净度ESR”甚至“粉末冶金(PM)”技术。受限于粉末冶金极高的成本,“电炉+VAR”和

“电弧炉+ESR+VAR”或许将成为一种获得极致性能的高纯净钢的另外一种工艺路线。

目前国内学者围绕真空自耗重熔工艺及数值模拟进行了广泛研究,如李澍等^[7]用数值模拟技术研究了特大型(铸锭直径 $\phi 1\,000\text{ mm}$)GH4169铸锭真空自耗重熔中熔池形貌演变,元素的宏观分布特征,夹杂物的宏观分布规律。刘钊等^[8]在TC18钛合金(铸锭直径 $\phi 820\text{ mm}$)真空自耗重熔工艺参数上进行了仿真模拟研究。研究了熔池形貌、熔池深度、化学成分分布和温度场变化规律。华倩^[9]等研究了Ti2AlNb铸锭的真空自耗熔炼过程,对熔炼电流、稳弧电流、稳弧周期等工艺参数进行了模拟和验证。徐宁等^[10]借助MeltFlow-VAR软件对GH4061(铸锭直径 $\phi 660\text{ mm}$)铸锭凝固全过程进行了动态模拟,分析了不同熔炼速率对熔池形貌和微观组织的深层影响。Huang Zhen等^[11]通过数值模拟研究了C700R-1真空自耗过程中的冷却速率对W, Ti, Nb和Mo元素微观偏析的影响。如上数值模拟方面的研究主要集中在大尺寸钛合金和高温合金,对更大直径(大于 $\phi 1\,200\text{ mm}$)的特钢的真空自耗重熔工艺模拟仿真研究较少。针对超大型压铸模具钢真空电弧重熔过程的研究目前还未见报道。为了探究超大型压铸模具钢真空自耗过程中的凝固过程特点、减轻元素偏析、提高材料的纯净度以提升铸锭质量。本研究针对直径 $\phi 1\,250\text{ mm}$ VAR铸锭,使用MeltFlow-VAR软件,研究不同熔速下熔池形状的演变,合金元素偏析的宏观分布规律,夹杂物去除路径轨迹和氦气冷却对铸锭凝固质量的影响。分析熔炼参数对VAR铸锭偏析和夹杂物去除行为的影响,为今后工业化生产大直径、高质量铸锭提供理论指导和生产依据。

1 实验材料与研究方法

选取压铸模具钢牌号为NADCA#207—2006标准中Grade C的Type 2367&Modified(简称Type2367),其典型化学成分见表1。采用MeltFlow软件内置该合金数据库对真空自耗过程进行全过程数值模拟,模拟采用的相关物理性能参数见表2,重熔的工艺参数见表3。

电极由电弧炉冶炼并经过真空脱气制得,车光

后的电极尺寸为 $\phi 1150$ mm, 真空自耗锭型 $\phi 1250$ mm。30.0 t 真空电弧重熔铸锭的过程使用 MeltFlow-VAR 软件进行计算机模拟。

表 1 Type 2367 电极的典型化学成分(质量分数)

Table 1 Typical chemical composition of Type 2367 electrode

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Fe
%	0.35	0.25	0.42	0.012	0.001	5.00	2.30	0.60	Bal.

表 2 Type 2367 热物性参数

Table 2 Thermophysical properties of Type 2367

参数	数值
液相密度/($\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$)	$(7.00\sim 7.20)\times 10^3$
固相密度/($\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$)	$(7.80\sim 7.85)\times 10^3$
液相线/K	1.763×10^3
固相线/K	1.679×10^3
潜热/($\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}$)	$(2.70\sim 2.90)\times 10^5$
热导率/[$\text{W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$]	32.00~34.29(873K~1873K)

表 3 稳态阶段重熔工艺参数

Table 3 Remelting process parameters in the steady-state stage

方案	电压/V	稳态设定电流/KA	熔速/($\text{Kg}\cdot\text{min}$)	充填比
方案 A	24.0~24.5	18.5	12.50	0.85
方案 B	24.0~24.5	19.5	13.65	0.85
方案 C	24.0~24.5	21.5	15.00	0.85

2 MeltFlow-VAR 数学模型、有限元建模及边界条件

MeltFlow-VAR 的数学模型和有限元计算模型如图 1 所示。在数学模型中,坐标原点固定在轴对称模型的左上角,即铸锭的圆心处。电极下端面有呈现正态高斯分布的热量持续输入到铸锭的上表面,富含过热的熔滴持续滴入铸锭上方熔池内,在熔池内形成下沉,上浮和热浮力/洛伦兹力驱动的熔体流动。并且熔炼电流经熔滴、铸锭、模具侧壁和水冷底板,流入电源地,形成闭合回路。随着熔滴的滴入,锭子长度持续向下生长,用于计算连续的熔炼过程。右侧网格模型则是建立的轴对称的有限元模型。

MeltFlow-VAR 计算区域的电弧:在实际熔炼中,等离子弧呈现随机分布的拉弧现象,此模型没有考虑等离子弧的行为细节,而是通过参数汇总来描述等离子弧的电磁和热行为。通过假设电流分配比来计算进入熔池的电流以及锭表面电流和热

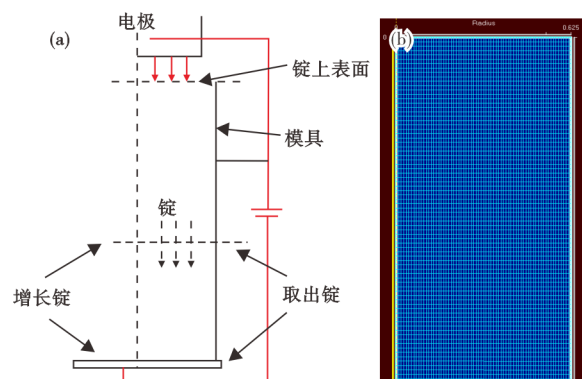


图 1 MeltFlow 真空电弧重熔:(a)计算数学模型,(b)有限元模型

Fig. 1 MeltFlow Vacuum arc remelting : (a) numerical model, (b) finite element model

通量分布。电磁现象:实际的 VAR 过程通过直流电源产生等离子弧。电流密度的空间分布和磁场的相互作用产生的洛伦兹力影响熔池的运动。分析电磁现象包括预测电流密度场,以及确定产生的磁场和洛伦兹力场。流体流动:在金属熔池和糊状区的宏观流体流动由质量和动量守恒方程控制。流体能量守恒。锭中的温度场通过求解能量守恒方程确定,通过焓-孔隙度方法能够模拟相变过程。表面通过辐射向外界散热,侧表面通过锭与模具接触传递热量导致热损失,通过温度计算确定锭与模具的接触状况。锭下表面向冷却水传热损失能量。夹杂的运动:求解中认为夹杂是由电极进入金属熔池中,并且夹杂的数量非常小,不影响熔池中液态金属的流动。夹杂的运动由牛顿运动准则描述,其描述了浮力,拉力及惯性力的相互作用。溶解率由夹杂物直径的改变率控制。

3 结果与讨论

3.1 熔池形状及特征

超大锭型 $\phi 1250$ mm Type 2367 熔池形貌演变示意图,如图 2 所示。从起弧开始,受铜结晶器底板强烈水冷作用,结晶方向趋于轴向。随着冶炼进行,凝固的钢锭向上生长。

方案 A:当起弧阶段 225 min 时,熔速达到峰值 13.50 Kg/min, 30 min 内熔速逐渐降低到设定值 12.50 Kg/min。随后一直按设定熔速 12.50 Kg/min 进行,424 min 时熔池轮廓初步形成,此时熔池液面距离钢锭底部为 535 mm,此时液态熔池轮廓呈“浅平”状,熔池深度为 145 mm。905 min 后熔池达到的深度为 329 mm 时,熔池形态趋于“平衡”。

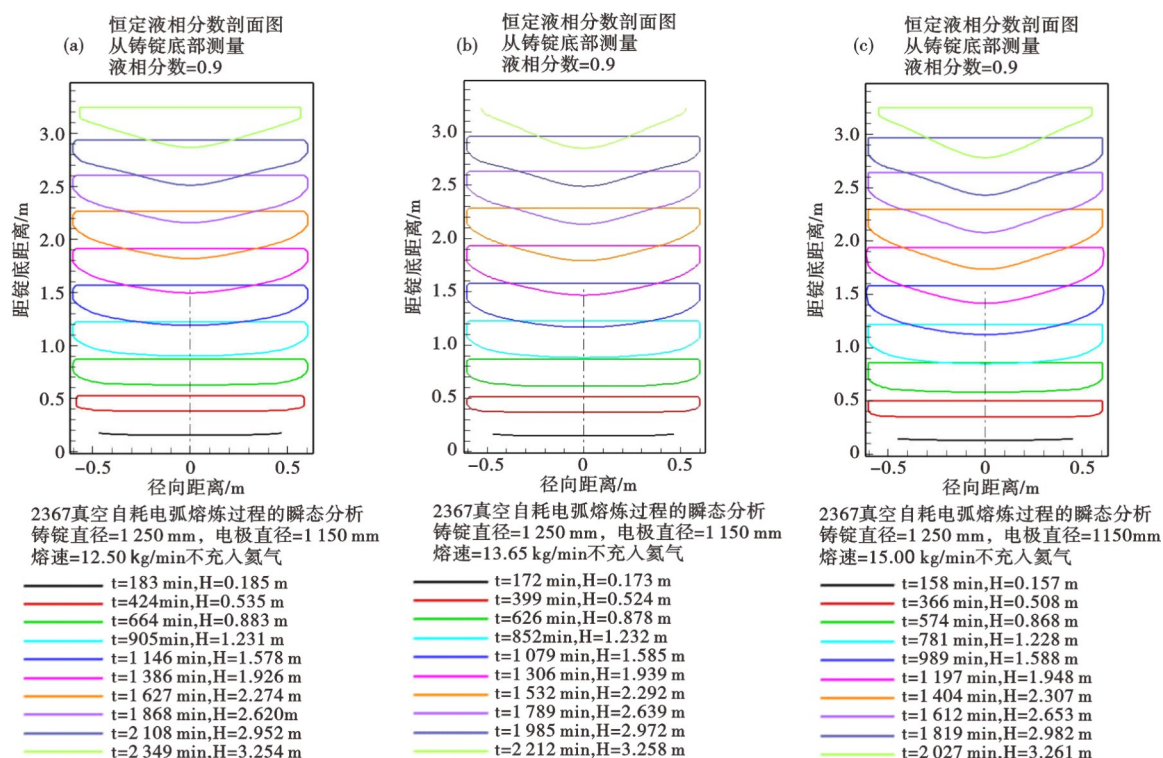


图2 不同方案下熔池深度随时间变化趋势图:(a) 熔速 12.50 kg/min, (b) 熔速 13.65 kg/min, (c) 熔速 15.00 kg/min

Fig. 2 Trend chart of molten pool depth varying with time under different schemes: (a) melting rate 12.50 kg/min, (b) melting rate 13.65 kg/min, (c) melting rate 15.00 kg/min

方案B:当起弧阶段225 min时,熔速达到峰值14.00 Kg/min, 30 min内熔速逐渐降低到设定值13.65 Kg/min。随后一直按设定熔速13.65 Kg/min进行,399 min时熔池轮廓初步形成,此时熔池液面距离钢锭底部为524 mm,此时液态熔池轮廓呈“浅平”状,熔池深度为162 mm。852 min后熔池深度的深度为356 mm。

方案C:当起弧阶段225 min时,熔速达到峰值15.50 Kg/min, 30 min内熔速逐渐降低到设定值15.00 Kg/min。随后一直按设定熔速15.00 Kg/min进行,366 min时熔池轮廓初步形成,此时熔池液面距离钢锭底部为508 mm,此时液态熔池轮廓呈“浅平”状,熔池深度为160 mm。781 min后熔池深度达到深度为380 mm。

受钢锭潜热影响在熔速保持不变的情况下,随重熔时间熔池深度逐渐增加。

方案A在第424、664、905、1 146、1 386、1 627 min时,熔池的计算深度分别为145、246、329、386、431、455 mm。由此得出该恒定熔速下熔池深度平均递增为0.257 mm/min。方案B在第399、626、852、1 079、1 306、1 532 min时,熔池的计算深度分别为156、268、350、421、474、504 mm。由

此得出该恒定熔速下熔池深度平均递增为0.307 mm/min。方案C,第399、626、852、1 079、1 306、1 532 min时,熔池的计算深度分别为159、282、379、468、532、571 mm。计算得出该恒定熔速下熔池平均递增速度为0.397 mm/min。

方案A,B,C冶炼过程熔池轮廓、深度如图2所示。

由此得出熔速和熔池深度递增速度成正比例关系。这一现象的原因主要是铸锭高度增加导致热量积累与散热滞后共同导致的。随着熔炼的进行,铸锭的高度不断增加。在熔炼初期和中期,通过电极和坩埚散发的热量往往小于金属液体凝固时释放的热量。这种热量的持续积累会导致熔池不断加深,直至达到稳态。随着熔炼继续,热量积累使熔池深度从初始的“浅平状”逐渐变成“深V状”。高熔速下这种现象相对中低熔速更加明显,这主要是热输入与散热的动态平衡之前不匹配所致。另外,随着铸锭高度增长,底部水冷的效果也逐渐减弱。实际生产过程中还有冷却水温度升高,或者氦气冷却等外部强制冷却条件未能随铸锭增长进行及时、精确的补偿调整,结晶器带走热量的效率相对下降,也会导致熔池向更深、更中心的位置

置移动。但模拟中并未考虑这些因素。

实际生产中应该在稳态阶段的后期逐渐降低设定熔速,确保熔池形状、深度始终恒定。过去根据一些经验,一般认为真空电弧重熔的熔池深度控制在 416 mm (1/3D) 以内较合适,熔池过深会导致“糊状”区大,凝固缺陷出现概率大。但熔池过浅,凝固前沿难以达到结晶器边缘,低熔速下白斑及表面缺陷出现概率也会变大。

3.2 夹杂物分布特征

MeltFlow 计算模拟主要是根据工艺生产熔池形状来判断夹杂物物理去除路径。以氧化物夹杂为例,模拟了不同位置下,不同尺寸(5、1、0.7、0.3、0.1 mm),不同密度等级的夹杂物在熔池中的运动轨迹。相对密度定义是夹杂物密度和液态金属的密度的比值。如图 3 所示,不同位置的 5 种尺寸的夹杂物运行轨迹,红色线条为高密度夹杂运行轨迹,紫色线条为低密度夹杂运行轨迹。

模拟显示:低密度夹杂物沿着熔池外表面漂浮,最终被侧壁附近凝固外壳所捕获。三种熔速下低密度夹杂物的运动轨迹都能满足工艺要求。

方案 A,由于熔速过低,熔池凝固前端无法达到结晶器边缘,因此夹杂主要集中在铸锭表面以内约-52 mm 至-30 mm 处。方案 B,熔速增大后,熔池凝固前端仍无法完全达到结晶器边缘,因此夹杂主要集中在铸锭表面以内约-45 mm 至-20 mm 处。方案 C,由熔池凝固前端基本达到结晶器边

缘,因此夹杂主要集中在铸锭表面以内约-30 mm 至-15 mm 处。

“熔池未到达”本质上是由于低熔速下熔池的热输入不足,导致熔池边缘的流动模式较弱,无法将密度较低的夹杂物有效输运至侧壁被凝固前沿捕获,容易在铸锭表面不同深度处聚集。但这个区间一般是铸锭加工“去皮”和后续锻造过程“氧化烧损”区间。深度过深会影响加工成本和综合成材率。

真空电弧重熔特钢或高温合金过程中,夹杂物的去除主要有三个途径:

1) 热力学分解和挥发。

不稳定的夹杂物的分解主要在高温电弧(电弧温度可达 3 000 °C 以上)和高真空(1 Pa 以下),部分不稳定氧化物和氮化物会发生分解。

挥发性杂质的去除,对于低熔点、高蒸汽压的杂质元素(如 Pb、Bi、Sn、Sb 等),它们会直接从液态金属表面挥发逸出。

高稳定性的夹杂物如 Al_2O_3 、TiN,单纯靠真空分解很难完全去除,只能通过物理迁移方法去除。

2) 熔池流动迁移(物理去除)

熔池流动迁移是夹杂物去除的主要物理路径。夹杂物在熔池中不是静止的,而是随着钢液流动。

a. 斯托克斯上浮:密度小于钢液的夹杂物(如大多数氧化物),在浮力作用下向上漂浮。

b. 流体裹挟与冲刷:VAR 熔池中存在强烈的电磁力(Lorentz force)和热浮力驱动流动。

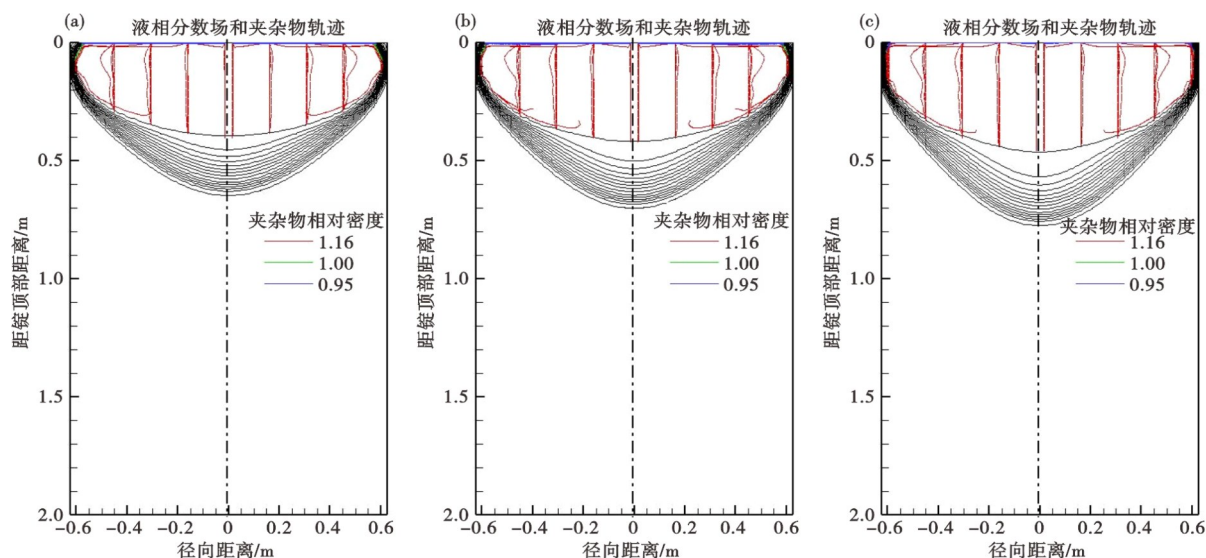


图 3 不同熔速下夹杂物去除路径图:(a) 熔速 12.50 kg/min, (b) 熔速 13.65 kg/min, (c) 熔速 15.00 kg/min

Fig. 3 Inclusion removal trajectory under different melting rates: (a) melting rate 12.50 kg/min, (b) melting rate 13.65 kg/min, (c) melting rate 15.00 kg/min

环形流在常规工艺下,熔池通常呈现稳定的环形流场。流动的钢液会裹挟夹杂物向熔池边缘或表面运动。

碰撞聚合流动的湍流效应促使微小夹杂物相互碰撞、聚合长大,变大后的夹杂物更容易上浮或被侧壁捕获。

3)凝固前沿的排斥与捕获(位置转移)

凝固前沿的排斥是将夹杂物“赶”到不重要的地方,以便后续切除。

侧壁捕获(主要去除手段)VAR采用水冷铜坩埚,凝固速度极快。当夹杂物随流体运动到熔池边缘的糊状区时,会被快速推进的凝固前沿“捕获”。由于VAR铸锭通常需要剥皮(去除表层),这些被赶到边缘的夹杂物最终会被机械加工掉。

顶部富集未被侧壁捕获的轻夹杂物最终会上浮到熔池顶部的渣层或缩孔区域,随锭头切除。

3.3 元素偏析的影响

在熔炼过程中,合金元素的偏析行为是评价熔炼质量的一个重要指标,理论上讲,凝固过程都是在一定温度范围内完成的,由于固态物质扩散很慢,造成溶质在凝固过程中的重新分配,形成偏析。

有效分配系数(k_{eff})是描述凝固过程中溶质元素再分配的关键参数,它介于平衡分配系数(k_0)和1之间。其大小与凝固速度和溶质扩散密切相关。

1)冷却速度与凝固速度:更高的冷却速度直接导致更快的凝固速度(即固-液界面向前推进的速度更快)。

2)溶质原子的“捕获”效应:在快速凝固的条件下,固-液界面移动得非常快,液相中的溶质原子(如Cr, Mo, V等)来不及通过扩散被“排斥”到枝晶间的残余液体中,就被快速推进的固相“捕获”并包裹进去。

3)趋向于无偏析:这种“捕获”效应使得固相中的溶质浓度更接近于液相的初始浓度,从而使有效分配系数 k_{eff} 趋近于1。当 $k_{eff}=1$ 时,表示完全没有偏析,成分完全均匀。

因此,冷却速度越快→凝固速度越快→溶质原子扩散越不充分→有效分配系数 k_{eff} 越高(越接近1)→微观偏析越轻。表4是Type 2367各个元素的偏析系数选择范围。虽然VAR整体冷却快,靠近铸锭表层的 K_{eff} 选择趋近于1,但考虑大吨位(通常 $\phi 800$ mm以上)铸锭的中心区域冷却速度会显著下

降,熔池深度加深。因此选择推荐值偏下限。另外,大吨位VAR的熔池虽然通常较深,且存在强烈的电磁搅拌和热浮力流动。这种流动会冲刷枝晶,打碎部分偏析层。因此,修正后的计算选取值如下。

表4 Type 2367偏析系数的范围及计算选取值
Table 4 Range and selected calculation values of the segregation coefficient for Type 2367

元素	K_{eff} 推荐数值	K_{eff} 计算选取值
C	0.60~0.70	0.65
Cr	0.85~0.90	0.88
Mo	0.75~0.85	0.80
V	0.50~0.60	0.55

图4是不同熔速下Type 2367中C、Cr、Mo、V元素的凝固偏析模拟情况。成分设定值按表1。为了更清晰显示不同熔速下各元素成分偏析情况,将易偏析元素C和V偏差按 $\pm 10\%$, Cr、Mo元素偏差按 $\pm 5\%$ 作为元素标尺的上限和下限。

从图4可以看出:重熔初期结晶器底部水冷作用极为强烈,冷却速度大。C、V、Cr、Mo都有不同程度的负偏析,其中C和V最为明显,Mo其次,Cr相对偏析小。在中心区的C和V的浓度较高,沿径向浓度逐渐减少,液相区浓度高于固相区浓度,属于正偏析元素。随着铸锭高度的增加,当高度达到400 mm以上,负偏析趋势显著减小,当高度达到500 mm时,Cr和Mo的负偏析基本消除,C和V的负偏析趋势明显减缓。

模拟计算研究并横向对比不同熔速下各个元素的偏析趋势,元素偏析程度规律: $V > C > Mo > Cr$ 。偏析在锭后凝固的上端比先凝固的下端更严重,在中心部比边部更严重。熔速增大,偏析由平滑“U型状”逐渐过渡到尖锐的“倒V状”。

理论上,较高的熔速会使金属熔池变得更深,导致凝固前沿的温度梯度减小。这会延长局部凝固时间,溶质元素有充分的时间进行扩散和聚集,容易在枝晶间形成大尺寸的富V(MC型)或富Mo(M_2C/M_6C 型)的一次碳化物,这些粗大碳化物会影响H13类钢的韧性和热疲劳寿命。但同时应考虑冷却速度带来的影响,真空电弧重熔相对电渣重熔冷却速度更快,而较高的冷却速度虽然会加剧枝晶间偏析,但会细化液析碳化物。尽管偏析程度加重,但快速冷却显著缩短了局部凝固时间。因此需考虑熔速和冷却速度的平衡。

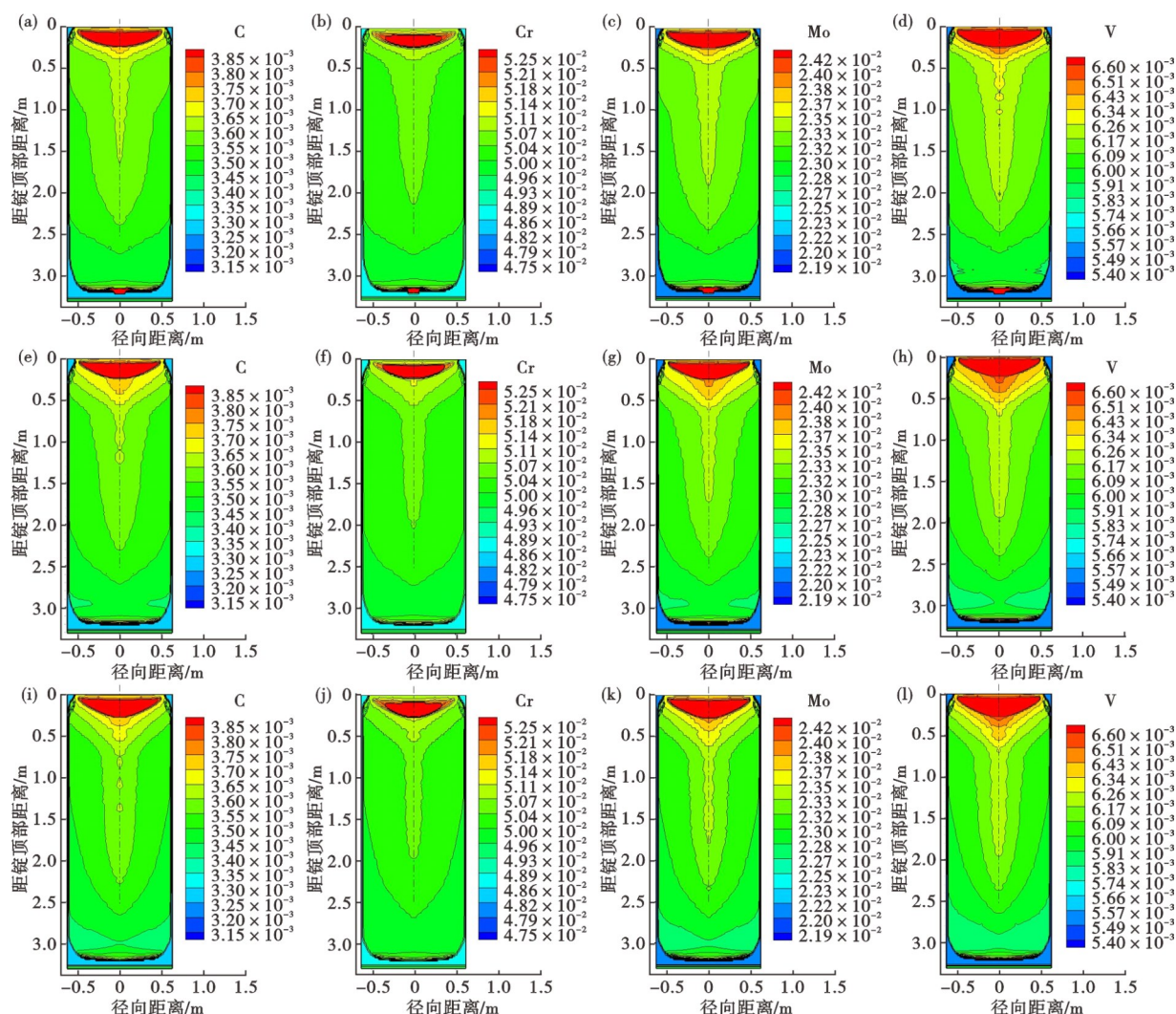


图4 不同熔速下各元素偏析图: 12.50 kg/min的熔速下各元素偏析: (a) C, (b) Cr, (c) Mo, (d) V; 13.65 kg/min的熔速下各元素偏析: (e) C, (f) Cr, (g) Mo, (h) V; 15.00 kg/min的熔速下各元素偏析: (i) C, (j) Cr, (k) Mo, (l) V

Fig. 4 Element segregation diagrams at different melting rates: element segregation at the melting rate of 12.50 kg/min: (a) C, (b) Cr, (c) Mo, (d) V; element segregation at the melting rate of 13.65 kg/min: (e) C, (f) Cr, (g) Mo, (h) V; element segregation at the melting rate of 15.00 kg/min: (i) C, (j) Cr, (k) Mo, (l) V

3.4 氦气冷却对铸锭凝固质量的影响

真空自耗熔炼作为高性能金属材料制备的核心工艺,其铸锭凝固质量直接决定了最终产品的性能稳定性。传统的冷却方式,是靠“铜-钢”之间的接触进行热传递,由于钢锭凝固收缩产生了间隙,因而在“铜-钢”产生了真空间隙层,间隙层大大降低了“固-固”传热效率。氦气作为惰性气体中的高效冷却介质,凭借其独特的热物理性质,逐渐成为真空自耗熔炼冷却系统的研究热点,在真空环境中,氦气分子通过与铸锭表面及结晶器壁的碰撞传递热量,其导热系数显著高于真空及其他惰性气体。当氦气被引入间隙层并接触高温铸锭时,会迅速吸收热量并形成对流循环,通过外部“水冷-铜坩埚”冷却

效应实现热量的高效排出,通过调节氦气压力与流量精确控制冷却强度,本质上是提高热传递效率。氦气的充入时间一般选择熔池建立后,重熔进入到稳态前后,过早充入氦气会影响熔池的形成。这里氦气的充入时刻为起弧后第225 min。图5是熔速为13.65、15.0 Kg/min时,对比不充入氦气、充入500 Pa的氦气和充入1 000 Pa的氦气下,熔池两相区深度随时间变化趋势。

表5表示重熔工艺参数对熔池两相区深度的影响。采取不同的熔速条件下,不充入氦气,充入500 Pa氦气和充入1 000 Pa氦气下,熔池两相区深度随时间变化情况。

从图5可以看出,充入氦气后,熔池的深度大幅

表 5 重熔工艺参数对熔池两相区深度的影响

Table 5 Effects of remelting process parameters on the depth of the two-phase region in the molten pool							
序号	熔速/ (kg·min ⁻¹)	时间/min	不充氦气 两相区深度/mm	充氦气(500 Pa) 两相区深度/mm	减少百分 数/%	充氦气(1000 Pa) 两相区深度/mm	减少百分 数/%
1	13.65	300	29.74	28.94	2.69	28.61	3.80
2	13.65	700	87.94	72.03	18.09	69.35	21.14
3	13.65	1 000	136.11	85.42	37.24	76.19	44.02
4	13.65	1 200	154.08	86.29	44.00	76.56	50.31
5	13.65	1 500	166.32	86.92	47.74	77.17	53.60
6	13.65	1 700	172.86	91.50	47.07	79.93	53.76
7	15.00	300	31.04	30.44	1.93	29.61	4.61
8	15.00	700	103.49	80.29	22.42	76.17	26.40
9	15.00	1 000	151.62	91.78	39.47	82.72	45.44
10	15.00	1 200	165.33	93.40	43.51	83.12	49.72
11	15.00	1 500	175.87	97.44	44.60	85.79	51.22
12	15.00	1 700	181.41	99.78	45.00	86.16	52.51

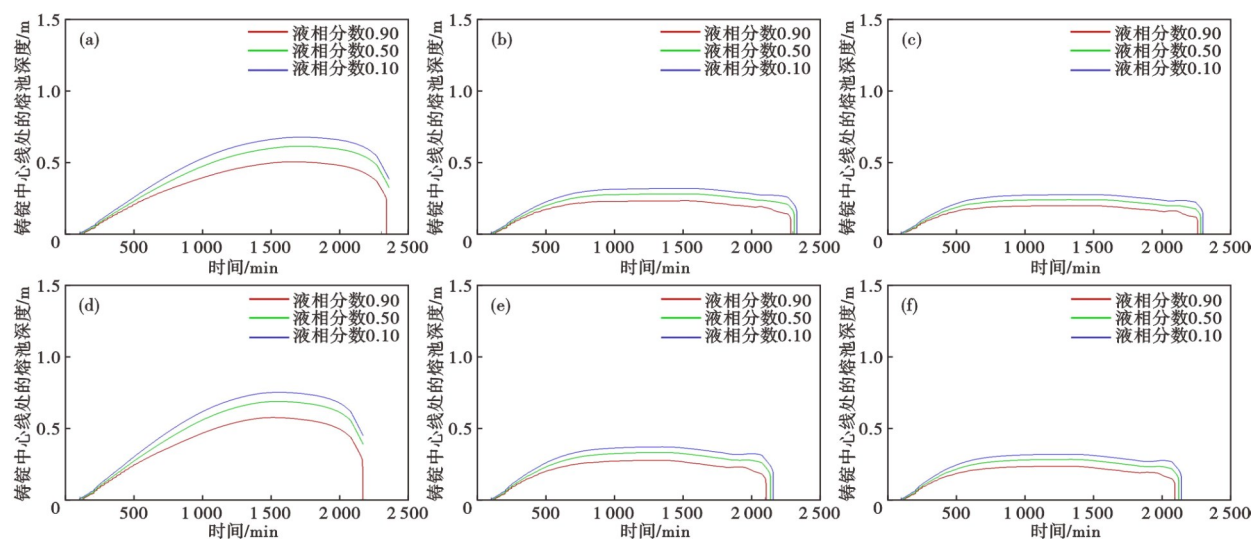


图 5 不同氦气冷却方案下两相区深度随时间变化趋势图:熔速为 13.65 kg/min 时:(a)不充氦气,(b)充氦气 500 Pa,(c)充氦气 1 000 Pa;熔速为 15.00 kg/min 时:(d)不充氦气,(e)充氦气 500 Pa,(f)充氦气 1 000 Pa

Fig. 5 Trend diagram of two-phase region depth variation with time under different helium cooling schemes; at the melting rate of 13.65 kg/min: (a) without helium filling, (b) with helium filling at 500 Pa, (c) with helium filling at 1000 Pa; at the melting rate of 15.00 kg/min: (d) without helium filling, (e) with helium filling at 500 Pa, (f) with helium filling at 1000 Pa

度降低。熔速不变情况下,结晶器和钢锭之间充入不同压力的氦气能显著降低两相区的深度。稳态重熔初期,由于熔池不深,减少效果不明显。冶炼到中后期,充入氦气和不充入氦气相比能减少40%以上。随着充氦压力增大(从500~1 000 Pa),两相区深度减少的比例能提高6%左右。但需要注意的是,实际生产过程中当压力超过500 Pa的时候,过高压力的氦气将会冲破熔池,会导致铸锭的锭冠(顶部凝固壳)与水冷结晶器过早分离,形成“双层表皮”缺陷,严重影响铸锭的表面质量和产品合格率。

根据 H13 钢种的实际经验,铸态的偏析比范围

见表6。由于真空电弧重熔的冷却速度优于电渣重熔和模铸锭的冷却。因此将计算成分偏析比作为元素偏析范围的上限和下限。

表 6 重熔合金元素成分及计算偏析比

Table 6 Elemental composition and calculated segregation ratio of remelted alloy				
元素	实际值(质量 分数)/%	铸态偏析比	VAR 计算 偏析比	偏析度/%
C	0.35	1.10~1.20	1.10	±10
Cr	5.0	1.20~1.28	1.03	±3
Mo	2.30	1.26~1.80	1.04	±4
V	0.60	≥1.40	1.10	±10

图 6 是熔速为 15.0 kg/min 时,对比不充入氦气、充入 500 Pa 的氦气和充入 1 000 Pa 的氦气下,元素 C, Cr, Mo, V 的偏析情况计算模拟图。

从图 6 可以看出,充入氦气后能显著降低铸锭顶部区域各个合金元素偏析的影响,特别是 C 和 V。偏析严重区形状从“锥形”变得更为扁平。元素浓度分布从多浓度层次变为单浓度层次。纵向对比不同氦气压力下各元素总体偏析程度。熔速为 15.0 kg/min 时不充入氦气、充入 500 Pa 的压力氦气和充入 1 000 Pa 的压力氦气后,可以看出整个锭身 C 的浓度范围为 0.340%~0.370%、0.345%~0.365%、0.345%~0.365%,说明氦气冷却对 C 浓度的极差有减小趋势的作用。充入 500 Pa 的压力氦气和充入

1000 Pa 的压力氦气相比对于心部的正偏析范围有点略增大趋势,两者的元素浓度偏差都在可接受的范围内。Cr、Mo、V 的偏析趋势和 C 一致。元素心部趋向于正偏析。这是由于氦气的压力增大,极大地提高了凝固速率,过快的凝固速率会导致在 H13 类工具钢中的冶炼凝固过程中, Cr(铬)、Mo(钼)、V(钒)等核心合金元素通常表现出偏析系数小于 1 的特性。这意味着这些元素在凝固时会倾向于富集在枝晶间(即最后凝固的区域),形成正偏析,而枝晶臂处的含量则相对较低。快速冷却使得元素更来不及扩散,从而加剧了枝晶间的成分差异。虽然偏析程度加重了,但快速冷却能显著细化枝晶组织,析出的碳化物尺寸会变得更细小、分布更均匀。

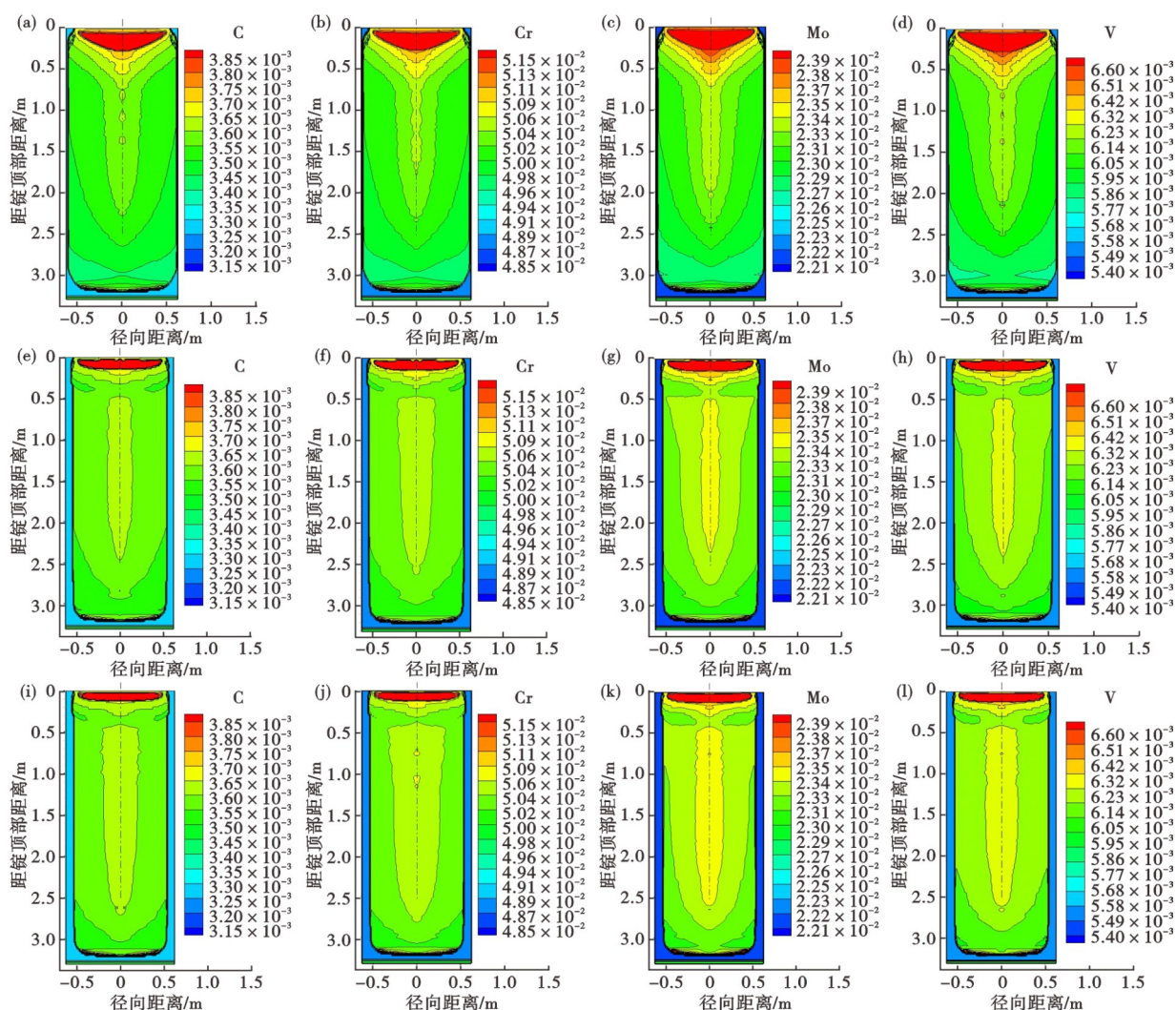


图 6 15.00 kg/min 的熔速下不充入氦气各元素偏析: (a) C, (b) Cr, (c) Mo, (d) V; 15.00 kg/min 的熔速下充入氦气 500 Pa 各元素偏析: (e) C, (f) Cr, (g) Mo, (h) V; 15.00 kg/min 的熔速下充入氦气 1000 Pa 各元素偏析: (i) C, (j) Cr, (k) Mo, (l) V
Fig. 6 Segregation of elements without helium gas filling at the melting rate of 15.00 kg/min: (a) C, (b) Cr, (c) Mo, (d) V; Segregation of elements with helium gas filling at 500 Pa at the melting rate of 15.00 kg/min: (e) C, (f) Cr, (g) Mo, (h) V; Segregation of elements with helium gas filling at 1000 Pa at the melting rate of 15.00 kg/min: (i) C, (j) Cr, (k) Mo, (l) V

充入氦气后,真空自耗增加冷却强度更快了。可以看出铸锭边缘的元素C的负偏析区域均出现逐渐增大的趋势。影响深度分别为15、59、85 mm。元素V影响深度分别为13、55、66 mm。其中C和V元素影响显著,Mo元素影响其次,Cr元素影响较小。

Type 2367属于H13类工模具钢,不同于真空自耗重熔高温合金。高温合金的合金含量高,且很多含有Nb、W类重元素,同时固液相线温度差较大,因此需在真空自耗重熔过程中需要控制相对较低的熔速,确保熔池形状为浅的扁平型,主要目的是降低心部两相区的宽度,确保两相区的快速凝固,避免凝固类缺陷。但高温合金真空自耗重熔采用过低的熔速有时候会增加出现“白斑”的概率。

真空自耗重熔H13类工模具钢,属于铁基类金属,熔点高,其真空自耗铸锭表面成型不如镍基高温合金,采取过低的熔速往往会导致熔池不到边,反而影响夹杂物的去除,容易出现铸锭近表面皮下夹杂物增大,导致铸锭扒皮量变大,影响成材率。过低的熔速也影响生产作业效率,导致产量下降。

因此,实际生产过程中应综合考虑自耗电情况、元素偏析的影响程度,夹杂物去除效果、表面去皮后的成材率等因素综合考虑熔速、氦气冷却方案的选取。

4 结论

采用MeltFlow-VAR数值模拟软件对 $\phi 1\ 250\ \text{mm}$ 锭型30 t级大型压铸模用Type2367&Modified钢的真空电弧重熔全过程进行模拟,得出以下结论。

1)当真空电弧重熔进入稳态后,以设定恒定熔速12.50、13.65、15.0 kg/min进行重熔,熔池深度平均递增为0.257、0.307、0.397 mm/min,

熔池深度递增速度和熔速之间成正比例关系。

2)模拟计算,以熔速12.50、13.65 kg/min进行重熔,因熔速偏低,熔池凝固前端无法达到或无法完全达到结晶器边缘,铸锭下表面易出现“皮下夹杂”的风险,如完全去除需加大加工尺寸,影响综合成材率。推荐中高熔速,利用强对流将夹杂物“甩”向边缘被凝固壳捕获。

3)模拟计算显示三种熔速下铸锭底部C、V、Cr、Mo都有不同程度的负偏析,其中C和V最为明显,Mo其次,Cr相对偏析小。当钢锭高度达到500 mm后Cr和Mo的负偏析基本消除,C和V的负偏析趋势明显减弱。锭身元素正偏析趋势: $V > C > Mo > Cr$ 。随着熔速提高,有减缓趋势。

4)熔速不变情况下,结晶器和钢锭之间充入不同压力的氦气能显著降低两相区的深度,降低比例可达40%以上。熔池两相区的深度和充入氦气的压力在一定范围内是成反比例关系。

5)充入氦气后能显著降低铸锭顶部区域各个合金元素偏析的影响,易偏析元素偏析严重区形状从“锥形”变得更为扁平。元素浓度分布层次从多变少。铸锭心部元素趋向于正偏析,铸锭表面元素趋向于负偏析。

6)实际生产过程中应综合考虑自耗电情况、元素偏析的影响程度,夹杂物去除效果、表面去皮后的成材率等因素综合考虑熔速、氦气冷却方案的选取。

参考文献

- [1] Chapelle P, Bellot J P, Duval H, et al. Modelling of plasma generation and expansion in a vacuum arc: Application to the vacuum arc remelting process[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 2002, 35(2): 137-150.
- [2] 李献军. 真空自耗电弧炉熔炼技术和铸锭质量问题[J]. 钛工业进展, 2001, 18(3): 11-15.
- [3] 王 镐, 李成刚. 真空自耗电弧炉熔炼钛锭偏析缺陷的分析与改进[J]. 钛工业进展, 2000, 17(4): 16-18.
- [4] James A. Van Den Avyle, John A. Brooks, and Adam C. Powell. Reducing defects in remelting Process for High-Performance Alloys [J]. Melting Technologies. 1998:22-26.
- [5] Shved F I. Vacuum arc remelting of steel and alloys: Technological aspects[J]. Steel in Translation, 2008, 38(12): 1033-1039.
- [6] NADCA #206-2006 Special Quality Die Steel & Heat Treatment Acceptance Criterial for Die Casting Dies [S]. Wheeling: NADCA DIE MATERIALS COMMITTEE. North America Casting Association, 2006.
- [7] 李 澍, 张亨年, 江 河, 等. 特大型GH4169铸锭真空自耗过程工艺优化及控制[J]. 航空学报, 2026, 47(2): 303-317.
- [8] 刘 钊, 周兵兵, 毛玲玲, 等. 基于MeltFlow-VAR的TC18钛合金铸锭VAR熔炼的数值模拟[J]. 世界有色金属, 2024(10): 32-36.
- [9] 华 倩, 李 彤, 王超南, 等. 基于MeltFlow-VAR的Ti2AlNb合金铸锭熔炼工艺研究[J]. 特钢技术, 2024, 30(3): 33-35.
- [10] 徐 宁, 姜 敏, 王 豪, 等. 真空电弧重熔GH4061凝固过程的数值模拟[J]. 金属世界, 2025(3): 26-33.
- [11] Huang Z, He X K, Chen K, et al. Effect of different cooling rates on the segregation of C700R-1 alloy during solidification [J]. Journal of Materials Science, 2023, 58(7): 3307-3322.