

工业级齿条钢铸锭液体增材铸造工艺设计及试验研究

王迎光^{1,2} 郭庆涛¹ 任 能² 李 军² 肖玉宝¹ 夏明许² 李建国²

(1. 鞍钢集团北京研究院有限公司, 北京 112200; 2. 上海交通大学材料科学与工程学院, 上海 200240)

摘 要 采用数值模拟及中试试验研究了齿条钢铸锭的液体增材铸造工艺, 探讨了浇注时间间隔和增材铸造层数对铸锭晶粒组织及宏观偏析程度的影响, 并基于数值模拟研究结果制定的工艺制备了 200 kg 级铸锭。结果表明, 钢铸锭的液体增材铸造工艺应采用较小的浇注时间间隔和较多的层数。相比于传统方式浇注的铸锭, 液体增材铸造制备铸锭的等轴晶区面积增加, 金属收得率显著提高, 中心偏析指数波动范围下降了 26.3%。

关键词 宏观偏析; 铸造; 液体增材; 数值模拟; 齿条钢

中图分类号 TH166; TP311

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.Y20240023

Process Design and Experimental Investigation of Layer Casting for Industrial Rack Steel Ingot

WANG Yingguang^{1,2}, GUO Qingtao¹, REN Neng², LI Jun², XIAO Yubao¹, XIA Mingxu², LI Jianguo²

(1. Ansteel Beijing Research Institute Co. Ltd., Beijing 112200; 2. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240)

Abstract: The layer casting process of steel ingot was investigated by numerical simulation and pilot scale test. The influence of pouring interval and layer number on grain structure and macrosegregation level of ingot was explored, and a 200 kg ingot was fabricated based on numerical simulation. The results indicate that a smaller pouring interval and a larger layer number are recommended for the liquid additive manufacture of steel ingot. Compared with that prepared by traditional method, the area of equiaxed crystal zone and metallic yield of ingot by liquid additive manufacture are increased significantly, and the fluctuation range of centerline segregation index is decreased by 26.3%.

Key Words: Macrosegregation, Casting, Liquid Additive Manufacture, Numerical Simulation, Rack Steel

收稿日期: 2024-06-27; 修订日期: 2024-08-31

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52074182); 内蒙古自治区 上海交通大学科技合作专项“科技兴蒙”上海交通大学行动计划资助项目(2023XYJG0001-01-01); 上海市自然科学基金资助项目(22ZR1430700)

第一作者简介: 王迎光, 男, 1998 年出生, 硕士研究生, E-mail: 1911670460@qq.com

通信作者: 李军, 男, 1984 年出生, 教授, E-mail: li.jun@sjtu.edu.cn

引用格式: 王迎光, 郭庆涛, 任能, 等. 工业级齿条钢铸锭液体增材铸造工艺设计及试验研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(7): 1 086-1 092.

WANG Y G, GUO Q T, REN N, et al. Process design and experimental investigation of layer casting for industrial rack steel ingot[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(7): 1 086-1 092.

- [14] YANG B W, GAO M Q, WANG Y, et al. Dynamic recrystallization behavior and mechanical properties response of rheo-extruded Al-Mg alloys with various Mg contents[J]. Materials Science and Engineering, 2022, A849: 143-150.
- [15] WANG X, GUAN R G, MISRA R D K, et al. The mechanistic contribution of nanosized Al₃Fe phase on the mechanical properties of Al-Fe alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2018, A724: 452-460.
- [16] WANG Y, YANG B W, GAO M Q, et al. Microstructure evolution, mechanical property response and strengthening mechanism induced by compositional effects in Al-6Mg alloys[J]. Materials & Design, 2022, 220: 110 849.
- [17] BAKARE F, SCHIEREN L, ROUXEL B, et al. The impact of L₁₂ dispersoids and strain rate on the Portevin-Le-Chatelier effect and mechanical properties of Al-Mg alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2021, A811: 141-150.
- [18] ZHOU S A, ZHANG Z, LI M, et al. Effect of Sc on microstructure and mechanical properties of as-cast Al-Mg alloys[J]. Materials & Design, 2016, 90: 1 077-1 084.
- [19] LIU W N, ZHANG W, WANG P Y, et al. Effect of slow shot speed on externally solidified crystal, porosity and tensile property in a newly developed high-pressure die-cast Al-Si alloy[J]. China Foundry, 2024, 21(1): 11-19.
- [20] LI X Y, XIA W J, YAN H G, et al. High strength and large ductility of a fine-grained Al-Mg alloy processed by high strain rate hot rolling and cold rolling[J]. Materials Science and Engineering, 2020, A787: 139-148.
- [21] WANG Y T, ZHAO Y G, XU X F, et al. Superior mechanical properties induced by the interaction between dislocations and precipitates in the electro-pulsing treated Al-Mg-Si alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2018, A735: 154-161.
- [22] WANG H, GENG H, ZHOU D, et al. Multiple strengthening mechanisms in high strength ultrafine-grained Al-Mg alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2020, A771: 138-143.
- [23] HUANG J W, FU Y H, ZHAI W Z, et al. Hybrid interlayer hot rolling and wire arc additive manufacturing of Al-Mg alloy: Microstructure, mechanical properties and strengthening mechanism[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 7 037-7 050.

(编辑: 栗万仲)

大型铸锻件制造是关系到国家安全和国民经济命脉的关键行业。我国大型铸锻件行业目前具备一次性提供900 t优质钢水、700 t钢锭、500 t铸件、400 t锻件的极限制造能力^[1],为我国高端装备制造提供了坚实保障。但我国的大型铸锻件目前存在低端产品过剩、高端产品不足、顶级铸锻件开发进程缓慢等问题,严重制约了高端大型铸锻件产业的发展。由于金属凝固过程中的溶质再分配以及熔体流动,大型铸锭中不可避免地会出现宏观偏析,严重制约了高质量大型铸锭的制备。液固两相的相对流动导致了宏观偏析的产生,造成这种相对流动的因素包括:热溶质浮力、等轴晶沉降、凝固收缩导致的补缩流动等。

为解决大型铸锭中的宏观偏析,研究者提出了诸多方法。张开发等^[2]研究了不同工艺参数下真空自耗电弧熔炼SP700铸锭中的Fe元素分布和宏观组织,发现采用强冷却、低电流、大搅拌、长补缩的熔炼参数,可以有效抑制SP700钛合金铸锭中Fe的凝固偏析。马亚芬等^[3]通过两段热处理工艺降低了大尺寸GH4738合金铸锭的元素偏析,并且经该工艺处理后GH4738合金铸锭具有良好的热塑性。陈俊儒等^[4]指出,连铸过程中的电磁搅拌和轻压下技术对于改善特殊钢大方坯内部的偏析情况均有着重要作用。郝建飞等^[5]研究了低频电磁场对Al-Mg-Si-Cu铝合金铸锭宏观偏析的影响。结果显示,电磁半连续铸造工艺能使合金成分更加均匀,降低Mg、Si、Cu等合金元素的偏析程度,宏观偏析现象在很大程度上得到抑制和消除。SANG B G等^[6]提出了一种在铸锭凝固过程中添加钢球来降低铸锭宏观偏析的方法,钢球的激冷作用提高了铸锭的冷却速率,降低铸锭中温度梯度来抑制钢锭中的熔体流动。与传统方法制备的铸锭相比,该工艺降低了500 kg级钢锭中的偏析并细化了铸锭组织。但是采用该方法会造成未完全熔化的钢球在铸锭底部沉积,在钢锭中引入了新的缺陷。ZHANG F等^[7]和ZHONG H G等^[8]提出了热顶脉冲磁致振荡技术(Hot-top pulsed magneto-oscillation, HPMO)用于细化大型铸锭的组织改善宏观偏析。该技术将普通冒口替换成带有PMO线圈的冒口,通过在冒口处施加振荡磁场促使冒口附近大量形核,形成“结晶雨”进而细化组织。线圈产生的洛伦兹力改变了熔体流场。该方法显著细化了铸锭组织,并改善了铸锭的宏观偏析,但存在随着铸锭尺寸的增加,外场衰减逐渐严重的问题。

针对大型铸锭宏观偏析严重,而小型铸锭的宏观偏析程度相对较轻的特点,基于“化整为零”的思路,李军等^[9]提出了液体增材铸造工艺(Layer casting, LC)用于制备大型均质化铸锭。该方法对浇注过程进行了离

散化,向铸型中浇入一定体积的金属液后,待其凝固到一定的体积分数,然后进行下一层的浇注,该过程应能使上一层表面已凝固部分发生重熔,进而使两层形成良好的冶金结合,如此重复浇注-凝固过程,直至制备出整个铸锭。相比于传统铸锭制备工艺,液体增材铸造工艺通过离散的浇注-凝固过程可以使传统铸锭制备工艺中的大熔池分割为由几个单元组成的小熔池,一方面大大降低了铸锭制备过程中熔池的大小,进而缩减了熔体流动范围,降低了熔体的流动速率;另一方面先凝固金属液可形成对后浇注单元金属液的冷却,减小了大型铸锭传统浇注中表、内层金属液冷却速率的差异,这些都有利于降低铸锭的宏观偏析和凝固组织差异。REN F L等^[10]采用液体增材铸造工艺制备了实验室尺寸的Al-4.5Cu合金铸锭并通过传统浇注工艺制备了相同尺寸的铸锭作为对比,发现液体增材铸造工艺显著降低了铸锭的宏观偏析并细化了铸锭组织。此外,REN F L等^[11]还开发了液体增材铸造仿真模型,模型计算结果与试验吻合良好。计算结果进一步揭示了液体增材铸造过程降低铸锭偏析的机理,即通过分层的浇注和凝固,使铸锭的熔池更小更浅,减少了熔体的流动速度并减轻了等轴晶的沉积,进而抑制了铸锭的宏观偏析。此外,计算结果还解释了铸锭中周期性负偏析的形成原因,即由于液体增材铸造过程中每次浇注都会形成新的局部熔池,而等轴晶会沉积在每个局部熔池的底部,进而形成了周期性负偏析^[12]。然而,目前对液体增材铸造钢铸锭的研究报道很少,工艺设计研究尚不充分,需要对该工艺进行进一步探索。

为了研究液体增材铸造工艺对工业级尺寸钢铸锭的偏析抑制效果,本研究对钢铸锭液体增材铸造全流程进行模拟分析,研究自由液面辐射散热对液体增材铸造钢铸锭的影响,提出抑制熔体表面热辐射的液体增材铸造工艺,在此基础上对工业级液体增材铸造钢铸锭进行工艺设计,最后进行工业级钢铸锭液体增材铸造试验,验证该方法对宏观偏析的抑制作用。

1 铸造工艺设计与模型建立

为了减轻熔体表面热辐射,促进凝固壳层重熔以及促进铸锭底部凝固,本试验和模拟采用了遮热板以及液体增材铸造组合模具,见图1。组合模具的结构包括顶部的6孔浇口杯、铸型顶部和侧壁的遮热板,铸型底部的冷铁以及铸型。采用6孔浇口杯的目的是使金属液分流至铸锭边缘,促进铸锭边缘的重熔并减小熔池深度。侧壁及铸型顶部添加低发射率遮热板,削弱

金属液表面的热辐射。铸锭底部冷铁可加速底部凝固,在金属液表面形成较厚的凝固壳层时,使铸锭底部形成较大的凝固体积,拓宽液体增材铸造的工艺窗口。

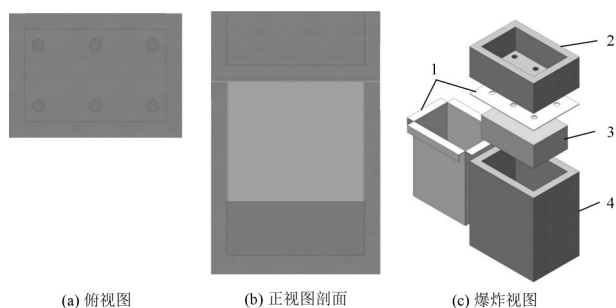


图1 组合模具结构
Fig. 1 Structure of assembling die
1. 隔热板 2. 浇口杯 3. 冷铁 4. 模具

试验材料为齿条钢,其成分见表1。采用 JMatPro 对齿条钢的热物性参数进行了计算,得到的齿条钢热物性参数见图2。根据实际生产情况构建了工业级齿条钢液体增材铸造仿真计算域,其尺寸及网格划分见图3。由于实际铸型为对称结构,为了减少计算量,模拟中采用了1/4体积进行计算。模拟时不包含熔体在浇口杯内的流动,简化为熔体从浇口杯底部的分流孔

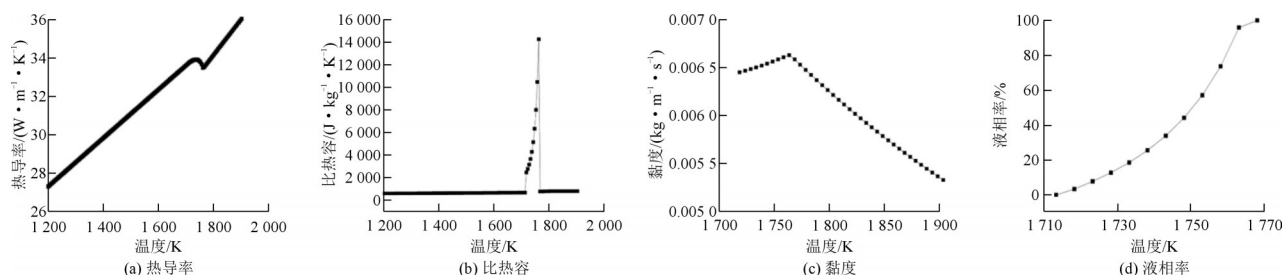


图2 JMatPro 计算得到的齿条钢热物性参数
Fig.2 Thermophysical properties of rack steel calculated by JMatPro

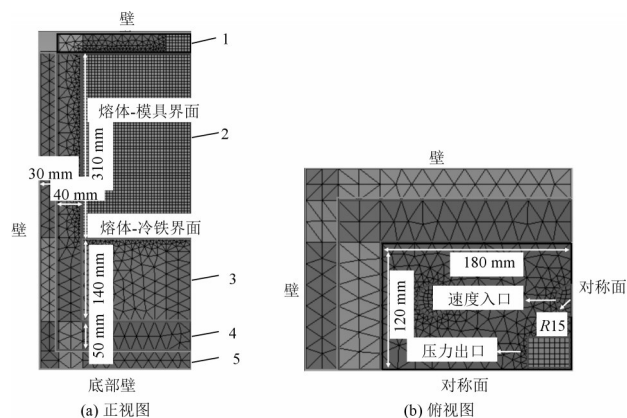


图3 计算过程中所采用的几何尺寸及网格划分
Fig.3 Geometry size and grid division for calculation
1. 浇口杯底部 2. 流体域 3. 冷铁 4. 耐火材料 5. 镁砂层

直接流入铸型型腔内。模型中包含浇口杯底部以模拟实际生产过程中形成的封闭系统。根据实际生产条件,在铸型部分分别建立了 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ 耐火材料层和镁砂层两部分, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ 耐火材料层在铸型侧壁的厚度为 40 mm,在铸型底部为 50 mm,镁砂层厚度为 30 mm,铸造过程中充氩气进行保护。模型流体域网格尺寸为 5 mm,全部为六面体网格,固体域网格尺寸最大为 10 mm,为四面体网格。计算过程中所采用的边界条件见表2。

表1 齿条钢的化学成分
Tab.1 Chemical composition of rack steel %

w_B										
C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Ti	B	Fe
0.305	0.20	0.80	3.54	1.33	0.60	0.40	0.06	0.010	0.001 5	余量

本次钢铸锭浇注温度为 1 833 K,且为真空浇注,铸锭表面无保护渣,需要考虑热辐射对铸锭顶部凝固的影响。本研究对铸造过程中的熔体-氩气界面进行捕捉,并施加了辐射源项。根据 CAGRAN C 等^[13]、WILTHAN B 等^[14]对工业用铸钢钢液表面发射率的研究,钢水表面发射率在液相线处呈现阶跃式变化,因此在模拟中,在钢水表面采用了随温度变化的发射率,钢水表面发射率随温度的变化情况见图4。

为了模拟封闭型腔内的辐射散热情况,模拟对钢水-Ar 界面与铸型壁面的第一层网格进行了追踪,并在 VOF 多相流模型中集成了 Surface to surface 模型对各辐射表面上的辐射热通量进行了计算。模拟中,采用封闭系统中由铸型内壁和熔体自由液面构成的6个表面作为辐射计算面,所有辐射计算面被假设为漫灰表面,且假设同一辐射计算面上的角系数处处相等,辐射计算面上采用面平均温度来计算辐射量。辐射源项通过多表面封闭系统辐射传热公式计算获得:

$$J_i = \varepsilon_i \sigma T_i^4 + (1 - \varepsilon_i) \sum_{j=1}^N J_j X_{i,j},$$

$$i \neq j, i, j = 1, 2, \dots, N$$

式中, J_i 为第 i 个表面上的有效辐射, W/m^2 ; ε_i 为第 i 个表

表2 模拟采用的边界条件

Tab.2 Boundary conditions for simulation

熔体-铸型界面 $T_R/(m^2 \cdot K \cdot W^{-1})$	熔体-冷铁界面 $h/$ $(W \cdot m^{-2} \cdot K^{-1})$	铸型外壁 $h/$ $(W \cdot m^{-2} \cdot K^{-1})$	铸型外壁 ϵ	铸型底部 $h/$ $(W \cdot m^{-2} \cdot K^{-1})$	浇注速度 $v/$ $(kg \cdot s^{-1})$	初始温 度/K	环境温度/ K	遮热板 ϵ
0.001	0.000 5	30	0.9	30	1.512	300	300	0.2

注: T_R 为界面热阻; h 为对流传热系数; ϵ 为发射率

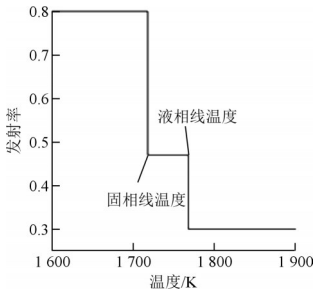


图4 钢液表面发射率随温度的变化

Fig.4 Variation of surface emissivity of molten steel with temperature

面的发射率; T_i 为第 i 个表面上的平均温度, K; $X_{i,j}$ 为表面 i 对表面 j 的角系数。

令 $E_{bi} = \epsilon_i \sigma T_i^4$, 并交换左右两项, 可将式(1)改写为:

$$E_b = KJ \quad (2)$$

式中, E_b 为辐射能向量; J 为有效辐射向量; K 为系数矩阵。通过求解式(2)可得每个辐射计算面上的有效辐射 J_i , 进而可以得到每个辐射计算面上的辐射热通量 q_i 为:

$$q_i = \frac{E_{bi} - \epsilon_i J_i}{1 - \epsilon_i} \quad (3)$$

控制方程的求解在商业软件 FLUENT 平台上执行。

2 模拟结果分析

2.1 成形评价指标

在液体增材制造过程中, 钢水表面强烈的热辐射作用致使每层熔体均有成壳倾向, 如果浇注时间间隔过大, 在下一层浇注前容易产生过厚的凝固壳层, 易导致铸锭两层间出现层间连接缺陷。采用液体增材铸造过程中的凝固壳层厚度指数 t_s 考察工艺参数对铸锭层间结合的影响。将第 i 层熔体凝固结束后铸锭中熔体表面液相率低于 40% 的单元的厚度记为凝固壳层厚度 t_i , 为了综合考虑 n 层液体增材铸造的层间结合质量, 定义凝固壳层厚度指数 t_s 为:

$$t_s = \frac{\sum_{i=1}^{n-1} \max(t_i)}{n-1} \quad (4)$$

熔池的深度与铸锭宏观偏析程度有关, 越深的熔

池, 熔体流动范围越大, 热-溶质浮力和等轴晶沉降的时间更长, 铸锭的宏观偏析也就更严重, 而较浅的熔池则会减少熔体流动范围, 进而降低偏析。采用熔池深度指数 d 综合考察 n 层液体增材铸造工艺下的熔池深度变化情况。定义从第 i 层熔体表面到熔池底部液相率为 36.3% 的单元的距离为 d_i , 设铸锭总高度为 D , 则熔池深度指数 d 可表示为:

$$d = \frac{\sum_{i=1}^{n-1} \max\left(\frac{nd_i}{iD}\right)}{n-1} \quad (5)$$

在本研究中, 为了避免在铸锭层间位置出现层间连接缺陷, 因此将凝固成壳厚度作为工艺制定过程中的主要指标, 在此基础上尽量降低熔池深度。为综合比较层数和浇注时间间隔对凝固壳层厚度指数 t_s 、熔池深度指数 d 的影响, 设计了层数为 3、4、5 及浇注时每层凝固体积达到 30%、50%、70% 的模拟试验。模拟试验编号及计算得到的浇注时间间隔见表 3。

表3 模拟算例编号及计算得到的浇注时间间隔

Tab.3 Simulation case number and calculated pouring intervals

编号	层数	每层凝固体 积分数/%	浇注时间间隔/s			
			1~2层	2~3层	3~4层	4~5层
1	3	30	44	101	—	—
2	3	50	82	195	—	—
3	3	70	154	331	—	—
4	4	30	33	86	92	—
5	4	50	65	166	168	—
6	4	70	115	265	282	—
7	5	30	27	74	83	88
8	5	50	53	144	144	154
9	5	70	88	221	229	252

2.2 凝固过程结果分析

图 5 为模拟算例 7~9 中铸锭各层在下一层浇注前的液相分数分布, 熔池中黑线为液相率为 40% 的等值线。可以看出, 铸锭在第 1 层凝固结束时, 熔池形状为浅 U 形。随着浇注的进行, 至第 4 层时铸锭熔池逐渐转变为深 U 形, 且随着浇注时间间隔增加, 铸锭熔池深度逐渐变浅。值得注意的是, 铸锭各层凝固结束时铸锭顶部均有不同程度的凝固, 并且在算例 8 和算例 9 中铸锭顶部出现了较厚的凝固壳层, 这表明当前的浇注时间间隔较长, 在此工艺条件下发生层间连接缺陷的可

能性更大。冷铁的增加提高了铸锭底部的冷却速率，促进了铸锭底部金属的凝固。以算例8的第4层为例，见图

5h,凝固结束时铸锭底部的已凝固金属厚约为69.4 mm，而铸锭侧壁已凝固金属平均厚度约为53.9 mm。

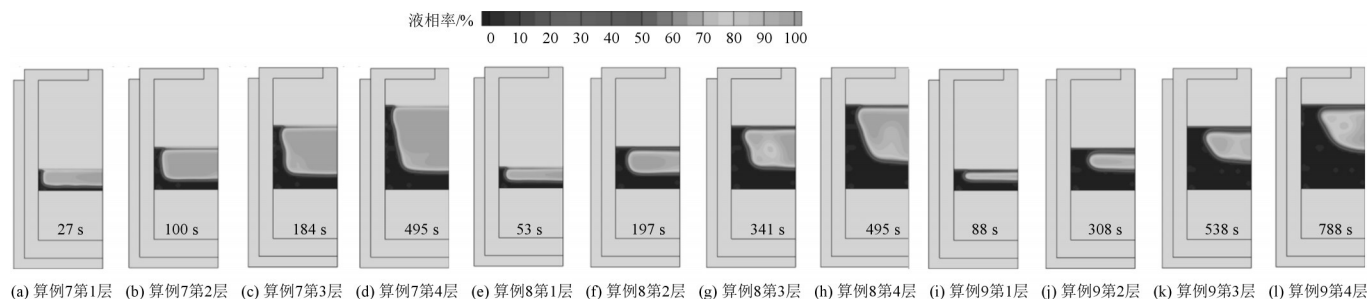


图5 下一层浇注前铸锭的液相率分布

Fig.5 Liquid fraction distribution of ingot before the pouring of next layer

图6为算例1~9各层凝固壳层厚度及凝固壳层厚度指数。可以看出,浇注时间间隔对凝固壳层厚度有显著影响。对于每层凝固体积分数为30%的算例,即算例1、算例4和算例7,凝固壳层厚度指数 t_s 为0,这表明当前层凝固结束时无凝固壳层产生。对于每层凝固体积为50%的算例,部分层出现了凝固成壳现象,这表明此工艺下的铸锭可能会产生层间连接缺陷。而对于每层凝固体积分数为70%的算例,模拟结果表明铸造过程中的每层均产生了较厚的凝固壳层,且凝固壳层厚度指数 t_s 最大,这表明当前的工艺下极易产生层间连接缺陷。因此,在设定液体增材铸造的工艺时,为了避免产生层间连接缺陷,当前工况下每层凝固结束时的凝固体积分数不应超过50%。

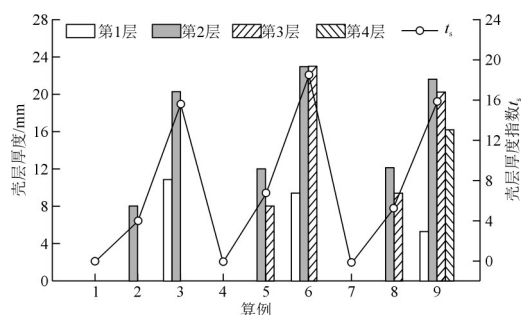


图6 算例1~9各层凝固壳层厚度及凝固壳层厚度指数结果
Fig.6 Solidified shell thickness of each layer and solidified shell thickness index results of case 1~9

图7为算例1~9各层熔池深度及熔池深度指数。可以看出,各层熔池深度随着每层凝固体积分数的增加而显著下降。而当每层凝固体积分数相同时,随着层数增加,熔池深度指数下降。这表明尽管为了避免层间连接缺陷,工艺中每层凝固体积分数不能大于50%,但是可以通过增加层数来降低熔池深度。

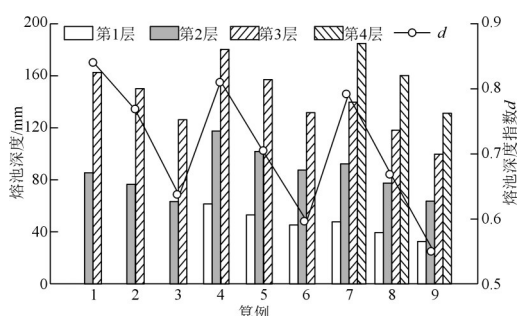


图7 算例1~9各层熔池深度及熔池深度指数结果
Fig.7 Molten pool depth of each layer and molten pool depth index results of case 1~9

3 试验结果分析

3.1 试验方法

结合上述数值模拟工艺探讨,本研究制备了200 kg级液体增材铸造齿条钢铸锭以及相同尺寸的对比钢锭。为比较齿条钢液体增材铸造工艺和传统浇注工艺的效果,对于传统浇注齿条钢铸锭(CP),铸锭底部未添加冷铁。根据模拟结果,设定液体增材铸造齿条钢铸锭(LC)工艺为分5层进行浇注,每层凝固体积分数为30%~50%,试验采用浇注时间间隔方案见表4。浇注进行前,抽真空至20 Pa,随后通氩气至4 kPa。浇注温度为1833 K,LC铸锭每层浇注时间为8 s,总浇注时间为40 s,CP铸锭总浇注时间为50 s。铸锭浇注完成并冷却后,将铸锭沿长度方向中心线剖分为两部分,并沿一侧切取30 mm厚的试样,对试样的中心面一侧进行了宏观组织检测,而在另一面的中心线上进行了取样,

表4 试验中的浇注时间间隔

Tab.4 Pouring intervals in the experiment

编号	间隔/s
1~2层	32
2~3层	92
3~4层	102
4~5层	112

以进行成分分析。

3.2 宏观组织

图8为CP铸锭和LC铸锭的宏观组织及缺陷分布情况。由图8a可见,CP铸锭的宏观组织包括底部的等轴晶区以及顶部和侧壁的柱状晶区。由于CP铸锭为一包浇注铸锭,浇注完成后形成了和铸锭尺寸相同大小的熔池。在壁面上产生的等轴晶核会在湍流、对流以及浮力的作用下脱离壁面并汇聚至熔池内部^[15]。随着等轴晶核的长大,晶体在重力作用下沉降到铸锭底部,凝固过程中持续沉降的等轴晶最终形成了铸锭底部的等轴晶区。在凝固过程中,铸锭通过铸型向外传输热量,并形成了稳定的热流方向,使铸锭侧壁出现柱状晶。铸锭顶部则在热辐射的强烈散热作用下,形成了垂直于熔体表面的单向热流,因此在CP铸锭的顶部形成了柱状晶区。LC铸锭的宏观组织包括铸锭中心的等轴晶区和铸锭边缘的柱状晶区。相比于CP铸锭,LC铸锭的等轴晶区有着明显的增大。由于LC铸锭通过分层的方式在部分凝固的熔体上进行浇注,熔体浇注过程中强烈的对流作用会促使铸锭已凝固部分枝晶发生断裂。对流和热量输入导致的枝晶断裂会使熔体中增加大量的晶核^[16-18],且新浇入的熔体与上一层的过冷熔体混合后,新浇入熔体的过热度迅速降低,这使新形成的大量晶核能够存留下来。这些晶核在后续的凝固过程中快速长大,因此形成了大范围的等轴晶区。在CP铸锭和LC铸锭的纵截面上,都存在大面积的缩孔缺陷。对于CP铸锭,从缩孔底部到铸锭底部的距离为130 mm,这表明CP铸锭在后续加工过程中的可用高度仅有130 mm。而对于LC铸锭,从缩孔底部到铸锭底部的距离为210 mm,表明LC铸锭的可用高度达到了210 mm。相比于CP铸锭,LC铸锭的可用高度显著增加,表明液体增材铸造方法能有效提高铸锭利用率。在LC铸锭左侧边缘25 mm内的区域里,存在2个孔洞缺陷区域。其中,靠上方的孔洞缺陷区域的形成可能与浇注过程中分流不均匀有关,而靠下方的孔洞缺陷区域可能与遮热板受热向内弯曲有关。尽管在这

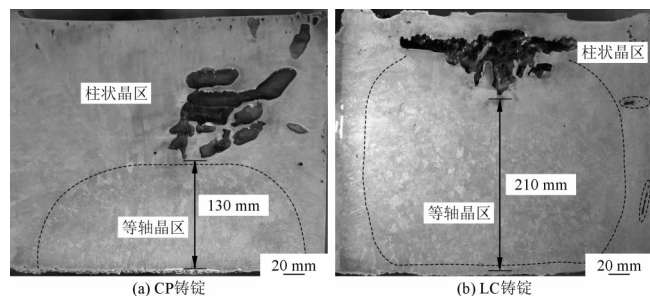


图8 宏观组织及缺陷分布

Fig.8 Macrostructure and defect distribution

两个区域存在部分缺陷,但LC铸锭在整体上结合良好,其他区域无层间连接缺陷,这表明当前的工艺条件能有效避免层间连接缺陷的产生。

3.3 宏观偏析

采用G4 ICARUS HF高频红外碳硫仪对CP铸锭和LC铸锭中心线上C含量分布进行了取样分析,取样间隔为15 mm,偏析分布见图9。可以看出,CP铸锭中心线上的偏析指数波动范围较大,而LC铸锭的波动范围较小。CP铸锭的最大正偏析为0.107,最大负偏析为-0.105,变化范围高达0.212。在LC铸锭的试样中,最大正偏析为0.063,最大负偏析为-0.093,变化范围缩小为0.156。从铸锭的中心线偏析结果来看,相比于CP铸锭,LC铸锭的最大正负偏析更小,宏观偏析指数波动范围下降了26.3%,这表明液体增材铸造工艺能有效抑制铸锭的宏观偏析。从铸锭的偏析分布趋势上来看,CP铸锭底部为负偏析,并在中部位置转变为正偏析,呈典型的铸锭偏析分布特征^[19]。对于LC铸锭,铸锭中轴线上几乎全部为负偏析,呈典型的周期性分布特征。任凤丽^[20]报道了液体增材铸造工艺中的周期性负偏析分布,其形成可能与LC铸锭制备过程中的周期性熔化-凝固特性有关。由于液体增材铸造工艺采用层状浇注,当下一层金属液浇注并与剩余金属液混合时可认为新浇入的熔体和剩余熔体形成了局部熔池。而由于对流和重熔导致的枝晶破碎造成了等轴晶数量的大量增加,进而使新形成的局部熔池中沉降了大量的贫溶质等轴晶^[21],这造成每个局部熔池底部位置均为严重的负偏析,而溶质则在热-溶质浮力的作用下聚集在局部熔池顶部,因此负偏析程度较局部熔池底部更轻。由于局部熔池在每层浇注后均会出现,因此在铸锭凝固结束后,形成了周期性的偏析分布^[22]。值得说明的是,LC铸锭中心线上几乎全部为负偏析的偏析特征与铸造过程中较深的熔池深度有关。试验前提是基于不引入新缺陷的情况下,尽可能地改善铸锭的宏

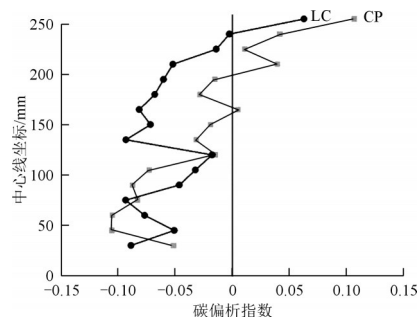


图9 CP铸锭和LC铸锭中心线上的碳偏析指数 $(C_{\text{mix}} - C_0)/C_0$ 分布曲线

Fig.9 Distribution curves of carbon segregation index $(C_{\text{mix}} - C_0)/C_0$ along the centreline of CP and LC ingot

观偏析情况。然而在钢铸锭的液体增材铸造工艺中,由于铸锭表面强烈热辐射作用的存在,铸锭顶部极易成壳,易造成层间连接缺陷。为了避免层间连接缺陷,钢铸锭的液体增材铸造只能采用较短的浇注时间间隔,这就导致在液体增材铸造过程中每包金属液都呈现与传统铸锭凝固类似的“深V型”熔池,这导致了等轴晶在熔池底部的富集^[23],因而呈现为负偏析区域。

4 结 论

(1)液体增材铸造齿条钢铸锭的工艺模拟结果表明,钢铸锭的液体增材铸造工艺应采用较小的浇注时间间隔以及较多的层数。根据试验结果,采用5包的浇注包数,以32、92、102和112 s递增的浇注间隔来进行200 kg级小尺寸工业级铸锭的制备较为合适。

(2)采用液体增材铸造成功制备了200 kg级铸锭,相比于传统浇注制得的铸锭,液体增材铸造铸锭的等轴晶区面积增加,金属收得率显著提高,中心线处的偏析指数波动范围下降了26.3%。

参 考 文 献

- [1] 李骏骋. 我国大型铸锻件行业发展回顾与展望[J]. 大型铸锻件, 2020(3): 1-4, 11.
- [2] 张开发, 负鹏飞, 李佳佳, 等. SP700钛合金铸锭中Fe含量控制[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(9): 1 291-1 296.
- [3] 马亚芬, 李育升, 张麦仓, 等. 大尺寸优质GH4738合金铸锭的元素偏析规律及均匀化工艺[J]. 材料热处理学报, 2023, 44(6): 81-89.
- [4] 陈俊儒, 张慧, 王明林, 等. 特殊钢连铸大方坯内部质量问题研究现状[J]. 铸造技术, 2019, 40(8): 874-878.
- [5] 郝建飞, 王顺成, 农登, 等. 低频电磁场对半连续铸造Al-Mg-Si-Cu合金显微组织的影响[J]. 铸造技术, 2020, 41(2): 148-152.
- [6] SANG B G, KANG X H, LI D Z. A novel technique for reducing macrosegregation in heavy steel ingots [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(4): 703-711.
- [7] ZHANG F, ZHONG H G, YANG Y Q, et al. Improving ingot homogeneity by modified hot-top pulsed magneto-oscillation [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2022, 29(12): 1 939-1 950.
- [8] ZHONG H G, ZHOU L X, YUAN H Z, et al. A homogenization technology for heavy ingots: Hot-top pulsed magneto-oscillation [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2024, B55: 1-15.
- [9] 李军, 夏明许, 胡侨丹, 等. 大型铸锭均质化问题及其新解[J]. 金属学报, 2018, 54(5): 773-788.
- [10] REN F L, WANG J G, GE H H, et al. A homogeneous billet layer casting fabrication method [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2017, A48(10): 4 453-4 457.
- [11] REN F L, LI J, GE H H, et al. A comprehensive study of layer casting process by a four-phase filling-solidification model [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 284: 116 737.
- [12] GAO Y, SUN S, JIN H. Casting simulation of cast steel joint based on Pro-CAST [A]// IOP Conference Series: Materials Science and Engineering[C]. Beijing, IOP Publishing, 2019.
- [13] CAGRAN C, RESCHAB H, TANZER R, et al. Normal spectral emissivity of the industrially used alloys NiCr20TiAl, Inconel 718, X2CrNiMo18-14-3, and another austenitic steel at 684.5 nm [J]. International Journal of Thermophysics, 2009, 30(4): 1 300-1 309.
- [14] WILTHAN B, CAGRAN C, POTTACHER G, et al. Normal spectral emissivity at 684.5 nm of the liquid binary system Fe-Ni [J]. Monatshefte für Chemie/Chemical Monthly, 2005, 136: 1 971-1 976.
- [15] HUTT J, STJOHN D. The origins of the equiaxed zone—Review of theoretical and experimental work [J]. International Journal of Cast Metals Research, 2016, 11(1): 13-22.
- [16] WANNASIN J, CANYOOK R, WISUTMETHANGOON S, et al. Grain refinement behavior of an aluminum alloy by inoculation and dynamic nucleation [J]. Acta Materialia, 2013, 61(10): 3 897-3 903.
- [17] FAN Z, LIU G, HITCHCOCK M. Solidification behaviour under intensive forced convection [J]. Materials Science and Engineering, 2005, A413: 229-235.
- [18] JACKSON K, HUNT J, UHLMANN D, et al. On the origin of the equiaxed zone in castings [J]. Trans. Metall. Soc. AIME, 1966, 236(2): 139-149.
- [19] LI J, XU X W, REN N, et al. A review on prediction of casting defects in steel ingots: From macrosegregation to multi-defect model [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2022, 29(12): 1 901-1 914.
- [20] 任凤丽. 基于层状铸造方法的铸锭宏观偏析实验与模拟研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2020.
- [21] 刘竟, 陈明文. 小雷诺数远场来流对二元系定向凝固的影响[J]. 宁夏大学学报(自然科学版), 2009, 30(4): 351-354.
- [22] 陈焕铭, 巧萍, 王冬玲. FGH95合金雾化熔滴凝固热学参数数值计算[J]. 宁夏大学学报(自然科学版), 2006, 27(3): 230-233.
- [23] 刘洋, 任鬼, 王文军, 等. 厚板坯连铸过程宏观偏析数值模拟与测定[J]. 铸造技术, 2010, 31(4): 491-496.

(编辑: 刘晨辉)

欢迎登陆期刊官网

投稿、查稿、审稿

2024年起,《特种铸造及有色合金》杂志新版网站正式上线,期刊论文彩色版本均可在网站免费在线阅读或下载pdf文件,并可体验AI导读功能,网址:www.special-cast.com,欢迎访问!