● 前沿进展 Research Progress ●

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2024.4143

镁合金双辊铸轧中心偏析形成机理及预测方法研究进展

李维豪[1],万 杰[1],陈豫增[1,2]

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室,陕西 西安 710072; 2. 苏州匀晶金属科技有限公司,江苏 苏州 215024)

摘 要:双辊铸轧技术由于其亚快速凝固和短流程、高生产率的特点成为制备镁合金板材的理想选择。但因其生产的板材会存在中心偏析情况,对材料性能产生影响,且在后续热处理中难以去除,是制约镁合金板材发展的主要障碍之一。为减弱材料的中心偏析,通过实验探索中心偏析机理的方法效率较为低下,随着理论模型和计算机技术的发展,数值计算及数值模拟预测的方法被广泛应用,且该方法对温度场、浓度场、流场的预测准确性已被证实。本文综述了凝固模型计算及有限元模拟在预测中心偏析中的应用,分析了中心偏析的形成机理及多种影响因素,最后对两种方法做出评价,并对其在中心偏析预测领域的发展方向进行展望。

关键词:镁合金;双辊铸轧;中心偏析;凝固理论;有限元模拟

中图分类号:TG233 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-8365(2024)12-1105-12

Advances in the Mechanism of Centerline Segregation Formation and Predictive Methods for Magnesium Alloys via Twin-roll Casting

LI Weihao[1], WAN Jie[1], CHEN Yuzeng[1,2]

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Suzhou Yunjing Metal Technology Co., Ltd., Suzhou 215024, China)

Abstract: Twin-roll casting technology is considered the ideal choice for producing magnesium alloy sheets because of its characteristics of subrapid solidification, short process flow, and high productivity. However, the inherent center segregation in the sheet material produced by this process poses a significant challenge, as it can negatively impact material properties and is difficult to eliminate during subsequent heat treatment processes, thus hindering the development of magnesium alloy sheets. Traditional experimental exploration of center segregation mechanisms has proven to be inefficient. With the advancement of theoretical models and computer technology, numerical calculation and simulation methods have been widely adopted to predict center segregation. These methods have demonstrated high accuracy in predicting temperature fields, concentration fields, and flow fields. This paper reviews the application of solidification models and finite element simulations for predicting center segregation, comprehensively analysing the formation mechanisms and various influencing factors. A critical evaluation of these two methods is provided, along with a prospective outlook on their future development in the field of center segregation prediction.

Key words: magnesium alloy; twin-roll casting rolling; central segregation; solidification theory; finite element simulation

镁合金作为市场上最轻的结构金属,具有比强度高、密度低、阻尼性能好等特点,在航空航天、汽车等领域具有较大的发展潜力[1-2],其中镁合金板材可用于制造卫星和飞船底座、列车减震地板及芯板

收稿日期:2024-07-24

基金项目:国家自然科学基金(52234009);中央高校基本科研业务费专项资金(D5000240144);西安市科学技术协会青年人才托举计划(959202413014)

作者简介:李维豪,2000 年生,硕士生.研究方向为镁合金双辊铸轧偏析行为.Email: 383022434@qq.com

通讯作者:万 杰,1992 年生,博士,副教授.研究方向为先进金属材料设计与增材制造.Email: wan@nwpu.edu.cn

陈豫增,1980 年生,博士,教授.研究方向为金属复杂加工过程中的相变与调控.Email:yzchen@nwpu.edu.cn

引用格式:李维豪,万杰,陈豫增.镁合金双辊铸轧中心偏析形成机理及预测方法研究进展[J].铸造技术,2024,45(12):1105-1116.

LI W H, WAN J, CHEN Y Z. Advances in the mechanism of centerline segregation formation and predictive methods for magnesium alloys via twin-roll casting[J]. Foundry Technology, 2024, 45(12): 1105-1116.

中国知网 https://www.cnki.net

等。镁具有密排六方(HCP)的晶体结构,在室温下基面滑移的临界分切应力小于非基面滑移临面滑移的临界分切应力,成形性差。随着温度升高,非基面滑移临界分切应力逐渐减小,在高温下表现出较好的成形性,因此传统镁合金板材在轧制前需要进行加热以保证其质量[3-4]。传统镁合金板材的铸造方式一般为熔炼、铸锭铸造、均质化、加热、热轧、冷轧、退火等,该过程生产流程长、成本高、效率低,不利于镁合金板材市场的进一步发展[5-6]。

双辊铸轧(twin roll cast, TRC)技术可以克服镁合金成形性难的问题,常见的双辊铸轧技术可分为立式铸轧、水平铸轧、倾斜铸轧3类,如图1所示[7]。该技术通过将熔融态金属倒入2个不断旋转的水冷铜辊中,当熔融态金属与轧辊接触时开始凝固,随着凝固的进行两侧枝晶在Kissing-point点相遇,通过轧制形成板材。该技术将铸造和轧制两种工艺结合为一种,可直接从熔融态生产板材,具有短流程、低成本、高生产效率等特点,是制造镁合金板材的理想选择[8-9]。双辊铸轧技术具有亚快速凝固的特点,其冷却速度可达到10^2~10^3 K/s,高的冷却速率使得液固界面在移动中截留更多的原子,显著提高溶质原子在初生相中的固溶度,并且高冷却速率可提高凝固过程中的形核率,从而细化晶粒,提高材料的综合性能。

双辊铸轧技术对镁合金板材市场的意义重大,但同时也面临着一些问题,例如板材生产过程中产生的中心偏析[10],如图2所示[11]。中心偏析是双辊铸轧板材中形成的一种缺陷,它的存在会使材料的微观组织性能不稳定,降低材料的疲劳强度,且裂纹易从缺陷处萌生并延伸,最终造成开裂[12-13]。中心偏析在后续的热处理中难以消除,极大地降低了材料的使用寿命[14]。

在双辊铸轧技术中,中心偏析带的形成是由铸造速度、水冷辊中冷水的流速、浇铸温度、辊缝的宽度及合金的成分等诸多因素共同作用的结果[15]。研究人员通过改变单个或多个参数设计出了多种高性能镁合金板材,但通过实验进行对比效率较低,通过模拟预测的手段将影响中心偏析的因素进行耦合在很大程度上可以减少工作量。本文介绍了镁合金双辊铸轧中心偏析的形成机理和基于凝固理论及有限元模拟的预测方法,并对两种方法的优缺点进行总结介绍。

1 镁合金中心偏析带的形成机理

中心偏析的形成是一个复杂的过程,是凝固和轧制过程共同作用的结果。中心偏析形成的基本机制是凝固过程中的溶质再分配理论,当熔融态金属接触到轧辊后凝固发生,平衡分配系数 k<1的溶质元素会不断排向液体中。随着凝固进行,液体中溶质

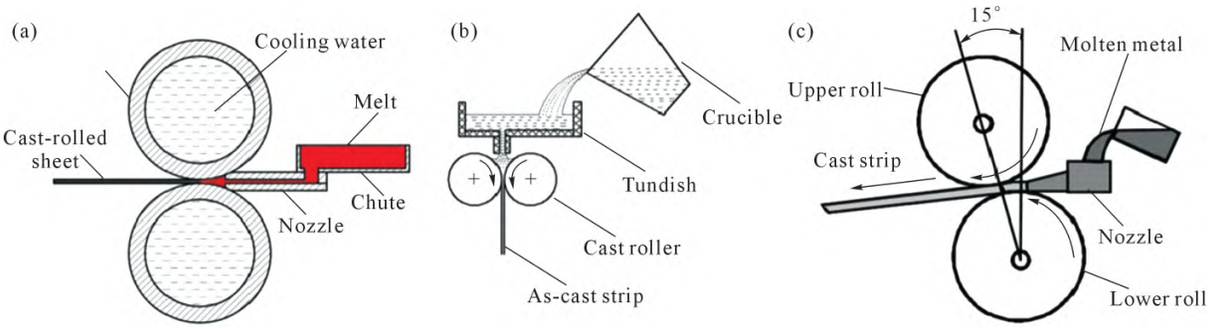

图 1 双辊铸轧工艺示意图:(a) 水平铸轧;(b) 立式铸轧;(c) 倾斜式铸轧[7]

Fig.1 Schematic diagram of the two-roll casting and rolling process: (a) horizontal casting and rolling; (b) vertical casting and rolling; (c) inclined casting and rolling[7]

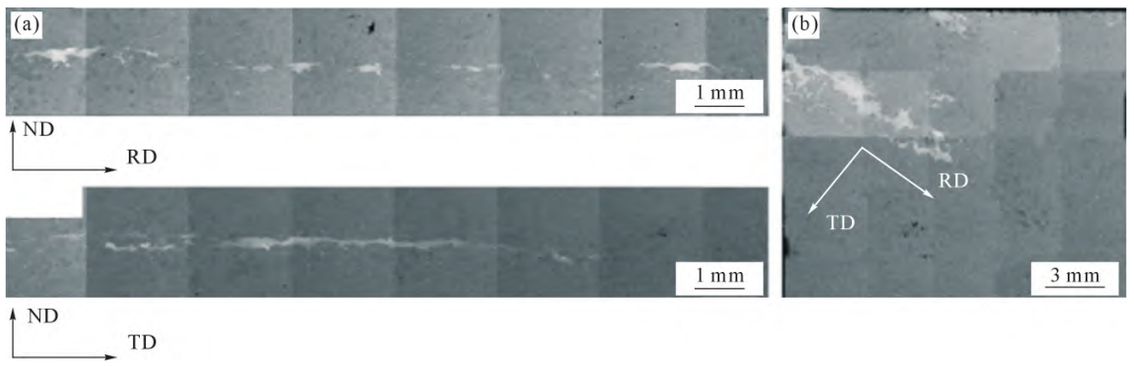

图 2 截面垂直于不同方向的双辊铸造 AZ31 镁合金 BSE 图:(a) 轧向、横向;(b) 板材中心法向[11]

Fig.2 BSE images of two-roll cast AZ31 magnesium alloy with cross sections perpendicular to different directions: (a) rolling direction, and transverse direction, respectively; (b) normal direction of the sheet metal center[11]

中国知网 https://www.cnki.net

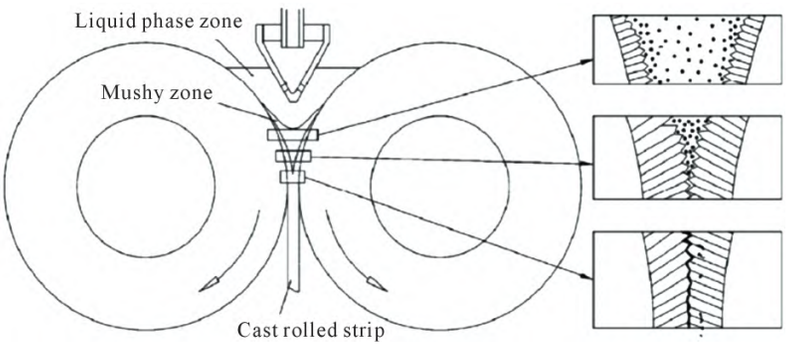

图 3 中心偏析形成示意图[17]

Fig.3 Schematic diagram of central segregation[17]

元素的浓度不断增加,在最终凝固位置形成中心偏析[16],如图3所示[17]。凝固过程对中心偏析的影响受热交换速率的影响,热交换速度越快,固液界面捕获溶质越多,越不易发生偏析。在轧制阶段,当两侧半固态区相遇,固相区在外加应力的作用下发生变形压缩,此时凝固区域中的液体在压缩作用力下向中心运动,导致中心偏析形成[18](图4)。Rodrigues等[18]通过模拟得到铸轧过程的熔体流速分布,可以看到,由于压缩,富溶质液体从固体中向中心的移动速度更快,由于溶质分配形成的富溶质液体在中心汇聚使中心偏析加强。同时轧制过程中固体会发生变形以补偿外部应力,边缘部位的液体相对于中心不易发生变形,在压差作用下边缘部位的液体向中心移动,使中心部位的溶质浓度增加[19]。这都说明在轧制变形时流体的流动行为是中心偏析的主要原因,因此轧制行为发生时,发生变形的固相之间糊状区的体积大小至关重要,糊状区体积分数越小,中心偏析程度越弱[20]。

2 双辊铸轧中心偏析的影响因素

铸造速度是双辊铸轧工艺中最重要的工艺参数,它对中心偏析的影响并不单一,当铸造速度增大时,轧辊的快速运动带动熔体会使熔池内涡流面积随之增大[21]。涡流是由轧制过程中熔体的回流造成,涡流的存在会使熔体内的温度和溶质分布更加均匀,从而减弱中心偏析[22]。铸造速度的增加也会提高轧辊的对流传热效率,使凝固速度增加,固液界面迁移速度变快会截留更多的溶质,使同时的分配系数更接近1,弱化中心偏析[23-24]。Suery等[25]对具有枝晶形貌的半固态区进行压缩试验,发现压缩后的微观组织在很大程度上取决于压缩速率,在相对低的压缩速率下,枝晶间区域的液体倾向于流向外围,在相对高的压缩速率下,倾向于均匀变形,富溶质液体会保留在中厚度区域。而铸造速度的增加意味着压缩速率的增加,当铸造速度较高时,中心偏析区域均匀变形保持初始结构,中心偏析程度强于低铸造速度情况[19]。

轧辊与冷水之间的换热为强制对流换热,冷水的流速直接影响轧辊与冷水之间的对流换热系数。换热速率越快,熔体的凝固速度越快,溶质截留效果越强,中心偏析越弱[23]。冷水的流速与铸造速度控制着轧辊与冷水之间的热交换速率,其中冷水的流速对换热系数的影响相对有限。

在相同的冷却速率下,浇铸温度越高,熔体的凝固速率越慢,熔池中的固相分数越低,糊状区越大,越容易产生中心偏析[26]。浇铸温度对中心偏析的影响较为单一,但并不是浇铸温度越高越好,因为高的浇铸温度往往对应着高的出口温度,当出口温度高

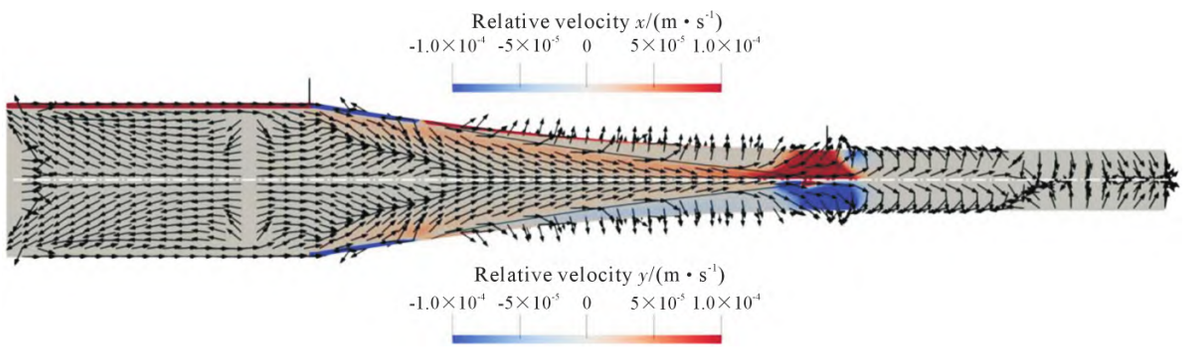

图 4 固相和液相的相对速度[18]

Fig.4 Schematic diagram of central segregation and reverse segregation[18]

中国知网 https://www.cnki.net

于固相线温度时，容易发生漏液情况。

根据凝固理论分析，辊缝的宽度越大，凝固时间越长，合金凝固溶质的再分配过程越久，液相中的溶质含量就越高。但辊缝宽度并不能一维的控制中心偏析。Zhang 等[27]的研究发现，将辊缝宽度从3 mm增加至4 mm时，板材中形成的α-AlFeSi相的生成会促进Mg_2Si、Q相的形核，而3 mm板材中形成的π-AlFeMgSi相却不能，且4 mm板材中有更多的等轴晶，有利于偏析相的均匀分布，从而减弱中心偏析。

镁合金具有较宽的凝固区间，凝固过程中更易产生中心偏析[28]，这是由镁元素本身的性质决定[29]。通过降低凝固区间可有效减弱中心偏析，Bae等[30]将AZ31合金中的Zn元素换为Sn元素，合金的凝固范围从81 ℃下降到47 ℃，在整个范围内几乎不存在偏析。Yu等[31]向AZ31中添加1%(质量分数)的Bi元素，降低了凝固区间，改善了合金的中心偏析。

3 中心偏析带的预测

3.1 基于凝固理论预测

3.1.1 TRC凝固特征分析

为了描述枝晶生长过程，Kurz等[32]将Ivantsov解与边界稳定性准测联系起来分析了枝晶生长的各种凝固参数。该模型假设枝晶生长过程在界面处平衡扩散，液固相线为线性，且只适用于二元合金。大量文献在相同的假设下对枝晶生长进行了描述，这也证明了凝固理论预测的可行性[33-34]。之后研究者们突破了这些假设的限制，将模型扩展至非平衡状态下，并适用于多元合金，对凝固现象的描述更加真实。枝晶生长模型描述了稳态条件下的枝晶生长，然而凝固过程是动态的，稳态的枝晶生长必须和全转变过程耦合起来描述枝晶的传热传质行为。Wang 等[35]通过体积平均法提出了一种全转变动力学模型，该模型将单个晶粒分为已凝固的固相枝晶、枝晶间的液相、枝晶外的液相3个区域，该模型可用于描述任意形状下三相区域中溶质、温度、体积分数的分布及变化情况。

分析TRC的凝固过程发现，热量传递完全通过固体导出经过轧辊由冷水带走，液相中的温度场为正温度梯度[36]。且TRC具有亚快速凝固的特点，在较大的温度梯度下，枝晶生长类似定向凝固以柱状晶的形式生长[37-39]。需要注意，在凝固模型计算过程中，结晶潜热通过固相导出，不考虑热过冷度[40]。使用枝晶尖端动力学模型和全转变动力学模型，通过有限差分法设置时间步长可计算凝固过程任意时刻三相中的浓度温度分布，通过对这些参数进行分析可定量预测凝固过程对中心偏析的影响。

通过中心偏析的形成机理可知，凝固过程的溶质再分配主要受熔池温度的影响，而影响熔池温度的铸轧参数有铸造速度、冷水流速、浇铸温度。铸造速度和冷水流速对冷却速率的影响体现在轧辊与冷水的换热系数上，浇铸温度的影响体现在过冷度上。

3.1.2 TRC凝固模型

(1)传热模型　TRC过程的传热在不考虑横向传热的情况下可分为3部分：轧辊与冷水之间的换热、轧辊与固相之间的换热、固相与液相之间的换热，如图5所示。对于轧辊、固相、液相中的温度场往往采用一维热扩散方程进行处理[23,41]：

$$\frac{\partial T_R}{\partial t}=a_R\frac{\partial^2 T_R}{\partial x^2} \tag{1}$$

$$\frac{\partial T_s}{\partial t}=a_s\frac{\partial^2 T_s}{\partial x^2} \tag{2}$$

$$\frac{\partial T_l}{\partial t}=a_l\frac{\partial^2 T_l}{\partial x^2} \tag{3}$$

式中，a_R、a_s、a_l为轧辊、固相和液相的热扩散系数；T为温度；x为距离。轧辊与冷水的热交换和轧辊与固相的热交换通过第3类边界条件来计算。

冷水与轧辊处换热为强制对流换热，边界条件

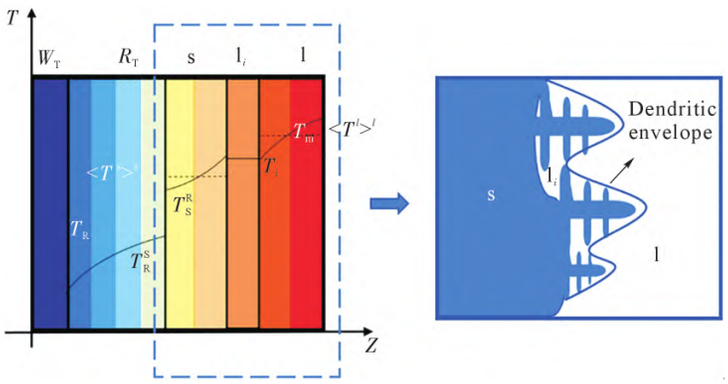

图 5 热传输示意图[23]

Fig.5 Schematic diagram of heat transfer[23]

中国知网 https://www.cnki.net

如下：

$$q_1=h_1(T_R-T_w)=k_R\left(\frac{\partial T_R}{\partial x}\right)_{\frac{w}{R}} \tag{4}$$

式中，T_R和T_w为轧辊和冷水的温度；k_R为轧辊的热导率；h_1为轧辊与冷水之间的换热系数。

轧辊与固相间的热通量通过下式获得：

$$q_2=h_2(T_s^R-T_R^s) \tag{5}$$

式中，q_2为轧辊与固相间的热通量；h_2为轧辊与固相之间的换热系数。

(2)枝晶尖端动力学模型　对于正温度梯度下的枝晶生长，边际稳定性准则需要考虑温度场的影响，下面的模型可用于TRC枝晶尖端稳态生长计算[39]：

$$C_k^{il}=\frac{c_0}{1-(1-K_v)Iv(pe)} \tag{6}$$

$$v=-v_0\frac{\Delta G}{R_gT_i} \tag{7}$$

$$\Delta G=\Sigma_{k=1}^{n}\left[-C_k^{il}\left(\mu_k^{il}-\mu_k^{is}\right)+\frac{v^2}{v_{Dk}^2}\left(\mu_k^{il}-\mu_k^{is}\right)\left(C_k^{il}-C_k^{is}\right)\right] \tag{8}$$

式中，ΔG为驱动力；C_k^{il}为枝晶尖端液相浓度；C_k^{is}为枝晶尖端固相浓度；μ_k^{il}为界面处液体k元素的化学势；μ_k^{is}界面处固相k元素的化学势；v为枝晶尖端生长速度；v_0为最大晶化速度；K_v为非平衡分配系数；v_{Dk}为溶质k在液相中的扩散系数。

(3)全转变动力学模型　Yu等[31]的模型假设糊状区温度均匀的情况下可简化为如下情况，该模型可用于TRC的全转变过程[21]：

$$g^s\frac{\partial\langle C_k^s\rangle^s}{\partial t}\left[\langle C_k^s\rangle^s-K_vC_k^{il}\right]\frac{\partial g^s}{\partial t}=0 \tag{9}$$

$$\frac{\partial\left[g^{li}\langle C_k^{li}\rangle^{li}\right]}{\partial t}+K_vC_k^{li}\frac{\partial g^s}{\partial t}+C_k^e\frac{\partial g^l}{\partial t}+A^e\Sigma_{j=1}^{n}\frac{D_{kjdyj}}{l_j^{li}}\left[C_j^e-\langle C_k^l\rangle^l\right]=0 \tag{10}$$

$$\frac{\partial\left[g^l\langle C_k^l\rangle^l\right]}{\partial t}-C_k^e\frac{\partial g^l}{\partial t}+A^e\Sigma_{j=1}^{n}\frac{D_{kjdyj}}{l_j^{li}}\left[C_j^e-\langle C_j^l\rangle^l\right]=0 \tag{11}$$

$$\frac{\partial\langle g^{li}T_i\rangle}{\partial t}+T_i\left(\frac{\partial g^s}{\partial t}+\frac{\partial g^l}{\partial t}\right)-A^s\frac{k^s}{l_T^{lis}}[T_i-\langle T^s\rangle^s]+A^e\frac{k^s}{l_T^{li}}[T_i-\langle T^l\rangle^l]=0 \tag{12}$$

$$\frac{\partial[\langle g^sT^s\rangle^s]}{\partial t}-T_i\frac{\partial g^s}{\partial t}-A^s\frac{k^s}{l_T^{lis}}[T_i-\langle T^s\rangle^s]-\frac{\partial g^s}{\partial t}\frac{\Delta H_f}{C_p}+q_1=0 \tag{13}$$

$$\frac{\partial[g^l\langle T^l\rangle^l]}{\partial t}+\frac{\partial g^l}{\partial t}T_i-A^e\frac{k^s}{l_T^{li}}[T_i-\langle T^l\rangle^l]=0 \tag{14}$$

式中，<>为平均算子；g^s、g^l为固相、液相体积分数；l_j^{li}为在l/li面处的扩散长度；l_T^{li}、l_T^{lis}为液固界面处液相和固相的热扩散长度；γ_1为一次枝晶臂间距；T_i为枝晶尖端温度；k^s为固相热导率；k^l为液相热导率；$\langle T^s\rangle^s$为固相平均温度；$\langle T^l\rangle^l$为液相平均温度；C_p为比热；$\langle C_k^l\rangle^l$为液相平均浓度；$\langle C_k^{li}\rangle^{li}$为糊状区浓度；$\langle C_k^s\rangle^s$为固相平均浓度。

(4)过冷度描述　正温度梯度下凝固的总过冷度由3部分组成[43]：

$$\Delta T=\Delta T_c+\Delta T_k+\Delta T_R \tag{15}$$

式中，ΔT_c为成分过冷；ΔT_k为动力学过冷；ΔT_R为曲率过冷。

通过耦合温度场模型、枝晶尖端动力学模型、全转变动力学模型，可定量得出TRC工艺参数与固相从边缘到中心浓度曲线之间的关系、枝晶生长过程中液相中的溶质浓度、糊状区的体积分数，进而判断中心偏析的强弱。Wu等[23]通过凝固理论预测了板材沿厚度方向的溶质浓度分布情况，并与实验对照，结果吻合良好。

3.2　基于有限元模拟预测

相对于使用凝固理论计算预测TRC中心偏析，更多的研究者使用有限元模拟进行预测。①是因为凝固理论模型的难度较高；②是因为有限元模拟等软件的开发较为完善，在可视化方面具有优越性。

3.2.1　有限元模拟的微观组织预测

有限元模拟是基于流体力学和传热学的方法，通过模拟手段将难以测量的数据可视化，例如TRC过程中的温度场、流场、浓度场等[42-43]。常用的有限元模拟软件有ProCAST、Ansys等。Zhao等[26]通过耦合铸造速度、板材厚度、传热系数使用有限元模拟得到了AZ31铸轧区温度场和流场的分布及涡流位置，并与实验对照吻合良好。Yu等[44]通过有限元模拟建立了耦合温度场、流场、浓度场模型，并深入分析了中心偏析的形成，这些研究证明了有限元模拟的可行性。

TRC凝固过程从本质上讲是枝晶的生长过程，使用有限元模拟微观组织的模型通常有3种，包括相场模型[45]、元胞自动机模型、蒙特卡洛模型，如图6所示。Körner等[46]给出了3种建模方法的示意图。下面对3种模型进行简单介绍。

(1)相场模型　相场模型进行微观组织模拟的流程一般为相场模型的制定、离散化、时间步长选择、迭代方式选择、后处理、准确性验证[47]。相场模型相对于其他两种模型能更有效地与外部温度场和溶质场进行耦合，使宏观和微观现象很好地联系起来。相场法的基本原理是用1个平滑变化的函数来描述

中国知网　https://www.cnki.net

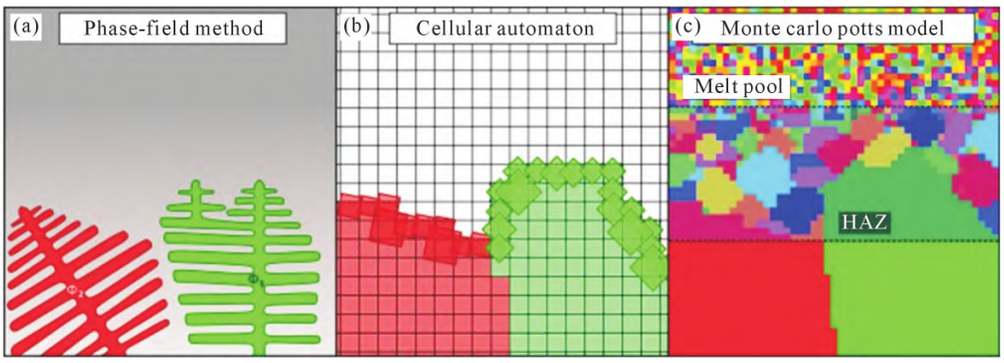

图 6 不同建模方法示意图:(a) 相场法;(b) 元胞自动机;(c) 蒙特卡洛模型[46]

Fig.6 Schematic diagrams of different modelling methods: (a) phase-field method; (b) cellular automata; (c) Monte Carlo model[46]

2个移动相之间的界面,称为相场。相场模型在过去几十年的研究中已经成为模拟微观组织演化的有效工具,其准确性通过实验已得到有效验证[48-49]。

(2)元胞自动机模型　元胞自动机作为一种随机模型,是目前较受欢迎的微观结构演化模型,目前已被广泛应用于晶粒生长的微尺度建模,该模型将计算域离散为有限单元,每个单元都由控制方程控制其变化[46],元胞自动机模型能够定量描述过冷度及溶质分布对凝固组织的影响,将宏观物理场与微观组织变化联系起来,可同时研究多个物理场对微观组织的影响[44]。

(3)蒙特卡罗模型　蒙特卡罗模型是一种随机模拟方法。它的基本原理是将宏观的计算区域离散为多个小尺寸网格单元,通过界面能最小化原则模拟晶体的长大过程。蒙特卡罗方法又称统计模拟法,是以概率和统计理论为基础的一种计算方法,使用随机数(或更常见的伪随机数)来解决很多计算问题[50]。蒙特卡罗模型有着非常高的计算效率,能够在真实尺度上得到准确的结果,但该方法主要依靠概率模型,缺乏晶体生长的物理学背景。

3.2.2　双辊铸轧凝固过程中的有限元理论

3.2.2.1　传热理论

根据材料加工冶金传输原理可知,热量传递有3种基本方式:热传导、热对流和热辐射。

(1)热传导　物体各部分之间不发生相对位移时,依靠分子、原子及自由电子等微观粒子的热运动进行的热量传递称为热传导,其过程遵循傅里叶定律:

$$q=-\lambda\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}x} \tag{16}$$

式中,q为热流密度;λ为热导率;T为温度;x为距离。

(2)热对流　热对流是指流体各部分之间发生相对位移,冷热流体相互掺杂所引起的热量传递方式。对流仅发生在流体中,而且必定伴随导热,可表示为:

$$q=\alpha(T_w-T_f)=-\lambda\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}x} \tag{17}$$

式中,α为传热系数;T_w和T_f分别为固体表面温度和液体表面温度。

(3)热辐射　因热的原因产生的电磁波辐射称为热辐射。热辐射可以在真空中传播,并且换热不仅产生能量的转移,而且伴随着能量形式的转化。

导热问题的实质可归结于对导热微分方程的求解,根据傅里叶定律和能量守恒定律,导热微分方程可表示为:

$$\rho c\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}t}=\frac{\partial\left(\lambda\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}x}\right)}{\partial x}+\frac{\partial\left(\lambda\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}y}\right)}{\partial y}\frac{\partial\left(\lambda\frac{\mathrm{d}T}{\mathrm{d}z}\right)}{\partial z}+q \tag{18}$$

式中,ρ为密度;c为比热容;T为温度;t为时间;q为内热源。

求解导热微分方程可得到方程式的通解,就实际问题而言,需要得出满足方程式和实际特定情况下的特解,这种特定情况称为边界条件。对导热问题来讲,边界条件分为3种:

第1类边界条件:规定了边界上的温度值。

第2类边界条件:规定了边界上的热流密度值。

第3类边界条件:规定了边界上物体与周围流体间的表面换热系数以及周围流体的温度。

3.2.2.2　流动理论

在TRC过程中,熔体的流动遵循流体动力学规律,满足质量、动量与能量3大守恒定律。

质量守恒:

$$\frac{\partial u}{\partial x}+\frac{\partial v}{\partial y}+\frac{\partial w}{\partial z}=0 \tag{19}$$

动量守恒:

$$\rho\left(\frac{\partial u}{\partial t}+u\frac{\partial u}{\partial x}+v\frac{\partial v}{\partial y}+z\frac{\partial w}{\partial z}\right)=-\frac{\partial\rho}{\partial x}\rho g_x+\mu\nabla^2u \tag{20}$$

$$\rho\left(\frac{\partial v}{\partial t}+u\frac{\partial u}{\partial x}+v\frac{\partial v}{\partial y}+z\frac{\partial w}{\partial z}\right)=-\frac{\partial\rho}{\partial y}\rho g_y+\mu\nabla^2v \tag{21}$$

$$\rho\left(\frac{\partial w}{\partial t}+u\frac{\partial u}{\partial x}+v\frac{\partial v}{\partial y}+z\frac{\partial w}{\partial z}\right)=-\frac{\partial\rho}{\partial z}\rho g_z+\mu\nabla^2w \tag{22}$$

中国知网　https://www.cnki.net

能量守恒：

$$c\rho\left(\frac{\partial T}{\partial t}+\frac{\partial(uT)}{\partial x}+\nu\frac{\partial(\nu T)}{\partial y}+z\frac{\partial(wT)}{\partial z}\right)=\lambda\frac{\partial^2 T}{\partial x^2}+\lambda\frac{\partial^2 T}{\partial y^2}+\lambda\frac{\partial^2 T}{\partial z^2}+S \tag{23}$$

式中，t为此刻的时间；u、ν、w是这一空间点3个方向的速度；p、ρ、T为这一空间点的压力、密度和温度；g_x、g_y和g_z是x、y、z方向的重力加速度；μ为黏度；∇为拉普拉斯算子；S为黏性耗散项。

3.2.2.3　晶体形核及长大模型

(1)形核模型　双辊铸轧过程中的晶粒形核模型采用基于高斯分布的连续形核模型。形核位置可以用连续的而不是离散分布的函数$\frac{\mathrm{d}n}{\mathrm{d}(\Delta T)}$来描述，在给定过冷度$\Delta T$下晶粒的密度$n(\Delta T)$由形核密度分布的积分给出[51]。

$$n(\Delta T)=\int_0^{\Delta T}\frac{\mathrm{d}n}{\mathrm{d}(\Delta T')}\mathrm{d}(\Delta T') \tag{24}$$

$$\frac{\mathrm{d}n}{\mathrm{d}(\Delta T)}=\frac{n_{\max}}{\sqrt{2}\,\Delta T_\sigma}\exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\Delta T'-\Delta T_\mathrm{n}}{\Delta T_\sigma}\right)^2\right] \tag{25}$$

式中，n为形核密度；$\Delta T'$为过冷度；ΔT_n为平均形核过冷度；ΔT_σ为形核过冷度的标准偏差；$n_{\max}$为最大形核密度。

(2)枝晶生长模型　TRC过程冷速较快，枝晶生长已偏离局部平衡，枝晶生长可选择KGT[39]模型计算生长速度随过冷度的变化，通过下式表示：

$$\nu(\Delta T)=a_2(\Delta T)^2+a_3(\Delta T)^3 \tag{26}$$

式中，$\nu(\Delta T)$为枝晶的生长速度；a_2和a_3为枝晶尖端生长的动态参数，通过下式计算：

$$a_2=\frac{2kJ(1-k)\text{-}\rho D^2}{2kmC_0\pi^2(1-k)^2} \tag{27}$$

$$a_3=\frac{D}{\pi J(mC_0)^2(1-k)} \tag{28}$$

正温度梯度下的凝固不考虑热过冷。式中，k为分配系数；J为Gibbs Thomson系数；D为扩散系数；m为液相线斜率；C_0为初始溶质浓度。过冷度计算如式(15)所示。

3.2.2.4　凝固模型

从数值模拟的角度出发，将熔池区域的材料视为不可压缩Newton流体，凝固现象可采用enthalpy-porosity(焓-多孔度)技术进行耦合处理。enthalpy-porosity技术计算策略是将固液共存的糊状区视为多孔介质处理，并将每个单元内液态金属体积百分比定义为多孔度(porosity)。金属液固化过程中多孔度从1降为0，同时考虑到糊状区多孔度降低而产生的压强降，在动量方程中添加负的源项($\boldsymbol{\Phi}$)。

$$\boldsymbol{\Phi}=\frac{(1-\beta)^2}{\beta^3+\eta}A_\mathrm{mush}(\boldsymbol{\nu}-\boldsymbol{\nu}_\mathrm{p}) \tag{29}$$

式中，β为单元内液相体积分数；η为极小数以防被0除，一般取0.001；A_mush为糊状区常数；$\boldsymbol{\nu}_\mathrm{p}$为拉坯速度。

3.2.2.5　传质分析

凝固过程溶质元素的迁移可用菲克第一和第二定律描述，模型如下：

$$J_c=-D\frac{\partial C}{\partial n} \tag{30}$$

$$\frac{\partial C}{\partial t}=D\left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2}+\frac{\partial^2 C}{\partial y^2}\frac{\partial^2 C}{\partial z^2}\right) \tag{31}$$

式中，J_c为溶质扩散通量；t为时间；C为溶质浓度。

以上模型为有限元模拟的基本模型，对于TRC过程来说，其描述仍有待完善：①是由于TRC过程复杂的流体流动。当熔体从入口注入时，流体流动为层流，在轧辊力的作用下，会逐渐变成湍流的状态变化，以及在轧辊分离力作用下熔体的流动都至关重要。②是由于非平衡凝固过程中的溶质分配。随着模型的发展，对中心偏析的描述也越来越接近实际。

Rodrigues等[18]提出了基于两相欧拉模型的传质、传热、流动模型如下：

$$\frac{\partial g_i}{\partial t}+\nabla\cdot(g_i\rho_i\nu_i)=\mp M_\mathrm{ls} \tag{32}$$

$$\frac{\partial g_i\rho_i\nu_i}{\partial t}+\nabla\cdot(g_i\rho_i\nu_i\nu_i)=-g_i\nabla p+\nabla\cdot g_i\tau^\mathrm{eff}\mp U_\mathrm{ls} \tag{33}$$

$$\frac{\partial g_i\rho_i\nu_i}{\partial t}+\nabla\cdot(g_i\rho_i\nu_i c_i)=\mp C_\mathrm{ls} \tag{34}$$

$$\frac{\partial g_i\rho_i\nu_i}{\partial t}+\nabla\cdot(g_i\rho_i\nu_i h_i)=-\nabla\cdot q_i\mp C_\mathrm{ls} \tag{35}$$

$$\boldsymbol{\tau}_\mathrm{l}=2\mu\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_\mathrm{l} \tag{36}$$

$$\boldsymbol{\tau}_\mathrm{s}^\mathrm{eff}=\begin{cases}2\mu_\mathrm{s}\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_\mathrm{s} & g_\mathrm{s}<g_\mathrm{s}^\mathrm{t}\\ \mu_\mathrm{s}^\mathrm{app}\left(\frac{2}{A}\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_\mathrm{s}-\left(\frac{2}{3A}-\frac{1}{9B}\right)\mathrm{tr}(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_\mathrm{s})\boldsymbol{I}\right) & g_\mathrm{s}>g_\mathrm{s}^\mathrm{t}\end{cases} \tag{37}$$

$$c_1^*=(T-T_f)/m_\mathrm{ls} \tag{38}$$

式中，c_1^*为糊状区溶质浓度；T为枝晶尖端温度；T_f为熔点；m_ls为液相线斜率；g_i为i相的体积分数；g_s^t为临界体积分数；ρ_i为i相的密度；v_i为i相的等效黏度；M_ls是由于界面迁移导致的传质项；h_i为i相的焓；U_ls为动量交换速率；C_ls为物质交换速率；q_i为热通量；$\boldsymbol{\tau}_\mathrm{l}$为液相的偏应力张量；$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_i$为应变率张量；$\boldsymbol{\tau}_\mathrm{s}^\mathrm{eff}$为固相的有效偏应力张量；$\mu_\mathrm{s}^\mathrm{app}$为表观黏度；$A$和$B$为流变参数。

该模型重新定义了动量守恒定律中的偏应力项，对轧制过程中的流变行为描述更加准确，可以从

中国知网　https://www.cnki.net

理论上处理糊状区处的变形。在对溶质的计算中，该模型假设液相线斜率为常数，通过枝晶尖端温度及液相线斜率计算瞬态的凝固界面固液相溶质浓度，并未考虑非线性液相线的情况，并忽略了枝晶生长过程中的溶质截留现象，这并不符合TRC的亚快速凝固特点。

王晨泽[52]对熔体的无规则运动做了更加详细的描述，使用k-ε模型描述TRC熔体流动的湍流行为。k-ε模型最初由Launder等[53]提出，后经Shih等[54]发展，通过湍动能方程和湍动能耗散方程来描述湍流特性，可以模拟高雷诺数下的湍流行为，且计算效率高，标准k-ε模型如下：

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho k)+\frac{\partial}{\partial x_j}(\rho\bar{\mu}_j k)=\frac{\partial}{\partial x_j}\left(\frac{\mu_t}{\sigma_k}\frac{\partial k}{\partial x_j}\right)+\mu_t\frac{\partial\bar{\mu}_j}{\partial x_i}\left(\frac{\partial\bar{\mu}_j}{\partial x_i}+\frac{\partial\bar{\mu}_i}{\partial x_j}\right)-\rho\varepsilon \tag{39}$$

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho\varepsilon)+\frac{\partial}{\partial x_j}(\rho\bar{\mu}_j\varepsilon)=\frac{\partial}{\partial x_j}\left(\frac{\mu_t}{\sigma_k}\frac{\partial\varepsilon}{\partial x_j}\right)+c_1\frac{\varepsilon}{k}\left(\frac{\partial\bar{\mu}_j}{\partial x_i}+\frac{\partial\bar{\mu}_i}{\partial x_j}\right)-c_2\rho\frac{\varepsilon^2}{k} \tag{40}$$

式中，ρ为流体密度；ε为湍流的耗散量；$\bar{\mu}$为主流方向时均流速度；μ_t为湍流黏度系数。

该模型同样假设凝固是在平衡条件下进行，通过模型计算后得到了不同冷却速率、不同铸轧温度、不同铸造速度下AZ31合金的溶质浓度分布，并得出铸轧辊的冷却速率较大、辊速较低、铸轧温度较低时能有效降低中心层偏析程度的结论，其结果如图7~9所示。

Lyu等[16]建立了一种综合模型，在质量、动量、能量守恒模型的基础上，重点考虑了TRC过程的亚快速凝固特点，将液固界面的平衡分配系数进行修正，该模型如下：

$$C_s^*=k_eC_1^* \tag{41}$$

$$k_e=\frac{k_0}{k_0+(1+k_0)e^{-R\sigma/D_l}} \tag{42}$$

式中，C_s^*为界面处固相浓度；C_1^*为界面处液相浓度；k_0为平衡分配系数；R为凝固速率；σ为扩散距离；D_l为液相扩散系数。

该模型成功预测了立式双辊铸轧A3003合金中Mn、Fe元素的分布，结果如图10所示。

以上模型的建模中，在处理溶质守恒时忽略了液固界面处的溶质扩散。Liu等[55]提出了一种基于亮相欧拉法的传质、传热、流动模型，同时考虑了TRC凝固过程中的凝固截留现象和溶质扩散，模型如下：

$$C_l^*=\frac{C_0}{1-(1-k_v)Iv(pe)} \tag{43}$$

式中，C_l^*为界面处液相浓度；C_0为初始浓度，k_v为依赖生长速度的非平衡分配系数；Iv为Invantsov解；pe

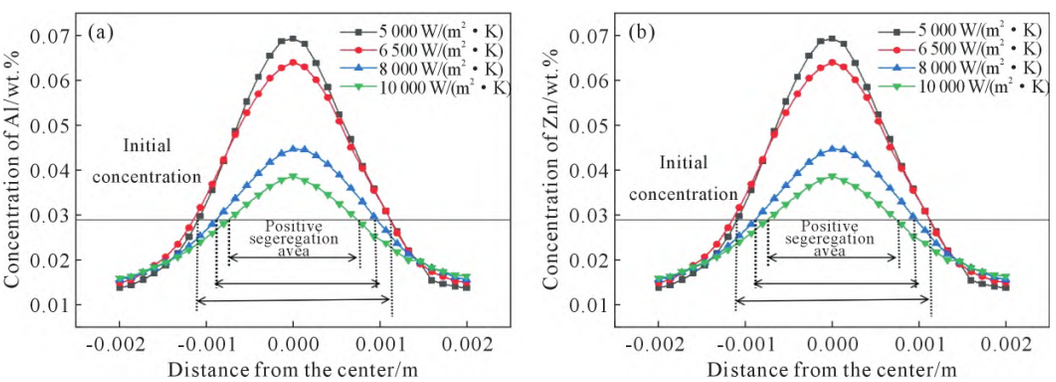

图 7 不同铸轧辊冷却速率下沿板坯厚度方向元素浓度：(a) Al; (b) Zn[52]

Fig.7 Concentrations of elements along the slab thickness at different cooling rates for different casting rollers: (a) Al; (b) Zn[52]

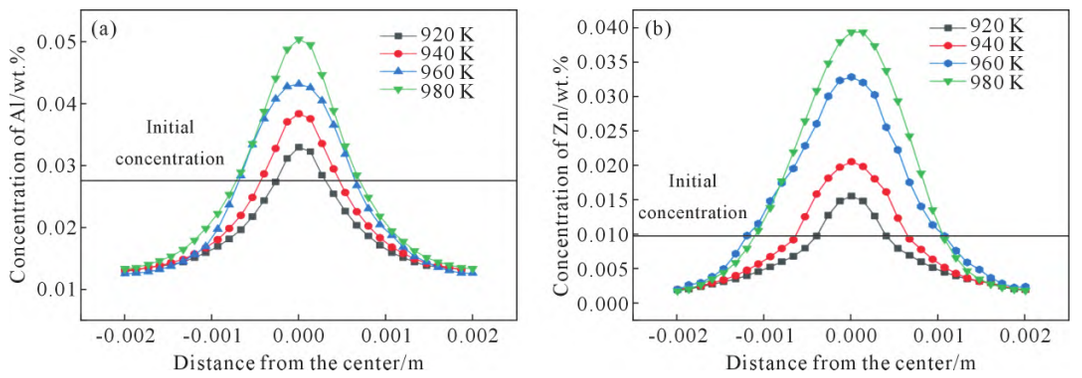

图 8 不同铸轧温度上沿板坯厚度方向元素浓度：(a)Al; (b) Zn[52]

Fig.8 Concentrations of elements along the slab thickness at different casting and rolling temperatures: (a) Al; (b) Zn[52]

中国知网 https://www.cnki.net

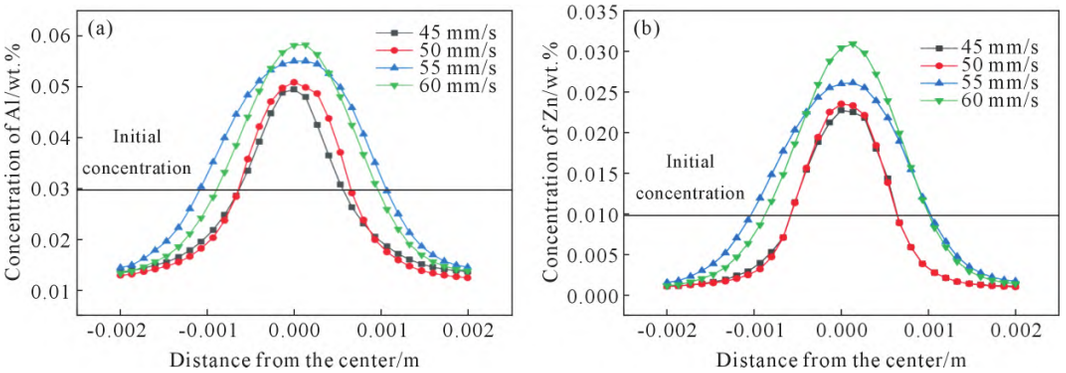

图 9　不同铸轧速度上沿板坯厚度方向元素浓度：(a) Al; (b) Zn[52]

Fig.9　Concentrations of elements along the slab thickness at different casting and rolling speeds: (a) Al; (b) Zn[52]

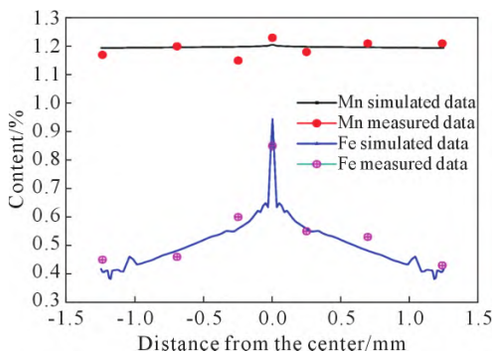

图 10　溶质浓度随距中心距离的变化[16]

Fig.10　Distribution of solute concentration with distance from the center[16]

为peclet数。

该模型考虑了溶质截留和溶质扩散，对溶质场的描述是众多模型中最全面的，如图11所示[55]。通过该模型可知，随着铸造速度的增加，传热系数的降低，中心偏析逐渐减弱，若能湍流模型考虑到其中，模型结果将更贴合实际。

通过有限元模型预测中心偏析的尽管已经有了许多成功的研究，但没有一项结合研究考虑到所有的影响因素。非平衡凝固与熔体流变行为对中心偏析的影响在研究中往往没有兼顾，尽管描述多种行为之间的模型耦合相对困难，但也是日后必须要克服的难题。

4　结论与展望

(1)中心偏析的形成是凝固和轧制共同控制，其影响因素众多，且并非单一影响中心偏析的形成，对于特定合金，需要通过不同的策略来控制中心偏析。

(2)凝固理论预测的参数可以较准确地描述凝固过程中的偏析，并预测实际板材中表面到中心区域的浓度曲线以及糊状区的体积分数，可有效预测中心偏析的强弱，但缺点是无法预测流场的影响且结果可视化程度不高。

(3)有限元模拟方法可对熔池中的温度场、流场，浓度场耦合预测，结合更多的铸造参数分析中心偏析机制，但其缺点在于对过溶质分配的描述不如凝固理论计算精确。

通过分析国内外研究现状，认为未来高性能镁合金板材的研究方向可从以下方面进行。

(1)将有限元模拟与凝固理论计算的优点结合。有限元模拟对双辊铸轧熔池的预测可耦合多个物理场，其对流场的预测是凝固理论无法替代的。但在浓度场方面的处理达不到凝固理论的细致程度，若能将凝固理论对浓度场的处理方法应用到有限元模拟

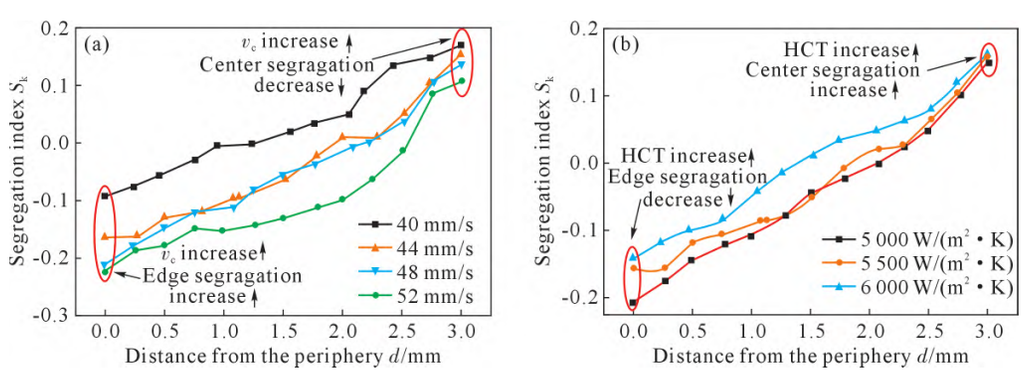

图 11　变化偏析指数随距边缘的变化：(a) 不同铸造速度；(b) 不同传热系数[55]

Fig.11　Distribution of the segregation index with distance from the edge: (a) different casting speeds; (b) different heat transfer coefficients[55]

中国知网　https://www.cnki.net

中,预测中心偏析的准确性将会进一步提高,从而得到最佳工艺参数。

(2)应用中心偏析机理设计弱偏析合金。根据中心偏析的形成机理可知,中心偏析的强弱程度与凝固过程密切相关,冷却速度及凝固区间的大小对中心偏析的影响至关重要。通过凝固曲线分析窄凝固区间合金,在较高冷速下进行制备,是设计弱中心偏析板材的有效思路,且低熔点的中心偏析相有助于减弱中心偏析。

(3)使用先进测试技术。激光诱导击穿光谱技术可以对液相的溶质场进行分析,若能将该技术应用到双辊铸轧领域,便可实时观察熔池内的溶质分布,及时调整铸轧参数,从而减弱中心偏析。

参考文献:

[1] YANG Y, XIONG X M, CHEN J, PENG X D, CHEN D L, PAN F S. Research advances in magnesium and magnesium alloys worldwide in 2020[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 9(3): 705-747.

[2] PARK S S, PARK W J, KIM C H, YOU B S, KIM N J. The twin-roll casting of magnesium alloys[J]. JOM, 2009, 61(8): 14-18.

[3] 韩晨,孙付涛. 镁合金板带生产应用现状与发展前景 [J]. 上海有色金属,2015, 36(2): 85-89.
HAN C, SUN F T. Status and prospect of production and application of magnesium-alloy sheet and strip[J]. Shanghai Nonferrous Metals, 2015, 36(2): 85-89.

[4] CZERWINSKI F. Magnesium alloys-Design, processing and properties[M]. Rijeka: IntechOpen, 2011.

[5] JAVAID A, CZERWINSKI F. Development of manufacturing processes for magnesium sheet[M]// JOSHI V, JORDON J, ORLOV D, NEELAMEGGHAM N. Magnesium Technology 2019. Cham: Springer, 2019: 319-326.

[6] JAVAID A, CZERWINSKI F. Progress in twin roll casting of magnesium alloys: A review[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 9(2): 362-391.

[7] 刘旭. 双辊铸轧高性能Al-Mg-Si系合金凝固行为及组织调控[D]. 长春:吉林大学,2023.
LIU X. Solidification behavior and microstructure control of high performance twin-roll casting Al-Mg-Si alloys[D]. Changchun: Jilin University, 2023.

[8] PARK J J. Design of a composite roll for twin-roll casting of Mg-AZ31[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering, 2016, 230(5): 394-402.

[9] JI C, HUANG H G. A review of the twin-roll casting process for complex section products[J]. ISIJ International, 2020, 60(10): 2165-2175.

[10] LIU X, JIA H L, WANG C, WU X, ZHA M, WANG H Y. Enhancing mechanical properties of twin-roll cast Al-Mg-Si-Fe alloys by regulating Fe-bearing phases and macro-segregation[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 831: 142256.

[11] ZIMINA M, ŠLAPÁKOVÁ M, BOHLEN J, LETZIG D, KURZ G, ZAUNSCHIRM S, KASTNER J, CIELARM. Center line segregation in twin-roll cast AZ31 magnesium alloy [J]. Acta Physica Polonica A, 2018, 134(3): 774-778.

[12] SU X, LIU T, XU G M. Composition homogenization evolution of twin-roll cast 7075 aluminum alloy using electromagnetic field [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(3): 581-586.

[13] BIROL Y. Centerline segregation in a twin-roll cast AA 8011 alloy [J]. Aluminium (Düsseldorf), 1998, 74(5): 318-321.

[14] 杨洁,赵越,闫康康,陈豫增,刘峰. 高压铸造AlSi7MgMn合金热处理工艺研究[J]. 铸造技术,2022, 43(7): 506-510.
YANG J, ZHAO Y, YAN K K, CHEN Y Z, LIU F. Heat treatment of high pressure die cast AlSi7MgMn alloy[J]. Foundry Technology, 2022, 43(7): 506-510.

[15] HUNT J, YUN M, LOCKYER S, HEYWOOD M. Advances in light metal casting technology: Twin roll casting[M]//HUGLEN R. Light Metals. Pittsburgh: Minerals, Metals & Materials Society, 1997: 341-354.

[16] LYU Z, DU F B, AN Z J, HUANG H G, XU Z Q, SUN J N. Centerline segregation mechanism of twin-roll cast A3003 strip[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 643: 270-274.

[17] 安仲健. 双辊薄带铸轧工艺参数对中心层偏析影响的研究[D]. 秦皇岛:燕山大学,2016.
AN Z J. Research on effect of processing parameters to centerline segregation of TRC strip [D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2016.

[18] RODRIGUES C M, LUDWIG A, WU M H, KHARICHA A, VAKHRUSHEV A. A comprehensive analysis of macrosegregation formation during twin-roll casting[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2019, 50: 1334-1350.

[19] KIM M S, KIM S H, KIM H W. Deformation-induced center segregation in twin-roll cast high-Mg Al-Mg strips [J]. Scripta Materialia, 2018, 152: 69-73.

[20] HADADZADEH A, WELLS M A. Inverse and centreline segregation formation in twin roll cast AZ31 magnesium alloy[J]. Materials Science and Technology, 2015, 31(14): 1715-1726.

[21] HUANG Z Q, ZHAO Z Q, GAO X Y, ZHANG T. Effect of the rolling speed on the flow field and solidification welding line of the roll casting for AZ31 magnesium alloy[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2023, 127: 1199-1208.

[22] XUAN D P, ZHOU C, ZHOU Y, JIANG T L, ZHU B Z, FAN W H JIA Y G. Numerical simulation of the top side-pouring twin-roll casting of 6.5 wt.% Si steel process[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2021, 119: 2355-2368.

[23] WU P, ZHANG Y B, HU J Q, SONG S J, LI Y, WANG H Y, YUAN G, WANG Z D, WEI S Z, LIU F. Generalized stability criterion for controlling solidification segregation upon twin-roll casting[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 134: 163-177.

[24] LI S J, HE C, FU J Y, XU J J, XU G M, WANG Z D. Evolution of microstructure and properties of novel aluminum-lithium alloy with different roll casting process parameters during twin-roll

中国知网 https://www.cnki.net

casting[J]. Materials Characterization, 2020, 161: 110145.

[25] SUERY M, FLEMINGS M C. Effect of strain rate on deformation behavior of semi-solid dendritic alloys[J]. Metallurgical Transactions A, 1982, 13: 1809-1819.

[26] ZHAO H, LI P J, HE L J. Coupled analysis of temperature and flow during twin-roll casting of magnesium alloy strip[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2011, 211(6): 1197-1202.

[27] ZHANG S Y, WANG X, MO Y T, WANG C, CHENG T, IVASISHIN O, MA P K, WANG H Y. Towards relieving center segregation in twin-roll cast Al-Mg-Si-Cu strips by controlling the thermal-mechanical process[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 148: 31-40.

[28] BAREKAR N S, DHINDAW B K. Twin-roll casting of aluminum alloys-An overview[J]. Materials and Manufacturing Processes, 2014, 29(6): 651-661.

[29] 万杰，卢燕茹，陈彪. 低碳低合金钢铸造过程中凝固曲线的分析及应用[J]. 铸造技术，2022, 43(4): 253-257.
WAN J, LU Y R, CHEN B. Analysis and application of the solidification curves of a low carbon low alloy steel in the casting process[J]. Foundry Technology, 2022, 43(4): 253-257.

[30] BAE J H, SHIM M S, SUH B C, KIM D W, PARK S H, KIM N K. Segregation in twin-roll cast Mg alloy and its suppression through alloy design[J]. Materials Letters, 2014, 132: 361-364.

[31] YU H, LIU Y, LIU Y, WANG D L, XU Y L, JIANG B, CHENG W L, TANG W N, YIN F X, YU W. Effect of 1 wt.%Bi addition on microstructure and mechanical property of Mg-3Al alloy by twin roll casting and hot rolling[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 24: 940-951.

[32] KURZ W, FISHER D J. Dendrite growth at the limit of stability: tip radius and spacing[J]. Acta Metallurgica, 1981, 29(1): 11-20.

[33] KURZ W, GIOVANOLA B, TRIVEDI R. Theory of microstructural development during rapid solidification[J]. Acta Metallurgica, 1986, 34(5): 823-830.

[34] LIPTON J, GLICKSMAN M E, KURZ W. Dendritic growth into undercooled alloy metals[J]. Materials Science and Engineering, 1984, 65(1): 57-63.

[35] WANG C Y, BECKERMANN C. A multiphase solute diffusion model for dendritic alloy solidification[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1993, 24: 2787-2802.

[36] LAXMANAN V. Dendritic solidification in a binary alloy melt: Comparison of theory and experiment[J]. Journal of Crystal Growth, 1987, 83(3): 391-402.

[37] LAXMANAN V. Cellular and dendritic growth in a binary alloy melt: A marginal stability approach[J]. Journal of Crystal Growth, 1986, 75(3): 573-590.

[38] LIU Y L, XUE X, FANG H Z, TAN Y M, CHEN R R, SU Y Q, GUO J J. The growth behavior of columnar grains in a TiAl alloy during directional induction heat treatments[J]. CrystEngComm, 2020, 22(7): 1188-1196.

[39] TAN J H K, SING S L, YEONG W Y. Microstructure modelling for metallic additive manufacturing: A review[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2020, 15(1): 87-105.

[40] ZHANG Y B, DU J L, WANG K, WNAG H Y, LI S, LIU F. Application of non-equilibrium dendrite growth model considering thermo-kinetic correlation in twin-roll casting[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 44: 209-222.

[41] WANG K, WANG H F, LIU F, ZHAI H M. Modeling dendrite growth in undercooled concentrated multi-component alloys[J]. Acta Materialia, 2013, 61(11): 4254-4265.

[42] 黄锋，邸洪双. 镁合金薄带双辊铸轧过程的数值模拟[J]. 东北大学学报(自然科学版)，2015, 36(4): 489-492, 497.
HUANG F, Di H S. Numerical simulation of twin-roll casting magnesium alloy strip process[J]. Journal of Northeastern University (Natural Science Edition), 2015, 36(4): 489-492, 497.

[43] PARK W J, KIM J J, KIM I J, CHOO D. Wide strip casting technology of magnesium alloys[M]// SILLEKENS W H, AGNEW S R, NEELAMEGGHAM N R, MATHAUDHU S N. Magnesium Technology 2011. Cham: Springer, 2016: 143-146.

[44] YU W, LI Y, JIANG T, WANG Y, ZHANG B S, LI X L, WANG Z D, XU G M, LI J . Solute inverse segregation behavior in twin roll casting of an Al-Cu alloy[J]. Scripta Materialia, 2022, 213: 114592.

[45] WANG L, WANG K H. Investigation on microstructural patterns and hot crack in the molten pool via integrated finite-element and phase-field modeling[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 48: 191-198.

[46] KÖRNER C, MARKL M, KOEPF J A. Modeling and simulation of microstructure evolution for additive manufacturing of metals: A critical review[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020(51): 4970-4983.

[47] WANG K Y, LYU S J, WU H H, WU G L, WNAG S Z, GAO J H, ZHU J M, YANG X S, MAO X P. Recent research progress on the phase-field model of microstructural evolution during metal solidification[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2023, 30: 2095-2111.

[48] THIESSEN R G, RICHARDSON I M. A strategy for modeling microstructure in macroscopic simulations of welded material[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2006, 37: 293-299.

[49] THIESSEN R G, RICHARDSON I M. A physically based model for microstructure development in a macroscopic heat-affected zone: Grain growth and recrystallization[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2006, 37: 655-663.

[50] 吴文豪. 非对称铸轧数值模拟及铝/镁轧制复合工艺研究[D]. 长春：吉林大学：2021.
WU W H. Numerical simulation of asymmetric cast-rolling and research on aluminum/magnesium rolling composite technology [D]. Changchun: Jilin University, 2021.

[51] LIU X B, XU Q Y, JING T, LIU B C. Simulation of microstructures in solidification of aluminum twin-roll casting based on CA [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19 (2): 422-427.

[52] 王晨泽. 镁合金铸轧过程多场耦合分析及中心层偏析控制策略研究[D]. 太原：太原科技大学，2022.
WNAG C Z. Study on multi-field coupling analysis and center-line segregation control strategy in magnesium alloy casting-rolling process[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Science &Technology, 2022.

[53] LAUNDER B E, SPALDING D B. The numerical computation of turbulent flows[J]. Computer Methods in Applied Mechanics

中国知网 https://www.cnki.net

and Engineering, 1974, 3(2): 269-289.

[54] SHIH T H, LIOU W W, SHABBIR A, YANG Z G, ZHU J. A new k-ε eddy viscosity model for high reynolds number turbulent flows [J]. Computers & Fluids, 1995, 24(3): 227-238.

[55] LIU H Y, WU P, SONG K X, ZHANG Y X, YUAN G, LIU F. A multi-field couped model for controlling segregation in twin-roll casting[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 32: 2651-2660.

中国知网 https://www.cnki.net