

## Fe-C-Mn-Al中锰钢微观偏析及析出行为研究进展

郑淑国,金立斌,朱苗勇

(东北大学冶金学院,辽宁 沈阳 110819)

**摘要:** 中锰钢作为最具潜力的第三代先进高强汽车用钢,具有低成本、高强塑性优点。目前,Fe-C-Mn-Al系中锰钢通过加入Al元素来实现轻量化,并优化组织及提高强塑积。现有用于Fe-C-Mn-Al中锰钢的微观偏析模型有一定局限性,Lever-rule模型和Scheil模型均为理想化模型,而Brody-Flemings、Clyne-Kurz、Ohnaka及Voller-Beckermann模型考虑了固相反扩散,虽然均能准确地描述实际凝固过程(Clyne-Kurz模型应用更广泛),但在实际凝固过程中通常被视为常数的平衡分配系数是随温度(或固相率)变化的,且应考虑夹杂物析出对偏析的影响。结合Clyne-Kurz模型提出了考虑平衡分配系数随温度变化及夹杂物析出对溶质浓度影响的微观偏析模型,并揭示了Fe-0.15C-5Mn-(0.018,0.95,1.93,2.97)Al中锰钢溶质微观偏析及夹杂物析出行为规律。研究表明,以M193钢为例,凝固过程中,Al的最大平衡分配系数比最小平衡分配系数大7.4%,而N则高达40.6%;若不考虑AlN析出,凝固过程N浓度随固相率单调增加;若考虑AlN析出,N浓度呈先增大后减小趋势。当Al含量从0.95%增至2.97%时,凝固终点的AlN析出量由0.0037%增至0.0100%。上述结论对Fe-C-Mn-Al系中锰钢的凝固组织与夹杂物控制具有理论指导意义。

**关键词:** 中锰钢;微观偏析;析出行为;夹杂物;平衡分配系数

**中图分类号:** TF777.2 **文献标志码:** A **文章编号:** 1006-4613(2026)02-0001-12

**DOI:** 10.3969/j.issn.1006-4613.2026.02.001

### Research Progress of Microsegregation and Precipitation Behavior of Fe-C-Mn-Al Medium Manganese Steel

ZHENG Shuguo, JIN Libin, ZHU Miaoyong

(School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, Liaoning, China)

**Abstract:** As the most promising thirdgeneration advanced highstrength automotive steels, medium manganese steel features advantages of low cost and high strengthductility synergy. At present, the addition of Al in Fe-C-Mn-Al medium manganese steel achieves lightweighting, optimizes the microstructure, and improves the strengthductility product. Existing microsegregation models have certain limitations when applied to Fe-C-Mn-Al medium manganese steel. The Lever-rule and Scheil models are both idealized models, whereas the Brody-Flemings, Clyne-Kurz, Ohnaka and Voller-Beckermann models incorporate solidphase backdiffusion and can describe the actual solidification process more accurately, among which the Clyne-Kurz model is the most widely used. However, in conventional microsegregation models, the equilibrium partition coefficient, which is usually treated as a constant, actually varies with temperature (or solid fraction) during real

国家自然科学基金资助项目(51974079)

郑淑国,博士,教授,博士生导师,主要从事洁净钢理论与工艺、冶炼-连铸过程数理模拟、金属凝固与组织演变方向的研究。

E-mail: zhengsg@smm.neu.edu.cn

solidification, and the influence of inclusion precipitation should also be considered. By integrating the Clyne-Kurz model, a modified microsegregation model was proposed that considers the temperature dependent equilibrium partition coefficient and the effect of inclusion precipitation on solute concentration. The solute microsegregation and inclusion precipitation behavior in Fe-0.15C-5Mn-(0.018, 0.95, 1.93, 2.97) Al medium manganese steel were systematically revealed. The results show that, taking the M193 steel as an example, the maximum equilibrium partition coefficient of Al is exceeds the minimum value by 7.4% during solidification, while that of N reaches as high as 40.6%. Without considering AlN precipitation, the N concentration increases monotonically with solid fraction during solidification; when AlN precipitation is included, it first rises and then falls. As the Al content increases from 0.95% to 2.97%, the amount of AlN precipitated at the solidification end increase from 0.0037% to 0.0100%. The above conclusions are theoretically significant for controlling the solidification microstructure and inclusions of Fe-C-Mn-Al medium manganese steel.

**Key words:** medium manganese steel; microsegregation; precipitation behavior; inclusions; equilibrium partition coefficient

随着我国经济的持续发展,汽车产业已成为国民经济的重要支柱。2025年,我国汽车产销量分别为3453.1万辆和3440万辆,同比分别增长10.4%和9.4%,连续17年稳居全球第一。与此同时,汽车保有量的快速增长也带来了能源紧张、环境压力及行车安全等多重挑战。相关研究表明,汽车自重每降低10%,其百公里油耗可下降6%~8%;而每减少1L的油耗,又可减少2.45kg的温室气体排放<sup>[1]</sup>。其中,以先进高强钢(Advanced High Strength Steel, AHSS)为代表的材料升级,因其优异的强度、塑性与成本平衡,成为实现安全、经济、环保轻量化的关键路径。

钢铁材料约占整车质量的60%~70%,通过采用更高强度的钢材替代传统材料,并依据等强度设计原则减薄零部件厚度,可有效降低车身重量。相关数据表明,车身钢板厚度每分别减薄0.05mm、0.10mm及0.15mm,可实现整车减重约6%、12%和18%<sup>[2]</sup>。因此汽车用AHSS的研发与应用得到了广泛重视及推进。AHSS通常指强度高于550MPa,并且具备良好塑性的高性能钢,目前用量最大的汽车用钢板为双相钢、马氏体钢、复相钢、无间隙原子钢等,属于第一代汽车用钢,其强塑积(抗拉强度与伸长率的乘积)整体在15GPa·%以下,在同时满足现代汽车轻量化与高安全性要求方面存在局限。第二代AHSS以孪晶诱导塑性钢为代表,通过孪晶诱导塑性(TWIP)效应,抗拉强度可达700~1200MPa,伸长率在50%~80%<sup>[3]</sup>,但因合金

成本高、生产工艺复杂及存在的可焊性差和延迟断裂倾向,限制了其大规模工程应用。

美国学者Heimbuch在高性能和低成本的基础上提出了第三代AHSS的概念。其将前两代汽车用钢的组织特点相结合,将具有高塑性的铁素体组织和高应变硬化效果的奥氏体组织相配合,充分利用细晶强化、固溶强化等强化手段和相变诱导塑性(TRIP)效应、孪晶诱导塑性(TWIP)效应、微带诱导塑性(MBIP)、剪切带诱导塑性(SIP)等强韧化机制,获得不逊于第二代AHSS的力学性能。代表产品和技术分别有中锰钢、淬火+配分钢(Q&P钢)和粉末冶金技术等。中锰钢作为最具潜力的新一代先进高强汽车用钢,能很好地满足汽车轻量化与安全性的要求<sup>[4]</sup>,通过亚稳态残余奥氏体在塑性变形过程中发生TRIP和/或TWIP效应同时提高强度与塑性。该类钢具有高于第一代AHSS的强塑积,达到30~40GPa·%,且其工艺难度和合金成本低于第二代AHSS。通过优化合金成分和形变热处理工艺参数,中锰钢的强塑积可达50GPa·%以上,达到或甚至超过TWIP钢<sup>[5]</sup>。因此,有关中锰钢的研究受到广泛关注。中锰钢Mn质量分数在4%~12%(5%是典型钢种),常见的中锰钢合金系为Fe-C-Mn系、Fe-C-Mn-Si系、Fe-C-Mn-Al系以及Fe-C-Mn-Al-Si系。Fe-C-Mn-Al系中锰钢通过加入Al元素来实现轻量化,并优化组织及提高强塑积,使其成为当前的研究重点<sup>[6]</sup>。

然而,Fe-C-Mn-Al系中锰钢由于其本身较高

的Mn和Al含量,易与钢中残余的S和N结合,析出大量AlN与MnS夹杂物,显著恶化钢材的塑性及疲劳寿命。这类夹杂物通常并非在高温液态钢液中直接析出(初始实际溶度积常低于该温度下的平衡溶度积),而是随着凝固过程的进行,温度持续下降,溶质元素Al、N、Mn和S形成明显的微观偏析,并在凝固中后期于枝晶间区域(残余液相中)析出AlN和MnS夹杂。

微观偏析模型主要用于定量描述合金在凝固过程中,溶质元素在固液相间的再分配行为及其在枝晶间微观尺度上的不均匀分布;通过与热力学数据库耦合,准确判定凝固中后期夹杂物或有害相的析出行为。因此,通过微观偏析模型能精准预测Fe-Mn-Al-C中锰钢凝固中后期枝晶间残余液相中AlN和MnS的析出时机与数量,从而优化夹杂物调控,防止铸坯裂纹,提升钢材质量与性

能。然而,由于通常被视为常数的平衡分配系数在实际凝固过程中是随温度(固相率)变化的,且应考虑夹杂物析出对偏析的影响,所以现有用于Fe-C-Mn-Al中锰钢的微观偏析模型有一定局限性。本文对现有微观偏析模型做出评价,揭示了Fe-C-Mn-Al中锰钢溶质微观偏析及夹杂物析出行为规律,为其凝固组织及夹杂物控制提供理论指导。

## 1 微观偏析模型介绍

### 1.1 理想化的微观偏析模型

为预测凝固过程中溶质元素的微观偏析行为及再分配机制,已发展出多种基于不同假设的微观偏析模型。例如Lever-rule、Scheil、Brody-Flemings(B-F)、Clyne-Kurz(C-K)、Ohnaka及Voller-Beckermann(V-B)模型。这些微观偏析模型的基本方程和假设见表1<sup>[7-12]</sup>。

表1 微观偏析模型的基本方程和假设<sup>[7-12]</sup>

Table 1 The Fundamental Equations and Assumptions of Microsegregation Models<sup>[7-12]</sup>

| 模型         | 基本方程  | 假设   | 年份   |
|------------|---|--|------|
| Lever-rule | $C_i^l = \frac{C_{i,0}}{1 - (1 - k_i) f_s}$                                 | 溶质元素在液相和固相中均为完全扩散  | 1922 |
| Scheil     | $C_i^l = C_{i,0} [1 - f_s]^{(k_i - 1)}$                                     | 溶质元素在液相中完全扩散,在固相中不扩散   | 1942 |
| B-F        | $C_i^l = C_{i,0} [1 - (1 - \beta_i k_i) f_s]^{\frac{k_i - 1}{1 - \beta_i}}$ | 溶质元素在液相中完全扩散,在固相中为有限非零扩散, $\beta_i = 2\alpha_i$                | 1966 |
| C-K        | $C_i^l = C_{i,0} [1 - (1 - \beta_i k_i) f_s]^{\frac{k_i - 1}{1 - \beta_i}}$ | 修正 $\beta_i$ ,确保其在物理上的合理性                                      | 1981 |
| Ohnaka     | $C_i^l = C_{i,0} [1 - (1 - \beta_i k_i) f_s]^{\frac{k_i - 1}{1 - \beta_i}}$ | 修正 $\beta_i$ ,近似处理了枝晶臂内部的二维溶质扩散                                | 1986 |
| V-B        | $C_i^l = C_{i,0} [1 - (1 - \beta_i k_i) f_s]^{\frac{k_i - 1}{1 - \beta_i}}$ | 修正 $\alpha_i^* = 2(\alpha_i + \alpha^c)$ ,考虑了枝晶臂粗化对溶质组元浓度分布的影响 | 1999 |

上述模型中,Lever-rule模型和Scheil模型是最基本、最简单的两种微观偏析模型。Lever-rule模型假设合金的凝固是一个平衡过程,所有溶质元素在液相和固相中均为完全扩散。由于合金的实际凝固过程中,溶质组元在固相中的扩散一般情况下比较缓慢,尤其是对于一些大原子尺寸的溶质组元;这使得采用Lever-rule模型研究预测合金凝固溶质的微观偏析时,预测结果有时会存在较大误差。与Lever-rule模型相反,Scheil模型假设合金凝固时,溶质组元在固相中无扩散,而实际上溶质组元在液相中仍为完全扩散。

### 1.2 反扩散的微观偏析模型

为了更准确的预测合金凝固溶质微观偏析行为,研究者们<sup>[9-12]</sup>基于实际凝固过程,考虑了溶质组元在固相中的有限非零扩散,即通过在溶质微观偏析模型中引入反扩散参数来描述溶质组元在固相中发生的扩散行为,从而可以更真实地描述溶质的微观偏析行为。B-F模型假设溶质在固相中为不完全反扩散,其定义如下:

$$C_i^l = C_{i,0} [1 - (1 - \beta_i k_i) f_s]^{\frac{k_i - 1}{1 - \beta_i}} \quad (1)$$

式中, $C_i^l$ 为凝固过程固液两相区残余液相中的溶质组元*i*的浓度(质量分数),%; $C_{i,0}$ 是合金中溶质

组元*i*的初始浓度(质量分数),%; $k_i$ 是溶质组元*i*的平衡分配系数; $f_s$ 是固相率; $\beta_i$ 是反扩散参数,其方程如下:

$$\beta_i = 2\alpha_i \quad (2)$$

式中, $\alpha_i$ 为溶质*i*的傅里叶数。

B-F模型是在溶质扩散模型的基础上,综合考虑合金凝固时液相中的溶质组元完全扩散,而固相中的溶质组元有限扩散推导得到的;当简化假设条件时,B-F模型即为Scheil模型或Lever-rule模型。当 $\beta_i = 0$ ,即固相中的溶质组元完全无扩散时,B-F模型等同于Scheil模型;而当 $\beta_i = 1$ ,即固相中的溶质组元完全扩散时,B-F模型则等同于Lever-rule模型。

C-K模型进一步修正了B-F模型中的反扩散参数,并且保证了其物理含义的合理性, $\beta_i$ 被定义为:

$$\beta_i = 2\alpha_i \left[ 1 - \exp\left(-\frac{1}{\alpha_i}\right) \right] - \frac{1}{2} \exp\left(-\frac{1}{2\alpha_i}\right) \quad (3)$$

Ohnaka模型采用剖面法,近似处理了枝晶臂内部(即固相中)的二维溶质扩散。V-B模型则考虑了合金凝固枝晶臂粗化对溶质组元浓度分布的影响。数学表达式为:

$$\alpha_i^* = 2(\alpha_i + \alpha^c), \quad \alpha^c = 0.1 \quad (4)$$

在上述考虑反扩散微观偏析模型中,C-K模型应用更广泛。但这些微观偏析模型中,一些关

键参数的适用性常被忽视,例如溶质元素的平衡分配系数。平衡分配系数是指在平衡凝固条件下,溶质元素*i*在固相中的浓度与在液相中的浓度之比。其数学表达式为:

$$k_i = \frac{C_i^s}{C_i^l} \quad (5)$$

式中, $C_i^s$ 为在某一特定温度下(处于固液两相区)与液相平衡共存的固相溶质浓度(质量分数),%; $C_i^l$ 为同温度下与固相平衡共存的液相溶质浓度(质量分数),%。这是一个关键参数,它影响和决定了溶质元素在液相与固相之间的再分配趋势。准确测定平衡分配系数是获取可靠微观偏析预测结果的首要前提,其准确性直接决定了模型能否真实反映溶质再分布行为、最终组织及性能。

## 2 微观偏析模型中的溶质平衡分配系数

常用的合金凝固过程中分配系数的常数值如表2所示<sup>[13-19]</sup>。表2中, $k_i^{\delta/L}$ 和 $k_i^{\gamma/L}$ 均与式(5)的定义相同,区分了在凝固过程不同阶段的平衡分配系数, $k_i^{\delta/L}$ 为溶质元素*i*在固相 $\delta$ 和液相L两相共存区的平衡分配系数,定义为固相 $\delta$ 中的浓度与其在液相L之间的比值;同理, $k_i^{\gamma/L}$ 为溶质元素*i*在固相 $\gamma$ 和液相L两相共存区的平衡分配系数。 $k_i^{S/L}$ 为溶质元素*i*在合金的整个凝固过程中的平衡分配系数。

表2 常用的合金凝固过程中分配系数的常数值<sup>[13-19]</sup>

Table 2 Typical Values of Partition Coefficient in Alloy Solidification<sup>[13-19]</sup>

| 元素 <i>i</i> | $k_i^{\delta/L}$ | $k_i^{\gamma/L}$ | $k_i^{S/L}$ | 合金成分(质量分数)/%  |
|-------------|------------------|------------------|-------------|---|
| Al          | —                | —                | 0.6         | —   |
| Al          | —                | —                | 1.07        | Fe-17.1Mn-1.38Al-0.24C                              |
| N           | 0.25             | 0.48             | —           | —   |
| Al,N        | —                | —                | 0.6,0.27    | Fe-xMn-3Al-0.12C (x=2,5,20)                         |
| Al,N        | —                | —                | 0.6,0.27    | Fe-25.52Mn-3.34Al-0.0052C和Fe-24.19Mn-3.08Al-0.0345C |
| Mn,S        | —                | 0.785,0.035      | —           | Fe-0.67Mn-0.55C                                     |
| Mn,S        | 0.77,0.05        | —                | —           | —   |

上述这些关于合金凝固过程中溶质平衡分配系数的适用性存在两个不足:在整个凝固过程中,没有考虑溶质元素平衡分配系数在凝固过程中随温度(或固相率)的变化,将其简化为常数;在不同成分合金的凝固过程中,溶质元素平衡分配系数被视为同一值。

事实上,合金凝固过程中的溶质元素的平衡分配系数是变化的,不是恒定值。它很容易受到合金凝固的成分、温度和相组成的影响,与温度(或固相率)存在对应关系。然而,为了简化微观偏析模型,在以前的研究中,溶质分配系数通常作为常数值被使用(见表2)。这与实际情况不符,会

导致预测结果出现偏差。在关于Fe-C-Mn-Al钢中AlN夹杂形成机制的部分研究中,Al和N的分配系数在凝固过程中分别被简化为0.6和0.27,而非采用变量值。Shi等人<sup>[20]</sup>采用Scheil模型研究了Fe-0.07C-1.7Mn-1.05Al钢中AlN的形成,他们指出AlN可在凝固过程中析出,对应的 $f_s$ 为0.841。然而,实际AlN析出的 $f_s$ 应小于0.841,因为Scheil模型计算得到的AlN的浓度积会偏大。对于N元素而言,Lever-rule模型更为适用,因为N元素在固相中的扩散较快。因此,一些研究者提出采用Lever-rule模型计算残余液相中的N浓度。Liu等人<sup>[17]</sup>分别通过Lever-rule模型和Scheil模型计算了高锰钢(约3%Al)中N和Al的偏析行为,并通过高温共聚焦扫描激光显微镜观察发现AlN在钢液中的形成。可见,微观偏析模型的选择直接影响结果的准确性。对Fe-Mn-Al-C中锰钢的凝固过程,应考虑溶质元素在固相中有限的非零扩散和凝固过程不同温度下溶质元素的分配系数的变化。

对于Fe-C-Mn-Al中锰钢,Al作为铁素体形成元素,在钢凝固过程中能够稳定 $\delta$ 铁素体相,因此向中锰钢中添加Al会对相组成产生影响。Al的加入会改变溶质元素在液相与固相( $\delta$ 相及 $\gamma$ 相)之间的溶解度,进而引起凝固过程中溶质分配系数的变化。因此,在不同Al含量下,微观偏析模型应考虑溶质分配系数的变化,准确地描述溶质的微观偏析行为,从而进一步解释AlN和MnS夹杂物的形成。目前,针对Fe-C-Mn-Al钢中AlN与MnS夹杂物形成机制的研究,通常将不同Mn含量Fe-Mn-Al-C钢中溶质Al、N、Mn和S的分配系数分别简化为固定值<sup>[16,21-22]</sup>。Liu等人<sup>[22]</sup>利用V-B模型报道了Fe-xMn-7Al-0.7C( $x=3\%, 10\%, 20\%, 30\%$ )钢中MnS的形成,但不同Mn含量下Mn和S的溶质分配系数也保持不变。随着Mn含量的增加,MnS开始析出的 $f_s$ 从0.91降至0.43。上述研究中,溶质Al、N、Mn和S的分配系数均被设定为定值,这导致了残余钢液中溶质浓度预测的准确性不足。显然,Al含量会影响溶质分配系数,并进而影响AlN和MnS夹杂物的形成。然而,Al含量的变化对Fe-C-Mn-Al中锰钢凝固过程中溶质元素分配系数的影响未见报道。

### 3 夹杂物的析出判别

Fe-C-Mn-Al中锰钢凝固过程中,AlN和MnS夹杂物的生成均位于残余液相中,不会在固相( $\delta$ 相或 $\gamma$ 相)中生成,因为其在热力学、动力学及空间上均不满足条件。首先,在热力学上固相内部溶质浓度低,缺乏形成新相的足够化学驱动力(过饱和度);其次,在动力学上,固相中极慢的原子扩散速度无法为夹杂物的形核和长大提供必要的物质运输;最后,在空间上,固相内部形成一个新的第二相颗粒,意味着要在完整的晶格中“挤”出一个界面,这需要克服很高的应变能和界面能,形核能壁垒非常高。在凝固的冷却速率下,这个驱动力远不足以克服如此高的能垒。

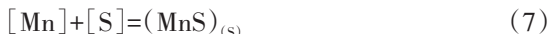
#### 3.1 平衡浓度积

根据前人研究的AlN和MnS标准生成吉布斯自由能,并根据其成分适用范围和温度适用范围,选取适用于本研究Fe-C-Mn-Al中锰钢AlN和MnS夹杂物在液相钢中析出的热力学计算的反应平衡方程式<sup>[13,23]</sup>。

Fe-C-Mn-Al中锰钢使用的AlN和MnS生成的反应平衡方程式如下:



$$\Delta G^0=-303\,500+134.6T$$



$$\Delta G^0=-168\,822+98.87T$$

上述反应的AlN和MnS溶解度常数表示如下:

$$\begin{aligned} \lg K_{\text{AlN}} &= \lg \frac{a_{\text{AlN}}}{a_{\text{Al}} \cdot a_{\text{N}}} = \lg a_{\text{AlN}} - \lg a_{\text{Al}} - \lg a_{\text{N}} \\ &= -\lg f_{\text{Al}}[\text{pctAl}] - \lg f_{\text{N}}[\text{pctN}] = -\frac{15\,850}{T} + 7.03 \end{aligned} \quad (8)$$

$$\begin{aligned} \lg K_{\text{MnS}} &= \lg \frac{a_{\text{MnS}}}{a_{\text{Mn}} \cdot a_{\text{S}}} = \lg a_{\text{MnS}} - \lg a_{\text{Mn}} - \lg a_{\text{S}} \\ &= -\lg f_{\text{Mn}}[\text{pctMn}] - \lg f_{\text{S}}[\text{pctS}] = -\frac{8\,817}{T} + 5.16 \end{aligned} \quad (9)$$

式中, $a$ 为活度; $f_i$ 为组分 $i$ 相对于稀溶液的亨利活度系数。 $f_i$ 的取值计算公式如下:

$$\lg f_i = \sum (e_i^j \cdot [\text{pct}j] + r_i^j \cdot [\text{pct}j]^2) \quad (10)$$

( $i$ 为Al, N, Mn, S;  $j$ 为Al, N, Mn, S, Si, Nb, V, P, O)

1 600 °C时一阶相互作用参数 $e_i^j$ 和二阶相互作用参数 $r_i^j$ 分别列于表3和表4<sup>[17,24]</sup>。

表3 一阶相互作用参数(1 600 °C)

Table 3 The First-order Interaction Parameters

| $e_i^j(j \rightarrow)$ | C      | Mn     | Si     | S      | P      | O      | Al     | N      |
|------------------------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| Al                     | 0.091  | -0.004 | 0.056  | 0.009  | 0.033  | -1.980 | 0.043  | 0.033  |
| N                      | 0.130  | -0.023 | 0.048  | 0.007  | 0.059  | 0.050  | -0.028 | 0.017  |
| Mn                     | -0.070 | 0      | -0.033 | -0.048 | -0.060 | -0.083 | —      | -0.091 |
| S                      | 0.111  | -0.026 | 0.075  | -0.046 | 0.035  | 0.010  | 0.041  | -0.072 |

表4 二阶相互作用参数(1 600 °C)

Table 4 The Second-order Interaction Parameters

| $r_i^j(j \rightarrow)$ | C        | Mn | Si       | S        | P       | Al              |
|------------------------|----------|----|----------|----------|---------|-----------------|
| Al                     | -0.004 0 | —  | -0.000 6 | —        | —       | -0.001 1+0.17/T |
| N                      | —        | 0  | 0.001 2  | —        | —       | —               |
| Mn                     | —        | 0  | —        | —        | —       | —               |
| S                      | 0.005 8  | 0  | 0.001 7  | -0.000 9 | 0.000 6 | 0.000 9         |

### 3.2 实际浓度积

如前所述,C-K模型考虑了溶质元素在固相中的有限非零扩散,可以准确预测凝固过程中残余钢水中的溶质浓度,且其应用更广泛。因此,本研究采用该模型计算凝固过程中AlN和MnS的实际浓度积 $Q_{AlN}$ 和 $Q_{MnS}$ ,结果如下:

$$Q_{AlN} = [\text{pctAl}] \cdot [\text{pctN}] \\ = [\text{pctAl}]_0 [1 - (1 - \beta_{Al} k_{Al}) f_S]^{k_{Al} - 1} \cdot \\ [\text{pctN}]_0 [1 - (1 - \beta_N k_N) f_S]^{k_N - 1} \quad (11)$$

$$Q_{MnS} = [\text{pctMn}] \cdot [\text{pctS}] \\ = [\text{pctMn}]_0 [1 - (1 - \beta_{Mn} k_{Mn}) f_S]^{k_{Mn} - 1} \cdot \\ [\text{pctS}]_0 [1 - (1 - \beta_S k_S) f_S]^{k_S - 1} \quad (12)$$

式中, $[\text{pctAl}]_0$ 、 $[\text{pctN}]_0$ 、 $[\text{pctMn}]_0$ 、 $[\text{pctS}]_0$ 分别为钢液中Al、N、Mn、S的初始含量(质量分数),%; $k_{Al}$ 、 $k_N$ 、 $k_{Mn}$ 、 $k_S$ 分别是Al、N、Mn、S元素的平衡分配系数。

### 4 夹杂物析出对微观偏析的影响

溶质元素的富集与微观偏析会促进凝固过程中夹杂物的析出,而夹杂物的析出也会对溶质微观偏析产生一定影响。然而,在以往多数采用微观偏析模型的研究中,这一影响尚未被考虑<sup>[24-25]</sup>。Liu等人<sup>[26]</sup>通过C-K模型研究了MnS析出对溶质

Mn和S微观偏析的影响(针对非调质钢)。结果表明,当 $f_S$ 达到1时,考虑该影响与未考虑该影响相比,Mn和S的偏析比分别由2.19和29.9降低至0.82和6.13,更趋近于1,说明Mn和S元素的偏析程度得到缓解。因此,在微观偏析模型中应考虑夹杂物析出的影响,在Fe-C-Mn-Al中锰钢中应该考虑MnS和AlN的析出对微观偏析的影响。

在AlN夹杂物中,Al/N的质量浓度比例被假设为理想比例<sup>[27]</sup>,如下所示:

$$\frac{[\text{pctAl}]_L^{f_S} - [\text{pctAl}]_{EQ}^{f_S}}{M_{Al}} = \frac{[\text{pctN}]_L^{f_S} - [\text{pctN}]_{EQ}^{f_S}}{M_N} \quad (13)$$

式中, $M_{Al}$ 和 $M_N$ 为Al和N的相对原子质量27和14;  $[\text{pctAl}]_L^{f_S}$ 和 $[\text{pctN}]_L^{f_S}$ 分别为通过C-K微观偏析模型计算的Al和N在凝固过程中残余液相中的浓度(质量分数),%;  $[\text{pctAl}]_{EQ}^{f_S}$ 和 $[\text{pctN}]_{EQ}^{f_S}$ 分别为通过平衡浓度积计算的Al和N在凝固过程中能够析出时的平衡浓度(质量分数),%。

同理,Mn/S的质量浓度比例在MnS夹杂物中也被假设为理想比例,如下所示:

$$\frac{[\text{pctMn}]_L^{f_S} - [\text{pctMn}]_{EQ}^{f_S}}{M_{Mn}} = \frac{[\text{pctS}]_L^{f_S} - [\text{pctS}]_{EQ}^{f_S}}{M_S} \quad (14)$$

合金体系中溶质元素的总含量必须满足质量守恒。因此,凝固过程残余钢液中AlN和MnS夹杂物的析出量计算如下:

$$A_{AlN} = ([\text{pctAl}]_L^{f_S} - [\text{pctAl}]_{EQ}^{f_S}) + \\ ([\text{pctN}]_L^{f_S} - [\text{pctN}]_{EQ}^{f_S}) \quad (15)$$

$$A_{MnS} = ([\text{pctMn}]_L^{f_S} - [\text{pctMn}]_{EQ}^{f_S}) + \\ ([\text{pctS}]_L^{f_S} - [\text{pctS}]_{EQ}^{f_S}) \quad (16)$$

当 $f_S$ 增加 $\Delta f_S$ (从 $f_S$ 到 $f_S + \Delta f_S$ )时,使用下式来计算溶质元素的浓度:

$$[\text{pct}_i]_{\text{L}}^{f_s} = [\text{pct}_i]_{\text{EQ}}^{f_s} \frac{[1 - (f_s + \Delta f_s)(1 - \beta_i k_i)]^{\frac{k_i-1}{1-\beta_i k_i}}}{[1 - f_s(1 - \beta_i k_i)]^{\frac{k_i-1}{1-\beta_i k_i}}} \quad (17)$$

如果在某一个计算步骤中没有AlN或MnS析出,那么对应的溶质元素浓度就不会发生变化。

## 5 Fe-0.15C-5Mn-xAl中锰钢微观偏析及析出行为

如上所述,现有微观偏析模型中,通常被视为常数的平衡分配系数在实际凝固过程中是随温度(或固相率)变化的,且应考虑夹杂物析出对偏析的影响。本文作者们<sup>[28-31]</sup>结合C-K模型提出了考虑平衡分配系数随温度变化及夹杂物析出对溶质浓度影响的微观偏析模型,并针对Fe-0.15C-5Mn-(0.018, 0.95, 1.93, 2.97)Al中锰钢揭示了其溶质微观偏析及夹杂物析出行为规律。

采用真空感应炉对成分为Fe-0.15C-5Mn-(0, 1, 2, 3)Al的中锰钢进行熔炼,同时加入0.23%(质量分数,以下同)Si和0.05%Nb和0.05%V,分别达到抑制碳化物析出和细化晶粒的目的。选择Fe-0.15C-5Mn-(0, 1, 2, 3)Al的中锰钢的核心是兼顾材料综合力学性能与工艺适配性,各元素配比均围绕稳定组织、优化性能展开。Mn作为中锰钢核心元素,选择5%的质量分数是因为该含量能有效扩大奥氏体相区、稳定室温奥氏体组织,同时使材料获得合理冲击韧性,避免Mn含量过低导致

奥氏体稳定性不足、过高造成强度硬度下降及焊接性能恶化的问题,符合中锰钢高强韧匹配需求。0.15%C的配比适配组织调控需求,既能促进C、Mn原子向奥氏体内配分以提升奥氏体稳定性,强化相变诱导塑性(TRIP)效应,又可避免碳含量过高导致碳化物析出、韧性降低,或过低无法满足强度要求的弊端。Al元素采用0、1%、2%、3%梯度配比,主要为探究其对材料组织与性能的影响:低Al含量可降低热变形激活能,改善热加工性能;高Al含量虽会引入 $\delta$ 铁素体,影响奥氏体再结晶,但能通过固溶强化提升材料性能。梯度设计可明确Al含量与钢的组织、力学性能及加工性能的关联规律。

计划熔炼得到四种不同Al含量(0%, 1%, 2%, 3%)的50 kg中锰钢铸锭,实验熔炼的50 kg中锰钢铸锭如图1所示。测定的中锰钢实际成分(质量分数)见表5。



图1 实验熔炼的50 kg中锰钢铸锭

Fig. 1 A Laboratory-melted 50 kg Medium Manganese Steel Ingot

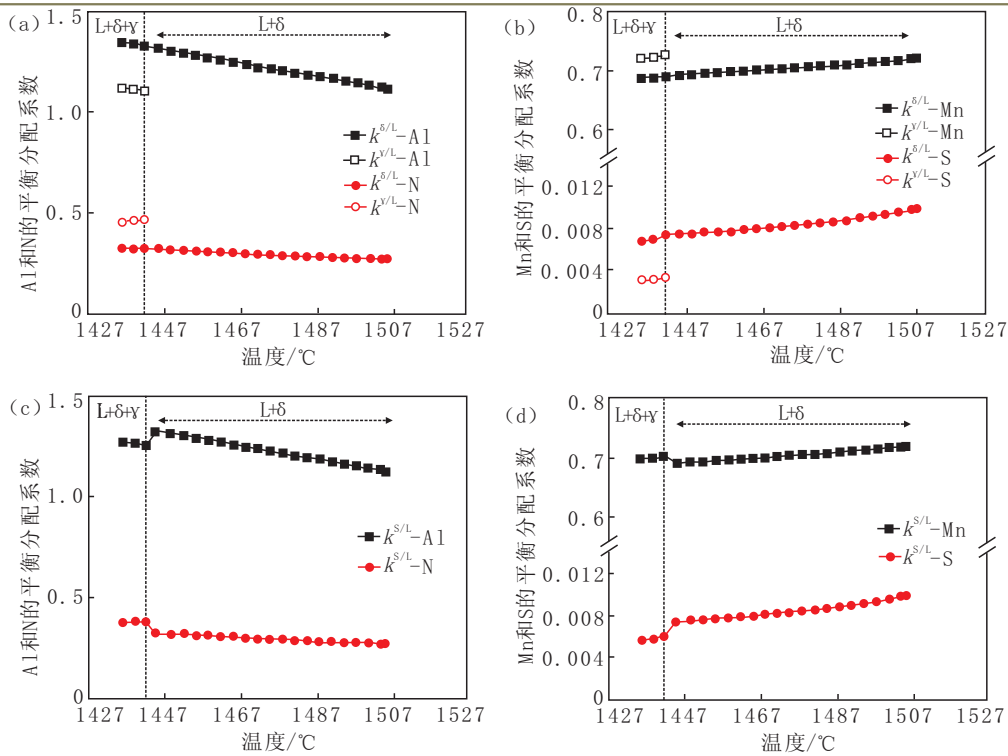
表5 中锰钢实际成分(质量分数)

Table 5 Actual Compositions of Medium Manganese Steel (Mass Fraction)

| 试样  | C     | Mn   | Al    | Si   | Nb   | V    | N       | S       | P       | O         |
|-----|-------|------|-------|------|------|------|---------|---------|---------|-----------|
| 0Al | 0.152 | 5.05 | 0.018 | 0.23 | 0.06 | 0.05 | 0.003 2 | 0.007 6 | 0.005 0 | 0.001 5   |
| 1Al | 0.153 | 4.98 | 0.95  | 0.23 | 0.05 | 0.05 | 0.003 5 | 0.007 9 | 0.005 0 | < 0.000 5 |
| 2Al | 0.151 | 4.96 | 1.93  | 0.23 | 0.07 | 0.04 | 0.002 8 | 0.007 5 | 0.004 0 | < 0.000 5 |
| 3Al | 0.156 | 5.01 | 2.97  | 0.23 | 0.06 | 0.04 | 0.003 3 | 0.008 2 | 0.004 0 | < 0.000 5 |

冶炼后得到的实际Al含量分别为0.018%, 0.95%, 1.93%和2.97%,将这四种Al含量的钢依次表示为M000, M095, M193和M297。检测得到C、Mn元素的平均含量分别为0.153%和5.00%, N和S元素的平均含量为0.003 2%和0.007 8%。

图2为M193钢中溶质元素的平衡分配系数。溶质元素Al、N、Mn和S在 $\delta$ 相和 $\gamma$ 相中的平衡分配系数( $k_i^{\delta/\gamma}$ 和 $k_i^{\gamma/\delta}$ )如图2(a)和2(b)所示, Al的平衡分配系数均大于1,表现为负偏析。因此,它会偏聚到枝晶内部,凝固过程中消耗在残余液相中。



(a) 溶质Al和N; (b) 溶质Mn和S; (c) 溶质Al和N; (d) 溶质Mn和S

图2 M193钢中溶质元素的平衡分配系数

Fig. 2 The Equilibrium Partition Coefficient of Solute Elements for M193 Steel

而N、Mn、S元素的平衡分配系数均小于1,表现为正偏析。因此,它们倾向于偏析到枝晶的间隙,向残余液相中富集。同时, $k_i^{\gamma/L}$ 比 $k_i^{\delta/L}$ 更接近于1,说明Al、N、Mn在 $\gamma$ 相与液相之间的偏析程度小于 $\delta$ 相与液相之间的偏析程度。而溶质S则相反,其在 $\gamma$ 相与液相之间更为严重。

此外,当发生包晶反应时,液相、 $\delta$ 相与 $\gamma$ 相三相共存。由于溶质元素在 $\delta/L$ 和 $\gamma/L$ 两相中的分配系数差异显著,准确计算三相(L+ $\delta$ + $\gamma$ )共存区域内元素的分配系数至关重要。本研究依据已有方法,采用下列公式计算了 $k^{\delta/L}$ 。

$$k^{(\delta+\gamma)/L} = m_{\delta} k^{\delta/L} + m_{\gamma} k^{\gamma/L} \quad (18)$$

$$m_{\delta} + m_{\gamma} = 1 \quad (19)$$

式中, $k^{(\delta+\gamma)/L}$ 、 $k^{\delta/L}$ 、 $k^{\gamma/L}$ 分别是 $\delta$ 相和 $\gamma$ 相、 $\delta$ 相、 $\gamma$ 相与L界面的溶质分配系数; $m_{\delta}$ 、 $m_{\gamma}$ 分别是 $\delta$ 相和 $\gamma$ 相在固相中的质量分数, %。

Al、N、Mn和S在不同温度下的可变分配系数( $k^{S/L}$ )如图2(c)和2(d)所示。这些溶质元素的 $k^{S/L}$ 值均位于 $k^{\delta/L}$ 和 $k^{\gamma/L}$ 之间。在凝固过程中,Mn的最大分配系数约比最小分配系数大4.0%;Al约为7.4%;而N和S则分别达到约40.6%与75.5%。显

然,N和S的最大与最小分配系数变化幅度较大。因此,在描述凝固过程偏析行为时,有必要考虑溶质元素在凝固过程中不同温度(或固相率)下分配系数的变化。

图3为C-K模型计算的AlN和MnS生成和固相率的关系。当AlN( $Q_{AlN}$ )和MnS( $Q_{MnS}$ )的实际浓度乘积分别达到AlN和MnS的平衡浓度乘积时( $K_{AlN}$ 和 $K_{MnS}$ ),AlN和MnS能够在凝固过程中析出。如图3(a)所示,M000钢凝固过程中, $Q_{AlN}$ 始终远低于 $K_{AlN}$ ,两条线不存在交点,所以AlN在凝固过程中不析出。随着Al含量从0.95%升高到2.97%,AlN夹杂物提前析出,其析出的固相率从0.933降低到0.499。如图3(b)所示,Al的加入对钢中MnS的形成也有一定的影响。在不同Al含量下,MnS在凝固过程中均能析出。随着Al含量从0.018%升高到2.97%,MnS在凝固过程中会析出提前,固相率从0.977降低到0.942。

图4为凝固过程中AlN的析出及其对残余液相钢中溶质Al和N浓度的影响。图4中差值百分数在本文中被定义为:(考虑AlN夹杂物析出时的溶质元素Al或N的浓度-不考虑夹杂物析出时的溶质

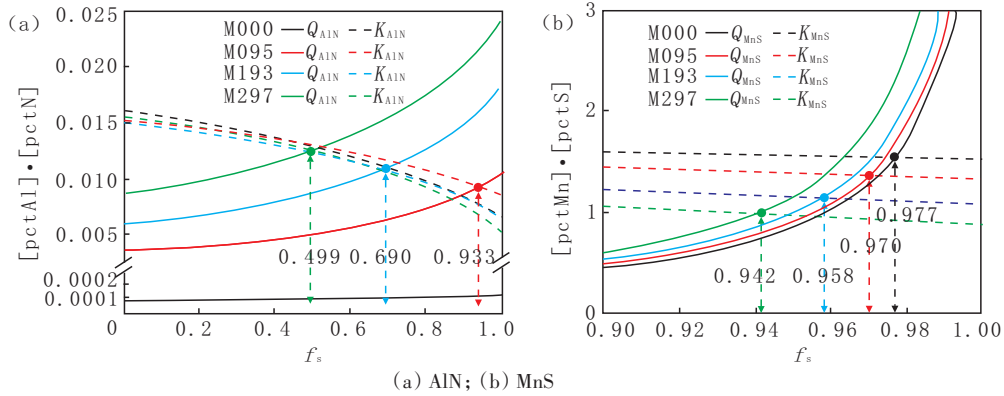
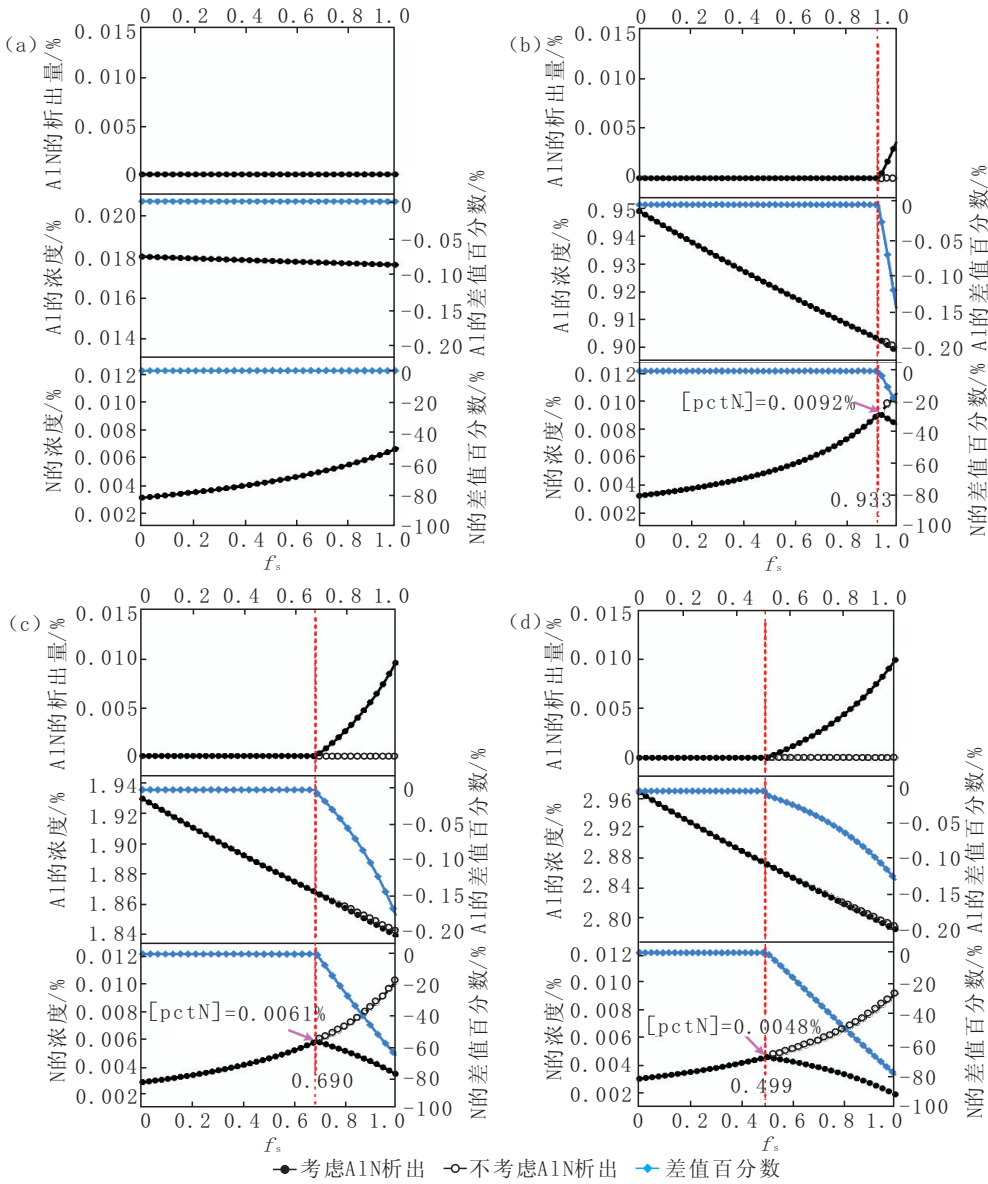


图3 C-K模型计算的AlN和MnS生成和固相率的关系

Fig. 3 Relationship Between Precipitation of AlN and MnS and Solid Fraction Calculated by the C-K Model



(a) M000; (b) M095; (c) M193; (d) M297

图4 凝固过程中AlN的析出及其对残余液相钢中溶质Al和N浓度的影响

Fig. 4 Precipitation of AlN During Solidification and Its Effect on Solute Al and N Concentrations in the Residual Liquid Steel

元素Al或N的浓度)/不考虑AlN夹杂物析出时的溶质元素Al或N的浓度。M000钢凝固过程中不会形成AlN夹杂物,当Al含量为0.95%、1.93%和2.97%时,AlN析出的 $f_s$ 分别为0.933、0.690和0.499,如图4(a)所示,随着 $f_s$ 从0增加到1,溶质Al的浓度从0.018 0%到0.017 6%呈下降趋势,而溶质N的浓度从0.003 2%到0.006 7%呈增加趋势。

由图4(b)~4(d)可以看出,考虑AlN析出后,凝固过程Al浓度的降低速度变快;N浓度变为先增加后减少的趋势。AlN的析出导致Al和N差值百分比差异,随着 $f_s$ 的增加,AlN析出后Al和N的差值百分比差异逐渐变大,最终当 $f_s=1$ 时,M193钢中溶质Al的减少幅度较大。溶质N的减少百分比分别为20.7%(0.95Al)、63.5%(1.93Al)和77.8%(2.97Al)。在不同Al含量下,AlN析出后,Al浓度的变化相似,N浓度的变化也分别相似。因此,以1.93%Al钢为例(图4(c)),不考虑AlN的析出,Al浓度单调下降,而N浓度单调增加;而考虑AlN的析出,AlN析出后溶质Al浓度下降变快,从1.869%下降到1.841%( $f_s$ 从0.690到1);而N元素浓度则由上升趋势转为下降趋势(AlN析出后),溶质N的浓度从0.006 1%降低到0.003 9%。当Al含量从0.95%增加到2.97%时, $f_s=1$ 时下AlN的析出量从0.003 7%增加到0.010 0%。此时,AlN析出的临界N浓度(拐点)从0.009 2%下降到0.004 8%。分析认为,这主要是因为Al的加入提高了AlN形成的等效N的浓度,从而降低了N的临界浓度。

图5探讨了凝固过程中MnS的析出量和残余液相钢中Mn和S的浓度。图5中元素Mn和S的差值百分数与图4中Al和N差值百分数定义相同。如图5所示,考虑MnS析出下的Mn和S浓度变化与不考虑MnS析出相比,MnS析出后Mn浓度由增加转变为降低趋势,但S浓度总体上仍保持轻微的上升趋势。在不同Al含量下,MnS的析出导致Mn和S的差值百分数差异;MnS析出后,随 $f_s$ 的增加,Mn和S的差值百分数差异逐渐变大;当Al含量从0.018%增加到2.97%,溶质Mn的差值百分数从11.8%增加到30.5%,溶质S含量从62.0%增加到87.7%,同时MnS的析出量从1.28%增加到3.78%。

在考虑MnS析出下,不同Al含量的中锰钢中Mn元素的变化规律相似,S元素的变化规律也基本相同。以M297为例(图5(d)),考虑MnS析出,首先,在MnS未生成前,溶质Mn的浓度从5.04%增加到7.57%( $f_s$ 从0到0.942),然后在MnS析出后从7.57%降低到5.43%( $f_s$ 从0.942增加到1);随着 $f_s$ 从0增加到0.942,S含量从0.008 3%增加到0.129 6%,之后其增加趋势变缓;在不考虑MnS析出的情况下,当 $f_s=1$ 时,Mn和S的浓度分别为7.81%和1.550%。

## 6 结语

中锰钢作为最具潜力的第三代先进高强汽车用钢,兼具低成本与高强塑性。Fe-C-Mn-Al系中锰钢通过加入Al元素来实现轻量化,并优化组织及提高强塑性。但现有微观偏析模型对其预测存在局限性,Lever-rule和Scheil模型分别假设固相完全扩散与无扩散,过于理想化;而Brody-Flemings、Clyne-Kurz、Ohnaka、Voller-Beckermann模型通过考虑固相反扩散,均能更准确描述实际凝固过程,其中Clyne-Kurz模型应用最广泛,但通常被视为常数的平衡分配系数在实际凝固过程中是随温度(或固相率)变化的,且应考虑夹杂物析出对偏析的影响。

本文作者们结合Clyne-Kurz模型提出了考虑平衡分配系数随温度变化及夹杂物析出对溶质浓度影响的微观偏析模型,对揭示Fe-C-Mn-Al系中锰钢的凝固组织与夹杂物控制具有理论意义;并揭示了Fe-0.15C-5Mn-(0.018,0.95,1.93,2.97)Al中锰钢溶质微观偏析及夹杂物析出行为规律。研究表明,以M193钢为例,凝固过程中,Mn的最大分配系数约比最小分配系数大4.0%,Al约为7.4%;而N和S则分别约40.6%与75.5%。若不考虑AlN析出,凝固过程中的N浓度随固相率单调增加;而考虑AlN析出后,N浓度则呈先增大后减小趋势,溶质N含量由0.006 1%降至0.003 9%。当Al含量由0.95%增至2.97%时,凝固终点的AlN析出量由0.003 7%增至0.010 0%。与此同时,MnS的析出量也显著增加,当Al含量由0.018%增至2.970%时,其析出量从1.28%提高至3.78%。

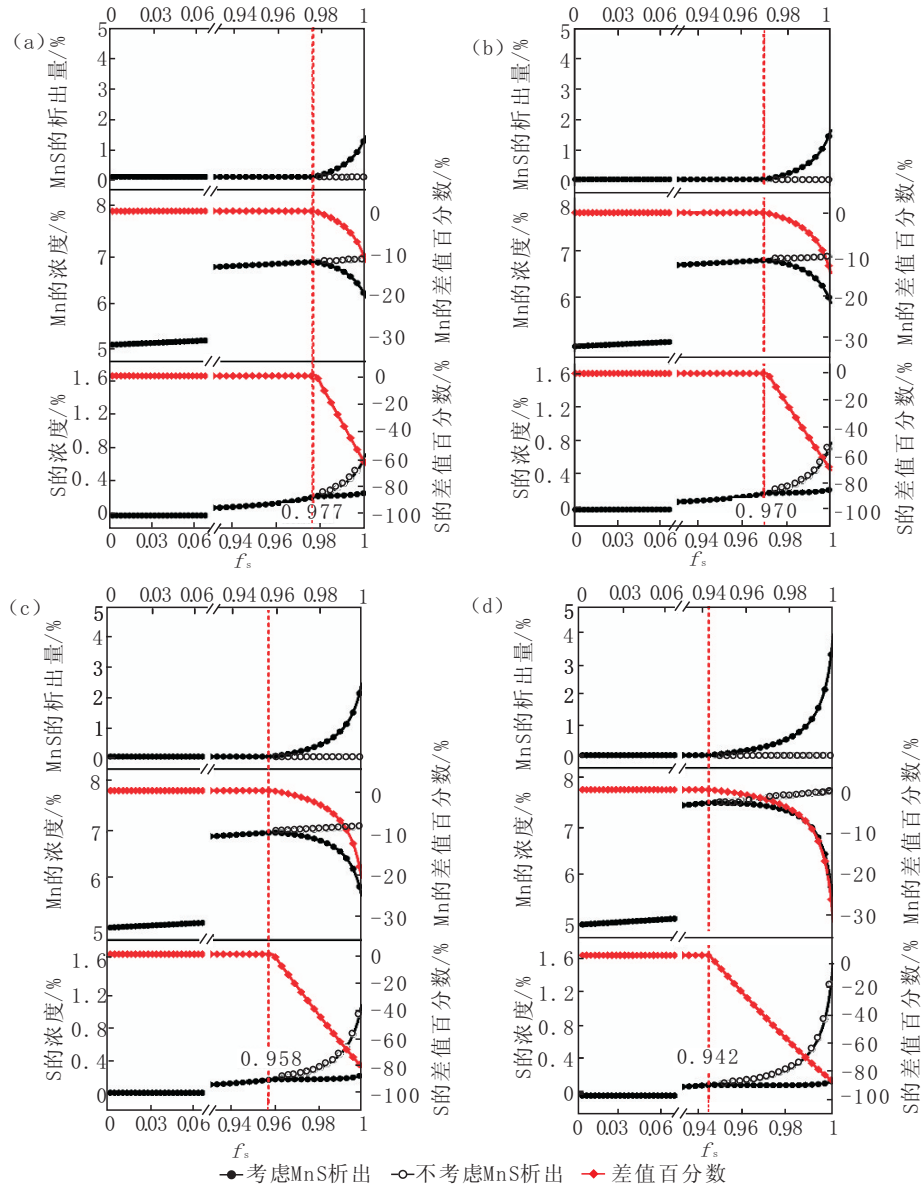


图5 凝固过程中MnS的析出量和残余液相钢中Mn和S的浓度  
Fig. 5 Precipitation Amount of MnS and Concentrations of Mn and S in Residual Liquid Steel During Solidification

### 参考文献

- [1] 康永林. 汽车轻量化先进高强钢与节能减排 [J]. 钢铁, 2008, 43(6): 1-7.
- [2] 李桂华, 熊飞, 龙江启. 车身材料轻量化及其新技术的应用 [J]. 材料开发与应用, 2009, 24(2): 87-93.
- [3] J. E. Jin, Y. K. Lee. Effects of Al on microstructure and tensile properties of C-bearing high Mn TWIP steel [J]. Acta Materialia, 2012, 60(4): 1680-1688.
- [4] S.S. Sohn, K. Choi, J. Kwak, et al. Novel ferrite-austenite duplex lightweight steel with 77% ductility by transformation induced plasticity and twinning induced mechanisms [J]. Acta Materialia, 2014, 78(5): 181-189.
- [5] B. Hu, H.W. Luo. A strong and ductile 7Mn steel manufactured by warm rolling and exhibiting both transformation and twinning induced plasticity [J]. Journal of Alloys & Compounds, 2017, 752: 684-693.
- [6] J. Han, S. Kang, S. Lee, et al. Fabrication of bimodal-grained Al-free medium Mn steel by double intercritical annealing and its tensile properties [J]. Journal of Alloys & Compounds, 2016, 681: 580-588.

- [7] Y. M. Won, B. G. Thomas Simple Model of Microsegregation During Solidification of Steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(7):1755-1767.
- [8] E. Scheil, Z. Metallkd. Bemerkungen zur Schichtkristallbildung [J]. International Journal of Materials Research, 1942, 34(3):70-72.
- [9] T. F. Bower, H. Brody, M. C. Flemings. Measurements of Solute Redistribution in Dendritic Solidification [J]. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1966, 236:624-634.
- [10] T. W. Clyne, W. Kurz. Solute Redistribution During Solidification with Rapid Solid State Diffusion [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1981, 12(7):965-971.
- [11] Ohnaka. Mathematical Analysis of Solute Redistribution during Solidification with Diffusion in Solid Phase. [J]. ISIJ International, 1986, 26(12):1045-1051.
- [12] V. R. Voller, C. Beckermann. A Unified Model of Microsegregation and Coarsening [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1999, 30(8):2183-2193.
- [13] M. K. Park, J. M. Jiang, J. J. Park. Thermodynamics of AlN Formation in High Manganese-Aluminum Alloyed Liquid Steels [J]. ISIJ International, 2013, 53(6):973-978.
- [14] Y. Shen, S. Y, J. Study on Micro Segregation of High Alloy Fe-Mn-C-Al Steel [J]. Steel Research International, 2019, 90(5):1800546.
- [15] S. K. Choudhary, A. Ghosh. Mathematical Model for Prediction of Composition of Inclusions Formed during Solidification of Liquid Steel [J]. ISIJ International, 2009, 49(12):1819-1827.
- [16] Alba. M., Nabeel. M., Dogan. N. Investigation of Inclusion Formation in Light-Weight Fe-Mn-Al Steels Using Automated Scanning Electron Microscope Equipped with Energy-Dispersive X-Ray Spectroscopy [J]. Steel Research International, 2020, 91(3):1900477.
- [17] H. Liu, J. Liu, S. Michelic. Characteristics of AlN Inclusions in Low Carbon Fe-Mn-Si-Al TWIP Steel Produced by AOD-ESR Method [J]. Ironmaking & Steelmaking, 2016, 43(3):171-179.
- [18] Y. Liu, L. Zhang, H. Duan, et al. Extraction, Thermodynamic Analysis, and Precipitation Mechanism of MnS-TiN Complex Inclusions in Low-Sulfur Steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, 47(6):3015-3025.
- [19] Q. Shu, V. V. Visuri, T. Alatarvas, et al. Model for Inclusion Precipitation Kinetics During Solidification of Steel Applications in MnS and TiN Inclusions [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2020, 51(6):2905-2916.
- [20] C. B. Shi, X. C. Chen, H. J. Guo. Characteristics of Inclusions in High-Al Steel During Electroslag Remelting Process [J]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2012, 19(4):295-302.
- [21] M. Nabeel, M. Alba, A. Karasev, et al. Characterization of Inclusions in 3rd Generation Advanced High-Strength Steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2019, 50(4):1674-1685.
- [22] D. M. Liu, Z. Xue, S. Song. Effect of Manganese on the Formation Mechanism of Nonmetallic Inclusions in Fe-xMn-7Al-0.7C Lightweight Steel [J]. Steel Research International, 2023, 94(1):2200551.
- [23] H. Liu, J. H. Liu, K. Susanne, et al. Characterization and Analysis of Non-Metallic Inclusions in Low-Carbon Fe-Mn-Si-Al TWIP Steels [J]. Steel Research International, 2016, 87(12):1723-1732.
- [24] W. S. Wang, H. Y. Zhu, Y. Han, et al. Effect of Al content on non-metallic inclusions in Fe-23Mn-xAl-0.7C lightweight steels [J]. Ironmaking & Steelmaking, 2016, 43(8):171-179.
- [25] M. Alba, M. Nabeel, N. Dogan. Effect of aluminium content on the formation of inclusions in Fe-5Mn-xAl steels [J]. Ironmaking & Steelmaking, 2021, 48(4):379-386.
- [26] J. Y. Liu, C. S. Liu, R. J. Bai, et al. Precipitation and Growth of MnS Inclusions in Nonquenched and Tempered Steel Under the Influence of Solute Micro-segregations During Solidification [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2023, 54(4):685-696.
- [27] L. T. Gui, M. J. Long, Y. W. Huang, et al. Effects of Inclusion Precipitation, Partition Coefficient, and Phase Transition on Microsegregation for High-Sulfur Steel Solidification [J]. Metallurgical Transactions B, 2023, 54(6):3280-3292.
- [28] L. B. Jin, S. G. Zheng, M. Y. Zhu. A Coupling Model Predicting the Precipitation and Growth of AlN and MnS Inclusions in Fe-5Mn-xAl-0.15C Medium Mn Steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2025, 56(3):1942-1958.
- [29] L. B. Jin, S. G. Zheng, M. Y. Zhu. Effect of Al Content on Formation Mechanism of AlN and MnS Inclusions in Fe-5Mn-xAl-0.15C-0.23Si Medium Mn Steel [J]. JOM, 2024, 76(8):4314-4326.
- [30] L. B. Jin, S. G. Zheng, M. Y. Zhu. Formation Mechanism of AlN-MnS Complex Inclusions in Fe-5Mn-2Al-0.15C Medium Mn Steel [J]. JOM, 2023, 75(7):2235-2245.
- [31] 金立斌, 郑淑国, 朱苗勇. Fe-5Mn-2Al-0.15C中锰钢连铸凝固偏析及粒子析出行为 [J]. 中国冶金, 2021, 31(12):27-31.

(编辑 许营)

修回日期:2026-02-28