

低碳 Fe—Mn—Si—Al 系 TWIP 钢的显微偏析行为

李世琪^{1, 2)}, 刘建华¹⁾✉, 刘洪波¹⁾, 赤小浩¹⁾, 李康伟¹⁾, 韩志彪¹⁾

1) 北京科技大学冶金工程研究院, 北京 100083 2) 石家庄钢铁有限责任公司炼钢厂, 石家庄 050031

✉ 通信作者, E-mail: liujianhua@metall.ustb.edu.cn

摘 要 利用电子探针对实验室以及工厂冶炼的低碳 Fe-25Mn-3Si-3Al TWIP 钢的显微偏析进行系统性检测。结果表明: 该 TWIP 钢的实验室铸锭和工厂 AOD 电极锭具有明显的枝晶偏析, 其中 AOD 电极锭的偏析程度更高, Mn 和 Al 的最大偏析量分别高达 6.8% 和 2.4%; AOD 电极锭经电渣重熔后晶界偏析显著, 偏析程度并没有得到明显减轻; 最后经工厂高温锻造成型后的锭坯中晶界偏析得到改善。合金成分高和结晶温度间隔宽是产生较大显微偏析的主要原因。该 TWIP 钢的所有试样均呈相同的偏析规律, Mn 为负偏析, Al 和 Si 呈正偏析, 且 Al 的偏析程度最高。通过 Thermo-Calc 对该 TWIP 钢的溶质分配系数进行计算, 发现 Mn 和 Al 理论预测的显微偏析规律与实验所得的规律完全相反。通过实验验证, 得出 Si 含量是影响 Mn 和 Al 偏析规律的决定性因素。

关键词 低碳钢; TWIP 钢; 显微偏析; 枝晶; 晶界; 硅含量

分类号 TF771.2

Microsegregation in low carbon Fe—Mn—Si—Al TWIP steel

Li Shi-qi^{1, 2)}, Liu Jian-hua¹⁾✉, Liu Hong-bo¹⁾, Chi Xiao-hao¹⁾, Li Kang-wei¹⁾, Han Zhi-biao¹⁾

1) Engineering Research Institute, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) Steel Making Plant of Shijiazhuang Iron and Steel Company, Shijiazhuang 050031, China

✉ Corresponding author, E-mail: liujianhua@metall.ustb.edu.cn

ABSTRACT Microsegregation in low carbon Fe-25Mn-3Si-3Al TWIP steel produced in the laboratory and steel plant were systematically investigated by electron microprobe analysis. The results show that the dendritic segregation is serious in both the laboratorial ingot and mold casting after AOD steelmaking at the industrial plant. Additionally, microsegregation in the AOD ingot is higher, and the greatest amounts of segregation of Mn and Al are measured to be 6.8% and 2.4%, respectively. After electroslag remelting in the steel plant, the grain boundary segregation is serious, and it completely improves after a forging process. A higher alloy composition and a wider crystallization temperature interval are the main reasons for the serious microsegregation. All specimens of the TWIP steel have the same law. Mn shows obvious negative segregation, Al and Si exhibit positive segregation, and Al has the highest degree of segregation. The elements' solute distribution coefficient K of the TWIP steel was calculated using the Thermo-Calc software. It is found that the microsegregation laws of Mn and Al in theory are opposite to those in the experiment, and the main reason is silicon content.

KEY WORDS low carbon steel; TWIP steel; microsegregation; dendrites; grain boundaries; silicon content

汽车轻量化是实现节能减排和减轻大气污染的有效措施之一, 已经成为汽车行业发展的趋势。李晶诱导塑性钢 (twinning induced plasticity, TWIP) 具有高

强度、高塑性和高应变硬化性能, 其抗拉强度和延伸率的乘积在 60000 MPa·% 以上, 以其优异的性能被认为是理想的新一代汽车用钢^[1-2]。当 Fe—Mn—Si—Al 系

TWIP 钢中 Mn 的质量分数达到 25% ,Al 超过 3% ,Si 在 2% ~ 3% 之间时 ,此成分配比使其低温时具有稳定的奥氏体组织和合适的层错能 ,从而产生 TWIP 效应^[3-4] .

目前 TWIP 钢还未进行大规模的商业化生产 ,国内对于 TWIP 钢的研究大多还处于实验室阶段^[5-6] ,而对于 TWIP 钢显微偏析的系统性研究相关文献报道非常少 . 低碳 Fe-Mn-Si-Al 系 TWIP 钢含有较高 Mn、Si 和 Al 元素 ,这些较高含量的元素在凝固过程会由于溶质在液相和固相之间的再分配现象易产生偏析 . 显微偏析会导致铸件的力学性能下降 ,特别是塑性和冲击韧性的降低 ,增加合金的热裂倾向 ,甚至使其不易进行热加工 . 本文通过对低碳 Fe-Mn-Si-Al 系 TWIP 钢显微偏析的系统性研究 ,了解其偏析规律和影响因素 ,为生产目标成分下合格的 TWIP 钢提供参考 .

1 实验方法

实验室铸锭是利用真空感应炉熔炼生产的 25 kg 低碳 Fe-Mn-Si-Al 系 TWIP 钢 ,冶炼完成后在 1580 ℃ 下进行浇铸 ,出钢时间 1.5 min ,浇铸的铸锭采用红包

冷却 .

工厂通过感应炉 + 氩氧脱碳 (argon oxygen decarburization , AOD) 炉熔炼 → 模铸 → 电渣重熔 → 锻造成型的工艺流程制备低碳 Fe-Mn-Si-Al 系 TWIP 钢 . 其中 AOD 炉冶炼时间为 2.5 h ,出钢温度为 1550 ℃ ,出钢时间为 10 min ,出钢温降为 60 ℃ ,浇注进入铸坯模后空冷 ,得到两根 7.3 t 的 TWIP 钢电极锭 ,电极锭的尺寸为 $\phi 645\text{ mm} \times 3065\text{ mm}$;在电渣重熔 (electroslag remelting , ESR) 冶炼过程中 ,平均熔化率控制在 $750 \sim 950\text{ kg} \cdot \text{h}^{-1}$,补缩期结束后 ,通过结晶器循环水系统进行模冷 ,模冷时间 150 min ,然后脱模进行缓冷 ,采用缓冷罩进行缓冷 ,防止冷却速度过快引起表面和内部缺陷 ,缓冷时间大于 24 h ,生产出 14 t 的 TWIP 钢电渣锭 ;最后加热到 900 ℃ 以上进行长时间保温 ,通过锻造成型制成 $3000\text{ mm} \times 1060\text{ mm} \times 340\text{ mm}$ 工业化实验生产用 TWIP 钢锭坯 .

如图 1 所示 ,分别在实验室铸锭 (1 号) 、AOD 电极锭 (2 号) 、ESR 锭 (3 号) 和锻压锭 (4 号) 直径方向的 1/4 处通过线切割各取样两个 ,样品尺寸为 $15\text{ mm} \times 13\text{ mm} \times 13\text{ mm}$. 各试样的主要化学成分如表 1 所示 .

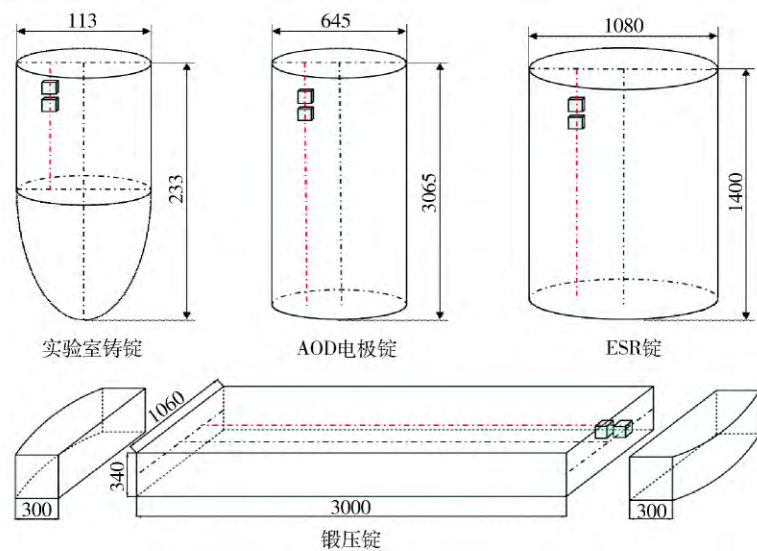


图 1 金相试样取样方案示意图 (单位 : mm)

Fig. 1 Sampling scheme of metallographic specimens (unit: mm)

表 1 实验钢的化学成分 (质量分数)

Table 1 Chemical composition of test steels %

钢样	编号	C	Si	Mn	Al	S	P
实验室铸锭	1	0.025	3.23	26.44	4.53	0.0063	0.023
AOD 电极锭	2	0.030	2.72	25.12	3.50	0.0020	0.019
ESR 锭	3	0.034	2.60	24.20	3.08	0.0007	0.021
锻压锭	4	0.039	2.47	24.61	3.14	0.0006	0.013

试样经打磨、抛光后用 4% 硝酸乙醇溶液对试样表面进行浅腐蚀 ,通过光学显微镜观察组织形态 . 通

过扫描电镜检测酸液腐蚀对于钢中主要元素 Mn、Al 和 Si 的影响 ,通过电子探针对各试样的显微偏析进行系统性的检测 .

通过查阅钢中主要元素的溶质分配系数 ,并采用专业热力学软件 Thermo-Calc 对低碳 Fe-25Mn-3Si-3Al TWIP 钢化学成分体系下进行计算 ,获得主要元素的溶质分配系数 K . 对比实验结果与理论偏析规律的异同 ,发现 Mn 和 Al 元素的显微偏析规律在理论与实验中完全相反 . 通过冶炼不同 Si 含量的 Fe-Mn-Si-Al 系 TWIP 钢 ,验证 Si 含量对 Mn 和 Al 偏析规律的影响 .

2 实验结果及讨论

2.1 酸液腐蚀对实验钢主要元素的影响

图2为实验室铸锭不同腐蚀程度的扫描电镜图片,图2中不同区域的化学成分如表2所示.由此可得,对同一试样进行不同程度的腐蚀,其主要元素Mn、Al和Si含量没有出现明显的变化,可见4%硝酸乙醇溶液对实验钢的腐蚀不影响偏析实验的结果分析,可以对各试样进行浅腐蚀后通过电子探针进行实验.

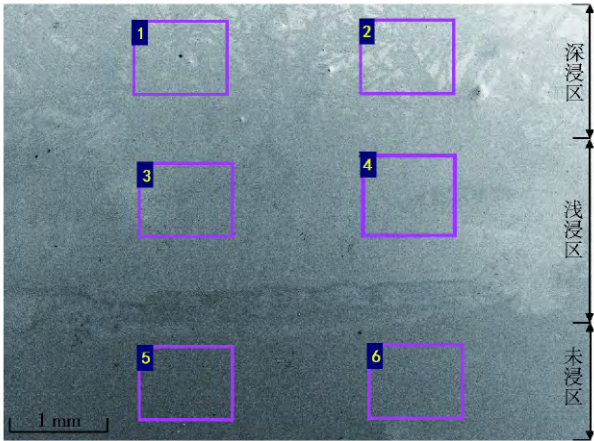


图2 1号样不同腐蚀程度的扫描电镜图片
Fig.2 SEM image of Sample 1 with different degrees of corrosion

表2 图2中不同区域的主要元素成分(质量分数)

Table 2 Chemical composition of main elements in different areas of Fig. 2

区域号	1	2	3	4	5	6
Mn	26.12	25.92	25.91	25.83	26.18	26.22
Al	4.53	4.64	4.43	4.55	4.43	4.37
Si	3.67	3.69	3.47	3.63	3.50	3.58

2.2 实验室铸锭与AOD电极锭的显微偏析

图3为实验室铸锭和AOD电极锭的凝固组织图片.两者在酸液腐蚀下均能呈现出枝晶形态,且2号样枝晶比1号样粗大.1、2号样均采用模铸空冷,但实

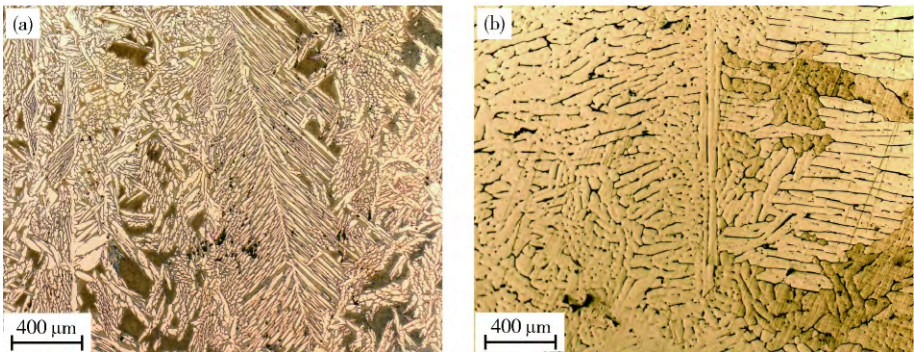


图3 光学显微镜下试样的枝晶组织. (a) 1号样; (b) 2号样
Fig.3 Dendritic structure of samples under the optical microscope: (a) Sample 1; (b) Sample 2

验室铸锭直径为113 mm,远远小于工厂电极锭的645 mm,由此可得在相同空冷条件下,较大尺寸铸锭的冷却速率相对更慢,其枝晶形态则更为粗大.

为了研究实验钢中主要元素的偏析程度和偏析规律,定义偏析比 K' :

$$K' = C_E / C_L \quad (1)$$

其中 C_E 和 C_L 分别表示优先凝固部分和后凝固部分中元素的质量分数.如树枝晶枝干相对于枝晶间,晶粒内部相对于晶界.当 $K' < 1$ 时元素为正偏析,当 $K' = 1$ 时元素不存在显微偏析,当 $K' > 1$ 时元素为负偏析, K' 偏离1的程度越大则表示元素显微偏析越严重.

由图4可得,树枝晶枝干部分和枝晶间部分的成分分别比较均匀,但枝干与枝晶间的成分浓度相差很大.1、2号样中的主要元素Mn、Al和Si呈现不同程度的显微偏析,其中Mn和Al的偏析程度高于Si,且Mn呈负偏析,Al和Si呈正偏析.

Mn不是易偏析元素,但TWIP钢中Mn质量分数高达25%,所以TWIP钢中Mn偏析倾向强.国外学者对Fe-Mn-C系TWIP钢的研究中发现Mn的最大显微偏析高达7.0%~9.0%^[7-8].在本研究中,如图5所示,1号样和2号样Mn的最大偏析量分别为4.4%和6.8%.实验钢中Al含量虽远低于Mn,但1、2号样Al的最大偏析量分别达到1.7%和2.4%,偏析比 K' 分别为0.71和0.60,偏析程度超过Mn元素的1.14和1.34.Si的偏析量则相对较小,1、2号样Si的最大偏析量分别为0.6%和0.3%,偏析比 K' 则为0.88和0.91.树枝晶越粗大,则枝晶间区域越小,枝干凝固排出的溶质在枝晶间的聚集程度则更高(溶质分配系数 $K < 1$),反之则在枝干聚集程度更高,这使得TWIP钢中偏析倾向强的主要元素偏析程度更大,所以2号样中Mn和Al元素的偏析程度高于1号样.

合金结晶温度间隔较宽,凝固时易产生显微偏析^[9],液相线温度分别采用下面的公式进行计算.

液相线温度计算公式^[10]:

$$T_L = 1537 - 55.3(\%C) - 16.9(\%Si) - 7.92(\%Si)^2 +$$

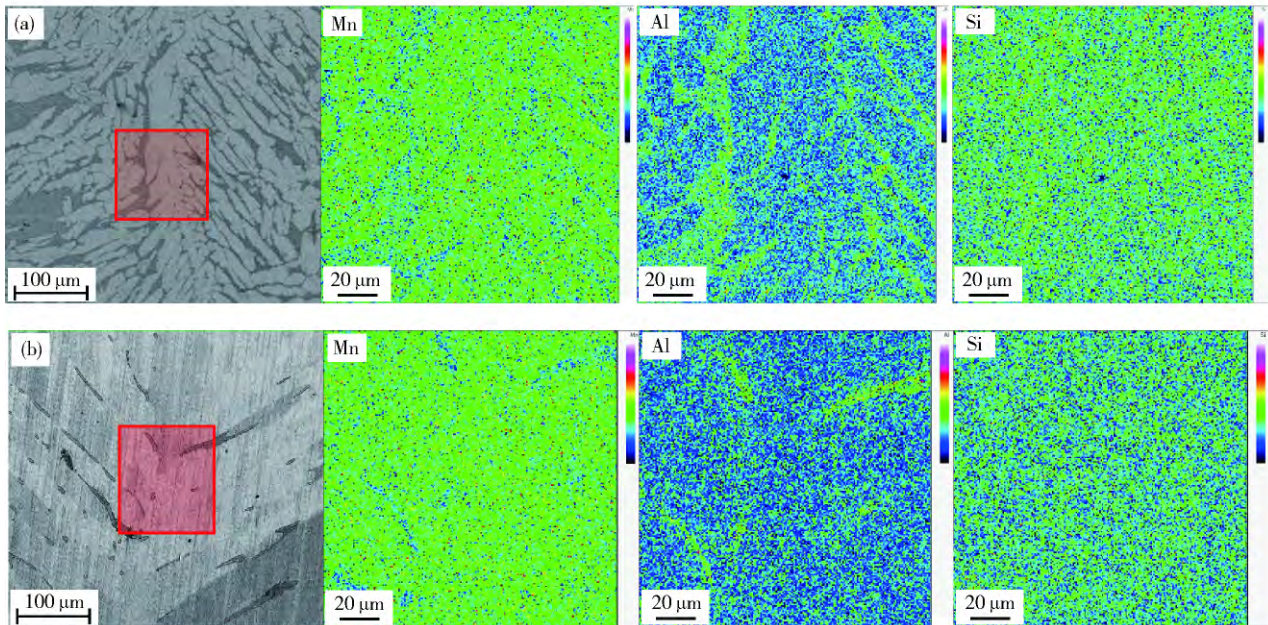


图 4 1 号样 (a) 和 2 号样 (b) 的电子探针面扫结果

Fig. 4 Surface scanning results of Sample 1 (a) and Sample 2 (b) with EMPA

$$2.71(\% \text{Si})^3 - (3.76 + 0.86(\% \text{C}))(\% \text{Mn}) + 0(\% \text{Al}). \quad (2)$$

固相线温度计算公式^[11]:

$$T_s = 1537 - 415.5(\% \text{C}) - 12.3(\% \text{Si}) - 6.8(\% \text{Mn}) - 124.5(\% \text{P}) - 183.9(\% \text{S}) - 4.1(\% \text{Al}). \quad (3)$$

计算得

$$\Delta T^1 = T_L^1 - T_s^1 = 87^\circ \text{C},$$

$$\Delta T^2 = T_L^2 - T_s^2 = 76^\circ \text{C}.$$

由此可知, 1 号样和 2 号样的液固相线温度差高达 70 °C 以上, 较宽的结晶温度区间是该 TWIP 钢中主要元素结晶时产生较大显微偏析的一个主要原因。

2.3 电渣重熔与锻压对 TWIP 显微偏析的影响

图 6 为工厂电渣重熔锭和锻压锭经酸液腐蚀后的显微组织照片。可知 4 号样的晶粒度明显小于 3 号样。如图 6(a) 所示, 3 号样并未显示出枝晶形态。由于电渣重熔锭在重新加热到 900 °C 以上进行锻造成型, 由图 6(b) 可得, 锻压锭发生再结晶现象, 并且有退火孪晶的生成。再结晶和孪晶均起到细化晶粒的作用^[12-13]。

电渣重熔锭具有成分稳定、组织致密、洁净度高、材料性高等优点^[14], 也是消除偏析的重要手段。Reitz 等^[8]认为, 通过电渣重熔可以使 TWIP 钢中 Mn 的显微偏析由 9% 下降到 4.8% ~ 6.8%。本研究中发现经电渣重熔后的 3 号样, 晶内成分均匀稳定, 但仍有明显的晶界偏析。由图 7 可知, 3 号样主要元素 Mn、Al 和 Si 的最大偏析量分别 6.5%、2.3% 和 0.5%, 偏析比分别为 1.30、0.57 和 0.85。相比与 2 号样 Mn、Al 和 Si 的偏析比 1.34、0.60 和 0.91, 主要元素的正负偏析规律没

有变化, 并且电渣重熔没有使得该 TWIP 钢的显微偏析程度得到改善。晶界处的偏析部分为黑色, 如图 7 和图 8 所示。

电渣重熔锭相比于 AOD 电极锭, 冷却条件由空冷转为水冷。由于受到侧面和底部强制水冷, 在结晶器中钢液冷却速度很大, 凝固过程在很小体积内进行, 在晶粒的形核和长大过程中, 导致钢中主要元素在固相和液相中的扩散受到抑制, 使得晶内成分相对均匀; 但由于表面能的要求, 在晶界与界面相交之处会产生沟槽, 因为存在组分过冷, 所以在晶界处产生明显的偏析。该 TWIP 钢经过电渣重熔后, 虽然只在晶界的一部分区域存在偏析, 但仍使其热裂倾向显著增加。在随后的锻造成型过程中, 局部应力相对集中区域发生小范围的沿晶开裂。

由于在锻压成型过程中晶粒被不断细化, 晶界数量大幅度增加, 部分原晶界处的偏析区域随着晶界的迁移被不断分散细化。如图 8 所示, 与 ESR 锭相比晶界处的偏析部分大大减少, 并且一部分被包裹在晶内, 但是偏析部分的偏析程度并没有减小。

2.4 理论计算与实验结果对比

TWIP 钢中主要元素的溶质分配系数见表 3, 分别为文献参考值和模型计算值。其中模型计算值为采用专业热力学软件 Thermo-Calc 对低碳 Fe-25Mn-3Si-3Al TWIP 钢进行计算, 获得主要元素溶质分配系数 K 值。 K 值为在固相和液相中该元素的质量分数比值^[15], $K > 1$ 时元素为负偏析, $K < 1$ 时为正偏析。

通过表 3 中数据可知, 虽然文献参考值和 Thermo-Calc 计算值存在一定的差距, 但对 TWIP 钢中主要

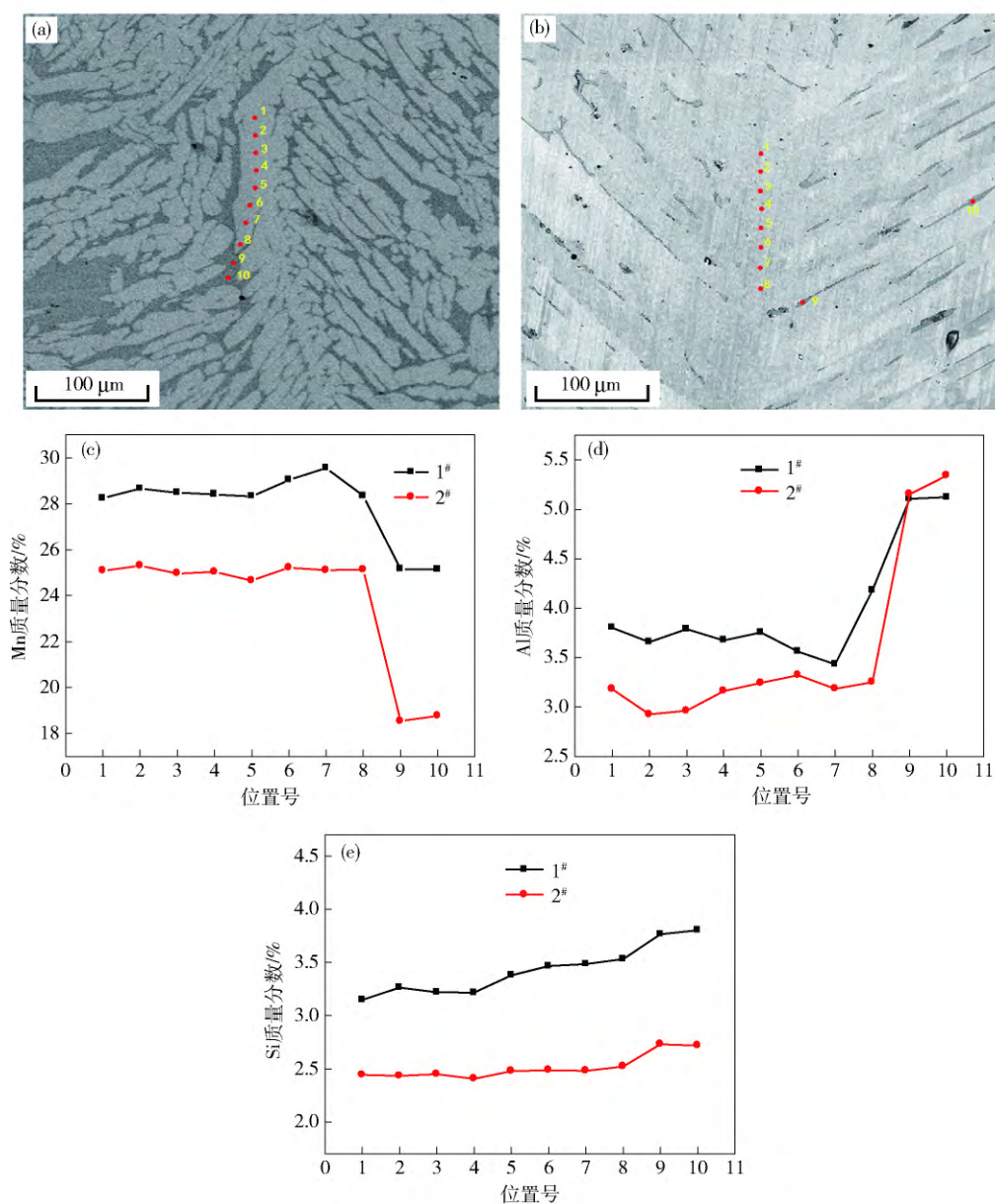


图5 试样的电子探针定量分析结果。(a) 1号样; (b) 2号样; (c) Mn含量; (d) Al含量; (e) Si含量

Fig. 5 Quantitative analysis results of samples with EMPA: (a) Sample 1; (b) Sample 2; (c) Mn content; (d) Al content; (e) Si content

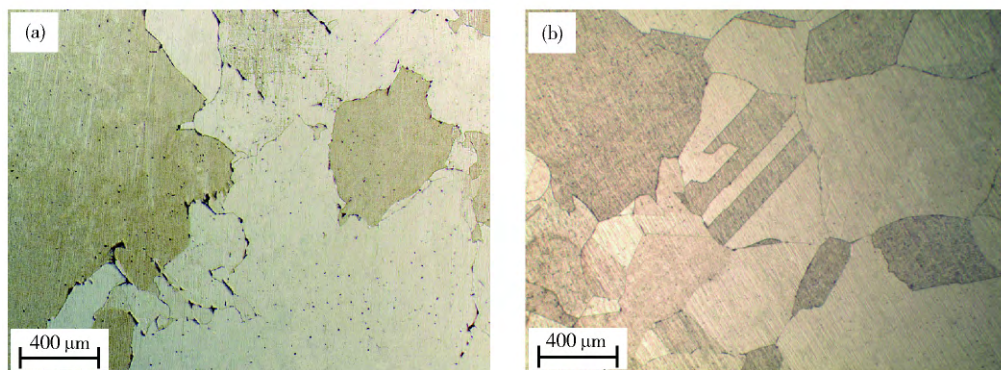


图6 光学显微镜下试样的凝固组织图片。(a) 3号样; (b) 4号样

Fig. 6 OM images of samples revealing solidification structures: (a) Sample 3; (b) Sample 4

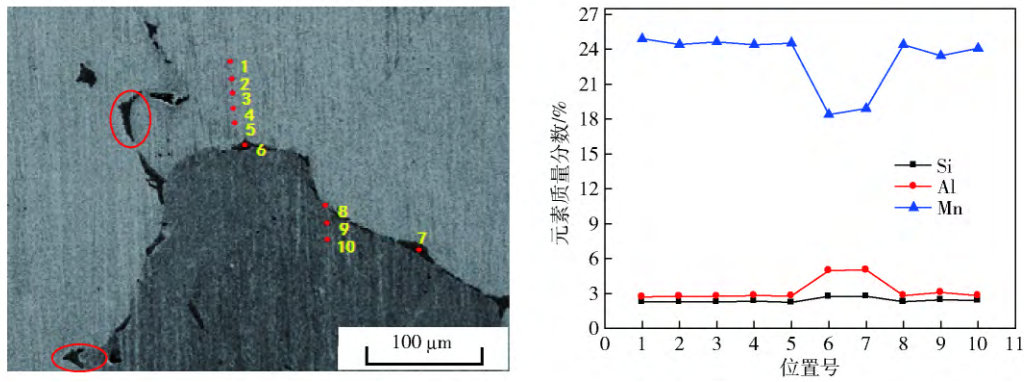


图 7 3 号样的电子探针定量分析结果

Fig. 7 Quantitative analysis results of Sample 3 with EMPA

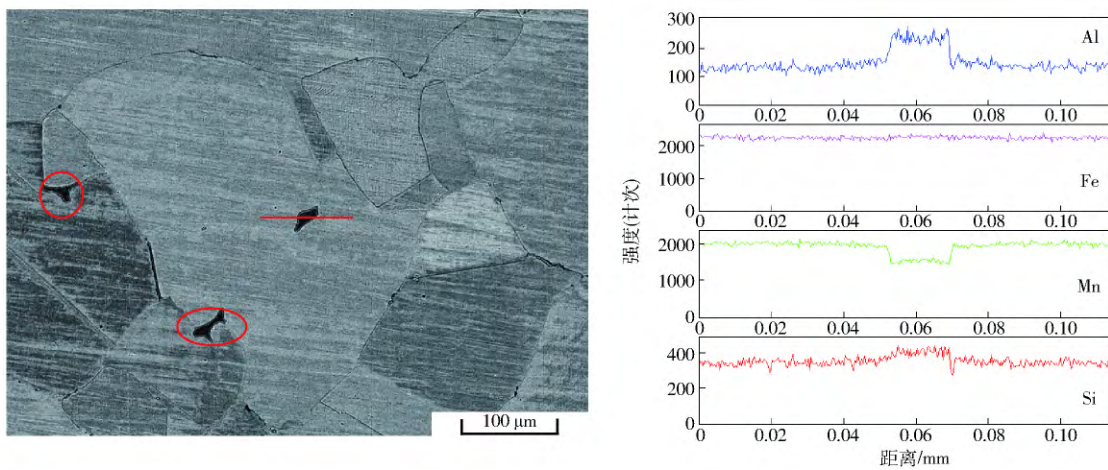


图 8 4 号样的电子探针线扫描结果

Fig. 8 Line scanning results of Sample 4 with EMPA

表 3 TWIP 中主要元素溶质分配系数

Table 3 Solute distribution coefficient of main elements in TWIP steel

元素	$K^{T/L}$	
	文献值 ^[16-17]	计算值
Mn	0.78	0.81
Al	1.07	1.32
Si	0.52	0.65

元素 Mn、Al 和 Si 表征着同样的正负偏析规律,其中 Mn 和 Si 为正偏析,Al 为负偏析。但已知实验结果 1、2、3 号样呈相同的偏析规律,Al 和 Si 呈正偏析,Mn 呈负偏析。所以 Mn 和 Al 的实验结果与理论计算呈完全相反的偏析规律。

通过实验室真空感应炉分别冶炼了低碳 Fe-25Mn-0Si-3Al、Fe-25Mn-1Si-3Al 和 Fe-25Mn-2Si-3Al 铸锭,取样位置与 1 号样相同。同样使用电子探针对其进行偏析检测。如图 9(a) 所示,Fe-25Mn-0Si-3Al 钢中 Mn 为正偏析,Al 为负偏析,钢中主要元素 Mn 和 Al 的正负偏析规律与 Fe-25Mn-3Si-3Al TWIP 钢

中的规律相反;Fe-25Mn-1Si-3Al 钢中主要元素没有发现明显的显微偏析,如图 9(b) 所示;由 9(c) 可知,Fe-25Mn-2Si-3Al 钢与 Fe-25Mn-3Si-3Al TWIP 钢中主要元素的偏析规律相同。由此可得,Si 含量的高低对于低碳 Fe-Mn-Si-Al 系 TWIP 钢中 Mn 和 Al 元素的显微偏析规律具有决定性的影响。

溶质的再分配是由于合金的各组元在液相和固相中的化学势不同^[18],组元总是从化学势较高的相转移到化学势较低的相。过高的 Si 含量可能改变 Mn 和 Al 在固液两相中的化学势,使得 Mn 在液相中的化学势高于在固相中的化学势,因此 Mn 元素不断地由液相向固相扩散,并在固液界面富集,随着凝固过程的进行,富集的 Mn 元素不断地凝固在固相中,而液相中 Mn 不断减少,最后造成 Mn 元素严重的负偏析。同理使得 Al 在固相中的化学势高于在液相中的化学势,偏析的形成过程与 Mn 相反,使得 Al 产生严重的正偏析。

实际中元素的溶质分配系数 K 值受到合金体系、温度、冷却速率等多方面因素的影响,但在以往的研究

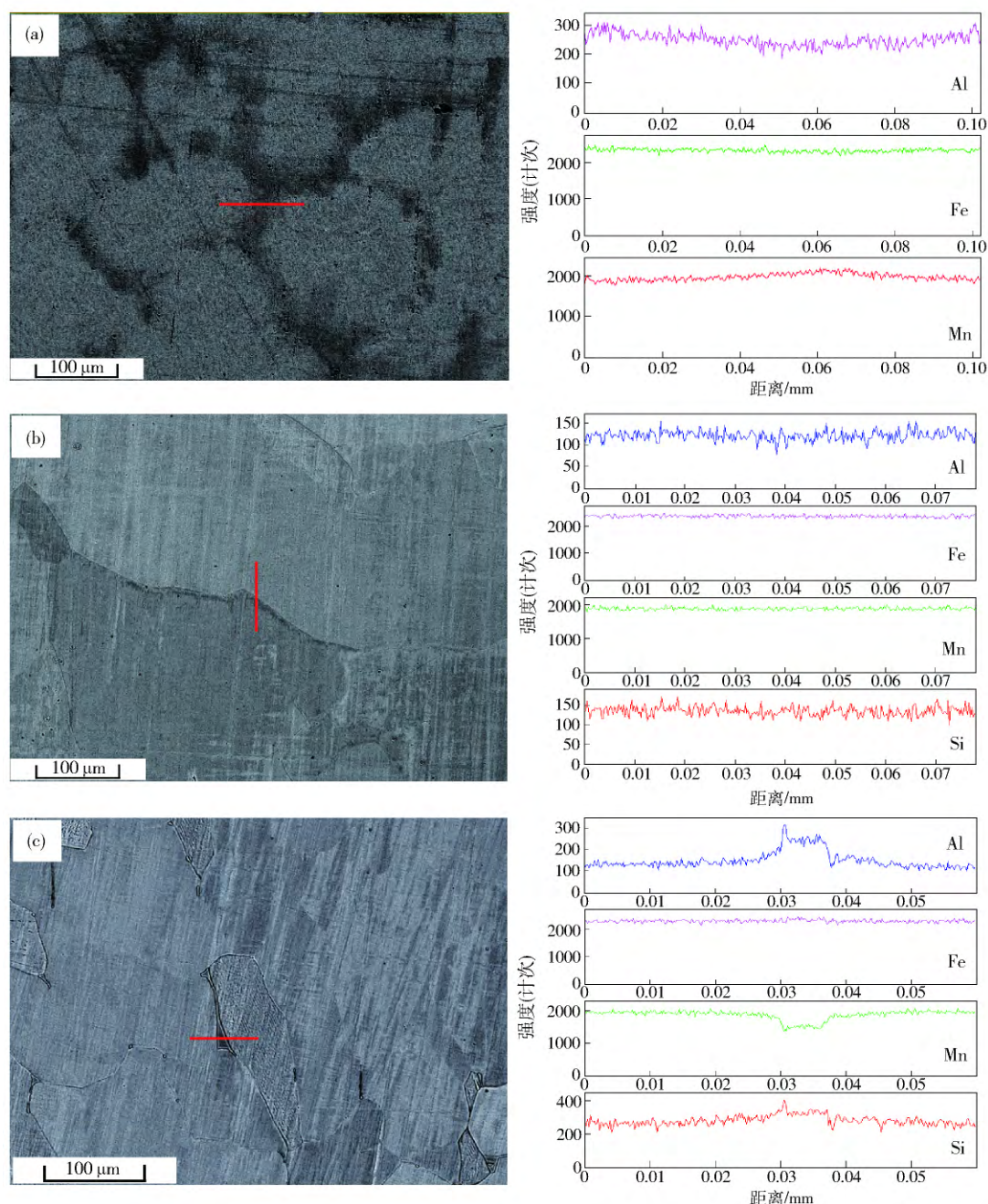


图9 Fe-25Mn-0Si-3Al 钢(a)、Fe-25Mn-1Si-3Al 钢(b)和 Fe-25Mn-2Si-3Al 钢(c)的线扫描结果

Fig. 9 Line scanning results of Fe-25Mn-0Si-3Al (a), Fe-25Mn-1Si-3Al (b) and Fe-25Mn-2Si-3Al (c) steel with EMPA

中,这种合金元素偏析行为的交互影响常被忽略^[19]. 本研究中低碳 Fe-Mn-Si-Al 系 TWIP 钢合金成分较普通钢中高出很多,元素之间的相互作用也增强很多. 并且 Si 在该 TWIP 钢中实际对于 Mn 和 Al 元素的作用远远超过其在普通 γ 相中以及通过 Thermo-Calc 计算中元素间的相互作用,所以 Thermo-Calc 计算对本合金体系下的 TWIP 钢偏析规律的理论预测上不具有指导作用.

3 结论

(1) 低碳 Fe-Mn-Si-Al 系 TWIP 钢的实验室铸锭

和工厂 AOD 电极锭都存在明显的枝晶偏析,并且 AOD 电极锭的偏析程度更加严重,其主要元素 Mn、Al 和 Si 的偏析比分别为 1.34、0.60 和 0.91,其中 Mn 和 Al 的最大偏析量分别达到 6.8% 和 2.4%. 两者具有相同的偏析规律,其中 Mn 元素为负偏析,Al 和 Si 元素为正偏析.

(2) 工厂 AOD 电极锭经电渣重熔后,其偏析特点由晶内偏析转变为晶界偏析,但主要元素的偏析规律完全相同,且偏析程度没有得到改善,晶界偏析的危害性仍然很大. Mn、Al 等合金成分含量高,并且结晶温度区间很宽,这是造成该 TWIP 钢中产生严重显微偏

析的主要原因。

(3) 对电渣重熔锭高温保温后进行锻造成型,过程中发生再结晶现象并产生孪晶,晶粒得到明显细化,晶界偏析得到改善。

(4) 理论计算得到 Mn 和 Al 元素的正负偏析规律与实验结果相反,专业热力学软件 Thermo-Calc 不适用于计算低碳 Fe-25Mn-3Si-3Al TWIP 钢主要元素的溶质分配系数, Si 元素是造成 Mn 和 Al 元素偏析规律发生改变的主要原因,并且通过调节 Si 含量可以控制 Mn 和 Al 元素的偏析,但该 TWIP 钢中 Si 对 Mn 和 Al 元素的作用机理仍需进一步的研究。

参 考 文 献

- [1] Grässel O, Krüger L, Frommeyer G, et al. High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development properties application. *Int J Plast*, 2000, 16(10-11): 1391
- [2] Zhang G J, Zhao J L, Ma M Y, et al. Hot deformation behavior of Fe-17Mn-0.3C TWIP steel. *Hot Work Technol*, 2015, 44(2): 101
(张贵杰, 赵景莉, 马明玉, 等. Fe-17Mn-0.3C 系 TWIP 钢的热变形行为研究. 热加工工艺, 2015, 44(2): 101)
- [3] Grässel O, Frommeyer G, Derder C, et al. Phase transformations and mechanical properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP steels. *J Phys IV*, 1997, 7(C5): 383
- [4] Grässel O, Frommeyer G. Effect of martensitic phase transformation and deformation twinning on mechanical properties of Fe-Mn-Si-Al steels. *Mater Sci Technol*, 1998, 14(12): 1213
- [5] Lan P, Du C W, Ji Y, et al. Research status of high manganese TWIP steel for automotive industry. *China Metall*, 2014, 24(7): 7
(兰鹏, 杜辰伟, 纪元, 等. 汽车用高锰 TWIP 钢的研究现状. 中国冶金, 2014, 24(7): 7)
- [6] Ma F C. The TWIP steel research work at present. *Baosteel Technol*, 2008(6): 62
(马风仓. TWIP 钢的研究现状. 宝钢技术, 2008(6): 62)
- [7] Wietbrock B, Bambach M, Seuren S, et al. Homogenization strategy and material characterization of high-manganese TRIP and TWIP steels. *Mater Sci Forum*, 2010, 638-642: 3134
- [8] Reitz J, Wietbrock B, Richter S, et al. Enhanced homogenization strategy by electroslag remelting of high-manganese TRIP and TWIP steels. *Adv Eng Mater*, 2011, 13(5): 395
- [9] Liu G, Liu L, Zhao X B, et al. Microstructure and microsegregation in a Ni-based single crystal superalloy directionally solidified under high thermal gradient. *Acta Metall Sin*, 2010, 46(1): 77
(刘刚, 刘林, 赵新宝, 等. 一种镍基单晶高温合金的高温度梯度定向凝固组织及枝晶偏析. 金属学报, 2010, 46(1): 77)
- [10] Zhuang C L. *Research on Metallurgical Fundamental and Solidification of Low Carbon TWIP Steels* [Dissertation]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2015
(庄昌凌. 低碳 TWIP 钢冶炼凝固基础研究[学位论文]. 北京: 北京科技大学, 2015)
- [11] Kawawa T. *Handbook of Iron and Steel*. 3rd Ed. Tokyo: ISIJ, 1981
- [12] Hamada A S, Karjalainen L P. Hot ductility behaviour of high-Mn TWIP steels. *Mater Sci Eng A*, 2011, 528(3): 1819
- [13] Yang G, Sun L J, Zhang L N, et al. Annihilation of deformation twins and formation of annealing twins. *J Iron Steel Res*, 2009, 21(2): 39
(杨钢, 孙利军, 张丽娜, 等. 形变孪晶的消失与退火孪晶的形成机制. 钢铁研究学报, 2009, 21(2): 39)
- [14] Jiang Z H. *Physical Chemistry and Transport Phenomena of Electro Slag Metallurgy*. Shenyang: Northeastern University Press, 2000
(姜周华. 电渣冶金物理化学及传输现象. 沈阳: 东北大学出版社, 2000)
- [15] Wang X H. *Ferrous Metallurgy: Steelmaking*. Beijing: Higher Education Press, 2007
(王新华. 钢铁冶金: 炼钢学. 北京: 高等教育出版社, 2007)
- [16] Won Y, Thomas B. Simple model of microsegregation during solidification of steels. *Metall Mater Trans A*, 2001, 32(7): 1755
- [17] Kagawa A, Okamoto T. Coefficients for equilibrium partition of a third element between solid and liquid in iron-carbon base ternary alloys and their relation to graphitization during iron-carbon eutectic solidification. *J Mater Sci*, 1984, 19(7): 2306
- [18] Ma Y P, Xu Y H. *Principle and Technology of Metal Solidification*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008
(马幼平, 许云华. 金属凝固原理及技术. 北京: 冶金工业出版社, 2008)
- [19] Lan P. *Analysis of Solidification Characteristics and Structure Performance on TWIP Steels for Automotive* [Dissertation]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2015
(兰鹏. 汽车用 TWIP 钢凝固特性与组织性能研究[学位论文]. 北京: 北京科技大学, 2015)