

综 述

焊缝中夹杂物对针状铁素体形成的影响研究现状

刘 健, 朱丙坤, 彭冀湘

(中国船舶重工集团公司第七二五研究所, 河南 洛阳 471023)

摘 要: 综述了近年来国内外在夹杂物对针状铁素体形成的影响方面的研究进展, 重点探讨了夹杂物诱发针状铁素体形核的 4 种机理, 以及焊缝中常见的一些夹杂物对针状铁素体形成的影响。分析指出了目前研究工作中的不足和发展的方向。

关键词: 针状铁素体; 夹杂物; 形核机理

中图分类号: TG 401 **文献标识码:** A

Review of the Effects of Inclusion on Acicular Ferrite Formation in Welds

LIU Jian ZHU Bing-kun PENG Ji-xiang

(Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471023, China)

Abstract: In this paper, the recent progress in the effects of inclusions on the formation of acicular ferrite in welds was reviewed. Four kinds of mechanisms in which inclusions affect the formation of acicular ferrite were discussed in detail, the inclusions that often encountered in welds were focused, and the shortages in present research were pointed out.

Keywords: acicular ferrite; inclusions; nucleation mechanism

焊缝中的非金属夹杂物一直以来都被认为是有害物质, 严重影响着接头的力学和疲劳性能^[1-2]。随着上世纪 70 年代国内外对针状铁素体组织的深入研究^[3], 发现针状铁素体可使焊接接头在获得较高强度的同时保持良好的韧性, 而钢中细小弥散分布的夹杂物对针状铁素体的形核有明显的促进作用, 才逐渐改变了人们对夹杂物的看法。氧化物冶金就是基于对夹杂物的研究而提出的将钢中夹杂物变害为利的一项技术。高强钢的焊接工艺复杂, 裂纹及强韧性不匹配等问题尤为突出, 有研究者指出强度级别在 600 MPa 以下的低合金高强钢中, 针状铁素体是改善焊接接头强韧性的最好组织。因此控制各种因素使接头获得大量的针状铁素体是解决低碳类

高强钢焊接性问题的关键。

1 针状铁素体的组织特点

针状铁素体是中温转变产物, 在 650 ~ 500 °C 之间形成, 继先共析铁素体和魏氏体形成之后, 在晶内的夹杂物上形核长大。针状铁素体组织的形成首先是在晶内适宜的夹杂物上多重形核, 长出较长的针状铁素体板条, 称为一次针状铁素体, 将奥氏体晶粒分割成多个小晶粒; 其次在先形成的一次针状铁素体晶界上感生形核, 长出二次针状铁素体, 将奥氏体晶粒进一步分割, 后形成的铁素体被局限于各个狭小空间内生长; 最后, 各阶段形成的铁素体竞争性生长, 形成复杂

收稿日期: 2012-10-12

基金项目: 河南省科技厅科技发展计划项目(112102210326)

作者简介: 刘健, 男, 1988 年生, 硕士研究生, 研究方向: 高强钢焊接材料。E-mail: liuj725@163.com。

连锁状态的针状组织。如果在此温度区间晶内没有适宜形核的夹杂物,则贝氏体将在晶界上形核替代针状铁素体而出现^[5-6]。因此控制焊后的冷却速度和焊缝中夹杂物的成分、尺寸、分布等,能有效的提高焊缝中针状铁素体的比例。

获得大量针状铁素体的焊缝之所以具有较高的强度和良好的韧性是由其自身组织特点决定的。针状铁素体的晶内形核和感生形核使其具有极强的自身细化能力,即使原奥氏体晶粒粗大,也可获得晶粒细小的显微组织。针状铁素体尺寸、方向各异,且交叉分布,各板条之间相互交错、彼此咬合,具有较高的位错密度,约 $10^8 \sim 10^{10}$ 条/cm²,当裂纹萌生后其扩展的阻力较大。另外,大量研究结果显示针状铁素体晶界是一层富碳的薄膜^[7-9],这层薄膜的存在是显著提高针状铁素体组织强韧性的重要因素^[9-10]。因此,当焊缝获得大量的针状铁素体组织时能得到强韧性匹配良好的焊接接头。

2 针状铁素体形核机理

众所周知,夹杂物对针状铁素体组织的形成具有显著地影响,但关于其影响机理还没有定

论,目前夹杂物诱导晶内针状铁素体形核的机理主要有如下 4 种观点。

2.1 最小错配度机理

该机理认为夹杂物与针状铁素体之间有良好的共格关系,可降低形核界面能。表 1 给出了焊缝中常见夹杂物与铁素体的错配度,可以看出绝大多数夹杂物总在某些晶向上与铁素体保持着良好的位向关系,铁素体沿这些晶向生长能明显降低形核界面能。这一机理首先由 Mills 等^[11]提出,曾一度用来解释针状铁素体在夹杂物上的形核。但该机理无法解释针状铁素体在夹杂物上多维形核的现象。因为根据这一机理就要求新形成的针状铁素体既与母相奥氏体具有 KS 关系,又与非金属夹杂物保持错排度最小的位向,这种形核机会很小。但事实上焊缝金属中铁素体在非金属夹杂物上形核不仅是大量的而且多维形核也较普遍^[12-13]。另外,Al₂O₃、TiN 等都与铁素体都有着相对较小的错配度,但并不能有效促进针状铁素体形核,这也是该机理无法解释的。因此目前认为,因非金属夹杂物与针状铁素体的晶格错排度较小使界面能降低从而诱发针状铁素体形核的可能较小,该机理不可能起决定性作用。

表 1 铁素体与夹杂物的晶格错配度^[14]

Table 1 Lattice mismatch of ferrite and inclusions^[14]

Parallelism(ferrite/ substrate)		Extent of lattice mismatch						
Planar	Directional	TiO	Al ₂ O ₃	Al ₂ O ₃ · MnO	TiN	BN	CuS	MnS
{ 100 } // { 100 }	[100] // [110]	3.0	3.2	1.8	4.6	10.7	37.4	29.0
{ 111 } // { 110 }	[110] // [100]	14.6	9.8	13.2	16.4	6.5	52.8	43.5
{ 111 } // { 111 }	[110] // [110]	27.2	31.5	28.0	26.0	36.9	2.8	8.8

2.2 应力应变能机理

由于夹杂物的热膨胀系数都比奥氏体基体小,如表 2 所示,致使在焊接热循环过程中夹杂物周围会形成较大的应力场,这种畸变为铁素体的形核提供激活能,促进针状铁素体形核。影响夹杂物周围热应力的因素主要是奥氏体和夹杂物的热膨胀系数差($\alpha - \alpha_i$)和过冷度 ΔT 。夹杂物附近的应变能可根据弹塑性力学理论用数值方法计算^[15],当夹杂物的粒径为 0.5 ~ 2.0 μm ,奥氏体从

850 °C 冷却到 450 °C 时, TiN、TiC、TiO、AlN、Al₂O₃、MnS 夹杂物附近的应变能计算结果分别为 15.21×10^4 、 16.69×10^4 、 1.02×10^4 、 23.63×10^4 、 9.97×10^4 和 0.97×10^4 J/mol^[14]。而针状铁素体形核所需的能量为 $10^6 \sim 10^7$ J/mol。也就是说夹杂物附近的应变能比针状铁素体形核所需能量小 1 至 2 个数量级,仅由夹杂物附近的应力 - 应变能诱导针状铁素体形核的可能性不大。

表2 夹杂物和奥氏体的热膨胀系数^[16]

Table2 Coefficient of thermal expansion of minerals and austenite

Mineral	Coefficient of thermal expansion/ K^{-1}	Test temperature/K
MnAl ₂ O ₄	8.0×10^{-6}	273 ~ 1 073
Al ₂ O ₃	8.0×10^{-6}	293 ~ 1 853
TiO ₂	9.5×10^{-6}	273 ~ 1 080
TiN	9.4×10^{-6}	273 ~ 1 073
MnS	1.8×10^{-5}	273 ~ 1 073
Austenite	2.3×10^{-5}	

2.3 局部成分变化机理

该机理主要是指奥氏体稳定化元素 Mn、C 等在 Ti 的氧化物周围发生贫化,增加相变驱动力,促进针状铁素体形核。这是目前最有影响力的一种说法。Ti 的氧化物如 Ti₂O₃、TiO₂ 和 TiO 都是较强的铁素体形核剂。Mn、C 都是较强的奥氏体稳定化元素,贫 Mn(C) 区的存在使得晶内铁素体在 Ti₂O₃(TiO₂) 夹杂物周围形核需要的驱动力显著降低。已有很多研究者^[17-20] 用电子探针测试了热物理模拟试样中 Ti₂O₃ 附近微区 Mn 含量的变化,观察到了 Ti₂O₃ 周围贫 Mn 区的存在,如图 1 所示。

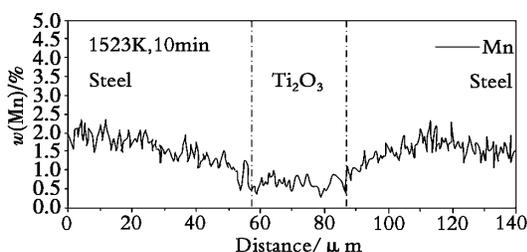


图1 Ti₂O₃ 周围 Mn 含量的变化^[20]

Fig.1 Composition profiles of Mn across Ti₂O₃ phase

贫 Mn 区的形成有两种解释^[19-20]: 一是 Ti₂O₃ 夹杂物吸收近旁奥氏体中的 Mn 元素。由于 Ti₂O₃ 的晶体结构含有大量的阳离子空位, Mn³⁺ 和 Ti³⁺ 有着相近的离子半径(Mn³⁺ 0.070 nm; Ti³⁺ 0.069 nm), MnTiO₃ 和 Ti₂O₃ 有着类似的晶体结构,如表 3 所示, Mn 元素可大量溶解于这种结构中。二是焊缝凝固过程中最先析出的是 Ti₂O₃, 然后 MnS 以 Ti₂O₃ 为核心形核析出, MnS 中的 Mn 元素被 Ti₂O₃ 吸收形成 MnTiO₃, 首

先导致了夹杂物中 MnS 贫 Mn, 钢基体中的 Mn 元素补充。由于 Mn 的扩散系数小和焊缝冷却速度快等原因,使得夹杂物周围奥氏体基体贫 Mn。因此, Ti₂O₃ 的吸 Mn 特性才是夹杂物周围形成贫 Mn 区的本质原因。

表3 Mn-Ti 氧化物的晶体结构和晶格常数^[18]

Table 3 Crystal structure and lattice parameters of possible Mn-Ti oxides

Mineral	Space group	Lattice parameter
Mn ₂ TiO ₄	Tetragonal	$a = b = 8.726 \text{ } \rho = 8.567$
MnTiO ₃	Rhombohedral (R3)	$a = b = 5.1396 \text{ } \rho = 14.29$
MnTi ₂ O ₄	Cubic (Fd3m)	$a = b = c = 8.627$
Ti ₂ O ₃	Rhombohedral (R3c)	$a = b = 5.139 \text{ } \rho = 13.659$

2.4 惰性表面机理

夹杂物为针状铁素体形核提供高能惰性表面,针状铁素体直接在夹杂物表面形核,可降低形核势垒。惰性表面机理的实质是夹杂物/铁素体的低能界面取代奥氏体/夹杂物的高能界面,使系统能量平衡趋于更稳定的水平^[21]。夹杂物的粒径为 0.5 ~ 2.0 μm 时, TiN、TiC、TiO、AlN、Al₂O₃、MnS 等的情性界面能约为 106 J/mol^[14], 已接近于形核所需的驱动力 106 ~ 107 J/mol。一般来说,熔点越高表面能越大。由于每一夹杂物都包括多个相,每一相都有不同的表面能,这样,具有高表面能的局部区域就会促进铁素体的非均匀形核。因此每一夹杂物都会有几个适宜形核的地点,于是在一个夹杂物上会呈放射状的形成多个针状铁素体^[22-23]。这就很好的解释针状铁素体在夹杂物上多维形核的现象。

至今学术界提出的这 4 种针状铁素体形核机制,无一例外都与钢中的夹杂物密切相关,但都不足以完整解释针状铁素体的形核过程。针状铁素体的形核不可能只是单一机制,应该是以上数种机制联合作用的结果,与非金属夹杂物的性质有关,不同的非金属夹杂物表现出不同的机理。

3 夹杂物对针状铁素体形成的影响

3.1 Ti 氧化物对针状铁素体形核的影响

如前文所述,由于 Ti₂O₃ 的吸 Mn 特性,在其

周围形成贫 Mn 区降低形核驱动力,使其成为针状铁素体非均质形核的有效核心。但研究表明^[18-20] Ti₂O₃ 周围贫 Mn 区的形成是有条件的,与奥氏体化温度和保温时间有关。随奥氏体化温度的降低,贫 Mn 区的宽度逐渐减小,随保温时间的延长,贫 Mn 区的宽度逐渐增加,如图 2 所示。Shim 等^[17]通过控制钢的化学成分,使钢中只含

有特定的夹杂物,研究了在无 Mn 钢中 Ti₂O₃ 对晶内铁素体形核的作用,结果表明无 Mn 钢中 Ti₂O₃ 不具有促进铁素体形核的作用。以同样为奥氏体稳定化元素的 Ni 替代 Mn,也没有发现针状铁素体的形成。这说明 Ti₂O₃ 对针状铁素体形核的促进作用是由其自身的结构特性决定的,与钢中的 Mn 元素密切相关。

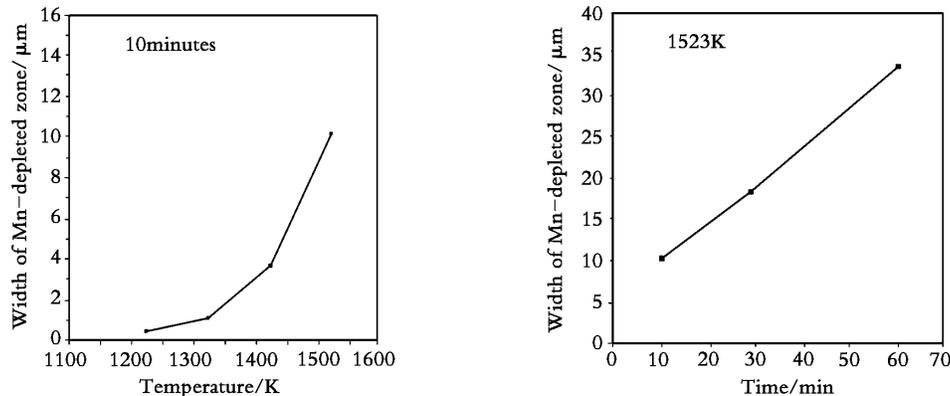


图 2 Ti₂O₃-基体界面贫 Mn 区的宽度随奥氏体化温度和保温时间的变化^[20]

Fig. 2 Width variations of Mn-depleted zone formed at Ti₂O₃-steel interfaces

TiO₂ 是含钛低合金高强度钢焊缝中最常见的夹杂物之一,也有诱发针状铁素体形核的作用,关于其作用机理,有人认为^[16-24]是 TiO₂ 在高温下容易分解成 O 和 TiO,一方面释放出的氧与碳反应生成 CO,造成 TiO₂ 附近贫碳,降低了形核驱动力。但由于缺少必要的检测手段,这一点尚未得到足够的实验证实。另一方面 TiO₂ 分解形成的 TiO 在 {100} // {100} 晶面 <100> // <100> 晶向与铁素体具有较小的错排度(3.0%),TiO 的热膨胀系数较小^[25],能够有效促进针状铁素体形核。

3.2 MnS、VN、VC、CuS 对针状铁素体形核的影响

MnS 是焊缝中最普遍存在的夹杂物,其对针状铁素体形成的影响比较有争议。从目前的资料看,纯 MnS 夹杂对针状铁素体的形核无明显作用^[17],因为纯的 MnS 一般在凝固过程中直接形成,这种条件下即使形成了贫 Mn 区也很难保持下来。MnS 的热膨胀系数为 18.1×10^{-6} ,与奥氏体的热膨胀系数 23.1×10^{-6} 较接近,冷却过程中在其周围不会形成较大的热应力。另外,MnS 与铁素体的最小错排度为 8.8%,这些因素均不利

于促进晶内铁素体形核。

MnS 熔点较低,一般都依附于高熔点的氮、氧化物析出,形成复合夹杂物,共同作用于针状铁素体的形核。一方面 MnS 以 Ti₂O₃ 为核心析出,形成贫 Mn 区。另一方面,CuS^[26]、VN^[17]、VC^[3] 等以先形成的 MnS 为核心,部分或全部包络于 MnS 表面形成复合夹杂物比这些夹杂物本身对针状铁素体形核的影响更为明显。因为单独析出的碳化物和氮化物尺寸比较细小,CuS、VN、VC 等都与铁素体有着良好的共格关系(最小错配度分别为 2.8、1.1、1.3),依附于 MnS 表面形成的复合夹杂同时具有了作为形核剂所需的尺寸和结构条件。

3.3 Al₂O₃、Al₂O₃·MnO 对针状铁素体形核的影响

Al₂O₃ 是铝脱氧焊缝中常见的夹杂物,由于其熔点较高,在焊缝凝固时首先析出,常作为低熔点析出物的核心,一般都以复合夹杂物形式存在,很少与夹杂物基体上生长的针状铁素体直接接触,焊缝中的 Al₂O₃ 表面大都覆盖着一层低熔点的硫化物和(或)氮化物,因此难以直接从化学分析的角度判别其是否能够良好的诱发针状铁素体形核。Gregg 等^[16]和张国栋^[25]通过热物理模

拟实验证实了纯 Al_2O_3 不具有促进针状铁素体形核的作用。余圣甫等^[27]通过热模拟实验研究了 $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{CuS}$ 复合夹杂物对针状铁素体形核的影响,结果显示 $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{CuS}$ 具有诱导晶内铁素体形核能力。Shim 等^[17]研究认为 VN 包络在 Al_2O_3 表面形成的复合夹杂物比 Al_2O_3 本身对针状铁素体的形核更为有效。这与 $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{CuS}$ 附近形成贫 Mn 区,以及 VN 与铁素体有着较小的晶格错排度有关。

$\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MnO}$ 是埋弧焊和手工焊中夹杂物表面经常出现的非金属相之一,一般与铁素体直接接触。张国栋^[25]等通过热物理模拟实验研究了 Al_2O_3 和 MnO 以 1:1 混合制成的热物理模拟试样对针状铁素体形核的作用,发现混合物界面形成了明显的铁素体带区。认为 $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MnO}$ 具有诱发针状铁素体形核的作用。这可能和 $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{MnO}$ 与铁素体良好的共格关系有关。

4 结束语

随着高强钢应用需求的逐渐增加,针状铁素体组织在改善高强钢焊接性及强韧性匹配方面的作用也在不断提升。然而目前对夹杂物诱发针状铁素体形成机理的研究尚无定论,各种机理均无法完整解释针状铁素体的形核过程,机理研究有待进一步深入。

夹杂物在焊缝金属相变过程中的作用相当复杂,只有焊缝的化学成分及热力学条件适宜时,才有可能成为针状铁素体的形核核心。目前关于夹杂物对针状铁素体形核影响的研究大都局限于热物理模拟实验,这可以在一定程度上模拟特定的夹杂物对针状铁素体形核的作用,但不能完全真实的反映焊缝中夹杂物的存在形式、化学成分和表面状态,对于真实焊缝中夹杂物对针状铁素体形核的影响还缺乏足够的实验报道。这与当前实验手段和检测技术的发展紧密相关。随着实验测试技术的不断进步和人们对真实焊缝中夹杂物的存在形式和组织结构的不断探索,通过夹杂物控制针状铁素体形成以改善接头性能的技术也会逐渐成熟。

参考文献:

[1] Schumann G O, French I E. Effect of microstructure and non-metallic inclusions on the impact properties of

flux-cored weld metals [J]. *Scripta Materialia*, 1997, 36(12): 1443—1449.

- [2] Bose Filho W W, Carvalho A L M, Bowen P. Micro-mechanisms of cleavage fracture initiation from inclusions in ferritic welds [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 460: 436—452.
- [3] Sudarsanam S B. The mechanism of acicular ferrite in weld deposits [J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2004(8): 267—278.
- [4] Ramirez J E. Characterization of high-strength steel weld metals: chemical composition, microstructure, and nonmetallic inclusion [J]. *Welding Journal*, 2008, 87(3): 65—75.
- [5] Wan X L, Wang H H, Cheng L, *et al.* The formation mechanism of interlocked microstructure in low carbon high strength steel weld metals [J]. *Materials Characterization*, 2012(67), 41—51.
- [6] L Cheng, K M Wu. New insights into intragranular ferrite in a low-carbon low-alloy steel [J]. *Acta Materialia*, 2009(57), 3754—3762.
- [7] 赵明纯, 肖福仁, 单以银, 等. 超低碳针状铁素体管线钢的显微特征及强韧性行为 [J]. *金属学报*, 2002, 38(3): 283—287.
- Zhao M C, Xiao F R, Shan Y Y, *et al.* Microstructure characteristic and toughening of an ultralow carbon acicular ferrite pipeline steel [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2002, 38(3): 283—287.
- [8] 黄国安, 余圣甫, 谢明立, 等. 低合金钢焊缝的针状铁素体微观组织 [J]. *焊接学报*, 2008, 29(3): 45—48.
- Huang A G, Yu S F, Xie M L, *et al.* Acicular ferrite microstructure of weld metal for low-alloy steel [J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2008, 29(3): 45—48.
- [9] Zhong Y, Xiao F, Zhang J, *et al.* In situ TEM study of the effect of M/A films at grain boundaries on crack propagation in an ultra-fine acicular ferrite pipeline steel [J]. *Acta Mater*, 2006, 54: 435—43.
- [10] Ming Chun Zhao, Toshihiro H, Hai Q, *et al.* Lath boundary thin-film martensite in acicular ferrite ultralow carbon pipeline steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 395: 327—332.
- [11] Mills A R, Thewlis G, Whiteman J A. Nature of inclusions in steel weld metals and their influence on formation of acicular ferrite [J]. *Material Science and Technology*, 1987, 3(12): 1051—1061
- [12] 余圣甫, 石仲堃, 李志远, 等. 药芯焊丝焊缝中的

- 夹杂物对针状铁素体形成的影响规律[J]. 应用科学学报, 2000, 18(3): 192—197.
- Yu S F, Shi Z K, Li Z Y, *et al.* The effect of inclusion in weld metals for flux cored wires on the forming of acicular ferrite [J], Journal of Applied Sciences, 2000, 18(3): 192—197.
- [13] 周家祥, 习天辉, 袁泽喜. 含钨微合金钢焊接区针状铁素体形成观察[J]. 武汉科技大学学报, 2006, 29(1): 25—28.
- Zhou J X, Xi T H, Yuan Z X. Observation of acicular ferrite in the Zr doped low alloy steel [J]. Wuhan Uni of Sci & Tech. (Natural Science Edition), 2006, 29(1): 25—28.
- [14] 余圣甫, 雷毅, 谢明立, 等. 晶内铁素体的形核机理[J]. 钢铁研究学报, 2005, 17(1): 47—50.
- Yu S F, Lei Y, Xie M L, *et al.* Nucleation mechanisms of intragranular ferrite [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2005, 17(1): 47—50.
- [15] 潘涛, 杨志刚, 白秉哲, 等. 钢中夹杂物与奥氏体基体热膨胀系数差异导致的热应力和应变能研究[J]. 金属学报, 2003, 39(10): 1037—1042.
- Pan T, Yang Z G, Bai B Z, *et al.* Study of thermal stress and strain energy in γ -Fe matrix around inclusion caused by thermal coefficient difference [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2003, 39(10): 1037—1042.
- [16] Gregg J M, Bhadeshia H K D H. Solid-state nucleation of acicular ferrite on minerals to molten steel [J]. Acta Materialia, 1997, 45(2): 739—748.
- [17] Shim J H, Oh Y J, Suh J Y, *et al.* Ferrite nucleation potency of non-metallic inclusions in medium carbon steels [J]. Acta Materialia, 2001, 49: 2115—2122.
- [18] Byun J S, Shim J H, Cho Y W, *et al.* Non-metallic inclusion and intragranular nucleation of ferrite in Ti-killed C-Mn steel [J]. Acta Materialia, 2003, 51: 1593—1606.
- [19] Shim J H, Byun J S, Cho Y W, *et al.* Mn absorption characteristics of Ti_2O_3 inclusions in low carbon steels [J]. Scripta Materialia, 2001, 44: 49—54.
- [20] Shim J H, Cho Y W, Chung S H, *et al.* Nucleation of intragranular ferrite at Ti_2O_3 particles in low carbon steel [J]. Acta Materialia, 1999, 47(9): 2751—2760.
- [21] Madariaga I, Gutierrez I. Role of the particle-matrix interface on the nucleation of acicular ferrite in a medium carbon microalloyed steel [J]. Acta Materialia, 1999, 47(3): 951—960.
- [22] 杜松林, 金友林, 高振波, 等. VN 微合金钢中 Ti 脱氧夹杂物诱导晶内铁素体析出行为 [J]. 北京科技大学学报, 2010, 32(5): 574—580.
- Du S L, Jin Y L, Gao Z B, *et al.* Precipitation behavior of inclusion-induced intra-granular ferrite in Ti deoxidized VN microalloyed steel [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2010, 32(5): 574—580.
- [23] Dowling J M, Corbett J M, Kerr H W. Inclusion phases and the nucleation of acicular ferrite in submerged arc welds in high strength low alloy steels [J]. Metallurgical Transactions A, 1986, 17: 1611—1623.
- [24] Gregg J M, Bhadeshia H K D H. Bainite nucleation from mineral surfaces [J]. Acta materialia, 1994, 42: 321—3330.
- [25] 张国栋. 焊缝中的针状铁素体行为及其模拟 [D]. 武汉: 华中科技大学, 2002, 44—51.
- Zhang G D. The effect and simulation of acicular ferrite in welds [D]. Wuhan: Uni of Sci & Tech, 2002, 44—51.
- [26] Madariaga I, Gutierrez I. Nucleation of acicular ferrite enhanced by the precipitation of CuS on MnS particles [J]. Scripta Materialia, 1997, 37(8): 1185—1192.
- [27] 余圣甫, 张远钦, 吕卫文, 等. CuS 在针状铁素体形核过程中的作用 [J]. 焊接学报, 2002, 23(4): 72—76.
- Yu S F, Zhang Y Q, Lv W W, *et al.* The effect of CuS on the nucleation of acicular ferrite [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2002, 23(4): 72—76.

(编辑: 段玉琴)