

超低碳贝氏体钢埋弧焊焊接接头韧化机理分析

张 敏, 陈阳阳, 刘明志, 李继红

(西安理工大学 材料科学与工程学院, 西安 710048)

摘 要: 对超低碳贝氏体钢埋弧焊焊接接头焊缝区显微组织进行分析, 发现焊缝区韧性与针状铁素体的含量存在一定的关系. 对焊接接头组织进行扫描电子显微镜观察和能谱分析. 结果表明, 焊缝区针状铁素体以 Al_2O_3 夹杂物为核心多维形核呈放射状生长; 利用 EBSD 对焊接接头组织进行晶体学取向研究, 结果发现, 焊缝针状铁素体晶粒取向并不完全随机分布, 在某些晶体学方向上存在取向择优; 各针状铁素体之间呈大角度晶界; 从同一夹杂物上长出的针状铁素体, 沿同一方向背向生长的针状铁素体具有相同的取向, 可能因为它与奥氏体具有一定的晶体学取向关系.

关键词: ULCB 钢; 针状铁素体; 氧化铝夹杂; 晶体学取向

中图分类号: TG 422.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2016)06-0045-05

0 序 言

20 世纪 40 年代末, Bardgett 等^[1]设计出了 Mo-B 系列低碳合金钢, 这类钢经轧后空冷, 无需热处理就具有优良的强韧性. 1957 年 Irvine 和 Pickering^[2]对贝氏体钢的相变动力学和显微组织进行了研究, 确定了这些钢的基本组织为低碳贝氏体. 1967 年 McEvily 等人^[3]报道了这种钢优良的综合性能. 20 世纪 70 年代, 清华大学方鸿生发明 Mn-B 系空冷贝氏体钢; 80 年代, 西北工业大学康沫狂^[4]发明 Si-Mn-Mo 系准贝氏体钢. 20 世纪 80 年代以后, 以美国和加拿大为代表的 Fe-Cu-Nb-B 系列和以日本^[5]为代表的 Fe-Mn-Nb-B 系列的低碳贝氏体钢大规模发展.

近年来, 国内外都在加快研究新型高强韧性的材料, 以满足工业发展的需要. 1997 年日本开始了“超铁钢材料”研究计划, 提出了实用材料强度提高一倍、寿命提高一倍、成本基本不变、减少环境污染的目标. 国内科技部首批“973 计划”也把超级钢列入重点研究项目, 提出超细、超匀、超纯等研究方向, 以达到既提高强度, 又保持高韧性的目的^[6]. 目前国内外已经通过各种工艺手段成功地获得了微米级晶粒的超细晶粒钢, 但在实际应用中需要解决焊接过程的晶粒长大问题. 除了改善焊接条件之外, 从

材料本身出发, 利用钢中析出的一些夹杂物促进铁素体在晶内形成, 达到有效分割晶粒、细化组织的目的, 也是有效的途径^[7].

文中分析了超低碳贝氏体钢 (ultra-low carbon bainitic steel) 埋弧焊焊接接头的韧化机理, 从试验上分析了夹杂物促进铁素体晶内形核的机理, 为 ULCB 钢工业应用打下基础.

1 试验方法

超低碳贝氏体钢组织状态为粒状贝氏体和板条贝氏体, 存在少量的针状铁素体. 试验用母材为超低碳贝氏体钢板材, 试板尺寸为 520 mm × 250 mm × 15.3 mm, 主要成分见表 1. 焊接方法选用双丝埋弧焊双面焊双面成形工艺, 坡口采用 X 形 (外焊 $90^\circ \pm 3^\circ$, 内焊 $60^\circ \pm 3^\circ$), 钝边长度: 8 mm ~ 9 mm, 坡口间隙 0.5 ~ 1.0 mm. 焊接材料选用 XAUTSJ101 氟碱型烧结焊剂配合 H03MnNiMoB 合金系焊丝, 其中前丝 $\phi 4.0$ mm, 后丝 $\phi 3.2$ mm. 焊接工艺参数为: 前丝电流 1 350 A, 电压 35 V; 后丝电流 1 650 A, 电压 37 V, 焊接速度为 1.8 m/min. 焊丝来保证焊接接头的强

表 1 ULCB 钢的化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of ULCB steel

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0.044	0.32	1.90	0.01	0.004	0.575	0.286
Cu	Nb	V	Ti	Mo	Al	B
0.527	0.071	0.007	0.012	0.343	0.017	0.000 3

收稿日期: 2014-08-08

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51274162); 国家高技术研究发展计划资助项目 (No. 2013AA031303); 陕西省教育厅产业化培育资助项目 (No. 2012JC16)

度,焊剂来微调焊缝金属的成分,细化焊缝. 调整焊剂的成分,匹配 H03MnNiMoB 焊丝,获得 18 组埋弧焊焊接接头. XAUTSJ101 焊剂和 H03MnNiMoB 焊丝的化学成分分别见表 2 和表 3。

表 2 XAUTSJ101 焊剂的主要化学成分(质量分数,%)

Table 2 Chemical compositions of XAUTSJ101 flux

SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	CaF ₂	S	P	铁合金
20 ~ 30	25 ~ 35	20 ~ 30	15 ~ 25	≤0.06	≤0.08	余量

表 3 焊丝的主要化学成分(质量分数,%)

Table 3 Chemical compositions of welding wire

C	Mn	Si	Mo	Ni	Cr	Ti	Fe
0.02	1.6	0.01	0.6	1.2	0.2	0.13	余量

用美国林肯双丝自动焊机对 ULCB 钢板材进行直缝埋弧焊试验,先进行内焊,后外焊. 焊前打磨试样表面,用丙酮除油污. 用 GX-71 型 OLYMPUS 金相显微镜观察焊接接头的组织形貌;用 N1750F 型冲击试验机测试焊接接头的冲击韧性性能,按照国家标准 GB2650-89 标准进行取样,冲击试样尺寸为 10 mm × 10 mm × 55 mm;用 VEGATXMUINCA 型电镜观察显微精细结构. 用 Oxford 公司产 EBSD 分析仪在场发射枪扫描电子显微镜进行分析.

2 试验结果及分析

2.1 焊缝区金相组织分析

图 1 所示为 ULCB 钢埋弧焊焊接接头焊缝区金相组织. 内焊与外焊焊缝显微组织相差不大,故以外焊组织为准. 可以看出,焊缝区组织为细小的晶内形核针状铁素体(AF)和粒状贝氏体(GB),并且含有少量珠光体和少许黑色点状碳化物. 针状铁素体组织都以“篮筐编结”状态的存在,晶态大小不等,

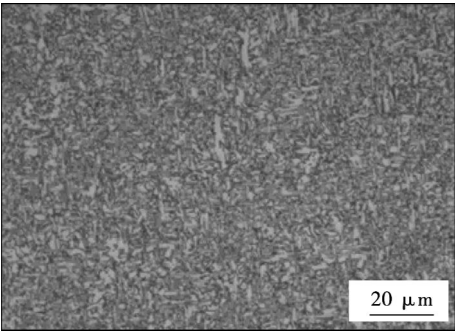


图 1 试样接头焊缝区金相组织形貌

Fig. 1 Metallographic microstructure of weld seam

分布较均匀,相互之间的位向关系不定,为杂乱分布形式. 粒状贝氏体在基体上弥散分布,空间穿插着针状铁素体的混合组织,使得焊缝金属具有优良的力学性能.

2.2 针状体素体的韧化机理

表 4 所示为焊缝区冲击吸收功和利用 IPP5.0 测量的焊接接头焊缝区针状铁素体及粒状贝氏体的含量.

表 4 焊缝相比例及冲击吸收功

Table 4 Ratio of phase and impact energy in weld seam

编号	针状铁素体 $W_{AF}(\%)$	粒状贝氏体 $W_{GB}(\%)$	冲击吸收功 $A_{kv}/J(-10\text{ }^{\circ}\text{C})$
1 号	45.8	47	170
2 号	42.3	46.9	158.57
3 号	20.3	25.7	51.1
4 号	14.8	33.2	47.1
5 号	15.9	35.7	50.1
6 号	26	31.1	50.5
7 号	35.3	43.6	124.4
8 号	43	45.6	162
9 号	43.2	53.5	186.6
10 号	42.6	39.1	176.3
11 号	45	54.5	183.6
12 号	37.3	48.3	133
13 号	39.3	53.6	136.6
14 号	35.7	41.8	127.5
15 号	38.7	46.7	139
16 号	31	46.3	126
17 号	30	51.8	123.3
18 号	32.4	55.8	127.3

焊缝组织中针状铁素体的比例与冲击韧性的关系如图 2 所示. 由图 2 可知,当 AF 小于 30% 时,焊缝的冲击韧性变化不大;当 AF 含量在 30% 附近时,韧性发生突变,有较大的增幅;当 AF 大于 30% 时,焊缝的冲击韧性随着 AF 含量增大而增大. 针状铁素体的含量较少时,焊缝组织可能被一个方向或几个方向的贝氏体组织所贯穿,AF 分割组织的效果不明显,组织易于沿晶界析出,呈大的条状延伸到晶内,为裂纹的扩展提供了通路,扩展速度加快,从而韧性较差. 当针状铁素体含量高于 30% 时,焊缝韧性产生了突变,这是由于当 AF 的含量到达临界值,它对条带状的板条贝氏体及奥氏体组织分割作用明显,同时,大量的 AF 细化了晶粒,增加了相同面积内晶界的百分比,阻碍了裂纹的扩展,进而提高了焊缝区的韧性.

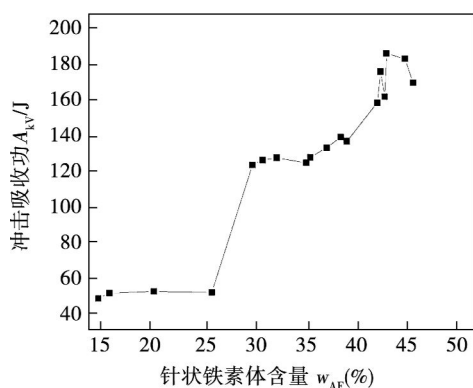


图2 AF含量与冲击韧性的关系

Fig. 2 Relationship between AF content and impact toughness

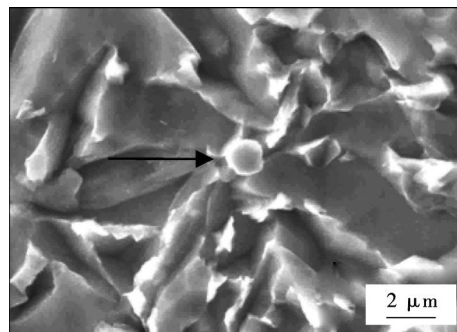
为了分析焊缝组织中针状铁素体的形核机理,对焊缝区进行发射扫描电镜组织观察与能谱分析,如图3所示.图3a为针状铁素体以夹杂物为核心多维形核呈放射状生长,但沿着某方向的针状铁素体晶粒迅速长大;图3b为针状铁素体以夹杂物为核心背向生长,先形成铁素体晶核,后沿着某个方向迅速长大;图3c为图3a、图3b中箭头所指夹杂物的XRD检测结果,夹杂物大小平均为 $0.7\mu\text{m}$,该夹杂物均含有Al、O等元素,可见夹杂物为 Al_2O_3 .

焊缝中的微量元素形成的非金属夹杂物促使针状铁素体的形成,夹杂物质点作为针状铁素体的形核核心对提高针状铁素体的形核率起着重要的作用.铝是常用的强脱氧剂,它极易与氧结合.若溶液中氧的含量较低,形成的脱氧化物多数情况下是氧化铝.当温度降低时,氧化铝能够稳定存在.

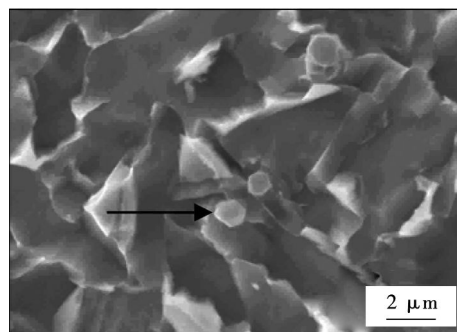
关于铁素体的形核机制,目前尚无统一的认识.以下四种形核机制占主导地位:夹杂物周围奥氏体的化学成分促进形核;夹杂物/析出物与铁素体核心共格,从而降低形核势垒促进形核^[8];由于夹杂物与奥氏体的热收缩不一致引起的应变能,以及夹杂物作为惰性界面促进形核^[9].以下对这几种机制分别进行分析.

(1) Al_2O_3 上析出MnS而形成的贫锰区常被用来认为是晶内铁素体形核最有效的机理之一,但是,试验通过大量的能谱分析观察,没有发现S元素的聚集.可见,针状铁素体的形核不是由于形成MnS在夹杂物附近产生贫锰区.但有可能是因为溶质元素在夹杂物和铁基体中溶解度有差异,或者夹杂物中存在阳离子空位,使得锰通过阳离子空位扩散进 Al_2O_3 夹杂而致使 Al_2O_3 外围生成锰贫乏区促进晶内铁素体形核.

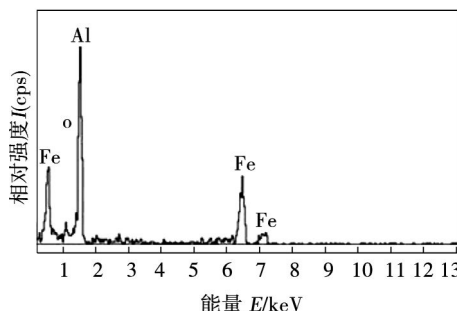
(2) 氧化铝与 $\alpha\text{-Fe}$ 的错合度(根据Bramfitt^[10]



(a) 针状铁素体以夹杂物为核心放射状生长



(b) 针状铁素体以夹杂物为核心背向生长



(c) 夹杂物的XRD检测结果

图3 针状铁素体形貌及夹杂物能谱图

Fig. 3 SEM micrographs of morphology of acicular ferrite and inclusions

的公式计算)见表5.如夹杂物和 $\alpha\text{-Fe}$ 皆为立方结构,则晶格常数比 $a/a(\alpha\text{-Fe})$ 的比值接近1.414时半共格关系(Cube-on-Edge)可能存在于夹杂物和 $\alpha\text{-Fe}$ 之间.如该比值接近1.0或者2.0时,则共格关系(Cube-Cube)可能存在于夹杂物和 $\alpha\text{-Fe}$ 之间.表5所示,氧化铝与 $\alpha\text{-Fe}$ 错合度较大,因此,试验不可能由共格降低形核势垒促进形核.

表5 氧化铝的晶格参数

Table 5 Lattice parameters of Al_2O_3

夹杂物	晶格结构	晶格参数 a/nm	晶格常数比 $c(\alpha\text{-Fe})$	错合度
Al_2O_3	六方堆积	4.758 7	12.992 9	0.243

注:晶格参数 $a(\alpha\text{-Fe})$ 为 0.2866 nm .

(3) 钢中的夹杂物和奥氏体(γ 相)基体的热膨胀系数和弹性模量相差很大,钢从高温冷却至相变温度会在 γ 相中产生很大的内应力,使得 γ 相基体产生弹性变形,甚至应力超过屈服极限,使得部分基体产生塑性变形.以球形夹杂物为模型且考虑高温下奥氏体基体的塑性变形,因热应力而产生的应变能为 $10^5 \sim 10^6 \text{ J/m}^3$ (在温度降低 $500 \sim 700 \text{ }^\circ\text{C}$ 时),在较低的相变温度下,这并不足以影响相变的驱动力(一般认为的相变所需的驱动力约为 $10^7 \sim 10^8 \text{ J/m}^3$),然而在比 A_{r3} 略低的温度下,当化学驱动力比较小的时候(应变能也小),应变能有可能对铁素体的形成起到一些有利的作用. Enomoto 等^[11]计算夹杂物与奥氏体之间可能产生 10^7 J/m^3 的应变能,而这接近相变所需的驱动力大小.此外,一些不规则形状的夹杂物引起的应力集中可能远大于球形夹杂物,其导致的应变能可以比球形的大几倍.一般而言,夹杂物的弹性模量越高,热膨胀系数越小(与奥氏体相差越大),其对应的热应力和应变能越大.

(4) Zhang 和 Farrar^[12]认为 $0.3 \sim 0.9 \text{ }\mu\text{m}$ 的夹杂物有利于形成晶内针状铁素体,并且认为夹杂物的数量和大小是该机制的关键因素,也就是夹杂物作为惰性界面,降低形核势垒促进形核.试验中,夹杂物尺寸较小,直径大约为 $0.5 \sim 0.9 \text{ }\mu\text{m}$,此机制可能起主导作用.

为了更加深入的分析针状铁素体的形核机理,利用 EBSD 分析了焊缝区组织.

图 4 所示为焊缝组织取向成像,针状铁素体沿着不同方向生长,大部分铁素体以夹杂物为核心生长,各针状铁素体之间呈大角度晶界,具有较强的抗裂纹扩展能力.从箭头所指可见,针状铁素体以夹杂物为核心,从同一夹杂物上长出,并且沿着同一方向背向生长的针状铁素体具有相同的取向,沿不同方向生长的针状铁素体具有不同的取向,说明针状铁素体沿原奥氏体某一晶向生长,或与原奥氏体成某种特殊的取向关系.

图 5 为样品坐标系法向反极图.由图 5 中极密度等高线可知,晶粒取向并不完全随机分布,在某些晶体学方向上存在取向择优.这是因为晶内铁素体和原奥氏体晶粒存在某种取向关系.奥氏体的惯习面与惯习方向是 $\{111\}_\gamma$ 和 $\langle 110 \rangle_\gamma$,铁素体的惯习面与惯习方向是 $\{110\}_\alpha$ 和 $\langle 111 \rangle_\alpha$.一般认为铁素体板条与奥氏体保持 K-S 取向关系,即: $\{111\}_\gamma // \{110\}_\alpha$, $\langle 110 \rangle_\gamma // \langle 111 \rangle_\alpha$.吴开明与 ENOMOTO^[13]通过三维重建发现铁素体板条的惯习面和惯习方向接近于 $\{111\}_\gamma$ 和 $\langle 110 \rangle_\gamma$.

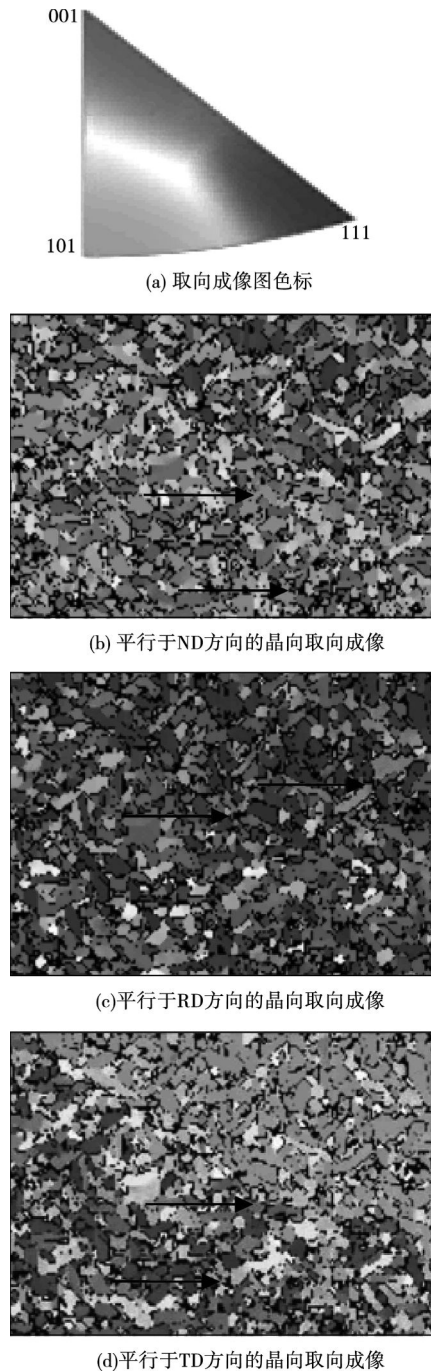


图 4 焊缝组织取向成像

Fig. 4 Crystal orientation mapping of weld seam

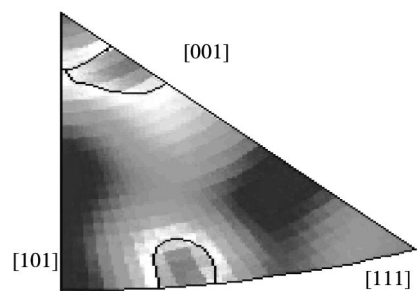


图 5 焊缝组织样品坐标系法向反极图

Fig. 5 Inverse pole figure of microstructure of weld seam

试验中,通过对焊接接头焊缝区由同一夹杂物上生长的针状铁素体两板条间夹角的测量,发现其夹角接近 60° ,如图6所示,可以认为此处两针状铁素体板条沿 $(111)_\gamma$, $[011]_\gamma$ 和 $[101]_\gamma$ 方向优先生长. 图4中针状铁素体条背向生长夹角 180° ,是 60° 的整数倍,且背向生长的两个板条具有相同的晶体学取向,说明针状铁素体沿上述惯习方向生长.

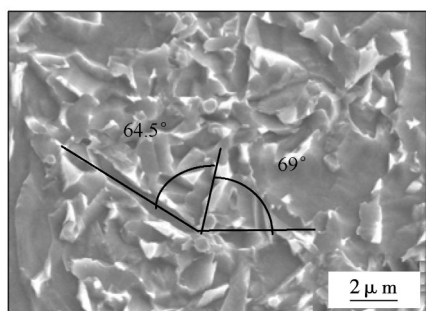


图6 针状铁素体夹角示意图

Fig. 6 Angle diagram of acicular ferrite

3 结 论

(1) ULCB 钢焊接接头焊缝区显微组织主要是针状铁素体 (AF) 和粒状贝氏体 (GB). 当焊缝中 AF 含量小于 30% 时,焊缝的冲击韧性变化不大;当 AF 含量在 30% 时,韧性发生突变,有较大的增幅;当 AF 大于 30% 时,焊缝的冲击韧性随着 AF 含量增大而增大.

(2) 焊缝区针状铁素体以 Al_2O_3 夹杂物为核心多维形核呈放射状生长,但沿某方向针状铁素体晶粒迅速生长.

(3) 各针状铁素体之间呈大角度晶界,具有较强的抗裂纹扩展能力. 从同一夹杂物上长出的针状铁素体,沿同一方向背向生长的针状铁素体具有相同的取向,沿不同方向生长的针状铁素体具有不同取向,说明针状铁素体是沿原奥氏体的惯习面生长.

(4) 焊缝针状铁素体晶粒取向并不完全随机分布,在某些晶体学方向上存在取向择优,这是因为晶内铁素体沿原奥氏体晶界晶粒具有某种取向关系.

参考文献:

[1] Bardgett W E, Reeve L. Mechanical properties of low-carbon, low-alloy steels containing boron[J]. Journal Iron and Steel Institute, 1949, 163: 277 - 294.

- [2] Irvine K J, Pickering F B. Low carbon bainitic steels[J]. Journal Iron and Steel Institute, 1957, 187: 292 - 309.
- [3] McEvily A J, Krishnadev M R. Strong tough HSLA steels via processing and heat treating of Cu-Ni-Nb and Cu-Ti-B composition [J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 1981, 103(3): 207 - 211.
- [4] 康沫狂, 贾虎生, 杨延清, 等. 新型系列准贝氏体钢[J]. 金属热处理, 1995, 14(12): 3 - 6.
- Kang Mokuang, Jia Husheng, Yang Yanqing, *et al.* New type meta-bainitic steels series[J]. Heat Treatment of Metals, 1995, 14(12): 3 - 6.
- [5] 郑磊, 傅俊岩. 高等级管线钢的发展现状[J]. 钢铁, 2006, 41(10): 1 - 10.
- Zheng Lei, Fu Junyan. Recent development of high performance pipeline steel[J]. Iron and Steel, 2006, 41(10): 1 - 10.
- [6] 方伟, 李为卫. X80-X120 高等级管线钢的最新进展[J]. 焊管, 2012, 35(12): 71 - 75.
- Fang Wei, Li Weiwei. New development of high grade X80 to X120 pipeline steels [J]. Welded Pipe and Tube, 2012, 35(12): 71 - 75.
- [7] Nie Y, He X L. Intermediate transformation structure and mechanical properties of high strength low carbon bainite steel[J]. Iron & Steel, 2005, 40: 440 - 444.
- [8] Mabuchi H, Uemori R, Fujioka M. The role of Mn depletion in intragranular ferrite transformation in the heat affected zone of welded joints with large heat input in structural steels [J]. ISIJ International, 1996, 36(12): 1406 - 1412.
- [9] Ishikawa F. Intragranular ferrite nucleation in medium-carbon vanadium steels[J]. Metall. Mat. Trans. A, 1994, 25(5): 929 - 936.
- [10] Bramfitt B L. Effect of carbide and nitride additions on heterogeneous nucleation behavior of liquid Iron [J]. Metall. Trans. 1970, 1(7): 1987 - 1995.
- [11] Enomoto M. Nucleation of phase transformations at intragranular inclusions in steel[J]. Met. Mater. Int., 1998, 4(2): 115 - 123.
- [12] Zhang Z, Farrar R A. Role of non-metallic inclusions in formation of acicular ferrite in low alloy weld metals[J]. Materials Science and Technology, 1996, 12(3): 237 - 260.
- [13] Enomoto M, Wu K. M, Inagawa Y, *et al.* Three-dimension observation of ferrite plate in low carbon steel welds[J]. ISIJ International, 2005, 45(5): 756 - 762.

作者简介: 张敏, 1967 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师. 主要从事焊接成型过程的力学行为及其结构质量的控制、焊接凝固过程的组织演变行为及现金焊接材料研究. 发表论文 100 余篇. Email: zhmmn@xaut.edu.cn