

# 热输入对海工用钢不同合金系焊缝金属韧性的影响

巴凌志<sup>1</sup>, 王东坡<sup>1</sup>, 张智<sup>1</sup>, 齐书梅<sup>2</sup>, 李磊<sup>2</sup>

(1. 天津大学, 天津, 300350; 2. 天津冶金集团中兴盛达钢业有限公司, 天津, 301616)

**摘要:** 为探究不同合金系焊缝金属对热输入的适应性, 用 Si-Mn, Si-Mn-Ni, Si-Mn-Ti-B 三种合金系的焊材分别以 24 和 35 kJ/cm 的热输入对 420 MPa 低合金高强度钢板进行埋弧焊。经过冲击、拉伸、硬度试验及光学显微镜、扫描电镜分析, 对熔敷金属的组织、性能进行研究。结果表明, 随着热输入增加, 再热区比例增大, 晶粒长大, 三种合金系的韧性均下降, 其中 Si-Mn 合金系对大热输入的适应性最差, 脆性转变温度由 -70 °C 降到 -65 °C; Si-Mn-Ni 合金系析出大量呈方向性的贝氏体, 恶化韧性; 而 Si-Mn-Ti-B 合金系提供大量高熔点含 Ti 的形核质点, 促进针状铁素体形成, 改善韧性。

**关键词:** 热输入; 脆性转变温度; 针状铁素体; 夹杂物

中图分类号: TG 423 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20190623002

## 0 序言

随着油气资源勘探领域向更深、更冷的海域拓展, 海工装备长期工作在恶劣环境, 经受流冰、地震、海洋风暴、潮汐、以及严寒、低温侵袭, 因此对海洋结构材料(包括焊接材料)的强度、韧性、耐腐蚀、抗疲劳提出了更高的要求<sup>[1]</sup>。从减少制造成本, 提高焊接接头质量和焊接工艺效率的角度出发, 埋弧焊(SAW)、电渣焊(ESW)、垂直电弧焊(EGW)等单道次焊接的高热量输入焊接(HHIW)技术得到快速的发展<sup>[2]</sup>。目前在 420 MPa 级别的海工钢焊接中, 国内外已开发出 Si-Mn, Si-Mn-Ni 和 Si-Mn-Ti-B 三种合金系的埋弧焊材。但是大热输入条件下的埋弧焊接接头的低温韧性往往成为结构件的使用瓶颈。目前国内的埋弧焊接材料, 特别是应用于海洋工程和压力容器等对低温韧性要求高的焊接材料, 通常因为低温韧性、质量稳定性等方面无法满足要求, 而仍需依赖进口。

针对 420 MPa 级别的低合金高强度海工钢, 开发了匹配的埋弧焊焊丝和焊剂。通过对 EH36 钢进行热输入分别为 24, 35 kJ/cm 的埋弧焊焊接, 并对焊接接头组织和性能进行分析, 为大热输入用钢和相应的焊接技术的发展提供了试验基础。

## 1 试验方法

为了得到三种不同的合金系焊缝金属, 使用直径 4 mm 的 AWS EH14, AWS EM12K, GBH10Mn2 三种标准的焊丝搭配三种埋弧焊剂, 母材选取的是 EH36 海工用钢。焊丝和母材的化学成分如表 1 所示。采用 24, 35 kJ/cm 两种不同热输入进行施焊, 焊接工艺参数见表 1。焊丝和母材的化学成分如表 2 所示。

表 1 焊接工艺参数  
Table 1 Welding parameter

编号	电流 I/A	电压 U/V	焊接速度 v/(m·h <sup>-1</sup> )	热输入 E/(kJ·cm <sup>-1</sup> )	层间温度 T/°C
E1	550	30	25	24	150 ± 10
E2	600	30	18.5	35	150 ± 10

参照美国焊接协会标准 AWS A5.17/5.17M 分别对焊接接头进行取样, 并按照国家标准 GB 2651—89 进行拉伸试验, 在 -74 ~ 0 °C 范围进行冲击试验。维氏硬度是从顶层焊缝的柱状晶区测到重结晶区, 试验位置详见图 1。取焊缝整个截面制备金相试样, 用体积分数 4% 的硝酸酒精腐蚀。重结晶区的相比例在光镜 500 倍下测量, 晶粒尺寸采用线间距法测得, 使用带有 EDS 系统的扫描电镜(SEM)对冲击断面和夹杂物尺寸分布进行定性分析, 用电子背散射衍射(EBSD)分析晶粒位相和晶界角度分布。

表 2 焊丝和母材的化学成分(质量分数, %)

Table 2 Chemical compositions of base metal and core wire

名称	牌号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Al
母材	EH36	0.084	0.346	1.46	0.004	0.010	0.022	0.01	0.01	0.07
焊丝1	EH14	0.127	0.049	1.90	0.003	0.009	0.024	0.005	0.01	0.02
焊丝2	EM12K	0.128	0.229	1.05	0.007	0.01	0.021	0.003	0.02	0.02
焊丝3	EM13	0.059	0.114	1.03	0.005	0.008	0.011	3.18	0.05	0.01



图 1 焊接接头的宏观形态  
Fig. 1 Macro-morphology of welded joint

## 2 试验结果和讨论

### 2.1 焊缝金属化学成分和组织分析

不同焊缝金属试样的化学成分如表 3 所示, 编号由合金元素和热输入组成, E1 为 24 kJ/cm, E2 为 35 kJ/cm, 且 Si-Mn, Si-Mn-Ni 和 Si-Mn-Ti-B 三种合金系焊缝金属的化学成分与设计值基本一致。由表 3 可知, 不同的热输入下, 这三种合金系焊缝金属的化学成分基本不变。表明在 24 ~ 35 kJ/cm 的热输入范围内, 由这三种焊材得到的焊缝金属化学成分均很稳定, 没有造成合金元素的烧损。

表 3 熔敷金属的化学成分(质量分数, %)  
Table 3 Chemical compositions of deposited metals

编号	C	Si	Mn	S	P	Ni	Al	Ti	B	O	N
MnE1	0.055	0.33	0.98	0.003	0.017	0.039	0.02	0.009	0.001	$277 \times 10^{-4}$	$37 \times 10^{-4}$
MnE2	0.079	0.31	1.06	0.005	0.015	0.105	0.02	0.011	0.001	$277 \times 10^{-4}$	$30 \times 10^{-4}$
NiE1	0.059	0.13	1.2	0.006	0.018	3.01	0.01	0.008	0.002	$289 \times 10^{-4}$	$39 \times 10^{-4}$
NiE2	0.060	0.13	1.22	0.006	0.018	2.91	0.01	0.009	0.002	$252 \times 10^{-4}$	$33 \times 10^{-4}$
TiE1	0.118	0.19	1.45	0.004	0.016	0.037	0.01	0.022	0.003	$297 \times 10^{-4}$	$61 \times 10^{-4}$
TiE2	0.087	0.16	1.42	0.004	0.018	0.071	0.01	0.021	0.004	$348 \times 10^{-4}$	$52 \times 10^{-4}$

图 2 给出了 MnE1 的末道焊缝的显微组织, 焊缝组织主要由大量晶内分布的针状铁素体 ( $\alpha_a$ ), 沿原奥氏体晶界分布的先共析铁素体 ( $\alpha$ ), 从原奥氏

体晶界向晶内扩展的呈羽毛状的侧板条铁素体 (SPF) 和少量的珠光体 (P), 粒状贝氏体 (GB), 马奥组元 (MA) 等组成<sup>[3]</sup>。

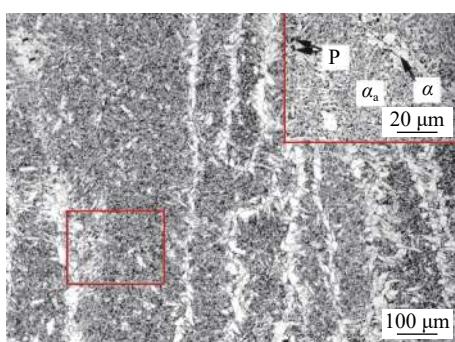


图 2 焊缝金属柱状晶区显微组织  
Fig. 2 Microstructure of weld metal columnar zone

图 3 为六种试样盖面焊缝针状铁素体的体积分数。从图 3 中不难看出三种合金系焊缝中, Si-Mn-Ti-B 系针状铁素体所占比例 (~ 94%) 最大, 先共析铁素体含量几乎为零, 而 Si-Mn 系的先共析铁素体尺寸和比例 (~ 50%) 最大, 并且提高热输入之后, 前者组织类型和比例均无明显变化。相反, Si-Mn 系的先共析铁素体由于冷却速度变慢而显著变粗大, 针状体素体的占比也有所下降。相较于前两者, 增加热输入, Si-Mn-Ni 系焊缝的先共析铁素体比例变化不大, 而是形状发生明显的变化, 由长条状分解呈

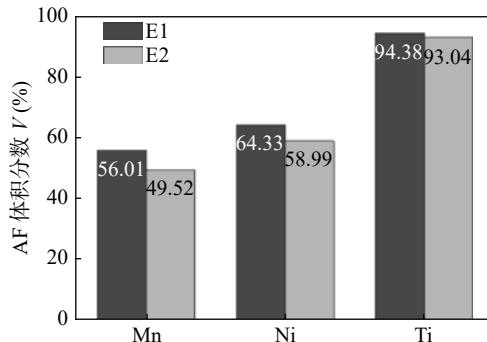


图 3 末道焊缝针状铁素体的体积分数

Fig. 3 Volume fraction of acicular ferrite in last weld

片层状，且其间析出具有一定的方向性的粒状贝氏体。

已有研究可知，焊缝组织中 AF 的含量与合金成分、氧含量，冷却速度和夹杂物尺寸分布有关。如图 4，增加 Mn, Ni 等合金成分，会增加焊缝金属的淬透性，从而使 CCT 曲线向右移动，相同冷却速度条件下，Si-Mn-Ni 系和 Si-Mn-Ti-B 系合金的 AF 比例会多于 Si-Mn 系焊缝<sup>[4]</sup>。此外，同一种合金系焊缝增加热输入，会降低焊缝的冷却速度，进而原奥氏体边界生成的先共析铁素体长大，其边界析出更多的贝氏体或者珠光体，且 AF 的含量有所降低，十分吻合图 4 所得出的试验结果。

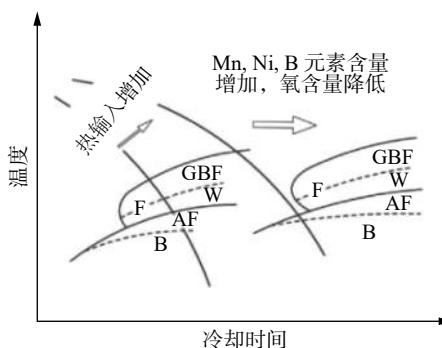


图 4 合金元素和热输入对 CCT 图的影响示意图

Fig. 4 Schematic diagram of the influence of alloying elements and heat input on CCT

如图 1 白色框线所示，熔敷金属的重结晶区可以依次细分为粗晶区 (CG)、细晶区 (FG) 和临界区 (IC)<sup>[5-6]</sup>。图 5 为图 2 中重结晶区的 500 倍光镜图，细致地展现了重结晶区的 3 个分区 (黑线—黄线: CG; 黄线—蓝线: FG; 蓝线—红线: IC)。在相同热输入下，三种合金系的焊缝金属的重结晶区域总深度数值相近，但随着热输入的增加，熔深增加，重结晶区深度也随之增大。其中，CG 和 FG 的深度并无清晰的变化趋势，反而是 IC 的宽度是和热输入呈正相关关系<sup>[6]</sup>。

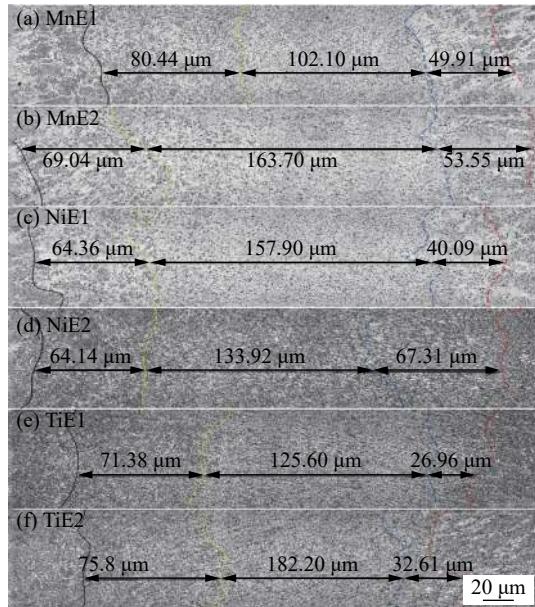


图 5 焊缝金属重结晶区

Fig. 5 Weld metal reheated zone

图 6 为六种焊缝金属 FG 的 500 倍光学显微组织，图 6b, 6d, 6f 中黄色组织分别为热输入 35 kJ/cm 时的各自焊缝金属中的第二相，图 6a, 6c, 6e 右上方的 3 000 倍电镜图分别展示了三种合金系焊缝金属第二相的组织形态，Si-Mn 系和 Si-Mn-Ti-B 系的第二相都是脆性的 P 和浮岛状的 MA，而 Si-Mn-Ni 系的是细小弥散的 GB<sup>[7]</sup>。另外从图 6 中可以看出，不同热输入下的 Si-Mn 系和 Si-Mn-Ti-B 系组织类型基本没有变化，都是由大量块状多边形铁素体和少量第二相构成，但是脆性的 P 含量随着热输入的增加有所增加（表 4）：Si-Mn 系由 12.4% 增加到 15.5%，Si-Mn-Ti-B 系由 13.2% 增加到 15.7%。而增加热输入后，Si-Mn-Ni 系组织形状发生改变，由大部分无定形铁素体和在其边界分布的细小的弥散 GB 组成，因此 FG 的晶粒尺寸不方便测量，但是仍可发现高热输入的尺寸比低热输入的多边形铁素体较大，且弥散的 GB 沿着无定形铁素体条方向性分布。此外，从表 4 还可得知，随着热输入的增加，高温停留时间延长，焊缝的冷却速度减缓，晶粒显著长大，晶粒尺寸大约增加了 50%。

## 2.2 夹杂物的形态和尺寸分布

在金相显微镜 500 倍的镜头下，选择 5 个夹杂物数量最多的视场对焊缝中的夹杂物进行统计分析，得到的结果如表 5 所示。由表 5 可知，随着热输入增加，三种合金系焊缝的夹杂物平均尺寸都增加 0.3 μm 左右，数量和面密度都减小<sup>[7]</sup>。这主要是由于焊接热输入增加，熔池金属高温下停留的时间延

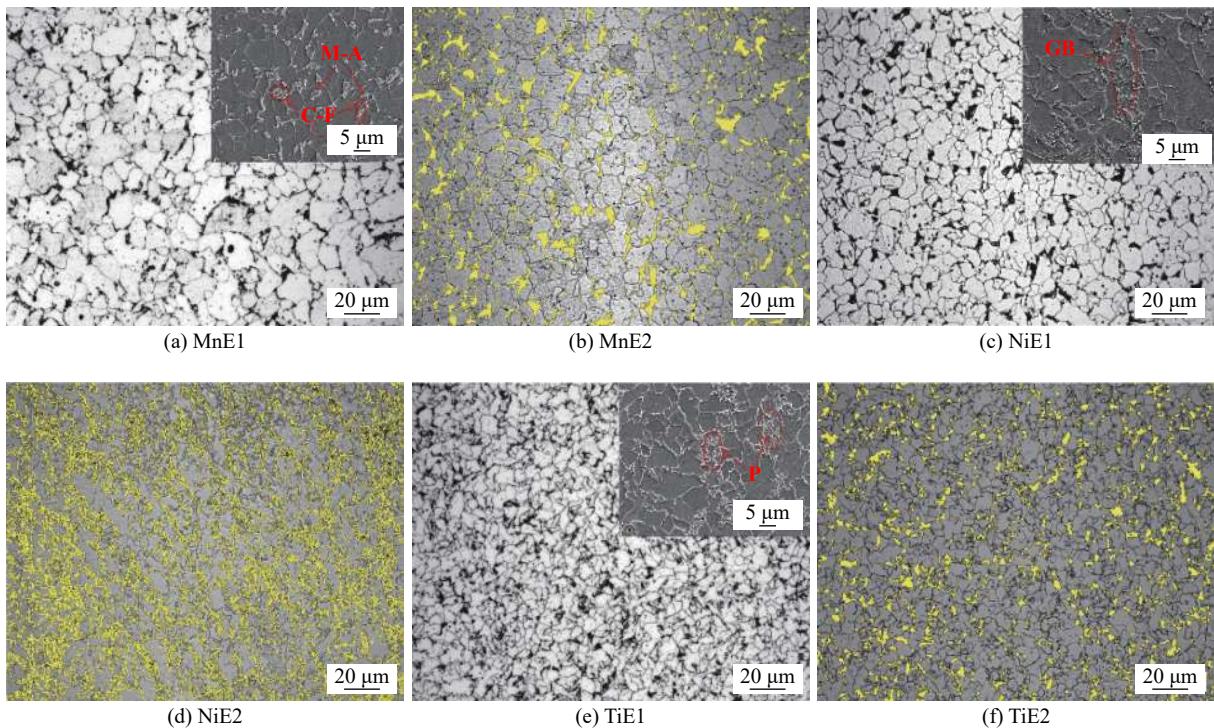


图6 焊缝金属重结晶区显微组织

Fig. 6 Microstructure of weld metal reheated zone. (a) MnE1; (b) MnE2; (c) NiE1; (d) NiE2; (e) TiE1; (f) TiE2

表4 重结晶区的组织和晶粒尺寸

Table 4 Microconstituents and grain size in reheated zone

编号	热输入 $E/(kJ\cdot cm^{-1})$	第二相比例 $\Delta(\%)$	FG晶粒尺寸 $d/\mu m$	CG宽度 $W_1/\mu m$	FG宽度 $W_2/\mu m$	IC宽度 $W_3/\mu m$	重结晶区宽度 $W/\mu m$
MnE1	24	12.4	5.2	90.4	102.1	49.9	242.4
MnE2	35	15.5	7.9	69.0	163.7	53.6	286.3
NiE1	24	14.4	7.0	64.4	157.9	40.1	262.4
NiE2	35	—	—	64.1	133.9	67.3	274.3
TiE1	24	13.2	4.0	71.4	125.6	27.0	224.0
TiE2	35	15.7	6.2	75.8	182.2	32.6	290.6

表5 不同热输入下焊缝中夹杂物的大小和分布

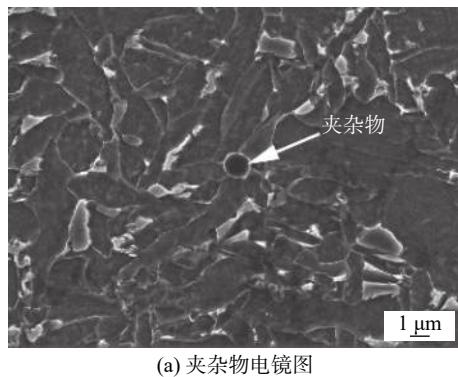
Table 5 Size and distribution of inclusion in the weld metal in different heat input

编号	热输入 $E/(kJ\cdot cm^{-1})$	平均尺寸 $D/\mu m$	面密度 $\rho/(个\cdot mm^{-2})$	夹杂物总个数 $Z$
MnE1	24	0.62	9 552	363
MnE2	35	0.66	6 342	241
NiE1	24	0.59	8 947	340
NiE2	35	0.62	7 447	283
TiE1	24	0.61	14 816	563
TiE2	35	0.63	14 394	547

长,冷却速度减缓,夹杂物以高温更稳定的析出氧化物为主,元素都向该类氧化物扩散聚集,从而尺寸增大;而高温不稳定的夹杂物数量减少,从而夹杂物的数量和面密度下降。

夹杂物的尺寸分布、形态和化学成分均能很大程度的影响 AF 的含量和形态<sup>[4]</sup>。扫描电镜下观察到的夹杂物如图 7 所示,可发现夹杂物在多个 AF 的针状端部,即为多个 AF 的形核质点<sup>[8-9]</sup>。图 7b

为夹杂物的能谱分析, 夹杂物含有 Si, Mn, Ti, Al, Ca 和 Mg 等的元素, 由于 Si, Ti, Al, Ca 和 Mg 等的元素的氧化物熔点较高, 率先从高温液态金属中析出, 成为 AF 的形核质点<sup>[7]</sup>.



(a) 夹杂物电镜图

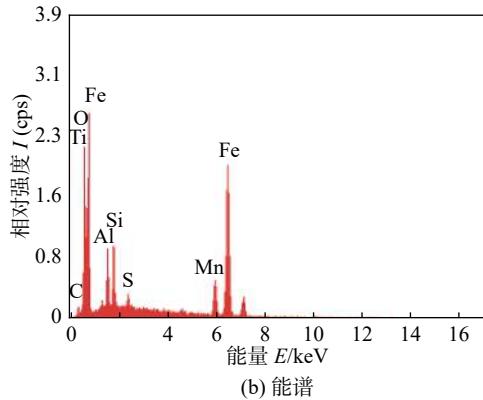


图 7 夹杂物电镜图和能谱

Fig. 7 SEM micrograph and EDS of inclusion. (a) SEM micrograph; (b) EDS

## 2.3 力学性能

### 2.3.1 硬度和拉伸性能

图 8 给出了焊缝 4 个区域的硬度值和拉伸力学性能, 可知增加热输入, 除了 Si-Mn-Ni 系的每个区域硬度值增加了 30 HV 外, 另外两种合金系并无显著变化。这是因为 Si-Mn-Ni 系的组织形态发生了变化, 生成了大量的弥散 GB 和无定形铁素体, 而另外两种组织类型无变化。由于 CG 和 IC 的晶粒尺寸相近, 所以在同一种合金系中, 从 WM 到 FG 硬度值递减, 而 IC 的硬度值和 CG 的值相差无几。而三种合金系的拉伸性能均随着热输入的增加而恶化, 这是由于再热区深度增加, 晶粒尺寸增大, 致使强度有所降低。

### 2.3.2 焊缝金属冲击吸收能量

图 9 为三种合金系焊缝在不同热输入下从 -80 ~ 0 °C 的焊缝中心冲击吸收能量曲线。在 -60 °C 时, 六种试件的冲击吸收能量均大于 100 J, 远远大于

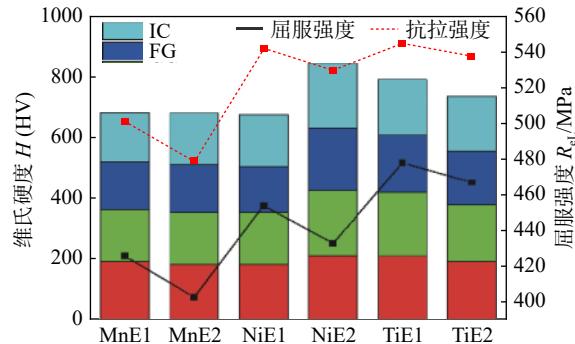


图 8 焊缝金属的硬度和拉伸性能

Fig. 8 Hardness and tensile properties in weld metal

船级社焊接接头 -40 °C 满足 47 J 的要求。这主要是由于这些焊件都满足了合金化和净化的要求。首先, 氧含量均在  $400 \times 10^{-6}$  以下, 且氮含量也处于降低水平, 达到了焊缝得到最佳冲击韧性的要求。其次, 三种合金系的 Si-Mn, Si-Mn-Ni 和 Si-Mn-Ti-B 的元素配比达到最佳。

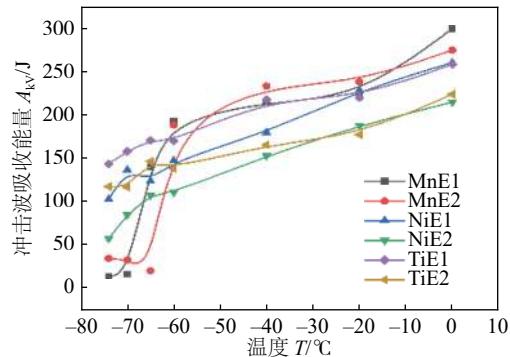


图 9 不同温度下焊缝金属的冲击吸收能量

Fig. 9 Impact energy of weld metal in different temperatures

从图 9 中可知, 每一种合金系在提高热输入之后, 冲击韧性均有所恶化。Si-Mn-Ni 系和 Si-Mn-Ti-B 系每一个温度下的冲击值都降低, 但是都没有到达脆性转变温度 (DBTT), 且 Si-Mn-Ti-B 系冲击吸收能量下降的幅度较小, 表明 Si-Mn-Ti-B 系对热输入的适应性更广。而 Si-Mn 系合金的 DBTT 由 -70 °C 下降到 -65 °C, 表明 Si-Mn 系焊缝对大热输入最不适应, 最佳热输入范围较窄。

图 10 给出了 FG 和 IC 的 EBSD 反极图和晶界图, 右上角为箭头方向的晶界尺寸分布图。除了 FG 的晶粒尺寸比 IC 小之外, FG 的大角度晶界 ( $15^\circ \sim 180^\circ$ ) 的角度和密度都远大于 IC。因此 IC 便于裂纹的扩展, 为韧性薄弱区<sup>[10]</sup>, 而且热输入增大后, AF 比例降低, P, MA 等脆性第二相含量增多, 且重结晶区的深度和晶粒尺寸也随之增加 (表 4),

因此提高热输入, 增加了裂纹的萌生位置, 且提供了更多裂纹扩展的路径, 恶化了韧性。图 11 给出了冲击端口截面组织, 可看出冲击断口是沿晶断裂,

二次裂纹是在 P 等脆性第二相处萌生, 并沿着小角度晶界的大尺寸晶粒扩展。因此, 减小晶粒尺寸, 增大晶界角度, 可有效的阻碍裂纹的扩展<sup>[10]</sup>。

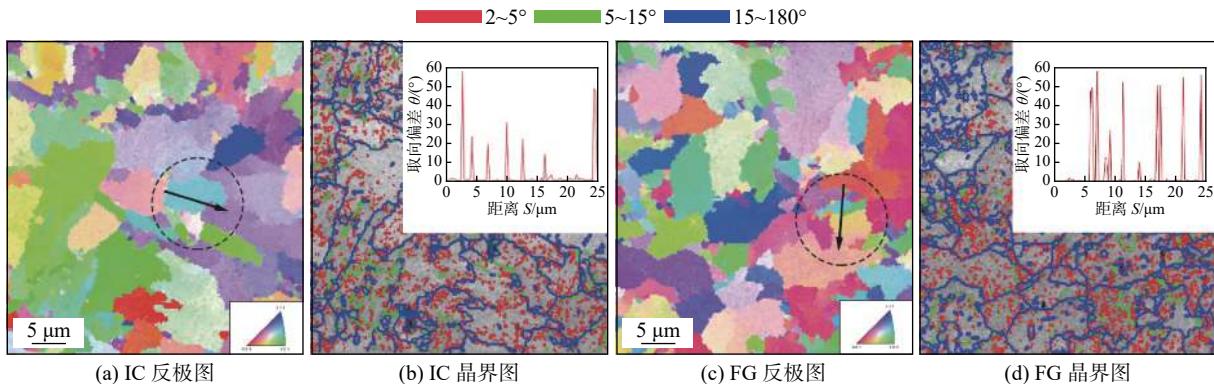


图 10 临界区和细晶区的反极图和晶界图

Fig. 10 Inverse pole figure and grain boundary maps of IC and FG. (a) inverse pole figure of IC; (b) grain boundary maps of IC; (c) inverse pole figure of FG; (d) grain boundary maps of FG

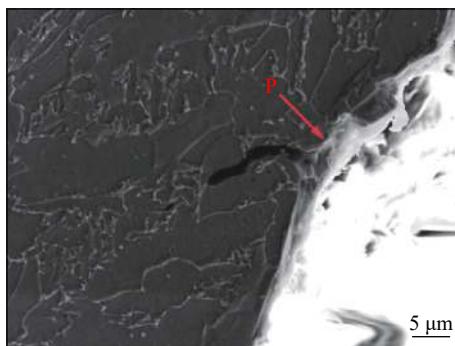


图 11 二次裂纹的萌生和扩展

Fig. 11 Secondary crack initiation and propagation

### 3 结论

(1) 焊缝柱状晶区组织均以 AF 为主, 存在先共析铁素体和少量 P, GB。随热输入增加, 三种合金系的夹杂物的尺寸增大, 数量和面密度减小。为 AF 形核长大提供的形核质点减少, 降低 AF 含量, 较另外两种合金系焊缝, Si-Mn-Ti-B 系 AF 减少程度较低。

(2) 焊缝再热区为块状铁素体。但 Si-Mn-Ni 系合金焊缝, 组织形态发生改变, 生成大量呈方向性的弥散 GB, 使焊缝到再热区的硬度值基本无变化。且热输入增加, 三种合金系重结晶区的 IC 深度也随之增加, 析出的 P, MA 等脆性第二相含量增加 3%。

(3) 随着热输入的增加, Si-Mn 系合金焊缝, 脆性转变温度由 -70 °C 升高到 -65 °C, Si-Mn-Ni 系和 Si-Mn-Ti-B 系焊缝冲击吸收能量分别降低 37%,

18%。主要是因为增加热输入, 脆性第二相含量增加, 晶粒尺寸增大, 为裂纹提供了萌生质点和扩展路径。

### 参考文献

- [1] 刘丽媛, 张智, 杨立军, 等. 超低氢高韧性无缝药芯焊丝 TME711NiSF 的研制 [J]. 焊接学报, 2015, 36(12): 109 – 112.  
Liu Liyuan, Zhang Zhi, Yang Lijun, et al. Development of TME711NiSF seamless flux cored wire with super low hydrogen and high toughness[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2015, 36(12): 109 – 112.
- [2] Xu L Y, Yang J, Wang R Zi, et al. Effect of welding heat input on microstructure and toughness of heated-affected zone in steel plate with Mg deoxidation[J]. steel research international, 2017, 88: 2 – 9.
- [3] Svoboda H G, Ramini N M, De Vedia L A, et al. The effect of welding procedure on ANSI/AWS A5.29-98 E81T1-Ni1 flux cored arc weld metal deposits[J]. Welding Research, 2004, 9: 302 – 307.
- [4] 张德勤, 田志凌, 杜则裕, 等. 热输入对 X65 钢焊缝金属组织及性能的影响 [J]. 焊接学报, 2001, 22(5): 31 – 33.  
Zhang Deqin, Tian Zhiling, Du Zeyu, et al. Effect of heat input on micro-structure and properties of weld metal in X65 steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2001, 22(5): 31 – 33.
- [5] Wang X L, Nan Y R, Xie Z J, et al. Influence of welding pass on microstructure and toughness in the reheated zone of multi-pass weld metal of 550 MPa offshore engineering steel[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 702: 196 – 205.

[下转第 53 页]