

TiNbV 微合金钢焊接接头 HAZ 晶粒长大及相变原位观察

付魁军^{1,2}, 赵靖玮¹, 高铭泽², 冷雪松¹, 闫久春¹

(1. 哈尔滨工业大学, 先进焊接与连接国家重点实验室, 哈尔滨, 150001; 2. 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室, 鞍山, 114009)

摘要: 采用激光共聚焦显微镜原位观察方法, 研究了大热输入用 TiNbV 微合金钢在模拟焊接热循环作用下焊接热影响区 (HAZ) 晶粒长大过程及相变的规律。热循环过程中加热温度升高至 860~980 °C 时, 发生由铁素体和珠光体向奥氏体的转变, 1 100 °C 时, 奥氏体晶粒开始有明显长大的趋势, 1 300~1 400 °C 时, 晶粒以合并长大方式迅速长大; 冷却过程中温度降低至 1 400~1 350 °C 时, 晶粒以晶界迁移方式缓慢长大, 660~580 °C 时, 发生奥氏体迅速向贝氏体转变, 焊接 HAZ 主要由贝氏体与铁素体组成, 贝氏体的尺寸是由奥氏体晶粒大小决定的。热循环高温停留时间延长, 奥氏体与贝氏体的形成、终了、转变温度区间均有下降。结果表明, 组织中先共析铁素体含量先降低后增加, 贝氏体含量降低, 多边形铁素体消失, 先共析铁素体含量增加, 冷却组织趋于均匀粗大。焊接过程中, 选择合适的高温停留时间可提高组织中 IAF 的含量, 提高力学性能。

关键词: TiNbV 微合金钢; 焊接热循环; 焊接热影响区; 晶粒长大; 相变

中图分类号: TG401

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.20190715004

0 序言

随着国内海洋工程装备的快速发展, 海洋平台的建设也逐渐向大型化的方向发展, 所需要的钢板厚度日益增加, 建造效率也随之加大。为了提高焊接生产效率, 大热输入焊接技术应运而生^[1-2], 气电立焊、电渣焊、单面埋弧焊等具有高效、安全可靠、便于自动化等优势, 焊接技术得到越来越广泛的使用^[3]。

在大热输入焊接条件下, 焊接热影响区 (HAZ) 的峰值温度将达到 1 350 °C, 减慢了冷却速度, 增加了原奥氏体晶粒长大时间, 导致热影响区粗晶区的组织将急剧粗化, 最终对焊接接头的韧性产生不利的影响^[4-8]。其中, 奥氏体晶粒长大及相变规律与焊接热影响区的最终组织以及焊接接头冲击性能密切相关, 因此, 对奥氏体晶粒长大及相变规律的研究将有助于控制相变后的组织, 进而提高冲击性能^[9]。

针状铁素体 (IAF) 是在低碳微合金钢的焊接热影响区组织中发现的, 其大角度晶界的特点能有效阻碍钢中裂纹的扩展, 提高钢的强度和韧性。已有

研究表明, 不同种类的合金元素和夹杂物及其尺寸是影响焊接 HAZ 中 IAF 形核长大的主要因素, 添加适当合金元素后形成的夹杂物, 可以诱导 IAF 形核^[10]。对于低合金高强度钢, 在大热输入焊接条件下, 只有在 0.2~20 μm 范围内的夹杂物才可能作为有效的形核核心。此外, IAF 形核还与奥氏体晶粒的尺寸有关, 但是对于不同的钢种, 其利于 IAF 形核的最佳奥氏体晶粒尺寸也有所不同^[11-13]。

目前大热输入焊接条件下 TiNbV 微合金钢的焊接 HAZ 奥氏体晶粒尺寸与 IAF 形核之间关系的规律研究缺乏, 使得焊接工艺设计缺乏理论依据。付魁军等人^[14]利用热模拟技术研究了在焊接热输入下 TiNb 钢热影响区组织变化对韧性的影响规律, 但是对晶粒的生长及相变过程仍缺乏认识。

文中利用高温共聚焦显微镜原位观察方法研究奥氏体晶粒长大及相变规律, 以期为大热输入钢的研发及应用提供理论依据。

1 试验方法

试验用钢为中试厂冶炼试验的大热输入 TiNbV 钢, 其化学成分及力学性能分别如表 1 和表 2 所示。

收稿日期: 2019-07-15

基金项目: 国家科技支撑项目 (2006BAE03A15); 海洋装备用金属材料国家重点实验室开放基金资助项目 (SKLMEA-K201702)。

表 1 试验用钢化学成分 (质量分数, %)
Table 1 Chemical composition of the steel plate

C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	Al	Ti	N
0.079	0.2	1.45	0.003 6	0.001 5	0.16	0.021	0.018	0.016	0.005 6

表 2 试验用钢力学性能
Table 2 Mechanical properties of the steel plate

屈服强度 R_{eH}/MPa	抗拉强度 R_m/MPa	断后伸长率 $A(\%)$	-40 ℃冲击吸收能量 A_{KV}/J
435	522	28	310

采用型号为 VL2000DX-SVF17sp 激光共聚焦显微镜对奥氏体晶粒长大及相变过程进行原位动态观察,可实现最快 120 帧/s 的高速扫描. 加热采用 1.5 kW 卤素光源红外反射集光,可形成圆柱型超高温加热空间. 将试验用钢加工成 $\phi 7\text{ mm} \times 3\text{ mm}$ (3 mm 为板纵向方向)的圆片试样,上下表面用磨床磨平(绝对水平),柱面无明显划痕. 试样经 180, 200 及 500 目金相砂纸打磨后进行抛光,用酒精冲洗并吹干备用. 把试样放置于显微镜加热台上. 为了更加清晰的观察奥氏体晶粒长大过程以及奥氏体晶粒尺寸对冷却过程中相变的影响,采用的热循环工艺为:以 5 ℃/s 的速度加热试样至 1 400 ℃,分别保温 5, 100, 300 s, 然后以 5 ℃/s 的速度降温. 在试验过程中随机取 20 个奥氏体晶粒尺寸不

再变化的视场,采用截点法统计其晶粒尺寸. 观察冷却过程中的相变,找出 IAF 的转变的起止温度,计算 IAF 转变的温度区间. 原位观察试验完成后,对试样进行重新抛光,用 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀 10 s 后,在型号为 VHX-1000E 的金相显微镜下观察不同保温时间条件下,试样的最终金相组织.

2 试验结果与分析

2.1 奥氏体晶粒长大过程

图 1 为热循环过程特征温度点奥氏体晶粒原位拍摄的形貌,对应的高温停留时间为 5 s. 从图 1 可以看出,在升温阶段,约 1 100 ~ 1 300 ℃ 时,晶粒开始发生明显的长大;约 1 300 ~ 1 400 ℃ 晶粒迅速长大,晶粒大小趋于均匀. 在降温阶段,约 1 400 ~ 1 300 ℃ 时,晶粒仍有长大趋势;当温度低于 1 300 ℃,晶粒长大不明显.

热循环升温与降温阶段晶粒尺寸的变化如图 2 所示. 从图中可以看出,温度低于 1 250 ℃ 时,

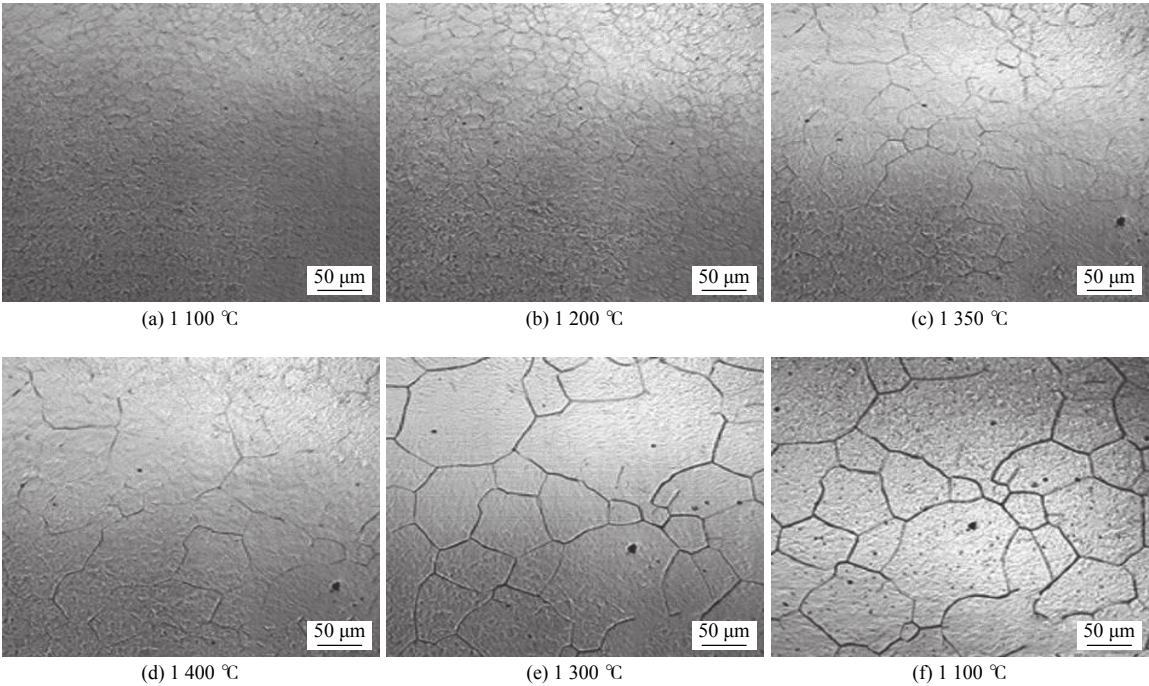


图 1 热循环升温与降温阶段的奥氏体晶粒形貌

Fig. 1 Austenite grain morphology during heating and cooling stages of thermal cycle. (a) 1 100 ℃; (b) 1 200 ℃; (c) 1 350 ℃; (d) 1 400 ℃; (e) 1 300 ℃; (f) 1 100 ℃

晶粒尺寸变化不明显, 低于 $15\ \mu\text{m}$; 当温度超过 $1\ 250\ ^\circ\text{C}$ 时, 晶粒尺寸开始发生明显的长大, 加热到 $1\ 300\sim 1\ 400\ ^\circ\text{C}$ 阶段, 晶粒尺寸从 $30\ \mu\text{m}$ 迅速长大至约 $60\ \mu\text{m}$.

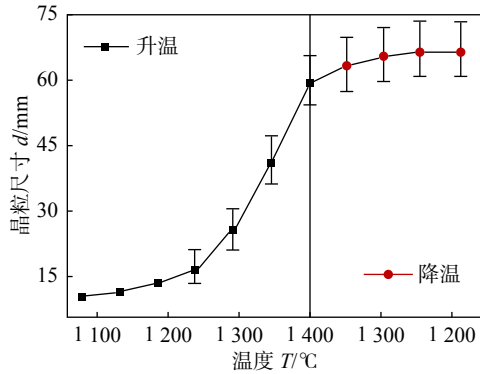


图2 热循环升温与降温阶段晶粒尺寸

Fig. 2 Grain size during heating and cooling stages of thermal cycle

2.2 奥氏体晶粒长大方式

文中观察到两种晶粒长大方式: 几个小晶粒合并成一个大晶粒的长大方式 (图3) 和晶界移动长大方式 (图4). 几个小晶粒合并成一个大晶粒的长大方式, 主要发生在加热升温过程的 $1\ 300\sim 1\ 400\ ^\circ\text{C}$ 高温区, 该阶段温度较高, 晶粒长大的驱动力较大, 能明显观察到小晶粒的晶界迅速消失, 取而代之的是由几个小晶粒的轮廓构成的较大晶粒的晶界, 该种晶粒长大方式使得晶粒迅速长大, 晶粒尺寸可迅速增加几倍. 晶界移动的晶粒长大方式主要发生在冷却过程的高温阶段 $1\ 400\sim 1\ 350\ ^\circ\text{C}$ 温度区间内, 该阶段的晶粒已经达到较大尺寸, 晶粒长大的驱动力难以使小晶粒合并成一个大晶粒的方式长大, 但可以明显观察到晶界缓慢的移动, 在该种晶粒长大方式下, 晶粒长大的速度很慢. 此外还可以观察到, 即使冷却至 $1\ 300\ ^\circ\text{C}$ 左右时, 晶粒仍以这种方式长大, 但长大速度十分缓慢.

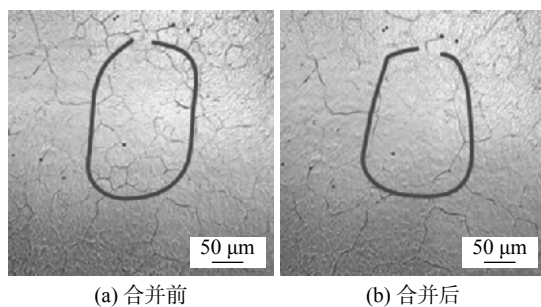


图3 晶粒合并长大方式

Fig. 3 Several small grains transform into a big grain. (a) before merging; (b) after merging

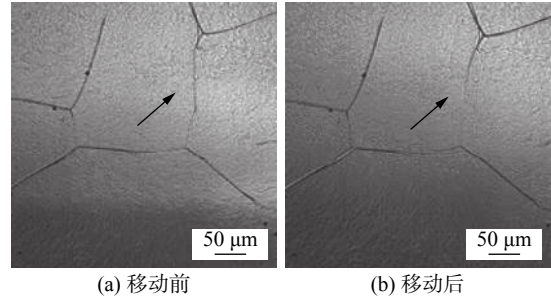


图4 晶界移动长大方式

Fig. 4 Movement of grain boundary. (a) before migration; (b) after migration

2.3 加热冷却过程中的相变

图5为热循环的相变过程. 从图中可以看出, 当加热升温到一定温度时, 首先发生由铁素体和珠光体向奥氏体的转变, 当温度相对较低时, 转变很不均匀, 随着温度的提高, 铁素体和珠光体向奥氏体的转变加快, 最后完全转变为奥氏体. 随着温度的进一步提高, 奥氏体化逐渐达到均匀. 当冷却降温时, 初期组织仍保持奥氏体形式, 当降温到一定温度时, 开始发生由奥氏体向贝氏体的转变, 转变过程非常迅速, 转变完成后, 全部为贝氏体组成.

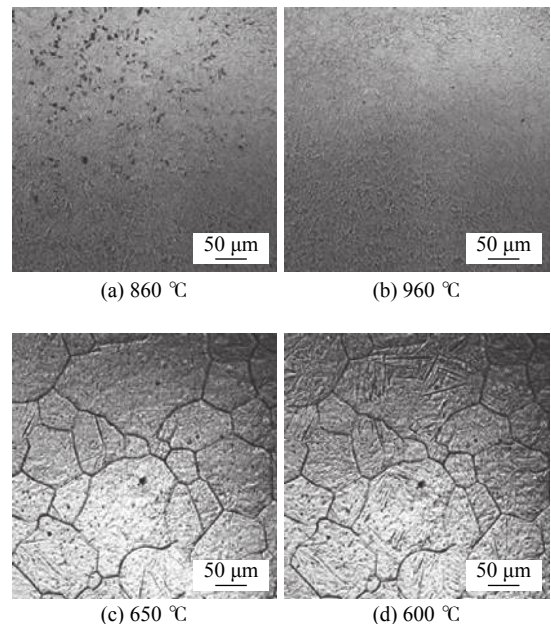


图5 相变过程

Fig. 5 Phase transformation process. (a) $860\ ^\circ\text{C}$; (b) $960\ ^\circ\text{C}$; (c) $650\ ^\circ\text{C}$; (d) $600\ ^\circ\text{C}$

2.4 高温停留时间对冷却过程中相变的影响

IAF 转变的开始温度、终了温度变化趋势如图6所示. 从图6中可以看出, 高温停留时间分别为 5, 100, 300 s. 对应的最终奥氏体晶粒尺寸分别为 76.66, 129.6, 191.65 μm , 高温停留时间越长, 奥

氏体晶粒尺寸越大且长大速度逐渐降低。这是由于随保温时间的增加,碳化物逐渐溶解并均匀化分布,使得奥氏体逐渐均匀化分布,且高温停留时间越长,溶解及均匀化速率越低,最终奥氏体形状与尺寸趋于稳定。

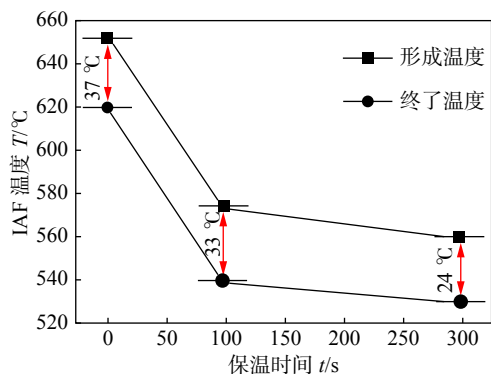


图 6 IAF 形成温度、終了随高温停留时间变化趋势

Fig. 6 Trend of the formation and ending temperature of IAF with the change of high-temperature dwell time

从图 6 中还可以看出,延长高温停留时间,IAF 开始形成的温度和形成终了的温度不断降低,形成温度区间不断减小。这是由于 IAF 形核与奥氏体尺寸有关,当高温停留时间较短时 (5 s),奥氏体晶界面积较大,IAF 优先在晶界处形核。随高温停留时间的延长,奥氏体尺寸增大,晶界总面积减少,阻碍了晶界铁素体的析出,而 IAF 在夹杂物上的形核析出比晶界铁素体的析出温度要低,因此,IAF 终了温度随高温停留时间不断降低且降低趋势逐渐减小,IAF 转变温度区间不断降低。

贝氏体转变的开始温度、終了温度变化趋势如图 7 所示。从图 7 中可以看出,延长高温停留时间,贝氏体开始形成的温度和形成终了的温度不断降

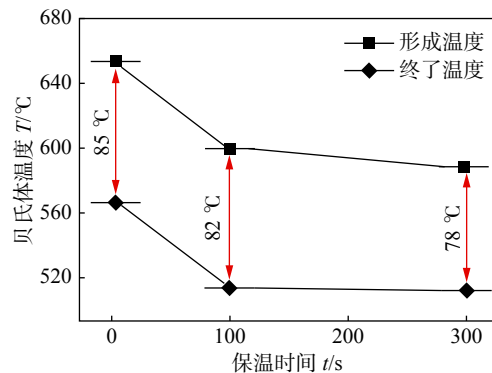


图 7 贝氏体形成温度、終了温度随高温停留时间变化趋势

Fig. 7 Trend of the formation and ending temperature of bainite with the change of high-temperature dwell time

低,形成温度区间不断减小。这是由于随高温停留时间的延长,奥氏体尺寸与组织趋于稳定,当温度降低时,稳定的奥氏体难以在较高温度发生向贝氏体的转变,导致贝氏体形成温度降低。贝氏体转变开始后,奥氏体迅速向贝氏体转变,且温度越低,转变越迅速。因此,贝氏体终了温度随高温停留时间不断降低且降低趋势逐渐减小,贝氏体转变温度区间不断降低。

为了分析高温停留时间对冷却组织中 IAF 的含量的影响,对原位观察之后的试样进行了组织分析,其结果如图 8 所示。从图 8 中可以看出,高温停留 5 s 时,冷却转变后的组织主要为多边形铁素体,贝氏体和 IAF,组织相对细小且不均匀,铁素体分布不均匀。高温停留 100 s 时,冷却转变的组织主要为先共析铁素体,贝氏体 IAF,无多边形铁素体,其中贝氏体、含量降低,IAF 含量有所增加,且铁素体晶粒明显长大,组织较为均匀。高温停留 300 s 时,贝氏体含量显著降低,IAF 含量降低,先共析铁素体较为粗大,组织更为均匀。

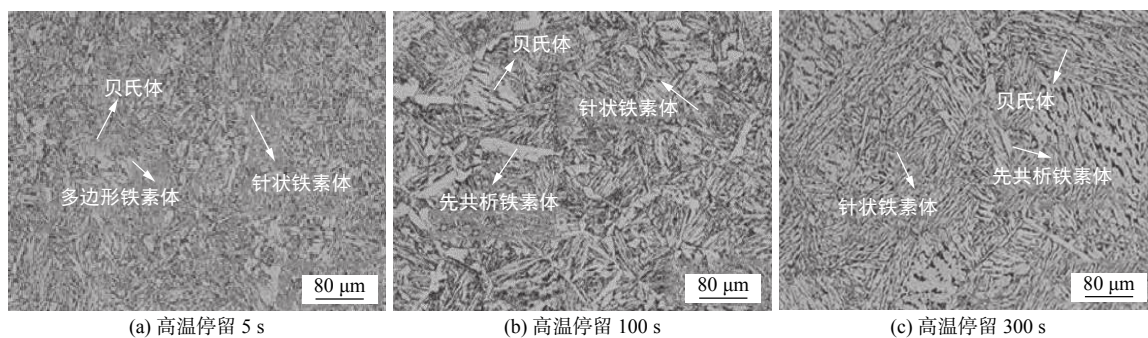


图 8 不同高温停留时间下的金相组织

Fig. 8 Metallographic structure under different holding time. (a) 5 s of holding time; (b) 100 s of holding time; (c) 300 s of holding time

2.5 热循环过程中晶粒长大与相变模型

热循环过程中晶粒长大及相变随温度变化的模型如图9所示. 从图中可以看出, 升温阶段, 860 ℃ 开始发生奥氏体转变; 980 ℃ 奥氏体转变基本完成, 但奥氏体分布并不均匀且尺寸较小, 1 300 ~ 1 400 ℃ 晶粒迅速长大, 均匀分布; 降温阶段, 在冷却过程的高温阶段 1 400 ℃ 下, 晶粒仍有长大趋势, 温度低于 1 300 ℃ 后, 晶粒长大不明显; 降温

到 660 ~ 580 ℃ 发生贝氏体转变, 组织中产生多边形铁素体和针状铁素体, 随转变的完成, 铁素体含量逐渐增多. 降温阶段, 降温到 660 ~ 580 ℃ 发生贝氏体转变, 组织中产生多边形铁素体和针状铁素体, 随转变的完成, 铁素体含量逐渐增多, 奥氏体晶粒的大小对贝氏体转变后的组织形貌有直接影响, 奥氏体晶粒大小决定了贝氏体板条束的最大长度.

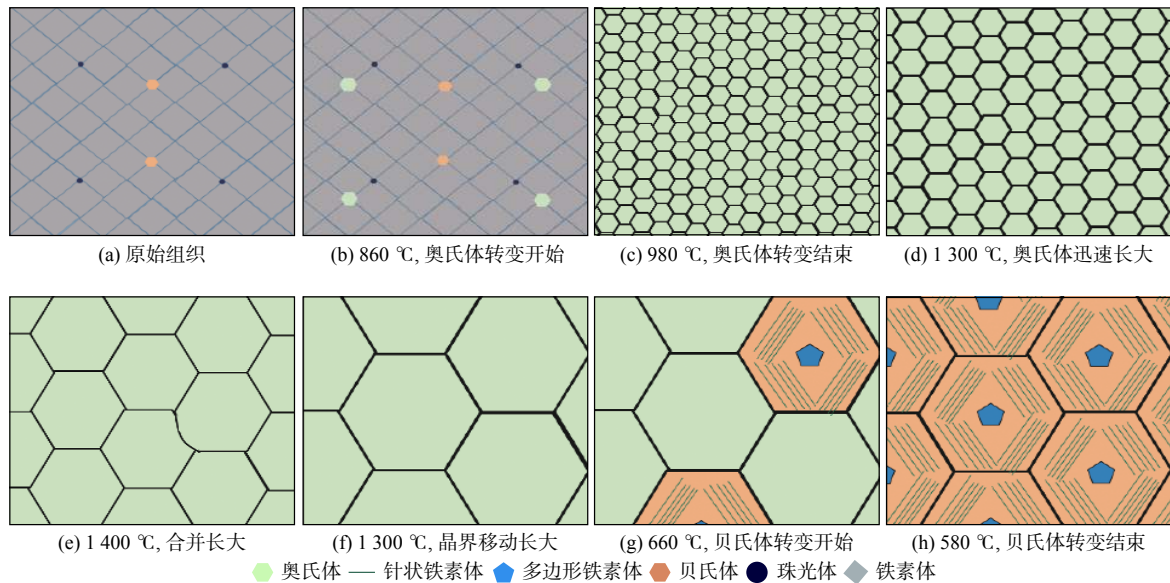


图9 热循环过程中晶粒长大及相变随温度变化的模型

Fig. 9 Modeling of the growth and phase transformation of the grains in HAZ with the heating temperature during thermal cycling. (a) original structure; (b) austenitic transition begins at 860 °C; (c) austenitic transition ends at 980 °C; (d) rapid growth of austenite at 1 300 °C; (e) grains merge at 1 400 °C; (f) grains migrate at 1 300 °C; (g) bainite transition begins at 660 °C; (h) bainite transition ends at 580 °C

3 结论

(1) TiNbV 钢在加热升温过程中, 奥氏体晶粒的长大趋势呈现先明显后缓慢的规律, 升温至 1 100 ℃ 以上, 奥氏体晶粒开始有明显长大的趋势; 升温至 1 300 ~ 1 400 ℃, 晶粒主要以合并长大方式迅速长大. 在冷却降温过程中, 约在 1 400 ~ 1 350 ℃, 奥氏体晶粒以晶界迁移方式长大, 呈现缓慢趋势.

(2) TiNbV 钢在焊接热循环过程中, 发生了奥氏体和贝氏体转变, 加热至 860 ℃ 时, 开始发生奥氏体转变, 加热至 980 ℃, 奥氏体转变基本完成, 冷却到 660 ~ 580 ℃, 发生贝氏体转变, 奥氏体晶粒大小决定了贝氏体板条束的最大长度.

(3) 高温停留时间对相变温度和组织具有一定程度的影响, 高温停留延长, 奥氏体晶粒尺寸增大, IAF 与贝氏体形成、终了温度及温度区间均有

降低, 冷却组织中贝氏体含量降低, 先共析铁素体含量增加, IAF 含量先增加后减少, 组织出现均匀粗化趋势. 当高温停留时间为 100 s 时, 组织中出现大量 IAF, 将会获得较好的冲击韧性.

参考文献

- [1] 习小军, 赖朝彬, 吴春红, 等. 大线能量焊接船板钢的研究现状与发展[J]. 有色金属科学与工程, 2016, 7(5): 56 - 59.
Xi Xiaojun, Lai Chaobin, Wu Chunhong, *et al.* Research situation and development of ship plate steel by high heat input welding[J]. Nonferrous Metals Science and Engineering, 2016, 7(5): 56 - 59.
- [2] Hashiba Y, Sasaki K, Kasuya T, *et al.* Development of welding materials for high heat input welding compatible with thick steel plates of 460 MPa yield point class for very large container ships[J]. Welding in the World, 2010, 54(1-2): R35 - R41.
- [3] 李超, 董廷亮, 孔维明, 等. Ti-Ca 复合脱氧大线能量焊接用钢中

- 夹杂物的演变[J]. 钢铁, 2019, 54(2): 35 – 40.
- Li Chao, Dong Tingliang, Kong Weiming, *et al.* Evolution of inclusions in high heat input welding steel with TiCa compound deoxygenation[J]. Steel, 2019, 54(2): 35 – 40.
- [4] 李静, 王华, 曲圣显, 等. 焊接热循环参数对大线能量焊接用钢 EH40 热影响区组织和性能的影响[J]. 北京科技大学学报, 2012, 34(7): 788 – 792.
- Li Jing, Wang Hua, Qu Shengyu, *et al.* Effect of welding thermal cycle parameters on the microstructure and properties in the heat affected zone of steel EH40 for high heat input welding[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2012, 34(7): 788 – 792.
- [5] Zhang Lei, Kannengiesser T. Austenite grain growth and microstructure control in simulated heat affected zones of microalloyed HSLA steel[J]. Materials Science & Engineering A, 2014, 613: 326 – 335.
- [6] 宋峰雨, 李艳梅, 王平, 等. 大热输入焊接接头组织性能研究[D]. 呼和浩特: 内蒙古工业大学学报, 2017, 36(1), 6-9.
- [7] Bonnevie E, Ferrière G, Ikhlef A, *et al.* Morphological aspects of martensite-austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels[J]. Materials Science & Engineering A, 2004, 385(1-2): 352 – 358.
- [8] Yu Shengfu, Dai Yili, Yan Ning. Inclusion behavior and microstructure of weld metal with Ce in twin wire high heat input submerged-arc welding[J]. China Welding, 2017, 26(1): 29 – 36.
- [9] 胡海江, 徐光, 张玉龙, 等. 先进贝氏体钢奥氏体晶粒长大的动态观察[J]. 材料热处理学报, 2014, 35(1): 83 – 87.
- Hu Haijiang, Xu Guang, Zhang Yulong, *et al.* Dynamic observation of austenite grain growth behavior of an advanced bainite steel[J]. Journal of Material Heat Treatment, Journal of Material Heat Treatment, 2014, 35(1): 83 – 87.
- [10] Zhu Liguang, Wang Yan, Wang Shuoming, *et al.* Research of microalloy elements to induce intragranular acicular ferrite in ship-building steel[J]. Ironmaking & Steelmaking, 2017: 1 – 9.
- [11] 刘岩, 王凯, 王建明, 等. 大线能量焊接条件下低合金高强度钢针状铁素体形核影响因素及形核机理研究[J]. 材料导报, 2016, 30(13): 102 – 105.
- Liu Yan, Wang Kai, Wang Jianming, *et al.* Acicular ferrite nucleation in high strength low alloy steel during high heat input welding: influences and mechanism[J]. Material Guide, 2016, 30(13): 102 – 105.
- [12] Yang Jian, Xu Long, Zhu Kai, *et al.* Improvement of HAZ toughness of steel plate for high heat input welding by inclusion control with Mg deoxidation[J]. Steel Research International, 2015, 86(6): 619 – 625.
- [13] 高丽娜, 张彩军, 顾克井, 等. 高强度船板钢中针状铁素体的原位观察[J]. 钢铁钒钛, 2017, 38(1): 143 – 146.
- Gao Lina, Zhang Caijun, Gu Kejing, *et al.* Insitu observation of acicular ferrite in high strength ship-building plate steel[J]. Iron Steel Vanadium Titanium, 2017, 38(1): 143 – 146.
- [14] 付魁军, 高铭泽, 冷雪松, 等. TiNb 钢焊接热影响区微观组织与冲击性能演变规律[J]. 焊接学报, 2019, 40(5): 42 – 47.
- Fu Kuijun, Gao Mingze, Leng Xuesong, *et al.* Evolution of microstructure and impact property in welding HAZ of TiNb steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(5): 42 – 47.

第一作者简介: 付魁军, 1963 年出生, 硕士, 教授级高级工程师; 主要从事金属焊接性及焊接材料、高热输入焊接冶金基础及相关钢铁产品、高效焊接工艺、复合板制备等方面的研究; 发表论文 40 余篇; Email: agfkj63@163.com.

通信作者简介: 冷雪松, 教授; Email: lengxuesong@hit.edu.cn.

(编辑: 曲畅)