

Ti 处理改善船体钢焊接粗晶区的低温韧性研究 *

杨银辉^{1,2,3)} 柴 锋²⁾ 严 彪^{1,3)} 苏 航²⁾ 杨才福²⁾

1) 同济大学材料科学与工程学院, 上海 200092

2) 钢铁研究总院结构材料研究所, 北京 100081

3) 同济大学上海市金属功能材料开发应用重点实验室, 上海 200092

摘 要 采用 Gleeble 1500D 热模拟试验机对 Ti 和 Al 处理船体钢进行不同热输入焊接热模拟实验, 并利用 OM 和 SEM 研究了母材和热模拟粗晶区氧化物夹杂及显微组织. 结果表明: Ti 处理钢中弥散分布的 Ti 氧化物具有良好的高温稳定性, 75 kJ/cm 的焊接热输入对其形貌、成分及尺寸无影响, 能有效促进晶内针状铁素体 (AF) 形核长大. Al 处理钢中以 Al₂O₃ 为核心的复合夹杂高温易分解, 不能促进晶内 AF 形核. 线能量大于 50 kJ/cm 的大热输入条件下, Ti 处理钢模拟粗晶区的低温韧性明显高于 Al 处理钢. $t_{8/5} > 40$ s 时, Ti 处理钢中较多的晶内 AF 组织抑制了 M-A 岛形成, 细化了基体铁素体组织, Al 处理钢中的 TiN 和 Nb(C, N) 第二相粒子粗化, 粗晶区晶粒异常长大, 大于 Ti 处理钢中的奥氏体晶粒尺寸.

关键词 Ti 处理钢, 低温韧性, 粗晶区, 针状铁素体, Ti 氧化物

中图分类号 TG142

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2010)01-0062-09

STUDY ON LOW TEMPERATURE TOUGHNESS IMPROVEMENT OF WELDING COARSE GRAIN ZONE OF HULL STEELS BY Ti TREATMENT

YANG Yin-hui^{1,2,3)}, CHAI Feng²⁾, YAN Biao^{1,3)}, SU Hang²⁾, YANG Cai-fu²⁾

1) School of Materials Science and Engineering, Tongji University, Shanghai 200092

2) Institute of Structure Materials, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081

3) Shanghai Key Lab of D&A for Metal-Functional Materials, Tongji University, Shanghai 200092

Correspondent: YANG Yin-hui, Tel: 13524376139, E-mail: yyhyanr@sina.com

Manuscript received 2009-06-29, in revised form 2009-10-02

ABSTRACT The welding thermal simulation experiments were carried out on Ti/Al treated steels with different heat inputs by using Gleeble 1500D. The oxide inclusions and microstructures in the two base metals and simulated coarse grain heat affected zones (CGHAZ) were studied by using OM, SEM and EDS. At a higher heat input of 50 kJ/cm the low temperature Charpy impact energy in the CGHAZ of Ti treated steel (TTS) is higher than that of Al treated steel (ATS), and the impact energy of TTS reaches 60 J when the welding heat input was 75 kJ/cm. The dispersed Ti oxide inclusion with good high temperature stability in TTS can promote the nucleation of intragranular ferrite, and the welding heat input of 75 kJ/cm has only little effect on the morphology, composite and size of the inclusion. Whereas the Ti-rich nitride precipitated at the core of Al₂O₃ dissolved at high temperature, which can't promote acicular ferrite nucleation. The higher low temperature toughness of TTS is related to the formation of intragranular acicular ferrite in the CGHAZ. When $t_{8/5}$ ranged from 40 s to 100 s, the volume fraction of M-A islands in TTS can be reduced and the ferrite matrix microstructure can be refined by formation of fine intragranular acicular ferrite nucleated at Ti oxide inclusion, and the hardness in the simulated CGHAZ in TTS is lower than that of ATS at the same $t_{8/5}$ value. Simultaneously, the austenite grain growth became abnormal and the second phase particles, TiN and Nb(C,N), were coarsened in ATS, resulting in bigger austenite grain size than that in TTS.

* 收到初稿日期: 2009-06-29, 收到修改稿日期: 2009-10-02

作者简介: 杨银辉, 男, 白族, 1975 年生, 博士生

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2009.00429

KEY WORDS Ti treated steel, low temperature toughness, coarse grain zone, acicular ferrite, Ti oxide

焊接作为一种加工手段,在结构制造领域受到越来越高的重视.船舶制造业中,焊接成本占整个成本的 30% 以上,因此,提高焊接生产效率在结构制造中具有重要意义^[1,2].随着窄间隙埋弧焊、气电立焊和电渣焊等高效焊接方法的采用,焊接线能量大大增加,钢板对大线能量焊接的适应性也需要相应提高.

现代船体用钢需要具有更高的综合性能,包括更高的力学性能、高效的加工性能以及优良的抗腐蚀性能和抗疲劳破坏性能等.虽然细晶强化能在保持钢的韧性前提下提高钢的强度.但是,在大线能量焊接热输入条件下,焊接粗晶区的力学性能会受到较大影响,焊接热影响区(HAZ)特别是焊接热影响粗晶区(CGHAZ)奥氏体晶粒尺寸随焊接线能量的增大而迅速长大,导致焊接 HAZ 的韧性急剧下降^[3].第二相粒子,如细小的 Nb, V 和 Ti 的碳氮化物在一定程度上能有效钉扎奥氏体晶界,阻碍奥氏体晶粒长大,获得强度和韧性良好的贝氏体组织,但高温停留的时间较长时, Nb, V 和 Ti 的碳氮化物易溶解和粗化,不能有效阻碍奥氏体晶粒长大^[4].而钢中弥散分布的 Ti 氧化物能促进晶内针状铁素体(AF)形核长大,晶内 AF 组织能有效改善焊接 HAZ 的韧性^[5-8].

本文对比分析了 Ti 和 Al 处理对低合金船体钢焊接 CGHAZ 组织和韧性的影响,采用 Ti 处理冶炼低合金船体钢,在母材中所形成的弥散分布的 Ti 氧化物,能在焊接 CGHAZ 中促进 AF 形核长大,从而改善组织,有效提高焊接 CGHAZ 低温韧性.

1 实验方法

实验钢采用 60 kg 真空感应炉冶炼,化学成分(质量分数,%)为: C 0.08, Si 0.20, Mn 1.50, S 0.002, P 0.005, Ni 0.20, Cu 0.30, Nb 0.01, Ti 0.015, O 0.01, N 0.003, Fe 余量,其中 Ti 处理钢中 Al 含量小于 0.005%, Al 处理钢中 Al 含量为 0.03%. 钢锭开锻后,加热到 1200 °C 进行控轧控冷工艺(TMCP)处理,再结晶控轧温度为 1150—950 °C,未再结晶控轧温度为 900—840 °C,累计变形量大于 50%,轧制成 13 mm 厚的板,轧制过程中冷却速率控制在 20 °C/s,终冷温度为 550 °C.其中 Ti 处理钢先用 Si 和 Mn 脱氧,再用 Ti 脱氧,Al 含量(质量分数)应严格控制在 50×10^{-6} 以下. Al 处理钢则先用 Si 和 Mn 脱氧,再用 Al 和 Ti 脱氧.

垂直于实验钢的轧向进行取样,加工成 10.5 mm × 10.5 mm × 60 mm 的试样.实际焊接中,熔合线和母材之间形成一个 HAZ,紧靠熔合线的母材温度接近了钢的固相线温度(1350 °C),该区域的显微组织迅速粗化,被称为焊接 CGHAZ.采用 Gleeble 1500D 热模拟试验机进行焊接热模拟实验,热模拟曲线如图 1 所示.以 150 °C/s 速

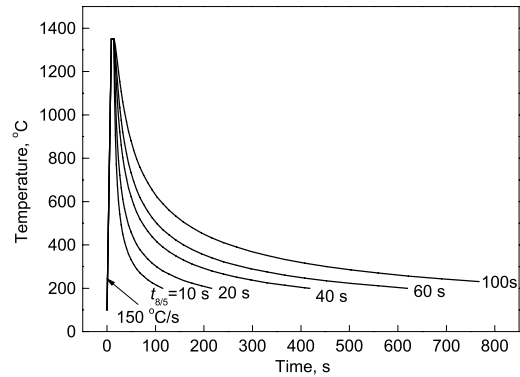


图 1 不同 $t_{8/5}$ 焊接热模拟工艺曲线

Fig.1 Curves of welding thermal cycle in the simulated coarse grain heat affected zone (CGHAZ) at different $t_{8/5}$

率加热到峰值温度 $T_m=1350$ °C,高温保温 5 s,以不同的冷却速率冷却到室温,从而得到不同焊接热输入 CGHAZ 组织.其中 $t_{8/5}$ 为试样焊接热循环冷却过程中在 800—500 °C 固态相变区间对应的时间. $t_{8/5}=10, 20, 40, 60$ 和 100 s 分别对应 20, 30, 50, 58 和 75 kJ/cm 的焊接线能量,随着 $t_{8/5}$ 时间的增长,焊接线能量增大,热模拟试样在高温区停留时间增加.

为观察 CGHAZ 组织,用精密切割机对试样沿热电极处剖开,制成金相样并利用金相显微镜(OM)观察模拟焊接 CGHAZ 的显微组织,采用扫描电镜(SEM)和能谱仪(EDS)观察测试了母材及热模拟焊接 CGHAZ 组织中夹杂形貌及元素成分分布,利用金相分析软件(SISC-IAS)测量了不同 $t_{8/5}$ 条件下焊接 CGHAZ 原始奥氏体晶粒尺寸.对母材进行了从 -80 °C 到室温的系列温度冲击功实验,并测试了不同 $t_{8/5}$ 热输入条件下 -20 °C 热模拟焊接 CGHAZ 低温韧性.金相和扫描组织采用 3% 的硝酸酒精侵蚀,对经 $t_{8/5}=100$ s 的焊接热循环处理的 Ti 和 Al 处理钢试样,采用 Lepera 着色侵蚀剂(1% 偏重亚硫酸钠 + 4% 苦味酸酒精溶液)观察粒状贝氏体组织(腐蚀后马氏体/奥氏体(M-A)岛呈白色,铁素体呈灰色,碳化物呈黑色).对 Ti 处理钢进行 50 kJ/cm 线能量的焊接热循环后,连续冷却到 650 和 600 °C 淬火,观察氧化物促进 AF 形核情况.

2 实验结果与讨论

2.1 母材组织与性能

图 2a 和 b 分别为 Ti 和 Al 处理钢的母材组织.为弥补降 C 造成的母材强度损失,采用 TMCP (thermo mechanical control process) 进行控轧控冷处理,以提高船体钢母材强度,其组织以轧制细化的铁素体基体(F) + 珠光体(P)为主,两类处理钢的铁素体基体上分布着少量的

M-A 岛, 形成了少量的粒状贝氏体组织, 其中 Al 处理钢中 M-A 岛较多一些. 不同脱氧处理方式的母材的显微组织没有明显差异.

对照二者的系列温度冲击性能可以看出 (图 3), 从室温到 $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内, 两种脱氧处理方式的船体钢

都表现出了良好的韧性. 当冲击温度高于 $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, Al 处理钢冲击韧性略高于 Ti 处理钢, Ti 处理钢在 $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的冲击功达 75 J, 高于 Al 处理钢.

2.2 母材中氧化物夹杂形态及尺寸分布

对 Ti 处理钢中的氧化物进行面扫描分析表明, 在钢液凝固过程中, Ti 氧化物先析出, 长大后边缘有少量的 MnS 析出 (图 4a). 而 Al 处理钢中析出的复合夹杂大多数为不规则形状, 少量氧化物接近于球形. 夹杂物中心颜色较深的部分是 Al_2O_3 , 颜色较浅的部分主要是 TiN 相, 边缘有少量的 MnS 相 (图 4b). Al 处理钢中由于 Al 元素参与脱氧, Al_2O_3 先析出长大, TiN 再以 Al_2O_3 为核心复合长大析出.

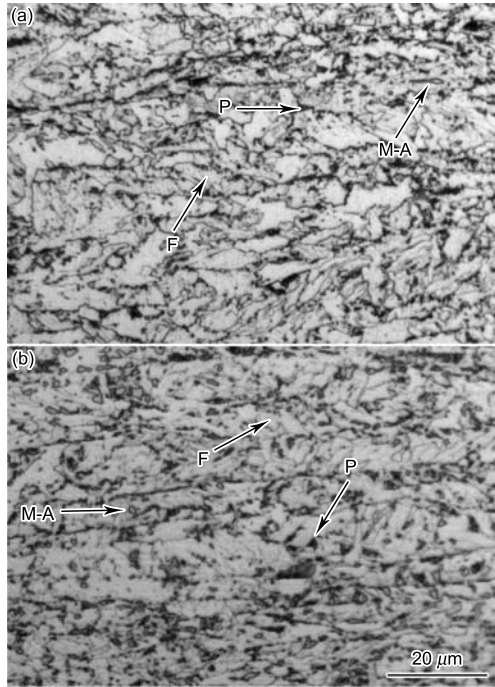


图 2 Ti 和 Al 处理钢的母材组织

Fig.2 Optical micrographs of Ti treated steel (a) and Al treated steel (b) as base metals

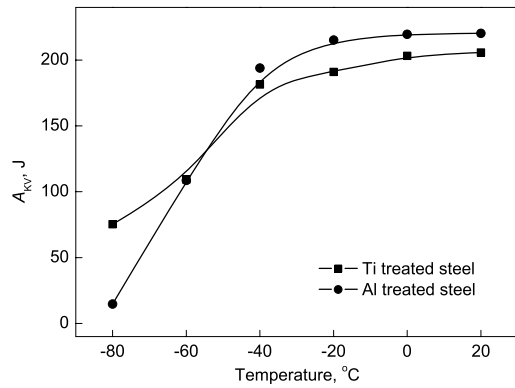


图 3 2 种母材冲击功随温度变化曲线

Fig.3 Changed curves of Charpy impact energy (A_{KV}) with temperature for the two base metals

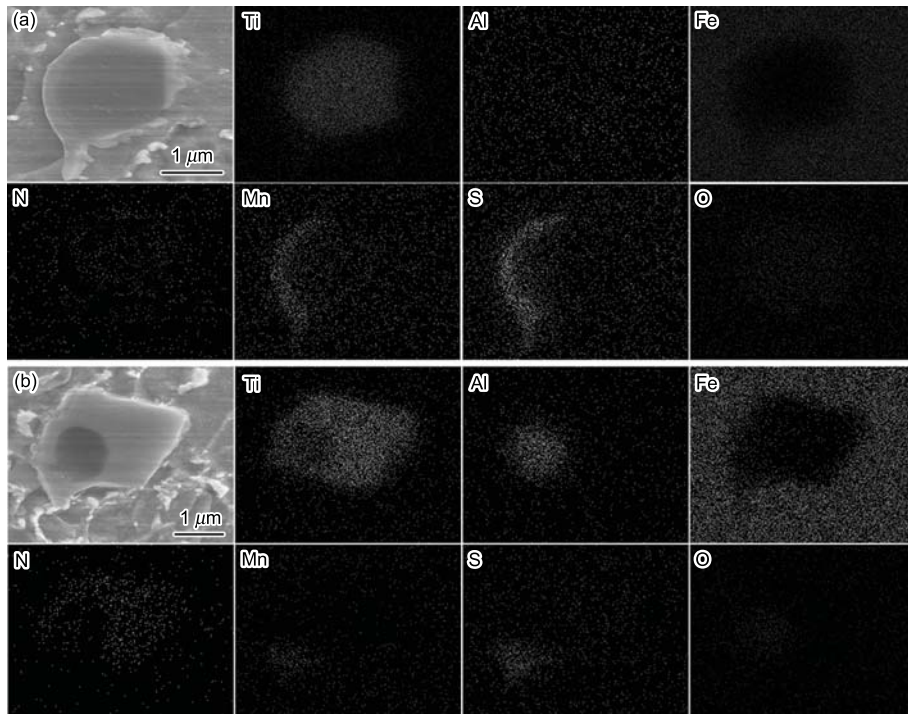


图 4 钢中典型夹杂物元素面扫描分布

Fig.4 SEM images and element scanning maps of the inclusions in Ti treated steel (a) and Al treated steel (b)

在 SEM 中分别对 Ti 和 Al 处理钢试样选择 30 个放大 1000 倍的视场, 结合 EDS 确定是否为含 Ti/Al 的氧化物, 对照标尺用 Coreldraw 软件测量氧化物的尺寸. 所统计的两种钢中氧化物夹杂的粒度分布频度情况如图 5 所示. 可见, Ti 氧化物夹杂粒径尺寸主要分布在 2—3.2 μm , Al 处理钢中氧化物夹杂粒径尺寸主要分布在 2.5—3.5 μm . 研究^[9,10]表明 AF 只能在合适尺寸的夹杂物上形核, 而两类钢中夹杂物粒径尺寸差别不大, 均在较为合适尺寸的范围.

2.3 模拟焊接 CGHAZ 的力学性能

图 6 为 $-20\text{ }^\circ\text{C}$ 模拟焊接 CGHAZ 冲击韧性随焊接线能量变化曲线. 由图可见, 在线能量等于 20 kJ/cm 时, Al 处理钢焊接 CGHAZ 的冲击韧性要高于 Ti 处理钢; 当线能量高于 20 kJ/cm 时, Al 处理钢焊接 CGHAZ 的冲击韧性迅速下降; 热输入为 50 kJ/cm 时, Ti 处理钢的焊接 CGHAZ 的冲击韧性明显高于 Al 处理钢; 在 75 kJ/cm 焊接热输入时, Ti 处理钢的冲击韧性达到 60 J, 而 Al 处理船体钢冲击韧性值则小于 20 J.

图 7 是经焊接热循环后的模拟焊接 CGHAZ 显微硬度随 $t_{8/5}$ 的变化. 可见, 随 $t_{8/5}$ 增大, 焊接线热输入增大, 两类钢的显微硬度都随之下降. 在小线能量到大线能量的区间, Al 处理钢的显微硬度均大于 Ti 处理钢, 其显微硬

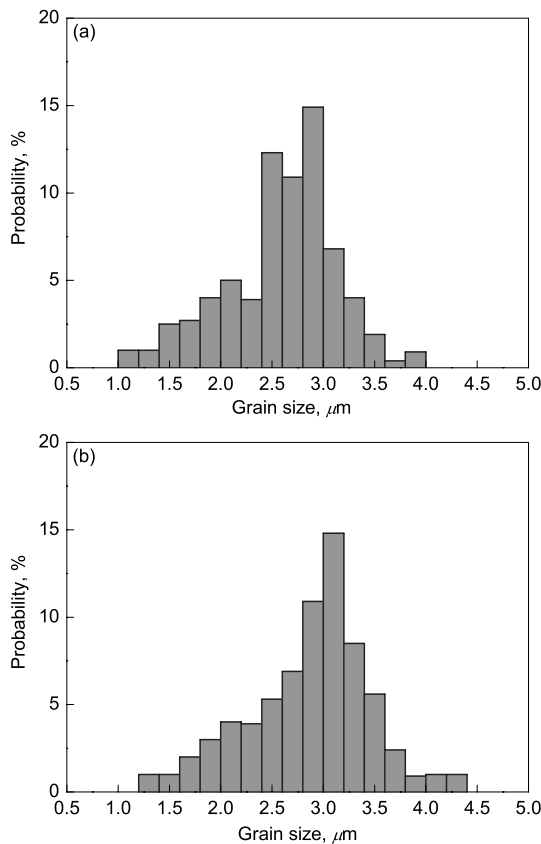


图 5 Ti 和 Al 处理钢中氧化物夹杂粒度分布

Fig.5 Distributions of oxide inclusion size in Ti treated steel (a) and Al treated steel (b)

度值约高出 HV40—60. 在 $t_{8/5}=10\text{ s}$ 时, Ti 处理钢最高硬度值为 HV270, Al 处理钢最高硬度值达到 HV330. 这主要是由于在 Ti 处理钢中形成较多以 Ti 氧化物为核心形核长大的铁素体组织, 这在一定程度上降低了焊接 CGHAZ 的硬度.

2.4 氧化物高温稳定性及模拟焊接 CGHAZ 组织

在两种钢的冶炼过程中, Ti 和 Al 氧化物均在液态钢水中形成, (Nb,Ti)(C,N) 和 MnS 则在固态相变过程中形成. 氧化物的高温稳定性影响连续冷却固态相变过程中铁素体的形核生长. 图 8a 和 b 为经 $t_{8/5}=100\text{ s}$ 焊接热循环后的 Ti 处理钢典型夹杂形貌及能谱. 可见, 相对母材而言, 经焊接热循环后 Ti 氧化物的形貌、成分分布及尺寸基本无变化. 而 Al 处理钢经 $t_{8/5}=100\text{ s}$ 的输入热循环后, 母材中以 Al_2O_3 为核心的复合夹杂中部分 TiN 发生了溶解, 氧化物夹杂尺寸变小; 其模拟 CGHAZ 中典型夹杂则以 Al_2O_3 为核心, 少量富 Ti 氧化物和 Nb 的碳化物在其周围析出 (图 9).

文献 [11] 对中碳钢中非金属夹杂铁素体形核能力进行了研究, 表明钢中氧化物夹杂的形核能力与基体元素有

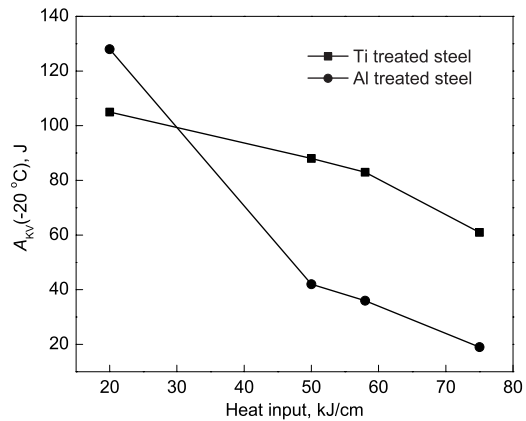


图 6 $-20\text{ }^\circ\text{C}$ 模拟焊接 CGHAZ 冲击韧性随线能量变化曲线
Fig.6 Curves of the Charpy impact energy in the simulated welding CGHAZ vs heat input at $-20\text{ }^\circ\text{C}$

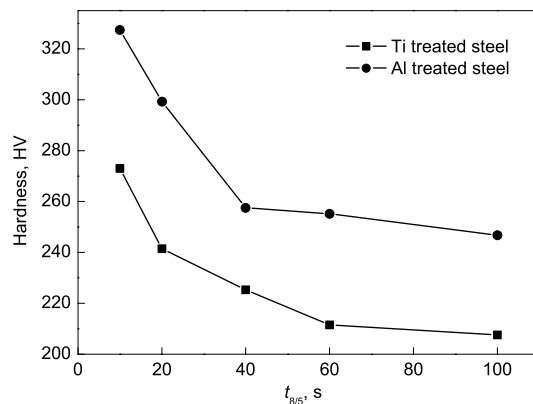


图 7 模拟焊接 CGHAZ 硬度随 $t_{8/5}$ 变化曲线

Fig.7 Changes of the hardness in the simulated welding CGHAZ with $t_{8/5}$

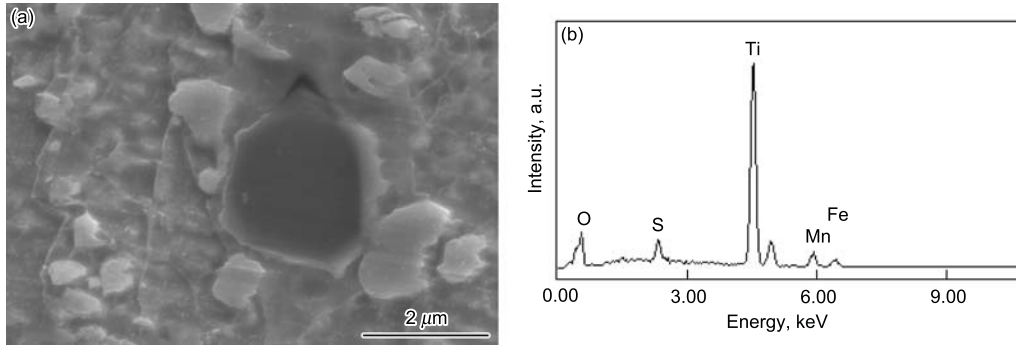


图 8 Ti 处理钢焊接 CGHAZ 中夹杂物 SEM 分析 ($t_{8/5}=100$ s)

Fig.8 SEM image (a) and EDS (b) of the inclusion in welding CGHAZ of Ti treated steel at $t_{8/5}=100$ s

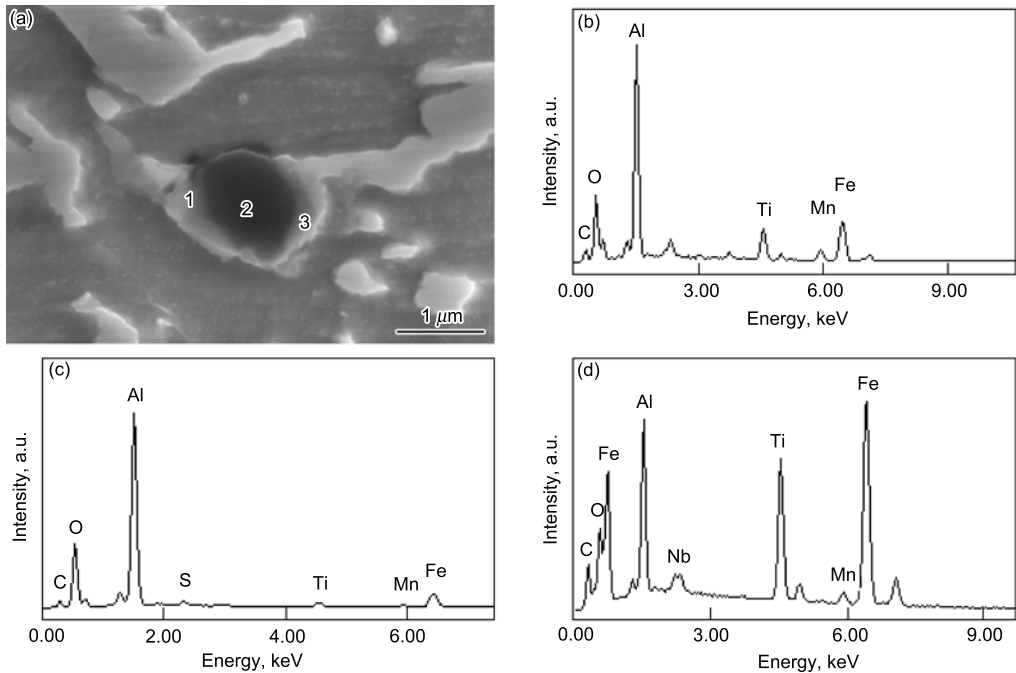


图 9 Al 处理钢焊接 CGHAZ 中夹形物 SEM 分析 ($t_{8/5}=100$ s)

Fig.9 SEM image of the inclusion in welding CGHAZ of Al treated steel at $t_{8/5}=100$ s (a) and EDS of positions 1 (b), 2 (c) and 3 (d) in Fig.9a

关. 在含 Mn 钢中, 因 $(\text{Ti}, \text{Mn})_2\text{O}_3$ 能吸收周围基体中的 Mn 原子形成贫 Mn 区 (MDZ), 该结构的 Ti 氧化物能有效促进铁素体形核, 而在无 Mn 钢中则不能促进铁素体形核. 但在含 V 的高氮钢中, VN 能沉积在 MnS 和 Al_2O_3 夹杂表面促进铁素体形核长大. 文献 [12] 对 Si/Mn/Ti 脱氧低碳钢的分析得出, Ti 含量从 20×10^{-6} 增加到 110×10^{-6} 的过程中, 钢中氧化物夹杂的平衡相从 MnSiO_3 转变为 Mn_2TiO_4 和 MnTiO_3 , 当 Ti 含量超过 100×10^{-6} 时转变为 Ti_2O_3 , 并且 MnS 会以其为核心析出. Byun 等 [13] 也对 Ti 脱氧 C-Mn 钢中 Ti 氧化物的形成情况进行了分析, 当钢中的 Ti 含量从 20×10^{-6} 增加到 110×10^{-6} 时, 氧化物夹杂的平衡相从 MnSiO_3 转变为 Mn_2TiO_4 和 MnTiO_3 , Ti 含量超过 60×10^{-6} 时, 最后形成 Ti_2O_3 , 并在 Ti_2O_3 周围发现了 MDZ. 因

本实验所炼 Ti 处理钢中的 Ti 元素含量为 150×10^{-6} , 大于 110×10^{-6} , 故易形成的 Ti 氧化物为 Ti_2O_3 . 文献 [14] 采用 Bonding 扩散实验对含 Ti 低碳钢中 MDZ 的形成机理进行了探讨, 发现 Ti_2O_3 周围 MnS 的沉积并非 MDZ 形成的必要条件, 因 Mn^{3+} 与 Ti^{3+} 的半径基本相等, Ti_2O_3 中的阳离子空位能吸收周围基体中的 Mn 原子, 在其周围形成 MDZ, 提高了 A_3 温度, 促进了 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变, 从而促使 AF 形核长大. 所以 Ti 处理钢中 Ti 氧化物应为 Ti_2O_3 , Ti_2O_3 高温性能稳定且在连续冷却过程中促进 AF 形核长大. Al 处理钢中氧化物主要是以 Al_2O_3 为核心的复合夹杂, 高温下不稳定, 易发生分解, 不能促进 AF 形核长大.

图 10a 和 c 为 Ti 处理钢在 $t_{8/5}$ 等于 40 和 100 s 时的模拟焊接 CGHAZ 组织. 当 $t_{8/5}$ 较小时, 冷速较快,

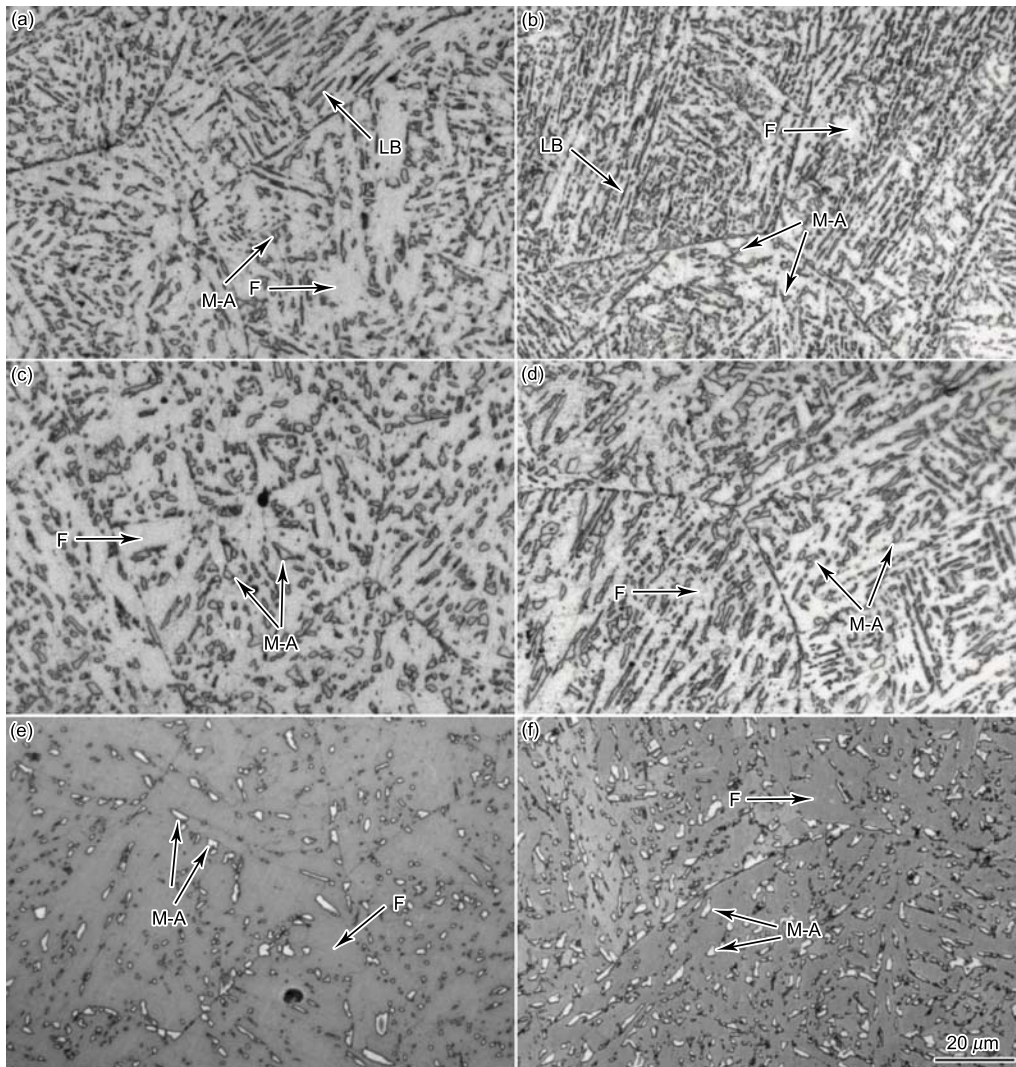


图 10 Ti 和 Al 处理钢模拟焊接 CGHAZ 金相显微组织 ($t_{8/5}=40$ s 和 100 s)

Fig.10 Metallographs of the welding CGHAZ in Ti treated steel (a, c, e) and Al treated steel (b, d, f)

- (a) $t_{8/5}=40$ s, lath bainite (LB), proeutectoid ferrite (PF) formed at austenite boundaries
 (b) $t_{8/5}=40$ s, fine LB and F formed
 (c) $t_{8/5}=100$ s, amount of LB decreased and granular bainite increased, M-A island grown
 (d) $t_{8/5}=100$ s, granular bainite increased
 (e) etched by Lepera reagent, $t_{8/5}=100$ s, black zone corresponding to carbide
 (f) etched by Lepera reagent, $t_{8/5}=100$ s, denser M-A island

奥氏体晶内主要形成的是细密板条贝氏体 (LB) 组织, 先共析铁素体 (PF) 开始在奥氏体晶界生成. 随着 $t_{8/5}$ 的增大冷速变慢, LB 数量减少, 粒状贝氏体数量增多, 当 $t_{8/5} \geq 40$ s 时, 主要形成的是粒状贝氏体组织, 并且冷却速率越慢, M-A 岛的分布越无序, 且 M-A 岛尺寸明显变大. 图 10b 和 d 是 Al 处理钢在 $t_{8/5}$ 分别等于 40 和 100 s 时的模拟 CGHAZ 组织, $t_{8/5}$ 较小时, 在奥氏体晶内主要也形成细密有序的 LB 组织, 当 $t_{8/5} \geq 40$ s 时, 粒状贝氏体组织逐渐增多. 图 10e 和 f 为经 $t_{8/5}=100$ s 焊接热循环后, 采用 Lepera 着色腐蚀剂对 Ti 和 Al 处理钢侵蚀观察到的模拟 CGHAZ 组织, 其中 M-A 岛呈白色, F 呈灰色, 碳化物呈黑色 [15]. 对比 10e 和 f 发现, Ti 处理钢中

的 M-A 岛分布较为稀疏, 而 Al 处理钢中的 M-A 岛分布比较密集.

对 Ti 处理钢采用 50 kJ/cm ($t_{8/5}=40$ s) 线能量焊接热循环, 当温度连续冷却到 600 和 650 °C 淬火, 所得的 Ti 氧化物促进 AF 形核长大形貌如图 11 所示. 表明转变温度为 600 °C 时, AF 开始以 Ti 氧化物为核心发散长大, 转变温度为 650 °C 时发散形核长大的铁素体组织已基本形成.

SEM 观察 $t_{8/5}=100$ s 的模拟焊接 CGHAZ 组织表明, Ti 处理钢中以 Ti 氧化物为核心发散形核的 AF 上基本无 M-A 岛形成 (图 12), 大量形核长大的 AF 阻碍了 M-A 岛的形成, 并分割细化了晶内铁素体组织. 但在 Al

处理钢中未发现氧化物促进 AF 形核长大组织. 文献 [16] 指出, 除了奥氏体晶粒粗化会降低焊接 HAZ 韧性外, 铁素体基体 M-A 岛面积分数的增加也会显著降低焊接 HAZ 的韧性. 因此 Ti 处理钢中由于晶内铁素体的形核长大, 在一定程度上抑制了 M-A 岛的形成, 有利于焊接 HAZ 低温韧性的提高.

粒状贝氏体通常是指由铁素体基体和分布在其上的 M-A 小岛共同形成的组织, 这些 M-A 岛由弥散分布的马氏体和残余奥氏体组成 [17]. 焊接 CGHAZ 中粒状贝氏体的数量和尺寸是影响其低温韧性的重要因素. 相关研究 [18] 表明, 粒状贝氏体会显著降低钢的韧性, 这主要是

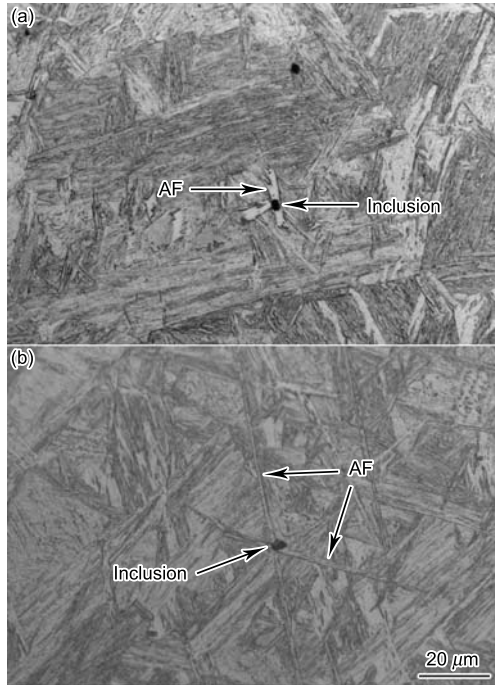


图 11 600 与 650 °C 淬火的 Ti 处理钢中 AF 在氧化物夹杂处形核长大

Fig.11 Morphologies of acicular ferrite (AF) nucleated at Ti oxide inclusion in Ti treated steel quenched at 600 °C (a) and 650 °C (b)

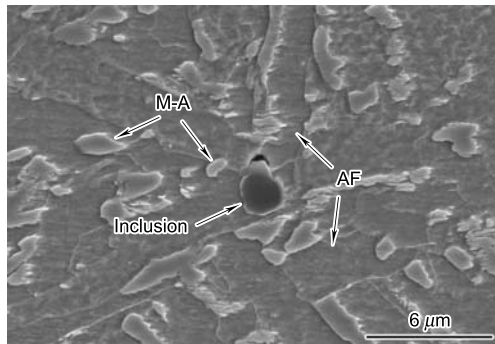


图 12 Ti 处理钢焊接热循环后 SEM 像, 显示氧化物促进铁素体形核 ($t_{8/5}=100$ s)

Fig.12 SEM image of acicular ferrite nucleated at Ti oxide inclusion after welding thermal cycle for $t_{8/5}=100$ s

因为 M-A 岛中残余奥氏体增 C 后易形成夹在贝氏体与铁素体之间的孪晶马氏体, 在其界面上产生显微裂纹并沿脆性的 M-A 岛边界扩展. 方鸿生等 [19] 研究指出, 一定条件下具有粒状贝氏体组织的钢有优良的强韧性配合, M-A 岛的形状、数量、尺寸和分布是强韧性的决定因素. 随 M-A 岛总量增加, 小岛弦长及岛间距减小, 强度增加; 随小岛总量减少, 小岛弦长减小, 岛间距增加, 韧性提高; 在大热输入条件下, 相对 Al 处理钢而言, 晶内铁素体的形核长大使 Ti 处理钢焊后组织中 M-A 岛总量较少, 岛间距增加, 粒状贝氏体数量较少, 提高了热模拟焊接 CGHAZ 的低温韧性.

2.5 模拟焊接 CGHAZ 奥氏体晶粒尺寸

焊接 CGHAZ 是焊接接头最薄弱的环节, 因靠近熔合线, 组织粗化严重, 易导致韧性急剧下降. Ti 和 Al 处理钢焊接 CGHAZ 原始奥氏体晶粒尺寸随 $t_{8/5}$ 变化如图 13 所示. 模拟焊接峰值温度为 1350 °C 时, 随着 $t_{8/5}$ 增加, 焊接热输入增加, CGHAZ 的奥氏体晶粒不断长大. 当 $t_{8/5}$ 小于 40 s 时, 两种钢的原始奥氏体晶粒尺寸都迅速长大, 其中 Ti 处理钢的晶粒长大速度要高于 Al 处理钢, 平均粒径从 70 μm 增加到 110 μm. 当 $t_{8/5}>40$ s 时, Al 处理钢的奥氏体晶粒尺寸长大较为迅速, 明显高于 Ti 处理钢. 在 $t_{8/5}=100$ s 时, 奥氏体晶粒尺寸达到 160 μm, 而 Ti 处理钢的奥氏体晶粒尺寸 129 μm.

利用热力学软件 Thermo-Calc 及其钢铁材料数据库 TCFE5 计算了 Al 处理钢固溶元素析出平衡曲线 (图 14). 计算结果表明, Al 处理钢在高温条件下首先析出的是较多的 Ti 和 N 元素, 其次析出 Nb 和 C 元素, 易形成 TiN 和 Nb 的碳氮化物第二相粒子. 对于经相同焊接热循环的 Ti 和 Al 处理钢, 炼钢时控制钢中 Ti 含量基本相同. SEM 分析钢中的夹杂成分可知, Ti 处理钢中主要形成的是 Ti 氧化物和少量 MnS 复合夹杂; Al 处理钢中主要形成的是以 Al_2O_3 核心, 周围是富 Ti 的 TiN 和少量 MnS 的复合夹杂. 因 Ti 处理钢中大部分的 Ti 和 O 反应生成

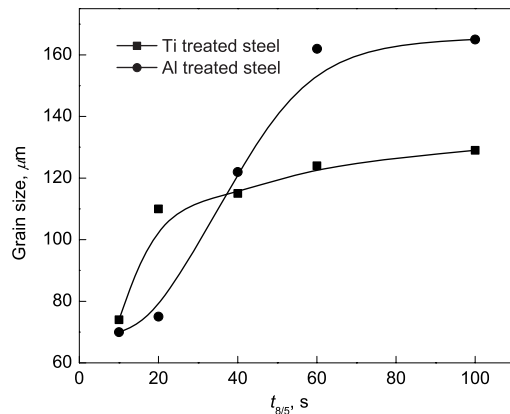


图 13 模拟 CGHAZ 晶粒尺寸随 $t_{8/5}$ 变化曲线

Fig.13 Variations of the grain size in simulated CGHAZ with $t_{8/5}$

了氧化物,故 Al 处理钢基体中有较多富余的 Ti,相对 Ti 处理钢而言 Ti 与 N 的成分比更高,易形成细小的 TiN 第二相粒子. SEM 观察发现,在 Al 处理钢母材中弥散分布较多的方型 TiN 粒子,其大小在 80—300 nm (图 15),而 Ti 处理钢中的 TiN 粒子较少.

钢中第二相粒子的数量和尺寸对 CGHAZ 奥氏体晶粒长大的阻碍作用可以用 Zener 公式进行描述^[20]:

$$F_z = \frac{1}{k} \frac{f}{d} \quad (1)$$

式中, k 是 Zener 系数, d 是第二相粒子直径, f 是体积分

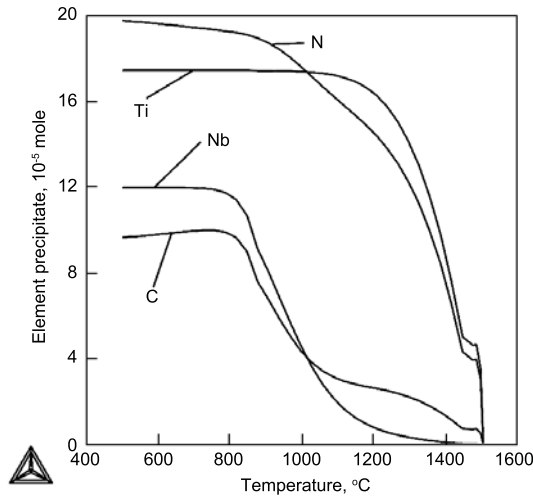


图 14 钢液冷却过程中 Al 处理钢元素析出量的热力学计算
Fig.14 Evolutions of element precipitated amount in the Al treated steel during solidification calculated from thermodynamic database

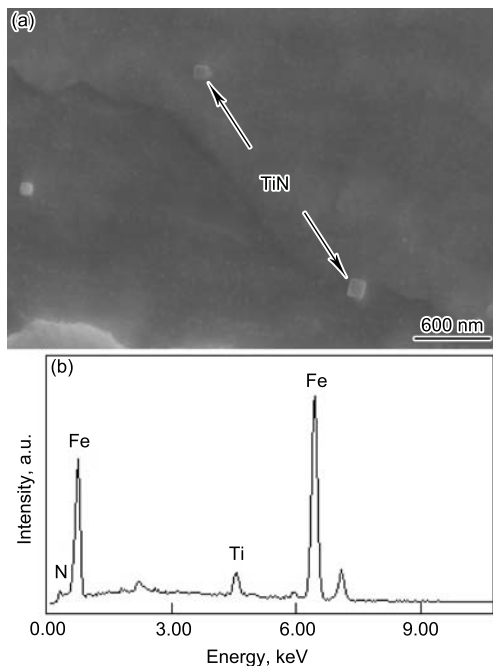


图 15 Al 处理钢中的 TiN 析出形貌
Fig.15 SEM image (a) and EDS (b) of TiN precipitate in Al treated steel

数. 第二相粒子直径和数量决定了其对奥氏体晶界的钉扎力大小,单位体积内数量越多,粒径越小,阻碍奥氏体长大的作用越强. 在焊接热模拟实验中, $t_{8/5}$ 较小时,高温时间停留较短,Al 处理钢中的 TiN 和 Nb 的碳氮化物第二相粒子能够有效钉扎奥氏体晶界,阻碍奥氏体晶粒的长大,因此 Al 处理钢中的晶粒尺寸小于 Ti 处理钢. $t_{8/5} > 40$ s 时,高温停留时间较长,Al 处理钢中 TiN 和 Nb 的碳氮化物第二相粒子发生粗化和溶解,不能有效阻碍晶粒长大,晶粒迅速长大,故在大线能量焊接热输入时,其原始奥氏体晶粒尺寸大于 Ti 处理钢.

3 结论

(1) Ti 和 Al 处理钢母材都具有良好的低温冲击韧性. $t_{8/5}$ 较小时,冷速较快,焊接热模拟粗晶区 (CGHAZ) 主要形成板条贝氏体组织. 当 $t_{8/5} \geq 40$ s 时,主要形成粒状贝氏体组织,且随着冷却速率减慢, M-A 岛分布趋于无序, M-A 岛尺寸变大, Ti 处理钢的 M-A 分布较 Al 处理钢稀疏.

(2) Ti 处理钢母材中形成了以 Ti 氧化物为核心加少量 MnS 附着析出夹杂, $t_{8/5} = 100$ s (75 kJ/cm) 的焊接热输入对其形貌、成分及尺寸无影响,具有良好的高温稳定性并能促进针状铁素体 (AF) 形核. Al 处理钢母材形成以 Al_2O_3 为核心,外层附着富 Ti 的 TiN 析出和边缘少量 MnS 复合夹杂. $t_{8/5} = 100$ s 的焊接热循环使外层 Ti 的氮化物分解,粒径减小,不能促进 AF 形核.

(3) 焊接线能量大于 50 kJ/cm 时, Ti 处理钢焊接热模拟 CGHAZ 低温韧性明显高于 Al 处理钢, 75 kJ/cm 焊接热输入下其 -20 °C 冲击功达 60 J. 对其采用 50 kJ/cm 焊接热循环,连续冷却到 600 和 650 °C 淬火,观察到较多 Ti 氧化物促进 AF 形核长大组织. 经 $t_{8/5} = 100$ 和 60 s 焊接热循环后,焊接 CGHAZ 中获得了 Ti 氧化物促进 AF 形核长大组织,较多的晶内 AF 组织减少了粒状贝氏体数量,细化基体铁素体组织,其低温韧性得到了较大提高.

(4) $t_{8/5} < 40$ s 时,因热循环过程中 TiN 和 Nb 的碳氮化物能有效阻碍 Al 处理钢奥氏体晶粒长大,其晶粒长大速度要小于 Ti 处理钢,平均奥氏体晶粒尺寸从 70 μm 增加到 110 μm . $t_{8/5} > 40$ s 时, Al 处理钢奥氏体晶粒长大速度明显高于 Ti 处理钢,因 TiN 和 Nb 的碳氮化物发生粗化和溶解不能有效阻碍晶粒长大,晶粒迅速长大, $t_{8/5} = 100$ s 时,其 CGHAZ 中奥氏体晶粒尺寸为 160 μm ,明显大于 Ti 处理钢.

参考文献

- [1] Lee J L. *Acta Metall*, 1994; 42: 3291
- [2] Tomita Y, Saito N, Tsuzuki T, Tokunaga Y, Okamoto K. *ISIJ Int*, 1994; 34: 829
- [3] Song F M, Li Z G, Qian Y H, Shen K. *Hot Work Technol*,

- 2006; 35(19): 69
(宋凤明, 李自刚, 钱余海, 沈凯. 热加工工艺, 2006; 35(19): 69)
- [4] Chen M A, Wu C S, Yang M, Tang Y M, Wu R J. *Acta Metall Sin*, 2004; 40: 148
(陈茂爱, 武传松, 杨敏, 唐逸民, 吴人洁. 金属学报, 2004; 40: 148)
- [5] Yamamoto K, Hasegawa T, Takamura J-I. *ISIJ Int*, 1996; 36: 80
- [6] Ricks R A, Howell P R, Barritte G S. *J Mater Sci*, 1982; 17: 732
- [7] Ishikawa F, Takahashi T, Ochi T. *Metall Mater Trans*, 1994; 25A: 929
- [8] Madariaga I, Romero J L, Gutiérrez I. *Metall Mater Trans*, 1998; 29A: 1003
- [9] Lee T-K, Kim H J, Kang B Y, Hwang S K. *ISIJ Int*, 2000; 40: 1260
- [10] Dowling J M, Corbett J M, Kerr H W. *Metall Trans*, 1986; 17A: 1611.
- [11] Shim J H, Oh Y J, Suh J Y, Cho Y W, Shim J D, Byun J S, Lee D N. *Acta Mater*, 2001; 49: 2115
- [12] Kim H-S, Lee H-G, Oh K-S. *ISIJ Int*, 2002; 42: 1404
- [13] Byun J S, Shim J H, Cho Y W, Lee D N. *Acta Mater*, 2003; 51: 1593
- [14] Shim J H, Cho Y W, Chung S H, Shim J D, Lee D N. *Acta Mater*, 1999; 47: 2751
- [15] Tian D W, Qian B N, Chen X F, Si C Y. *Phys Test Chem Anal-Phys Test*, 1994; 30(1): 28
(田德蔚, 钱百年, 陈晓风, 斯重遥. 理化检验 - 物理分册, 1994; 30(1): 28)
- [16] Chen Y T, Guo A M, Wu L X, Zeng J, Li P H. *Acta Metall Sin (Engl Lett)*, 2006; 19: 65
- [17] Fang H S, Bai B Z, Zheng X H, Zheng Y K, Chen X Y, Zhao R F. *Acta Metall Sin*, 1986; 22: A283
(方鸿生, 白秉哲, 郑秀华, 郑燕康, 陈秀云, 赵如发. 金属学报, 1986; 22: A283)
- [18] Chai F, Yang C F, Zhang Y Q, Xu Z. *J Iron Steel Res*, 2005; 17(1): 42
(柴锋, 杨才福, 张永权, 徐洲. 钢铁研究学报, 2005; 17(1): 42)
- [19] Fang H S, Liu D Y, Xu P G, Bai B Z, Yang Z G. *Mater Mech Eng*, 2001; 25(6): 1
(方鸿生, 刘东雨, 徐平光, 白秉哲, 杨志刚. 机械工程材料, 2001; 25(6): 1)
- [20] Yong Q L. *The Second Phase in Iron & Steel*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006: 49
(雍岐龙. 钢铁材料中的第二相. 北京: 冶金工业出版社, 2006: 49)