

Ti/N 比对 Mg 处理船板钢焊后 第二相粒子及韧性的影响

张玉旗, 杨 健*, 张银辉

(上海大学材料科学与工程学院, 上海 200444)

摘 要:通过 400 kJ/cm 焊接热模拟试验探究了 Ti/N 比对 Mg 处理船板钢-20 °C 焊接热影响区低温冲击韧性的影响。当 Ti/N 比从 3.00(TN30)增加到 5.67(TN57)时, 钢中的析出粒子均为 TiN 粒子, 纳米析出粒子的平均尺寸从 150 nm 增加到 205 nm, 且 TN57 钢中粒子的数量密度约为 TN30 钢中的 2.5 倍。TN30 钢中尺寸约为 3 μm 的 Mg-Ti-O-MnS 复合夹杂物能够有效诱导 IAF 的形核, 铁素体板条和位错塞积的出现有利于提高其韧性; 在 TN57 钢中观察到形状规则、棱角分明的尺寸约为 5 μm 的含 Ti(C, N) 复合夹杂物, 这种粗大的碳氮化物不利于钢材的韧性。当钢中的 Ti/N 比由 3.00 增加到 5.67, 钢材在-20 °C 低温冲击韧性由 183 J 降至 49 J。

关键词:Mg 处理; Ti/N 比; 大线能量焊接; 焊接热影响区; 低温冲击韧性

中图分类号: TG142.1, TF76

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2026)03-0172-09

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2026.03.020

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Ti/N control of precipitates and toughness in welded Mg-treated shipbuilding steel plate

ZHANG Yuqi, YANG Jian*, ZHANG Yinhui

(School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200444, China)

Abstract: In this study, the effect of the Ti/N ratio on the impact toughness at -20 °C of Mg-treated shipbuilding steel plates after high heat input welding of 400 kJ/cm had been investigated. When the Ti/N ratio is increased from 3.00 (TN30) to 5.67 (TN57), the main precipitated particles are TiN particles. The average size of nano secondary phase particles increases from approximately 150 nm to 205 nm, with the particle number density in TN57 being approximately 2.5 times than that in TN30. In TN30 steel, Mg-Ti-O-MnS composite inclusions with a size about 3 μm can effectively induce IAF nucleation. The ferrite laths and dislocation pile-ups significantly enhance its toughness. TN57 steel contains Ti(C, N) composite inclusions which are regular in shape, sharply angular and approximately 5 μm in size. These coarse carbonitrides are detrimental to the toughness of the steel. As the Ti/N ratio is increased from 3.00 to 5.67, the low-temperature impact toughness at -20 °C decreases from 183 J to 49 J.

Key words: Mg treatment; Ti/N ratio; high heat input welding; heat affected zone; low-temperature impact toughness

收稿日期: 2025-12-14; 修回日期: 2025-12-31; 接受日期: 2026-01-14

作者简介: 张玉旗, 1998 年出生, 女, 山东菏泽人, 博士研究生, 研究方向: 氧化物冶金技术, E-mail: qiqzhang1984@shu.edu.cn; *通信作者: 杨健, 1965 年出生, 男, 湖南株洲人, 教授, 研究方向: 炼钢、连铸、夹杂物及氧化物冶金技术, E-mail: yang_jian@t.shu.edu.cn。

0 引言

近年来,我国海洋工程与船舶工业取得了突破性的进展,其产业制造规模大幅增大,产品质量得到飞速提升,在国际上逐渐占据领先地位。随着船板用钢厚度规格的不断提升,为了提高焊接效率、降低焊接成本,缩短制造工程周期,采用大线能量焊接是一种有效的方法^[1]。但由于在大线能量焊接过程中峰值温度高,冷却速度慢,导致焊接热影响区(Heat Affected Zone, HAZ)韧性会大大降低^[2]。

氧化物冶金技术通过利用钢中微米夹杂物来促进晶内针状铁素体(Intragranular Acicular Ferrite, IAF)形核和利用纳米析出物钉扎晶界、抑制原奥氏体晶粒(Prior Austenite Grain, PAG)长大两个方面来提高 HAZ 的冲击韧性^[3-4]。利用强脱氧剂 Mg、Ca 进行脱氧的第三代氧化物冶金技术是目前的研究热点。使用 Mg 处理后,钢中的复合夹杂物大多以含 Mg 的复合氧化物为核心,表面被硫化物和氮化物包裹^[5-7]。SONG 等^[8]发现在 C-Mn 钢中添加 0.001 5%~0.002 6% Mg 后形成的尺寸在 1~4 μm 的复合夹杂物最有利于诱导 IAF 形核。KIM 等^[9]研究发现,随着 0.1%C-0.1%Si-1.5%Mn-0.003 5%S-(0.012%~0.015%)Ti 钢中 Mg 含量由 0 增加到 0.003 5%,芯部的氧化物由 Ti_2O_3 逐步变为 MgTiO_3 后变为 MgO ,钢中的夹杂物发生了增量细化。我们团队过去的研究^[10]发现在钢中添加 0.002 7% Mg 所生成的 $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-Ti}_2\text{O}_3$ 夹杂物最有利于诱导 IAF 形核。

在焊接热循环过程中,纳米级第二相粒子尺寸和数量的变化对奥氏体晶粒长大过程中的钉扎起着不可忽略的作用。我们团队过去的研究^[11]发现,随着钢中 Mg 含量从 0.000 2% 增加到 0.004 4%,由于部分 Ti_2O_3 被还原,促进了纳米 TiN 粒子的形成,单位体积 TiN 粒子体积密度增加。SHEN 等^[12]研究发现 Ti 含量为 0.012% 的低 Ti 钢比 Ti 含量为 0.061% 的高 Ti 钢的奥氏体晶粒尺寸更细;这是由于在 Ti 含量较低时,钢中析出的第二相粒子的数量更多,尺寸更小;当钢中碳氮化物粒子的尺寸过大时,粒子对原奥氏体晶界的钉扎作用会大大减弱。ZHANG 等^[13]对 Ti/N 比分别为 4.84 和 1.57 的低碳钢进行了研究,在 Ti/N 比较高的钢中出现了上贝氏体(Upper Bainite, UB)、侧板条铁素体(Ferrite Side Plate, FSP)等脆性组织,而在低 Ti/N 比钢中焊接热影响区组织则以多边形铁素体(polygonal ferrite, PF)、晶内铁素体为主,这种韧性组织有利于提高钢的低温冲击韧性。YAN 等^[14]对 Ti/N 比分别为 2.44、3.5 和 4.2 的三组钢进行低温冲击试验,当钢

中的 Ti/N 比较低时,其冲击韧性最好;随着 Ti/N 比增加,钢中的析出粒子由细 TiN 粒子变为粗 TiN 粒子,导致钢材的冲击韧性降低。

通过调整钢中的 Ti/N 比可以提高纳米析出粒子的高温稳定性和钢材的低温冲击韧性,但是目前关于 Mg 处理船板钢中 Ti/N 比的研究还比较有限。研究采用焊接热模拟的方法研究了在热输入量为 400 J/cm 的条件下, -20 $^{\circ}\text{C}$ 时 Ti/N 比对 Mg 处理船板钢低温冲击韧性的影响。采用非水电解的方法提取了钢中的第二相析出物,结合微观组织的观察,明确了钢中第二相粒子、微观组织与韧性之间的关系。

1 试验材料和方法

试验用的船板钢在 50 kg 级真空感应炉中进行冶炼制备。在真空条件下,将钢液浇铸成尺寸为 120 mm $\times$ 180 mm $\times$ 240 mm 的钢锭。试验钢的化学成分如表 1 所示,在 Mg 脱氧的条件下,两个试验钢的 Ti/N 比分别为 3.00 和 5.67,将其命名为 TN30 钢和 TN57 钢,而其他化学成分的含量基本相同。使用 TMCP 技术,将铸锭加热到 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 并保温 2 h,随后进行轧制处理,粗轧和精轧分别在 930 $^{\circ}\text{C}$ 和 750 $^{\circ}\text{C}$ 以上进行,累积压下率各大于 30%,以 10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速度从 750 $^{\circ}\text{C}$ 冷却到 400 $^{\circ}\text{C}$,最终轧制成 50 mm 厚的钢板。在轧制后钢板的 1/4 宽度和 1/4 厚度位置切取尺寸为 11 mm $\times$ 11 mm $\times$ 71 mm 的焊接热模拟试样,采用 Gleeble 3800 热模拟器(Dynamic Systems Inc., New York, NY, USA)进行了焊接热模拟试验。焊接热模拟条件如表 2 所示。将经过焊接热模拟后的试样加工成尺寸为 10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 55 mm 的标准夏比冲击试样后进行冲击试验, Ti/N 比为 3.00 的船板钢在 -20 $^{\circ}\text{C}$ 下的冲击功值分别为 169、198 J 和 183 J,平均值为 183 J; Ti/N 比为 5.67 的船板钢在 -20 $^{\circ}\text{C}$ 下的冲击功值分别为 20、99 J 和 27 J,平均值为 49 J。

表 1 试验钢的化学成分

Table 1 Chemical compositions of the steel samples

Steels	Chemical composition/%								Ti/N
	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ti	N	
TN30	0.076	0.22	1.55	0.007	0.004	0.002 7	0.012	0.004	3.00
TN57	0.081	0.22	1.56	0.007	0.004	0.002 6	0.017	0.003	5.67

表 2 焊接热模拟试验条件

Table 2 Experimental conditions of simulation welding

Plate thickness/mm	Welding heat input/(kJ $\cdot\text{cm}^{-1}$)	Peak temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Peak holding time/s	$t_8/5/s$
50	400	1 400	3	385

在冲击后对断口进行打磨和抛光,使用4%的硝酸酒精溶液腐蚀出试样焊接热影响区的显微组织,然后使用金相显微镜(OM, LEICA DM2700M, 德国)进行观察。将样品切割并磨抛成直径为3 mm,厚度小于60 μm 的薄片,利用双喷电解抛光机(TenuPol-5, Struers A/s, 丹麦)在-30 $^{\circ}\text{C}$ 和40 V下对薄片样进行减薄,并使用透射电镜(TEM, JEM-2010F, 日本)对样品进行观察。采用非水电解的方法腐蚀金相试样,并采用EVO-18扫描电子显微镜(SEM, EVO 18, Carl Zeiss, Oberkochen, Germany)观察金相试样中的微米级第二相粒子;再用非水电解的方法溶解金相试样,并将悬浮在电解液中的第二相粒子经过磁选、过滤、喷金等,使用高分辨率场发射扫描电镜(FESEM, EVO MA25, Carl Zeiss, Oberkochen, Germany)观察从钢中提取的纳米级第二相粒子。

2 试验结果

2.1 钢中纳米粒子析出计算

在TN30和TN57钢中均发现了TiN粒子,当钢中Ti与N的实际溶度积大于其平衡值时,TiN粒子将析出。钢液中形成TiN的化学反应可以用式(1)和(2)表示。



$$\Delta G^{\theta} = -291\,000 + 107.91T \quad (2)$$

式(3)(4)用于估算试验钢的液相线温度(T_l)和固相线温度(T_s)^[15]。

$$T_l = 1\,811 - 65w_{\text{C}} - 8w_{\text{Si}} - 30w_{\text{P}} - 25w_{\text{S}} - 80w_{\text{O}} - 5w_{\text{Mn}} - 90w_{\text{N}} - 20w_{\text{Ti}} \quad (3)$$

$$T_s = 1\,811 - 175w_{\text{C}} - 20w_{\text{Si}} - 280w_{\text{P}} - 575w_{\text{S}} - 160w_{\text{O}} - 30w_{\text{Mn}} - 40w_{\text{Ti}} \quad (4)$$

经过计算,试验钢的液相线温度和固相线温度分别为1 795 K和1 741 K。在钢液中Ti和N溶质元素的实际溶解度非常低,可认为钢水为稀溶液。TiN的平衡溶解度和实际溶解度分别如式(5)(6)所示,将钢液中实际溶解度与平衡溶度积进行比较,如图1(a)所示,从图中可以看出,TiN无法在液相区析出^[16]。

$$\lg K_{\text{TiN}}^{\theta} = 5.6778 - \frac{15\,229}{T} \quad (5)$$

$$\lg K_{\text{TiN}}^{\text{act}} = \lg(w_{\text{Ti}}^0 \cdot w_{\text{N}}^0) \quad (6)$$

当钢液中的温度进一步降低,奥氏体相逐渐形成,固液两相区出现,在凝固前沿出现溶质元素偏析。在凝固过程中的实际温度与固相分数的关系如式(7)^[17]所示。

$$T = T_{\text{Fe}} - \frac{T_{\text{Fe}} - T_l}{1 - g(T_l - T_s)/(T_{\text{Fe}} - T_s)} \quad (7)$$

其中 T_{Fe} 为纯Fe的熔点, g 是固相分数。此时钢中反应的实际溶解度积可由式(8)表示^[18]。

$$\lg_{\text{L-S}} K_{\text{TiN}}^{\text{act}'} = \lg \frac{w_{\text{Ti}}^0 \cdot w_{\text{N}}^0 \cdot (1 - g)^{k_{\text{Ti}} - 1}}{1 - (1 - k_{\text{N}}) \cdot g} \quad (8)$$

其中 k_{Ti} 和 k_{N} 为平衡分配系数。此时,两相区的理论浓度积和实际浓度积如图1(b)所示,图中交点为TiN析出时的固相分数,此时固相分数为0.96,析出温度为1 748 K。这说明在凝固后期,由于偏析的作用,有一部分TiN粒子析出。粒子也可能在固相中析出。TiN在 γ -Fe相中的溶解度积如式(9)所示^[19]。

$$\lg_{\gamma} K_{\text{TiN}}^{\theta} = 4.35 - \frac{14\,890}{T} \quad (9)$$

TiN在 γ -Fe中的溶解度很小,因此可以将固相视为规则溶液。在这种假设下,TiN在固相中的析出行为可以被认为与在钢水中的相同,其计算结果如图1(c)所示。此时,两个试验钢中TiN粒子的析出温度均为1 731 K。

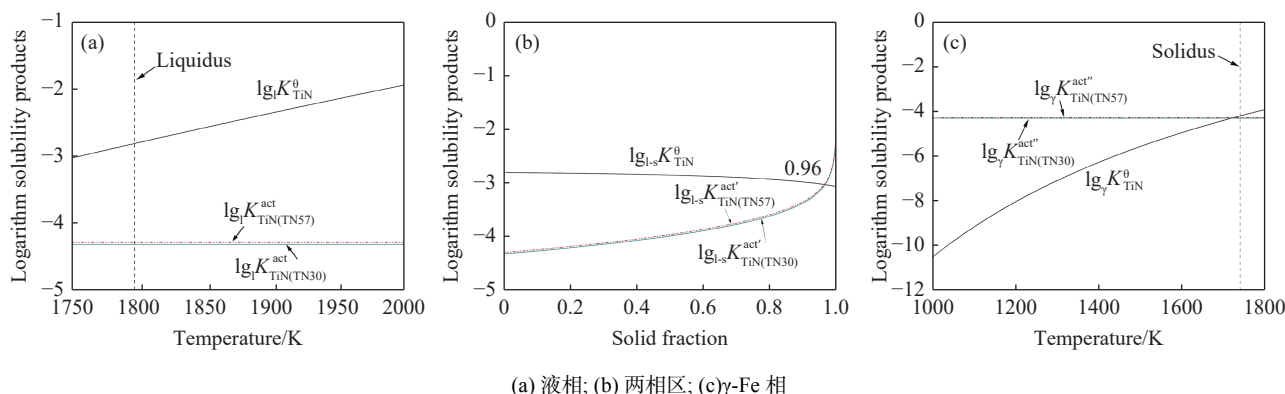


图1 TiN平衡溶解度与实际溶解度比较

Fig. 1 Comparison of equilibrium solubility products with actual solubility products of TiN

2.2 钢中纳米粒子分析

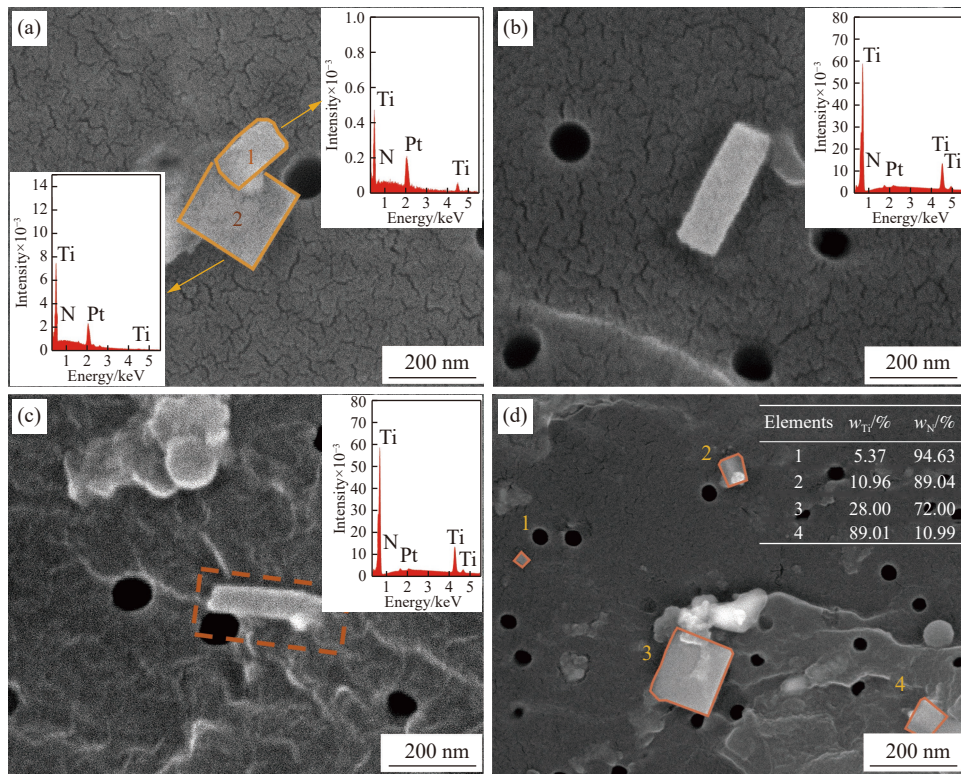
图2展示了非水电解提取后在滤膜上观察到的纳米粒子的典型形貌和组成。在两个钢样中均发现了立方体和棒状的纳米粒子,根据EDS分析表明,颗粒均为TiN粒子。通过非水电解提取每个样品中100多个颗粒,测量了尺寸大于100 nm颗粒的尺寸分布。每单位体积的颗粒数 N_V (个/ mm^3)由式(10)得到。

$$N_V = \frac{n \left(\frac{A_{\text{fil}}}{A_{\text{obs}}} \right)}{V} \quad (10)$$

其中 A_{fil} 和 A_{obs} 分别是滤膜的总面积和总观察面积, mm^2 ; n 是在面积为 A_{obs} 的观察区域内在滤膜上观察到颗粒的数量; V 是被电解钢样品的体积, mm^3 ,由式(11)确定。

$$V = \frac{\Delta W}{\rho_{\text{steel}}} \quad (11)$$

其中 ΔW 是电解提取过程中溶解样品的质量,g; ρ_{steel} 是钢样品的密度,为 7.85 g/cm^3 。结果表明,颗粒尺寸分布与滤膜上的区域无关。根据式(10)(11),获得了两个试验钢中颗粒的尺寸分布,如图3(a)所示。两个试验钢中尺寸在100~200 nm的第二相粒子数量占比最高,均在55%以上;另外在TN57中发现了占比约5%,尺寸在400~500 nm粗大的TiN颗粒。提取出第二相粒子的平均尺寸和数量密度如图3(b)所示,TN30中粒子的平均尺寸约为150 nm,在Ti/N比较大的TN57钢中粒子的平均尺寸约为205 nm。同时,TN57钢中粒子的数量密度约为TN30钢中的2.5倍。



(a)(b) TN30; (c)(d) TN57

图2 纳米粒子的典型形态和组成

Fig. 2 Typical morphologies and compositions of nanoparticles

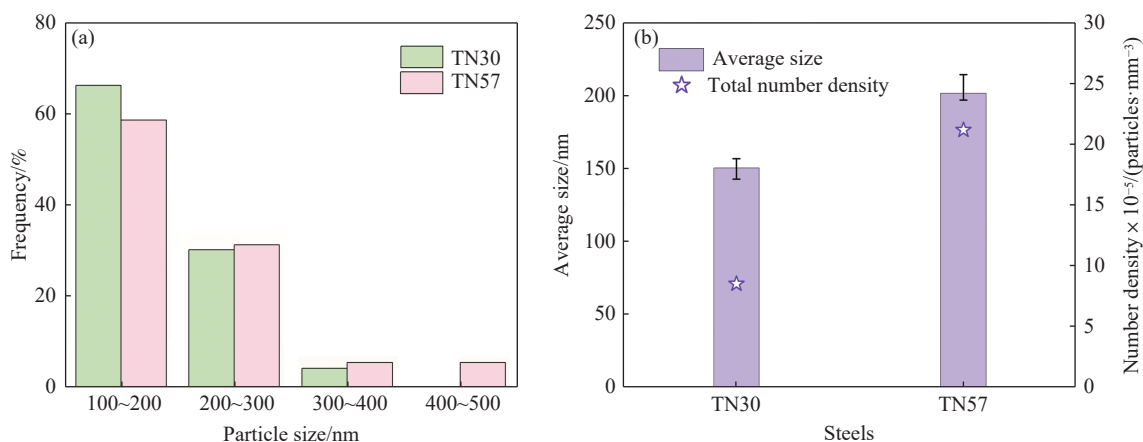
2.3 钢中微米夹杂物分析

采用非水电解的方法腐蚀TN30钢和TN57钢样品,并观察其中的微米夹杂物,其三维形貌和成分如图4和图5所示。在TN30中观察到的夹杂物多为尺寸在0.5~2 μm 的椭圆形或近椭圆形复合夹杂物。这种夹杂物的芯部为MgO夹杂,外部被MnS包裹,同时有TiN在最外层析出,如图4(a)(b)所示;

另外,也观察到TiN夹杂在MgO上析出,最外层被MnS夹杂包裹,如图4(c)所示。MgO可以作为TiN的析出基底可能是由于两者的错配度较低,QU等^[20]根据Bramfitt提出的二维错配度计算了MgO(100)面和TiN(100)面的晶格错配度仅为0.068%,因此MgO能够有效促进TiN形核。在钢中也观察到形状不规则的尺寸约为2 μm 的Mg-Ti-

O-N-MnS 复合夹杂物,如图 4(d) 所示。使用夹杂物自动分析软件对钢中的夹杂物进行统计,TN30 钢中

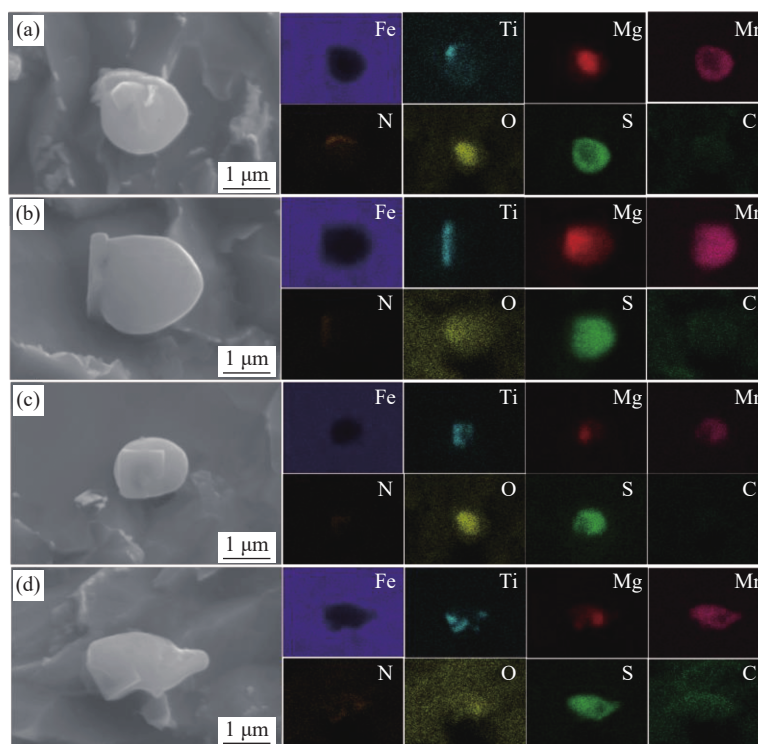
微米级夹杂物的平均尺寸和数量密度分别为 $1.4 \mu\text{m}$ 和 $264 \text{mm}^{-2[21]}$ 。



(a) 尺寸分布; (b) 平均尺寸和数量密度

图 3 粒子尺寸分布对比

Fig. 3 Comparison of particle size distributions



(a) 夹杂物 1; (b) 夹杂物 2; (c) 夹杂物 3; (d) 夹杂物 4

图 4 TN30 钢 Mg-Ti-O-N-MnS 复合夹杂物形貌及 EDS 面扫描分析

Fig. 4 Morphologies and EDS-mapping of Mg-Ti-O-N-MnS composite inclusions in TN30 steel

对于 TN57 钢,观察到钢中夹杂物也以 Mg-Ti-O-N-MnS 复合夹杂物为主,夹杂物尺寸通常大于 TN30 钢。在 TN57 钢中复合夹杂物尺寸较大的原因是在 TN57 中形成的 TiN 夹杂物的尺寸较大,如图 5(a)~(c) 所示;在 TN57 钢中还观察到形状规则的、棱角分明的尺寸约为 $5.3 \mu\text{m}$ 的含 Ti(C, N) 复合夹杂物,如图 5(d) 所示。这种大尺寸夹杂物很

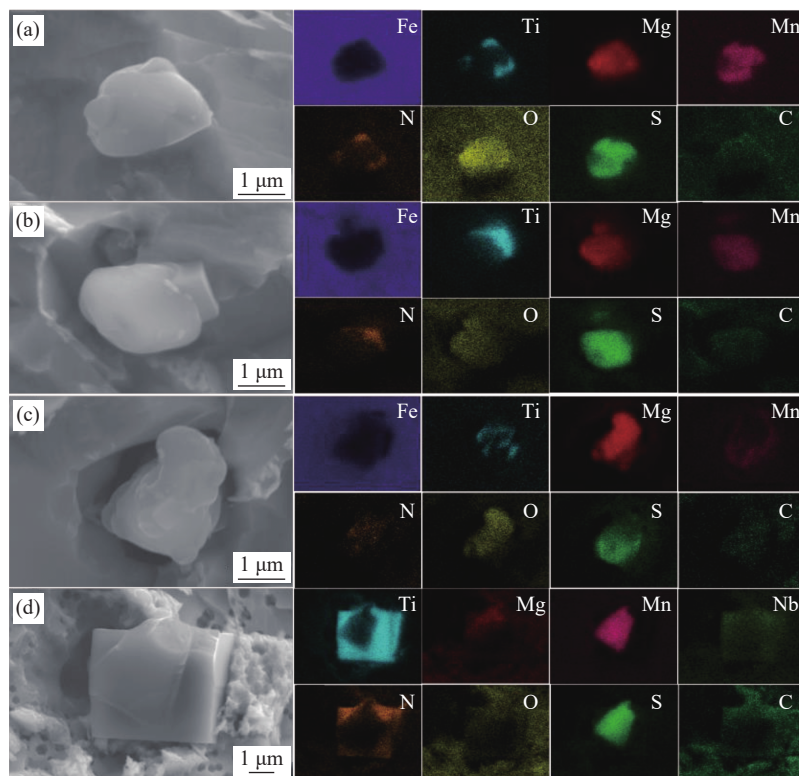
有可能会诱导钢中微裂纹的形成,降低钢材的低温冲击韧性^[22]。TN57 钢中微米级夹杂物的平均尺寸和数量密度分别为 $1.7 \mu\text{m}$ 和 $155 \text{mm}^{-2[21]}$,其中 TN30 钢中尺寸在 $1\sim3 \mu\text{m}$ 的小尺寸夹杂物约为 TN57 钢中的 1.5 倍。

2.4 微观组织分析

两个钢的 TEM 组织观察如图 6 所示,在 TN30

钢中存在着较多的铁素体板条, 由于位错在滑移过程中遇到晶界时难以直接穿过, 在靠近晶界的位置存在着大量的位错塞积。这种位错在晶界处的堆积形成的应力集中能够阻碍位错的进一步运动, 提高钢材的韧性; 在 TN57 钢中几乎没有发现铁素体板

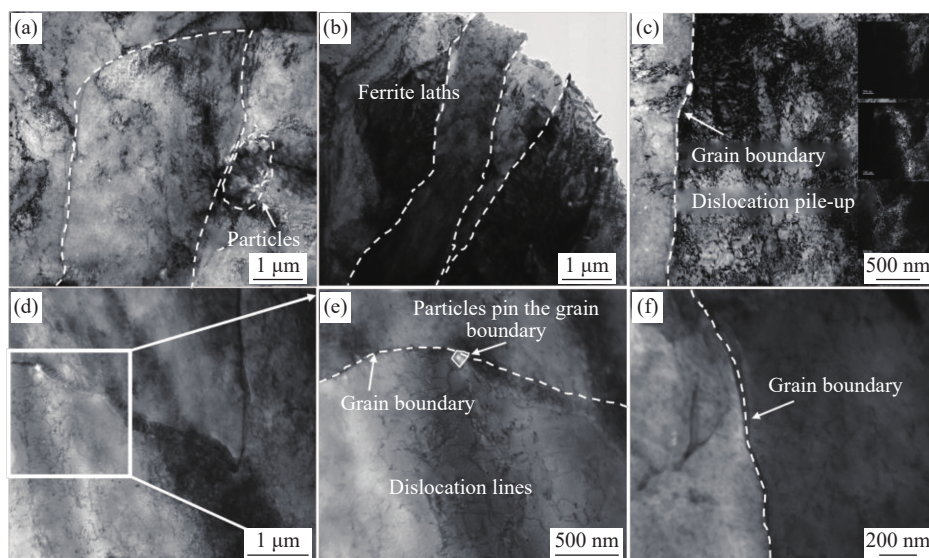
条的存在, 在晶粒内部发现了一些位错线, 这种内部的位错线没有形成明显的塞积群, 对位错运动的阻碍作用有限, 几乎不会对钢材的韧性产生影响; 另外, 在 TN57 钢的晶界处发现了粒子的钉扎, 粒子在晶界处的钉扎作用能够有效抑制晶粒的长大^[23-24]。



(a)(b)(c) Mg-Ti-O-N-MnS 复合夹杂物; (d) 以 Ti(C, N) 为主的复合夹杂物

图 5 TN57 钢夹杂物形貌及 EDS 面扫描分析

Fig. 5 Morphologies and EDS-mapping of inclusions in TN57 steel

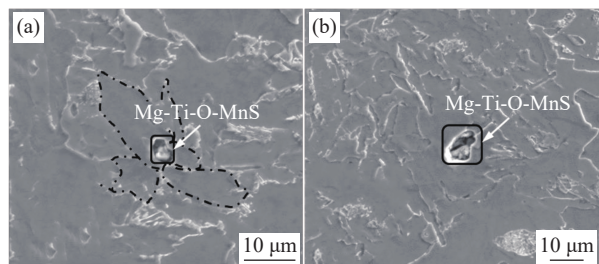


(a)(b)(c) TN30; (d)(e)(f) TN57

图 6 钢焊接热影响区的 TEM 图

Fig. 6 TEM image of the HAZ

在 TN30 钢中尺寸约为 $3\ \mu\text{m}$ 的 Mg-Ti-O-MnS 复合夹杂物能够有效地诱导 IAF 的形核;但是在 TN57 钢中这种复合夹杂物则不具备诱导 IAF 形核的能力,这是因为在 TN57 钢中 Mg-Ti-O-MnS 复合夹杂物尺寸明显大于 TN30 钢,约为 $8\ \mu\text{m}$,尺寸过大的夹杂物失去了诱导 IAF 形核的能力,如图 7 所示。



(a) TN30; (b) TN57

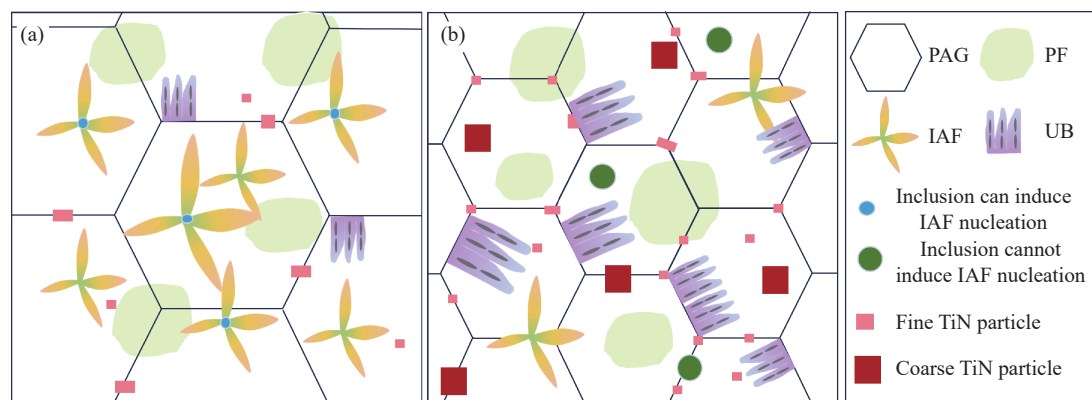
图 7 Mg-Ti-O-MnS 复合夹杂物

Fig. 7 Mg-Ti-O-MnS composite inclusion

3 讨论

图 8 为两个钢中第二相粒子、PAG 和微观组织关系的示意图。在焊接过程中,随着温度的升高,奥氏体晶粒明显长大。钢中析出的第二相粒子能够通过钉扎晶界移动来抑制奥氏体晶粒的生长。我们前期的试验研究发现^[25],添加 0.004 9% Mg 可使钢中

TiN 纳米粒子的数量密度从 $0.35\ \mu\text{m}^{-2}$ 增加到 $0.77\ \mu\text{m}^{-2}$,同时奥氏体晶粒平均尺寸从 $172\ \mu\text{m}$ 显著减小到 $74\ \mu\text{m}$ 。这一结果与 ZOU 等^[26]的研究结果相吻合,他们的研究表明,添加 0.000 7% Mg 后,在 $120\ \text{kJ}/\text{cm}$ 热输入条件下,奥氏体晶粒尺寸基本控制在 $60\ \mu\text{m}$ 以下。这些研究结果说明,Mg 处理能有效抑制焊接热影响区奥氏体晶粒的长大。Mg 处理钢中起主要作用的纳米粒子以 TiN 为主,钢中的 Ti/N 比对第二相粒子的特性具有重要影响。在研究中,TN30 和 TN57 两种试验钢的 Mg 含量分别为 0.002 7% 和 0.002 6%,对应的 Ti/N 比分别为 3.0 和 5.7。根据非水电解的试验结果,两个钢中的 TiN 粒子尺寸大都在 $200\ \text{nm}$ 以下,TN57 钢中析出粒子的数量密度是 TN30 钢中的两倍多,在 TN57 中出现的大量的钉扎粒子会强烈的抑制奥氏体晶粒的生长,根据我们原来^[27]采用高温激光共聚焦对两个钢奥氏体晶粒生长的观察结果,TN57 钢中 PAG 的生长速率要明显小于 TN30 钢,焊后 TN30 和 TN57 钢的 PAG 尺寸分别为 $135\ \mu\text{m}$ 和 $62\ \mu\text{m}$ 。这说明钢中 Ti/N 比的差异影响了 Mg 处理钢中 TiN 粒子的特性,进而影响了其对奥氏体晶界的钉扎效果。



(a) TN30; (b) TN57

图 8 钢中第二相粒子、原奥氏晶粒和微观组织关系的示意

Fig. 8 Schematic diagram of the relationship among the second phase particles, PAGs and microstructures

当钢中的析出粒子尺寸过大时,不能起到钉扎晶界的作用。根据试验结果,在 TN57 钢中约有 5% 的析出粒子尺寸大于 $400\ \text{nm}$,而在 TN30 钢中则几乎观察不到这样尺寸的粒子。这一结果说明,随着 Ti/N 比从 3.0 提高到 5.7, TiN 粒子的粗化速率明显加快。更为重要的是,在 TN57 钢中还观察到微米级尺寸的以 TiN 为主的复合夹杂物。这些粗大的 TiN 夹杂物或含 TiN 的复合夹杂物往往会成为裂纹萌生的优先位置。在应力作用下,裂纹

容易沿着夹杂物-基体界面扩展,继而向晶内和晶界延伸,最终导致钢材韧性的显著下降^[28]。这是 Mg 处理钢中随着 Ti/N 比增加低温冲击韧性下降的原因之一。

Mg 处理在钢材焊接热影响区的组织调控中具有重要作用。研究表明,钢中使用 Mg 处理后生成的复合夹杂物能够有效地诱导 IAF 的形核,提高钢中韧性组织的占比,改善钢材的低温冲击韧性。在研究中,TN30 和 TN57 试验钢的 Mg 含量相近,但

Ti/N 比存在差异。当钢中的 Ti/N 比较低时,钢中的组织主要以 IAF 和 PF 为主^[21],一方面是由于 TN30 钢中尺寸在 1~3 μm 的夹杂物的数量密度约为 TN57 钢中的 1.5 倍, TN30 钢对针状铁素体的诱导能力强于 TN57 钢。另一方面,钢中 PAG 的尺寸也会影响钢中微观组织的形成,当钢中的 PAG 尺寸在 100~200 μm 时,有利于 IAF 的形核^[29],而当 PAG 的尺寸过小时,则有利于贝氏体组织的形成^[30]。由于焊后 TN57 钢的 PAG 尺寸仅为 62 μm , TN57 钢的微观组织主要为 PF 和 UB^[21];而焊后 TN30 钢的 PAG 尺寸为 135 μm ,促进了 IAF 的形成。因此,两个钢中由于 Ti/N 比不同引起微观组织的差异直接影响了钢材的低温冲击韧性。基于上述原因,在 400 kJ/cm 大线能量焊接后,对两个试验钢的 HAZ 在 -20 $^{\circ}\text{C}$ 下进行冲击试验,当钢中的 Ti/N 比由 3.0 增加到 5.7,钢材的低温冲击韧性从 TN30 的 183 J 降至 TN57 的 49 J。

4 结论

通过 400 kJ/cm 焊接热模拟试验研究了钢中

Ti/N 比为 3.00(TN30) 和 5.67(TN57) 时对 Mg 处理船板钢 -20 $^{\circ}\text{C}$ 时焊接热影响区低温冲击韧性的影响,主要结论如下:

1) 两个试验钢中的纳米析出粒子均为 TiN 粒子,且以小于 200 nm 的粒子为主, TN30 和 TN57 钢中粒子的平均尺寸分别约为 150 nm 和 205 nm; TN57 钢中粒子的数量密度约为 TN30 钢中的 2.5 倍;

2) 采用非水电解腐蚀钢样,并对其中的微米夹杂物进行了观察,两个钢中均以 Mg-Ti-O-N-MnS 复合夹杂物为主, TN57 钢中夹杂物尺寸大于 TN30 钢;同时在 TN57 钢中观察到形状规则、棱角分明的尺寸约为 5 μm 的含 Ti(C, N) 复合夹杂物;

3) TN30 钢中尺寸约为 3 μm 的 Mg-Ti-O-MnS 复合夹杂物能够有效诱导 IAF 的形核,铁素体板条和位错塞积的出现有利于提高其韧性,而 TN57 钢中粗大的第二相粒子不具有诱导 IAF 形核的能力,甚至可能诱发裂纹的形核。因此,在 400 kJ/cm 大线能量焊接后,钢材在 -20 $^{\circ}\text{C}$ 下低温冲击韧性从 TN30 的 183 J 降至 TN57 的 49 J。

参考文献

- [1] LIU P. New progress of oxide metallurgy technology used in high heat input welding for high strength ship plate steel[J]. World Iron & Steel, 2012, 12(1): 20-28.
(刘湃. 大线能量焊接高强船板钢氧化物冶金技术的新进展[J]. 世界钢铁, 2012, 12(1): 20-28.)
- [2] YANG J, ZHU K, WANG G D. Progress in the technological development of oxide metallurgy for manufacturing steel plates with excellent HAZ toughness[J]. Baosteel Technical Research, 2008, 2(4): 43-50.
- [3] LI X M, ZHENG S B, ZHENG Q, *et al.* Oxides metallurgy[J]. Shanghai Metals, 2005, 27(5): 55-60.
(李新明, 郑少波, 郑庆, 等. 钢的氧化物冶金技术[J]. 上海金属, 2005, 27(5): 55-60.)
- [4] YANG J, ZHU K, WANG R Z, *et al.* Excellent heat affected zone toughness technology improved by use of strong deoxidizers[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2011, 18(S2): 141-147.
- [5] LI Y D, XING W W, LI X B, *et al.* Effect of mg addition on the microstructure and properties of a heat-affected zone in submerged arc welding of an Al-killed low carbon steel[J]. Materials, 2021, 14(9): 2445-2464.
- [6] LIU Y, WAN X L, LI G Q, *et al.* Grain refinement in coarse-grained heat-affected zone of Al-Ti-Mg complex deoxidised steel[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2019, 24(1): 43-51.
- [7] ZHAN D P, MA J H, JIANG Z H, *et al.* Effect of inclusions containing Ti, Mg on microstructure and performance of HAZ in low carbon steel[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2011, 18: 164-167.
- [8] SONG M M, SONG B, HU C L, *et al.* Formation of acicular ferrite in Mg treated Ti-bearing C-Mn steel[J]. ISIJ International, 2015, 55(7): 1468-1473.
- [9] KIM H S, CHANG C H, LEE H G. Evolution of inclusions and resultant microstructural change with Mg addition in Mn/Si/Ti deoxidized steels[J]. Scripta Materialia, 2005, 53(11): 1253-1258.
- [10] XU L Y, YANG J, WANG R Z, *et al.* Effect of Mg addition on formation of intragranular acicular ferrite in heat-affected zone of steel plate after high-heat-input welding[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2018, 25(4): 433-441.
- [11] XU L Y, YANG J. Effects of Mg content on characteristics of nanoscale TiN particles and toughness of heat-affected zones of steel plates after high-heat-input welding[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2020, 51(9): 4540-4548.
- [12] SHEN Y, WAN X L, LIU Y, *et al.* The significant impact of Ti content on microstructure-toughness relationship in the

- simulated coarse-grained heated-affected zone of high-strength low-alloy steels[J]. *Ironmaking Steelmaking*, 2019, 46(6): 584-596.
- [13] ZHANG Y, LI X B, MA H. Enhancement of heat-affected zone toughness of a low carbon steel by TiN particle[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2016, 47(4): 2148-2156.
- [14] YAN W, SHAN Y, YANG K. Effect of TiN inclusions on the impact toughness of low-carbon microalloyed steels[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, 37A(7): 2147-2158.
- [15] LI N, WANG L, XUE Z L, *et al.* Study of precipitation and growth processes of Ti-bearing inclusions in tire cord steel[J]. *Results in Physics*, 2020, 16: 102929.
- [16] WANG P, LI C, WANG L, *et al.* Thermodynamic analysis of TiN precipitation in SWRH92A high carbon tire cord steel under the influence of solute micro-segregations during solidification[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2021, 52(4): 2056-2071.
- [17] MA Z T, JANKE D. Characteristics of oxide precipitation and growth during solidification of deoxidized steel[J]. *ISIJ International*, 1998, 38(1): 46-52.
- [18] XIAO Y Y, CAO L, WANG G C, *et al.* Formation and precipitation mechanism of TiN inclusion in Mg-treated GCr15 bearing steel[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2022, 53(2): 916-930.
- [19] INOUE K, OHNUMA I, OHTANI H, *et al.* Solubility product of TiN in austenite[J]. *ISIJ International*, 1998, 38(9): 991-997.
- [20] QU T P, ZHANG C W, WANG D Y, *et al.* Effect of Mg-Ti treatment on nucleation mechanism of TiN inclusions and ferrite[J]. *Metals*, 2020, 10(6): 755.
- [21] ZHANG Y Q, ZHANG Y H, YANG J, *et al.* Influence of Ti/N ratio on inclusions, microstructures, and toughness in heat-affected zone of shipbuilding steel plates with Mg deoxidation after high heat input welding[J]. *Steel Research International*, 2024, 95(1): 2300283.
- [22] LIU T, LONG M J, CHEN D F, *et al.* Effect of coarse TiN inclusions and microstructure on impact toughness fluctuation in Ti micro-alloyed steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2018, 25(10): 1043-1053.
- [23] MEDINA S, CHAPA M, VALLES P, *et al.* Influence of Ti and N contents on austenite grain control and precipitate size in structural steels[J]. *ISIJ International*, 1999, 39(9): 930-936.
- [24] MEDINA S F, VEGA M I, QUISPE A. Influence of TiN particles distribution on static recrystallisation in structural steels at reheating temperature[J]. *Steel Research*, 2001, 72(1): 24-28.
- [25] PAN X Q, YANG J, ZHANG Y H. Microstructure and fracture characteristics of heat-affected zone in shipbuilding steel plates with Mg deoxidation after high heat input welding[J]. *Steel Research International*, 2021, 92(11): 2100376.
- [26] ZOU X D, SUN J C, MATSUURA H, *et al.* Documenting ferrite nucleation behavior differences in the heat-affected zones of EH36 shipbuilding steels with Mg and Zr additions[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2019, 50A(10): 4506-4512.
- [27] ZHANG Y Q, ZHANG Y H, YANG J, *et al.* Effect of Ti/N ratio on TiN particles, prior austenite grains and toughness of HAZ of steel plates with Mg deoxidization after high heat input welding[J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2025, 32(9): 2964-2973.
- [28] DU J, STRANGWOOD M, DAVIS C. Effect of TiN particles and grain size on the charpy impact transition temperature in steels[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2012, 28(10): 878-888.
- [29] LI X, MA X, SUBRAMANIAN S, *et al.* Influence of prior austenite grain size on martensite-austenite constituent and toughness in the heat affected zone of 700 MPa high strength linepipe steel[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 616: 141-147.
- [30] ZHANG X F, HAN P, TERASAKI H, *et al.* Analytical investigation of prior austenite grain size dependence of low temperature toughness in steel weld metal[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2012, 28(3): 241-248.