

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2026.08.08

稀土Pr对800 MPa级高强钢焊接熔敷金属组织和性能的影响

石雨龙¹, 张天理¹, 方乃文², 王伟光¹, 刘 淇¹, 李 伟³, 马青军⁴, 信国松⁵

1. 上海工程技术大学 材料科学与工程学院, 上海 201620
2. 中焊科技发展(哈尔滨)有限公司, 哈尔滨 150077
3. 北京金威焊材有限公司, 天津 301914
4. 天津市特种设备监督检验技术研究院, 天津 300192
5. 聚力新材料科技(日照)有限公司, 山东 日照 276800

摘要: 以800 MPa级高强钢焊接熔敷金属为研究对象, 采用自制金属粉芯焊丝($\varnothing 1.2$ mm)进行多层多道焊, 分别制备不含 Pr_6O_{11} 、含1% Pr_6O_{11} 和含2% Pr_6O_{11} 熔敷金属试样。利用高温激光扫描共聚焦显微镜对奥氏体、针状铁素体、上贝氏体及马氏体的形成过程进行原位观察, 结合SEM-EDS微观组织表征与力学性能测试, 研究了稀土 Pr_6O_{11} 对熔敷金属组织及性能的影响。结果表明: 未添加 Pr_6O_{11} 时, 夹杂物在晶界处聚集, 奥氏体晶粒平均尺寸为129 μm , 上贝氏体体积分数最高达46%, 冲击吸收功为45 J; 添加1% Pr_6O_{11} 后, 夹杂物细化并在晶内弥散分布, 奥氏体晶粒细化至41 μm , 针状铁素体体积分数升至52%, 抗拉强度达834 MPa, 冲击吸收功提高至72 J; 添加2% Pr_6O_{11} 后, 夹杂物数量减少, 上贝氏体和马氏体含量增多, 冲击吸收功降低至61 J。研究表明, Pr_6O_{11} 的最佳添加量为1%, 可为800 MPa级高强钢焊接材料的成分优化提供参考。

关键词: 高强钢; Pr_6O_{11} ; 熔敷金属; 微观组织; 力学性能; 原位观察

中图分类号: TG457.1 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2026)08-0080-09

Influence of Rare Earth Pr on Microstructure and Properties of Weld Deposited Metal of 800 MPa Grade High-Strength Steel

SHI Yulong¹, ZHANG Tianli¹, FANG Naiwen², WANG Weiguang¹, LIU Qi¹, LI Wei³, MA Qingjun⁴,
XIN Guosong⁵

1. School of Materials Science and Engineering, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620, China
2. China Welding Technology Development (Harbin) Co., Ltd., Harbin 150077, China
3. Beijing Jinwei Welding Material Co., Ltd., Tianjin 301914, China
4. Tianjin Special Equipment Inspection Institute, Tianjin 300192, China
5. Juli New Material Technology (Rizhao) Co., Ltd., Rizhao 276800, China

Abstract: The effects of rare earth Pr_6O_{11} on the microstructure evolution and mechanical properties of weld deposited metal for 800 MPa grade high-strength steel were investigated. Multi-layer and multi-pass welding was performed using self-developed metal-cored wires (1.2 mm in diameter) to fabricate deposited metal specimens with 0%, 1%, and 2% Pr_6O_{11} additions. In-situ observations of the formation behaviors of austenite, acicular ferrite, upper bainite, and martensite were conducted via a high-temperature laser scanning confocal microscope. Combined with SEM-EDS microstructure characterization and mechanical property measurements, the influence mechanism of Pr_6O_{11} on the weld deposited metal was systematically analyzed. The results show that the specimen without Pr_6O_{11} addition exhibits grain-boundary aggregated inclusions,

收稿日期: 2026-07-01 修回日期: 2026-08-05

基金项目: 泰山产业领军人才工程(2024001); 国家自然科学基金项目(51804196)

作者简介: 石雨龙(2000—), 男, 硕士研究生, 主要从事高强钢焊接冶金及工艺的研究。

通讯作者: 张天理(1985—), 男, 博士, 副教授, 主要从事焊接冶金、焊接材料与工艺、高能束增材制造等研究。E-mail: zhangtianli925@163.com。

with an average austenite grain size of 129 μm , a maximum upper bainite volume fraction of 46%, and an impact toughness of 45 J. The incorporation of 1% Pr_6O_{11} effectively refines inclusions and enables their intragranular dispersion distribution, while reducing the average austenite grain size to 41 μm . Meanwhile, the volume fraction of acicular ferrite increases to 52%, and the optimized weld deposited metal achieves a tensile strength of 834 MPa and an improved impact toughness of 72 J. In contrast, when the Pr_6O_{11} addition increases to 2%, the number of internal inclusions decreases, accompanied by a rise in the content of upper bainite and martensite, which reduces the impact toughness to 61 J. This study demonstrates that 1% is the optimal addition content of Pr_6O_{11} , which provides a reliable theoretical and experimental reference for the composition optimization of welding consumables for 800 MPa grade high-strength steel.

Keywords: high-strength steel; Pr_6O_{11} ; weld deposited metal; microstructure; mechanical property; in-situ observation

引用格式: 石雨龙, 张天理, 方乃文, 等. 稀土 Pr 对 800 MPa 级高强度钢焊接熔敷金属组织和性能的影响[J]. 电焊机, 2026, 56(8): 80–88.

Citation: SHI Yulong, ZHANG Tianli, FANG Naiwen, et al. Influence of Rare Earth Pr on Microstructure and Properties of Weld Deposited Metal of 800 MPa Grade High-Strength Steel[J]. Electric Welding Machine, 2026, 56(8): 80–88.

0 引言

690~1 200 MPa 级高强度钢广泛用于石油化工、核电、航空航天和轨道运输等对安全性要求极高的工业领域,但与其强韧性相匹配的焊接材料仍相对匮乏,严重制约了高强度钢的进一步推广应用^[1-2]。因此,高强度钢焊接材料的研发以及合金元素对熔敷金属和热影响区的微观组织和力学性能影响的研究成为热点^[1-2]。

研究表明,通过在焊接材料中添加微量合金元素,可以利用细小夹杂物促进晶内针状铁素体(AF)的形核,抑制上贝氏体(UB)、侧板条铁素体(FPS)和先共析铁素体(PF)在奥氏体晶粒中的生长,并影响其他元素的扩散以及新相的形核和生长,从而导致高强度钢熔敷金属的结构和性能变化^[3-5]。目前的研究主要集中在 Nb、Ti、Cu、Ni 和 Zr 等微合金元素上,并从焊接热输入控制、预热及焊后热处理等工艺角度开展了大量改善性能的探索^[6-8]。然而,在高碳当量条件下,熔敷金属中原奥氏体晶粒在焊接热循环作用下快速粗化,冷却过程中形成大量粗大的 UB 和马氏体(M)组织,导致韧性不足的问题仍难以从根本上解决。

近年来,稀土元素在改善焊缝金属组织和韧性方面展现出独特优势。稀土元素偏聚于高强度钢熔敷金属的晶界中,可改变晶界的结构和性能。稀土夹杂物钉扎晶界,可抑制焊接过程中的晶粒粗大;另一方面,在冷却过程中,稀土夹杂物诱导形成 AF,

可影响其他元素的扩散以及新相的形核和生长,从而提高熔敷金属韧性。因此,可以通过控制熔敷金属中稀土夹杂物的数量、尺寸、形状和成分,促使诱导形成 AF 来改善高强度钢熔敷金属性能^[9-12]。

常规的研究方法无法对高温下高强度钢焊接熔敷金属中奥氏体、铁素体、贝氏体和 M 的组织动态转变进行实时观察,不能确定相变开始点和晶粒迁移现象。利用高温共聚焦显微镜进行高温下显微组织的原位观察已被证明是研究相变、晶粒长大和析出现象的实用方法^[13-14]。在本文中,使用原位观察研究了稀土 Pr 对 800 MPa 级高强度钢焊接熔敷金属微观组织中奥氏体、铁素体、贝氏体和 M 的生长行为及夹杂物形核影响,并结合成分-组织-性能进行表征和分析。

1 试验材料及方法

采用符合 AWS A5.28 E120C-K4 标准的自制高强度钢金属粉芯焊丝($\phi 1.2\text{ mm}$),其中 1# 无 Pr_6O_{11} , 2# 含 1% Pr_6O_{11} , 3# 含 2% Pr_6O_{11} 。按表 1 的焊接工艺参数进行多层多道焊,焊后熔敷金属化学成分和力学

表 1 焊接工艺参数

Table 1 Welding parameters

电流 /A	电压 /V	焊丝伸出 长度/mm	保护 气体	气体流量 /($\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$)	焊接速度 /($\text{cm}\cdot\text{min}^{-1}$)	预热/ 层间温 度/ $^{\circ}\text{C}$
240	30	16	80%Ar +20%CO ₂	20	28	150



表2 熔敷金属化学成分(质量分数,%)和力学性能

Table 2 Chemical composition and mechanical property of deposited metals (wt. %)

试样	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	抗拉强度/MPa	-40 °C冲击吸收功 A_{kv}/J
1	0.038	1.891	0.424	0.013	0.008	0.405	2.122	0.625	843	44
2	0.049	2.182	0.533	0.032	0.014	0.492	2.058	0.882	834	72
3	0.046	2.016	0.520	0.034	0.014	0.462	2.060	0.872	814	61

性能如表2所示。随着 Pr_6O_{11} 添加量由0%提升至2%,熔敷金属强度呈小幅下降,低温冲击吸收功呈先升高后降低的变化规律。

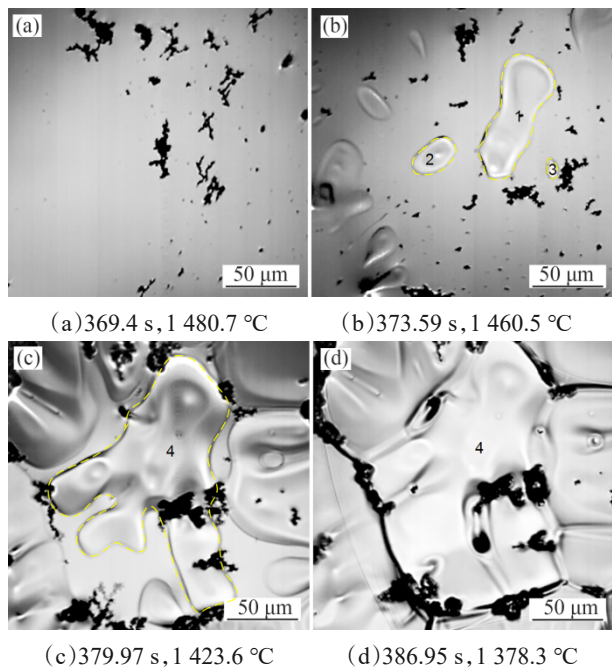
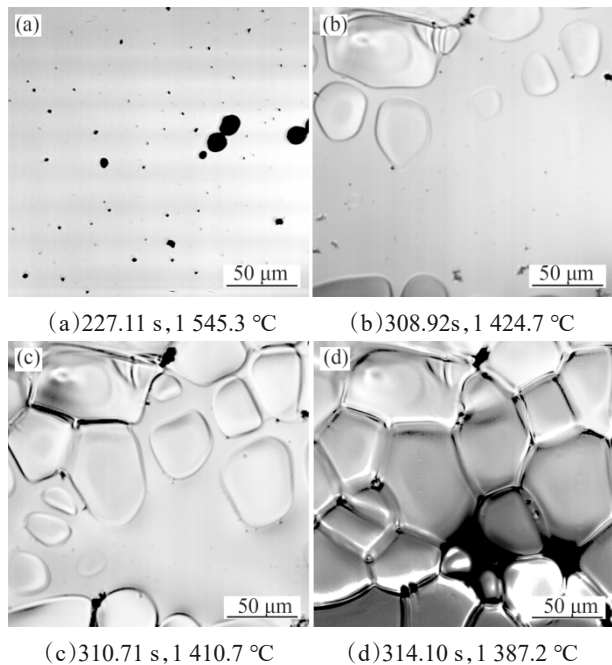
在各组熔敷金属上沿平行于焊缝表面方面切取圆柱形试样($\phi 6\text{ mm} \times 3\text{ mm}$)各6个。其中1个试样经磨制、抛光后制备成金相试样,采用5%(体积分数)硝酸酒精溶液腐蚀,使用S-3400N扫描电子显微镜(SEM)和能量散光谱(EDS)进行微观组织形貌观察和成分分析;其余5个试样经磨制、抛光制成高温金相试样,安装在氧化铝坩埚中,采用VL2000 DX-SVF17SP高温激光扫描共聚焦显微镜和红外图像仪进行相变过程的原位观察。试验过程如下:将试样以5 °C/s的速率加热至1 500 °C并保温使其完全熔融,随后以5 °C/s冷却速率以形成奥氏体、铁素体、贝氏体和M的微观结构。整个冷却过程中,采集速率为15帧/s。

2 试验结果与分析

2.1 奥氏体转变过程中的晶粒生长行为

图1为未添加 Pr_6O_{11} 高强钢熔敷金属中奥氏体晶粒生长的原位观察图像。由图1a可以看出,夹杂物呈现团聚状分布于熔敷金属中,随着温度降低,奥氏体开始形核(见图1b),小晶粒(1号晶粒)聚集吞并周围奥氏体晶粒(2号、3号晶粒),形成大尺寸晶粒(4号晶粒),最终生长停止。

如图2所示,添加1% Pr_6O_{11} 后奥氏体晶粒生长行为发生明显变化。稀土元素Pr对夹杂物具有细化作用,使夹杂物由团聚状转变为弥散分布于晶界,对晶界产生钉扎效应,有效阻止奥氏体晶粒向不同方向延伸,晶粒明显细化。当添加量增到2% Pr_6O_{11} 时,如图3所示,夹杂物明显减少,奥氏体晶粒会先形核,之后朝着不同方向延伸,由于缺少了夹杂物钉扎,导致奥氏体晶粒的生长不受限制,晶粒

图1 0% Pr_6O_{11} 时奥氏体生长过程的原位观察Fig. 1 In situ observation of growth process of austenite at 0% Pr_6O_{11} 图2 1% Pr_6O_{11} 时奥氏体生长过程的原位观察Fig. 2 In situ observation of growth process of austenite at 1% Pr_6O_{11} 

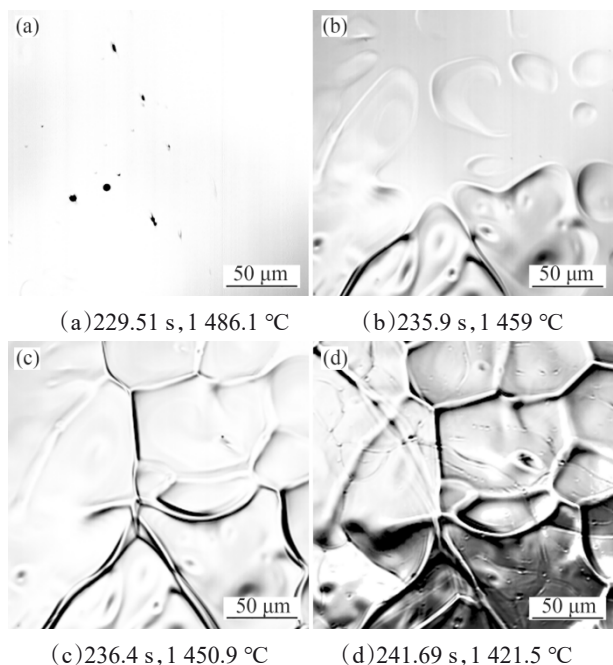
图3 2% Pr_6O_{11} 时奥氏体生长过程的原位观察

Fig. 3 In situ observation of growth process of austenite at 2% Pr_6O_{11} 明显粗化。

图4为不同 Pr_6O_{11} 含量下奥氏体晶粒平均尺寸的统计结果。随着 Pr_6O_{11} 添加量的增加,奥氏体晶粒平均尺寸呈现先下降后上升的趋势:未添加 Pr_6O_{11} 时,夹杂物团聚导致钉扎作用减弱,奥氏体晶粒的平均尺寸达到 129 μm ;添加 1% Pr_6O_{11} 后,夹杂物细化且球化,在熔敷金属中弥散分布,对奥氏体晶界产生钉扎作用,奥氏体晶粒的平均尺寸细化为 41 μm ;添加 2% Pr_6O_{11} 后,熔敷金属中氧含量降低,夹杂物形核质点减少,钉扎作用减弱,奥氏体晶粒的平均尺寸增加至 53 μm 。

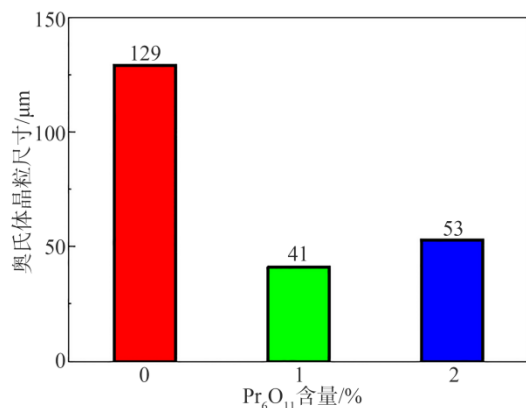
图4 不同 Pr_6O_{11} 含量奥氏体晶粒平均尺寸

Fig. 4 Average size of austenite grains with different Pr_6O_{11} contents

图5为不同 Pr_6O_{11} 含量奥氏体生长过程的示意图。如图5a所示,未添加 Pr_6O_{11} 时,熔敷金属中的氧化物夹杂易发生聚集长大,尺寸多为数微米甚至更大,呈团聚状分布于晶界,之后遇到了夹杂物停止生长。当添加 1% Pr_6O_{11} 后,稀土元素促使夹杂物细化且球化,呈现弥散分布,奥氏体晶界受到钉扎作用,晶粒扩展受到限制,实现奥氏体晶粒的细化,如图5b所示。当添加过量 2% Pr_6O_{11} 后,夹杂物数量减少,奥氏体生长过程中由于缺乏弥散分布的夹杂物的钉扎作用,奥氏体晶粒生长不受限制,导致晶粒粗化,如图5c所示。

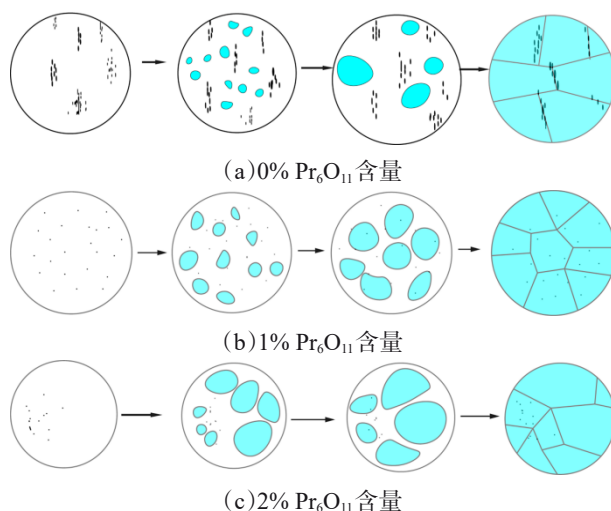
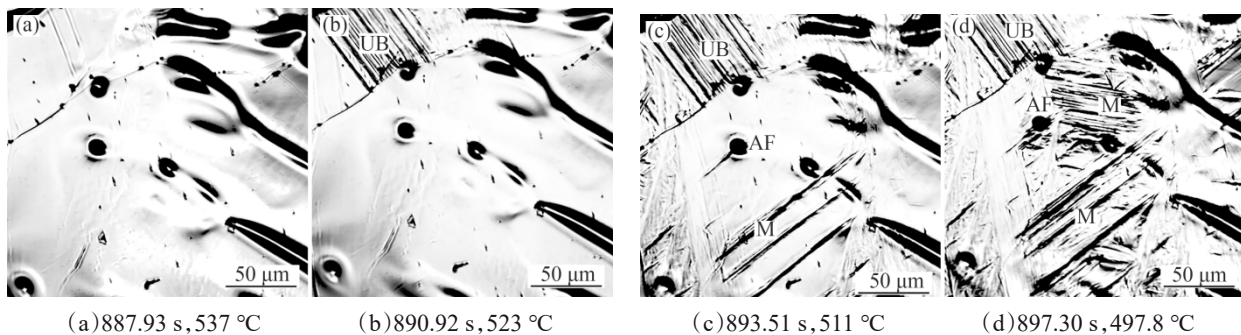
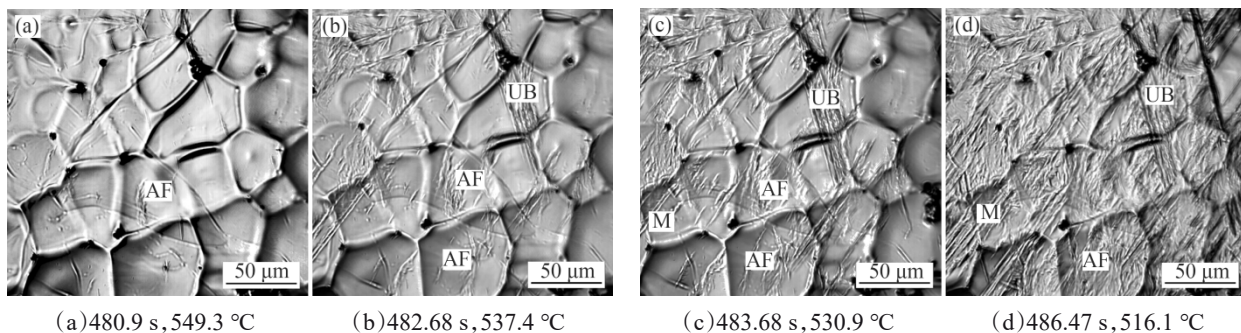
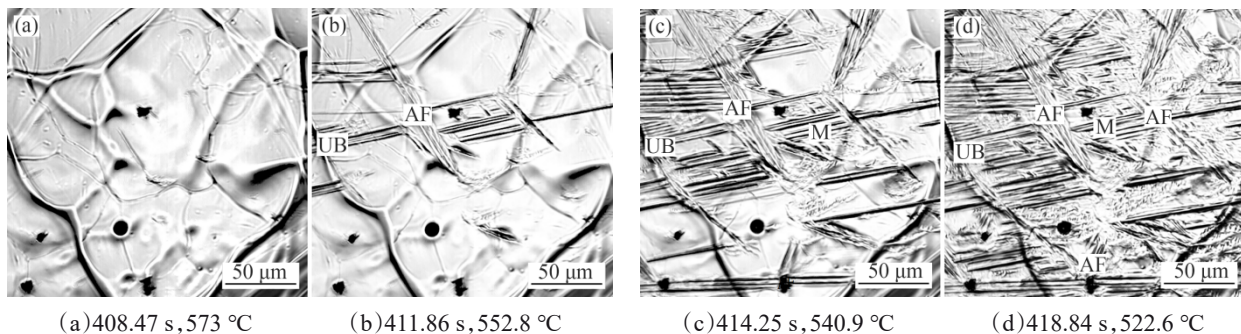
图5 不同 Pr_6O_{11} 含量奥氏体生长过程示意

Fig. 5 Schematic diagram of growth process of austenite with different Pr_6O_{11} contents

2.2 针状铁素体、贝氏体和马氏体形成的原位观察

图6~图8为不同 Pr_6O_{11} 含量下铁素体、贝氏体、M生长过程的原位观察图像。由图6可知,未添加 Pr_6O_{11} 时,AF会在夹杂物上形核长大,UB在奥氏体晶界处形核长大并逐渐占据奥氏体空间。由于夹杂物在晶界处团聚,晶粒内夹杂物的数量减少,UB的生长不受限制,晶内UB比例显著增多,熔敷金属性能较差。由图7可知,当添加 1% Pr_6O_{11} 时,AF首先在晶界内夹杂物上形核长大,将大尺寸奥氏体晶粒分割成许多较小且分开的区域,有效限制了UB和M的生长空间,晶粒内AF的含量比例明显高于UB和M,熔敷金属韧性明显改善。由图8可知,当添加 2% Pr_6O_{11} 时,氧含量降低导致夹杂物形核质点减少,AF形核率下降,UB和M不受限制地生长,晶



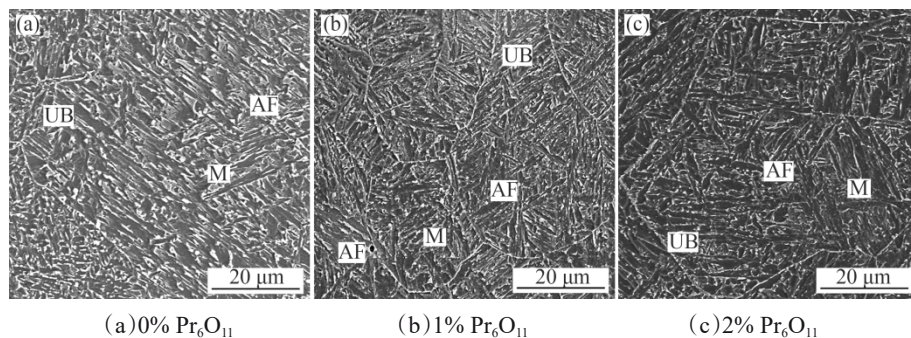
图6 0% Pr_6O_{11} 时铁素体、贝氏体、马氏体生长过程的原位观察Fig. 6 In situ observation of growth process of ferrite, bainite and martensite at 0% Pr_6O_{11} 图7 1% Pr_6O_{11} 时铁素体、贝氏体、马氏体生长过程的原位观察Fig. 7 In situ observation of growth process of ferrite, bainite and martensite at 1% Pr_6O_{11} 图8 2% Pr_6O_{11} 时铁素体、贝氏体、马氏体生长过程的原位观察Fig. 8 In situ observation of growth process of ferrite, bainite and martensite at 2% Pr_6O_{11}

界内UB和M含量较高,熔敷金属韧性降低。

图9、图10分别为不同 Pr_6O_{11} 含量的熔敷金属的微观组织SEM像及各相体积分数定量统计结果。AF的含量随 Pr_6O_{11} 添加量的增加呈先升高后降低的趋势。未添加 Pr_6O_{11} 时,UB的含量最高为46%,AF含量较低为28%。添加1% Pr_6O_{11} 时,AF的占比达到最高为52%,UB和M的含量降至最低,分别为21%和27%,这表明1% Pr_6O_{11} 的添加促进了AF的形核长大,抑制了UB和M的生长,AF优先形核将奥氏体分割为多个区域,形成复相分割的结构,使随后形成的UB和M不至于过度长大,达到细化晶

粒的目的。添加2% Pr_6O_{11} 后,AF含量降低,M和UB随着 Pr_6O_{11} 的添加呈现先降低后增加的趋势,熔敷金属的微观结构不均匀性增大,板条组织增多。由图10a可以看出,未添加 Pr_6O_{11} 熔敷金属的微观组织基本呈单一取向;而由10b可以看出,添加1% Pr_6O_{11} 的熔敷金属具有较多不同取向的复相分割组织,这正解释了其冲击吸收功显著升高的原因。

图11为不同 Pr_6O_{11} 含量下铁素体、贝氏体、M生长过程的示意图。由图11a可以看出,未添加 Pr_6O_{11} 时,夹杂物在晶界中聚集,晶内夹杂物数量减少,AF形核质点不足,UB和M的生长不受限制,含量增



(a) 0% Pr_6O_{11} (b) 1% Pr_6O_{11} (c) 2% Pr_6O_{11}

图9 不同 Pr_6O_{11} 含量的熔敷金属微观组织扫描电镜

Fig. 9 SEM images of microstructure of deposited metals with different Pr_6O_{11} contents

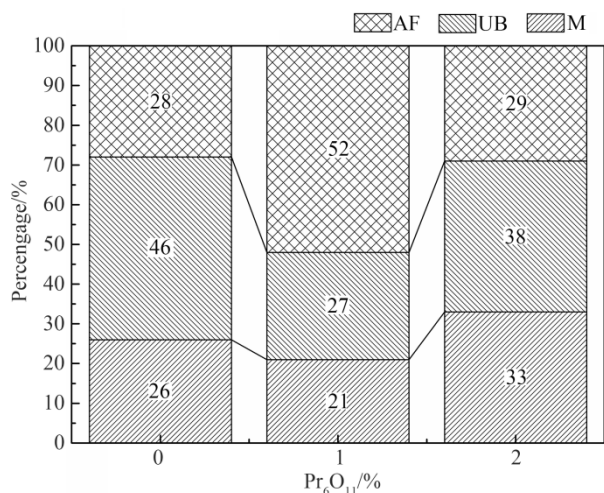


图10 不同 Pr_6O_{11} 含量熔敷金属组织的定量统计

Fig. 10 Quantitative statistical diagram of deposited metals with different Pr_6O_{11} contents

多,冲击吸收功最低为 45 J。由图 11b 可以看出,添加 1% Pr_6O_{11} 后,夹杂物在奥氏体晶界内弥散分布,AF 形核质点增多,在晶界内大量形核生长并将奥氏体分割,限制了随后 UB 和 M 的生长,形成复相分割微观结构,熔敷金属的抗拉强度达 834 MPa,冲击吸收功提高至 72 J。由图 11c 可以看出,添加过量 2% Pr_6O_{11} 时,夹杂物数量减少,奥氏体晶粒内 AF 形核的数量减少,UB 和 M 不受限制地生长,含量增多,冲击吸收功降低至 61 J。

综上, Pr_6O_{11} 主要通过三个方面提高熔敷金属韧性:一是稀土元素改变了夹杂物的形貌与分布,由团聚状转变为弥散分布,对奥氏体晶界产生钉扎效应,抑制原奥氏体晶粒粗化;二是弥散分布的细小夹杂物为 AF 提供大量晶内形核质点,促进 AF 优先形核,将奥氏体分割为多个区域,形成具有多取向特征的复相分割组织,限制 UB 和 M 的过度长大;

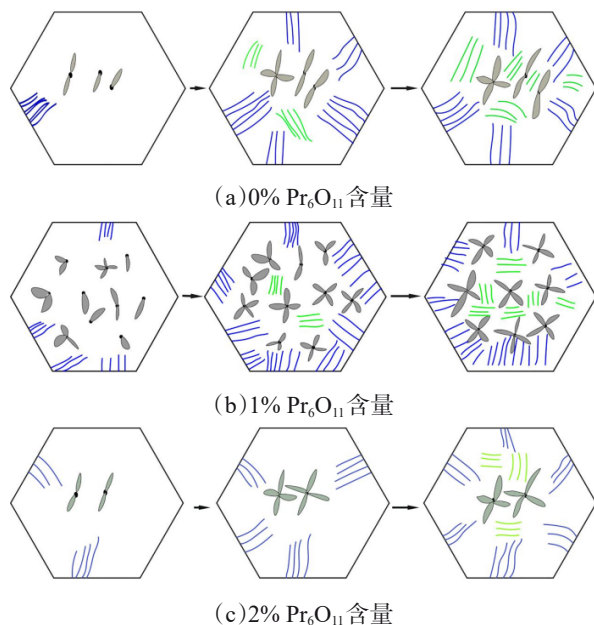


图11 不同 Pr_6O_{11} 含量铁素体、贝氏体、马氏体生长过程

Fig. 11 Schematic diagram of growth process of ferrite, bainite and martensite with different Pr_6O_{11} contents

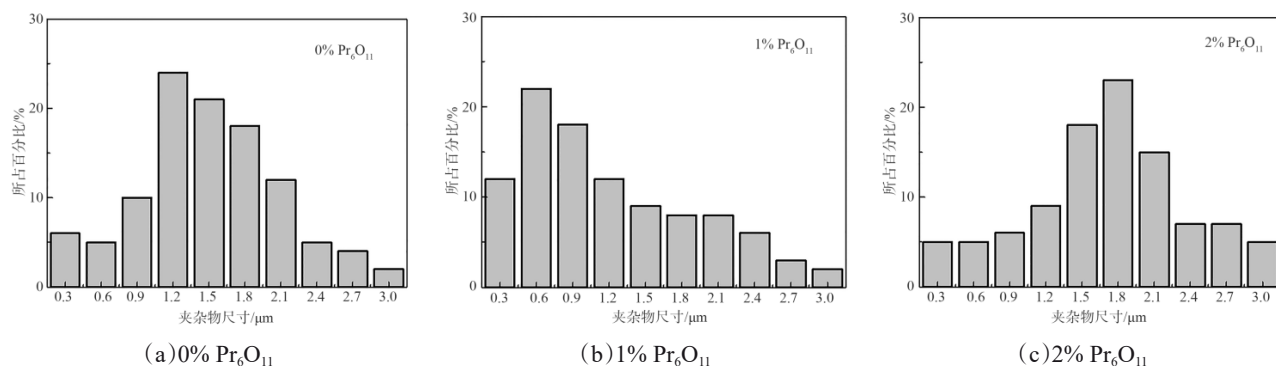
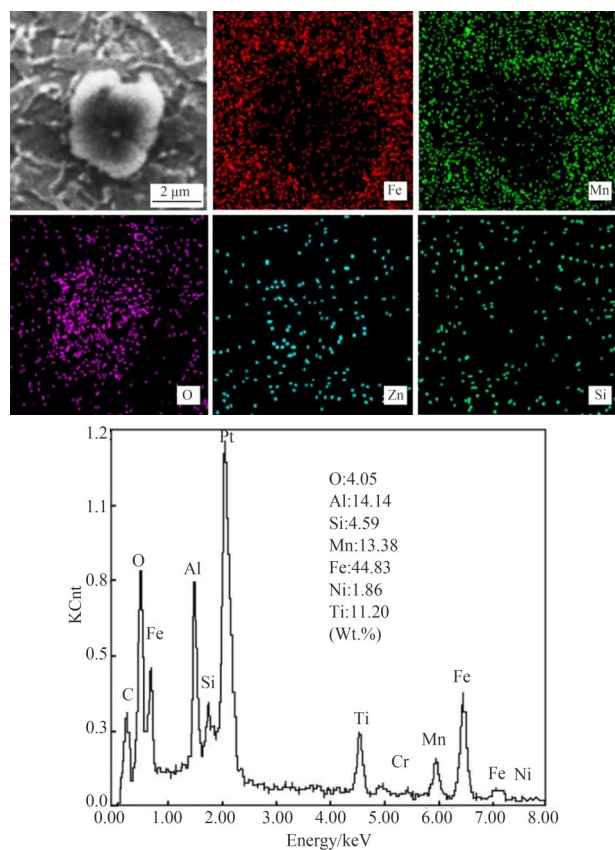
三是稀土元素推迟了贝氏体转变温度区间,进一步抑制 UB 的形成。但应严格控制 Pr_6O_{11} 的添加量,过量添加会导致熔敷金属中氧含量降低、夹杂物数量减少、AF 形核质点不足,反而降低冲击吸收功。

2.3 夹杂物分析

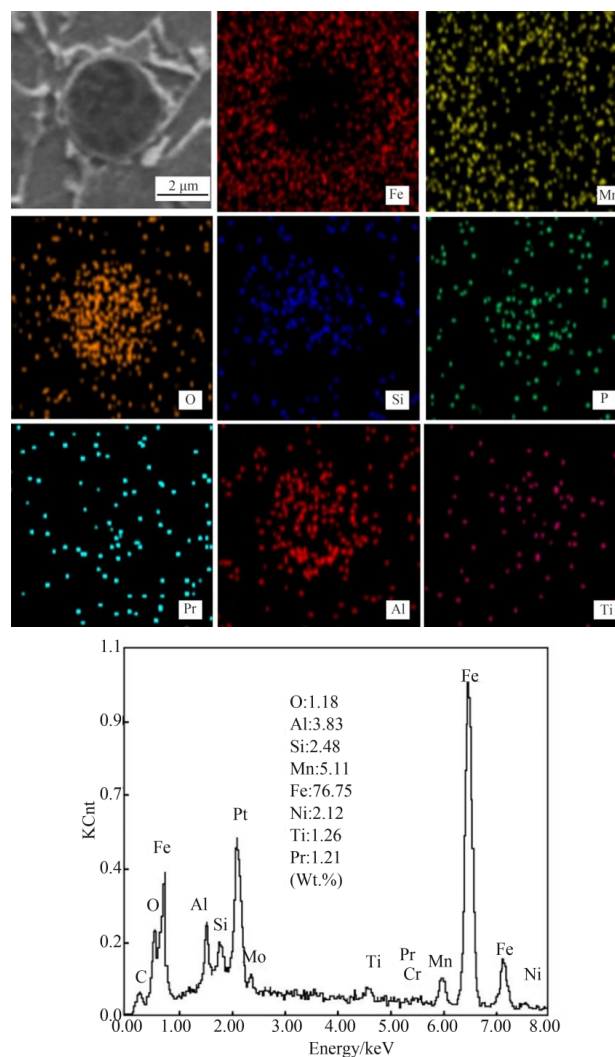
图 12~图 15 分别为不同 Pr_6O_{11} 含量熔敷金属夹杂物的尺寸分布、SEM 形貌,高温共聚焦图像及 EDS 分析及尺寸统计结果。

未添加 Pr_6O_{11} 时,夹杂物尺寸主要分布在 1.2~1.8 μm 之间,呈团聚状不规则分布,不利于 AF 的形成。成分分析表明,夹杂物主要由 Fe、O、Si、Mn、Ti、Al 和 Zn 组成,外围主要是 Mn-Si 氧化物,内部主要是 Zn 氧化物。



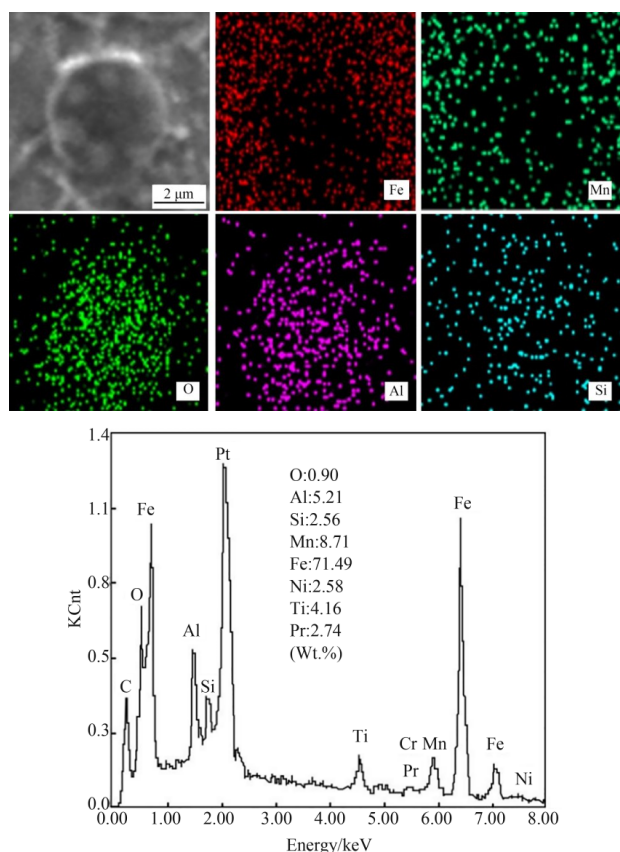
图 12 不同 Pr_6O_{11} 含量熔敷金属中夹杂物的尺寸分布Fig. 12 The size distribution of inclusions in deposited metals with different Pr_6O_{11} contents图 13 0% Pr_6O_{11} 时熔敷金属中夹杂物的 EDS 分析Fig. 13 EDS analysis of inclusions in deposited metal at 0% Pr_6O_{11}

添加 1% Pr_6O_{11} 后, 夹杂物成分转变为以 Fe、O、Si、Mn、Ti、Al、Pr 和 Cr 为主, 尺寸细化至 0.6~0.9 μm , 且呈弥散性分布的球形或椭圆形。Zhang^[1]指出, 有利于 AF 形核的夹杂物尺寸多在 0.4~0.9 μm , 且为含有多种元素的复合夹杂物。因此, 添加 1% Pr_6O_{11} 后夹杂物尺寸的分布特征恰好有利于 AF 的形核和生长。EDS 分析还发现, 夹杂物中心处为 Si-Al-Ti-Pr 复合氧化物, 内部主要为 Mn-Pr 氧化物, 并有 P 元素

图 14 1% Pr_6O_{11} 时熔敷金属中夹杂物的 EDS 分析Fig. 14 EDS analysis of inclusions in deposited metal at 1% Pr_6O_{11}

在内部富集。这表明 Pr_6O_{11} 的加入促进了夹杂物的细化、球化, 并形成了含 Pr 的稀土复合夹杂物。

添加 2% Pr_6O_{11} 后, 夹杂物成分与 1% 添加量时

图 15 2% Pr_6O_{11} 时熔敷金属中夹杂物的 EDS 分析Fig. 15 EDS analysis of inclusions in deposited metal at 2% Pr_6O_{11}

相近 (Fe、O、Si、Mn、Ti、Al、Pr、Cr), 但尺寸增大至 1.5~2.1 μm , 内部为 Al-Si 氧化物, 外部为 Mn 氧化物。同时, 夹杂物中的 O 含量逐渐降低, 数量明显减少。这是由于稀土元素 Pr 具有较强的脱氧能力, 降低了熔敷金属中的氧含量, 从而抑制了夹杂物的形成。Grzyn 等人^[15]的研究也表明, 熔敷金属中夹杂物数量与 O 含量有关。夹杂物尺寸的增大与体系氧供给不足有关, 新的微小夹杂难以形核, 熔池中已经生成的稀土复合夹杂颗粒会与熔池中残存的 Ti_2O_3 和 Al_2O_3 夹杂内核发生反应包覆融合, 同时在熔池流体对流作用下, 已有的夹杂颗粒发生碰撞聚合, 使残存的夹杂颗粒进一步长大。因此, 过量 Pr_6O_{11} 的添加反而不利于熔敷金属中夹杂物的形成。

根据本实验的检测结果, 夹杂物属于氧化物夹杂。在熔敷金属中加入 Pr_6O_{11} 后, 促进了夹杂物的转变, 形成稀土复合夹杂物。当夹杂物中存在 Al_2O_3 时, 稀土元素的加入会形成均匀的 Pr-Al-O 型稀土复合夹杂物^[16-17]。在熔池冷却过程中, Pr_6O_{11} 与

Ti_2O_3 和 Al_2O_3 夹杂物粒子发生反应, 形成以 Al_2O_3 - Ti_2O_3 - Pr_6O_{11} 为核心的稀土复合夹杂物。夹杂物在生长过程中吸收了基体中的 Si 和 Mn, 导致周围基体中 Mn 含量降低, 而 Mn 的消耗与贫化也是促进 AF 形核的重要原因之一^[18-19]。

3 结论

(1) Pr_6O_{11} 对熔敷金属夹杂物具有双向调控作用。适量 Pr_6O_{11} 可通过冶金反应改性原有氧化物夹杂, 实现夹杂物球化、细化及晶内弥散分布, 细小稀土复合夹杂物钉扎奥氏体晶界, 抑制晶粒粗化; 过量 Pr_6O_{11} 会降低熔池氧活度, 减少新生夹杂数量, 残存夹杂经反应包覆和熔池对流碰撞聚合发生粗化, 削弱晶界钉扎效果, 奥氏体晶粒再次长大。实现晶界钉扎与 AF 形核的有效夹杂尺寸为 0.6~0.9 μm 。

(2) 稀土复合氧化物夹杂是 AF 高效异质形核核心。弥散夹杂诱发局部 Mn 贫化, 降低 AF 形核功, 促使其在奥氏体晶内优先形核长大, 分割原始奥氏体晶粒, 形成多取向复相分割组织, 约束 UB、M 板条延展; 复相组织产生大量大角度晶界, 提高裂纹扩展阻力, 是改善熔敷金属低温冲击吸收功的关键微观机制。

(3) Pr_6O_{11} 添加会改变熔敷金属强化相与韧化相的竞争相变行为。UB、M 为主要强化相, 但粗大板条会劣化低温韧性; AF 作为韧化相, 占比提高会小幅牺牲强度。添加 1% Pr_6O_{11} 可实现两相配比优化, 熔敷金属抗拉强度 834 MPa, -40 $^{\circ}\text{C}$ 冲击吸收功达 72 J, 强韧性匹配最优; 添加量增至 2% 时, AF 占比下降, UB 与 M 占比升高, 晶粒及板条粗化, 强度与韧性同步恶化。

(4) 对于 800 MPa 级高强钢熔敷金属, 稀土氧化物并非添加量越高性能越好。过量稀土引发的脱氧过度、夹杂粗化等负面冶金效应, 会抵消细晶增韧效果。因此在金属粉芯焊丝成分设计中, 应控制稀土添加窗口, 兼顾夹杂物的数量、尺寸与形貌, 规避脱氧过度造成的组织性能劣化。

参考文献:

- [1] ZHANG T L, LI Z X, YOUNG F, et al. Global progress

- on welding consumables for HSLA steel[J]. ISIJ International, 2014, 54(7): 1472-1484.
- [2] LIU C, Bhole S D. Challenges and developments in pipeline weldability and mechanical properties[J]. Science & Technology of Welding & Joining, 2013, 18(2): 169-181.
- [3] LIU Y, LI G Q, WAN X L, et al. Toughness improvement by Zr addition in the simulated coarse-grained heat-affected zone of high-strength low-alloy steels[J]. Ironmaking & Steelmaking, 2017, 46(2): 1-11.
- [4] HUANG G, WAN X L, WU K, et al. Effects of small Ni addition on the microstructure and toughness of coarse-grained heat-affected zone of high-strength low-alloy steel[J]. Metals, 2018, 8(9): 1-12.
- [5] WAN X L, WU K M, HUANG G, et al. Toughness improvement by Cu addition in the simulated coarse-grained heat-affected zone of high-strength low-alloy steels[J]. Science & Technology of Welding & Joining, 2016, 21(4): 295-302.
- [6] ZHANG M, WANG Q, LI J H, et al. Microstructure numerical simulation of weld pool in rapid solidification[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(7): 1-4.
- [7] XU L Y, YANG J, WANG R Z, 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(12): 1700157.
- [8] CHAI F, YANG C S U, ZHANG H, et al. Effect of magnesium on inclusion formation in Ti-killed steels and microstructural evolution in welding induced coarse-grained heat affected zone[J]. Journal of Iron & Steel Research International, 2009(1): 69-74.
- [9] YU H, ZHANG T L, CHEN Y, et al. Effect of CeO_2 on microstructures and mechanical properties of welded high-strength steel weld metal[J]. Materials Research Express, 2021, 8(1): 016515.
- [10] ZHANG T L, GUAN J, XU L Y, et al. Influence of Y_2O_3 on microstructure and properties of 800MPa high-strength steel weld metal[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2025, 30(1): 78-86.
- [11] SONG S H, SUN H J, WANG M. Effect of rare earth cerium on brittleness of simulated welding heat-affected zones in a reactor pressure vessel steel[J]. Journal of Rare Earths, 2015, 33(11): 1204-1211.
- [12] CAI Y C, LIU R P, WEI Y H, et al. Influence of Y on microstructures and mechanical properties of high strength steel weld metal[J]. Materials & Design, 2014, 62: 83-9.
- [13] WAN X L, WU K M, GANG H, et al. In situ observation of austenite grain growth behavior in the simulated coarse-grained heat-affected zone of Ti-microalloyed steels[J]. International Journal of Minerals Metallurgy & Materials, 2014, 21(9): 878-885.
- [14] WAN X L, WU K M, HUANG G, et al. In situ observations of the formation of fine-grained mixed microstructures of acicular ferrite and bainite in the simulated coarse-grained heated-affected zone[J]. Steel Research International, 2014, 85(2): 243-250.
- [15] GRZYN T, SZOPA R, MIROS M. Non-metallic inclusions in the weld metal deposit of shielded electrodes used for welding of low-carbon and low-alloy steel[J]. Welding International, 2009, 23(1): 54-59.
- [16] ZHAO X, JIANG J, LI G, et al. Kinetics of Formation of Large-Dimension Rare Earth Inclusion in Steels[J]. Journal of Rare Earths, 2004, 22(3): 403-405.
- [17] LI H, MCLEAN A, RUTTER J W, et al. Influence of rare earth metals on the nucleation and solidification behavior of iron and 1045 steel[J]. Metallurgical Transactions B, 1988, 19(3): 383-395.
- [18] MOU H X, LI X H, LIU S T. Analysis of Large-Dimension Rare Earth Inclusion in Steels by Metallographic Microscope and TEM[J]. Applied Mechanics and Materials, 2012, 182-183: 288-291.
- [19] SONG M, SONG B, YANG Z, et al. Effects of Mn and Al on the Intragranular Acicular Ferrite Formation in Rare Earth Treated C-Mn Steel[J]. High Temperature Materials & Processes, 2016, 36(7): 683-691.

编辑部网址: <http://www.71dhj.com>

