

· 形变与相变 ·



## 氮含量与终轧温度对钛微合金化高强钢 CGLC700 低温冲击韧性的影响

陈玉凤<sup>1</sup>, 张俊粉<sup>2</sup>, 薛启河<sup>2</sup>, 白 君<sup>2</sup>, 杨树峰<sup>1</sup>, 李京社<sup>1</sup>

(1 北京科技大学冶金与生态工程学院, 北京 100083; 2 河钢集团有限公司承德分公司, 承德 067000)

**摘 要:**针对钛微合金化高强钢 CGLC700 低温冲击韧性差的问题, 通过热力学计算与高温原位观察, 采用电子背散射衍射、透射电镜、扫描电镜和光学显微镜对含 Ti 高强钢的夹杂物、第二相粒子、断口形貌和低温冲击韧性等进行了研究。结果表明, 含 Ti 高强钢低温冲击韧性差的原因与钢中大尺寸脆性夹杂物和 Ti(C, N)、TiN 析出相有关。将钢中  $w[\text{N}]$  从 0.004 9% 降低至  $\leq 0.003 5\%$  时, 可以有效降低钢中脆性夹杂物的数量和尺寸, 从而提高钢材冲击韧性; 终轧温度从 885~895 °C 降低至 875~885 °C, 可以促使纳米级 TiC 第二相粒子析出和大角度晶界的生成, 并降低有效晶粒尺寸, 从而明显改善钢材的低温冲击韧性; 同时降低氮含量至  $\leq 0.003 5\%$  与终轧温度在 875~885 °C 时, 钛微合金化高强钢中平均晶粒尺寸从 3.1  $\mu\text{m}$  降至 2.7  $\mu\text{m}$ , 小尺寸有效晶粒占比高, 大尺寸夹杂物及数密度降低, 大角度晶界中占比增长了 16.6%, 钢材低温冲击功可以从 14.75 J 提高到 37.35 J。

**关键词:** 钛微合金化高强钢 CGLC700; 夹杂物; 第二相粒子; 低温冲击韧性; 氮含量; 终轧温度

**DOI:**10.20057/j.1003-8620.2023-00215 **中图分类号:** TG142.1

## Effect of Nitrogen Content and Final Rolling Temperature on Low-temperature Impact Toughness of Titanium Microalloyed High-strength Steel CGLC700

Chen Yufeng<sup>1</sup>, Zhang Junfen<sup>2</sup>, Xue Qihe<sup>2</sup>, Bai Jun<sup>2</sup>, Yang Shufeng<sup>1</sup>, Li Jingshe<sup>1</sup>

(1 School of Metallurgical and Ecological Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China; 2 Chengde Branch, HBIS Group Co., Ltd., Chengde 067000, China)

**Abstract:** Aiming at the problem of poor low-temperature impact toughness of titanium microalloyed high-strength steel CGLC700, by thermodynamic calculations and high-temperature in-situ observations, as well as the use of electron back-scattering diffraction, transmission electron microscopy, scanning electron microscopy, and optical microscopy have been used to investigate inclusions, second-phase particles, fracture morphology, and low-temperature impact toughness of the Ti-bearing high-strength steel. The results show that the reasons for the poor low-temperature impact toughness of Ti-bearing high-strength steel are related to the large-size brittle inclusions and the precipitation phase of Ti(C, N) and TiN in the steel. When the nitrogen content in steel is reduced from 0.004 9% to  $\leq 0.003 5\%$ , the number and size of brittle inclusions in steel can be effectively reduced, and the impact toughness of steel can be improved. Reducing the final rolling temperature from 885~895 °C to 875~885 °C can promote the precipitation of nanoscale TiC second phase particles and the formation of large-angle grain boundaries, and reduce the effective grain size, thereby significantly improving the low-temperature impact toughness of steel. Compared with experimental steel 1#, when the nitrogen content was reduced to  $\leq 0.003 5\%$  and the final rolling temperature was 875~885 °C, the average grain size in titanium microalloyed high-strength steel decreased from 3.1  $\mu\text{m}$  to 2.7  $\mu\text{m}$ , the proportion of small-size effective grains was higher, the large-size inclusions and number density decreased, the proportion in the large-angle grain boundary increased by 16.6%, and the low-temperature impact energy of steel could be increased from 14.75 J to 37.35 J.

**Key Words:** Titanium Microalloyed High Strength Steel CGLC700; Inclusions; Second Phase Particles; Low-temperature Impact Toughness; Nitrogen Content; Final Rolling Temperature

微合金高强钢凭借优异的焊接性、强韧性与成形性等被广泛应用于桥梁、汽车与机械等领域<sup>[1-3]</sup>。通过向钢中加入 Ti、Nb、V 等微合金元素可实现钢材

高强度和优良力学性能。V、Nb、Ti 等微合金元素会与 C、N 元素反应形成析出相<sup>[4-5]</sup>。通过在连铸过程中控制析出相的析出行为, 发挥强化作用, 可提高

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52174311)

作者简介: 陈玉凤(1998—), 女, 硕士; E-mail: yufengchen19980101@163.com; 收稿日期: 2023-10-26

通信作者: 杨树峰(1981—), 男, 博士, 教授; E-mail: yangshufeng@ustb.edu.cn

钢材的综合力学性能。

目前,中国钛铁产量高,价格比铌、钒铁更便宜,突出的成本优势让钛微合金化高强钢更加具备市场竞争力。其中,在热轧过程中,Ti元素可降低奥氏体再结晶速度实现晶粒细化、沉淀强化,从而提高钢材强韧性<sup>[6]</sup>。但与复合钛微合金化高强钢相比,由于钢中尖角的大尺寸析出相容易造成脆性和突变断裂<sup>[7]</sup>,导致钢材冲击韧性损害,从而限制了钛微合金化高强钢的应用<sup>[8-10]</sup>。另外,Ti元素化学性质活泼,容易与钢中O、N、C、S结合形成大尺寸含钛析出相<sup>[3]</sup>,不仅恶化钛微合金化高强钢的低温冲击韧性,而且降低了钢中形成TiC强化相的数量。调整终轧温度与TiC强化相析出有着密切的联系,TiC强化相对冷却速度和析出温度敏感,容易造成钢材性能波动,从而增加了调控难度<sup>[10-13]</sup>。因此,研究钢中N含量及终轧温度对钢材冲击韧性的影响,对于改善钛微合金化高强钢的低温冲击韧性具有重要意义。

本文研究了氮含量和终轧温度对钛微合金化高强钢 CGLC700 冲击韧性的影响,利用电子背散射衍射、GeminiSEM300冷场发射扫描电镜、DM6M数字化全自动金相显微镜等设备对试样的微观结构进行观测,并通过热力学计算、高温原位观察、透射电镜对钢中第二相粒子的生成规律进行分析研究,探索钛微合金化高强钢冲击韧性偏低的原因,并提出改善措施,为高性能钛微合金化高强钢的研发提供参考。

## 1 实验材料与方法

实验钢材料为某钢厂生产的钛微合金化高强钢 CGLC700,其工艺路线:铁水预脱硫→150 t转炉→LF精炼→(RH精炼)→连铸→加热→粗轧→精

轧→层流冷却→卷取,化学成分见表1,工艺参数见表2。其中,实验钢1<sup>#</sup>、3<sup>#</sup>不包含RH精炼流程,实验钢2<sup>#</sup>、4<sup>#</sup>包含RH精炼流程。粗轧为完全再结晶区轧制,粗轧温度为1 070~1 110℃;精轧为未再结晶区轧制,精轧入口温度为1 058~1 098℃。该控轧过程经过7道次轧制,每道次压下率大于15%,将38 mm的中厚板压至5 mm的薄板,为后续铁素体相变形核和晶粒细化创造条件。后续通过19℃/s快速冷却和卷取,完成组织均匀化和晶粒细化。

为了探究低温冲击韧性差的原因并提出优化措施,对优化前后的4组实验钢进行分析与检测。沿热轧板轧制方向中部截取10 mm×10 mm×5 mm的金相样,经过打磨、抛光、酒精冲洗后备用。采用4%硝酸酒精溶液对试样进行腐蚀。使用DM6M数字化全自动金相显微镜观察其显微组织,并结合电子背散射衍射统计平均晶粒尺寸、有效晶粒尺寸占比、大小角度晶界分布图。其中,通过EBSD配合AZtecCrystal处理软件计算实验钢中平均晶粒尺寸和去除晶界影响后的有效晶粒尺寸,绘制平均晶粒尺寸和不同有效晶粒尺寸占比图。随后采用GeminiSEM300冷场发射扫描电镜-Quantax200能谱、夹杂物自动分析系统(INCA)中统计夹杂物的类型、形状、尺寸、数量。以GB/T229—2020为标准,对沿热轧板轧制方向中部截取尺寸为55 mm×10 mm×4 mm(长×宽×高)、V型缺口夹角为45°、根部半径为0.25 mm的3组试样,进行夏比V型常温(20℃)、低温(-20℃)冲击韧性试验,获得实验钢冲击功,并结合SEM扫描电镜、EDS能谱仪对冲击断口形貌以及析出相进行观测和分析。利用JMatPro热力学计算软件计算实验钢平衡态析出相图,高温原位实验结合扫描电镜-能谱仪(SEM-EDS)

表1 CGLC700实验钢化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of CGLC700 experimental steel

%

实验钢	C	Mn	Si	S	P	Ti	N	Als	Cr	O
1 <sup>#</sup>	0.082	1.46	0.10	0.003	0.012	0.087	0.004 9	0.031	0.021	0.000 406
2 <sup>#</sup>	0.079	1.45	0.09	0.004	0.011	0.089	0.003 5	0.033	0.023	0.000 392
3 <sup>#</sup>	0.084	1.46	0.10	0.004	0.013	0.088	0.004 8	0.029	0.024	0.000 403
4 <sup>#</sup>	0.078	1.46	0.10	0.003	0.012	0.088	0.003 4	0.032	0.022	0.000 397

表2 CGLC700实验钢工艺参数

Table 2 CGLC700 experimental steel process parameters

实验钢	加热温度/℃	加热时间/min	粗轧温度/℃	精轧入口温度/℃	终轧温度/℃	卷取温度/℃
1 <sup>#</sup> (原始钢)	1 250~1 270	180~190	1 070~1 110	1 058~1 098	885~895	620~630
2 <sup>#</sup> (降氮)	1 250~1 270	180~190	1 070~1 110	1 058~1 098	885~895	620~630
3 <sup>#</sup> (降终轧温度)	1 250~1 270	180~190	1 070~1 110	1 058~1 098	875~885	620~630
4 <sup>#</sup> (降氮与终轧温度)	1 250~1 270	180~190	1 070~1 110	1 058~1 098	875~885	620~630

对析出相进行动态观测。离子减薄方法制作 TEM 试样后,采用 Tecnai G2 F20 透射电镜观测第二相粒子的形貌、尺寸及成分。

## 2 实验结果

### 2.1 实验钢冲击韧性

实验钢的力学性能如图 1 所示。从图 1 可知,对照实验钢 1#, 2# 在降低 N 含量后常温、低温冲击功分别增加了 1.95 J、2.9 J; 3# 在终轧温度从 885~895 °C 调整为 875~885 °C 后常温、低温冲击功分别提高 12.86 J、13.19 J; 4# 在降低氮含量和终轧温度后常温、低温冲击功分别提高 20.03 J、19.9 J。因此,控制钢中 N 含量、降低终轧温度都可以提高钛微合金化高强钢的冲击韧性。

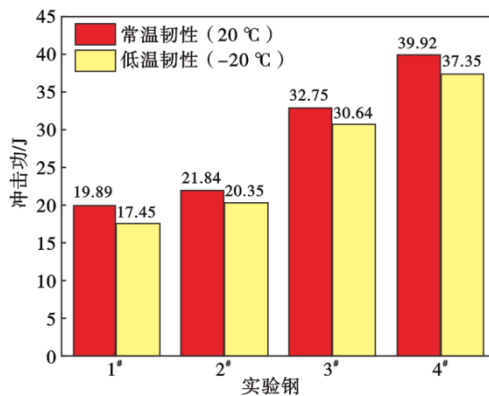


图 1 CGLC700 实验钢的冲击功

Fig. 1 Impact energy of CGLC700 experimental steel

### 2.2 显微组织表征

图 2 是实验钢 1#~4# 的金相显微组织图。由图 2 可知, 1#~4# 的组织由多边形铁素体<sup>[14]</sup>和粒状贝氏体<sup>[15]</sup>组成且逐渐细化。结果表明,降低氮含量、降低终轧温度、同时降低氮含量和终轧温度都可以降低晶粒尺寸,并且成分与工艺的共同优化可以使得晶粒尺寸最细小,如图 2(d) 所示。通过细化晶粒尺寸可以提高钢中铁素体的体积分数,有效阻止裂纹扩展,改善

组织和性能的均匀性,从而提高钢的低温韧性<sup>[16]</sup>。

图 3(a)、(b) 分别为实验钢 1#~4# 的有效晶粒尺寸占比图与平均晶粒尺寸图,图 4 为 EBSD 晶粒形貌及大小角度晶界分布图。其中,红色线条代表小角度晶界(2°~15°),黑色线条代表大角度晶界(>15°)。从 EBSD 的结果可以得出,实验钢 1#~4# 的平均晶粒尺寸<sup>[17]</sup>分别是 3.1、3.0、2.9、2.7 μm,有效晶粒尺寸有减小的趋势,大角度晶界占比依次增加,如图 3、图 4 所示。尤其,对照实验钢 1#, 实验钢 2#、3#、4# 的大角度晶界分别增加 4.2%、7.9%、16.6%。实验结果表明,实验钢 4# 的平均晶粒尺寸最小,有效晶粒尺寸变小且占比高,大角度晶界占比最高。其中,有效晶粒尺寸越小以及更多大角度晶界可以有效抑制裂纹扩展<sup>[18]</sup>,促使裂纹改变方向,并吸收更多的能量,这意味着更好的低温冲击韧性。因此,更多的大角度晶界和更多小的有效晶粒尺寸能显著改善低温冲击韧性。

### 2.3 夹杂物表征

图 5 是实验钢 1#~4# 夹杂物形貌与能谱,从图 5(a)~(d) 可知,夹杂物主要都由 MnS-(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)-TiN、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiN、TiN 三类组成,尺寸多数为 2~5 μm。其中,以 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 为中心被 TiN 包裹在外的复合氧化物夹杂及 TiN 夹杂物都存在尖锐的棱角。TiN 夹杂物或复合夹杂物的尖角和边缘常被认为是潜在的解理起裂位点,可导致脆性和突变断裂<sup>[7]</sup>,对钢材冲击韧性造成不利影响。由于钢中氧含量较低,钢中的氧优先和铝反应形成氧化物<sup>[19]</sup>,随后与钢中的钛、氮等元素反应形成含钛的夹杂物,如图 5 所示,在一定程度上降低了钛元素的有效含量,抑制钛碳化物的形核和生长,导致钢中钛碳化物的尺寸减小或数量减少<sup>[20]</sup>。由于各实验钢的氧含量较接近且波动小于 0.2×10<sup>-6</sup>,可认为氧含量波动导致的氧含量、氧化物对于析出相的影响差异可以忽略。经过 Inca 全自动夹杂物分析仪统计的不同尺寸夹杂物占比和数密度,如图 6 所示,降低氮含量工艺可以很大程

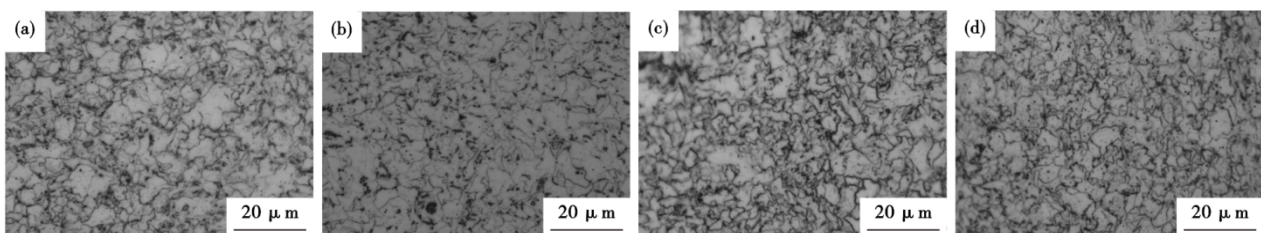


图 2 CGLC700 实验钢 1#~4# 的显微组织:(a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, (d) 4#

Fig. 2 Microstructure of CGLC700 experimental steel 1#~4#:(a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, (d) 4#

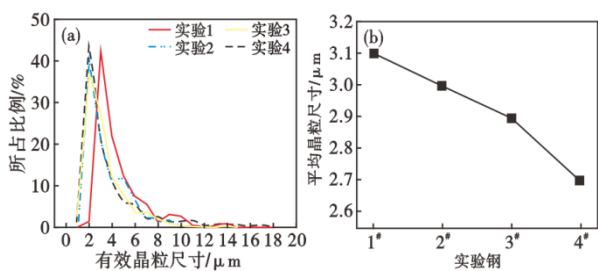


图 3 CGLC700 实验钢 1# ~ 4# 的有效晶粒尺寸占比图(a)与平均晶粒尺寸(b)

Fig. 3 Effective grain size percentage (a) and plot of average grain size (b) for CGLC700 experimental steels 1#-4#

的占比;降低终轧温度工艺可进一步降低 $>10\ \mu\text{m}$ 的大尺寸占比;同时降低氮含量和终轧温度工艺可使 $>10\ \mu\text{m}$ 的大尺寸占比几乎消失且 $<5\ \mu\text{m}$ 尺寸的占比进一步提高;其中,降低氮含量、降低终轧温度、同时降低氮含量和终轧温度的夹杂物数密度会依次降低。结果表明,不同工艺后钢中夹杂物尺寸占比、数密度有所变化,而同时降低氮含量和终轧温度的实验钢 4# 中小尺寸夹杂物占比最多,夹杂物数密度最低。因此,降低钢材大尺寸夹杂物以及数密度是钛微合金化提高钢材低温韧性有效的方法之一。

度降低 $>10\ \mu\text{m}$ 的大尺寸占比、提高 $<5\ \mu\text{m}$ 尺寸

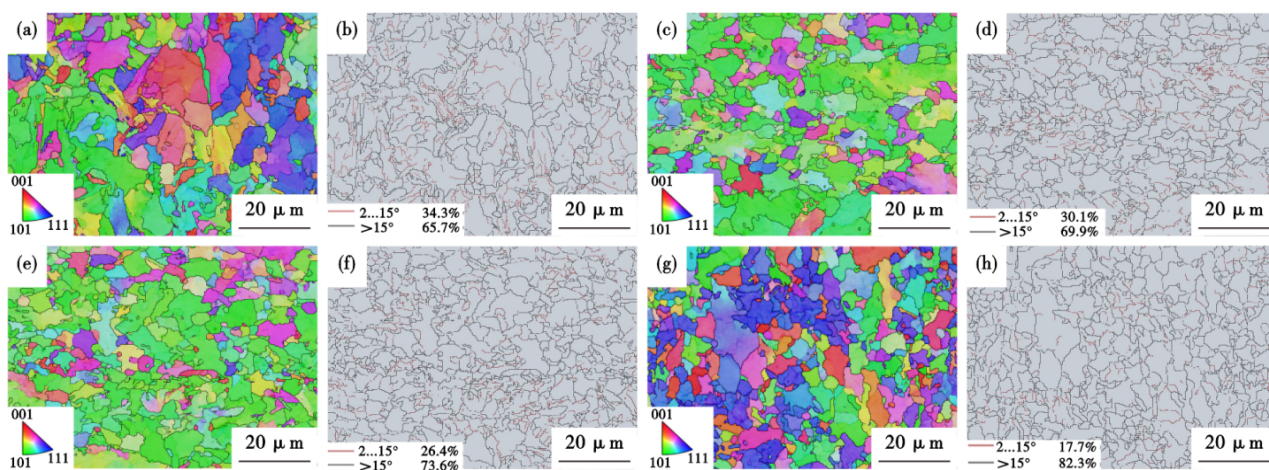


图 4 CGLC700 实验钢 1# ~ 4# 晶粒形貌及大小角度晶界分布图:(a)、(b)1#;(c)、(d)2#;(e)、(f)3#;(g)、(h)4#

Fig. 4 Grain morphology and size angle grain boundary distribution diagram of CGLC700 experimental steel 1#-4# : (a), (b) 1#; (c), (d) 2#; (e), (f) 3#; (g), (h) 4#

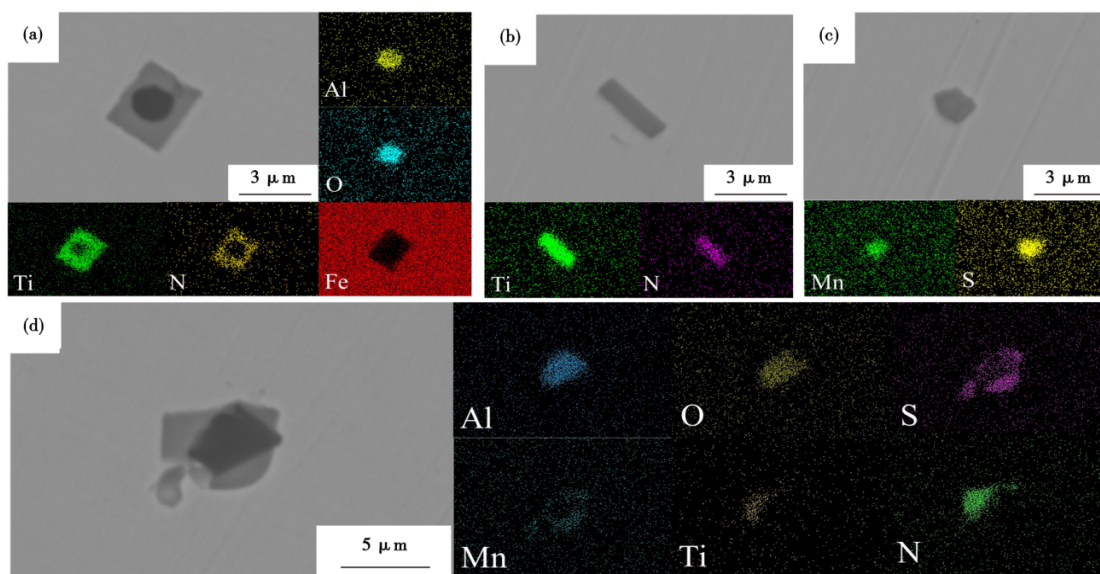


图 5 CGLC700 实验钢 1# ~ 4# 夹杂物形貌与能谱:(a)1#, (b)2#, (c)3#, (d)4#

Fig. 5 CGLC700 experimental steel 1#-4# inclusion morphology and energy spectrum : (a)1#, (b)2#, (c)3#, (d)4#

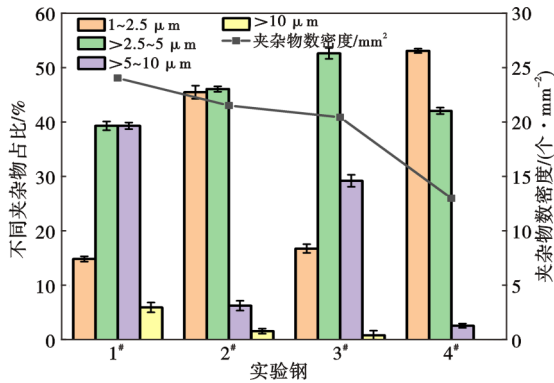


图 6 不同尺寸夹杂物占比和数密度统计图

Fig. 6 Statistical chart of different size inclusion occupancy and number density

### 2.4 第二相粒子表征

利用JMatPro热力学软件计算了在600~1600 °C内实验钢1#平衡态析出相如图7(a)所示, MN相的元素随温度变化如图7(b)所示; M(C, N)相的元素随温度变化如图7(c)所示。从图7(b)、图7(c)可知, MN相含有大量的Ti、N, 少量的C, 即TiN相; M(C, N)相含有大量的Ti、C, 少量的N、Cr, 其中N含量比C小一个数量级, 即Ti(C, N)、TiC相。随着温度的降低, 优先析出的TiN可诱导TiC析出, TiC依附TiN形核长大, 进而形成复合Ti(C, N)。当Ti消耗全部N后, 最终以TiC相析出, 如图7(a)所示。由于钛的碳和氮化物都为面心立方结构<sup>[20]</sup>, 它们可以相互交换或形成复合Ti(C, N)。

图8(a)~(f)为实验钢1#的高温原位观察图: (a)随钢液温度下降, δ铁素体析出并逐渐长大; (b)初始晶界在δ铁素体碰触后形成, 部分δ相上有第二相析出; (c)视野范围的液相消失, TiN继续长大,

并发生δ铁素体转变为γ奥氏体的过程; (d)树枝状Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub>在晶内或穿越晶界向晶外生长; (e)随钢液温度继续下降, 碳化物以氮化物作为形核质点的Ti(C, N)、TiC也开始析出; (f)第二相粒子继续析出, 并发生γ奥氏体向α铁素体的过程转变。为了更明确判断钢中各析出相的具体成分, 高温共聚焦实验选择在800 °C时迅速冷却至室温。采用扫描电镜-能谱仪(SEM-EDS)扫描电镜实验后的样品进行观测, 钢中的析出相为呈现方形或不规则颗粒状的Ti(C, N)与TiC, 以及呈现树枝状生长的Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub>如图8(g)~(h)所示。

图9为实验钢1#与4#中第二相粒子的形貌和能谱分析。从图9可知, 纳米级TiC析出相在晶界或附近析出, 尺寸分别为50~100 nm、30~50 nm。晶界迁移运动因遇到纳米级且数量多的析出相而受到阻碍, 这不仅能增加在单位体积内的晶界总数量<sup>[21]</sup>, 还能抑制晶粒过分长大, 细化铁素体晶粒。所以, 当钢材在受到外力冲击时, 细小弥散的第二相粒子会阻碍内部位错滑移运动并降低裂纹扩展的能力<sup>[21]</sup>。因此, 钢材在降低氮含量和终轧温度后, 实验钢4#会诱导析出很细小的第二相粒子, 细化组织, 降低裂纹扩展, 提高钢材冲击性能。

### 2.5 冲击断口形貌观测

图10是实验钢1#~4#在-20 °C条件下冲击断口微观形貌。由于受到外力冲击, 钢发生塑性形变, 内部会产生细小孔洞并不断形核长大, 在达到一定数量后聚集连接而产生断裂, 并在断口处留下韧窝。实验钢1#~4#的断口形貌以韧性断裂为主, 存在具有方向性的韧窝和撕裂棱。实验钢1#中大部分韧窝分布均匀, 尺寸较小且数量较多, 深度较浅, 如

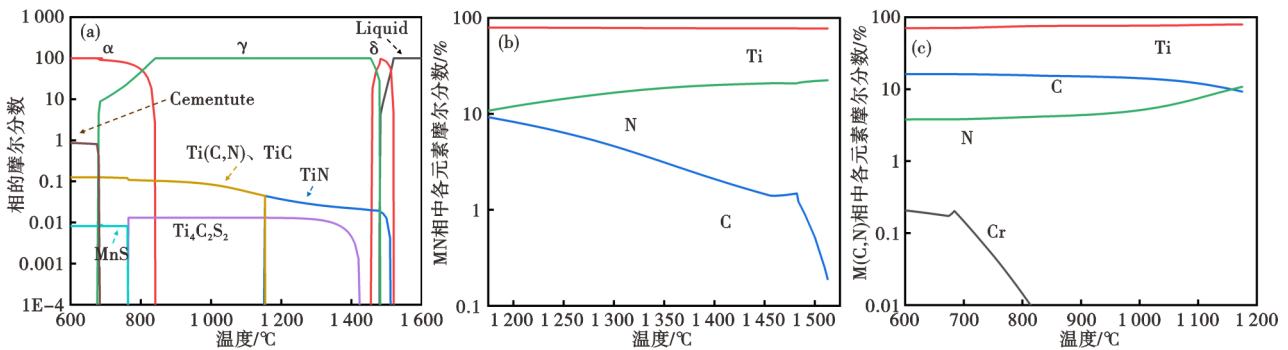


图 7 CGLC700 实验钢 1# 平衡态析出相图与析出相中元素随温度变化图: (a) 平衡态析出相图, (b) MN 相的元素随温度变化图, (c) M(C, N) 相的元素随温度变化图

Fig. 7 CGLC700 experimental steel 1# equilibrium precipitation phase diagram and precipitated phase change diagram of elements in the precipitated phase with temperature: (a) Equilibrium precipitation phase diagram, (b) elemental variation plot of MN phase with temperature, (c) elemental plot of M(C, N) phase as a function of temperature

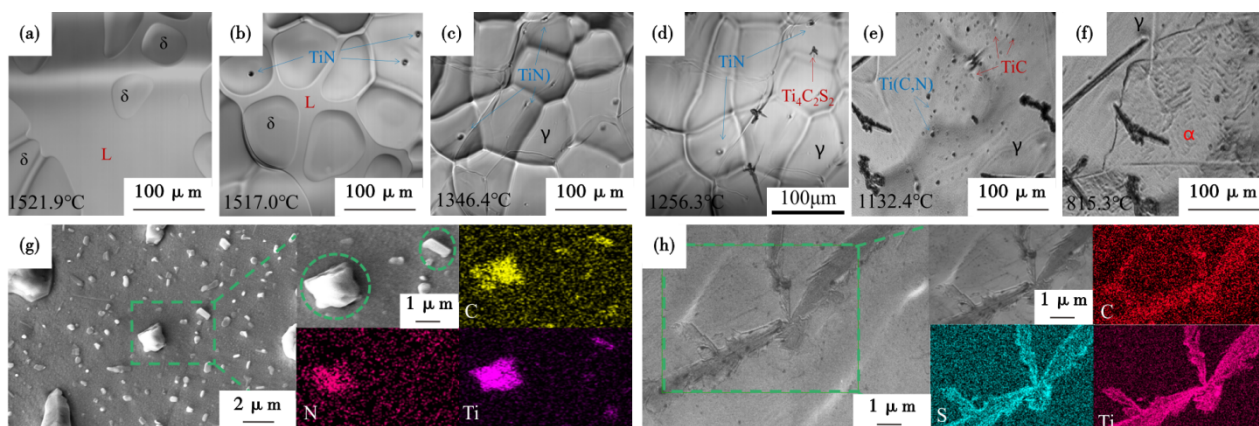


图8 CGLC700实验钢1#的高温原位观察图及析出相面扫图:(a)~(f)高温原位观察图;(g)~(h)析出相面扫图

Fig. 8 High temperature in-situ observation diagram and precipitation phase scan of CGLC700 experimental steel 1#: (a-f) high temperature in-situ observation diagram; (g-h) precipitation phase scan diagram

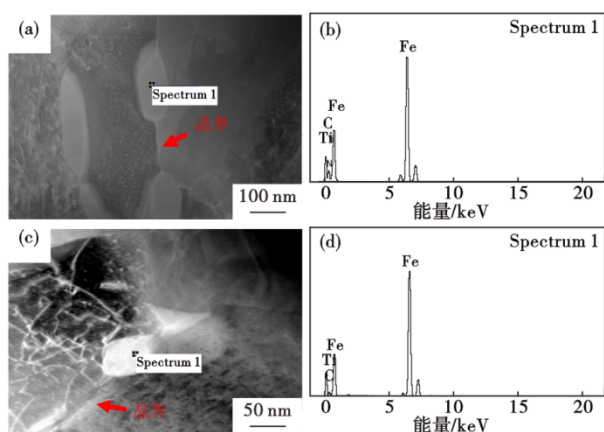


图9 CGLC700实验钢1#与4#的第二相粒子形貌和能谱分析:(a),(b)1#;(c),(d)4#

Fig. 9 Second phase particle morphology and energy spectrum analysis of CGLC700 experimental steel 1# and 4#: (a), (b) 1#; (c), (d) 4#

图10(a)所示。实验钢1#~4#在-20℃条件下受到外力冲击时,低温冲击功依次为17.45、20.35、30.64、37.35 J,如图1所示。一般情况下韧窝尺寸越大、深度越深,可判定为裂纹扩展受到阻碍越大,冲击后韧窝吸收更多能量,可作为冲击韧性良好<sup>[22]</sup>的标志。结果表明,随着实验钢1#~4#中韧窝尺寸由小到大、韧窝数量由多到少、韧窝深度由浅到深,大角度晶界占比依次增加,所以裂纹穿过一个两侧晶粒取向差很大的晶界时受到很大阻力,消耗更多能量,钢材的低温冲击功也逐渐增加。因此,同时降低氮含量和终轧温度的实验钢4#的低温冲击韧性最优异。

图11是低温断口中夹杂物与析出相形貌及能谱分析。实验钢中都存在大尺寸复合脆性夹杂物

( $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiN}$ )和析出相( $\text{Ti(C,N)}$ 、 $\text{TiN}$ ),分布在韧窝底部,呈有尖锐棱角的立方形,尺寸在4~9  $\mu\text{m}$ ,如图11所示。钢材受到冲击后,内部大尺寸复合脆性夹杂物及析出相将破坏基体组织连续性,致使钢材的冲击性能恶化<sup>[23]</sup>。尤其是尖角结构的脆性析出相更容易造成裂纹,而降低钢材韧性。综合上述其它实验可知,实验钢4#的小尺寸夹杂物占比多且夹杂物数密度低,低温冲击韧性最优异,而大尺寸夹杂的1#性能最差。由于钢中大尺寸复合脆性夹杂物及析出相对冲击韧性有恶化作用,需控制其尺寸与数密度,以改善钢材冲击韧性。

综上所述,根据钛微合金化高强钢进行理论与检测分析可知,造成冲击韧性差的主要原因为:较高数密度的大尺寸尖锐脆性复合夹杂物和 $\text{Ti(C,N)}$ 、 $\text{TiN}$ 析出相导致裂纹源的产生。

### 3 氮含量与终轧温度对韧性影响的分析与讨论

#### 3.1 氮含量对韧性影响

对照实验钢1#,2#中氮含量从0.0049%降至0.0035%,平均晶粒尺寸从3.1  $\mu\text{m}$ 降至3.0  $\mu\text{m}$ ,有效晶粒尺寸降低,夹杂物的尺寸和数密度下降,大角度晶界中占比增长了4.2%,韧窝尺寸变大变深,钢材的低温冲击功提高,如图1~6、图10所示。

在LF精炼工序后多加一道RH精炼工序<sup>[16]</sup>可助钢中的氮含量降至较低的范围,减少大尺寸 $\text{TiN}$ 、 $\text{Ti(C,N)}$ 析出相,改善高强钢的冲击韧性<sup>[16]</sup>。根据相关研究,过高的氮含量会消耗过多的钛<sup>[24]</sup>,易形成大尺寸 $\text{TiN}$ 、 $\text{Ti(C,N)}$ 和复合氧化物夹杂,减少低温区纳米级碳化物的析出量<sup>[3]</sup>。其中,具有尖角的大尺寸 $\text{TiN}$ 夹杂易在颗粒附近形成微裂纹,以 $\text{Al}_2\text{O}_3$

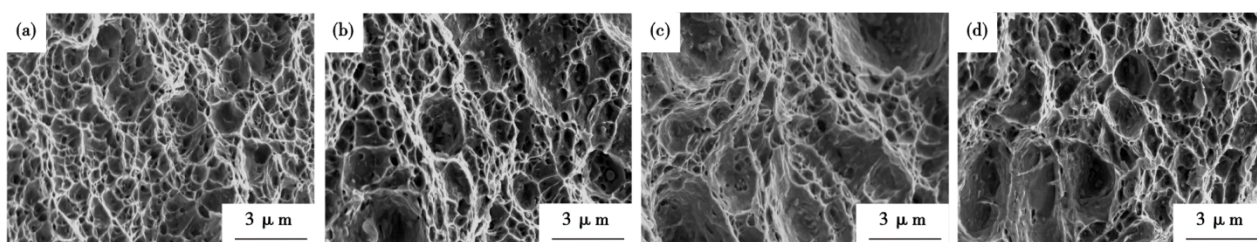


图 10 -20 °C CGLC700 实验钢 1# ~ 4# 低温冲击断口形貌: (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, (d) 4#

Fig. 10 Low temperature impact fracture morphology of -20 °C CGLC700 experimental steel 1#-4# : (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, (d) 4#

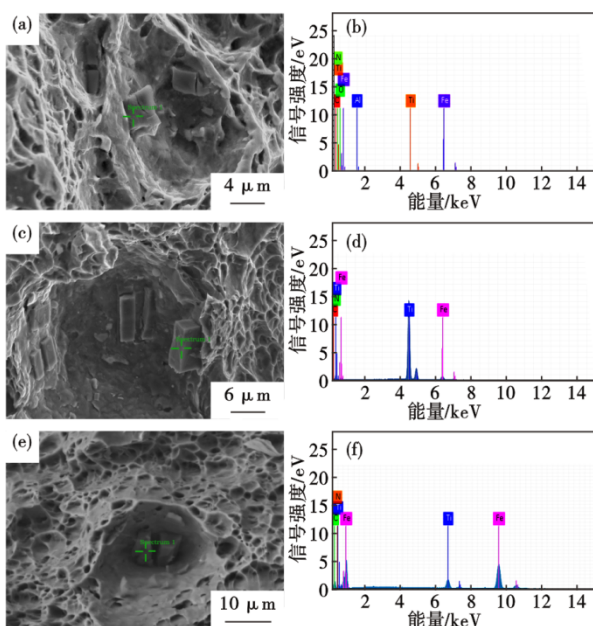


图 11 低温冲击断口中夹杂物与析出相形貌及能谱: (a), (b)  $Al_2O_3-TiN$ ; (c), (d)  $Ti(C,N)$ ; (e), (f)  $TiN$

Fig. 11 Morphology and energy spectrum of inclusions and precipitated phases in low-temperature impact fractures : (a), (b)  $Al_2O_3-TiN$ ; (c), (d)  $Ti(C,N)$ ; (e), (f)  $TiN$

为中心  $TiN$  包裹在外的复合氧化物夹杂易在颗粒内部形成微裂纹<sup>[10]</sup>, 导致冲击性能大幅度降低。降低含氮量可以减少  $TiN$  以及复合脆性夹杂物的数量和尺寸, 并为提高细小有效晶粒尺寸及其占比做出了贡献。因此, 当钢材在受到外力冲击时, 细小的组织阻碍了内部位错滑移运动<sup>[21]</sup>, 同时, 大尺寸夹杂物的减少能减弱裂纹的扩展, 提高钢材低温冲击性能。

### 3.2 终轧温度对韧性影响

对照实验钢 1#, 3# 中终轧温度从 885~895 °C 调整在 875~885 °C, 平均晶粒尺寸从 3.1 μm 降至 2.9 μm, 有效晶粒尺寸细小, >10 μm 尺寸的夹杂物占比进一步降低, 夹杂物数密度降低, 大角度晶界中占比增长了 7.9%, 韧窝尺寸进一步变大变深, 其冲击功得到提高, 如图 1~6、图 10 所示。

根据热轧钢板的  $Ar_3$  温度经验公式<sup>[25]</sup>:  $A_{r3} =$

$910 - 203C + 44.7Si - 30Mn - 20Cu - 15.2Ni - 11Cr + 31.5Mo + 198Al + 136Ti$ , 得到实验钢板  $Ar_3$  温度为 871.7 °C。将终轧温度控制在 875~885 °C 时, 在相变点  $Ar_3$  上轧制的钢板可以使内部积累更多形核能, 形成大量的晶体缺陷, 如位错、亚晶、变形带<sup>[26]</sup>。这些缺陷加大后续相变形核, 实现细化晶粒, 能提高材料的韧性<sup>[27]</sup>。较低终轧温度使钢材在精轧阶段处于未再结晶区域, 奥氏体晶粒发生动态再结晶行为, 在形变奥氏体内部产生位错、变形带等结构<sup>[28]</sup>。为后续相变提供了很大驱动力和形核位点<sup>[29]</sup>, 从而诱导铁素体形核, 大量细小且数量多的纳米级  $TiC$  第二相粒子析出并钉扎晶界, 促进相变后组织细化, 单位面积内大角度晶界密度增加。当裂纹遇到大角度晶界的组织会改变方向并吸收更多的能量, 有效提高钢材的低温冲击韧性。因此, 更多的大角度晶界和更多细小的有效晶粒尺寸能提高低温冲击功<sup>[18]</sup>。同时, 纳米级第二相粒子或固溶的  $Ti$  原子<sup>[21]</sup> 会钉扎晶界阻止晶粒粗化, 并与位错交错阻碍位错迁移, 从而进一步阻止钢的塑性变形和裂纹扩展, 进而有助于强韧性提高。

对照实验钢 1#, 4# 的氮含量从 0.004 9% 降至 0.003 4%, 终轧温度由 885~895 °C 调整至 875~885 °C, 平均晶粒尺寸从 3.1 μm 降至 2.7 μm, 有效平均晶粒尺寸细小, >10 μm 尺寸的夹杂物占比几乎没有, 夹杂物数密度降低, 韧窝尺寸由小到大, 韧窝数量由多到少, 韧窝深度由浅到深, 晶粒细化增加, 大角度晶界中占比增长了 16.6%, 进而单位体积内晶界面积极增加, 从而在裂纹穿过一个两侧晶粒取向差很大的晶界时受到很大阻力, 消耗更多能量, 提高了钢材的低温冲击功, 如图 1~6、图 10 所示。因此, 降低含氮量和终轧温度的工艺, 减少  $TiN$  以及复合脆性夹杂物的数量和尺寸, 促进更多形核位点, 使奥氏体晶粒细化, 诱导析出更多第二相粒子  $TiC$  析出, 降低平均晶粒尺寸, 让细化相变后的组织<sup>[30]</sup> 发挥更多的细晶强化作用并提高冲击韧性。

综合上述分析,铁基体中有效晶粒尺寸,夹杂物的种类、尺寸与数量,析出相的种类、尺寸与数量对钛微合金化高强钢的低温冲击韧性起着关键的作用。钛微合金化对钢材冲击韧性影响机理示意图,如图12所示。一方面,纳米级TiC第二相粒子以及以固溶形式存在的Ti原子聚集在晶界阻碍晶界运动,从而使组织细化,钢材性能提高,如图12(a)所示。另一方面,由于钛微合金化高强钢内有大尺寸脆性夹杂物,此类夹杂物在外力作用下内部容易形成微裂纹,首先沿着夹杂物与铁基体界面进行裂纹扩展,而后沿着晶界继续扩展到相邻晶界,最终导致钢材在低温条件下发生断裂,如图12(b)所示。因此,调整N含量变化以及后续轧制中终轧温度,降低复合脆性夹杂物、大尺寸析出相对冲击性能的恶化作用,控制其尺寸与数密度,从而达到细化晶粒改善钢材冲击韧性的效果。

#### 4 结论

CGLC700 钛微合金化高强钢低温冲击韧性差的主要原因:较高数密度的大尺寸尖锐脆性复合夹杂物和Ti(C,N)、TiN析出相作为裂纹源使钢材发生断裂。对比实验钢1#可得出:

(1)只降低氮含量可以有效减少大尺寸TiN、Ti(C,N)和复合氧化物夹杂,能起到减弱裂纹的扩展,降低有效平均晶粒尺寸,增加大角度晶界的效果,提高了钢材低温冲击性能。

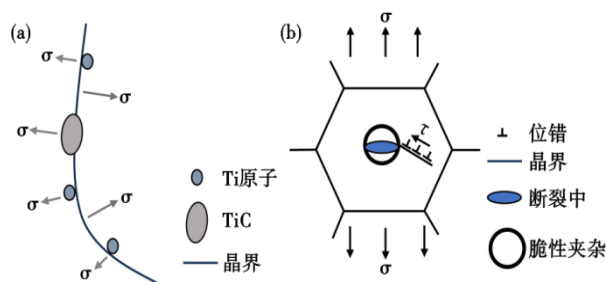


图12 钛微合金化对钢材冲击韧性影响机理示意图:(a)第二相粒子和Ti原子阻碍晶界迁移图,(b)脆性夹杂物作为裂纹萌生部位示意图

Fig. 12 Schematic diagram of the influence mechanism of titanium microalloying on the impact toughness of steel: (a) grain boundary migration pattern of second phase particles and Ti atoms, (b) schematic diagram of brittle inclusions as crack initiation sites

(2)只降低终轧温度能起到降低有效平均晶粒尺寸和增加大角度晶界的效果,促进纳米级TiC第二相粒子钉扎晶界,细化晶粒,阻止钢的塑性变形和裂纹扩展,进而有助于钢材韧性提高。

(3)将氮含量下调至 $\leq 0.0035\%$ 、终轧温度调整在 $870 \sim 885\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,可以减少大尺寸析出相和复合脆性夹杂物的数量和尺寸及数密度,从而诱导析出更多细小的TiC,增强细晶强化的效果。钢中大角度晶界中占比增长了 $16.6\%$ ,阻碍了位错运动和裂纹扩展,平均晶粒尺寸降至 $2.7\text{ }\mu\text{m}$ ,钢材低温冲击功可以从 $14.75\text{ J}$ 提高到 $37.35\text{ J}$ 。

#### 参考文献

- [1] 韩志勇, 张明达, 徐海峰, 等. 高性能汽车钢组织性能特点及未来研发方向[J]. 钢铁, 2016, 51(2): 1-9.
- [2] 王存宇, 杨洁, 常颖, 等. 先进高强度汽车钢的发展趋势与挑战[J]. 钢铁, 2019, 54(2): 1-6.
- [3] 彭政务. 钛微合金化热轧高强度钢板的强韧化机理研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2016.
- [4] 李大赵, 索志光, 崔天燮, 等. 采用TMCP技术的低碳低合金高强钢生产的研究现状及进展[J]. 钢铁研究学报, 2016, 28(1): 1-7.
- [5] 杨晓伟, 周云, 陈焕德, 等. 钛微合金化HRB400E钢筋组织性能及强化机理[J]. 中国冶金, 2020, 30(1): 68-72.
- [6] 刘颖. 含铌微合金钢强韧化机理的研究[D]. 西安: 西安建筑科技大学, 2007.
- [7] Echeverría A. The role of grain size in brittle particle induced fracture of steels[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, 346(1-2): 149-158.
- [8] 惠亚军, 吴科敏, 潘辉, 等. 500 MPa级Nb-Ti微合金化矩形管用钢的强化机制[J]. 中国冶金, 2019, 29(6): 26-33.
- [9] Kim Y W, Song S W, Seo S J, et al. Development of Ti and Mo micro-alloyed hot-rolled high strength sheet steel by controlling thermomechanical controlled processing schedule [J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 565: 430-438.
- [10] Du J, Strangwood M, Davis C L. 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.
- [11] 刘祥, 杜群力, 李新. 加热工艺对Nb-Ti微合金钢奥氏体晶粒长大的影响[J]. 钢铁, 2019, 54(9): 116-120+131.
- [12] 汪杰, 吴保桥, 张建, 等. Nb-V、Nb-Ti对重型热轧H型钢强韧性的影响[J]. 中国冶金, 2020, 30(11): 47-52.
- [13] 杨跃标, 邓深, 樊雷, 等. 钛微合金化高强钢的组织性能及强化机制[J]. 钢铁, 2019, 54(10): 72-79.
- [14] 荀雨, 严伟, 史显波, 等. 多边形铁素体/针状铁素体双相管线钢的应变硬化行为[J]. 材料研究学报, 2022, 36(8): 561-570.
- [15] 黄建国, 王亚芬. 900 MPa级低碳贝氏体高强钢的组织性能研究[J]. 钢铁研究, 2017, 45(6): 79-82.
- [16] 杨跃标, 李宗强, 邓深, 等. 热轧钛微合金化高强钢低温冲

击韧性的控制[J]. 钢铁, 2021, 56(3): 41-50.

[17] 王 可, 赵永庆, 贾蔚菊, 等. 热处理对Ti90钛合金显微组织及性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(2): 552-561.

[18] 余宏伟, 黄大军, 董中波, 等. 轧制工艺对高强度桥梁钢厚板低温韧性的影响[J]. 热加工工艺, 2022, 51(17): 30-34.

[19] 尚德礼, 吕春风, 于广文, 等. 铝含量对含钛钢中氧化物及凝固组织的影响[C]. 第七届(2009)中国钢铁年会大会论文集(中). 北京, 2009: 1030-1033.

[20] 李永亮. 700 MPa级高强度汽车大梁钢成分设计与组织控制研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2017.

[21] 祝洋洋, 宁礼奎, 段超辉, 等. Ti-Nb微合金化对超纯30%Cr超级铁素体不锈钢组织和力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(5): 1845-1856.

[22] 段 贺, 单以银, 杨 柯, 等. X80低温用高强度管线钢的工艺与组织性能试验[J]. 钢铁, 2020, 55(2): 103-111+138.

[23] 周建川, 李红俊, 李 静, 等. 夹杂物对高强度钢冲击性能影响及优化分析[J]. 四川冶金, 2022, 44(2): 52-55.

[24] 杨志荣, 闫德胜, 杨怀君. 夹杂物对15MnB钢冲击性能的影响[J]. 金属热处理, 2020, 45(11): 32-37.

[25] 宋 扬. 钛微合金化及热处理对低碳高强钢组织和性能的影响[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2020.

[26] 刘观猷, 陈 亮, 葛 亮, 等. 屈服强度500 MPa级高强度高韧性耐候钢的研制[J]. 现代交通与冶金材料, 2021, 1(6): 70-75.

[27] 陈 容. 终轧温度对钛微合金化Q345B钢组织与力学性能的影响[J]. 机械工程材料, 2015, 39(11): 48-51.

[28] 吴 腾, 万湛勋, 杨玉佳, 等. 终轧温度对超高强热轧双相钢组织性能的影响[J]. 钢铁研究学报, 2021, 33(6): 515-520.

[29] 曹立潮, 余宏伟, 王世森, 等. 终轧温度对低合金铌钛贝氏体钢组织和性能的影响[J]. 钢铁, 2014, 49(6): 65-68+90.

[30] Chen Q L, Mao X P, Sun X J. Ti (CN) precipitation in ultra-high strength Ti micro-alloyed steels with 700 MPa yield strength on TSCR process [J]. Advanced Materials Research, 2013, 842: 61-69.

### 关于认准《特殊钢》网址、防范假冒网站的声明

《特殊钢》期刊由中信泰富特钢集团股份有限公司主管、大冶特殊钢有限公司主办,由《特殊钢》编辑部负责运营,是全国特殊钢行业知名的综合性科技刊物(双月刊);《特殊钢》期刊于1980年创刊发行,国际标准刊号为ISSN1003-8620,国内统一刊号为CN42-1243/TF。《特殊钢》期刊的宗旨:“构建特钢共享平台,引领行业创新发展”。

编辑部发现网络上存在大量假冒《特殊钢》期刊的网页,为维护我刊良好声誉和广大作者、读者的利益,本编辑部郑重声明如下:

(一) www.specialsteeljournal.com 为《特殊钢》期刊的唯一网址,备案号为鄂ICP备2022000839号,请广大作者、读者使用本网址进行投稿、订阅、论文免费下载等操作。

(二) 除维普、万方、知网、超星为本社授权合作网站,具有数字化复制权、发行权、汇编权、翻译权、信息网络传播权、版式设计专有权,其余网站皆未经本编辑部授权,无权从事相关内容的刊登、收费阅读,承揽稿件,承接广告等行为,请广大作者、读者提高警惕,注意甄别,谨防受骗,由此造成的一切损失和后果,本编辑部不承担任何经济和法律责任;同时也鼓励向本编辑部进行举报相关侵权线索。

(三) 未经授权网站请于2024年5月30日前自行将与《特殊钢》期刊相关的内容撤除,逾期仍存在涉嫌侵害著作权、名誉权的单位或个人,本编辑部保留进一步发函、举报、诉讼等法律手段进行维权,必要时上报公安机关依法追究刑事责任。

《特殊钢》编辑部