

# 控制轧制对高锰高氮奥氏体钢 组织与性能的影响

张楚恒, 李艳梅, 邓想涛, 王昭东  
(东北大学 数字钢铁全国重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

**摘要:** 为提升高锰高氮奥氏体钢的屈服强度, 采用SEM、EBSD等表征手段, 系统研究了控制轧制工艺对Fe-Mn-Cr-N体系高锰高氮奥氏体钢微观组织演变及力学性能的影响, 分析了再结晶区轧制和未再结晶区轧制两种轧制工艺在不同轧制温度下实验钢的组织与性能演变特征. 当终轧温度从1 040 °C下降至973 °C时, 实验钢的平均晶粒尺寸减小, 同时出现少量变形组织, 其强度、塑性和韧性均随终轧温度降低而略有提高. 当终轧温度下降至未再结晶区内的849 °C时, 实验钢内充满具有更高位错密度的变形奥氏体晶粒, 屈服强度和抗拉强度均显著提高. 未再结晶区的低温轧制可以克服传统高锰奥氏体钢屈服强度不足的局限, 获得较好的综合力学性能.

**关键词:** 控制轧制; 终轧温度; 高锰高氮奥氏体钢; 组织性能; 位错强化

中图分类号: TG 335.5 文献标志码: A 文章编号: 1005-3026(2025)11-0058-08

## Influence of Controlled Rolling on Microstructure and Performance of High-Manganese and High-Nitrogen Austenitic Steels

ZHANG Chu-heng, LI Yan-mei, DENG Xiang-tao, WANG Zhao-dong

(State Key Laboratory of Digital Steel, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: DENG Xiang-tao, E-mail: dengxiangtao123@163.com)

**Abstract:** To improve the yield strength of high-manganese and high-nitrogen austenitic steels, characterization methods such as scanning electron microscope (SEM) and electron backscatter diffraction (EBSD) were used, and the influence of the controlled rolling process on the microstructure evolution and mechanical properties of high-manganese and high-nitrogen austenitic steels in the Fe-Mn-Cr-N system was systematically investigated. The evolution characteristics of the microstructure and properties of the experimental steels were analyzed in two rolling processes at different temperatures: rolling in the recrystallization zone and the non-recrystallization zone. When the finish rolling temperature decreased from 1 040 °C to 973 °C, the average grain size of the experimental steels decreased, and a small amount of deformation microstructures appeared. Accordingly, the strength, plasticity, and toughness were slightly improved. When the finish rolling temperature dropped to 849 °C in the non-recrystallization zone, the experimental steels were filled with deformed austenite grains with higher dislocation density, and the yield strength and tensile strength increased significantly. Low-temperature rolling in the non-recrystallization zone could overcome the limitations of insufficient yield strength of traditional high-manganese austenitic steels and obtain better comprehensive mechanical properties.

**Key words:** controlled rolling; finish rolling temperature; high-manganese and high-nitrogen austenitic steel; microstructure and performance; dislocation strengthening

高锰奥氏体钢是指锰的质量分数在 10% 以上的合金钢,其通过添加锰元素来稳定奥氏体相,具有良好的奥氏体稳定性<sup>[1]</sup>.该类钢还具有成本较低、硬度较高、无磁性以及强韧性匹配优异等特点<sup>[2]</sup>,因此在国民经济建设的各个领域得到广泛应用.近年来,随着液化天然气储罐、核聚变反应堆和超低温风洞等工程项目的持续推进,我国对适用于超低温环境的特殊钢需求日益迫切<sup>[3]</sup>.高锰奥氏体钢因其综合性能展现出在超低温环境下应用的显著优势.然而,高锰奥氏体钢面心立方的晶体结构在赋予其良好低温韧性的同时,也导致其屈服强度相对较低,其数值通常低于 400 MPa,这极大限制了其在高载荷工况下的应用.

针对这一性能瓶颈,国内外学者开展了大量研究.氮元素作为高锰奥氏体钢中重要的间隙元素,因其占据面心立方晶格的八面体间隙位置,具有较强的固溶强化作用而成为研究热点.Qi 等<sup>[4]</sup>证实,在高锰奥氏体钢中添加适量氮元素,可在显著提高屈服强度的同时,对材料塑性的损害较小.在组织调控方面,Liu 等<sup>[5]</sup>探究了热轧与固溶处理对高锰奥氏体钢组织与性能的影响,发现轧制工艺可通过细化晶粒改善强韧性;Sohn 等<sup>[6]</sup>则聚焦 Mn, Al 含量对高锰奥氏体钢低温性能的调控机制,明确了奥氏体稳定性与低温韧性的关联.然而,现有研究仍存在明显局限:其一,针对 Fe-Mn-Cr-N 体系高锰高氮奥氏体钢的控制轧制研究较为零散,缺乏对再结晶区与未再结晶区不同轧制温度下组织演变规律的系统对比;其二,对轧制工艺引发的强度提升机制,尤其是晶界强化与位错强化的贡献权重尚不明确;其三,如何通过轧制工艺突破高锰高氮奥氏体钢高强度与高塑性平衡的困境,仍缺乏明确的参数支撑与机理阐释.

本文以 Fe-Mn-Cr-N 体系高锰高氮奥氏体钢为研究对象,针对上述研究短板,系统开展了控制轧制工艺实验,重点探究再结晶区轧制和未再结晶区轧制两种轧制工艺下不同轧制温度对实验钢微观组织演变及力学性能的影响.本研究的创新性在于:通过未再结晶区的低温轧制显著提高了实验钢的屈服强度,突破了传统高锰奥氏体钢的屈服强度瓶颈,明确了终轧温度对高锰高氮奥氏体钢位错密度的调控效应,揭示了位错强化主导屈服强度提升的核心机制.研究结果可为超低温用高锰高氮奥氏体钢的轧制工艺优化提

供理论依据与参数参考.

## 1 实验材料及方法

### 1.1 实验材料

本研究采用的实验材料为 Fe-Mn-Cr-N 系高锰高氮奥氏体钢,为提升材料在低温含氢工况下的抗氢脆性能,在实验钢中加入了一定质量分数的 Cu 元素.实验钢采用 40 kg 加压感应炉进行熔炼,经加压电渣重熔后锻造成厚度为 100 mm 的矩形坯.对矩形坯切取后得到尺寸为 120 mm×100 mm×100 mm 的钢锭,在 1 200 °C 下完成 4 h 均质化处理后,采用实验室  $\phi$ 450 mm 可逆式轧机,通过 7 道次轧制将其加工为厚度 12 mm 的钢板,热轧总压下量为 88%.通过待温控制实验钢的终轧温度,得到 3 块实验钢板的终轧温度分别为 1 040, 973, 849 °C,轧制后空冷至室温.使用直读光谱仪(OES)和氮氧分析仪测定实验钢的化学成分,如表 1 所示.

表 1 实验钢的化学成分(质量分数)  
Table 1 Chemical composition of experimental steels (mass fraction) %

C	Mn	Si	Cr	Cu	N	Nb
0.01	25.00	0.23	13.5	1.04	0.35	0.08

### 1.2 实验方法

圆棒状拉伸试样及夏比 V 型缺口冲击试样均取自热轧板的中心位置.为评估材料在较弱方向的力学性能,确保实际服役过程的安全性,拉伸试样沿垂直于实验钢的轧制方向进行加工,标距长度为  $\phi$ 5 mm×25 mm,尺寸如图 1 所示.拉伸实验在岛津 AG-X plus 型拉伸试验机上进行,拉伸速率保持 2 mm/min 不变.标准夏比 V 型缺口冲击试样沿钢板的轧制方向切取,尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm.采用摆锤冲击试验机测定实验钢的冲击吸收功,为降低实验误差,每组拉伸与冲击试验均测试 3 个及以上平行试样.采用电火花线切割机从热轧钢板上切取用于电子背散射衍射(EBSD)组织观察的试样,对试样纵截面打磨后,置于体积分数为 12.5% 的高氯酸乙醇溶液中进行电解抛光,设定抛光电压 25 V,时间 30 s,电流 0.8 A.随后,采用 Zeiss Ultra 55 型场发射扫描电镜进行 EBSD 分析,扫描面积为 116×87  $\mu\text{m}^2$ ,步长为 0.3  $\mu\text{m}$ .使用 HKL CHANNEL 5 软件处理分析 EBSD 数据.此外,使用该型号扫描电镜观察拉伸试样和冲击试样的断口形貌.

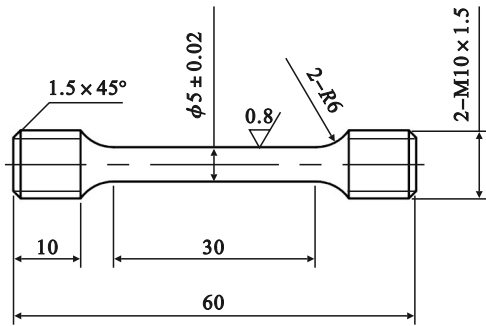


图1 拉伸试样尺寸(单位:mm)

Fig. 1 Tensile specimen's size(unit:mm)

## 2 实验结果与分析

### 2.1 EBSD分析

为探究终轧温度对热轧态实验钢组织演变的影响,采用EBSD技术对不同终轧温度下实验钢的晶体学特征进行分析,实验钢组织的反极图(IPF)、大角度晶界(HAGB)分布图和局部取向差(KAM)分布图如图2所示.可以看出,终轧温度为1 040 °C时,实验钢的微观组织由等轴奥氏体晶粒构成,其晶界较为平直,晶粒内部的局部取向差较小,均为软化的完全再结晶晶粒.当终轧

温度下降到973 °C时,组织内部出现了更多细小的等轴奥氏体晶粒,还出现了一些形状不规则、晶界崎岖的变形晶粒.这些变形晶粒内部的局部取向差较大,表现出较高的自由能,其体积分数约为29%,说明热轧板的再结晶并不完全,残留着未再结晶的硬化奥氏体晶粒.图3的局部取向差分布曲线图也表明,终轧温度973 °C实验钢局部取向差整体高于终轧温度1 040 °C实验钢(平均局部取向差分别为0.73°和0.54°).对两种不同终轧温度实验钢的晶粒尺寸进行了统计,结果如图4所示.统计结果表明,两种实验钢都具有较小的平均晶粒尺寸,分别为11.7 μm和8.6 μm(不含孪晶),绝大多数晶粒尺寸小于15 μm,晶粒尺寸越大,所占比例越小.将终轧温度由1 040 °C降低至973 °C,实现了奥氏体晶粒的小幅度细化.当终轧温度降至未再结晶区的849 °C时,实验钢组织中布满了长条状的变形奥氏体,奥氏体晶粒沿着轧制方向被拉长,变形晶粒内部的局部取向差较高(平均局部取向差为1.40°),且富含小角度晶界,代表着变形晶粒内部存在大量的位错.同时,与更高终轧温度的实验钢相比,该工艺下晶粒内孪晶数量显著减少.

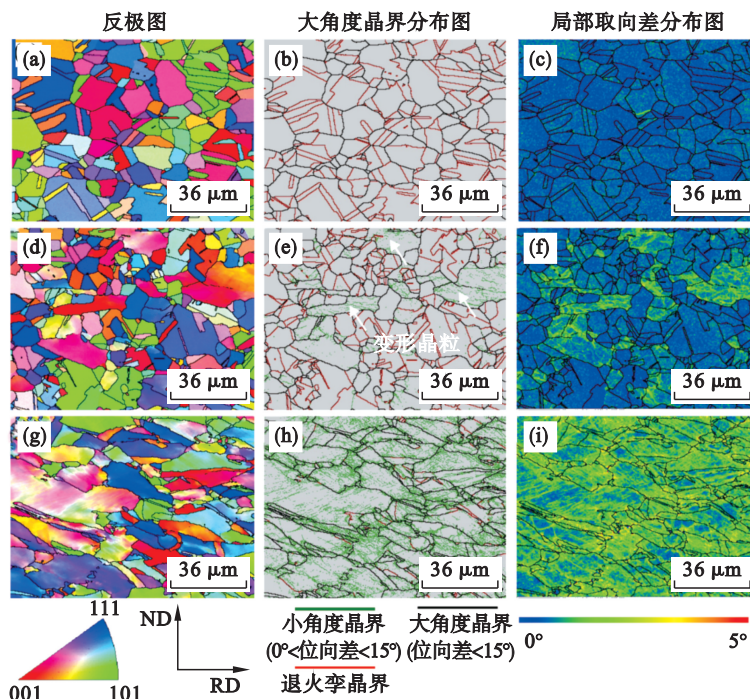


图2 终轧温度实验钢的 EBSD 晶体学分析

Fig. 2 EBSD crystallographic analysis of experimental steels at final rolling temperature

(a)~(c)—终轧温度1 040 °C; (d)~(f)—终轧温度973 °C; (g)~(i)—终轧温度849 °C.

### 2.2 力学性能

图5a所示为实验钢在室温下的工程应力-应

变曲线.能够发现,3种终轧温度条件下的实验钢均呈现连续的屈服特性,不同终轧温度下,实验

钢的力学性能差异显著,且力学性能与终轧温度的关联性较强.当终轧温度为 1 040 °C 时,实验钢的屈服强度、抗拉强度和延伸率分别为 435 MPa, 744 MPa 和 55.0%.当终轧温度下降到 973 °C 时,实验钢的屈服强度、抗拉强度和延伸率相比 1 040 °C 均有小幅度的提高,屈服强度、抗拉强度和延伸率分别提高 17 MPa, 14 MPa 和 1.7%.随着终轧温度下降到未再结晶区范围内的 849 °C 时,实验钢的屈服强度和抗拉强度均显著提升,分别达到 770 和 893 MPa,而延伸率出现了一定幅度的降低,但仍达到 35.9%.详细的拉伸性能如表 2 所示.

不同终轧温度实验钢的室温冲击结果如图 5b 所示.终轧温度为 1 040 °C 和 973 °C 的实验钢的室温冲击功较高,均超过了 260 J.终轧温度

973 °C 的实验钢相比 1 040 °C 的实验钢,室温冲击功小幅提升了 21 J.终轧温度为 849 °C 的实验钢的室温冲击功最低,为 159 J.

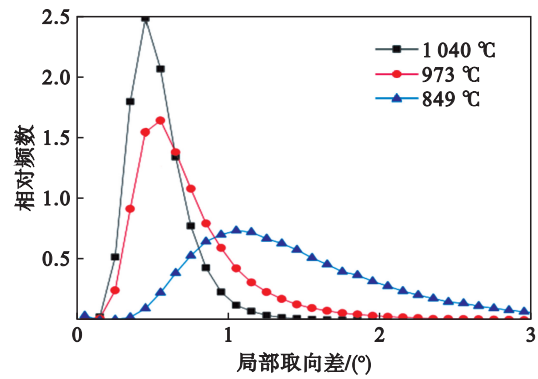


图 3 实验钢的局部取向差分布曲线图  
Fig. 3 Curve showing local misorientation distribution of experimental steels

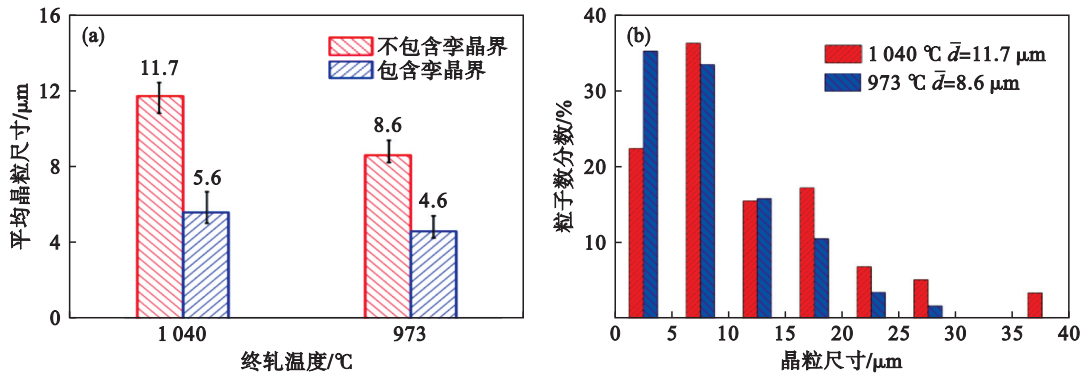


图 4 实验钢的晶粒尺寸及分布统计图  
Fig. 4 Statistical chart of grain size and distribution of experimental steels

(a)—平均晶粒尺寸; (b)—晶粒尺寸分布统计图.

不同终轧温度下实验钢的加工硬化率曲线如图 6 所示,分析可知,其加工硬化曲线大致可划分为 4 个阶段.阶段 1:实验钢的加工硬化率随真应变的增加呈连续且平稳的下降趋势.加工硬化率的稳定变化特征表明,变形过程中由滑移等机制引发的位错增殖过程未出现显著的加速或减速现象,因此位错的产生速率大致处于相对稳定状态.阶段 2:加工硬化率下降速率开始减缓,出现平台,主要原因可能是位错的增殖以及形变孪晶的出现起到了加工硬化作用<sup>[7]</sup>.阶段 3:加工硬化率缓慢下降.在此区域变形时,位错和形变孪晶的数量逐渐达到饱和,随着变形程度的增加,新的位错和形变孪晶的产生逐渐减少,因而加工硬化率缓慢降低<sup>[8-9]</sup>.阶段 4:在位错和形变孪晶数量达到饱和后,加工硬化率迅速下降,发生断裂.对比发现,终轧温度为 1 040 °C 和 973 °C 的实验钢加工硬化率曲线有较多部分重叠,但终轧温度

973 °C 实验钢的加工硬化率整体略高于终轧温度 1 040 °C 实验钢.而终轧温度 849 °C 实验钢的加工硬化率相比 1 040 °C 和 973 °C 实验钢较低,这可能是由于终轧温度降低到奥氏体再结晶温度以下时,实验钢内充满着变形晶粒,晶粒内部的位错密度很高,抑制了形变孪晶的形核和生长<sup>[10]</sup>,导致塑性变形能力有所下降.

### 2.3 拉伸断口形貌分析

图 7 为实验钢拉伸断口的 SEM 形貌.可以看出,不同终轧温度的实验钢均表现出典型的韧性断裂模式,断口表面由大量尺寸各异的韧窝组成.当终轧温度为 1 040 °C 时,实验钢的断口表面分布着许多大而深的韧窝,部分韧窝的尺寸超过 20 μm,大韧窝的边缘围绕着大量尺寸较小的韧窝,表明该实验钢具有很好的塑性变形能力.当终轧温度降至 973 °C 时,韧窝整体尺寸和数量与终轧温度 1 040 °C 实验钢相近,依然可以观察到很

多尺寸较大的韧窝.当终轧温度下降至 849 °C 时,大韧窝的面积分数、尺寸和深度相比 1 040 °C 和 973 °C 出现了明显的下降,但仍然有许多尺寸达

到 10  $\mu\text{m}$  的韧窝.整体上,3 种终轧温度下的实验钢均具有优异的塑性变形能力.

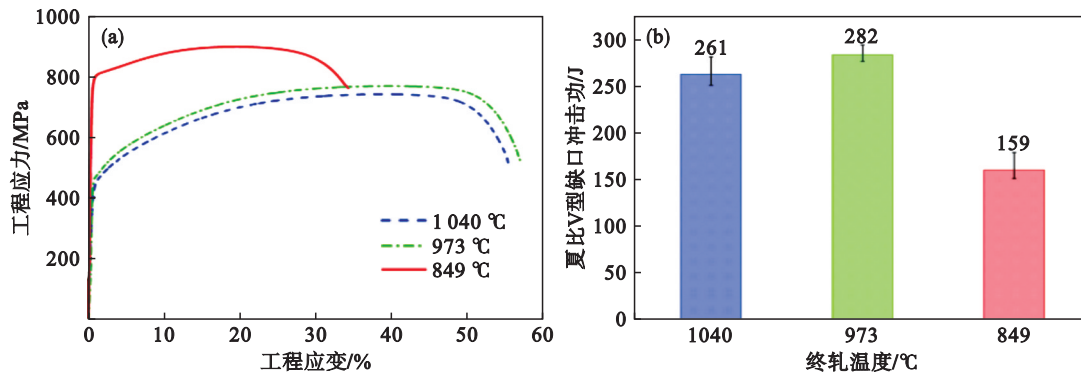


图5 实验钢的拉伸曲线及室温冲击功

Fig. 5 Tensile curves and room-temperature impact energy of experimental steels

(a)—工程应力—应变曲线; (b)—室温冲击功.

表2 实验钢的力学性能

Table 2 Mechanical properties of experimental steels

终轧温度/°C	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%	屈强比
1 040	435	744	55.0	0.58
973	452	758	56.7	0.60
849	770	893	35.9	0.86

## 2.4 冲击断口形貌分析

图8为不同终轧温度实验钢室温冲击断口的

SEM形貌,均选取冲击断口中心区域进行观察分析.可以发现,3种实验钢均为韧性断裂模式,但韧窝大小和韧窝深度存在显著的差异.终轧温度 1 040 °C 和 973 °C 实验钢的断口表面均由大量尺寸不等的韧窝组成,而终轧温度 849 °C 实验钢相比之下,韧窝尺寸较小且深度较浅,并出现了解理平面.这表明终轧温度 849 °C 实验钢的塑性变形能力及冲击韧性相对较差.

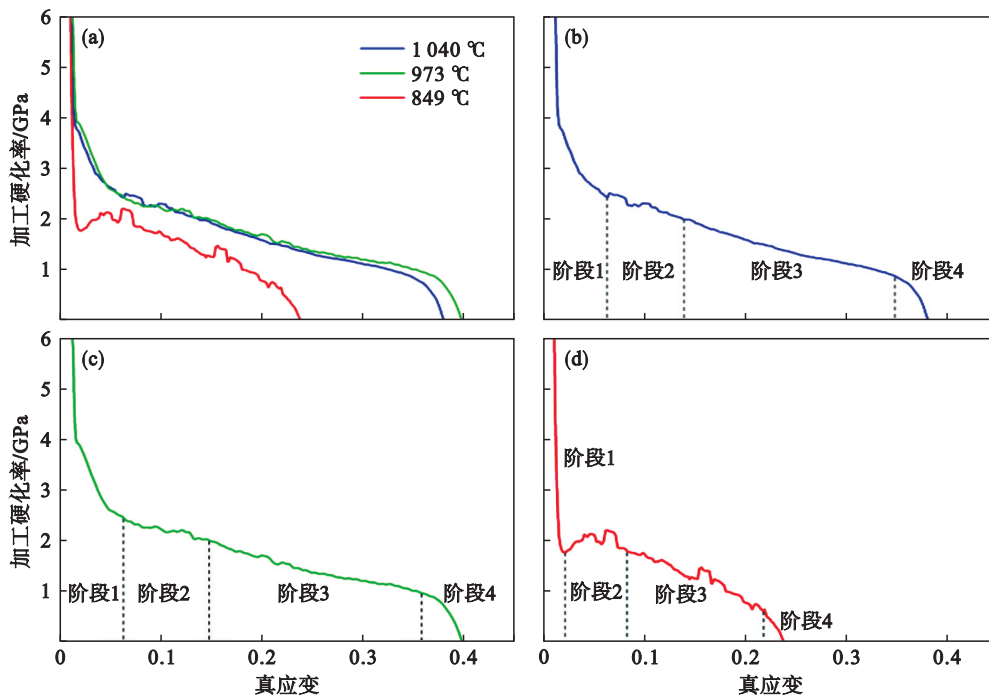


图6 实验钢加工硬化率曲线

Fig. 6 Strain hardening rate curves of experimental steels

(a)—不同终轧温度对比; (b)—终轧温度 1 040 °C; (c)—终轧温度 973 °C; (d)—终轧温度 849 °C.

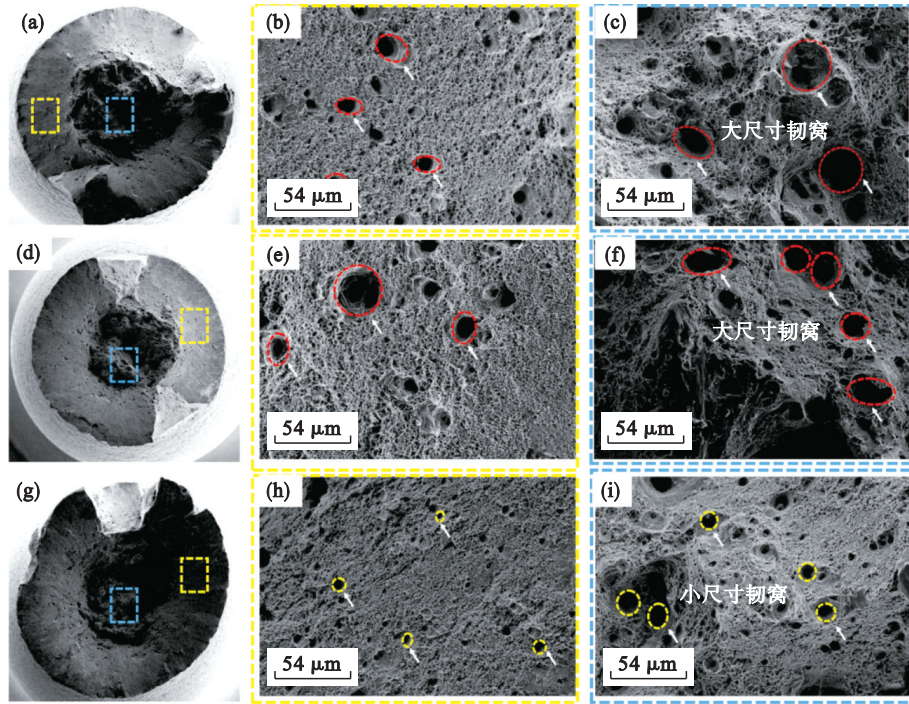


图 7 实验钢拉伸试样断口 SEM 形貌

Fig. 7 SEM morphologies of tensile fracture surface of experimental steels  
(a)~(c)—终轧温度 1 040 °C; (d)~(f)—终轧温度 973 °C; (g)~(i)—终轧温度 849 °C.

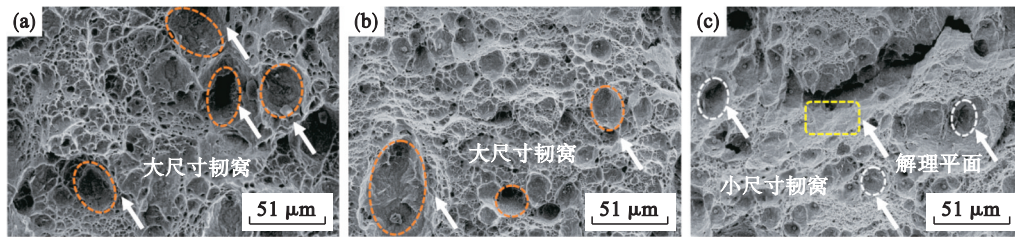


图 8 实验钢冲击断口的 SEM 形貌

Fig. 8 SEM morphologies of impact fracture surface of experimental steels  
(a)—终轧温度 1 040 °C; (b)—终轧温度 973 °C; (c)—终轧温度 849 °C.

### 3 结果与讨论

与终轧温度为 1 040 °C 的实验钢相比,当终轧温度降低至 973 °C 时,屈服强度小幅增加 17 MPa. 而终轧温度继续降低至 849 °C 时,屈服强度相比 973 °C 实验钢显著增加 318 MPa, 增幅高达 70.3%. 高锰钢的屈服强度通常是晶格摩擦应力 ( $\sigma_0$ )、固溶强化 ( $\sigma_{ss}$ )、晶界强化 ( $\sigma_b$ )、位错强化 ( $\sigma_d$ )、沉淀强化 ( $\sigma_p$ ) 及形变孪晶强化 ( $\sigma_m$ ) 等多种强化机制共同作用的结果,这些强化机制相互配合,共同提高实验钢的强度. 在金属材料强度分析中,各强化机制贡献加和,是广泛应用的简化模型,其核心假设为不同强化机制相互独立,强化效果具有叠加性<sup>[3,11]</sup>. 因此屈服强度  $R_{p0.2}$  可表示为:

$$R_{p0.2} = \sigma_0 + \sigma_{ss} + \sigma_b + \sigma_d + \sigma_p + \sigma_m. \quad (1)$$

需要说明的是,这一模型在学术界存在争议:部分研究证实,位错强化与晶界强化并非完全独立,二者存在交互作用,导致材料实际强度难以通过简单线性叠加精确描述<sup>[12]</sup>. 尤其在多相合金或复杂形变条件下,该模型的计算误差可能超过 10%. 但在本研究中,该模型的应用具有合理性:本文中的 3 种实验钢均为同一成分体系,终轧温度均在 849 °C 以上,冷却方式均为空冷,因此,各实验钢的第二相粒子析出情况可视为近似相同. 在 EBSD 图像中并未观察到热轧板内部存在明显的形变孪晶,在屈服点以前,没有形变孪晶产生. 因此,由固溶强化、沉淀强化和形变孪晶强化导致的实验钢屈服强度的差异在本文中可忽略不计,模型中仅需聚焦晶界强化与位错强化的贡献对比. 本研究采用该模型的核心目的是量化两种关键强化机制的相对变化趋势,而非追求绝

对强度值的精确计算,因此该简化模型可满足本文分析需求.

对于高锰钢,晶界强化和晶粒尺寸的关系可用霍尔-佩奇关系式表示<sup>[13]</sup>:

$$\sigma_b = \frac{K_{HP}}{\sqrt{d}} \quad (2)$$

式中: $K_{HP}$ 为材料的霍尔-佩奇系数; $d$ 为材料的平均晶粒尺寸.

表明晶界强化对屈服强度的贡献值与平均晶粒尺寸呈 $-1/2$ 次方的关系,即晶粒尺寸越小,晶界强化对屈服强度的贡献越大.除平均晶粒尺寸外,可看出晶界强化的效果与材料的霍尔-佩奇系数 $K_{HP}$ 也密切相关, $K_{HP}$ 越大,晶界强化的效果越好.对于高锰奥氏体钢, $K_{HP}$ 的数值一般在 $330\sim 485 \text{ MPa}\cdot\mu\text{m}^{1/2}$ 之间,本文取 $380 \text{ MPa}\cdot\mu\text{m}^{1/2}$ ,计算可得终轧温度 $1\,040, 973\text{ }^\circ\text{C}$ 实验钢中晶界强化的贡献分别为 $111, 129 \text{ MPa}$ .计算结果表明,通过降低终轧温度小幅细化晶粒尺寸,对屈服强度的提升作用较为有限.

根据位错的形成机制与分布特征,金属材料中的位错可分为两类:几何必需位错和统计存储位错.几何必需位错是为协调相邻晶粒间的形变差异、满足晶体连续性要求而产生的具有特定取向特征的位错,其密度与晶粒间的应变梯度直接相关<sup>[14]</sup>.本研究通过EBSD的局部取向差数据计算几何必需位错密度,采用Gao等<sup>[15]</sup>提出的应变梯度理论,计算公式为

$$\rho_{\text{GND}} = \frac{2\Delta\theta_1}{ub} = B\Delta\theta_1 \quad (3)$$

式中: $\rho_{\text{GND}}$ 为几何必需位错的位错密度; $u$ 为采点的单位长度,本研究中该值为 $300 \text{ nm}$ ; $b$ 为伯格矢量的模,取值为 $2.5\times 10^{-4} \mu\text{m}$ ; $B$ 为由实验参数与材料常数推导出的综合系数,即 $2/ub$ ; $\Delta\theta_1$ 为平均局部取向差,可从EBSD取向差数据中获得.取向差在 $3^\circ$ 以上的被视作物界,在计算几何必需位错密度时会予以排除.

计算结果显示,终轧温度 $1\,040, 973$ 和 $849\text{ }^\circ\text{C}$ 实验钢的几何必需位错密度分别为 $2.51\times 10^{14}, 3.40\times 10^{14}$ 和 $6.52\times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ,随终轧温度降低呈显著升高趋势,与晶粒变形程度的增加一致.统计存储位错是实验钢形变过程中因位错增殖、交割与缠结形成的随机分布位错,无明显取向关联性,主要源于材料内部的均匀形变.由于统计存储位错不产生可探测的应变梯度,无法通过EBSD直接表征,需结合总位错密度与几何必需位错密度的关系间接推算.参考Zhu等<sup>[16]</sup>的研

究,中低形变程度下统计存储位错占总位错的比例通常为 $15\%\sim 35\%$ ,在本研究中选取 $25\%$ 这一数值进行估算,得到终轧温度为 $1\,040, 973$ 和 $849\text{ }^\circ\text{C}$ 实验钢的位错密度分别为 $3.35\times 10^{14}, 4.53\times 10^{14}$ 和 $8.69\times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ .可见,随着终轧温度降低,位错密度逐渐增加,当终轧温度下降至未再结晶区的 $849\text{ }^\circ\text{C}$ 时,位错密度大幅提高,达到 $1\,040\text{ }^\circ\text{C}$ 实验钢的2倍以上.位错密度的大幅增加显著提高了位错强化效果,是终轧温度 $849\text{ }^\circ\text{C}$ 的实验钢屈服强度显著提升的主要原因.

高位错密度带来高强度的同时,往往对材料的塑性和韧性产生不利影响.材料内部大量存在的位错会对形变孪晶形成过程中所必需的位错运动与分解产生阻碍作用<sup>[17]</sup>,这对于形变孪晶的形核和生长是不利的.孪生作为高锰奥氏体钢中重要的塑性变形机制,对实验钢塑韧性的提高具有重要贡献<sup>[18]</sup>;孪晶界可作为位错运动的阻碍,产生动态霍尔-佩奇效应,提高材料的强度和塑性变形能力;还能够缩短位错的平均自由程,促进位错的增殖,增强基体存储位错的能力,进而延缓颈缩现象的发生.终轧温度 $849\text{ }^\circ\text{C}$ 实验钢由于较高的位错密度,形变孪晶的形成受到了很大限制,导致延伸率和冲击性能相比 $1\,040\text{ }^\circ\text{C}$ 和 $973\text{ }^\circ\text{C}$ 实验钢出现了一定幅度的下降.终轧温度 $973\text{ }^\circ\text{C}$ 实验钢的位错密度虽然高于 $1\,040\text{ }^\circ\text{C}$ 实验钢,但平均晶粒尺寸相较 $1\,040\text{ }^\circ\text{C}$ 实验钢更小,晶粒尺寸的减小有利于增加裂纹扩展路径长度,因此其塑性和韧性并没有发生下降.

## 4 结 论

1) 控制轧制对高锰高氮奥氏体钢的微观组织具有显著的影响.当终轧温度为 $1\,040\text{ }^\circ\text{C}$ 时,实验钢内部由完全等轴的奥氏体晶粒组成;当终轧温度降至 $973\text{ }^\circ\text{C}$ 时,实验钢平均晶粒尺寸减小,除了等轴奥氏体晶粒外,出现部分变形奥氏体晶粒;当终轧温度降至未再结晶区的 $849\text{ }^\circ\text{C}$ 时,实验钢内充满奥氏体变形晶粒,这些变形晶粒具有较大取向差且内部存在着大量位错.

2) 控制轧制引起的微观组织的变化显著影响实验钢的力学性能.随着终轧温度降低,实验钢的屈服强度和抗拉强度均有所提高.当终轧温度从 $1\,040\text{ }^\circ\text{C}$ 降至 $973\text{ }^\circ\text{C}$ 时,实验钢的屈服强度和抗拉强度仅有略微的提升;但当温度进一步降至奥氏体未再结晶区的 $849\text{ }^\circ\text{C}$ 时,实验钢的屈服

强度相比 973 °C 时大幅提升 70.3%, 达 770 MPa, 突破了高锰奥氏体钢屈服强度通常较低的局限。此时塑性和冲击韧性虽有所下降, 但室温延伸率和冲击功分别为 35.9% 和 159 J, 仍保持优良的综合力学性能。

#### 参考文献:

- [1] Guo H Y, Wu W T, Tan X, et al. Enhancing mechanical performance of high manganese austenitic steel through deformation at cryogenic temperatures and high strain rates [J]. *Materials Characterization*, 2025, 228: 115379.
- [2] Wang Y H, Zhang Y B, Godfrey A, et al. Cryogenic toughness in a low-cost austenitic steel[J]. *Communications Materials*, 2021, 2(1): 44.
- [3] 任家宽. 高锰奥氏体钢极低温强韧化机理研究及新钢种开发[D]. 沈阳: 东北大学, 2022.  
(Ren Jia-kuan. Study on strengthening and toughening mechanism of high manganese austenitic steel at extremely low temperature and development of new steel grades [D]. Shenyang: Northeastern University, 2022.)
- [4] Qi X Y, Fang Q W, Wang Z K, et al. Effect of interstitial carbon/nitrogen content on microstructure and tensile deformation behavior of Cr-bearing high-Mn steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, 943: 148792.
- [5] Liu Z G, Gao X H, Xiong M, et al. Role of hot rolling procedure and solution treatment process on microstructure, strength and cryogenic toughness of high manganese austenitic steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 807: 140881.
- [6] Sohn S S, Hong S, Lee J, et al. Effects of Mn and Al contents on cryogenic-temperature tensile and Charpy impact properties in four austenitic high-Mn steels[J]. *Acta Materialia*, 2015, 100: 39–52.
- [7] De Barbieri F, Jorge-Badiola D, Allende R, et al. Effect of Cr content in temperature-dependent mechanical properties and strain hardening of a twinning-induced plasticity steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 889: 145865.
- [8] Lee S M, Park I J, Jung J G, et al. The effect of Si on hydrogen embrittlement of Fe-18Mn-0.6C-xSi twinning-induced plasticity steels [J]. *Acta Materialia*, 2016, 103: 264–272.
- [9] Liu D, Yang D P, Hou Y, et al. Strain rate effects on mechanical properties, microstructural evolution, and deformation mechanisms of high manganese steels [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2025, 237: 219–255.
- [10] Tang C L, Yang J F, Zhang F, et al. Twin-related grain boundary engineering of additively manufactured 316L stainless steel[J]. *Acta Materialia*, 2025, 301: 121503.
- [11] Liang Z Y, Li Y Z, Huang M X. The respective hardening contributions of dislocations and twins to the flow stress of a twinning-induced plasticity steel [J]. *Scripta Materialia*, 2016, 112: 28–31.
- [12] Liu C L, Franz R, Dierck R. Finite strain crystal plasticity-phase field modeling of twin, dislocation, and grain boundary interaction in hexagonal materials [J]. *Acta Materialia*, 2023, 242: 118444.
- [13] De Cooman B C, Estrin Y, Kim S K. Twinning-induced plasticity (TWIP) steels [J]. *Acta Materialia*, 2018, 142: 283–362.
- [14] Kubin L P, Mortensen A. Geometrically necessary dislocations and strain-gradient plasticity: a few critical issues [J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48(2): 119–125.
- [15] Gao H, Huang Y, Nix W D, et al. Mechanism-based strain gradient plasticity: I. theory [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1999, 47(6): 1239–1263.
- [16] Zhu C Y, Harrington T, Gray G T, et al. Dislocation-type evolution in quasi-statically compressed polycrystalline nickel [J]. *Acta Materialia*, 2018, 155: 104–116.
- [17] Chen J, Ren J K, Liu Z Y, et al. The essential role of niobium in high manganese austenitic steel for application in liquefied natural gas tanks [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 772: 138733.
- [18] Bouaziz O, Allain S, Scott C P, et al. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: a review of the microstructure properties relationships [J]. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2011, 15(4): 141–168.

(上接第 29 页)

- [31] 李文举, 张干, 崔柳, 等. 基于坐标注意力的轻量级交通标志识别模型[J]. 计算机应用, 2023, 43(2): 608–614.  
(Li Wen-ju, Zhang Gan, Cui Liu, et al. Lightweight traffic sign recognition model based on coordinate attention [J]. *Journal of Computer Applications*, 2023, 43(2): 608–614.)
- [32] 马宏兴, 董凯兵, 王英菲, 等. 基于改进 YOLO v5s 的轻量化植物识别模型研究[J]. 农业机械学报, 2023, 54(8): 267–276.  
(Ma Hong-xing, Dong Kai-bing, Wang Ying-fei, et al. Lightweight plant recognition model based on improved YOLO v5s [J]. *Transactions of the Chinese Society for Agricultural Machinery*, 2023, 54(8): 267–276.)
- [33] Yang L X, Zhang R Y, Li L D, et al. SimAM: a simple, parameter-free attention module for convolutional neural networks [C]//International Conference on Machine Learning, Vienna, 2021: 11863–11874.
- [34] Zheng Z H, Wang P, Liu W, et al. Distance-IoU loss: faster and better learning for bounding box regression [J]. *Proceedings of the AAAI Conference on Artificial Intelligence*, 2020, 34(7): 12993–13000.
- [35] Gevorgyan Z. Siou loss: more powerful learning for bounding box regression [EB/OL]. (2022-05-25) [2024-03-30]. <https://arxiv.org/abs/2205.12740>.
- [36] Koirala A, Walsh K B, Wang Z, et al. Deep learning for real-time fruit detection and orchard fruit load estimation: benchmarking of ‘MangoYOLO’ [J]. *Precision Agriculture*, 2019, 20(6): 1107–1135.
- [37] Liu G X, Nouaze J C, Touko Mbouembe P L, et al. YOLO-tomato: a robust algorithm for tomato detection based on YOLOv3 [J]. *Sensors*, 2020, 20(7): 2145.
- [38] Lawal O M. YOLOMuskmelon: quest for fruit detection speed and accuracy using deep learning [J]. *IEEE Access*, 2021, 9: 15221–15227.
- [39] Redmon J, Farhadi A. YOLOv3: an incremental improvement [EB/OL]. (2018-04-08) [2024-03-30]. <https://arxiv.org/abs/1804.02767>.
- [40] Deng S C, Mei F, Yang L, et al. Research on the hand-eye calibration method based on monocular robot [J]. *Journal of Physics: Conference Series*, 2021, 1820(1): 012007.