

DOI:10.11951/j. issn. 1005 - 0299. 20170425

高锰奥氏体低温钢力学性能及 Hall-Petch 关系的研究

陈 欢¹, 孙新军¹, 王小江^{1,2}, 肖书洋³

(1. 钢铁研究总院 工程用钢所, 北京 100081; 2. 清华大学 材料学院, 北京 100084;
3. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘要: 高锰奥氏体低温钢作为一种经济型低温钢材料, 具有非常巨大的发展空间。为进一步研究晶粒尺寸对高锰奥氏体低温钢的影响, 本文对其进行了不同工艺的固溶处理, 测试了不同晶粒尺寸实验钢的室温拉伸及低温冲击性能, 通过扫描电镜(SEM)、背散射电子衍射(EBSD)等方法进行表征并计算其 Hall-Petch 关系式。 -196°C 冲击实验结果表明, 高锰奥氏体低温钢具有良好而稳定的超低温冲击性能, 且其超低温冲击性能不随晶粒尺寸的增加而发生变化。经计算实验钢屈服强度所对应的 Hall-Petch 常数 K_y 为 $7.27 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{0.5}$, 明显小于其他被研究的奥氏体高锰钢。进一步计算拉伸过程中不同真应变 ε 对应的 Hall-Petch 常数 $K(\varepsilon)$, 发现在拉伸过程中, 受 TWIP 效应产生的变形孪晶影响, $K(\varepsilon)$ 值随应变量的增加而增加; 当真应变达到 0.3 时, 组织内变形孪晶不再继续生成, 加工硬化过程不再进行, $K(\varepsilon)$ 也达到极大值。

关键词: Hall-Petch 关系; 高锰奥氏体低温钢; 晶粒尺寸; TWIP 效应; 形变孪晶; 低温韧性

中图分类号: TG141 文献标志码: A 文章编号: 1005 - 0299(2018)05 - 0011 - 08

Mechanical properties and Hall-Petch relationship of high manganese austenitic cryogenic steel

CHEN Huan¹, SUN Xinjun¹, WANG Xiaojiang^{1,2}, XIAO Shuyang³

(1. Department of Structural Steels, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China;

3. School of Materials Science and Engineering, University of Science & Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: High manganese austenitic low-temperature steel as an economical low-temperature steel, there is a huge space for development. Different researchers on the fine grain strengthening of high manganese austenitic steel have different opinions. In order to research the effects of grain size on the properties of high manganese austenitic low temperature steel, different solution treatments were processed, the tensile tests and low temperature impact properties with different grain sizes were tested. The experimental steels were characterized by scanning electron microscope (SEM), electron backscatter diffraction (EBSD) and the Hall-Petch relationship was calculated. The -196°C impact test results show that the high manganese austenitic cryogenic steel has a great cryogenic impact performance, and the cryogenic impact performance doesn't change with the increase of grain size. The Hall-Petch constant K_y corresponding to the yield strength of the experimental steel is $7.27 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{0.5}$, significantly smaller than that of other austenitic steels. The reason is that the carbon content of the experimental steel is low, resulting in a lower shear modulus G . At the same time, the carbon as a gap solid solution directly affects the dislocation density ρG near the grain boundary, and the K_y value is proportional to $\rho_G^{0.5}$ and G , so the lower carbon content of the test steel leads to a smaller K_y value. The Hall-Petch constant $K(\varepsilon)$ corresponding to the different true strain ε during tensile tests is further calculated. It is found that $K(\varepsilon)$ is affected by the TWIP effect. When the true strain reaches 0.3, deformation twins are no longer to produce, the value of $K(\varepsilon)$ reaches the maximum.

Keywords: Hall-Petch relationship; high manganese austenite cryogenic steel; grain size; TWIP effect; deformation twinning; cryogenic toughness

收稿日期: 2017-12-07 网络出版日期: 2018-03-19.

基金项目: 国家高技术研究发展计划(863 计划)资助项目
(2015AA03A501).

作者简介: 陈 欢(1992—), 男, 硕士研究生。

通信作者: 孙新军, E-mail: sunxjun@cisri.com.cn.

期刊网址: http://hit.alljournals.cn/mst_cn/ch/index.aspx

高锰钢在金属材料领域一直有着广泛的应用, 近年来更有研究者尝试将高锰奥氏体钢作为经济型低温钢材料, 制备高锰奥氏体低温钢以取代 9Ni 钢等昂贵钢种。在高锰奥氏体低温钢中加入质量分数 22% 以上的锰代替传统低温钢中使

用的镍，并加入 0.4% 以上的碳元素。由于碳与锰作为促进奥氏体形成元素，保证了钢在室温下为奥氏体组织，提高其低温韧性。日本原子能研究所 (JAERI) 计划用高锰奥氏体低温钢制造超导线圈必需的低温结构材料^[1]。韩国浦项制铁研究者们利用高锰奥氏体低温钢研发了大容量的液化天然气 (LNG) 储罐，并尝试进行造船应用^[2]。对高锰奥氏体低温钢的大量研究表明，其在低温材料领域有着巨大的发展空间。

本研究中利用 Hall-Petch 关系式对高锰奥氏体低温钢中晶粒尺寸对力学性能的影响进行量化研究。Hall-Petch 关系式是强度与晶粒尺寸的关系式

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0(\varepsilon) + K(\varepsilon) \cdot D^{-0.5} [3].$$

式中： $\sigma(\varepsilon)$ 为应变量 ε 下材料的强度； D 为材料的有效晶粒尺寸； $\sigma_0(\varepsilon)$ 为晶格摩擦力； $K(\varepsilon)$ 为 Hall-Petch 常数，是材料强度的增量与晶粒尺寸的比值。 $K(\varepsilon)$ 越大，晶粒尺寸对强度的影响越大^[4]。虽然国内外研究者对于奥氏体钢中晶粒尺寸与力学性能的关系进行了研究，但对其影响说法不一，主要表现在不同研究中 $K(\varepsilon)$ 大小有较大差距。伍翠兰^[5] 等计算出 Fe-25Mn 奥氏体钢屈服强度对应的 Hall-Petch 参数 K_y 值为 $10.9 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{0.5}$ ；Bouaziz^[6] 等人研究证明高锰奥氏体钢的 K_y 值约在 $13.5 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{0.5}$ ；而 Grange^[7] 等人则报道奥氏体钢的 K_y 值高达 $20.68 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{0.5}$ 。而且，对于奥氏体晶粒尺寸与奥氏体钢韧性的关系，国内外鲜有相关的研究和文献报道。为此，本文对高锰奥氏体低温钢中晶粒尺寸与强度及韧性的关系进行了研究，以期未来在低温环境下的工程应用，及其在晶粒尺寸变化后预测力学性能等方面具有参考和借鉴意义。

本文通过不同退火工艺获得不同晶粒尺寸的高锰奥氏体低温钢，对其室温拉伸性能与低温下的冲击性能进行了测试。研究其中的 Hall-Petch 关系并计算屈服强度所对应的 Hall-Petch 常数 K_y ，分析了 K_y 的影响因素以及不同奥氏体钢之间 K_y 值差异较大的原因。进一步研究了 Hall-Petch 常数 $K(\varepsilon)$ 值在拉伸过程中对应变量的依赖性，并对其中的机理进行了说明。

1 实验

实验钢的化学成分见表 1。图 1 为实验钢的轧制与固溶处理工艺图。实验钢钢坯在 1000°C 下保温 2 h，出炉后立即开轧，经过 6 道次轧制将实验钢由 60 mm 下压至 12 mm，总下压量为

80%。对热轧板进行固溶处理，分别在 900 、 950 、 1000 、 1100 和 1150°C 下保温 40 min 后水淬至室温，同时增加对 1150°C 保温 120 min 后水淬的固溶处理研究。

表 1 实验钢的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of the tested steel (wt. %)

C	Si	Mn	S	P	Mo	Als	Fe
0.46	0.15	22.28	0.0019	0.0051	0.34	0.028	Bal.

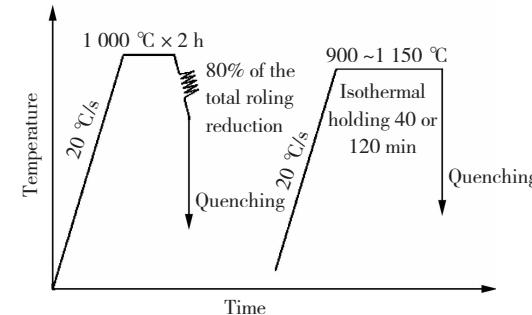


图 1 实验钢的轧制与固溶处理工艺

Fig. 1 Rolling and solution treatment process of the experimental steel

在实验钢上取金相试样并磨平抛光，用体积分数为 4% 的硝酸酒精腐蚀，使用 GX51 光学显微镜和 S-4300 冷场发射扫描电镜观察实验钢的微观组织形貌。另取试样将其磨平并使用含有 10% 高氯酸的冰醋酸溶液进行电解抛光（电压 20 V，电流 0.5 A），而后使用 FEI - 650FEG 热场发射扫描电镜进行 EBSD 分析，并利用截线法测量组织的平均晶粒尺寸。

拉伸实验采用 WE-300 液压拉伸试验机测量实验钢的室温拉伸性能，试样尺寸为 $\varnothing 8 \text{ mm}$ 的标准拉伸试样。Charpy 冲击实验采用 JBN - 300B 冲击试验机在 -196°C 条件下进行，试样采用 V 型缺口，尺寸为 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 55 \text{ mm}$ 。

经过冲击试验的试样经研磨抛光后，再经电解腐蚀去除表面应力，利用 PANALYTICAL - MPD 型 X 射线衍射仪，依照国标 GB8362 - 87 对试样进行 XRD 分析。

2 结果与分析

2.1 显微组织

图 2 为 900°C 退火后实验钢的金相与扫描电镜图像，可以观察到实验钢经过固溶处理后的室温组织为单一相的奥氏体组织。实验钢在固溶处理过程中进行了充分的再结晶，因此，组织中存在一定量的退火孪晶。

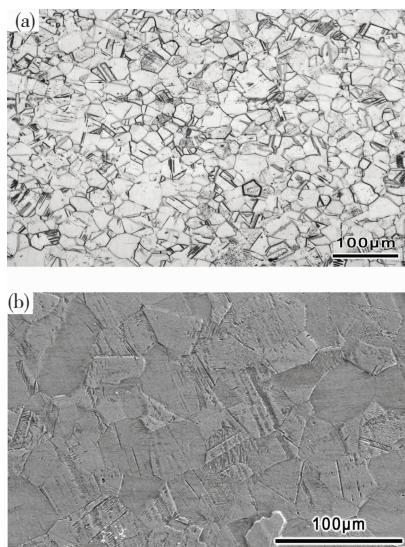


图 2 900 °C 固溶处理后实验钢的 OM 图像(a)与 SEM 图像(b)

Fig. 2 OM and SEM images of 900 °C solution treatment samples: (a) OM image; (b) SEM image

试样的固溶处理工艺与平均晶粒尺寸(D)的关系如表 2 所示,实验钢的晶粒尺寸由 18.4 μm 逐步增大至 156.2 μm 左右。图 3 为高锰奥氏体钢

在 900、950、1 000、1 100 和 1 150 °C 进行固溶处理后的 EBSD 晶界分布图。由图 3 可以观察到,实验钢没有随着热处理工艺的变化而发生相变,一直是稳定的奥氏体组织。晶界分布图中红色的晶界是取向为绕 $<111>$ 旋转 60° 的 Σ_3 孪晶界, Σ_3 孪晶界与位相差大于 15° 的大角度晶界一道,在位错运动过程中都有阻碍作用,因此,在使用截线法测量实验钢的晶粒尺寸时也把孪晶界考虑在内,被孪晶界分割后晶粒尺寸变得更为细小。

表 2 实验钢不同固溶处理工艺的平均晶粒尺寸

Table 2 Average grain sizes of the different solution treatment process

solution treatment process	$D/\mu\text{m}$
900 °C/40 min	18.4
950 °C/40 min	31.8
1 000 °C/40 min	52.6
1 100 °C/40 min	78.1
1 150 °C/40 min	102.2
1 150 °C/120 min	156.2

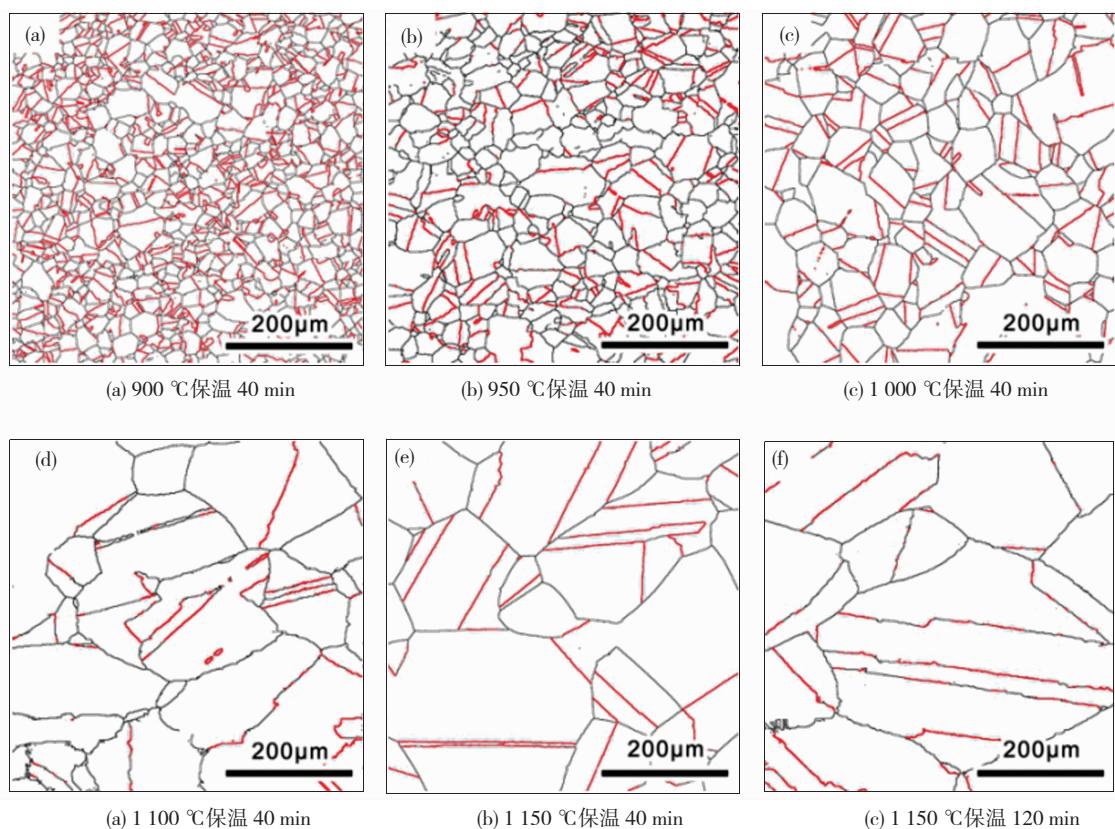


图 3 实验钢不同固溶处理工艺的 EBSD 晶界分布图

Fig. 3 Different solution treatment process of experimental steel's EBSD grain boundary distributions: (a) 900 °C insulate 40 min; (b) 950 °C insulate 40 min; (c) 1 000 °C insulate 40 min; (d) 1 100 °C insulate 40 min; (e) 1 150 °C insulate 40 min; (f) 1 150 °C insulate 120 min

2.2 力学性能

表 3 和图 4 分别是不同晶粒尺寸的实验钢室温拉伸试验数据和工程应力应变曲线。对比表 3 中的数据可以发现, 随着奥氏体平均晶粒尺寸 D 的增大, 其屈服强度 $R_{p0.2}$ 和抗拉强度 R_m 均有所下降。同时实验钢的断后伸长率 A 随着晶粒尺寸的增大不断升高, 说明其塑性随着晶粒长大而进一步提高。

表 3 不同晶粒尺寸实验钢的拉伸性能

Table 3 Tensile properties of the experimental steels with different grain sizes

$D/\mu\text{m}$	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$A/\%$
18.4	290	889	68.0
31.8	274	864	71.0
52.6	273	852	73.0
78.1	269	821	74.0
102.2	252	782	76.5
156.2	250	766	80.0

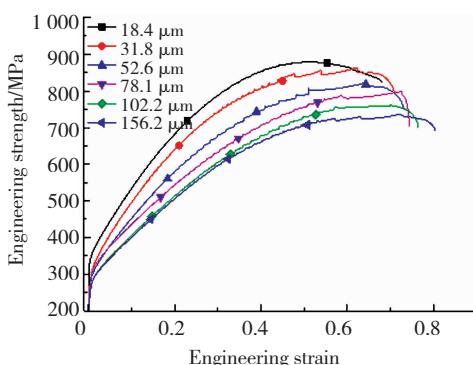


图 4 不同晶粒尺寸实验钢的工程应力应变曲线

Fig. 4 Engineering stress-strain curves of different grain size steels

从图 4 曲线中还可以观察到, 其塑性变形阶段都出现了明显的锯齿状波形, 说明在实验钢中存在动态应变时效 (Dynamic Strain Aging) 现象。出现该现象是由于金属固溶体中的间隙溶质原子向位错进行偏聚与钉扎, 暂时阻碍了位错运动。而随着外应力的加大, 位错突破钉扎的短程有序原子团, 塑性变形过程继续进行^[8]。

图 5 是不同晶粒尺寸试样在 -196 °C 下的冲击性能, 可以看到, 随着晶粒尺寸的增大, 实验钢的低温冲击性能保持稳定, 表现出非常良好的低温韧性, 其 Charpy 冲击功始终维持在 160 J 以上。实验结果证明晶粒尺寸的变化对于实验钢的低温韧性没有明显影响, 造成这一现象的原因很可能是晶界对韧性的影响, 尤其是奥氏体晶界对裂纹扩展所起到的阻碍作用并没有那么大, 奥氏体钢

所表现出的高韧性主要来自于奥氏体基体。对于这一问题需要更多的证据以及相关研究来证明。

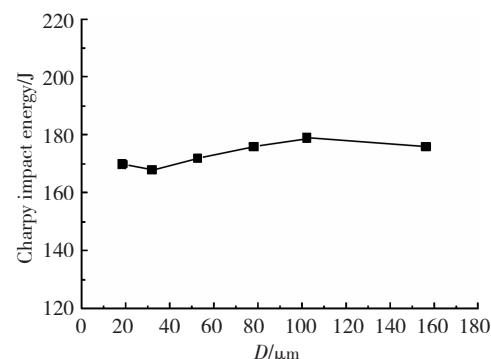


图 5 不同晶粒尺寸实验钢的 Charpy 冲击功 (-196 °C)

Fig. 5 Charpy impact energy of different grain size steels (-196 °C)

图 6 是经过 -196 °C 冲击试验后 900 °C 固溶处理后实验钢的 XRD 谱, 可以看到其 4 个峰都是奥氏体 γ 相的特征峰, 没有出现马氏体 α 相的特征峰, 证明试样在低温断裂变形过程中并未发生相变。根据相关研究报道, 奥氏体钢在塑性变形阶段发生孪生诱导塑性 (TWIP) 效应的临界条件是其层错能要大于 18 mJ/m²^[9]。而对于 22% 锰的实验钢, 其层错能已达到 22 mJ/m²^[10], 具备产生 TWIP 效应的条件。说明该实验钢在拉伸过程中会表现出 TWIP 效应, 是一种 TWIP 钢。

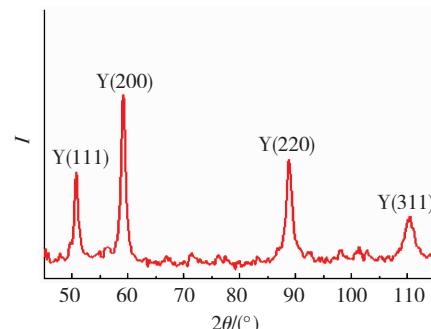


图 6 900 °C 固溶处理后实验钢冲击试样的 XRD 谱图

Fig. 6 XRD pattern of 900 °C solution treatment sample for impact test

2.3 屈服强度所对应的 Hall-Petch 关系

图 7 是不同晶粒尺寸实验钢的屈服强度所对应的 Hall-Petch 关系图, 纵坐标为屈服强度, 横坐标为平均晶粒尺寸 D 的 -0.5 次方。屈服强度对应的 Hall-Petch 关系式为

$$\sigma_{ys} = \sigma_0 + K_y \cdot D^{-0.5}$$

式中: σ_{ys} 为屈服强度; K_y 为屈服强度所对应的 Hall-Petch 常数。由于 $\sigma_{ys} - \sigma_0$ 为细晶强化所产生的强度增量, 即

$$YS_G = K_y \cdot D^{-0.5}.$$

YS_G 是屈服强度的增量. 利用最小二乘法可得到实验钢屈服强度所对应的 Hall-Petch 关系式:

$$\sigma_{ys} = 231.12 (\pm 7.99) + 7.27 (\pm 0.45) D^{-0.5},$$

$$YS_G = 7.27 (\pm 0.45) D^{-0.5}.$$

屈服强度所对应的 Hall-Petch 常数 $K_y = 7.27 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{0.5}$. 在晶粒尺寸一定的情况下, K_y 便可代表细晶强化对屈服强度的增量. 图 8 将实验钢和其他研究中高锰奥氏体钢的 K_y 值做了对比, 可以看到实验钢 K_y 值明显小于其他高锰奥氏体钢.

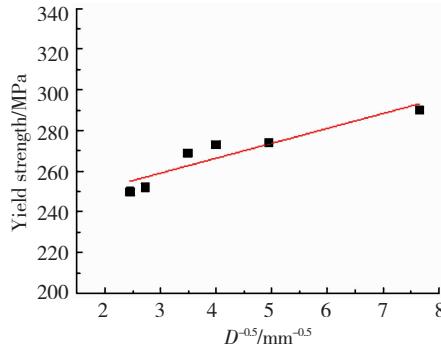


图 7 屈服强度对应的 Hall-Petch 关系

Fig. 7 Hall-Petch relation corresponding to yield strength

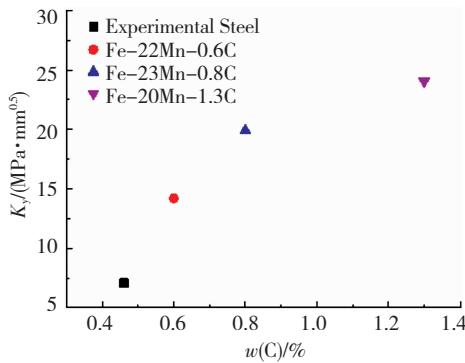


图 8 奥氏体钢的 C 含量与 K_y 值的关系^[7,11-12]

Fig. 8 The relationship between C content and K_y value of austenite steels^[7,11-12]

由图 8 还可以观察到, 高锰奥氏体钢的 K_y 值随着碳含量的提高而提高. 用于对比的几种高锰奥氏体钢与实验钢相同, 主要元素都为 Fe、Mn、C 元素, 且钢中的锰含量相差不大, 因此, 碳含量的不同就成为 K_y 值差距的决定性因素.

为了分析碳含量对 K_y 的影响, 先对 Hall-Petch 关系的影响因素进行分析. 根据位错塞积理论, 晶界对位错有强烈的阻碍作用, 在外加应力的影响下先开动的位错源发出领先位错, 但在靠近晶界后遭遇阻力而停止运动, 随后发出的位错也塞积在晶界附近, 造成位错塞积^[13-15]. 因此, 晶粒细化对材料的强化作用是由晶界附近位错的塞积

导致的, 晶粒越细小, 单位面积内的晶界总长度越长, 对位错的塞积作用越强. 根据 Christian^[16] 等人的研究并基于位错塞积理论, 晶粒细化对于强度的增量可用以下关系式表示:

$$YS_G = \alpha G b \rho_G^{0.5} D^{-0.5}.$$

式中: α 为常数; ρ_G 为晶界附近的位错密度; G 为材料的剪切模量; b 为柏氏矢量的绝对值. 进一步则可得到

$$K_y D^{-0.5} = \alpha G b \rho_G^{0.5} D^{-0.5},$$

$$K_y = \alpha G b \rho_G^{0.5}.$$

可以发现 K_y 与 $\rho_G^{0.5}$ 以及切变模量 G 呈正比关系, K_y 值随着晶界附近的位错密度 ρ_G 以及切变模量 G 的增大而增大. 根据 Jee^[17] 等人的报道, 在奥氏体钢中碳的质量分数由 0.3% 上升到 0.6%, 其切变模量 G 由 68 GPa 上升至 77 GPa, 切变模量 G 随碳含量的升高明显提高.

另一方面对于奥氏体钢来说, 在不存在碳析出相的情况下, 碳在组织中主要以间隙固溶的状态存在. 间隙固溶原子由于在晶格结构中的特殊位置, 均会对铁基体的晶体点阵带来较大的晶格畸变. 尤其是碳原子, 其原子尺寸与奥氏体面心立方结构中的最大间隙位置相比较大, 会产生更大的畸变能, 导致碳原子在晶界处产生非常强烈的偏聚现象. 而根据刘春明^[18] 等人的研究, 随着碳含量增加钢中的碳偏析量也迅速增加. 碳在晶界附近的偏析严重阻碍了位错, 强化了晶界的塞积作用, 提高了晶界附近的位错密度 ρ_G . 碳含量的提高同时提高了切变模量 G 和晶界附近的位错密度 ρ_G , 从而提高了 K_y 值. 因此, 碳含量较低的实验钢其 K_y 值低于其他碳含量较高的高锰奥氏体钢.

2.4 Hall-Petch 关系在塑性变形阶段的变化

图 9 为拉伸过程中不同应变量下的 Hall-Petch 关系, 图中不同点由下至上分别代表真应变 ε 从 0.05 增长到 0.4 的过程中, 不同晶粒尺寸实验钢所对应的真应力. 由此可以证明在 $0.05 < \varepsilon < 0.4$ 的范围内, 实验钢均呈现出线性的 Hall-Petch 关系. 对其做二次拟合可以得到不同应变量下对应的 Hall-Petch 系数 $K(\varepsilon)$.

图 10 对不同真应变下的 Hall-Petch 常数 $K(\varepsilon)$ 进行了统计, $K(\varepsilon)$ 的变化有明显的规律性: 当 $0.05 < \varepsilon < 0.3$ 时, 其 $K(\varepsilon)$ 值明显升高, 但其增量不断减小; 当 $\varepsilon = 0.3$ 时, $K(\varepsilon)$ 达到极大值 $40 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{0.5}$; 当 $0.3 < \varepsilon < 0.4$ 时, $K(\varepsilon)$ 值趋于稳定.

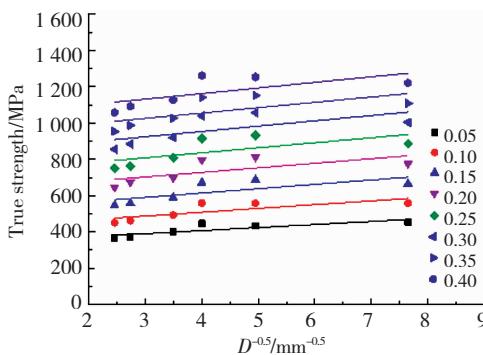


图 9 实验钢在不同应变量下的 Hall-Petch 关系

Fig. 9 Hall-Petch relationship of experimental steel under different strain

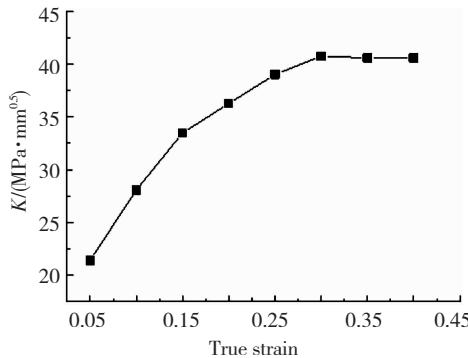
图 10 不同真应变下的 $K(\varepsilon)$

Fig. 10 The $K(\varepsilon)$ with different true strain

实验钢作为一种 TWIP 钢, 在拉伸过程中产生的形变孪晶也会对 $K(\varepsilon)$ 产生影响。有很多研究者也研究了 TWIP 钢的 Hall-Petch 常数 $K(\varepsilon)$ 随真应变的变化规律, 并利用 $K(\varepsilon)$ 研究塑性变形中加工硬化现象。如 Gumus^[19-20] 等人发现 TWIP 钢在 $0.002 < \varepsilon < 0.4$ 时, $K(\varepsilon)$ 随着真应变的增大而增大, 他们认为随着 TWIP 效应的进行, 在拉伸过程中不断生成新的形变孪晶及其孪晶界, 同时新生成的孪晶界附近形成大量的位错结构, 阻碍了位错运动, 提高了材料的强度, 起到了加工硬化的效果。Barnett^[21] 也认为孪晶界会导致 $K(\varepsilon)$ 值上升, 由于拉伸过程中孪晶界不断产生, $K(\varepsilon)$ 值也随着应变量的增加而不断增加。但这些研究与实验钢的实验结果明显不同。

在本研究中, 在 $\varepsilon < 0.3$ 时 $K(\varepsilon)$ 持续增加。这一阶段的变化与其他研究结果吻合, 说明形变孪晶界确实起到了加工硬化作用。随着拉伸继续进行, 应变量进一步增加, 而 $K(\varepsilon)$ 值单位增量减少, 证明形变孪晶在产生过程中受到了越来越大的阻力。图 11 是晶粒尺寸不同的轧向拉伸试样在扫描电镜下的形貌, 可以看到奥氏体晶粒内充满了形变孪晶, 孪晶相互交割将晶粒彻底分割细化。

根据王书晗^[22]等人的研究, 晶粒尺寸减小提高了生成变形孪晶所需的临界应力, 提高了生成新孪晶界的阻力, 抑制了 TWIP 效应以及形变孪晶界的产生。实验证明, $\varepsilon = 0.3$ 为实验钢进行 TWIP 效应的临界值, 当真应变大于 0.3 时, 晶粒被先形成的孪晶界分割的过于细小, 导致阻力过大无法继续产生孪晶。因此, 当 $\varepsilon > 0.3$ 后, $K(\varepsilon)$ 不再继续提高, 稳定在 $40 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{0.5}$ 左右。

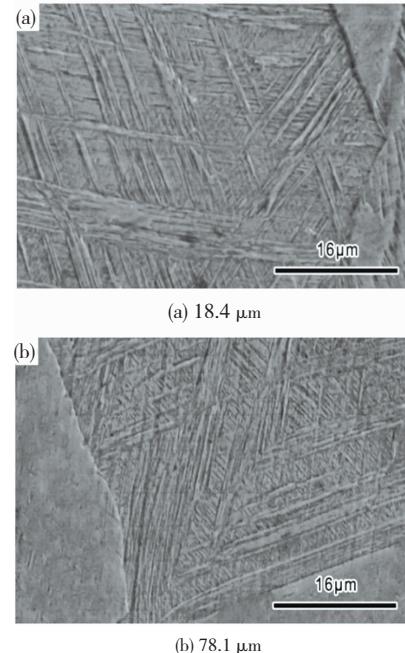


图 11 晶粒尺寸不同的拉伸试样 SEM 图像

Fig. 11 The SEM images for the tensile samples of different average grain size

3 结 论

1) -196°C 冲击实验结果表明, 高锰奥氏体低温钢具有良好而稳定的超低温冲击性能, 且不随晶粒尺寸的增加而发生变化, 具有成为经济性低温钢的潜力。

2) 实验钢屈服强度对应的 Hall-Petch 常数 K_y 约为 $7.27 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{0.5}$, 明显低于其他被研究的高锰奥氏体钢。与其他研究中的奥氏体钢相比, 实验钢的碳含量较低, 导致其晶界附近的位错密度 ρ 与切变模量 G 较低。 K_y 与 $\rho_G^{0.5}$ 以及 G 呈正比关系, 因此, 碳含量较低导致实验钢的 K_y 值偏小, 实验钢的强度随晶粒尺寸的变化小。

3) 实验钢的 Hall-Petch 常数 $K(\varepsilon)$ 值在拉伸过程中有明显的变化规律, 先升高后逐渐保持不变。原因是 $K(\varepsilon)$ 值先受 TWIP 效应产生的形变孪晶界增加而升高; 但随着变形量增加, 生成形变孪晶受到的阻力越来越大, 直到真应变 ε 达到 0.3

后,形变孪晶不再生成,加工硬化过程不再进行, $K(\varepsilon)$ 值也不再升高,最终稳定在 $40 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{0.5}$ 左右。

参考文献:

- [1] YOSHIDA C, TADASHI R. Mechanical properties of high manganese austenitic steel [J]. Cryogenic and Special Gas, 2003, 4(10):60–63.
- [2] 贺英群. 浦项开发出高锰钢大容量 LNG 贮藏罐 [J]. 鞍钢技术, 2014, 386(2):62–62.
HE Yingqun. Development of high capacity LNG storage tank for high manganese steel in Pohang[J]. Anshan Iron and Steel Technology, 2014, 86(2):62–62.
- [3] YANUSHKEVICH Z, DOBATKIN S V, BELYAKOV A, et al. Hall-Petch relationship for austenitic stainless steels processed by large strain warm rolling [J]. Acta Materialia, 2017, 9(136):39–48.
DOI:10.1016/j.actamat.2017.06.060
- [4] LIEMPT P V, BOS C, SIETSMA J. A physically based yield criterion II. Incorporation of Hall-Petch effect and resistance due to thermally activated dislocation glide [J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 652(1):7–13.
DOI:10.1016/j.msea.2015.11.035
- [5] 伍翠兰, 艾倍倍, 谢盼, 等. TWIP 钢的孪晶及其对 Hall – Petch 关系的影响 [J]. 湖南大学学报(自科版), 2013, 40(6):80–85.
WU Cuilan, AI Beibei, XIE Pan, et al. Effects of TWIP steel twins and their effects on the relationship of Hall – Petch[J]. Journal of Hunan University(Natural Science Journal), 2013, 40(6):80–85.
DOI:10.3969/j.issn.1674 – 2974.2013.06.014
- [6] BOUAZIZ O, ALLAIN S, SCOTT C P, et al. High manganese austenitic twinning plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships [J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2011, 15(8):141–152.
DOI:10.1016/j.cossms.2011.04.002
- [7] 雍岐龙. 钢铁材料中的第二相 [M]. 北京:冶金工业出版社, 2006:33–34.
YONG Qilong. The second phase of iron and steel material [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2006:33–34.
- [8] WANG Xiaojiang, SUN Xinjun, SONG Cheng, et al. Enhancement of yield strength by chromium/nitrogen alloying in high-manganese cryogenic steel [J]. Materials Science and Engineering A, 2017, 698(20):110–116.
DOI:10.1016/j.msea.2017.05.023
- [9] SAEED-AKBAR A, MOSECKER L, SCHWEDT A, et al. Characterization and prediction of flow behavior in high-manganese twinning induced plasticity steels: Part I. Mechanism maps and work-hardening behavior [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2012, 43(5):1688–1704.
DOI:10.1007/s11661 – 011 – 0993 – 4
- [10] MOSECKER L, SAEED-AKBARI A. Nitrogen in chromium-manganese stainless steels: a review on the evaluation of stacking fault energy by computational thermodynamics [J]. Technol Adv Mater, 2014, 14(3):301–310.
DOI:10.1088/1468 – 6996/14/3/033001
- [11] 刘海军, 朱定一, 胡真明, 等. 晶粒尺寸对 Fe – 20Mn – 3Cu – 1.3C 合金钢加工硬化行为的影响 [J]. 材料热处理学报, 2013, 34(4):85–89.
LIU Haijun, ZHU Dingyi, HU Zhenming, et al. Effect of grain size on work hardening behavior of Fe-20Mn – 1.3C alloy steel [J]. Journal of Materials Heat Treatment, 2013, 34(4):85–91.
- [12] DINI G, NAJAFIZADEH A, UEJI R, et al. Tensile deformation behavior of high manganese austenitic steel: The role of grain size [J]. Materials and Design, 2010, 31(10):3395–3341.
DOI:10.1016/j.matdes.2010.01.049
- [13] YUAN Xiaoyun, CHEN Liqing, ZHAO Yang, et al. Influence of annealing temperature on mechanical properties and microstructures of a high manganese austenitic steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 217(3):278–285.
DOI:10.1016/j.jmatprotec.2014.11.027
- [14] SONG Rendo, CAI Chenghong, LIU Shuai, et al. Stacking fault energy and compression deformation behavior of ultra-high manganese steel [J]. Procedia Engineering, 2017, 207(32):1809–1814.
DOI:10.1016/j.proeng.2017.10.943
- [15] WANG Xiaojiang, SUN Xinjun, SONG Cheng, et al. Evolution of microstructures and mechanical properties during solution treatment of a Ti-V-Mo-containing high-manganese cryogenic steel [J]. Materials Characterization, 2018, 135(1):287–294.
- [16] CHRISTIAN H, MARKUS K, LUIS B M, et al. Recrystallization behavior of a high-manganese steel: Experiments and simulations [J]. Acta Materialia, 2015, 100(2):155–168.
DOI:10.1016/j.actamat.2015.08.057
- [17] KANG J H, DUAN S H, KIM S J, et al. Grain boundary strengthening in high Mn austenitic steels [J]. Metallurgical and Materials Transctions A, 2016, 47(A):1918–1921.
DOI:10.1016/j.matchar.2017.11.054

- [18] 刘春明, 王建军, 林仁荣, 等. 微量碳在钢铁材料细晶强化中的作用[J]. 材料科学与工艺, 2001, 9(3):301-304.
LIU Chunming, WANG Jianjun, LIN Renrong, et al. Role of small amounts of carbon in fine-grain strengthening of steels [J]. Materials Science and Technology, 2001, 9(3): 301-304.
DOI:10.3969/j. issn. 1005 - 0299. 2001. 03. 022
- [19] GUMUS B, BAI B, GERSTEIN G, et al. Twinning activities in high-Mn austenitic steels under high-velocity compressive loading [J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 648(11):104-112.
DOI:10.1016/j.msea.2015.09.045
- [20] 艾倍倍. 冷轧高锰 TRIP/TWIP 钢板的退火组织及其力学性能的研究[D]. 长沙:湖南大学, 2013.
AI Beibei. Study on annealing microstructure and mechanical properties of TRIP/TWIP steel plate by cold rolling and high rolling[D]. Changsha: Hunan University, 2013.
- [21] BARNETT M R. A rationale for the strong dependence of mechanical twining on grain size [J]. Scripta Materialia, 2008, 59(14):696-698.
DOI:10.1016/j.scriptamat.2008.05.027
- [22] 王书晗, 刘振宇, 王国栋. TWIP 钢中晶粒尺寸对 TWIP 效应的影响[J]. 金属学报, 2009, 45(9):1083-1090.
WANG Shuhan, LIU Zhenyu, WANG Guodong. Influence of grain size on TWIP effect in a TWIP steel [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(9):1083-1090.
DOI:10.3321/j. issn:0412-1961. 2009. 09. 010

(编辑 吕雪梅)

本文引用格式:

陈欢, 孙新军, 王小江, 等. 高锰奥氏体低温钢力学性能及 Hall-Petch 关系的研究[J]. 材料科学与工艺, 2018, 26(5): 11-18. DOI:10.11951/j. issn. 1005 - 0299. 20170425

CHEN Huan, SUN Xinjun, WANG Xiaojiang, et al. Mechanical properties and Hall-Petch relationship of high manganese austenitic cryogenic steel [J]. Materials Science and Technology, 2018, 26 (5) : 11 - 18. DOI: 10. 11951/j. issn. 1005 - 0299. 20170425

封面图片说明

本期的封面图片出自文章“金属-氢系统的第一性原理计算研究进展”，是第一性原理计算所用金属-氢晶格结构模型，分别代表了氢原子占据 bcc、hcp、fcc 类型金属的四面体间隙、八面体间隙时的晶格模型。金属-氢系统中，低氢含量时氢会以固溶氢原子的形式存在于金属晶格间隙，形成金属-氢固溶体。建立正确的模型是进行模拟计算的基础，在该模型基础上通过计算得到氢原子占位及准确的金属-氢晶体结构，以此为基本单元进行后续对金属-氢系统性质的计算。第一性原理计算是在电子层次上进行材料计算，能够精确的评价和预测材料，是理论上最严格和最具前途的计算方法，利用其研究金属-氢相互作用的微观机理对于解决氢脆问题、发展储氢材料及热氢处理技术均具有重要意义。

(图文提供: 张苗, 宗影影, 郭斌, 单德彬. 哈尔滨工业大学 金属精密热加工国家级重点实验室)