

# 开轧温度对铌微合金化热成型钢氢致延迟开裂性能的影响

程亚杰<sup>1)</sup>, 孙斌堂<sup>2)</sup>, 廖庆亮<sup>1)</sup>✉, 范光龙<sup>1)</sup>, 张跃<sup>1 2)</sup>

1) 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083 2) 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083

✉ 通信作者, E-mail: liao@ustb.edu.cn

**摘要** 通过动态充氢恒载荷、氢渗透等实验研究轧制工艺对铌合金化热成型钢的氢致延迟开裂性能的影响。随着开轧温度从 1000 °C 降低到 950 °C, 热成型钢的氢扩散系数降低, 氢致延迟开裂性能提高, 耐腐蚀性能下降。透射电镜观察发现开轧温度为 1000 °C 时 MX 型析出相尺寸为 30 nm; 开轧温度为 950 °C 时热成型钢的 MX 型析出相尺寸为 5 nm 左右, 可以观察到直径为 50 nm Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub> 析出相。作为氢陷阱的纳米析出相是提高实验钢氢致延迟开裂性能的主要因素。析出相不同的原因是开轧温度为 1000 °C 时 MX 型析出相发生熟化现象, 进一步抑制 Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub> 的析出。

**关键词** 热成型钢; 铌; 合金化; 轧制温度; 析出相; 氢致延迟开裂

**分类号** TG111.91; TG142.1

## Effect of initial rolling temperature on the hydrogen-induced delayed fracture of Nb alloyed hot stamping steel

CHENG Ya-jie<sup>1)</sup>, SUN Bin-tang<sup>2)</sup>, LIAO Qing-liang<sup>1)</sup>✉, FAN Guang-long<sup>1)</sup>, ZHANG Yue<sup>1 2)</sup>

1) School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

2) State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

✉ Corresponding author, E-mail: liao@ustb.edu.cn

**ABSTRACT** The effect of initial rolling temperature on the hydrogen-induced delayed fracture resistance of Nb alloyed hot stamping steel was studied by the constant load test and the electrochemical hydrogen permeation method. When the initial rolling temperature drops from 1000 °C to 950 °C, the hydrogen diffusion coefficient and the corrosion resistance of the steel decrease, but the hydrogen-induced delayed fracture resistance increases. TEM test shows that when the initial rolling temperature is 1000 °C, the MX precipitated phase has an average size of 30 nm, and the Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub> precipitated phase can be observed with an average size of 100 nm; when the initial rolling temperature is 950 °C, the MX precipitated phase has an average size of 5 nm. The main reason leading to the improvement of delayed fracture resistance is the hydrogen trapping effect of the MX precipitated phase. The reason for the difference of precipitated phases is that a higher rolling start temperature will prompt the coarsening of the MX precipitated phase, which will suppress the precipitation of the Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub> phase.

**KEY WORDS** hot stamping steel; niobium; alloying; rolling temperature; precipitates; hydrogen-induced delayed cracking

轻量化和安全性是汽车发展的新方向,也是实现节能减排、保护环境的重要途径。热成型钢的开发及在汽车上的应用是汽车实现轻量化的重要途径<sup>[1]</sup>。热

成型钢是指在钢加热到 950 °C 保温奥氏体化,冲压模具一次完成淬火和成型两道工序,组织一般为板条马氏体,具有超高的强度和较好的韧性<sup>[2]</sup>。但是随着强

度的提高, 钢的氢脆敏感性增加, 容易产生脆性断裂的危险. 铌合金化是钢实现强韧化的重要途径, 铌合金化可以同时实现细晶强化和析出强化两种效果, 可以同时提高钢的强度和韧性<sup>[3-5]</sup>. 同时由于 Nb 元素在钢中低的溶解度及固溶平衡温度, Nb 元素相比其他碳化物元素具有更强的析出强化效果, 所以人们对 Nb 合金化的研究越来越多<sup>[4-7]</sup>. 以往有研究 Nb 含量对氢脆敏感性的影响, 但是实际生产中热轧工艺及热处理工艺对 Nb 元素的析出行为会产生巨大的影响<sup>[8-9]</sup>. 如果没有采用合适的热处理工艺, 会造成 Nb 元素的浪费, 而且也不能发挥 Nb 元素应有的作用. 本文重点研究开轧温度对 Nb 微合金化热成型钢的氢致延迟开裂性能的影响.

表1 实验钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Component of experiment steel

钢	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ti	B	Cr	Mo	V
(P1, P2)	0.30	0.24	1.60	≤0.015	≤0.002	0.04	0.05	0.02	0.0025	0.20	0.005	0.0010

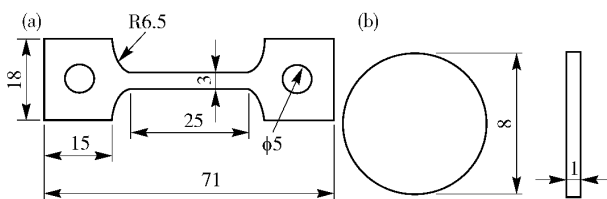


图1 恒载荷试样(a)和氢渗透试样(b)(单位:mm)

Fig. 1 Specimens for tensile test under constant load (a) and hydrogen permeation test (b) (unit: mm)

### 1.2 实验方法

在室温下将恒载荷拉伸试样加载载荷, 在  $0.5 \text{ mol} \cdot \text{L}^{-1} \text{H}_2\text{SO}_4 + 0.25 \text{ g} \cdot \text{L}^{-1}$  硫酸溶液中电化学动态充氢, 充氢电流分别为  $0.05$  和  $1.0 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$ . 记录拉伸试样的断裂时间( $t$ )与断裂应力( $\sigma$ )关系, 由不同  $\sigma-t$  曲线获得不同电流  $i$  下的临界应力  $\sigma_{\text{HC}}$ . 将氢渗透试样双面抛光镀镍, 在双电解池的氢渗透装置上测定氢在钢中的表观扩散系数. 充氢电流为  $0.5 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$ . 表观扩散系数:

$$D_{\text{ap}} = L^2 / 15T_b \quad (1)$$

式中  $L$  为氢渗透试样厚度,  $T_b$  为穿透时间<sup>[10]</sup>. 金相试样分别用 3% 硝酸乙醇溶液和饱和的苦味酸溶液进行浸湿, 观察利用 Olympus BC51M 型光学显微镜观察晶粒尺寸和微观组织. 拉伸试验机测定实验钢的拉伸力学性能. 利用透射显微镜观察析出相.

## 2 实验结果

### 2.1 微观组织与力学性能

利用光学显微镜和扫描电镜分析实验钢的组织形貌. 图 2(a) 是 P1 钢的金相组织, 图 2(b) 是 P1 钢的扫描电镜显微图, 图 2(c) 是 P1 钢的原奥氏体晶粒; 图 2(d) 是 P2 的金相组织, 图 2(e) 是 P2 钢的扫描电镜图, 图 2(f) 是 P2 钢的原奥氏体晶粒. 从图 2 可以看出, P1 钢和 P2 钢都是板条马氏体, 但是 P2 钢的马氏体组织更加细小. 按照 GB/T 6394—2002 晶粒度测量标准, 采用直线截点法, 任意选取五个视场, 选择适当的长度和放大倍数, 以保证至少获得 50 个截点. 为获得合理的平均值, 每个样品随机统计 15 条直线进行测量. 经计算发现 P1 钢的原奥氏体晶粒尺寸大致为  $17.3 \mu\text{m}$ ; 经计算发现 P2 钢的原奥氏体晶粒尺寸大致为  $7.3 \mu\text{m}$ . 值得注意的是 P1 钢中的析出物尺寸较大, 在扫描电镜照片中可以观察到, 如图 2(b) 所示; 而 P2 钢在扫描电镜下观察不到析出物. 表 2 是实验钢的力学性能. 其中  $R_{p0.2}$  为屈服强度,  $R_m$  为抗拉强度,  $A$  为伸长率,  $A_k$  为冲击韧性. 可以看出 P2 钢的强度高, 冲击韧性好.

表2 实验钢的力学性能

Table 2 Mechanical properties of the steels

编号	$R_{p0.2}$ /MPa	$R_m$ /MPa	$A$ /%	$A_k$ /J (室温)
P1	1152	1788	4.2	67.5
P2	1154	1844	4.6	60

### 2.2 动态充氢恒载荷

动态充氢恒载荷的曲线如图 3 所示. 当充氢电流为零时, 试样钢全部发生腐蚀现象, 因此恒载荷曲线一直下降. 充氢电流为零时, P1 钢的临界载荷为 780 MPa, P2 钢的临界载荷为 840 MPa; 充氢电流为  $0.5 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$  时, P1 钢的临界载荷为 370 MPa, P2 钢的临界载荷为 610 MPa; 充氢电流为  $1 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$  时, P1 钢的临界载荷为 190 MPa, P2 钢的临界载荷为 520 MPa. 值得注

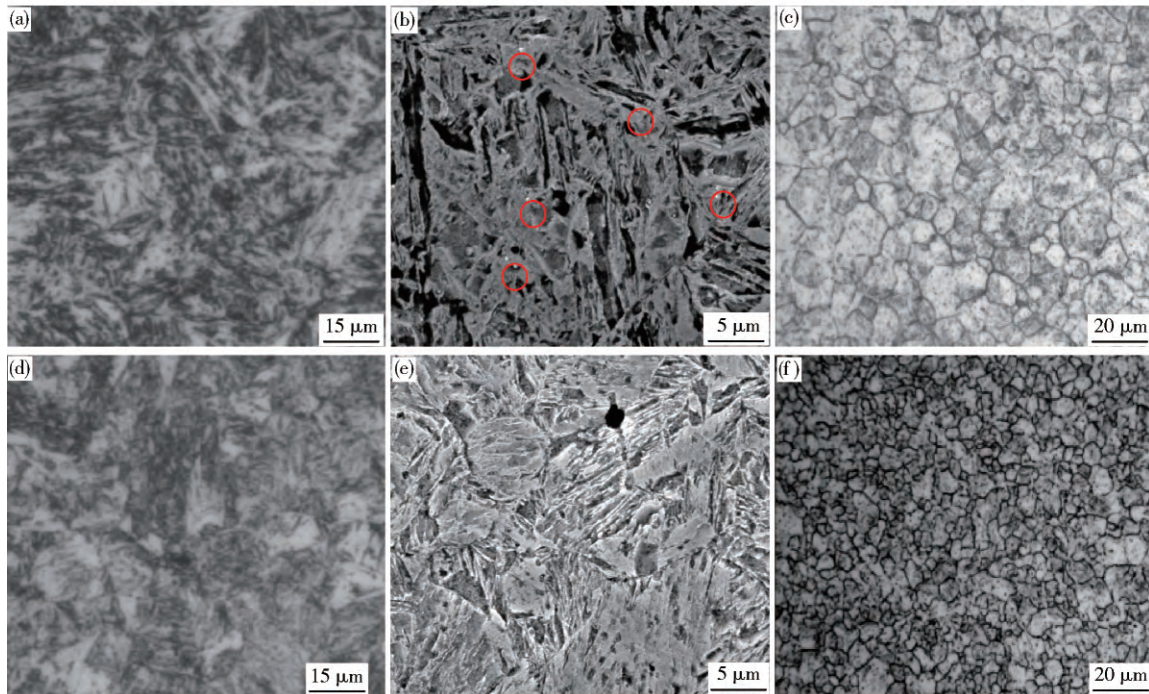


图2 实验钢的微观组织及原奥氏体晶粒. (a) ~ (c) P1 钢; (d) ~ (f) P2 钢

Fig. 2 Microstructures and original austenite grains of the steels: (a) ~ (c) P1 steel; (d) ~ (f) P2 steel

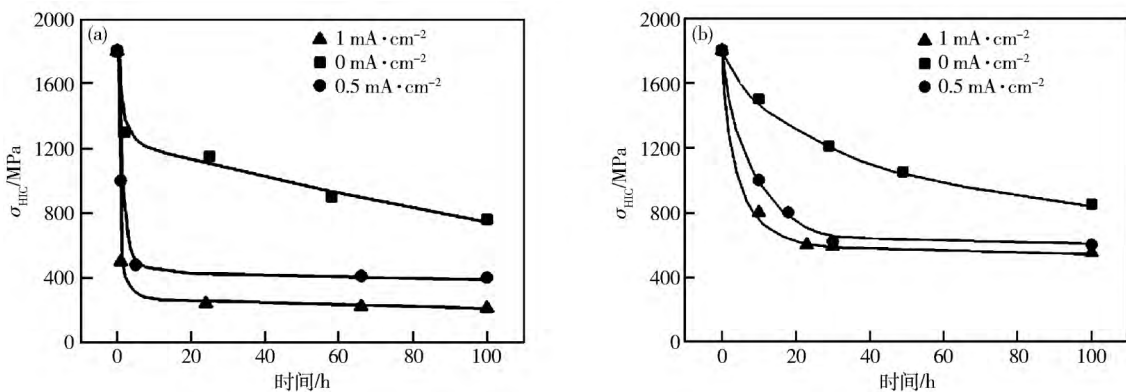


图3 实验钢的恒载荷滞后断裂实验结果. (a) P1 钢; (b) P2 钢

Fig. 3 Results of delayed cracking test under a constant load. (a) P1 steel; (b) P2 steel

意的是充氢电流为  $0.5 \text{ mA} \cdot \text{cm}^{-2}$  时, P1 钢无腐蚀现象发生, P2 钢则发生腐蚀, 且锈层致密, 锈层可以有效阻挡溶液, 随后腐蚀不再进一步发生。

### 2.3 氢渗透实验

氢扩散系数是表征氢脆敏感性的重要参数. 利用公式  $T_b = L^2 / 15.3 D_{ap}$  计算各实验钢的扩散系数. 实验钢的扩散系数如表 3 所示, P1 的扩散系数是 P2 钢的 2 倍, 说明 P1 钢中氢原子更加容易扩散富集。

表3 实验钢的氢渗透结果

Table 3 Hydrogen permeation results of the steels

钢号	$L/\text{mm}$	$T_b/\text{s}$	$D_{ap}/(10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1})$
P1	0.82	380	11.5
P2	1.36	2300	5.2

### 2.4 析出相

析出相可以起到析出强化和细化晶粒的作用. 提高钢中析出相的数量是实现钢材强韧化的重要途径. 利用透射电镜及能谱分析得到了 P1 钢和 P2 钢析出相的尺寸、数量和成分. 发现 P2 钢的析出相比 P1 钢更加弥散细小. P1 钢析出相的尺寸在  $20 \sim 40 \text{ nm}$  之间, 有方形、圆形和椭圆形三种, 成分主要有 Ti、Nb 和 C. P2 钢中析出相分为两类: 第 1 类尺寸在  $5 \text{ nm}$  左右, 成分为 Ti、Nb 和 C; 第 2 类是尺寸为  $50 \text{ nm}$  的圆形析出物, 数量较少, 成分为 Cr 和 C.

图 4(a) 是 P1 钢的椭圆形析出物, 图 4(b) 是 P1 钢的方形和圆形析出物, 图 4(d) 是图 4(a) 对应的能谱分析图, 可以看出 Nb 元素和 Ti 元素含量相当, 析出物类型为  $(\text{Nb}, \text{Ti}) (\text{C}, \text{N})$ . 图 4(e) 是图 4(b) 中方形

析出物对应的能谱分析图。析出物的合金元素为 Nb、Ti 和 C,可以看出 Ti 元素含量远大于 Nb 元素含量,说明析出物类型为 (Nb,Ti)(C,N)。析出物的晶格是 TiC 型。图 4 (f) 是图 4 (b) 圆形析出物对应的能谱图,主要

有 Ti、Nb 和 C 元素,且 Nb 元素含量远大于 Ti 元素,说明析出物类型同样为 (Nb,Ti)(C,N),对应的晶格类型为 NbC。图 4 (c) 是 P1 钢的马氏体板条,板条厚度在 250 nm 左右。

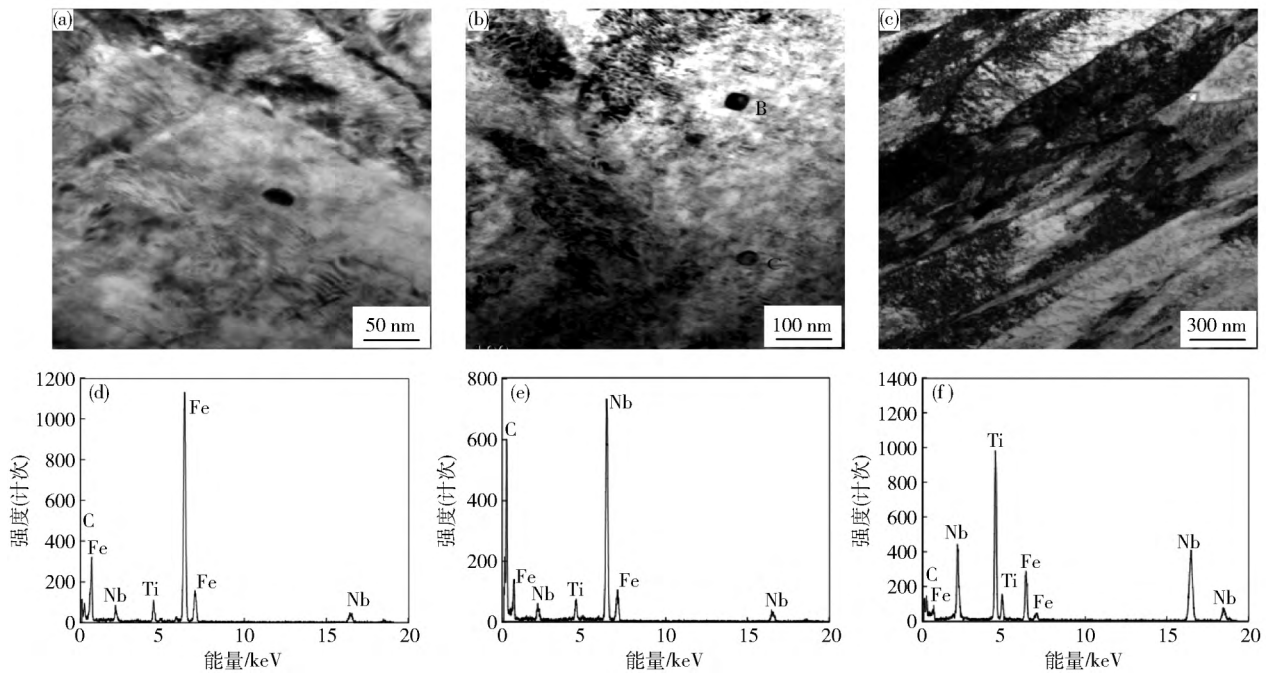


图 4 P1 钢的析出相 ((a) ~ (c)) 及对应的能谱图 ((d) ~ (f))

Fig. 4 Precipitated phase of P1 steel ((a) ~ (c)) and corresponding EDS spectra ((d) ~ (f))

图 5 (a) 是 P2 钢的第 1 类析出物,可以看出 P2 的第 1 类析出物细小弥散,尺寸基本在 5 nm 以下,每个

视场范围内析出物数量在 50 ~ 100 之间。图 5 (d) 是第 1 类析出物对应的能谱图,析出物元素为 Nb、Ti 和 C,

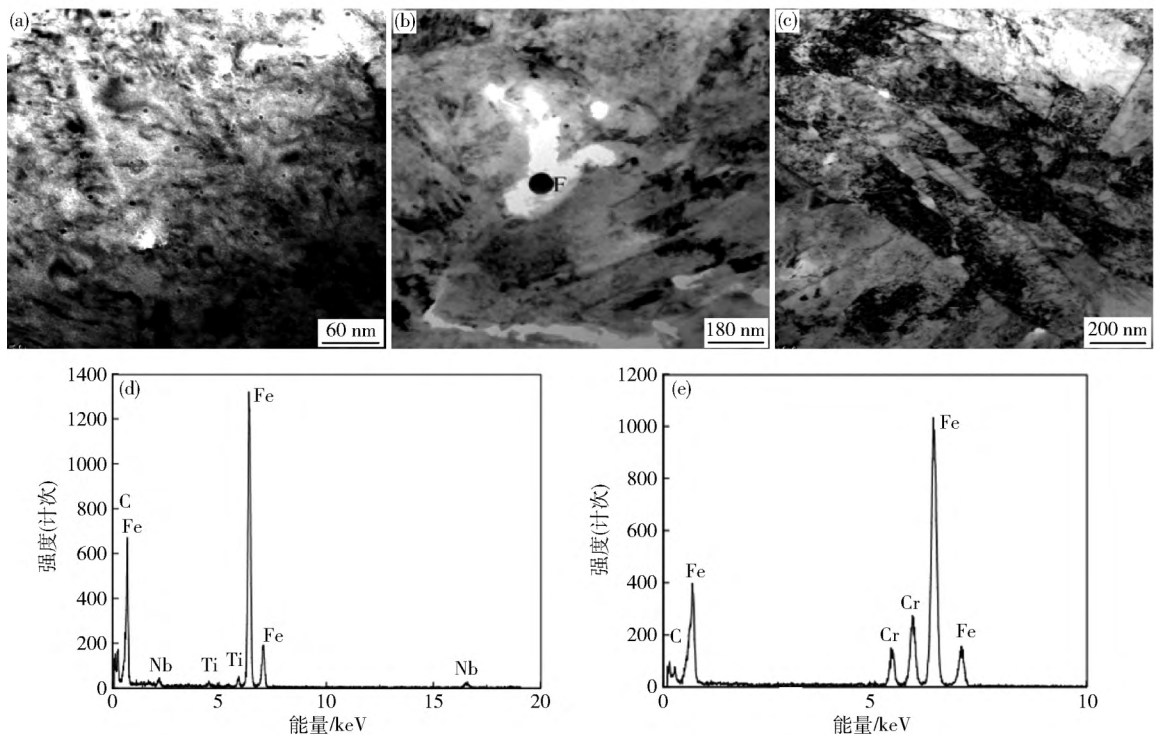


图 5 P2 钢的析出相 ((a) ~ (c)) 及对应的能谱图 ((d) 及 (e))

Fig. 5 Precipitated phase of P2 steel ((a) ~ (c)) and corresponding EDS spectra ((d) 及 (e))

说明析出物是 (Nb, Ti) (C, N)。图 5(b) 是 P2 钢第 2 类的圆形析出物。图 5(e) 是图 5(b) 中尺寸为 50 nm 圆形析出物的能谱图, 显示析出物元素为 Cr 和 C, 说明 P2 钢中 Cr 元素未能有效的固溶在钢中, 从而不能有效形成钝化膜。这是 P2 钢在动态充氢恒载荷实验中耐腐蚀性比 P1 钢更差的直接原因。图 5(c) 是 P2 钢的马氏体板条形貌, 板条宽度在 150 nm 左右。

### 3 分析讨论

#### 3.1 开轧温度对析出相的影响及机理讨论

析出相的类型可根据析出过程大致分为以未溶解碳化物为形核点长大的析出相、高温奥氏体区脱溶碳化物析出相、轧制过程中形变诱导析出相及卷取后冷却过程中脱溶析出相。高温区析出相以 MX 型为主, 中温区析出相则以  $M_2C_3$  和  $M_2C_7$  为主。以未溶解碳化物作为形核点长大的析出相尺寸一般大于 100 nm, 高温奥氏体区域脱溶析出的奥氏体相由于析出较早, 容易发生熟化, 尺寸往往较大, 一般在 50 ~ 100 nm 之间。形变诱导的析出相由于析出温度较低, 析出物不容易发生熟化, 析出物往往弥散而细小<sup>[11-12]</sup>。

经统计发现: P1 实验钢的 (Ti, Nb) C 析出相尺寸为 30 nm 左右, 每个视场内只能观察到一两个析出相; P2 实验钢的 (Ti, Nb) C 析出相尺寸为 5 nm 左右, 且非常弥散, 每个视场内可以观察到几十个 (Ti, Nb) C 析出相。一方面, P1 和 P2 实验钢的析出物都是以形变诱导析出为主; 另一方面, P1 和 P2 实验钢的析出物尺寸不同, P1 开轧温度偏高, 导致析出物数量偏少, 且发生一定程度的熟化, 使得析出物尺寸偏大。在高温下, 轧制后产生大量位错, 加速元素的扩散, 加速熟化过程, 即使得析出相的小颗粒消失, 大颗粒长大, 析出相密度减小, 尺寸增大<sup>[13]</sup>。P2 钢由于开轧温度合适, 产生大量弥散细小的形变诱导 MX 型析出物。

在动态充氢恒载荷实验中, P2 钢在充氢溶液中的耐腐蚀性比 P1 钢的差。P2 钢的透射显微照片中发现少量 30 nm 的圆形析出物, 析出物成分为 Cr 和 C 元素。根据析出物形状及成分可以判定析出物为  $Cr_2C_3$ , 属于中温析出物。这解释了 P2 钢的耐腐蚀性比 P1 钢更差的现象, 即 Cr 元素在 P2 钢中形成了析出相, 没有充分固溶, 因而不能有效形成钝化膜<sup>[14]</sup>。根本原因在于 P2 钢的开轧温度低, 则形变诱导析出的 MX 型析出物总质量比 P1 钢少, 则 P2 钢中固溶的碳含量比 P1 钢中固溶的碳含量高。P2 钢中相对高的固溶碳含量促使固溶的 Cr 元素以碳化物  $Cr_2C_3$  形式析出, 则 P2 钢中固溶的相对 Cr 元素含量降低。P2 钢中固溶 Cr 含量降低, 不容易形成钝化膜。

#### 3.2 析出相对综合力学性能的影响

析出相对钢力学性能的影响主要是通过析出强化

和细化晶粒实现。能起到细化奥氏体晶粒作用的碳化物析出相主要是 MX 型的, 主要原因是 MX 型析出相的固溶温度较高, 而  $M_2C_7$  和  $M_2C_3$  型析出相在加热过程中, 往往在奥氏体化相变前就发生分解或溶解, 不能起到钉扎晶界的作用。

P1 钢的再加热奥氏体晶粒平均尺寸为 17.3  $\mu\text{m}$ , 而 P2 钢的再加热奥氏体晶粒平均尺寸为 7.4  $\mu\text{m}$ 。P1 钢的细晶强化效果一方面是因为 P2 的 MX 型析出物更加细小, 对再加热奥氏体晶界的钉扎作用更加强烈; 另一方面, P2 的 MX 型析出物数量远远多于 P1 钢, 使得钉扎晶界的效果加倍。同时, 纳米析出相的析出强化效果和析出相的数量正相关, 所以 P2 钢的析出强化效果比 P1 钢大。P1 钢中有更加细小弥散的 (Nb, Ti) C 纳米级析出相, 使得 P1 钢的析出强化和细晶强化效果相比 P2 钢更加明显。

在所有强化效果中只有细晶强化在提高强度时增加冲击韧性。P2 钢的细晶强化使得 P2 钢的冲击韧性显著大于 P1 钢, 即断裂过程中裂纹传播过程中, 经历更多的大角度晶界及亚结构, 消耗更多能量。

#### 3.3 析出相与氢脆敏感性

高强度钢的氢致断裂与应力集中和氢的扩散富集密切相关。钢中微观缺陷会产生微观的应力场, 应力场会吸附氢原子, 成为氢陷阱<sup>[15]</sup>。是否发生氢致开裂取决于陷阱对氢的临界浓度值以及局部陷阱位置所能富集的氢含量。当富集的氢含量超过临界浓度, 就会萌生裂纹<sup>[16]</sup>。当给试样加载载荷时, 会产生应力场, 应力场的存在会吸引氢原子去往应力高的地方, 造成氢原子的局部富集。事实上, 钢中沉淀的纳米级 (Ti, Nb) C 析出相属于高能级不可逆氢陷阱。(Ti, Nb) C 与氢原子间强烈的应力场交互作用, 在每个 (Ti, Nb) C 颗粒周围会捕集若干个氢原子<sup>[17]</sup>。由于 P2 钢中弥散细小的 MX 型析出相, 降低氢原子的扩散系数, 防止氢原子的偏聚, 从而提高了氢致延迟开裂性能。

晶界处存在大量的位错、杂质粒子等微观缺陷, 可以有效吸附氢原子, 属于氢陷阱的一种<sup>[18]</sup>。由于晶界吸附氢原子, 使得晶界成为更加薄弱的地方, 氢致延迟开裂中沿晶断口便很好地印证了这一点。但是, 当钢中晶粒细小, 晶界面积增加时, 氢原子分布更均匀, 平均单位面积晶界上氢原子含量反而降低, 提高钢的延迟开裂性能<sup>[9]</sup>。钢中析出弥散细小的 MX 型析出物使得再加热奥氏体晶粒明显细化, 增加晶界的有效面积, 使氢陷阱分布更均匀, 从而抑制氢向裂纹尖端扩展以避免局部氢浓度富集, 提高钢的滞后断裂性能。

### 4 结论

(1) 氢渗透实验表明氢原子在 P1 钢中的扩散系数比在 P2 钢中扩散系数高, 说明 P1 钢中氢原子在应

力作用下更加容易扩散富集. 恒载荷实验表明 P1 钢的抗氢致延迟开裂性能不如 P2 钢好, 同时 P1 钢的腐蚀性能比 P2 钢好.

(2) P1 钢中纳米级 MX 析出相尺寸上远远大于 P2 钢, 数量上远远少于 P2 钢. P2 钢中纳米级 MX 型析出相的氢陷阱作用及细晶作用是提高 P2 钢抗氢致延迟开裂性能及综合力学性能的主要因素.

(3) P1 钢和 P2 钢析出相不同在于高的开轧温度造成 P1 钢的 MX 型析出物发生熟化, 进一步降低钢中固溶的碳含量, 进而抑制 Cr 元素碳化析出.

## 参 考 文 献

- [1] Ma M T, Shi M F. Advanced high strength steel and its applications in automobile industry. *Iron Steel*, 2004, 39(7): 68  
(马鸣图, Shi M F. 先进的高强度钢及其在汽车工业中的应用. 钢铁, 2004, 39(7): 68)
- [2] Naderi M, Uthaisangsuk V, Prah U, et al. A numerical and experimental investigation into hot stamping of boron alloyed heat treated steels. *Steel Res Int*, 2009, 79(2): 77
- [3] Liu H S, Liu W, Bao J, et al. Numerical and experimental investigation into hot forming of ultra high strength steel sheet. *J Mater Eng Perform*, 2011, 20(1): 1
- [4] Omura T, Kushida T, Miyata K, et al. Hydrogen absorption of high Nb bearing steel. *Tetsu-to-Hagané*, 2004, 90(2): 106
- [5] Grobner P J, Sponseller D L, Diesburg D E. Effect of molybdenum content on the sulfide stress cracking resistance of AISI 4130 steel with 0.035% Cb. *Corrosion*, 1979, 35(6): 240
- [6] Wang M Q, Dong H, Hui W J, et al. Effect of heat treatment on delayed fracture resistance of high strength steel 30CrMnSi2NiNb. *J Iron Steel Res Int*, 2003, 10(1): 44
- [7] Fu L M, Shan A D, Wang W. Effect of Nb solute drag and NbC precipitate pinning on the recrystallization grain growth in low carbon Nb-microalloyed steel. *Acta Metall Sin*, 2010, 46(7): 832  
(付立铭, 单爱党, 王巍. 低碳 Nb 微合金钢中 Nb 溶质拖曳和析出相 NbC 钉扎对再结晶晶粒长大的影响. 金属学报, 2010, 46(7): 832)
- [8] Zhang S Q, Huang Y H, Liao Q L, et al. Hydrogen diffusion and hydrogen-induced delayed cracking of ultra-high strength steels for hot stamping. *J Iron Steel Res*, 2014, 26(8): 47  
(张施琦, 黄运华, 廖庆亮, 等. 超高强度热冲压用钢中 H 的扩散与氢致滞后开裂行为. 钢铁研究学报, 2014, 26(8): 47)
- [9] Zhang S Q, Huang Y H, Sun B T, et al. Effect of Nb on hydrogen-induced delayed fracture in high strength hot stamping steels. *Mater Sci Eng A*, 2015, 626: 136
- [10] Chu W Y, Qiao L J, Li J X, et al. *Hydrogen Embrittlement and Stress Corrosion Cracking*. Beijing: Science Press, 2013  
(褚武扬, 乔利杰, 李金许, 等. 氢脆和应力腐蚀. 北京: 科学出版社, 2013)
- [11] Huang Y, Zhao Z Z, Zhao A M, et al. Precipitation behavior of secondary phases in automobile beam steel. *J Univ Sci Technol Beijing*, 2013, 35(7): 882  
(黄耀, 赵征志, 赵爱民, 等. 汽车大梁钢中第二相粒子析出行为. 北京科技大学学报, 2013, 35(7): 882)
- [12] Han Y. *Investigation on the (Ti, Mo) C Precipitation Behavior and the Mechanical Properties in Low Carbon Martensitic Steels* [Dissertation]. Beijing: Central Iron and Steel Research Institute, 2013  
(韩赞. 低碳马氏体钢中 (Ti, Mo) C 析出行为及其强韧性研究[学位论文]. 北京: 钢铁研究总院, 2013)
- [13] Chu W Y. *Hydrogen Damage and Delayed Failure*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988  
(褚武扬. 氢损伤和滞后断裂. 北京: 冶金工业出版社, 1988)
- [14] Fuchigami H, Minami H, Nagumo M. Effect of grain size on the susceptibility of martensitic steel to hydrogen-related failure. *Philos Mag Lett*, 2006, 86(1): 21
- [15] Lee S M, Lee J Y. The trapping and transport phenomena of hydrogen in nickel. *Metall Trans A*, 1986, 17(2): 181
- [16] Hong G W, Lee J Y. The interaction of hydrogen with dislocation in iron. *Acta Metall*, 1984, 32(10): 1581
- [17] Lee H G, Lee J Y. Hydrogen trapping by TiC particles in iron. *Acta Metall*, 1984, 32(1): 131
- [18] Hui W J, Dong H, Weng Y Q, et al. Delayed fracture behavior of ultrafine grained high strength steel. *Acta Metall Sin*, 2004, 40(6): 561  
(惠卫军, 董瀚, 翁宇庆, 等. 超细晶粒高强度钢的延迟断裂行为. 金属学报, 2004, 40(6): 561)