

钒微合金化对中锰热成形钢氢脆敏感性的影响

刘 浩^{1,2}, 王 贞^{1,2}, 张施琦^{1,2}, 葛 锐^{1,2}, 贾 涓^{1,2}, 刘 静^{1,2,3*}

(1. 武汉科技大学, 省部共建耐火材料与冶金国家重点实验室, 湖北 武汉 430081; 2. 湖北省海洋工程材料及服役安全工程技术研究中心, 湖北 武汉 430081; 3. 深圳大学材料学院, 广东 深圳 518000)

摘 要: 利用慢应变速率拉伸、氢渗透以及氢显试验, 结合 SEM、TEM、EBSD 分析, 研究了 0.12% 钒对中锰热成形钢氢脆敏感性的影响。结果表明, 钒微合金化对中锰热成形钢氢脆敏感性具有双重影响: 一方面, 钒不仅显著细化晶粒、析出了大量的纳米级含钒碳化物, 使钢中的氢陷阱密度大幅增加, 有效抑制了氢向铁素体/马氏体界面的富集, 而且添加钒后长条状铁素体明显减少、小角度晶界占比增加, 可进一步抑制裂纹的连续扩展, 从而降低试验钢的氢脆敏感性; 但另一方面, 钒使钢中马氏体含量增加, 会在一定程度上增加氢脆发生的风险。在常规的热成型工艺下, 钒微合金化产生的有益作用更为显著, 使含钒试验钢具备更优异的氢脆抗力。

关键词: 中锰热成形钢; 钒微合金化; 氢脆敏感性; 氢扩散

中图分类号: TF76, TG111.91

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2024)03-0169-07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2024.03.023

开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID):



听
语
音
与
作
者
互
动
聊
科
研

Effect of vanadium microalloying on hydrogen embrittlement susceptibility of medium Mn based hot stamping steel

Liu Hao^{1,2}, Wang Zhen^{1,2}, Zhang Shiqi^{1,2}, Ge Rui^{1,2}, Jia Juan^{1,2}, Liu Jing^{1,2,3*}

(1. Wuhan University of Science and Technology, The State Key Laboratory of Refractories and Metallurgy, Wuhan 430081, Hubei, China; 2. Hubei Engineering Technology Research Center of Marine Materials and Service Safety, Wuhan 430081, Hubei, China; 3. College of Materials Science and Engineering, Shenzhen University, Shenzhen 518000, Guangdong, China)

Abstract: The effect of adding 0.12% vanadium on hydrogen embrittlement susceptibility of medium Mn based hot stamping steel was studied by using slow strain rate tensile, hydrogen permeability and hydrogen microprinting experiments, combined with SEM, TEM, and EBSD analysis. The results show that vanadium microalloying on hydrogen embrittlement susceptibility has double effects. On the one hand, vanadium not only significantly refines grains and precipitates a large number of nano-scale vanadium-containing carbides in steel, which greatly increases the hydrogen trap density and effectively inhibites hydrogen enrichment to the ferrite/martensite interface. Moreover, the addition of vanadium reducing the long strip-shaped ferrite and increasing the proportion of small angle grain boundaries can further restrain the continuous crack propagation and decrease the hydrogen embrittlement susceptibility. But on the other hand, vanadium increases the martensite content, which increases the risk of hydro-

收稿日期: 2023-03-21

基金项目: 国家自然科学基金 (52231003, 52201084)。

作者简介: 刘浩, 1998 年出生, 男, 硕士研究生, 研究方向: 钢的强韧化及服役性能, E-mail: 417266276@qq.com; * 通讯作者: 刘静, 1964 年出生, 女, 教授, E-mail: liujing@wust.edu.cn。

gen embrittlement to a certain extent. Under conventional hot forming process, the beneficial effect of vanadium microalloying is more significant, which makes the test steel containing vanadium has better hydrogen embrittlement resistance.

Key words: medium Mn hot stamping steel, vanadium microalloying, hydrogen embrittlement susceptibility, hydrogen diffusion

0 引言

车身轻量化是实现汽车节能减排的有效途径,中锰热成形钢保证热成形零件的超高强度与韧性,是当前热成形钢研究的热点领域^[1]。然而,材料的氢脆敏感性会随着强度的提高而急剧增加,特别是当抗拉强度超过 1 000 MPa 时,氢脆问题几乎不可避免^[2]。中锰热成形钢在冶炼、酸洗、焊接以及暴露在潮湿的大气或雨水等服役环境下,氢原子的侵入会导致材料塑性急剧下降,发生氢脆问题。

钒微合金化处理是一种改善钢铁材料强韧性匹配的常用方法,葛锐等^[3]研究发现,添加 0.1% 的钒可使中锰热成形钢的晶粒尺寸显著细化、含钒第二相析出以及铁素体与马氏体组织协调分布,有效提高了中锰热成形钢的强度和韧性。Li 等^[4]在研究含钒析出相数量及尺寸分布对 X80 管线钢氢脆敏感性的影响时发现,随着钒含量的增加 (0 ~ 0.13%),析出相数量增多,且小于 10 nm 的析出相比比例增加,这些细小析出相可固定可动位错,使钢中的有效氢扩散系数降低,材料的氢脆抗力增加。在 1 400 MPa 级马氏体高强钢中,Zhao 等^[5]研究发现含钒钢氢脆抗力的增加不仅归因于碳化物对可动位错的钉扎作用,而且与较低的位错密度及较细的马氏体结构密切相关。但 Park 等^[6]在铁素体/奥氏体中锰钢中添加微量的钒 (0.03%、0.08%) 后氢脆抗力的改善并不明显,原因是析出相主要从铁素体中析出,而可扩

散氢大部分溶解在奥氏体中,这导致裂纹主要萌生于应变诱导的马氏体/奥氏体界面而发生过早开裂。由此可见,钒的添加可显著改变中锰热成形钢的微观组织特征,但不同组织形态及分布对其氢脆敏感性的影响还亟待深入研究。

笔者在实验室条件下进行了钒微合金化 (0.12%) 处理,利用慢应变速率拉伸及氢渗透实验,结合断口形貌及氢致裂纹与组织相关性的分析,研究了钒微合金化对中锰热成形钢氢脆敏感性的影响,并从氢扩散及聚集的角度探讨了试验钢发生氢脆的原因,以期工业应用提供试验依据,并提高中锰热成形钢的氢脆抗力。

1 试验方法

试验材料以 0.25C-5Mn-3Al 成分为基础的低碳中锰钢,具体化学成分见表 1,对比钢中添加了 0.12% 的钒进行微合金化处理。材料采用真空感应炉冶炼浇铸,锻造加工成 100 mm×300 mm×80 mm 的坯料;并将坯料加热至 1 200 ℃、保温 2 h 进行均匀化处理,通过二辊可逆热轧试验机轧制至厚度 3.5 mm 热轧钢板。然后,由冷轧机组轧成厚度 1.5 mm 冷轧板,并在 850 ℃ 退火 30 min 热处理后空冷至室温,用于热冲压成形试验的原料。为了模拟热成形工艺组织,将退火处理后的板材再加热至 950 ℃,并保温 5 min 后进行水淬处理,以获得所研究的试样。

表 1 试验钢的化学成分
Table 1 Chemical compositions of test steels

%

材料	C	Si	Mn	Al	Nb	Ti	V	Fe
无钒钢	0.22	0.22	5.12	2.94	0.02	0.01		Bal
含钒钢	0.23	0.20	5.37	2.88	0.02	0.03	0.12	Bal

利用电化学充氢的方法对拉伸试样标距部分进行预充氢,试样两端用硅胶密封。充氢过程中铂片作为阳极,试样作为阴极,充氢溶液为 0.5 mol/L H₂SO₄ +1 g/L Na₄P₂O₇ 溶液,充氢电流密度为 5 mA/cm²,充氢时间为 3 h,且充氢过程中持续向溶

液中通 N₂。充氢前试样经打磨抛光后用酒精清洗吹干,充氢后迅速进行拉伸试验。参照 GB/T 228.1—2010《金属材料 拉伸试验 第 1 部分:室温试验方法》,利用线切割沿轧向加工拉伸试样,其标距尺寸为 25 mm×6 mm×1.5 mm,具体拉伸样尺寸如

图1所示。在WDML-3试验机上进行拉伸,应变速率为 10^{-4} s^{-1} ;每组试样选取3个,结果取平均值以保证试验数据的可靠性。另外截取拉伸试样的标距部分,在相同的预充氢条件下充氢,将充氢后的试样置于甘油测氢装置中^[7],集气温度为 80°C ,待72 h后气体体积不再变化时,读取收集的氢气体积大小,从而对试样中可扩散氢量进行测定。

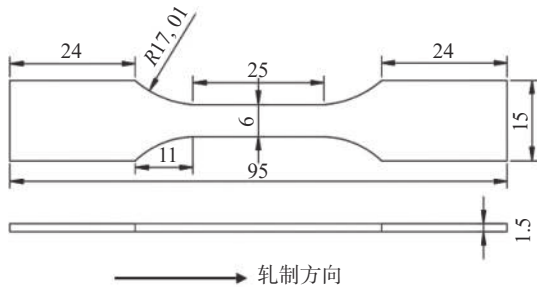


图1 拉伸试样尺寸示意(单位:mm)
Fig. 1 Diagram of tensile specimen size

利用溴化银核乳胶对氢原子进行示踪试验^[8],试样表面抛光后,置于 $0.1 \text{ mol/L NaOH} + 1 \text{ g/L Na}_4\text{P}_2\text{O}_7$ 溶液中进行预充氢,充氢电流密度为 5 mA/cm^2 ,充氢时间为3 h。预充氢后试样立即用4%硝酸酒精腐蚀清洗后置于氢显试剂中,氢显试剂配方为10 g溴化银溶于20 mL的 1.4 mol/L NaNO_2 水溶液中,氢显温度为 45°C ,氢显时间为10 min,整个试验在暗室中进行。溴化银核乳胶中 Ag^+ 通过与试样表面渗出的氢原子发生还原反应生成Ag颗粒,从而对氢的位置进行示踪。氢显完毕后将试样置于 $0.6 \text{ mol/L Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 + 1.4 \text{ mol/L NaNO}_2$ 清洗3 min,然后用蒸馏水清洗干净吹干。

利用 Apreo S 场发射扫描电镜(SEM)对试验钢的纵截面显微组织、拉伸后横截面断口形貌与裂纹扩展以及氢显试样表面进行观察,结合扫描电镜配备的 Oxford Symmetry EBSD 系统对组织中的大小角度晶界的占比以及平均晶粒尺寸进行定量分析。利用 JEM-2101F 透射电镜(TEM)对试验钢中析出相进行观察,结合附件 Oxford Ultim Max 100EDS 系统对析出相成分进行能谱分析。利用 Image Pro Plus 软件对相同面积内相组织占比、析出相的数量与尺寸分布进行定量统计。透射试样采用碳复型的方法制得,喷碳仪型号为 JEOL IB-29510VET。

利用 Davanathan-Stachursky 双电解池装置^[9]对未拉伸试样进行氢渗透试验,试样尺寸为 $30 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 1.5 \text{ mm}$,两表面经打磨抛光,测试面

积为 1 cm^2 。阳极氢检测室中加入 0.1 mol/L NaOH 溶液,连接三电极体系,施加($E_{\text{corr}} + 250 \text{ mV}$)恒定电位,当阳极电流衰减至 $1 \times 10^{-7} \text{ A}$ 时在阴极充氢室中加入 $0.1 \text{ mol/L NaOH} + 1 \text{ g/L Na}_4\text{P}_2\text{O}_7$ 溶液进行电化学渗氢试验,施加的电流密度为 5 mA/cm^2 。待氢渗透曲线达到稳定平台后结束试验,所用溶液均提前除氧,且试验过程中持续通氮气。

2 试验结果

2.1 显微组织

图2为经 950°C 淬火后试验钢的显微组织。可以看出,两种试验钢的显微组织主要由铁素体F和马氏体M组成,如箭头所示。相比于无钒钢,含钒钢中马氏体含量增加,分别为54.14%(无钒钢)、67.90%(含钒钢);含钒钢组织中的铁素体含量减少且长条状铁素体的占比下降;铁素体相与马氏体相的平均尺寸均有减小,晶粒出现细化。

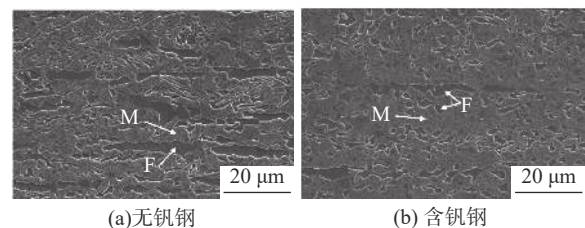


图2 试验钢的显微组织
Fig. 2 Microstructure of test steels

试验钢中大小角度晶界分布如图3所示,其中绿色线条代表 $2^\circ \sim 5^\circ$ 的晶界,蓝色线条代表 $5^\circ \sim 10^\circ$ 的晶界,红色线条代表大于 10° 的晶界。对钢中大小角度晶界占比进行统计发现,相比于无钒钢,含钒钢中 $2^\circ \sim 10^\circ$ 的小角度晶界占比由28.3%增加至34.8%,大于 10° 的大角度晶界占比由71.7%降至65.2%。利用EBSD对试验钢的平均晶粒尺寸进行统计,添加钒后试验钢的平均晶粒尺寸由无钒钢时的 $6.4 \mu\text{m}$ 降低至 $2.8 \mu\text{m}$ 。

试验钢的析出相形貌及EDS成分分析如图4所示,含钒钢中存在更多的纳米级析出相,呈圆形颗粒状。利用EDS对图中箭头所指碳化物进行成分分析,无钒钢中为含Nb、Ti的复合碳化物,而含钒钢中为含Nb、Ti、V的复合碳化物。对试验钢中碳化物数量、尺寸分布进行统计,发现在相同的统计面积内($12.6 \mu\text{m}^2$),无钒钢中碳化物数量明显较少,平均尺寸较大,约 40 nm ;含钒钢中碳化物数量较多,碳化物尺寸主要分布区间为 $0 \sim 20 \text{ nm}$,平均尺寸约 13 nm 。

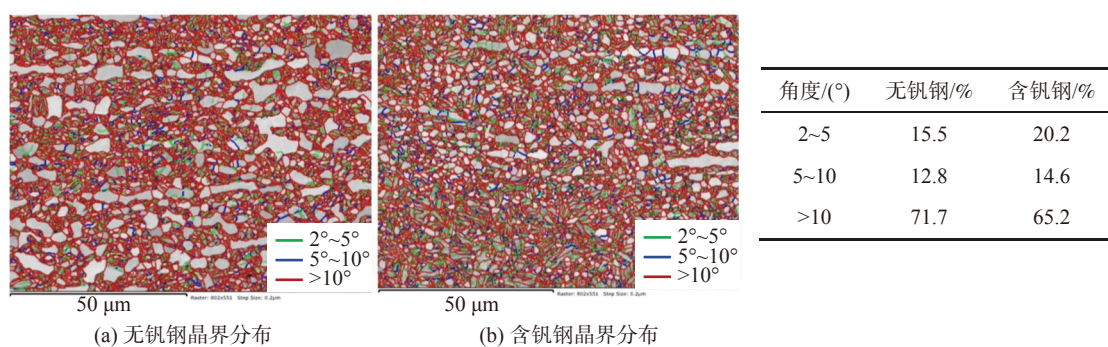


图3 试验钢中大小角度晶界分布

Fig. 3 Distribution maps of grain boundary at large angle and small angle in test steels

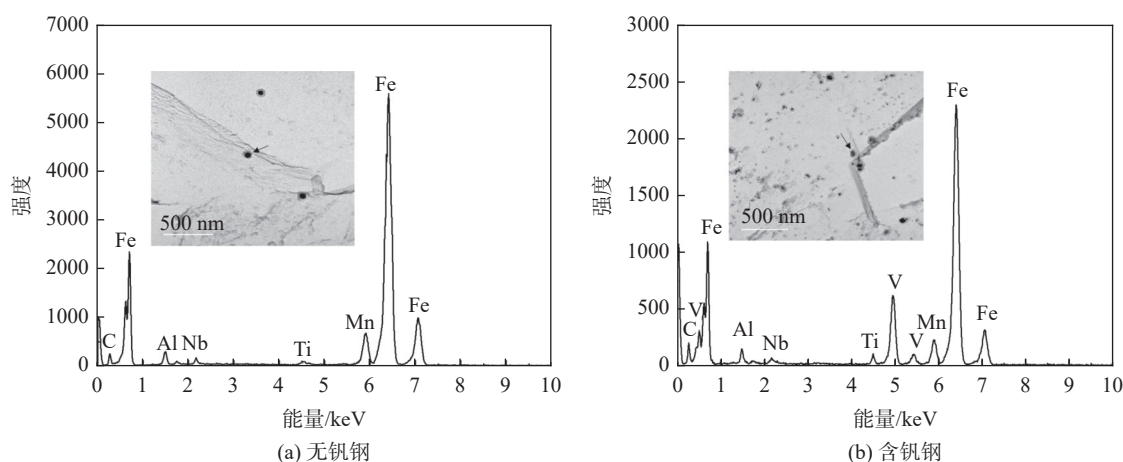


图4 试验钢中析出相形貌及EDS能谱分析

Fig. 4 Morphology of precipitates and EDS energy spectrum of test steels

2.2 氢脆敏感性

图5为试验钢在未充氢及充氢条件下的工程应力-应变曲线。在未充氢条件下,添加钒后钢的强度和塑性均明显增强。相比于无钒钢,含钒钢的抗拉强度由1 302 MPa增加至1 476 MPa,断后延伸率由6.20%增加至7.65%。但在充氢条件下,材料的抗拉强度及断后延伸率均发生下降,试验钢的氢脆敏感性指数 I_{HE} 可利用塑性指标下降的相对量来评估^[9]:

$$I_{HE} = (\delta_0 - \delta_H) / \delta_0 \times 100\% \quad (1)$$

式中, δ_0 为未充氢条件下试样的断后延伸率, δ_H 为充氢条件下试样的断后延伸率, I_{HE} 值越大,试样对氢脆越敏感,氢脆抗力越小。相比于无钒钢,含钒钢在强度增加的同时具有较好的氢脆抗力,氢脆敏感指数分别为81.29%(无钒钢)、73.40%(含钒钢),对应的可扩散氢量分别为 6.67×10^{-6} (无钒钢)、 4.16×10^{-6} (含钒钢)。

2.3 断口及裂纹形貌

图6所示为试样拉伸后的断口形貌。在充氢条

件下,试样的宏观断面整体较平齐,且在靠近断口心部位置可明显观察到裂纹,如图6(a)与(b)中箭头所示。图6(c)与(d)对断口心部形貌进行分析,发现两种试验钢的断裂形貌均呈沿晶的脆性断裂特征,有所不同的是无钒钢中沿晶的微裂纹更为粗大,如图6(c)中箭头所示。

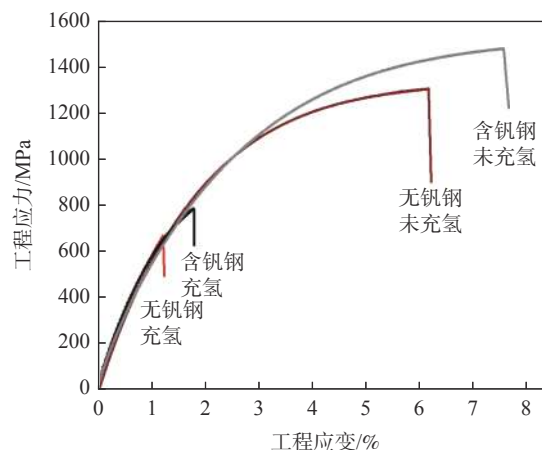
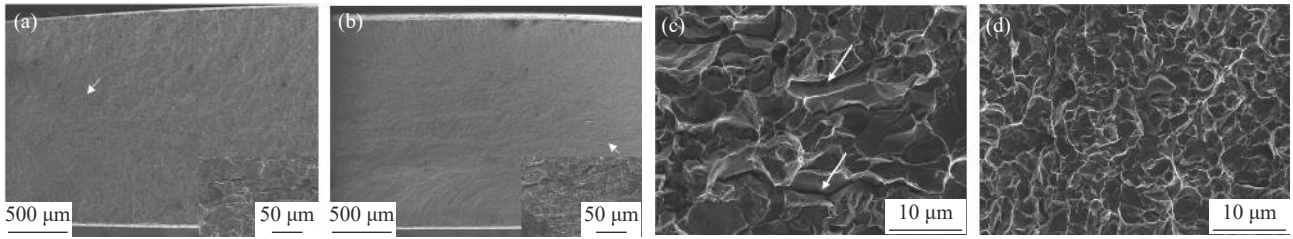


图5 试验钢在未充氢及充氢条件下的工程应力-应变曲线

Fig. 5 Engineering strain-stress curves of H-free and H-charged test steels

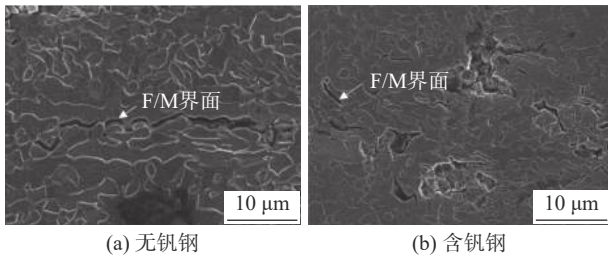


(a) 无钒钢宏观断口形貌; (b) 含钒钢宏观断口形貌; (c) 无钒钢断口心部形貌; (d) 含钒钢断口心部形貌

图6 试验钢在充氢条件下拉伸断口宏观形貌与断口心部形貌

Fig. 6 Macroscopic morphology (a, b) and center morphology (c, d) of tensile fracture in test steels with H-charging

图7所示为断口处微裂纹扩展形貌。在无钒钢中,裂纹主要沿铁素体/马氏体(F/M)界面扩展,其中沿长条状铁素体/马氏体界面的裂纹较长,更易发生连续扩展;而在含钒钢中,裂纹平均长度更短,主要沿铁素体/马氏体界面扩展,部分裂纹会穿过马氏体/马氏体界面。此外,由图8氢显结果可知,铁素体/马氏体界面处的银元素浓度最高,这表明相比于铁素体与马氏体两相,氢原子更易在铁素体/马氏体界面处富集。



(a) 无钒钢 (b) 含钒钢

图7 试验钢在充氢条件下裂纹扩展形貌

Fig. 7 Crack propagation morphology of test steels with H-charging

2.4 氢渗透曲线

图9所示为两种试验钢在未拉伸状态下的氢渗透曲线,当氢原子穿透试样厚度后,随着氢渗透时间的延长,氢渗透电流逐渐增加直至饱和,且氢渗透电流达到稳态时的滞后时间 $t_{0.63}$ 先增加后降低,分别为7929 s(无钒钢)和39483 s(含钒钢)。利用氢渗透曲线可得钢中的有效氢扩散系数 D_{eff} 及氢陷阱密度 N_T ^[10]:

$$D_{\text{eff}} = L^2 / (6t_{0.63}) \quad (2)$$

$$N_T = N_L \times (D_L / D_{\text{eff}} - 1) \times e^{-(E_b/RT)} \quad (3)$$

式中, L 为试样厚度,cm; I_{∞} 为氢渗透稳态电流, μA ; $t_{0.63}$ 为渗透电流 $0.63I_{\infty}$ 时对应的滞后时间,s,如图10中箭头所示; F 为法拉第常数, $96\,500\text{ C}\cdot\text{mol}^{-1}$; S 为充氢面积, 1 cm^2 ; D_L 为 $1.28 \times 10^{-4}\text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$; N_L 为 $7.52 \times 10^{22}\text{ cm}^{-3}$; E_b 为 0.3 eV 是 $\alpha\text{-Fe}$ 本身的物理参数^[10];

R 为常数 $8.314\,5\text{ J}\cdot\text{K}^{-1}\text{ mol}^{-1}$, T 为测试温度 298 K 。

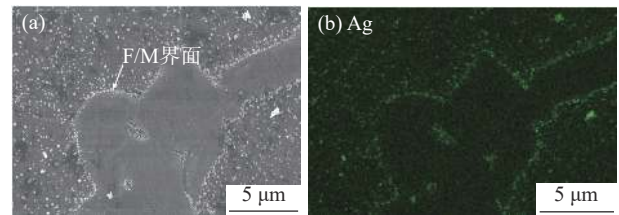


图8 银颗粒在组织中的分布(a)及银元素的EDS面分布(b)
Fig. 8 Distribution of silver particles (a) and EDS distribution of silver element (b) in microstructure

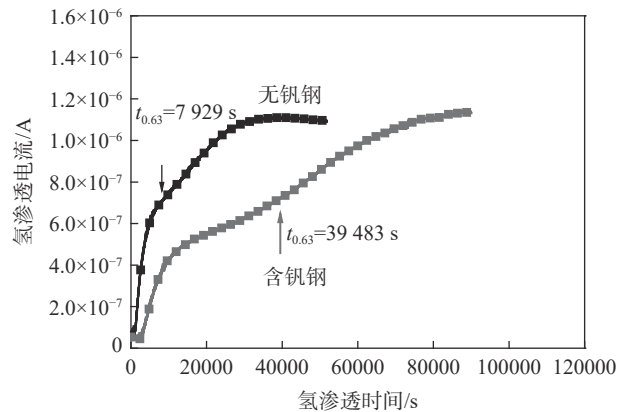


图9 试验钢的氢渗透曲线

Fig. 9 Hydrogen permeation curve of test steels

经计算分析发现,钒元素的添加增加了钢中的氢陷阱密度,降低了钢中的有效氢扩散系数。无钒钢中, N_T 为 $2.08 \times 10^{25}\text{ cm}^{-3}$, D_{eff} 为 $4.12 \times 10^{-7}\text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$;而在含钒钢中, N_T 增加至 $7.44 \times 10^{25}\text{ cm}^{-3}$, D_{eff} 降低到 $0.93 \times 10^{-7}\text{ cm}^2\cdot\text{s}^{-1}$ 。

3 讨论

通过以上试验结果可以发现,钒微合金化后的试验钢具有较好的抗氢脆敏感性。钒的添加不仅使钢中析出了大量纳米级的含钒碳化物、晶粒发生细化,而且使马氏体含量增加、长条状铁素体明显减少,这些显微组织的变化会影响氢原子的扩散与聚集,从而影响钢的氢脆敏感性。

3.1 相组成对氢扩散及氢脆的影响

经热处理后,两种试验钢的主要显微组织均为铁素体和马氏体,但两相的含量占比及分布形态不同会影响其氢脆行为。首先,钒的加入会扩大 $\alpha+\beta$ 两相区的温度范围^[11],使钢中马氏体含量增加(图 2)。马氏体相中含有大量的位错和板条界,可作为可逆氢陷阱捕获氢原子,但是可逆氢陷阱中捕获的氢原子在拉伸过程中仍然会发生扩散与聚集^[12-13]。Begić Hadžipašić 等研究发现^[13],相比 DP980 钢,马氏体含量更高的 DP1200 钢具有更高的可扩散氢浓度及更高的氢脆敏感性。因而,马氏体含量的增加会在一定程度上增加氢脆发生的风险。其次,含钒钢中马氏体与铁素体两相的分布更为均匀,长条状铁素体明显减少(图 2)。一方面,马氏体相中捕获的可扩散氢原子在向铁素体/马氏体界面扩散与聚集时,两相的均匀分布会导致氢原子在马氏体相及界面处的分布更加分散;另一方面,长条状铁素体/马氏体界面处氢致裂纹的平均长度较长,更易发生连续扩展,如图 7 所示,含钒钢中长条状铁素体明显减少,裂纹的连续扩展受到抑制,从而进一步延缓氢脆开裂。综上分析,虽然马氏体含量增加在一定程度上会对抗氢脆性能产生不利影响,但两相的均匀分布及长条状铁素体的减少会降低中锰热成形钢的氢脆敏感性。

3.2 析出相对氢扩散及氢脆的影响

中锰热成形钢中添加钒后,析出相数量明显增加,平均尺寸也明显细化(图 4)。析出相作为氢陷阱,其数量与尺寸、分布状态与试验钢的氢脆敏感性也存在密切关系^[14]。相比于无钒钢,含钒钢中析出了大量的含钒碳化物,这些含钒碳化物可通过如下两方面作用降低氢脆敏感性:其一,细小、弥散的含钒碳化物作为强氢陷阱^[4],不仅能增加钢中的氢陷阱密度,而且可有效分散氢,减少氢在铁素体/马氏体界面处的富集,并延缓氢致断裂的发生。其二,在拉伸过程中,可动位错-氢气团在向铁素体/马氏体相界面移动过程中会被含钒碳化物钉扎^[5],使试验钢中的可扩散氢量减少,氢脆敏感性降低。

3.3 晶界对氢扩散及氢脆的影响

试验钢中晶粒可被含钒碳化物的析出大大细化,如图 3 所示,单位面积内晶界长度也会随之增加。这些晶界不仅可以作为氢陷阱来捕获氢原子,而且

可以提供更多的氢捕获位点来分散氢在界面的聚集,从而起到阻碍氢原子扩散并降低氢脆敏感性的作用。另外,EBSD 结果表明,含钒钢中小角度晶界占比增加,大角度晶界占比减少(图 3)。通常情况下,大角度晶界相对于小角度晶界更易发生氢原子的聚集^[15],因而小角度晶界占比增加也一定程度上能够降低氢在界面处的聚集。从裂纹扩展角度讨论,大角度晶界能量更高,更易吸附氢原子成为裂纹扩展路径,而小角度晶界能量低,可起到阻碍裂纹扩展的作用^[15]。因而,含钒钢中小角度晶界占比的增加也会延缓氢脆的发生。

综上,钒微合金化后钢中马氏体含量的增加虽然会在一定程度上增加氢脆发生的风险。但总体而言,两相的均匀分布、碳化物析出、晶粒的细化以及小角度晶界占比的增加,这些显微组织的改变使钢中的氢陷阱密度由 $2.45 \times 10^{25} \text{ cm}^{-3}$ (无钒钢) 增加到 $8.63 \times 10^{25} \text{ cm}^{-3}$ (含钒钢),有效氢扩散系数由 $4.12 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ (无钒钢) 降低到 $0.83 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ (含钒钢),可扩散氢量由 6.67×10^{-6} (无钒钢) 下降至 4.16×10^{-6} (含钒钢)。这些新增的氢陷阱不仅可有效捕获并分散氢原子,而且可以降低氢向铁素体/马氏体界面处扩散及聚集的速度,从而使含钒试验钢具备更优异的氢脆抗力,使试验钢的氢脆敏感性由 81.29% 降低至 73.40%。

4 结 论

1) 钒微合金化后中锰热成形钢中马氏体含量增加、长条状铁素体明显减少、两相分布更加均匀。钒的添加还使钢中析出了大量纳米级的含钒碳化物、晶粒发生细化、小角度晶界占比明显增加。

2) 钒微合金化后中锰热成形钢中的氢陷阱密度明显增加,不仅有效降低了钢中的可扩散氢量,而且降低了钢中的有效氢扩散系数,减缓了氢原子向铁素体/马氏体界面处扩散及聚集的速率。

3) 在合适的热成形工艺下,虽然钒微合金化后钢中马氏体含量的增加会对抗氢脆不利,但大量细小弥散的含钒碳化物及细化的晶粒,可有效捕获并分散氢;且长条状铁素体明显减少及小角度晶界占比增加,可抑制裂纹的连续扩展,使含钒中锰热成形钢具备更优异的氢脆抗力。

参考文献

- [1] Jin Xuejun, Gong Yu, Han Xianhong, *et al.* A review of current state and prospect of the manufacturing and application of advanced hot stamping automobile steels[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(4): 411.
(金学军, 龚煜, 韩先洪, 等. 先进热成形汽车钢制造与使用的研究现状与展望[J]. *金属学报*, 2020, 56(4): 411.)
- [2] Liu Hanhua. Study on hydrogen embrittlement resistance of Ti-microalloying hot forming steel for automobile[J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2022, 43(4): 178–183.
(刘汉华. 不同钛含量汽车用热成型钢的抗氢脆敏感性研究[J]. *钢铁钒钛*, 2022, 43(4): 178–183.)
- [3] Ge Rui, Yang Rui, Liu Ziqi, *et al.* Effect of vanadium microalloying on mechanical properties of medium Mn based hot stamping steel and corresponding strengthening mechanism[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2022, 3: 1–10.
(葛锐, 杨睿, 刘子奇, 等. 钒对中锰热成形钢性能的影响及其强化机制[J]. *钢铁研究学报*, 2022, 3: 1–10.)
- [4] Li Longfei, Song Bo, Cai Zeyun, *et al.* Effect of vanadium content on hydrogen diffusion behaviors and hydrogen induced ductility loss of X80 pipeline steel[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2019, 742: 712–721.
- [5] Zhao Haoyang, Wang Pei, Li Jinxiu, *et al.* Effect of vanadium content on hydrogen embrittlement of 1400 MPa grade high strength bolt[J]. *Hydrogen Energy*, 2021, 46: 34983–34997.
- [6] Park Tak Min, Kim Hye Jin, Um Ho Yong, *et al.* The possibility of enhanced hydrogen embrittlement resistance of medium-Mn steels by addition of micro-alloying elements [J]. *Materials Characterization*, 2020, 165: 110386.
- [7] Wang Zhen, Liu Jing, Zhang Shiqi, *et al.* Effect of strain rate on hydrogen embrittlement susceptibility of DP780 steel with hydrogen pre-charging[J]. *Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection*, 2022, 42(1): 106–111.
(王贞, 刘静, 张施琦, 等. 应变速率对预充氢DP780钢氢脆敏感性的影响[J]. *中国腐蚀与防护学报*, 2022, 42(1): 106–111.)
- [8] Ichitani Koji, Kanno Motohiro, Kuramoto Shigeru. Recent development in hydrogen microprint technique and its application to hydrogen embrittlement[J]. *ISIJ International*, 2007, 43(4): 496–504.
- [9] Zhang Dazheng, Li Weijuan, Gao Xiuhua, *et al.* Effect of cold deformation before heat treatment on the hydrogen embrittlement sensitivity of high-strength steel for marine risers[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2022, 845: 143220.
- [10] Chen Yong, Liu Jing, Huang Feng, *et al.* Influence of inclusions on hydrogen induced delayed cracking in hot stamping steels[J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2019, 26(11): 10.
- [11] Huang Shan, Wu Riming, Chen Meng, *et al.* Effect of vanadium content on microstructure and mechanical properties of 4Cr5Mo2V steel[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2022, 46(7): 70–75.
(黄山, 吴日铭, 陈蒙, 等. 钒含量对4Cr5Mo2V钢显微组织与力学性能的影响[J]. *机械工程材料*, 2022, 46(7): 70–75.)
- [12] Wang Zhen, Liu Jing, Huang Feng, *et al.* Hydrogen diffusion and its effect on hydrogen embrittlement in DP steels with different martensite content[J]. *Frontiers in Materials*, 2020, 7: 1–12.
- [13] Hadžipašić Anita Begić, Malina Jadranka, Nižnik Štefan. The influence of microstructure on hydrogen diffusion in dual phase steel[J]. *Acta Metallurgica Slovaca*, 2011, 17(2): 129–132.
- [14] Takahashi Jun, Kawakami Kazuto, Kobayashi Yukiko. Origin of hydrogen trapping site in vanadium carbide precipitation strengthening steel [J]. *Acta Mater.*, 2018, 153: 193–204.
- [15] Koyama Motomichi, Lee Taekyung, Lee Chong Soo, *et al.* Grain refinement effect on cryogenic tensile ductility in a Fe-Mn-C twinning-induced plasticity steel[J]. *Materials & Design*, 2013, 49: 234–241.

编辑 邓淑惠