

DOI: 10.7652/xjtuxb201607014

电化学充氢下 2.25Cr1Mo0.25V 钢氢脆敏感性研究

胡海军, 李康, 武玮, 程光旭, 弓卫军

(西安交通大学化学工程与技术学院, 710049, 西安)

摘要: 针对制造加氢反应器的主要材料 2.25Cr1Mo0.25V 钢易发生氢脆的问题, 重点研究了材料氢脆发生机制, 以了解该材料的氢脆敏感性。利用电化学氢渗透测试技术, 通过施加阴极恒电流, 使氢原子渗透进入钢中, 揭示了不同环境中的氢扩散特性, 同时通过结合氢渗透技术和慢速率拉伸试验方法研究了钢材的氢脆敏感性。渗氢试验结果表明: 随着电化学充氢电流密度的增大以及试样厚度的减小, 氢扩散系数均逐渐增大; 充氢温度的倒数 $1/T$ 和氢扩散系数的自然对数之间存在线性关系。慢速率拉伸试验的结果表明: 随着充氢电流密度的增大, 钢的断裂强度、延伸率和断面收缩减小而氢脆指数增大。当充氢电流密度超过 $2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时, 钢材表现出明显的氢脆。该试验结果可为加氢反应器材料性能评价提供理论依据。

关键词: 氢脆敏感性; 电化学充氢; 2.25Cr1Mo0.25V 钢; 扩散系数; 氢脆指数

中图分类号: TG172 **文献标志码:** A **文章编号:** 0253-987X(2016)07-0089-07

Research on the Hydrogen Embrittlement Sensitivity of 2.25Cr1Mo0.25V in Electrochemical Hydrogen Charging

HU Haijun, LI Kang, WU Wei, CHENG Guangxu, GONG Weijun

(School of Chemical Engineering and Technology, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: The alloy steel 2.25Cr1Mo0.25V is mainly used to make hydrogenation reactors, which is easily subject to failure of hydrogen embrittlement. This paper aims to study the mechanism of hydrogen embrittlement and understand the hydrogen embrittlement sensitivity of the material. With the electrochemical hydrogen permeability technique and applying constant cathode current to let the hydrogen permeate into the steel, the characteristics of hydrogen diffusion under different test conditions were revealed. Meanwhile, the hydrogen embrittlement sensitivity was investigated by combining the hydrogen permeability technique with the slow-rate tensile test. The test results showed that the hydrogen diffusion coefficients were increased with the growth of the electrochemical hydrogen charging current density as well as the reduction of sample thickness. There is a linear relationship between the reciprocal of charging temperature ($1/T$) and the natural logarithm of hydrogen diffusion coefficient. Results of slow-rate tensile tests showed that with the growth of the charging current density, the fracture strength, the elongation rate and the area reduction of the steel decreased, while the hydrogen embrittlement indexes increased. When the hydrogen charging current density exceeds $2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$, the steel showed obvious hydrogen embrittlement. The test results will help the performance evaluation of materials used to make hydrogenation reactors.

收稿日期: 2015-09-23。 作者简介: 胡海军(1978—),男,博士,讲师。 基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2015CB057602); 中国石油科技创新基金资助项目(2014D-5006-0606)。

网络出版时间: 2016-04-19

网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/61.1069.T.20160419.1624.004.html>

Keywords: hydrogen embrittlement sensitivity; electrochemical hydrogen charging;
2. 25Cr1Mo0. 25V steel; diffusion coefficient; hydrogen embrittlement index

长期以来,2. 25Cr1Mo钢被广泛应用在炼油化工行业的临氢设备上,如加氢反应器等,然而设备操作和使用的条件越来越苛刻,其抗氢性能、抗蠕变性能和最高使用温度等方面已逐渐满足不了实际工况的需求。特别是随着加氢工艺技术的发展,加氢反应器的尺寸越来越大,设计条件更加苛刻,若仍采用一般的2. 25Cr1Mo钢来制造,势必会造成壁厚太厚、单台反应器质量过大,给制造、安装、运输带来极大的困难,使综合投资大幅度增加。新的钢种2. 25Cr1Mo0. 25V钢与2. 25Cr1Mo钢相比,强度及许用应力更高、最高使用温度更高、抗氢性能更好^[1]。目前,2. 25Cr1Mo钢在加氢反应器以及其他临氢设备上已经被广泛应用^[2],学者们对其焊接性能、热处理、抗氢性能等^[3-5]进行了大量的研究。然而,对于2. 25Cr1Mo0. 25V钢的研究主要集中在焊接性能^[6]、一般物理性能^[7]以及应力腐蚀性能^[8]等领域,对其抗氢性能,尤其是试验研究很少。临氢设备在使用过程中,氢原子会渗透进入钢中,在晶格中扩散,经过钢中的夹杂、缺陷等处被捕聚集形成氢压,当氢压增大到一定程度时,就会引起缺陷处裂纹的萌生和扩展,引起氢致开裂,尤其在氢和应力的交互作用时更为严重。目前,国内外对2. 25Cr1Mo0. 25V钢的氢渗透及抗氢脆性能研究很少,因此研究氢在2. 25Cr1Mo0. 25V钢中的扩散性能以及渗入钢中的氢对其力学性能的影响尤为重要和迫切。本文通过试验研究氢在2. 25Cr1Mo0. 25V钢中的扩散性能以及动态充氢下材料的力学性能的劣化,并从宏观和微观两个角度分析其力学性能的变化规律,这对2. 25Cr1Mo0. 25V钢制加氢反应器等设备的安全运行有重要的意义。

1 试 验

1. 1 氢扩散试验

2. 25Cr1Mo0. 25V 钢板取自舞阳钢厂,材料化

学成分如表 1 所示。电化学渗氢试样的尺寸为3 cm×3 cm,厚度分别取 0. 4、0. 5、0. 7、1. 0 mm,并采用 300 #、400 #、600 #、800 #、1 000 #、1 200 # 砂纸进行逐级打磨,经过酒精和超声波清洗后进行单面镀镍,之后将试样重新经过酒精和超声波清洗处理,再用冷风吹干后放入干燥箱备用。试验采用武汉科思特公司生产的 Davanathan-Stachursky 双电解池渗氢装置^[9],其中右侧为阳极室,加入 0. 2 mol/L 的 NaOH 溶液 250 mL,阳极室通过恒电位极化测量得到阳极电流;左侧为阴极室,加入 0. 5 mol/L 的 H₂SO₄ 与 1. 85 mmol/L 的 N₄P₂O₇ 混合溶液 250 mL,N₄P₂O₇ 起到毒化剂的作用,即阻止活性氢原子在试样表面形成氢气而逸出。

试验时将试样固定在两电解池容器之间,试样暴露在液体中的面积为 2. 27 cm²。试验过程中,先用电化学工作站在试样上施加 300 mV(相对于 Hg/HgO 电极)的阳极恒电位,保证活性氢从试样的阴极侧扩散到阳极侧后立即全部被氧化成 H⁺,释放的电子被电化学工作站以电流的形式记录下来,阳极电流就表征了氢渗透的通量,试验中利用阳极电流作为氢渗透的直接测量值。当背底电流密度稳定在 5×10⁻⁷ A/cm² 时^[10],向阴极侧加入充氢液,分别测试不同电流密度、不同试样厚度以及不同温度下的氢扩散特性。试验测试了充氢电流密度 *i*_c 分别为 5×10⁻³、10×10⁻³、20×10⁻³、35×10⁻³、55×10⁻³ A/cm²,且试样厚度为 1 mm 时的渗氢特性;还测试了充氢电流密度为 10×10⁻³ A/cm²,试样厚度为 0. 4、0. 5、0. 7、1. 0 mm 以及充氢液温度为 5、18、30、40、50 ℃时的扩散特性。所用的电化学测量仪器为武汉科思特仪器有限公司生产的 CS3250 电化学工作站,无说明情况下试验均在室温(27 ℃左右)下进行。

氢扩散通量通过阳极稳态电流计算得到,可表示为^[11]

表 1 2. 25Cr1Mo0. 25V 钢化学成分

材料	w/%						
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo
2. 25Cr1Mo0. 25V	0. 10~0. 16	≤0. 10	0. 27~0. 63	≤0. 008	≤0. 008	1. 95~2. 60	0. 87~1. 13

材料	w/%						
	V	Ni	Ca	Ti	B	Cu	Nb
2. 25Cr1Mo0. 25V	0. 23~0. 37	≤0. 20	≤0. 015	≤0. 030	≤0. 002	≤0. 20	≤0. 07

$$J_{\infty} = \frac{I_{\infty}}{FA} \tag{1}$$

式中: A 为与溶液接触的试样面积; F 为法拉第常数。有效氢扩散系数为^[12]

$$D_{\text{eff}} = \frac{d^2}{6t_L} \tag{2}$$

式中: d 为试样的厚度; t_L 为延迟时间。延迟时间约等于充氢电流密度达到稳态阳极电流密度的 0.63 倍所用的时间,即 $i_a = 0.63i_{\infty}$ 所用的时间。充氢端的氢浓度可通过下式估算^[12]

$$C_0 = \frac{J_{\infty} d}{D_{\text{eff}}} \tag{3}$$

1.2 动态充氢试验

描述氢致敏感性的参数主要有伸长率以及断面收缩率,描述氢脆的参数为氢脆指数。动态充氢拉伸试验试样按照 GBT 228.1—2010^[13] 加工,经过线切割、车床车削磨床打磨后成为所需试样,试样为圆棒状,如图 1 所示。在试样上焊接导线,以便试样拉伸时可以施加充氢电流。将试样用丙酮清洗干净,吹干备用。试验采用英国制造的 instron1195 型拉伸机进行,拉伸速率为 0.1 mm/min。试验均在室温条件下进行,断口的微观形貌通过 JSM-6390 型扫描电镜(SEM)进行观察。

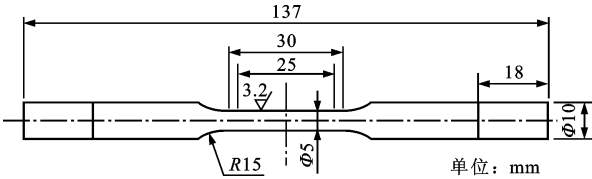


图 1 拉伸试样示意图

2 结果与讨论

2.1 充氢电流密度对氢渗透特性的影响

不同充氢电流密度时的氢渗透曲线如图 2 所示,可以看出随着电流密度的增大,阳极稳态电流密度也随之增大。在充氢电流密度比较小(如 5×10^{-3} 、 10×10^{-3} A/cm²)时,达到稳态阳极电流密度所用时间比较长,当电流密度增大到 20×10^{-3} A/cm² 后达到稳态所用的时间大大缩短。图 3 为电流密度与材料的氢扩散系数 D_{eff} 和氢浓度 C_0 的关系曲线,结果表明,随着电流密度的增大,氢在材料中的扩散系数 D_{eff} 逐渐增大,从 1.71×10^{-7} cm² · s⁻¹ 增大到 3.91×10^{-7} cm² · s⁻¹,在小电流时增大缓慢,然后剧烈增大,在大电流时又趋于平缓,而氢浓度基本保持平衡,基本在 8.34×10^{-6} mol · cm⁻³ 左右变化。充氢电流作为氢进入材料中的驱动力^[12],

使氢扩散进入钢中,因此当电流密度比较小时,驱动力小,扩散系数也相应比较小,阳极电流达到平衡所需时间也比较长,但随着驱动力的不断增大,加快了氢进入钢中的速率,扩散系数也逐渐增大,达到平衡所需时间也相应缩短。当施加的电流产生的驱动力作用达到最大值时,驱动力的影响也相应较小,因此扩散系数的增大也相应较小,趋于平缓。图 3 中电流密度与氢浓度的曲线表明,电流密度增大对充氢侧表面氢含量的影响比较小,氢含量变化不大,说明虽然增大充氢电流密度,使得氢扩散的驱动力增大,产生的氢原子也会增多,但是扩散进入钢中的有效氢原子数变化比较小。图 2 和图 3 结合可以看出:小电流时扩散系数小所用时间长和大电流时扩散系数大所用时间短,但是氢含量变化不大,说明在给定的电流密度范围内电流密度对试样中氢含量影响很小,对材料的氢脆敏感性影响不大。

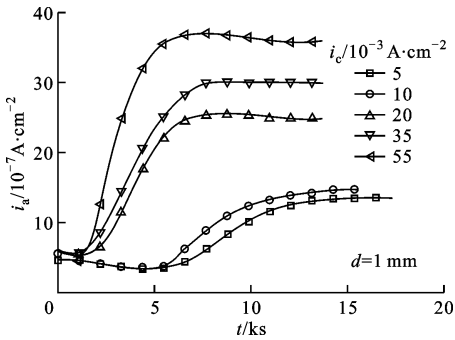


图 2 2.25Cr1Mo0.25V 钢不同电流密度下的氢渗透曲线

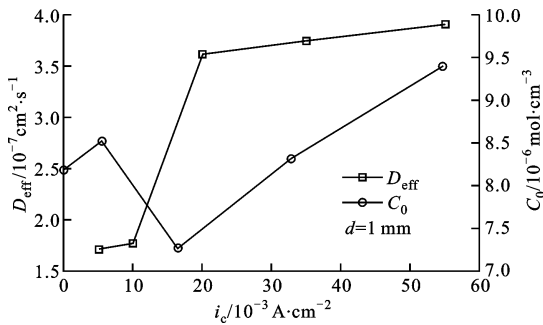


图 3 扩散系数和氢浓度与电流密度的关系曲线

2.2 试样厚度对氢渗透特性的影响

图 4 是不同厚度的试样在充氢电流密度为 10×10^{-3} A/cm² 时的氢渗透曲线,结果表明,随着试样厚度从 0.4 mm 增大到 1.0 mm,阳极稳态电流密度逐渐减小,达到稳态值所需的时间逐渐延长,而在厚度增大到 1.0 mm 时达到稳态所需时间最长,约为 15 ks。

图 5 为扩散系数和氢浓度与试样厚度的关系图,结果表明,随着试样厚度从 0.4 mm 增大到 1.0 mm,

氢在材料中的扩散系数从 $4.15 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ 减小到 $1.77 \times 10^{-7} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$, 而且基本呈线性减小, 但氢浓度从 $3.13 \times 10^{-6} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-3}$ 增大到 $8.53 \times 10^{-6} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-3}$ 。这说明试样越厚, 其中的氢陷阱就越多, 捕获的氢原子数也增多, 从而阻碍了氢原子在晶格中的扩散, 使得氢扩散系数减小, 氢脆敏感性增大。

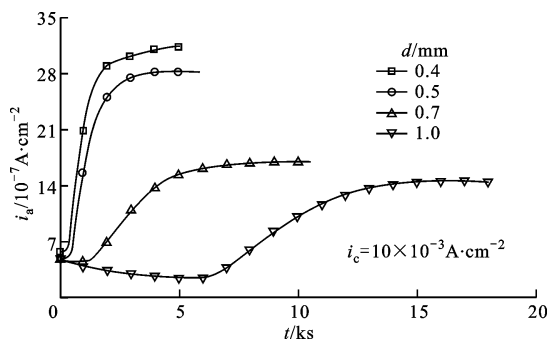


图4 不同试样厚度时 2.25Cr1Mo0.25V 钢的氢渗透曲线

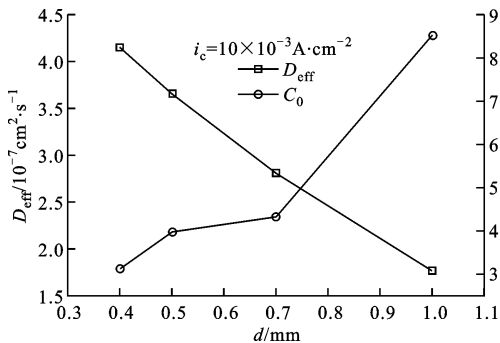


图5 扩散系数和氢浓度与试样厚度的关系曲线

2.3 充氢温度对氢渗透特性的影响

图6为不同充氢温度下的氢渗透曲线, 结果表明, 随着温度从 5°C 升高到 50°C , 阳极稳态电流密度逐渐增大, 阳极电流密度达到稳态所需时间逐渐缩短, 即随着渗氢温度的升高, 单位时间内渗入试样的氢原子的数量也随之增加。这是因为充氢温度升高后, 氢原子活性随之增大, 热运动增强, 促进了其在钢中的扩散速率^[14]。对充氢温度的倒数与扩散系数的对数进行拟合, 结果如图7所示, 得到的拟合关系式为

$$\ln D_{\text{eff}} = -5.9943 - 2.8544 \times \frac{1000}{T} \quad (4)$$

上式的拟合度 R 为 0.985。

氢原子在 2.25Cr1Mo 0.25V 钢中的扩散过程符合 Arrhenius 关系式^[15], 即 $D_{\text{eff}} = D_0 \exp(-E/RT)$, 将式(4)进行变化后得到扩散系数与温度的关系式为

$$D_{\text{eff}} = 0.002493 \exp(-E/RT) \quad (5)$$

式中: R 为气体常数; T 为温度; D_{eff} 为氢原子扩散系数; $E = 23.73 \text{ kJ/mol}$ 为扩散启动能。通过式(5)可以计算不同温度下的扩散系数。由式(3)可以计算不同充氢温度下的氢浓度, 得到 5°C 、 18°C 、 30°C 、 40°C 、 50°C 时的氢浓度分别为 5.10×10^{-6} 、 7.31×10^{-6} 、 8.53×10^{-6} 、 7.05×10^{-6} 、 $8.36 \times 10^{-6} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-3}$, 结果表明, 氢浓度只有在 5°C 时比较低, 在 18°C 、 20°C 、 30°C 和 50°C 时变化比较小, 仅在 $7.81 \times 10^{-6} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-3}$ 左右变化。这说明低温会导致氢浓度减小, 当温度升高时, 氢浓度有所增大, 并在 $18^\circ\text{C} \sim 50^\circ\text{C}$ 范围内波动变化, 变化幅度较小。这可能是因为温度的升高使得氢原子热运动加剧, 造成原子之间的碰撞加剧, 使得氢原子进入钢中的有效氢原子减小所致。总之, 温度影响其扩散系数, 对渗入钢中的氢浓度在低温时有较大影响, 当温度处于室温及以上时对氢浓度影响较小, 这也说明在此温度范围内充氢对材料氢脆敏感性影响不大。

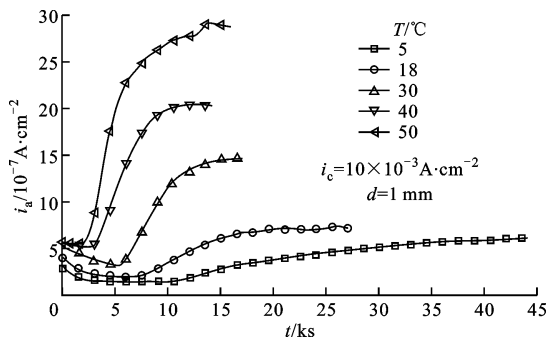


图6 不同充氢温度时的氢渗透曲线

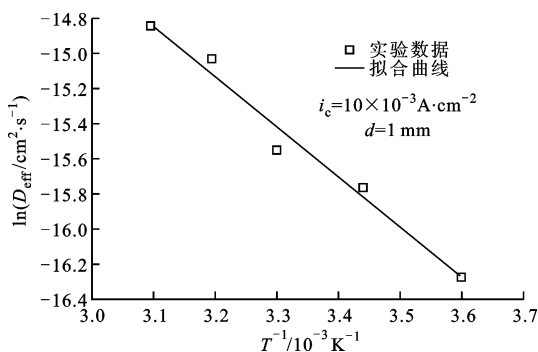


图7 $\ln D_{\text{eff}} \sim 1000/T$ 的关系拟合曲线

2.4 动态充氢对材料氢脆敏感性的影响

图8为在不同充氢电流密度下试样进行慢拉伸时的“应力-位移”曲线, 可以看出, “应力-位移”曲线在最高点之前基本重合, 说明施加充氢电流以及电流密度的大小对材料弹性变形影响很小, 对材料的抗拉强度 σ_0 的影响也很小。材料断裂强度 σ_f 与电流密度的关系如图9所示: 电流密度为 $1 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$

时,断裂强度 σ_f 从未充氢时的 2 245 MPa 降低到 761 MPa;当电流密度大于 $2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时,断裂强度随着电流密度的增大趋于平衡。2. 25Cr1Mo0. 25V 钢动态充氢条件下发生氢致断裂,主要是对氢的存在比较敏感,存在很少量的氢就会引起材料断裂强度的大幅度下降,然而当材料中氢含量达到一定值后,试样中的氢基本保持不变,材料的断裂强度也趋于一个定值。又由 3. 1 节可知:电流密度从 $10 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 增至 $35 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时,氢浓度基本不变,这正和此处的动态充氢时氢含量保持不变相对应;在电流密度大于 $10 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 后,断裂强度基本不变,则是因为之后渗透进入钢中的氢含量基本是相同的。

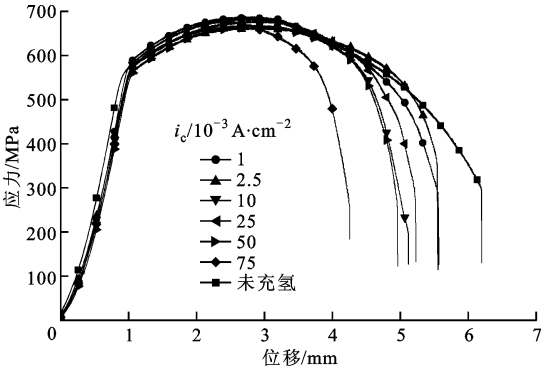


图 8 不同电流密度下 2. 25Cr1Mo0. 25V 钢的拉伸性能曲线

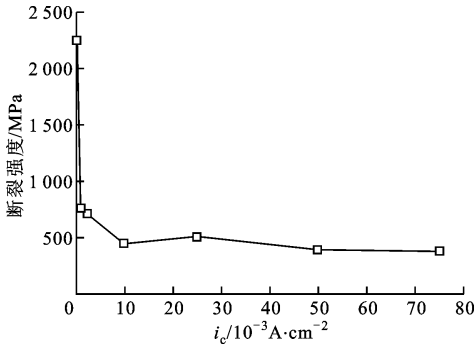


图 9 2. 25Cr1Mo 0. 25V 钢断裂强度与电流密度的关系曲线

试样在充氢过程中进行拉伸,使得材料氢渗透和位错运动同时进行。Maier 研究发现,在相同电流密度下和相同充氢时间下,动态充氢进入低合金钢的氢浓度是静态充氢的 10 倍^[16]。所以,在动态充氢时,进入钢中的氢含量会比静态时大很多。这是因为动态充氢时试样氢含量不仅取决于氢原子的扩散,还取决于拉伸时的应变速率。动态拉伸时在应力诱导和位错携带作用下向应力集中区传输的氢

原子量远远大于在相同充氢条件下静态拉伸时的氢原子量,而实际工况下,设备在开停车时往往受到拉应力或压应力,此时氢原子在位错的携带下进入材料中,往往会引起材料环境氢脆,因此动态充氢拉伸模拟试验比静态充氢拉伸更切合实际。

试样断口形貌如图 10 所示。未充氢条件下试样断面直径为 1. 82 mm,电流密度为 $2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时的断口直径为 3. 36 mm,电流密度为 $75 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时的断口直径为 3. 86 mm。从图 10a~10c 可以看出,未充氢条件下试样断口收缩最大,当施加充氢电流后,尽管电流密度比较小($2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$),但是断面的面积却比未充氢时要大很多,断口直径从 1. 82 mm 增大到 3. 36 mm,而当电流密度增大到 $75 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时,断口直径相比电流密度为 $2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时的断口直径仅仅增大 0. 5 mm。可以认为,材料对氢比较敏感,很少量的氢就会引起材料性能的改变,使得材料的塑性降低,但是当氢含量达到一定值后敏感性增大程度变缓,塑性降低程度变小。

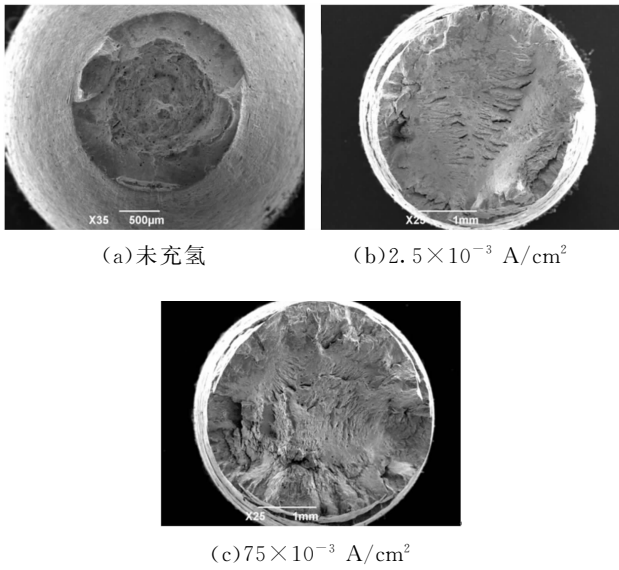


图 10 不同充氢电流密度时拉伸试样断口宏观形貌

动态充氢后材料塑性损失与电流密度的关系如图 11 所示,结果表明,当施加阴极电流后,断面收缩率和伸长率都随着电流密度的增大而减小,在电流密度较小的时候,材料的断面收缩率迅速下降,在电流密度大于 $2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 后趋势变缓。这说明材料的氢脆敏感性不断地增大。图 12 是材料在不同电流密度下的氢脆敏感指数曲线,氢脆敏感指数可由下式计算获得^[17]

$$I_{\varphi} = \frac{\varphi_0 - \varphi_K}{\varphi_0} \times 100\% \tag{6}$$

式中： φ_0 为未充氢时的材料断面收缩率； φ_K 为材料充氢时拉断的断面收缩率。从图 12 可以看出，随着电流密度的增大，材料的氢脆指数不断增大，且电流密度小时迅速增大，当电流密度大于 $2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时增幅变小。这同样说明，在小电流密度时材料对氢的存在比较敏感，但是当电流密度增大到 $2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 后，敏感性增大程度变缓。

动态充氢拉伸试验后的试样断口微观形貌如图 13 所示，未充氢时 SEM 图片显示断口为韧窝状形貌(图 13a)，为韧性断裂。施加小电流密度时，材料还是处于韧性断裂，当电流密度为 $2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时，发现图中韧窝的数量变少且尺寸变小(见图 13b、13c)，即在电流密度比较小时，材料发生了一定程度上的韧脆转变，使得材料局部塑性变形量减小，金属塑性降低。图 13c 中右边出现了准解理形貌，图 13d 给出了当电流密度增大到 $25 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时的微观形貌，可以发现断口韧窝更少，成为准解理-解理形貌，而图 13e 中已经基本看不到韧窝形貌的存在，此时断口已经成为解理状脆性断口，此时材料氢脆敏感性最高。这是由于当试样中富集的氢原子达到临界值后，氢原子能够促进位错运动，并使试样局部发生塑性变形。当试样高应变区内位错塞积的应力达到被氢降低后的原子结合力(键合力)时，就会引起微裂纹在试样中形核与扩展，从而使试样

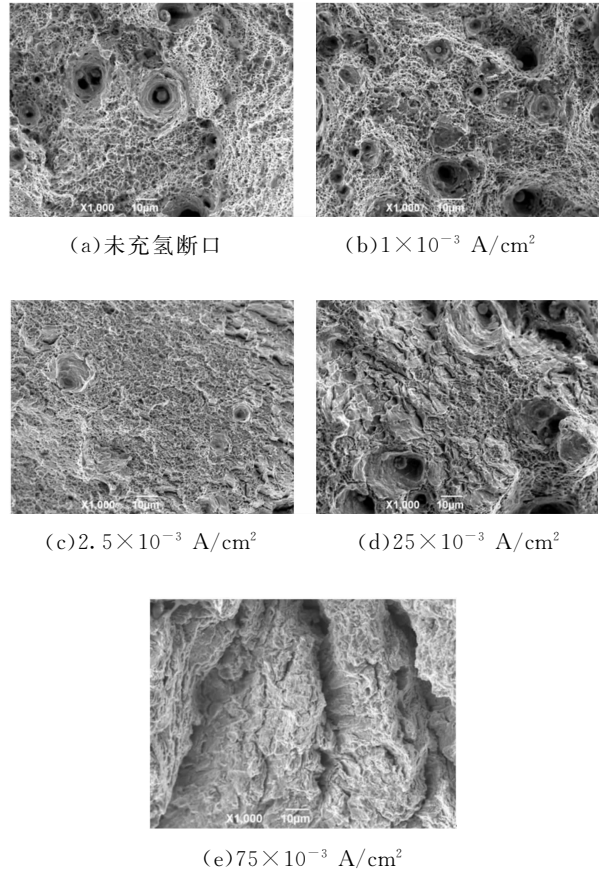


图 13 不同电流密度时拉伸试验微观断口 SEM 图

发生解理断裂^[18]。

3 结 论

(1)随着电流密度从 $5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 增大到 $55 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ ，2.25Cr1Mo0.25V 钢的扩散系数逐渐增大；氢浓度变化不大，基本处于 $8.34 \times 10^{-6} \text{ mol} \cdot \text{cm}^{-3}$ 左右。

(2)随着试样厚度从 0.4 mm 增大到 1.0 mm，材料的扩散系数逐渐减小，且呈线性减小；氢浓度先缓慢增大，再剧烈增大。

(3)随着充氢液温度从 5℃ 增大到 50℃，材料氢扩散系数的对数与温度的倒数呈线性关系，拟合关系式为 $D_{\text{eff}} = 0.002493e^{-(E/RT)}$ ，得到的扩散系数与温度的关系式满足 Arrhenius 关系式；氢浓度在低温时比较低，在室温及以上时变化不大。

(4)在 $i_c < 2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时，随着电流密度的增大，材料的断裂强度、断面收缩率和伸长率迅速下降；当 $i_c > 2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时下降趋势变缓。这说明在电流密度小于 $2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时，氢脆敏感性迅速增大，大于 $2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时，氢脆敏感性增大缓慢。

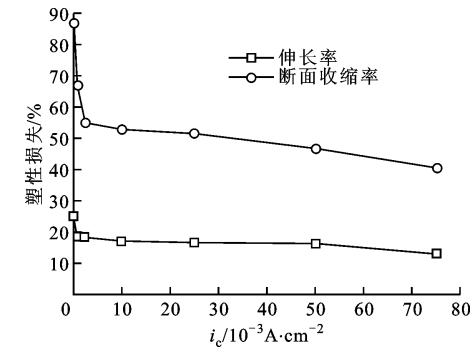


图 11 动态充氢拉伸后伸长率和断面收缩率

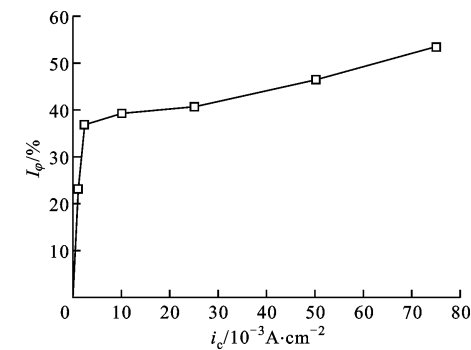


图 12 不同电流密度下的氢脆敏感指数曲线

(5)当电流密度从 0 增大到 $75 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时,宏观表现为断口面积的不断增大。当电流密度为 $2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 时,微观形貌出现准解理形貌,处于韧脆转变阶段,当电流密度大于 $2.5 \times 10^{-3} \text{ A/cm}^2$ 后,材料准解理-解理形貌增多,最后发展到解理断面,为脆性断裂。

参考文献:

- [1] 李永红. 工业用钢 2.25Cr-1Mo 与 2.25 Cr-1Mo-0.25V 的性能对比分析 [J]. 机械研究与应用, 2006, 19(4): 44-45.
LI Yonghong. Research about 2.25Cr-1Mo steel and 2.25Cr-1Mo-0.25V steel [J]. Mechanical Research and Application, 2006, 19(4): 44-45.
- [2] 陈晓玲, 李多民, 段滋华. 加氢反应器的发展现状 [J]. 化工装备技术, 2009, 30(1): 28-31.
CHEN Xiaoling, LI Duomin, DUAN Zihua. Hydrogenation reactor development status [J]. Chemical Equipment Technology, 2009, 30(1): 28-31.
- [3] 华丽, 朱奎龙, 王志文, 等. 2.25Cr-1Mo 钢抗氢脆性能的研究 [J]. 华东理工大学学报(自然科学版), 2003, 29(6): 621-624.
HUA Li, ZHU Kuilong, WANG Zhiwen, et al. An investigation of resistance to hydrogen embrittlement of 2.25Cr-1Mo steel [J]. Journal of East China University of Science and Technology (Natural Science), 2003, 29(6): 621-624.
- [4] RAY A K, TIWARI Y N, ROY P K, et al. Creep rupture analysis and remaining life assessment of 2.25Cr1Mo steel tubes from a thermal power plant [J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 454: 679-684.
- [5] MORO L, GONZALEZ G, BRIZUERLA G, et al. Influence of chromium and vanadium in the mechanical resistance of steels [J]. Materials Chemistry and Physics, 2008, 109(2): 212-216.
- [6] PEREIRA P A S, FRANCO C S G, GUERRAFILHO J L M, et al. Hydrogen effects on the microstructure of a 2.25Cr-1Mo-0.25V steel welded joint [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2015, 40(47): 17136-17143.
- [7] MA X, HU C, QIN H, et al. Effect of heat treatment process on critical transformation temperature of 2.25Cr1Mo0.25V steel [J]. Journal of Petro-Chemical Universities, 2011, 3: 019.
- [8] 刘长海, 邓文彬, 高军, 等. 2.25Cr-1Mo-0.25V 钢的硫化氢应力腐蚀试验研究 [J]. 压力容器, 2014, 31(2): 9-13.
- LIU Changhai, DENG Wenbin, GAO Jun, et al. Experimental investigation of 2.25Cr1Mo0.25V steel's hydrogen sulfide stress corrosion [J]. Pressure Vessel Technology, 2014, 31(2): 9-13.
- [9] JEBARAJ J J M, MORRISON D J, SUNI I I. Hydrogen diffusion coefficients through Inconel 718 in different metallurgical conditions [J]. Corrosion Science, 2014, 80: 517-522.
- [10] ZHOU C, ZHENG S, CHEN C, et al. The effect of the partial pressure of H_2S on the permeation of hydrogen in low carbon pipeline steel [J]. Corrosion Science, 2013, 67: 184-192.
- [11] CARNEIRO R A, RATNAPULI R C, DE FREITAS C L V. The influence of chemical composition and microstructure of API linepipe steels on hydrogen induced cracking and sulfide stress corrosion cracking [J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 357(1): 104-110.
- [12] DONG C F, LIU Z Y, LI X G, et al. Effects of hydrogen charging on the susceptibility of X100 pipeline steel to hydrogen-induced cracking [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2009, 34(24): 9879-9884.
- [13] 中国国家标准化管理委员会. 金属材料拉伸试验: 第 1 部分 室温试验方法: GB/T 228.1—2010[S]. 北京: 中国标准出版社, 2012.
- [14] RIVERA P C, RAMUNNI V P, BRUZZONI P. Hydrogen trapping in an API 5L X60 steel [J]. Corrosion Science, 2012, 54: 106-118.
- [15] ADDACH H, BERCOT P, REZRAZI M, et al. Hydrogen permeation in iron at different temperatures [J]. Materials Letters, 2005, 59(11): 1347-1351.
- [16] MAIER H J, POPP W, KAESCHE H. Effects of hydrogen on ductile fracture of a spheroidized low alloy steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 1995, 191(1): 17-26.
- [17] BRIOTTET L, MORO I, LEMOINE P. Quantifying the hydrogen embrittlement of pipeline steels for safety considerations [J]. International Journal of Hydrogen Energy, 2012, 37(22): 17616-17623.
- [18] 王燕斌, 王胜. 塑性变形在氢致断裂中的作用 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 2000, 20(4): 248-252.
WANG Yanbin, WANG Sheng. The role of plastic deformation on hydrogen induced fracture [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2000, 20(4): 248-252.

(编辑 荆树蓉)