

文章编号:1006-3080(2013)02-0222-06

氢在低碳钢中的渗透扩散特性

李勇峰¹, 蔡丽安², 阚文彬¹, 朱合范¹, 潘红良¹

(1. 华东理工大学机械与动力工程学院, 上海 200237;

2. 上海师范大学信息与机电学院, 上海 200234)

摘要:通过氢扩散理论拟合方法和时间滞后法评估了氢在低碳钢中的有效扩散系数,通过对部分衰减和积聚渗透瞬态曲线的拟合对氢在低碳钢中的扩散系数和浓度分布进行了分析。利用阳极侧完整的电流密度衰减曲线,对在阳极侧释放的可逆捕捉氢进行了表征。实验结果表明:低碳钢中的部分可逆氢可以通过阳极侧完整的电流密度衰减曲线进行表征。低碳钢中的氢陷阱以及充氢侧的浓度减缓了氢在材料中的扩散,降低了氢在材料中的扩散系数。而通过部分衰减和积聚渗透瞬态曲线的拟合较好地得到了氢在低碳钢中的实际扩散系数和浓度分布。

关键词:氢扩散; 扩散系数; 低碳钢; 电化学氢渗透; 氢陷阱

中图分类号:TG174

文献标志码:A

Diffusion Characteristics of Hydrogen in Low Carbon Steel

LI Yong-feng¹, CAI Li-an², KAN Wen-bin¹, ZHU He-fan¹, PAN Hong-liang¹

(1. School of Mechanical and Power Engineering, East China University of Science and Technology, Shanghai 200237, China; 2. College of Information, Mechanical and Electrical Engineering, Shanghai Normal University, Shanghai 200234, China)

Abstract: The effective diffusion coefficient of hydrogen in the low carbon steel was determined by means of hydrogen diffusion theory fitting method and the time lag method. The diffusion coefficient and the concentration distribution of hydrogen in the low carbon steel were analyzed by the partial decay and build-up transients fitting. The complete current density decay can be used to determine the reversibly trapped hydrogen which was released from the anodic side of the specimens. The results indicated that part of the reversible hydrogen in the low carbon steel could be characterized by the complete current density decay at the membrane exit side. The diffusion of hydrogen in the low carbon steel was retarded and the diffusion coefficient was reduced because of the hydrogen trapping in the low carbon steel and slow surface processes on the entry side. The real diffusion coefficient and the concentration distribution of hydrogen in the low carbon steel were obtained by the partial decay and build-up transients fitting.

Key words: hydrogen diffusion; diffusion coefficient; low carbon steel; electrochemical hydrogen permeation; hydrogen trapping

低碳钢材料在冶炼和加工制造过程中需要经过 酸洗、电镀、焊接等工艺。而在这些工艺过程中常常

收稿日期:2012-07-05

基金项目:国家自然科学基金项目(50875084);上海师范大学一般科研项目(SK201224)

作者简介:李勇峰(1979-),男,河南安阳人,博士生,研究方向为材料氢损伤及材料的腐蚀与防护。E-mail: lyf16816800@163.com

通信联系人:潘红良,E-mail: hlp@ecust.edu.cn

伴有氢的产生。由此产生的部分原子氢会进入到材料当中,使金属结构材料产生氢脆或氢腐蚀,导致材料劣化及氢损伤事故的发生,给工业生产带来诸多安全隐患^[1-3]。所以研究氢在低碳钢中的扩散渗透特性对防止氢致材料劣化有着重要的意义。

通常情况下,对氢在材料中扩散系数的求解都是采用相关的扩散数学模型,对实验渗透扩散数据通过拟合获得,试样充氢侧的氢浓度通过稳态渗透电流密度计算求得^[4-5],而且这样的氢一般都是指能够在金属中移动、扩散的“扩散氢”。然而,由于金属材料内部一般都有位错、晶界、非金属夹杂、气泡、空穴等缺陷存在,当氢进入材料以后,其中一部分氢可能就会被这些微观缺陷(称为氢陷阱)所捕捉,称为捕捉氢。当氢原子将所到之处的陷阱填充饱和之后,后续进入的氢原子才能在晶格当中进行扩散^[6-7],这就严重影响了氢在材料中的扩散传输过程,使氢在材料中的扩散相对变缓和滞后,导致了获得的扩散系数和浓度与氢在材料中实际扩散系数和浓度值之间存在较大偏差,由此获得的扩散系数称为“有效扩散系数”,这种现象也得到了很多学者理论和实验的证实^[8-11]。常庆刚等^[12]研究发现,由于氢陷阱的存在,氢在初次充氢试样中的穿透时间相对第2次、第3次充氢试样来说是最长的,获得的氢扩散系数也是最低的,每次实验得到的渗透曲线和扩散系数都不一样。因此,仅仅通过对氢积聚实验结果曲线的拟合获得的扩散系数并不能反映实际的扩散特性,并且对同一材料不同次数的实验得到的扩散系数等参数都是不同的,得到的后续实验参数也存在很大的分散性。另外对于试样中被捕捉氢的量也是未知的。因此为了研究氢在材料中实际的进入、扩散和渗透等特性,本文采用低碳钢材料做试样,利用电化学渗透技术进行了分析研究,并在试样的出氢侧对材料中可逆的捕捉氢进行了表征。

1 电化学氢渗透扩散过程的理论描述

为了研究氢在金属和合金中的扩散行为,McBreen等^[13]指出,可以利用电化学氢渗透实验在试样阳极侧所测得的氧化电流曲线进行表征。通过阴极极化使氢原子从金属试样的一侧进入,而在试样的另一侧施加一恒定电位,当氢原子穿过试样在另一侧逸出时,将被该侧的恒定电位电离,所产生的电离电流就是对氢在试样中渗透的直接测量。由此推导出氢在理想晶体阳极侧渗透电流密度随充氢时间变化的关系为^[13]

$$\frac{i_p}{i_p^\infty} = \frac{2L}{\sqrt{\pi Dt}} \sum_{n=0}^{\infty} \exp\left[-\frac{(2n+1)^2 L^2}{4Dt}\right] \quad (1)$$

其中,D为氢在试样中的扩散系数,m²/s;L是试样的厚度,mm;i_p是在时间t时测量的渗透电流密度,A/cm²;i_p[∞]是达到稳态时的渗透电流密度,A/cm²;n为级数的项。

通过式(1)对实验渗透曲线进行拟合,就可得到氢在试样中的扩散系数值。

计算氢扩散系数的另一个常用方法是时间滞后法,即当i_p是i_p[∞]的0.63倍时,可以得到

$$D = \frac{L^2}{6t_L} \quad (2)$$

式中t_L为i_p/i_p[∞]=0.63时所对应的氢扩散滞后时间。但由于式(1)在推导时没有考虑氢被捕捉的因素,所以式(2)求出的扩散系数值也不能准确反映氢在材料中的扩散特征。

为了尽量避免渗透实验结果曲线与扩散控制的理论渗透曲线之间的偏差,Oriani等^[8],Krom等^[14]和Kumnick等^[15]将氢捕捉问题考虑进去,提出了新的氢渗透理论模型。Wu等^[16]也通过在充氢侧采用可变的氢浓度提出了新的理论模型。但是这些模型的提出都做了一些假设,引入了额外的变量,而且对于相同的实验数据,需要不同的模型理论曲线去拟合尝试。如果能够在试样的进入侧很好地控制氢的进入,保证所测量的氢渗透速率完全是由试样中氢的传输所控制的,在进入侧通过快速改变充氢电流密度,该侧的氢浓度能够迅速达到一个新的浓度值,那么氢在材料中的扩散系数可用式(3)~式(4)来计算^[13]:

氢扩散积聚方程:

$$\frac{i_p - i_p^0}{i_p^\infty - i_p^0} = \frac{2L}{\sqrt{\pi Dt}} \sum_{n=0}^{\infty} \exp\left[-\frac{(2n+1)^2 L^2}{4Dt}\right] \quad (3)$$

氢扩散衰减方程:

$$\frac{i_p - i_p^\infty}{i_p^0 - i_p^\infty} = 1 - \frac{2L}{\sqrt{\pi Dt}} \sum_{n=0}^{\infty} \exp\left[-\frac{(2n+1)^2 L^2}{4Dt}\right] \quad (4)$$

其中,i_p⁰是初始的稳态渗透电流密度(即t=0时),i_p[∞]是新的稳态渗透电流密度(即t=∞时)。通过将上述相关扩散方程与实验渗透瞬态曲线拟合,就可以测出氢在试样中的实际扩散系数D,然后求出试样进入侧次表面的氢浓度以及氢在试样中的浓度分布。

2 试样制备及实验方法

试验所采用的材料是商用低碳冷轧钢板,厚度

为0.5 mm。将该板材切割成大小为50 mm×70 mm的长方形试样,试样的有效面积是9 cm²。首先依次用600#,1000#,1200#的金相砂纸将试样表面打磨光亮,用去离子水冲洗干净。然后除油2 min,再用去离子水冲洗干净。接着用吹风机快速吹干。最后在试样的阳极侧镀上一层厚为1 μm的镍,以避免试样阳极表面的溶解或钝化,影响阳极侧氢渗透电流密度试验结果的分析测试。

试验采用Devanathan & Stachurski双电解池,试验装置如图1所示。试样夹在阴极室和阳极室中间。镀有镍层的一面做试样的阳极,朝向装有0.1 mol/L的NaOH溶液的阳极室。未镀层的一面做试样的阴极,朝向装有0.1 mol/L NaOH和1 g/L CH₄N₂S混合液的阴极室。阴极室与ZF-9恒电流/恒电位仪相连,提供恒定的阴极充氢电流值。阳极室与AUTOLAB PGSTAT302电化学工作站相连,在该表面上提供一个恒定的电位值300 mV vs. Ni,以确保从阴极侧扩散过来的氢原子被立即电离掉。

阳极侧参比电极采用Ni电极,辅助电极采用铂电极。整个试验过程是:首先在试样阳极侧施加一个300 mV vs. Ni恒定电位,当阳极侧所测的背景电流密度值降低到0.1 μA/cm²以下时,阴极侧开始恒电流充氢,电流密度设为10 mA/cm²。在阴极侧试样表面产生的氢原子首先在进入侧表面吸附、吸收,然后通过试样进行扩散,最后在试样出口侧(阳极侧)逸出,此时由阳极恒定电位对逸出的氢原子进行电离,形成阳极氢渗透电流。当电流值达到稳态时,迅速将充氢电流密度值从10 mA/cm²切换到4 mA/cm²,待达到一个新的稳态时,再迅速将充氢电流密度值从4 mA/cm²切换到10 mA/cm²,待再次达到一个新的稳态时,关闭阴极充氢。阳极侧电位保持不变,继续测试阳极侧氢的解吸附电流密度,直至该侧电流密度降至0.1 μA/cm²以下,关闭电化学工作站,试验结束。电化学氢渗透试验是在室温(20±1) °C下进行的。

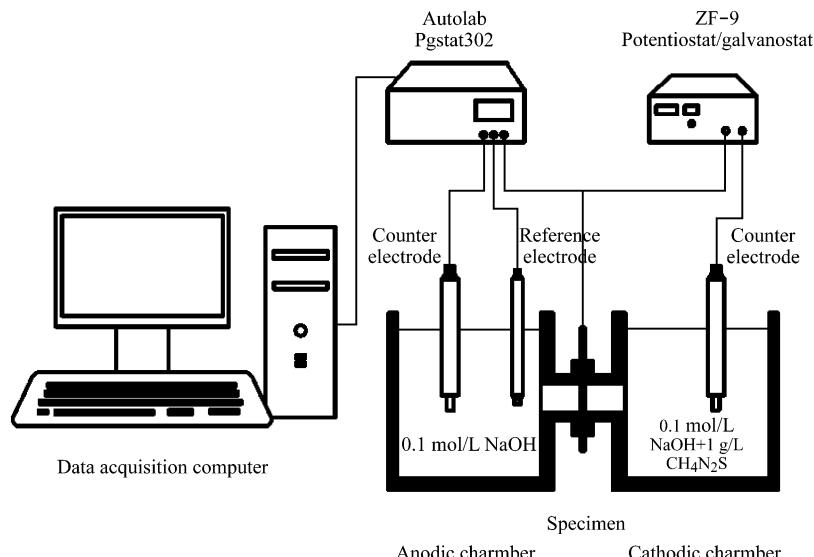


图1 氢渗透试验装置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of the experimental setup for hydrogen permeation experiment

3 实验结果分析及讨论

3.1 扩散氢在低碳钢中的扩散行为及浓度分布

为了获得氢在低碳钢试样中的扩散系数,采用式(1)对实验结果进行拟合求解。首次积聚瞬态实验曲线相应的拟合曲线如图2所示。从图中可以看出,氢渗透曲线与对应的计算机拟合曲线之间存在偏差。因此,通过该拟合步骤得到的氢扩散系数被

认为是有效扩散系数 D_{eff} ,拟合得 $D_{\text{eff}} = 1.272 \times 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{s}$ 。

上述结果表明,首次氢渗透积聚瞬态曲线受试样进入侧缓慢的表面处理和氢被陷阱捕捉的双重影响。当恒电流充氢时,试样充氢侧表面上的氢浓度并不是立即达到一个恒定的浓度值,而是根据试样表面的状况,随着时间逐渐达到一个恒定的氢浓度值,这就使得阳极侧的渗透电流值也不是按照理论方程的曲线进行变化。另外,进入材料中的一部分

氢会被试样中的氢陷阱所捕获,延迟氢在试样中的扩散传输,如图2中的氢渗透初始阶段和达到稳态前的阶段曲线所示,实验测得的阳极渗透电流密度低于理论拟合的渗透电流密度值。在氢渗透中期,由于正常扩散氢浓度加上陷阱捕捉的氢,导致试样中陷阱处的氢原子浓度远远高于附近正常晶格处的氢浓度^[17-18]。这就相当于提高了局部的氢浓度梯度,导致该阶段的渗透电流密度实验曲线略高于理论渗透电流密度曲线。所以,由于氢在扩散过程中被陷阱捕捉的因素存在,通过拟合方法求出的扩散系数值要比氢在低碳钢中实际晶格扩散系数值小。

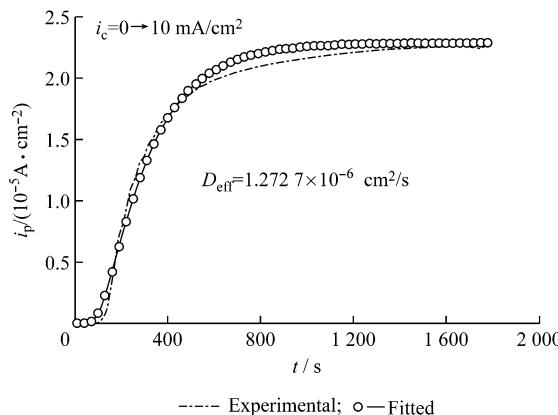


图2 低碳钢试样首次氢渗透积聚瞬态曲线

Fig. 2 First permeation build-up transients and the corresponding fitting curves for low carbon steel

氢在该材料中的有效扩散系数也可以采用时间滞后法利用公式(2)估算。将试样厚度 $L=0.05\text{ cm}$ 及滞后时间 $t_L=323.916\text{ s}$ 代入式(2),即可得到该材料的有效扩散系数为 $1.283 6 \times 10^{-6}\text{ cm}^2/\text{s}$,与采用扩散理论方程拟合得到的扩散系数基本一致。

当将充氢电流密度值从 10 mA/cm^2 迅速切换到 4 mA/cm^2 后,阳极渗透电流将逐渐下降,并最终达到一个稳态值,由此可以获得一个部分的衰减瞬态曲线,如图3所示。将衰减瞬态方程(4)与图3虚线进行拟合,所得拟合结果如图3中圆圈连线所示。从图中可以看出实验瞬态渗透曲线与拟合瞬态曲线几乎完全重叠。这表明两者在整个时间跨度上几乎完全一致。将充氢电流密度从 10 mA/cm^2 快速切换到 4 mA/cm^2 之后,阴极侧扩散氢浓度 $C_{H_d,0}$ 立即降低为一个新的恒定值,氢的渗透速率实际上是由氢在试样中的扩散所决定的。通过该方法的拟合,可以得到氢在该试样中的扩散系数值 $D=2.35 \times 10^{-6}\text{ cm}^2/\text{s}$ 。当把充氢电流密度值从 4 mA/cm^2 迅速切换到 10 mA/cm^2 后,阳极渗透电流密度将逐渐上升,并达到一个新的稳态,由此获得一个部分的积聚瞬态曲线,如图4虚线所示。将积聚瞬态方程(3)与实验瞬态氢渗透积聚曲线进行拟合,所得拟合曲线如图4中圆圈连线所示。从图中可以发现实验积聚瞬态渗透曲线与拟合瞬态曲线也是几乎完全重叠。通过该方法的拟合,可以得到氢在该试样中的扩散系数 $D=2.06 \times 10^{-6}\text{ cm}^2/\text{s}$ 。两种方式拟合的扩散系数值几乎相等。以上拟合结果充分表明,扩散系数与阴极侧的氢浓度大小无关。因此取两者平均值 $D=2.2 \times 10^{-6}\text{ cm}^2/\text{s}$ 作为氢在该温度下低碳钢中实际的晶格扩散系数。另外由实验过程可知,部分的积聚和衰减瞬态曲线均可以重复多次,拟合出的扩散系数值也与上述结果一致。

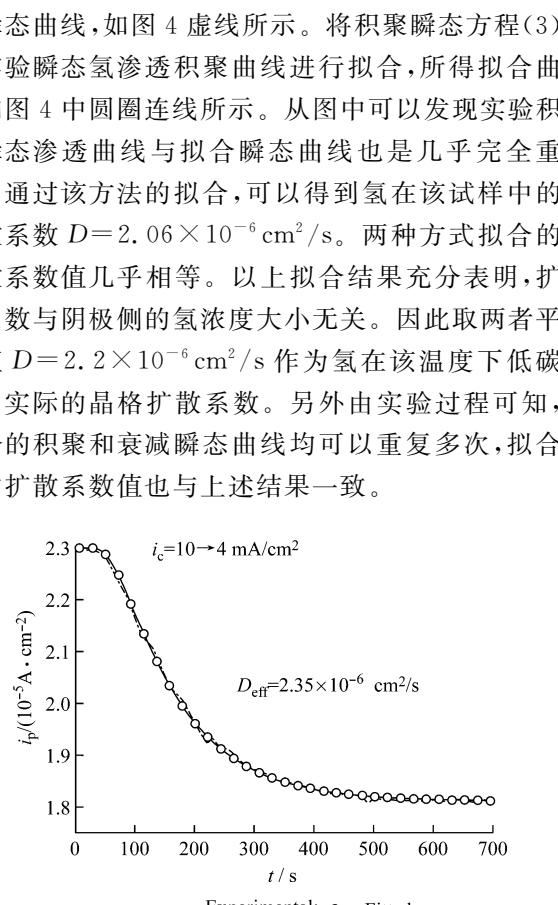


图3 预充氢低碳钢试样的部分衰减瞬态曲线

Fig. 3 Partial permeation decay transients for the pre-charged low carbon steel membrane

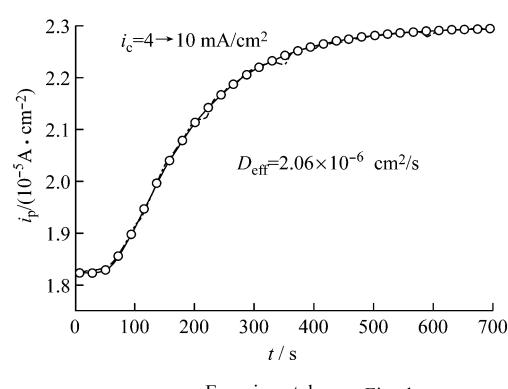


图4 预充氢低碳钢试样的部分积聚瞬态曲线

Fig. 4 Partial permeation build-up transients for the pre-charged low carbon steel membrane

另外,试样中阴极侧扩散氢的浓度 $C_{H_d,0}$ 可以按照式(5)求出

$$C_{H_d,0} = \frac{i_p^\infty \times L}{F \times D} = \frac{22.98 \times 10^{-6} \times 0.05}{96485.3383 \times 2.2 \times 10^{-6}} = 5.413 \times 10^{-6} \text{ mol/cm}^3 \quad (5)$$

由于材料的氢扩散系数 D 是常数,与氢浓度大

小无关,故达到稳态时氢浓度沿着试样是线性减少的,扩散氢的分布呈线性梯度(图5)。即:

$$C_{H_d,0} = C_{H_d,0}(1 - X/L) \quad (6)$$

其中X为试样在L方向上的厚度。在阳极电流达到稳态时,扩散氢在试样中的数量为

$$q_{H_d,0} = \frac{C_{H_d,0}L}{2} = \frac{5.413 \times 10^{-6} \times 0.05}{2} = 1.35325 \times 10^{-7} \text{ mol/cm}^2 \quad (7)$$

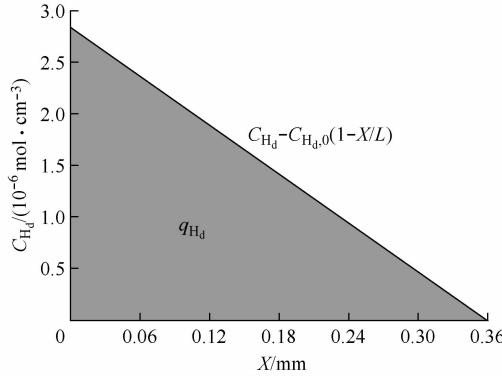


图5 扩散氢在阴极充氢试样中的浓度梯度

Fig. 5 Concentration gradient of the diffusible hydrogen in the cathodically charged specimen

3.2 可逆捕捉氢在低碳钢试样阳极侧表征与测定

由于在氢扩散完全衰减(也即完全解吸)时可逆氢将从陷阱处释放出来,所以可逆的捕捉氢可以通过衰减或解吸进行表征和测定。待关闭阴极充氢后,试样阳极侧的氢解吸附电流密度(用*i_{H,L}*表示)曲线如图6所示,它是由扩散氢的解吸附电流密度*i_{H_d,L}*和从陷阱处释放的可逆氢的解吸附电流密度*i_{H_t,L}*共同组成的。

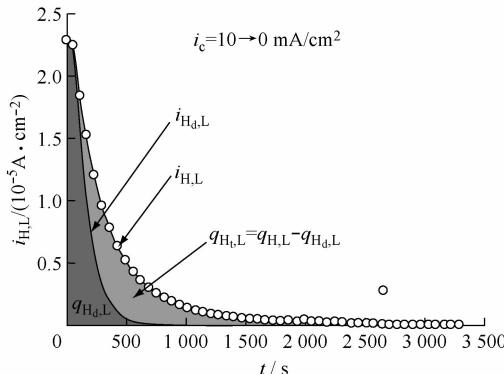


图6 氢在试样阳极侧的解吸附电流密度分析

Fig. 6 Analysis of the desorption of hydrogen from the specimen membrane at its exit side

解吸电流密度曲线*i_{H,L}*关于时间的积分就是对应的阳极侧氢解吸的总量,用*q_{H,L}*表示。对于氢扩

散过程中试样阳极侧的完全衰减曲线,新的稳态渗透电流密度(即*t=∞*时)*i_p∞*=0。假设初始稳态电流密度相当于扩散氢的稳态渗透电流密度值,即*i_p0=i_{H,L}0=2.29501×10⁻⁵A/cm²,由3.1节求出的氢扩散系数*D=2.2×10⁻⁶cm²/s*,根据部分衰减瞬态方程(4),就可以得到阳极侧扩散氢的*i_{H_d,L}*;并进一步由*i_{H,L}-i_{H_d,L}*,得到*i_{H_t,L}*。从图6可以看出,开始时,试样阳极侧扩散氢的解吸占主导地位,从陷阱处释放的可逆氢在大约108s后开始被检测到,大约750s后扩散氢的解吸基本结束,代之以从可逆陷阱位释放出来的氢的解吸电流密度。将扩散氢的解吸电流密度曲线*i_{H_d,L}*对时间求积分,就可以得到阳极侧整个稳态过程中扩散氢的量*q_{H_d,L}*。由*q_{H_t,L}=q_{H,L}-q_{H_d,L}*,得到在试样阳极侧从陷阱处释放出来的可逆氢的量*q_{H_t,L}*。因此通过积分计算可以求得:*

$$q_{H,L} = 9.04326 \times 10^{-8} \text{ mol/cm}^2,$$

$$q_{H_d,L} = 4.3111 \times 10^{-8} \text{ mol/cm}^2,$$

$$q_{H_t,L} = q_{H,L} - q_{H_d,L} = 4.73216 \times 10^{-8} \text{ mol/cm}^2$$

4 结束语

氢在试样的渗透扩散过程中,由于试样充氢侧表面上的氢浓度并不是立即达到一个恒定的浓度值以及实际试样中存在氢陷阱的影响,导致氢渗透实验曲线与氢积聚理论扩散拟合曲线之间存在一定的偏差,不能够真实评价氢在该材料中的扩散行为。通过氢渗透瞬态实验曲线与部分衰减和积聚渗透瞬态理论曲线的拟合,获得了氢在试样中的实际扩散系数和扩散氢的浓度值及分布,能够真实反映氢在材料中的扩散特征,为真实评价氢在材料中的扩散行为提供了一种方法。通过阳极侧完整的电流密度衰减曲线,在试样阳极侧对从陷阱处释放出来的可逆捕捉氢进行了表征,提供了一种表征可逆捕捉氢的方法,在达到扩散稳态且停止充氢后,若立即在阴极侧施加一相同的恒定氧化电势,试样两侧同时记录解吸电流,将能够表征试样中总的可逆捕捉氢量,为下一步定量研究氢浓度对材料氢脆敏感性影响以及阻氢涂层的阻氢特性提供了实验依据。该方法同样适用于研究氢在304奥氏体不锈钢等其他金属和合金中的进入、扩散等特性。

参考文献:

- resistance and hydrogen permeation properties of Zn-Ni, Zn-Ni-Cd and Cd coatings on low-carbon steel[J]. Corrosion Science, 2003, **45**(7): 1505-1521
- [2] 诸武扬. 氢损伤和滞后断裂[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1988.
- [3] Hollenberg G W, Simonen E P, Kalinin G, et al. Tritium/hydrogen barrier development[J]. Fusion Engineering and Design, 1995, **28**: 190-208.
- [4] Boes N, Züchner H. Electrochemical methods for studying diffusion, permeation and solubility of hydrogen in metals [J]. Journal of the Less Common Metals, 1976, **49**: 223-240.
- [5] Tseng C H, Wei W Y, Wu J K. Electrochemical methods for studying hydrogen diffusivity, permeability, and solubility in AISI 420 and AISI 430 stainless steels[J]. Materials Science and Technology, 1989, **5**(12): 1236-1239.
- [6] Nishiue T, Kaneno Y, Inoue H, et al. The effect of lattice defects on hydrogen thermal desorption of cathodically charged Co₃Ti[J]. Intermetallics, 2003, **11**(8): 817-823.
- [7] Nishiue T, Kaneno Y, Inoue H, et al. Thermal hydrogen desorption behavior of cathodically charged Ni₃(Si, Ti) alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004, **364**(1-2): 214-220.
- [8] Oriani R A. Diffusion and trapping of hydrogen in steel[J]. Acta Metall, 1970, **18**(1): 147-157.
- [9] Kiuchi K, McLellan R B. The solubility and diffusivity of hydrogen in well-annealed and deformed iron[J]. Acta Metallurgica, 1983, **31**(7): 961-984.
- [10] Turnbull A, Carroll M W, Ferriss D H. Analysis of hydrogen diffusion and trapping in a 13% chromium martensitic stainless steel[J]. Acta Metall, 1970, **18**(1): 2039-2046.
- [11] Zakroczymski T. Adaptation of the electrochemical permeation technique for studying entry, transport and trapping of hydrogen in metals [C]//Electrode Processes Selection of Papers from the International Conference. Szczyrk, Poland: Elsevier Ltd, 2006:2261-2266.
- [12] 常庆刚. 氢在 20 g 纯净钢中的扩散研究[J]. 上海金属, 2010, **32**(6): 35-38.
- [13] McBreen J, Nanis L, Beck W. A method for determination of the permeation rate of hydrogen through metal membranes [J]. Journal of the Electrochemical Society, 1966, **113**(11): 1218-1222.
- [14] Krom A, Bakker A. Hydrogen trapping models in steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2000, **31**(6): 1475-1482.
- [15] Kumnick A J, Johnson H H. Hydrogen transport through annealed and deformed armco iron[J]. Metallurgical Transactions, 1974, **5**(5): 1199-1206.
- [16] Wu E. A mathematical treatment of the electrochemical method of hydrogen permeation and its application in hydrogen traps and embrittlement[J]. Journal of the Electrochemical Society, 1987, **134**(9): 2126-2133.
- [17] Tien J, Thompson A, Bernstein I, et al. Hydrogen transport by dislocations[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1976, **7**(6): 821-829.
- [18] Hirth J. Effects of hydrogen on the properties of iron and steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1980, **11**(6): 861-890.

下期发表论文摘要预报

[C₁₂mim]Br/SDS/H₂O 溶液的螺旋状液晶

赵 娜, 闵承志, 徐首红, 尚亚卓, 刘洪来
(华东理工大学化学与分子工程学院, 上海 2000237)

摘要: 实验观察发现离子液体表面活性剂溴化 1-十二烷基-3-甲基咪唑([C₁₂mim]Br)与传统阴离子表面活性剂十二烷基硫酸钠(SDS)的混合水溶液在一定条件下能形成各向异性的层状液晶; 温度降低导致层状液晶相转变成特殊的螺旋网络组织的液晶, 圆二色光谱测定表明该螺旋组织的液晶具有手性。咪唑类离子液体是形成这种特殊螺旋组织液晶的主导因素。溶液中分子间相互作用, 包括氢键网络、π-π 相互作用、表面活性剂烷烃链间的疏溶剂作用以及带相反电荷的极性头基间强烈的静电力是液晶形成的重要驱动力; 而低温下分子热运动减弱, 组分间的氢键和 π-π 相互作用形成并能稳定存在是形成螺旋网络组织液晶的基础。