DOI：10.7512/j.issn.1001-2303.2026.10.02

钛合金耐压壳焊缝缺陷处的氢扩散仿真研究

郦　羽，伍朝晖*，魏　波，吴小红

江南造船（集团）有限责任公司，上海 201913

摘　要：针对钛合金耐压球壳焊缝处易产生氢致延迟裂纹的问题，基于氢在金属中的扩散及平面氢压理论，建立钛合金耐压球壳焊缝含内部缺陷的氢扩散计算模型，开展氢在焊缝缺陷处的扩散聚集数值研究。通过氢渗透试验和焊缝相组成模型，获得钛合金氢扩散系数和溶解度参数；建立焊缝内部含不同形状气孔的有限元模型，开展缺陷处应力场与氢扩散耦合计算，比较分析载荷形式、气孔类型对氢扩散聚集的影响。研究结果表明：在恒定载荷下，氢浓度在焊缝气孔周围向几何梯度大的区域聚集，向压应力区域聚集；在交变载荷下，气孔形状（几何梯度）影响着氢分布，几何梯度大的区域氢浓度显著增加，易诱发氢致裂纹沿着几何梯度大的区域扩展。研究揭示了缺陷几何梯度与应力梯度的耦合效应是控制氢聚集程度的关键因素，可为钛合金耐压壳体焊缝缺陷的安全性评估提供依据。

关键词：钛合金；耐压球壳；焊缝内部气孔；焊缝组织成分；氢扩散

中图分类号：U668.2　　**文献标识码：**A　　**文章编号：**1001-2303（2026）10-0009-10

Simulation Study on Hydrogen Diffusion at Weld Defects of Titanium Alloy Pressure Shells

LI Yu, WU Zhaohui*, WEI Bo, WU Xiaohong

Jiangnan Shipyard (Group) Co., Ltd., Shanghai 201913, China

Abstract: To explain the problem of hydrogen induced delayed cracking at the weld seam of titanium alloy pressure spherical shell, based on the diffusion theory of hydrogen in metals and the plane hydrogen pressure theory, a hydrogen diffusion calculation model with internal defects in the weld seam of titanium alloy pressure spherical shell is established, and numerical simulation research on hydrogen diffusion and aggregation at the weld seam defects is carried out. The parameters of hydrogen diffusion coefficient and solubility of titanium alloy are obtained through hydrogen permeation test and weld phase composition model; a finite element model with different shapes of pores inside the weld seam has been established, the coupled calculation of stress field and hydrogen diffusion at the defect has been carried out, compare and analyze the influence of load form and pore type on hydrogen diffusion and aggregation. The research results indicate, under constant loads, hydrogen concentration accumulates in the area with high geometric gradients and towards the area of compressive stress around the weld pores; under alternating loads, the shape of pores (geometric gradients) affects the hydrogen distribution, and hydrogen concentration significantly increase in the area with large geometric gradients, which can easily induce hydrogen induced cracks to propagate along the area with large geometric gradients.The study reveals that the coupling effect of defect geometric gradient and stress gradient is the key factor controlling the degree of hydrogen accumulation, which can provide a basis for the safety assessment of weld defects in titanium alloy pressure shells.

Keywords: titanium alloy; pressure spherical shell; internal porosity of weld seam; composition of weld seam; hydrogen diffusion

收稿日期：2026-05-26　　**修回日期：**2026-07-08

基金项目：上海市2024年度“科技创新行动计划”启明星项目（扬帆专项）（24YF2710800）

作者简介：郦　羽（1987—），男，博士，高级工程师，主要从事船舶制造工艺研究。E-mail：liyuhust@126.com。

通讯作者：伍朝晖，E-mail：stdd_gl@jnshipyard.com.cn。

引用格式：郦羽，伍朝晖，魏波，等. 钛合金耐压壳焊缝缺陷处的氢扩散仿真研究[J]. 电焊机，2026，56(10)：9-18.
Citation: LI Yu, WU Zhaohui, WEI Bo, et al. Simulation study on hydrogen diffusion at weld defects of titanium alloy pressure shells[J]. Electric Welding Machine, 2026, 56(10): 9-18.

0 引言

钛合金（俗称“海洋金属”）在海洋结构物中得到关键且广泛应用。由于高强度，钛合金常作为耐压壳体材料，球形结构是最常见的耐压结构。目前主流的球壳制造工艺为半球式组焊，即将钛合金板材直接冲压成半球，再将两个半球对焊成球体。由于耐压壳的板厚较大，厚板焊接容易产生夹杂、气孔和表面裂纹等缺陷，赤道焊缝处作为耐压球壳的拼接位置，成为结构的薄弱部位。

焊接接头容易形成氢致延迟裂纹，由于其延迟带来的不确定性，危害性非常大，是当前研究的热点。然而，氢致裂纹的成因较为复杂，涉及载荷、焊接接头组织、焊接接头缺陷、材料本身等多种影响因素，目前尚未形成统一理论。

在钢材焊缝氢扩散方面，已有研究从夹杂物分布、取向和形状[1]、焊接过程中焊缝中心区域氢含量变化[2]，到焊接残余应力与氢扩散协同作用下的裂纹扩展[3]，逐步揭示了多因素耦合条件下钢焊缝中氢的行为特征。在钛合金材料方面，研究重点集中于微观晶体取向对裂纹和氢扩散的影响[4]，以及裂纹尖端氢扩散与聚集的影响因素[5]。此外，氢环境与焊接残余应力耦合作用下钛合金焊接接头的疲劳裂纹扩展也得到了初步探索，研究发现应力梯度对氢扩散的驱动作用比浓度梯度更为突出[6]。然而，上述研究均聚焦于致密焊缝或预置裂纹条件下的氢扩散行为，尚未考虑厚板焊接过程中焊缝内部气孔缺陷对氢扩散与聚集的影响。

在厚板焊接过程中，熔池内的气体在金属凝固前来不及逸出，便在焊缝内部残留形成气孔，这类内部缺陷难以直接观测。已有研究表明，焊缝中的气孔容易聚集氢；根据氢压理论，内部气孔在氢压作用下会发生裂纹扩展，逐渐将内部缺陷扩展至表面形成氢鼓泡破坏[7]。因此，本文针对钛合金厚板焊接接头内部气孔对氢扩散的影响进行研究，考察气孔形状、大小及在焊缝中的位置对氢扩散与聚集行为的影响，以揭示氢鼓泡的形成条件。

本研究的创新在于：针对深海耐压球壳钛合金焊缝内部气孔缺陷，建立了考虑焊缝相组成差异的氢扩散-应力场耦合有限元模型，揭示了缺陷几何梯度与应力梯度的耦合效应对氢聚集行为的控制机制，阐明了恒定载荷与交变载荷下氢聚集规律的差异，为耐压壳体焊缝缺陷的安全性评估提供了理论依据。

1 氢扩散理论基础

氢原子在金属中的扩散遵循质量守恒定律。假定材料扩散体积为 V，扩散面面积 S，体积 V 内扩散进入的氢含量等于穿过面积 S 的扩散通量。

$$\frac{\mathrm{d}}{\mathrm{d}t}\int_V C\mathrm{d}V+\int_S \boldsymbol{J}\cdot\boldsymbol{n}\mathrm{d}S=0 \tag{1}$$

式中 C 为氢浓度；$\boldsymbol{J}$ 为扩散通量；$\boldsymbol{n}$ 为扩散法向。

使用散度定理，将式(1)改写为如下形式：

$$\int_V\left(\frac{\mathrm{d}C}{\mathrm{d}t}+\frac{\partial}{\partial x}\cdot\boldsymbol{J}\right)\mathrm{d}V=0 \tag{2}$$

因为体积是任意的，对于逐点的方程：

$$\frac{\mathrm{d}C}{\mathrm{d}t}+\frac{\partial}{\partial x}\cdot\boldsymbol{J}=0 \tag{3}$$

氢扩散的驱动力是化学势梯度 $\nabla\mu$。由于金属晶体中包含晶格和陷阱，所以氢扩散通量包含晶格通量和陷阱通量，一般认为陷阱位点之间的氢迁移率接近于零，因为陷阱没有连接，或者因为它们的深势能阻止氢扩散。因此只考虑晶格扩散通量，以及晶格的化学势梯度，扩散通量表示为：

$$\boldsymbol{J}=-\frac{DC}{RT}\nabla\mu \tag{4}$$

式中 D 为晶格氢扩散系数；R 为气体常数；T 为温度；C 为晶格氢浓度；μ 为晶格的化学势。定义由下式给出：

$$\mu=\mu_0+RT\ln C-V_H\sigma_H \tag{5}$$

式中 μ_0 为不考虑应力条件下的化学势常量；V_H 为氢在固体中的偏摩尔体积，其值为 2 $\mathrm{cm^3/mol}$；σ_H 为

静水压力。

将$C=\phi s$代入式(4)、(5)中，氢扩散通量改写为

$$\boldsymbol{J}=-sD\left[\frac{\partial\phi}{\partial\mathbf{x}}+k_s\frac{\partial}{\partial\mathbf{x}}\left(\ln\left(T-T_z\right)\right)+k_p\nabla\sigma_H\right] \quad (6)$$

式中　σ_H为等效压应力，ϕ为氢活度，s为溶解度，k_s是“Soret effect”系数，表示温度梯度驱动扩散，k_p是压应力系数，代表应力梯度驱动扩散，两个系数分别定义为：

$$k_s=\phi\ln\phi \quad (7)$$

$$k_p=\frac{V_H\phi}{R\left(T-T_z\right)}(\text{单位：mmN}^{-1/2}) \quad (8)$$

氢在金属中的扩散受到浓度梯度、温度梯度和应力梯度的影响。耐压壳的使用一般在环境温度下，不存在温度梯度驱动氢扩散。

为了便于计算分析，将氢扩散方程简化为二维扩散模型，将式(6)~(8)代入到式(3)中，得到二维氢扩散问题的微分方程。

$$\frac{\partial C}{\partial t}-D\cdot\left(\frac{\partial^2C}{\partial x^2}+\frac{\partial^2C}{\partial y^2}\right)-\frac{DV_H}{R\left(T-T_z\right)}\cdot\left[\frac{\partial C}{\partial x}\cdot\frac{\partial\sigma}{\partial x}+\frac{\partial C}{\partial y}\cdot\frac{\partial\sigma}{\partial y}+\left(\frac{\partial^2\sigma}{\partial x^2}+\frac{\partial^2\sigma}{\partial y^2}\right)\cdot C\right]=0 \quad (9)$$

由上式可知，在环境温度下，氢浓度在金属中的聚集和扩散主要受氢浓度梯度和应力梯度的影响。研究表明，耐压结构中的微缺陷会导致明显的应力集中，从而产生较大的应力梯度。当微缺陷处氢浓度聚集到临界值后，形成氢化物使金属局部脆化、屈服强度下降，在应力作用下萌生裂纹，最终导致氢致开裂。

2　钛合金的氢扩散系数及溶解度

2.1　电化学氢渗透试验建立

通过电化学渗透试验来表征Ti6Al4V中的氢迁移行为。试验采用Devanathan和Stachurski[8]开发的双电解槽，如图1所示。两个电解池由试样分隔，试样作为各电解池中的工作电极(WE)。试样分别取自Ti6Al4V焊接接头的焊缝中心和母材处，为1.0 cm^{2}的圆形。在氢生成的阴极电池中(通过施加阴极电流，氢在阴极生成并通过施加的阴极电流吸附在金属表面)，填充酸溶液(pH≈1)由1 M H_2SO_4和0.25 g/L As_2O_3组成，以缓解氢的复合反应。在发生氢氧化的阳极电池，填充的基本溶液为0.1 M NaOH碱性溶液(pH≈12.5)。阳极电池中使用了带鲁金毛细管的银/氯化银参比电极(Ag/AgCl，RE)。数据采集设备为pocketSTAT Ivium恒电位仪，电流操作范围为±10 mA。所有测试均在室温下进行。

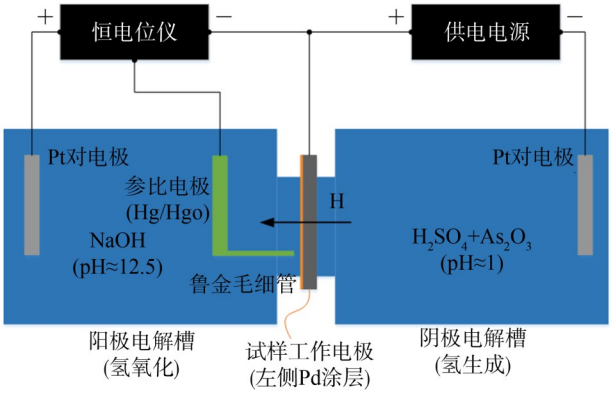


图1　D-S双电解槽电化学氢渗透试验测氢原理示意

Fig. 1　Schematic diagram of hydrogen measurement principle in D-S double electrolytic cell electrochemical hydrogen permeation test

Ti6Al4V合金母材和焊接接头试样的氢渗透电流密度曲线如图2所示。由图可知，试验初期渗透电流密度接近于零，这是因为尚未建立稳态的氢扩散浓度。约450 s后，氢渗透电流迅速增大，母材和焊接接头试样的电流密度逐渐趋于稳定值。

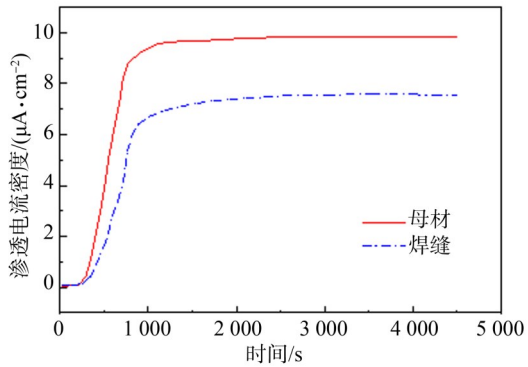


图2　Ti6Al4V的母材和焊缝的氢渗透曲线

Fig. 2　Hydrogen permeation curves of weld seam and base metal of Ti6Al4V alloy

2.2　Ti6Al4V焊接接头氢扩散系数确定

为了分析氢渗透电流数据，需要将试验结果与理论模型拟合。由Nasirudeen的研究可知[9]，对于恒定浓度(Constant Concentration，CC)模型，理论渗

透瞬态遵循如下无量纲方程：

$$\frac{I_t}{I_{ss}}=\frac{2}{(\pi\tau)^{1/2}}\sum_{n=0}^{\infty}\exp\left[-\frac{(2n+1)^2}{4\tau}\right],\ \tau=Dt/L^2 \quad (10)$$

式中 I_t为瞬时t的渗透电流；I_{ss}为氢渗透电流的稳态值。

晶格扩散系数D为稳态电流下的扩散系数，也即求$t\to\infty$的扩散系数。由式(10)可知，不同时刻的渗透电流和稳态电流的比值受τ的取值影响。依次将τ取值为0.06、0.08、0.1、0.12和0.167，按式(10)的$I(t)/I_{ss}$公式计算得到对应的值为0.071、0.175、0.293、0.406和0.63。再从图2的渗透电流密度曲线上量取$I(t)/I_{ss}$值对应的t_i值，将t_i代入式(10)中得到一系列扩散系数D_{app}。将对应的时间t_i和扩散系数D_{app}绘制的曲线如图3所示。扩散系数D_{app}与$1/t_i$呈线性关系，延长线上t_i=0对应的值即为晶格扩散系数D。

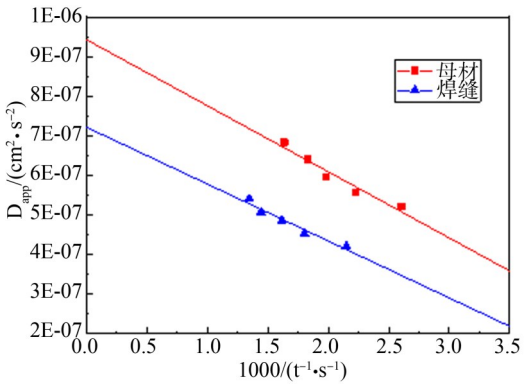


图3 Ti6Al4V合金的母材和焊缝的D_{app}-1000/t曲线

Fig. 3 Dapp-1000/t curves of weld seam and base metal of Ti6Al4V alloy

母材和焊缝在常温下的晶格扩散系数D见表1，母材的晶格扩散系数高于焊缝氢扩散系数高于焊缝，表明氢在母材中的迁移速率更快。

表1 Ti6Al4V合金的母材和焊缝在常温下的扩散系数

Table 1 Expansion coefficient of weld seam and base metal of Ti6Al4V alloy at room temperature

位置	晶格扩散系数D/(10^{-7} cm²/s)
母材	9.433
焊缝	7.221

2.3 Ti6Al4V焊接接头热源模型校准与溶解度参数确定

深海钛合金耐压球壳的赤道缝焊接常采用真空电子束焊接，焊接接头的熔池形貌呈现“钉子形”。模拟仿真用的耐压球壳模型直径为650 mm，板厚为30 mm，为校核焊接接头热源模型参数，所用试验板材为200 mm×200 mm×30 mm。电子束焊接热源模型由锥形体热源Q_c和均匀表面热源Q_s通过能量分配系数β实现焊缝形貌的拟合：

$$Q(x,y,z)=\beta Q_c(x,y,z)+(1-\beta)Q_s(x,y,z) \quad (11)$$

式中 Q_c为锥形体热源的功率密度分布(单位：W·m^{-3})；Q_s为表面热源功率密度分布(单位：W·m^{-2})；β为能量分配系数。

锥形体热源采用高斯功率密度分布函数描述热源形状和功率分布：

$$Q_c(x,y,z)=\frac{2\eta P}{\pi r_0^2 d_0}\exp\left[1-\left(\frac{x^2+y^2}{r_0^2}\right)\right]\frac{z}{d_0} \quad (12)$$

式中 P为电子束功率(单位：W)；η为焊接效率；r_0为焊缝表面锥形体热源作用半径(单位：m)；d_0为焊缝熔深(熔透焊接为焊接件的厚度)(单位：m)；x、y、z为定义坐标系内的坐标(单位：m)。

均匀面热源模型假定热源在一个平面内均匀释放能量，表达式为：

$$Q_s(x,y,z)=\frac{P}{\pi(r_a-r_0)^2},\ r_0^2\le x^2+y^2\le r_a^2,\ z=d_0 \quad (13)$$

式中 r_a为焊缝表面的最大覆盖半径(单位：m)。该式表明均匀面热源作用区域为焊缝表面r_0~r_a的覆盖区域。

Ti6Al4V钛合金热物理性能参数如图4所示，Ti6Al4V钛合金随温度变化的应力–应变曲线如图5所示。

为了校准热源模型的参数，需要反复比较不同热源参数的有限元计算结果与焊接接头的宏观形貌，以确定合适的参数值。图6为焊接接头的宏观形态和校准的有限元计算结果，图中真空电子束焊接接头宏观形貌截图比例尺为5 mm，钉字形熔池溶深为30 mm，接头表面熔宽为7.6 mm。通过调节热源参数，保证熔深30 mm的情况下，接头表面熔宽约为7.4 mm。计算结果与试验结果吻合较好，得到标定后的真空电子束热源模型参数：r_a=5.5 mm，r_0=2.045 mm，d_0=40 mm，β=0.85。

钛合金焊接接头的组织成分分布不均匀，熔池区域主要为马氏体α相，热影响区域有一定量的β相。钛合金在常温下的溶解度由文献[10]获得，α相溶解

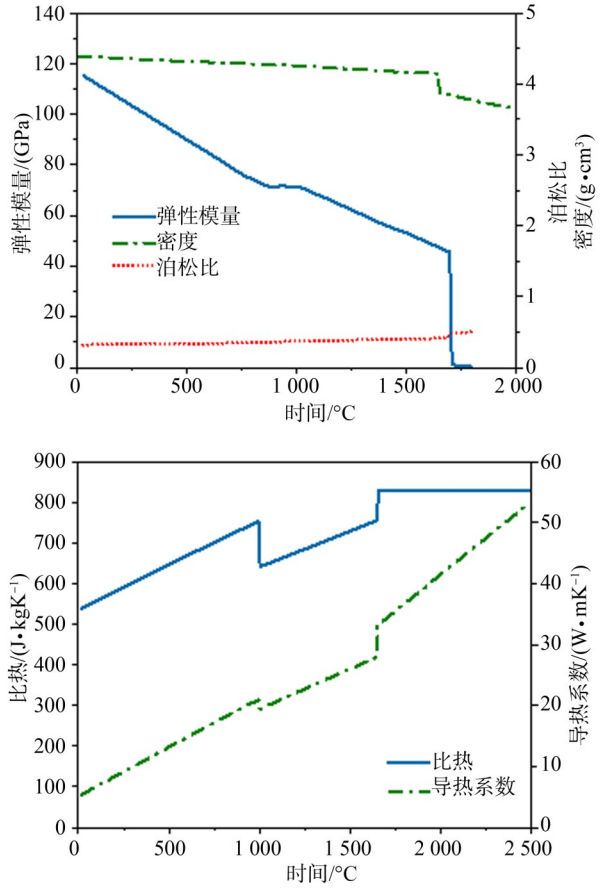


图 4　Ti6Al4V 随温度变化的材料热物理特性[11]

Fig. 4　Thermophysical properties of Ti6Al4V material with temperature variation[11]

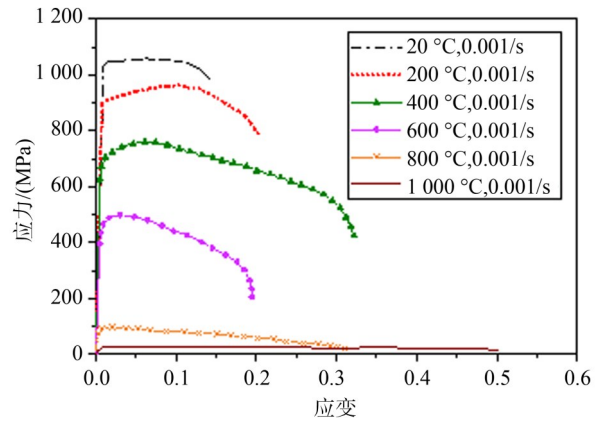


图 5　Ti6Al4V 随温度变化的应力-应变曲线[11]

Fig. 5　Stress-strain curve of Ti6Al4Vwith temperature variation[11]

度 s_α=15.11×10⁻⁶，β 相溶解度 s_β=81.95×10⁻⁶。两相溶解度差别较大，因此焊接接头的氢扩散特性受组织成分影响。为考虑焊接接头不同位置微观组织差异对氢扩散的影响，定义有效氢溶解度参数 s_{eff}：

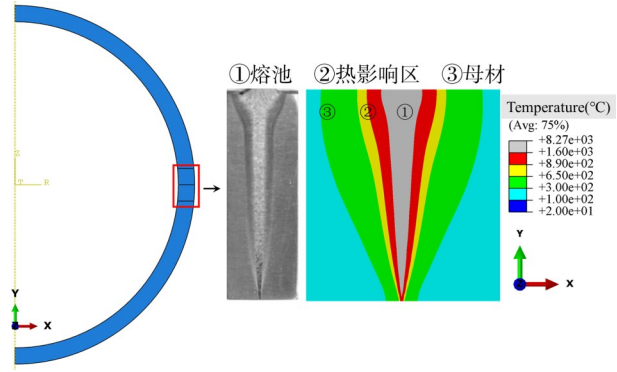


图 6　焊接接头组织成分分布区域

Fig. 6　Distribution area of phase composition of welded joints

$$s_{eff}=f_\alpha s_\alpha+f_\beta s_\beta \tag{14}$$

式中　s_β 和 s_α 分别为 β 相和 α 相的氢溶解度。其中，f_β 和 f_α 分别为 β 相和 α 相的体积分数，且满足：

$$f_\beta+f_\alpha=1 \tag{15}$$

由文献[11]的研究可知，Ti6Al4V 材料母材的相组成为 92.474% 的 α 相和 7.526% 的 β 相，热影响区的相组成为 67.5% 的 α 相和 32.5% 的 β 相，熔池的相组成为 47.8% 的 α 相、48.6% 的马氏体 α 相和 3.6% 的 β 相。一般认为马氏体 α 相与 α 相的氢扩散参数相同。

3　耐压壳焊缝处氢扩散计算模拟

3.1　Ti6Al4V 钛合金氢扩散计算参数

Ti6Al4V 钛合金耐压球壳应力分析参数：密度 4.5×10⁻⁹ t/mm³，弹性模量 120 GPa，泊松比 0.3，材料的应力–应变关系参考文献[11]数据。

Ti6Al4V 钛合金耐压球壳氢扩散分析参数：气体常数 R=8.314 J/(mol·K)，氢的偏摩尔体积 V_H=2.0×10³ mm³/mol。初始时刻不考虑材料内容氢浓度，仅考虑环境中的氢浓度。钛合金焊接接头母材和焊缝的氢扩散系数和溶解度采用 2.3 节的数据。使用 ABAQUS 软件进行氢扩散分析时，氢浓度边界条件使用氢活度 ϕ 表征，$\phi=C/s$。

3.2　耐压壳氢扩散计算模型

在深海环境中，海水直接与耐压壳外壁接触，海水中的氢原子在应力梯度和浓度梯度驱动下进入金属内部。模拟耐压壳的氢浓度边界条件以及耐压球壳的力学边界条件如图 7 所示。氢浓度边界

条件：球壳外表面与海水接触，外壁氢浓度边界条件为 $C_L(t)=C_0=10\times10^{-6}$，内壁氢浓度边界条件为 0。耐压球壳外壁面在深海环境中承受压力 P，一般深海环境都是几十兆帕到上百兆帕的压力，取 60 MPa。

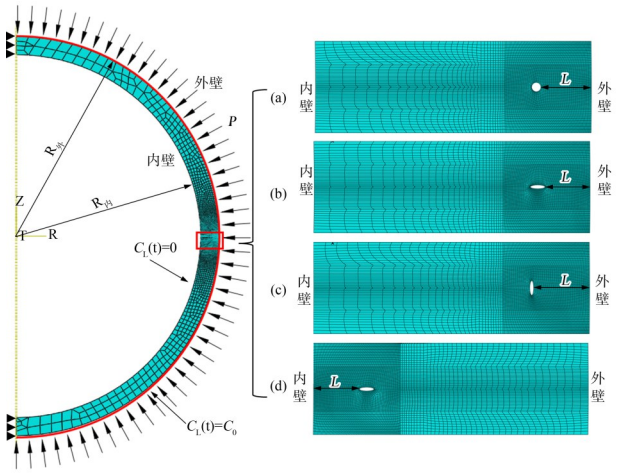


图 7　耐压球壳及焊缝处的内部缺陷示意

Fig. 7　Schematic diagram of internal defects at the weld seam of the pressure resistant spherical shell

为说明所研究问题，焊缝内部缺陷的形状、大小及位置假定如图 7 所示。图 7a 为耐压壳焊缝中距离球壳外表面 L=2.0 mm 处的圆形气孔，气孔半径 0.2 mm；图 7b 为沿板厚方向的椭圆型气孔，气孔距离球壳外表面 L=2.0 mm，椭圆长轴为 1.0 mm，短轴为 0.5 mm；图 7c 为垂直于板厚方向的椭圆型气孔，气孔距离球壳外表面 L=2.0 mm，椭圆长轴 1.0 mm，短轴 0.5 mm；图 7d 的椭圆形气孔尺寸和方向与图 7b 相同，气孔距离球壳内表面 L=2.0 mm。通过比较四种缺陷在应力作用下的氢扩散行为，研究缺陷形状、大小及位置对应力分布及氢聚集的影响。

3.3　内部缺陷处应力场与氢扩散耦合

耐压壳焊接接头内部缺陷容易形成氢鼓包腐蚀破坏。如果材料内部存在空腔，则外部进入的 H 原子或因溶解度降低而析出的 H 原子将进入空腔，复合成分子氢。空腔内的 H_2 将产生内压 p，氢鼓包内氢气压强与溶解在金属中的氢浓度符合 Sievert 定律[12]

$$p=(C_H/S)^2=(C_H/131)^2\exp(2\times3280/T) \quad (16)$$

式中　C_H 为氢浓度（单位：10^{-6}）；$S=Ae^{-\Delta H/(RT)}$；T 为热力学温度（单位：K）；p 为微孔隙中的氢压强度（单位：MPa）。

H 原子进入空腔使材料周围的氢浓度 C_H 降低，因此远处 H 向空腔扩散。同时，空腔中形成的氢压会导致周围产生应力，应力使 H 进一步在空腔附近富集并进入空腔。H_2 数量增加使空腔氢压 p 进一步升高，由于 H_2 饱和度极高，H 通过扩散持续进入空腔。当空腔中氢压 p 导致周围材料产生的拉应力（$\sigma=p/2$）等于屈服强度时，材料发生塑性变形；如果空腔刚好处于材料的表层附近，过大的氢压 p 使表层材料屈服，从而使空腔突出表面形成鼓泡，因此被称为氢鼓泡。如氢压继续升高，当氢压引起的应力场强度因子 K_I 等于材料断裂韧性 K_{IC} 时，鼓泡壁将会开裂。

厚为 $2h$ 的板材内部有一个半径为 a 的气泡微孔，内压为 p，则气泡裂纹的应力强度因子为[13]：

$$K_I=2pM(a/h)(a/\pi)^{1/2} \quad (17)$$

式中　M 为与板厚 $2h$ 有关的修正因子。因为 a 为微米量级，故 $M(a/h)\approx1.0$。

由表 2 可知，Ti6Al4V 材料充氢后，氢致开裂应力强度因子阈值逐渐降低，随浓度增加，应力强度因子阈值最终趋于稳定，稳定值 K_{IH}=65 MPa $m^{1/2}$，明显低于 Ti6Al4V 的断裂韧性 K_{IC}。气泡微孔的 a=200 μm，h=30 mm，故 $M(a/h)$=1.0。代入式（16）可得氢压裂纹形核压力（逸度）$p_C^*=1.8\times10^3$ MPa，将逸度换算成氢压，则得 $p_C^*=1.3\times10^2$ MPa。即在内部微孔隙体积不发生改变前，内部氢压按式（16）的关系可一直增加到 130 MPa。

表 2　氢浓度对 Ti6Al4V 钛合金材料力学性能的影响[14]

Table 2　Effect of Hydrogen concentration on the mechanical properties of Ti6Al4V

氢浓度/10^{-6}	UTS/MPa	YS/MPa	K_{IC}/(MPa·$m^{1/2}$)	K_{IH}/(MPa·$m^{1/2}$)
64	1 030	978	96	66
8	1 000	909	145	92
36	1 013	965	118	65
53	978	930	104	67
122	1 030	978	100	64
215	1 020	971	100	66

本文利用有限元软件 ABAQUS 的重启动分析技术，对氢扩散分析过程及焊接接头内部缺陷的氢压形成的应力场进行耦合计算，探究内部缺陷处的氢浓度、氢压的演化历程及相互影响。计算流程如下：①初始时刻缺陷内氢浓度为 0，在每个计算迭代

步按式(16)计算缺陷内氢压。②按每个迭代步氢压计算应力分布，由应力分布和缺陷几何形状计算应力强度因子。③使用ABAQUS重启动分析技术实现应力计算和氢扩散分析计算相关联。每次重启动计算，将上一迭代步的氢浓度代入氢压公式作为应力分析的外力，将上一迭代步应力场作为氢扩散分析的预定义场，计算氢浓度。④将步骤②中计算的应力强度因子与阈值比较：小于阈值时，进行新的迭代计算；大于阈值，氢压达到临界值，结束迭代。

3.4　载荷类型对耐压壳焊缝缺陷处氢扩散的影响

3.4.1　恒定载荷对内部缺陷氢扩散的影响

由于气孔大小、形状和位置不同，在60 MPa恒定外压作用下，气孔附近形成不同的集中应力场。图8、图9分别为Von Mises应力和等效压应力分布。如图8b、8d所示，沿板厚方向分布的椭圆型气孔的Von Mises应力幅值较大，接近Ti6Al4V的材料屈服值；如图8a、8c所示，圆型气孔和垂直于板厚方向的椭圆型气孔的Von Mises应力相对较小。椭圆形气孔在缺陷尖端更容易产生明显的应力集中。图9为等效压应力分布，在耐压壳外压及气孔氢内压的作用下，沿着板厚方向分布的椭圆形气孔(见图9b、9d)的高应力区域位于椭圆长轴尖端，低应力区域位于短轴圆弧区域；垂直于板厚方向的椭圆形气孔(见图9c)的高、低应力区域分布相反；圆形气孔(见图9a)的高、低应力区域对称分布。由等效压应力场云图可知，耐压壳的外压是影响气孔等效压应力分布的主导因素。

由图8、图9可知，气孔在焊接接头中的位置对气孔的应力分布没有明显影响(见图8b、8d，图9b、9d)，而气孔的大小和形状则会明显地影响应力幅值。

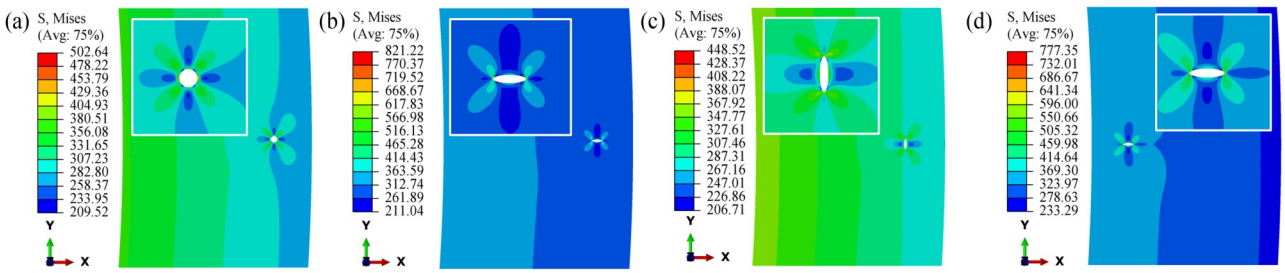


图8　不同形状及位置的内部缺陷Von Mises应力分布

Fig. 8　Von Mises stress distribution of internal defects with different shapes and positions

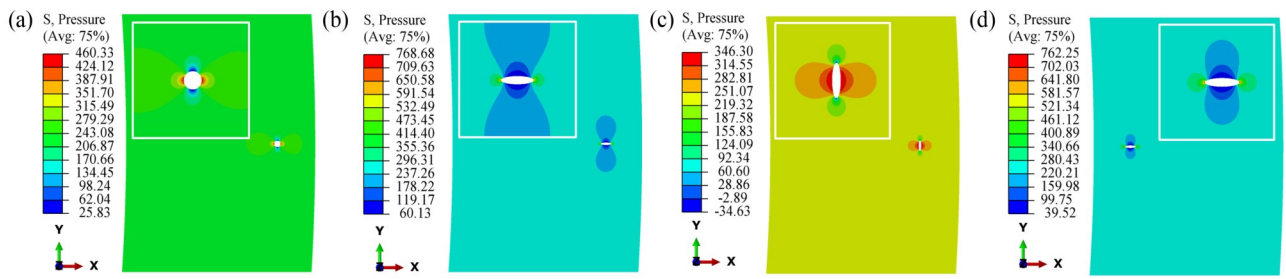


图9　不同形状及位置的内部缺陷等效压应力分布

Fig. 9　Equivalent compressive stress distribution of internal defects with different shapes and positions

图10为耐压壳在恒定外压作用下气孔周围的氢浓度分布。沿板厚方向分布的椭圆形气孔(见图10b、10d)周围的氢浓度峰值最低，垂直于板厚方向分布的椭圆形气孔(见图10c)周围的氢浓度峰值最高，而圆形气孔(见图10a)周围的氢浓度峰值居中。图10d的氢浓度峰值最小，原因是气孔在靠近耐压壳体内壁处，外壁边界的氢原子难以长程扩散至该区域。由前文分析可知，氢由高应力(等效压应力)区域向低应力区域扩散，比较图9b、9c和图10b、10c，氢扩散行为符合该规律。但是，图10c的氢浓度峰值高出图10b氢浓度一个数量级，而对应的等效应力幅值(见图9b、9c)却相反，说明氢扩散不仅受应力梯度驱动，还受几何尺寸的影响：图10c的氢聚集区域几何梯度大，图10a的圆形气孔几何梯度

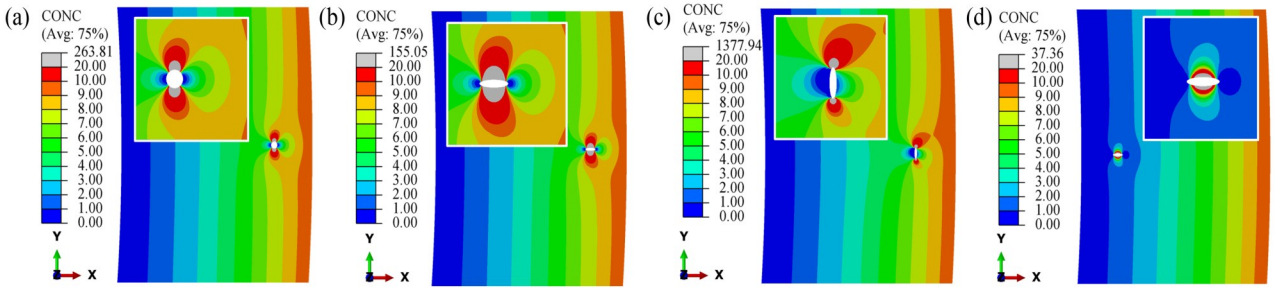


图 10　不同形状及位置的内部缺陷处氢浓度分布

Fig. 10　Hydrogen concentration distribution at internal defects of different shapes and positions

次之，图 10b 的椭圆圆弧区域几何梯度最小。几何梯度的存在使得在应力梯度的驱使下，氢的聚集程度不同。因此，置氢环境中的耐压壳体，尖锐缺陷处氢致裂纹扩展的风险更大。

图 11 为四种内部气孔在典型位置、外压作用 720 h 下的氢浓度变化，图 11a~11d 的气孔与图 7 一一对应。图 11b、11d 的氢浓度随时间变化趋于平缓，图 11a 的氢浓度变化趋势明显更快，图 11c 的浓度变化呈指数级增长。这进一步说明，应力梯度决定氢扩散的方向，而缺陷处几何梯度决定氢聚集浓度。

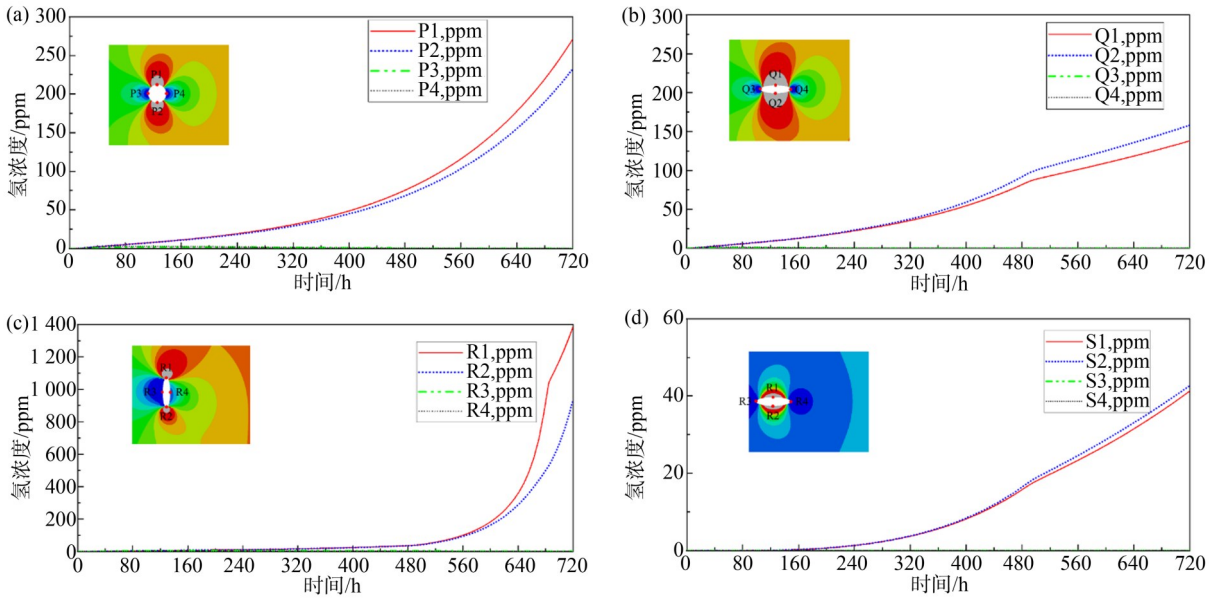


图 11　内部缺陷处，静态加载下氢浓度的变化

Fig. 11　Changes in hydrogen concentration under static loading at internal defects

3.4.2　交变载荷对内部缺陷氢扩散的影响

图 12~图 15 为耐压壳在 60 MPa 交变载荷作用下气孔周围的氢浓度分布。与恒定加载相比，氢的分布规律发生明显变化。圆形气孔周围，在载荷峰值时氢浓度发生明显聚集（见图 12），与恒定加载规律一致；在无外压载荷作用时，氢浓度聚集程度较低。横向椭圆形气孔（见图 13、图 15），在载荷峰值时氢浓度分布规律与恒定加载一致，但是交变载荷降至波谷时，氢浓度的聚集位置发生变化，由椭圆气孔的圆弧区域转移至尖端位置，最终在尖端形成一个高氢浓度区域。图 14 所示的垂向椭圆形气孔，几何梯度和压应力梯度方向一致，氢浓度的聚集位置未发生改变，在椭圆尖端持续发生明显聚集。

由图 12~图 15 可知，耐压壳内部缺陷的位置、形状及分布方向均影响氢的聚集。耐压壳内部深层处的缺陷距边界氢源较远，氢浓度聚集程度不高；交变载荷作用下，压应力梯度随时间变化，氢浓度扩散呈动态变化，在此过程中内部缺陷的几何梯度对氢聚集产生持续稳定的作用，氢浓度持续向气孔尖端聚集，如图 13、图 14 所示。

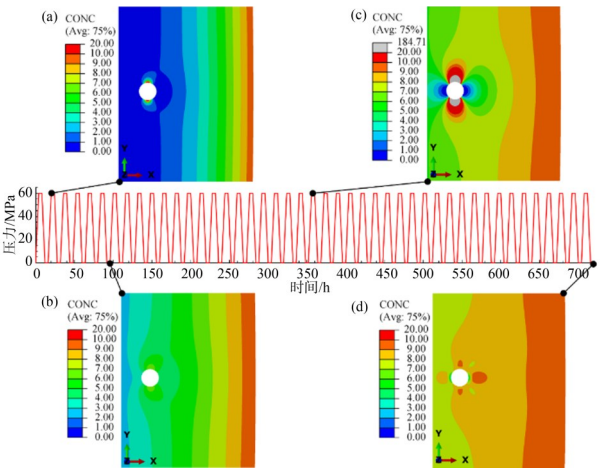


图 12　循环载荷下，圆形气孔氢浓度的演变过程

Fig. 12　Evolution process of hydrogen concentration in circular pores under cyclic loading

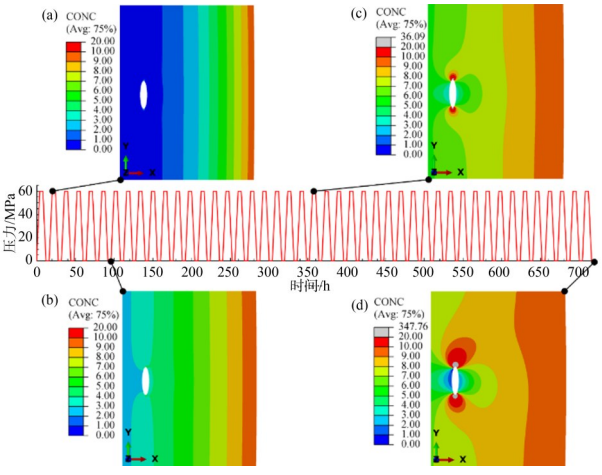


图 13　循环载荷下，椭圆形气孔（横向）氢浓度的演变过程

Fig. 13　Evolution process of hydrogen concentration in elliptical pores (transverse) under cyclic loading

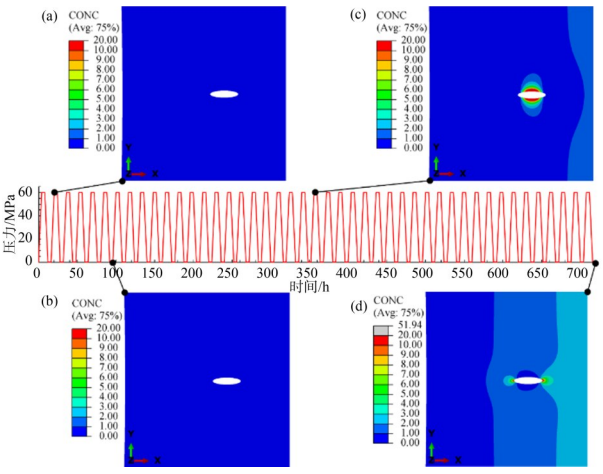


图 14　循环载荷下，椭圆形气孔（垂向）氢浓度的演变过程

Fig. 14　Evolution process of hydrogen concentration in elliptical pores (vertical) under cyclic loading

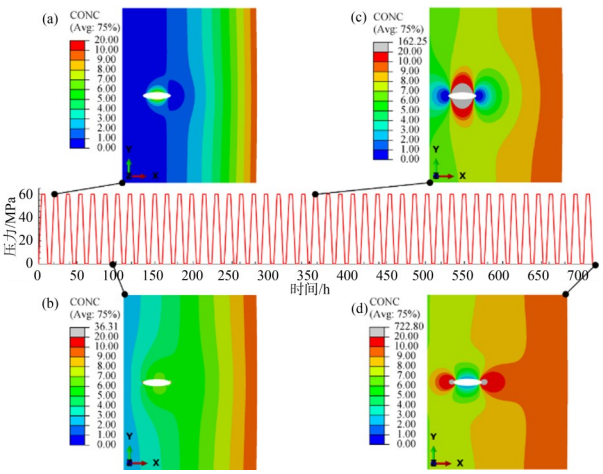


图 15　循环载荷下，椭圆形气孔（横向）氢浓度的演变过程

Fig. 15　Evolution process of hydrogen concentration in elliptical pores (transverse) under cyclic loading

图 16 为四种内部气孔缺陷在典型位置氢浓度的变化曲线。图 16a 为焊缝表层处圆形气孔在典型位置（P1~P4）的氢浓度随时间变化，图 16b 为焊缝表层处横向椭圆形气孔在典型位置（Q1~Q4）的氢浓度随时间变化，图 16c 为焊缝表层处垂向椭圆形气孔在典型位置（R1~R4）的氢浓度随时间变化，图 16d 为焊缝深层处横向椭圆形气孔在典型位置（S1~S4）的氢浓度随时间的变化。

分析图 16a 可知，圆形气孔周围 P1、P2 位置的氢浓度随时间逐渐增长直至趋于稳定，P3、P4 位置的氢浓度在压应力梯度下交替变化，没有形成明显聚集，表明圆形气孔周围的氢浓度受压应力梯度的动态影响。分析图 16b 可知，横向椭圆形气孔周围 Q1、Q2 位置的氢浓度在交变载荷的影响下先增后降，Q3、Q4 位置的氢浓度随着时间的增加，最终在椭圆气孔尖端形成明显聚集。图 16c 中 R1、R2 位置出现急剧上升，R3、R4 的氢浓度几乎为零，这是因为椭圆尖端具有极大的几何梯度，其驱动氢扩散的方向与压应力梯度方向一致，使氢浓度在该区域高度聚集。图 16d 的氢浓度分布规律与图 16b 较为一致，但由于缺陷处于焊缝深层，氢浓度整体偏低，且氢浓度的峰值（S1，S2）在时间轴上出现滞后。

分析图 16 可知，在交变载荷作用下，氢浓度均在缺陷尖端发生聚集，聚集效应与缺陷尺寸密切相关。当压应力梯度与几何梯度发生叠加效应时，微裂纹的尖端对氢有显著的聚集效应，因此在交变载

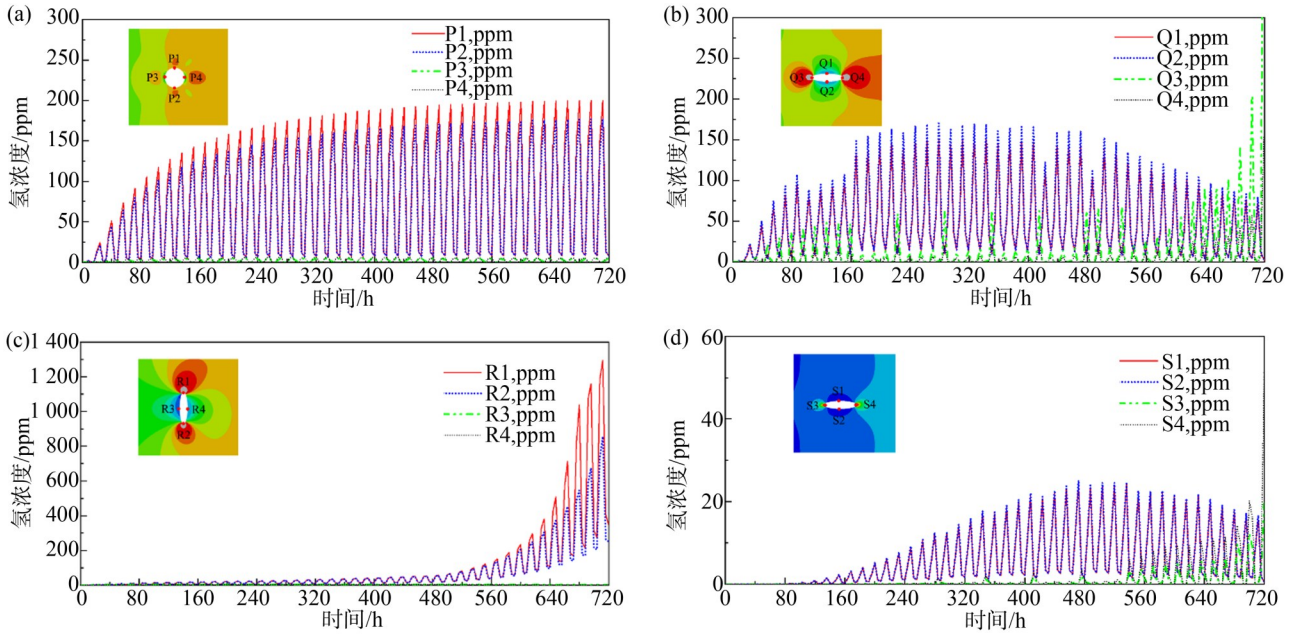


图 16　内部缺陷处，动态加载下氢浓度随时间的变化

Fig. 16　Changes in hydrogen concentration over time under dynamic loading at internal defects

荷作用下更容易在微裂纹尖端产生裂纹扩展。

4　结论

（1）焊缝内部气孔的形状和位置决定了氢聚集的空间分布特征。垂直于板厚方向的椭圆形气孔因几何梯度最大，氢聚集程度最高（恒定载荷下峰值达 1 377×10^{-6}，交变载荷下达 1 200×10^{-6}），表明几何梯度与应力梯度的叠加效应是氢致延迟裂纹萌生的关键控制因素。

（2）恒定载荷下氢浓度分布主要受应力场支配，气孔形状仅影响聚集区浓度峰值；而交变载荷改变了氢的扩散路径，使氢浓度最终向气孔几何梯度大的方向聚集（600~1 000×10^{-6}），表明交变载荷下几何梯度取代应力梯度成为氢聚集的主导因素。

（3）载荷形式和缺陷几何特征共同决定氢聚集的演化规律和断裂模式：恒定载荷下氢向压应力低值区聚集，交变载荷下氢持续向气孔尖端富集，尖锐缺陷处的氢聚集效应更为突出，氢致裂纹更易沿高几何梯度区域扩展。

参考文献：

［1］ 李玉星，宁元星，刘翠伟，等. 20 号钢环焊缝中夹杂物对氢扩散行为影响［J］. 中国石油大学学报（自然科学版），2024，48（5）：160–167.
LI Y X，NING Y X，LIU C W，et al. Effects of inclusions in steel 20 girth weld on hydrogen diffusion behaviors［J］. Journal of China University of Petroleum（Edition of Natural Science），2024，48（5）：160–167.

［2］ 刘宇，谷红涛，沙智华，等. 制氢反应器焊缝区域氢扩散的有限元分析［J］. 焊接技术，2023，52（4）：26–32.
LIU Y，GU H T，SHA Z H，et al. Finite Element Analysis of Hydrogen Diffusion in the Weld Zone of a Hydrogen Generation Reactor［J］. Welding Technology，2023，52（4）：26–32.

［3］ 程安顿. 焊接残余应力和氢扩散协同作用下含裂纹 X80 管道疲劳性能研究［D］. 大庆：东北石油大学，2025.
CHENG A D. Effect of welding residual stress and hydrogen diffusion on fatigue performance of cracked X80 pipline［D］. Daqing：Northeast Petroleum University，2025.

［4］ 王凌云. 水下耐压壳体结构残余应力及氢对疲劳裂纹扩展影响研究［D］. 镇江：江苏科技大学，2025.
WANG L Y. Effect of residual stress and hydrogen on fatigue crack propagation of underwater pressure shell［D］. Zhenjiang：Jiangsu University of Science and Technology，2025.

［5］ 张文娟. 钛合金微观组织结构对裂尖力学场和氢扩散的影响［D］. 西安：西安科技大学，2024.

下转第 41 页