

离心压缩机叶轮材料在掺氢天然气环境下的氢相容性

欧阳欣¹, 程磊¹, 满建峰¹, 袁春明², 马致远², 张珂馨²,
罗浩², 秦娜娜², 王金华³, 郭大刚²

(1. 国家石油天然气管网集团科学技术研究总院分公司, 天津 300457)

(2. 西安交通大学 材料科学与工程学院 金属材料强度全国重点实验室, 陕西 西安 710049)

(3. 西安交通大学 绿色氢电全国重点实验室, 陕西 西安 710049)

摘要: 通过慢应变速率拉伸试验、疲劳裂纹扩展试验及断裂韧性试验初步评估了离心压缩机叶轮材料FV520B钢在不同掺氢天然气环境下的氢相容性, 并结合断口整体形貌、微观结构特征进行分析。结果表明, 掺氢比和气体压力升高, FV520B钢的抗拉强度和屈服强度相对空气环境均出现不同程度下降, 同时断后伸长率和断面收缩率也明显下降, 出现氢致塑性损失现象; 掺氢比和气体压力升高, 裂纹扩展速率-应力强度因子范围曲线整体左移, 试样更早地发生裂纹扩展以及更快地进入失稳断裂, 且其断裂韧性 K_{IC} 值降低, 低倍断口形貌也观察到材料有变脆的倾向。本研究结果为离心压缩机叶轮材料FV520B钢在掺氢天然气运输中的工程应用提供了重要的实验参考。

关键词: 离心压缩机叶轮材料; FV520B钢; 掺氢天然气; 氢相容性

中图法分类号: TG142.24

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)11-2819-07

1 引言

氢能作为一种清洁能源, 具有广泛的应用前景和重要的现实意义。随着全球对可持续发展和环境保护的重视, 氢能的输送与利用正受到越来越多的关注^[1]。氢能广泛应用, 不仅有助于减少对化石燃料的依赖, 还有助于推动能源结构的转型, 助力各国实现碳中和的目标^[2-4]。目前, 氢能输送方式主要包括气体输送、液态氢运输和氢化合物运输等^[5]。在气体输送中, 根据运输工具的不同, 可将其分为管道输送和长管拖车输送。其中, 管道输送被认为是大规模、远距离运输氢气的最有效方式^[6]。然而, 管道输送纯氢气体存在建设周期长、成本高等不足, 这对大力发展氢能行业构成了挑战。为减轻这一问题, 天然气管道掺氢输送的设想得到了重点关注, 此设想不仅减少了天然气使用过程中的碳排放, 还有利于降低管道的建设和维护成本, 从而有效地促进氢能行业的全链条可持续发展^[7]。

在掺氢天然气管道输送的系统中, 离心压缩机是核心设备之一。国内外在使用过程中曾发生了多起重大事故, 经调查分析发现, 大多数事故的根本原因是叶轮因腐蚀和疲劳而失效^[8-9]。此外, 离心压缩机在运行过程中, 叶轮还承受因高速旋转而产生的离心应力、振动应力和

高温等多因素影响^[10-12]。因此, 具有良好机械性能和腐蚀抗力是离心压缩机叶轮材料的必备条件。

目前, 国内外学者对叶轮材料的力学性能、腐蚀行为及其在不同工况下的表现进行了广泛研究。然而, 现阶段针对掺氢天然气运输中大型离心压缩机叶轮材料的氢相容性研究鲜见报道。开展天然气运输离心压缩机常用叶轮材料的氢相容性研究, 可为采用天然气管道实现氢能运输的设想提供关键判据。FV520B钢是一种马氏体沉淀硬化不锈钢^[13-15], 因其优异的机械性能和耐腐蚀性能而被广泛应用于大型离心压缩机叶轮材料^[16-17]。因此, 本研究以FV520B叶轮材料为例, 采用在线临氢环境力学试验方法, 初步评估FV520B钢在掺氢天然气环境下的氢相容性, 包括开展了慢应变速率拉伸试验、疲劳裂纹扩展试验和断裂韧性试验, 并从断口形貌、微观结构角度分析其力学性能变化机制。

2 实验

本试验使用的材料为FV520B合金钢, 其抗拉强度为1174.12 MPa, 屈服强度为1076.97 MPa, 化学成分如表1所示, 其中稀有金属Nb、Mo的功能主要是提高FV520B的强度与耐腐蚀性。

收稿日期: 2025-11-29

基金项目: 国家石油天然气管网集团有限公司科学研究与技术开发项目(DTXNY202203)

作者简介: 欧阳欣, 男, 1981年生, 博士, 高级工程师, 国家石油天然气管网集团科学技术研究总院分公司, 天津 300457, 电话: 022-61187316, E-mail: ouyx@pipechina.com.cn; 程磊, 男, 1986年生, 硕士, 高级工程师, 国家石油天然气管网集团科学技术研究总院分公司, 天津 300457, E-mail: chenglei01@pipechina.com.cn

表1 FV520B 合金钢的化学成分
Table 1 Chemical composition of FV520B alloy steel

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Nb	Mo	Fe
0.025	0.36	0.65	0.008	0.0012	5.15	13.54	1.33	0.26	1.32	Bal.

将FV520B钢(直径为16 mm)制备成不同试样,对试样进行在线掺氢天然气相容性试验。气氛环境为3种,分别为空气环境、低气压低掺氢比环境(掺氢比 C_H 为15%、气体压力 P_{gas} 为6.3 MPa)、高气压高掺氢比环境(掺氢比 C_H 为30%、气体压力 P_{gas} 为12 MPa),实验中的气氛环境参数依据实际工程需求设定。开展试验分别为慢应变速率拉伸试验、疲劳裂纹扩展试验及断裂韧性试验,试验采用HSC-50E金属材料氢环境相容性实时力学试验机。

2.1 慢应变速率拉伸试验

慢应变速率拉伸试验是评价材料抗氢脆性能的常用方法,根据GB/T228.1-2021《金属材料室温拉伸试验方法》进行慢应变速率拉伸试验。试验采用位移控制方式进行单轴拉伸,预应力为100 N,拉伸应变速率为 $1 \times 10^{-5} s^{-1}$,直至试样断裂,测量FV520B钢不同掺氢天然气环境下的屈服强度、抗拉强度、断后伸长率及断面收缩率等力学性能数据,并对断口进行SEM观察。试验使用试样为光滑圆棒型标准试样,中间平行长度段粗糙度为 $0.8 \mu m$,光滑圆棒型标准试样结构形状和尺寸如图1所示。

断面收缩率 Ψ 是度量氢致塑性损失的主要参数之一^[18],同时也是本研究用来评价FV520B钢氢脆敏感性的重要依据。断面收缩率(Ψ)的定义为:

$$\Psi = (A_0 - A_f) / A_0 \quad (1)$$

式中, A_0 是试样原始截面面积, A_f 是拉断后的最小截面面积。

断后伸长率是表征金属材料塑性性能的重要指标之一,其值越大,表示材料的塑性越好^[19]。断后伸长率(δ)的定义为:

$$\delta = (L_f - L_0) / L_0 \quad (2)$$

式中, L_0 是试样原始标距长度; L_f 是拉断后的标距长度。

2.2 疲劳裂纹扩展试验

根据GB/T 6398-2017《金属材料 疲劳试验 疲劳裂纹扩展方法》进行疲劳裂纹扩展试验。试验采用紧凑拉伸标准试样,首先对试样预制疲劳裂纹,采用力值比(R)为0.1的正弦加载波形,对试样施加循环载荷,加载频率取100 Hz,初始力值取3 kN,当裂纹长度扩展到3.0 mm以后停止;然后,继续采用力值比为0.1的正弦波形对试样

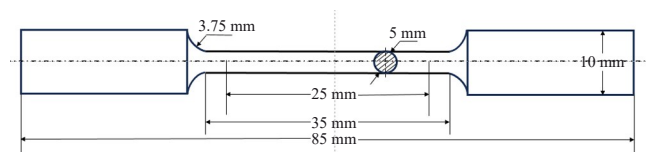


图1 光滑圆棒型标准试样

Fig.1 Schematic diagram of standard smooth round bar specimen

循环加载,但力值调整为12 kN,加载频率调整为1 Hz,获取试验过程中裂纹扩展长度及应力强度因子随载荷循环次数的变化关系,最终确定该材料在高压含氢环境下的疲劳裂纹扩展速率(da/dN),分析材料在掺氢天然气环境下的敏感性,并对断口进行SEM观察。试验使用的疲劳裂纹扩展紧凑拉伸标准试样如图2所示。

在小裂纹 da/dN 处理中,为尽可能得到较小的裂纹长度数据,《金属材料 疲劳试验 疲劳裂纹扩展方法》推荐使用割线法处理,计算公式为:

$$\frac{da(j)_{avg}}{dN} = \frac{[a_j - a_{(j-1)}]}{[N_j - N_{(j-1)}]} \quad (3)$$

式中, a 为裂纹长度, $[a_j - a_{(j-1)}]$ 为裂纹增量, $[N_j - N_{(j-1)}]$ 为载荷循环次数增量, N 为载荷循环次数, j 为测量的次序。

ΔK 的计算公式为:

$$\Delta K = \frac{\Delta F}{BW^{\frac{1}{2}}} \cdot \frac{2 + \alpha}{(1 - \alpha)^{\frac{3}{2}}} \cdot (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (4)$$

式中, $\alpha = a/W$, ΔF 为施加载荷变化范围, B 为试样厚度, W 为试样宽度。

2.3 断裂韧性试验

根据GB/T 21143-2014《金属材料 准静态断裂韧度的统一试验方法》进行断裂韧性试验,测定材料抵抗裂纹扩展的能力,并对断口进行SEM观察。试验的位移速率为0.1 mm/min,使用试样为断裂韧性紧凑拉伸标准试样,如图3所示。

在我国现行的断裂韧性试验标准《金属材料 准静态断裂韧度的统一试验方法》中,紧凑拉伸试样的断裂韧性计算公式为:

$$K_Q = \frac{F_Q}{BW^{\frac{1}{2}}} g\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad (5)$$

式中, K_Q 为断裂韧性 K_{Ic} 的条件值, F_Q 为试验过程中的条件力, $g\left(\frac{a_0}{W}\right)$ 为紧凑拉伸试样的形状因子。

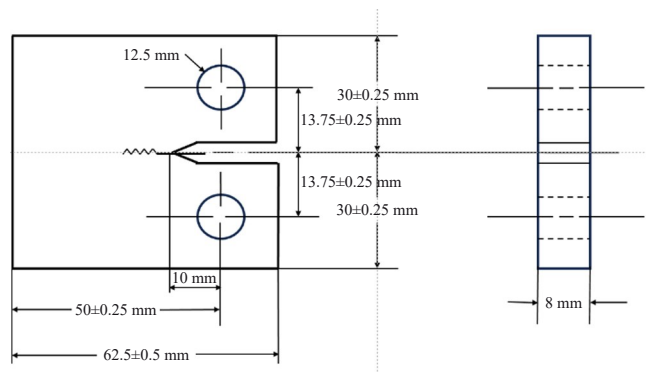


图2 疲劳裂纹扩展紧凑拉伸标准试样

Fig.2 Schematic diagram of standard compact tension specimen for fatigue crack growth

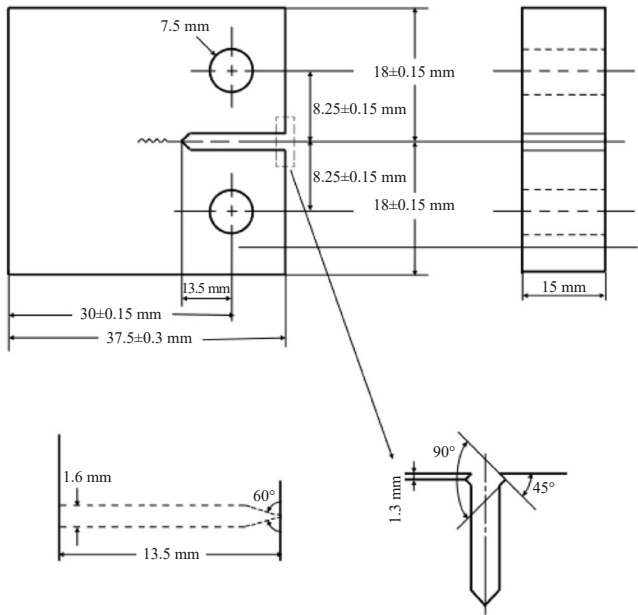


图3 断裂韧性紧凑拉伸标准试样

Fig.3 Schematic diagram of standard compact tension specimen for fracture toughness

判定 K_{IC} 有效性条件:

$$F_{max}/F_Q \leq 1.10;$$
$$B \geq 2.5(K_Q/R_{p0.2})^2;$$
$$a \geq 2.5(K_Q/R_{p0.2})^2$$

$$W-a \geq 2.5(K_Q/R_{p0.2})^2$$

若满足上述 2 个条件,则 $K_{IC}=K_Q$ 。其中, F_{max} 为最大力, $R_{p0.2}$ 为规定塑性延伸强度, a 为裂纹长度。

3 结果与讨论

3.1 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的拉伸性能

表 2 为 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下慢应变速率拉伸试验的断后伸长率和断面收缩率。从表 2 中可以看出,空气环境中拉伸试样断后伸长率、断面收缩率分别为 12.65% 和 66.12%, $C_H=15\%$ 、 $P_{gas}=6.3$ MPa 的掺氢天然气环境中断后伸长率(11.38%)、断面收缩率(64.15%)相对于空气环境下降 10% 和 3.4%,而在 $C_H=30\%$ 、 $P_{gas}=12$ MPa 的掺氢天然气环境中断后伸长率(8.49%)、断面收缩率(58.97%)相对于空气环境下降

表 2 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下慢应变速率拉伸试验的断后伸长率和断面收缩率

Table 2 Elongation after fracture and reduction of area of FV520B steel in slow strain-rate tensile tests under different hydrogen blending ratios and gas pressures

Testing environment	Elongation, $\delta/\%$	Reduction of area, $\Psi/\%$
Air	12.65	66.12
$C_H=15\%$, $P_{gas}=6.3$ MPa	11.38	64.15
$C_H=30\%$, $P_{gas}=12$ MPa	8.49	58.97

32.89% 和 10.81%。这表明 FV520B 钢在掺氢天然气环境中发生了明显的氢致塑性损失现象,且这一现象随掺氢比和气体压力的增加更加显著。周倩青等^[20]研究了 FV520B 马氏体时效钢在高温高压氢浸泡实验后,也观察到了断面收缩率显著降低,塑性发生损减,这与本研究 FV520B 钢在氢环境下发生降塑和脆化的结果相类似。Shao 等^[21]在研究 1.5 MPa 氢气环境中 X42 钢和 20 号钢拉伸、疲劳性能时也发现了类似的氢致塑性损失现象,并指出发生这种现象的原因可能是氢以原子态或离子态固溶在合金钢中,在位错处和微小间隙处积聚,达到过饱和状态,从而降低材料塑性。值得注意的是,尽管 2 种掺氢天然气条件的掺氢比和气体压力均呈 2 倍关系,但其断后伸长率和断面收缩率的下降幅度却分别达到 2.85 倍和 3.21 倍,呈现出接近 3 倍的变化趋势。这一现象暗示了掺氢量增加与气压增高对材料塑性的影响可能存在协同放大效应。

图 4 为 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下慢应变速率拉伸试验的典型应力-应变曲线。依据曲线, FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的抗拉强度和屈服强度列于表 3。可以看出,空气环境中拉伸试样抗拉强度和屈服强度分别为 1174.12、1076.97 MPa,这与文献[22]中提供的数据(抗拉强度和屈服强度分别为 1190 和 1140 MPa)相近。在 $C_H=15\%$ 、 $P_{gas}=6.3$ MPa 的掺氢天然

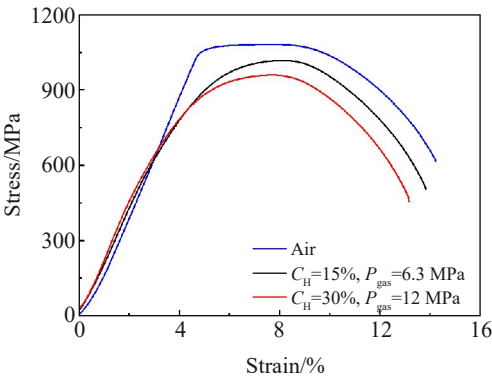


图 4 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下慢应变速率拉伸试验的典型应力-应变曲线

Fig.4 Typical stress-strain curves of FV520B steel after slow strain-rate tensile tests under different hydrogen blending ratios and gas pressures

表 3 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下慢应变速率拉伸试验的抗拉强度和屈服强度

Table 3 Tensile strength and yield strength of FV520B steel in slow strain-rate tensile tests under different hydrogen blending ratios and gas pressures

Testing environment	Tensile strength/ MPa	Yield strength/MPa
Air	1174.12	1076.97
$C_H=15\%$, $P_{gas}=6.3$ MPa	992.04	974.03
$C_H=30\%$, $P_{gas}=12$ MPa	908.31	888.28

气环境中试样抗拉强度和屈服强度均较为明显地下降,分别为 992.04、974.03 MPa,而在 $C_H=30\%$ 、 $P_{\text{gas}}=12$ MPa 的掺氢天然气环境下,试样抗拉强度和屈服强度均进一步下降,分别为 908.31、888.28 MPa。整体而言,在一定的掺氢量与气体压力范围内,FV520B 钢的抗拉强度和屈服强度较之空气环境分别降低了 15.51%~22.64%、9.56%~17.52%。发生这种现象的原因可能是随着掺氢比和气体压力上升,氢原子向缩颈区富集,很快达到此处裂纹起裂所需的氢浓度临界值,从而导致试样的“颈缩”能力趋向恶化,屈服强度下降^[23]。Bak 等^[24]研究了 304 不锈钢在 500 A/m² 电流密度电化学阴极充氢 20 h 后,形变速率 2×10^{-6} s⁻¹ 下的拉伸性能,发现充氢后材料抗拉强度和屈服强度显著下降,这与本研究 FV520B 钢在天然气掺氢环境下发生强度劣化的结果相一致。

图 5 是通过扫描电镜观察到的 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的慢应变速率拉伸试样的断口形貌。从图 5a 中可以看出,FV520B 钢在空气环境中的慢应变速率拉伸试样的断口中的韧窝数量多且深,大小均匀,为典型的韧性断裂形貌,这与唐才玉等^[18]在研究 FV520B 钢离线电化学充氢后出现塑性受损的结果相类似。从图 5b、5c 中可以看出,随着掺氢比和气体压力上升,韧窝逐

渐变少、变浅,在 $C_H=30\%$ 、 $P_{\text{gas}}=12$ MPa 的掺氢天然气环境中时,断口较为平整,脆性断裂特征愈发明显,进一步印证了上述力学数据中出现的氢致塑性损失结果。

3.2 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的疲劳裂纹扩展行为

FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的典型裂纹长度-循环次数($a-N$)曲线如图 6 所示,随着掺氢比和气体压力的升高,曲线斜率显著增加,相同裂纹长度下所需循环次数明显减少,反映高压掺氢天然气环境对材料损伤的加速作用。

在 $a-N$ 曲线的基础上,采用 GB/T 6398-2017 推荐的割线法计算疲劳裂纹扩展速率 da/dN ,并监测裂纹长度计算应力强度因子范围 ΔK 。其中得到的 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的典型 $da/dN-\Delta K$ 曲线如图 7 所示。从图 7 中可以看出,FV520B 钢在 3 种环境中的疲劳裂纹扩展过程均明显分为 3 个区:近门槛值区、稳态扩展区和快速扩展区。其中,在稳态扩展区 da/dN 与 ΔK 近似呈直线关系,试验结果符合 Paris 幂律关系,即 $da/dN=C(\Delta K)^n$ 。在相同的应力强度因子范围 ΔK 下,2 种掺氢天然气环境试样的疲劳裂纹扩展速率均远远高于空气环境试样的疲劳裂纹扩展速率;在 2 种掺氢天然气环境之间,

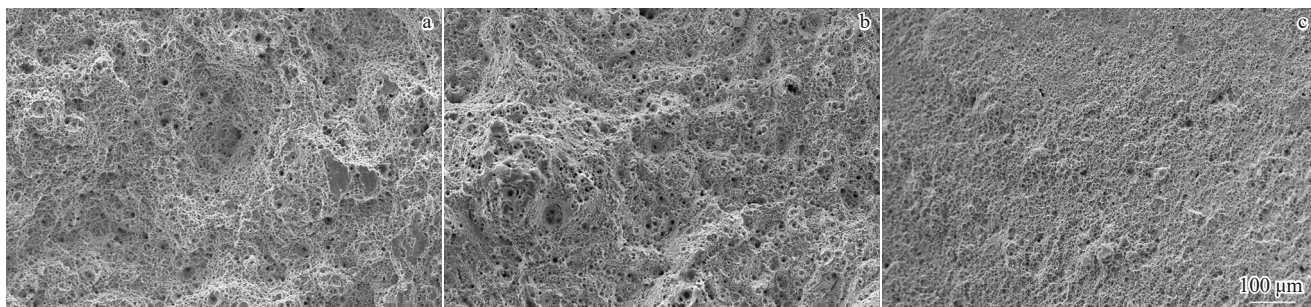


图 5 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下慢应变速率拉伸试样的 SEM 断口形貌

Fig.5 SEM fracture morphologies of FV520B steel specimens after slow strain-rate tensile tests under different hydrogen blending ratios and gas pressures: (a) air; (b) $C_H=15\%$, $P_{\text{gas}}=6.3$ MPa; (c) $C_H=30\%$, $P_{\text{gas}}=12$ MPa

两条 $da/dN-\Delta K$ 曲线在稳态扩展区呈近似平行关系,表明二者裂纹扩展动力学行为相似,但 $C_H=30\%$ 、 $P_{\text{gas}}=12$ MPa 的掺氢天然气环境中试样的疲劳裂纹扩展速率明显高于 $C_H=15\%$ 、 $P_{\text{gas}}=6.3$ MPa 的掺氢天然气环境中试样的疲劳裂纹扩展速率。An 等^[25]和 Slifka 等^[26]研究了氢压对 X80、X52 和 X100 管线钢氢致疲劳裂纹扩展的影响,也发现了 da/dN 随着氢压增大而增大的类似规律。总的来说,随着掺氢比和气体压力的升高, $da/dN-\Delta K$ 曲线整体左移,试样具有更低的裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} 和不稳定裂纹扩展的临界应力强度 ΔK_C ,即试样更早地发生裂纹扩展以及更快地进入失稳断裂。

图 8 为通过扫描电镜观察到的 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的疲劳裂纹扩展试样的断口形貌。其

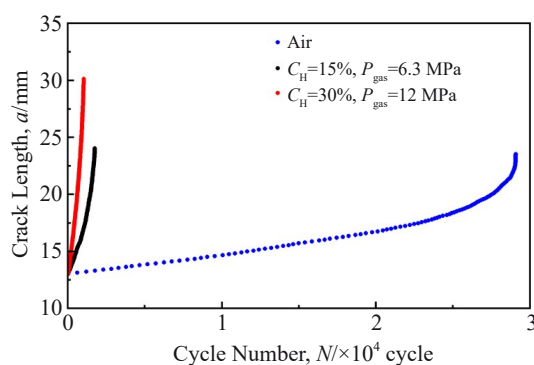


图 6 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的典型裂纹长度-循环次数曲线

Fig.6 Typical crack length-cycle number curves of FV520B steel under different hydrogen blending ratios and gas pressures

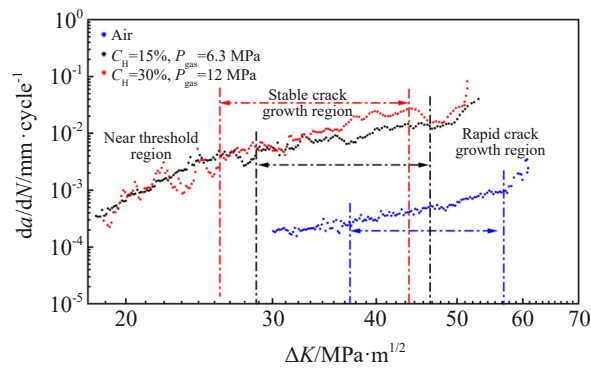


图7 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的典型裂纹扩展速率-应力强度因子范围曲线

Fig.7 Typical crack growth rate-stress intensity factor range curves of FV520B steel under different hydrogen blending ratios and gas pressures

中,疲劳裂纹稳态扩展区如图 8a、8c、8e 所示,在空气环境中稳态扩展区中可以观察到明显的疲劳条带,同时出现了许多较深的沟槽和垂直于裂纹扩展方向且相互平行的二次裂纹,裂纹以平面方式扩展。随着掺氢比和气体压力的升高,疲劳条带和二次裂纹的数量也随之增加。疲劳裂纹快速扩展区如图 8b、8d、8f 所示,在空气环境中的快速扩展区断口存在许多相互错开分布的疲劳条带,且出现较稳态扩展区沟槽更深、数量更多的二次裂纹,随着掺氢比和气体压力的升高,疲劳条带和二次裂纹逐渐增多,再次印证了氢的扩散降低了材料塑性。

3.3 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的断裂韧性

图 9 为 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的典型载荷-裂纹张开位移曲线。表 4 和表 5 分别为 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的断裂韧性数据。从表中可以看出,3 种测试环境的数据均满足 K_{IC} 有效性条件式

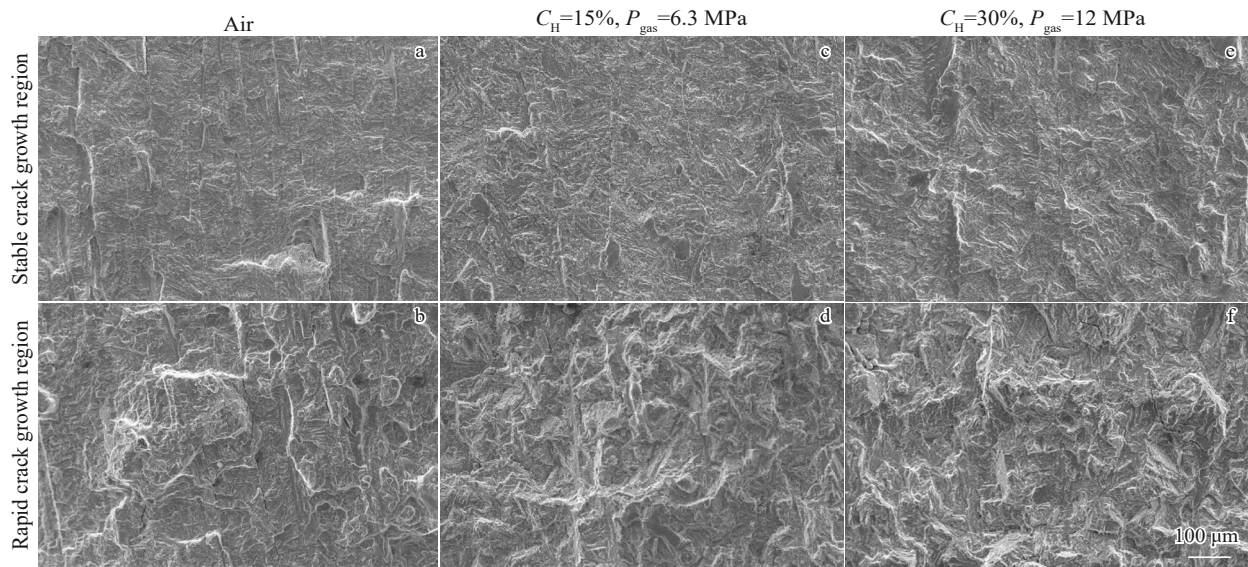


图8 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下稳态扩展区和快速扩展区的 SEM 断口形貌

Fig.8 SEM fracture morphologies in stable crack growth region and rapid crack growth region of FV520B steel under different hydrogen blending ratios and gas pressures

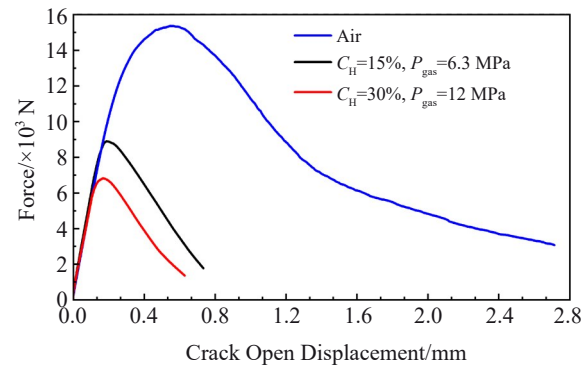


图9 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的典型载荷-裂纹张开位移曲线

Fig.9 Typical load-crack opening displacement curves of FV520B steel under different hydrogen blending ratios and gas pressures

(6)和式(7),即 $K_{IC}=K_Q$ 。在空气环境中的 FV520B 钢断裂韧性 K_{IC} 值为 $41.93 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,在 $C_H=15\%$ 、 $P_{\text{gas}}=6.3 \text{ MPa}$ 的掺氢天然气环境中断裂韧性 K_{IC} 值为 $29.76 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,在 $C_H=30\%$ 、 $P_{\text{gas}}=12 \text{ MPa}$ 的掺氢天然气环境中断裂韧性 K_{IC} 值为 $25.08 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,随着掺氢比和气体压力的上升,断裂韧性 K_{IC} 值逐渐降低,下降了 40.19%,说明氢的加入显著降低了 FV520B 钢的韧性,这与刘家骅等^[27]研究 SA508-3 钢在高温高压气相热充氢下发现的氢致钢断裂韧性下降的结果相一致。

不同掺氢比和气体压力下的 FV520B 钢试样经断裂韧性测试后的低倍断口形貌如图 10 所示。图 10 中红色虚线左侧为预制疲劳裂纹区,右侧则为裂纹扩展区,裂纹由左往右扩展。可以看见,不同掺氢比和气体压力下的断

表4 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的断裂韧性载荷与试样尺寸

Table 4 Fracture toughness loads and specimen dimensions of FV520B steel under different hydrogen blending ratios and gas pressures

Testing environment	$F_{\max}/\text{kN}$	F_Q/kN	a_0/mm	Thickness, B/mm	Width, W/mm
Air	12.83	11.84	15.49	15.08	30.1
$C_H=15\%$, $P_{\text{gas}}=6.3\text{ MPa}$	8.70	8.36	15.55	15.02	30.09
$C_H=30\%$, $P_{\text{gas}}=12\text{ MPa}$	7.36	7.04	15.52	14.98	30.04

表5 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下的断裂韧性 K_Q 值与有效性判据

Table 5 Fracture toughness K_Q values and validity criteria of FV520B steel under different hydrogen blending ratios and gas pressures

Testing environment	$K_Q/\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$	$R_{P0.2}/\text{MPa}$	$2.5(K_Q/R_{P0.2})^2/\text{mm}$	Validity judgment
Air	41.93	860	7.08	Valid
$C_H=15\%$, $P_{\text{gas}}=6.3\text{ MPa}$	29.76	860	3.60	Valid
$C_H=30\%$, $P_{\text{gas}}=12\text{ MPa}$	25.08	860	2.57	Valid

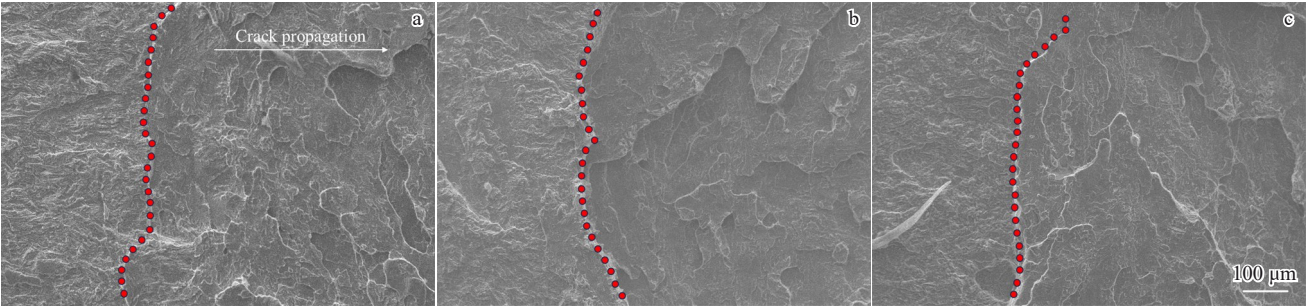


图10 FV520B 钢在不同掺氢比和气体压力下断裂韧性试样的SEM断口形貌

Fig.10 SEM fracture morphologies of FV520B steel specimens after fracture toughness under different hydrogen blending ratios and gas pressures: (a) air; (b) $C_H=15\%$, $P_{\text{gas}}=6.3\text{ MPa}$; (c) $C_H=30\%$, $P_{\text{gas}}=12\text{ MPa}$

裂均以解理方式进行,出现的解理面是脆性断裂的显著微观形貌特征。图10a为空气环境中试样断口形貌,可以看出高 K_{Ic} 值试样的断口解理面相对较小。图10b、10c为掺氢天然气环境下试样的断口形貌,可以看出随掺氢比和气体压力的升高,解理面逐渐增大,这一现象可能是气体压力的机械驱动作用与氢致材料脆化共同作用的结果。气体压力的升高主要作为解理裂纹扩展的直接驱动力。在裂纹尖端,高压气体(尤其是分子小、扩散快的氢气)产生显著的“楔入效应”^[28]。而掺氢比的提高则主要通过恶化材料本身的微观结构,为解理断裂创造有利条件。溶解的氢原子会富集于晶界、相界面等微观缺陷处,通过降低原子间键合力^[29]及促进局部塑性变形^[30]等机制,显著降低材料的断裂韧性。二者的协同效应最终导致解理面的急剧增大。随着掺氢比和气体压力的升高,FV520B 钢呈现变脆倾向,与上述材料的韧性数据规律相一致。

4 结 论

1)掺氢天然气环境下,大型离心压缩机叶轮材料FV520B 钢呈现明显的氢致塑性损失、强度和韧性下降的现象。

2)疲劳裂纹扩展明显分为3个区:近门槛值区、稳态扩

展区和快速扩展区,随着掺氢比和气体压力的升高,试样更早地发生裂纹扩展以及更快地进入失稳断裂,且呈现变脆倾向。掺氢比与环境气压对材料性能变化有显著影响。

3)为确保天然气掺氢离心压缩机的安全运行,合理控制掺氢比例和输送压力具有重要的工程应用意义。

参考文献 References

[1] Wang Ruijia(王睿佳). *China Electric Power*(中国电业)[J], 2020(12): 19

[2] Li Jingfa(李敬法), Su Yue(苏越), Zhang Heng(张衡) *et al.* *Natural Gas Industry*(天然气工业)[J], 2021, 41(4): 137

[3] Li Tianyu(李天宇), Tian Jiao(田娇), Gao Jingjing(高菁菁) *et al.* *Special Purpose Vehicle*(专用汽车)[J], 2021(12): 105

[4] Zhao Yunsong(赵云松), Zhang Mai(张迈), Guo Yuanyuan(郭媛媛) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(6): 1999

[5] Yang Liheng(杨立恒), Sun Lei(孙磊), Sun Rong(孙蓉) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(9): 2313

[6] China Hydrogen Alliance(中国氢能联盟). *China Hydrogen Energy and Fuel Cell Industry White Paper*(中国氢能及燃料电池产业白皮书)[R]. Beijing: China Hydrogen Alliance, 2019: 26

[7] Li Feng(李凤), Dong Shaohua(董绍华), Chen Lin(陈林) *et al.*

- Mechanics in Engineering*(力学与实践)[J], 2023, 45(2): 230
- [8] Wang Xia(王霞), Zhou Wenjie(周雯洁), Hou Duo(侯铎) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(11): 3734
- [9] Wang Shushu(王树树), Liu Chunyan(刘春燕), Wang Fengxue(王凤学). *Chinese Journal of Turbomachinery*(风机技术)[J], 2012, 34(1): 71
- [10] Ejaz N, Salam I, Tauqir A. *Engineering Failure Analysis*[J], 2007, 14(7): 1313
- [11] Sivaprasad S, Narasaiah N, Das S *et al.* *Engineering Failure Analysis*[J], 2009, 17(1): 150
- [12] Kermanpur A, Amin S H, Ziaei-Rad S *et al.* *Engineering Failure Analysis*[J], 2007, 15(8): 1052
- [13] Xiang L H, Pan J Y, Chen S Y *et al.* *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2018, 200(7): 166
- [14] Wang P F, Zhou Q W, Chen B B *et al.* *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*[J], 2022, 57(6): 484
- [15] Pan J Y, Xiang L H, Chen S Y *et al.* *Results in Physics*[J], 2017, 7(11): 4405
- [16] Wang Guangcun(王光存), Li Jianfeng(李剑峰), Jia Xiujie(贾秀杰) *et al.* *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2014, 50(19): 182
- [17] Zhang Y B, Xu B S, Wang H D *et al.* *Engineering Failure Analysis*[J], 2016, 59(9): 111
- [18] Tang Caiyu(唐才玉), Yang Size(杨思泽), Cui Lianshun(崔连顺). *Chinese Journal of Turbomachinery*(风机技术)[J], 2022, 64(4): 64
- [19] Ye Jiang(姜叶). *Physics Examination and Testing*(分析与测试)[J], 2009, 27(5): 35
- [20] Zhou Qianqing(周倩青), Yong Xingping(雍兴平), Zhai Yuchun(翟玉春). *Corrosion Science and Protection Technology*(腐蚀科学与防护技术)[J], 2008, 20(6): 416
- [21] Shao Y B, Liu X, Song Y W *et al.* *International Journal of Pressure Vessels and Piping*[J], 2024, 208: 105139
- [22] Chen Rui(陈蕊), Bao Cuimin(包翠敏), Yang Zhipeng(杨智鹏) *et al.* *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2022, 47(11): 100
- [23] Nanninga N, Slifka A, Levy Y *et al.* *Journal of Research of the National Institute of Standards and Technology*[J], 2010, 115(6): 437
- [24] Bak H S, Abro A M, Lee B D *et al.* *Metals*[J], 2016, 6(7): 169
- [25] An T, Peng H T, Bai P P *et al.* *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2017, 42(23): 15669
- [26] Slifka J A, Drexler S E, Nanninga E N *et al.* *Corrosion Science*[J], 2014, 78: 313
- [27] Liu Jiahua(刘家骅), Wang Lei(王磊), Yang Yufang(杨玉芳) *et al.* *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2020, 45(10): 231
- [28] Oriani R A. *Berichte Der Bunsengesellschaft Für Physikalische Chemie*[J], 1972, 76(8): 848
- [29] Dwivedi S K, Vishwakarma M. *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2018, 43(46): 21603
- [30] Robertson I M, Sofronis P, Nagao A *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46(6): 2323

Hydrogen Compatibility of Centrifugal Compressor Impeller Material in Hydrogen-Blended Natural Gas Environment

Ouyang Xin¹, Cheng Lei¹, Man Jianfeng¹, Yuan Chunming², Ma Zhiyuan², Zhang Kexin²,
Luo Hao², Qin Nana², Wang Jinhua³, Guo Dagang²

(1. PipeChina Institute of Science and Technology, Tianjin 300457, China)

(2. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, School of Materials and Engineering,
Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(3. State Key Laboratory of Multiphase Flow in Power Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: The hydrogen compatibility of FV520B steel immersed in different hydrogen-blended natural gas environments was evaluated through slow strain-rate tensile testing, fatigue crack propagation testing, and fracture toughness testing and fracture morphology and microstructural characteristic were analyzed. The results show that as the hydrogen blending ratio and gas pressure increase, both the tensile strength and yield strength of FV520B steel decrease in different degrees, and the elongation after fracture and the reduction of area also decrease, demonstrating hydrogen induced plastic loss phenomenon. With increasing hydrogen content and gas pressure, the crack growth rate-stress intensity factor range curves shift left, leading to earlier crack propagation and faster entry into unstable fracture of the sample. Meanwhile, the fracture toughness K_{IC} value of FV520B steel decreases, and a tendency towards brittleness is observed in the low magnification fracture morphology of the material. The present study provides an important basis for evaluating the engineering application of centrifugal compressor impeller materials during transport of hydrogen-blended natural gas.

Key words: centrifugal compressor impeller material; FV520B steel; hydrogen-blended natural gas; hydrogen compatibility

Corresponding author: Ouyang Xin, Ph. D., Senior Engineer, PipeChina Institute of Science and Technology, Tianjin 300457, P. R. China, Tel: 0086-22-61187316, E-mail: ouyx@pipechina.com.cn; Guo Dagang, Ph. D., Professor, State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, School of Materials and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, P. R. China, E-mail: guodagang@mail.xjtu.edu.cn