



电解渗氢与低周疲劳对6061-T6Al合金力学性能的影响

滕越¹, 陈国宏¹, 魏金韬², 缪春辉¹, 汤文明^{2,3}

(1. 国网安徽省电力有限公司 电力科学研究院, 合肥 230601;

2. 合肥工业大学 材料科学与工程学院, 合肥 230009;

3. 高性能铜合金材料及成形加工教育部工程研究中心, 合肥 230009)

摘要: 采用电解渗氢与低周疲劳结合的方法, 模拟研究III型储氢瓶内胆用6061-T6Al合金在高压氢气环境与快速充放氢气过程中力学性能的变化规律, 为储氢气瓶长期服役安全性评价提供数据支持。结果表明: 在电解渗氢过程中, 部分H原子吸附在Al合金表面及表面氧化层中, 部分H原子溶入Al合金晶格或晶界处, 导致6061Al合金强度及塑性降低, 且对合金塑性的影响更加明显。低周疲劳导致6061Al合金屈服强度、拉伸强度与屈强比上升, 塑性下降, 且随着 $\sigma_{\max}$ 的增大, 拉伸断面上呈现更多的脆性断裂特征。在低周疲劳与电解渗氢共同作用下, 6061Al合金强度小幅增大, 塑性持续降低, 且随着 $\sigma_{\max}$ 的增加, 塑性下降幅度增加, 拉伸断面准解理断裂特征愈加显著, 服役可靠性明显降低。

关键词: 储氢气瓶; 6061Al合金; 电解渗氢; 低周疲劳; 拉伸试验

文章编号: 1004-0609(2022)-12-3599-10

中图分类号: TG146.2; TB302.2

文献标志码: A

引文格式: 滕越, 陈国宏, 魏金韬, 等. 电解渗氢与低周疲劳对6061-T6Al合金力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(12): 3599–3608. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42507

TENG Yue, CHEN Guo-hong, WEI Jin-tao, et al. Effects of electrolytic hydrogenation and low-cycle fatigue on mechanical properties of 6061-T6Al alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(12): 3599–3608. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42507

目前, 国内研发的高压气态储氢容器主要为III型储氢气瓶, 内胆为6061-T6Al合金。高压储氢气瓶内胆长期在高压、高纯氢气环境中工作, 通常会产生高压氢脆^[1-3], 引起金属内胆局部塑性降低、裂纹快速扩展与耐久性下降。同时, 快速充放氢气的服役条件易造成金属内胆的疲劳损伤, 导致强度与塑性降低^[4]。随着储氢容器压力需求不断增高, 容器容量不断增大, 高压气态储氢容器失效的危害更大。因此, 开展充放氢过程对6061-T6Al合金性能的影响, 进而开展高压气态储氢容器服役安全性

评价, 具有十分重要的意义。

金属材料渗氢实验一般采用高压气体渗氢及溶液渗氢两种方式。郑津洋等^[5]开展国产6061Al合金在高压氢气环境下慢应变速率拉伸试验研究, 证明其具有良好的氢气相容性, 适合在氢气环境下使用。OSAKI等^[6]研究了6061-T6Al合金在70MPa及85 MPa高压氢环境中慢速拉伸断裂行为, 也发现6061Al合金具有氢脆免疫性。虽然高压氢环境与低应变速率比较接近高压气态储氢容器内胆的实际工况, 但Al合金试样持续加载渗氢时间远低于实际

基金项目: 国网安徽省电力有限公司科技项目(521205190029)

收稿日期: 2021-10-08; 修订日期: 2021-11-22

通信作者: 汤文明, 教授, 博士; 电话: 0551-62901362; E-mail: wmtang69@126.com

的服役期限,试样中氢(氢分子)渗透的量较低,氢致损伤程度可能低于实际的服役状态。宋仁国等^[7]采用电解渗氢法研究了氢致 7175Al 合金韧脆断裂转变行为。研究发现,随着充氢时间的延长,Al 合金的屈服强度和伸长率减小,氢(H 原子)渗透损伤程度远大于高压气体渗氢。由此可见,采用溶液渗氢对 Al 合金显微组织结构及力学性能的影响规律与高压气体充氢基本一致,但电解渗氢导致 Al 合金性能衰减的程度更加明显。

传统的金属材料抗疲劳性能主要通过疲劳试验(*S-N* 曲线)与疲劳裂纹扩展试验来评定。周松等^[8]针对典型高速列车车体用 6N01Al 合金,对十字角接接头的显微组织和疲劳性能进行研究。通过对疲劳断口形貌和 *S-N* 曲线的研究,揭示了 6N01Al 合金疲劳断裂机理,确定了 6N01Al 合金的疲劳寿命主要取决于裂纹的萌生与稳定扩展的时间。TAKAHASHI 等^[9]通过背散射电子衍射(EBSD)与横截面聚焦离子束(FIB)等手段揭示了 6061Al 合金中疲劳裂纹扩展机理。在较低的应力振幅水平下,光滑试样的疲劳寿命主要取决于某个较大尺寸裂纹沿着滑移带的持续扩展。由于高压气态储氢容器(如储氢气瓶)的设计寿命为充放氢次数不超过 5000 次^[10],不属于高周疲劳的范畴,因此开展低周疲劳下 6061-T6 Al 合金的力学性能损伤试验研究更加合理。

本文采用电解渗氢实现 6061-T6 Al 合金渗氢,再进行低周疲劳试验,模拟开展高压气态储氢容器在高压氢气环境长期服役以及快速充放氢过程对 6061-T6 Al 合金内胆低周疲劳损伤研究,为 III 型储氢气瓶长期服役安全可靠评价提供数据支持。

1 实验

1.1 试验材料与试样制备

采用厚度为 15 mm 且经 T6 处理的某国产 6061Al 合金板材为试验材料,其化学成分如表 1 所示。

根据 GB/T 15248—2008 的要求^[11],在 6061-T6Al 合金板上沿厚度方向线切割加工矩形截面疲劳试样,尺寸如图 1 所示,工作段标距为 7.5 mm。试样经 200[#]、400[#]、600[#]、800[#]、1000[#]、1500[#] 的 SiC 砂纸逐级打磨后,再用丙酮超声清洗,冷风吹

表 1 6061Al 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of 6061Al alloy (mass fraction, %)

Mg	Si	Fe	Cu	Cr	Zn	Mn	Ti	Al
0.94	0.8	0.67	0.31	0.19	0.15	0.09	0.04	Bal.

干。渗氢试样任一夹持端及工作段表面裸露,分别用于与电源连接及渗氢,其他部位用环氧树脂封闭(见图 2)。

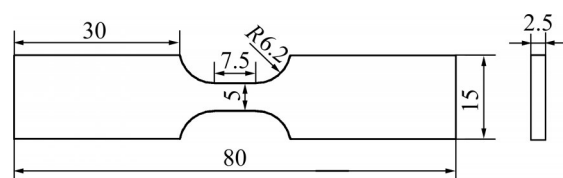


图 1 6061-T6Al 合金疲劳试样尺寸

Fig. 1 Dimensions of 6061-T6 Al alloy fatigue sample (Unit: mm)

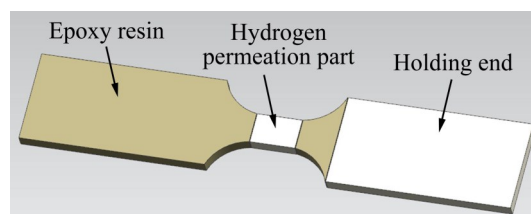


图 2 6061Al 合金疲劳试样表面涂覆示意图

Fig. 2 Illustration diagram showing surface coating of fatigue sample

1.2 试验方法与测试

6061-T6 Al 合金试样电解渗氢步骤为:将环氧树脂封闭的试样置于 0.75 mol/L NaOH 水溶液中浸泡 3 min 碱蚀后,水洗、吹干;再在 30%(体积分数)硝酸水溶液中酸洗出光,以去除碱蚀产物;最后经水洗、吹干后,进行电解渗氢。电解渗氢以石墨棒为阳极,6061-T6 Al 合金试样为阴极,试样渗氢部位正对着石墨电极,电极间距为 10 mm。采用 0.5 mol/L H₂SO₄+2 g/L 硫脲去离子水溶液作为电解液,其中,硫脲的作用是增加合金表面 H 原子浓度,阻碍 H 原子结合成 H₂ 分子,促进 H 原子扩散进入 6061Al 合金试样中^[12]。电解渗氢在室温下进行,DDZ-3 电镀直流电源供电,电流密度 120 mA/cm²,时间 24 h。电解渗氢结束后,清洗试样并去除环氧树脂涂层,紧接着进行拉伸性能测试及低周疲劳试验。

采用 TPD WorkStation 型热脱附谱分析仪对有

无电解渗氢Al合金试样进行氢热脱附谱(TDS)测试, Faraday Cup型四极质谱仪(QMS)记录脱附的氢气流量, K型热电偶测量试样温度。TDS测试温度范围为室温~300℃, 升温速率为10℃/min。按照GB/T 15248—2008的要求, 在小载荷MX-0580型微机控制电子万能试验机上对6061-T6Al合金试样进行应力循环试验。根据6061-T6Al合金的实际服役状况, 采用恒力低周疲劳试验方法, 循环应力比 $R=0.1$, 即将夹持的试样加载至设定的最大应力值($\sigma_{\max}$)后卸载至 $0.1\sigma_{\max}$ 后再加载, 如此循环往复。本文中, $\sigma_{\max}$ 分别选取60% $R_{p0.2}$ 与90% $R_{p0.2}$, 疲劳速率为5 mm/min, 疲劳次数5000次。低周疲劳试验一结束, 迅速对该Al合金试样进行室温拉伸力学性能测试。试验机横梁位移速率为2 mm/min, 试样拉伸过程中的轴向位移采用试样实际位移量除以其工作段标距长度来计算。每种状态下取3组6061Al合金试样进行疲劳试验及力学性能测试, 求平均值。采用JSM-6490型扫描电子显微镜(SEM)观察Al合金试样的拉伸断口形貌。

2 结果与讨论

2.1 电解渗氢

图3所示为电流密度为120 mA/cm²条件下, 未渗氢与渗氢24 h后的6061Al合金试样的氢热脱附TDS图谱。图3中110℃处的热解吸峰是吸附在Al合金表面的氢脱附引起的, 随着腔内温度的升高, 吸附在试样表面的H原子会率先脱附。由于Al是活泼金属, Al合金试样与空气接触即会形成几个纳米的氧化膜。魏金韬^[13]研究发现, 在电解渗氢过程中, Al合金试样表面氧化膜厚度会随着电解的时间继续增加, 采用X射线衍射可检测到弱的Al₂O₃衍射峰。图3中150℃处的热解吸峰则与吸附于Al合金表面氧化层中扩散氢的脱附相对应。这些弱陷阱捕获的氢很容易在较低的温度下受热激活, 从试样表面及表面氧化层中溢出。相比而言, 图3中曲线2的渗氢24 h试样在110℃和150℃处的两个氢热解吸峰的强度增大, 表明更多的氢吸附于试样表面及表面氧化层中, 并在热脱附过程中溢出。在约200℃后, 两条热脱附曲线均呈上升的趋势, 但相较于未渗氢试样, 渗氢24 h试样的热脱附曲线强度更高, 上升趋势更明显。该现象与溶入Al合金晶

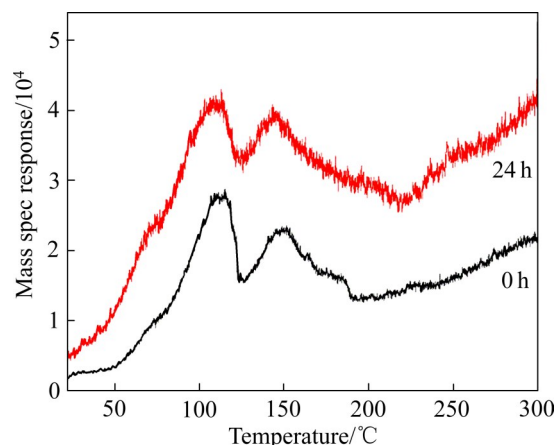


图3 有无电解渗氢的6061Al合金试样的TDS谱

Fig. 3 TDS patterns of 6061Al alloy samples with and without electrolytic hydrogenation

格或晶界处的H原子脱附有关^[14]。

图4所示为有无电解渗氢的6061Al合金试样的应力-位移曲线, 其拉伸力学性能数据(屈服强度($R_{p0.2}$)、抗拉强度(R_m)、断后伸长率(A)与断面收缩率(Z))列于表2所示。经120 mA/cm²、24 h电解渗氢后, 6061Al合金试样的 $R_{p0.2}$ 和 R_m 分别比未渗氢时仅下降了1.6%和1.8%, 但其 A 和 Z 却比未渗氢时分别下降了7%和18.7%。因此, 6061-T6Al合金的塑性指标对电解渗氢过程更加敏感, 氢脆特征明显。

如图5(a)和(b)所示, 未渗氢的6061Al合金试样边缘的拉伸断面呈现典型的韧窝聚集型韧性断口特征, 韧窝大小均匀, 呈等轴状。而电解渗氢后

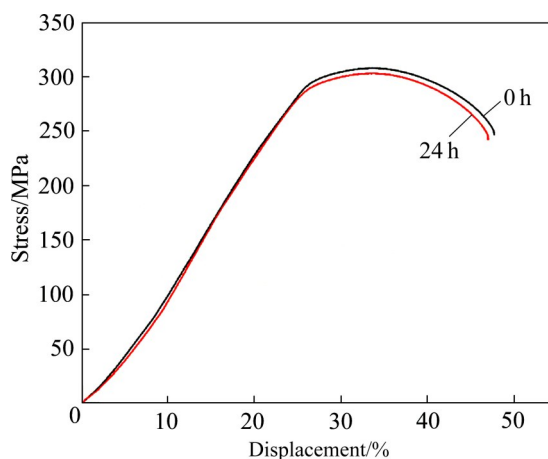


图4 有无电解渗氢的6061Al合金试样的应力-位移曲线

Fig. 4 Stress-displacement curves of 6061Al alloy samples with and without electrolytic hydrogenation

表2 有无电解渗氢6061Al合金试样的拉伸力学性能

Table 2 Tensile mechanical properties of 6061Al alloy samples with and without electrolytic hydrogenation

Charging time/h	$R_{p0.2}$ /MPa	R_m /MPa	A /%	Z /%
0	281.6	307.9	28.3	47.1
24	277.0	302.4	26.3	38.3

6061Al合金试样边缘断面上的韧窝尺寸变得小而浅,断面平整,呈准解理断口特征(见图5(c)、(d))。研究表明,进入Al合金中的H原子极易被位错捕获,在位错附近聚集,合金内部局部区域氢偏聚,促进裂纹的萌生与扩展,表现为氢致塑性损失,即氢脆。因此,该Al合金试样的断口形貌由韧性断裂向韧性混合断裂特征转变。但由于H原子渗入深度有限,仅导致试样边缘渗氢部位的断口形貌发生改变。试样内部区域仍呈典型的韧窝聚集性断裂特征。

RUIZ等^[15]研究了3种热处理态的6061Al试样电解渗氢后的拉伸力学性能,发现在7.5 mA/cm²条件下电解渗氢24 h后,该铝合金试样的拉伸力学强度与塑性都有不同程度下降,3组试样的 $R_{p0.2}$ 下降最大幅度为2.8%, R_m 下降最大幅度为1.8%, A 及 Z

最大降幅分别为12.9%和5.5%。祁文娟等^[16]研究发现固溶处理导致7050Al合金内大量位错在晶界附近缠结,在电解渗氢过程中,进入合金内部的H原子在位错处大量聚集,钉扎位错,造成大的应力集中,从而在合金的晶界处发生裂纹的萌生与扩展,产生明显的氢脆效应。YAMADA等^[17]研究了在氢气气氛、疲劳预变形和疲劳频率共同作用下7075Al合金塑性的衰减行为;发现氢扩散渗透至合金内部,并在Al₇Cu₂Fe第二相颗粒附近集聚,从而促进了该第二相附近位错的增殖,使得位错密度增大,塑性显著降低。由于该位错效应仅发生在局部,因此试样的强度没有明显的变化。综上所述,本文的研究结果与上述文献的结果相一致,这表明,即便是具有良好氢气相容性的6xxx及7xxx系铝合金,也会产生一定程度的氢致损伤。

2.2 低周疲劳

2.2.1 未渗氢试样

6061Al合金疲劳试样于不同 σ_{max} 条件下循环5000次后,均未发生断裂,随后对其进行室温拉伸力学性能测试,所得结果如表3与图6所示。在 $\sigma_{max}=60\% R_{p0.2}$ 条件下,5000次循环后的6061Al

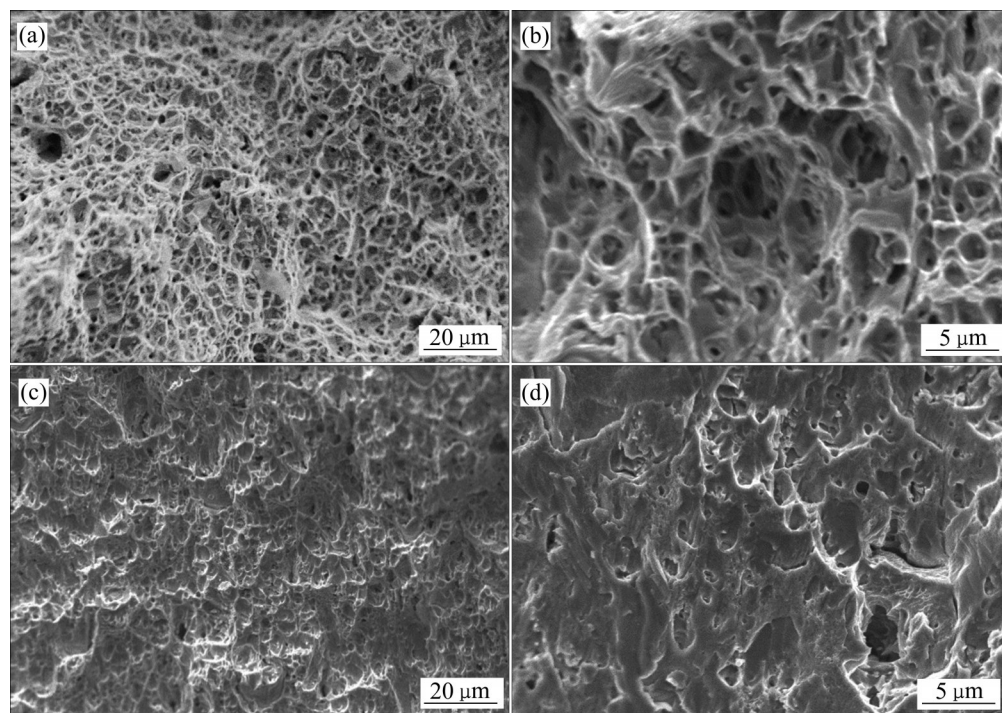
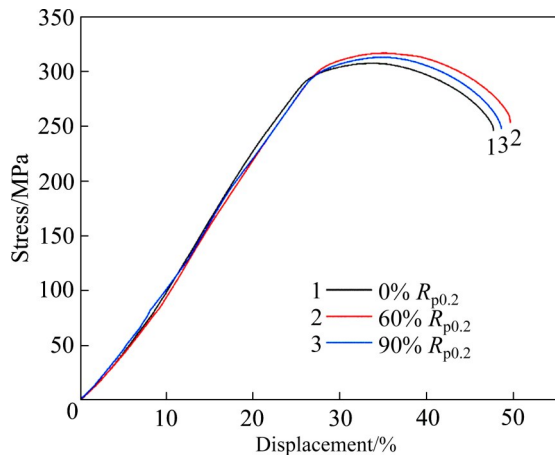


图5 有无电解渗氢的6061Al合金试样的拉伸断口形貌

Fig. 5 Tensile fracture morphologies of 6061Al alloy samples with and without electrolytic hydrogenation: (a), (b) Without electrolytic hydrogenation; (c), (d) Electrolytic hydrogenation

表3 不同 $\sigma_{\max}$ 条件下5000次循环后6061Al合金试样的拉伸力学性能Table 3 Tensile mechanical properties of 6061Al alloy samples after 5000 cycling under different $\sigma_{\max}$ conditions

$\sigma_{\max}$	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$(R_{p0.2}/R_m)/\%$	$A/\%$	$Z/\%$
0% $R_{p0.2}$	281.6	307.9	91.5	28.3	47.1
60% $R_{p0.2}$	292.0	317.0	92.1	27.9	45.6
90% $R_{p0.2}$	293.8	313.2	93.8	28.2	46.7

图6 不同 $\sigma_{\max}$ 条件下5000次循环后6061Al合金试样的应力-位移曲线Fig. 6 Stress - displacement curves of 6061Al alloy samples after 5000 cycling under different $\sigma_{\max}$ conditions

合金试样的 $R_{p0.2}$ 较疲劳前提高了3.7%(10.4 MPa), R_m 提高了3%(9.1 MPa)。而在 $\sigma_{\max}=90\% R_{p0.2}$ 条件下, 5000次循环后的6061Al合金试样的 $R_{p0.2}$ 较疲劳前提高了4.3%(12.2 MPa), R_m 提高了1.7%(5.3 MPa)。疲劳载荷加载初期, 试样内大量的位错发生滑移、交滑移, 相互交割, 形成割阶等位错组态, 对位错运动产生阻碍, 从而导致循环应变硬化, 产生明显的包申格效应^[18]。研究表明^[19], 高强Al合金的疲劳寿命随着 $\sigma_{\max}$ 的增大而缩短。 $\sigma_{\max}$ 越大, 疲劳加载过程中的塑性变形量越大, 单次循环所产生的损伤累积也越大。因此, 在5000次循环的低周疲劳条件下, 相较于 $\sigma_{\max}=90\% R_{p0.2}$, $\sigma_{\max}=60\% R_{p0.2}$ 时6061Al合金试样的加工硬化程度更大; 而在 $\sigma_{\max}=90\% R_{p0.2}$ 条件下, 6061Al合金试样最大的加工硬化效应在较少的循环次数下达到。

杨林等^[20]研究了6061Al合金的低周疲劳行为, 发现挤压态及时效态6061Al合金在疲劳期均呈现

明显的循环应变硬化; 而固溶+时效(T6)态6061Al合金在疲劳初期的循环应变硬化不大, 但在疲劳中后期则呈现明显的循环应变硬化。因此, 6061Al合金试样低周疲劳后的强度、屈强比($R_{p0.2}/R_m$)升高, 而塑性(A 、 Z)降低。

图7(a)和(b)所示为在 $\sigma_{\max}=60\% R_{p0.2}$ 条件下, 循环5000次后的6061Al合金试样边缘部位的拉伸断口形貌。相较于图4(a)和(b), 低周疲劳后, 6061Al合金试样拉伸断口上的韧窝变浅。这是因为低周疲劳过程中, 铝合金中的位错运动、增殖、缠结及交割等产生明显的循环硬化效应, 导致其塑性降低^[21]。当 $\sigma_{\max}=90\% R_{p0.2}$ 时, 6061Al合金疲劳试样边缘拉伸断面上的韧窝变得更浅, 更细小(见图7(c)和(d)), 甚至在局部区域内产生二次裂纹(见图7(c)和(d)中细箭头所示), 二次裂纹沿6061Al合金晶界扩展, 呈现明显的脆性断裂特征(见图7(d)中粗箭头所示)。陈宇强^[22]等研究了T6I4和T6I6时效处理对7050Al合金疲劳性能的影响, 发现低周疲劳试样中微裂纹的萌生对 $\sigma_{\max}$ 较敏感; 随着 $\sigma_{\max}$ 的增加, 疲劳对试样的损伤程度也有所增加。图7(c)和(d)中二次裂纹的萌生与扩展也正是基于此。

2.2.2 电解渗氢试样

电解渗氢6061Al合金试样在不同 $\sigma_{\max}$ 条件下5000次循环后的拉伸变形特征及力学性能数据如图8及表4所示。当 $\sigma_{\max}=60\% R_{p0.2}$ 和 $\sigma_{\max}=90\% R_{p0.2}$ 时, 该铝合金试样低周疲劳后的 $R_{p0.2}$ 分别提高了4.2%(11.7 MPa)和3.7%(10.4 MPa), R_m 分别提高了2.8%(8.5 MPa)和1.6%(5.1 MPa)。结合前文, 尽管电解渗氢会导致6061Al合金试样强度与塑性同时降低, 但在经过低周疲劳试验后, 其强度均有所增加, 甚至超过了未渗氢试样的强度(见表2), 同时塑性持续降低。显然, 低周疲劳后, 电解渗氢6061Al合金试样的拉伸力学性能的变化是渗氢及应力循环两

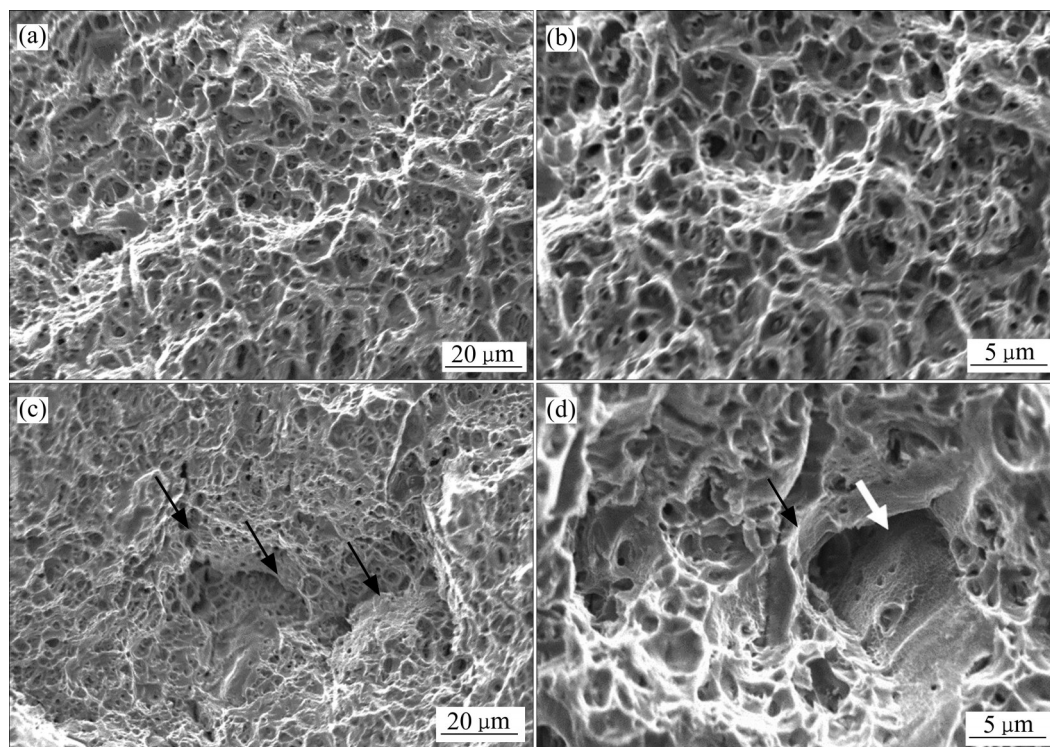


图7 不同 $\sigma_{\max}$ 条件下5000次循环后6061Al合金试样的拉伸断口形貌

Fig. 7 Tensile fracture morphologies of 6061Al alloy samples after 5000 cycling under different $\sigma_{\max}$ conditions: (a), (b) $\sigma_{\max} = 60\% R_{p0.2}$; (c), (d) $\sigma_{\max} = 90\% R_{p0.2}$

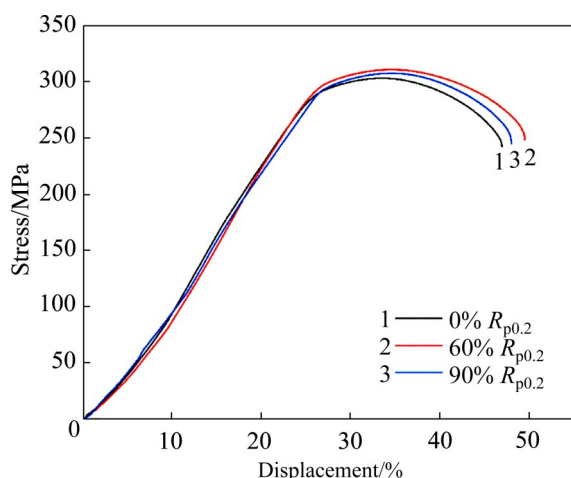


图8 不同 $\sigma_{\max}$ 条件下5000次循环后电解渗氢6061Al合金试样的应力-位移曲线

Fig. 8 Stress-displacement curves of electrolytically hydrogenated 6061Al alloy samples after 5000 cycling under different $\sigma_{\max}$ conditions

种效应共同作用的结果。

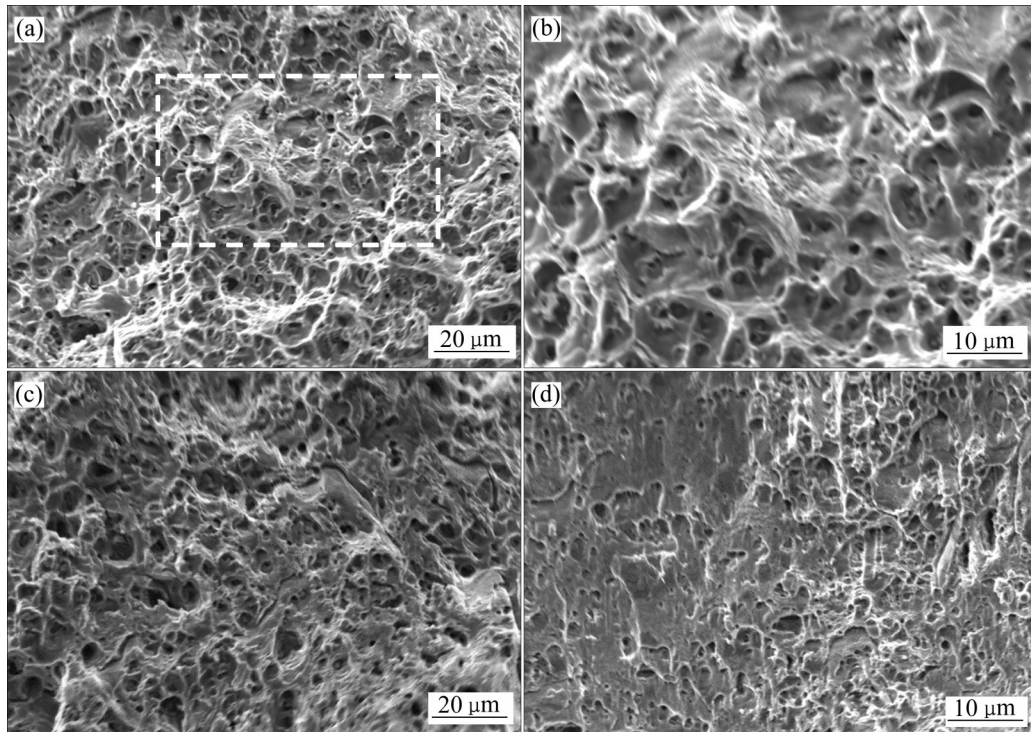
值得注意的是, 电解渗氢6061Al合金低周疲劳试样的 Z 值反而较未低周疲劳试样高, A 值的下降幅度也较表3中的未渗氢试样小(见表4)。这是因

为, 未经低周疲劳的6061Al合金试样在电解渗氢后即刻进行拉伸力学性能测试, 试样中的氢几乎未逸出, 因此造成6061Al合金塑性的明显降低。而电解渗氢6061Al合金试样经过5000次循环的低周疲劳后, 其中的H原子逐渐从试样中逸出, 而6061Al合金中的非扩散氢仍保留, 持续对电解渗氢试样塑性产生影响^[23], 但影响程度减小。即便如此, 电解渗氢对6061Al合金低周疲劳试样塑性的影响仍不可小觑; 与表3相比, 当 $\sigma_{\max} = 60\% R_{p0.2}$ 和 $\sigma_{\max} = 90\% R_{p0.2}$ 时, 渗氢6061Al合金试样的 A 值较未渗氢试样仍分别下降了6.7%和6.9%, 而 Z 值也分别下降了9.4%和14.4%。

在 $\sigma_{\max} = 60\% R_{p0.2}$ 低周疲劳后, 电解渗氢6061Al合金试样边缘拉伸断口上的韧窝变浅, 呈现明显的准解理形貌特征(见图9(a))。图9(a)中的方框区域更接近于试样断口边缘, 渗氢程度更高, 准解理的程度也更大(见图9(b))。同样地, 在 $\sigma_{\max} = 90\% R_{p0.2}$ 低周疲劳后, 电解渗氢6061Al合金试样边缘的拉伸断面愈加平整, 韧窝密度更低, 尺寸更小, 准

表 4 不同 $\sigma_{\max}$ 条件下 5000 次循环后电解渗氢 6061Al 合金试样的拉伸力学性能Table 4 Tensile mechanical properties of electrolytically hydrogenated 6061Al alloy samples after 5000 cycling under different $\sigma_{\max}$ conditions

$\sigma_{\max}$	$R_{p0.2}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$(R_{p0.2}/R_m)/\%$	$A/\%$	$Z/\%$
0% $R_{p0.2}$	277.0	302.4	91.6	26.3	38.3
60% $R_{p0.2}$	288.7	310.9	92.9	26.2	42.2
90% $R_{p0.2}$	287.4	307.5	93.5	26.0	40.3

图 9 不同 $\sigma_{\max}$ 条件下 5000 次循环后电解渗氢 6061Al 合金试样的拉伸断口形貌Fig. 9 Tensile fracture morphologies of electrolytically hydrogenated 6061Al alloy samples after 5000 cycling under different $\sigma_{\max}$ conditions: (a), (b) $\sigma_{\max}=60\% R_{p0.2}$; (c), (d) $\sigma_{\max}=90\% R_{p0.2}$

解理断裂特征更加明显(见图 9(c)和(d))。

3 结论

1) 电解渗氢过程中, 部分 H 原子吸附在试样表面及表面氧化层中, 部分 H 原子溶入 Al 合金晶格或晶界处, 导致 6061Al 合金强度及塑性降低, 试样边缘部位拉伸断面呈现韧窝聚集型韧性断裂及准解理断裂混合的断口特征, 产生明显的氢脆效应。相对而言, 电解渗氢对 6061Al 合金塑性的影响更加明显。

2) 低周疲劳导致 6061Al 合金产生应力循环硬化现象, 屈服强度、拉伸强度与屈服比上升, 塑性下降, 服役可靠性降低。低周疲劳后, 6061Al 合金

试样拉伸断口上的韧窝变浅, 且随着 $\sigma_{\max}$ 增大, 脆性断裂特征愈加明显。

3) 综合低周疲劳和电解渗氢两个因素的影响, 6061Al 合金试样拉伸强度小幅增加, 塑性持续降低。随着 $\sigma_{\max}$ 的增加, 电解渗氢 6061Al 合金试样疲劳损伤程度增大, 塑性降幅增大, 断口的准解理断裂特征愈加显著。

REFERENCES

- [1] 郑津洋. 高安全低成本大容量高压储氢[J]. 浙江大学学报(工学版), 2020, 54(9): 1655–1657.
ZHENG Jin-yang. High safety, low cost, large capacity storage of high pressure gaseous hydrogen[J]. Journal of

- Zhejiang University (Engineering Science), 2020, 54(9): 1655–1657.
- [2] 李 建, 张立新, 李瑞懿, 等. 高压储氢容器研究进展[J]. 储能科学与技术, 2021, 10(5): 1835–1844.
LI Jian, ZHANG Li-xin, LI Rui-yi, et al. High-pressure gaseous hydrogen storage vessels: Current status and prospects[J]. Energy Storage Science and Technology, 2021, 10(5): 1835–1844.
- [3] 滕 越, 陈国宏, 魏金韬, 等. III型储氢气瓶内胆 6061-T6 铝合金的氢致损伤研究进展[J]. 装备环境工程, 2021, 18(4): 103–108.
TENG Yue, CHEN Guo-hong, WEI Jin-tao, et al. Research progresses of hydrogen induced damage of the 6061-T6 alloy used as liner of type III hydrogen storage cylinder[J]. Equipment Environmental Engineering, 2021, 18(4): 103–108.
- [4] 张 鑫. 高压储氢气瓶用 4130X 钢氢脆试验研究及裂纹容限评定[D]. 杭州: 浙江大学, 2016: 6–11.
ZHANG Xin. Experimental study on hydrogen embrittlement of 4130X for application of high pressure hydrogen storage and safety assessment of crack tolerance[D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2016: 6–11.
- [5] 郑津洋, 崔天成, 顾超华, 等. 高压氢气对 6061 铝合金力学性能的影响[J]. 高压物理学报, 2017, 31(5): 505–510.
ZHENG Jin-yang, CUI Tian-cheng, GU Chao-hua, et al. Effects of high pressure hydrogen on mechanical properties of 6061 aluminum alloy[J]. Chinese Journal of High Pressure Physics, 2017, 31(5): 505–510.
- [6] OSAKI S, MAEDA N, KINOSHITA K, et al. Embrittlement properties of aluminum alloys 7075 and 6061 in high-pressure gaseous hydrogen[J]. Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Series A, 2009, 75: 366–372.
- [7] 宋仁国, 曾梅光, 张宝金. 氢致 7175 铝合金脆断转变行为[J]. 东北大学学报(自然科学版), 1996, 17(3): 287–290.
SONG Ren-guo, ZENG Mei-guang, ZAHNG Bao-jin. Hydrogen induced ductile-brittle transition behavior in 7175 aluminum alloy[J]. Journal of Northeastern University (Natural Science), 1996, 17(3): 287–290.
- [8] 周 松, 查 涛, 黄研清, 等. 典型高速列车用 6N01 铝合金焊接接头的微观组织及疲劳性能[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(5): 1253–1260.
ZHOU Song, ZHA Tao, HUANG Yan-qing, et al. Microstructure and fatigue performance of typical 6N01 aluminum alloy welded joints for high-speed trains[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(5): 1253–1260.
- [9] TAKAHASHI Y, YOSHITAKE H, NAKAMICHI R, et al. Fatigue limit investigation of 6061-T6 aluminum alloy in giga-cycle regime[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 614: 243–249.
- [10] 王 莹. 70 MPa 车载储氢气瓶供氢系统及快充过程研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2019: 8–16.
WANG Ying. Research on the hydrogen supply system of 70 MPa hydrogen storage cylinder for vehicles and the fast filling process[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2019: 8–16.
- [11] 国家质量监督检验检疫总局, 中国国家标准化管理委员会. 金属材料轴向等幅低循环疲劳试验方法: GB/T 15248—2008[S]. 北京: 中国标准出版社, 2008.
General Administration of Quality Supervision, Inspection and Quarantine of the People's Republic of China, Standardization Administration of the People's Republic of China. The test method for axial loading constant-amplitude low-cycle fatigue of metallic materials: GB/T 15248—2008[S]. Beijing: Standards Press of China, 2008.
- [12] 顾 弘, 周仲柏, 陶映初, 等. 氢在金属中的扩散: (III) 硫脲及其衍生物在盐酸介质中对钢铁渗氢影响的研究[J]. 武汉大学学报(自然科学版), 1982, 28(2): 57–68.
GU Hong, ZHOU Zhong-bai, TAO Yin-chu, et al. Diffusion of hydrogen in metals—(III) Study on the effect of thiourea and its derivative on hydrogen penetration rate in iron steel in hydrochloric acid[J]. Journal of Wuhan University (Natural Science Edition), 1982, 28(2): 57–68.
- [13] 魏金韬. 6061-T6 铝合金的氢致损伤及III型储氢气瓶长期服役可靠性的综合评价[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2022: 16–18.
WEI Jin-tao. Hydrogen damage of the 6061-T6 aluminum alloy and comprehensive reliability evaluation of the III-type hydrogen storage cylinder in the long-term service process[D]. Hefei: Hefei University of Technology, 2022: 16–18.
- [14] ZHOU Cheng-shuang, CHEN Xing-yang, ZHANG Lin, et al. Deformation-induced hydrogen desorption from the surface oxide layer of 6061 aluminum alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 617: 792–796.
- [15] DOÑU RUIZ M A, CORTÉS SUÁREZ V J, LÓPEZ PERRUSQUÍA N, et al. Effect of hydrogen on mechanical properties of aluminum AA6061 alloy hardened by precipitation[J]. MRS Online Proceedings Library, 2011, 1373(1): 415.

- [16] 祁文娟, 宋仁国, 祁 星, 等. 7050 铝合金氢致附加应力与氢脆[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(5): 1185–1192.
QI Wen-juan, SONG Ren-guo, QI Xing, et al. Hydrogen-induced additive stress and hydrogen embrittlement in 7050 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(5): 1185–1192.
- [17] YAMADA H, TSURUDOME M, MIURA N, et al. Ductility loss of 7075 aluminum alloys affected by interaction of hydrogen, fatigue deformation, and strain rate[J]. Materials Science and Engineering A, 2015, 642: 194–203.
- [18] BARIENTI K, KLEIN M, WACKENROHR S, et al. Influence of pre-strain on very-low-cycle stress - strain response and springback behavior[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021, 30(1): 33–41.
- [19] 蹇海根, 姜 锋, 文 康, 等. 不同应力下 7B04 铝合金的疲劳断口[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2010, 41(1): 132–137.
JIAN Hai-gen, JIANG Feng, WEN Kang, et al. Fatigue fracture of 7B04 aluminum alloy under different stresses[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2010, 41(1): 132–137.
- [20] 杨 林, 郝艳君, 马春艳, 等. 热处理对挤压态 6061 铝合金低周疲劳行为的影响[J]. 沈阳工业大学学报, 2010, 32(5): 496–500.
YANG Lin, HAO Yan-jun, MA Chun-yan, et al. Influence of heat treatment on low cycle fatigue behavior of extruded 6061 aluminum alloy[J]. Journal of Shenyang University of Technology, 2010, 32(5): 496–500.
- [21] 方振邦, 王若民, 李宸宇, 等. 高导耐热铝合金导线的人工时效及其低周疲劳性能[J]. 材料热处理学报, 2022, 43(2): 41–48.
FANG Zhen-bang, WANG Ruo-min, LI Chen-yu, et al. Artificial aging and low cycle fatigue performance of high-conductivity heat-resistant aluminum alloy wire[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2022, 43(2): 41–48.
- [22] 陈宇强, 宋文炜, 潘素平, 等. T6I4 和 T6I6 时效处理对 7050 铝合金疲劳性能的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2016, 47(10): 3332–3340.
CHEN Yu-qiang, SONG Wen-wei, PAN Su-ping, et al. Influence of T6I4 and T6I6 aging treatments on fatigue properties of 7050 Al alloy[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2016, 47(10): 3332–3340.
- [23] 周 超, 张永健, 惠卫军, 等. 氢对 60Si₂CrVA 弹簧钢超高周疲劳性能的影响[J]. 钢铁研究学报, 2013, 25(9): 45–51.
ZHOU Chao, ZHANG Yong-jian, HUI Wei-jun, et al. Effect of hydrogen on very high cycle fatigue properties of high strength spring steel 60Si₂CrVA[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2013, 25(9): 45–51.

Effects of electrolytic hydrogenation and low-cycle fatigue on mechanical properties of 6061-T6Al alloy

TENG Yue¹, CHEN Guo-hong¹, WEI Jin-tao², MIAO Chun-hui¹, TANG Wen-ming^{2,3}

(1. Electric Power Research Institute, Anhui Electric Power Co., Ltd., State Grid, Hefei 230601, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, China;

3. Engineering Research Center of High-performance Copper Alloy Materials and Processing,
Ministry of Education, Hefei 230009, China)

Abstract: The method combined with electrolytic hydrogenation and low-cycle fatigue was employed to simulatively study the change of mechanical properties of the 6061-T6 Al alloy, which was used as the liner of type III hydrogen storage cylinder in high-pressure hydrogen atmosphere and in the process of rapid charge/discharge hydrogen. It would provide data support for evaluating the long-term service safety and the reliability of the hydrogen storage cylinder. The results show that during electrolytic hydrogenation, some of the H atoms are adsorbed on the surface and surface oxide layer of the Al alloy, and others are dissolved into the lattices and grain boundaries of the Al alloy. It results in the reduction of strength and plasticity of the 6061Al alloy. Further, the effect of electrolytic hydrogenation on the plasticity of the Al alloy is more obvious. Low-cycle fatigue brings about the increases of yield strength, tensile strength and ratio yield-to-tensile strength, but the decrease of plasticity of the Al alloy. As increasing $\sigma_{\max}$, more brittle fracture on the tensile fracture surface of the Al alloy samples is presented. On combination of electrolytic hydrogenation and low-cycle fatigue, the strength of the 6061Al alloy increases slightly, however, the plasticity of the alloy decreases persistently. As increasing $\sigma_{\max}$, the reduction of plasticity of the 6061Al alloy speeds, and the quasi-cleavage fracture characteristic of tensile fracture surface of the Al alloy samples is more prominent, which cause the apparent decrease of service reliability of the 6061Al alloy.

Key words: hydrogen storage cylinder; 6061Al alloy; electrolytic hydrogenation; low-cycle fatigue; tensile test

Foundation item: Project(521205190029) supported by the Science and Technology Project of Anhui Electric Power Co., Ltd., State Grid, China

Received date: 2021-10-08; **Accepted date:** 2021-11-22

Corresponding author: TANG Wen-ming; Tel: +86-551-62901362; E-mail: wmtang69@126.com

(编辑 何学锋)