

# 激光喷丸对 TC4 钛合金抗氢脆性能的影响

王 祥<sup>1</sup>, 周建忠<sup>1</sup>, 黄 舒<sup>1</sup>, 盛 杰<sup>1</sup>, 郑 阳<sup>1</sup>, Emmanuel Agyenim-Boateng<sup>1</sup>, 郭华锋<sup>2</sup>

<sup>1</sup> 江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013;

<sup>2</sup> 江苏省大型工程装备检测与控制重点建设实验室, 江苏 徐州 211018

**摘要** 通过性能测试分析,研究了激光喷丸(LP)技术对 TC4 钛合金抗氢脆性能的影响。结果表明,LP 试样表面产生了一327 MPa 的残余压应力;电化学充氢后,试样表面残余压应力降低了 9.17%,喷丸与未喷丸试样的表面显微硬度分别提高了 5.07%和 7.08%,而延伸率分别降低了 2.25%和 4.84%。LP 处理可提高 TC4 钛合金的韧性,降低其氢脆敏感性。

**关键词** 激光技术;激光喷丸;氢脆;力学性能;TC4 钛合金

**中图分类号** TN249 **文献标识码** A

**doi:** 10.3788/AOS201737.0914006

## Effect of Laser Peening on Hydrogen Embrittlement Resistance of TC4 Titanium Alloys

Wang Xiang<sup>1</sup>, Zhou Jianzhong<sup>1</sup>, Huang Shu<sup>1</sup>, Sheng Jie<sup>1</sup>, Zheng Yang<sup>1</sup>,  
Emmanuel Agyenim-Boateng<sup>1</sup>, Guo Huafeng<sup>2</sup>

<sup>1</sup> School of Mechanical and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China;

<sup>2</sup> Jiangsu Key Laboratory of Large Engineering Equipment Detection and Control,  
Xuzhou University of Technology, Xuzhou, Jiangsu 211018, China

**Abstract** The effect of laser peening (LP) on the hydrogen embrittlement resistance of TC4 titanium alloys is investigated by performance tests. The results show that the residual compressive stress on the LP specimen surface is  $-327$  MPa. After electrochemical hydrogen charging, the residual compressive stress on specimen surface is decreased by 9.17%, and as for the specimens without and with LP, the surface microhardness is increased by 5.07% and 7.08%, but the elongation is reduced by 2.25% and 4.84%, respectively. LP process can improve the toughness of TC4 titanium alloys, and reduce its hydrogen embrittlement susceptibility.

**Key words** laser technique; laser peening; hydrogen embrittlement; mechanical property; TC4 titanium alloy

**OCIS codes** 140.3390; 140.3538; 160.3900; 220.4610

## 1 引 言

钛合金具有密度小、比强度高及耐腐蚀强的性能,被广泛应用于航空航天、海洋工程等关键结构件的制造<sup>[1-2]</sup>。然而,钛合金具有很强的氢脆敏感性,当钛合金构件在富氢环境下服役时,氢会渗透进入合金晶格,氢原子的富集和扩散导致材料塑性和韧性下降,最终导致材料发生氢脆断裂,严重影响到钛合金构件的服役安全<sup>[3]</sup>。目前,主要通过钛合金材料镀膜的方式提高材料的抗氢脆性能<sup>[4]</sup>,但合金材料镀膜存在界面效应,故在极端环境下膜层容易发生脱落,极大地限制了其在工程中的应用。形变强化技术可在材料表层诱导形成有益的微观组织和应力状态,从而提高材料的抗氢脆性能。形变强化技术利用材料自身的组织变化来改性,因此具有镀膜技术无可比拟的技术优势。形变强化在材料表面形成的残余压应力会降低氢在金属内的

**收稿日期:** 2017-04-07; **收到修改稿日期:** 2017-05-27

**基金项目:** 国家自然科学基金(51775252,51575247,51405204)、江苏省大型工程装备检测与控制重点建设实验室开放课题(JSKLEDC201501,JSKLEDC201503)、常州市高技术研究重点实验室资助项目(CM20153001)

**作者简介:** 王 祥(1992—),男,硕士研究生,主要从事激光喷丸抗氢脆方面的研究。E-mail: 3550418@qq.com

**导师简介:** 周建忠(1964—),男,教授,博士生导师,主要从事先进激光制造技术方面的研究。E-mail: zhoujz@ujs.edu.cn

扩散速率,并减缓裂纹尖端氢原子的聚集速度<sup>[5]</sup>。Takakuwa 等<sup>[6]</sup>利用空气喷丸表面处理方式研究了材料的抗氢脆性能,通过引入表面残余压应力降低了氢向材料内扩散的几率。Ruales 等<sup>[7]</sup>的研究结果显示,在拉应力的作用下,氢致裂纹扩展的速率提高,而在压应力作用下,氢致裂纹扩展的速率降低。因此,形变强化诱导的残余压应力是提高材料抗氢脆性能的关键因素。Nelson 等<sup>[8]</sup>研究发现,利用传统喷丸技术诱导钛合金自身的抗氢脆性能会产生影响层深度较浅、表面粗糙度大等问题。

激光喷丸(LP)强化技术比常规机械喷丸强化技术获得的残余应力层深度更深、组织更为致密。激光冲击波压力使材料表层在超短时间内发生剧烈塑性形变,诱导形成高幅值残余压应力分布并细化晶粒组织,较其他形变强化技术的强化效果更优、可控性更强且加工更为柔性化<sup>[9]</sup>。本课题组前期研究了 LP 强化对 316L 不锈钢抗氢脆性能的影响,未喷丸试样在电化学充氢处理后表面出现了氢鼓泡、晶界偏析现象,并显示出较高的氢致硬化率;喷丸处理试样受到氢的影响较小,提高了材料抗氢脆性能;室温慢拉伸结果同样表明,LP 试样在经电化学充氢处理后显示出较低的氢致塑性损失<sup>[10]</sup>。然而,不锈钢和 TC4 钛合金的材料性能差异很大,故无法采用现有的试验结果推测 LP 后 TC4 钛合金的抗氢脆效果。本文通过研究 LP 强化对 TC4 钛合金抗氢脆性能的影响,分析了渗氢前后表层力学性能的变化,为拓展钛合金材料的抗氢脆工艺进行了一些探索。

## 2 试验材料和方法

### 2.1 试验材料

试验材料为 TC4 钛合金板材,其化学成分见表 1,试样长为 20 mm、宽为 15 mm、厚度为 2 mm,试样表面采用不同型号的水砂打磨,再进行无水乙醇超声波清洗,冷风吹干后放入干燥箱中保存待用。

表 1 TC4 钛合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of TC4 titanium alloys (mass fraction, %)

Element	Al	V	Fe	Si	C	N	H	O	Ti
Content	6.60	4.11	0.10	0.07	0.03	0.03	0.02	0.14	Bal.

### 2.2 试验方法

#### 2.2.1 LP 强化处理

试验采用的激光器为法国 Thales 公司生产的 GAIA-R 型 Nd:YAG 激光器,其最大脉冲能量为 12 J,脉冲宽度为 10 ns,重复频率为 1 Hz。LP 区域的尺寸为 12 mm×15 mm,激光光斑直径为 3 mm,光斑搭接率为 50%,LP 路径及喷丸后试样如图 1 所示。

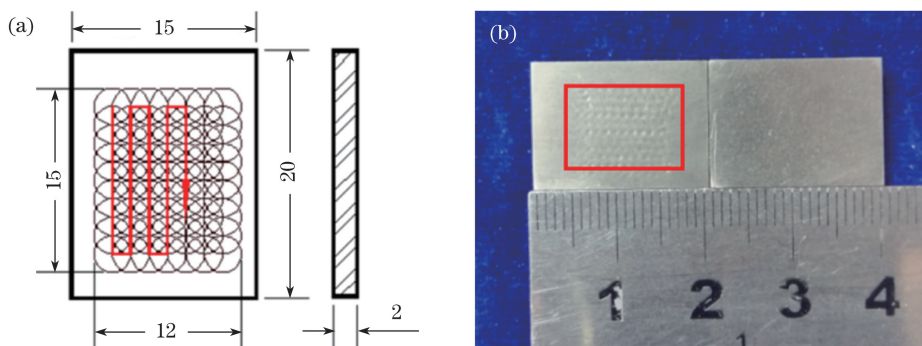


图 1 (a)LP 区域及路径;(b)LP 后的试样表面

Fig. 1 (a) Region and path of LP; (b) specimen surface after LP

Fabbro 提出的约束条件下冲击波峰值压力的估算式<sup>[11]</sup>为

$$p = 0.01 \sqrt{\frac{\alpha}{2\alpha + 3}} \sqrt{Z} \sqrt{I_0}, \quad (1)$$

式中  $p$  为激光冲击波峰值压力; $Z$ 为由透明约束层和金属材料合成的冲击波阻抗,且  $\frac{1}{Z} = \frac{1}{Z_1} + \frac{1}{Z_2}$ ,其中  $Z_1$

和  $Z_2$  分别为透明约束层和金属材料的冲击波阻抗;  $\alpha$  为金属材料内能转变为热能的系数, 此处  $\alpha$  等于 1.5;  $I_0$  为入射激光功率密度。

试验选用的激光功率密度为  $8.49 \text{ GW}\cdot\text{cm}^{-2}$ , 根据(1)式可得, LP 过程中对应的冲击波压力为 3.223 GPa, TC4 钛合金发生塑性形变的最佳冲击波压力的范围为  $3.2\sim 4 \text{ GPa}^{[12]}$ , 故试验中的冲击波压力足以达到塑性变形的阈值要求。

### 2.2.2 电化学充氢试验

经 LP 后的试样通过线切割被切出喷丸区域, 并用无水乙醇清洗表面, 将导线粘贴于试样背面, 然后采用石蜡对其封装, 预留出喷丸面作为充氢面。自制电化学充氢装置如图 2 所示, 以铂作为阳极, 试样作为阴极接通电流, 电流密度为  $50 \text{ mA}\cdot\text{cm}^{-2}$ , 电解时长为 12 h, 选用电解液为  $1 \text{ mol}\cdot\text{L}^{-1}$  的  $\text{H}_2\text{SO}_4$ , 加入  $1.25 \text{ g}\cdot\text{L}^{-1}$  的  $\text{Na}_4\text{P}_2\text{O}_7\cdot 10\text{H}_2\text{O}$  作为毒化剂, 促进更多可吸收氢原子扩散进金属基体内。

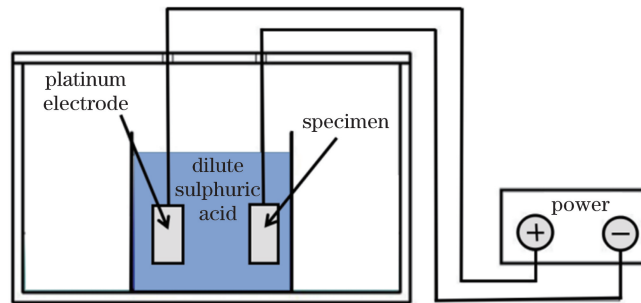


图 2 电化学充氢原理图

Fig. 2 Schematic of electrochemical hydrogen charging

### 2.2.3 检测和分析

采用邯郸爱斯特应力技术有限公司生产的 X350 型 X 射线应力测定仪对不同处理方法下的试样表面残余应力进行测量。测量时, 以喷丸区域最中间点作为测量点, 确保测量误差在 20% 以内, 如超出误差范围, 将测量点在水平方向上移动 1.5 mm 再测量, 直到测量结果满足要求, 测试路线如图 3 所示。在测试线上选取三个测试点进行测量, 算取平均值作为试样表面残余应力值。使用上海泰明光学仪器有限公司生产的 HXD-1000TMSC/LCD 型显微硬度计对不同处理方法下的试样表面显微硬度进行测量, 载荷选择 2.94 N, 加载时间为 15 s, 每个试样表面选取三个点测量, 测试点如图 3 所示。在图 3 中测试路线上选取三个点, 算取平均值作为试样表面显微硬度值。

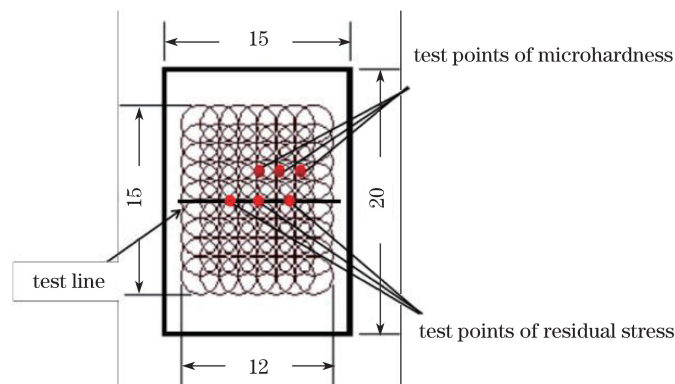


图 3 残余应力及显微硬度测试位置

Fig. 3 Test positions of residual stress and microhardness

室温慢拉伸试验在上海研润光机科技有限公司生产的 WDW-200G 电子万能试验机上进行, 试验机最大试验力为 200 kN, 位移速度为  $0.005\sim 500 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ , 拉伸行程最大达 700 mm。根据文献[13], 选取  $0.5 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$  的拉伸速度进行拉伸试验, 拉伸试样尺寸、喷丸区域及路径如图 4 所示。图 5 所示为 LP 处理后拉伸试样表面形貌。拉伸断裂后, 使用日本日立公司生产的 S-3400N 型扫描电镜观测断口形貌。

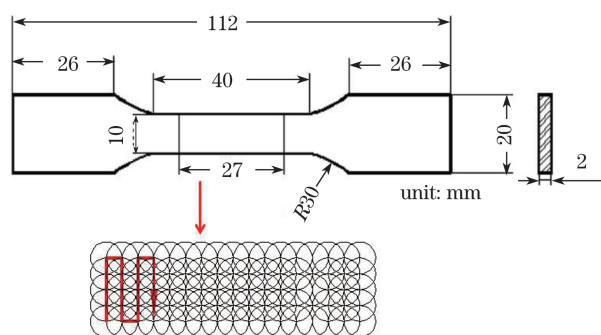


图 4 拉伸试样及喷丸方案

Fig. 4 Tensile specimen and peening scheme

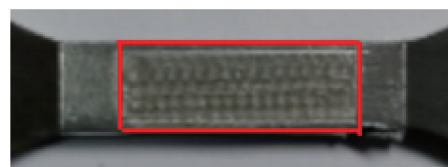


图 5 LP 后表面形貌

Fig. 5 Surface morphology of tensile specimen after LP

### 3 结果和分析

#### 3.1 表面残余应力

不同工艺方法处理后试样表面引入的残余应力如图 6 所示,其中字母 a、b、c、d 分别代表基体、喷丸未充氢样、未喷丸充氢样、喷丸充氢样。从图 6 中可以发现,基体表面存在较小残余拉应力,约为 52 MPa,这主要是因为水砂纸打磨使得合金表面温度升高,在反复使用水冷却的过程中产生了拉应力。经 LP 处理后,表面引入了较高幅值的残余压应力(-327 MPa)。残余压应力的形成,一方面是由于激光冲击波作用于 TC4 钛合金表层时形成外力矩,材料出现塑性变形,而其中会有部分弹性回复使材料表层产生残余压应力;另一方面是由于材料动态屈服强度比冲击波峰值压力小,当高压冲击波作用在材料表面时,材料发生了不均匀塑性变形,形成高密度位错等晶体缺陷,在压力作用下,原子点阵发生畸变,宏观上呈现出残余应力<sup>[14]</sup>。未喷丸及喷丸试样在电化学充氢后表面残余应力分别为 59 MPa 和 -297 MPa。对比发现,未喷丸试样在电化学充氢后,表层残余拉应力提高 13.46%;喷丸试样在电化学充氢后表面残余压应力降低 9.17%。故经电化学充氢处理后,材料表层残余拉应力会增大,而残余压应力会减小。

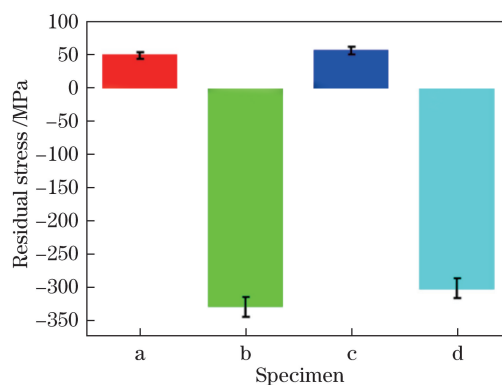


图 6 表面残余应力测试

Fig. 6 Test of surface residual stress

Niwa 等<sup>[15]</sup>研究发现,在富氢环境下,材料表层存在可加速裂纹萌生和扩展的残余拉应力,但表层残余压应力对氢致裂纹的扩展有一定的抑制作用,这主要表现在两个方面。一是对裂纹闭合效应的影响:残余应力影响了裂纹尖端附近应力区域的应力强度系数,不同于残余拉应力,残余压应力引起的裂纹闭合效应使得裂纹尖端附近的应力区域面积减小<sup>[16]</sup>。另一方面,残余压应力通过减少晶格缺陷,阻碍了材料表层从周围环境中吸收氢原子,并抑制了氢原子的扩散。渗氢原子量的减少及氢扩散的抑制对于阻碍氢原子局部集中具有一定的作用,从而降低了材料的氢脆敏感性。另外,残余压应力的深度也会影响试样的疲劳寿命,即残余压应力层深度越大,越有利于疲劳寿命的提高。因此,为了促进合金抗氢致裂纹的形成与扩展,应尽可能在材料表面引入具有一定层深的残余压应力。

### 3.2 表面显微硬度

不同处理方法后试样的表面显微硬度如图 7 所示。可以看到,基体、喷丸未充氢、未喷丸充氢、喷丸充氢试样的硬度分别为 330.3,412.4,353.7,433.3 HV。对比发现,喷丸未充氢试样相对于基体的显微硬度提高了 24.86%,喷丸与未喷丸试样在电化学充氢处理后表面显微硬度分别提高了 5.07%和 7.08%。可以看出,经 LP 处理后,氢诱导的表面硬化率有所降低。

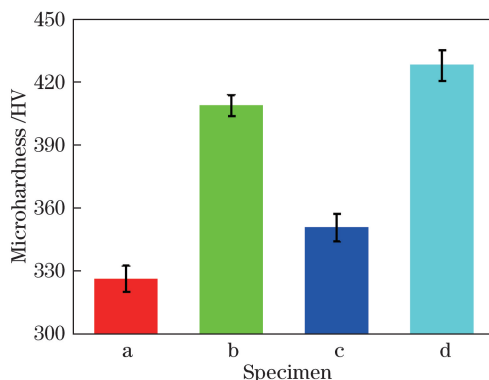


图 7 表面显微硬度测试

Fig. 7 Test of surface microhardness

LP 处理后,氢诱导表面硬化率下降,说明从环境中渗入到材料内的氢原子浓度得到了抑制。化学势能梯度对氢在材料晶格间隙处的扩散起决定作用,在一个给定区域内,氢的浓度及所处区域机械和化学环境都将影响氢的扩散。在拉应力区域,自由运动体积较高的间隙氢原子的化学势能相对较低,故氢原子的扩散将受到这些拉应力的影响。同时,在拉伸区域,氢原子可能被位错捕获并且会随着位错的运动而运动,加之受塑性应变影响,氢扩散变得更快。Takakuwa 等<sup>[17]</sup>研究发现,合金内可扩散氢原子的数量随着残余压应力的增加而减小。可见 LP 减小了氢原子诱导的 TC4 钛合金表面硬化率。在进行 LP 时,材料表层产生的残余压应力会抑制氢的扩散,这样进入 TC4 钛合金内的氢原子数量得到一定抑制,最终氢诱导的表面硬化率减小。

### 3.3 室温拉伸性能

#### 3.3.1 力-位移曲线

不同处理方法后试样的室温拉伸力-位移曲线如图 8 所示。可以看出,位移在 2 mm 以内时,各试样的拉伸位移与加载力呈线性关系,这表明试样处于弹性形变阶段,随后试样进入屈服形变阶段。

目前研究中常以伸长率  $\delta$  的相对降低率来表征材料的氢脆敏感性<sup>[18]</sup>,计算公式为

$$\delta_L = \frac{\delta_0 - \delta_H}{\delta_0} \times 100\%, \quad (2)$$

式中  $\delta_L$  为材料的氢致伸长率损失量, $\delta_L$  越大则材料的抗氢脆性能越差; $\delta_0$  为未充氢时的伸长率; $\delta_H$  为充氢后的伸长率。

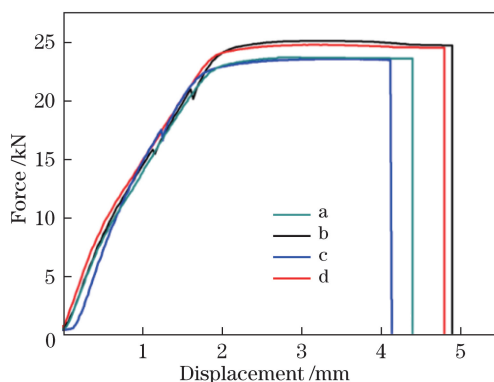


图 8 室温拉伸力-位移曲线

Fig. 8 Force-displacement curves at room temperature

不同处理方法后试样的拉伸力学性能见表 2,可以发现,喷丸处理后试样的抗拉强度和延伸率相对于基体的分别提高了 5.93%和 6.11%。这主要因为 LP 处理后 TC4 钛合金的位错运动加剧,材料表层出现大量孪晶及晶粒细化,所以材料表层总晶界面积增加,对变形产生更大阻碍作用。文献[19]表明,材料屈服极限会随着晶粒尺寸的减小而降低;在拉伸过程中,孪晶界及晶粒细化会阻碍位错向裂纹尖端处移动,这将增加 TC4 钛合金的抗拉强度及延伸率。未喷丸充氢试样的抗拉强度及延伸率相对于基体的分别降低了 1.37%和 4.84%,喷丸试样充氢前后抗拉强度及延伸率分别降低了 1.1%和 2.25%。可以发现,经 LP 处理后,材料的氢致延伸率损失量降低,氢脆敏感性下降。

表 2 不同处理方法后试样拉伸力学性能

Table 2 Tensile mechanical properties of specimens after different processing methods

Specimen	a	b	c	d
Tensile strength /MPa	1032.3	1093.5	1018.2	1082.3
Elongation /%	13.42	14.24	12.77	13.92

### 3.3.2 断口形貌分析

不同工艺处理试样充氢前后的宏观断口形貌如图 9 所示。经观察发现,基体宏观断口形貌较为平滑,断口表面呈羽毛状,颜色灰暗;喷丸未充氢试样宏观断口形貌平滑,表面出现较多纤维状物质,颜色灰暗,呈现宏观韧性断口形貌;未喷丸充氢试样宏观断口形貌较为平整,断口的颜色比较明亮,断口表面出现放射状的台阶,呈现脆性宏观断口形貌;喷丸充氢后试样宏观断口的形貌颜色灰暗,呈现出无定型的粗糙表面,并且产生了一定纤维状物质,呈现出混合断口形貌<sup>[20]</sup>。

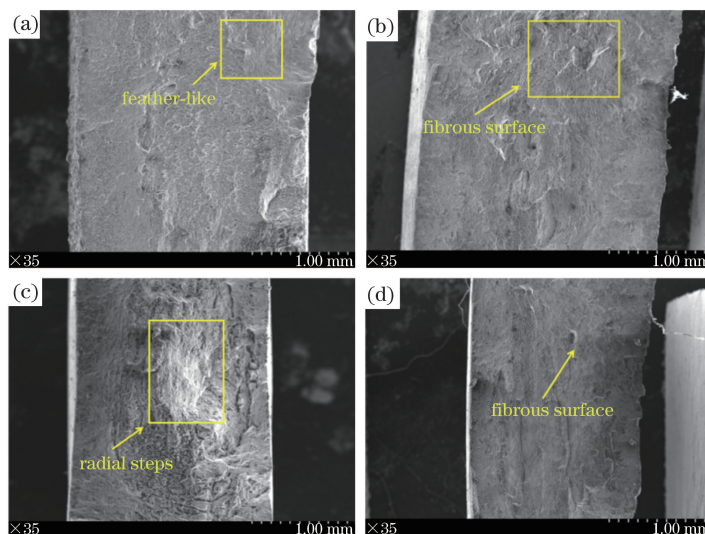


图 9 不同试样断口宏观形貌。(a)基体;(b)喷丸未充氢样;(c)未喷丸充氢样;(d)喷丸充氢样

Fig. 9 Fracture macro-morphologies of different specimens. (a) Matrix; (b) specimen with LP and without hydrogen charging; (c) specimen without LP and hydrogen charging; (d) specimen with LP and hydrogen charging

不同工艺处理后试样的断口微观形貌如图 10 所示。观察发现,基体微观断口形貌为典型韧窝形貌,韧窝较小,深度浅;喷丸未充氢试样的微观断口形貌中出现一些大韧窝,存在小韧窝围绕大韧窝的现象,且其韧窝相对于基体的更深、更大、更规则,说明经 LP 强化处理后,材料韧性得到提高;相对于基体,未喷丸充氢试样微观断口形貌中的韧窝变得更小,出现明显的解理断裂,出现了氢致脆断现象,说明 LP 处理后材料韧性降低;喷丸充氢后试样微观断口形貌的韧窝相对于喷丸未充氢试样的变小,且深度也变浅,出现局部准解理断裂,但相对于未喷丸充氢试样,其断口韧窝更大、更规则,材料韧性更好。

根据上述分析可知,LP 处理后试样韧性提高,原因是 LP 在材料表层诱导了残余压应力,依据文献[21]可知,拉应力导致材料韧性降低,相应材料韧性在压应力作用下会升高。从断口形貌推断,未喷丸和喷丸试样

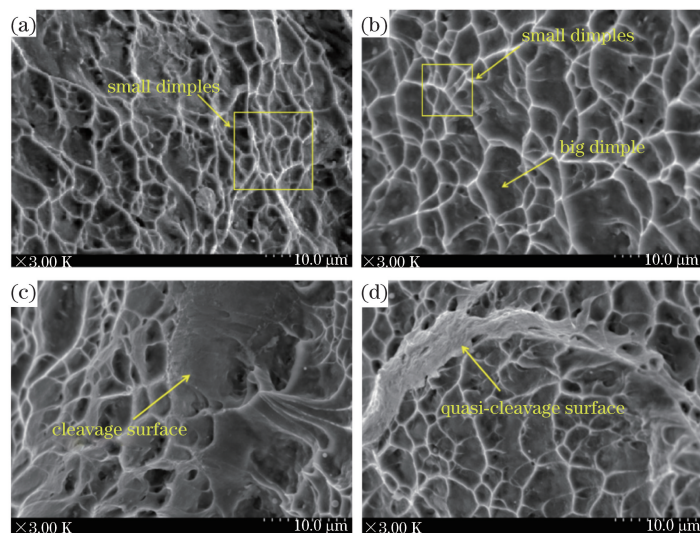


图 10 不同试样断口微观形貌。(a)基体;(b)喷丸未充氢样;(c)未喷丸充氢样;(d)喷丸充氢样

Fig. 10 Fracture micro-morphologies of different specimens. (a) Matrix; (b) specimen with LP and without hydrogen charging; (c) specimen without LP and hydrogen charging; (d) specimen with LP and hydrogen charging

在电化学充氢处理后,材料韧性降低,出现了氢致脆断的现象;未喷丸充氢试样表现出更差的韧性,说明 LP 强化 TC4 钛合金提高了其抗氢脆性能。材料断裂韧性的下降、韧脆转移温度的上升等因素都会使材料发生氢致脆断。LP 强化 TC4 钛合金的抗氢脆原理如图 11 所示,其中  $\sigma$  为激光喷丸诱导的残余压应力。图 11(a) 中基体表层位错不均匀,LP 后材料表层出现以缠结为主的位错结构<sup>[22]</sup>。当材料处于富氢环境下时,氢原子渗入材料内并被位错捕获;位错捕获氢原子后,位错运动加快并促进氢原子聚集,而喷丸材料表面存在残余压应力,晶格间距减小,氢原子向表层渗透的过程被抑制,位错缠结周围聚集氢原子,如图 11(b) 所示。在拉伸时,位错运动加剧,基体中氢气团随位错运动到达晶界处并形成塞积;而喷丸强化的材料,当位错缠结到达晶界时,晶界需克服更大功将其携带的氢原子捕获,故氢原子在晶界处难以聚集,如图 11(c) 所示。拉伸时 LP 强化形成的位错缠结难以释放,捕获的氢原子稳定,材料延展性不受影响,故 LP 使材料内氢诱发裂纹形核困难,材料抗氢脆性能提高,如图 11(d) 所示。

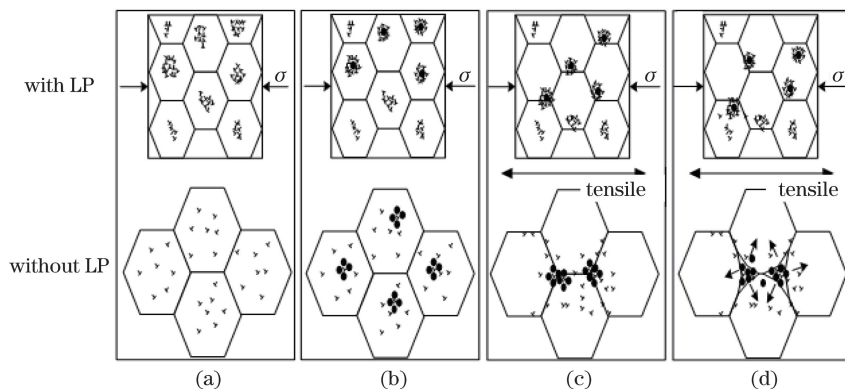


图 11 LP 强化 TC4 钛合金抗氢脆原理图。(a)充氢前;(b)充氢后;(c)慢拉伸;(d)氢致裂纹形核

Fig. 11 Schematic of hydrogen embrittlement resistance of TC4 titanium alloys strengthened by LP.

(a) Before hydrogen charging; (b) after hydrogen charging; (c) slow stretch; (d) hydrogen-induced crack nucleation

## 4 结 论

研究了 LP 对 TC4 钛合金抗氢脆性能的影响,得到如下结论。LP 后 TC4 钛合金表层产生了较高幅值的残余压应力,经电化学充氢处理后表层残余压应力减小,表层残余压应力对氢致裂纹的扩展有一定的抑制

作用。经 LP 处理后,氢诱导 TC4 钛合金的表面硬化率降低,从环境中渗入到材料内的氢原子浓度得到一定程度的抑制。同时,LP 可降低 TC4 钛合金的氢脆敏感性,提高抗氢脆性能。

## 参 考 文 献

- [1] Huang Xiaoyan, Liu Bo, Li Xue. The application of titanium alloy in military[J]. Light Metals, 2005(9): 51-53.  
黄晓艳, 刘 波, 李 雪. 钛合金在军事上的应用[J]. 轻金属, 2005(9): 51-53.
- [2] Li Donglin, He Weifeng, You Xi, *et al.* Experimental research on improving fatigue strength of wounded TC4 titanium alloy by laser shock peening[J]. Chinese J Lasers, 2016, 43(7): 0702006.  
李东霖, 何卫锋, 游 熙, 等. 激光冲击强化提高外物打伤 TC4 钛合金疲劳强度的试验研究[J]. 中国激光, 2016, 43(7): 0702006.
- [3] Kim Y W. Microstructural evolution and mechanical-properties of a forged gamma titanium aluminide alloy[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1992, 40(6): 1121-1134.
- [4] Wilde B E, Chatteraj I. The effect of shot peening on hydrogen absorption by and hydrogen permeation through AISI-4130 steels[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1992, 26(4): 627-632.
- [5] Zhang Yunkun. Study on the effects of hydrogen nitriding and thermal oxidation on the properties of titanium alloy[D]. Changchun: Changchun Institute of Optics, Fine Mechanics and Physics, Chinese Academy of Sciences, 2005.  
张云琨. 氢、氮化和热氧化对钛合金性能影响的研究[D]. 长春: 中国科学院长春光学精密机械与物理研究所, 2005.
- [6] Takakuwa O, Soyama H. Preventing hydrogen embrittlement in stainless steel by means of compressive stress induced by cavitation peening[J]. The Journal of Engineering, 2015: 1-4.
- [7] Ruales M, Martell D, Vazquez F, *et al.* Effect of hydrogen on the dynamic elastic modulus of gamma titanium aluminide[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2002, 339(1/2): 156-161.
- [8] Nelson H G. Environmental hydrogen embrittlement of an  $\alpha$ - $\beta$  titanium alloy: Effect of hydrogen pressure[J]. Metallurgical Transactions, 1973, 4(1): 364-367.
- [9] Huang Shu, Wang Zuowei, Sheng Jie, *et al.* Characteristics of residual principal stress distribution on surface around hole of IN718 alloy subjected to laser peening[J]. Chinese J Lasers, 2017, 44(2): 0202004.  
黄 舒, 王作伟, 盛 杰, 等. 激光喷丸强化 IN718 合金孔周表面残余主应力分布特性[J]. 中国激光, 2017, 44(2): 0202004.
- [10] Zheng Yang. Study on the hydrogen embrittlement resistance of 316L stainless steel strengthened by laser peening[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2016.  
郑 阳. 激光喷丸强化 316L 不锈钢抗氢脆性能研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2016.
- [11] Fabbro R, Fournier J, Ballard P, *et al.* Physical study of laser-produced plasma in confined geometry[J]. Journal of Applied Physics, 1990, 68(2): 775-784.
- [12] Liu Fanfan. Nanostructure formation and strengthening mechanism of Ti-6Al-4V alloy by laser shock processing[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2015.  
刘帆帆. Ti-6Al-4V 钛合金激光冲击纳米化强化机制研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2015.
- [13] Xu Honghao, Zuo Dunwen, Zhu Xiaoxiao, *et al.* Fatigue resistance improvement of TC4 titanium alloy with high speed milling under stretching fixation[J]. Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics, 2008, 40(2): 260-264.  
许鸿昊, 左敦稳, 朱笑笑, 等. 拉伸高速铣削对 TC4 钛合金疲劳性能的影响[J]. 南京航空航天大学学报, 2008, 40(2): 260-264.
- [14] Huang Shu, Sheng Jie, Zhou Jianzhong, *et al.* Microstructure characteristics and high-temperature performance of laser peened IN718 nickel-based alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(12): 3284-3289.  
黄 舒, 盛 杰, 周建忠, 等. IN718 镍基合金激光喷丸微观组织特性及其高温稳定性[J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45(12): 3284-3289.
- [15] Niwa M, Shikama T, Yonezu A. Mechanism of hydrogen embrittlement cracking produced by residual stress from indentation impression[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 624: 52-61.
- [16] Kang K J, Song J H, Earmme Y Y. Fatigue crack-growth and closure behavior through a compressive residual stress field[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 1990, 13(1): 1-13.
- [17] Takakuwa O, Nishikawa M, Soyama H. Numerical simulation of the effects of residual stress on the concentration of



- hydrogen around a crack tip[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2012, 206(11/12): 2892-2898.
- [18] Zhang T, Chu W Y, Gao K W, *et al.* Study of correlation between hydrogen-induced stress and hydrogen embrittlement[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 347(1/2): 291-299.
- [19] Hu J, Shi Y N, Sauvage X, *et al.* Grain boundary stability governs hardening and softening in extremely fine nanograined metals[J]. *Science*, 2017, 355(6331): 1292-1296.
- [20] 钟群鹏, 赵子华. 断口学[M]. 高等教育出版社, 2006.
- [21] Wang S, Zhang M H, Quek S T. Tensile strength versus toughness of cement-based materials against high-velocity projectile impact[J]. *International Journal of Protective Structures*, 2011, 2(2): 207-219.
- [22] Zou S K, Cao Z W, Che Z G, *et al.* The surface profile of laser peening with square spots[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, 40(S4): 240-242.