

# Inconel X-750 镍基合金激光喷丸抗热腐蚀性能及机理

杨颖秋, 周建忠, 盛 杰, 陈松玲, 黄 舒, 孟宪凯, 杨祥伟

江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013

**摘要** 采用不同脉冲能量激光对 Inconel X-750 镍基合金试样进行激光喷丸(LP)强化处理,研究了不同条件下试样的热腐蚀行为,阐述了激光喷丸改善抗热腐蚀性能的机理。结果表明,LP 试样的腐蚀速度明显低于未处理试样的,且激光脉冲能量越高,LP 试样的腐蚀速度越低。未处理试样在热腐蚀 60 h 后出现了两层腐蚀层,外部腐蚀层严重腐蚀并出现断裂和剥落现象。LP 试样在腐蚀 60 h 后只出现了内部氧化层,激光喷丸诱导的残余应力层有效避免了氧化膜破裂。

**关键词** 激光技术; 激光喷丸; Inconel X-750 镍基合金; 热腐蚀; 残余应力

**中图分类号** TN249 **文献标识码** A

**doi:** 10.3788/AOS201737.0614005

## Hot-Corrosion-Resistance Property and Mechanism of Inconel X-750 Nickel-Based Alloy Processed by Laser Peening

Yang Yingqiu, Zhou Jianzhong, Sheng Jie, Chen Songling,  
Huang Shu, Meng Xiankai, Yang Xiangwei

*School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China*

**Abstract** The strengthen treatment of Inconel X-50 nickel-based alloys are performed by laser peening (LP) with different pulse energies. The hot-corrosion behavior of specimens under different conditions is studied, and the mechanism of enhancement of hot-corrosion-resistance property by LP is discussed. The results show that the corrosion rate of specimens after LP processing is obviously lower than that of the untreated specimens, and the higher the pulse energy is, the lower the corrosion rate of specimens after LP processing is. The untreated specimens exhibit two corrosion layers after hot-corrosion for 60 h where the outer corrosion layer is seriously corroded and thus the phenomenon of breaking and stripping off arises. The specimens after LP processing only appear an internal oxide layer after hot-corrosion for 60 h. The LP-induced residual stress layer effectively avoids the rupture of oxide films.

**Key words** laser technique; laser peening; Inconel X-750 nickel-based alloy; hot-corrosion; residual stress

**OCIS codes** 140.3540; 160.3900; 120.6810; 220.4610

## 1 引 言

Inconel X-750 镍基合金是主要以  $\gamma$  相(如  $\text{Ni}_3\text{Al}$ 、 $\text{Ni}_3\text{Ti}$  和  $\text{Ni}_3\text{Nb}$ )进行时效强化的镍基高温合金,在高温条件下具有良好的抗热腐蚀、抗氧化和耐松弛等性能,主要用于制造航空发动机和燃气轮机中的耐腐蚀部

**收稿日期:** 2017-02-06; **收到修改稿日期:** 2017-03-03

**基金项目:** 国家自然科学基金(51405204, 51575242)、中国博士后科学基金资助项目(2013M540417, 2014T70477)、江苏省博士后科研资助计划(1401065B)、江苏省大型工程装备检测与控制重点实验室开放课题(JSKLEDC201501, JSKLEDC201503)、江苏大学大学生科研立项资助项目(14A126)、常州市高技术研究重点实验室资助项目(CM20153001)

**作者简介:** 杨颖秋(1992—),女,硕士研究生,主要从事镍基合金激光表面改性方面的研究。

E-mail: yangyingqiu92@sina.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: jzzhou@sina.cn(通信联系人)

件<sup>[1-2]</sup>。在海洋环境中工作的燃气轮机使用的燃油中含有的 S 元素在燃烧过程中被氧化,被氧化的产物与海洋空气中的 NaCl 反应生成  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ ,然后在燃气轮机的热端部件上形成一层破坏金属表面氧化层的熔融盐膜,加快了里层金属的氧化和硫化,最终导致燃气轮机热端部件的早期失效<sup>[3-4]</sup>。

热腐蚀是腐蚀破坏中常见的一种形式,热腐蚀过程就是硫和氧生成的硫化物被氧化还原再硫化的循环过程<sup>[5]</sup>。在腐蚀初期,合金表面存在的  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  或  $\text{Al}_2\text{O}_3$  保护性氧化膜可延缓金属表面的腐蚀速率。根据酸-碱熔融机理,一旦合金表面的  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  或  $\text{Al}_2\text{O}_3$  氧化膜完全溶解,S 向合金中的扩散便没有了阻碍,合金腐蚀速率随之增大<sup>[6]</sup>。

高温合金的热腐蚀防护主要从材料设计和使用维护两方面考虑。材料设计是指在考虑材料的加工性能、经济性以及燃气轮机不同热端部件所需的相关性能的前提下,选用抗热腐蚀性好的材料。利用定向凝固合金、粉末冶金、细晶铸造、单晶合金等材料制造技术可制造高抗热腐蚀性能材料,但成本较高。在高温合金的使用维护方面,采用防护涂层技术可以有效隔绝燃气并防止热腐蚀现象的发生。MCrAlY 包覆涂层和陶瓷热障涂层是防热腐蚀效果较好的防护涂层,但陶瓷热障涂层存在热应力剥落的问题<sup>[4]</sup>,限制了其应用范围。

激光喷丸(LP)作为一种新型的表面强化技术,可以同时提高材料表层的残余应力和硬度,诱导材料表层的位错增殖和晶粒细化。研究表明,采用激光强化技术可有效改善高温合金材料的抗热腐蚀性能<sup>[7-8]</sup>。Lu 等<sup>[9]</sup>研究发现,大规模的 LP 处理显著提高了 AISI 304 不锈钢的极限拉伸强度、应力腐蚀开裂敏感性和电化学耐腐蚀性;且激光脉冲能量越大,AISI 304 不锈钢的耐腐蚀性越好。Hua 等<sup>[10]</sup>研究发现,经过 LP 强化处理的 TC11 钛合金的平均腐蚀速率比未处理合金的低 50% 以上。因此,LP 诱导组织强化和应力强化是提高材料耐腐蚀性的有效手段,而目前针对高温合金 LP 强化后抗热腐蚀行为和相关机理的研究鲜有报道。

本文采用 Nd:YAG 纳秒高功率激光器对 Inconel X-750 镍基合金进行 LP 强化处理,从腐蚀动力学、腐蚀层截面形貌以及腐蚀产物等方面分析 LP 强化 Inconel X-750 镍基合金的热腐蚀行为,探究 LP 改善 Inconel X-750 镍基合金抗热腐蚀性能的机理。

## 2 实验材料与方法

将 Inconel X-750 镍基合金板材利用线切割技术切割成  $20\text{ mm} \times 40\text{ mm} \times 4\text{ mm}$  的片状试样,试样的表面经过水砂纸打磨,采用颗粒直径为  $0.5\text{ }\mu\text{m}$  的抛光剂进行抛光处理。Inconel X-750 镍基合金的化学成分见表 1。

表 1 Inconel X-750 镍基合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of Inconel X-750 Ni-based alloy (mass fraction, %)

Element	C	Si	Mn	Cr	Co	Nb
Content	$\leq 0.08$	0.5	1.0	1.5	1.0	1.0
Element	Al	Ti	Fe	S	Cu	Ni
Content	1.0	2.5	7.0	$\leq 0.01$	$\leq 0.5$	Bal.

LP 实验使用 Nd:YAG 激光器系统,波长为  $1064\text{ nm}$ ,脉宽为  $10\text{ ns}$ 。根据 Devaux 等<sup>[11]</sup>提出的激光诱导冲击波峰值压力模型和材料的弹性极限,实验选用的激光脉冲能量分别为  $7, 8, 9\text{ J}$ ,光斑直径为  $3\text{ mm}$ ,搭接率为 50%,冲击次数为 1,采用厚度为  $120\text{ }\mu\text{m}$  的铝箔作为能量吸收层,水作为约束层(水流厚度为  $2\text{ mm}$ ),LP 原理如图 1 所示。实验中需对试样进行双面喷丸,LP 区域为  $15\text{ mm} \times 24\text{ mm}$  的矩形区域,LP 路径及 LP 后试样如图 2 所示。

热腐蚀实验采用涂盐法,为了防止未喷丸区域在热腐蚀实验中对喷丸区域产生影响,采用线切割方法取  $15\text{ mm} \times 24\text{ mm}$  喷丸区域作为热腐蚀试样,对再次加工试样表面进行打磨和抛光处理。将未处理试样和 LP 试样先用酒精清理干净,然后用丙酮进行超声波清洗,在干燥箱中干燥后取出称重备用。

根据燃气轮机在海洋环境中工作时空气所含盐的成分比例,涂盐所选饱和盐溶液由质量分数为 75% 的  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  和 25% 的 NaCl 制备。清洗过的试样加热后,用自制的喷淋设备将饱和盐溶液均匀地喷涂在试样表面;在干燥箱中干燥后,在试样表面制备得到  $2.5\text{ mg/cm}^2$  的盐膜。将涂盐试样分别置于坩埚中,并将坩埚放入箱式电阻炉中,腐蚀温度设为  $950\text{ }^\circ\text{C}$ ,总腐蚀时间为  $60\text{ h}$ ,每  $10\text{ h}$  取出试样称重后重新涂盐。对腐蚀

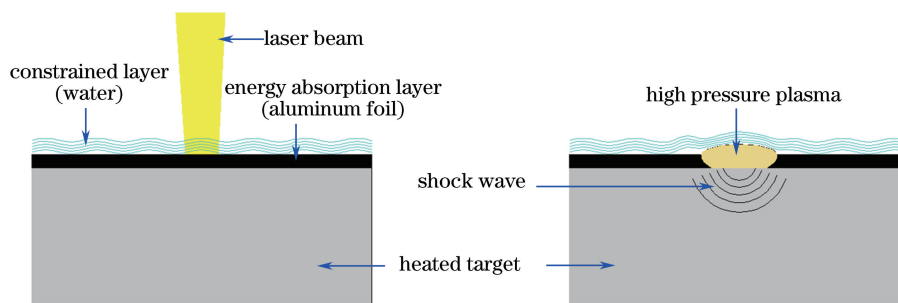


图 1 激光喷丸原理示意图

Fig. 1 Schematic diagram of LP principle

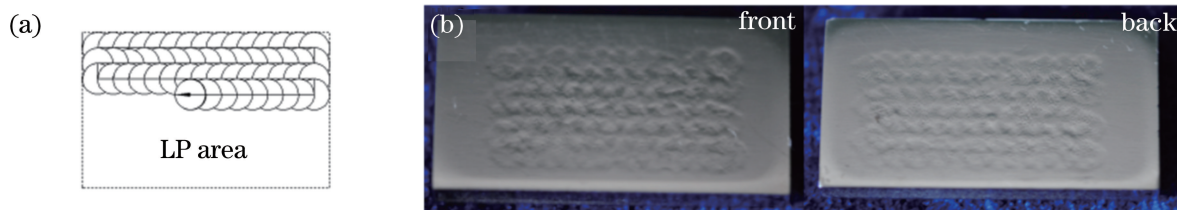


图 2 (a)激光喷丸路径;(b)激光喷丸后的试样

Fig. 2 (a) LP path; (b) specimen after LP

60 h 后试样的截面形貌用扫描电子显微镜(SEM)进行表征,并用能谱分析仪(EDS)对截面的腐蚀产物进行分析。

### 3 实验结果与分析

#### 3.1 热腐蚀动力学分析

未处理试样和经过不同脉冲能量激光喷丸的试样在  $950\text{ }^{\circ}\text{C}$  下腐蚀 60 h 后的热腐蚀失重动力学曲线如图 3 所示。可以看出,未喷丸试样的腐蚀失重最大;随着 LP 能量的增大,激光喷丸试样的腐蚀失重减小。

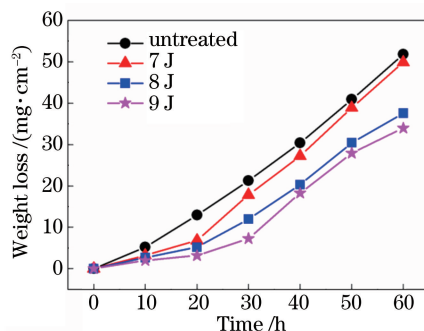


图 3 热腐蚀失重动力学曲线

Fig. 3 Dynamic curves of hot-corrosion weight loss

图 3 中 4 种试样的热腐蚀动力学曲线均可分为缓慢腐蚀阶段和加速腐蚀阶段。在缓慢腐蚀阶段,未处理试样在腐蚀前 10 h 的腐蚀速率为  $0.518\text{ mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$ ;激光脉冲能量为 7 J 和 8 J 下的试样在前 20 h 的腐蚀速率较低,分别为  $0.339\text{ mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$  和  $0.259\text{ mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$ ;激光脉冲能量为 9 J 下的试样在前 30 h 的腐蚀速率为  $0.243\text{ mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$ ,比未处理试样的腐蚀速率降低了 53%。这主要是由于在腐蚀初期,试样表面存在保护性氧化膜,致密的氧化膜降低了 S 和  $\text{O}_2$  侵入试样基体内的速度,从而降低了腐蚀速率。在加速腐蚀阶段,4 种试样的腐蚀速率明显增大,且腐蚀速率均为  $1\text{ mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$  左右。随着腐蚀的进行,试样表面的保护性氧化膜被破坏,腐蚀进入加速阶段,腐蚀表面疏松多孔,甚至出现裂纹和腐蚀物剥落现象。LP 处理后的试样在热腐蚀过程中处于缓慢腐蚀阶段的时间增加,并且 LP 能量越大,在缓慢腐蚀阶段滞留

时间越长,说明 LP 强化后试样表层氧化膜的抗热腐蚀性能得到了提高。

衡量合金抗热腐蚀性能的高低,不仅要看其质量的变化,更重要的是试样腐蚀层深度。未处理试样及 LP 试样热腐蚀 60 h 后的腐蚀层深度由放大 200 倍的腐蚀层截面形貌 SEM 图测量得到,结果见表 2,表中最大值和最小值分别表示试样腐蚀最严重和最轻微部位的腐蚀层深度。从表 2 看出,热腐蚀 60 h 之后,未处理试样的腐蚀层深度的最大值和最小值达到最大。经过 LP 强化处理的试样随着激光脉冲能量的增大,腐蚀层深度最小值变化不大,均为未处理试样的 55% 左右;随着激光脉冲能量的增大,腐蚀层深度最大值明显降低,激光脉冲能量为 7 J 和 8 J 下的试样腐蚀层深度的最大值分别为未处理试样的 68% 和 61%,而激光脉冲能量为 9 J 下的试样只有未处理试样的 46%。这说明 LP 有效抑制了腐蚀深入,并且激光脉冲能量大小是决定试样腐蚀程度的关键因素之一。

表 2 热腐蚀 60 h 后试样的腐蚀层深度

Table 2 Corrosion layer depth of specimen after hot-corrosion for 60 h

Corrosion layer depth / $\mu\text{m}$	Untreated	LP processing		
		9 J	7 J	8 J
Minimum value	141.7	85.6	75.4	71.1
Maximum value	252.1	171.3	153.4	116.9

### 3.2 腐蚀截面形貌与成分分析

热腐蚀 60 h 后试样腐蚀层的截面形貌如图 4 所示。未处理试样热腐蚀 60 h 后腐蚀层的 EDS 能谱见表 3。从图 4(a)中可以看出,未处理试样的腐蚀层分为外部腐蚀层和内部腐蚀层,结合表 3 可知,外部腐蚀层厚度约为 80  $\mu\text{m}$ 。未处理试样的外部腐蚀层结构疏松多孔且腐蚀严重,腐蚀层表面有腐蚀产物的剥落,与内部腐蚀层发生断裂,这可能是因为 NaCl 的浸蚀导致了试样表面氧化层的破裂与剥落。外部白色的圆形颗粒为镍的硫化物,内部的絮状物为氧化物,含有少量的 S。内部腐蚀层腐蚀的程度较轻,腐蚀层厚度约为 120  $\mu\text{m}$ ,未产生颗粒状的腐蚀产物,最外层为深灰色的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  和  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  氧化层,但 S 和  $\text{O}_2$  的侵入导致晶间腐蚀,腐蚀产物为少量的硫化物和氧化物。

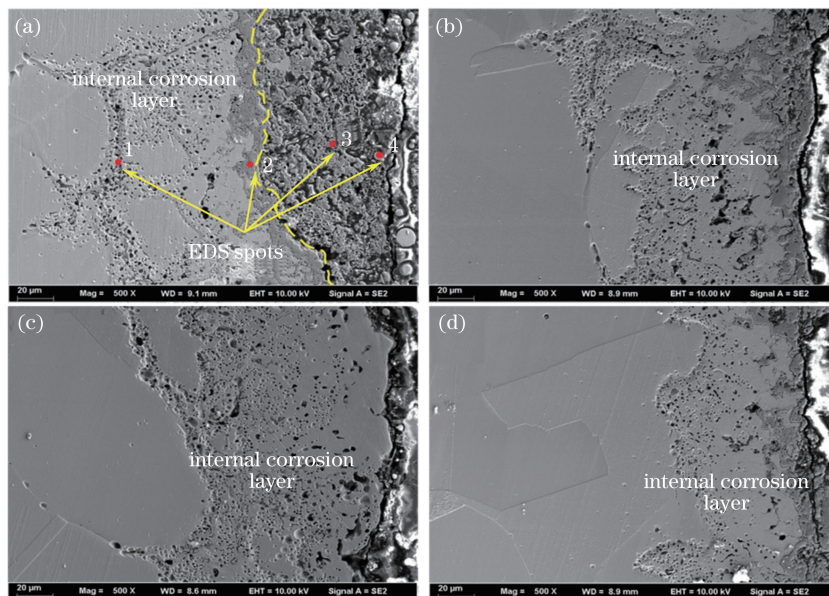


图 4 热腐蚀 60 h 后热腐蚀层的截面形貌。(a)未处理;激光能量为(b) 7 J,(c) 8 J,(d) 9 J 下的 LP 处理

Fig. 4 Sectional morphology of hot-corrosion layer after hot-corrosion for 60 h.

(a) Untreated; LP processing with laser energy of (b) 7 J, (c) 8 J, (d) 9 J

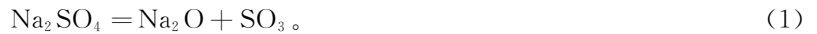
从图 4(b)~(d)可以看出,经过 LP 强化处理的 3 种试样的腐蚀层均只有一层,未出现腐蚀严重的外部腐蚀层,说明 LP 试样在腐蚀过程中没有因为 NaCl 的浸蚀而发生表层氧化膜破裂和剥落现象,腐蚀速度较慢,且 LP 能量越大,试样的腐蚀程度越轻。

表 3 未处理试样热腐蚀 60 h 后腐蚀层的 EDS 能谱数据(原子数分数,%)  
Table 3 EDS energy-spectrum data of hot-corrosion layer of untreated specimens after hot-corrosion for 60 h (atom fraction, %)

Position	Ni	Fe	Cr	Al	S	O	Cl
Spot 1	28.90	6.47	1.45	1.07	22.27	39.84	—
Spot 2	13.14	4.83	15.28	16.43	—	50.32	—
Spot 3	42.57	11.14	3.87	2.82	1.04	36.85	1.71
Spot 4	38.61	9.93	15.10	6.09	18.10	2.17	—

### 3.3 抗热腐蚀性能的机理

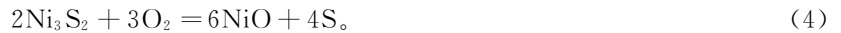
表面涂覆盐膜的 Inconel X-750 镍基合金在热腐蚀过程中,合金表面熔融  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  可以看成由碱性  $\text{Na}_2\text{O}$  和酸性  $\text{SO}_3$  组成:



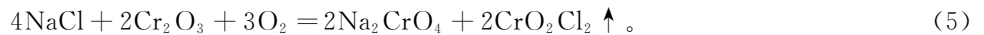
在腐蚀环境中, $\text{O}_2$ 、 $\text{Na}_2\text{O}$  和  $\text{SO}_3$  分压的大小决定了合金表面  $\text{Al}_2\text{O}_3$  和  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  氧化层在  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  中的稳定性。在热腐蚀过程中,当合金表面不断形成氧化膜,氧化膜/ $\text{Na}_2\text{SO}_4$  界面的氧分压降低, $\text{SO}_3$  的分压随之升高。则  $\text{SO}_3$  分解反应向右进行:



$\text{SO}_3$  分解出来的 S 会通过氧化膜进入合金的基体,在晶间生成硫化物,即晶间腐蚀。硫化物比金属单质更容易被氧化,进入基体内部的氧将硫化物氧化,形成疏松不致密的氧化物,同时 S 被还原并继续向晶体内部渗透,反应生成硫化物,如此循环腐蚀:



如果合金表面有连续致密的保护性氧化膜,S 通过氧化膜渗透进入合金基体的速率降低,合金腐蚀缓慢。但是,受某些因素的影响,合金表面氧化膜破裂,熔融盐中的 S 则会由氧化膜的裂缝直接进入合金基体内,导致合金灾难性的腐蚀,而熔融盐中的  $\text{NaCl}$  对  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  氧化膜有着严重的破坏性。当温度超过  $750\text{ }^\circ\text{C}$  时, $\text{NaCl}$  与合金会发生气态浸蚀;温度越高, $\text{NaCl}$  的蒸气压力越高,合金浸蚀越严重。 $\text{NaCl}$  与  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  反应生成气态氯氧化物,气态氯氧化物的压力会导致氧化膜的破裂<sup>[12]</sup>。反应方程式为



Inconel X-750 镍基合金在  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  和  $\text{NaCl}$  混合盐膜下的浸蚀过程如图 5 所示。尽管  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  对合金表面氧化膜的浸蚀作用很小,但  $\text{NaCl}$  与  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  反应生成的  $\text{CrO}_2\text{Cl}_2$  的气体压力可以使合金表面的氧化膜产生裂纹,氧化膜进而破裂剥离,给  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  中的 S 和  $\text{O}_2$  进入基体提供了通道。因此, $\text{Na}_2\text{SO}_4$  和  $\text{NaCl}$  混合盐的共同腐蚀作用比两者单独腐蚀的作用要强。

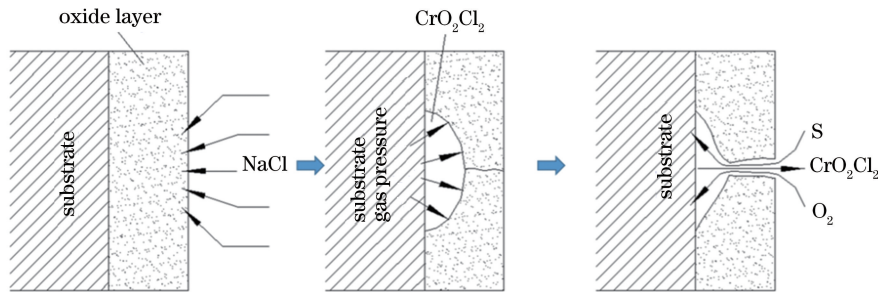


图 5  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  和  $\text{NaCl}$  对氧化膜的综合作用

Fig. 5 Combined effect of  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  and  $\text{NaCl}$  on oxide film

LP 过程中,大功率激光束作用在合金表面的能量被吸收层吸收,吸收层气化成等离子体并迅速膨胀;因为约束层的存在,合金表面轴向受压发生剧烈的塑性变形。LP 后,合金表层会保留高幅值的压应力<sup>[13-15]</sup>。不同脉冲能量 LP 后 Inconel X-750 试样在深度方向上的残余应力分布如图 6 所示,LP 强化后试样表层形成了残余压应力分布,最大幅值约为  $-360\text{ MPa}$ ,影响层厚度为  $600\text{ }\mu\text{m}$  左右。LP 提高 Inconel X-750 镍基

合金抗热腐蚀性能的机理如图 7 所示,因为残余压应力影响层的存在,当 NaCl 渗透到氧化膜内部与  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  反应产生的气体压强将导致氧化层萌生裂纹时,四周材料对该区域产生的压应力能够有效阻止裂纹的产生和氧化膜的破裂,避免了 S 和  $\text{O}_2$  进入基体内,从而降低了 S 和  $\text{O}_2$  侵入基体内部的速率。综上所述,LP 诱导的残余应力层能够有效阻止 S 和  $\text{O}_2$  的浸透,降低 Inconel X-750 镍基合金的腐蚀速度,从而提高 Inconel X-750 镍基合金的抗热腐蚀性能。

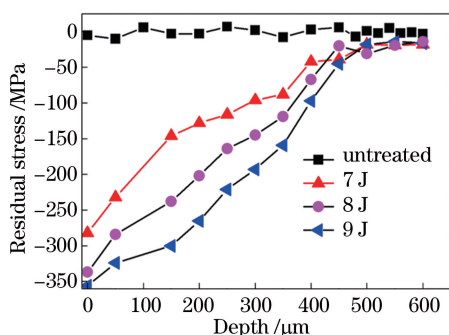


图 6 热腐蚀试样残余应力分布  
Fig. 6 Residual stress distribution of hot-corrosion specimens

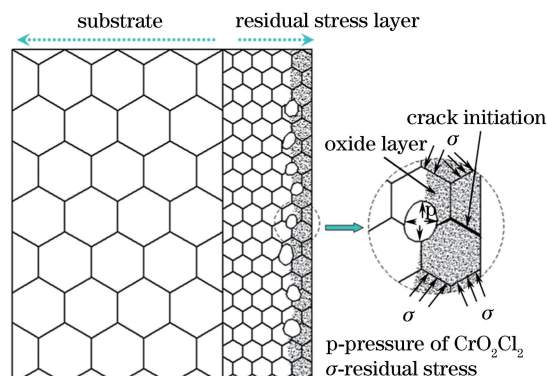


图 7 激光喷丸提高抗热腐蚀性能的机理  
Fig. 7 Mechanism of hot-corrosion-resistance property enhancement processed by LP

## 4 结 论

对比了 Inconel X-750 镍基合金在不同激光脉冲能量下 LP 试样与未处理试样的热腐蚀行为,分析了 LP 处理提高 Inconel X-750 抗热腐蚀性能的机理,得出结论为:1)LP 试样的腐蚀速度明显低于未处理试样的,且激光脉冲能量越大,试样缓慢腐蚀阶段的时间越长,腐蚀速率越低;2)未处理试样在热腐蚀 60 h 后出现了两层腐蚀层,外部腐蚀层严重腐蚀并出现断裂和剥落现象,而腐蚀 60 h 后的 LP 强化试样只出现了内部氧化层,说明 LP 试样在腐蚀过程中没有因为 NaCl 的浸蚀而发生表层氧化膜破裂和剥落现象,腐蚀速度较慢;3)LP 诱导的残余压应力层能够有效阻止  $\text{O}_2$ 、S 的浸透,降低了 Inconel X-750 镍基合金的腐蚀速度,提高了镍基合金材料的抗热腐蚀性能。

## 参 考 文 献

- [1] Yang Yanqing, Luo Xian, Huang Bin, *et al.* Microstructure of Inconel X-750 superalloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2007, 28(S1): 1-4.  
杨延清, 罗 贤, 黄 斌, 等. Inconel X-750 高温合金的组织变化[J]. 材料热处理学报, 2007, 28(S1): 1-4.
- [2] Wang Huiyang, An Yunqi, Li Chengyu, *et al.* Research progress of Ni-based superalloys[J]. Materials Review, 2011, 25(S2): 482-486.  
王会阳, 安云岐, 李承宇, 等. 镍基高温合金材料的研究进展[J]. 材料导报, 2011, 25(S2): 482-486.
- [3] Long Xiaoqing. Chemical reaction mechanism of hot corrosion in high temperature parts of gas turbine engine[J]. Journal of Civil Aviation Institute of China, 1994, 12(1): 45-53.  
隆小庆. 燃气涡轮发动机高温部件热腐蚀化学反应机理的探讨[J]. 中国民航学院学报, 1994, 12(1): 45-53.
- [4] Zhao Dezi. Hot corrosion and protection of gas turbine blade in marine environment[J]. Equipment Environmental Engineering, 2011, 8(5): 100-103.  
赵德孜. 海洋环境下燃气轮机涡轮叶片的热腐蚀与防护[J]. 装备环境工程, 2011, 8(5): 100-103.
- [5] Lou Xueming, Sun Wenru, Guo Shouren, *et al.* Hot corrosion behavior of IN718 alloy and its effect on mechanical properties[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2008, 37(2): 259-263.  
娄学明, 孙文儒, 郭守仁, 等. IN718 高温合金热腐蚀行为及其对力学性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(2): 259-263.
- [6] Ning Likui. Investigation on the hot corrosion resistance of four Ni-based superalloys[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2009.

- 宁礼奎. 四种镍基高温合金的抗热腐蚀性能研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2009.
- [7] 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.
- [8] Sheng J, Huang S, Zhou J Z, *et al.* Effects of warm laser peening on the elevated temperature tensile properties and fracture behavior of IN718 nickel-based superalloy[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2017, 169: 99-108.
- [9] Lu J Z, Qi H, Luo K Y, *et al.* Corrosion behaviour of AISI 304 stainless steel subjected to massive laser shock peening impacts with different pulse energies[J]. *Corrosion Science*, 2014, 80: 53-59.
- [10] Hua Y Q, Bai Y C, Ye Y X, *et al.* Hot corrosion behavior of TC11 titanium alloy treated by laser shock processing[J]. *Applied Surface Science*, 2013, 283: 775-780.
- [11] Devaux D, Fabbro R, Tollier L, *et al.* Generation of shock-waves by laser-induced plasma in confined geometry[J]. *Journal of Applied Physics*, 1993, 74(4): 2268-2273.
- [12] Long Xiaoqing. Mechanism of hot corrosion in high temperature parts of aeroengine[J]. *Total Corrosion Control*, 2003, 17(2): 9-13.  
隆小庆. 航空发动机高温部件热腐蚀机理的探讨[J]. *全面腐蚀控制*, 2003, 17(2): 9-13.
- [13] Wang Changyu. Research on residual stress and tensile properties of die casting magnesium alloy during two-sided laser shock processing[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2016.  
王长雨. 压铸镁合金双面激光冲击强化残余应力和拉伸性能研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2016.
- [14] Zhou Jianzhong, Yang Xiaodong, Huang Shu, *et al.* Residual stress field of ZK60 specimen with central hole induced by both-side laser shot peening[J]. *Chinese J Lasers*, 2010, 37(7): 1850-1855.  
周建忠, 杨小东, 黄 舒, 等. 双面激光喷丸强化 ZK60 镁合金的残余应力数值研究[J]. *中国激光*, 2010, 37(7): 1850-1855.
- [15] Zhang Haifeng, Huang Shu, Sheng Jie, *et al.* Thermal relaxation of residual stress and grain evolution in laser peening In718 alloy[J]. *Chinese J Lasers*, 2016, 43(2): 0203008.  
章海峰, 黄 舒, 盛 杰, 等. 激光喷丸 IN718 镍基合金残余应力高温松弛及晶粒演变特征[J]. *中国激光*, 2016, 43(2): 0203008.