

表面纳米梯度对热轧态 Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V 合金组织与性能的影响

张凌峰¹, 王倩倩¹, 于华¹, 熊毅¹, 江涛¹, 张镜¹

(1 河南科技大学 材料科学与工程学院, 河南 洛阳 471023)

摘要: 为解决钛合金结构件表面腐蚀疲劳造成的失效问题, 延长钛合金材料作为飞机结构件的使用寿命。采用超音速微粒轰击 (SFPB) 技术对热轧态 Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V (TA15) 合金进行不同时间的冲击, 在试样表层构筑梯度纳米结构, 借助各种仪器设备研究不同时间处理后对显微组织、微观形貌及力学性能的影响。在 SFPB 处理时间为 60 s 时, 热轧态组织的表层平均纳米晶粒尺寸最小, 为 30.4 nm。处理后试样表面粗糙度相较于原始试样有所增加, 时间为 60 s 时, 表面粗糙度最小, 而更长时间的冲击会导致试样表面产生微裂纹。SFPB 处理在试样表面引入高幅的残余压应力, 试样显微硬度明显提升。SFPB 处理后试样的强度提高, 延伸率略微下降后趋于稳定。在处理时间为 60 s 时, 可以得到最佳的强-塑性综合匹配。SFPB 处理后试样的腐蚀疲劳寿命相较于未处理试样提升了 12.7 倍。SFPB 处理能够在 TA15 钛合金近表面获得梯度纳米层, 显著提高 TA15 钛合金拉伸性能和腐蚀疲劳寿命。

关键词: TA15 合金; 超音速微粒轰击; 表面纳米化; 显微组织; 腐蚀疲劳

中图分类号: TG178 文献标识码: A 文章编号:

1 引言

在航空航天领域中, 钛及钛合金已经成为重要的支柱材料^[1]。Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V (TA15) 合金是一种近 α 型钛合金, 凭借其优良的性能被广泛的用于大规模生产飞机结构件、发动机等^[2]。但是, 在面对高温、高压、高交变载荷的服役条件下, 由于钛合金表面硬度低同时具有较强的应力集中敏感性等缺点, 将导致钛合金结构件使用寿命明显缩短, 应用受到限制^[3], 易发生腐蚀疲劳等表面损伤引起的失效。因此寻求新的技术来改善钛合金的表面性能缺陷, 提高其作为重要结构件的使用寿命及可靠性是势在必行的。

近些年来, 研究者们做了大量有关表面纳米化技术改善合金性能的研究, 超音速微粒轰击 (SFPB)^[4]、表面机械研磨 (SMAT)^[5]、超声表面滚压 (USRP)^[6]、激光冲击强化 (LSP)^[7]等表面纳米化技术已经被证实可以用来改善材料的各项性能^[8-9]。SFPB 技术是熊天英于 2003 年提出一种新型表面纳米化技术, 以超音速气流作为载体, 携带硬质固体微粒以极高的动能轰击金属表面, 微粒数目十分巨大, 并且重复轰击^[10], 使金属表面发生强烈塑性变形, 晶粒细化直至 纳米量级, 并且随距离处理表面深度的增加, 近表层微观结构呈梯度变化, 从而提升了材料的性能, 如图 1 所示。与传统喷丸技术相比 SFPB 以超音速气流作为载体, 携带硬质固体微粒以更高的动能轰击金属表面^[11]更有利于材料次表层残余压

应力的形成。同时具有效率高、成本较低、无噪音与热辐射危害、安全性高、易操作且干净无污染等优点引起了众多关注^[12]。

目前, SFPB 技术已经成功应用于不同合金并且改善其性能。Chen^[4]等人系统研究了不同 SFPB 时间对镁合金微观组织和腐蚀性能的影响。SFPB 不同时间均在样品表面形成表面梯度纳米结构, 表面显微硬度显著提高并引入了高幅残余压应力。SFPB 后试样的腐蚀速率降低, 但随着超音速微粒轰击时间的增加钝化效果降低。Wang^[13]等人研究了 SFPB 对 Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr 钛合金电化学腐蚀性能的影响。经 SFPB 处理后样品表面纳米层的阻抗降低, 耐蚀性能低于原始样品。SFPB 过程产生的残余应力是降低 Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr 钛合金纳米层耐蚀性的主要因素之一。Wu^[14]等人采用 SFPB 技术对片层组织 TC11 钛合金进行处理, 发现不同气体压力下 SFPB 处理成功使 TC11 钛合金表面纳米化。杨军^[15]等人研究发现 SFPB 处理导致 Q355NH 耐候钢表层晶粒细化, 且处理时间增加, 试样表面严重塑性变形层的厚度和表面显微硬度也随之增加, 同时电化学腐蚀性能提高, 但处理时间过长将导致耐腐蚀性能下降, 这是因为表面钝化膜裂纹和空洞的产生所造成的。Xiong^[16]等人研究了超音速微粒轰击对 Fe-28Mn-8Al-1C 合金力学性能的影响。冲击时间和气体压力的增加, 可以使表层晶粒尺寸逐渐减小, 显微硬度和塑性变形层层深增加, 但过长时间和过高气体压力会导致裂纹的产生, 强度下

降。

SFPB 技术已经成功应用于表面纳米化领域,可以有效提高不同材料的表面显微硬度、摩擦磨损性能、腐蚀性能等,然而目前为止,有关 SFPB 技术对钛合金腐蚀疲劳性能的研究尚且缺乏。因此,本文采用 SFPB 技术处理热轧态 TA15 钛合金,在其表面构筑梯度纳米结构,并对 SFPB 对组织、力学性能及腐蚀疲劳性能产生的影响进行深入研究。

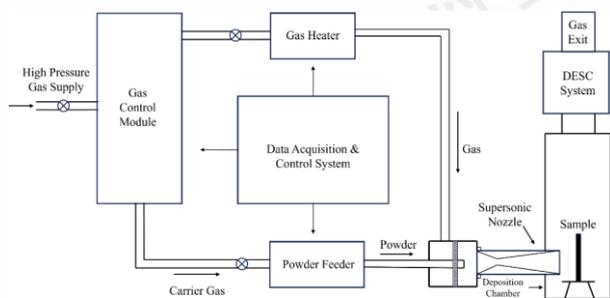


图 1 超音速微粒轰击装置示意图

Fig. 1 The schematic diagram of SFPB device

2 实验

试验所用材料为热轧态 TA15 钛合金,图 2 显示其显微组织。根据 GB/T20120.1-2006 和 GB/T228.1-2010 设计腐蚀疲劳和拉伸试样几何尺寸如图 3、4 所示。

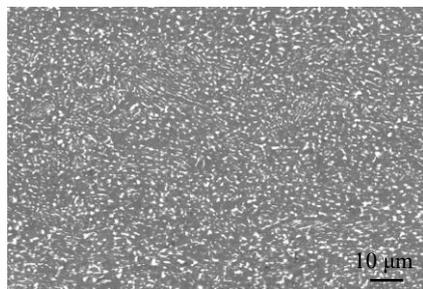


图 2 TA15 钛合金显微组织

Fig. 2 microstructure of TA15 titanium alloy

对图 3、4 所示试样黑色区域进行双面 SFPB 处理。试验参数为:1.0 MPa 的气体压力,30 mm 和 90° 的喷射距离和角度,30 s、60 s、90 s 的轰击时间,固体微粒为 40 μm 的球形 Al₂O₃ 颗粒。

在 JSM-IT100 型扫描电子显微镜上对不同 SFPB 处理条件下的 TA15 钛合金试样的表面形貌进行观察,对比不同条件下试样的表面形貌变化。使用 NanoFocus AG 的三维形貌仪测量试样的表面粗糙度(Sa)。在不同 SFPB 处理条件的 TA15 钛合金的上表层区域上取 1 mm 厚的

片状试样,并将其机械研磨至约 50 μm 厚。从中冲压出尺寸为 φ3 mm 的小圆片,之后进行单、双面减薄,用 JEM-2010 型透射电镜(TEM)对表层和次表层的微观组织进行观察。使用 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪,选取 30-80° 的角度范围进行物相分析。

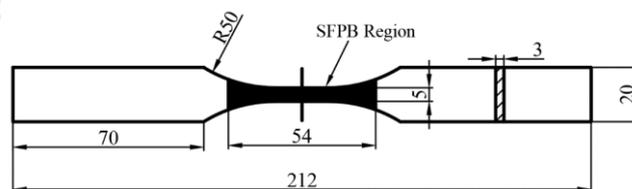


图 3 腐蚀疲劳试样尺寸

Fig. 3 Dimensions of corrosion fatigue specimens

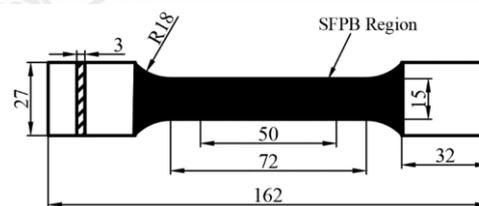


图 4 拉伸试样尺寸

Fig. 4 Dimension of tensile specimen

使用显微硬度计测量试件表面的显微硬度。并以 20 μm 的间距测量了从表面到基材深度方向上显微硬度的分布。借助 X 射线应力测定仪通过侧倾固定 φ 法测量试样的表面残余应力。具体参数为:CuKα 射线源,α(213) 衍射晶面,倾侧角选取 0°、15°、30°、45°,27 kV 的 X 射线管电压,7 mV 的管电流,4mm 的管直径。

使用 Instron 5587 型拉伸试验机对钛合金试样以 0.5 mm/min 的拉伸速度进行拉伸性能测试。采用 INSTRON 8802 液压伺服疲劳试验机对 SFPB 处理前、后试样进行腐蚀疲劳试验。试样标距段的试验环境为 3.5%NaCl 溶液,受力方式为拉-拉方式,疲劳循环载荷波形为正弦波,频率为 5 Hz,应力比 R=0.1。借助 JSM-IT100 型扫描电子显微镜观察拉伸和腐蚀疲劳断口形貌。

3 结果与讨论

3.1 表面完整性

图 5a 所示的未经 SFPB 处理试样表面显示出打磨后的划痕。经 SFPB 处理后 TA15 钛合金表面的打磨痕迹均消失,被不同程度大小的凹坑所代替,如图 5b-d 所示。这是由于在 SFPB 处理过程中被气流携带的高速高能 Al₂O₃ 颗粒撞击所致。当 SFPB 处理时间 30 s 时,在试样表面可以明显观察到大小不一的凹坑,峰谷之间间距明

显并且具有不同 Al_2O_3 颗粒重复撞击导致的蜂窝状凹坑, 如图 5b 所示。当 SFPB 处理 60 s 时, 试样表面变得平整, 这是由于先前产生的凸起被后续的 Al_2O_3 颗粒冲压平整, 如图 5c 所示。当 SFPB 处理时间增至 90 s 后, 处理时间为 60 s 时形成的相对平整的区域又重新出现了峰与谷, 且长时间 Al_2O_3 颗粒的冲击造成表面加工硬化, 阻碍后续变形引发应力集中, 导致裂纹的产生与扩展(图 5d)。Yang^[17]等人在研究高能喷丸对 TC17 钛合金微观结构特征与拉伸性能的过程中, 也发现了随着喷丸时间的增加, 试样表面会存在因应力集中而产生的裂纹。

如图 6a 所示, 未 SFPB 处理的表面三维形貌呈现出在试样表面有部分较浅“红色”的微小凸起出现, 此时试样表面粗糙度(Sa)为 $0.362 \mu\text{m}$ 。经过 SFPB 处理后 TA15

钛合金试样表面三维形貌出现了大量的“红色”凸起(图 6b-d), 表明此时试样表面距离平均基准面较大且粗糙度明显增加。在 1.0 MPa 的气体压力下, 不同的 SFPB 处理时间导致试样表面粗糙度也有所不同。SFPB 处理时间 30 s、60 s 和 90 s 时的表面粗糙度分别为 $4.357 \mu\text{m}$ 、 $1.858 \mu\text{m}$ 和 $3.089 \mu\text{m}$ 。可以发现不同时间 SFPB 处理后试样表面三维形貌及粗糙度的变化与图 5 中表面形貌的变化规律相对应, 别切与 SFPB 处理时间有关。选择合适的处理时间可以在试样表面获得较低的粗糙度。SFPB 处理会增加试样表面的粗糙度, Li^[18]等人在研究超音速微粒轰击对 DZ2 轴承钢表面完整性与摩擦磨损性能时也有相同的情况发生, SFPB 处理后试样表面粗糙度显著提升。

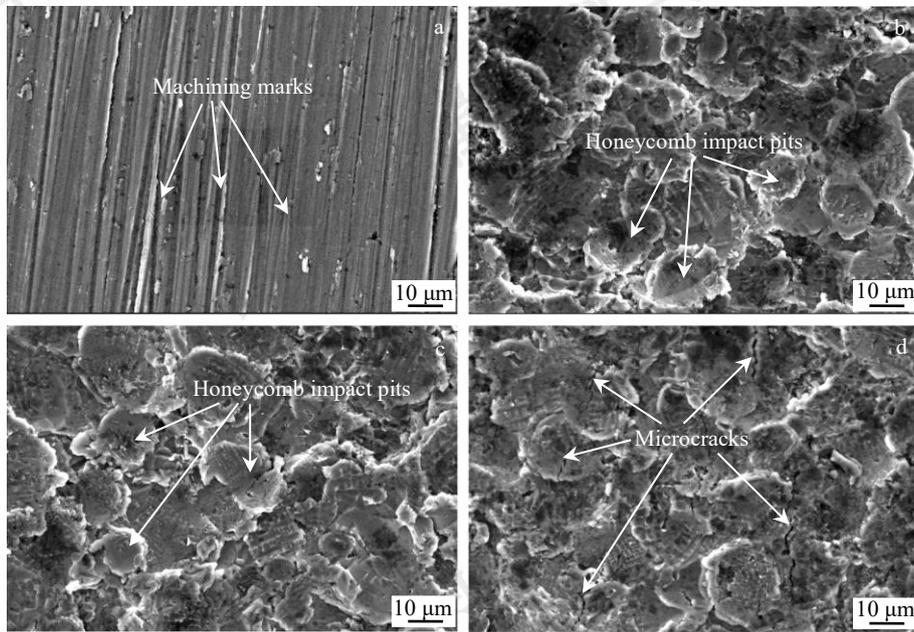


图 5 不同时间 SFPB 处理后 TA15 钛合金的表面形貌

Fig. 5 Surface morphology of TA15 titanium after SFPB treatment with different time: (a) Untreated; (b) 30 s; (c) 60 s; (d) 90 s

3.2 X 射线衍射分析

在 1.0 MPa 气体压力条件下, 热轧态组织 TA15 钛合金经不同时间 SFPB 处理后的 XRD 图中表明 TA15 钛合金包含 α -Ti 与 β -Ti 相, 且经过 SFPB 处理后无新的衍射峰出现, 不改变相组成(图 7a)。SFPB 处理后, 衍射峰半高宽明显增加, 同时也出现一定角度的偏移。衍射峰的偏移是因高速高能 Al_2O_3 颗粒撞击试样表面产生的高幅残余压应力导致的晶格畸变及各向异性收缩^[19]。以 α (101) 晶面为例, 随着 SFPB 处理时间的增加, 衍射峰的半高宽也随之宽化, 但衍射峰宽化程度逐渐减弱。微观应变越大、晶粒越小衍射峰将会呈现越大的分布^[20]。随着 SFPB 处理时间的增加, 衍射峰逐渐宽化, 表明

SFPB 处理可以有效的细化试样表面晶粒。根据 Williamson-Hall^[21-22]可以评估不同 SFPB 处理时间后试样的微观应变:

$$\beta \cos \theta = \frac{K \cdot \lambda}{D} + 4 \sin \theta \cdot \varepsilon \quad (1)$$

其中 β 是衍射峰的半峰全宽(FWHM), $K=0.943$ 是常数, $\lambda=0.15405$ 是 X 射线的波长, D 是平均晶粒尺寸, θ 是以弧度为单位的布拉格衍射角, ε 是微观应变, 如图 7d 所示。在 1.0 MPa 气体压力下, SFPB 处理时间为 30 s、60 s、90 s 的微观应变分别为 7.147×10^{-3} 、 7.842×10^{-3} 、 8.43×10^{-3} , 相较于未处理试样的微观应变增加至 1.35、1.49、1.6 倍。随着 SFPB 处理时间的增加, 试样微观应变增加,

但增加程度逐渐减小。根据 Williamson 方程可以用来计算某个峰的位错密度^[23-24]，如下式 2 所示：

$$\rho_{hkl} = \frac{2\sqrt{3}}{|b|} \cdot \frac{\langle \epsilon^2 \rangle^{\frac{1}{2}}}{D_{hkl}} \quad (2)$$

式中 b 是 Burgers 向量(当密排六方晶格 $b=\alpha$ ， α 为晶格

常数)， ϵ 是微观应变， D 是晶粒尺寸。本文以 (101) 衍射峰为例进行计算，SFPB 前、后位错密度的变化，如图 7d 所示。经 SFPB 处理 30s、60s、90s 后试样的位错密度为 $3.6 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ 、 $4.34 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ 、 $5.01 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$ ，相较于未经 SFPB 处理试样分别提高至 1.84、2.2、2.54 倍。

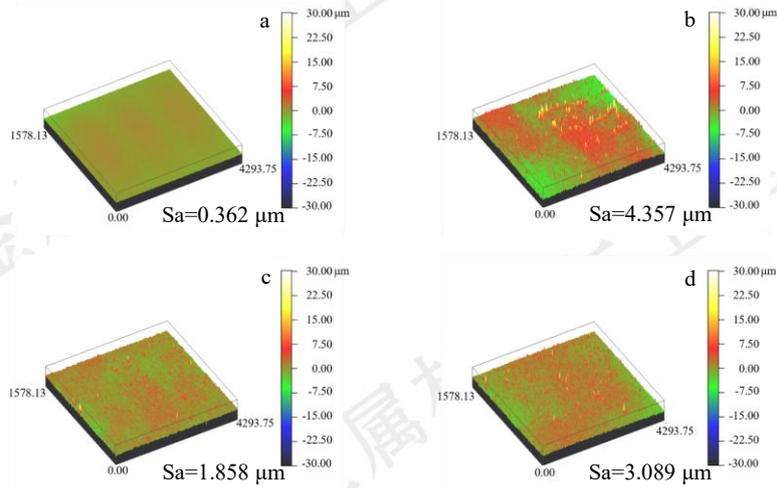


图 6 不同时间 SFPB 处理后 TA15 钛合金表面三维形貌及粗糙度

Fig. 6 3D morphology and roughness of TA15 alloy surface after SFPB treatment with different time: (a) Untreated; (b) 30 s; (c) 60 s; (d) 90 s

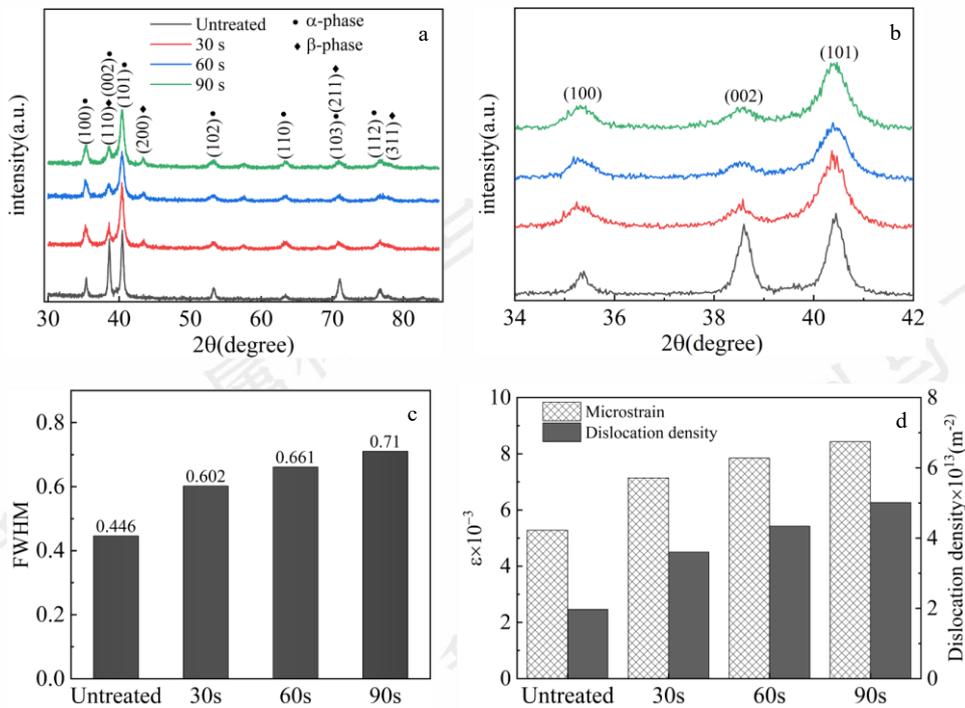


图 7 不同时间 SFPB 处理后 TA15 钛合金的 XRD 图谱

Fig. 7 XRD patterns of TA15 titanium alloy after SFPB treatment with different time: (a) 30°-80°; (b) 34°-42°; (c) The full width at half maximum of (101) crystal plane; (d) Microstrain and dislocation density of (101) crystal plane

3.3 TEM 组织形貌观察

图 8a,c,e 中的衍射花样均出现连续的环形，表明

SFPB 后试样表面的晶粒取向随机, 尺寸减小至纳米级。SFPB 处理后最终的晶粒尺寸由细化晶粒的位错积累与动态回复和再结晶之间的动态平衡决定^[25]。借助 Image J 软件并应用截线法统计分析不同时间 SFPB 处理后试样表面的晶粒尺寸, 通过对多张暗场像进行分析处理后得出: 经 SFPB 处理 30 s、60 s、90 s 后试样表层晶粒尺寸分别为 35.5 nm、30.4 nm、32.5 nm。对比分析可以发现, 经 SFPB 不同时间处理后试样表层晶粒均细化至纳米级且平均晶粒尺寸相差不大。

观察图 9a 可知, 经 SFPB 处理后试样次表层仍保有原始组织的形貌, 可以观察到明显的晶界。SFPB 处理主

要通过位错滑移与位错分割机制来细化晶粒。SFPB 后, 大量位错在晶粒中萌生, 位错之间相互作用形成位错缠结和位错墙, 随着应变的继续加剧, 位错墙转变为亚晶界, 最终晶粒细化。当 SFPB 处理时间为 30 s 时, 可以观察到试样内部产生了大量的位错以及互相交织的平行位错, 且位错缠结出现在晶界处, 如图 9a-b 所示。60 s 时, 晶粒内形成大量的位错缠结和位错墙 (图 9c-d)。90 s 时, 位错间的相互作用加剧形成位错墙并分割晶粒 (图 9e-f), 在应力的进一步作用下位错墙最终形成亚晶界, 从而使晶粒细化^[26]。

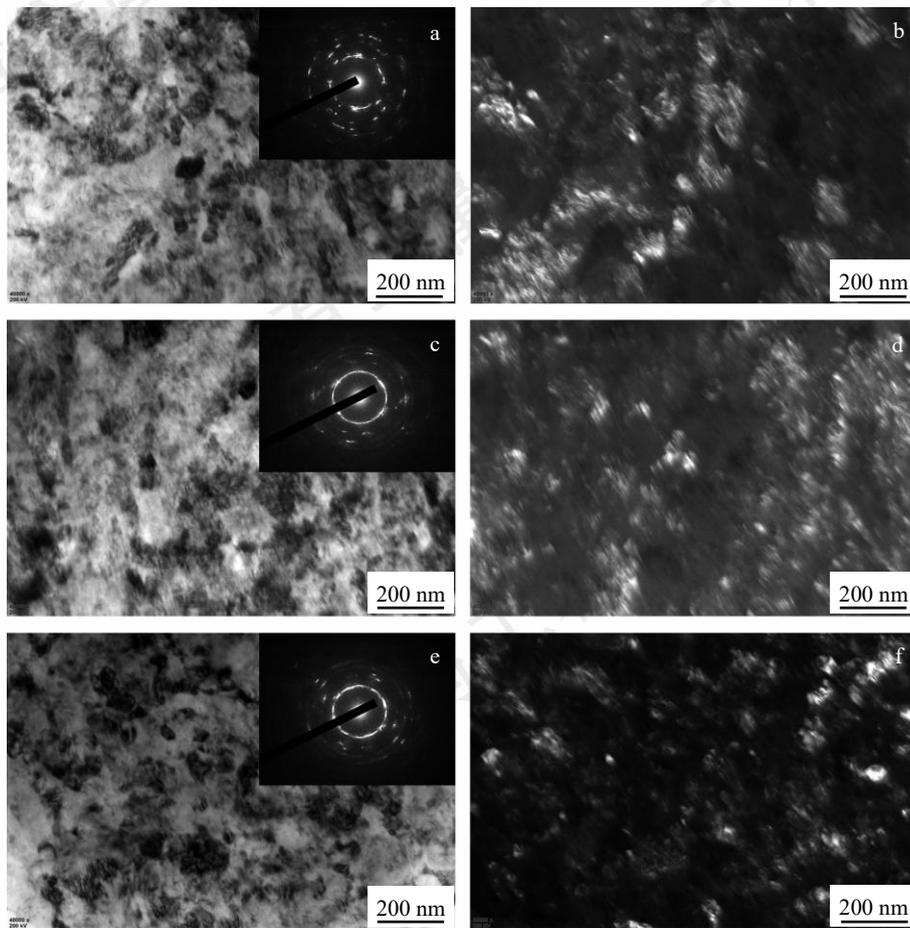


图 8 不同时间 SFPB 处理后 TA15 钛合金表层 TEM 微观组织形貌

Fig. 8 TEM images of TA15 alloy surface after SFPB treatment with different time: (a,b) 30 s; (c,d) 60 s; (e,f) 90 s

3.4 不同条件 SFPB 下表面残余应力

观察图 10 可以发现, 未经过 SFPB 处理试样表面存在约为 12 MPa 的残余拉应力, 这一结果是由于试样表面在变形、加工后成为变质层, 导致残余拉应力的存在。SFPB 处理后试样表面高幅的残余压应力来自于高能高速 Al_2O_3 颗粒轰击使试样表面产生了严重的压缩塑性变

形, 在变形过程中形成的大量点阵缺陷引起的。同时, SFPB 处理使表面晶粒细化至纳米级, 但由于工艺原因导致晶粒之间变形不均匀, 也引入了残余应力。从宏观角度来看, Al_2O_3 颗粒撞击试样表面, 使材料产生伸长塑性变形^[27]。冲击区域受到限制而处于挤压状态, 诱发残余压应力的形成^[28]。从微观角度, 位错沿晶界滑动导致

晶体内部发生相对位移,从而引起内部应力的重新分布,从而产生残余应力;同时,变形导致晶格畸变并储存畸变能,从而在TA15钛合金表层形成了残余压应力场^[29]。李飞^[30]等人在研究激光冲击强化对Ti2AlNb合金微观组织及残余应力影响时发现,当激光冲击强化使材料产生塑性变形时,将会在试样表面产生残余应力。对比分析

经不同时间 SFPB 处理后表面的残余压应力,发现 SFPB 处理后表面残余压应力相近,当 SFPB 处理时间为 90 s 时试样表面残余压应力有所下降,这可能是由于冲击时间过长使样品表面产生了裂纹,导致残余应力在裂纹尖端有所释放。

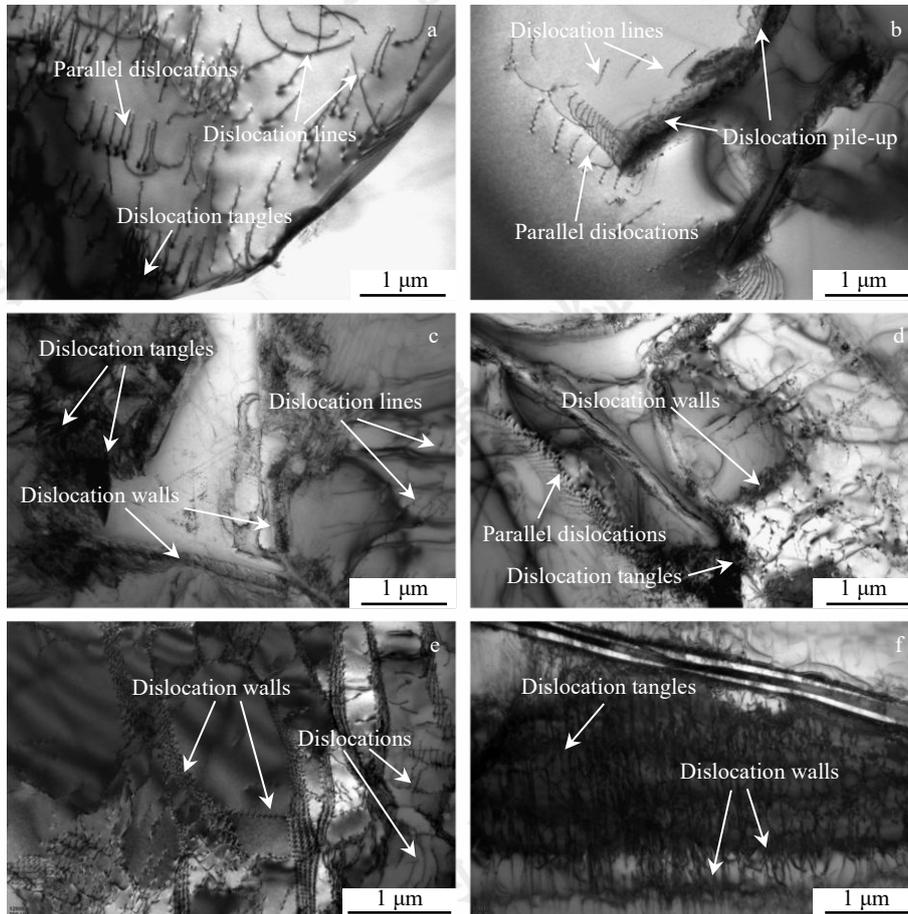


图 9 不同时间 SFPB 处理后 TA15 钛合金次表层 TEM 微观组织形貌

Fig. 9 TEM images of subsurface of TA15 alloy after SFPB treatment with different time (a,b) SFPB-30 s; (c,d) SFPB-60 s; (e,f) SFPB-90 s

3.5 不同条件 SFPB 下显微硬度分布

在图 11 中,原始试样在各个深度的显微硬度差异不大,约为 347.8 HV。SFPB 处理时间为 30 s、60 s、90 s 时试样表面显微度分别为 381.7 HV、390.1 HV、404.6 HV,相较于未经 SFPB 冲击试样的显微硬度分别增加了 9.7%、12.2%、16.3%。观察图中可以发现,SFPB 处理后试样的表面显微硬度均成梯度变化特征,随着层深的增加显微硬度逐渐降低且直至与未经 SFPB 处理试样相一致。SFPB 处理样品表面显微硬度形成梯度分布特征,这是因为 SFPB 处理后试样的显微硬度测量点紧贴试样表面,应变率较高且位错密度明显较高,强化效果占主导

地位。然而,随着层深的增加,塑性变形程度逐渐减弱,导致应变硬化和细晶强化的影响逐渐减弱^[31]。SFPB 处理可以有效提高试样表面显微硬度主要归因于 SFPB 处理产生的高密度位错与晶粒细化^[32]。变形过程中产生的高密度位错可以阻止其他位错的产生与运动,有助于提高 TA15 钛合金的抗变形能力,从而提高其显微硬度^[33]。SFPB 处理不仅使材料表面位错密度显著增加且晶粒明显细化。晶粒尺寸的减小和晶界-亚晶界面的增大也同样可以导致位错运动困难,从而提高其显微硬度。根据 SFPB 处理时间的不同,试样在不同层深处显微硬度达到与基体显微硬度一致,可以发现随冲击时间的增加,

试样会在更深的层深处与基体显微硬度相同,说明随着 SFPB 处理时间的增加,试样的硬化层及影响层层深逐渐增加。

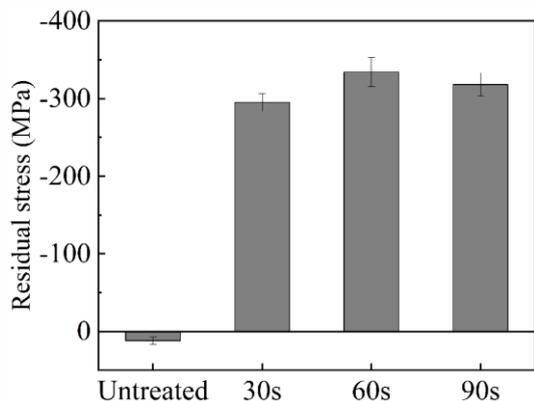


图 10 不同时间 SFPB 处理后 TA15 钛合金表面残余应力

Fig. 10 Surface residual stress of TA15 titanium alloy after SFPB treatment with different time

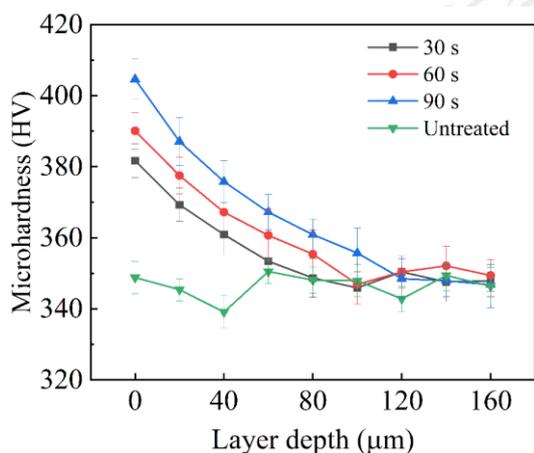


图 11 不同时间 SFPB 处理后 TA15 钛合金不同层深处的显微硬度

Fig. 11 Microhardness of TA15 alloy at different depths after SFPB treatment with different time

3.6 不同条件 SFPB 下拉伸性能变化

根据图 12 对比未经 SFPB 处理试样与 SFPB 处理后试样的拉伸性能可知,TA15 钛合金试样经 SFPB 处理 30 s、60 s、90 s 后,拉伸性能随 SFPB 处理时间的增加呈现出先增加后降低,相较于未经 SFPB 处理试样其屈服强度/抗拉强度分别提高了 6.1%/5.4%、10.9%/11.9%、6.9%/6.9%。

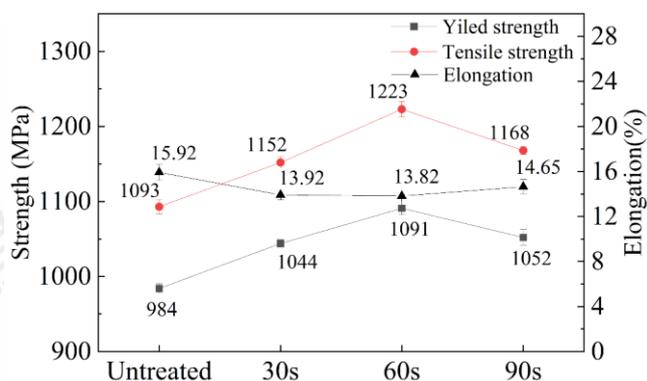


图 12 不同时间 SFPB 处理后 TA15 钛合金的拉伸性能

Fig. 12 Tensile properties of TA15 alloy after SFPB treatment with different time

根据公式 3 可以对 SFPB 处理后 TA15 钛合金强度进行评估^[34]:

$$\sigma_f = \sigma_0 + k(d_{fp})^{-1/2} + \alpha G b \rho^{1/2} \quad (3)$$

式中 σ_f 为强度 (MPa), σ_0 为摩擦应力 (MPa), k 为 Hall-Petch 常数, d_{fp} 为平均自由程 (mm), G 为剪切模量 (GPa), b 为伯式矢量, ρ 为位错密度 (m^{-2})。TA15 钛合金试样的强度与位错平均自由程呈负相关,与位错密度呈正相关。位错密度增加和晶粒尺寸的减小,都是通过阻碍位错运动来实现提高材料的强度^[35]。位错的平均自由程是指位错在晶体中的运动距离,位错平均自由程越小,说明位错在晶体中的运动受到限制越大,强度也越高。SFPB 处理使 TA15 钛合金表层晶粒细化至纳米级,使 d_{fp} 降低,从而提高材料强度。残余压应力的形成,有效的阻碍裂纹的萌生与扩展,改善材料强度^[36]。随着 SFPB 冲击时间的增加,试样的强度也随之增加,但 SFPB 处理时间为 90 s 时强度降低是由于试样表面微裂纹的产生。当 SFPB 处理时间为 30 s 时,试样表面塑性降低也同样是由于晶粒尺寸的减小和高密度位错导致加工硬化,从而使塑性降低,冲击时间继续增加,延伸率保持稳定。拓川^[37]等人研究 TC17 钛合金表面自纳米化及拉伸试样断口形貌也有相同现象,喷丸处理是延伸率降低,但到一定时长后延伸率随时间增加仍保持稳定。

图 13a 是未经处理 TA15 钛合金试样拉伸断口,可以在拉伸断口处明显观察到大而深的韧窝,表明未经处理 TA15 钛合金试样是韧性断裂中的微孔聚集断裂。经 SFPB 处理后 TA15 钛合金试样表层断口均出现了大量的解理面,表现出韧-脆混合断裂的特点(图 13b-d)。这是因为 Al_2O_3 颗粒撞击试样表面导致表层晶粒细化不仅减小了韧窝的尺寸且产生了大面积的解理面^[38]。Zhou^[39]等人研究的 300M 钢经 SFPB 处理后也有相同的情况,

说明 SFPB 冲击产生的严重塑性变形层随着处理时间的增加而逐渐增加。解理面的产生是由于 SFPB 使试样表面纳米化，纳米级晶粒不能有效的储存位错，加工硬化率低，塑性差，因此在承受应变时断裂产生解理面。随着 SFPB 处理时间的增加，试样表面的严重塑性变形层

及影响层层深增加，试样拉伸断口表面解理面面积增加（图 13d）。由于受到 SFPB 工艺特点的影响，TA15 钛合金表面可能会存在未受到冲击的区域，试样表面可能存在粗大晶粒，导致表层断口形貌出现了韧窝（图 13c-d）。

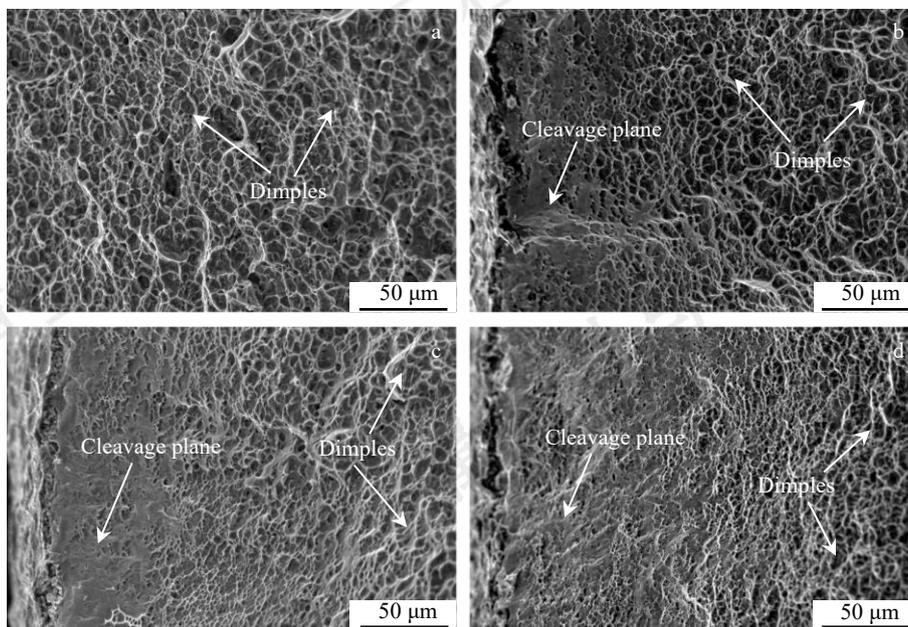


图 13 不同时间 SFPB 处理后 TA15 钛合金的拉伸断口形貌

Fig. 13 Tensile fracture morphology of TA15 alloy after SFPB treatment with different time

(a) Untreated;(b) 30 s;(c) 60 s;(d) 90 s

3.7 SFPB 处理前后的腐蚀疲劳性能

由图 12 可知，在 SFPB 处理时间为 60 s 时，热轧态组织 TA15 钛合金试样达到了最佳的强-塑性平衡。因此，选用 SFPB 处理时间为 60 s 的试样进行腐蚀疲劳试验，选取 650 MPa 应力水平进行腐蚀疲劳性能对比。图 14 为 SFPB 处理前、后热轧态组织 TA15 钛合金在 650 MPa 加载载荷条件下的腐蚀疲劳寿命。可以发现经 SFPB 处理后 TA15 钛合金试样的疲劳寿命得到明显提升，SFPB 处理前 TA15 钛合金腐蚀疲劳寿命为 6.5×10^4 ，SFPB 处理后试样的腐蚀疲劳寿命为 8.3×10^5 ，相较于原始试样提升了约 12.7 倍。腐蚀疲劳与传统的疲劳不同，腐蚀疲劳并不存在腐蚀疲劳极限，这是由于在腐蚀环境中，即使低加载应力也导致试样发生腐蚀疲劳断裂失效^[40]。

图 15 为加载应力为 650 MPa 下，SFPB 处理前、后热轧态组织 TA15 钛合金的腐蚀疲劳断口形貌及疲劳源区。观察图 15a-b 可知，SFPB 处理前、后腐蚀疲劳断裂形貌均由三个区域组成。疲劳源作为疲劳断裂的起始位置，通常出现在表面缺陷和应力集中处。腐蚀疲劳试验

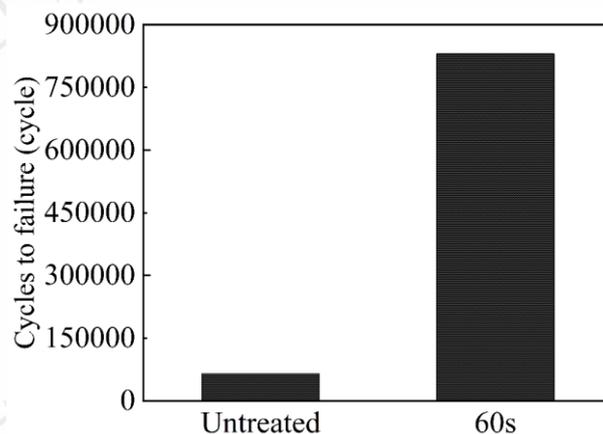


图 14 SFPB 处理前、后 TA15 钛合金在 650 MPa 加载载荷条件下的腐蚀疲劳寿命

Fig. 14 Fatigue life of TA15 alloy before and after SFPB treatment under 650 MPa load

中由于腐蚀介质的存在，造成疲劳裂纹源位于试样表面腐蚀坑且为多个疲劳源。对比 SFPB 处理前、后 TA15 钛

合金腐蚀疲劳断口裂纹源可知(图 15c-d), SFPB 处理后试样表面裂纹源的面积减少, 表明 SFPB 处理提高了

TA15 钛合金试样的腐蚀疲劳性能。

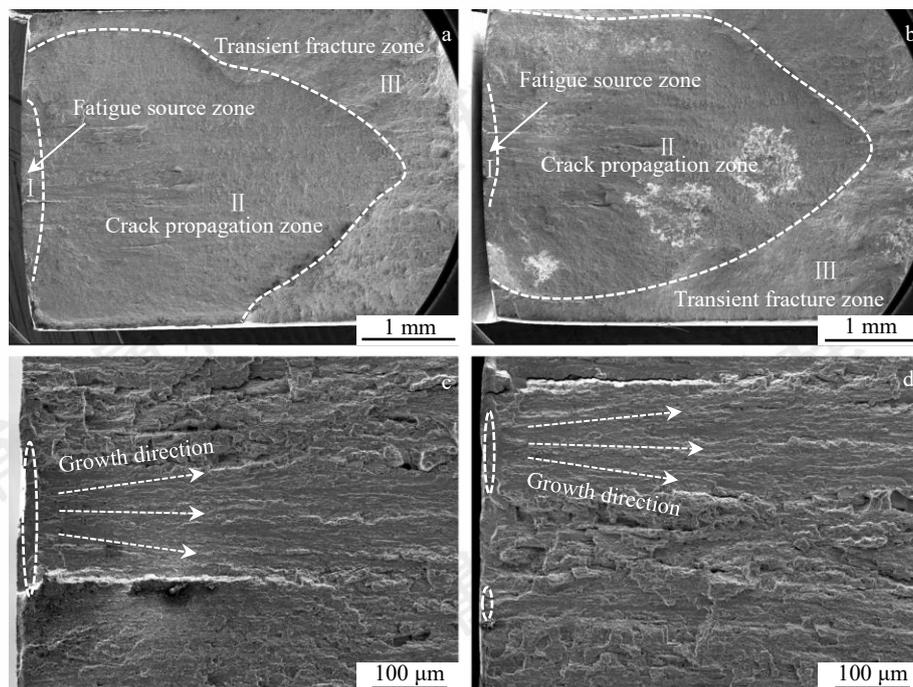


图 15 SFPB 处理前、后 TA15 钛合金在 650MPa 载荷下腐蚀疲劳断口形貌及疲劳源

Fig. 15 Corrosion fatigue fracture morphology and fatigue source of TA15 titanium alloy before and after SFPB treatment under 650 MPa load
(a,c) Untreated; (b,d) 60 s

在裂纹扩展区(图 16a-b)观察到疲劳辉纹这一典型特征的出现。疲劳辉纹的间距通常被用来反映裂纹扩展的速率^[41]。根据公式 4 可以计算 TA15 钛合金腐蚀疲劳后的疲劳辉纹宽度^[42]:

$$d = \frac{D}{n-1} \quad (4)$$

其中 D 为 n 条疲劳辉纹宽度的总和。疲劳辉纹间距越窄说明裂纹扩展速率越低, 试样具有更好的腐蚀疲劳寿命。根据图 16a 和图 16b 测量 SFPB 处理前、后 TA15 钛合金试样的疲劳辉纹间距分别为 1.3 μm 与 0.8 μm, 疲劳辉纹间距的减小也说明 SFPB 处理后 TA15 钛合金试样腐蚀疲劳裂纹扩展速率下降, 试样的腐蚀疲劳寿命提升。从图 16c 和图 16d 可以看出, SFPB 处理后腐蚀疲劳断口表面的二次裂纹数量有所增加, 这是因为二次裂纹的产生需要消耗能量, 致使疲劳裂纹扩展驱动力降低, 从

而减缓了裂纹扩展的过程。图 16e 和图 16f 分别为 SFPB 处理前、后试样腐蚀疲劳断口的瞬时断裂区, SFPB 处理前、后试样瞬时断裂区的断口形貌仍然为以韧窝为主的微孔聚集型断裂, 但较于未经 SFPB 处理试样, SFPB 处理后试样的韧窝大而深。微孔与裂纹融合所需的加载次数因裂纹扩展速率降低而增加, 促使微孔洞尺寸逐渐增大, 使得沿微孔洞边缘撕裂后形成大而深的韧窝^[41]。此外, SFPB 处理使试样表面晶粒细化及显微硬度的提高、高幅的残余压应力可以有效改善 TA15 钛合金的腐蚀疲劳性能。高幅的残余应力提高了试样表面的疲劳极限, 增强裂纹的闭合力, 还可以减低裂纹扩展系数, 从而延缓疲劳裂纹的扩展。因为试样裂纹萌生发生在试样表面, SFPB 处理使表面晶粒细化并提高屈服强度, 导致裂纹难以萌生, 从而改善 TA15 钛合金的腐蚀疲劳性能。

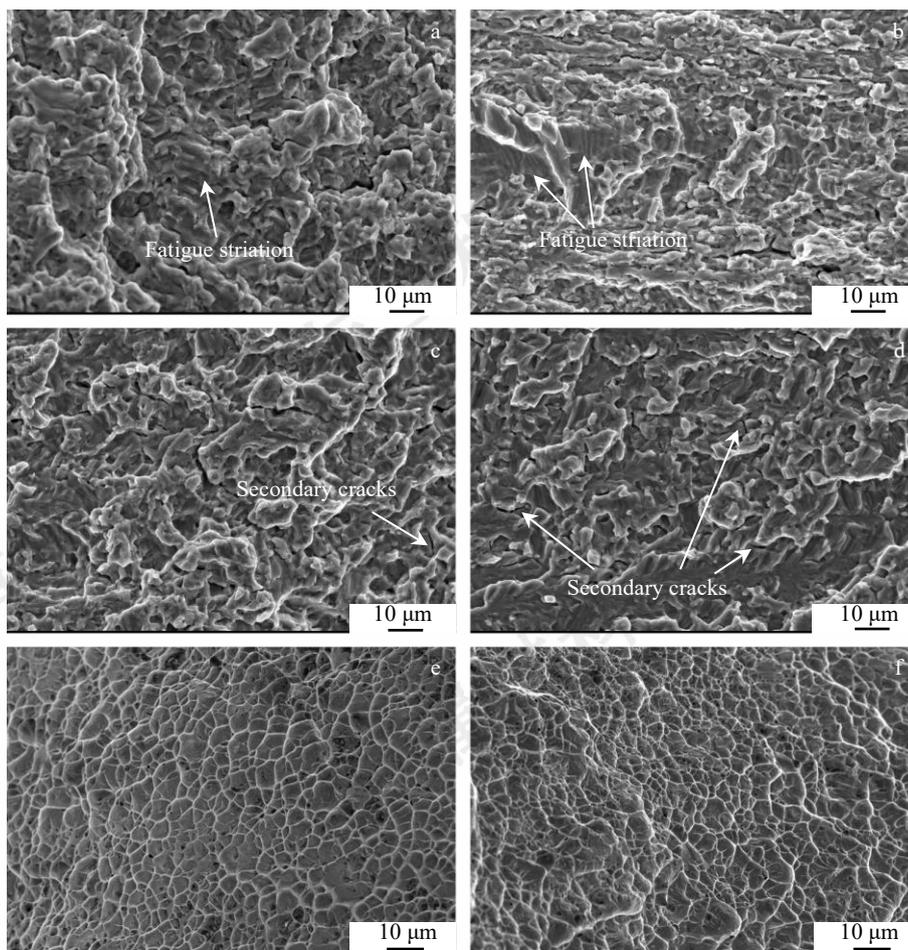


图 16 SFPB 处理前、后 TA15 钛合金在 650MPa 载荷下的腐蚀疲劳裂纹扩展区及瞬断区

Fig. 16 Corrosion fatigue crack growth zone and transient fracture zone of TA15 titanium alloy before and after SFPB treatment under 650 MPa load

(a,c,e) Untreated; (b,d,f) 60 s

4 结论

1) SFPB 处理后试样表面粗糙度增加，在处理时间为 60 s 时试样表面粗糙度最低 $Sa=1.858 \mu\text{m}$ ，且冲击时间过长会导致试样表面产生裂纹；SFPB 处理通过位错分割机制在试样表面形成了纳米晶，在处理时间为 60 s 时晶粒尺寸最小为 30.4 nm。

2) 随着 SFPB 处理时间的增加，试样表面显微硬度随冲击时间增加而增加，在处理时间 90 s 时表面显微硬度最大为 404.6 HV，相较于未冲击试样提高了 16.3%。SFPB 处理时间为 60 s 时表面残余压应力最大为 336 MPa，长时间的 SFPB 冲击产生的裂纹会导致残余压应力略微下降。

3) 试样强度呈现出随 SFPB 处理时间先增加后降低的趋势，在 60 s 时可以得到最佳的强-塑性综合匹配。SFPB 处理后试样的延伸率略微下降后趋

于稳定，拉伸断口形貌表层均出现大量解理面，试样表层断裂特征转变为韧-脆混合断裂。

4) SFPB 处理使表面晶粒细化、显微硬度提高并引入高幅的残余压应力，在三者的共同作用下，SFPB 处理 60 s 后试样的腐蚀疲劳寿命相较于未经 SFPB 处理试样的腐蚀疲劳寿命提高了 12.7 倍。

参考文献 References

- [1] Li Yi(李毅), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东). *Materials Reports(材料导报)*[J], 2020, 34(S1): 280-282.
- [2] Zhang Zhi(张智), Luo Dengchao(罗登超), Li Xusheng(李旭升) et al. *Heat Treatment of Metals(金属热处理)*[J], 2024, 49(02): 195-198.
- [3] Liu Yingang, Li Huimin, Li Miaoquan. *Journal of Manufacturing Processes* [J], 2020, 56: 562-570.
- [4] Chen Xuepeng, Zhang Lingfeng, Xiong Yi et al. *Surface and*

- Coatings Technology*[J], 2023, 459: 129383.
- [5] Ning Jiangli(宁江利), Yuan Xiaoyi(苑潇逸), Wu Meng(吴蒙) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(2): 566-572.
- [6] Luo Xian, Ren Xueping, Qu Haitao *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2022, 843: 143142.
- [7] Shadangi Y, Chattopadhyay K, Rai S B *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2015, 280: 216-224.
- [8] Li Linfang(李林芳), He Tiantian(贺甜甜), Du Sanming(杜三明) *et al. Surface Technology*(表面技术)[J], 2023, 52(07): 425-434.
- [9] Luo Gaoli, Zhang Lingfeng, Xiong Yi *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2022, 440: 128425.
- [10] Cao Hui, Wang Jingqi, Zhou Baocheng *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(2): 396-408.
- [11] Xiong Yi(熊毅), Luan Zewei(栾泽伟), Ma Yunfei(马云飞) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2024, 60(05): 627-638.
- [12] Cao Hui, Yang Wenle, Zhou Baocheng *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(12): 4073-4085.
- [13] Wang Min, Fan Ya. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2018, 96: 1601-1606.
- [14] Wu Yongli, Xiong Yi, Chen Zhengge G *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2023, 33(8): 2379-2394.
- [15] Yang Jun(杨军), Xie Xiaolong(谢小龙), Wang Pengbo(汪蓬勃) *et al. Mining and Metallurgical Engineering*(矿冶工程)[J], 2020, 40(01): 130-133+137.
- [16] Xiong Yi(熊毅), Lv Wei(吕威), Du Nan(杜楠) *et al. China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2024, 37(05): 346-360.
- [17] Yang Chao, Liu Yingang, Shi Y H *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2020, 784: 139298.
- [18] Li Yang, Lian Yang, Li Jingkai *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2022, 435: 128250.
- [19] Unal O, Maleki E, Varol R. *Vacuum*[J], 2018, 150: 69-78.
- [20] Jeong I K, Graf M J, Heffner R H. *Journal of Applied Crystallography*[J], 2005, 38(1): 55-61.
- [21] Brandstetter S, Derlet P M, Petegem S V *et al. Acta Materialia*[J], 2008, 56(2): 165-176.
- [22] Markmann J, Yamakov V, Weissmüller J. *Scripta Materialia*[J], 2008, 59(1): 15-18.
- [23] Williamson G K, Smallman R E. *Philosophical magazine*[J], 1956, 1(1): 34-46.
- [24] Sun Rujian, Che Zhigang, Cao Ziwen *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 383: 125284.
- [25] Liao X Z, Kilmametov A R, Valiev R Z *et al. Applied Physics Letters*[J], 2006, 88(2): 021909.
- [26] Pan Xinlei, Wang Xuede, Tian Zeng *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 850: 156672.
- [27] Liu Yingang, Li Miaoquan, Liu Hongjie. *Materials Characterization*[J], 2017, 123: 83-90.
- [28] Wu Jiajun(吴嘉俊), Zhao Jibin(赵吉宾), Qiao Hongchao(乔红超) *et al. Opto-Electronic Engineering*(光电工程)[J], 2018, 45(02): 6-12.
- [29] Zhi Lihua(朱立华), Xiao Lei(肖磊), Guo Jianzheng(郭建政) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2415-2423.
- [30] Li Fei(李飞), He Dongsheng(何东声), Huan Heng(桓恒) *et al. Scientia Sinica(Physica, Mechanica & Astronomica)*(中国科学:物理学 力学 天文学)[J], 2020, 50(03): 124-130.
- [31] Luo Gaoli(罗高丽), Zhang Lingfeng(张凌峰), Xiong Yi(熊毅) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2022, 49(08): 215-226.
- [32] Hareharen K, Pradeep K S, Panneerselvam T *et al. Optics and Laser Technology*[J], 2023, 162: 109317.
- [33] Liu Yingang, Li Miaoquan, Liu Hongjie. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 685: 186-193.
- [34] Liu Dan, Liu Daoxin, Zhang Xiaohua *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2018, 726: 69-81.
- [35] Wu Liujun, Luo Kaiyu, Liu Yue *et al. Applied Surface Science*[J], 2018, 431: 122-134.
- [36] Liu Huabing, Zhu Wenlong, Jiang Chuanhai *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 404: 126465.
- [37] Tuo Chuan(拓川), Wang Min(王敏), Zhao Kun(赵坤) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2013, 20(03): 111-115.
- [38] Zhang Z, Chen D L. *Scripta Materialia*[J], 2006, 54(7): 1321-1326.
- [39] Zhou Tian, Xiong Yi, Chen Zhengge *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 421: 127381.
- [40] Zhao Tianliang, Liu Zhiyong, Du Cuiwei *et al. Materials science and engineering: A*[J], 2017, 708: 181-192.
- [41] Huang Shu(黄舒), Hu Lei(胡磊), Sheng Jie(盛杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(02): 579-587.
- [42] Chen Yanna(陈艳娜), Xiong Yi(熊毅), Fan Meixiang(范梅香) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2019, 40(08): 61-68.

The Effect of Surface Nanogradient on the Microstructure and Properties of hot-rolled Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V Alloy

Zhang Lingfeng¹, Wang Qianqian¹, Yu Hua¹, Xiong Yi¹, Jiang Tao¹, Zhang Jing¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, Henan, China)

Abstract: To address the failure caused by surface corrosion fatigue of titanium alloy structural components and to extend the service life of titanium alloys used in aircraft structures, Supersonic fine particle bombardment (SFPB) technology was applied to the hot-rolled Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V (TA15) alloy with varying impact times. This process created a gradient nanostructure on the surface of the samples, and various instruments and equipment were used to study the effects on the microstructure, microscopic morphology, and mechanical properties after different treatment times. At an SFPB treatment time of 60 s, the surface average nanocrystal grain size of the hot-rolled structure was minimized, measuring 30.4 nm. The surface roughness of the treated samples increased compared to the original ones, with the minimum surface roughness occurring at 60 s. However, longer impact times led to the formation of microcracks on the sample surface. The SFPB treatment introduced high compressive residual stress on the sample surface, resulting in a significant increase in microhardness. After the SFPB treatment, the sample's strength increased, with a slight decrease in elongation before stabilizing. At a treatment time of 60 s, the best combination of strength and plasticity was achieved. The corrosion fatigue life of the SFPB-treated samples was improved by 12.7 times compared to the untreated samples. The SFPB treatment was able to generate a gradient nanolayer near the surface of the TA15 titanium alloy, significantly enhancing its tensile properties and corrosion fatigue life.

Key words: TA15 alloy; supersonic fine particle bombardment; surface nanocrystallization; microstructure; corrosion fatigue.

Corresponding author: Zhang Lingfeng, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, Henan, China, E-mail: lingfengzhang@haust.edu.cn