

# 升温条件下激光冲击强化对工业纯钛拉伸性能和断口形貌的影响

刘月 鲁金忠 罗开玉 吴刘军

江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013

**摘要** 对激光冲击强化(LSP)TA2工业纯钛拉伸试样在不同温度条件下的断口进行表征和分析,考察了温度对断口特征形貌和拉伸性能的影响。结果表明,在相同温度下,LSP后的试样比未处理试样的拉伸断口颈缩现象明显,且塑性更好。随着温度的逐渐升高,断裂形式从脆性断裂变为混合断裂、最后变为韧性断裂。

**关键词** 激光技术; 激光冲击强化; TA2工业纯钛; 温度; 拉伸性能; 断口形貌

中图分类号 TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.0902005

## Effect of Laser Shock Processing on Tensile Property and Fracture Morphology of CP-Ti Under Elevated Temperature Condition

Liu Yue Lu Jinzhong Luo Kaiyu Wu Liujun

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

**Abstract** The characterization and analysis of fractures of TA2 CP-Ti tensile specimen by laser shock processing (LSP) under different temperatures are conducted, and the effect of temperature on the characteristic fracture morphology and the tensile property is investigated. The results show that the necking phenomenon of tensile fracture subjected to LSP is more obvious than that of the untreated sample, and the treated sample has a better plasticity. With the gradual increment of temperature, the fracture mode turns from the brittle fracture into mixed fracture, and finally to ductile fracture.

**Key words** laser technique; laser shock processing; TA2 CP-Ti; temperature; tensile property; fracture morphology

**OCIS codes** 140.3390; 310.4925; 120.6780

## 1 引言

工业纯钛具有密度低、韧性强、耐酸碱性好和耐腐蚀性能优异等特性<sup>[1]</sup>,已成为制造宇航飞行器部件的重要材料之一<sup>[2]</sup>。但是,工业纯钛在热状态下易变形,这严重制约了其在高温服役条件下的疲劳强度和拉伸性能。表面处理技术是一种强化钛及其合金的方法,如通过高能喷丸强化技术,可显著延长 TC18 工件的服役寿命<sup>[3]</sup>;利用表面机械研磨技术<sup>[4]</sup>,可显著细化工业纯钛的表层晶粒,改善其机械性能;采用多道等通道转角挤压和冷挤压技术,可提高工业纯钛的屈服强度和抗拉强度<sup>[5-6]</sup>。以上技术在一定程度上提高了钛的疲劳强度,改善了钛的拉伸性能,但会引起材料表面粗糙度较大、热氧化等问题,无法满足工业要求。激光冲击强化(LSP)是利用强激光束产生的等离子冲击波来提高金属材料的抗疲劳、耐磨损和抗腐蚀能力的一种新型表面处理技术,具有高压、高能、超快、超高应变率等特点<sup>[7-8]</sup>,能有效改善 TC17 钛合金叶片振动疲劳性

收稿日期: 2016-03-25; 收到修改稿日期: 2016-06-17

基金项目: 国家自然科学基金(51471078)、江苏省杰出青年基金(BK20140012)、江苏省“六大人才高峰”高层次人才项目(2014-ZBZZ-015)、江苏省高校自然科学研究重大项目(14KJA460002)

作者简介: 刘月(1991—),硕士研究生,主要从事激光表面改性技术方面的研究。E-mail: 1094625272@qq.com

导师简介: 鲁金忠(1975—),男,教授,博士生导师,主要从事激光冲击波非传统制造技术方面的研究。

E-mail: jzlu@ujs.edu.cn(通信联系人)

能<sup>[9]</sup>,显著提高工业纯钛的疲劳强度<sup>[10-11]</sup>。

本文主要对 20,150,250,350 °C 这 4 种温度下激光冲击强化 TA2 工业纯钛的拉伸性能进行测试,研究温度对拉伸性能特别是断口形貌的影响规律,揭示了不同温度下激光冲击强化工业纯钛的断裂形式。

## 2 试验材料与试验方法

### 2.1 试验材料及试验设备

试验材料为 TA2 工业纯钛(CP-Ti),它的主要化学成分如表 1 所示。其极限抗拉强度和屈服强度分别为 292.5 MPa 和 202.6 MPa,伸长率为 44.5%,维氏硬度为 150 HV。试样形貌如图 1(a)所示,其中倒角半径  $R$  为 15 mm,使用线切割加工成形。

表 1 TA2 CP-Ti 化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of TA2 CP-Ti (mass fraction, %)

Element	Fe	Si	C	H	O	N	Ti
Content	≤0.30	≤0.15	≤0.1	≤0.05	≤0.15	≤0.05	Bal.

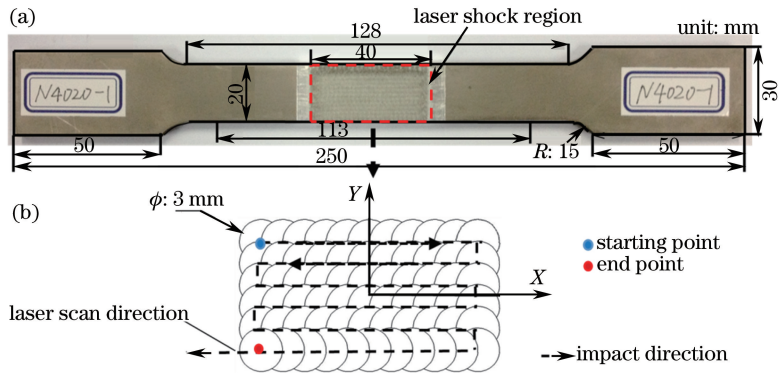


图 1 (a)拉伸试样尺寸;(b)冲击路径

Fig. 1 (a) Dimension of tensile specimen; (b) impact path

激光冲击强化试验采用法国 Thales 公司研制的 GAIA 激光冲击强化装备,使用 Nd:YAG 陶瓷设计技术,激光波长为 1064 nm,频率为 5 Hz,脉冲能量可调,最大为 12 J,有效光斑直径为 3~10 mm,采用匀化技术使激光能量在光斑中均匀分布。

### 2.2 激光冲击强化试验方案

采用厚度为 0.1 mm 的美国 3M 公司专用铝箔(其中一面为粘贴剂,与试样表面粘贴)作为激光能量吸收层,采用流水作为约束层,流水厚度为 1~2 mm。本试验共制备 16 个试样,选其中 8 个试样为冲击试样,另外 8 个为未冲击试样。采用双面两次冲击强化的方法,对试样标距部分中心区域(20 mm×40 mm)进行激光冲击强化处理,圆形光斑直径  $\phi$  为 3 mm,冲击路径如图 1(b)所示,横向和纵向的搭接率均为 50%,确保大面积冲击强化的均匀性。

### 2.3 加温拉伸试验

拉伸试样尺寸如图 1(a)所示。升温拉伸试验前剥去冲击试样的铝箔,用酒精清除表面杂物并拍照记录。升温拉伸试验采用 MTS809 材料测试系统,在加温拉伸过程中,该系统自动控制温度、拉伸速度、拉伸位移等参数,并采集系统载荷、位移、时间、应变等试验数据,绘制出力-位移曲线以及相应的应力-应变曲线。

设试样原始长度为  $l_0$ ,拉伸时间为  $t$  时材料的长度为  $l$ ,则变形的微应变为  $de = dl/l$ ,应变率为  $\epsilon = \frac{de}{dt} = \frac{1}{l} \cdot \frac{dl}{dt} = \frac{\nu}{l}$ 。拉伸时拉伸速度为 4 mm/min,选取 20,150,250,350 °C 4 种拉伸温度。对于中升温拉伸试样,将试样放入加热炉中,试样两端用夹头夹紧,同时保持拉伸区域完全被加热炉包围。关闭加热炉,用石棉塞住加热炉中间的空隙以防止热量外泄。测试系统逐渐加热到拉伸温度后,保温 3 min 开始拉伸。试样拉断后,取出空冷。

### 2.4 微观观察

采用江苏大学分析测试中心的 JSM-6390LV 型钨灯丝扫描电子显微镜 (SEM) 观察不同温度下拉伸试样的断口形貌。

## 3 试验结果及分析

### 3.1 拉伸性能

图 2 所示为未冲击试样与冲击试样在不同温度下的应力-应变曲线。从图中可以看出,阶段 I 区域对应材料的弹性形变阶段,阶段 II 区域对应材料的形变强化阶段,阶段 III 区域对应试样的颈缩阶段。所有试样在较小的应变范围内达到屈服,然后进入塑性变形阶段。在塑性变形阶段,应力随应变的增大而增大,在颈缩阶段,应力随应变的增大而减小。所有试样的应力-应变曲线在弹性变形阶段基本重合,随着温度的升高,试样到达屈服的时间变短。直线斜率基本相同,说明温度变化和激光冲击强化都未改变试样弹性模量。在阶段 II 塑性形变强化阶段,随着温度的升高,试样的变形抗力不断减小。在阶段 III 颈缩阶段,应力下降,常温下颈缩断裂较高温要较晚到达。冲击试样与未冲击试样相比,在最后的颈缩阶段,冲击试样的变形抗力更加稳定,这是试样塑性和韧性增强的表现。由图 2(a)可以看出,在 20,150,250,350 °C 这 4 种温度下,未冲击试样的极限抗拉强度分别为 462.50,409.75,343.86,280.55 MPa;由图 2(b)可以看出,冲击试样的极限抗拉强度分别为 472.58,420.72,351.34,317.48 MPa。由图 2 可以看出,随着温度的升高,极限抗拉强度变小,这一变化趋势并未因激光冲击的因素而改变。在相同温度条件下,与未冲击试样相比,冲击试样的极限抗拉强度较大,激光冲击强化明显增强了工业纯钛的极限抗拉强度。

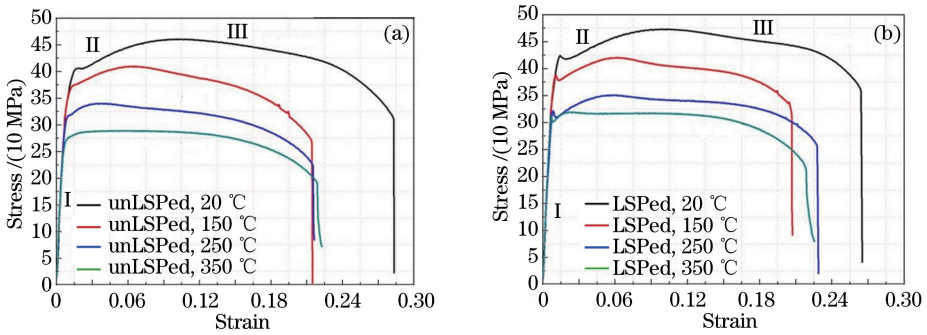


图 2 (a)未冲击试样与(b)激光冲击试样在不同温度下的应力-应变曲线

Fig. 2 Stress-strain curves of (a) unLSPed and (b) LSPed specimens under different temperatures

表 2 为未冲击试样与冲击试样在不同温度下的拉伸性能指标和断口微观形貌。从表中可以看出,当拉伸温度为 20,150,250,350 °C 时,冲击试样断面收缩率分别为 63.89%,71.62%,77.08% 和 79.75%,伸长率

表 2 试样的拉伸性能指标和断口微观形貌

Table 2 Tensile property indicator and fracture morphology of specimen

Specimen	Reduction of area /%	Elongation /%	Ultimate tensile strength /MPa	Microstructure
LSPed (20 °C)	63.89	20.35	472.58	
LSPed (150 °C)	71.62	20.35	420.72	
LSPed (250 °C)	77.08	20.35	351.34	
LSPed (350 °C)	79.75	25.66	317.48	
unLSPed (20 °C)	59.30	19.47	462.50	
unLSPed (150 °C)	58.72	20.35	409.75	
unLSPed (250 °C)	74.13	21.24	343.86	
unLSPed (350 °C)	79.81	20.35	280.55	

分别为 20.35%, 20.35%, 20.35% 和 25.66%, 极限抗拉强度分别为 472.58, 420.72, 351.34 317.48 MPa; 未冲击试样的断面收缩率分别为 59.30%, 58.72%, 74.13% 和 79.81%, 伸长率分别为 19.47%, 20.35%, 21.24% 和 20.35%, 极限抗拉强度分别为 462.50, 409.75, 343.86, 280.55 MPa。由表 2 看出, 随着温度的升高, 冲击试样和未冲击试样的断面收缩率和伸长率都有所增加; 在相同温度条件下, 冲击试样相较于未冲击试样, 断面收缩率和伸长率均较高。以上结果表明: 1) 温度是影响 TA2 工业纯钛塑性的重要因素, 并且在一定范围内呈现正相关; 2) 与未冲击试样相比, 冲击强化显著提高了 TA2 工业纯钛的塑性。

### 3.2 不同温度下两种试样的断裂行为

为了研究激光冲击强化工业纯钛的断裂机制, 对不同温度下未冲击试样和冲击试样的拉伸断口进行表征和分析, 同时比较相同温度下两种试样拉伸断口的形貌特征。

图 3~6 分别为 20, 150, 250, 350 °C 时未冲击试样的拉伸后断口形貌。图 7、8 分别为 20, 350 °C 时冲击试样的拉伸后断口形貌。由图 3(a) 可以看到, 试样宏观断口出现了不明显的颈缩现象, 这说明试样在拉断前经过了一定的塑性变形。对比图 4(a)、5(a)、6(a) 可知, 随着温度的升高, 颈缩现象越来越明显, 说明温度的升高使塑性得到提高。对比图 3(a) 和 7(a)、图 6(a) 和 8(a) 可以看出, 冲击试样宏观断口的颈缩现象均比未冲击试样明显, 且温度越高颈缩现象越明显, 说明激光冲击强化对材料的拉伸性能有明显的提高。随着温度的升高, 拉伸性能逐渐提高。

20 °C 时未冲击试样断口显示出一定的断崖状[图 3(b)], 并伴随少量河流花样[图 3(c)]。利用高倍显微镜可以明显观察到, 晶面在断裂后产生了一定的滑移, 并有少量韧窝形成, 在韧窝旁出现解理台阶, 断口显示为脆性断裂, 如图 3(d) 所示。150 °C 时未冲击试样断口的颈缩现象比 20 °C 明显[图 4(a)], 出现了沙滩花样[图 4(b)]和微孔[图 4(c)]及更多的韧窝[图 4(d)], 韧窝外侧出现明显的撕裂棱, 韧窝边缘出现了可观察到的解理面, 断口特征显示为韧性断裂和脆性断裂的混合。

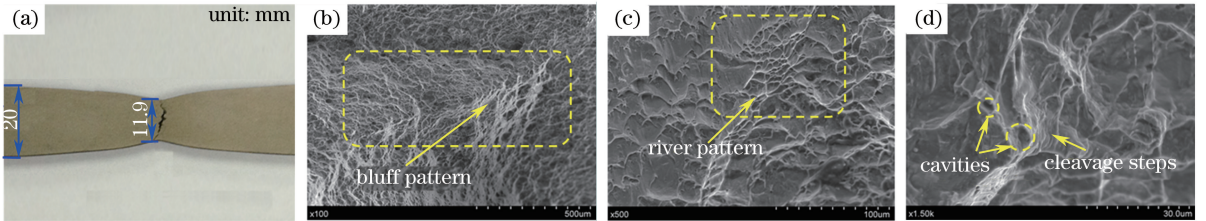


图 3 在 20 °C 时未冲击试样的拉伸后断口形貌。(a) 宏观形貌; (b) 断崖状; (c) 河流花样; (d) 解理台阶

Fig. 3 Tensile fracture morphology of unLSPed specimen at 20 °C. (a) Macro-morphology; (b) bluff pattern; (c) river pattern; (d) cleavage step

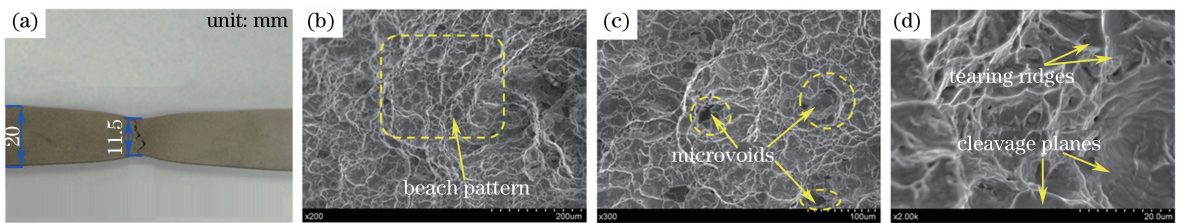


图 4 在 150 °C 时未冲击试样的拉伸后断口形貌。(a) 宏观形貌; (b) 沙滩花样; (c) 微孔; (d) 解理面和撕裂棱

Fig. 4 Tensile fracture morphology of unLSPed specimen at 150 °C. (a) Macro-morphology; (b) beach pattern; (c) microvoid; (d) cleavage plane and tearing ridge

当拉伸温度到达 250 °C 时, 如图 5(a) 所示, 试样的颈缩现象相比于图 3(a)、4(a) 更为明显, 图 5(b) 所示的沙滩花样充满整个图片。韧窝外侧出现较少的撕裂棱[图 5(d)], 有一定的准解理面形成, 属于准解理断裂, 属于混合断裂。当温度到达 350 °C 时, 如图 6(b) 所示, 出现大量的韧窝, 韧窝密度大大提高, 形成韧窝花样。图 6(c) 所示属于等轴韧窝, 一些大的等轴韧窝里分布着小韧窝[图 6(d)], 此时的断裂属于韧性断裂。对激光冲击强化试样的拉伸断口进行表征和分析, 20 °C 时冲击试样出现少量撕裂棱[图 7(b)], 同时有河流花样出现。对比相同温度下未冲击试样, 冲击试样出现更多的韧窝, 准解理面也更明显, 属于混合断裂。

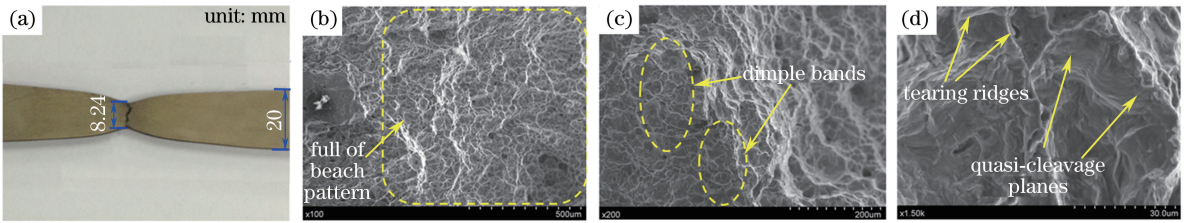


图 5 在 250 °C 时未冲击试样的拉伸后断口形貌。(a) 宏观形貌；(b) 沙滩花样；(c) 韧窝带；(d) 准解理面和撕裂棱  
 Fig. 5 Tensile fracture morphology of unLSPed specimen at 250 °C. (a) Macro-morphology; (b) beach pattern; (c) dimple band; (d) quasi-cleavage plane and tearing ridge

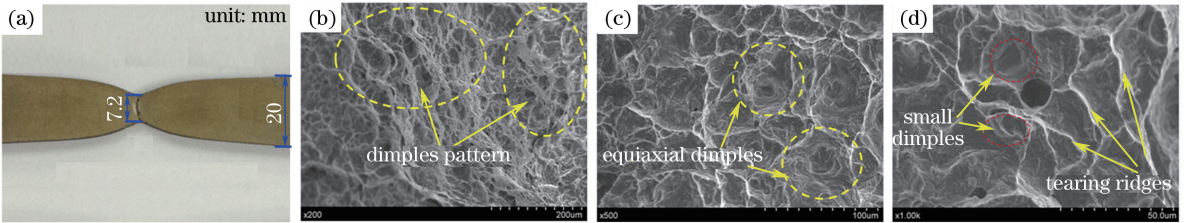


图 6 在 350 °C 时未冲击试样的拉伸后断口形貌。(a) 宏观形貌；(b) 韧窝花样；(c) 等轴韧窝；(d) 小韧窝  
 Fig. 6 Tensile fracture morphology of unLSPed specimen at 350 °C. (a) Macro-morphology; (b) dimples pattern; (c) equiaxial dimple; (d) small dimple

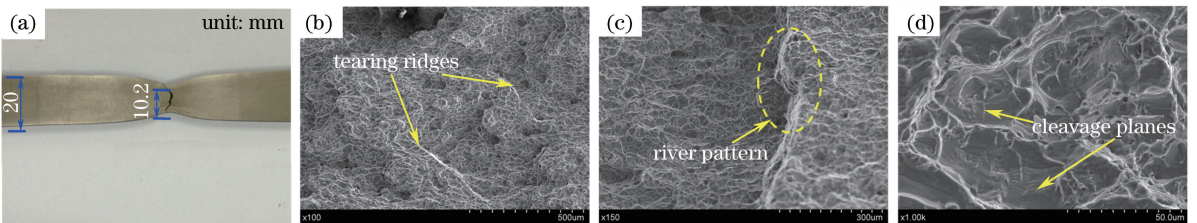


图 7 在 20 °C 时冲击试样的拉伸后断口形貌。(a) 宏观形貌；(b) 撕裂棱；(c) 河流花样；(d) 解理面  
 Fig. 7 Tensile fracture morphology of LSPed specimen at 20 °C. (a) Macro-morphology; (b) tearing ridge; (c) river pattern; (d) cleavage plane

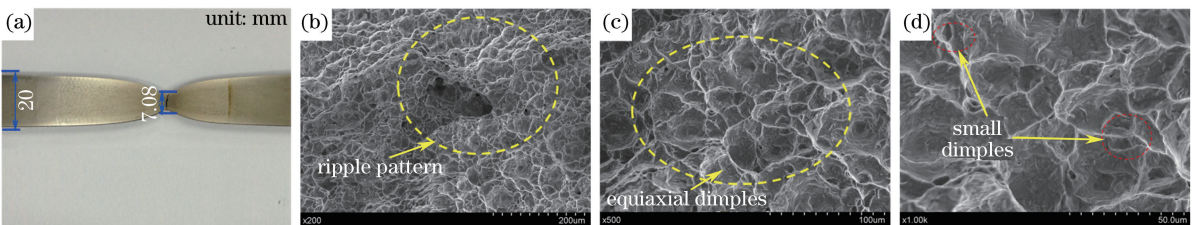


图 8 在 350 °C 时冲击试样的拉伸后断口形貌。(a) 宏观形貌；(b) 涟波花样；(c) 等轴韧窝；(d) 小韧窝  
 Fig. 8 Tensile fracture morphology of LSPed specimen at 350 °C. (a) Macro-morphology; (b) ripple pattern; (c) equiaxial dimple; (d) small dimple

在 350 °C 时,如图 8 所示,冲击试样的滑移分离急剧减少,代替的是韧窝的增多,并且在大韧窝里出现小韧窝[图 8(d)],伴有第二相粒子。与未冲击试样相比,断口收缩更加明显[图 8(a)],韧窝密度增加,深度变浅。出现了涟波花样[图 8(b)],表现出更好的塑性变形。利用扫描电子显微镜可以看到,随着温度的升高,TA2 工业纯钛的拉伸断裂形式呈现出从脆性断裂到混合断裂、再到韧性断裂的转变。这是因为温度对材料的屈服强度有较大影响,温度升高有利于激活位错源,促进位错滑移的进行,使材料发生塑性变形,从而提高材料韧性。温度降低,位错源激活受阻,难以产生较大的塑性变形,呈现出脆性。综上所述,在相同温度下,冲击试样都会比未冲击试样表现出更好的塑性,激光冲击强化对工业纯钛的拉伸力学性能有一定的提高。

### 3.3 断裂机制

工业纯钛是密排六方结构的多晶体材料,含有晶界、相界、夹杂物、空穴和不连续性沉淀等缺陷。密排六

方结构的金属塑性较差,在某些情形下会产生脆性断裂。以往的研究结果表明,温度对金属多晶材料的屈服强度有直接的影响<sup>[12-13]</sup>。工业纯钛主要是 $\alpha$ -Ti相,试验温度最高为350℃,并未超过相变温度。随着温度的增加,工业纯钛晶粒平均尺寸逐渐增大,晶粒的断裂面不在同一个平面上。随着温度的升高,颈缩现象越来越明显,工业纯钛微观形貌中韧窝密度变大,大韧窝中出现小韧窝,韧窝变小且均匀分布,深度变浅,解理面不明显,表现出明显的塑性断裂。图9所示为在20,150,250,350℃时激光冲击强化拉伸试样断口形貌。由图可知,温度升高有利于在冲击试样表层激活位错源,促进位错滑移进行,使工业纯钛发生塑性变形,进而提高韧性。表现为拉伸试样断面收缩率增大,韧窝密度增大、准解理面减少,出现等轴韧窝和第二相粒子。温度降低后,位错源激活受阻,难以产生较大的塑性变形,呈现出脆性。

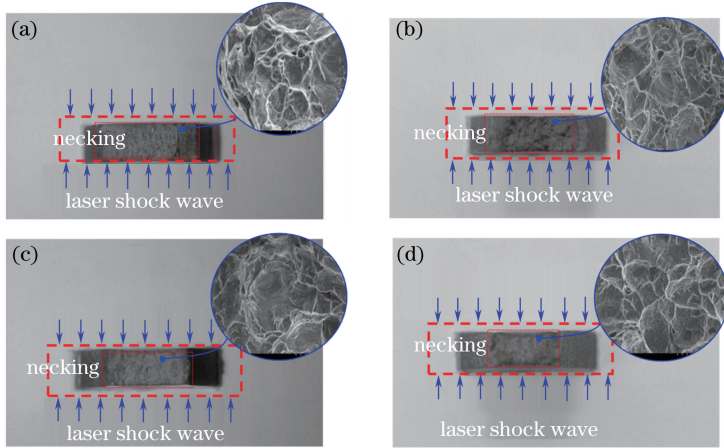


图9 不同温度下冲击试样的拉伸断口形貌。(a) 20℃;(b) 150℃;(c) 250℃;(d) 350℃

Fig. 9 Tensile fracture morphology of LSPed specimen under different temperatures.

(a) 20℃; (b) 150℃; (c) 250℃; (d) 350℃

## 4 结 论

对激光冲击强化TA2工业纯钛试样进行高温拉伸试验,验证温度和冲击强化对拉伸性能和断裂行为的影响,并通过微观分析的方法,研究金属材料断口形貌特征和断裂机制及其影响因素。研究发现,温度是影响TA2工业纯钛塑性的重要因素,并且在一定范围内呈现正相关变化;与未冲击试样相比,冲击强化显著提高了TA2工业纯钛的塑性;在相同温度下,冲击试样的拉伸断口颈缩现象比未冲击试样明显,断口形貌特征也显示出冲击试样具有更好的塑性。当工业纯钛的拉伸温度逐渐升高,试样的断裂性质发生转变,即断裂形式呈现出从室温时的脆性断裂到混合断裂、再到350℃韧性断裂的转变。激光冲击强化明显提高了工业纯钛的极限抗拉强度、断面收缩率和伸长率,但提高的幅度随着温度的升高而变小,其主要原因是激光冲击产生的孪晶界阻塞了位错运动。

## 参 考 文 献

- Chen Jun. Characters of titanium alloys and their applications in U.S. navy surface ships[J]. Rare Metals Letters, 2004, 23(12): 34-36.  
陈 军. 钛合金特点及其在美国海军中的应用[J]. 稀有金属快报, 2004, 23(12): 34-36.
- Qian Jiuhong. Application and development of new titanium alloys for aerospace[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2000, 24(3): 218-220.  
钱九红. 航空航天用新型钛合金的研究发展及应用[J]. 稀有金属, 2000, 24(3): 218-220.
- Gao Yukui. Residual compressive stress field in TC18 ultra strength titanium alloy by shot peening [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2004, 33(11): 1209-1212.  
高玉魁. TC18超高强度钛合金喷丸残余压应力场的研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2004, 33(11): 1209-1212.
- Zhu K Y, Vassel A, Brisset F, et al. Nanostructure formation mechanism of  $\alpha$ -titanium using SMAT [J]. Acta Materialia, 2004, 52(14): 4101-4110.

- 5 Kang D H, Kim T W. Mechanical behavior and microstructural evolution of commercially pure titanium in enhanced multi-pass equal channel angular pressing and cold extrusion[J]. *Materials & Design*, 2010, 31(2): 496-500.
- 6 Jin Mingyue. Tensile deformation behavior of fine-grained TC4 titanium alloy at high temperature[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2006.  
金明月. 细晶 TC4 钛合金升温拉伸变形行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2006.
- 7 Chen K, Zheng C, Yuan Z, *et al.* Deformation microstructures of austenitic stainless steel 2Cr13Mn9Ni4 under ultrafast strain rate by laser shock processing[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2013, 587(18): 244-249.
- 8 Lu J Z, Luo K Y, Zhang Y K, *et al.* Grain refinement mechanism of multiple laser shock processing impacts on ANSI 304 stainless steel[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(16): 5354-5362.
- 9 Zou Shikun, Gong Shuili, Guo Enming, *et al.* Laser peening of turbine engine integrally blade rotor [J]. *Chinese J Lasers*, 2011, 38(6): 0601009.  
邹世坤, 巩水利, 郭恩明, 等. 发动机整体叶盘的激光冲击强化技术[J]. 中国激光, 2011, 38(6): 0601009.
- 10 Luo Xinmin, Zhao Guangzhi, Zhang Yongkang, *et al.* Laser shock processing of Ti-6Al-4V and analysis of its microstructure response[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2012, 48(9): 1116-1122.  
罗新民, 赵广志, 张永康, 等. Ti-6Al-4V 激光冲击强化及其微结构响应分析[J]. 金属学报, 2012, 48(9): 1116-1122.
- 11 Nie Xiangfan, He Weifeng, Zang Shunlai, *et al.* Experimental study on improving high-cycle fatigue performance of TC11 titanium alloy by laser shock peening[J]. *Chinese J Lasers*, 2013, 40(8): 0803006.  
聂祥樊, 何卫锋, 臧顺来, 等. 激光喷丸提高 TC11 钛合金高周疲劳性能的试验研究[J]. 中国激光, 2013, 40(8): 0803006.
- 12 Chen Rong. Research of microstructures and tensile properties of Ti-43Al-9V-Y alloy under different heat treatment temperatures[J]. *Foundry Technology*, 2015, 36(8): 2015-2017.  
陈 蓉. Ti-43Al-9V-Y 合金在不同热处理条件下组织及拉伸性能研究[J]. 铸造技术, 2015, 36(8): 2015-2017.
- 13 Wang Cheng, Lai Zhilin, He Weifeng, *et al.* Effect of multi-impact on high cycle fatigue properties of 1Cr11Ni2W2MoV stainless steel subject to laser shock processing[J]. *Chinese J Lasers*, 2014, 41(1): 0103001.  
汪 诚, 赖志林, 何卫锋, 等. 激光冲击次数对 1Cr11Ni2W2MoV 不锈钢高周疲劳性能的影响[J]. 中国激光, 2014, 41(1): 0103001.