

# 激光沉积修复 TA15 钛合金断裂韧度研究

周松<sup>1</sup>, 查涛<sup>1</sup>, 回丽<sup>2</sup>, 王磊<sup>2</sup>, 安金岚<sup>2</sup>

(1. 沈阳航空航天大学 机电工程学院, 辽宁 沈阳 110136)

(2. 沈阳航空航天大学 航空制造工艺数字化国防重点学科实验室, 辽宁 沈阳 110136)

**摘要:** 采用激光沉积修复技术对预损伤 TA15 钛合金锻件进行修复, 研究基材、激光沉积试样、体修复试样以及面修复试样的断裂韧度。采用光学显微镜和扫描电子显微镜分析试样的微观组织、断裂表面以及纵截面形貌。结果表明: 基材呈现双态组织, 修复区呈现网篮组织, 热影响区表现为从双态组织到网篮组织的转变。激光沉积试样、体修复试样以及面修复试样的断裂韧度均低于基材, 分别达到基材的 73.7%、82.5%、84.6%。断裂韧度随屈强差的增大而增大, 当屈强差增大程度相同时, 修复试样断裂韧度的提高比基材更明显, 且激光沉积试样增加程度最显著。裂纹在双态组织中沿等轴状初生  $\alpha$  相和  $\beta$  转变组织之间扩展。体修复试样裂纹在热影响区中扩展, 面修复试样裂纹同时在双态组织、网篮组织以及热影响区组织扩展。

**关键词:** 激光沉积修复; 钛合金; 断裂韧度; 断口分析

中图分类号: TG146.23; TN249

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)07-2528-08

TA15 钛合金 (名义成分为 Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V) 是一种通用型高铝含量的近  $\alpha$  型钛合金, 兼有  $\alpha$  型和  $\alpha+\beta$  型钛合金的优点, 具有良好的热稳定性和焊接性能, 同时其室温和高温下的强度也较为优异, 长时工作温度可达 500 °C, 是一种重要的航空材料<sup>[1]</sup>。在实际制造和服役过程中, TA15 钛合金构件会因为意外和恶劣的工作环境造成损伤, 由此能够带来巨大经济效益的修复技术越来越多地引起研究人员的兴趣<sup>[2]</sup>。激光沉积修复技术 (laser deposited repair, LDR) 是以“离散+堆积”思想为基础, 以修复损伤零部件为目的, 结合激光熔覆和快速成型技术优点的新型修复工艺<sup>[3-5]</sup>, 具有热影响区小、修复区域和基体可以形成冶金结合以及实现缺损部位近净成型修复等优点<sup>[6,7]</sup>。

目前诸多学者对激光沉积修复钛合金进行了研究。Benjamin Graf 等<sup>[8]</sup>研究了 Ti-4Al-V 槽修复试样, 结果表明修复区与侧壁融合良好且没有观察到热着色。李小明等<sup>[9]</sup>通过研究 TC4 槽修复与面修复试样的组织与拉伸性能, 发现修复试样的抗拉强度高于锻件, 塑性低于锻件。王维等<sup>[10-12]</sup>研究了超声波和电磁搅拌对激光沉积修复的作用, 结果表明超声波使 BT20 钛合金的  $\alpha$  片层变短变粗、TA15 钛合金的抗拉强度和屈服强度提高, 电磁搅拌使 BT20 钛合金显微硬度增大、晶粒细化。许良等<sup>[13]</sup>通过研究激光沉积修复 TA15 锻件的疲劳性能, 发现修复件固溶时效后疲劳寿命高于退火

态修复件, 细小、取向更多的片层集束使裂纹更容易偏转。钦兰云等<sup>[14]</sup>针对 BT20 钛合金孔修复试样进行了研究, 结果表明修复件抗拉强度接近基体、韧性高于基体。卞宏友等<sup>[15]</sup>研究了预热对 TA15 钛合金沉积形貌和组织的影响, 认为基材预热可明显改善沉积质量。

然而, 目前的研究主要集中在激光沉积修复工艺以及修复后试样的组织、拉伸和疲劳性能, 对修复后试样力学性能研究不全面, 像面修复、体修复等修复后试样的组织与断裂韧度之间关系的认识仍然非常模糊。基于此, 本实验采用激光沉积修复技术对根据实际损伤特点预制缺陷的 TA15 钛合金锻件进行了修复, 并研究了不同修复方式材料微观组织对断裂韧度的影响, 为完善钛合金结构件损伤容限性能设计提供了参考。

## 1 实验

本实验基材为锻造 TA15 钛合金, 对合金进行去应力退火 (600 °C, 3 h)。针对 TA15 锻件的损伤特点, 将平面尺寸超差定义为面缺陷, 加强筋缺损定义为体缺陷, 分别对试样进行预制缺陷处理, 如图 1、2 所示。在沈阳航空航天大学构建的 LDM-800 系统上采用多层多道沉积方式修复试样, 激光沉积试样与面修复、体修复试样的工艺参数相同, 如表 1 所示。修复实验所用粉末为 TA15 球形粉末, 其化学成分如表 2 所示, 采用等离子旋转电极法制备。实验开始前将 TA15 金

收稿日期: 2020-08-20

基金项目: 国家自然科学基金 (51775355); 沈阳航空航天大学青年博士科研启动基金 (18YB05, 18YB55)

作者简介: 周松, 男, 1987 年生, 博士, 副教授, 沈阳航空航天大学机电工程学院, 辽宁 沈阳 110136, 电话: 024-89728640, E-mail: zhousong23@163.com

表 1 激光沉积修复工艺参数

Table 1 Laser deposited repaired process parameters

Spot diameter/mm	Laser power/kW	Scanning velocity/mm s <sup>-1</sup>	Powder feeding rate/g min <sup>-1</sup>	Scanning pitch/mm	Layer thickness/mm
2.5	1.7~2	5~7	2~4	2	0.7

表 2 TA15 钛合金粉末化学成分

Table 2 Chemical composition of TA15 Ti alloy powder (ω/%)

Al	Mo	Si	V	Zr	Fe	C	O	N	H	Ti
6.7	1.7	0.02	2.3	2.1	0.04	0.01	0.11	0.01	0.003	Bal.

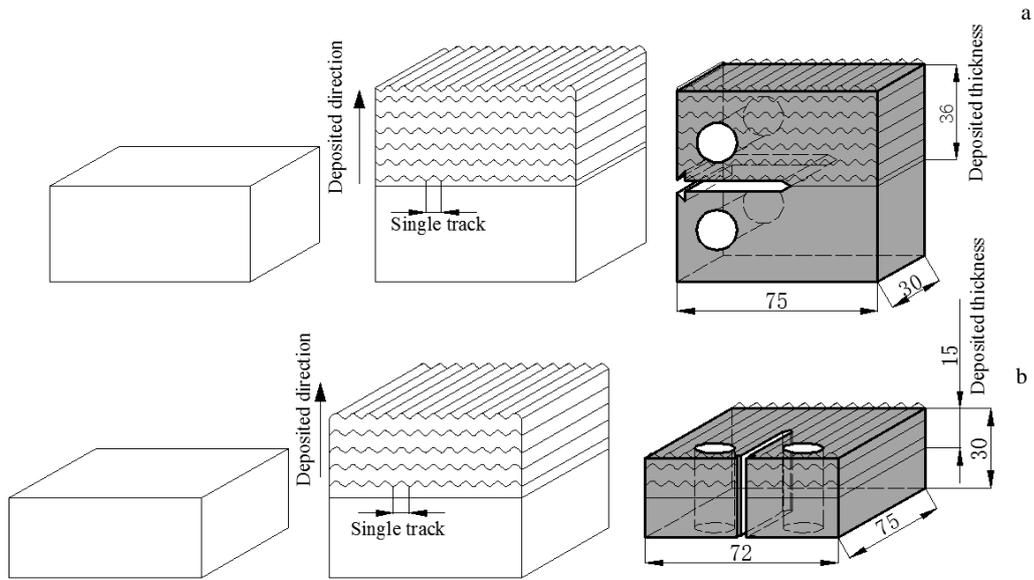


图 1 断裂韧度试样加工示意图

Fig.1 Processing schematic of fracture toughness specimens: (a) body-repaired and (b) surface-repaired

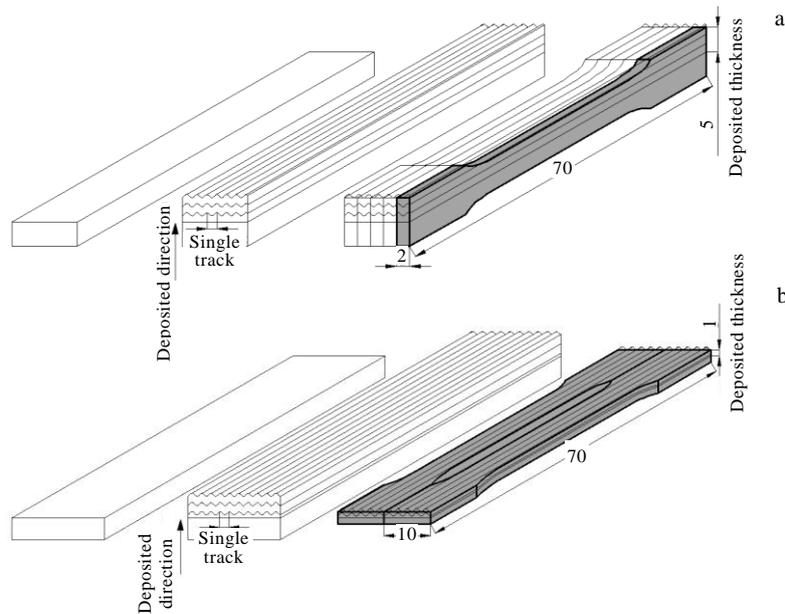


图 2 室温拉伸试样加工示意图

Fig.2 Processing schematic of room-temperature tensile specimens: (a) body-repaired and (b) surface-repaired

属粉末放置于烘箱内在 130 °C 下烘干 3 h, 以去除粉末中的水气, 避免在加工过程中产生缺陷。

根据《GB/T 4161-2007 金属材料平面应变断裂韧度  $K_{IC}$  试验方法》标准, 采用图 1 所示紧凑拉伸 C(T) 试样, 在室温空气环境下使用 MTS810-100 kN 电液伺服材料疲劳试验机分别对基材、激光沉积试样、体修复试样以及面修复试样进行断裂韧度试验, 每组 5 个试样求断裂韧度平均值, 部分试样断后整体形貌如图 3 所示。试验开始前测量试样初始尺寸, 包括厚度  $B$ 、宽度  $W$ , 预制疲劳裂纹并记录初始裂纹长度  $a$ 。根据《GB/T 228.1-2010 金属材料 拉伸试验 第 1 部分: 室温试验方法》标准, 采用图 2 所示试样, 在室温空气环境下使用 INSTRON5982 双立柱落地式万能材料试验机进行室温拉伸试验, 每组 5 根试样求抗拉强度和

屈服强度平均值, 部分试样断后整体形貌如图 4 所示。使用 OLYMPUS GX51 光学显微镜和 Zeiss ULTRA 55 型场发射扫描电子显微镜(scanning electronic microscope, SEM)观察基材和修复试样的微观组织、断裂表面以及纵截面形貌。

## 2 实验结果

### 2.1 不同修复方式实验结果

TA15 钛合金基材、激光沉积试样、体修复试样与面修复试样室温拉伸试验结果如表 3 所示, 断裂韧度试验结果如表 4 所示。由表 3 所示的室温拉伸结果可知, 激光沉积试样、体修复试样以及面修复试样的抗拉强度与屈服强度均高于基材, 同时由图 5a 可知, 基材与修复区之间无明显缺陷, 表明激光沉积修复件基

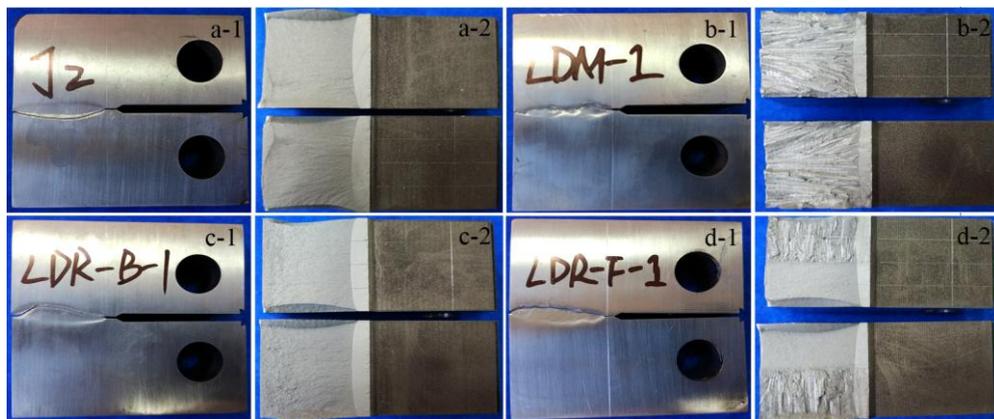


图 3 断裂韧度试样断裂后整体形貌

Fig.3 Overall morphologies of fractured samples for fracture toughness: (a) substrate, (b) laser deposited, (c) body-repaired, and (d) surface-repaired

体和修复区具有致密的冶金结合<sup>[16]</sup>。以 TA15 钛合金基材的断裂韧度作为不同修复方式试样断裂韧度性能优异的基准, 对比不同修复类型试样的断裂韧度可以发现, 激光沉积试样、体修复试样与面修复试样的断裂韧度分别达到基材的 73.7%、82.5%、84.6%。激光沉积试样断裂韧度数据分散性较大, 而基材、体修复试样和面修复试样的分散性均在同一数量级范围内。

### 2.2 修复试样显微组织

如图 5a 所示, 激光沉积修复 TA15 钛合金显微组织由 3 部分组成: 修复区(A 区)、热影响区(B 区)和基体(C 区), 这是由激光沉积过程中的热输入量比较集中且快速冷却导致的。基体呈现双态组织, 由等轴状初生  $\alpha$  相和含片状  $\alpha$  相的  $\beta$  转变基体组成(图 5b)。热影响区的组织较为复杂, 既有等轴状初生  $\alpha$  相和片状



图 4 室温拉伸试样断裂后整体形貌

Fig.4 Overall morphologies of fractured samples for RT tension: (a) substrate, (b) laser deposited, (c) body-repaired, and (d) surface-repaired

表3 激光沉积修复TA15钛合金室温拉伸性能

Table 3 Room-temperature tensile properties of laser deposited repaired TA15 titanium alloy

Type of sample	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa
Substrate	991	956
Laser deposited	1108	1046
Body-repaired	1019	976
Surface-repaired	1048	983

表4 激光沉积修复TA15钛合金断裂韧度

Table 4 Fracture toughness of laser deposited repaired TA15 titanium alloy

Type of sample	Average of $K_{IC}/MPa\ m^{1/2}$	Standard deviation of $K_{IC}/MPa\ m^{1/2}$
Substrate	94.69	4.65
Laser deposited	73.74	12.81
Body-repaired	78.11	4.11
Surface-repaired	80.14	4.53

$\alpha$ 相,又含有少量的针状 $\beta$ 相,等轴晶呈现出不同程度的粗化。整个热影响区呈现出基体的双态组织到激光修复区网篮组织相态的渐变<sup>[17]</sup>(图5c)。激光修复区贯穿多个沉积层外延生长的粗大原始 $\beta$ 柱状晶,其内部具有十分细小的 $\alpha/\beta$ 网篮状片层组织,片层组织粗化不同,且片层集束取向随机<sup>[18]</sup>(图5d)。

2.3 不同修复方式断裂韧度试验断口形貌

从图6所示的试样断口宏观形貌可以看出,所有试样均从缺口处产生裂纹,裂纹扩展方向(crack

propagation direction, CPD)垂直于试样加载方向。图6a所示的基材的断口较为平整光滑,图6b所示的激光沉积试样断口有许多小的台阶面,断面整体凹凸不平,存在许多微孔,具有明显激光沉积特征。如图6c

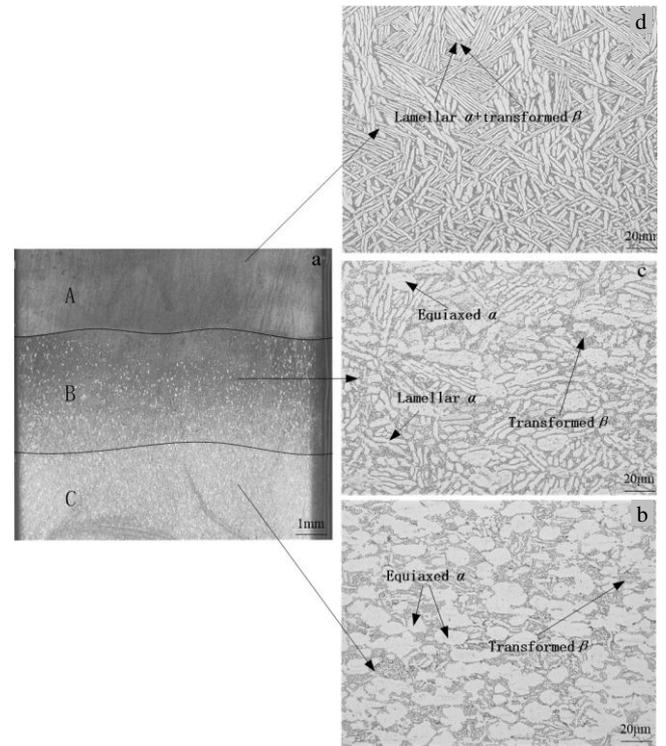


图5 激光沉积修复TA15钛合金显微组织  
Fig.5 Microstructures of laser deposited repaired TA15 alloy: (a) macrostructure; (b) substrate; (c) heat affected zone; (d) repaired zone

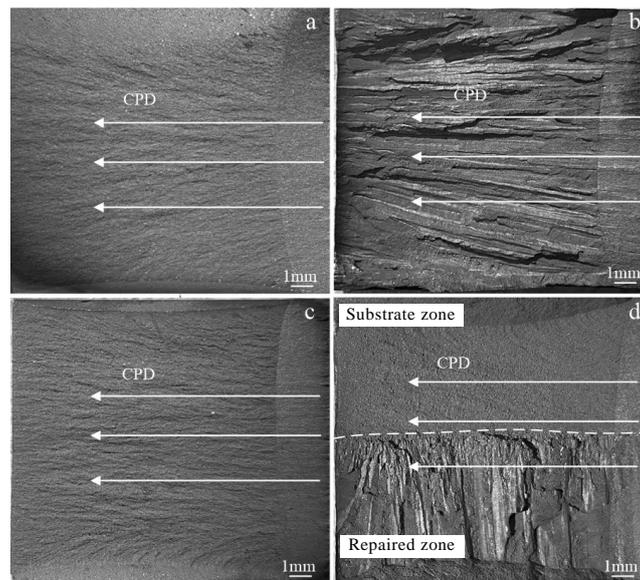


图6 断裂韧度试样宏观形貌

Fig.6 Fracture macro morphologies of fracture toughness samples: (a) substrate, (b) laser deposited, (c) body-repaired, and (d) surface-repaired

所示，体修复断口形貌较为规则，表面呈灰暗色、无金属光泽，纤维区所占比例较少。如图 6d 所示，面修复断口形貌中可以观察到明显的分界线，基材区较为平整，修复区呈现出类似激光沉积试样的断口形貌，断面凹凸不平。

如图 7a 所示，基材瞬断区由大量等轴韧窝组成，韧窝密而且深，还存在许多微孔，是典型的韧窝延性断口；图 7b 所示的激光沉积试样瞬断区呈现出沿列状枝晶方向排布的韧窝，韧窝小而浅。在图 7c 中，体修复瞬断区断口形貌介于基材与激光沉积试样之间，有明显的韧窝，且韧窝大小分布不均匀。面修复试样瞬断区的整体形貌如图 8a 所示，可以明显看出虚线两侧形貌不同。上侧为激光沉积修复区，有许多小的台阶面，断面整体凹凸不平；下侧为基材区，断口平整，韧窝分布均匀。面修复试样修复区和基材区放大后瞬

断区断口分别如图 8b、8c 所示。较基材而言，激光沉积修复区的韧窝小而浅，且分布不均匀，说明激光沉积修复的塑性较基材差。

### 3 分析与讨论

#### 3.1 屈强差对断裂韧度的影响

基材、激光沉积试样、体修复试样以及面修复试样的室温拉伸试样和断裂韧度试样均在相邻位置取样，试验数据一一对应，研究断裂韧度  $K_{IC}$  与屈强差  $\Delta\sigma$  (抗拉强度  $\sigma_b$  与屈服强度  $\sigma_{0.2}$  的差值) 的关系，结果如图 9 所示，均呈现如式(1)所示的线性关系。

$$K_{IC} = k\Delta\sigma + b \tag{1}$$

对于基材、激光沉积试样、体修复试样以及面修复试样断裂韧性和屈强差的回归方程分别如下：

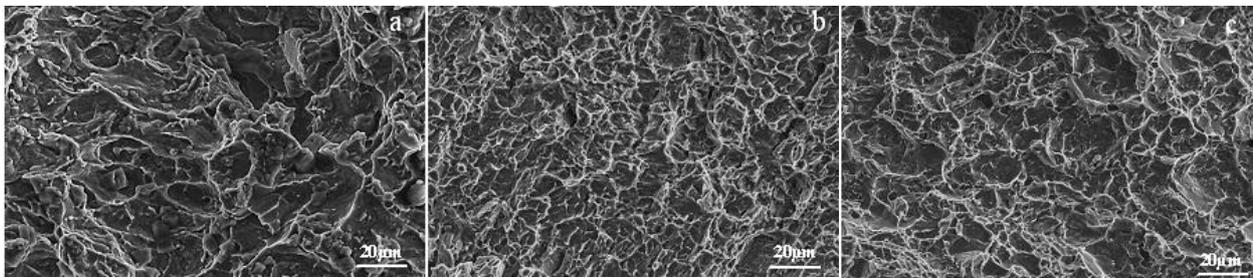


图 7 断裂韧度试样瞬断区断口形貌

Fig.7 Fracture morphologies of instantaneous fracture zone of fracture toughness samples: (a) substrate, (b) laser deposited, and (c) body-repaired

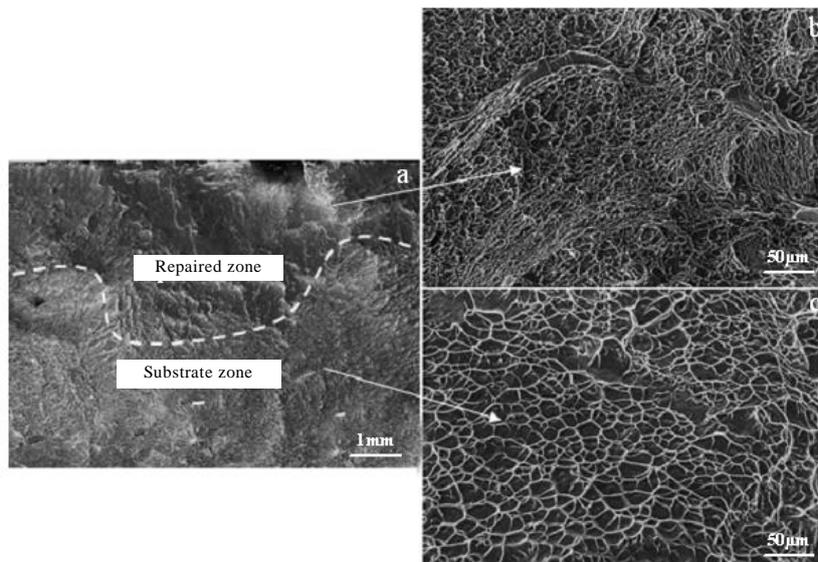


图 8 面修复断裂韧度试样瞬断区断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of instantaneous fracture zone of surface-repaired fracture toughness samples: (a) overall morphology; (b) repaired zone, and (c) substrate zone

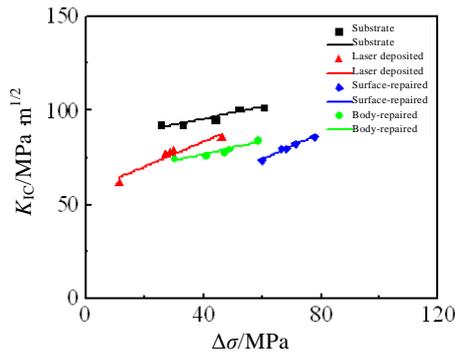


图 9 断裂韧性  $K_{IC}$  与屈服差  $\Delta\sigma$  的关系

Fig. 9 Relationship between fracture toughness  $K_{IC}$  and proof-ultimate strength difference  $\Delta\sigma$

$$K_{IC} = 0.32\Delta\sigma + 82.93 \quad (2)$$

$$K_{IC} = 0.95\Delta\sigma + 46.54 \quad (3)$$

$$K_{IC} = 0.34\Delta\sigma + 62.97 \quad (4)$$

$$K_{IC} = 0.69\Delta\sigma + 32.52 \quad (5)$$

很明显, 断裂韧性  $K_{IC}$  随屈服差  $\Delta\sigma$  的增大而增大, 且系数  $k$  越大, 表明屈服差增大对断裂韧性的提高效果越明显。由式(2)、(3)、(4)、(5)可知, 当增大相同的屈服差时, 激光沉积试样、体修复试样以及面修复试样断裂韧性的提高比基材更显著。屈服差  $\Delta\sigma$  本质上是材料在塑性变形后、断裂前依靠形变硬化使材料强度增加的数值<sup>[19]</sup>, 数值越大, 说明材料在塑性变形后形变硬化能力越强。同时, 屈服差的增加有利于应力在某些应力集中部位的重新分布, 进一步降低脆性断裂发生的可能性。

### 3.2 显微组织对断裂韧度的影响

影响金属材料平面断裂韧度的因素有: 合金成分、显微组织、应变速率以及环境因素。本研究中所使用的钛合金粉末材料是确定的, 且合金成分分布均匀, 同时在室温环境下使用相同应变速率进行试验, 所以不同修复方式的试样断裂韧度的差异主要与试样的显微组织有关。不同修复方式下的 TA15 钛合金断裂韧度试样断裂后, 将断口沿纵截面切开, 观察裂纹扩展路径。

如图 10 所示,  $\alpha$  相为密排六方结构(hcp),  $\beta$  相为体心立方结构(bcc), 晶体结构的不同导致  $\alpha$  相和  $\beta$  相的变形能力存在差异,  $\beta$  相更容易发生滑移变形, 导致裂纹萌生。当裂纹扩展方向与  $\alpha/\beta$  集束位向一致时,  $\alpha/\beta$  相界面的结合能较弱, 裂纹沿着  $\alpha/\beta$  相界面扩展(图 11b 中 II)。当裂纹遇到不同位向的  $\alpha/\beta$  集束时, 由于  $\alpha$  相和  $\beta$  相的强度较高, 裂纹前沿难以穿过  $\alpha/\beta$  集束, 在应力的作用下, 裂纹前沿在集束边界发生剧烈的塑性变形, 扩展方向发生偏转(图 11b 中 III), 消耗更多能量。然而, 晶粒变形的不协调和不同位向集

束的交界处发生滑移堵塞, 导致塑性降低。不同位向的集束导致裂纹以曲折的路径扩展, 但网篮组织的塑性又低于双态组织, 导致激光沉积试样的断裂韧性低于基材, 即塑性比曲折的扩展路径更有效地主导了网篮组织的断裂韧性。

在钛合金双态组织中,  $\beta$  转变基体的强度低于等轴状初生  $\alpha$  相<sup>[20]</sup>, 使得基体中裂纹萌生于  $\beta$  转变组织中的片状  $\alpha$  相界面或者等轴状初生  $\alpha$  相晶界处。由于等轴状初生  $\alpha$  相具有高的位错密度, 可以起到阻碍裂纹萌生的效果, 这也导致其塑性较好。如图 11a 中 I 所示, 裂纹萌生后, 主要沿着等轴状初生  $\alpha$  相和  $\beta$  转变基体之间扩展。

如图 11c 所示, 体修复试样中的裂纹在热影响区中扩展。裂纹沿着等轴状初生  $\alpha$  相(VII)和片状  $\alpha$  相(IV)以及  $\beta$  转变组织(VI)扩展, 同时还有少量的二次裂纹(V), 消耗更多的能量, 导致体修复试样的断裂韧性高于激光沉积试样。如图 11d、11e、11f 所示, 面修复试样中的裂纹扩展区域的组织较为复杂, 包含基材部分的双态组织、修复区的网篮组织以及热影响区的组织。裂纹在扩展过程中, 同时经过双态组织、网篮组织以及热影响区组织。裂纹经过双态组织部分时沿晶扩展(VIII), 扩展路径比较平缓; 经过热影响区部分时, 沿着等轴状初生  $\alpha$  相(IX)和片状  $\alpha$  相(X)扩展; 经过网篮组织时, 裂纹扩展过程中遇到取向不同的  $\alpha/\beta$  集束时, 裂纹会发生偏转并沿着  $\alpha/\beta$  集束的边界(XI)扩展。在这 3 部分组织的共同作用下, 面修复试样的断裂韧性高于激光沉积试样和体修复试样, 低于基材。

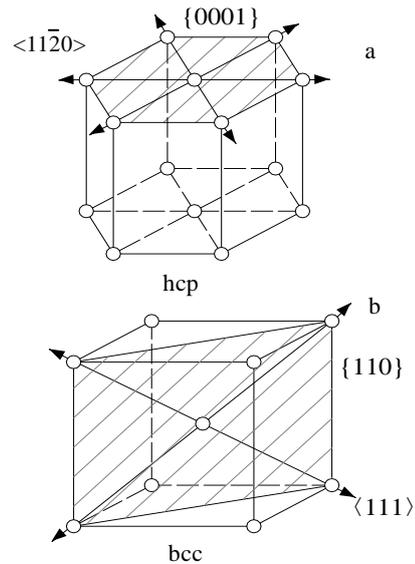


图 10 密排六方结构和体心立方结构的滑移系  
Fig.10 Slip system of hexagonal close-packed (a) and body-centered cubic (b)

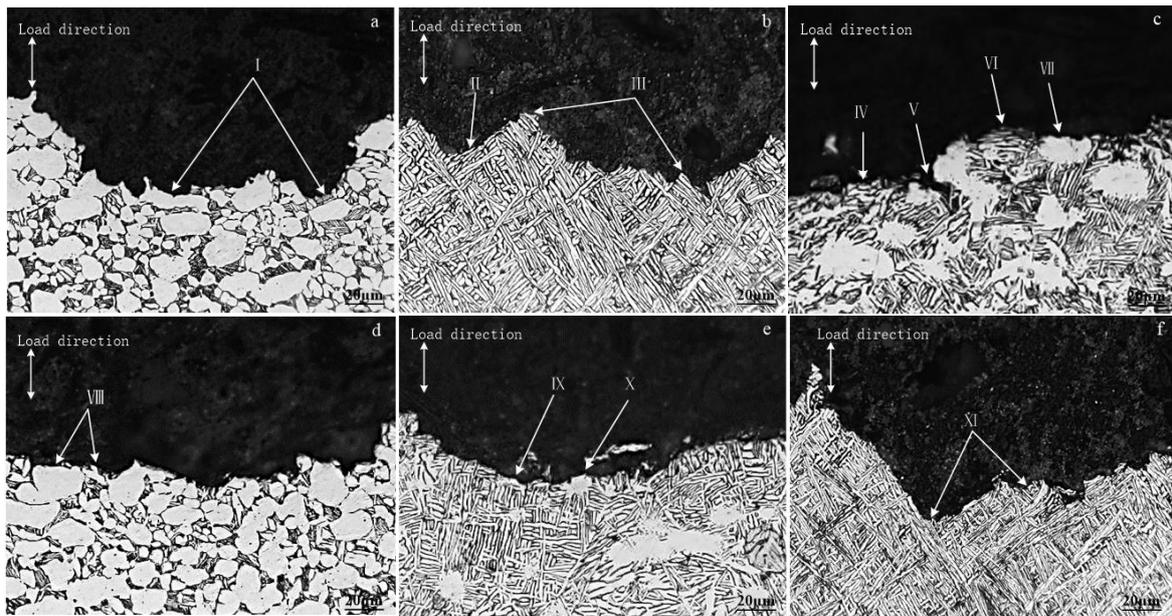


图 11 断裂韧性试样裂纹扩展路径

Fig. 11 Local crack propagation routes of fracture toughness samples: (a) substrate, (b) laser deposited, (c) body-repaired, (d) substrate zone of surface-repaired, (e) heat affected zone of surface-repaired, and (f) repaired zone of surface-repaired

## 4 结 论

1) 激光沉积试样、体修复试样与面修复试样的断裂韧性分别达到基材的 73.7%、82.5%、84.6%。激光沉积试样断裂韧性数据分散性较大，而基材、体修复试样和面修复试样的分散性均在同一数量级范围内。

2) 断裂韧性  $K_{IC}$  随屈服差  $\Delta\sigma$  的增大而增大，当增大相同的屈服差时，激光沉积试样、体修复试样以及面修复试样断裂韧性的提高比基材更显著。

3) 双态组织中裂纹沿着等轴状初生  $\alpha$  相和  $\beta$  转变基体之间扩展，体修复试样裂纹在热影响区中沿着等轴状初生  $\alpha$  相和片状  $\alpha$  相以及  $\beta$  转变组织扩展。面修复试样裂纹扩展路径同时经过双态组织、网篮组织以及热影响区组织。

### 参考文献 References

[1] Zhao Yan(赵 严), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Wang Tao(王 涛) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(5): 885

[2] Paydas H, Mertens A, Carrus R et al. *Materials & Design*[J], 2015, 85(15): 497

[3] Yang Guang(杨 光), Wang Wei(王 维), Qin Lanyun(钦兰云) et al. *High Power Laser and Particle Beams*(强激光与粒子束)[J], 2013, 25(10): 2723

[4] Zhang Kai(张 凯), Liu Weijun(刘伟军), Shang Xiaofeng(尚

晓峰) et al. *Tool Engineering*(工具技术)[J], 2005, 39(5): 3

[5] Li Z, Li J, Liu J et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 657: 278

[6] Li Guihua(李桂花), Zou Yong(邹 勇), Zou Zengda(邹增大) et al. *High Power Laser and Particle Beams*(强激光与粒子束)[J], 2012, 24(11): 2735

[7] Shen Longguang(沈龙光), Zhang Qingmao(张庆茂), Song Jie(宋 杰). *High Power Laser and Particle Beams*(强激光与粒子束)[J], 2009, 21(11): 1628

[8] Benjamin Graf, Andrey Gumenyuk, Michael Rethmeier. *Physics Procedia*[J], 2012, 39: 376

[9] Li Xiaoyu(李小玉), Jin Zhenzhe(金振哲). *Applied Laser*(应用激光)[J], 2016, 36(3): 281

[10] Wang Wei(王 维), Guo Pengfei(郭鹏飞), Yang Guang(杨 光) et al. *Infrared and Laser Engineering*(红外与激光工程)[J], 2014, 43(8): 2453

[11] Wang Wei(王 维), Li Xinyu(李新宇), Yang Guang(杨 光) et al. *Infrared and Laser Engineering*(红外与激光工程)[J], 2015, 44(12): 3559

[12] Wang Wei(王 维), Liu Qi(刘 奇), Yang Guang(杨 光) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(1): 194

[13] Xu Liang(许 良), Huang Shuangjun(黄双君), Wang Lei(王磊) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(7): 1943

- [14] Qin Lanyun(钦兰云), Yang Guang(杨光), Wang Wei(王维) *et al. High Power Laser and Particle Beams(强激光与粒子束)*[J], 2014, 26(2): 300
- [15] Bian Hongyou(卞宏友), Lei Yang(雷洋), Li Ying(李英) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2016, 26(2): 310
- [16] Wang Wei(王维), Li Xinjue(李辛觉), Zhao Shuo(赵朔) *et al. Chinese Journal of Rare Metals(稀有金属)*[J], 2019, 43(10): 1047
- [17] Xing Rufei(邢如飞), Xu Xingyuan(许星元), Huang Shuangjun(黄双君) *et al. Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2018, 46(12): 144
- [18] Qin Lanyun(钦兰云), Bian Hongyou(卞宏友), Yang Guang(杨光) *et al. High Power Laser and Particle Beams(强激光与粒子束)*[J], 2014, 26(8): 307
- [19] Zhang Wangfeng(张旺峰), Cao Chunxiao(曹春晓), Li Xingwu(李兴无) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2005, 34(4): 549
- [20] Kokuoz B Y, Kosaka Y, Rack H J *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2005, 14(6): 773

## Fracture Toughness Properties of Laser Deposited Repaired TA15 Titanium Alloy

Zhou Song<sup>1</sup>, Zha Tao<sup>1</sup>, Hui Li<sup>2</sup>, Wang Lei<sup>2</sup>, An Jinlan<sup>2</sup>

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

(2. Key Laboratory of Fundamental Science for National Defense of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

**Abstract:** The technology of laser deposited repair was used to repair TA15 alloy forgings, and the fracture toughness of substrate, laser deposited sample, body-repaired sample and surface-repaired sample were investigated. Microstructure, fracture surface and longitudinal section morphology of sample were examined by OM and SEM. The results show that the substrate presents duplex microstructure, the repaired zone presents basket weave microstructure, and the heat-affected zone shows continuous microstructure transition from duplex microstructure to basket weave microstructure. The fracture toughness of laser deposited sample, body-repaired sample and surface-repaired sample are lower than that of substrate, which are 73.7%, 82.5% and 84.6% of substrate, respectively. The fracture toughness increases with the increase of the proof-ultimate strength difference. When the increase of the proof-ultimate strength difference is the same, the fracture toughness of repaired samples increases more significantly than that of substrate, and the increase of the laser deposited sample is the most significant. The cracks propagate along the equiaxed primary  $\alpha$  phase and  $\beta$  transformation matrix in the duplex microstructure. The cracks of body-repaired sample expand in the heat affected zone, and the cracks of surface-repaired sample simultaneously expand in duplex microstructure, basket weave microstructure and microstructure of heat affected zone.

**Key words:** laser deposited repair; titanium alloy; fracture toughness; fracture analysis

---

Corresponding author: Zhou Song, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical and Electrical Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, Tel: 0086-24-89728640, E-mail: zhousong23@163.com