

点式锻压激光修复 TA15 钛合金锻件的组织与性能

席明哲*, 周昊阳, 陈帅, 崔广发, 程焜, 张晟伟

燕山大学先进锻压成形技术与科学教育部重点实验室, 河北 秦皇岛 066004

摘要 采用由点式锻压和激光修复组成的点式锻压激光修复(PF-LR)技术对 TA15 钛合金锻件进行修复。研究了 PF-LR TA15 钛合金锻件的组织,测试了具有不同修复体积分数(修复区体积与拉伸试样体积之比)的 PF-LR TA15 钛合金的拉伸力学性能。结果表明,PF-LR 区内的 TA15 钛合金等轴晶的平均晶粒尺寸约为 200 μm ,等轴晶内部微观组织为网篮组织+ β 转变组织。PF-LR TA15 钛合金修复区的屈服强度、抗拉强度及塑性比锻造退火态 TA15 钛合金的航空拉伸力学性能的下限标准分别提高了 20.5%、23.3%及 93.7%。含 10%、30%及 50%修复体积分数的 PF-LR TA15 钛合金锻件的屈服强度、抗拉强度和塑性均超过锻造退火态 TA15 钛合金的航空拉伸力学性能标准,且 PF-LR 体积分数越高,PF-LR TA15 钛合金锻件的屈服强度、抗拉强度和塑性也相应越高。讨论了含不同修复体积分数的 PF-LR TA15 钛合金锻件拉伸力学性能提高的原因。根据拉伸断口形貌特点,分析了 PF-LR TA15 钛合金锻件的拉伸断裂行为。

关键词 激光技术; 点式锻压; 激光修复; TA15 钛合金; 显微组织; 拉伸性能

中图分类号 TG132.3

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.1002103

1 引言

“锻造+机械加工”作为传统的航空钛合金结构件制造方法,不仅工艺复杂、工艺难度大、制造设备要求高,且材料利用率极低,用于制造钛合金结构件时成本很高、生产周期很长^[1]。与将在零件服役过程中局部结构受损的航空钛合金结构件报废相比,采用修复技术,使结构件能够重新服役,对于大幅度节约成本,减少对航空钛合金结构件的备件需求,提升飞机、航空发动机的快速重新装备能力,无疑具有十分重要的实际意义^[2-3]。

传统的金属零件激光修复^[4-7]的技术原理为:以受损金属零件为基体,在受损金属零件局部结构的 CAD 数字模型分层切片数据驱动下,计算机数控系统通过逐层添加激光熔化/快速凝固金属材料,快速恢复金属零件局部损伤结构的几何特性和零件的服役性能。赵庄等^[8]采用激光修复技术对 TC4 和 Ti17 两种钛合金锻件进行修复,由于激光修复区内

的定向凝固组织和钛合金锻件基体的等轴组织不一致,以及两种组织间显著的力学性能差异,激光修复的钛合金锻件无法满足恶劣航空服役条件对钛合金结构件的力学性能要求^[9-10]。Zhu 等^[11]在 TC11 钛合金锻件上进行激光增材制造,由于 TC11 钛合金锻造工艺与激光增材工艺过程不同,基于增材制造和锻造复合成形的 TC11 钛合金零件内部各处组织不一致,大幅度降低了复合成形的 TC11 钛合金零件的塑性。何晓娣^[12]采用与文献^[11]中相同的方法,研究了基于钛合金锻材的激光复合制造 TA15 钛合金零件的组织与性能,取得了与文献^[11]类似的研究结果。

本文将由点式锻压与激光修复组成的点式锻压激光修复(PF-LR)技术用于钛合金锻件的修复。研究不同修复区体积分数对 PF-LR TA15 钛合金锻件拉伸力学性能的影响,分析 PF-LR TA15 钛合金锻件的拉伸断裂行为和机理,以期 PF-LR 钛合金锻件未来工业化应用提供理论基础。

收稿日期: 2020-08-28; 修回日期: 2020-09-09; 录用日期: 2020-10-26

基金项目: 国家自然科学基金(51875502)

* E-mail: ximingzhe@ysu.edu.cn

2 实验方法

PF-LR 的技术原理如图 1 所示。在 TA15 钛合金锻件进行 PF-LR 过程中,先采用 LR 技术在 TA15 钛合金锻件上表面上增材制造厚度为 0.5 mm 的

TA15 钛合金激光熔覆层,如图 1(a)所示;然后再采用 PF 技术,在计算机的控制下,沿 TA15 钛合金激光熔覆层的上表面逐点冷锻,如图 1(b)所示。整个 PF-LR 过程中,LR 和 PF 过程反复交替进行,直至整个 TA15 钛合金锻件修复过程完成。

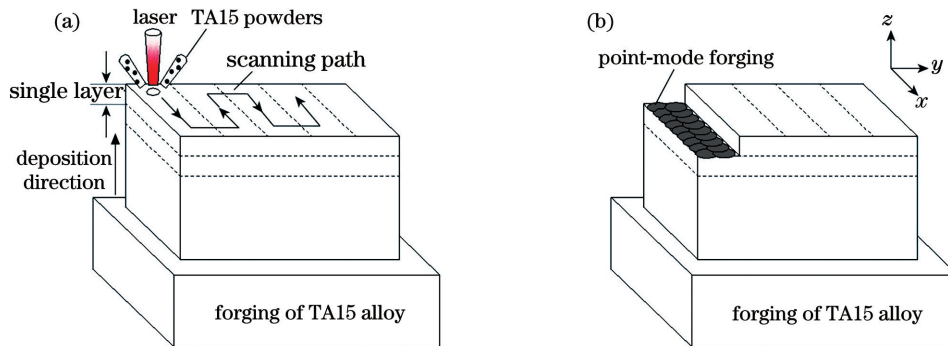


图 1 PF-LR 技术过程示意图。(a) LR;(b) PF

Fig. 1 Schematic of PF-LR technology. (a) LR; (b) PF

PF-LR TA15 钛合金锻件的实验在实验室自建的 PF-LR 系统上完成。系统主要包括 3300W 光纤激光器、四轴数控激光成形和点式冷锻机、3 路同轴

送粉头、德国进口 Kugler 反射聚焦铜镜(焦长为 150 mm,点式压头直径为 3 mm)。LR TA15 钛合金锻件的工艺参数如表 1 所示。

表 1 LR TA15 钛合金锻件的工艺参数

Table 1 Process parameters of the LR TA15 alloy

Laser power /W	Scanning velocity / (mm·s ⁻¹)	Diameter of the laser spot /mm	Overlapping ratio /%	Increment in height direction for each layer /mm	Power feed rate / (g·min ⁻¹)
1500	2	3	30	0.5	8

PF 工艺参数为:压下量为 0.2 mm、点式锻压搭接率为 20%。以相同的 PF-LR 工艺参数分别在 3 个尺寸为 80 mm×20 mm×6 mm 的 TA15 钛合金锻件表面上制备尺寸分别为 45 mm×12 mm×6 mm、45 mm×12 mm×4 mm、45 mm×12 mm×

2 mm 的 PF-LR TA15 钛合金修复区。如图 2 所示,用线切割方式依次分别从上述 PF-LR TA15 钛合金锻件中切出修复区体积分数为 10%、30%、50% 的拉伸试样各 3 个。修复材料采用等离子旋转电极法制备的 TA15 钛合金粉末,平均粒径约为 150 μm。

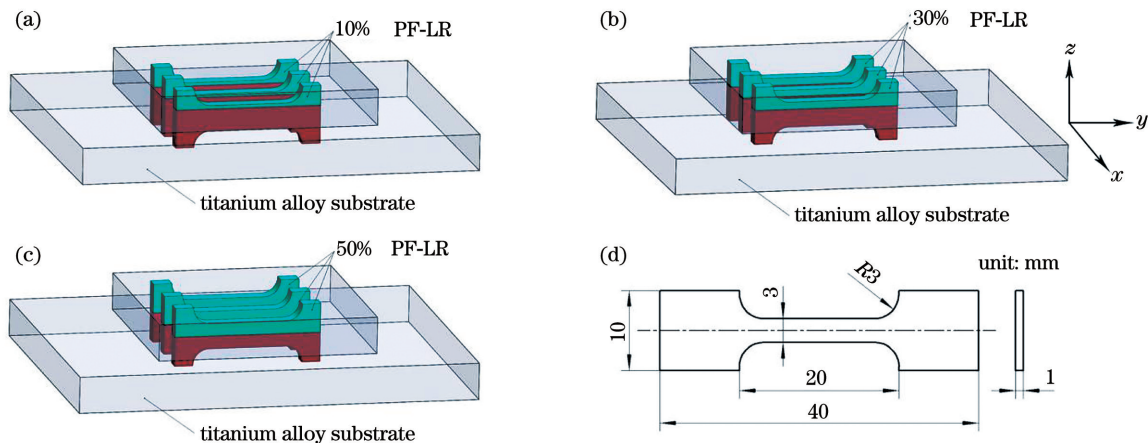


图 2 含 10%、30% 和 50% PF-LR 体积分数的拉伸试样取样示意图和拉伸试样尺寸

Fig. 2 Sampling schematic of the tensile specimen containing 10%, 30%, and 50% PF-LR volume fraction and geometric size of tensile specimen

TA15 钛合金锻件的 PF-LR 过程在惰性保护气氛箱内进行,采用进口的线氧分析仪实时观测和控制惰性气氛保护箱内的氧体积分数始终小于 80×10^{-6} 。腐蚀剂采用 Kroll 试剂(体积比 $R_{HF} : R_{HNO_3} : R_{H_2O} = 1 : 6 : 7$)。光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)组织分析和拉伸断口形貌分别在 Axiovert 200 MAT 金相显微镜和 S3400 型扫描电镜上进行。拉伸力学性能在 Insekt100 Table 试验机上进行,应变速率为 $8.6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。用 FM-ARS9000 型 Vickers 硬度计测试显微硬度,载荷为 200 g,时间为 20 s。

3 实验结果

3.1 显微组织

图 3(a)为 PF-LR TA15 钛合金锻件 yz 截面的 OM 像,可以看出,锻件由修复区(RZ)、热影响区(HAZ)、锻件基体(WSZ)组成。图 3(b)为图 3(a)中 RZ 的放大 OM 像。从图 3(a)和(b)可以看出,RZ 中等轴晶的晶粒尺寸细小、均匀,平均晶粒尺寸约为 $200 \mu\text{m}$ 。采用传统 LR 技术修复钛合金锻件,其 RZ 中的组织为定向凝固的粗大柱状晶组织,力学性能具有各向异性^[13-15]。本文采用 PF-LR 技术对 TA15 钛合金锻件进行修复,在 PF-LR 过程中,由于 PF 使 LR TA15 钛合金发生塑性冷变形,交替进行 LR,当激光束在 PF 冷变形 TA15 钛合金上表面扫描时,在熔池热影响区中高温区间(高于 TA15 钛合金 β 转变温度)的热作用下,PF 冷变形 TA15 钛合金在短时间内发生静态再结晶,层层 PF-LR 生长,最终得到由等轴晶组成的 RZ。

RZ 中等轴晶内部的显微组织如图 3(c)所示,可以看出,该显微组织由网篮组织+ β 转变组织组成,其形成与交替进行 LR 过程中,激光熔池热影响区中的高温区间(高于 TA15 钛合金 β 转变温度)和中低温区间(低于 TA15 钛合金 β 转变温度)的 TA15 钛合金的固态相变过程密切相关。在激光熔池热影响区中高温区间的热作用下,TA15 钛合金再结晶内部为高温 β 单相。随激光束运动离开,再结晶组织中的高温 β 单相在锻件基体的强烈冷却作用下,发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变。由于冷速快、过冷度大, α 相析出形核率高,并由于 hcp α 和 bcc β 的晶体对称性、在 $\beta \rightarrow \alpha$ 相变过程中 α 相和 β 相间的 Burgers 方向关系^[16],大量 α 相在再结晶晶粒内部的高温 β 相各处同时形核析出,并沿 12 个不同方向呈板条形状迅速长大,从而相互编织在一起形成网篮组织。

在激光熔池热影响区中的中低温区间的热作用下,上次形成的网篮组织只被加热到 $\alpha + \beta$ 两相区间,使得网篮组织中的部分 $\alpha \rightarrow \beta$ 相。由于激光束离开,二次 α 从 β 相中重新析出,由此网篮组织转变为网篮组织+ β 转变组织(由次生 α 相+ β 相组成)。

由图 3(a)可知,HAZ 由细等轴晶和粗大等轴晶组成,其中 HAZ 顶部的细等轴晶的平均晶粒尺寸约为 $100 \mu\text{m}$,如图 2(d)HAZ 的 OM 组织放大像所示。这部分细等轴晶由锻件基体的粗大等轴晶转变而来。PF-LR 开始前,先对锻件基体表面进行 PF,随后进行 LR,由前述可知,锻件基体表层将发

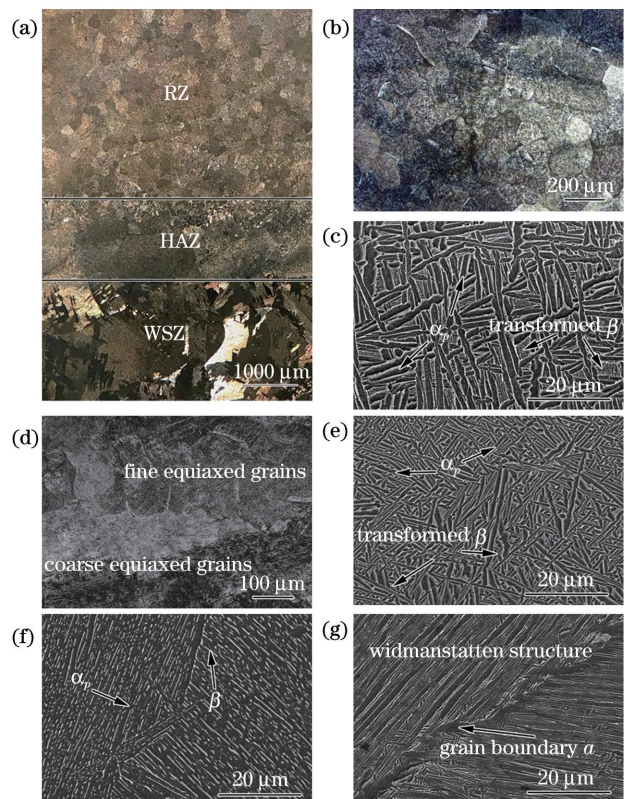


图 3 PF-LR TA15 钛合金锻件在 yz 截面的 OM 像和 SEM 像。(a)PF-LR TA15 钛合金 yz 截面的 OM 像;(b)RZ 中的放大 OM 像;(c)RZ 中的 SEM 像;(d)HAZ 中的放大 OM 像;(e)图 3(d)中细等轴晶的 SEM 像;(f)图 3(d)中粗等轴晶的 SEM 像;(g)WSZ 中的 SEM 像

Fig. 3 OM and SEM images of the PF-LR TA15 alloy forging at yz cross-section. (a) OM image of the yz cross-section of the PF-LR TA15 titanium alloy; (b) magnified OM image of the RZ; (c) SEM image of the RZ; (d) magnified OM image of the HAZ; (e) SEM image of the fine equiaxed grains in Fig. 3(d); (f) SEM image of the coarse equiaxed grains in Fig. 3(d); (g) SEM image of the WSZ

生再结晶,并由于修复开始时,锻件基体的冷却作用大,引起再结晶组织快速冷却,从而再结晶晶粒得到细化。

图 3(e)中组织与图 3(c)所示的显微组织类似。图 3(a)中 HAZ 顶部细等轴晶内部显微组织同样为网篮组织+ β 转变组织,细节如图 3(e)所示,只是初生 α 相尺寸较小, β 转变组织的体积分数较低,这与其所经历的热历史条件密切相关。图 3(a)HAZ 中的粗大等轴晶的平均晶粒尺寸约为 1.6 mm,其内部显微组织如图 3(f)所示,可以看出,HAZ 中粗等轴晶内部魏氏组织中的条状 β 相在多处断裂,这显然是在激光熔池热影响区的热作用下,锻件基体粗晶内部发生固态相变的结果。

从图 3(a)可以看出,RZ 中等轴晶的尺寸显著小于锻件基体等轴晶组织的晶粒尺寸。如图 3(g)所示,锻件基体等轴晶组织内部显微组织为魏氏组织。由于锻件基体金相组织粗大,且显微组织为魏氏组织,预示着本文商业购买的 TA15 钛合金锻件的力学性能可能不佳。

3.2 显微硬度

PF-LR TA15 钛合金锻件在 yz 截面上沿高度方向的显微硬度分布情况如图 4 所示。由于锻件基体晶粒粗大,平均晶粒尺寸达到 1.6 mm,且粗大的魏氏组织中含有的 α/β 相界面数量较少,所以显微硬度最低,平均约为 365 HV。由图 4 还可以看出,

显微硬度在 HAZ 中呈快速上升状态。钛合金的显微硬度与合金显微组织中 α/β 相界面的数量密切相关^[17],这是因为 α/β 相界面数量越高,进行显微硬度测试时,位错运动的阻力越大。与锻件基体相比,RZ 内不仅等轴晶的晶粒尺寸显著细化,而且由于网篮组织+ β 转变组织中的 α/β 相界面数量大幅度增加,RZ 的显微硬度明显高于锻件基体,也同时表明 RZ 的强度高于锻件基体。

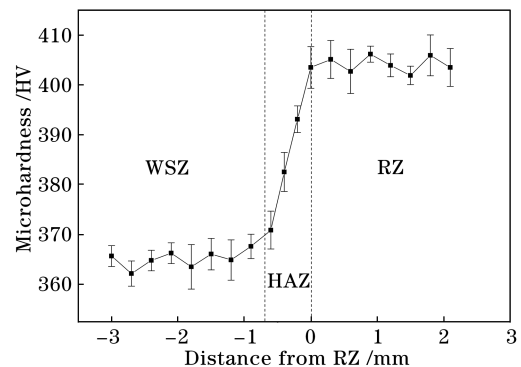


图 4 PF-LR TA15 钛合金锻件在 yz 截面的显微硬度分布
Fig. 4 Microhardness distribution of the PF-LR TA15 alloy forging at yz cross-section

3.3 拉伸力学性能

本文所购买的 TA15 钛合金锻件,含 10%、30%和 50%修复体积分数的 PF-LR TA15 钛合金。修复区 TA15 钛合金的拉伸力学性能,锻造退火态 TA15 钛合金航空拉伸力学性能标准如表 2 所示。

表 2 PF-LR TA15 钛合金的室温拉伸力学性能

Table 2 Tensile properties of the PF-LR TA15 titanium alloys at room temperature

Kinds of tensile specimen	Yield strength /MPa	Ultimate tensile strength /MPa	Elongation /%
10% PF-LR	920.7±17.9	1044.9±20.6	11.8±0.6
30% PF-LR	950.3±13.3	1062.0±21.7	12.5±0.8
50% PF-LR	1006.4±15.7	1109.7±22.8	13.2±1.1
RZ	1030.6±11.6	1147.1±19.9	15.5±0.5
Wrought substrate	735.6±10.5	840.7±15.4	8.8±0.4
Wrought and annealed (11-CL-059B-2001) transverse direction	≥855	930~1130	≥8
Wrought and annealed (11-CL-059B-2001) longitudinal direction	≥855	930~1130	≥8

由于购买的 TA15 钛合金锻件等轴晶晶粒异常粗大,因此其屈服强度、抗拉强度都低于锻造退火态 TA15 钛合金航空拉伸力学性能标准。又由于购买的 TA15 钛合金锻件的显微组织为魏氏组织,魏氏组织的显著力学性能特点为塑性变形协调能力差,所以使用的 TA15 钛合金锻件的塑性仅达到锻造退火态 TA15 钛合金航空拉伸力学性能标准的塑性下限。

如图 3(b)和(c)所示,修复区 TA15 钛合金晶粒细小均匀,平均晶粒尺寸约为 200 μm ,显微组织为尺寸细小的网篮组织+ β 转变组织,组织细化不仅提高了钛合金的强度,同时也大幅度提高了钛合金的塑性变形协调能力,所以修复区 TA15 钛合金的屈服强度、抗拉强度和塑性都明显高于锻造退火态 TA15 钛合金的航空拉伸力学性能标准。

由于修复区 TA15 钛合金的强度和塑性明显优于锻件基体,又由于修复区和 TA15 钛合金锻件基体间的牢固结合,所以在修复区 TA15 钛合金的强化作用下,含 10%、30% 和 50% 修复体积分数的 PF-LR TA15 钛合金锻件的屈服强度、抗拉强度和塑性均超过锻造退火态 TA15 钛合金的航空拉伸力学性能标准,且 PF-LR 体积分数越高,PF-LR TA15 钛合金锻件的屈服强度、抗拉强度和塑性也相应越高。

3.4 断口形貌

所使用 TA15 钛合金锻件的拉伸断口形貌如

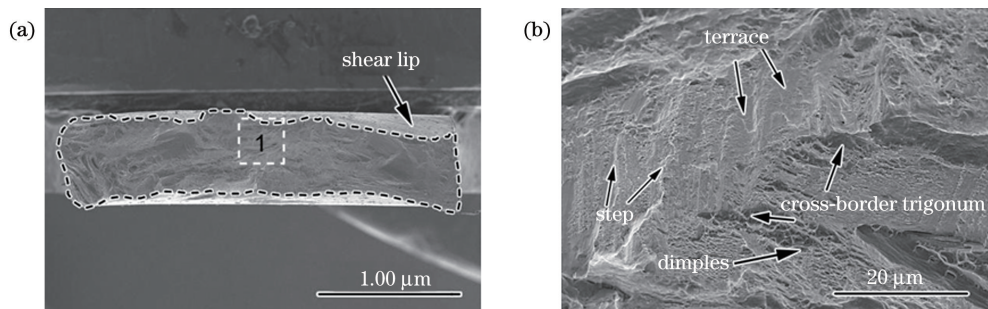


图 5 锻件基体拉伸断口和 1 区的放大图

Fig. 5 Tensile fracture morphologies of the wrought substrate and corresponding magnified image of zone 1

氏组织密切相关。张强等^[18]研究发现,塑性变形时,由于 α 和 β 两相间变形不协调,微裂纹主要在 α/β 相界面处形成。Liu 等^[19]研究表明,裂纹容易沿着 LR 钛合金组织中连续、平直的 α/β 相界面扩展。由文献[20]可知,魏氏组织中 α 相的阔面 (broadface) 与基体 β 相之间的相界面为半共格界面,由于界面能低,所以锻件基体魏氏组织中 α/β 相

图 5 所示。从图 5(a) 所示的宏观断口形貌可以看出,TA15 钛合金断口表面上几乎没有韧性断裂的韧窝,断口表面布满表面平整、相对较光滑的小刻面,在断口的最外围还可以观察到剪切唇。图 5(b) 为图 5(a) 中 1 区的放大图,可以看出,该区域断口的主要特征为表面光滑的台阶,仔细观察,在台阶旁边可以看到过界三角区,同时只在很小的表面区域上存在小而浅的细密切窝。上述断口形貌特征充分表明,所使用 TA15 钛合金锻件基体的拉伸断裂方式为准解离穿晶断裂。

TA15 钛合金锻件基体的拉伸断裂方式与其魏

界面产生的裂纹容易沿着魏氏组织[如图 3(g) 所示]中长而直的 α/β 相界面扩展,又由于多个裂纹同时沿着魏氏组织中相互平行的 α/β 相界面同时扩展,所以锻件基体拉伸断口表面出现了上山阶梯般的台阶和平台,即以解离的方式断裂。

含 30% 修复体积分数 PF-LR TA15 钛合金的宏观拉伸断口形貌如图 6(a) 所示。根据断口表面

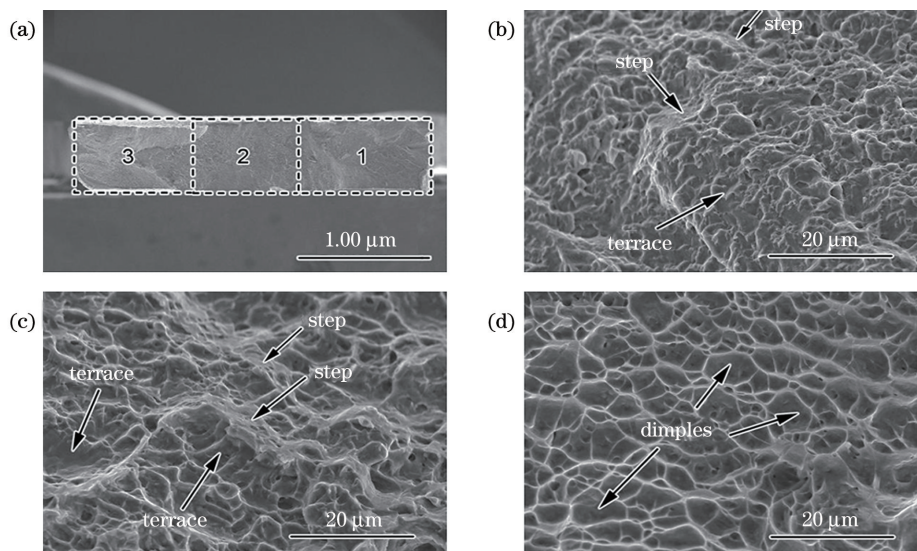


图 6 含 30% 修复体积分数的 PF-LR 锻件拉伸断口形貌。(a) 断口形貌; (b) 1 区放大图; (c) 2 区放大图; (d) 3 区放大图
Fig. 6 Tensile fracture morphologies of the PF-LR tensile sample containing 30% repair volume fraction. (a) Fracture morphology; (b) magnified image of zone 1; (c) magnified image of zone 2; (d) magnified image of zone 3

形貌特征,将图 6(a)分为 3 个区。1 区代表 TA15 钛合金锻件基体区,从图 6(a)中 1 区的放大图[图 6(b)]可以看出,1 区断口表面形貌特征主要为台阶和小平台,与图 5(b)所示的表面光滑的台阶和平台不同,图 6(b)所示的台阶和小平台表面上可以看到浅浅的、少量韧窝,这表明经 PF-LR 后,TA15 钛合金锻件基体的塑性有所提高。2 区代表 PF-LR TA15 钛合金的 HAZ,由图 3(a)可知,HAZ 主要由锻件基体的粗大等轴晶组成,在 HAZ 顶部有一层细小等轴晶。从图 6(a)中 2 区的放大图[图 6(c)]可以看出,2 区断口表面主要由表面布满韧窝的台阶和小平台组成,由于 RZ 的力学性能优异(如表 2 所示),表明在 RZ 的强化作用下,PF-LR TA15 钛合金 HAZ 的塑性优于锻件基体的塑性。3 区代表 RZ,从图 6(a)中 3 区的放大图[图 6(d)]可以看出,断口表面布满大而深的韧窝,表明拉伸断裂过程中,RZ 产生了较大的塑性变形。

4 讨 论

图 7 为拉伸实验过程中,RZ 与锻件基体区间应力相互作用及其对 PF-LR 锻件力学性能影响示意图。图 7(a)为拉伸试样处于弹性变形阶段时,RZ 和锻件基体区内应力分布示意图。图 7(b)为拉伸试样发生塑性变形至试样断裂阶段,RZ 和锻件基体区内应力分布示意图。

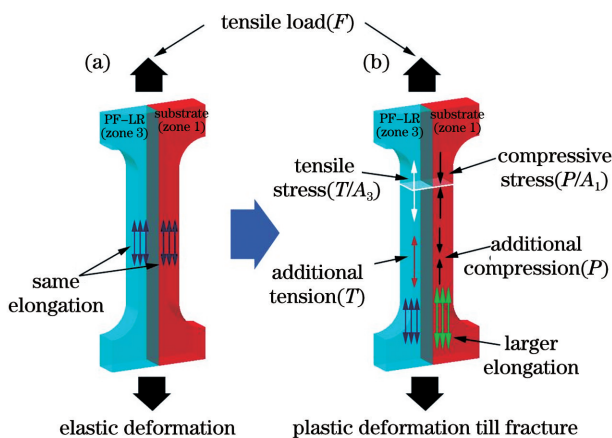


图 7 RZ 与锻件基体区间应力相互作用及其对 PF-LR 锻件力学性能影响的示意图。(a)弹性变形;(b)塑性变形直至断裂

Fig. 7 Schematic of the stress interaction between the RZ and zone of substrate and its effects on the ductility of the PF-LR forging. (a) Elastic deformation stage; (b) plastic deformation till fracture

如图 7(a)所示,在弹性变形阶段,由于 RZ

(3 区)和锻件基体区(1 区)的应变相同,所以 3 区和 1 区横截面上的应力强度相同。当拉伸试样进入塑性变形阶段,由于 1 区强度低于 3 区强度(如表 2 所示),1 区首先屈服,而 3 区仍处于弹性变形状态。此时,与 3 区相比,1 区有产生更大应变的趋势,但由于 3 区对 1 区变形的限制作用,3 区和 1 区保持相同的应变,由此,3 区对 1 区产生一个附加压应力 P/A_1 (A_1 为 1 区的横截面积),1 区对 3 区产生一个附加拉应力 T/A_3 (A_3 为 3 区的横截面积),其中 $T=P$ 。

当 3 区中的拉应力 F/A (F 为拉伸载荷, A 为拉伸试样的横截面积)与附加拉应力 T/A_3 之和达到 RZ 钛合金的屈服强度时,3 区发生屈服,表明 PF-LR 钛合金锻件拉伸试样整体屈服。由于 3 区中附加拉应力 T/A_3 随 3 区横截面积 A_3 增加而降低, A_3 面积越大,即修复体积分数越大,附加拉应力 T/A_3 越小,则 3 区屈服时,所需的拉应力 F/A 越大,所以 PF-LR 钛合金锻件拉伸试样的屈服强度随修复体积分数的增加而变大。同样道理,PF-LR 钛合金锻件拉伸试样的抗拉强度随修复体积分数的增加而升高。

修复体积分数越大, A_3 越大、 A_1 越小,相应 3 区中附加拉应力 T/A_3 降低,同时 1 区中附加压应力 P/A_1 升高。这样,修复体积分数越大,3 区中应力强度 $(F/A + T/A_3)$ 和 1 区中应力强度 $(F/A - P/A_1)$ 同时降低,其中 1 区中应力强度降低幅度更大。如表 2 所示,TA15 钛合金锻件基体(1 区)的塑性低于 RZ 钛合金(3 区)的塑性,因此拉伸实验中,裂纹首先在 1 区中产生。由于修复体积分数越大,1 区中的应力强度 $(F/A - P/A_1)$ 越小,这样,1 区中的裂纹越不容易、也越晚产生,所以修复体积分数越大,PF-LR TA15 钛合金锻件的塑性越好。

研究表明^[21-25],传统激光增材制造技术制备的钛合金由于粗大的沿沉积高度方向上的定向凝固组织,力学性能具有明显的各向异性,特别是,垂直于柱状晶长轴方向上(沉积高度方向)的塑性明显低于钛合金锻件的塑性。因此,若采用传统的激光修复技术对受损钛合金锻件进行修复,由于钛合金激光修复区沿水平方向的塑性明显低于钛合金锻件基体区的塑性,激光修复钛合金锻件沿水平方向上的塑性达不到钛合金锻件的塑性性能标准,从而激光修复的钛合金锻件难以获得可重新服役的力学性能。

如图 3(a)和(b)所示,采用 PF-LR 技术对钛合

金锻件进行修复,修复区内 TA15 钛合金等轴晶的晶粒细小、均匀,平均晶粒尺寸约为 $200\ \mu\text{m}$ 。显而易见,内部为等轴晶组织的钛合金修复区的力学性能为各向同性。由表 2 可知,与锻造退火态 TA15 钛合金航空拉伸力学性能的下限标准相比,PF-LR TA15 钛合金修复区的屈服强度、抗拉强度及塑性分别提高了 20.5%、23.3% 及 93.7%。同时,由图 4 可知,PF-LR TA15 钛合金锻件中 HAZ 的显微硬度高于 WSZ 的显微硬度,这表明修复界面的强度大于锻件基体的强度,所以在拉伸实验过程中,在拉应力的作用下,裂纹将首先在锻件基体区中产生。正是由于修复界面具有足够高的强度,所以在拉伸力学性能优异的修复区对锻件基体的强化作用下,含不同修复体积分数的 PF-LR TA15 钛合金锻件的力学性能均达到并超过 TA15 钛合金航空拉伸力学性能标准。

上述研究结果充分表明,钛合金锻件 PF-LR 技术是一项具有广阔应用前景、技术上明显优于传统钛合金锻件激光修复技术的新型受损钛合金锻件修复技术。

5 结 论

PF-LR 技术是一种新型的受损钛合金锻件增材修复技术。在 TA15 钛合金锻件基体上,PF-LR 技术增材修复的 TA15 钛合金内部组织为等轴晶组织,实现了修复组织与锻件基体组织形貌的一致统一。

PF-LR TA15 钛合金的拉伸力学性能优于锻造退火态 TA15 钛合金航空拉伸力学性能标准和 TA15 钛合金锻件基体的力学性能,且修复区与锻件基体间的界面强度高于锻件基体的强度。含 10%、30% 和 50% 修复体积分数的 PF-LR TA15 钛合金锻件的力学性能均达到锻造退火态 TA15 钛合金航空拉伸力学性能标准,表明 PF-LR 技术充分适用于 TA15 钛合金锻件不同损伤尺寸缺陷的修复。

参 考 文 献

- [1] Lin X, Xue L, Chen J, et al. Laser forming repair of titanium alloy parts[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2010, 53(8): 55-58.
林鑫, 薛蕾, 陈静, 等. 钛合金零件的激光成形修复[J]. *航空制造技术*, 2010, 53(8): 55-58.
- [2] Yu X N, Sun F Q, Liu X Y, et al. Research on laser cladding repairing for defect on titanium alloy surface [J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2011, 54(16): 116-118.
于新年, 孙福权, 刘新宇, 等. 钛合金表面缺陷的激光熔覆修复研究[J]. *航空制造技术*, 2011, 54(16): 116-118.
- [3] Ren Y H, Shang C, Yang G, et al. Microstructure and mechanical properties of laser deposition repair TA15 titanium alloy [J]. *Applied Laser*, 2015, 35(2): 150-154.
任宇航, 尚纯, 杨光, 等. 激光沉积修复 TA15 钛合金的显微组织及力学性能[J]. *应用激光*, 2015, 35(2): 150-154.
- [4] Lin X, Cao Y Q, Wu X Y, et al. Microstructure and mechanical properties of laser forming repaired 17-4PH stainless steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 553: 80-88.
- [5] Wang W F, Wang M C, Jie Z, et al. Research on the microstructure and wear resistance of titanium alloy structural members repaired by laser cladding [J]. *Optics and Lasers in Engineering*, 2008, 46(11): 810-816.
- [6] Yang J, Chen J, Yang J Q. Researches of microstructure and mechanical properties on TC18 titanium alloy wrought billet repaired by laser additive manufacturing[J]. *Applied Laser*, 2013, 33(5): 477-481.
杨健, 陈静, 杨杰穷. 激光成形修复 TC18 钛合金锻件组织性能研究[J]. *应用激光*, 2013, 33(5): 477-481.
- [7] Zhang J, Zhang Q L, Li D, et al. Effect of δ aging treatment on microstructure and tensile properties of repaired inconel 718 alloy using laser additive manufacturing[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(1): 0102001.
张杰, 张群莉, 李栋, 等. δ 时效处理对激光增材修复 Inconel 718 合金组织与性能的影响[J]. *中国激光*, 2020, 47(1): 0102001.
- [8] Zhao Z, Wang M, Chen J, et al. Researches on microstructure and tensile properties of laser repaired β -riched Ti17 titanium alloy [J]. *Applied Laser*, 2015, 35(3): 271-276.
赵庄, 王鸣, 陈静, 等. 富 β Ti17 合金小尺寸损伤的激光修复组织性能研究[J]. *应用激光*, 2015, 35(3): 271-276.
- [9] Xue L, Chen J, Lin X, et al. Low cycle fatigue property of laser forming repaired TC4 forgings[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2011, 40(7): 1225-1229.
薛蕾, 陈静, 林鑫, 等. 激光成形修复 TC4 合金锻件的低周疲劳性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, 40(7): 1225-1229.

- [10] Chen J, Zhang Q, Liu Y H, et al. Research on microstructure and high-temperature properties of Ti17 titanium alloy fabricated by laser solid forming [J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(6): 0603022.
陈静, 张强, 刘彦红, 等. 激光成形修复 Ti17 合金组织与高温性能研究 [J]. 中国激光, 2011, 38(6): 0603022.
- [11] Zhu Y Y, Li Z, Tian X J, et al. Microstructure and mechanical properties of hybrid fabricated Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy by laser additive manufacturing [J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 607: 427-434.
- [12] He X D. Study on technology and properties of laser hybrid fabricated based on TA15 titanium alloy forging [D]. Shenyang: Shenyang Aerospace University, 2019.
何晓娣. 基于 TA15 钛合金锻材的激光复合制造工艺性能研究 [D]. 沈阳: 沈阳航空航天大学, 2019.
- [13] Gong X Y, Liu M K, Li Y, et al. Research on repair of TC11 titanium alloy components by laser melting deposition process [J]. Chinese Journal of Lasers, 2012, 39(2): 0203005.
宫新勇, 刘铭坤, 李岩, 等. TC11 钛合金零件的激光熔化沉积修复研究 [J]. 中国激光, 2012, 39(2): 0203005.
- [14] Xu L, Huang S J, Wang L, et al. Fatigue properties of laser deposited repaired TA15 titanium alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(7): 1943-1948.
许良, 黄双君, 王磊, 等. 激光沉积修复 TA15 钛合金疲劳性能 [J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(7): 1943-1948.
- [15] Yang G, Ma Y, Wang C, et al. Effects of additive repair on microstructure and mechanical properties of laser additive manufactured TC4 titanium [J]. Chinese Journal of Lasers, 2018, 45(12): 1202002.
杨光, 马玥, 王超, 等. 增材修复对激光沉积制造 TC4 组织与力学性能的影响 [J]. 中国激光, 2018, 45(12): 1202002.
- [16] Zhang Q, Chen J, Tan H, et al. Influence of solution treatment on microstructure evolution of TC21 titanium alloy with near equiaxed β grains fabricated by laser additive manufacture [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 666: 380-386.
- [17] Yu J, Lin X, Ma L, et al. Influence of laser deposition patterns on part distortion, interior quality and mechanical properties by laser solid forming (LSF) [J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(3): 1094-1104.
- [18] Zhang Q, Chen J, Han C X, et al. The effect of laser repair heat affected zone depth on the tensile properties of TC17-TC11 dual alloy [J]. Applied Laser, 2012, 32(4): 267-271.
张强, 陈静, 韩昌旭, 等. 激光修复热影响区深度对 TC17-TC11 双合金拉伸性能的影响 [J]. 应用激光, 2012, 32(4): 267-271.
- [19] Liu Z, Qin Z X, Liu F, et al. The microstructure and mechanical behaviors of the Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si alloy produced by laser melting deposition [J]. Materials Characterization, 2014, 97: 132-139.
- [20] Yang Y, Xu F, Huang A J, et al. Evolution of microstructure of full lamellar titanium alloy BT18Y solutionized at $\alpha+\beta$ phase field [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2005, 41(7): 713-720.
杨义, 徐锋, 黄爱军, 等. 全片层 BT18Y 钛合金在 $\alpha+\beta$ 相区固溶时的显微组织演化 [J]. 金属学报, 2005, 41(7): 713-720.
- [21] Zhu Y Y, Liu D, Tian X J, et al. Characterization of microstructure and mechanical properties of laser melting deposited Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy [J]. Materials & Design, 2014, 56: 445-453.
- [22] Ren H S, Tian X J, Liu D, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of laser melting deposited Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si titanium alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(6): 1856-1864.
- [23] Carroll B E, Palmer T A, Beese A M. Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing [J]. Acta Materialia, 2015, 87: 309-320.
- [24] Qiu Y, Zhang F Y, Hu T T, et al. Effect of laser power on microstructure and hardness of Ti40 flame-retardant titanium alloy deposited by laser cladding on TC4 surface [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(11): 1102011.
邱莹, 张凤英, 胡腾腾, 等. 激光功率对 TC4 表面熔覆 Ti40 阻燃钛合金组织及硬度的影响 [J]. 中国激光, 2019, 46(11): 1102011.
- [25] Pan B, Huang Y C, Li L Q, et al. Effects of multiple laser repairs on microstructure and hardness of ZTC4 titanium alloy [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(10): 1002011.
潘博, 黄怡晨, 李俐群, 等. 多次激光修复对 ZTC4 钛合金组织与硬度的影响 [J]. 中国激光, 2019, 46(10): 1002011.

Microstructures and Mechanical Properties of TA15 Titanium Alloy Forgings Repaired by Point-Mode Forging and Laser Repairing

Xi Mingzhe*, Zhou Haoyang, Chen Shuai, Cui Guangfa, Cheng Kun, Zhang Shengwei
Key Laboratory of Advanced Forging & Stamping Technology and Science, Ministry of Education, Yanshan University, Qinhuangdao, Hebei 066004, China

Abstract

Objective Traditional forging and machining technologies, which are used to produce titanium alloy parts, often involve long lead times and considerable material waste. It is much more effective to repair titanium alloy parts which are damaged due to wrong machining or are worn after long service than to simply discard them. As an advanced repair technology, laser repairing is often adopted to repair damaged titanium alloy parts. However, due to significant differences in microstructures and mechanical properties between the repair zone (RZ) and the titanium alloy parts, the mechanical properties of the titanium alloy parts that have been repaired by laser repairing are usually unwanted. This study proposes a novel type of repair technology that combines point-mode forging (PF) and laser repairing (LR) (called PF-LR) to repair TA15 titanium alloy forgings.

Methods The PF-LR experiment was conducted using the in-house PF-LR system, which consists of a 3300 W fiber laser, a powder feeder, a coaxial powder delivery nozzle, and a four-axis computerized numerical control (CNC) PF-LR working table. The powder size of the TA15 titanium alloy is approximately 150 μm . The TA15 titanium alloy forging is 80 mm long, 20 mm wide, and 6 mm thick. An argon-purged chamber with oxygen content of less than 6×10^{-6} was used to prevent oxidation of the molten pool. In the PF-LR process, first, a 0.5 mm thick layer of TA15 titanium alloy was deposited on the top surface of the forging. Next, the laser cladding layer of TA15 titanium alloy was forged point-by-point. Both LR and PF were performed alternatively until completion of the repair task. The LR and PF processing parameters are as follows: laser power (1500 W), spot size (3 mm), laser scanning speed (120 mm/min), LR overlapping ratio (30%), powder feed rate (8 g/min), reduction (0.2 mm), and PF overlapping ratio (20%).

Results and Discussions The RZ of TA15 titanium alloy consists of equiaxed grains with an average size of approximately 200 μm . The microstructure of the RZ consists of basket-weave microstructure and transformed β . The microhardness of the wrought substrate zone (WSZ) is approximately 365 HV, which is lower than that of the RZ (405 HV). The microhardness in the heat affected zone rises sharply from the WSZ to the RZ, which means that the interface strength between the WSZ and the RZ is greater than that of the WSZ. Because of the smaller equiaxed grains and fine microstructures, the yield strength, tensile strength, and ductility of the RZ are 20.5%, 23.3%, and 93.7%, respectively greater than the minimum standard of aero-tensile mechanical properties of TA15 titanium alloy forging. The mechanical properties of TA15 titanium alloy forging, which contains 10% volume fraction of the RZ, are superior to the minimum standard of aero-tensile mechanical properties of forging. With the increase of the volume fraction of the RZ, the mechanical properties of forging repaired by the PF-LR technology increase gradually. Due to the coarse grain size and Widmanstätten structure, the tensile fracture mechanism of the WSZ exhibits a transgranular model with quasi-cleavage feature. The fracture morphologies of the forging containing 30% volume fraction of RZ showed a gradual transition model from the brittle fracture of the WSZ to the ductile fracture of the RZ.

Conclusions PF-LR technology can be used effectively to repair damaged titanium alloy parts. This novel technology can produce a RZ of equiaxed grains in the forging of TA15 titanium alloy, whose grains are equiaxed. Because of the excellent mechanical properties of the RZ and the strong interface strength between the WSZ and RZ, all forgings with 10%, 30%, and 50% volume fraction of RZ reach and exceed the standard of aero-tensile mechanical properties of TA15 titanium alloy forging. This indicates that the PF-LR technology is completely appropriate for the repair of damaged TA15 titanium alloy forgings, which have flaws of different sizes.

Key words laser technique; point-mode forging; laser repairing; TA15 titanium alloy; microstructure; tensile property

OCIS codes 140.3390; 350.3390; 160.3900