

连续点式锻压激光快速成形TA15钛合金 热处理组织与性能

席明哲 刘静波 赵毅 高士友

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 采用连续点式锻压激光快速成形技术制备了TA15合金厚壁件,研究了不同退火温度对连续点式锻压激光快速成形TA15合金的显微组织以及室温拉伸力学性能的影响。分析了连续点式锻压塑性变形区大小及所制备TA15合金显微组织的形成机理,解释了退火过程中TA15合金层片组织转变为等轴组织的原因。实验结果表明,随着退火温度的升高,TA15合金退火组织等轴 α 晶粒体积分数越高,且晶粒尺寸越大,同时退火TA15合金强度降低、塑性升高。

关键词 激光技术; TA15钛合金; 连续点式锻压激光快速成形; 组织; 拉伸力学性能; 热处理

中图分类号 O436

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.0203001

Microstructures of Heat Treatment and Properties of TA15 Titanium Alloy Formed by Technology of Laser Rapid Forming Combined with Continuous Point Forging

Xi Mingzhe Liu Jingbo Zhao Yi Gao Shiyou

*Key Laboratory of Advanced Forging & Stamping Technology and Science, Ministry of Education of
China, Yanshan University, Qinhuangdao, Hebei 066004, China*

Abstract A thick-wall part of TA15 titanium alloy is formed by the technology of laser rapid forming combined with continuous point forging. The influence of different annealing temperatures on the microstructures and the tensile properties test at room temperature of the TA15 alloy part formed by the technology of laser rapid forming combined with continuous point forging is investigated. The analysis of size of the plastic deformation zone formed by continuous point forging and the microstructure formation mechanism of the as-formed TA15 alloy part is given. The reason that the lamellar microstructure of the as-formed TA15 alloy part transform into the equiaxed microstructure is also explained. The results show that the volume fraction of equiaxed α grain in the annealed structure of TA15 alloy and the size of the equiaxed α grain increase with annealing temperature increasing. The results also show that the strength of the annealed TA15 alloy reduce, and at the same time its ductility increases with annealing temperature increasing.

Key words laser technique; TA15 titanium alloy; laser rapid forming combined with continuous point forging; microstructures; tensile properties; heat treatment

OCIS codes 140.3390; 350.3390; 160.3800

1 引 言

TA15(Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V)是一种近 α 钛合金,具有中等室温和高温强度、良好的热稳定性和焊接性能,被广泛用来制造各种机身加强框、梁、接头等飞机大型复杂主承力结构件^[1]。由于TA15钛合金成形温度范围窄、局部容易过热,要求的成形载荷大,给TA15合金的塑性成形带来很大的困难,特别是对于具有复杂形

收稿日期: 2015-09-02; 收到修改稿日期: 2015-09-25

基金项目: 国家自然科学基金(51375426,51375425)

作者简介: 席明哲(1968—),男,博士,教授,主要从事钛合金锻件连续点式锻压激光成形修复方面研究。

E-mail: ximingzhe@ysu.edu.cn

状的大型整体TA15合金航空结构件的塑性成形,则困难更大,不仅锻压设备要求高、锻造模具昂贵、工序多、工艺复杂,而且零件机械加工去除量大、制造成本高、生产周期长^[2]。

金属零件激光快速成形(LRF)技术是20世纪90年代中期由美国发明,并得到快速发展的一种新型金属零件制造技术,该技术利用快速原型制造的基本原理,在数控机床在零件数字分层信息的驱动下,以激光熔化同步输送的金属粉末/激光熔池快速凝固沉积金属材料的方式,实现具有复杂形状结构金属零件的近终形制造,该技术一个突出特点是成形柔性高,可以逐点逐层沉积成形出传统方法难以制造的具有复杂形状的金属零件,且零件机加工去除量小,生产周期短,因此,激光快速成形技术为大型整体复杂形状钛合金零件的制造提供了一条新的技术途径^[3-4]。

实践表明,具有等轴组织或双态组织的钛合金锻件,其综合力学性能优异且长期稳定可靠,因此,被广泛应用于制造飞机中受力复杂的重要结构零件。而逐点逐层激光熔池快速凝固沉积钛合金材料的激光快速成形过程,决定了所成形的钛合金零件组织和性能不同于钛合金锻件组织和性能^[5-7]。

本研究将连续点式锻压(CRF)与激光快速成形相结合,通过连续点式锻压迫使钛合金激光沉积材料发生冷变形,交替实施激光快速成形和连续点式锻压,以“沉积+冷变形”交替循环方式,逐步增材制造内部具有变形能的钛合金零件,之后,再通过退火热处理,调整和控制钛合金零件的组织和性能,目的是通过“连续点式锻压激光快速成形+热处理”方法能够制造出与钛合金锻件组织和力学性能相近的钛合金零件,既能发挥金属零件激光成形技术的柔性成形特点,又能对零件进行锻压塑性变形,以实现对所成形钛合金零件组织与性能的主动控制,从而能够发展出一种新型的钛合金零件柔性制造技术。

本文采用连续点式锻压激光快速成形技术成形了TA15合金厚壁形状零件,对连续点式锻压塑性变形区深度以及所成形钛合金零件显微组织形成机理进行了分析,并研究了不同退火温度条件下,连续点式锻压激光快速成形TA15合金材料显微组织和力学性能的变化规律。

2 实验材料和实验方法

连续点式锻压激光快速成形TA15钛合金厚壁件(55 mm×25 mm×30 mm)实验在本实验室自行设计制造的连续点式锻压激光成形系统上完成,系统主要包括5000 W CO₂激光器、4轴连续点式锻压激光成形数控平台、双路同轴送粉头、送粉器、惰性气氛保护箱、在线氧分析仪。连续点式锻压激光成形TA15钛合金工艺参数由两部分组成:1)激光成形参数:激光功率1600 W;扫描速度3 mm/s;光斑直径3 mm;高度方向增量0.3 mm;搭接率30%;送粉速率6 g/min;2)连续点式锻压参数:压头直径5 mm;点式锻压搭接率40%;高度方向压下量0.3 mm;每沉积3层进行1次连续点式锻压。基材采用TA15热轧板(100 mm×40 mm×6 mm),所用粉末为等离子旋转电极法制备的TA15球形粉末,其化学成分(质量分数,%)为6.5 Al,1.92 Zr,1.78 Mo,2.28 V,0.065 Fe,0.047 Si,0.008 C,0.015 N,0.006 H,0.013 O。为防止钛合金在连续点式锻压激光成形过程中氧化,惰性气氛箱内气氛氧含量小于 8×10^{-5} (体积分数)。将连续点式锻压激光成形的TA15钛合金厚壁件线切割,制成小块试样,在箱式马弗炉中进行热处理,分别选取860℃、890℃、920℃、950℃退火,在各个温度下保温2 h,空冷。相试样采用标准金相试样制备方法,腐蚀剂为Kroll试剂,即体积比 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:6:7$ 的溶液。用Axiovert200MAT金相显微镜和Hitachi S-3400型扫描电镜(SEM)进行显微组织、试样拉伸断口形貌分析。在Insekt 100 Table型微机控制试验机上测试力学性能,拉伸时采用位移控制,加载速率1 mm/min。

3 实验结果与分析

3.1 连续点式锻压塑性变形区

由于连续点式锻压激光快速成形是一个“激光熔化沉积+冷变形”循环交替进行的过程,当连续点式锻压结束后,再进行激光熔化沉积,在激光熔化沉积过程中,激光重熔深度会不会超过连续点式锻压先沉积材料中形成的塑性变形区的深度,这是关系到连续点式锻压激光快速成形技术能否成立的一个重要问题,因此,在本小节中对此问题进行分析。

试验指出,在塑性加工中,小送进比(送进量 b 与毛坯高度 h 之比)的拔长^[8](如图2所示)与窄砧压缩有限高坯料(如图3所示)的情况相似,当坯料的相对高度为

$$1 \leq \xi = \frac{h}{b} \leq 8.6, \quad (1)$$

塑性变形区波及整个坯料的高度(如图3所示),而当 $\xi = \frac{h}{b}$ 很大时,坯料内的塑性变形只在表层发生。从图1(b)和图2可以看出,采用连续点式锻压方法对激光快速成形TA15钛合金厚壁件进行锻压,其塑性变形过程与坯料的小给进拔长很相像。在本实验中,当实施第1道次连续点式锻压时,由于坯料的高度 h 为6.9 mm(基板厚度6 mm+3层TA15合金激光熔覆层(每层0.3 mm)),点式压头直径 b 为5 mm, $\xi = \frac{h}{b} = \frac{6.9}{3} = 2.3$,由(1)式可知,塑性变形区波及整个坯料高度(6.9 mm)。当进行第2道次连续点式锻压时, b 为3 mm(点式压头直径5 mm,压头间搭接率40%,所以压头实际压下宽度3 mm), $\xi = \frac{h}{b} = \frac{6.9}{3} = 2.3$,由此可知,塑性变形区波及整个坯料高度(6.9 mm)。文献[9]研究结果表明,在激光功率3000 W、光斑直径4 mm、扫描速度2.5 mm/s条件下(激光功率密度和激光作用时间与本实验条件相当),激光重熔深度约1 mm,由此可知,连续点式锻压变形后,接着进行激光熔化沉积,激光重熔的深度小于连续点式锻压在先沉积材料中形成的塑性变形区的深度。

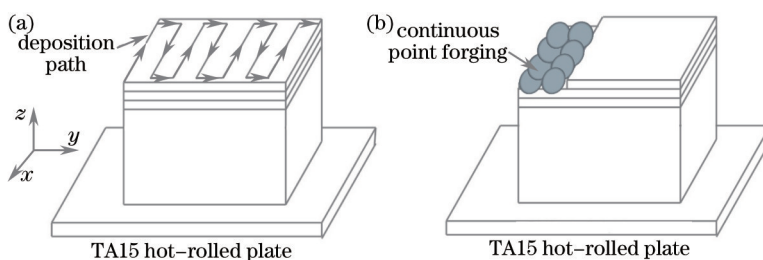


图1 连续点式锻压激光快速成形技术过程示意图。(a) 激光快速成形过程和激光扫描路径;
(b) 连续点式锻压过程

Fig.1 Schematic diagram of technical process of laser rapid forming (LRF) combined with continuous point forging.

(a) LRF process and deposition path of laser; (b) process of continuous point forging

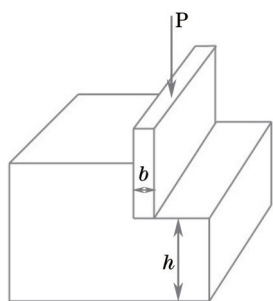


图2 小送进比拔长

Fig.2 Drawing of small feed ratio

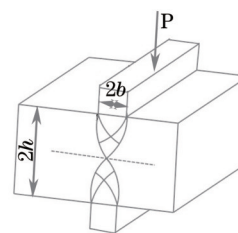


图3 窄砧压缩有限高坯料

Fig.3 Compression of blank with limited height by narrow anvil

3.2 组织分析

如图4(a)所示,激光快速成形TA15钛合金沉积态显微组织由不同取向相互交叉的 $\alpha+\beta$ 板条束组成。从图4(b)可以看出,连续点式锻压激光快速成形TA15钛合金厚壁件X-Z截面[参见图1(a)中坐标系]的显微组织则由非常细小的初生 α 板条+ β 转变组织所组成。TA15合金连续点式锻压激光快速成形工艺为:先进行3层激光沉积,再进行1次连续点式锻压,重复上述过程直至成形完成。由于连续点式锻压可以在较大深度范围内使材料发生冷变形,因此,连续点式锻压可以使先沉积的3个沉积层材料都发生塑性变形(其中也包括前两个沉积层中的热影响组织)。当连续点式锻压冷变形结束后,在新的激光熔化沉积过程中,被激光束照射的合金区域表层材料熔化形成熔池,而与熔池底部接触的其余未熔化先沉积材料也会被加热到很高的温度,在高温状态下,这部分先沉积的TA15合金材料具有 $\alpha \rightarrow \beta$ 的相变驱动力,同时由于这部分材料中存在有大量位错,这些位错将为材料中的原子扩散提供通道,形成原子的短路扩散^[10],由此大幅度提高了原子的扩散系数,从而加快了 $\alpha \rightarrow \beta$ 的转变速度。尽管在单层激光熔化沉积过程中,激光束对TA15合金表面单位面积加热时间较短($t = \frac{d}{v}$,在本实验条件下,加热时间为1 s),但由于 $\alpha \rightarrow \beta$ 的转变速度提高,所以将有一些初生 α

相会转变为 β 相。当激光束向前移动后,在基材的快速冷却作用下,这些高温先沉积TA15合金材料将快速冷却,在冷却过程中,高温 β 相转变为 β 转变组织。同时又由于冷却速度非常快,次生 α 相来不及粗化,所以 β 转变组织中的次生 α 相非常细小。上述过程为单层激光熔化沉积过程中,存储有变形能的先沉积材料所发生的固态相变,但因为要进行3层激光熔化沉积,所以,同样的固态相变过程要进行3次。实际上,在接下来的“变形+沉积”过程中,上述变形先沉积材料可能还要经历“变形和固态相变”,只不过,程度可能较弱。所以,图4(b)所示组织应为变形先沉积材料经过多次“变形+固态相变”后所形成的组织。

由于TA15合金沉积层中的热影响区中的组织相对于熔覆层内组织粗大,因此,热影响区组织变形抗力相对较低,所以,在连续点式锻压过程中,热影响区组织变形量就相对较大,组织中的位错密度相对较高,这样,在后续激光熔化沉积过程中,经过变形的热影响区组织,其 $\alpha \rightarrow \beta$ 的转变速度相对于熔覆层内组织要快,所以,尽管沉积态热影响区组织与熔覆层内组织不同,但经过连续点式锻压后,由于在后续激光沉积过程中,这两种组织在固态相变过程中 $\alpha \rightarrow \beta$ 的转变速度不同,所以,这两种组织经过多次“变形+固态相变”过程,各自最终组织逐渐一致化,因此,连续点式锻压激光快速成形TA15合金的显微组织中观察不到热影响区组织。

同样,在激光快速成形过程中,尽管与熔池底部接触的一定深度的未熔化先沉积材料也会被加热到很高的温度,但由于没有经历连续点式锻压冷变形,这部分受热材料中不存在可以加速原子扩散的位错,并且由于加热时间非常短,原子来不及扩散,因此, $\alpha \rightarrow \beta$ 很难发生,所以,图4(a)所示的组织中没有 β 转变组织。

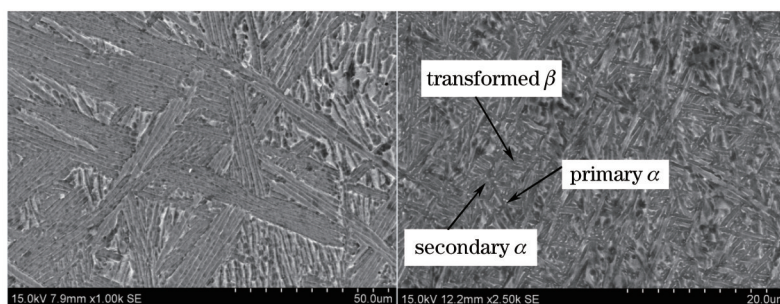


图4 SEM显微组织。(a)激光快速成形TA15合金试样;(b)连续点式锻压激光快速成形TA15合金试样
Fig.4 SEM microstructures. (a) Sample of TA15 alloy prepared by laser rapid forming; (b) sample of TA15 alloy prepared by the technology of laser rapid forming combined with continuous point forging

图5为连续点式锻压激光快速成形TA15合金经不同温度退火,保温2 h/AC后X-Z截面的SEM显微组织。从图5(a)可以看出,经过860 °C退火后,在TA15合金 $\alpha + \beta$ 板条组织基体上出现少量等轴 α 相;进一步升高退火温度至890 °C,如图5(b)所示,TA15合金组织中的等轴 α 相体积分数大幅度增加,但还保留有部分未球化的板条 α 相;从图5(c)可以看出,经过920 °C退火后,TA15合金组织中只有少量板条 α 相,等轴 α 相体积分数进一步升高;当退火温度为950 °C,如图5(d)所示,板条 α 相已经全部转变成等轴 α 相,并且等轴 α 相尺寸随退火温度升高而增大。

关于连续点式锻压激光快速成形TA15合金在退火过程中,片层组织球化机理以及组织变化规律分析如下。研究表明,第二相粒子在固溶体中的溶解度 C_2 与第二相粒子的曲率半径 r 有关^[11],且第二相粒子的曲率半径 r 愈小,其在基体中的溶解度 C_2 就愈大。由于连续点式锻压对激光熔覆TA15合金实施冷变形,在 α 板条中形成大量的位错,这些位错在退火过程中,可形成亚晶界或高位错密度区,在其与 β 相相接触则形成凹坑,如图6^[11]所示。在凹坑两侧的 α 相与平面部分的 α 相相比,具有较小的曲率半径。所以,与凹坑相接处的 β 相中具有较高的 α 相稳定元素浓度,将引起 α 相稳定元素在 β 相中的扩散,并以 α 相的形式在附近平面 α 相上析出。为维持界面平衡,凹坑两侧的 α 相尖角将逐渐被溶解,而使曲率半径增大。这样又破坏了此处相界表面张力($\sigma_{\beta/\alpha}$ 与 $\sigma_{\alpha/\alpha}$)的平衡。为了维持表面张力平衡,凹坑将因 α 相板条继续溶解而加深。在 α 相板条的另一面也可发生上述溶解过程,如此不断进行,直至 α 相板条溶穿而断裂。而后,断裂的 α 相板条又按尖角处溶解,平面处析出长大方式而球化。球化后的 α 相粒子大小不一,则由于其溶解度不同,将在基体内形成浓度梯度,基体中 α 相稳定元素由小颗粒处向大颗粒处扩散,结果导致小颗粒 α 相溶解,大颗粒 α 相长大,逐渐形成颗粒直径相近的 α 相颗粒。另外,在退火过程中,随着退火温度升高,由于 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变量增大,因此,合金中初

生 α 相体积分数减少, β 相逐渐增多;同时合金中溶质元素的扩散系数也随退火温度升高而加大,并由于合金元素在 β 相中的扩散系数远大于在 α 相中的扩散系数(α 相为密排六方结构,而 β 相为体心立方结构,由于 α 相晶体致密度越高,原子扩散时的路径越窄,产生的晶格畸变越大,同时原子结合能也越大,使得扩散激活能越大,扩散系数减小^[12])。因此,退火温度越高, α 板条的球化过程越短,球化后,大小不一 α 颗粒实现尺寸均匀化的时间也相应越短。从图5(a)~(d)可以看出,经过退火热处理,连续点式锻压激光快速成形TA15合金的层片组织发生了球化,且随着退火温度的升高,板条 α 相球化程度越完全,同时,等轴 α 相尺寸随退火温度的升高而长大,且等轴 α 相尺寸均匀度增加。

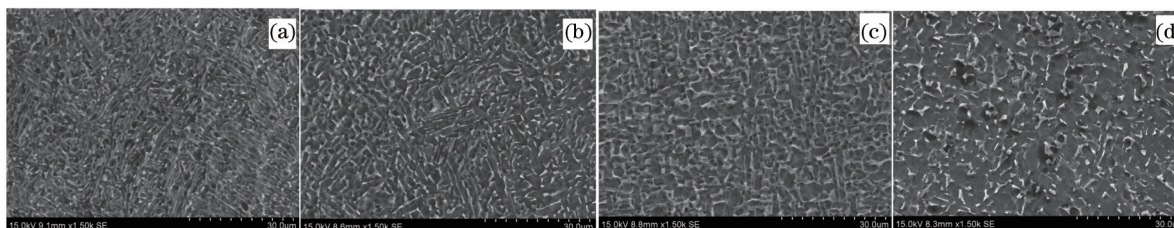


图5 不同退火温度下,连续点式锻压激光快速成形TA15合金SEM显微组织。(a) 860 °C/2 h/AC; (b) 890 °C/2 h/AC; (c) 920 °C/2 h/AC; (d) 950 °C/2 h/AC

Fig.5 SEM microstructures of TA15 alloy prepared by technology of laser rapid forming combined with continuous point forging annealed at different temperatures. (a) 860 °C/2 h/AC; (b) 890 °C/2 h/AC; (c) 920 °C/2 h/AC; (d) 950 °C/2 h/AC

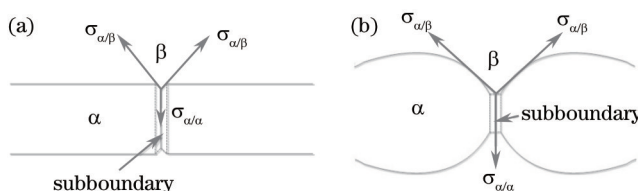


图6 板条 α 相断裂机制示意图

Fig.6 Schematic diagram of fracture mechanism of α lath

表1所示为连续点式锻压激光快速成形TA15合金经不同温度退火后的室温拉伸力学性能测试结果。从表1可以看出,经860 °C/2 h/AC处理后,TA15合金的强度最高,延伸率最低,其塑性未能达到TA15合金锻造退火力学性能标准(11-CL-059B-2001)。随退火温度升高,TA15合金的屈服强度和抗拉强度逐渐降低,而塑性逐渐升高,当退火温度大于等于890 °C时,TA15合金的室温拉伸力学性能均能达到锻造退火力学性能标准(11-CL-059B-2001)。表1中所示的TA15合金力学性能变化规律与合金各退火温度组织结构是密切相关的。如图5(a)所示,经860 °C/2 h/AC热处理后,TA15合金组织由等轴 α 相+(α + β)层片组织组成,由于层片组织在塑性变形时,容易出现有的片层排列方向处于软取向,而其他片层排列处于硬取向,因此,片层组织在塑性变形时的变形协调性不高,所以尽管经过退火热处理后,组织中出现变形协调性好的等轴 α 相,但由于其体积分数不高,所以,合金的整体力学性能表现为强度高,塑性低的特点。继续升高退火温度至890 °C,如图5(b)所示,TA15合金组织中的(α + β)层片组织的体积分数大幅度减少,而等轴 α 相的体积分数大幅度升高,同时,对比图5(a)和图5(b)中的等轴 α 相,可以发现随退火温度升高,等轴 α 相的尺寸也逐渐增大。正是由于层片组织的体积分数减少,等轴 α 相体积分数增多,且尺寸变大,所以,经890 °C/2 h/AC热处理后,TA15合金的强度有所降低,而延伸率有所升高。从图5(c)可以看出,TA15合金中仅存有很少量的 α 板条,绝大部分 α 相都呈等轴状,由于等轴 α 相的体积分数进一步增多,所以,经920 °C/2 h/AC热处理后,TA15合金的强度继续下降,而塑性继续升高。如图5(d)所示,TA15合金组织由等轴 α 相+ β 相所组成,且随退火温度升高,等轴 α 相尺寸更加变大,由于消除了板条 α 相,且等轴 α 相尺寸更大,所以,与920 °C/2 h/AC热处理的TA15合金相比,经950 °C/2 h/AC热处理后,TA15合金的强度下降,而塑性升高。

不同退火温度热处理TA15合金拉伸试样的断口形貌如图7所示,可以看出,各退火温度热处理TA15合金断口形貌相似,断口上布满韧窝,其断裂机制均为微孔集聚型断裂,断裂性质均为韧性断裂。从图7(c)和图7(d)还可以看出,随退火温度升高,断口的表面起伏更大,与较低退火温度热处理试样断口[如7(a)和(b)所示]相比,其韧窝更深更大,大韧窝中还包含有多个小韧窝,说明拉伸试样断裂前韧窝经受的塑性变形量更

大,反应了随退火热处理温度升高,TA15合金拉伸试样的塑性提高的特点,这与表1中塑性随退火温度而升高的测试结果相同。

表1 连续点式锻压激光快速成形TA15合金的室温拉伸力学性能

Table 1 Tensile properties of room temperature of TA15 alloy prepared by the technology of laser rapid forming combined with continuous point forging

Heat treatment condition	Yield strength /MPa	Ultimate strength /MPa	Elongation /%
Annealed at 860 °C,2 h/AC	1136.5	1325.8	8.9
Annealed at 890 °C,2 h/AC	1123.6	1316.2	12.7
Annealed at 920 °C,2 h/AC	1075.9	1304.1	13.6
Annealed at 950 °C,2 h/AC	1040.1	1228.5	14.3
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	≥10

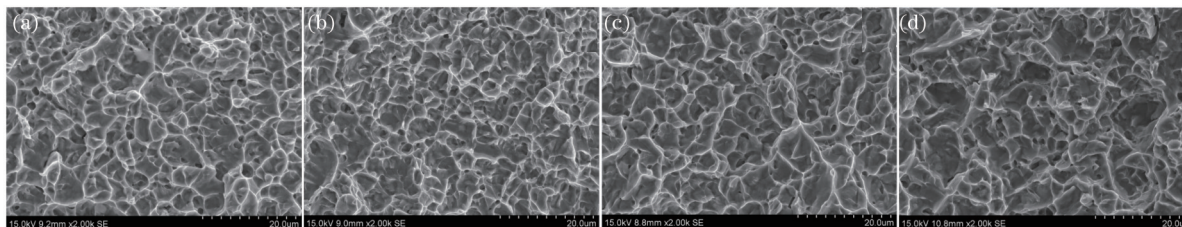


图7 连续点式锻压激光快速成形TA15合金经不同温度退火后室温拉伸断口形貌。

(a) 860 °C/2 h/AC; (b) 890 °C/2 h/AC; (c) 920 °C/2 h/AC; (d) 950 °C/2 h/AC

Fig.7 Fracture appearance of tensile samples of TA15 alloy prepared by the technology of laser rapid forming combined with continuous point forging annealed at different temperatures. (a) 860 °C/2 h/AC; (b) 890 °C/2 h/AC; (c) 920 °C/2 h/AC; (d) 950 °C/2 h/AC

4 结 论

1) 采用连续点式锻压激光快速成形技术制备出TA15钛合金厚壁件。结果表明,连续点式锻压在先沉积材料中所形成的塑性变形区深度大于在后续激光熔化沉积过程中的激光重熔深度;

2) 与激光快速成形TA15钛合金沉积态由不同取向相互交叉的 $\alpha+\beta$ 板条束组成的显微组织不同,连续点式锻压激光快速成形TA15钛合金显微组织由初生 α 相+ β 转变组织组成;

3) 退火热处理过程中,连续点式锻压激光快速成形TA15合金板条 α 相转变为等轴 α 相的原因是由于板条 α 相中存在的位错引起板条 α 相各处曲率半径不同,曲率小, α 相溶解度大,曲率大, α 相溶解度小,由于板条 α 相在基体中各处溶解度不同,从而引起原子扩散,在原子扩散过程中,板条 α 相断裂,并进一步球化和长大;

4) 随退火温度升高,连续点式锻压激光快速成形制备的TA15合金组织中的板条 α 相体积分数减少,等轴 α 相体积分数增加,当退火温度达到950 °C,TA15合金组织中板条 α 相全部转变为等轴 α 相。力学测试结果表明,随退火温度升高,TA15合金强度降低,塑性升高。

参 考 文 献

- 1 Zhichao Sun, Lei Liu, He Yang. Microstructure evolution of different loading zones during TA15 alloy multi-cycle isothermal local forging[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(15): 5112 - 5121.
- 2 Wang Huaming, Zhang Shuquan, Wang Xiangming. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large titanium structural components (Invited Paper)[J]. Chinese J Lasers, 2009, 36(12): 3204-3209.
王华明, 张述泉, 王向明. 大型钛合金结构件激光直接制造的进展与挑战(邀请论文)[J]. 中国激光, 2009, 36(12): 3204-3209.
- 3 Liu Yantao, Gong Xinyong, Liu Mingkun, et al.. Microstructure and tensile properties of laser melting deposited Ti2AlNb-based alloy[J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(1): 0103005.
刘彦涛, 宫新勇, 刘铭坤, 等. 激光熔化沉积Ti2AlNb基金属的显微组织和拉伸性能[J]. 中国激光, 2014, 41(1): 0103005.
- 4 Chen Yongcheng, Zhang Shuquan, Tian Xiangjun, et al.. Microstructure and microhardness of 4045 aluminum alloy fabricated

- by laser melting deposition[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(3): 0303008.
陈永城, 张述泉, 田象军, 等. 激光熔化沉积 4045 铝合金显微组织及显微硬度[J]. 中国激光, 2015, 42(3): 0303008.
- 5 Lin Xin, Xue Lei, Chen Jing, *et al.*. Microstructure and mechanical properties of laser forming repaired Ti-6Al-4V alloy component[J]. China Surface Engineering, 2009, 22(1): 19-24.
林 鑫, 薛 蕾, 陈 静, 等. 激光成形修复 Ti-6Al-4V 钛合金零件的组织与性能[J]. 中国表面工程, 2009, 22(1): 19-24.
- 6 Chen Jing, Zhang Shuangyin, Xue Lei, *et al.*. Mechanical properties of Ti-6Al-4V alloy by laser rapid forming[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(3): 475-479.
陈 静, 张霜银, 薛 蕾, 等. 激光快速成形 Ti-6Al-4V 合金力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(3): 475-479.
- 7 Xi Mingzhe, Gao Shiyong, Liu Bo, *et al.*. Effect of scanning pattern and annealing heat treatment on microstructures and mechanical properties of TA15 titanium alloy formed by laser forming process[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(2): 445-449.
席明哲, 高士友, 刘 博, 等. 扫描方式和退火热处理对激光快速成形 TA15 钛合金组织与性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(2): 445-449.
- 8 Yu Hanqing, Chen Jinde. Principles of Metal Forming[M]. Beijing: China Machine Press, 2014: 221-222.
俞汉清, 陈金德. 金属塑性成形原理[M]. 北京: 机械工业出版社, 2014: 221-222.
- 9 Liu Bin, Fang Yanli, Li An, *et al.*. Abnormal grain coarsening of laser surface remelting rapidly solidified TA15 titanium alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(6): 1005-1009.
刘 彬, 方艳丽, 李 安, 等. TA15 钛合金激光表面重熔快速凝固晶粒异常粗化[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(6): 1005-1009.
- 10 P F Gao, H Yang, X G Fan, *et al.*. Microstructure evolution in the local loading forming of TA15 titanium alloy under non-isothermal condition[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(11): 2520-2528.
- 11 Xu Zhou, Zhao Liancheng. Principles of Metal Solid-State Phase Changes[M]. Beijing: Science Press, 2013: 65-135.
徐 洲, 赵连城. 金属固态相变原理[M]. 北京: 科学出版社, 2013: 65-135.
- 12 Tao Jie, Yao Zhengjun, Xue Feng. Foundation of Materials Science[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2014: 159.
陶 杰, 姚正军, 薛 烽. 材料科学基础[M]. 北京: 化工工业出版社, 2014: 159.

栏目编辑: 宋梅梅