

# 热处理对激光沉积 TC4/TC11 组织和性能的影响

何波<sup>1</sup>, 邢盟<sup>1</sup>, 孙长青<sup>2</sup>, 杨光<sup>3</sup>

(1. 沈阳航空航天大学, 辽宁 沈阳 110136)

(2. 沈阳工程学院, 辽宁 沈阳 110136)

(3. 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:**通过对激光沉积 TC4/TC11 钛合金直接过渡件沉积态和热处理态的显微组织、静载力学性能、拉伸断口及显微硬度进行对比研究, 探索改善激光沉积 TC4/TC11 钛合金组织, 进而提高综合力学性能途径。研究表明, 沉积态试样在 970 °C 热处理后  $\alpha$  板条的长/宽比小于沉积态和退火态, 两侧组织均呈现典型的网篮组织特征且更为均匀, 晶界  $\alpha$  相彻底消失, 过渡界面基本消失, 使得 TC4/TC11 组织参数最优化; 沉积态、去应力退火和固溶时效 (最优热处理参数) 热处理后试样的拉伸断口为韧性断口且均断在了 TC4 侧, 其中固溶时效热处理后试样强度没有明显降低, 塑性得到显著提高, 具有良好的综合力学性能; 当热处理温度提高到 970 °C (最优热处理参数) 时, 该试样沿着整个过渡界面显微硬度值分布最均匀、差异最小, 基体与过渡界面处显微硬度值变化也最小。

**关键词:**激光沉积制造; 钛合金; 热处理; 显微组织; 性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)06-1929-07

激光沉积制造技术 (laser deposition manufacturing, LDM) 是近年来新兴的先进制造技术<sup>[1]</sup>。该技术以逐点逐层激光快速成形金属材料为手段, 数控加工平台在数字分层信息的驱动下, 快速实现金属零件修复或复杂形状金属零件成形。由于激光沉积制造的金属材料组织均匀细密、无宏观偏析, 力学性能优异, 该技术在钛合金、高温合金零件的修复和成形方面得到广泛的应用和研究<sup>[2-6]</sup>。

钛合金具有比强度高、热强性好、耐腐蚀、密度低、热导率低、可焊接性好、生物相容性好等特点, 在航空航天、石化、能源、交通运输及医学等领域应用广泛<sup>[7]</sup>。Ti-6Al-4V (TC4) 作为一种中等强度  $\alpha+\beta$  型钛合金, 主要用于制造飞机机身、机翼零件和发动机叶片等, 是目前应用最广泛的钛合金<sup>[8]</sup>。Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.25Si (TC11) 是一种耐高温的高强双相钛合金, 可在 500 °C 下长期工作, 广泛用于航空发动机的压气机盘和鼓筒等大型复杂零件的制造<sup>[9,10]</sup>。梯度材料的应用可以提高零部件的性能, 减轻质量, 节约材料, 从而降低成本。激光沉积制造技术在梯度复合材料领域的应用越来越广泛。X. Lin 等<sup>[7,11]</sup>、刘建涛等<sup>[12]</sup>和许小静等<sup>[13]</sup>利用该技术制备了 SS316L-

Rene88DT, Ti6Al4V-Rene88DT, Ti6Al4V-Rene88DT, Ti-Ni 等梯度材料, 并研究了在激光沉积制造条件下梯度材料中相与显微组织的演变规律。

钛合金的性能与它的微观组织形貌有着密不可分的联系, 其常见的显微组织主要有 4 种: 等轴组织、网篮组织、双态组织和魏氏组织<sup>[14,15]</sup>。而微观组织取决于热处理工艺, 因此研究钛合金热处理工艺对组织和性能的影响具有重要意义<sup>[16]</sup>。本实验利用激光沉积制造技术制备 TC4/TC11 钛合金试样。因为这 2 种钛合金的组织性能相似, 所以在 TC4/TC11 钛合金的成形过程中选择了直接过渡。当前各国在热处理对 TC4/TC11 钛合金组织和性能的影响方面的研究较少, 因此重点研究了 11 种不同热处理工艺对直接过渡区显微组织的影响, 得出最优热处理参数; 然后对 TC4/TC11 钛合金试样在沉积态、去应力退火, 固溶时效 (最优热处理参数) 3 种状态下的力学性能进行了对比研究和深入分析, 为完善热处理工艺, 提高激光沉积 TC4/TC11 双合金零件的综合性能提供参考。

## 1 实验

TC4/TC11 钛合金的制备由激光沉积制造系统完

收稿日期: 2018-06-01

基金项目: 国家重点基础研究发展计划 (“973” 计划) (2017YFB1104002); 工信部民用飞机专项科研项目 (MJZ-2016-G-71); 国家自然科学基金 (51371173); 辽宁省教育厅科学研究项目 (L201738); 航空制造工艺数字化国防重点学科实验室开放基金 (SHSYS2017007)

作者简介: 何波, 女, 1978 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: 024-89728683, E-mail: hebo1978@163.com

成，该系统包括：半导体激光器、载气式送粉器、四路同轴送粉头、冷水机、惰性气氛保护箱、氧分析仪等。激光沉积工艺参数为：功率 1.8~2 kW，扫描速度 10 mm/s，光斑直径 3 mm，搭接率 50%。整个实验过程在氩惰性气体氛围下进行。TC4 和 TC11 钛合金粉末粒度均为 60~160 μm。TC4 和 TC11 钛合金材料的化学成分如表 1。实验前，将所有粉末进行真空烘干，温度 100 °C，时间 2 h，以除去可能吸附在粉末表面的水分。成形基材采用锻造 TC4 厚板件，成形前基材表面须用砂纸打磨后并用丙酮清洗干净，以减少表面杂质对激光沉积制造试样的影响。

本实验采用单道多层的激光沉积制造技术。实验时沿 Z 轴方向先沉积 TC4 钛合金粉末，至 35.5 mm，然后再沉积 TC11 钛合金粉末，至 71 mm。为了满足实验需要，分别制备了 3 个尺寸为 40 mm×20 mm×71 mm 的沉积块。为了研究不同的热处理工艺对试样拉伸性能的影响，本实验首先通过观察 TC4 和 TC11 过渡界面经过 11 种不同热处理制度（如表 2 所示）后的显微组织，得出最优热处理参数；然后通过对拉伸试样进行如表 3 所示的热处理制度处理，分析沉积态、去应力退火和固溶时效（最优热处理参数）热处理对

TC4/TC11 钛合金力学性能的影响。本实验采用 GX51 OLYMPUS 光学显微镜对不同热处理后的显微组织进行观察，其中腐蚀剂的配比为：V(HF):V(HNO<sub>3</sub>):V(H<sub>2</sub>O)=1:3:70；利用 INSTRON5982 电子万能试验机对试样进行室温拉伸，拉伸试样取样位置如图 1 所示，每个沉积块加工 3 个拉伸试样；利用 ZEISS-SIGMA 扫描电子显微镜对拉伸断口形貌进行观察；利用 HVS-1000A 型显微硬度计对不同热处理后试样的显微硬度进行测试，加载载荷为 1.96 N，持续时间为 10 s，硬度值取 5 次测试值的平均值，以便比较 TC4、TC11、TC4/TC11 过渡处 3 个不同位置的显微硬度。

## 2 结果与分析

### 2.1 沉积态组织形貌特征

图 2 为激光沉积制造 TC4/TC11 钛合金显微组织。通过观察图 2a 可以看出，TC4/TC11 钛合金宏观组织内的过渡界面清晰可见。TC4/TC11 两侧的宏观组织均由贯穿多个熔覆层呈外延生长的粗大 β 柱状晶组成，柱状晶主轴与激光束扫描方向基本垂直。由于组织内结晶学取向不同，宏观组织呈现明显交替生长的现象。图 2b 为试样的微观组织，TC4/TC11 两侧 β 晶内均由

表 1 TC4、TC11 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 and TC11 alloys (ω/%)

Alloy	Al	V	Mo	Zr	Si	C	O	N	H	Ti
TC4	5.65	4.02	-	-	-	0.062	0.15	0.015	0.012	Bal.
TC11	5.48	-	3.54	1.57	0.32	0.024	0.02	0.012	0.010	Bal.

表 2 热处理制度

Table 2 Heat treatment process

No.	Heat treatment process
1#	550 °C/1 h, AC
2#	550 °C/2 h, AC
3#	750 °C/1 h, AC
4#	900 °C/1 h, AC
5#	930 °C/1 h, AC
6#	930 °C/1 h, AC+550 °C/4 h, AC
7#	950 °C/1 h, AC
8#	950 °C/1 h, AC+550 °C/4 h, AC
9#	970 °C/1 h, AC
10#	970 °C/1 h, AC+550 °C/4 h, AC
11#	1020 °C/1 h, AC

表 3 拉伸试样的热处理制度

Table 3 Heat treatment processes for tensile samples

No.	Forming technique and status	Heat treatment parameters
0#	Laser deposition manufacturing	AC
2#	Stress relief annealing	550 °C/2 h, AC
10#	Solution-aging treatment	970 °C/1 h, AC+550 °C/4 h, AC

大量细长的 α 片层与少量的 β 相组成，两侧组织均为随机生长，无固定方向。沉积态试样晶界完整且晶界周围有大量 α 片层沿晶界生长成集束状(图 2c、2d)。

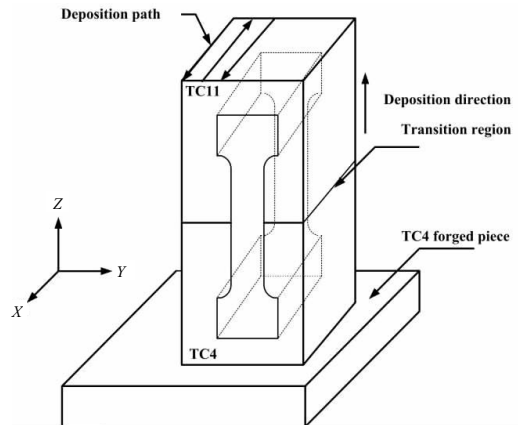


图 1 拉伸试样取样图

Fig.1 Schematic diagram of tensile sample sampling

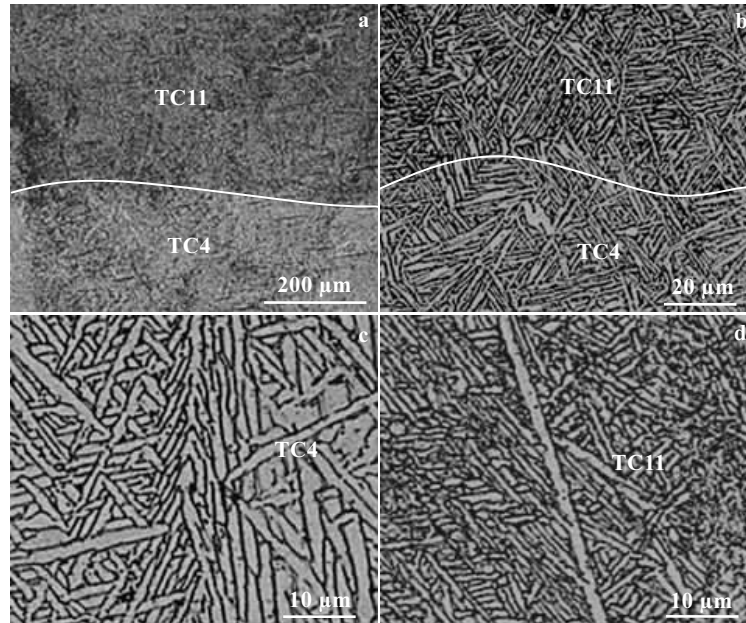


图2 激光沉积制造沉积态显微组织

Fig.2 OM images of LDMed TC4/TC11 alloy: (a) macrostructure, (b) microstructure, (c) grain boundary  $\alpha$  phase on the TC4 side, and (d) grain boundary  $\alpha$  phase on the TC11 side

## 2.2 不同热处理制度对组织的影响

图3是11种不同热处理制度下TC4/TC11钛合金的金相组织。图4是不同热处理制度下TC4/TC11钛合金晶界变化的金相组织。TC4/TC11钛合金进行550℃去应力退火1h后(图3a),与沉积态组织相比,过渡界面两侧针状 $\alpha$ 相的体积分数增加,晶界完整(图4a), $\alpha$ 板条有一定程度的粗化,长/宽比减小。当去应力退火时间延长到2h后(图3b), $\alpha$ 板条有一定程度的粗化,其中TC11侧 $\alpha$ 板条粗化更为明显,长/宽比略微减小,组织更为均匀,过渡界面减弱。随着退火温度的升高至750℃,图3c与图3b组织差别不明显,是由于两种热处理温度较低,均未达到相变温度,组织仅发生 $\alpha$ 片层的生长及相互截断。当热处理温度升高至900℃后(图3d),固溶热处理后 $\beta$ 晶内组织形貌产生了明显的变化, $\beta$ 相中合金元素的溶解度随着温度的升高而增加,更多的 $\alpha$ 相稳定元素固溶到 $\beta$ 基体中,促进了晶内 $\alpha$ 相向 $\beta$ 相转变,初生 $\alpha$ 相没有完全转变为 $\beta$ 相而是呈现一定的粗化,部分 $\alpha$ 晶粒保存下来同时发生粗化。固溶过程中产生了次生 $\alpha$ 相,部分初生 $\alpha$ 被溶解球化成颗粒状。虽然两侧长/宽比均有增大,但是过渡界面处更为均匀。初始连续的晶界开始破碎(图4b),同时,在未破碎的晶界附近可见 $\alpha$ 集束。当固溶温度继续提高至930℃后(图3e),过渡界面组织更为均匀化, $\alpha$ 板条长/宽比基本不变。晶界

$\alpha$ 相进一步破碎(图4c),部分增粗变厚。继续进行时效热处理后(图3f),次生 $\alpha$ 相分解,析出 $\beta$ 相与固溶处理后产生的连续 $\beta$ 相接触并相互截断,同时亚稳的 $\beta$ 相会发生分解为 $\alpha+\beta$ 相,条状 $\alpha$ 相的排列越来越有序,长度增加,长/宽比增大, $\alpha$ 相含量减少, $\beta$ 相含量增加。当热处理温度升高至950℃时候(图3g~图3h),固溶热处理后 $\alpha$ 板条长度降低,宽度基本不变,长/宽比降低,晶界 $\alpha$ 相已经基本全部破碎(图4d),两侧组织差异进一步缩小,过渡界面已经变得不明显。当热处理温度继续升高至970℃后(图3i~图3j), $\alpha$ 板条长度减小,宽度基本不变,与沉积态和退火态相比,长/宽比最小,且更为均匀有序,球状 $\alpha$ 相和短棒状 $\alpha$ 相数目明显增多,晶界 $\alpha$ 相已经彻底消失,过渡界面基本消失,呈现典型的网篮组织特征。当固溶温度进一步提高至相变点以上,在1020℃保温1h处理后(图3k),再结晶后晶内组织发生了重排,在两相区处理时,初生 $\alpha$ 板条发生异化转变, $\alpha$ 板条变得细长且成束排列,晶界几乎没有断裂,晶内组织呈现典型的魏氏组织特征。因此在970℃下进行热处理,可以使得TC4/TC11组织参数达到最优化。

## 2.3 室温拉伸性能

表4是不同状态下激光沉积制造TC4/TC11钛合金的拉伸性能数据。图5是拉伸断口截面组织。TC4/TC11钛合金试样均断在TC4侧,通过图5可知,在拉伸方向

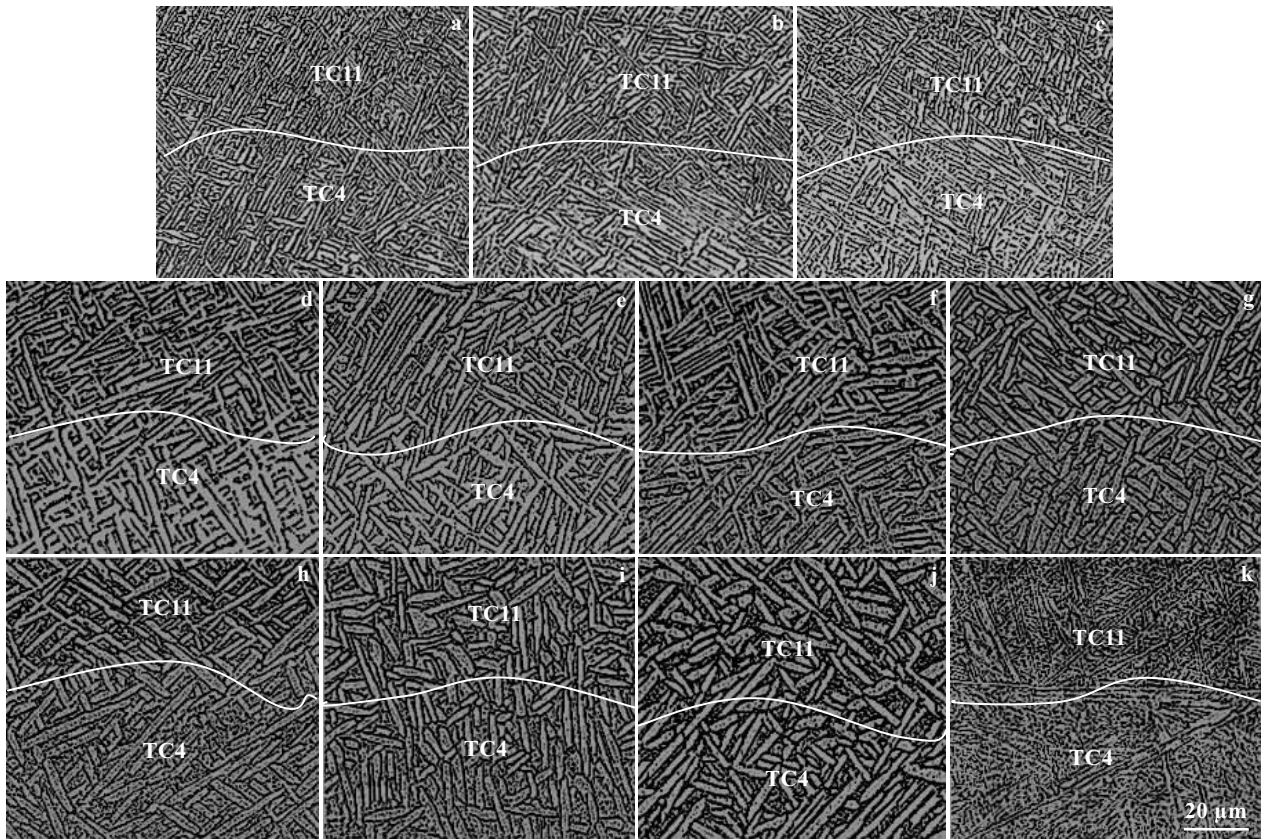


图 3 不同热处理制度下 TC4/TC11 钛合金的金相组织

Fig.3 OM images of LDMed TC4/TC11 alloy under different heat treatments: (a) 1#, (b) 2#, (c) 3#, (d) 4#, (e) 5#, (f) 6#, (g) 7#, (h) 8#, (i) 9#, (j) 10#, and (k) 11#

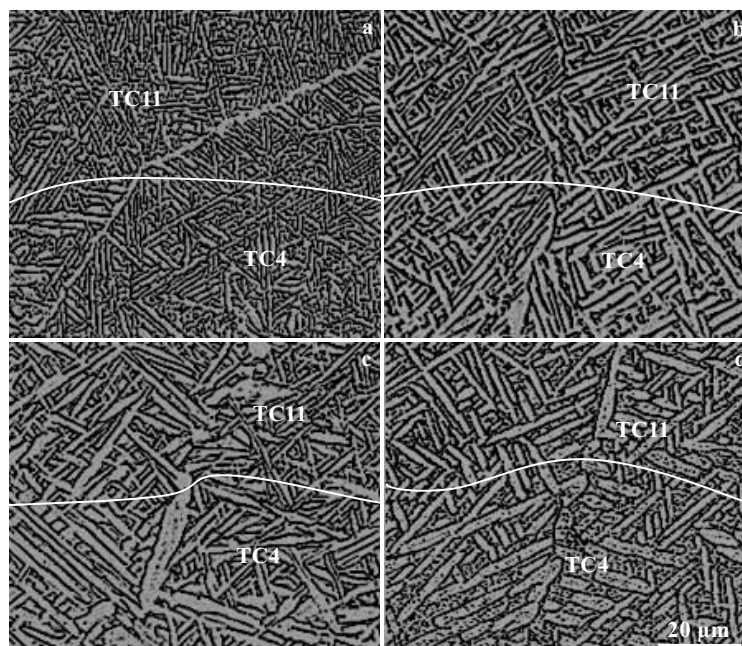


图 4 不同热处理制度下 TC4/TC11 钛合金的晶界变化组织

Fig.4 OM images of grain boundary change of LDM TC4/TC11 alloy under different heat treatment: (a) 1#, (b) 4#, (c) 5#, and (d) 7#

表4 激光沉积制造 TC4/TC11 钛合金的室温拉伸性能  
Table 4 Room temperature tensile properties of TC4/TC11 alloys by LDM

Status of materials	$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\delta$ /%	$\psi$ /%
As-deposited	1012.5	978.8	10.8	16.2
Stress relief annealing	1023.9	969.5	12.2	21.4
Solution-aging treatment	987.4	957.7	26.9	44.8

上,  $\alpha$  相的长/宽比发生明显变化, 由于应力作用,  $\alpha$  相的变形伸长方向趋近于应力方向, 其中越靠近拉伸断口表面现象越明显。在断口附近,  $\alpha$  片层组织与试样的断口表面近乎垂直。随着温度的升高, 断口截面的  $\alpha$  片层由原来近似正交逐渐伸长合拢于应力方向,  $\alpha$  片层因受力变形相互截断, 因此  $\alpha$  片层的长/宽比以及互相位置关系都会对变形产生影响。与沉积态和退火态相比, 固溶时效处理后  $\alpha$  板条宽度增大, 长/宽比最小, 所以更容易滑移, 塑性更好。从断口截面附近微观组织发现, 沉积态及退火态试样断口附近  $\alpha$  相扭曲变形较小, 固溶时效后试样断口附近  $\alpha$  相变形明显。这些现象均与固溶时效态试样伸长率和断面收缩率较好相吻合。

通过组织分析可知, 虽然热处理不同状态下 TC11 的  $\alpha$  板条长/宽比相对 TC4 均略有减小, 但是 TC11 的  $\alpha$  相更为细小,  $\alpha$  片层数量更多, 使得滑移阻力大大增加; 在沉积态和退火态中, TC11 的相界面相对 TC4 有所增多, 提高了位错运动阻力, 所以 TC4/TC11 钛合金试样均断在 TC4 一侧。沉积态试样内部  $\alpha$  板条和马氏体均较为细小, 晶粒内部存在着大量的  $\alpha$  集束, 晶界清晰, 晶界两侧的晶粒取向不同, 阻碍滑移, 使得强度较高, 但位错难以穿过  $\alpha/\beta$  相界面, 使得塑性较差。

去应力退火后  $\alpha$  板条粗化,  $\alpha$  相增多, 内部组织均匀化, 对晶界的连续性几乎没有影响, 使得试样塑性增加, 屈服强度降低,  $\alpha$  集束增加且晶界粗化增大滑移阻力, 使得抗拉强度增加。

固溶时效 (最优热处理参数) 热处理后晶界彻底消失, 降低了滑移阻力,  $\alpha$  板条变宽且更为均匀化, 组织

呈现出典型的网篮组织, 使得滑移距离增大, 进而使得强度降低, 塑性增加。通过表4可以看出, 固溶时效后试样强度没有明显降低, 塑性得到显著提高, 具有良好的综合力学性能。

## 2.4 室温拉伸断口分析

图6是不同热处理制度下室温拉伸断口形貌。其中图6a<sub>1</sub>~6c<sub>1</sub>为拉伸断口的宏观形貌, 6a<sub>2</sub>~6c<sub>2</sub>的为拉伸断口的微观形貌。通过观察可知, 断口均只由纤维区和剪切唇区组成, 断口处呈现明显颈缩且布满韧窝, 说明该拉伸断裂机制为韧性断裂。通过图6a<sub>2</sub>~6c<sub>2</sub>可以看出, 沉积态相对去应力退火态的韧窝略小而浅, 而固溶时效后断口呈现明显大且深的等轴韧窝, 大韧窝内分布着众多小韧窝, 这也说明了塑性按照沉积态、去应力退火态和固溶时效态 (最优热处理参数) 依次升高, 此结论与力学性能测试结果完全一致。

## 2.5 显微硬度

图7是不同热处理制度下的过渡界面的硬度曲线。通过观察可知, 沉积态试样的显微硬度最低, 3种退火热处理试样硬度基本相同, 与沉积态相比, 硬度略有提升。但是固溶热处理和固溶时效热处理后试样的显微硬度均得到明显提升。其原因是随着热处理温度的升高进行固溶热处理时,  $\beta$  相中合金元素的溶解度也随之升高, 大量的  $\alpha$  相稳定元素将会固溶到  $\beta$  基体中, 促进晶内  $\alpha$  相向  $\beta$  相转变, 而初生  $\alpha$  相并没有完全转变为  $\beta$  相而是呈现一定的粗化, 且出现了大量细小的次生  $\alpha$  相, 使得试样内部极易产生位错塞积, 位错塞积会使试样的塑性变形能力变弱, 造成固溶时效热处理后试样的显微硬度明显上升。当进行固溶时效热处理时, 次生  $\alpha$  相开始分解, 同时亚稳的  $\beta$  相会发生分解为  $\alpha+\beta$  相。  $\alpha$  相为密排六方结构,  $\beta$  相为体心立方结构, 因此  $\beta$  相的塑性能力强于  $\alpha$  相, 即  $\alpha$  相含量越多, 显微硬度越大。所以固溶时效热处理后试样的显微硬度要略低于固溶热处理后的试样。表5为不同热处理试样 TC4 侧, 过渡界面, TC11 侧的平均显微硬度。可以看出, 从 TC4 侧到过



图5 不同热处理制度下 TC4/TC11 拉伸断口组织

Fig.5 Microstructures of tensile fracture sections of TC4/TC11 under different heat treatments : (a) 0#, (b) 2#, and (c) 10#

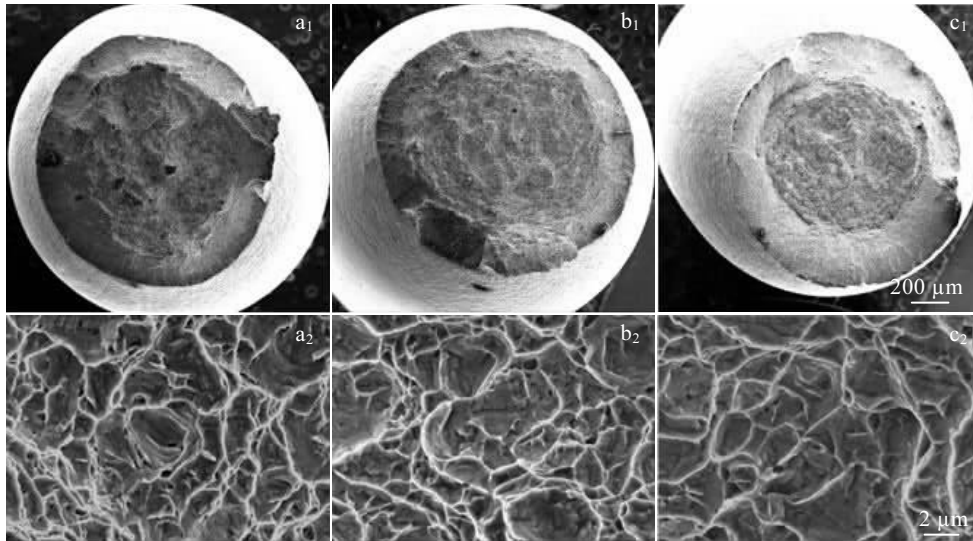


图 6 不同热处理制度下室温拉伸断口形貌

Fig.6 Tensile fracture morphologies of TC4/TC11 under different heat treatments : (a) 0#, (b) 2#, and (c) 10#

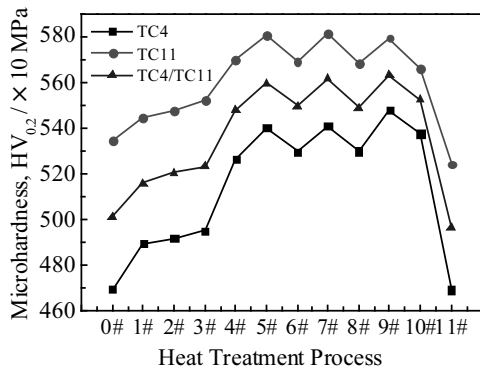


图 7 TC4、TC11、TC4/TC11 钛合金不同热处理制度下的平均显微硬度

Fig.7 Average micro-hardness of TC4, TC11, TC4/TC11 under different heat treatment systems

渡区再到 TC11 侧硬度逐渐升高。由于不同状态下 TC11 的  $\alpha$  相更为细小,  $\alpha$  片层数量更多, 且  $\alpha$  相的含量更多, 所以 TC11 侧的硬度要高于 TC4 侧。当热处理温度提高到 970 °C(最优热处理参数)时, 两侧组织均为典型的网篮组织且更为均匀相似。过渡界面基本消失。即该试样沿着整个过渡界面其显微硬度值分布最均匀、差异最小, 在 2 个基体与过渡区交界处显微硬度值变化也最小。固溶温度进一步提高至相变点以上进行热处理时, 该试样的显微硬度明显下降。其原因是再结晶后的晶内组织发生了重排, 在两相区处理时, 初生  $\alpha$  板条发生异化转变,  $\alpha$  板条变得细长且

表 5 不同热处理试样的平均显微硬度

Table 5 Average micro-hardness of samples under different heat treatments ( $\times 10$  MPa)

No.	TC4	TC4/TC11	TC11
0#	469.5	501.3	534.5
1#	489.4	515.7	544.5
2#	491.6	520.4	547.7
3#	495	522.9	551.8
4#	526.3	547.7	569.7
5#	540	559.4	580.4
6#	529.6	549.6	569
7#	540.8	561.2	581.5
8#	529.9	548.8	568.2
9#	547.8	563.2	579.3
10#	537.6	552.1	565.7
11#	469.2	496.2	524.1

成集束排列, 晶内组织呈现典型的魏氏组织特征。

### 3 结 论

1) 当热处理温度达到 970 °C 时,  $\alpha$  板条的长/宽比小于沉积态和退火态, 两侧组织均呈现典型的网篮组织特征且更为均匀, 晶界  $\alpha$  相彻底消失, 过渡界面基本消失, 使得 TC4/TC11 组织参数达到最优化。

2) 沉积态、去应力退火和固溶时效(最优热处理参数)热处理后的试样拉伸均断在了 TC4 一侧。固溶时效后试样强度没有明显降低, 塑性得到显著提高, 具有良好的综合力学性能。

3) 从 TC4 侧到过渡区再到 TC11 侧硬度逐渐升高。固溶热处理和固溶时效热处理后试样的显微硬度均明显

高于沉积态及退火热处理后试样。当热处理温度提高到 970 °C (最优热处理参数) 时, 沿着整个过渡界面其显微硬度值分布最均匀、差异最小, 2 个基体与过渡区交界面处显微硬度值变化也最小。

#### 参考文献 References

- [1] Nobuki M, Hashimoto K, Tsujimoto K *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 1986, 50(9): 840
- [2] Ganesh P, Kaul R, Paul C P *et al.* *Materials Science and Engineering*[J], 2010, 527(29-30): 98
- [3] Dinda G P, Dasgupta A K, Mazumder J. *Materials Science and Engineering*[J], 2009, 509(1-2): 98
- [4] Wang Weifu, Wang Maocai, Zhang Jie *et al.* *Optics and Lasers in Engineering*[J], 2008, 46(11): 810
- [5] Chen Jing(陈静), Zhang Qiang(张强), Liu Yanhong(刘彦红) *et al.* *Chinese J Lasers*(中国激光)[J], 2011, 38(6): 603 022
- [6] Chen Jing(陈静), Jiang Guozheng(姜国政), Lin Xin(林鑫) *et al.* *Chinese J Lasers*(中国激光)[J], 2010, 37(2): 593
- [7] Lin X, Yue T M, Yang H O *et al.* *Acta Materialia*[J], 2006, 54(7): 1901
- [8] Xue Lei(薛蕾), Chen Jing(陈静), Lin Xin(林鑫) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(6): 989
- [9] Huang Boyun(黄伯云), Li Chenggong(李成功), Shi Likai(石力开) *et al.* *China Materials Engineering Canon*(中国材料工程大典)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 471
- [10] Banlisunwa E A. Translated by Chen Shiqing(陈石卿). *Titanium Metallography*(钛合金金相学)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1986
- [11] Lin X, Yue T M, Yang H O *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 391(1-2): 325
- [12] Liu Jiantao(刘建涛), Lin Xin(林鑫), Lv Xiaowei(吕晓卫) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2008, 44(8): 1006
- [13] Xu Xiaojing(许小静), Lin Xin(林鑫), Yang Mocong(杨模聪) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2008, 44(8): 1013
- [14] Gil F J, Ginebra M P, Manero J M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2001, 392(1-2): 142
- [15] Xin Shewei(辛社伟), Zhao Yongqing(赵永庆), Zeng Weidong(曾卫东). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2008, 25(3): 26
- [16] Xin Shewei(辛社伟), Zhao Yongqing(赵永庆). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2006, 31(9): 39

## Effect of Heat Treatment on Microstructure and Properties of Laser Deposition TC4/TC11

He Bo<sup>1</sup>, Xing Meng<sup>1</sup>, Sun Changqing<sup>2</sup>, Yang Guang<sup>3</sup>

(1. Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, China)

(2. Shenyang Institute of Engineering, Shenyang 110136, China)

(3. Key Laboratory of Fundamental Science for National Defence of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang 110136, China)

**Abstract:** By comparing the microstructure, static mechanical properties, tensile fracture and microhardness of laser deposited TC4/TC11 titanium alloy direct transitional parts in the as-deposited and heat-treated states, the approaches to perfect the microstructure of laser deposition TC4/TC11 alloy so as to improve its integrated mechanical properties were explored. Results show that after the as-deposited sample undergoes 970 °C heat treatment, its length-width ratio of  $\alpha$  laths is less than that of as-deposited and annealed samples. The microstructure on the two sides is featured by basket-weave structure and more even. In addition, the grain boundary  $\alpha$  disappears entirely. There is almost no existence of transitive interface, which optimizes the textural parameters of TC4/TC11 titanium alloy. For all the as-deposited, relieved-stress annealed and solution aged samples (optimal heat treatment parameters), their tensile fractures are tough fracture and their fracture sections are all on the side of TC4 titanium alloys. Among them, the strength of solution aged sample is not reduced greatly. Moreover, its plasticity is remarkably enhanced. So it has excellent integrated mechanical properties. When the temperature of the heat treatment rises to 970 °C (optimal heat treatment parameters) microhardness of TC4/TC11 titanium alloys is uniform along the whole transitive interface with minimum differences. At the same time, microhardness changes most slightly on the matrix and transitive interface.

**Key words:** laser deposition manufacturing; titanium alloy; heat treatment; microstructure; property

Corresponding author: Yang Guang, Ph. D., Professor, Key Laboratory of Fundamental Science for National Defence of Aeronautical Digital Manufacturing Process, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, P. R. China, Tel: 0086-24-89723852, E-mail: yangguang@sau.edu.cn