

热处理对激光沉积 TC4 组织和性能的影响

何波¹, 邢盟¹, 孙长青², 杨光^{1,3}

(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 钛合金沉积态和热处理态的显微组织、静载力学性能及显微硬度进行对比研究, 探索改善激光沉积 TC4 钛合金组织, 进而提高综合力学性能途径。结果表明, 沉积态试样在 970 °C 热处理后初始连续的晶界 α 相已经彻底破碎; 随着固溶时间的延长, 球状 α 相进一步长大且增多, α 板条充分生长且显著增大; 在 970 °C 固溶 2 h 后再进行时效热处理后, 组织是一种由等轴 α , 网篮 α 和转变 β 相构成的双/三态组织, 综合性能最好。与沉积态和退火态相比, 固溶时效处理后的试样 (双/三态组织), 耐磨性最好; 且由于组织中的等轴组织起着变形协调的作用, 网篮组织可以降低位错的塞积作用进而提高塑性, 使得塑性有很大的提高且强度又降低不多, 综合力学性能得到显著的提高。激光沉积制造 TC4 钛合金的沉积态、退火态、固溶时效态和固溶态 (固溶温度相同) 的显微硬度依次升高, 但是当固溶温度进一步提高至相变点以上进行热处理时, 由于再结晶后的晶内组织发生了重排, 试样的显微硬度将会明显下降。

关键词: 激光沉积制造; TC4 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)09-3007-08

金属钛及其合金具有较高的抗拉强度和抗疲劳强度、较低的弹性模量、低密度以及良好的抗腐蚀性能, 被广泛应用于航空航天以及生物医学领域^[1]。TC4 钛合金作为一种中等强度 $\alpha+\beta$ 型钛合金, 具有较宽温度适用范围, 良好的抗腐蚀性和优异的力学性能^[2], 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^[3]。但 TC4 钛合金具有高熔点、高熔融态活性和大的变形抗力等特点, 采用传统加工工艺制备 TC4 钛合金零部件, 存在材料利用率低, 加工成本高, 加工性能差, 制造工艺复杂等缺点; 且热处理组织的变化往往与再结晶有关, 其中铸造 TC4 材料的组织疏松、杂质较多, 使得铸造 TC4 钛合金易产生缩松、缩孔和气孔等缺陷; 铸造 TC4 钛合金晶粒组织粗大, 由一定取向关系的片层组成, 会影响材料强度、硬度、塑性及韧性; 这些缺陷均会直接影响铸件的力学性能。而激光沉积制造 TC4 钛合金可以通过 α 和 β 相的相变来调节 α 与 β 相的组成、数量和形态来优化组织性能^[4-6]; 同时可以实现高性能复杂致密零件的快速近净成形, 正逐渐受到国内外钛合金研究者的广

泛关注。该技术具有材料利用率高、加工零件形状和尺寸不受限制、加工速度快等一系列优点, 在 TC4、TA15 等钛合金激光沉积制造方面比较成熟, 是制备高性能负载致密零件的一种理想方法^[7-10]。

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^[11,12]。因为合适的热处理工艺可以消除快熔急凝过程中的残余应力和进一步优化组织, 并且显微组织对力学性能有很大的影响, 所以研究钛合金热处理工艺对组织性能的影响具有重要的意义^[13-15]。前人已经积累了一些研究成果, 张霜银^[16]等人、李静^[17]等人分别研究了 TC4 钛合金沉积态、去应力退火和固溶时效 3 种不同热处理制度对组织和力学性能的影响, 结果均表明固溶时效对 TC4 的组织 and 力学性能的改善最为明显。又因为双/三态组织的综合性能最好, 但由于激光沉积制造 TC4 钛合金热处理过程中组织演化复杂, 性能也随之发生变化, 所以得到双/三态组织就较为困难。因此研究激光沉积 TC4 钛合金是否可以通过热处理工艺得到双/三态组织十分重要。

收稿日期: 2018-09-15

基金项目: 国家重点研发计划项目 (2017YFB1104002); 工信部民用飞机专项科研项目 (MJZ-2016-G-71); 国家自然科学基金项目 (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

本工作重点研究接近于相变点的多种热处理工艺对沉积态组织的影响,并得出双/三态组织的热处理工艺;同时通过分析不同热处理工艺对组织形态和力学性能的影响,为进一步完善激光沉积制造 TC4 钛合金的热处理工艺提供参考。

1 实验

TC4 钛合金粉末粒度为 60 ~ 160 μm。TC4 钛合金材料的化学成分组成如表 1。实验前,将所有粉末进行真空烘干,温度 120 °C,时间 2 h,以除去吸附在粉末表面的水分,成形基材采用锻造 TC4 厚板件,成形前基材表面用砂纸打磨后再用无水乙醇和丙酮依次清洗干净,以减少表面杂质和缺陷对沉积过程中造成的影响。TC4 钛合金激光沉积制造实验由激光沉积制造系统完成,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,扫描速度为 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。

本实验采用单道多层的激光沉积制造技术,沿 Z 轴方向沉积 TC4 钛合金粉末制备沉积块,为了满足实验需要,分别制备了 3 个尺寸均为 40 mm×20 mm×71 mm 的

沉积块。为了研究不同热处理工艺对试样拉伸性能的影响,首先通过观察 TC4 钛合金经过 13 种不同热处理工艺(如表 2)后的显微组织,其中腐蚀液的配比为: V(HF):V(HNO₃):V(H₂O)=1:2:7。利用 GX51OLYM PUS 光学显微镜对不同热处理下的显微组织进行观察,用 Nano Measurer 软件对显微组织照片 α 相的长宽比进行尺寸测量,并对部分试样进行 XRD 分析;然后对成形后的 TC4 钛合金沉积块进行不同的热处理(如表 3),利用 INSTRON5982 电子万能试验机对试样进行室温拉伸,试件取样位置如图 1 所示,每个沉积块加工 3 个拉伸试样;利用 HVS-1000A 型显微硬度计对不同试样的显微硬度进行测试,加载载荷为 200 g,持续时间为 10 s,硬度值取 5 次的平均值。

2 结果与分析

2.1 沉积态组织形貌特征

图 2 是激光沉积 TC4 钛合金显微组织。通过观察图 2a 可知,成形件的宏观组织由贯穿多个熔覆层且呈外延生长的粗大 β 柱状晶构成,柱状晶主轴和激光束扫描方向近似垂直。由于组织内结晶学取向存在差异,宏观组织呈现明显交替生长的现象。图 2b 是成形件的微观组织,β 晶内由交错生长的 α 集束与残留的 β

表 1 TC4 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 alloy (wt%)

Material	Al	V	Fe	H	C	O	N	H	Ti
TC4	6.21	4.22	0.18	0.0024	0.005	0.14	0.048	0.012	Bal.

表 2 TC4 钛合金热处理制度

Table 2 Heat treatment process for TC4 alloy

No	Heat treatment process
1#	550 °C, 2 h, AC
2#	750 °C, 2 h, AC
3#	900 °C, 1 h, AC
4#	930 °C, 1 h, AC
5#	950 °C, 1 h, AC
6#	950 °C, 1 h, AC+550 °C, 4 h, AC
7#	950 °C, 2 h, AC
8#	970 °C, 1 h, AC
9#	970 °C, 1 h, AC+550 °C, 4 h, AC
10#	970 °C, 1 h, AC+970 °C, 1 h, AC+550 °C, 4 h, AC
11#	970 °C, 2h, AC+550 °C, 4 h, AC
12#	1020 °C, 1 h, AC
13#	1020 °C, 1 h, AC+970 °C, 1 h, AC

表 3 成形后 TC4 钛合金热处理制度

Table 3 Heat treatment process for formed TC4 alloy

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

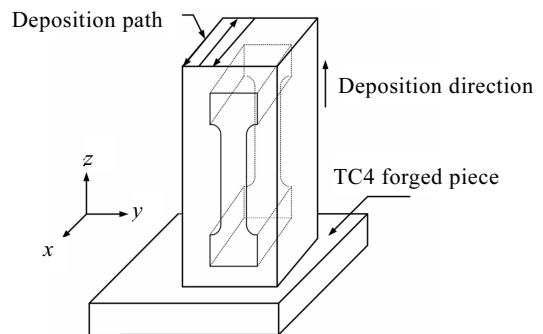


图 1 拉伸试样取样图

Fig.1 Schematic diagram of tensile sample sampling



图 2 TC4 合金激光沉积制造沉积态显微组织

Fig.2 OM images of LDMed TC4 alloy with different magnification

相构成：试样晶界完整且晶界周围的大量 α 片层沿晶界生长成集束状（图 2c）；其中 α 集束的长度尺寸在 2~20 μm 之间，宽度约为 1 μm 。

2.2 不同热处理制度对组织的影响

图 3 是 13 种不同热处理制度下 TC4 钛合金的金相组织。图 4 是不同热处理制度下 TC4 钛合金晶界变化的金相组织。TC4 钛合金经过 550 $^{\circ}\text{C}$ 去应力退火热处理 2 h 后（图 3a），同沉积态组织相比， α 板条呈现一定程度的粗化，部分 α 板条粗化明显，长宽比降低， α 相的体积分数增加，晶界完整（图 4a）。随着退火温度升高至 750 $^{\circ}\text{C}$ （图 3b），由于热处理温度较低且未达到相变温度，所以图 3b 与图 3a 组织差别并不明显，

α 板条整体性粗化程度进一步提高，长宽比稍有降低，组织更为均匀。当热处理温度继续升高至 900 $^{\circ}\text{C}$ 后（图 3c），由于 β 相中合金元素溶解度的提高，进而促进晶内 α 相转化为 β 相；但初生 α 相并没有完全转化为 β 相而是呈现一定程度的粗化，部分保存下来的 α 晶粒同时发生粗化；固溶过程中开始出现次生 α 相，同时部分初生 α 相被溶解球化呈现为颗粒状；固溶热处理后 β 晶内组织形貌产生了明显的变化， α 板条长大并且网篮化，尽管长宽比有所增大，但组织更为均匀；初始连续的晶界开始破碎（图 4b），同时未破碎的晶界附近可见细小的次生 α 相。图 3d~图 3e 表明，随着热处理温度不断升高至 950 $^{\circ}\text{C}$ ， α 板条进一步生

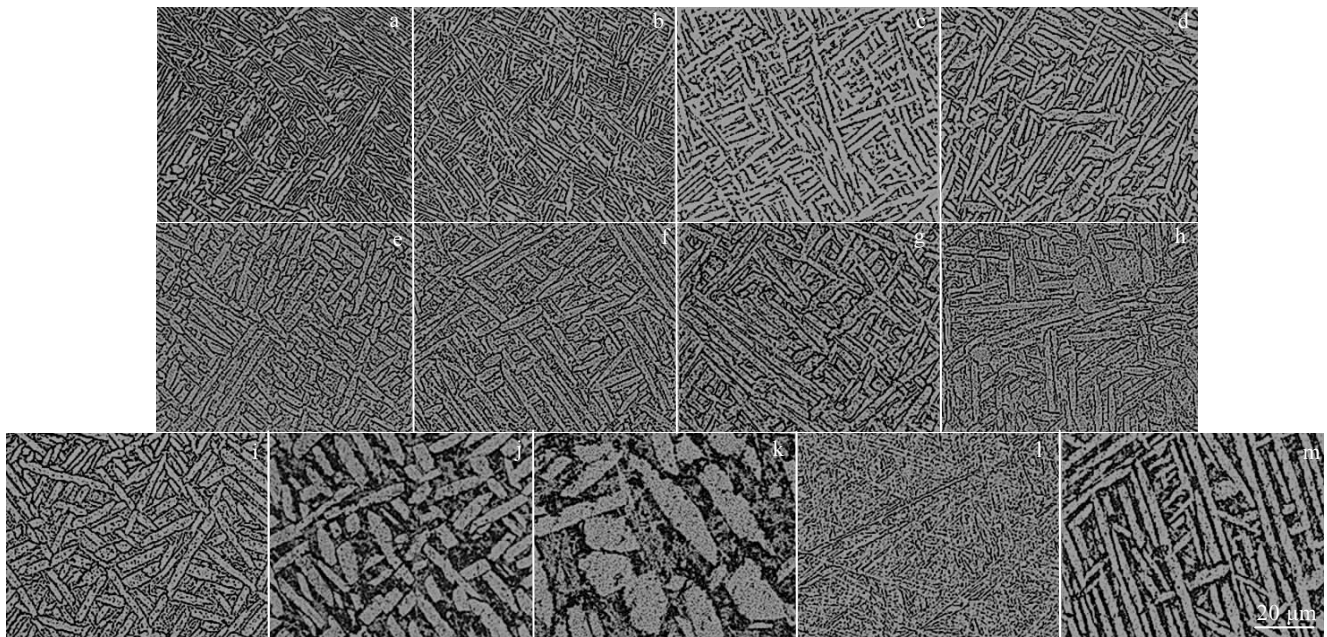


图 3 不同热处理制度下 TC4 钛合金的金相组织

Fig.3 OM images of LDMed TC4 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#, (k) 11#, (l) 12#, and (m) 13#

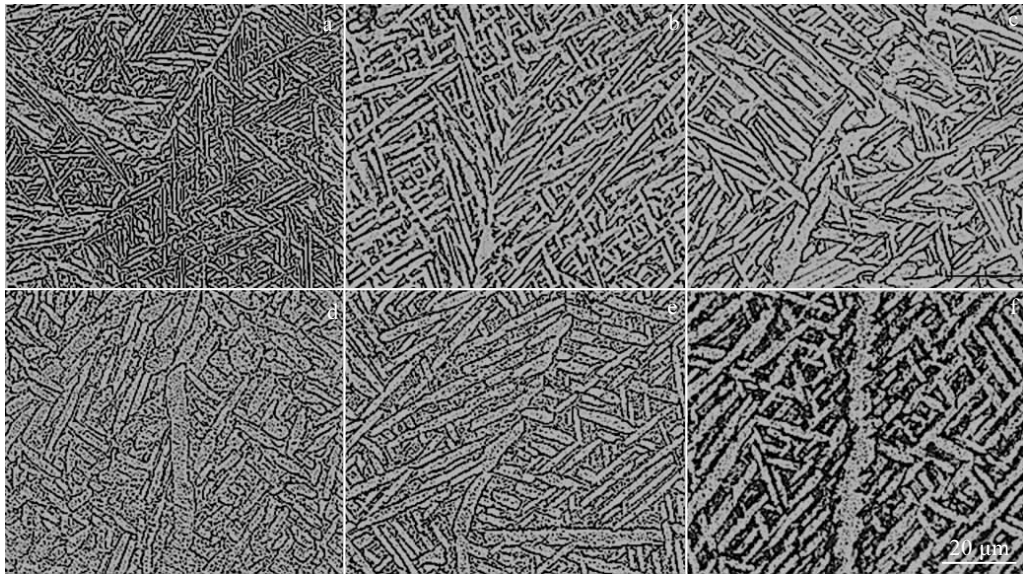


图 4 不同热处理制度下 TC4 钛合金的晶界组织变化

Fig.4 OM images of grain boundary change in LDMed TC4 alloy under different heat treatments: (a) 1#, (b) 3#, (c) 4#, (d) 5#, (e) 6#, and (f) 13#

长及相互截断,短棒状和球状 α 相增多,长宽比基本不变,晶界 α 相进一步破碎(图 4c~图 4d),部分增粗变厚。继续进行时效热处理后(图 3f),虽然亚稳的 β 相分解为 $\alpha+\beta$ 相,但是次生 α 相分解,析出 β 相并与固溶处理后产生的连续 β 相接触且相互截断,使得 α 相含量不断减少,随之 β 相含量增加;条状 α 相的分布更为均匀有序,长宽比略微增大,晶界 α 相已经基本全部破碎(图 4e)。但在 950℃ 延长固溶时间至 2 h, α 板条充分生长且显著增大(图 3g)。当热处理温度升高至 970℃ 后(图 3h~图 3i),球状 α 相进一步长大且增多, α 板条长度降低,宽度基本不变,长宽比降低,晶界 α 相已经彻底消失。图 3j 显示,在 970℃ 经过两次固溶空冷再时效后球状 α 相和短棒状 α 相数目明显增多,组织更加均匀。在 970℃ 固溶 2 h 后再进行时效热处理后(图 3k),组织是一种由等轴 α , 网篮 α 和转变 β 相构成的三重混合组织,等轴 α 相均匀分布在网篮组织中间,起着变形协调的作用, α 板条长宽比减小。在 1020℃ 保温 1 h 处理后(图 3l),由于固溶温度进一步提高至相变点以上,在两相区处理时,初生 α 板条发生异化转变,再结晶后晶内组织发生了重排,细长的 α 板条呈集束排列,晶界几乎没有断裂,晶内组织呈现典型的魏氏组织特征。再继续进行 970℃ 固溶 1 h 热处理后(图 3m), α 集束明显长大并且网篮化,组织更为均匀,晶界完整且附近有细小的 α 相(图 4f);因此 TC4 钛合金在 970℃ 固溶 2 h 后

再进行时效热处理后组织为双/三态组织,综合性能最好。

图 5 是激光沉积制造 TC4 合金沉积态及经过不同热处理后试样的 XRD 图谱。通过观察可知沉积态试样衍射谱中存在大量 α 相衍射峰((002) α , (101) α , (102) α , (103) α 等),且没有明显的 β 相衍射峰。550℃, 2 h, AC 试样发生的衍射位置与沉积态基本相同,其中(101) α , (102) α 衍射峰相对沉积态略有减弱。试样经固溶时效处理后, α 马氏体相分解转化为 β 相,且开始出现次生 α 相,因此在 3 种不同固溶时效态试样的衍射谱中均发现(200) β , (220) α 衍射峰,且 970℃, 2 h, AC+550℃, 2 h, AC 试样的(002) α , (101) α , (103) α 衍射峰相对其他两种固溶时效态试样均有所增强,这与图 3 不同热处理制度下 TC4 钛合金的显微组织演化基本吻合。

2.3 室温拉伸性能

表 4 是不同状态下激光沉积 TC4 钛合金的室温拉伸性能数据,图 6 是 TC4 钛合金不同热处理制度下的拉伸力学性能,其中沉积态、去应力退火态和固溶时效态(如表 3)均制备 3 个试样,取其平均值,数值波动范围小于 6%。结果表明,与沉积态和退火态相比,固溶时效处理后的试样,塑性有很大的提高且强度又降低不多,综合力学性能得到明显的提高。

通过组织分析(图 3)可知,沉积态试样内部 α 板条和马氏体均较为细小,晶粒内部存在着大量的 α 集束,

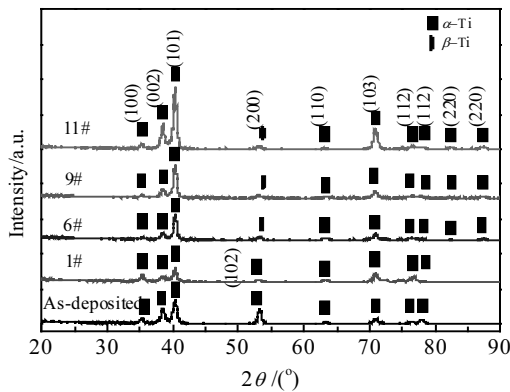


图 5 不同热处理制度下 TC4 钛合金的 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of LDMed TC4 titanium alloy under different heat treatments

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。虽然晶界处存在与晶内组织强度不同的大量细小 α 相，具备协调塑性变形的作用，但由于沉积态组织内部晶界数目较少，总体协调变形能力较差，导致其塑性较差。

去应力退火后 α 板条粗化且体积分数增加，晶界连续，内部组织均匀化，使变形时组织间协调能力增强，塑性增加；位错和亚结构的减少导致屈服强度降低；由于晶界粗化和 α 集束增多进而增大滑移阻力，使得抗拉强度增加。

固溶时效热处理后（双/三态组织）晶界彻底消失使得滑移阻力降低， α 板条变宽且更为均匀化使得滑移程增大，进而使得塑性增加且强度降低；此外组织呈现出一种由等轴 α ，网篮 α 和转变 β 相构成的双/三态组织，等轴 α 相均匀分布在网篮组织中间；由于等轴组织起着变形协调的作用，网篮组织可以降低位错的塞积作用进而提高塑性，使得滑移距离增大，进而使得强度降低，塑性增加。

表 4 激光沉积制造 TC4 钛合金的室温拉伸性能

Table 4 Room temperature tensile properties of TC4 alloy by LDM				
Status of materials	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%
As-deposited	939.5	892.2	12.8	15.2
Stress relief annealing	953.9	872.5	16.2	20.6
Solution-aging treatment	900.4	857.7	30.9	38.4

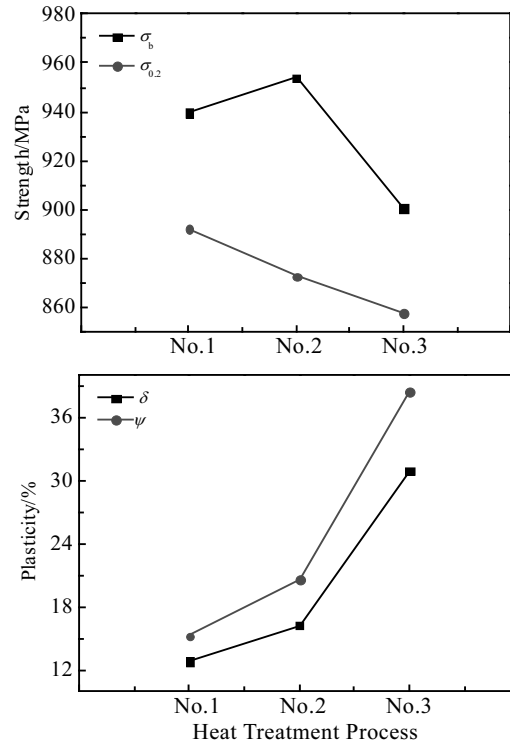


图 6 不同热处理制度下 TC4 钛合金的拉伸力学性能

Fig.6 Tensile properties of TC4 under different heat treatments: (a) strength and (b) plasticity

2.4 耐磨性能

图 7 是不同热处理制度下 TC4 钛合金试样的摩擦系数曲线。其中试样分别为沉积态、去应力退火态和固溶时效态（如表 3）。通过图 7 可知在磨损实验的前 1 分钟内，由于处于摩擦初始阶段，对磨面的粗糙度较小，摩擦力较小，即预磨期，所以摩擦系数呈上升趋势。经过预磨期后，对磨面的粗糙度趋于稳定，磨损进入稳定阶段。其中沉积态和退火态的摩擦系数曲线相似，而固溶时效态的摩擦系数同沉积态和退火态相比明显减小。

图 8 是不同热处理制度下 TC4 钛合金的磨损形貌，从图中可以看出，虽然不同热处理状态下的 TC4 钛合金磨损形貌略有不同，但磨损机理均主要为剥层磨损、黏着磨损和疲劳磨损。由于沉积态和退火态中增强相含量较低，抵抗应力的能力有限，所以均呈现出深而长且方向一致的犁沟，磨屑较多，且二者磨损后表面形貌相差不大。而固溶时效态存在由大量呈细针状分布的次生 α 相组成的增强相，且硬度较大，使得犁沟变浅变细，磨屑较少。这与摩擦系数测试的结果一致。

2.5 显微硬度

表 5 是不同热处理试样的平均显微硬度。图 9 是不同热处理制度下的 TC4 钛合金的硬度曲线。通过观察可

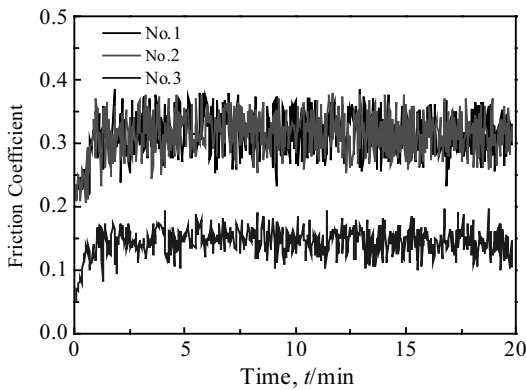


图 7 不同热处理制度下 TC4 钛合金的摩擦系数曲线

Fig.7 Friction coefficient curves of TC4 under different heat treatments

知, 沉积态、退火态、固溶时效态和固溶态 (固溶温度相同) 的钛合金显微硬度依次升高; 由于退火热处理温度较低且未达到相变温度, 所以试样在 550 和 750 °C 进行退火热处理后的显微硬度基本相同, 较沉积态略有提升; 但固溶热处理和固溶时效热处理后试样的显微硬度均呈现显著提高, 该原因是随着热处理温度的升高进行固溶热处理时, 由于 β 相中合金元素溶解度的提高, 进而促进晶内 α 相转化为 β 相; 但初生 α 相并没有完全转化为 β 相而是呈现一定程度的粗化, 且随之生成大量的细小次生 α 相, 进而使得组织内部极易产生位错塞积, 固溶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后, 虽然亚稳的 β 相会发生分解为 $\alpha+\beta$ 相, 但是由于次生 α 相的分解, 造成组织中 α 相的含量降低。因为 α 相中富集大量的 Al 和 O 等强化元素, α 相的强

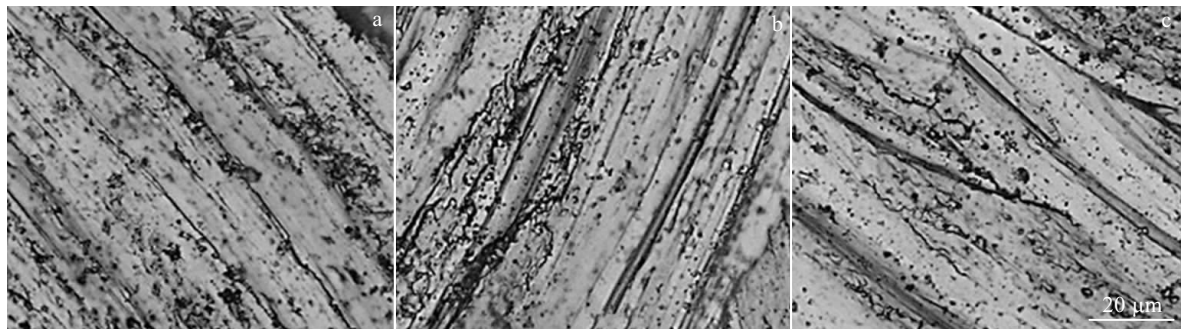


图 8 不同热处理制度下 TC4 钛合金的磨损形貌

Fig.8 Wear morphologies of TC4 alloy under different heat treatments: (a) laser deposition manufacturing, (b) stress relief annealing, (c) solution-aging treatment

表 5 不同热处理试样的平均显微硬度

No.	Heat treatment process	HV _{0.2} /MPa
0#	AC	4695
1#	550 °C, 2 h, AC	4894
2#	750 °C, 2 h, AC	4956
3#	900 °C, 1 h, AC	5260
4#	930 °C, 1 h, AC	5353
5#	950 °C, 1 h, AC	5468
6#	950 °C, 1 h, AC+550 °C, 4 h, AC	5406
7#	950 °C, 2 h, AC	5520
8#	970 °C, 1 h, AC	5630
9#	970 °C, 1 h, AC+550 °C, 4 h, AC	5540
10#	970 °C, 1 h, AC+970 °C, 1 h, AC+550 °C, 4 h, AC	5570
11#	970 °C, 2 h, AC+550 °C, 4 h, AC	5690
12#	1020 °C, 1 h, AC	4692
13#	1020 °C, 1 h, AC+970 °C, 1 h, AC	5530

度要高于 β 转变相的强度; 且 α 相为密排六方结构, β 相为体心立方结构, 因此 β 相的塑性能力强于 α 相, 即 α 相含量越小, 显微硬度越小; 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。随着热处理温度经由 900, 930, 950 °C 不断升高至 970 °C, α 片层的进一步生长及相互截断, α 相含量不断增加, 同时次生 α 相含量不断增多, 试样的显微硬度不断增加。其中在 970 °C 固溶 2 h 后再进行时效热处理后组织是一种由等轴 α 相, 网篮 α 相和转变 β 相构成的双/三态组织, 虽然组织中 α 相尺寸相对较为粗大, 使得位错在 α 相晶粒内运动遇到较少的障碍, 易产生滑移, 进而降低硬度; 但是组织中 α 相的百分含量较高, 次生 α 相较多, 进而提高硬度, 使得在该热处理制度下的显微硬度最高。固溶温度进一步提高至相变点以上 1020 °C 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, 初生 α 板条发生异化转变, 细长

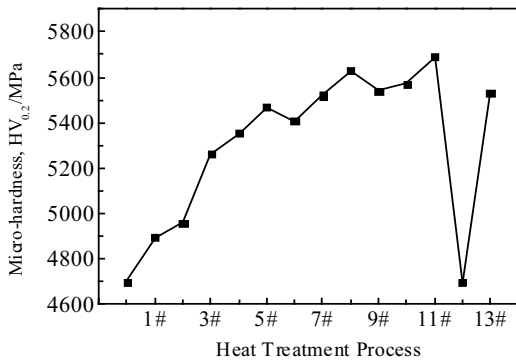


图9 TC4 钛合金不同热处理制度下的平均显微硬度

Fig.9 Average micro-hardness of TC4 under different heat treatments

的 α 板条呈集束排列, 晶内组织呈现典型的魏氏组织特征。继续在 970 °C 进行固溶热处理, α 集束明显长大并且网篮化, 晶界完整且附近细小的 α 相阻碍滑移, 同时 α 相含量增多, 使得显微硬度显著提高。

3 结论

1) 激光沉积制造 TC4 钛合金试样在 970 °C 热处理后初始连续的晶界 α 相已经彻底破碎; 随着固溶时间的延长, 球状 α 相进一步长大且增多, α 板条充分生长且显著增大; 在 970 °C 固溶 2 h 后再进行时效热处理后, 组织是一种由等轴 α , 网篮 α 和转变 β 相构成的双/三态组织, 综合性能最好。

2) 与沉积态和退火态相比, 固溶时效处理后(双/三态组织)的试样, 由于组织中的等轴组织起着变形协调的作用, 网篮组织可以降低位错的塞积作用进而提高塑性, 使得滑移距离增大, 进而使得塑性有很大的提高且强度又降低不多, 综合力学性能得到显著的提高。

3) 沉积态、退火态和固溶时效态 TC4 钛合金的磨损机理均主要为剥层磨损、黏着磨损和疲劳磨损。与沉积态和退火态相比, TC4 钛合金在固溶时效热处理后耐磨性最好。

4) 激光沉积制造 TC4 钛合金的沉积态、退火态、固溶时效态和固溶态(固溶温度相同)的显微硬度依次升高, 但是当固溶温度进一步提高至相变点以上进行热处理时, 由于再结晶后的晶内组织发生了重排, 试样的显微硬度将会明显下降。

参考文献 References

[1] Chen Shushu(陈舒枢), Dong Lu(董璐), Zheng Fei(郑菲) et

al. *High-Technology Commercialization*(高科技与产业化)[J], 2016, 236(1): 90

[2] Qin Lanyun(钦兰云), Li Mingdong(李明东), Yang Guang(杨光) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2017, 38(6): 17 050 047

[3] 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

[4] Xie Xuxia(谢旭霞), Zhang Shuquan(张述泉), Tang Haibo(汤海波) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(9): 1510

[5] Liu Jixiong(刘继雄), Yang Qi(杨奇), Guo Zhijun(郭志军) et al. *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2015, 39(5): 10

[6] Bao Shujuan(包淑娟). *Titanium Industry Progress*(钛工业进展)[J], 2012, 29(4): 20

[7] Srinivasu G, Natraj Y, Bhattacharjee A et al. *Materials and Design*[J], 2013, 47(47): 323

[8] Niinomi M, Kobayashi T. *Materials Science & Engineering A*[J], 1986, 100(4): 45

[9] Donachie M J. *Understanding Ti's Metallurgy, in Titanium: A Technical Guide, 2 ed*[M]. Ohio: ASM International, 2000: 21

[10] Yang Guang(杨光), Feng Zhiguo(冯志国), Qin Lanyun(钦兰云) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(6): 1650

[11] Gil F J, Ginebra M P, Manero J M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2001, 392(1-2): 142

[12] 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

[13] Xin Shewei(辛社伟), Zhao Yongqing(赵永庆). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2006, 31(9): 39

[14] Xiao Zhennan(肖振楠), Liu Tingting(刘婷婷), Liao Wenhe(廖文和) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2017, 44(9): 81

[15] Li Wenxian(李文贤), Yi Danqing(易丹青). *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2011, 16(3): 464

[16] Zhang Shuangyin(张霜银), Lin Xin(林鑫), Chen Jing(陈静) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(7): 1263

[17] Li Jing(李静), Lin Xin(林鑫), Qian Yuanhong(钱远宏) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2014, 41(11): 103

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Properties of Laser Deposition TC4

He Bo¹, Xing Meng¹, Sun Changqing², Yang Guang^{1,3}

(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 microstructures, static mechanical properties and microhardness of laser deposition TC4 alloy in the as-deposited and heat-treated states, the approaches to perfect the microstructure of laser deposition TC4 alloy were explored. Results show that after the as-deposited sample undergoes 970 °C heat treatment, the grain boundary α is thoroughly broken which is continuous initially; with the extension of solution time, globular α phases are more and bigger, and their laths are in full growth and increase dramatically; 2 h later, when the sample undergoes aging treatment, its structure turns to be constituted by equiaxed α , basketweave α and transformed β phase, which results in the optimized textural parameters. Compared with that of as-deposited and annealed samples, the plasticity of the solution aging sample is enhanced significantly and the strength is decreased slightly, and their integrated mechanical properties improve remarkably. Its equiaxed structure performs coordinating function and its basketweave structure can reduce the dislocation pile-up to improve the plasticity. The microhardness is gradually increased in the laser deposition TC4 alloy in the order of the as-deposited, as-annealed, as-solution aged and as solid-solution treated. But when the solution temperature rises to the transformation point, the microstructure of the sample rearranges after crystallizing, leading to marked decline in microhardness.

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