

热处理对EBM Ti-4Al-5V-5Mo-6Cr-1Nb合金显微组织与拉伸性能的影响*

乔虹¹, 刘运玺¹, 陈玮^{1,2}, 杨洋^{1,2}

(1. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024;
2. 高能束流加工技术重点实验室, 北京 100024)

[摘要] 研究了电子束选区熔化(EBM) Ti-45561合金的显微组织及热处理对其组织性能的影响。发现成形态材料具有沿 z 方向外延生长的 β 柱状晶,这是由于凝固过程中的温度梯度造成的,而730°C的成形腔温度环境使得每一个 β 晶粒内部有针状 α 相析出。在后续热处理过程中,随着时效温度的升高与时间的延长,晶界处析出的 α 相逐渐粗化并趋向于连续分布,晶界内的次生 α 相逐渐粗化;随着固溶温度的升高,初生 α 相的数量逐渐减少。在影响EBM Ti-45561合金强度与塑性的热处理参数中,时效温度的影响最大,固溶温度次之,时效时间的影响最小。随着时效温度升高,材料的强度下降而塑性增加。

关键词: 增材制造; 钛合金; 热处理; 显微组织; 拉伸性能

Effect of Heat Treatment on Microstructure and Tensile Properties of EBM Ti-4Al-5V-5Mo-6Cr-1Nb Alloy

QIAO Hong¹, LIU Yunxi¹, CHEN Wei^{1,2}, YANG Yang^{1,2}

(1. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China;
2. Key Laboratory of Power Beam Processing, Beijing 100024, China)

[ABSTRACT] The effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of EBM Ti-45561 was investigated. The as-build material exhibited columnar β grains epitaxially grew along z direction, which is caused by the temperature gradient during the solidification process. Acicular α phase precipitated inside each β grains due to the 730°C environment temperature. With the increase of post-build annealing temperature and extension of annealing time, the grain boundary α phase and secondary α phase were both coarsened. When the solution treat temperature was increased, the percentage of primary α phase decreased. Among the 3 heat treatment parameters, the annealing temperature has the strongest influence on tensile properties, and the annealing time has the smallest influence. The elongation of the EBM Ti-45561 increased with annealing temperature; while the strength of the material decreased with annealing temperature.

Keywords: Additive manufacturing; Titanium alloy; Heat treatment; Microstructure; Tensile properties

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2020.19.085

Ti-4Al-5V-5Mo-6Cr-1Nb (Ti-45561)是一种近 β 钛合金,其Mo当量为13.3。该类合金经固溶+时效处理后,可展现出良好的强度韧性匹配^[1-3],在航空主承力结构上具有广阔的应用前景。例如, TB9合金经820°C/30min/水冷+460°C/8h/空冷后,其抗拉强度显著提高^[4]。Ti-15-3合金经300°C/8h+450°C/16h的双时

效处理后,其屈服强度相比450°C/16h的单时效进一步提高5%^[5]。双时效的强化机制是以低温时效过程中析出的 ω 相为核心,在此基础上促进 α 相形核,并细化 α 板条^[6]。

然而,亚稳型 β 钛合金成分复杂,变形抗力大,如采用铸锭冶金和塑性成形等传统制造技术需重型锻造装

* 基金项目: 装备预研领域基金(61409230409); 山东省重大科技创新工程项目(2019JZZY010418)。

备及大型模具,组织性能控制难度大,材料利用率低。增材制造作为一种周期短、工序少、成本低且无需模具的净成形技术,能够加速新型飞机钛合金结构的研制速度,具有重大的科研价值和经济效益^[7-9]。

电子束选区熔化(Electron Beam Melting, EBM)是增材制造的主要方法之一,如图 1 所示,其成形钛合金构件能实现高度复杂性并达到优良的力学性能,非常适合于近 β 钛合金结构的制造^[10]。在电子束“逐点扫描—逐线搭接—逐层堆积”的过程中,众多研究人员对 EBM 工艺与钛合金组织性能的关系进行了大量探索,但对象主要集中于 Ti-6Al-4V 合金^[11-15],对近 β 钛合金的研究尚未有公开报道。本文对 EBM 成形态 Ti-45561 合金的显微组织进行了表征,并研究了固溶+时效对材料显微组织与拉伸性能的影响。

1 试验材料与方法

本试验采用旋转电极法制备的 Ti-45561 粉末为

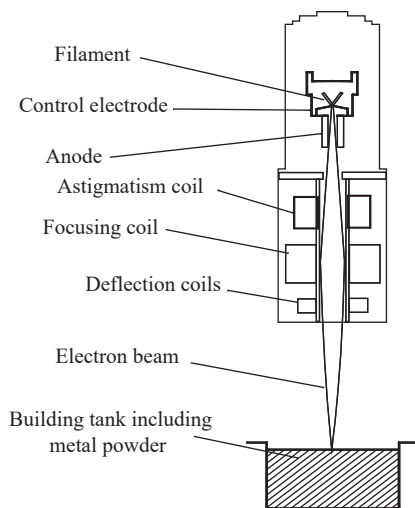


图1 电子束选区熔化设备结构示意图
Fig.1 Schematic drawing of EBM machine

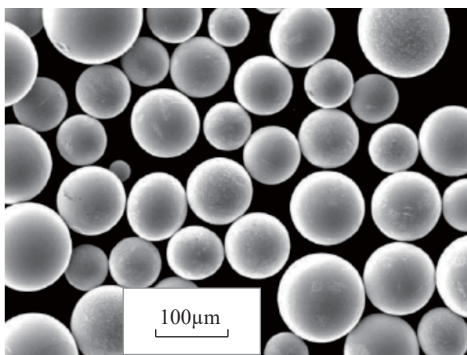


图2 Ti-45561旋转电极粉末形貌
Fig.2 Morphology of PREP Ti-45561 powder

原材料,如图 2 所示,其化学成分如表 1 所示。粉末的粒度范围为 53~150 μm ,其 $D(10)$ 、 $D(50)$ 、 $D(90)$ 分别为 56.2 μm 、91.7 μm 、144.7 μm ,粉末的松装密度与振实密度分别为 2.81 g/cm^3 与 3.07 g/cm^3 。

采用 ArcamTM A2X 设备成形 Ti-45561 试棒,其轴向沿沉积方向(z 向)。设备工作过程为:铺粉器铺放 50 μm 厚度的 Ti-45561 粉末,电子束扫描并熔化粉末材料,扫描完成后成形台下降,铺粉器重新铺放新一层粉末,这个逐层铺粉—熔化的过程反复进行直到试棒成形完毕。整个过程中成形腔内温度保持在 730 $^{\circ}\text{C}$ 。随后对部分试棒进行热处理,选取固溶温度为 760~820 $^{\circ}\text{C}$ (材料相变点为 805 $^{\circ}\text{C}$),固溶时间为 1h,随后空冷;时效温度为 520~610 $^{\circ}\text{C}$,时效时间为 2~8h,随后空冷。

金相试样采用传统方法制备,并采用光学显微镜(Leica DMI 5000M)与电子显微镜(Zeiss Supra-55)观察显微组织与断口形貌。拉伸试样采用 M6、 $\phi 3$ 标准圆棒试样,长度为 40mm。

在显微组织与力学性能的多因素分析中,本论文基于数理统计学与正交性原理,利用极差分析法对正交试验结果进行分析。极差越大,表明该因素对材料的强度、塑性影响越大^[16-17]。

2 试验结果与分析

2.1 成形态材料显微组织

成形态 Ti-45561 试棒的化学成分如表 1 所示,由于成形过程在真空中进行,Al 元素有少量烧损,而 O、N、H 等间隙元素含量基本不变。

成形态材料的显微组织如图 3 所示。由于层层堆积的工艺过程,材料在沿堆积方向(z 向)与垂直堆积方向展现出不同的显微组织,但在层间没有发现明显界面。图 3 (a) 中可见高度达毫米级的 β 柱状晶沿堆积方向(z 向)外延生长,它们之间被晶界 α 相隔开。在每一个 β 晶粒内部有针状 α 相析出,如图 3 (b) 所示,这是由于 730 $^{\circ}\text{C}$ 的成形腔温度起到了时效的作用,使得 α 相从 β 基体中析出。EBM 实际上是一个微区铸造过程,但其冷却速度极快,熔池凝固过程中,周围松散的粉末可看做是隔热层,电子束为热源,基板为热沉,因此凝固过程沿着 z 向发生。在第 n 层粉末熔化的过程中,之前的第 $n-1$ 层粉末也被部分熔化,形成了外延生长的条件^[18],

表1 Ti-45561粉末与成形材料的化学成分质量分数

Table 1 Chemistry of Ti-45561 powder and build %

Elements	Al	V	Cr	Mo	Nb	N	H	O	Ti
Powder	3.9	5.3	5.8	5.2	1.1	0.01	0.001	0.012	余量
Build	3.7	5.4	5.8	5.3	1.1	0.01	0.001	0.013	余量

这导致了沿堆积方向生长的柱状晶。这种外延生长导致的柱状晶在采用其他增材制造方法制备的材料中也有发现,如激光选区熔化法^[19-20]与激光直接沉积法^[21-22]。

2.2 热处理制度对显微组织的影响

2.2.1 时效温度对显微组织的影响

图4为成形态材料在760℃固溶后,分别在520℃、550℃、580℃、610℃下进行时效后的显微组织。图4(a)~(d)显示,材料的显微组织均由初生 α 相、次生 α 相及 β 基体组成。成形态材料中晶界处的部分初生 α 相,如图3(a)所示,在固溶过程中以短棒状或长条状保留,针状的次生 α 相则在 β 基体上大量析出并呈现弥散分布。随着时效温度的升高与时间的延长,针状次生 α 相在初生 α 相周围析出并遭到吞并,导致初生 α 相粗化,形状由短棒状变为长条状,且趋向于连续,体积分数略有增加。随着时效温度的升高,晶界内的针状次生 α 相的间距逐渐增大并变粗。此外,时效温度的升高导致次生 α 相析出与长大的驱动力增加,更多针状次生 α 相析出并粗化。对于780℃、800℃固溶,并分别在520℃、540℃、560℃、580℃下进行时效的样品,其显微组织变化趋势与图4相似。

2.2.2 固溶温度对显微组织的影响

图5为成形态材料分别在760℃、780℃、800℃、820℃固溶,并在550℃时效后的显微组织。图5(a)~(c)显示,在Ti-45561合金相变点(805℃)以下进行固溶+时效,显微组织都由初生 α 相、次生 α 相和 β 基体组成,其中初生 α 大多呈短棒状、长条状在晶界处析出。随着固溶温度的升高,初生 α 相的数量逐渐减少。此外,在相变点以上进行固溶+时效,如图5(d)所示,从 β 基体中析出的针状及短棒状次生 α 相比较多。而在760℃固溶时,组织中的初生 α 相比较多,和析出的次生 α 相弥散分布在 β 基体上。一部分长针状 α 相沿晶界析出后沿一定角度向晶内生长,形成相互交织的形貌。

2.3 热处理制度对力学性能的影响

对经历上述热处理制度的EBM Ti-45561合金进行室温拉伸试验,其结果与极差分析如表2(强度)与表3(塑性)所示。其中 $K_1 \sim K_4$ 、 $V_1 \sim V_4$ 、 $U_1 \sim U_4$ 、 $Y_1 \sim Y_4$ 表示对应因素对应水平对抗拉强度 R_m 、屈服强度 $R_{p0.2}$ 、断后伸长率 A 、断面收缩率 Z 影响的平均值,极差 R 的大小反映了相应因素对指标作用的显著性的强弱。对于表征合金强度、塑性的指标,热处理参数的极差差别较大,说明固溶、时效热处理参数对Ti-45561合金强度、塑性的影响程度差别较大。影响Ti-45561合金抗拉强度和屈服强度的3个热处理参数中,如表2所示,时效温度的极差值最大,固溶温度次之,时效时间最小。表3显示了热处理参数对Ti-45561合金断后伸长率和断面收缩

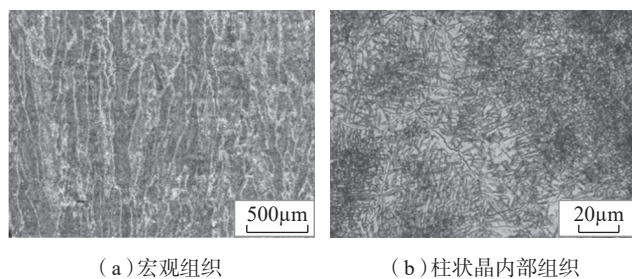


图3 EBM Ti-45561光学显微组织
Fig.3 OM microstructure of EBM Ti-45561

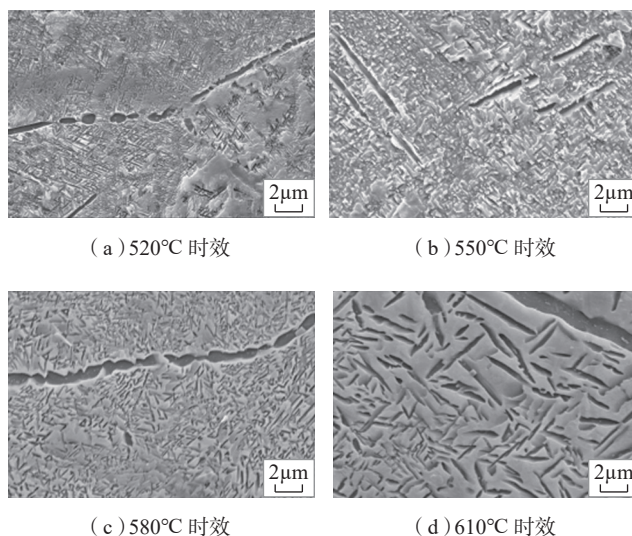


图4 时效温度对EBM Ti-45561合金显微组织的影响
Fig.4 Effect of annealing temperature on EBM Ti-45561 microstructure

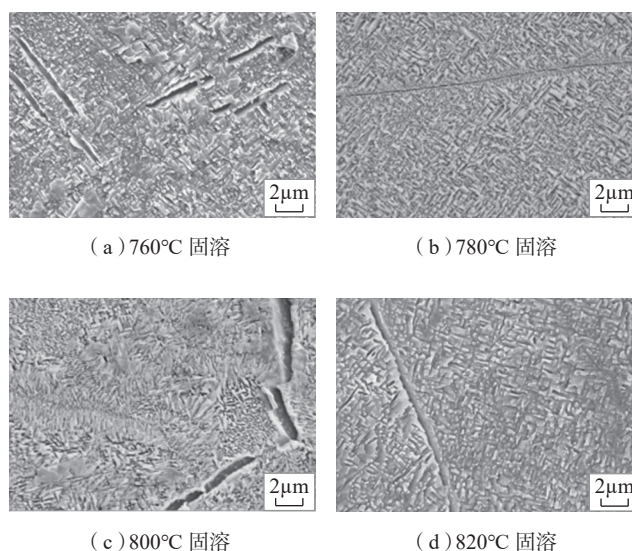


图5 不同固溶温度+550℃时效后EBM Ti-45561合金的显微组织
Fig.5 Microstructure of EBM Ti-45561 after solution treat at different temperatures+550°C annealing

率的影响,对于断后伸长率 A ,固溶温度的极差值较大,时效时间和时效温度的极差较小。而对于断面收缩率 Z ,时效温度的极差值最大,其次是固溶温度,时效时间最小。综合表格中数据来看,3个参数中,也是时效温度的影响最大,固溶温度次之,时效时间的相对较小,与对材料强度的影响规律基本一致。

综合来看,随着时效温度的升高, Ti-45561 合金的强度降低而塑性提高;随着固溶温度的升高,合金的强度有增大的趋势,而塑性逐渐降低。随着时效时间的延长,合金的强度下降,而塑性有一定程度的波动。因此,EBM Ti-45561 钛合金在 780~800 °C 范围内固溶,并在

550 °C 时效 4~6h 时可实现较好的强塑性匹配

2.4 拉伸断口形貌分析

图 6 (a) 和 (b) 显示,760 °C 固溶 +520 °C 时效后,材料的室温拉伸断口的宏观形貌以放射区为主,无明显的剪切唇与纤维区存在,微观形貌的韧窝尺寸小而浅,而且存在有较高的解理台阶;对于 550 °C 时效后的拉伸断口,其宏观形貌也以放射区为主,说明不同时效温度对断口的宏观形貌并无明显影响,但后者的韧窝大小深浅不一,说明其塑性较前者好。由图 6 (b) 和 (c) 可见,同样在 550 °C 时效,820 °C 固溶时,材料的室温拉伸断口的宏观形貌主要由放射区和剪切唇组成,无中心纤维

表2 热处理参数对Ti-45561钛合金强度的影响

Table 2 Effect of heat treatment on EBM Ti-45561 strength

样品	固溶温度 / °C	时效温度 / °C	时效时间 / h	抗拉强度 / MPa	屈服强度 / MPa
1	1(760)	1(520)	1(2)	1226	1188
2	1(760)	2(550)	2(4)	1132	1085
3	1(760)	3(580)	3(6)	1084	1039
4	1(760)	4(610)	4(8)	966	918
5	2(780)	1(520)	2(4)	1201	1177
6	2(780)	2(550)	1(2)	1118	1106
7	2(780)	3(580)	4(8)	1069	1056
8	2(780)	4(610)	3(6)	990	982
9	3(800)	1(520)	3(6)	1191	1151
10	3(800)	2(550)	4(8)	1143	1102
11	3(800)	3(580)	1(2)	1060	1046
12	3(800)	4(610)	2(4)	1038	998
13	4(820)	1(520)	4(8)	1231	1187
14	4(820)	2(550)	3(6)	1085	1085
15	4(820)	3(580)	1(2)	1140	1130
16	4(820)	4(610)	2(4)	1122	1107
K_1	1102	1212.25	1136	—	—
K_2	1094.5	1119.5	1123.25	—	—
K_3	1108	1088.25	1087.5	—	—
K_4	1144.5	1029	1102.25	—	—
R	50	183.25	48.5	—	—
V_1	1057.5	1175.75	1117.5	—	—
V_2	1080.25	1094.5	1091.75	—	—
V_3	1074.25	1067.75	1064.25	—	—
V_4	1127.25	1001.25	1065.75	—	—
R	69.75	174.5	53.25	—	—

表3 热处理参数对Ti-45561合金塑性的影响

Table 3 Effect of heat treatment on EBM Ti-45561 plasticity

样品	固溶温度 / °C	时效温度 / °C	时效时间 / h	断后伸长率 / %	断面收缩率 / %
1	1(760)	1(520)	1(2)	1.3	4.0
2	1(760)	2(550)	2(4)	2.5	5.9
3	1(760)	3(580)	3(6)	2.8	5.3
4	1(760)	4(610)	4(8)	4.6	7.2
5	2(780)	1(520)	2(4)	1.5	3.3
6	2(780)	2(550)	1(2)	1.8	5.3
7	2(780)	3(580)	4(8)	1.7	4.6
8	2(780)	4(610)	3(6)	1.4	4.6
9	3(800)	1(520)	3(6)	1.9	4.0
10	3(800)	2(550)	4(8)	1.8	3.3
11	3(800)	3(580)	1(2)	1.9	5.2
12	3(800)	4(610)	2(4)	2.3	5.3
13	4(820)	1(520)	4(8)	1.7	3.3
14	4(820)	2(550)	3(6)	1.5	5.3
15	4(820)	3(580)	1(2)	1.2	5.3
16	4(820)	4(610)	2(4)	1.4	3.3
U_1	2.8	1.6	1.55	—	—
U_2	1.6	1.9	1.925	—	—
U_3	1.975	1.9	1.9	—	—
U_4	1.45	2.425	2.45	—	—
R	1.35	0.825	0.9	—	—
Y_1	5.6	3.65	4.95	—	—
Y_2	4.45	4.95	4.45	—	—
Y_3	4.45	5.1	4.8	—	—
Y_4	4.3	5.1	4.6	—	—
R	1.3	1.45	0.5	—	—

区,且撕裂棱形貌明显,微观形貌的韧窝较浅且相对均匀。相比 760℃ 温度下固溶样品的断口,材料塑性有所下降。上述分析结果与室温拉伸结果一致,进一步说明了随着时效温度升高,材料的塑性有所提高;而随着固溶温度的升高,材料塑性有所下降。

3 结论

(1) 成形态 EBM Ti-45561 合金具有沿 z 方向外延生长的 β 柱状晶,它们之间被晶界 α 相隔开。在每一个 β 晶粒内部有针状 α 相析出,这是由于凝固过程中的温度梯度形成了晶粒沿着 z 向外延生长的条件。

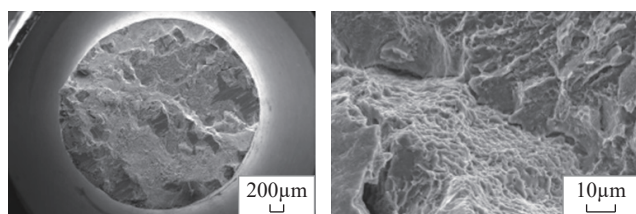
(2) 随着时效温度的升高与时间的延长,晶界处的初生 α 相逐渐粗化并趋向于连续分布,体积略有增加。同时,晶界内的次生 α 相逐渐粗化;随着固溶温度的升高,初生 α 相的数量逐渐减少,从 β 基体中析出的次生 α 相逐渐增多。

(3) 影响 EBM Ti-45561 合金强度与塑性的热处理参数中,时效温度的影响最大,固溶温度次之,时效时间的影响最小;随着时效温度升高,材料的强度下降而塑性提高;而随着固溶温度的升高,材料塑性有所下降;EBM Ti-45561 钛合金在 780~800℃ 范围内固溶,并在

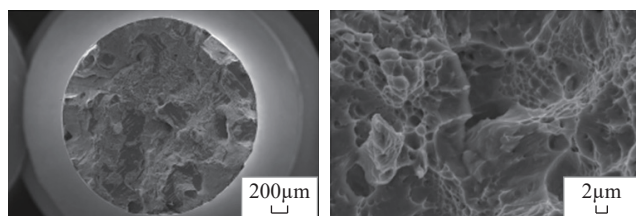
550℃ 时效 4~6h 可实现较好的强塑性匹配。

参考文献

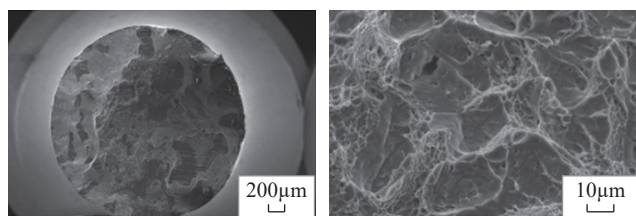
- [1] COTTON J D, BRIGGS R D, BOYER R R, et al. State of the art in beta titanium alloys for airframe applications[J]. Journal of Metals, 2015, 67(6): 1281-1303.
- [2] 张平平, 王庆娟, 高颀, 等. 高强 β 钛合金研究和应用现状[J]. 热加工工艺, 2012, 41(14): 51-55.
ZHANG Pingping, WANG Qingjuan, GAO Qi, et al. Research and application of high-strength β Ti alloy[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(14): 51-55.
- [3] 李鸿江. 热加工对 Ti-6554 高强高韧钛合金组织性能的影响研究[D]. 北京: 北京有色金属研究总院, 2018.
LI Hongjiang. Effect of hot processing on microstructure and properties of Ti-6554 high strength and high toughness titanium alloy[D]. Beijing: Beijing General Research Institute for Nonferrous Metals, 2018.
- [4] 王健, 黄懿杰, 金伟. 热处理对 TB9 合金力学性能及显微组织的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(S1): 129-133.
WANG Jian, HUANG Liujie, JIN Wei. Effect of heat treatment on mechanical properties and microstructure of TB9 alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(S1): 129-133.
- [5] IVASISHIN O M, MARKOVSKY P E, MATVIYCHUK Y V, et al. Precipitation and recrystallization behavior of beta titanium alloys during continuous heat treatment[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(1): 147-158.
- [6] SANTHOSH R, GEETHA M, NAGESWARA RAO M. Recent developments in heat treatment of beta titanium alloys for aerospace applications[J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2017, 70(7): 1681-1688.
- [7] 王华明. 高性能金属构件增材制造技术开启国防制造新篇章[J]. 国防制造技术, 2013(3): 5-7.
WANG Huaming. Additive manufacturing of high performance metallic structures opens a new page of manufacturing for the national defense industry[J]. Defense Manufacturing Technology, 2013(3): 5-7.
- [8] 林鑫, 黄卫东. 应用于航空领域的金属高性能增材制造技术[J]. 中国材料进展, 2015, 34(9): 684-688, 658.
LIN Xin, HUANG Weidong. High performance metal additive manufacturing technology applied in aviation field[J]. Materials China, 2015, 34(9): 684-688, 658.
- [9] 巩水利, 锁红波, 李怀学. 金属增材制造技术在航空领域的发展与应用[J]. 航空制造技术, 2013, 56(13): 66-71.
GONG Shuili, SUO Hongbo, LI Huaixue. Development and application of metal additive manufacturing technology[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2013, 56(13): 66-71.
- [10] FRAZIER W E. Metal additive manufacturing: A review[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2014, 23(6): 1917-1928.
- [11] TAN X P, KOK Y, TAN Y J, et al. Graded microstructure and mechanical properties of additive manufactured Ti-6Al-4V via electron beam melting[J]. Acta Materialia, 2015, 97: 1-16.
- [12] SAFDAR A, WEI L Y, SNIS A, et al. Evaluation of microstructural development in electron beam melted Ti-6Al-4V[J].



(a) 760℃ 固溶 +520℃ 时效



(b) 760℃ 固溶 +550℃ 时效



(c) 820℃ 固溶 +550℃ 时效

图6 Ti-45561合金在不同热处理条件下的室温拉伸断口形貌
Fig.6 Room temperature fracture surface of Ti-45561 alloy under different heat treatment conditions

Materials Characterization, 2012, 65: 8–15.

[13] RAFI H K, KARTHIK N V, GONG H J, et al. Microstructures and mechanical properties of Ti6Al4V parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2013, 22(12): 3872–3883.

[14] AL-BERMANI S S, BLACKMORE M L, ZHANG W, et al. The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A (Physical Metallurgy and Materials Science), 2010, 41(13): 3422–3434.

[15] 陈玮, 陈哲源, 由洋, 等. 电子束选区熔化 Ti-6Al-4V 合金的显微组织与疲劳性能 [J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(S1): 25–30.

CHEN Wei, CHEN Zheyuan, YOU Yang, et al. Microstructure and fatigue behavior of EBSM Ti-6Al-4V alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(S1): 25–30.

[16] 付艳艳, 宋月清, 惠松晓, 等. 用正交试验法优化 VST55531 钛合金的热处理工艺 [J]. 金属热处理, 2008, 33(7): 66–68.

FU Yanyan, SONG Yueqing, HUI Songxiao, et al. Optimization on the heat treatment process of VST55531 titanium alloy with orthogonal test[J]. Heat Treatment of Metals, 2008, 33(7): 66–68.

[17] 杨合, 詹梅. 材料加工过程试验建模方法 [M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2008.

YANG He, ZHAN Mei. Experimental modeling method for material processing[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2008.

[18] 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.

[19] LEYENS C, PETERS M. Titanium and titanium alloys[M]. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003.

[20] SCHIJVE J. The fatigue strength of notched specimens[M]. Springer Netherlands: Fatigue of Structures and Materials, 2009.

[21] BANTOUNAS I, DYE D, LINDLEY T C. The role of microtexture on the faceted fracture morphology in Ti-6Al-4V subjected to high-cycle fatigue[J]. Acta Materialia, 2010, 58(11): 3908–3918.

[22] BRIDIER F, VILLECHAISE P, MENDEZ J. Analysis of the different slip systems activated by tension in a α/β titanium alloy in relation with local crystallographic orientation[J]. Acta Materialia, 2005, 53(3): 555–567.

通讯作者: 陈玮, 高级工程师, 研究方向为钛合金性能、粉末合金、增材制造, E-mail: wemer.nju@163.com.

(责编 阳光)

(上接第 84 页)

[4] 黄志祥. 基于超声振动辅助钛合金铆钉铆接工艺研究 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2014.

HUANG Zhixiang. Research on ultrasonic vibration aided riveting technology for titanium-alloy rivet[D]. Nanjing: Nanjing University of

Aeronautics and Astronautics, 2014.

[5] BLAHA F, LANGENECKER B. Dehnung von Zink-Kristallen unter Ultraschalleinwirkung[J]. Naturwissenschaften, 1955, 42(20): 556.

[6] 楼阿莉. 国内外自动钻铆技术的发展现状及应用 [J]. 航空制造技术, 2005, 48(6): 50–52.

LOU Ali. Development status and application of automatic drilling and riveting technology at home and abroad[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2005, 48(6): 50–52.

[7] RANS C. An experimental investigation into the fatigue behaviour of dimple countersunk GLARE riveted lap joints[D]. Ottawa: Carleton University, 2003.

[8] 姚喆赫. 超声能场在金属微/介观成形中的作用理论及实验研究 [D]. 杭州: 浙江大学, 2016.

YAO Zhehe. Theories and experimental studies on effects of ultrasonic energy field in micro/meso metal forming[D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2016.

[9] 解振东. 镁/铝合金超声振动辅助塑性成形中的材料变形行为与超声作用机制研究 [D]. 济南: 山东大学, 2019.

XIE Zhendong. Study on materials deformation behaviors and ultrasonic acting mechanisms of ultrasonic vibration assisted Mg/Al alloys metal forming[D]. Jinan: Shandong University, 2019.

[10] 于海平, 邓将华, 李春峰, 等. 电磁铆接加载速率对 TA1 铆钉变形影响研究 [J]. 哈尔滨工程大学学报, 2011, 32(3): 378–383.

YU Haiping, DENG Jianghua, LI Chunfeng, et al. Effects of loading rate on TA1 rivet deformation in electromagnetic riveting[J]. Journal of Harbin Engineering University, 2011, 32(3): 378–383.

[11] 黄志祥, 陈文亮, 姜丽萍, 等. 超声振动对钛合金铆钉压铆力的影响 [J]. 航空制造技术, 2014, 57(10): 79–82, 87.

HUANG Zhixiang, CHEN Wenliang, JIANG Liping, et al. Influences of ultrasonic vibration on riveting force of titanium alloy rivet[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2014, 57(10): 79–82, 87.

[12] 黄志祥, 陈文亮, 林美安, 等. 基于超声振动辅助铆接技术研究 [J]. 机械设计与制造工程, 2016, 45(1): 70–73.

HUANG Zhixiang, CHEN Wenliang, LIN Meian, et al. Research on riveting technology assisted by the ultrasonic vibration[J]. Machine Design and Manufacturing Engineering, 2016, 45(1): 70–73.

[13] LIU T, LIN J, GUAN Y J, et al. Effects of ultrasonic vibration on the compression of pure titanium[J]. Ultrasonics, 2018, 89: 26–33.

[14] 刘涛. 超声振动辅助纯钛塑性变形行为研究 [D]. 济南: 山东大学, 2019.

LIU Tao. Research on ultrasonic vibration assisted pure titanium plastic deformation behavior[D]. Jinan: Shandong University, 2019.

[15] 卢雪珂, 申昱, 徐道俊, 等. 超声辅助介观尺度纯钛塑性变形晶体塑性数值模拟 [J]. 塑性工程学报, 2018, 25(6): 216–222.

LU Xueke, SHEN Yu, XU Daojun, et al. Crystal plasticity numerical simulation of ultrasonic assisted mesoscale pure titanium's plastic deformation[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2018, 25(6): 216–222.

[16] FATYUKHIN D S, NIGMETZANOV R I, SUNDUKOV S K, et al. Improving rivet performance by ultrasonic shock treatment[J]. Russian Engineering Research, 2019, 39(8): 703–704.

通讯作者: 林军, 副教授, 研究方向为塑性成形新工艺及其装备、塑性成形 CAE, E-mail: linjun@sdu.edu.cn.

(责编 阳光)