

显微组织对激光增材制造航空发动机用钛合金室温及中温拉伸性能的影响



沈淑馨,高旭,何蓓,汤海波

北京航空航天大学 大型金属构件增材制造国家工程实验室, 北京 100191

摘要:为探究显微组织对航空发动机用双相钛合金在宽温度范围下拉伸行为的影响,采用激光增材制造技术制备了三种典型的双相钛合金,在室温及400℃下进行拉伸试验,并对拉伸断口与亚表面进行观察。结果表明,室温拉伸测试中,TC17中细小弥散的针状 α 相强化效果最好。TC11的初生 α 相的形状及尺寸与TC4相近,但TC11中的纳米级次生 α 相能够进一步提高强度。TC4中粗大的 α 相板条抵抗变形的能力差,强度最低。温度对三者的影响是相同的。400℃拉伸时,三种钛合金的强度降低但塑性增加。由于温度升高对相界面的弱化作用,TC17中细小的 α 相发生显著形变,TC11中次生 α 相的强化效果减弱,TC4中 α 相发生剧烈变形。通过对不同钛合金显微组织室温及中温拉伸性能的研究,为探索航空发动机钛合金在宽温度范围的力学性能提供参考。

关键词:激光增材制造; 航空发动机用钛合金; 显微组织; β 相稳定系数; 拉伸性能

中图分类号: TG115

文献标识码: A

DOI: 10.19452/j.issn1007-5453.2022.09.008

钛合金密度低、比强度高,是应用最广泛的航空航天结构材料之一。用钛合金取代钢和铝合金等材料,可显著减轻结构重量,进一步提高结构推重比^[1-2]。近年来,钛合金在航空发动机中的用量越来越多^[3],不同牌号的钛合金,根据相应的力学性能和服役温度,在航空发动机机匣、风扇、高低压压气机等部分服役^[4-6]。发动机风扇和低压压气机工作温度在300~350℃^[5-6],常用TC4(Ti64)^[7]、TC19(Ti6246)^[8]及TC17(Ti17)^[9]等,而高压压气机工作温度能够达到600℃^[5-6],多用TA19(Ti6246s)^[10]、Ti55^[11]及Ti60^[12]等。

TC4是应用最广泛的钛合金。由于具有优异的综合性能,目前在风扇、低压压气机及机匣部分均有使用。TC4钛合金的名义成分是Ti-6Al-4V, β 转变温度为995℃ $\pm$ 15℃,在室温下含有8%~10%的 β 相。TC11属于高铝当量(Al_{eq} =7.3)的双相钛合金,名义成分是Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si, β 转变温度为1000℃ $\pm$ 20℃。较高的铝含量使它能够在

在500℃以下稳定工作,不仅具有优异的热强性,还有较高的室温强度,多适用于压气机1~7级转子叶片、盘及静子叶片。TC17是为航空发动机压气机专门研制的 β 相稳定元素较多的双相钛合金,名义成分是Ti-5Al-2Sn-2Zr-4Mo-4Cr, β 相转变温度为890℃ $\pm$ 15℃。由于 β 相稳定元素含量高, α 相往往较为细小,具有较高的室温强度和较好的断裂韧性。

航空发动机用钛合金构件在使用传统铸造/锻造+机械加工的方法成形时,存在工序繁多复杂、生产周期长且制造成本高等问题^[3,13]。激光增材制造技术具有“近净成形”的特点。它以高能激光束为热源,熔化同步输送的金属粉末,被辐照的基材表面与粉末熔化后形成熔池。熔池随着激光扫描而快速凝固,依次逐层沉积得到致密的三维构件^[13-15]。钛合金由于具有较为适宜的激光吸收率,与激光增材制造技术十分适配。激光增材制造技术能够显著缩短航空发动

收稿日期: 2022-05-16; 退修日期: 2022-06-20; 录用日期: 2022-07-19

基金项目: 国家自然科学基金(52101033); 国家科技重大专项(2019-VII-0004-0144)

引用格式: Shen Shuxin, Gao Xu, He Bei, et al. The Effect of microstructure on room and medium temperature tensile properties of titanium alloy fabricated by laser additive manufacturing used in aeroengine[J]. Aeronautical Science & Technology, 2022, 33(09): 66-76.
沈淑馨,高旭,何蓓,等. 显微组织对激光增材制造航空发动机用钛合金室温及中温拉伸性能的影响[J]. 航空科学技术, 2022, 33(09): 66-76.

机大型钛合金构件的制造周期及成本^[16-17],同时沉积态构件的力学性能达到与锻件相当^[18-20]。

随着对发动机性能需求的不断攀升,钛合金的最高使用温度已经从350℃提高到接近600℃^[5],钛合金宽温度范围的拉伸性能也开始引起人们关注^[21-22]。来自伊朗德黑兰大学的学者,对三种显微组织(等轴组织、板条组织及双相组织)的TC4钛合金分别进行了400℃、500℃及600℃下的拉伸试验,对不同显微组织在不同温度下的拉伸行为进行描述^[23]。印度的Kartik Prasad等则系统阐述了IMI834钛合金在400~500℃的拉伸及疲劳时效机理^[24-25]。但目前关于不同牌号钛合金的宽温度范围拉伸行为的对比研究仍是空白,基于此,本文研究利用激光增材制造技术制备了三种航空发动机用双相钛合金,并进行室温及中温(400℃)拉伸,对所得数据进行总结归纳,得到钛合金显微组织对室温及中温拉伸性能的影响规律,为探索航空发动机钛合金在宽温度范围的力学性能提供参考。

1 试验方法

采用激光增材制造技术制备三种钛合金试样。所使用的设备同时搭载一个万瓦光纤激光器、一个包括4个送粉喷嘴的BSF-2型送粉器以及HNC-21M CNC多轴运动控制系统。选择锻造纯钛板作为基材,采用6μm直径激光束作为能量源,将同轴送进的钛合金粉末熔化。所用的三种牌号钛合金的球形粉末均由旋转电极雾化法制得,直径均处于50~150μm之间。沉积路径采用沿长边(X轴方向)呈Z字形扫描,图1(a)为沉积过程示意图。为避免氧化,沉积过程全程在氩气保护下进行。为排除残余应力对力学性能的影响,完成沉积后TC4与TC17钛合金试样立即进行去应力退火。为获得次生α相,对TC11钛合金进行1000℃、2h、空冷+530℃、4h的双重退火处理^[26-27]。沿沉积方向(Z轴方向)取L向试样,沿扫描方向(X轴方向)取T向试样。按照GB/T145—2001标准加工拉伸试样,拉伸试样标准尺寸及增材沉积试样的L向与T向定义示意图如图1(c)所示。室温与中温拉伸试验均在SANS 5105 100kN万能试验机上进行。

用乙醇溶剂对拉伸断口进行超声清洗后,采用Apreo S LoVac扫描电子显微镜对其进行形貌与亚表面显微组织观察。在每组拉伸断口中取亚表面试样并进行制样。首先将其镶嵌至电木粉中,经砂纸打磨后以SiO₂悬浮液为介质进行抛光。最后用Kroll溶液(HF:HNO₃:H₂O=1:6:43)进行腐蚀,并进行扫描电镜观察。

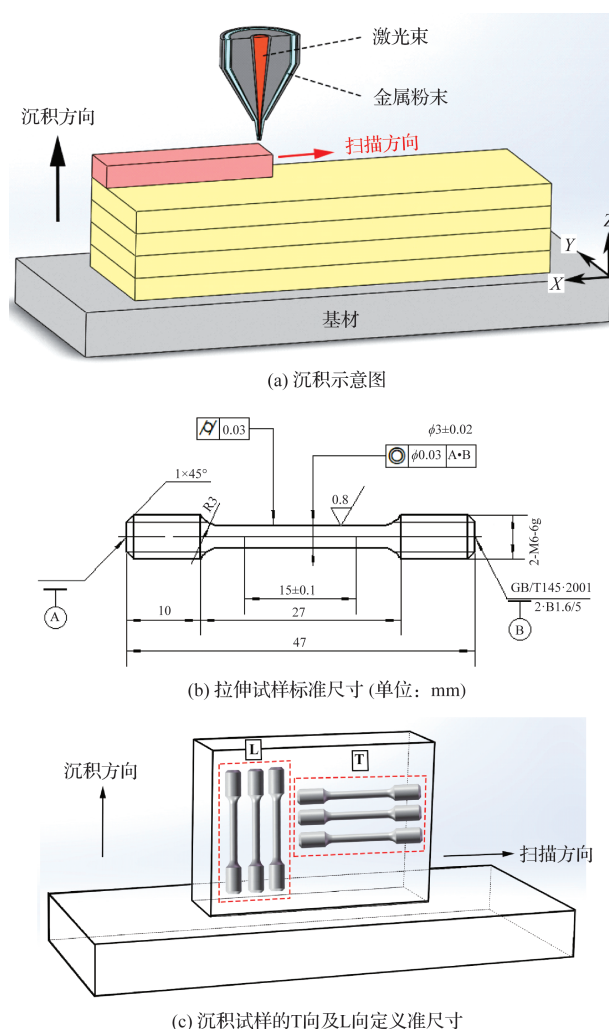


图1 沉积过程示意图及拉伸试样几何尺寸与取向

Fig.1 Schematic diagram of sedimentation process, geometric dimensions and orientations of tensile specimens

2 试验结果及讨论

2.1 显微组织特征

最早人们根据钛合金在β相区淬火后的组织对其进行分类,如图2所示将钛合金分为α型、近α型、α+β型、近β型(又称亚稳β型)、β型5种钛合金^[1-2,28]。而后进一步发展了根据β相稳定元素的含量进行分类的方法,将分类标准进行进一步量化。在此基础上提出用β相稳定系数 k_β 量化溶质原子稳定β相效果。其计算公式如下^[28]

$$k_\beta = \frac{C_1}{C_{k_1}} + \frac{C_2}{C_{k_2}} + \dots + \frac{C_n}{C_{k_n}} \quad (1)$$

式中: C_n ($n=1, 2, \dots, n$)为钛合金中某元素浓度, C_{kn} ($n=1, 2, \dots, n$)为该元素在钛中的平衡浓度。按照式(1)计算三种钛合金的β相稳定系数 k_β ,如图3所示。

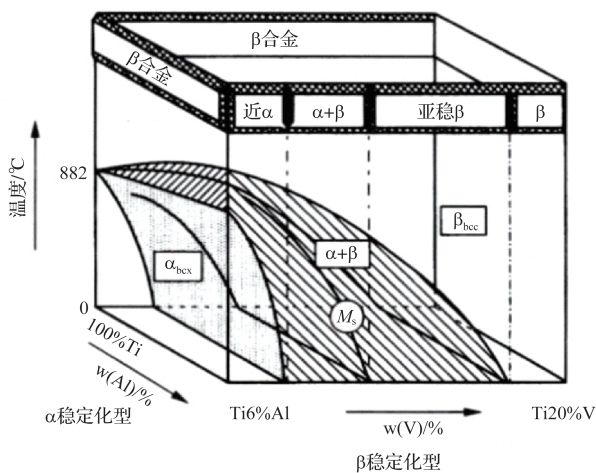


图2 钛合金根据 β 相区淬火组织进行分类的三维示意图^[1-2, 28]
Fig.2 Three-dimensional diagram of classification of titanium alloys according to quenching microstructure in β phase field^[1-2, 28]

从图2中可以看到,三种钛合金均属于 $\alpha+\beta$ 双相钛合金,但 k_β 相差较大。 β 稳定元素的多少,直接影响钛合金中 α 与 β 两相含量的比例。同时, α 相的尺寸、形态及含量也随之不同,从而进一步影响力学性能。

图4为三种钛合金显微组织扫描照片。TC4与TC17的显微组织均由初生 α 相及 β 基体组成,但二者 α 相的尺寸及形状有显著差异。TC17中 β 稳定元素含量高, α 相生长

时阻力较大,为细小的针状。而TC4中 α 相为宽大板条。TC11经过双重退火后,次生 α 相在初生 α 相间的 β 基体中析出。TC11和TC17都具有大量的 α 、 β 界面,起到阻碍位错运动的作用,提高强度^[24,29]。

表1为12组室温及中温拉伸试验数据。不同温度和取向,强度均随着 k_β 的增加而升高。TC17的强度高于TC11,而TC4则为三者中强度最低的。 k_β 越大意味着 β 相稳定元素含量越多, α 相析出越困难,从而在凝固时产生长径比较大的窄而细的片层,大幅提高强度。与锻造拉伸性能相比^[30],激光增材制造钛合金在室温下具有与其相当的强度与塑性,强度基本能大于锻件的90%。由于表中锻件在400°C下的拉伸性能为热处理态,TC4、TC17的沉积态与锻件热处理态相差较大。而TC11沉积态经双重退火后,除屈服强度稍低外,其余性能指标均与锻件相当。

2.2 取向对拉伸性能的影响

在钛合金激光增材制造中, β 柱状晶将沿着晶体学的 $\langle 100 \rangle_\beta$ 晶向外延生长,而这种择优取向形成的 β 相织构造成了力学性能的各向异性^[29,31-32]。以“减幅”为L向试样的数值,占L向试样该指标的百分比,对表1所示的12组室温及中温拉伸试验数据进行分析,将各项指标减幅绘制成图5。可以看出L向相对T向强度有所下降,而塑性则相对提高。其中,

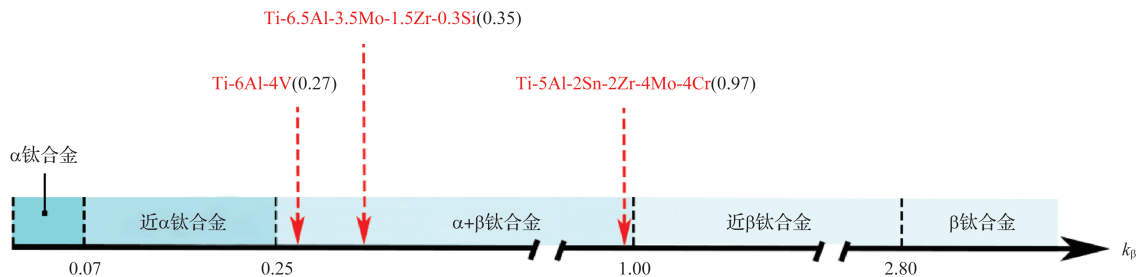


图3 TC4、TC11、TC17的 β 相稳定系数 k_β
Fig.3 The β -phase stability coefficient k_β of TC4, TC11 and TC17

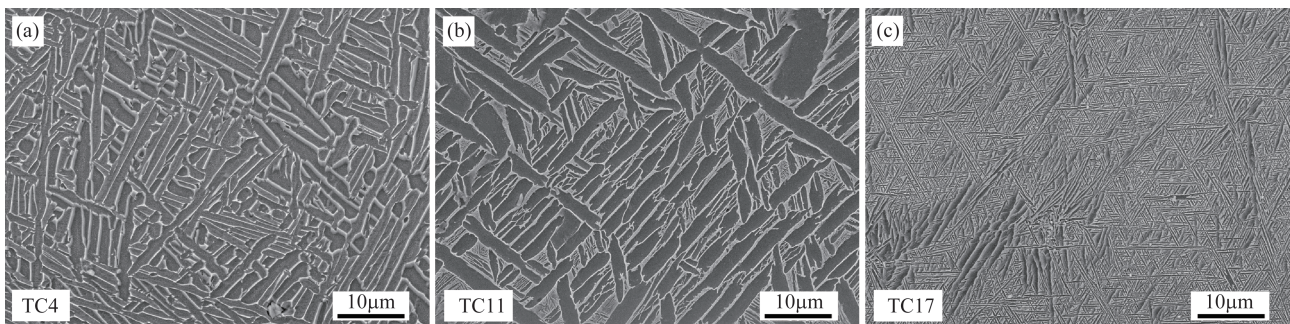


图4 试验用TC4、TC11、TC17的显微组织扫描照片
Fig.4 Microstructure of TC4, TC11 and TC17 used in this experiment

表1 沉积态与锻造TC4、TC11和TC17钛合金的室温、中温拉伸性能

Table 1 Room and medium temperature tensile properties of deposited and forged TC4, TC11 and TC17 titanium alloys

牌号	取向	测试环境	R_m /MPa		$R_{p0.2}$ /MPa		A /%		Z /%	
			沉积态	锻造 ^[30]	沉积态	锻造 ^[30]	沉积态	锻造 ^[30]	沉积态	锻造 ^[30]
TC4	L	室温	923	967	862	860	13	16.2	51	44.1
		中温	627	645	487	508	19.5	17.3	65	60.1
	T	室温	1003	—	964	—	9	—	19	—
		中温	677	—	545	—	20.5	—	68	—
TC11	L	室温	1012	1114	863	1014	17.5	17.6	48	52.1
		中温	738	809	521	633	19	17.2	67	51.7
	T	室温	1061	—	916	—	10.5	—	24	—
		中温	763	—	556	—	18	—	60	—
TC17	L	室温	1133	1159	1097	1093	10.5	9.4	29	26
		中温	804	983	703	863	16.5	15.4	61	65.2
	T	室温	1226	—	1187	—	5	—	7	—
		中温	1003	—	901	—	6.5	—	18	—

L向试样屈服强度的减幅大于抗拉强度。经研究^[33],L向试样中大部分基面和棱面滑移系具有软取向,临界分切应力低,因此L向的屈服强度相比抗拉强度减幅更大。

对各组试样的拉伸断口进行观察,拍摄的扫描照片如图6所示。在各组断口的宏观照片中可观察到典型杯锥状断口形貌,结合其断面收缩率远大于5%,以此为判据可断定为韧性断裂。从高倍扫描照片中观察,TC4、TC11试样L向室温断口均有孔洞,韧窝较深,尺寸在 $5\mu\text{m}$ 左右,分布较均匀,此外TC11的L向室温断口存在明显微裂纹。而TC17的L向试样的室温拉伸断口有类似解离断裂的台阶,在高倍下可观察到小而浅且分布均匀的韧窝,尺寸远小于TC4、TC11的L向试样室温断口,为 $1\mu\text{m}$ 左右。

TC4、TC11、TC17的T向室温断口,其宏观断面的取向与拉伸轴方向成 45° ,属于切断型断裂。其中TC4、TC11的断口形貌更接近典型韧性断裂断口,中心存在粗糙的纤维区,边缘有较平缓的放射区。在高倍下观察,TC4、TC11钛合金T向室温断口仍存在孔洞,对比L向室温试样,韧窝的尺寸与深浅并无明显差异。对于激光增材制造钛合金而言,T向为激光扫描方向,在TC17的T向试样的宏观断口上可明显观察到宏观解离台阶,其宽度与激光沉积层高相对应。在高倍下观察,存在准解离断裂的特点,能够观察到尺寸较小的撕裂棱,撕裂棱宽度大概在 $1\mu\text{m}$ 以下,与TC17钛合金中的 α 相宽度相对应。

为研究拉伸过程中的裂纹扩展行为,对各组试样亚表面进行观察,扫描照片如图7所示。TC4的L向与T向试样中 α 相均有明显形变,表现出较好的可塑性。而相比之下,TC4的L向试样比T向中的 α 相变形更加剧烈。TC11中虽然初生 α 相更粗大,但由于次生 α 相的强化,宽大的初生 α 相并未产生较大的变形,但L向中观察到晶界开裂的情况。TC17的L向及T向试样的针状 α 相细小,亚表面也有明显的晶界开裂情况。

从表1中的数据来分析,三类钛合金的T向强度均高于L向,而塑性差异则相反。但大体上取向对三者拉伸性能的影响规律相同,结合实际应用背景,下节内容将聚焦温度对于L向试样的影响规律进行研究。

2.3 室温及中温拉伸性能

在航空发动机中,钛合金部件(尤其是TC11和TC17钛合金)的服役环境存在短暂中温的可能,研究中温拉伸行为对其安全服役有重大意义。以“减幅”为 400°C 下的强度及

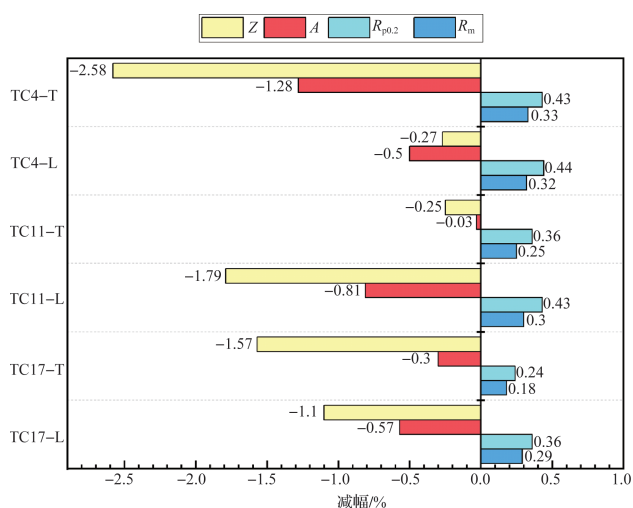


图5 L向拉伸相对T向的性能减幅

Fig.5 Tensile properties decrease between L-direction and T-direction samples at room temperature

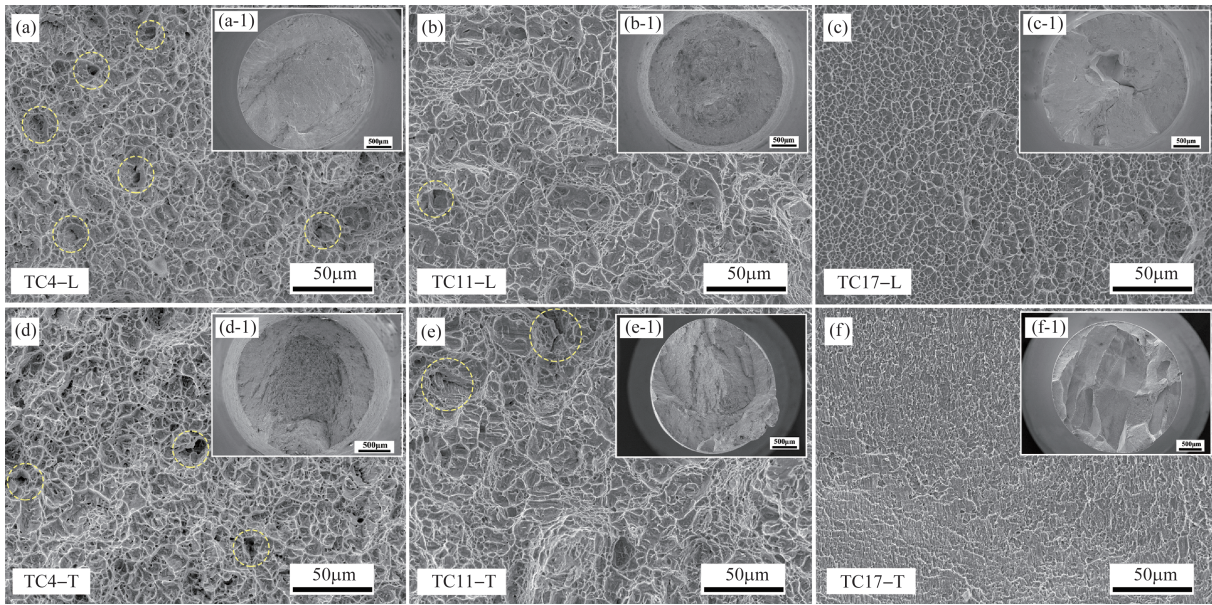


图6 TC4、TC11和TC17的L向和T向试样室温拉伸断口

Fig.6 L-direction and T-direction tensile fracture at room temperature of TC4, TC11 and TC17

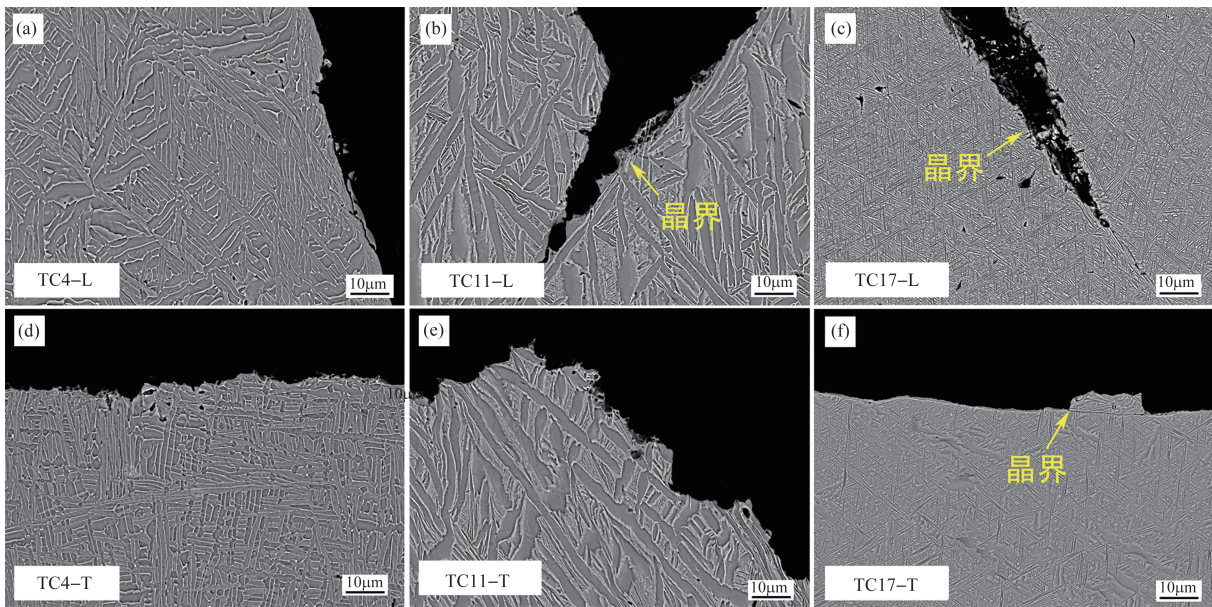


图7 TC4、TC11和TC17的L向及T向室温拉伸断口亚表面

Fig.7 L-direction and T-direction tensile fracture subsurface at room temperature of TC4, TC11 and TC17

塑性指标(R_m 、 $R_{p0.2}$ 、 A 、 Z)减去室温下的数值,占室温该指标的百分比,对表1所示的12组室温及中温拉伸试验数据进行分析,将各项指标减幅绘制成图8。从图8中可看出,强度与塑性的减幅呈相反的趋势,总体而言,中温下强度降低而塑性增加。400°C拉伸试样的强度与室温拉伸相比,降低30%~50%,而塑性的提高则大小不等。400°C下,流变应力随着温度的升高而降低,热激活的位错运动得以促进^[34-35],塑性有所增加。相比之下屈服强度的减幅较抗拉强度更

大,因为温度对晶界和相界面的弱化作用,使其阻碍位错运动的能力降低,加工硬化效果减弱^[33-34]。

最终拉伸试样宏观照片如图9所示,从宏观上可以直接观察到各个拉伸试样的颈缩情况。400°C拉伸试样呈淡黄氧化色,对比左侧25°C下的6组拉伸试样,400°C的试样中除了断在标距范围之外的试样(TC17-L-400°C),其他试样拉伸后的颈缩程度相较室温试样更大。对拉伸试样断口及其亚表面进行观察,结果如图10、图11所示。

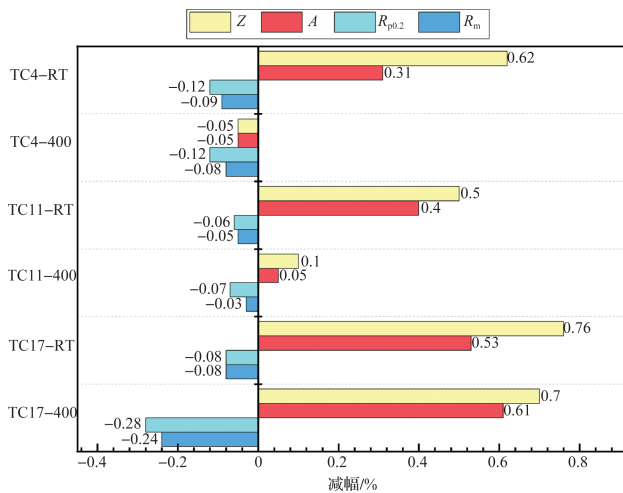


图8 400°C相比室温的各项拉伸性能指标减幅

Fig.8 Tensile properties decrease between 400°C and room temperature

对各组试样的拉伸断口进行观察,扫描照片如图10所示。断口的宏观形貌直接反映了塑性变形的程度,从拉伸断口的宏观照片观察,室温拉伸断口更为平整,而400°C拉伸断口表面起伏较大。中温拉伸试样的韧窝相比室温拉伸试样更加粗大,说明前者塑性更好。

室温拉伸断口宏观形貌及显微组织在2.2节中已有描述,在此不做补充。TC4的L向试样在400°C下的拉伸断口呈现典型韧性断裂特征,中心为半径1mm左右的纤维区,在高倍扫描照片中可见其局部有微小孔洞,但整体较为致密,

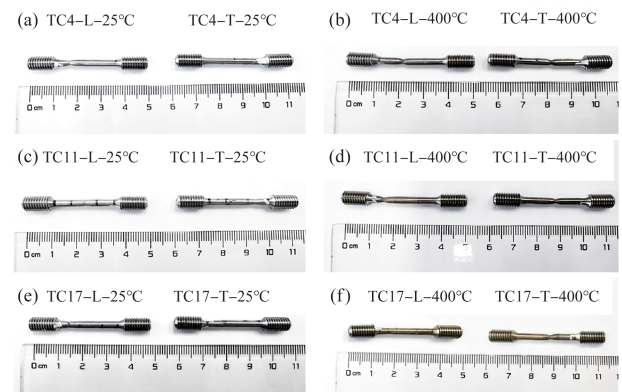


图9 拉伸后试样宏观照片

Fig.9 Macro picture of the specimen after stretching

能够观察到分布均匀且较深的韧窝,大小为7~8 μm ,与室温试样相比,韧窝尺寸增加40%。TC11的L向试样在400°C下为典型韧性裂纹,断口纤维区相比TC4试样较小,局部仍存在孔洞,韧窝粗大且均匀,尺寸为10 μm 左右,为室温断口韧窝尺寸的两倍。TC17的L向试样400°C下拉伸断口的宏观断面的取向与拉伸轴方向成45°,属于切断型断裂。宏观扫描照片中断口中心有明显的粗糙的纤维区。纤维区面积很小,而放射区较大,在高倍扫描照片中能观察到撕扯型韧窝,可判定为混合型断裂。韧窝尺寸小且较浅,大小为8 μm 左右。对各组试样亚表面进行观察,扫描图像如图11所示。室温拉伸时,TC17中 α 相变形较小,而中温时细小的 α 相有明显变形,断口亚表面曲折,说明裂纹主要沿相界面扩展。

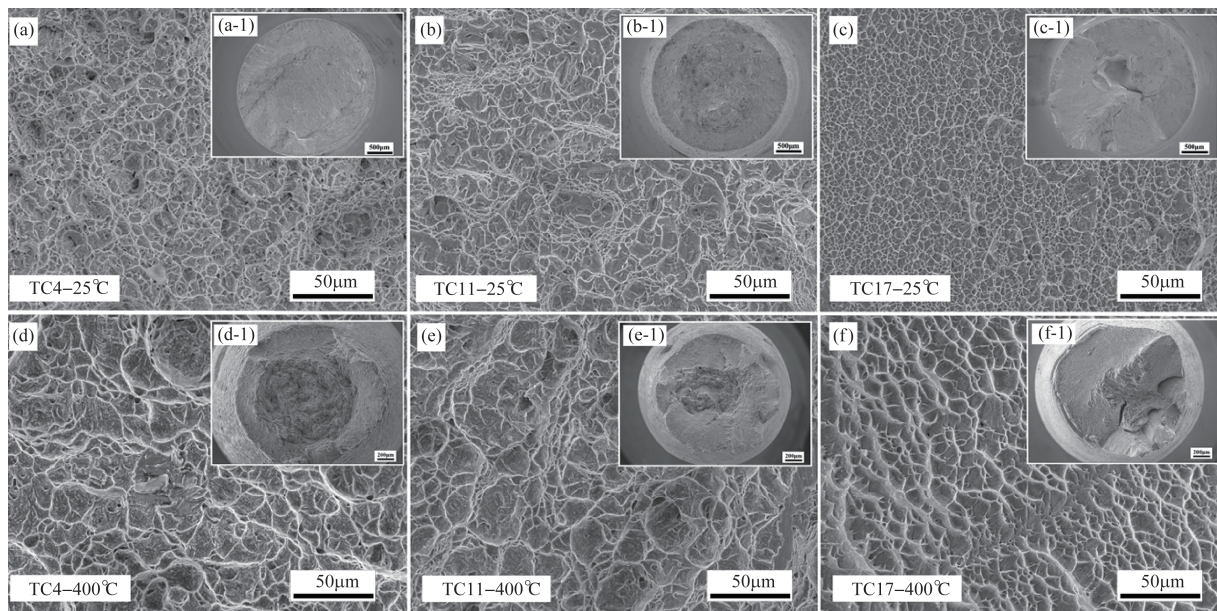


图10 TC4、TC11和TC17的L向试样室温及中温拉伸断口形貌

Fig.10 L-direction specimens tensile fracture of TC4, TC11 and TC17 at room temperature and medium temperature

TC11 在中温下的变形程度明显小于 TC4, 虽然二者有相同形态的初生 α 相, 但弥散分布的次生 α 相提高了组织抵抗变形的能力。由于温度对相界面的弱化作用, TC11 在中温时出现晶界开裂的情况。

2.4 讨论

试验选择三种具有不同显微组织的典型双相钛合金进行研究: TC4 具有粗大的初生 α 板条, TC11 具有粗大的初生 α 及细小弥散的次生 α 相, TC17 具有细小的针状初生 α 相。根据 Ashby 的理论^[36], 双相合金的变形表现出非均匀塑性的特点, 这是由两相的组成、尺寸和取向决定的强度差异导致的^[37]。由于双相钛合金的变形具有微观的不均匀性, 内应力将在 α/β 界面处产生应力梯度, 从而导致应变局部化^[38-40]。

α 相在双相钛合金拉伸过程中的影响可以总结为两个

方面: 首先, 滑移传递提供晶粒间或两相间的协调变形^[41-42], 晶界 α 相及 α/β 相界面作为滑移传递的阻碍, 易产生位错塞积和应力集中, 难以协调变形从而开裂^[40-43]; 其次, 在裂纹扩展过程, α 相将是裂纹分叉、偏转的最大诱因, 影响裂纹扩展的快慢^[42]。

室温下三者的拉伸行为差异首先来源于 α 相 (α/β 相界面) 形态及数量。细小且均匀的初生 α 相在 TC17 拉伸的过程中, 共同分担了内应力, 降低应力集中的可能。裂纹在细小的针状 α 相之间扩展困难, 如图 12 所示, 更加曲折的路径将消耗更多能量。对于 TC11 而言, 粗大的 α 相板条使位错在其内部具有更长的滑移距离, 塑性有所增加^[44] (参见表 1)。相比之下, 包括弥散分布的纳米级次生 α 相在内的 β 相转变基体更难变形, 为了协调变形, 滑移需要从 α 相向 β 基体传递, 然后进入另一个 α 板条中^[41]。裂纹在相界面萌生

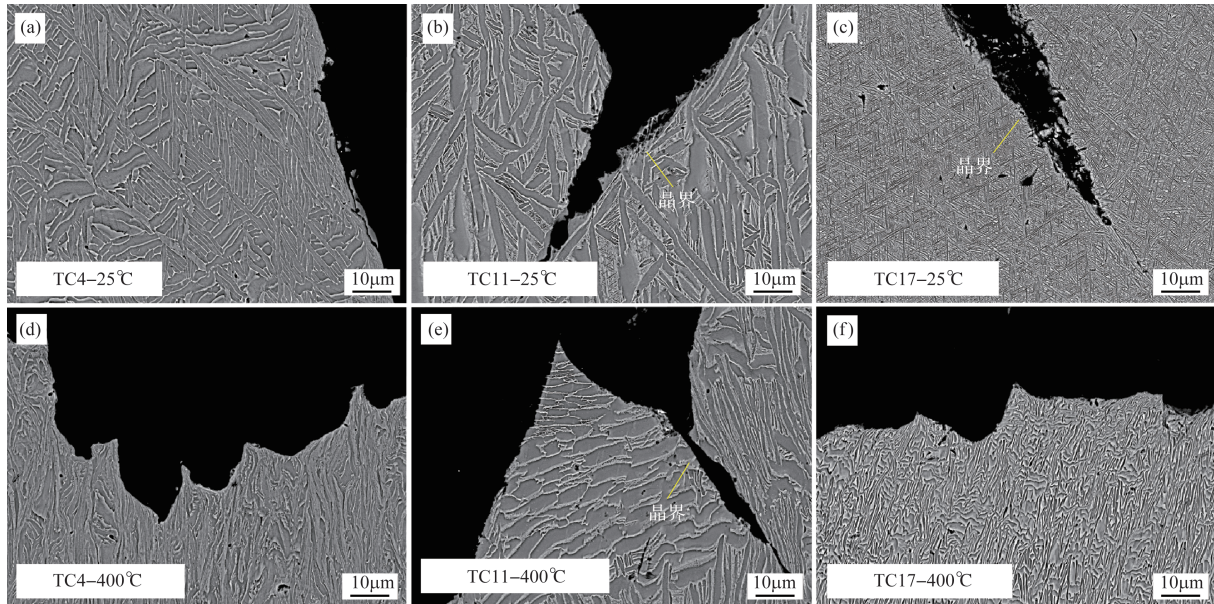


图 11 TC4、TC11 和 TC17 的 L 向试样室温及中温拉伸断口形貌

Fig.11 L-direction specimens tensile fracture surface of TC4, TC11 and TC17 at room temperature and medium temperature

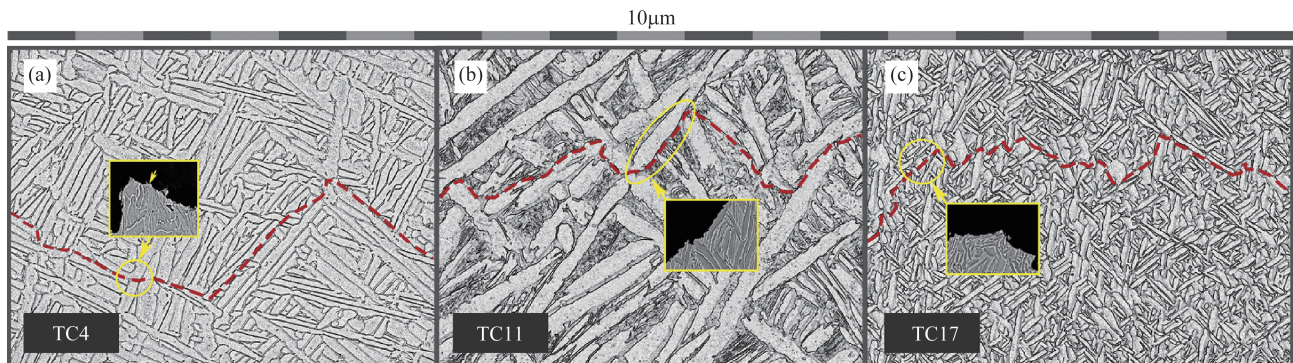


图 12 三种钛合金的裂纹扩展示意图

Fig.12 Schematic diagram of crack propagation of three Titanium alloys

后,扩展时穿过纳米级的次生 α 相却比较困难,与TC17类似。而TC4既存在粗大的初生 α 板条,又无细小的次生 α 相阻碍裂纹的扩展,相界面不仅是裂纹或孔洞的首选形核位点,还是裂纹扩展的快速通道,强度为三者中最低。

由于激光增材制造技术的逐层沉积过程的周期性变化,沉积态钛合金组织在L向,即沉积方向上呈现“柱等交替”的显微组织特征^[31]。而T向,即扫描方向上观察时,多为柱状

晶截面,如图13所示。尽管L向试样截面具有更多晶界,但最新研究表明,晶界 α 相的数量并不是激光增材制造钛合金各向异性力学行为的决定性因素^[29]。钛合金在激光熔化沉积过程中对 $\langle 100 \rangle_\beta$ 的择优取向致使在T向的平均滑移距离大于L向的,因此相应的T向试样的强度更高。钛合金在增材制造中的择优取向是普遍规律,在取向相同而牌号不同的试样之间进行比较时,相界面为力学性能的决定性因素。

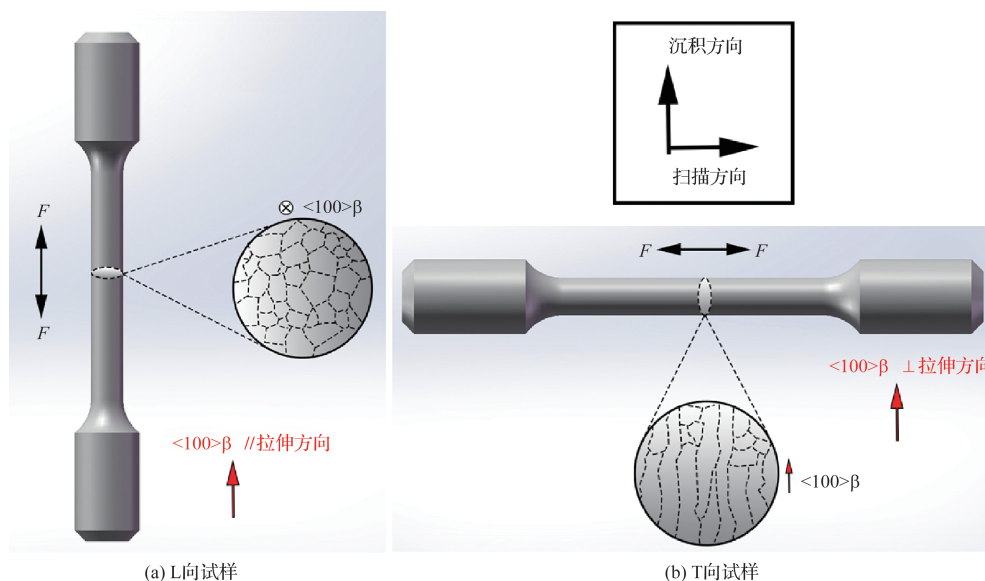


图13 L向、T向试样截面显微组织示意图

Fig.13 Microstructure schematic diagram of L-direction and T-direction samples sections

温度对三种钛合金的影响是一致的。中温下,流变应力随着温度的升高而降低,塑性随之增加。但加工硬化能力下降,变形抗力减小,从而强度降低^[34-36]。同时,温度升高导致相界面被弱化,阻碍裂纹扩展能力降低。中温下三者仍保持着原有的强度差异,相界面虽然被弱化,但其形状及数量仍然影响裂纹的扩展。

3 结论

试验通过选择 β 相稳定系数差异较大的三种双相钛合金牌号,获得三种截然不同的激光增材制造钛合金显微组织。分别进行室温及中温拉伸性能测试,讨论了双相钛合金中 α 相在不同温度下对拉伸性能的影响。

研究发现,室温拉伸时TC17细小的 α 相更占优势,断口呈韧性断裂特征,韧窝尺寸为 $1\mu\text{m}$ 左右,亚表面中几乎观察不到 α 相的变形。在中温下细小的 α 相出现明显变形,韧窝为 $8\mu\text{m}$ 左右。而TC11中的初生 α 相与TC4中相似,不同的是由于双重退火得到的次生 α 相弥散分布,在室温拉伸

下起到阻碍变形的作用,同时粗大的 α 相板条提供更大的滑移距离。在 400°C 下,由于温度升高对相界面的削弱作用,TC11次生 α 相的强化作用也随之减小,初生 α 相也产生明显变形,此时韧窝尺寸增至 $10\mu\text{m}$ 左右。TC4中宽粗大的 α 相板条在室温下变形明显,断口呈现韧性断裂特征。中温条件下 α 相变形剧烈,韧窝尺寸增大到 $10\mu\text{m}$ 以上。中温下三者的强度差异并未改变,相界面的形状及数量仍然影响裂纹的扩展。

AST

参考文献

- [1] Leyens C, Peters M. Titanium and titanium alloys[M]. DLR, 2003.
 - [2] 莫依谢耶夫. 钛合金在俄罗斯飞机及航空航天上的应用[M]. 北京:航空工业出版社, 2008.
- Moishev. Titanium alloys in Russian aircraft and aerospace applications[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2008. (in Chinese)

- [3] 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[J].中国激光,2009(12):6.
Wang Huaming, Zhang Shuquan, Wang Xiangming. Progress and challenges of laser direct manufacturing of large Titanium structural components[J]. China Journal of Lasers, 2009(12):6. (in Chinese)
- [4] 陶春虎.航空用钛合金的失效及其预防[M].北京:国防工业出版社,2013.
Tao Chunhu. Failure and prevention of Titanium alloys used in aviation[M]. Beijing:National Defense Industry Press, 2013.(in Chinese)
- [5] 付艳艳,宋月清,惠松骁,等.航空用钛合金的研究与应用进展[J].稀有金属,2006,30(6):850-856.
Fu Yanyan, Song Yueqing, Hui Songxiao, et al. Progress in research and application of aerospace Titanium alloys[J]. Rare Materials, 2006, 30(6):850-856.(in Chinese)
- [6] 毛小南,赵永庆,杨冠军.国外航空发动机用钛合金的发展现状[J].稀有金属快报,2007,26(5):1-7.
Mao Xiaonan, Zhao Yongqing, Yang Guanjun, et al. Development status of Titanium alloys used in aircraft engines abroad[J]. Rare Metals Express, 2007, 26(5):1-7.(in Chinese)
- [7] Fu Yunlong, Guo Ning, Zhu Baohua, et al. Microstructure and properties of underwater laser welding of TC4 Titanium alloy [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 275: 116372.
- [8] Whittaker M T, Evans W J, Hurley P J, et al. Prediction of notched specimen behaviour at ambient and high temperatures in Ti6246[J]. International Journal of Fatigue, 2007, 29(9-11): 1716-1725.
- [9] Shi Hailan, Liu Daoxin, Pan Yifan, et al. Effect of shot peening and vibration finishing on the fatigue behavior of TC17 Titanium alloy at room and high temperature[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 151(1-2):106391.
- [10] Wang Fang, Lei Liming, Fu Xin, et al. Effect of heat treatment on microstructures and tensile properties of TA19 alloy fabricated by laser metal deposition[J]. Materials Science and Engineering :A, 2020, 782:139284.
- [11] Cheng Min, Yu Bingbing, Guo Ruipeng, et al. Electron beam welding of a novel near α high temperature titanium alloy powder compact: Effect of post-welding heat treatment on tensile properties[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2021, 10(5):153-163.
- [12] Li Wenyuan, Chen Zhiyong, Liu Jianrong, et al. Rolling texture and its effect on tensile property of a near α Titanium alloy Ti60 plate[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(5):790-798.
- [13] 王华明.高性能大型金属构件激光增材制造:若干材料基础问题[J].航空学报,2014,35(10):2690-2698.
Wang Huaming. Laser additive manufacturing of high performance large metal components: Some material fundamental issues[J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2014, 35(10):2690-2698.(in Chinese)
- [14] 王华明.航空高性能金属结构件激光快速成形研究进展[J].航空制造技术,2005(12):3.
Wang Huaming. Research progress of laser rapid prototyping for aviation high performance metal structure parts[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2005(12):3.(in Chinese)
- [15] Dutta B, Froes F H. Additive manufacturing of Titanium alloys: State of the art, challenges and opportunities[M]. 2016.
- [16] 任斯远,王凯,刘斌超,等.增材制造钛合金的裂纹扩展行为的晶体塑性有限元分析[J].航空科学技术,2019,30(9):81-86.
Ren Siyuan, Wang Kai, Liu Binchao, et al. Crystal plastic finite element analysis of crack propagation behavior of additive Titanium alloy[J]. Aeronautical Science & Technology, 2019, 30(9):81-86.(in Chinese)
- [17] 田天,崔丽,贺定勇,等.激光选区熔化成形TC4钛合金激光焊接头组织与力学性能[J].航空科学技术,2022,33(4):102-107.
Tian Tian, Cui Li, He Dingyong, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded joints of SLM TC4 alloy [J]. Aeronautical Science & Technology, 2022, 33(4):102-107. (in Chinese)
- [18] Bambach M, Sizova I, Sydow B, et al. Hybrid manufacturing of components from Ti-6Al-4V by metal forming and wire arc additive manufacturing[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 282(4):116689.
- [19] Zhu Yanyan, Li Jia, Tian Xiangjun, 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.
- [20] Ma Jiankai, Zhang Yashan, Li Junjei, et al. Microstructure and

- mechanical properties of forging-additive hybrid manufactured Ti-6Al-4V alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 811(5):140984.
- [21] Li Wenyuan, Chen Zhiyong, Liu Jianrong, et al. Effect of texture on anisotropy at 600°C in a near α Titanium alloy Ti60 plate[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 688: 322-329.
- [22] Ke Hua, Zhang Fan, Kou Hongchao, et al. New insight into deformation induced α variant selection in a metastable β Titanium alloy during isothermal compression at 600°C[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2021, 31(3): 471-476.
- [23] Paghandeh M, Zarei-Hanzaki A, Abedi H R, et al. On the warm temperature strain accommodation mechanisms of Ti-6Al-4V alloy holding different starting microstructures[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, 14:496-506.
- [24] Prasad K, Sarkar R. Tensile behaviour of boron modified Timetal 834 Titanium alloy in the intermediate temperature range 400~500°C[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, 509(27):7361-7367.
- [25] Prasad K, Abhaya S, Amarendra G, et al. Fatigue crack growth behaviour of a near α Titanium alloy Timetal 834 at 450 °C and 600°C[J]. *Engineering Fracture Mechanics*, 2013, 102:194-206.
- [26] Ywa B, Rui C, Xu Cheng, et al. Effects of microstructure on fatigue crack propagation behavior in a bi-modal TC11 Titanium alloy fabricated via laser additive manufacturing[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(2): 403-408.
- [27] 张纪奎,孔祥艺,马少俊,等.激光增材制造高强高韧TC11钛合金力学性能及航空主承力结构应用分析[J]. *航空学报*, 2021(10): 460-470.
- Zhang Jikui, Kong Xiangyi, Ma Shaojun, et al. Laser additive manufactured high strength-toughness TC11 Titanium alloy: Mechanical properties and application analysis on airframe load-bearing structure[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2021(10): 460-470.(in Chinese)
- [28] 赵永庆,陈永楠,张学敏,等.钛合金相变及热处理[M].长沙:中南大学出版社,2012.
- Zhao Yongqing, Chen Yongnan, Zhang Xuemin, et al. Phase transformation and heat treatment of Titanium alloy[M]. Changsha: Central South University Press, 2012.(in Chinese)
- [29] Li Renkai, Wang Huaming, He Bei, et al. Effect of α texture on the anisotropy of yield strength in Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy fabricated by laser directed energy deposition technique[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 824(10):141771.
- [30] 黄伯云. 中国材料工程大典第4卷:有色金属材料工程(上)[M].北京:化学工业出版社, 2006.
- Huang Boyun. China material engineering grand ceremony, Volume 4: Non ferrous materials engineering(part 1) [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006. (in Chinese)
- [31] Wang Tao, Zhu Yanyan, Zhang Shuquan, et al. Grain morphology evolution behavior of Titanium alloy components during laser melting deposition additive manufacturing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 632:505-513.
- [32] Libo Zhou, Tiechui Yuan, Ruidi Li, et al. Anisotropic mechanical behavior of biomedical Ti-13Nb-13Zr alloy manufactured by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2018, 762:289-300.
- [33] Alistair Ho, Zhao Hao, Jon W F, et al. On the origin of microstructural banding in Ti-6Al-4V wire arc based high deposition rate additive manufacturing[J]. *Acta Materialia*, 2019, 166:306-323.
- [34] Meyers M A, Chawla K K. Mechanical behavior of materials [J]. *Materials Today*, 2005, 8(11):83-85.
- [35] Zhou Tianfeng, Wu Junjie, Liang Zhiqiang, et al. A novel constitutive model for Ti-6Al-4V alloy based on dislocation pile-up theory[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2017,33(11): 1379-1387.
- [36] Ashby M F. The deformation of plastically non-homogeneous materials[J]. *The Philosophical Magazine: Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*, 1970, 21: 399-424.
- [37] Sakai T, Fine M E. Plastic deformation of Ti-Al single crystals in prismatic slip[J]. *Acta Metallurgica*, 1974, 22(11): 1359-1372.
- [38] Zhu Wenguang, Tan Changsheng, Xiao Ruoyu, et al. Slip behavior of bi-modal structure in a metastable β Titanium alloy during tensile deformation[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 57: 188-196.
- [39] Koyamaa M, Yamanouchia K, Qinghua Wang, et al. Multiscale in situ deformation experiments: A sequential process from

- strain localization to failure in a laminated Ti-6Al-4V alloy[J]. *Materials Characterization*, 2017, 128: 217-225.
- [40] Wang Jing, Zhao Yongqing, Zhou Wei, et al. In-situ study on tensile deformation and damage evolution of metastable β Titanium alloy with lamellar microstructure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 824: 14170.
- [41] Huang Shixing, Zhao Qinyang, Lin Cheng, et al. In-situ investigation of tensile behaviors of Ti-6Al alloy with extra low interstitial[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 809: 140958.
- [42] Adrien G, Francois H, Felix L, et al. Slip activities in polycrystals determined by coupling DIC measurements with crystal plasticity calculations[J]. *International Journal of Plasticity*, 2016, 81:249-266.
- [43] Wang Jing, Zhao Yongqing, Zhou Wei, et al. In-situ investigation on tensile deformation and fracture behaviors of a new metastable β Titanium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 799: 140187.
- [44] Lutjering G. Influence of processing on microstructure and mechanical properties of (α + β) Titanium alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, 243: 32-45.

The Effect of Microstructure on Room and Medium Temperature Tensile Properties of Titanium Alloy Fabricated by Laser Additive Manufacturing Used in Aeroengine

Shen Shuxin, Gao Xu, He Bei, Tang Haibo

National Engineering Laboratory of Additive Manufacturing for Large Metallic Structures, Beihang University, Beijing 100191, China

Abstract: In order to investigate the effect of microstructure on tensile behavior of aero-engine dual-phase Titanium alloy at wide temperature range, three typical dual-phase Titanium alloys are prepared by laser additive manufacturing technology. The tensile tests are carried out at room temperature and 400°C. The tensile fracture and subsurface are observed. The results show that fine dispersed needle-like α phase in TC17 has strengthened best in tensile test at room temperature. The shape and size of primary α phase in TC11 are similar to that in TC4, but nanoscale secondary α phase in TC11 can further strengthen. In TC4, thick α phase strip has a poor ability to resistance deformation and strength is the lowest. Temperature has the same effect on all three Titanium alloys. At 400°C, the strength of the three Titanium alloys decreases but the ductility increases. Because phase interface has been weakened by increase of temperature, the fine α phase in TC17 is deformed significantly. The strengthening effect of secondary α phase in TC11 has been weakened, and the α phase in TC4 undergoes severe deformation. The tensile properties of different titanium alloys at room temperature and medium temperature are studied to provide reference for mechanical properties of titanium alloys for aeroengines in a wide temperature range.

Key Words: laser additive manufacturing; Titanium alloy for aeroengine; microstructure; β phase stability coefficient; tensile properties

Received: 2022-05-16; **Revised:** 2022-06-20; **Accepted:** 2022-07-19

Foundation item: National Natural Science Foundation of China (52101033); The National Science and Technology Major Project (2019-VII-0004-0144)