DOI：10.16410/j.issn1000-8365.2023.2343

激光直接能量沉积 Ti6242S–0.75Ni–1.65Fe–0.05B 合金的组织及力学性能各向异性研究

袁璐恺[1,2]，王理林[1,2]，丁汉林[1,2]，薛爱堂[1,2]，林　鑫[1,2]，黄卫东[1,2]

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室，陕西 西安 710072；2. 西北工业大学 高性能金属增材制造工信部重点实验室，陕西 西安 710072)

摘　要：增材制造钛合金因具有外延生长的粗大柱状 β 晶而导致显著的力学各向异性。合金成分调控作为实现增材制造钛合金从柱状晶向等轴晶转变以改善其各向异性的重要手段，由于伴随着脆性金属间化合物的析出，致使目前存在全等轴化和良好塑性不可兼得的矛盾。不同于常规的单一元素合金化，本文借助相图计算，通过 Ni、Fe 和 B 的复合添加，实现了激光直接能量沉积 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金 β 晶粒的等轴化，并避免了金属间化合物的形成。室温拉伸性能表明，沉积态 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金的力学性能各向异性被基本消除，且横纵方向的强度和塑性均高于 Ti6242S 合金。

关键词：激光直接能量沉积；成分调控；微观组织；力学性能；各向异性

中图分类号：TG113　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1000-8365(2023)03-0233-07

Study on the Microstructure and Mechanical Property Anisotropy of Ti6242S–0.75Ni–1.65Fe–0.05B Alloy by Laser Direct Energy Deposition

YUAN Lukai[1,2], WANG Lilin[1,2], DING Hanlin[1,2], XUE Aitang[1,2], LIN Xin[1,2], HUANG Weidong[1,2]

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. MIIT Key Laboratory of Metal High Performance Additive Manufacturing and Innovative Design, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Due to the epitaxial growth of coarse columnar β grains, additive manufactured titanium alloys show significant mechanical anisotropy. Composition regulation is an important means to improve the anisotropy of additive manufactured titanium alloys through a columnar to equiaxed transition. Because of the precipitation of brittle intermetallic compounds, there exists a contradiction between fully equiaxed grains and good plasticity. Different from conventional single element alloying, the full-equiaxed β grains of Ti6242S-0.75Ni-1.65-Fe-0.05B alloy are achieved by laser direct energy deposition (DED) with additions of Ni, Fe and B elements through calphad, and the formation of intermetallic compounds is avoided. The tensile properties at room temperature show that the mechanical anisotropy of the Ti6242S-0.75-Ni-1.65Fe-0.05B alloy is basically eliminated, and the strength and plasticity of the Ti6242S-0.75-Ni-1.65Fe-0.05B alloy are higher than those of the Ti6242S alloy in the transverse and longitudinal directions.

Key words: laser direct energy deposition; composition regulation; microstructure; mechanical performance; anisotropy

增材制造技术是自 20 世纪 80 年代发展起来的一种新型成形技术，在成形复杂零件方面体现出巨大优势。由于具有逐点沉积、逐层累积的特点，增材制造可以消除材料宏观偏析，得到细密、均匀的组织，从而提高材料的力学性能和耐腐蚀性。钛合金具有比强度高、耐腐蚀、生物相容性好等优点，且具有

收稿日期：2022-12-02

基金项目：凝固技术国家重点实验室自主研究课题(2022-TS-02)；国家自然基金青年项目(51701155)；国家重点研发计划(2016YFB1100104)

作者简介：袁璐恺，1998 年生，硕士生. 研究方向：金属增材制造. 电话：13350383793, Email: l.k.yuan@mail.nwpu.edu.cn

通讯作者：王理林，1982 年生，副教授. 研究方向：金属增材制造. Email:wlilin@nwpu.edu.cn

林　鑫，1971 年生，教授. 研究方向：金属增材制造. Email:xlin@nwpu.edu.cn

引用格式：袁璐恺，王理林，丁汉林，等. 激光直接能量沉积 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金的组织及力学性能各向异性研究[J]. 铸造技术，2023, 44(3): 233-239.

YUAN L K, WANG L L, DING H L, et al. Study on the microstructure and mechanical property anisotropy of Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B alloy by laser direct energy deposition[J]. Foundry Technology, 2023, 44(3): 233-239.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

优异的增材制造成形性。目前增材制造钛合金已在航空航天、生物医疗等领域崭露头角，主要用于复杂零部件的制造和修复。

不同于传统铸锻工艺，增材制造工艺因具有独特的定向传热特性，使其成形的钛合金 β 晶粒形态呈现沿沉积方向外延生长的柱状晶特征[1-4]，导致成形构件力学性能的各向异性[5]，从而限制了增材制造钛合金构件的应用场景[6]。因此，为满足航空航天领域对高性能承力结构件的要求，调控 β 晶粒等轴化，消除增材制造钛合金各向异性刻不容缓。研究者们对此进行了多方面的探索，包括调控增材制造工艺参数与成形策略[7]、添加超声能场[8]和原位轧制[9]等辅助手段、外加异质形核核心[10]和原位合金化。相较于其他手段，原位合金化是通过材料设计手段实现全等轴晶，不会增加设备复杂度及缩小工艺加工窗口。

目前，原位合金化常用元素包括 B[11]、Ni[12]、Cu[13]和 Fe[14]、Co[15]、Cr[14]等。Zhang 等[11]在激光直接能量沉积 Ti6Al4V-1B(质量分数，%，下同)合金中获得了近似全等轴 β 晶，而过量 TiB 的析出导致塑性显著恶化；Xiong 等[12]研究了激光选区熔化成形 Ti-xNi 合金组织与力学性能，发现随 Ni 含量增加，晶粒形态从柱状晶(0.4%Ni)转变为类等轴晶(1.6%Ni)和全等轴晶(3%Ni)，但伴随着 Ti_2Ni 于相界大量析出，呈现出加工脆性。类似地，Sui 等[16]在激光直接能量沉积 Ti6Al4V-2.5Ni(%)中获得尺寸约 98 μm 的全等轴晶，也由于大量 Ti_2Ni 相致使伸长率仅为 4.4%；Zhang 等[13]通过激光直接能量沉积工艺研究 Ti-xCu 合金的组织演变，发现随 Cu 含量增加，可实现柱状向等轴转变，且晶粒尺寸不断细化，最后在 Ti-8.5Cu(%)合金中获得了超细全等轴晶，过量 Ti_2Cu 的析出导致伸长率约 4%；Narayana 等[14]在激光直接能量沉积 Ti6Al4V-4Fe(%)中获得了尺寸约 70 μm 的全等轴晶，伴随着 ω 相析出，伸长率约 4%；Choi 等[15]研究了 Ti6Al4V 和 Co29Cr6Mo(%)混合粉末的激光直接能量沉积组织，在质量比为 12:1 下获得了尺寸约 56 μm 的全等轴晶，进一步加大 Co29Cr6Mo 含量，在质量比为 40:7 时晶粒尺寸细化至 36 μm，但均转变为 β 型钛合金。研究结果表明，上述元素的少量添加并不能获得全等轴晶[17-19]，只有当添加至一定量时，才可以有效细化晶粒，促进晶粒全等轴化，实现各向同性。然而此时，由于这些元素在钛合金中易形成第二相，导致材料的伸长率显著降低[11-14]，并且它们大多属于 β 稳定元素，大量添加将使合金向 β 型钛合金转变[15]。综上，大量研究已证明，单一元素的原位合金化能够实现增材制造钛合金全等轴 β 晶粒组织，但同时也恶化了材料的塑性。

基于上述现状，本文结合 Thermo-calc 计算，采用多种元素复合添加的策略，以期获得全等轴 β 晶粒组织并抑制脆性第二相的析出。同时，相较于 α+β 型钛合金，选择近 α 钛合金为添加对象，为 β 稳定元素的添加提供钼当量调控空间。具体而言，选择 Ti6242S(Ti-6Al-2Zr-4Sn-2Mo-0.1Si,%)为基体合金，复合添加 Ni、Fe 和 B 元素，研究多元素原位合金化对激光直接能量沉积 Ti6242S 钛合金组织及力学各向异性的影响。

1 实验材料与方法

1.1 合金成分

采用 Thermo-calc 软件的 TTTI 钛合金数据库计算了 Ti6242S-0.8Ni-1.7Fe-0.05B 合金和 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金(%)的 Scheil 凝固曲线，结果如图 1 所示，发现前者在凝固末期出现了金属间化合物 Ti_2Ni 和 TiFe，而后者降低了 0.05%的 Ni 和 Fe 的加入量后，Ti_2Ni 和 TiFe 被抑制，故选定后者为本文的合金成分。

1.2 激光直接能量沉积及组织和性能分析

实验所用 Ti6242S 预合金粉末为粒径 75~150 μm 的球形粉末，纯 Ni 和纯 Fe 元素粉分别为粒径 1~3 μm 和 3~5 μm 的球形粉末，纯 B 元素为不定型粉末。通

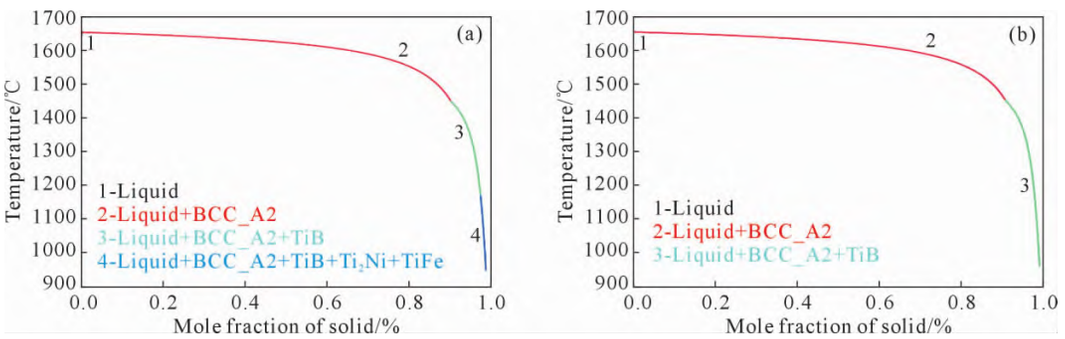


图 1 Sheil 凝固：(a) Ti6242S-0.8Ni-1.7Fe-0.05B, (b) Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B
Fig.1 Scheil solidification: (a) Ti6242S-0.8Ni-1.7Fe-0.05B, (b) Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

过机械球磨混合方式按合金成分比例配置粉末,在全方位行星球磨机中混合 3 h,转速为 120 r/min,每 10 min 进行一次反转。在成形实验前,将混合粉末在真空干燥箱中 120 ℃干燥 3 h，并随干燥箱冷却至室温,以确保粉末的干燥。

Ti6242S 合金与 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B合金由 DED-V 型激光直接能量沉积设备成形。该设备由 10 kW 光纤激光器、五轴四联动高精度数控机床、同轴送粉喷嘴、可调同步送粉器和惰性气体保护室组成。具体成形工艺参数如表 1 所示。基材为 110 mm×57 mm×6 mm 的锻造纯钛板材，分别成形尺寸为 60 mm×20 mm 和 70 mm×60 mm 的单壁墙,用于组织表征和力学性能测试,具体的取样位置和拉伸样尺寸如图 2 所示。

通过线切割取样后,对试样表面进行打磨和抛光,使用 Kroll 试剂(V_{HF}:V_{HNO_3}:V_{H_2O}=1:3:100)对抛光后的试样表面进行腐蚀。晶粒特征及相特征分别利用光学显微镜(OM, OLYMPUS GX71)和场发射扫描电镜(SEM, Tescan Clara)进行表征。力学性能测试依照 GB/T 228 以 10^{-3} 应变速率进行室温拉伸实验,各取 3 个平行的纵向拉伸试样(平行于沉积方向)和横向拉伸试样(垂直于沉积方向)进行实验。

2　实验结果及讨论

2.1　晶粒特征

图 3 所示为激光直接能量沉积 Ti6242S 合金和 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金的宏观组织。可以发现,Ti6242S 合金由外延生长的柱状晶组成,其平均柱状晶宽度约为 670 μm。在沉积层顶部,可以发现高度约 11 μm 的等轴晶区。而 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金晶粒形态呈全等轴状，顶部最后凝固一层的晶粒尺寸约 129 μm,中部稳态区晶粒尺寸约 255 μm。这表明通过 Ni、Fe、B 元素的复合添加实现了从柱状晶向全等轴晶的转变，且相较于 Ti6242S 的粗大柱状晶,Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 最后一层晶粒细化约 80.7%，尽管激光直接能量沉积过程中热循环会促使晶粒显著长大[17],但中部稳态区仍细化约 61.9%,等轴化细小化效果显著。

2.2　微观组织

激光直接能量沉积 Ti6242S 合金的微观组织如图 4 所示。由沿晶界平行分布的 α 集束和内部的网篮组织组成。α 集束板条宽约为 1.1 μm，长度约为 14.7 μm,长径比约为 13.4;网篮组织中贯穿型板条(如图 4(b)红色箭头所示)宽约为 0.56 μm,长度约

表 1 激光直接能量沉积工艺参数
Tab.1 Processing parameters of DED

Laser power/kW	Scanning velocity/(mm·min^{-1})	Powder feed rate/(g·min^{-1})	Spot diameter/mm	Nominal increment/mm
2.7	600	10~12	5	0.3

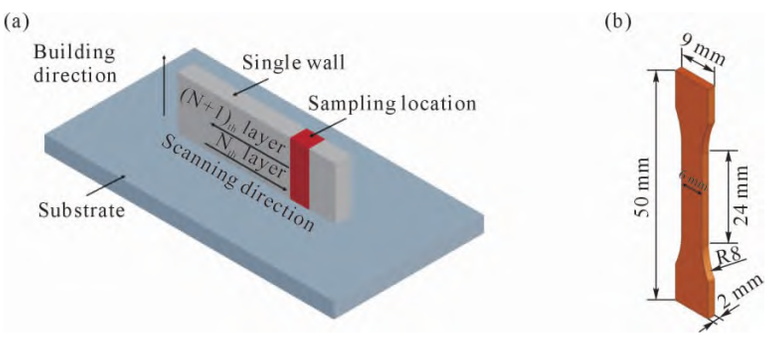


图 2 取样位置和拉伸样尺寸:(a) 激光直接能量沉积示意图及组织表征取样位置,(b) 拉伸样尺寸
Fig.2 Sampling location and size of tensile specimen:(a) schematic process of DED and sampling location of microstructure characterization, (b) size of tensile specimen

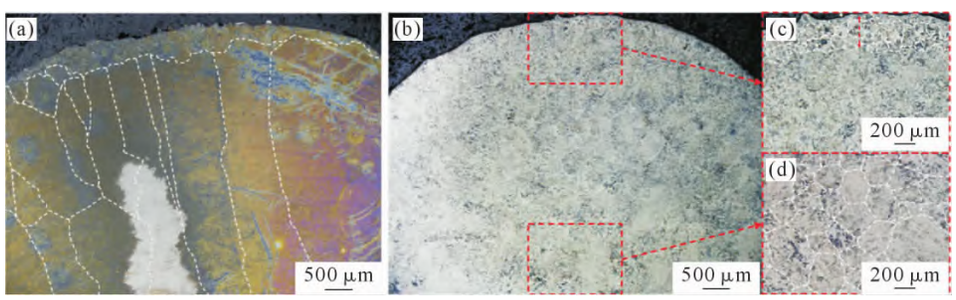


图 3 激光直接能量沉积钛合金的宏观组织:(a) Ti6242S, (b) Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B, (c) 顶部, (d) 中部
Fig.3 Grain morphology of DEDed titanium alloys: (a) Ti6242S, (b) Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B, (c) top, (d) middle

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

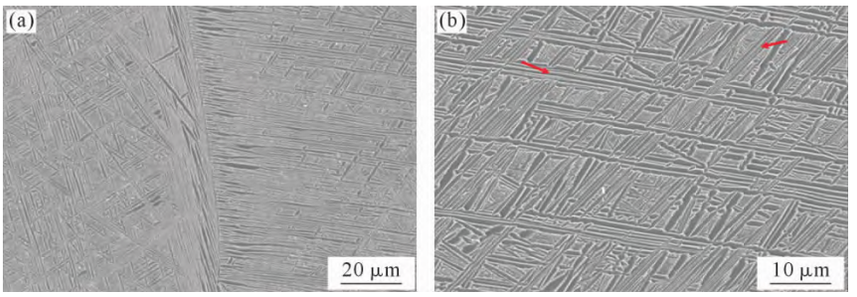


图 4 激光直接能量沉积 Ti6242S 合金显微组织：(a) 低倍，(b) 高倍

Fig.4 Microstructure of DEDed Ti6242S alloy: (a) low magnification, (b) high magnification

12.1 μm，长径比约为 21.61，β 相体积分数约 21%。

激光直接能量沉积 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金的微观组织如图 5 所示。晶界较为曲折，形成的沿晶界平行分布的 α 集束呈分段特征，内部的网篮组织更为杂乱，长径比明显减小(图 5(a))。α 集束板条宽约为 0.9 μm，长度约为 12 μm，长径比约为 13.3；网篮组织中贯穿型板条(如图 5(a)红色箭头所示)宽度约为 0.95 μm，长度约为 10.6 μm，长径比约为 11.2，β 相体积分数约为 25%。此外，在晶界和晶内均可以发现少量的黑色相，如图 5(b)红色箭头所示，借助 EDS 检测，其 Ti、B 原子比接近 1:1，因此为 TiB 相。

增材制造过程极高的温度梯度大大削弱了凝固界面前沿的成分过冷区，易导致晶粒外延生长。因此，通过原位合金化提高合金的成分过冷，促进凝固界面前沿不断独立形核形成新晶粒以抑制晶粒外延生长，从而获得全等轴晶粒。通常利用生长限制因子(Q)来描述合金元素的成分过冷能力，其表达式如下：

$$Q=m_l c_0(k-1) \tag{1}$$

式中，m_l 为液相线斜率；c_0 为溶质元素的含量；k 为合金元素的溶质分配系数。一般来说，具有较大生长限制因子的元素可以更快建立成分过冷，更有利于获得全等轴晶粒。Bermingham 等[20]曾总结过钛合金中常用合金化元素的生长限制因子，其中，Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金中元素的生长限制因子如表 2 所示。

表2 Ti6242S–0.75Ni–1.65Fe–0.05B合金各元素生长限制因子(K)[20]

Tab.2 Growth restriction factors of each element in Ti6242S–0.75Ni–1.65Fe–0.05B(K)[20]

Elements	Al	Sn	Zr	Mo	Si	Ni	Fe	B
$m_l(k-1)$	≈0	≈0	0.3	6.5	21.7	14.3	3.8	66

根据表 2 和式(1)计算各元素的生长限制因子并加和可得，Ti6242S 的综合生长限制因子约为 163 K，而原位合金化后的 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金的综合生长限制因子增加至 36.6 K。可见，通过 Ni、Fe 和 B 元素少量的复合添加，有效提高了合金的生长限制因子，达到独立形核的过冷度，获得了全等轴晶组织。

文献中的 Ti-8.5Cu[13]、TC4-2.5Ni[16]和 TC4-4Fe[14]合金由于添加了更多合金化元素，具有更高的生长限制因子，因此获得的全等轴晶粒尺寸比 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金要小，但由于出现了大量的金属间化合物析出相，均呈现出较差的塑性。随后，Sui 等[21]和 Xiong 等[12]尝试降低合金元素的加入量，避免金属间化合物的形成，改善合金塑性，但结果均表明，低元素添加量无法获得全等轴晶。相较于单一元素的添加，本文通过多元素复合添加，在各元素含量较低的情况下，获得了全等轴晶组织，同时没有观察到明显的金属间化合物。

2.3 力学性能

激光直接能量沉积 Ti6242S 和 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金的室温拉伸性能如图 6 所示。从拉伸曲线看，Ti6242S 合金的横向拉伸性能呈现高

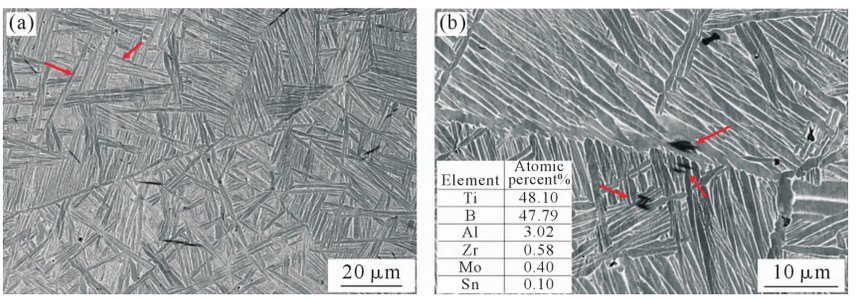


图 5 激光直接能量沉积 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金微观组织：(a) 低倍，(b) 高倍

Fig.5 Microstructure of DEDed Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B alloy: (a) low magnification, (b) high magnification

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

强低塑,而纵向拉伸性能呈现低强高塑,具有明显的各向异性;Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金的横纵向拉伸性能差异不大,横向的强塑性(YS=(895.1±22.8) MPa,UTS=(990.2±17.7) MPa,EL= (16.7±2.5)%)略微优于纵向(YS=(859.8±4.6) MPa, UTS=(972.5±1.9) MPa,EL=(15.4±1.2)%)。Ti6242S- 0.75Ni-1.65Fe-0.05B合金的横纵向拉伸性能均优于 Ti6242S 合金。

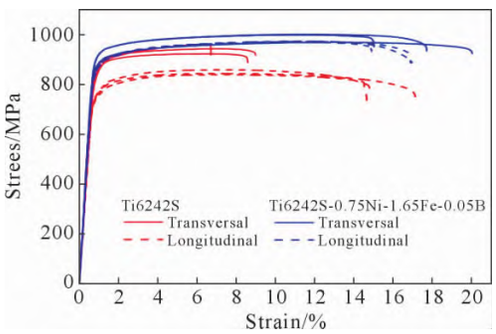


图 6 激光直接能量沉积 Ti6242S 及 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金室温拉伸性能

Fig.6 Room-temperature tensile properties of DEDed Ti6242S and Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B alloys

通常采用 r 指数评价激光直接能量沉积钛合金的力学性能各向异性,具体计算式为:

$$r=\frac{|\sigma_x-\sigma_z|}{\sigma_x} \tag{2}$$

式中,r 为各向异性指数;σ_x 为横向力学性能;σ_z 为纵向力学性能。当 r 趋近于 0 时,表明该合金呈现出力学性能上的各向同性。由此可以得到激光直接能量沉积 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金在屈服强度、抗拉强度和延伸率方面的 r 指数分别为 3.9%、1.8%和 7.8%,各向异性总体较小,但伸长率的各向异性略偏高,但都显著低于 Ti6242S 合金的 11.6%、7.3%和 101.4%。

表 3 为传统制造和增材制造 Ti6242S 合金的室温拉伸性能数据。可以看出,激光选区熔化 Ti6242S 合金呈现出明显的高强低塑的特点,而激光直接能量沉积 Ti6242S 合金的强度降低,塑性改善,但无法达到铸造+热处理或锻造+热处理的性能。本文的激光直接能量沉积 Ti6242S 合金性能与文献具有相似特点,并反映出显著的力学性能各向异性。而对于 Ni、Fe 和 B 复合添加改性后的Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金的增材制造力学性能不仅大大消除了各向异性,同时相较于铸造+热处理,其强度相当的情况下伸长率提高约 54%~67%,相较于锻造+热处理,其强度相当的情况下伸长率仅降低 12%~19%。因此,激光直接能量沉积 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金具有良好的强塑性匹配,且无明显各向异性。

对激光直接能量沉积 Ti6242S 和 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金横纵向断口进行观察,如图 7 所示。Ti6242S 合金横纵向断口形貌存在显著差异(图 7(a~b)),纵向断口存在大量韧窝(图 7(c));而横向断口沿图 7(b)中的红色虚线分为沿晶断裂区和韧窝区,其中沿晶断裂区约占断口面积的 64.7%,为主导断裂模式,呈阶梯状形貌(图 7(d))。Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金横纵向断口形貌相似(图 7(e~f)),均存在大量韧窝(图 7(g~h))。

常规的激光直接能量沉积近 α 或 α+β 钛合金由于具有外延生长的粗大柱状晶组织,导致其力学性能具有明显的各向异性。对于激光直接能量沉积 Ti6242S 合金,在对横向试样施加拉应力时,由于柱状晶晶界与应力方向垂直,晶界连续 α 相在拉应力作用下萌生裂纹,并沿晶界快速扩展,呈现以沿晶断裂为主题特征的断口,导致塑性较差;而对纵向试样施加拉应力时,由于柱状晶晶界与应力方向平行,沿晶断裂大大缓解,塑性提升。因此,柱状晶组织的特征使得横纵向试样所对应的垂直于拉伸载荷方向的晶界数量存在显著差异,从而呈现明显的各向异性。而对于激光直接能量沉积Ti6242S-075Ni-1.65Fe-0.05B 合金,由于是全等轴晶,横纵向拉伸所对应的晶界差不明显,其二者的断口形貌具有相似的特征,大大消除了力学各向异性。

表3 Ti6242S及Ti6242S–0.75Ni–1.65Fe–0.05B合金室温拉伸性能对比

Tab.3 Room–temperature tensile property comparisons of Ti6242S and Ti6242S–0.75Ni–1.65Fe–0.05B alloys

Sample	YS/MPa	UTS/MPa	EL/%	Reference
Ti6242S-DED	876	1 021	8.45	[22]
Ti6242S-SLM	1 406	1 526	4.3	[23]
Ti6242S-SLM	1 296	1 437	5.7	[24]
Ti6242S-Cast+Annealed	910	1 006	10	[25]
Ti6242S-Foring+HT	895	1 004	19	[24]
Ti6242S(Transversal)	844.9	943.3	7.4	
Ti6242S(Longitudinal)	747.3	874.9	14.9	
Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B(Transversal)	895.1	990.2	16.7	This work
Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B(Longitudinal)	859.8	972.5	15.4	

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

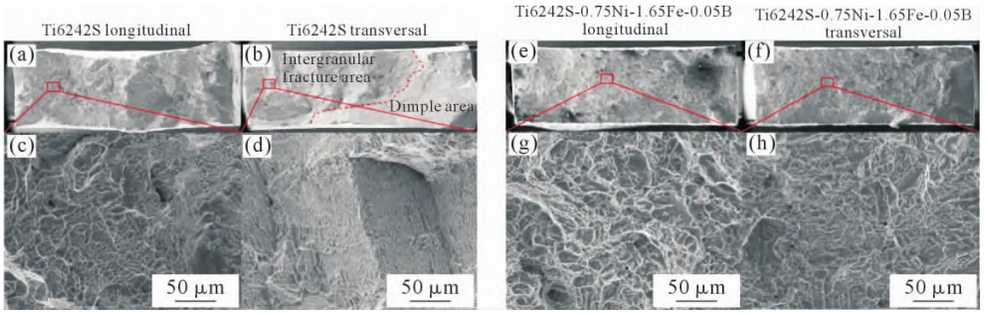


图 7 激光直接能量沉积合金断口形貌:(a) Ti6242S 合金纵向断口形貌,(b) Ti6242S 合金横向断口形貌,(c) (a)图的局部放大图,(d) (b)图的局部放大图,(e) Ti6242 S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金纵向断口形貌,(f) Ti6242 S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金横向断口形貌,(g) (e)图的局部放大图,(h) (f)图的局部放大图

Fig.7 Fracture surfaces of DEDed alloys: (a) longitudinal fracture surface of Ti6242S alloy, (b) transversal fracture surface of Ti6242S alloy,(c) partial enlarged detail of (a), (d) partial enlarged detail of (b), (e) longitudinal fracture surface of Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B alloy, (f) transversal fracture surface ofTi6242 S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B alloy, (g) partial enlarged detail of (e), (h) partial enlarged detail of (f)

相较于前人研究工作[14,16],由于 Ni、Fe 元素的少量加入,未观察到金属间化合物的析出,α/β 相界面处的协调变形能力没有受到显著影响,合金塑性得到了保持。此外,由于 β 稳定元素 Ni、Fe 的加入,能够一定程度上提高合金中 β 相稳定性和相分数,抑制马氏体的形成,这也有利于塑性。同时,Ni、Fe 元素的引入为合金提供了一定的固溶强化[12,26],B 元素通过形成 TiB 引入第二相强化[17],使得合金横纵向强度相较于 Ti6242S 强度均有所提高。因此,激光直接能量沉积 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金具有良好强塑性匹配。

3 结论

(1)相比激光直接能量沉积 Ti6242S 的粗大柱状 β 晶,Ni、Fe 和 B 元素的复合添加可以实现 β 晶粒全等轴化,Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金沉积顶部等轴晶尺寸约为 129 μm,中部等轴晶尺寸约为 255 μm。

(2)激光直接能量沉积 Ti6242S 合金微观组织为平直晶界 α 相、沿晶界平行分布的 α 集束和内部的网篮组织,而 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金晶界 α 相曲折,沿晶界的 α 集束分段分布,内部网篮组织杂乱,晶内和晶界处分布少量的针状 TiB 相,未观察到金属间化合物。

(3)由于外延柱状晶的存在,激光直接能量沉积 Ti6242S 合金力学性能呈现显著的各向异性,而 Ti6242S-0.75Ni-1.65Fe-0.05B 合金因转变为等轴 β 晶,其力学各向异性被基本消除,且由于多元素复合添加引入了固溶强化并避免了金属间化合物的析出,使得其强度和塑性均高于 Ti6242S 合金。

参考文献:

[1] WU X H, LIANG J, MEI J F, et al. Microstructures of laser-deposited Ti-6Al-4V[J]. Materials & Design, 2004, 25(2): 137-144.

[2] VILARO T, COLIN C, BARTOUT J D. As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, 42: 3190-3199.

[3] WANG F D, WILLIAMS S, COLEGROVE P, et al. Microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44: 968-977.

[4] 左玉婷,王书明,李聪,等. 激光增材制造钛合金织构跨尺度分析[J]. 稀有金属材料与工程,2021, 50(4): 1365-1370.
ZUO Y T, WANG S M, LI C, et al. Multi-scale texture analysis of titanium alloy made by laser additive manufacturing[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2021, 50(4): 1365-1370.

[5] 任永明,林鑫,黄卫东.增材制造 Ti-6Al-4V 合金组织及疲劳性能研究进展[J]. 稀有金属材料与工程,2017, 46(10): 3160-3168.
REN Y M, LIN X, HUANG W D. Research progress of microstructure and fatigue behavior in additive manufacturing Ti-6A1-4V Alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(10): 3160-3168.

[6] 梁朝阳,张安峰,梁少端,等. 高性能钛合金激光增材制造技术的研究进展[J]. 应用激光,2017, 37(3): 452-458.
LIANG Z Y, ZHANG A F, LIANG S D, et al. Research developments of high-performance titanium alloy by laser additive manufacturing technology[J]. Applied Laser, 2017, 37(3): 452-458.

[7] ZHANG G H, LU X F, LI J Q, et al. In-situ grain structure control in directed energy deposition of Ti6Al4V[J]. Additive Manufacturing, 2022, 55: 102865.

[8] TODARO C J, EASTON M A, QIU D, et al. Grain structure control during metal 3D printing by high-intensity ultrasound[J]. Nature Communications, 2020, 11: 1-9.

[9] COLEGROVE P A, DONOGHUE J, MARTINA F, et al. Application of bulk deformation methods for microstructural and material property improvement and residual stress and distortion control in additively manufactured components[J]. Scripta Materialia, 2017, 135: 111-118.

[10] BERMINGHAM M J, STJOHN D H, KRYNEN J, et al. Promoting the columnar to equiaxed transition and grain refinement of titanium alloys during additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2019,

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

168: 261-274.

[11] ZHANG K, TIAN X, BERMINGHAM M, et al. Effects of boron addition on microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V manufactured by direct laser deposition[J]. Materials & Design, 2019, 184: 108191.

[12] XIONG Z H, PANG X T, LIU S L, et al. Hierarchical refinement of nickel-microalloyed titanium during additive manufacturing [J]. Scripta Materialia, 2021, 195: 113727.

[13] ZHANG D Y, QIU D, GIBSON M A, et al. Additive manufacturing of ultrafine-grained high-strength titanium alloys[J]. Nature, 2019, 576(7785): 91-95.

[14] NARAYANA P L, LEE S, CHOI S W, et al. Microstructural response of β-stabilized Ti-6Al-4V manufactured by direct energy deposition[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 811:152021.

[15] CHOI G, CHOI W S, HAN J, et al. Additive manufacturing of titanium-base alloys with equiaxed microstructures using powder blends[J]. Additive Manufacturing, 2020, 36: 101467.

[16] SUI S, CHEW Y X, WENG F, et al. Study of the intrinsic mechanisms of nickel additive for grain refinement and strength enhancement of laser aided additively manufactured Ti-6Al-4V[J]. International Journal of Extreme Manufacturing, 2022, 4: 035102.

[17] XUE A T, LIN X, WANG L L, et al. Influence of trace boron addition on microstructure, tensile properties and their anisotropy of Ti6Al4V fabricated by laser directed energy deposition[J]. Materials & Design, 2019, 181: 107943.

[18] WELK B A, TAYLOR N, KLENNE Z, et al. Use of alloying to effect an equiaxed microstructure in additive manufacturing and subsequent heat treatment of high-strength titanium alloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2021, 52: 5367-5380.

[19] 齐振佳，张晓星，王豫跃，等. 硼对激光增材制造 TC4 微观组织及力学性能的影响[J].中国激光，2020, 47(6): 124-130.
QI Z J, ZHANG X X, WANG Y Y, et al. Effect of B on microstructure and tensile properties of laser additive manufactured TC4 alloy[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(6): 124-130.

[20] BERMINGHAM M J, MCDONALD S D, STJOHN D H, et al. Beryllium as a grain refiner in titanium alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 481(1-2): L20-L23.

[21] SUI S, CHEW Y X, WENG F, et al. Achieving grain refinement and ultrahigh yield strength in laser aided additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy by trace Ni addition [J]. Virtual and Physical Prototyping, 2021, 16(4): 417-427.

[22] WANG F, LEI L M, FU X, 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.

[23] FLEIßNER-RIEGER C, PFEIFER T, TURK C, et al. Optimization of the post-process heat treatment strategy for a near-α titanium base alloy produced by laser powder bed fusion [J]. Materials, 2022, 15(3): 1032.

[24] ZHU Z G, KUMAR P, NG F L, et al. Heat treatment effect on the microstructure and elevated temperature tensile property of the Ti6242S alloy fabricated via laser powder bed fusion[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 925: 166656.

[25] BOYER R, WELSCH G, COLLINGS E W. Materials properties handbook: titanium alloys[M]. USA: ASM International, 1994.

[26] ZHANG T L, ZHU J M, YANG T, et al. A new α+β Ti-alloy with refined microstructures and enhanced mechanical properties in the as-cast state[J]. Scripta Materialia, 2022, 207: 114260.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net