



Research Article

Microstructure and Hardness of Ti-6242 Alloy Fabricated by Electron Beam Powder Bed Fusion and Laser Powder Bed Fusion Methods

Amir Hossein Emami Ghaleghasemi¹, Abolfazl Azadi¹, Behzad Niroumand^{1*}, Manuela Galati² and Abdollah Saboori²

1- Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan 84156-83111, Iran

2- Department of Management and Production Engineering, Politecnico di Torino, 10129, Torino, Italy

* Corresponding author, Email: behzn@iut.ac.ir

(Received 22 October 2024; Accepted 11 December 2024; Available online 5 March 2025)

ABSTRACT

Introduction and Objectives: Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (Ti6242) alloy is a near-alpha titanium alloy widely used in biomedical, automobile, and aviation industries, known for having a high service temperature. The objectives of this study are to compare the electron beam melting and selected laser melting techniques in terms of the microstructure and hardness developed in Ti6242 alloy.

Materials and Methods: Microstructure and hardness of Ti6242 alloy samples produced by the two-powder bed fusion techniques were analyzed using optical and scanning electron microscopy, X-ray diffractometry, and Vickers hardness test.

Results: The porosity levels in both samples were within the acceptable ranges for powder bed fusion processes. The solidified microstructure of laser powder bed fusion samples consisted of columnar β grains with martensitic α' phase, and that of electron beam powder bed fusion sample consisted of lamellar $\alpha+\beta$ phases with Widmanstätten and basketweave morphology and α colonies. Williamson-Hall plots revealed higher lattice microstrain in the laser powder bed fusion process. The average hardness values of electron beam powder bed fusion and laser powder bed fusion samples were approximately 408 HV and 401 HV.

Conclusion: Both powder bed fusion techniques employed were capable of producing samples of acceptable porosity levels. The solidified microstructures of the two techniques were somewhat different due to different heating and cooling histories experienced. The electron beam powder bed fusion sample enjoyed smaller lattice microstrain and higher hardness than the laser beam powder bed fusion sample. Hardness of both samples was higher than those of the conventionally fabricated components.

Keywords: Additive Manufacturing, Electron Beam Powder Bed Fusion, Laser Powder Bed Fusion, Ti6242 alloy, Microstructure.

<https://doi.org/10.47176/jame.44.2.1090>


Copyright © 2025 Isfahan University of Technology, Published by IUT press.



This work is licensed under a Creative Commons Attribution-Noncommercial 4.0 International license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>). Non-commercial uses of the work are permitted, provided the original work is properly cited.



ریزساختار و سختی آلیاژ Ti-6242 ساخته شده به روش های ذوب بستر پودر با پرتوی الکترونی و ذوب بستر پودر با لیزر

امیرحسین امامی قلعه قاسمی^۱، ابوالفضل آزادی^۱، بهزاد نیرومند^{۱*} , منوچهر گالاتی^۲ و عبدالله صبوری^۲

۱- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان ۸۳۱۱۱-۸۴۱۵۶، ایران

۲- دانشکده مدیریت و مهندسی تولید، دانشگاه پلی تکنیک تورین، تورین ۱۰۱۲۹، ایتالیا

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: behzn@iut.ac.ir

(دریافت: ۱۴۰۳/۸/۱؛ پذیرش: ۱۴۰۳/۹/۲۱؛ انتشار: ۱۴۰۳/۱۲/۱۵)

چکیده

مقدمه و اهداف: آلیاژ Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (Ti6242) یک آلیاژ تیتانیوم شبه آلفا با کاربرد گسترده در صنایع زیست پزشکی، خودرو و حمل و نقل هوایی و با مقاومت حرارتی بالا است. هدف این پژوهش، مقایسه ریزساختار و سختی نمونه های ساخته شده از این آلیاژ به دو روش ذوب بستر پودر با لیزر و ذوب بستر پودر با پرتوی الکترونی است.

مواد و روش ها: ریزساختار و سختی نمونه های آلیاژ Ti6242 تولید شده به این دو روش با استفاده از روش های میکروسکوپی نوری و الکترونی روبشی، پراش پرتو ایکس و سختی سنجی ویکرز ارزیابی شد.

یافته ها: میزان تخلخل هر دو نمونه در بازه قابل قبول برای فرایندهای ذوب بستر پودر بود. ریزساختار نمونه ها شامل دانه های ستونی β اولیه حاوی فاز مارتنزیتی α' برای فرایند ذوب بستر پودر با لیزر و فازهای لایه ای $\alpha+\beta$ با ریخت ویدمن اشتاتن و سببافت و پرگنه های α برای فرایند ذوب بستر پودر با پرتوی الکترونی بود. نمودارهای ویلیامسون-هال، ریزکرنش بالاتر شبکه در فرایند ذوب بستر پودر با لیزر را نشان داد. سختی متوسط در نمونه های ذوب بستر پودر با پرتوی الکترونی و ذوب بستر پودر با لیزر به ترتیب نزدیک به ۴۰۸ HV و ۴۰۱ HV به دست آمد.

نتیجه گیری: هر دو روش استفاده شده قابلیت تولید قطعات با درصد تخلخل قابل قبول را دارند. ریزساختار دو نمونه به دلیل تفاوت ها در تاریخچه حرارتی آنها کاملاً مشابه نیست. ریزکرنش شبکه ای کمتر و سختی بالاتر از ویژگی های نمونه ذوب بستر پودر با پرتوی الکترونی در مقایسه با نمونه ذوب بستر پودر با لیزر است. سختی هر دو نمونه از سختی نمونه های ساخته شده به روش های سنتی بیشتر است.

واژه های کلیدی: ساخت افزایشی، ذوب بستر پودر با پرتوی الکترونی، ذوب بستر پودر با لیزر، آلیاژ Ti6242، ریزساختار.

<https://doi.org/10.47176/jame.44.2.1090>

حق انتشار این مستند، متعلق به دانشگاه صنعتی اصفهان است. © ۱۴۰۴.

این مقاله تحت گواهی زیر منتشر شده و هر نوع استفاده غیرتجاری از آن مشروط بر استناد صحیح به مقاله و با رعایت شرایط مندرج در آدرس زیر

مجاز است:



Creative Commons Attribution-NonCommercial 4.0 International license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>).

۱- مقدمه

آلیاژهای پایه تیتانیوم به دلیل برخورداری از خواص منحصر به فردی مانند نسبت استحکام به وزن بالا، مقاومت عالی در برابر خوردگی، چقرمگی شکست مناسب و زیست سازگاری خوب در تولید قطعات سبک وزن در صنعت هوایی، کاشتنی های صنعت زیست پزشکی^۱ و قطعات پیچیده سامانه احتراق^۲ در صنعت خودروسازی کاربرد دارند (۱). صنایع حمل و نقل هوایی بزرگترین بازار آلیاژهای تیتانیوم است که مصرف نزدیک به ۸۰ درصد از تولید جهانی آن را به خود اختصاص داده است. در حال حاضر ۲۵ تا ۳۰ درصد از وزن موتورهای به روز به کار رفته در صنعت هوایی از آلیاژهای تیتانیوم تشکیل شده است (۲).

علی رغم خواص منحصر به فرد آلیاژهای تیتانیوم، تولید آن‌ها به روش های سنتی چالش هایی را به همراه دارد. ریخته گری آلیاژهای تیتانیوم به سبب بالا بودن نقطه ذوب و واکنش پذیری شیمیایی آن‌ها گران و زمان بر است. علاوه بر این هدایت حرارتی و مدول الاستیک کم این آلیاژها، قابلیت ماشین کاری آن‌ها را تضعیف کرده و در نتیجه هزینه های ساخت را افزایش می دهد. همچنین حساسیت بالای آلیاژهای تیتانیوم به اکسیژن، تولید آن‌ها از طریق فرایندهای سنتی که تحت اتمسفر کنترل شده صورت نمی گیرد را دشوار می کند. چنین شرایطی تولید آلیاژهای تیتانیومی از طریق فرایندهای مرسوم را ناکارآمد و پرهزینه می کند (۳).

فرایندهای ساخت افزایشی^۳ با تولید مستقیم قطعات با شکل های هندسی پیچیده تحت یک محیط کنترل شده، راه حلی برای چالش های تولید آلیاژهای تیتانیوم به روش های سنتی هستند. مهم ترین این فرایندها شامل روش های ذوب بستر پودر مانند ذوب بستر پودر با لیزر^۴ و ذوب بستر پودر با پرتوی الکترونی^۵ هستند که به ترتیب به ذوب گزینشی با لیزر^۶ و ذوب با پرتوی الکترونی^۷ نیز شناخته می شوند (۴).

ساخت افزایشی، فرایندی شامل ایجاد مدل سه بعدی کامپیوتری از قطعه مورد نظر و تولید لایه به لایه آن است. این فرایند بر خلاف فرایندهایی مانند ماشین کاری که عملکردی

کاهشی دارند، به صورت افزایشی است به طوری که ساخت از یک سکوی خالی شروع شده و مواد به روش کنترل شده و لایه به لایه روی هم اضافه می شوند (۵ و ۶).

فرایند ذوب بستر پودر با لیزر، رایج ترین روش ساخت افزایشی فلزی است که با ذوب لایه به لایه پودرهای از پیش آلیاژی یا مخلوط با استفاده از یک منبع لیزر پراثرژی، امکان تولید قطعات پیچیده فلزی را فراهم می کند. برای غلبه بر برخی دشواری های استفاده از لیزر به عنوان منبع حرارتی، ذوب بستر پودر با پرتوی الکترونی معرفی شد. فناوری EB-PBF جدیدتر است و هرچند کمتر مورد بررسی قرار گرفته، اما با موفقیت برای آلیاژهای تیتانیوم و نیکل استفاده شده است (۷ و ۸). توان بالاتر، پرتوی سریع تر و ضخامت لایه بیشتر در EB-PBF منجر به زمان ساخت کوتاه تر، سطوح زبرتر و دقت ابعادی کمتر نسبت به فرایند L-PBF می شود. فرایند EB-PBF تحت خلأ انجام می شود در حالی که محفظه ساخت L-PBF با گاز آرگون یا نیتروژن پر شده است. فشار پایین در فرایند EB-PBF می تواند باعث تبخیر سریع تر عناصر با فشار بخار بالا مانند آلومینیوم (Al)، در مقایسه با روش L-PBF به دلیل کاهش نقطه جوش عناصر با کاهش فشار شود. در فرایند EB-PBF معمولاً از یک صفحه ساخت پیش گرم شده و در L-PBF از یک صفحه سرد استفاده می شود که باعث کاهش شیب حرارتی در EB-PBF و افزایش سرعت سرد شدن مذاب در L-PBF خواهد شد، در نتیجه قطعاتی که با استفاده از فناوری EB-PBF تولید می شوند نرخ سرمایش آهسته تر و تنش های پسماند کمتری تجربه می کنند (۹ و ۱۰). این تفاوت های ذاتی منجر به ریزساختار و عملکرد متفاوت در قطعات تولید شده به روش های EB-PBF و L-PBF می شود (۳ و ۱۱).

آلیاژ Ti-6Al-4V (Ti64) یک آلیاژ تیتانیومی $\alpha+\beta$ است و به دلیل برخورداری از نسبت استحکام به وزن بالا و قابلیت ساخت گسترده، در بین آلیاژهای تیتانیومی تاکنون بیشترین توجه را به خود اختصاص داده و به متداول ترین آلیاژ تیتانیومی تولید شده به روش های ساخت افزایشی تبدیل شده است. با

Ti64 تولید شده به روش L-PBF و Ti6242 ریختگی دارد. سوئی و همکاران (۲۱)، عملیات حرارتی های چرخه ای مختلف برای دستیابی به فاز α کروی در آلیاژ Ti6242 تولید شده به روش L-PBF را بررسی کردند. مشاهده شد که تنها عملیات حرارتی در دمای 980°C تشکیل این فازهای کروی را به طور قابل توجهی ارتقا می دهد. همچنین فن و همکاران (۲۸)، خواص مکانیکی آلیاژ Ti6242 تولید شده به روش L-PBF را در حالت پس از ساخت و پس از پیرسازی مستقیم بررسی کردند که پیرسازی مستقیم منجر به شکست قطعه پیش از تسلیم شد. با توجه به کمبود مطالعات انجام شده در زمینه ساخت و مشخصه یابی آلیاژ Ti6242، هدف از پژوهش حاضر مقایسه دو روش ذوب بستر پودر با پرتوی الکترونی و ذوب بستر پودر با لیزر از نظر ریزساختار و سختی حاصل شده در آلیاژ Ti6242 است.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- مواد

در این پژوهش از پودر افشانش گازی شده^{۱۰} کروی آلیاژ Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (%wt) برای تولید نمونه به روش های EB-PBF و L-PBF استفاده شد. اندازه ذرات پودر مورد استفاده در روش EB-PBF در بازه $106-45\ \mu\text{m}$ با قطر متوسط $75\ \mu\text{m}$ و در روش L-PBF در بازه $45-15\ \mu\text{m}$ و قطر متوسط $32\ \mu\text{m}$ بود. دلیل بازه گسترده اندازه ذرات پودر، دستیابی به چگالی مناسب در قطعات نهایی است. ترکیب اسمی پودر آلیاژ در جدول (۱) آورده شده است.

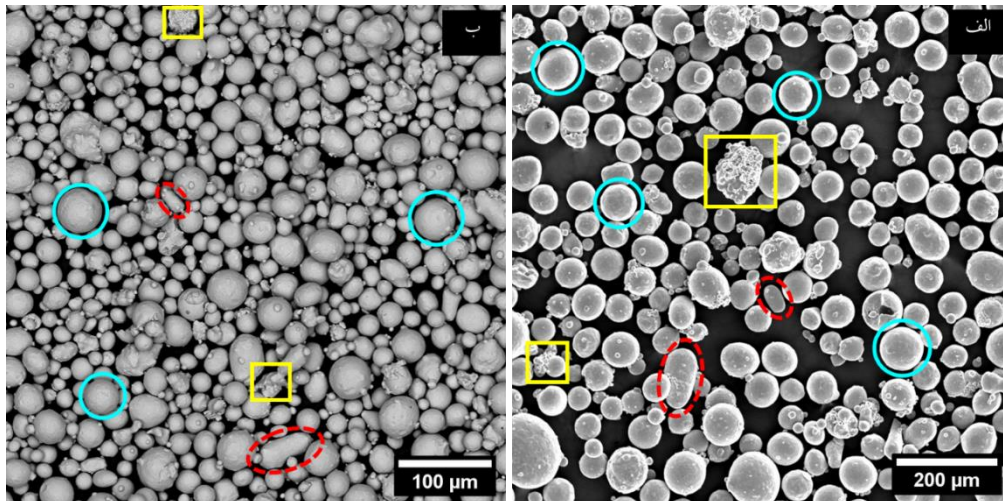
تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (SEM, PHILIPS XL30) از پودر اولیه آلیاژ Ti6242 مورد استفاده در فرایندهای EB-PBF و L-PBF در شکل (۱) نشان داده شده است. همان طور که مشاهده می شود، هرچند عمده ذرات به شکل کروی (دایره های آبی) هستند، تعدادی ذرات غیر کروی (خط چین های قرمز) و تعدادی ذرات آگلومره شده (مربع های زرد) نیز در پودرها وجود دارد. علاوه بر این، اکثر ذرات ریزتر به صورت ماهواره ای^{۱۱} به ذرات درشت تر چسبیده اند.

وجود خواص عالی Ti64 در دمای اتاق، از این آلیاژ در قطعاتی که در دمای بالاتر از 400°C کار می کنند نمی توان استفاده کرد و به همین سبب دامنه کاربردهای آن محدود می شود (۱۴-۱۲). برای غلبه بر این محدودیت، آلیاژ شبه آلفا Ti-6Al-2Sn-4Zr (Ti6242) با حداکثر دمای کاری 540°C رفتار خزشی مطلوب و مقاومت به اکسیداسیون خوب معرفی شده است. آلیاژهای $\alpha+\beta$ و شبه آلفا حاوی دو فاز هستند. فاز α با ساختار بلوری هگزاگونال فشرده^۸ استحکام بالاتر اما شکل پذیری کمتری در مقایسه با فاز β با ساختار بلوری مکعبی مرکزدار^۹ از خود نشان می دهد. عناصر آلیاژی اصلی در این آلیاژ Al و Mo هستند که به ترتیب فازهای α و β را پایدار می کنند. Zr و Sn به عنوان عناصر استحکام بخش محلول و Si جهت پایداری حرارتی و بهبود خواص دما بالا به آلیاژ اضافه می شوند. همچنین Zr تأثیر مثبتی بر پایداری فاز β دارد. این آلیاژ هم اکنون در موتور خودروهای ورزشی و قطعات به کار رفته در صنعت هوایی مانند صفحه ها و پروانه های توربین های گازی به کار گرفته می شود (۲، ۱۵ و ۱۶).

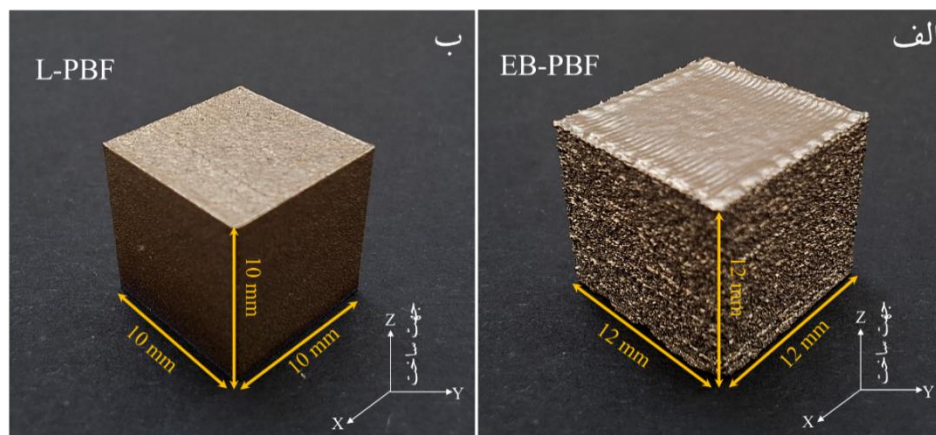
از آنجایی که آلیاژ Ti6242 یک آلیاژ تیتانیوم شبه آلفا جوش پذیر است انتظار می رود که قابلیت ساخت خوبی در فرایندهای ذوب بستر پودر داشته باشد (۱۳). بسته به تاریخچه حرارتی که آلیاژ Ti6242 حین ساخت به روش های ساخت افزایشی تجربه می کند، ریزساختار می تواند شامل فازهای آلفا، بتا و فاز مارتنزیتی α' باشد. نشان داده شده است که ریزساختار آلیاژ Ti6242 تولید شده به روش L-PBF حاوی مارتنزیت سوزنی α' است (۱۷). این ریزساختار مارتنزیتی از تعادل ترمودینامیکی دور بوده و برای کاربردهای صنعتی مطلوب نیست به همین سبب اخیراً پژوهش هایی بر روی عملیات حرارتی این آلیاژ انجام شده است (۲۸-۱۸). به عنوان مثال ریگر و همکاران (۲۷)، خواص مکانیکی آلیاژ Ti6242 تولید شده به روش L-PBF را پس از تنش زدایی بررسی کردند. آن ها دریافتند که Ti6242 تولید شده به روش L-PBF پس از تنش زدایی خواص کششی دما بالای بهتری در قیاس با آلیاژهای

جدول ۱- ترکیب شیمیایی اسمی پودر آلیاژ Ti6242 استفاده شده

Ti	O	Si	Mo	Sn	Zr	Al	ترکیب (wt%)
بقیه	۰/۱۲	۰/۰۶-۰/۱	۱/۸-۲/۲	۱/۸-۲/۲	۳/۶-۴/۴	۵/۵-۶/۵	اسمی



شکل ۱- تصاویر SEM از پودر اولیه آلیاژ Ti6242 مورد استفاده در فرایندهای الف (EB-PBF) و ب (L-PBF).

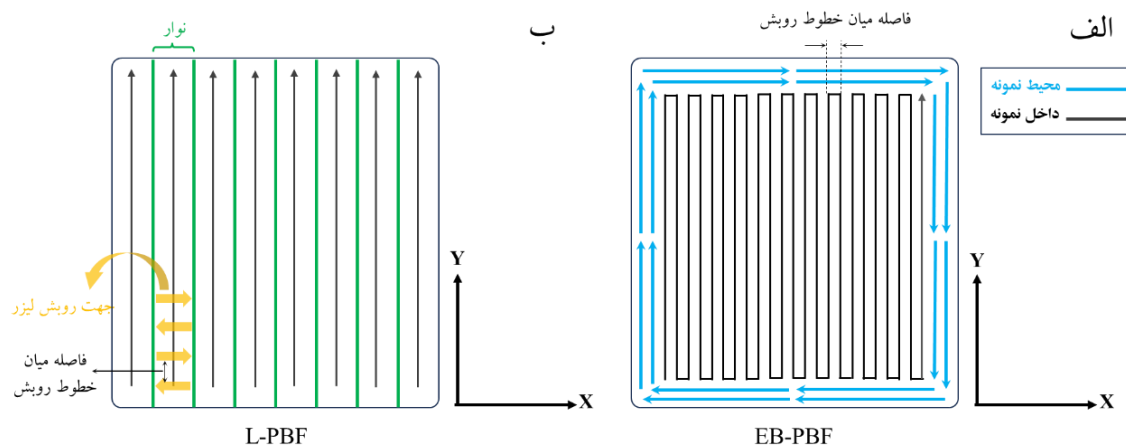


شکل ۲- نمای کلی از نمونه‌های ساخته شده در این پژوهش به روش های الف (EB-PBF) و ب (L-PBF).

۲-۲- تولید نمونه‌ها

در ساخت نمونه‌های EB-PBF و در هر لایه ابتدا محیط نمونه^{۱۲} با الگوی روبش ذوب خطی چند پرتویی^{۱۳} و پس از آن ناحیه داخلی^{۱۴} با الگوی روبش ذوب خطی پیوسته^{۱۵} ذوب شد (شکل ۳-الف). ذوب محیط نمونه پیش از ناحیه داخلی به منظور دستیابی به کیفیت سطحی بهتر، دقت ابعادی بیشتر و افزایش کنترل بر نرخ سرمایش حوضچه مذاب است. در ساخت نمونه‌های L-PBF از الگوی نواری^{۱۶} استفاده شد (شکل ۳-ب).

برای تولید نمونه‌های EB-PBF از دستگاه Arcam EBM A2X و برای نمونه‌های L-PBF از دستگاه Concept Laser Mlab Cusing-R استفاده شد. نمونه‌های EB-PBF به شکل مکعبی با طول ضلع ۱۲ mm روی صفحه ساختی از جنس فولاد زنگ‌نزن و نمونه‌های L-PBF نیز به شکل مکعبی با طول ضلع ۱۰ mm روی زیرلایه تیتانیومی تولید شدند (شکل ۲).



شکل ۳- طرحواره الگوی روبش لایه پودری در فرایندهای الف) EB-PBF و ب) L-PBF.

جدول ۲- متغیرهای مورد استفاده برای تولید نمونه به روش EB-PBF

جریان مرجع (mA)	سرعت روبش (mm/s)	تابع سرعت* (mm/s)	ضخامت لایه (mm)	فاصله خطوط روبش (mm)
۶	۱۰۶۰	-۱۷۶/۷	۰/۰۵	۰/۲

* الگوریتم تابع سرعت با توجه به جریان پرتو، مقدار سرعت روبش را تطبیق می دهد. مقادیر منفی تابع سرعت، نشانگر تغییر خطی سرعت روبش با جریان پرتو و مقادیر مثبت آن، بیانگر رابطه غیر خطی میان سرعت روبش و جریان پرتو است.

جدول ۳- متغیرهای مورد استفاده برای تولید نمونه به روش L-PBF

توان لیزر (W)	سرعت روبش (mm/s)	نقطه اثر لیزر (mm)	ضخامت لایه (mm)	فاصله خطوط روبش (mm)
۹۵	۹۰۰	۰/۰۵	۰/۰۲۵	۰/۰۷

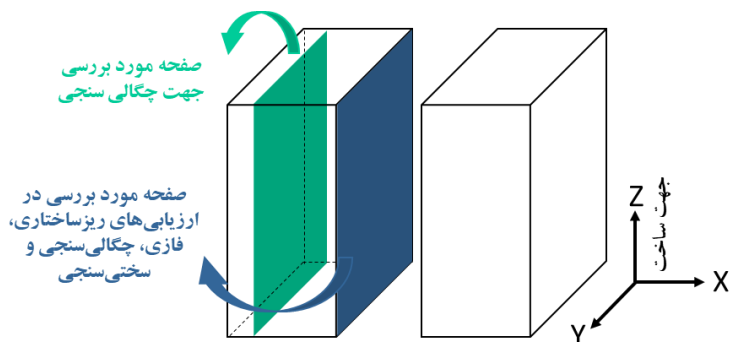
شده توسط سازنده دستگاهها و پژوهش قبلی انجام شده توسط دو نفر از نویسندگان این مقاله انتخاب شده است (۴). پیش از شروع فرایند L-PBF و برای به حداقل رساندن اثر اکسیژن بر قطعات نهایی، گاز آرگون به درون محفظه ساخت دمیده شد تا میزان اکسیژن به کمتر از ۰/۲ درصد برسد.

۲-۳- مشخصه یابی خواص

نمونه های تولید شده به کمک وایرکات، مطابق با شکل (۴)، در راستای جهت ساخت به دو نیمه تقسیم شدند. سپس سطوح مورد بررسی سنباده زده شده، با استفاده از پارچه پولیش و

متغیرهای مورد استفاده در تولید ناحیه داخلی نمونه EB-PBF در جدول (۲) ذکر شده است. پیش از گسترش اولین لایه پودری صفحه ساخت فولادی تا دمای 700°C پیش گرم شده و در حین ساخت دمای بستر پودر حداقل 600°C حفظ شد تا از ذوب و همبستگی مناسب ذرات پودری اطمینان حاصل شود. نهایتاً پس از روبش آخرین لایه پودر، نمونه درون محفظه خلأ و با دمش گاز هلیوم خنک شد. در پایان برای حذف مواد تفجوشی شده از اطراف نمونه، نمونه تحت پاشش پودر خام آلیاژ قرار گرفت.

متغیرهای به کار رفته در تولید نمونه L-PBF در جدول (۳) آورده شده است. مقادیر این متغیرها بر اساس مقادیر توصیه



شکل ۴- طرحواره نحوه برش نمونه‌ها برای ارزیابی‌های ریزساختاری، فازی و سختی‌سنجی.

سختی‌سنجی در مقیاس ماکرو، به روش ویکرز و مطابق با استاندارد ASTM E92 به وسیله دستگاه Dia Testor 2RC Wolpert انجام شد. بر روی سطح صیقلی هر نمونه و در صفحه Y-Z حداقل ۹ نقطه اثر در ارتفاع‌های مختلف از سکوی ساخت با بار اعمالی ۳۰kg و زمان نشست فرورونده ۱۵s ایجاد و تصویر میکروسکوپی نوری آن‌ها ثبت شد. با اندازه‌گیری میانگین قطر اثر و جای‌گذاری آن در رابطه (۲) (ASTM E92) عدد سختی محاسبه شد.

$$HV = 1854.4 \times \left(\frac{F}{d_v^2} \right) \quad (2)$$

در این رابطه، HV عدد سختی برحسب ویکرز، F بار اعمالی برحسب gf و d_v میانگین قطر اثر برحسب μm است.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- عیوب ساختاری

فرایندهای ذوب بستر پودر مانند EB-PBF و L-PBF با عیوبی همراه است که بر خواص نمونه‌های تولیدی اثرگذار است. نمونه‌هایی از این عیوب در تصاویر میکروسکوپی نوری از وجه بیرونی نمونه‌های تولید شده به دو روش EB-PBF و L-PBF در شکل (۵- الف و ب) نشان داده شده است. با بررسی تصاویر میکروسکوپی نوری در صفحه Y-Z هر نمونه، نشان داده شد که قطعات تولیدی در هر دو فرایند دارای تخلخل‌های بسته کروی شکل و تعدادی عیب ذوب ناقص^{۲۲} هستند.

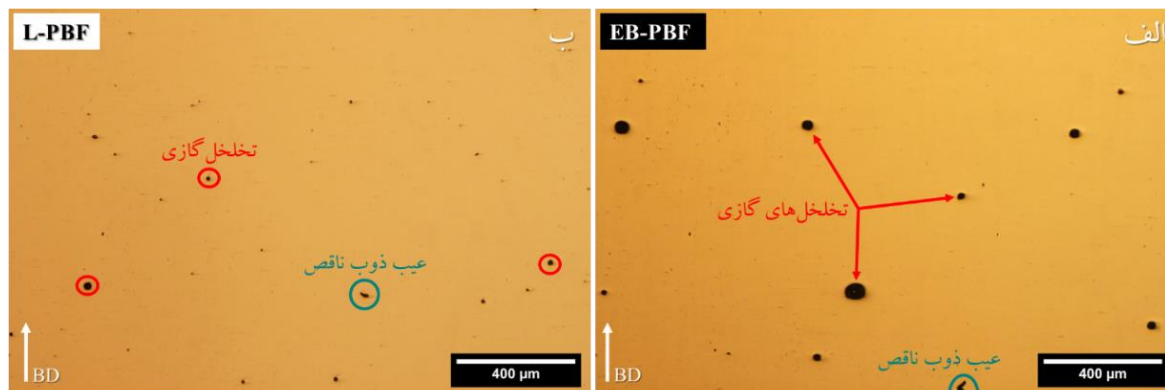
تخلخل‌های کروی شکل از نوع گازی هستند. قطر متوسط

محلول آب اکسیژنه (H_2O_2) و آلومینا صیقل داده شده و در انتها با محلول کروم^{۱۷} حاوی ۳ درصد هیدروفلوئوریک اسید (HF)، ۶ درصد نیتریک اسید (HNO_3) و ۹۱ درصد آب مقطر حکاکی شدند. جهت مطالعه ریزساختار و عیوب از سطح صیقلی و حکاکی شده نمونه‌ها به کمک میکروسکوپ نوری Nikon EPIPHOT 300 و میکروسکوپ الکترونی روبشی^{۱۸} PHILIPS XL30 در بزرگنمایی‌های مختلف تصویربرداری شد. چگالی نسبی نمونه‌ها با استفاده از نرم افزار ImageJ و حداقل ۴۵ تصویر میکروسکوپی نوری از مجموع دو سطح در بزرگنمایی ۵۰ برابر محاسبه شد. همچنین میانگین عرض دانه‌های ستونی نمونه‌ها از اندازه‌گیری حداقل ۱۰۰ دانه در هر نمونه با استفاده از نرم افزار ImageJ محاسبه شد.

بررسی‌های فازی با استفاده از دستگاه پراش پرتوی ایکس ASEWARE AW-XDX 300 انجام شد. ولتاژ و جریان مولد دستگاه ۳۰mA و ۴۰kV و لامپ مورد استفاده، لامپ $CuK\alpha$ با طول موج 1.54\AA ، اندازه گام ۰/۰۵ درجه و زمان هر گام ۱s بود. شناسایی فازها و محاسبه اندازه بلورک^{۱۹} در ساختار و ریزکرنش شبکه^{۲۰} به روش ویلیامسون-هال^{۲۱} مطابق رابطه (۱) و با استفاده از الگوی پراش پرتوی ایکس و نرم‌افزار X'pert HighScore Plus انجام شد (۲۹).

$$\beta_{Total} \cos \theta = \varepsilon 4 \sin \theta + \left(\frac{k\lambda}{D} \right) \quad (1)$$

در این رابطه β_{Total} پهن شدگی کل، ε ریزکرنش شبکه، k ضریب شکل (۰/۹)، λ طول موج تابش و D اندازه بلورک است.



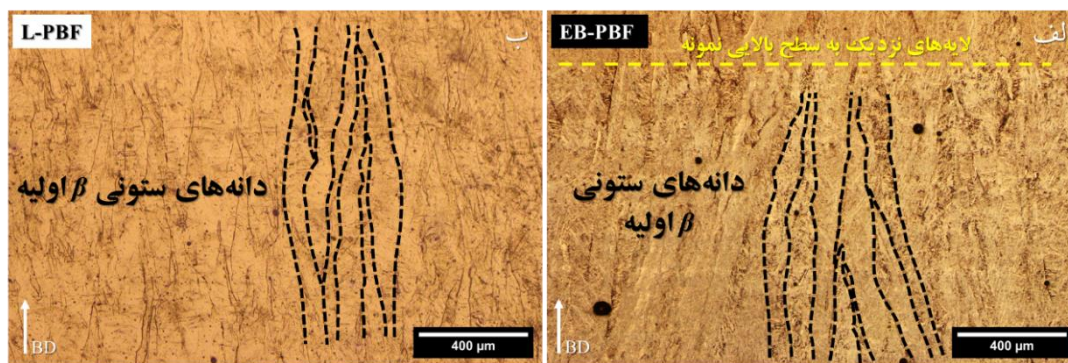
شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی نوری از وجه بیرونی نمونه‌های تولید شده به روش‌های الف) EB-PBF و ب) L-PBF.

۳-۲- ریزساختار

پیش از ارزیابی ریزساختار نمونه‌ها در حالت پس از ساخت، لازم است رخدادهای حرارتی که در حین فرآیندهای EB-PBF و L-PBF اتفاق می‌افتند را بررسی کرد. در فرایند EB-PBF رخدادهای حرارتی در سه مرحله اصلی خلاصه می‌شوند. مرحله اول شامل ذوب ذرات پودری، تشکیل حوضچه مذاب و سرمایش آن، انجماد حوضچه مذاب و سرمایش تا دمای محفظه ساخت است. دمای حوضچه مذاب در بازه 1900°C تا 2700°C تخمین زده می‌شود (۳۶). سرمایش از دمای انجماد (حدود 1900°C) تا دمای محفظه، بحرانی‌ترین مرحله سرمایش است چرا که فاز β و همچنین تبدیل بعدی آن به فاز مارتنزیتی α' در این مرحله رخ می‌دهد. برای تشکیل فاز مارتنزیتی α' ، نرخ سرمایش بحرانی بالاتر از 410°C/s و دمای شروع مارتنزیتی (M_s) 800°C مورد نیاز است (۳۷). با توجه به اینکه در پژوهش فعلی دمای محفظه کمتر از 800°C (حدود 700°C) است و انتظار می‌رود سرعت سرمایش بیشتر از 410°C/s باشد (۴۰-۳۸)، می‌توان انتظار داشت که مارتنزیت α' بتواند طی یک تحول غیرنفوذی با نرخ سرمایش در محدوده 10^5 - 10^3°C/s پس از ذوب و انجماد پودر تشکیل شود. مرحله دوم شامل ماندن در دمای محفظه ساخت تا اتمام ساخت تمام لایه‌های تشکیل دهنده قطعه است. در این مرحله و به دلیل دمای بالای محفظه، فاز شبه پایدار α' می‌تواند به فازهای پایدارتر α و β تبدیل می‌شود. مرحله سوم شامل سرمایش قطعه

این تخلخل‌ها در نمونه EB-PBF نزدیک به $31\ \mu\text{m}$ و در نمونه L-PBF حدود $15\ \mu\text{m}$ به دست آمد که می‌تواند به دو علت تشکیل شده باشند. دلیل اول که توسط پژوهشگران زیادی برای آلیاژ Ti64 نشان داده شده است، می‌تواند از تخلخل درونی در برخی از ذرات پودری آلیاژ Ti6242 که عیب متداولی در پودرهای افشانش شده با گاز است نشأت گیرد (۳۲-۳۰). پس از ذوب این ذرات پودری حین فرایندهای EB-PBF و L-PBF و به دلیل بالا بودن سرعت انجماد، گاز محبوس شده درون این ذرات پودری فرصت کافی برای خارج شدن ندارد و در حوضچه مذاب به دام می‌افتد تا در نهایت تخلخل گازی درون نمونه شکل گیرد. در نمونه‌های ساخته شده با فرایند EB-PBF، ایجاد تخلخل‌های گازی می‌تواند به انباشت گرما و افزایش موضعی حرارت در برخی نقاط حین فرایند EB-PBF و ذوب مجدد لایه‌های پودری و در نتیجه تبخیر عنصر فرار آلومینیوم در ناحیه خمیری حوضچه مذاب و حین انجماد تحت خلأ هم نسبت داده شود. علت تشکیل عیب ذوب ناقص نیز ناکافی بودن گرمای تولیدی توسط پرتوی الکترونی و لیزر برای ذوب کامل لایه پودری در برخی نقاط است (۳۳-۳۵).

چگالی نسبی محاسبه شده از آنالیز تصاویر میکروسکوپی نوری، برای نمونه EB-PBF، $99/51 \pm 0/24$ درصد و برای نمونه L-PBF، $99/69 \pm 0/09$ درصد به دست آمد که در دامنه قابل قبول گفته شده برای این فرایندهاست (۶، ۷ و ۱۰).



شکل ۶- دانه‌های ستونی اولیه در ریزساختار نمونه‌های الف (EB-PBF) و ب (L-PBF) در راستای جهت ساخت.

و افزایش سرعت روبش رخ می‌دهد. سپس یک پرتوی متمرکزتر و با سرعت پایین‌تر بستر پودر را ذوب می‌کند. در آخر و بسته به خواص حرارتی ماده، یک مرحله پس‌گرمایش اتفاق می‌افتد تا اتلاف حرارتی پس از ذوب جبران شود (۳۸). این پیش‌گرمایش و ذوب لایه‌های بالایی، لایه‌های زیرین را در معرض نوسانات دمایی قرار می‌دهد. همچنین لایه‌های بالاتر کمتر در معرض دمای محفظه ساخت قرار دارند. در نتیجه لایه‌های زیرین در حین فرایند ساخت یک بازپخت ذاتی را تجربه می‌کنند که در لایه‌های بالاتر اتفاق نمی‌افتد و به همین سبب ریزساختار لایه‌های بالایی متفاوت از لایه‌های پایین‌تر است (۴). این تفاوت در ریزساختار با مقایسه تصاویر میکروسکوپی نوری در صفحه X-Y و عمود بر جهت ساخت و در ارتفاع ۱ mm (شکل ۷-الف) و ۱۰ mm (شکل ۷-ب) از صفحه ساخت به وضوح قابل مشاهده است.

دانه‌های ستونی β اولیه که به صورت رونشستی^{۳۳} در گستره چندین لایه و در جهت ساخت رشد کرده‌اند نیز در شکل ۶-الف و ب) قابل مشاهده‌اند. ماهیت ستونی دانه‌های β اولیه نتیجه شیب حرارتی بالا میان صفحه ساخت که به عنوان چاهک حرارتی^{۳۴} عمل می‌کند و سطح حوضچه مذاب در معرض پرتوی الکترونی و لیزر است. این مشابه با ساختاری است که حین ذوب مجدد قوسی تحت خلا^{۳۵} شمش تیتانیوم داخل بوته سرد شده با آب ایجاد می‌شود. سرد شدن طولی شمش باعث ایجاد دانه‌های ستونی بزرگ در ریزساختار آن می‌شود. همچنین

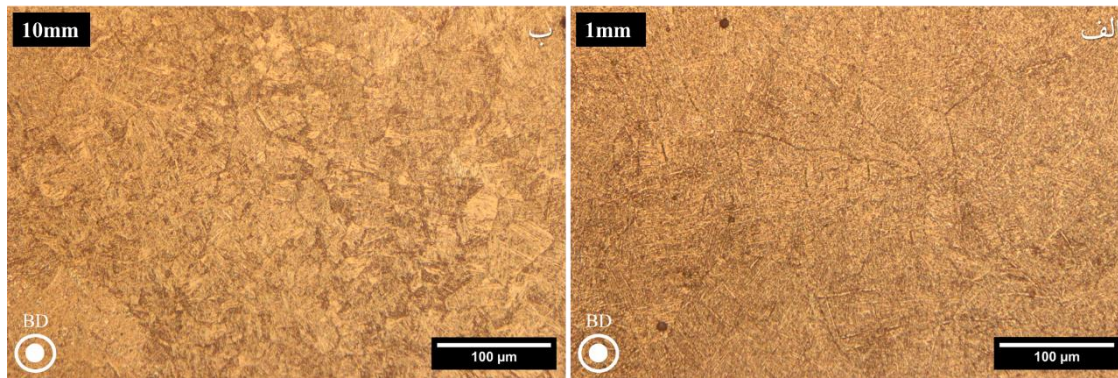
از دمای محفظه تا اتاق است که در این مرحله پدیده مهمی رخ نمی‌دهد (۳۹ و ۴۰).

توالی تبدیل فازی در طول این مراحل را می‌توان به صورت رابطه (۳) خلاصه کرد که فاز α ثانویه در این توالی، به α تشکیل شده پس از تجزیه فاز مارتنزیتی α' که خود از فاز β اولیه و به دلیل نرخ سرمایش بالا تشکیل شده است، اشاره دارد (۳۸).

$$(3) \quad \beta + \alpha_{\text{ثانویه}} \rightarrow \alpha + \beta_{\text{باقی‌مانده}} + \alpha' + \alpha_{\text{اولیه}} \rightarrow \text{مذاب} \rightarrow L \rightarrow \text{پودر } S$$

رخدادها در فرایند L-PBF مشابه با فرایند EB-PBF است با این تفاوت که دیگر مرحله دوم و تبدیل فاز α' به فازهای α و β به دلیل دمای پایین محفظه ساخت اتفاق نمی‌افتد. گفتنی است که آلیاژهای تیتانیوم α کارپذیری پایینی دارند و اجازه تغییرات ریزساختاری از طریق عملیات حرارتی را نمی‌دهند. پایدار کردن فاز β ، کارپذیری آلیاژ را ارتقاء داده و همچنین اجازه تغییرات ریزساختاری از طریق عملیات حرارتی برای بهبود خواص مکانیکی را فراهم می‌سازد.

شکل (۶)، تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار نمونه‌ها در راستای جهت ساخت را نشان می‌دهد. همان‌گونه که دیده می‌شود، ریزساختار در لایه‌های آخر و نزدیک به سطح بالایی نمونه ساخته شده به روش EB-PBF نسبت به نواحی مرکزی کمی تغییر پیدا کرده است (شکل ۶-الف). این مورد به مراحل ذوب بستر پودر با پرتوی الکترونی در هر لایه و در دستگاه Arcam EBM A2X بر می‌گردد. در ابتدا پیش‌گرمایش پودر با خارج شدن پرتوی الکترونی از حالت متمرکز (فوکوس)



شکل ۷- ریزساختار نمونه EB-PBF عمود بر جهت ساخت و در ارتفاع الف) ۱ mm و ب) ۱۰ mm از صفحه ساخت.

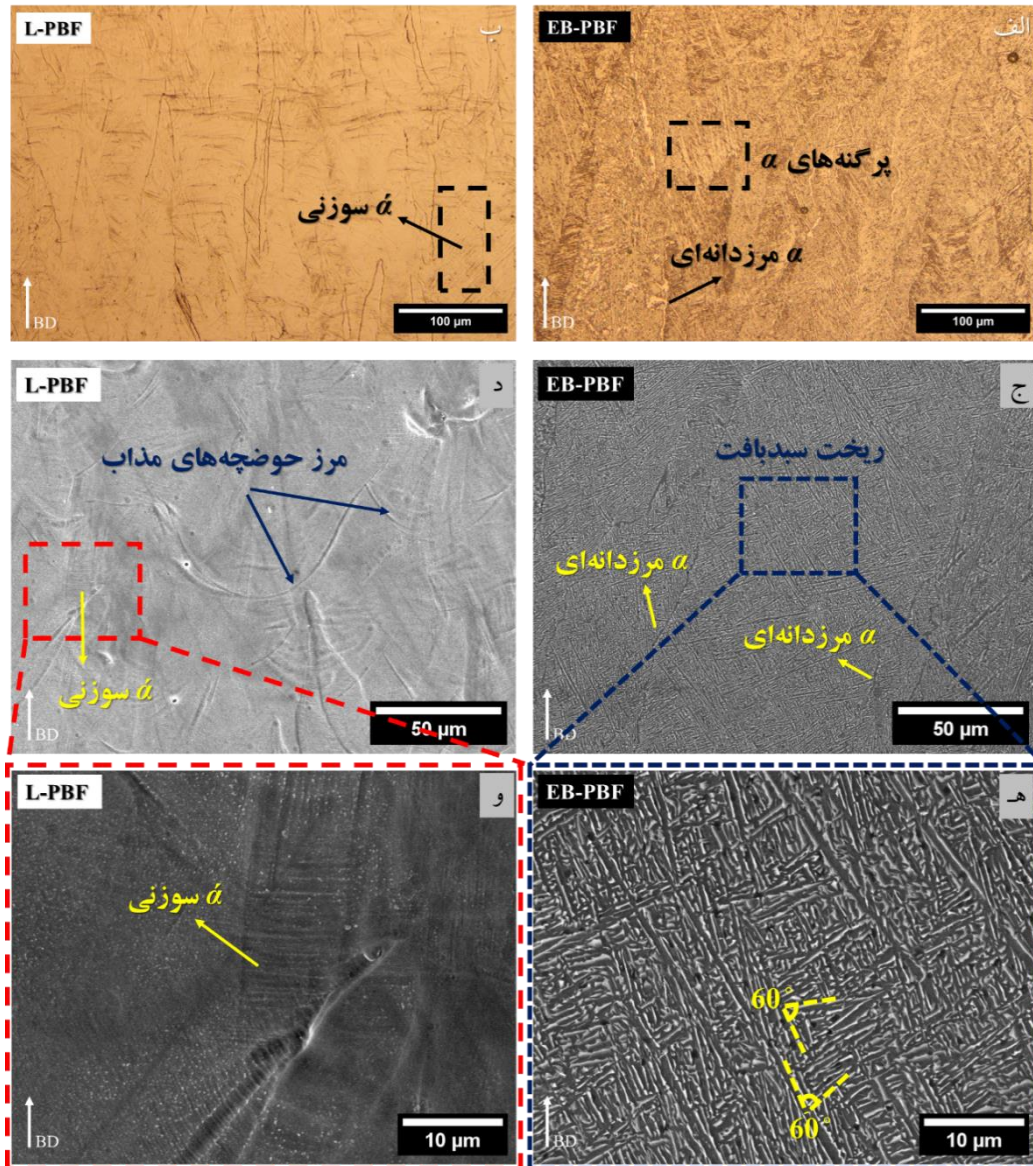
الگوی سببافت است (۴۱). ضخامت تیغه‌های فاز α نمونه EB-PBF در حدود ۵۵۰ nm است. درون دانه‌های β اولیه در نمونه L-PBF یک ریزساختار سوزنی^{۳۰} شکل که معرف فاز مارتنزیتی شبه پایدار α' است مشاهده می‌شود (شکل ۸-ب، د و و). این فاز مارتنزیتی در پی یک تحول غیر نفوذی و به دلیل انجماد بسیار سریع حوضچه مذاب از فاز β اولیه تشکیل می‌شود. دلیل واکنش کمتر نمونه L-PBF به محلول حکاکی نسبت به نمونه EB-PBF می‌تواند مربوط به تنش پسماند بالاتری باشد که در نمونه L-PBF وجود دارد (۲۷).

۳-۳- فازبازی

شکل (۹-الف)، الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه‌های ساخته شده را نشان می‌دهد. فازبازی الگوهای پراش و مقایسه آن با پژوهش‌های سایر محققین نشان می‌دهد که هر دو نمونه حاوی فاز α/α' با ساختار بلوری هگزاگونال فشرده هستند (۲۶ و ۴۲). از آنجایی که ساختار بلوری α و α' یکسان بوده و پارامتر شبکه نزدیکی دارند، تمایز آن‌ها از یکدیگر در الگوی پراش دشوار است. به همین سبب پیک‌های پراش به جای α و α' به صورت α/α' علامت‌گذاری شده‌اند. شایان ذکر است که فازهای α و α' با توجه به ریخت متفاوتشان متمایز می‌شوند. در نمونه EB-PBF برخلاف نمونه L-PBF، علاوه بر فاز α/α' ، فاز β با ساختار بلوری مکعبی مرکزدار نیز شناسایی شد. غیاب فاز β در نمونه L-PBF، بیانگر اشباع فاز α/α' از عناصر پایدارکننده فاز β ، یعنی

قطعات تولید شده در EB-PBF توسط پودر تف‌جوشی شده و کم‌استحکام Ti احاطه می‌شوند که به‌عنوان یک عایق عمل کرده و تلفات حرارتی در یک راستا و در امتداد جهت ساخت غالب است (۴۰). ابعاد دانه‌های β اولیه در این آلیاژ در یک مقیاس بزرگ و در طول و عرض متفاوت است. درحالی‌که ضخامت هر لایه پودری در فرایندهای EB-PBF و L-PBF به ترتیب حدود ۵۰ μm و ۲۵ μm است، طول این دانه‌ها به چند صد میکرومتر می‌رسد. میانگین عرض دانه‌های β در فرایندهای EB-PBF و L-PBF تقریباً مشابه و به ترتیب حدود ۳۲ μm و ۳۱ μm است.

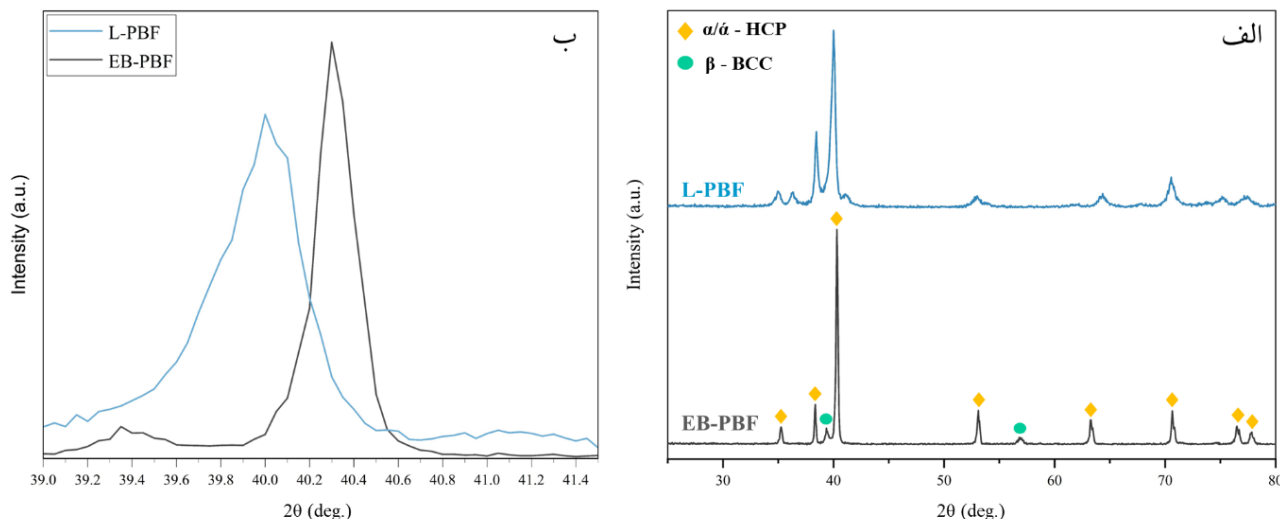
با بررسی دقیق‌تر ریزساختار می‌توان دریافت که دانه‌های β اولیه در نمونه EB-PBF از فازهای لایه‌ای $\alpha+\beta$ با ریخت ویدمن‌اشناتن^{۲۶}، سببافت^{۲۷} و پرگنه^{۲۸}های α تشکیل شده است (شکل ۸-الف و ج و ه). در تصویر میکروسکوپی نوری (شکل ۸-الف)، α فاز روشن و زمینه β تیره رنگ و در تصاویر میکروسکوپی الکترونی (شکل ۸-ج و ه)، بالعکس است. پرگنه‌های α از α مرزدانه‌ای که یک فاز پیوسته است و در مرز دانه‌های β اولیه تشکیل می‌شود، جوانه می‌زنند. جهت کریستالی فاز α که درون دانه‌های β قرار دارند با رابطه جهت برگرز^{۲۹} مرتبط است و بیشتر آن‌ها با جهت ساخت زاویه ۴۵ درجه دارند. در شکل (۸-ه) که بزرگنمایی ناحیه مشخص شده در شکل (۸-ج) است، می‌توان دید که α لایه‌ای در لایه β پیوسته احاطه شده و با لایه مجاور زاویه ۶۰ درجه دارد که نشان‌دهنده



شکل ۸- تصاویر الف و ب) میکروسکوپی نوری و ج- و) میکروسکوپی الکترونی روبشی از ریزساختار آلیاژ Ti6242 تولید شده به روش های EB-PBF و L-PBF (تصاویر ه و و به ترتیب بزرگنمایی بیشتر از نواحی مشخص شده در شکل ج و د هستند).

ساختار کریستالی (d_{hkl}) ، منجر به تغییر موقعیت پیک های فازهای α/α به زوایای بالاتر می شود چرا که λ عددی ثابت است. این جابه جایی پیک α/α در نمونه EB-PBF نسبت به نمونه L-PBF در شکل (۹-ب) قابل مشاهده است. همچنین عرض پیک های α/α در نمونه L-PBF در مقایسه با نمونه EB-PBF پهن تر است. پهن شدگی پیک ها می تواند مربوط به آماده سازی نمونه و اثرات دستگاهی، ریزکرنش/ریزتشن در

Zr و Mo است. پیک های β در نمونه EB-PBF نشان دهنده تجزیه α مارتنزیتی و توزیع مجدد عناصر آلیاژی است. این فاز β از Zr و Mo غنی است و از آنجایی که شعاع اتمی Zr (nm) 0.162 از شعاع اتمی Ti (nm) 0.147 بزرگ تر است می تواند منجر به کاهش پارامتر شبکه فاز α/α شود که پیش تر از Zr اشباع بود (۲۰ و ۴۳). با توجه به قانون براگ $(\lambda = 2d_{hkl}\sin\theta)$ ، کاهش پارامتر شبکه و متعاقباً کاهش فاصله بین صفحات



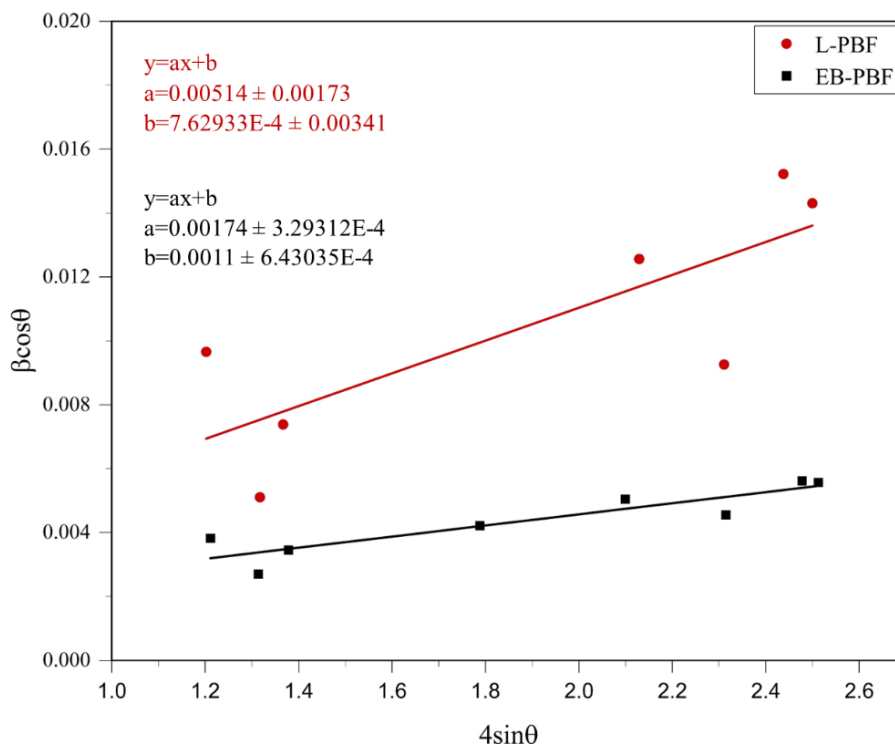
شکل ۹- الف) الگوهای XRD نمونه‌های تولید شده و ب) ناحیه بزرگنمایی شده مربوط به پیک (۱۰۰) فاز α/α' .

جدول ۴- مقادیر FWHM پیک‌های α/α' نمونه‌های تولید شده به روش‌های EB-PBF و L-PBF

L-PBF		EB-PBF		پیک پراش α/α'
FWHM (deg.)	2θ (deg.)	FWHM (deg.)	2θ (deg.)	
۰/۵۸	۳۴/۹۸	۰/۲۳	۳۵/۲۵	(۱۰۰)
۰/۳۱	۳۸/۴۵	۰/۱۶	۳۸/۳۴	(۰۰۲)
۰/۴۵	۳۹/۹۶	۰/۲۱	۴۰/۳۱	(۱۰۱)
۱/۳۳	۵۳/۰۶	۰/۲۷	۵۳/۱۰	(۱۰۲)
۰/۸۵	۶۴/۳۲	۰/۳۴	۶۳/۳۲	(۱۱۰)
۰/۶۵	۷۰/۵۸	۰/۳۲	۷۰/۶۹	(۱۰۳)
۱/۰۵	۷۷/۳۶	۰/۴۱	۷۷/۸۲	(۱۱۲)

یک صفحه پراش هستند اما دارای مقادیر متفاوتی از ریزکرنش/ریزتنش بوده که موجب گستردگی در توزیع مقادیر d_{hkl} می‌شود. مقادیر d_{hkl} گسترده منجر به بازه گسترده‌تر 2θ یک پیک پراش مشخص می‌شود که به اثر پهن‌شدگی^{۳۳} پیک شناخته می‌شود (۲۸). اثر پهن‌شدگی با مقایسه مقادیر پهنای پیک در نصف ارتفاع بیشینه^{۳۳} پیک‌های α/α' نمونه‌های EB-PBF و L-PBF در جدول (۴) به خوبی مشهود است. در پژوهش ژو و همکاران (۲۰) نیز مشاهده شد که با انجام عملیات حرارتی بر روی نمونه Ti6242 ساخته شده به روش L-PBF، پهنای پیک‌های فاز α/α' کاهش می‌یابد. پیک‌های پهن‌تر نمونه در

بلورک‌ها، تأثیرات در ابعاد نانو و تنش‌های پسماند باشد. در این پژوهش به دلیل شرایط یکسان آماده‌سازی و انجام آزمون بر روی نمونه‌ها، احتمال تأثیرگذاری عامل اول کم است. اثرات ابعاد نانو نیز به نظر ناچیز می‌آید چرا که اغلب برای مواد نانوکریستالی در نظر گرفته می‌شود. اما ریزکرنش/ریزتنش در بلورک‌ها از عیوب کریستالی مانند اعوجاج در شبکه ناشی می‌شود که خود به دلیل محلول جامد و نابجایی‌ها اتفاق می‌افتد. انتقال حرارت پیچیده‌تر در فرایند L-PBF اغلب منجر به غیریکنواختی موضعی بیش‌تری در توزیع نابجایی‌ها و محلول جامد می‌شود؛ بنابراین اگرچه یک گروه از بلورک‌ها متعلق به



شکل ۱۰- منحنی های ویلیامسون-هال نمونه های EB-PBF و L-PBF.

که اثر تغییرات فازی بیان شده در بخش ۳-۳ به اثر تنش های پسماند غالب است.

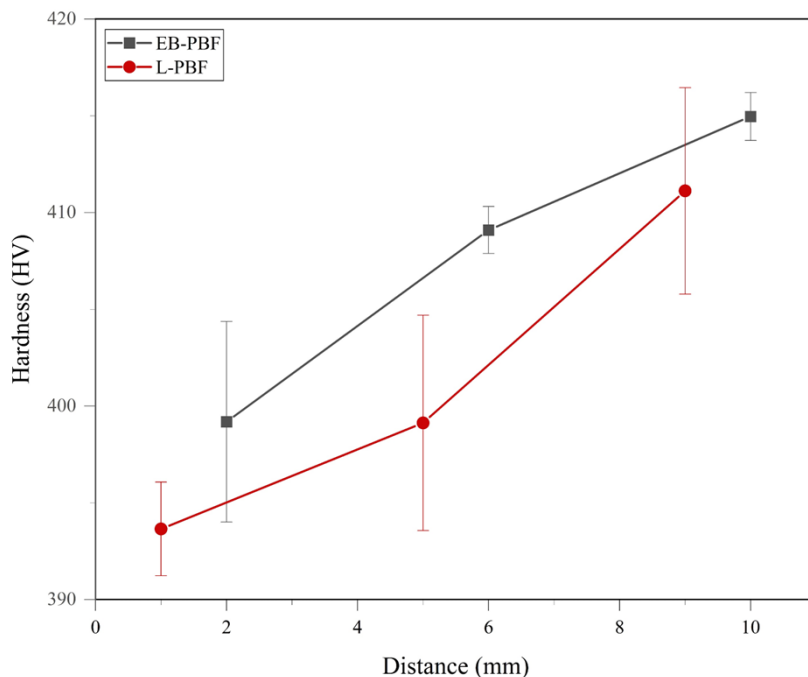
شکل (۱۰)، منحنی های ویلیامسون-هال مربوط به فاز α/α' نمونه های EB-PBF و L-PBF را به همراه معادله خط آنها نشان می دهد. با مقایسه شیب منحنی های ویلیامسون-هال که بیانگر ریزکرنش شبکه است می توان دریافت که نمونه L-PBF دارای ریزکرنش بالاتری به نسبت نمونه EB-PBF است که پهن شدگی بیشتر پیک های α/α' در نمونه L-PBF را توجیه می کند (۴۴). همچنین اندازه بلورکها که از عرض مبدأ منحنی ویلیامسون-هال و مطابق با رابطه (۱) به دست می آید در نمونه L-PBF بزرگتر از نمونه EB-PBF است که دلیل آن اشباع بودن فاز α/α' از Zr است و پیش تر در مورد آن بحث شد.

۳-۴- سختی

سختی یک ماده از خواص ذاتی، ریزساختار، فازهای تشکیل دهنده و عیوب ساختاری ماده مشتق می شود که خود وابسته به

حالت پس از ساخت، به فوق اشباع بودن مارتنزیت ها از Mo و Zr که منجر به اعوجاج الاستیک فاز α/α' می شود، چگالی بالای نابه جایی ها و تنش پسماند بیشتر نسبت داده شد.

گفتنی است که تنش های پسماند در نمونه L-PBF، به دلیل دمای کمتر محفظه ساخت، نسبت به نمونه EB-PBF بیشتر است که می تواند بر افزایش پهنای پیک های α/α' الگوی پراش آن مؤثر باشد. این مسئله همچنین باعث می شود که نمونه تولید شده به روش L-PBF نسبت به EB-PBF از تنش های پسماند فشاری بیشتری برخوردار باشد. این تنش های فشاری، شبکه d_{hkl} واحد را کاهش داده و انتظار می رود 2θ پیک های الگوی پراش نمونه L-PBF که از تابش پرتوی ایکس به سطح مقطع نمونه در جهت ساخت یعنی عمود بر جهت تنش های فشاری حاصل می شوند، از 2θ پیک های الگوی پراش نمونه EB-PBF بزرگتر باشند. این در حالی است که شکل (۹-ب) نشان می دهد که 2θ پیک های الگوی پراش نمونه L-PBF از 2θ پیک های الگوی پراش نمونه EB-PBF کوچک تر است. از این رو به نظر می رسد



شکل ۱۱- تغییرات سختی نمونه‌های تولیدی با فاصله گرفتن از سکوی ساخت.

ریزساختاری رابطه مستقیم دارد و با فاصله گرفتن از سکوی ساخت و ریزتر شدن ساختار، سختی باید افزایش یابد. همان‌طور که در شکل (۷) مشاهده شد، نمونه EB-PBF در لایه‌های پلیانی ریزساختار به‌مراتب ریزتری نسبت به لایه‌های ابتدایی دارد که سختی بالاتر آن را مطابق با رابطه هال-پیچ توجیه می‌کند. در پژوهش گالاراگا و همکاران (۴۷)، نیز مشاهده شد که با افزایش ضخامت تیغه‌های α در نتیجه عملیات حرارتی نمونه‌های Ti64 تولید شده به روش EB-PBF، سختی کاهش می‌یابد.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش ریزساختار، نوع فازها و سختی آلیاژ Ti6242 ساخته شده به روش‌های ذوب بستر پودر با پرتوی الکترونی (EB-PBF) و ذوب بستر پودر با لیزر (L-PBF) بررسی و مقایسه شد. مهم‌ترین نتایج حاصل عبارتند از:

۱- چگالی نسبی نمونه‌های EB-PBF و L-PBF به‌ترتیب $99/51 \pm 0/24$ درصد و $99/69 \pm 0/09$ درصد بود که هر دو در بازه قابل قبولی هستند. عیب اصلی مشاهده شده در نمونه‌ها از

نوع و متغیرهای فرایند تولید و فرایندهای پس‌پردازش است. تغییرات سختی میانگین نمونه‌های تولیدی بر حسب فاصله از سکوی ساخت در شکل (۱۱) نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که سختی میانگین نمونه‌های ساخته شده به روش‌های EB-PBF و L-PBF نزدیک به هم و به‌ترتیب حدود HV 408 ± 7 و 401 ± 8 به‌دست آمد. این اعداد از سختی قطعات تولیدی این آلیاژ به روش‌های سنتی (HV $340-360$) بیشتر بوده و یکی از مزیت‌های روش‌های ساخت افزایشی نسبت به روش‌های رایج است (۴۵).

همچنین تغییرات سختی با فاصله گرفتن از سکوی ساخت، در پایین، وسط و بالای نمونه، ارزیابی شد که نشان می‌دهد در هر دو نمونه یک افزایش جزئی در سختی با نزدیک شدن به سطح بالایی رخ داده است. این افزایش اندک سختی در نواحی بالایی نسبت به قسمت‌های پایینی می‌تواند مربوط به اثرات حرارتی‌ای باشد که ذوب لایه‌های بالاتر بر لایه‌های پایین‌تر دارد و موجب تغییر در ریزساختار و متعاقباً سختی می‌شود. بر اساس رابطه هال-پیچ (۴۶)، سختی نمونه با عکس جذر ابعاد

۵- سختی میانگین نمونه های EB-PBF و L-PBF از سختی قطعات تولیدی به روش های سنتی بیشتر و به ترتیب در حدود 401 ± 8 HV و 408 ± 7 HV بود.

تشکر و سپاسگزاری

این تحقیق حمایت خاصی از مؤسسات عمومی، صنعتی و غیرانتفاعی دریافت نکرده است.

تضاد منافع

نویسندگان مقاله ادعان دارند هیچ نوع تضاد منافی با شخص، شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

سهم نویسندگان

امیرحسین امامی: جمع آوری داده ها، تحلیل و تفسیر داده ها، اعتبارسنجی نتایج، نوشتن مقاله. ابوالفضل آزادی: جمع آوری داده ها، اعتبارسنجی نتایج. بهزاد نیرومند: طراحی و ایده پردازی مطالعه، نوشتن مقاله، مدیریت منابع، راهنمایی پروژه. منوچهر گالاتی: طراحی و ایده پردازی مطالعه. عبدالله صبوری: طراحی و ایده پردازی مطالعه، مدیریت منابع، راهنمایی پروژه.

نوع تخلخل گازی بود که به نظر می رسد ناشی از تخلخل های درونی پودرهای اولیه آلیاژ و تبخیر عنصر فرار آلومینیوم در حین ذوب پودر باشد.

۲- ریزساختار هر دو نمونه در جهت ساخت شامل دانه های ستونی β اولیه بود که به صورت رونشستی رشد کرده اند. عرض این دانه ها در فرایندهای EB-PBF و L-PBF تقریباً مشابه و به ترتیب حدود $32 \mu\text{m}$ و $31 \mu\text{m}$ بود در حالی که طول این دانه ها به چند صد میکرومتر می رسید. این دانه ها در نمونه L-PBF از یک ریزساختار سوزنی حاوی فاز ماتنزیتی و شبه پایدار α تشکیل شده است. در فرایند EB-PBF و به دلیل بازپخت ذاتی که نمونه حین تولید تجربه می کند، فاز α طی تحول نفوذی به فازهای پایدارتر α و β با ریخت ویدمن اشتاتن و سبببافت تجزیه می شود. ضخامت تیغه های فاز α حدود 550 nm بود.

۳- پیک های پهن تر در الگوی پراش پرتوی ایکس و شیب بیشتر در منحنی های ویلیامسون-هال نمونه L-PBF نسبت به نمونه EB-PBF، بیانگر کرنش شبکه بیشتر فاز α/α' و تنش های پسماند بیشتر در نمونه L-PBF بود.

۴- اندازه بلورکها در نمونه L-PBF بیشتر بود که به نظر می رسد دلیل آن غنی بودن فاز α/α' از عناصر Mo و Zr به دلیل غیاب فاز β باشد.

واژه نامه

1. biomedical implants
2. exhaust system
3. additive manufacturing (AM)
4. electron beam powder bed fusion (EB-PBF)
5. laser powder bed fusion (L-PBF)
6. selective laser melting (SLM)
7. electron beam melting (EBM)
8. hexagonal close packed (HCP)
9. body centered cubic (BCC)
10. gas atomized powder
11. satellite
12. contour
13. multibeam line melting scan strategy
14. hatch
15. continuous line melting scan strategy
16. stripe strategy
17. Kroll

18. scanning electron microscopy (SEM)
19. crystallite size
20. lattice microstrain
21. Williamson-Hall
22. lack of fusion
23. epitaxial
24. heat sink
25. vacuum arc remelting (VAR)
26. Widmanstatten
27. basketweave
28. colony
29. Burgers orientation relationship
30. acicular
31. Bragg's law
32. broadening effect
33. full width half maximum (FWHM)

مراجع

1. Harun W, Kamariah M, Muhamad N, Ghani S, Ahmad F, Mohamed Z. A review of powder additive manufacturing processes for metallic biomaterials. *Powder Technol.* 2018;327:128-51. <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.12.058>
2. Veiga C, Davim JP, Loureiro A. Properties and applications of titanium alloys: a brief review. *Rev Adv Mater Sci.* 2012;32(2):133-48.
3. Al-Rubaie K, Melotti S, Rabelo A, Paiva J, Elbestawi M, Veldhuis S. Machinability of SLM-produced Ti6Al4V titanium alloy parts. *J Manuf Process* 57: 768–786. 2020. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.07.035>
4. Galati M, Defanti S, Saboori A, Rizza G, Tognoli E, Vincenzi N, et al. An investigation on the processing conditions of Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo by electron beam powder bed fusion: Microstructure, defect distribution, mechanical properties and dimensional accuracy. *Addit Manuf.* 2022;50:102564. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102564>
5. Mosallanejad MH, Niroumand B, Aversa A, Saboori A. In-situ alloying in laser-based additive manufacturing processes: A critical review. *J Alloys Compd.* 2021;872:159567. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159567>
6. Sames WJ, List F, Pannala S, Dehoff RR, Babu SS. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. *Int Mater Rev.* 2016;61(5): 315-60. <https://doi.org/10.1080/09506608.2015.1116649>
7. Ladani L, Sadeghilaridjani M. Review of powder bed fusion additive manufacturing for metals. *Met.* 2021; 11(9):1391. <https://doi.org/10.3390/met11091391>
8. Tamayo JA, Riascos M, Vargas CA, Baena LM. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy via electron beam melting for the development of implants for the biomedical industry. *Heliyon.* 2021; 7(5): e06892. <https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2021.e06892>
9. Gong X, Anderson T, Chou K. Review on powder-based electron beam additive manufacturing technology. *Manuf Rev.* 2014;1:1-12. <http://dx.doi.org/10.1051/mfreview/2014001>
10. Sing SL, An J, Yeong WY, Wiria FE. Laser and electron-beam powder-bed additive manufacturing of metallic implants: A review on processes, materials and designs. *J Orthop Res.* 2016;34(3):369-85. <https://doi.org/10.1002/jor.23075>
11. Zhang LC, Attar H. Selective laser melting of titanium alloys and titanium matrix composites for biomedical applications: a review. *Adv Eng Mater.* 2016;18(4): 463-75. <https://doi.org/10.1002/adem.201500419>
12. Kaur M, Singh K. Review on titanium and titanium based alloys as biomaterials for orthopaedic applications. *Mater Sci Eng C.* 2019;102:844-62. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2019.04.064>
13. Gogia A. High-temperature titanium alloys. *Def Sci J.* 2005;55(2):149-73.
14. Boyer RR. An overview on the use of titanium in the aerospace industry. *Mater Sci Eng A* 1996;213(1-2): 103-14. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(96\)10233-1](https://doi.org/10.1016/0921-5093(96)10233-1)
15. Gong G, Ye J, Chi Y, Zhao Z, Wang Z, Xia G, et al. Research status of laser additive manufacturing for metal: a review. *J Mater Res Technol.* 2021;15:855-84. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.050>
16. Donachie M. Titanium: A Technical Guide. ASM International. 2000;369.
17. Roshani M, Abedi HR, Saboori A. Comparing the Cold, Warm, and Hot Deformation Flow Behavior of Selective Laser-Melted and Electron-Beam-Melted Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo Alloy. *Adv Eng Mater.* 2024;26(2):2301046. <https://doi.org/10.1002/adem.202301046>
18. Kaushik HC, Korayem MH, Shaha SK, Kacher J, Hadadzadeh A. Achieving strength-ductility synergy in a laser-powder bed fused near- α titanium alloy through well-crafted heat treatments. *J Alloys Compd.* 2023;968:171913. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.171913>
19. Kaushik HC, Korayem MH, Hadadzadeh A. Developing a practice for the heat treatment of laser-powder bed fused Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.08 Si alloy. *Vac.* 2023; 217: 112554. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2023.112554>
20. Zhu Z, Ng FL, Seet HL, Nai SML. Tailoring the microstructure and mechanical property of laser powder bed fusion fabricated Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo via heat treatment. *J Alloys Compd.* 2022;895: 162648. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162648>
21. Sui S, Chew Y, Hao Z, Weng F, Tan C, Du Z, et al. Effect of cyclic heat treatment on microstructure and mechanical properties of laser aided additive manufacturing Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo alloy. *Adv Powder Mater.* 2022;1(1):100002. <https://doi.org/10.1016/j.apmate.2021.09.002>
22. Casati R, Boari G, Rizzi A, Vedani M. Effect of annealing temperature on microstructure and high-temperature tensile behaviour of Ti-6242S alloy produced by Laser Powder Bed Fusion. *Eur J Mater.* 2022; 1(1): 72-83. <https://doi.org/10.1080/26889277.2021.1997341>
23. Fleißner-Rieger C, Pfeifer T, Turk C, Clemens H. Optimization of the post-process heat treatment strategy for a near- α titanium base alloy produced by laser powder bed fusion. *Mater.* 2022;15(3):1032. <https://doi.org/10.3390/ma15031032>
24. Zhu Z, Kumar P, Ng FL, Seet HL, Ramamurty U, Nai SML. Heat treatment effect on the microstructure and elevated temperature tensile property of the Ti6242S alloy fabricated via laser powder bed fusion. *J Alloys Compd.* 2022;925:166656. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.166656>

25. Kaushik HC, Korayem MH, Hadadzadeh A. Determination of α to β phase transformation kinetics in laser-powder bed fused Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.08 Si and Ti-6Al-4V alloys. *Mater Sci Eng. A* 2022; 860: 144294. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144294>
26. Fan H, Liu Y, Yang S. Martensite decomposition during post-heat treatments and the aging response of near- α Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (Ti-6242) titanium alloy processed by selective laser melting (SLM). *J Micromech Mol Phys.* 2021;6(02):2050018. <https://doi.org/10.1142/S2424913020500186>
27. Fleißner-Rieger C, Pfeifer T, Jörg T, Kremmer T, Brabetz M, Clemens H, et al. Selective laser melting of a near- α Ti6242S alloy for high-performance automotive parts. *Adv Eng Mater.* 2021;23(12): 2001194. <https://doi.org/10.1002/adem.202001194>
28. Fan H, Yang S. Effects of direct aging on near-alpha Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (Ti-6242) titanium alloy fabricated by selective laser melting (SLM). *Mater Sci Eng A.* 2020;788:139533. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139533>
29. Mote VD, Purushotham Y, Dole B. Williamson-Hall analysis in estimation of lattice strain in nanometer-sized ZnO particles. *J Theor Appl Phys.* 2012;6:1-8. <https://doi.org/10.1186/2251-7235-6-6>
30. Liu Z, Wang Z, Gao C, Liu R, Xiao Z. Microstructure, anisotropic mechanical properties and very high cycle fatigue behavior of Ti6Al4V produced by selective electron beam melting. *Met Mater Int.* 2021;27:2550-61. <https://doi.org/10.1007/s12540-020-00664-2>
31. Dharmendra C, Alaghmandfard R, Hadadzadeh A, Amirkhiz B, Mohammadi M. Influence of build orientation on small-scale properties of electron beam melted Ti-6Al-4V. *Mater Lett.* 2020;266:126970. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126970>
32. Liu S, Shin YC. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review. *Mater Des.* 2019;164:107552. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.107552>
33. Wang D, Liu Z, Liu W. Experimental measurement of vacuum evaporation of aluminum in Ti-Al, V-Al, Ti6Al4V alloys by electron beam. *Met.* 2021;11(11):1688. <https://doi.org/10.3390/met11111688>
34. Chen T, Pang S, Tang Q, Suo H, Gong S. Evaporation ripped metallurgical pore in electron beam freeform fabrication of Ti-6-Al-4-V. *Mater Manuf Process.* 2016; 31(15): 1995-2000. <https://doi.org/10.1080/10426914.2015.1127948>
35. Juechter V, Scharowsky T, Singer R, Körner C. Processing window and evaporation phenomena for Ti-6Al-4V produced by selective electron beam melting. *Acta Mater.* 2014;76:252-8. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.037>
36. Cheng B, Price S, Lydon J, Cooper K, Chou K. On process temperature in powder-bed electron beam additive manufacturing: model development and validation. *J Manuf Sci Eng.* 2014;136(6):061018. <https://doi.org/10.1115/1.4028484>
37. Tan X, Kok Y, Tan YJ, Vastola G, Pei QX, Zhang G, et al. An experimental and simulation study on build thickness dependent microstructure for electron beam melted Ti-6Al-4V. *J Alloys Compd.* 2015;646:303-9. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.05.178>
38. Mosallanejad MH, Niroumand B, Ghibaud C, Biamino S, Salmi A, Fino P, et al. In-situ alloying of a fine grained fully equiaxed Ti-based alloy via electron beam powder bed fusion additive manufacturing process. *Addit Manuf.* 2022;56: 102878. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.102878>
39. Safdar A, Wei L-Y, Snis A, Lai Z. Evaluation of microstructural development in electron beam melted Ti-6Al-4V. *Mater Charact.* 2012;65:8-15. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2011.12.008>
40. Al-Bermani S, Blackmore M, Zhang W, Todd I. The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V. *Metall Mater Trans A.* 2010;41:3422-34. <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0397-x>
41. Carrozza A, Marchese G, Saboori A, Bassini E, Aversa A, Bondioli F, et al. Effect of Aging and Cooling Path on the Super β -Transus Heat-Treated Ti-6Al-4V Alloy Produced via Electron Beam Melting (EBM). *Mater.* 2022;15(12):4067. <https://doi.org/10.3390/ma15124067>
42. Park CH, Won JW, Park J-W, Semiatin S, Lee CS. Mechanisms and kinetics of static spheroidization of hot-worked Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1 Si with a lamellar microstructure. *Metall Mater Trans A.* 2012; 43:977-85. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-1019-y>
43. Takeuchi A, Inoue A. Classification of bulk metallic glasses by atomic size difference, heat of mixing and period of constituent elements and its application to characterization of the main alloying element. *Mater Trans.* 2005;46(12):2817-29. <https://doi.org/10.2320/matertrans.46.2817>
44. Talebi M, Niroumand B, Razaghian A, Saboori A, Iuliano L. Process-induced microstructural variations in laser powder bed fusion of novel titanium alloys: A comprehensive study on volumetric energy density and alloying effects. *J Mater Res Technol.* 2024;31: 1430-42. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.06.167>
45. Shen W, Soboyejo W, Soboyejo A. Microstructural effects on fatigue and dwell-fatigue crack growth in α/β Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1 Si. *Metall Mater Trans A.* 2004;35:163-87. <https://doi.org/10.1007/s11661-004-0119-3>
46. Reed-Hill RE, Abbaschian R, Abbaschian R. *Physical metallurgy principles: Van Nostrand New York;* 1973.
47. Galarraga H, Warren RJ, Lados DA, Dehoff RR, Kirka MM, Nandwana P. Effects of heat treatments on microstructure and properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM). *Mater Sci Eng A.* 2017;685:417-28. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.019>