

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

(EB-PBF) و ذوب بستر پودر با لیزر (L-PBF)

امیرحسین امامی^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

چکیده: 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 است که نسبت به آلیاژ شناخته شده تر Ti-6Al-4V مقاومت حرارتی بالاتری دارد و به همین دلیل امکان فراوری آن از طریق فرایندهای معمولی چالش برانگیز است. از این رو، اخیراً از فرایندهای ساخت افزایشی و خصوصاً روش های ذوب بستر پودر در تولید قطعات این آلیاژ استفاده شده است. در این پژوهش ریزساختار، نوع فازها و سختی نمونه های آلیاژ Ti6242 تولید شده به دو روش ذوب بستر پودر با پرتوی الکترونی (EB-PBF) و لیزر (L-PBF) با استفاده از میکروسکوپ نوری، الکترونی روبشی و پراش پرتو ایکس ارزیابی و مقایسه شد. نتایج نشان داد که میزان تخلخل در نمونه ها در بازه قابل قبول برای فرایندهای ذوب بستر پودر بوده و در L-PBF اندکی کمتر است. ریزساختار انجمادی نمونه ها شامل دانه های ستونی β اولیه حاوی فاز مارتنزیتی α برای فرایند L-PBF و فازهای لایه ای $\alpha+\beta$ با ریخت ویدمن اشتاتن و سببافت و پرگنه های α برای فرایند EB-PBF است. ریزساختار نمونه EB-PBF در لایه های نزدیک به سطح بالایی نمونه به دلیل تغییرات در نرخ سرمایش و زمان بازپخت در لایه های آخر نسبت به لایه های زیرین متفاوت بود. نمودارهای ویلیامسون-هال از الگوهای پراش پرتوی ایکس مشتق شد و ریزکرنش بالاتر شبکه در فرایند L-PBF نسبت به EB-PBF را نشان داد. سختی متوسط در نمونه های EB-PBF و L-PBF به ترتیب نزدیک به ۴۰۸ HV و ۴۰۱ HV به دست آمد که نسبت به سختی قطعات ساخته شده به روش های معمولی بیشتر است.

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

Microstructure and hardness of Ti-6242 alloy fabricated by Electron Beam Powder Bed Fusion (EB-PBF) and Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) methods

A.H. Emami¹, A. Azadi¹, B. Niroumand^{1*}, M. Galati² and A. 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

ABSTRACT

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 higher service temperature than the more commonly used Ti-6Al-4V alloy. This has made conventional processing of the alloy more challenging. As a result, additive manufacturing processes, particularly powder bed fusion (PBF) methods, have recently been employed to produce components from this alloy. In this study, microstructure, phases formed, and hardness of Ti6242 alloy samples produced by two powder bed fusion techniques, i.e. electron beam (EB-PBF) and laser (L-PBF), were analyzed and compared using optical microscopy, scanning electron microscopy, and X-ray diffraction. The results indicated that the porosity levels in both samples were within the acceptable ranges for powder bed fusion processes, with L-PBF showing somewhat lower porosity. The solidified microstructure of L-PBF samples consisted of columnar β grains with martensitic α' phase, and that of EB-PBF sample consisted of lamellar $\alpha+\beta$ phases with Widmanstätten and basketweave morphology and α colonies. Microstructure of EB-PBF sample near the top surface was different from that of the lower layers due to variations in the cooling rate and annealing time during deposition of the last layers. XRD pattern driven Williamson-Hall plots revealed higher lattice microstrain in the L-PBF process. The average hardness of EB-PBF and L-PBF samples was measured to be approximately 408 HV and 401 HV, which are higher than that of the hardness of conventionally fabricated components.

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

۱- مقدمه

حرارتی و مدول الاستیک کم این آلیاژها، قابلیت ماشین کاری آنها را تضعیف کرده و در نتیجه هزینه‌های ساخت را افزایش می‌دهد. همچنین حساسیت بالای آلیاژهای تیتانیوم به اکسیژن، تولید آنها از طریق فرایندهای سنتی که تحت اتمسفر کنترل شده صورت نمی‌گیرد را دشوار می‌کند. چنین شرایطی تولید آلیاژهای تیتانیومی از طریق فرایندهای مرسوم را ناکارآمد و پرهزینه می‌کند (۳).

فرایندهای ساخت افزایشی^۳ با تولید مستقیم قطعات با شکل‌های هندسی پیچیده تحت یک محیط کنترل شده راه‌حلی برای چالش‌های تولید آلیاژهای تیتانیوم به روش‌های سنتی هستند. مهم‌ترین این فرایندها شامل روش‌های 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 می‌شوند (۴). ساخت افزایشی فرایندی شامل ایجاد مدل سه بعدی کامپیوتری

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 زیست‌سازگاری خوب در تولید قطعات سبک وزن در صنعت هوایی، کاشتنی‌های^۱ صنعت زیست پزشکی و قطعات پیچیده سامانه احتراق^۲ در صنعت خودروسازی کاربرد دارند (۱). صنایع حمل‌ونقل هوایی بزرگ‌ترین بازار آلیاژهای تیتانیوم است که مصرف نزدیک به ۸۰٪ از تولید جهانی آن را به خود اختصاص داده است. در حال حاضر ۲۵ تا ۳۰٪ از وزن موتورهای به‌روز به‌کار رفته در صنعت هوایی از آلیاژهای تیتانیوم تشکیل شده است (۲).

علی‌رغم خواص منحصر به فرد آلیاژهای تیتانیوم، تولید آنها به روش‌های سنتی چالش‌هایی را به همراه دارد. ریخته‌گری آلیاژهای تیتانیوم به سبب بالا بودن نقطه ذوب و واکنش‌پذیری شیمیایی آنها گران و زمان‌بر است. علاوه بر این هدایت

از قطعه مورد نظر و تولید لایه‌به‌لایه آن است. این فرایند بر خلاف فرایندهایی مانند هاشین کاری که عملکردی کاهش می‌دهد، به صورت افزایشی است به طوری که ساخت از یک سکوی خالی شروع شده و مواد به روش کنترل شده و لایه‌به‌لایه روی هم اضافه می‌شوند (۵ و ۶).

فرایند ذوب بستر پودر یا لیزر رایج‌ترین روش ساخت افزایشی فلزی است که با ذوب لایه‌به‌لایه پودرهای از پیش آلیاژی یا مخلوط با استفاده از یک منبع لیزر پر انرژی، امکان تولید قطعات پیچیده فلزی را فراهم می‌کند. برای غلبه بر برخی دشواری‌های 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 سریع‌تر و ضخامت لایه بیشتر در EB-PBF منجر به زمان ساخت کوتاه‌تر، سطوح زبرتر و دقت ابعادی کمتر نسبت به فرایند L-PBF می‌شود. فرایند EB-PBF تحت شرایط انجام می‌شود در حالی که محفظه ساخت L-PBF با گاز آرگون یا نیتروژن پر شده است. فشار پایین در فرایند EB-PBF می‌تواند باعث تبخیر سریع‌تر عناصر با فشار بخار بالا مانند 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 می‌شود 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 می‌شوند نرخ سرمایش آهسته‌تر و تنش‌های پسماند کمتری تجربه می‌کنند (۹ و ۱۰). این تفاوت‌های ذاتی منجر به ریزساختار و عملکرد متفاوت در قطعات تولید شده به روش‌های EB-PBF و L-PBF می‌شود (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

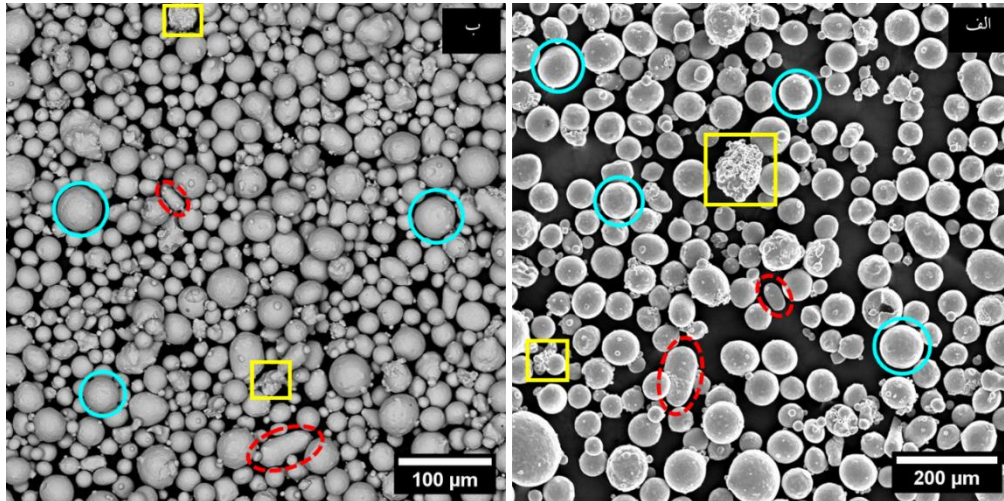
توجه را به خود اختصاص داده و به متداول‌ترین آلیاژ تیتانیومی تولید شده به روش‌های ساخت افزایشی تبدیل شده است. با وجود خواص عالی Ti64 در دمای اتاق، از این آلیاژ در قطعاتی که در دمای بالاتر از 400°C کار می‌کنند نمی‌توان استفاده کرد و به همین سبب دامنه کاربردهای آن محدود می‌شود (۱۴-۱۲).

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 α حاوی دو فاز هستند. فاز α با ساختار بلوری هگزاگونال فشرده^۸ استحکام بالاتر اما شکل‌پذیری کم‌تری در مقایسه با فاز β با ساختار بلوری مکعبی مرکزدار^۹ از خود نشان می‌دهد. عناصر آلیاژی اصلی در این آلیاژ Al و Mo هستند که به ترتیب فازهای α و β را پایدار می‌کنند. Sn و Zr به عنوان عناصر استحکام بخش محلول و Si جهت پایداری حرارتی و بهبود خواص دما بالا به آلیاژ اضافه می‌شوند. همچنین Zr تأثیر مثبتی بر پایداری فاز β دارد. این آلیاژ هم‌اکنون در موتور خودروهای ورزشی و قطعات به کار رفته در صنعت هوایی مانند صفحه‌ها و پروانه‌های توربین‌های گازی به کار گرفته می‌شود (۲، ۱۵ و ۱۶).

از آنجایی که آلیاژ Ti6242 یک آلیاژ تیتانیوم شبه α جوش‌پذیر است انتظار می‌رود که قابلیت ساخت خوبی در فرایندهای ذوب بستر پودر داشته باشد (۱۳). بسته به تاریخچه حرارتی که آلیاژ Ti6242 حین ساخت به روش‌های ساخت افزایشی تجربه می‌کند، ریزساختار می‌تواند 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 پژوهش‌هایی بر روی عملیات حرارتی این آلیاژ انجام شده است (۲۸-۱۸). به طور نمونه ریگر و همکاران (۲۷) خواص مکانیکی آلیاژ Ti6242 تولید شده به روش L-PBF را پس از تنش‌زدایی بررسی کردند. آن‌ها

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



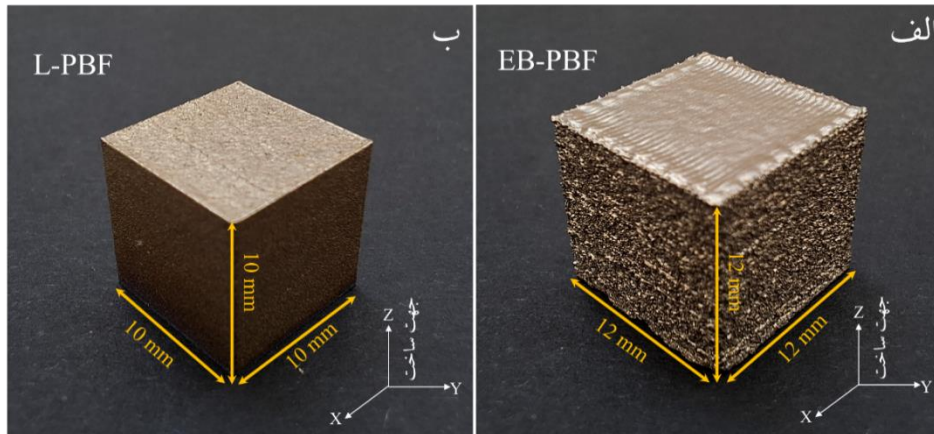
شکل ۱- تصاویر SEM از پودر اولیه آلیاژ Ti6242 مورد استفاده در فرایندهای الف (EB-PBF) و ب (L-PBF)

۲- مواد و روش تحقیق

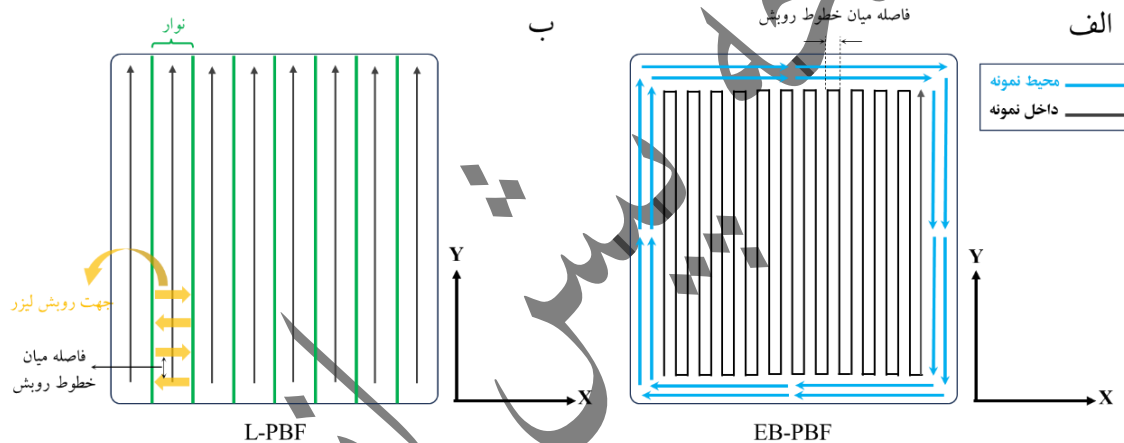
۱-۲- مواد

در این پژوهش از پودر افشانش گازی شده^{۱۰} کروی آلیاژ Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (%wt) برای تولید نمونه به روش‌های EB-PBF و L-PBF استفاده شد. اندازه ذرات پودر مورد استفاده در روش EB-PBF در بازه ۱۰۶-۴۵ μm با قطر متوسط ۷۵ μm و در روش L-PBF در بازه ۱۵-۴۵ μm و قطر متوسط ۳۳ μm 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. همان‌طور که مشاهده می‌شود، هرچند عمده ذرات به شکل کروی (دایره‌های آبی) هستند، تعدادی ذرات غیر کروی (خط‌چین‌های قرمز) و تعدادی ذرات آگلومره شده (مربع‌های زرد) نیز در پودرها وجود دارد. علاوه بر این، اکثر ذرات ریزتر به صورت ماهواره‌ای^{۱۱} به ذرات درشت‌تر چسبیده‌اند.

دریافتند که Ti6242 تولید شده به روش L-PBF پس از تنش زدایی خواص کششی دما بالای بهتری در قیاس با آلیاژهای Ti64 تولید شده به روش L-PBF و Ti6242 ریختگی دارد. سوئی و همکاران (۲۱) عملیات حرارتی‌های چرخه‌ای 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 ۹۸۰ °C تشکیل این فازهای کروی را به طور قابل توجهی ارتقا می‌دهد. 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 مشخصه‌یابی 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.



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



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

۲-۲- تولید نمونه‌ها

دستیابی به کیفیت سطحی بهتر، دقت ابعادی بیشتر و افزایش کنترل بر نرخ سرمایه‌ش حوضچه مذاب است. در ساخت نمونه‌های L-PBF از الگوی نواری^{۱۶} استفاده شد (شکل ۳-ب). 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

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 12 mm روی صفحه ساختی از جنس فولاد زنگ‌نزن و نمونه‌های L-PBF نیز به شکل مکعبی با طول ضلع 10 mm روی زیرلایه تیتانیومی تولید شدند (شکل ۲).

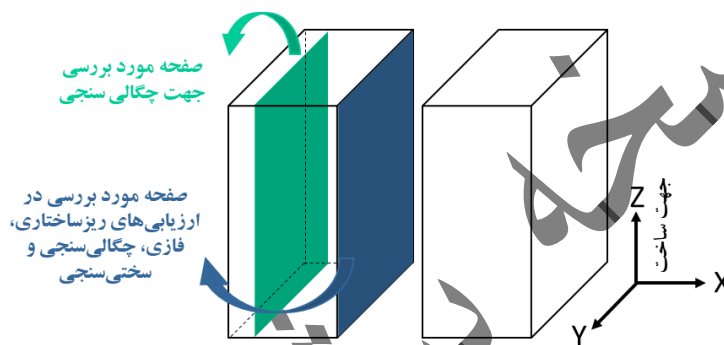
در ساخت نمونه‌های EB-PBF و در هر لایه ابتدا محیط نمونه^{۱۲} با الگوی روبش ذوب خطی چند پرتویی^{۱۳} و پس از آن ناحیه داخلی^{۱۴} با الگوی روبش ذوب خطی پیوسته^{۱۵} ذوب شد (شکل ۳-الف). ذوب محیط نمونه پیش از ناحیه داخلی به‌منظور

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

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

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

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



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

جهت مطالعه ریزساختار و عیوب از سطح صیقلی و حکاکی شده نمونه‌ها به کمک میکروسکوپ نوری Nikon EPIPHOT 300 و میکروسکوپ الکترونی روبشی PHILIPS XL30^{۱۸} 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.

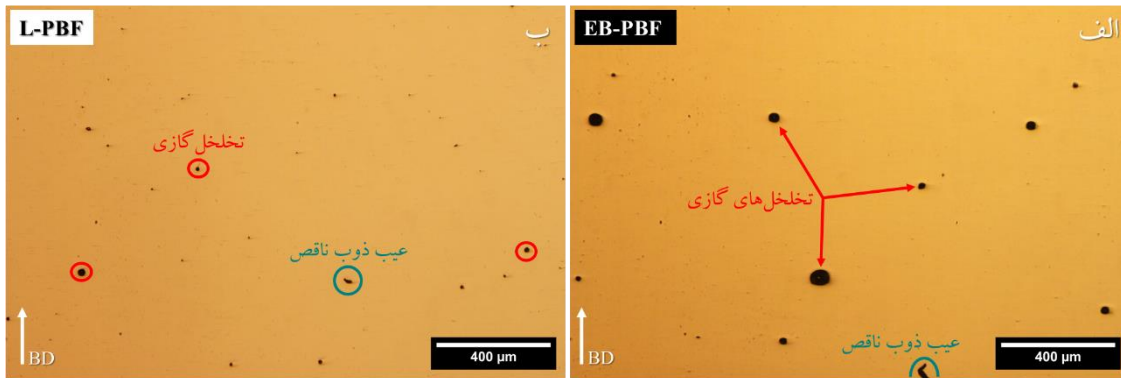
بررسی‌های فازی با استفاده از دستگاه پراش پرتوی ایکس ASEWARE AW-XDX 300 انجام شد. ولتاژ و جریان مولد دستگاه ۳۰mA و ۴۰kV و لامپ مورد استفاده، لامپ CuK α با طول موج ۱/۵۴Å، اندازه گام ۰/۰۵ و زمان هر گام ۱s بود. شناسایی فازها و محاسبه اندازه بلورک^{۱۹} در ساختار و ریزکرنش شبکه^{۲۰} به روش ویلیامسون-هال^{۲۱} مطابق رابطه (۱) (۲۹) و با استفاده از الگوی پراش پرتوی ایکس و نرم‌افزار

آلیاژ قرار گرفت.

متغیرهای به‌کار رفته در تولید نمونه L-PBF در جدول (۳) آورده شده است. مقادیر این متغیرها بر اساس مقادیر توصیه شده توسط سازنده دستگاه‌ها و پژوهش قبلی انجام شده توسط دو نفر از نویسندگان (۴) انتخاب شده است. 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٪ برسد.

۲-۳- مشخصه‌یابی خواص

نمونه‌های تولید شده به کمک وایرکات در راستای جهت ساخت به دو نیمه مطابق با شکل (۴) تقسیم شدند. سپس سطوح مورد بررسی سنباده زده شده، با استفاده از پارچه پولیش و محلول آب‌اکسیژنه (H₂O₂) و آلومینا صیقل داده شده و در انتها با محلول کروم^{۱۷} حاوی ۳٪ هیدروفلوئوریک اسید (HF)، ۶٪ نیتریک اسید (HNO₃) و ۹۱٪ آب مقطر حکاکی شدند.



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی نوری از وجه بیرونی نمونه‌های تولید شده به روش‌های الف) EB-PBF و ب) 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 این تخلخل‌ها در نمونه EB-PBF نزدیک به ۳۱ μm و در نمونه L-PBF حدود ۱۵ μm به دست آمد که می‌تواند به دو علت تشکیل شده باشند. دلیل اول که توسط پژوهشگران زیادی برای آلیاژ Ti64 نشان داده شده است (۳۲-۳۰)، می‌تواند از تخلخل درونی در برخی از ذرات پودری آلیاژ Ti6242 که عیب متداولی در پودرهای افشانش شده با گاز است نشأت گیرد. 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 حوضچه‌ی 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 (۳۵-۳۳).

X'pert HighScore Plus انجام شد.

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

در این رابطه β_{Total} پهن شدگی کل، ε ریزگرانش شبکه، k ضریب شکل (۰/۹)، λ طول موج تابش و D اندازه بلورک است. 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 ۳۰ kg و زمان نشست فرورنده 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.

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

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

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

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 این 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 (۳۸-۴۰)، می‌توان انتظار داشت که مارتنزیت α بتواند طی یک تحول غیرنفوذی با نرخ سرمایش در محدوده 410°C/s تا 10^5 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 از دمای محفظه تا اتاق است که در این مرحله پدیده مهمی رخ نمی‌دهد (۳۹ و ۴۰).

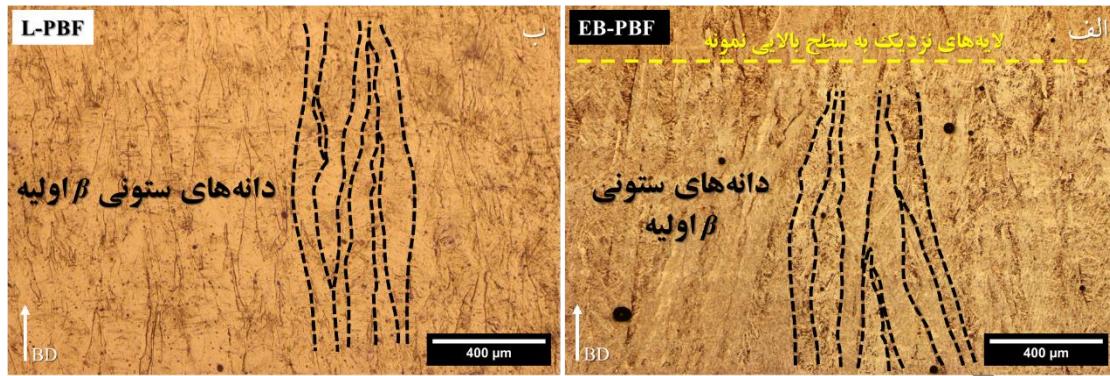
توالی تبدیل فازی در طول این مراحل را می‌توان به صورت زیر خلاصه کرد، که فاز α ثانویه در این توالی، به α تشکیل شده

پس از تجزیه فاز مارتنزیتی α' که خود از فاز β اولیه و به دلیل نرخ سرمایش بالا تشکیل شده است، اشاره دارد (۳۸).

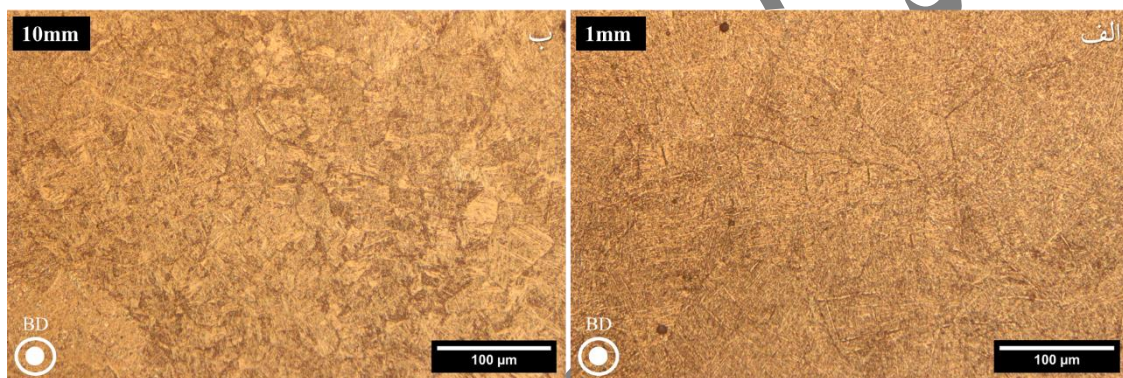
$$\beta + \alpha_{\text{ثانویه}} \rightarrow \beta_{\text{باقی‌مانده}} + \alpha_{\text{اولیه}} \rightarrow \alpha + \alpha' \rightarrow \beta_{\text{اولیه}} \rightarrow L_{\text{مذاب}} \rightarrow S_{\text{پودر}}$$

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) 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



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



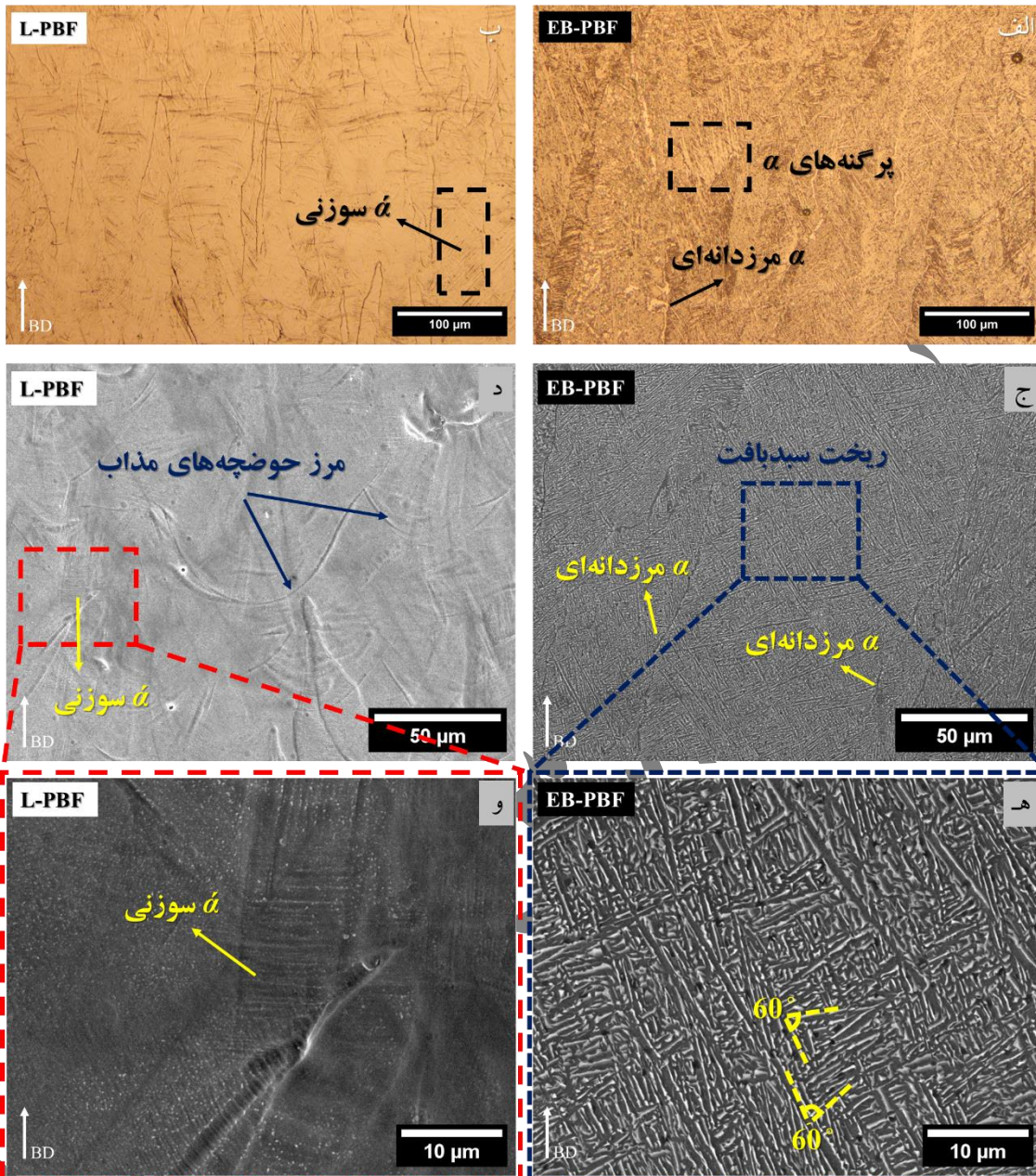
شکل ۷- ریزساختار نمونه EB-PBF عمود بر جهت ساخت و در ارتفاع الف) ۱ mm و ب) ۱۰ mm از صفحه ساخت.

بزرگ و در طول و عرض متفاوت است. درحالی که ضخامت هر لایه پودری در فرایندهای EB-PBF و L-PBF به ترتیب حدود $50 \mu\text{m}$ و $25 \mu\text{m}$ 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 $32 \mu\text{m}$ و $31 \mu\text{m}$ است.

با بررسی دقیق‌تر ریزساختار می‌توان دریافت که دانه‌های β اولیه در نمونه EB-PBF از فازهای لایه‌ای $\alpha+\beta$ با ریخت ویدمن‌اشاتن^{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) فاز α فازی 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

صفحه ساخت به وضوح قابل مشاهده است.

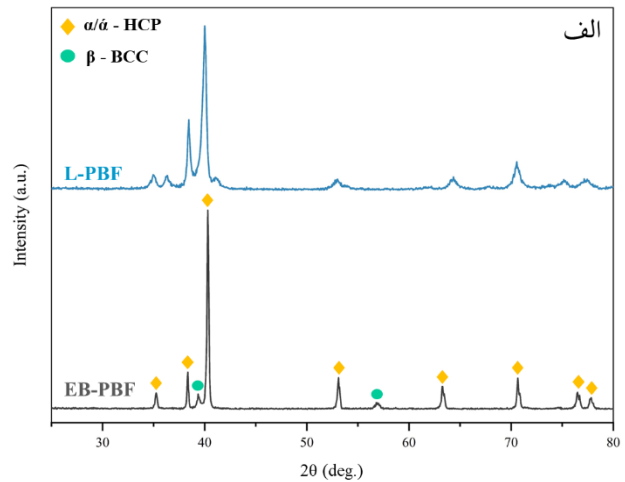
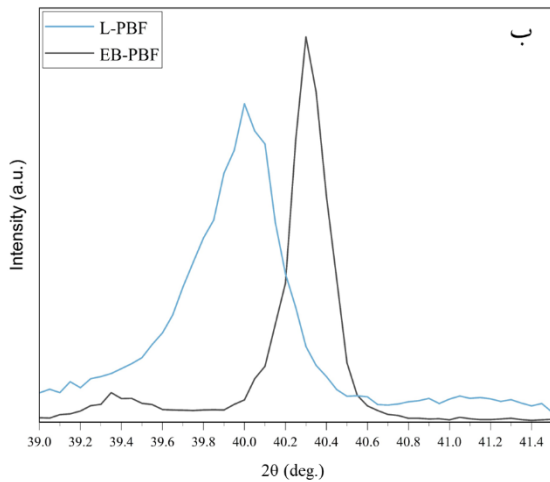
دانه‌های ستونی β اولیه که به صورت روشنی^{۲۳} در گستره چندین لایه و در جهت ساخت رشد کرده‌اند نیز در شکل (۶-الف و ب) قابل مشاهده‌اند. ماهیت ستونی دانه‌های β اولیه نتیجه شیب حرارتی بالا میان صفحه ساخت که به عنوان چاهک حرارتی^{۲۴} عمل می‌کند و سطح حوضچه مذاب در معرض پرتوی الکترونی و لیزر است. این مشابه با ساختاری است که حین ذوب مجدد قوسی تحت خلأ^{۲۵} شمش تیتانیوم درون بوته سرد شده با آب ایجاد می‌شود. سرد شدن طولی شمش باعث ایجاد دانه‌های ستونی بزرگ در ریزساختار آن می‌شود. همچنین قطعات تولید شده در EB-PBF توسط پودر تف‌جوشی شده و کم استحکام Ti احاطه می‌شوند که به عنوان 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



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

۵۵۰ nm است. درون دانه‌های β اولیه در نمونه L-PBF یک ریزساختار سوزنی^۳ شکل که معرف فاز مارتنزیتی شبه پایدار α است مشاهده می‌شود (شکل ۷-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

فاز α که درون دانه‌های β قرار دارند با رابطه جهت برگرز^{۲۹} مرتبط است و بیشتر آن‌ها با جهت ساخت زاویه ۴۵ 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 دارد که نشان‌دهنده الگوی سبببافت است (۴۱). ضخامت تیغه‌های فاز α نمونه EB-PBF در حدود



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

بود (۲۰ و ۴۳). با توجه به قانون براگ ($\lambda = 2d_{hkl}\sin\theta$)، کاهش پارامتر شبکه و متعاقباً کاهش فاصله بین صفحات ساختار کریستالی (d_{hkl})، منجر به تغییر موقعیت پیک‌های فازهای α/α' به زوایای بالاتر می‌شود چرا که λ عددی ثابت است. این جابه‌جایی پیک α/α' در نمونه EB-PBF نسبت به نمونه L-PBF در شکل (۹-ب) قابل مشاهده است. همچنین عرض پیک‌های α/α' در نمونه L-PBF در مقایسه با نمونه EB-PBF پهن‌تر است. پهن‌شدگی پیک‌ها می‌تواند مربوط به آماده‌سازی نمونه و اثرات دستگامی، ریزکرنش/ریزتنش در بلورک‌ها، تأثیرات در ابعاد نانو و تنش‌های بسماند 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 نانو کریستالی 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 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

می‌تواند مربوط به تنش پسماند بالاتری باشد که در نمونه L-PBF وجود دارد (۲۷).

۳-۳- فازبایی

شکل (۹-الف) الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه‌های ساخته شده را نشان می‌دهد. فازبایی الگوهای پراش و مقایسه آن با پژوهش 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 Zr و Mo است. پیک‌های β در نمونه EB-PBF نشان‌دهنده 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 (۱۶۲ nm) از شعاع اتمی Ti (۱۴۷ nm) بزرگ‌تر است می‌تواند منجر به کاهش پارامتر شبکه فاز α/α' شود که پیش‌تر از Zr اشباع

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.)	2 θ (deg.)	FWHM (deg.)	2 θ (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)

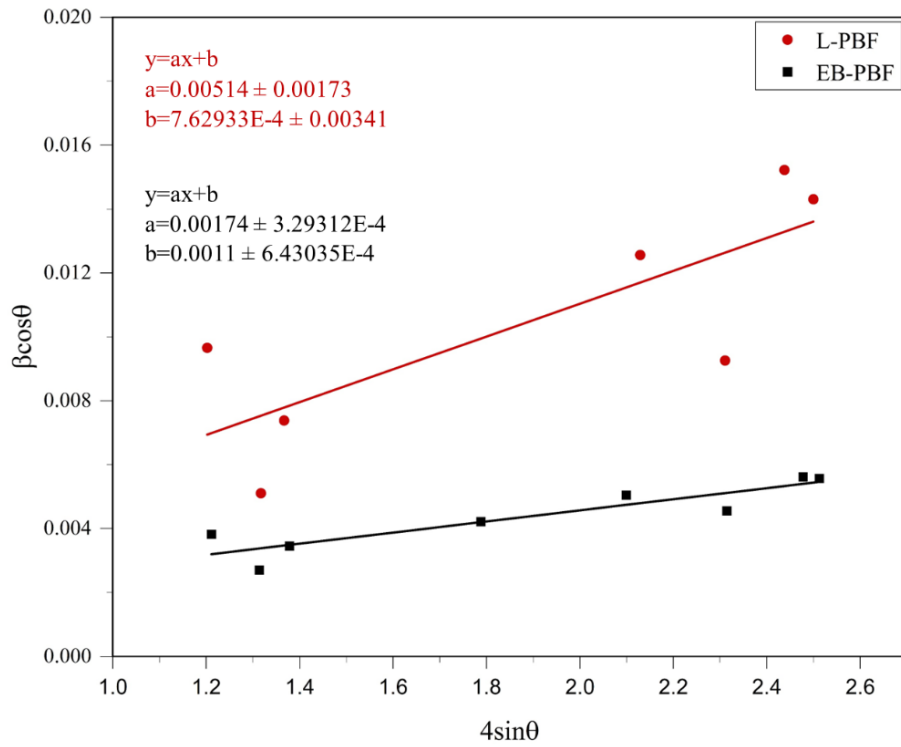
پراش نمونه EB-PBF کوچک‌تر است. از این رو به نظر می‌رسد که اثر تغییرات فازی بیان شده در بخش ۳-۳ به اثر تنش‌های پسماند غالب است.

شکل (۱۰) منحنی‌های ویلیامسون-هال مربوط به فاز α/α نمونه‌های EB-PBF و L-PBF را به همراه معادله خط آن‌ها نشان می‌دهد. با مقایسه شیب منحنی‌های ویلیامسون-هال که بیانگر ریزکرنش شبکه است می‌توان دریافت که نمونه L-PBF دارای ریزکرنش بالاتری به نسبت نمونه EB-PBF است که پهن‌شدگی بیشتر پیک‌های α/α در نمونه L-PBF را توجیه می‌کند (۴۴). همچنین اندازه بلورکها که از عرض مبدأ منحنی ویلیامسون-هال و مطابق با رابطه (۱) به دست می‌آید در نمونه L-PBF بزرگ‌تر از نمونه EB-PBF است که دلیل آن اشباع بودن فاز α/α از Zr است و پیش‌تر در مورد آن بحث شد.

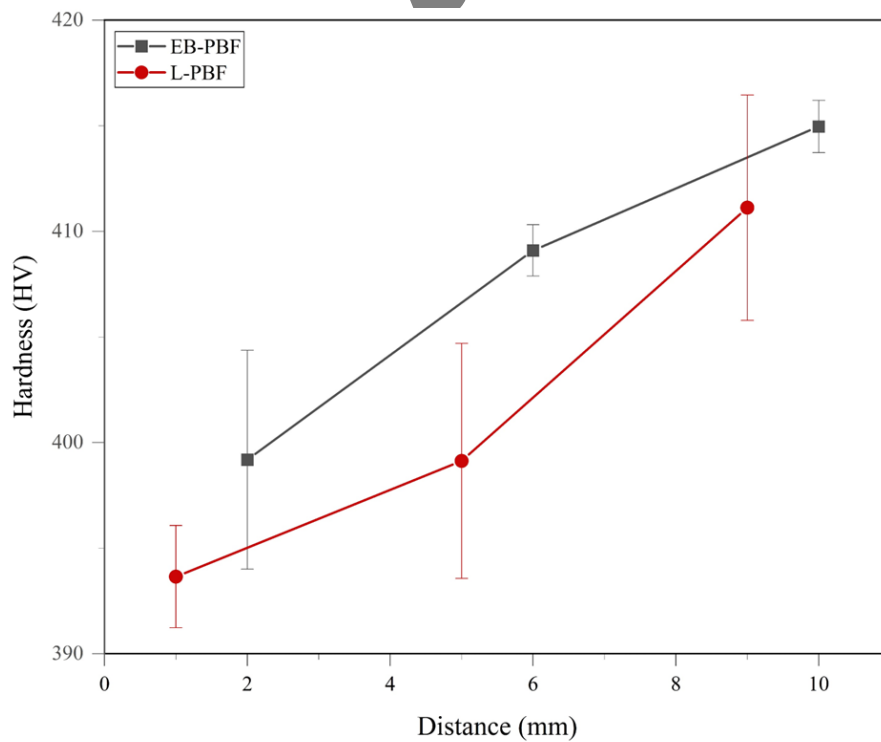
۳-۴-۳- سختی

سختی یک ماده از خواص ذاتی، ریزساختار، فازهای تشکیل دهنده و عیوب ساختاری ماده مشتق می‌شود که خود وابسته به 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 ساخته‌شده به روش‌های EB-PBF و L-PBF نزدیک به هم و به ترتیب حدود

پیک پراش مشخص می‌شود که به اثر پهن‌شدگی^{۳۲} پیک شناخته می‌شود (۲۸). اثر پهن‌شدگی با مقایسه مقادیر پهنای پیک در نصف ارتفاع بیشینه^{۳۳} (FWHM) 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 ساخته‌شده به روش EB-PBF پهنای پیک‌های فاز α/α کاهش می‌یابد. پیک‌های پهن‌تر نمونه در حالت پس از ساخت، به فوق اشباع بودن مارتنزیت‌ها از Mo و Zr که منجر به اعوجاج الاستیک فاز α/α می‌شود، چگالی بالای نابه‌جایی‌ها و تنش پسماند بیشتر نسبت داده شد. گفتنی است که تنش‌های پسماند در نمونه L-PBF، به دلیل دمای کمتر محفظه ساخت، نسبت به نمونه EB-PBF بیشتر است که می‌تواند بر افزایش پهنای پیک‌های α/α الگوی پراش آن مؤثر باشد. این مسئله همچنین باعث می‌شود که نمونه تولید شده به روش L-PBF نسبت به EB-PBF از تنش‌های پسماند فشاری بیشتری برخوردار باشد. این تنش‌های فشاری d_{hkl} شبکه واحد را کاهش داده و انتظار می‌رود 2θ پیک‌های الگوی پراش نمونه L-PBF، که از تابش پرتو ایکس به سطح مقطع نمونه در جهت ساخت یعنی عمود بر جهت تنش‌های فشاری حاصل می‌شوند، از 2θ پیک‌های الگوی پراش نمونه EB-PBF بزرگ‌تر باشند. این در حالی است که شکل (۹-ب) نشان می‌دهد که 2θ پیک‌های الگوی پراش نمونه L-PBF از 2θ پیک‌های الگوی



شکل ۱۰- منحنی‌های ویلیامسون-هال نمونه‌های EB-PBF و L-PBF



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

HV 408 ± 7 و HV 401 ± 8 به دست آمد. این اعداد از سختی قطعات تولیدی این آلیاژ به روش های سنتی (HV $360-340$) بیشتر بوده و یکی از مزیت های روش های ساخت افزایشی نسبت به روش های رایج است (۴۵).

همچنین تغییرات سختی با فاصله گرفتن از سکوی ساخت، در پایین، وسط و بالای نمونه، ارزیابی شد که نشان می دهد 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 قسمت های پایینی می تواند مربوط به اثرات حرارتی ای باشد که ذوب لایه های بالاتر بر لایه های پایین تر دارد و موجب تغییر در ریزساختار و متعاقباً سختی می شود. بر اساس رابطه هال-پیچ (۴۶)، سختی نمونه با عکس جذر ابعاد ریزساختاری رابطه مستقیم دارد و با فاصله گرفتن از سکوی ساخت و ریزتر شدن ساختار، سختی باید افزایش یابد. همان طور که در شکل (۷) مشاهده شد، نمونه EB-PBF در لایه های پایانی ریزساختار به مراتب ریزتری نسبت به لایه های ابتدایی دارد که سختی بالاتر آن را مطابق با رابطه هال-پیچ توجیه می کند. در پژوهش گالاراکا و همکاران (۴۷) نیز مشاهده شد که با افزایش ضخامت تیغه های α در نتیجه عملیات حرارتی نمونه های Ti64 تولید شده به روش EB-PBF، سختی کاهش می یابد.

۴- نتیجه گیری

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

چگالی نسبی نمونه های EB-PBF و L-PBF به ترتیب $99/51 \pm 0/24$ و $99/0 \pm 69/09$ بود که هر دو در بازه قابل قبولی هستند. عیب اصلی مشاهده شده در نمونه ها از 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.

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 ماتزیتی 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.

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. همچنین 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.

سختی میانگین نمونه های EB-PBF و L-PBF از سختی قطعات تولیدی به روش های سنتی بیشتر و به ترتیب در حدود HV 408 ± 7 و HV 401 ± 8 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 منفعی با شخص، شرکت یا سازمانی برای این پژوهش ندارند.

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. Widmanstätten
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 Technology*. 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. *Additive Manufacturing*. 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. *Journal of Alloys and Compounds*. 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. *International materials reviews*. 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. *Metals*. 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. [10.1016/j.heliyon.2021.e06892](https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2021.e06892).
9. Gong X, Anderson T, Chou K, editors. Review on powder-based electron beam additive manufacturing technology. *International Symposium on Flexible Automation; 2012: American Society of Mechanical Engineers*. <https://doi.org/10.1115/ISFA2012-7256>.
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. *Journal of Orthopaedic Research*. 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. *Advanced engineering materials*. 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. *Materials Science and Engineering: C*. 2019;102:844-62. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2019.04.064>.
13. Gogia A. High-temperature titanium alloys. *Defence Science Journal*. 2005;55(2):149-73.
14. Boyer RR. An overview on the use of titanium in the aerospace industry. *Materials Science and Engineering: 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. *Journal of Materials Research and Technology*. 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. *Advanced Engineering Materials*. 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. *Journal of Alloys and Compounds*. 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. *Vacuum*. 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. *Journal of Alloys and Compounds*. 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. *Advanced Powder Materials*. 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. *European Journal of Materials*. 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. *Materials*. 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. *Journal of Alloys and Compounds*. 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. *Materials Science and Engineering: 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). *Journal of Micromechanics and Molecular Physics*. 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. *Advanced engineering materials*. 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). *Materials Science and Engineering: 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. *Journal of theoretical and applied physics*. 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. *Metals and Materials International*. 2021;27:2550-61. <https://doi.org/10.1007/s12540-020-00664-2>.
 31. Dharmendra C, Alaghmandfar R, Hadadzadeh A, Amirkhiz B, Mohammadi M. Influence of build orientation on small-scale properties of electron beam melted Ti-6Al-4V. *Materials Letters*. 2020;266:126970. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126970>.
 32. Liu S, Shin YC. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review. *Materials & Design*. 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. *Metals*. 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. *Materials and Manufacturing Processes*. 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 Materialia*. 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. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 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. *Journal of Alloys and Compounds*. 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. *Additive Manufacturing*. 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. *Materials characterization*. 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. *Metallurgical and materials transactions 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). *Materials*. 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. *Metallurgical and Materials Transactions 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. *Materials transactions*. 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. *Journal of Materials Research and Technology*. 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. *Metallurgical and Materials Transactions 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). *Materials Science and Engineering: A*. 2017;685:417-28. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.01.019>.