

Effect of Annealing Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Ti-6242 Alloy Fabricated by Laser Powder Bed Fusion Method

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

1- Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran
2- Department of Management and Production Engineering, Politecnico di Torino, Torino, Italy
* Corresponding author, Email: behzn@iut.ac.ir

ABSTRACT

Introduction and Objectives: Ti-6242 alloy is highly regarded in additive manufacturing due to its excellent thermal resistance. Titanium laser-based additively manufactured components, however, often require post-heat treatments because of their high solidification rate and formation of undesirable phases. The aim of this study is to investigate the effects of annealing heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Ti-6242 specimens fabricated by laser powder bed fusion method.

Materials and Methods: Annealing heat treatments were conducted at three temperatures of 950, 1005, and 1050 °C for holding times of 1, 3, 5, and 7 hours. The resulting microstructure, phase composition, and mechanical properties were characterized using optical and scanning electron microscopy, X-ray diffraction, and shear punch testing.

Results: The as-built microstructure consisted of columnar primary β grains with colonies of metastable martensitic α' . Heat treatment led to decomposition of α' and formation of more stable α and β phases. At 1005 and 1050 °C, the microstructure transformed from columnar to equiaxed, whereas at 950 °C, the columnar structure was retained. Williamson–Hall plots obtained from XRD patterns revealed a reduction in the lattice microstrain of heat treated samples compared with the as-built one. The applied heat treatment, improved both ultimate shear strength and ductility of the samples. The highest ultimate shear strength (761 MPa) and normalized displacement (0.638) were achieved at 1005 °C.

Conclusion: Appropriate heat treatment leads to a more stable microstructure, reduction in lattice microstrain, and transformation of the columnar structure to an equiaxed one. This process could simultaneously enhance the ultimate shear strength and ductility compared to the as-built sample.

Keywords: Additive Manufacturing, Laser Powder Bed Fusion, Ti-6242 alloy, Heat Treatment, Microstructure, Shear Punch Test.

How to Cite: Emami Ghaleghasemi AH, Azadi A, Niroumand B, Saboori A. Effect of annealing heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-6242 alloy fabricated by laser powder bed fusion method. *J Adv Mater Eng.* 2026;46(1):23–46. <https://doi.org/10.47176/jame.46.1.1147>

تأثیر عملیات حرارتی بازپخت بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ Ti-6242 ساخته شده به روش ذوب بستر پودر با لیزر

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

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

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

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

چکیده

مقدمه و اهداف: آلیاژ Ti-6242 به دلیل مقاومت حرارتی بالا، در حوزه ساخت افزایشی بسیار مورد توجه قرار گرفته است. با این حال، قطعات تولیدشده از این آلیاژ به روش های ساخت افزایشی بر پایه لیزر، به دلیل سرعت انجام بالا و تشکیل فازهای ناخواسته، نیازمند عملیات حرارتی تکمیلی هستند. هدف این پژوهش، بررسی تأثیر عملیات حرارتی بازپخت بر ریزساختار و خواص نمونه های ساخته شده از این آلیاژ به روش ذوب بستر پودر با لیزر است.

مواد و روش ها: عملیات حرارتی بازپخت در سه دمای ۹۵۰، ۱۰۰۵ و ۱۰۵۰°C به مدت زمان های ۱، ۳، ۵ و ۷ ساعت انجام و ریزساختار، نوع فازها و خواص مکانیکی آنها با استفاده از میکروسکوپ های نوری و الکترونی، پراش پرتو ایکس و آزمون پانچ برشی ارزیابی شد.

یافته ها: ریزساختار اولیه شامل دانه های ستونی β اولیه با پرگنه های α بود. عملیات حرارتی باعث تشکیل فازهای پایدارتر α و β ، به جای فاز شبه پایدار α شد. در دماهای ۱۰۰۵ و ۱۰۵۰°C، ریزساختار از حالت ستونی به هم محور تغییر یافت؛ در حالی که در دمای ۹۵۰°C حالت ستونی ساختار حفظ شد. نمودارهای ویلیامسون-هال، کاهش ریزگرنش شبکه را در نمونه های عملیات حرارتی شده نشان دادند. عملیات حرارتی اعمال شده، استحکام برشی نهایی و انعطاف پذیری نمونه ها را به طور همزمان افزایش داد. بیشترین استحکام برشی نهایی (۷۶۱ MPa) و جابه جایی نرمال شده (۰/۰۶۳۸)، با عملیات حرارتی در دمای ۱۰۰۵°C حاصل شد.

نتیجه گیری: عملیات حرارتی مناسب موجب پایداری ریزساختار، کاهش ریزگرنش شبکه و تبدیل ساختار ستونی به هم محور می شود. عملیات حرارتی می تواند به طور همزمان منجر به افزایش استحکام نهایی برشی و انعطاف پذیری نسبت به نمونه اولیه شود.

واژه های کلیدی: ساخت افزایشی، ذوب بستر پودر با لیزر، Ti-6242، عملیات حرارتی، ریزساختار، آزمون پانچ برشی.

۱- مقدمه

آلیاژهای تیتانیومی، به دلیل نسبت استحکام به وزن بالا، چقرمگی شکست مناسب، مقاومت عالی در برابر خوردگی و زیست‌سازگاری برجسته، جایگاه منحصربه‌فردی را در بین فلزات به خود اختصاص داده‌اند. این ویژگی‌ها، استفاده از آن‌ها را در تولید قطعات سبک‌وزن صنعت حمل و نقل هوایی، کاشتنی‌های صنعت زیست‌پزشکی^۱ و قطعات پیچیده سامانه احتراق^۲ در صنعت خودروسازی تضمین کرده است (۱ و ۲).

ساختار بلوری تیتانیوم خالص در دمای 883°C طی یک تبدیل فاز دگرشکلی^۳ α به β ، از ساختار هگزاگونال فشرده^۴ (تیتانیوم α) به ساختار مکعبی مرکزدار^۵ (تیتانیوم β) تغییر می‌کند و با کنترل این تبدیل فاز، امکان تنظیم ریزساختار آلیاژهای تیتانیوم فراهم می‌شود. براساس ساختار فازی، آلیاژهای تیتانیوم به پنج دسته آلیاژهای α ، شبه α ، β و بتا تقسیم می‌شوند. بررسی‌ها نشان داده است که ساختار نهایی آلیاژ تیتانیوم، به ترکیب شیمیایی آلیاژ و سرعت سردشدن آن از دمای تبدیل فاز β بستگی دارد (۳).

در میان آلیاژهای پایه تیتانیومی، آلیاژ Ti-6Al-4V (Ti64)، که در خانواده تیتانیوم $\alpha+\beta$ طبقه‌بندی می‌شود، به دلیل استحکام ویژه استثنایی، مقاومت به خوردگی بالا و مقاومت در برابر خزش و خستگی، بیشترین توجه را به خود جلب کرده و به متداول‌ترین آلیاژ تیتانیومی تولیدشده به‌روش‌های مختلف تبدیل شده است. با وجود خواص عالی آلیاژ Ti64 ، این آلیاژ دمای کاری محدودی دارد و در دماهای بالاتر از 400°C قابل استفاده نیست (۴-۶). آلیاژ شبه α $\text{Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo}$ (Ti-6242)، با رفتار خزشی و مقاومت به اکسیداسیون مطلوب، برای غلبه بر این محدودیت معرفی شده و تا دمای 540°C کاربرد دارد. علاوه‌براین، Ti-6242 در مقایسه با هم‌تایان خود در خانواده تیتانیوم β ، مانند Ti-35Nb-7Zr-5Ta که به رفتار عالی در برابر خوردگی به‌خصوص در کاربردهای زیست‌پزشکی مانند مایع شبیه‌سازی شده بدن^۸ شناخته شده‌اند، استحکام به‌مراتب بالاتری از خود نشان می‌دهد (۷ و ۸). عناصر آلیاژی اصلی در Ti-6242

آلومینیوم (Al) و مولیبدن (Mo) هستند که به ترتیب فازهای α و β را پایدار می‌کنند. زیرکونیم (Zr) و قلع (Sn) نیز به‌عنوان عناصر استحکام‌بخش محلول عمل می‌کنند. همچنین Zr تأثیر مثبتی بر پایداری فاز β دارد. مقدار کمی سیلیسیم (Si) نیز جهت پایداری حرارتی و بهبود خواص دما بالا با تشکیل سیلیسیدهای $(\text{Ti, Zr})_3\text{Si}_2$ به آلیاژ اضافه می‌شود. در حال حاضر از این آلیاژ در موتور خودروهایی ورزشی و قطعات به‌کار رفته در صنعت حمل و نقل هوایی مانند دیسک و پروانه‌های توربین^۹ های گازی استفاده می‌شود (۳، ۹ و ۱۰).

با وجود خواص برجسته آلیاژهای تیتانیوم، تولید آن‌ها به روش‌های سنتی با چالش‌هایی روبرو است. بالا بودن نقطه ذوب و واکنش‌پذیری شیمیایی، ریخته‌گری این آلیاژها را پرهزینه و زمان‌بر می‌کند. همچنین هدایت حرارتی و مدول الاستیک کم این آلیاژها، قابلیت ماشین‌کاری آن‌ها را کاهش داده، در نتیجه هزینه‌های ساخت را افزایش می‌دهد. علاوه‌براین، حساسیت بالای آلیاژهای تیتانیوم به اکسیژن، تولید آن‌ها را از طریق فرایندهای سنتی که تحت اتمسفر کنترل‌شده نیستند دشوار می‌کند. مجموع این عوامل، موجب ناکارآمدی و پرهزینه‌شدن تولید آلیاژهای تیتانیومی از طریق فرایندهای متداول می‌شود (۱۱).

فرایندهای ساخت افزایشی^۱ با توانایی تولید مستقیم قطعات با شکل‌های هندسی پیچیده تحت یک محیط کنترل شده، راهکاری کارآمد برای غلبه بر چالش‌های تولید آلیاژهای تیتانیوم به روش‌های سنتی ارائه می‌دهند. ساخت افزایشی یک روش نوآورانه است که امکان تولید قطعات با چگالی تقریباً کامل را فراهم می‌کند (۱۲ و ۱۳). در دهه گذشته، فناوری‌های ساخت افزایشی برای ساخت بسیاری از آلیاژها مانند تیتانیوم، فولاد، مس، آلومینیوم و سوپرآلیاژهای پایه نیکل استفاده شده است (۱۴-۱۸). روش‌های ساخت افزایشی به هفت دسته اصلی تقسیم‌بندی می‌شوند (۱۶ و ۱۷). در میان این روش‌ها، فرایند ذوب بستر پودر با لیزر^{۱۱} که به ذوب‌گزینی با لیزر^{۱۲} نیز شناخته می‌شود، رایج‌ترین روش ساخت افزایشی فلزی است که با ذوب موضعی

تولیدشده به روش های ساخت افزایشی بر پایه بستر پودر، از جمله ذوب بستر پودر با لیزر، نشده است. از این رو و در ادامه تحقیق قبلی (۲۰)، هدف پژوهش حاضر بررسی تاثیر دما و زمان عملیات حرارتی بازپخت بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ Ti-6242 تولیدشده به روش ذوب بستر پودر با لیزر است.

۲- مواد و روش تحقیق

۲-۱- تولید نمونه ها

پودر افشانش گازی شده^{۱۵} کروی آلیاژ Ti-6242 با اندازه ذرات بین $45\text{ }\mu\text{m}$ - $15\text{ }\mu\text{m}$ و قطر متوسط حدود $32\text{ }\mu\text{m}$ ، به عنوان ماده اولیه استفاده شد. گستردگی اندازه ذرات پودر در دستیابی به چگالی مناسب در نمونه های نهایی موثر است. جدول (۱)، ترکیب شیمیایی استاندارد پودر آلیاژ Ti-6242 استفاده شده را نشان می دهد.

نمونه های مکعبی از این آلیاژ با ابعاد $10 \times 10 \times 10\text{ mm}^3$ با استفاده از دستگاه Concept Laser Mlab Cusing-R مجهز به لیزر فیبری با توان اسمی 100 W و قطر اثر پرتو $50\text{ }\mu\text{m}$ روی یک صفحه ساخت تیتانیومی ساخته شدند (شکل ۱). متغیرهای مورد استفاده جهت تولید نمونه های Ti-6242، در جدول (۲) آورده شده است. در پژوهش حاضر، الگوی روبش نواری^{۱۶} با چرخش 90° (شکل ۲) به کار گرفته شد که متداول ترین الگوی روبش جهت به حداقل رساندن تنش پسماند ذاتی حین فرایند L-PBF است. در این نوع الگوی روبش، هر لایه به نوارهایی تقسیم و نواحی درون آنها به صورت حرکت رفت و برگشت عرضی روبش می شود. در لایه بعد، این نوارها نسبت به لایه پیشین 90° خواهند چرخید. همچنین پیش از آغاز فرایند L-PBF و به منظور پیشگیری از اکسیداسیون و تضمین کیفیت قطعات نهایی، گاز آرگون به درون محفظه ساخت دمیده شد.

۲-۲- عملیات حرارتی

پیش از انجام عملیات حرارتی بازپخت، برای جلوگیری از تشکیل لایه سخت و تردی که در اثر اکسیداسیون اطراف نمونه ایجاد

و لایه به لایه بستر پودر به کمک یک منبع لیزر پراثرژی، امکان تولید پیچیده ترین قطعات فلزی را فراهم می کند (۱۹).

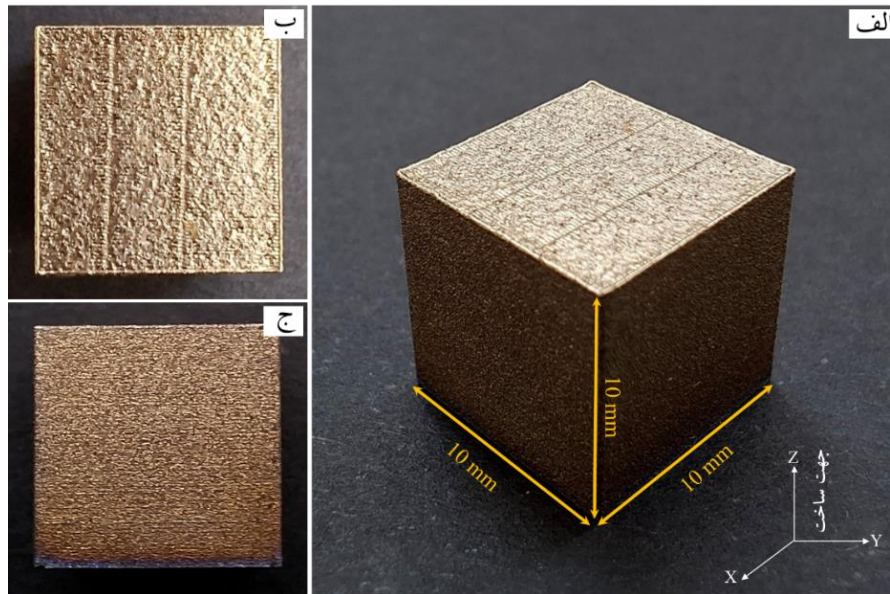
با توجه به جوش پذیری مناسب آلیاژ Ti-6242 به عنوان یک آلیاژ تیتانیوم شبه آلفا، انتظار می رود این ماده پتانسیل بالایی برای تولید به روش ذوب بستر پودر با لیزر داشته باشد (۵). امامی و همکاران (۲۰)، در پژوهشی نشان دادند که ریزساختار نهایی این آلیاژ در فرایندهای ساخت افزایشی به شدت به شرایط حرارتی حاکم در طول فرایند وابسته است و می تواند شامل فازهای α ، β و مارتنزیت سوزنی^{۱۳} α باشد. مطالعات نشان داده اند که آلیاژ Ti-6242 تولیدشده به روش L-PBF عمدتاً دارای ساختار مارتنزیتی سوزنی α است که به دلیل فاصله داشتن از حالت تعادل ترمودینامیکی، ساختار پایداری نبوده و برای کاربردهای صنعتی مطلوب نیست و نیازمند عملیات حرارتی اصلاحی می باشد (۲۳-۲۰).

برای نمونه، ریگر و همکاران (۲۴)، به بررسی خواص مکانیکی این آلیاژ پس از عملیات تنش زدایی پرداختند و گزارش کردند که نمونه های تولیدی به روش L-PBF پس از تنش زدایی عملکرد بهتری در دمای بالا نسبت به آلیاژهای Ti64 و Ti6242 ریختگی دارند. همچنین سوئی و همکاران (۲۵)، تاثیر عملیات حرارتی چرخه ای مختلف را در راستای ایجاد فاز α کروی شکل در این آلیاژ بررسی کردند و دریافتند که انجام عملیات حرارتی در دمای 980°C به طور مؤثری تشکیل فاز α کروی را افزایش می دهد. فن و همکاران (۲۶)، دریافتند که پیرسازی مستقیم نمونه های Ti-6242 تولیدشده به روش L-PBF منجر به شکست پیش از تسلیم شده و خواص مکانیکی را تضعیف می کند. وفایی و همکاران (۲۷) نیز کاهش تنش پسماند و بهبود رفتار تحت فشار آلیاژ Ti-6242 ساخته شده به روش L-PBF را پس از بازپخت^{۱۴} در دمای 925°C و کوئنچ در آب گزارش کردند.

علی رغم مطالعات گسترده ای که بر روی عملیات حرارتی آلیاژ Ti64 تولیدشده به روش های ساخت افزایشی انجام شده است (۲۸-۳۰)، هنوز توجه چندانی به عملیات حرارتی آلیاژ Ti-6242

جدول ۱- ترکیب شیمیایی استاندارد پودر آلیاژ Ti-6242

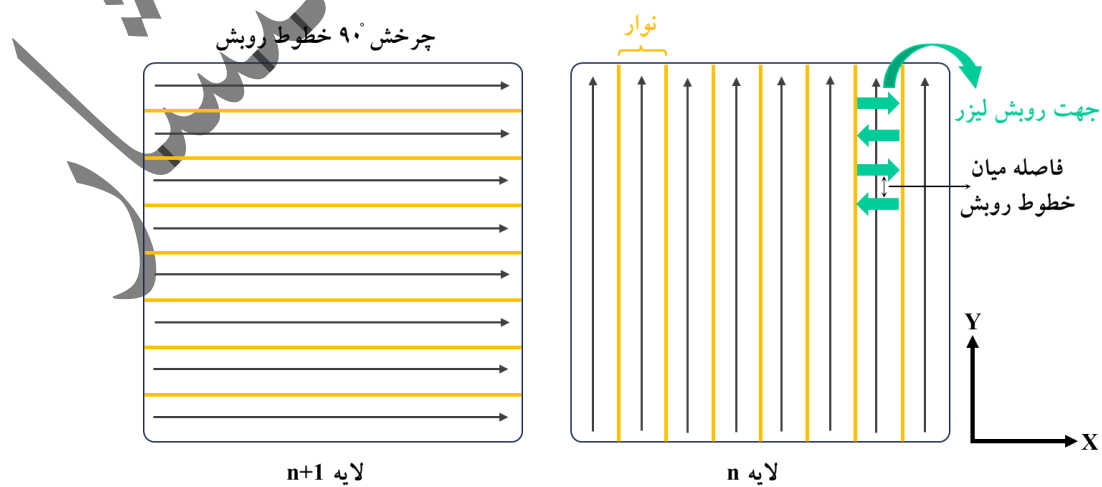
Ti	O	Si	Mo	Sn	Zr	Al	ترکیب شیمیایی (wt%)
بقیه	۰/۱۲	۰/۰۶-۰/۱	۱/۸-۲/۲	۱/۸-۲/۲	۳/۶-۴/۴	۵/۵-۶/۵	استاندارد



شکل ۱- تصویر الف) نمای کلی، ب) نمای بالایی و ج) نمای جانبی نمونه تولیدشده در این پژوهش.

جدول ۲- متغیرهای مورد استفاده برای تولید نمونه‌ها

توان لیزر (W)	سرعت روبش (mm/s)	نقطه اثر لیزر (μm)	ضخامت لایه (μm)	فاصله میان خطوط روبش ^{۱۷} (μm)	چگالی انرژی حجمی (J/mm ³)	چرخش هر لایه (°)
۹۵	۹۰۰	۵۰	۲۵	۷۰	۶۰/۳۲	۹۰



شکل ۲- طرحواره الگوی روبش نواری با چرخش ۹۰°.

جدول ۳- نام‌گذاری نمونه‌ها (As-Built): نمونه ساخته‌شده و بدون عملیات حرارتی)

نام‌گذاری	زمان عملیات حرارتی (h)	دمای عملیات حرارتی (°C)
As-Built	۰	۰
HT950-1h	۱	۹۵۰
HT950-3h	۳	
HT950-5h	۵	
HT950-7h	۷	
HT1005-1h	۱	۱۰۰۵
HT1005-3h	۳	
HT1005-5h	۵	
HT1005-7h	۷	
HT1050-1h	۱	۱۰۵۰
HT1050-3h	۳	
HT1050-5h	۵	
HT1050-7h	۷	

و قاب آلفا^{۱۸} نامیده می‌شود، ابتدا تمامی نمونه‌ها درون لوله‌های کوارتزی با فشار خلأ در حدود 2×10^{-3} Pa کپسوله شدند. سپس

با توجه به دمای تبدیل همه α به β (T_{β}) (حدود 1001°C) (۳۱)،

فرایند بازپخت با نرخ گرمادهی $1^{\circ}\text{C}/\text{min}$ در کوره با قابلیت

برنامه‌ریزی RHF 1400 CARBOLITE و در سه دمای 950°C ،

1005°C و 1050°C ، که به ترتیب پایین، نزدیک و بالای T_{β}

هستند، انجام شد. لازم به ذکر است که در اکثر منابع (مانند ۲

و ۱۰) برای انواع بازپخت آلیاژهای تیتانیوم، به‌ویژه آلیاژهای

شبه‌آلفا، از مدت زمان یک ساعت استفاده شده است. این انتخاب

برآیندی از حصول خواص مکانیکی مناسب و جنبه‌های اقتصادی

عملیات است. براین اساس، در این پژوهش چهار زمان ۱، ۳، ۵

و ۷ ساعت برای عملیات حرارتی نمونه‌ها در هر دما انتخاب

شدند تا اثر زمان عملیات حرارتی بازپخت بر خواص آلیاژ

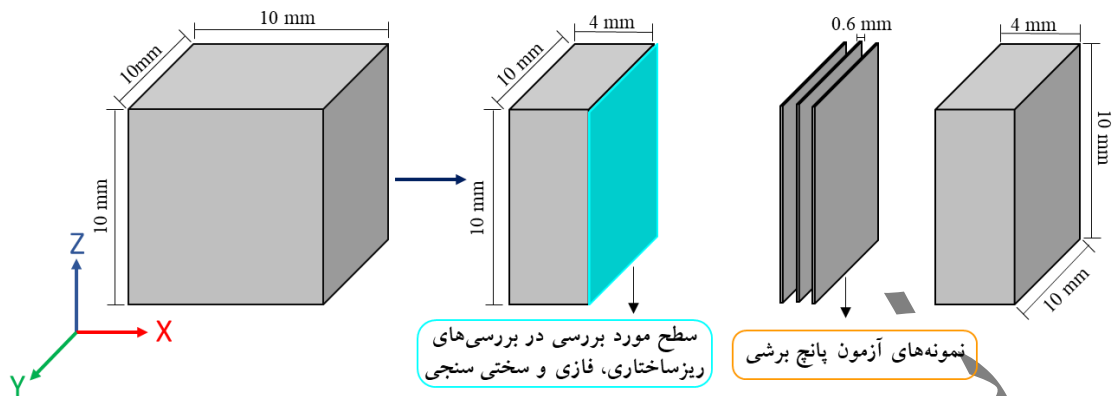
موردبررسی قرار گیرد. پس از پایان هر چرخه از عملیات حرارتی،

لوله‌های کوارتزی از کوره خارج و نمونه‌ها درون لوله‌ها و در

محیط هوا با نرخ سرمایش متوسط $6^{\circ}\text{C}/\text{min}$ خنک شدند. نحوه

۳-۲- مشخصه‌یابی خواص

پس از انجام عملیات حرارتی، نمونه‌ها مطابق شکل (۳) و با استفاده از دستگاه وایرکات، برای ارزیابی‌های ریزساختاری، فازی و مکانیکی برش خوردند. سپس سطوح مورد مطالعه سنباده خورده و با استفاده از پارچه پولیش، محلول آب اکسیژنه (H_2O_2) و ذرات ساینده آلومینا (Al_2O_3) صیقل داده شدند. در مرحله بعد این سطوح جهت آشکارسازی ریزساختار با محلول کروم^{۱۹} حاوی ۳ درصد حجمی هیدروفلوئوریک اسید (HF)، ۶ درصد حجمی نیتریک اسید (HNO_3) و ۹۱ درصد حجمی آب مقطر حکاکی شدند. درنهایت، تصویربرداری از ریزساختار نمونه‌ها در بزرگنمایی‌های مختلف و به‌کمک میکروسکوپ نوری Nikon EPIPHOT 300 و میکروسکوپ الکترونی روبشی^{۲۰} PHILIPS XL30 انجام گرفت. همچنین میانگین عرض تیغه‌های



شکل ۳- طرحواره نحوه برش نمونه ها برای ارزیابی های ریزساختاری، فازی و مکانیکی.

برشی منحنی نیرو-جابجایی است که با استفاده از روابط (۲) و (۳)، به منحنی تنش برشی برحسب جابه جایی نرمال شده^{۲۴} تبدیل شد (۳۳).

$$\tau = \frac{p}{2\pi r_{avg} t} \quad (۲)$$

$$ND = \frac{D}{t} \quad (۳)$$

در این روابط، τ تنش برشی برحسب MPa، P نیروی اعمالی برحسب N ، r_{avg} متوسط شعاع پانچ فرورونده و قالب برحسب mm ، ضخامت نمونه برحسب mm ، ND جابه جایی نرمال شده و D جابه جایی پانچ برحسب mm است.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختار

شکل (۴-الف) سطح مقطع حکاکی نشده و شکل (۴-ب-د) ریزساختار آلیاژ Ti-6242 ساخته شده به روش L-PBF را در حالت پس از ساخت نشان می دهد. همان طور که در شکل های (۴-الف) و (۴-ب) مشاهده می شود، قطعات تولیدی حاوی تعدادی تخلخل بسته کروی شکل هستند. علت تشکیل این تخلخل ها می تواند به عیب متداول پودرهای افشانش گازی شده، یعنی تخلخل های داخلی بازگردد. به دام افتادن گاز محبوس شده درون این ذرات پودری حین فرایند L-PBF در مذاب و به دلیل سرعت بالای انجماد، در نهایت به تشکیل تخلخل های گازی در

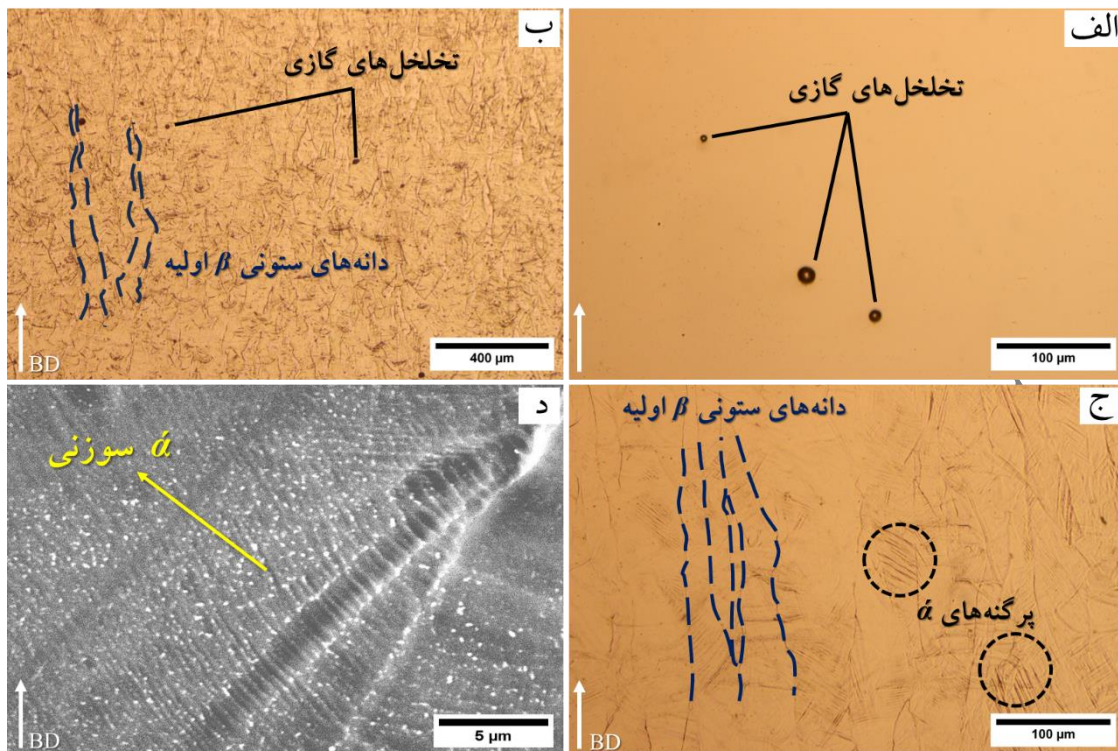
α با استفاده از نرم افزار ImageJ و با اندازه گیری تصادفی حداقل ۳۰۰ تیغه برای هر نمونه محاسبه شد.

بررسی های فازی به کمک دستگاه پراش پرتوی ایکس ASEWARE AW-XDX 300 با ولتاژ ۴۰kV، جریان مولد ۳۰mA و با استفاده از لامپ $CuK\alpha$ با طول موج ۱/۵۴Å، اندازه گام ۰/۰۵ و زمان گام یک ثانیه انجام شد. برای فازیابی و محاسبه ریزکرنش شبکه^{۲۱} به روش ویلیامسون-هال^{۲۲}، مطابق رابطه (۱)، از الگوی پراش پرتوی ایکس و نرم افزار X'pert HighScore Plus استفاده شد (۳۲).

$$\beta_{Total} \cos \theta = \varepsilon 4 \sin \theta + \left(\frac{k\lambda}{D} \right) \quad (۱)$$

در این رابطه β_{Total} پهن شدگی کل، ε ریزکرنش شبکه، k ضریب شکل (۰/۹)، D اندازه بلورک و λ طول موج تابش است. علاوه بر این، درصد فازهای α و β با استفاده از نرم افزار MAUD و به روش ریتولد محاسبه شد.

برای ارزیابی خواص کششی نمونه های مورد بررسی در این پژوهش و با توجه به هزینه بر بودن ساخت نمونه های آزمون کشش به روش LPBF، از آزمون پانچ برشی^{۲۳} استفاده شد. نمونه های آزمون پانچ برشی (شکل ۳)، بین دو قالب پایینی و بالایی دستگاه پانچ برشی قرار گرفته و مجموعه آن ها در فک های دستگاه کشش H25KS HOUNSFIELD ثابت شد. آزمون با سرعت حرکت پانچ فرورونده ۰/۵ mm/min در دمای محیط انجام و برای هر نمونه سه مرتبه تکرار شد. خروجی آزمون پانچ

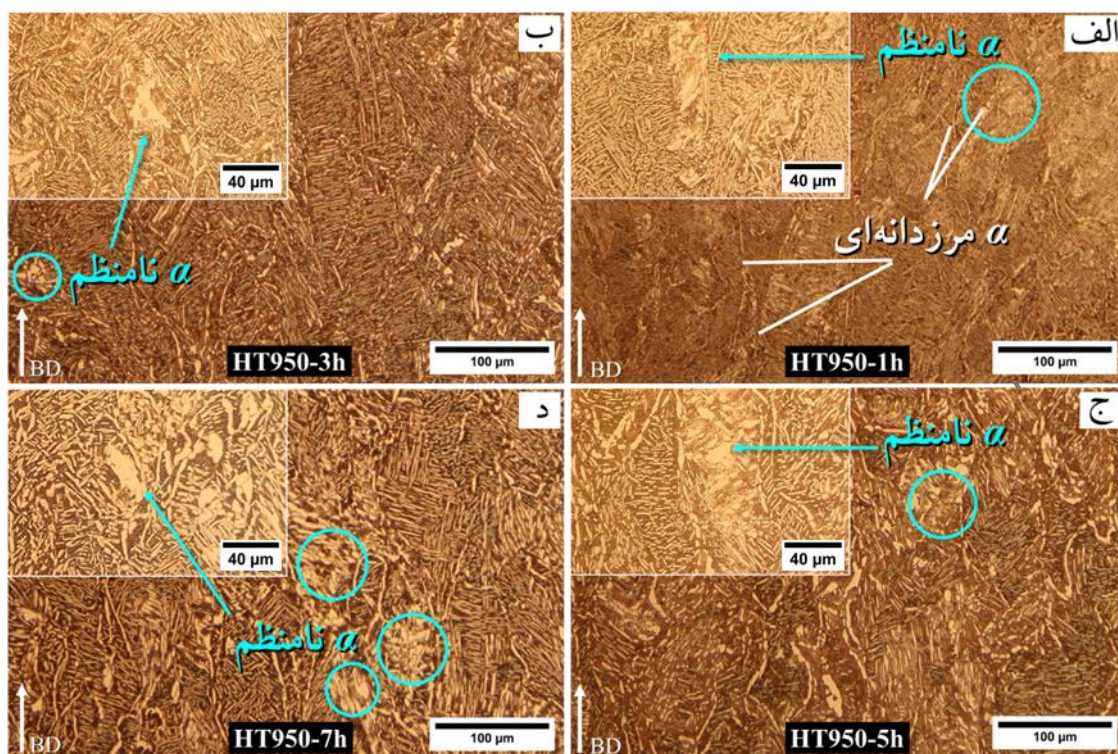


شکل ۴- تصاویر الف-ج) میکروسکوپی نوری و د) میکروسکوپی الکترونی روبشی از آلیاژ Ti-6242 تولیدشده به روش L-PBF در حالت پس از ساخت.

که تغییرات میان این دو عامل منجر به ریخت‌های متفاوت دانه‌های β اولیه می‌شود. به عنوان مثال در نرخ‌های انجماد پایین و شیب دمایی بالا یک β کاملاً ستونی تشکیل می‌شود، اما زمانی که R بالا و G به مقدار کافی پایین باشد، فاز β به دور از فصل مشترک جامد-مایع جوانه زده که منجر به تشکیل ریزساختار هم‌محور می‌شود (۴۰ و ۴۱). عرض میانگین دانه‌های β اولیه در این نمونه، حدود $31.7 \pm 15.8 \mu\text{m}$ بوده و طول آن‌ها به چند صد میکرومتر می‌رسد. درون این دانه‌های β اولیه، پرگنه‌های α با یک ساختار مارتنزیتی سوزنی شکل قابل مشاهده هستند (شکل‌های ۴-ج و ۴-د). این فاز مارتنزیتی، به دلیل نرخ سرمایش بالا در فرایند L-PBF تشکیل می‌شود. در واقع، نرخ سرمایش تجربه‌شده بسیار بیشتر از حد بحرانی تشکیل α (410°C/s) بوده و مطابق با توالی تبدیل فازی $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \text{L} \rightarrow \alpha$ (پودر) تشکیل می‌شود که در پژوهش پیشین نویسندگان مقاله (۲۰)، به تفصیل شرح داده شده است.

نمونه منجر می‌شود (۳۴ و ۳۵). قطر متوسط این تخلخل‌ها در حدود $15 \mu\text{m}$ و چگالی حجمی آن‌ها 0.31 ± 0.09 درصد به دست آمد که در بازه قابل قبول بیان شده برای فرایند L-PBF است (۳۶-۳۸).

در شکل‌های (۴-ب) و (۴-ج)، دانه‌های ستونی و کشیده β اولیه که به صورت رونشستی^{۲۵} در امتداد جهت ساخت رشد کرده‌اند، با خط‌چین نشان داده شده‌اند. از آنجایی که حداکثر شیب دمایی^{۲۶} در خلاف جهت ساخت و به سمت صفحه ساخت است، صفحه ساخت به عنوان یک چاهک حرارتی^{۲۷} موثر عمل می‌کند. در نتیجه اغلب دانه‌هایی که در جهت ساخت $\langle 001 \rangle$ جهت‌گیری کرده‌اند، شانس تکامل در سازوکار رشد رقابتی را پیدا کرده و دانه‌های ستونی پیوسته که مشخصه قطعات ساخت افزایشی هستند را تشکیل می‌دهند (۳۹). ابعاد دانه‌های β اولیه تنها به نرخ انجماد (R) بستگی دارد، در حالی که ریخت^{۲۸} آن‌ها علاوه بر نرخ انجماد، به شیب دمایی (G) نیز وابسته است. این بدان معنا است



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی نوری از نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 950°C و در زمان‌های (الف) ۱ ساعت، (ب) ۳ ساعت، (ج) ۵ ساعت و (د) ۷ ساعت.

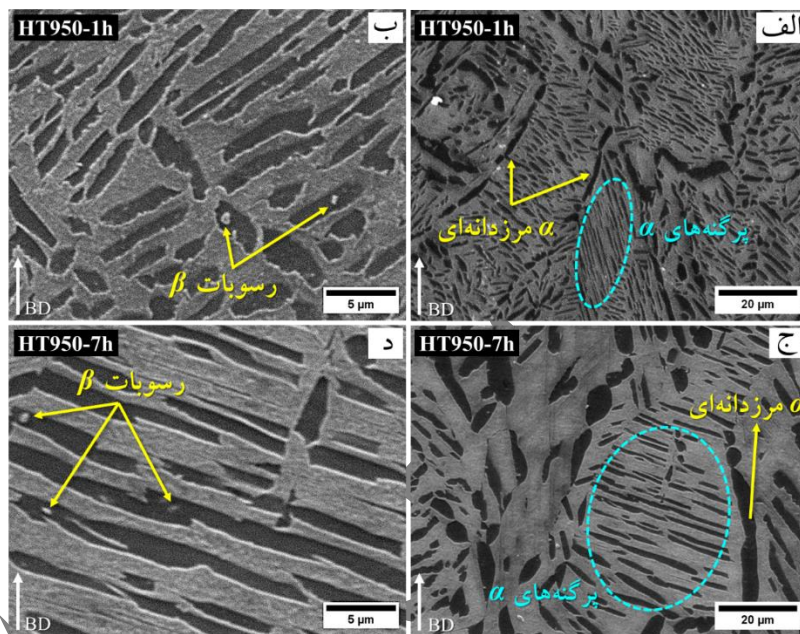
مشاهده می‌شود که شکل ستونی دانه‌های β اولیه که در نمونه در حالت پس از ساخت و پیش از عملیات حرارتی مشاهده شده بود (شکل‌های ۴-ب و ۴-ج)، حفظ شده، همچنین عرض این دانه‌ها نسبت به نمونه عملیات حرارتی نشده بدون تغییر باقی مانده است. این نتیجه با نتایج پژوهشگران دیگر تطابق دارد. به‌عنوان مثال ریگر و همکاران (۴۱)، نشان دادند که با انجام عملیات حرارتی روی آلیاژ Ti-6242 تولیدشده به روش L-PBF در دماهای 700°C ، 800°C و 900°C به مدت ۳۰ دقیقه تا ۸ ساعت و با دو سرعت سرمایش متفاوت در کوره و هوا، عرض دانه‌های β تغییر قابل توجهی نداشته و تنها اجزای ریزساختاری مانند ضخامت تیغه‌های فاز α دستخوش تغییر شده است. این پژوهش‌ها نشان داده‌اند که در زیر دمای استحاله فاز α به β ، حضور فاز α مانع از رشد β می‌شود. لذا به نظر می‌رسد در دمای 950°C آخرین باقی‌مانده‌های فاز α اولیه که به صورت ترجیحی در امتداد مرزدانه‌های ستونی β قرار دارند، مانع رشد و عریض شدن

این تحول مارتنزیتی غیرنفوذی است، در نتیجه α همان ترکیب فاز β اولیه را دارد (۴۲). علاوه بر این، فاز مارتنزیتی α دارای ساختار بلوری هگزاگونال فشرده است که انعطاف‌پذیری را محدود کرده و تمایل به شکست مرزدانه‌ای در امتداد مرز دانه‌های β اولیه دارد (۴۳).

شکل (۵)، تصاویر میکروسکوپی نوری از آلیاژ Ti-6242 ساخته شده به روش L-PBF را پس از عملیات حرارتی در دمای 950°C نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که با انجام عملیات حرارتی در دمای 950°C ، فاز شبه پایدار α طی یک تحول نفوذی به فازهای پایدارتر α و β تبدیل شده است. در تصاویر میکروسکوپی نوری، α فاز روشن و β زمینه تیره‌رنگ است (۴۴). ریخت‌های متفاوت فاز α اعم از تیغه‌های موازی که پرگنه‌های α را تشکیل داده‌اند، توده‌های α که بدون جهت‌گیری کریستالوگرافی مشخص رشد کرده و α نامنظم نامیده می‌شوند و مرزدانه‌ای در تصاویر شکل (۵) قابل مشاهده است. همچنین

جدول ۴- مقادیر متوسط ضخامت تیغه‌های فاز α نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 950°C

نمونه	متوسط ضخامت فاز α (μm)	تغییرات نسبت به نمونه HT950-1h (%)
HT950-1h	0.48 ± 0.10	-
HT950-3h	0.73 ± 0.16	۵۲
HT950-5h	0.84 ± 0.18	۷۵
HT950-7h	0.94 ± 0.19	۹۶



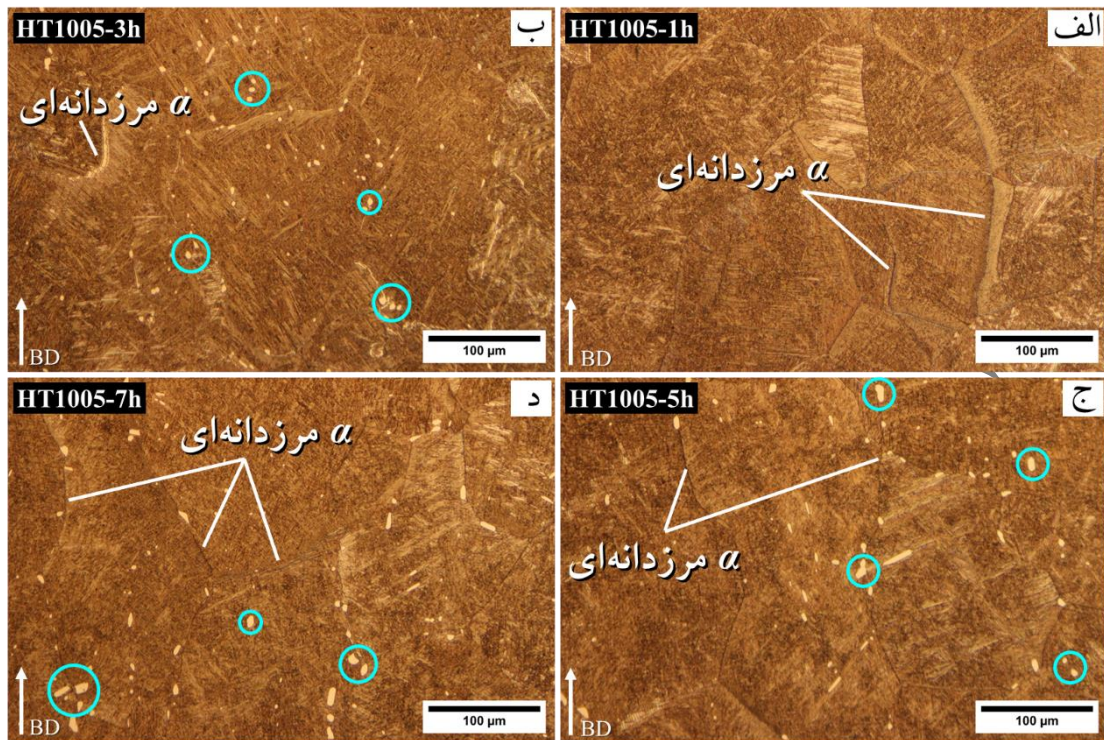
شکل ۶- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 950°C به مدت الف و ب) ۱ ساعت و ج و د) ۷ ساعت.

می‌شود که با انجام عملیات حرارتی در این دما و به مدت سه ساعت، ضخامت فاز α نسبت به نمونه عملیات حرارتی شده به مدت یک ساعت تقریباً ۱/۵ برابر شده است. همچنین با افزایش زمان عملیات حرارتی در این دما ضخامت تیغه‌های α بیش تر شده و تا $0.94 \mu\text{m}$ افزایش یافته است.

شکل (۶)، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 950°C به مدت ۱ و ۷ ساعت را در بزرگنمایی‌های متفاوت نشان می‌دهد که با تصاویر میکروسکوپی نوری تطابق دارد. افزایش ۹۶ درصدی ابعاد اجزا ریزساختاری که بین زمان ابتدایی و انتهایی عملیات حرارتی در جدول (۴) محاسبه

دانه‌های ستونی β شده و بنابراین در این دما تغییرات ریزساختاری محدودی رخ داده است. البته ضخامت فاز α با چنین عملیات حرارتی‌هایی و با توجه به نرخ سرمایش تغییر می‌کند. سرمایش آهسته‌تر به درشت شدن بیشتر اجزا ریزساختاری منجر می‌شود و به فاز β اجازه می‌دهد در امتداد مرز لایه‌های α و ترجیحاً در نقاط سه‌گانه لایه‌های α باقی بماند (۴۵ و ۴۶).

تاثیر افزایش زمان عملیات حرارتی بر ضخامت تیغه‌های فاز α در دمای 950°C ، در شکل (۵) قابل مشاهده است. مقادیر متوسط ضخامت این تیغه‌ها برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 950°C ، در جدول (۴) نشان داده شده است. مشاهده

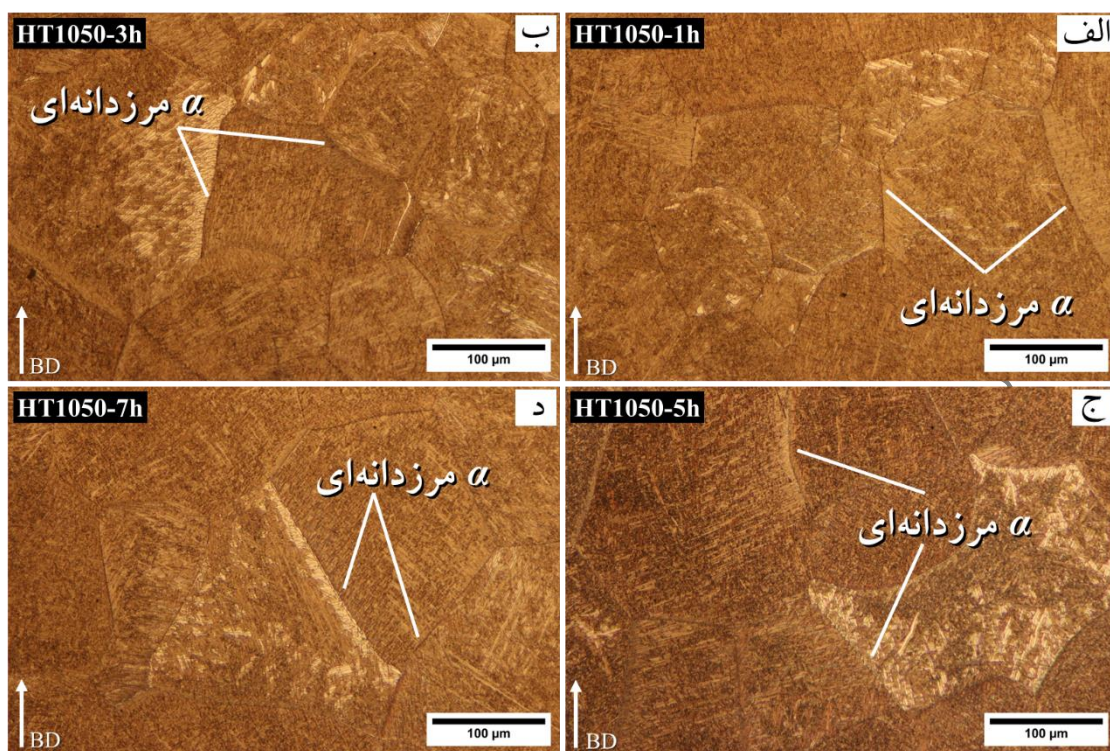


شکل ۷- تصاویر میکروسکوپی توری نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 1050°C و در زمان‌های (الف) ۱ ساعت، (ب) ۳ ساعت، (ج) ۵ ساعت و (د) ۷ ساعت.

شد، در تصاویر میکروسکوپی الکترونی قابل مشاهده است. با درشت‌تر شدن ریزساختار در اثر تحولات نفوذی که حین عملیات حرارتی رخ می‌دهد، اجزای ریزساختاری با وضوح بیشتری قابل مشاهده و تشخیص هستند. در این تصاویر فاز α تیره‌رنگ و فاز β روشن است. روشن‌تر بودن فاز β ، به دلیل غنی بودن این فاز از عناصر سنگین‌تر مانند Mo است (۲۴). تیغه‌های α سوزنی‌شکل و کشیده که از مرزدانه‌های جوانه زده و به صورت موازی رشد کرده‌اند، پرگنه‌های α را تشکیل داده‌اند (شکل‌های ۶-الف و ۶-ج). همچنین رسوبات β را می‌توان در تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی با بزرگنمایی بیشتر (شکل‌های ۶-ب و ۶-د) مشاهده کرد. رسوب فاز β ، به دلیل نفوذ و پراکنده شدن عنصر Mo از درون دانه‌ها به مرزهای آن در دماهای بالاتر از 750°C رخ می‌دهد. چنین تغییرات ساختاری در پژوهش‌های دیگر هم گزارش شده است (۲۷ و ۴۵-۴۸).

ریزساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای 1050°C و 1050°C به ترتیب در شکل‌های (۷) و (۸) قابل مشاهده است. دیده شد که عملیات حرارتی در دمای بالاتر از دمای استحاله فازی α به β ، موجب تغییرات عمده‌ای در ریزساختار آلیاژ شده است. دانه‌های ستونی β اولیه که پیش‌تر در نمونه‌های عملیات حرارتی نشده و عملیات حرارتی شده در دمای 950°C مشاهده شده بود، شکل هم‌محور به خود گرفته و بسیار بزرگ‌تر شده‌اند، به طوری که اندازه برخی از آن‌ها به حدود $750\ \mu\text{m}$ می‌رسد. متوسط عرض این دانه‌های هم‌محور برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 1050°C به مدت یک ساعت، $174/1 \pm 67/4\ \mu\text{m}$ بوده و با افزایش زمان عملیات حرارتی تا هفت ساعت، به $187/4 \pm 85/3\ \mu\text{m}$ می‌رسد. این مقادیر برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 1050°C نسبت به دمای 1050°C بالاتر بوده و از $221/5 \pm 99/8\ \mu\text{m}$ شروع و با افزایش مدت زمان عملیات حرارتی به $250/7 \pm 108/2\ \mu\text{m}$ می‌رسد. در واقع، به نظر می‌رسد که در دماهای بالاتر از دمای تبدیل فاز α

در واقع، به نظر می‌رسد که در دماهای بالاتر از دمای تبدیل فاز α

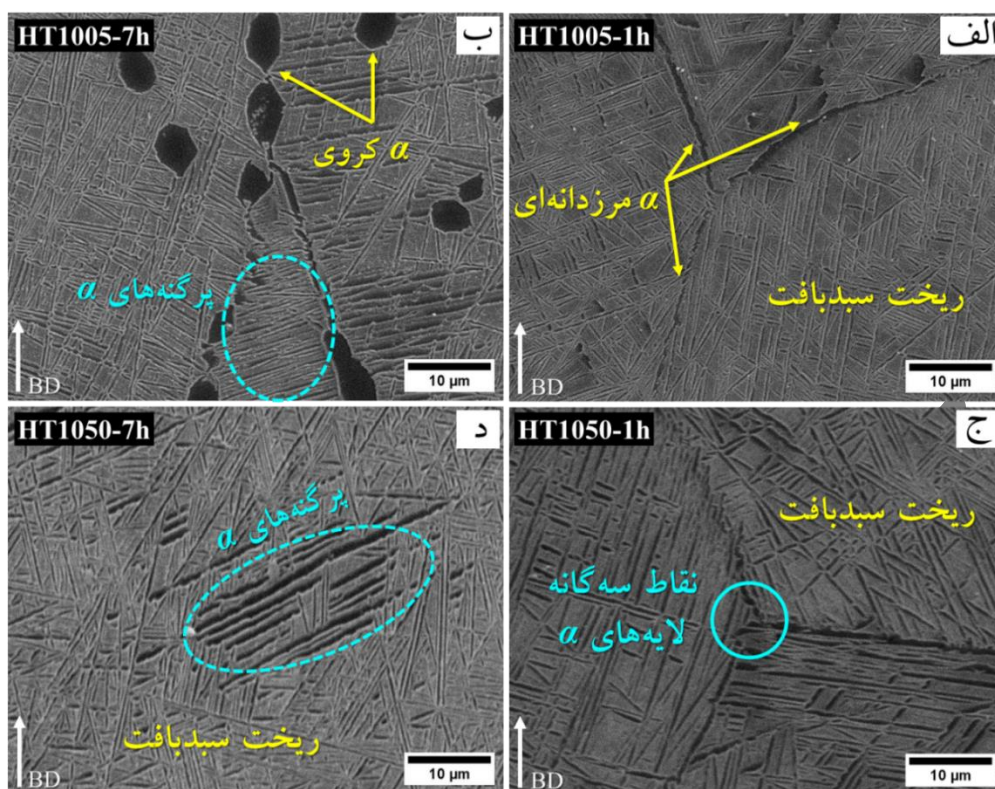


شکل ۸- تصاویر میکروسکوپی نوری نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 1050°C و در زمان‌های (الف) ۱ ساعت، (ب) ۳ ساعت، (ج) ۵ ساعت و (د) ۷ ساعت.

ناشی می‌شود. به نظر می‌رسد که صفحات فاز α از این لایه α مرزدانه‌ای جوانه زده و به صورت موازی به درون دانه‌های β رشد کرده‌اند تا یک پرگنه α تشکیل دهند. این پرگنه‌ها تا زمانی درون دانه‌های β اولیه رشد می‌کنند که به دیگر پرگنه‌های α جوانه زده از سایر نواحی مرزدانه برسند. این پرگنه‌ها بزرگ بوده و پهنای آن‌ها محدود به ابعاد دانه β اولیه‌ای است که از آن نشأت گرفته‌اند (۳۰، ۴۵ و ۴۹). در پژوهش ریگر و همکاران (۴۱)، نشان داده شد که این ریزساختار لایه‌ای با دانه‌های درشت مقاومت به خزش را بهبود می‌بخشد. همچنین کروی شدن فاز α (دایره‌های آبی‌رنگ) برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 1050°C رخ داده است. این ریخت فاز α ، به α کروی یا هم‌محور شناخته می‌شود. متوسط ضخامت تیغه‌های α برای نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای 1050°C و 1050°C و تمام زمان‌ها محاسبه شد. در تمامی نمونه‌ها متوسط ضخامت تیغه‌های α ، در حدود $0.8 \pm 0.35 \mu\text{m}$ به دست آمد. عدم تغییر ضخامت

به β ، دیگر موانعی برای رشد دانه‌های β وجود ندارد؛ بنابراین با انجام عملیات حرارتی بالاتر از دمای استحاله فازی و در ناحیه تماماً β ، رشد سریع دانه‌های β رخ می‌دهد که باعث تشکیل دانه‌های β هم‌محور می‌شود (۳۰ و ۴۹).

ریزساختار تمامی نمونه‌ها، شامل دانه‌های هم‌محور β متشکل از لایه‌های α و β با شکل ویدمن‌اشانتین 30° و سببافت 31 و پرگنه‌های α است. ظاهر فاز α تا حد زیادی تحت تاثیر سرعت سرمایش است. سرعت‌های سرمایش بسیار زیاد مانند کوئنچ در آب (بیشتر از 41°C/s)، منجر به تشکیل مارتنیت α' می‌شود که معمولاً باید از آن اجتناب کرد چرا که تیغه‌های α' در جلوگیری از حرکت نابجایی‌ها بسیار موثر بوده و در نتیجه باعث ترد شدن ماده می‌شوند. در واقع طول لغزش α معمولاً به یک دانه محدود است که به تجمع نابجایی‌ها منجر می‌شود. در تصاویر شکل‌های (۷) و (۸)، می‌توان یک لایه α مرزدانه‌ای تقریباً پیوسته را در مرز دانه‌های β اولیه مشاهده کرد که از سرعت سرمایش آهسته‌تر



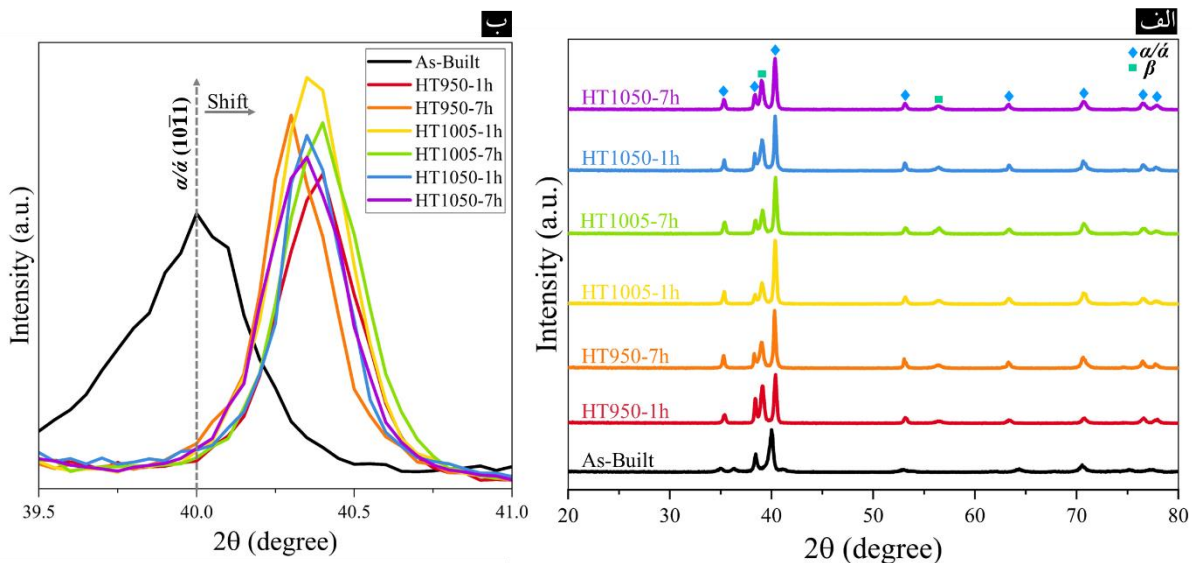
شکل ۹- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی الف) HT1005-1h، ب) HT1005-7h، ج) HT1050-1h و د) HT1050-7h.

α/α' با ساختار بلوری هگزاگونال فشرده هستند (۲۴ و ۲۵). از آنجایی که ساختار بلوری فازهای α و α' مشابه بوده و پارامتر شبکه آن‌ها بسیار به هم نزدیک است، تمایز این دو فاز در الگوی پراش دشوار است. به همین دلیل بیک‌های پراش آن‌ها به صورت α/α' مشخص شده‌اند. شایان ذکر است که افتراق میان فازهای α و α' ، براساس تفاوت در ریخت آن‌ها صورت می‌گیرد (۵۰ و ۵۱). علاوه بر این، بیک‌های مربوط به رسوبات فاز $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ در موقعیت‌های مورد انتظار شناسایی نشدند. این فاز معمولاً در آلیاژهای Ti-xAl با درصد وزنی آلومینیوم بیشتر از ۵ درصد و در حین عملیات حرارتی رسوب می‌کند. تشخیص فاز $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ در الگوی پراش پرتو ایکس، تنها در صورت رسوب قابل توجه امکان‌پذیر است (۵۲ و ۵۳). براساس تحلیل‌های تجربی (۵۳-۵۵)، برای تشکیل رسوبات $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ غنی از Al در آلیاژهای Ti-6Al، عموماً به غلظت موضعی بیش‌تر از ۱۰ درصد وزنی آلومینیوم نیاز است. تشخیص بیک‌های $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ از α/α'

تیغه‌های α با افزایش دما و زمان عملیات حرارتی، می‌تواند به قراردادن نمونه در ناحیه تماماً β مربوط باشد. در واقع حین عملیات حرارتی بالاتر از دمای استحاله فاز α ، به‌طور کامل به فاز β تبدیل شده است و مجدد در حین سرمایش از فاز β ایجاد می‌شود (۴۵). جزئیات ریزساختاری نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای بالاتر از دمای استحاله فازی، به‌وضوح در تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (شکل ۹) مشخص است و با تصاویر میکروسکوپی نوری تطابق دارد.

۳-۲- فازبایی

شکل (۱۰-الف)، الگوی پراش پرتو ایکس نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای 950°C ، 1005°C و 1050°C به مدت ۱ و ۷ ساعت را با نمونه عملیات حرارتی نشده مقایسه می‌کند. فازبایی الگوهای پراش و مقایسه آن با نتایج گزارش شده در مطالعات پیشین نشان می‌دهد که تمامی نمونه‌ها حاوی فاز



شکل ۱۰- الف) الگوی پراش پرتو ایکس نمونه عملیات حرارتی نشده و نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای 950°C و 1050°C ، ب) پهن‌شدگی و جابجایی پیک‌های $(10\bar{1}1)$ فاز α/α' پس از انجام عملیات حرارتی.

می‌شود؛ چراکه λ مقداری ثابت است (۴۵ و ۵۶). این جابجایی پیک‌های فاز α/α' در نمونه‌های عملیات حرارتی شده در شکل ۱۰-ب) قابل مشاهده است.

همچنین مشاهده می‌شود که عرض پیک‌های α/α' در نمونه عملیات حرارتی نشده در مقایسه با نمونه‌های عملیات حرارتی شده بیشتر است. عرض بیشتر پیک‌ها می‌تواند از آماده‌سازی نمونه، تاثیرات در ابعاد نانو و ریزکرنش/ریزتنش در بلورک‌ها ناشی شده باشد. با توجه به شرایط یکسان آماده‌سازی نمونه‌ها در این مطالعه، احتمال اثرگذاری عامل اول اندک است. از سوی دیگر و با توجه به نانوکریستالی نبودن نمونه‌های پژوهش حاضر، اثرات در ابعاد نانو نیز قابل صرف‌نظر است؛ بنابراین، به نظر می‌رسد ریزکرنش/ریزتنش در بلورک‌ها که از اعوجاج‌های شبکه‌ای ناشی از حضور محلول جامد و نابجایی‌ها پدید می‌آیند، عامل اصلی پهن‌شدگی پیک‌ها باشد. در فرایند L-PBF، انتقال حرارت پیچیده و نرخ سرمایش بالا، اغلب موجب توزیع غیریکنواخت نابجایی‌ها و محلول جامد می‌شود. به همین دلیل، حتی اگر گروهی از بلورک‌ها در صفحه پراش اشتراک داشته باشند، دارای مقادیر متفاوتی از ریزکرنش هستند که باعث توزیع گسترده‌تر مقادیر d_{hkl} و در نتیجه بازه وسیع‌تر 2θ یک پیک پراش می‌شود. این

در زوایای 2θ بیشتر از 35 درجه، به دلیل نزدیکی موقعیت‌های پراش آن‌ها چالش برانگیز است. باین‌حال، این فاز دو پیک مشخص در زوایای 2θ تقریبی 26 و 31 درجه دارد، اما در این نقاط هم پیک شناسایی نشد. این مورد حاکی از آن است که در صورت وجود فاز $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ ، میزان آن از دو درصد کمتر بوده است (۲۶ و ۵۲). در نمونه‌های عملیات حرارتی شده و برخلاف نمونه بدون عملیات حرارتی، علاوه بر فاز α/α' ، فاز β با ساختار بلوری مکعبی مرکزدار نیز شناسایی شد. عدم حضور فاز β در نمونه عملیات حرارتی نشده، نشان از اشباع فاز α/α' از عناصر پایدارکننده فاز β ، نظیر مولیبدن و زیرکونیم دارد. ظهور پیک‌های فاز β در نمونه‌های عملیات حرارتی شده، حاکی از تجزیه مارتنزیت α' و توزیع مجدد عناصر آلیاژی است. با توجه به این که فاز β تشکیل شده غنی از زیرکونیم است، با تشکیل آن مقدار این عنصر در شبکه فاز α/α' کاهش می‌یابد و از آنجایی که شعاع اتمی زیرکونیم (0.162 nm) بزرگ‌تر از شعاع اتمی تیتانیوم (0.147 nm) است، می‌تواند باعث کاهش پارامتر شبکه فاز α/α' شود (۴۷ و ۵۶). مطابق قانون براگ $\lambda = 2d_{hkl}\sin\theta$ ، کاهش پارامتر شبکه و در نتیجه کاهش فاصله میان صفحات ساختار بلوری (d_{hkl})، منجر به انتقال پیک‌های فاز α/α' به زوایای بزرگ‌تر

جدول ۵- مقادیر FWHM پیک (۱۰۱) α/α نمونه As-Built و

نمونه‌های عملیات حرارتی شده

نمونه	پیک پراش (۱۰۱) α/α	
	FWHM (deg.)	2 θ (deg.)
As-Built	۰/۴۵	۳۹/۹۶
HT950-1h	۰/۳۱	۴۰/۳۸
HT950-7h	۰/۲۶	۴۰/۳۱
HT1005-1h	۰/۲۹	۴۰/۳۶
HT1005-7h	۰/۳۱	۴۰/۳۹
HT1050-1h	۰/۲۳	۴۰/۳۶
HT1050-7h	۰/۳۱	۴۰/۳۵

مورد به عنوان اثر پهن‌شدگی^{۳۳} پیک شناخته می‌شود (۲۶). این اثر با مقایسه پهنای پیک در نصف ارتفاع بیشینه^{۳۴} پیک (۱۰۱) فاز α/α نمونه عملیات حرارتی نشده و نمونه‌های عملیات حرارتی شده، در جدول (۵) به خوبی مشهود است. در پژوهش ژو و همکاران (۴۷) نیز مشاهده شد که عملیات حرارتی انجام‌شده روی نمونه Ti-6242 تولیدشده به روش L-PBF، منجر به کاهش پهنای پیک‌های فاز α/α شده است. پیک‌های عریض‌تر در نمونه عملیات حرارتی نشده، به فوق‌اشباع بودن α مارتنزیتی از مولیدن و زیرکونیم، چگالی بالای نابه‌جایی‌ها و تنش پسماند بیشتر نسبت داده شد.

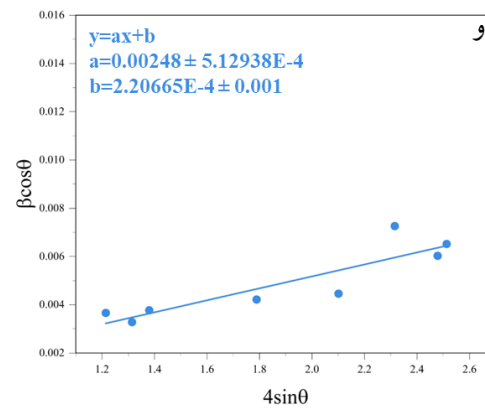
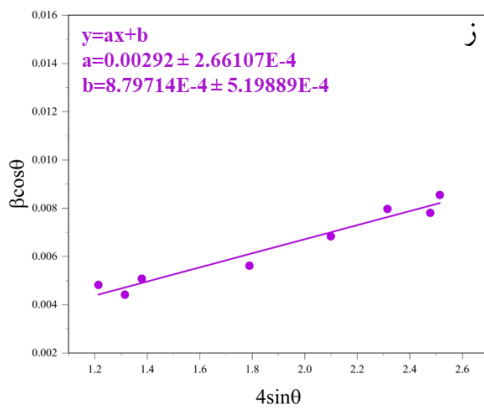
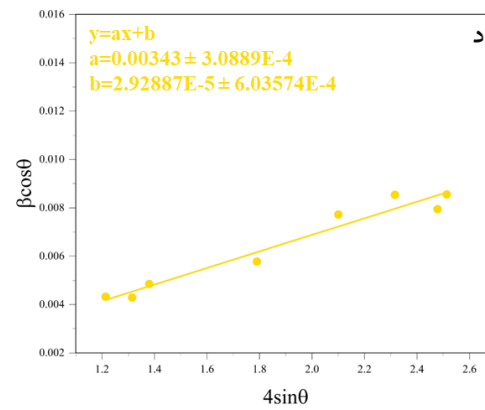
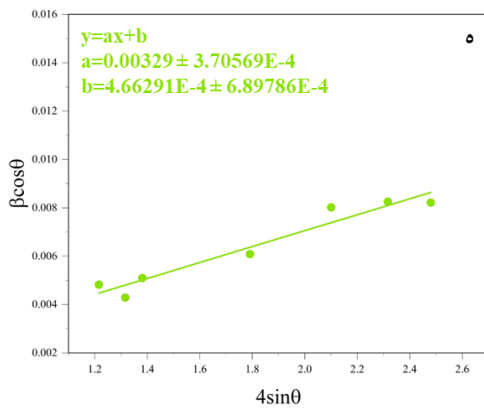
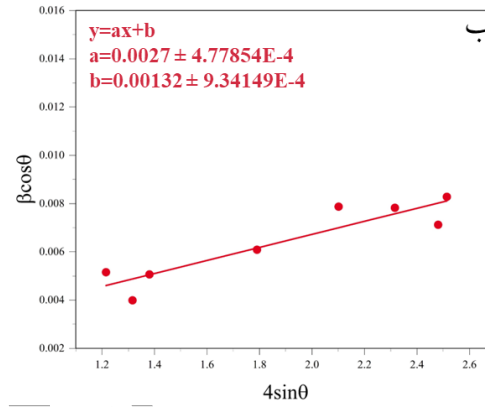
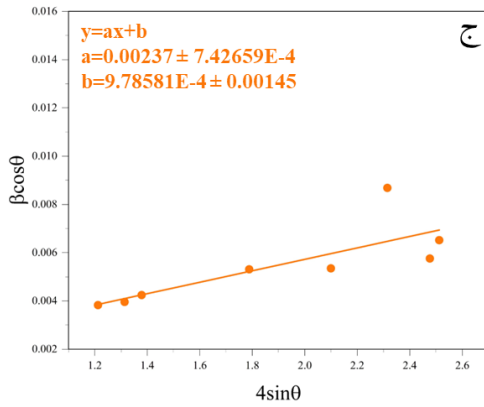
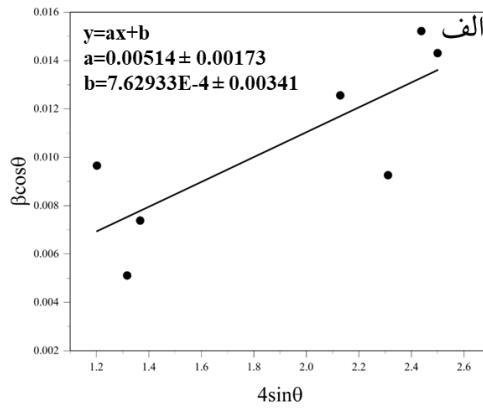
منحنی‌های ویلیامسون-هال فاز α/α نمونه عملیات حرارتی نشده و نمونه‌های عملیات حرارتی شده، به همراه معادله خط آن‌ها در شکل (۱۱) قابل مشاهده است. مقایسه شیب منحنی‌های ویلیامسون-هال که بیانگر ریزکرنش شبکه است، نشان می‌دهد که نمونه‌های عملیات حرارتی شده ریزکرنش/ریزتنش کمتری از نمونه عملیات حرارتی نشده دارند که باریک‌شدن پیک‌های فاز α/α در نمونه‌های عملیات حرارتی شده را توجیه می‌کند (۵۷).

با توجه به ارتباط مستقیم شدت پیک‌ها در الگوی پراش پرتو ایکس با مقادیر نسبی فازهای مختلف، نسبت شدت پیک (۱۱۰) فاز β به پیک (۱۰۱) فاز α/α جهت بررسی تغییرات مقدار فاز

β با انجام عملیات حرارتی محاسبه و در شکل (۱۲-الف) نشان داده شده است (۵۰). همچنین آنالیز کمی الگوهای پراش پرتو ایکس به روش ریتولد و با استفاده از نرم‌افزار MAUD انجام و مقادیر فاز β محاسبه شد که در شکل (۱۲-ب) قابل مشاهده است. با وجود تفاوت در نمودارها، روند صعودی یا نزولی مقدار فاز β میان زمان ابتدایی و انتهایی هر بازه دمایی عملیات حرارتی در هر دو نمودار تقریباً مشابه است. عملیات حرارتی در دمای $^{\circ}\text{C}$ ۹۵۰، باعث افزایش درصد فاز β به بیشترین مقدار خود در حدود ۲۳ درصد شده است که می‌تواند به قرارگیری نمونه در دامنه استحاله فازی α به β مربوط باشد. با افزایش زمان عملیات حرارتی در این دما، درصد فاز β کاهش یافته و به حدود ۱۹ درصد رسیده است. کاهش درصد فاز β با افزایش زمان عملیات حرارتی در این دما، می‌تواند به درشت‌شدن ابعاد فاز α و همچنین تجزیه مجدد فاز β تشکیل‌شده به فازها و رسوبات ظریف α و β ثانویه مربوط باشد. درصد فاز β با انجام عملیات حرارتی در دمای $^{\circ}\text{C}$ ۱۰۰۵، به کمترین میزان خود (حدود ۱۱ درصد) رسیده و با افزایش زمان عملیات حرارتی به هفت ساعت به حدود ۱۴ درصد افزایش یافته است. مقدار این فاز β پس از انجام عملیات حرارتی در دمای $^{\circ}\text{C}$ ۱۰۵۰ به مدت یک ساعت، در حدود ۱۲ درصد است و افزایش زمان تاثیر قابل توجهی بر مقدار آن ندارد.

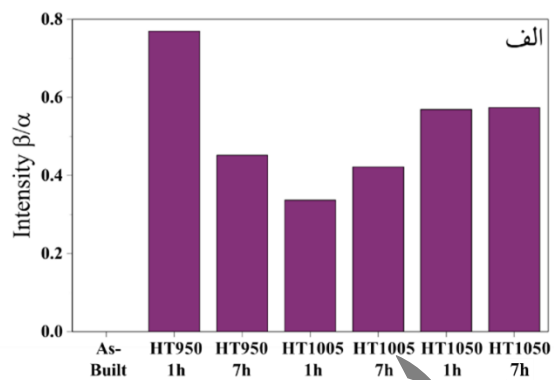
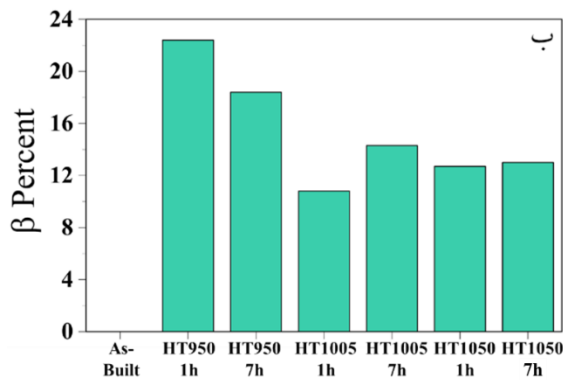
۳-۳- خواص مکانیکی

آزمون پانچ برشی، براساس سازوکار بیان‌شده در بخش ۳-۲، روی نمونه در حالت پس از ساخت و تمامی نمونه‌های عملیات حرارتی شده انجام شد. شکل (۱۳-الف) منحنی‌های تنش برشی-جاب‌جایی نرمال‌شده نمونه‌های عملیات حرارتی شده در سه دمای $^{\circ}\text{C}$ ۹۵۰، $^{\circ}\text{C}$ ۱۰۰۵، $^{\circ}\text{C}$ ۱۰۵۰ و چهار بازه زمانی ۱، ۳، ۵ و ۷ ساعت را با نمونه عملیات حرارتی نشده مقایسه می‌کند. منحنی‌های تنش-جاب‌جایی حاصل از آزمون پانچ برشی اغلب شامل چهار ناحیه الاستیک خطی، نقطه انحراف از ناحیه خطی شبیه به رفتار تسلیم، تغییرشکل غیرخطی و نقطه تنش برشی نهایی هستند. البته یک ناحیه سیگموتیدی^{۳۵} پیش از ناحیه خطی



شکل ۱۱- منحنی‌های ویلیامسون-هال (نمونه‌های الف) عملیات حرارتی نشده، (ب) HT950-1h،

(ج) HT950-7h، (د) HT1005-1h، (ه) HT1005-7h، (و) HT1050-1h و (ز) HT1050-7h.



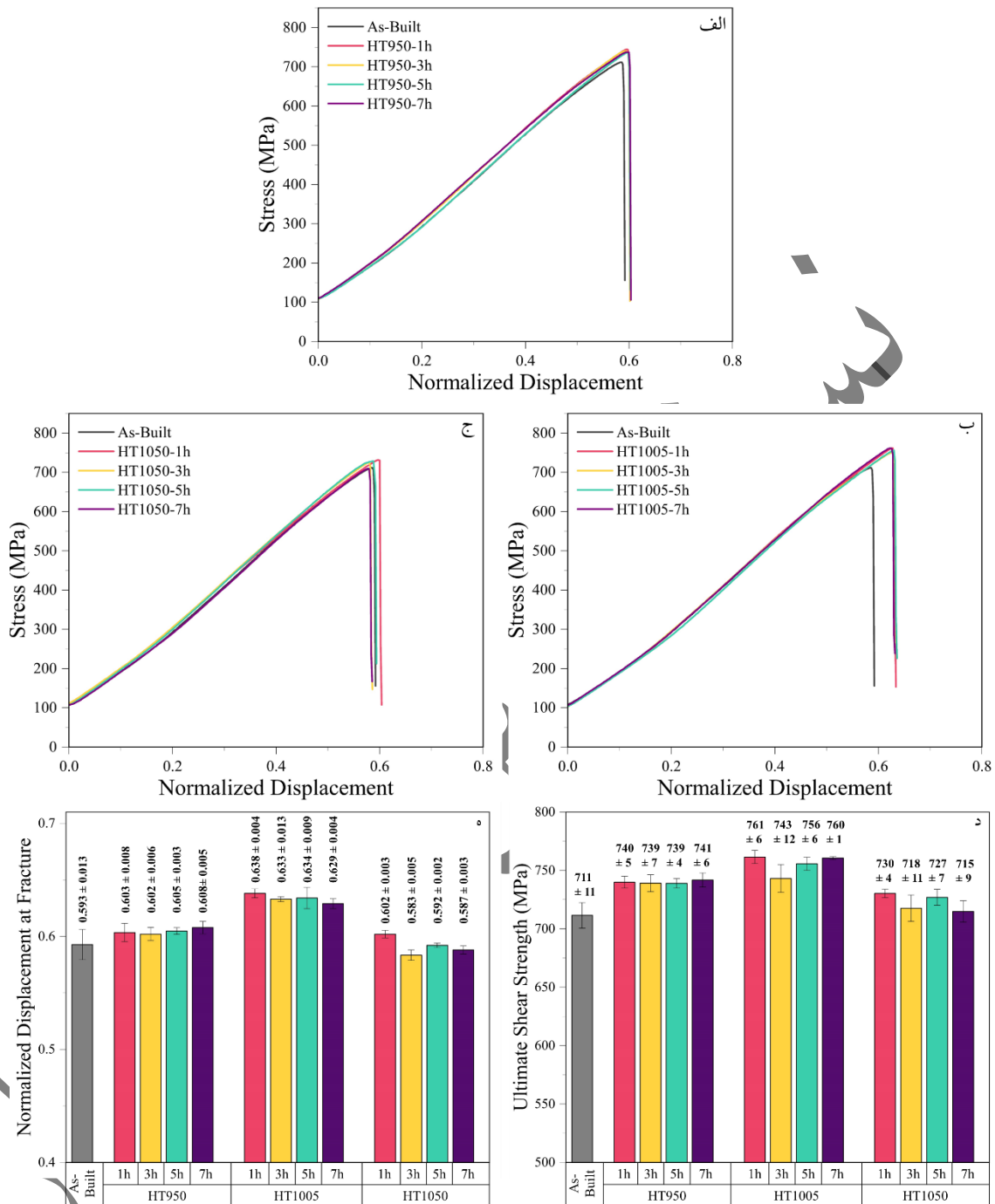
شکل ۱۲- الف) نسبت شدت پیک (۱۱۰) فاز β به پیک (۱۰۱) فاز α/α' و ب) مقدار فاز β پس از انجام عملیات حرارتی.

در این پژوهش، حدود 1280 MPa تخمین زده شد که از استحکام نهایی Ti-6242 ساخته شده به روش های سستی (1010 MPa) بیشتر است (۶۰).

با انجام عملیات حرارتی و تبدیل فاز شبه پایدار و مارتزیتی α' سوزنی به فازهای پایدارتر α و β و متعاقباً کاهش تنش های پسماند انتظار می رود که استحکام کاهش و انعطاف پذیری افزایش یابد (۲، ۴۱، ۴۷ و ۴۸). با این حال مشاهده می شود که پس از عملیات حرارتی، استحکام نهایی تمام نمونه ها مانند انعطاف پذیری افزایش یافته است. افزایش همزمان استحکام نهایی و انعطاف پذیری نمونه های عملیات حرارتی شده، می تواند به حضور همزمان ریخت های مختلف فاز α با خواص متفاوت در ریزساختار، رسوب فاز $\alpha_2\text{-Ti}_3\text{Al}$ و یا فازهای ظریف α و β ثانویه و همچنین هم محور شدن ریزساختار مربوط باشد. اما اظهار نظر قطعی در این مورد نیاز به مطالعات بیشتر و عمیق تری دارد (۶۱-۶۳).

طبق پژوهش های پیشین، در شرایطی که مانند پژوهش حاضر، چگالی عیوب نمونه یکسان باشد، ریزساختار عامل موثر بر تغییرات خواص مکانیکی است (۴۹ و ۶۴). یکی از جزئیات ریزساختاری موثر بر خواص مکانیکی، ضخامت تیغه های α است. در پژوهش گالاراگا و همکاران (۴۹)، تاثیر ضخامت تیغه های α بر خواص مکانیکی با فرضیه نابجایی^{۳۶} و این که ویژگی های ریزساختاری می تواند به عنوان موانعی برای لغزش نابجایی عمل کرده و باعث انباشته شدن نابجایی ها شوند، توضیح

و در بارهای کم، می تواند به دلیل عدم انطباق پانچ فرورونده با نمونه رخ دهد که بیشتر در مواد با استحکام بالا مانند اینکونل ۷۱۸ و آلیاژهای تیتانیومی برجسته است (۳۳ و ۵۸). این ناحیه سیگموتیدی برای تمامی نمونه های پژوهش حاضر، تقریباً یکسان بوده و مقادیر آن از منحنی ها حذف شده است. همچنین در منحنی های تنش-جابجایی مواد با استحکام بالا مانند آلیاژ Ti-6242 مورد استفاده در این پژوهش، شروع ترک همزمان با تنش نهایی اتفاق افتاده و رشد ناپایدار آن منجر به شکست می شود. در نتیجه حداکثر جابه جایی نرمال شده در نقطه استحکام برشی نهایی، به عنوان معیاری از انعطاف پذیری در نظر گرفته می شود (۵۹). ناگفته نماند که همواره یک نقطه مشخص انحراف از ناحیه خطی به غیر خطی در منحنی های آزمون پانچ برشی مانند منحنی های حاصل از این مطالعه مشاهده نمی شود و به همین دلیل در ارتباط با تنش برشی تسلیم نمی توان اظهار نظر کرد (۵۸). مقادیر میانگین استحکام برشی نهایی و جابه جایی نرمال شده در نقطه شکست حاصل از سه بار تکرار آزمون پانچ برشی برای تمام نمونه ها در شکل های (۱۳-د) و (۱۳-ه) آورده شده است. استحکام برشی نهایی نمونه در حالت پس از ساخت، حدود 711 MPa به دست آمد. در پژوهش های پیشین مشاهده شد که یک ارتباط خطی میان استحکام برشی نهایی و استحکام کششی نهایی وجود داشته و با ضرب مقدار استحکام برشی نهایی در $1/8$ استحکام کششی نهایی حاصل می شود (۵۸ و ۵۹). با استفاده از این رابطه استحکام کششی نهایی نمونه عملیات حرارتی نشده



شکل ۱۳- منحنی‌های تنش برشی-جاب‌جایی نرمال‌شده نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای

الف) ۹۵۰°C، ب) ۱۰۰۵°C (ج) و ۱۰۵۰°C (د) استحکام برشی نهایی و ه) جاب‌جایی نرمال‌شده در نقطه شکست آن‌ها.

جزئیات ریزساختاری مانند ضخامت تیغه‌های α ، انعطاف‌پذیری بهبود می‌یابد (۳۰). همان‌طور که در جدول (۴) نشان داده شد، با انجام عملیات حرارتی در دمای ۹۵۰°C و با افزایش زمان،

داده شد. از آنجایی که استحکام نهایی یک رابطه نوع هال-پیچ^{۳۷} با ضخامت تیغه‌های α نشان می‌دهد، افزایش ضخامت تیغه‌های α موجب کاهش استحکام می‌شود. همچنین با درشت‌شدن

درحالی که شکل و ابعاد دانه‌های β تغییر می‌کند. با افزایش زمان عملیات حرارتی و در نتیجه افزایش اندازه دانه‌های β در این دو دما، انتظار می‌رود استحکام کاهش و انعطاف‌پذیری افزایش یابد، اما چنین روندی در نتایج مشاهده نمی‌شود که بررسی علت آن نیاز به مطالعات بیشتر و عمیق‌تری دارد.

همان‌طور که پیش‌تر به آن اشاره شد، با ضرب مقادیر استحکام برشی نهایی در $1/8$ ، می‌توان مقادیر استحکام کششی نهایی را تخمین زد (۵۸ و ۵۹). با توجه به این مورد، مقادیر استحکام کششی نهایی نمونه‌های عملیات حرارتی شده محاسبه و در جدول (۶) با مراجع مقایسه شده است.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش قطعات ساخته‌شده از آلیاژ Ti-6242 به روش ذوب بستر پودر با لیزر در سه دمای 950°C ، 1005°C و 1050°C به مدت ۱، ۳، ۵ و ۷ ساعت عملیات حرارتی شده و پس از سرمایش در هوا ریزساختار، فازها و خواص برشی آن‌ها مورد بررسی قرار گرفت. مهم‌ترین نتایج حاصل عبارتند از:

ریزساختار نمونه در حالت پس از ساخت شامل دانه‌های ستونی β اولیه، حاوی پرگنه‌های α با ریخت سوزنی شکل بود. عرض این دانه‌ها که به صورت رونشستی رشد کرده‌اند حدود $31\ \mu\text{m}$ بود، درحالی که طول این دانه‌ها به چندصد میکرومتر می‌رسید. ریزساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 950°C حالت ستونی خود را حفظ کرد اما فاز شبه پایدار و مارتنزیتی α به فازهای پایدارتر α و β تجزیه شد. با افزایش مدت زمان عملیات حرارتی، عرض دانه‌های β بدون تغییر باقی ماند اما ابعاد اجزا ریزساختاری مانند ضخامت تیغه‌های α تا ۹۶ درصد نسبت به زمان ابتدایی افزایش یافت.

در نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دماهای 1005°C و 1050°C ، ریزساختار از حالت ستونی به هم‌محور تبدیل شد. دانه‌های هم‌محور β حاوی لایه‌های α و β با ریخت ویدمن‌اشانتن و سببافت و پرگنه‌های α بودند. ضخامت تیغه‌های α با افزایش زمان عملیات حرارتی در حدود $35\ \mu\text{m}$ ثابت بوده و تنها عرض

ضخامت تیغه‌های α افزایش یافته است. از طرفی کاروزا و همکاران (۳۰)، نشان دادند که کاهش درصد فاز β و متعاقباً افزایش درصد فاز α ، موجب افزایش استحکام و کاهش انعطاف‌پذیری می‌شود که از خواص ذاتی ساختار کریستالی مکعبی مرکزدار ناشی می‌شود. کاهش درصد فاز β با افزایش زمان عملیات حرارتی در دمای 950°C در شکل (۱۲) قابل مشاهده است. به نظر می‌رسد که هم‌پوشانی اثر افزایش ضخامت فاز α و کاهش درصد فاز β بر استحکام و انعطاف‌پذیری، باعث شده است تا تغییرات محسوسی در مقادیر استحکام برشی نهایی و جابه‌جایی نرمال شده نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 950°C با افزایش زمان مشاهده نشود.

در شکل‌های (۱۳-د) و (۱۳-ه)، مشاهده می‌شود که عملیات حرارتی در دمای 1005°C باعث افزایش استحکام و انعطاف‌پذیری هم نسبت به دمای 950°C و هم دمای 1050°C شده است و این درحالی است که ریزساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 1005°C به نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای 1050°C نزدیک است. این مورد را می‌توان به تشکیل فاز α کروی یا هم‌محور پس از عملیات حرارتی در این دما نسبت داد. پژوهش‌ها نشان داده‌اند که فاز نسبتاً بزرگ α کروی درون زمینه α و β با ریخت ویدمن‌اشانتن و سببافت، ریزساختاری مشابه با ساختارهای چندگانه^{۳۸} یا ترکیبی ایجاد می‌کند که با محدود ساختن ابعاد پرگنه‌های α و متعاقباً افزایش فصل مشترک میان آن‌ها، استحکام و انعطاف‌پذیری را افزایش می‌دهد (۶۲ و ۶۳).

پس از انجام عملیات حرارتی در دمای 1050°C و با عدم حضور فاز α کروی استحکام و انعطاف‌پذیری نسبت به دمای 1005°C کاهش یافته است. ریگر و همکاران (۴۱)، نشان دادند که ریزساختار لایه‌ای و درشت که از عملیات حرارتی بالاتر از دمای استحاله فاز α به β و سپس سرمایش در هوا ناشی می‌شود، برای خواص خزشی در دماهای بالا مناسب است. در دماهای 1050°C و 1005°C (بالاتر از دمای استحاله فاز α به β)، برخلاف دمای 950°C ، با افزایش زمان ضخامت تیغه‌های α ثابت بوده،

جدول ۶- استحکام کششی نهایی تخمین زده شده برای نمونه‌های پژوهش حاضر در مقایسه با مراجع دیگر

مرجع	استحکام کششی نهایی (MPa)	نوع عملیات حرارتی	روش ساخت	آلیاژ
پژوهش حاضر	۱۲۸۰	-	L-PBF	Ti-6242
پژوهش حاضر	۱۳۳۰-۱۳۳۴	۹۵۰°C/۱-۷ h/EC*	L-PBF	Ti-6242
پژوهش حاضر	۱۳۳۷-۱۳۷۰	۱۰۰۵°C/۱-۷ h/EC	L-PBF	Ti-6242
پژوهش حاضر	۱۲۸۷-۱۳۱۴	۱۰۵۰°C/۱-۷ h/EC	L-PBF	Ti-6242
(۲۶)	۱۴۳۸	۵۹۵°C/۸ h/AC*	L-PBF	Ti-6242
(۲)	۱۱۳۰	۹۴۰°C/۱ h + ۵۹۵°C/۸ h	L-PBF	Ti-6242
(۲)	۱۰۹۰	۱۰۵۰°C/۱ h + ۵۹۵°C/۸ h	L-PBF	Ti-6242
(۴۸)	۱۱۶۲	۹۵۵°C/۱ h + ۵۹۵°C/۸ h	L-PBF	Ti-6242
(۴۸)	۱۱۲۲	۱۰۵۰°C/۲ h/AC	L-PBF	Ti-6242
(۴۸)	۱۰۳۴	۱۰۵۰°C/۲ h/FC*	L-PBF	Ti-6242
(۲۷)	۱۱۱۰	۹۲۵°C/۱۰۰ min/WQ*	L-PBF	Ti-6242
(۶۵)	۱۰۰۰	HIP* (۹۵۰°C/۱۲۰ min/۱۰۳ MPa/FC)	EB-PBF	Ti-6242
(۶۵)	۹۶۳	HIP (۱۰۵۰°C/۱۲۰ min/۱۰۳ MPa/FC)	EB-PBF	Ti-6242
(۶۰)	۱۰۱۰	۹۹۵°C/۱ h/WQ	ریختگی	Ti-6242
(۶۶)	۸۳۳	۱۰۲۰°C/h 1/FC	L-PBF	Ti-64
(۶۶)	۹۹۰	۱۰۲۰°C/h 1/WQ	L-PBF	Ti-64

* EC: سرمایش در کپسول کوارتزی، AC: سرمایش در هوا، FC: سرمایش در کوره، WQ: کونچ در آب و HIP: پرس ایزواستاتیک داغ است.

استحکام برشی نهایی (۷۶۱-۷۴۳ MPa) و انعطاف‌پذیری نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای ۱۰۰۵°C، از بقیه نمونه‌ها بیشتر بود که می‌تواند به دلیل تشکیل فاز α کروی یا هم‌محور پس از عملیات حرارتی در این دما باشد. با توجه به یافته‌های پژوهش، عملیات حرارتی می‌تواند در پایدار کردن ریزساختار، کاهش ریزتنش‌های شبکه‌ای، تبدیل ساختار ستونی به هم‌محور و متعاقباً کاهش ناهمسانگردی قطعه و بهبود همزمان استحکام و انعطاف‌پذیری موثر باشد. همچنین در راستای توسعه این پژوهش، بررسی اثر عملیات حرارتی بر رفتار خزش، خستگی و خوردگی قطعات و نیز انجام آزمون‌های کششی و EBSD پیشنهاد می‌شود.

دانه‌های β تا حدود $251 \mu\text{m}$ افزایش یافت. در ریزساختار نمونه‌های عملیات حرارتی شده در دمای ۱۰۰۵°C، فاز α کروی نیز یافت شد. پیک‌های باریک‌تر در الگوی پراش پرتو ایکس و شیب کمتر در منحنی‌های ویلیامسون-هال نمونه‌های عملیات حرارتی شده نسبت به نمونه در حالت پس از ساخت، بیانگر کرنش شبکه کمتر فاز α/α در نمونه‌های عملیات حرارتی شده بود. استحکام برشی نهایی تمام نمونه‌های عملیات حرارتی شده، بیشتر از نمونه در حالت پس از ساخت (حدود ۷۱۱ MPa) و در دامنه ۷۶۱-۷۱۵ MPa بود. مشابه با استحکام برشی نهایی، انعطاف‌پذیری نمونه‌های عملیات حرارتی شده نیز از نمونه در حالت پس از ساخت بیشتر بود.

تشکر و سپاسگزاری

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

سهم نویسندگان

امیرحسین امامی قلعه قاسمی: جمع‌آوری داده‌ها، تحلیل و تفسیر داده‌ها، اعتبارسنجی نتایج، نوشتن مقاله. ابوالفضل آزادی: جمع‌آوری داده‌ها، تحلیل و تفسیر داده‌ها، اعتبارسنجی نتایج. بهزاد نیرومند: طراحی و ایده‌پردازی مطالعه، نوشتن مقاله، مدیریت منابع، راهنمایی پروژه. عبدالله صبوری: طراحی و ایده‌پردازی مطالعه، مدیریت منابع، راهنمایی پروژه.

تضاد منافع

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

واژه‌نامه

1. biomedical implants
2. exhaust system
3. allotropic
4. hexagonal close packed (HCP)
5. body centered cubic (BCC)
6. near- α
7. near- β
8. simulated body fluid
9. impeller
10. additive manufacturing (AM)
11. laser powder bed fusion (L-PBF)
12. selective laser melting (SLM)
13. acicular martensite
14. annealing
15. gas atomized powder
16. stripe scan strategy
17. hatch space
18. alpha case
19. Kroll
20. scanning electron microscopy (SEM)
21. lattice microstrain
22. Williamson-Hall
23. shear punch test (ShPT)
24. normalized displacement
25. epitaxial
26. temperature gradient
27. heat sink
28. morphology
29. colony
30. Widmanstätten
31. basketweave
32. Bragg's law
33. broadening effect
34. full width half maximum (FWHM)
35. sigmodal stage
36. dislocation theory
37. Hall-Petch
38. multimodal structures

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. 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 of Mater. 2022;1(1):72-83. <https://doi.org/10.1080/26889277.2021.1997341>
3. 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>
4. 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)
5. Gogia A. High-temperature titanium alloys. Defence Science Journal. 2005;55(2):149-73.
6. 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>
7. Zhang L-C, Chen L-Y, Zhou S, Luo Z. Powder bed fusion manufacturing of beta-type titanium alloys for biomedical implant applications: A review. J Alloys Compd. 2023;936:168099. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.168099>
8. Liu Y, Sing SL. A review of advances in additive manufacturing and the integration of high-performance polymers, alloys, and their composites. Mater Sci Addit Manuf. 2023;2(3):1587. <https://doi.org/10.36922/msam.1587>

9. Veiga C, Davim JP, Loureiro A. Properties and applications of titanium alloys: a brief review. *Rev Adv Mater Sci.* 2012;32(2):133-48.
10. Donachie M. *Titanium: A Technical Guide.* 2nd Edition ed: ASM International; 2000.
11. Al-Rubaie K, Melotti S, Rabelo A, Paiva J, Elbestawi M, Veldhuis S. Machinability of SLM-produced Ti6Al4V titanium alloy parts. *J Manuf Process* 2020; 57:768–786.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.07.035>
12. 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>
13. 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>
14. Liu Z, Qin Z-X, Liu F, Lu X, Wang H-M. The microstructure and mechanical behaviors of the Ti-6.5 Al-3.5 Mo-1.5 Zr-0.3 Si alloy produced by laser melting deposition. *Mater Charact.* 2014;97:132-9.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2014.09.002>
15. de Lima MSF, Sankaré S. Microstructure and mechanical behavior of laser additive manufactured AISI 316 stainless steel stringers. *Mater Des.* 2014;55:526-32.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.10.016>
16. Campagnoli MR, Galati M, Saboori A. On the processability of copper components via powder-based additive manufacturing processes: Potentials, challenges and feasible solutions. *J Manuf Processes.* 2021;72:320-37.
<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.10.038>
17. Abdi A, Salehi MS, Fatemi SA, Iuliano L, Saboori A. Microstructure-induced anisotropic tribological properties of Sc-Zr modified Al-Mg alloy (Scalmalloy®) produced via laser powder bed fusion process. *Int J Adv Manuf Technol.* 2024;130(1):755-79. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-12691-5>
18. Barros R, Silva FJ, Gouveia RM, Saboori A, Marchese G, Biamino S, et al. Laser powder bed fusion of Inconel 718: residual stress analysis before and after heat treatment. *Met.* 2019;9(12):1290.
<https://doi.org/10.3390/met9121290>
19. Behjat A, Shamanian M, Sadeghi F, Iuliano L, Saboori A. Additive manufacturing of a novel in-situ alloyed AISI316L-Cu stainless steel: Microstructure and antibacterial properties. *Mater Lett.* 2024;355:135363.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.135363>
20. Emami Ghaleghasemi AH, Azadi A, Niroumand B, Galati M, Saboori A. Microstructure and Hardness of Ti-6242 Alloy Fabricated by Electron Beam Powder Bed Fusion and Laser Powder Bed Fusion Methods. *J Adv Mater Eng (Esteghlal).* 2025;44(2):1-17. (In Persian) <https://doi.org/10.47176/jame.44.2.1090>
21. 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>
22. 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>
23. 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>
24. 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>
25. 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>
26. 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>
27. Vafaei M, Ghanavati R, Saboori A, Iuliano L. The impact of heat treatment on microstructure, residual stress, and mechanical behavior of laser powder bed fusion additively manufactured Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo alloy. *J Mater Res Technol.* 2024;33:5731-43.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.10.202>
28. Gockel J, Fox J, Beuth J, Hafley R. Integrated melt pool and microstructure control for Ti-6Al-4V thin wall additive manufacturing. *Mater Sci Technol.* 2015;31(8):912-6.
<https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000704>
29. Bartolomeu F, Gasik M, Silva FS, Miranda G. Mechanical properties of Ti6Al4V fabricated by laser powder bed fusion: a review focused on the processing and microstructural parameters influence on the final properties. *Met.* 2022;12(6):986.
<https://doi.org/10.3390/met12060986>
30. 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>
31. Emami Ghalehghasemi AH. Effect of Heat Treatment on Microstructure and Properties of Ti6242 alloy Fabricated by Electron Beam Powder Bed Fusion (EB-PBF) Method [MSc thesis]. Isfahan: Isfahan University of Technology; 2024. (In Persian)
 32. 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>
 33. Lancaster RJ, Jeffs S, Haigh B, Barnard N. Derivation of material properties using small punch and shear punch test methods. *Mater Des.* 2022;215:110473. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.110473>
 34. 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>
 35. 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>
 36. Ladani L, Sadeghilaridjani M. Review of powder bed fusion additive manufacturing for metals. *Met.* 2021; 11(9):1391. <https://doi.org/10.3390/met11091391>
 37. 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>
 38. 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>
 39. 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>
 40. Callister Jr WD, Rethwisch DG. *Materials science and engineering: an introduction*: John Wiley & sons; 2020.
 41. 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>
 42. Grujicic M, Dang P. Atomic-scale analysis of martensitic transformation in titanium alloyed with vanadium Part I: verification of the embedded-atom method model. *Mater Sci Eng A.* 1996;205(1-2):139-52. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(95\)09894-1](https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)09894-1)
 43. Pegues J, Shao S, Shamsaei N, Sanaei N, Fatemi A, Warner D, et al. Fatigue of additive manufactured Ti-6Al-4V, Part I: The effects of powder feedstock, manufacturing, and post-process conditions on the resulting microstructure and defects. *Int J Fatigue* 2020;132:105358. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.105358>
 44. Vrancken B, Thijs L, Kruth J-P, Van Humbeeck J. Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting: Microstructure and mechanical properties. *J Alloys Compd.* 2012;541:177-85. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.07.022>
 45. de Formanoir C, Michotte S, Rigo O, Germain L, Godet S. Electron beam melted Ti-6Al-4V: Microstructure, texture and mechanical behavior of the as-built and heat-treated material. *Mater Sci Eng A.* 2016;652:105-19. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.11.052>
 46. Alaghmandfard R, Foroughi F, Seraj P, Keshavarzan M, Chalasani D, Fazeli F, et al. Heat treatment, microstructure, texture, and mechanical properties of electron beam melted Ti6Al4V. *J Alloys Compd.* 2024;1006:176265. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.176265>
 47. 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>
 48. Zhu Z, Kumar P, Ng FL, Seet HL, Ramamurthy 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>
 49. 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>
 50. 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>
 51. 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>
 52. Wang L, Lin H, Tsai C. Characterization and mechanism of α 2-Ti3Al and γ -TiAl precipitation in Ti-6Al-4V alloy following tungsten arc welding. *Key Eng Mater.* 2012;520:320-9. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.520.320>

53. Yue K, Liu J, Zhang H, Yu H, Song Y, Hu Q, et al. Precipitates and alloying elements distribution in near α titanium alloy Ti65. *J Mater Sci Technol.* 2020;36: 91-6. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.03.018>
54. Thijs L, Verhaeghe F, Craeghs T, Van Humbeeck J, Kruth J-P. A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti-6Al-4V. *Acta Mater.* 2010;58(9):3303-12. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.02.004>
55. Radecka A, Coakley J, Vorontsov V, Martin T, Bagot P, Moody M, et al. Precipitation of the ordered $\alpha 2$ phase in a near- α titanium alloy. *Scr Mater.* 2016;117: 81-5. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.02.015>
56. 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>
57. 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>
58. Guduru R, Darling K, Kishore R, Scattergood R, Koch C, Murty K. Evaluation of mechanical properties using shear-punch testing. *Mater Sci Eng A* 2005; 395(1-2):307-14. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.12.048>
59. Torres J, Gordon AP. Mechanics of the small punch test: a review and qualification of additive manufacturing materials. *J Mater Sci.* 2021;56:10707-44. <https://doi.org/10.1007/s10853-021-05929-8>
60. Welsch G, Boyer R, Collings E. *Materials properties handbook: titanium alloys*: ASM international; 1993.
61. Raghavan S, Nai MLS, Wang P, Sin WJ, Li T, Wei J. Heat treatment of electron beam melted (EBM) Ti-6Al-4V: microstructure to mechanical property correlations. *Rapid Prototyping J.* 2018;24(4):774-83. <https://doi.org/10.1108/RPJ-05-2016-0070>
62. Ji Z, Shen C, Wei F, Li H. Dependence of macro-and micro-properties on α plates in Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V alloy with tri-modal microstructure. *Met.* 2018;8(5):299. <https://doi.org/10.3390/met8050299>
63. Hosseini R, Morakabati M, Abbasi SM, Hajari A. Development of a trimodal microstructure with superior combined strength, ductility and creep-rupture properties in a near alpha titanium alloy. *Mater Sci Eng A* 2017;696:155-65. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.04.068>
64. Galarraga H, Ladoš DA, Dehoff RR, Kirka MM, Nandwana P. Effects of the microstructure and porosity on properties of Ti-6Al-4V ELI alloy fabricated by electron beam melting (EBM). *Addit Manuf.* 2016;10:47-57. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2016.02.003>
65. Lopez M, Pickett C, Arrieta E, Murr LE, Wicker RB, Ahlfors M, et al. Effects of postprocess hot isostatic pressing treatments on the mechanical performance of EBM fabricated Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo. *Mater.* 2020; 13(11):2604. <https://doi.org/10.3390/ma15051978>
66. Jaber H, Kónya J, Kulcsár K, Kovács T. Effects of annealing and solution treatments on the microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V manufactured by selective laser melting. *Mater.* 2022; 15(5):1978. <https://doi.org/10.3390/ma15051978>