E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

Journal of
Welding Science and Technology of Iran
jwsti.iut.ac.ir

Volume 11, Number 2, 2026



# Effect of laser polishing on surface properties of Ti-6242 alloy fabricated by electron beam powder bed fusion method

**M. H. Saebi[1], A. H. Emami Ghalehghasemi[1], M. Atapour[1,3*], A. Saboori[2]**

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.
3-Center for International Scientific Studies and Collaborations (CISSC), Ministry of Science, Research and Technology, Tehran, Iran.

Received 26 October 2025 ; Accepted 31 December 2025

## Abstract

The Ti-6242 alloy is of particular significance in additive manufacturing due to its high thermal resistance. However, components fabricated from this alloy using the electron beam powder bed fusion (EB-PBF) process often exhibit poor surface quality, primarily resulting from the layer-by-layer fabrication nature and and the presence of partially melted powder particles. In this study, laser polishing was employed to enhance the surface characteristics of EB-PBF fabricated Ti-6242 specimens using three laser powers (195, 260, and 325 W) and two scanning speeds (4.5 and 3 mm/s). The effects of these parameters on surface roughness, microstructure, and mechanical properties were evaluated through surface profilometry, metallography, hardness, and wear tests. The results indicated that the average surface roughness decreased by up to 93%, from 9.36 µm to 0.61 µm. Moreover, the initial α and β phases transformed into a fine, martensitic α′ phase within the polished layer, leading to a 33% increase in hardness—from 380 to 506 HV—and a significant improvement in wear resistance. Consequently, optimal adjustment of laser polishing parameters can simultaneously reduce surface roughness and enhance the mechanical performance of Ti-6242 components.

**Keywords**: Additive Manufacturing, Electron Beam Powder Bed Fusion, Ti-6242 alloy, Laser Polishing, Roughness, Microstructure.

*Corresponding Author : M. Atapour, m.atapour@iut.ac.ir.

[ Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.12 ]

شاپا: 2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال یازدهم، شماره2، پاییز و زمستان 1404



# اثر پولیش لیزری بر ویژگی‌های سطحی آلیاژ Ti-6242 ساخته‌شده به‌روش ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی

**محمدحسین صائبی[1]، امیرحسین امامی قلعه قاسمی[1]، مسعود عطاپور[1و3*]، عبدالله صبوری[2]**

1- دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان 84156-83111، ایران.

2- دانشکده مدیریت و مهندسی تولید، دانشگاه پلی تکنیک تورین، تورین 10129، ایتالیا.

3-مرکز مطالعات و همکاریهای بین المللی وزارت علوم، تحقیقات و فناوری، تهران، ایران.

دریافت مقاله: 1404/08/04 ؛ پذیرش مقاله: 1404/10/10

**چکیده**

آلیاژ Ti-6242 به‌دلیل مقاومت حرارتی بالا از اهمیت ویژه‌ای در حوزه‌ی ساخت افزایشی برخوردار است. بااین‌حال، قطعات تولیدشده از این آلیاژ به‌روش ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی معمولاً کیفیت سطحی نامطلوبی دارند که از ماهیت تولید لایه‌به‌لایه و ذوب ناقص ذرات پودری ناشی می‌شود. در این پژوهش، به‌منظور بهبود ویژگی‌های سطحی، فرایند پولیش لیزری با سه توان لیزر (195، 260 و 325 وات) و دو سرعت حرکت (3 و 4/5 میلی‌متر بر ثانیه) بر روی نمونه‌ها اعمال شد. اثر این پارامترها بر زبری سطح، ریزساختار و خواص مکانیکی از طریق آزمایش‌های زبری‌سنجی، متالوگرافی، سختی‌سنجی و سایش مورد ارزیابی قرار گرفت. نتایج نشان داد که زبری میانگین سطح تا 93 درصد کاهش یافته و از 9/36 به 0/61 میکرومتر رسید. همچنین، فازهای آلفا و بتا در ریزساختار اولیه به فاز مارتنزیتی و سوزنی‌شکل آلفا پرایم تبدیل شدند که موجب افزایش 33 درصدی سختی از 380 به 506 ویکرز و بهبود چشمگیر مقاومت به سایش گردید. در نتیجه، تنظیم بهینه پارامترهای پولیش لیزری می‌تواند به‌طور هم‌زمان زبری را کاهش داده و خواص مکانیکی سطح را بهبود بخشد.

**کلمات کلیدی**: ساخت افزایشی، ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی، آلیاژ Ti-6242، پولیش لیزری، زبری، ریزساختار.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: مسعود عطاپور، m.atapour@iut.ac.ir.

## 1- مقدمه

تیتانیوم و آلیاژهای آن دارای خواص منحصربه‌فردی مانند چگالی کم، استحکام ویژه بالا، مقاومت در برابر خوردگی و اکسیداسیون عالی و زیست سازگاری خوب هستند که کاربرد گسترده آن‌ها در صنایع زیست پزشکی، خودروسازی، پتروشیمی و حمل و نقل هوایی را تضمین می‌کند[1]. تیتانیوم خالص که در دمای اتاق دارای ساختار بلوری هگزاگونال فشرده (فاز آلفا) است، با گذر از دمای حدود 883 درجه سانتی‌گراد به ساختار مکعبی مرکزدار (فاز بتا) تبدیل می‌شود. براساس میزان فازهای آلفا و بتا، آلیاژهای تیتانیوم به پنج دسته آلیاژهای آلفا، شبه آلفا، آلفا-بتا، شبه بتا و بتا تقسیم می‌شوند [2].

[ Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.12 ]

آلیاژ Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (Ti-6242) که در دسته آلیاژهای شبه آلفا جای می‌گیرد، برای غلبه بر محدودیت دمای کاری آلیاژ شناخته شده‌تر Ti-6Al-4V (Ti-64) (حداکثر تا 400 درجه سانتی‌گراد) معرفی شد و تا دماهای نزدیک به 540 درجه سانتی‌گراد کاربرد دارد. این آلیاژ رفتار خزشی و مقاومت به اکسیداسیون مطلوبی داشته و هم اکنون در قطعات سامانه‌ی احتراق[6] خودروهای ورزشی و توربین‌های گازی صنعت حمل و نقل هوایی به‌کار گرفته می‌شود [5-3].

تولید تیتانیوم و آلیاژهای آن از طریق روش‌های سنتی نظیر ریخته‌گری و ماشین‌کاری به‌دلیل نقطه ذوب و واکنش‌پذیری شیمیایی بالا، هدایت حرارتی و مدول الاستیک پایین و حساسیت بالای آن‌ها به اکسیژن دشوار بوده و می‌تواند به هدررفت مواد، طولانی‌شدن زمان تولید و متعاقباً هزینه‌بر شدن فرایند ساخت قطعات منجر شود[6]. فناوری ساخت افزایشی که امکان تولید مستقیم و لایه‌به‌لایه قطعات با اشکال هندسی پیچیده را تحت یک اتمسفر کنترل‌شده فراهم می‌کند، می‌تواند بر بسیاری از مشکلات تولید که به آن اشاره شد غلبه کند [7و8].

از مهم‌ترین روش‌های ساخت افزایشی، می‌توان به روش‌های ذوب بستر پودر اشاره کرد که براساس منبع حرارتی مورد استفاده به دو دسته ذوب بستر پودر با لیزر و ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی تقسیم شده و به‌ترتیب به ذوب گزینشی با لیزر و ذوب با پرتو الکترونی نیز شناخته می‌شوند. در این بین، روش ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی به دلیل انجام تحت محیط خلأ، استفاده از صفحه‌ی ساخت پیش‌گرم‌شده، توان بالاتر و پرتوی سریع‌تر دارای مزایایی مانند تنش پسماند کمتر و زمان ساخت کوتاه‌تر نسبت به روش ذوب بستر پودر با لیزر است. از طرفی ضخامت بیشتر لایه پودری در فرایند ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی منجر به دقت ابعادی کمتر و سطوح زبرتر نسبت به روش ذوب بستر پودر با لیزر می‌شود [11-9].

به‌طور کلی، یکی از نقاط ضعف قطعات ساخته‌شده به روش‌های ساخت افزایشی و خصوصا ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی، زبری سطح بالا به‌ویژه در سطوح جانبی است که از ماهیت تولید لایه‌به‌لایه، ذوب ناقص پودرها و کلوخه‌شدن آن‌ها نشأت می‌گیرد [12]. زبری سطح قطعات تولید شده به‌روش‌های ساخت افزایشی علاوه بر کاهش دقت ابعادی و یکپارچگی سطح و افزایش اصطکاک، می‌تواند موجب تضعیف عملکرد خستگی و مقاومت به سایش و خراش آن‌ها شود. بنابراین، پیش از استفاده از قطعات ساخت افزایشی نیاز است از عملیات‌های تکمیلی مناسب برای کاهش زبری سطح آن‌ها بهره گرفت [13].

فرایندهای تکمیلی رایج نظیر ماسه‌زنی، ساچمه‌زنی، ولیش شیمیایی، پولیش مکانیکی و پولیش با استفاده از امواج فراصوت توسط محققان زیادی برای بهبود کیفیت سطحی قطعات ساخت افزایشی به‌کار گرفته شدند [17-14]. با این حال، معایبی مانند زمان‌بر بودن، انعطاف‌پذیری هندسی کم، آلودگی زیست‌محیطی و راندمان پایین، کاربرد و توسعه‌ی آن‌ها برای قطعات ساخت افزایشی را محدود کرده است. در این بین پولیش لیزری به عنوان یک روش بدون تماس و غیر سایشی با ویژگی‌هایی مانند سرعت بالا، سازگاری با محیط زیست، انعطاف‌پذیری هندسی بالا و قابلیت پولیش گزینشی قسمتی از سطح قطعه، راه‌حلی برای غلبه بر مشکلات کاهش زبری سطح قطعات ساخت افزایشی به روش‌های سنتی ارائه می‌دهد. اساس عملکرد این روش، ذوب سریع لایه‌ای از سطح در اثر انرژی حرارتی ناشی از پرتو لیزر، تشکیل حوضچه مذاب و جریان یافتن آن تحت کشش سطحی و گرانش و نهایتا پر کردن نواحی مقعر سطح و تسطیح آن است [18].

با توجه به اهمیت بهبود کیفیت سطحی قطعات تولیدشده به روش‌های ساخت افزایشی، در سال‌های اخیر مطالعاتی پیرامون اثر پولیش لیزری بر ویژگی‌های سطحی آن‌ها انجام شده است. به عنوان مثال، لامیکیز و همکاران [19] اثر پولیش لیزری بر خواص سطحی آلیاژ برنز تولیدشده به‌روش تف‌جوشی گزینشی با لیزر را بررسی کردند. نتایج نشان داد که لایه پولیش شده دارای ترکیبی همگن، ریزسختی بالا و زبری کاهش یافته از 7/5 به 1/49 میکرومتر است. در مطالعه‌ای دیگر، بهدوری و همکاران [20] کاهش زبری سطح فولاد زنگ‌نزن 316L

[ Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10 ]
[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.12 ]

تولیدشده به‌روش ساخت افزایشی از 3/8 به 0/2 میکرومتر را گزارش کردند. همچنین لیو و همکاران [21] با ترکیب لیزر موجی پیوسته و لیزر پالسی در فرایند پولیش لیزری، کیفیت و ریزساختار سطح سوپرآلیاژ پایه نیکل IN718 تولیدشده به‌روش رسوب‌نشانی مستقیم انرژی با لیزر را بهبود بخشیدند که منجر به کاهش زبری سطح از 15/75 به 0/23 میکرومتر شد. ژانگ و همکاران [22] نیز به بررسی پولیش لیزری چهار آلیاژ 316L، IN718، AlSi10Mg و Ti6Al4V ساخته‌شده به‌روش ذوب بستر با لیزر پرداختند و نشان دادند که زبری سطح پس از پولیش لیزری می‌تواند تا حدود 3 میکرومتر کاهش یابد. در پژوهشی دیگر، ما و همکاران [23] با بهره‌گیری از لیزر فیبری برای پولیش آلیاژ Ti-64 ساخت افزایشی، کاهش زبری سطح از 5 به 1 میکرومتر را گزارش کردند. علاوه بر این، مقاومت به سایش و ریزسختی سطح پولیش‌شده نسبت به سطح اولیه بهبود یافت. شن و همکاران [24] در جهت ارتقای کیفیت سطح آلیاژ Ti-64 ساخته‌شده به‌روش رسوب نشانی مستقیم انرژی با لیزر، یک فرآیند سطحی دو مرحله‌ای با استفاده از لیزر پیکوثانیه‌ای و لیزر پالسی را به‌کار گرفتند. نتایج کاهش 90 درصدی زبری سطح و ریزدانه شدن ساختار سطح را نشان داد. لی و همکاران [25] در بررسی اثر پولیش لیزری بر خواص سطحی آلیاژ Ti-64 تولیدشده به‌روش ذوب بستر پودر با لیزر، کاهش زبری از 6/53 به 0/32 میکرومتر، افزایش ریزسختی تا 25 درصد و بهبود 39 درصدی مقاومت به سایش را گزارش کردند.

با توجه به کمبود مطالعات انجام شده در زمینه پولیش لیزری آلیاژ Ti-6242 تولید شده به روش‌های ساخت افزایشی بر پایه بستر پودر به‌خصوص ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی، هدف از پژوهش حاضر بررسی اثر پارامترهای پولیش لیزری بر زبری، ریزساختار، ریزسختی و مقاومت به سایش سطح آلیاژ Ti-6242 ساخته‌شده به‌روش ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی است.

## 2- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از پودر افشانش گازی شده و کروی آلیاژ Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo (Ti-6242) با قطر متوسط حدود 75 میکرومتر به عنوان ماده اولیه استفاده شد. ترکیب شیمیایی استاندارد پودر و مقادیر حاصل از آزمایش‌های طیف‌سنجی پراکندگی انرژی پرتو ایکس و پلاسمای جفت شده القایی در جدول (1) آورده شده است. نمونه در ابعاد 18×18×28 میلی‌متر مکعب، به‌روش ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی و با استفاده از دستگاه Arcam EBM A2X روی صفحه ساختی از جنس فولاد زنگ نزن ساخته شد (شکل 1). پارامترهای مورد استفاده برای تولید نمونه شامل سرعت روبش 1060 میلی‌متر بر ثانیه، جریان مرجع 6 میلی‌آمپر، ضخامت لایه 50 میکرومتر و فاصله خطوط روبش200 میکرومتر بود. همچنین دمای پیش‌گرم صفحه ساخت فولادی پس از توزیع اولین لایه پودری حدود 700 درجه سانتی‌گراد بود و این دما تا انتهای فرایند ساخت حفظ شد.

جدول 1- ترکیب شیمیایی استاندارد و اندازه‌گیری شده پودر آلیاژ Ti-6242.

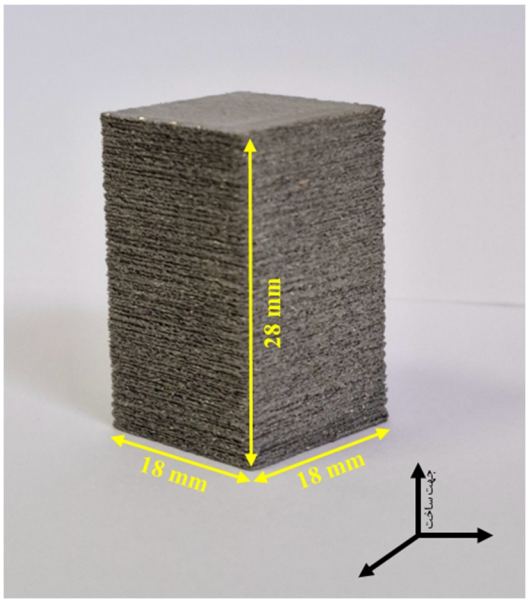
| ترکیب شیمیایی (wt%) | Al | Zr | Sn | Mo | Ti |
|---|---|---|---|---|---|
| استاندارد | 5/5- 5/6 | 6/4- 3/4 | 8/2- 1/2 | 8/2- 1/2 | بقیه |
| اندازه‌گیری شده با EDS | 5/92 | 3/99 | 2/17 | 2/03 | بقیه |
| **اندازه‌گیری شده با ICP** | 6/00 | 3/37 | 1/66 | 1/64 | بقیه |

همان‌طور که در شکل (1) مشاهده می‌شود، به دلیل زبری قابل توجه سطح و نیاز به بهبود آن، از دو طرف قطعه لایه‌ای به ضخامت 4 میلی‌متر، مطابق با شکل (2-الف) و به کمک وایرکات برش خورد تا آماده اجرای فرایند پولیش لیزری شود. در گام بعدی و پس از چربی‌زدایی سطح نمونه، نمونه در جای خود ثابت شده (شکل 2-ب) و فرایند پولیش لیزری توسط لیزر فیبری 1500 وات با دو پارامتر متغیر توان لیزر و سرعت حرکت دستگاه انجام شد. پارامترهای پولیش لیزری مورد استفاده در این پژوهش در جدول (2) ارائه شده است. لازم به ذکر است که عرض ناحیه روبش و سرعت روبش برای تمامی نمونه‌ها ثابت و به‌ترتیب برابر 3 میلی‌متر و 500 میلی‌متر بر ثانیه در نظر گرفته شد. همچنین به‌منظور جلوگیری از اکسیداسیون سطح نمونه حین فرایند پولیش لیزری، از دمش گاز محافظ

[ Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.12 ]

آرگون به سطح قطعه‌کار بهره گرفته شد. پس از انجام فرآیند پولیش لیزری و برش نمونه‌ها مطابق شکل (2-ج)، ابتدا زبری سطح با استفاده از دستگاه زبری‌سنج Mitutoyo SJ-210 اندازه‌گیری شد. سپس روی مقطع عرضی نمونه‌ها آزمایش متالوگرافی انجام گرفت. به این منظور و جهت آشکارسازی ریزساختار از محلول حکاکی شیمیایی کرول استفاده و تصاویر میکروسکوپی به کمک میکروسکوپ نوری Nikon EPIOHOT 300 ثبت شد. سختی‌سنجی در مقیاس میکرو، به‌روش ویکرز و مطابق با استاندارد ASTM E384 توسط دستگاه koopa MH3 انجام گرفت؛ در این آزمایش، بار اعمالی 50 گرم و زمان نشست فرورونده 10 ثانیه در نظر گرفته شد. همچنین به‌منظور بررسی تغییرات مقاومت به سایش سطح پس از فرایند پولیش لیزری، آزمایش سایش رفت و برگشتی با استفاده از گلوله ساینده آلومینایی، تحت نیروی 15 نیوتن و به مسافت 500 متر انجام شد.




شکل 1- تصویر نمونه تولید شده در این پژوهش.

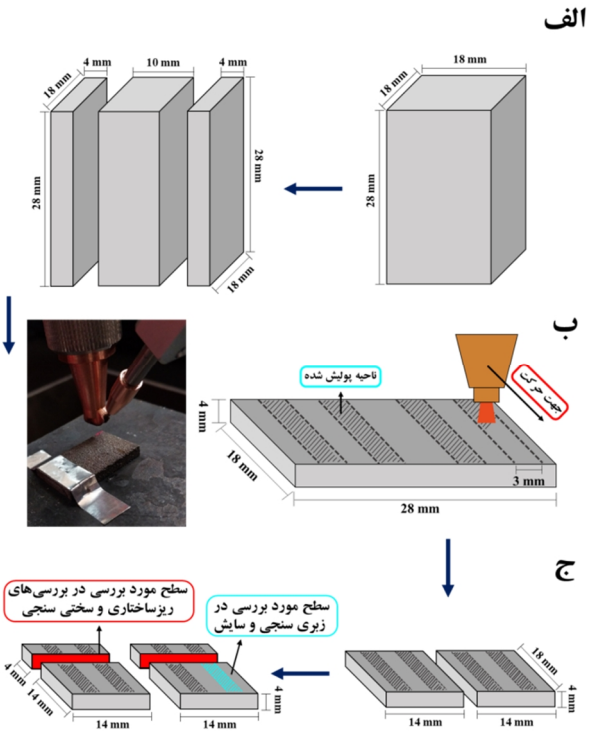
## 3- نتایج و بحث

### 3-1- اثر پولیش لیزری بر کیفیت سطح

شکل (3) سطح آلیاژ Ti-6242 تولید شده به‌روش ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی را پس از فرایند پولیش لیزری با پارامترهای متفاوت و در بزرگنمایی پایین نشان می‌دهد. همان‌گونه که از تصاویر مشاهده می‌شود، نواحی پولیش شده در مقایسه با سطح اولیه از ظاهر صاف‌تری برخوردار بوده و بازتابندگی بیشتری دارند. بنابراین، با انتخاب مناسب پارامترهای فرایند پولیش لیزری، دستیابی به کیفیت سطحی مطلوب امکان‌پذیر است.

جدول 2- پارامترهای متغیر پولیش لیزری مورد استفاده در این پژوهش. (As-Built: نمونه ساخته شده و بدون پولیش لیزری)

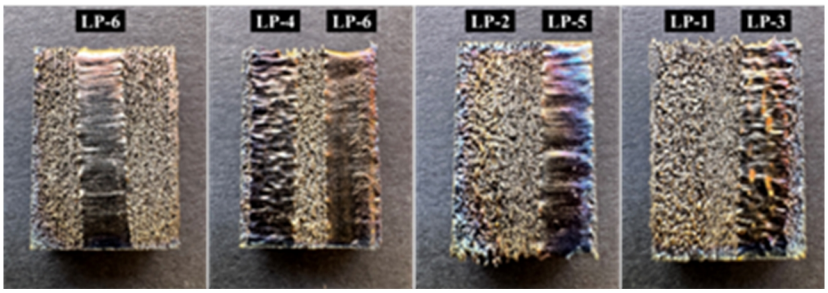
| علامت‌گذاری | سرعت حرکت (میلی متر بر ثانیه) | توان (وات) |
|---|---|---|
| As-Built | 0 | 0 |
| LP-1 | 4/5 | 195 |
| LP-2 | 3 | 195 |
| LP-3 | 4/5 | 260 |
| LP-4 | 3 | 260 |
| LP-5 | 4/5 | 325 |
| LP-6 | 3 | 325 |



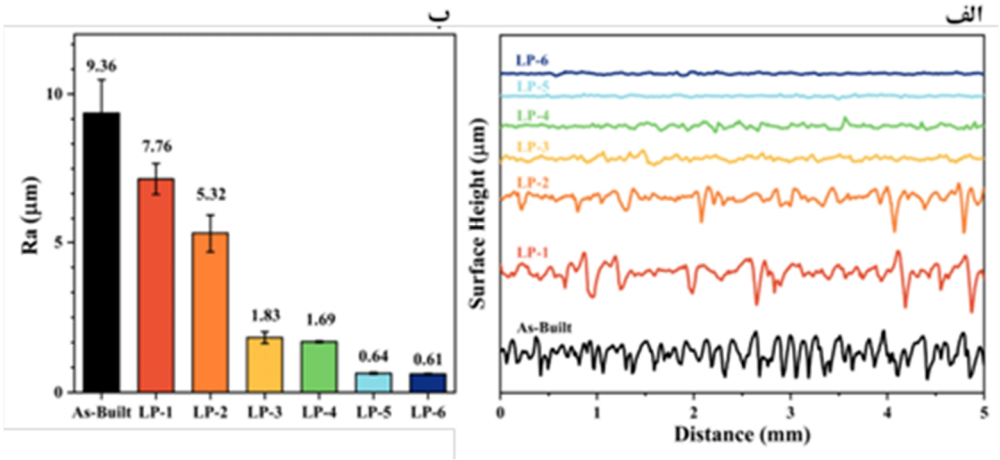

شکل 2- طرحواره‌ای از الف) نحوه برش نمونه برای انجام فرایند پولیش لیزری، ب) جزئیات فرایند پولیش لیزری و ج) نحوه برش نمونه پس از فرایند برش لیزری.

[ Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.12 ]




شکل 3- سطح نمونه پس از فرایند پولیش لیزری.




شکل 4- مقایسه الف) پروفیل زبری و ب) مقادیر میانگین زبری سطح نمونه‌های پولیش شده با نمونه‌ی پولیش نشده.

اثربخشی فرایند پولیش لیزری در بهبود کیفیت سطحی با مقایسه‌ی پروفیل زبری (شکل 4-الف) و مقادیر میانگین زبری ($R_a$) (شکل 4-ب) سطح نمونه، پیش و پس از انجام فرایند، به‌وضوح قابل تشخیص است. میانگین زبری سطح نمونه در حالت اولیه برابر با 9/36 میکرومتر اندازه‌گیری شد که در محدوده‌ی گزارش‌شده برای فرایندهای ذوب بستر پودر قرار می‌گیرد [26]. ناهمواری سطح آلیاژ Ti-6242 تولید شده به‌روش ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی عمدتا ناشی از ذوب ناقص ذرات پودری در وجوه جانبی حین فرایند تولید است [12]. نتایج حاصل از پولیش لیزری نشان داد که میزان بهبود زبری سطح در مقایسه با حالت اولیه در بازه‌ای بین 23/5 تا 93/5 درصد متغیر است. گستردگی این بازه بیانگر نقش کلیدی متغیرهای توان لیزر و سرعت حرکت دستگاه در تعیین میزان اثربخشی فرایند است. کمترین کاهش زبری سطح (23/5 درصد) مربوط به نمونه LP-1 با توان لیزر 195 وات و سرعت حرکت دستگاه 4/5 میلی‌متر بر ثانیه بود که میانگین زبری آن به 7/16 میکرومتر رسید. با کاهش سرعت حرکت دستگاه در همین توان به 3 میلی‌متر بر ثانیه (نمونه LP-2)، میانگین زبری سطح به 5/32 کاهش یافت که نشان از بهبود 43/2 درصدی دارد. افزایش توان لیزر به 260 وات در نمونه‌های LP-3 و LP-4 منجر به کاهش میانگین زبری به‌ترتیب به مقادیر 1/83 و 1/69 میکرومتر شد که معادل بهبود 80/5 و 81/9 درصدی کیفیت سطحی در مقایسه با حالت اولیه است. افزایش بیشتر توان لیزر از 260 به 325 وات در نمونه‌های LP-5 و LP-6 سبب دستیابی به کمترین میزان میانگین زبری، به‌ترتیب برابر با 0/64 و 0/61 میکرومتر شد که به زبری سطح به‌دست آمده از روش‌های پولیش مکانیکی نزدیک است [27].

این نتایج بهبود قابل توجه 93/2 و 93/5 درصدی نسبت به سطح اولیه را نشان می‌دهند. همچنین مشخص شد که کاهش سرعت حرکت دستگاه از 4/5 به 3 میلی‌متر بر ثانیه در توان‌های 260 و 325 وات تاثیر اندکی بر زبری سطح دارد، در حالی‌که در یک سرعت حرکت دستگاه ثابت، افزایش توان لیزر به‌طور چشمگیری موجب کاهش زبری سطح می‌گردد.

[ Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.12 ]

همان‌گونه که در شکل (5) مشاهده می‌شود، در نمونه‌های LP-1 و LP-2 (با توان لیزر 195 وات)، تنها عمق کمی از سطح قطعه پولیش شده که ضخامت آن از فاصله‌ی میان قله‌ها و دره‌های سطح اولیه کمتر است. این مورد بیانگر آن است که حرارت ورودی در این توان لیزر صرفا برای ذوب جزئی قله‌های سطحی کافی بوده است. مذاب حاصل در این شرایط تحت تاثیر نیروهای موئینگی و گرانش از نواحی مرتفع (قله‌ها) به سمت نواحی کم‌ارتفاع (دره‌ها) حرکت کرده و منجر به هموارسازی اندک سطح می‌گردد [28]. با افزایش توان لیزر به 260 وات (نمونه‌های LP-3 و LP-4) و 325 وات (نمونه‌های LP-5 و LP-6)، ضخامت لایه‌ی پولیش از عمق دره‌ها فراتر رفته است (شکل 5). در واقع با افزایش توان لیزر، انرژی کافی برای نفوذ به سطح نمونه و تشکیل حوضچه‌ی مذاب عمیق‌تر فراهم می‌شود. با تشکیل حوضچه‌ی مذاب عمیق و پایدار، علاوه بر نیروی محرکه موئینگی، اثر مارنگونی[27] نیز به کمک هموارسازی سطح می‌آید. اثر مارانگونی که ناشی از شیب (گرادیان) کشش سطحی در فصل مشترک است، محرک اصلی جابه‌جایی سیال در حوضچه‌ی مذاب به شمار می‌آید. از آن‌جا که کشش سطحی تابعی از دما است و بخش‌های مختلف حوضچه دارای دماها و نرخ‌های سرمایش متفاوتی هستند، کشش سطحی متفاوتی نیز خواهند داشت و این موضوع سبب ایجاد جریان در حوضچه مذاب می‌شود. در اثر این پدیده، سیال از مرکز و سطح حوضچه‌ی مذاب (با بیشترین دما) به سمت لبه‌ها حرکت کرده و موجب انتقال مذاب از پایین حوضچه به سمت بالا می‌شود. سپس جریان مذاب که پیش‌تر به سمت لبه‌ها رانده شده بود، از سطح به سمت عمق حوضچه کشیده شده و این چرخه تداوم پیدا می‌کند. چنین مکانیزمی نقش مؤثری در کاهش زبری سطح در فرآیند پولیش لیزری ایفا می‌کند [25 و 29 و 30]. افزون بر این، کاهش سرعت حرکت دستگاه زمان برهمکنش لیزر با سطح را افزایش داده و در نتیجه، انرژی بیشتری به نمونه منتقل می‌شود. حاصل این وضعیت، تشکیل حوضچه‌ای عمیق‌تر با گرادیان دمایی شدیدتر است که به تقویت اثر مارانگونی و بهبود هموارسازی سطح منجر می‌گردد [25].

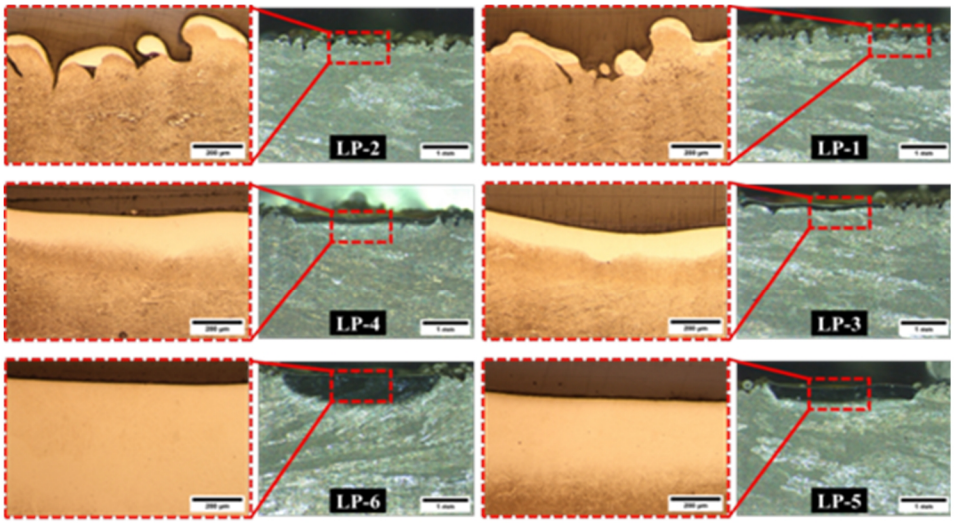
### 3-2- اثر پولیش لیزری بر ریزساختار

شکل (6) ریزساختار نمونه تولید شده به‌روش ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی را نشان می‌دهد. ریزساختار شامل دانه‌های ستونی بتا اولیه حاوی فازهای لایه‌ای آلفا+بتا با ریخت ویدمن‌اشتاتن و سبدبافت است. ماهیت ستونی دانه‌های بتا اولیه که به‌صورت رونشستی در امتداد چندین لایه و هم‌راستا با جهت ساخت رشد کرده‌اند، ناشی از اختلاف دمای شدید میان صفحه‌ی ساخت و سطح حوضچه‌ی مذاب تحت تابش پرتوی الکترونی است. این نوع ریزساختار مشابه با ساختارهایی است که هنگام ذوب مجدد قوسی تحت خلأ شمش تیتانیوم درون بوته‌ی آب‌گرد مشاهده می‌شود. سرمایش طولی شمش منجر به تشکیل دانه‌های ستونی بزرگ در ریزساختار آن می‌گردد. علاوه‌براین، قطعات ساخته شده در فرایند ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی با پودر نیمه‌ذوب و سست تیتانیوم احاطه می‌شوند که همچون یک عایق حرارتی عمل کرده و موجب می‌شود تلفات حرارتی عمدتاً عمود بر صفحه‌ی ساخت و هم‌راستا با جهت رشد لایه‌ها صورت گیرد [31]. در تصاویر میکروسکوپی نوری، فاز آلفا به صورت نواحی روشن و فاز بتا به شکل زمینه‌ای تیره دیده می‌شود.

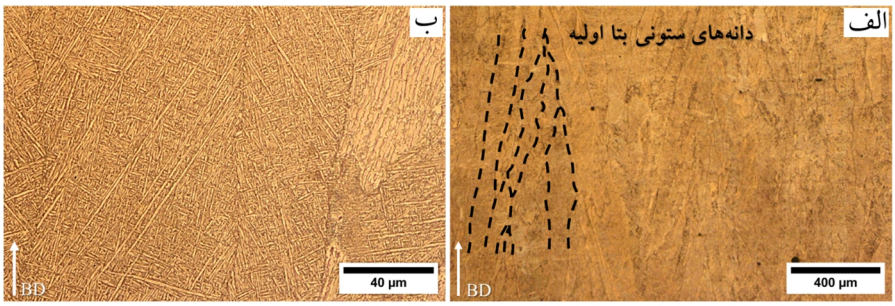
برای درک بهتر فازهای شناسایی شده در ریزساختار نمونه‌ی تولید شده، بررسی رخدادهای حرارتی و توالی تحولات فازی در حین فرایند ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی ضروری است. در ابتدا و پس از روبش بستر پودر توسط پرتو الکترونی، ذرات پودری ذوب شده و حوضچه مذاب تشکیل می‌شود. دمای این حوضچه در محدوده‌ی 1900 تا 2700 درجه سانتی‌گراد برآورد شده است [32]. در پژوهش پرایس و همکاران [33] ، با استفاده از دما نگاری، دمای حوضچه مذاب حدود 2500 درجه سانتی‌گراد اندازه‌گیری شد. در ادامه، حین سرمایش از دمای انجماد (حدود 1900 درجه سانتی‌گراد) تا دمای محفظه تشکیل فاز بتا و تبدیل بعدی آن به فاز مارتنزیتی آلفا پرایم رخ می‌دهد. تشکیل فاز مارتنـزیتی آلفـا پرایم نیازمند دمای شروع مارتنزیتی

[ Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.12 ]




شکل 5- تصاویر میکروسکوپی استریو از سطح مقطع نمونه‌های پولیش شده
(تصاویر میکروسکوپی نوری بزرگنمایی بیشتر از نواحی مشخص شده در تصاویر میکروسکوپی استریو هستند).




شکل 6- الف و ب- تصاویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار آلیاژ Ti-6242 تولید شده به‌روش ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی
(پیکان جهت ساخت را نشان می‌دهد).

($M_s$) برابر با ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد و نرخ سرمایش بحرانی بیشتر از ۴۱۰ درجه سانتی‌گراد بر ثانیه است [۳۴]. شایان ذکر است که در فرایند ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی توسط دستگاه Arcam EBM A2X، پیش از اضافه شدن هر لایه، بستر پودر با یک پرتو غیرمتمرکز به‌سرعت روبش می‌شود تا دمای بستر حین فرایند ساخت در حدود 700 درجه سانتی‌گراد حفظ شود [35]. با توجه به اینکه در پژوهش حاضر دمای بستر پودر کمتر از دمای شروع مارتنزیتی است و انتظار می‌رود نرخ سرمایش بیشتر از 410 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه باشد [36-35و31]، فاز مارتنزیتی آلفا پرایم می‌تواند از طریق یک تحول غیرنفوذی و از نوع برشی، پس از ذوب و انجماد ذرات پودر تشکیل شود. مرحله‌ی بعدی به ماندن قطعه در دمای محفظه تا پایان ساخت تمامی لایه‌ها مربوط است که در آن فاز شبه پایدار آلفا پرایم به‌واسطه‌ی یک تحول نفوذی به فازهای پایدارتر آلفا و بتا تبدیل می‌شود. در مرحله‌ی آخر نیز سرمایش نهایی قطعه از دمای محفظه تا دمای اتاق رخ می‌دهد[۳۵و۳۱].

توالی تحولات فازی در این مراحل به‌صورت زیر است:

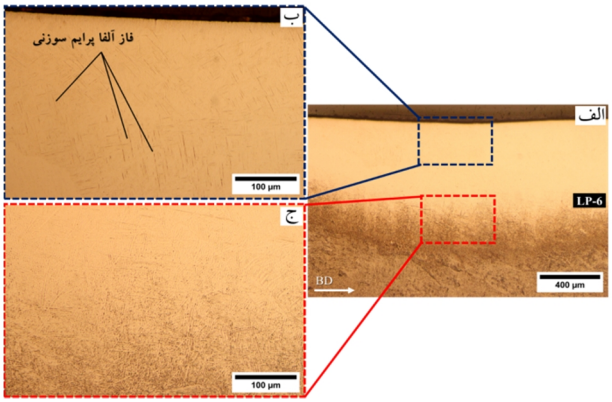
$$S_{\text{پودر}} \rightarrow L_{\text{مذاب}} \rightarrow \beta_{\text{اولیه}} \rightarrow \acute{\alpha} + \alpha_{\text{اولیه}} + \beta_{\text{باقی‌مانده}} \rightarrow \alpha_{\text{ثانویه}} + \beta \quad (1)$$

فاز آلفا ثانویه، به آلفا تشکیل شده پس از تجزیه‌ی فاز مارتنزیتی آلفا پرایم اشاره دارد که خود از فاز بتا اولیه و به‌دلیل نرخ سرمایش بالا تشکیل شده است [35].

شکل (7) سطح مقطع نمونه پس از فرایند پولیش لیزری با توان لیزر 325 وات و سرعت حرکت 3 میلی‌متر بر ثانیه (LP-6) را نشان می‌دهد. در ناحیه پولیش شده (شکل 7-ب)، ریزساختاری بسیار ظریف و سوزنی شکل مشاهده می‌شود که بیانگر تشکیل فاز شبه پایدار و مارتنزیتی آلفا پرایم است. می‌توان مشاهده کرد که با افزایش فاصله از سطح قطعه (شکل 1-ج)، این ساختار

[ Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10 ]
[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.12 ]

سوزنی درشت‌تر شده است. هنگامی که سطح قطعه ساخته‌شده به‌روش ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی تحت تابش پرتو لیزر طی فرایند پولیش لیزری قرار می‌گیرد، دما به سرعت افزایش می‌یابد. با عبور دما از دمای $T_\beta$ (دمای تبدیل همه‌ی آلفا به بتا)، فازهای آلفا+بتا موجود در در ریزساختار اولیه (شکل 6) به طور کامل به فاز بتا تبدیل می‌شوند. سپس با رسیدن دما به نقطه‌ی ذوب آلیاژ، فاز جامد بتا به مذاب تبدیل شده و حوضچه‌ای کم عمق شکل می‌گیرد. در ادامه و با عبور پرتو لیزر، دما کاهش یافته و قطعه به‌سرعت خنک می‌شود. در این شرایط، فاز بتا مجدداً تشکیل شده و بسته به نرخ سرمایش می‌تواند به فازهای آلفا یا آلفا پرایم تبدیل شود [23،25،28و23].




شکل 7- الف- تصویر میکروسکوپی نوری از ریزساختار سطح مقطع نمونه پس از فرایند پولیش لیزری و ب و ج- بزرگنمایی بیشتر از نواحی مشخص شده در شکل الف.

از آن‌جایی که در پولیش لیزری مشابه با فرایند ذوب بستر پودر با لیزر از یک بستر سرد استفاده می‌شود و پارامترهای فرایند به‌گونه‌ای تنظیم می‌شوند که حوضچه‌ای کم‌عمق و عریض تشکیل شود، انتظار می‌رود سرعت سرمایش به مراتب بالاتر از حد بحرانی لازم برای تشکیل مارتنزیت (410 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه) باشد. در نهایت و تحت انجماد سریع، فاز بتا با ساختار مکعبی مرکزدار به‌صورت کامل به فاز مارتنزیتی و شبه پایدار آلفا پرایم با ساختار هگزاگونال فشرده تبدیل می‌شود. با فاصله گرفتن از سطح قطعه به سمت عمق حوضچه مذاب، سرعت سرمایش کاهش یافته و در نتیجه فازهای مارتنزیتی آلفا پرایم با ابعاد درشت‌تر شکل می‌گیرند [37]. توالی تبدیل فاز در فرایند پولیش لیزری به صورت زیر است:

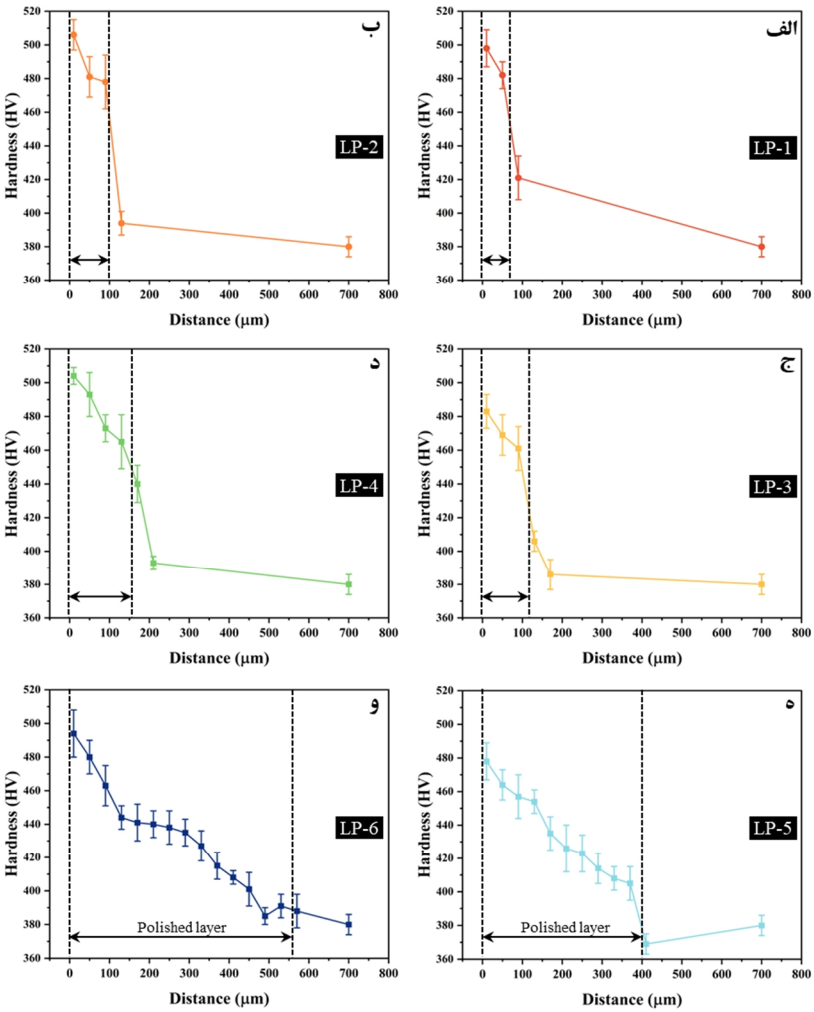
$$\alpha_{\text{ثانویه}} + \beta \rightarrow \beta \rightarrow L_{\text{مذاب}} \rightarrow \beta \rightarrow \acute{\alpha} \quad (2)$$

### 3-3- اثر پولیش لیزری بر خواص مکانیکی

تغییرات سختی میانگین نمونه‌های پولیش شده بر حسب فاصله از سطح قطعه در شکل (8) نشان داده شده است. سختی متوسط آلیاژ Ti-6242 ساخته‌شده به‌روش ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی در حدود 6±380 ویکرز اندازه‌گیری شد. این مقدار با سختی گزارش شده (376 ویکرز) برای همین آلیاژ که به دیگر روش ذوب بستر پودر یعنی ذوب بستر پودر با لیزر تولید شده است مطابقت دارد [38]. مشاهده می‌شود که پس از انجام عملیات پولیش لیزری، سختی در نواحی نزدیک به سطح تمامی نمونه‌ها به‌طور قابل ملاحظه‌ای افزایش یافته و این افزایش در بازه‌ی 26 تا 33 درصد قرار دارد. در پژوهش‌های هوانگ و همکاران [28] و ژو و همکاران [39] نیز که به بررسی اثر پولیش لیزری بر خواص سطحی آلیاژ Ti-64 تولید شده به‌روش ذوب بستر پودر با لیزر پرداختند، افزایش 25 درصدی سختی در نزدیکی سطح نمونه و پس از پولیش لیزری مشاهد شد. افزایش سختی در لایه‌ی پولیش شده می‌تواند به تشکیل فاز مارتنزیتی آلفا پرایم در ریزساختار آن مرتبط باشد. این فاز مارتنزیتی که دارای ساختار هگزاگونال فشرده است، از فازهای آلفا و بتا مشاهده شده در ریزساختار اولیه مدول بالک بیشتری دارد که موجب افزایش سختی می‌شود. علاوه بر این، چگالی بالای نابجایی‌ها و وجود مرزهای فازی متعدد ناشی از ساختار سوزنی نیز در افزایش سختی لایه‌ی پولیش شده نقش موثری دارد [23 و 28]. با فاصله گرفتن از سطح قطعه در لایه‌ی پولیش شده، سختی به‌تدریج کاهش یافته است که این رفتار می‌تواند به کاهش سرعت انجماد و درشت شدن ریزساختار با فاصله گرفتن از سطح نمونه مرتبط باشد [18].

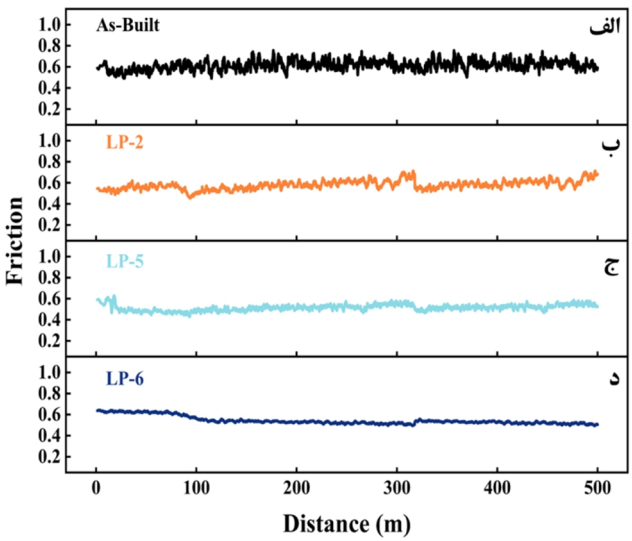
شکل (9) نمودار تغییرات اصطکاک بر حسب مسافت نمونه‌های As-Built، LP-2، LP-5 و LP-6 را پس از آزمایش سایش نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود (شکل 9-الف)، نمونه As-Built با بالاترین میزان زبری سطح، بیشترین اصطکاک و کاهش وزن (7/7 میلی‌گرم) را داراست.

[ Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10 ]
[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.12 ]




شکل 8- تغییرات مقادیر سختی نمونه‌های الف- LP-1، ب- LP-2، ج- LP-3، د- LP-4، ه- LP-5 و و- LP-6 با فاصله گرفتن از سطح قطعه (پیکان ضخامت لایه پولیش شده را نشان می‌دهد).

در مقابل کاهش وزن نمونه‌ی LP-2 پس از آزمایش سایش حدود 6/7 میلی‌گرم بوده که بیانگر بهبود نسبی مقاومت به سایش این نمونه نسبت به نمونه‌ی As-Built است. بهترین عملکرد سایشی مربوط به نمونه‌های LP-5 و LP-6 است که کمترین میزان اصطکاک (شکل 9-ج و د) و کاهش وزن، به‌ترتیب 2/1 و 1/2 میلی‌گرم، را نشان می‌دهند. براساس معادله سایش آرچارد، مقاومت به سایش رابطه‌ای مستقیم با سختی آلیاژ و رابطه‌ای معکوس با زبری سطح دارد [40]. از این‌رو، افزایش توان لیزر و کاهش سرعت حرکت دستگاه که منجر به بهبود کیفیت سطح و افزایش سختی می‌شوند، مقاومت به سایش نمونه‌ها را ارتقا می‌دهند. یافته‌های حاصل از آزمایش سایش در این پژوهش نیز با این مورد همخوانی دارد.




شکل 9- پروفیل سایش نمونه‌های الف- As-Built، ب- LP-2، ج- LP-5 و د- LP-6.

[ Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.12 ]

## 4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، اثر پارامترهای توان لیزر و سرعت حرکت دستگاه در فرایند پولیش لیزری بر زبری، ریزساختار، ریزسختی و مقاومت به سایش سطح جانبی قطعه‌ای از آلیاژ Ti-6242 که به‌روش ذوب بستر پودر با پرتو الکترونی ساخته شده است، مورد بررسی قرار گرفت. مهم‌ترین نتایج به‌دست آمده از این مطالعه به‌صورت زیر خلاصه می‌شود:

-با انتخاب بهینه پارامترهای توان لیزر و سرعت حرکت دستگاه، زبری میانگین سطح تا 93/5 درصد کاهش یافت و از 9/36 میکرومتر به 0/61 میکرومتر رسید. افزایش توان لیزر و کاهش سرعت حرکت دستگاه، که منجر به افزایش انرژی ورودی می‌شود، موجب کاهش بیشتر زبری سطح و افزایش ضخامت لایه پولیش‌شده گردید.

-ریزساختار اولیه نمونه شامل دانه‌های ستونی بتا اولیه، حاوی فازهای لایه‌ای آلفا+بتا با ریخت ویدمن‌اشتاتن و سبدبافت بود. فرایند پولیش لیزری منجر به تبدیل فازهای آلفا و بتا به فاز مارتنزیتی و سوزنی شکل آلفا پرایم در لایه‌ی پولیش‌شده شد. با افزایش فاصله از سطح و حرکت به‌سمت عمق ناحیه پولیش، ریزساختار به‌تدریج درشت‌تر شد.

-به‌علت تشکیل فاز مارتنزیتی آلفا پرایم در لایه‌ی پولیش شده، سختی سطح آلیاژ Ti-6242 تا حدود 33 درصد افزایش یافت. با افزایش فاصله از سطح قطعه، مقدار سختی به‌صورت تدریجی کاهش پیدا کرد.

-مقاومت به سایش سطح آلیاژ Ti-6242 پس از انجام فرایند پولیش لیزری، به‌ویژه در نمونه‌های LP-5 و LP-6، به‌طور قابل ملاحظه‌ای نسبت به حالت اولیه بهبود یافت. همچنین در راستای توسعه‌ی این پژوهش، بررسی مکانیزم‌های سایش از طریق تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی[35] در پژوهش‌های آتی پیشنهاد می‌شود که می‌تواند به درک بهتر اثر پارامترهای فرایند پولیش لیزری کمک کند.

## تشکر و قدردانی

این طرح با حمایت مالی مرکز مطالعات و همکاری های علمی بین المللی وزارت علوم، تحقیقات و فناوری انجام شده است.

## منابع

1-Harun W., M. Kamariah, N. Muhamad, S. Ghani, F. Ahmad and Z. Mohamed. 2018. A review of powder additive manufacturing processes for metallic biomaterials. Powder Technology 327: 128-51.

2-Boyer R. R. 1996. An overview on the use of titanium in the aerospace industry. Materials Science and Engineering: A 213(1-2): 103-14.

3-Veiga C., J. P. Davim and A. Loureiro. 2012. Properties and applications of titanium alloys: a brief review. Rev Adv Mater Sci 32(2): 133-48.

4-Gong G., J. Ye, Y. Chi, Z. Zhao, Z. Wang, G. Xia, X. Du, H. Tian, H. Yu and C. Chen. 2021. Research status of laser additive manufacturing for metal: a review. Journal of Materials Research and Technology 15: 855-84.

5-Donachie M. 2000. Titanium: A Technical Guide. ASM International.

6-Al-Rubaie K., S. Melotti, A. Rabelo, J. Paiva, M. Elbestawi and S. Veldhuis. 2020. Machinability of SLM-produced Ti6Al4V titanium alloy parts. J Manuf Process 57: 768–786.

7-Mosallanejad M. H., B. Niroumand, A. Aversa and A. Saboori. 2021. In-situ alloying in laser-based additive manufacturing processes: A critical review. Journal of Alloys and Compounds 872: 159567.

8-Sames W. J., F. List, S. Pannala, R. R. Dehoff and S. S. Babu. 2016. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing. International materials reviews 61(5): 315-60.

9-Ladani L. and M. Sadeghilaridjani. 2021. Review of powder bed fusion additive manufacturing for metals. Metals 11(9): 1391.

10-Gong X., T. Anderson and K. Chou. 2014. Review on powder-based electron beam additive manufacturing technology. Manufacturing Review 1: 1-12.

11-Sing S. L., J. An, W. Y. Yeong and F. E. Wiria. 2016. Laser and electron-beam powder-bed additive manufacturing of metallic implants: A review on processes, materials and designs. Journal of Orthopaedic Research 34(3): 369-85.

12-Ermergen T. and F. Taylan. 2023. Laser Polishing of Additively Manufactured Titanium Alloy in Open Air Atmosphere. International Journal of 3D Printing Technologies and Digital Industry 7(3): 456-70.

13-Strano G., L. Hao, R. M. Everson and K. E. Evans. 2013. Surface roughness analysis, modelling and prediction in selective laser melting. Journal of Materials Processing Technology 213(4): 589-97.

14-Łyczkowska E., P. Szymczyk, B. Dybała and E. Chlebus. 2014. Chemical polishing of scaffolds made of Ti-6Al-7Nb alloy by additive manufacturing. Archives of Civil and Mechanical Engineering 14(4): 586-94.

15-Scherillo F. 2019. Chemical surface finishing of AlSi10Mg components made by additive manufacturing. Manufacturing letters 19: 5-9.

[ Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.12 ]

Liou. 2018. Additive manufacturing of a new Fe-Cr-Ni alloy with gradually changing compositions with elemental powder mixes and thermodynamic calculation. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 95(1): 1013-23.
30-He X., J. Elmer and T. DebRoy. 2005. Heat transfer and fluid flow in laser microwelding. Journal of applied physics 97(8).
31-Al-Bermani S., M. Blackmore, W. Zhang and I. Todd. 2010. The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V. Metallurgical and materials transactions a 41: 3422-34.
32-Cheng B., S. Price, J. Lydon, K. Cooper and K. Chou. 2014. On process temperature in powder-bed electron beam additive manufacturing: model development and validation. Journal of Manufacturing Science and Engineering 136(6): 061018.
33-Price S., J. Lydon, K. Cooper and K. Chou. 2013. Experimental temperature analysis of powder-based electron beam additive manufacturing.
34-Tan X., Y. Kok, Y. J. Tan, G. Vastola, Q. X. Pei, G. Zhang, Y.-W. Zhang, S. B. Tor, K. F. Leong and C. K. Chua. 2015. An experimental and simulation study on build thickness dependent microstructure for electron beam melted Ti–6Al–4V. Journal of Alloys and Compounds 646: 303-9.
35-Mosallanejad M. H., B. Niroumand, C. Ghibaudo, S. Biamino, A. Salmi, P. Fino and A. Saboori. 2022. In-situ alloying of a fine grained fully equiaxed Ti-based alloy via electron beam powder bed fusion additive manufacturing process. Additive Manufacturing 56: 102878.
36-Safdar A., L.-Y. Wei, A. Snis and Z. Lai. 2012. Evaluation of microstructural development in electron beam melted Ti-6Al-4V. Materials characterization 65: 8-15.
37-Tian Y., W. S. Gora, A. P. Cabo, L. L. Parimi, D. P. Hand, S. Tammas-Williams and P. B. Prangnell. 2018. Material interactions in laser polishing powder bed additive manufactured Ti6Al4V components. Additive Manufacturing 20: 11-22.
38-Vafaei M., R. Ghanavati, A. Saboori and L. Iuliano. 2024. 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. Journal of Materials Research and Technology 33: 5731-43.
39-Zhou J., C. Liao, H. Shen and X. Ding. 2019. Surface and property characterization of laser polished Ti6Al4V. Surface and Coatings Technology 380: 125016.
40-Ehtemam-Haghighi S., K. Prashanth, H. Attar, A. K. Chaubey, G. Cao and L. Zhang. 2016. Evaluation of mechanical and wear properties of TixNb7Fe alloys designed for biomedical applications. Materials & Design 111: 592-9.
16-Kahlin M., H. Ansell, D. Basu, A. Kerwin, L. Newton, B. Smith and J. J. Moverare. 2020. Improved fatigue strength of additively manufactured Ti6Al4V by surface post processing. International Journal of Fatigue 134: 105497.
17-Tan K. L. and S. Yeo. 2020. Surface finishing on IN625 additively manufactured surfaces by combined ultrasonic cavitation and abrasion. Additive Manufacturing 31: 100938.
18-Li J. and D. Zuo. 2021. Laser polishing of additive manufactured Ti6Al4V alloy: a review. Optical Engineering 60(2): 020901-.
19-Lamikiz A., J. A. Sánchez, L. L. De Lacalle and J. L. Arana. 2007. Laser polishing of parts built up by selective laser sintering. International Journal of Machine Tools and Manufacture 47(12-13): 2040-50.
20-Bhaduri D., P. Penchev, A. Batal, S. Dimov, S. L. Soo, S. Sten, U. Harrysson, Z. Zhang and H. Dong. 2017. Laser polishing of 3D printed mesoscale components. Applied Surface Science 405: 29-46.
21-Liu Y., W. Ouyang, H. Wu, Z. Xu, L. Sheng, Q. Zou, M. Zhang, W. Zhang and J. Jiao. 2022. Improving surface quality and superficial microstructure of LDED Inconel 718 superalloy processed by hybrid laser polishing. Journal of Materials Processing Technology 300: 117428.
22-Zhang D., J. Yu, H. Li, X. Zhou, C. Song, C. Zhang, S. Shen, L. Liu and C. Dai. 2020. Investigation of laser polishing of four selective laser melting alloy samples. Applied Sciences 10(3): 760.
23-Ma C. P., Y. C. Guan and W. Zhou. 2017. Laser polishing of additive manufactured Ti alloys. Optics and Lasers in Engineering 93: 171-7.
24-Shen H., C. Liao, J. Zhou and K. Zhao. 2021. Two-step laser based surface treatments of laser metal deposition manufactured Ti6Al4V components. Journal of Manufacturing Processes 64: 239-52.
25-Li Y.-H., B. Wang, C.-P. Ma, Z.-H. Fang, L.-F. Chen, Y.-C. Guan and S.-F. Yang. 2019. Material characterization, thermal analysis, and mechanical performance of a laser-polished Ti alloy prepared by selective laser melting. Metals 9(2): 112.
26-Zhang C., D. Zou, M. Mazur, J. P. Mo, G. Li and S. Ding. 2023. The state of the art in machining additively manufactured titanium alloy Ti-6Al-4V. Materials 16(7): 2583.
27-Chen L., B. Richter, X. Zhang, K. B. Bertsch, D. J. Thoma and F. E. Pfefferkorn. 2021. Effect of laser polishing on the microstructure and mechanical properties of stainless steel 316L fabricated by laser powder bed fusion. Materials Science and Engineering: A 802: 140579.
28-Huang S., J. Zeng, W. Wang and Z. Zhao. 2024. Study on laser polishing of Ti6Al4V fabricated by selective laser melting. Micromachines 15(3): 336.
29-Li W., X. Chen, L. Yan, J. Zhang, X. Zhang and F.

[ Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-10 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.12 ]