

## 3D-Printing of Inconel-625 Superalloy by Selective Laser Melting

Khashayar Moeinfar<sup>1</sup>, \*Farzad Khodabakhshi<sup>2</sup>, Seyyed Farshid Kashani-bozorg<sup>3</sup>

1- M.Sc. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

2- Assistant Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

3- Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

**Citation:** Moeinfar Kh, Khodabakhshi F, Kashani-bozorg S.F. 3D-Printing of Inconel-625 Superalloy by Selective Laser Melting. Metallurgical Engineering 2021; 23(4): 347-358 <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2021.523224.1309>

 <http://dx.doi.org/10.22076/ME.2021.523224.1309>

### ABSTRACT

Additive manufacturing as the process of manufacturing engineering parts in a layer by layer manner, has been used for a few decades. Between different additive methods, selective laser melting is one of the most promising techniques. This is due to the high manufacturing quality specially when fabricating metallic compounds. Among different metallic compounds Inconel 625 has one of the most compatible alloys with additive processes due to the high strength properties, excellent weldability. Achieving properties in as built parts comparable to that of the conventionally manufactured counterparts, has been a challenge. These samples were built with linear heat input of 0.125, 0.150 and 0.175 joules per millimeter. Data suggested and increase in average grain size with increase in applied heat input. Also due to the different heating cycles specimen built with different heat input experience, grain structure and elements distribution in the specimen has changed. Also variation in heat input didn't cause significant difference in mechanical properties of the samples; however, they have exhibited higher mechanical properties compared to casted counterparts and shown properties comparable to that of the wrought parts. Manufactured parts had significantly higher hardness compared to conventionally manufactured counterparts even that of the wrought ones. Based on optical microscopy studies, higher mechanical properties of the specimen can be considered a result of the fine grain size of the fabricated parts.

**Keywords:** 3D-printing; Additive manufacturing; Selective laser melting; Inconel 625.

Received: 2 March 2021

Accepted: 7 September 2021

■ ..... ■  
\* **Corresponding Author:**

**Farzad Khodabakhshi, PhD**

**Address:** School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran.

**Tel:** +98 (21) 82084127

**E-mail:** fkhodabakhshi@ut.ac.ir

## چاپ سه بعدی ابرآلیاژ اینکونل ۶۲۵ به روش ذوب لیزر انتخابی

خشایار معین فرا<sup>۱</sup>، فرزاد خدابخشی<sup>۲</sup>، سید فرشید کاشانی بزرگ<sup>۳</sup>

- ۱- دانشجوی کارشناسی ارشد گرایش جوشکاری، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی دانشگاه تهران، تهران، ایران.  
 ۲- استادیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی دانشگاه تهران، تهران، ایران.  
 ۳- استاد دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی دانشگاه تهران، تهران، ایران.

### چکیده

ساخت افزایشی یا چاپ سه بعدی به عنوان روشی جدید به منظور تولید قطعات مهندسی، در دهه‌های اخیر مورد توجه قرار گرفته است. این روش بر پایه اتصال مواد اولیه به صورت لایه به لایه به منظور تولید قطعات سه بعدی است که در مقابل روش ساخت کاهشی بر پایه ماشین کاری قرار دارد. در میان روش‌های مختلف ساخت افزایشی ذوب لیزر انتخابی به موجب کیفیت بالای قطعات تولیدی، برای ساخت قطعات فلزی از پودرهای آن‌ها مورد توجه ویژه‌ای قرار گرفته است. در این میان آلیاژهای اینکونلی بویژه اینکونل ۶۲۵ با توجه به استفاده گسترده در کاربردهای مهندسی، مشخصه‌های ذاتی و جوش‌پذیری مناسب، گزینه‌ای مناسب برای این فرآیند به حساب می‌آیند. از همین رو پس از تعیین متغیرهای بهینه، سه سری نمونه بهینه با مقادیر حرارت ورودی خطی ۰،۱۲۵، ۰،۱۵۰ و ۰،۱۷۵ ژول بر میلی‌متر ساخته شده و خواص مکانیکی و ریزساختار آن‌ها مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که با افزایش حرارت ورودی، دانه‌ها رشد نموده و تغییر در دانه‌بندی و توزیع عناصر آلیاژی صورت گرفته است؛ این موارد به تغییر در دوره‌های حرارتی اعمالی بر قطعات نسبت داده شد. خواص مکانیکی قطعات تولید شده نسبت به یکدیگر تغییرات قابل ملاحظه‌ای نشان نداد لیکن به مراتب برتر از نمونه‌های ریختگی و قابل قیاس با نمونه‌های کار شده این آلیاژ بود. در همین راستا بررسی سختی‌سنجی قطعات دال بر مقادیر سختی به مراتب بالاتر از قطعات تولید شده نسبت به نمونه‌های ریختگی داشت. مطالعات میکروسکوپی نشان داد که این برتری خواص مکانیکی عمدتاً ناشی از ریزدانه‌گی قطعات تولیدی است.

واژه‌های کلیدی: ساخت افزایشی، چاپ سه بعدی، ذوب لیزر انتخابی، اینکونل.

دریافت: ۱۳۹۹/۱۲/۱۲ | پذیرش: ۱۴۰۰/۰۶/۱۶

### ۱. مقدمه

روش‌های ساخت افزایشی برای تولید قطعات سه بعدی فلزی از پودرهای آن‌ها محسوب می‌شوند. ذوب لیزر انتخابی یکی از اولین فناوری‌های تجاری شده ساخت افزایشی است. لایه‌هایی تا ضخامت صد میکرومتر در این روش ایجاد شده‌اند. همچنین دستگاه‌های متعددی بر پایه این روش توسط شرکت‌های معتبر در این زمینه ساخته شده و قطعات بسیار مهم صنعتی توسط این روش ساخته و یا تعمیر می‌شوند [۲، ۴-۷]. در حال حاضر تولید قطعات منسجم و قابل اطمینان به کمک برخی روش‌های ساخت افزایشی برای شماری از مواد از جمله فولادها، آلیاژهای پایه نیکل، آلیاژهای پایه تیتانیوم، مواد مرکب زمینه فلزی و... ممکن می‌باشد [۸-۱۴]. متغیرهای فرایند ساخت افزایشی بر پایه ذوب انتخابی بستر پودر به چهار دسته اصلی تقسیم می‌شوند: (۱) متغیرهای مرتبط با لیزر (مانند توان لیزر، اندازه پرتو، مدت زمان ضربان و بسامد

ساخت افزایشی یا چاپ سه بعدی به عنوان یکی از جدیدترین روش‌های تولید قطعات مهندسی، در چند سال اخیر بسیار مورد توجه قرار گرفته است [۱، ۲]. این روش در استاندارد ASTM به عنوان "فرآیند اتصال مواد به منظور ساخت اشیا از داده‌های مدل سه بعدی، به طور معمول به صورت لایه روی لایه، در مقابل روش‌های ساخت کاهشی است."؛ گستردگی بالای مواد قابل استفاده، سرعت تولید بالاتر، عدم محدودیت در پیچیدگی، دقت بالا، هندسه‌های متغیر و قابلیت برنامه‌دهی از مهم‌ترین مزایای روش ساخت افزایشی در مقایسه با روش ماشین کاری CNC برای تولید قطعات سه بعدی مهندسی است [۲، ۳].

دو روش نشان‌دهنده مستقیم انرژی و ذوب لیزر انتخابی، بر پایه ذوب بستر پودری، در بین مهم‌ترین و اصلی‌ترین

\* نویسنده مسئول:

دکتر فرزاد خدابخشی

نشانی: تهران، دانشگاه تهران، پردیس دانشکده‌های فنی، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد.

تلفن: ۸۲۰۸۴۱۲۷ (۲۱) ۹۸+

پست الکترونیکی: fkhodabakhshi@ut.ac.ir

جدول ۱. ترکیب اسمی شیمیایی پودر اینکونل ۶۲۵ گزارش شده توسط شرکت بر حسب درصد وزنی

Ni	Cr	Mo	Co	Nb	Al	Ti	C
باقیمانده	۲۳-۲۰	۱۰-۸	< ۱	۴,۱۵-۳,۱۵	< ۰,۴	< ۰,۴	< ۰,۱
Fe	Mn	Si	P	S	Ta	Cu	
< ۵	< ۰,۵۰	< ۰,۵۰	< ۰,۰۱۵	< ۰,۰۱۵	< ۰,۰۵	< ۰,۵۰	



شکل ۱. تصویر نشان دهنده نمونه‌های آزمون کشتش تولیدی به روش ساخت افزایشی.

به ناهمسانگردی و افت خواص مکانیکی در قطعات تولید شده گردد [۲۳]. از همین رو انتخاب متغیرهای بهینه حاکم بر فرآیند به منظور دستیابی به ریزساختار مطلوب و همچنین کاهش حداکثری عیوب ساختاری و به تبع آن‌ها دست‌یابی به خواص قابل مقایسه با روش‌های معمول، یکی از چالش‌های حال حاضر ساخت قطعات با ذوب لیزر انتخابی است. از همین رو در این تحقیق دست‌یابی به بازه متغیرهایی که منجر به ساخت قطعات اینکونل ۶۲۵ با ریزساختار و خواص مکانیکی بهینه شوند مورد بررسی قرار می‌گیرد.

## ۲. مواد و روش تحقیق

پودر مورد استفاده برای ساخت قطعات از شرکت Renishaw تهیه شد. قبل از ساخت قطعات مشخصه‌یابی پودر مورد استفاده توسط این کمپانی صورت پذیرفته است. پودرها دارای ظاهر کروی بوده و ابعادی بین ۱۵ تا ۴۵ میکرومتر دارند و ترکیب شیمیایی پودر مطابق جدول ۱ است. قطعات ذوب لیزر انتخابی توسط دستگاه Renishaw AM 250 ساخته شدند. پس از انتخاب متغیرهای بهینه نمونه‌های نهایی به صورت نمونه‌های کشتش طبق استاندارد ASTM E8/E8M با ابعادی مطابق شکل ۱ در راستای قائم پرینت شدند. پس از انتخاب متغیرهای بهینه نمونه‌های نهایی به صورت نمونه‌های

ضربان)، (۲) متغیرهای مرتبط با روبش لیزر (مانند سرعت روبش، فاصله روبش و الگوی روبش)، (۳) متغیرهای مرتبط با پودر مصرفی ماده (مانند شکل پودر، اندازه و توزیع، چگالی بستر پودر، ضخامت لایه و خواص مواد)، و (۴) متغیرهای مرتبط با دما (مانند دمای بستر پودر، دمای تغذیه پودر، یکنواختی دما و غیره) [۱۵-۱۹].

با توجه به توانایی این روش در تولید قطعات با پیچیدگی بالا در حداقل زمان و با کمترین میزان اتلاف انرژی و ماده، از این روش می‌توان در ساخت و تعمیر قطعاتی چون پره‌های توربین استفاده کرد [۲۰]؛ به همین جهت ابرآلیاژها به عنوان مواد اولیه مورد استفاده در این روش تولید از اهمیت بسیار بالایی برخوردار هستند. اینکونل ۶۲۵ یک ابرآلیاژ پایه نیکل ارتقاء یافته است که به دلیل خواص استحکامی بالا و مقاومت بالا در برابر خوردگی کاربرد وسیعی در صنعت و به خصوص در ساخت پره‌های توربین و صنایع هسته‌ای دارد. همانند اکثر ابرآلیاژهای پایه نیکل، از اینکونل ۶۲۵ نیز برای شرایط کاری تحت دما و تنش بالا تا حدود ۹۸۲ درجه سانتی‌گراد استفاده می‌شود. خواص و ساختار قطعات تولیدی به کمک روش ساخت افزایشی علاوه بر ماده مورد استفاده در فرآیند تولید، وابستگی زیادی به متغیرهای فرایندی نیز دارد [۲، ۱۸، ۲۱، ۲۲]. همچنین تشکیل دیگر عیوب فرایندی همچون ریزحفرات، توپی شدن، ذوب ناکافی و ... نیز می‌توانند منجر

اندازه‌گیری چگالی نمونه‌ها بر اساس روش ارشمیدس و غوطه‌وری در آب مقطر طبق استاندارد ASTM F3056 ۱۴ - صورت گرفت. جهت اشباع نمودن نمونه‌ها، از روغن سیلیکون استفاده شد به طوری که نمونه‌ها به مدت ۶ ساعت در آن غوطه‌ور بودند. پس از این مرحله نمونه‌ها به مدت یک ساعت در محیط قرار داده شدند تا هم‌دمایی صورت پذیرد. پیش از اندازه‌گیری چگالی، روغن اضافی توسط پارچه از نمونه‌ها جدا شد و متعاقباً چگالی نمونه محاسبه شد. به منظور بررسی خواص مکانیکی قطعات، نمونه‌ها مطابق استانداردهای مربوطه آماده شده و در حالت پس از ساخت و بدون عملیات حرارتی یا مکانیکی ثانویه تحت آزمون‌های سختی و کشش قرار گرفتند. جهت بررسی سختی ساختار اولیه، از آزمون میکروسختی سنجی ویکرز توسط دستگاه (TUKON 1202, Buehler, UK) با بار اعمالی ۱۰۰ گرم و مدت زمان اعمال ۱۰ ثانیه و حداقل فاصله نقاط ۲۰۰ میکرومتر استفاده شد. جهت بررسی خواص کششی قطعات، با استفاده از متغیرهای بهینه، نمونه‌های آزمون کشش طبق استاندارد ASTM-E8 در جهت ساخت لایه‌ها (راستای قائم) تهیه شدند. آزمون کشش نیز توسط دستگاه سنتام ۵۰ (STM-50) انجام پذیرفت. نرخ جابجایی فک‌ها معادل ۰/۶۶ میلی‌متر بر دقیقه استفاده گردید. بدین ترتیب نرخ کرنش حین آزمون معادل ۰/۰۰۱ بر ثانیه به دست می‌آید و نتایج بر مبنای داده‌های به دست آمده از سامانه تحلیل شد. همچنین پس از انجام آزمون کشش، سطح شکست نمونه‌ها به منظور بررسی سطح شکست به کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت.

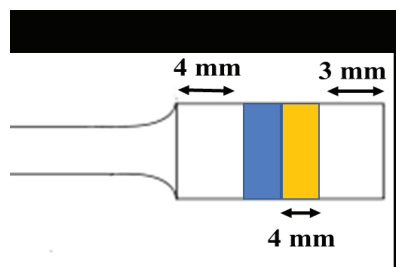
### ۳. نتایج و بحث

#### بهینه‌سازی پارامترهای فرایندی بر مبنای محاسبات چگالی

در بررسی‌های صورت گرفته به منظور دستیابی به متغیرهای بهینه، علاوه بر بررسی‌های ظاهری، به منظور حصول اطمینان بالاتر از مطلوب بودن کیفیت تولید در حالت اولیه ماده از بررسی چگالی به عنوان یک متغیر کمی، استفاده شد. علت این امر در ابتدا به کسب اطمینان از عدم تغییر شرایط و عدم حضور تخلخل شدید در ساختار لایه‌های درون قطعه مربوط می‌گردد که تحت بازرسی میکروسکوپی قرار نگرفته بودند. در عین حال چگالی قطعات نقش مؤثری بر خواص مکانیکی مورد انتظار دارد. بدین ترتیب که انتظار می‌رود ساختارهایی با تخلخل بالا خواص مکانیکی نامطلوبی از خود به نمایش بگذارند. این امر به ایجاد تمرکز تنش در قطعات توسط حضور این عیوب ساختاری بازمی‌گردد. در عین حال حضور حجم بالای تخلخل‌ها نیز در راستای کاهش سطح مقطع مؤثر قطعه حرکت می‌نماید که تأثیر به شدت مخربی بر خواص مکانیکی می‌گذارد. از این رو با بررسی چگالی قطعات تولیدشده و

کشش طبق استاندارد ASTM E8/E8M در راستای قائم پرینت شدند. به منظور جلوگیری از نفوذ عناصر از صفحه ساخت به قسمت گیج در نمونه‌های کششی و اثرگذاری آن بر خواص مکانیکی و ریزساختار و همچنین تعیین دقیق محل انباشت نمونه‌ها و بهبود دقت ابعادی، نمونه‌ها روی پایه‌های حمایتی<sup>۱</sup> ساخته شدند که در شکل ۱ قابل مشاهده می‌باشد. در بین متغیرهای مختلف ارائه شده، متغیرهای عمومی (توان لیزر، سرعت اسکن و غیره) و همچنین متغیرهای روبش حجم اهمیت بالایی برخوردار می‌باشند و می‌توان آن‌ها را اصلی‌ترین متغیرهای تأثیرگذار بر خواص نمونه به حساب آورد. پس از آن، متغیرهای عمومی و روبش سطح پایین نمونه در جایگاه اهمیت بعدی قرار می‌گیرد. انتخاب این موارد با کمک مطالعات و تحقیقات پیشین صورت گرفته روی آلیاژ اینکونل ۶۲۵ صورت پذیرفته است. همچنین در پاره‌ای از موارد، مخصوصاً انتخاب متغیرهای مرتبط با دستگاه، از پیشنهادات شرکت سازنده و همچنین اپراتور دستگاه، استفاده گردیده است.

به منظور بررسی ریزساختار قطعات، نمونه‌های دیسکی شکل از قسمت میانی بازوهای نمونه‌های آزمون کشش مطابق شکل ۲ بریده شدند. مقاطع برش خورده با استفاده از کاغذهای حاوی ذره‌های Sic از شماره ۸۰ تا ۵۰۰۰ سنباده‌زنی شدند و سپس سطح مقطع نمونه‌ها با محلول کلوئیدی آلومینای ۰,۰۵  $\mu\text{m}$  و پس از آن با محلول کلوئیدی آلومینای ۰,۰۳  $\mu\text{m}$  مسطح و برق انداخته شدند. نمونه‌های مسطح و برق افتاده ابتدا توسط محلول ۱۵ میلی‌لیتر اسید هیدروکلریک، ۱۰ میلی‌لیتر اسید استیک و ۱۰ میلی‌لیتر اسید نیتریک حدود ۱۰ ثانیه حکاکی شده و سپس به منظور بررسی ریزساختار به کمک میکروسکوپ نوری (OM) مدل (BH2-UMA, Olympus, Japan) مورد بررسی میکروسکوپی قرار گرفتند. همچنین به منظور بررسی ریزساختار قطعات برق افتاده شده تحت بزرگنمایی بالاتر، از میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FESEM) مدل (JSM-7600F, JOEL, Japan) با سیگنال الکترون‌های ثانویه و برگشتی با ولتاژ ۴۵ کیلوولت استفاده شد.



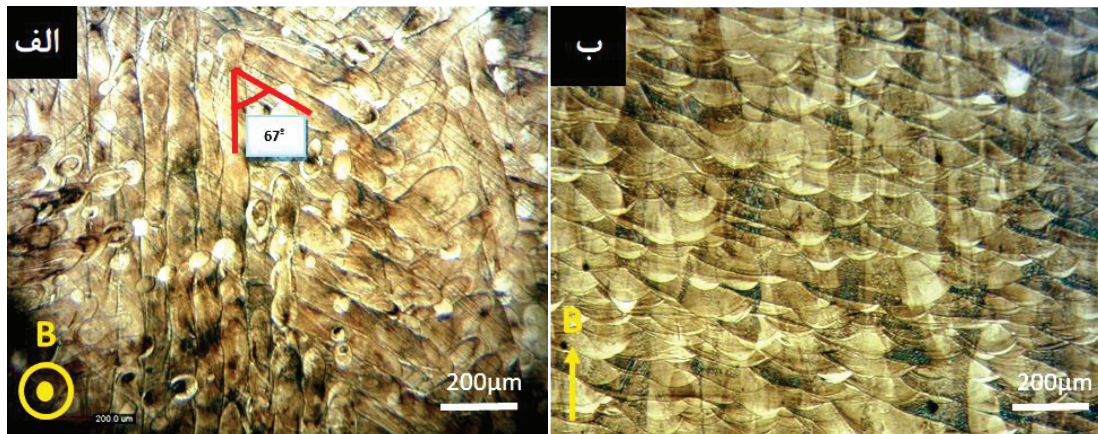
شکل ۲. طرح‌واره محل برش نمونه‌های مربوط به بررسی‌های ریزساختاری و میکروسختی.

1. Support structure
2. Optical microscope
3. Field emission Scanning Electron Microscope



جدول ۲. چگالی و چگالی نسبی قطعات بهینه تولید شده با توان مختلف

نمونه	۱۲۵	۱۵۰	۱۷۵
حرارت ورودی (J/mm)	۰/۱۲۵	۰/۱۵۰	۰/۱۷۵
چگالی (gr/cm <sup>3</sup> )	۸/۴۱	۸/۴۰	۸/۴۰
چگالی نسبی (RD%)	۹۹/۶۸	۹۹/۴۹	۹۹/۴۹



شکل ۳. ریزساختار نمونه ۱۷۵، بررسی شده توسط میکروسکوپ نوری در مکان‌های مختلف الف، صفحه افقی ب) صفحه قائم (B راستای ساخت نمونه است).

تصویر حوضچه‌ها در سطح مقطع قائم تا حد زیادی مشابه یکدیگر و دارای ظاهر V شکل است که به ظاهر گوسی نیز معروف است، اما اندازه آن‌ها در تصویر، با یکدیگر متفاوت است. دلیل این امر، به تفاوت در جهت بردار روبش لیزر در لایه‌های مختلف بازمی‌گردد. با توجه به چرخش ۶۷ درجه‌ای بردار روبش لیزر در لایه‌های متوالی، خطوط روبش لیزر موازی یکدیگر نبوده و در نتیجه خط روبش هر لایه با سطح مقطع تصویربرداری زاویه‌ای متفاوت تشکیل می‌دهد و بر آن عمود نمی‌باشند. به خاطر همین زاویه مورب بین سطح مقطع و بردار روبش لیزر، اندازه حوضچه‌های مذاب متفاوت دیده می‌شود. فرآیند ذوب لیزر انتخابی، به خاطر گرمای ورودی به شدت موضعی اعمال شده در بازه زمانی بسیار کوتاه، شناخته شده می‌باشد. این عامل منجر به انجماد سریع در حین تبدیل فاز مایع به جامد در حوضچه مذاب می‌گردد. از همین رو، تشکیل فازهای غیرتعادلی و تغییرات عمده در ریزساختار قطعات، امری محتمل به حساب می‌آید. تشکیل ریزساختار سلولی/دندریتی ظریف‌تر در این روش به موجب نرخ سرمایش بسیار بالا نسبت به دیگر روش‌های معمول ساخت قطعات به طور گسترده مشاهده شده است.

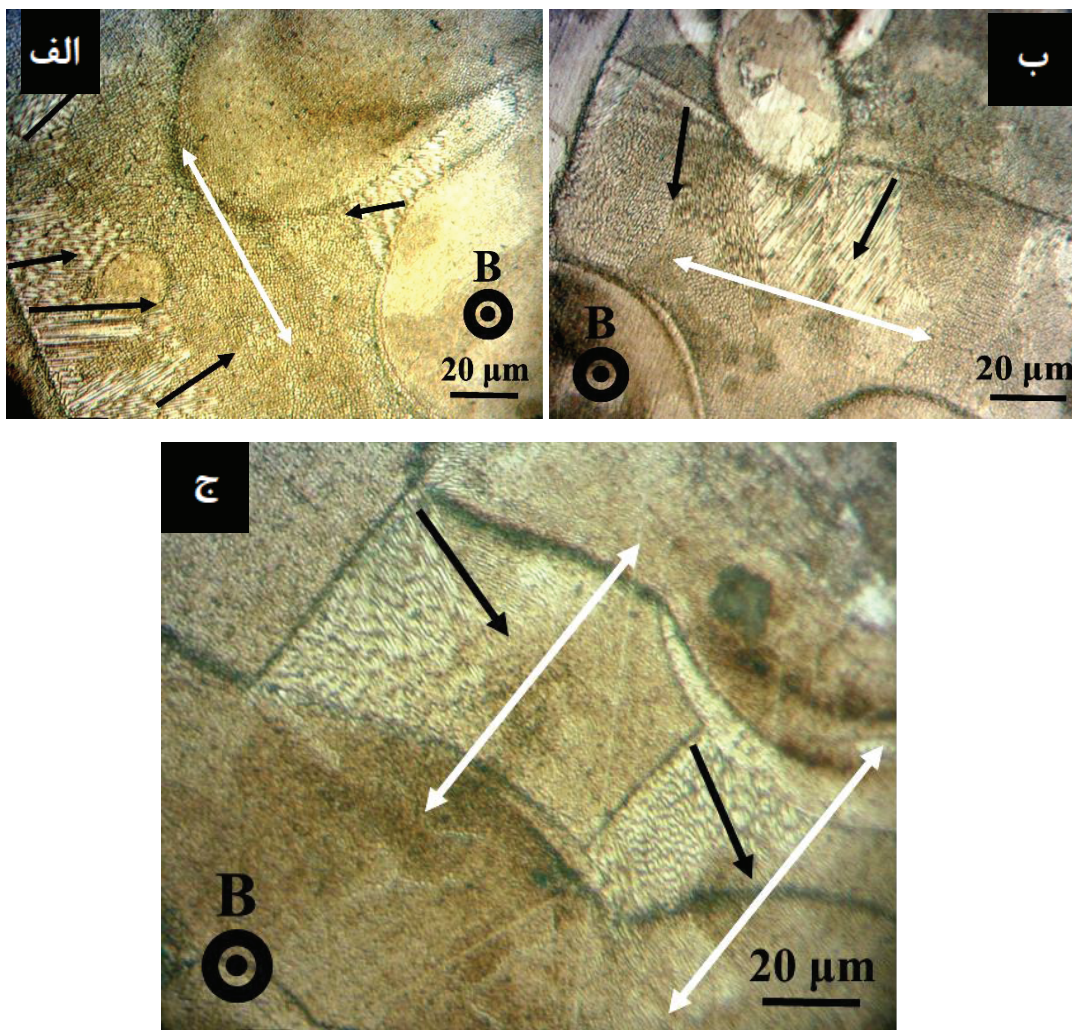
شیب حرارتی در میانه خطوط روبش لیزر، دارای کمترین مقدار است و لیکن در راستای شعاعی، مقدار آن افزایش می‌یابد. به همین خاطر دانه‌ها تمایل به رشد در این راستا دارند (شکل ۴). هرچند که به خاطر همپوشانی، بخش عمده خطوط روبش لیزر و دانه‌های تشکیل شده، در حین روبش مسیرهای مجاور، مجدداً ذوب می‌شوند. از همین رو گرمای

مقایسه آن با چگالی آلیاژ مورد استفاده، داده‌های بدست آمده نمایانگر ساختاری متراکم با حداقل تخلخل، در نمونه‌های بهینه است. چگالی اندازه‌گیری شده قطعات در جدول ۲ قابل مشاهده است.

### بررسی‌های ریزساختاری

شکل ۳-الف تصویری از بالای سطح نمونه یا صفحه افقی (عمود بر راستای ساخت) را نشان می‌دهد. ساختار غالب در همه نمونه‌های ساخته شده نشانگر خطوط روبش لیزر است. اثر خطوط روبش لیزر مربوط به لایه‌های مختلف انباشته شده روی هم، به صورت یک‌جا، در این مقطع قابل مشاهده می‌باشد. زاویه بین خطوط روبش لیزر در لایه‌های متوالی حدود ۶۷ درجه است. در شکل ۳-ب چیدمان حوضچه‌های مذاب در صفحه قائم که در راستای ساخت می‌باشد، نشان داده شده است. مرز بین لایه‌های پیاپی و همچنین حوضچه‌های مذاب تشکیل شده حین فرآیند، بوضوح قابل ملاحظه است. دلیل تشکیل این خطوط تیره‌رنگ در مرز حوضچه‌ها، جدایش عناصر سنگین همچون Nb و Mo در حین فرآیند انجماد و پس‌زده شدن در حین انجماد است [۲۳].

هر یک از حوضچه‌های مشاهده شده در تصویر نمایانگر یک خط روبش لیزر حین ساخت هر لایه هستند که با توجه به ماهیت فرآیند، همپوشانی بین خطوط روبش لیزر به همراه ذوب بخشی از زیرلایه حین ساخت لایه بالایی (همپوشانی لایه‌ها) با بررسی حوضچه‌ها در تصویر قابل مشاهده است.



شکل ۴. ریزساختار نمونه‌های ساخته شده در صفحه افقی (الف) نمونه ۱۲۵، (ب) نمونه ۱۵۰ و (ج) نمونه ۱۷۵ (فلش سفید رنگ نشانگر راستای اسکن و فلش مشکی نمایانگر جهت کشیدگی دانه‌ها می‌باشند).

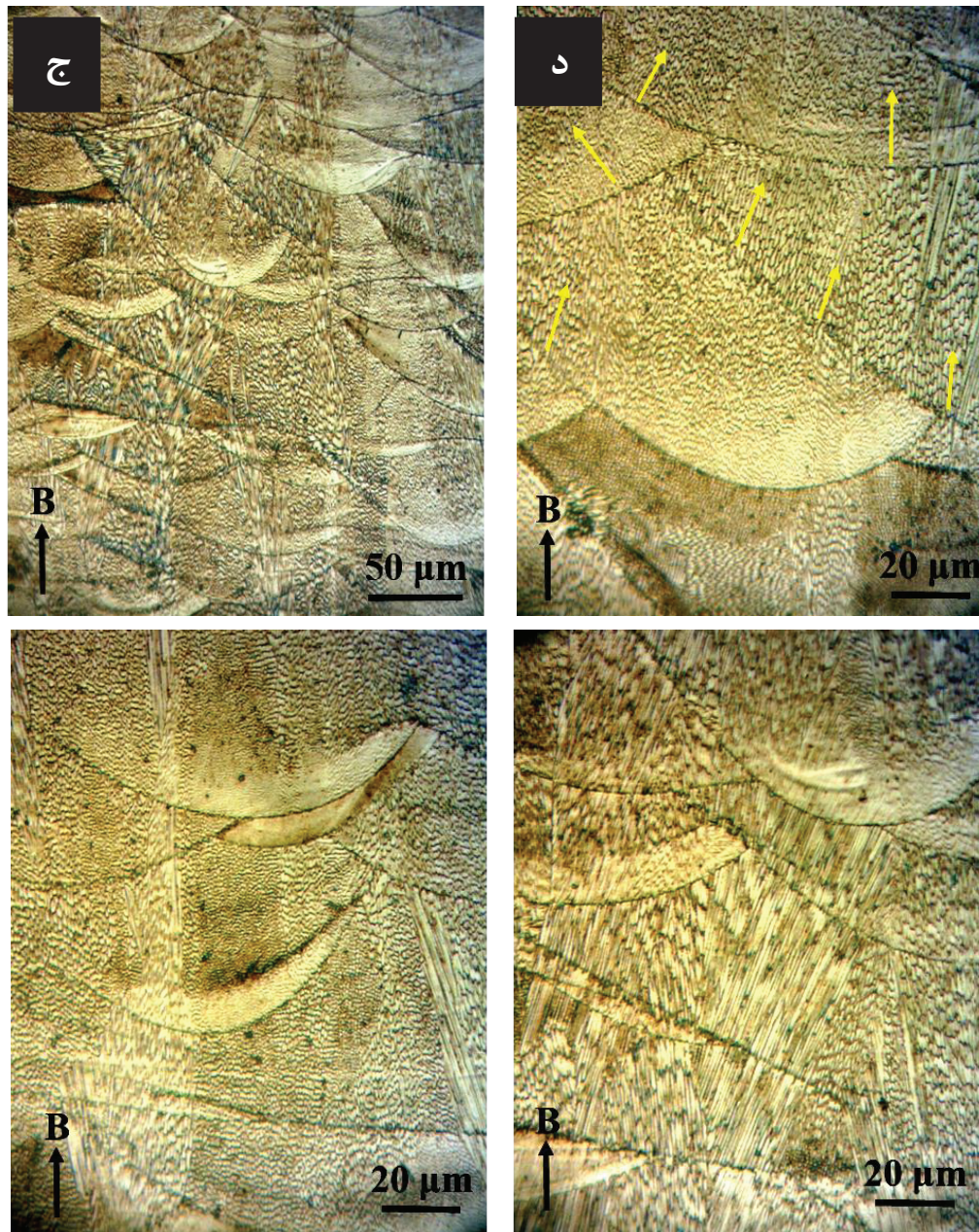
بر نمونه‌ها در صفحه افقی کاهش پیدا کرده و نواحی دندریت/سلول هم‌محور غلبه بیشتری بر ساختار پیدا می‌کنند. علت این امر به رشد ابعاد حوضچه‌ها و تغییر در شرایط حرارتی حاکم حین ساخت برمی‌گردد. با افزایش ابعاد حوضچه‌ها، همپوشانی خطوط روبش لیزر افزایش پیدا می‌کند. این عامل موجب ذوب مجدد دانه‌های تشکیل شده حین ساخت لایه‌های قبلی می‌گردد که این بار در حین انجماد با توجه به سرعت سرمایش بالاتر ساختار یکپارچه دربرگیرنده این نواحی نسبت به انتقال حرارت پودر اطراف خط روبش، در حین ساخت اولیه لایه، رشد هم‌محور بر ستونی در صفحه افقی اولویت پیدا می‌کند. افزایش حرارت ورودی موجب نیاز به انتقال حرارت بیشتر از حوضچه مذاب می‌گردد که در نهایت این عمل با تغییر شیب حرارتی در مرز حوضچه در جهت تشویق رشد هم‌محور حرکت می‌کند. در کنار این قضیه با حرکت به سمت مرکز حوضچه مذاب نسبت شیب حرارتی به نرخ رشد بلور کاهش می‌یابد. این امر ناشی از جدایش

ورودی حین ساخت با تأثیرگذاری بر حجم حوضچه جوش و تأثیر بسیار بر شیب حرارتی، بر جهت‌گیری دانه‌ها و تشکیل بافت در قطعات تأثیرگذار است.

شکل ۴ نمایی از صفحه نمونه‌های ۱۲۵، ۱۵۰ و ۱۷۵ را نشان می‌دهد. همان‌طور که گفته شد شیب حرارتی حداکثری در راستای مرکز خط روبش لیزر یکی از عوامل مؤثر در جهت‌گیری و کشیدگی دانه‌های تشکیل شده حین فرآیند است. دانه‌های ستونی تشکیل شده در مرز حوضچه‌ها تشکیل شده و به سمت مرکز خط روبش، کشیده شده‌اند. به‌طور کلی ساختار در مرز خط روبش دندریت ستونی بوده و با حرکت به سمت مرکز آن به ساختار هم‌محور تبدیل می‌شود که به علت تغییر نسبت شیب حرارتی به نرخ رشد بلور و کاهش این نسبت مربوط می‌گردد.

نکته دیگری که در بررسی‌های ریزساختاری مشاهده شد، تغییر در ابعاد و غلبه دانه‌های ستونی بر ساختار نمونه‌ها است. با افزایش گرمای ورودی به قطعات میزان غلبه ساختار ستونی





شکل ۵. ریزساختار نمونه ۱۷۵ در صفحه‌ی قائم، الف) دانه‌های روشن و تیره متشکل از دانه‌های هم‌محور و ستونی، ب) کشیدگی دانه‌ها در جهت عمود بر سطح حوضچه (خطوط زرد رنگ جهت کشیدگی)، ج) رشد دانه‌های ستونی در نواحی هم‌محور در راستای ساخت قطعه در راستای ساخت و د) ساختار ناحیه‌ی ستونی با استفاده از بزرگنمایی بالا.

شد با افزایش حرارت ورودی به قطعه هر چند که غلبه نواحی هم‌محور بر ساختار افزایش می‌یابد اما اندازه دانه‌ها نیز با توجه به کاهش نرخ سرمایش رشد دارند.

در بررسی میکروسکوپی نوری با استفاده از بزرگنمایی بالاتر بر صفحه قائم نمونه‌های ساخته شده (شکل ۵-الف) ساختار دندریتی و سلولی مشاهده شد. ساختار دندریتی در نمونه‌های بستر پودری ساخته شده به کمک پرتو لیزر به علت نرخ سرمایش بسیار بالای این فرآیند است که می‌تواند در حدود  $10^6$  درجه سانتی‌گراد بر ثانیه است [۲۴]. همچنین

عناصر به مذاب باقی‌مانده است که موجب افزایش تحت تبرید ترکیبی تغییر جبهه انجماد از حالت سلولی به دندریتی است. از همین رو انتظار می‌رود که افزایش حرارت ورودی موجب غلبه بیشتر دانه‌های هم‌محور در ساختار گردد.

حاصل ضرب شیب حرارتی در نرخ رشد بلورها، اندازه سلول‌های انجمادی را رقم می‌زند. با افزایش حاصلضرب این دو مقدار، سلول‌های انجمادی ظریف‌تری تشکیل می‌گردند. در فرآیندهای لیزری با توجه به بالا بودن نسبی این دو مقدار، ساختار دندریتی بدست‌آمده ریز است. همان‌طور که گفته

جدول ۳. سختی قطعات بهینه تولید شده با توان مختلف و نمونه‌های ریختگی.

نمونه	۱۲۵	۱۵۰	۱۷۵	بازپخت شده	نورد شده
حرارت ورودی (J/mm)	۰,۱۲۵	۰,۱۵۰	۰,۱۷۵	-	-
سختی (HV)	۳۴۰	۳۰۶	۳۳۰	۱۸۵-۲۲۰	۱۸۵-۲۵۵
خطای استاندارد (HV)	۹	۷	۸		
مرجع				[۲۴]	[۲۵]

### خواص مکانیکی

#### ریزسختی سنجی

داده‌های حاصل از سختی‌سنجی قطعات در جدول ۳ آورده شده‌اند. نتایج بدست آمده نمایانگر تغییرات جزئی در خواص نمونه‌ها دارد. سختی نمونه‌های ۱۲۵ و ۱۷۵ تقریباً در محدوده یکسانی قرار دارد. این در حالی است که در نمونه ۱۵۰ افت جزئی سختی مشاهده می‌شود. بطور کلی با افزایش حرارت ورودی به نمونه، رشد اندازه دانه‌ها واقع می‌شود. همچنین افزایش حرارت ورودی بطور کلی موجب کاهش شیب حرارتی و در نتیجه آن کاهش تنش حرارتی وارد بر قطعه می‌گردد. از همین رو با افزایش حرارت ورودی به قطعه، افت نمودن سختی قطعات دور از ذهن نیست. هر چند که در نمونه‌های تولید شده با حرارت ورودی بالاتر، انحلال عناصر سنگین در زمینه تا حدودی بهبود می‌یابد که این عامل بر بهبود سختی قطعات تأثیر می‌گذارد. همچنین با افزایش حرارت ورودی انتظار می‌رود که تشکیل رسوبات در ساختار ترغیب شده و همچنین رسوبات بزرگ‌تری نیز در ساختار قطعات ایجاد شوند. بدین ترتیب، این عوامل در ساختار قطعات نحوی پیش‌رفته‌اند که سختی قطعه ۱۵۰ نسبت به قطعه صفر کاهش پیدا نموده است. اما احتمالاً با توجه به مطالعات میکروسکوپی الکترونی روبشی و تقویت عوامل مثبت در نمونه ۱۷۵، این عوامل در راستای جبران افت سختی پیش‌رفته و این نمونه، مقدار سختی مشابه نمونه صفر از خود نشان می‌دهد.

در عین حال نمونه‌های ساخته شده با متغیرهای بهینه، مقدار سختی بالاتری نسبت به نمونه‌های ریختگی بازپخت شده و حتی کار شده از خود نشان می‌دهند. با توجه به داده‌های به‌دست‌آمده در بررسی‌های مختلف، همان‌گونه که در جدول ۳ نیز مشاهده می‌شود، نمونه‌های ریختگی حتی در صورت بازپخت و حتی نورد، به نهایت مقدار سختی HV ۲۵۵ دست می‌یابند. این قضیه حاکی از سختی بالای نمونه‌های ساخته‌شده به کمک ذوب لیزر انتخابی است. سختی بالای قطعات تولیدی ناشی از ساختار ریزدانه حاصل از فرآیند ساخت افزایشی لیزر است. از سوی دیگر چگالی بالای نایبایی در ساختار قطعات تولید شده نیز عامل مؤثر دیگری در راستای افزایش مقدار سختی قطعات است.

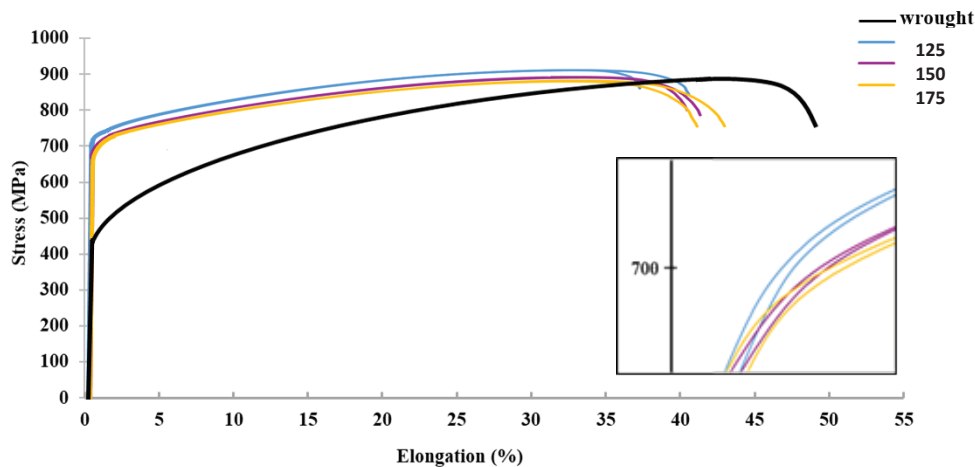
در اثر نرخ سرمایش بالاتر فرآیند بجای ساختار دندریتی ساختار سلولی حاصل می‌شود. در حین انجماد، عمده حرارت حوضچه، از طریق زیر لایه یا لایه پیشین منجمد شده به بیرون انتقال می‌یابد. بر همین مبنا راستای جریان حرارت<sup>۴</sup> در حین انجماد حوضچه عمود بر زیر لایه است که عامل جهت‌گیری دندریتها در این راستا است. این رشد جهت‌دار در حین انجماد در قطعات ساخت افزایشی لیزر به‌طور معمول دیده می‌شود. به‌طور کلی، ریزساختار تشکیل شده در سطح لایه‌های منجمد شده پیشین در کنترل ریزساختار سلولی/دندریتی و به تبع آن دانه‌بندی قطعه تأثیرگذار است. هرچند که ساز و کار رشد دانه به‌شدت پیچیده است و عوامل تأثیرگذار بسیاری در تعیین آن نقش ایفا می‌کنند؛ اما جهت انتقال حرارت موضعی کلیدی‌ترین عامل در تعیین جهت‌گیری دانه‌ها به حساب می‌آید.

چرخش ۶۷ درجه بین لایه‌ها در الگوی روبش لیزر، به خاطر همپوشانی حداکثری حوضچه‌های مذاب در لایه‌های مختلف، با ریز نمودن ساختار سلولی/دندریتی باعث تشکیل دانه‌های هم‌محور بیشتری در ساختار شده است. شکل‌های ۵-ب و ج تصویر دانه‌های هم‌محور کشیده شده در راستای ساخت لایه‌ها را نشان می‌دهد. این مناطق به‌صورت نواحی تیره و روشن در شکل ۵-د پدیدار شده‌اند. ملاحظه می‌گردد که جهت کشیدگی دانه‌های هم‌محور در راستای عمود بر سطح حوضچه (یعنی در راستای جریان حرارت) و متمایل به راستای ساخت لایه‌ها است.

همچنین رشد گروهی از دانه‌ها به‌صورت رونشانی در شکل ۵-ج و د قابل مشاهده است که این دسته از دانه‌ها در طی چندین حوضچه مذاب و به تبع آن چند لایه متوالی در راستای ساخت قطعه رشد نموده‌اند. دانه‌های ستونی ساختارهای سلولی و دندریتی از خود نشان می‌دهند. همان‌طور که گفته شد رشد این دانه‌ها در درجه اول از فصل مشترک مذاب و فلز، به سوی مرکز حوضچه است. از سوی دیگر با توجه به انتقال حرارت حداکثری از سوی حجم قطعه، جهت جریان حرارت در راستای ساخت قطعه است که این دو عامل موجب کشیدگی دانه‌ها در راستای ساخت و تشکیل دانه‌هایی که در چند لایه مختلف رشد کرده‌اند می‌شود.

4. Heat flux





شکل ۶. نمودار تنش- کرنش حاصل از آزمون کشش نمونه‌های تولید شده تحت انرژی‌های ورودی متفاوت به همراه نمونه کار شده [۲۶] (تصویر سمت راست ناحیه تسلیم قطعات را نشان می‌دهد).

### رفتار کششی

متصور بود. این تغییرات بیشتر به تقابل اندازه دانه‌ها و میزان استحکام‌دهی محلول جامد ساختار نمونه‌ها بازمی‌گردد. انعطاف‌پذیری قطعات نیز تغییرات چندانی از خود نشان نمی‌دهد. بطور کلی، استحکام و انعطاف‌پذیری در خلاف یکدیگر حرکت می‌کنند. مواردی که موجب افزایش استحکام می‌شوند، عمدتاً انعطاف‌پذیری را کاهش می‌دهند (به استثنای کاهش اندازه دانه). چنین روندی در نمونه‌ها نیز قابل مشاهده است و با افزایش جزئی در استحکام، کاهش نسبی انعطاف‌پذیری قطعات روی داده است. از همین رو با توجه به تثبیت استحکام قطعات با تغییر متغیرها، انعطاف‌پذیری نمونه‌ها نیز تقریباً تغییری از خود نشان نمی‌دهد. شایان ذکر است که نمونه ۱۲۵ در حین انجام آزمون، انعطاف‌پذیری پایین‌تری از خود به نمایش گذاشته است که این امر می‌تواند به وجود اشکال در ساختار قطعه و یا خطای آزمایش بازگردد. هر چند که این تفاوت در حدی نیست که نتایج به دست آمده را دچار خطا کند و از همخوانی لازم با دیگر داده‌های بدست آمده، برخوردار است.

### شکست‌نگاری نمونه‌های منهدم شده

نمونه‌های آزمون کشش پیش از رسیدن به مرحله شکست، میزان قابل توجهی در ناحیه گلوپی تغییر شکل پیدا کردند. با توجه به انعطاف‌پذیری مناسب قطعات و همچنین گلوپی شدن نمونه‌ها پیش از شکست انتظار می‌رود سطوح شکست مشخصه‌های شکست نرم را از خود به نمایش بگذارند. از همین رو برای بررسی بهتر شرایط سطح شکست و ساز و کار حاکم بر آن، بررسی سطح شکست به کمک میکروسکوپی الکترونی روبشی صورت گرفته است.

همان‌طور که در شکل ۷ دیده می‌شود، الگوی گودی برآمدگی<sup>۶</sup> در نمونه‌های شکسته شده آزمون کشش در مقیاس

به‌منظور بررسی اثر انرژی اعمالی حین ساخت نمونه‌ها، سه دسته نمونه تحت نمادگذاری ۱۲۵، ۱۵۰ و ۱۷۵ تهیه شد که به ترتیب افزایش شماره انرژی ورودی جهت ساخت آن‌ها نیز افزایش یافته است. تمامی نمونه‌های تحت آزمایش پیش از شکست، مقدار قابل توجهی در ناحیه گلوپی تغییر شکل دادند. نتایج حاصله از آزمون کشش نمونه‌ها به همراه خواص مکانیکی قطعات اینکونل ۶۲۵ ریختگی در شکل ۶ نمایش داده شده است. به‌طور کلی تمامی نمونه‌ها از حداقل انرژی ورودی لازم به‌منظور ساخت قطعه یکپارچه برخوردار می‌باشند و افزایش انرژی اعمالی تأثیر محسوسی روی خواص مکانیکی آن‌ها نداشته است. به منظور درک بهتر چرایی این فرآیند باید به اثر افزایش انرژی در ریزساختار قطعات پرداخته شود.

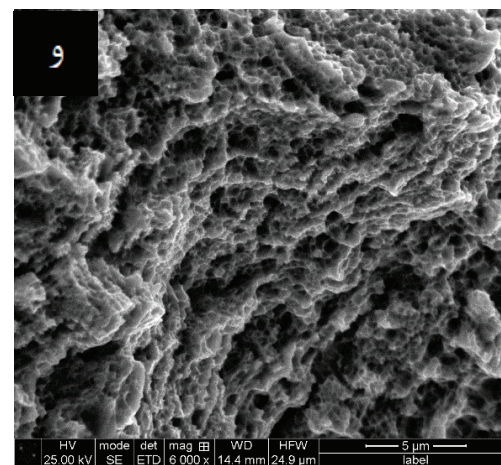
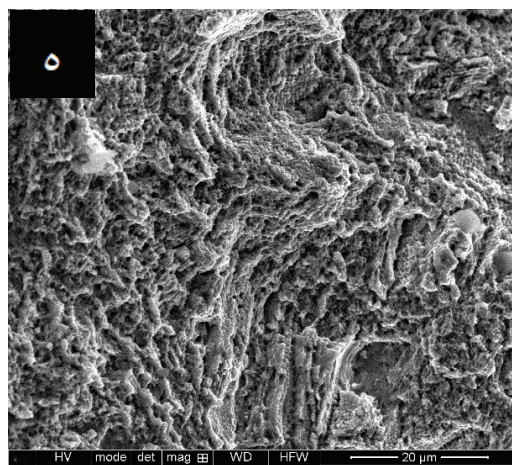
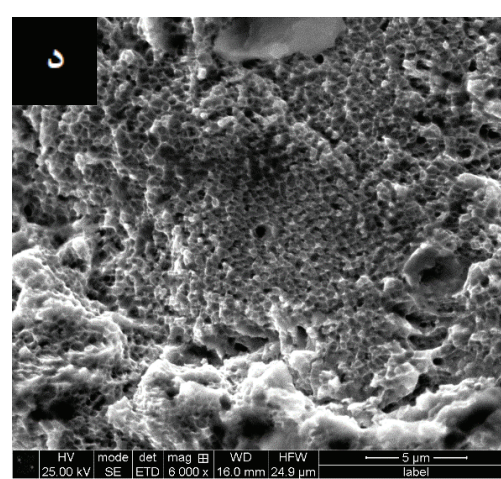
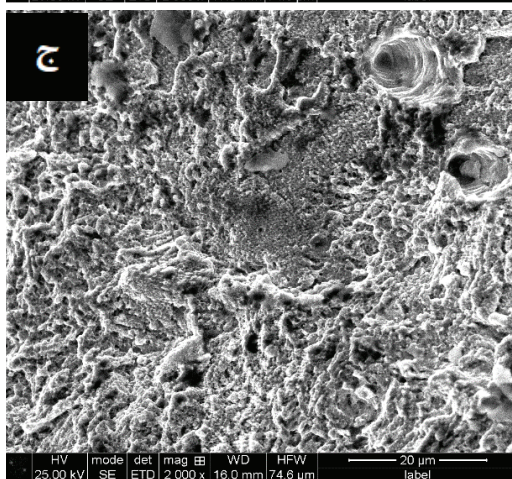
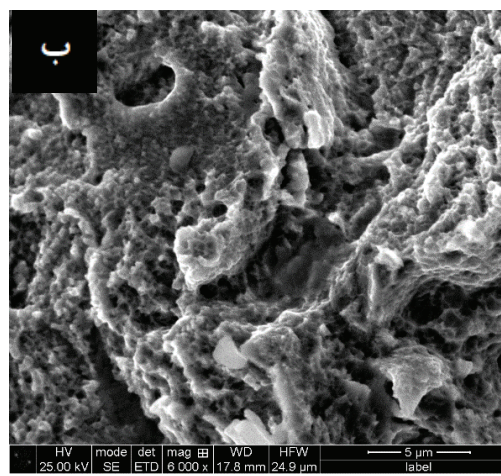
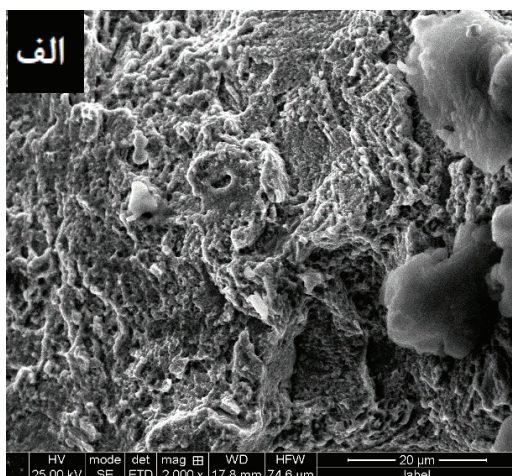
بطور کلی در آلیاژها چهار ساز و کار استحکام‌بخشی می‌تواند حاکم باشد. این موارد شامل استحکام‌بخشی محلول جامد، استحکام‌بخشی به کمک کارسختی یا کرنش سختی<sup>۵</sup> (استحکام‌بخشی به کمک چگالی نابجایی‌ها)، استحکام‌بخشی به کمک رسوب‌گذاری و استحکام‌بخشی به کمک بهبود اندازه دانه (به‌منظور افزایش مرزدانه‌ها) هستند [۲۶]. اینکونل ۶۲۵ از آلیاژهایی محسوب می‌شود که ساز و کار محلول جامد در آن‌ها غالب است. از همین رو اثر ساز و کار رسوب‌سختی در این دسته آلیاژ هرچند مؤثر، اما ضعیف‌تر از دیگر موارد است. نتایج بدست آمده نشان دهنده روند اثرگذاری حرارت ورودی بر استحکام نهایی قطعات نیست. بدین ترتیب به نظر می‌رسد با افزایش حرارت ورودی در بازه مورد آزمایش، تغییرات چندانی در استحکام تسلیم نهایی قطعات ایجاد نمی‌گردد و تنها افتی جزئی در استحکام نهایی قطعات می‌توان

6. Cup and cone

5. Strain strengthening



شکل ۷. محل شکست نمونه آزمون کشش.



شکل ۸. سطح شکست نمونه‌های کشش، تصاویر سمت چپ بزرگنمایی ۲۰۰۰ برابر و سمت راست بزرگنمایی ۶۰۰۰ برابر، تصاویر از بالا به پایین به ترتیب نمونه‌های ۱۲۵، ۱۵۰ و ۱۷۵ می‌باشند.



- ۲- قطعات تولید شده با چگالی نسبی بالای ۹۹ درصد ایجاد شد که دال بر محدود بودن تخلخل در آنها دارد.
- ۳- بررسی ریزساختار به کمک میکروسکوپ نوری نمایانگر حضور دانه‌های هم‌محور و ستونی در ساختار است که بطور کلی در سطح صفحه‌قائم قطعات ساخته شده، دانه‌ها در راستای ساخت کشیده شده‌اند و همچنین کشیدگی دانه‌ها به سمت مرکز خط روبش لیزر در صفحه افقی است.
- ۴- بررسی سختی نمونه‌ها نمایانگر بهبود سختی قطعات تولیدی به مقدار بیش از ۲۰٪ نسبت به نمونه‌های ریختگی و نورد شده است.
- ۵- بررسی خواص کششی نمایانگر استحکام بالای قطعات تولیدی است. همچنین تغییرات اعمالی در بازه بهینه توان و حرارت ورودی، موجب تغییرات گسترده در خواص مکانیکی نشده است.
- ۶- بررسی سطح شکست قطعات حاکی از چیرگی حالت شکست نرم در قطعات دارد.
- ۷- نمونه‌های ساخته شده استحکام قابل مقایسه با نمونه‌های کار شده از خود نشان می‌دهند. همچنین انعطاف‌پذیری نمونه‌ها در حد قابل مقایسه با نمونه‌های ریختگی است.

## References

- [1] J. Alcisto *et al.*, "Tensile properties and microstructures of laser-formed Ti-6Al-4V," *Journal of materials engineering and performance*, vol. 20, no. 2, pp. 203-212, 2011.
- [2] W. E. Frazier, "Metal additive manufacturing: a review," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 23, no. 6, pp. 1917-1928, 2014.
- [3] I. Gibson, D. W. Rosen, and B. Stucker, *Additive manufacturing technologies: Rapid prototyping to direct digital manufacturing* (Additive Manufacturing Technologies: Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing). 2010, pp. 1-459.
- [4] X. Yan and P. Gu, "A review of rapid prototyping technologies and systems," *Computer-Aided Design*, vol. 28, no. 4, pp. 307-318, 1996.
- [5] J. J. Beaman and C. R. Deckard, "Selective laser sintering with assisted powder handling," ed: Google Patents, 1990.
- [6] W. E. Frazier, "Direct digital manufacturing of metallic components: vision and roadmap," in *21st Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium, Austin, TX, Aug, 2010*, pp. 9-11.
- [7] K. Vartanian and T. McDonald, "Accelerating industrial adoption of metal additive manufacturing technology," *JOM*, vol. 68, no. 3, pp. 806-810, 2016.
- [8] L. E. Murr *et al.*, "Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting technologies," *Journal of Materials Science & Technology*, vol. 28, no. 1, pp. 1-14, 2012.
- [9] D. L. Bourell, "Perspectives on additive manufacturing," *Annual Review of Materials Research*, vol. 46, pp. 1-18, 2016.
- [10] D. Gu, W. Meiners, K. Wissenbach, and R. Poprawe, "Laser additive manufacturing of metallic components: materials,

درشت ساختار قابل‌مشاهده است. تشکیل این الگو نمایانگر اثر نوار تغییر شکل برشی موضعی در حین رشد ترک است که یکی از مشخصه‌های شکست نرم به حساب می‌آید. تصاویر سطح شکست نمونه‌های ۱۲۵، ۱۵۰ و ۱۷۵ به ترتیب در شکل ۸ آورده شده‌اند. تصویر سطح شکست تمامی نمونه‌ها نشان دهنده شواهد شکست نرم و تشکیل دیمپل روی سطوح شکست است که با داده‌های بدست‌آمده حین آزمون کشش مطابقت دارد.

تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمایانگر دیمپل‌های هم‌محور با شکل کروی است. این جلوه‌ها زمانی به وجود می‌آیند که در حین تغییر شکل مومسان حفرات بسیار ریزی در ساختار تشکیل شده به یکدیگر پیوندند که در نهایت دیمپل‌ها را به وجود می‌آورند. در نقاطی از سطح شکست، حفرات میکرومتری دیده می‌شود که به نظر می‌رسد که تخلخل‌های موجود در ساختار اولیه قطعات ساخته شده هستند.

نکته قابل‌توجه دیگر ارتباط میان اندازه دانه‌ها و دیمپل‌های موجود در سطح شکست است. با توجه به تصاویر، این‌گونه به نظر می‌رسد که اندازه دیمپل‌ها با اندازه دانه‌ها ارتباط مستقیمی دارد. بدین ترتیب دیمپل‌های ساختار سطح شکست نمونه‌ها از نمونه ۱۲۵ تا ۱۷۵ در حال رشد و بزرگ شدن هستند. این قضیه در مطابقت با روش تشکیل دیمپل‌ها است. زیرا تشکیل میکروحفرات حین تغییر شکل مومسان که در نهایت منجر به اشاعه ترک و شکست قطعه می‌شود، از طریق مرزدانه‌ها صورت می‌پذیرد. بطور کلی اندازه دیمپل‌ها به شدت به نقاط جوانه‌زنی آن‌ها بستگی دارد که افزایش مرزدانه‌ها و رسوبات می‌تواند به ریز شدن ابعاد آن‌ها کمک کند.

علاوه بر این هیلدرز و همکاران [۲۷] در مطالعه‌ای نشان داده‌اند که کاهش اندازه دانه بواسطه ریزدانه‌گی، موجب بوجود آمدن پستی-بلندی‌های بیشتر در سطح شکست قطعه می‌شود. این امر به نوبه خود در راستای افزایش چقرمگی شکست قطعات عمل می‌نماید. تصاویر سطح مقطع شکست نمونه‌ها نیز نمایانگر این موضوع است و با افزایش انرژی ورودی و اندازه دانه‌ها، پستی-بلندی‌های موجود در سطح شکست نمونه‌ها هموارتر می‌گردد.

## ۴. نتیجه‌گیری

در این پژوهش بر اساس داده‌های بدست آمده و بررسی‌های انجام شده نتایج زیر حاصل شده است:

- ۱- با بررسی نمونه‌های تهیه شده به کمک متغیرهای اولیه گردآوری شده، بهترین شرایط ساختاری برای ۳ نمونه با توان‌های ورودی ۱۰۰، ۱۲۰ و ۱۴۰ وات و حرارت ورودی به ترتیب ۰، ۱۵۰، ۱۷۵ و ۰ ژول بر متر بدست آمد.

- processes and mechanisms," *International materials reviews*, vol. 57, no. 3, pp. 133-164, 2012.
- [11] D. Herzog, V. Seyda, E. Wycisk, and C. Emmelmann, "Additive manufacturing of metals," *Acta Materialia*, vol. 117, pp. 371-392, 2016.
- [12] W. E. King *et al.*, "Laser powder bed fusion additive manufacturing of metals; physics, computational, and materials challenges," *Applied Physics Reviews*, vol. 2, no. 4, p. 041304, 2015.
- [13] E. O. t. Olakanmi, R. Cochrane, and K. Dalgarno, "A review on selective laser sintering/melting (SLS/SLM) of aluminium alloy powders: Processing, microstructure, and properties," *Progress in Materials Science*, vol. 74, pp. 401-477, 2015.
- [14] W. J. Sames, F. List, S. Pannala, R. R. Dehoff, and S. S. Babu, "The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing," *International Materials Reviews*, vol. 61, no. 5, pp. 315-360, 2016.
- [15] T. DebRoy *et al.*, "Additive manufacturing of metallic components - Process, structure and properties," *Progress in Materials Science*, Review vol. 92, pp. 112-224, 2018.
- [16] C. Selcuk, "Laser metal deposition for powder metallurgy parts," *Powder Metallurgy*, vol. 54, no. 2, pp. 94-99, 2011.
- [17] S. M. Thompson, L. Bian, N. Shamsaei, and A. Yadollahi, "An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics," *Additive Manufacturing*, vol. 8, pp. 36-62, 2015.
- [18] N. Shamsaei, A. Yadollahi, L. Bian, and S. M. Thompson, "An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part II: Mechanical behavior, process parameter optimization and control," *Additive manufacturing*, vol. 8, pp. 12-35, 2015.
- [19] A. Yadollahi and N. Shamsaei, "Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities," *International Journal of Fatigue*, vol. 98, pp. 14-31, 2017.
- [20] J. O. Milewski, *Additive Manufacturing of Metals: From Fundamental Technology to Rocket Nozzles, Medical Implants, and Custom Jewelry*. Springer, 2017.
- [21] S. Kelly and S. Kampe, "Microstructural evolution in laser-deposited multilayer Ti-6Al-4V builds: Part II. Thermal modeling," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 35, no. 6, pp. 1869-1879, 2004.
- [22] Z. Wang, T. A. Palmer, and A. M. Beese, "Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing," *Acta Materialia*, vol. 110, pp. 226-235, 2016.
- [23] Z. Baicheng *et al.*, "Study of selective laser melting (SLM) Inconel 718 part surface improvement by electrochemical polishing," *Materials & Design*, vol. 116, pp. 531-537, 2017.
- [24] T. DebRoy *et al.*, "Additive manufacturing of metallic components-process, structure and properties," *Progress in Materials Science*, vol. 92, pp. 112-224, 2018.
- [25] H. Roth, C. Davis, and R. Thomson, "Modeling solid solution strengthening in nickel alloys," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 28, no. 6, pp. 1329-1335, 1997.
- [26] J.R. Poulin, V. Brailovski, and P. Terriault, "Long fatigue crack propagation behavior of Inconel 625 processed by laser powder bed fusion: Influence of build orientation and post-processing conditions," *International Journal of Fatigue*, vol. 116, pp. 634-647, 2018.
- [27] O. A. Hilders, N. Zambrano, and R. Caballero, "Microstructure, strength, and fracture topography relations in AISI 316L stainless steel, as seen through a fractal approach and the hall-petch law," *International Journal of Metals*, vol. 2015, 2015.