

اثر پارامترهای فرآیند ذوب انتخابی لیزر (SLM) بر ریزساختار و خواص مکانیکی

آلیاژ Ti-6Al-4V

جواد شرافتی، علیرضا ایوانی، محمد علی رحمتی

دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

چکیده

دستیابی به توازن بهینه میان ریزساختار و خواص مکانیکی در آلیاژ Ti-6Al-4V تولید شده به روش ذوب انتخابی لیزر، مستلزم کنترل پارامترهای فرآیندی است؛ لذا در این پژوهش اثر پارامترهای فرآیند ذوب انتخابی لیزر بر خواص مکانیکی و ریزساختار این آلیاژ بررسی شد. نمونه های آلیاژ با استفاده از پودر مذکور و در شرایط توان لیزر از ۱۸۰ تا ۵۰۰ وات، سرعت اسکن از ۵۰۰ الی ۱۵۰۰ میلی متر بر ثانیه، با فاصله خطوط ۸۰ الی ۱۲۰ میکرومتر با ضخامت لایه ۰/۰۳ میلیمتر ساخته شدند. در حالت قبل از عملیات حرارتی، ریزساختار مارتنزیت سوزنی مشاهده شد که در اثر سرعت انجماد بالای فرآیند تشکیل شده بود. پس از عملیات حرارتی در دمای ۸۰۰ درجه سانتی گراد به مدت یک ساعت، فاز آلفای تعادلی تشکیل می شود. مقادیر حداقل و حداکثر ازدیاد طول به ترتیب برابر با ۰/۸۱ و ۴/۱۲ درصد محاسبه شدند. نتایج نشان داد که افزایش توان لیزر به ۳۲۰ وات منجر به درشت شدن ریزساختار و کاهش درصد ازدیاد طول می شود. با کاهش سرعت اسکن به ۵۰۰ میلی متر بر دقیقه و توان لیزر حدود ۳۲۰ وات، پودر به طور کامل ذوب گردید اما منجر به ایجاد ترک در قطعه شد. همچنین مشاهده شد که با کاهش فاصله خطوط، درصد ازدیاد طول کاهش می یابد.

واژه های کلیدی: تیتانیوم، فرآیند ذوب انتخابی لیزر، ساخت افزایشی، ریز ساختار، خواص مکانیکی،

Ti6Al4V

۱ مروری بر منابع

تیتانیوم و آلیاژهای آن به دلیل خواص منحصر به فرد مکانیکی و فیزیکی، به طور گسترده در صنایع مختلف مورد استفاده قرار می‌گیرند. از مهم‌ترین آلیاژهای تیتانیوم، می‌توان به آلیاژ Ti-6Al-4V اشاره کرد که دارای ۶ درصد وزنی آلومینیم و ۴ درصد وزنی وانادیم است. این آلیاژ به سبب استحکام ویژه بالا، مقاومت به خوردگی مناسب در صنایعی مانند پزشکی، هوافضا و انرژی استفاده می‌شود. آلیاژهای آلفا-بتا تیتانیوم از جمله Ti-6Al-4V، متشکل از دو فاز آلفا و بتا هستند که به دلیل خواص مکانیکی خوب، مقاومت در برابر خوردگی و چگالی کم، در صنایع مختلفی همانند هوافضا، دریایی و پزشکی بکار می‌روند. این آلیاژها قابلیت عملیات حرارتی دارند و استحکام متوسط تا بالایی خوبی ارائه می‌دهند [۱]. در کاربردهای پزشکی، این آلیاژ به دلیل زیست‌سازگاری فوق‌العاده و توانایی تشکیل لایه اکسیدی پایدار که مانع از آزادسازی یون‌های سمی در بدن می‌شود، انتخابی ایده‌آل برای ایمپلنت‌های دائمی است [۲].

به دلیل پیچیدگی‌های فراوان ساخت و تولید قطعات از آلیاژهای تیتانیوم، فناوری‌های ساخت افزایشی و چاپ سه‌بعدی که در چند دهه اخیر پیشرفت‌های چشم‌گیری داشته‌اند، به طور گسترده مورد استفاده قرار گرفته‌اند. از کاربردهای اصلی فرآیند ذوب انتخابی لیزر در آلیاژهای تیتانیوم، می‌توان به استندها و ایمپلنت‌های پزشکی، ابزارهای جراحی و نمونه‌سازی‌های اولیه اشاره کرد. با وجود گسترش فرآیند ذوب انتخابی لیزر، پژوهش‌های متعددی به منظور بهینه‌سازی پارامترهای موثر بر خواص مکانیکی و ریزساختار محصولات مانند توان لیزر، فاصله خطوط و دیگر پارامترها انجام می‌شود تا خواص مذکور قطعات ساخته‌شده از این روش به حد مطلوب برسند. بهینه‌سازی پارامترهای فرآیند ذوب انتخابی لیزر مستلزم درک و فهم رابطه بین پارامترهای کنترل فرآیند با داده‌های خروجی است که این داده‌های خروجی براساس ویژگی‌هایی مانند خواص مکانیکی، تخلخل، مقاومت به خستگی و دیگر خواص پردازش می‌شود. یکی از ایرادهای وارد شده به این فرآیند، می‌توان به وجود تنش‌های پسماند ناشی از شیب حرارتی بالای مواد در طول فرآیند تولید اشاره کرد که منجر به

اعوجاج در قطعه می‌شود. با اعمال فرآیندهایی مانند پیش گرم کردن مواد و همچنین نگهداری محفظه تولید قطعه در یک دمای مشخص می‌توان شیب حرارتی را به حداقل رساند [۳]. علاوه بر این، برای رفع تخلخل‌های میکروسکوپی ناشی از فرآیند ذوب و بهبود خواص مکانیکی (به ویژه مقاومت به خستگی)، استفاده از فرآیند فشرده‌سازی گرم ایزوستاتیک (HIP) در قطعات چاپ سه‌بعدی شده ضروری است؛ چرا که این فرآیند با اعمال فشار و دمای همزمان، عیوب داخلی را حذف کرده و چگالی قطعه را به حالت تئوری نزدیک می‌کند.

چیا^۱ و همکاران [۴] پارامترهای موجود در فرآیند ساخت افزایشی را به چهار دسته اصلی تقسیم‌بندی می‌کنند که عبارتند از، پارامترهای مبتنی بر لیزر، پارامترهای مبتنی بر اسکن^۲ دستگاه، پارامترهای مبتنی بر پودر مصرفی و پارامترهای مبتنی بر محفظه فرآیند. البته از جمله مهم‌ترین پارامترهای ذکر شده باید به توان لیزر، سرعت اسکن، فاصله خطوط اسکن و ضخامت لایه اشاره کرد. قابل ذکر است که برای بهبود راندمان فرآیند ذوب انتخابی لیزر و یا کیفیت قطعات تولیدی از آلیاژهای خاص، پیش‌گرمایش نیز به لیست پارامترهای با اهمیت در فرآیند افزوده می‌شود. لذا با گرمایش صفحه پایه، شیب حرارتی بین لایه‌های ابتدایی و انتهایی کمتر خواهد شد. اندازه، شکل و توزیع اندازه ذرات پودر ارتباط مستقیم بر چگالی ظاهری پودر دارند که در فرآیند ذوب انتخابی لیزر بر چگالی نهایی قطعه تاثیرگذار است [۴].

با تغییر پارامترهای فرآیند نیز، ساختار و خواص مکانیکی قطعات ساخته شده دست‌خوش تغییر می‌شوند. با توان لیزر بالا و ضخامت کم لایه‌ها، ریزساختاری متفاوت نسبت به شرایط توان لیزر کم و ضخامت زیاد بدست می‌آید. عدم بهینه‌سازی پارامترهای فرآیند منجر به ایجاد عیوب مختلفی در ریزساختار می‌شود. برای کاهش عیوب احتمالی در حین فرآیند و اثر آن بر خواص مکانیکی قطعه، پارامترهای فرآیند ذوب انتخابی بهینه‌سازی

¹ Chia HY

² Scan

می‌شود. برخی از عیوب معمول در فرآیند ساخت افزایشی ذوب انتخابی لیزر می‌توان به تخلخل‌ها، نفوذ ناقص و ترک‌ها اشاره کرد [۵]. هنگامی که چگالی انرژی خطی کم باشد، ذرات پودر به صورت جزئی ذوب می‌شود و پیوند بین ذرات به خوبی صورت نمی‌گیرد. این عدم اتصال باعث افزایش تخلخل بین ذرات می‌شود. با افزایش بیش از حد مقدار چگالی انرژی خطی، پاشش ذوب و تبخیر صورت می‌گیرد. از دیگر مشکلات، افزایش تخلخل و دما در قطعه است که در نهایت منجر به ایجاد ساختار درشت و افت خواص مکانیکی مطلوب خواهد شد [۶]. راهبردهای اسکن^۱ نیز یکی از پارامترهای اثرگذار بروی روند تولید و خواص نهائی قطعه است. با بهینه‌سازی راهبردهای اسکن در فرآیند تولید ذوب انتخابی لیزر می‌توان تنش پسماند، تاب خوردگی و ترک‌های احتمالی را کاهش داد [۶]. گفتنی است که راهبرد اسکن بهینه می‌تواند چگالی را افزایش دهد و منجر به بهبود خواص مکانیکی قطعه شود. خیرالله و همکاران [۷] با بررسی رفتار حوضچه مذاب فرآیند ذوب انتخابی لیزر دریافتند که با تنظیم سرعت، مسیر، الگوی اسکن و همچنین توان لیزر، می‌توان پاشش مذاب را کنترل کرد.

در دمای ۱۴۰۰ درجه سانتی‌گراد فاز مذاب به فاز بتا تبدیل می‌شود. با سرد کردن تعادلی آلیاژ Ti-6Al-4V به کمتر از ۸۸۲ درجه سانتی‌گراد فاز بتا به آلفا تبدیل می‌شود. استحاله مذکور برگشت‌پذیر است و با استفاده از مکانیزم نفوذ صورت می‌گیرد. در نرخ‌های سرمایش کم (زمان انجماد طولانی)، فاز آلفا با جوانه زنی و رشد در مرزدانه فاز بتا ایجاد می‌شود. در حالی که با افزایش سرعت سرمایش (زمان انجماد کوتاه)، ریزساختار تماماً مارتنزیتی خواهد بود. سرعت سرمایش برای تشکیل فاز مارتنزیت باید به قدری بالا باشد تا از رسوب فازهای میانی جلوگیری شود. گفته می‌شود که در دماهای بیش از ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد فاز اصلی، فاز بتا است و با

¹ scanning strategy

کاهش دما تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به صورت تعادلی، فاز آلفا در مرزدانه بتا شکل می‌گیرد [۸]. رافی^۱ و همکاران [۹] دریافتند که نمونه پرینت‌شده از جنس Ti-6Al-4V با استفاده از فرآیند ذوب انتخابی لیزر، دارای ساختار مارتنزیت سوزنی بسیار ظریف است. علت این امر، گرادیان حرارتی بسیار بالای فرآیند است. چرا که مکانیزم تشکیل مارتنزیت وابسته به نیروی محرکه‌ایی است که از طریق کاهش دما حاصل می‌شود. دو^۲ و همکاران [۱۰] دریافتند که هسته‌های مارتنزیت در آلیاژ Ti-6Al-4V در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد شروع به جوانی‌زنی می‌کند. یانگ^۳ و همکاران [۱۱] دریافتند که مارتنزیت در ساختار پرینت‌شده شامل مارتنزیت α اولیه، ثانویه، ثالثیه و کوارتیک هستند که از داخل دانه بتا جوانه می‌زند. این ساختار حاوی مقادیر زیادی دوقلوایی و مقادیر کمی فاز بتا هستند. آن‌ها دریافتند که تیغه‌های مارتنزیت را با تغییر پارامترهای فرآیند از جمله فاصله خطوط و سرعت اسکن می‌توان کنترل کرد. گفتنی است که فاز مارتنزیت ایجادشده در فرآیند ذوب انتخابی لیزر، یک فاز ناپایدار است و با افزایش دما، این فاز با نفوذ وانادیم، به سمت فاز آلفا همگرا می‌شود و فاز تعادلی آلفا در امتداد مرز فاز سوزنی آلفا پرایم جوانه می‌زند [۱۲]. تحقیقات سان^۴ و همکاران [۱۳] نشان داد که ریزساختار حاصل‌شده از ساخت افزایشی در توان لیزر در محدوده ۸۰ وات، سرعت اسکن ۲۰۰ میلی‌متر بر ثانیه و فاصله خطوط ۰/۰۸ میلی‌متر حاوی مارتنزیت سوزنی است. علت رسیدن به ساختار غیرتعادلی، سرعت انجماد بالای فرآیند و عدم زمان کافی برای نفوذ اتم‌ها از دانه‌های بتا به مرزدانه و تشکیل فاز آلفا ذکر شد. تحقیقات ساتو^۵ و همکاران [۱۴] گویای آن است که با افزایش چگالی توان انرژی، ریزسختی

¹ Rafi, H.K.

² Do, K

³ Yang, J

⁴ Sun, J

⁵ Sato, Y

ویکرز و استحکام نمونه‌ها افزایش می‌یابد. هنگامی که انرژی لیزر برای ذوب پودر مناسب باشد، فاز بتای ایجادشده در صفحات زمینه، سختی نمونه را بهبود می‌دهد. گفته می‌شود که فاز بتای ایجادشده با استفاده از عملیات حرارتی در دمای ۱۰۲۷ درجه سانتی‌گراد ایجاد شده‌است. براساس تحقیقات سایمونلی^۱ و همکاران [۱۵]، ریزساختار در شرایط پردازش مختلف فرآیند، تغییر می‌کند. لذا با تغییر شرایط فرآیند، می‌توان به ریزساختاری حاوی ماتنزیت و فازهای دیگر دست یافت.

با توجه به مطالب ذکر شده، از آنجا که خواص نهایی قطعات به شدت تحت تأثیر پارامترهای متعدد فرآیند است، درک دقیق رابطه میان مشخصات پودر و پارامترهای کنترلی با ریزساختار و خواص مکانیکی، پیش‌نیاز اصلی برای کاربردهای حساس از جمله بیومواد و محیط‌های خورنده است. لذا در پژوهش جاری، به عنوان بخشی از یک مطالعه سیستماتیک، ابتدا مشخصات پودر Ti-6Al-4V گرید ۲۳ بررسی شد و سپس تأثیر پارامترهای توان لیزر، فاصله خطوط و سرعت اسکن بر ریزساختار و خواص مکانیکی مورد ارزیابی قرار گرفت. بدین منظور، نمونه‌ها با استفاده از دستگاه Eplus 250 در شرایط مختلف پرینت شدند. همچنین تأثیر عملیات حرارتی در ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت بر ریزساختار و خواص مکانیکی مورد بررسی قرار گرفت.

۲ روش تحقیق

پودر مورد استفاده در فرآیند ذوب انتخابی لیزر (SLM) از جنس آلیاژ Ti-6Al-4V بوده که براساس روش اتمایزینگ پلاسما^۲ تولید شده‌است. مشخصه‌یابی ذرات پودر با بررسی شکل، اندازه، توزیع، چگالی ظاهری و چگالی انباشتگی انجام شد. آزمون پراش پرتوی ایکس با استفاده از دستگاه Philips Analytical X-Ray

¹ Simonelli, M

² Plasma Atomization

B.V بروی ۵ گرم نمونه پودری از جنس آلیاژ Ti-6Al-4V گرید ۲۳ انجام شد. شرایط آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) شامل اسکن نرمال (۱۰) 2θ تا ۹۰ درجه، گام اسکن ۰/۰۲ درجه، گام زمانی ۰/۵ ثانیه، پرتوی مشخصه K_{α} مس با طول موج ۱/۵۴۰۶ نانومتر بود. جریان و ولتاژ اعمالی به ترتیب ۳۰ میلی آمپر و ۴۰ کیلوولت بودند.

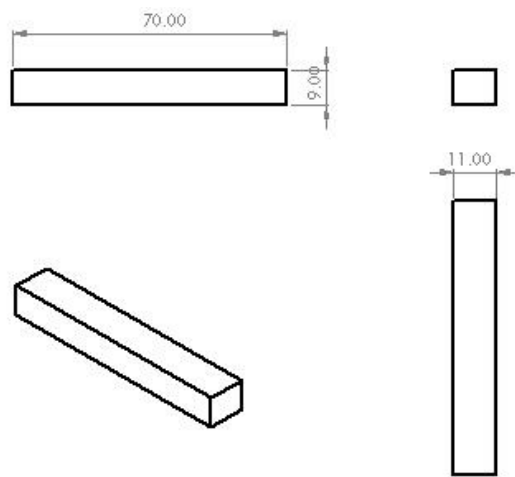
اندازه‌ی هر گام برابر با ۰,۰۲ درجه و زمان توقف در هر گام معادل ۲ ثانیه تنظیم شد تا نسبت سیگنال به نویز در الگوی پراش بهینه گردد. خروجی آزمون با استفاده از نرم افزار اکسپرت تحلیل شد. کارت مورد استفاده در نرم افزار اکسپرت Cod ۹۶-۱۵۱-۲۵۴۸ بود.

برای افزایش بازدهی آزمون و همچنین کاهش خطاهای احتمالی، نمونه‌های پودر آلیاژ Ti-6Al-4V گرید ۲۳ پیش از بررسی مورفولوژی و اندازه ذرات پودر، به مدت ۱۵ دقیقه در حمام التراسونیک محلول اتانول قرار گرفتند و آزمون میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) انجام شد. استانداردهای مورد استفاده برای آزمون SEM شامل ISO 3252 و ASTM B243 می‌شود. آزمون میکروسکوپ الکترونی روبشی بروی نمونه‌های پودر مذکور با استفاده از دستگاه Philips XL30 ESEM FEG در ولتاژ ۱۰-۲۰ کیلوولت و فاصله کاری حدود ۱۰ میلیمتر و در دو مود الکترونهای ثانویه و بازگشتی انجام شد. برای تعیین اندازه ذرات با استفاده از محاسبات آماری مقادیر و بوسیله نرم افزار Celmex استفاده شد. در نهایت، برای تعیین اندازه ذرات از استاندارد ISO13322 استفاده شد. برای آزمون‌های چگالی ظاهری، چگالی انباشتی و ویسکوزیته از آزمون ارشمیدوس استفاده شد که در ادامه شرح داده می‌شود. با استفاده از دستگاه چگالی ارشمیدوسی مدل WT5003HC، برای انجام آزمون چگالی ظاهری و انباشتی نمونه‌های پودری بر اساس استانداردهای ASTM B212-13 و ASTM B527 استفاده شد.

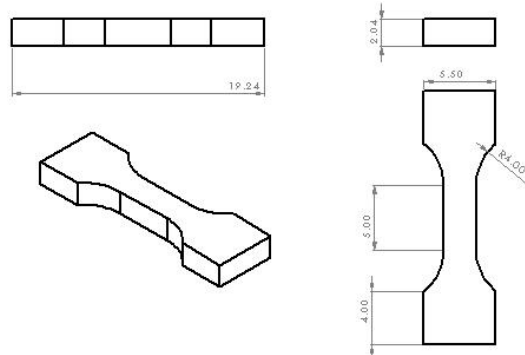
از پودر ذکر شده، برای نمونه‌سازی با استفاده از روش ذوب انتخابی لیزر با دستگاه مدل Eplus 250 استفاده شد. بر این اساس، تعداد ۶ نمونه که به ترتیب S1، S3، S4، S8، S12 و S13 نام‌گذاری شدند در شرایط مذکور در جدول ۱ با ابعاد ذکر شده در شکل ۱ ساخته شدند. گفتنی است که راهبرد اسکن برای تمامی نمونه‌های پرینت‌شده به صورت راه‌راه^۱ و جهت پرینت در راستای عرض قطعه بوده‌است.

انتخاب پارامترهای فرآیندی در این پژوهش با هدف دستیابی به یک پنجره فرآیندی انجام شد تا طیف وسیعی از چگالی انرژی‌های مختلف پوشش داده شود. مقادیر انتخاب شده برای توان لیزر، سرعت اسکن و فاصله خطوط (مطابق جدول ۱)، بر اساس مرور منابع علمی در حوزه ذوب انتخابی لیزر Ti-6Al-4V [۱]، [۱۶] و همچنین با در نظر گرفتن محدودیت‌های عملیاتی دستگاه Eplus ۲۵۰ تعیین شدند. دلیل انتخاب این بازه، بررسی همزمان دو رژیم فرآیندی بحرانی یعنی ذوب ناقص در انرژی‌های پایین و نفوذ بیش از حد در انرژی‌های بالا بود تا از این طریق، تأثیر تغییرات چگالی انرژی بر تشکیل عیوب، تحولات فازی مارتنزیتی و در نهایت رفتار مکانیکی قطعات به صورت سیستماتیک ارزیابی شود.

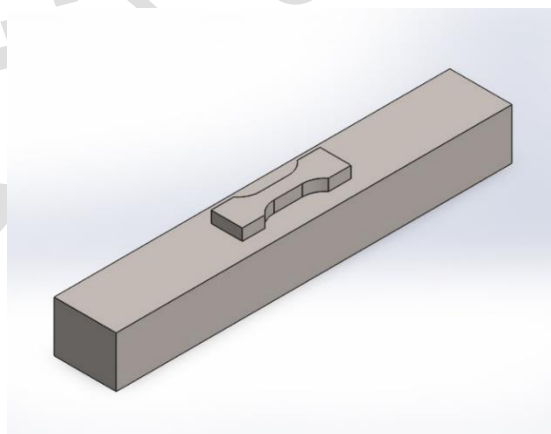
¹ Stripe



(الف)



(ب)



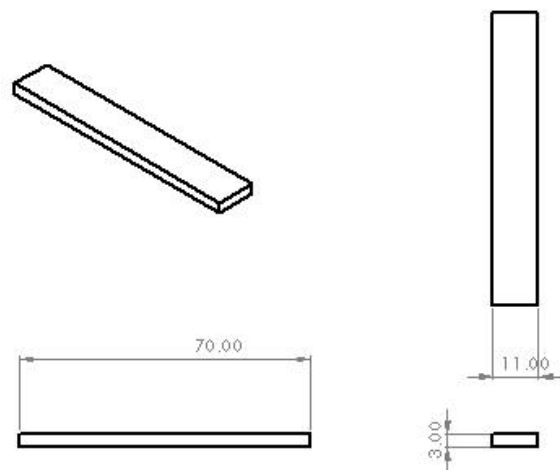
(ج)

شکل ۱- (الف) ابعاد نمونه‌های پرینت شده جهت انجام آزمون کشش، (ب) ابعاد نمونه کشش استخراج شده بر اساس استاندارد ASTM E8 و (ج) تصویر شماتیک نشان دهنده جهت نمونه‌گیری برای آزمون کشش.

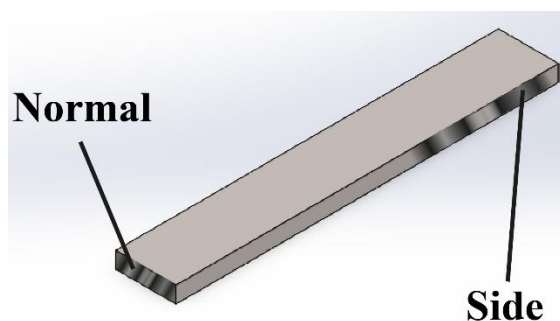
جدول ۱- شرایط ساخت نمونه‌های پرینت شده در این تحقیق

شماره نمونه	توان لیزر (وات)	سرعت اسکن (میلی‌متر بر ثانیه)	فاصله خطوط (میکرومتر)	ضخامت هر لایه (میلی‌متر)	چگالی انرژی حجمی (J/mm ³)	چگالی انرژی سطحی (J/mm ²)	چگالی انرژی خطی (J/m)
S1	۱۸۰	۱۰۰۰	۸۰	۰/۰۳	۷۵/۰	۶/۰۰	۰/۱۸
S3	۱۸۰	۱۵۰۰	۸۰	۰/۰۳	۵۰/۰	۴/۰۰	۰/۱۲
S2	۱۸۰	۱۰۰۰	۱۲۰	۰/۰۳	۵۰/۰	۶/۰۰	۰/۱۸
S4	۱۸۰	۱۵۰۰	۱۲۰	۰/۰۳	۳۳/۳	۴/۰۰	۰/۱۲
S8	۲۵۰	۱۰۰۰	۱۰۰	۰/۰۳	۸۳/۳	۸/۳۳	۰/۲۵
S12	۳۲۰	۵۰۰	۸۰	۰/۰۳	۲۶۶/۷	۲۱/۳	۰/۶۴
S13	۳۲۰	۱۵۰۰	۸۰	۰/۰۳	۸۸/۹	۷/۱۱	۰/۲۱

نمونه پرینت‌شده S2 در دمای ۸۰۰ درجه‌سانتی‌گراد به مدت یک ساعت عملیات حرارتی شد. نمونه عملیات‌حرارتی‌شده به نام AH و نمونه پرینت‌شده بدون عملیات‌حرارتی به نام BH نام‌گذاری شدند. ابعاد نمونه‌های پرینت شده جهت بررسی ریزساختار در شکل ۲ آورده شد. دو جهت عمودی و جانبی که در شکل ۲ (ب) نشان داده شده اند مورد متالوگرافی قرار گرفته و جهت بررسی ریزساختار استفاده شدند.



(الف)



(ب)

شکل ۲- (الف) ابعاد نمونه‌های پرینت شده جهت بررسی ریزساختار و (ب) مقاطع مورد استفاده جهت بررسی ریزساختار.

برای برش نمونه از کاتر به همراه سیستم آبرگردان استفاده شد تا از داغ شدن نمونه و استحاله ناخواسته در حد فاصل بین تیغه و نمونه جلوگیری شود. برش عمود بر سطح مقطع جسم انجام و کم‌ترین آسیب به نمونه وارد شد تا از ایجاد دوقلویی و نابجایی جدید نیز جلوگیری شود. تعداد ۴ عدد نمونه متالوگرافی از نمونه AH و BH به طول یک سانتی‌متر با استفاده از کاتر بریده شد. به منظور تسهیل مراحل بعدی متالوگرافی، نمونه‌ها در رزین اپوکسی مانت سرد شدند. سپس سطح مانت با استفاده از سنباده شماره ۸۰ برای سهولت در متالوگرافی صیقل داده شد. نمونه‌ها با استفاده از سنباده‌های با شماره ۸۰ الی ۱۲۰۰ صیقل داده شده و سپس به مدت ۲ ساعت با استفاده از سوسپانسیون آلومینا و در ادامه به مدت ۳۰ دقیقه با محلول آب و صابون پولیش پولیش

شدند. برای اچ کردن نمونه‌ها از محلول کروم با ترکیب آب مقطر، نیتریک اسید و هیدروفلوئوریک اسید استفاده شد. نمونه‌های متالوگرافی به مدت ۲۰ ثانیه در محلول مذکور قرار گرفتند. سپس با استفاده از آب و الکل شستشو داده شدند و در نهایت با سشوار خشک شدند. سپس ریزساختار نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ نوری مدل HR3-TRF با محدوده بزرگنمایی ۵ تا ۱۰۰ برابر مورد بررسی قرار گرفتند.

برای آزمون کشش، نمونه‌ها به صورت تخت و براساس استاندارد ASTM E8 با استفاده از روش برش کاری سیمی^۱ آماده شدند. گفتنی است که نمونه‌های کشش در راستای طولی قطعات پرینت شده، برش خوردند که در شکل ۲ شماتیکی از آن آمده است. تعداد ۶ گروه نمونه کشش به صورت S1، S3، S4، S8، S12 و S13 نام‌گذاری شدند. به منظور اطمینان از تکرارپذیری نتایج و صحت‌سنجی آماری، برای هر کد نمونه، آزمون کشش ۳ مرتبه تکرار شد. آزمون کشش در دمای محیط و با سرعت ۰/۲ میلی‌متر بر دقیقه با استفاده از دستگاه کشش Sanaf-STU انجام شد. داده‌های گزارش شده در جداول و نمودارها، میانگین حسابی حاصل از این تکرارها می‌باشد و میزان پراکندگی نتایج با محاسبه انحراف معیار به صورت خطای آزمایش گزارش شد. جهت اندازه‌گیری دقیق درصد ازدیاد طول، پیش از انجام آزمون کشش، طول گیج مطابق با استاندارد ASTM E8 بر روی نمونه‌ها علامت‌گذاری شد. پس از وقوع شکست، دو بخش جدا شده نمونه به دقت در کنار یکدیگر قرار داده شدند و طول نهایی بین علامت‌های مذکور با استفاده از کولیس دیجیتال با دقت ۰،۰۱ میلی‌متر اندازه‌گیری گردید. در نهایت، درصد ازدیاد طول با استفاده از رابطه زیر محاسبه شد:

$$El\% = \frac{L_f - L_0}{L_0} \times 100$$

که در آن L_0 طول گیج اولیه و L_f طول گیج پس از شکست است.

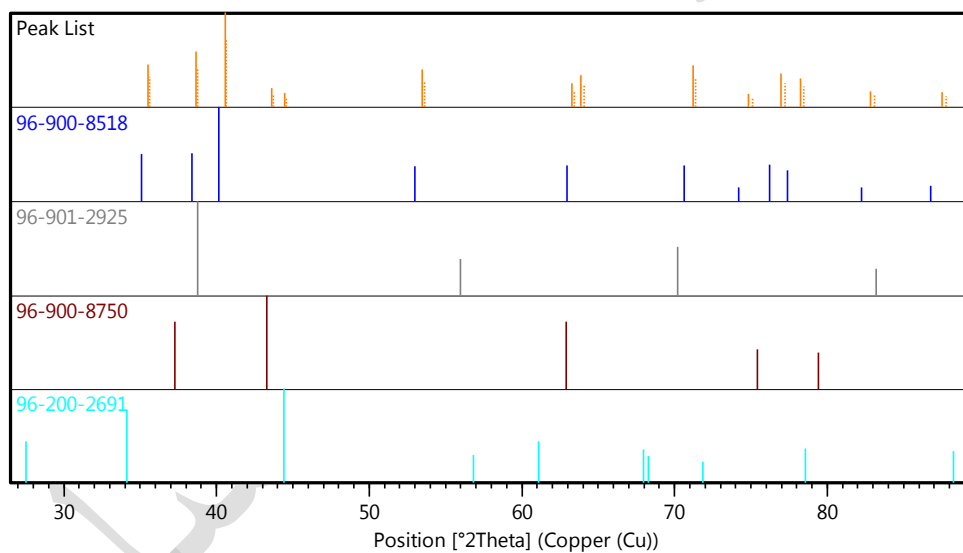
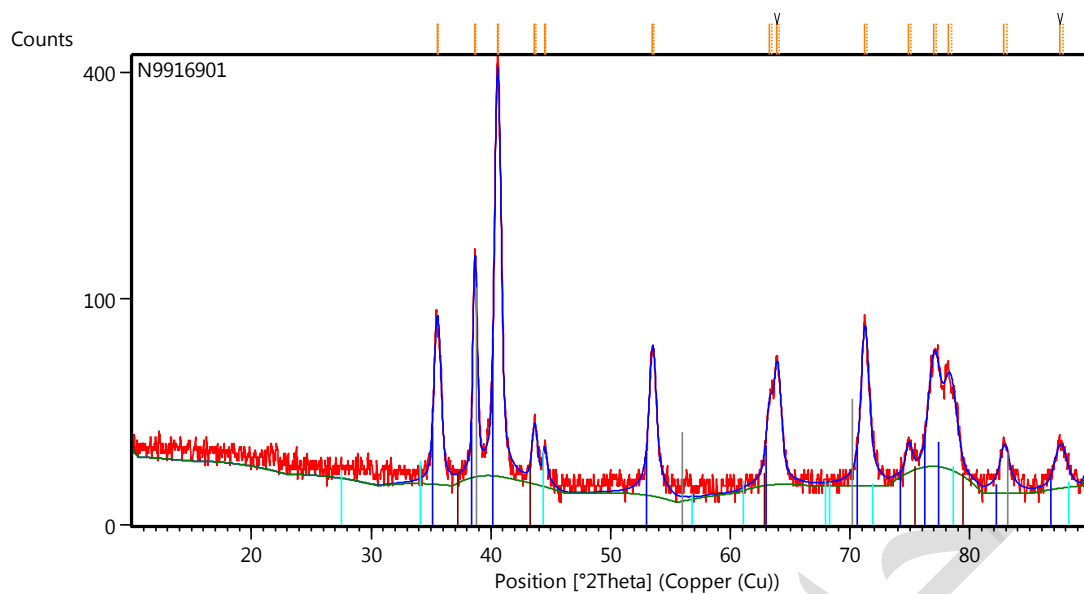
¹ Wire Cut

۳ نتایج و تفسیر آنها

۳,۱ مشخصات پودر

۳,۱,۱ آنالیز فازی با استفاده از پراش پرتوی ایکس (XRD)

نتایج آزمون پراش پرتوی ایکس (XRD) بر روی پودر اولیه مورد استفاده در شکل ۳ آمده است. فاز اصلی پایه، تیتانیوم آلفا با ساختار کریستالی HCP است. لازم به ذکر است که طیف نمونه های پودر، نسبت به پیک های رفرنس کارت تیتانیوم با ساختار آلفا شیفت به راست داشت. لذا احتمال می رود که عناصر آلومینیوم و وانادیوم در ساختار شبکه تیتانیوم آلفا حل شده اند. گفتنی است که عدم حضور پیک های آلومینیوم و وانادیوم و جابجایی مقدار کم پیک های تیتانیوم آلفا نشان می دهد که این عناصر احتمالا در ساختار تیتانیوم حل شده اند [۱۲]. ثوابت شبکه a و c نمونه پودری Ti-6Al-4V به ترتیب برابر با ۲/۹۳۷۰ و ۴/۶۵۲۰ آنگستروم بود. بزرگ ترین پیک در زاویه (۳۸۳) 2θ ۴۰/۲۰ درجه با اندیس صفحه {۰۱۱} بود. همچنین پیک های زوایای (۲۰) 2θ ۳۸/۶۸۰ و ۸۲/۹۵۷ درجه با تیتانیوم بتا همخوانی داشت که نشان از حضور فاز تیتانیوم بتا با ساختار کریستالی BCC است. اندیس صفحات زوایای مذکور به ترتیب برابر با {۰۰۲} و {۰۰۴} است. علاوه بر فاز های فلزی، پیک های بسیار ضعیف و پهنی در برخی نواحی مشاهده شد که می تواند ناشی از تشکیل لایه های نازک اکسید تیتانیوم بر سطح پودر باشد. حضور این اکسیدها با توجه به میل ترکیبی بالای تیتانیوم با اکسیژن در حین فرآیند تولید پودر یا جابجایی در اتمسفر محیط، امری اجتناب ناپذیر است، هرچند مقدار آنها به دلیل شدت پایین پیک ها، ناچیز ارزیابی می شود.

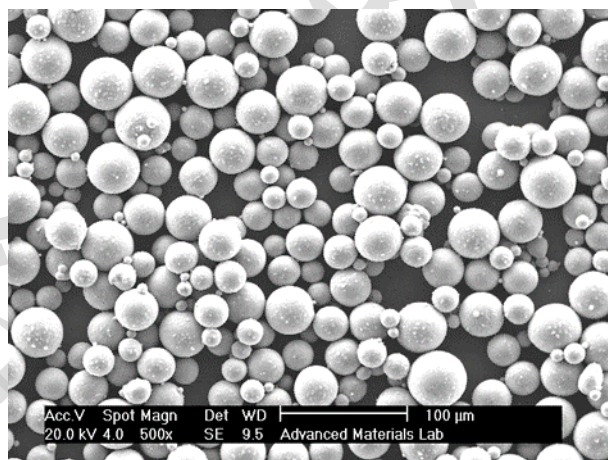


شکل ۳- نتیجه آزمون پراش پرتوی ایکس نمونه پودری Ti-6Al-4V.

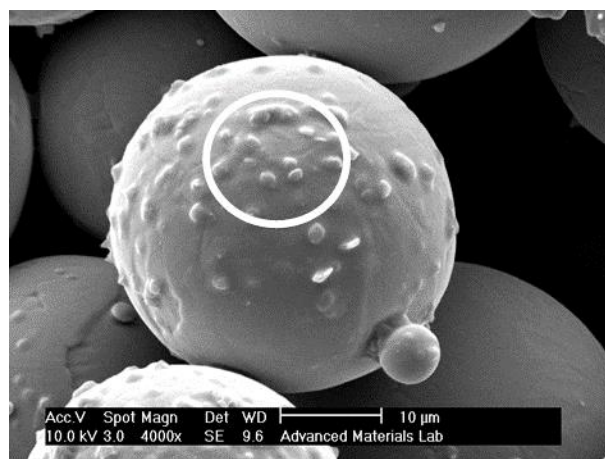
۳.۲ مورفولوژی پودر

نتایج SEM نمونه‌های پودر مورد استفاده در شکل ۴ آمده‌است. در شکل ۴ (الف) که پودرها را در بزرگنمایی کم نشان می‌دهد دیده می‌شود که هندسه ظاهری ذرات به صورت کاملاً کروی است و ساختار این کره‌ها،

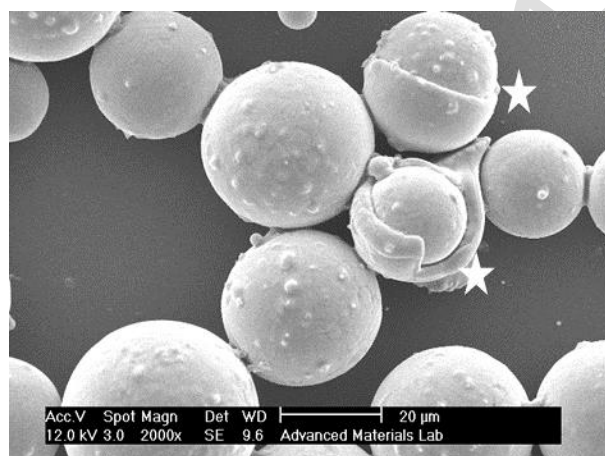
کاملاً متقارن و منظم هستند. آثاری از کلوخه شدن (آگلومره) در نمونه‌های پودری Ti-6Al-4V نبود. ناگفته نماند که بعضی از کره‌ها با قطر بسیار کوچکتر به ذراتی با قطر بزرگتر جوش خورده‌اند که می‌توان نمونه آن را در شکل ۴ (ب) مشاهده نمود. این عیب ناشی از شرایط تشکیل پودر در مراحل تولید است. براساس تحقیقات چیا و همکاران [۴]، ذرات کروی و سطوح صاف پودر مورد استفاده در فرآیند ذوب انتخابی لیزر منجر به افزایش چگالی قطعه نهایی خواهد شد. گفتنی است که ذرات پودری مختلف، فضای خالی بین ذرات درشت‌تر را پر می‌کند و چگالی افزایش می‌یابد. همچنین مشاهده می‌شود که سطوح برخی کره‌ها به ذرات کروی شکل با ابعاد کوچکتر جوش خورده‌است. اندازه بسیار کوچک ذرات مذکور و عدم وجود مرزی مشخص با سطح بستر، معلول توزیع گسترده این ذرات روی سطوح کروی است. مشاهده تصاویر پودر در شکل ۴ (ج) نشان می‌دهد که برخی از پودرها نیز به صورت لایه‌ای شکسته شده‌اند که در شکل با علامت ستاره مشخص شده‌اند که تعداد این موارد بسیار کم و لذا قابل چشم‌پوشی است.



(الف)



(ب)

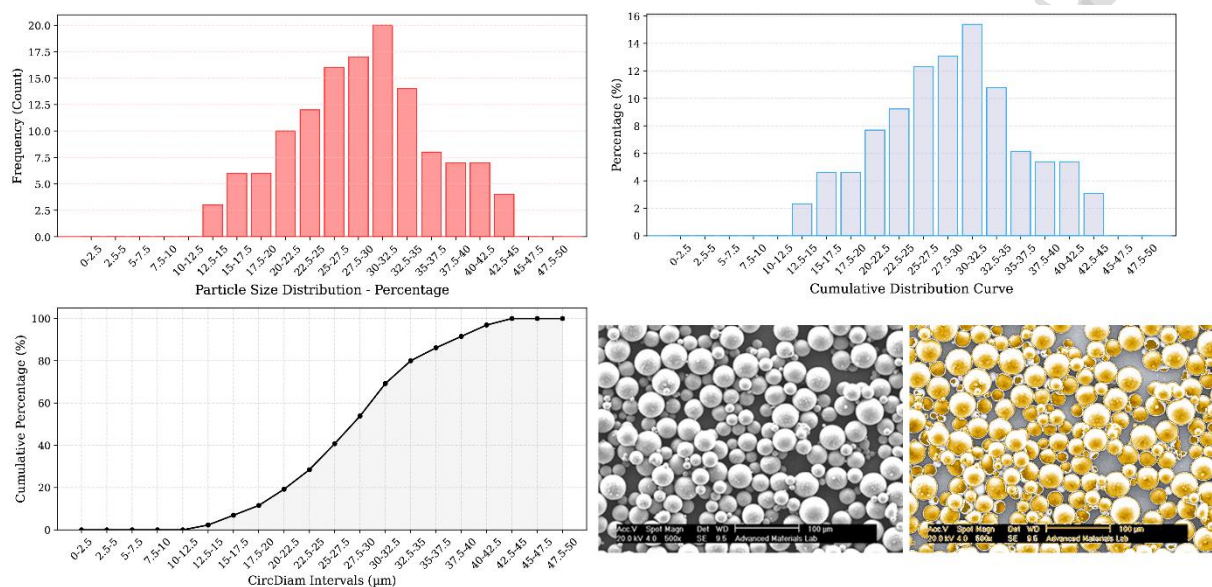


(ج)

شکل ۴- تصاویر آزمون میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه‌های Ti-6Al-4V در بزرگنمایی مختلف.

در شکل ۵ توزیع اندازه ذرات نمونه‌های پودری با استفاده از روش آنالیز تصویر آمده‌است. کم‌ترین قطر ذرات کرووی در پودر Ti-6Al-4V برابر با ۱۳/۴ میکرومتر و بیشترین قطر نیز ۴۴/۳ میکرومتر ارزیابی شد. در نهایت، عمده ذرات تشکیل‌دهنده نمونه‌های پودری Ti-6Al-4V شامل ذرات کرووی با اندازه ۳۰ تا ۳۲/۵ میکرومتر برآورد شد. با استفاده از محاسبات آماری مقادیر D_{10} ، D_{50} و D_{90} به ترتیب ۱۵/۵، ۲۳/۷ و ۲۸/۷ میکرومتر

محاسبه شد. گفتنی است که وجود قطره‌های مختلف ذرات پودری در این آزمون به کاهش تخلخل و در نتیجه، افزایش استحکام قطعه اثرگذار است. را پر می‌کند و چگالی را افزایش می‌دهد. افزایش چگالی ظاهری منجر به افزایش سرعت رسانایی حرارتی می‌شود و در نتیجه، می‌تواند سرعت ذوب و انجماد را در فرآیند ذوب انتخابی لیزر افزایش دهد و ساختار غیرتعادلی ریزتر و ظریف‌تری ایجاد کند. با افزایش چگالی ظاهری، تخلخل کاهش می‌یابد و این امر خواص مکانیکی را بهبود می‌دهد [۴].



شکل ۵- آنالیز توزیع اندازه ذرات نمونه پودری Ti-6Al-4V با استفاده از روش آنالیز تصویر.

۳.۲.۱ آزمون چگالی سنجی ارشمیدوس

نتایج آزمایش چگالی سنجی ارشمیدوس پودرهای Ti-6Al-4V گرید ۲۳، در جدول ۲ آمده است. چگالی ظاهری برابر ۲/۴۳ گرم بر سانتی‌متر مکعب و چگالی انباشتی برابر ۲/۸۵ گرم بر سانتی‌متر مکعب محاسبه شد. این مقادیر نشان‌دهنده قابلیت انباشتی مناسب پودر در حین فرآیند لایه‌نشانی SLM است. نسبت هازنر (Hausner Ratio) حاصل از این دو چگالی (حدود ۱،۱۷)، بیانگر جریان‌پذیری خوب پودر است که منجر به

تشکیل یک بستر پودر یکنواخت و متراکم در هر مرحله از اسکن لیزر می‌شود. از نظر ریزساختاری، انباشتگی بالای پودر باعث کاهش فضاهای خالی (Voids) بین ذرات شده و احتمال تشکیل عیوب ذوب ناقص و تخلخلهای گازی را به شدت کاهش می‌دهد. این امر در نهایت منجر به دستیابی به چگالی نسبی بالا در قطعات ساخته شده و بهبود خواص مکانیکی، به‌ویژه استحکام کششی و ازدیاد طول می‌گردد؛ چرا که بستر پودر متراکم‌تر، انتقال حرارت بهتری را فراهم کرده و منجر به پایداری حوضچه مذاب می‌شود.

جدول ۲- نتایج آزمون چگالی سنجی ارشمیدوسی نمونه‌های Ti-6Al-4V

نام آزمون	میانگین مقادیر	واحد
آزمون چگالی ظاهری	۲/۴۳	گرم بر سانتی‌متر مکعب
آزمون چگالی انباشتگی	۲/۸۵	

۳.۲.۲ بررسی ریزساختار

تصاویر ریزساختار نمونه BH^۱ از جانب و عمود در بزرگنمایی مختلف در شکل ۶ آمده است. دیده می‌شود که در هر دو سطح ریزساختار تماماً مارتنزیتی است. براساس تحقیقات لیو^۲ و همکاران [۱۷]، ریزساختار Ti-6Al-4V در نرخ سردکنندگی بیش از ۴۱۰ درجه سانتی‌گراد، تماماً مارتنزیتی می‌شود. تحقیقات رافی^۳ و همکاران [۹] نیز نشان داد که نمونه‌های پرینت‌شده از جنس Ti-6Al-4V دارای ساختار مارتنزیت سوزنی بسیار ظریف بودند. علت این امر، گرادیان حرارتی بسیار بالای فرآیند است. چرا که مکانیزم تشکیل مارتنزیت وابسته به

¹ Before Heat Treatment

² Liu, S

³ Rafi, H.K.

نیروی محرکه‌ایی است که از طریق کاهش دما حاصل می‌شود. با عبور از دمای شروع تحول مارتنزیت، فاز بتا برای تشکیل ساختارهای تعادلی مهلت نفوذ ندارد و تیغه‌های مارتنزیت در داخل دانه‌های بتا شروع به جوانه‌زنی می‌کند. یانگ^۱ و همکاران [۱۱] نیز اعلام کردند که به علت سرعت سرمایش بالای فرآیند ذوب انتخابی لیزر، استحاله بتا به فازهای تعادلی صورت نمی‌گیرد و با رسیدن به دمای تحول مارتنزیت، فاز آلفا پرایم همراه با دوقلوبی شروع به رسوب در مرز دانه بتا می‌کند.

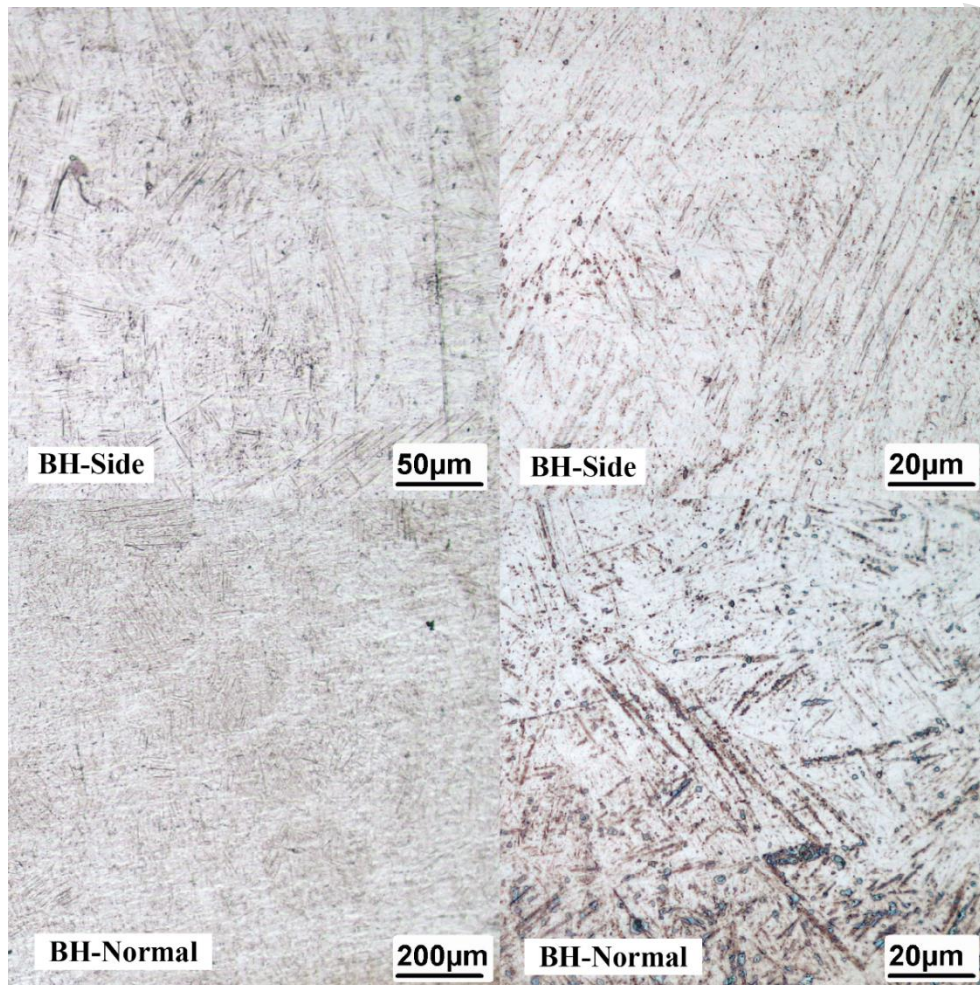
تیغه‌های مارتنزیت در نمونه‌های BH-Side نسبت به نمونه‌های BH-Normal ظریف‌تر هستند. با فرض اینکه انتقال حرارت در یک جهت انجام شده‌است، می‌توان اعلام کرد که سرعت انتقال حرارت در عرض قطعه بیش‌تر از طول آن بوده‌است. این امر منجر به افزایش نیرو محرکه تبدیل بتا به فاز مارتنزیت می‌شود. درنهایت، مکان جوانه‌زنی تیغه‌های مارتنزیت افزایش یافته و مارتنزیت سوزنی ظریف‌تری حاصل شده‌است. اما در راستای طولی، سرعت انتقال حرارت کم‌تر بوده و باعث تشکیل مارتنزیت درشت‌تری شده‌است. تحقیقات دو^۲ و همکاران [۱۰] نشان داد که با کاهش سرعت سردشدن تیغه‌های مارتنزیت تمایل به درشت‌شدن دارند.

نتایج متالوگرافی نمونه‌های AH در شکل ۷ آمده‌است. نمونه‌های AH در مقاطع جانبی و عمودی، دارای فاز تعادلی آلفا و بتا هستند. فاز بتا به علت چگالی بالاتر نسبت به فاز آلفا، رنگی روشن‌تر دارد. لذا مناطق سفید در شکل ۷، فاز بتا و مناطق تیره‌رنگ فاز آلفا است. در پژوهش لئو و همکاران [۱۷]، Ti-6Al-4V عملیات حرارتی شده حاوی ریزساختار تعادلی آلفا و بتا بود. با عملیات حرارتی نمونه‌های پرینت‌شده، وانادیم از فاز مارتنزیت به سمت مرز فاز مارتنزیت نفوذ می‌کند و فاز تعادلی آلفا جوانه می‌زند [۱۲].

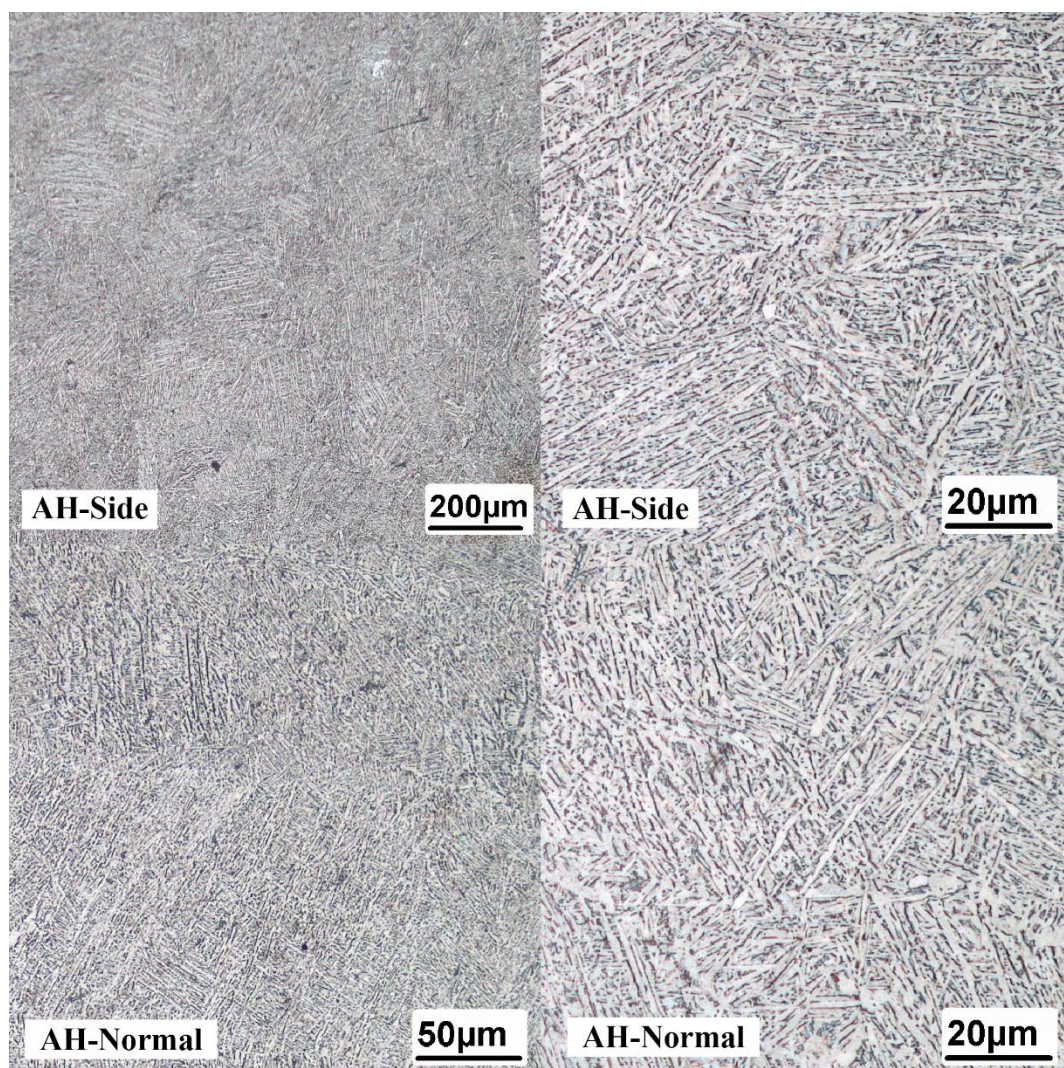
¹ Yang, J

² Do, D.K

بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که به دلیل پدیده انتقال حرارت هدایتی به سمت پلتفرم ساخت، ساختار در نزدیکی لایه‌های اولیه و مرکز قطعه تفاوت اندکی در ضخامت تیغه‌های مارتنزیتی نسبت به سطوح نهایی دارد. با این حال، به دلیل نرخ انجماد بسیار سریع در کل فرآیند، ریزساختار در تمام نواحی نمونه‌های تست کشش به صورت یکنواخت و در مقیاس زیرمیکرون باقی مانده است. این یکنواختی ریزساختاری باعث می‌شود.



شکل ۶- تصاویر متالوگرافی نمونه‌های BH از جنس Ti-6Al-4V ساخته شده به روش SLM.



شکل ۷- تصاویر متالوگرافی نمونه‌های AH از جنس Ti-6Al-4V ساخته شده به روش SLM.

۳,۲,۳ خواص کشش

نمودار نتایج آزمون کشش نمونه‌های سری S در شکل ۸ و نتایج مستخرج شده از آن در جدول ۳ آمده است. در پژوهش ویلارو^۱ و همکاران [۱۸]، مارتنزیت در ساختار دارای چگالی عیوب بالا است که منجر به کاهش

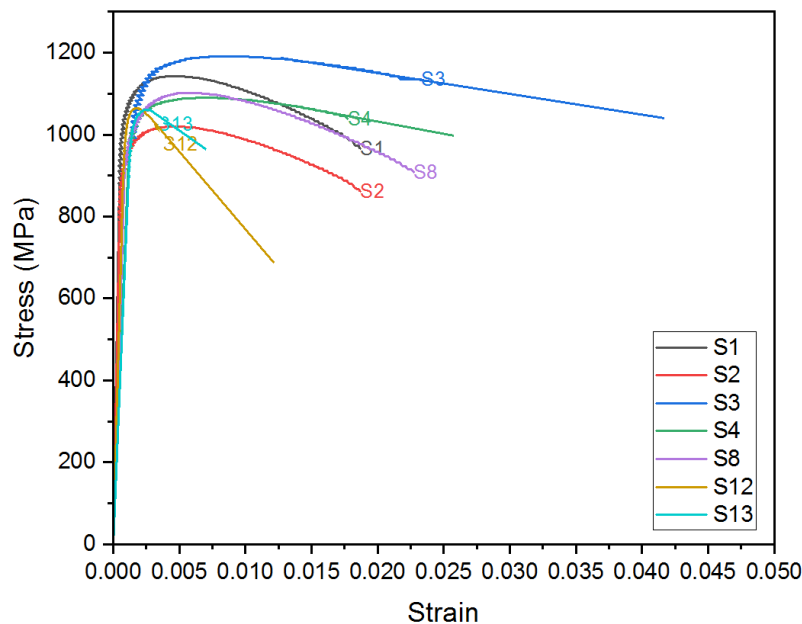
¹ Vilaro, T

چگالی نابجایی‌های متحرک می‌شود. لذا درصد ازدیاد طول نمونه‌ها کم‌تر از $7/8$ درصد خواهد بود. از نتایج آزمون چنین ملاحظه می‌گردد که نمونه S3 با استحکام کششی ۱۱۹۱ مگاپاسکال، بیشترین ازدیاد طول معادل با $4/12$ درصد و نمونه S13 با رقم $0/81$ درصد، کمترین ازدیاد طول را داشت. استحکام کششی نمونه S3 برابر با ۱۰۹۱ مگاپاسکال است. با توجه به اینکه چگالی انرژی نمونه S3 کمتر از نمونه S13 بود، انتظار می‌رفت که استحکام کششی نمونه S13 بیشتر از نمونه S3 بدست‌آید. گفته می‌شود که با افزایش چگالی انرژی خطی، پاشش ذوب و تبخیر صورت می‌گیرد که منجر به ایجاد تخلخل‌های گازی خواهد شد. با افزایش دما در قطعه، ریزساختار مارتنزیت درشت می‌شود و افت خواص مکانیکی شدیدتر خواهد شد چرا که تمایل به ایجاد ترک در مارتنزیت‌های درشت بیشتر از مارتنزیت ظریف است [۶]. همچنین دیده می‌شود که درصد ازدیاد طول نمونه S13 به علت وجود عیوب چگالی بالا در ساختار آن، کمتر است. در طی پژوهش ویلارو^۱ و همکاران [۱۸]، مارتنزیت در ساختار قطعه دارای چگالی عیوب بالا همانند نابجایی‌ها و تخلخل هستند. این امر منجر به کاهش چگالی نابجایی‌های متحرک می‌شود. در طی تحقیقات شانماگاول^۲ و همکاران [۱۹] استحکام قطعات پرینت‌شده عرضی حدود ۱۱۱۴ مگاپاسکال و درصد ازدیاد طول در بازه ۱ تا ۵ درصد است. گفتنی است که وجود تخلخل‌های کروی، ناخالصی‌ها بروی درصد ازدیاد طول نمونه تاثیرگذار است. نمونه S3 با درصد ازدیاد طول $0/81$ درصد خارج از بازه مذکور است که علت این امر، سرعت اسکن و توان لیزر بالای دستگاه است که باعث ایجاد مارتنزیت فوق اشباع با چگالی عیوب زیاد شده‌است. کاهش سرعت اسکن نمونه S1 نسبت به سرعت اسکن نمونه S3 باعث افزایش دمای قطعه در نتیجه درشت‌شدن ساختار و افت درصد ازدیاد طول آن شد. گفتنی است که فاصله خطوط بیش‌تر نمونه S4 نسبت به نمونه S3، باعث افزایش تنش حرارتی در قطعه شده و این امر درصد ازدیاد طول نمونه S4 را کاهش داده‌است. در نتیجه، با افزایش توان لیزر

¹ Vilaro, T

² Shunmugavel, M.

در نمونه‌های S8، S12 و S13، درصد ازدیاد طول کاهش یافت. علت این امر، افزایش دمای قطعه و ایجاد مارتنزیت درشت‌تر است که منجر به کاهش خواص مکانیکی خواهد شد. بر اساس مطالعات سانگ^۱ و همکاران [۲۰]، سرعت اسکن کم و انرژی لیزر بالا، پودر کاملاً ذوب می‌شود اما قطعه به علت تنش‌های پسماند و انقباض شدید ناشی از استحاله بتا به آلفا پرایم، ترک می‌خورد.



شکل ۱۰- نتایج آزمون کشش نمونه‌های مختلف.

به منظور مقایسه جامع اثر پارامترهای فرآیند و عملیات حرارتی بر رفتار مکانیکی، نتایج آزمون کشش تمامی نمونه‌ها به صورت تجمیعی در شکل ۱۰ ارائه شده است. مشاهده می‌شود که نمونه‌های حالت ساخت (BH) به دلیل حضور فاز مارتنزیت سوزنی α' و چگالی بالای نابجایی‌ها، استحکام کششی بالایی (بیش از ۱۰۰۰ مگاپاسکال) اما انعطاف‌پذیری محدودی نشان می‌دهند. در مقابل، نمونه‌های عملیات حرارتی شده (AH) با

¹ Song, B.

وجود افت نسبی در استحکام، بهبود قابل توجهی در درصد ازدیاد طول داشتند. این پدیده مستقیماً با تغییرات ریزساختاری (شکل ۷) در ارتباط است؛ جایی که استحاله فاز سخت و ترد مارتنزیت به فازهای تعادلی $\beta + \alpha$ و ضخیم شدن تیغه‌ها، منجر به تسهیل حرکت نابجایی‌ها و افزایش ظرفیت تغییر شکل پلاستیک شده است.

تحلیل نتایج شکل ۱۰ نشان می‌دهد که در نمونه‌های BH، با افزایش چگالی انرژی (مانند نمونه S13)، به دلیل درشت شدن تیغه‌های مارتنزیت و افزایش تنش‌های پسماند ناشی از انقباض شدید، استحکام و انعطاف‌پذیری همزمان افت کرده‌اند. در حالی که در نمونه‌های AH، ریزساختار لایه‌ای (Lamellar) جایگزین ساختار سوزنی شده که منجر به توازن بهتری بین خواص مکانیکی گردیده است. تطابق کامل بین ضخامت تیغه‌های مشاهده شده در تصاویر متالوگرافی و نتایج استخراج شده از نمودارهای کشش، صحت تحلیل‌های ریزساختاری را تأیید می‌کند.

جدول ۳- نتایج بدست آمده از نمودار تنش کرنش نمونه‌ها

نمونه	استحکام تسلیم مهندسی با ۲ درصد آفست (MPa)	استحکام کششی مهندسی (MPa)	درصد ازدیاد طول (%)	کرنش در نقطه گسیختگی
S1	۱۰۷۷	۱۱۴۳	۱/۸۷	۱/۴۷
S2	۱۰۷۰	۱۰۲۰	۱/۸۷	۱/۴۷
S3	۱۰۶۹	۱۱۹۱	۴/۱۲	۳/۱۳
S4	۱۰۵۵	۱۰۹۷	۲/۶۲	۲/۲۳
S8	۱۰۶۱	۱۱۰۲	۲/۲۷	۱/۹۴
S12	۱۰۴۹	۱۰۶۱	۱/۲۲	۱/۰۶
S13	۱۰۷۵	۱۰۹۰	۰/۸۱	۰/۷۰

۳,۳ نتیجه گیری

در این پژوهش، اثر پارامترهای فرآیند ذوب انتخابی لیزر بروی خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژ Ti-6Al-4V گرید ۲۳ مورد بررسی قرار گرفت. پیش از ساخت نمونه ها، مشخصات پودر با استفاده از آزمون های پراش پرتوی ایکس (XRD)، میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و چگالی سنجی مورد بررسی قرار گرفت. بر اساس این پژوهش، نتایج زیر بدست آمد:

۱- نتایج آزمون میکروسکوپ الکترونی روبشی مشخص کرد که هندسه ظاهری ذرات کاملاً کروی و متقارن است. در برخی موارد ذرات پودری کوچک تر به ذرات بزرگ تر جوش خوردند که در مرحله تولید پودر این عیب تشکیل شده است.

۲- آنالیز فازی کیفی پودرها با استفاده از آزمون (XRD) نشان داد که نمونه های پودری Ti-6Al-4V حاوی تیتانیم آلفا و مقادیر کمی تیتانیم بتا بود. براساس نتایج بدست آمده از آزمون پراش پرتوی ایکس نمونه پودری Ti-6Al-4V، بزرگ ترین قله در زاویه (2θ) برابر با $40/55$ درجه بود که نشان گر فاز تیتانیم آلفا با ساختار HCP موجود در نمونه است. سایر قله ها نیز مربوط دیگر فازهای حاضر در نمونه است که دارای شدتی کمتر از فاز اصلی هستند. گفته می شود که بخش اعظم پودر حاوی فاز تیتانیم آلفا (α) است و سایر پیک ها نیز شامل ترکیبات اکسیدی و فاز تیتانیم بتا (β) با ساختار BCC می شود.

۳- با استفاده از آزمون چگالی ارشمیدوس، خواص پودری مانند چگالی ظاهری، چگالی انباشتگی و سیلان پذیری پودر بررسی شد. چگالی ظاهری برابر $2/43$ گرم بر سانتی متر مکعب، چگالی انباشتگی برابر $2/85$ گرم بر سانتی متر مکعب بود.

۴- ریزساختار نمونه های ساخته شده پیش از عملیات حرارتی شده (BH) و پس از عملیات حرارتی در دمای 800 درجه سانتیگراد به مدت یک ساعت (AH) نشان داد که ساختار نمونه اولیه قبل از

عملیات حرارتی، تماماً مارتنزیت است. این ساختار حاوی ذرات تیتانیوم با ساختار شبیه به ساختار تیتانیوم آلفا ولی پرتنش و دارای اعواج است که با نتایج بدست آمده توسط سایر محققین تطبیق کامل دارد. پس از عملیات حرارتی، نمونه ها دارای فازهای تعادلی آلفا و بتا بودند که نشان می دهد در دمای ۸۰۰ درجه سانتی گراد به مدت یک ساعت، وانادیم از فاز مارتنزیت در مزدانه رسوب می کند و فاز آلفا را تشکیل می دهد. همچنین مقایسه تیغه های مارتنزیت نمونه های عملیات حرارتی شده در مقاطع عمودی و جانبی نشان داد که سرعت سرمایش سریع تر در مقطع عرضی نسبت به طولی منجر به افزایش جوانه زنی فاز مارتنزیت از فاز بتا می شود و ساختار غیرتعادلی ظریف تری را حاصل می کند.

۵- نتایج آزمون کشش نشان داد که با افزایش توان لیزر و کاهش سرعت اسکن، پودر کاملاً ذوب می شود، اما به علت وجود تنش های پسماند و انقباض شدید ناشی از استحاله بتا به مارتنزیت، ترک می خورد که باعث کاهش درصد ازدیاد طول برخی نمونه ها می شود. ازدیاد طول این دسته از نمونه های کمتر از ۳ درصد (به طور دقیق ۲/۲۷، ۱/۲۲ و ۰/۸۱) بود. البته استحکام بیش از ۱۰۰۰ مگاپاسکال نمونه ها به سبب وجود فاز مارتنزیت فوق اشباع و ناپایدار در ساختار آنها مشاهده شد.

منابع و مراجع

- [1] Maleki M, Eivani A R, Tayebi M, Sherafati J, and Jafarian H R "Correlations in LPBF-fabricated Ti6Al4V: Influence of laser power and scanning speed on microstructure and mechanical performance," *Results Eng.* vol.29 p. 109122, 2026
- [2] Sherafati J and Eivani A R "Comparative analysis of stripe and chessboard scanning strategies in laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V alloy for potential biomedical applications," *Results Eng.* vol.30, p. 110336, 2026
- [3] Bian L, Shamsaei N, and Usher J (2017, Aug). *Laser-Based Additive Manufacturing of Metal Parts: Modeling, Optimization, and Control of Mechanical Properties*. CRC Press. [Online]. Available: <https://books.google.de/books?id=ADwPEAAAQBAJ>

- [4] Chia H Y, Wu J, Wang X, and Yan W "Process parameter optimization of metal additive manufacturing: a review and outlook," *J. Mater. Informatics* 2, no. 4, p. 16, 2022
- [5] Zhang B, Li Y, and Bai Q "Defect Formation Mechanisms in Selective Laser Melting: A Review," *Chinese J. Mech. Eng.* vol. 30, no. 3, pp 515–527, 2017
- [6] Wischeropp T M (2021,Nov). *Advancement of Selective Laser Melting by Laser Beam Shaping*. in Light Engineering für die Praxis. Springer Berlin Heidelberg, [Online]. Available: <https://books.google.de/books?id=QEISEAAAQBAJ>
- [7] Khairallah S A, Anderson A T, Rubenchik A, and King W E "Laser powder-bed fusion additive manufacturing: Physics of complex melt flow and formation mechanisms of pores, spatter, and denudation zones," *Acta Mater.* vol. 108, pp. 36–45, 2016
- [8] Zhong C, Liu J, Zhao T, Schopphoven T, Fu J, Gasser A, and Schleifenbaum J H " Laser Metal Deposition of Ti6Al4V—A Brief Review," *Applied Sciences*, vol. 10, no. 3, p. 764, 2020.
- [9] Rafi H K, Karthik N V, Gong H, Starr T L, and Stucker B E "Microstructures and Mechanical Properties of Ti6Al4V Parts Fabricated by Selective Laser Melting and Electron Beam Melting," *J. Mater. Eng. Perform.* vol. 22, no. 12, pp. 3872–3883, 2013
- [10] Do D K and Li P "The effect of laser energy input on the microstructure, physical and mechanical properties of Ti-6Al-4V alloys by selective laser melting," *Virtual Phys. Prototyp.* vol.11, no.1, pp. 41–47, 2016
- [11] Yang J, Yu H, Yin J, Gao M, Wang Z, and Zeng X " Formation and control of martensite in Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting," *Mater. Des.* vol. 108, pp. 308–318, 2016
- [12] Sallica-Leva E, Caram R, Jardini A L, and Fogagnolo J B "Ductility improvement due to martensite α' decomposition in porous Ti-6Al-4V parts produced by selective laser melting for orthopedic implants," *J. Mech. Behav. Biomed. Mater.* vol. 54, pp. 149–158, 2016
- [13] Sun J, Yang Y, and Wang D "Parametric optimization of selective laser melting for forming Ti6Al4V samples by Taguchi metho," *Opt. Laser Technol.* vol. 49, pp, 118–124, 2013
- [14] Sato Y, Tsukamoto M, and Yamashita Y "Surface morphology of Ti–6Al–4V plate fabricated by vacuum selective laser melting," *Appl. Phys. B*, vol. 119, no. 3, pp. 545–549, 2015
- [15] Simonelli M, Tse Y Y, and Tuck C "The formation of $\alpha + \beta$ microstructure in as-fabricated selective laser melting of Ti–6Al–4V," *J. Mater. Res.* vol. 29, no. 17, pp. 2028–2035, 2014
- [16] Khanlari A, Eivani A R, Zakeri M, Zhou J, Jafarian H R, and Tayebi M "Machine

- learning-assisted prediction of the hardness of additively manufactured and heat-treated Ti-6Al-4V alloy," *Results Eng.* vol. 30, p. 110727, 2026
- [17] Liu S and Shin Y C " Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review." *Mater. Des.* vol. 164, p. 107552, 2019
- [18] Vilaro T, Colin C, and Bartout J D "As-fabricated and heat-treated microstructures of the Ti-6Al-4V alloy processed by selective laser melting," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 42, no. 10, pp. 3190–3199, 2011
- [19] Shunmugavel M, Polishetty A, and Littlefair G "Microstructure and Mechanical Properties of Wrought and Additive Manufactured Ti-6Al-4V Cylindrical Bars." *Procedia Technol.* vol. 20, pp. 231–236, 2015
- [20] Song B, Dong S, Zhang B, Liao H, and Coddet C " Effects of processing parameters on microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V," *Mater. Des.* vol. 35, pp. 120–125, 2012

Effect of Selective Laser Melting (SLM) Process Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of Ti-6Al-4V Alloy

Abstract

Achieving an optimal balance between microstructure and mechanical properties in Ti-6Al-4V alloy produced via selective laser melting (SLM) requires precise control over process parameters. In this study, the effect of SLM process parameters on the mechanical properties and microstructure of this alloy is investigated. Samples were fabricated using the aforementioned powder under conditions of laser power ranging from 180 to 320 W, scanning speeds from 500 to 1500 mm/s, hatch spacing of 80 to 120 μm , and layer thickness of 0.03 mm. In the as-built condition, an acicular martensitic microstructure was achieved, which formed due to the high solidification rate of the process. After heat treatment at 800 °C for one hour, an equilibrium alpha phase developed. The minimum and maximum elongation values were calculated as 0.81% and 4.12%, respectively. The results showed that increasing laser power to 320 W led to microstructural coarsening and a reduction in elongation percentage. Reducing the scanning speed to 500 mm/min at a laser power of approximately 320 W resulted in complete powder melting but caused cracking in the component. Additionally, it was observed that decreasing the hatch spacing reduced the elongation percentage

Keywords: Titanium; Selective Laser Melting (SLM); Additive Manufacturing; Microstructure; Mechanical Properties; Ti-6Al-4V