

مشخصه‌یابی ریزساختار، سختی و زبری نمونه‌های آلیاژ Ti-6Al-4V ساخته شده توسط فرایند ذوب با پرتوی الکترونی (EBM)

اشکان محمدی^۱، بهزاد نیرومند^{۱*} و عبدالله صبوری^۲

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

۲- دانشکده مدیریت و مهندسی تولید، دانشگاه پلی‌تکنیک تورین، تورین، ایتالیا

(دریافت مقاله: ۱۴۰۰/۷/۱۹ - دریافت نسخه نهایی: ۱۴۰۰/۱۲/۴)

چکیده- روش ذوب با پرتوی الکترونی (EBM) یکی از روش‌های نوین ساخت افزایشی است که با ذوب انتخابی پودر فلزات و آلیاژها، قابلیت تولید قطعات فلزی با اشکال پیچیده و خواص بالا را فراهم کرده است. در این پژوهش، ریزساختار، سختی و زبری سطح نمونه‌ای از آلیاژ Ti6Al4V تولید شده به روش ذوب با پرتوی الکترونی مشخصه‌یابی شد. نتایج نشان داد که ریزساختار انجمادی اولیه نمونه دارای فاز β ستونی رونشستی بوده که در ادامه، با توجه به نرخ خنک‌کنندگی بالای فرایند، به فاز α به صورت سببافت و ویدمن‌اشتان تغییر کرده است. بر روی سطح نمونه فازهای مارتنزیتی تیغه‌ای نیز مشاهده شد. با افزایش ارتفاع از سکوی ساخت، ریزساختار نمونه ریزتر شده، متوسط ضخامت لایه‌های α تا حدود ۵۰ درصد کاهش یافت و در مقاطع بالا به کمتر از ۳۴۰ نانومتر رسید که به نظر می‌رسد به دلیل تأثیر کمتر دمای سکوی محفظه ساخت بر تحول نفوذی $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ باشد. میزان تخلخل مشاهده شده در ساختار نمونه در مقایسه با پژوهش‌های دیگر صورت گرفته در این زمینه، از دیگر روش‌های ساخت افزایشی کمتر بود. ریزسختی متوسط نمونه برابر با 337 HV اندازه‌گیری شد که از سختی گزارش شده قطعات تولیدی از این آلیاژ توسط فرایندهای دیگر ساخت، بیشتر است. به دلیل زبری سطحی نسبتاً بالا، نمونه‌های ساخته شده به روش ذوب با پرتوی الکترونی از آلیاژ Ti6Al4V می‌توانند انتخاب مناسبی برای کاربردهای پزشکی باشند.

واژه‌های کلیدی: ساخت افزایشی، ذوب با پرتو الکترونی، Ti6Al4V، ریزساختار، ریزسختی، زبری.

۱- مقدمه

۱۹۹۷ تأسیس و اولین سیستم تجاری ذوب با پرتوی الکترونی را در سال ۲۰۰۲ به فروش رساند. بر اساس گزارش‌ها، تا سال ۲۰۲۰ در مجموع ۲۰۰ اختراع و بیش از ۳۰۰ دستگاه ذوب با پرتوی الکترونی در سراسر جهان در حال کار بوده است [۱-۳].

روش ذوب با پرتوی الکترونی (EBM) یکی از فناوری‌های جدید ساخت افزایشی^۲ است که در سال ۱۹۹۴ میلادی در دانشگاه فناوری گوتنبرگ کشور سوئد اختراع شد. در پی آن، شرکت آرکام^۳ در سال

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

فرایند ذوب با پرتوی الکترونی است. طبق دیاگرام فازی Ti-Al، در هنگام سرد شدن این آلیاژ از حالت مذاب، ابتدا فاز ستونی β با ساختار کریستالی مکعبی مرکزدار و سپس با کاهش دما و رسیدن به دمای تغییر فاز، فاز لایه‌ای α با ساختار کریستالی هگزاگونال فشرده در مرزدهانه‌های فاز اولیه β ایجاد می‌شود [۸]. پژوهش‌ها نشان داده است که رویدادهای حرارتی که ریزساختار ایجاد شده آلیاژ Ti6Al4V در فرایند ذوب با پرتوی الکترونی را تعیین می‌کند شامل سه مرحله اصلی است. در مرحله اول خنک‌سازی (از دمای حوضچه مذاب تا دمای نزدیک به دمای محفظه ساخت)، یک انجماد سریع با سرعت سرد شدنی در محدوده 10^3 تا 10^5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه اتفاق می‌افتد. مرحله دوم گرمایش شبه هم‌دما^۴ است، جایی که دمای هر نقطه به دلیل انتقال حرارت از لایه‌های بالاتر با عبور پرتوی الکترونی تغییر می‌کند. در طی این مرحله درشت شدن لایه‌های α می‌تواند رخ دهد. سرانجام هنگامی که فرایند ساخت به پایان رسید، یک مرحله خنک‌کنندگی آهسته از دمای محفظه تا دمای اتاق وجود دارد. پژوهش‌ها نشان داده است که مهم‌ترین مرحله خنک‌سازی برای تشکیل ریزساختار، مرحله خنک‌کنندگی از دمای انجماد (حدود 1900 درجه سانتی‌گراد) تا دمای محفظه ساخت است [۹].

اولین مرحله خنک‌کنندگی برای تشکیل ریزساختار β بسیار مهم است، زیرا تشکیل دانه در هنگام انجماد اتفاق می‌افتد و تغییر فاز $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ به محض رسیدن به دمای تبدیل فاز β رخ می‌دهد [۹]. در حین خنک شدن از درجه حرارت بالا به دمای اتاق، بسته به نرخ خنک‌کنندگی چندین نوع ساختار α می‌تواند ایجاد شود. تحولات غیرنفوذی، که در نرخ سرمایش بالا مانند سرمایش در آب و روغن رخ می‌دهد، موجب تشکیل فاز α مارتنزیتی می‌شود. تحولات نفوذی در نرخ‌های سرمایش کم مثل سرد شدن در داخل کوره ایجاد می‌شود [۱۰]. یکی از این تحولات نفوذی، تبدیل فاز β به فاز α_{GB} (آلوترومییک مرزدهانه‌ای) است. هنگامی که آلیاژهای تیتانیوم با نرخ خنک‌کنندگی نسبتاً کم از دمای بالاتر از دمای تبدیل فاز β سرد

سیستم ذوب با پرتوی الکترونی از یک تفنگ پرتو الکترونی، محفظه خلأ (حدود $10^{-4} \times 1/5$ میلی‌بار)، مخزن ساخت و بخش توزیع پودر تشکیل شده است [۴]. درون تفنگ پرتوی الکترونی یک رشته تنگستنی وجود دارد که گرم شده تا الکترون‌ها در ولتاژ بالا (۶۰ کیلو ولت) شتاب داده شوند. این پرتوی الکترونی با انرژی جنبشی بالا توسط لنزهای الکترومغناطیس متمرکز می‌شوند.

در این روش، ابتدا مدل حجمی CAD با لایه‌های با ضخامت مساوی از قطعه ایجاد شده و سپس یک سیستم انتقال پودر لایه‌های با ضخامت مناسب از پودر را بر روی بستر ساخت پخش می‌کند. در هر لایه بخش‌هایی از پودر به صورت انتخابی در معرض پرتوی الکترونی قرار گرفته، ذوب و به صورت یک لایه یکپارچه منجمد می‌شود. نهایتاً با ساخته شدن پیوسته این لایه‌ها بر روی یکدیگر، یک مدل سه بعدی کامپیوتری به یک قطعه واقعی، تبدیل می‌شود [۴]. سیستم ذوب با پرتوی الکترونی قادر به ایجاد سرعت رویش پرتوی الکترونی تا حداکثر 8000 متر بر ثانیه و دقت موقعیت‌یابی پرتو 0.25 میلی‌متر بوده و ضخامت هر لایه 0.05 تا 0.2 میلی‌متر است [۱]. از ویژگی‌های تولید به این روش می‌توان به آزادی هندسی بالا، کاهش مراحل فرایند، گستره بزرگ مواد قابل استفاده، کاهش وزن قطعات برای کاربردهای هوا-فضا و حمل و نقل و کاهش تولید گازهای مخربی چون CO_2 اشاره کرد [۵].

امروزه روش ذوب با پرتوی الکترونی در حال توسعه بوده و تاکنون برای ساخت افزایشی آلیاژی مانند فولاد ابزار H13، آلیاژهای آلومینیوم، سوپر آلیاژهای پایه نیکل، اینکونل ۷۱۸ و آلیاژهای تیتانیوم مانند Ti6Al4V، Ti-48Al-2Cr-2Nb و تیتانیوم آلومیناید استفاده شده است [۶]. از بین این آلیاژها پژوهشگران به دلیل خصوصیات مهمی از جمله چگالی کم، استحکام بالا، چقرمگی شکست و مقاومت به خوردگی بالا و کاربرد گسترده در زمینه هوا-فضا و پزشکی، توجه خاصی به آلیاژهای پایه تیتانیوم داشته‌اند [۷].

آلیاژ Ti6Al4V یکی از مهم‌ترین آلیاژهای مورد استفاده در

است. طبق پژوهش چرن و همکاران [۷]، انجماد آلیاژ Ti6Al4V در فرایند ذوب با پرتوی الکترونی تحت شرایط شیب حرارتی بالا و انجماد اولیه سریع است که منجر به تولید ریزساختاری منحصر به فرد می‌شود. در این پژوهش لایه‌های اولیه در نزدیکی صفحه ساخت اغلب حاوی دانه‌های β اولیه با جهت‌گیری تصادفی هستند. ریزساختار در فواصل دور از سکو عمدتاً از دانه‌های ستونی β تشکیل شده است و یک ساختار $\alpha+\beta$ تبدیل شده به ساختار ویدمن اشتاتن از تجزیه مارتنزیت مشاهده می‌شود. طبق پژوهش انجام شده توسط رضوی و همکاران [۱۴]، ریزساختار این آلیاژ در صفحات طولی (صفحات xz و yz) ساختار ستونی دانه‌های β اولیه در امتداد جهت ساخت است و در صفحه عرضی (صفحه xy) این ساختار عمود بر صفحه قابل مشاهده است. هم‌چنین ساختار سیدبافت α و دانه‌های هم‌محور بیشتر در داخل دانه‌های β دیده می‌شود.

هدف از پژوهش حاضر مشخصه‌یابی ریزساختار، ریزسختی و زبری سطح نمونه‌های حاصل از فراوری ذوب با پرتوی الکترونی آلیاژ Ti6Al4V و بررسی تأثیر ارتفاع از سکوی ساخت بر ریزساختار نمونه است.

۲- مواد و روش تحقیق

قطعه تولیدی از جنس پودر متمیزه گازی شده آلیاژ Ti6Al4V بود که ترکیب شیمیایی آن مطابق جدول (۱) است. پودر مورد استفاده قطری بین ۴۵ تا ۱۵۰ میکرومتر داشته و از ۵۰ درصد پودر جدید و ۵۰ درصد پودر مورد استفاده مجدد، تشکیل شده بود. این پودر با استفاده از دستگاه ARCAM A2X-EBM، که مشخصات آن در جدول (۲) آمده است، و تحت پارامترهای استاندارد توصیه شده توسط سازنده دستگاه، به نمونه‌ای استوانه‌ای شکل با ارتفاع ۱/۵ و شعاع ۰/۵ سانتی‌متر (شکل ۱-الف) تبدیل شد. دمای محفظه ساخت ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد بوده و در ابتدا، سکوی ساخت برای کاهش گرادیان دمایی ناشی از دمای بالای فرایند، در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد پیشگرم شده است.

می‌شوند، فاز α ترجیحاً در مرزدانه‌های β جوانه می‌زند و یک لایه پوسته از α ایجاد می‌کند [۱۱]. ریزساختار ویدمن اشتاتن^۵ یکی دیگر از تحولات نفوذی است که در نرخ خنک‌کنندگی بالا، به دلیل افزایش نیروی محرکه جوانه‌زنی، ایجاد می‌شود و جوانه‌های α نه تنها در مرزدانه، بلکه صفحات α در داخل دانه‌ها نیز ایجاد می‌شود و در نتیجه آن در β باقیمانده ساختار ویدمن اشتاتن α به صورت تصادفی به وجود می‌آید. ریزساختار حاصل متشکل از صفحات نازک α پرگنه‌هایی با عنوان ساختار سبد بافت^۶ ویدمن اشتاتن تعیین شده است [۱۲]. از دیگر تحولات نفوذی در آلیاژ Ti6Al4V، ایجاد پرگنه‌های اولیه α است که در نرخ خنک‌کنندگی بیشتر از مقادیر مورد نیاز برای ساختار ویدمن اشتاتن α رشد می‌کند و پرگنه‌های α درون فاز β با جهت‌گیری یکسان ایجاد می‌شود [۱۲].

پژوهش‌های انجام شده در مورد ریزساختار آلیاژ Ti6Al4V ساخته شده توسط فرایند ذوب با پرتوی الکترونی، تقریباً نتایج مشابهی را گزارش کردند. رافی و همکاران [۱۳] نشان دادند که ریزساختار آلیاژ Ti6Al4V تابعی از نرخ خنک‌کنندگی است. طبق این پژوهش ریزساختار در نمونه‌های تولیدی توسط فرایند ذوب با پرتوی الکترونی عمدتاً از فاز α درون دانه‌های ستونی β ، که در ابتدای فرایند ساخت ایجاد شده‌اند، تشکیل شده است. فاز α به صورت لایه‌ای که فاز β در امتداد مرز لایه‌های آن رشد کرده است، دیده می‌شود. این لایه‌های α به صورت ساختار ویدمن اشتاتن و سبد بافت در اندازه و جهات مختلف تشکیل می‌شود. در پژوهش گاراگا و همکاران [۹]، ریزساختار آلیاژ Ti6Al4V ساخته شده به روش ذوب با پرتوی الکترونی، شامل دانه‌های ستونی β است که به موازات جهت ساخت (Z یا محور عمودی) رشد کرده‌اند. هم‌چنین ریزساختار $\alpha+\beta$ در داخل دانه‌های β اولیه در ابتدای ساخت مشاهده شده است. ساختار لایه‌ها عمدتاً ویدمن اشتاتن (سبد بافت) و گاهی اوقات دارای پرگنه‌های ریز α است. در این پژوهش اندازه دانه‌های ستونی به دلیل مشکل تشخیص مرزدانه‌ها قابل اندازه‌گیری نبوده

جدول ۱- ترکیب شیمیایی پودر مورد استفاده در تولید قطعات در پژوهش

N	O	C	V	Al	Ti
۰/۰۲	۰/۱۲	۰/۰۱	۴/۰	۶/۴	ترکیب شیمیایی (Wt%) بقیه

جدول ۲- مشخصات و پارامترهای تولید دستگاه آرکام

۳/۲ m/s	سرعت پرتو
۲۸۰ J/mm	انرژی خطی
۰/۱ mm	فاصله بین دو روبش پرتو
۵۵/۸۰ cm ³ /h (Ti6Al4V)	سرعت ساخت
۰/۰۵ mm	ضخامت لایه

ویکرز بوهرلر مدل MICROMET 5101 اندازه‌گیری شد. فرورونده این دستگاه یک هرم مربع القاعده الماسی با زاویه سطح جانبی ۱۳۶ درجه بود و سختی با اعمال نیروی ۳۰۰ گرمی در زمان ۲۰ ثانیه اندازه‌گیری شد.

برای بررسی زبری سطحی نمونه‌ها، از زبری‌سنج دیجیتال پرتابل خطی مدل Mitotoyo-SJ-210 استفاده شد. بدین‌منظور از دو نمونه که با شکل هندسی یکسان همراه با پارامترهای ساخت یکسان تولید شده، زبری‌سنجی انجام شده و مقادیر میانگین برای وجوه بالایی و کناری مشخص شد.

۳- نتایج و بحث

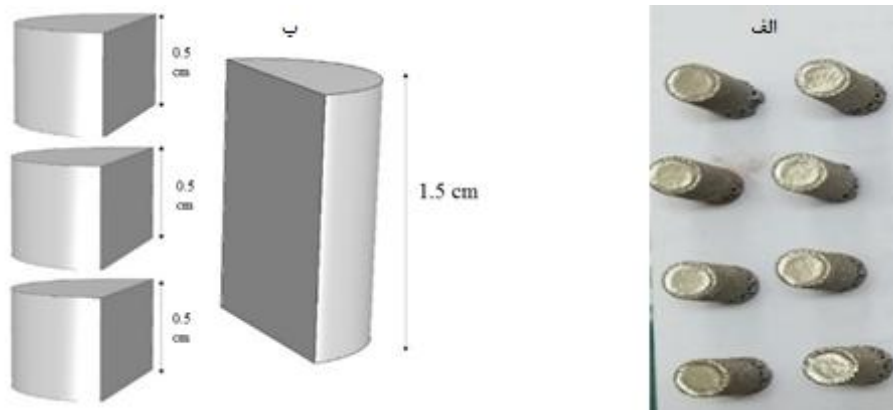
۳-۱- ترکیب شیمیایی

آنالیز طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS) از منطقه نشان داده شده در تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در شکل (۲-الف)، در مقطع عمود بر جهت ساخت نمونه ساخته شده به روش ذوب با پرتوی الکترونی، در شکل (۲-ب) نشان داده شده است. با توجه به نتایج، عنصر غالب تیتانیوم بوده و دارای عناصر آلومینیوم و وانادیم است. هم‌چنین ترکیب درصد وزنی نیز گواه بر تطابق مناسب ترکیب نمونه ساخته شده، با پودر آلیاژی مورد استفاده در این پژوهش است از طرفی عدم وجود عنصر اکسیژن در این بررسی نشان‌دهنده خلأ مناسب در حین فرایند و اکسید نشدن آلیاژ است.

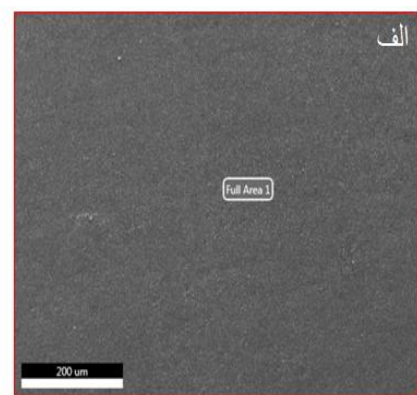
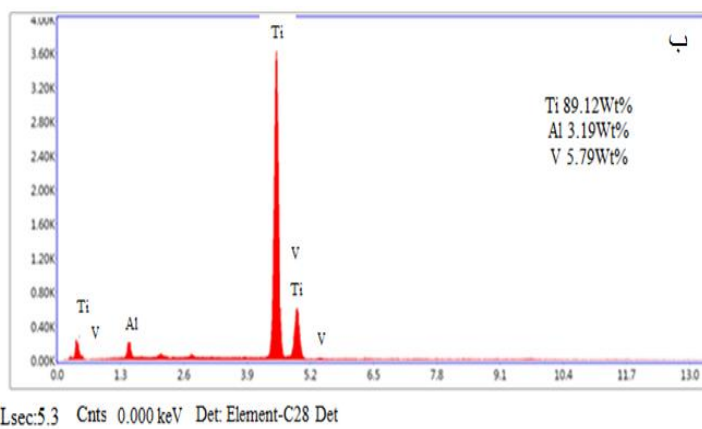
برای بررسی ریزساختار در جهت‌های موازی جهت ساخت (محور Z) و عمود بر جهت ساخت (صفحه XY)، نمونه‌ها به‌وسیله وایرکات در راستای ارتفاع به دو نیمه تقسیم شده و سپس یکی از نیمه‌ها در جهت عمود بر جهت ساخت به سه نیم استوانه با ضخامت ۵ میلی‌متر تبدیل شدند (شکل ۱-ب).

برای بررسی ریزساختار قطعه و بررسی تأثیر فاصله از سکوی ساخت و تفاوت در جهت برش بر ریزساختار، از میکروسکوپ نوری مدل Olympus و میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM^۸) مدل PHILIPS-XL30 استفاده شد. در این راستا نمونه پس از سنباده‌زنی و پولیش با پودر آلومینا و خمیر الماسه، با استفاده از محلول کروم^۹ که شامل ۱۰۰ میلی‌لیتر آب، ۲/ میلی‌لیتر اسید هیدرو فلئوریک (HF) و ۵ میلی‌لیتر اسید نیتریک (HNO₃) بود، حکاکی شده، تصاویر میکروسکوپی نوری در بزرگنمایی‌های مختلف تهیه شد. آنالیز تصویری فازهای تشکیل شده توسط نرم‌افزار Image J روی تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی و آنالیز نیمه‌کمی عناصر در ساختار قطعه تولیدی به روش طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس (EDS^{۱۰}) انجام شد.

جهت تشخیص فازهای موجود در نمونه‌ها از دستگاه تفرق اشعه ایکس مدل Philips X'Pert-MPD تحت ولتاژ ۴۰ کیلوولت و جریان ۳۰ میلی‌آمپر استفاده شد. سختی نمونه در سه ارتفاع برش داده شده با استفاده از دستگاه میکروسختی



شکل ۱- الف) قطعات آلیاژ Ti6Al4V تولید شده با ذوب با پرتوی الکترونی و ب) تصویر نمادینی از سطوح مقطع برش نمونه



شکل ۲- الف) تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی منطقه مورد سنجش و ب) الگوی پراش انرژی پرتو ایکس

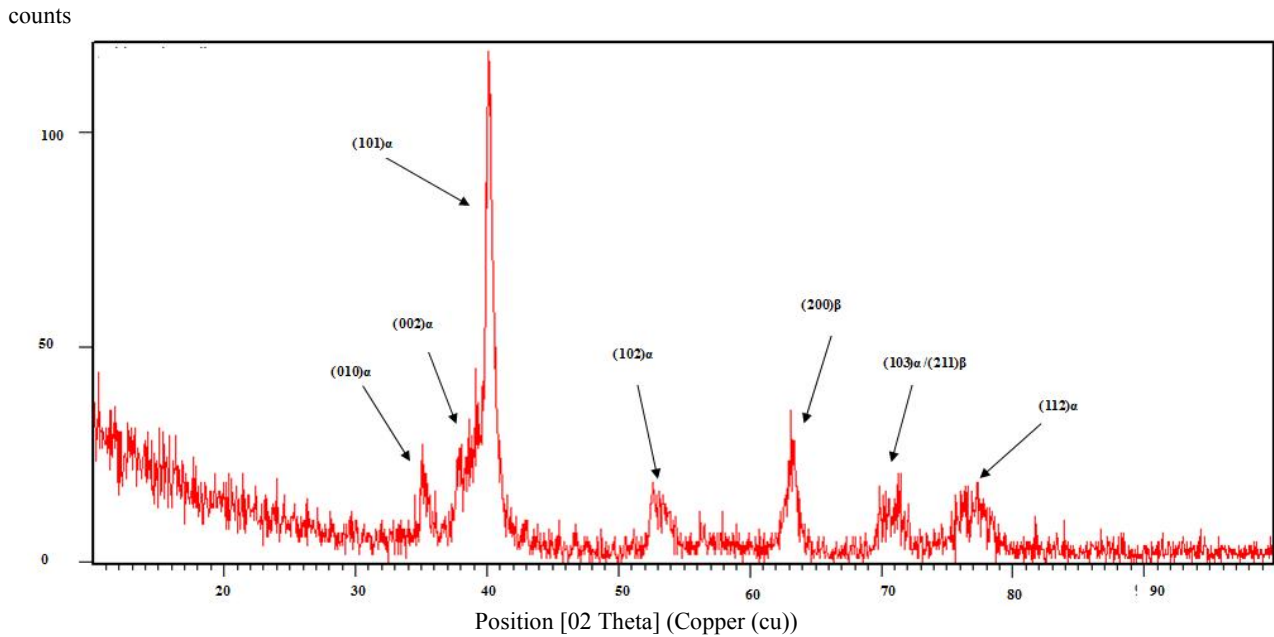
ایجاد می‌شود [۸]. در آلیاژهای تیتانیوم حضور فازهای α و β و مقدار آنها بر خواص نهایی تأثیرگذار است. بسته به ترکیب شیمیایی و سرعت سرد شدن، تغییر فاز β به α می‌تواند به صورت مارتنزیتی و یا با نفوذ کنترل شده و توسط جوانه‌زنی و رشد، انجام شود [۱۱].

پژوهش‌ها نشان داده است که صرف‌نظر از نوع فرایند، ریزساختار آلیاژ Ti6Al4V همیشه دارای مقداری فاز β باقیمانده است. بنابراین، یکی از دلایل تفاوت در ساختار آلیاژ برای نمونه‌های با ترکیب یکسان، اختلاف در نرخ خنک‌کنندگی است که با رسیدن دما به دمای تغییر فاز β به α منجر به تشکیل ساختارهای متفاوتی از این تغییر فاز می‌شود [۱۲]. از طرفی تغییر نرخ خنک‌کنندگی پراکندگی صفحات فاز α را کنترل می‌کند.

۲-۳- بررسی‌های ریزساختاری

ریزساختار قطعات آلیاژ Ti6Al4V تولید شده توسط فرایند ذوب با پرتوی الکترونی در دو جهت نسبت به جهت ساخت نمونه بررسی شد. در ابتدا به بررسی ریزساختار ایجاد شده در جهت ساخت (محور Z) پرداخته شد. سپس ریزساختار در جهت عمود بر جهت ساخت (صفحه XY) و در فواصل ۵، ۱۰ و ۱۵ میلی‌متری از سکوی ساخت مطالعه شد تا تأثیر فاصله از سکوی ساخت بر ریزساختار حاصل و تفاوت در آن بررسی شود.

طبق پژوهش‌های قبلی و همان‌گونه که از دیاگرام فازی سیستم Ti-Al می‌توان انتظار داشت، در هنگام سرد شدن فاز α با ساختار کریستالی هگزاگونال فشرده در مرزدهانه‌های اولیه β



شکل ۳- الگوی پراش ایکس آلیاژ Ti6Al4V تولید شده با روش ذوب با پرتوی الکترونی

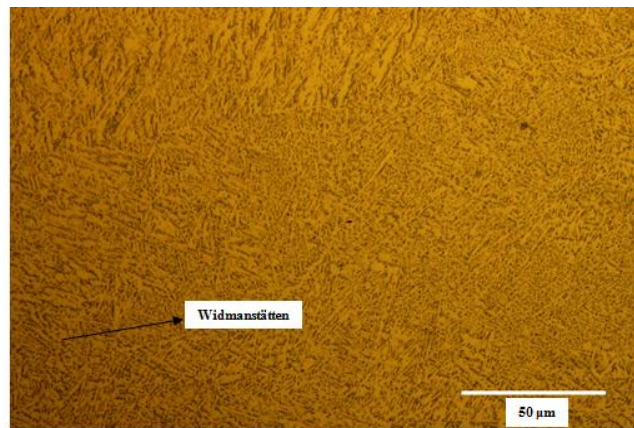
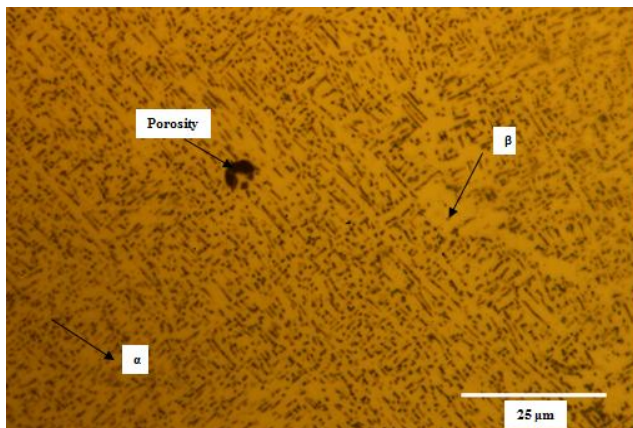
می‌دهد. در این شکل ساختار از فاز α درون دانه‌های ستونی β که در ابتدای فرایند ساخت ایجاد شده و به موازات جهت ساخت هستند، تشکیل شده است. فاز تیره مربوط به فاز β و فاز روشن، فاز α است. فاز α به صورت لایه‌ای رشد کرده و به صورت ساختار ویدمن اشتاتن و سبب بافت در اندازه و جهات مختلف تشکیل شده است. در ریزساختار ایجاد شده ساختار سبببافت و لایه‌های $\beta+\alpha$ که درون لایه‌های فاز β اولیه هستند، قابل مشاهده است. ریزساختار حاصل با تحقیقات پیشین مانند پژوهش صورت گرفته توسط رافی و همکاران [۱۳] مطابقت دارد. دانه‌های β اولیه در نتیجه اختلاف دمایی بزرگ حاصل شده که منجر به رشد ستونی رونشستی^{۱۱} قوی در امتداد جهت ساخت می‌شود.

در تصویر با بزرگنمایی بیشتر در شکل (۴) یکی از حفرات کروی شکل کوچک نیز دیده می‌شود. دلایل مختلفی برای تشکیل این حفرات می‌توان نام برد. تشکیل این حفرات، از یک طرف، می‌تواند ناشی از ذرات پودر ذوب نشده در حین فرایند ذوب با پرتوی الکترونی به دلیل سرعت بالای روبش پرتوی الکترونی در حین فرایند ساخت باشد [۱۳]. دلیل دیگر ذکر شده در پژوهش‌ها، به دام افتادن و محبوس شدن هوا در بین ذرات با وجود خلأ در حین فرایند در حوضچه مذاب است [۱۶].

در نرخ خنک‌کنندگی بالا، فاز α می‌تواند روی فصل مشترک فاز β ایجاد شود که ابعاد آن با افزایش نرخ خنک‌کنندگی کاهش می‌یابد [۱۵].

شکل (۳) الگوی پراش پرتوی ایکس از نمونه و صفحات تفرق یافته از مقطع عمود بر جهت ساخت نمونه را نشان می‌دهد. با بررسی و مقایسه الگوی پراش پرتوی ایکس نمونه تولیدی با پژوهش‌های پیشین می‌توان دریافت که نمونه دارای فاز α با ساختار کریستالی هگزاگونال فشرده و هم‌چنین فاز β با ساختار کریستالی مکعبی مرکزدار است. با مقایسه شدت پیک‌ها می‌توان گفت که مقدار فاز α ، که در نتیجه تحول $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ تشکیل شده است، بیشتر از فاز β باقیمانده است. با آنالیز الگوی پراش ایکس با استفاده از نرم‌افزار تحلیل نتایج MAUD بر مبنای روش ریتولد، مقدار فاز α حدود ۸۴ درصد و مقدار فاز β حدود ۱۶ درصد به دست آمد. هم‌چنین با آنالیز تصاویر میکروسکوپی نوری نمونه، مقدار فاز α حدود ۸۱ درصد و فاز β حدود ۱۹ درصد تخمین زده شد که با تقریب قبلی تطابق خوبی دارد.

شکل (۴) تصویر میکروسکوپی نوری نمونه تولید شده توسط فرایند ذوب با پرتوی الکترونی را در جهت ساخت نشان



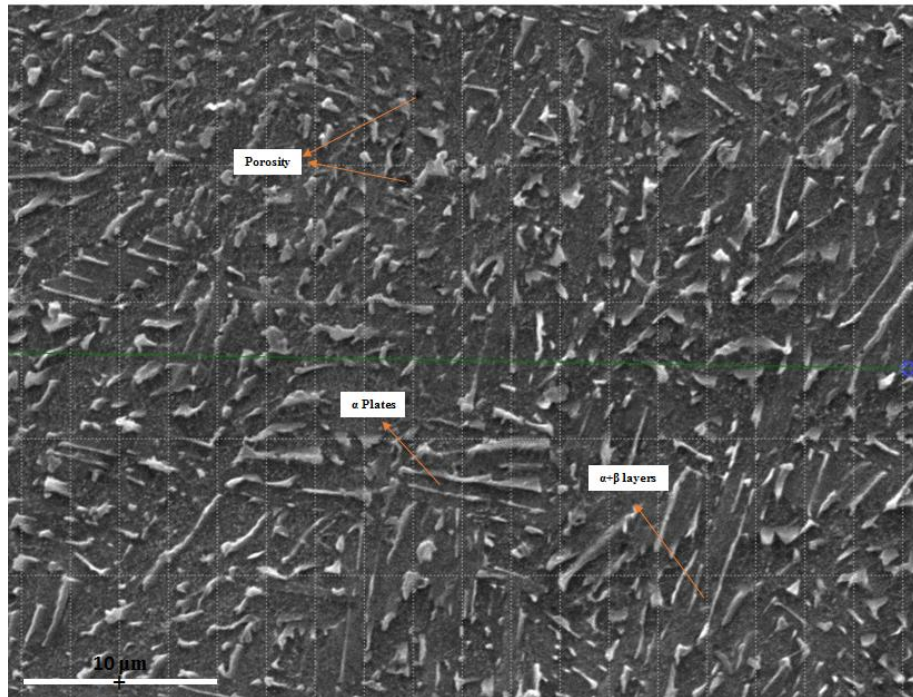
شکل ۴- تصاویر میکروسکوپی نوری نمونه در جهت ساخت در دو بزرگنمایی متفاوت

لیزر بسیار بیشتر از این تخلخل در قطعات تولیدی توسط فرایند ذوب با پرتوی الکترونی است و کمترین تخلخل با استفاده از فرایند لایه نشانی با استفاده از توزیع مستقیم انرژی به دست آمده است. برای کاهش تخلخل قطعات ساخت افزایشی شده، می‌توان آنها را تحت عملیات فشارکاری هم‌فشار گرم (HIP^{۱۴}) قرار داد. به‌عنوان مثال، کسر حجمی تخلخل در نمونه‌های ساخته شده به روش لایه نشانی با استفاده از توزیع مستقیم انرژی پس از عملیات HIP از ۰/۰۸ درصد به ۰/۰۱ درصد کاهش یافته است.

تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه در جهت ساخت در شکل (۵) نشان داده شده است. در این تصویر می‌توان وجود فاز β باقیمانده که در ابتدای فرایند ساخت ایجاد شده و ساختار سبذبافت و لایه‌های $\beta+\alpha$ که درون لایه‌های فاز β اولیه هستند، را مشاهده کرد. پژوهش‌های قبلی نشان داده است که ایجاد و حفظ ریزساختار لایه‌ای برای آلیاژ Ti6Al4V تولید شده توسط فرایند ذوب با پرتوی الکترونی نقش مهمی در استحکام قطعات برای کاربردهای هوا-فضا و پزشکی دارد [۲۰]. همچنین تخلخل‌های کروی نیز در شکل (۵) قابل مشاهده است.

شکل (۶) تصویر میکروسکوپی نوری برای سطح رویی نمونه تولید شده را نشان می‌دهد. همان‌گونه که دیده می‌شود، در سطح رویی نمونه، فازهای مارتنزیتی تیغه‌ای نیز قابل مشاهده است. نرخ خنک‌کنندگی مذاب در روش ذوب با پرتوی الکترونی حدود 10^3 تا 10^5 درجه سانتی‌گراد بر ثانیه تخمین زده شده است [۱۹].

هم‌چنین برای ساخت پودر مناسب برای فرایند ذوب با پرتوی الکترونی از فرایند افشانش کردن استفاده می‌شود. در فرایند افشانش کردن نمی‌توان از وجود پودر توخالی در بین ذرات پودر اجتناب کرد که این خود می‌تواند منجر به ایجاد تخلخل در قطعات ساخته شده در فرایند ذوب با پرتوی الکترونی شود [۱۷]. علاوه بر این گفته شده که به دلیل دمای بالای حوضچه مذاب، بخشی از آلومینیوم آلیاژ می‌تواند تبخیر شود، به دلیل سرعت بالای فرایند به‌دام افتاده و منجر به ایجاد تخلخل شود [۱۸]. با توجه به شکل تخلخل در بزرگنمایی بالا که دارای ابعاد کوچکی نسبت به ابعاد پودر اولیه مورد استفاده در فرایند دارد، می‌توان علت ایجاد آن در نمونه مورد مطالعه را محبوس شدن هوا در بین ذرات در حین فرایند ساخت دانست. البته به‌طور کلی، قطعات ساخته شده توسط فرایند ذوب با پرتوی الکترونی در مقایسه با دیگر فرایند ساخت افزایشی رقیب، یعنی فرایند ذوب گزینشی با لیزر^{۱۲}، دارای تخلخل کم‌تری بوده و نیازمند عملیات بعدی کم‌تری برای کاهش تخلخل و بهبود خواص مکانیکی قطعات است. بنا به گزارش لیو و شین [۱۹]، مقایسه نمونه‌های تولیدی با فرایندهای ذوب گزینشی با لیزر، ذوب با پرتوی الکترونی و لایه نشانی با استفاده از توزیع مستقیم انرژی^{۱۳} از آلیاژ Ti6Al4V تحت پارامترهای بهینه تولید هر روش، نشان داد که درصد حجمی تخلخل‌های کوچک (قطر ۱ تا ۳ میکرومتر) در قطعات تولیدی توسط فرایند ذوب گزینشی با



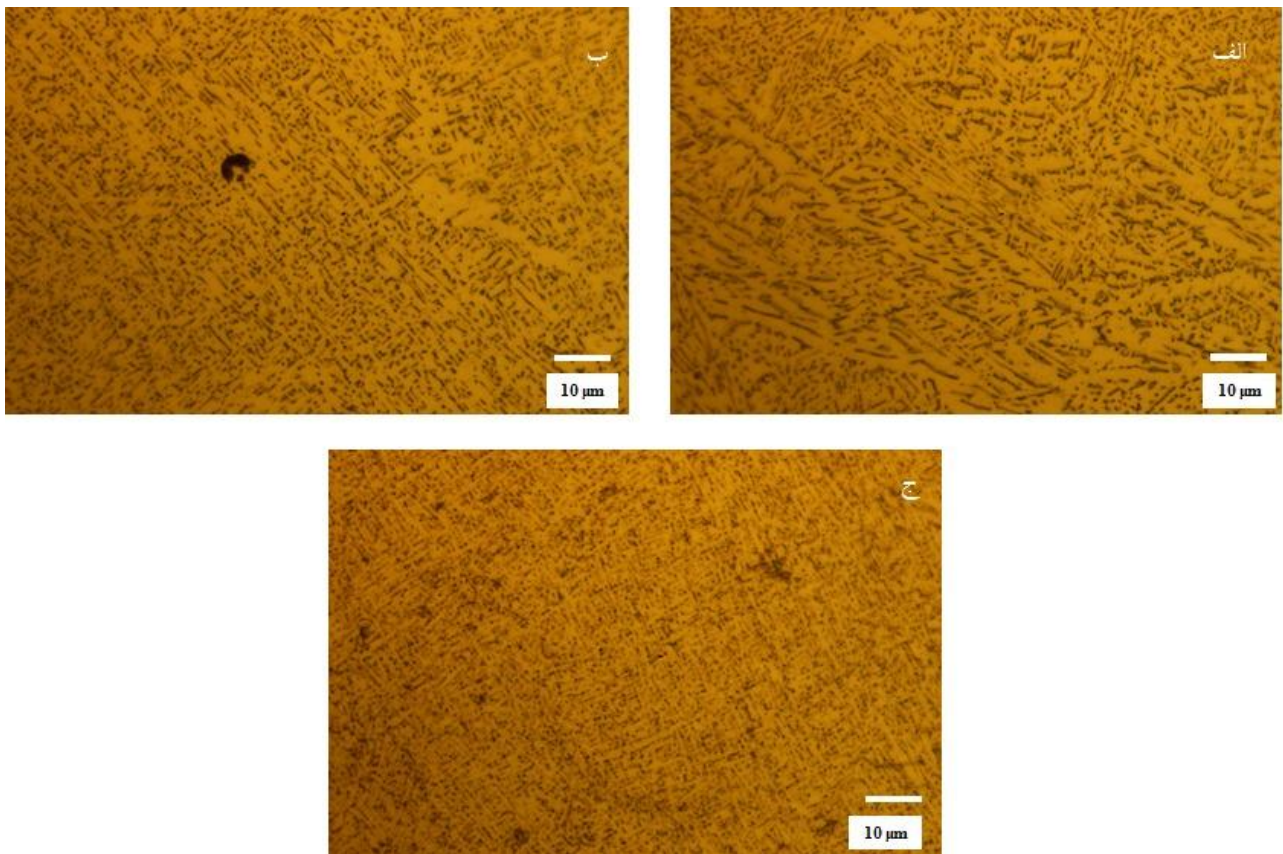
شکل ۵- تصویر میکروسکوپی الکترونی روبشی نمونه در جهت ساخت



شکل ۶- تصویر میکروسکوپی نوری از سطح رویی نمونه

بر ثانیه [۲۱] است، در این مرحله یک تحول غیرنفوذی رخ می‌دهد. در مرحله دوم که دمای قطعه به دمای محفظه (حدود ۶۵۰ تا ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد) می‌رسد، ساختار مارتنزیتی به ساختار $\alpha+\beta$ تبدیل می‌شود. با توجه به اینکه سطح بالایی قطعه مدت زمان کمتری را برای انجام تحول تبدیل فاز مارتنزیت به ساختار $\alpha+\beta$ در اختیار دارد، فاز مارتنزیت هنوز در آن مشاهده می‌شود. این فاز عمدتاً برای قطعات با ارتفاع ساخت کم و تعداد لایه کمتر مشاهده شده است [۲۱].

نشان داده شده است که نرخ خنک‌کنندگی بسیار بالا در این روش منجر به تشکیل فاز فوق اشباع مارتنزیت α' شده و این فاز در دمای حدود ۵۸۷ درجه سانتی‌گراد در محفظه ساخت بلافاصله به α و β تجزیه می‌شود. با توجه به زمان بسیار کوتاه سپری شده در دمای بالا، فاز β ایجاد شده بسیار ریز است [۱۴]. گاراگا و همکاران [۲۱] معتقدند که چون نرخ سردشوندگی در مرحله اول سرد شدن، بالاتر از حد بحرانی برای تشکیل ساختار مارتنزیتی (حدود ۴۱۰ درجه سانتی‌گراد

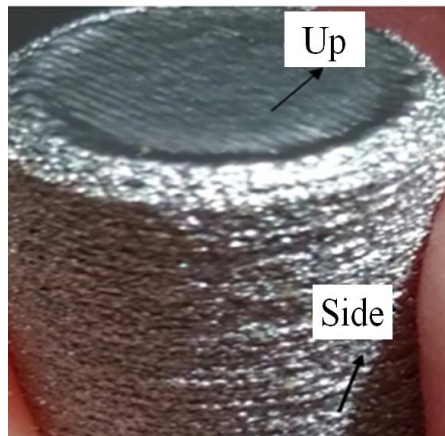


شکل ۷- تصاویر میکروسکوپی نوری در سه ارتفاع: الف) ۵، ب) ۱۰ و ج) ۱۵ میلی‌متر از سکوی ساخت

های بالاتر مطابقت دارد. این موضوع، به بیشتر در معرض دمای محفظه ساخت قرار گرفتن لایه‌های پایین‌تر قطعه نسبت به لایه‌های بالا، نسبت داده می‌شود.

با توجه به اینکه مکانیزم تحول $\beta \rightarrow \beta + \alpha$ در نرخ خنک‌کنندگی پایین یک تغییر و تحول نفوذی است، و از طرف دیگر دمای سکوی ساخت در حدود 650°C درجه سانتی‌گراد است، می‌توان توضیح داد که چرا ضخامت لایه‌های α با فاصله گرفتن از سکوی ساخت کاهش می‌یابد. درشت شدن لایه α در دمای زیر 600°C درجه سانتی‌گراد بسیار کند است. از این رو، در مکان‌های نزدیک به سکوی ساخت که مدت زمان طولانی‌تری نسبت به لایه‌های بالایی در معرض دمای سکوی ساخت قرار می‌گیرند، ضخامت لایه‌های α نسبت به بالای قطعه، بیشتر شده است [۲۱].

شکل (۷) تصاویر میکروسکوپی نوری مربوط به بررسی ریزساختار در سه ارتفاع ۵، ۱۰، ۱۵ میلی‌متری از سکوی ساخت و مقاطع عمود بر جهت ساخت را نشان می‌دهد. با توجه به تصاویر، مشاهده می‌شود که ریزساختار نمونه با افزایش فاصله از سکوی ساخت ریزتر شده است. متوسط ضخامت لایه‌های α در مقاطع مختلف توسط نرم‌افزار Image J محاسبه شد که در ارتفاع‌های ۵، ۱۰ و ۱۵ میلی‌متری از سکوی ساخت به ترتیب حدود 600°C ، 400°C و 340°C نانومتر بود. این پدیده به تأثیر سکوی ساخت در تاریخچه گرمایی و گرمای ایجاد شده لایه‌های پی‌درپی که به قطعه اضافه می‌شوند، نسبت داده می‌شود. گاراگاما [۱۹] پیشنهاد داده است که با افزایش فاصله از سکوی ساخت، نرخ خنک‌کنندگی به‌طور قابل توجهی افزایش می‌یابد. این ادعا با ضخامت کمتر لایه‌های α در ارتفاع



شکل ۸- تصویر وجوه کناری و بالایی نمونه آلیاژ Ti6Al4V تولید شده به روش ذوب با پرتو الکترونی

۳-۳- سختی سنجی

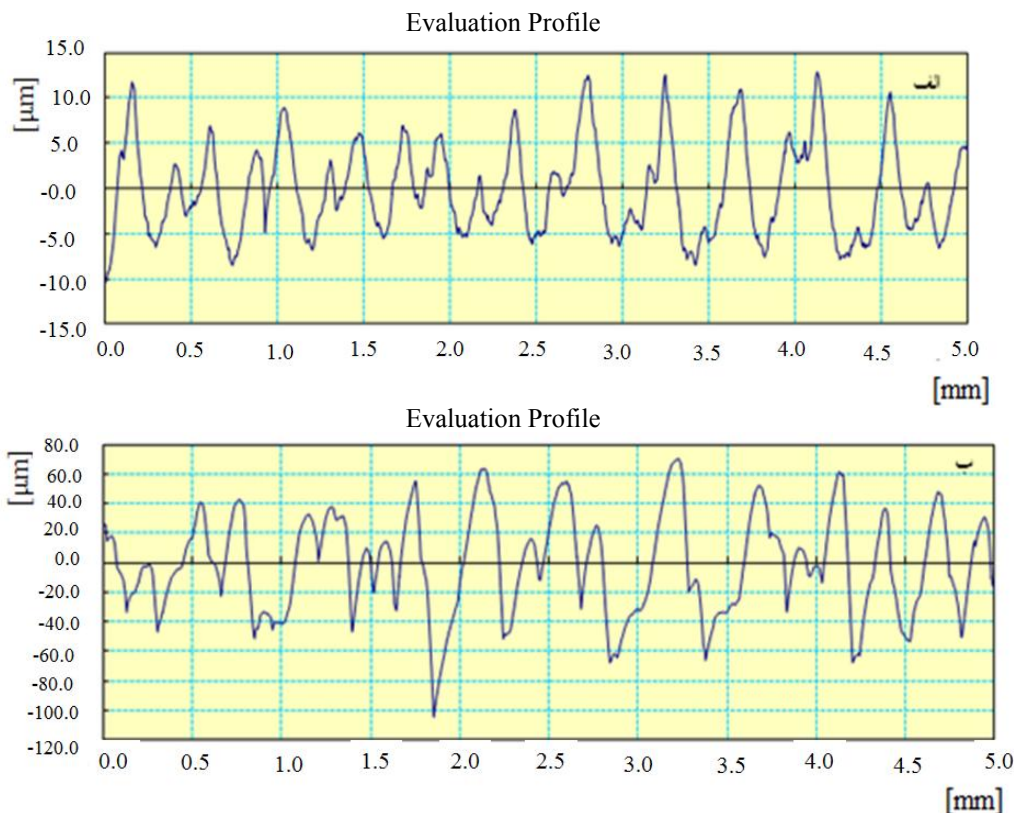
تغییرات ریزسختی ویکرز نمونه آلیاژ Ti6Al4V تولید شده توسط فرایند ذوب با پرتوی الکترونی در ارتفاع‌های ۵، ۱۰ و ۱۵ میلی‌متری از سکوی ساخت بررسی شد و مشخص شد که تفاوت معنی‌داری در سختی نمونه در مقاطع مختلف مشاهده نمی‌شود. به نظر می‌رسد دلیل این موضوع پراکندگی یکسان و کم تخلخل‌ها در قطعه تولیدی توسط این فرایند ساخت باشد [۱۴]. در عین حال، سختی متوسط نمونه (337 ± 1 HV) بیشتر از قطعات تولیدی از این آلیاژ توسط فرایندهای دیگر ساخت (308 HV) است که می‌تواند یکی از نقاط قوت فرایند ذوب با پرتوی الکترونی باشد [۲۲].

بر اساس رابطه هال-پچ، سختی نمونه باید با عکس جذر ابعاد مشخصات ساختاری نمونه ارتباط مستقیم داشته باشد و با تغییر ضخامت لایه‌های α در مقاطع مختلف، سختی هم تغییر کند. در عین حال باید دقت کرد که به نظر می‌رسد وجود یک پارامتر δ_0 (سختی اولیه) بزرگ در این رابطه، و همچنین اختلاف نسبتاً کم ضخامت لایه‌های α در مقاطع مختلف، باعث شده است که تفاوت سختی ناشی از مشخصات ابعادی ریزساختار در ارتفاع‌های مختلف محسوس نباشد. علاوه بر این، با توجه به تفاوت دستگاه، پودر و پارامترهای ساخت در پژوهش‌های مختلف، مقایسه نتایج کارهای مختلف باید با احتیاط انجام شود.

۳-۴- زبری سنجی

تفاوت زبری و کیفیت سطحی در دو وجه بالایی و کناری یکی از نمونه‌های ساخته شده به خوبی در شکل (۸) نشان داده شده است. شکل (۹) منحنی زبری‌سنجی خطی ناهمواری سطحی در وجوه کناری و بالایی نمونه را نشان می‌دهد. زبری میانگین (R_a) وجه بالایی حدود ۳ میکرومتر و زبری میانگین وجوه کناری حدود ۲۸ میکرومتر به دست آمد. بنابر گزارش نیکلت و همکاران [۲۳]، به دلیل حرکت پرتوی الکترونی، زبری وجه رویی نمونه متناسب با اندازه متوسط ذرات پودر مورد استفاده است. در وجوه کناری، در اثر انباشت لایه‌هایی از یک شبکه از ذرات ذوب شده روی یکدیگر، وجود پودرهای کمی ذوب شده روی سطح و شکاف‌های لایه‌های سطحی و هم‌چنین اندازه‌گیری زبری در جهت عمود بر این لایه‌ها، زبری سطحی بالایی ایجاد شده است.

در پژوهش لیو و همکاران [۱۷]، برای نمونه‌های آلیاژ Ti6Al4V تولید شده توسط فرایند ذوب گزینشی با لیزر، زبری میانگین وجوه ۴/۳۱ میکرومتر گزارش شده است که از زبری سطوح نمونه‌های پژوهش حاضر کمتر است. با این وجود لیو و همکاران [۱۸] در پژوهشی دیگری، زبری سطح بین قطعات از جنس آلیاژ Ti6Al4V ساخته شده به روش‌های ذوب گزینشی با لیزر و ذوب با پرتوی الکترونی را مقایسه کرده و نتیجه گرفتند که زبری سطوح ساخته شده از روش ذوب گزینشی با لیزر کمتر است.



شکل ۹- منحنی زبری سنجی خطی از وجوه: الف) بالایی و ب) کناری یک نمونه

گزینشی با لیزر و ذوب با پرتوی الکترونی، به‌طور کلی سطح نمونه تولید شده توسط ذوب گزینشی با لیزر صاف‌تر از نمونه تولیدی توسط فرایند ذوب با پرتوی الکترونی است [۱۳]. به‌دلیل ضخامت بالاتر لایه‌ها ناشی از انرژی ورودی بیشتر در فرایند ذوب با پرتوی الکترونی نسبت به فرایند ذوب گزینشی با لیزر، از پودرهای درشت تری استفاده می‌شود. همچنین سرعت روبش پرتو در فرایند ذوب با پرتوی الکترونی در مقایسه با فرایند ذوب گزینشی با لیزر بیشتر است. این مسائل باعث شده که نمونه‌های ذوب با پرتوی الکترونی کیفیت سطحی پایین‌تری نسبت به نمونه‌های تولیدی توسط فرایند ذوب گزینشی با لیزر داشته باشد.

زبری سطحی قطعات تأثیر قابل‌توجهی بر خواص مکانیکی به‌ویژه مقاومت به خستگی آنها دارد و از این نظر مطالعه و کنترل آن اهمیت دارد و در صورت نیاز برای رسیدن به خواص مورد نیاز در قطعات ساخته شده به روش ذوب با پرتوی

آنها اختلاف در سرعت روبش پرتو، اندازه پودر و ارتفاع لایه‌ها را مسئول این تفاوت می‌دانند. سطح ساخته شده در ذوب با پرتوی الکترونی دارای پودرهای ذوب شده بیشتری است. این را باید به تشعشع حرارتی بیشتر ناشی از پرتوی الکترونی با انرژی بالا نسبت داد. در ارتباط با فاصله بین دو روبش متوالی، حوضچه مذاب ایجاد شده در فرایند ذوب با پرتوی الکترونی گسترده‌تر است که برای ایجاد یک سطح صاف مفید نیست. علاوه بر این، مقدار زبری سطح قطعات ذوب با پرتوی الکترونی بسیار نزدیک به اندازه ذرات پودرهای اولیه است. بنابراین، پودرهای ریزتر کیفیت سطح قطعات ذوب با پرتوی الکترونی را بهبود می‌بخشد. زبری سطح وجه بالا در نمونه‌ها می‌تواند به‌دلیل ذوب ناکافی، ایجاد مورفولوژی‌های نامنظم و نقص در سطح و تشکیل منافذ در داخل اجزا باشد.

با بررسی کیفیت سطحی و زبری سطحی قطعات آلیاژ Ti6Al4V تولید شده توسط فرایندهای ساخت افزایشی ذوب

۲- ریزساختار نمونه در جهت عمود بر جهت ساخت با افزایش فاصله از سکوی ساخت ریزتر و صفحات α نازک‌تر شدند. به نظر می‌رسد این مسئله به دلیل کمتر قرار داشتن سطوح بالاتر در معرض دمای سکوی محفظه ساخت باشد که فرصت کمتری برای تحول نفوذی و زمان بر $\beta \rightarrow \beta + \alpha$ فراهم می‌کند.

۳- ریزسختی و یکپرز نمونه با افزایش فاصله از سکوی ساخت تغییر محسوسی نداشت و به‌طور متوسط برابر با 337 ± 1 HV بود که بیشتر از سختی قطعات تولیدی از این آلیاژ توسط فرایندهای دیگر ساخت است.

۴- زبری سطحی متوسط نمونه‌های ساخته شده از فرایند ذوب با پرتوی الکترونی نسبتاً بالا است که می‌تواند برای کاربردهای پزشکی مفید باشد.

تشکر و سپاسگزاری

نویسندگان مقاله بدین‌وسیله از حمایت‌های دانشگاه پلی‌تکنیک تورین ایتالیا در تأمین نمونه‌های این پژوهش قدردانی می‌کنند.

الکترونی باید سطح آنها را ماشین‌کاری کرد. از سوی دیگر، زبری سطح بالا در مصارف پزشکی مزیت شمرده می‌شود چون که رشد سلول‌ها و مویرگ‌ها در آن را تسهیل می‌کند [۱۳]. از این‌رو، فرایند ذوب با پرتوی الکترونی فرایند مناسبی برای ساخت قطعات آلیاژ Ti6Al4V برای کاربردهای پزشکی به‌نظر می‌رسد.

۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش، ریزساختار، سختی و زبری نمونه‌هایی از آلیاژ Ti6Al4V تولید شده به‌روش ذوب با پرتوی الکترونی (EBM) بررسی و مشخصه‌یابی شد. نتایج نشان داد که:

۱- در ابتدای فرایند ساخت، ریزساختار شامل دانه‌های β ستونی موازی با جهت ساخت نمونه‌ها بوده که با رسیدن دما به دمای تغییر فاز $\beta \rightarrow \beta + \alpha$ ، و با توجه به نرخ خنک‌کنندگی بالای فرایند، فاز سبببافت و ویدمن اشتاتن α به‌صورت لایه‌ای تشکیل شده است.

واژه‌نامه

1. electron beam melting
2. additive manufacturing
3. Arcam
4. Quasi Isothermal
5. Widmanstätten
6. colony
7. basketweave
8. scanning electron microscope
9. Kroll
10. energy dispersive spectrometer
11. epitaxial column growth
12. selective Laser Melting (SLM)
13. directed energy deposition (DED)
14. hot isostatic pressing

مراجع

1. Liu, K., and Lin, H., "A Study on the Relationship Between Technical Development and Fundamental Patents Based on US Granted Patents", *European International Journal of Science and Technology*, Vol. 3, pp. 317-318, 2014.
2. Gibson, I., David, W., and Stucker, R.B., "Additive Manufacturing Technologies", *Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing*, Vol. 54, pp. 17-25, 2010.
3. <https://www.ge.com/additive/>
4. Samy, A., and Anandaraj, A., *Microstructure, Texture and Mechanical Property Evolution During Additive Manufacturing of Ti6Al4V Alloy for Aerospace Applications*, The University of Manchester, United Kingdom, 2012.
5. Sepe, R., Franchitti, S., Borrelli, R., Dicaprio, F., Armentani, E., and Caputo, F., "Correlation Between Real Geometry and Tensile Mechanical Behaviour for Ti6Al4V Electron Beam Melted Thin Specimens", *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Vol. 107, pp. 1-5, 2020.
6. Murr, L. E., Gaytan, S. M., Ceylan, A., Martinez, E., Martinez, J. L., Hernandez, D. H., and Wicker, R. B., "Characterization of Titanium Aluminide Alloy

- Components Fabricated by Additive Manufacturing Using Electron Beam Melting”, *Acta Materialia*, Vol. 58, pp.1-8, 2010.
7. Chern, A. H., Nandwana, P., Yuan, T., Kirka, M. M., Dehoff, R. R., Liaw, P. K., and Duty, C. E., “A Review on the Fatigue Behavior of Ti-6Al-4V Fabricated by Electron Beam Melting Additive Manufacturing”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 119, pp. 173-184, 2019.
 8. Wang, H., Warnken, N., and Reed, R.C., "Thermodynamic and Kinetic Modeling of Bcc Phase in the Ti-Al-V Ternary System", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528.2, PP. 622-630. 2010.
 9. Galarraga, H., Warren, R. J., Lados, D. A., Dehoff, R. R., Kirka, M. M., and Nandwana, P., “Effects of Heat Treatments on Microstructure and Properties of Ti-6Al-4V ELI Alloy Fabricated by Electron Beam Melting (EBM)”, *Materials Science and Engineering*, Vol. 685, pp. 2-26, 2017.
 10. Ahmed, T., and Rack, H. J., “Phase Transformations During Cooling in $[\alpha]+[\beta]$ Titanium Alloys”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 243(1-2): pp. 206-211, 1998.
 11. Bhattacharyya, D., Viswanathan, G. B., Denkenberger, R., Furrer D., and Fraser, H.L., “The Role of Crystallographic and Geometrical Relationships Between α and β Phases in an α - β Titanium Alloy”, *Acta Materialia*, Vol. 51(16), pp. 1-13, 2003.
 12. Donachie, M.J. *Titanium: a Technical Guide*. ASM international, 2000.
 13. Rafi, H. K., "Microstructures and Mechanical Properties of Ti6Al4V Parts Fabricated by Selective Laser Melting and Electron Beam Melting", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 22(12), pp. 22-12, 2013.
 14. Razavi S. M. J., Van Hooreweder B., and Berto F., “Effect of Build Thickness and Geometry on Quasi-Static and Fatigue Behavior of Ti-6Al-4V Produced by Electron Beam Melting”, *Additive Manufacturing*, Vol. 36, 101426, 2020.
 15. Pushilina, N. S., Stepanova, E. N., Kudiiarov, V. N., Laptev, R. S., and Syrtanov, M. S., “Heat Treatment of the Ti-6Al-4V Alloy Manufactured by Electron Beam Melting”, *AIP Conference Proceedings*, Vol. 2167, pp. 020290, 2019.
 16. Popov, V., Katz-Demyanetz, A., Garkun, A., Muller, G., Strokin, E., and Rosenson, H., “Effect of Hot Isostatic Pressure Treatment on the Electron-Beam Melted Ti-6Al-4V Specimens”, *Procedia Manufacturing*, Vol. 21, pp.125-132, 2018.
 17. Liu, Z., Wang, Z., Gao, C., Liu, R., and Xiao, Z., “Microstructure, Anisotropic Mechanical Properties and Very High Cycle Fatigue Behavior of Ti6Al4V Produced by Selective Electron Beam Melting”, *Metals and Materials International*, pp. 1-12, 2020.
 18. Dharmendra, C., Alaghmandfar, R., Hadadzadeh, A., Amirkhiz, B. S., and Mohammadi, M., “Influence of Build Orientation on Small-Scale Properties of Electron Beam Melted Ti-6Al-4V”, *Materials Letters*, Vol. 266, pp. 1-6, 2020.
 19. Liu, S., and Shin, Y. C., “Additive Manufacturing of Ti6Al4V Alloy: A Review”, *Materials & Design*, Vol. 164, pp. 107552, 2019.
 20. Raghavan, S., Nai, M. L. S., Wang, P., Sin, W. J., Li, T., and Wei, J.,” Heat Treatment of Electron Beam Melted (EBM) Ti-6Al-4V: Microstructure to Mechanical Property Correlations”, *Rapid Prototyping Journal*, Vol. 24, pp. 774-783, 2018.
 21. Galarraga, H., Lados, D.A., Dehoff, R.R., Kirka, M.M., and Nandwana P., “Effects of the Microstructure and Porosity on Properties of Ti-6Al-4V ELI Alloy Fabricated by Electron Beam Melting (EBM)”, *Additive Manufacturing*, Vol. 10, pp. 1-11, 2016.
 22. Suzuki, M., Ousaka, Y., Nakamura, J., Sugimoto, T., and Ohtori, S.,” Wear Characteristics of Carbon Nanotube Reinforced Titanium Alloys”, *Chiba Medical Journal*, Vol.92(6), pp.43-48, 2016.
 23. Nicoletto, G., Konečná, R., Frkáň, M., and Riva, E., “Surface Roughness and Directional Fatigue Behavior of As-Built EBM and DMLS Ti6Al4V”, *International Journal of Fatigue*, Vol. 116, pp. 140-148, 2018.

MICROSTRUCTURE, HARDNESS AND SURFACE ROUGHNESS CHARACTERIZATION OF EBM FABRICATED Ti-6Al-4V SAMPLES

A. Mohammadi¹, B. Niroumand^{1*} and A. Saboori²

¹ Department of Materials Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan 84156-83111, Iran

² Department of Applied Science and Technology, Politecnico Di Torino, Torino24, 10129, Italy

(Received: 11 October 2021; Accepted: 23 February 2022)

ABSTRACT

Electron beam melting (EBM) is among the modern additive manufacturing processes whereby metal powders are selectively melted to produce very complicated components with superior mechanical properties. In this study, microstructure, hardness, and surface roughness of EBM fabricated Ti6Al4V samples were characterized. The results showed that the microstructure consisted of epitaxially-grown primary columnar β phase transformed to basketweave and Widmanstätten-type α phase during the subsequent rapid cooling. Martensitic needle-type α phase was also observed on the surfaces of the specimens. It was shown that higher parts of the sample had finer microstructures than the lower parts reaching to less than 340 nm in average thickness of the α layers due to distancing from the hot build platform rendering less opportunity for diffusional $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ transformation. The porosity content of the samples was lower than that of some other additive manufacturing processes. Vickers micro-hardness of the samples was measured to be around 337 HV which was higher than those reported for other additive manufacturing processes of the alloy.

Keywords: Additive manufacturing, Electron Beam Melting, Ti6Al4V, Microstructure, Microhardness, Roughness.

1. INTRODUCTION

Additive manufacturing (AM) is a set of novel near-net-shape fabrication techniques used to produce solid components by layer-wise selective consolidation of different materials [1]. Electron beam melting (EBM) is an AM process that employs a focused electron beam to selectively melt metal powders such as titanium and cobalt alloys for three-dimensional fabrication [2]. EBM is able to produce high-value components in small quantities and in short times. It has other advantages, such as low waste and easy production of complex shapes. Ti6Al4V alloy is one of the most important alloys used in the EBM process. When the alloy cools from the molten state, first β -phase with BCC crystal structure is formed. With decreasing the temperature and reaching the phase transition temperature, lamellar α phase with HCP crystal structure is formed in the grain boundaries of β [3].

Microstructure of Ti6Al4V alloy is controlled by the cooling rate [4]. Microstructure in the samples produced by the EBM process consisted

mainly of the α phase within the β -columnar grains formed at the beginning of the manufacturing process. α phase is seen as layers where the β phase has grown along its boundaries. These α layers are formed in the form of Widmanstätten structure and Basketweave in different sizes and directions.

In this research, microstructure, hardness, and surface roughness of EBM fabricated Ti6Al4V alloy were investigated. Also, the effect of the height from the build platform on the microstructure of the sample was investigated.

2. MATERIALS AND METHODS

Spherical Ti6Al4V alloy powder (45-150 μm) was used. The EBM system used was an ARCAM A2X (ARCAM AB, Sweden) operating under vacuum with the process chamber at 630 °C. Cylindrical specimens with a height of 1.5 and radius of 0.5 cm were manufactured. A cylindrical sample was divided into two halves, and one of the halves was sectioned into three pieces in the direction perpendicular to the build direction. Microstructure of the samples was studied by optical and scanning electron microscopy (SEM).

*: behzn@iut.ac.ir

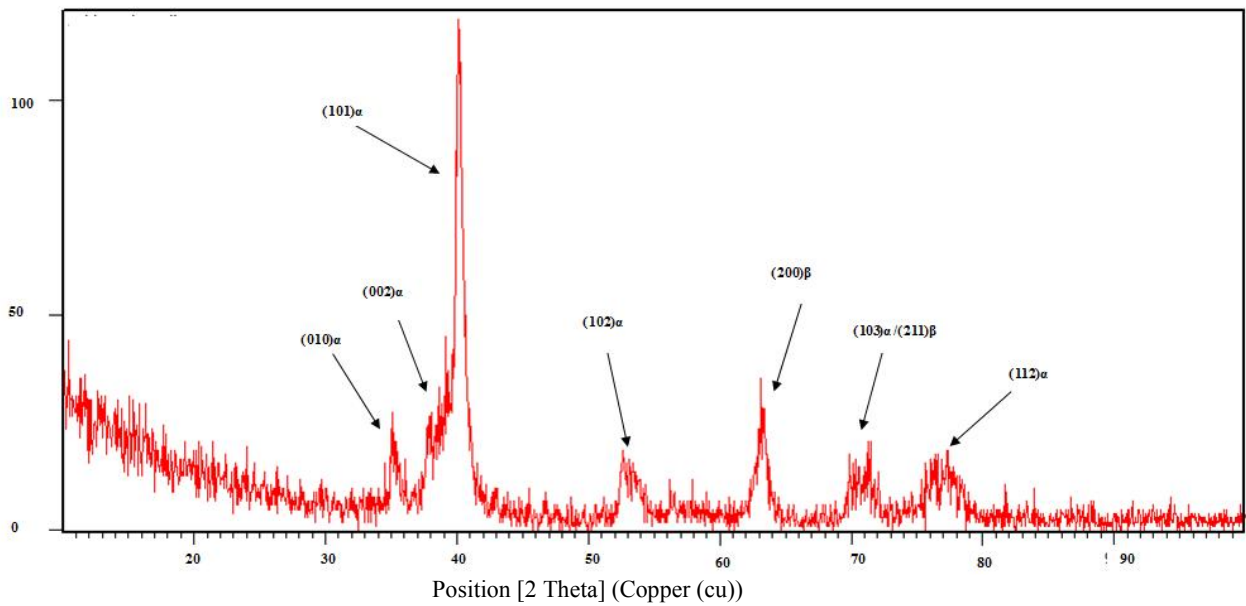


Figure 1. XRD pattern of Ti6Al4V sample produced by EBM method

Philips X’Pert-MPD X-ray diffraction (XRD) device was used to detect different phases. Hardness was evaluated by the Vickers method at three section heights of the sample.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. Microstructural examination

By examining and comparing XRD patterns of the sample (Figure 1) with those of previous researches [4], it can be seen that the microstructure consists of α phase with HCP crystal structure and β phase with BCC crystal structure. Comparing the intensity of the peaks, it can be said that the α phase is formed as a result of a transformation and is the predominant phase in the structure. The microstructure formed in the build direction (Z axis) (Figure 2) consists of the α -phase inside the β -columnar grains formed at the beginning of the fabrication process and parallel to the fabrication direction. The light-phase corresponds to the β -phase and the dark phase to the α -phase. The α -phase grows in a lamellar fashion in different directions and sizes and takes the form of Widmanstatten and Basketweave structures. The Basketweave structure and the $\alpha+\beta$ layers, which are inside the initial β -phase layers, can be seen in the figure. By examining the microstructure on the surface of the sample, the α -phase can be observed. It decomposes to $\alpha+\beta$ phases at the temperature of the fabrication chamber.

SEM images of the sample in the build

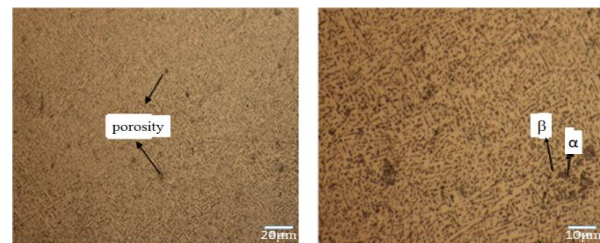


Figure 2. Optical micrographs of the sample parallel to the built direction at two different magnifications

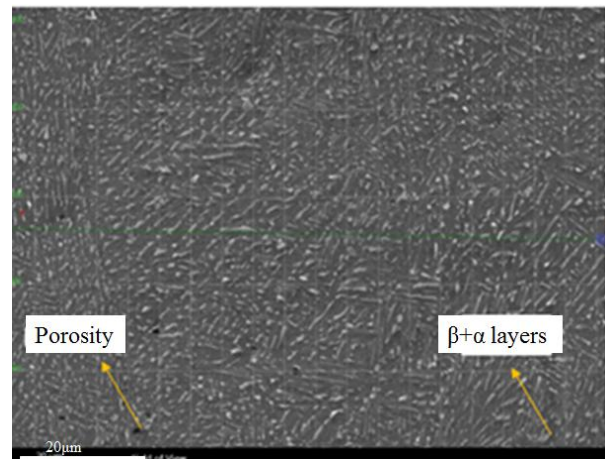


Figure 3. SEM micrograph of the sample parallel to the built direction

direction are shown in Figure 3. The presence of the remaining β -phase formed at the beginning of the fabrication process and the structure of the basketweave and $\alpha+\beta$ layers that are within the initial β -phase layers are evident from the figure.

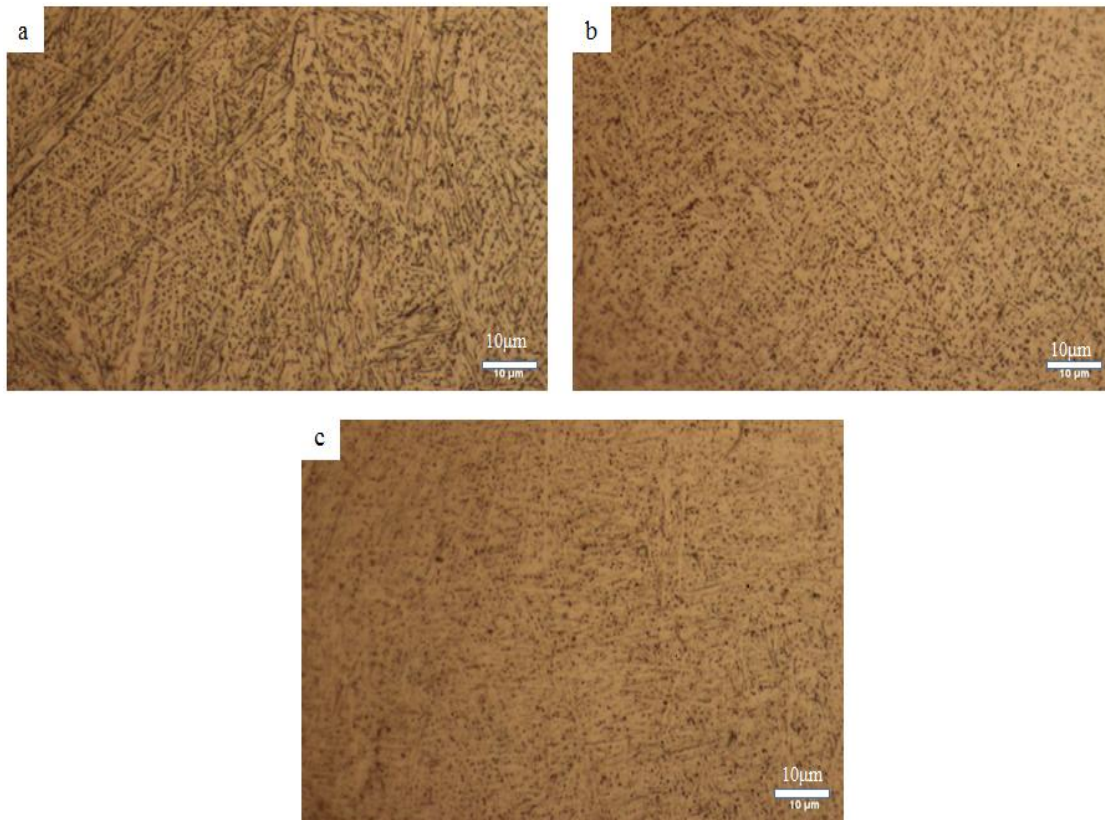


Figure 4. Optical micrographs at three different heights of a) 5, b) 10, and c) 15 mm from the built platform

Figure 4. shows the optical micrographs related to three different heights of the sample. It is clear that by increasing the distance from the build platform, the cooling rate increases significantly and thinner α -layers are formed corresponding to higher cooling rates. This is mainly due to the heating effect of the fabrication platform, which is in the temperature range of 650 to 700 °C [5].

3.2. Hardness

No significant change in the Vickers microhardness of Ti6Al4V alloy sample produced by EBM process at different heights from the build platform was observed. This might be due to the small amount and uniform dispersion of porosity in the samples developed during this process [6]. At the same time, the average hardness of the sample (337 HV) is higher than that of the parts produced from the same alloy by some other manufacturing processes (308 HV). This can be one of the advantages of the EBM process.

3.3. Roughness

Roughness was studied on the top and sidewalls of

the samples. The average top surface roughness (R_a) was about 3 μm and that of the lateral surface was about 28 μm . The surface roughness of the samples can be due to insufficient melting, irregular morphology, the open breach in the surface, and pores inside the components. Roughness on the side has higher values due to the layer-wise nature of this manufacturing process [7].

4. CONCLUSION

In this study, microstructure, hardness and surface roughness of samples of Ti6Al4V alloy produced by EBM were investigated and characterized. The results showed that:

- 1- Microstructure consisted of epitaxially-grown primary columnar β -phase transformed to basketweave and Widmanstätten type α -phase during the subsequent rapid cooling.
- 2- Upper parts of the sample had finer microstructures where the average thickness of the α -layers reached to less than 340 nm. This might be due to distancing from the hot construction platform rendering less opportunity for diffusional $\beta \rightarrow \alpha+\beta$ transformation.

3- Vickers micro-hardness of the samples was estimated about 337 HV, which was higher than those reported for some other additive manufacturing process of the alloy.

4- The surface roughness of the EBM fabricated specimens was rather high. Therefore, they could be considered as good candidates for the implant and biomedical applications.

ACKNOWLEDGMENT

The authors would like to thank Politecnico Di Torino, Italy, for providing the EBM samples.

CONFLICT OF INTERESTS

The authors declare that they have no conflict of interest.

REFERENCES

1. Samy, A., and Anandaraj, A., *Microstructure, Texture and Mechanical Property Evolution During Additive Manufacturing of Ti6Al4V Alloy for Aerospace Applications*, The University of Manchester, United Kingdom, 2012.
2. Gibson, I., David, W., and Stucker, R.B., "Additive Manufacturing Technologies", *Rapid Prototyping to Direct Digital Manufacturing*, Vol. 54, pp. 17-25, 2010.
3. Wang, H., Warnken, N, and Reed, R.C., "Thermodynamic and Kinetic Modeling of Bcc Phase in the Ti–Al–V Ternary System", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 528.2, PP. 622-630. 2010.
4. Rafi, H. K., "Microstructures and Mechanical Properties of Ti6Al4V Parts Fabricated by Selective Laser Melting and Electron Beam Melting", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 22(12), pp. 22-12, 2013.
5. Galarraga, H., Lados, D.A., Dehoff, R.R., Kirka, M.M., and Nandwana P., "Effects of the Microstructure and Porosity on Properties of Ti-6Al-4V ELI Alloy Fabricated by Electron Beam Melting (EBM)", *Additive Manufacturing*, Vol. 10, pp. 1-11, 2016.
6. Suzuki, M., Ousaka, Y., Nakamura, J., Sugimoto, T., and Ohtori, S., "Wear Characteristics of Carbon Nanotube Reinforced Titanium Alloys", *Chiba Medical Journal*, Vol.92(6), pp. 3-48, 2016.
7. Nicoletto, G., Konečná, R., Frkáň, M., and Riva, E., "Surface Roughness and Directional Fatigue Behavior of As-Built EBM and DMLS Ti6Al4V", *International Journal of Fatigue*, Vol. 116, pp. 140-148, 2018.