

## ذوب سطحی و بررسی اثر اندازه ذرات و غلظت کاربید تیتانیم بر مورفولوژی کاربیدهای MC در آلیاژسازی فولاد AISI H13 با لیزر پالسی

علی دادوا<sup>۱</sup>، شهرام خیراندیش<sup>۲</sup>، سید محمد علی بوترابی<sup>۳\*</sup>

۱- دانشجوی دکترا، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

۲- استاد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

۳- استاد، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

\*مسئول مکاتبات: [boutorabi@iust.ac.ir](mailto:boutorabi@iust.ac.ir)

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۷/۰۸/۰۹، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۷/۱۲/۲۱)

**چکیده:** در این پژوهش، ریزساختار حاصل از ذوب سطحی فولاد AISI H13 با لیزر پالسی و اثر اندازه ذرات و غلظت پودر کاربید تیتانیم در آلیاژسازی و تولید کامپوزیت سطحی این فولاد مورد بررسی قرار گرفت. برای این منظور پودر TiC با اندازه ذرات  $1\ \mu\text{m}$  و  $45\ \mu\text{m}$  به صورت لایه‌هایی با ضخامت‌های مختلف بر روی سطح فولاد H13 پیش‌نشاندن شد و سپس با یک لیزر Nd:YAG پالسی تحت عملیات قرار گرفت. نتایج نشان داد که در اثر عملیات ذوب سطحی، یک ساختار متناوب سلولی/دندریتی از عمق به سطح حوضچه مذاب توسعه پیدا می‌کند. اگرچه سرعت سرد شدن در شرایط آزمایش از مرتبه K/s  $10^6$  تخمین زده شد، با این وجود شبکه‌ای غنی از عناصر آلیاژی در مرزهای سلول/دندریت تشکیل شد. در آلیاژسازی سطحی، ذرات پودر TiC اولیه به صورت کامل (پودر  $1\ \mu\text{m}$ ) یا جزئی (پودر  $45\ \mu\text{m}$ ) در حوضچه مذاب حل شدند و در هنگام سرد شدن، کاربیدهای MC بر پایه کاربید تیتانیم از مذاب رسوب کردند. در یک سرعت سرد شدن ثابت، با بیشتر شدن ضخامت لایه پیش‌نشاندن، احتمال تشکیل کاربیدهای MC با مورفولوژی‌های صلیبی، چند وجهی، گلبرگی و دندریتی با اندازه‌های بزرگ‌تر افزایش یافت. با افزایش تعداد این رسوب‌ها، ساختارهای سلولی/دندریتی فولاد جای خود را به دانه‌های هم محور دادند و شبکه پیوسته مرزهای سلول/دندریت‌ها در نمونه ذوب سطحی شده نیز به شبکه‌ای ناپیوسته در مرزخانه‌ها تبدیل شد.

### واژه‌های کلیدی:

ذوب سطحی با لیزر، آلیاژسازی سطحی با لیزر، پوشش کامپوزیتی، فولاد ابزار، کاربید MC، مورفولوژی رشد.

### ۱- مقدمه

طول عمر بالا و کارایی بیشتر وجود دارد [۳]. عملیات لیزری سطح این فولادها برای بهسازی ریزساختار و ایجاد یک پوشش مقاوم به سایش، به عنوان جایگزین روش‌هایی مانند عملیات حرارتی و کربوره و نیتریده کردن مطرح شده است [۴-۶]. وارد کردن ذرات سرامیکی با سختی بالا در داخل زمینه فلزی، روشی مناسب برای ارتقاء مقاومت به سایش و افزایش طول عمر

فولادهای ابزار گرم کار با توجه به خواص عملکردی مناسب، به طور گسترده‌ای در ساخت ابزارهای شکل‌دهی گرم مورد استفاده قرار می‌گیرند. سایش، یکی از مهم‌ترین عوامل تخریب زود هنگام این ابزارها به شمار می‌رود که بخش عمده‌ای از هزینه تمام شده تولید قطعات را به خود اختصاص می‌دهد [۱-۲]. به همین دلیل تقاضای زیادی برای تولید ابزارهای شکل‌دهی با

دهنده دندریت‌ها کوچک‌تر می‌شوند. یاماگوچی و همکاران [۱۵] با آلیاژسازی سطح فولاد کم کربن با لایه پیش‌نشاندن‌ای از تیتانیم و کربن توسط یک لیزر پیوسته نشان دادند که اگرچه افزایش سرعت روبش سطح، موجب افزایش سرعت سرد شدن می‌شود، اما در همین شرایط افزایش غلظت کاربید تیتانیم محلول در مذاب، منجر به درشت‌تر شدن رسوب‌های TiC، بدون تغییر دادن مورفولوژی آنها شده است. اللبن و همکاران [۲۱] گزارش کرده‌اند که با افزایش توان لیزر پیوسته، علی‌رغم افزایش اندازه حوضچه مذاب فولاد کم کربن، انحلال ذرات پودر TiC پیش‌نشاندن شده در حوضچه افزایش یافته و رسوب‌های دندریتی TiC، بدون تغییر مورفولوژی، درشت‌تر شده‌اند. المنگور و همکاران [۲۲] نانو کامپوزیتی با زمینه فولاد H13 و ذرات تقویت کننده TiC را به روش ذوب انتخابی با استفاده از یک لیزر پیوسته تولید کردند. آنها نشان دادند که سرعت بالای انجماد در چگالی انرژی کم، مانع رشد ذرات کاربیدی می‌شود. موالا و همکاران [۲۳] نیز با پایش تاریخچه گرمایی حوضچه مذاب در فرآیند روکش‌دهی فولاد زنگ‌نزن آستنیتی با ذرات پودر TiC و Inconel 718 عنوان کرده‌اند که با کاهش سرعت روبش و افزایش طول عمر حوضچه، ذرات TiC اولیه به طور کامل تجزیه و در مذاب حل می‌شود. سپس در هنگام سرد شدن، ذره‌های درشت و دندریتی شکل TiC ثانویه از طریق جوانه‌زنی غیرهمگن در مذاب تشکیل می‌شود.

در اغلب گزارش‌های منتشر شده، تغییر سرعت سرد شدن با استفاده از یکی از متغیرهای لیزری فرآیند انجام شده است. در نتیجه به دلیل تغییر مقدار انرژی جذب شده توسط زیرلایه، اندازه حوضچه مذاب، غلظت TiC در حوضچه مذاب و به دنبال آن غلظت کاربیدهای MC تشکیل شده در کامپوزیت تغییر کرده است. تغییر هم‌زمان سرعت سرد شدن و ترکیب شیمیایی حوضچه مذاب، تفسیر نتایج حاصل از آزمایش‌ها را پیچیده می‌کند.

در این پژوهش ابتدا با ذوب سطحی فولاد H13 و تحلیل ریزساختار آن، مراحل انجماد و سرعت سرد شدن ارزیابی شد.

فولادهای ابزار گرم‌کار است [۷-۹]. کاربید تیتانیم با پایداری گرمایی زیاد، سختی بالا، ضریب اصطکاک کم و سازگاری مناسب با زمینه فولادی، به عنوان فاز تقویت کننده در پوشش‌های کامپوزیتی زمینه آهنی بکار رفته است [۱۰-۱۲]. آلیاژسازی سطحی با لیزر از جمله روش‌هایی است که برای تولید پوشش‌های کامپوزیتی استفاده شده است [۱۳-۱۴]. در این زمینه عموماً از چشمه‌های لیزری پیوسته استفاده شده و اطلاعات اندکی در مورد استفاده از چشمه‌های لیزر پالسی برای عملیات سطحی موجود است. در این عملیات، حوضچه مذابی که در اثر اندرکنش لیزر و ماده شکل می‌گیرد، با سرعت زیادی منجمد می‌شود و در نتیجه مکانیزم تشکیل ریزساختار به روشنی مشخص نیست [۱۵]. از طرفی مورفولوژی و اندازه ذرات TiC تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر خواص سایشی کامپوزیت‌های زمینه فولادی دارد [۱۶، ۱۷]. بنابراین مطالعه عوامل مؤثر بر تغییر مورفولوژی ذرات TiC در آلیاژسازی لیزری سطح فولاد H13 و تولید پوشش کامپوزیتی H13-TiC، از اهمیت زیادی برخوردار است.

در سال‌های اخیر مطالعات مختلفی در زمینه اثر سرعت سرد شدن بر مورفولوژی کاربیدهای MC بر پایه TiC، در سیستم‌های آلیاژی گوناگون انجام شده است. مطابق با گزارش امامیان و همکاران [۱۸] چگالی انرژی مؤثر لیزر و ترکیب شیمیایی، نقش بسیار مهمی در تحولات فازی و مورفولوژی نهایی فاز کاربیدی در پوشش‌های Fe-TiC دارد. آنها عنوان کرده‌اند که حتی در غلظت‌های بالاتر C و Ti در حوضچه مذاب، سرعت سرد شدن بیشتر از ۱۵۰۰ K/s از تشکیل کاربید با ساختار دندریتی جلوگیری می‌کند. چن و وانگ [۱۹] با آلیاژسازی سطح آلیاژ  $\gamma$ -TiAl توسط لیزر پالسی نشان دادند که با کاهش پهنای پالس و افزایش سرعت سرد شدن، مورفولوژی کاربیدهای MC به ترتیب به صورت صلیبی درشت با بازوهای متقارن، دندریتی و صلیبی ظریف تغییر می‌کند. حامدی و همکاران [۲۰] نیز با آلیاژسازی سطح تیتانیم خالص با لایه پیش‌نشاندن کربن توسط یک لیزر پالسی عنوان کرده‌اند که با کاهش پهنای پالس، رسوب‌های دندریتی شکل TiC ظریف‌تر و واحدهای تشکیل

هفت نمونه از جنس فولاد ابزار AISI H13 با ترکیب شیمیایی مندرج در جدول (۱) و ابعاد  $8 \times 25 \times 25$  میلی‌متر در دمای  $1040^\circ\text{C}$  به مدت ۲۰ دقیقه آستینته و پس از سردسازی سریع در روغن، در دمای  $550^\circ\text{C}$  به مدت ۲ ساعت بازپخت شد. سختی نمونه‌های عملیات حرارتی شده به  $54 \pm 1$  HRC رسید. سطح نمونه‌های فولادی با سنگ مغناطیسی اکسید زدایی و برای تمیزکاری و چربی زدایی با استون شستشو داده شد. سپس پودرهای کاربرد تیتانیم تجاری با میانگین اندازه ذرات  $1 \mu\text{m}$  و  $45 \mu\text{m}$  به طور جداگانه با یک چسب محلول در آب مخلوط و به صورت خمیری یکنواخت با ضخامت‌های تقریبی  $50 \mu\text{m}$ ،  $100 \mu\text{m}$  و  $200 \mu\text{m}$  بر روی نمونه‌ها، پیش‌نشاندن شد.

سپس با ثابت نگه‌داشتن متغیرهای لیزر پالسی Nd:YAG و افزایش تدریجی ضخامت لایه پودر TiC پیش‌نشاندن شده بر روی سطح فولاد H13، اثر تغییر ترکیب شیمیایی حوضچه مذاب و اندازه ذرات پودر TiC اولیه بر مورفولوژی و اندازه رسوب‌های MC مورد مطالعه قرار گرفت تا مدلی برای مکانیزم رشد مورفولوژی‌های مختلف کاربرد MC در شرایط انجمادی مشابه ارائه شود. هدف نهایی فراهم آوردن یک مبنا برای انتخاب ضخامت مناسب از لایه پیش‌نشاندن شده پودر کاربرد تیتانیم در کنار متغیرهای لیزر پالسی است تا بتوان کامپوزیتی از رسوب‌های کاربیدی MC با مورفولوژی خاص و اندازه مشخص در زمینه‌ای از آلیاژ H13 را تولید کرد.

## ۲- مواد و روش انجام تحقیق

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد H13

عنصر	C	Mn	Si	Cr	V	Mo	Ni	Fe
درصد وزنی	۰/۴۱۲	۰/۳۵۶	۱/۰۱۰	۴/۹۳۱	۱/۰۱۱	۱/۲۶۰	۰/۰۷۰	۹۰/۹۵۰

برای شناسایی فازها به روش پراش پرتو X با اعمال خط سیرهای متوالی لیزر با  $20\%$  همپوشانی جانبی، سطحی به ابعاد  $10 \times 20$  میلی‌متر مربع ذوب سطحی و آلیاژسازی شد. آزمایش XRD با استفاده از پرتو  $\text{CuK}\alpha$  با طول موج  $1.54 \text{ \AA}$  و فیلتر نیکلی (PHLIPS PW1730) در محدوده زاویه  $30^\circ$  تا  $90^\circ$  درجه با اندازه پله‌های  $0.05^\circ$  درجه انجام شد.

ذوب سطحی فولاد و آلیاژسازی سطحی نمونه‌های دارای لایه پیش‌نشاندن با استفاده از یک لیزر Nd:YAG پالسی با انرژی ۱۵ ژول، فرکانس ۱۵ هرتز، سرعت روبش ۲ میلی‌متر بر ثانیه و پهنای پالس ۸ میلی‌ثانیه انجام شد. برای محافظت سطح نمونه‌ها در برابر اکسید شدن، از دمش گاز آرگون با خلوص  $99.9\%$  و دبی ۳۰ لیتر بر دقیقه، به صورت هم‌محور با باریکه لیزر، استفاده شد. هر آزمایش سه بار تکرار شد.

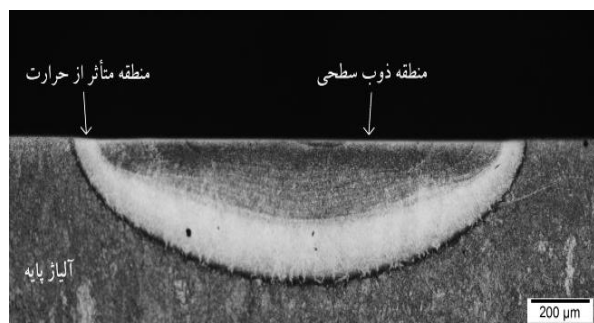
## ۳- نتایج و بحث

### ۳-۱- ریزساختار نمونه ذوب سطحی شده

با توجه به شکل (۱) بر روی سطح نمونه و در امتداد خط سیر پرتو لیزر، دانه‌های ستونی شکل از فصل مشترک حوضچه مذاب و فلز پایه به طرف خط مرکزی حوضچه، رشد کرده‌اند. اثر پالس‌های لیزر بر روی سطح به صورت چند موج‌واره قابل مشاهده است. در فاصله بین هر دو موج‌واره متوالی، تعداد زیادی دنددریت ستونی ظریف با پهنای حدود  $2 \mu\text{m}$  و کمتر تشکیل

نمونه‌ها در جهت عمود بر خط سیر پرتو لیزر، برش داده و پس از سنباده زنی و پولیش، در محلول ویللا حکاکی شد. شکل و ابعاد منطقه‌های ذوب شده توسط میکروسکوپ نوری (OLYMPUS BX53) مطالعه شد. برای بررسی ریزساختار و ترکیب شیمیایی منطقه ذوب سطحی شده و اجزای پوشش سطحی از میکروسکوپ الکترونی روبشی (TESCAN MIRA3) (XMU) مجهز به طیف نگار تفکیک انرژی پرتو ایکس (EDAX) AMETEK استفاده شد.

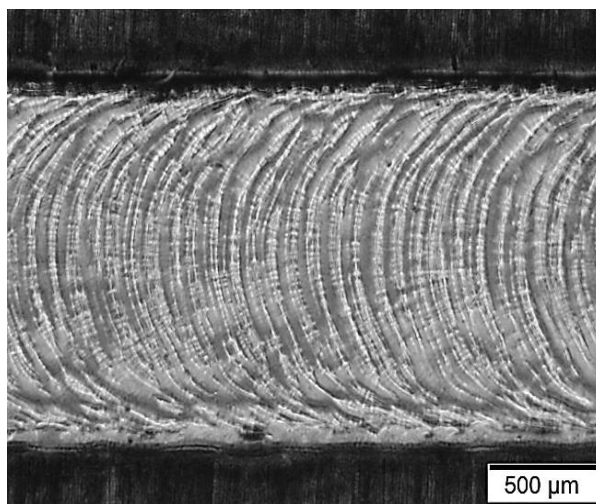
در سطح مقطع حکاکی شده این نمونه، منطقه ذوب شده، منطقه متأثر از حرارت و آلیاژ پایه قابل شناسایی هستند (شکل (۳)). پهنا و بیشترین عمق منطقه ذوب شده به ترتیب حدود  $1400 \mu\text{m}$  و  $220 \mu\text{m}$  است. در شرایط آزمایش، توان بیشینه لیزر  $1875 \text{ W}$  و چگالی توان در حدود  $1/2 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$  بود که در محدوده گزارش شده برای حاکم بودن وضعیت هدایتی قرار دارد [۲۴]. هندسه مقطع منطقه ذوب شده در شکل (۳) این شرایط را تأیید می‌کند. فصل مشترک حوضچه مذاب و منطقه متأثر از حرارت به صورت یکنواخت و عاری از عیوب دیده می‌شود و پیوند متالورژیکی مناسبی بین آنها بوجود آمده است.



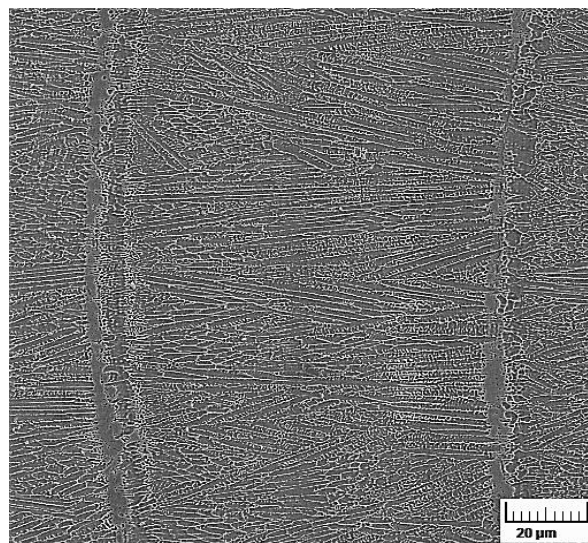
شکل (۳): تصویر OM از مقطع حکاکی شده نمونه ذوب سطحی شده

تصویر SEM مقطع نمونه ذوب سطحی شده در امتداد خط مرکزی حوضچه در شکل (۴-الف) نشان می‌دهد که در نزدیکی اثر هر پالس، ابتدا یک ساختار سلولی تشکیل شده است [۲۵]. در هنگام رشد، این سلول‌ها به تدریج حذف و به جای آنها دندریت‌های ستونی با طول کمتر از  $20 \mu\text{m}$  تشکیل شده‌اند. این تغییر ساختار به تناوب در حوضچه مذاب، از عمق به سطح تکرار شده است. علت این پدیده، ذوب قسمتی از دندریت‌ها در اثر پالس بعدی لیزر و تکرار چرخه انجماد حوضچه مذاب است. به دلیل مساوی نبودن اثر پالس‌ها در مقطع حوضچه، فاصله تکرار ساختارها یکسان نیست. در مجاورت سطح، ساختارهای جهت‌دار و ستونی حذف شده و جای خود را به ساختارهای هم‌محور داده‌اند (شکل (۴-ب)). در برخی از مراجع [۲۶] چنین پدیده‌ای به سرعت بالای انجماد در این منطقه ارتباط داده شده

شده که طول برخی از آنها به بیش از  $60 \mu\text{m}$  رسیده است (شکل (۲)). با توجه به این که با اعمال هر پالس لیزر، فقط بخشی از دندریت‌های تشکیل شده در پالس قبلی باقی می‌ماند، تغییر جهت رشد دندریت‌ها به صورت تدریجی از هر پالس به پالس بعدی اتفاق افتاده و شکل آنها در فاصله بین دو اثر پالس متوالی، تقریباً مستقیم است. در چرخه سرد شدن هر پالس، ساختار جدید بر روی باقیمانده دندریت‌های قبلی جوانه‌زنی و رشد کرده است.



شکل (۱): تصویر OM از سطح حکاکی شده نمونه ذوب سطحی



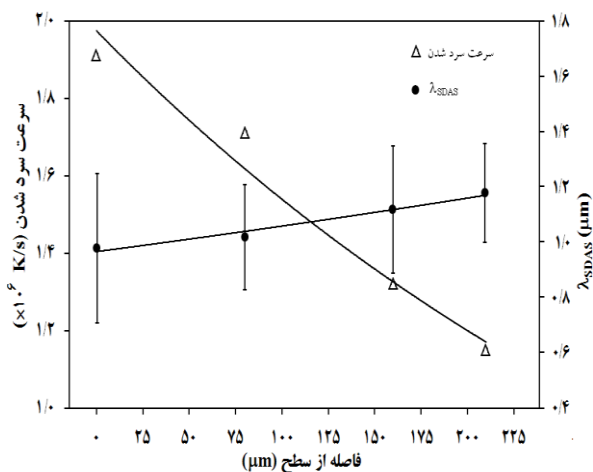
شکل (۲): تصویر SEM در امتداد خط مرکزی سطح حوضچه و در فاصله

میان دو اثر پالس متوالی

سرد شدن، امکان پذیر نبود. با توجه به این که اندازه ساختارهای دندردیتی به متغیرهای عملیات لیزری سطح و سرعت سرد شدن وابسته است، از معادله (۱) برای محاسبه سرعت سرد شدن استفاده شد [۲۷-۲۸].

$$\lambda_{SDAS} = 143/9 C_R^{-0.3616} C_C^{(0.5501-1.996C_C)} \quad (1)$$

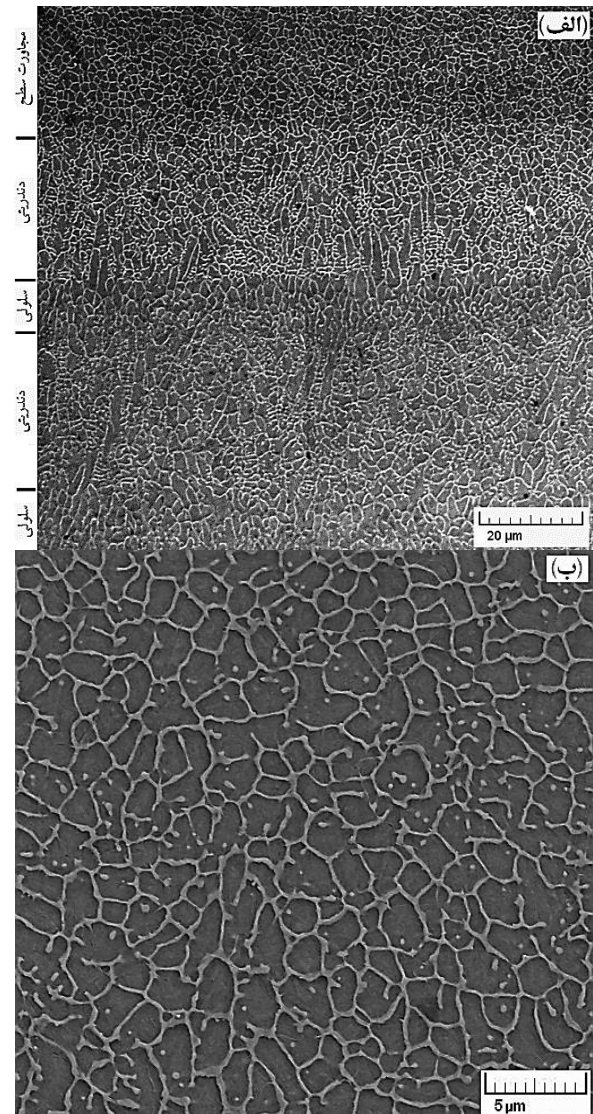
در این معادله  $\lambda_{SDAS}$  (μm) فاصله بازوهای ثانویه دندردیت،  $C_R$  (K/s) سرعت سرد شدن و  $C_C$  (wt.%) مقدار کربن آلیاژ است. مقدار میانگین  $\lambda_{SDAS}$  در چهار عمق متفاوت از حوضچه، حداقل با ۱۰ اندازه گیری مختلف به کمک آنالیز تصویری استخراج شد. با توجه به شکل (۵) سرعت سرد شدن در شرایط آزمایش از مرتبه  $10^6$  K/s بوده است. مقدار تغییرات سرعت سرد شدن از سطح به عمق چندان شدید نیست. به نظر می رسد که علت آن، ورود چندباره گرما و ذوب و انجماد پلکانی یک مقطع ثابت حوضچه، از عمق به سطح است.



شکل (۵): نمودار تغییرات  $\lambda_{SDAS}$  و سرعت سرد شدن در فواصل مختلف از سطح ذوب شده

آزمایش EDS نقطه‌ای نشان داد که غلظت عناصر آلیاژی در مرزهای بین سلولی/دندردیتی از مرکز سلول/دندردیت بیشتر است (جدول (۲)). به عبارت دیگر، مناطق بین سلولی/دندردیتی

است. تصاویر شکل (۲-ب) نشان می دهد که این ساختارهای هم محور، تصویر مقطع دندردیت‌هایی هستند که بر روی سطح و در امتداد جهت خط سیر پرتو لیزر تشکیل شده‌اند.



شکل (۴): تصویر SEM مقطع نمونه ذوب سطحی شده: (الف) در امتداد خط مرکزی حوضچه و (ب): منطقه‌ای در مجاورت سطح نمونه

در شرایط آزمایش این پژوهش، به دلیل اندازه کوچک حوضچه مذاب، شیب دمایی بسیار زیاد و سرعت بالای ورود و خروج گرما به ماده ناشی از عرض کوتاه پالس‌های لیزر، اندازه گیری دقیق دمای حوضچه مذاب و محاسبه مستقیم سرعت

شبکه‌ای غنی تر از عناصر آلیاژی را تشکیل داده‌اند که مشابه مرز سلول‌های تشکیل شده در شرایط ریختگی فولاد H13 [۲۹]، اما

جدول (۲): توزیع عناصر در نمونه ذوب سطحی شده

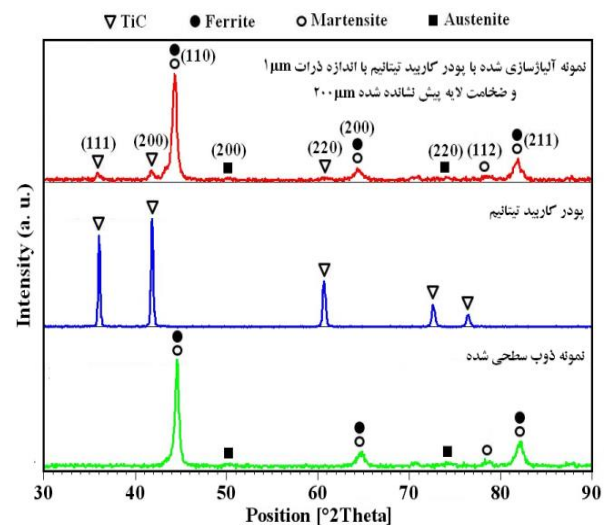
توزیع عناصر (درصد اتمی)					
Fe	Mo	Cr	V	Si	
۹۰/۹۸	۱/۵۱	۵/۲۹	۰/۶۱	۱/۶۱	مرکز سلول/دندریت
± ۰/۲۱	± ۰/۳۵	± ۰/۱۱	± ۰/۰۱	± ۰/۰۴	
۸۲/۵۹	۳/۳۵	۷/۳۹	۲/۲۵	۴/۴۲	مرز بین سلول/دندریت
± ۱/۰۳	± ۰/۵۳	± ۰/۷۶	± ۰/۱۲	± ۰/۵۱	

نظر سینتیکی مطلوب تر است و امکان دارد فاز آستنیت فرایدار به طور مستقیم از مذاب رسوب کند [۳۰-۳۱]. از آنجایی که حجم نمونه ذوب نشده بسیار بزرگتر از ابعاد حوضچه مذاب است، شیب دمایی زیادی در فصل مشترک جامد/مذاب بوجود می‌آید و در نتیجه ساختار سلولی در این منطقه شکل می‌گیرد [۳۲]. گرمای نهان انجماد به سرعت توسط فاز منجمد شده به درون فولاد پایه منتقل می‌شود و به طور هم‌زمان عناصر آلیاژی از فاز آستنیت در حال انجماد به مذاب اطراف، جدایش پیدا می‌کنند (جدول (۲)). در نتیجه مذابی که در وضعیت مادون انجماد ترکیبی قرار دارد، در اطراف فصل مشترک جامد/مذاب فراهم می‌سازد (شکل (۴-الف)). در نهایت بخشی از مذابی که در مناطق بین سلولی/دندریتی وجود دارد، طی واکنش‌های شبه یوتکتیکی به فازهای آستنیت و کاربید، تجزیه و منجمد شود [۳۳].

سرعت سرد شدن بحرانی برای استحاله مارتنزیتی فاز آستنیت در فولاد H13 در حدود ۲۵ °C/min است [۳۴]. با توجه به سرعت سرد شدن بسیار زیاد و دمای نسبتاً بالای شروع استحاله مارتنزیتی در این فولاد (حدود ۳۰۰ °C [۳۵]) انتظار می‌رود که ساختاری مارتنزیتی همراه با مقدار کمی آستنیت باقیمانده ایجاد شده باشد (شکل (۶)).

### ۳-۲- آلیاژسازی سطحی با پودر ۱ μm

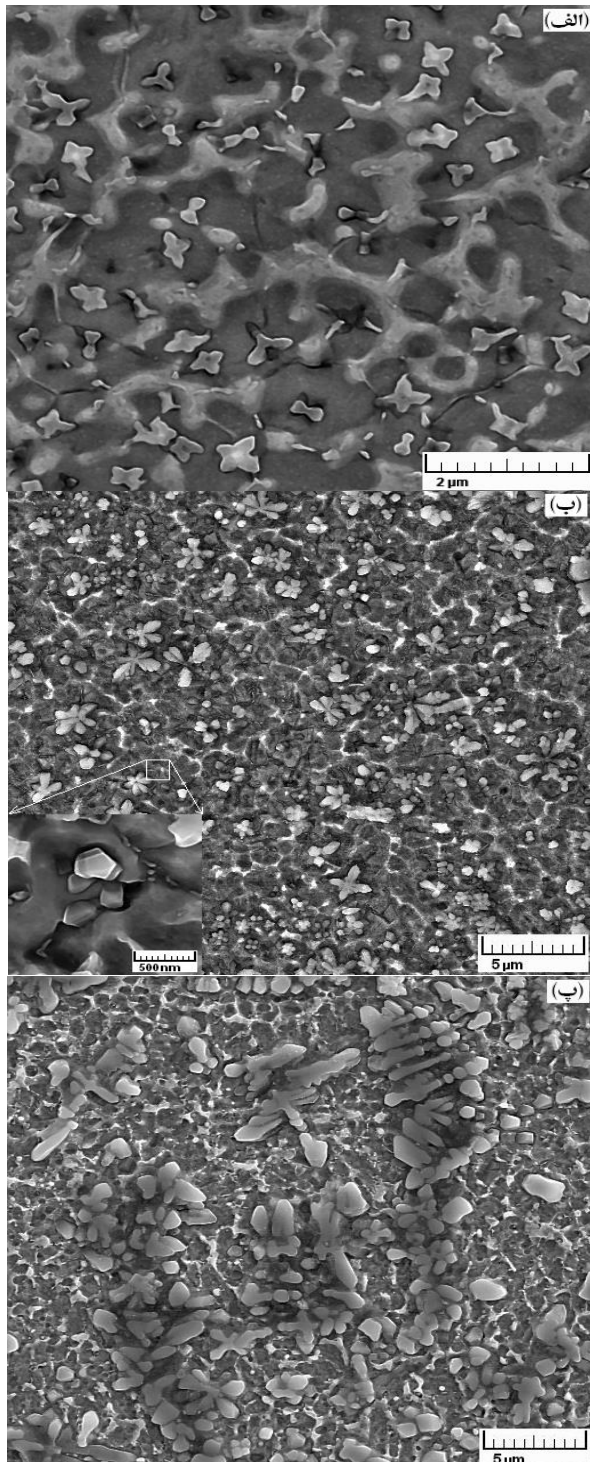
در الگوی پراش پرتو X نمونه ذوب سطحی شده، به جز سه قله فاز مارتنزیت که به دلیل نزدیکی به قله‌های فریت به خوبی قابل تفکیک از آنها نیستند، قله دیگر فاز مارتنزیت و همچنین قله‌های فاز آستنیت در نزدیکی خط زمینه وجود دارند (شکل (۶)).



شکل (۶): الگوی پراش پرتو X نمونه‌های ذوب سطحی شده، پودر کاربید تیتانیم، و نمونه آلیاژسازی شده

با توجه به نتایج بدست آمده و در شرایط غیرتعادلی حاکم بر آزمایش‌های انجام شده، به نظر می‌رسد فرآیند انجماد با تشکیل فاز فریت دلتا بر روی دانه‌هایی که در مرز حوضچه و فلز پایه به صورت ناقص ذوب شده‌اند، آغاز می‌شود. گزارش شده است که در سرعت سرد شدن بالا، جدا شدن فاز آستنیت از مذاب از

ابتدایی سرد شدن حوضچه مذاب و قبل از انجماد فاز زمینه تشکیل شده‌اند.



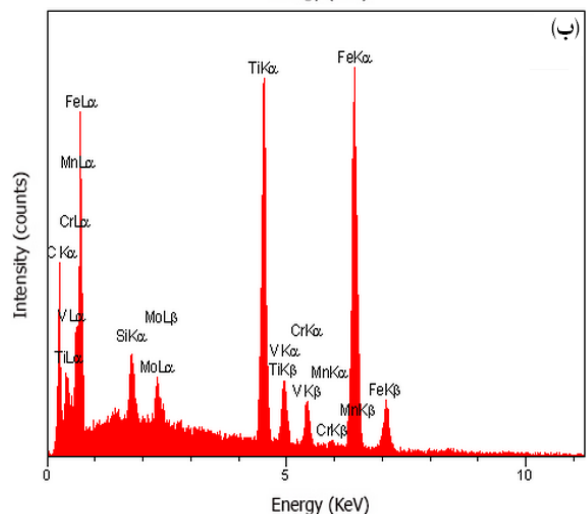
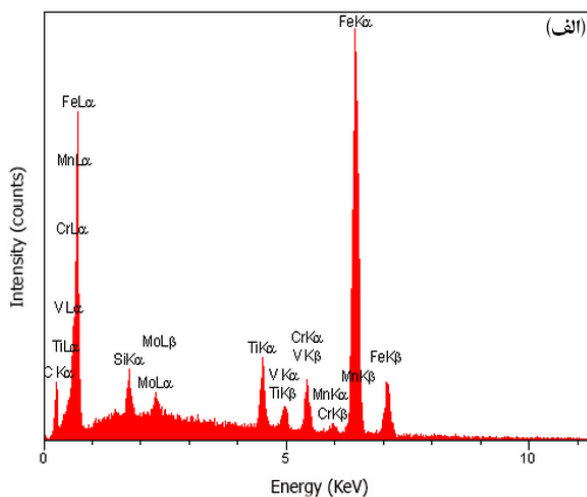
شکل (۷): تصویر SEM مقطع نمونه‌های آلیاژسازی شده با پودر  $1 \mu\text{m}$  و ضخامت لایه پیش‌نشانی: (الف)  $50 \mu\text{m}$ ، (ب)  $100 \mu\text{m}$  و (پ)  $200 \mu\text{m}$

با مقایسه تصویر نمونه‌های آلیاژسازی شده با پودر  $1 \mu\text{m}$  در شکل (۷) و تصویر نمونه ذوب سطحی شده در شکل (۴) مشخص می‌شود که با ورود ذرات کاربید تیتانیم به حوضچه مذاب، رسوب‌های متنوعی در ریزساختار توزیع شده‌اند. تنوع مورفولوژی رسوب‌ها نشان می‌دهد که ذرات پودر TiC در هنگام چرخه گرم شدن در حوضچه مذاب حل شده است. ساختارهای سلولی/دندریتی جای خود را به دانه‌های هم‌محور داده‌اند و شبکه پیوسته مرزهای سلول/دندریت‌ها در نمونه ذوب سطحی شده نیز به شبکه‌ای ناپیوسته در مرزدانه‌ها تبدیل شده است. ملاحظه می‌شود که توزیع ذرات پودر TiC اولیه در حوضچه مذاب، افزایش جوانه‌زنی دانه‌های زمینه فولادی را به دنبال داشته است. از طرفی زمانی یک جوانه‌زا به صورت مؤثر عمل می‌کند که قبل از دمای انجماد فولاد، به شکل ذرات جامد در حوضچه مذاب توزیع شده باشد [۳۶]. به نظر می‌رسد رسوب‌هایی که در میان دانه‌های فاز زمینه در شکل (۷) دیده می‌شوند، قبل از فاز زمینه منجمد شده و به عنوان جوانه‌زا عمل کرده‌اند.

مشابه با آنچه که در مورد عملیات ذوب سطحی عنوان شد، انجماد فاز زمینه با تشکیل فریت دلتا از مرز حوضچه مذاب و فلز پایه، بر روی دانه‌هایی که در مرز حوضچه و فلز پایه به صورت ناقص ذوب شده‌اند، آغاز می‌شود [۳۷]. هم‌زمان با رشد دانه‌ها، عناصر آلیاژی نیز به مرزها جدایش پیدا می‌کنند. به محض این که مادون انجماد ترکیبی ناشی از جدایش، از تحت تبرید لازم برای فعال سازی جوانه‌زنی غیرهمگن در جلوی جبهه انجماد بیشتر شود، رشد سلول‌ها مختل شده و دانه‌های هم‌محور جدید بر روی ذره‌های جامدی که به دلیل جریان سیال در داخل حوضچه تا جلوی جبهه انجماد پراکنده شده‌اند، جوانه‌زنی می‌کنند. با کاهش مداوم دما، تشکیل دانه‌های هم‌محور با همین ساز و کار ادامه پیدا می‌کند.

شکل با ابعاد کمتر از یک میکرومتر در داخل دانه‌های فاز زمینه را نشان می‌دهد (شکل (۷-الف)). برخی از این رسوب‌ها در میان دانه‌های فاز زمینه قرار دارند و به نظر می‌رسد که در مراحل

آلیاژسازی شده هستند. با توجه به نتایج به دست آمده از آنالیزهای EDS و XRD می‌توان نتیجه گرفت که رسوب‌های تشکیل شده، کاربیدهای MC بر پایه TiC هستند. گزارش شده است که امکان تشکیل یک پیوند مختلط کووالانسی/فلزی بین اتم‌های آهن و کاربید تیتانیم وجود دارد [۳۸]. بنابراین این کاربیدها محل مناسبی برای جوانه‌زنی غیرهمگن فاز زمینه هستند.



شکل (۸): نتایج طیف سنجی EDS: (الف): فاز زمینه و (ب): ذره صلیبی در نمونه آلیاژسازی شده با لایه پیش‌نشاندن شده  $50 \mu\text{m}$

مورفولوژی نهایی کاربیدها به عوامل متعددی از جمله ضریب جکسون و شرایط انجماد وابسته است [۳۹]. کاربید تیتانیم

تصویر SEM نمونه آلیاژسازی شده با لایه پیش‌نشاندن به ضخامت  $50 \mu\text{m}$  تشکیل شدن رسوب‌های بسیار ظریف صلیبی با افزایش ضخامت لایه پیش‌نشاندن به  $100 \mu\text{m}$ ، مورفولوژی رسوب‌ها متنوع‌تر شده است و به شکل ذره‌های صلیبی، ذره‌های چند وجهی و ذره‌های گلبوگی دیده می‌شوند (شکل (۷-ب)). اندازه برخی از این رسوب‌ها به حدود  $2/5 \mu\text{m}$  رسیده است. همچنین در برخی از رسوب‌ها، دندریتهایی از یک هسته مرکزی منشعب شده‌اند. در نمونه عملیات لیزری شده با لایه پیش‌نشاندن به ضخامت  $200 \mu\text{m}$  علاوه بر افزایش قابل ملاحظه اندازه رسوب‌ها، دندریتهای کاملاً توسعه یافته نیز تشکیل شده‌اند (شکل (۷-پ)). طول این دندریتهای به حدود  $8 \mu\text{m}$  می‌رسد و برخی از آنها دارای انشعاب‌های ثانویه هستند.

برای شناسایی ترکیب شیمیایی رسوب‌ها با استفاده از آزمایش EDS نقطه‌ای، غلظت عناصر در مرکز انواع رسوب‌ها اندازه‌گیری شد. به عنوان نمونه نتایج طیف‌سنجی عنصری فاز زمینه و یکی از رسوب‌های صلیبی در نمونه آلیاژسازی شده با لایه پیش‌نشاندن  $50 \mu\text{m}$  در شکل (۸) نشان داده شده است.

در شکل (۸-الف) خطوط نشری کروم، وانادیم، مولیبدن و سیلیسیم به عنوان عناصر آلیاژی اصلی فولاد HI3 و همچنین تیتانیم، به دلیل ورود ذرات کاربید تیتانیم به حوضچه مذاب، قابل مشاهده هستند. شکل (۸-ب) نشان می‌دهد که شدت قله عنصر تیتانیم در ذره صلیبی از شدت قله سایر عناصر آلیاژی بیشتر است. مقایسه طیف‌های رسوب و فاز زمینه دلالت می‌کند که ذره‌های صلیبی شکل، از عنصر تیتانیم غنی‌تر هستند.

الگوی پراش پرتو X نمونه آلیاژسازی شده با ضخامت لایه پیش‌نشاندن  $200 \mu\text{m}$  در شکل (۶) حضور چهار فاز مختلف در منطقه آلیاژ شده را نشان می‌دهد. فریت/مارتنزیت به همراه مقدار کمی آستنیت باقیمانده در فاز زمینه نمونه وجود دارد. ممکن است که ورود عناصر تیتانیم و کربن به فاز آستنیت در اثر انحلال ذرات TiC در مذاب، به کاهش دماهای  $M_s$  و  $M_f$ ، کامل نشدن استحاله مارتنزیتی و تشکیل آستنیت باقیمانده منجر شود. قله‌های متناظر با TiC نشان‌دهنده حضور این کاربیدها در منطقه

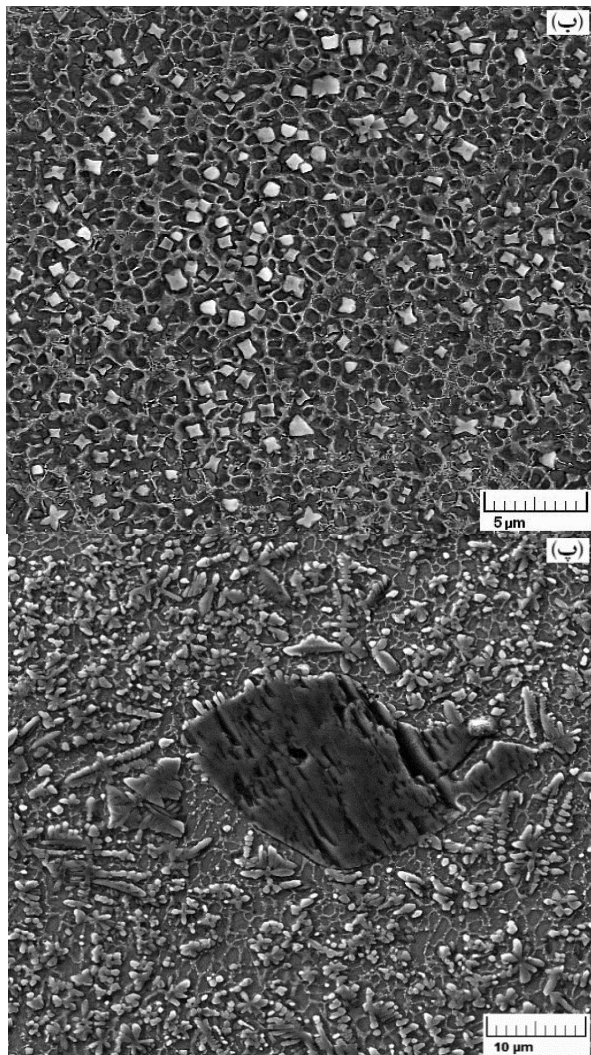


ذره‌های چند وجهی با ابعاد کمتر از یک میکرومتر و با اضلاع صاف و یا سطوح خارجی پخ‌دار در شکل (۷-الف و ب) دیده می‌شوند. نشان داده شده است که کاربیدهای MC در شرایط سرعت سرد شدن کمتر از  $10 \text{ K/s}$  به صورت اکتاندرال و یا بلوکی هستند [۴۴]. اما تشکیل رسوب‌های تعادلی در این پژوهش با سرعت سرد شدن واقعی (شکل (۵))، هم‌خوانی ندارد. در منابع دیگر نیز تشکیل رسوب‌های ظریف چند وجهی TiC در پوشش کامپوزیتی ساخته شده با عملیات لیزری گزارش و عنوان شده است که جوانه‌زنی و رشد TiC در این شرایط با همان مکانیزم تعادلی انجام می‌شود [۴۵]. اما مطالعه حاضر نشان می‌دهد که بوجود آمدن رسوب‌های چند وجهی تابعی از غلظت عناصر کاربیدساز محلول در مذاب است. در ابتدای انجماد، بلورهای اکتاندرال MC به عنوان کاربید اولیه از مذاب جوانه‌زنی می‌کند [۴۶]. جوانه‌زنی کاربیدهای اولیه موجب آزاد شدن مقداری گرما (آنتالپی تشکیل و گرمای نهان انجماد) می‌شود [۴۷]. این پدیده می‌تواند به صورت موضعی کاهش دمای مذاب اطراف خود را برای مدت زمان بسیار کوتاهی به تأخیر بیندازد. چنانچه غلظت عناصر کاربیدساز در این مناطق به اندازه کافی زیاد باشد، احتمال شکل‌گیری و رشد کاربیدهای چند وجهی افزایش می‌یابد.

رسوب‌های گلبهرگی در ریزساختار نمونه‌های عملیات شده با ضخامت لایه پیش‌نشاندن  $100 \mu\text{m}$  و  $200 \mu\text{m}$  حضور دارند (شکل (۷)). سرعت سرد شدن بالا در عملیات سطحی باعث تحت تبرید قابل توجهی می‌شود که به نوبه خود نرخ جوانه‌زنی کاربیدها را افزایش می‌دهد [۴۸]. چنانچه یک بلور اکتاندرال در دماهای بالا تشکیل شود، می‌تواند به عنوان محلی برای جوانه‌زنی و رشد یک بلور اکتاندرال جدید عمل نماید. در صورتی که غلظت عناصر کاربیدساز به اندازه کافی زیاد باشد، امکان جوانه‌زنی و رشد چند بلور جدید در اطراف این بلور مرکزی ایجاد می‌شود و در نهایت مورفولوژی گلبهرگی بوجود می‌آید. با افزایش ضخامت لایه پیش‌نشاندن به  $200 \mu\text{m}$  و افزایش مقدار تیتانیم و کربن محلول در مذاب، احتمال جذب شدن این عناصر

ساختاری از نوع NaCl دارد که در آن آرایه اتم‌های تیتانیم در موقعیت‌های یکی از زیرشبکه‌های مکعبی وجوه مرکزدار قرار دارند و اتم‌های کربن نیز به گونه‌ای موقعیت‌های اکتاندرال را اشغال کرده‌اند که یک زیرشبکه وجوه مرکزدار دیگر را تشکیل می‌دهند [۴۰]. با توجه گرمای نهان ذوب زیاد ( $83/6 \text{ kcal/mol}$ ) و ضریب جکسون بزرگ (در حدود ۷-۵) انتظار می‌رود که کاربید تیتانیم تمایل به تشکیل صفحات پخ‌دار داشته باشد [۴۱]. بنابراین به طور طبیعی سطوح در حال رشد آن، صاف و مکانیزم رشد به صورت جانبی از طریق ایجاد پله‌هایی بر روی سطوح در حال رشد است [۱۹]. سرعت رشد یک بلور پخ‌دار به شدت تحت تأثیر نفوذ اتمی در مذاب قرار دارد [۴۲]. در شرایط انجماد تعادلی، زمان کافی برای نفوذ عناصر تشکیل دهنده کاربید تیتانیم از درون مذاب به طرف جوانه‌های پایدار وجود دارد. با افزایش سرعت سرد شدن و بیشتر شدن تحت تبرید، نفوذ عناصر کاربیدساز برای شکل‌گیری ساختار تعادلی دشوار می‌شود. از طرف دیگر با افزایش سرعت سرد شدن و بیشتر شدن عیوب بلوری، دانسیته پله‌های رشد در فصل مشترک جامد/مذاب افزایش پیدا می‌کند. به این ترتیب برای دسترسی آسان‌تر بلور در حال رشد به عناصر کاربیدساز، شاخه‌هایی در جهات رشد مرجح توسعه پیدا می‌کند که به شکل‌گیری ساختار دندردی منجر می‌شود [۴۳].

با توجه به مطالب فوق، وجود رسوب‌های صلیبی در شکل (۷-الف) نشان می‌دهد که انجماد آنها در شرایط غیرتعادلی انجام شده است. در این شرایط، پس از جوانه‌زنی کاربید MC، شاخه‌هایی در جهات رشد مرجح توسعه پیدا کرده‌اند. این جهت‌های مرجح عمود بر یکدیگر هستند. مورفولوژی رشد مشابه اما درشت‌تری برای کاربید تیتانیم در سرعت سرد شدن از بزرگی  $10^3$  تا  $10^5 \text{ K/s}$  گزارش شده است [۱۹]. هنگام سرد شدن با سرعت بالا، فرصت بسیار کمی برای رشد رسوب‌های صلیبی وجود داشته است. به نظر می‌رسد که این رسوب‌ها زمانی تشکیل می‌شوند که علاوه بر سرعت سرد شدن زیاد، غلظت عناصر کاربیدساز کم باشد.



شکل (۹): تصویر SEM مقطع نمونه‌های آلیاژسازی شده با پودر  $45 \mu\text{m}$  با ضخامت لایه پیش‌نشانی: (الف):  $50 \mu\text{m}$ ، (ب):  $100 \mu\text{m}$  و (پ):  $200 \mu\text{m}$

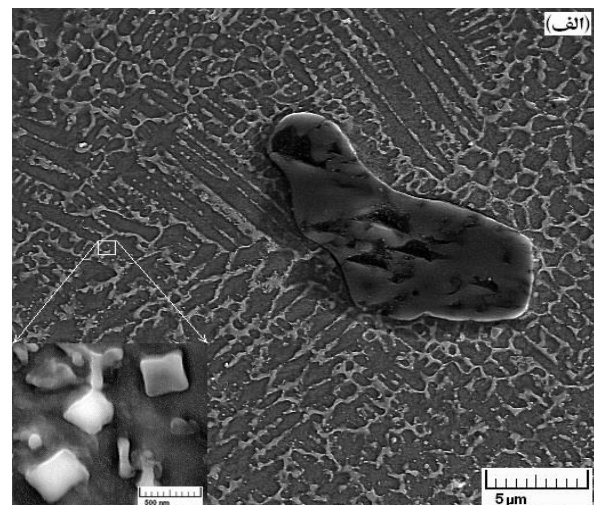
آثار حل شدن جزئی بر روی سطح این ذره قابل مشاهده است. در تصویر با بزرگنمایی بالاتر در همین شکل، تعدادی رسوب با مورفولوژی صلیبی و ابعاد حدود  $500 \text{ nm}$  و کمتر وجود دارد. این مسأله نشان می‌دهد که تمایل به تشکیل رسوب‌های MC حتی در غلظت‌های اندک تیتانیوم و کربن محلول در مذاب، بسیار زیاد است.

به نظر می‌رسد به دلیل اندازه بزرگ‌تر ذرات پودر TiC اولیه و سرعت بالای چرخه گرم و سرد شدن نمونه، مدت زمان باقی ماندن این ذرات در حوضچه مذاب به اندازه‌ای نیست که

توسط رسوب‌های در حال رشد، بیشتر می‌شود. بنابراین اندازه رسوب‌ها در این نمونه بزرگ‌تر است (شکل (۷)). از طرفی با توجه به افزایش غلظت رسوب‌های MC در حوضچه مذاب و افزایش آزاد شدن گرمای نهان تشکیل و انجماد آنها [۴۷]، سرعت سرد شدن کمی کاهش می‌یابد و احتمال اتصال تعداد بیشتری از واحدهای اکتاندرال به یکدیگر فراهم می‌آید. به این ترتیب امکان تشکیل دندریته‌های منفرد افزایش می‌یابد. با توجه به نوسان‌های غلظتی ناشی از جریان مارانگونی در اطراف یک دندریته، امکان دارد که برخی از بازوهای ثانویه این دندریته‌ها، با همان مکانیزم رشد بدنه اصلی دندریته، به طور قابل ملاحظه‌ای رشد کنند.

### ۳-۳- آلیاژسازی سطحی با پودر $45 \mu\text{m}$

تصویر SEM نمونه آلیاژ شده با لایه پیش‌نشاند  $50 \mu\text{m}$  (شکل (۹-الف)) نشان می‌دهد که بر خلاف نمونه آلیاژ شده با پودر  $1 \mu\text{m}$  (شکل (۷-الف))، زمینه فولادی شامل مخلوطی از ساختارهای هم‌محور و سلولی/دندریته‌ای است. ورود ذرات سرامیکی به حوضچه مذاب سرعت سرد شدن را تا  $25\%$  افزایش می‌دهد [۴۹] که می‌تواند ظریف‌تر بودن دانه‌های هم‌محور در مقایسه با نمونه ذوب سطحی شده را توجیه کند. در مرکز تصویر شکل (۹-الف) یک ذره پودر TiC اولیه دیده می‌شود.



دانه کوچکتر از  $2 \mu\text{m}$  (در حدود اندازه رسوبهای MC) شده است.

در نمونه آلیاژسازی شده با لایه پیش‌نشاندن به ضخامت  $200 \mu\text{m}$  علاوه بر ذرات پودر TiC اولیه که به صورت جزئی حل شده است، رسوب‌هایی با انواع مورفولوژی‌های صلیبی، گلبگی و دندردیتی دیده می‌شود (شکل ۹-پ). اندازه برخی از دندردیت‌ها به  $10 \mu\text{m}$  رسیده است. همچنین تعداد قابل ملاحظه‌ای دندردیت‌های منشعب شده از یک هسته مرکزی با ابعاد حدود  $5 \mu\text{m}$  وجود دارد که برخی از آنها دارای انشعاب‌های ثانویه هستند. با توجه به مباحث مطرح شده در بخش قبل می‌توان عنوان نمود که این دندردیت‌ها با مکانیزم مشابه با رسوب‌های شبه گلبگی بوجود می‌آیند. اما از آنجایی که در این نمونه، غلظت TiC محلول در مذاب افزایش یافته است، امکان متصل شدن تعداد بیشتری از بلورهای اکتاندرال به یکدیگر وجود دارد [۴۳]. به نظر می‌رسد هر یک از این دندردیت‌ها از اتصال چند بلور چندوجهی به یکدیگر در یک جهت مرجح تشکیل شده است. مشابه با آنچه که در برخی مراجع گزارش شده است [۳۹]، بلورهای مرکزی در این رسوب‌ها کوچکتر هستند و با دور شدن از مرکز، اندازه آنها بزرگتر می‌شود. ممکن است که این پدیده ناشی از به تأخیر افتادن جزئی کاهش دمای مذاب اطراف هر بلور در حال رشد در اثر آزاد شدن گرمای نهان انجماد بلور قبلی باشد. در نتیجه به صورت موضعی موجب افزایش نفوذ عناصر کاربیدساز محلول در مذاب در نزدیکی بلور جدید در حال رشد می‌شود. به این ترتیب امکان درشت‌تر شدن آن فراهم می‌شود.

تغییرات اندازه و مورفولوژی بزرگ‌ترین ذرات کاربید MC در کامپوزیت سطحی H13-TiC با تغییر اندازه ذرات پودر TiC اولیه و ضخامت لایه پیش‌نشاندن در جدول (۳) ارائه شده است. با توجه به نتایج بدست آمده می‌توان عنوان نمود که علی‌رغم سرعت بالای گرم و سرد شدن در اثر اعمال متناوب پالس‌های لیزر، ذرات پودر TiC در حوضچه مذاب فولاد H13 حل می‌شوند. به دلیل بازه زمانی کوتاه ذوب و انجماد، توزیع ذرات

انحلال کامل آنها اتفاق بیافتد. ریزساختارهای مشابه با شکل (۹-الف) در صورت استفاده از لیزر پیوسته و سرعت روبش بالا گزارش شده است [۵۰]. با انحلال جزئی ذرات پودر TiC اولیه، غلظت عناصر کربن و تیتانیم در مذاب تا حدودی افزایش می‌یابد. این پدیده موجب می‌شود که در هنگام سرد شدن، ابتدا کاربیدهای MC در حوضچه مذاب جوانه‌زنی کنند. مشابه با آنچه که در مورد نمونه آلیاژسازی شده با پودر  $1 \mu\text{m}$  و ضخامت لایه پیش‌نشاندن  $50 \mu\text{m}$  عنوان شد، سرعت سرد شدن بالای حوضچه مذاب موجب می‌شود که رشد این جوانه‌ها با توسعه شاخه‌هایی در جهات رشد مرجح ادامه یابد. با این تفاوت که به دلیل غلظت کمتر عناصر کاربیدساز محلول در مذاب، اندازه این کاربیدها کوچکتر و تعداد آنها کمتر است. به همین علت در این نمونه کاربیدهای MC نتوانسته‌اند به عنوان جوانه‌زایی مؤثر، برای انجماد مذاب فولاد عمل کنند.

با افزایش ضخامت لایه پیش‌نشاندن به  $100 \mu\text{m}$  توزیعی از انواع ذرات صلیبی، چند وجهی و گلبگی در ریزساختار ایجاد شده است (شکل ۹-ب). در مقایسه با نمونه شکل (۷-ب)، اندازه رسوب‌ها کوچکتر و اغلب کمتر از  $1/5 \mu\text{m}$  است. بیشتر کاربیدهای تشکیل شده در این نمونه مورفولوژی صلیبی دارند و تعداد رسوب‌های گلبگی کمتر است. این مسأله نشان می‌دهد که غلظت عناصر تیتانیم و کربن محلول در حوضچه مذاب در مقایسه با نمونه آلیاژسازی شده با پودر  $1 \mu\text{m}$  کمتر است. به عبارت دیگر از نظر ترکیب شیمیایی، شرایط لازم برای جوانه‌زنی و رشد بلورهای جدید در اطراف جوانه‌های کاربید MC کمتر فراهم می‌شود. به همین دلیل اغلب جوانه‌ها با توسعه شاخه‌های ظریف، رشد کرده‌اند. با افزایش تعداد رسوب‌های MC به علت افزایش مقدار پودر TiC اولیه در حوضچه مذاب، این رسوب‌ها به عنوان جوانه‌زا عمل کرده و تشکیل زمینه فولادی با ساختار دانه‌های هم‌محور را موجب شده است. افزایش سرعت سرد شدن و افزایش نرخ جوانه‌زنی غیرهمگن فاز آستنیت به دلیل حضور ذرات MC [۴۹] که به صورت کاربید اولیه از فاز مذاب جدا شده‌اند، موجب تشکیل فاز زمینه با اندازه

۳- در شرایط آزمایش‌های انجام شده، تقریباً تمام ذرات پودر TiC اولیه با اندازه  $1 \mu\text{m}$  در هنگام چرخه گرم شدن در حوضچه مذاب حل می‌شود. در شرایط مشابه، فقط برخی از ذرات پودر با اندازه  $45 \mu\text{m}$  به صورت جزئی حل می‌شوند.

۴- با افزایش ضخامت لایه پیش‌نشاندگی و افزایش عناصر C و Ti محلول در حوضچه مذاب، علاوه بر مورفولوژی صلیبی، امکان تشکیل رسوب‌های MC با مورفولوژی‌های چند وجهی، گلبرگی و دندریتی فراهم می‌شود.

۵- در نمونه‌های آلیاژسازی شده با لایه‌های پیش‌نشاندگی به ضخامت  $50 \mu\text{m}$  و  $100 \mu\text{m}$ ، در صورت استفاده از پودر TiC با اندازه ذرات  $45 \mu\text{m}$ ، اندازه کاربیدهای MC رسوب کرده از حوضچه مذاب، ظریف‌تر است.

۶- در نمونه‌های آلیاژسازی شده با لایه‌های پیش‌نشاندگی به ضخامت  $200 \mu\text{m}$ ، اندازه کاربیدهای MC رسوب کرده از حوضچه مذاب در هر دو اندازه پودر TiC اولیه به طور قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد.

#### ۵- تشکر و قدردانی

نویسندگان از حمایت‌های مرکز ملی علوم و فنون لیزر ایران از این پژوهش و همچنین از همکاری آقایان دکتر ترکمنی، مهندس چهرقانی و مهندس حامدی در اجرای آزمایش‌های عملیات با لیزر قدردانی می‌نمایند.

#### ۶- مراجع

- [1] N. Ley, S. S. Joshi, B. Zhang, Y. H. Ho, N. B. Dahotre & M. L. Young, "Laser coating of a CrMoTaWZr complex concentrated alloy onto a H13 tool steel die head", Surface and Coatings Technology, Vol. 348, pp. 150-158, 2018.
- [2] B. Podgornik, B. Žužek, F. Kafexhiu & V. Leskovšek, "Effect of Si content on wear performance of hot work tool steel", Tribology letters, Vol. 63, pp. 1-10, 2016.
- [3] S. Henschel, V. Kietov, F. Deirmina, M. Pellizzari & L. Krüger, "Fracture toughness of a hot work tool steel-TiC composite produced by mechanical

TiC اولیه با اندازه کوچک‌تر، شرایط مساعدتری را برای انحلال کامل آنها فراهم می‌آورد. در نتیجه در هنگام سرد شدن تعداد بیشتری از کاربیدهای MC در زمینه فولادی توزیع می‌شوند. با درشت‌تر شدن ذرات پودر TiC اولیه، اندازه کاربیدهای MC کوچک‌تر می‌شود. اما چنانچه ضخامت لایه پیش‌نشاندگی به اندازه کافی زیاد باشد (حدود  $200 \mu\text{m}$ ) در شرایط آزمایش‌های انجام شده، غلظت عناصر تیتانیم و کربن محلول در حوضچه مذاب به اندازه‌ای افزایش می‌یابد که در هنگام انجماد، رسوب‌های MC با مورفولوژی دندریتی تشکیل می‌شود.

جدول (۳): تغییرات اندازه ( $\mu\text{m}$ ) و مورفولوژی بزرگ‌ترین کاربیدهای

MC در شرایط مختلف آزمایش

ضخامت لایه TiC پیش‌نشاندگی شده ( $\mu\text{m}$ )			اندازه ذرات پودر TiC اولیه ( $\mu\text{m}$ )
۲۰۰	۱۰۰	۵۰	
۸	۲/۵	۰/۸	۱
دندریتی	گلبرگی/دندریتی	صلیبی	
۱۰	۱/۵	۰/۵	۴۵
دندریتی	گلبرگی	صلیبی	

#### ۴- نتیجه‌گیری

در این پژوهش با ذوب سطحی فولاد H13 به وسیله لیزر پالسی، مراحل انجماد و تشکیل فازها ارزیابی شد. سپس با آلیاژسازی سطحی این فولاد از طریق پیش‌نشاندگی لایه‌ای از پودر TiC در ضخامت‌های مختلف و شرایط عملیات لیزری یکسان، تأثیر اندازه ذرات پودر و غلظت آنها در حوضچه مذاب بر مورفولوژی کاربیدهای MC مورد بررسی قرار گرفت. نتایج به شرح زیر است:

- ۱- در اثر عملیات ذوب سطحی، ابتدا یک ساختار سلولی در نزدیکی اثر هر پالس بوجود می‌آید که در هنگام رشد، به تدریج به دندریت‌های ستونی تبدیل می‌شود.
- ۲- سرعت سرد شدن در شرایط آزمایش از مرتبه  $10^6 \text{ K/s}$  است و تغییرات آن از سطح به عمق چندان شدید نیست.

- melting”, *Optics & Laser Technology*, Vol. 103, pp. 239-250, 2018.
- [13] W. Jiang & P. Molian, “Nanocrystalline TiC powder alloying and glazing of H13 steel using a CO2 laser for improved life of die-casting dies”, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 135, pp. 139-149, 2001.
- [14] V. Narva, A. Marants & Z. A. Sentyurina, “Thermal treatment of steel-TiC composite materials produced by laser surfacing”, *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, Vol. 56, pp. 63-67, 2015.
- [15] T. Yamaguchi, H. Hagino, M. Takemura, Y. Hasegawa, Y. Michiyama & A. Nakahira, “Microstructure of Fe-TiC Composite Surface Layer on Carbon Steel Formed by Laser Alloying Process”, *Materials transactions*, Vol. 54, pp. 1755-1759, 2013.
- [16] B. AlMangour & D. Grzesiak, “Selective laser melting of TiC reinforced 316L stainless steel matrix nanocomposites: Influence of starting TiC particle size and volume content”, *Materials & Design*, Vol. 104, pp. 141-151, 2016.
- [17] Rajabi, M. Ghazali & A. Daud, “Effect of second phase morphology on wear resistance of Fe-TiC composites”, *Jurnal Tribologi*, Vol. 4, pp. 1-9, 2015.
- [18] Emamian, M. Alimardani & A. Khajepour, “Effect of cooling rate and laser process parameters on additive manufactured Fe-Ti-C metal matrix composites microstructure and carbide morphology”, *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 16, pp. 511-517, 2014.
- [19] Y. Chen & H. Wang, “Growth morphologies and mechanisms of non-equilibrium solidified MC carbide”, *Journal of materials research*, Vol. 21, pp. 375-379, 2006.
- [20] M. Hamed, M. Torkamany & J. Sabbaghzadeh, “Effect of pulsed laser parameters on in-situ TiC synthesis in laser surface treatment”, *Optics and Lasers in Engineering*, Vol. 49, pp. 557-563, 2011.
- [21] H. F. El-Labban, E. R. I. Mahmoud & A. Algahtani, “Microstructure, Wear, and Corrosion Characteristics of TiC-Laser Surface Cladding on Low-Carbon Steel”, *Metallurgical and Materials Transactions B*, Vol. 47, pp. 974-982, 2016.
- milling and spark plasma sintering”, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 709, pp. 152-159, 2018.
- [4] K. H. Lee, S. W. Choi, J. Suh & C. Y. Kang, “Effect of laser power and powder feeding on the microstructure of laser surface alloying hardened H13 steel using SKH51 powder”, *Materials & Design*, Vol. 95, pp. 173-182, 2016.
- [5] G. Telasang, J. D. Majumdar, G. Padmanabham & I. Manna, “Structure-property correlation in laser surface treated AISI H13 tool steel for improved mechanical properties”, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 599, pp. 255-267, 2014.
- [6] Y. Yang, D. Dong, Z. Yang, B. Zhang & N. Guo, “Microstructure and wear resistance of TiCN-reinforced Co matrix coatings on tool steel”, *Materials Science and Technology*, Vol. 32, pp. 291-298, 2016.
- [7] ع. ا. قادی، ح. ثقفیان و م. سلطانی، "بررسی تاثیر زیرلایه فولادی بر تشکیل پوشش‌های کاربیدی کروم و وانادیم با روش نفوذ فعال حرارتی"، *فراآیندهای نوین در مهندسی مواد*، دوره ۱۲، شماره ۲، ص. ۱۲۹-۱۱۹، ۱۳۹۷.
- [8] W. Theisen & M. Karlsohn, “Hot direct extrusion—A novel method to produce abrasion-resistant metal-matrix composites”, *Wear*, Vol. 263, pp. 896-904, 2007.
- [9] Fedrizzi, M. Pellizzari, M. Zadra & E. Marin, “Microstructural study and densification analysis of hot work tool steel matrix composites reinforced with TiB2 particles”, *Materials Characterization*, Vol. 86, pp. 69-79, 2013.
- [10] K. Hilgenberg, K. Behler & K. Steinhoff, “Localized dispersing of ceramic particles in tool steel surfaces by pulsed laser radiation”, *Applied Surface Science*, Vol. 305, pp. 575-580, 2014.
- [11] C. K. Sahoo & M. Masanta, “Effect of pulse laser parameters on TiC reinforced AISI 304 stainless steel composite coating by laser surface engineering process”, *Optics and Lasers in Engineering*, Vol. 67, pp. 36-48, 2015.
- [12] S. Zhao, X. Shen, J. Yang, W. Teng & Y. Wang, “Densification behavior and mechanical properties of nanocrystalline TiC reinforced 316L stainless steel composite parts fabricated by selective laser

- Metallography, Microstructure, and Analysis, Vol. 2, pp. 67-78, 2013.
- [32] Basu, A. Samant, S. Harimkar, J. D. Majumdar, I. Manna & N. B. Dahotre, "Laser surface coating of Fe-Cr-Mo-Y-B-C bulk metallic glass composition on AISI 4140 steel", *Surface and Coatings Technology*, Vol. 202, pp. 2623-2631, 2008.
- [33] Bondar, V. Ivanchenko, A. Kozlov & J. C. Tedenac, "Carbon - Chromium - Iron", in *Iron Systems, Part 2: Selected Systems from Al-B-Fe to C-Co-Fe*, G. Effenberg & S. Ilyenko, Eds., ed Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2008, pp. 9-80.
- [34] L. A. Dobrzański, J. Mazurkiewicz & E. Hajduczek, "Effect of thermal treatment on structure of newly developed 47CrMoWVTiCeZr16-26-8 hot-work tool steel", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 157-158, pp. 472-484, 2004.
- [35] Noorian, S. Kheirandish & H. Saghafian, "Evaluation of the mechanical properties of Niobium modified cast AISI H13 hot work tool steel", *Iranian Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. 7, pp. 22-29, 2010.
- [36] W. Kurz & R. Trivedi, "Rapid solidification processing and microstructure formation", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 179, pp. 46-51, 1994.
- [37] Khalili, M. Goodarzi, M. Mojtahedi & M. J. Torkamany, "Solidification microstructure of in-situ laser-synthesized Fe-TiC hard coating", *Surface & coatings technology*, pp. 747-752, 2016.
- [38] J. Yang, P. Zhang, Y. Zhou, J. Guo, X. Ren, Y. Yang & Q. Yang, "First-principles study on ferrite/TiC heterogeneous nucleation interface", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 556, pp. 160-166, 2013.
- [39] Karantzalis, A. Lekatou, E. Georgatis, Z. Arni & V. Dracopoulos, "Solidification observations of vacuum arc melting processed Fe-Al-TiC composites: TiC precipitation mechanisms", *Materials Characterization*, Vol. 62, pp. 1196-1204, 2011.
- [40] Du, X. Wang & Z. Zou, "Microstructure and tribological behavior of laser in situ synthesized
- [22] AlMangour, D. Grzesiak & J. M. Yang, "Nanocrystalline TiC-reinforced H13 steel matrix nanocomposites fabricated by selective laser melting", *Materials & Design*, Vol. 96, pp. 150-161, 2016.
- [23] G. Muvvala, D. P. Karmakar & A. K. Nath, "Online assessment of TiC decomposition in laser cladding of metal matrix composite coating", *Materials & Design*, Vol. 121, pp. 310-320, 2017.
- [24] E. Assuncao, S. Williams & D. Yapp, "Interaction time and beam diameter effects on the conduction mode limit", *Optics and Lasers in Engineering*, Vol. 50, pp. 823-828, 2012.
- [۲۵] م. ربانی خواه، ن. نهبانی و م. پیکری، "بررسی خواص پوشش استلایت ۶ ایجاد شده به روش روکش کاری لیزر بر روی فولاد زنگ نزن مارتنزیتی AISI ۴۲۰"، فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۳، شماره ۴، ص. ۴۸-۴۱، ۱۳۸۸.
- [26] Wang, H. Zhou, Z. Zhang, Y. Zhao, P. Zhang, D. Cong, C. Meng & F. Tan, "Tensile property of a hot work tool steel prepared by biomimetic coupled laser remelting process with different laser input energies", *Applied Surface Science*, Vol. 258, pp. 8732-8738, 2012.
- [27] J. S. Park, J. H. Park, M. G. Lee, J. H. Sung, K. J. Cha & D. H. Kim, "Effect of Energy Input on the Characteristic of AISI H13 and D2 Tool Steels Deposited by a Directed Energy Deposition Process", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 5, pp. 2529-2535, 2016.
- [28] Y. Xie, G. Cheng, L. Chen, Y. Zhang & Q. Yan, "Characteristics and Generating Mechanism of Large Precipitates in Nb-Ti-microalloyed H13 Tool Steel", *ISIJ international*, pp. 1-8, 2016.
- [29] S. Kheirandish & A. Noorian, "Effect of niobium on microstructure of cast AISI H13 hot work tool steel", *Journal of Iron and Steel Research, International*, Vol. 15, pp. 61-66, 2008.
- [30] W. Chengtao, Z. Hong, L. Pengyu, S. Na, G. Qingchen, Y. Jiayang, W. Mingxing, Z. Yu & R. Luquan, "Fabrication of nano-sized grains by pulsed laser surface melting", *Journal of Physics D: Applied Physics*, Vol. 43, pp. 1-9, 2010.
- [31] L. Xue, J. Chen & S. H. Wang, "Freeform laser consolidated H13 and CPM 9V tool steels",

matrix composite”, International Journal of Heat and Mass Transfer, Vol. 54, pp. 5319-5326, 2011.

TiC-reinforced Fe-based composite coatings”, Tribology letters, Vol. 43, pp. 295-301, 2011.

[41] Y. Tian, C. Chen, L. Chen & Q. Huo, “Growth model of TiC dendritic crystals produced by laser surface alloying technique”, Modern Physics Letters B, Vol. 20, pp. 683-689, 2006.

[42] Du, S. R. Paital & N. B. Dahotre, “Phase constituents and microstructure of laser synthesized TiB<sub>2</sub>-TiC reinforced composite coating on steel”, Scripta Materialia, Vol. 59, pp. 1147-1150, 2008.

[43] Y. Chen & H. Wang, “Rapidly solidified MC carbide morphologies of a pulsed laser surface alloyed Gamma-TiAl intermetallic with carbon”, Scripta Materialia, Vol. 50, pp. 507-510, 2004.

[44] H. Wang, L. Yu, X. Li & P. Jiang, “Growth morphology and mechanism of MC carbide under quasi-rapid solidification conditions”, Science and Technology of Advanced Materials, Vol. 2, pp. 173-176, 2001.

[45] Du, S. R. Paital & N. B. Dahotre, “Synthesis of TiB<sub>2</sub>-TiC/Fe nano-composite coating by laser surface engineering”, Optics & Laser Technology, Vol. 45, pp. 647-653, 2013.

[46] T. Yamaguchi, H. Hagino, M. Takemura & A. Nakahira, “Microstructure of MC-Fe Composite Layer on Carbon Steel by Laser Surface Alloying”, Journal of Laser Micro Nanoengineering, Vol. 9, pp. 83-87, 2014.

[47] S. Mridha, A. Md Idriss, M. Maleque, I. Yaacob & T. Baker, “Melting of multipass surface tracks in steel incorporating titanium carbide powders”, Materials Science and Technology, Vol. 31, pp. 1362-1369, 2015.

[48] B. Du, Z. Zhang, X. Wang & Z. Zou, “Formation Mechanism Of Titanium Carbide Crystal In Laser Synthesized Metal-Ceramic Composite Coating”, Surface Review and Letters, Vol. 18, pp. 1-9, 2011.

[49] J. M. Wilson & Y. C. Shin, “Microstructure and wear properties of laser-deposited functionally graded Inconel 690 reinforced with TiC”, Surface and Coatings Technology, Vol. 207, pp. 517-522, 2012.

[50] S. Wen & Y. C. Shin, “Modeling of transport phenomena in direct laser deposition of metal

## Pulsed laser surface melting of AISI H13 steel and investigating the effect of TiC powder particle size and concentration on the morphology of MC carbides in the composite coating

Ali Dadoo<sup>1</sup>, Shahram Kheirandish<sup>2</sup>, Seyyed Mohammad Ali Boutorabi<sup>3,\*</sup>

1- Ph.D. Student, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

2- Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

3- Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

\*Corresponding author: [boutorabi@iust.ac.ir](mailto:boutorabi@iust.ac.ir)

---

### Abstract

In this research, the microstructure of the pulsed laser surface melted AISI H13 tool steel was studied. Then, by laser surface alloying with TiC powder, the effect of particle size and powder concentration on superficial composite microstructure was investigated. For this purpose, TiC powders with particle sizes of 1  $\mu\text{m}$  and 45  $\mu\text{m}$  in layers of different thicknesses were pre-placed on the surface of H13 steel and then subjected to pulsed laser operation. The results showed that in the surface melting, an intermittent cell/dendritic structure developed from the depth to the surface of the molten pool with a higher concentration of alloying elements in the boundary network. With the selected laser parameters, the cooling rate was estimated at  $10^6$  K/s. In the surface alloying process, the preplaced TiC particles were completely (fine powders) or a partially (coarse powders) dissolved in the melt pool. During subsequent cooling, TiC-type MC carbides precipitated from the melt. Increasing the thickness of the preplaced layer caused the morphology of carbides to be more diverse. The size of precipitated MC carbides was reduced by decreasing the concentration of TiC powder in the melt pool and increasing the particle size of preplaced TiC powder. As the number of MC carbides increased, the cellular/dendritic structures of the steel matrix replaced by coaxial grains.

### Keywords:

Laser surface melting, Laser surface alloying, Composite coating, MC carbide, Growth morphology.

---

Journal homepage: [ma.iaumajlesi.ac.ir](http://ma.iaumajlesi.ac.ir)

### Please cite this article using:

Ali Dadoo, Shahram Kheirandish, Seyyed Mohammad Ali Boutorabi, Pulsed laser surface melting of AISI H13 steel and investigating the effect of TiC powder particle size and concentration on the morphology of MC carbides in the composite coating, in Persian, New Process in Material Engineering, 2019, 13(3), 33-48.