

به نام خدا



مرکز دانلود رایگان مهندسی متالورژی و مواد

www.Iran-mavad.com



بررسی ریزساختاری پوشش های الکترواسپارک ذوب مجدد شده توسط لیزر بر روی اینکونل IN738LC

محمد ابراهیم نیا^۱

محمد ابراهیم نیا^۲، فرشید مالک قایینی^{۳*}، حمیدرضا شاهوردی^۴

۱، ۲، ۳، ۴ دانشگاه تربیت مدرس، دانشکده فنی و مهندسی، بخش مهندسی مواد و متالورژی، تهران، ایران

fmalek@modares.ac.ir

فرایند پوشش دهی الکترواسپارک به عنوان فرایندی جهت ایجاد لایه واسط جهت جوشکاری یا لایه نشانی لیزر بر روی آلیاژ IN738LC استفاده گردید. از آنجایی که آلیاژ IN738LC حساسیت بسیار زیادی به ترک های ذوبی در منطقه متأثر از حرارت دارد در صورتی که بتوان پارامترهای فرایند الکترواسپارک را به طور بهینه انتخاب نمود، لایه پوششی با ایجاد حداقل ترک ذوبی قابل دستیابی است. لایه ایجاد شده توسط فرایند الکترواسپارک دارای ریزساختار منحصر بفرد متشکل از ستون های فاز گاما است. به دلیل سرعت سرعش بسیار بالا در این فرایند میزان جدایش عناصر آلیاژی بسیار کم است. ریزساختار این پوشش ها بسیار ریزدانه است که در مقایسه با فلز ریخته گری پایه از نظر مقاومت به اشاعه ترک دارای عملکرد بهتری می باشد. نتایج عملیات ذوب مجدد لیزر حاکی از بدست آمدن لایه چگال با حذف عیوب پوشش های الکترواسپارک مانند تخلخل و ذوب نشدن کافی مرز لایه ها بوده است. نتایج سختی سنجی نشانگر کاهش سختی لایه ذوب مجدد لیزر شده در مقایسه با پوشش های الکترواسپارک به علت تغییر ریزساختاری و درشت تر شدن نسبی ساختار در نتیجه لیزر است. در لایه ذوب مجدد لیزر شده اثری از ترک های ذوبی یا انجمادی مشاهده نشده است.

کلمات کلیدی: الکترواسپارک، لیزر، اینکونل، ترک ذوبی

^۱ دانشجوی دکتری تخصصی، جوشکاری و پوشش دهی

^۲

^۳ استادیار، تکنولوژی جوشکاری و بازرسی فنی

^۴ دانشیار، پوشش دهی و ریخته گری

۱ مقدمه

سوپرآلیاژهای پایه نیکل بدلیل کاربردهای بسیار زیاد در صنایع حساس و مهم مانند صنایع نیروگاهی و هوافضا، یکی از مهمترین خانواده‌های فلزات در طبقه بندی مواد مهندسی هستند. خانواده آلیاژهای اینکونل، خانواده‌ای از آلیاژهای پایه نیکل هستند که توسط شرکت بین المللی INCO تولید و توسعه یافتند و به این نام مشهور شدند. آلیاژهای پایه نیکل بطور کلی به ۳ دسته تقسیم بندی می شوند: آلیاژهای محلول جامد، آلیاژهای رسوب سخت شده و آلیاژهای خاص مانند بین فلزی Ni-Al و استحکام یافته با ذرات اکسید^۵. آلیاژهای محلول جامد دارای دامنه وسیعی از عناصر آلیاژی محلول در نیکل مانند Co, Mo, Fe, Cr هستند. این آلیاژها بر حسب میزان و نوع عناصر آلیاژی محلول دارای کاربردهای مختلفی مانند مقاومت به خوردگی در آب دریا و یا کاربردهای الکتریکی هستند. در کاربردهای نیازمند استحکام بالاتر، از آلیاژهای استحکام یافته رسوبی^۶ استفاده می‌شود. این آلیاژها شامل افزودنی‌های آلیاژی مانند تیتانیوم، آلومینیم و نیوبیم جهت تشکیل رسوب‌های استحکام دهنده با نیکل بعد از انجام عملیات حرارتی هستند. قابلیت آلیاژهای استحکام یافته با رسوبات، برای حفظ استحکام در دماهای بالا می‌تواند با تغییرات در ساختار بوسیله عملیات حرارتی همراه با تغییر در ترکیب شیمیایی تامین شود [1,2]. در بیشتر موارد، رسوب‌های مورد نظر با زمینه آستنیتی کوهزنی هستند و سبب افزایش استحکام زمینه می‌شوند. مهمترین رسوب‌های موجود در ساختار آلیاژهای رسوب سخت شده، رسوب‌های γ' (Ni_3Al , Ni_3Ti) و γ'' (Ni_3Nb) هستند. با بهینه سازی ترکیب شیمیایی و عملیات حرارتی، این آلیاژها می‌توانند دارای استحکام تا میزان ۱۳۸۰ MPa و استحکام تسلیم بیش از ۱۰۳۵ MPa باشند.

یکی از آلیاژهای معروف خانواده سوپرآلیاژهای رسوب سخت شده، آلیاژ IN738^۷ کم کربن است. در سال‌های اخیر بحث جوشکاری و پوشش دهی آلیاژ IN738 کم کربن به علت استفاده گسترده در توربین‌ها بیشتر مورد توجه محققان بوده است. این آلیاژ پیرسختی شده با فاز گامپرایم γ' ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$) است و همچنین دارای کاربیدهای نوع MC است که در ساختار فلز پراکنده شده‌اند. فرایند ترمیم این آلیاژ بوسیله فرایند جوشکاری در تحقیقات بسیار زیادی مورد توجه قرار گرفته است [9-1]. ریزساختار آلیاژ ریختگی IN738LC متشکل از توزیع وسیعی از اندازه ذرات رسوبی γ' موجود درون دندریت‌ها و بین دندریت‌ها است. کسر حجمی بسیار کمی از انواع مختلف کاربیدها و کربونیترایدهای نوع MC، بوراید و سولفوکاربیدها و یوتکتیک $\gamma - \gamma'$ در ساختار ریختگی در محل بین دندریتی وجود دارد [10]. ساختار آلیاژ IN738LC پس از عملیات حل سازی استاندارد در دمای ۱۱۲۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲ ساعت، متشکل از توزیع متوازن از ذرات رسوبی γ' ریز در داخل دندریت‌ها و γ' درشت تر در مناطق بین دندریتی است. آلیاژ IN738LC پس از عملیات محلول سازی، مورد عملیات پیرسازی در دمای ۸۴۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲۴ ساعت و سپس سرد شدن در هوا قرار می‌گیرد. ریزساختار نهایی تقریباً مشابه با ریزساختار فلز محلول سازی شده است؛ با این تفاوت که توزیع ذرات γ' ، بسته به عملیات محلول‌سازی در دماهای مختلف متفاوت خواهد بود. این آلیاژ دارای قابلیت جوش‌پذیری پایین و یکی از مشکلات جوشکاری آن ایجاد ترک‌های ذوبی در منطقه متأثر از حرارت این آلیاژ است. مهمترین علل ایجاد ترک‌های ذوبی در منطقه متأثر از حرارت این آلیاژ، ذوب شدگی فاز γ' و ایجاد ترکیبات یوتکتیک $\gamma - \gamma'$ در مرز دانه‌ها و همچنین ایجاد ترکیبات کاربیدی شکننده و ذوب شدن عناصر ناخالصی و عناصر پایین آورنده دمای ذوب در محل مرز دانه‌ها است. علت ایجاد ترک‌های ذوبی مربوط به حرارت ورودی از منطقه جوش به فلز پایه و ذوب شدگی موضعی ترکیبات زود ذوب در این منطقه و ایجاد ترک در این مناطق در اثر ایجاد تنش کششی حاصل از انجماد فلز جوش یا مهار شدید است. بنابراین در صورت

⁵ Oxide dispersion strengthened

⁶ Precipitate hardened super alloy

⁷ IN-738 or IN-738 LC is a trademark of INCO Alloys International, Huntington Woods, WV.

استفاده از روش های جوشکاری با حداقل حرارت ورودی به فلز پایه می توان میزان ترک و اندازه آن را کنترل نمود. تابحال تحقیقات انجام شده توفیق چندانی در حذف ترک در این آلیاژها نداشته اند.

فرایند پوشش دهی الکترواسپارک ESD که با نام های مختلفی در صنعت شناخته می شود، بر پایه اصول میکرو جوشکاری است. دستگاه ESD شامل سه جزء اصلی است:

۱. منبع تغذیه (خازن تخلیه الکتریکی و مدارهای الکتریکی)
 ۲. تغذیه کننده الکتروود دستی یا روباتیک^۸ که الکتروود مورد نظر برای پوشش دهی را با سرعت بسیار بالا میچرخاند.
 ۳. واحد تامین گاز محافظ که اغلب گاز محافظ آرگون می باشد.
- در شکل ۱ دستگاه ساخته شده در دانشگاه تربیت مدرس قابل ملاحظه است.



شکل ۱ دستگاه الکترواسپارک مورد استفاده برای پوشش دهی آلیاژ IN738LC

در این روش پالس ها یا جرقه های الکتریکی با دوره زمانی کوتاه و با جریان های بالا، سبب ذوب شدن جزیی الکتروود مصرفی و انتقال آن بر روی زیرلایه می شوند. اساس این روش به این طریق است که وقتی الکتروود در حال چرخش با زیرلایه تماس برقرار می کند، بین دو ماده هادی جریان الکتریسیته جرقه الکتریکی زده می شود که این امر باعث ذوب شدن جزیی الکتروود و زیرلایه می شود. چرخش مداوم الکتروود و تماس لحظه ای آن با زیرلایه سبب انتقال بسیار جزیی و ظریف فلز الکتروود به زیرلایه می شود. نگه دارنده الکتروود شامل یک موتور است که امکان چرخش به الکتروود متصل شده به نگهدارنده را می دهد. سرعت چرخش الکتروود تا چند هزار دور بر دقیقه قابل تغییر است. در فرایند ESD برای شکستن فضای عایق بین الکتروود و زیر لایه، الکتروود به صورت چرخشی یا ارتعاشی جلوی اتصال قرار داده می شود و بطور مداوم با سطح تماس داده می شود. بعضی از نگهدارنده های الکتروود در فرایند ESD شامل سیستمی برای انتقال گاز محافظ (مثل آرگون یا هلیوم) بر روی محل کار هستند. این گاز باعث حفاظت از

⁸ Applicator head or torch

اکسیداسیون و بهبود خواص ایجاد جرقه می‌گردد و بدین گونه بر روی مشخصات پوشش اثر می‌گذارند. برای مثال آرگون در مورد بعضی مواد به ایجاد سطح صاف تر و کاهش اکسید در پوشش ایجاد شده کمک می‌کند [11-15]. پارامترهای فرایند پوشش دهی الکترواسپارک با منبع تغذیه کنترل می‌شود که شامل ولتاژ، مقدار ظرفیت خازن، جریان، فرکانس پالس، دوره روشن و خاموش بودن پالس هستند. شکل موج نیز با منبع تغذیه کنترل می‌شود. از ویژگی‌های این فرایند می‌توان به حرارت ورودی بسیار پایین جوشکاری و سرعت سرد شدن بسیار زیاد پوشش اشاره نمود. با استفاده از این روش مواد آمورف فلزی نیز بر روی زیرلایه های کریستالی به شکل آمورف رسوب داده شده است. به علت سرعت سرد شدن بالا، انجماد جهت‌دار در پوشش‌های این روش مشاهده شده است که دارای جهت‌گیری مشابه با دانه‌های فلز پایه می‌باشند [16].

در تحقیقات پیشین محققان این مقاله و همکاران [17] با بررسی پوشش های الکترواسپارک بر روی آلیاژ IN738LC دریافتند که این پوشش ها دارای مقاومت به ترک های ذوبی بیشتری هستند. از سوی دیگر عملیات ذوب لیزر بر روی این پوشش ها سبب ایجاد پوشش های بدون ترک گردید [18]. در مقاله حاضر به بررسی میکروساختاری پوشش های ذوب مجدد لیزر پرداخته می‌شود. در این تحقیق استفاده از این روش برای پوشش دهی سطح آلیاژ IN738 برای حذف مشکل ترک‌های ذوبی این آلیاژ مورد بررسی قرار گرفته است.

۲ مواد و روش تحقیق

آلیاژ IN738 کم کربن به عنوان فلز زیرلایه مورد استفاده قرار گرفت. آنالیز طیف سنج نوری^۹ عناصر این آلیاژ در جدول ۱ قابل مشاهده است. این آلیاژ به شکل ریخته‌گری تهیه شده و می‌توان پس از انجام عملیات انحلال و پیرسازی در شرایط مختلف نیز آن را مورد استفاده قرار داد. الکترودهایی از آلیاژ پایه نیکل IN738 کم کربن از بلوک هم‌جنس فلز زیرلایه نیز با قطر ۴ میلی‌متر به عنوان فلز پرکن استفاده شده است.

جدول ۱ ترکیب عناصر آلیاژی آلیاژ IN738LC (درصد وزنی)

C	Cr	Co	W	Mo	Nb
0.10	15.50	9.8	3.04	2.27	0.70
Fe	Al	Ti	Ta	Zr	B
0.09	4.36	3.15	1.81	0.04	0.01

Ni: balance Nickel

برای پوشش دهی دقیق و درست به اندازه مشخص ابتدا بر روی نمونه آلیاژ IN738LC مربع هایی به طول و عرض ۱ سانتی متر و عمق ۵۰۰ میکرومتر تراشکاری گردید و سپس با استفاده از الکتروود درون این مربع ها پر شد تا پوششی با مساحت ۱ در ۱ سانتی متر مربع و عمق ۵۰۰ میکرومتر بدست بیاید. در شکل ۲ نمونه ایی از مربع های ماشین کاری شده بر روی سطح زیرلایه نشان داده شده است.

⁹ Quantometric analysis



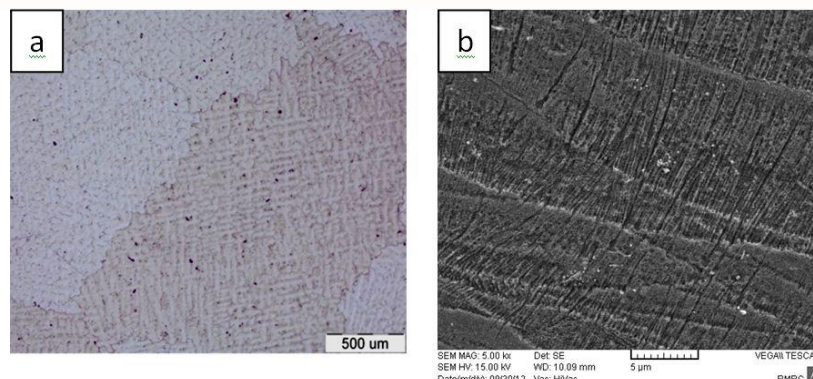
شکل ۲ آماده سازی نمونه آلیاژ IN738 کم کربن جهت پوشش دهی

پوشش دهی بر روی آلیاژ IN738 کم کربن با استفاده از الکترودهای گفته شده در قسمت مواد مصرفی با استفاده از دستگاه الکترواسپارک ساخته شده توسط محققان دانشگاه تربیت مدرس، انجام شد. نمونه پوشش دهی شده با الکتروده با قطر ۴ میلی متر و با پارامترهای فرکانس ۲۴۸ هرتز، ولتاژ ۷۵ ولت و دوره روشن بودن پالس به میزان ۱۴۰ میکروثانیه بود. عملیات ذوب لیزر با استفاده از یک دستگاه جوش لیزر پالسی Nd:YAG با حداکثر توان متوسط ۴۰۰ وات انجام شد. نرخ تغذیه گاز آرگون به میزان $160 \times 10^{-6} \text{ m}^3 \text{ s}^{-1}$ برای محافظت از حوضچه مذاب استفاده شد. پارامترهای لیزر پالسی برای ذوب مجدد لیزر عبارتند از: قطر لکه به میزان ۱ میلی متر، فرکانس پالس زنی ۲۰ هرتز، دوره روشن بودن پالس به میزان ۷ میلی ثانیه، و انرژی پالس ۷ ژول. این پارامترها جهت بدست آمدن عمق حوضچه ذوب به میزان حداقل ۳۰۰ میکرومتر تعیین شد. پس از پوشش دهی این نمونه مورد آزمایش های متالوگرافی و بررسی ریزساختار با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی قرار گرفت. نمونه های متالوگرافی نوری با محلول ماربل حکاکی شده اند و نمونه های مورد بررسی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی با استفاده از محلول آبی ۱۰ درصد اکسالیک اسید حکاکی شده اند. سختی سنجی با استفاده از دستگاه سختی سنجی میکرو LECO و با بار ۳۰۰ گرم انجام گردید.

۳ نتایج و بحث

در شکل 3-a ریزساختار فلز پایه مشاهده می شود. همانطور که مشخص است فلز پایه دارای دانه بندی با اندازه دانه های بزرگ است که مشخصه نرخ انجماد بسیار پایین و رشد دانه ها در ساختار ریخته گری است. در این شکل ساختار دندریتی هم محور و مرز دانه های زاویه بزرگ بین دانه های بزرگ قابل مشاهده است. در شکل 3-b ریزساختار پوشش های الکترواسپارک بر روی زیرلایه آلیاژ IN738LC قابل مشاهده است. همانطور که دیده میشود این ساختار متشکل از ساختار انجمادی با مشخصه های سرعت سرد شدن و نرخ انجماد بسیار بالا شامل سلول های بسیار کوچک فاز گاما است. قطرات مذاب با قرار گرفتن بر روی یکدیگر و تشکیل ساختار سلولی رشد یافته بصورت رشد همبافته^{۱۰} از فلز پایه، پوشش الکترواسپارک را تشکیل می دهند.

¹⁰ Epitaxial growth



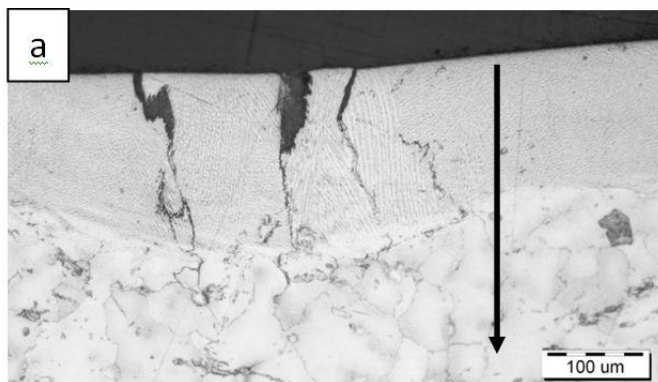
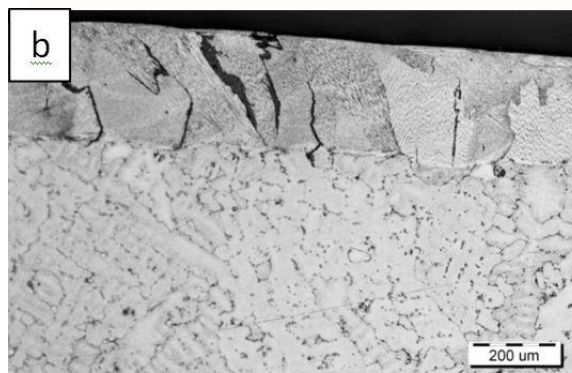
شکل ۳: ریزساختار پوشش الکترواسپارک و فلز ریخته گری IN738LC (a) ساختار دانه بندی درشت متشکل از دندریت های هم محور آلیاژ ریخته گری ، (b) ساختار پوشش های الکترواسپارک بر روی آلیاژ IN738LC

در صورتی که اندازه بازوهای دندریتی در ساختار فلز پایه را اندازه گیری نماییم، میزان تقریبی بازوهای دندریتی به میزان ۲۰ میکرومتر در فلز پایه و اندازه سلول های گاما حدود ۲۰۰ نانومتر در ساختار پوشش الکترواسپارک بدست می آید. اندازه بازوهای دندریت های فلز پایه حدود ۲۰۰ برابر بزرگتر از سلول های فلز پوشش هستند.

با انجام ذوب لیزر به صورت همزا بر روی آلیاژ ریخته گری IN738LC ساختار دندریتی بسیار ریز که مشخصه ساختارهای انجمادی جوش است بدست می آید. در شکل ۴ ریزساختارهای منطقه جوش لیزر با دو هم پوشانی مختلف بر روی آلیاژ ریخته گری IN738LC قابل مشاهده است. همانطور که مشخص است دانه بندی منطقه ذوب لیزر شده متاثر از دانه بندی فلز پایه است و ساختار دندریتی گاما با رشد هم بافته از فلز پایه رشد نموده است.

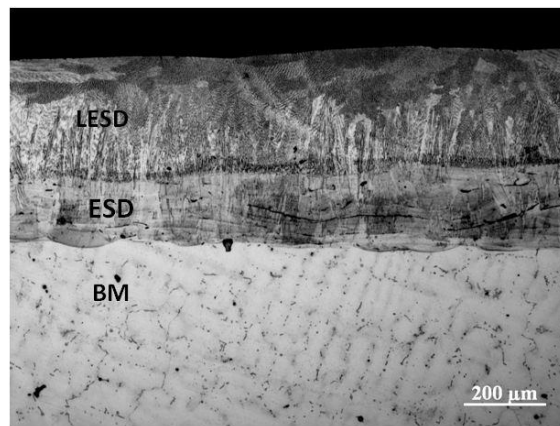
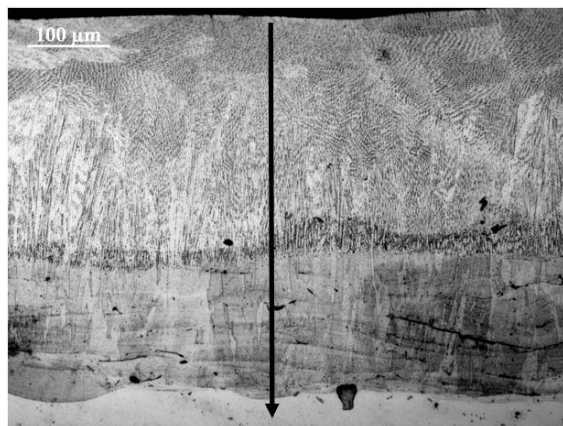
در شکل ۴ a ریزساختار مقطع عرضی ذوب لیزر همزا متشکل از بسته های دندریتی با جهت گیری های مختلف است. این بسته ها سبب ایجاد دانه های مختلف در ساختار ذوب لیزر شده است. در شکل ۴ b ریزساختار منطقه جوش لیزر با هم پوشانی ۸۰ درصد مشاهده می شود. همانطور که مشخص است دانه های منطقه جوش متاثر از مرزدانه های فلز پایه تشکیل شده اند. در هر دو نمونه ترک های ذوبی بسیار شدید در ساختار مشاهده می شود که همگی در امتداد مرزدانه های منطقه جوش رشد کرده اند. این ترک های ذوبی در منطقه ذوب جزئی فلز پایه تشکیل شده و به داخل منطقه جوش رشد می کنند. مرزدانه های بزرگ در ساختار جوش که در امتداد و ادامه مرزدانه های فلز پایه هستند سبب رشد سریع و شدید ترک های ذوبی می شوند.

با بررسی مقاطع عرضی و طولی مختلف ساختار جوش لیزر همزا مشخص گردید همگی نمونه ها دارای ترک های ذوبی هستند. تعداد و شدت ترک ها می تواند متفاوت باشد. تعداد و شدت ترک های ایجاد شده بسته به میزان حرارت ورودی، میزان هم پوشانی متفاوت است.



شکل ۴: ریزساختار لایه ذوب مجدد شده توسط لیزر بر روی فلز پایه آلیاژ IN738LC، (a) مقطع عرضی پالس لیزر بصورت تک پالس، (b) مقطع طولی لایه ذوب لیزر روی فلز پایه با هم پوشانی پالس به میزان ۸۰ درصد، فلش مسیر سختی سنجی با اندیس مربع در شکل ۶ را نشان می دهد.

در شکل ۵ ریزساختار منطقه ذوب مجدد لیزر شده بر روی پوشش های الکترواسپارک آلیاژ IN738LC مشاهده می شود. بررسی نمونه های مختلف ذوب مجدد لیزر شده بر روی پوشش الکترواسپارک نشانگر نبود ترک های ذوبی یا انجمادی در این پوشش ها است. بر خلاف جوش لیزر بر روی فلز پایه که همراه با ترک های ذوبی بسیار شدید در زیرلایه است در ذوب مجدد لیزر بر روی پوشش های الکترواسپارک اثری از ترک های ذوبی در پوشش های ESD مشاهده نشد.



شکل ۵: ریزساختار پوشش ذوب مجدد شده لیزر بر روی پوشش ESD در دو بزرگنمایی مختلف ،
BM (base metal), ESD (electrospark deposition), LESD (laser remelted electrospark deposition)
فلش مسیر سختی سنجی در شکل ۶ مربوط به مسیرهای اندیس لوزی را نشان می دهد.

یکی از دلایل تفاوت بسیار زیاد در حساسیت به ترک های ذوبی در پوشش های ESD و فلز پایه در تفاوت در مشخصات ریزساختاری این پوشش ها است. تفاوت های بین پوشش های ESD و فلز پایه را میتوان در چند مورد برشمرد:

۱ - دانه بندی : پوشش های ESD دارای ریزساختار بسیار ریزدانه است که نسبت به فلز پایه که دارای دانه بندی هم محور و بسیار درشت دانه است دارای مقاومت به ترک بیشتری است. هرچه دانه بندی ریزدانه تر باشد میزان مرزدانه ها بیشتر شده و تجمع ترکیبات نهایی انجماد در مرزدانه ها کمتر می شود و از سوی دیگر تمایل به جذب تنش وارد شده توسط فلز جوش به مرز دانه ها بیشتر میشود. همانطور که در شکل ۴ و ۵ مشاهده می شود ریزساختار پوشش های ESD بسیار ریزدانه و با جهت گیری ترجیحی است.

۲ - جدایش عناصر آلیاژی: میزان جدایش عناصر آلیاژی در ریزساختارهای حاصل از انجماد سریع بسیار کمتر از ساختارهای با انجماد با سرعت کمتر است. بنابراین میزان جدایش عناصر آلیاژی در پوشش بسیار کمتر است. با دقت در پوشش های ESD ترکیبات نهایی انجمادی شامل ترکیبات یوتکتیکی، کاربیدهای بزرگ فلزی مشاهده نمی شود. این ترکیبات به میزان بسیار زیاد در مرزدانه های آلیاژ ریختگی مشاهده می شود. این جدایش ترکیبات آلیاژی سبب ایجاد ترک های ذوبی در ذوب مجدد لیزر در آلیاژ ریختگی می شود.

بررسی ریزساختاری در شکل ۵ نشانگر وجود دو نوع دانه بندی در ساختار منطقه لیزر است. در محل نزدیک به مرز جوش، دانه بندی به صورت جهت گیری ترجیحی در جهت انتقال حرارت و جهت رشد کریستالی مرجع است. با نزدیک شدن به سطح فلز جوش، دانه ها به صورت رشد غیر جهت دار و هم محور تبدیل می شوند. این دانه ها در اثر تغییر شرایط گرادیان حرارتی و نرخ انجماد بوجود می آیند و نزدیک به سطح شکل می گیرند. در شکل ۵ در فاصله تقریبی ۱۰۰ میکرومتری از سطح این منطقه دیده می شود. دانه بندی منطقه لیزر شده در محل مرز ESD به طور کامل بصورت هم بافته از دانه های ESD نشأت می گیرد. دانه بندی این منطقه از لیزر مشابه دانه بندی ساختار ESD است و بصورت دانه بندی دارای جهت دار و ریزدانه است. بررسی سختی منطقه ESD و منطقه لیزر بر روی فلز پایه و بر روی منطقه ESD با استفاده از دستگاه میکروسختی سنجی انجام شده است. سختی های اندازه گیری شده نشانگر بالاتر بودن سختی منطقه ESD نسبت به فلز پایه است. سختی منطقه ذوب مجدد لیزر بر روی ESD نسبت به ساختار ESD دارای مقدار کمتری است. از سوی دیگر سختی منطقه ذوب مجدد لیزر شده بر روی ESD بیشتر از میزان سختی منطقه ذوب لیزر بر روی فلز پایه است.

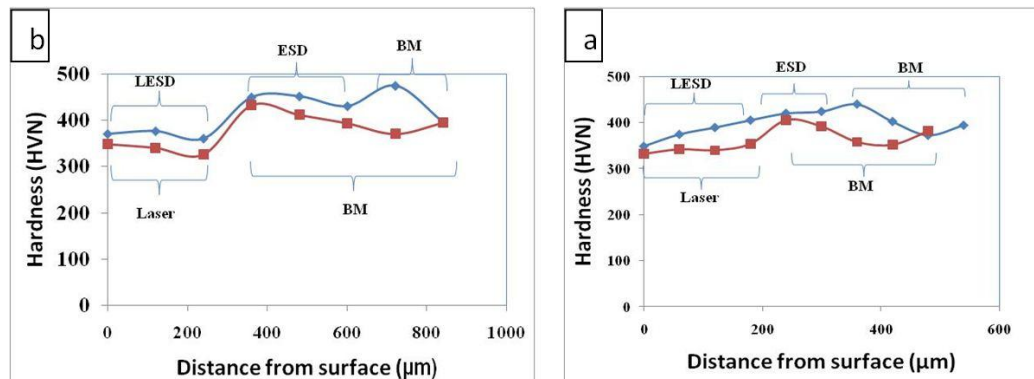
تغییرات سختی در مناطق مختلف پوشش های ایجاد شده در شکل ۶ قابل مشاهده است. در شکل ۶ a و b، نمودارهای بالایی پروفیل سختی در امتداد مسیر رسم شده در شکل ۵ بصورت فلش سیاه رنگ از سطح تا فلز پایه هستند. این مسیر شامل چند اثر سختی در محل پوشش الکترواسپارک ذوب مجدد شده و چند اثر سختی در محل پوشش الکترواسپارک و همچنین ادامه مسیر در فلز پایه است. در این شکل ها پروفیل سختی پایین مربوط به مسیر سختی سنجی مشخص شده در شکل ۴ a می باشد که سختی در محل ذوب لیزر و سختی در فلز پایه را نشان می دهد.

بطور کلی ریزساختار منطقه الکترواسپارک به علت ریزدانه بودن و ساختار سلولی بسیار ظریف و میزان مرز دانه های بیشتر از ساختار لیزر و فلز زمینه، دارای سختی بالاتری نیز هست. از سوی دیگر ریزساختار منطقه ذوب مجدد لیزر بر روی الکترواسپارک در مقایسه با ریزساختار لیزر بر روی فلز پایه دارای دانه بندی ریزتر و دانه های کوچکتر و لذا مرز دانه های بیشتری است و از این نظر می توان تصور نمود سختی بیشتری نسبت به منطقه ذوب لیزر بر روی فلز پایه دارد.

با انجام عملیات ذوب لیزر بر روی پوشش های الکترواسپارک میزان سختی بالای این پوشش ها کاهش می یابد. این امر به علت تغییر ریزساختاری و دانه درشت تر بودن ساختار لیزر نسبت به ESD است. میزان سختی منطقه جوش لیزر بر روی فلز پایه

نسبت به فلز پایه کمتر است. ذرات گاماپرایم بر روی سختی در فلز پایه تاثیر زیادی دارد. با توجه به نتایج بدست آمده می توان نسبت سختی در ساختارهای مختلف را به صورت زیر جمع بندی نمود:

سختی لیزر > سختی پوشش الکترواسپارک لیزر شده \geq سختی فلز پایه > سختی پوشش الکترواسپارک



شکل ۶: نمودار سختی سنجی نمونه های ذوب مجدد لیزر شده و سختی پوشش ESD (a) نمودار سختی بر روی مناطق مختلف شامل پوشش ESD و ذوب مجدد شده LEED و فلز پایه در نمونه با هم پوشانی صفر درصد (تک پاس)، (b) نمودار سختی بر روی مناطق مختلف شامل پوشش ESD و ذوب مجدد شده LEED و فلز پایه در نمونه با هم پوشانی هشتاد درصد (۸۰٪)
LEED: laser treated ESD

۴ نتیجه گیری

پوشش دهی الکترواسپارک بر روی آلیاژ IN738LC جهت ایجاد لایه واسط برای ذوب مجدد لیزر بر روی این آلیاژ دارای نتایج زیر است:

- ۱ - پوشش های الکترواسپارک دارای ریزساختار سلولی بسیار ظریف و دانه بندی بسیار ریز هستند. جهت گیری دانه ها در جهت رشد پوشش می باشد.
- ۲ - با انجام ذوب خودزا لیزر بر روی فلز پایه IN738LC ترک های ذوبی بسیار شدیدی در نمونه ها مشاهده شد. علت ایجاد ترک ها ذوب شدگی مرز دانه ها در فلز پایه شامل ترکیبات یوتکتیکی و کاربیدی است.
- ۳ - انجام ذوب مجدد لیزر بر روی پوشش های الکترواسپارک سبب ایجاد پوشش های بدون ترک و حذف عیوب متداول پوشش های الکترواسپارک مانند تخلخل و آخال و عدم ذوب شدگی کافی بین پاسی شده است.
- ۴ - میزان سختی پوشش های الکترواسپارک با انجام عملیات ذوب مجدد لیزر کاهش یافته است. هم چنین سختی پوشش های ذوب مجدد لیزر بیشتر از سختی مناطق ذوب لیزر بر روی فلز پایه می باشد.
- ۵ - نبود جدایش عناصر آلیاژی و هم چنین ریزدانه بودن پوشش های الکترواسپارک علت مقاومت بیشتر پوشش های الکترواسپارک به ترک های ذوبی در ذوب مجدد لیزر نسبت به حساسیت بسیار بالای فلز پایه در ذوب لیزر به ترک های ذوبی است.

۵ مراجع

- [1] O. K Nathaniel.. “Characterization of Inconel 718: Using Gleeble and Vareststraint Testing Methods to Determine the Weldability of Inconel 718”, 2010 , MS Thesis, California Polytechnic State University - San Luis Obispo.
- [2] j N DuPont, John C.Lippold, D Kiser Samuel., “Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys”, John Wiley & Sons, INC., New Jersey, 2009.
- [3] A T Egbewande, R A.Buckson, , O A Ojo., “Analysis of laser beam weldability of Inconel 738 superalloy”, Materials characterization 61, 2010, pp. 569-574.
- [4] Y.Danis, C.Arviu, E.Lacoste, T Larrouy., Quenisset, J M, “An investigation on thermal, metallurgical and mechanical states in weld cracking of Inconel 738LC superalloy”, Materials and Design, 31 , 2010., pp 402–416 .
- [5] M Zhong, H Sun, W Liu, X Zhu, J He “Boundary liquation and interface cracking characterization in laser deposition of Inconel 738 on directionally solidified Ni-based superalloy”, Scripta Materialia 53, 2005.,pp 159–164.
- [6] J Durocher , N.L Richards. “Characterization of the Micro-Welding Process for Repair of Nickel Base Superalloys”, ASM International, Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 16(6), 2007.
- [7] O.A Ojo., N.L Richards., M.C Chaturvedi., “Microstructural study of weld fusion zone of TIG welded IN 738LC nickel-based superalloy”, Scripta Materialia 51, 2004, pp 683 – 688.
- [8] O.A Ojo., N.L Richards., M.C Chaturvedi., “Study of the Fusion Zone and Heat-Affected Zone Microstructures in Tungsten Inert Gas–Welded INCONEL 738LC Superalloy”, Metallurgical and materials transactions A, 2006, pp 421- 434.
- [9] R.K Sidhu., O.A Ojo., , M.C Chaturvedi. “Microstructural Analysis of Laser-Beam-Welded Directionally Solidified INCONEL 738”, Metallurgical and materials transactions A, volume 38A, 2007, pp 858— 869 .
- [10] O.A Ojo, N.L Richards , M.C Chaturvedi., “Contribution of constitutional liquation of gamma prime precipitate to weld HAZ cracking of cast Inconel 738 superalloy”, Scripta Materialia 50, 2004, pp 641– 646.
- [11] R. N Johnson, J. A Bailey.. “Electro-Spark Deposited for replacement of chrome plating”, Pacific Northwest National Laboratory, 2005, Contractor Report ARAET-CR-05002.
- [12] D B Sartwell, .. “Electrospark Deposition for Depot- and Field-Level Component Repair and Replacement of Hard Chromium Plating”, U.S. Department of defense, Environmental Security Technology Certification Program (ESTCP), Final Report, 2006.

- [13] S K Tang,., "The Process Fundamentals and Parameters of Electro-Spark Deposition", MS thesis, Waterloo university, Ontario, Canada, 2009.
- [14] G. L.Sheldon, R. N Johnson,., "Spark deposition- a technique for producing wear resistant coatings", International Conference on Wear of Materials, 1985.
- [15] R.N Johnson,., "ElectroSpark Deposition: Principles and Applications," Society of Vacuum Coaters, 45th Annual Technical Conference Proceedings, 2002, pp 87 – 92.
- [16] M C Wang, W f Wang, Y J Xie., J Zhang. "Electro-spark epitaxial deposition of NiCoCrAlYT a alloy on directionally solidified nickel-based superalloy", Trans. Nonferrous Met. Soc. China 20, 2010, pp 795-802.
- [17] Hot cracking in pulsed laser processing of a nickel base superalloy built up by electrosark
Farshid Malek Ghaini , Hamid Reza Shahverdi, Science and deposition, Mohamad Ebrahimnia ,
Technology of Welding and Joining, 2014 (19): 25-29.
- [18] محمد ابراهيم نيا، فرشيد مالک قايینی، حميدرضا شاهوردي، بررسی ريزساختار لايه های ايجاد شده توسط فرايند الکترواسپارک بر روی سوپر آلياژ IN738LC، اولين همایش ملی فلزات و آلياژهای غير آهنی، (مواد و فناوری های نوين کاربردی)، ۲۵ مهرماه ۱۳۹۲- مشهد- سالن همایش های فردوسی جهاد دانشگاهی مشهد.