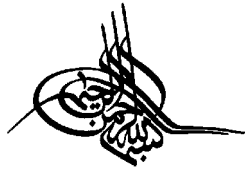


# موشکاری

فصلنامه انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران  
شماره ۱۱۶ - پاییز ۱۴۰۲



مقام دوم بخش عکاسی یازدهمین مسابقه گرافیک و عکاسی صنعت جوش و بازرسی  
جناب آقای مهندس میثم آقا باقری



انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران  
موسسه مرجع ملی در زمینه تکنولوژی جوشکاری و  
آزمایش‌های غیرمخرب در جمهوری اسلامی ایران

مدیر مسئول: مهندس عبدالوهاب ادب آوازه

زیر نظر شورای نویسندگان

مسئول اجرایی: کمیته انتشارات

مدیر اجرایی و گرافیک: دکتر نازیلا ادب آوازه

نشانی دبیرخانه انجمن:

اصفهان - خیابان شمس آبادی - ساختمان شمس -  
طبقه 4 - واحد 413

تلفن: 03132240325 فاکس: 03132231765

پست الکترونیک:

Email: info@iwnt.com

فصلنامه جوشکاری نشریه ای در زمینه موضوعات و  
مسائل مرتبط با جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب  
است.

فصلنامه در ویرایش مقالات رسیده آزاد است

نقل نوشته ها با ذکر ماخذ بلامانع است.

- 1 اتصال غیر مشابه آلیاژهای ساخت افزایشی Ti-6Al-4V و فولاد زنگ‌نزن  
آستنییتی ۳۱۶L به روش فاز مایع گذرا و بررسی خواص اتصال، نگار پاکدامن  
تهرانی - مسعود عطاپور - ابوذر طاهری زاده - عبدالله صبوری
- 9 الکترودهای روکشدار برای جوشکاری فولادهای کربنی و کم آلیاژ،  
عبدالوهاب ادب آوازه
- 13 تأثیر عملیات اصطکاکی همزنی بر ریزساختار و مقاومت به خوردگی  
تیتانیوم خالص تجاری، زینب عسکری - احسان محمدی - زهرانی - محمدحسن  
فرشیدی
- 20 بهبود خواص سایشی مته‌های حفاری از جنس فولاد AISI 8620 با استفاده  
از روش‌های بهینه سخت کاری سطحی، هاشم قهرمانی جو - امید یعقوبی زاده
- 28 تحلیل و آنالیز ریسک های ایمنی و فرایندی با رویکرد آنالیز حالات خرابی  
بالقوه در دو حالت جوشکاری ذوبی و حالت جامد، امید اشکانی - حامد ثابت -  
محمدرضا تعویقی
- 33 آشنایی با الزامات استاندارد ISO 3834 الزامات کیفیتی در جوشکاری ذوبی  
مواد فلزی - بخش جامع - قسمت هفتم، مهندس افشین خیام
- 35 اتصال غیر مشابه Ti-6Al-4V به فولاد زنگ نزن ۳۱۶L با یک فرایند اتصال  
جدید مبتنی بر ساخت افزایشی قوس الکتریکی ترکیب شده با جوشکاری  
قوس الکتریکی دو سیمی (قسمت دوم)، مهندس کاظم بابایی
- 37 تأثیر سرعت چرخش فرایند اصطکاکی اغتشاشی بر سختی سطحی فلز  
منیزیم خالص ریختگی، رضا بهادری بیرگانی - مهدی عزیزیه
- 44 بررسی تأثیر ریزساختار بر استحکام و رفتار سایش کامپوزیت زمینه مس  
تقویت شده با ذرات آلومینا تولید شده به روش SPS، سعید قسمتی تبریزی -  
مسعود خدابخش زاده فلاح - شیدا سیدی

## جوشکاری

انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران  
شماره ۱۱۶ - پاییز ۱۴۰۴



مقام دوم بخش عکاسی: یاردهشت سمانه گرافیک و عکاسی صنعت جوش و بازرسی  
چاپ آقای مهندس منعم آقا پوری







## اتصال غیر مشابه آلیاژهای ساخت افزایشی Ti-6Al-4V و فولاد زنگ‌نزن آستینیتی ۳۱۶L به روش فاز مایع گذرا و بررسی خواص اتصال

نگار پاکدامن تهرانی<sup>۱</sup>، مسعود عطاپور<sup>۲</sup>، ابوذّر طاهری‌زاده<sup>۳</sup>، عبدالله صبور<sup>۴</sup>

### چکیده

امروزه اتصال فولادهای زنگ‌نزن و آلیاژهای تیتانیوم در صنایع مختلفی از جمله هوافضا، پزشکی و کارخانه‌های شیمیایی کاربرد پیدا کرده است. همچنین روش ساخت افزایشی برای تولید نمونه‌های فلزی توسعه یافته است. به دلیل محدودیت فرایندهای ساخت افزایشی جهت تولید سازه‌های بزرگ، اتصال این مواد به یکدیگر از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. در این پژوهش اتصال فولاد زنگ‌نزن آستینیتی ۳۱۶L تولید شده به روش ذوب گزینشی لیزر و آلیاژ Ti-6Al-4V تولید شده به روش ذوب پرتو الکترونی با روش فاز مایع گذرا انجام شده است. جهت انجام اتصال از مس به عنوان میان لایه استفاده شد. اتصال فاز مایع گذرا درون کوره خلاء و در دماهای ۸۹۰ و ۹۷۰ درجه سانتی‌گراد و در زمان ثابت ۶۰ دقیقه انجام شد. پس از انجام اتصال جهت بررسی‌های ریزساختاری نمونه‌ها از وسط برش داده شدند و تحت عملیات متالوگرافی قرار گرفتند. سپس از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی مجهز به سیستم EDS جهت بررسی فازهای تشکیل شده در منطقه اتصال استفاده شد. برای تعیین خواص مکانیکی اتصالات انجام شده از آزمون استحکام برشی استفاده شد. نتایج حاصل از این پژوهش نشان می‌دهد که با افزایش دمای اتصال دهی تا ۹۷۰ درجه سانتی‌گراد، عرض منطقه انجماد هم‌دمای افزایش یافته و منجر به حذف ترکیبات بین‌فلزی Ti-Cu در مرکز اتصال می‌شود. اما با افزایش دمای اتصال دهی، نفوذ عناصر تیتانیوم و آهن به سمت یکدیگر افزایش می‌یابد که منجر به شکل‌گیری ترکیبات سخت و ترد Ti-Fe می‌شود. در نتیجه استحکام برشی اتصال از ۳۰۱ مگاپاسکال در ۸۹۰ درجه سانتی‌گراد به ۱۷۴ مگاپاسکال در ۹۷۰ درجه سانتی‌گراد کاهش می‌یابد.

**کلمات کلیدی:** فاز مایع گذرا، فولاد زنگ‌نزن آستینیتی 316L-SLM، آلیاژ Ti-6Al-4V-EBM، فرایند ساخت افزایشی، لایه میانی مس، خواص مکانیکی.

### 1- مقدمه

فولادهای زنگ‌نزن و آلیاژهای تیتانیوم به دلیل خواص مکانیکی خوب و مقاومت به خوردگی بالا کاربرد گسترده‌ای در بسیاری از صنایع دارند. همچنین اتصال غیرمشابه این دو آلیاژ امروزه در بسیاری از صنایع از جمله لوازم جانبی در سکوها، نفتی، جوشکاری تیغه‌های موتور هواپیما (تیتانیوم به دیسک فولاد زنگ‌نزن) و لوله‌کشی‌های برودتی استفاده شده است [۱]. کوپلینگ‌های

تیتانیوم- فولاد برای بسیاری از کاربردهای بایومواد مانند ایمپلنت‌های دندان و جایگزینی مفصل‌ها بسیار جذاب هستند. اما به دلیل تشکیل ساختار ریختگی شکننده در محل جوشکاری شده، روش‌های جوشکاری ذوبی برای اتصال غیرمشابه این دو آلیاژ توصیه نمی‌شود. روش‌های جوشکاری غیرذوبی مانند جوشکاری اصطکاکی، لیزری، نفوذی، اصطکاکی - هم زنی و لحیمکاری سخت برای اتصال آلیاژ تیتانیوم به فولادهای زنگ‌نزن پیشنهاد شده است [۱].

روش ساخت افزایشی یکی از مهم‌ترین فناوری‌های ساخت در حال توسعه است که قادر به تولید بسیاری از فلزات مانند فولادهای زنگ‌زن و آلیاژهای تیتانیوم است. برای تولید فلزات از طریق روش ساخت افزایشی از یک پرتو لیزر یا پرتو الکترون به عنوان منبع انرژی استفاده می‌شود. سپس با توجه به مدل سه بعدی قطعه که به دستگاه داده شده است، با استفاده از پرتو الکترونی یا پرتو لیزر، ذوب جزئی و یا کامل پودر اولیه اتفاق افتاده و نمونه مورد نظر به صورت لایه لایه ساخته می‌شود. نمونه‌های تولید شده با فرایند ساخت افزایشی در بسیاری از خواص مانند خواص خوردگی و مکانیکی مشابه با نمونه‌هایی هستند که به روش‌های مرسوم مانند ریخته‌گری تولید شده‌اند و حتی در بعضی از شرایط خواص بهتری نیز دارند. روش ساخت افزایشی برای تولید قطعاتی که هندسه بسیار پیچیده دارند و در سایزهای کوچک هستند، کاربرد گسترده‌ای دارد. از طرفی به دلیل مشکل بودن ساخت سازه‌های یکپارچه و محدود بودن دستگاه‌های چاپ سه بعدی برای تولید قطعات در سایز بزرگ، اتصال این مواد به یکدیگر از اهمیت زیادی برخوردار است. فولادهای زنگ‌زن یک گروه مهم از آلیاژهایی هستند که از عناصر اصلی موجود در پوسته زمین مانند سنگ آهن، کروم، نیکل، سیلیکون، کربن، نیتروژن و منگنز ساخته شده‌اند [۲]. فولادهای زنگ‌زن به دلیل داشتن بیش از ۱۱ درصد وزنی عنصر کروم که منجر به تشکیل یک فیلم غیر فعال بر اساس اکسید کروم ( $Cr_2O_3$ ) روی سطح فلز می‌شود، مقاومت در برابر خوردگی بسیار بالایی دارند. همچنین استحکام بالا، حفاظت از طعم مواد غذایی، تمیز کردن آسان آن‌ها با حداقل نگهداری و سازگاری با محیط زیست از دیگر ویژگی‌های فولادها می‌باشد [۲]. این ویژگی‌ها منجر به کاربرد وسیع فولادهای زنگ‌زن در در زمینه‌های مختلفی از جمله ساختمان‌سازی، قطعات خودرو، کارخانه‌های پردازش مواد شیمیایی، صنایع تولید خمیر و کاغذ، پالایش نفت، کشتی‌سازی و صنایع دریایی، ماشین‌آلات حمل و نقل و ... شده است. آلیاژهای تیتانیوم، آلیاژهایی با چگالی کم و استحکام به وزن بالا هستند که به دلیل مقاومت به خوردگی عالی آن‌ها، در بسیاری از محیط‌ها نظیر آب دریا استفاده می‌شوند. کاربردهایی که بر پایه مقاومت به خوردگی این آلیاژهاست شامل مبدل‌های حرارتی، مخازن تحت فشار، مخازن ضایعات، لوله و مجراها است. این آلیاژها در برابر ترک خوردن خوردگی همراه با تنش مقاوم هستند و در محیط‌های دریایی به خوبی عمل می‌کنند [۳]. این آلیاژها همچنین زیست‌سازگار هستند که باعث می‌شود بتوان از آن‌ها در ایمپلنت‌های پزشکی مانند ران، زانو و چفت و بست‌ها استفاده نمود. آلیاژهای تیتانیوم به دلیل استحکام ویژه بالایی که دارند، در صنعت هوافضا به ویژه در هواپیماهای نظامی کاربرد دارند. همچنین استفاده از آن‌ها در تجهیزات ورزشی مانند بدنه دوچرخه‌ها، راکت‌های تنیس و وسایل بازی گلف، با کارایی عالی روبرو است [۳].

اتصال فولاد زنگ‌زن ۳۱۶L و آلیاژ Ti-6Al-4V یکی از کاربردی‌ترین اتصالات در صنایع مختلف است که در این پژوهش مورد مطالعه قرار گرفته است. در این تحقیق اتصال فولاد زنگ‌زن ۳۱۶L تولید شده به روش ذوب گزینشی لیزر و آلیاژ Ti-6Al-4V تولید شده به روش ذوب پرتو الکترونی به وسیله فرایند فاز مایع گذرا

و با استفاده از لایه میانی مس انجام شده است. سپس تاثیر دمای اتصال بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصالات انجام شده مورد ارزیابی قرار گرفته است. هدف از این پژوهش دستیابی به بهترین دمای اتصال دهی جهت کامل شدن انجماد هم‌دم، حذف ترکیبات یوتکتیک و فازهای ثانویه در منطقه اتصال جهت رسیدن به بهترین خواص مکانیکی است. از طرفی یکی از مشکلات جدی در جوشکاری نمونه‌های چاپ سه بعدی افزایش میزان تخلخل در آن‌ها است که باید در نظر گرفته شود [۴].

در زمینه اتصال TLP فولادهای زنگ‌زن تولید شده به روش SLM به آلیاژهای تیتانیوم تولید شده به روش EBM تاکنون تحقیقاتی صورت نگرفته است. هدف آن است که بتوان نمونه‌های SLM و EBM را به وسیله فرایند فاز مایع گذرا اتصال داد و با بهینه کردن پارامترهای فرایند به بهترین خواص مکانیکی دست یافت.

## 2- مواد اولیه و روش تحقیق

### 2-1- مواد اولیه

در تحقیق پیش رو از آلیاژ Ti-6Al-4V تولید شده به روش EBM و فولاد زنگ‌زن ۳۱۶L تولید شده به روش SLM برای انجام اتصال TLP استفاده شده است. جهت بررسی ترکیب شیمیایی فلزات پایه، آنالیز عنصری با میکروسکوپ الکترونی روبشی Philips مدل XL30 مجهز به سیستم EDS انجام شد. نتایج آنالیز عنصری فلزات پایه در جدول (۱ و ۲) گزارش شده است. برای تولید نمونه‌های Ti-6Al-4V به روش ذوب پرتو الکترونی، از ذرات پودر اولیه با قطر ۴۵ تا ۱۰۶ میکرون و قطر متوسط حجمی ۷۵ میکرون استفاده شده است. این نمونه‌ها بر اساس استاندارد Arcam A2X (ولتاژ شتاب‌دهنده ۶۰ کیلو ولت، ضخامت لایه ۵۰ میکرومتر و نسخه نرم‌افزاری ۵,۲,۵۲) تولید شدند. همچنین برای تولید نمونه‌های ۳۱۶L به روش SLM از ذرات پودر با قطر بین ۱۵ تا ۴۵ میکرون استفاده شد. پارامترهای این فرایند شامل توان لیزر برابر با ۹۵ وات، سرعت اسکن برابر با ۵۰۰ میلی‌متر و فاصله روزنه برابر با ۸۴ میلی‌متر در نظر گرفته شده است.

جدول ۱- آنالیز شیمیایی فولاد زنگ‌زن L-SLM316

| عنصر | Fe   | C    | Si   | Mn   | Ni    | Cr    | Mo   | P     | S    |
|------|------|------|------|------|-------|-------|------|-------|------|
| ۳۱۶L | Bal. | ۰/۰۲ | ۰/۴۸ | ۲/۱۱ | ۱۳/۵۰ | ۱۷/۰۲ | ۲/۰۴ | ۰/۰۲۲ | ۰/۰۱ |

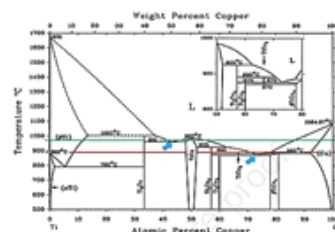
جدول ۲- آنالیز شیمیایی آلیاژ Ti-6Al-4V

| عنصر      | Ti   | Al   | V    | Fe   | C    | O    | N    | H     |
|-----------|------|------|------|------|------|------|------|-------|
| Ti-6Al-4V | Bal. | ۶/۴۱ | ۳/۸۶ | ۰/۱۹ | ۰/۰۲ | ۰/۰۹ | ۰/۰۱ | ۰/۰۰۲ |

در این پژوهش از فویل مس خالص با ضخامت ۳۰ میکرومتر و خلوص ۹۹/۹۹٪ استفاده شد. دلیل انتخاب لایه میانی از جنس مس این است که با قیمت کم و به راحتی در دسترس است و با عنصر تیتانیوم که در آلیاژ Ti-6Al-4V وجود دارد، در دو دمای ۸۷۵ و ۹۶۰ درجه سانتی‌گراد که در شکل ۱ نشان داده شده است، استحاله یوتکتیک می‌دهد. به همین دلیل محدوده‌ای حدود ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد در اختیار است تا بتوان تاثیر دما بر خواص مکانیکی



اتصالات را ارزیابی کرد.



شکل ۱- دیاگرام فازی Ti-Cu.

## 2-4- آزمون‌های انجام شده

جهت بررسی ریزساختار با میکروسکوپ نوری و الکترونی ابتدا نمونه‌های اتصال از مقطع عرضی با دستگاه وایرکات بریده شدند. سپس طبق آزمایش استاندارد متالوگرافی با استفاده از سنباده‌هایی از جنس SiC از شماره ۸۰ تا ۲۴۰۰ سنباده‌زنی شدند و بعد از آن با استفاده از پارچه پولیش و پودر آلومینا با سایز ۱ میکرون آماده شدند. پس از انجام متالوگرافی ۲ محلول برای حکاکی شیمیایی فولاد زنگ‌زن و آلیاژ Ti-6Al-4V آماده شد که در جدول (۴) گزارش شده است.

جدول ۴ - محلول حکاکی شیمیایی برای آزمون متالوگرافی.

| نوع آلیاژ             | محلول حکاکی شیمیایی                                                                     |
|-----------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------|
| فولاد زنگ‌زن ۳۱۶L-SLM | اکزالیک اسید (۱۰ گرم اکزالیک اسید + ۹۰ میلی‌لیتر آب مقطر) - به صورت الکترولایت          |
| آلیاژ Ti-6Al-4V-EBM   | گرویل (۵ میلی‌لیتر هیدروفلوئوریک اسید + ۵ میلی‌لیتر نیتریک اسید + ۹۰ میلی‌لیتر آب مقطر) |

در نهایت تصاویر متالوگرافی از منطقه اتصال با میکروسکوپ نوری Nikon مدل EPIPHOT300 مجهز به دوربین تصویربرداری گرفته شد. همچنین جهت بررسی فازهای تشکیل شده در منطقه اتصال و آنالیز نیمه کمی آن‌ها از میکروسکوپ الکترونی Philips مدل XL30 مجهز به EDS استفاده شد. برای مشاهده فازهای تشکیل شده در منطقه اتصال تصاویر الکترون‌های برگشتی مورد بررسی قرار گرفتند. جهت ارزیابی خواص مکانیکی اتصالات انجام شده، استاندارد AWS C3.2 که تحت عنوان ارزیابی استحکام کششی قطعات لحیم کاری شده قرار دارد، استفاده شد. نگهدارنده موجود در این پژوهش از جنس فولاد عملیات حرارتی پذیر BOZ تهیه شده است. در نهایت با اعمال نیروی کششی ۵/۰ میلی‌متر بر دقیقه تست کشش انجام شد. در هر اتصال از ۲ نمونه جهت تست کشش استفاده شد و سرانجام میانگین ۲ عدد به عنوان عدد نهایی گزارش شد.

## 3- نتایج و بحث

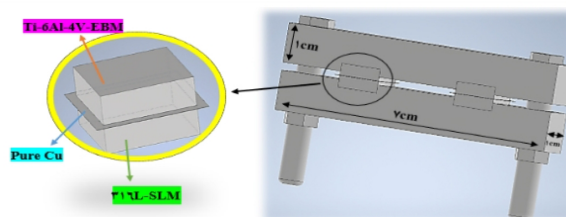
### 3-1- ریزساختار فلزات پایه

در شکل (۳) تصاویر میکروسکوپ نوری از فلزات پایه قبل از انجام اتصال TLP مشاهده می‌شود. شکل (۳-الف) ریزساختار فولاد زنگ‌زن ۳۱۶L تولید شده به روش SLM را نشان می‌دهد. نمونه‌ها دارای یک ریزساختار لایه‌ای معمولی هستند و حوضچه‌های مذاب به وضوح قابل شناسایی است. در این تصویر حوضچه‌های مذاب با یک ساختار سلولی معمولی مشخص می‌شوند. چنین ساختاری معمولاً در قطعات تولید شده با لیزر گزارش شده است. به نظر می‌رسد سلول‌ها بسته به جهت رشد آن‌ها با توجه به قسمت متالوگرافی، هم‌محور - چند ضلعی یا کشیده باشند که به شدت تحت تأثیر جهت شیب حرارتی قرار دارد. این ساختارها به دلیل سرعت سرد شدن بالا و انجماد غیر تعادلی به وجود می‌آیند [۵]. در رابطه با عیوبی که به صورت نامنظم هستند و بین حوضچه‌های مذاب مشاهده می‌شوند، دو مکانیسم اصلی وجود دارد:

- کافی نبودن انرژی لیزر در طی فرایند SLM که منجر به ذوب ناقص پودر اولیه می‌شود  
- گلوله‌ای کردن ذرات یا گندله‌سازی، این مکانیسم زمانی اتفاق

## 2-2- آماده‌سازی مواد اولیه

ابتدا نمونه‌های فولاد زنگ‌زن و آلیاژ تیتانیوم با ابعاد ۱۰×۱۰ میلی‌متر و ضخامت ۳ میلی‌متر با دستگاه وایرکات برش داده شدند. ورق مسی نیز با ابعاد ۱۲×۱۲ میلی‌متر برش داده شد که هدف از بزرگ‌تر گرفتن آن نسبت به فلزات پایه، اطمینان از کامل شدن اتصال در لبه‌های نمونه بوده است. سپس برای حذف آلودگی‌های سطحی با سنباده‌های ۸۰ تا ۲۴۰۰ عملیات سنباده‌زنی انجام شد و نهایتاً با استفاده از پودر آلومینا با سایز ۱ میکرومتر، مورد عملیات پولیش کاری قرار گرفت. در مرحله نهایی برای حذف ذرات باقی‌مانده از عملیات سنباده‌زنی و پولیش و جهت چربی‌زدایی، ابتدا نمونه‌های فلزات پایه در کنار ورق مسی به مدت ۳۰ دقیقه در دستگاه لرزش آلتراسونیک و درون محلول استون پاکسازی شدند. سپس جهت حذف اکسیدهای سطحی نمونه‌ها به مدت ۳ دقیقه در محلول شامل ۸۰ درصد آب مقطر + ۲۰ درصد HCL قرار گرفتند. در نهایت نمونه‌ها یکبار دیگر با دستگاه آلتراسونیک و محلول استون به مدت ۳۰ دقیقه چربی‌زدایی شدند و تا زمان انجام آزمون TLP در اتانول نگهداری شدند. برای انجام اتصال TLP از یک فیکسچر از جنس فولاد زنگ‌زن آستنیتی نسوز ۳۱۰ استفاده شد. شماتیک این فیکسچر و نحوه قرار گیری نمونه‌ها در آن در شکل (۲) آورده شده است.



شکل ۲- شماتیک از نگهدارنده اتصال و قرارگیری نمونه‌ها در آن.

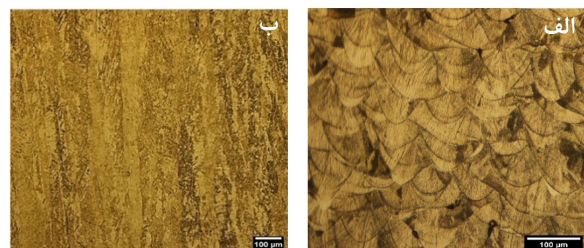
## 2-3- پارامترهای اتصال

پارامتر متغیر در این فرایند شامل تغییرات دما می‌باشد که به همراه سایر پارامترهای اتصال در جدول (۳) گزارش شده است.

جدول ۳- پارامترهای اتصال TLP.

| ردیف | دما<br>(درجه سانتی‌گراد) | زمان<br>(دقیقه) | فشار<br>(مگاپاسکال) | نرخ گرمایش<br>(درجه سانتی‌گراد بر دقیقه) | میزان خلاء<br>(میلی‌بار) | شرایط سرد<br>کردن |
|------|--------------------------|-----------------|---------------------|------------------------------------------|--------------------------|-------------------|
| ۱    | ۸۹۰                      | ۶۰              | ۱                   | ۱۰                                       | ۱۰ <sup>-۲</sup>         | کوره              |
| ۲    | ۹۷۰                      | ۶۰              | ۱                   | ۱۰                                       | ۱۰ <sup>-۲</sup>         | کوره              |

می‌افتد که مسیر مذاب با ویسکوزیته بالا یا زاویه ترشوندگی زیاد با ترکیبات گلوله‌های فلزی بیضوی و کروی شکل برای به حداقل رساندن انرژی سطح مشخص شود. از آنجا که این فرایند با رسوب متوالی پودرهای جدید ادامه دارد، لایه جدید نمی‌تواند منافذ نامنظم تولید شده با گندله‌سازی را کاملاً پر کند و همچنین ممکن است انرژی لیزر برای ذوب شدن لایه پودر جدید کافی نباشد. در نتیجه این عیب احتمالاً با ذوب ناقص ذرات اولیه  $316L$  ایجاد می‌شود. همچنین یکسری حفره‌های کروی مربوط به حبس گاز ممکن است تشکیل شوند که اندازه آن‌ها در محدوده  $20-100$  میکرومتر قرار دارد [4]. شکل (۳-ب) ریزساختار آلیاژ  $Ti-6Al-4V$  تولید شده به روش EBM را نشان می‌دهد. این ریزساختار شامل دانه‌های ستونی فاز بتای قبلی است که در امتداد جهت ساخت رشد کرده‌اند. دانه‌های ستونی فاز بتای قبلی در نزدیک سطح تمایل به انحراف از جهت ساخت را دارند. داخل دانه‌های بتای قبلی ریزساختار شامل آلفا + بتا به صورت آلفای ویدمن‌اشتاتن و فاز بتای میله‌ای شکل که در مرزدانه‌های فاز آلفا تشکیل شده‌اند، مشخص شده است. آلیاژ  $Ti-6Al-4V$  تولید شده به روش SLM و EBM به علت تفاوت در سرعت سرد شدن دارای ریزساختارهای متفاوتی هستند. در این پژوهش آلیاژ  $Ti-6Al-4V$  به روش EBM تولید شده و فاقد ریزساختار مارتنزیتی می‌باشد [6].



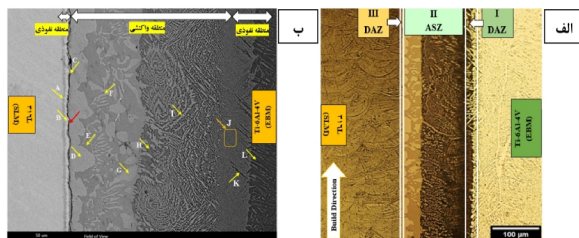
شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار فلزات پایه الف - فولاد زنگ‌زن L-SLM316 - ب - آلیاژ  $Ti-6Al-4V$ -EBM.

### 3-2- فاز بایی و بررسی ریزساختاری اتصال ایجاد شده در دمای $890^{\circ}C$

در شکل (۴-الف) ریزساختار اتصال انجام شده در دمای  $890^{\circ}C$  درجه سانتی‌گراد بعد از حکاکی شیمیایی مشاهده می‌شود. منطقه اتصال عاری از هر گونه ترک، ریزترک و ناپیوستگی که در اثر انتخاب نادرست پارامترهای اتصال ایجاد می‌شوند، می‌باشد. در شکل (۴-الف) مشاهده می‌شود که ضخامت منطقه اتصال نسبت به ضخامت اولیه فویل مسی که  $30$  میکرون بوده است، در اثر نفوذ جزیبی و انحلال لایه میانی و به دلیل نفوذپذیری بالای  $Ti$  در  $Cu$ ، افزایش یافته و به مقدار  $154$  میکرون رسیده است. دلیل این امر نفوذ مرزدانه‌ای در مواد پلی کریستال است. در واقع عناصر مسیریهای بین‌دانه‌ای یا همان مرزدانه‌ها را به مسیریهای درون‌دانه‌ای ترجیح داده و با سهولت بیشتری نفوذ می‌کنند. زیرا در مواد پلی کریستال به دلیل وجود نقص‌های شبکه مانند نایه‌جایی‌ها، نفوذ عناصر سریع‌تر انجام می‌شود. تصویر (۴-الف) از سه منطقه اصلی تشکیل شده است که شامل فلز پایه فولادی، فلز پایه تیتانیومی و منطقه اتصال است.

منطقه I: در اثر نفوذ عناصر لایه واسط به طرف فلز پایه، ناحیه‌ای تشکیل می‌شود که از عناصر لایه واسط غنی‌تر بوده و ترکیب شیمیایی آن با ترکیب شیمیایی اولیه فلز پایه تفاوت دارد. این ناحیه که به دلیل نفوذ حالت جامد تشکیل شده است، به ناحیه متأثر از نفوذ یا DAZ معروف است. این منطقه دارای یک ساختار سوزنی شکل شامل تیغه‌های آلفای تیتانیوم است. به دلیل نفوذ مس در تیتانیوم، دمای استحاله یوتکتوید آلفا-بتا کاهش می‌یابد و چون مس پایدار کننده فاز بتا است باعث افزایش پایداری فاز بتا در این منطقه می‌شود. در نتیجه فاز اصلی در این ناحیه تیتانیوم-بتا است [7]. منطقه II: در این منطقه که خط مرکزی اتصال است، ترکیبات بین‌فلزی و اجزاء یوتکتیک متفاوتی تشکیل شده که دلیل آن ناکافی بودن زمان لازم جهت کامل شدن انجماد هم‌دمای باشد. به این ناحیه، ناحیه انجماد غیر هم‌دمای یا ناحیه انجماد حرارتی گفته می‌شود. در این ناحیه سرد کردن مهم‌ترین نیرو محرکه انجماد غیر هم‌دمای است. در صورتی که منطقه اتصال قبل از تکمیل انجماد هم‌دمای سرد شود، مذاب باقی‌مانده در خط مرکزی اتصال به صورت غیر هم‌دمای منجمد شده و منطقه انجماد غیر هم‌دمای تشکیل می‌شود که شامل ترکیبات یوتکتیک و ترکیبات بین‌فلزی است.

منطقه III: این ناحیه در اثر تفاوت رفتار نفوذی بین عنصر آهن موجود در فلز پایه فولادی، مس موجود در لایه واسط و تیتانیوم موجود در فلز پایه تیتانیومی ایجاد می‌شود. با توجه به این نکته که ضریب نفوذ تیتانیوم در مس در دمای  $890^{\circ}C$  درجه سانتی‌گراد بسیار بیشتر از ضریب نفوذ مس در تیتانیوم و مس در آهن در دمای یکسان است، بنابراین شکل‌گیری این ناحیه در سمت فلز پایه فولادی رخ می‌دهد. تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از منطقه اتصال در دمای  $890^{\circ}C$  درجه سانتی‌گراد و زمان  $60$  دقیقه در شکل (۴-ب) مشاهده می‌شود. در این تصویر مانند تصویر میکروسکوپ نوری هیچ‌گونه ترک، حفره و ناپیوستگی در منطقه اتصال مشاهده نمی‌شود. همچنین منطقه متأثر از نفوذ سمت فولاد زنگ‌زن که در تصویر میکروسکوپ نوری قابل مشاهده نبود، در این تصویر دیده می‌شود. به منظور بررسی بهتر فازهای ایجاد شده در مرکز اتصال و اطراف آن، آنالیز EDS نقطه‌ای انجام شده و نتایج آن در جدول (۵) گزارش شده است.

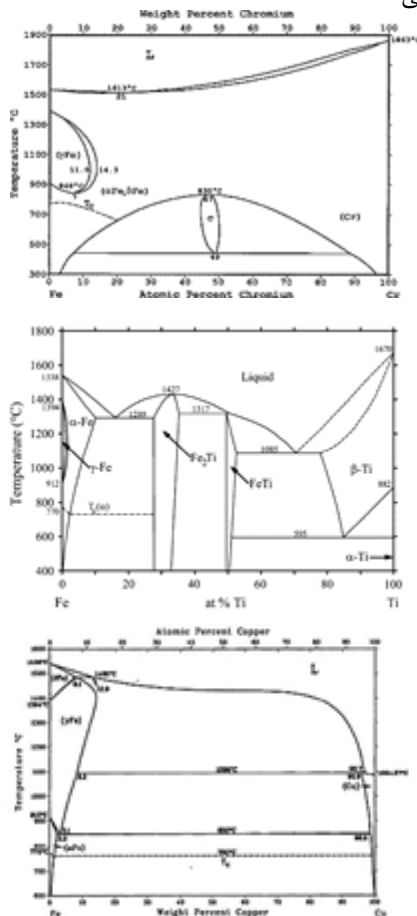


شکل ۴- الف - تصویر میکروسکوپ نوری ب - تصویر میکروسکوپ الکترونی، از منطقه اتصال در دمای  $890^{\circ}C$  درجه سانتی‌گراد.

جهت بررسی منطقه نفوذی سمت فولاد زنگ‌زن، آنالیز EDS از نقاط A تا C انجام شده است. در نقطه A به دلیل درصد بالای عنصر آهن و کروم و با توجه به دیگرام فازی  $Fe-Cr$  (شکل ۵-الف) این



وزنی عنصر آهن حضور دارد. در نتیجه احتمال تشکیل ترکیبات بین فلزی بر پایه **Ti-Cu-Fe** در این منطقه وجود دارد که تشکیل این ترکیبات در کار پژوهشی نوروژی و همکاران نیز گزارش شده است [۱۰ و ۱۱]. با افزایش دما تا ۸۹۰ درجه سانتی گراد ابتدا فاز آلفا به بتا تبدیل شده و سپس با سرد شدن دمای اتاق و عدم پایداری فاز بتا، تیغه‌های  $\alpha$ -Ti در این منطقه تشکیل شده است [۷]. در نقطه I به دلیل حضور ۶۲/۳۵ درصد وزنی تیتانیوم و ۲۹/۲۰ درصد وزنی مس، همچنین ترکیبات تیغه‌ای شکل **Ti<sub>2</sub>Cu** تشکیل شده است. همچنین مورفولوژی فازهای یوتکتیکی ایجاد شده در این ناحیه (II) به صورت جزیره‌ای و پیوسته می‌باشد، در نتیجه آنالیز عنصری و مورفولوژی ترکیبات تشکیل شده در مرکز اتصال، تشکیل فازهای یوتکتیکی را اثبات می‌کند.



شکل ۵- دیاگرام‌های فاز الف - Fe-Cr - ب - Fe-Ti - ج - Fe-Cu.

به دلیل وجود درصدهای وزنی یکسان از عناصر مس و تیتانیوم و با توجه به دیاگرام فاز **Ti-Cu** (شکل ۱)، عمده فازهای تشکیل شده در ناحیه II (نقاط E، F و G) شامل **Ti<sub>2</sub>Cu** و **TiCu** است که توسط نوروژی و همکاران و جلالی و همکاران نیز گزارش شده است. همچنین نقطه H نشان‌دهنده ترکیبی از **Ti<sub>2</sub>Cu** +  $\alpha$ -Ti در این منطقه است. طبق جدول (۵) مشاهده می‌شود که مقدار مس در مرکز

منطقه شامل فاز فریت است. منطقه A عاری از دانه‌های آستنیت است و ویژگی‌های این ناحیه با فلز پایه فولادی تشابه دارد [۷]. نتایج نشان می‌دهد که به دلیل ضریب نفوذ بالای تیتانیوم در مس، این عنصر به طرف فولاد زنگ نزن نفوذ کرده و به مقدار ۵/۲۱ درصد وزنی در نقطه A رسیده است. درصد نفوذ عنصر تیتانیوم در نقاط B و C بیشتر بوده که با توجه به دیاگرام فازی **Fe-Ti** (شکل ۵- ب) منجر به تشکیل فازهای **FeTi** و **Fe<sub>2</sub>Ti** در منطقه نفوذی شده است.

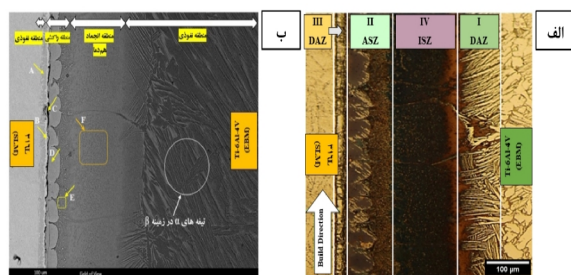
جدول ۵- نتایج آنالیز EDS از منطقه اتصال در دمای ۸۹۰ درجه سانتی گراد.

| منطقه | تیتانیوم | کروم  | آهن   | نیکل | مس    | آلومینیوم | وانادیوم | فاز پیشنهادی                    |
|-------|----------|-------|-------|------|-------|-----------|----------|---------------------------------|
| A     | ۵/۲۱     | ۲۶/۸۴ | ۶۲/۲۱ | ۴/۱۸ | ۱/۵۶  | ۰         | ۰        | Ferrite                         |
| B     | ۳۶/۵     | ۸/۷۱  | ۴۴/۱۲ | ۳/۹۱ | ۶/۶۹  | ۰/۰۷      | ۰        | Fe <sub>2</sub> Ti / FeTi       |
| C     | ۳۲/۱     | ۷/۶   | ۵۰    | ۳/۱۲ | ۷/۱   | ۰/۰۸      | ۰        | Fe <sub>2</sub> Ti / FeTi       |
| D     | ۴۵/۴۱    | ۰/۶۳  | ۸/۹۲  | ۰/۴۸ | ۴۲/۰۶ | ۱/۵       | ۰        | Fe-Cu-Ti                        |
| E     | ۵۳/۹۰    | ۱/۱۲  | ۲/۶   | ۱/۵  | ۳۸/۰۱ | ۱/۷۵      | ۱/۱۲     | TiCu / Ti <sub>2</sub> Cu       |
| F     | ۵۴/۳۲    | ۱/۰۱  | ۱/۱۱  | ۰/۷۶ | ۳۸/۶۰ | ۲/۱       | ۲/۱      | TiCu / Ti <sub>2</sub> Cu       |
| G     | ۴۸/۹۰    | ۱/۷۸  | ۶/۷۷  | ۲/۲۲ | ۳۵/۴۸ | ۲/۳۵      | ۲/۵      | TiCu / Ti <sub>2</sub> Cu       |
| H     | ۶۶/۳۲    | ۱/۳۰  | ۴/۹۴  | ۱/۰۳ | ۲۱/۳۶ | ۲/۶       | ۲/۴۵     | $\alpha$ -Ti+Ti <sub>2</sub> Cu |
| I     | ۶۲/۳۵    | ۱/۱۱  | ۱/۴۶  | ۰/۳۸ | ۲۹/۲۰ | ۳/۱       | ۲/۵      | Ti <sub>2</sub> Cu              |
| J     | ۸۴/۱۸    | ۰/۳۹  | ۱/۲۶  | ۰/۱۶ | ۳/۵۵  | ۱/۰۱      | ۲/۴۵     | $\alpha$ -Ti+Ti <sub>2</sub> Cu |
| K     | ۸۰/۲۳    | ۱/۱۷  | ۱/۸۷  | ۰/۴۷ | ۱۰/۳۶ | ۳/۴       | ۲/۵      | $\alpha$ -Ti                    |
| L     | ۸۸/۱۸    | ۱/۱۹  | ۱/۳۶  | ۰/۵۹ | ۲/۴۸  | ۴/۱       | ۲/۱      | $\alpha$ -Ti                    |

تشکیل فازهای **FeTi** و **Fe<sub>2</sub>Ti** در یک کار پژوهشی مشابه توسط زکی پور و همکاران نیز گزارش شده است [۸]. نقاط B و C دارای ۷ الی ۹ درصد وزنی عنصر کروم هستند و به دلیل اینکه در مجاورت منطقه A قرار دارند و این منطقه ۲۷ درصد وزنی عنصر کروم دارد، تشکیل فاز **TiCr<sub>2</sub>** در این دو منطقه محتمل هست [۹]. احتمال حضور محلول جامد **FeCu** در منطقه B و C به دلیل حضور عنصر **Fe** و **Cu** و طبق دیاگرام فازی **Fe-Cu** وجود دارد (شکل ۵- ج). بر اساس اصل هیوم-روتری اگر دو عنصر دارای اختلاف الکترونگاتیویته و شعاع اتمی کمتر از ۱۵٪ باشند، شکل‌گیری محلول جامد برای آن دو عنصر به احتمال زیاد وجود دارد [۹]. تشکیل محلول جامد **FeCu** توسط مختاری و همکاران گزارش شده است. این محلول جامد به عنوان مانعی در برابر ورود عنصر آهن به داخل منطقه اتصال مقاومت می‌کند [۹].

لازم به ذکر است که نوار مشکی رنگی در مجاور ناحیه C قرار گرفته که با پیکان قرمز رنگ مشخص شده است. این خطوط که در اثر اختلاف ارتفاع ایجاد شده در اثر تفاوت در میزان سختی دو نمونه در روند فرایند متالوگرافی به وجود می‌آیند، ممکن است با ریز ترک‌ها به اشتباه گرفته شود. این ناحیه همچنین می‌تواند در اثر پدیده کرنش نیز رخ داده باشد. بر این اساس تفاوت نرخ نفوذی بین عناصر فلز پایه فولادی و فصل مشترک اتصال منجر به حرکت فصل مشترک می‌شود و نهایتاً حرکت فصل مشترک سبب شکل‌گیری خطوط غیرمستقیم مشخص شده خواهد شد [۷ و ۹]. بر اساس تحقیقات پیشین حضور ترکیبات بین فلزی ترد و فازهای یوتکتیکی در ناحیه ASZ قابل انتظار است [۸ و ۱۰]. این ناحیه مستعد وجود و رشد ترک بوده و خواص مکانیکی اتصال را بسیار مورد تأثیر قرار می‌دهد. در نقطه D درصد وزنی عناصر مس و تیتانیوم افزایش یافته و به مقدار ۴۳/۰۶ و ۴۵/۴۱ رسیده است، همچنین حدود ۹ درصد

در دمای ۹۷۰ درجه سانتی گراد در شکل ۶-ب آورده شده همچنین نتایج آنالیز EDS از اجزای اتصال در جدول ۶ گزارش شده است. منطقه F که نشان دهنده ناحیه انجماد هم‌دما است، دارای ۷۶ درصد وزنی عنصر تیتانیوم و ۱۴ درصد وزنی عنصر مس می‌باشد، با توجه به دی‌گرام فازی  $Ti-Cu$  ناحیه F وارد فاز بتا شده و حضور عنصر مس باعث پایداری فاز بتا تا دمای محیط شده است. در سایر مقالات ذکر شده است که مورفولوژی ناحیه انجماد هم‌دما به صورت تک فاز محلول جامد می‌باشد که این در شکل (۶-ب) به خوبی قابل مشاهده است [۷].



شکل ۶- الف - تصویر میکروسکوپ نوری ب - تصویر میکروسکوپ الکترونی، از منطقه اتصال در دمای ۹۷۰ درجه سانتی گراد.

منطقه انجماد غیر هم‌دمای کوچکی در نزدیکی فلز پایه فولادی تشکیل شده که آنالیز EDS در منطقه E از آن انجام شده است. در این ناحیه تیغه‌های ریز و روشن رنگی وجود دارند که با توجه به درصد عنصر مس و تیتانیوم در این ناحیه نشان‌دهنده فاز  $Ti_2Cu$  است. احتمالاً این تیغه‌ها در زمینه قرار  $\beta-Ti$  گرفته‌اند که شکل‌گیری ترکیبات بین‌فلزی در زمینه محلول جامد فاز بتا در تحقیقات دیگر نیز گزارش شده است [۹]. ترکیبات موجود در منطقه D حاوی ۴۵ درصد وزنی عنصر تیتانیوم، ۱۸ درصد عنصر آهن و ۳۰ درصد عنصر مس هستند. این ترکیبات که در دمای قبلی نیز مشاهده شدند با افزایش دما تا ۹۷۰ درجه سانتی گراد از بین نرفته و بعضاً افزایش نیز یافته‌اند. با توجه به کارهای پژوهشی سایر محققین مشاهده شده که این ترکیبات بر پایه  $Ti-Cu-Fe$  هستند. در این شرایط ترکیباتی نظیر  $Ti_2Cu$  و  $FeTi$  در بستر محلول جامد  $\beta-Ti$  توزیع می‌شوند [۷ و ۹]. همچنین نوار مشکی رنگی نزدیک فلز پایه فولادی مشاهده شده که آن را منطقه C می‌نامیم. در منطقه C، ۱۳ درصد وزنی عنصر آلومینیوم و ۲۲ درصد وزنی عنصر اکسیژن گزارش شده است. احتمالاً ذرات آلومینای باقی‌مانده در حین عملیات پولیش کاری به خوبی برطرف نشده و در این منطقه جمع شده‌اند. مناطق A و B که در ناحیه متأثر از نفوذ سمت فلز پایه فولادی قرار دارد مانند دمای قبلی در این تصویر نیز مشاهده می‌شوند. با این تفاوت که منطقه A وسیع‌تر شده است. با توجه به درصد بالای عنصر آهن و کروم در این منطقه فاز فریت گزارش شده است. با توجه به درصد وزنی عناصر موجود در منطقه B احتمال حضور ترکیبات  $Fe_2Ti$  در کنار فاز فریت وجود دارد. شکل‌گیری ترکیبات  $FeTi$  به دلیل اثر کرکندال رخ می‌دهد زیرا نفوذ عنصر تیتانیوم در شبکه آهن با ساختار FCC بسیار بیشتر از نفوذ

اتصال از نقطه D تا I حدود ۳۰ الی ۴۰ درصد وزنی است اما با نزدیک شدن به فلز پایه تیتانیومی این مقدار کاهش یافته و به ۱۱ درصد وزنی در نقطه J (منطقه متأثر از نفوذ) رسیده است. با توجه به اینکه مس پایدار کننده فاز بتا است در نتیجه انتظار می‌رود که  $\alpha-Ti$  در منطقه J حضور داشته باشد. طبق دی‌گرام  $Ti-Cu$ ، منطقه J در ناحیه  $Ti_2Cu + \alpha-Ti$  قرار گرفته است اما پس از سرد شدن و عدم پایداری فاز بتا در دمای محیط، به  $Ti_2Cu + \alpha-Ti$  استحاله می‌یابد. در نتیجه فاز نهایی در این منطقه شامل  $Ti_2Cu + \alpha-Ti / Ti_2Cu$  می‌باشد. آنالیز عنصری و مورفولوژی منطقه K و L نشان دهنده تیغه‌های  $\alpha-Ti$  است که در ناحیه متأثر از نفوذ (I) سمت فلز پایه تیتانیومی تشکیل شده است [۷ و ۸].

### 3-3- فاز یابی و بررسی ریزساختاری اتصال ایجاد شده در دمای ۹۷۰ درجه سانتی گراد

تصویر میکروسکوپ نوری از اتصال انجام شده در دمای ۹۷۰ درجه سانتی گراد در شکل (۶-الف) مشاهده می‌شود. مشخص شد که منطقه اتصال مانند اتصال قبلی عاری از هر گونه حفره، ترک و ناپیوستگی است که این نشان‌دهنده یک اتصال خوب در دمای ۹۷۰ درجه سانتی گراد است. همچنین عرض منطقه اتصال نسبت به دمای قبلی افزایش بیشتری داشته و به مقدار ۳۹۱ میکرومتر رسیده است. علت افزایش عرض منطقه اتصال به دلیل تأثیر اکسپوننشالی دما بر نفوذ عناصر آلیاژی و افزایش عرض منطقه اتصال است. منطقه متأثر از نفوذ با DAZ سمت آلیاژ تیتانیوم و فولاد زنگ‌زن نیز افزایش بیشتری داشته است. به طوری که منطقه متأثر از نفوذ سمت فولاد زنگ‌زن که در تصاویر قبلی قابل مشاهده نبود، در این دما به خوبی دیده می‌شود. با افزایش دما و تسهیل نفوذ مرز دانه‌ای، مقدار بیشتری عنصر تیتانیوم به سمت فلز پایه فولادی نفوذ کرده و همچنین عناصر بیشتری از فلز پایه فولادی در فصل مشترک اتصال نفوذ می‌کنند. با افزایش دما مشاهده می‌شود که منطقه ASZ یا همان منطقه II تا حدودی از بین رفته و فقط یک نوار باریک از آن به جا مانده است. همچنین شاهد تشکیل منطقه انجماد هم‌دما یا همان منطقه IV در این دما هستیم که این نشان‌دهنده تأثیر دما بر نرخ نفوذ عناصر و تغییر ترکیب شیمیایی در اثر نفوذ بیشتر عناصر آلیاژی می‌باشد. تیغه‌های سوزنی شکل آلفا که وارد منطقه اتصال شده‌اند در این دما به خوبی مشاهده می‌شوند. با افزایش دما تا ۹۷۰ درجه سانتی گراد، نرخ نفوذ مس به طرف آلیاژ تیتانیوم افزایش یافته و آلیاژ تیتانیوم وارد منطقه فاز بتا می‌شود. سپس در حین سرد شدن از خط استحاله منطقه آلفا-بتا عبور می‌کند و تیغه‌های سوزنی شکل آلفا تشکیل می‌شوند. با افزایش دما این تیغه‌ها با تراکم بیشتر و تا محدوده وسیع‌تری از منطقه اتصال کشیده می‌شوند [۷].

در این تحقیق مشاهده شده که منطقه انجماد غیر هم‌دما به جای مرکز اتصال در نزدیک فصل مشترک فلز پایه فولادی تشکیل شده است. این می‌تواند به دلیل ایجاد ترکیبات یوتکتیک فقط در فصل مشترک  $Ti/Cu$  باشد که با شروع انجماد هم‌دما از سمت فلز پایه تیتانیومی باعث ایجاد منطقه انجماد غیر هم‌دما در نزدیکی فلز پایه فولادی شده است [۹]. تصویر میکروسکوپ الکترونی از منطقه اتصال

آهن در تیتانیوم بتا با ساختار BCC در دمای ۹۷۰ درجه سانتی گراد است [۱۱].

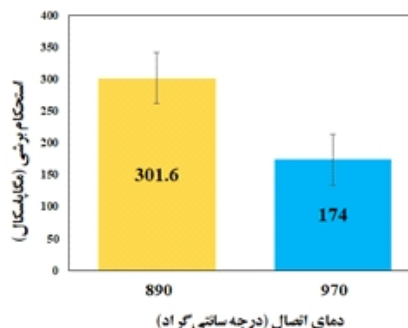
جدول ۶- نتایج آنالیز EDS از منطقه اتصال در دمای ۹۷۰ درجه سانتی گراد.

| منطقه | تیتانیوم | کروم  | آهن   | نیکل | مس    | آلومینیوم | وانادیوم | اکسیژن | فاز پیشنهادی                                               |
|-------|----------|-------|-------|------|-------|-----------|----------|--------|------------------------------------------------------------|
| A     | ۲/۸۱     | ۲۲/۸۴ | ۶۷/۲۷ | ۵/۴۲ | ۱/۶۱  | ۰/۰۵      | ۰        | -      | Ferrite                                                    |
| B     | ۸/۳۳     | ۲۲/۲۲ | ۶۲/۴۲ | ۱/۲  | ۴/۷۶  | ۰/۰۸      | ۰        | -      | $\alpha$ -Fe + Fe <sub>2</sub> Ti                          |
| C     | ۲۲/۲۶    | ۵     | ۳۲/۱۵ | ۳/۳۷ | ۱/۵۶  | ۱۲/۸۳     | ۰/۸۳     | ۲۲     | Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + Fe <sub>2</sub> Ti / FeTi |
| D     | ۴۵/۳۴    | ۲/۴۹  | ۱۷/۸۳ | ۳/۲۰ | ۲۹/۲۹ | ۰/۶۷      | ۱/۱۸     | -      | Ti-Cu-Fe                                                   |
| E     | ۶۲/۵۲    | ۲/۳۸  | ۶/۸۳  | ۱/۷۳ | ۲۱/۳۶ | ۲/۴۶      | ۲/۷۲     | -      | $\beta$ -Ti + Ti <sub>2</sub> Cu                           |
| F     | ۷۰/۷۰    | ۱/۹۷  | ۵/۸۰  | ۱    | ۱۳/۲۵ | ۳/۲۸      | ۳/۹      | -      | $\beta$ -Ti                                                |

استحکام اتصال به کامل شدن انجماد هم‌دما و جلوگیری از تشکیل ترکیبات بین‌فلزی ترد مانند آهن - تیتانیوم بستگی دارد. در دمای ۹۷۰ درجه سانتی گراد با وجود تقریباً کامل شدن انجماد هم‌دما، ترکیبات بین‌فلزی بیشتری بر پایه آهن - تیتانیوم تشکیل شده و اثرات مثبت انجماد هم‌دما را از بین برده و باعث کاهش استحکام اتصال می‌شود [۸]. در نتیجه در دمای ۹۷۰ درجه سانتی گراد به دلیل افزایش عرض منطقه اتصال و تشکیل بیشتر ترکیبات بین‌فلزی **FeTi** و **Fe<sub>2</sub>Ti** استحکام اتصال تا ۱۷۴ مگاپاسکال کاهش یافته است. همچنین تمام شکست‌ها در فصل مشترک فولاد زنگ‌نزن اتفاق افتاده است.

### 3-4- استحکام برشی

جهت بررسی تاثیر دمای اتصال دهی بر استحکام برشی نمونه‌های اتصال داده شده در زمان ۶۰ دقیقه، رابطه بین دما و استحکام برشی در شکل ۷ نشان داده شده است. در رابطه با تغییر استحکام برشی در اثر افزایش دما نتایج مختلفی گزارش شده است به طوریکه نوروزی، اوزدمیر و همکاران بیان کردند که با افزایش دما، استحکام برشی افزایش می‌یابد [۱۲]. از طرفی کندو، الرفای و همکاران نشان دادند که افزایش دما باعث کاهش استحکام برشی می‌شود [۱۳ و ۱۴]. در این پژوهش با افزایش دمای اتصال دهی، استحکام برشی اتصال کاهش یافته است. بالاترین استحکام برشی مربوط به اتصالی است که در دمای ۸۹۰ درجه سانتی گراد انجام شده و به مقدار ۳۰۱/۶ مگاپاسکال رسیده است.



شکل ۷- استحکام برشی اتصالات انجام شده در دماهای مختلف.

### 4- نتیجه‌گیری

- با توجه به مشاهدات میکروسکوپ نوری، با افزایش دمای اتصال دهی از ۸۹۰ تا ۹۷۰ درجه سانتی گراد به دلیل افزایش نفوذ عناصر آلیاژی، عرض منطقه متأثر از نفوذ و به همراه آن عرض منطقه اتصال افزایش یافته است.

- در دمای ۹۷۰ درجه سانتی گراد به دلیل افزایش نفوذ عناصر آلیاژی در اثر افزایش دما، پس زدن عناصر آلیاژی اتفاق نمی‌افتد و از تشکیل ترکیبات بین‌فلزی تا حد زیادی جلوگیری می‌شود. در نتیجه منطقه انجماد هم‌دما تشکیل می‌شود.

- با توجه به مشاهدات میکروسکوپی و انجام آنالیز عنصری مشخص شد که با افزایش دمای اتصال دهی، عرض منطقه انجماد هم‌دما افزایش یافته و ترکیبات بین‌فلزی و یوتکتیک بر پایه **Ti-Cu** در مرکز اتصال کاهش یافته است. اما به دلیل نفوذ بیشتر عنصر تیتانیوم و آهن به سمت یکدیگر، ترکیبات مخربی بر پایه **Ti-Fe** تشکیل شده که تاثیرات مخربی بر اتصال خواهد داشت.

- در دمای ۹۷۰ درجه سانتی گراد علیرغم تقریباً کامل شدن انجماد هم‌دما، به دلیل تشکیل ترکیبات ترد و سخت **Ti-Fe** در فصل مشترک فلز پایه فولاد و لایه میانی، استحکام برشی اتصال کاهش یافته است.

### منابع

- 1-Norouzi, E., Atapour, M., Shamanian, M., "Effect of bonding time on the joint properties of transient liquid phase bonding between Ti-6Al-4V and AISI 304", Journal of Alloys and Compounds, Vol. 701, pp. 335-341, 2017.
- 2-Di Schino, A., "Manufacturing and Applications of Stainless Steels", Metals, VOL. 10, No. 3, PP.327-330, 2020.

3- شمعانیان، م، مستعان، ح، مهندسی جوشکاری، انتشارات دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۳۹۷.

- 4-Zikowski, G., Chlebus, E., Szymczyk, P., Kurzac, J., "Application of X-ray CT method for discontinuity and porosity detection in 316L stainless steel parts produced with SLM technology", Archives of Civil and Mechanical Engineering, Vol. 14, No. 4, pp. 608-614, 2014.



- 10-Norouzi, E., Atapour, M., Shamanian, M., Allafchian, A., "Effect of bonding temperature on the microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V to AISI 304 transient liquid phase bonded joint", *Materials & Design*, Vol. 99, pp. 543-551, 2016.
- 11-Aleman, B., Gutiérrez, L., Urcola, J. J., "Interface microstructures in diffusion bonding of titanium alloys to stainless and low alloy steels", *Materials science and technology*, Vol. 9, No. 8, pp. 633-641, 1993.
- 12-zdemir, N., Bilgin, B., "Interfacial properties of diffusion bonded Ti-6Al-4V to AISI 304 stainless steel by inserting a Cu interlayer", *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 41, No. 5, pp. 519-526, 2009.
- 13-Kundu, S., Thirunavukarasu, G., "Structure and properties correlation of diffusion bonded joint of duplex stainless steel and Ti-6Al-4V with and without Ni-17Cr-9Fe alloy interlayer", *Welding in the World*, Vol. 60, No. 4, pp. 793-811, 2016.
- 14-Elrefaey, A., Tillmann, W., "Evaluation of transient liquid phase bonding between titanium and steel", *Advanced Engineering Materials*, Vol. 11, No. 7, pp. 556-560, 2009.

#### پی نوشت

- 1- کارشناسی ارشد مهندسی مواد گرایش جوشکاری، دانشگاه صنعتی اصفهان، دانشکده مهندسی مواد
- 2- دانشیار، دانشگاه صنعتی اصفهان، دانشکده مهندسی مواد
- 3- دانشیار، دانشگاه صنعتی اصفهان، دانشکده مهندسی مواد
- 4- استادیار، دانشگاه پلی تکنیک ایتالیا

- 5-Rttger, A., Boes, J., Theisen, W., Thiele, M., Esen, C., Edelmann, A., Hellmann, R., "Microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel processed by different SLM devices", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol. 108, No. 3, pp. 769-783, 2020.
- 6-Rafi, H. K., Karthik, N. V., Gong, H., Starr, T. L., Stucker, B. E., "Microstructures and Mechanical Properties of Ti6Al4V Parts Fabricated by Selective Laser Melting and Electron Beam Melting", *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 22, No. 12, pp. 3872-3883, 2013.
- 7-Jalali, A., Atapour, M., Shamanian, M., Vahman, M., "Transient liquid phase (TLP) bonding of Ti-6Al-4V/UNS 32750 super duplex stainless steel", *Journal of Manufacturing Processes*, Vol. 33, pp. 194-202, 2018.
- 8-Zakipour, Sh., Halvae, A., Amadeh, A. A., Samavatian, Majid, Khodabandeh, Alireza, "An investigation on microstructure evolution and mechanical properties during transient liquid phase bonding of stainless steel 316L to Ti-6Al-4V", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 626, pp. 269-276, 2015.

- 9- مختاری، م. ا، شمعانیان، م.، بهرامی، ع.، اتصال غیر مشابه آلیاژهای Ti-6Al-4V و فولاد زنگ نزن سوپر دوفازی UNS32750 با استفاده از لایه واسط کامپوزیتی مس - نانولوله کربنی به روش فاز مایع گذرا و بررسی خواص ناحیه اتصال، دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی اصفهان، ۱۴۰۰.



## الکترودهای روکشدار برای جوشکاری فولادهای کربنی و کم آلیاژ

مهندس عبدالوهاب ادب آوازه<sup>۱</sup>

دارند. انتخاب الکترودهای کربنی و کم آلیاژ کاربرد گسترده‌ای در اسکلت‌های فلزی (ساختمانی، صنعتی، دریایی، فضایی) و ساخت مخازن ذخیره، مخازن تحت فشار، مبدل‌های حرارتی، لوله کشی‌های صنعتی و خطوط لوله انتقال دارد. در کشور ما الکترودهای روکشدار جوشکاری فولادهای کربنی و کم آلیاژ طبق استاندارد AWS A5 انتخاب می‌شود. AWS A5 برای مواد مصرفی جوشکاری (الکترودها، سیم جوش، پودر...) تعداد ۳۹ استاندارد (A5.1 لغایت A5.39) تدوین نموده است. به علاوه به عنوان تدارکات مواد پرکننده و پودرها و ... دو استاندارد راهنما (A5.01 و A5.02) ارائه کرده است. ASME در کدها و استانداردهای خود برای مواد مصرفی جوشکاری، AWS را پذیرفته و به شماره‌های طبقه‌بندی حروف (SF) را اضافه کرده است.

الکترودهای جوشکاری فولادهای کم آلیاژ (AWS 5.5) نیز همانند طبقه بندی ارائه شده برای جوشکاری فولادهای کربنی (AWS A5.1) بوده اما پسوندهای -AX، -BX، -CXN، -MX، -DX، -G، -M، -PX، -WX- دارند. از الکترودهای با پسوندهای ارائه شده غیر از پسوند -AX، همه الکترودهای پسوند دار اشاره شده دارای روکش کم هیدروژن هستند.

پسوند طبقه بندی الکترودهای جوشکاری فولادهای کم آلیاژ AWS-A5.5

- A- الکترودهای فولاد کربن - مولیبدن، مثال: E7010-A1.
- B- الکترودهای فولاد کربن - مولیبدن، مثال: E8018-B2.
- C- الکترودهای فولاد نیکل دار، مثال: E8018-C1.
- NM- الکترودهای فولاد نیکل - مولیبدن، مثال: E8018-NM1.
- D- الکترودهای فولاد منگنز - مولیبدن، مثال: E8018-D2.
- G- الکترودهای کم آلیاژ عمومی، مثال: EXX18-G.
- M- الکترودهای مشابه ارتشی، مثال: E12018-M1.
- P- الکترودهای خط لوله، مثال: E8010-P1.

### مقدمه

فولادهای کربنی و کم آلیاژ کاربرد گسترده‌ای در اسکلت‌های فلزی (ساختمانی، صنعتی، دریایی، فضایی) و ساخت مخازن ذخیره، مخازن تحت فشار، مبدل‌های حرارتی، لوله کشی‌های صنعتی و خطوط لوله انتقال دارد. در کشور ما الکترودهای روکشدار جوشکاری فولادهای کربنی و کم آلیاژ طبق استاندارد AWS A5 انتخاب می‌شود. AWS A5 برای مواد مصرفی جوشکاری (الکترودها، سیم جوش، پودر...) تعداد ۳۹ استاندارد (A5.1 لغایت A5.39) تدوین نموده است. به علاوه به عنوان تدارکات مواد پرکننده و پودرها و ... دو استاندارد راهنما (A5.01 و A5.02) ارائه کرده است. ASME در کدها و استانداردهای خود برای مواد مصرفی جوشکاری، AWS را پذیرفته و به شماره‌های طبقه‌بندی حروف (SF) را اضافه کرده است.

AWS → A5.1-E7018  
ASME → SFA5.1-E7018

به جای ۲ راهنما و ۳۹ استاندارد جداگانه AWS، ASME آن‌ها را بصورت یکپارچه در ASME Section II-Part C در یک جلد ارائه کرده است.

### الکترودهای کم هیدروژن

الکترودهای روکشدار جوشکاری قوسی فلزی (SMAW) که کمتر از ۰/۶ درصد وزنی رطوبت در روکش داشته باشند به آن‌ها الکترودهای "کم هیدروژن" می‌گویند. الکترودهای روکشدار دیگر درصد رطوبت بیشتر از ۰/۶ درصد دارند که بیشترین آن‌ها مربوط به الکترودهای روکش سلولزی است. الکترودهای روکش سلولزی ۳ تا ۷ درصد وزنی رطوبت در روکش

**W- الکترودهای فولاد مقاوم به خوردگی جوی، مثال: E8018-W2.**

#### خواص ناشی از عناصر موجود در روکش الکتروده

-مولیبدن: برای حفظ مقاومت کششی جوش در درجه حرارت‌های بالا،

-کرم: برای افزایش سختی جوش،

-نیکل: برای حفظ مقاومت ضربه ای جوش در درجه حرارت‌های زیر صفر،

-منگنز: برای افزایش استحکام کششی جوش،

-وانادیوم: برای ریز کردن دانه ها و افزایش مقاومت به خوردگی.

#### ویژگی جوشکاری الکتروده کم هیدروژن

**E7015-**

الکتروده E7015 معمولاً برای انجام جوش‌های کوچک روی فولادهای ضخیم استفاده می‌شود زیرا حساسیت به ترک کمتری ایجاد می‌کند. این الکتروده برای جوشکاری فولادهای پرگوگرد لعاب دار نیز به کار می‌رود. الکتروده E7015 نفوذ متوسطی دارد. سرباره کلفت و شکننده دارد که به راحتی از روی جوش برداشته می‌شود. رویه جوش شیاری آن محدب است. الکتروده E7015 با برق جریان مستقیم، الکتروده مثبت خوب جوش می‌دهد. الکتروده E7015 تا قطر ۴ میلیمتر در تمام حالات (تخت، افقی، عمودی و سقفی) به کار می‌رود. طول قوس کوتاه برای جوشکاری الکتروده E7015 مناسب است. الکتروده E7015 ریسک تخلخل در جوش را کم می‌کند و همچنین نیاز به پیش گرمایش را کاهش می‌دهد و شرایط جوشکاری خوب تأمین می‌کند.

**E7016-**

الکتروده E7016 تمام خصوصیات الکتروده E7015 را دارد و علاوه بر آن با برق جریان متناوب هم خوب جوش می‌دهد. مغزه و روکش الکتروده E7016 همانند مغزه و روکش E7015 هستند بجز آنکه برای چسب از سیلیکات پتاسیم یا املاح دیگر استفاده می‌کند تا برای جوشکاری با جریان متناوب نیز قابل استفاده باشد. الکتروده E7016-1 دارای همان قابلیت استفاده و ترکیب فلز جوش الکتروده E7016 است بجز آنکه درصد منگنز در حداکثر محدوده مجاز در نظر گرفته می‌شود. جوش الکتروده E7016-1 دارای مقاومت به ضربه بیشتر یا چقرمگی بهبود یافته تراز E7016 می‌باشد و درجه حرارت تبدیل آن نیز پایین تر است.

**E7018-**

روکش الکتروده E7018 مشابه روکش الکتروده E7015 است بجز آنکه به روکش E7018 درصد بالایی از پودر آهن اضافه شده است. روکش الکتروده E7018 قدری ضخیم تر از روکش الکتروده E7016 با قطر مغزه یکسان است. الکتروده E7018 با برق جریان مستقیم (الکتروده مثبت یا الکتروده منفی) و جریان متناوب خوب جوش می‌دهد. قوس کوتاه برای جوشکاری آن مناسب است. این الکتروده قوس آرام، پاشیدگی خیلی کم و نفوذ متوسط دارد. الکتروده E7018-1 دارای همان قابلیت استفاده و ترکیب فلز جوش

همانند E7018 است بجز آنکه درصد منگنز حداکثر محدوده مجاز می‌باشد و مقاومت به ضربه بیشتری دارد.



شکل ۱- نمونه الکتروده روکش قلیایی (کم هیدروژن)

جدول ۱

| نوع الکتروده | برق مناسب                                            |
|--------------|------------------------------------------------------|
| E7015        | جریان مستقیم (الکتروده مثبت)                         |
| E7016        | جریان مستقیم (الکتروده مثبت) یا جریان متناوب         |
| E7018        | جریان مستقیم (الکتروده مثبت یا منفی) یا جریان متناوب |



شکل ۲- الکتروده کم هیدروژن E7018-1

**انتخاب الکتروده روکش دار برای جوشکاری اسکلت فولادی AWS D1.1** در ویرایش ۲۰۲۵ برای جوشکاری براساس استحکام فلز پایه، الکتروده روکش دار همخوان با فلز پایه را طبق جدول (۲) ارائه کرده است.

در کشور ما اکثر فولادهای مورد استفاده در اسکلت فلزی در گروه‌های I و II قرار دارند. همانطوری که در جدول ملاحظه می‌شود، الکترودهای روکش دار مورد استفاده برای جوشکاری فولادهای گروه II، همگی از نوع الکترودهای کم هیدروژن هستند.

#### الکتروده جوشکاری مخازن ذخیره

**API 650** متریال فولادی مورد استفاده برای ساخت مخازن ذخیره را به گروه‌های I لغایت VI تقسیم کرده است و برای جوشکاری



قوسی فلزی دستی حلقه‌های آنولار و کورس‌ها، منجمله اتصال کورس اول به ورق‌های کف یا دورکف، الکترودهای کم هیدروژن به شرح زیر مقرر کرده است:

الف - متریال گروه‌های I لغایت III برای ضخامت بیشتر از ۱۲/۷ میلی‌متر.

ب - متریال گروه‌های IV, IVA, V, VI برای تمام ضخامت‌ها. تمام جوشکاری‌های تعمیراتی عیوب سطحی باید با الکترودهای کم هیدروژن سازگار از نظر شیمیایی، استحکام و کیفیت با متریال ورق مربوطه انجام شود.

جدول ۲- فلز پرکننده همخوان استحکامی با فلزات پایه

| گروه فلز پایه | طبقه بندی الکترودهای روکش دار طبق AWS                                                            |                                  |
|---------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------|
|               | A5.5 - برای فولاد کم آلیاژ                                                                       | A5.1 - برای فولاد کربنی          |
| I             | E70 XX-A1<br>E70 XX-C1L<br>E70 XX-C2L<br>E70 XX-C3L<br>E7010-P1<br>E7018-W1                      | E60XX<br>E70XX                   |
| II            | E7015-A1<br>E7016-A1<br>E7018-A1<br>E7015-C2L<br>E7016-C2L<br>E7018-C2L<br>E7018-C3L<br>E7028-W1 | E7015<br>E7016<br>E7018<br>E7028 |

### خشک کردن و پخت الکترودها

الکترودهای روکش دار پس از تولید بسته به شرایط و مدت زمان نگهداری، ممکن است رطوبت اضافی جذب کرده باشند، قبل از مصرف این الکترودها، باید آن‌ها را پخت و خشک نمود. شرایط و نوع نگهداری و خشک کردن الکترودهای جوشکاری قوسی روکشدار در جدول (۳) درج شده است.

جدول ۳

| AWS Classifications                                              | شرایط نگهداری                                          |                                                         |                                                                                                                                      |
|------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
|                                                                  | A5.5                                                   | A5.5M                                                   | Storage Conditions <sup>(A)</sup><br>Ambient Air<br>هوای محیط<br>Drying Conditions <sup>(B)</sup><br>کوره ی نگهداری<br>Holding Ovens |
| E0XXX10-X<br>E0XXX11-X                                           | EXX10-X<br>EXX11-X                                     |                                                         | Ambient temperature<br>Not recommended<br>Not recommended                                                                            |
| E0XXX13-G<br>E7020-X<br>E7027-X                                  | EXX13-G<br>E4920-X<br>E4927-X                          | 60-100°F (15-40°C)<br>50 percent max. relative humidity | 100-120°F (40-50°C)<br>250-300°F (125-150°C)<br>1 hour at temperature                                                                |
| E0XXX15-X<br>E0XXX16-X<br>E0XXX18M(1)<br>E0XXX18-X<br>E0XXX45-P2 | EXX15-X<br>EXX16-X<br>EXX18M(1)<br>EXX18-X<br>EXX45-P2 | Not recommended <sup>(C)</sup>                          | 250-300°F (125-150°C)<br>500-800°F (250-425°C)<br>1 hour at temperature                                                              |

همانطور که در جدول (۳) ارائه شده است الکترودهای روکش سلولزی E XX10-X و E XX11-X برایشان پخت و خشک کردن توصیه نشده است.

الکترودهای روکش سلولزی مانند E6010 و E6011 سطح رطوبت ۳ تا ۷ درصد برای عملکرد درست آن‌ها نیاز است و پخت یا خشک کردن آن‌ها بالاتر از دمای محیط ممکن است آن‌ها را زیاد خشک کند و تاثیر بدی بر عملکردشان بگذارد. الکترودهای روکش قلیایی که به الکترودهای کم هیدروژن معروفند، برای عملکرد خوبشان از نظر وجود رطوبت در روکش الکترودها، محدودیت دارند و لازم است که

با پخت و خشک کردن آن‌ها، مزیت کم هیدروژن بودن این الکترودها حفظ شود. بنابراین پخت الکترودهای روکش قلیایی لازم است و پخت الکترودهای روکش سلولزی لازم نیست.

### الکترودهای مقاوم به رطوبت

بعضی از الکترودهای روکش دار کم هیدروژن را "مقاوم رطوبت" یا (Moisture Resist) تهیه می‌کنند (مانند E7018R). وقتی پسوند (R) به الکترودهای کم هیدروژنی داده می‌شود که روکش آن بتواند بعد از آنکه به مدت ۹ ساعت در هوای آزاد با دمای ۲۷ درجه سانتیگراد و رطوبت نسبی ۸۰ درصد قرار گیرد، رطوبت موجود در روکش آن از حد مجاز (مثلاً ۰/۴ درصد وزنی) بیشتر نباشد. الکترودهای مقاوم رطوبت بشرط آنکه روپوش ویژه آن‌ها، خراش نداشته و صدمه ندیده باشد، نیازی به پخت ندارند و مستقیماً مورد استفاده قرار می‌گیرند. الکترودهای مقاوم به رطوبت معمولاً در بسته بندی‌های خلا (Vac Pac) ارائه می‌شود و هنگام استفاده از بسته بندی خارج شده و بدون پخت مستقیماً مورد استفاده قرار می‌گیرند.

### "L" در الکترودهای جوشکاری فولادها

الکترودهای جوشکاری فولادهای کم آلیاژ با طبقه بندی E XXX-BX که درصد کرم فلز جوش بین ۰/۵ تا ۱۰ درصد و درصد مولیبدن آن‌ها تا ۱/۲۵ درصد است، برای تولید فلز جوش مناسب برای دمای بالا و خواص همخوان با فلزات پایه Cr-Mo نوعی هستند.

برای بیشتر این الکترودها درصد کربن ۰/۰۸ در نظر گرفته شده است اما اگر جلوی شماره طبقه بندی آن حرف "L" باشد، درصد کربن آن به حداکثر ۰/۰۵ محدود می‌شود. درصد پایین کربن در فلز جوش قابلیت نرمی را بهبود می‌دهد و سختی را کم تر می‌کند. (E8018-B6L, E8018-B3L, E7018-B2L, ...)

### دمای پیش گرمایش

جوشکاری فولادها با الکترودهای کم هیدروژن نسبت به جوشکاری با الکترودهای غیر کم هیدروژن نیاز به پیش گرمایش با دمای کمتری دارند.

جدول ۴ - حداقل دمای پیش گرمایش و بین پاسی و فولادها طبق AWS D1.1

| دسته بندی فولاد | الکترودهای جوشکاری | ضخامت (میلیمتر)                    | حداقل دمای پیش گرمایش و بین پاسی (درجه سانتیگراد) |
|-----------------|--------------------|------------------------------------|---------------------------------------------------|
| A               | غیر کم هیدروژن     | ۲۰ تا ۳۸<br>۲۱ تا ۳۹<br>۶۵ به بالا | ۰<br>۶۵<br>۱۱۰<br>۱۵۰                             |
| B               | کم هیدروژن         | ۲۰ تا ۳۸<br>۲۱ تا ۳۹<br>۶۵ به بالا | ۰<br>۱۰<br>۶۵<br>۱۱۰                              |

### تاثیر عملیات حرارتی بر استحکام جوش فولادها

عملیات حرارتی بعد از جوشکاری، تنش‌های پسماند اتصال جوش داده شده را آزاد می‌نماید و باید طبق الزامات کدها و استانداردهای

جدول ۵- انتخاب الکتروود برای فلز پایه

## Base Metal for Weld Test Assemblies

| AWS Classification                       | Base Metal                                                                          |                                                 |
|------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------|
|                                          | ASTM Specification Number <sup>a</sup>                                              | UNS Number <sup>b</sup>                         |
| XXXXX-A1                                 | A204 Grade A                                                                        | K11820                                          |
| XXXXX-B1                                 | A387 Grade 2                                                                        | K12143                                          |
| XXXXX-B2, XXXXX-B2L, XXXXX-B5            | A387 Grade 11                                                                       | K11789                                          |
| XXXXX-B3, XXXXX-B3L, XXXXX-B4L           | A387 Grade 22 or 22L                                                                | K21590                                          |
| XXXXX-B6, XXXXX-B6L, XXXXX-B7, XXXXX-B7L | A387 Grade 5                                                                        | S50200                                          |
| XXXXX-B8, XXXXX-B8L                      | A387 Grade 9                                                                        | K90941                                          |
| XXXXX-B23, XXXXX-B23A, XXXXX-B24         | A29 Grade 1015 or 1020; A283 Grade A, B, C, or D; (Buttering required) <sup>d</sup> | G10150, G10200, K01400, K01702, K02401, K02702, |
| XXXXX-B91, XXXXX-B9A                     | A387 Grade 91                                                                       | K90901                                          |
| XXXXX-B92, XXXXX-B92A                    | A335 Grade P92                                                                      | K92460                                          |
| XXXXX-B115                               | A335 Grade P115, A 387 Grade 91                                                     | K91060                                          |
| XXXXX-C1, XXXXX-C1L                      | A537 Class 1 or 2; A203 Grade A or B                                                | K12437 K21703, K22103                           |
| XXXXX-C2, XXXXX-C2L                      | A203, Grade D or E                                                                  | K31718, K32018                                  |
| XXXXX-C3, XXXXX-C3L, XXXXX-C4            | A516 Grade 60, 65, or 70; A537 Class 1 or 2                                         | K02100, K02403, K02700, K12437                  |
| XXXXX-C5L                                | A36 or A131 Grade B (Buttering required) <sup>d</sup>                               | K02702, K02600                                  |
| XXXXX-C6                                 | A537 Class 1 or 2                                                                   | K12437                                          |
| XXXXX-C7                                 | A516 Grade 65 or 70                                                                 | K12437, K02403, K02700, K42339                  |
| XXXXX-C7                                 | A543 Type B or C                                                                    |                                                 |
| XXXXX-D1, E(X)XXXX-D2, XXXXX-D3          | A302 Grade A or B                                                                   | K12021, K12022                                  |
| XXXXXX-Mn2                               | A1106                                                                               | K92594                                          |
| XXXXX-NM1                                | A302 Grade C or D; A533 Type B or C                                                 | K12039, K12054, K12539, K12554                  |
|                                          | A514, A517, A543 Type B or C;                                                       |                                                 |
| XXXXX-NM2, E(X)XX18M                     | NAVSEA Technical Publication T9074-BD-GIB-010/0300 HY80 or HY100                    | K11630, K42339, K31820, K32045                  |

## انتخاب الکتروود مناسب

در SFA-5.5 جدول الزامات ترکیب شیمیایی فلز جوش (رقیق نشده) برای الکترودهای فولادی کربن - مولیبدن، کرم-مولیبدن، نیکل دار، نیکل - مولیبدن، منگنز - مولیبدن، پرمنگنز، عمومی کم آلیاژ، مشابه ارتشی، خط لوله و مقاوم به خوردگی جوی ارائه شده است. برای انتخاب الکترودهای جوشکاری فولاد کربنی یا کم آلیاژ مورد نظر خود می‌توانید آنالیز شیمیایی آن را با آنالیز ارائه شده در جدول (SFA-5.5, Table 2) الکتروود مناسب را انتخاب کنید. جدول (SFA-5.5, Table 6) به عنوان نمونه ارائه شده است.

## منابع

-ASME Boiler and Pressure Vessel Code -Section II Part C: 2025,  
-AWS Structural Welding Code - Steel D1.1:2025,  
-Welded tanks for oil storage, API Standard 650: 2025.

## پی‌نوشت

1-انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران

کاربردی انجام شود. آزمایش‌های انجام شده برای الکترودهای با طبقه بندی یکسان و با دستورالعمل‌های جوشکاری یکسان نشان داده است که عملیات حرارتی بعد از جوشکاری بر استحکام کششی و استحکام تسلیم جوش بشرح زیر تأثیر دارد:

- 1- استحکام کششی جوش عملیات حرارتی شده تقریباً ۵۰۰۰ پوند براینچ مربع نسبت به جوش عملیات حرارتی نشده کم‌تر است.
- 2- استحکام تسلیم جوش عملیات حرارتی شده حدود ۱۰۰۰۰ پوند براینچ مربع نسبت به جوش عملیات حرارتی شده کم‌تر است.

اما تغییر در دمای بین پاسی جوشکاری و زمان نگهداری در دمای عملیات حرارتی در استحکام کششی و استحکام تسلیم جوش تأثیر ندارد.

به عنوان مثال جوش‌های انجام شده با دستورالعمل‌های جوشکاری یکسان نمونه اول بادمای بین پاسی ۱۵۰ درجه سانتیگراد و زمان نگهداری یک ساعت در دمای ۶۲۰ درجه سانتیگراد و نمونه دوم بادمای بین پاسی ۱۰۰ درجه سانتیگراد و زمان نگهداری ۱۰ ساعت در ۶۲۰ درجه سانتیگراد دارای استحکام کششی و استحکام تسلیم برابر شده‌اند.



## تأثیر عملیات اصطکاکی هم زنی بر ریزساختار و مقاومت به خوردگی تیتانیوم خالص تجاری

زینب عسکر آبادی<sup>۱</sup>، احسان محمدی زهرانی<sup>۲</sup>، محمدحسن فرشیدی<sup>۳</sup>

### چکیده

در این مقاله، تأثیر سرعت چرخش ابزار، سرعت پیشروی ابزار و تعداد پاس بر روی ریزساختار، خواص مکانیکی و خوردگی تیتانیوم خالص تجاری گرید ۲ به روش عملیات اصطکاکی هم زنی، مورد بررسی قرار گرفت. ابتدا در یک سرعت پیشروی ثابت و نسبتاً بالا، سرعت های چرخش ابزار مختلف اعمال شده و در ادامه سرعت پیشروی ابزار کم و در نهایت جهت تکمیل بررسی، اثر تعداد پاس نیز، مورد بررسی قرار گرفت. از میکروسکوپ نوری برای بررسی ریزساختار، آزمون طیف نگاری امپدانس الکتروشیمیایی برای بررسی های خوردگی و سختی سنجی برای خواص مکانیکی استفاده شده است. نتایج نشان می دهد که رفتار خوردگی در حالت های مختلف متغیر است، دانه بندی سطح تمام نمونه ها کاهش محسوس داشته و افزایش سه برابری سختی سطح برای نمونه ای با بیشترین سرعت پیشروی و بیشترین سرعت چرخش ابزار به دست آمده است. در مجموع، علی رغم وابستگی مقاومت به خوردگی به عدد اندازه دانه و توزیع اندازه دانه، مدار معادل الکتریکی یکسانی بر منحنی های امپدانس الکتروشیمیایی برآزش شد که حاکی از یکسان بودن مکانیسم خوردگی در کلیه نمونه ها بود.

**کلمات کلیدی:** تیتانیوم؛ عملیات اصطکاکی هم زنی؛ خوردگی؛ سختی؛ ریزساختار.

### 1- مقدمه

تیتانیوم و آلیاژهای آن از اهمیت بالایی در کاربردهای پیشرفته مهندسی و به خصوص مهندسی پزشکی و مواد زیستی مانند ساخت کاشتنی های ارتوپدی برخوردار هستند. گریدهای اصلی تیتانیوم که امروزه بیشتر در زمینه های ارتوپدی و دندان پزشکی استفاده می شوند، شامل تیتانیوم خالص تجاری و آلیاژ  $Ti-6Al-4V$  هستند [1]. توانایی طبیعی برای ایجاد یک لایه اکسید غیر فعال با ضخامت ۴-۶ نانومتر که از اکسید تیتانیوم غیر استوکیومتری آمورف تشکیل شده است، یک ویژگی مهم در این آلیاژها است. این لایه اکسید غیر فعال بسیار پایدار است و محافظت در برابر خوردگی فراهم می کند [۲]. خوردگی یک کاشتنی فلزی در محیط بدن انسان، زیست سازگاری را تحت الشعاع قرار می دهد و به تدریج شرایط تخریب

آن را فراهم می آورد و یا منجر به التهاب بافت می شود [۳-۶]. روش های رسوب فیزیکی بخار، رسوب شیمیایی بخار، آنودایز، و نیز اکسیداسیون الکترولیتی پلاسمایی باعث افزایش مقاومت به خوردگی تیتانیوم می شوند [۷]. از طرف دیگر، رفتار خوردگی با ویژگی های ریزساختاری تیتانیوم ارتباط دارد. مطالعات نشان می دهد که تغییر شکل شدید پلاستیک که برای ریزدانه کردن فلزات استفاده می شود، خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی را بهبود می دهد [۸]. همچنین، بهبود قابل توجه چسبندگی و تکثیر سلول های استخوان ساز بر روی نانوبلور تیتانیوم ساخته شده با تغییر شکل شدید را می توان به کاهش اندازه دانه و افزایش آب دوستی نسبت داد [۹-۱۱]. فرایند جوشکاری اصطکاکی هم زنی در سال ۱۹۹۱ میلادی توسط انستیتو جوشکاری انگلستان معرفی



۱۲۵۰ و ۱۶۰۰ دور بر دقیقه و با سرعت‌های پیشروی ۲۵۰ و ۴۰۰ میلی‌متر بر دقیقه، به صورت تک پاس و دو پاس تحت عملیات اصطکاکی هم زنی قرار گرفت. نحوه نام گذاری و شرایط عملیات سطحی مورد استفاده نمونه‌ها در جدول (۱) ارائه شده است.

| جدول ۱- پارامترهای استفاده شده در عملیات اصطکاکی هم زنی |                                    |                                   |           |
|---------------------------------------------------------|------------------------------------|-----------------------------------|-----------|
| کد نمونه                                                | سرعت پیشروی<br>(میلی‌متر بر دقیقه) | سرعت چرخش ابزار<br>(دور بر دقیقه) | تعداد پاس |
| S <sub>0</sub>                                          | -                                  | -                                 | -         |
| S <sub>1</sub>                                          | ۴۰۰                                | ۶۳۰                               | ۲         |
| S <sub>2</sub>                                          | ۴۰۰                                | ۸۰۰                               | ۱         |
| S <sub>3</sub>                                          | ۴۰۰                                | ۱۰۰۰                              | ۱         |
| S <sub>4</sub>                                          | ۴۰۰                                | ۱۲۵۰                              | ۲         |
| S <sub>5</sub>                                          | ۴۰۰                                | ۱۶۰۰                              | ۲         |
| S <sub>6</sub>                                          | ۲۵۰                                | ۱۶۰۰                              | ۲         |

نمونه های متالوگرافی جهت سنباده زنی و پولیش مانت سرد شدند و سپس با سمباده های ۱۲۰ تا ۲۵۰۰ عملیات سمباده زنی انجام شد. نمونه های پولیش شده مطابق با استاندارد **ASTME407** در محلول کرول با ترکیب ۲ درصد حجمی اسید نیتریک و ۹۴ درصد حجمی آب به مدت ۴۰ ثانیه اچ شدند، سپس با میکروسکوپ نوری مدل **OLYMPUS** مورد مطالعه قرار گرفتند. جهت بررسی رفتار خوردگی ابتدا با استفاده از دستگاه وایرکات از ورق اصلاح سطحی شده نمونه هایی بریده شد و برای ایجاد اتصال الکتریکی، سیم مسی روکشدار با روش لحیمکاری به پشت نمونه ها اتصال داده شد و در ادامه مانت سرد شده و عملیات سمباده زنی از گرید ۲۴۰ تا ۲۰۰۰ بر روی آن ها انجام شد. برای انجام آزمایش خوردگی از دستگاه پتانسیواستات مدل **ACM Gill AC 1379** ساخت کشور انگلستان متصل به پیل الکتروشیمیایی استفاده شده است. ابتدا نمونه ها به مدت ۹۰۰ ثانیه تحت پتانسیل مدار باز در یک سیستم سه الکترودی شامل الکترود مرجع کالومل اشباع (SCE)، الکترود پلاتینی به عنوان الکترود شمارنده و نمونه تیتانیومی اصلاح سطح شده به عنوان الکترود کاری، قرار گرفتند. سپس بررسی رفتار خوردگی به روش امپدانس الکتروشیمیایی در دامنه پتانسیل  $\pm 10$  میلی ولت نسبت به پتانسیل مدار باز و در محدوده فرکانسی ۰/۱ هرتز تا 10 کیلوهرتز انجام شد.

به منظور تحلیل نتایج و نمودارهای به دست آمده در آزمون امپدانس الکتروشیمیایی از نرم افزار **EIS Spectrum Analyser** استفاده شد. کلیه آزمایش های مربوط به بررسی رفتار خوردگی در الکترولیت محلول هنک انجام شده است. به منظور بررسی سختی نمونه های اصلاح سطح شده، سختی سنجی میکرو ویکرز با بار 500 گرم و مدت زمان اعمال بار برابر با ۱۵ ثانیه، با استفاده از دستگاه **Bohler** انجام گرفت. بدین منظور پیش از اندازه گیری، ابتدا نمونه ها برش داده شد و سطح مقطع عرضی نمونه های مانت سرد شده جهت انجام سختی سنجی و سمباده زنی و پولیش شدند و از هر نمونه پروفیل سختی در جهت عمود به سطح با تعداد ۶ تا ۹ اثر و با

شده است. در این روش برای اتصال دو فلز، هیچ گونه ماده پرکننده ای به کار نمی رود. بلکه، این اصطکاک گرمایی حاصل از یک ابزار مخصوص چرخان است که برای جوشکاری قطعات مختلف استفاده می شود. فرایند جوشکاری اصطکاکی هم زنی یک روش اتصال حالت جامد به شمار می رود؛ زیرا در خلال این فرایند، هیچ فلزی ذوب نمی شود. این روش در اتصال مواد زیست پزشکی مانند فولاد زنگ نزن، تیتانیوم، منیزیم، و پلیمرها استفاده می شود. تغییرات ریزساختاری ناشی از جوشکاری اصطکاکی هم زنی آلیاژهای غیرمشابه، شامل انحلال رسوب، درشت شدن رسوب و تبلور مجدد است. تشکیل رسوب تا حد زیادی بر مقاومت به خوردگی یک اتصال غیرمشابه تأثیر می گذارد. ثابت شده است که کاهش حرارت ورودی در حین جوشکاری با سرعت بالا مقاومت در برابر خوردگی اتصال را بهبود می بخشد [۱۲]. عملیات اصطکاکی هم زنی برای اولین بار به عنوان یک روش تغییر شکل پلاستیک شدید برای آلیاژهای با نقطه ذوب پایین مانند آلومینیم و منیزیم استفاده شد. با پیشرفت اخیر در هندسه ابزار و جنس ابزار، می توان از این روش به طور مؤثر برای آلیاژهای با نقطه ذوب بالا مانند فولاد و تیتانیوم نیز استفاده کرد [۱۳]. به طور کلی، این فرایند یک راه حل کارآمد پردازش حالت جامد است که می تواند اصلاح سطح موضعی را ارائه دهد [۱۶-۱۴]. پارامترهای مهم در این روش شامل سرعت چرخش، سرعت پیشروی، نوع ابزار، نیروی محوری ابزار، زاویه شیب و عمق نفوذ ابزار هستند. در این میان، نیروی محوری ابزار، سرعت پیشروی، زاویه شیب و سرعت چرخشی ابزار پارامترهای اصلی پردازش هستند [17-19]. از طرفی توسعه کامپوزیت های سطحی ابزار مؤثری برای رویارویی با مسائل مربوط به سطح است و اخیراً پردازش هم زنی اصطکاکی به عنوان فرایندی برای ساخت کامپوزیت های سطحی به طور مؤثر توسعه یافته است. مقدار گرمای تولید شده برای تولید کامپوزیت های باکیفیت بسیار مهم است و به ضریب اصطکاک بین سطح قطعه کار و شانه ابزار بستگی دارد [۲۰]. رسیدن به دمای واکنش نقطه نگرانی برای مواد کامپوزیتی است. این مسائل را می توان با استفاده از نسبت بالاتر سرعت چرخش به سرعت پیشروی و تعداد پاس حل کرد، زیرا باعث تولید گرمای بیشتری می شود. اصلاح سطح ذرات تقویت کننده برای بهبود ترشوندگی آن ها روش دیگری برای اطمینان از پراکندگی یکنواخت ذرات تقویت کننده فوق ریز در حین انجام فرایند اصطکاک هم زنی است [22 و ۲۱]. در تحقیق حاضر، تأثیر سرعت پیشروی و سرعت چرخش ابزار در فرایند اصطکاکی هم زنی بر ریزساختار و مقاومت به خوردگی تیتانیوم خالص تجاری مطالعه شد تا شرایط بهینه از نظر ریزساختار، سختی، و مقاومت به خوردگی به دست آید.

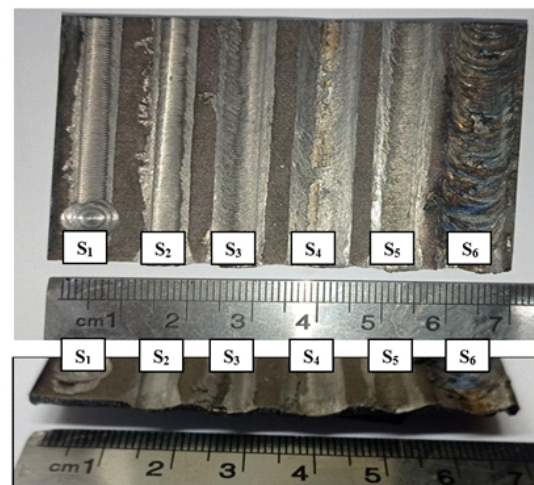
## 2- مواد و روش پژوهش

از ورق تیتانیوم خالص تجاری گرید ۲ با ضخامت دو میلی متر استفاده شد. قبل از انجام فرایند اصطکاکی هم زنی، ورق تیتانیوم به مدت دو ساعت و در دمای ۷۵۰ درجه سانتی گراد تحت عملیات حرارتی آنیل قرار گرفت. ورق تیتانیوم با ابزار بین با ارتفاع ۰/۸ میلی متر و زاویه صفر درجه سانتی گراد با سرعت های چرخش ۶۳۰، ۸۰۰، ۱۰۰۰،

فواصل ۲۴۰ میکرون سختی گرفته شد.

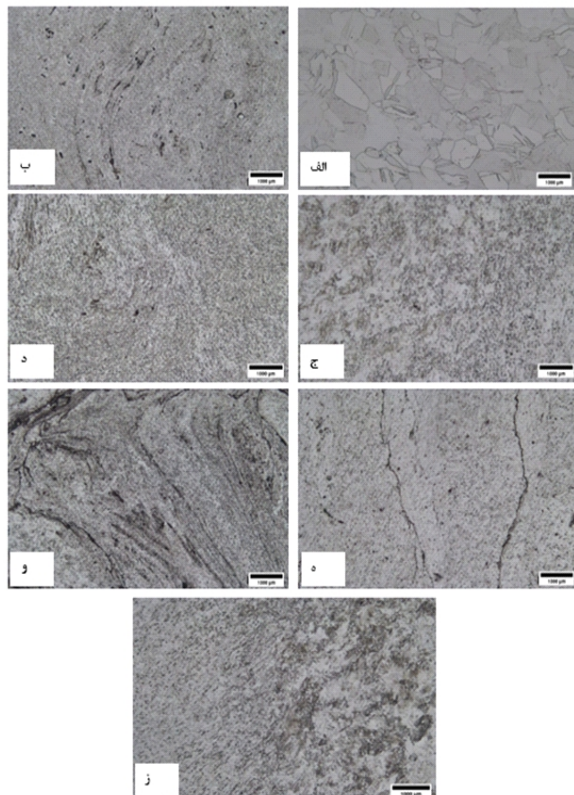
### 3- نتایج و بحث

تصاویر نمونه های عملیات اصطکاکی هم زنی شده در شکل (۱) ارائه شده است. همچنین تصاویر میکروسکوپ نوری از سطح مقطع طولی و عرضی نمونه های اصلاح سطح شده، به ترتیب در شکل (۲) و (۳) ارائه شده است. نمونه شاهد  $S_0$  (عملیات سطحی نشده) دارای ساختار دانه ای هم محور است. متوسط اندازه دانه پس از اعمال عملیات سطحی به طور قابل توجهی کاهش یافته است. کرنش اعمال شده و گرمایش در طول فرایند باعث کاهش اندازه دانه تیتانیوم در نتیجه باز یابی و تبلور مجدد دینامیک شده است. تصاویر ارائه شده نشان دهنده تأثیر مستقیم اندازه دانه با تغییر مشخصات عملیات اصلاح سطح انجام شده است به نحوی که توزیع اندازه دانه و شکل دانه های کریستالی در سطح نمونه های تیتانیوم خالص بعد از عملیات اصطکاکی هم زنی تغییر کرده است.



شکل ۱- تصاویر گرفته شده از مناطق عملیات اصطکاکی هم زنی شده به منظور بررسی شرایط سطح نهایی

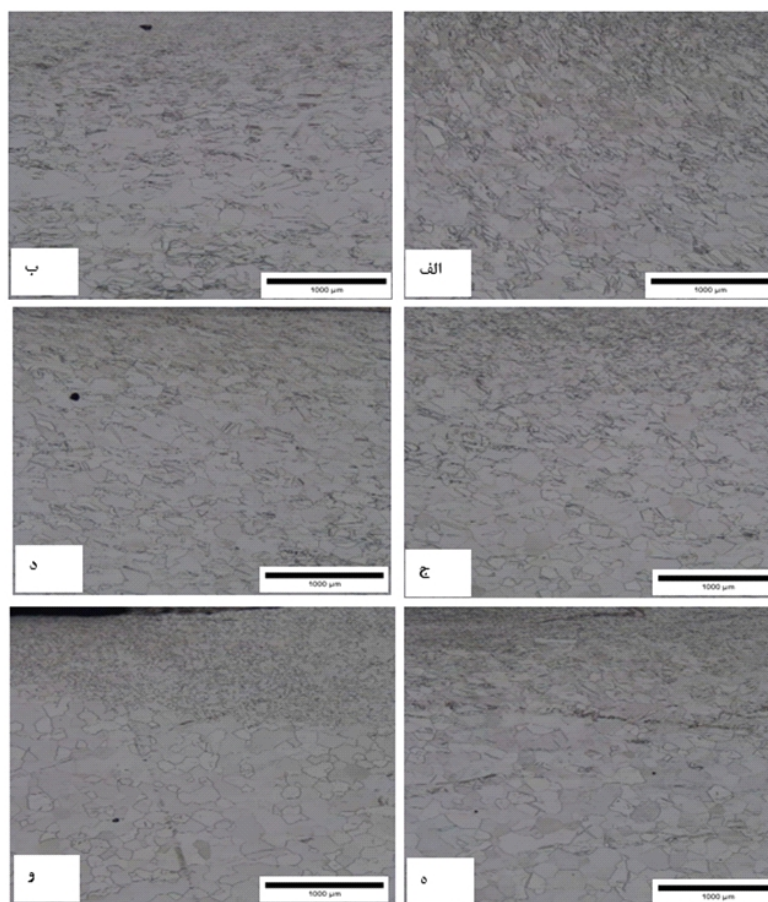
کافی نیست. شکل (۲ و ۳) نشان می دهند که تغییر در سرعت پیشروی و سرعت چرخش و تعداد پاس بر ضخامت و نیز دانه بندی مناطق تحت تأثیر فرایند مؤثر است، به نحوی که با افزایش سرعت چرخش از ۶۳۰ به ۲۰۰۰ دور بر دقیقه، ریز ساختار سطح به طور قابل توجهی ریزدانه شده و مساحت ناحیه ریزدانه شده نیز افزایش می یابد (شکل ۳-ه و ۳-و).



شکل ۲- تصاویر میکروسکوپ نوری سطح مقطع طولی تیتانیوم خالص اصلاح سطح شده با عملیات اصطکاکی هم زنی در الف -  $S_0$ ، ب -  $S_1$ ، ج -  $S_2$ ، د -  $S_3$ ، ه -  $S_4$ ، و -  $S_5$ ، ز -  $S_6$

مشاهده می شود که در سرعت های چرخش کمتر کشیدگی دانه های سطحی اتفاق افتاده و اندازه دانه سطح نمونه با قسمت بالک نمونه تفاوت چندانی مشاهده نمی شود (شکل ۳-الف)، اما با افزایش سرعت چرخش شاهد تغییر اندازه دانه قابل توجهی از بالک به سمت سطح نمونه هستیم (شکل ۳-ز). اندازه دانه به عنوان یکی از مشخصه های ریز ساختاری مهم در نظر گرفته می شود که به شدت بر خواص مکانیکی مانند استحکام، مقاومت در برابر سایش، سختی و شکل پذیری از طریق رابطه هال - پچ بدون هیچ گونه تغییری در ترکیب شیمیایی فلز پایه تأثیر می گذارد. همچنین به خوبی پذیرفته شده است که مرزدانه ها موانع خوبی در برابر لغزش نابجایی ها هستند؛ بنابراین، هر چه دانه ها کوچک تر باشند، موانع بیشتر باعث کاهش حرکات نابجایی ها می شوند. کاهش حرکت نابجایی ها مانع از شروع مومسانی می شود و در نتیجه استحکام تسلیم و سختی مواد

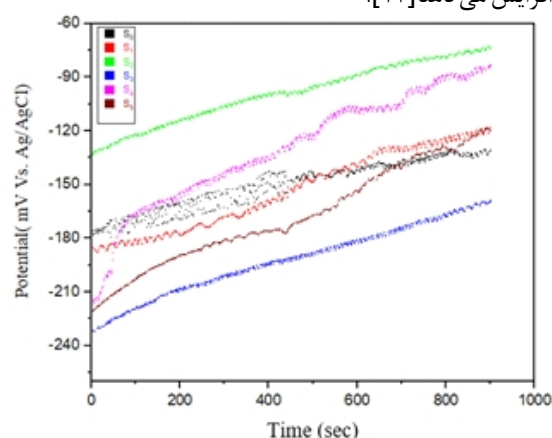
تمایز بین مناطق مختلف ایجاد شده تحت تأثیر عملیات اصطکاکی هم زنی شامل منطقه تحت تأثیر حرارت مکانیکی، منطقه هم زن یافته و ناحیه فلز پایه به وضوح در شکل ۶ (و) به تصویر کشیده شده است. منطقه تحت تأثیر حرارت مکانیکی حاوی دانه های کمی ریز تر از ناحیه فلز پایه است و منطقه هم زن یافته معمولاً بالاترین دما و تغییر شکل پلاستیک شدید را تحت تأثیر عملیات اصطکاکی هم زنی به دست می آورد. تبلور مجدد القا شده باعث پالایش دانه می شود که می تواند اندازه دانه را تا چندین نانومتر کاهش دهد. سطح فلز تحت تأثیر حرارت مکانیکی، دما و تغییر شکل در عملیات اصطکاکی هم زنی قرار می گیرد. اما متفاوت از ساختار هم محوری در فلز پایه که تحت تأثیر تغییر شکل پلاستیک یا دمای بالا قرار نمی گیرد، دانه ها در منطقه تحت تأثیر حرارت مکانیکی تحت تأثیر هم زدن ابزار قرار می گیرند و در نتیجه تحت فشار کشیده می شوند. تبلور مجدد در این ناحیه ظاهر نمی شود؛ زیرا میزان گرما و تغییر شکل برای تبلور مجدد



شکل ۳- تصاویر میکروسکوپ نوری سطح مقطع عرضی نمونه های تیتانیوم خالص اصلاح سطح شده با عملیات اصطکاکی هم زنی در الف-  $S_1$ ، ب-  $S_2$ ، ج-  $S_3$ ، د-  $S_4$ ، هـ-  $S_5$ ، و-  $S_6$

می شود که نسبت تغییرات پتانسیل به زمان به روند نسبتاً ثابتی رسید. در حقیقت بعد از ۱۵ دقیقه غوطه‌وری، لایه اکسیدی بر سطح تمام نمونه ها تشکیل شد. جهت بررسی رفتار خوردگی در محلول هنک نتایج حاصل از آزمون امپدانس الکتروشیمیایی در شکل (۵) نشان داده شده است. شکل (۵-الف) منحنی های نایکویست مربوط به نمونه های تیتانیوم خالص عملیات سطحی شده در سرعت های پیشروی و چرخش مختلف را نشان می دهد. منحنی های بد شامل زاویه فازی بر حسب فرکانس و امپدانس کل بر حسب فرکانس در شکل (۵-ب) و (۵-ج) قابل مشاهده هستند. در شکل (۵-د)، مدار الکتریکی معادل برازش شده بر داده های امپدانس الکتروشیمیایی نشان داده شده است. مقادیر پارامترهای مربوط به مدار الکتریکی معادل که بعد از برازش مدل مدار الکتریکی معادل با نرم افزار **EIS Spectrum Analyser** استخراج شد، در جدول (۲) ارائه شده است. مدار الکتریکی معادل برازش شده شامل دو ثابت زمانی است که به صورت سری قرار دارند. علت سری قرار گرفتن این دو ثابت زمانی ماهیت پسیو بودن تیتانیوم قبل از انجام عملیات اصلاح سطح است و با انجام عملیات مورد نظر حلقه مربوطه نیز اضافه می شود.

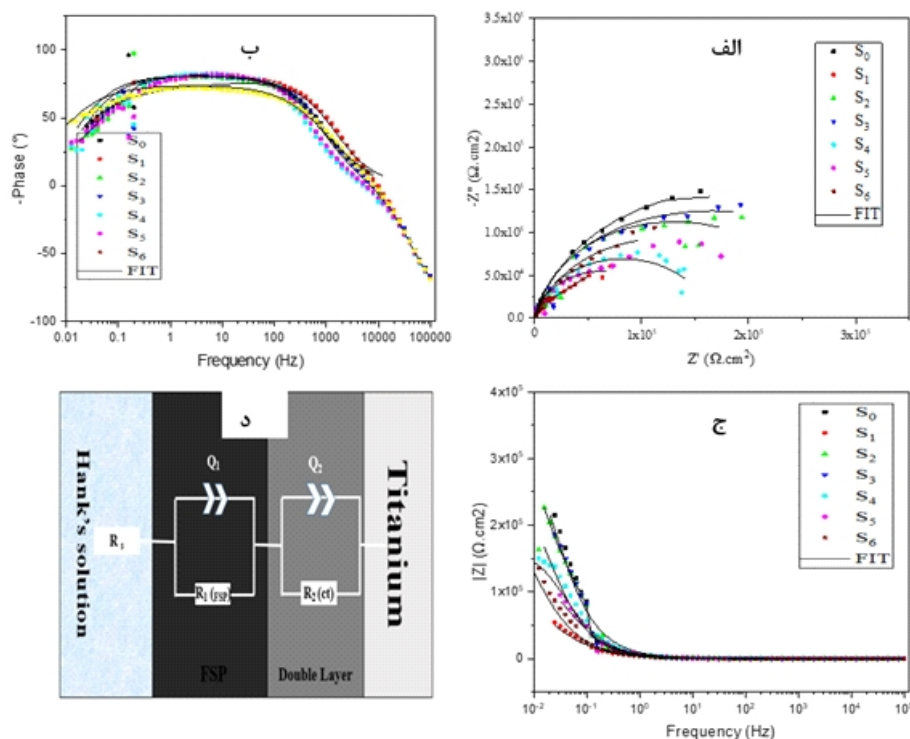
را افزایش می دهد [۱۴].



شکل ۴- روند تغییرات پتانسیل مدار باز بر حسب زمان برای نمونه شاهد و نمونه های عملیات سطحی شده

شکل (۴) پتانسیل مدار باز نمونه ها را نشان می دهد. مشاهده





شکل ۵- نتایج آزمون امپدانس الکتروشیمیایی شامل منحنی های  
الف - نایکویست، ب - بد فاز، ج - امپدانس کل بر حسب فرکانس و د - مدار الکتریکی مدل مدار الکتریکی

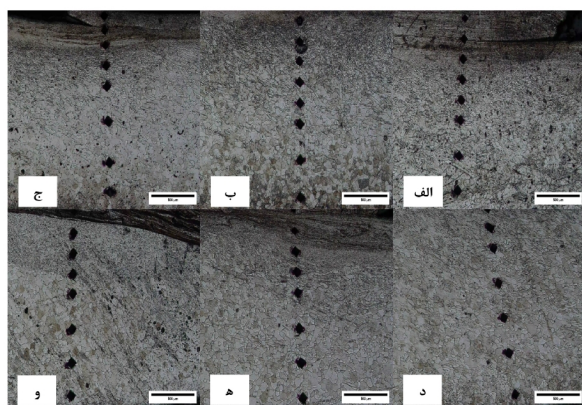
جدول ۲- پارامترهای الکتروشیمیایی استخراج شده از برازش مدار الکتریکی و نتایج امپدانس الکتروشیمیایی

| نمونه          | $R_s$<br>( $\Omega.cm^2$ ) | $Q_1 \times 10^{-4}$<br>( $S.s^{n_1}/cm^2$ ) | $n_1$ | $R_1 \times 10^5$<br>( $\Omega.cm^2$ ) | $Q_2 \times 10^{-5}$<br>( $S.s^{n_2}/cm^2$ ) | $n_2$ | $R_2 \times 10^5$<br>( $\Omega.cm^2$ ) |
|----------------|----------------------------|----------------------------------------------|-------|----------------------------------------|----------------------------------------------|-------|----------------------------------------|
| S <sub>0</sub> | ۵۷۳۱                       | ۰٫۲                                          | ۰٫۸۹  | ۲٫۷                                    | ۰٫۱                                          | ۰٫۶۸  | ۱۰۱                                    |
| S <sub>۱</sub> | ۳۸                         | ۱٫۶                                          | ۰٫۵۶  | ۲٫۷                                    | ۷٫۰۱                                         | ۰٫۵۵  | ۱۰۱                                    |
| S <sub>۲</sub> | ۴۰                         | ۵٫۱                                          | ۰٫۸۸  | ۱۶                                     | ۲٫۱                                          | ۰٫۹   | ۲٫۵                                    |
| S <sub>۳</sub> | ۳۳                         | ۰٫۲۰                                         | ۰٫۹   | ۱٫۹۹                                   | ۸٫۹                                          | ۰٫۸۲  | ۱٫۹۵                                   |
| S <sub>۴</sub> | ۵۰                         | ۰٫۲۵                                         | ۰٫۸۸  | ۱٫۶۴                                   | ۳                                            | ۰٫۵   | ۰٫۰۱                                   |
| S <sub>۵</sub> | ۱۳                         | ۴٫۹                                          | ۰٫۶۹  | ۰٫۲۴                                   | ۵٫۹                                          | ۰٫۸۴  | ۲٫۲                                    |
| S <sub>۶</sub> | ۱۳٫۸۳                      | ۴٫۹                                          | ۰٫۹   | ۰٫۰۸                                   | ۳٫۳۹                                         | ۰٫۹   | ۱٫۱۸                                   |

مرزهای دانه و مرزهای دوقلو، اجازه تشکیل فیلم غیرفعال بر روی سطح را داده و عملکرد الکتروشیمیایی را افزایش می دهند [۱۴]. شعاع نیم‌دایره ها در نمودار نایکویست می تواند مقاومت خوردگی کلی را نشان دهد که متناسب با تعداد پاس و سرعت چرخش پین است. از نمودار زاویه فازی بر حسب فرکانس، دو ثابت زمانی را می توان در تمام نمونه ها مشاهده کرد، به این معنی که مکانیسم خوردگی در شرایط مختلف عملیات اصطکاکی هم زنی یکسان است. طبق گزارش های سویدووا و همکاران، تیتانیوم خالص با ساختارهای نانو یا زیر میکرون، فعالیت الکتروشیمیایی بالاتری را در محلول کلرید سدیم نسبت به همتایان ماکرو دانه خود ارائه میکند. محتمل ترین علت این رفتار انواع عیوب است که در قسمت عمده و روی سطح تیتانیوم در هنگام تغییر شکل مومسان توسط عملیات سطحی انجام شده رخ می دهد. این عیوب مانع از تشکیل یک لایه

پارامتر  $R_s$  مقاومت انتقال بار الکترولیت بین الکترود کاری و الکترود مرجع را بیان می کند که برای همه نمونه ها تقریباً مقدار مشابهی است. پارامترهای  $Q_1$ ،  $n_1$  و  $R_1$  بیان کننده ویژگی های دی الکتریک در لایه اکسیدی تشکیل شده بر سطح نمونه های فولادی هستند. ویژگی های دی الکتریک در تشکیل لایه اکسیدی حاصل از انجام عملیات سطحی با پارامترهای  $Q_2$ ،  $n_2$  و  $R_2$  مشخص شدند.  $Q$  به جای یک خازن خالص به منظور تعریف رفتار غیر ایده آل عنصر خازنی، به دلیل خواص فیزیکی سطح متفاوت در نتیجه زبری و نقص سطح، استفاده شد. اگر مقدار  $n$  نزدیک به یک باشد، به این معنی است که لایه غیرفعال به عنوان یک خازن عمل می کند و در نتیجه سطح فیلم اکسید غیرفعال فشرده تر می شود. از سوی دیگر، اگر مقدار  $n$  از یک منحرف شود، لایه غیرفعال ویژگی نفوذی را نشان می دهد؛ [۲۴]. ویژگی های ریزساختار، از جمله نقص های بیشتر،

نمونه ها از فواصل دورتر از ۵۰۰ میکرون از سطح نیز آغاز شده است. بیشترین سختی سطح مربوط به نمونه با سرعت چرخش ۱۶۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۴۰۰ میلی متر بر دقیقه است و نشاندهنده افزایش سه برابری سختی از بالک به سطح نمونه اصلاح سطح شده است. تصاویر میکروسکوپ نوری حاصل از سختی سنجی در تصویر (۸) ارائه شده است که موقعیت نقاط اثر سختی را نسبت به یکدیگر نشان می دهد.



شکل ۸- تصاویر میکروسکوپ نوری اثر آزمون سختی سنجی نمونه های عملیات اصطکاکی هم زنی برای نمونه های الف -  $S_1$ ، ب -  $S_2$ ، ج -  $S_3$ ، د -  $S_4$ ، ه -  $S_5$ ، و -  $S_6$ ، ز -  $S_7$

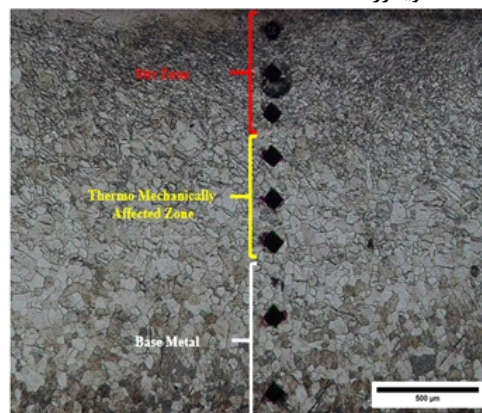
#### ۴- نتیجه گیری و جمع بندی

عملیات اصطکاکی هم زنی روشی مفید برای اصلاح سطح موضعی است که با تغییر ریزساختار باعث بهبود خواص سطحی می شود. ریزشدن دانه در سطوح نمونه هایی از سرعت چرخش ابزار ۱۰۰۰ دور بر دقیقه و بالاتر به وضوح قابل مشاهده بود. ساختار هم محور ریز به دست آمده پس از پردازش حرارتی مکانیکی مناسب در مقایسه با نمونه های با دانه های درشت و کشیده، باعث سختی بیشتری شد. همچنین نشان داده شد که رفتار الکتروشیمیایی نمونه ها و در نتیجه مقاومت به خوردگی آن ها به شدت به اندازه دانه، و تغییرات سطحی ایجاد شده وابسته است. باین حال از آنجایی که از یک مدار معادل برای همه نمونه ها استفاده شده است، نتیجه می شود که مکانیسم خوردگی برای همه نمونه ها یکسان است و فرایند اصطکاکی هم زنی لزوماً مکانیسم خوردگی را تغییر نمی دهد.

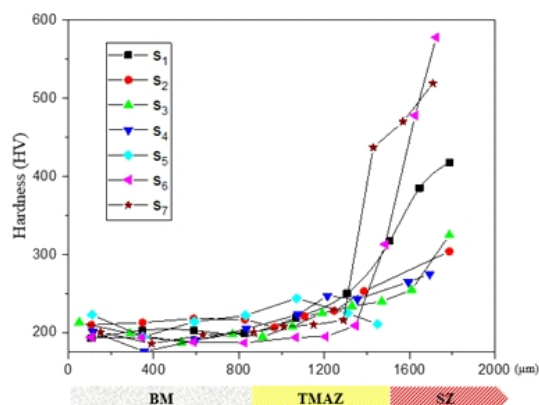
#### منابع

- 1-M. Prestat and D. Thierry, "Corrosion of titanium under simulated inflammation conditions: clinical context and in vitro investigations," *Acta Biomater.*, vol. 136, pp. 72-87, 2021.
- 2-V. A. Alves et al., "In situ impedance spectroscopy study of the electrochemical corrosion of Ti and Ti-6Al-4V in simulated body fluid at 25 °C and 37 °C," *Corros. Sci.*, vol. 51, no. 10, pp. 2473-2482, 2009.
- 3-S. Kumar, T. S. N. Sankara Narayanan, S. Ganesh Sundara Raman, and S. K. Seshadri, "Fretting corrosion behaviour of thermally oxidized CP-Ti in Ringer's solution," *Corros. Sci.*, vol. 52, no. 3, pp. 711-721, 2010.

محافظ طبیعی پیوسته بر روی تیتانیوم می شود [۲۵]. شکل (۶) مناطق مختلف عملیات اصطکاکی هم زنی شده را نشان می دهد که ابتدا شامل ناحیه ای با دانه های درشت است، با نزدیک شدن به سطح نمونه که تحت عملیات سطحی قرار گرفته، دوقلوبی های فراوان به همراه کاهش اندازه دانه مشاهده می شود که نشان دهنده منطقه تحت تأثیر حرارت است و سطح نمونه هم با کاهش شدید اندازه دانه همراه است که به منطقه هم زده یافته مربوط می شود. نتایج حاصل از سختی سنجی به صورت گرادین سختی از بالک نمونه ها به سمت سطح تحت عملیات قرار گرفته، در شکل (۷) نشان داده شده است. شکل (۷) نشان می دهد که برای تمام نمونه ها سختی بالک ماده تا حدود ۱۵۰۰ میکرون به صورت ثابت و در حدود ۲۰۰ ویکرز است.



شکل ۶- تعیین نواحی مختلف عملیات اصطکاکی هم زنی در تصویر سطح مقطع عرضی نمونه سختی سنجی شده



شکل ۷- گرادین سختی برای نمونه های عملیات اصطکاکی هم زنی شده با سرعت های پیشروی، سرعت چرخش و تعداد پاس مختلف

با پیشروی به سمت منطقه اصلاح سطح شده مشاهده می شود که تمام نمونه ها با افزایش سختی همراه هستند، اما حداکثر سختی و شیب تغییر سختی برای نمونه های مختلف، متفاوت است. نمونه با سرعت چرخش ۱۶۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۴۰۰ میلی متر بر دقیقه بیشترین شیب در افزایش سختی در فاصله ۵۰۰ میکرونی از سطح را دارد به نحوی که که این افزایش سختی بر خلاف دیگر

- 16-A. P. Zykova, S. Y. Tarasov, A. V. Chumaevskiy, and E. A. Kolubaev, "A review of friction stir processing of structural metallic materials: Process, properties, and methods," *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 6, pp. 1–35, 2020.
- 17-R. Kumar, R. Sankaranarayanan, P. S. Velu, and N. R. J. Hynes, A comprehensive detail of friction stir processing—with a case of fabrication of nanocomposites. Elsevier Inc., 2021.
- 18-A. P. Zykova, A. V. Vorontsov, A. V. Chumaevskii, D. A. Gurianov, and A. V. Gusarova, "The Influence of Multipass Friction Stir Processing on Formation of Microstructure and Mechanical Properties of Ti6Al4V Alloy," vol. 63, no. 2, pp. 167–176, 2022.
- 19-L. Jiang, W. Huang, C. Liu, L. Chai, X. Yang, and Q. Xu, "Microstructure, texture evolution and mechanical properties of pure Ti by friction stir processing with slow rotation speed," *Mater. Charact.*, vol. 148, no. September 2018, pp. 1–8, 2019.
- 20-A. Kumar and V. Kumar, "A review of recent progress in the fabrication of surface composites through friction stir processing," *Mater. Today Proc.*, vol. 63, pp. 494–503, 2022.
- 21-Y. Fang et al., "An efficient approach to endow TiNbTaZr implant with osteogenic differentiation and antibacterial activity in vitro," *Mater. Des.*, vol. 221, p. 110987, 2022.
- 22-M. M. El-Sayed, A. Y. Shash, M. Abd-Rabou, and M. G. ElSherbiny, "Welding and processing of metallic materials by using friction stir technique: A review," *Journal of Advanced Joining Processes*, vol. 3, 2021.
- 23-E. McCafferty, Introduction of corrosion science, vol. 1, 2009.
- 24-A. Fattah-alhosseini, M. Vakili-Azghandi, and M. Haghshenas, "On the passive and electrochemical behavior of severely deformed pure Ti through friction stir processing," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 90, no. 1–4, pp. 991–1002, 2017.
- 25-A. Fattah-alhosseini, M. Vakili-Azghandi, M. Sheikhi, and M. K. Keshavarz, "Passive and electrochemical response of friction stir processed pure Titanium," *J. Alloys Compd.*, vol. 704, pp. 499–508, 2017.
- 4-D. Prando et al., "Corrosion of titanium: Part 1: Aggressive environments and main forms of degradation," *J. Appl. Biomater. Funct. Mater.*, vol. 15, no. 4, pp. e291–e302, 2017.
- 5-M. Aliofkhazraei et al., "Review of plasma electrolytic oxidation of titanium substrates: Mechanism, properties, applications and limitations," *Appl. Surf. Sci. Adv.*, vol. 5, 2021.
- 6-Z. Ding, Q. Fan, and L. Wang, "A Review on Friction Stir Processing of Titanium Alloy: Characterization, Method, Microstructure, Properties," *Metall. Mater. Trans. B Process Metall. Mater. Process. Sci.*, vol. 50, no. 5, pp. 2134–2162, 2019.
- 7-L. C. Zhang, L. Y. Chen, and L. Wang, "Surface Modification of Titanium and Titanium Alloys: Technologies, Developments, and Future Interests," *Adv. Eng. Mater.*, vol. 22, no. 5, pp. 1–37, 2020.
- 8-vahid salimian Rizi, "Ce Pte Us Pt," *Mater. Res. Express*, pp. 0–12, 2019.
- 9-J. Lu, Y. Zhang, W. Huo, W. Zhang, Y. Zhao, and Y. Zhang, "Electrochemical corrosion characteristics and biocompatibility of nanostructured titanium for implants," *Appl. Surf. Sci.*, vol. 434, pp. 63–72, 2018.
- 10-D. N. Travessa, G. V. B. Guedes, A. C. de Oliveira, A. S. da Silva Sobrinho, V. Roche, and A. M. Jorge, "Corrosion performance of the biocompatible Ti12Mo6Zr2Fe alloy submitted to laser and plasma-nitriding surface modifications," *Corros. Sci.*, vol. 209, no. October, 2022.
- 11-D. A. G. Pérez et al., "Severe plastic deformation and different surface treatments on the biocompatible Ti13Nb13Zr and Ti35Nb7Zr5Ta alloys: Microstructural and phase evolutions, mechanical properties, and bioactivity analysis," *J. Alloys Compd.*, vol. 812, 2020.
- 12-K. Moghadasi et al., "A review on biomedical implant materials and the effect of friction stir based techniques on their mechanical and tribological properties," *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 17, pp. 1054–1121, 2022.
- 13-S. P. Jani, A. Senthil Kumar, M. Adam Khan, and M. Uthayakumar, Surface Roughness and Morphology Studies on Machining Hybrid Composite Material Using Abrasive Water Jet Cutting Process. 2020.
- 14-M. Vakili-azghandi et al., "Microstructural Evolution and Bio-Corrosion Behavior of a CP-Ti Processed by Multi-Pass of Severe Plastic Deformation," *JOM*, 2022, doi: 10.1007/s11837-022-05415-9.
- 15-W. Liu, S. Liu, and L. Wang, "Surface Modification of Biomedical Titanium Alloy: Micromorphology, Microstructure Evolution and Biomedical Applications," *Coatings*, vol. 9, no. 4, p. 249, 2019.

#### پی نوشت

- 1- کارشناسی ارشد دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه یزد
- 2- دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه یزد
- 3- مدیر واحد تحقیق و توسعه شرکت الکترو یزد
- 4- مدیر واحد کنترل کیفیت شرکت الکترو یزد
- 5- دانشجو دکتری دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه یزد





## بهبود خواص سایشی مته‌های حفاری از جنس فولاد AISI 8620 با استفاده از روش‌های بهینه سخت کاری سطحی

هاشم قهرمانی<sup>۱</sup>، امید یعقوبی<sup>۲</sup> زاده

### چکیده

هدف از این پژوهش، مقایسه فرایندهای سخت کاری کربن دهی گازی، نیتروژن دهی پلاسمایی و نیتروژن-کربن دهی پلاسمایی جهت یافتن شرایط بهینه برای بهبود خواص سایشی مته‌های حفاری از جنس فولاد کم آلیاژ AISI 8620 است. نمونه‌هایی از این فولاد در مدت زمان‌های ۸، ۱۲، ۴۸ و ۹۰۰ ساعت، در دمای ۹۰۰ الی ۹۲۵ درجه سانتی گراد و با استفاده از گاز متان تحت کربن دهی گازی قرار گرفت. فرایند نیتروژن دهی پلاسمایی در دمای ۵۳۰ درجه سانتی گراد، مدت زمان ۱۲ ساعت و اتمسفر ۵۰% N<sub>2</sub> + ۵۰% H<sub>2</sub> انجام گرفت. دما و مدت زمان انجام عملیات نیتروژن-کربن دهی پلاسمایی، مشابه نیتروژن دهی پلاسمایی، اما اتمسفری متفاوت و با گازهای ۲۹۰% N<sub>2</sub> + ۷% H<sub>2</sub> + ۳% CH<sub>4</sub> بود. آزمون سایش گلوله روی دیسک در شرایط بار ۳۰ نیوتن و مسافت ۱۰۰۰ متر، روی نمونه‌ها انجام گرفت. آنالیز ریزساختار لایه سخت شده نمونه‌ها با استفاده از روش‌های مختلف از جمله پراش سنجی پرتو ایکس، میکروسکوپ الکترونی روبشی و سختی سنجی انجام گرفت. با مقایسه نمونه‌های کربن دهی شده مشخص شد که با افزایش زمان عملیات از ۸ ساعت به ۴۸ ساعت، سختی سطح و ضخامت لایه سخت کاری شده به ترتیب از ۷۶۰ ویکرز و ۱/۱ میلی متر به ۸۷۰ ویکرز و ۳/۶ میلی متر رسید. نمونه‌های نیتروژن دهی پلاسمایی و نیتروژن-کربن دهی پلاسمایی شده که سختی سطح آن‌ها به ترتیب ۶۳۰ و ۵۵۰ ویکرز بود، با وجود داشتن سختی کمتر از نمونه‌های کربن دهی شده، مقاومت به سختی بهتری از خود نشان دادند. در نهایت با مقایسه سطوح ساییده شده نمونه‌ها مشخص شد که نمونه نیتروژن دهی شده به دلیل تشکیل فازهای اپسیلون و گاما پرایم روی سطح آن، مقاومت به سایش بهتری از نمونه‌های دیگر داشت.

**کلمات کلیدی:** کربن دهی گازی، نیتروژن دهی پلاسمایی، نیتروژن-کربن دهی پلاسمایی، سایش.

### 1- مقدمه

قطعه است که در مقایسه با روش قبل یعنی تغییر نوع آلیاژ، از لحاظ اقتصادی مقرون به صرفه تر است. روش‌های مختلف عملیات حرارتی که برای سخت کردن سطح قطعه مورد استفاده قرار می‌گیرند، به دو دسته قابل تقسیم هستند: دسته اول عملیاتی که منجر به تغییر ترکیب شیمیایی سطح فولاد می‌شوند و به عملیات حرارتی-شیمیایی یا عملیات ترموشیمیایی موسوم اند؛ مانند کربن دهی، نیتروژن دهی و نیتروژن-کربن دهی. دسته دوم روش‌هایی هستند که بدون تغییر ترکیب شیمیایی سطح و فقط به

فولادهای پراستحکام کم آلیاژ معمولاً به عنوان آلیاژ پایه در ساخت قطعاتی همچون مته حفاری در صنایع معدن، نفت و گاز مورد استفاده قرار می‌گیرند. علی رغم استحکام بالای این نوع فولادها، در حین حفاری، مشکلاتی از قبیل خوردگی، سایش و خستگی روی سطح مته حفاری به وجود می‌آید که یکی از روش‌های جلوگیری از وقوع این نوع مشکلات، تغییر جنس آلیاژ و روش دیگر بهبود خواص سایشی و مکانیکی فولادهای کم آلیاژ از طریق سخت کاری سطحی

کمک عملیات حرارتی سطحی، باعث سخت شدن سطح فولاد می‌شوند که در دسته عملیات حرارتی موضعی قرار دارند؛ مانند سخت کردن شعله‌ای و سخت کردن القایی. موضوع بسیاری از فعالیت‌های تحقیقاتی و آزمایشگاهی بررسی تاثیر ریز ساختار روی خواص مکانیکی فولاد است و یکی از روش‌های رسیدن به خواص مورد نظر در فولادها، تغییر در ریزساختار آن هاست. لارسن اثر ریز ساختار را روی سایش کاربرد تنگستن مورد بررسی قرار داد و نتیجه گرفت که اگر مواد تشکیل دهنده سخت تر باشند، سایش کمتر است [۱]. هدف از انجام این پژوهش، رسیدن به خواص سایشی و سختی بهینه جهت افزایش طول عمر و کارایی مته‌های حفاری است. در این پژوهش برای سخت کاری سطحی از روش عملیات حرارتی - شیمیایی شامل کربن دهی گازی، نیتروژن دهی پلاسمایی و نیتروژن - کربن دهی پلاسمایی روی فولاد کم آلیاژ **AISI 8620** استفاده شده است. این فولاد در ساخت بدنه مته‌های حفاری مربوط به صنایع نفت، گاز و معدن مورد استفاده قرار می‌گیرد. مشخص است که با سخت تر شدن سطح قطعه، مقاومت سایشی آن افزایش خواهد یافت و برای اثبات این ادعا، نمونه‌ای که تحت عملیات حرارتی قرار نگرفته و نمونه‌هایی که سخت کاری سطحی شده‌اند مطابق با استاندارد **ASTM-G 99** مورد آزمون سایش قرار گرفته است. [۲]. بین روی دیسک معمول ترین روش مورد استفاده برای این آزمایش است. با انجام آزمون سایش، ضریب اصطکاک قطعه نیز به دست می‌آید که این ضریب، پارامتری موثر برای بررسی و مقایسه سختی و مقاومت به سایش قطعات است. علاوه بر آزمون سایش، با انجام آنالیزهایی از قبیل طیف سنجی پراش پرتو ایکس، تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی و سختی سنجی نمونه‌ها، فرایند سخت کاری سطحی بهینه مشخص شد. نتایج حاصل از این پژوهش برای استفاده در صنعت تولید مته‌های حفاری در اختیار شرکت سیلندر سازی تهران قرار گرفت.

لازم به ذکر است که در این متن جهت جلوگیری از تکرار و رعایت اصل ساده‌نویسی، واژه‌های نیتروژن دهی (PN)، نیتروژن - کربن دهی (PNC) و کربن دهی (GC) به ترتیب جایگزین واژه‌های نیتروژن دهی پلاسمایی، نیتروژن - کربن دهی پلاسمایی و کربن دهی گازی شده‌اند.

## 2- مواد و روش پژوهش

در این پژوهش از فولاد کم آلیاژ **AISI 8620** استفاده شده است که ترکیب شیمیایی آن در جدول (۱) آورده شده است.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد کم آلیاژ **AISI 8620**

| عناصر آلیاژی | Mo   | Ni   | Mn   | Cr   | Si   | C    |
|--------------|------|------|------|------|------|------|
| درصد وزنی    | ۰/۲۵ | ۰/۷۰ | ۰/۹۰ | ۰/۶۰ | ۰/۳۵ | ۰/۲۳ |

جهت انجام عملیات‌های نیتروژن دهی و نیتروژن - کربن دهی نمونه‌های دیسکی شکل به قطر ۲۰ میلی‌متر و ارتفاع ۱۰ میلی‌متر از فولاد مورد پژوهش تهیه شدند. برای رسیدن به ساختاری یکنواخت و همچنین آماده‌سازی اولیه سطح قطعات برای انجام فرایندهای

سخت کاری سطحی، تمامی نمونه‌های مربوط به فرایندهای نیتروژن دهی و نیتروژن - کربن دهی تحت عملیات حرارتی آستنیتیزه، کوئنچ و تمپر قرار گرفتند. سختی نمونه‌ها پس از عملیات حرارتی اولیه از ۱۵۵ ویکرز به ۲۳۸ ویکرز رسید. مراحل و متغیرهای عملیات حرارتی اولیه نمونه‌ها در جدول (۲) آورده شده است.

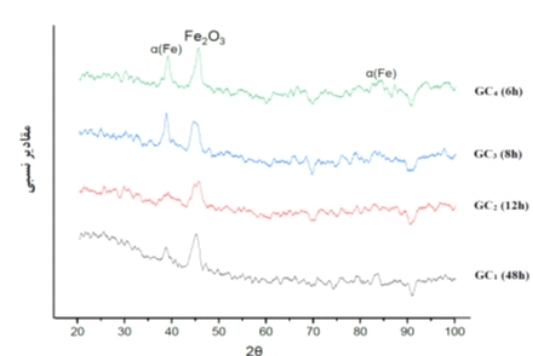
جدول ۲- پارامترهای عملیات حرارتی اولیه نمونه‌های نیتروژن دهی و نیتروژن - کربن دهی

| مراحل عملیات حرارتی اولیه | شرایط                                              |
|---------------------------|----------------------------------------------------|
| آستنیتیزه کردن            | مدت زمان ۳۰ دقیقه در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد روغن |
| تمپر                      | مدت زمان ۶۰ دقیقه در دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد      |
| سرد کردن                  | هوای آزاد                                          |

بعد از انجام عملیات حرارتی اولیه، برای حذف اکسیدهای سطحی، سطح نمونه‌ها با استفاده از کاغذ سنباده از شماره ۱۰۰ الی ۲۰۰۰ سنباده زده شده و سپس به کمک نمد و پودر آلومینا پولیش شدند. برای چربی‌زدایی نمونه‌ها از استون و دستگاه تمیزکننده التراسونیک استفاده شد. پس از آن نمونه‌ها با آب مقطر شسته شده و با جریان هوای گرم به سرعت خشک شدند. تمامی مراحل آماده سازی نمونه‌ها با استاندارد **ASTM E3** انجام شد. برای انجام عملیات نیتروژن دهی و نیتروژن - کربن دهی از دستگاه نیتروژن دهی از نوع **۵kW** جریان مستقیم پالسی ساخت شرکت پلاسما فن‌آور امین استفاده شد. برای انجام عملیات نیتروژن دهی، ابتدا به منظور رفع آلودگی‌های دستگاه، داخل محفظه و پایه ترموکوپل با پنبه آغشته به الکل تمیز شده و سپس نمونه‌ها روی سکو قرار داده شدند. با بستن درب محفظه و روشن کردن پمپ خلأ، گازهای موجود تخلیه شده تا جایی که فشار محفظه به ۲-۱۰ تور رسید. پس از آن، گازهای هیدروژن و نیتروژن با ترکیب **50% H<sub>2</sub> + 50% N<sub>2</sub>** وارد محفظه شدند. با رسیدن فشار داخل محفظه به ۵/۰ تور، ولتاژ اعمال شده و پلاسما تشکیل شد و نمونه‌ها در شرایط دیواره سرد و در دمای ۵۳۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱۲ ساعت تحت عملیات نیتروژن دهی قرار گرفتند. پس از پایان مدت زمان تعیین شده برای عملیات، شیرهای متصل به محفظه بسته شده، اعمال ولتاژ متوقف و عملیات خنک شدن در خلأ شروع شد. پس از خنک شدن نمونه‌ها، شیر تخلیه باز و نمونه‌ها از محفظه خارج شدند. در رابطه با مکانیزم فرایند نیتروژن - کربن دهی لازم به ذکر است که مراحل انجام، مدت زمان و دمای عملیات مانند فرایند نیتروژن دهی بودند؛ با این تفاوت که در اینجا نسبت گازهای ورودی به محفظه دستگاه، نیتروژن، هیدروژن و متان به نسبت‌های **90% N<sub>2</sub> + 7% + 3% H<sub>2</sub>** بود.

برای انجام عملیات کربن دهی نیز نمونه‌هایی به صورت دیسک با قطر ۲۰ میلی‌متر و ارتفاع ۱۰ میلی‌متر از قطعات فولاد کم آلیاژ **AISI 8620** که به یکی از روش‌های معمول در صنعت تحت عملیات کربن دهی در مدت زمان‌های متفاوت قرار گرفته بودند، برش داده شدند. اجزای اصلی تشکیل دهنده اتمسفر کوره کربن ده عبارتند از: کربن مونو اکسید (**CO**)، نیتروژن (**N<sub>2</sub>**)، هیدروژن (**H<sub>2</sub>**)، کربن دی اکسید (**CO<sub>2</sub>**)، بخار آب (**H<sub>2</sub>O**) و متان. پس از اینکه

گرفته اند. شکل (۱) نتایج آنالیز XRD نمونه های کربن دهی شده در مدت زمان های ۶، ۸، ۱۲ و ۴۸ ساعت را نشان می دهد. با توجه به تصویر الگوی پراش، در آنالیز سطح نمونه های کربن دهی شده، فازهای  $\text{Fe}_3\text{C}$  و  $\alpha(\text{Fe})$  شناسایی گردید. مقایسه شدت پیک ها نشان دهنده کاهش مقدار فاز  $\alpha(\text{Fe})$  با افزایش زمان کربن دهی است. با افزایش زمان عملیات، میزان کربن نفوذی به سطح قطعه به صورت بین نشین افزایش یافته و طی واکنش با آهن، از میزان  $\alpha(\text{Fe})$  کاسته می شود.



شکل ۱- الگوی پراش پرتو ایکس نمونه های کربن دهی شده به روش گازی در مدت زمان های مختلف عملیات.

آنالیز تفروق پرتو ایکس نمونه های نیتروژن دهی شده و نیتروژن-کربن دهی شده به ترتیب در شکل (۲ و ۳) نشان داده شده است. با توجه به این که دما و زمان عملیات های نیتروژن دهی و نیتروژن-کربن دهی مشابه بوده و تفاوت اصلی در ترکیب گازهای ورودی به محفظه در حین عملیات است، می توان ملاحظه نمود که به دلیل بیشتر بودن مقدار گاز نیتروژن در فرایند نیتروژن-کربن دهی نسبت به نیتروژن دهی و همچنین وجود گاز کربن دهنده در فرایند نیتروژن-کربن دهی، فازهای تشکیل شده روی سطح نمونه ها در این دو فرآیند متفاوت است. طبق نتایج به دست آمده از این آزمون، در هر دو نمونه نیتروژن دهی شده و نیتروژن-کربن دهی شده، فازهای اپسیلون و گاما پرایم وجود دارد. فاز اپسیلون یک فاز سخت با ساختار هگزگونال فشرده بوده که از سختی بالایی برخوردار است. از طرفی، فاز گاما پرایم یک فاز نسبتاً نرم تر با ساختار FCC است. لازم به ذکر است در آنالیز پراش سنجی پرتو ایکس مربوط به نمونه نیتروژن دهی شده، نیتريد زتا که فازی به شدت ترد و شکننده است نیز مشاهده شد. با توجه به این که سان و همکاران دریافتند که در هنگام نیتروژن دهی، اتم های نیتروژن درون ساختار آهن به صورت اشباع درآمده و به شکل نیتريد آهن یا نیتريد سایر عناصر آلیاژی رسوب می کنند. تنش های فشاری ناشی از تشکیل لایه نیتريدی باعث نفوذ کربن به سمت نواحی کم تنش می شوند؛ علاوه بر این، حلالیت کربن در فاز گاما پرایم به صورت تقریبی ۰/۲ درصد وزنی و در فاز اپسیلون تا ۳/۶ درصد وزنی می رسد [۴]، می توان این گونه نتیجه گرفت که کربن باعث تسهیل در تشکیل لایه ترکیبی اپسیلون می شود. بنابراین در نمونه نیتروژن-کربن دهی شده به دلیل در دسترس بودن کربن،

قطعات داخل کوره گذاشته شدند و دما نیز به دمای کربن دهی (۹۰۰ الی ۹۲۵ درجه سانتی گراد) رسید، ۱۰ درصد گاز متان به اتمسفر کوره افزوده شد. برای نفوذ کربنی که جذب سطح شده به داخل فولاد و به تعادل رسیدن کربن سطح با پتانسیل گاز اندوترمیک حامل، بعد از گذشت ۷۵ درصد زمان کربن دهی، جریان متان به داخل کوره قطع شد. در مرحله بعد، حرارت دهی تا بالای دمای  $\text{Ac1}$  (۷۸۰ درجه سانتی گراد) انجام و پس از مدت زمان معین، نمونه ها در آب کوئنچ شدند. در انتها با انجام عملیات تمپر در محدوده دمای ۱۸۰ درجه سانتی گراد، فرایند سخت کاری پایان یافت.

نمونه ها پس از سخت کاری سطحی، مورد آنالیزهای XRD، SEM سختی سنجی و آزمون سایش قرار گرفتند که در ادامه به بررسی آنالیزهای صورت گرفته روی نمونه ها پرداخته شده است.

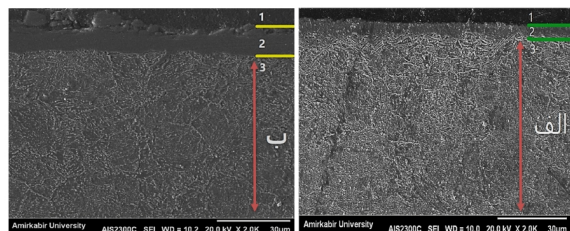
جهت شناسایی فازهای تشکیل دهنده لایه سطحی ایجاد شده روی سطح نمونه های سخت کاری شده، از دستگاه پراش سنج پرتو ایکس مدل Equinox 3000 استفاده شد. پیک های به دست آمده از این آنالیز متأثر از پرتو  $\text{Cu K}\alpha$  ( $\lambda=1.5418 \text{ \AA}$ ) با زاویه تابش بین ۲۰ تا ۱۰۰ درجه بود. با تفسیر داده های خروجی این آزمون در نرم افزار X-Pert High Score Plus، فازهای موجود در ساختار نمونه ها شناسایی شدند. برای مشاهده لایه های سطحی ایجاد شده روی نمونه های سخت کاری سطحی شده از تصاویر خروجی دستگاه میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل AIS2300C ساخت شرکت SERON استفاده شد. جهت بهبود کیفیت تصاویر، نمونه ها پیش از قرار گرفتن در محفظه دستگاه SEM، در محلول نایتال ۴٪ اچ شده و با لایه نازکی از طلا پوشش دهی شدند. اندازه گیری سختی از سطح تا مغز قطعه (نیم رخ سختی) نمونه های سخت کاری سطحی شده مطابق با استاندارد ASTM E92 و با دستگاه ریز سختی سنج ویکرز مدل H محصول شرکت Shimadzu اندازه گیری و ثبت شد. برای انجام این آزمون ابتدا نمونه ها از مقطع بریده شده و پیش از قرار گرفتن در دستگاه، مطابق استاندارد تحت سنباده زنی و پولیش قرار گرفتند. بار اعمالی ۱۰۰ gf و مدت زمان توقف بار روی سطح نمونه ها ۱۰ ثانیه بوده است. مقایسه مقاومت به سایش نمونه ها با روش گلوله روی دیسک مطابق استاندارد DIN 50324، با گلوله ای از جنس SiC تحت بار ۳۰ نیوتن، سرعت ۰/۷ الی ۰/۹ متر بر ثانیه و مسافت سایش ۱۰۰۰ متر انجام شد. ضریب اصطکاک نمونه ها با کامپیوتر متصل به دستگاه ثبت شد. با توزین نمونه ها قبل و بعد از آزمون، کاهش وزن ناشی از سایش اندازه گیری شد. برای مطالعه مکانیزم های سایش، تصاویر مسیر سایش ایجاد شده روی سطح نمونه ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی تهیه شد.

### 3- نتایج و بحث

در این بخش ابتدا آنالیز پراش پرتو ایکس و سپس به ترتیب تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مقطع، سختی-سنجی و در نهایت نتایج حاصل از آزمون سایش نمونه های سخت کاری شده با فرایندهای ذکر شده مورد مقایسه قرار گرفته است. فازهای تشکیل شده بعد از انجام عملیات های سخت کاری سطحی، با کمک آنالیز پراش سنجی پرتو ایکس، مورد بحث و مقایسه قرار



امتداد جهت نفوذ اندازه گیری شد. بر اساس استاندارد **SIS 117008**، ضخامت لایه کربن دهی شده عبارت است از فاصله سطح فولاد تا محلی با سختی ۵۵۰ ویکرز. سختی های به دست آمده تحت نیروی ۱۰۰ گرم بار از مقطع عرضی نمونه ها انجام شده است. شکل ۵ نیم رخ تغییرات سختی نمونه های کربن دهی شده بر حسب عمق لایه سخت شده در مدت زمان های متفاوت را نشان می دهد.

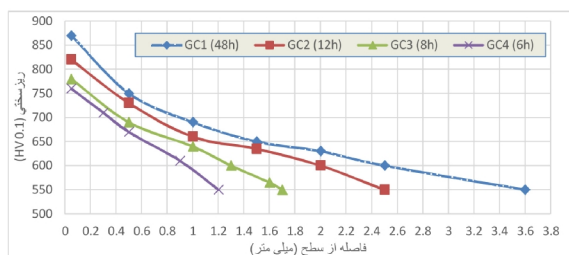


شکل ۴- تصاویر SEM مقطع نمونه های الف - نیتروژن دهی شده، ب- نیتروژن - کربن دهی شده.

ضخامت لایه سخت شده را می توان با مطالعه سطح مقطع شکست یک نمونه سخت کاری شده به کمک میکروسکوپ نوری نیز مشخص کرد. گرچه نتایج به دست آمده از هر دو روش مذکور تا حدودی یکسان اند، ولی در صورتی که به مقدار دقیق ضخامت لایه سخت شده نیاز باشد، بهتر است از روش های اندازه گیری سختی استفاده شود. ضخامت لایه کربن دهی شده را به کمک رابطه (۱) نیز می توان محاسبه کرد:

$$X = K \cdot \sqrt{t} \quad (1)$$

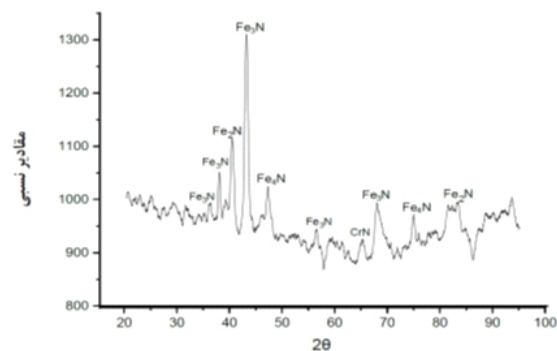
در این رابطه،  $X$  ضخامت لایه کربن دهی شده بر حسب میلی متر،  $t$  زمان کربن دهی و بر حسب ساعت،  $K$  تابع دما و شامل اثرات دما روی نفوذ کربن در فولاد است. مقادیر  $K$  برای دماهای ۸۷۵، ۹۰۰ و ۹۲۵ درجه سانتی گراد به ترتیب ۰/۴۱، ۰/۳۴ و ۰/۵۲ است [۵].



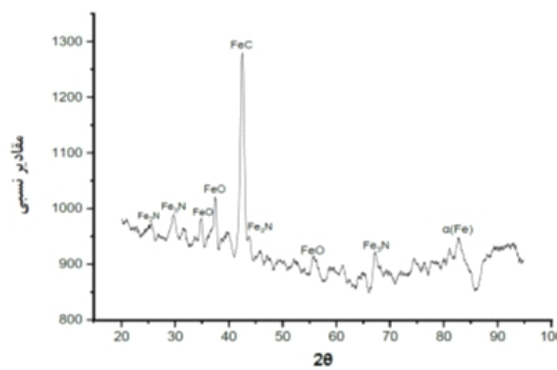
شکل ۵- نیم رخ تغییرات سختی بر حسب عمق لایه سخت شده نمونه های فولاد AISI 8620 کربن دهی شده در مدت زمان های مختلف.

در این پژوهش، نتایج خروجی از رابطه (۱) مشابه با مقادیر ضخامت لایه کربن دهی شده نمونه ها با سختی سنجی است. با مشاهده شکل (۶) می توان دریافت که در فرایند نیتروژن دهی، با افزایش فاصله از سطح فولاد، نفوذ نیتروژن کاهش یافته و در نتیجه نیتride های فلزی کمتری تشکیل شده است که باعث کاهش سختی از سطح به مغز قطعه می شود. در نیتروژن - کربن دهی نیز نفوذ کربن و نیتروژن کاهش یافته که به تبع آن تشکیل کربونیتride های فلزی نیز

در اغلب پیک ها فازهای اپسیلون مشاهده می شود. با توجه به الگوی پراش سطح نمونه نیتروژن - کربن دهی شده، دلیل تشکیل فاز **FeO** احتمالاً نفوذ هوا به درون اتمسفر محفظه بوده است.



شکل ۶- الگوی پراش پرتو ایکس نمونه نیتروژن دهی شده به روش پلاسما.



شکل ۷- الگوی پراش پرتو ایکس نمونه نیتروژن - کربن دهی شده به روش پلاسما.

شکل (۴) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح مقطع عرضی نمونه های نیتروژن دهی شده و نیتروژن - کربن دهی شده را نشان می دهد. در تصاویر مقطع نمونه ها، سطح مانت، لایه سفید و لایه نفوذی به ترتیب با اعداد ۱ الی ۳ نشان داده شده است. با توجه به نتایج آنالیز **XRD** سطح نمونه ها، برای نمونه نیتروژن دهی شده لایه سفید متشکل از لایه نیتride با فازهای اپسیلون، گاما پرایم و به مقدار اندکی نیتride زتا است. سطح نمونه نیتروژن - کربن دهی شده متشکل از فاز اپسیلون، اکسید آهن، **FeO** و مقدار اندکی نیتride زتا است. در فرایندهای نیتروژن دهی و نیتروژن - کربن دهی لایه های نیتride و کربونیتride نسبت به زمینه کمتر اچ شده اند و به صورت برجسته تر دیده می شوند و می توان گفت افزایش مقاومت به خوردگی فولاد که یکی از مزایای این فرایندها است، دلیل مقاومت این لایه ها در برابر اچ شدن می باشد. تصاویر **SEM** مقطع نمونه های کربن دهی شده، به دلیل عدم تشکیل فاز قابل مشاهده، گویا نبوده و به همین جهت از آوردن آنها امتناع شد.

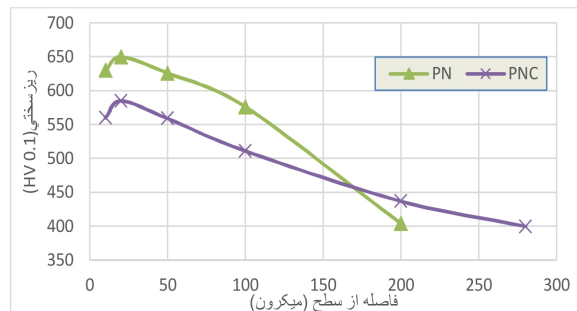
برای تعیین ضخامت لایه سخت شده، نمونه را پس از انجام عملیات حرارتی سخت کاری سطحی، مقطع زده و سپس سختی نمونه ها در

جدول ۳- پارامترهای آزمون سایش و نرخ سایش ویژه نمونه های فولاد AISI 8620 سخت کاری شده

| نمونه            | عنصر نفوذی     | عمق نفوذ (میلی متر) | اختلاف وزن ناشی از سایش (گرم) | نرخ سایش ویژه $(\text{mm}^3/\text{Nm}) \times 10^{-12}$ |
|------------------|----------------|---------------------|-------------------------------|---------------------------------------------------------|
| GC <sub>1</sub>  | کربن           | ۳/۱                 | ۰/۰۰۰۵                        | ۲/۱                                                     |
| GC <sub>2</sub>  | کربن           | ۱/۵                 | ۰/۰۰۰۸                        | ۳/۴                                                     |
| GC <sub>3</sub>  | کربن           | ۱                   | ۰/۰۰۰۹                        | ۳/۸                                                     |
| GC <sub>4</sub>  | کربن           | ۰/۶                 | ۰/۰۰۰۹                        | ۳/۸                                                     |
| PN               | نیتروژن        | ۰/۲                 | ۰/۰۰۰۳                        | -                                                       |
| PNC              | نیتروژن + کربن | ۰/۲۸                | ۰/۰۰۰۰                        | -                                                       |
| NT <sup>۱۲</sup> | -              | -                   | ۰/۰۰۲۲                        | ۹/۳                                                     |

با توجه به نتایج حاصل از آزمون سایش، مشخص است که با افزایش زمان عملیات کربن دهی، عمق نفوذ کربن افزایش یافته، تغییر وزن ناشی از سایش نمونه ها و در نتیجه نرخ سایش ویژه کاهش یافته است. عمق نفوذ کربن نقشی حیاتی در سختی سطح قطعه ایفا می کند که با افزایش آن، قطعه قادر به تحمل شرایط سیکلی سنگین تری خواهد بود؛ البته این امر با صرف انرژی و زمان بیشتر امکان پذیر می باشد [۸]. با افزایش زمان فرایند کربن دهی، ذرات آستنیت به باقی مانده کوچکتر می شوند که در این صورت مقاومت به سایش نمونه بهبود می یابد [۳]. البته باید به این نکته نیز توجه داشت که با افزایش زمان عملیات، افزایش هزینه و امکان ایجاد عیوبی مانند درشت دانه شدن سطح قطعات دور از انتظار نخواهد بود. با توجه به نتایج به دست آمده از XRD نمونه های کربن دهی شده نیز می توان گفت با افزایش زمان عملیات، از مقدار فاز  $\alpha(\text{Fe})$  کاسته شده و به تبع آن فاز  $\text{Fe}_3\text{C}$  بیشتر شده که این نیز دلیلی قابل استناد برای توجیه افزایش سختی سطح با افزایش زمان کربن دهی می باشد. با انجام آزمون سایش، وزن نمونه ی نیتروژن دهی شده افزایش یافت که برای توجیه این امر می توان گفت به دلیل مقاومت سایشی بالای این نمونه، طی آزمون سایش سطح آن به مقدار اندکی تحت تأثیر قرار گرفته و همچنین ایجاد لایه اکسیدی روی سطح در حال سایش و احتمال ورود ذرات ساینده به درون سطح نمونه در حین انجام آزمون، دلایل احتمالی افزایش وزن این نمونه ها خواهند بود. با توجه به عدم مشاهده تغییر وزن در نمونه ی نیتروژن-کربن دهی شده، دلیل عدم تغییر وزن آن می تواند مشابه موارد ذکر شده برای نمونه نیتروژن دهی شده باشد؛ نرخ سایش آن نمونه نیز به مانند نمونه ی نیتروژن دهی شده از طریق رابطه (۲) قابل محاسبه نخواهد بود. با مشاهده نتایج حاصل از آزمون سایش می توان گفت مقاومت به سایش نمونه ی نیتروژن دهی شده و نیتروژن-کربن دهی شده به مراتب بهتر از نمونه کربن دهی شده است. برای نمونه نیتروژن-کربن دهی شده نیز می توان گفت که به دلیل درصد بالای نیتروژن در اتمسفر گازهای عملیات و تشکیل کرونیتریدها، نرخ سایش به مراتب بهتری نسبت به فرایند کربن دهی گزارش شده است، اما به دلیل مقادیر بالای نیتروژن، کربونیتريد های تشکیل شده روی سطح نمونه نیتروژن-کربن دهی شده، مقاومت به سایش کمتری نسبت به نمونه نیتروژن-دهی شده دارد. با مقایسه نتایج حاصل از آزمون سایش، مشخص است ضریب اصطکاک نمونه بدون انجام عملیات، بیشتر از نمونه های سخت کاری شده و در حدود ۰/۷۲ گزارش شده است. با افزایش زمان عملیات کربن دهی از ۶ ساعت به

کمتر خواهند شد. با افزایش مقادیر نیتروژن، لایه ترکیبی با ضخامت بیشتری تشکیل می شود که با افزایش تردی آن همراه خواهد بود. در آزمون سایش با شکسته شدن لایه ترکیبی ترد و ضخیم و تولید ذرات ساینده، نرخ سایش و ضریب اصطکاک نیز با افزایش همراه است [۶]. با توجه به این که در فرایندهای نیتروژن دهی و نیتروژن-کربن دهی، متغیرهای زمان و دما برابر بوده اما درصد نیتروژن های گاز عملیاتی به ترتیب ۵۰ و ۹۰ درصد است؛ سختی سطح نمونه نیتروژن-کربن دهی شده کمتر از نمونه نیتروژن دهی شده است که برای توجیه علمی آن می توان گفت با استناد به نتایج آنالیز پراش پرتو ایکس نمونه ها، به دلیل وجود گاز کربن دهنده و مقادیر زیاد گاز نیتروژن در محفظه عملیات نیتروژن-کربن دهی، جنس لایه سفید تشکیل شده در این فرایند، با لایه سفید فرایند نیتروژن دهی متفاوت و غالباً از جنس اپسیلون و  $\text{FeC}$  بوده و سختی کمتری از لایه سفید نمونه نیتروژن دهی شده دارد. غالب جنس لایه سفید نمونه نیتروژن دهی شده از فازهای اپسیلون و گاما پرایم است. ذکر این نکته حائز اهمیت است که در فرایند نیتروژن-کربن دهی عمق لایه سخت شده بیشتر از فرایند نیتروژن دهی شده است. عمق لایه سخت شده برای نمونه های نیتروژن دهی شده و نیتروژن-کربن دهی شده به ترتیب ۲۰۰ میکرومتر و ۲۸۰ میکرومتر است.



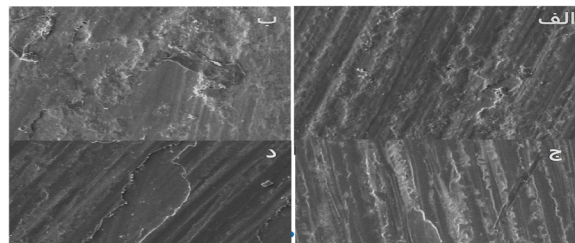
شکل ۶- نیم رخ تغییرات سختی بر حسب عمق لایه سخت شده نمونه های فولاد AISI 8620 نیتروژن دهی شده و نیتروژن-کربن دهی شده.

یکی از ملاک های بهینه سازی خواص سایشی، بررسی نرخ سایش از طریق اندازه گیری جرم نمونه ها قبل و بعد از آزمون سایش است. در این پژوهش برای محاسبه نرخ سایش ویژه از رابطه (۲) استفاده شده است [۷].

$$W_r \left( \frac{\text{mm}^3}{\text{Nm}} \right) = \frac{\Delta m \text{ (mgr)}}{\left( \rho \left( \frac{\text{gr}}{\text{cm}^3} \right) \times L \text{ (m)} \times f \text{ (N)} \right) \times 10^6} \quad (2)$$

در رابطه بالا،  $W_r$  بیانگر نرخ سایش ویژه،  $\Delta m$  کاهش وزن،  $\rho$  چگالی فولاد،  $d$  مسافت طی شده،  $f$  نیروی اعمالی و ضریب ۱۰۶ برای تبدیل واحدهاست. پارامترهای آزمون سایش و نرخ سایش ویژه محاسبه شده برای نمونه های سخت کاری شده در جدول (۳) ذکر شده است. لازم به ذکر است که در صنعت تولید مته حفاری برای جلوگیری از ایجاد ریز ترک های سطحی احتمالی قطعات کربن دهی شده، از سطح قطعه به مقدار ۰/۵ میلی متر برداشته می شود. برای شبیه سازی شرایط آزمون سایش به شرایط واقعی نیز روی نمونه های کربن دهی شده، این فرایند انجام شد.

48 ساعت، مقدار به ضریب اصطکاک از ۰/۶۶ به ۰/۵۴ کاهش یافته است. ضریب اصطکاک یک عامل مؤثر در سایش است و در نمونه‌های نیتروژن‌دهی شده، مقدار ضریب اصطکاک به فاز اپسیلون موجود در لایه ترکیبی ارتباط دارد [۹]. برای نمونه‌های نیتروژن‌دهی شده و نیتروژن-کربن‌دهی شده به دلیل اینکه ساختار فاز اپسیلون هگزاگونال فشرده بوده، از استحکام کمی برخوردار است اما به دلیل سختی بالا، این فاز برای خواص سایشی سطح عملکرد خوبی داشته و سبب لغزش آسان ساییده بر سطح قطعه می‌شود و ضریب اصطکاک را کاهش می‌دهد [۱۰]. ضریب اصطکاک نمونه‌های نیتروژن‌دهی شده و نیتروژن-کربن‌دهی شده به ترتیب ۰/۵۸ و ۰/۶ گزارش شده است. بررسی تفاوت مکانیزم‌های سایش لغزشی فلزات که در یک حالت خاص فعال باشند، امری چندان ساده نیست، با این حال با مطالعه دقیق سطوح ساییده شده و ذرات حاصل از سایش، می‌توان به اطلاعات سودمندی دست یافت. جهت مطالعه تغییر شکل و ساختار مواد بسیار نزدیک به سطح ساییده شده، میکروسکوپ الکترونی روبشی کاربرد زیادی پیدا کرده است. در شکل ۷ تصاویر مربوط به سطح سایش نمونه‌های کربن‌دهی شده در مدت‌زمان‌های متفاوت آورده شده است.



شکل ۷- تصاویر SEM مسیر سایش نمونه‌های فولاد AISI 8620 کربن‌دهی شده در مدت زمان‌های الف - ۶ ساعت، ب - ۸ ساعت، ج - ۱۲ ساعت، د - ۴۸ ساعت.

سایش ساییده، مکانیزم غالب سایش در تمامی نمونه‌های کربن‌دهی شده است. در حالت کلی به خاطر سایش سطح ساییده، ذرات ریزی روی سطح ایجاد شده که نقش جسم سخت را ایفا می‌کنند و به همین دلیل مکانیزم سایش از دو جسمی به سه جسمی تغییر می‌کند. با توجه به تصاویر SEM، در نمونه ۴۸ ساعته تحت بارگذاری نرمال ۳۰ نیوتن، اثری از تغییر شکل پلاستیک در نمونه دیده نمی‌شود و دلیل آن بالا بودن استحکام تسلیم نمونه است (385 مگاپاسکال). با کاهش زمان عملیات کربن‌دهی، تغییر شکل پلاستیک نازک در سطح و در نهایت تورقی شدن سطح قطعه را در پی خواهد داشت که این امر در نمونه‌های با زمان کربن‌دهی ۶ و ۸ ساعت قابل ملاحظه است. لایه‌های ورقه‌ورقه شده در اثر خرد شدن به ذرات ریز و سخت تبدیل شده و در ناحیه تماس بین گلوله و دیسک باقی مانده و باعث ایجاد صدمه به سطح کربن‌دهی شده می‌شوند. شکسته شدن لایه کربن‌دهی شده سطحی در حین آزمون سایش باعث ایجاد صدمات زیادی به قطعه می‌شود. گرفتار شدن ذرات سخت در سطح سایش، باعث افزایش تنش ساییده و به طور مشخص باعث تغییر مکانیزم سایش از دو جسمی به سه جسمی می‌شود. خصوصیات ظاهری این سایش، ایجاد شیارهای عمیق در

سطح سایش و موازی با جهت سایش می‌باشد [۷]. تصاویر SEM سطح سایش نمونه‌های نیتروژن‌دهی شده، نیتروژن-کربن‌دهی شده و نمونه بدون انجام عملیات در شکل (۸) آورده شده است. عامل تعیین‌کننده مقاومت سایشی در نمونه‌ی نیتروژن‌دهی شده، سختی لایه نیتربیدی است. سختی بالا موجب مقاومت بیشتر در برابر تغییر شکل پلاستیک ناشی از تنش‌های سطحی می‌شود که این عامل منجر به افزایش مقاومت سایشی لایه نیتربیدی شده است. با مشاهده تصاویر میکروسکوپ الکترونی از مسـیر سایش نمونه نیتروژن‌دهی شده، در هیچ کدام از تصاویر آثاری از خراش سطحی در مسیر سایش دیده نمی‌شود که این موضوع به علت بالا بودن سختی سطح نمونه و تفاوت سختی نسبتاً کم سطح نمونه و ساییده منطقی به نظر می‌رسد.

مقادیر بالای نیتروژن در ترکیب گازی موجب افزایش گونه‌های فعال نیتروژن در محیط پلاسما می‌شود که تعداد برخورد‌های آن‌ها با سطح نمونه بیشتر شده و در نتیجه میزان کندوپاش سطحی افزایش می‌یابد. با مطالعه پژوهش‌های مشابه مشخص گردید که اکسیداسیون نیز مکانیزمی شایع در سطوح نیتروژن‌دهی شده و نیتروژن-کربن‌دهی شده است. بعد از انجام این عملیات‌ها، سختی سطح افزایش یافته و از لایه ترد اکسیدی تشکیل شده در حین سایش پشتیبانی می‌کند که در نتیجه موجب کاهش نرخ سایش می‌شود [۱۱]. می‌توان نتیجه گرفت که عوامل اصلی عدم مشاهده کاهش وزن در نمونه نیتروژن-کربن‌دهی شده و افزایش وزن ناشی از سایش در نمونه‌ی نیتروژن‌دهی شده، انتقال ماده از گلوله ساییده به نمونه و همچنین تشکیل لایه‌های اکسیدی در حین سایش است.

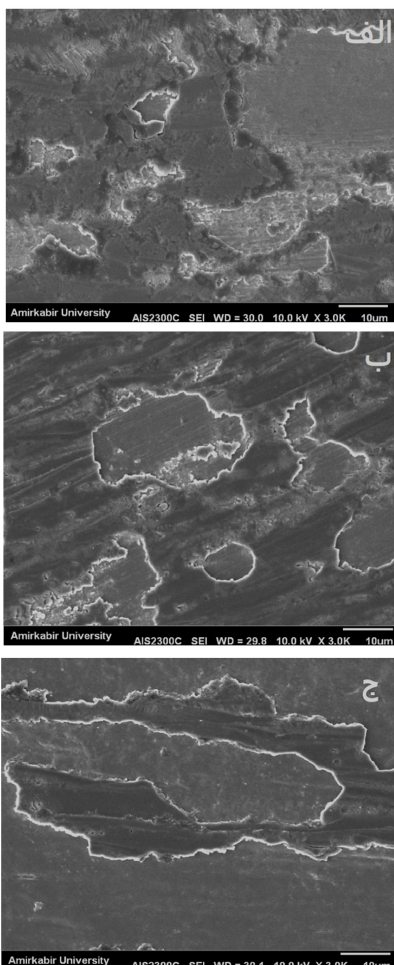
در نمونه عملیات نشده، سختی سطح پایین نمونه باعث تغییر شکل پلاستیک زیر لایه و جدا شدن لایه اکسیدی تشکیل شده در حین سایش می‌شود که با افزایش نرخ سایش نمونه‌های عملیات حرارتی نشده همراه خواهد بود. با بررسی سطح ساییده‌شده، مکانیزم سایش ترکیبی از سایش‌های چسبان، ساییده و همچنین تغییر شکل پلاستیک است. مکانیزم سایش ساییده از لغزش یا حرکت ذرات سخت روی سطح قطعه نرم‌تر انجام می‌شود. در حین لغزش با ذرات سخت شیارهایی روی سطح قطعه ایجاد می‌شود. سایش چسبان عبارت است از تماس پستی و بلندی‌های دو سطح با یکدیگر در اثر فشرده شدن که در نتیجه آن دو سطح به دلیل نیروهای بین اتمی به یکدیگر جوش می‌خورند. هنگام حرکت لغزشی اگر پیوند اتمی در محل جوش خورده، محکم‌تر از بستر باشد، ماده برش می‌خورد و کارسختی داریم. ماده منتقل شده از یک سطح به سطح دیگر ممکن است بعداً جدا شده و به صورت ذره سایش عمل نماید.

#### 4- نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

پژوهش‌های انجام‌شده بر رفتار سایشی فولاد AISI 8620 سخت‌کاری سطحی شده به روش‌های کربن‌دهی گازی، نیتروژن‌دهی پلاسمایی و نیتروژن-کربن‌دهی پلاسمایی نشان داد که:

- در فرایند کربن‌دهی گازی، با افزایش زمان عملیات از ۶ ساعت به ۴۸ ساعت، ضخامت لایه سخت‌کاری شده از ۱/۱ میلی‌متر به ۳/۶





شکل ۸- تصاویر SEM سطح سایش نمونه های الف- نیتروژن دهی شده، ب- نیتروژن- کربن دهی شده، ج- بدون انجام عملیات.

#### منابع

- 1-J. Larsen-Basse; "Effect of composition, microstructure and service condition on the wear of cemented carbides", J. Metals 35, 1983.
- 2-M. V. Stappen, M. Kerkhofs; "Comparative Study of Super Hard TiCrN Coating on Micro Drill Bits Using Pulsed Magnetron Sputtering", Surface and Coatings Technology 629, 1995.
- 3-S. Roy, S. Sundararajan; "The effect of heat treatment routes on the retained austenite and Tribomechanical properties of carburized AISI 8620 steel", Surface and Coatings Technology, 2016.
- 4-Y. Sun, T. Bell; "Plasma surface engineering if low alloy steel", Materials Science and Engineering, 1991.
- 5- گلزار، محمدعلی؛ "عملیات حرارتی و مهندسی سطح"، انتشارات ارکان، ۱۳۷۷.
- 6-M. Izciler, M. Tabur; "Abrasive wear behavior of different case depth gas carburized AISI 8620 gear steel", Wear 260, 2006.

میلی متر افزایش یافت و همچنین نرخ سایش ویژه از ۳/۸ به ۲/۱ کاهش یافت.

- با آنالیز XRD سطح نمونه ها مشخص شد که با افزایش زمان کربن دهی از ۶ ساعت به ۴۸ ساعت، از مقدار فاز  $\alpha$  (Fe) موجود روی سطح فولاد کاسته و به فاز  $\text{Fe}_3\text{C}$  افزوده شد که با افزایش سختی سطح از ۷۶۰ ویکرز به ۸۷۰ ویکرز همراه است.

- با بررسی نتایج حاصل از آزمون سایش مشخص شد که با افزایش مدت زمان انجام عملیات کربن دهی گازی از ۶ ساعت به ۴۸ ساعت، سایش در اثر مکانیزم های تغییر شکل پلاستیک و تورقی شدن سطح کاهش یافت. با تفسیر آزمون های صورت گرفته، از میان نمونه های کربن دهی شده به روش گازی، نمونه کربن دهی شده با زمان عملیات ۴۸ ساعت به عنوان نمونه بهینه فرایند کربن دهی تشخیص داده شد.

- با زمان انجام عملیات مشابه ۱۲ ساعت، سختی سطحی نمونه ی نیتروژن دهی شده و نمونه نیتروژن-کربن دهی شده، به ترتیب ۶۳۰ و ۵۵۰ ویکرز و عمق لایه سخت شده آن ها به ترتیب ۰/۲ و ۰/۲۸ میلی متر بود.

- لایه سفید تشکیل شده روی سطح فولاد در فرایند نیتروژن-کربن دهی، غالباً از فازهای اپسیلون و  $\text{FeC}$  و در فرایند نیتروژن دهی، از جنس نیتريد های اپسیلون و گاماپرایم است. می توان نتیجه گرفت که جنس لایه سفید، دلیل کاهش مقاومت سایشی نمونه نیتروژن-کربن دهی شده نسبت به نمونه نیتروژن دهی شده است. لازم به ذکر است که با توجه به تصاویر میکروسکوپی سطح سایش نمونه ها، نمونه نیتروژن دهی شده مقاومت به سایش بهتری از نمونه نیتروژن-کربن دهی شده از خود نشان داده است.

- با عنایت به دلایل زیر، با توجه به شرایط انجام سخت کاری سطحی برای بهبود خواص سایشی فولاد AISI 8620، فرایند نیتروژن دهی پلاسمایی کاربردی تر و موثرتر از فرایند کربن دهی گازی خواهد بود.

الف- با انجام آزمون سایش در شرایط مشابه، نرخ سایش نمونه نیتروژن دهی شده با مدت زمان عملیات ۱۲ ساعت، به مراتب کمتر از نمونه کربن دهی شده با زمان عملیات ۴۸ ساعت بود.

ب- با توجه به کاربرد خاص فولاد AISI 8620 در تولید مته های حفاری، به منظور جلوگیری از رشد ریز ترک های احتمالی ایجاد شده روی سطح فولاد کربن دهی شده، بعد از انجام عملیات کربن دهی گازی، مقدار ۰/۵ میلی متر از سطح قطعه برداشته می شود که علاوه بر مشکلات بالقوه موجود در فرایند ماشین کاری سطح قطعه سخت کاری شده، در انجام عملیات کربن دهی نیز برای جبران ضخامت کسر شده، سخت کاری تا عمق بیشتری انجام شود که این امر مستلزم صرف زمان و هزینه مضاعف می باشد.

#### تقدیر و تشکر

با تقدیر و تشکر شایسته از استاد فرهیخته و فرزانه، جناب آقای دکتر فرزاد محبوبی که با نکته های دلاویز، صحیفه های سخن را علم پرور نموده و همواره راهگشا و راهنمای دوستداران علم و پژوهش بوده اند.

10-A. R. Mashreghi, S. Saberifard; "The investigation of wear and corrosion behavior of plasma nitride DIN 1.2210 cold work tool steel", Mater. 46, 2013.

11-M. Heydarzadeh Sohi, M. Ebrahimi, A. H. Raouf, F. Mahboubi; "Effect on plasmanitrocarburizing temperature on the wear behavior on AISI 4140 steel", Surface and Coatings Technology, 205, 2010.

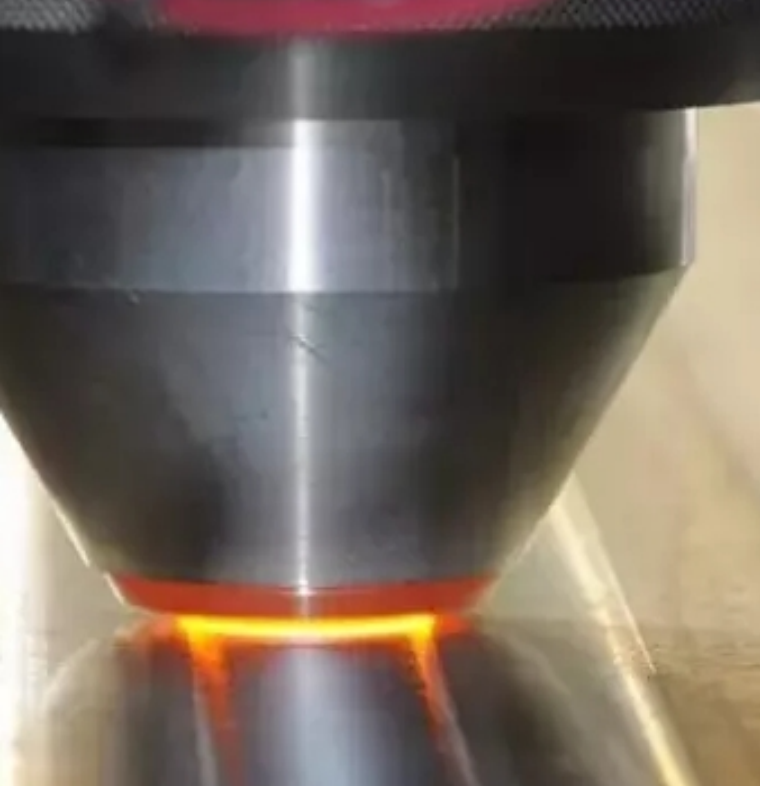
پی نوشت

- 1-کارشناس ارشد مهندسی خوردگی و حفاظت از مواد، دانشگاه صنعتی امیرکبیر
- 2-مدیر تحقیق و توسعه، شرکت سیلندر سازی تهران

7-A. Devaragu, A. Elayaperumal; "Microstructure and dry sliding wear resistance evaluation of plasma nitrided AISI 316LN against different sliders", Surface and Coatings Technology. 207, 2012.

8-H. Forati Rad, A. Amadeh, H. Moradi; "Wear assessment of plasma nitride AISI H11 steel", Materials and Design, 32, 2011.

9- زربدوش، الناز؛ مشرفی، علیرضا؛ "بررسی اثر پارامترهای دما و زمان در فرآیند نیتروژن دهی پلاسمایی روی مقاومت سایشی و خوردگی فولاد DIN 1.5622"، هفتمین همایش مشترک انجمن مهندسی متالوژی ایران و انجمن ریخته گری ایران، ۱۳۹۲.



## تحلیل و آنالیز ریسک های ایمنی و فرایندی با رویکرد آنالیز حالات خرابی بالقوه در دو حالت جوشکاری ذوبی و حالت جامد

امید اشکانی<sup>۱</sup>، حامد ثابت<sup>۲</sup>، محمدرضا تعویقی<sup>۳</sup>

### چکیده

برخورد با ریسک یکی از چالش های مطرح در سطح دنیا است که به عنوان تفکر مبتنی بر ریسک در سطح جهان شناخته می شود. در پژوهش حاضر با توجه به مفهوم تفکر مبتنی بر ریسک، در سه سازمان فعال در زمینه تولیدات قطعات جوشکاری شده، دو گروه ریسک های ایمنی و بهداشت شغلی و ریسک های فرایندی - عملکردی شناسایی می شوند. به منظور شناسایی ریسک ها از روش نظامند آنالیز حالات خرابی بالقوه یا FMEA استفاده شد. همچنین برای شناسایی اولویت ریسک ها از روش پارتو استفاده شد. نتایج نشان داد مجموعاً ۲۱ ریسک در کلیه موارد مطرح است که از این تعداد، ۱۱ ریسک عملکردی و ۱۰ ریسک مرتبط با ایمنی و بهداشت شغلی هستند. همچنین مجموعاً شش ریسک با اولویت بالا ثبت گردید که در اولویت بررسی و رفع قرار می گیرند.

**کلمات کلیدی:** صنعت جوشکاری، مدیریت ریسک، ایمنی شغلی، آنالیز حالات خرابی بالقوه.

### مقدمه

ریسک یک احتمال است که به دلیل عدم قطعیت یا نقص در دانش منجر به ضرر و زیان، پیامدهای ناخوشایند، دوباره کاری و تولید مجدد می گردد که ممکن است به افراد آسیب برساند [۱]. به طور کلی هر آنچه که بشر انجام می دهد و تمامی کوشش های بشری بخصوص در زمینه های تولید و ساخت دربردارنده درجاتی از ریسک است، با این همه برخی از فرایندها ریسک های بیشتری را به همراه دارند [۲]. در ادبیات مالی ریسک را می توان به صورت رویدادهای غیرمنتظره که معمولاً به صورت تغییر در ارزش دارایی ها یا بدهی ها است، تعریف کرد که شامل انواع ریسک های تجاری، فنی، مهندسی، ساخت و نظایر آن است [۱ و ۲]. از آنجایی که اکثراً ریسک می تواند منجر به یک رخداد منفی شود، نیاز به سیستمی برای مدیریت، کنترل و اصلاح ریسک وجود دارد که یکی از اصلی ترین سیستم های مدیریت ریسک، استاندارد ایزو ۳۱۰۰۰ است [۳]. مدیریت ریسک به

عنوان یکی از دوازده سطح اصلی کلیات دانش مدیریت پروژه معرفی شده است. در این تعریف، مدیریت ریسک عبارت است از کلیه فرایندهای مرتبط با شناسایی، تحلیل و پاسخگویی به هرگونه عدم اطمینان که شامل حداکثری نتایج رخدادهای مطلوب و به حداقل رساندن نتایج وقایع نامطلوب است که بر طبق این تعریف مدیریت ریسک نیازمند شناسایی، تحلیل و بهبود مستمر وضعیت است [۴ و ۵]. اهمیت موضوع مدیریت ریسک در صنعت جوشکاری نیز بسیار بالا است. امروزه ریسک های صنعت جوش به دو دسته ریسک های ایمنی و بهداشت شغلی و ریسک های فرایندی تقسیم بندی می شوند. در این راستا، مارک و همکاران [۵] در پژوهشی به بررسی اثرات گازهای حاصل از جوشکاری بر تشدید و شکل گیری بیماری پارکینسون پرداخته اند که یکی از اثرات مخرب بر سیستم عصبی جوشکاران محسوب می شود. همچنین رضایی و همکاران [۶] به بررسی خطرات ایمنی و بهداشت شغلی فرایندهای جوشکاری



در فرایندهای استفاده شده در میادین نفتی پارس جنوبی پرداختند. در پایان این پژوهش ۲۴ ریسک شناسایی شد که از این مجموع ۷ ریسک دارای سطح شدید یا بارز (E)، و ۴ ریسک بالا (H) و ۱۴ ریسک متوسط (M) و ۱۰ ریسک در سطح کم (L) گزارش گردید. همچنین در پژوهشی دیگر، اثرات آلاینده های جوشکاری بر سلامت جوشکاران مورد بررسی و تحلیل قرار گرفت [۷]. در این پژوهش نتایج نشان داد ترکیبات فلوئور دار می توانند آسیب های شدید ریوی ایجاد نموده و همچنین دود ایجاد شده باعث تحریک چشم، التهاب ریه و ایجاد سرفه شود. نور ایجاد شده در حین جوشکاری قوسی علاوه بر تاثیر گذاری بر پوست جوشکاران باعث التهاب های چشمی می شود [۷]. به طور کلی اکثر موارد پرداخته شده در راستای ریسک، مرتبط به ایمنی و بهداشت شغلی در حوزه جوشکاری بوده و در حوزه های فرایندی، تفکر مبتنی بر ریسک در ساختار صنعت جوشکاری مورد توجه قرار نگرفته است. در پژوهش حاضر، علاوه بر مروری بر برخی ریسک های ایمنی شغلی، هدف اصلی پرداختن به ریسک های فرایندی در دو حالت کلی جوشکاری ذوبی و جوشکاری حالت جامد است. در همین راستا، به منظور بررسی ریسک های فرایندی، از روش آنالیز حالات خرابی بالقوه یا FMEA استفاده می شود. در یک نگاه کلی، آنالیز حالات خرابی بالقوه یا FMEA یک ابزار سیستماتیک مناسب برای پیش بینی حالات خرابی و تجزیه و تحلیل آثار آنها است [۸].

با استفاده از این ابزار کارآمد، می توان حالات بالقوه خرابی در سیستم، فرایند، محصول و خدمت را شناسایی و اولویت بندی کرد، اقدامات لازم برای حذف یا کاهش میزان وقوع حالات بالقوه خرابی را تعریف و تعیین کرد و در نهایت، نتایج تحلیل های انجام شده را با هدف تهیه مرجعی کامل برای حل مشکلات آتی، به ثبت رساند. در یک نگاه کلی تجزیه و تحلیل می تواند به دو نوع کلی تقسیم بندی شود. این دو نوع عبارتند از حالات احتمالی شکست و تحلیل این حالات احتمالی و حالت دوم، تحلیل شکست های بحرانی [۹]. با توجه به مراجع، این سیستم، به چهار نوع کلی تقسیم بندی می شود. این تقسیم بندی شامل آنالیز حالات خرابی بالقوه کار کردی، طراحی، فرایند و لجستیک است [۱۰]. آنالیز حالات خرابی بالقوه اگر صحیح و در زمان لازم اجرا شود، فرایندی زنده و همیشگی است، به این مفهوم که هر زمان که قرار است تغییرات بنیادی در طراحی محصول و یا فرایند تولید (یا مونتاژ) انجام گیرد باید بروز شود و لذا همواره ابزاری کارآمد است که در چرخه بهبود مستمر به کار گرفته می شود که در ادامه پژوهش حاضر، به بررسی ریسک های مرتبط با صنعت جوش پرداخته می شود.

## روش انجام پژوهش

در پژوهش حاضر، با استفاده از فرم های استاندارد (نمونه جدول ۱) [۱۱]، با ابزارهای مشاهده، بازرسی و ثبت اطلاعات در ۳ سازمان مختلف فعال در حوزه جوشکاری، ریسک های مختلف در جدول (۱) ثبت گردید. به منظور تحلیل اطلاعات از جدول بومی سازی شده تکنیک FMEA استفاده گردید [۱۲] و سه مقدار شدت (از ۰-۱۰)، وقوع (از ۰-۵) و تشخیص (از ۰-۵) مطابق

جداول (۲الی ۴) تعریف شد [۱۲]. هرچه شدت یک آسیب یا خرابی بالاتر باشد، نمره شدت افزایش می یابد. هرچه در طول بازه مطالعه (۳ماه) یک حادثه بیشتر تکرار شده باشد، عدد وقوع بیشتر شده و در نهایت هرچه تشخیص یک عیب یا آسیب ساده تر باشد، عدد تشخیص کمتر خواهد بود. به منظور شناسایی ریسک های با اولویت بالا، از نمره اولویت ریسک یا RPN استفاده شد که نشان دهنده میزان خطر ریسک برای هر کدام از پارامترها است. در نهایت با استفاده از جدول ارائه شده در بخش نتایج، هر کدام از ریسک های شناسایی شده تحلیل گردید.

جدول ۱- نمونه جدول خام اولیه به منظور شناسایی ریسک های فرایندی و ثبت آن ها [۱۲و۱۱].

| حالات خرابی در طراحی | آثار نامطلوب خرابی | علل بالقوه | شدت | تشخیص | R.P.N | اقدامات |
|----------------------|--------------------|------------|-----|-------|-------|---------|
|                      |                    |            |     |       |       |         |
|                      |                    |            |     |       |       |         |

جدول ۲- معیارهای پیشنهادی برای تعیین عدد شدت [۱۳و۱۲].

| امتیاز | شدت                                                    |                                                      |
|--------|--------------------------------------------------------|------------------------------------------------------|
|        | اثر بر مشتری                                           | اثر بر سازمان                                        |
| ۱۰     | عمل نکردن قطعه و ضرر شدید به سازمان                    | هزینه های جبران ناپذیر                               |
| ۸      | اجرای نامناسب بخش های زیادی از پروژه یا قطعه ساخته شده | ایجاد مشکل در زمان بندی امور پروژه یا قطعه ساخته شده |
| ۶      | عیوب ضعیف در ساخت و اتصال                              | تغییرات در ساخت و اصلاح                              |
| ۴      | عیوب بسیار جزئی در ساخت                                | تغییرات جزئی در ساخت و اصلاح                         |
| ۲      | هیچ اثری مشاهده نمی شود.                               | ناکارگاری مشاهده نمی شود.                            |

جدول ۳- معیارهای پیشنهادی برای تعیین عدد وقوع [۱۳و۱۲].

| امتیاز | احتمال خرابی در قطعه ساخته شده یا طراحی | نرخ ایجاد خرابی |
|--------|-----------------------------------------|-----------------|
| ۵      | بسیار زیاد                              | ۸۰-۱۰۰٪         |
| ۴      | زیاد                                    | ۶۰-۸۰٪          |
| ۳      | متوسط                                   | ۴۰-۶۰٪          |
| ۲      | کم                                      | ۲۰-۴۰٪          |
| ۱      | بسیار کم                                | ۰-۲۰٪           |

جدول ۴- معیارهای پیشنهادی برای تعیین عدد تشخیص [۱۳و۱۲].

| تشخیص         | شرایط                             | محدوده پیشنهادی روش های تشخیص           |
|---------------|-----------------------------------|-----------------------------------------|
| ۱۰۰٪ غیر ممکن | غیر قابل تشخیص                    | نمی توان تشخیص داد یا کنترلی وجود ندارد |
| ۵             | کنترل ها احتمالاً تشخیص نمی دهند. | کنترل فقط از طریق کسب اطلاعات میسر است. |
| کم            | کنترل ها شانس متوسطی دارند        | کنترل از طریق کسب اطلاعات و نرم افزار.  |
| زیاد          | کنترل ها احتمالاً تشخیص می دهند.  | تشخیص خطا از روش های کنترلی.            |
| ۱۰۰٪ ممکن     | ۱۰۰٪ قابل تشخیص                   | تشخیص خطا کاملاً میسر است.              |

## نتایج و بحث

جدول (۵) ریسک های فرایندی، ایمنی و بهداشت و جدول (۶) ریسک های فرایندی و عملکردی را به صورت خلاصه در سه سازمان فعال در حوزه جوشکاری ارائه می کند. سازمان های مذکور در حوزه جوشکاری قوس الکتریک دستی، جوشکاری اصطکاکی دورانی و جوشکاری نقطه ای ورق فعال دارند. همانطوری که در جدول (۴) مشاهده می شود، تعداد ۱۱ ریسک فرایندی و تعداد ۱۰ مورد ریسک ایمنی و بهداشت شغلی شناسایی شده است. براساس مراجع [۱۲]، نمره اولویت ریسک برای هر کدام از ریسک ها مطابق رابطه (۱) محاسبه شد.

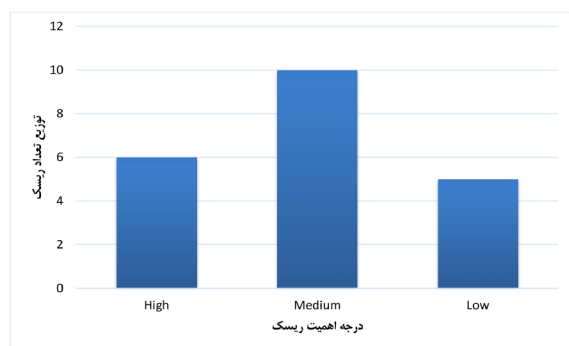
$$(1) \quad RPN = \text{وقوع} \times \text{تشخیص} \times \text{شدت}$$

با توجه به منابع و استانداردها [۱۲و۱۳] لازم است برای هر کدام از

جدول ۵- ریسک های شناسایی شده در حالات مختلف ایمنی.

| حالات خرابی                                                               | آثار نامطلوب                            | علل خرابی                              | شدت | وقوع | تشخیص | نمره اولویت ریسک | نوع ریسک |
|---------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------|----------------------------------------|-----|------|-------|------------------|----------|
| ریسک های ایمنی و بهداشت شغلی در حوزه جوشکاری (اصلی ترین موارد مشاهده شده) |                                         |                                        |     |      |       |                  |          |
| گازهای متصاعد شده در جوش                                                  | آسیب به ریه                             | عدم استفاده از تهویه یا ماسک           | ۱۰  | ۴    | ۲     | ۸۰               | Medium   |
| پاشش مذاب در جوشکاری ذوبی                                                 | سوختگی                                  | عدم استفاده از پوشش مناسب              | ۸   | ۳    | ۲     | ۴۸               | Low      |
| تابش اشعه                                                                 | آسیب به چشم                             | عدم استفاده از عینک مخصوص              | ۱۰  | ۵    | ۲     | ۱۰۰              | Medium   |
| برق گرفتگی                                                                | آسیب به سیستم بدن بیهوشی<br>آسیب به قلب | عدم جوشکاری صحیح                       | ۱۰  | ۲    | ۲     | ۴۰               | Low      |
|                                                                           |                                         | عدم محافظت از کابل ها                  |     | ۴    | ۲     | ۸۰               | Medium   |
|                                                                           |                                         | استفاده نامناسب از جریان یا جریان بالا |     | ۴    | ۴     | ۱۶۰              | High     |
|                                                                           |                                         | واکنش حلال و تابش جوشکاری              |     | ۴    | ۵     | ۲۰۰              | High     |
| تماس با فسژن                                                              | کشنده                                   | عدم استفاده از ماسک مناسب              | ۸   | ۴    | ۲     | ۸۰               | Medium   |
| تماس با گازهای کادمیوم و فبوم- های فلزی                                   | برونشیت ریه                             | عدم استفاده از ماسک مناسب              | ۸   | ۴    | ۲     | ۸۰               | Medium   |
| قطعه داغ                                                                  | سوختگی دست در هنگام انتقال              | عدم استفاده از لوازم حفاظت فردی        | ۶   | ۲    | ۲     | ۲۴               | Low      |
| جوشکاری فولادهای زنگ نزن                                                  | تماس با کروم و اکسیدهای آن              | عدم استفاده از لوازم حفاظت فردی        | ۶   | ۲    | ۲     | ۲۴               | Low      |
| اشاعه یا تماس با سرب                                                      | در دراز مدت آسیب به کلیه                | فردی                                   | ۶   | ۲    | ۱     | ۱۲               | Low      |
| تماس با هیدروژن فلوراید                                                   | سوزش شدید چشم                           | عدم استفاده از ماسک مناسب              | ۸   | ۳    | ۲     | ۴۸               | Low      |
| عدم دسترسی مناسب به محل اتصال دستگاه                                      | آسیب به دست                             | در جوشکاری اصطکاکی دورانی              | ۲   | ۱    | ۵     | ۱۰               | Low      |

پرسنل و شرایط ممکن است اولویت ها تغییر کند، نمودار شکل (۱) دسته بندی ریسک ها را برای دو حالت ایمنی و عملکردی به صورت تجمیع شده نشان می دهد، به طور کلی مجموعاً ۲۱ ریسک در طول دوره مطالعه مشاهده و ثبت گردید که بر اساس نمودار زیر، شش ریسک نیاز به اقدام اصلاحی و اقدام بهبود دارند تا نمره اولویت ریسک آن ها کاهش یابد.



شکل ۱- توزیع کل ریسک های شناسایی شده.

ریسک ها با روشی سیستماتیک یک اقدام مناسب تعریف شود، یکی از روش های مناسب، انتخاب اصل پارتو برای شناسایی شدت ریسک ها است [۱۲]. با توجه به این اصل، لازم است بالاترین مقدار عددی نمره اولویت ریسک در بین ریسک های شناخته شده پیدا شود و پس آن مقدار ۲۰ درصد از آن عدد کسر شود، هر نمره اولویت ریسکی بالاتر از نمره حاصل، به عنوان یک ریسک جدی **High** شناخته می شود. در ادامه ریسک هایی که مقدار ۵۰ درصد عدد حاصل را داشته باشند، به عنوان ریسک های متوسط **Medium** و باقی ریسک ها به عنوان ریسک های بدون خطر یا با خطر پایین **Low** شناخته می شوند. با احتساب این توضیحات در جدول ۵ تمامی ریسک های دارای نمره بالاتر از ۱۶۰ به عنوان ریسک جدی، ریسک های بالاتر از نمره ۸۰ ریسک متوسط و ریسک های کمتر از نمره ۸۰ به عنوان ریسک عادی شناخته می شوند. همچنین این توضیحات در جدول ۶ نیز صادق است. بر این اساس، ۶ ریسک با خطر متوسط، ۴ ریسک با شدت بالا و ۱ ریسک با شدت کم در بین ریسک های فرایندی مشاهده می شود. لازم به اشاره است که این ریسک ها حاصل از فرایندهای اجرایی بوده و متناسب با محیط اجرا،

جدول ۶- ریسک های شناسایی شده در حالات مختلف فرایندی.

| حالات خرابی                                    | آثار نامطلوب                          | علل خرابی                         | شدت | وقوع | تشخیص | نمره اولویت ریسک | نوع ریسک |
|------------------------------------------------|---------------------------------------|-----------------------------------|-----|------|-------|------------------|----------|
| ریسک های فرایندی مشاهده شده در طول دوره مطالعه |                                       |                                   |     |      |       |                  |          |
| پاشش مذاب                                      | خرابی سطح، کاهش کیفیت جوش             | عدم تنظیم صحیح جریان              | ۶   | ۵    | ۳     | ۹۰               | Medium   |
| ذوب ناقص دیواره جانبی                          | خرابی قطعه، کاهش استحکام              | عدم مهارت جوشکار                  | ۱۰  | ۲    | ۴     | ۸۰               | Medium   |
| بریدگی کنار جوش                                | ظاهر نامناسب محل اشاعه ترک            | عدم مهارت جوشکار                  | ۸   | ۱    | ۳     | ۲۴               | Medium   |
|                                                |                                       | تنظیم نبودن پارامتر جریان و ولتاژ | ۱۰  | ۲    | ۴     | ۸۰               | Medium   |
| وجود حفره های گازی                             | کاهش استحکام اشاعه ترک کاهش عمر خستگی | عدم محافظت مناسب                  | ۱۰  | ۴    | ۵     | ۲۰۰              | High     |
| تاب برداشتن قطعه در جوش ذوبی                   | عدم قابلیت بهره برداری از قطعه        | عدم مهار مناسب، نیاز به تابگیری   | ۶   | ۳    | ۳     | ۵۴               | Low      |
| تکمیل نشدن اتصال در روش دورانی جامد            | ضایع شدن قطعه                         | عدم فشار کافی                     | ۸   | ۳    | ۴     | ۹۶               | Medium   |
|                                                |                                       | کافی نبودن سرعت دوران             | ۸   | ۵    | ۵     | ۲۰۰              | High     |
| افزایش طول ادغام دو قطعه                       | ضایع شدن قطعه آسیب در عملکرد          | فشار بیش از حد                    | ۱۰  | ۴    | ۴     | ۱۶۰              | High     |
| تغییر ریزساختار، افزایش دما در حالت جامد       | کاهش استحکام، امکان تشکیل فاز بینیت   | مناسب نبودن زمان ترمز             | ۱۰  | ۳    | ۴     | ۱۲۰              | Medium   |
| شکست قطعه                                      | تشکیل کاربید در قطعه                  | وجود عنصر بور به صورت ناخالصی     | ۱۰  | ۴    | ۵     | ۲۰۰              | High     |

## نتیجه گیری

با توجه به توضیحات ارائه شده در پژوهش حاضر، لازم است سیستم نظام مند برای مدیریت ریسک ها در هر فرایند تولیدی وجود داشته باشد که در این پژوهش از روش آنالیز حالات خرابی بالقوه استفاده شد. این روش، به مفهوم شناسایی ریسک ها و تحلیل عددی آن ها است تا بتوان بالاترین ریسک ها را با اولویت اول تشخیص داد و رسیدگی لازم را به ریسک اجرا کرد. بر این اساس:

- در مجموع ریسک های ایمنی و بهداشت و عملکردی، ۲۱ ریسک شناخته شد.

- ریسک های شناخته شده ممکن است در سازمان های مختلف، اولویت های متفاوتی داشته باشند. با این حال در پژوهش حاضر 6 با خطر جدی شناخته شد.

- از مجموع ریسک های با خطر بالا، ۴ ریسک فرایندی و ۲ ریسک مرتبط با ایمنی و بهداشت شغلی بود.

- می توان با تکنیک هایی نظیر اقدام اصلاحی، روش دلفی یا مشابه با آن برنامه جامع برای اصلاح ریسک ها تعریف کرد.

- بیشترین ریسک ها در سازمان دارای اولویت متوسط بودند، لازم است در گام بعدی نسبت به اصلاح این ریسک ها اقدام شود.  
- ریسک های با خطر پایین یا بدون خطر، با رعایت نکات ایمنی، می توانند به عنوان ریسک های دائمی در نظر گرفته شوند.

## تقدیر و تشکر

از زحمات و راهنمایی های جناب آقای دکتر ثابت که در نگارش این پژوهش راهنمای ما بودند، تشکر و قدردانی داریم.

## مراجع

- 1-Jorion, Philippe. "Risk management lessons from longterm capital management." *European financial management* 6.3 (2000): 277-300.
- 2-Jorion, Philippe. *Financial Risk Manager Handbook: FRM Part I/Part II*. John Wiley & Sons, 2010.
- 3-de Oliveira, Ualison Rébula, et al. "The ISO 31000 standard in supply chain risk management." *Journal of Cleaner Production* 151(2017): 616-633.



9-Project Reliability Group (July 1990). Koch, John E. (Ed.). Jet Propulsion Laboratory Reliability Analysis Handbook (pdf). Pasadena, California: Jet Propulsion Laboratory. JPL-D-5703. Retrieved 2013-08-25.

10-Tay K. M.; Lim C.P. (2008). "On the use of fuzzy inference techniques in assessment models: part II: industrial applications". *Fuzzy Optimization and Decision Making*. 7 (3): 283-302.

11-Tay K.M.; Jong C.H.; Lim C.P. (2015). "A clustering-based failure mode and effect analysis model and its application to the edible bird nest industry". *Neural Computing and Applications*. 26 (3): 551.

12-اشکانی، امید، ۱۴۰۰، طرح ریزی پیشاپیش کیفیت محصول در کسب و کارهای نوپا، چاپ اول، انتشارات آموزشی تالیفی ارشدان.

13. اشکانی، امید، ۱۳۹۸، توسعه روش سیستماتیک آنالیز حالات خرابی بالقوه طراحی (DFMEA) در فاز طراحی در مدیریت تحقیق و توسعه، دومین کنفرانس ملی مطالعات نوین اقتصاد، مدیریت و حسابداری در ایران، تهران.

.....

#### پی نوشت

- 1-مدرس حق التدریس دانشگاه علوم و تحقیقات تهران، دانشکده فنی و مهندسی
- 2-دانشیار گروه مهندسی مواد و متالورژی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران
- 3- کارشناسی ارشد مهندسی جوشکاری، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج

4-Santos, Flvio Roberto Souza dos, and Sandro Cabral. "FMEA and PMBOK applied to project risk management." *JISTEM-Journal of Information Systems and Technology Management* 5 (2008): 347-364.

5-van der Mark, Marianne, et al. "Occupational exposure to solvents, metals and welding fumes and risk of Parkinson's disease." *Parkinsonism & related disorders* 21.6 (2015): 635-639.

6- رضایی، محمد و صادقی، احمد و قسیدری، محبوبه، ۱۳۹۳، شناسایی، ارزیابی و مدیریت ریسک های HSE عملیات جوشکاری در پروژه های ساخت و ساز پالایشگاهی کشور با بهره گیری از تکنیک تلفیقی Delphi و مدل ارزیابی ریسک D-Melbourne (مطالعه موردی: طرح توسعه میدان مشترک گازی پارس جنوبی - فازهای ۱۸ و ۱۷)، اولین همایش ملی جوشکاری صنعتی و نوین ساختمان، ملایر.

7- اشکانی، امید و ثابت، حامد، ۱۳۹۲، مطالعه آماری اثرات آلاینده های جوشکاری بر وضعیت سلامت جوشکاران، چهاردهمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی و سومین کنفرانس ملی آزمایشهای غیر مخرب، کرج.

8-System Reliability Theory: Models, Statistical Methods, and Applications, Marvin Rausand & Arnljot Hoylan, Wiley Series in probability and statistics-second edition 2004, page 88.



## آشنایی با الزامات استاندارد 3834 الزامات کیفیتی در جوشکاری ذوبی مواد فلزی - بخش جامع - قسمت هفتم

مهندس افشین خیام

دارد.

در صورت اعلام کارفرما، آزمایش بهر مواد مصرفی جوشکاری انجام می‌شود که معمولاً در پروژه‌های مهم و بزرگ می‌گویند و در کارهای سطح پایین‌تر نمی‌خواهند. می‌توانید از مواد مصرفی آزمایش بهر هم بگیرید. (یعنی این آزمایش الزام استاندارد نیست ولی در صورت اعلام کارفرما باید انجام شود). این آزمایش بیشتر در رابطه با الکترودها و سیم جوش‌ها و مواد پرکننده (Filler Metal) بیشتر استفاده شود. مثلاً شما یک بهر خریداری کرده اید که کارخانه سازنده (Heat No., Batch No.) شماره بهر به آن اختصاص داده می‌شود. از بهر خریداری شده بیاورید چند نمونه بردارید و یک نمونه (Sample) جوشکاری کنید، چند لایه جوشکاری کنید و بالای آنرا سنگ بزنید و بروید برطبق استاندارد و یا برطبق نظر کارفرما آزمایش‌های لازم را روی این نمونه بهر انجام بدهید و معمولاً آنالیز شیمیایی است و در موارد سختگیرانه می‌تواند آزمایش‌های مکانیکی هم مثل: آزمایش ضربه و آزمایش کشش هم باشد به این مورد آزمایش بهر می‌گویند یعنی نمونه‌ای از خروار برای پودرهای جوشکاری هم می‌شود این آزمایش را انجام داد. ولی برای گازهای جوشکاری کسی اینکار را انجام نمی‌دهد و آزمایش بهر بیشتر برای فیلرمتال‌ها انجام می‌شود.

**یادآوری** - آزمایش بهر الزامی نیست و الزام استاندارد ایزو ۳۸۳۴ نمی‌باشد و در صورت الزام کارفرما الزامی می‌شود. و آزمایش بهر هزینه دارد و اگر کارفرما الزام کند که انجام دهید باید هزینه آنرا بپردازد.

به عنوان مثال آزمایش بهر فلز پرکننده حدوداً ۲ تا ۵ میلیون تومان هزینه‌اش می‌شود و اگر خواسته کارفرما باشد باید هزینه آنرا بپردازد. این نشان می‌دهد آزمایش بهر برای مقادیر پایین الکترودها (۱۰-۲۰ کیلوگرم) صرفه اقتصادی ندارد که این آزمایش را انجام بدهید و حداقل باید برای مقادیر ۲۰۰ الی ۵۰۰ کیلوگرم الکترودها باشد که

### بند ۱۱ - مواد مصرفی جوشکاری (Welding Consumables)

زیربند ۱۱-۱ - مسئولیت‌ها و دستورالعمل‌های کنترل مواد مصرفی جوشکاری باید تعیین شده باشند.

زیربند ۱۱-۲ - در صورت اعلام، باید از مواد مصرفی جوشکاری آزمایش بهر انجام شود.

این بند از استاندارد یکی از بندهای مهم می‌باشد که در این بند از استاندارد یکی از موارد مهم یعنی مواد (Material) مورد بحث قرار می‌گیرد. مواد در دو بند استاندارد قابل بررسی است:

- مواد مصرفی جوشکاری (بند ۱۱).

- مواد پایه (بند ۱۲).

دسته بندی مواد مصرفی جوشکاری شامل:

- الکترودهای روکش دار (استفاده در جوشکاری الکتروده دستی)،

- سیم جوش‌ها که به دو دسته زیر طبقه بندی می‌شوند:

الف - سیم جوش‌های مفتولی با طول ۱ متر (که در روش TIG استفاده می‌شود)،

ب - سیم جوش‌های قرقره‌ای (که در روش MIG و MAG از آن استفاده می‌شود)،

- گازهای محافظ

- پودرهای جوشکاری

- Flux‌هایی که در روش‌های جوشکاری مثل: هوا-گاز از آن استفاده می‌شود. در این حالت، فلاکس به عنوان یک ماده کمکی برای محافظت یا تمیز کردن سطح فلز اضافه می‌شود تا به کیفیت بهتر جوش کمک کند.

اولین موردی که در این بند استاندارد به آن حساسیت نشان داده است و خواسته است می‌گوید باید یک دستورالعملی را به من نشان دهید و اطمینان پیدا کنید که مواد مصرفی که می‌خواهید در خط تولید و برای جوشکاری استفاده کنید کیفیت و صلاحیت لازم را

انجام آن صرفه اقتصادی داشته باشد. برای کارگاه‌های کوچک باید از روش‌های دیگری که ساده‌تر است باید استفاده کنند. ارزیابی‌های اولیه تامین کنندگان باید انجام شود یعنی از هر جایی خرید نمی‌کنید و از فروشندگان مجاز خرید می‌کنید و از فروشندگانی که نمایندگی مجاز و یا مستقیم از کارخانه خرید می‌کنند باید مواد اولیه مصرفی جوشکاری را تهیه کنید. ساده‌ترین حالت این است که از هر خریدی که انجام می‌دهید از فروشنده مجاز بخواهید که برای آن شماره دسته (Batch No.) که به شما می‌فروشد یک کپی از گواهینامه شرکت سازنده اصلی به شما بدهد. یعنی کارخانه‌ای که الکترو د یا سازنده سیم جوش است خودش این آزمایش‌ها را انجام می‌دهد و خودش از هر بهری که می‌سازد یک گواهینامه‌ای برای خودش صادر می‌کند و معمولاً به فروشندگان مجاز می‌دهد. از فروشنده یک کپی از آنرا درخواست کنید و این مورد کفایت می‌کند. و نشان دهنده این است که حواستان به کیفیت مواد مصرفی بوده است. در بعضی از شرکت‌ها علاوه بر این کار از هر ۱۰ بار خریدی که انجام می‌دهند خودشان می‌آیند یکبار آزمایش بهر را انجام می‌دهند. که علاوه بر ارزیابی که کرده است و علاوه بر اطمینانی که به فروشنده دارد. یک ارزیابی ثانویه هم از فروشگاه کرده باشد. به خصوص در مورد فلزهای پرکننده الکترودها یا سیم جوش‌ها این کار را انجام می‌دهد.

برای گازهای محافظ معمولاً آزمایش بهر انجام نمی‌دهند می‌توان آزمایش بهر انجام داد ولی هزینه آن خیلی زیاد است و به صرفه اقتصادی نیست و در مورد گازهای محافظ باید به Certificate و یا کپی گواهینامه ای که از فروشنده گاز مجاز می‌گیرید بسنده کرد.

### زیربند ۱۱-۳- انبارش و جابجایی

سازنده باید دستورالعمل‌هایی برای انبارش، جابجایی، شناسایی و استفاده از مواد مصرفی جوشکاری که باید در مقابل جذب رطوبت، اکسیداسیون، خرابی و غیره محافظت شوند تهیه و اجرا نماید. دستورالعمل‌ها باید با توجه به توصیه‌های تامین کننده تهیه گردند. برای اینکه یک خرید خوب و موفق و با کیفیت را در حوزة مواد مصرفی جوشکاری، تضمین کنید قبلش باید شرایط تحویل گیری (Delivery Conditions) تهیه کرده باشید. یعنی باید مدارکی داشته باشید که مشخص نماید.

به عنوان مثال سیم جوشی را که می‌خواهید خریداری نمایید خواصش چه باشد، آنالیز آن چه مواردی باشد، مطابق چه استاندارد خریداری می‌شود و از چه فروشگاه‌هایی باید خریداری شود و باید این موارد را به مامور خرید دهید تا خرید را انجام دهد. این موارد شامل:

- شرایط تحویل گیری،

- فروشندگان مجاز را تعیین کرده باشید،

- خریدی را که انجام می‌دهید باید یا آزمایش بهر انجام دهید و یا گواهینامه داشته باشد. این موارد به ممیز اثبات می‌کند که شما حواستان به این بند استاندارد بوده است. اما این بند فقط به تایید و کیفیت مواد مصرفی جوشکاری بسنده نمی‌نماید یک بند دیگر هم دارد که می‌گوید حالا اینها را خریداری کرده‌اید و وارد شرکت

کرده‌اید ————— باید در کجا تا زمان مصرف نگهداری کنید. مثلاً 500 کیلوگرم الکترودی را که می‌خرید دو روزه که مصرف نمی‌شود و حدوداً ۶ ماه طول می‌کشد تا مصرف شود. شرایط انبارش، شرایط نگهداری، حمل و نقل و جابجایی آن باید تحت کنترل باشد. باید در محلی که نگهداری می‌شود اگر شرایط دما و رطوبت داشته باشد. (به طور مثال رطوبت زیر ۶۰ درصد و دمایی بالاتر از ۵ درجه سانتی‌گراد و زیر ۳۵ درجه سانتی‌گراد) در این حالت باید یک رطوبت سنج و دماسنج در محل انبار نصب شود و ثبت داده‌ها را داشته باشید که این شرایط به هم نخورد. اگر در انبار سیم جوش داشته باشید که شرایط خاصی را مطالبه نمی‌کند ممیز هم چیز خاصی را از شما مطالبه نمی‌کند. مثلاً سیم جوش‌های مفتولی (Rods) و یا اگر فولاد زنگ‌نزن باشد معمولاً شرایط نگهداری خاصی ندارد و فقط نگهداری آن باید به صورتی باشد که از لحاظ فیزیکی آسیب ظاهری به آن وارد نشود مثلاً خم نشود و اگر دما و رطوبت آن تحت کنترل باشد خیلی شرایط خاصی ندارد. ولی اگر الکترو د روکش دار باشد مخصوصاً اگر الکترو د روکش دار قلیایی باشد خیلی شرایط آن سختگیرانه است. پس ما باید با توجه به توصیه‌های سازنده باید شرایط انبارش و نگهداری را برای مواد مصرفی در داخل انبار مهیا کنیم و باید اثبات کنیم که این کار را داریم به درستی انجام می‌دهیم و باید این موارد را به شکل یک دستورالعمل کاغذی حتی در قالب یک صفحه هم شده در انبار بچسبانیم تا اپراتورهای انبار هم این قضیه را بدانند و از آن آگاه شوند و اجرا کنند.

سازنده باید دستورالعمل‌های انبار کردن طبقه بندی و دسته بندی الکترودها را انجام دهد. مثلاً این طبقه شامل: الکترودهای E 7018 به قطر ۳/۲ میلی‌متر است و طبقه بالاتر شامل فیلرمتال‌های قرقره ای Wire از نوع Sg2 (حاوی نیکل) باید کدهای شناسایی بدهند. ما چون در استاندارد ایزو ۳۸۳۴ ردیابی فیلرمتال‌ها البته جایگاه این موضوع در بند ۱۷ استاندارد است. در اینجا فقط اشاره ای کوچک به آن می‌کنیم. چون ردیابی فیلرمتال جز الزامات اجباری استاندارد نیست پس کد ردیابی را هم الزام نیست که داشته باشد ولی کدشناسایی باید حتماً وجود داشته باشد (چون شناسایی فیلرمتال‌ها جز الزامات استاندارد ایزو ۳۸۳۴ (بند ۱۷) است.

توصیه اکید می‌شود تا زمان استفاده از مواد مصرفی جوشکاری (فیلرمتال‌ها) بسته بندی آن‌ها باز نشود. به خصوص الکترودهای قلیایی خیلی روی این قضیه حساس هستند چون به سرعت از محیط جذب رطوبت می‌کنند و روکش آن‌ها مرطوب می‌شود. هر چند الزام دارید که این الکترودها را قبل از استفاده خشک کنید ولی توصیه اکید می‌شود که قبل از استفاده باز نشوند چون به روکش آن‌ها آسیب رسانده می‌شود. ما راجع به ردیابی فیلرمتال‌ها الزامی نداریم ولی خیلی از سازمان‌ها چون خودشان علاقه مند هستند سعی می‌کنند این ردیابی را انجام دهند برای اینکه بتوانند کیفیت مواد مصرفی شان را رصد کنند این ردیابی را برقرار می‌کنند و این الزام خودشان است و استاندارد همچنین الزامی را ندارد. و در این استاندارد فقط شناسایی مواد مصرفی مدنظر است.

### پی‌نوشت

- مدیر تضمین کیفیت شرکت ناظران یکتا



## اتصال غیر مشابه Ti-6Al-4V به فولاد زنگ نزن 316L با یک فرایند اتصال جدید مبتنی بر ساخت افزایشی قوس الکتریکی ترکیب شده با جوشکاری قوس الکتریکی دو سیمی (قسمت دوم)

مهندس کاظم بابایی

### روش آزمایش

#### 1- مواد

برای جلوگیری از تشکیل IMC ها، لازم است جوش های ترکیبی ساخته شده از مناطقی با ترکیبات و ساختارهای مختلف تهیه شوند. بنابراین، تعیین فلزات پرکننده برای تشکیل جوش های ترکیبی با ساختارهای عالی و عملکردهای جامع خوب بسیار مهم بود. انتخاب فلز پرکننده به سازگاری متالورژیکی آن با فلزات پایه بستگی دارد. طبق نمودار فاز آلیاژهای دوتایی، وانادیوم (V) ابتدا به عنوان یک فلز واسطه مناسب در نظر گرفته شد زیرا با تیتانیوم (Ti) تشکیل IMC نمی دهد، مس (Cu) با آهن (Fe) و وانادیوم (V) تشکیل IMC نمی دهد و مس را به عنوان یکی دیگر از فلزات واسطه مناسب تبدیل می کند. ساختارهای اتصال فلزی غیرمشابه با فلز پایه Ti-6Al-4V/لایه V/Cu فلز پایه فولاد زنگ نزن 316L به طور موثری IMC ها را از بین می برد. بنابراین، سیم جوش آلیاژ مس (S214) و سیم جوش آلیاژ وانادیوم (V01) به عنوان فلزات پرکننده استفاده شدند. مشخصات لایه غیرفعال مس ارتباط زیادی با ترکیب آن دارد. ترکیب لایه غیرفعال تشکیل شده روی مس با استفاده از روش های مختلفی مانند طیفسنجی فوتونی اشعه ایکس، طیفسنجی رامان، میکروسکوپ نیروی اتمی و میکروسکوپ تونلی روبشی تعیین شده است. این مطالعات نشان داد که ترکیب لایه غیرفعال به پارامترهای زیادی مانند pH، حضور آنیون های تهاجمی و شرایط هوادهی بستگی دارد. آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V و فولاد زنگ نزن 316L با ابعاد ۲۵۰ میلی متر × ۱۵۰ میلی متر × ۵ میلی متر جوش داده شدند. برای جلوگیری از تشکیل IMC ها، لازم است جوش های ترکیبی ساخته شده از مناطقی با ترکیبات و ساختارهای مختلف تهیه شوند. بنابراین، تعیین فلزات پرکننده برای تشکیل جوش های ترکیبی با ساختارهای عالی و عملکردهای جامع خوب

بسیار مهم بود. انتخاب فلز پرکننده به سازگاری متالورژیکی آن با فلزات پایه بستگی دارد. طبق نمودار فاز آلیاژهای دوتایی، وانادیوم (V) ابتدا به عنوان یک فلز واسطه مناسب در نظر گرفته شد زیرا با تیتانیوم IMC تشکیل نمی دهد، مس نیز با آهن و وانادیوم IMC تشکیل نمی دهد و مس را به عنوان یکی دیگر از فلزات واسطه مناسب تبدیل می کند. ساختارهای اتصال فلزات غیرمشابه با فلز پایه Ti-6Al-4V/لایه V/Cu فلز پایه فولاد زنگ نزن 316L به طور موثری IMC ها را از بین می برد. بنابراین، سیم جوش آلیاژ مس (S214) و سیم جوش آلیاژ وانادیوم (V01) به عنوان فلزات پرکننده استفاده شدند.

#### 2- تجهیزات آزمایشگاهی

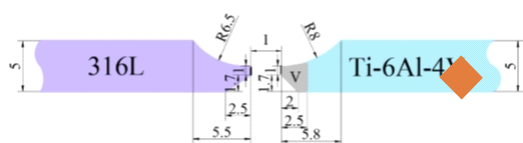
یک دستگاه جوشکاری انتقال فلز سرد (CMTAdvanced4000Rnc، از اتریش) و یک دستگاه جوشکاری قوسی سینرژیک دو سیمه (GLC603 QUINTO، از آلمان) برای اتصال فولاد زنگ نزن Ti-6Al-4Vand316L استفاده شد. یک سیستم دوربین پرسرعت (X150M/C از چین) برای بررسی فرایند جوشکاری قوسی دو سیمه ترکیبی با آرایش فضایی استفاده شد. فرکانس نمونه برداری برای انتقال فلز ۳۰۰۰ فریم بر ثانیه بود.

#### 3- روش جوشکاری

برای جلوگیری از تشکیل IMC ها، باید یک ساختار اتصال Ti-6Al-4V/V/Cu/316L تهیه شود. بر این اساس، یک فناوری اتصال فلزات غیرمشابه جدید، که شامل جوشکاری قوسی پشتیبان با سیم تکی مبتنی بر فناوری تولید افزایشی و جوشکاری قوسی دو سیمه ترکیبی با چیدمان فضایی است، اختراع شده است. روش

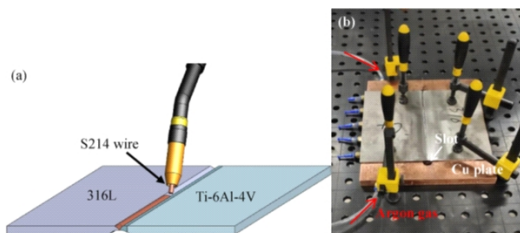


ساخت لایه‌های عایق دوگانه با کیفیت بالا، اندازه‌های شیار بالایی بیشتر بهینه شدند. بنابراین، طراحی خوب شیار نقش مهمی در دستیابی به فرایند جوشکاری پایدار و به دست آوردن جوش ترکیبی با اثر عایق عالی ایفا کرد. در نهایت، اتصال بین لایه عایق V و صفحه فولاد زنگ نزن 316L با استفاده از جوشکاری CMT با سیم S214 برای تشکیل پاس جوشکاری پشتیبان همانطور که در شکل ۳ (الف) نشان داده شده است، انجام شد.



شکل ۲- نمودار شماتیک شیار.

در طول فرایند جوشکاری معکوس، دو صفحه بر روی فیکسچر جوشکاری ساخته شده از مس خالص با یک شکاف مرکزی مطابق شکل (۳-ب) ثابت شدند. شکاف مرکزی به مجرایی که با سوراخکاری در کنار صفحه مس به دست آمده بود، متصل شد. لوله‌های مورد استفاده برای انتقال گاز آرگون در دریچه‌های مجرای قرار داده شدند و به گاز آرگون اجازه ورود به شکاف مرکزی را دادند. بنابراین، این وسیله نقش موثری در جلوگیری از اکسیداسیون و نیتride شدن اتصال جوش داده شده ایفا کرد.

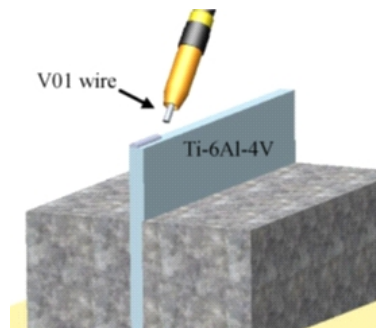


شکل ۳- الف - نمودار شماتیک اتصال لایه V و ب - دستگاه حفاظت از گاز 316L.

### پی‌نوشت

-مرکز علمی کاربردی ماموت.

جوشکاری قوسی تک سیمه شامل سه مرحله بود. ابتدا، بر اساس فناوری تولید افزایشی نشان داده شده در شکل (۱)، سیم جوش V01 که برای تهیه لایه عایق V استفاده شده بود، ذوب شده و با استفاده از جوشکاری انتقال فلز سرد (CMT) با پارامترهای ذکر شده، روی سطح انتهایی صفحه آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V رسوب داده شد. نرخ رقیق‌سازی صفحه آلیاژ تیتانیوم Ti-6Al-4V به دلیل گرمای ورودی کم CMT می‌تواند به طور قابل توجهی کاهش یابد و منجر به کاهش محتوای Ti در حوضچه مذاب شود. بنابراین، لایه ایزوله عالی تشکیل شد. دوم، همانطور که در شکل (۲) نشان داده شده است، بر اساس الزامات فرایندهای جوشکاری و جوش ترکیبی که باید آماده شود، نوع و اندازه شیار طراحی و ماشینکاری شد.



شکل ۱- نمودار شماتیک آماده سازی لایه جداسازی V

ابتدا شیار پایینی برای جوشکاری معکوس طراحی شد. به منظور دستیابی به فرایند پایدار جوشکاری معکوس و تشکیل یک لایه عایق مس خوب، عرض و عمق شیار پایینی بهینه شد تا از تشکیل IMCها جلوگیری شود و شکل و ساختار خوبی بدون عیوب جوشکاری مانند نفوذ ناقص و ذوب ناقص حاصل شود. و سپس شیار بالایی برای جوشکاری قوسی دو سیمه ترکیبی طراحی شد. عرض و عمق مناسب شیار بالایی تضمین می‌کند که موقعیت‌های فضایی دو نوع سیم می‌توانند به طور مناسب در داخل شیار قرار گیرند. سپس به منظور دستیابی به فرایند جوشکاری قوسی دو سیمه ترکیبی پایدار و

## تأثیر سرعت چرخش فرایند اصطکاکی هم‌زنی بر سختی سطحی فلز منیزیم خالص ریختگی

رضا بهادری بیرگانی<sup>۱</sup>، مهدی عزیزی<sup>۲</sup>

### چکیده

فرایند اصطکاکی هم‌زنی یک فرایند بهبود دهنده سطحی است که باعث رشد خواص فیزیکی و مکانیکی سطوح فلزات کار شده می‌گردد. یکی از مهمترین پارامترهای اثرگذار در این فرایند تأثیر سرعت های مختلف چرخش روی ساختارها و خواص فیزیکی و مکانیکی متاثر شده از این فرایند است. در این تحقیق تأثیر سرعت چرخش ابزار روی سختی سطحی فلز منیزیم ریختگی بوسیله فرایند اصطکاکی هم‌زنی مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که سختی منطقه هم‌زنی نسبت به ناحیه اصلی غیر متاثر از فرایند اصطکاکی هم‌زنی در فلز منیزیم ریختگی چندان تفاوتی ندارد، اما با افزایش سرعت چرخش شاهد کاهش سختی در منطقه هم‌زنی هستیم.

**کلمات کلیدی:** فرایند اصطکاکی هم‌زنی، سختی، منیزیم ریختگی، خواص فیزیکی، سرعت چرخش

### مقدمه

جوشکاری اصطکاکی هم‌زنی جدیدترین روش جوشکاری ابداع شده در موسسه جوشکاری انگلیس (TWI) در سال ۱۹۹۱ است [۱]. این فرایند اولین بار برای اتصال آلومینیوم به کار رفت [۳ و ۲]. در این فرایند یک ابزار چرخنده غیرمصرفی متشکل از یک پین و یک شانه به لبه های ورق در محل اتصال وارد شده و در طول خط اتصال حرکت می‌نماید. ابزار چرخنده در جوشکاری اصطکاکی هم‌زنی سه وظیفه اصلی بر عهده دارند:

الف- گرم کردن قطعه کار و

ب- جابجایی ماده برای ایجاد اتصال.

ج- محدود نگاه داشتن فلز داغ در زیر لبه ابزار. در نتیجه این فرایند، اتصال در حالت جامد ایجاد می‌شود. در حین جوشکاری اصطکاکی هم‌زنی ماده تحت تغییر فرم مومسانی شدیدی در دمای بالا قرار می‌گیرد که منجر به ایجاد دانه های تبلور مجدد یافته هم‌محور و با اندازه مناسب می‌شود.

اندازه دانه حاصل، ۱۰-۱۰۰ برابر کوچکتر از اندازه دانه در قطعه کار اصلی است. نتیجه این فرایند ایجاد ریزساختار مناسب و دستیابی به خواص مکانیکی خوب است [۲ و ۴].

جوشکاری اصطکاکی هم‌زنی پیشرفت قابل توجهی در زمینه اتصال مواد ایجاد کرده و به دلیل راندمان انرژی بالا، آثار سوء کم بر روی محیط زیست و کاربردهای متنوع، به عنوان یک تکنولوژی سبز

شناخته می‌شود [۲]. این نوع جوشکاری به ماده مصرفی و فلز پرکننده نیاز ندارد و برخلاف فرایندهای اصطکاکی که تنها در مورد مواد با هندسه مشخص به کار می‌رفت می‌تواند انواع اتصالات را با اشکال مختلف به هم متصل کند [۲]. به علت برخورداری از تغییر شکل های مومسانی در دمای بالا در حین فرایند جوشکاری، میشرا و گروهش از این پدیده برای بهبود دادن به ساختار آلیاژهای آلومینیوم از طریق تبلور مجدد دینامیکی استفاده کرده اند [۵]. به این ترتیب سطح کامپوزیتی آلیاژها با استفاده از مبنای اولیه به کار رفته در روش فرایند جوشکار اصطکاکی هم‌زنی ساخته شد که اسم این فرایند، فرایند اصطکاکی هم‌زنی نام گرفت [۶].

در بالا آورده شد که فرایند اصطکاکی هم‌زنی از مبنای اولیه جوشکاری اصطکاکی هم‌زنی منتج گردید که این یک پیشرفت بدیع در اتصال حالت جامد در آلیاژهای مختلف مانند آلومینیوم و منیزیم است.

ابزار به کار رفته در این فرایند یک ابزار گردشگری غیرمصرفی با یک پین طراحی شده به همراه شانه است، که شانه مذکور در اطراف پین قرار دارد. هنگامی که شانه قطعه را لمس می‌کند، با چرخش خود و با پیشرفت به جلو می‌رود. گرما به وسیله اصطکاک بین ابزار و قطعه های کار و نیز بوسیله تغییر شکل مومسان مواد بدست می‌آید (شکل ۱).

با این روش حالت جامد می‌توان به ساختاری کاملاً تبلور مجدد یافته و ساختاری هم‌محور و ریز دانه در منطقه هم‌زنی که متاثر از شکل پلاستیکی در دمای بالا است، دست یافت.

میکروساختار ظریف بدست آمده خواص مکانیکی و خستگی و شکل پذیری مطلوبی را فراهم می‌آورد [۷]. در یک فرایند اصطکاکی هم‌زنی سیستم به چند ناحیه مشخص به شرح زیر تقسیم می‌شود [۸].

- فلز مادر یا ماده غیر متاثر از فرایند (BMZ): این قسمت شامل ماده است که از جوش دور می‌باشد و دچار تغییر شکل نمی‌شود و اگرچه در حین فرایند سیکل حرارتی می‌گردد ولی میکروساختار و خواص مکانیکی تغییر نمی‌کند.

- ناحیه متاثر از گرما (HAZ): در این ناحیه که به ناحیه جوش نزدیک تر است، تغییر شکل پلاستیکی رخ نمی‌دهد ولی ماده در اثر تغییرات حرارتی دچار دگرگونی ساختاری و یا خواص مکانیکی می‌گردد.

- ناحیه فرایند ترمومکانیکی (TMAZ): در این ناحیه ابزار چرخشی در ماده تغییر شکل مومسان ایجاد می‌کند و گرمای فرایند نیز روی

سانتیگراد رسیده و سپس مجدداً با سرعت ۲۰۰ سانتیگراد بر ساعت (°C/h) دمای کوره را به ۱۰۳۰ درجه سانتیگراد بالا می رود و ۳،۰ دقیقه ابزار در این دما باقی می ماند. پس از آن ابزار از کوره خارج شده و با دمش هوای فشرده تا دمای محیط سرد می شود.

به منظور کاهش تنش داخلی یک مرحله عملیات باز پخت نیز بر روی ابزار صورت گرفت و ابزار به مدت ۶۰ دقیقه در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد در کوره قرار داده شد. سپس در هوا سرد گردید. چرخه این عملیات حرارتی در شکل (۳) نشان داده شده است.

روال کلی انجام فرایند به این صورت بود که ابتدا ابزار اصطکاکی همزنی با زاویه ۳ درجه نسبت به عمود به صورت دستی و با سرعت چرخش و سرعت پیشروی مورد نظر از روی کنترل دستگاه تنظیم می گردید. سپس با تنظیم دستی و یا اتوماتیک، بین ابزار در بالای مکانی که می خواهید فرایند اصطکاکی همزنی از آنجا آغاز گردد قرار می گیرد.

سپس فرمان چرخش را به دستگاه داده می شود و با تنظیم دستی بین ابزار در قطعه مورد نظر فرو می رود این غوطه وری و فرورفتن بین در قطعه تا جایی ادامه می یابد که شانه جلویی ابزار به اندازه قطر تارمویی از قطعه فاصله داشته باشد. در آن موقع فرمان پیشروی رو به جلو با سرعت ثابت و به صورت اتوماتیک به دستگاه داده می شود.

گفته شد در این فرایند از بین رزوه دار استفاده گردید، همچنین سرعت های چرخش ۴۰۰، ۵۰۰، ۶۳۰، ۸۰۰، ۱۰۰۰، ۱۲۵۰، ۱۶۰۰ دور بر دقیقه روی سطح فلز منیزیم ریختگی اعمال شد. لازم به ذکر است که سرعت پیشروی در این تحقیق ثابت بود. نمونه های بدست آمده در جدول (۳) آمده است.

جهت بررسی تغییرات مختلف صورت گرفته بر روی مقادیر سختی در منطقه اغتشاشی نسبت به فلز پایه از روش سختی -سنجی ویکرز با بار **gf100** با دستگاه شرکت بیورز ساخت کشور آلمان استفاده گردید.

نحوه آزمون سختی به این صورت است که در ابتدا از لبه کناری ورق و با فاصله ۲ میلی متر از لبه سطحی که فرایند روی آن انجام گرفته، به فاصله هر ۱ میلی متر، ۱ میلی متر شروع به گرفتن سختی می شود و پس از هر دفعه مقدار سختی و مکان موقعیت آزمون گرفته شده یادداشت می شود و پس از عبور چند میلی متری از منطقه اعمال فرایند و یا به اصطلاح منطقه جوش کار اندازه گرفتن سختی نمونه خاتمه می یابد (شکل ۴).

سپس پروفیل سختی نسبت به مرکز جوش روی نرم افزارهای آفیس رسم گردید، طول منطقه ای که توسط میکروسختی برای هر نمونه بررسی شد ۳۵ میلی متر می باشد.

## نتیجه و بحث

از شکل های ۵ تا ۱۱ نمودارهای سختی - فاصله قابل ملاحظه هستند. سختی منطقه همزنی در تمامی این شکل ها تقریباً بین ۳۰ تا ۴۰ ویکرز اندازه گیری شده است.

ساختار ماده تاثیر می گزارد، معمولاً مرز مشخصی بین منطقه کاملاً کاملاً تبلور مجدد یافته و **TMAZ** وجود دارد.

- منطقه همزنی: ناحیه کاملاً تبلور مجدد یافته می باشد این ناحیه به ناحیه ای که بین ابزار چرخشی اشغال می کند، برمی گردد.

تاکنون پژوهش های زیادی در مورد تاثیر فرایند اصطکاکی همزنی روی سختی فلزات گوناگون متاثر، انجام گرفته است اما تاکنون تاثیر فرایند اصطکاکی همزنی روی سختی فلز منیزیم ریختگی خالص بررسی نشده است. مثلاً سیونگ تاثیر این فرایند را روی سختی آلایز **AZ91D** مشخص کرده است.

در مقاله دیگری هم تاثیر فرایند اصطکاکی همزنی را روی سختی آلایز منیزیم **AZ61** بررسی نموده است. با توجه به سبکی فلز منیزیم و کاربرد روز افزون آن در آینده صنایع مختلف مخصوصاً حمل و نقل، لازم بود روی این فلز به صورت خالص هم تحقیقاتی صورت بگیرد.

در این پژوهش هدف بررسی سختی منطقه همزنی فلز منیزیم ریختگی با تغییر سرعت های چرخش مختلف و تاثیر این تغییرات روی سختی فلز منیزیم ریختگی است.

## مواد و روش تحقیق

در ابتدا شمش منیزیمی با نام تجاری **Mg 9998** به ابعاد طولی تقریبی ۷ سانتی متر و پهنای ۱۱ سانتی متر خریداری شد. این شمش به صورت ریخته گری بدست آمده بود و ترکیب شیمیایی این شمش با روش شیمی تر با استاندارد مرجع **RMRC-WI-520-100** اندازه گیری شد (جدول ۱).

دستگاهی که فرایند اصطکاکی همزنی را انجام داد، دستگاه فرز مدل **FP4M** یک ماشین یونیورسال قوی و از نظر اندازه متوسط می باشد. و برای فرز کاری و سوراخ کاری (داخل تراشی) طراحی شده است، میز متحرک آن هم قابلیت دستی و هم اتوماتیک را داراست و قابلیت حرکت در ۳ محور حرکت طولی، عرضی و عمودی را نیز دارد.

ابزار مورد استفاده برای انجام فرایند اصطکاکی همزنی از جنس فولاد ابزار **H-13** می باشد که ترکیب شیمیایی آن در جدول (۲) ارائه شده است.

در این تحقیق از بین استوانه ای شکل رزوه دار برای انجام فرایند اصطکاکی همزنی استفاده شد. قطر و ارتفاع بین ۶ میلی متر، قطر شانه ۱۸ میلی متر و زاویه سطح شانه ی ۸ درجه داشتند (شکل ۲).

جهت رسیدن به خواصی مانند سختی بالا و مقاومت سایشی مناسب، ابزار تحت عملیات حرارتی سخت سازی قرار گرفتند. این عملیات شامل آستیت کردن و سپس سرد کردن با دمش هوای فشرده جهت دستیابی به خواص مورد نظر می باشد.

ابزار در داخل پودر گرافیت قرار گرفته و در درون کوره نمک مذاب با دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد گذاشته می شود و دمای کوره با سرعت ۲۰۰ درجه سانتیگراد بر ساعت (°C/h) به دمای ۸۵۰ درجه

شدن اندازه دانه هاست و همچنین در مقالات مختلف از جمله سیونگ [۱۱] و دارس [۱۲] نیز به نتایج مشابهی رسیده اند. شکل (۱۴) نمودار منحنی هال-پچ را به همراه رابطه مربوط به آن آورده است. شاید این سوال ایجاد شده باشد که چرا در شکل های (۵ تا ۱۱) سختی در منطقه هم‌زنی بدلیل کوچکی اندازه دانه در آن مناطق، افزایش نیافته است، اما در نمودارهای سختی - سرعت چرخش با کاهش اندازه‌هی دانه سختی افزایش پیدا کرد؟

این سوال که چرا سختی در مناطق هم‌زنی افزایش نداشته است قبلاً بیان گردید، اما اینکه به دلیلی که در قبل بیان کردیم نباید با افزایش سرعت چرخش هم شاهد کاهش سختی می بودیم، می توان علت این پدیده را اینطور عنوان کرد که اولاً سختی کاهش یافته در نمودارهای سختی - سرعت چرخش زیاد محسوس نبوده اند که این خود این مطلب را می رساند که در این نمودارها، تاثیر اندازه دانه روی اندازه سختی بسیار کم بوده است، ثانیاً به هر صورت تغییر اندازه دانه ها هر چند اندک هم، روی اندازه سختی اثر گذار است و به همین دلیل است که می توان طبق آن رابطه هال-پچ را برای فلزات بدست آورد. سیونگ و همکارانش [۱۳] در پژوهشی که به بررسی اثر جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ منیزیم AZ91D روی رابطه هال-پچ پرداخته اند

همانطور که در رابطه هال-پچ شکل (۱۵) می بینیم، شیب نمودار این شکل بیشتر از شیب نمودار رابطه هال-پچ بدست آمده در این پژوهش است (شکل ۱۴)، دلیل آن هم این است که این فلز از ترکیبات آلیاژی ساخته شده است و مواد آلیاژی دارای فاز ثانویه در فلز اصلی می باشند.

بنابراین این آلیاژها دارای سدهایی برای نابجایی ها و نیز مستعد به داشتن مراکز تولید نابجایی هستند، این دلایل باعث می شوند که شیب منحنی میزان سختی با کم شدن اندازه دانه تندتر شود.

## نتیجه گیری

در این تحقیق تاثیر سرعت چرخش در فرایند اصطکاکی هم‌زنی را روی سختی سطحی فلز منیزیم خالص ریختگی مورد بررسی قرار گرفت که با توجه به نتایج بدست آمده، می توان مطالب را به صورت زیر دسته بندی کرد:

- فرایند اصطکاکی هم‌زنی روی سختی سطحی فلز منیزیم ریختگی نسبت به فلز پایه تاثیر چندانی نمی گذارد.

- با زیاد شدن سرعت چرخش شاهد کم شدن سختی در ناحیه اغتشاشی هستیم.

- با زیاد شدن سرعت چرخش شاهد کاهش سختی سطحی در منطقه متأثر از حرارت نخواهیم بود.

## منابع

1-w.M. Thomas, E.D.Nicholas, J.C.Needham, M.G.Church, P.Templesmith and C.J.Dawes, 1991, The Welding Institute, TWI, International, patent

اما نکته جالب اینجاست که در منطقه هم‌زنی با کاهش بسیار زیاد اندازه دانه سختی به تناسب آن افزایش پیدا نکرده است. یعنی با کم شدن بسیار اندازه دانه ها شاهد افزایش سختی سطحی نیستیم و تقریباً در تمامی نمونه ها سختی روال ثابتی را روی نمونه طی می کند. این عامل را می توان در پدیده تبلور مجدد دینامیکی جستجو کرد. همانطور که می دانیم با وقوع تبلور مجدد در یک فلز تقریباً تمامی نابجایی ها از بین می روند و همانطور نیز که می دانید نابجایی ها یکی از مهمترین عوامل ایجاد سختی در یک فلز می باشند. با این حساب یعنی با نبودن یک نابجایی موثر و نیز نبود یک مانع یا یک عامل تولید کننده نابجایی و یا نبود یک فاز ثانویه به دلیل خالص بودن منیزیم، انتظار اینکه در منطقه اصطکاکی هم‌زنی شده در یک فلز خالص، مخصوصاً منیزیم که به علت ساختار هگزگونال فشرده اش سیستم های لغزش اندکی دارد، سختی نسبت به فلز پایه افزایش پیدا کند، انتظار بیهوده ای است. اگر یک چگالی نابجایی زیاد، ذرات فاز ثانویه و یا رسوب هایی در نمونه حاضر وجود می داشتند، می توانستیم در آن حالت انتظار داشته باشیم که با کم شدن اندازه دانه، سختی هم افزایش پیدا کند. پس ما بدلیل استفاده از فلز منیزیم خالص، رسوب و فاز ثانویه نخواهیم داشت، مگر اندکی و نیز نابجایی ها هم هنگام تبلور مجدد از بین رفته و به عنوان یک عامل برای سخت تر شدن سطح فعالیت نمی کنند، بنابراین در منطقه هم‌زنی فاقد یک عامل سد کننده در مقابل نابجایی ها هستیم و یا احتمالاً شاهد نبود یک چگالی نابجایی بالا در منطقه هم‌زنی می باشیم که برای مشخص شدن این احتمال ما به دستگاه های پیشرفته تری مانند TEM محتاجیم. پس به این دلایل سختی در منطقه هم‌زنی شده با سختی در فلز پایه تفاوت چندانی ندارد.

داراس هم که در مقاله ای جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی را در آلیاژهای آلومینیوم بررسی کرده است، گزارش داده که چگالی نابجایی ها در مناطق اصطکاکی هم‌زنی شده یکنواخت نیستند [۹]، شکل (۱۲) هم مربوط به مقاله لی جینگ است که در مورد فرایند اصطکاکی هم‌زنی در آلیاژهای منیزیم تحقیقاتی را انجام داده است.

همانطور که در شکل (۱۲) مشاهده می کنید با وقوع تبلور مجدد تمامی نابجایی ها در فرایند اصطکاکی هم‌زنی از بین رفته اند. از سوی دیگر در قسمت متأثر از حرارت بدلیل اینکه تبلور مجددی رخ نداده، و حرارت نیز باعث رشد دانه های این منطقه شده است، انتظار می رود که میزان سختی در این مناطق به دلیل بزرگی اندازه دانه، نسبت به بقیه قسمت ها بسیار کمتر باشد، اما بدلیل تغییر شکل بالا و تشکیل شدن چگالی نابجایی فراوان به علاوه ظهور دوقلویی های بسیار زیاد در این مناطق، شاهد کاهش سختی در این نواحی نیستیم. در شکل (۱۳) نمودارهای سختی - سرعت چرخش، در فرایندهای اصطکاکی هم‌زنی بوسیله پین رزوه دار نشان داده شده است.

در این شکل شاهد شیب کم، منحنی رو به پایین میزان سختی با افزایش سرعت چرخش هستیم، که این کاهش به علت کوچکتر



# Welding Research

M. Darras.  
10-Jing.L, 15 Novamver "development and analysis of fine-grained Mg base alloys and composites fabricated by fsp"  
11-Seung Hwan C. Park, Yutaka S. Sato, Kokawa.H, 2003, Effect of micro-texture on fracture location in friction stir processing of Mg alloy AZ61 during tensile test.  
weld of Mg alloy AZ61 during tensile test, Scripta Materialia 49.  
12-Darras.B.M, Khraisheh. M.K, Abu-Farha. F.K, Omar. M.A, 2007, Friction stir processing of commercial AZ31 magnesium alloy, Journal of Materials Processing Technology 191.  
13-Seung Hwan C. Park, Yutaka.S. Sato, Hiroyuki.K.2003. Microstructural evolution and its effect on Hall-Petch relationship in friction stir welding of thixomolded Mg alloy AZ91D. Journal of Materials Science 38 4379 - 4383

application no. pct/GB92/02203 and GB patent application no.912598.8.

2-R.S. Mishra and Z.Y. Ma, 2005, "Friction Stir Welding and Processing", Materials Science and Engineering, 50, 1-78.

3-M. Boz and A. Kurt, "The Influence of Stirrer Geometry on Bonding and Mechanical

4-Y. J. Kwon, I. Shigematsu, and N. Saito, "Mechanical Properties of Fine-grained Aluminum Alloy Produced by Friction Stir Process", Scripta Materialia, 49, 2003, pp. 785-789.

5-R.S. Mishra, M.W. Mahoney, S.X. McFadden, N.A. Mara and A.K. Mukherjee, 2000, Scripta Materialia, 42, pp. 163-168.

6-R.S. Mishra, Z.Y. Ma and I. Charit, 2003, Materials Science and engineering, A341, PP. 276-281.

7-Z.Y. MA, 2008, Friction Stir Processing Technology: A Review, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2008.

8-R.S. Mishra and Z.Y. Ma, 2005, "Friction Stir Welding and Processing", Materials Science and Engineering, 50, 1-78.

9-Darras.M, 2005, Experimental and Analytical study of Friction Stir Processing, Copyright © Basil

پی نوشت

1- دانشجوی سابق کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه

آزاد اسلامی واحد اهواز

2- استادیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه آزاد اسلامی واحد اهواز

جدول ۱- درصد وزنی شیمیایی شمش منیزیم خریداری شده

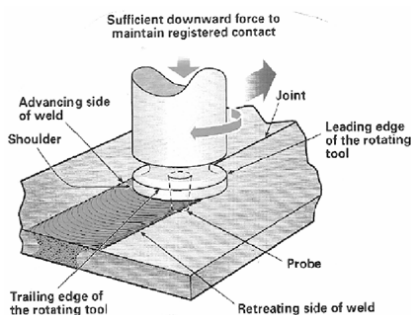
| عنصر | درصد وزنی | عنصر | درصد وزنی | عنصر | درصد وزنی | عنصر | درصد وزنی |
|------|-----------|------|-----------|------|-----------|------|-----------|
| Mg   | >99.7     | Al   | <0.01     | Cu   | 0.005     | Fe   | <0.01     |
| Zn   | 0.003     | Mn   | 0.02      | Si   | 0.01      | -    | -         |

جدول ۲- ترکیب شیمیایی فولاد ابزار مورد استفاده در ساخت ابزار جوشکاری

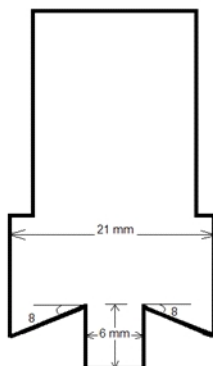
| عنصر      | Fe   | Mn   | Si   | V    | Mo   | Cr   | C    |
|-----------|------|------|------|------|------|------|------|
| درصد وزنی | bal. | ۰/۴۰ | ۱/۰۵ | ۰/۹۵ | ۱/۳۸ | ۵/۱۵ | ۰/۳۹ |

جدول ۳- مشخصات کاری نمونه ها

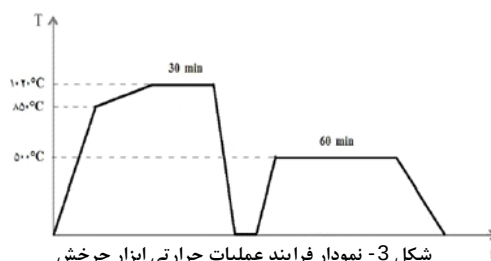
| شماره نمونه | سرعت پیشروی (mm/min) | سرعت چرخش (rpm) |
|-------------|----------------------|-----------------|
| ۱           | ۵۰                   | ۴۰۰             |
| ۲           | ۵۰                   | ۵۰۰             |
| ۳           | ۵۰                   | ۶۳۰             |
| ۴           | ۵۰                   | ۸۰۰             |
| ۵           | ۵۰                   | ۱۰۰۰            |
| ۶           | ۵۰                   | ۱۲۵۰            |
| ۷           | ۵۰                   | ۱۶۰۰            |



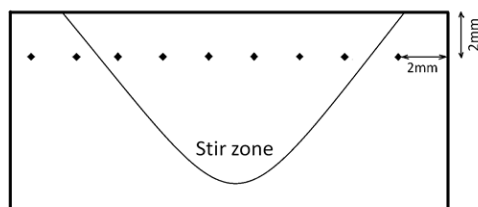
شکل ۱- تصویر دیاگرام فرایند اصطکاکی اغتشاشی



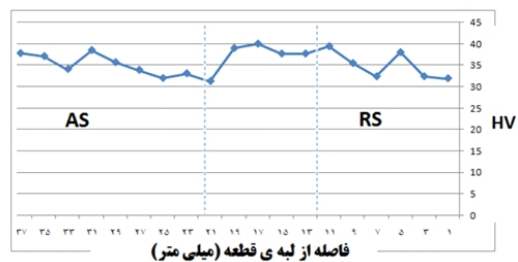
شکل ۲- تصویری از ابزار گردش با پین استوانه ای ساده به صورت رسم شده



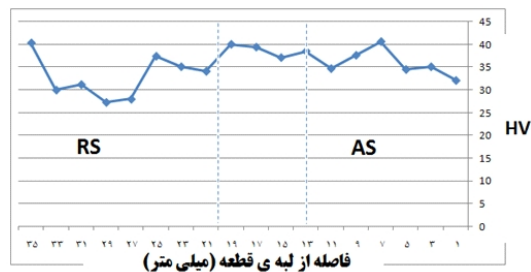
شکل ۳- نمودار فرایند عملیات حرارتی ابزار چرخش



شکل ۴- تصویر نحوه و فاصله گرفتن آزمون های سختی

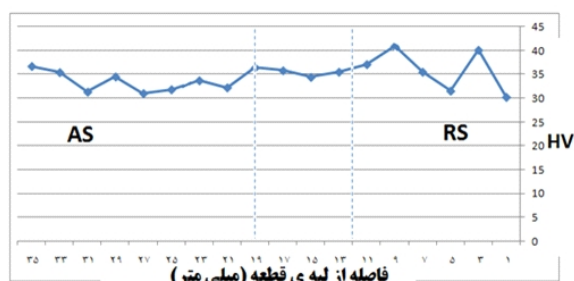


شکل ۵- نمودار سختی - فاصله مربوط به فرایند اصطکاکی اغتشاشی با پین استوانه ای رزوه دار و سرعت چرخش ۴۰۰ دور بر دقیقه

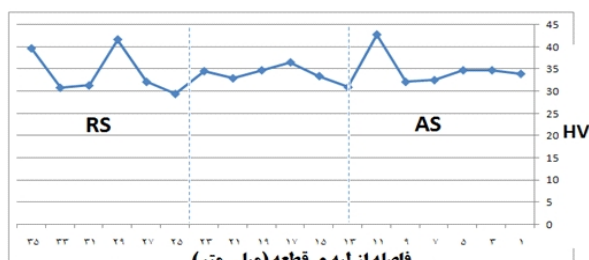


شکل ۶- نمودار سختی - فاصله مربوط به فرایند اصطکاکی اغتشاشی با پین استوانه ای رزوه دار و سرعت چرخش ۵۰۰ دور بر دقیقه

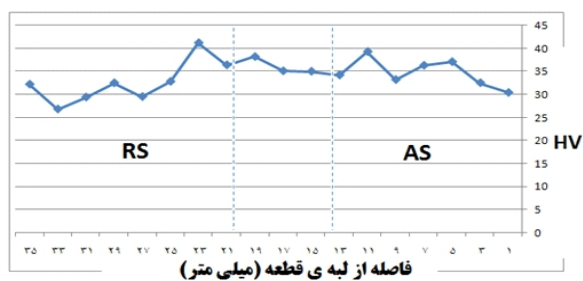
# Welding Research



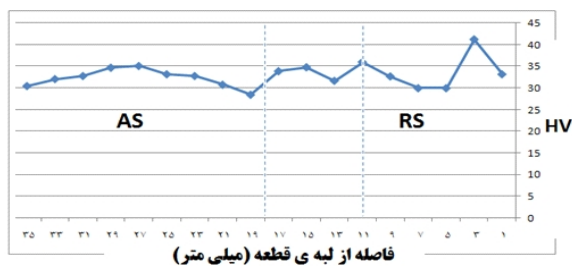
شکل ۷- نمودار سختی - فاصله مربوط به فرایند اصطکاکی اغتشاشی با پین استوانه ای رزوه دار و سرعت چرخش ۶۳۰ دور بر دقیقه



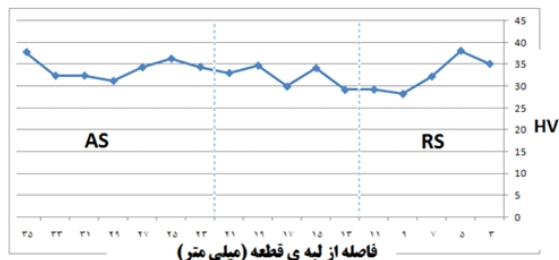
شکل ۸- نمودار سختی - فاصله مربوط به فرایند اصطکاکی اغتشاشی با پین استوانه ای رزوه دار و سرعت چرخش ۸۰۰ دور بر دقیقه



شکل ۹- نمودار سختی - فاصله مربوط به فرایند اصطکاکی اغتشاشی با پین استوانه ای رزوه دار و سرعت چرخش ۱۰۰۰ دور بر دقیقه

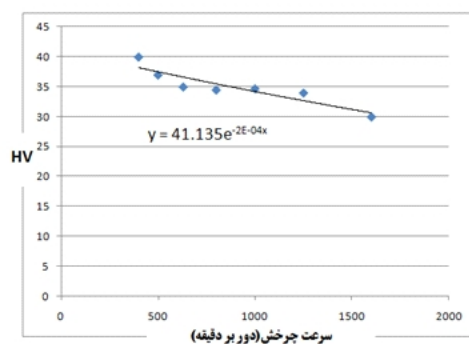
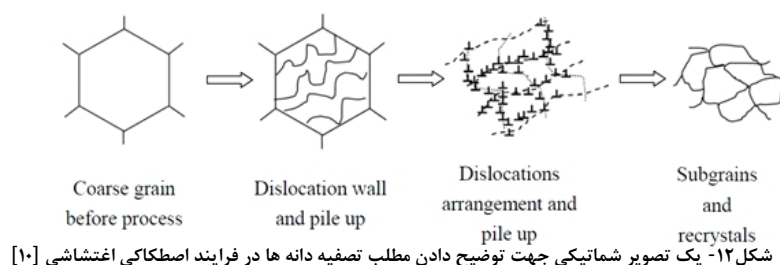


شکل ۱۰- نمودار سختی - فاصله مربوط به فرایند اصطکاکی اغتشاشی با پین استوانه ای رزوه دار و سرعت چرخش ۱۲۵۰ دور بر دقیقه

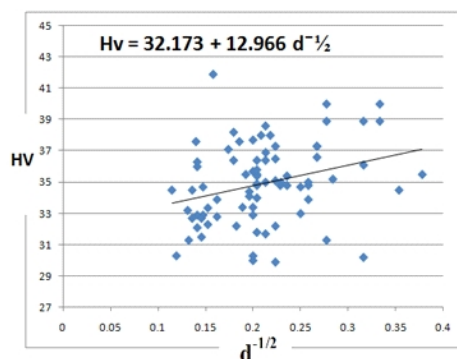


شکل ۱۱- نمودار سختی - فاصله مربوط به فرایند اصطکاکی اغتشاشی با پین استوانه ای رزوه دار و سرعت چرخش ۱۶۰۰ دور بر دقیقه

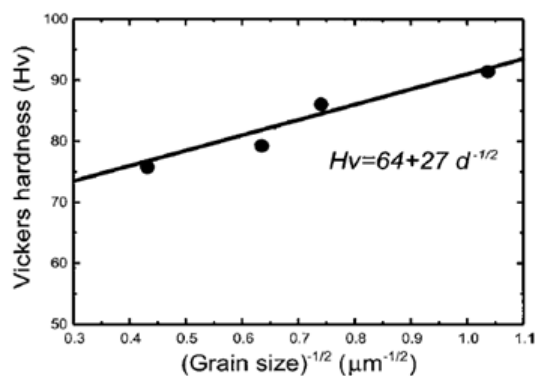
# Welding Research



شکل ۱۳- نمودار سختی - سرعت چرخش در فرایند اصطکاکی اغتشاشی بوسیله پین استوانه ای رزوه دار نشان داده شده است



شکل ۱۴- نمودار هال - پچ به همراه فرمول آن حاصل از اندازه سختی های بدست آمده در فرایند اصطکاکی اغتشاشی هر نوع پین مورد استفاده قرار گرفته



شکل ۱۵- رابطه هال - پچ در مورد آلیاژ منیزیم AZ91D در مقاله سیونگ و همکاران [۲۵]



## بررسی تاثیر ریز ساختار بر استحکام و رفتار سایش کامپوزیت زمینه مس تقویت شده با ذرات آلومینا تولید شده به روش SPS

سعید قسمتی تبریزی؛ مسعود خدا بخش زاده فلاح، شیدا سیدی

### چکیده

نمونه های کامپوزیت پایه مس تقویت شده با آلومینا به روش تف جوشی پلاسمای جرقه ای (SPS) مورد بررسی قرار گرفت. برخی نمونه ها با افزودن مستقیم پودر آلومینا به پودر مس و دسته دوم با آسیای پراورزی افزودنی  $\text{Cu-10 wt. \% Al}$  و پودر اکسید مس به پودر مس و سپس تف جوشی به روش SPS تهیه شدند. نمونه های کامپوزیت زمینه مس تقویت شده با ذرات آلومینا، با مقادیر ۱/۱ و ۲ درصد وزنی آلومینا تهیه شدند. مشاهده گردید که عدم پراکندگی مناسب ذرات تقویت کننده و کلوخه ای شدن آن ها می تواند بر روی خواص مکانیکی کامپوزیت تأثیر گذار باشد و با ایجاد تمرکز تنش، باعث افت استحکام شود. بررسی آنالیز عنصری EDS نشانگر این است که فاز تقویت کننده درجا تشکیل شده در مناطق تقاطع دانه ها از نوع آلومینا ایجاد شده اند. استحکام و کرنش شکست خمشی نمونه دارای ذرات تقویت کننده آلومینا درجا تولید شده، نسبت به نمونه های دارای آلومینا افزوده شده، افزایش قابل ملاحظه ای داشته است (تنش شکست معادل  $349\text{MPa}$  و کرنشی حدوداً دو برابر کرنش شکست نمونه های حاوی درصد آلومینای مشابه). در هنگام لغزش نمونه ها بر روی دیسک فولادی سخت شده (تست سایش)، زمینه مس به دلیل تمرکز کرنش مومسان در منطقه زیرسطحی ممکن است سخت شود که این منجر به ایجاد ترک های زیرسطحی می شود. همچنین تشکیل و انتشار ترک های زیرسطحی را می توان به کرنش مومسان شدید در لایه های تغییر شکل یافته که مربوط به جاهای خالی در مرکز است، نسبت داد.

**کلمات کلیدی:** کامپوزیت زمینه مس، ذرات تقویت کننده آلومینا درجا تشکیل شده، فرایند زینتر با پلاسمای جرقه ای، استحکام خمشی، رفتار سایشی

### مقدمه

مس و آلیاژهای آن از مزایای هدایت حرارتی و الکتریکی بالایی برخوردار هستند. آن ها به طور گسترده به عنوان رسانا های به کار رفته در اجزای اتصالات الکتریکی و غیره مورد استفاده قرار می گیرند. با این حال، یکی از مهم ترین محدودیت های آن ها نرم شدن و تخریب آسان در اثر افزایش دما می باشد. بنابراین، برای حل این مشکل، تلاش های زیادی صورت گرفته است تا یک آلیاژ مس با حفظ رسانایی الکتریکی و حرارتی بالا و در عین حال دارای مقاومت عالی در برابر نرم شدن در دماهای بالا تولید شود [۱-۳].

خواص مکانیکی مس می تواند به وسیله پیرسختی و یا افزودن ذرات پراکنده در زمینه به شدت بهبود پیدا کند. آلیاژهای مس قابل پیرسختی در معرض درشت دانه شدن رسوب در دمای بالا می باشد، در نتیجه باعث کاهش شدید استحکام می شود. از این جنبه، مس استحکام یافته به وسیله پراکندگی ذرات این توانایی را دارد که در مقابله با دمای بالا بیشتر خواص خود را حفظ کند [۲].

کامپوزیت های زمینه مس از گزینه های دارای دورنمای خوب برای کاربردهای اتصالات الکتریکی لغزنده از قبیل ماشین های الکتریکی و سیستم اتصال جریان بالاسری وسایل حمل و نقل ریلی هستند، که در آن خواص مقاومت در برابر سایش و هدایت حرارتی و الکتریکی بالا مورد نیاز است [۴-۵].

کامپوزیت های زمینه مس تقویت شده با ذرات اکسید پراکنده نه تنها رسانایی الکتریکی و گرمایی خوبی مانند مس خالص دارند بلکه خواص مکانیکی بسیار بهتری نیز دارند. اکسیدها پایداری گرمایی خوبی دارند به این صورت که حتی در اثر گرمادهی تادماهایی در نزدیکی نقطه ذوب زمینه فلزی انحلال و یا تجزیه آن ها صورت نمی گیرد، به گونه ای که اکسیدهای کوچک و نازک، استحکام دهی ناشی از پراکندگی خیلی خوبی حتی در دماهای بالا ایجاد می کنند. بنابراین کامپوزیت زمینه مس تقویت شده با ذرات اکسید پراکنده می تواند در شرایطی که استحکام دمای بالا، رسانایی الکتریکی و گرمایی بالا مورد نیاز باشد، جایگاه ویژه ای به عنوان مواد رسانایی الکتریکی و گرمایی داشته باشند. به عنوان می توان به مثال سری الکترودهای مورد استفاده در جوشکاری مقاومتی، جاروبک موتورهای الکتریکی، قطعات ترمزهای اصطکاکی، سوییچ های تبدیل و اتصالات الکتریکی اشاره کرد [۶].

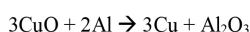
یکی از ویژگی های مورد نیاز در کامپوزیت های زمینه فلزی از این نوع، توزیع یکنواخت فاز های تقویت کننده و کوچک بودن اندازه ذرات فاز تقویت کننده در زمینه مس است. به طور کلی ذراتی مانند اکسید ها، کاربید ها و بورید ها به صورت فاز تقویت کننده پراکنده در زمینه مس غیر قابل حل اند و در دماهای بالا از نظر ترمودینامیکی پایدارند. محققان از مواد متنوعی به عنوان فاز تقویت کننده در کامپوزیت های پایه مس استفاده کرده اند و ذرات سرامیکی مانند:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ،  $\text{SiC}$ ،  $\text{ZrO}_2$ ،  $\text{TiO}_2$  و غیره به عنوان ذرات فاز ثانویه در کامپوزیت های زمینه فلزی استفاده شده است [۶].

**Liang** و همکاران از ذرات  $\text{TiB}_2$  و ویسکرهای  $\text{TiB}$  به صورت هیبرید بهره گرفتند و کامپوزیت هیبریدی  $\text{Cu-TiB-TiB}_2$  را به روش درجا تولید کردند [۷]. در پژوهشی دیگر کامپوزیت زمینه مس

و خواص استحکام خمشی کامپوزیت انجام گرفت و همچنین مطالعه ای بر روی تخریب ایجاد شده در زمینه و فازهای تقویت کننده در اثر بارگذاری های مکانیکی، با مطالعه بر روی سطوح مقاطع سایش، انجام گرفته است. داده ها و نتایج حاصل از آزمون های خمش سه نقطه و مقاومت به سایش پین روی دیسک نمونه های کامپوزیت مورد بررسی و مقایسه قرار گرفت.

## روش پژوهش

در پژوهش حاضر به منظور تولید نمونه های کامپوزیت، روش متالورژی پودر از نوع تف جوشی پلاسمای جرقه ای (SPS) مورد استفاده قرار گرفت. بدین منظور برخی نمونه ها با افزودن مستقیم پودر آلومینا به پودر مس و تف جوشی با SPS تهیه شدند. دسته دوم نمونه ها با آسیای پرانرژی مخلوط پودر **Cu-10 wt. % Al** و پودر اکسید مس و افزودن آن به پودر مس و سپس تف جوشی به روش SPS تهیه شدند. واکنش ۱ نشان دهنده واکنش درجای مورد انتظار بین اکسید مس و آلومینیم و تشکیل فاز آلومینای درجا در زمینه می باشد.



نمونه های کامپوزیت زمینه مس تقویت شده با ذرات آلومینیم، با مقادیر ۱/۱ و ۲ درصد وزنی آلومینا تهیه شدند. نام، مواد اولیه، ترکیب، نوع فرایند و طریقه تشکیل فاز تقویت کننده در جدول (۱) نشان داده شده است.

نمونه های کامپوزیت با دستگاه تف جوشی پلاسمای جرقه ای مدل **Nanozint 10i** در دمای  $900^\circ\text{C}$  و حدود ۲۰ دقیقه نگهداری، تهیه شدند. پس از برش و مانع گرم نمونه ها، آماده سازی به وسیله سنباده های ۸۰۰ تا ۲۰۰۰ و پولیش به وسیله خمیر الماس انجام شد. بررسی های ریزساختاری به وسیله میکروسکوپ نوری مدل **Optika** و میکروسکوپ الکترونی روبشی (FE-SEM) مدل **Tescan** صورت گرفت. همچنین بررسی ترکیب شیمیایی فاز ثانویه به وسیله آنالیز عنصری نقطه ای EDS مشخص گردید. آزمون مقاومت به سایش با دستگاه پین روی دیسک بر طبق استاندارد **ASTM G99-05** در مسافت  $1000\text{ m}$ ، با گام های  $250\text{ m}$  تنش اعمالی  $250\text{ MPa}$ ، بدون روانکار و در اتمسفر محیط انجام شد و آزمون خمش سه نقطه بر طبق استاندارد **ASTM D790** بر روی نمونه ها انجام شد و داده ها و نتایج آن مورد بررسی و مطالعه قرار گرفت. به علاوه، سطوح سایش نمونه ها نیز با میکروسکوپ SEM مورد مطالعه قرار گرفتند.

## نتایج و بحث

شکل (۱) تصاویر میکروسکوپی از ذرات پودر مس (۱-الف)، آلومینا (۱-ب) را نشان می دهد. شکل (۲) تصویر ریزساختار میکروسکوپی نمونه **SPS 1** را با بزرگنمایی های مختلف نشان می دهد. از نقاط **A** و **B** آنالیز نقطه ای EDS گرفته شده و نتایج نشانگر حضور فاز آلومینا در زمینه مس می باشد. آنالیز نقطه **A** با پیک های اکسیژن و

حاوی **vol% ۱۶-۴** نانولوله کربن تولید شد و اثر کسر حجمی نانولوله ها بر روی رفتار تریبولوژیکی کامپوزیت آزموده شد [۸]. تقویت کننده های ناپیوسته عمدتاً از **SiC** به شکل ویسکر و یا ذره، ذرات **Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>** و دی بورید تیتانیوم (**TiB<sub>2</sub>**) و الیاف کوتاه **Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>** یا گرافیت تشکیل شده اند.

در بین تقویت کننده های مختلف، ذرات آلومینا (**Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>**) به عنوان فاز تقویت کننده مس رایج تر است. در کامپوزیت های مس استحکام یافته به وسیله پراکندگی ذرات اکسید آلومینیم، ویژگی های مطلوبی همانند استحکام دمای بالا، سختی و مقاومت به خزش بهتر در مقایسه با مس خالص گزارش شده اند [۹].

امروزه، کامپوزیت های مس تقویت شده به وسیله ذرات سرامیکی می توانند با روش های مختلفی تولید شوند. مانند اکسیداسیون داخلی [۱۰ و ۱۱]، آلیاژسازی مکانیکی [۲]، سنتر احتراقی [۳]، زینتر با امواج مایکروویو [۱۲]، نورد تجمعی [۱۳]، زینتر پلاسمای جرقه ای [۱۴ و ۱۵]. در کامپوزیت های زمینه فلزی کلاسیک، ابعاد فاز تقویت کننده تابعی از اندازه پودرهای اولیه است و همچنین محدودیت هایی در زمینه قابلیت ترشوندگی تقویت کننده بوسیله زمینه وجود دارد. این امر منجر به توسعه MMC های درجا شده است، که در آن تقویت کننده ها در حین ساخت کامپوزیت در زمینه فلزی تشکیل می شوند [۱۶].

در زمینه بررسی خواص مکانیکی **Michalsk** و همکاران کامپوزیت **Cu- Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>** با ابعاد نانوسایز را با مقادیر **vol% 10** و **vol% 20** با روش تف جوشی پالس پلاسمای تولید کردند و مشاهده کردند با افزایش مقدار فاز تقویت کننده آلومینا، میزان سختی افزایش می یابد [۱۷]. در یک پژوهش دیگر محققین در بررسی که بر روی نمونه های کامپوزیتی **Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>** انجام دادند، شاهد افزایش سختی و پایداری حرارتی نمونه های کامپوزیتی بودند و میزان متفاوت سختی و پایداری حرارتی متفاوت نمونه ها به تفاوت در نحوه توزیع و اندازه ذرات پراکنده آلومینا در زمینه نسبت داده شده است. **Besterci** و **Kovac** کامپوزیت های **Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>** تولید شده به وسیله روش متالورژی پودر را از نظر خواص مکانیکی و ریزساختاری مورد بررسی قرار دادند [۱۶ و ۱۸]. برخی محققین دیگر، ذرات ریز آلومینا را با روش اکسیداسیون داخلی در زمینه مس تولید کردند و رفتار سایشی کامپوزیت های **Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>** و آلیاژ **Cu-Al** را مورد مقایسه و بررسی قرار دادند و شاهد افزایش فوق العاده مقاومت به سایش نمونه های کامپوزیتی بودند [۱۱] در یک کار پژوهشی با **Guo** و همکاران مشاهده شد که با ریزدانه تر شدن ذرات تقویت کننده **Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>** در نمونه کامپوزیت مس حاوی **vol% ۱**، **Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>**، سختی و مقاومت به سایش نمونه ها افزایش پیدا کرده است [۱۹]. در این تحقیق کامپوزیت زمینه مس تقویت شده با ذرات اکسید آلومینیم با روش های افزودن مستقیم اکسید آلومینیم به زمینه و همچنین روش درجا تولید شد. ریزساختار کامپوزیت های تولید شده به منظور مشاهده ذرات تقویت کننده و نوع پراکندگی آن ها مورد ارزیابی قرار گرفت. بررسی و مقایسه در رابطه با رفتار سایشی

کننده درجا آلومینا در زمینه مس در اثر واکنش بین مواد افزودنی پودر اکسید مس و پودر  $\text{Cu-10\%Al}$  می باشد (شکل ۵ پ)، مشاهده می شود که پیک های  $\text{Al}$  و  $\text{O}$  کاملاً شارپ و واضح و دارای شدت اشعه بالایی هستند. درصد اتمی  $\text{Al}$  در این نقطه با درصد اتمی  $\text{Al}$  در  $\text{Al}_2\text{O}_3$  تطابق دارد (40at %). تشکیل فاز تقویت کننده  $\text{Al}_2\text{O}_3$  درجا در اثر انرژی ذخیره شده مکانیکی در حین بالمیل و همچنین انرژی الکتریکی و گرمایی حین تف جوشی پلاسمای جرقه ای می باشد.

تعدادی از ذرات تقویت کننده آلومینا در مرزهای دانه مشاهده می شوند و در برخی موارد نقاط تجمع این ذرات نیز قابل مشاهده است که تعدادی از این ذرات در شکل با فلش مشخص شده اند (شکل ۶-الف). ملاحظه می شود که مورفولوژی ذرات فاز ثانویه در نمونه SPS 3 با تصاویر ریزساختاری گزارش شده ذرات آلومینا درجا تشکیل شده در کارهای محققین دیگر به روش سنتر واکنش درجا و اکسیداسیون داخلی [۲۰ و ۲۱] تطابق دارد. بررسی آنالیز نقطه ای EDS از ذراتی همانند A در شکل (۶-الف)، نیز تشکیل فاز تقویت کننده آلومینا درجا را تایید می کند (شکل ۶-پ و ۶-ت).

یک ذره تقویت کننده آلومینا به تنهایی با طول حدود  $2\mu\text{m}$  با مورفولوژی گوشه دار که به صورت درجا در زمینه مس تشکیل شده است در شکل (۶ ب) مشاهده می شود. قابل توجه است که آلومینای موجود در زمینه، جزء مواد اولیه افزوده شده نمی باشد و در اثر واکنش شیمیایی درجا بین آلومینیم موجود در پودر  $\text{Cu-10\%Al}$  و اکسیژن موجود در اکسید مس تشکیل شده است. مورفولوژی آلومینا به صورت گوشه دار در تصویر ثبت شده است که با مورفولوژی شناخته شده از اکسید آلومینیم درجا تشکیل شده شباهت دارد و وجود فاز تقویت کننده آلومینا را تایید می کند.

به منظور رسم نمودارهای تنش - کرنش از روابط زیر کمک گرفته شد. رابطه روابط (۲ و ۳) تنش و کرنش خمشی را به ترتیب بر اساس نیروی وارده و میزان جابجایی نقطه میانی در هر لحظه و همچنین مشخصات هندسی نمونه را ارائه می نماید [۲۲]:

$$\sigma = \frac{3PL}{2bd^2} \quad (2)$$

$$\varepsilon = \frac{6Dd}{L^2} \quad (3)$$

که در روابط فوق:

P نیروی خمش، L فاصله تکیه گاه ها، b عرض نمونه مورد آزمایش، d ضخامت نمونه مورد آزمایش، D حداکثر انحراف مرکز نمونه هستند. شکل (۷) تصویری به صورت شماتیک از آزمون خمش سه نقطه را نشان می دهد.

شکل (۸) منحنی تنش - کرنش خمشی نمونه های کامپوزیت درجا تقویت شده و نمونه های کامپوزیتی با افزودن آلومینا را نشان می دهد و امکان مقایسه رفتار خمشی نمونه ها را میسر می سازد. منحنی نمونه SPS 1 به صورت خطی تا تنش حداکثر  $338\text{MPa}$  و کرنش  $0.14\%$  صعود کرده و در این نقطه شکست در نمونه به صورت ترد رخ داده است. نمونه SPS 2 نیز با منحنی نسبتاً مشابه اما در

آلومینیم موید حضور ذرات تقویت کننده آلومینا و نقطه B با پیک مس، آنالیز زمینه را نشان می دهد (شکل ۲-پ و ۲-ت). در نتیجه، رنگ روشن تر، زمینه مس و نقاط با رنگ تیره تر نشان دهنده ذرات تقویت کننده آلومینا پراکنده شده در زمینه می باشند.

پراکندگی نسبی ذرات فاز تقویت کننده که درون زمینه توزیع شده است در شکل (۲) قابل مشاهده می باشد. در تصاویر با بزرگنمایی کمتر، پراکندگی و تجمع ذرات تقویت کننده در زمینه به خوبی مشخص است. طیف های آنالیز نقطه ای EDS از نقاط A و B نشان داده شده است. طیف به دست آمده در نقاط تیره رنگ در مقایسه با زمینه (نقطه B) نشان دهنده حضور فاز تقویت کننده اکسید آلومینیم به دو صورت کلوخه ای (نقطه A) و ذرات منفرد (نقطه C) در زمینه می باشد. عدم پراکندگی مناسب ذرات تقویت کننده و کلوخه ای شدن آن ها می تواند بر روی خواص مکانیکی کامپوزیت تأثیر گذار باشد و با ایجاد تمرکز تنش، باعث افت استحکام شود. نتایج این آنالیز تمایز بین زمینه و ذرات تقویت کننده را در تصاویر میکروسکوپی میسر می سازد.

در بررسی تصاویر میکروسکوپ SEM نمونه SPS 2 (شکل ۳) نقاط تیره رنگ تجمع یافته در مرزهای دانه نشان دهنده کلوخه ای شدن ذرات تقویت کننده آلومینا در مناطق مرزدانه می باشد که با فلش نشان داده شده است. در اثر آسیاب مخلوط پودر اولیه به منظور توزیع یکنواخت فاز تقویت کننده، پس از تف جوشی، دو گونه مورفولوژی دانه مشاهده می شود که برخی دانه ها به صورت کشیده و تغییر فرم یافته (شکل ۳-ب) که ناشی از کرنش های حین بالمیل می باشد و برخی دانه های هم محور (شکل ۳-الف) که در اثر فرایند تبلور مجدد در حین تف جوشی تشکیل شده اند.

شکل (۴) تصویر میکروسکوپ SEM و آنالیز نقطه ای EDS نمونه SPS 2 را نشان می دهد. دانه بندی کامپوزیت در اثر تبلور مجدد و دانه های تشکیل شده هم محور و کشیده قابل مشاهده اند (شکل ۴-الف) و آنالیز EDS از درون یک دانه (شکل ۴-الف) و پیک مس نشانگر فاز زمینه می باشد (شکل ۴-پ). تصویری با بزرگنمایی بیشتر از منطقه مرزدانه در (شکل ۴-ب) نشان داده شده است و آنالیز EDS از نقطه B بر روی مرزدانه، موید حضور فاز تقویت کننده آلومینا می باشد. مقایسه آنالیز EDS نقاط A و B در شکل (۴) به نفع حضور فاز تقویت کننده  $\text{Al}_2\text{O}_3$  در نقاطی همانند B که در مرزدانه ذرات اولیه مس قرار دارند می باشد.

تصاویر میکروسکوپی نمونه کامپوزیت SPS 3 تهیه شده با هدف تشکیل فاز تقویت کننده اکسید آلومینیم درجا در شکل (۵) نشان داده شده است. بررسی توزیع عمومی فاز تقویت کننده درجا تشکیل شده در (شکل ۵-الف) نشانگر این است که فاز ثانویه تیره تر از زمینه در مناطق سه گوش در محل تقاطع دانه ها ایجاد شده اند (فلش ها در شکل ۵-الف). همچنین اکثر دانه های تشکیل شده هم محور هستند.

در شکل (۵-ب) یکی از ذرات فاز ثانویه در زمینه مس مشاهده می شود و آنالیز عنصری EDS از ذره A، موید تشکیل فاز تقویت

بنابراین بر اساس مشاهدات انجام شده و همچنین گزارش محققین دیگر [۲۳] می توان این گونه بیان کرد که نرخ سایش کامپوزیت با افزایش فاصله لغزش افزایش یافته و همچنین با افزایش کسر حجمی فاز تقویت کننده آلومینا شاهد کاهش نرخ سایش خواهیم بود. در رابطه با فرایندها و مکانیزم های سایش، محققین تقسیم بندی های مختلفی ارائه نموده اند. عمده ترین مکانیزم های سایش عبارتند از: سایش خراشان، سایش چسبان، سایش خستگی و سایش شیمیایی. همچنین سایش خراشان نیز به دو بخش عمده سایش دو جسمی و سایش سه جسمی تقسیم بندی می شود. در سایش خراشان سه جسمی ذرات ساینده و آزاد بین دو غلتک یا دو سطح که روی یکدیگر می لغزند، قرار گرفته و به دام می افتند [۲۴].

شکل (۱۰) تصویر میکروسکوپ SEM از سطح سایش نمونه SPS 1 را با بزرگنمایی های مختلف نشان می دهد. تعدادی خراش ظریف به همراه چند شیار عمیق تر مشاهده می شود (شکل ۱۰-الف). خراش ها موازی و در جهت لغزش می باشد. تغییر شکل سطح نمونه و کنده شدن مواد از سطح تماس و رسوب در برخی مناطق در اطراف شیارها قابل مشاهده می باشد. ذرات سخت سرامیکی اکسید آلومینیم بار را تحمل می کنند و باعث کاهش ناحیه تماس بین سطح نمونه و سطح سایش می شود. همچنین با افزایش کسر حجمی آلومینا استحکام برشی کامپوزیت نیز افزایش می یابد و بار روی هر ذره کاهش می یابد. بررسی ها در تصاویر میکروسکوپی سطح سایش، مناطقی را نشان می دهد که به جای خراش های ظریف و موازی هم، شیارهای عمیق تر روی سطح سایش تشکیل شده است. به عنوان مثال شیار نشان داده شده با فلش در تصویر، ممکن است ناشی از ذرات باقیمانده تشکیل شده حین آزمون که از سطح کنده و کار سخت شده اند، باشد.

شکل (۱۰-ب) تصویری با بزرگنمایی بیشتر از شیارهای سطح نمونه را نشان می دهد که به صورت لایه لایه شده و تغییر شکل یافته مشاهده می شود. همچنین احتمال اکسید شدن سطح به دلیل دمای بالا در اثر سایش سطح نمونه و سطح ساینده وجود دارد. شکل (۱۰-پ، ت) تصویری از یک شیار سطح نمونه و ذرات کنده شده را نشان می دهد. در نمونه SPS 1 مکانیزم سایش حاکم، مکانیزم سایای دو جسمی و در صورتی که ذرات جدا شده از سطح در بین سطوح نمونه و ساینده به دام بیفتند، سایای سه جسمی می باشد. تصویر میکروسکوپ SEM از سطح سایش نمونه SPS 2 نشانگر نواحی تغییر شکل یافته و شکستگی در تصاویر است (شکل ۱۱). نقاط تجمع ذرات تقویت کننده می تواند به عنوان نقاط تمرکز تنش عمل کرده و منجر به اشاعه میکرو ترک ها در اثر تنش های برشی وارد شده به نمونه در حین آزمون پین روی دیسک شود که تعدادی از این ترک ها با فلش در شکل مشخص شده است. مشاهده می شود که ترک ها از نقاط تجمع یافته ذرات تقویت کننده شروع شده اند و همچنین در اطراف ترک ها ذرات تقویت کننده دیده می شوند.

تنش  $267 \text{ MPa}$  (پایین تر از نمونه SPS 1) و در کرنش  $0.13\%$  شکست نمونه به صورت ترد اتفاق افتاده است. کرنش های شکست نیز در این دو نمونه تقریباً یکسان است. نمونه SPS 3 که ذرات تقویت کننده آلومینا در زمینه آن به صورت درجا توزیع شده بود، با افزایش نسبت به نمونه های دیگر، در تنش  $349 \text{ MPa}$  ( $11 \text{ MPa}$  بیشتر از نمونه SPS 1 و  $82 \text{ MPa}$  بیشتر از نمونه SPS 2) و کرنشی حدوداً دو برابر کرنش شکست نمونه های دیگر شکست رخ داده است. منحنی تنش - کرنش خمشی نمونه SPS 3 در تنش  $204 \text{ MPa}$  (با استفاده از معیار  $0.2\%$ ) تغییر در شیب مشاهده می شود که می تواند ناشی از شروع تغییر شکل مومسان و تسلیم زمینه کامپوزیتی باشد.

مشاهده می شود که نمونه SPS 2 در کمترین میزان کرنش و کمترین مقدار تنش در بین نمونه های دیگر، شکست اتفاق افتاده است. منحنی SPS 2 در کرنشی تقریباً مشابه نمونه SPS 1 و مقدار کمتری از تنش حداکثر دچار شکست شده است. اما در نمونه SPS 3 که با ذرات آلومینای درجا تشکیل شده تقویت شده اند، نسبت به سایر نمونه ها، در کرنشی حدوداً ۲ برابر و در بیشترین مقدار تنش شکست در بین نمونه ها، پس از تغییر شیب و وارد شدن به فاز مومسان، تسلیم و شکست رخ داده است.

بیشترین تنش و کرنش قابل تحمل قبل از شکست نمونه ها در جدول (۲) مشخص شده است. در نتیجه با افزایش درصد فاز تقویت کننده از  $1/1$  به  $2$  درصد وزنی، در نمونه های تهیه شده به صورت غیر درجا، مقدار تنش حداکثر در آزمون خمشی سه نقطه کاهش یافته و نمونه تهیه شده به روش درجا (SPS 3) بیشترین تنش و کرنش شکست در بین نمونه های مورد آزمایش را به خود اختصاص داده است.

نمودار جرم از دست داده شده در مقابل مسافت سایش نمونه های پژوهش حاضر در شکل (۹) نشان داده شده است. مشاهده می شود که با افزایش فاصله لغزش، جرم از دست رفته نمونه ها افزایش می یابد. همچنین رابطه مقاومت در برابر سایش را می توان معکوس حجم از دست داده شده در نظر گرفت.

با مقایسه منحنی های نتایج سایش نمونه های حاضر می توان به این نتیجه رسید که نمونه SPS 3 یعنی نمونه تهیه شده به روش درجا بیشترین جرم از دست رفته در حین آزمون سایشی پین روی دیسک را در مسافت  $1000$  متر نسبت به نمونه های دیگر دارد و به همین دلیل شیب خط این نمونه بیشتر از نمونه های دیگر می باشد. پس از آن نمونه SPS 2 و SPS 1 به ترتیب شیب خط و در نتیجه جرم از دست داده شده بیشتری را در حین آزمون داشته اند. می توان این گونه نتیجه گیری کرد که با افزایش درصد فاز تقویت کننده از  $1/1$  به  $2$  درصد وزنی، مقاومت سایشی مقداری کاهش یافته و همچنین نمونه تهیه شده به روش درجا (SPS 3) بیشترین شیب خط و جرم از دست داده شده و در نتیجه کمترین خواص سایشی را در بین سایر نمونه ها داشته است. بنابراین نمونه های حاوی فاز ثانویه آلومینای بیشتر، مقاومت به سایش کمتری را نشان می دهند.



مناسب و برخی مناطق دیگر کلوخه ای شدن ذرات تقویت کننده مشاهده شد.

- نمونه SPS 3 که ذرات تقویت کننده آلومینا در زمینه آن به صورت درجا توزیع شده بود، با افزایش نسبت به نمونه های دیگر، در تنش حداکثر  $349 \text{ MPa}$  ( $11 \text{ MPa}$ ) بیشتر از نمونه SPS 1 و  $82 \text{ MPa}$  (بیشتر از نمونه SPS 2) و کرنشی حدوداً دوبرابر کرنش شکست نمونه های دیگر شکست رخ داده است.

- با افزایش درصد فاز تقویت کننده از  $1/1$  به  $2$  درصد وزنی، در نمونه های تهیه شده به صورت غیر درجا، مقدار تنش حداکثر در آزمون خمش سه نقطه کاهش یافت.

- نمونه SPS 3 بیشترین جرم از دست رفته در حین آزمون سایشی پین روی دیسک را نسبت به نمونه های دیگر دارد و شیب خط این نمونه بیشتر از سایر نمونه ها می باشد و پس از آن نمونه های SPS 2 و SPS 1 به ترتیب شیب خط و در نتیجه جرم از دست داده شده بیشتری را در حین آزمون داشته اند.

- بررسی ها در تصاویر میکروسکوپی سطح سایش، مناطقی را نشان می دهد که به جای خراش های ظریف و موازی هم، شیارهای عمیق تر روی سطح سایش تشکیل شده است که ممکن است ناشی از ذرات باقی مانده تشکیل شده حین آزمون که از سطح کنده و کارسخت شده اند، باشد.

- نقاط تجمع ذرات تقویت کننده می تواند به عنوان نقاط تمرکز تنش عمل کرده و منجر به اشاعه ترک ها در اثر تنش های برشی وارد شده به نمونه در حین آزمون پین روی دیسک شود.

- انتشار ترک های زیر سطحی و پیوستن آن ها به سطح سایش، فرایند سایش را با مکانیسم لایه برداری پیش می برد. از بین بردن لایه سطح با لایه شدن باعث از بین رفتن حجم بیشتر در هنگام لغزش می شود. با این حال، افزایش سختی و استحکام کامپوزیت ها منجر به کاهش میزان تغییر شکل مومسان زمینه می شود.

## منابع

- ASM Handbook Vol.21 Composites
- Ying D.Y, Zhang D.L. Processing of Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> metal matrix nanocomposite materials by using high energy ball milling. Materials Science and Engineering, 2000, A286:152-156.
- Xu Q, et al. Combustion synthesis and densification of titanium diboride-copper matrix composite. Materials Letters, 2003, 57: 4439-4444.
- Guobin L, jibing S, Quanmei G, Ru W. Fabrication of the nanometer Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Cu composite by internal oxidation. Journal of Materials Processing Technology, 2005, 170:336-340.
- Lee D.W, Ha G.H, Kim B.K. Synthesis of Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nano composite powder. Scripta mater, 2001, 44:2137-2140.
- Fu Y, Pan Q, Cao Z, Li S, Huo Y. Strength and electrical conductivity behavior of nanoparticles reaction on new alumina dispersion-strengthened copper alloy. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 798:616-621.

دیسک فولادی سخت شده، زمینه مس به دلیل تمرکز کرنش مومسان در منطقه زیرسطحی ممکن است سخت شود که این منجر به ایجاد ترک های زیرسطحی می شود.

همچنین تشکیل و انتشار ترک های زیرسطحی را می توان به کرنش مومسان شدید در لایه های تغییر شکل یافته که مربوط به جاهای خالی در مرکز است، نسبت داد. از طرف دیگر، انتشار ترک های زیر سطحی و پیوستن آن ها به سطح سایش، فرایند سایش را با مکانیسم لایه برداری پیش می برد. از بین بردن لایه سطح با لایه شدن باعث از بین رفتن حجم بیشتر در هنگام لغزش می شود. با این حال، افزایش سختی و استحکام کامپوزیت ها منجر به کاهش میزان تغییر شکل پلاستیک زمینه می شود [۱۱].

در شکل (۱۱ الف و ب) شیارها و ترک های ناشی از سایش مشاهده می شوند و در شکل (۱۱ پ) تصویری از داخل یک شیار، ذرات کنده شده از نمونه و ذرات باقیمانده از سایش را نشان می دهد. مکانیزم سایش در نمونه SPS 2 نیز سایش از نوع سایای دو جسمی و سه جسمی و همچنین تغییر شکل شدید سطح نمونه سایش کامپوزیت می باشد.

شکل (۱۲) تصویر میکروسکوپ SEM و آنالیز EDS از سطح سایش نمونه SPS 3 را نشان می دهد. خراش ها و شیارهای موازی ایجاد شده در اثر سایش دیسک ساینده بر روی سطح نمونه قابل مشاهده است. شیارهای عمیق تر بر روی سطح نمونه می تواند به ذرات باقیمانده ایجاد شده در حین آزمون و به دام افتادن در سطح بین نمونه و دیسک ساینده نسبت داده شود که از سطح نمونه کنده شده و کارسخت شده است. بر اساس آنالیز EDS از نقاط A و B، این مسئله ثابت می شود که سطح روشن تصاویر مربوط به زمینه مس (شکل ۱۲-پ) و نقاط تیره تر با توجه به پیک های آنالیز مربوط به ذرات فاز ثانویه کامپوزیت می باشد (شکل ۱۲-ت). مشاهده می شود که ذرات تقویت کننده آلومینا در سطح نمونه پراکنده شده است و در برخی نواحی خراش ها و شیارهای سطح نمونه از بین ذرات فاز ثانویه گذشته و به راه خود ادامه داده اند.

همچنین در شکل ۱۳ شیارهای ناشی از آزمون پین روی دیسک و ذرات تقویت کننده آلومینا به صورت نقاط تیره در زمینه قابل مشاهده می باشد که با فلش نشان داده شده است. در نتیجه مکانیزم سایش نمونه SPS 3 نیز می تواند مکانیزم سایای دو جسمی و سه جسمی باشد.

## نتایج

- کامپوزیت زمینه مس تقویت شده با ذرات درجا تشکیل شده آلومینا، با مخلوط پودرهای مس، اکسید مس و Cu-10 wt.% Al به روش تف جوشی پلاسمای جرقه ای تولید شد.

- ذرات تقویت کننده آلومینا در هر دو نمونه تولید شده به روش درجا و غیر درجا تشکیل و مشاهده شدند.

- در نمونه SPS 1 (آلومینا افزوده شده) در برخی مناطق پراکندگی

- Ritasaloa R, et al. The Microstructural Effects on the Mechanical and Thermal Properties of Pulsed Electric Current Sintered Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composites. *Procedia Engineering*, 2011, 10 :124-129.
- Michalski A, et al. Nano crystalline Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composites Sintered by the Pulse Plasma Technique. *Solid State Phenomena*, 2016, 114 :227-232.
- Besterci M, Kovac L. Microstructure and properties of Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites prepared by powder metallurgy. *International Journal of Materials & Product Technology*, 2003, 18: 26-56.
- Guo X, Song K, Liang S, Wang X, Zhang Y. Effect of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particle Size on Electrical Wear Performance of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>Cu Composites. *Tribology Transactions*, 2016, 59(1): 170-177.
- Zhang X, Li X. Characteristics of alumina particles in dispersion-strengthened copper alloys. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2014, 21(11): 1115.
- Zhang X, et al. Investigation on microstructure and properties of Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites fabricated by a novel in-situ reactive synthesis. *Materials and Design*, 2016, 92 :58-63.
- ASTM D 790-03, Standard Test Methods for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials
- Fathy A, Shehata F, Abdelhameed M, Elmahdy M. Compressive and wear resistance of nanometric alumina reinforced copper matrix composites. *Materials and Design*, 2012, 36: 100-107
- Burwell J.T. Survey of possible wear mechanisms. *Wear*, 1957, 1: 119

پی نوشت

گروه متالورژی، واحد مشهد، دانشگاه آزاد اسلامی، مشهد، ایران

- Liang S, et al. Microstructures and properties of hybrid copper matrix composites reinforced by TiB whiskers and TiB<sub>2</sub> particles. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 797 :589-594
- Tu J.P, et al. Tribological properties of carbon-nanotube-reinforced copper composites. *Tribology Letters*, 2001, 10 (4): 225-228
- Tjong S.C, Lau K.C. Tribological behaviour of SiC particle-reinforced copper matrix composites. *Materials Letters*, 2000, 43: 274-280.
- Guobin L, jibing S, Quanmei G, Ru W. Fabrication of the nanometer Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Cu composite by internal oxidation. *Journal of Materials Processing Technology*, 2005, 170 :336-340.
- Soleimanpour A.M, Abachi P, Purazrang K. Wear behaviour of in situ Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites produced by internal oxidation of as cast alloys. *Tribology - Materials, Surfaces & Interfaces*, 2009, 3(3): 125-131.
- Rajkumar K, Aravindan S. Microwave sintering of copper-graphite composites. Microwave sintering of copper - graphite composites. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 209: 5601-5605.
- Jamaati R, Toroghinejad M.R. Application of ARB process for manufacturing high-strength, finely dispersed and highly uniform Cu/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite. *Materials Science and Engineering*, 2010, A 527 :7430-7435.
- Wanga H, et al. Improvement of interfacial interaction and mechanical properties in copper matrix composites reinforced with copper coated carbon nanotube. *Materials Science & Engineering*, 2018, A715:163-173.
- Pan Y, et al. Fabrication, mechanical properties and electrical conductivity of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reinforced Cu/CNTs composites. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 782: 1015-1023.

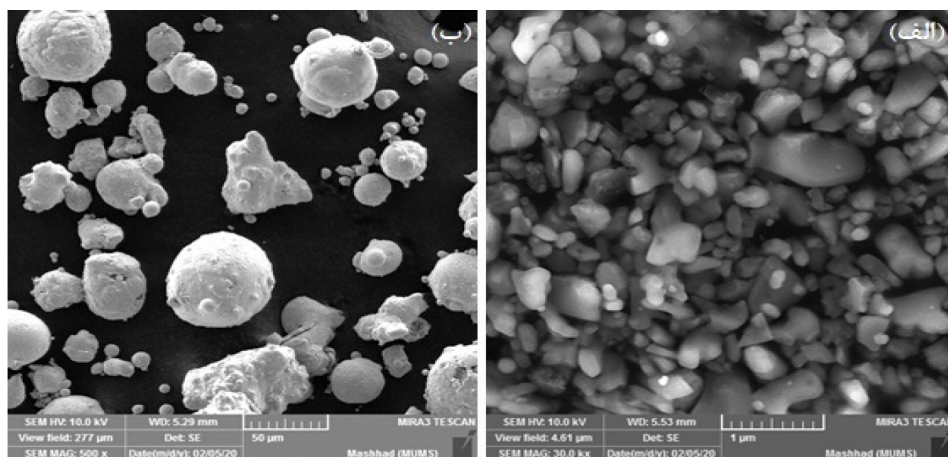
جدول ۱- نمونه های ساخته شده در پژوهش حاضر

| نوع فرآیند    | شماره نمونه | نام نمونه | مقدار فاز تقویت کننده (% wt. Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ) | تشکیل فاز تقویت کننده |
|---------------|-------------|-----------|---------------------------------------------------------------|-----------------------|
| متالورژی پودر | ۱           | SPS 1     | ۱/۱                                                           | <i>ex-situ</i>        |
|               | ۲           | SPS 2     | ۲                                                             |                       |
|               | ۳           | SPS 3     | ۲                                                             |                       |
|               |             |           |                                                               | <i>in-situ</i>        |

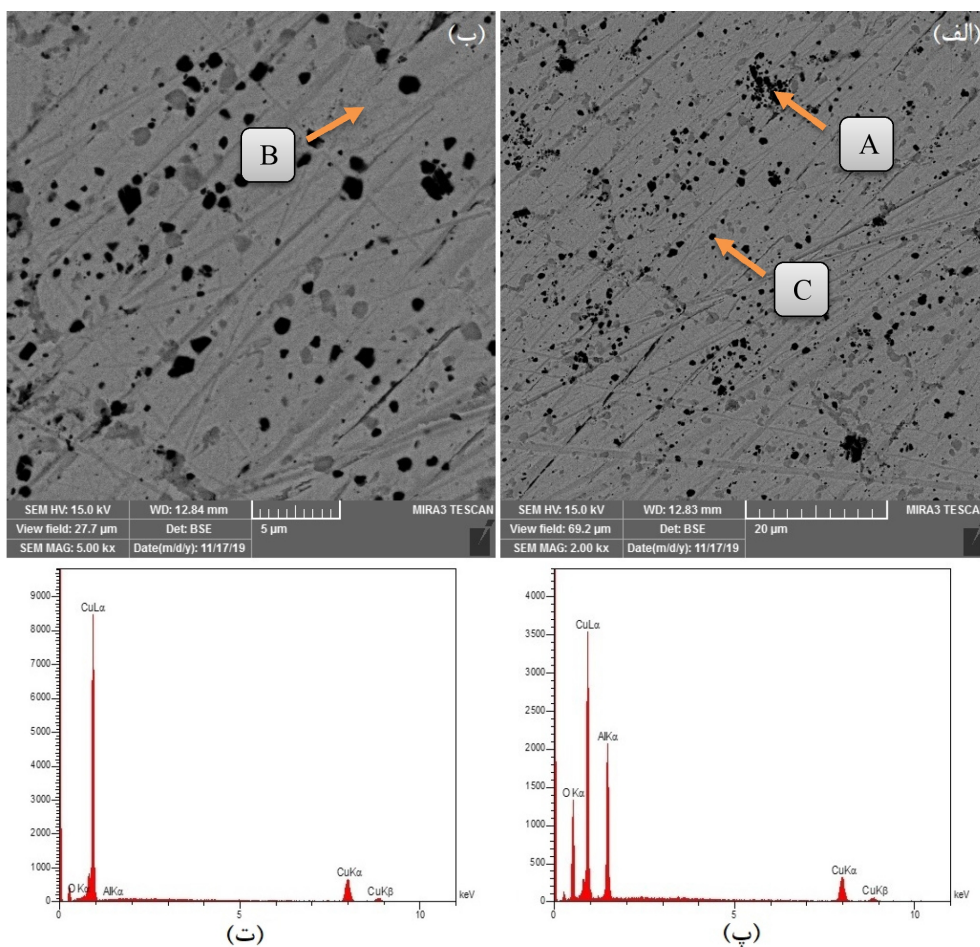
جدول ۲ - حداکثر تنش و کرنش خمشی نمونه های کامپوزیت

| نام نمونه | حداکثر تنش خمشی آزمون خمش سه نقطه | حداکثر کرنش خمشی آزمون خمش سه نقطه |
|-----------|-----------------------------------|------------------------------------|
| SPS 1     | ۳۳۸ MPa                           | ۰/۰۱۴                              |
| SPS 2     | ۲۶۷ MPa                           | ۰/۰۱۳                              |
| SPS 3     | ۳۴۹ MPa                           | ۰/۰۲۷                              |

# Welding Research

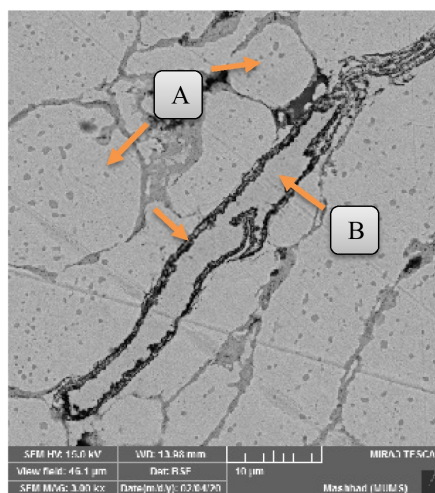


شکل ۱- الف- ذرات پودر آلومینا، ب- ذرات پودر مس مورد استفاده برای ساخت کامپوزیت

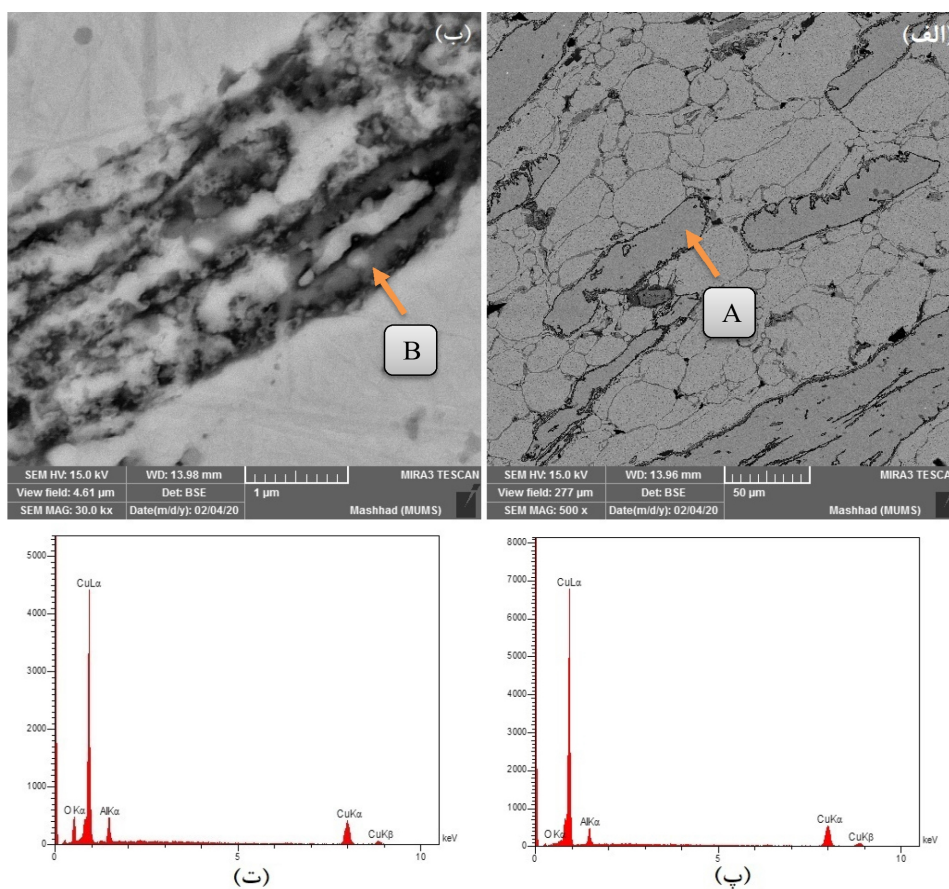


شکل ۲- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی SEM و آنالیز نقطه ای EDS نمونه SPS 1: A- ذرات تقویت کننده با تجمع کلوخه ای، B- زمینه، C- ذرات تقویت کننده منفرد، پ- آنالیز نقطه A موبد حضور آلومینا، ت- آنالیز نقطه B

# Welding Research

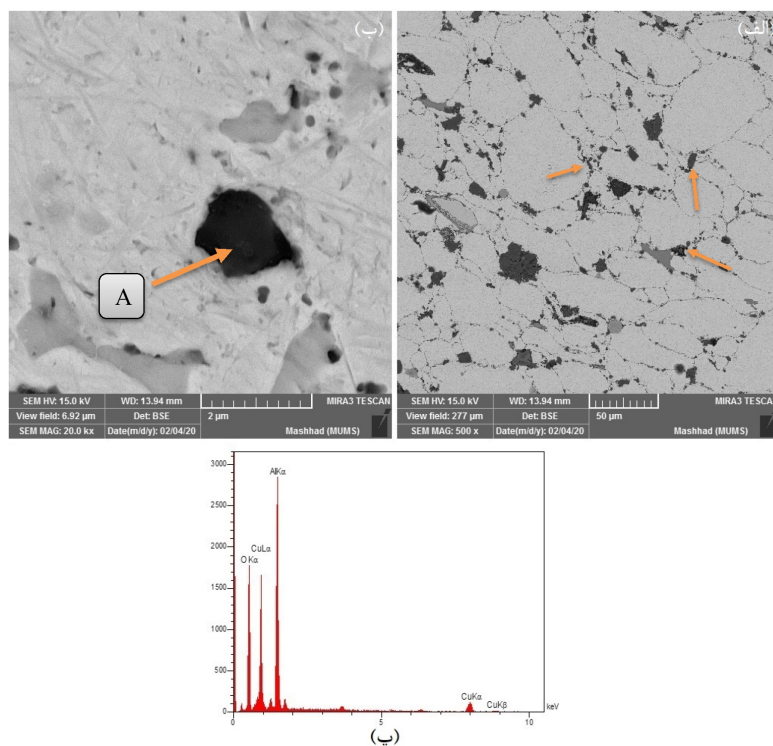


شکل ۳- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی SEM نمونه SPS 2؛ فلش ها مشخص کننده محل تجمع ذرات تقویت کننده آلومینا در مرزهای دانه می باشد.

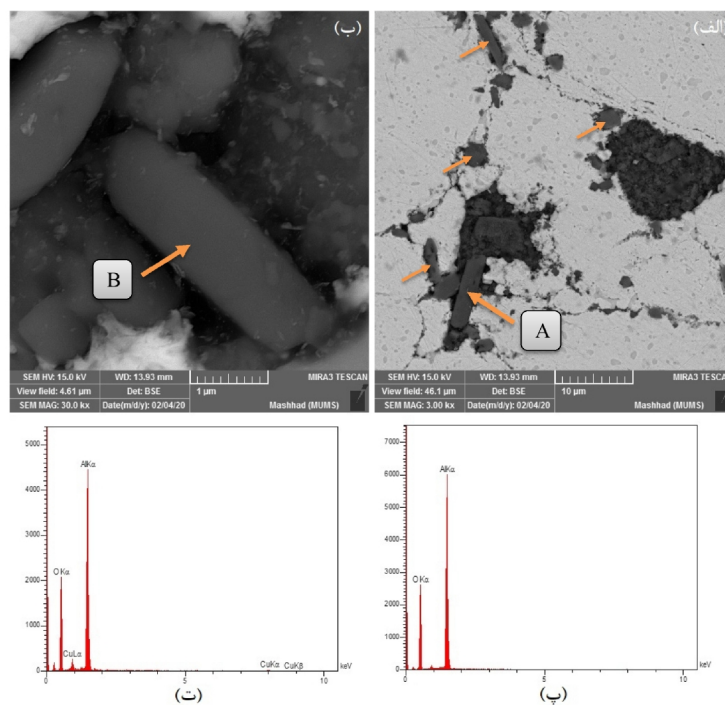


شکل ۴- تصویر میکروسکوپ SEM و آنالیز نقطه ای EDS نمونه SPS 2؛ پ- آنالیز از نقطه A، ت- آنالیز از نقطه B

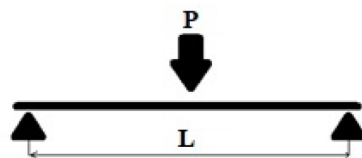




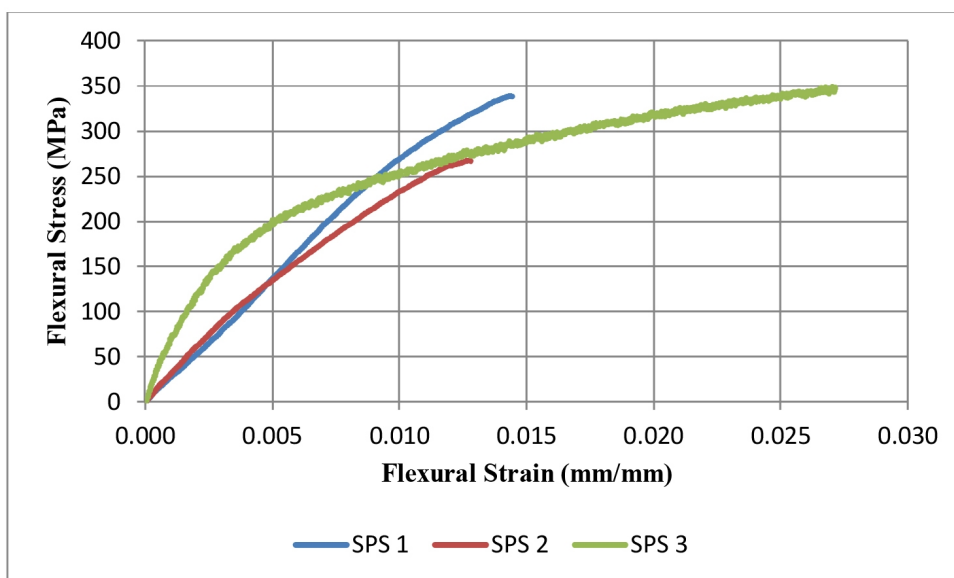
شکل ۵- تصویر میکروسکوپ SEM و آنالیز EDS نمونه SPS 3؛ الف- فلش ها نمایشگر ذرات فاز ثانویه در مرزهای دانه، ب- یک ذره فاز ثانویه تشکیل شده در زمینه مس، پ- آنالیز EDS از نقطه A نشانگر تشکیل فاز آلومینا درجا می باشد.



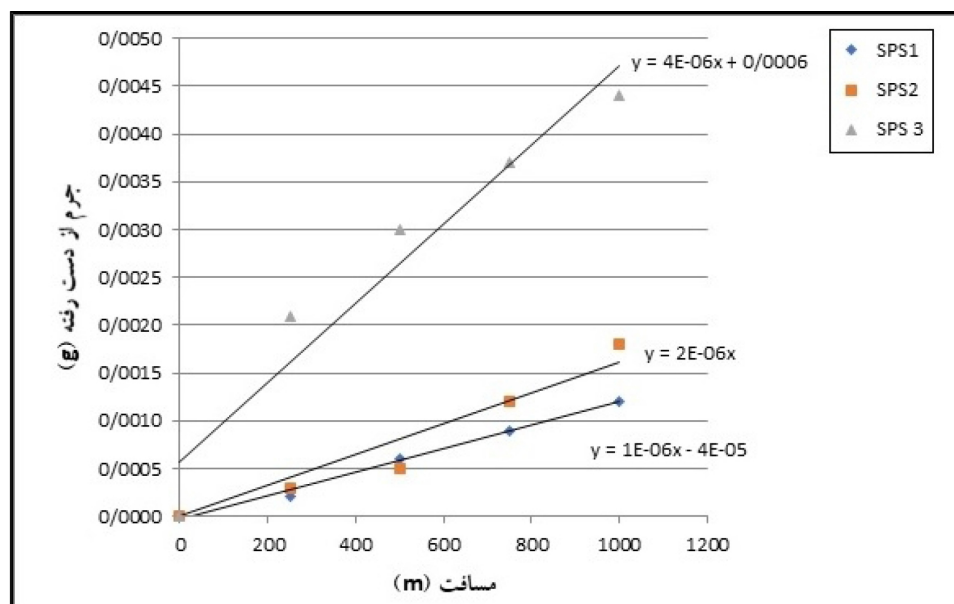
شکل ۶- تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی SEM نمونه SPS 3؛ الف- فلش ها نشان دهنده ذرات تقویت کننده درجا تشکیل شده می باشند. ب- یک ذره آلومینا درجا تشکیل شده به طول حدود ۳  $\mu$ m، پ- آنالیز نقطه ای EDS مربوط به ذره نشان داده شده با فلش A، ت- آنالیز نقطه ای EDS مربوط به ذره نشان داده شده با فلش B



شکل ۷- تصویر شماتیک آزمون خمشی سه نقطه ای

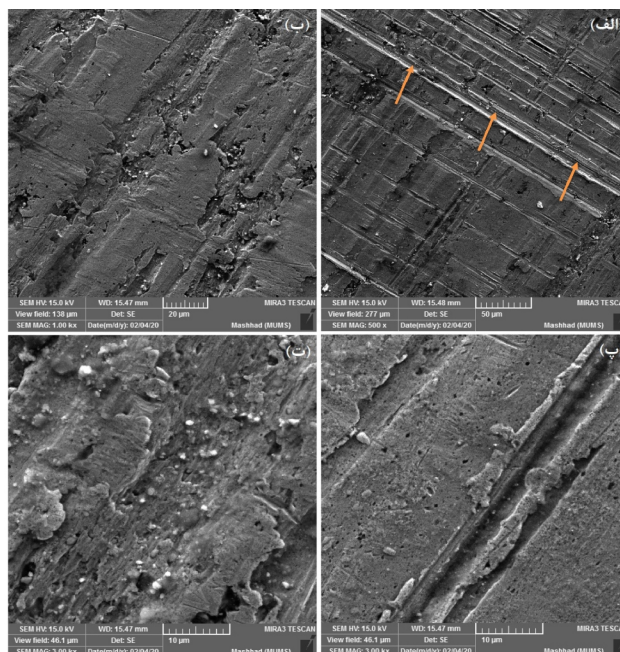


شکل ۸- منحنی های تنش - کرنش خمشی نمونه های SPS 1، SPS 2 و SPS 3

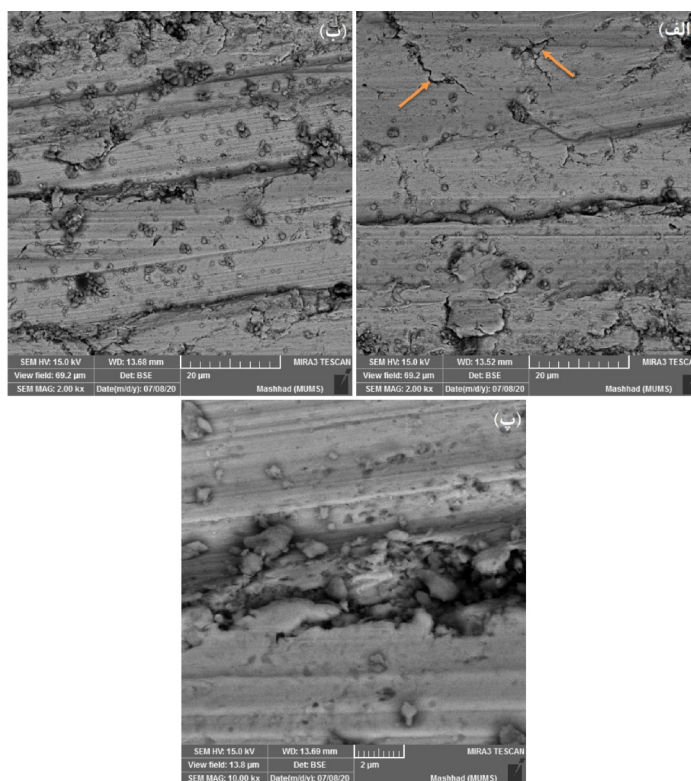


شکل ۹- نمودار جرم از دست رفته در مقابل مسافت طی شده نمونه های SPS 1، SPS 2 و SPS 3 حاصل از آزمون سایش پین روی دیسک

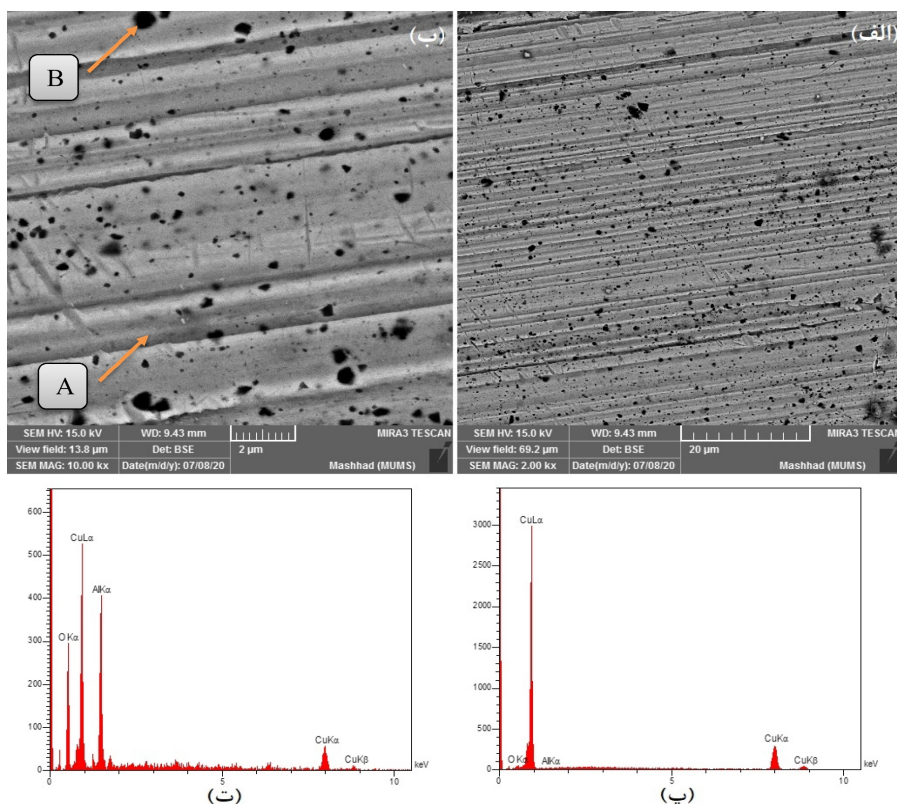
# Welding Research



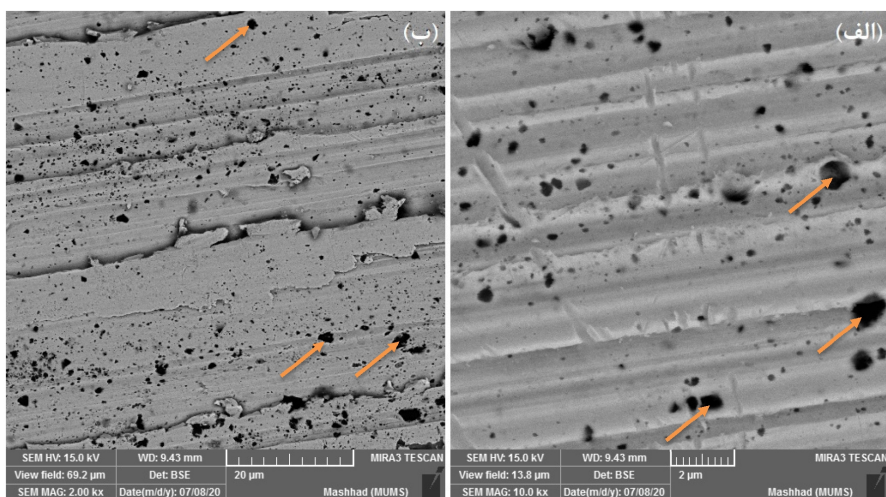
شکل ۱۰- تصویر میکروسکوپ SEM سطح سایش نمونه SPS 1



شکل ۱۱- تصویر میکروسکوپ SEM سطح سایش نمونه SPS 2



شکل ۱۲- تصویر میکروسکوپ SEM و آنالیز EDS سطح سایش نمونه SPS 3؛ پ- آنالیز EDS نقطه A، ت- آنالیز EDS نقطه B



شکل ۱۳- تصویر میکروسکوپ SEM سطح سایش نمونه SPS 3



# نشریه علم پژوهش علوم و فناوری جوشکاری ایران

دانشگاه صنعتی امیرکبیر  
انستیتو جوشکاری ایران

دانشگاه صنعتی امیرکبیر  
انستیتو جوشکاری ایران

دانشگاه صنعتی امیرکبیر  
انستیتو جوشکاری ایران

دانشگاه صنعتی امیرکبیر  
انستیتو جوشکاری ایران

E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-683X

Journal of  
Welding Science and Technology of Iran

Volume 6 Number 3, 2022

Effect of diffusion bonding temperature on  
microstructure properties of Zr/Ti interlayer in the  
diffusion bonded joints of Zr702 to A516 steel

A. Pourjafar<sup>1</sup>, R. Dehmolaei<sup>1,2</sup>, S.R. Alavi Zaree<sup>3</sup>, Kh. Ranjbar<sup>4</sup>,  
M. Tavakoli Shoushtar<sup>1</sup>

1- Department of Materials Science & Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran  
2- Steel Research Center, Shahid Chamran University of Ahvaz, Khuzestan Omin Steel Co.  
3- Steel Research Center, Shahid Chamran University of Ahvaz, Khuzestan Omin Steel Co.  
4- Steel Research Center, Shahid Chamran University of Ahvaz, Khuzestan Omin Steel Co.

Received 10 June 2022 - Accepted 11 October 2022

**Abstract**

In this study, the effect of temperature on the microstructure and reactive layer at the interface between the Ti interlayer and the base metal related to the diffusion bonding of Zr702 to A516 low alloy steel was investigated. The joining was done using the spark plasma sintering technique at temperatures of 900, 950 and 1000°C for 30 minutes. Field Emission Scanning Electron Microscope (FESEM) equipped with EDS analysis was used to investigate the microstructure of the interfaces in various joints. Investigations showed that at all temperatures, with the diffusion of atoms and the formation of a reactive layer between the Ti interlayer and Zr702, no intermetallic phases, cracks, porosity and discontinuities were formed at their interfaces. Three solid solution phases are detected in the bonding interface ( $\alpha + \beta$ ,  $\delta$ ,  $\epsilon$  and  $\zeta$ ). It was found that increasing the bonding temperature did not cause the formation of new phases and compounds in the interface and only increased the thickness of the reaction layer. The measurement of the thickness of the reactive layer showed that the maximum and minimum amounts of diffusion were 84 microns at 1000 °C and 64 microns at 900 °C respectively.

**Keywords:** Diffusion bonding, Inter-layer, Interface, reaction layer, Zr702, SPDS Technique.

Corresponding Author: [rdmoholaei@scu.ac.ir](mailto:rdmoholaei@scu.ac.ir)

مجموعه علمی و فناوری جوشکاری ایران، سال شانزدهم، شماره ۳، پاییز و زمستان ۱۴۰۱، صفحه ۱-۸

۸

مقاله اتصال پاشنای از فولاد دانه‌دار A516 به پایه فولاد دانه‌دار Zr702 در دماهای مختلف (۹۰۰، ۹۵۰ و ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد) برای ۳۰ دقیقه با استفاده از روش پاشنای پاشنای انجام شد. در این مطالعه، اثر دما بر روی خواص میکرو ساختاری و لایه واکنشی در ناحیه اتصال بررسی شد. نتایج نشان داد که در تمام دماهای مورد بررسی، با انتشار اتم‌ها و تشکیل لایه واکنشی بین فولاد دانه‌دار و فولاد دانه‌دار، هیچ فاز بین‌الایه، ترک، تخلخل یا ناهمگونی در ناحیه اتصال تشکیل نشد. سه فاز محلول جامد در ناحیه اتصال شناسایی شد:  $\alpha + \beta$ ،  $\delta$  و  $\epsilon$  و  $\zeta$ . مشخص شد که با افزایش دمای پاشنای، تشکیل فازهای جدیدی در ناحیه اتصال رخ نداد و تنها ضخامت لایه واکنشی افزایش یافت. اندازه‌گیری ضخامت لایه واکنشی نشان داد که بیشترین و کمترین مقدار آن به ترتیب ۸۴ میکرون در ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد و ۶۴ میکرون در ۹۰۰ درجه سانتیگراد است.

<https://jwsti.iut.ac.ir>

نشانی دبیرخانه: اصفهان - خیابان شمس آبادی - ساختمان شمس - طبقه ۴- واحد ۴۱۳- کدپستی ۸۱۳۴۶۵۳۳۸۱  
 تلفن: ۰۳۱۳۲۲۴۰۳۲۵ - شماره: ۰۳۱۳۲۲۳۱۷۶۵ - Email: [info@iwnt.com](mailto:info@iwnt.com)  
 تارنما: [www.iwnt.com](http://www.iwnt.com) - سامانه عضویت: [www.iwnt-membership.ir](http://www.iwnt-membership.ir) - سامانه گواهینامه‌ها: [www.iwntcs.ir](http://www.iwntcs.ir)