

تأثیر لرزش الکترومغناطیس بر تغییرات ریزساختاری و رفتار فرسایش فلز جوش

فولاد HSLA-۱۰۰

حسین ناصری، رضا دهملایی، خلیل رنجبر

گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز

(دریافت مقاله: ۱۹/۱۰/۹۶ - پذیرش مقاله: ۳۱/۰۴/۹۷)

چکیده

در این تحقیق تأثیر لرزش الکترومغناطیس بر تغییرات ریزساختاری و رفتار فرسایشی فلز جوش فولاد کم آلیاژ استحکام بالا HSLA-۱۰۰ مورد بررسی قرار گرفت. جوشکاری نمونه‌ها با روش قوس تنگستن-گاز و تحت لرزش الکترومغناطیس با ولتاژهای صفر تا ۳۰ ولت انجام گردید. ریزساختار ناحیه جوش توسط میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی SEM مطالعه شد. آزمون فرسایش با سیالی از مخلوط آب با ۵٪ وزنی ماسه SiO_2 . در زمان‌های ۰/۵ تا ۲ ساعت در دو زاویه برخورد ۳۰ و ۹۰ درجه و با سرعت ثابت برخورد سیال سایند 10 m s^{-1} انجام گردید. نتایج نشان داد که اعمال لرزش الکترومغناطیس باعث تغییرات ریزساختاری مثبتی گردیده و ریزساختار از فریت شبه چند وجهی همراه با شبکه پیوسته و درشت جزایر مارتنزیت/آستنیت (MA) به فریت سوزنی همراه با جزایر MA ریزتر با پراکندگی یکنواخت‌تری تغییر یافته است. مشخص گردید که اعمال لرزش باعث بهبود رفتار فرسایش در هر دو زاویه برخورد ۳۰ و ۹۰ درجه گشته و بهترین رفتار فرسایش (نرخ فرسایش کمتر و کاهش وزن کمتر) در لرزش ۳۰ ولت مشاهده شد. مکانیزم غالب فرسایش در زاویه برخورد ۳۰ درجه شکم‌زنی و در زاویه برخورد ۹۰ درجه، تغییر شکل پلاستیک و جدا شدن ذرات فلزی تشخیص داده شد.

واژه‌های کلیدی: فولاد HSLA-۱۰۰، جوشکاری لرزش الکترومغناطیس، فریت سوزنی، جزایر MA، رفتار فرسایش، مکانیزم فرسایش.

The Effect of Electromagnetic Vibration on The Microstructural Variations and Erosion Behavior of The HSLA-100 Steel Weld Metal

Hossein naseri, Reza dehmolaiei, Khalil ranjar

Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Iran

(Received 9 January 2018, accepted 22 July 2018)

Abstract

Erosion behavior and microstructure of the weld metal in the HSLA-100 steel joints were studied. The Welding of the alloy carried out by GTAW method with electromagnetic vibration simultaneously. The microstructure investigations were done by optical and SEM microscopy. Erosion test with slurry (water+5% sand) at the time from 0.5 to 2 hours, 10 ms^{-1} speed, impact angles 30, 90 was carried out. The results shows that by applying electromagnetic vibration the microstructure shifts from Quasi polygonal ferrite with austenite-martensite (MA) coarse and coadunate islands to the acicular ferrite with the finer and more uniform distribution MA islands. It was revealed that the electromagnetic vibration causes improving the erosion behavior in the both impact angles, especially 90 degree. The best erosion behavior (lower erosion rate and least weight drop) of weld metal was obtained under vibration of 30 volts. The erosion dominate mechanism were recognized plowing and plastic deformation, forming and separating of the metallic particle, for 30 and 90 angles, respectively.

Keywords: HSLA-100 steel, electromagnetic vibration welding, acicular ferrite, MA islands, erosion behavior.

E-mail of Corresponding author: dehmolaiei@scu.ac.ir.

مقدمه

ماده ساینده، دما، زاویه برخورد و سرعت، خواص، شکل و اندازه ذرات ساینده در مکانیزم فرسایش نقش مهمی را بازی می‌کنند. فینی^۱ [۱۲] نشان داد که با افزایش زاویه برخورد تا ۹۰ درجه در مواد ترد نرخ فرسایش روند صعودی داشته، در صورتی که در مورد مواد داکتیل میزان زاویه بین ۱۵ تا ۴۰ بیشترین خطر را ایجاد خواهد کرد. پل^۲ و همکاران [۱۳] با انجام آزمایش فرسایش خشک فولاد X۴۲ با استفاده از ذرات جامد ساینده آلومینا، نشان داد که نرخ فرسایش با افزایش زاویه برخورد کاهش یافته است و با افزایش سرعت ذرات ساینده نرخ فرسایش فولاد X۴۲ به میزان بیشتری افزایش می‌یابد. کنترل ریزساختار و کاهش اندازه دانه‌ها دارای نقش تعیین کننده‌ای در خواص مکانیکی (استحکام، انعطاف‌پذیری و چقرمگی) و حساسیت به ترک داغ فلز جوش است. به نظر می‌رسد که از این مکانیزم بتوان برای بهبود مقاومت به فرسایش نیز استفاده نمود. روش‌های مختلفی نظیر افزودن جوانه‌زا، تحریک خارجی و غیره برای ریزکردن دانه‌ها استفاده می‌شود. تحریک خارجی به صورت‌های مختلفی نظیر استفاده از قوس ضربانی و اعمال لرزش در حوضچه جوش ایجاد می‌گردد [۱۴]. در واقع ریزشدن اندازه دانه تنها مکانیزمی است که بطور همزمان باعث افزایش خواص استحکام و چقرمگی می‌گردد [۱۵]. لرزشی به سه طریق استفاده از نیروهای الکترومغناطیسی، مکانیکی و التراسونیک بر روی حوضچه جوش اعمال می‌شود [۱۶، ۱۷]. مطالعات زیادی در خصوص اثر نیروی لرزش در ضمن جوشکاری بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصالات جوش انجام گردیده و مشخص شده است که اعمال لرزش باعث ریزشدن ساختار انجمادی و بهبود خواص مکانیکی گردیده است [۱۸، ۱۹]. با توجه به اهمیت نقش فرسایش (جریان سیال و ذرات ساینده) در اتصالات جوش لوله‌های انتقال نفت و گاز، کشتی‌ها و

فولادهای کم آلیاژ استحکام بالا (HSLA) که اغلب فولادهای میکروآلیاژی نیز نامیده می‌شوند بعنوان جایگزین مناسب فولادهای متداول استحکام بالا (HY) برای کاربرد در دمای پایین شناخته شده‌اند. استحکام بالا، چقرمگی دمای پایین خوب و جوش‌پذیری عالی که جزو نیازهای اصلی در ساختمان تاسیسات دریایی، خطوط لوله انتقال نفت و گاز و مخازن تحت فشار بوده توسط این فولادها فراهم شده است. رسوبات مس (ε-Cu) در ضمن عملیات پیرسازی، پایین بودن میزان کربن و کربن معادل به ترتیب عامل استحکام بالا، چقرمگی دمای پایین و جوش‌پذیری خوب در این فولادها هستند [۱-۳]. جوش‌پذیری یک فاکتور بسیار مهم است که بر انتخاب مواد و کیفیت ساخت تاسیسات کاملا ایمن تاثیر مستقیمی دارد. ارزیابی جوش‌پذیری این فولادها نشان داده است که فولاد ۱۰۰-HSLA نسبت به فولاد (HY) دارای محدوده دمای پیش‌گرم و دمای بین پاسی پایین‌تر بوده و نیاز کمتری به کنترل دقیق عملیات جوشکاری دارند و این دلیل اصلی برتری این فولادها بر فولادهای متداول (HY) است [۴، ۵]. ناحیه فلزجوش در اتصالات این فولادها که یک ناحیه ذوبی با ساختار ریختگی بوده به دلیل عدم تشکیل رسوبات عناصر میکروآلیاژی ناشی از فرصت زمانی کم و درشت شدن اندازه دانه‌ها نسبت به فلزپایه می‌تواند بر روی خواص مکانیکی (استحکام، سختی و چقرمگی) اتصالات جوشکاری شده تاثیر منفی بگذارد [۶]. فرسایش فولادهای HSLA در تاسیسات دریایی، کشتی‌ها و نیز صنایع پتروشیمی و خطوط انتقال نفت و گاز یک مشکل جدی بوده و اضافه بر خسارات مالی فراوان می‌تواند مشکلات ایمنی نیز ایجاد کند. فرسایش اغلب بر اثر برخورد ذرات جامد موجود در سیال با بدنه کشتی‌ها، تاسیسات و سطوح لوله‌ها به دلیل جریان جامد-مایع، محدودیت جریان و یا تغییر در جهت جریان، بوجود می‌آید [۷، ۸]. بطور کلی نتایج تحقیقات انجام گرفته [۹-۱۱] نشان می‌دهد که نوع

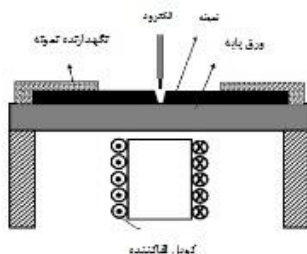
¹ Finnie

² Paul

MIP4^۴ استفاده شد. ریزساختار نواحی مختلف جوش توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی (SEM) مجهز به سیستم تحلیل نقطه‌ای مورد بررسی قرار گرفتند. بمنظور انجام آزمون فرسایش مطابق با استاندارد ASTM G75، نمونه‌های مکعبی شکل با ابعاد ۱۰×۱۰×۸ میلی‌متر مربع از ناحیه فلز جوش جدا گردید و پس از آماده‌سازی سطح در نگهدارنده دستگاه آزمایش فرسایش قرار داده شدند. آزمایش فرسایش با سرعت ثابت برخورد ۱۰ متر بر ثانیه و دو زاویه برخورد ۳۰ و ۹۰ درجه در مدت زمان ۰/۵، ۱، ۱/۵ و ۲ ساعت انجام گردید. سیال ساینده از آب همراه با ۵٪ وزنی ماسه سیلیسی (SiO₂) بعنوان ذرات ساینده تهیه شد. لازم به ذکر است یک همزن در درون مخزن طراحی شده که بطور مداوم در طول آزمایش مانع از ته نشین شدن ذرات ساینده موجود در دوغاب می‌گردید و یکنواختی لازم را تامین می‌نمود. کاهش وزن نمونه‌ها در هر آزمایش محاسبه و گزارش گردید. برای تعیین مکانیزم فرسایش، سطوح نمونه‌های فرسایش یافته به کمک میکروسکوپ الکترونی مورد بررسی قرار گرفت.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز.

C	Cr	Ni	Mo	S	P
۰/۰۵۵	۰/۶۲۹	۳/۴۷	۰/۵۸	۰/۰۰۳	۰/۰۰۷
Si	Mn	Ti	Nb	Cu	Fe
۰/۲۸۶	۰/۷۸۴	۰/۰۱	۰/۰۴	۱/۵۴	مابقی



شکل ۱. شماتیک دستگاه لرزش الکترومغناطیسی.

دیگر سازه‌های دریایی، در این پژوهش به مطالعه و ارزیابی تاثیر اعمال لرزش الکترومغناطیس همزمان با جوشکاری بر روی ریزساختار و مقاومت به فرسایش اتصالات جوش فولاد HSLA-۱۰۰ حاصل از فرآیند جوشکاری قوس تنگستن-گاز (GTAW) پرداخته شده است.

روش تحقیق

در این تحقیق از فولاد کم آلیاژ استحکام بالا HSLA-۱۰۰ با ضخامت ۸ میلی‌متر تولید شده از فرآیند ترمومکانیکال کنترل شده و سپس کوئنچ و تمپر شده استفاده گردید. ترکیب شیمیایی این فولاد در جدول (۱) نشان داده شده است. برای جوشکاری، قطعاتی با ابعاد ۱۲۵×۵۰×۸ میلی‌متر و میله‌هایی بعنوان فلز پرکننده به ابعاد ۲/۵×۲/۵×۵۰ میلی‌متر از فلز پایه جدا شدند. جوشکاری نمونه‌ها توسط فرآیند قوس تنگستن-گاز با قطبیت منفی (GTAW-DCEN) و گاز محافظ آرگون با خلوص ۹۹/۵٪ و دبی ۱۵ لیتر بر دقیقه انجام شد. برای جوشکاری از شدت جریان ۱۶۰ (آمپر)، ولتاژ ۱۵ (ولت)، سرعت ۱/۸۹ (میلی‌متر بر ثانیه) و حرارت ورودی ۰/۹ (کیلوژول بر میلی‌متر) استفاده شد. لرزش الکترومغناطیس در ضمن جوشکاری با کمک یک میدان مغناطیسی متناوب شکل (۱) که در زیر میزکار تعبیه شده بود تحت ولتاژهای صفر، ۱۲، ۲۰ و ۳۰ ولت اعمال گردید [۱۶]. برای متالوگرافی، نمونه‌هایی از قطعات جوش شده شامل فلز پایه، ناحیه متأثر از حرارت و فلز جوش جدا گردید و پس از سناده‌زنی با سناده‌های ۶۰ تا ۲۰۰۰ با پودر آلومینا ۰/۳ میکرون پولیش نهایی شدند. حکاکی نمونه‌ها با محلول نایتال ۲٪ به مدت ۱۰ ثانیه انجام گرفت و برای آشکار سازی جزایر مارتنزیت-آستنیت (MA) نمونه‌ها بار دیگر توسط محلول لپرا^۳ به مدت ۱۵ ثانیه حکاکی شدند. برای محاسبه میزان ترکیبات MA در ساختار جوش از نرم افزار

⁴ Microstructural Image Processing (MIP4)

³ LePera

نتایج و بحث

ریزساختار

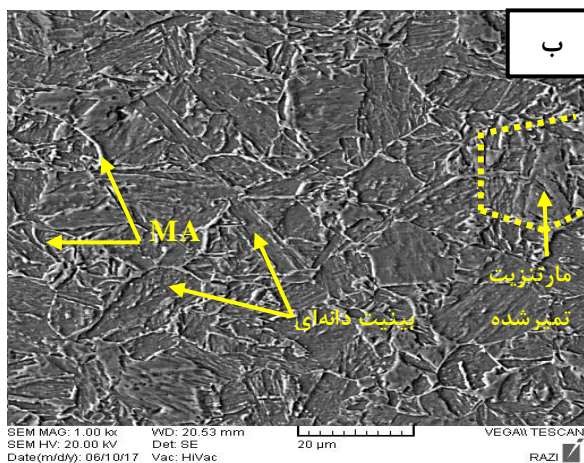
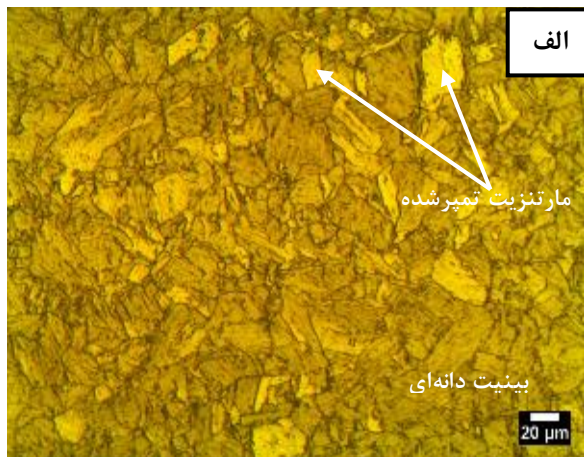
شکل (۲-الف) ریزساختار فلز پایه فولاد HSLA-۱۰۰ را نشان می‌دهد. از شکل دیده می‌شود که ریزساختار این فولاد به صورت دانه‌های شبه محوری بوده که شامل مارتنزیت کم کربن تمپر شده، بینیت دانه‌ای به همراه جزایر MA که به صورت پراکنده در ریزساختار توزیع شده‌اند. این نوع ریزساختار در پژوهش انجام شده توسط چیریکا^۵ و همکاران نیز مشاهده گردیده است [۴]. ریزساختار این فولاد ناشی از ترکیب شیمیایی و عملیات ترمومکانیک کنترل شده و دمای بازپخت آن است. مقادیری از آستنیت اولیه در طی عملیات ترمومکانیک کنترل شده استحاله نیافته است، که این آستنیت می‌تواند در طی سرد شدن تا دمای اتاق پایدار مانده و یا این‌که با استحاله جزئی باعث تشکیل فازهای ثانویه به صورت جزایر MA در ریزساختار گردد. بررسی‌ها نشان داده است که رسوبات مس نیز در ساختار این فولاد تشکیل می‌شود که روئیت آن‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) امکان‌پذیر است [۳، ۲۰].

جزئیات بیشتر از ریزساختار در تصویر میکروسکوپ الکترونی (SEM) در شکل (۲-ب) نشان داده شده است، که در آن نواحی مارتنزیت تمپر شده، بینیت و جزایر MA با وضوح بهتری قابل روئیت هستند.

شکل (۳) تصاویر میکروسکوپ نوری از فلز جوش قبل و بعد از اعمال لرزش الکترومغناطیس تحت ولتاژهای مختلف را نشان می‌دهد. شکل (۳-الف) نشان می‌دهد که فلز جوش بدون اعمال لرزش دارای ریزساختار شامل فریت شبه چندوجهی، بینیت دانه‌ای و جزایر MA درشت به صورت پیوسته و شبکه‌ای است [۲۱-۲۳]. مقایسه تصویر (۳-الف) با (۲-الف) نشان می‌دهد که ساختار فلز جوش (ساختار ریختگی) کاملاً متفاوت از فلز پایه (نورد گرم و کوئنچ و تمپر شده) بوده و با وجود ظریف‌تر بودن

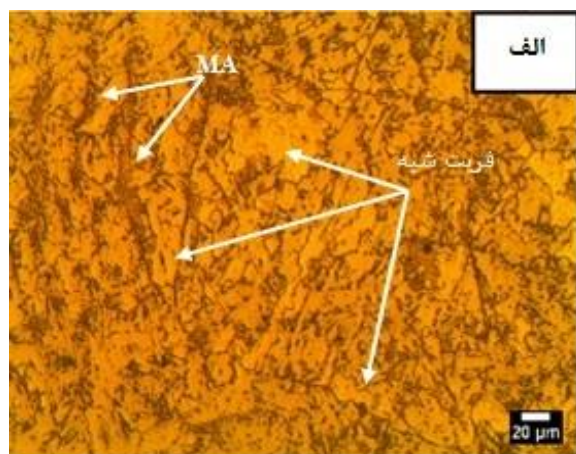
ریزساختار جزایر MA در فلز جوش درشت‌تر و به صورت شبکه تقریباً پیوسته هستند. مقایسه شکل (۳-الف) تا (۳-د) نشان می‌دهد که اعمال لرزش الکترومغناطیس و افزایش شدت لرزش اعمالی باعث ظریف‌تر و ریزدانه‌تر شدن ریزساختار جوش گردیده است. در اثر اعمال لرزش ریزساختار از فریت شبه چندوجهی و جزایر MA درشت و پیوسته به سمت فریت سوزنی (ترکیب فریت شبه چندوجهی، بینیت دانه‌ای و جزایر MA) انتقال یافته است [۲۴، ۲۵]. تصاویر نشان می‌دهد که اعمال لرزش علاوه بر متلاشی کردن شبکه پیوسته جزایر MA، باعث ریزتر شدن و توزیع یکنواخت‌تر آن‌ها در ریزساختار گردیده است. تصاویر میکروسکوپ الکترونی در شکل (۴) تاثیر اعمال لرزش الکترومغناطیس بر تغییرات ریزساختاری گفته شده را تایید می‌کند. برای بررسی بیشتر ریزساختار از محلول حکاکی لپرا (اچ رنگی) استفاده شد. (شکل ۵) شکل (۵-الف) بوضوح شبکه پیوسته جزایر درشت MA را در فلز جوش قبل و بعد از اعمال لرزش الکترومغناطیس نشان می‌دهد. این تصاویر نیز نشان می‌دهند که جزایر پیوسته MA در اثر اعمال لرزش پیوستگی خود را از دست داده و به مراتب ریزتر و توزیع یکنواخت‌تری پیدا کرده‌اند. (شکل ۶) تاثیر شدت لرزش الکترومغناطیس (ولتاژهای صفر تا ۳۰ ولت) بر میزان فاز MA تشکیل شده نشان می‌دهد. از شکل می‌توان دید که با افزایش شدت لرزش، فاز MA به میزان قابل توجهی کاهش یافته است، و تحت لرزش با ولتاژ ۳۰ ولت تقریباً به نصف تقلیل یافته است.

اعمال لرزش الکترومغناطیس بر روی حوضچه جوش از طرفی باعث شکست نوک دندریته‌ها در ناحیه خمیری انجماد و جدا شدن دانه‌های نیمه ذوب شده در مرز ذوب و شناور شدن آن‌ها در حوضچه مذاب می‌شود. از طرف دیگر باعث تلاطم و جابجایی بیشتر مذاب و افزایش انتقال همرفتی حرارت مذاب، لذا کاهش دمای حوضچه جوش و افزایش نرخ سرد شدن می‌گردد. حضور نوک دندریته‌های شکسته شده و دانه‌های نیمه ذوب شده جامد در حوضچه

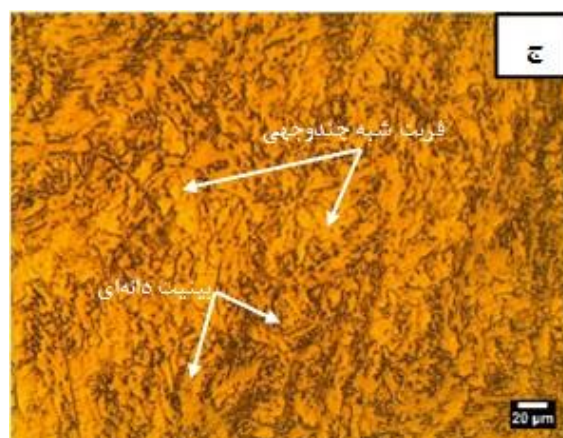
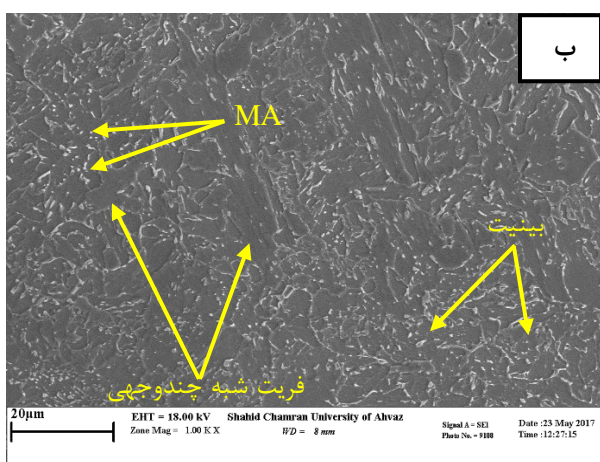
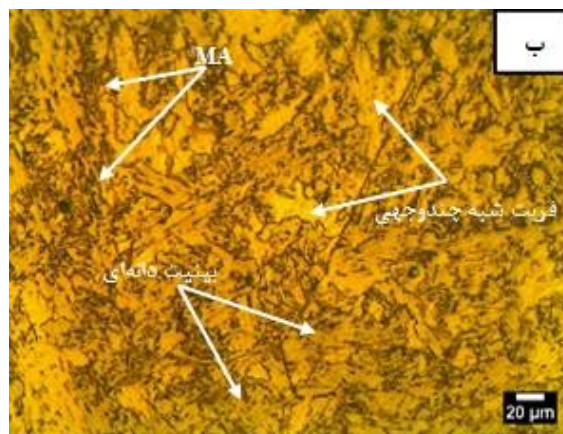
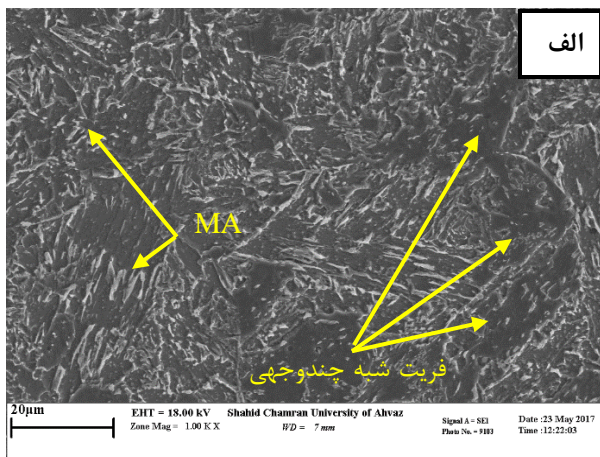


شکل ۲. ریزساختار فلز پایه (الف) تصویر میکروسکوپ نوری

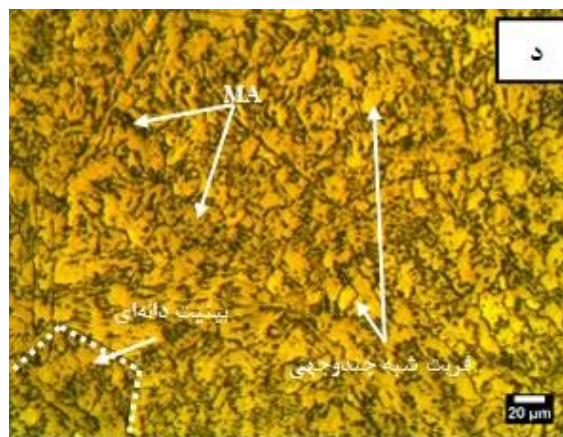
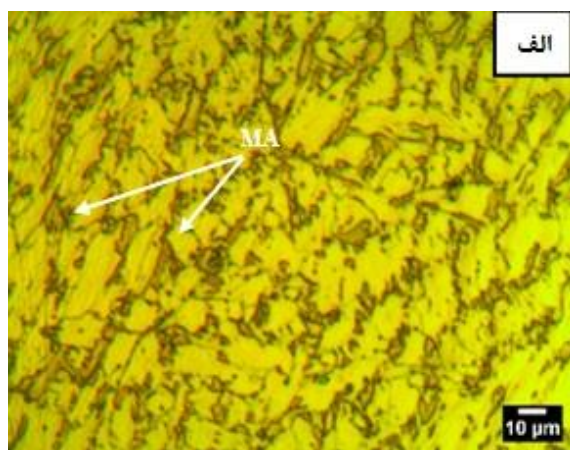
(ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی.



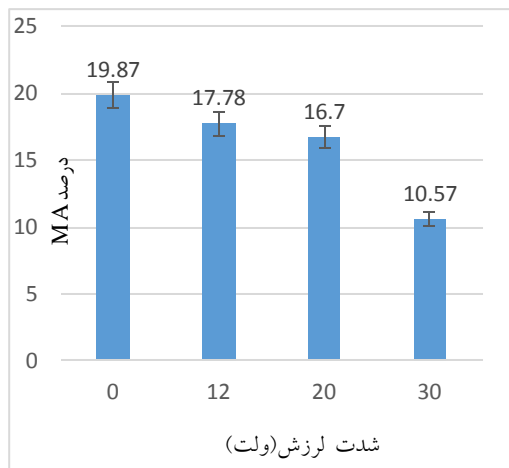
جوش و نیز کاهش دمای حوضچه مذاب باعث افزایش مراکز پایدار جوانه‌های غیرهمگن و توزیع یکنواخت‌تر این جوانه‌ها در مذاب فلز جوش گردیده که باعث ریزشدن بیشتر دانه‌ها پس از انجماد می‌گردد. سرعت سرد شدن زیاد در طی جوشکاری و کاهش دمای حوضچه جوش و افزایش مراکز جوانه‌زنی غیرهمگن در اثر اعمال لرزش، باعث کاهش اندازه دانه‌های آستنیتی و تسهیل شرایط تشکیل فریت سوزنی می‌گردد. ریز شدن ساختار باعث جدایش کمتر عناصر آلیاژی بخصوص کربن در طی انجماد و استحاله‌های حالت جامد پس از انجماد بویژه استحاله $\gamma \rightarrow QF + GF + \gamma'$ می‌گردد [۲۲]. از آنجایی که جزایر MA از استحاله جزئی آستنیت باقی‌مانده غنی از کربن در دماهای پایین تشکیل می‌شوند، می‌توان گفت که اندازه دانه آستنیت و میزان عناصر آلیاژی و کربن آستنیت (اعمال لرزش موجب کاهش جدایش عناصر آلیاژی می‌گردد) نقش تعیین‌کننده‌ای در میزان، اندازه، پراکندگی و سختی جزایر MA تشکیل شده داشته و در اثر اعمال لرزش کاهش یافته است، لذا با اعمال لرزش الکترومغناطیس علاوه بر ریزتر شدن ساختار، جزایر MA نیز ریزتر گردیده، توزیع آن‌ها یکنواخت‌تر شده و سختی آن‌ها نیز بیشتر می‌شود. نتایج نشان می‌دهد که اعمال لرزش تحت ولتاژ ۳۰ ولت بیشترین تاثیرات ریزساختاری را به همراه داشته است. این گفته در اشکال ۳ الی ۵ بوضوح دیده می‌شود.



شکل ۴. تصویر میکروسکوپ الکترونی از فلزات جوش با شدت لرزش مختلف الف) بدون لرزش، ب) با لرزش ۳۰ ولت.



شکل ۳. تصویر میکروسکوپ نوری از فلزات جوش با شدت لرزش مختلف الف) بدون لرزش، ب) با لرزش ۱۲ ولت، ج) با لرزش ۲۰ ولت، د) با لرزش ۳۰ ولت.



شکل ۶. تاثیر شدت لرزش الکترومغناطیس بر میزان فاز MA تشکیل شده در ریزساختار فلزات جوش.

فرسایش

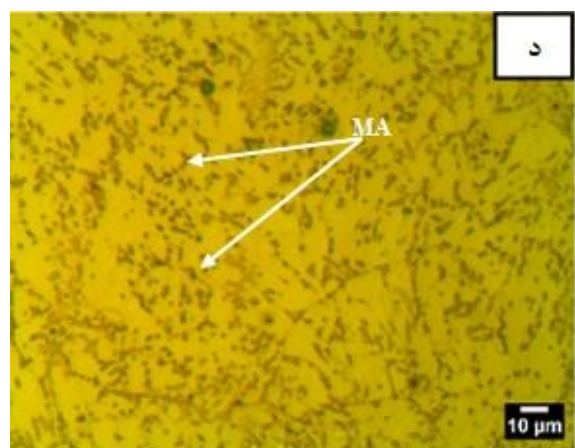
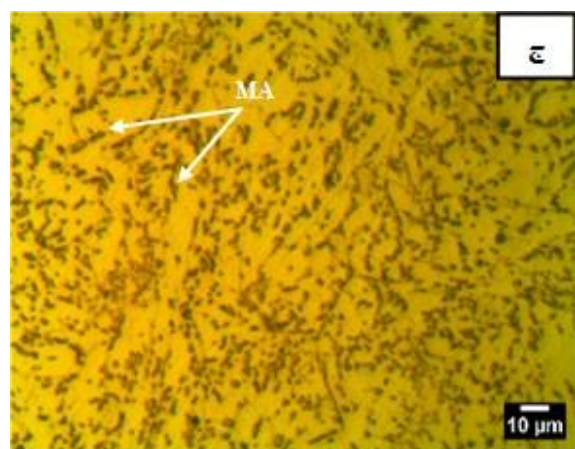
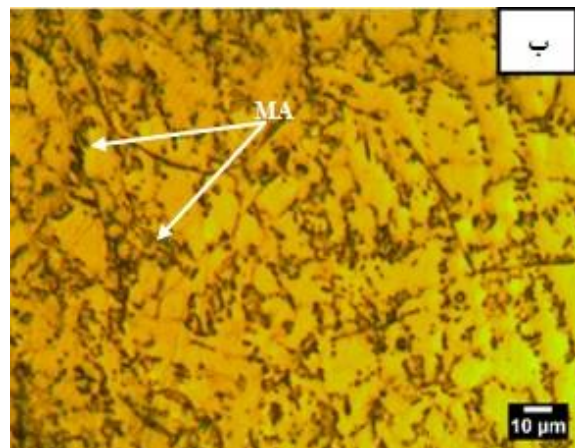
در این قسمت فرسایش فلز جوش در دو بخش رفتار فرسایش و مکانیزم فرسایش مورد بحث قرار گرفته است.

رفتار فرسایش

شکل (۷) نتایج آزمایش فرسایش به صورت کاهش وزن بر حسب زمان برای فلز جوش قبل و بعد از اعمال لرزش الکترومغناطیس در دو زاویه ۹۰ و ۳۰ درجه را نشان می‌دهد. نتایج نشان می‌دهد که کاهش وزن نمونه‌ها با افزایش زمان آزمایش روند صعودی داشته است. بوضوح مشاهده می‌شود که نرخ فرسایش (شیب خط کاهش وزن) با زاویه برخورد ۹۰ درجه برای همه فلزات جوش قبل و بعد از اعمال لرزش کاهش یافته و برای زاویه برخورد ۳۰ درجه افزایش یافته است. در واقع تغییر در نرخ فرسایش ناشی از تغییر مکانیزم فرسایش در نمونه‌های تحت آزمایش با گذشت زمان است، که در بخش‌های بعدی به آن پرداخته می‌شود.

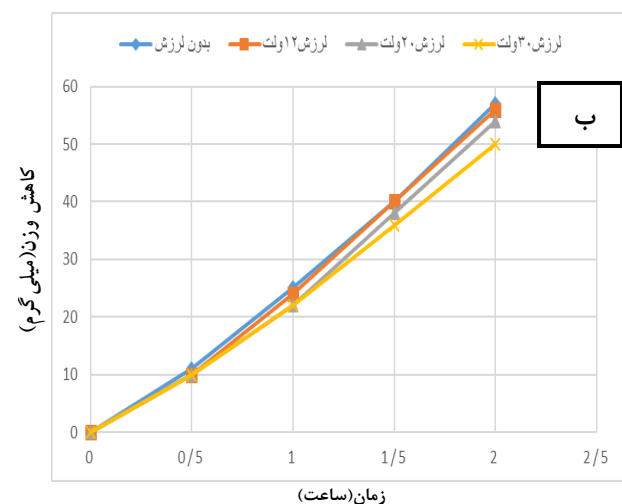
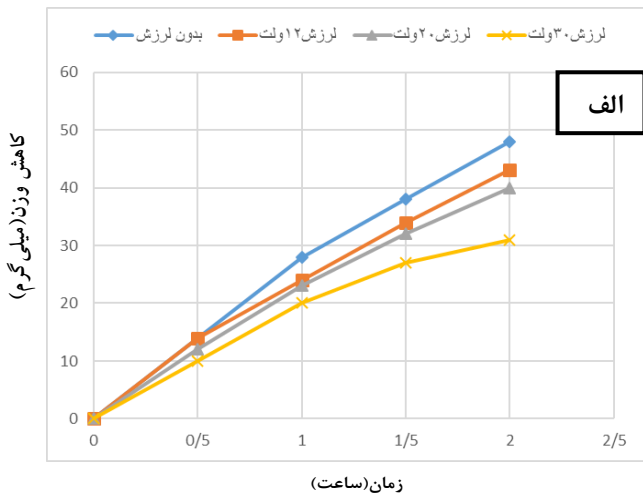
زاویه برخورد

نتایج آزمایش فرسایش در زاویه برخورد ۹۰ درجه (شکل ۷-الف) نشان می‌دهد که با گذشت زمان نرخ فرسایش کاهش یافته است. در این زاویه برخورد، بخشی از ذرات ساینده در اثر برخورد با نمونه، برگشت خورده و



شکل ۵. تصویر میکروسکوپ الکترونی از فلزات جوش با شدت لرزش مختلف (الف) بدون لرزش، (ب) ۳۰ ولت GB: بینیت دانه‌ای، QF: فریت شبه چندوجهی، M/A: ترکیبات مارتنزیت/آستنیت.

انحراف زیاد این ذرات، ناحیه فرسایش یافته شکل بیضی به خود می‌گیرد. این در حالی است که در زاویه ۹۰ درجه ناحیه تحت فرسایش به دلیل متمرکز بودن جریان سیال اغلب دایره‌ای شکل است. عامل دیگری که در کاهش وزن نمونه‌ها در فرسایش موثر است، احتمال نفوذ ذرات ساییده در سطح برخورد است. در زاویه برخورد ۳۰ درجه در مقایسه با زاویه ۹۰ درجه، میزان نفوذ ذرات به سطح کمتر است، لذا افزایش وزن نمونه تحت آزمایش به صورت کاذب به میزان زیادی کاهش می‌یابد.



شکل ۷. نمودار کاهش وزن-زمان در نمونه‌های جوشکاری شده با شدت لرزش مختلف (الف) زاویه برخورد ۹۰ درجه، (ب) زاویه برخورد ۳۰ درجه.

با ذرات ساییده ورودی جدید برخورد پیدا می‌کنند که می‌توانند موجب انحراف آن‌ها از جهت اصلی خود گردند. این عامل میزان برخورد ذرات ساییده با سطح را نسبتاً کاهش می‌دهد و در نتیجه یک افت نسبی در کاهش وزن (نرخ فرسایش) مشاهده می‌گردد. (پدیده کوشینینگ)^۶ تحت زاویه برخورد ۹۰ درجه ممکن است مقادیری از ذرات ساییده در سطح نمونه نفوذ کرده و بعنوان ذرات تقویت کننده و محافظ سطح عمل کنند و باعث کاهش نرخ فرسایش گردند (شکل ۹-الف). به اضافه ذرات نفوذ کننده در سطح می‌توانند تا حدودی بر افزایش وزن نمونه نیز موثر باشند. در هنگام برخورد ذرات ساییده به سطح نمونه، انرژی جنبشی آن‌ها به صورت انرژی الاستیک و پلاستیک به سطح نمونه انتقال می‌یابد. با توجه به پیوستگی برخورد ذرات در طی فرسایش، در سطح نمونه یک لایه کار سخت شده ایجاد می‌شود، که این لایه کار سخت شده می‌تواند مقاومت به فرسایش فلز جوش را افزایش دهد. اما بعد از مدتی این لایه ابتدا ترک خورده، سپس شکسته شده و باعث کاهش مقاومت به فرسایش نمونه‌ها خواهد شد [۲۶].

شکل (۷-ب) نشان می‌دهد که با گذشت زمان نرخ فرسایش با زاویه برخورد ۳۰ درجه افزایش یافته است. چرا که در زاویه برخورد کم پدیده کوشینینگ وجود نداشته و برخورد ذرات ساییده و انحراف آن‌ها بدون تاثیرگذاری بر جریان ذرات اصلی است. همچنین در برخورد با زاویه ۳۰ درجه ذرات ساییده بخش کمتری از انرژی جنبشی خود را به سطح انتقال داده، لذا لایه کار سخت شده ضعیف‌تری بر سطح نمونه تشکیل می‌دهند. این لایه کارسخت شده ابتدا مانع افزایش نرخ فرسایش می‌شود ولی در اثر برخورد مداوم ذرات ساییده، بعد از مدت نسبتاً کوتاهی این لایه شکسته شده و نرخ فرسایش افزایش می‌یابد. در زاویه برخورد ۳۰ درجه سطح بیشتری در معرض برخورد ذرات ساییده قرار می‌گیرد، و به دلیل

⁶ cushioning effect

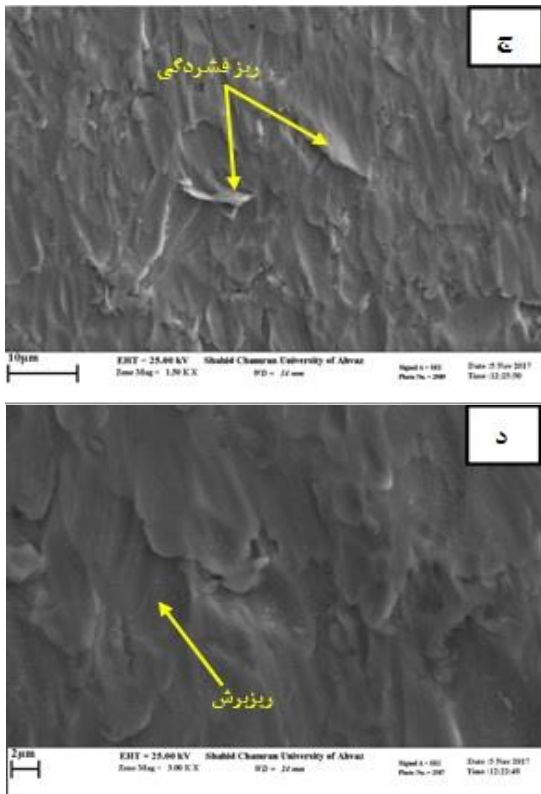
تاثیر لرزش الکترومغناطیس

هم پیوسته به دلیل ایجاد تمرکز تنش در مرز با زمینه اطراف، از پیوند ضعیفی با زمینه برخوردار هستند. از این رو، زمانی که در معرض ذرات ساینده قرار می‌گیرند، براحتی از جای خود کنده شده و موجب ایجاد ترک‌های بزرگ و حفرات زیاد در زمینه، لذا افزایش فرسایش می‌گردند. با اعمال لرزش بویژه در شدت‌های بالا ذرات MA ریزتر گشته و پیوستگی آن‌ها از بین می‌رود که این عامل باعث بهبود مقاومت به فرسایش فلز جوش تحت لرزش گردیده است [۲۸، ۲۷]. بنابراین شکل‌گیری ریزساختار فریت سوزنی به همراه فازهای ثانویه (جزایر MA) ریزتر، با پراکندگی بهتر و توزیع یکنواخت‌تر در اثر لرزش، باعث بهبود مقاومت به فرسایش در فلز جوش گردیده است.

مکانیزم‌های فرسایش

شکل (۸) تصاویر میکروسکوپ الکترونی از سطح فرسایش یافته در زاویه برخورد ۳۰ درجه با شدت لرزش مختلف را نشان می‌دهد. از شکل مشاهده می‌شود که مکانیزم غالب در زاویه برخورد ۳۰ درجه، مکانیزم شخم‌زنی است. در زاویه برخورد ۳۰ درجه ذرات ساینده پس از برخورد با سطح فلز جوش انرژی جنبشی خود را به صورت دو مولفه عمودی ($K \sin \alpha$) و افقی ($K \cos \alpha$) به محل برخورد انتقال می‌دهند، که K انرژی جنبشی ذرات ساینده و α زاویه برخورد ذرات ساینده با سطح نمونه (در اینجا ۳۰ درجه) است [۸]. در زوایای برخورد کم مولفه افقی بزرگ‌تر از مولفه عمودی بوده و باعث شخم‌زدن (برش دادن) سطح به صورت غلط خوردن ذرات بر روی سطح نمونه خواهد شد. حرکت ذرات بر روی سطح نمونه باعث کنده شدن و فشرده شدن فلز از سطح نمونه در جلوی مسیر حرکت ذرات می‌شود، که این عامل باعث ایجاد توده فلزی برآمده، در جلوی ناحیه فرو رفته خواهد شد (شکل ۸-الف). با افزایش برخورد ذرات ساینده پر انرژی به سطح فلز جوش، این توده‌های فلزی که کار سخت نیز شده‌اند، ترک خورده و از جا کنده می‌شوند (شکل ۸-ب).

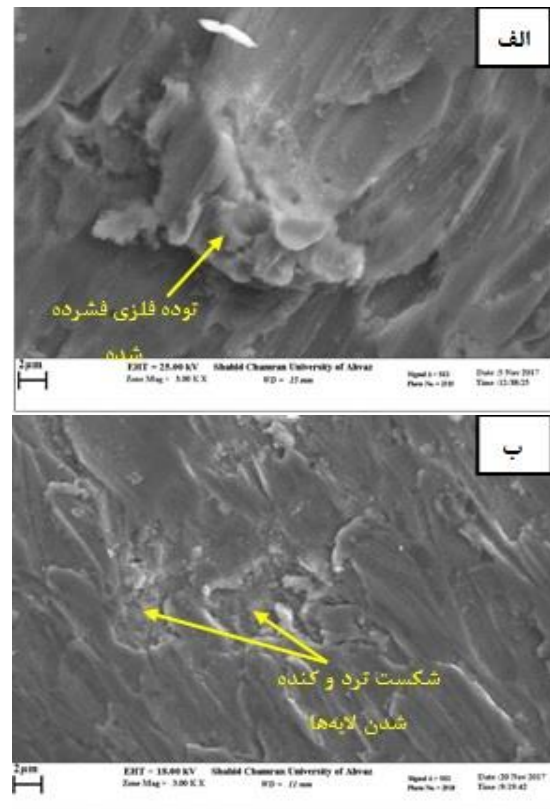
شکل (۷) نشان می‌دهد که اعمال لرزش الکترومغناطیس و افزایش شدت لرزش اعمالی تاثیر مثبتی بر مقاومت به فرسایش فلز جوش داشته است. اعمال لرزش باعث کاهش میزان نرخ فرسایش در تمام شدت‌های لرزش، در هر دو زاویه برخورد گردیده است که در زاویه ۹۰ درجه کاهش محسوس‌تری مشاهده می‌شود. از شکل بوضوح دیده می‌شود که در هر دو زاویه برخورد کمترین مقدار کاهش وزن در یک زمان مشخص، در نمونه‌های تحت بیشترین لرزش (۳۰ ولت) رخ داده است. علاوه بر سرعت، زاویه برخورد و دیگر مشخصات سیال ساینده، مشخصات ریزساختاری نظیر اندازه دانه‌ها، میزان سختی فاز زمینه، شکل، اندازه و ترکیب شیمیایی فازهای سخت و چگونگی توزیع آن‌ها در زمینه نیز بر مقاومت به فرسایش نمونه موثر هستند. همان‌گونه که پیشتر گفته شد (بخش ۳-۱) اعمال لرزش الکترومغناطیس باعث اصلاح ریزساختار می‌گردد، لذا رفتار فرسایش نیز متناسب با اصلاحات ریزساختاری بهبود یافته است. تحقیقات صورت گرفته نشان می‌دهد که بطور کلی مقاومت به فرسایش محصولات استحاله‌ای دمای بالا مثل فریت چند وجهی، فریت ویدمن اشتاتن و فریت شبه چند وجهی پایین بوده، اما با افزایش میزان محصولات استحاله دمای پایین مانند فریت سوزنی، بینیت و مارتنزیت در ریزساختار، مقاومت به فرسایش بهبود می‌یابد [۲۷]. با ریز شدن اندازه دانه‌ها اضافه بر افزایش استحکام، انرژی لازم برای کنده شدن دانه‌ها، نسبت به یک ساختار دانه درشت به دلیل سخت‌تر شدن انتشار ترک، افزایش می‌یابد. عامل دیگری که بر مقاومت به فرسایش فلز جوش موثر است، حضور جزایر MA است که بعنوان فازهای سخت در ریزساختار حضور داشته و در برابر نفوذ ذرات سخت در زمینه مقاومت می‌کنند. ترکیبات MA از فاز زمینه سخت‌تر بوده، لذا باعث کند شدن گوشه‌ها و نوک ذرات نفوذ کننده به درون لایه‌های سطحی از مواد فرسایش یافته می‌شوند. ذرات MA درشت و به



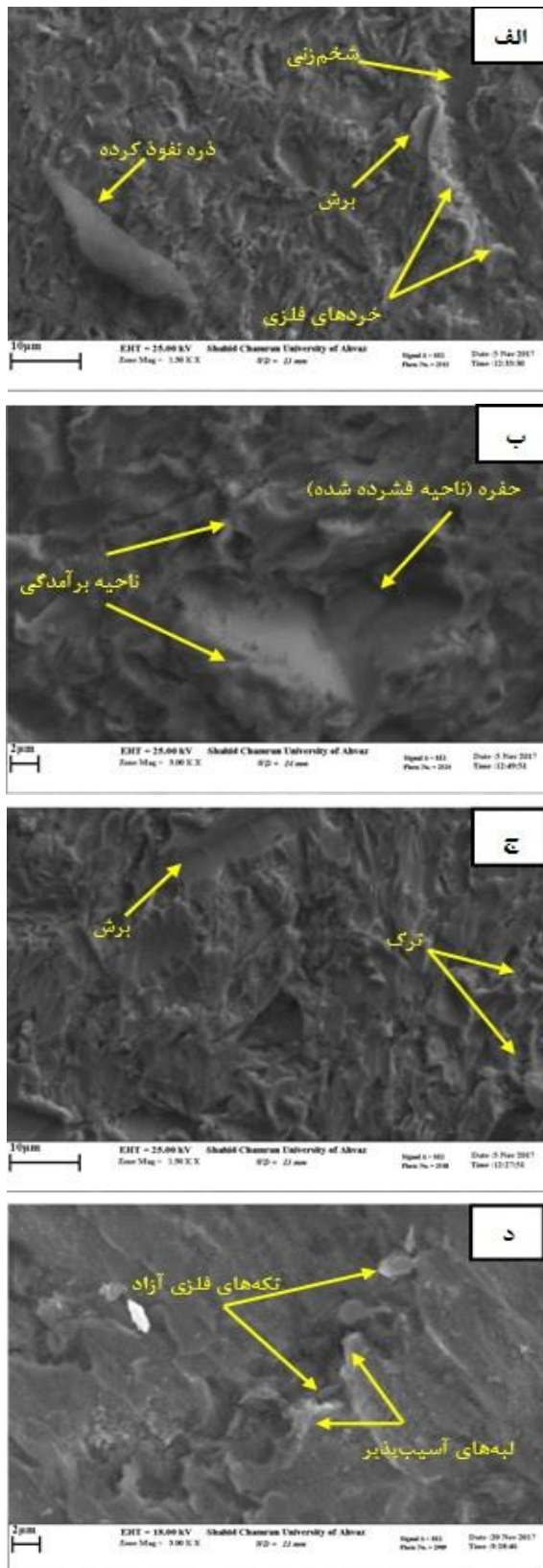
شکل ۸. تصویر میکروسکوپ الکترونی از سطوح فرسایش یافته با زاویه برخورد ۳۰ درجه الف) بدون لرزش، ب) با لرزش ۲۰ ولت، ج و د) با لرزش ۳۰ ولت در دو بزرگنمایی.

شکل (۹) مورفولوژی سطح فرسایش با زاویه برخورد ۹۰ درجه در لرزش‌های مختلف را نشان می‌دهد. در این شرایط مکانیزم غالب فرسایش، تغییر شکل پلاستیک و فرو رفتن ذرات جامد ساینده به درون سطح است، که کاملاً متفاوت با مکانیزم فرسایش در زاویه برخورد ۳۰ درجه است. در این زاویه برخورد بخش عمده از انرژی سینتیکی ذرات ساینده صرف تغییر شکل پلاستیک و نفوذ ذرات ساینده در سطح نمونه می‌گردد (شکل ۹-الف). تغییر شکل پلاستیک زیاد می‌تواند باعث فشردگی شدن محل اثر ذرات و جابجایی ماده فلزی به صورت برآمدگی در اطراف نقاط برخورد گردد (شکل ۹-ب). ذرات ساینده فرورفته در سطح نیز می‌توانند محل‌های برآمده و جابجایی سطحی ایجاد کنند. میزان آسیب سطحی در این حالت می‌تواند تابع شکل و اندازه ذرات ساینده باشد. بدیهی است ذرات

همچنین در زاویه برخورد کم فرورفتگی‌هایی به صورت ریز فشردگی^۷ موضعی در سطح ایجاد می‌شوند، که می‌توانند بر جدا شدن ذرات فلزی از سطح و کاهش وزن موثر باشند (شکل ۸-ج). بعلاوه در زاویه برخورد ۳۰ درجه، مکانیزم ریز برش نیز دیده می‌شود که در فرسایش موثر هستند (شکل ۸-د). مکانیزم ریز برش^۸ بیشتر در فرسایش سطوح فلز جوش تحت لرزش بالا (۳۰ ولت) مشاهده گردید که توسط پژوهشگران پیشین نیز گزارش شده است [۲۸، ۸-۳۰]. این رفتار می‌تواند ناشی از افزایش تشکیل فریت سوزنی و شکسته شدن شبکه پیوسته جزایر MA و ریزتر شدن و توزیع یکنواخت‌تر آن‌ها در اثر لرزش باشد. این تغییرات ریزساختاری باعث افزایش سختی و استحکام و مقاومت بیشتر در مقابل مکانیزم شخم‌زنی شده، لذا باعث تغییر بخشی از مکانیزم فرسایش از شخم‌زنی به ریز برش گردیده است.



⁷ Micro-forging
⁸ Micro-cutting



شکل ۹. تصویر میکروسکوپ الکترونی از سطوح فرسایش یافته با زاویه برخورد ۹۰ درجه الف) بدون لرزش، ب) با لرزش ۳۰ ولت، ج) با لرزش ۲ ولت د) با لرزش ۲۰ ولت.

ساینده با لبه های تیز و گوشه دار تخریب بیشتری در سطح ایجاد می کنند (شکل ۹-سج). با تداوم برخورد سیال ساینده، لبه های برآمده و مواد جابجا شده سطحی، از سطح کنده شده و وارد سیال می شوند، اغلب این تکه های کنده شده از لبه های برآمده و یا در اثر کنده شدن دانه های ترد سطح داخل نمونه هستند. در مطالعات گذشته نیز کندگی لبه های برآمده و کاهش وزن نمونه ها گزارش شده اند [۳۱-۳۳].

تصاویر (۹الف و ج) نشان می دهد که مکانیزم شخم زنی و برش نیز در فرسایش تحت زاویه برخورد ۹۰ درجه نقش داشته است. هنگامی که ذرات ساینده با زاویه برخورد ۹۰ درجه به سطح نمونه برخورد کرده و بازگشت داده می شوند، در زمان بازگشت به جریان دوغاب جدید برخورد کرده و باعث تغییر سرعت و انحراف زاویه برخورد ذرات ساینده اصلی با سطح نمونه می شوند (پدیده کوشینینگ)، لذا با توجه به مقدار سرعت و زاویه انحراف ذرات ساینده، مکانیزم فرسایش روی سطح نمونه تغییر خواهد کرد. در صورتی که این ذرات انحراف یافته با زاویه کم با سطح نمونه برخورد کنند، تقریباً رفتاری مشابه برخورد ذرات با زاویه ۳۰ درجه خواهند داشت. بنابراین در زاویه برخورد ۹۰ درجه در کنار مکانیزم غالب تغییر شکل پلاستیک و کنده شدن ذرات فلزی، مکانیزم های شخم زنی و برش در اثر پدیده کوشینینگ، نیز مشاهده گردید. بررسی ها نشان داد که در زاویه برخورد ۹۰ درجه، اعمال لرزش الکترومغناطیس به دلیل ریزش ساختار و توزیع بهتر جزایر MA باعث کاهش نسبی در فرسایش ناشی از شخم زنی گردیده است. مکانیزم های مشابهی در مطالعات دیگر محققان نیز گزارش گردیده است [۳۴-۳۶].

steel, Bulletin of Materials Science, 26 (2003) 441-447.

4. Czyryca, R. E. Link, R. J. Wong, D. A. Aylor, T. W. Montem, J. P. Gudas. *Development and Certification of HSLA- 100 Steel for Naval Ship Construction*, Naval engineers journal 102 (1990): 63-82.

5. X. L. Wang, Y. T. Tsai, J. R. Yang. Z. Q. Wang, X. C. Li, C. J. Shang, R. D. K. Misra, *Effect of interpass temperature on the microstructure and mechanical properties of multi-pass weld metal in a 550-MPa-grade offshore engineering steel*, Welding in the World 61(2017) 1155-1168.

6. J.M. Ahmadi, *Study of galvanic corrosion in fusion welded HSLA-100 steel weldment*, Sahand University of Technology(2014).

7. Okonkwo, Paul C., R. A. Shakoor, M. M. Zagho, A. Mo. A. Mohamed. *Erosion behaviour of API X100 pipeline steel at various impact angles and particle speeds*, Metals 6 (2016) 232.

8. Islam, Md Aminul, T. Alam, Z. N. Farhat, A. Mohamed, A. Alfantazi. *Effect of microstructure on the erosion behavior of carbon steel*, Wear 332 (2015) 1080-1089.

9. G.T. Burstein, K. Sasaki, *Effect of impact angle on the slurry erosion-corrosion of 304L stainless steel*, Wear 240 (2000) 80-94.

10. Nguyen, V. B. Nguyen, C. Y. H. Lim, Q. T. Trinh, S. Sankaranarayanan, Y. W. Zhang, M. Gupta. *Effect of impact angle and testing time on erosion of stainless steel at higher velocities*, Wear 321 (2014) 87-93.

11. R. Vera, B.M. Rosales, C. Tapia, *Effect of the exposure angle in the corrosion rate of plain carbon steel in a marine atmosphere*, Corrosion Science. 45 (2003) 321-337.

12. I. Finnie, G.R. Stevick, J.R. Ridgely, *The influence of impingement angle on the erosion of ductile metals by angular abrasive particles*, Wear, 152 (1992) 91-98.

13. Okonkwo, Paul C., R. A. Shakoor, E. Ahmed, A. M. A. Mohamed. *Erosive wear performance of API X42 pipeline steel*. Engineering Failure Analysis 60 (2016): 86-95.

14. Kou, Sindo, *Welding metallurgy*, New Jersey, USA (2003): 431-446.

15. s. s. ghasemi, *transformation characteristics and structure-property*

نتیجه گیری

نتایج حاصل از این پژوهش در زیر به اختصار آورده شده است:

۱- اعمال لرزش الکترومغناطیس همزمان با عملیات جوشکاری باعث انتقال ریزساختار فلز جوش از فریت شبه چندوجهی و بینیت دانه‌ای (بینیت فریت) همراه با شبکه درشت و پیوسته جزایر MA به ساختار ظریف فریت سوزنی همراه با جزایر MA ریز و با توزیع یکنواخت‌تر، گردید.

۲- با افزایش زمان برخورد ذرات ساینده نرخ فرسایش در زاویه برخورد ۳۰ درجه افزایش و در زاویه ۹۰ درجه کاهش یافت.

۳- اعمال لرزش الکترومغناطیس باعث کاهش نرخ فرسایش در هر دو زاویه برخورد ۳۰ و ۹۰ درجه گردید و کمترین مقدار و نرخ فرسایش در زاویه ۹۰ درجه تحت اثر لرزش ۳۰ ولت بدست آمد.

۴- عامل کاهش نرخ فرسایش در زاویه برخورد ۹۰ درجه پدیده کوشینینگ و لایه کار سخت شده ناشی از تغییر شکل پلاستیک تشخیص داده شد.

۵- مکانیزم فرسایش غالب در زاویه برخورد ۳۰ درجه شخم‌زنی و به میزان کمتر ریزبرش بوده و در زاویه برخورد ۹۰ درجه مکانیزم غالب تغییر شکل پلاستیک و جدا شدن ذرات فلزی شناسایی گردید.

مراجع

1. Y. Tiana, H. Wanga, Y. Lia, Z. Wanga, G. Wanga, *The Analysis of the Microstructure and Mechanical Properties of Low Carbon Microalloyed Steels after Ultra Fast Cooling*, Materials Research, 20 (2017): 853-859.

2. E. J. Czyryca, M. G. Vassilaros, *Advances in low carbon, high strength ferrous alloys*, No. CDNSWC/SME-92/64. Naval surface warfare center carderock div bethesda md ship materials engineering dept, (1993).

3. S. Panwar, D. B. Goel, O. P. Pandey, K. S. Prasad, *Aging of a copper bearing HSLA-100*

27. J. Suchánka, V. Kuklíka, E. Zdraveckáb, *Influence of microstructure on erosion resistance of steels*, *Wear* 267 (2009) 2092–2099.
28. I. I. Tsylin, *Wear resistant white cast irons Structure and properties*, *Metallurgiya*, (1983)176.
28. Islam, M. Aminul, Z. N. Farhat, *Effect of impact angle and velocity on erosion of API X42 pipeline steel under high abrasive feed rate*, *Wear* 311 (2014) 180-190.
29. I. M. Hutchings, *Deformation of metal surfaces by the oblique impact of square plates*, *International Journal of Mechanical Sciences* 19 (1977) 45-52.
30. I. M. Hutchings, *Mechanism of the erosion of metals by solid particles*, *Erosion : Prevention and Useful Applications*, ASTMSTP,664, ASTM, (1979)59–76.
31. Clark, H. McI, *A Comparison of the Erosion Rate of Casing Steels by Sand–Oil Suspensions*, *Wear*, 150(1991) 217–230.
32. Tan, K. S. Wood, R. J. K. Stokes, *The Slurry Erosion Behaviour of High Velocity Oxy-Fuel (HVOF) Sprayed Aluminium Bronze Coatings*, *Wear*, 255(2003) 195–205.
33. R. J. K. Wood, J. C. Walker, T. J. Harvey, S. Wang, S. S. Rajahram, *Influence of microstructure on the erosion and erosion–corrosion characteristics of 316 stainless steel*, *Wear* 306(2013)254–262.
34. I. M. Hutchings, R. E. Winter, J. E. Field, *Solid particle erosion of metals :the removal of surface material by spherical projectiles*, *Proc. R. Soc. London, A* 348(1976)379–392.
35. Arora, H. S, Grewal, H. S, Singh, H, Mukherjee, *Zirconium Based Bulk Metallic Glass—Better Resistance to Slurry Erosion Compared to Hydroturbine Steel*, *Wear*, 307(2013) 28–34.
36. Nguyen, C. Y. H. Lim, V. B. Nguyen, Y. M. Wan, B. Nai, Y. W. Zhang, M. Gupta, *Slurry erosion characteristics and erosion mechanisms of stainless steel*, *Tribology International* 79 (2014) 1-7.
- relationship for a copper bearing HSLA steel*, university of Wollongong, (1996).
16. R. Dehmlaei, M. Shamaniana, A. Kermanpur, *Effect of electromagnetic vibration on the unmixed zone formation in 25Cr–35Ni heat resistant steel/Alloy 800 dissimilar welds*, *materials characterization*, 59(2008)1814–1817.
17. Cui, Yan, C. L. Xu, Q. Han. *Effect of ultrasonic vibration on unmixed zone formation*, *Scripta Materialia* 55 (2006): 975-978.
18. L. Qinghua, C. Ligong, N. Chunzhen, *Improving welded valve quality by vibratory weld conditioning*, *Materials Science and Engineering A*, 457 (2007) 246–253.
19. W. Weite. *Influence of vibration frequency on solidification of weldments*, *Scripta Materialia*, 42 (2000) 661–665.
20. S. K. Dhua, D. Mukerjee, D.S. Sarma, *Effect of Cooling Rate on the As-Quenched Microstructure and Mechanical Properties of HSLA-100 Steel Plates*, *metallurgical and materials transactions A*, 34 (2003) 2493-2504.
21. K. Shibata, K. Asakura, *Transformation Behavior and Microstructures in Ultra-low Carbon Steels*, *ISIJ International*, 35(1995) 982-991.
22. Y. Fan, Q. Wang, H. Liu, T. Wang, Q. Wang, F. Zhang, *Effect of Controlled Cooling on Microstructure and Tensile Properties of Low C Nb-Ti-Containing HSLA Steel for Construction*, *Metals* 7 (2017) 23.
23. W. Zhao, Y. Zou, K. Matsuda, Z. Zou, *Corrosion behavior of reheated CGHAZ of X80 pipeline steel in H₂S-containing environments*, *Materials and Design* 99 (2016) 44–56.
24. F. Xiao, B. Liao, D. Ren, Y. Shan, K. Yang, *Acicular ferritic microstructure of a low-carbon Mn–Mo–Nb microalloyed pipeline steel*, *Materials Characterization*, 54 (2005) 305– 314.
25. L. Fan, T. Wang, Z. Fu, Sh. Zhang, Q. Wang, *Effect of heat-treatment on-line process temperature on the microstructure and tensile properties of a low carbon Nb-microalloyed steel*, *Materials Science and Engineering A*, 607 (2014)559–568.
26. Y. Oka, M. Matsumura, T. Kawabata, *Relationship between surface hardness and erosion damage caused by solid particle impact*, *Wear* 162(1993)688–695.