

بررسی تاثیر افزودن نانوذرات کاربید سیلیسیم بر خواص مکانیکی آلیاژ منیزیم AZ31 جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی

امین عبدالله زاده^{۱*}، علی شکوه فر^۲، حمید امیدوار^۳، محمد علی صفرخانیان^۴، محمدرضا نادری^۵

۱- دانشجوی دکترا، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران، ایران

۲- استاد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران، ایران

۳- استادیار، دانشکده معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران

۴- استادیار، دانشکده مواد، واحد شهر مجلسی، دانشگاه آزاد اسلامی، مجلسی، اصفهان، ایران

۵- کارشناس ارشد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف، تهران، ایران

*abdollahzadeh.amin@aut.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۱۳۹۳/۱۲/۱۹، تاریخ پذیرش: ۱۳۹۴/۰۲/۱۴)

چکیده

در این پژوهش از فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی برای انجام اتصال لب به لب آلیاژ منیزیم AZ31 و تولید همزمان نانو کامپوزیت Mg/SiC در محل اتصال استفاده شد. نمونه ها با سه سرعت دورانی ۶۰۰، ۸۰۰ و ۱۰۰۰ دور بر دقیقه و چهار سرعت پیشروی ۲۵، ۷۵، ۱۲۵ و ۱۷۵ میلیمتر بر دقیقه جوشکاری شدند و خواص مکانیکی آن ها مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان می دهد که توزیع مناسب نانوذرات در محل اتصال، موجب کاهش قابل ملاحظه متوسط اندازه دانه و بهبود خواص مکانیکی اتصال می شود. علت اصلی این تغییرات به حضور نانوذرات کاربید سیلیسیم مربوط می شود که با ایجاد اثر قفل کنندگی مرز دانه ها، کمک به جوانه زنی دانه های تبلور مجدد یافته و تاثیر بر روی شکسته شدن دانه های اولیه، به ریز شدن ساختار کمک می کند.

واژه های کلیدی:

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، آلیاژ منیزیم AZ31، نانو ذرات کاربید سیلیسیم، استحکام کششی، سختی.

۱- مقدمه

متاسفانه استفاده از روش های جوشکاری ذوبی برای اتصال آلیاژهای منیزیم، اغلب منجر به ایجاد تخلخل و ترک های انقباضی در جوش شده و کاهش خواص مکانیکی اتصال را در پی دارد [۴]. همچنین استفاده از روش های جوشکاری ذوبی برای اتصال کامپوزیت های زمینه فلزی به دلیل تفاوت خواص فیزیکی فاز زمینه و فاز تقویت کننده، انجام واکنش شیمیایی بین

آلیاژهای منیزیم به دلیل ویژگی هایی نظیر چگالی پایین، نسبت استحکام به وزن بالا، قابلیت جذب ارتعاش مناسب، سختی و مقاومت به سایش مطلوب، برای کاربردهای صنعتی در زمینه هوافضا و اتومبیل سازی بسیار مورد توجه هستند [۱-۳]. با پیشرفت سریع و گسترده آلیاژهای منیزیم، جوشکاری و اتصال آن ها یکی از اصلی ترین موضوعات مطرح شده می باشد.

کار گرفته شد [۱۹] ذرات میکرو و کاربید سیلیسیم با استفاده از روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی در ناحیه اغتشاش یافته توزیع شدند و در نتیجه آن کامپوزیت زمینه مسی به صورت موفقیت آمیزی در ناحیه اغتشاشی ایجاد شد. همچنین بهرامی و همکاران [۲۰-۲۱] نیز با بکارگیری روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر روی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ و استفاده از ذرات کاربید سیلیسیم، نانوکامپوزیت زمینه آلومینیومی را در ناحیه اغتشاشی ایجاد کردند که این موضوع منجر به بهبود خواص مکانیکی اتصال شد. در این پژوهش با بکارگیری روشی مشابه در مورد آلیاژ منیزیم AZ31 و افزودن نانوذرات کاربید سیلیسیم در محل اتصال، نانوکامپوزیت زمینه منیزیمی با ذرات فاز تقویت کننده کاربید سیلیسیم در ناحیه اغتشاشی تولید شد و تاثیرات سرعت پیشروی و دورانی بر سختی و خواص کششی اتصال مورد مطالعه قرار گرفت.

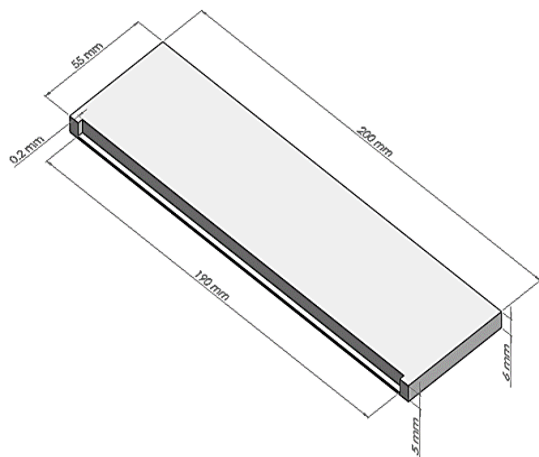
۲- روش تحقیق

پس از تهیه ورق آلیاژ منیزیم AZ31 کاملاً آنیل شده با ضخامت ۲۵ میلیمتر، نمونه هایی با ابعاد $۶ \times ۵۵ \times ۲۰۰$ میلیمتر تهیه شد. سپس لبه طولی نمونه های تهیه شده به وسیله فرزکاری کاملاً صیقل شد و نیم شیارهایی U شکل به عمق $۰/۲$ میلیمتر و پهنای ۵ میلیمتر، به صورت کاملاً متقارن در هر کدام از تسمه ها ایجاد شد. در شکل (۱) ابعاد و تصویر نیم شیار ایجاد شده بر روی تسمه نشان داده شده است. ترکیب این آلیاژ با استفاده از آنالیز XRF تعیین و در جدول (۱) آورده شده است. با انجام آزمون کشش و سختی سنجی بر روی نمونه هایی از ماده اولیه، استحکام کششی نهایی آلیاژ ۲۵۰ MPa و میانگین سختی آن ۵۷ ویکرز تعیین شد. فاز تقویت کننده مورد استفاده در این پژوهش، پودر نانو ذرات کاربید سیلیسیم بود که اندازه متوسطی در حدود $۶۵ - ۴۵ \text{ nm}$ داشت. قبل از انجام جوشکاری، شیار ایجاد شده در نمونه های مختلف به وسیله پودر نانو ذرات کاربید سیلیسیم، پر و فشرده می شد و سپس عملیات جوشکاری بر روی قطعه تهیه شده انجام می گرفت. نمونه ها با استفاده از

فاز زمینه و فاز تقویت کننده و همچنین جدایش و از دست رفتن فاز تقویت کننده در دماهای بالا، مشکلاتی را به همراه خواهد داشت [۵-۶]. جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، یک روش اتصال حالت جامد است که در سال ۱۹۹۱ توسط موسسه TWI انگلستان ابداع شد [۷]. این فرایند امکان اتصال مواد را در حالت نیمه جامد فراهم می کند که این موضوع می تواند مشکلات ذکر شده ناشی از ایجاد ذوب و انجماد را کاهش دهد و به دلیل عدم نیاز به فیلر، مشکلات متالورژیکی مربوط به فرایندهای ذوبی نیز کاهش خواهد یافت و به این ترتیب می توان به جوشی با کیفیت مناسب دست یافت [۸]. همچنین کامپوزیت های زمینه فلزی متعددی از جمله $\text{AZ31/Al}_2\text{O}_3/\text{Ca}$ [۹]، AZ91/SiC [۱۰]، Al6061/TiC [۱۱] به صورت موفقیت آمیزی به وسیله این روش جوشکاری شده اند.

از طرفی فرایند اصطکاکی اغتشاشی که با الهام از روش جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی توسعه داده شده است، یکی از روش های نوین بهبود خواص سطحی قطعات به شکل موضعی است. علاوه بر نقش این فرایند در تولید مواد بسیار ریزدانه، موادی با خاصیت سوپرپلاستیسته و حل کردن رسوب های نامطلوب، تحقیقات زیادی نیز در زمینه قابلیت این فرایند برای تولید لایه سطحی کامپوزیتی با استفاده از نانوذرات سرامیکی و در نتیجه آن بهبود خواص سطحی انجام شده است [۱۳-۱۲]. از همین رو تحقیقات متعددی در مورد بررسی خواص مکانیکی کامپوزیت های تولید شده به وسیله فرایند اصطکاکی اغتشاشی انجام شده است [۱۴-۱۶]. عزیزیه و همکاران دریافتند که نحوه توزیع ذرات سرامیکی با افزایش سرعت دورانی بهبود می یابد و اندازه دانه نانوکامپوزیت ایجاد شده در مقایسه با حالت بدون افزودن پودر و همچنین در مقایسه با اندازه دانه فلز پایه به صورت قابل ملاحظه ای کوچکتر شده است [۱۷]. همچنین خیامین و همکاران مشاهده کردند که با افزایش سرعت پیشروی، اندازه دانه در ناحیه اغتشاشی کاهش و سختی افزایش می یابد [۱۸].

بر اساس روش جدیدی که اولین بار به وسیله سون و همکاران به



شکل (۱): تصویر شماتیکی از ابعاد نیم شیار ایجاد شده

به منظور بررسی خواص مکانیکی قطعات جوشکاری شده، نمونه های آزمون کشش به صورت عرضی و طبق استاندارد ASTM-E8M تهیه شدند. نوع دستگاه کشش instron-5502 بود و نرخ کرنش مورد استفاده در آزمون کشش ۱ میلیمتر بر دقیقه در نظر گرفته شد.

ابزاری از جنس فولاد گرم کار H13 و در سه سرعت دورانی ۶۰۰، ۸۰۰ و ۱۰۰۰ دور بر دقیقه و چهار سرعت پیشروی مختلف ۲۵، ۷۵، ۱۲۵ و ۱۷۵ میلیمتر بر دقیقه جوشکاری شدند. بین ابزار به شکل مخروط ناقص با قطر کوچک ۵/۱ میلیمتر، قطر بزرگ ۷/۲ میلیمتر و طول ۵/۸ میلیمتر انتخاب و قطر شانه ابزار ۲۰ میلیمتر در نظر گرفته شد. اطلاعات کاملتری از ویژگی ابزار مورد استفاده در فرایند در جدول (۲) آورده شده است. تغییرات ریزساختاری در سرعت های دورانی و پیشروی مختلف با استفاده از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی با مدل VEGA\TESCAN مورد مطالعه قرار گرفت و اندازه متوسط دانه ها در ناحیه اغتشاشی با استفاده از نرم افزار image J تعیین شد. در ابتدا مقاطع عرضی از نمونه های تولیدی جدا شده و سپس عملیات سمباده زنی از شماره ۸۰ تا شماره ۵۰۰۰ بر روی نمونه ها انجام شد. به دلیل حساسیت بالای سطح منیزیم نسبت به ذرات ساینده، پولیش نمونه ها با نمک مخصوص و در حضور آب و خمیر الماس انجام شد. نمونه ها توسط محلولی با ترکیب ۴,۲ گرم اسید پیکریک، ۱۰ ml استیک اسید، ۱۰ ml آب، ۷۰ ml اتانول برای مدت ۱ الی ۲ ثانیه اچ شدند.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی آلیاژ منیزیم AZ31

ترکیب	Mg	Al	Zn	Mn	Ca	Cu	Fe	سایر
AZ31	۹۵/۷۵	۲/۸۲	۰/۹۴	۰/۴۲	۰/۰۲۳	۰/۰۱۱	۰/۰۰۴۵	۰/۰۳

جدول (۲): ویژگی های ابزار مورد استفاده در فرایند جوشکاری FSW

جنس ابزار	H13
قطر شولدر (mm)	۲۰
شکل پین	مخروط ناقص
قطر بزرگ پین (mm)	۷/۲
قطر کوچک پین (mm)	۵/۱
طول پین (mm)	۵/۸

انجام شد، به نحوی که ریزسختی سنجی عرضی در حد فاصل سطح بالایی و پایینی نمونه های متالوگرافی شده و ریزسختی سنجی در امتداد سطح به عمق جوش، در ناحیه میانی منطقه

همچنین سختی نمونه های جوشکاری شده توسط دستگاه سختی سنجی ویکرز با مدل shimadzu (tip M) و بر طبق استاندارد ASTM-E348 تعیین شد. سختی سنجی به صورت صلیبی شکل

ابتدا نمونه هایی با سرعت دورانی و پیشروی متفاوت تولید و سپس متوسط اندازه دانه و خواص مکانیکی آن ها بدست آمد که نتایج حاصل در جدول (۳) بیان شده است.

اغتشاشی صورت گرفت. فاصله نقاط سختی سنجی شده از یکدیگر یک میلیمتر و مقدار و زمان اعمال بار در هر اثر به ترتیب ۲۵ gf و ۱۰ ثانیه بود.

۳- نتایج و بحث

جدول (۳): شماره و مشخصات نمونه های جوشکاری شده

۱۰۰۰				۸۰۰				۶۰۰				سرعت دورانی (rpm)
۱۷۵	۱۲۵	۷۵	۲۵	۱۷۵	۱۲۵	۷۵	۲۵	۱۷۵	۱۲۵	۷۵	۲۵	سرعت پیشروی (mm/min)
۱۲	۱۱	۱۰	۹	۸	۷	۶	۵	۴	۳	۲	۱	شماره نمونه
۷	۸	۱۰	۱۲	۸	۴	۵	۱۳	۱۲	۱۰	۱۴	۱۸	اندازه دانه (μm)
۶۳.۳	۶۴.۵	۶۶.۸	۶۵.۷	۶۶.۸	۶۹.۱	۶۸.۶	۶۸.۲	۶۱.۲	۶۲.۱	۶۲.۶	۶۳.۷	سختی (HV)
۱۱۲	۱۲۰	۱۲۲	۱۱۲	۱۱۵	۱۲۳	۱۳۱	۱۱۱	۸۳	۸۲	۹۲	۷۸	استحکام تسلیم (MPa)
۱۸۸	۲۰۷	۲۱۸	۱۷۶	۱۸۱	۲۱۴	۲۳۹	۱۶۵	۱۵۳	۱۶۴	۱۷۷	۱۲۱	استحکام کششی نهایی (MPa)
۵.۹	۶.۶	۶.۷	۲.۴	۵.۲	۷.۱	۸.۲	۲.۰	۱.۱	۲.۱	۲.۹	۱.۹	درصد ازدیاد طول

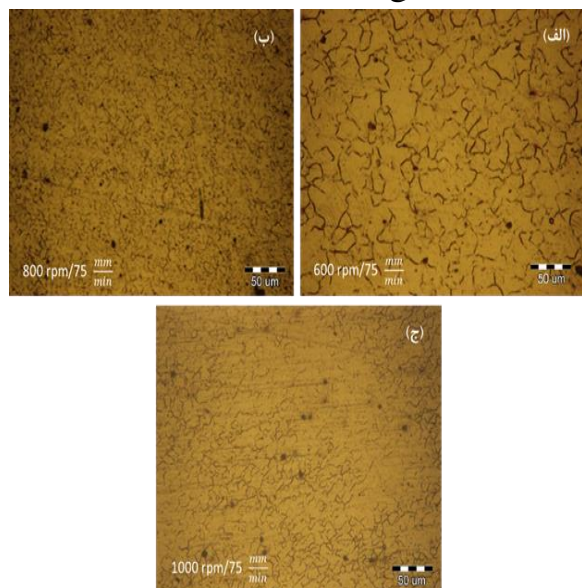
مشاهده می شود که در سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه، با تغییر سرعت پیشروی از ۲۵ به ۷۵ میلیمتر بر دقیقه، متوسط اندازه دانه به میزان قابل توجهی کاهش یافته است و این روند تا رسیدن به سرعت پیشروی ۱۲۵ میلیمتر بر دقیقه ادامه می یابد، در ادامه با افزایش سرعت پیشروی به ۱۷۵ میلیمتر بر دقیقه مجدداً افزایش متوسط اندازه دانه دیده می شود.

در واقع با افزایش سرعت پیشروی به ۷۵ و سپس ۱۲۵ میلیمتر بر دقیقه، حرارت ورودی کاهش می یابد و در کنار آن توزیع ذرات پودری به صورت بسیار مناسبی صورت می گیرد و این موضوع باعث کاهش قابل ملاحظه متوسط اندازه دانه می

۳-۱- بررسی ریزساختاری

به منظور بررسی نحوه اثرگذاری فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی بر میکروساختار نهایی جوش، ریزساختار ناحیه اغتشاشی نمونه های مختلف به وسیله میکروسکوپ نوری مورد مطالعه قرار گرفت. با توجه به این که در مورد نمونه جوشکاری شده با سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۷۵ میلیمتر بر دقیقه در مجموع خواص مکانیکی بهتری نسبت به دیگر نمونه ها به دست آمد، تغییرات ریزساختاری در سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه و همچنین سرعت پیشروی ۷۵ میلیمتر بر دقیقه مورد مطالعه قرار گرفت. با بررسی تغییرات در شکل (۲)

شکل (۲): ریزساختار ناحیه اغتشاشی نمونه: (الف): شماره ۵، (ب): شماره ۶، (ج): شماره ۷ و (د): شماره ۸



شکل (۳): ریزساختار ناحیه اغتشاشی نمونه: (الف): شماره ۲، (ب): شماره ۶ و (ج): شماره ۱۰

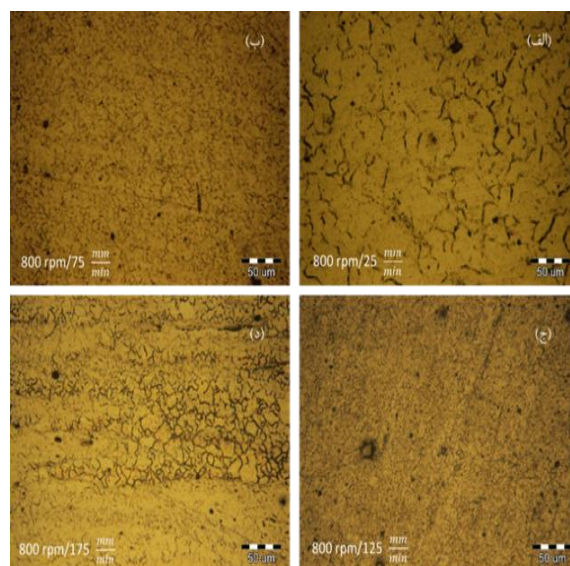
ریز دانه شدن نمونه شماره ۶ به توزیع پودر مناسب و حرارت ورودی مطلوب ایجاد شده در آن مربوط می شود و این در حالی است که در نمونه شماره ۱۰ علی رغم این که نحوه توزیع پودر تغییر چندانی نمی کند، میزان حرارت ورودی بالاتری ایجاد می شود و این موضوع باعث درشت دانه تر شدن ناحیه اغتشاشی نمونه شماره ۶ نسبت به نمونه شماره ۱۰ می شود.

با حرکت از فلز پایه به سمت ناحیه مرزی و مرکزی جوش نمونه شماره ۶، ناحیه متاثر ترمومکانیکی (TMAZ) و در کنار آن ناحیه اغتشاشی (SZ) دیده می شود. ریزساختار فلز پایه (BM) که در شکل (۴ الف) نشان داده شده است، دارای رسوبات کروی شکل (Al, Mn) می باشد که وجود چنین رسوباتی در پژوهش های گذشته نیز گزارش شده است [۲۳]. همچنین ریزساختار ناحیه متاثر ترمومکانیکی در شکل (۴ ب) نشان داده شده است. مشاهده می شود که دانه های منیزیم در منطقه تحت تاثیر ترمومکانیکی، به دلیل اعمال تغییر شکل پلاستیک در حین فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، به صورت کشیده شده می باشند و همچنین رسوبات (Al, Mn) موجود در این ناحیه در

شود [۲۲]. با افزایش سرعت پیشروی به ۱۷۵ میلیمتر بر دقیقه، اغتشاش ایجاد شده در مقایسه با سرعت های پیشروی کمتر، کاهش می یابد و این موضوع باعث می شود توزیع پودر نسبت به سرعت های پیشروی پایین تر به صورت نامطلوب انجام شود و در نتیجه دانه های درشت تری ایجاد شود.

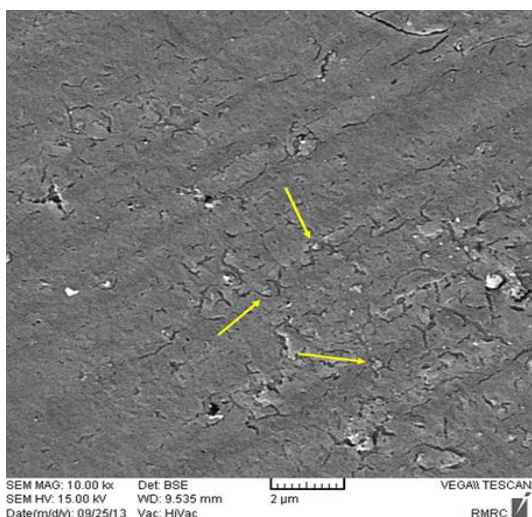
باید توجه داشت، با وجود این که در هر دو سرعت دورانی ۸۰۰ و ۶۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۱۷۵ میلیمتر بر دقیقه افزایش متوسط اندازه دانه نسبت به سرعت های پیشروی پایین تر به وجود آمده است، اما این افزایش متوسط اندازه دانه در سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه کمتر می باشد و این به دلیل ایجاد اغتشاش بیشتر در سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه نسبت به ۶۰۰ دور بر دقیقه می باشد که منجر به توزیع بهتر پودر در زمینه می شود.

با بررسی نحوه تغییر متوسط اندازه دانه ناحیه اغتشاشی با افزایش میزان سرعت دورانی در سرعت های پیشروی ۷۵ میلیمتر بر دقیقه، مشاهده می شود که با افزایش سرعت دورانی به ۸۰۰ دور بر دقیقه متوسط اندازه دانه به صورت قابل ملاحظه ای کاهش می یابد و افزایش سرعت دورانی به ۱۰۰۰ دور بر دقیقه درشت شدن متوسط اندازه دانه را در پی خواهد داشت. ریزساختار نمونه های جوشکاری شده در سرعت پیشروی ۷۵ میلیمتر بر دقیقه در شکل (۳) نشان داده شده است.

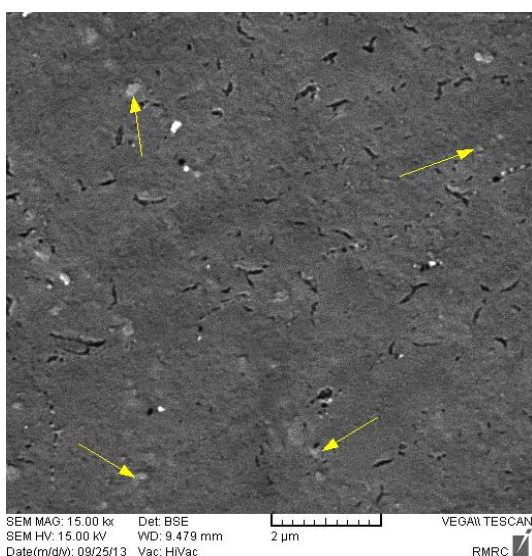


دانه های تبلور مجدد یافته شود. ذرات تقویت کننده می توانند به مثابه مانعی در برابر حرکت مرزدانه عمل کنند و با محدود کردن حرکت آن ها، از درشت شدن دانه جلوگیری کنند [۲۴].

شکل (۶) نیز توزیع مناسب ذرات کاربید سیلیسیم در پس زمینه منیزیمی را در نمونه شماره ۶ نشان می دهد. همان طور که مشاهده می شود، اندازه متوسط ذرات کاربید سیلیسیم حدود ۱۵۰-۲۵۰ نانومتر می باشد که به صورت مناسبی در زمینه منیزیمی پراکنده شده اند.



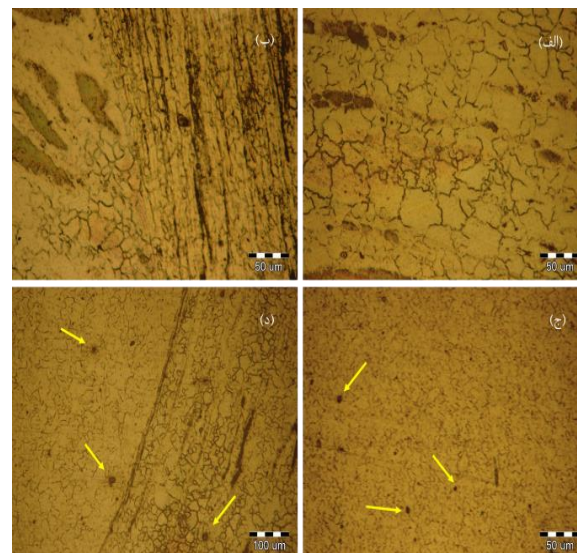
شکل (۵): قرارگیری نانو ذرات کاربید سیلیسیم در مرزدانه های ماده زمینه



شکل (۶): توزیع مناسب ذرات کاربید سیلیسیم در ناحیه اغتشاشی نمونه ۶

مقایسه با رسوبات فلز پایه اندازه کوچکتری دارند.

شکل (۴ ج) ریزساختار ناحیه اغتشاشی را نشان می دهد که دارای دانه هایی کوچک می باشد. با بررسی ریزساختار این ناحیه، ذرات رسوب کوچکی دیده می شود که اندازه آن ها در مقایسه با رسوبات موجود در منطقه تحت تاثیر ترمومکانیکی و فلز پایه کوچکتر می باشد و این به دلیل تنش اعمالی بیشتر در این ناحیه است که منجر به شکسته شدن و ریز شدن رسوبات در این ناحیه می شود. شکل (۴ د) مرز میان منطقه تحت تاثیر ترمومکانیکی و ناحیه اغتشاشی را نشان می دهد. مشاهده می شود که با کاهش فاصله از ناحیه اغتشاشی، تغییر شکل ایجاد شده در دانه های منطقه تحت تاثیر ترمومکانیکی افزایش می یابد.



شکل (۴): تصاویر ریزساختار: (الف): فلز پایه، (ب): ناحیه متأثر ترمومکانیکی، (ج): ناحیه اغتشاشی و (د): فصل مشترک ناحیه اغتشاشی و ناحیه متأثر ترمومکانیکی نمونه شماره ۶

همچنین شکل (۵) مواردی از قرارگیری نانو ذرات کاربید سیلیسیم در مرزدانه های ماده پایه نمونه شماره ۶ در ناحیه اغتشاشی را نشان می دهد.

در واقع، حرکت مرزدانه یک پدیده نفوذی است و با افزایش دما حرکت آن تسریع می شود و می تواند منجر به درشت شدن

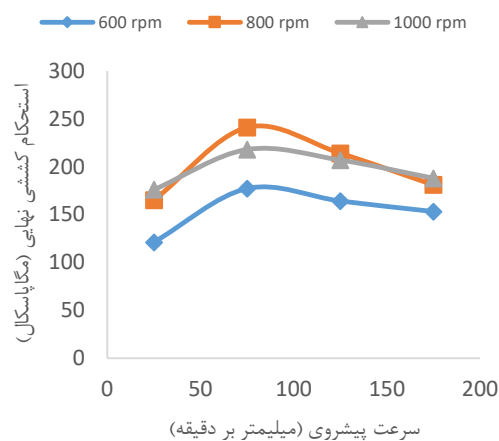
۲-۳- استحکام کششی

به طور کلی عواملی مانند اندازه دانه، چگالی نابه جایی ها، نحوه توزیع پودر و پیوند بین ذرات تقویت کننده و فاز زمینه از جمله مهمترین عوامل تاثیر گذار بر استحکام می باشند [۲۵].

در سرعت دورانی ۶۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۲۵ میلیمتر بر دقیقه، اختلاط مواد به درستی انجام نشد و منجر به ایجاد تونل در منطقه اغتشاشی جوش و در نتیجه آن کاهش استحکام شد. با افزایش سرعت پیشروی به ۷۵ میلیمتر بر دقیقه، استحکام افزایش می یابد و پس از آن با افزایش سرعت پیشروی به ۱۲۵ و سپس ۱۷۵ میلیمتر بر دقیقه، کاهش استحکام مشاهده می شود. در واقع در نمونه ۳ و ۴ علی رغم این که متوسط اندازه دانه کمتری نسبت به نمونه ۲ مشاهده می شود، به دلیل بیشتر بودن سرعت پیشروی و در نتیجه تجمع شدیدتر ذرات در منطقه اغتشاشی و عدم ایجاد پیوند مناسب میان پودر و زمینه، استحکام کاهش یافته است. در این نمونه ها، با توجه به بالا بودن سرعت پیشروی و عدم توانایی پین در ایجاد اختلاط مناسب در این سرعت دورانی، پودرها در ناحیه اغتشاشی تجمع می یابند و این نواحی محل های مستعد به ایجاد ترک خواهند بود و استحکام را کاهش می دهند. شکل (۷) تاثیر سرعت پیشروی را بر استحکام کششی نهایی نمونه های جوشکاری شده نشان می دهد.

در سرعت های دورانی ۸۰۰ و ۱۰۰۰ دور بر دقیقه، با تغییر سرعت پیشروی از ۲۵ به ۷۵ میلیمتر بر دقیقه، افزایش استحکام کششی و پس از آن با افزایش سرعت پیشروی به ۱۲۵ و ۱۷۵ میلیمتر بر دقیقه، کاهش استحکام کششی مشاهده می شود. در مورد نمونه های ۵ و ۹، با توجه به پایین بودن سرعت پیشروی و به دنبال آن بالا بودن میزان حرارت ورودی، دانه های درشت تری مشاهده می شود که این موضوع باعث کاهش استحکام در این نمونه ها می شود. با افزایش سرعت پیشروی از ۲۵ به ۷۵ میلیمتر، از طرفی میزان حرارت ورودی و به تبع آن متوسط اندازه دانه کاهش می یابد و از سوی دیگر توزیع مناسبی از ذرات تقویت کننده در فاز زمینه ایجاد می شود که این موضوع

باعث بالا رفتن قابل ملاحظه استحکام می شود، به نحوی که نمونه ۶ با استحکام ۲۳۹ MPa بالاترین استحکام را میان نمونه های جوشکاری شده ایجاد می کند. با افزایش سرعت پیشروی به ۱۲۵ و سپس ۱۷۵ میلیمتر بر دقیقه، زمان کافی برای توزیع مناسب ذرات تقویت کننده در فاز زمینه فراهم نمی شود و از سوی دیگر به دلیل افزایش سرعت پیشروی نسبت به حالت قبل، اختلاط مواد به خوبی حالت قبل صورت نمی گیرد و به همین دلیل کاهش استحکام مشاهده می شود.

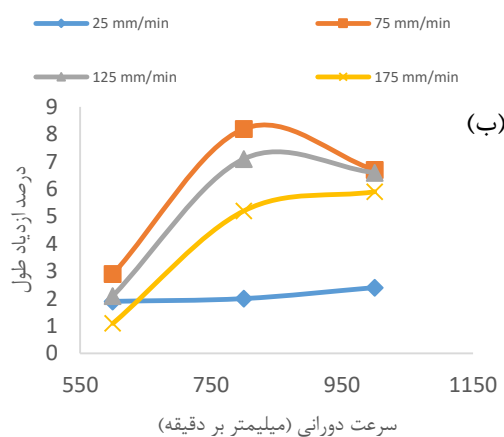
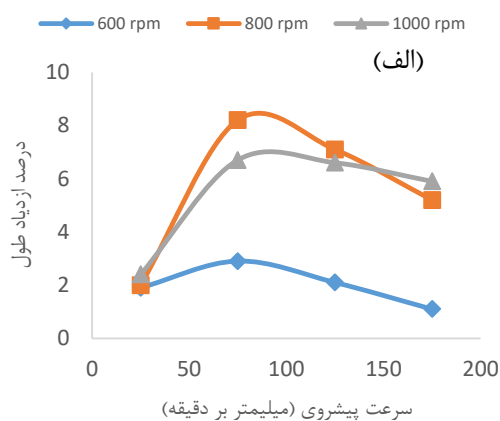


شکل (۷): تاثیر سرعت پیشروی بر استحکام کششی نهایی

در حالت کلی می توان گفت، در سرعت های پیشروی ثابت، با افزایش سرعت دورانی، افزایش استحکام کششی در نمونه ها مشاهده می شود. در واقع با افزایش سرعت دورانی، قدرت اغتشاش پین و میزان گرمای ورودی به صورت همزمان افزایش می یابند. افزایش قدرت اغتشاش پین منجر به توزیع بهتر ذرات تقویت کننده در فاز زمینه می شود، که با توجه به اثر قفل کنندگی ذرات تقویت کننده فاز زمینه، افزایش محل های مستعد برای جوانه زنی دانه های تبلور مجدد یافته و همچنین تاثیر در شکسته شدن دانه های اولیه، به ریزدانه شدن ساختار کمک می کند، از طرفی افزایش میزان حرارت ورودی نیز باعث درشت دانه شدن ریزساختار جوشکاری شده می شود [۱۷].

با توجه به نتایج به دست آمده در این پژوهش مشاهده می شود

درصد ازدیاد طول نشان می دهد، مشاهده می شود که در سرعت های پیشروی ۲۵ و ۱۷۵ میلیمتر بر دقیقه، با افزایش سرعت دورانی، درصد ازدیاد طول افزایش می یابد و این در حالی است که در سرعت های پیشروی ۷۵ و ۱۲۵ میلیمتر بر دقیقه، با افزایش سرعت دورانی، درصد ازدیاد طول افزایش و سپس کاهش یافته است.

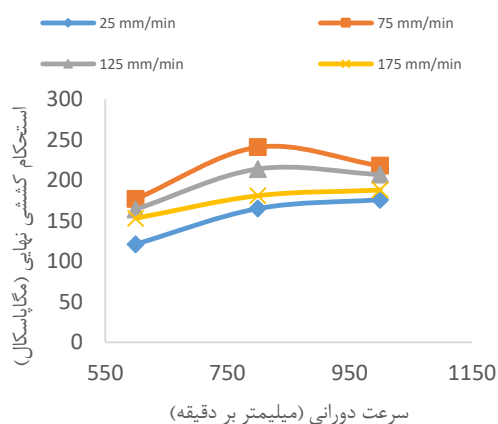


شکل (۹): تغییر درصد ازدیاد طول نمونه های جوشکاری شده با تغییر: (الف): سرعت دورانی و (ب): سرعت پیشروی

همچنین در اغلب موارد با افزایش سرعت پیشروی در سرعت های دورانی ثابت، در ابتدا درصد ازدیاد طول نمونه های جوشکاری شده افزایش می یابد و سپس با رسیدن به سرعت های پیشروی بالاتر با کاهش درصد ازدیاد طول همراه می باشد. می توان دریافت که موثرترین عامل در کاهش و یا افزایش

که در سرعت پیشروی ثابت، با افزایش سرعت دورانی، توزیع مناسب ذرات فاز تقویت کننده، بر اثر افزایش میزان حرارت ورودی غلبه کرده و با افزایش سرعت دورانی، کاهش متوسط اندازه دانه و به دنبال آن افزایش استحکام و داکتیلیته ایجاد می شود. شکل (۸) تاثیر سرعت دورانی را بر استحکام کششی نهایی نمونه های جوشکاری شده نشان می دهد.

موضوع قابل توجه این است که نمونه های ۶ و ۷ استحکام کششی و چکش خواری بالاتری را در مقایسه با نمونه های جوشکاری شده در سرعت های پیشروی مشابه و سرعت دورانی بالاتر دارا می باشند. در واقع در سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه و سرعت های پیشروی ۷۵ و ۱۲۵ میلیمتر بر دقیقه، اغتشاش لازم برای ایجاد توزیع پودر مناسب فراهم شده است و همچنین میزان حرارت ورودی در حد مطلوب می باشد که این عوامل در کنار هم باعث ریزدانه شدن ساختار جوش در مقایسه با نمونه های جوشکاری شده با سرعت دورانی بالاتر شده است. به بیان دیگر می توان گفت این نمونه ها در دمایی پایین تر نسبت به نمونه های ۱۰ و ۱۱، شرایط مشابهی را به لحاظ توزیع ذرات تقویت کننده دارند که منجر به کاهش متوسط اندازه دانه و افزایش استحکام و چکش خواری آن ها شده است.



شکل (۸): تاثیر سرعت دورانی بر استحکام کششی نهایی

۳-۳- درصد ازدیاد طول

با توجه به شکل (۹) که تاثیر سرعت پیشروی و دورانی را بر

با توجه به این که ذرات شدیداً آگلومره شده دارای فصل مشترک نا هم سیما با فاز زمینه منیزیمی می باشند و این پیوند ضعیف تر از پیوندی است که بین خود ذرات کاربید سیلیسیم وجود دارد، شکست در ناحیه اغتشاشی و در فصل مشترک ذرات فاز تقویت کننده تجمع یافته و فاز زمینه رخ می دهد و با توجه به ضعیف بودن اتصال بین زمینه و ذرات فاز تقویت کننده، شکست از فصل مشترک بین این دو ناحیه انجام خواهد شد. نمونه آزمون کشش شکسته شده از ناحیه اغتشاشی مربوط به نمونه شماره ۲ در شکل (۱۱) نشان داده شده است.



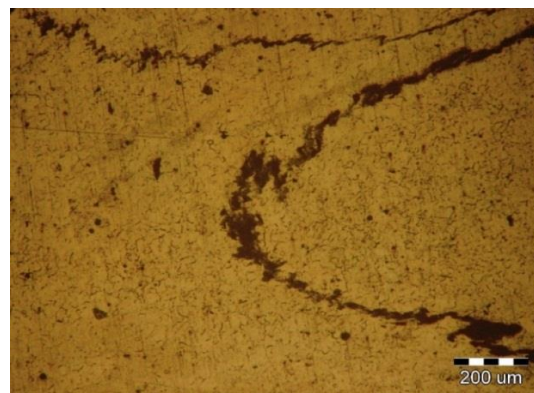
شکل (۱۱): نمونه آزمون کشش شکسته شده از ناحیه اغتشاشی

شکست تمامی نمونه های ۱۳-۵ از منطقه تحت تاثیر ترمومکانیکی و از سمت پیش رونده انجام شد و این نحوه شکست در پژوهشی که توسط کامین و همکاران صورت گرفت نیز گزارش شده است [۲۷]. دلیل شکست از این ناحیه آن است که در طی فرایند، ناحیه متاثر شده ترمومکانیکی تغییر شکل و دمای بالا را تجربه می کند، اما به دلیل کافی نبودن میزان تغییر شکل پلاستیک اعمال شده، پدیده تبلور مجدد در آن رخ نمی دهد و به همین دلیل چگالی بالایی از نابه جایی در آن ناحیه ایجاد می شود. در حین آزمون کشش، تنش در این ناحیه متمرکز می شود و آنقدر افزایش می یابد تا به حد تنش مورد نیاز برای جوانه زنی ترک می رسد، در ادامه ترک تشکیل شده رشد می کند و به گسیختگی نمونه می انجامد [۲۸]. مثالی از نمونه های آزمون کشش شکسته شده از منطقه تحت تاثیر ترمومکانیکی در شکل (۱۲) نشان داده شده است.

درصد ازدیاد طول نمونه های مختلف جوشکاری شده، تغییرات اندازه دانه می باشد. در واقع هر قدر که نمونه جوشکاری شده دانه ریزتر باشد، دانه ها جهت های متفاوت تری نسبت به هم خواهند داشت و ترک برای حرکت می بایست انرژی بیشتری را صرف کند و به این ترتیب حرکت ترک سخت تر انجام خواهد شد. همچنین بنا بر قانون زرنر، هر قدر که ماده دانه درشت تر باشد، تجمع بیشتری از نابه جایی ها در پشت مرزدانه ایجاد می شود و این پدیده باعث بالا رفتن تنش در پشت مرزدانه می شود که با غلبه بر استحکام نظری ماده، جوانه ترک به وجود می آید [۲۶]. به این ترتیب هر قدر که نمونه جوشکاری شده دارای ساختاری ریزدانه تر باشد، جوانه زنی ترک دیرتر انجام خواهد شد و رشد ترک با سرعت کمتری اتفاق می افتد که این موضوع باعث افزایش درصد ازدیاد طول نمونه جوشکاری شده می شود.

۴-۳- شکست

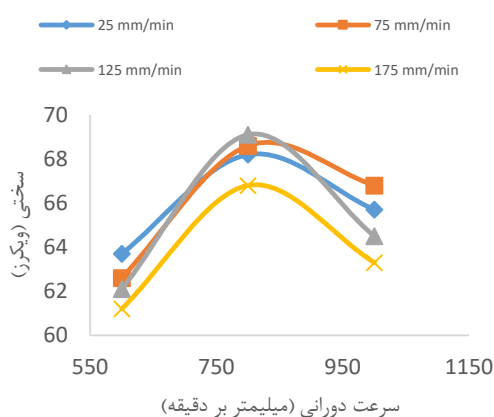
شکست کلیه نمونه های جوشکاری شده در سرعت دورانی ۶۰۰ دور بر دقیقه از منطقه اغتشاشی صورت گرفت. در نمونه شماره ۱ شکست از ناحیه ایجاد تونل سراسری در منطقه اغتشاشی انجام شد. در نمونه های ۴-۲ نیز با توجه به پایین بودن سرعت دورانی و در نتیجه ضعیف بودن اغتشاش ایجاد شده توسط پین، توزیع ذرات تقویت کننده کاربید سیلیسیم به صورت مناسبی صورت نگرفت و همان طور که در شکل (۱۰) نشان داده شده است، توزیع زیگزاگی شکلی از ذرات فاز تقویت کننده تجمع یافته در ناحیه اغتشاشی ایجاد شد.



شکل (۱۰): تجمع شدید ذرات کاربید سیلیسیم در ناحیه اغتشاشی

این موضوع نشان می دهد که میزان اغتشاش ایجاد شده توسط پین در مقایسه با مدت زمان فراهم شده برای توزیع ذرات فاز تقویت کننده عامل تاثیرگذارتری بر سختی در ناحیه اغتشاش یافته جوش می باشد، به نحوی که تغییر زمان فراهم شده برای پراکنده سازی ذرات فاز تقویت کننده در فاز زمینه، بدون تغییر در میزان اغتشاش ایجاد شده توسط پین، تغییر چندانی در میزان سختی ایجاد نمی کند.

همان طور که در شکل (۱۴) مشاهده می شود، با افزایش سرعت دورانی در سرعت های پیشروی ثابت، سختی در ابتدا افزایش و سپس کاهش می یابد. با افزایش سرعت دورانی در سرعت پیشروی ثابت، حرارت ورودی و میزان اغتشاش ایجاد شده توسط پین افزایش می یابد و این در حالی است که زمان فراهم شده برای توزیع ذرات فاز تقویت کننده، ثابت می باشد. افزایش اغتشاش ایجاد شده توسط پین، به توزیع مناسب تر ذرات تقویت کننده و ریزدانه شدن منطقه اغتشاشی کمک می کند و از سوی دیگر افزایش میزان حرارت ورودی منجر به درشت دانه شدن ساختار می شود [۱۷].



شکل (۱۴): تاثیر سرعت پیشروی بر سختی ناحیه اغتشاش یافته

در سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه اثر توزیع مناسب ذرات فاز تقویت کننده بر اثر افزایش میزان حرارت ورودی غلبه می کند و منجر به ریزدانه شدن ساختار و به دنبال آن افزایش میزان سختی در ناحیه اغتشاشی می شود. اما با افزایش سرعت دورانی

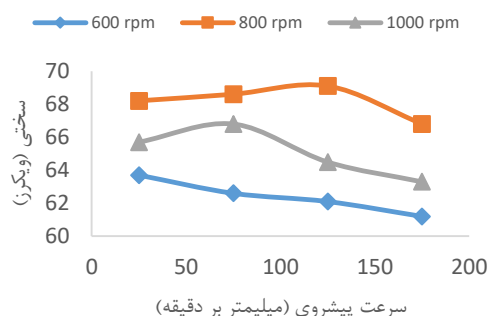


شکل (۱۲): نمونه آزمون کشش شکسته شده از ناحیه اغتشاشی

۵-۳- سختی

مطابق جدول (۳) مشاهده می شود که در سرعت های پیشروی ثابت، با افزایش سرعت دورانی، میزان سختی در ناحیه اغتشاش یافته افزایش و سپس کاهش می یابد و این در حالی است که در سرعت های دورانی ثابت با تغییر سرعت پیشروی اختلاف قابل ملاحظه ای در میزان سختی های بدست آمده ایجاد نمی شود. از جمله مهمترین عوامل تاثیرگذار بر میزان سختی در ناحیه اغتشاشی، متوسط اندازه دانه و نحوه توزیع ذرات سرامیکی سخت در زمینه می باشد که بر میزان محدودیت ایجاد شده در حین تغییر شکل زمینه تاثیرگذار است [۲۹-۳۰].

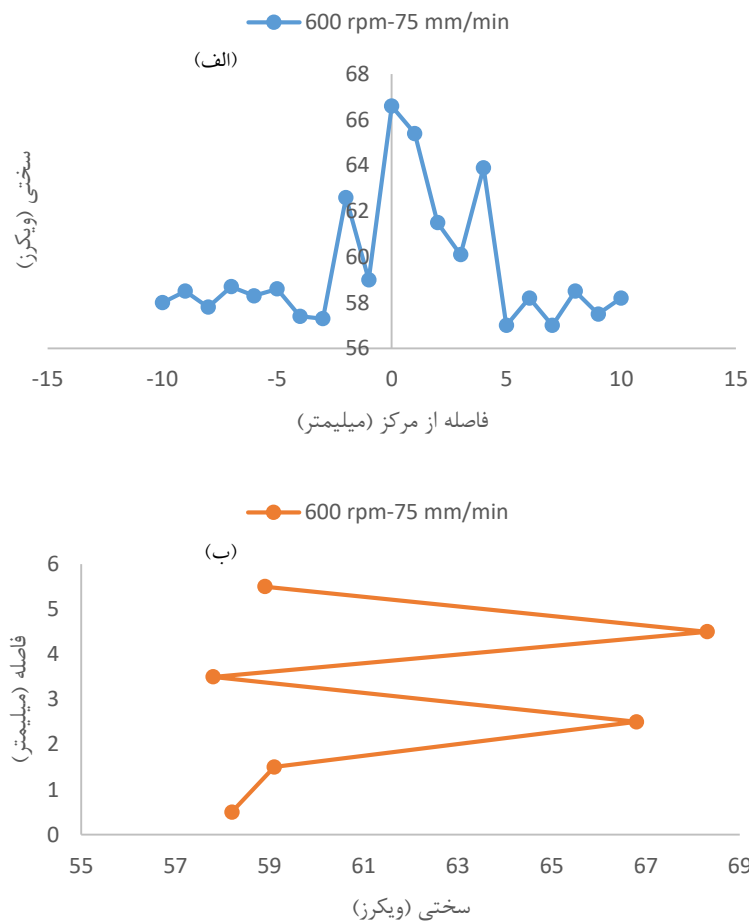
شکل (۱۳) تاثیر سرعت دورانی را بر سختی ناحیه اغتشاشی در نمونه های جوشکاری شده نشان می دهد. در سرعت های دورانی ثابت، با تغییر سرعت پیشروی، زمان فراهم شده برای توزیع ذرات تقویت کننده در فاز زمینه تغییر می یابد و این در حالی است که میزان اغتشاش ایجاد شده توسط پین تغییر نمی کند. هرچند که با کاهش میزان حرارت ورودی ناشی از افزایش سرعت پیشروی، متوسط اندازه دانه کاهش می یابد، با این حال تفاوت چندانی در میزان سختی به دست آمده در سرعت های پیشروی متفاوت دیده نمی شود.



شکل (۱۳): تاثیر سرعت دورانی بر سختی ناحیه اغتشاش یافته

پروفیل سختی سنجی طولی و عرضی نمونه شماره ۲ که با سرعت دورانی ۶۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۷۵ میلیمتر بر دقیقه جوشکاری شده در شکل (۱۵) نشان داده شده است. همان طور که مشخص است به دلیل آتیل بودن ماده پایه، افت سختی قابل توجهی در منطقه متأثر از حرارت ایجاد نشده است و متوسط سختی در ناحیه اغتشاش یافته از ماده پایه بیشتر می باشد.

به ۱۰۰۰ دور بر دقیقه میزان حرارت ورودی نسبت به حالت قبل بالاتر می رود و این در حالی است که تغییر چندانی در نحوه توزیع ذرات فاز تقویت کننده به وجود نمی آید، بنابراین در این مورد اثر افزایش میزان حرارت ورودی بر اثر افزایش اغتشاش ایجاد شده توسط پین غلبه می کند و دانه های ناحیه اغتشاشی نسبت به حالت قبل درشت تر می شوند و این موضوع باعث کاهش سختی ناحیه اغتشاشی نسبت به حالت قبل می شود.



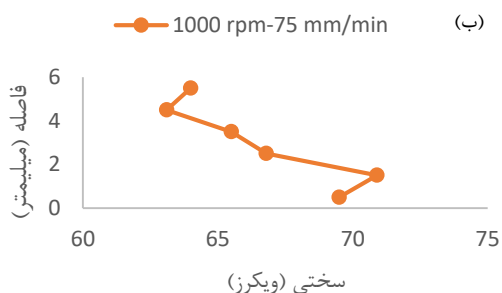
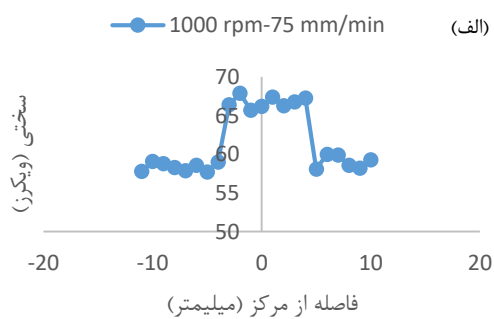
شکل (۱۵): پروفیل سختی سنجی نمونه شماره ۲ در راستای: (الف): طولی و (ب): عرضی

بر دقیقه، به دلیل اغتشاش ضعیف ایجاد شده توسط پین، توزیع ذرات پودری سخت در زمینه منیزیمی به خوبی صورت نمی گیرد و این باعث ایجاد خطوط زیگزاگی شکل پودری در ناحیه اغتشاشی می شود که در نتیجه آن نوسان در اندازه سختی نقاط

همچنین مشاهده می شود که هم در راستای طولی و هم در راستای عرضی ناحیه اغتشاش یافته مقدار سختی با نوسان زیادی همراه است. در واقع همان طور که در شکل (۱۰) نشان داده شد، در مورد نمونه های جوشکاری شده با سرعت دورانی ۶۰۰ دور

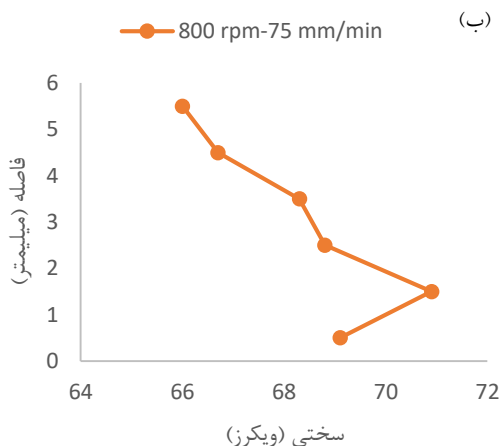
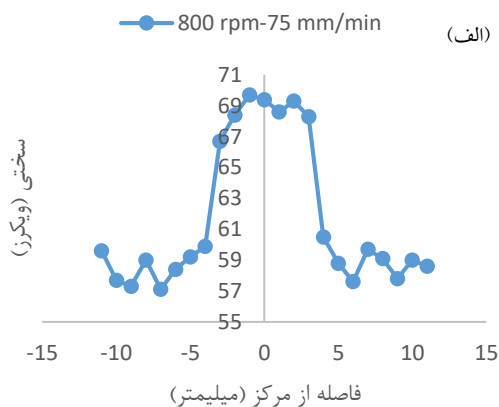
با بررسی تغییرات سختی در عرض ناحیه اغتشاشی مشخص است که با حرکت از بالا به سمت پایین این ناحیه، سختی افزایش می یابد و مجدداً در نواحی پایین منطقه اغتشاشی با افت سختی همراه است. در واقع با توجه به این که شولدر در نواحی بالایی منطقه اغتشاشی به صورت مستقیم با ماده در تماس می باشد، دما در این ناحیه بالاتر از نواحی پایینی جوش می باشد. بنابراین دانه ها در نواحی بالاتر ناحیه اغتشاشی بزرگ تر از دانه های نواحی پایینی خواهند بود که این پدیده منجر به بالاتر رفتن میزان سختی نواحی پایینی نسبت به نواحی بالایی جوش در ناحیه اغتشاشی می شود. اما از سوی دیگر باید توجه داشت که توزیع ذرات کاربید سیلیسیم در ناحیه پایینی منطقه اغتشاشی، فقیرتر از نواحی میانی آن می باشد و همین موضوع باعث کمتر شدن سختی این ناحیه نسبت به نواحی میانی ناحیه اغتشاشی شده است.

شکل (۱۷) پروفیل سختی سنجی طولی و عرضی نمونه شماره ۱۰ که با سرعت دورانی ۱۰۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۷۵ میلیمتر بر دقیقه جوشکاری شده است را نشان می دهد.

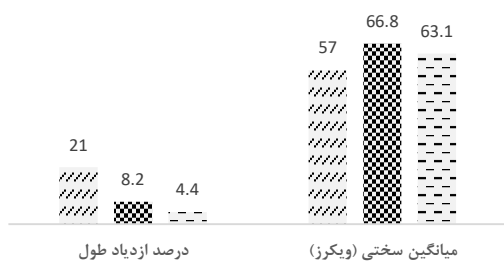


شکل (۱۷): پروفیل سختی سنجی نمونه شماره ۱۰ در راستای: (الف): طولی و (ب): عرضی

مختلف ناحیه اغتشاشی ایجاد خواهد شد. شکل (۱۶) پروفیل سختی سنجی طولی و عرضی نمونه شماره ۶ که با سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۷۵ میلیمتر بر دقیقه جوشکاری شده است را نشان می دهد. همان طور که مشخص است، میزان سختی در منطقه متاثر از حرارت کاهش نیافته است و در ناحیه اغتشاشی به صورت یکنواخت نسبت به ماده پایه افزایش یافته است. در واقع با توجه به توزیع مناسب نانو ذرات کاربید سیلیسیم در منطقه اغتشاشی، میزان گرمای ورودی مطلوب و همچنین متوسط اندازه دانه ریز در ناحیه اغتشاشی، سختی نسبتاً یکنواختی در ناحیه اغتشاشی ایجاد می شود که به میزان قابل توجهی از سختی ماده پایه بالاتر می باشد.



شکل (۱۶): پروفیل سختی سنجی نمونه شماره ۶ در راستای: (الف): طولی و (ب): عرضی



شکل (۱۹): مقایسه درصد ازدیاد طول و میانگین سختی نمونه شماره ۶ و نمونه جوشکاری شده بدون پودر

استحکام تسلیم در نمونه های شماره ۶ و نمونه جوشکاری شده بدون پودر به ترتیب برابر ۱۳۱ و ۱۱۸ مگاپاسکال تعیین شده است، بنابراین استحکام تسلیم نمونه شماره ۶، حدود ۱۱ درصد نسبت به نمونه جوشکاری شده بدون پودر افزایش یافته است. استحکام کششی نهایی نمونه های شماره ۶ و نمونه جوشکاری شده بدون پودر به ترتیب برابر ۲۳۹ و ۱۷۲ مگاپاسکال به دست آمده است، بنابراین استحکام کششی نهایی نمونه شماره ۶، حدود ۳۹ درصد نسبت به استحکام کششی نهایی نمونه جوشکاری شده بدون پودر افزایش یافته است.

درصد ازدیاد طول نمونه های شماره ۶ و نمونه جوشکاری شده بدون پودر به ترتیب برابر ۸/۲ و ۴/۴ درصد تعیین شد، بنابراین درصد ازدیاد طول نمونه شماره ۶، حدود ۸۸ درصد نسبت به درصد ازدیاد طول نمونه جوشکاری شده بدون پودر (۱۹ درصد ازدیاد طول ماده پایه) افزایش یافته است.

متوسط میزان سختی در ناحیه اغتشاشی نمونه های شماره ۶ و نمونه جوشکاری شده بدون پودر به ترتیب برابر ۶۶/۸ و ۶۳/۱ ویکرز به دست آمد که این مورد نیز بیانگر افزایش جزئی میزان سختی نمونه شماره ۶ نسبت به نمونه جوشکاری شده بدون پودر می باشد.

همچنین متوسط اندازه دانه در ناحیه اغتشاشی نمونه های شماره ۶ و نمونه جوشکاری شده بدون پودر به ترتیب برابر ۵ و ۱۱ میکرومتر تعیین شد که نشان دهنده ریزدانه تر بودن نمونه شماره ۶ نسبت به نمونه جوشکاری شده بدون پودر است.

در این مورد نیز میزان سختی در منطقه متأثر از حرارت کاهش نیافته است و سختی در ناحیه اغتشاشی نسبت به ماده پایه افزایش یافته است که متوسط میزان افزایش سختی در ناحیه اغتشاشی نسبت به نمونه شماره ۶ کمتر است. در واقع با توجه به این که نمونه شماره ۱۰ نسبت به نمونه شماره ۶ در سرعت دورانی بالاتری جوشکاری شده است، دانه های تبلور مجدد یافته در ناحیه اغتشاشی این نمونه دمای بالاتری را تجربه می کنند و به همین دلیل ساختار درشت دانه تری ایجاد شده است. درشت دانه تر بودن ناحیه اغتشاشی نمونه شماره ۱۰ نسبت به نمونه شماره ۶ می تواند دلیلی بر کمتر بودن متوسط اندازه سختی در ناحیه اغتشاشی باشد. همچنین در این نمونه نیز مشابه نمونه شماره ۶، با حرکت از بالا به سمت پایین ناحیه اغتشاشی، سختی افزایش می یابد و در نواحی پایینی منطقه اغتشاشی افت سختی ایجاد می شود.

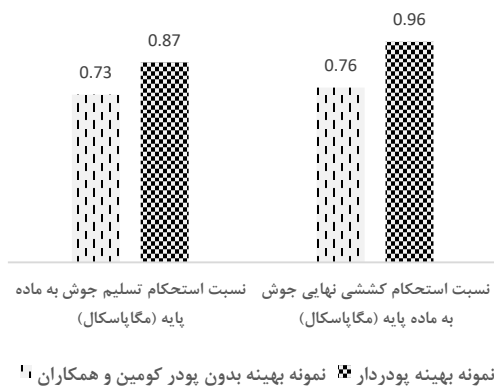
۳-۶- مقایسه خواص مکانیکی نمونه پودردار و بدون پودر

با توجه به این که در نمونه جوشکاری شده با سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۷۵ میلیمتر بر دقیقه در مجموع خواص مکانیکی بهتری نسبت به دیگر نمونه ها به دست آمد، این نمونه به عنوان نمونه بهینه تعیین شد و به منظور مقایسه خواص مکانیکی نمونه پودردار و بدون پودر، جوشکاری آلیاژ منیزیم AZ31 در حالت بدون پودر و در شرایط مشابه انجام شد. شکل های (۱۸) و (۱۹) مقایسه خواص مکانیکی نمونه شماره ۶ و نمونه بدون پودر جوشکاری شده در شرایط مشابه را نشان می دهند.



شکل (۱۸): مقایسه استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی نمونه شماره ۶ و نمونه جوشکاری شده بدون پودر

شکل (۱۸): مقایسه استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی نمونه شماره ۶ و نمونه جوشکاری شده بدون پودر



شکل (۲۱): مقایسه خواص مکانیکی نمونه شماره ۶ و نمونه بهینه بدون پودر کومین و همکاران

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش به منظور بهبود خواص مکانیکی اتصال ایجاد شده به وسیله فرایند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی، با اضافه کردن نانو ذرات کاربید سیلیسیم در محل اتصال لب به لب آلیاژ منیزیم AZ31، نانوکامپوزیت Mg/Sic در ناحیه اغتشاشی ایجاد شد. با بررسی خواص مکانیکی اتصالات مختلف نتایج زیر حاصل شد:

۱- در صورت انتخاب سرعت های دورانی پایین، اغتشاش به صورت مناسب در ناحیه اغتشاشی ایجاد نمی شود و ذرات پودری آگلومره شده به صورت خطوط زیگزاگی شکل در قسمت میانی ناحیه اغتشاشی تجمع می یابند.

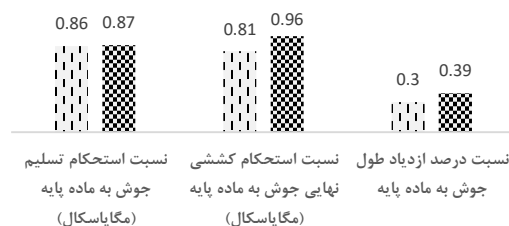
۲- در سرعت پیشروی ثابت، با افزایش سرعت دورانی، اثر توزیع مناسب ذرات فاز تقویت کننده، بر اثر افزایش میزان حرارت ورودی غلبه کرده و با افزایش سرعت دورانی، کاهش متوسط اندازه دانه و به دنبال آن افزایش استحکام و داکتیلیته ایجاد می شود.

۳- شکست کلیه نمونه های جوشکاری شده در سرعت دورانی ۶۰۰ دور بر دقیقه از منطقه اغتشاشی و شکست نمونه های جوشکاری شده در سرعت های دورانی ۸۰۰ و ۱۰۰۰ دور بر دقیقه از منطقه تحت تاثیر ترمومکانیکی و از سمت پیش رونده انجام شد.

اما با توجه به این که نمی توان با قاطعیت بیان کرد که سرعت پیشروی و دورانی بهینه به دست آمده برای نمونه پودردار، سرعت پیشروی و دورانی بهینه برای جوشکاری آلیاژ منیزیم AZ31 در حالت بدون پودر نیز می باشد، مقایسه خواص مکانیکی نمونه شماره ۶ با خواص مکانیکی نمونه بهینه جوشکاری شده توسط قرچه و همکاران [۳۱] و همچنین کامین و همکاران [۲۳] انجام شد.

با مقایسه خواص به دست آمده از جوش نمونه شماره ۶ با نمونه بهینه جوشکاری شده توسط قرچه و همکاران مشخص می شود که استحکام تسلیم دو نمونه تقریباً یکسان می باشد و این در حالی است که استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول نمونه شماره ۶ به ترتیب حدود ۱۵ و ۹ درصد استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول فلز پایه افزایش یافته است. مقایسه میان خواص مکانیکی نمونه شماره ۶ و نمونه بدون پودر جوشکاری شده توسط قرچه و همکاران در شکل (۲۰) نشان داده شده است.

با مقایسه خواص به دست آمده از جوش نمونه شماره ۶ با نمونه بهینه جوشکاری شده توسط کومین و همکاران نیز مشخص می شود که استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی نمونه شماره ۶ به ترتیب حدود ۱۴ و ۲۳ درصد استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی فلز پایه افزایش یافته است. مقایسه میان خواص مکانیکی نمونه شماره ۶ و نمونه بهینه بدون پودر جوشکاری شده توسط کومین و همکاران در شکل (۲۱) نشان داده شده است.



نمونه بهینه بدون پودر قرچه و همکاران ۱:

نمونه بهینه پودردار (شماره ۶) ۲:

شکل (۲۰): مقایسه خواص مکانیکی نمونه شماره ۶ و نمونه بدون پودر قرچه

و همکاران

[5] L. Ceschini, I. Boromei, G. Minak, A. Morri & F. Tarterini, "Effect of friction stir welding on microstructure, tensile and fatigue properties of the AA7005/10 vol.%Al₂O₃ composite", *Compos. Sci.Technol*, Vol. 67, pp. 605-615, 2007.

[6] Ellis MBD, "Joining of aluminium based metal matrix composites", *Int Mater Rev*, Vol. 41, No. 2, pp. 41-58, 1996.

[۷] م. صفرخانیان، م. گودرزی و س. م. بوتربی، "مکانیزم تشکیل دانه ها در منطقه ی اختلاط حین جوشکاری اصطکاکی اختلاطی (FSW) و بررسی اثر سرعت دورانی ابزار و سرعت جوشکاری بر اندازه دانه ها"، فصلنامه علمی پژوهشی فرایندهای نوین در مهندسی مواد، سال ششم، شماره ۲، تابستان ۱۳۹۱.

[۸] ر. بازرگان لاری و ا. وفا، "مقایسه رفتار خوردگی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۱ جوش داده شده به روش FSLW و GTALW"، فصلنامه علمی پژوهشی فرایندهای نوین در مهندسی مواد، سال دهم، شماره ۲، تابستان ۱۳۹۵.

[9] M. Srinivasan, C. Loganathan, V. Balasubramanian, Q. B. Nguyen, M. Gupta & R. Narayanasamy, "Feasibility of joining AZ31B magnesium metal matrix composite by friction welding", *Materials & Design*, Vol. 32, pp.1672-1676, 2011.

[10] W. B. Lee, C.Y. Lee, M. K. Kim, J. Yoon, Y. J. Kim, Y. M. Yoen & S. B. Jung, "Microstructures and wear property of friction stir welded AZ91 Mg/SiC particle reinforced composite", *Composites Science and Technology*. Vol. 66, pp. 1513-1520, 2006.

[11] S. Gopalakrishnan & N. Murugan, "Prediction of tensile strength of friction stir welded aluminium matrix TiC particulate reinforced composite", *Materials & Design*, Vol. 32, pp. 462-467, 2011.

[۱۲] م. سلیمانی، س. ف. کاشانی بزرگ و ع. م. هادیان، "ارزیابی سایشی لایه سطحی نانوکامپوزیت هیبریدی Al7075/SiC-BN تشکیل شده توسط روش همزن اصطکاکی"، فصلنامه علمی پژوهشی فرایندهای نوین در مهندسی مواد، سال دهم، شماره ۱، بهار ۱۳۹۵.

[۱۳] م. مسائلی و ک. امینی، "بررسی سختی و رفتار تریبولوژیکی

۴- میزان اغتشاش ایجاد شده توسط پین در مقایسه با مدت زمان فراهم شده برای توزیع ذرات فاز تقویت کننده عامل تاثیرگذارتری بر سختی در ناحیه اغتشاش یافته جوش می باشد.

۵- با حرکت از نواحی بالایی ناحیه اغتشاشی به سمت نواحی پایینی ناحیه اغتشاشی، مقدار سختی افزایش می یابد و سپس در پایین ترین ناحیه از منطقه اغتشاشی به دلیل فقیر بودن آن از ذرات کاربید سیلیسیم، افت سختی مشاهده می شود.

۶- استحکام تسلیم، استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نمونه جوشکاری شده با پودر در سرعت دورانی ۸۰۰ دور بر دقیقه و سرعت پیشروی ۷۵ میلیمتر بر دقیقه نسبت به نمونه جوشکاری شده بدون پودر در شرایط مشابه به ترتیب ۱۱، ۳۹ و ۸۸ درصد افزایش پیدا کرد.

۵- تشکر و قدردانی

نویسنده نهایت سپاس و تشکر فراوان از اساتید محترم جناب آقای دکتر امیدوار و جناب آقای دکتر صفرخانیان را دارد چرا که بدون کمک‌ها و راهنمایی‌های عالمانه ایشان انجام این پژوهش بسیار مشکل می‌بود.

۶- مراجع

[1] K. Máthis, Z. Trojanová, P. Lukáč, C. H. Cáceres, & J. Lendvai, "Modeling of hardening and softening processes in Mg alloys", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 378, pp. 176-179, 2004.

[2] B. L. Mordike & T. Ebert, "Magnesium Properties - applications - potential", *Materials Science and Engineering*, Vol. 302A, pp. 37-45, 2001.

[3] D. L. Atwell, M. R. Barnett & W. B. Hutchinson, "The effect of initial grain size and temperature on the tensile properties of magnesium alloy AZ31 sheet", *Materials Science and Engineering*, Vol. 549A, pp. 1-6, 2012.

[4] Weisheit, R. Galun & B. L. Mordike, "CO₂ laser beam welding of magnesium-based alloys", *Welding Journal*, Vol. 77, pp. 148-154, 1998.

pp. 519–527, 2014.

- [22] D. Khayyaminn, A. Mostafapour & R. Keshmiri, "The effect of process parameters on microstructural characteristics of AZ91/SiO₂ composite fabricated by FSP", *Materials Science & Engineering*, Vol. 559A, pp. 217–221, 2013.
- [23] L. Commin, J. E. Masse & L. Barrallier, "Friction stir welding of AZ31 magnesium alloy rolled sheets: Influence of processing parameters", *Acta Materialia*, Vol. 59, pp. 326–334, 2009.
- [24] P. Asadi, G. Faraji & M. K. Besharati, "Producing of AZ91/SiC composite by friction stir processing (FSP)", *Int J Adv Manuf Technol*, Vol. 51, pp. 247–260, 2010.
- [25] H. Ye & X. Liu, "Review of recent studies in magnesium matrix composites", *Jornal of Materials Science*, Vol. 39, pp. 6153–6171, 2004.
- [26] G. Ellwood Dieter, "Mechanical metallurgy", 3rd ed, McGraw-Hill, Michigan, 1986.
- [27] L. commin, M. Dumont, R. Rotinat, F. Pierron, J. Masse & L. Barrallier, "Influence of the microstructural changes and induced residual stresses on tensile properties of wrought magnesium alloy friction stir welds", *Materials Science and Engineering*, Vol.551A, pp. 288– 292, 2012.
- [28] R. S. Mishra & Z. Y. Ma, "Friction stir welding and processing", *Mater Sci Eng R*, Vol. 50, pp. 1-78, 2005.
- [29] W. B. Lee, C. Y. Lee, M. K. Kim, J. Yoon, Y. J. Kim, Y. M. Yoem & S. B. Jung, "Microstructures and wear property of friction stir welded AZ91 Mg/SiC particle reinforced composite", *Composites Science and Technology*, Vol. 66, pp. 1513-1520, 2006.
- [30] Gh. Faraji & P. Asadi, "Characterization of AZ91/alumina nano-composite produced by FSP", *Materials Science and Engineering*, Vol. 528A, pp. 2431-2440, 2011.
- نانوکامپوزیت سطحی Al/Al₂O₃-TiB₂ ساخته شده با فرآوری هم‌زن اصطکاکی"، فصلنامه علمی پژوهشی فرآیندهای نوین در مهندسی مواد، سال دهم، شماره ۱، بهار ۱۳۹۵.
- [14] Y. Morisada, H. Fujii, T. Nagaoka & M. Fukusumi, "Effect of friction stir processing with SiC particles on microstructure and hardness of AZ31", *Materials Science and Engineering*, Vol. 433A, pp. 50-54, 2006.
- [15] M. Barmouz, P. Asadi, MK. Besharati Givi & M. Taherishargh, "Investigation of mechanical properties of Cu/SiC composite fabricated by FSP: Effect of SiC particles' size and volume fraction", *Mater. Sci. Eng*, Vol. 528A, pp. 1740–1749, 2011.
- [16] Y. Morisada, H. Fujii, T. Nagaoka & M. Fukusumi, "MWCNTs/AZ31 surface composites fabricated by friction stir processing", *Materials Science and Engineering*, Vol. 419A, pp. 344-348, 2006.
- [17] M. Azizieh, A. H. Kokabi & P. Abachi, "Effect of rotational speed and probe profile on microstructure and hardness of AZ31/Al₂O₃ nanocomposites fabricated by friction stir processing", *Materials & Design*, Vol. 32, pp. 2034-2041, 2011.
- [18] D. Khayyamin, A. Mostafapour & R. Keshmiri, "The effect of process parameters on microstructural characteristics of AZ91/SiO₂ composite fabricated by FSP", *Materials Science and Engineering*, Vol. 559A, pp. 217-221, 2013.
- [19] YF. Sun & H. Fujii, "The effect of SiC particles on the microstructure and mechanical properties of friction stir welded pure copper joints", *Mater. Sci. Eng*, Vol. 528A, pp. 5470–5475, 2011.
- [20] M. Bahrami, K. Dehghani & M. K. Besharati Givi, "A novel approach to develop aluminum matrix nano-composite employing friction stir welding technique", *Materials & Design*, Vol. 53, pp. 217-225, 2013.
- [21] M. Bahrami, M. K. Besharati Givi, K. Dehghani & N. Parvin, "A novel approach to develop aluminum matrix nano-composite employing friction stir welding technique", *Materials and Design*, Vol. 53,

Tools and Manufacture, Vol. 46, pp. 1983-1987,
2006.

- [31] M. Abbasi Gharacheh, A. H. Kokabi, G. H. Daneshi, B. Shalchi & R. Sarrafi, "The influence of the ratio of rotational speed/traverse speed on mechanical properties of AZ31 friction stir welds", Machine