

## فرآیندهای نوین در مهندسی مواد

ma.iaumajlesi.ac.ir

تأثیر نانو ذرات آلومینا، تعداد پاس اختلاط و سرعت دوران در رفتار مکانیکی آلیاژ منیزیم AM60 جوش شده به روش اصطکاکی - اغتشاشی

### مقاله پژوهشی

آرش بهزادی نژاد<sup>۱</sup>، عباس محصل<sup>۲\*</sup>، حمید امیدوار<sup>۳</sup>، نادر ستوده<sup>۴</sup>

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه یاسوج، یاسوج، ایران.

۲- استادیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه یاسوج، یاسوج، ایران.

۳- دانشیار، دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران، ایران.

۴- دانشیار، گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه یاسوج، یاسوج، ایران.

Mohassell@yu.ac.ir\*

### چکیده

در پژوهش حاضر رفتار مکانیکی قطعات آلیاژی AM60 جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی تحت تأثیر تعداد پاس اختلاط و حضور نانو ذرات آلومینا بررسی شد. بررسی‌های میکروسکوپی نشان داد افزایش سرعت دوران ابزار کار در ناحیه به هم خورده جوش باعث افزایش دما و افزایش کرنش و در نتیجه وقوع تبلور مجدد و کاهش اندازه دانه و افزایش بیشتر دما باعث رشد دانه می‌شود. نتایج به وقوع تبلور مجدد دینامیکی در منطقه اختلاط یافته جوش، وقوع تبلور مجدد ناقص در منطقه متأثر از تغییر شکل پلاستیک و حرارت مجاور منطقه جوش و رشد دانه‌ها در منطقه متأثر از حرارت جوش دلالت داشت. سرعت دوران ۱۲۰۰ rpm به عنوان سرعت دوران بهینه برای ریزدانه‌گی، سختی و استحکام نهایی کششی استنتاج شد. در حضور نانو ذرات، اندازه دانه‌ها کاهش یافت اما به دلیل رقابت دو عامل بالا سرعت دوران بهینه تغییر نکرد. در عدم حضور نانو ذرات، افزایش تعداد پاس اختلاط منجر به کاهش اندازه دانه‌ها شد اما در نمونه‌های دارای نانو ذرات آلومینا، هرچند که وجود ذرات تقویت کننده منجر به کاهش اندازه دانه‌ها شد ولی افزایش تعداد پاس اختلاط، تأثیر محسوس در کاهش اندازه دانه‌ها نداشت. نتایج XRD نشان داد اختلاط مواد در حین عملیات جوشکاری منجر به حلالیت ترکیب بین فلزی  $Mg_{17}Al_{12}$  می‌شود. در نمونه‌های با نانو ذرات آلومینا نسبت به نمونه‌های بدون ذرات، در یک سرعت دوران معین، سختی و استحکام بیشتر افزایش یافت. با افزایش سرعت دوران، میزان تنش‌های برشی در حین عملیات جوشکاری افزایش یافته و منجر به کاهش اندازه ذرات آلومینای آگلومره شده و بهبود چقرمگی شد.

### اطلاعات مقاله

دریافت: ۱۴۰۰/۰۷/۰۲

پذیرش: ۱۴۰۱/۰۱/۲۰

### کلید واژگان:

جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی

آلیاژ AM60

سرعت دوران

پاس اختلاط

آگلومره

## Effects of Alumina Nanoparticles, Number of Stirring Pass and Rotational Speed on Mechanical Behavior of Friction Stir Welded (FSW) Magnesium Alloy (AM60)

Arash Behzadineghad<sup>1</sup>, Abbas Mohassel<sup>2\*</sup>, Hamid Omidvar<sup>3</sup>, Nader Setoudeh<sup>4</sup>

1- M.Sc. Student, Department of Materials Engineering, School of Engineering, Yasouj University, Yasouj, Iran.

2- Assistant Professor, Department of Materials Engineering, School of Engineering, Yasouj University, Yasouj, Iran.

3- Associate Professor, School of Mining and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran, Iran.

4- Associate Professor, Department of Materials Engineering, School of Engineering, Yasouj University, Yasouj, Iran.

\* Mohassell@yu.ac.ir

### Article Information

Original Research Paper

Dor:

20.1001.1.24233226.1401.16.4.1.4

### Keywords:

Friction Stir Welding

AM60 Alloy

Stirring Pass

Rotational Speed

Agglomerated

### Abstract

In this study, effects of alumina nanoparticles and stirring pass in mechanical behavior of friction stir welded AM60 magnesium alloy were studied. Microscopic analysis showed occurrence of dynamic recrystallization during plastic deformation in weld area and mechanical tests revealed optimum condition for hardness and tensile strength could be produced in 1200 rpm rotational speed not only in absence of reinforcing alumina nanoparticles but also in presence of them. Opposing effects of higher temperatures in grain growth and greater strains in lowering grain size should be considered. In lacking of alumina nanoparticles, grain size diminished with increasing stirring pass but in being nanoparticles, predominant mechanism in depressing grain size came from nanoparticles and negligible effect of stirring pass in grain size was found. XRD results showed increasing solubility of  $\gamma$ -Mg phase as a result of stirring operation. Better toughness performance of weldment was produced via decreasing size of agglomerated alumina particles. Higher hardness and greater ultimate tensile strength were achieved in specimens with alumina nanoparticle with increasing rotational speed. In a constant rotational speed, higher hardness and greater ultimate tensile strength achieved in samples having alumina nanoparticles in contrast with free alumina nanoparticle samples.

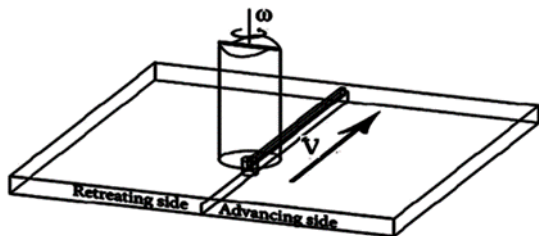
برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Please cite this article using:

Arash Behzadineghad, Abbas Mohassel, Hamid Omidvar, Nader Setoudeh, Effects of Alumina Nanoparticles, Number of Stirring Pass and Rotational Speed on Mechanical Behavior of Friction Stir Welded (FSW) Magnesium Alloy (AM60), New Process in Material Engineering, 2023, 16(4), 1-15.

## ۱- مقدمه

فرآیندهای جوشکاری حالت جامد از طریق فراهم نشدن امکان رشد دانه عدم تشکیل تخلخل این مشکلات کاهش می‌یابد.



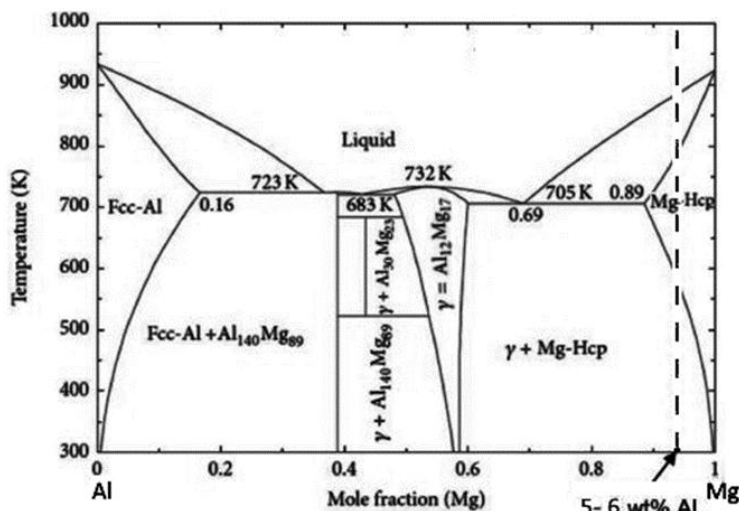
شکل (۱): طرح‌واره عملیات FSW.

در اکثر مطالعات انجام گرفته در رابطه با قطعات جوشکاری شده به روش اصطکاکی اغتشاشی، به شناسایی عوامل تأثیرگذار بر خواص مکانیکی جوش و به بررسی تأثیر عوامل مختلف مانند تأثیر ترکیب شیمیایی محل اتصال، نقش نانو ذرات تقویت‌کننده غیر آلومینا، تأثیر امواج آلتراسونیک و اثر دیگر عوامل در عملکرد مکانیکی آلیاژهای زمینه آلومینیوم و یا سایر آلیاژهای منیزیم پرداخته شده است [۵-۸]. در مورد آلیاژهای منیزیم بررسی‌ها کمتر و اکثراً مرتبط با سایر آلیاژهای زمینه منیزیم است [۲ و ۵]. عبدالله‌زاده و همکاران، تأثیر حضور نانو ذرات کاربرد سیلیسیم در ناحیه جوش در جلوگیری از حرکت نابجایی‌ها و در نتیجه افزایش استحکام و در کاهش اندازه دانه در منطقه به‌هم‌خورده جوش اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ منیزیم AZ31 را گزارش کرده است [۵]. تأثیر دوگانگی در ترکیب شیمیایی محل اتصال در جوش غیرهمجنس اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای منیزیم AM60/AZ31 توسط زنگ و همکاران بررسی شده است [۶]. نتیجه بررسی به بزرگ‌تر بودن اندازه دانه‌ها در سمت AM60 اتصال دلالت داشته است. در مطالعه انجام گرفته توسط لنگری و کولان<sup>۲</sup>، افت خواص مکانیکی جوش اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ آلومینیوم T651-AAV۰۷۵، به شکل‌گیری ترک، ریز حفره و حفره‌های کشیده در ناحیه جوش و در فصل مشترک ناحیه به‌هم‌خورده جوش و ناحیه متأثر از تغییر شکل و حرارت جوش نسبت داده شده است [۷]. در تحقیق انجام شده توسط بایی و همکاران تأثیر امواج آلتراسونیک

از آلیاژ AM60 از آلیاژهای ارزان‌قیمت منیزیم است که در آن مقدار آلومینیوم و منگنز کم است. امکان تولید آسان، انعطاف‌پذیری بالا و پایین بودن قیمت باعث شده است که این آلیاژ در صنایع اتومبیل‌سازی در تهیه قطعات مختلف شامل صندلی، سر سیلندر و چرخ مورد استفاده گسترده گردد [۱]. عملیات جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی (FSW)، یک روش اتصال حالت جامد است که برای جوشکاری آلیاژهای حساس به دمای بالا مانند آلیاژهای منیزیم و آلومینیوم مناسب و پیشنهاد می‌شود. در این روش از اتصال، به دلیل عدم وقوع ذوب در محل اتصال، شکل‌گیری ترکیبات بین فلزی ترد و شکننده و تنش‌های پسماند به حداقل رسیده و باعث شده است که استفاده صنعتی از این روش در صنایع مختلف مورد توجه قرار گیرد. شکل (۱) طرح‌واره عملیات جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی را نشان می‌دهد. در این شکل جهت دوران ابزار با نماد  $\omega$  و جهت پیشروی ابزار با نماد  $V$  نشان داده شده است و بر اساس آن در دو سمت نمونه جوش سمت‌های پیش‌رو<sup>۱</sup> و پس‌رو<sup>۲</sup> تعیین می‌گردد. در عملیات جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی، حرکت پیچشی مواد همراه با حرکت طولی ابزار همزن باعث افزایش دما و سیلان ماده در منطقه به‌هم‌خورده جوش می‌شود. گرمای تولید شده و سیلان ماده در منطقه جوش دو عامل اصلی مؤثر در ریزساختار قطعه و سرعت طولی و سرعت دوران دو متغیر مؤثر بر خواص نهایی قطعات مورد جوش هستند [۲-۴]. با افزایش سرعت طولی ابزار کار، گرمای تولید شده در اثر اصطکاک ابزار با قطع کار کاهش یافته و در نتیجه باعث کاهش دما در منطقه جوش می‌شود [۳]. سرعت دوران برخلاف سرعت خطی عمل می‌کند به عبارت دیگر با افزایش سرعت دوران ابزار، سرعت تولید گرما در منطقه جوش افزایش یافته و این موضوع منجر به افزایش اندازه دانه در منطقه جوش می‌شود [۴]. از محدودیت‌های مطرح در فرآیندهای جوشکاری ذوبی مشکل تأمین خواص مکانیکی در منطقه جوش مشابه با فلزات پایه است که در

انجام گرفته در تأثیر نانو ذرات آلومینا بر رفتار مکانیکی جوش اصطکاکی اغتشاشی این آلیاژ و با توجه به اینکه عمده پژوهش‌های انجام شده تأثیر تکرار پاس و تکرار تعداد دفعات انجام فرآیند را صرفاً در فرآیند اصطکاکی اغتشاشی و مورد بررسی قرار داده است و برای فرآیند جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی مورد مطالعه قرار نگرفته است، هدف از این پژوهش، تعیین مقدار بهینه متغیرهای تأثیرگذار در عملیات جوشکاری، از طریق تغییر سرعت دوران ابزار کار و تکرار دفعات انجام عملیات جوش با توجه به امکانات سخت‌افزاری موجود و بررسی نقش نانو ذرات آلومینا در بهبود خواص مکانیکی قطعات جوشکاری شده است.

در کاهش ضخامت لایه بین فلزی فاز گاما در بهبود استحکام کششی نهایی و افزایش بازده جوش غیرهمجنس اصطکاکی اغتشاشی آلیاژهای T6-AA6061 و AZ31B نتیجه گرفته شده است [۸]. در فرآیند اصطکاکی اغتشاشی<sup>۴</sup> (FSP)، با افزایش تعداد پاس فرآوری و به عبارت دیگر با افزایش تعداد دفعات تکرار عمل، وقوع تغییر شکل پلاستیک مجدد در سطح قطعه اتفاق افتاده که نتیجه آن کاهش اندازه دانه و ارتقاء عملکرد مکانیکی سطح و از آن جمله بهبود سختی و مقاومت سایشی در سطح قطعات فرآوری شده است [۹-۱۲]. با توجه به محدودیت پژوهش‌های انجام شده در ارتباط با جوشکاری اصطکاکی اغتشاشی آلیاژ منیزیم AM60 و با توجه به عدم مطالعات

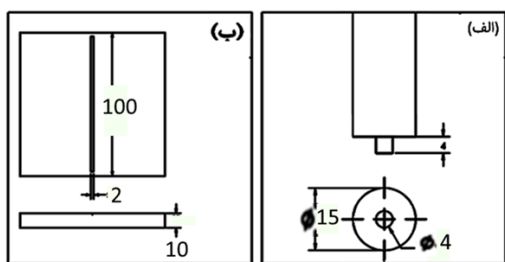


شکل (۲): نمودار فازی دوتایی Al-Mg [۱۳]

ارائه می‌دهد [۱۴]. از فولاد گرم کار H 13 به‌عنوان ابزار سنبه‌ای موردنیاز در عملیات جوشکاری استفاده شد تا توانایی لازم برای حفظ سختی در دمای بالا و انجام کار بر روی قطعات کار در دمای بالا را داشته باشد. ترکیب شیمیایی اسمی این آلیاژ در جدول (۲) ارائه شده است [۱۵]. از این فولاد، ابزار سنبه‌ای تهیه و تراشکاری شد. شکل (۳-الف) طرح و ابعاد این ابزار را نشان می‌دهد. روی این ابزار، رزوه‌هایی با گام ۱/۵ میلی‌متر اجرا و سپس تحت عملیات حرارتی شامل تنش‌گیری در دمای ۶۰۰ الی ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد، سه مرحله سخت‌کاری در دمای حداکثر

## ۲- مواد و روش تحقیق

AM60 آلیاژی است عملیات حرارتی پذیر با قابلیت دایکست که در اکثر موارد به‌صورت ریختگی مورد استفاده قرار می‌گیرد و از ورق‌های نوردی آن کمتر استفاده می‌شود. نمونه‌های مورد استفاده در این پژوهش نیز از قطعات ریختگی و عاری از هرگونه تاریخچه قبلی کارسختی تهیه شدند. از آلیاژ ریخته شده AM60 قطعاتی در ابعاد ۶/۵٪\*۱۰ سانتیمتر مکعب برش داده شد. شکل (۲) موقعیت این آلیاژ را در نمودار فازی دوتایی Mg-Al نشان داده [۱۳] و جدول (۱) آنالیز شیمیایی اسمی این قطعات را



شکل (۳): الف) ابزار سنبه مورد استفاده در عملیات FSW (ابعاد به mm) و ب) موقعیت شیار ایجاد شده در قطعات کار در قبل از عملیات FSW (ابعاد به mm)

مطالعات ریزساختاری بر روی نمونه‌هایی برش داده شده از قطعات جوش FSW شامل مناطق به هم خورده تغییر شکل پلاستیک یافته در مرکز جوش (SZ)، متأثر از تغییر شکل و حرارت (TMAZ) و متأثر از حرارت جوشکاری (HAZ) و فلز پایه (BM) بر مبنای استاندارد ASTM E407 انجام شد. موقعیت نسبی این مناطق در شکل (۴) نشان داده شده است. پس از سنباده‌زنی تا سنباده ۳۰۰۰ و پولیش توسط خمیر الماسه عملیات حکاکی به کمک استفاده از محلول حکاکی<sup>۵</sup> با ترکیب شیمیایی ۱۰mL استیک اسید، ۶gr اسید پیکریک و ۱۰۰mL اتانول انجام شد.

مطالعات میکروسکوپی با استفاده از میکروسکوپ نوری Leitz Metallux 3 و آنالیز تصاویر با استفاده از نرم‌افزار MIP انجام گرفت. اندازه‌گیری اندازه دانه‌ها به روش مساحت سنجی<sup>۶</sup> بر اساس استاندارد ASTM E112 انجام شد. بررسی‌های ریزساختاری تعیین اندازه و توزیع اندازه دانه‌ها و شناسایی ترکیب شیمیایی فازها از طریق آنالیز EDS و تأیید شکل‌گیری بافت کریستالی و شناسایی فازهای موجود از طریق آنالیز XRD انجام شد. نمونه‌های حاوی نانو ذرات آلومینا پس از پوشش دهی با روکش طلا با میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد مطالعه قرار گرفتند. آنالیز شیمیایی و ارزیابی ریزساختار نمونه‌های FSW دارای نانو ذرات آلومینا به کمک استفاده از میکروسکوپ الکترونی مدل TESCAN-XMU VEGA مجهز به طیف‌سنج EDS و با استفاده از میکروسکوپ FE-SEM مدل TESCAN-XMU MIRA3 انجام شد. ریزسختی نمونه‌های جوشکاری FSW حاوی نانو ذرات تقویت‌کننده و نمونه‌های بدون ذرات تقویت‌کننده بر اساس استاندارد

۱۰۸۰°C و سه مرحله عملیات بازگشت در دمای ۲۵۰ الی ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد قرار گرفت تا به سختی مورد نیاز HRC ۵۲ برسد [۱۶]. در حالت وجود نانو ذرات تقویت‌کننده در منطقه جوش، برای انجام عملیات جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی (FSW) بر روی قطعات کار، از پودر نانو اندازه آلومینا شرکت Shenzhen Nanotech Port Co. Ltd. کشور چین با متوسط اندازه دانه ۲۰ نانومتر و با خلوص ۹۹٪ و برای انجام هر پاس اختلاط جوش اصطکاکی-اغتشاشی از ماشین فرز مدل EP4ME ساخت شرکت ماشین‌سازی تبریز استفاده شد. به منظور تعبیه پودر نانو اندازه آلومینا در درون قطعات کار در ۶ قطعه از قطعات کار، شیارهایی ماشین‌کاری شد. شکل (۳-ب) مکان این شیارها را در قطعات کار نشان می‌دهد. پس از ایجاد شیار در قطعات کار و فشرده‌سازی پودرهای آلومینا در درون آن، برای بستن شیارها از ابزار بدون پین استفاده شد. جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی هم بر روی نمونه‌های بدون نانو ذرات تقویت‌کننده و هم بر روی نمونه‌های شیاردار حاوی نانو ذرات آلومینا، با تغییر تعداد پاس اختلاط از ۱ تا ۳ پاس و در سرعت دوران ۱۰۰۰rpm، ۱۲۰۰rpm و ۱۴۰۰ rpm با سرعت خطی ۲۵ mm/min انجام شد. زاویه ابزار کار نسبت به خط عمود ۲° و میزان فرورفتگی شانه ابزار در سطح قطعه کار ۰/۳ mm اجرا شد.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی اسمی آلیاژ AM60 که در این پژوهش استفاده شده است [۱۴].

عنصر	Mg	Fe	Mn	Al
درصد وزنی	Bal.	<۰/۰۰۴	۰/۲۶-۰/۵۰	۴/۶-۶/۵

جدول (۲): ترکیب شیمیایی اسمی فولاد گرم کار H13 که در این پژوهش به عنوان ابزار سنبه استفاده شده است [۱۵].

عنصر	Fe	V	Si	Mo	Mn	Cr	C
درصد وزنی	Bal.	۱/۲	۱	۱/۵	۰/۵	۵/۵	۰/۵۴

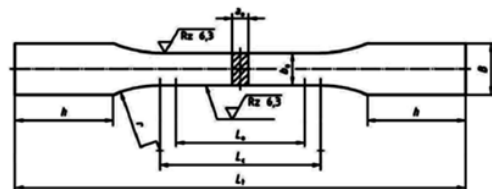
### ۳- نتایج و بحث

جوشکاری اصطکاکی- اغتشاشی نمونه‌های AM60 در شرایط بدون ذرات تقویت‌کننده آلومینا با سرعت خطی 25 mm/min، سرعت‌های دوران 1200 rpm و 1400 rpm و با تغییر تعداد پاس اختلاط جوش (به عبارت دیگر با تکرار تعداد دفعات فرایند) انجام شد. با افزایش سرعت دوران، کرنش اعمالی و گرمای حاصل از اصطکاک ابزار با قطعه کار افزایش می‌یابد. افزایش کرنش اعمالی باعث ریز شدن دانه‌ها می‌شود اما گرمای حاصل از اصطکاک باعث افزایش دما می‌شود. این افزایش دما، می‌تواند باعث رشد دانه‌ها شود. تأثیر افزایش تعداد پاس اختلاط از 1 به 2 و سپس به 3 در طی عملیات FSW بررسی شد. شکل (6) تغییرات ایجاد شده در شکل ظاهری جوش‌های اصطکاکی- اغتشاشی در سرعت خطی mm/min 25 و سرعت‌های دوران 1200 rpm و 1400 rpm با افزایش تعداد پاس اختلاط از 1 به 3 را نشان می‌دهد که به امکان برقراری اتصال و سلامت ظاهری جوش‌های انجام شده در سرعت‌های دوران اشاره شده دلالت دارد. شکل (7) تصویر میکروسکوپ نوری فلز پایه را در بزرگنمایی‌های 80x و 450x نشان می‌دهد. در شکل (7-الف)، فاز روشن که با حرف A مشخص شده است، فاز زمینه است که با توجه به نمودار فازی Al-Mg نشان داده شده در شکل (2) به علت حلالیت کم آلومینیم در منیزیم، مقدار آلومینیم آن کم و فاز  $\alpha$ -Mg نام دارد. در شکل (7-ب)، فاز تیره که با حرف B مشخص شده و نسبت به فاز زمینه، از درصد حجمی کم برخوردار است فاز یوتکتیک است که طبق نمودار فازی نشان داده شده در شکل (2) در دمای  $432^{\circ}\text{C}$  تشکیل می‌شود. در منطقه C حضور رسوب ثانویه که می‌تواند فاز  $\gamma$  با ترکیب شیمیایی  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  باشد، قابل مشاهده است. در پژوهشی دیگر نیز حضور فازها و مخلوط فازی اشاره شده در بالا در آلیاژ نیز حضور فازها و مخلوط فازی اشاره شده در بالا در آلیاژ AM60 گزارش شده است [17].

ASTM E384 با بار اعمالی 200 gf در زمان اعمال بار 10 ثانیه اندازه‌گیری شد. برای اندازه‌گیری ریزسختی، از سختی سنج ویکرز ساخت MATSUZAWA مدل MXT70 استفاده شد. بر مبنای استاندارد STM E8، برای تعیین استحکام نهایی کششی اتصالات جوشکاری شده، مطابق شکل (5)، نمونه‌های آزمون کشش در جهت عرض جوش توسط دستگاه وایرکات تهیه شدند. آزمون کشش تک محوری توسط دستگاه یونیورسال 50 تن مدل AI-7000LA ساخت شرکت GoTech Testing Machines انجام و نمونه‌های جوش بر مبنای جدول (3) نام‌گذاری و بر مبنای سطح زیر منحنی تنش-کرنش، چقرمگی در حالت حضور و عدم حضور نانو ذرات آلومینا در فلز جوش تعیین گردید.



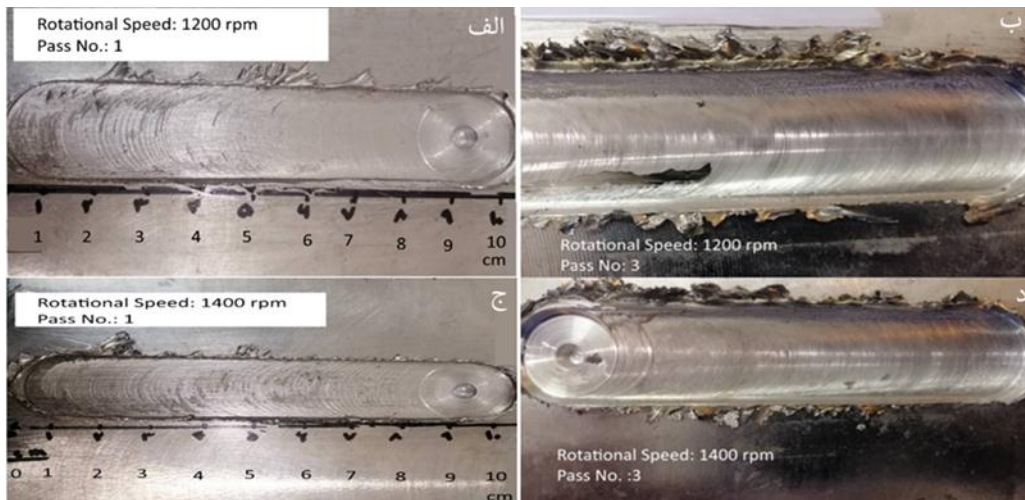
شکل (4): موقعیت نسبی مناطق به هم خورده جوش (SZ)، مناطق متأثر از کار مکانیکی و حرارت (TMAZ)، مناطق متأثر از حرارت (HAZ) و فلز اولیه (BM).



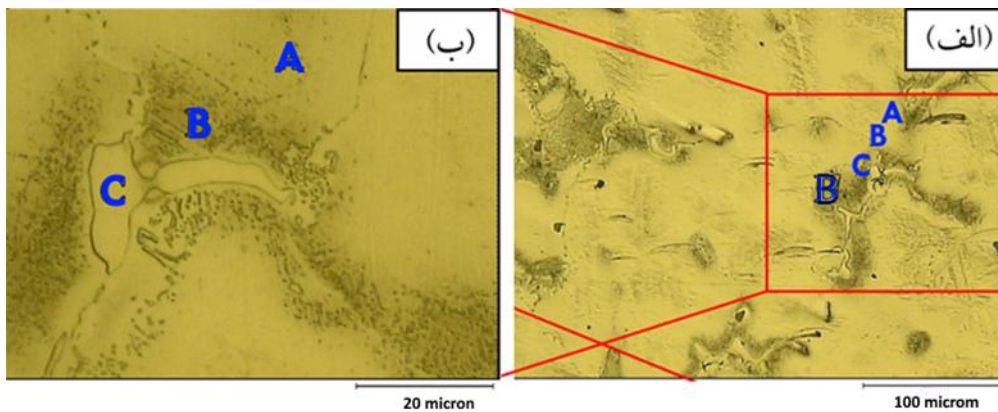
شکل (5): شماتیک نمونه کششی تهیه شده از قطعات جوشکاری شده.

جدول (3): مشخصات نمونه‌های جوشکاری شده و چگونگی نام‌گذاری آن‌ها.

مشخصات نمونه	سرعت دوران ابزار کار (rpm)	تعداد پاس اختلاط	کد نام‌گذاری
بدون نانو ذرات آلومینا	1000	3	3P-1000
	1200	3	3P-1200
	1400	3	3P-1400
حاوی نانو ذرات آلومینا	1000	3	C-3P-1000
	1200	3	C-3P-1200
	1400	3	C-3P-1400



شکل (۶): تغییرات ایجاد شده در شکل ظاهری جوش اصطکاکی- اغتشاشی: (الف) در سرعت دوران ۱۲۰۰ rpm و تعداد پاس اختلاط ۱، (ب) در سرعت دوران ۱۲۰۰ rpm و تعداد پاس اختلاط ۳، (ج) در سرعت دوران ۱۴۰۰ rpm و تعداد پاس اختلاط ۱ و (د) در سرعت دوران ۱۴۰۰ rpm و تعداد پاس اختلاط ۳.



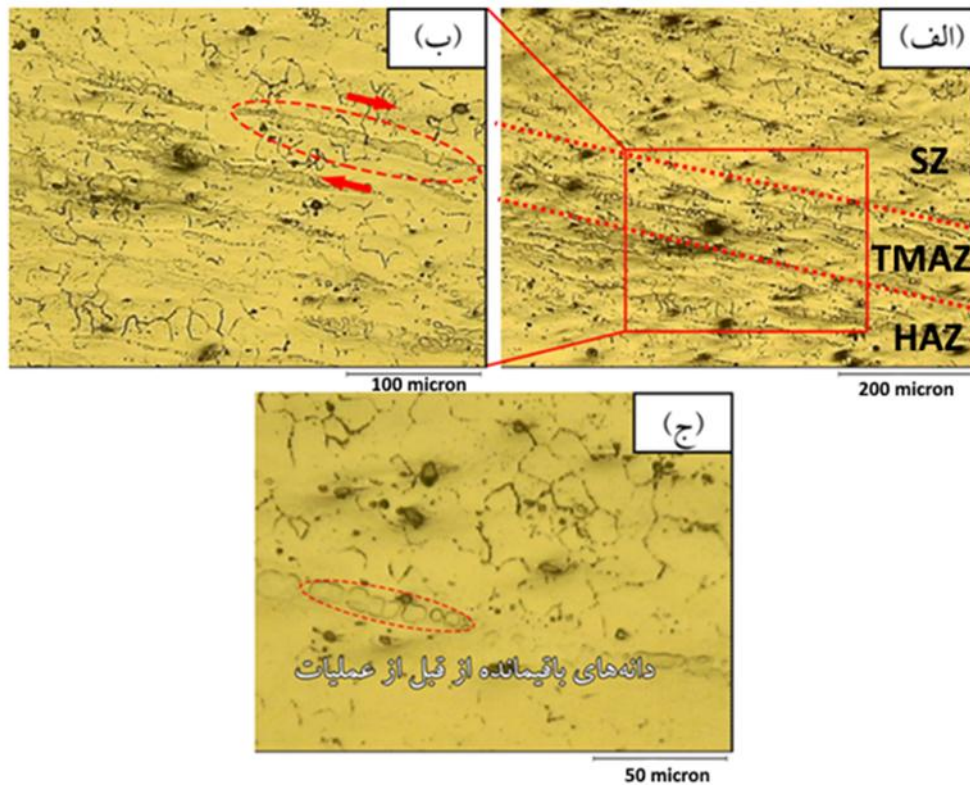
شکل (۷): تصویر میکروسکوپ نوری از فلز زمینه در قبل از جوشکاری در بزرگنمایی: (الف) ۸۰۰ و (ب) ۴۵۰۰.

آلیاژی حل شده در فاز زمینه است که اغلب با افزایش میزان مواد حل شده در زمینه، مقدار SFE بیشتر می‌شود [۱۹]. شکل ۸-الف تصویر ناحیه TMAZ-AS را در بزرگنمایی ۴۰۰ نشان می‌دهد که وجود ناهمگونی در تعدادی از دانه‌ها مشاهده می‌شود. در پس‌زمینه تصویر، شکل‌گیری دانه‌های ریز تبلور مجدد یافته مشاهده می‌شود که با توجه به وجود میدان شدید تنش و کرنش در ناحیه SZ و شکل‌گیری دانسیته بالایی از نابجایی‌ها و گرمای ناشی از اصطکاک افزارکار با قطعه، شکل‌گیری دانه‌های هم‌محور تبلور مجدد یافته قابل‌انتظار است. همچنین شکل‌گیری تعداد محدودی از دانه‌های کشیده شده که تبلور مجدد نشده‌اند، از خصوصیات حاکم در این ناحیه است [۱۸]. در فرآیند تبلور مجدد، تنش اعمالی ابتدا باعث

شکل (۸) تصویر میکروسکوپ نوری از سمت پیش‌رو منطقه متأثر از حرارت و تنش (TMAZ-AS) برای نمونه 3P-1200 مطابق با نام‌گذاری جدول (۳) در بزرگنمایی‌های مختلف ارائه شده است. از خصوصیات مناطق TMAZ وقوع تبلور مجدد به میزان جزئی است که بر اثر شرایط تنش و گرمای شدید در مجاورت منطقه SZ رخ می‌دهد [۱۸]. مقدار تبلور مجدد در منطقه TMAZ به میزان انرژی نقص در چیدن<sup>۷</sup> (SFE) بستگی دارد [۱۹]. هرچه میزان SFE کمتر باشد، توانایی نابجایی‌ها برای لغزش و جابجایی کمتر می‌شود در نتیجه باعث کاهش شکل‌پذیری مواد فلزی می‌شود [۱۹]. همچنین افزایش میزان عناصر آلیاژی بین نشین و جانشین باعث کاهش رخداد فرآیند تبلور مجدد می‌شود. زیرا یکی از عوامل مؤثر بر SFE، میزان مواد

بنابراین در حالت کلی می‌توان گفت که جهت تنش برشی در جهت کشیدگی دانه‌ها و در جهت فلش‌های نشان داده شده در شکل (۸-ب) است. شکل (۸-ج) تصویر دانه‌های کشیده شده در این منطقه را در بزرگنمایی و وضوح بیشتر نشان می‌دهد.

تغییر شکل دانه‌ها و در ادامه با افزایش دهی دانسیته نابعایی‌ها در دانه‌های موجود، باعث ایجاد دانه‌های جدید و ریز می‌شود. شکل (۸-ب) تصویر شکل (۸-الف) را در بزرگنمایی ۸۰۰ نشان می‌دهد. بر اساس مشاهدات پیشین جهت کشیدگی دانه‌های درشت تبلور مجدد نیافته در جهت تنش برشی اعمالی در حین عملیات FSW است [۱۷]



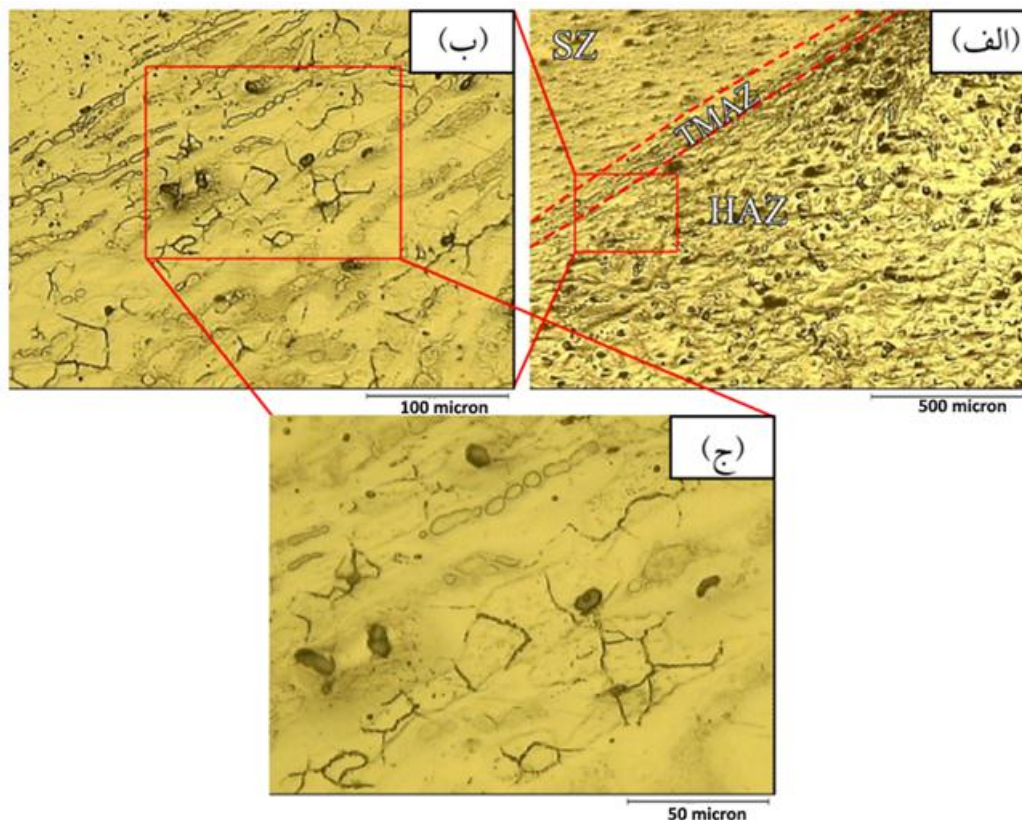
شکل (۸): تصویر میکروسکوپ نوری از منطقه TMAZ-AS برای نمونه 3P-1200 در بزرگنمایی: (الف) ۴۰۰، (ب) ۸۰۰ و (ج) ۱۶۰۰. (نام‌گذاری نمونه‌ها برای اساس جدول (۳) است).

در مناطق TMAZ را نشان می‌دهد. [۱۷]. شکل (۹-ج) دانه‌های کشیده شده این منطقه را در بزرگنمایی و با وضوح بیشتر در کنار دانه‌های هم‌محور نمایش می‌دهد. دلیل اصلی تفاوت بین مناطق پیشرو و پس‌رو تشکیل شده در اطراف جوش، میزان گرمای تولیدی در هریک از این مناطق است. در سمت پیشرو جوش به سبب همسویی جهت دوران ابزار کار با جهت جوشکاری، گرمای تولیدی چشمگیرتر از سمت پس‌رو جوش است [۲۰]. این گرمای اضافی تولیدی شده، باعث نرمی بیشتر ماده در سمت پیشرو جوش می‌شود و در نتیجه در این ناحیه، منطقه وسیع‌تری تحت تأثیر دما و

شکل (۹) تصویر میکروسکوپ نوری از سمت پس‌رو منطقه متأثر از حرارت و تنش (TMAZ-RS) را برای نمونه 3P-1200 (نام‌گذاری نمونه در جدول (۳) در بزرگنمایی‌های مختلف نشان می‌دهد. در شکل (۹-الف)، دیده می‌شود که در سمت پس‌رو نسبت به سمت پیشرو جوش، فاصله بین مناطق HAZ و SZ که همان منطقه TMAZ است، کمتر شده است. این فاصله در شکل (۹-الف) با خط‌چین مشخص شده است. در شکل (۹-ب) همانند سمت پیشرو جوش در شکل (۸)، دانه‌های کشیده در کنار دانه‌های هم‌محور مشاهده می‌شود که وقوع پدیده تبلور مجدد ناقص

تعدادی از محققین، کم بودن وسعت ناحیه پسر و نسبت به پیشرو باعث ناهمگونی بافت در منطقه TMAZ-RS و باعث ترک خوردن نمونه‌های آزمون کشش از این منطقه می‌شود [۲۱]. در جدول (۴)، نتایج اندازه‌گیری‌های انجام شده در تعیین میانگین اندازه دانه برای نمونه‌های بدون نانو ذرات تقویت‌کننده آلومینا و برای نمونه‌های دارای نانو ذرات تقویت‌کننده آلومینا ارائه شده است.

تنش (TMAZ) قرار می‌گیرد. از طرف دیگر به دلیل افزایش دما در این منطقه، پدیده تبلور مجدد رخ می‌دهد. بررسی‌های EBSD انجام گرفته توسط دیگر محققان نیز نشان می‌دهد در سمت پیشرو جوش تغییر بافت کریستالی تدریجی و با شیب کمتر است [۲۱] که علت آن عریض تر بودن اندازه منطقه TMAZ در سمت پیشرو به نسبت منطقه TMAZ در سمت پسر و جوش است [۲۱]. به اعتقاد



شکل (۹): تصویر میکروسکوپ نوری از منطقه TMAZ-RS نمونه 3P-1200 در بزرگنمایی: الف) ۱۶۰، ب) ۸۰۰ و ج) ۱۶۰۰. (نام‌گذاری نمونه‌ها برای اساس جدول (۳) است).

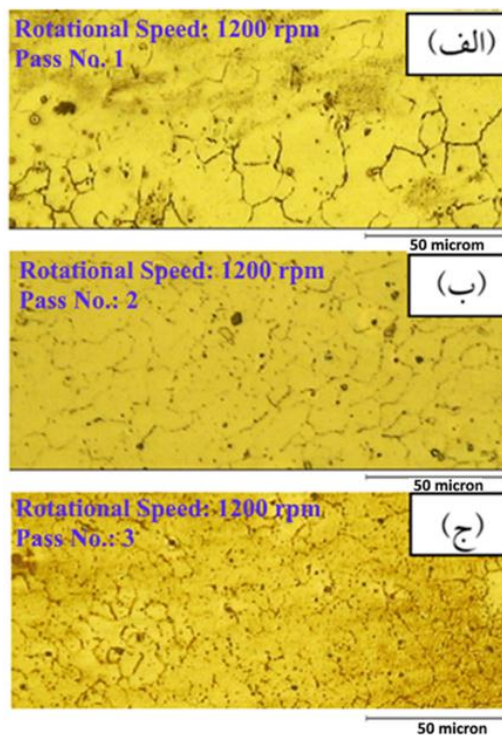
تولید ساختار ریزدانه با دانه‌های تقریباً هم‌محور و هم‌اندازه به همراه دانسیته بالا از مرزهای پر زاویه در هر پاس جوش شود که در مراجع نیز به این مورد اشاره شده است [۱۳]. شکل (۱۱) تصویر FE-SEM نمونه‌های تقویت شده با نانو ذرات آلومینا در سرعت‌های دوران ۱۰۰۰ rpm، ۱۲۰۰ rpm و ۱۴۰۰ rpm را نشان می‌دهد که بر پراکندگی تقریباً یکنواخت ذرات آلومینایی در زمینه دلالت دارد. همان‌طور که ملاحظه می‌شود با افزایش سرعت دوران، به علت

شکل (۱۰) تصویر میکروسکوپ نوری ناحیه SZ نمونه‌های بدون نانو ذرات آلومینا در تعداد پاس اختلاط ۱ تا ۳ پاس و در سرعت دوران ۱۲۰۰ rpm را در بزرگنمایی ۴۰۰ نشان می‌دهد. دیده می‌شود که با افزایش تعداد پاس اختلاط اندازه دانه‌ها کاهش یافته است. وقوع رخداد تبلور مجدد دینامیکی است که در طی فرآیند جوشکاری FSW، به دلیل اعمال کرنش شدید در اثر دوران ابزار کار، تبلور مجدد دینامیکی اتفاق می‌افتد. این پدیده می‌تواند باعث

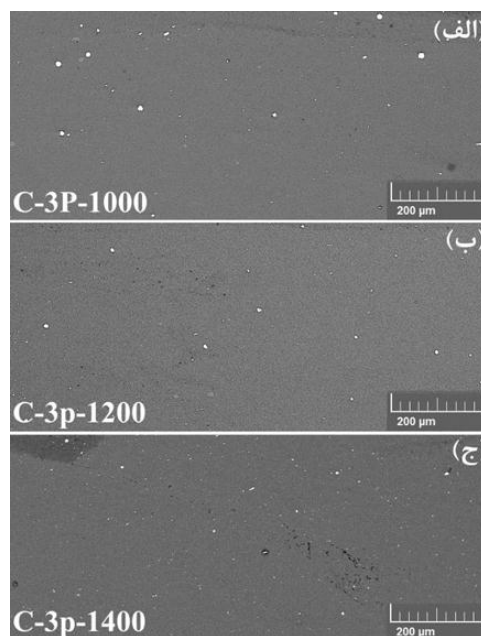


شکل (۱۲) الگوی XRD آلیاژ اولیه و به عبارت دیگر نمونه اولیه جوشکاری نشده را در کنار الگوی XRD نمونه 3p-1200 (مشخصات نمونه در جدول ۳ آمده است) نشان می‌دهد. فازهای  $\alpha$ -Mg، (محلول جامد اشباع آلومینیم در منیزیم) و  $\gamma$ -Mg (با ترکیب شیمیایی  $Mg_{17}Al_{12}$ ) در نمونه خام اولیه و در نمونه FSW شده شناسایی شده است. آلیاژ اولیه شامل فازهای  $\alpha$ -Mg،  $\gamma$ -Mg و مخلوط یوتکتیک این دو فاز است. در نمونه بدون عملیات FSW در زوایای حدود  $67/7$ ،  $57/6$ ،  $69$  و  $82$  درجه، تعدادی از پیک‌های فاز  $\gamma$ -Mg مشاهده می‌شود که در اثر اعمال سه پاس اختلاط جوش تنها دو پیک از پیک‌های  $\gamma$ -Mg در زوایای  $57/6$  و  $67/7$  حذف و شدت پیک‌های باقیمانده کاهش یافته است که حذف و کاهش شدت پیک‌های مربوط به ترکیب بین فلزی  $\gamma$ -Mg در نمونه‌های عملیات FSW شده می‌تواند به دلیل اعمال تنش و کرنش برشی شدید در هنگام فرآیند FSW و همچنین پدیده انحلال دینامیکی این فاز در فاز زمینه باشد. همچنین مشاهده می‌شود در آلیاژ اولیه جوشکاری نشده، نسبت شدت پیک (۱۰۱) به (۱۰۰) برابر با  $0/73$  است. انجام عملیات FSW باعث تغییر شکل سطح نمونه می‌شود. مقایسه بین نسبت شدت پیک (۱۰۱) به شدت پیک (۱۰۰) در قبل و در بعد از عملیات FSW نشان می‌دهد که این نسبت پس از عملیات FSW افزایش بیش از ۹ برابر داشته است لذا می‌توان گفت که پس از انجام عملیات شدت بافت صفحه (۱۰۱) در سطح افزایش قابل توجه داشته است که علت آن می‌تواند غالب شدن سیستم لغزش مربوط به صفحه لغزش (۱۰۱) در طی عملیات تغییر شکل باشد. تحلیل مشابه توسط دیگر پژوهشگران نیز بیان شده است [۲۲]. بنابراین به واسطه عملیات FSW می‌تواند امکان شکل‌گیری جهت‌گیری ترجیحی و بافت دانه‌ای در مناطق مختلف جوش نیز مطرح گردد. منطبق با نتایج مشاهدات حاصل از ذرات آگلومره شده آلومینایی موجود در شکل (۱۱)، اندازه‌گیری قطر متوسط ذرات آگلومره شده نشان داد که با افزایش سرعت دوران ابزار کار، اندازه ذرات آگلومره شده آلومینا کاهش می‌یابد. علت این رفتار می‌تواند ناشی از

افزایش تنش‌های برشی ناشی از فرآیند، اندازه ذرات آگلومره شده آلومینایی نیز کاهش یافته‌اند.

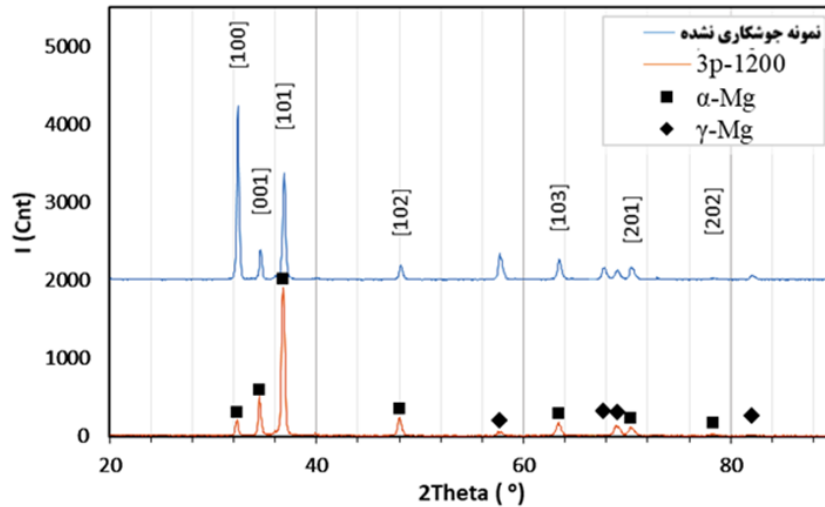


شکل (۱۰): تصویر میکروسکوپ نوری منطقه SZ نمونه‌های بدون نانو ذرات آلومینا در سرعت دوران ۱۲۰۰ rpm در بزرگنمایی ۴۰۰ و در تعداد پاس اختلاط: الف) ۱ پاس، ب) ۲ پاس و ج) ۳ پاس.



شکل (۱۱): تصویر FE-SEM از نمونه‌های دارای نانو ذرات آلومینا پس از ۳ پاس اختلاط تولید شده در سرعت دوران: الف) ۱۰۰۰ rpm، ب) ۱۲۰۰ rpm و ج) ۱۴۰۰ rpm.

اعمال تنش‌های برشی شدید به ماده و به ذرات آگلومره شده آلومینا در طی فرآیند FSW باشد.

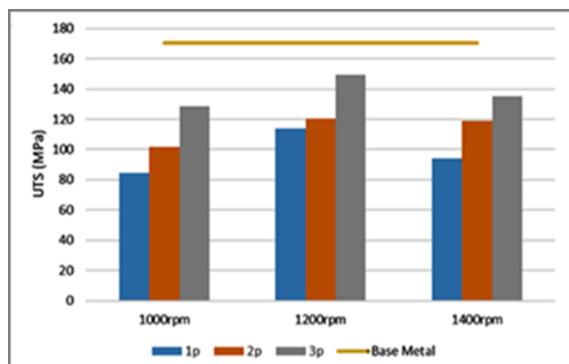


شکل (۱۲): الگوی پراش پرتوی X نمونه 3p-1200 در مقایسه با الگوی پراش پرتوی X نمونه جوشکاری نشده اولیه.

سختی در سرعت دوران 1400 rpm نسبت به سرعت دوران 1000 rpm نیز مشاهده شد و این مورد را هم می‌توان به ریزتر بودن اندازه دانه‌ها و نقش ذرات در ممانعت از حرکت نابجایی‌ها در این سرعت دوران نسبت به سرعت دوران 1000 rpm نسبت داد. با مقایسه میانگین سختی در نمونه‌های دارای ذرات تقویت‌کننده نسبت به نمونه‌های بدون ذرات تقویت‌کننده ارائه شده در شکل (۱۳) و با توجه به ریزتر شدن اندازه دانه‌ها در نمونه‌های با نانو ذرات تقویت‌کننده نسبت به نمونه‌های بدون نانو ذرات تقویت‌کننده مطابق با نتایج جدول (۴) و با توجه به نقش ذرات در ممانعت از حرکت نابجایی‌ها می‌توان نتیجه گرفت که علاوه بر کاهش اندازه دانه عامل دیگری باعث افزایش سختی شده است. از بین عوامل پیشنهادی توسط بردفورد و همکاران [۲۴]، پس از افزودن نانو ذرات آلومینا به زمینه، تنها عامل "استحکام بخشی از طریق ذرات" تغییر کرده است. در این حالت نانو ذرات تقویت‌کننده آلومینا به دلیل اندازه بسیار ریز که دارند در مسیر حرکت نابجایی قرار گرفته و مانع حرکت نابجایی‌ها و در نتیجه مانع رخداد پدیده لغزش و به عبارت دیگر مانع تغییر شکل پلاستیک می‌شوند. این استدلال منطبق بر نتایج بررسی‌های دیگر پژوهشگران است [۲۴].

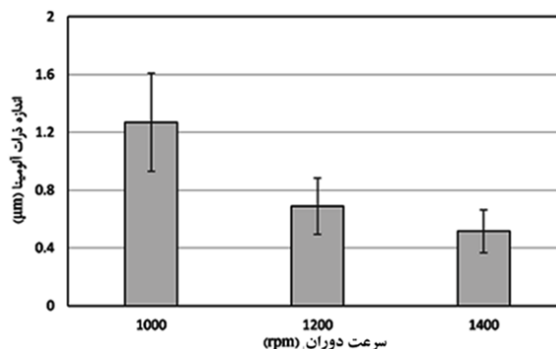
چنین رفتار و تحلیل توسط دیگر محققان نیز گزارش شده است [۲۳]. شکل (۱۳) نتایج این بررسی را نشان می‌دهد. همان‌طور که از این شکل دریافت می‌شود در طی عملیات FSW به دلیل اعمال تنش‌های برشی شدید، ذرات آگلومره شده آلومینا خرد شده و در سرعت‌های دوران 1200 rpm و 1400 rpm نسبت به سرعت دوران 1000 rpm به ترتیب ۴۶٪ و ۵۹٪ ریزتر شده‌اند. شکل (۱۴) میانگین اندازه‌گیری سختی از ۳ نقطه در منطقه SZ در نمونه‌های با ذرات تقویت‌کننده و بدون ذرات تقویت‌کننده در سرعت‌های دوران مختلف را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود سرعت دوران 1200 rpm یک سرعت دوران بهینه برای سختی در منطقه SZ است. با توجه به ریزتر شدن اندازه دانه‌ها مطابق با نتایج جدول (۴)، مقدار سختی در این سرعت دوران بیشتر شده است. در نمونه‌های حاوی ذرات تقویت‌کننده نیز حداکثر سختی در نمونه 1200 rpm مشاهده می‌شود که این افزایش سختی می‌تواند قسمتی به دلیل ریز شدن اندازه دانه‌ها نسبت به دیگر سرعت‌های دوران و مقداری ناشی از نقش ذرات در ممانعت از حرکت نابجایی‌ها باشد. افزایش سختی با کاهش اندازه دانه و یا در حضور ذرات سرامیکی تقویت‌کننده سختی در دیگر منابع نیز گزارش شده است [۱،۲۴]. بالاتر بودن میانگین اندازه

دوران ۱۴۰۰ rpm این مقدار کاهش می‌یابد. با توجه به این نتایج، می‌توان مقدار بهینه سرعت دوران را در نمونه‌های بدون ذرات تقویت‌کننده برای این جوشکاری اصطکاکی - احتشاشی خاص ۱۲۰۰ rpm اعلام نمود.

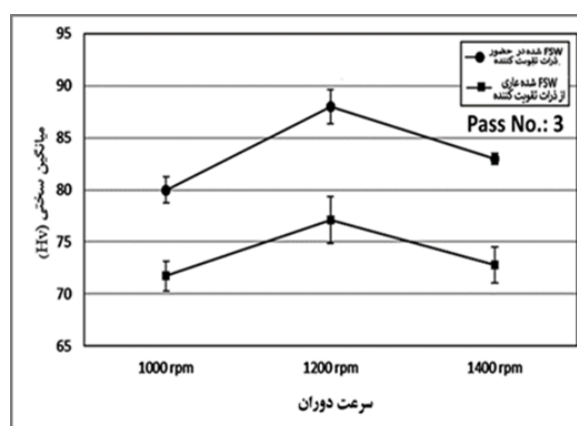


شکل (۱۵): تغییرات استحکام نهایی نمونه‌های بدون ذرات تقویت‌کننده آلومینا در سرعت‌های دوران ابزار ۱۰۰۰ rpm، ۱۲۰۰ rpm و ۱۴۰۰ rpm و در تعداد پاس اختلاط ۱ تا ۳ پاس.

بر مبنای یافته‌های به‌دست آمده در شکل (۱۰) در رابطه با کاهش اندازه دانه با افزایش تعداد پاس اختلاط، علت افزایش استحکام در سرعت دوران ۱۲۰۰ rpm را می‌توان به ریز شدن اندازه دانه‌ها ارتباط داد. در بررسی‌های انجام شده توسط دیگر پژوهشگران هم استدلال‌های مشابه گزارش شده است [۲۵، ۲۶]. انتظار است با افزایش تعداد پاس اختلاط و کاهش اندازه دانه‌ها، استحکام اتصالات جوشکاری بهبود یابد. در نمونه‌های حاوی ذرات تقویت‌کننده آلومینا نسبت به نمونه‌های بدون ذرات تقویت‌کننده، افزایش تعداد پاس اختلاط اثر چندانی بر اندازه دانه‌ها در منطقه SZ نداشت. در مورد این نمونه‌ها، افزایش استحکام کششی نهایی را می‌توان به نقش نانو ذرات تقویت‌کننده آلومینا در ریز سازی دانه‌ها و در قفل‌سازی نابجایی‌ها ارتباط داد. با توجه به شکست اتصالات جوشکاری از ناحیه TMAZ، ریزساختار این منطقه عامل بسیار مهم در تغییر استحکام اتصالات است. بر اساس مقالات انتشار یافته، وجود تفاوت در بافت کریستالی بین دو منطقه TMAZ و SZ و در نتیجه به‌واسطه آن وجود تفاوت در فاکتور اشمید بین دو منطقه TMAZ و SZ به‌عنوان یکی از دلایل شکست در اتصالات FSW شده از



شکل (۱۳): تغییرات اندازه ذرات تقویت‌کننده آلومینا در منطقه SZ با سرعت دوران ابزار کار.



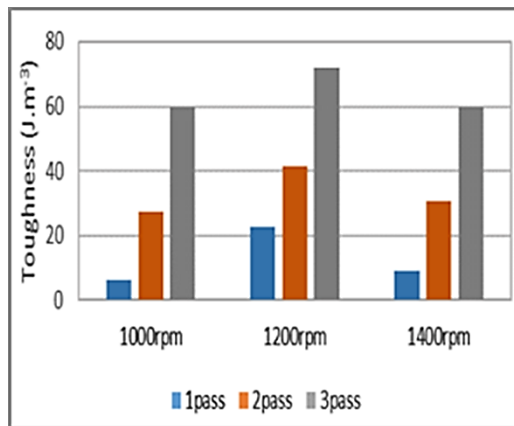
شکل (۱۴): تغییرات میانگین سختی در منطقه SZ با تغییر سرعت دوران ابزار کار پس از ۳ پاس عملیات FSW در نمونه‌های با و بدون ذرات تقویت‌کننده آلومینا.

جدول (۴): میانگین اندازه دانه در نمونه‌های بدون نانو ذرات آلومینا و در نمونه‌های دارای نانو ذرات آلومینا.

تعداد پاس اختلاط	میانگین اندازه دانه (میکرون)	شرایط نمونه
۳	۷/۴	بدون نانو ذرات آلومینا
	۶/۲	سرعت دوران ابزار کار (rpm)
۳	۱۰/۲	با نانو ذرات آلومینا
	۴/۲	سرعت دوران ابزار کار (rpm)
۳	۳/۱	بدون نانو ذرات آلومینا
	۳/۵	سرعت دوران ابزار کار (rpm)

شکل (۱۵) تغییرات استحکام نهایی نمونه‌های بدون ذرات تقویت‌کننده را در سرعت‌های دوران ابزار کار ۱۰۰۰ rpm، ۱۲۰۰ rpm و ۱۴۰۰ rpm و در تعداد پاس اختلاط ۱ تا ۳ پاس نشان می‌دهد. با توجه به این شکل مشاهده می‌شود که با افزایش سرعت دوران تا ۱۲۰۰ rpm استحکام نهایی کششی جوش افزایش می‌یابد و در سرعت

سرعت دوران نسبت داد. این تحلیل با استدلال ارائه شده در دیگر مراجع متناسب است [۲۹].



شکل (۱۶): تغییرات چقرمگی فلز جوش با افزایش سرعت دوران و با افزایش تعداد پاس اختلاط برای نمونه‌های بدون نانو ذرات تقویت کننده آلومینا.

شکل (۱۷- الف)، تأثیر سرعت دوران ابزار جوش در نمودار تنش- کرنش، برای نمونه‌های عاری از نانو ذرات آلومینا در ناحیه جوش را نشان می‌دهد. با توجه به مطالب ارائه شده در قسمت‌های بالا، به علت ریز شدن بیشتر دانه‌ها در سرعت دوران ۱۲۰۰rpm، بیشترین استحکام کششی در این سرعت دوران به دست آمده است. در شکل (۱۷- ب) تأثیر سرعت دوران ابزار جوش در نمودار تنش- کرنش در شرایط حضور نانو ذرات آلومینا در ناحیه جوش نشان داده شده است. تأثیر حضور نانو ذرات آلومینا در منطقه جوش در قفل‌سازی و عدم تحرک مرز دانه‌ها و در کاهش اندازه دانه‌ها، افزایش استحکام نهایی را در منطقه جوش سبب شده و به استناد مطالب ارائه شده در بالا، به علت ریزی بیشتر دانه‌ها در سرعت دوران ۱۲۰۰rpm، بالاترین استحکام نهایی در این سرعت دوران حاصل شده است.

منطقه TMAZ بیان شده است [۲۷]. در هنگام اعمال نیرو به واسطه کمتر بودن فاکتور اشמיד در ناحیه TMAZ نسبت به ناحیه SZ، تغییر شکل موضعی رخ داده در ناحیه TMAZ از SZ کمتر بوده و لذا ترک از نواحی با ناهمگونی در بافت کریستالی پیشروی می‌کند [۲۷].

شکل (۱۶) برای نمونه‌های بدون نانو ذرات تقویت کننده آلومینا، تغییرات چقرمگی فلز جوش را با افزایش سرعت دوران و با افزایش تعداد پاس اختلاط نشان می‌دهد. همان‌طور که انتظار می‌رود به دلیل افزایش کرنش و کاهش اندازه دانه‌ها در هر پاس اختلاط، در یک سرعت دوران معین با افزایش تعداد پاس اختلاط، چقرمگی افزایش یافته است. چقرمگی متأثر از اندازه دانه است و کاهش اندازه دانه در عین حال که افزایش نسبی سختی را باعث می‌شود، کاهش دمای انتقال از تردی به نرمی، افزایش شکل پذیری و افزایش تافنس را نیز به دنبال دارد، در مواد ریزدانه به علت افزایش یافتن سطح مرز دانه در واحد حجم، موانع برای رشد ترک افزایش یافته از طرفی با افزایش قابلیت شکل پذیری، حرکت ترک در محیط پلاستیک محدود و هر دو مورد افزایش تافنس را به دنبال خواهد داشت [۲۸]. همچنین با افزایش سرعت دوران از ۱۰۰۰rpm به ۱۲۰۰ rpm و سپس به ۱۴۰۰rpm چقرمگی ابتدا افزایش و سپس کاهش یافته است که با توجه به نتایج جدول (۴)، نتیجه حاصل منطقی و بر این اساس سرعت دوران ۱۲۰۰rpm به عنوان سرعت دوران بهینه برای چقرمگی پذیرفته شد. چقرمگی نمونه‌های حاوی نانو ذرات آلومینا در سرعت‌های دوران ۱۰۰۰rpm و ۱۲۰۰rpm نسبت به چقرمگی همین نمونه‌ها در حالت بدون نانو ذرات آلومینا به ترتیب ۱۸٪ کاهش و ۶۸٪ افزایش را نشان داد. بر مبنای نتایج ارائه شده در شکل (۱۳) با افزایش سرعت دوران، اندازه ذرات آگلومره شده آلومینا کاهش می‌یابد. کاهش چقرمگی نمونه حاوی ذرات تقویت کننده آلومینا در سرعت دوران ۱۰۰۰rpm را می‌توان به درشتی اندازه دانه‌های آلومینا در این سرعت دوران و افزایش چقرمگی در سرعت دوران ۱۲۰۰rpm را می‌توان به کاهش اندازه ذرات آگلومره شده و کاهش اندازه دانه در این

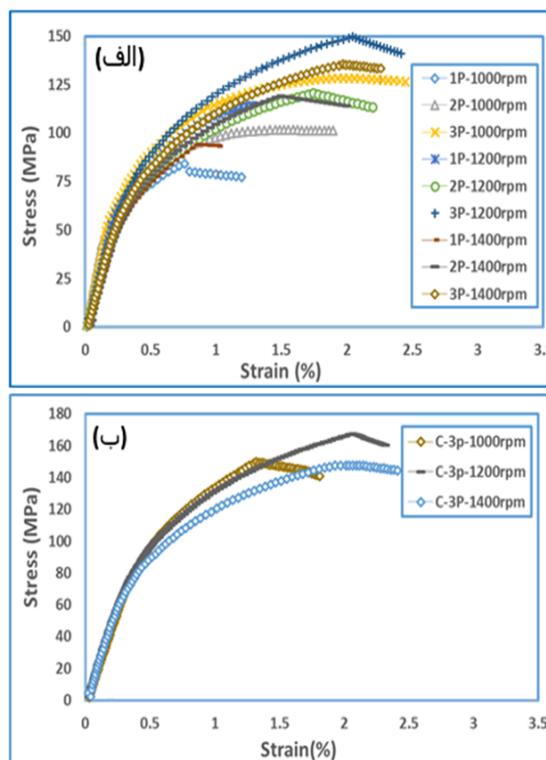
در این سرعت دوران به دست آمد با این توضیح که در نمونه‌های حاوی نانو ذرات آلومینا نسبت به نمونه‌های بدون نانو ذرات آلومینا، استحکام و سختی به میزان بیشتر افزایش یافت که این افزایش مقداری ناشی از ریزدانه‌گی و مقداری به واسطه حضور ذرات تقویت‌کننده در ناحیه جوش است. در نمونه‌های عاری از نانو ذرات آلومینا، افزایش تعداد پاس اختلاط با اعمال کرنش‌های بیشتر باعث کاهش اندازه دانه‌ها و افزایش استحکام نهایی کششی شد ولی در نمونه‌های حاوی ذرات تقویت‌کننده آلومینا، افزایش تعداد پاس اختلاط تأثیر قابل توجهی در اندازه دانه‌ها نداشت. در اثر اعمال تنش و کرنش‌های برشی در طی فرآیند، جوشکاری اصطکاکی- اغتشاشی، کاهش در شدت پیک‌های XRD ترکیب بین فلزی  $\gamma$ -Mg اتفاق افتاد که به معنی انحلال دینامیکی ترکیب بین فلزی  $\gamma$ -Mg است.

#### ۵- سپاسگزاری

این مقاله بخشی از پایان‌نامه کارشناسی ارشد یکی از دانشجویان و در راستای برنامه جامع تحقیقاتی نویسنده مسئول مقاله است. نویسندگان مقاله از حمایت‌های مالی و معنوی دانشگاه یاسوج برای انجام پایان‌نامه مذکور و این پژوهش سپاسگزاری می‌کنند.

#### ۶- مراجع

- [1] M. K. Kulekci, "Magnesium and its alloys applications in automotive industry", *Int J Adv Manuf Technol*, vol. 39, pp. 851-865, 2008.
- [2] P. L. Threadgill, A. J. Leonard, H. R. Shercliff & P. J. Withers, "Friction stir welding of aluminium alloys", *International Materials Reviews*, vol. 54, pp. 49-93, 2009.
- [3] M. Gupta & S. N. M. Ling, "Magnesium, Magnesium Alloys, and Magnesium Composites", John Wiley & Sons, 2010.
- [4] F. Chai, D. T. Zhang & Y. Y. Li, "Effect of rotation speeds on microstructures and tensile properties of submerged friction stir processed AZ31 magnesium alloy", *Materials Research Innovations*, vol. 18, pp. 152-156, 2014.



شکل (۱۷): تغییرات نمودار تنش- کرنش با تغییر سرعت دوران ابزار کار: (الف) برای نمونه‌های بدون نانو ذرات آلومینا و (ب) برای نمونه‌های حاوی نانو ذرات آلومینا.

#### ۴- نتیجه‌گیری

در فرآیند جوشکاری اصطکاکی-اغتشاشی آلیاژ منیزیم AW60 با افزایش سرعت دوران ابزار کار، کرنش اعمالی و گرما و دمای حاصل از اصطکاک ابزار کار با ماده، افزایش می‌یابد. افزایش کرنش باعث کاهش اندازه دانه‌ها و برعکس افزایش دما باعث رشد دانه‌ها می‌شود. مشاهدات میکروسکوپی و اندازه‌گیری‌های انجام شده نشان داد، در نمونه جوش‌های حاوی ذرات آلومینا، با افزایش سرعت دوران ابزار کار و در نتیجه با افزایش تنش‌های اعمالی در حین عملیات جوشکاری، خورد شدگی و کاهش در اندازه ذرات آلومینای آگلومره شده اتفاق افتاد که منجر به بهبود چقرمگی شده است. هم در نمونه جوش‌های حاوی نانو ذرات آلومینا و هم در نمونه جوش‌های بدون ذرات آلومینا بیشترین کاهش در اندازه دانه‌ها در سرعت دوران ۱۲۰۰ rpm به دست آمد و در نتیجه بیشترین سختی در ناحیه SZ، بیشترین استحکام نهایی کششی و بیشترین چقرمگی نیز

- [14] P. Bassani, E. Gariboldi & A. Tuissi, "Calorimetric analysis of AM60 magnesium alloy", *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, vol. 80, pp. 739-747. 2005.
- [15] U. F. Al-Qawabeha, "Effect of Heat Treatment on the Mechanical Properties, Microhardness, and Impact Energy of H13 Alloy Steel", *International Journal of Scientific & Engineering Research*, vol. 8, pp. 100-104, 2017.
- [16] M. Azizieh, M. Mazaheri, Z. Balak, H. Kafashan & H. S. Kim, "Fabrication of Mg/Al<sub>12</sub>Mg<sub>17</sub> in-situ surface nanocomposite via friction stir processing", *Materials Science and Engineering A*, vol. 712, pp. 655-662, 2018.
- [17] M. S. Dargusch, K. Pettersen, K. Nogita, M. D. Nave, and G. L. Dunlop, "The effect of aluminium content on the mechanical properties and microstructure of die cast binary magnesium-aluminium alloys". *Materials Transactions*, vol. 47, pp. 977-982. 2006.
- [18] E. Aghion & B. Bronfin, "Magnesium Alloys Development towards the 21st Century". *Materials Science Forum*, vol. 350-351, pp. 19-30. 2000.
- [19] A. A. Luo, "Recent magnesium alloy development for elevated temperature applications", *International Materials Reviews*, vol. 49, pp. 13-30. 2004.
- [20] M. Easton, A. Beer, M. Barnett, C. Davies, G. Dunlop, Y. Durandet & et al., "Magnesium alloy applications in automotive structures". *JOM*, vol. 60, pp. 57. 2008.
- [21] S. Mironov, Y. Motohashi, R. Kaibyshev, H. Somekawa, T. Mukai, and K. Tsuzaki, "Development of fine-grained structure caused by friction stir welding process of a ZK60A magnesium alloy", *Materials Transactions*, vol. 50, pp. 610-617. 2009.
- [22] S. Chowdhury, D. Chen, S. Bhole, X. Cao & P. Wanjara, "Friction stir welded AZ31 magnesium alloy: microstructure, texture, and tensile properties", *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 44, pp. 323-336, 2013.
- [23] S. H. Abdollahi, F. Karimzadeh, M. H. Enayati, "Development of surface composite based on Mg-Al-Ni system on AZ31 magnesium alloy and evaluation of formation mechanism", *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 623, pp. 335-341, 2015.
- [5] ا. عبدالله زاده، ع. شکوه فر، ح. امیدوار، م. ع و صفرخانیان، م. ر. نادری، "تأثیر سرعت دورانی در جوشکاری اصطکاکی اختلاطی بر ریزساختار و خواص مکانیکی اتصال لبه روی هم آلیاژ روی هم آلیاژ AA545"، *فرآیندهای نوین در مهندسی مواد*، سال ۱۰، شماره ۴، صفحه ۵۵-۷۱، ۱۳۹۵.
- [6] J. Zhang, K. Liu, G. Huang, K. Chen, D. Xia, B. Jiang, A. Tang & F. Pan, "Optimizing the mechanical properties of friction stir welded dissimilar joint of AM60 and AZ31 alloys by controlling deformation behavior", *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 773, pp. 174-184. 2020.
- [7] J. Langari & F. Kolahan, "The effect of friction stir welding parameters on the microstructure, defects, and mechanical properties of AA7075-T651 aluminium alloy joints", *Scientia Iranica B*, vol. 24, pp. 2418-2430, 2019.
- [8] Y. Bai, H. Su & C. Wu, "Enhancement of the Al/Mg Dissimilar Friction Stir Welding Joint Strength with the Assistance of Ultrasonic Vibration", *Metals*, vol. 11, pp. 1-16, 2021.
- [9] X. C. Luo, D. T. Zhang, G. H. Cao, C. Qiu & D. L. Chen, "Multi-pass submerged friction stir processing of AZ61 magnesium alloy, Strengthening mechanisms and fracture behavior", *J. Mater. Sci.*, vol. 54, pp. 8640-8654, 2019.
- [10] X. Xiong, Y. Yang, J. Li, M. Li, J. Peng, C. Wen & X. Peng, "Research on the microstructure and properties of a multi-pass friction stir processed 6061Al coating for AZ31 Mg alloy", *J. Magnes. Alloys*, vol. 7, pp. 696-706, 2019.
- [11] Q. Shang, D. R. Ni, P. Xue, B. L. Xiao, K. S. Wang & Z. Y. Ma, "An approach to enhancement of Mg alloy joint performance by additional pass of friction stir processing", *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 264, pp. 336-345. 2019.
- [12] A. R. Eivani, M. Mehdizade, S. Chabok, J. Zhou, "Applying multi-pass friction stir processing to refine the microstructure and enhance the strength, ductility and corrosion resistance of WE43 magnesium alloy", *J. Mater. Res. Technol*, vol. 12, pp. 1946-1957, 2020.
- [13] S. Richmire, K. Hall & M. Haghshenas, "Design of experiment study on hardness variations in friction stir welding of AM60 Mg alloy", *Journal of Magnesium and Alloys*, vol. 6, pp. 215-228, 2018.

[28] M. Ohring, "How engineering materials are strengthened and toughened" Materials Science, 1995.

[29] G. Padmanaban, V. Balasubramanian & G. M. Reddy, "Fatigue crack growth behaviour of pulsed current gas tungsten arc, friction stir and laser beam welded AZ31B magnesium alloy joints", Journal of materials processing technology, vol. 211, pp. 1224-1233, 2011.

[24] B. W. Baker, E. S. K. Menon, T. R. Mcnelley, L. N. Brewer, B. El-Dasher, J. C. Farmer & et al., "Processing-microstructure relationships in friction stir welding of MA956 oxide dispersion strengthened steel", Metallurgical and Materials Transactions E, vol. 4, pp. 318-330, 2014.

[25] E. Horst & B. Mordike, "Magnesium technology. Metallurgy, design data, application", Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2006.

[26] S. P. Kumar, M. Vigneshwar, S. T. Selvamani, A. S. Prakash & P. Hariprasath, "The Comparative Analysis on Friction Stir Welded and Gas Tungsten Arc Welded AZ91 Grade Magnesium Alloy Butt Joints", Materials Today, Proceedings vol. 4, pp. 6688-6696. 2017.

[27] L. Liu, G. Song, G. Liang & J. Wang, "Pore formation during hybrid laser-tungsten inert gas arc welding of magnesium alloy AZ31B—mechanism and remedy". Materials Science and Engineering A, vol. 390, pp. 76-80, 2005.

### ۷- پی نوشت

- [1] Advancing side
- [2] Retreating side
- [3] Langari & Kolahan
- [4] Friction Stir Processing
- [5] Etchant
- [6] Planimetric
- [7] Stacking Fault Energy