E-ISSN: 2676-6787 | P-ISSN: 2476-583X

Journal of
Welding Science and Technology of Iran
jwsti.iut.ac.ir

Volume 11, Number 2, 2026



# Surface composite AA5083/Al12Mo fabricated via friction stir processing: Analysis of strengthening mechanisms, serrated flow delay, and corrosion resistance

**M. Karbalai-Rashid S. A., H. Abdollah-Pour***
Faculty of Materials and Metallurgical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran.

Received 3 November 2025 ; Accepted 8 January 2026

## Abstract

In this study, an AA5083/Al12Mo surface composite containing approximately 10 vol.% of pre-synthesized molybdenum aluminide particles was fabricated using Friction Stir Processing (FSP) under optimized conditions, including six passes, a rotational speed of 1000 rpm, and a traverse speed of 52 mm/min. Multiple FSP passes reduced the particle size from about 20 µm to nearly 1.7 µm and improved their distribution uniformity, while simultaneously refining the matrix grains and enhancing the strain-hardening capability. These microstructural improvements led to a ~16% increase in tensile strength compared to the unreinforced FSPed alloy and ~20% relative to the as-received base metal, along with ~50% and ~63% hardness enhancement in the 4-pass and 6-pass samples, respectively. Quantitative analysis of the strengthening mechanisms revealed that strain hardening contributed the most to the overall strength increment, and the presence of reinforcing particles delayed the onset of the Portevin–Le Chatelier (PLC) serrated flow. Fractography indicated a mixed fracture mode consisting of particle fracture, particle–matrix decohesion, and matrix rupture. Furthermore, corrosion tests demonstrated a decrease in corrosion resistance, mainly due to the discontinuity of the protective aluminum oxide layer and the formation of defects at particle–matrix interfaces caused by severe plastic deformation.

**Keywords**: Aluminum Matrix Composites, AA5083, Molybdenum Aluminide, Friction Stir Processing, FSP, Mechanical Properties, Corrosion.

*Corresponding Author: H. Abdollah-Pour, habd@semnan.ac.ir.

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

شاپا: 2476-583X | شاپا الکترونیکی: 2676-6787

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال یازدهم، شماره2، پاییز و زمستان 1404



# کامپوزیت سطحی AA5083/Al12Mo تولید شده به روش فراوری همزن اصطکاکی: واکاوی مکانیزم‌های استحکام‌بخشی، تاخیر در پدیده سیلان پله‌ای (PLC) و مقاومت به خوردگی

**محمد کربلایی رشید شمس آبادی، حسن عبداله پور** *

دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه سمنان، سمنان، ایران.

دریافت مقاله: 1404/08/12 ؛ پذیرش مقاله: 1404/10/18

**چکیده**

در این پژوهش، کامپوزیت سطحی AA5083/Al12Mo با حدود 10 حجمی ذرات آلومیناید مولیبدنِ از پیش سنتز شده، با استفاده از فرآوری همزن اصطکاکی (FSP) و در شرایط بهینه شامل شش پاس، سرعت چرخشی 1000 rpm و سرعت پیشروی 52 mm/min تولید شد. اعمال پاس‌های متعدد موجب کاهش اندازه ذرات از حدود 20 µm به حدود 1,7 µm و یکنواختی بیشتر توزیع آن‌ها شد و هم‌زمان ریزدانه شدن زمینه و افزایش کرنش‌سختی را به دنبال داشت. این بهبودهای ریزساختاری منجر به افزایش حدود 16% استحکام کششی نسبت به نمونه FSP شده‌ی بدون تقویت‌کننده و 20% نسبت به فلز پایه تحویلی و نیز افزایش 50% و 63% سختی در نمونه‌های 4 و 6 پاس نسبت به فلز پایه گردید. تحلیل کمی مکانیزم‌های استحکام‌بخشی نشان داد که کرنش‌سختی بیشترین سهم را در افزایش استحکام دارد و حضور ذرات باعث تأخیر در آغاز سیلان پله‌ای شد. بررسی سطح شکست نشان‌دهنده‌ی وقوع شکست مخلوط شامل شکست ذرات، جداشدگی آن‌ها از زمینه و شکستن زمینه بود. نتایج آزمون خوردگی نیز کاهش مقاومت خوردگی کامپوزیت را آشکار کرد که عمدتاً ناشی از ناپیوستگی لایه پایدار اکسید آلومینیوم و ایجاد عیوب ناشی از تغییر شکل شدید پلاستیک در فصل مشترک ذره–زمینه بود.

**کلمات کلیدی**: کامپوزیت زمینه آلومینیومی، AA5083، آلومیناید مولیبدن، فراوری همزن اصطکاکی، FSP، خواص مکانیکی، خوردگی.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: حسن عبداله پور، habd@semnan.ac.ir.

## 1- مقدمه

کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی دارای خواصی از جمله استحکام ویژه بالا (نسبت استحکام به وزن)، مقاومت به سایش، قابلیت تولید به روش‌های سنتی تولید آلیاژهای آلومینیوم (ریخته‌گری و شکل‌دهی)، و بسته به نوع آلیاژ پایه، قابلیت عملیات حرارتی و جوشکاری هستند[2و1]. در میان آلیاژهای آلومینیوم، سری5000 (نام گذاری توسط Aluminum Association-AA) یکی از پرکاربردترین گروه‌های

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

و از مجموعه‌ی آلیاژهای کارپذیر است که منیزیم به عنوان اصلی‌ترین عنصر آلیاژی آن محسوب می‌شود. این سری به دلیل ترکیب منحصربه‌فرد خواص مکانیکی، مقاومت به خوردگی و قابلیت کارپذیری، در صنایع مختلفی مورد استفاده قرار می‌گیرد. میزان منیزیم از 0/5 تا 5/5% در آلیاژهای مختلف متفاوت است و شامل کروم و منگنز برای افزایش استحکام، و مس که کلید مقاومت به خوردگی عالی آنهاست، نیز هستند. این آلیاژها دارای استحکام بالا، چقرمگی خوب (حتی در شرایط کرایوژنیک)، مقاومت خستگی خوب، مقاومت خوردگی عالی در آب شور، اتمسفر و بسیاری مواد شیمیایی بوده، قابلیت جوشکاری خوب، قابلیت شکل پذیری عالی در شرایط آنیل، قابلیت کارسختی و البته عدم امکان عملیات حرارتی محلولی، و و حساس شدن به خوردگی در دماهای60-150°C از دیگر خصوصیات این آلیاژهاست. آلیاژ AA5083 استحکام عالی و مقاومت استثنایی در محیط‌های دریایی نشان داده و در سازه‌های دریایی، عرشه‌ی کشتی‌ها و مخازن فشار بالا استفاده می‌شود [4و3].

تولید کامپوزیت‌های زمینه AA5083 به منظور افزایش مقاومت به سایش این کامپوزیت‌ها صورت می‌گیرد. مثلا در تحقیق انجام شده توسط کیَن و همکاران [5]، کامپوزیت AA5083/FeCoCrNiMo$_p$ (15 vol. %) با روش اکستروژن زاویه‌ای چند کانالی تولید شده است. نتایج آنها نشان داد نمونه سه پاسه با دارا بودن سختیHV 174/5، استحکامMPa 355 و ازدیاد طول 12/37% بالاترین عملکرد مکانیکی ترکیبی را دارد. در تحقیقی دیگر[6]، یک پوشش فوق‌آب‌گریز و خودتمیزشونده برای محافظت در برابر خوردگی بر روی این آلیاژ ساخته شده است. این پوشش که از ذرات دو اندازه‌ی PTFE و F-$TiO_2$ و رزین اپوکسی تشکیل شده، به‌لطف ساختار سلسله مراتبی، پایداری مکانیکی بالایی از خود نشان داد و پس از آزمون‌های سایشی گسترده، فوق‌آب‌گریزی خود را حفظ کرد و نتایج الکتروشیمیایی بهبود چشمگیر مقاومت به خوردگی را تأیید کردند. در پژوهشی دیگر[7]، کامپوزیت‌های آلومینیوم AA5083 تقویت‌شده با کاربید تنگستن (WC) و خاکستر بادی به روش ریخته‌گری همزنی فراصوتی تولید شدند تا رفتار سایشی آن‌ها بررسی شود. نتایج آزمون‌ها نشان داد که افزودن خاکستر بادی تا حدود 6 wt% باعث بهبود مقاومت به سایش می‌شود، زیرا توزیع یکنواخت‌تری از ذرات سرامیکی در زمینه آلومینیوم ایجاد می‌کند. همچنین مدل‌های شبکه عصبی مصنوعی و یادگیری ماشین برای پیش‌بینی ویژگی‌های تریبولوژیکی استفاده شدند که نتایج آن‌ها با داده‌های تجربی تطابق بالایی داشت. در تحقیق علیزاده و همکاران[8] همچنین روش متالورژی پودر نیز برای تولید کامپوزیت‌های هیبریدی آلومینیوم AA5083 تقویت‌شده با کاربید بور ($B_4C$) و نانولوله‌های کربنی (CNTs) استفاده شد. نتایج این تحقیق نشان داد با افزایش مقدار $B_4C$، سختی و مقاومت سایشی کامپوزیت به‌طور چشمگیری افزایش می‌یابد، در حالی‌که افزودن CNTs موجب افزایش نرخ خزش آلیاژ می‌شود. بررسی سطوح ساییده‌شده نیز حاکی از مکانیسم‌های سایش لایه‌لایه و سایشی در نمونه‌های مختلف بود. از روش ریخته‌گری همزنی نیز به عنوان نمونه در تحقیق دیگری[9] برای تولید کامپوزیت‌های آلومینیوم AA5083 تقویت‌شده با 5 wt% $Al_2O_3$ و مقادیر مختلف $B_4C$ از0 تا7 درصد وزنی استفاده شد. آزمون سایش به روش پین روی دیسک تحت شرایط خشک نشان داد که با افزایش درصد $B_4C$ و$Al_2O_3$، مقاومت به سایش کامپوزیت به‌طور محسوسی افزایش می‌یابد. بررسی میکروسکوپی سطح سایش آثار سایش چسبنده‌ی خفیف را در همه نمونه‌ها آشکار کرده بود. حسینی و همکاران [10] از روش نورد پیوسته و آنیل مکرر (CAR) برای تولید کامپوزیت‌های زمینه آلومینیوم AA5083 تقویت‌شده با ذرات کارباید سیلیسیوم (SiC) استفاده کردند. نتایج آنها نشان داد که با افزایش تعداد چرخه‌های نورد، توزیع ذرات یکنواخت‌تر و خواص مکانیکی مانند استحکام و سختی افزایش می‌یابد. بررسی سطح شکست نیز بیانگر شکست شکل‌پذیر برشی در نمونه‌های CAR و نمونه تک‌فلزی بود.

فراوری همزن اصطکاکی (FSP) که نخستین بار توسط میشرا و همکاران [11] معرفی شد، روشی حالت‌جامد برای اصلاح ریزساختار و بهبود خواص مکانیکی مواد فلزی است. در این

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

روش، ابزار دوّار با اعمال حرارت اصطکاکی و هم‌زدن پلاستیکی، موجب توزیع یکنواخت ذرات تقویت‌کننده و ریزدانه‌سازی زمینه می‌شود. FSP به دلیل کنترل دقیق بر ساختار سطحی و خواص تریبولوژیکی، امروزه یکی از روش‌های مؤثر در تولید و اصلاح کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی محسوب می‌شود. به عنوان مثال، در تحقیقِ [12] کامپوزیت سطحی آلومینیوم AA5083 تقویت‌شده با ذرات تنگستن به روش فراوری همزن اصطکاکی تولید شد. نتایج این تحقیق نشان داد که اندازه دانه‌ها به دلیل اثرات دینامیکی FSP ریزتر شده و استحکام بالا می‌رود. ذرات تنگستن در حالت عنصری خود باقی مانده بودند. لایه‌ی سطحی کامپوزیت، مقاومت سایشی بسیار بالاتری نسبت به آلیاژ پایه و نمونه‌ی فرآوری‌شده با FSP نشان داد. بررسی سطح ساییده‌شده نیز بیانگر آن بود که کامپوزیت در تمامی سطوح بارگذاری دچار سایش خفیف از نوع چسبنده و اکسیداتیو می‌شود، در حالی که در نمونه‌های پایه و FSP شده، در بارهای بالا گذار به سایش شدید از نوع سایشی و لایه‌لایه شدن مشاهده گردید. همچنین همین گروه [13] با استفاده از این فرآیند، کامپوزیت آلومینیوم AA5083 تقویت‌شده با ذرات نیکل تولید کردند. نتایج نشان داد ذرات نیکل ریز و آسیاب‌شده به‌صورت یکنواخت‌تری در زمینه پخش می‌شوند، اما در مرز ذره و زمینه لایه بین‌فلزی Al–Ni تشکیل می‌شود. این لایه سبب کاهش اندک در استحکام و چقرمگی نسبت به نمونه حاوی ذرات نیکل اولیه گردید. در تحقیق دیگری[9]، کامپوزیت هیبریدی زمینه آلومینیوم AA5083 با تقویت‌کننده‌های مختلفی مانند CNT، $Al_2O_3$، Gr، SiC و $ZrO_2$ به روش FSP تولید شد. نتایج این تحقیق نیز نشان داد که با افزایش سرعت چرخش و پیشروی ابزار و همچنین درصد CNT استحکام کششی نهایی (UTS) به‌طور قابل‌توجهی افزایش می‌یابد. بیشترین استحکام در 10% گرافیت + 5% $ZrO_2$ (حجمی) به‌دست آمد. خان و همکاران[14] از FSP برای تولید کامپوزیت‌های سطحی هیبریدی آلومینیوم AA5083 تقویت‌شده با نانولوله‌های کربنی و ذرات بورید بور استفاده کردند. نتایج نشان داد که فاصله‌ی بهینه‌ی بین حفره‌ها (10mm) باعث توزیع بهتر ذرات و کاهش خوشه‌بندی شده و منجر به افزایش استحکام کششی و سختی کامپوزیت می‌شود. در مقابل، فاصله کوتاه‌تر (8mm) باعث ترک‌های شدید و کاهش خواص مکانیکی به دلیل خوشه‌ای شدن ذرات گردید.

در تحقیق حاضر برای اولین بار، از ذرات بین فلزی آلومینایدِ مولیبدن ($Al_{12}Mo$) برای تقویت AA5083 با FSP استفاده شد. این ذرات دارای سختی بالایی هستند و انتظار افزایش خواص مکانیکی از کامپوزیت حاصله می‌رود. تحقیق زیادی در مورد تقویت آلومینیوم با ذرات آلومیناید مولیبدن انجام نشده است. از معدود تحقیقات می‌توان به تولید کامپوزیت‌های آلومینیوم تقویت‌شده با نانوذرات $MoAl_4$، $MoAl_5$ و $MoAl_{12}$ توسط آسیای گلوله‌ای و سنتز واکنشی اشاره کرد [15]. نتایج این تحیق نشان داد که دما و شرایطِ سنتز، نقش تعیین‌کننده‌ای در نوع بین‌فلزی و توزیع ذرات در زمینه آلومینیومی دارند و ذرات $Al_2O_3$ نیز در نهایت در زمینه به‌صورت پراکنده باقی می‌مانند. در مقاله‌ی دیگری [16] از الیاف مولیبدن برای تقویت یک جهته‌ی آلومینیوم استفاده شده است. این کامپوزیت به روش پرس گرم تولید شده بود و انجام سیکل‌های حرارتی تا دمای 500 °C، منجر به ایجاد و اشاعه ترک در ساختار شد. البته سعی شده از اختلاط متالورژی پودر آلومینیوم و اکسید مولیبدن برای احیای اکسید نیز استفاده شود که گزارش آن در مقالات [18و17] آورده شده است. در تحقیق حاضر تولید ذرات آلومیناید به صورت ex-situ و با روش آلیاژسازی مکانیکی انجام شده و با تعبیه‌ی این پودر در شیار از پیش ایجاد شده در ورق AA5083 و اعمال فرایند FSP، کامپوزیت تولید شد. ماده‌ی حاصله از نقطه نظر سهم مکانیزم‌های استحکام بخشی در افزایش استحکام کامپوزیت، تاثیر تقویت کننده بر تاخیر پدیده‌ی سیلان پله‌ای و همچنین مکانیزم تاثیر ذرات بر افت خواص خوردگی مورد بحث قرار گرفته است.

## 2- مواد و روش‌ها

از ورق‌های آلیاژ AA5083 به ضخامت 10 mm با ترکیب جدول(1) برای تولید کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

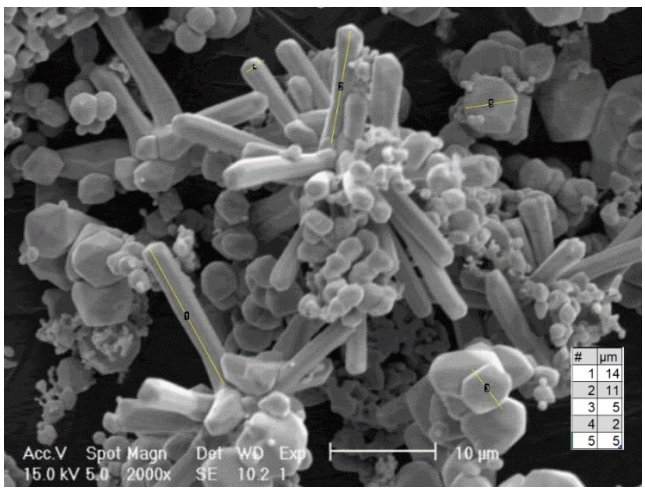
[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

ذرات ترکیب بین فلزی استفاده شد. ابتدا تقویت کننده ترکیب بین فلزی با آسیای گلوله‌ای تولید و در ادامه در شیاری که روی ورق آلومینیومی تعبیه شده بود، ریخته و فراوری همزن اصطکاکی انجام شد.

جدول1-ترکیب شیمیایی آلیاژ AA5083 (wt%) به روش کوانتومتری.

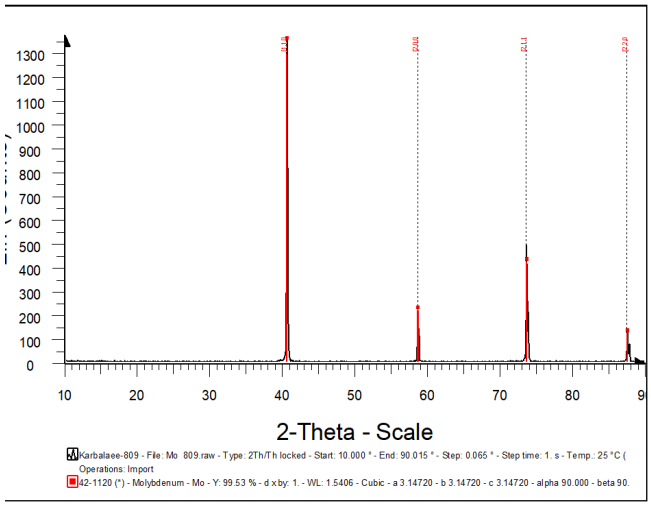
| عنصر | Al | Mg | Si | Mn | Ti | Cr | Fe | Cu | Zn |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| درصد وزنی | 93.21 | 4.8 | 0.9 | 0.4 | 0.2 | 0.2 | 0.2 | 0.02 | 0.07 |

تولید پودر ترکیب بین فلزی. برای تولید $Al_{12}Mo$ به عنوان تقویت کننده، آسیای گلوله‌ای مخلوطِ پودر مولیبدن عنصری با خلوص 99.9% ( Ca , Cu , Na , Pb , Cr , Mn , P , Sn , V , Zn , W < 5 ppm, Fe < 35 ppm, K < 15 ppm) و قطر کمتر از 10 µm (D90) محصول شرکت پارس مولیبدن (با امتنان) (شکل 1 تصویر پودر و شکل 2 طرح تفرق آن) و پودر آلومینیوم خالص به دانه بندی کمتر از 20 µm (D90) محصول شرکت Alpoco (شکل 3 و شکل 4 طرح تفرق آن) در محفظه و با گلوله‌های فولاد زنگ نزن با سرعت 270 rpm به مدت 60 h و با افزودن اسید استئاریک خالص به عنوان جزء کنترل کننده‌ی فرایند در حضور گاز آرگون استفاده شد.

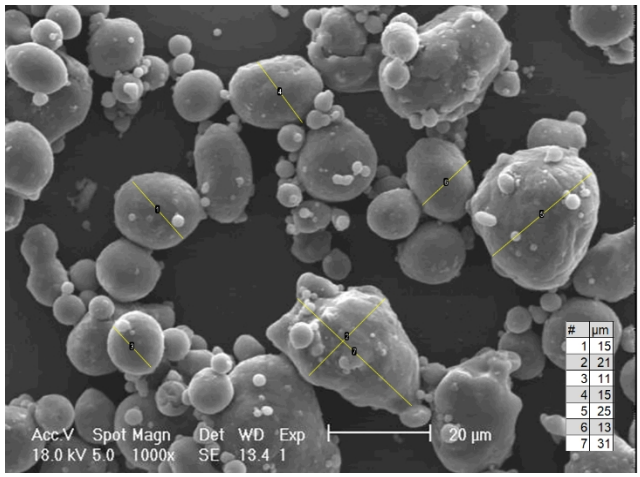



شکل1- تصویر میکروسکپ الکترونی از پودر مولیبدن. اندازه‌ی بعضی از اجزاء تصویر در جدول کوچک آورده شده است.

در هر 20 h مقداری از پودر را برای انجام آزمایش جدا شده و از آن آزمون پراش پرتو X گرفته می‌شد. پس از گذشت 60 h پودر موجود به ترکیب بین فلزی $Al_{12}Mo$ تبدیل شد. برای تبدیل مقدار جزئی باقیمانده از مخلوط پودری به ترکیب بین فلزی، از یک عملیات حرارتی در اتمسفر خنثی به شرح زیر استفاده شد [17]: ابتدا نمونه پودری به مدت 30 min در دمای 420 °C نگهداری و در ادامه با نرخ 5 °C/min به دمای 600 °C برده شده و به مدت 30 min در این دما نگهداری و سپس تا دمای محیط سرد شد.




شکل 2- الگوی پراش پرتو X پودر مولیبدن.

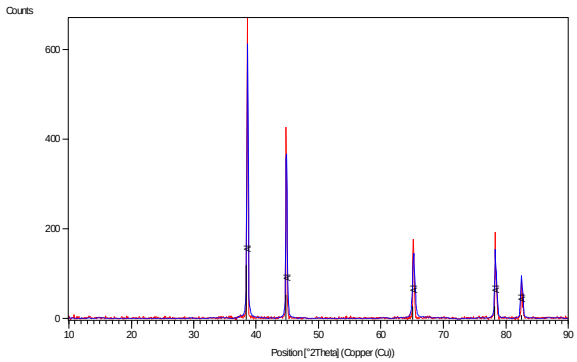



شکل3- تصویر میکروسکپ الکترونی پودر آلومینیوم مورد استفاده در این تحقیق (D90=20 µm). اندازه‌ی بعضی از ذرات شماره دار در جدول کوچک آورده شده.

تولید کامپوزیت با FSP. از ابزار FSP به شکل استوانه‌ی با پین رزوه دار، شامل شانه با قطر 18 و پین با طول و قطر به ترتیب

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]
[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

5 و 6 mm برای فراوری همزن اصطکاکی استفاده شد. جنس ابزار، AISI H13 و با ترکیب شیمیایی مندرج در جدول(2) بود.




شکل4- طرح پراش پرتو X مربوط به پودر Al. تنها پیک‌های آلومینیوم حاضر هستند.

عملیات حرارتی اعمالی بعد از ماشینکاری پین، عبارت بود از پیشگرم کردن به مدت زمان 0/5 h در یک کوره حمام نمک در دمای 815 °C و بعد 0/5 h در دمای 1000 °C و سپس کوئنچ در روغن و در مرحله آخر تمپر در 550 °C به مدت 0/5 h برای دست یابی به سختی نهایی 55 HRC [19]. گام رزوه‌ها 1 mm و زاویه‌ی خمش ابزار (زاویه‌ی محور ابزار نسبت به خط عمود بر ورق) حدود 3° در نظر گرفته شد.

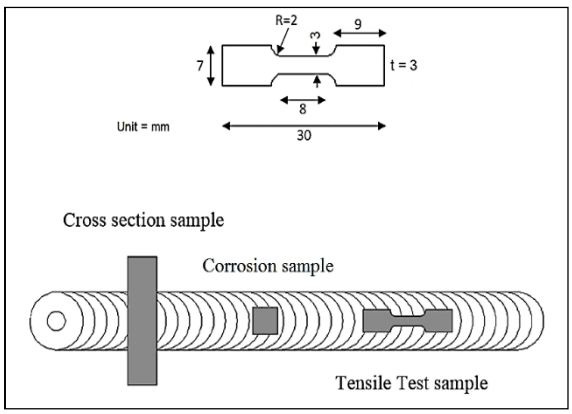
قطعاتی با ابعاد $mm^2$ 225×117 به شکل مستطیلی از ورق AA5083 برش داده شدند. برای اضافه کردن ذرات پودری به فلز پایه، یک شیار با عرض1/4، عمق 4 و طول 225 mm در وسط ورق به وسیله تیغ فرز اره‌ای و در امتداد طولی آن ماشین کاری شد. پس از تمیز کردن دقیق شیار با الکل، پودر به صورت خشک به درون شیار اضافه شده و با دست فشرده شد. برای جلوگیری از بیرون ریختن ذرات و هر چه بهتر پوشانده شدن سطح شیار در حین انجام FSP، یک پاس این فرایند با استفاده از یک ابزار فاقد پین قبل از اعمال پاس اصلیِ FSP از روی شیار عبور داده شد.

جدول2-ترکیب شیمیایی فولاد ابزار H13

| عنصر | Mn | C | V | Si | Mo | Cr | Fe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| درصد وزنی | 0.3 | 0.33 | 0.9 | 1.3 | 1.5 | 5.55 | 90.12 |

فراوری همزن اصطکاکی با ابزار دارای پین در تعداد پاس برابر با 2،4و6 با سرعت چرخشی پادساعتگرد 1000 rpm و سرعت پیشروی 52 mm/min که با سعی و خطا و نتایج تحقیقات قبلی انتخاب شدند، صورت گرفت. برای توزیع هرچه یکنواخت تر ذرات تقویت کننده در ناحیه اغتشاشی کامپوزیت ها، در هر مرحله، پاس بعدی با همپوشانی دقیقا روی پاس قبل و با پیشروی خلاف جهت پاس قبل انجام شد. محاسبه نشان داد، با این هندسه، کسر حجمی ذرات اضافه شده به ماده برای همه‌ی نمونه‌ها حدود 10% است (کسر حجمی تقویت کننده از تقسیم سطح مقطع شیار بر سطح مقطع کامپوزیتی شده محاسبه می‌شود [20].

مشخصه یابی، مورفولوژی و توزیع پودر اولیه و مخلوط آسیا شده توسط میکروسکپ الکترونی گسیل میدانی Tescan-Mira3 (مرکز تحقیقات متالورژی رازی) بررسی شدند.




شکل5-ابعاد نمونه کشش و موقعیت استخراج نمونه‌های متالوگرافی – ریزسختی ، آزمون کشش و خوردگی.

از دستگاه XRD مدل Bruker-D8 (دانشگاه سمنان) با اشعه CuKα (طول موج برابر Å 1/54) در شدت جریان 30 mA و ولتاژ 40 kV در زاویه ° 10-90 برای تعیین فازهای حاصله استفاده شد. پس از تولید کامپوزیت ها، مقطع زنی نمونه‌ها مطابق شکل(5) انجام و از روش استاندارد ASTM E3-11 [21] برای متالوگرافی و از میکروسکپ الکترونی روبشی Tescan-Mira3 مجهز به EDS برای بررسی ریزساختاری و دانه‌ها استفاده شد. از آزمون کشش و سختی برای بررسی خواص مکانیکی نمونه‌ها بهره گرفته شد. آزمون کشش بر روی

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

نمونه‌های subsize (کوچکتر از اندازه اصلی اشاره شده در استاندارد) شکل(5) بر اساس استانداردِ ASTM E8 [22] در سرعت کشش فک 1 mm/min با دستگاه سنتام STM400 (دانشگاه سمنان) انجام شد. سختی سنجی با دستگاه میکروسختی سنجی Buehler مدل MMT-7 (دانشگاه سمنان) در بار 100 g و زمان 15 s طبق استانداردِ ASTM E384-11 [23] و به صورت اسکن خطی عمود بر محور جوش انجام شد.

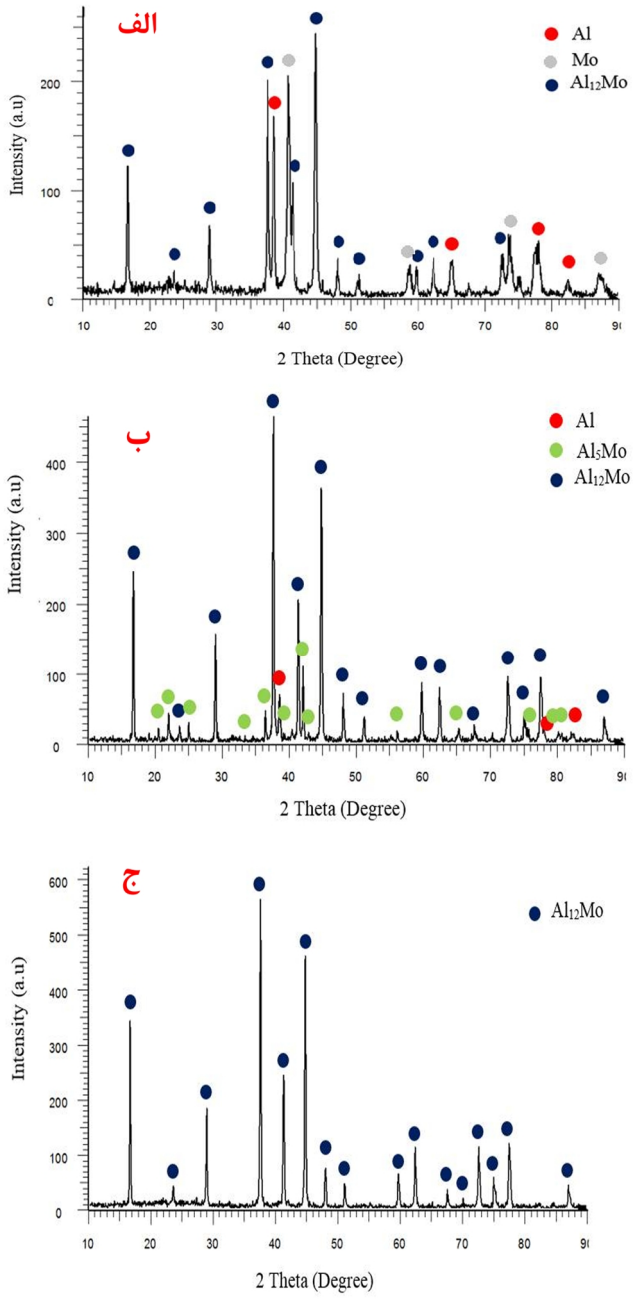
آزمون خوردگی: از آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک برای رفتار خوردگی نمونه‌ها مطابق با استاندارد ASTM G61 [24] بهره گرفته شد. از ناحیه همزده، نمونه هایی آماده و قالب گیری (مانت) شده و آزمایش با دستگاه Origa Flex مدل LYS (دانشگاه سمنان) با الکترود مرجع استاندارد کالومل در محلول 3.5% NaCl انجام گرفت. آزمون در محدوده‌ی ولتاژ 300 mV نسبت به پتانسیل مداریاز با سرعت پایش 0/5 mV/s روی سطحی با مساحت $1cm^2$ و در دمای اتاق روی تمامی نمونه‌ها انجام شد. قبل از انجام آزمون، نمونه‌ها به مدت 2 h در محلول در حالت پتانسیل مدار باز OCP قرار داده شدند تا مقادیر پتانسیل حالت پایدار حاصل شود.

## 3- نتایج و بحث

### 3-1-آلیاژسازی مکانیکی برای تولید ذرات تقویت کننده

از آلیاژسازی مکانیکی برای تولید ذرات ترکیب بین فلزی $Al_{12}Mo$ بهره گرفته شد. آلیاژسازی مکانیکی ابزاری کارا و بسیار مهم در اختلاط یا سنتز بسیاری از مواد پیشرفته است. از این روش می‌توان در اختلاط پر انرژی قبل از سنتز یا تفجوشی، سنتز مستقیم ترکیبات و کامپوزیت‌ها با فرایندهایی مثل سنتز احتراقی، تولید پودر نانوساختار، تولید مواد آمورف، تولید مواد انتروپی-بالا، و یا به سادگی در خرد کردن اندازه ذرات استفاده کرد [25-28].

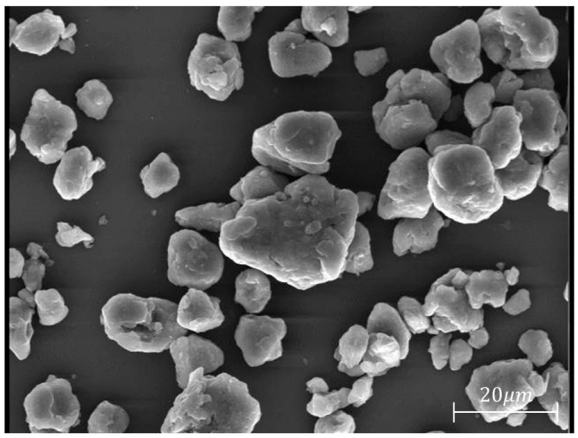
با توجه به تحقیقات قبلی، از پارامترهای تولید مطمئن در آسیای گلوله‌ای ترکیب $Al_{12}Mo$ استفاده شد[29]. طرح پراش پرتو ایکس از پودر نهایی بعد از آلیاژسازی مکانیکی به مدت 40 h، 60 h و پس از عملیات نهایی در کوره (دمای 600 °C) در شکل(6) آورده شده است که نشان دهنده‌ی وجود تنها ذرات از جنس آلومیناید مولیبدن است. مورفولوژی ذرات آلومینایدی در شکل(7) آورده شده که تقریبا کروی و با اندازه‌ی میانگین حدود 20 µ هستند (با کمک نرم افزار آنالیز تصویر ImageJ [30]..




شکل6- طرح پراش پرتو X از پودر آلیاژسازی مکانیکی شده‌ی مخلوط آلومینیوم و مولیبدن بعد از الف- 40 h و ب- 60 h آلیاژسازی مکانیکی و ج- بعد از عملیات حرارتی نهایی در کوره برای تکمیل واکنش.

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]




شکل7-میکروگراف ذرات آلومیناید مولیبدن. اندازه‌ی میانگین ذرات در حد µ 20 است (اندازه گیری با ImageJ).

است. در آلیاژهای آلومینیوم، مجددا بـه دلیـل SFE بـالا، تبلـور مجدد پویای غیرپیوسته غالب است. در حالی که تبلـور مجـدد پویای پیوسته در فلزاتـی غالـب اسـت کـه در آنهـا از حرکـت نابجایی‌ها جلوگیری می‌شود (به دلیل پایین بودن SFE در آنهـا، عرض ناحیه‌ی نقص در چینش بزرگ است و لذا به هم پیوستن نابجایی‌های تکه‌ای و یکی شدن آنها مشکل می‌شود). در تبلـور مجدد پویای هندسی، تغییر شکل پلاستیک منجر به ایجـاد پلـه در مرز دانه‌ها شده و در ادامه، تغییر شکل بیشتر باعث می‌شـود که این پله‌ها در دوطرف دانه بـه هـم نزدیـک شـده و کـم کـم دانه‌های جدید شکل بگیرند [35-32].

## 3 –2- بررسی‌های ریزساختاری

### 3-2-1-نمونه‌ی شاهد

در شکل(8)، تصاویر میکروسـکپی نـوری نمونـه‌ی FSP شـده بدون تقویت کننده آورده شده است. قسمت (الف) ریزسـاختار ماده‌ی اولیه AA5083 را و قسـمت (ب) قسـمت FSP شـده از این ماده را نشان می‌دهـد. آنچـه از مقایسـه واضـح اسـت کـه زیرساختار در ناحیه‌ی FSP کاملا ریزدانه شده که جزء ماهیـت فرایند FSP است [31]. انـدازه‌ی دانـه‌ی زمینـه در حـدود µ55 است. فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید در اثر افزایش دما و اعمـال تغییـر شـکل همزمـان، منجـر بـه ایجـاد تغییـرات ریزساختاری شامل ریزشدن دانه هـا و سـیلان آنهـا و رخ دادن مکانیزم‌هـای بازیـابی، تبلورمجـدد و تبلورمجـدد پویـا (DRX) می‌شوند[34-32] . فلز آلومینیوم دارای انرژی نقص در چیـنش (SFE) بالایی است و لذا قابلیت تحـرک نابجـایی‌هـا و لغـزش ضربدری در آن ساده تر است. ایـن شـرایط منجـر بـه پیشـبرد بازیابی پویا (بازیابی در حین کار مکانیکی) و تبلور مجدد پویـا می‌شود. به ویژه حتی اگر دما و نرخ کـرنش انـدک باشـد. لـذا مرزهای کم زاویه به مرزهای پرزاویه شده، دانه‌های تغییر شکل داده از بین رفته و دانه‌های جدید هم-محور ریز شکل می‌گیرند [35]. انواع مختلف مکانیزم پیشنهاد شده برای تبلور مجدد پویا شامل تبلور مجدد پویای پیوسته، غیرپیوسـته و هندسـی اسـت. البته اینکه دقیقا کدام در FSP سهیم هستند، همچنان مورد بحث

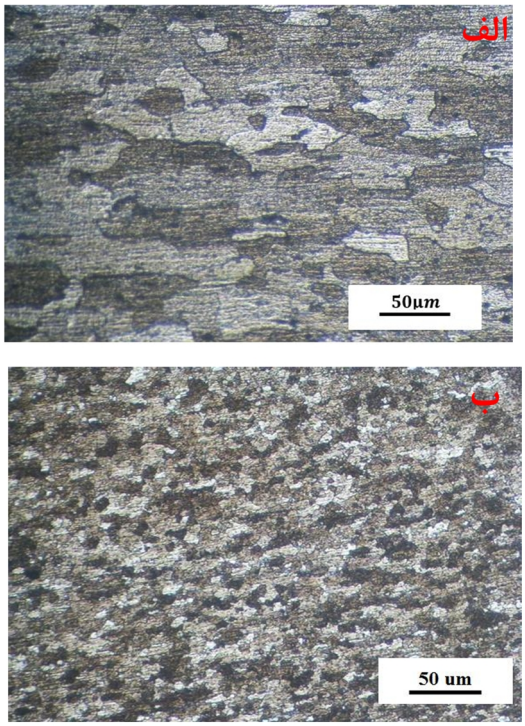
### 3-2-2-ریزساختار کامپوزیت‌های حاوی درصدهای مختلف تقویت کننده

در شکل(9)، تصویر میکروسکپ الکترونـی روبشـی در حالـت الکترون برگشتی از کامپوزیت‌های (الف) دو پاس و (ب) چهار پاس کامپوزیت‌های AA5083 حاوی ذرات آلومینایـد مولیبـدن آورده شده است. دیده می‌شود که بعد از دو پاس توزیـع ذرات بسیار دورتر از ایده آل است و نواحی خوشه‌ای شـدن ذرات، و همچنین نـواحی بـدون ذرات در قسـمت هـم خـورده‌ی مـاده بوضوح دیده می‌شود. در قسمت (ب) بـا ایـن حـال، وضـعیت ریزساختاری تا حدودی بهتر است و همین مشاهدات باعث شد که برای شش پاس اقدام شود. افت خواص کامپوزیـت در اثـر خوشه بندی تقویت کننده کاملا اثبات شده است [36].

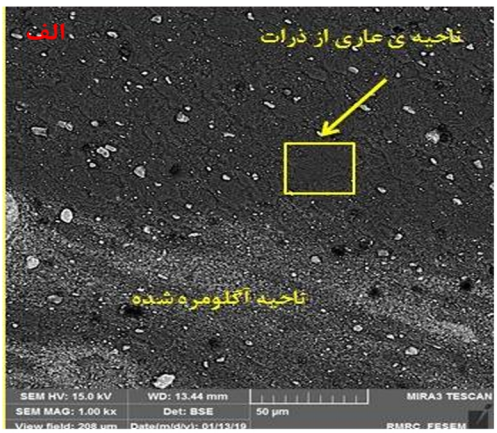
تصویر میکروسکپ نوری (الف) و الکترونی روبشی در حالـت الکترون بازگشتی (ب) از ریزساختار ماده‌ی کـامپوزیتی بعـد از شش پاس FSP در شکل(10) آورده شده است. توزیع مناسـبی از ذرات تقویت کننده در قسمت هم خورده‌ی ایـن مـاده دیـده می‌شود. لذا به نظر می‌رسد اعمال شش پاس می‌تواند به عنـوان پارامتر بهینه در تولید این کامپوزیت بـا در نظـر گـرفتن مقـادیر سایر پارامترها (سرعت چرخش ابـزار و سـرعت پیشـروی آن، عمق ابزار و اعمال هر پاس دوم به صـورت برگشـت بـر روی پاس قبلی) عنوان شود. در بسیاری از تحقیقات قبلی نیز چنـین بوده است (از جمله [37]).

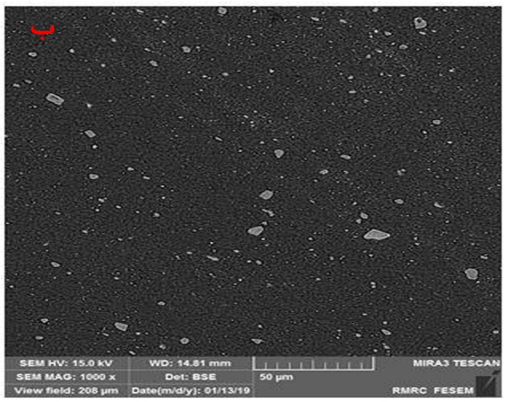
[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

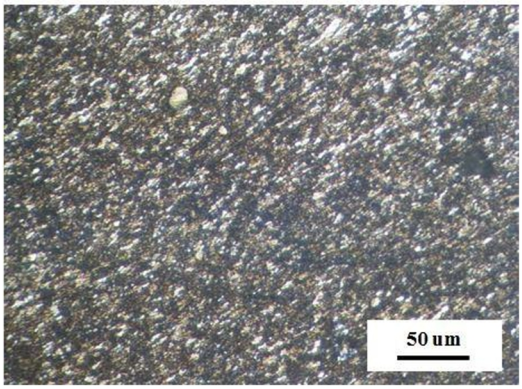



شکل8-الف- ریزساختار فلز پایه AA5083 در حالت دریافت شده، ب- ریزساختار AA5083 FSP شده در قسمت هم خورده اصطکاکی.

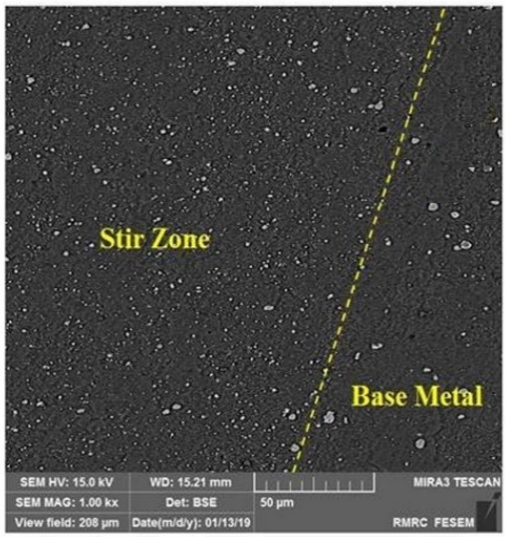



شکل9- میکروگراف کامپوزیت $AA5.83/Al_{12}Mo$ تولید شده با FSP بعد از الف- دو پاس، و ب- چهار پاس FSP.




(الف)



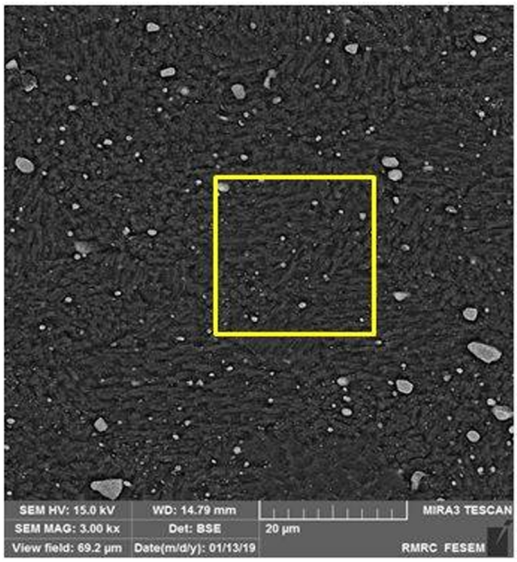

(ب)

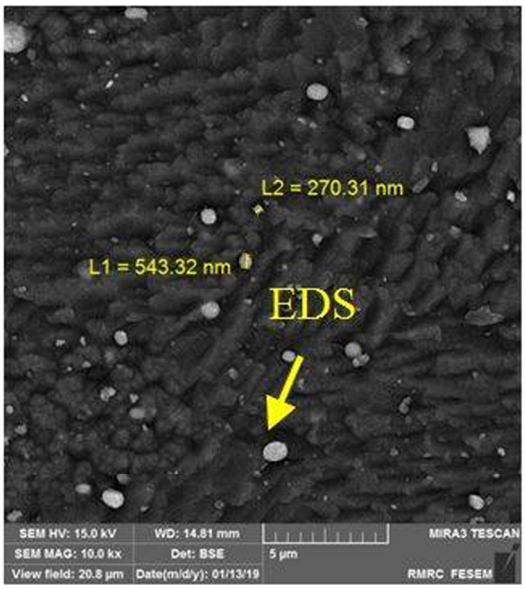
شکل10- میکروگراف‌های ریزساختار کامپوزیت $AA5083/Al_{12}Mo$ بعد از شش پاس FSP الف- میکروسکپ نوری، و ب- میکروسکپ الکترونی روبشی.

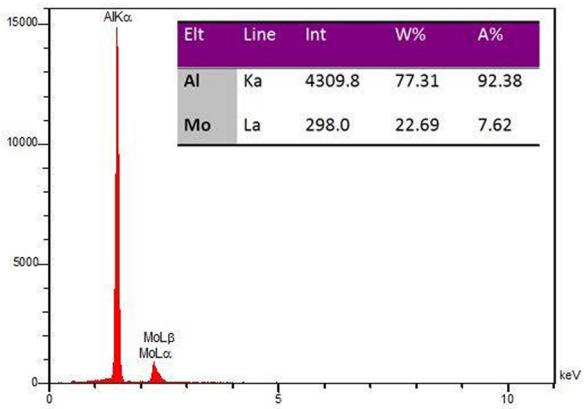
در شکل(11)، تصویر میکروساختار کامپوزیت $AA5083/Al_{12}Mo$ بعد از شش پاس FSP به همراه ترکیب شیمیایی یک ذره فاز سفید رنگ (آلومینایـد) نشان داده شده است. آنالیز حاصل از ذره شامل 92.5 at% Al و 7.5 at% Mo است که با توجه به نتایج XRD استوکیومتری این ذره $Al_{12}MO$ خواهد بود. موقعیت این فاز در نمودار فازی در شکل(12) آورده شده است. میانگین اندازه‌ی ذرات تقویت کننده به حدود 1/7 µ رسیده است (اندازه گیری با ImageJ) [30]. بنابراین، FSP منجر به کاهش اندازه‌ی ذرات تقویت کننده به حدود 10% سایز اولیه آنها شده است.

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

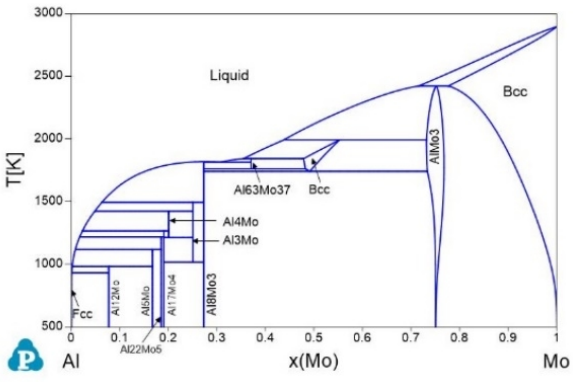
[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]



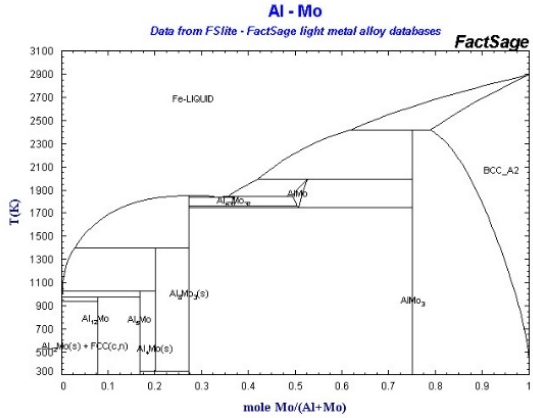




شکل11-ریزساختار کامپوزیت $AA5083/Al_{12}Mo$ پس از 6 عبور FSP. اندازه‌ی ذرات تقویت کننده از µ 20 اولیه به حدود µ 1/7 رسیده است. توزیع مناسب ذرات در زمینه قابل تایید است.




(الف)




(ب)

شکل12- نمودار دوتایی Al-Mo (الف) محاسبه شده، از [38] ، بسیار نزدیک به نمودار حساب شده با نرم افزار FactSage ب - [39].

### 3 -3- خواص مکانیکی

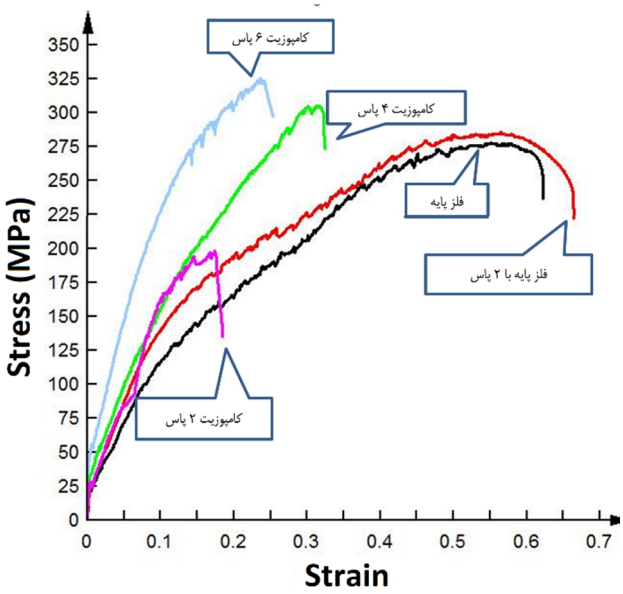
در شکل(13)، نتایج آزمون کشش بر روی نمونه‌های استخراج شده از بخش FSP شده‌ی ورق‌های AA5083 آورده شده است. همانگونه که اشاره شد، FSP در دو، چهار و شش پاس انجام و حداقل دو نمونه کششی برای هر ماده تهیه آزمایش شد.

انجام FSP بر روی ورق AA5083 منجر به افزایش اندکی در خواص کشش ماده (هم استحکام کششی، و هم شکل پذیری) شده است. استحکام کششی از MPa 275 ~ به حدود MPa 284 (% 4رشد) و ازدیاد طول نسبی آن تا شکست، از % 60 به %65 (8% رشد) رسیده است. این تغییرات اگر چه در این مورد چندان نیست، ولی یک ویژگی فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید را در خود دارد. عموما اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید منجر به ریزشدن دانه‌ها با مکانیزم بازیابی پویا

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

و تبلور مجدد پویا می‌شود. افزایش استحکام با ریز شدن دانه‌های ماده کاملا شناخته شده است [41و40].




شکل13- آزمون کشش بر روی نمونه‌ی شاهد (فلز پایه بدون FSP)، فلز پایه با 2 پاس، و کامپوزیت با 2 پاس، 4 پاس و 6 پاس FSP.

از سوی دیگر، یک رابطه‌ی کلاسیک بین خواص مواد، نسبت عکس استحکام و شکل پذیری است. با این حال، در مواد نانوساختار و موادی که تغییر شکل پلاستیک شدید را تجربه می‌کنند، امکان جمع این دو خاصیت وجود دارد: ماده‌ای با استحکام بالاتر و در عین حال شکل پذیری بیشتر [34-32و42]. در توصیف چنین تقارنی عوامل مختلفی بیان شده است[43و42]:

-تشکیل ساختار فوق ریزدانه یا نانوساختار، منجر به متوقف شدن رشد ترک و در نتیجه افزایش چقرمگی می‌شود.

-کرنش سختی در اثر تغییرشکل پلاستیک شدید، منجر به افزایش تنش تسلیم شده و شروع گلویی شدن و در نتیجه شکست را به تاخیر می‌اندازد.

-تغییرشکل شدید ماده منجر به تغییر ماهیت بافت بلورین ماده و توزیع یکنواخت تر دانه‌ها در حجم ماده و در نتیجه افزایش شکل پذیری می‌شود.

-چگالی بسیار بالای نابجایی حاصل از تغییرشکل پلاستیک شدید، منجر به ایجاد موانع بسیار در برابر حرکت نابجایی‌ها شده که این خود، تشکیل و رشد ترک را به تاخیر می‌اندازد.

باید دقت داشت که بهبود چقرمگی یا شکل پذیری ماده در اثر تغییرشکل پلاستیک شدید متاثر از نوع ماده، متغیرهای فراوری انجام شده روی ماده، و میزان تغییرشکل پلاستیک شدید اعمالی است.

در منحنی‌های سیلان کششی ماده در تمام حالات، سیلان پله ای یا پدیده‌ی پرتوین - لوشاتلیه مشاهده می‌شود (شکل 13). سیلان پله‌ای که به نام پیر-کرنشی پویا نیز نامیده می‌شود، پدیده‌ای کاملا رایج در آلیاژهای حاوی عنصر حل شونده مثل Al-Mg، Al-Cu، فولادهای ساده کربنی، کم کربن، و بعضی فولادهای زنگ نزن، و آلیاژهای مس، تیتانیوم و زیرکنیم است [47-44]. دلیل سیلان پله‌ای در این آلیاژها، مهاجرت یا به عبارت صحیح تر، نفوذ عنصر آلیاژی حل شونده از نوع بین نشین به اطراف خط نابجایی است. بالای خط نابجایی تنش‌های فشاری و در زیر آن تنش کششی وجود دارد که به دلیل وجود نیم صفحه‌ی اضافی در بالا است [47]. در اطراف خط نیز تنش‌های برشی ایجاد می‌شود. به این ترتیب، قرار گرفن عنصر حل شونده در اطراف خط نابجایی، با توجه به میدان تنشی حول خود عنصر حل شونده، می‌تواند انرژی کلی سیستم را کاهش داده و از لحاظ انرژتیکی مطلوب تر است. به این ترتیب، نابجایی‌ها یک اتمسفر موسوم به «کاترل» در اطراف خط نابجایی ایجاد می‌شود که از حرکت آن جلوگیری می‌کند. در لحظه‌ی افت تنش در سیلان پله ای، در واقع بخشی از نابجایی‌ها از این اتمسفر آزاد شده و با هم شروع به سیلان می‌کنند (بهمن نابجایی) و وقتی تنش دوباره زیاد می‌شود (شروع پله‌ی بعدی)، نابجایی‌ها قبلی متوقف شده و مجددا نابجایی‌های قفل شده اجازه‌ی سیلان بیشتر را به ماده نمی دهند؛ تا زمانی که تنش بالا رفته و نابجایی‌های قفل شده را آزاد کند (افت در پله‌ی دوم). به این ترتیب، سیلان ماده به صورت پله پله مشاهده می‌شود، تا وقتی که تنش به جایی برسد که امکان قفل شدن و راه افتادن پی در پی (پویا)ی نابجایی‌ها وجود نداشته باشد (پایان سیلان پله ای) که کارسختی معمول فلز بدون پله ادامه می‌یابد. تنش شروع سیلان پله‌ای (اولین پله)

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]
[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

وابسته به غلظت عنصر حل شونده، نرخ کرنش و دما است [48]. در فولادهای کربنی، اثر ابتدایی آزاد شدن نابجایی‌ها به قدری شدید است که یک نقطه‌ی تسلیم تیز در نمودار تنش-کرنش کششی ظاهر می‌شود و اصطلاحات نقطه‌ی تسلیم بالایی و نقطه‌ی تسلیم پایینی برای این مواد رایج است.

در منحنی‌های سیلان مواد (شکل 13) مشاهده می‌شود که تنش شروع سیلان پله‌ای برای مواد مختلف متفاوت است. شروع سیلان واضح پله‌ای در کامپوزیت‌های4و 6 پاس با تاخیر زیادی همراه بوده است (کامپوزیت 2 پاس خواص مکانیکی ضعیفی نشان داده است که در ادامه بحث می‌شود). وجود ذرات رسوبی یا ذرات تقویت کننده باعث تاخیر در شروع سیلان پله‌ای ماده می‌شود. رابطه‌ی بین کرنش بحرانی لازم برای شروع پدیده‌ی سیلان پله‌ای ($\varepsilon_c$) و فاصله‌ی (L) بین رسوبات یا تجمعی از نابجایی‌ها (جنگل نابجایی) که بعنوان موانع حرکت نابجایی عمل کرده و با متوقف کردن آن، اجازه‌ی (زمان کافی برای) قفل شدن نابجایی توسط اتم‌های حل شونده را می‌دهند، چنین بیان شده است [49و48]:

$$\varepsilon_c = \left[ \left( \frac{C_1 - C_0}{\alpha C_0} \right)^{2/3} \frac{\dot{\varepsilon} kTb}{LNKU_m D_0 \exp(-Q_m / kT)} \right]^{1/(m+\beta)} \quad (1)$$

که در آن، $C_0$ غلظت عنصر حل شونده در آلیاژ بوده، و $C_1$ غلظت لازم برای قفل شدن نابجایی، آلفا ثابت برابر با حدود 3، $U_m$ انرژی پیوند نابجایی و اتم حل شونده، $C_v$ غلظت جاهای خالی، $D_0$ ضریب فرکانس و $Q_m$ انرژی فعال سازی نفوذ اتم حل شونده، k ثابت بُلتزمن، T دما، b بردار برگرز، $\rho=N\varepsilon^{\beta}$ (چگالی نابجایی ها) و $C_v=K\varepsilon^{m}$ است. یک فرض مبنای محاسبات فوق است و آن اینکه رسوبات غیر قابل برش باشند. بنابراین، واضح است که وجود ذرات تقویت کننده در ساختار نیز می‌تواند باعث تاخیر در ایجاد پله در منحنی سیلان ماده شود و در مشاهدات ما نیز چنین رفتاری مشاهده شد. مطابق جدول 3، کرنش بحرانی شروع سیلان پله‌ای برای ماده تقویت نشده در شرایط تحویلی، حدود 0/1 و پس از دو پاس FSP، برابر با 0/15 است. چنین افزایشی در کرنش بحرانی شروع، نشان از آن دارد که انجام FSP باعث تاخیر در ظهور سیلان پله‌ای می‌شود. دلیل این امر را می‌توان ایجاد جنگل نابجایی‌ها در اثر تغییر شکل پلاستیک شدید ناشی از FSP دانست که از حرکت نابجایی‌ها جلوگیری می‌کنند.

همچنین در مورد کامپوزیت‌های 4 و 6 پاس دیده می‌شود که کرنش بحرانی شروع پدیده‌ی سیلان پله‌ای بالاتر از ماده‌ی تقویت نشده است. تاثیر وجود ذرات سخت بر روی کرنش بحرانی توسط محققان مختلف بررسی شده و نتایج گاه متضادی گزارش شده است. به عنوان مثال دیده شده است که عملیات پیرسازی (تولید ذرات رسوبی در فلز) باعث افزایش کرنش بحرانی شده و سیلان پله‌ای را با تاخیر مواجه کرده و یا آن را حذف می‌کند [54-50] و دو علت برای آن ذکر کرده‌اند: حذف عنصر حل شونده از زمینه و تولید ذرات غیرقابل برش در مسیر نابجایی‌ها. افزایش کرنش بحرانی در اثر افزودن تقویت‌کننده در کامپوزیت‌های Al 8090/$SiC_p$ [55] و Al-Mg/$B_4C$ [56] گزارش شده است. با این حال، دیده شده است که تاثیر افزودن ذرات اکسیدی به کامپوزیت Al-Mg/$Al_2O_3$ بر روی کرنش بحرانی بستگی به نرخ کرنش دارد [57]. اگر شرایط کرنش‌دهی به گونه‌ای باشد که کرنش بحرانی مادهٔ زمینه (آلیاژ مونولیتیک) کوچک باشد، افزودن ذرات تقویت‌کننده تاثیر زیادی بر مقدار کرنش بحرانی مشاهده شده در کامپوزیت ندارد؛ ولی اگر کرنش بحرانی آلیاژ زیاد باشد، مقدار آن در اثر افزودن ذرات تقویت‌کننده کاهش خواهد یافت. این محققین اشاره کرده‌اند که افزودن جزء تقویت کننده در صورتی که توزیع مناسبی در کسر حجمی بالا نداشته باشد و یا کسر حجمی اندک باشد، و یا اندازهٔ ذرات بیش از حد بزرگ باشد (که با نابجایی‌ها اندرکنشی از طریق مکانیزم اروان نداشته باشند)، تاثیر شدیدی بر جلوگیری از ناپایدار شدن تغییرشکل نخواهد داشت.

جدول 3-کرنش بحرانی شروع پدیده‌ی سیلان پله‌ای در مواد مختلف.

| ماده | کرنش بحرانی شروع DSA |
|---|---|
| AA5083 تحویلی | 0.1 |
| AA5083 + 2FSP | 0.15 |
| AA5083/AlMo/2FSP | Failed |
| AA5083/AlMo/4FSP | 0.25 |
| AA5083/AlMo/6FSP | 0.25 |

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

- خواص کششی کامپوزیت

در آلیاژهای Al-Mg، افزایش تقویت کننده به فلز زمینه بعد از چهار پاس FSP باعث افزایش استحکام و کاهش چقرمگی ماده (با معیار شکل پذیری) می‌شود. اعمال FSP در دو پاس به دلیل توزیع نامناسب ذرات در زمینه (شکل 9) خواص کامپوزیتی مناسبی نشان نداد (30% کاهش استحکام). افت خواص در یک کامپوزیت حاوی خوشه‌های تقویت کننده به دلیل وجود حفره بین تجمعات (ناپیوستگی) و همچنین عمل کردن آنها به عنوان مراکز تمرکز تنش (مثل ترک) است [36]. میزان افزایش استحکام دو کامپوزیت دیگر همانگونه که از شکل(13) ملاحظه می‌شود، به ترتیب، حدود 9و 16 درصد در کامپوزیت‌های چهار و شش پاس نسبت به فلز پایه‌ی FSP شده و حدود 13و20 درصد نسبت به فلز پایه‌ی در شرایط تحویلی است. به همین ترتیب، میزان شکل پذیری کامپوزیت‌ها نیز حدود 50 و 60 درصد نسبت به فلز پایه کاهش نشان می‌دهد. افزایش تعداد پاس از 4 به 6 باعث افزایش 7 درصدی استحکام و کاهش10 درصدی ازدیاد طول شده است. عوامل افزایش استحکام کامپوزیت‌های زمینه فلزی را می‌توان در موارد زیر فهرست کرد [58و2-1]:

-افزایش استحکام با تولید نابجایی در فصل مشترک زمینه / ذره در اثر اختلاف ضریب انبساط حرارتی دو جزء و تولید کرنش حرارتی.

-ریزشدن دانه‌ها در زمینه در اثر وجود ذرات.

-ریزشدن دانه‌های فرعی زمینه (subgrains) در زمینه در اثر وجود ذرات.

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (2)$$

$$\rho = {}^{12\Delta T(\Delta C)\varphi_p}/_{bd} \quad (3)$$

-کرنش سختی بالاتر زمینه به دلیل عمل کردن ذرات به عنوان قیود پلاستیک در تغییر شکل.

مکانیزم اول (تولید نابجایی در فصل مشترک) به ویژه در کامپوزیت هایی که از دماهای بالای فراوری تا دمای محیط خنک می‌شوند (مثلا تولید با روش ریخته گری یا متالورژی پودر) اهمیت بیشتری می‌یابد. میزان کرنش حرارتی به صورت مستقیم با اختلاف ضریب انبساط حرارتی و اختلاف دمای فراوری تا دمای محیط رابطه دارد [59-58و1]. در روش FSP بیشترین میزان دمای متریال بستگی به عوامل ذیل دارد:

-هندسه ابزار: بیشترین دمای تولیدی وابسته به شکل و اندازه پین و شانه آن است.

-پارامترهای فراوری: سرعت چرخش ابزار، سرعت پیشروی ابزار، میزان عمق فرورفته‌ی ابزار به داخل ماده، همگی بر توزیع دما در ماده تاثیر دارند.

-خواص خود ماده: نوع ماده با توجه به خواص حرارتی آن در توزیع دما موثر است.

محققان نشان داده‌اند که حداکثر دمای ماده در این روش (در مورد آلومینیوم)، در محدوده‌ی 0/6 تا $T_m$ 0/9 (نقطه ذوب آلومینیوم) است [60] و این نتیجه می‌دهد که تولید نابجایی‌های حاصل از dislocation punching (به خاطر اختلاف ضریب انبساط حرارتی) می‌تواند رخ دهد. با این حال، با توجه به تغییر شکل پیوسته‌ی شرایط دینامیک برای این پدیده وجود خواهد داشت و تولید این نابجایی‌ها بیشتر در بخش انتهایی فراوری یعنی وقتی ابزار عبور کرده و ماده در حال سرد شدن است، بیشترین میزان را به خود اختصاص خواهد داد. با توجه به رابطه‌های(2 و 3) سهم این مکانیزم در افزایش استحکام را می‌توان حساب کرد که با توجه به اطلاعات مربوط به آلومینیوم با فرض G=26 GPa و $\alpha = 1.2$ [61] ، بردار برگرز (b) برابر با 2.86 Å [62] و در نظر گرفتن میزان میانگین اختلاف دما برابر با $0.75T_m$-25 (470 °C)، کسر حجمی $\varphi_p = 0.1$ vol%، و قطر تقویت کننده $d = 1.7$ µm (شکل 11)، این سهم برابر با 33.3 MPa یا 10% است.

مکانیزم دوم و سوم (ریزشدن دانه‌های اصلی و فرعی) در اثر وجود ذرات، کرنش در حین کار مکانیکی نسبت به حالتی که ذرات در ساختار وجود ندارند، به دلیل وجود قید پلاستیک در سیلان، پدیده‌های تبلور مجدد پویا به ویژه در اطراف ذرات خود را بیشتر نشان می‌دهند و این باعث کاهش اندازه‌ی دانه می‌شود که در رابطه (4) اشاره شده است.

$$D_g = d\left(\frac{1-\varphi_P}{\varphi_P}\right)^{1/3} \quad (4)$$

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

همچنین مشابه چنین توصیفی در مورد اندازه‌ی دانه فرعی (ساختار نابجایی‌ها در داخل هر دانه) وجود دارد که کاهش اندازه‌ی دانه فرعی به سبب وجود ذرات و جلوگیری آنها از حرکت نابجایی‌ها و آرایش مجدد آنها می‌شود. مجددا در رابطه(5) آورده شده است:

$$D_s = \mathrm{d}\left(\frac{\pi d^2}{6\varphi_P}\right)^{1/2} \quad (5)$$

حال در کامپوزیت‌های مورد مطالعه، که تحت فرایند تغییر شکل پلاستیک شدید هستند، سیلان و رخداد پدیده هایی مثل بازیابی پویا و تبلور مجدد پویا به دلیل مقید بودن سیلان پلاستیک منجر به افزایش استحکام ماده در قیاس با ماده‌ی مونولیتیک می‌شود [58و36و1]. در واقع، حضور ذرات مانع از حرکت مرز دانه (به دلیل تبلورد مجدد و رشد) می‌شود. میزان اندازه‌ی دانه‌ی زمینه ($D_g$) از روی قطر و کسر حجمی ذرات (به ترتیب $D_r$ و $V_r$) از رابطه(6) به دست می‌آید [63]:

$$D_g = 2d / 3\varphi_p \quad (6)$$

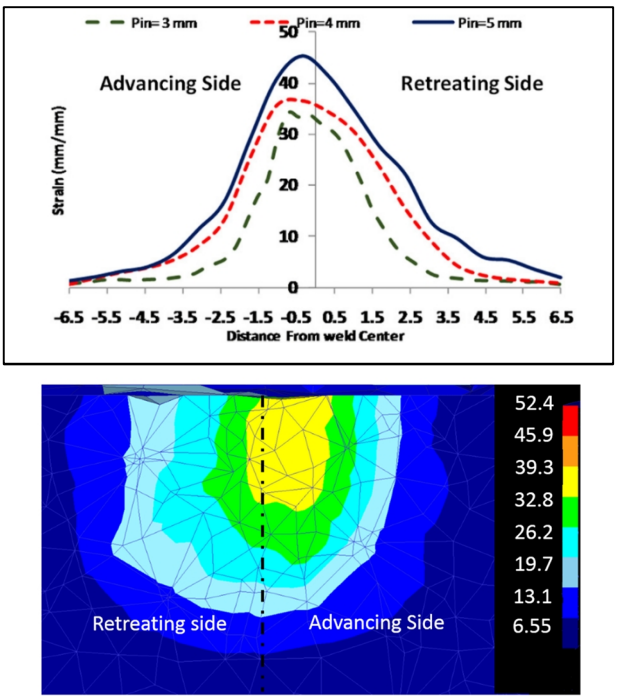
میزان $D_g$ از این رابطه برابر با 11/3 µm و میزان افزایش تنش تسلیم با توجه به رابطه‌ی هال-پچ (رابطه7) با در نظر گرفتن k = 0.2، برابر با 60 Pa بدست می‌آید که ناچیز است.

$$\Delta\sigma_{g,s} = k_{g,s}/\sqrt{D_{g,s}} \quad (7)$$

مکانیزم چهارم (کرنش سختی) اشاره شد که کرنش سختی در کامپوزیت حاوی اجزاء تقویت کننده نسبت به ماده‌ی مونولیتیک بالاتر است که به دلیل قید پلاستیک است [58]. لذا افزایش پاس‌های اعمالی FSP منجر به افزایش این سهم از استحکام بخشی در کامپوزیت می‌شود. رابطه(8) توصیف کننده این ارتباط است (K ثابت و G مدول برشی):

$$\Delta\sigma_{\varepsilon} = KG\varphi_p\left(\frac{2b}{d}\right)^{\frac{1}{2}}\ \varepsilon^{1/2} \quad (8)$$

افزایش تعداد پاس‌ها از یک سو با افزایش میزان کرنش اعمالی و از سوی دیگر با کاهش اندازه‌ی ذرات تقویت کننده در اثر تنش برشی اعمالی و پخش مجدد آنها در زمینه باعث افزایش استحکام کامپوزیت می‌شود. همانگونه در رابطه (8) دیده می‌شود، میزان استحکام بخشی در اثر این مکانیزم رابطه‌ی مستقیم با میزان کرنش و رابطه‌ی معکوس با اندازه‌ی ذرات دارد. لذا سهم این مکانیزم در افزایش استحکام کامپوزیت می‌تواند غالب بر سایر مکانیزم‌ها در نظر گرفته شود. میزان کرنش در FSP یا FSW وابستگی پیچیده‌ای به شکل ابزار، سرعت پیشروی، سرعت چرخش، نیروی محوری، نوع و تاریخچه‌ی حرارتی ماده و نهایتا تعداد پاس دارد. تحقیقاتی برای شبیه سازی و تعیین میزان کرنش انجام شده [64] ، ولی رابطه‌ی عمومی در این مورد ارائه نشده است. کرنش بیشینه در مرکز خط پیشروی و کمی متمایل به سمت پیشروی ابزار (advancing side) قرار داشته و در طرفین کاهش می‌یابد. در صورت تعیین این پروفیل کرنش در مقطع ماده، می‌توان میانگین این توزیع را به عنوان کرنش متوسط ماده در نظر گرفت (حدود $\varepsilon_{max}$ 0/3) و با استفاده از رابطه (8) تاثیر کرنش بر افزایش استحکام را به دست آورد. با افزایش تعداد پاس، میزان کرنش به صورت تجمیعی بر کرنش پاس اول افزوده می‌شود.



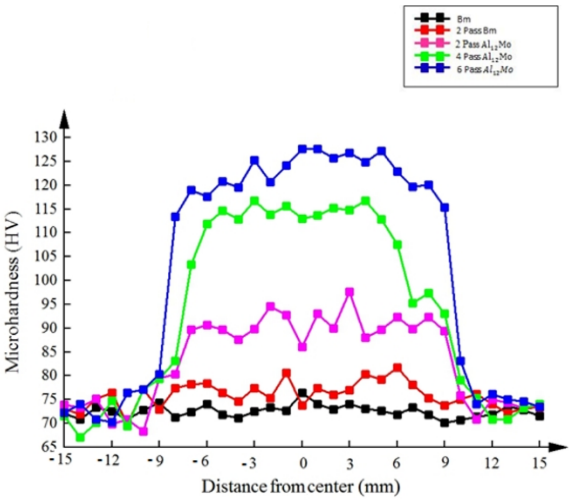

شکل14- نمونه هایی از نیمرخ توزیع محاسبه شده‌ی کرنش در فرایند FSW (یا FSP) شکل بالا از [65] ، و شکل پایین از [66].

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

-سختی سنجی

نیمرخ ریزسختی کامپوزیت‌های مختلف به همراه ماده‌ی مونولیتیک در شکل(15) آورده شده است. مشخص است که FSP باعث افزایش سختی ماده شده است. میانگین سختی ماده‌ی پایه 2 ± 73 HV است که بعد از دو پاس FSP سختی میانگین ناحیه‌ی هم - خورده به 2 ± 79 HV می‌رسد (خطا: انحراف معیار). سختی میانگین ماده‌ی کامپوزیتی نیز بعد از دو، چهار و شش پاس FSP به 92، 117 و 123 HV رسیده است.




شکل 15-پروفایل (نیمرخ) سختی ماده‌ی پایه (AA5083) در حالت تحویلی، و بعد از دو پاس FSP، و کامپوزیت‌های حاصل از دو، چهار، و شش پاس FSP.

همان گونه که اشاره شد، FSP به عنوان یک روش تغییرشکل پلاستیک شدید باعث کارسختی، سیلان دانه و تبلور مجدد پویا می‌شود که همگی باعث افزایش استحکام ماده می‌شود. تمامی مکانیزم‌های افزایش استحکام که در مورد خواص کششی اشاره شد مستقیما بر مقدار عدد سختی قرائت شده تاثیر دارد. اصولا استحکام کششی و سختی در مواد معمولا رابطه‌ی مستقیم با هم دارند و تلاش این بوده که این رابطه برای مواد مختلف ارائه شود. مثلا در مورد کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات مختلف سخت سرامیکی یا بین فلزی، تولید شده با آلیاژسازی مکانیکی رابطه (9) پیشنهاد شده است [67]:

$$S_y = H/3 \quad (9)$$

که در آن، $S_y$ استحکام تسلیم و H سختی است. با این حال، در کامپوزیتهای آلیاژسازی مکانیکی شده با ترکیبات بین فلزی با توزیع اندازه‌ی ریز ذرات، رابطه(10) پیشنهاد شده است [68]:

$$S_y = H/3\ (1.29 - 1.13\ COV_{mnn}) \quad (10)$$

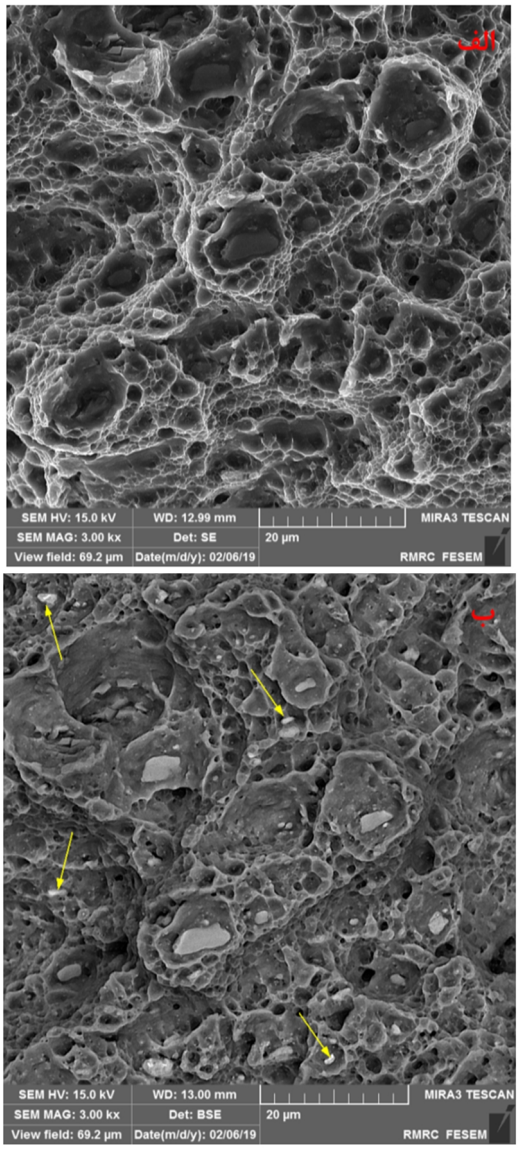
که در آن، $COV_{mnn}$ عبارت است از ضریب واریانس (حاصل تقسیم واریانس بر میانگین) در مورد پارامتر میانگین فاصله تا نزدیک ترین همسایه برای ذرات است. در سابقه‌ی علمی، در مورد هر دسته از مواد می‌توان روابط شبه تجربی به شکل فوق را مشاهده کرد و از جمله عدم مطابقت را با ورود پارامترهای اصلاحی دیگری به واقعیت نزدیک تر و جبران کرد. اعداد سختی نامربوطی که در مورد کامپوزیت دو پاس دیده شد، با توجه به موقعیت نقطه‌ی اثر سختی نسبت به خوشه‌های تقویت کننده حذف شدند تا روند افزایش سختی تنها ناشی از تقویت کننده و اعمال پاس FSP بوده باشد. با این حال، حتی با در نظر نگرفتن این ماده نیز افزایش سختی در اثر افزودن تقویت کننده و افزایش پاس‌های FSP در دو نمونه‌ی دیگر قابل ملاحظه است.

-سطح شکست

در شکل(16) سطح شکست کامپوزیت حاوی آلومینایدمولیبدن بعد از اعمال شش پاس FSP و انجام آزمون شکست آورده شده است. تصاویر در دو حالت الکترون ثانویه (الف) و برگشتی (ب) تهیه شده‌اند. وجود ذرات در حفره‌های بزرگ کاملا مشهود است و حفره‌های کوچک تر در فضای بین ذرات مربوط به تخریب داکتیل زمینه‌ی آلومینیومی است. مکانیزم‌های تخریب لذا می‌توانند ترکیبی از شکست ذرات، جدا شدن ذره از زمینه، شکست داکتیل زمینه و شکست برشی زمینه باشد که در منابع مختلف به عنوان اصلی ترین مکانیزم‌های شکست کامپوزیتهای زمینه فلزی ذره‌ای گزارش شده‌اند [59-58و36و2]. در این کامپوزیت، جداشدگی فصل مشترک زمینه/ذره، و شکست ذرات مکانیزم‌های غالب شکست هستند. در شکل(17)، سطح شکست AA5083 بدون تقویت کننده و بدون FSP (شرایط تحویلی) آورده شده است. شکست از نوع داکتیل که در مواد فلزی نرم از جمله آلومینیوم رایج است،

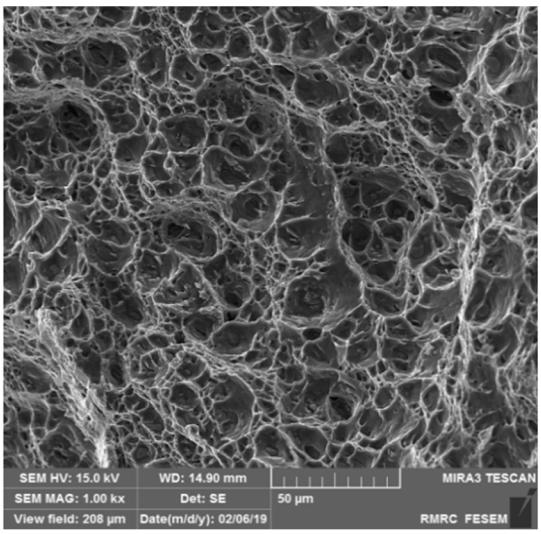
[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]
[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

می‌باشد. حفرات که اغلب در دور آخال‌ها یا ذرات رسوبی ایجاد شده و کشیده می‌شوند [69]، کاملا عمیق شده و شکل‌پذیری بالای ماده را نشان می‌دهند.

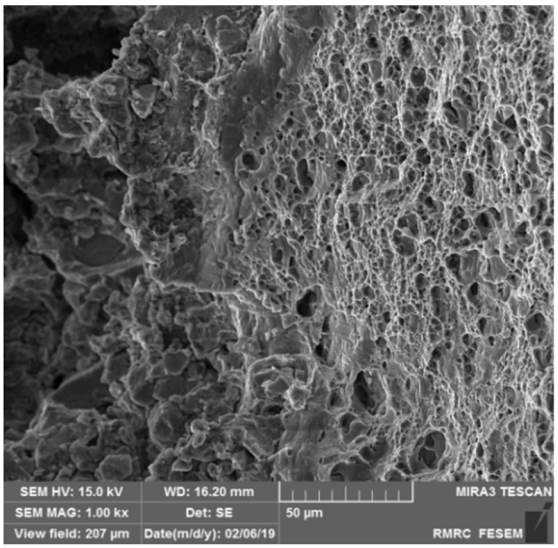



شکل16- سطح شکست کامپوزیت‌های AA5083 حاوی آلومیناید نیکل با شش پاس FSP بعد از آزمون کشش.

در شکل(18)، سطح شکست کششی ماده‌ی کامپوزیتی بعد از اعمال دو گذر FSP نشان داده شده است. با توجه به ساختار غیرهمگن توزیع ذرات آلومینایدی در زمینه (شکل9- الف) و پایین بودن خواص مکانیکی ماده (شکل 13)، سطح مقطع شکست نیز موید افت خواص در این ماده است. مشاهده می‌شود که سطح شکست مسطح نیست و در سمت چپ آن، محل شکست از محل تجمع و خوشه بندی شدن ذرات تقویت کننده نشأت گرفته است. در واقع، ترک رشد کرده در ماده با رسیدن به این خوشه‌ها به سرعت رشد می‌کند و مسیر رشد ترک از داخل این ناپیوستگی‌های ساختاری ادامه می‌یابد [58و1].




شکل17- سطح مقطع شکست AA5083 در حالت تحویلی. حفره‌های تغییرشکل پلاستیک که عمدتا از آخال‌های میکروسکپی نشأت می‌گیرند، کاملا واضح و کشیده در سطح مقطع دیده می‌شوند که نشان از شکست داکتیل ماده است.

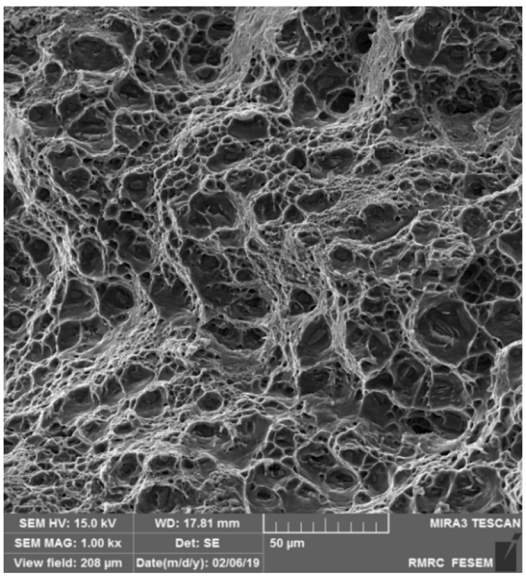



شکل18- سطح شکست کامپوزیت $AA5083/Al_{12}Mo$ پس از دو گذر FSP، خوشه‌ی بندی ذرات تقویت کننده در سمت چپ تصویر جزئی از سطح شکست نامسطح ماده را تشکیل داده است.

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

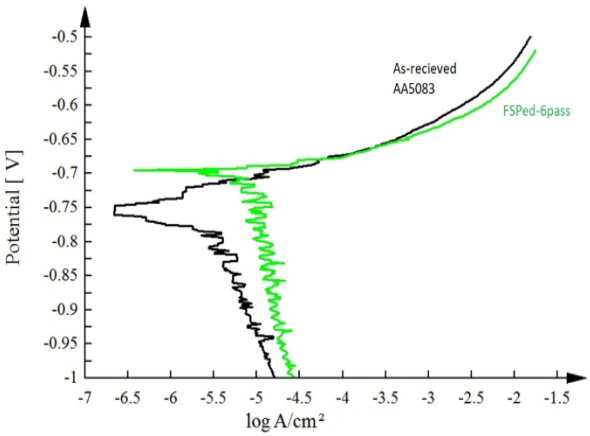
سطح شکست کامپوزیت AA5083 تقویت شده با آلومینایـد مولیبدن بعد از چهار گـذر FSP نیـز در شـکل 19 آورده شـده است. در این تصویر نیز حفرات اطـراف ذرات و حفـرات ریـز زمینه دیمپل‌ها در فضای بین ذرات دیده می‌شود. مجددا ترکیبی از مکانیزم‌های شکست شامل شکست ذرات، جدا شـدن فصـل مشترک زمینـه / ذره، و همچنـین شکسـت نـرم زمینـه در ایـن تصویر قابل ردگیری است. در مقایسه با کامپوزیـت FSP شـده در شش پاس (شکل 16)، سطح مقطـع ایـن کامپوزیـت میـزان بالاتری از دیمپل‌های زمینه را شامل می‌شود که نشـان از شـکل پذیری بالاتر آن دارد.




شکل19- سطح شکست کامپوزیت حاوی آلومیناید مولیبدن بعد از چهار گذر FSP. در مقایسه با کامپوزیت شش پاسه (شکل 16) سطح مقطع شکست نشان از شکست داکتیل بیشتر زمینه دارد. مکانیزم‌های جداشدن فصل مشترک زمینه از ذره و شکست ذرات و همچنین شکست نرم زمینه در اطراف ذرات مکانیزم‌های غالب هستند.

### 3 -4- خواص خوردگی کامپوزیت در قیاس با ماده مونولیتیک

بر روی نمونه‌های ماده‌ی مونولیتیک و ماده‌ی کامپوزیتی (شـش پاس) آزمون خوردگی پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و یا آزمـون تافل انجام شد. نتایج این مقایسه در شکل 20 آورده شده است. قبل از شروع آزمون، نمونه‌ها به مدت 2 h در محلول الکترولیت (3/5% NaCl) قرار گرفتند. از تصویر واضح اسـت کـه شـدت جریـان و پتانسـیل خـوردگی (بـه ترتیـب، $I_{corr}$ و $E_{corr}$) بـرای نمونه‌ی کامپوزیتی بالاتر از نمونه‌ی مونولیتیک است ($I_{corr}$ برای کامپوزیـت: $\mu A/cm^2$ 20 و بـرای مونولیتیـک: $\mu A/cm^2$ 2/5و $E_{corr}$ به ترتیب، 720-و 750 mV-)، لذا این نتـایج تاکیـد دارد که مقاومت مـاده کـامپوزیتی در برابـر خـوردگی کمتـر اسـت. همچنین، به نظر می‌رسد روند منحنی‌ها بـه گونـه‌ای اسـت کـه پتانسیل حفره دار شدن که با افزایش شـدیدتر شـیب تغییـرات پتانسیل تشخیص داده می‌شود، در کامپوزیت منفی تر از مـاده‌ی مونولیتیک باشد (مقادیر فعال تر).




شکل20- نتایج آزمون پلاریزاسیون پتانسیودینامیک بر روی ماده مونولیتیک در حالت تحویلی و کامپوزیت AA5083/$Al_{12}$Mo/6FSP.

تحقیقات متعددی، تـاثیر اجـزاء تقویـت کننـده را بـر خـواص خوردگی ماده‌ی کامپوزیتی به ویژه در فلزاتی با مقاومـت ذاتـی در برابر خوردگی مثل آلومینیوم بررسـی کـرده و نتـایجِ گـاهی متناقض به دست آمده است [72-70]. معمولا افزودن اجزاء فاز ثانویه با هدف اولیه‌ی افزایش اسـتحکام فلـزی مثـل آلومینیـوم انجام می‌شود که می‌تواند خواص خوردگی آن را به شدت متاثر کند. به طور کلی، پارامترهای متعددی در ایـن نـوع مـواد تـاثیر گذار بر میزان مقاومت به خوردگی هستند که از جمله می‌تـوان به تفـاوت‌هـای الکتروشـیمیایی اجـزاء سـازنده (زمینـه/تقویت کننده) و همچنین ماده‌ی فصل مشترک با هر یک از اجزاء اصلی کامپوزیت، وضعیت ریزساختار و عملیـات حرارتـی، وضـعیت توزیع و اندازه‌ی تقویت کننده، محیط خورنده و عوامـل دیگـر اشاره کرد [73]. در مطالعه [74]، نشان داده شده کـه مشـکلات

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]
[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت شده با ذرات سرامیکی بیشتر از نوع حفره دار شدن (pitting) و در محل فصل مشترک زمینه و ذره است که در آن، حفراتی ناشی از عدم ترشوندگی کافی (در روش‌های تولید ذوبی) یا عدم تکمیل تفجوشی (در روش‌های حالت جامد) وجود دارند. از سوی دیگر همین محققان منشاء دیگر حفره دار شدن را ترک‌های موجود در خود ذرات تقویت کننده دانسته‌اند.

در تحقیقی دیگر [75] آلومینیوم را با نانوورقه‌های گرافن و به روش اکستروژن تقویت کرده و اثر منفی آن را بر خواص خوردگی آلومینیوم را گزارش کردند. ایشان و دیگر محققان [76] اشاره کرده‌اند که وجود اجزاء تقویت کننده می‌تواند باعث ناپیوستگی در لایه‌ی اکسیدی محافظ سطح در کامپوزیت زمینه آلومینیومی شود و به این ترتیب، ماده‌ی لخت در معرض خوردگی قرار گیرد. همچنین ذرات گرافن نسبت به زمینه کاتدی هستند و یک پیل گالوانیک در اینجا تشکیل می‌شود [77]:

در آلومینیوم واکنش کاتدی احیای اکسیژن و تولید یون هیدروکسیل در ابتدا شکل می‌گیرد و در ادامه با رفتن پتانسیل در جهت مثبت، افزایش شدید جریان در واکنش آندی به انحلال آلومینیوم و تولید کاتیون‌های آلومینیوم رخ می‌دهد. ممکن است در ادامه، ناحیه‌ی وسیع پسیواسیون یا ایجاد لایه‌ی انفعالی مانع خوردگی بر روی سطح تجربه شود که می‌تواند ناشی از ایجاد لایه‌ی اکسیدی یا لایه‌ای از محصولات خوردگی باشد. در ادامه با افزایش ولتاژ، ناحیه‌ی شکست لایه‌ی اکسیدی (Breakdown) فرامی رسد که دوباره سطح در برابر محیط‌های خورنده با خوردگی حفره دار شدن آسیب پذیر خواهد شد [78].

اثر ذرات تقویت کننده از نوع کاربید تیتانیوم و تنگستن در تحقیق دیگری [79] آورده شده است. این محققان نشان داده‌اند که رفتار خوردگی ماده‌ی کامپوزیتی بسیار متاثر از خوردگی مرزدانه‌ای زمینه‌ی آلومینیومی بخاطر وجود ناخالصی در آنست (جدایش در مرزدانه) و گزارش کردند که وجود خوشه بندی در ریزساختار می‌تواند از خوردگی مرز دانه‌ای آلومینیوم بکاهد.

واکنش زمینه / ذرات و تولید آلومینایید می‌تواند بر خواص خوردگی تاثیر بگذارد. از میان آلومینایدهای این سیستم مورد مطالعه، دیده شد که تنها ماده‌ی آلومینایید تنگستن با اندازه‌ی بسیار بزرگ تاثیر منفی بر خواص خوردگی دارد.

پَردُو و همکاران [80] رفتار یک کامپوزیت زمینه Al-Cu حاوی ذرات SiC را بررسی کردند. نتایج تحقیق ایشان نشان داد که خوردگی در این مواد از نوع حفره دار شدن و با جوانه زنی و رشد آلومینای هیدراته در سطح ایجاد می‌شود. نواحی مورد حمله (مناطق جوانه زنی)، فصل مشترک بین زمینه و ذرات گزارش شده است. آنها به این نکته اشاره کرده‌اند که ترکیب شیمیایی آلیاژ (زمینه) بیشتر بر خوردگی تاثیر گذار است تا وجود ذرات تقویت کننده.

در تحقیق حاضر، حضور ذرات و انجام عملیات تولید کامپوزیت (تغییر شکل پلاستیک شدید حاصل از FSP) منجر به افت مقاومت به خوردگی آلومینیوم شده است. با توجه به سابقه‌ی پژوهشی فوق، می‌توان دلایل چنینی رفتاری را در موارد زیر خلاصه کرد:

-تاثیر ذرات تقویت کننده موجود بر سطح ماده بر ناپیوسته شدن پوسته‌ی آلومینایی (لایه‌ی پسیو) که ذات آلومینیوم بوده و خواص خوردگی عالی آن را سبب می‌شود. در آلومینیوم، اگر این لایه در اثر خراش آسیب ببیند، بلافاصله ماده‌ی زیرین آن را می‌سازد، ولی به نظر می‌رسد ذرات مانع از پیوستگی آن در ماده‌ی مرکب شده و اتمسفر یا محیط خورنده می‌تواند به فلز بدون پوشش دسترسی داشته باشد.

-فصل مشترک بین زمینه و تقویت کننده یک ناحیه‌ی با انرژی بالا و دارای خصوصیت بلورشناسی ناهمدوس است. در اغلب کامپوزیت‌های زمینه فلزی تقویت شده با سرامیک‌ها چنین فصل مشترکی دیده می‌شود. در کامپوزیت مورد مطالعه یعنی AA5083 تقویت شده با آلومینایید مولیبدن نیز با توجه به تفاوت ساختاری (آلومینیوم: fcc: Fm3m، و $Al_{12}Mo$: مکعبی Im3، پارامتر شبکه‌ی Al: 4.04 Å و آلومینایید: 7.53 Å [81-82]) فصل مشترک دارای انرژی بالایی بوده و محل مرجح برای واکنش‌های خوردگی خواهد بود.

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

-وجود ترک و ناپیوستگی در ذرات که ناشی از اعمال فرایند تغییر شکل پلاستیک شدید است نیز می‌تواند به تسهیل خوردگی بینجامد.

-ذات فرایندهای تغییر شکل پلاستیک شدید با دو اثر می‌تواند خوردگی را تسریع کند [83]:

- این فرایندها منجر به تولید عیوب ساختاری از جمله نابجایی، جای خالی، مرزدانه و غیره می‌شود که مناطق مرجح برای شروع خوردگی بوده و همچنین موجب تشدید انحلال آندی می‌شود.

-ایجاد تنش‌های پسماند که باعث تخریب لایه اکسیدی ذاتی فلز می‌شود.

## 4- نتیجه‌گیری

در این پژوهش کامپوزیت سطحی $AA5083/Al_{12}Mo$ با حدود 10 درصد حجمی تقویت‌کننده آلومیناید مولیبدن به وسیله ی متالورژی پودر (سنتز ذرات تقویت کننده) و FSP تولید شد و نتایج زیر به دست آمد:

-افزایش تعداد پاس‌های FSP موجب بهبود یکنواختی توزیع ذرات و کاهش اندازه آن‌ها از حدود µ 20 به حدود µ 1.7 شد.

-استحکام کششی نمونه 6 پاس حدود 16% نسبت به فلز پایه‌ی FSP شده و 20% نسبت به فلز پایه تحویلی افزایش یافت، در حالی که انعطاف پذیری آن به ترتیب 50 و 60 کاهش پیدا کرد.

-بررسی مکانیزم‌های استحکام‌بخشی نشان داد که کرنش‌سختی بیشترین سهم را در افزایش استحکام دارد و حضور ذرات موجب تأخیر در آغاز سیلان پله‌ای (پیرکرنشی پویا) می‌شود.

-سختی کامپوزیت با افزایش تعداد پاس به طور قابل توجهی افزایش یافت، به‌طوری که سختی نمونه‌های 4 و 6 پاس به ترتیب حدود 50% و 63% بیشتر از فلز پایه بود.

-مطالعه‌ی سطح شکست نشان‌دهنده وقوع شکست مخلوط شامل شکست ذرات، جداشدگی آن‌ها از زمینه و شکستن زمینه بود.

-نتایج آزمون خوردگی افت مقاومت خوردگی را به دلیل ناپیوسته شدن لایه اکسیدی و ایجاد عیوب ناشی از تغییر شکل شدید پلاستیک نشان داد.

## تشکر و قدردانی

نویسندگان مراتب تشکر خود را از حمایت بنیاد علم ایران و دانشگاه سمنان (پروژه مشترک 97010732) برای انجام این پژوهش اعلام می‌کنند.

## منابع

1-N. Chawla and K. K. Chawla, Metal Matrix Composites. Springer New York, 2013. [Online]. Available: https://books.google.com/books?id=h-23BAAAQBAJ

2-K. U. Kainer, Metal Matrix Composites: Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering. Wiley, 2006. [Online]. Available: https://books.google.com/books?id=ILmG9jtrzTQC

3-B07 Committee, Specification for Aluminum and Aluminum-Alloy Sheet and Plate. doi: 10.1520/B0209_B0209M-21A.

4-ASM Handbook Committee, Ed., Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. ASM International, 1990. doi: 10.31399/asm.hb.v02.9781627081627.

5- S. Qian et al., "Microstructure and properties of FeCoCrNiMo high-entropy alloy particles reinforced 5083 Al composite fabricated by multi-channel equal-diameter angular hot extrusion," J. Alloys Compd., vol. 1022, p. 179767, Apr. 2025, doi: 10.1016/j.jallcom.2025.179767.

6-G. Liang, F. Lu, and B. Zhang, "Robust superhydrophobic composite coating with dual-sized particles for self-cleaning and anti-corrosion of 5083 aluminum alloy," Colloids Surf. Physicochem. Eng. Asp., vol. 708, p. 136020, Mar. 2025, doi: 10.1016/j.colsurfa.2024.136020.

7-N. Santhosh et al., "Analysis of friction and wear of aluminium AA 5083/ WC composites for building applications using advanced machine learning models," Ain Shams Eng. J., vol. 14, no. 9, p. 102090, Sept. 2023, doi: 10.1016/j.asej.2022.102090.

8-A. Alizadeh, A. Abdollahi, and H. Biukani, "Creep behavior and wear resistance of Al 5083 based hybrid composites reinforced with carbon nanotubes (CNTs) and boron carbide (B4C)," J. Alloys Compd., vol. 650, pp. 783–793, Nov. 2015, doi: 10.1016/j.jallcom.2015.07.214.

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

9-H. I. Kurt, "Influence of hybrid ratio and friction stir processing parameters on ultimate tensile strength of 5083 aluminum matrix hybrid composites," Compos. Part B Eng., vol. 93, pp. 26–34, May 2016, doi: 10.1016/j.compositesb.2016.02.056.

10-M. Hosseini, A. Yazdani, and H. Danesh Manesh, "Al 5083/SiCp composites produced by continual annealing and roll-bonding," Mater. Sci. Eng. A, vol. 585, pp. 415–421, Nov. 2013, doi: 10.1016/j.msea.2013.07.077.

11-R. S. Mishra, Z. Y. Ma, and I. Charit, "Friction stir processing: a novel technique for fabrication of surface composite," Mater. Sci. Eng. A, vol. 341, no. 1–2, pp. 307–310, Jan. 2003, doi: 10.1016/S0921-5093(02)00199-5.

12-C. N. Shyam Kumar, R. Bauri, and D. Yadav, "Wear properties of 5083 Al–W surface composite fabricated by friction stir processing," Tribol. Int., vol. 101, pp. 284–290, Sept. 2016, doi: 10.1016/j.triboint.2016.04.033.

13-C. N. Shyam Kumar, D. Yadav, R. Bauri, and G. D. Janaki Ram, "Effects of ball milling and particle size on microstructure and properties 5083 Al–Ni composites fabricated by friction stir processing," Mater. Sci. Eng. A, vol. 645, pp. 205–212, Oct. 2015, doi: 10.1016/j.msea.2015.08.026.

14-M. Khan, A. Rehman, T. Aziz, M. Shahzad, K. Naveed, and T. Subhani, "Effect of inter-cavity spacing in friction stir processed Al 5083 composites containing carbon nanotubes and boron carbide particles," J. Mater. Process. Technol., vol. 253, pp. 72–85, Mar. 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.11.002.

15-R. Maiti and M. Chakraborty, "Synthesis and characterization of molybdenum aluminide nanoparticles reinforced aluminium matrix composites," J. Alloys Compd., vol. 458, pp. 450–456, 2008, doi: 10.1016/j.jallcom.2007.04.001.

16-S. L. Kuo and P. W. Kao, "Thermal cycling induced deformation and damage in Mo-fiber reinforced aluminum composites," vol. 58, pp. 1–4, 1999.

17-L. Blaz, G. Wloch, P. Lobry, J. Sobota, and S. Dymek, "Structural aspect of chemical reaction between components of mechanically alloyed Al-MoO 2 and Al-MoO 3 composites," J. Alloys Compd., vol. 695, pp. 1096–1103, 2017, doi: 10.1016/j.jallcom.2016.10.235.

18-R. A. Williams, M. Schoenitz, A. Ermoline, and E. L. Dreizin, "Low-temperature exothermic reactions in fully-dense Al/MoO3 nanocomposite powders," Thermochim. Acta, vol. 594, pp. 1–10, Oct. 2014, doi: 10.1016/j.tca.2014.08.026.

19-J. L. Dossett and H. E. Boyer, Practical Heat Treating: Second Edition. ASM International, 2006. [Online]. Available: https://books.google.com/books?id=KxXSxtYdSkEC

20-R. Sathiskumar, N. Murugan, I. Dinaharan, and S. J. Vijay, "Characterization of boron carbide particulate reinforced in situ copper surface composites synthesized using friction stir processing," Mater. Charact., vol. 84, pp. 16–27, 2013, doi: 10.1016/j.matchar.2013.07.001.

21-ASTM Standard E3-11, "Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens," ASTM Int. West Conshohocken PA 2011 DOI 101520E0003 Wwwastmorg.

22-ASTM E8 / E8M-16ae1, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials," ASTM Int. West Conshohocken PA 2016 Wwwastmorg DOI 101520E0008E0008M-16AE01.

23-ASTM Standard E384-11, "Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials," ASTM Int. West Conshohocken PA 2011 DOI 101520E0384-11E01 Wwwastmorg.

24-G01 Committee, Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys. doi: 10.1520/G0061-86R18.

25-C. Suryanarayana, Mechanical Alloying And Milling. CRC Press, 2004. [Online]. Available: https://books.google.com/books?id=HBYqEgsordMC

26-M. S. El-Eskandarany, Mechanical Alloying: For Fabrication of Advanced Engineering Materials. William Andrew, 2001. [Online]. Available: https://books.google.co.uk/books?id=QyNzxAEACAAJ

27-C. Suryanarayana, "Nanostructured Intermetallics," in Intermetallic Compounds - Principles and Practice, Wiley, 2002, pp. 749–764. doi: 10.1002/0470845856.ch35.

28-L. Lü and M. O. Lai, Mechanical Alloying. Springer US, 1997. [Online]. Available: https://books.google.co.uk/books?id=1O6NG2ikdOsC

29-I. Dinaharan, G. Ashok Kumar, S. J. Vijay, and N. Murugan, "Development of Al3Ti and Al3Zr intermetallic particulate reinforced aluminum alloy AA6061 in situ composites using friction stir processing," Mater. Des., 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2014.06.008.

30-C. A. Schneider, W. S. Rasband, and K. W. Eliceiri, "NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis," Nat. Methods, vol. 9, no. 7, pp. 671–675, 2012.

31-R. S. Mishra and M. W. Mahoney, Friction Stir Welding and Processing. ASM International, 2007. [Online]. Available: https://books.google.co.uk/books?id=JW2l2L-UYS4C

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

32-A. Rosochowski, Severe Plastic Deformation Technology. Whittles Publishing, 2017. [Online]. Available: https://books.google.co.uk/books?id=TFyfmwEACAAJ

33-G. Faraji, H. S. Kim, and H. T. Kashi, Severe Plastic Deformation: Methods, Processing and Properties. Elsevier, 2018. [Online]. Available: https://books.google.co.uk/books?id=yQpkDwAAQBAJ

34-M. J. Zehetbauer and R. Z. Valiev, Nanomaterials by Severe Plastic Deformation. Wiley, 2006. [Online]. Available: https://books.google.co.uk/books?id=Q7Hwy1w16EsC

35-G. E. Dieter, D. Bacon, and D. J. Bacon, Mechanical Metallurgy. McGraw-Hill, 1988. [Online]. Available: https://books.google.com/books?id=hlabmB3e8XwC

36-I. A. Ibrahim, F. A. Mohamed, and E. J. Lavernia, "Particulate reinforced metal matrix composites — a review," J. Mater. Sci., vol. 26, no. 5, pp. 1137–1156, 1991, doi: 10.1007/BF00544448.

37-B. Abnar, M. Kazeminezhad, and A. H. Kokabi, "Effects of heat input in friction stir welding on microstructure and mechanical properties of AA3003-H18 plates," Trans. Nonferrous Met. Soc. China, vol. 25, no. 7, pp. 2147–2155, 2015.

38- https://computherm.com.

39-https://www.metallab.net/chemsoc/alloys.php?id=13.

40-E. O. Hall, "The deformation and ageing of mild steel: III discussion of results," Proc Phys Soc B, vol. 64, pp. 747–753, 1951.

41-N. J. Petch, "The cleavage strength of polycrystals," J. Iron Steel Inst., vol. 174, no. 1, pp. 25–28, 1953.

42-N. Tsuji, "Accumulative Roll-Bonding," in Encyclopedia of Materials: Science and Technology, Elsevier, 2011, pp. 1–8. doi: 10.1016/B978-0-08-043152-9.02269-7.

43-E. M. Zayed, M. Shazly, A. El-Sabbagh, and N. A. El-Mahallawy, "Deformation behavior and properties of severe plastic deformation techniques for bulk materials: A review," Heliyon, vol. 9, no. 6, pp. e16700–e16700, June 2023, doi: 10.1016/j.heliyon.2023.e16700.

44-J. A. Wert and P. A. Wycliffe, "Correlation between S′ precipitation and the Portevin-le Chatelier effect in an Al Li Cu Mg Zr alloy," Scr. Metall., vol. 19, no. 4, pp. 463–466, Apr. 1985, doi: 10.1016/0036-9748(85)90114-0.

45-S. H. Van Den Brink, A. Van Den Beukel, and P. G. McCormick, "The influence of specimen dimensions and machine stiffness on the portevin-Le chatelier effect in an Al–Cu alloy," Phys. Status Solidi A, vol. 41, no. 2, pp. 513–521, June 1977, doi: 10.1002/pssa.2210410222.

46-A. Van Den Beukel, "On the mechanism of serrated yielding and dynamic strain ageing," Acta Metall., vol. 28, no. 7, pp. 965–969, 1980, doi: 10.1016/0001-6160(80)90114-5.

47-E. Pink and A. Grinberg, "Serrated flow in a ferritic stainless steel," Mater. Sci. Eng., vol. 51, no. 1, pp. 1–8, 1981, doi: 10.1016/0025-5416(81)90099-9.

48-K. Chihab, Y. Estrin, L. P. Kubin, and J. Vergnol, "The kinetics of the Portevin-Le Chatelier bands in an Al-5at%Mg alloy," Scr. Metall., vol. 21, no. 2, pp. 203–208, 1987, doi: https://doi.org/10.1016/0036-9748(87)90435-2.

49-D. M. Riley and P. G. McCormick, "The effect of precipitation hardening on the portevin-le chatelier effect in an Al Mg Si alloy," Acta Metall., vol. 25, no. 2, pp. 181–185, Feb. 1977, doi: 10.1016/0001-6160(77)90121-3.

50-K. Chihab, Y. Estrin, L. P. Kubin, and J. Vergnol, "The kinetics of the Portevin-Le Chatelier bands in an Al-5at%Mg alloy," Scr. Metall., vol. 21, no. 2, pp. 203–208, Feb. 1987, doi: 10.1016/0036-9748(87)90435-2.

51-P. G. McCormick, "The Portevin-Le Chatelier effect in an Al-Mg-Si alloy," Acta Metall., vol. 19, no. 5, pp. 463–471, May 1971, doi: 10.1016/0001-6160(71)90170-2.

52-P. G. McCormick, S. Venkadesan, and C. P. Ling, "Propagative instabilities: An experimental view," Scr. Metall. Mater., vol. 29, no. 9, pp. 1159–1164, Nov. 1993, doi: 10.1016/0956-716X(93)90102-X.

53-D. M. Riley and P. G. McCormick, "The effect of precipitation hardening on the portevin-le chatelier effect in an Al Mg Si alloy," Acta Metall., vol. 25, no. 2, pp. 181–185, Feb. 1977, doi: 10.1016/0001-6160(77)90121-3.

54-D. Thevenet, M. Mliha-Touati, and A. Zeghloul, "The effect of precipitation on the Portevin-Le Chatelier effect in an Al–Zn–Mg–Cu alloy," Mater. Sci. Eng. A, vol. 266, no. 1, pp. 175–182, June 1999, doi: 10.1016/S0921-5093(99)00029-5.

55-R. Bauri and M. K. Surappa, "Investigations on serrated flow in 8090 Al alloy and 8090 Al–SiCp composites occurring during dynamic ultra low load micro hardness (DUH) indentation," Mater. Sci. Eng. A, vol. 393, no. 1, pp. 22–26, Feb. 2005, doi: 10.1016/j.msea.2004.09.060.

56-K. B. Lee, H. S. Sim, S. W. Heo, H. R. Yoo, S. Y. Cho, and H. Kwon, "Tensile properties and microstructures of Al composite reinforced with BN particles," Compos. Part Appl. Sci. Manuf., vol. 33, no. 5, pp. 709–715, May 2002, doi: 10.1016/S1359-835X(02)00011-8.

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

[Online]. Available: https://books.google.co.uk/books?id=A-xSAAAAMAAJ

70-S. Varma and G. Vasquez, "Corrosive wear behavior of 7075 aluminum alloy and its composite containing Al 2 O 3 particles," J. Mater. Eng. Perform., vol. 12, pp. 99–105, 2003.

71-J. Liang, W. Yue, Y. Gu, J. Liu, C. Wang, and H. Ma, "Improving Corrosion Resistance and Corrosive Wear Resistance of Aluminum Alloy Drill Pipe by Surface Nanocrystallization and Micro-arc Oxidation," J. Mater. Eng. Perform., vol. 27, no. 9, pp. 4462–4472, Sept. 2018, doi: 10.1007/s11665-018-3529-x.

72-Y. Shimizu, T. Nishimura, and I. Matsushima, "Corrosion resistance of Al-based metal matrix composites," Mater. Sci. Eng. A, vol. 198, no. 1, pp. 113–118, July 1995, doi: 10.1016/0921-5093(95)80065-3.

73-R. W. Revie and H. H. Uhlig, Uhlig's Corrosion Handbook. Wiley, 2011.

74-A. J. Trowsdale, B. Noble, S. J. Harris, I. S. R. Gibbins, G. E. Thompson, and G. C. Wood, "The influence of silicon carbide reinforcement on the pitting behaviour of aluminium," Corros. Sci., vol. 38, no. 2, pp. 177–191, Feb. 1996, doi: 10.1016/0010-938X(96)00098-4.

75-M. Rashad, F. Pan, Z. Yu, M. Asif, H. Lin, and R. Pan, "Investigation on microstructural, mechanical and electrochemical properties of aluminum composites reinforced with graphene nanoplatelets," Prog. Nat. Sci. Mater. Int., vol. 25, no. 5, pp. 460–470, Oct. 2015, doi: 10.1016/j.pnsc.2015.09.005.

76-M. Saxena, O. P. Modi, A. H. Yegneswaran, and P. K. Rohatgi, "Corrosion characteristics of cast aluminum alloy—3 wt% graphite particulate composites in different environments," Corros. Sci., vol. 27, no. 3, pp. 249–256, Jan. 1987, doi: 10.1016/0010-938X(87)90021-7.

77-T.-C. Yeh et al., "Electrochemical investigations on anticorrosive and electrochromic properties of electroactive polyurea," Polym. Chem., vol. 3, no. 8, pp. 2209–2216, July 2012, doi: 10.1039/C2PY20061A.

78-E. M. Sherif and S.-M. Park, "Effects of 1,5-Naphthalenediol on Aluminum Corrosion as a Corrosion Inhibitor in 0.50 M NaCl," J. Electrochem. Soc., vol. 152, no. 6, p. B205, May 2005, doi: 10.1149/1.1914752.

79-A. Lekatou et al., "Aluminium reinforced by WC and TiC nanoparticles (ex-situ) and aluminide particles (in-situ): Microstructure, wear and corrosion behaviour," Mater. Des. 1980-2015, vol. 65, pp. 1121–1135, Jan. 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2014.08.040.

80-A. Pardo, M. C. Merino, S. Merino, F. Viejo, M. Carboneras, and R. Arrabal, "Influence of reinforcement proportion and matrix composition on pitting corrosion behaviour of cast aluminium matrix composites

57-Y. Estrin and M. A. Lebyodkin, "The influence of dispersion particles on the Portevin–Le Chatelier effect: from average particle characteristics to particle arrangement," 13th Int. Conf. Strength Mater., vol. 387–389, pp. 195–198, Dec. 2004, doi: 10.1016/j.msea.2004.01.079.

58-R. B. CALHOUN and D. C. DUNAND, "3.02 - Dislocations in Metal Matrix Composites," in Comprehensive Composite Materials, A. Kelly and C. Zweben, Eds., Oxford: Pergamon, 2000, pp. 27–59. doi: 10.1016/B0-08-042993-9/00002-4.

59-H. Abdollah-Pour, Metal Matrix Composites, 1st edition. Semnan: Semnan University, 2015.

60-M. K. Gupta, "Friction stir process: a green fabrication technique for surface composites—a review paper," SN Appl. Sci., vol. 2, no. 4, p. 532, Mar. 2020, doi: 10.1007/s42452-020-2330-2.

61-M. E. Kassner, "Taylor hardening in five-power-law creep of metals and Class M alloys," Acta Mater., vol. 52, no. 1, pp. 1–9, Jan. 2004, doi: 10.1016/j.actamat.2003.08.019.

62-B. D. S. Cullity S. R., Elements of X-Ray Diffraction. Pearson Education, 2013. [Online]. Available: https://books.google.com/books?id=hkWpBwAAQBAJ

63-Recrystallization and Related Annealing Phenomena. 2004. Accessed: Jan. 15, 2025. [Online]. Available: https://shop.elsevier.com/books/recrystallization-and-related-annealing-phenomena/rollett/978-0-08-044164-1

64-M. Akbari, P. Asadi, and T. Sadowski, "A Review on Friction Stir Welding/Processing: Numerical Modeling," Materials, vol. 16, no. 17, p. 5890, Aug. 2023, doi: 10.3390/ma16175890.

65-M. H. Shojaeefard, A. Khalkhali, M. Akbari, and P. Asadi, "Investigation of friction stir welding tool parameters using FEM and neural network," Proc. Inst. Mech. Eng. Part J. Mater. Des. Appl., vol. 229, no. 3, pp. 209–217, June 2015, doi: 10.1177/1464420713509075.

66-P. Asadi, M. Akbari, and H. Karimi-Nemch, "Simulation of friction stir welding and processing," in Advances in Friction-Stir Welding and Processing, Elsevier, 2014, pp. 499–542. doi: 10.1533/9780857094551.499.

67-J. Hawk, R. Franck, and H. Wilsdorf, "Yield stress as determined from hardness measurements for mechanically alloyed aluminum base alloys," Metall. Trans. A, vol. 19, Sept. 1988, doi: 10.1007/BF02645062.

68-J. Corrochano, M. Lieblich, J. Ibañez, and H. Abdollah-Pour, "Relationship between measured yield stress and hardness in aluminium matrix composites reinforced with MoSi2," ICCM Int. Conf. Compos. Mater., Jan. 2009.

69-R. W. Hertzberg, Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. Wiley, 1996.

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]

(A3xx.x/SiCp)," Corros. Sci., vol. 47, no. 7, pp. 1750–1764, July 2005, doi: 10.1016/j.corsci.2004.08.010.

81-A. Jain et al., "Commentary: The Materials Project: A materials genome approach to accelerating materials innovation," APL Mater., vol. 1, no. 1, p. 011002, July 2013, doi: 10.1063/1.4812323.

82-J. C. Schuster and H. Ipser, "The AI-Ali8Mo3 section of the binary system aluminum-molybdenum," Metall. Trans. A, vol. 22, no. 8, pp. 1729–1736, Aug. 1991, doi: 10.1007/BF02646496.

83-G. Ma, M. Zhao, S. Xiang, W. Zhu, G. Wu, and X. Mao, "Effect of the Severe Plastic Deformation on the Corrosion Resistance of a Tantalum–Tungsten Alloy," Materials, vol. 15, no. 21, p. 7806, Nov. 2022, doi: 10.3390/ma15217806.

[ Downloaded from iutjournals.iut.ac.ir on 2026-11-29 ]

[ DOI: 10.47176/JWSTI.2026.09 ]