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

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

Volume 10, Number 2, 2025



Friction stir processing of copper/silver-silicon carbide nanocomposite: microstructure, mechanical and wear properties

M. Rahimi, M. Omidi, S. Jabbarzare, H. R. Bakhsheshi-Rad, M. Kasiri-Asgarani*, H. Ghayour

Advanced Materials Research Center, Department of Materials Engineering, Najafabad Branch, Islamic Azad University, Najafabad, Iran

Received 29 August 2024 ; Accepted 13 October 2024

Abstract

In this research, copper/silver-silicon carbide Cu-Ag-SiC composite was prepared by the friction stir processing (FSP). For this purpose, nanometer and micrometer SiC particles were used as reinforcing particles. In order to evaluate the microstructural properties, X-ray diffraction (XRD) analysis, scanning electron microscope and optical microscope were employed. Evaluation of mechanical properties through microhardness measurement, tensile test and pin on disc test were utilized to evaluate the wear behavior of the composite. The results of X-ray analysis revealed the presence of two phases of CuAg solid solution along with SiC particles, which indicated the formation of Cu-Ag-SiC composite. The addition of nano-particles led to a significant decrease in the intensity of peaks compared to micro-particles. This indicated a decrease in the grain size of the CuAg matrix. Using the FSP in the presence of reinforcing particles and without it led to a decrease in the crystal size and average grain size compared to the sample without FSP. So that the grain size of the sample without FSP and the FSPed sample without reinforcing particles and with nano-reinforcing particles were found to be about 46.3, 19.2 and 3.6 µm, respectively. The wear mechanism in the sample before FSP was adhesive wear due to its soft nature of the matrix, and after FSP in the sample without reinforcing particles, the adhesive wear decreased and due to the addition of silicon carbide micro and nano- particles reinforcement, the wear mechanism in entirely altered to abrasive wear. Overall, it can be stated that the addition of silicon carbide nanoparticles by FSP leads to the fabrication of Cu-Ag-SiC composite with high mechanical properties.

Keywords: Friction stir processing, nanocomposite, copper-silver, silicon carbide, microstructure, mechanical properties, wear properties.

*Corresponding Author M. Kasiri-Asgarani, m.kasiri.a@gmail.com

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]

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

نشریه علوم و فناوری جوشکاری ایران

jwsti.iut.ac.ir

سال دهم، شماره2، پاییز و زمستان 1403



فرایند اصطکاکی هم‌زدنی نانوکامپوزیت مس-نقره-کاربید سیلیسیم: ریزساختار، خواص مکانیکی و سایشی

مجید رحیمی، مهدی امیدی، سعید جبارزارع، حمیدرضا بخششی راد، مسعود کثیری عسگرانی*، حمید غیور

مرکز تحقیقات مواد پیشرفته، دانشکده مهندسی مواد، واحد نجف آباد، دانشگاه آزاد اسلامی، نجف آباد، ایران.

دریافت مقاله: 1403/06/08 ؛ پذیرش مقاله: 1403/07/22

چکیده

در این پژوهش، کامپوزیت مس-نقره-کاربید سیلیسیم با استفاده از فرایند اصطکاکی هم‌زدنی ساخته شد. ذرات تقویت کننده SiC در ابعاد نانو و میکرو استفاده شدند. به منظور ارزیابی خواص ریزساختاری از آنالیز پراش پرتو ایکس، میکروسکوپ الکترونی روبشی و میکروسکوپ نوری استفاده شد. ارزیابی خواص مکانیکی از طریق میکروسختی سنجی، آزمایش کشش و از آزمایش پین بر روی دیسک برای ارزیابی رفتار سایشی کامپوزیت استفاده شد. نتایج آنالیز اشعه ایکس حضور دو فاز زمینه محلول جامد CuAg به همراه ذرات SiC را آشکار کرد که نشان‌دهنده تشکیل کامپوزیت Cu-Ag-SiC بود. این موضوع حاکی از کاهش اندازه دانه زمینه CuAg بود. استفاده از فرایند اصطکاکی هم‌زدنی FSP در حضور ذرات تقویت کننده و بدون آن منجر به کاهش اندازه بلورک و میانگین اندازه دانه نسبت به نمونه بدون FSP شد. به طوری‌که اندازه دانه نمونه بدون FSP و نمونه FSP شده بدون ذرات تقویت کننده و با ذرات تقویت کننده نانو به ترتیب در حدود46/3، 19/2 و 3/6 میکرومتر بدست آمد. کاهش اندازه دانه، ریزتر شدن ذرات تقویت کننده کاربید سیلیسیم از میکرو به نانو و افزایش کسرحجمی ذرات تقویت‌کننده بیشترین تاثیرات را بر میزان سختی گذاشتند به نحوی‌که استفاده از ذرات میکرو در کسر حجمی بیشتر، سختی به بالاترین مقدار خود یعنی 123 ویکرز رسید. سایش در نمونه قبل از FSP به علت ماهیت نرم بودن آن از نوع سایش چسبان و بعد از FSP در نمونه بدون ذرات تقویت کننده سایش چسبان کاهش پیدا کرد و در اثر افزودن ذرات تقویت کننده میکرو و نانومتری کاربید سیلیسیم به طور کلی مکانیزم سایش به خراشان تغییر پیدا کرد. به عنوان یک نتیجه کلی می‌توان بیان نمود که استفاده از ذرات تقویت کننده نانومتری کاربید سیلیسیم بوسیله فرایند اصطکاکی هم زدنی منجر به تولید کامپوزیت Cu-Ag-SiC با خواص مکانیکی بالا می‌شود.

کلمات کلیدی: ساخت افزودنی، اتصال فاز مایع گذرا، آلیاژ تیتانیوم 6242، فولاد زنگ نزن 316، زمان اتصال، زبری سطح.

* نویسنده مسئول، پست الکترونیکی: مسعود کثیری عسگرانی، m.kasiri.a@gmail.com

1- مقدمه

اعمال فرایند اصطکاکی هم‌زدنی ویژگی‌های منحصر به فردی مانند تولید حرارت کم، جریان پلاستیک شدید ماده، اندازه دانه بسیار ریز و همگن در ناحیه اغتشاش یافته، حذف عیوب و حفرات ریخته‌گری، جهت‌گیری تصادفی مرزهای دانه در ناحیه اغتشاش یافته، اختلاط مکانیکی لایه‌های سطحی و زیرسطحی را باعث می‌شود. فرایند اصطکاکی هم‌زدنی در حالت جامد بر فلزپایه اعمال شده که به علت ایجاد اصطکاک دمای حرارت

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]

بالا رفته و به حدود 0/8 دمای نقطه ذوب فلزپایه می‌رسد [1و2]. این فرایند ابتدا برای آلیاژهای آلومینیوم بکار برده می‌شد اما با توجه به گسترش کاربردهای آن در صنایع هواپیماسازی و خودروسازی، استفاده از این فرایند برای آلیاژهای نیکل، تیتانیوم، منیزیم، مس و فولادها گسترش پیدا کرده است [3و4]. تحقیقاتی که بر فلزپایه مس توسط این فرایند انجام شده با هدف ایجاد ساختار ریزدانه و تولید کامپوزیت زمینه فلزی بر پایه مس بوده است. نتایج بررسی‌ها نشان می‌دهد که انجام فرایند اصطکاکی همزدنی بر روی مس خالص باعث افزایش سختی و خواص کششی مانند استحکام تسلیم، استحکام کشش نهایی و همچنین کاهش نرخ سایش و ضریب اصطکاک شده است[1و5و6] . علاوه بر ایجاد ساختار ریزدانه، ایجاد کامپوزیت سطحی توسط افزودن ذرات میکرونی و نانومتری در این فرایند باعث بهبود خواص مکانیکی، تریبولوژی، خستگی و خوردگی شده است. معمولا تاکنون این ذرات افزودنی از جنس فلز و سرامیک بوده‌اند [2و7و8]. ذرات فاز دوم سرامیکی که به عنوان فاز تقویت کننده استفاده شدند از جنس سرامیک‌های کاربیدی، بورایدی و اکسیدی شامل آلومینا، کاربید تیتانیوم، زیرکونیا، اکسید سیلیسیم و غیره بوده است [3و9و10]. در مطالعات دیگر از ذرات تقویت کننده فلزی مانند کروم در زمینه مس نیز استفاده کرده‌اند [15-11]. آن‌ها نشان دادند با اعمال فرایند اصطکاکی همزدنی سختی مس می‌تواند تا 130 ویکرز افزایش یابد و نرخ سایش نیز به مقدار چشمگیری کاهش پیدا کند. در تحقیقات دیگر[8و7و4-1] اثر روش FSP بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی کامپوزیت مس-کاربید تیتانیوم مورد بررسی قرار گرفت. آن‌ها دریافتند که روش FSP منجر به اصلاح دانه و وجود ذرات کاربید تیتانیوم در ناحیه فرایند اصطکاکی همزدنی شده که ریزسختی و مقاومت به سایش نمونه را افزایش می‌دهد. در مطالعات دیگر عملکرد سایش ضعیف مس با استفاده از ذرات سخت تقویت کننده سرامیکی بهبود داده شد[9-6]. آن‌ها کامپوزیت‌های مس-بوراید تیتانیوم را با درصد حجمی مختلفی با استفاده از روش FSP مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها گزارش کردند که با افزایش کسر حجمی ذرات تقویت کننده میکروسختی به‌طور قابل ملاحظه‌ای افزایش یافت. همچنین با افزایش کسر حجمی ذرات تقویت کننده، نرخ سایش نیز کاهش یافت [19-16و2و1]. افزودن ذرات سخت به ماتریس مس، نه تنها عملکرد مکانیکی و مقاومت در برابر سایش را افزایش می‌دهد، بلکه هدایت الکتریکی و حرارتی مطلوب آن را نیز حفظ می‌کند، بنابراین دامنه کاربرد مس گسترش می‌یابد. در میان کامپوزیت‌های مسی، استحکام بالا، رسانایی بالا، مقاومت در برابر دماهای بالا و سایش، کیفیت بسیار مهم و ضروری برای مواد تماس الکتریکی، الکترودهای مقاوم و بسیاری دیگر از کاربردهای صنعتی در مقایسه با مس خالص و آلیاژهای مس است. کامپوزیت‌های زمینه فلزی پایه مس با ذرات سرامیکی تقویت کننده مانند اکسیدها، بوریدها و کاربیدها برای استفاده به عنوان مواد الکترود توسعه داده شدند زیرا ذرات‌سرامیکی در دماهای بالا پایدار هستند. کامپوزیت‌های Cu-Ag-SiC به دلیل ترکیب رسانایی حرارتی و الکتریکی‌بالا با استحکام مکانیکی، قالب‌پذیری و هزینه تولید پایین، توجه زیادی را به خود جلب کرده‌اند آن‌ها می‌توانند به‌عنوان مواد تماس الکتریکی در رله‌ها، کنتاکتورها، سوئیچ‌ها، قطع‌کننده‌های مدار، بسته‌بندی‌های الکترونیکی که رسانایی‌الکتریکی و حرارتی خوب و همچنین خواص جوشکاری یا لحیم‌کاری مورد نیاز است استفاده شوند [37]. در این پژوهش اثر میکرو و نانو ذرات تقویت کننده کاربید سیلیسیم بر روی ریزساختار، خواص مکانیکی و سایشی کامپوزیتCu-Ag-SiC بررسی می‌شود.

2-روش تحقیق

2-1-مواد

از صفحات مس-نقره با نام تجاری C10700 به عنوان ماده پایه فرایند اصطکاکی همزدنی استفاده شد. این صفحات مسی با استفاده از اره به ابعاد 15×75×200 میلی‌متر برش داده شدند. ترکیب شیمیایی این ورق با استفاده از دستگاه XRF آنالیز شد که ترکیب شیمیایی آن در جدول(1) آمده است. برای ساخت کامپوزیت Cu-Ag-SiC از پودر SiC با دامنه اندازه ذرات

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]

45-65 نانومتر و با مورفولوژی مکعبی استفاده شد. این در حالی است که میکروذرات SiC داری ابعاد15-10میکرومتر می‌باشد.

جدول1- ترکیب شیمیایی ورق مسی C10700.

عنصر	مس	نقره	عناصر دیگر
درصد وزنی	99/8	0/08	0/12

2-2-فرایند اصطکاکی اغتشاشی

فرایند اصطکاکی همزدنی با استفاده از ابزار با جنس فولاد ابزار 1/2344 (H13) انجام شد. در این پژوهش از دو ابزار با پین و بدون پین استفاده شد. شکل(1-الف) ابزار بدون پین را نشان می‌دهد که برای بستن شیار و جلوگیری از خروج پودر استفاده شد و از ابزار با پین رزوه دار نیز برای انجام فرایند اصطکاکی همزدنی استفاده شد(شکل 1). مشخصات ابزار با پین رزوه دار در جدول(2 و 3) بیان شده است. در شکل(1-ج) نیز ابزار بدون پین و پین رزوه‌دار پس از انجام عملیات حرارتی آمده است. پس از عملیات تراشکاری و ایجاد شکل ابزار براساس نقشه‌های شکل(1-الف و1-ب)، عملیات حرارتی سخت کاری هر دو ابزار به منظور ایجاد مقاومت سایشی و سختی بالا انجام شد. این عملیات شامل آستنیته کردن دو مرحله‌ای در دمای 850 و 1030 درجه سانتی‌گراد در کوره نمک مذاب به مدت نیم‌ساعت و سپس سرد کردن در هوا بود.

دستگاه مورد استفاده در این پژوهش یک دستگاه فرز منوال لهستانی مدل 400 برای فرایند اصطکاکی همزدنی می‌باشد که دارای میز به ابعاد 1200×400×1000 میلی‌متر می‌باشد. همچنین سرعت چرخش آن از 0 تا 1400 rpm و سرعت پیش روی آن صفر از تا 100 متر بر دقیقه قابل تنظیم می‌باشد. این دستگاه دارای یک میز متحرک با قابلیت حرکت در سه جهت طولی، عرضی و عمودی است.

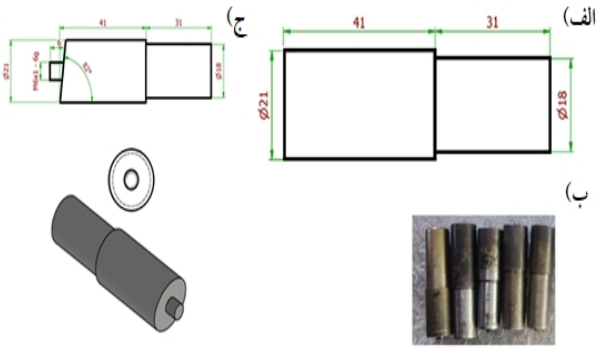
در شکل(2-الف) تیغه فرز اره‌ای با ضخامت 0,6 و قطر 60 میلی‌متر به همراه پایه نگهدارنده و پیچ قبل از مونتاژ و بعد از مونتاژ (ب) را نشان می‌دهد که به منظور ایجاد شیار بر روی ورق جهت قرارگیری پودر استفاده می‌شود. شیاری در حدود 0/8 میلی‌متر بر روی ورق مسی ایجاد شد. برای ساخت کامپوزیت Cu-Ag-SiC ابتدا با استفاده از تیغه فرز شیار بر ورق مس-نقره ایجاد شد سپس پودر کاربید سیلیسیم پس از توزین با یک ترازو (ساخت کشور چین با دقت 0/001 گرم) به دورن شیار وارد شد. سپس بر روی میز دستگاه فرز منوال بسته شد. براساس پارامترهای ذکر شده در جدول(4) فرایند اصطکاکی همزدنی انجام شد. قبل از انجام فرایند اصطکاکی همزدنی، شیار با استفاده از ابزار بدون پین و به منظور جلوگیری از خروج پودر بسته شد. در ادامه فرایند اصطکاکی همزدنی انجام شد. درحین انجام فرایند در پاس اول از هوا برای خنک نگه داشتن ابزار و جلوگیری از شکست آن استفاده شد.

جدول2-ترکیب شیمیایی فولاد ابزار 1/2344 فرایند اصطکاکی همزدنی

عنصر	C	Cr	Mo	V	Si	Mn	Fe
درصد وزنی	0/39	5/15	1/38	0/95	1/05	40/0	Bal.

جدول3- مشخصات ابزار فرایند اصطکاکی همزدنی

نوع رزوه	قطر پین (میلی متر)	طول پین (میلی متر)	قطر شانه (میلی متر)
M6	6	6	20



شکل1- الف- نقشه ابزار بدون پین برای بستن شیار، ب- ابزار پین رزوه‌دار برای انجام فرایند اصطکاکی همزدنی وج- میله فولاد ابزار 1/2344 برای تهیه ابزار فرایند اصطکاکی همزدنی

2-3- بررسی خواص و مشخصه یابی کامپوزیت

طبق طرح شکل(3) نمونه‌هایی از کامپوزیت Cu-Ag-SiC ساخته شده به روش اصطکاکی همزدنی جهت بررسی ریزساختار و خواص مکانیکی تهیه شد.

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

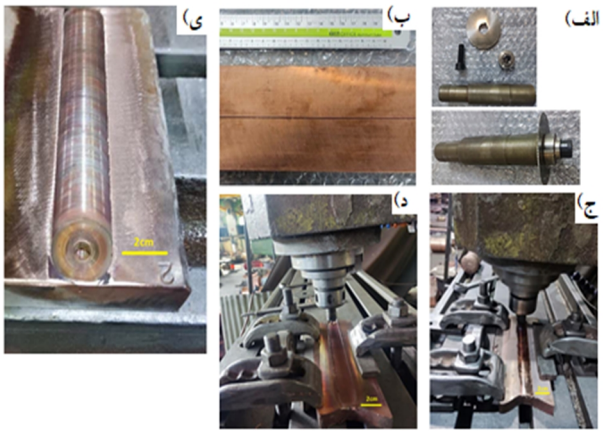
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]

جدول4-پارامترهای فرایند اصطکاکی هم زدنی برای ساخت کامپوزیت مس-نقره-کاربید سیلیسیم

کد نمونه	سرعت چرخش (دور بر دقیقه)	سرعت پشروی (میلی متر بر دقیقه)	نوع پودر (میکرونی/نانومتری)	وزن پودر (گرم)	تعداد گذر	محیط در گذر اول
1	1000	33	بدون پودر	-	1	هوا
2	1000	33	میکرونی	0/02	1	هوا
3	1000	33	میکرونی	0/04	1	هوا
4	1000	33	نانومتری	0/04	1	هوا

آنالیز پراش پرتو ایکس نمونه‌ها با استفاده از دستگاه پراش پرتو ایکس ساخت کشور چین انجام شد. اسکن پراش پرتو ایکس در زاویه 2Θ از 20 الی 100درجه در شرایط ولتاژ 40 کیلووات، جریان 35 میلی آمپر با گام 0/05 درجه تهیه شد. به منظور بررسی ریزساختار نمونه‌های تهیه شده از میکروسکوپ نوری صا ایران استفاده شد. برای این کار سطح نمونه‌ها ابتدا توسط کاغذ سنباده 220 تا سنباده 2500 پرداخت شد (شکل 3). برای پولیش سطوح نمونه‌ها از پودر آلومینا با اندازه ذرات 1 و 0/05 میکرومتر استفاده شد. بررسی سطح کامپوزیت مس-نقره-کاربید سیلیسیم، سطح شکست و سطح سایش و آنالیز عنصری از دستگاه‌های میکروسکوپ الکترونی روبشی و روبشی گسیل میدانی استفاده شد. میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی در محدوده ولتاژ 5-30 کیلو ولت کار مورد استفاده قرار گرفت.

آزمایش سایش به منظور محاسبه کاهش وزن، نرخ سایش و ضریب اصطکاک با استفاده از دستگاه پین بر روی دیسک انجام شد. ابعاد نمونه‌های خام و نمونه‌های FSP شده در ابعاد30×2×30 میلی‌متر بود. همچنین از پین فولادی با جنس 52100 با سختی 63 راکول سی به عنوان جسم ساینده استفاده شد. آزمایش سایش با استفاده از دستگاه پین بر روی دیسک شرکت تجهیز صنعت نصر انجام شد. در آزمایش سایش مقدار بار 50 نیوتن با سرعت لغزش 0/5 میلی‌متر در دقیقه برای مسافت 500 متر اعمال شد براساس رفرنس [26]انتخاب گردید. میانگین سه نمونه برای هر نمونه گزارش شد. نمونه‌ها قبل از انجام آزمایش سایش توزین شدند و پس از انجام سایش در طی مسافت 1000 متر به منظور محاسبه کاهش وزن و میزان



شکل2-الف- تیغه فرز اره‌ای به همراه پایه و پیچ و تیغه فرز مونتاژ شده، ب-ورق مسی شیار زده شده، ج- نحوه بستن شیار با استفاده از ابزار بدون پین، د- ساخت کامپوزیت Cu-Ag-SiC در حین فرایند اصطکاکی هم‌زدنی با ابزار پین رزوه‌دار و ی- کامپوزیت Cu-Ag-SiC پس از انجام فرایند اصطکاکی هم‌زدنی.

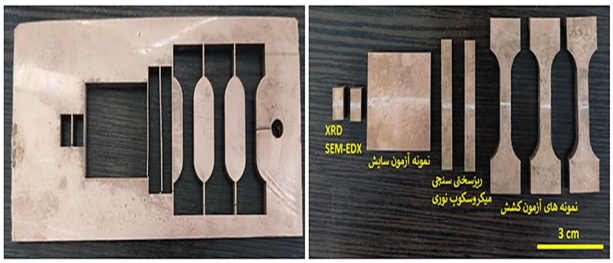
نرخ سایش مجدد توزین شدند که حاصل اختلاف این دو وزن، میزان کاهش وزن در حین سایش بدست می‌آید.

2-4- آزمایش سختی و کشش دمای محیط و دمای بالا

برای بررسی تغییرات سختی ناشی ازمتغیرهای فرایند اصطکاکی هم‌زدنی، نمونه‌هایی با ابعاد20×20×70 میلی‌متر توسط وایرکات تهیه شد و سپس به منظور از بین بردن ناهمواری‌های سطحی، سطح مقطع منطقه اصطکاکی هم‌زدنی شده با استفاده از سنباده‌زنی و پولیش پرداخت شد. نرخ کرنش در آزمایش کشش 5-10 میلی‌متر بر دقیقه براساس رفرنس [26] انتخاب شد. برای اندازه‌گیری سختی از دستگاه سختی‌سنجی ویکرز شرکت بوورز ساخت کشور آلمان استفاده شد. آزمایش کشش توسط دستگاه

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]

کشش مجهز به یک کوره ساخت کشور انگلستان نیز به منظور تعیین خواص کششی از جمله استحکام تسلیم، استحکام کشش نهایی و ازدیاد طول در دمای محیط انجام شد.

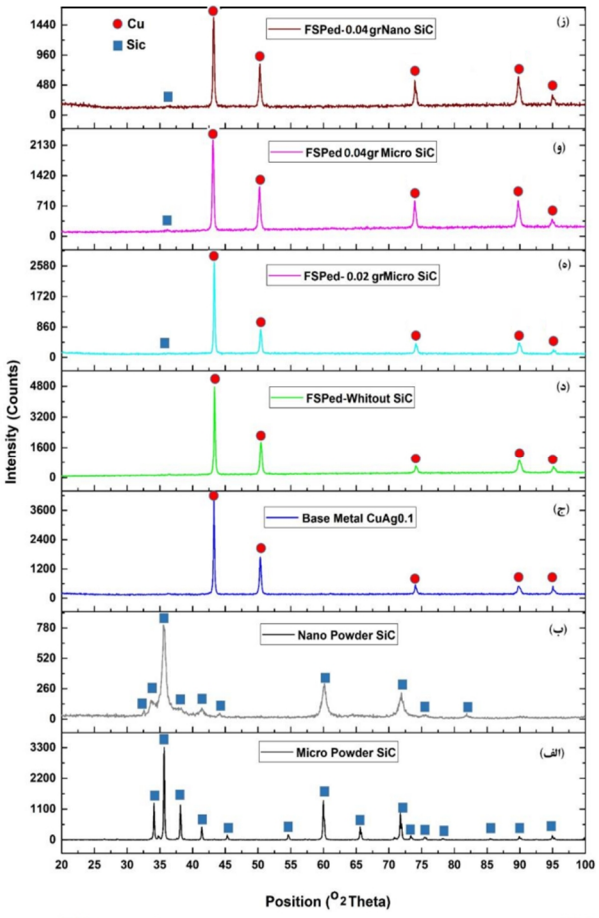


شکل3- تهیه نمونه‌های استاندارد از کامپوزیت Cu-Ag-SiC به منظور بررسی ریزساختاری و خواص مکانیکی.

3- نتایج و بحث

3-1-بررسی الگوهای پراش اشعه ایکس

در شکل(4) الگوهای پراش اشعه ایکس پودرهای تقویت کننده میکروذرات و نانوذرات SiC، فلزپایه قبل از فرایند اصطکاکی هم‌زدنی، نمونه FSP شده بدون ذرات تقویت کننده، کامپوزیت Cu-Ag-SiC با ذرات تقویت کننده میکرو و نانو در مقادیر مختلف 0/02 و 0/04 گرم نشان داده شده است. همانطور که در شکل(4-الف) و (4-ب) مشاهده می‌شود پیک‌های مربوط به میکروذرات و نانوذرات تقویت کننده SiC در زوایای نشان داده شده با کارت استاندارد به شماره 00-022-1273 (ساختار کریستالی: هگزاگونال، گروه فضایی: P63mc، a=b=3.0730, c=15.0800) مطابقت می‌کند. در شکل(4-ج) و (4-د) به ترتیب الگوهای پراش اشعه ایکس فلزپایه و نمونه مس-نقره بدون ذرات تقویت کننده FSP شده آمده است. در نمونه فلزپایه پیک‌های ظاهر شده در زوایای 43/2، 50/3، 74، 89/7 و 95/1 درجه مربوط به فاز محلول جامد مس-نقره که با کارت استاندارد به شماره 00-004-0836 (ساختار کریستالی FCC، گروه فضایی Fm-3m، a=b=c=3.6150) مطابقت می‌کند. این زوایا با صفحات (111)، (200)، (220)، (311) و (222) متبلورشده مطابقت دارد. نتایج این قسمت تطابق خوبی با نتایج اکرمی فرد و همکاران دارد [16-22]. الگوهای پراش اشعه ایکس شکل(4-ه) و (4-و) نمونه‌های کامپوزیتی Cu-Ag-SiC با ذرات تقویت کننده SiC میکرونی در مقادیر مختلف 0/02 و 0/04 گرم را نشان می‌دهد. همانطور که ملاحظه می‌شود فازهای محلول جامد مس-نقره به همراه ذرات تقویت کننده شناسایی شدند که نشان دهنده تشکیل کامپوزیت Cu-Ag-SiC می‌باشد. استفاده از مقادیر بیشتر ذرات تقویت کننده SiC منجر به کاهش شدت پیک‌های زمینه مس-نقره شده است.

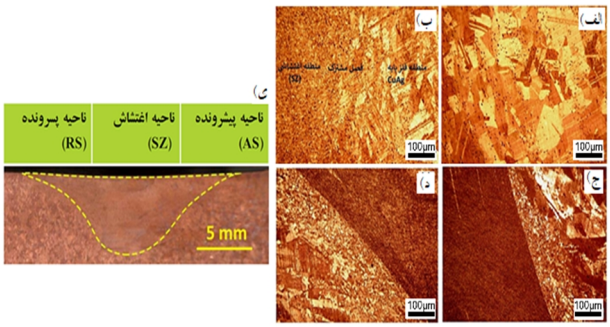


شکل4- الگوهای پراش اشعه ایکس پودرهای تقویت‌کننده الف-میکرو ذرات و ب-نانو ذرات SiC، ج- فلزپایه قبل از فرایند اصطکاکی هم‌زدنی، د-نمونه اصطکاکی هم‌زدنی شده بدون ذرات تقویت کننده، ه و و ز- به ترتیب کامپوزیت Cu-Ag-SiC با ذرات تقویت کننده SiC میکرو و نانو در مقادیر مختلف 0/02 و 0/04 گرم.

شکل(4-ز) نیز الگوی پراش اشعه ایکس کامپوزیت با 0/04 گرم ذرات تقویت کننده نانو SiC را نشان می‌دهد که حاوی فازهای محلول جامد مس-نقره به همراه ذرات تقویت کننده است. نتایج نشان می‌دهد که استفاده از ذرات نانو منجر به کاهش چشمگیر شدت پیک‌ها نسبت به ذرات میکرونی شده است. این موضوع بیانگر کاهش اندازه دانه زمینه مس-نقره

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]

می‌باشد. در واقع طبق رابطه زنر، اندازه شعاع ذره فاز تقویت‌کننده رابطه مستقیم و کسر حجمی ذرات SiC رابطه عکس با اندازه دانه دارد. که در اینجا این موضوع به خوبی نشان داده شده است. با استفاده از پهنای پیک در نصف ارتفاع پیک شاخص ماکزیمم (111) و با کمک رابطه دبای-شرر می‌توان اندازه بلورک را بدست آورد. همانطور که ملاحظه می‌شود انجام فرایند اصطکاکی همزدنی بر روی اندازه بلورک‌ها تاثیر گذاشته است به طوری که با انجام FSP اندازه بلورک نسبت به نمونه خام از 65/2 نانومتر به 59/8 نانومتر کاهش پیدا کرده است. در شکل(5) تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه‌ها قبل و بعد از FSP در شرایط مختلف آمده است. شکل(5-الف) تصویر میکروسکوپ نوری از فلزپایه آلیاژ مس-نقره نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود دانه‌های محلول جامد مس-نقره به همراه مناطق دوقلویی دیده می‌شود که نسبتاً درشت دانه می‌باشد. میانگین اندازه دانه برای نمونه خام و بدون فرایند در حدود 46/33 میکرومتر محاسبه شد. با انجام FSP در نمونه‌های بدون فاز تقویت کننده SiC که تصاویر آن در شکل (5-ب) مشاهده می‌شود اندازه دانه به شدت کاهش پیدا کرده است. در واقع دانه‌های درشت در اثر فرایند اصطکاکی همزدنی به دانه‌های کوچکتر متبلور می‌شوند و پس از تبلور مجدد به شدت ساختار ریز دانه می‌شود. میانگین اندازه دانه‌ها در نمونه FSP شده بدون ذرات تقویت کننده در حدود 19/22 میکرومتر محاسبه شد. در شکل(5-ج) و (5-د) تصاویر میکروسکوپ نوری از کامپوزیت Cu-Ag-SiC با ذرات تقویت کننده SiC میکرونی به میزان 0/02 و 0/04 گرم پس از انجام FSP نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود منطقه هم‌زده دارای دانه‌های بسیار ریزتر از نمونه فرایند شده بدون ذرات تقویت‌کننده می‌باشد و اندازه دانه به شدت کاهش پیدا کرده است. میانگین اندازه دانه در کامپوزیت با ذرات تقویت‌کننده SiC میکرونی به میزان 0/02 و 0/04 گرم به ترتیب در حدود 18/80 و 15/07 میکرومتر است. در واقع با افزودن ذرات تقویت کننده SiC میکرومتری به منطقه همزدنی و افزایش کسر حجمی ذرات تقویت کننده، میانگین اندازه دانه کاهش پیدا کرده است. محققان نیز ثابت کردند که با افزایش کسر حجمی ذرات می‌توان اندازه دانه را کنترل نمود و با افزایش کسر حجمی ذرات تقویت کننده، اندازه میانگین فاز زمینه کاهش پیدا می‌کند [25-23].

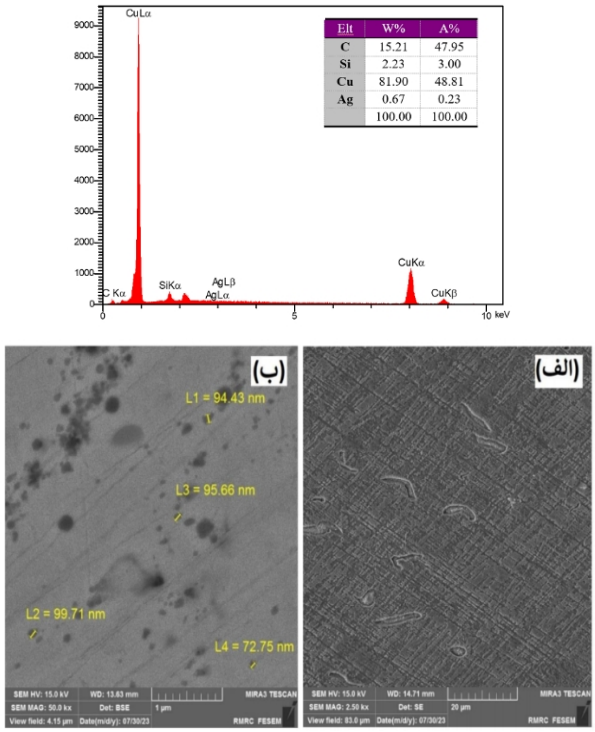


شکل5- تصاویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه‌ها الف- قبل (نمونه فلزپایه و بدون FSP) و ب- بعد از FSP بدون ذرات تقویت‌کننده ج- کامپوزیت کامپوزیت Cu-Ag-SiC با ذرات تقویت‌کننده میکرونیSiC به میزان 0/02 گرم و د- کامپوزیت با ذرات تقویت‌کننده میکرونی به میزان 0/04 گرم و ی- تصاویر ماکروسکوپی از کامپوزیت Cu-Ag-SiC تحت فرایند اصطکاکی همزدنی.

بررسی نتایج ماکروسکوپی از کامپوزیت‌های FSP شده در شکل(5-ی) به نمایش گذاشته شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، عیوبی که ناشی از فرایند اصطکاکی همزدنی باشد مانند حفره، ترک و غیره در مقاطع عرضی نمونه‌های کامپوزیتی مشاهد نشد. در بررسی تصاویر ناحیه پیشرونده و پسرونده را نشان می‌دهد. در حین FSP مواد در اثر تغییر فرم پلاستیک و حرکت پین در فلز از قسمت پیشروی کننده به قسمت پسرونده جریان می‌یابد. این انتقال در اطراف پین جریان دارد و دوباره به قسمت پیش‌رونده وارد می‌شود [25-24]. در این شرایط اگر جریان پلاستیکی مواد به قدر کافی نباشد، در این صورت مواد با حجم کافی به قسمت پیش‌رونده وارد نمی‌شود، در نتیجه باعث ایجاد عیوبی مانند حفره در اثر پرنشدن می‌شود. همانطور که در تصویر مشاهده می‌شود به دلیل سرعت‌های چرخش و پیشروی مناسب هیچ‌گونه حفره مشاهده نشد. درشکل(6) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از کامپوزیتCu-Ag-SiC به همراه آنالیز EDS از ذرات تقویت کننده نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل(6-الف) مربوط به کامپوزیت

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]

Cu-Ag-SiC با ذرات تقویت کننده میکرومتری مشاهده می‌شود ذرات تقویت کننده SiC به صورت یکنواخت در زمینه CuAg توزیع شده‌اند و هیچگونه تجمعی از ذرات دیده نمی‌شود. در شکل(6-ب) نیز کامپوزیت Cu-Ag-SiC با ذرات تقویت کننده نانومتری مشاهده می‌شود که در زمینه CuAg ذرات تقویت کننده SiC نانومتری پراکندگی مناسبی دارند و به مقدار کمی نیز آگلومره شدند.



شکل6-تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از کامپوزیت Cu-Ag-SiC به همراه آنالیز EDS از ذرات تقویت کننده. الف و ب- به ترتیب از کامپوزیت Cu-Ag-SiC با ذرات تقویت کننده میکرونی و نانومتری. ج- آنالیز عنصری EDS از ذرات تقویت کننده میکرونی.

در شکل(7-الف) نیز تصاویر آنالیز نقشه‌ای Map از کامپوزیت Cu-Ag-SiC با ذرات تقویت کننده میکرومتری نشان داده شده است. همانطور که در این شکل مشاهده می‌شود عنصر نقره به خوبی در زمینه مس به صورت یکنواخت پراکنده شده است و ذرات تقویت کننده SiC نیز به خوبی در زمینه CuAg پراکنده شده‌اند. در شکل(7-ب) نیز آنالیز عنصری EDS از کامپوزیت Cu-Ag-SiC با عناصر مس، سیلیسیم، کربن، نقره دیده می‌شود که تشکیل کامپوزیت به روش FSP را تایید می‌کند.

3-2- بررسی میکروسختی و خواص کششی کامپوزیت

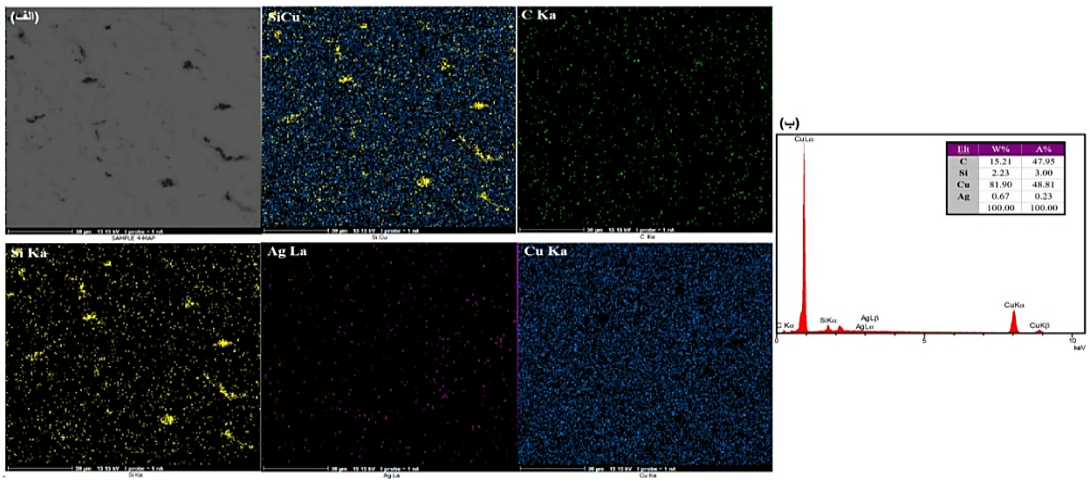
شکل(8) نتایج ریزسختی سنجی فلزپایه و کامپوزیت‌های ساخته شده به روش اصطکاکی همزدنی را نشان می‌دهد. در این نمودار منطقه بهمزده شده و مناطق اطراف آن نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می‌شود در اطراف منطقه اغتشاشی(SZ)، فلزپایه دارای سختی کمتری بین 60 الی 70 ویکرز بوده که علت کاهش سختی این نواحی می‌تواند مربوط به اثر عملیات حرارتی آنیل کردن بر رشد دانه‌های اطراف محل اتصال باشد. با ورود به منطقه همزدنی سختی افزایش یافته است. سختی بالا در نواحی محل اتصال می‌تواند به علت کاهش اندازه دانه در اثر تبلور مجدد دینامیکی در نتیجه افزایش چگالی نابجایی‌ها باشد. در واقع در این حالت با افزایش چگالی نابجایی‌ها، اثر قفل‌کنندگی بیشتر شده در نتیجه سختی افزایش می‌یابد[29-26]. ریزشدن دانه‌ها نیز باعث افزایش سختی می‌شود که توسط رابطه هال-پچ قابل توجیه است [8]. در نمونه1 که مربوط به نمونه FSP شده بدون ذرات تقویت کننده است، انجام فرایند اصطکاکی همزدنی منجر به افزایش سختی تا95 ویکرز در منطقه همزده شده است. افزایش سختی در این نمونه نسبت به فلزپایه احتمالاً می‌تواند به علت ریزشدن دانه‌ها در اثر فرایند اصطکاکی همزدنی باشد. با افزودن ذرات میکرونی SiC به میزان 0/02 گرم و تشکیل کامپوزیت Cu-Ag-SiC (نمونه 2)، سختی نسبت به نمونه FSP شده بدون ذرات تقویت کننده افزایش پیدا کرده است. با افزایش میزان ذرات تقویت کننده از 0/02 به 0/04 گرم، سختی افزایش بیشتری پیدا کرده است و به حدود 110 ویکرز رسیده است(نمونه 3). عواملی که در افزایش خواص مکانیکی نقش دارند عبارتند از:

- ماهیت ذرات تقویت کننده،
- چگالی نابجایی،
- توزیع ذرات تقویت کننده، و
- اندازه دانه.

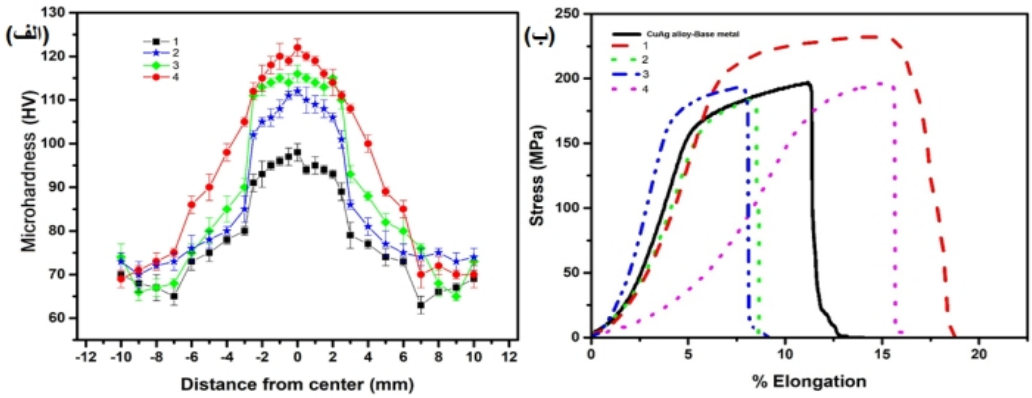
سختی طبیعی ذرات SiC مورد استفاده در ساخت کامپوزیت به طور قابل توجهی در مقایسه با زمینه مس-نقره بیشتر است.

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]



شکل7-الف- تصاویر آنالیز نقشه‌ای Map از کامپوزیت Cu-Ag-SiC با ذرات تقویت کننده میکرومتری و ب-آنالیز عنصری EDS از کامپوزیت Cu-Ag-SiC

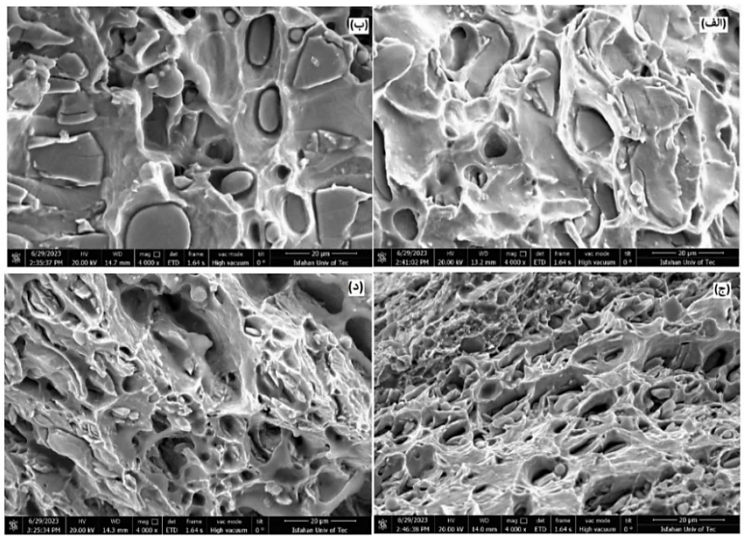


شکل8-الف-نمودار ریزسختی‌سنجی ویکرز نمونه FSP شده بدون ذرات تقویت کننده(نمونه1)، کامپوزیت Cu-Ag-SiC با ذرات تقویت کننده میکرو در مقادیر مختلف 0/02 گرم (نمونه 2) و 0/04 گرم (نمونه 3)و کامپوزیت Cu-Ag-SiC با ذرات تقویت کننده نانو(نمونه4)و ب-منحنی‌های تنش-ازدیاد طول نمونه‌های خام، 1، 2، 3 و 4-تاثیر فرایند FSP و اندازه ذرات و مقدار تقویت کننده SiC نانومتری و میکرومتری.

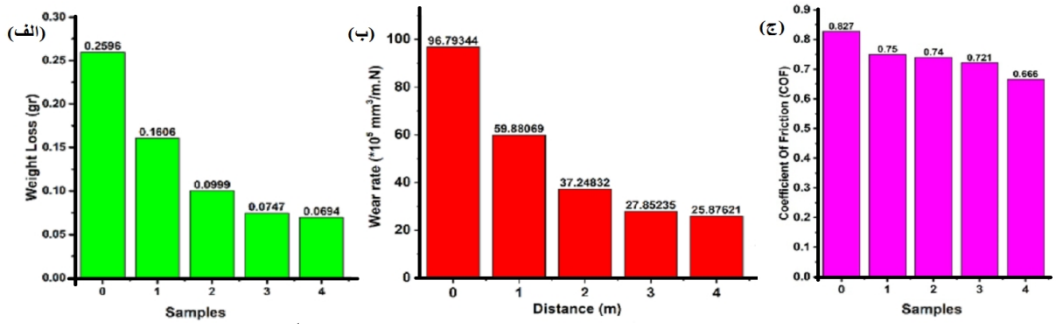
طبق قانون حاکم بر کامپوزیت‌ها و مخلوط‌ها ذرات SiC سختی را سختی طبیعی ذرات SiC مورد استفاده در ساخت کامپوزیت به طور قابل توجهی در مقایسه با زمینه مس-نقره بیشتر است. طبق قانون حاکم بر کامپوزیت‌ها و مخلوط‌ها ذرات SiC سختی را بهبود می‌بخشد [30-27]. ذرات SiC ماهیت سخت خود را به کامپوزیت می‌دهند. به عبارتی، میدان‌های کرنش ایجاد شده در زمینه به دلیل عدم تطابق حرارتی مانع از حرکت نابجایی‌ها و تقویت کامپوزیت می‌شود. توزیع نسبتاً همگن ذرات SiC اثر تقویت کننده اوروان را فعال می‌کند. توزیع خوب ذرات تقویت کننده SiC از حرکت نابجایی جلوگیری می‌کند که منجر به افزایش سختی می‌شود. همانطورکه پیشتر بیان شد طبق رابطه هال-پچ، خواص مکانیکی با اندازه دانه مواد فلزی نسبت معکوس دارد و دانه‌های ریز، سختی کامپوزیت را بهبود می‌بخشند [32-30و4-1].

افزایش کسر حجمی ذرات تقویت کننده تأثیر عوامل ذکر شده را در افزایش خواص مکانیکی افزایش می‌دهد. علاوه بر این، افزایش کسر حجمی ذرات تقویت کننده SiC، باعث کاهش میانگین فاصله بین ذرات تقویت کننده شده که برهمکنش بین زمینه مس-نقره و ذرات SiC را افزایش می‌دهد در نتیجه سختی به مقدار بیشتری افزایش پیدا می‌کند. به منظور بررسی اندازه ذرات تقویت‌کننده بر روی خواص کامپوزیت از ذرات نانومتری SiC استفاده شد. نتایج نشان داد که استفاده از ذرات نانومتری به همان میزان به جای ذرات میکرونی تقویت‌کننده SiC منجر به افزایش بیشتر سختی شده است به طوری که سختی در

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]



شکل9- تصاویر SEM از سطح شکست نمونه‌ها بعد از انجام فرایند FSP بدون ذرات تقویت کننده الف- و کامپوزیت Cu-Ag-SiC با ذرات تقویت کننده SiC همراه با ب- 0/02 گرم و ج- 0/04 گرم ذرات میکرونی و د- ذرات نانومتری



شکل10-الف-میزان کاهش وزن، ب- میزان نرخ سایش و ج- ضریب اصطکاک نمونه‌ها پس از آزمایش سایش پین بر روی دیسک پس از پیمایش 1000 متری پین فولادی (نمونه0- خام، نمونه 1- FSP شده بدون ذرات تقویت کننده، نمونه 2- FSP شده با ذرات تقویت کننده میکرومتری 0,02 گرم و نمونه 3- 0,04 گرم ذرات تقویت کننده میکرومتری و نمونه4-ذرات تقویت کننده نانومتری SiC.

نمونه کامپوزیت نانویی به حدود 123 ویکرز رسیده است. در حین فرایند اصطکاکی هم‌زدنی و تغییر شکل ناشی از آن، حتی بدون حضور اندازه ذرات SiC، دانه‌ها فلزپایه به اندازه‌های کوچکتر شکسته می‌شوند. بنابراین، تعداد زیادی مرزدانه با زاویه بالا تولید می‌شود. افزودن ذرات SiC منجر به تغییر شکل موضعی ناهمگن می‌شود که به شکستن بیشتر دانه‌ها کمک می‌کند.با توجه به شکل(8-الف)، به نظر می رسد که این پدیده به شدت تحت تأثیر تعداد و اندازه ذرات SiC است. در حالی‌که اندازه دانه‌های نمونه‌های با و بدون تفاوت زیادی با یکدیگر دارند، در نمونه‌های با ذرات نانو این تفاوت بیشتر است. بالاتر بودن تعداد ذرات نانو نسبت به میکرو، اثر شکستن دانه شدیدتر است. در نتیجه، حضور نانو علاوه بر اندازه دانه و ذرات تقویت کننده به عنوان عوامل اصلی، کارسختی ایجادشده ناشی از عدم تطابق مدول الاستیسیته و همچنین اختلاف ضریب انبساط حرارتی ذرات با فلزپایه باعث افزایش سختی منطقه هم‌زده می‌شود[38]. شکل(8-ب) منحنی‌های تنش-ازدیاد طول نمونه‌های FSP شده، FSP شده بدون ذرات و با ذرات تقویت‌کننده در دمای محیط آورده شده است. همانطورکه در نتایج آزمایش کشش مشاهده می‌شود با انجام فرایند FSP در نمونه بدون ذرات تقویت کننده، تمام پارامترهای خواص کششی مانند استحکام تسلیم، استحکام کشش نهایی و ازدیاد طول افزایش پیدا می‌کند به طوری که استحکام تسلیم، استحکام کشش نهایی و ازدیاد طول به ترتیب146/7 مگاپاسگال، 231/9 گیگا پاسگال و 18/7 درصد بدست آمد.

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]

استفاده از ذرات تقویت کننده میکرونی باعث کاهش تمامی خواص کششی از جمله استحکام تسلیم، استحکام کشش نهایی و ازدیاد طول شد به طوری که افزایش ذرات تقویت کننده SiC و به دنبال آن کاهش اندازه ذرات از میکرومتر به نانو نیز این روند ادامه پیدا کرد.

3-3- بررسی سطح شکست کامپوزیت

در شکل(9) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه‌ها بعد از انجام فرایند FSP با ذرات تقویت کننده و بدون ذرات تقویت کننده نشان داده شده است. همانطورکه در شکل(9-الف) مشاهده می‌شود وجود حفرات و فرورفتگی‌ها نشان دهنده طبیعت نرم فلز مس می‌باشد و در واقع شکست نرم به علت تغییر فرم پلاستیک بالا صورت گرفته است. با اضافه شدن ذرات تقویت کننده میکرونی تا 0/02 و 0/04 گرم سطوح صاف زیادی ایجاد می‌شود که نشان‌دهنده تردی شکست است در نتیجه تنش تسلیم و ازدیاد طول نسبت به نمونه FSP شده بدون ذرات تقویت کننده کاهش پیدا می‌کند. همانطور که در شکل(9-ب) مربوط به کامپوزیت تقویت شده با ذرات میکرونی 0/02 گرم مشاهده می‌شود اندازه سطوح صاف بیشتر از شکل(9-ج) است که نشان دهنده بهبود استحکام کششی و ازدیاد طول در نمونه کامپوزیت تقویت شده با ذرات میکرونی 0/04 گرم مشاهده می‌شود. با افزودن ذرات تقویت کننده SiC نانومتری نیز سطوح صاف و فرورفتگی‌ها و حفرات قابل مشاهده هستند که تلفیقی از شکست نرم و ترد را شامل می‌شود. همانطور که در شکل(9-ب)، (9-ج) و (9-د) مربوط به کامپوزیت Cu-Ag-SiC مشاهده می‌شود ذرات میکرونی و نانومتری SiC در حفرات و سطوح صاف زمینه مس-نقره قرار دادند که این ذرات چه به صورت میکرونی و چه به صورت نانومتری توانستند تغییر شکل پلاستیک را از طریق کاهش تحرک نابجایی کاهش دهند در نتیجه شکل پذیری کامپوزیت را کاهش می‌دهند. با افزایش کسر حجمی ذرات تقویت کننده در ذرات میکرونی (افزایش ذرات SiC در زمینه کامپوزیت) و کاهش اندازه ذرات در اثر استفاده از ذرات نانومتری به‌جای ذرات میکرونی تقویت کننده SiC، تحرک نابجایی کاهش بیشتری داشته و در نتیجه شکل‌پذیری کاهش می‌یابد در نتیجه استحکام کشش نهایی افزایش می‌یابد. در شکل(9) کامپوزیت Cu-Ag-SiC ذرات تقویت کننده SiC از زمینه مس-نقره بیرون کشیده شده است که نشان دهنده چسبندگی ضعیف ذرات تقویت کننده به زمینه می‌باشد. این موضوع برای نمونه حاوی ذرات نانومتری تقویت کننده (شکل9-د) کمتر دیده می‌شود در نتیجه می‌توان گفت که پیوند بین ذرات تقویت کننده نانویی با زمینه بهتر است. علت کاهش خواص کششی در نمونه‌های 2، 3 و 4 (نمونه‌های FSP شده حاوی ذرات تقویت کننده SiC) نسبت به نمونه‌های قبل و بعد از فرایند FSP شده بدون ذرات تقویت کننده می‌تواند عوامل ذیل باشد که با تحقیقات پیشین نیز مطابقت می‌کند[32-25].

- تجمع احتمالی ذرات تقویت کننده SiC که به عنوان یک چالش بزرگ در تولید کامپوزیت با ذرات تقویت کننده است و برای غلبه‌بر آن نیاز به بررسی های بیشتر وجود دارد [34-32]..

-وجود ذرات تقویت کننده سخت SiC که باعث افزایش سختی و در نتیجه کاهش ازدیاد طول نمونه می‌شود. علاوه بر این، حضور ذرات SiC می‌تواند لغزش مرز دانه (GBS) را محدود کند.

-در شکل(9-ب و9-ج)نمونه‌ای از کامپوزیت‌های تهیه شده حاوی ذرات تقویت کننده SiC مشاهده می‌شود. همانطور که دیده می‌شود به نظر می‌رسد در طول آزمایش کشش، نمونه FSP شده با ذرات SiC به دلیل ایجاد ترک شکسته شدند. یعنی این رفتار شکست آن‌ها به دلیل پدیده گلویی نبوده است. به نظر می‌رسد این موضوع به دلیل جدا شدن سطحی بین ذرات SiC و زمینه مس-نقره است، که می‌تواند به ترشوندگی ضعیف زمینه CuAg و SiC مربوط بوده که منجر به انسجام نسبتاً ضعیف این فازها باشد [34].

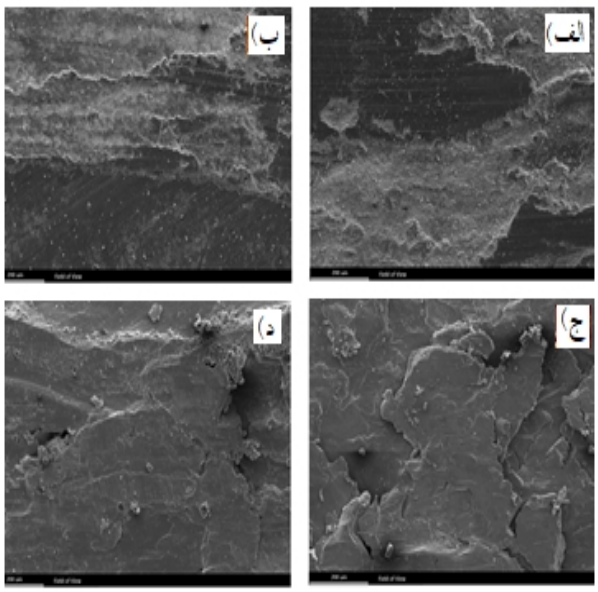
3-4-بررسی رفتار سایشی کامپوزیت

در شکل(10-الف) نتایج کاهش وزن نمونه‌ها بعد از 1000 متر پیماش پین فولادی نمایش داده شده است. همانطور که مشاهده

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]

می‌شود نمونه مس-نقره FSP نشده دارای کاهش وزن بالاتری نسبت به نمونه‌های FSP شده است و با انجام فرایند FSP میزان کاهش وزن در تمامی شرایط فرایند کاهش پیدا کرده است. در شکل(10-ب) نتایج نرخ سایش نمونه‌ها قبل و بعد از فرایند اصطکاکی هم‌زدنی نشان داده شده است. بیشترین میزان کاهش وزن و بالاترین میزان نرخ سایش مربوط به نمونه بدون FSP و کمترین این پارامترها مربوط به نمونه FSP شده می‌باشد. محققان نشان دادند که سختی قطعه تاثیر بسیار زیادی در مقاومت به سایش دارد.



شکل11- میکروسکوپ الکترونی روبشی از الف- نمونه FSP نشده، ب- نمونه FSP شده بدون ذرات تقویت کننده،نمونه FSP شده با ذرات تقویت کننده میکرونی SiC ج- 0/02 گرم و د- 0/04 گرم (نمونه 1- FSP شده بدون ذرات تقویت کننده، نمونه 2-FSP شده با ذرات تقویت کننده میکرومتری 0/02 گرم و نمونه 3- 0,04 گرم ذرات تقویت کننده میکرومتری و نمونه4-ذرات تقویت کننده نانومتری SiC)

در واقع نتایج تحقیقات نشان داده است که رابطه سختی با میزان کاهش وزن و نرخ سایش یک رابطه معکوس است و با افزایش سختی میزان کاهش وزن و نرخ سایش کاهش پیدا می‌کند. در پژوهش حاضر نیز نتایج نشان می‌دهد که میزان کاهش وزن و نرخ سایش نمونه‌هایی افزایش سختی داشته‌اند، کاهش پیدا می‌کند. با انجام فرایند FSP اندازه دانه‌ها کاهش و سختی افزایش پیدا می‌کند و این عامل منجر به کاهش میزان نرخ سایش و کاهش وزن می‌شود که در نتیجه مقاومت به سایش بالاتری را ایجاد می‌شود. در شکل(10-ج) مقدار میانگین ضریب اصطکاک آمده است. همانطورکه ملاحظه می‌شود نتایج ضریب اصطکاک نشان می‌دهد که با انجام فرایند اصطکاکی هم‌زدنی و بدنبال آن استفاده از ذرات تقویت کننده و همچنین افزایش تعداد پاس‌ها، میزان ضریب اصطکاک کاهش پیدا می‌کند و نمونه‌هایی با سختی بالاتر ضریب اصطکاک کمتری دارند در نتیجه دارای مقاومت به سایش بیشتری نیز هستند. می‌توان مشاهده کرد که ضریب اصطکاک نمونه خام زیاد می‌باشد که می‌تواند به تماس منسجم شدید بین صفحه مسی و دیسک نسبت داده شود. دلیل دیگر این رفتار می‌تواند فرسودگی ناشی از عدم وجود ذرات SiC در این نمونه باشد. با این حال، برای نمونه FSP با ذرات SiC، ضریب اصطکاک کاهش یافت. این رفتار منجر به کاهش سطح تماس واقعی بین سطح کامپوزیت و دیسک به دلیل وجود ذرات SiC می‌شود که رفتار چسبندگی تماس را تضعیف می‌کند. نتایج آزمایش سایش پین بر روی دیسک نیز نشان می‌دهد که استفاده از ذرات میکرونی و نانویی تقویت کننده SiC در نمونه‌ها نسبت به نمونه بدون ذرات تقویت کننده دارای کاهش وزن و نرخ سایش پایین‌تری می‌باشد در نتیجه مقاومت به سایش بالاتری از خود نشان می‌دهند. در واقع استفاده از ذرات تقویت کننده مکانیزم اوروان را فعال می‌کند و باعث قفل شدگی نابجایی می‌شود که افزایش سختی و بهبود مقاومت به سایش را به همراه دارد. همانطورکه در قسمت مربوط به ریزسختی سنجی نیز اشاره شد، استفاده از ذرات تقویت کننده باعث کاهش اندازه دانه‌ها می‌شود. همچنین ریزشدن ذرات تقویت کننده از میکرونی به نانومتری نیز باعث کاهش بیشتر اندازه دانه هنگام فرایند FSP می‌شود [37-35و5-3]، در نتیجه با ریزشدن دانه سختی افزایش می‌یابد و نهایتاً منجر به مقاومت به سایش بالاتری می‌شود. بطور کلی می‌توان نتیجه گرفت که کاهش شدید نرخ سایش را می‌توان به دلایل زیر نسبت داد:

-افزایش سختی کامپوزیت تقویت شده توسط ذرات SiC. به خوبی ثابت شده است که بهبود ریزسختی، مقاومت در برابر

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]

سایش مواد را افزایش می‌دهد.

-پیوند مناسب بین ذرات مس و SiC،کیفیت پیوند بین زمینه و ذرات SiC نقش مهمی در مقاومت به سایش دارد.

-کاهش چشمگیر تماس بار مستقیم بین سطح کامپوزیت و دیسک در مقایسه با نمونه خام به دلیل عملکرد اجزای بار بر ذرات سخت SiC.

بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی روبشی به منظور تعیین مکانیزم‌های سایش نمونه‌های فرآوری شده با استفاده از فرایند اصطکاکی‌هم‌زدنی‌انجام‌شد. در شکل(11) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی نمونه خام FSP نشده، FSP شده بدون ذرات تقویت کننده، FSP شده با ذرات تقویت کننده میکرومتری 0/02 گرم و 0/04 گرم و نمونه FSP شده با ذرات تقویت کننده نانو SiC را نشان می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌شود در نمونه FSP نشده سطح سایش بیشتر از نمونه‌های FSP شده است و سطح سایش دارای دو نوع موفولوژی می‌باشد و تفاوت معناداری بین مورفولوژی سطح مشاهده می‌شود. سطح مس بدون ذرات تقویت کننده و FSP نشده فرسوده با یک لایه لکه‌دار پوشیده شده‌است که در فلزات با سختی کم ایجاد می‌شود و لایه نازک تریبو فیلم را تشکیل می‌دهد. همچنین بدیهی است که تغییر شکل پلاستیک و حذف مواد شدید در سطح‌سایش‌نمونهFSP نشده نسبت به سطح لایه MMC فرسوده در نتیجه مقادیر مختلف ریزسختی رخ می‌دهد [37-33]. بطور کلی نمونه پایه مس به شکل مکانیزم سایش چسبان و خراشان هر دو دچار سایش شد، اما سهم مکانیزم سایش چسبان بیشتر است. مس به عنوان یک ماده نرم و قابل تغییر شکل، براساس مکانیزم سایش که به عنوان سایش چسبان شناخته می‌شود، به صورت پلاستیک تغییر شکل می‌دهد. اما در کامپوزیت‌ها به دلیل وجود ذرات سخت سرامیکی شکل‌پذیری کاهش می‌یابد و در نتیجه تغییر شکل پلاستیک کاهش می‌یابد. این منجر به کاهش مکانیزم سایش چسبان می‌شود و در نتیجه سطوح سائیده شده کامپوزیت‌ها که مکانیسم سایش خراشان مکانیسم سایش غالب است توجیه می شود.

در واقع می‌توان اظهـار داشت که مکانیزم‌های سـایش از نـــوع سایش چسبان بدلیل نرم بودن نمونه FSP نشده فعال می‌شود و منجر به ایجاد شیار بر روی سطح می‌شود. با انجام فرایند FSP و ریز شدن دانه‌ها، سختی سطحی نمونه افزایش می‌یابد و از شدت سایش چسبان کاسته می‌شود که در شکل(11) به وضوح کاهش خراش‌ها مشاهده می‌گردد. با افزودن ذرات تقویت کننده میکرونی SiC به اندازه 0/02 گرم، سطح فرسوده بدلیل داشتن ذرات سخت SiC و سخت شدن سطح در اثر کاهش اندازه دانه‌های زمینه، سایش چسبان به کلی حذف می‌شود و شیارهای ناشی از خراش مشاهده نمی‌شود. در واقع مکانیزم به خراشان تغییر می‌کند. استفاده از ذرات تقویت کننده میکرونی سخت SiC در مقادیر بالاتر (0/04 گرم) نیز باعث بهبود مقاومت به سایش می‌شود و در نتیجه می‌تواند از تشکیل لایه تریبو جلوگیری کند (نمونه 3 و 4). همانطور که در شکل(11) نمونه‌های 3 و 4 نشان داده شده است، سطح لایه MMC فرسوده دارای مورفولوژی قابل توجه یکنواخت است. با جایگزین نمودن ذرات نانویی SiC به جای ذرات میکرونی، سطح سایش تخریب شده کمتر شده است و اثری از سایش چسبان وجود ندارد. در واقع همانطور که قبلاً در قسمت بررسی ریزسختی سنجی نمونه‌ها ذکر شد، استفاده از ذرات تقویت کننده نانومتری SiC منجر به ریزشدن بیشتر دانه‌های زمینه نسبت به نمونه‌های 3 و 4 شده بود. در نتیجه با ایجاد سطح سخت‌تر، سطح تخریب کمتری ایجاد شده که منجر به مقاومت به سایش بیشتر شده‌است. استفاده از ذرات تقویت‌کننده باعث می‌شود که ذرات جدا شده در حین لغزش، سایش دو جسمی (کامپوزیت-پین) را به سایش سه جسمی (کامپوزیت -ذرات جدا شده به همراه ذرات تقویت کننده-پین) تبدیل کند که منجر به تشکیل ذرات ریز می‌شود. این ذرات جدا شده را دبری می‌نامند. وجود ذرات دبری در مسیر سایش باعث می‌شود که در دور بعدی پین بر روی سطح کشیده شوند و در نتیجه به صورت ورقه‌هایی به سطح بچسبند [37-33]. این شرایط تقریباً در تمامی نمونه‌های حاوی ذرات تقویت کننده مشاهده می‌شود. بررسی تصاویر SEM سطح ساییده شده پس از سایش 1000 متری نشان می‌دهد که با افزایش تعداد گذر و

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]

استفاده از محیط آب درسایش کامپوزیت سطحی Cu-Ag-SiC، سطح تخریب کمتری ایجاد می‌شود و باعث افزایش مقاومت به سایش بیشتری می‌شود که علت این امر را می‌توان به افزایش سختی و استحکام لایه سطحی سخت شده در اثر مکانیزم‌های بیان شده در قسمت‌های پیشین دانست. در واقع استفاده از ذرات تقویت کننده با شرایط فوق الذکر بدلیل بهبود سختی و استحکام سطح کامپوزیت، از تغییر شکل پلاستیک و حذف مواد شدیدا جلوگیری نموده و سایش با شدت کمتری اتفاق می‌افتد بنابراین مکانیسم سایش خراشان که غالب است توجیه می‌شود.

4- نتیجه‌گیری

کامپوزیت Cu-Ag-SiC با استفاده از فرایند اصطکاکی هم‌زدنی تهیه شد. برای این منظور از ذرات نانومتری و میکرومتری SiC به عنوان ذرات تقویت کننده با درصدهای مختلف استفاده شد.

-فرایند اصطکاکی هم‌زدنی کامپوزیت Cu-Ag-SiC باعث ریزشدن دانه‌ها شد به نحوی‌که اندازه دانه‌های فلزپایه خام در از حدود 19/22 میکرومتر به حداقل 15/07 میکرومتر در نمونه حاوی تقویت کننده SiC رسید.

-انجام فرایند اصطکاکی هم‌زدنی منجر به افزایش سختی در نمونه بدون تقویت کننده SiC تا 95 ویکرز و با تقویت کننده SiC تا 123 ویکرز شد. کاهش اندازه ذرات و افزایش کسر حجمی تقویت کننده SiC میزان سختی را افزایش دادند.

-با انجام فرایند FSP در نمونه بدون ذرات تقویت کننده، تمام پارامترهای خواص کششی افزایش پیدا کرد به طوری‌که استحکام تسلیم، استحکام کشش نهایی و ازدیاد طول آن به ترتیب 146/7 مگاپاسگال، 231/9 گیگا پاسگال و 18/7 درصد شد.

-با انجام فرایند FSP میزان کاهش وزن و نرخ سایش در تمامی نمونه‌ای با و بدون ذرات تقویت کننده SiC افزایش یافت. در نمونه FSP نشده بدلیل نرم بودن مکانیزم‌های سایش از نوع سایش چسبان بود که با انجام فرایند FSP و ریزشدن دانه‌ها، سختی سطحی نمونه افزایش و در نهایت شدت سایش چسبان کاسته شد. همچنین با افـزودن ذرات تقویت کننده SiC در فلزپایه، سطح تخریب مقاومت به سایش افزایش بیشتری از خود نشان داد و مکانیسم سایش خراشان غالب می‌گردد.

تحقیقات آینده باید بر روی استفاده از روش‌های پیشرفته، مانند میکروسکوپ الکترونی عبوری، برای مطالعه واکنش در سطح مشترک CuAg/SiC تمرکز کند. این تحقیق به بهبود درک ما از عوامل موثر بر واکنش و نحوه کنترل آن کمک خواهد کرد. همچنین تحقیقاتی باید در زمینه توسعه روش‌های جدید برای تعیین دقیق سهم مکانیسم‌های استحکام بخشی مختلف تمرکز کند. و در نهایت تحقیقات آینده باید بر روی بررسی اثرات پارامترهای مختلف پردازش، مانند سرعت چرخش ابزار، سرعت پیشروی، و تعداد گذر، بر روی خواص سایش کامپوزیت CuAg/SiC تولید شده بروش فرایند اصطکاکی هم‌زدنی تمرکز کند. این تحقیق به توسعه روش‌های جدید برای بهبود مقاومت به سایش این کامپوزیت‌ها کمک می‌کند.

منابع

1- Singh, K.; Singh, G.; Singh, H. Review on friction stir welding of magnesium alloys. *J. Magnes. Alloys* 2018, *6*, 399–416.

2- Heidarzadeh, A.; Mironov, S.; Kaibyshev, R.; Çam, G.; Simar, A.; Gerlich, A.; Khodabakhshi, F.; Mostafaei, A.; Field, D.-P.; Robson, J.-D.; et al. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution. Prog. Mater. Sci. 2021, 117, 100752.

3- Singh, V.-P.; Patel, S.-K.; Ranjan, A.; Kuriachen, B. Recent research progress in solid state friction-stir welding of aluminium–magnesium alloys: A critical review. J. Mater. Res. Technol. 2020, 9, 6217–6256.

4- Zhang, Y.-N.; Cao, X.; Larose, S.; Wanjara, P. Review of tools for friction stir welding and processing. Can. Metall. Q. 2012, 51, 250–261.

5- Raja, S.; Muhamad, M.-R.; Jamaludin, M.-F.; Yusof, F. A review on nanomaterials reinforcement in friction stir welding. J. Mater. Res. Technol. 2020, 9, 16459–16487.

6- Merah, N.; Abdul Azeem, M.; Abubaker, H.-M.; Al-Badour, F.; Albinmousa, J.; Sorour, A.-A. Friction Stir processing influence on microstructure, mechanical, and corrosion behavior of steels: A review. Materials 2021, 14, 5023.

7- Badkoobeh, F.; Mostaan, H.; Rafiei, M.; Bakhsheshi-Rad, H.R.; Berto, F. Friction Stir Welding/ Processing of Mg-Based Alloys: A Critical Review on Advancements and Challenges. Materials 2021, 14, 6726.

8-Mishra RS, Ma ZY. Friction stir welding and processing. Materials science and engineering:R: reports.

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]

Produced by Friction Stir Processing. Transactions of the Indian Institute of Metals. 2013;66:333-7.
22-Akramifard HR, Shamanian M, Sabbaghian M, Esmailzadeh M. Microstructure and mechanical properties of Cu/SiC metal matrix composite fabricated via friction stir processing. Materials & Design (1980-2015). 2014;54:838-44.
23- B. D. Cullity, Elements of X-Ray Diffraction,1923, Addison-Wesley Publishing Company (Third Edition).
24-Mishra RS. Friction stir processing technologies. Advanced Materials & Processes. 2003;161(10).
25- V. Sharma, U. Prakash, B.V.M. Kumar, Journal of Materials Processing Technology, 224, 2015, 117.
26-Barmouz M, Givi MK, Seyfi J. On the role of processing parameters in producing Cu/SiC metal matrix composites via friction stir processing: investigating microstructure, microhardness, wear and tensile behavior. Materials characterization. 2011 Jan 1;62(1):108-17.
27-Ma ZY. Friction stir processing technology: a review. Metallurgical and materials Transactions A. 2008; 39:642-58.
28- Xue P, Xie GM, Xiao BL, Ma ZY, Geng L. Effect of heat input conditions on microstructure and mechanical properties of friction-stir-welded pure copper. Metallurgical and Materials Transactions A. 2010; 41: 2010-21.
29- Feng AH, Ma ZY. Microstructural evolution of cast Mg–Al–Zn during friction stir processing and subsequent aging. Acta Materialia. 2009;57(14):4248-60.
30-F. John Humphreys, P.B. Prangnell, R. Priestner, Curr. Opin. Solid State Mater. Sci. 5 (2001) 15–21.
31- Sathiskumar R, Dinaharan I, Murugan N, Vijay SJ. Influence of tool rotational speed on microstructure and sliding wear behavior of Cu/B4C surface composite synthesized by friction stir processing. Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2015;25(1):95-102.
32- Wang W, Shi QY, Liu P, Li HK, Li T. A novel way to produce bulk SiCp reinforced aluminum metal matrix composites by friction stir processing. Journal of Materials Processing Technology 2009;209: 2099–103.
33- Gupta M, Lai MO, Soo CY. Effect of type of processing on the microstructural features and mechanical properties of Al–Cu/SiC metal matrix composites. Materials Science and Engineering A 1996;210: 114–22.
34- Mahmoud ERI, Takahash M, Shibayanagi T, Ikeuchi K. Wear characteristics of surface-hybrid-MMCs layer fabricated on aluminum plate by friction stir processing. Wear 2010;268: 1111–21.
35- Aldajah SH, Ajayi OO, Fenske GR, David S. Effect of friction stir processing on the tribological performance of high carbon steel. Wear 2009;267:350–5
36- Bajwa S, Rainforth WM, Lee WE. Sliding wear behaviour of SiC–Al2O3 nanocomposites. Wear 2005:259:553–61.
37- Efe GC, İpek M, Zeytin S, Bindal C. An investigation of the effect of SiC particle size on Cu–SiC composites. Composites Part B: Engineering. 2012 Jun 1;43(4):1813-22.
2005;50(1-2):1-78.
9-Fathy, A., Shehata, F., Abdelhameed, M., Elmahdy, M. Compressive and wear resistance of nanometric alumina reinforced copper matrix composites. Materials and Design 2012, 36, 100-107.
10- Shehata, F., Fathy, A., Abdelhameed, M., Moustafa, S.F. Preparation and properties of Al2O3 nanoparticle reinforced copper matrix composites by in situ processing. Materials and Design 2009, 30, 2756–2762.
11- Wu, Z., Kang, P.C., Wu, G.H., Guo, Q., Chen, G.Q., Jiang, L.T. The effect of interface modification on fracture behavior of tungsten fiber reinforced copper matrix composites. Materials Science and Engineering. A 2012, 536, 45– 48.
12- Dai, F.Z., Lu, J.Z., Zhang, Y.K., Wen, D.P., Zhang, L., Luo, K.Y., Xu X.J., Cai, L. Effect of submicron SiC particle on friction and wear properties of copper matrix composites under oil-lubricated condition. Advanced Composite Materials 2013, 22 (3),191–202.
13-Shafiei-Zarghani, A., Kashani-Bozorg, S. F., Hanzaki, A. Z. 'Wear assessment of Al/Al2O3 nano-composite surface layer produced using friction stir processing. *Wear* 2011, 270, 403-412.
14- Yuvaraj N, Aravindan S. Fabrication of Al5083/B4C surface composite by friction stir processing and its tribological characterization. Journal of materials research and technology. 2015;4(4):398-410.
15-Li B, Shen Y, Lei L, Hu W. Fabrication and evaluation of Ti3Alp/Ti–6Al–4V surface layer via additive friction-stir processing. Materials and Manufacturing Processes. 2014;29(4):412-7.
16-Thankachan T, Prakash KS, Kavimani V. Investigations on the effect of friction stir processing on Cu-BN surface composites. Materials and Manufacturing Processes. 2018;33(3):299-307.
17- Kumar H, Prasad R, Kumar P. Effect of multi-groove reinforcement strategy on Cu/SiC surface composite fabricated by friction stir processing. Materials Chemistry and Physics. 2020;256:123720.
18-Sabbaghian M, Shamanian M, Akramifard HR, Esmailzadeh M. Effect of friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of Cu–TiC composite. Ceramics International. 2014;40(8):12969-76.
19- Dinaharan I, Saravanakumar S, Kalaiselvan K, Gopalakrishnan S. Microstructure and sliding wear characterization of Cu/TiB2 copper matrix composites fabricated via friction stir processing. Journal of Asian Ceramic Societies. 2017;5(3):295-303.
20- Khiyavi BA, Aghchai AJ, Arbabtafti M, Givi MK, Jafari J. Effect of friction stir processing on mechanical properties of surface composite of Cu reinforced with Cr particles. Advanced Materials Research. 2014;829: 851-6.
21- Sathiskumar R, Murugan N, Dinaharan I, Vijay SJ. Effect of Traverse Speed on Microstructure and Microhardness of Cu/B 4 C Surface Composite

[Downloaded from jwsti.iut.ac.ir on 2026-11-11]
[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]

AZ91/SiC composite layer fabricated by FSP. Journal of materials engineering and performance. 2011 Dec; 20: 1554-62.

38- Asadi P, Givi MB, Abrinia K, Taherishargh M, Salekrostam R. Effects of SiC particle size and process parameters on the microstructure and hardness of

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

[DOI: 10.47176/JWSTI.2025.07]