



ساخت ورق کامپوزیت پایه آلومینیومی با ساختار هدفمند با استفاده از روش متالورژی پودر و نورد گرم

محمد صدیقی^{1*}، محمد شکیبایی²، امیرحسین جباری مستحسن³

1- استاد، مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

2- کارشناس ارشد، مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

3- دانشجوی دکترا، مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران

* تهران، صندوق پستی 16846-13114 sedighi@iust.ac.ir

اطلاعات مقاله

دریافت: 97/2/21

پذیرش: 97/4/19

کلیدواژگان:

ورق با ساختار هدفمند
کامپوزیت پایه فلزی
خواص مکانیکی
متالورژی پودر
نورد گرم

چکیده

امروزه استفاده از مواد با ساختار هدفمند به دلیل ویژگی‌های منحصر به فرد این گونه مواد در ارائه خواص چندگانه و گاهی متضاد در یک حجم ماده، کاربردهای متنوعی در صنایع مختلف به خصوص صنایع هوافضا، توربومشین ها، صنایع پوشش دهی و ... پیدا کرده است. هدف این مقاله تولید ورق هدفمند کامپوزیت پایه آلومینیومی با تقویت کننده SiC و با استفاده از روش متالورژی پودر و نورد گرم می‌باشد. بدین منظور مقدار تقویت کننده در راستای ضخامت به صورت پله‌ای از مقدار صفر تا چهار درصد حجمی تغییر نموده است. نمونه‌ها در چهار مرحله شامل آسیابکاری مکانیکی، گاز زدایی، فشرده‌سازی سرد و تفجوشی تهیه شده و سپس تا سه مرحله نورد گرم بر روی آنها انجام پذیرفته است. نحوه توزیع ذرات تقویت کننده در فاز ماتریس با استفاده از میکروسکوپ نوری مورد بررسی قرار گرفته است. علاوه خواص مکانیکی نمونه‌ها شامل سختی، استحکام کششی و خمشی آنها اندازه گیری و گزارش شده است. در نهایت نیز سطح شکست نمونه‌های آزمون کشش و خمش با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد توجه قرار گرفته است. مطابق تصاویر به دست آمده از ریزساختار نمونه‌ها، ذرات تقویت کننده توزیع قابل قبولی در فاز ماتریس دارند. همچنین نتایج نشان دهنده افزایش سختی و استحکام، با افزایش ذرات تقویت کننده و افزایش تعداد مراحل نورد است. علاوه مکانیزیم اصلی شکست در لایه آلومینیوم خالص ایجاد و رشد ترک بین ذرات پودر اولیه آلومینیوم است، در حالی که مکانیزیم غالب در نمونه کامپوزیتی جدایش در سطح مشترک دو فاز و ایجاد ترک بعلت تجمع محدود ذرات تقویت کننده می‌باشد.

Fabrication of FGM sheet of aluminum matrix composite using powder metallurgy and hot-rolling processes

Mohammad Sedighi*, Mohammad Shakibaei Nasab, Amirhossein Jabbari Mostahsan

Mechanical Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

* P.O.B. 13114-16846, Tehran, Iran, a_jabbari@mecheng.iust.ac.ir

Keywords

FGM Sheet
Metal matrix composite
Mechanical properties
Powder metallurgy
Hot rolling

Abstract

Nowadays, functionally graded materials have different applications in various industries, such as Aerospace industry, turbomachinery, coating industry, etc., due to their unique ability in providing multiple and sometimes opposite properties in a material volume. The purpose of this paper is to fabricate functionally graded material sheet of aluminum based composite with SiC reinforcing particles, using powder metallurgy and hot rolling methods. In this regard, the amount of reinforcement in the direction of thickness has been changed from the value of 0 to 4 weight percent. The samples were prepared in four steps including ball-milling, degassing, cold pressing and sintering, and then were hot-rolled up to three passes. The distribution of the reinforcing particles in the matrix phase was evaluated using optical microscope. Furthermore, the mechanical properties of the FGM samples including their hardness, tensile strength and flexural strength were measured and reported. Finally, the fracture surfaces in the tensile and flexural tests were observed using scanning electron microscope (SEM). According to the images obtained from the microstructure of the samples, the reinforcing particles have an acceptable distribution in the matrix phase. Also, the results indicate that the hardness and strength are enhanced by increasing reinforcing particles and the number of rolling passes. In addition, the main fracture mechanism in pure aluminum layer is the initiation and propagation of cracks between initial aluminum powder particles, while separation of two phases in the matrix-reinforcement interface and small SiC particle agglomerations are responsible for crack initiation in the composite layers.

1- مقدمه

دمایی بالا مطرح گردید. در واقع استفاده از این نوع مواد می‌توانست منجر به کاهش تنش‌های حرارتی (در کاربردهایی که امکان استفاده از فلزات پوشش داده شده به دلیل احتمال جدایی پوشش از سطح فراهم نمی‌باشد)، شود. مواد

مفهوم مواد با ساختار هدفمند¹ اولین بار در سال 1984 میلادی توسط گروهی از دانشمندان ژاپنی به منظور تولید عایق‌های حرارتی با قابلیت تحمل گرایان

¹ Functionally Graded Materials (FGM)

Please cite this article using:

Sedighi, M. Shakibaei-Nasab, M. and Jabbari-Mostahsan, A.H., "Fabrication of FGM sheet of aluminum matrix composite using powder metallurgy and hot-rolling processes", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 6, No. 1, pp. 69-78, 2019.

برای ارجاع به این مقاله از عبارت زیر استفاده نمایید:

اگر چه روش‌های مختلفی به منظور تولید مواد با ساختار هدفمند پیشنهاد شده است، هنوز خلأ یک روش ساده و کاربردی جهت تولید ورق‌هایی از جنس کامپوزیت پایه فلزی احساس می‌شود. در تحقیق حاضر، ورق‌های هدفمند دو، سه و پنج لایه از جنس کامپوزیت پایه آلومینیومی با ذرات سرامیکی تقویت کننده SiC به روش متالورژی پودر و سپس بکارگیری فرآیند نورد گرم تهیه شده است. با استفاده از فرآیند متالورژی پودر، امکان تولید نمونه‌ها با شکل دلخواه وجود داشته و می‌توان مشکل شکل پذیری در کامپوزیت‌های پایه فلزی را به این روش کاهش داد. از طرفی در روش متالورژی پودر به دلیل امکان دسترسی به ترکیب شیمیایی یکنواخت تر و نیز امکان تولید مواد هدفمند و کامپوزیت‌هایی که در آن فاز تقویت کننده در مذاب ماتریس پایدار نیست، می‌توان به مواد جدید با خواص منحصربه‌فرد و یا مناسب‌تری دست یافت. پس از تهیه نمونه‌ها به روش متالورژی پودر، به منظور بهبود خواص مکانیکی آنها، نمونه‌ها تحت فرآیند نورد گرم در دمای نزدیک به دمای تبلور مجدد قرار می‌گیرند. سپس ساختار نمونه‌های نورد شده توسط میکروسکوپ نوری مشاهده خواهد شد. همچنین خواص مکانیکی آنها شامل استحکام کششی، خمشی و سختی مورد بررسی قرار خواهد گرفت.

2- مواد و روش ساخت

در این مقاله پودر آلومینیوم با خلوص 99.85% (محصول شرکت مرک آلمان با کد 101056) با سایز کمتر از $61\mu\text{m}$ بعنوان فاز ماتریس و ذرات تقویت کننده SiC با میانگین اندازه $15\mu\text{m}$ به عنوان فاز تقویت کننده در نظر گرفته شده است. در شکل 1 ذرات آلومینیوم خالص و در شکل 2 ذرات SiC خالص قبل از عملیات آسیابکاری مکانیکی نشان داده شده است.

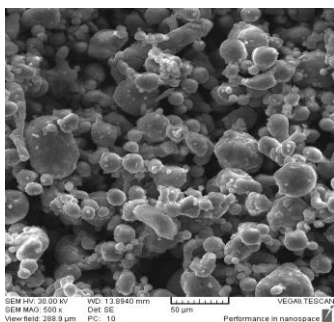


Fig. 1 Aluminum particles, before ball-milling process

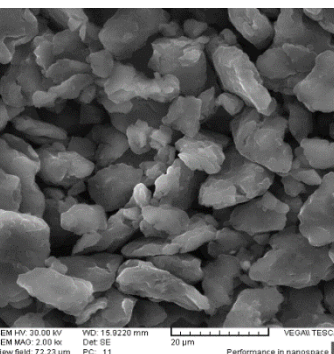


Fig. 2 SiC particles, before ball-milling process

شکل 2 ذرات SiC قبل از عملیات آسیابکاری مکانیکی

با ساختار هدفمند از جمله موادی هستند که به واسطه تغییر تدریجی ترکیبات شیمیایی، توزیع، جهت‌گیری و یا اندازه فاز تقویت کننده در یک یا چند بعد، خواص متفاوتی را در مناطق مختلف از خود بروز می‌دهند. در مواد هدفمند به دلیل پیوستگی موجود در خواص مکانیکی، حرارتی و مغناطیسی، تنش‌ها و گرا دیان آنها حالت پیوسته‌ای پیدا می‌کنند که موجب استحکام بیشتر ماده می‌شود. تاکنون مواد با ساختار هدفمند به طور وسیع در حوزه‌های مختلفی با کاربردهای هوافضا، حرارتی، الکتریکی، بیوپزشکی و غیره استفاده شده اند [1-5]. با توجه به کاربردهای مختلف این مواد، بررسی روش‌ها و تکنیک‌های ساخت آن از اهمیت و ضرورت بالایی برخوردار بوده و یکی از زمینه‌های مهم در تحقیقات مواد با ساختار هدفمند محسوب می‌گردد. علاوه بر قابلیت روش مورد استفاده در دستیابی به ماده مطلوب، سادگی و هزینه پایین تولید از نکات حائز اهمیت در انتخاب فرآیند تولید مناسب است. روش‌های تولید استفاده شده شامل متالورژی پودر، ریخته‌گری لفظی، ریخته‌گری نوری، ریخته‌گری گریز از مرکز، جداسازی الکترومغناطیسی، رسوب الکتروفوریتیک، روش احتراقی پرس ایزواستاتیک سرد و ... هستند [6-12].

امروزه کامپوزیت‌های پایه آلومینیومی کاربرد روزافزونی در صنایع مختلف یافته‌اند. تابش و همکارانش [13] به بررسی خواص مکانیکی و ریزساختار Al/CNT و کامپوزیت هیبرید Al/CNT/Al₂O₃ تولید شده توسط فرآیند نورد اتصال انباشتی پرداختند. نتایج نشان دهنده بهبود چشمگیر خواص مکانیکی کامپوزیت نسبت به آلومینیوم خالص نورد شده با افزایش تعداد پاس نورد بود. احمدی فرد و همکاران [14] به تولید و مشخصه یابی کامپوزیت سطحی آلومینیوم 5083 با میکرو ذرات SiC توسط فرآوری اصطکاکی اغتشاشی¹ پرداختند. مطابق با نتایج گزارش شده، فرآوری اصطکاکی اغتشاشی با سرعت دورانی 1000 دور بر دقیقه و سرعت پیشروی 28 میلی‌متر در دقیقه منجر به بالاترین استحکام شده و با افزایش تعداد پاس فرآیند، خواص مکانیکی افزایش پیدا می‌کند. عموری و همکاران [15] ریز ساختار و خواص مکانیکی نانو کامپوزیت Al/SiC تولید شده به روش ریخته‌گری همزنی² را بررسی نمودند. طبق نتایج بدست آمده، سختی و استحکام نمونه‌های نانو کامپوزیتی نسبت به آلیاژ آلومینیوم تقویت نشده بالاتر بوده و با افزایش درصد وزنی نانو ذرات تقویت کننده، سختی و استحکام کششی نهایی نانو کامپوزیت نیز افزایش می‌یابد. شایان ذکر است که روش متالورژی پودر به دلیل محدوده وسیع کنترل ترکیب و میکروساختار یکی از متداول ترین روش‌های استفاده شده است. ریخته‌گر و همکاران [16] ریزساختار و خواص مکانیکی نانو کامپوزیت پایه آلومینیومی Al₂O₃/CNT فرآوری شده به روش متالورژی پودر پولک را مطالعه نمودند. بر اساس نتایج آزمون کشش تک محوره، استحکام تسلیم و استحکام نهایی کامپوزیت نسبت به نمونه آلومینیومی افزایش داشته و مقدار کرنش شکست کاهش یافته است. شریفی و همکاران [17] خواص فیزیکی و سطحی نانو کامپوزیت Al/SiCp تولید شده به روش متالورژی پودر را در دمای بالا مورد مطالعه قرار دادند. بررسی‌های میکروسکوپی و همچنین آنالیز EDS نشان داد که نمونه‌های کامپوزیتی ساخته شده به روش متالورژی پودر از توزیع مناسب ذرات تقویت کننده برخوردار بوده و فازهای ناخواسته در سطح مشترک فلز پایه و ذرات تقویت کننده تشکیل نشده است. در تمامی دماها، نرخ سایش و ضریب اصطکاک نمونه‌های کامپوزیتی کمتر از آلومینیوم تقویت نشده بوده و افزایش کسر حجمی فاز تقویت کننده باعث کاهش نرخ سایش و ضریب اصطکاک می‌شود.

² Stir Casting

¹ Friction Stir Processing

پس از فرآیند آسیابکاری مکانیکی، به منظور حذف عامل کنترل فرآیند و آلودگی ناشی از آن، مخلوط پودر به مدت 180 min در دمای 530 °C تحت خلاء حرارت داده شدند. با استفاده از مخلوط پودری بدست آمده، نمونه‌هایی با چیدمان‌های مختلف مطابق آنچه که در شکل 5 نشان داده شده است، تهیه گردید.

برای ساخت نمونه‌های FGM، مقدار مشخصی از هر لایه در قالب ریخته شده و مخلوط نهایی به وسیله پرس هیدرولیک فشرده و نمونه‌هایی با ابعاد 30mm×33mm×3mm مطابق شکل 6 تهیه گردید.

برای تف جوشی نمونه‌ها از کوره ی تیپویی تحت خلاء در دمای 530 °C به مدت 5 h استفاده شد. سپس نمونه‌ها در کوره خنک گردیدند. شکل 7 منحنی دما-زمان عملیات تف‌جوشی را نشان می‌دهد. در شکل 8 نمونه‌ها پس از عملیات تف‌جوشی نشان داده شده‌اند.

0%	0%	0%	4%	0%
1%	2%	4%		
2%	4%			
3%				
4%				
5%				
6%				
7%				
8%				
9%				
10%				
11%				
12%				
13%				
14%				
15%				
16%				
17%				
18%				
19%				
20%				
21%				
22%				
23%				
24%				
25%				
26%				
27%				
28%				
29%				
30%				
31%				
32%				
33%				
34%				
35%				
36%				
37%				
38%				
39%				
40%				
41%				
42%				
43%				
44%				
45%				
46%				
47%				
48%				
49%				
50%				
51%				
52%				
53%				
54%				
55%				
56%				
57%				
58%				
59%				
60%				
61%				
62%				
63%				
64%				
65%				
66%				
67%				
68%				
69%				
70%				
71%				
72%				
73%				
74%				
75%				
76%				
77%				
78%				
79%				
80%				
81%				
82%				
83%				
84%				
85%				
86%				
87%				
88%				
89%				
90%				
91%				
92%				
93%				
94%				
95%				
96%				
97%				
98%				
99%				
100%				

Fig. 5 Layer-arrangement in the samples and volume fraction of SiC
شکل 5 نحوه لایه‌چینی در نمونه‌ها و درصد حجمی SiC

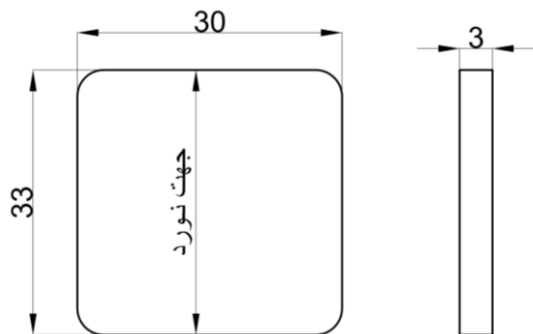


Fig. 6 The geometry of the cold-pressed samples
شکل 6 هندسه نمونه‌ها پس از فشرده‌سازی سرد

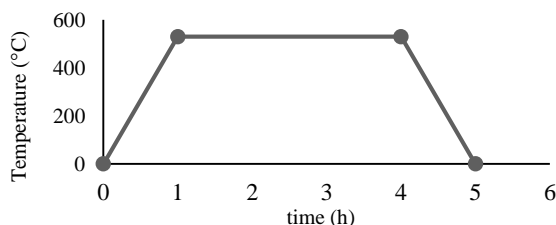


Fig. 7 The Time-Temperature diagram for sintering process
شکل 7 نمودار دما-زمان فرآیند تف‌جوشی

فرآیند آماده سازی پودر و ساخت نمونه‌ها شامل پنج مرحله آسیابکاری مکانیکی، گاز زدایی، فشرده‌سازی سرد، تف‌جوشی و در نهایت نورد گرم می‌باشد. فرآیند آسیابکاری مکانیکی توسط دستگاه Planetary ball-milling 2400 انجام شده است. جنس محفظه‌ها از فولاد سخت کاری شده SPK و حجم آنها 500cc است. در این فرآیند از ساچمه‌های فولادی با روکش کروم در سایزهای مختلف (8, 10, 12, 15mm) استفاده شده است. نسبت وزنی گلوله به پودر در طی فرآیند بالمیل 1:20 بوده و به منظور کاهش اکسیداسیون، فرآیند تحت حفاظت گاز آرگون انجام گرفته است. هدف از فرآیند آسیابکاری مکانیکی دستیابی به مخلوط پودری ریز و همگن با سطوح مشترک بهبود یافته می‌باشد. آسیابکاری مکانیکی در سرعت دورانی 150 rpm و به مدت 36 ساعت به همراه 3% وزنی استئاریک اسید (به عنوان عامل کنترل فرآیند¹) انجام پذیرفت. تصاویر SEM گرفته شده از پودرهای آلومینیوم خالص و مخلوط آلومینیوم و 4% حجمی تقویت کننده SiC در شکل‌های 3 و 4 آورده شده است.

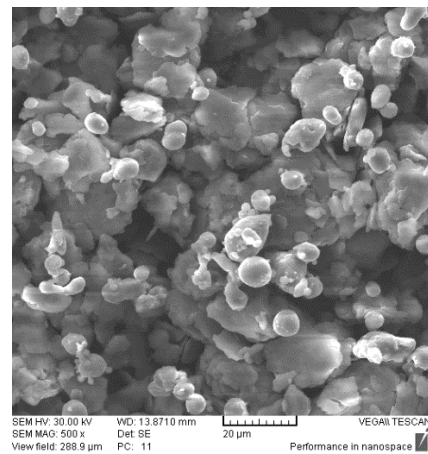


Fig. 3 The pure Al powder after 36 h of ball-milling process
شکل 3 ذرات آلومینیوم خالص بعد از 36 ساعت آسیاب مکانیکی

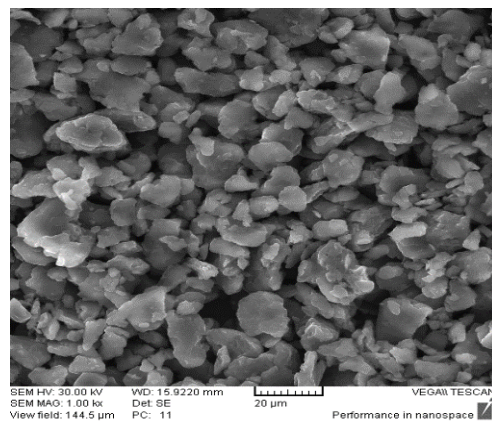


Fig. 4 The mixture of pure Al powder and 4 vol.% of SiC particles after 36 h of ball-milling process
شکل 4 مخلوط ذرات آلومینیوم خالص به همراه 4% حجمی SiC بعد از 36 ساعت آسیاب مکانیکی

¹ Process Control Agent (PCA)

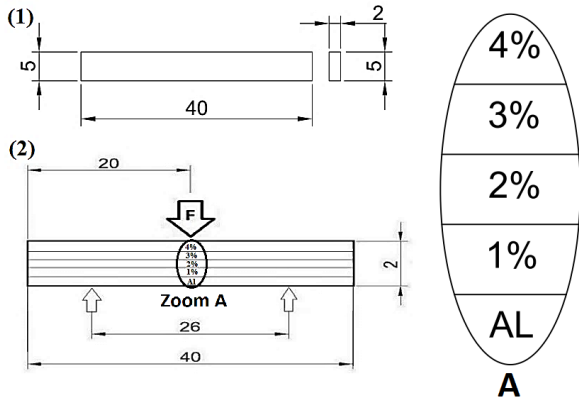


Fig. 10 The flexural test specimens; (1) The geometry of flexural test specimens, (2) the schematic of force applying in the flexural test.

شکل 10 نمونه‌های آزمون خمش: (1) هندسه نمونه‌های آزمون خمش، (2) شماتیک نحوه اعمال بار در آزمون خمش.

3- بحث و نتایج

3-1- توزیع ذرات تقویت کننده

شکل 11 توزیع ذرات تقویت کننده را در نواحی مختلف نمونه FGM پنج لایه نشان داده است. همچنین نحوه توزیع ذرات SiC در زمینه آلومینیومی برای کامپوزیت 4% در شکل 12 به نمایش درآمده است. همانطور که مشاهده می‌گردد، ذرات فاز تقویت کننده توزیع یکنواخت و مناسبی را در فلز زمینه دارند.

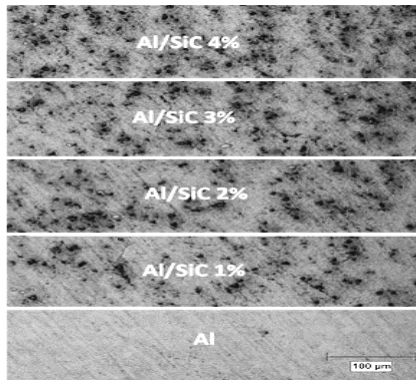


Fig. 11 The distribution of SiC reinforcing particles in different layers of the 5-layer FGM

شکل 11 توزیع ذرات تقویت کننده SiC در لایه‌های مختلف نمونه FGM 5 لایه

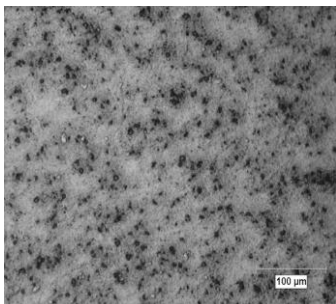


Fig. 12 The distribution of SiC reinforcing particles in Al/4% SiC composite

شکل 12 توزیع ذرات تقویت کننده SiC در کامپوزیت Al/4% SiC



Fig. 8 Sintered Specimens at 530°C

شکل 8 نمونه‌های زیرتر شده در دمای 530 درجه سانتیگراد

در فرایند نورد، قطر غلتک های نورد 240 mm و سرعت نورد 15 rpm بوده است. جهت انجام فرآیند نورد گرم، ابتدا نمونه‌ها در دمای 350 °C به مدت 15 min در کوره مقاومتی در مجاورت دستگاه نورد حرارت داده شده و سپس به سرعت تحت فرآیند نورد در جهت نشان داده شده در شکل 6 قرار می‌گیرند. طبق اندازه‌گیری انجام شده، دمای قطعه در هنگام نورد در حدود 300°C می‌باشد. مقدار کاهش ضخامت به گونه‌ای است که طی سه پاس نورد ضخامت نمونه‌ها از 4 mm به 2 mm کاهش می‌یابد. لازم به ذکر است که قبل از اولین پاس به منظور کاهش میزان تخلخل در نمونه های متالورژی پودر شده و کاهش احتمال ایجاد ترک، ابتدا نمونه ها در مرحله پیش پاس با کاهش ضخامت بسیار محدود نورد شده‌اند.

به منظور بررسی نحوه پخش ذرات تقویت کننده، قسمتی از نمونه ها پس از مرحله سوم نورد توسط دستگاه برش بریده شده و سپس سطح نمونه های مانع گردیده با استفاده از کاغذ سنباده از درجه 400 تا درجه 3000 سنباده زده شدند. سپس نمونه های سنباده زده شده با استفاده از ذرات آلومینا با سایز 3 μm و 1 μm پولیش زده شدند.

برای اندازه گیری سختی نمونه های نورد شده، از دستگاه سختی سنج مایکرو-ویکرز استفاده شده است. سختی در سه نقطه از سطح مقطع نمونه‌ها (بر روی محور تقارن) اندازه گیری شده و در نهایت میانگین نتایج بدست آمده محاسبه و گزارش گردیده است. لازم به ذکر است میزان نیرو اعمالی 200 g و مدت زمان اعمال آن 10 s است. برای انجام آزمایش کشش و خمش، نمونه ها مطابق شکل 9 و 10 (تمامی ابعاد به میلی‌متر می‌باشد)، از هر یک از قطعات نورد شده با استفاده از دستگاه وایرکات بریده و آماده سازی شده‌اند. برای آزمون کشش از استاندارد ASTM E8 و برای آزمون خمش از استاندارد ASTM E290 استفاده شده است. با توجه به ابعاد قطعات نورد شده، نمونه‌های آزمون کشش و خمش در مقیاس کوچک‌تر تهیه شده اند. سرعت جابجایی فک‌ها در دو آزمون برابر با 2 mm/min بوده است.

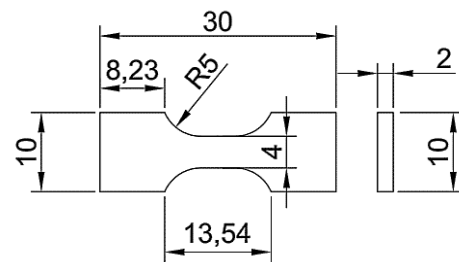


Fig. 9 The geometry of tensile test specimens

شکل 9 هندسه نمونه‌های آزمون کشش

2-3- میکروسختی

مقدار میکروسختی در لایه‌های مختلف FGM ها و نیز در نمونه خالص و کامپوزیتی در شکل‌های 13 تا 16 نشان داده شده است. در این شکل‌ها اثر درصد حجمی ذرات تقویت کننده و نیز تعداد پاس نورد بر روی میزان میکروسختی قابل مشاهده می‌باشد.

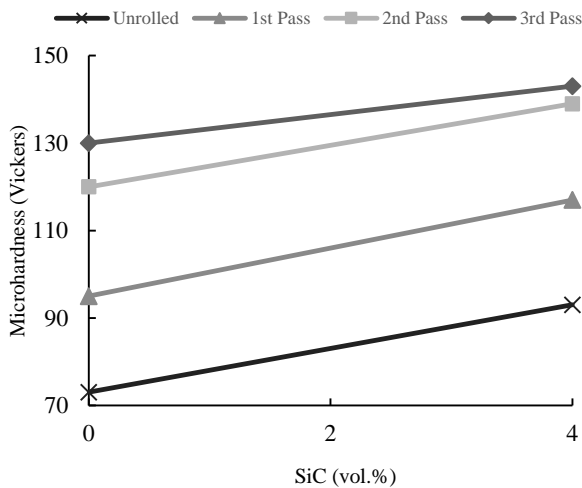


Fig. 15 Microhardness of the 2-layer FGM in different rolling passes
 شکل 15 میکروسختی FGM دو لایه در پاس های مختلف نورد

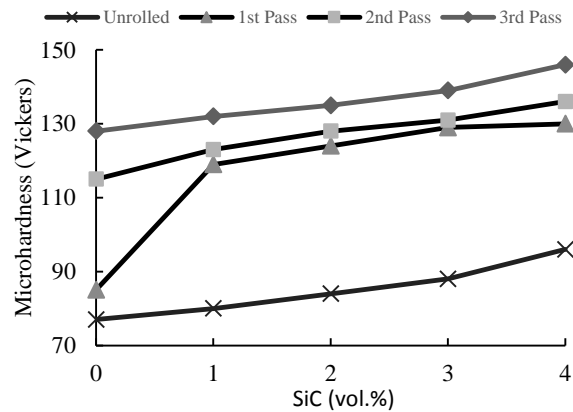


Fig. 13 Microhardness of the 5-layer FGM in different rolling passes
 شکل 13 میکروسختی FGM پنج لایه در پاس های مختلف نورد

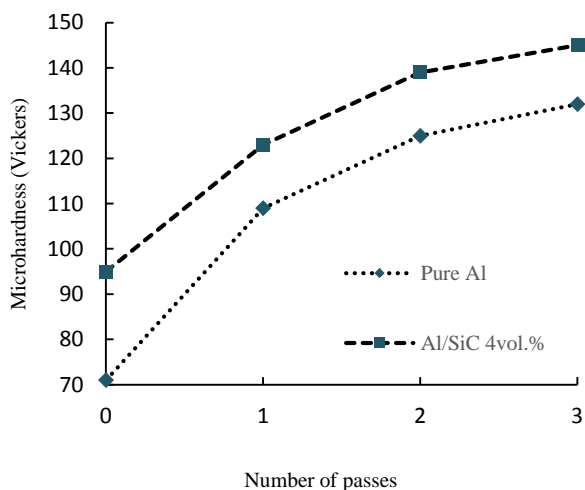


Fig. 16 Microhardness of pure and composite samples in different rolling passes
 شکل 16 میکروسختی نمونه خالص و کامپوزیتی در پاس های مختلف نورد

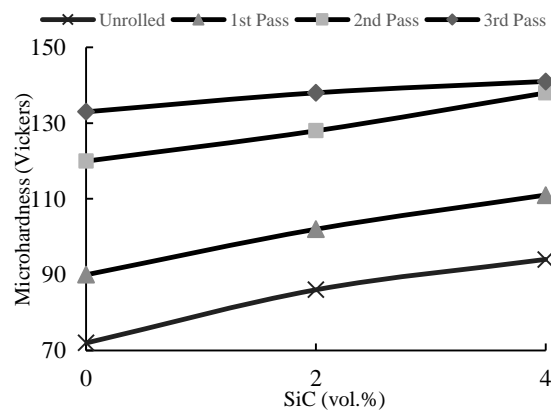


Fig. 14 Microhardness of the 3-layer FGM in different rolling passes
 شکل 14 میکروسختی FGM سه لایه در پاس های مختلف نورد

همانطور که در شکل‌های 13 تا 16 مشاهده می‌شود، بر اثر افزایش مقدار تقویت کننده در لایه‌های مختلف و نیز اعمال تعداد پاس بیشتر نورد، مقدار سختی افزایش یافته است. توزیع خوب ذرات تقویت کننده در فاز ماتریس، انتقال خوب نیرو بین فازها، افزایش چگالی نابجایی به علت اختلاف در ضریب انبساط حرارتی و مدول الاستیسیته زمینه فلزی و فاز تقویت کننده، ایجاد مانع توسط ذرات تقویت کننده بر سر راه حرکت نابجایی‌ها و ممانعت از تغییر شکل پلاستیک موضعی از جمله عوامل افزایش سختی در لایه‌های کامپوزیتی می‌باشد [18]. از طرفی تغییر شکل پلاستیک فشاری سبب کاهش تخلخل و نیز بهبود سطح مشترک بین فاز ماتریس و تقویت کننده می‌شود که در نهایت به افزایش خواص مکانیکی ماده نهایی منجر خواهد شد.

وجود ذرات تقویت کننده در نمونه کامپوزیتی سبب افزایش 34% میکروسختی نسبت به نمونه آلومینیوم خالص در نمونه‌های نورد نشده گردیده است. از طرفی در نمونه کامپوزیتی، سختی پس از سه پاس نورد تا 53% افزایش داشته است. در جدول 1 مقدار سختی در لایه کامپوزیتی با 4 درصد حجمی تقویت کننده در نمونه و پاس‌های نورد مختلف نشان داده شده است. نتایج نشان دهنده نزدیکی مقادیر سختی در این لایه (به خصوص در پاس دوم و سوم)، مستقل از تعداد لایه‌های موجود در نمونه است.

به همین دلیل است که هرچند در نمونه‌ی FGM پنج لایه مقدار کل ذرات تقویت کننده حدود نصف ذرات تقویت کننده در نمونه کامپوزیتی است، اما مقدار تنش تسلیم و استحکام نهایی آنها به یکدیگر نزدیک می‌باشد. بدین ترتیب و با ساخت نمونه‌های FGM، می‌توان علاوه بر دستیابی به خواص سطحی مناسب کامپوزیت 4/4 حجمی همچون سختی و مقاومت به سایش بالا، مقدار کل ذرات تقویت کننده مورد نیاز را کاهش داده و نیز از ایجاد تغییرات شدید در راستای ضخامت جلوگیری نمود.

جدول 1 مقدار سختی در لایه کامپوزیتی با 4 درصد حجمی تقویت کننده در نمونه‌ها و پاس‌های نورد مختلف

Table 1 Microhardness of the composite layer containing 4vol.% of SiC in different samples and rolling passes

پاس سوم (HV)	پاس دوم (HV)	پاس اول (HV)	قبل از نورد (HV)	
145	139	123	95	کامپوزیت
143	139	117	93	FGM دو لایه
141	138	111	94	FGM سه لایه
146	136	130	96	FGM پنج لایه

..... Pure Al - - - - Al/SiC 4vol.% — • — FGM 2-Layer
 — • — FGM 3-Layer — — — — FGM 5-Layer

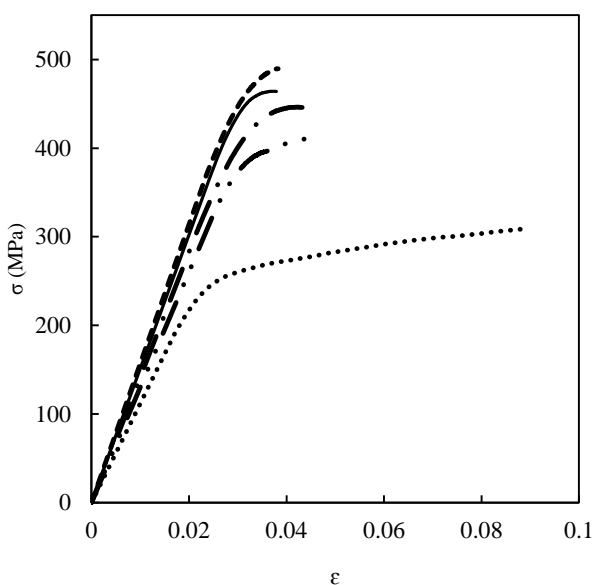


Fig. 17 Engineering tensile stress-strain diagram for pure, composite and FGM samples

شکل 17 نمودار تنش-کرنش مهندسی آزمون کشش برای نمونه‌های آلومینیوم خالص، کامپوزیت و نمونه‌های FGM

3-3- آزمون کشش

بر روی هر یک از نمونه‌ها پس از انجام سه پاس نورد آزمون کشش تک محور انجام شده است. در شکل 17 نمودار تنش-کرنش مهندسی حاصل از آزمون کشش برای نمونه‌های آلومینیوم خالص، کامپوزیت با 4 درصد حجمی تقویت کننده و نمونه‌های FGM قابل مشاهده است. همانطوری که در نمودار شکل 17 مشاهده می‌شود، نمونه‌های کامپوزیتی و FGM کرنش کمتر و تنش تسلیم و استحکام کششی بیشتری نسبت به نمونه آلومینیوم خالص دارند، هر چند کرنش حدی تمامی نمونه‌ها بعلت استفاده از روش متالورژی پودر محدود بوده و در کل رفتاری ترد را از خود به نمایش می‌گذارند.

این امر در اثر تاثیر ذرات تقویت کننده در ماده کامپوزیت و FGM است که بطور کلی سبب افزایش تنش تسلیم و استحکام ماده شده و بدلیل ترد بودن فاز تقویت کننده، از شکل‌پذیری نهایی می‌کاهد. همانند افزایش سختی، مکانیزم کلی در افزایش تنش تسلیم و استحکام نهایی کامپوزیت پایه فلزی نسبت به نمونه تقویت نشده شامل مشارکت فاز تقویت کننده در تحمل نیروهای وارده به ماده، افزایش چگالی نابجایی در فلز پایه به علت وجود اختلاف در ضریب انبساط حرارتی و مدول الاستیسیته دو فاز، ایجاد مانع توسط ذرات تقویت کننده بر سر راه حرکت نابجایی‌ها و تغییر شکل پلاستیک موضعی می‌باشد [18].

استحکام نهایی نمونه کامپوزیتی در مقایسه با نمونه آلومینیوم خالص در حدود 59% افزایش یافته است. مقدار استحکام کششی FGM پنج لایه نسبت به نمونه کامپوزیتی کمتر است. این مورد با توجه به مقدار کمتر ذرات تقویت کننده در نمونه‌های FGM نسبت به نمونه‌های کامپوزیتی (حدود 50%) می‌باشد. از طرفی در مقایسه رفتار نمونه‌های FGM نسبت به یکدیگر، مشاهده می‌گردد که نمونه پنج لایه به دلیل اینکه سطح بیشتری از مقطع آن را ماده کامپوزیت تشکیل داده است، استحکام بیشتری نسبت به هر دو نمونه دو و سه لایه دارد.

وقتی آلومینیوم خالص حتی با مقدار کمی از ذرات تقویت کننده ترکیب شده و تشکیل کامپوزیت می‌دهد، مقدار خواص مکانیکی آن نسبت به نمونه آلومینیوم خالص افزایش قابل توجهی پیدا می‌کند. با افزایش تعداد لایه و یا به نوعی دیگر بیشتر شدن درصد حجمی کامپوزیت در نمونه FGM پنج لایه، استحکام نهایی و تنش تسلیم آن نسبت به نمونه‌های سه و دو لایه افزایش می‌یابد. از طرفی با افزایش تعداد لایه‌های کامپوزیتی (درصد حجمی بیشتری از نمونه از کامپوزیت تشکیل می‌شود)، کرنش حدی نمونه‌ها نیز کاهش می‌یابد.

3-4- آزمون خمش

آزمون خمش سه نقطه بر روی هر یک از نمونه‌ها پس از پاس سوم نورد انجام شده است. نتایج این آزمون برای نمونه آلومینیوم خالص، نمونه کامپوزیتی و نمونه‌های FGM در شکل 18 قابل مشاهده است. همانطور که در شکل 18 مشاهده می‌گردد، همانند آزمون کشش تغییر شکل نمونه آلومینیوم خالص بیشتر از نمونه کامپوزیتی و نمونه‌های FGM است. همچنین جهت ایجاد یک تغییر شکل مشخص، مقدار نیروی اعمالی به نمونه کامپوزیتی و نمونه‌های FGM نسبت به نمونه آلومینیوم خالص مقدار بیشتری می‌باشد. همانطور که در قسمت آزمون کشش بیان شد، وجود ذرات تقویت کننده سبب افزایش استحکام و کاهش شکل‌پذیری در لایه‌های کامپوزیتی نسبت به نمونه خالص می‌شود. در مجموع روند کلی رفتار ماده در آزمون خمش به رفتار ماده در آزمون کشش شباهت زیادی دارد.

تا حد کافی مستحکم نبوده که در نتیجه به تدریج شدن رفتار و کاهش حد تغییر شکل پلاستیک کمک می‌کند. بعلاوه تجمع محدود ذرات تقویت کننده نقاط بسیار مستعدی برای ایجاد میکرو ترک‌ها هستند. در اینجا نیز شکست در نمونه کامپوزیتی حین آزمون کشش ترکیبی از شکست ترد و نرم با چیرگی شکست ترد است. شاید بتوان اصلی ترین عامل شکست را جدایش در سطح مشترک تقویت کننده و زمینه و ایجاد و رشد ترک در این نواحی دانست. سطح شکست نمونه FGM پنج لایه در شکل 21 نشان داده شده است. تصویر با کمترین بزرگنمایی سطح شکست ماده را در حالی نشان می‌دهد که لایه آلومینیوم خالص و لایه‌های کامپوزیتی با درصد‌های مختلف بصورت افقی روی یکدیگر قرار گرفته‌اند. پایین‌ترین لایه که تغییر شکل پلاستیک بیشتری در آن دیده می‌شود، لایه آلومینیوم خالص است. همانند آنچه در نمونه‌های خالص و کامپوزیتی بصورت مجزا دیده شد، سطوح شکست در نواحی آلومینیوم خالص به مراتب نرم‌تر بوده و دارای کرنش‌های پلاستیک بیشتری نسبت به مقاطع کامپوزیتی است.

علاوه بر این، با بالاتر رفتن مقادیر درصد حجمی تقویت‌کننده، مقدار تردشوندگی ماده نیز بیشتر می‌شود. از طرف دیگر با افزایش درصد تقویت کننده مقدار تنش تسلیم و استحکام نهایی ماده نیز افزایش می‌یابد. در این تصاویر نیز مکانیزم کلی شکست ناحیه آلومینیوم خالص و ناحیه کامپوزیتی مانند نمونه های خالص و کامپوزیت شکل‌های 19 و 20 است. در واقع مکانیزم اصلی شکست در نمونه خالص ایجاد و رشد ترک بین ذرات اولیه پودری آلومینیوم است، در حالی که مکانیزم غالب در نمونه کامپوزیتی جدایش سطح مشترک دو فاز و ایجاد ترک بعلت تجمع محدود ذرات تقویت کننده در برخی از نواحی زمینه می‌باشد. بعلاوه وجود میکرو ترکها در سطح مشترک لایه آلومینیوم خالص و لایه کامپوزیت 1٪ حجمی بدلیل تغییر ناگهانی رفتار ماده قابل توجه است.

در تصاویر گرفته شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطوح شکست حاصل از آزمون خمش، شرایط مشابهی با آزمون کشش مشاهده شد. به این معنی که مکانیزم کلی غالب در سطح شکست ترکیبی از شکست نرم و ترد بوده و بطور کلی رفتار آلومینیوم خالص نرم‌تر و شکست در نمونه‌های کامپوزیتی تردتر بوده است. تفاوت اصلی میان شکست در نمونه FGM در آزمون کشش و نمونه FGM در آزمون خمش، جهت رشد ترک می‌باشد. در واقع در آزمون کشش محل رشد ترک اصلی (که منجر به شکست نهایی می‌گردد) می‌تواند تردترین و مستعدترین نقطه در هر نقطه از سطح مقطع نمونه باشد، در حالی که در آزمون خمش بدلیل وجود کشش در لایه آلومینیوم خالص و فشار در لایه کامپوزیت 4٪ حجمی، رشد ترک اصلی (که منجر به شکست نهایی می‌شود) از سمت لایه آلومینیومی آغاز شده و در ادامه با افزایش طول ترک و در نتیجه کاهش سطح مقطع نمونه، قسمت‌های باقی مانده (به ترتیب از کامپوزیت 1٪ حجمی تا 4٪ حجمی) تحت کشش قرار گرفته و ترک در آنها رشد می‌نماید. شکل 22 سطح شکست نمونه پنج لایه FGM را پس از آزمون خمش نشان می‌دهد.

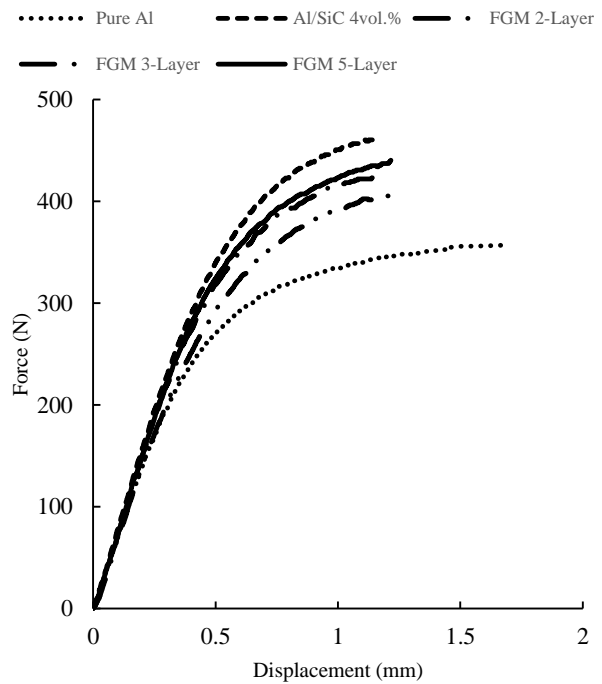


Fig. 18 Flexural force-displacement diagram for pure, composite and FGM samples

شکل 18 نمودار نیرو-جابجایی آزمون خمش برای نمونه‌های آلومینیوم خالص، کامپوزیت و نمونه‌های FGM

3-5- تصاویر سطح شکست

شکل 19 تصاویر گرفته شده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه آلومینیوم خالص را بعد از آزمون کشش نشان می‌دهد. مطابق شکل رفتار کلی شکست در حین آزمون کشش برای آلومینیوم خالص بصورت ترکیبی از شکست ترد و نرم بوده است. به این معنی که علاوه بر تغییر شکل های پلاستیک در سطح شکست، وجود میکرو ترکها و ترکیب شکست بین دانه ای و درون دانه ای نیز قابل مشاهده می‌باشد.

در آزمون کشش نمونه آلومینیوم خالص، بیشینه کرنش کششی (به لطف تغییر شکل‌های پلاستیک) در حدود 9 درصد بدست آمده است. با توجه به این مقدار از کرنش حدی، رفتار مشاهده شده در سطح شکست نمونه آلومینیوم خالص قابل انتظار بود. همچنین از دلایل وجود رفتار ترد در نمونه می‌توان به انجام فرآیند متالورژی پودر و آسیاب مکانیکی اشاره نمود. جدایش ایجاد شده میان ذرات پودری اولیه آلومینیوم (که بعلت انجام فرآیند پرس سرد و نورد بصورت کشیده درآمده اند) و سپس رشد ترک می‌تواند از اصلی‌ترین دلایل شکست در نمونه‌های آلومینیوم خالص باشد.

شکل 20 سطح شکست نمونه کامپوزیتی با 4٪ حجمی ذرات تقویت‌کننده را نشان می‌دهد. با توجه به تصویر بدست آمده و مطابق انتظار، رفتار کلی شکست ماده کامپوزیتی در حین آزمون کشش به مراتب تردتر از نمونه آلومینیوم خالص بوده است. در واقع وجود ذرات تقویت‌کننده ترد سرامیکی در زمینه فلزی بطور کلی رفتار ماده را تردتر می‌نماید. دلیل این اتفاق تأثیر رفتار ترد تقویت کننده و همچنین سطح مشترک ترد ایجاد شده بین تقویت کننده و فلز زمینه است. همچنین در برخی نواحی سطح مشترک بین زمینه و تقویت کننده کامپوزیت

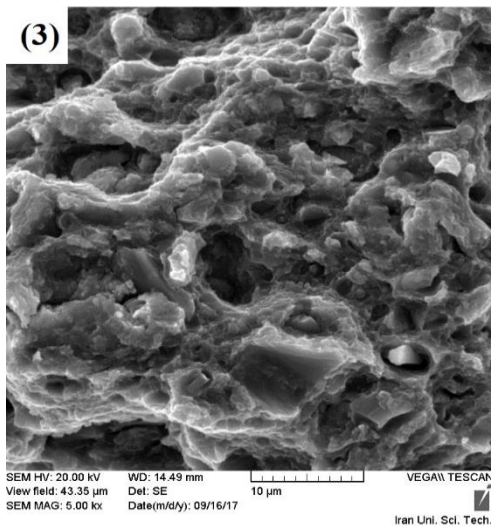
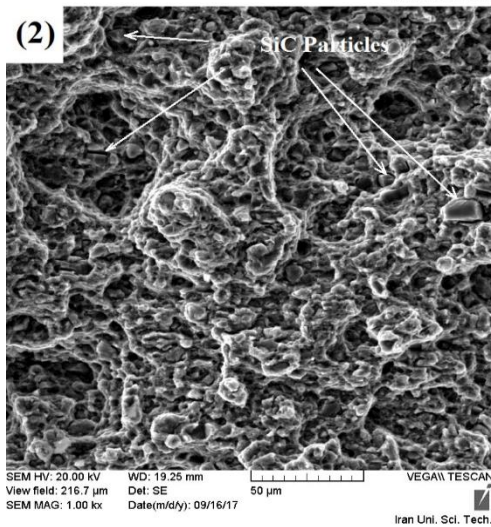
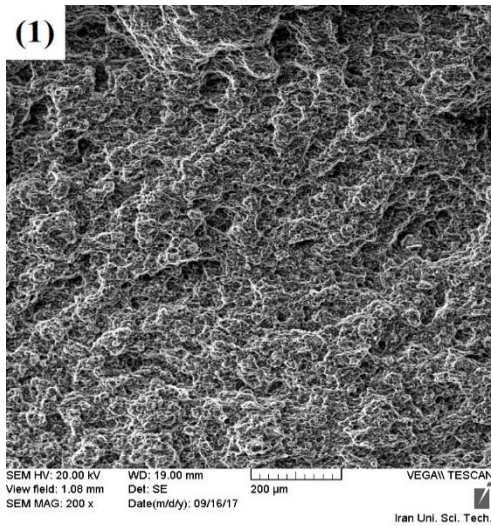


Fig. 20 Fracture surface of the composite sample in tensile test with different magnifications; (1) 200X, (2) 1.00KX, (3) 5.00KX

شکل 20 سطح شکست نمونه کامپوزیتی در آزمون کشش با بزرگنمایی‌های مختلف: 200X (1)، 1.00KX (2)، 5.00KX (3)

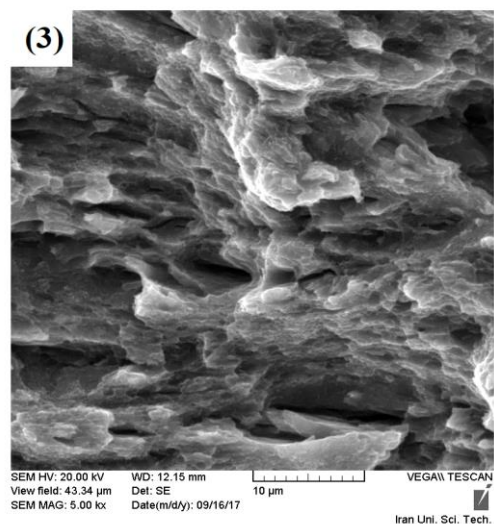
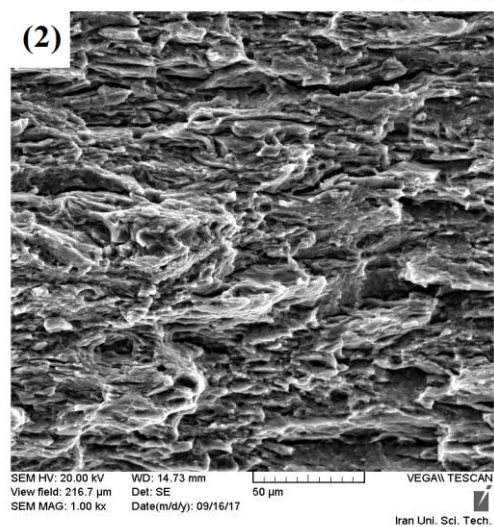
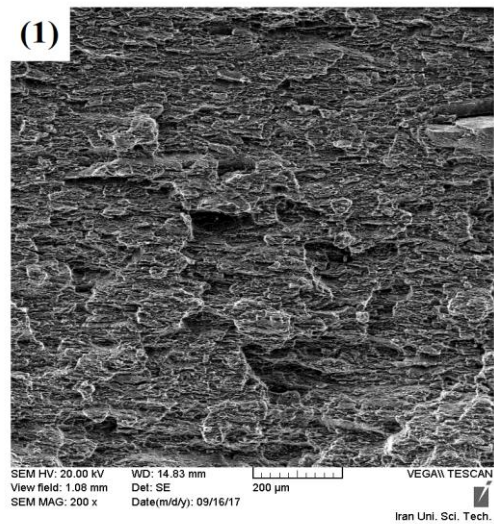


Fig. 19 Fracture surface of pure Al sample in tensile test with different magnifications; (1) 200X, (2) 1.00KX, (3) 5.00KX

شکل 19 سطح شکست نمونه آلومینیوم خالص در آزمون کشش با بزرگنمایی‌های مختلف: 200X (1)، 1.00KX (2)، 5.00KX (3)

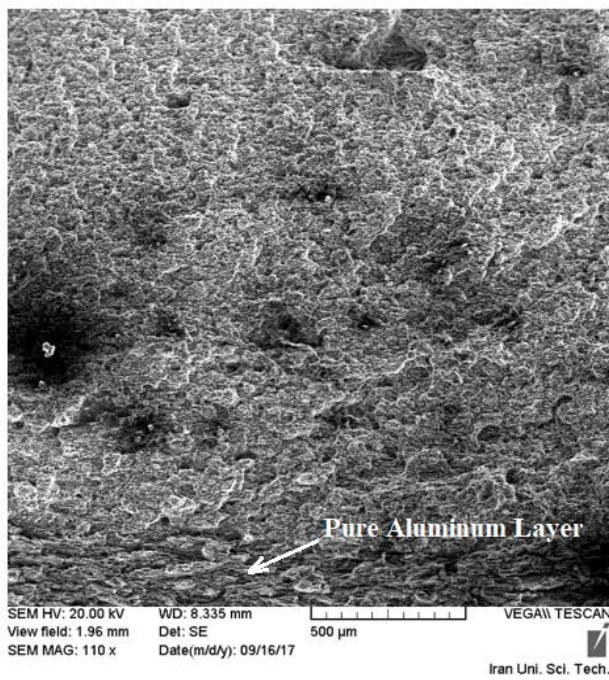


Fig. 22 Fracture surface of the 5-layer FGM sample in flexural test (pure Al layer is at the bottom)

شکل 22 سطح شکست نمونه 5 لایه FGM در آزمون خمش (لایه آلومینیوم خالص در قسمت پایین تصویر مشاهده می‌شود)

4- نتیجه‌گیری

در این مقاله از ترکیب روش‌های متالورژی پودر و نورد داغ بعنوان روشی ساده و کم هزینه جهت تولید ورق‌های کامپوزیت پایه فلزی و FGM استفاده شد. طبق نتایج بدست آمده از میکروسکوپ نوری، ذرات تقویت کننده توزیع یکنواخت و مناسبی در فاز زمینه داشتند. همچنین نتایج آزمون میکرو سختی و یکرز نشان دهنده افزایش مقدار سختی زمینه آلومینیومی با افزایش مقدار درصد حجمی تقویت کننده و نیز تعداد پاس نورد (به علت کاهش تخلخل و بهبود سطح مشترک ایجاد شده بین دو فاز) می‌باشد. وجود ذرات تقویت کننده در نمونه کامپوزیتی سبب افزایش 34% میکروسختی نسبت به نمونه آلومینیوم خالص در نمونه‌های نورد نشده گردیده است. از طرفی در نمونه کامپوزیتی، سختی پس از سه پاس نورد تا حدود 53% افزایش داشته است. همچنین مقدار تنش تسلیم و استحکام نهایی نمونه‌های FGM و نمونه کامپوزیت با 4/1% حجمی تقویت کننده، نسبت به نمونه آلومینیوم خالص افزایش قابل توجهی داشته است. به عنوان مثال استحکام نهایی نمونه کامپوزیتی در مقایسه با نمونه آلومینیوم خالص در حدود 59% افزایش یافته است. از طرفی کرنش حدی به علت استفاده از ذرات تقویت کننده سرامیکی (با تردی بالا) نسبت به نمونه آلومینیوم خالص کاهش می‌یابد. طبق نتایج آزمون کشش و خمش مشاهده گردید که نمونه FGM پنج لایه به دلیل اینکه سطح بیشتری از مقطع آن را ماده کامپوزیت تشکیل داده است، مقاومت بیشتری نسبت به هر دو نمونه دو و سه لایه دارد. در واقع زمانی که آلومینیوم خالص حتی با مقدار کمی از ذرات تقویت کننده ترکیب شده و تشکیل کامپوزیت می‌دهد، مقدار خواص مکانیکی آن نسبت به نمونه آلومینیوم خالص افزایش قابل توجهی پیدا می‌کند. در نتیجه با افزایش تعداد لایه و یا به نوعی دیگر بیشتر شدن درصد حجمی کامپوزیت در کل نمونه FGM، استحکام نهایی و تنش تسلیم آن افزایش می‌یابد. به همین

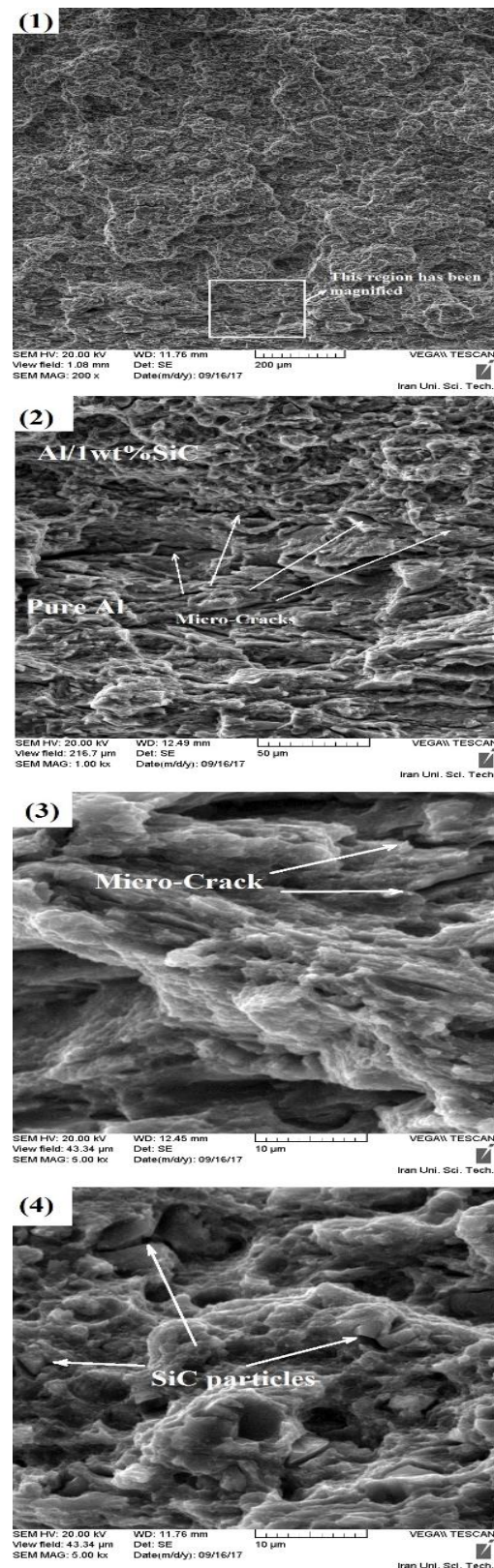


Fig. 21 Fracture surface of the 5-layer FGM; (1) Overview of the fracture surface, (2) The Interface of pure Al layer and Al/SiC 1vol.% layer, (3) Pure Al layer, (4) Al/SiC 1vol.% composite layer

شکل 21 سطوح شکست در نمونه 5 لایه FGM، (1): نمای کلی سطح شکست (2): ناحیه سطح مشترک بین لایه‌های آلومینیوم خالص و کامپوزیت 1 درصد حجمی، (3): ناحیه آلومینیوم خالص، (4): ناحیه کامپوزیت 1% حجمی

- دلیل است که هرچند در نمونه‌ی FGM پنج لایه مقدار کل ذرات تقویت کننده حدود نصف ذرات تقویت کننده در کامپوزیت با 4٪ حجمی تقویت کننده است، اما مقدار تنش تسلیم و استحکام نهایی آنها به یکدیگر نزدیک می‌باشد. در نتیجه می‌توان با ساخت نمونه‌های FGM، علاوه بر دستیابی به خواص سطحی مناسب نمونه‌های کامپوزیتی همچون سختی و مقاومت به سایش بالا، مقدار کل ذرات تقویت کننده مورد نیاز را کاهش داده و نیز از ایجاد تغییرات شدید در راستای ضخامت جلوگیری نمود. طبق تصاویر بدست آمده از سطح شکست نمونه‌ها بعد از آزمون کشش و خمش، مشاهده گردید مکانیزیم اصلی شکست در نمونه خالص ایجاد و رشد ترک بین ذرات اولیه پودری آلومینیوم بوده است. اما مکانیزیم غالب در نمونه کامپوزیتی جدایش سطح مشترک دو فاز و ایجاد ترک بعلت تجمع محدود ذرات تقویت کننده در برخی از نواحی زمینه است.
- 5- مراجع

- [1] Sun, L., Sneller, A. and Kwon, P., "Fabrication of Alumina/Zirconia Functionally Graded Material: From Optimization of Processing Parameters to Phenomenological Constitutive Models," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 488, No. 1-2, pp. 31-38, 2008.
- [2] Bhattacharyya, M., Kumar, A. and Kapuria, S., "Synthesis and Characterization of Al/SiC and Ni/Al₂O₃ Functionally Graded Materials," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 487, No. 1-2, pp. 524-535, 2008.
- [3] Olatunji-Ojo, A. O., Boetcher, S. K. S. and Cundari, T. R., "Thermal Conduction Analysis of Layered Functionally Graded Materials," *Computational Materials Science*, Vol. 54, pp. 329-335, 2012.
- [4] Alibeigloo, A. and Ranjbar, J., "Analysis of Sandwich Cylindrical Shell with FGM Core Subjected to Thermal Shock," In Persian, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 14, No.5, pp.175-182, 2014.
- [5] Sedighi, M., Omid, N., Jabbari, A. H., "Experimental Investigation of FGM Dental Implant Properties Made from Ti/HA Composite," *Mechanics of Advanced Composite Structures*, Vol. 4, pp. 233-237, 2017.
- [6] Canakci, A., Varol, T. and Ozsahin, S., "Prediction of Effect of Volume Fraction, Compact Pressure and Milling Time on Properties of Al-Al₂O₃ MMCs Using Neural Networks," *Metals and Materials International*, Vol. 19, No. 3, pp. 519-526, 2013.
- [7] Dumont, A. L., Bonnet, J. P., Chartier, T. and Ferreira, J. M. F., "MoSi₂/Al₂O₃ FGM: Elaboration by Tape Casting and SHS," *Journal of the European Ceramic Society*, Vol. 21, No. 13, pp. 2353-2360, 2001.
- [8] Ram, S. C., Chattopadhyay, K. and Chakrabarty, I., "High Temperature Tensile Properties of Centrifugally Cast In-Situ Al-Mg₂Si Functionally Graded Composites for Automotive Cylinder Block Liners," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 724, pp. 84-97, 2017.
- [9] Birman, V., and Byrd, L. W., "Modeling and Analysis of Functionally Graded Materials and Structures," *Applied Mechanics Reviews*, Vol. 60, No. 5, pp. 195-216, 2007.
- [10] Song, C. J., Xu, Z. M. and Li, J. G., "In-Situ Al/Al₃Ni Functionally Graded Materials by Electromagnetic Separation Method," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 445-446, pp. 148-154, 2007.
- [11] Miyamoto, Y., Kaysser, W. A., Rabin, B. H., Kawasaki, A. and Ford, R. G., "Functionally Graded Materials: Design, Processing and Applications," 1st ed., Springer Science & Business Media, New York, pp.161-246, 1999.
- [12] Rodriguez-Castro, R., Wetherhold, R. C. and Kelestemur, M. H., "Microstructure and Mechanical Behavior of Functionally Graded Al A359/SiC_p Composite," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 323, No.1-2, pp. 445-456, 2002.
- [13] Tabesh, A. Ebrahimi, Gh. and Ezatpour, H. R., "The Investigation and Comparison of Mechanical Properties and Microstructure Al/CNT and Al/CNT/Al₂O₃ Composites Produced by Mixed Accumulative Roll Bounding," In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 4, No. 4, pp. 464-470, 2018.