

## Research Paper

# Production of Aluminum Metal Matrix Composite Reinforced with Al-Cr-Fe Quasicrystal Nano-powder by Using Accumulative Roll Bonding Process and Investigation Mechanical Properties

Shima Pashangeh<sup>1\*</sup>, Morteza Alizadeh<sup>2\*</sup>, Rasool Amini<sup>3</sup>

1. Ph.D. in Material Engineering, Department of Science and Engineering, Shiraz University of Technology, Shiraz, Iran

2. Associate Prof. of Material Engineering, Department of Science and Engineering, Shiraz University of Technology, Shiraz, Iran

3. Associate Prof. of Material Engineering, Department of Science and Engineering, Shiraz University of Technology, Shiraz, Iran

Received: 2021/06/08

Revised: 2021/09/06

Accepted: 2021/09/12

Use your device to scan and read the article online



DOI:

10.30495/jnm.2021.28185.1922

### Keywords:

Accumulative roll bonding process, Severe plastic deformation, Quasicrystal nano-particles, Aluminum matrix composite, Mechanical properties.

### Abstract

**Introduction:** In the present study, the  $Al_{72}Cr_{17}Fe_{11}$  quasicrystal nano-powder was synthesized through mechanical alloying. Phase investigation revealed the formation of decagonal quasicrystal structure on a nanometer scale.

**Methods:** After that, the aluminum matrix composites reinforced by 3 wt.% of produced quasicrystal powder were fabricated by using the accumulative roll bonding process. Microstructural and mechanical properties were evaluated using scanning electron microscopy and microhardness and tensile tests, respectively.

**Findings:** Microstructural studies showed that there was an improvement in the distribution of the quasicrystalline reinforcement phase in the aluminum metal matrix composite as well as an improvement in the bonding between the layers by increasing the cycles of the accumulative roll bonding process. Investigation of microhardness changes showed an increase in hardness value by adding a reinforcing phase in comparison to pure aluminum in the range of 74.5 to 105.8 Vickers after 8 cycles. Stress-strain curves of composite specimens showed that the tensile strength of composite specimens and their elongation increase continuously with increasing cycles of the accumulative roll bonding process. Tensile strength increased between 165 to 250 MPa with increasing rolling cycles from 2 to 8. The maximum toughness (30.2 (energy/volume (MPa))) was obtained after 8 cycles.

**Citation:** Pashangeh S, Alizadeh M, Amini R. Production of Aluminum metal matrix composite reinforced with Al-Cr-Fe quasicrystal nano-powder by using accumulative roll bonding process and investigation mechanical properties. Quarterly Journal of New Materials. 2021; 12 (44): 29-40.

**\*Corresponding authors:** Shima Pashangeh, Morteza Alizadeh

**Address:** Dept. of Science and Engineering, Shiraz University of Technology, Shiraz, Iran

**Tell:** +989171901935

**Email:** pashangeh.a@gmail.com

## Extended Abstract

### Introduction

Advanced metal matrix composites are a new group of structural materials that have been developed to overcome the limitations of common metals and alloys. Metal, intermetallic and ceramic particles have been used as reinforcing phases in metal matrix composite. Aluminum-based quasicrystalline particles are a good candidate as a reinforcement in aluminum metal matrix composite due to low density, and high hardness. Various methods such as casting, mechanical alloying, and powder metallurgy have been used to fabricate aluminum-based composites. However, low-temperature methods such as the accumulative roll bonding (ARB) process are suitable options for use in the fabrication of these composites. In this research, aluminum-based composites reinforced with quasicrystalline nano-powders were produced and their mechanical properties were evaluated.

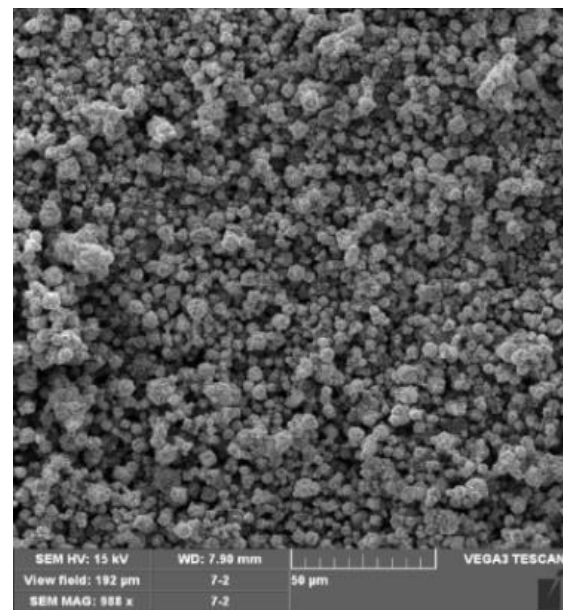
### Materials and Methods

In the first step, the  $Al_{72}Cr_{17}Fe_{11}$  quasicrystalline nano-powder was produced using a mechanical alloying method and subsequent heat treatment at  $1060^{\circ}C$ . The next step is to produce an aluminum-based composite using the ARB process. At first, 7 aluminum sheets 1050 were cut with dimensions of 20cm in length, 5cm in width, and 0.4mm in thickness. Then Surface preparation of the samples including degreasing and brushing was performed. After the preparation steps, the aluminum sheets with the mentioned specifications were stacked on top of each other while the desired quasicrystalline powder was dispersed between the aluminum sheets. In the next step of the ARB process, the belt created was divided into two equal parts from the middle and again the surface preparation was also done. This process continued up to 8 cycles. Microstructural investigations were performed using VEGA3 TESCAN scanning electron microscope with a working voltage of 10 kV after surface preparation based on the standard method on the RD-ND surface. Mechanical

properties including hardness measurement and tensile properties investigation were done.

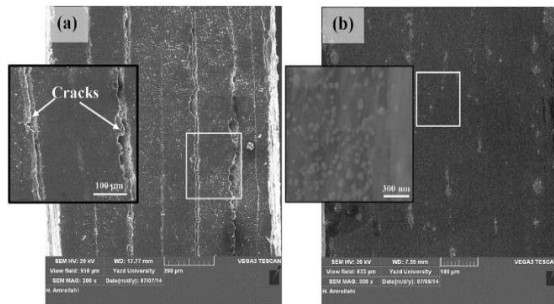
### Findings

A typical microstructure image of Al-Cr-Fe quasicrystalline nano-powder prepared by using scanning electron microscopy is shown in Figure 1. The quasicrystal phase produced in this alloy system has a decagonal structure. The microstructural image shows that the powder produced is relatively homogeneous with a nanometer dimension (about 70 nm).



**Figure 1- Microstructure of Al-Cr-Fe quasicrystalline nano-powder.**

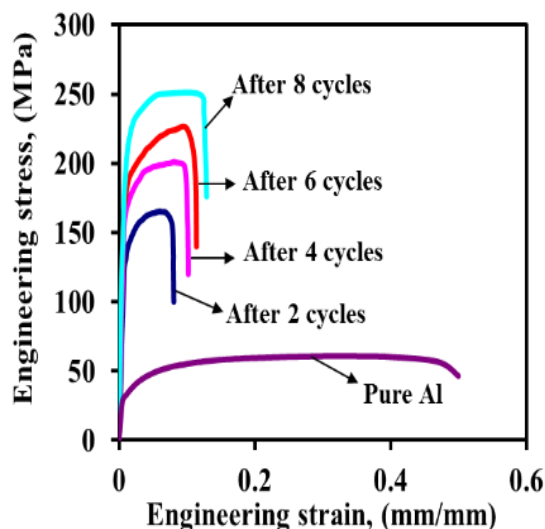
Examples of SEM micrographs of produced composite samples with the presence of 3wt% of quasicrystalline nano-powder after different rolling cycles are shown in Figure 2. As can be seen in Figure 2 (a), the layers structure of the composite after only the first rolling cycle, including reinforcing powder layers and aluminum sheets, is well visible. By increasing the number of cycles of the ARB process up to 8 cycles, the microstructure is changed from the layered state to the uniform distribution of reinforcement powders in the aluminum matrix (Figure 2 (b)).



**Figure 2- Microstructural images of composite specimens reinforced with 3wt% of Al-Cr-Fe quasicrystal after (a) first, and (b) 8 ARB cycles.**

## Discussion

Figure 3 is shown the engineering stress-strain curves of produced composites in the different cycles and also pure Al. As shown in this figure by an increasing number of ARB cycles tensile strength of composite samples is increased. The results also indicate that the elongation of produced composites decreased after two cycles in comparison to pure Al and then increased by the increasing number of ARB cycles. Elongation decreasing after two cycles in the composite produced by the ARB process caused by high strain hardening, poor bonding between Al layers, and also the presence of porosities.



**Figure 3- Engineering stress-strain curve of the ARBed composites and pure Al.**

Vickers hardness measurements also show an immediate increase in the hardness values at the initial cycles. After eight cycles the hardness of the produced composite reached 98 HV.

## Conclusion

The results of studying the effect of the ARB process on aluminum metal matrix composite reinforced by Al-Cr-Fe quasicrystalline nanopowders include the following:

- 1- A homogenic distribution of Al-Cr-Fe quasicrystalline nanopowders in an aluminum matrix was achieved after the ARB process.
- 2- Tensile properties improved by using quasicrystals powders as a reinforcement.

## Ethical Considerations compliance with ethical guidelines

The cooperation of the participants in the present study was voluntary and accompanied by their consent.

## Funding

No funding.

## Authors' contributions

Design and conceptualization: Shima Pashangeh, Marteza Alizadeh.  
Methodology and data analysis: Shima Pashangeh, Morteza Alizadeh, Rasool Amini.  
Supervision and final writing: Shima Pashangeh, Morteza Alizadeh.

## Conflicts of interest

The authors declared no conflict of interest.

## مقاله پژوهشی

## تولید کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با نانوذرات شبه بلور Al-Cr-Fe با روش اتصال نوردی تجمعی و بررسی خواص مکانیکی آن

شیما پشنگه<sup>۱\*</sup>، مرتضی علیزاده<sup>۲\*</sup>، رسول امینی<sup>۳</sup>

۱. دانش آموخته دکتری مهندسی مواد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شیراز، شیراز، ایران

۲. دانشیار مهندسی مواد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شیراز، شیراز، ایران

۳. دانشیار مهندسی مواد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شیراز، شیراز، ایران

## چکیده

**مقدمه:** در پژوهش حاضر نانوذرات شبه بلور پایه آلومینیومی  $Al_{72}Cr_{17}Fe_{11}$  با استفاده از روش آلیاژسازی مکانیکی و عملیات حرارتی بعدی ساخته شد. بررسی‌های فازی نشان‌دهنده‌ی تشکیل ساختار شبه بلور دکاگونال با اندازه نانومتر بود.

**روش:** در ادامه کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با ۳ درصد وزنی نانوذرات شبه بلور با استفاده از روش اتصال نوردی تجمعی (ARB) تولید گردید. بررسی‌های ریزساختاری و خواص مکانیکی به ترتیب با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی و آزمون‌های ریزسختی سنجی و کشش مورد ارزیابی قرار گرفت.

**یافته‌ها:** بررسی‌های ریزساختاری نشان داد که بهبود در توزیع فاز تقویت‌کننده‌ی شبه بلور در زمینه آلومینیومی کامپوزیت و همچنین بهبود اتصال بین لایه‌ها با افزایش سیکل‌های فرآیند اتصال نوردی تجمعی از ۱ تا ۸ سیکل فرآیند، رخ داده است. بررسی تغییرات ریزسختی نشان‌دهنده‌ی افزایش سختی با افزودن فاز تقویت‌کننده نسبت به آلومینیوم خالص در محدوده‌ی ۷۴/۵ تا ۱۰۵/۸ ویکرز پس از انجام ۸ سیکل فرآیند بود. منحنی‌های تنش-کرنش نمونه‌های کامپوزیتی نشان داد که استحکام کششی نمونه‌های کامپوزیتی و نیز انعطاف‌پذیری آن‌ها با افزایش سیکل‌های فرآیند اتصال نوردی تجمعی به طور پیوسته افزایش می‌یابد. استحکام کششی با افزایش سیکل‌های فرآیند از ۲ تا ۸ سیکل از ۱۶۵ به ۲۵۰ مگاپاسکال افزایش یافت.

**نتیجه‌گیری:** بیشینه چقرمگی (۳۰/۲) (انرژی/حجم (مگاپاسکال)) پس از ۸ سیکل در نمونه‌ی کامپوزیتی حاصل شد.

تاریخ دریافت: ۱۴۰۰/۰۳/۱۸

تاریخ داوری: ۱۴۰۰/۰۶/۱۵

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۰/۰۶/۲۱

از دستگاه خود برای اسکن و خواندن مقاله به صورت آنلاین استفاده کنید



DOI:

10.30495/jnm.2021.28185.1922

## واژه‌های کلیدی:

فرآیند اتصال نوردی تجمعی، تغییر شکل پلاستیک شدید، نانوذرات شبه بلور، کامپوزیت زمینه آلومینیومی، خواص مکانیکی.

\* نویسنده‌های مسئول: شیما پشنگه، مرتضی علیزاده

نشانی: گروه مهندسی مواد، دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شیراز، شیراز، ایران.

تلفن: ۰۹۱۷۱۹۰۱۹۳۵

پست الکترونیکی: pashangeh.a@gmail.com

## مقدمه

کامپوزیت‌های زمینه فلزی پیشرفته گروهی از مواد سازه‌ای هستند که با هدف برطرف ساختن محدودیت‌های فلزات معمول و آلیاژها گسترش یافته‌اند. یک گروه از این دسته مواد پیشرفته کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی هستند که به صورت گسترده‌ای در صنایع مختلف از جمله خودروسازی، هوا و فضا و صنایع نظامی کاربردهای گسترده‌ای به واسطه خواص مطلوبی که دارند (از جمله استحکام و سفتی بالا، مقاومت به سایش خوب، چگالی کم و مقاومت به خوردگی مناسب)، پیدا کرده‌اند (۱-۳).

تاکنون ذرات فلزی، بین‌فلزی و سرامیکی به عنوان فاز تقویت‌کننده در این دسته از کامپوزیت‌های زمینه فلزی مورد استفاده قرار گرفته است (۵،۴). ذرات سرامیکی از جمله  $Al_2O_3$ ،  $TiO_2$ ،  $B_4C$ ،  $WC$ ،  $TiC$ ،  $SiC$ ، به صورت گسترده‌ای به عنوان فاز تقویت‌کننده در کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی به دلیل دارا بودن مزایایی از جمله استحکام و سختی بالا، مقاومت به سایش و مقاومت به خوردگی مطلوب به کار رفته‌اند (۸-۶). با این وجود معایبی از جمله ترشوندگی ضعیف، ضریب انبساط حرارتی متفاوت با زمینه آلومینیومی و بازیابی دشوار سبب محدودیت در کاربرد و تلاش به منظور یافتن گزینه‌های مناسب دیگری شده است.

مواد شبه بلور بر پایه آلومینیوم همانند  $Al-Ni-Fe$ ،  $Al-Cu-Fe$  و  $Al-Ni-Co$  گروهی از ترکیبات بین‌فلزی هستند که به دلیل داشتن خواص مطلوبی از جمله سختی بالا، مقاومت به خوردگی مناسب، هدایت پایین، چگالی کم، ترشوندگی مناسب و ضریب انبساط حرارتی نزدیک با آلومینیوم گزینه‌ای مناسب به منظور استفاده به عنوان فاز تقویت‌کننده در کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی در مقایسه با ذرات سرامیکی می‌باشند (۱۲-۹).

روش‌های متفاوتی از جمله ریخته‌گری (۱۱)، آلیاژسازی مکانیکی (۱۴،۱۳) و متالورژی پودر به منظور ساخت کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی تقویت‌شده با ذرات شبه بلور مورد استفاده قرار گرفته است. در این روش‌ها ممکن است در حین تولید دمای فرآیند از دمای انتقال شبه بلور به فاز بلوری بیشتر شده و یا حتی انحلال این فاز رخ داده و بنابراین خواص نهایی آن‌ها را تحت تاثیر قرار دهد (۱). بنابراین روشی که در دمای پایین انجام شود از جمله فرآیند اتصال نوردی تجمعی گزینه‌ای مناسب به منظور استفاده در ساخت این دسته از کامپوزیت‌ها می‌باشد (۱۵). اساس این فرآیند بر مبنای روی هم قرار دادن و جفت کردن مواد (انباشته سازی) و ایجاد اتصال توسط فرآیند نورد و یا به عبارت دیگر جوش سرد نوردی که در سیکل‌های مختلف تکرار می‌شود، قرار دارد (۶).

با توجه به اینکه تاکنون پژوهش و نتایج جامعی در زمینه ساخت کامپوزیت زمینه آلومینیوم تقویت‌شده با نانوذرات شبه بلور  $Al-Cr-Fe$  توسط روش اتصال نوردی تجمعی ارائه نشده است، در این پژوهش این نوع کامپوزیت با استفاده از فرآیند ARB تولید گردید. علاوه بر این بررسی‌های ریزساختاری و همچنین خواص مکانیکی نمونه‌های کامپوزیتی تولیدی انجام شد.

## مواد و روش‌ها

ساخت نانوذرات شبه بلور  $Al_{72}Cr_{17}Fe_{11}$ 

پودر شبه بلور  $Al-Cr-Fe$  با استفاده از روش آلیاژسازی مکانیکی تولید گردید. برای تولید، مواد اولیه شامل پودر فلزات آلومینیوم، کروم و آهن به صورت خالص با مشخصات مندرج در جدول ۱ استفاده گردید. مخلوط پودرهای مورد نظر پس از توزین بر اساس استوکیومتری مشخص داخل محفظه‌ی استوانه‌ای از جنس فولاد کروم سخت شده با نسبت وزن گلوله‌ها به پودر ۱۰ به ۱ ریخته شدند و در ادامه محفظه داخل آسیای سیاره‌ای (مدل سپاهان D84) قرار داده شد.

## جدول ۱- مشخصات پودر های اولیه مورد استفاده و

## نسبت های وزنی و اتمی عناصر در مخلوط پودر شبه بلور

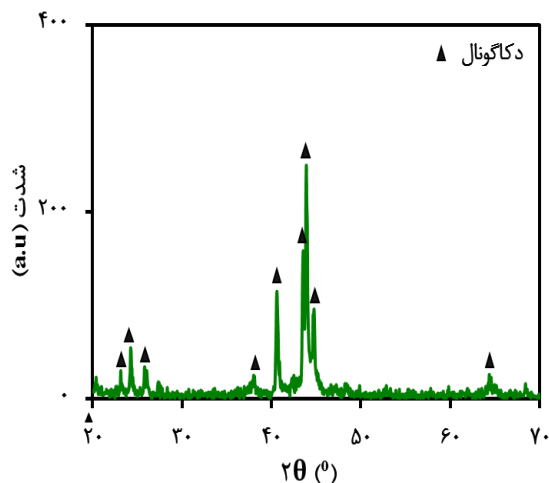
پودر عنصری	خلوص (%)	درصد وزنی	درصد اتمی
آلومینیوم	>۹۹	۵۶/۵۱	۷۲
کروم	>۹۹/۵	۲۵/۶۹	۱۷
آهن	>۹۹/۹	۱۷/۹۱	۱۱

مدت زمان آسیاکاری ۱۲ ساعت و سرعت آن ۴۵۰ دور بر دقیقه انتخاب شد و به منظور جلوگیری از اکسیداسیون از دمش گاز آرگون به درون محفظه استفاده گردید. پس از پایان آسیاکاری از پودرهای حاصله، قرص‌های ۱ گرمی با قطر ۷ میلی‌متر توسط پرس یک طرفه تولید و سپس درون لوله‌های کوارتز تحت خلاء قرار گرفتند. در ادامه به منظور ایجاد فاز شبه بلور پایدار، قرص‌های حاصله مورد عملیات حرارتی قرار گرفتند. مدت زمان عملیات حرارتی ۳ ساعت تحت دمای ۱۰۶۰ درجه سانتی‌گراد بود. عملیات حرارتی در کوره آذر نسوز مدل F11L1251 انجام شد. بعد از عملیات حرارتی، قطعات در آب صفر درجه سانتی‌گراد تحت سرمایش سریع قرار داده شدند.

کپسول‌های خارج شده از کوره بعد از سرمایش سریع شکسته شدند. به منظور تبدیل کردن مجدد قرص‌ها به پودر همگن، آن‌ها تحت عملیات آسیا کاری تر با استفاده از اتانول ۹۶ درصد به مدت ۲۰ دقیقه و با سرعت ۴۵۰ دور بر دقیقه قرار گرفتند. آنالیز ساختاری کیفی پودر تولیدی به وسیله دستگاه پراش پرتو ایکس (XRD, Bruker, Advance2) انجام شد.

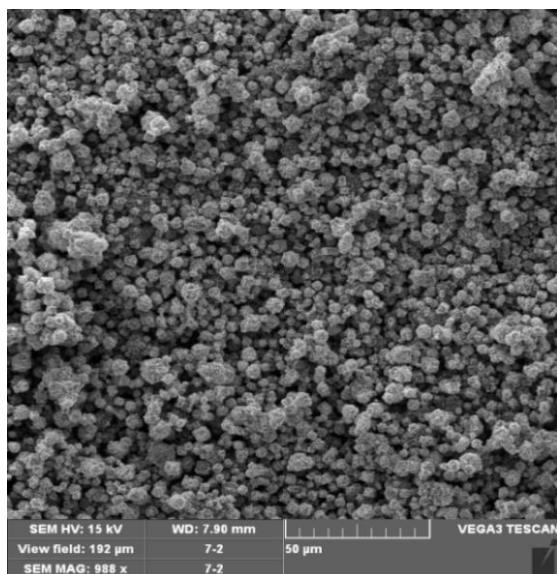
## ساخت کامپوزیت زمینه آلومینیومی با تقویت‌کننده نانوذرات شبه بلور

در مرحله دوم پس از ساخت پودر نانو ذرات شبه بلور، ساخت کامپوزیت زمینه آلومینیومی با نانو ذرات تقویت‌کننده شبه بلور  $Al-Cr-Fe$  به روش اتصال نوردی تجمعی انجام شد. به این منظور هفت ورق آلومینیوم ۱۰۵۰ با ترکیب شیمیایی درج شده در جدول ۲ به طول ۲۰ و عرض ۵ سانتی‌متر و ضخامت ۰/۴ میلی‌متر بریده شدند و در ادامه توسط استون شسته و با برس فولادی آماده‌سازی سطحی شدند. در بین این ۷ ورق آماده شده ۶ لایه پودر شبه بلور  $Al-Cr-Fe$  با درصد وزنی ۳ درصد توسط الک به طور یکنواخت پاشیده شد، سپس دو انتهای ورق‌ها با استفاده از



شکل ۱- الگوی پراش پرتو ایکس نمونه پودر شبه بلور تولیدی.

تصویر میکروسکوپی پودر شبه بلور  $Al_{72}Cr_{17}Fe_{11}$  در شکل ۲ نشان داده شده است. این تصویر نشان می‌دهد که پودر تولیدی نسبتاً همگن است. همان‌طور که دیده می‌شود ساختارهای چند وجهی تشکیل شده- اند که این ساختارهای چندوجهی از مشخص‌های پودر شبه بلور می- باشد.



شکل ۲- تصویر میکروسکوپی پودر شبه بلور تولیدی.

شکل ۳ تصاویر ریز ساختار کامپوزیت‌های تولید شده در سیکل‌های اول، چهارم و هشتم را نشان می‌دهد. این تصاویر از سطح مقطع عمود بر جهت نورد تهیه شده است. تصویر (الف) ریزساختار نمونه کامپوزیتی پس از انجام یک مرحله فرآیند اتصال نوردی تجمعی را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در تصویر مشخص است بعد از سیکل اول شش لایه تقویت‌کننده و هفت لایه آلومینیوم وجود دارد. در این سیکل ناپیوستگی‌هایی بین لایه‌های آلومینیوم دیده می‌شود. با افزایش تعداد سیکل‌های نورد تا سیکل‌های میانی، ضخامت لایه‌های آلومینیوم شروع به کم شدن می‌کند و لایه‌های پودر به یکدیگر نزدیک‌تر می‌شوند اما

سیم آلومینیومی بسته شد تا در حین نورد بر روی هم نلغزند. در ابتدا ورق‌ها با کاهش ۶۶ درصدی سطح مقطع نورد شدند. ورق پیش فرم حاصل از وسط بریده شد و فرآیند آماده‌سازی سطحی مجدداً روی آن انجام گردید، سپس مورد عملیات نورد با کاهش ۵۰ درصدی سطح مقطع قرار گرفت. مجدداً ورق کامپوزیتی حاصل از فرآیند نورد به دو قسمت مساوی تقسیم شد و مراحل قبل تکرار شد. فرآیند اخیر تا ۸ سیکل ادامه یافت. در ادامه نمونه‌هایی منتخب از سیکل‌های مختلف و در سطح مقطع عمود بر جهت نورد بریده شد، مانع گردید و توسط میکروسکوپ الکترونی مدل Tescan Vega 3 ریزساختار آن‌ها مورد بررسی قرار گرفت. همچنین تغییرات ریزسختی کامپوزیت تولیدی توسط دستگاه ریزسختی سنج Wolpert Dewente با اعمال نیروی ۲۵ گرم به مدت ۱۵ ثانیه اندازه‌گیری شد. این آزمون به دفعات (۵ مرتبه) در قسمت‌های مختلفی از سطح مقطع عرضی کامپوزیت‌های تولید شده در راستای عمود بر جهت نورد و براساس استاندارد ۸۹- E۳۸۴ انجام شد. همچنین رفتار کششی نمونه‌های کامپوزیتی با استفاده از آزمون کشش مورد ارزیابی قرار گرفت. به این منظور نمونه‌های آزمون کشش بر اساس استاندارد JIS- No. 1/5 تهیه شدند. آزمون کشش با استفاده از دستگاه Instron و نرخ کرنش  $10^{-4} \times 1/3$  بر ثانیه انجام شد. داده‌های استحکام کششی، ازدیاد طول و استحکام ویژه مورد ارزیابی و مقایسه قرار گرفت. همچنین چقرمگی (سطح زیر منحنی تنش- کرنش) بر اساس نتایج آزمون کشش با استفاده از رابطه (۱۶) بررسی شد.

$$\text{رابطه (۱)} \quad \frac{\text{energy}}{\text{volume}} = \int_0^{\epsilon_f} \sigma \, d\epsilon$$

که  $\epsilon_f$ ،  $\sigma$  و  $\epsilon$  به ترتیب کرنش در زمان شکست، کرنش و تنش را نشان می‌دهند.

جدول ۲- ترکیب شیمیایی آلومینیوم ۱۰۵۰

عنصر	آلومینیوم	سیلیسیم	آهن	روی
درصد وزنی	۹۹/۵	۰/۲۵	۰/۲	۰/۰۵

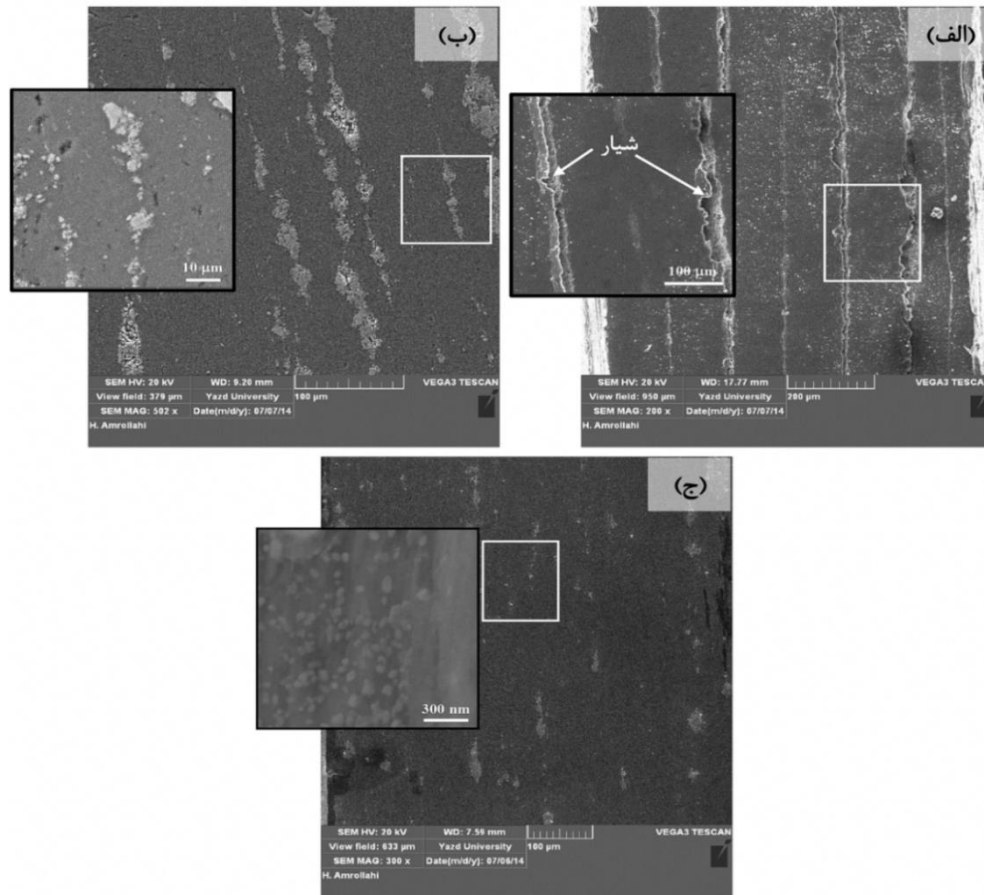
## نتایج

### بررسی ریزساختاری کامپوزیت تولیدی

آنالیز ساختاری کیفی پودر تولیدی نشان داد که ساختار دکاگونال به صورت کامل تشکیل شده است و ناخالصی دیگری در پودر تولیدی وجود ندارد (شکل ۱).

کامپوزیت توضیح داده شد، نمونه‌ی کامپوزیتی بعد از هر سیکل انجام فرآیند به دو قسمت بریده شده و روی هم قرار داده می‌شود که این موضوع نیز به بهبود توزیع ذرات تقویت کننده با افزایش تعداد سیکل-های فرآیند اتصال نوردی تجمعی کمک می‌کند. توزیع نسبتاً یکنواخت ذرات فاز تقویت کننده‌ی شبه بلور در زمینه آلومینیومی پس از ۸ سیکل فرآیند نورد در تصویر (ج) به وضوح دیده می‌شود.

همچنان تا حدودی ساختار لایه‌ای قابل مشاهده است (شکل ۳-ب) پس از ۴ سیکل فرآیند اتصال نوردی تجمعی). در سیکل‌های بالاتر به دلیل جاری شدن آلومینیوم زمینه در جهت نورد و نیز در جهت عمود بر نورد، لایه‌های پودر تقویت کننده گسسته شده و پودرها دیگر به صورت لایه‌ای نخواهند بود. در این حالت توزیع ذرات پودر یکنواخت‌تر خواهد شد (۱۷،۴). از سوی دیگر همان‌طور که در بخش روش ساخت



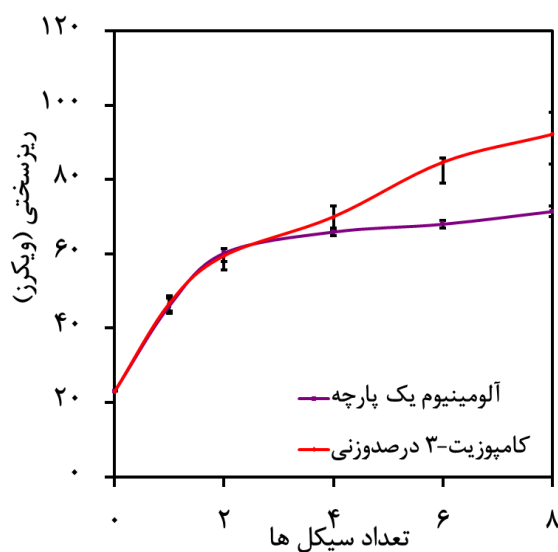
شکل ۳- تصویر میکروسکوپ الکترونی از سطح مقطع عمود بر جهت نورد نمونه‌های کامپوزیتی- (الف) بعد از ۱ سیکل، (ب) بعد از ۴ سیکل و (ج) بعد از ۸ سیکل.

پیوند بین لایه‌ها و همچنین حذف تخلخل‌ها با افزایش سیکل‌های فرآیند براساس تئوری فیلم سطحی رخ می‌دهد (۱۹،۱۸). بر اساس این تئوری، سطح فلزات در اثر عملیات سطحی نظیر برس کاری سخت می‌شود. لذا در هنگام فرآیند نورد، انعطاف‌پذیری سطح به اندازه لایه-های زیرین نبوده و بنابراین در حین فرآیند ترک‌های سطحی ایجاد می‌گردد. با اعمال فشار نورد، مواد تازه، بکر و عاری از آلودگی از بین ترک‌های سطحی به بیرون اکستروود می‌شود. این مواد تازه در مجاورت هم قرار گرفته و در اثر افزایش تدریجی فشار به هم جوش خورده و یک پیوند متالورژیکی بین آن‌ها به وجود می‌آید (۱۹). اما هر عاملی که مانع از اکستروود فلز خام از لایه‌های زیرین به سطح شود باعث عدم پیوند مناسب بین لایه‌های آلومینیومی خواهد شد. این عوامل می‌تواند شامل آلودگی‌های خارجی، ذرات گرد و غبار و حتی ذرات تقویت کننده باشد. بنابراین به علت وجود ذرات تقویت کننده به صورت لایه‌ای در

در تصویری که از سیکل ۸ تهیه شده (شکل ب) نحوه توزیع ذرات فاز تقویت کننده در زمینه آلومینیومی مشاهده می‌شود. همان‌طور که مشاهده می‌شود هنوز تجمع‌اتی از ذرات تقویت کننده در ساختار وجود دارد که می‌توان با افزایش تعداد سیکل‌های فرآیند آنها را کاهش داد. یکی از دلایل مجتمع شدن ذرات پودر نانومتری بودن ابعاد پودر می-باشد.

از سوی دیگر مقایسه تصویرهای آورده شده در شکل ۳ نشان می‌دهد، در حین فرآیند نورد، اتصال خوبی بین لایه‌های آلومینیوم برقرار شده است به طوری که در سیکل اول درصد زیادی از لایه‌ها به هم متصل شده‌اند. اما به هر حال مقداری جدایش و تخلخل بین لایه‌ها مشاهده می‌گردد. این در حالی است که پس از ۸ سیکل فرآیند نورد مقدار تخلخل به حداقل می‌رسد و لایه‌ها کاملاً به هم متصل شده‌اند به طوری که تشخیص فصل مشترک لایه‌ها امکان پذیر نمی‌باشد. بهبود

۸)، نرخ افزایش سختی آلومینیوم خالص به نزدیک صفر می‌رسد و با افزایش تعداد سیکل‌های فرآیند تفاوتی در میزان سختی آن مشاهده نمی‌شود. علت این امر پدیده بازبای دینامیکی نایجایی‌ها می‌باشد (۲۴،۲۳). اما با توجه به شکل ۴، افزایش ریزسختی کامپوزیت تا سیکل ۸ ادامه دارد. علت افزایش سختی کامپوزیت تا سیکل ۸ به دلیل توزیع یکنواخت ذرات تقویت‌کننده در سیکل‌های نهایی و همچنین تاثیر پذیری خواص کامپوزیت از خواص فاز تقویت‌کننده می‌باشد (۱۷). به علت تفاوت در خواص سیلان فازهای زمینه و تقویت‌کننده در حین فرآیند اتصال نوردی تجمعی نایجایی‌هایی تولید شده و به صورت موضعی در اطراف فاز تقویت‌کننده قرار می‌گیرند (۲۳). با افزایش تعداد سیکل‌ها این مناطق در زمینه آلومینیومی گسترده شده و در نتیجه در سیکل‌های بالا می‌توان نقش ذرات تقویت‌کننده را در افزایش سختی در نظر گرفت. همچنین با افزایش تعداد سیکل‌ها و توزیع همگن تقویت‌کننده‌ها در زمینه آلومینیومی در کنار بسته شدن تخلخل‌ها و بهبود پیوند در فصل مشترک تقویت‌کننده و زمینه سختی افزایش خواهد یافت (۲۶،۲۵). در حقیقت در نمونه‌های کامپوزیتی در مقایسه با نمونه‌ی آلومینیوم خالص تولید شده با روش اتصال نوردی تجمعی، علاوه بر مکانیزم‌های کرنش سختی و ریزدانه شدن، مکانیزم‌های دیگری از جمله مکانیزم اوروان فعال می‌شوند. در این مکانیزم، استحکام‌بخشی و افزایش سختی به وسیله ذرات فاز تقویت‌کننده که فاز سخت می‌باشند حاصل می‌شود. ایجاد حلقه اوروان، جلوگیری از حرکت نایجایی‌ها و افزایش نرخ تولید آن‌ها در حین تغییر شکل توسط ذرات تقویت‌کننده رخ می‌دهد. در حقیقت، از آن جایی که ذرات تقویت‌کننده استحکام کافی برای عبور در مقابل نایجایی‌ها را دارند در نتیجه حلقه اوروان می‌تواند تشکیل شود. حین فرآیند ساخت کامپوزیت به سبب تغییر شکل پیوسته، شمار زیادی از حلقه‌های اوروان تشکیل می‌شوند که نهایتاً تنش‌ها موجب سیلان پلاستیک موضعی یا تنش پسماند در زمینه می‌شود.



شکل ۴- نمودار تغییرات ریز سختی کامپوزیت تولیدی با ۳ درصد وزنی فاز تقویت‌کننده و نیز آلومینیوم یکپارچه با افزایش سیکل‌های فرآیند.

سیکل‌های اولیه و تاثیر منفی آن‌ها بر نفوذ و رسیدن فلز خام به سطح، بین لایه‌های آلومینیوم در سیکل‌های اولیه پیوند مناسبی برقرار نخواهد شد. بنابراین در فصل مشترک بین زمینه آلومینیومی و تقویت‌کننده تخلخل‌های زیادی بوجود آمده و باعث پیوند ضعیف در فصل مشترک زمینه و تقویت‌کننده خواهد شد. اما با افزایش فشار ناشی از افزایش سیکل‌های فرآیند، لایه‌ها به هم جوش خورده و به تدریج پیوند بین لایه‌ها بهبود می‌یابد. با سیلان آلومینیوم و توزیع بهتر ذرات تقویت‌کننده، پیوند در فصل مشترک زمینه آلومینیومی و تقویت‌کننده شبه-بلوری به حالت بهیته خود می‌رسد (شکل ۳- (ب)).

### بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های کامپوزیتی ریزسختی سنجی نمونه‌های کامپوزیتی تولیدی به صورت تابعی از تعداد سیکل‌های فرآیند اتصال نوردی تجمعی

در شکل ۴ تغییرات ریزسختی نمونه‌های آلومینیوم خالص (یک پارچه) و همچنین کامپوزیت‌های ساخته شده با استفاده از فرآیند اتصال نوردی تجمعی بر حسب تعداد سیکل‌های فرآیند نشان داده شده است. همان‌طور که در شکل ۴ مشاهده می‌شود، با افزایش تعداد سیکل‌های فرآیند میزان سختی در نمونه‌های کامپوزیتی و همچنین نمونه‌های آلومینیوم خالص ساخته شده با فرآیند اتصال نوردی افزایش می‌یابد. بطور کلی در سیکل‌های اولیه در اثر تغییر شکل زیاد ناشی از کار سرد، نایجایی‌هایی در ساختار نمونه‌ها به وجود می‌آیند که همین نایجایی‌ها عامل کرنش سخت شدن نمونه کامپوزیتی و آلومینیوم خالص هستند و در نتیجه میزان سختی آن‌ها به سرعت افزایش می‌یابد (۲۰). کرنش سختی بوسیله نایجایی‌ها (افزایش چگالی نایجایی‌ها) و در پی آن تشکیل دانه‌های فرعی در حد میکرون نقش اصلی را در افزایش سختی در سیکل‌های اولیه بازی می‌کند (۲۱). ذرات تقویت‌کننده در سیکل‌های اولیه به صورت لایه‌ای هستند و در زمینه توزیع نشده‌اند بنابراین نقش فرعی را در افزایش سختی دارند. این موضوع با افزایش یکسان سختی هر دو نمونه‌های کامپوزیتی و آلومینیوم خالص تا سیکل ۲ تایید می‌شود.

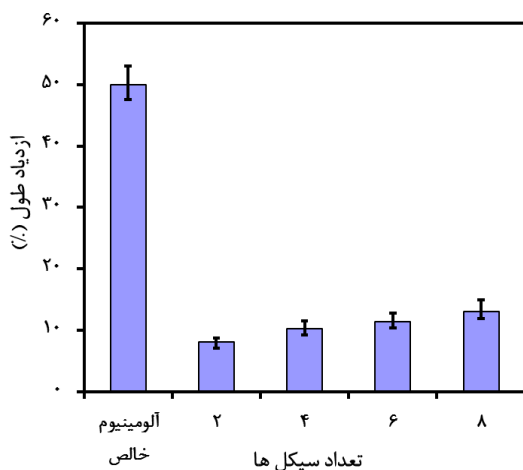
در سیکل‌های میانی (سیکل ۴ به بعد) و با افزایش تعداد سیکل‌های فرآیند، سختی همچنان افزایش می‌یابد. کرنش در سیکل‌های میانی بالاست، در کرنش‌های بالا میزان ریز شدن دانه بیشتر صورت می‌گیرد و سبب افزایش سختی بر اساس مکانیزم هال-پچ می‌شود. در واقع، با افزایش سیکل‌های فرآیند اتصال نوردی تجمعی مرز دانه‌های با زاویه کم به مرزهای با زاویه زیاد تبدیل می‌شوند و یک ساختار ریزدانه بوجود می‌آید (۲۲).

از سوی دیگر مشاهده می‌گردد که در سیکل‌های بالا نرخ افزایش سختی کامپوزیت و آلومینیوم خالص ساخته شده با استفاده از فرآیند اتصال نوردی تجمعی متفاوت می‌باشد. به طوری که نرخ افزایش سختی نمونه‌های کامپوزیتی بالاتر از نمونه‌های آلومینیوم خالص می‌باشد. در این سیکل‌ها به تدریج نقش تقویت‌کننده در افزایش میزان سختی کامپوزیت ظاهر می‌شود. در سیکل‌های نهایی (سیکل‌های ۷ و



نوردی تجمعی به دلیل کرنش سختی بالا، پیوند نامناسب بین لایه‌های آلومینیوم و لایه‌های تقویت‌کننده، وجود تخلخل در مرز مشترک زمینه و تقویت‌کننده و خوشه‌ای بودن تقویت‌کننده‌ها می‌باشد (۲۸).

همان‌طور که مشاهده شد با افزایش تعداد سیکل‌های فرآیند اتصال نوردی تجمعی میزان انعطاف‌پذیری افزایش می‌یابد. علت افزایش انعطاف‌پذیری در سیکل‌های نهایی پیوند مناسب بین لایه‌های آلومینیوم و فاز تقویت‌کننده، کاهش تخلخل‌های موجود در فصل-مشترک زمینه-تقویت‌کننده و همچنین توزیع مناسب‌تر ذرات تقویت‌کننده در زمینه آلومینیومی در اثر فرآیند اتصال نوردی تجمعی می‌باشد (۲۸).



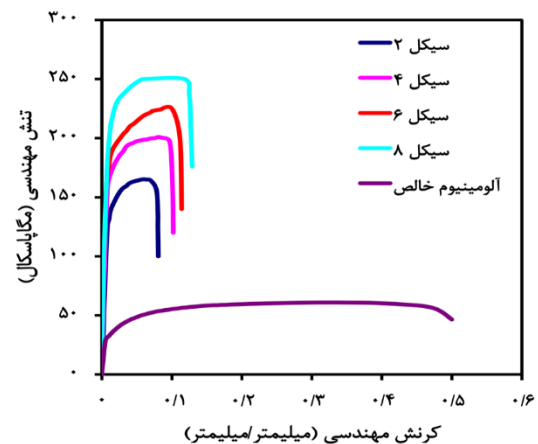
شکل ۶- تغییرات ازدیاد طول نمونه‌های کامپوزیتی با ۳ درصد وزنی فاز تقویت‌کننده شبه بلور در مقایسه با آلومینیوم خالص.

### تغییرات چقرمگی نمونه‌های کامپوزیتی پس از سیکل‌های مختلف فرآیند اتصال نوردی تجمعی

شکل ۷ تغییرات چقرمگی نمونه‌های کامپوزیتی با ۳ درصد وزنی فاز تقویت‌کننده شبه بلور را با افزایش سیکل‌های فرآیند اتصال نوردی تجمعی نشان می‌دهد. همان‌طور که در بخش روش آزمایشگاهی نیز توضیح داده شد، این نمودار با محاسبه سطح زیر منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی نمونه‌های کامپوزیتی پس از سیکل‌های مختلف فرآیند حاصل شده است. همان‌گونه که در شکل ۷ مشاهده می‌شود چقرمگی با افزایش سیکل‌های فرآیند افزایش می‌یابد که نشان‌دهنده‌ی میزان انرژی جذب شده قبل از شکست می‌باشد. چقرمگی در کامپوزیت‌های زمینه فلزی وابسته به ترکیب شیمیایی و ریزساختار آلیاژ زمینه، نوع فاز تقویت‌کننده، اندازه و نحوه قرارگیری آن‌ها و فرآیند ساخت می‌باشد (۲۹). همان‌طور که پیش‌تر اشاره شد، هر چه سیکل‌های فرآیند افزایش یابد به دلیل توزیع مناسب‌تر ذرات تقویت‌کننده در زمینه، کاهش عیوب از جمله تخلخل و جدایش بین لایه‌ها و همچنین از بین رفتن خوشه-های فاز تقویت‌کننده که مراکز تمرکز تنش‌های سه بعدی و بنابراین محل جوانه‌زنی و رشد ترک هستند (۲۸)، چقرمگی نمونه‌های کامپوزیتی بهبود می‌یابد.

### بررسی رفتار کششی کامپوزیت‌های تولیدی با روش اتصال نوردی تجمعی

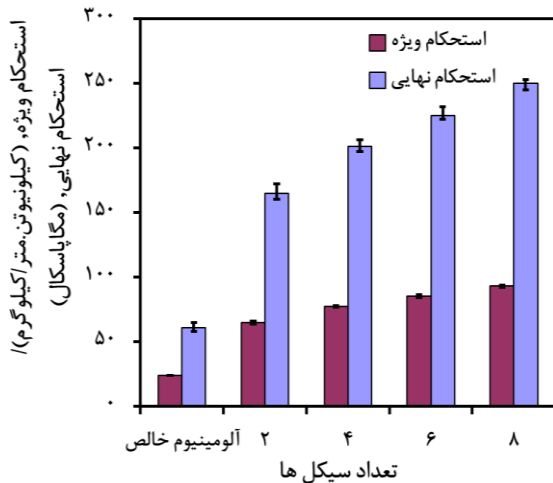
نتایج حاصل از آزمون کشش نمونه‌های کامپوزیت زمینه آلومینیومی تقویت شده با ذرات شبه بلور Al-Cr-Fe ساخته شده به روش اتصال نوردی تجمعی در شکل ۵ نشان داده شده است. همان‌گونه که در شکل ۵ مشاهده می‌شود با افزایش تعداد سیکل‌های فرآیند، استحکام به سمت مقادیر بالاتر افزایش می‌یابد. افزایش استحکام در سیکل‌های اولیه تحت تاثیر کرنش سخت شدن نمونه کامپوزیتی در اثر تولید نابجایی‌های ناشی از فرآیند کار سرد می‌باشد (۲۷). اما با افزایش تعداد سیکل‌های فرآیند، علاوه بر تولید نابجایی‌های بیشتر مکانیزم‌های دیگری از جمله مکانیزم استحکام‌بخشی مرزخانه‌ای است که با افزایش تعداد سیکل‌های فرآیند و ریزدانه شدن ساختار کامپوزیت حاصل می‌شود (۲۷). همان‌طور که در بخش قبل در زمینه افزایش سختی نمونه‌ها با افزایش سیکل‌های فرآیند بیان شد، با افزایش تعداد سیکل‌ها و توزیع همگن تقویت‌کننده‌ها در زمینه آلومینیومی در کنار بسته شدن تخلخل-ها و بهبود پیوند در فصل مشترک تقویت‌کننده و زمینه استحکام بهبود خواهد یافت (۲۶، ۲۵). مکانیزم‌های استحکام‌بخشی ریزدانه شدن و مکانیزم اورون با افزایش سیکل‌های فرآیند و توزیع یکنواخت ذرات تقویت‌کننده در زمینه آلومینیوم همان‌گونه که پیش از این نیز ذکر شد در نمونه‌های کامپوزیتی به افزایش استحکام کمک می‌کنند.



شکل ۵- منحنی‌های تنش-کرنش مهندسی نمونه‌های کامپوزیتی با ۳ درصد وزنی فاز تقویت‌کننده شبه بلور در مقایسه با آلومینیوم خالص.

### بررسی تغییرات ازدیاد طول نمونه‌های کامپوزیتی تولیدی به صورت تابعی از تعداد سیکل‌های فرآیند اتصال نوردی تجمعی

شکل ۶ درصد تغییرات ازدیاد طول نمونه‌های کامپوزیتی را بعد از سیکل‌های مختلف فرآیند اتصال نوردی تجمعی نشان می‌دهد. با توجه به شکل ۶، در کامپوزیت ساخته شده درصد ازدیاد طول پس از سیکل ۲ و تا سیکل ۸ با افزایش تعداد سیکل‌های فرآیند افزایش می‌یابد. کاهش ازدیاد طول در نمونه‌های کامپوزیتی بعد از شروع فرآیند اتصال

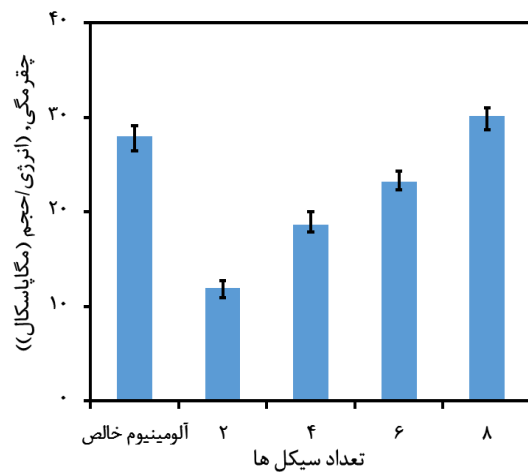


شکل ۸- تغییرات استحکام ویژه و استحکام نهایی نمونه‌های کامپوزیتی با ۳ درصد وزنی فاز تقویت کننده در مقایسه با آلومینیوم خالص.

### بحث و نتیجه گیری

در تحقیق حاضر ابتدا نانوذرات شبه بلور  $Al_{72}Cr_{17}Fe_{11}$  با استفاده از فرآیند آلیاژسازی مکانیکی و عملیات حرارتی بعدی تولید شد. در مرحله بعد پودر شبه بلور تولیدی به عنوان فاز تقویت کننده در کامپوزیت زمینه آلومینیومی که به روش اتصال نوردی تجمعی تولید گردید، استفاده شد. در پایان نیز خواص ریزساختاری و مکانیکی نمونه‌های کامپوزیتی در سیکل‌های مختلف بررسی شد. نتایج حاصله را می‌توان به صورت زیر خلاصه کرد:

۱. نانو ذرات شبه بلور  $Al_{72}Cr_{17}Fe_{11}$  با ساختار دکاگونال به طور موفقیت آمیز تولید شد.
۲. بررسی‌های ریزساختاری بهبود توزیع ذرات فاز تقویت کننده در زمینه آلومینیومی را با افزایش سیکل‌های فرآیند اتصال نوردی تجمعی نشان داد.
۳. ریزسختی نمونه‌های کامپوزیتی و همچنین آلومینیوم خالص با افزایش سیکل‌های فرآیند اتصال نوردی تجمعی افزایش یافته‌اند. اما ریزسختی نمونه‌های کامپوزیتی تولیدی با روش اتصال نوردی تجمعی بالاتر از نمونه‌های آلومینیوم خالص تولید شده با روش مشابه بود.
۴. انعطاف پذیری (ازدیاد طول) نمونه‌های کامپوزیتی تولیدی با افزایش سیکل‌های فرآیند اتصال نوردی تجمعی بهبود یافت.
۵. چقرمگی نمونه‌های کامپوزیتی با افزایش سیکل‌های فرآیند اتصال نوردی تجمعی بهبود یافت و به بیشینه مقدار  $30/2$  (انرژی/حجم (مگاپاسکال)) پس از ۸ سیکل فرآیند اتصال نوردی تجمعی رسید.
۶. استحکام ویژه نمونه‌های کامپوزیتی با افزایش سیکل‌های فرآیند اتصال نوردی تجمعی تا ۸ سیکل به طور پیوسته افزایش یافت.



شکل ۷- تغییرات چقرمگی نمونه‌های کامپوزیتی با ۳ درصد وزنی فاز تقویت کننده در مقایسه با نمونه‌ی آلومینیوم خالص.

### بررسی و مقایسه استحکام ویژه نمونه‌های کامپوزیتی

#### تولیدی با استفاده از فرآیند اتصال نوردی تجمعی

استحکام ویژه یک کامپوزیت، استحکام کامپوزیت تقسیم بر چگالی آن می‌باشد. استحکام ویژه یکی از ویژگی‌های مهم در کامپوزیت‌ها می‌باشد که بالا بودن آن مفید است. چگالی نمونه‌های کامپوزیتی با استفاده از روش ارشمیدس در سیکل‌های مختلف تعیین می‌شود. در طی فرآیند اتصال نوردی تجمعی و در حین ساخت کامپوزیت‌ها چگالی نمونه‌ها در هر سیکل تغییر می‌کند که دلیل آن بسته شدن حفره‌ها و ناپیوستگی‌های بین لایه‌های آلومینیوم، لایه‌های آلومینیوم با ذرات تقویت کننده و خود ذرات تقویت کننده می‌باشد. علاوه بر این در حین فرآیند بین دو سطح جدیدی که به هم متصل می‌شوند یکسری حفره و ناپیوستگی به نمونه اضافه می‌شود که نهایتاً برآیند این تغییرات تعیین کننده چگالی نهایی نمونه در سیکل آخر می‌باشد. ذکر این نکته ضروری است که با اندازه گیری چگالی با استفاده از روش ارشمیدس مشخص گردید که رنج تغییرات چگالی در محدوده‌ی اعداد  $2/51$  در سیکل اول تا حدود  $2/69$  (گرم/سانتی متر مکعب) در سیکل ۸ می‌باشد.

شکل ۸ تغییرات استحکام ویژه و همچنین استحکام نهایی کامپوزیت‌های ساخته شده با فرآیند اتصال نوردی تجمعی را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود هرچه سیکل‌های فرآیند افزایش یابد استحکام ویژه مقادیر بالاتری را نشان می‌دهد. دلیل این رفتار مشاهده شده، افزایش استحکام با افزایش تعداد سیکل‌های فرآیند می‌باشد (همان‌طور که در شکل ۸ نتایج استحکام کششی آورده شده و روند صعودی را با افزایش سیکل‌های فرآیند اتصال نوردی تجمعی نشان می‌دهد). از آنجایی که اختلاف اعداد چگالی زیاد نیست و از سوی دیگر تغییرات استحکام در هر سیکل مقدار قابل توجهی می‌باشد لذا تغییرات چگالی در محاسبه استحکام ویژه در برابر تغییرات استحکام تاثیرگذار نمی‌باشد.

## پیشنهادها

بر اساس نتایج حاصل از آزمون‌های مکانیکی، استحکام و سختی بالایی در حضور فاز تقویت‌کننده شبه بلور در کامپوزیت زمینه آلومینیومی حاصل گردید که می‌تواند جایگزین کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی با تقویت‌کننده‌های ذرات اکسیدی و کاربیدی گردد. نتایج همچنین نشان داد که با توزیع مناسب‌تر و یکنواخت‌تر ذرات تقویت‌کننده در زمینه آلومینیوم خواص مکانیکی نهایی بهبود می‌یابد و چقرمگی قابل توجهی حاصل می‌شود که نشان‌دهنده این موضوع است که روش اتصال نوردی تجمعی روشی مناسب در تولید کامپوزیت‌های زمینه آلومینیومی می‌باشد.

## ملاحظات اخلاقی پیروی از اصول اخلاق پژوهش

همکاری مشارکت‌کنندگان در تحقیق حاضر به صورت داوطلبانه و با رضایت آنان بوده است.

## حامی مالی

هزینه تحقیق حاضر توسط نویسندگان مقاله تامین شده است.

## مشارکت نویسندگان

طراحی و ایده‌پردازی: شیما پشنگه، مرتضی علیزاده؛  
روش‌شناسی و تحلیل داده‌ها: شیما پشنگه، مرتضی علیزاده، رسول امینی؛  
نظارت و نگارش نهایی: شیما پشنگه، مرتضی علیزاده.

## تعارض منافع

بنابر اظهار نویسندگان، مقاله حاضر فاقد هرگونه تعارض منافع بوده است.

## References

- Cheng, S.-L. Yang, G.-C., Man, Z.H.U., Wang, J.-C., Zhou, Y.Z. 2010. Mechanical properties and fracture mechanisms of aluminum matrix composites reinforced by Al<sub>9</sub> (Co, Ni)<sub>2</sub> intermetallics. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 20: 572–576.
- Balokhonov, R., Romanova, V., and Kulkov, A. 2020. Microstructure-based analysis of deformation and fracture in metal-matrix composite materials. Engineering Failure Analysis, 110: 104412.
- Kumar, A., Yeasin Arafath, M., Gupta, P., Kumar, D., Mustansar Hussain, C., and Jamwal, A. 2020, Microstructural and mechano-tribological behavior of Al reinforced SiC-TiC hybrid metal matrix composite. Materials Today: Proceedings, 21: 1417–1420.
- Alizadeh, M., and Paydar, M.H. 2009. Fabrication of Al/SiCP composite strips by repeated roll-bonding (RRB) process. Journal of Alloys and Compounds, 477: 811–816.
- Tang, F., Anderson, I.E., and Biner, S.B. 2003. Microstructures and mechanical properties of pure Al matrix composites reinforced by Al; Cu; Fe alloy particles. Materials Science and Engineering: A, 363: 20–29.
- Alizadeh, M., Ghaffari, M., and Amini, R. 2013. Properties of high specific strength Al-4 wt.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/B<sub>4</sub>C nano-composite produced by accumulative roll bonding process. Materials & Design, 50: 427–432.
- Behroozi, D. and Pirhady Tavandashti, N. 2021. Investigation of the Synergistic Effect of Soft and Hard Particles on Corrosion and Wear Resistance Behavior of Ni-B-PTFE-Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> Electroless Coating on Carbon Steel. Journal of New Materials, 11: 1–22. [in Persian]
- Manikandan, M., and Karthikeyan, A. 2014. A study on the wear behaviour of Aluminium matrix composite with ceramic reinforcements. Middle East Journal of Scientific Research, 22: 128–133.
- Giacometti, E., Baluc, N., Bonneville, J., and Rabier, J. 1999. Microindentation of Al-Cu-Fe icosahedral quasicrystal. Scripta Materialia, 41.
- Yan, M., Wang, J.Q., Kong, C., Schaffer, G.B., and Qian, M. 2012. Micrometer-sized quasicrystals in the Al<sub>85</sub>Ni<sub>5</sub>Y<sub>6</sub>Co<sub>2</sub>Fe<sub>2</sub> metallic glass: a TEM study and a brief discussion on the formability of quasicrystals in bulk and marginal glass-forming alloys. Journal of Materials Research, 27: 2131–2139.
- Lee, S.M. Jung, J.H., Fleury, E., Kim, W.T., and Kim, D.H. 2000. Metal matrix composites reinforced by gas-atomised Al-Cu-Fe powders. Materials Science and Engineering: A, 294: 99–103.
- Huttunen-Saarivirta, E. 2004. Microstructure, fabrication and properties of quasicrystalline Al-Cu-Fe

- alloys: a review, *Journal of Alloys and Compounds*, 363: 154–178.
13. Kaloshkin, S.D., Tcherdyntsev, V. V., Laptev, A.I., Stepashkin, A.A., Afonina, E.A., Pomadchik, A.L., and Bugakov, V.I. 2004. Structure and mechanical properties of mechanically alloyed Al/Al-Cu-Fe composites. *Journal of materials science*, 39: 5399–5402.
  14. Cherdyntsev, V. V., Kaloshkin, S.D., Tomilin, I.A., Shelekhov, E. V., Laptev, A.I., Stepashkin, A.A., and Danilov, V.D. 2007. Structure and properties of mechanically alloyed composite materials Al/Al-Cu-Fe quasicrystal. *The Physics of Metals and Metallography*, 104: 497–504.
  15. Alizadeh, M. 2010. Comparison of nanostructured Al/B4C composite produced by ARB and Al/B4C composite produced by RRB process. *Materials Science and Engineering: A*, 528: 578–582.
  16. Dieter, G.E., and Bacon, D.J. 1986. *Mechanical metallurgy*. McGraw-hill New York, 3.
  17. Tsuji, N., Ito, Y., Saito, Y., and Minamino, Y. 2002. Strength and ductility of ultrafine grained aluminum and iron produced by ARB and annealing. *Scripta Materialia*, 47: 893–899.
  18. Alizadeh, M., and Paydar, M.H. 2012. High-strength nanostructured Al/B4C composite processed by cross-roll accumulative roll bonding, *Materials Science and Engineering: A*, 538: 14–19.
  19. Kolmogorov, V.L., and Zalazinsky, A.G. 1998. On metal joining and the prediction of the strength of solid-phase joints. *Journal of Materials Processing Technology*, 75: 157–164.
  20. Saito, Y., Utsunomiya, H., Tsuji, N., and Sakai, T. 1999. Novel ultra-high straining process for bulk material development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. *Acta Materialia*, 47: 579–583.
  21. Zhan, M.Y., Li, Y.Y., Chen, W.P., and Chen, W.D. 2007. Microstructure and mechanical properties of Mg–Al–Zn alloy sheets severely deformed by accumulative roll-bonding. *Journal of Materials Science*, 42: 9256–9261.
  22. Park, K.-T. Kwon, H.-J., Kim, W.-J., and Kim, Y.-S. 2001. Microstructural characteristics and thermal stability of ultrafine grained 6061 Al alloy fabricated by accumulative roll bonding process. *Materials Science and Engineering: A*, 316: 145–152.
  23. Azushima, A., Kopp, R., Korhonen, A., Yang, D.Y., Micari, F., Lahoti, G.D., P. Groche, P., Yanagimoto, J., Tsuji, N., Rosochowski, A., and Yanagida, A. 2008. Severe plastic deformation (SPD) processes for metals. *CIRP Annals*, 57: 716–735.
  24. Chen, M.C., Hsieh, H.C., and Wu, W. 2006. The evolution of microstructures and mechanical properties during accumulative roll bonding of Al/Mg composite. *Journal of Alloys and Compounds*, 416: 169–172.
  25. Jamaati, R., and Toroghinejad, M.R. 2010. Manufacturing of high-strength aluminum/alumina composite by accumulative roll bonding. *Materials Science and Engineering: A*, 527: 4146–4151.
  26. Alizadeh, M. 2011. Strengthening mechanisms in particulate Al/B4C composites produced by repeated roll bonding process. *Journal of Alloys and Compounds*, 509: 2243–2247.
  27. Reihanian, M. Ebrahimi, R., Tsuji, N., and Moshksar, M.M. 2008. Analysis of the mechanical properties and deformation behavior of nanostructured commercially pure Al processed by equal channel angular pressing (ECAP). *Materials Science and Engineering: A*, 473: 189–194.
  28. Saito, Y. Tsuji, N., Utsunomiya, H., Sakai, T., and Hong, R.G. 1998. Ultra-fine grained bulk aluminum produced by accumulative roll-bonding (ARB) process. *Scripta Materialia*, 39: 1221–1227.
  29. Wells, A.A., Chamberlain, D.A., and Hancock, P. 1981. Toughness: Determination and Definition [and Discussion], *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, 299: 19–30.