



طراحی و ساخت کامپوزیت‌های استوانه‌ای شکل تابعی مدرج $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$ با استفاده از روش ریخته‌گری گریز از مرکز درجا

محمد نیرومند¹، یاسر وحیدشاد^{2*}، مسعود امامی³، کارن ابرینیا⁴

1- کارشناسی ارشد مهندسی مکانیک، دانشکده فنی، دانشگاه تهران، تهران

2- استادیار، مهندسی مواد و متالورژی، پژوهشکده حمل و نقل فضایی، پژوهشگاه فضایی ایران، تهران

3- استاد، مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده فنی، دانشگاه تهران، تهران

4- استاد، مهندسی مکانیک، دانشکده فنی، دانشگاه تهران، تهران

* تهران، صندوق پستی 1459777511، y.vahidshad@isrc.ac.ir

اطلاعات مقاله:

دریافت: 1400/09/07

پذیرش: 1401/02/06

کلیدواژگان

مواد تابعی مدرج، ریخته‌گری گریز از مرکز درجا، ریزساختار، عملیات حرارتی، خواص مکانیکی

چکیده

در دهه‌های اخیر استفاده از کامپوزیت‌های زمینه فلزی و مواد تابعی مدرج به دلیل بدست آمدن تلفیقی از خواص مکانیکی و فیزیکی گسترش پیدا کرده است. در این پژوهش روش ریخته‌گری گریز از مرکز درجا برای ساخت قطعات استفاده شد. کامپوزیت اولیه مورد استفاده در این روش $\text{Al-15wt.\%Mg}_2\text{Si}$ بود. قطعات تابعی مدرج درجا با سرعت‌های دورانی 1000، 1300 و 1700 دور بر دقیقه با موفقیت ساخته شدند. برای بررسی ریزساختار نمونه‌های تولید شده از میکروسکوپ نوری و برای بررسی خواص مکانیکی از سختی سنجی ویکرز استفاده شد. مقطع نمونه‌های ساخته شده به دو قسمت تقویت شده و ماتریس تفکیک شدند و مشاهده شد که با افزایش دور قالب، اندازه قسمت تقویت شده کاهش می‌یابد ولی درصد حجمی ذرات در آن ناحیه افزایش پیدا می‌کند. تخلخل به عنوان متغیری مخرب در قسمت تقویت شده افزایش پیدا کرد. سختی در ناحیه تقویت شده افزایش یافت و بیشینه مقادیر سختی برای قطعات با سرعت دورانی‌های 1000 و 1300 دور بر دقیقه به ترتیب معادل 67.5 و 70 ویکرز بدست آمد. همچنین در ناحیه کنار قالب، سختی افزایش یافت و بیشینه مقدار سختی برای قطعه با سرعت دورانی 1700 دور بر دقیقه، معادل 70 ویکرز در این ناحیه بدست آمد. عملیات حرارتی انحلال برای نمونه‌های ساخته شده انجام شد. با مشاهده ریزساختار دیده شد که مورفولوژی ذرات Mg_2Si اولیه و یوتکتیک تغییر کرده‌اند. سختی پس از عملیات حرارتی با حفظ روند کمی افزایش پیدا کرد.

Design and manufacturing of $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$ cylindrical functionally graded composites using in-situ centrifugal casting

Mohamad Nirumand¹, Yaser Vahidshad^{2*}, Massoud Emamy³, Karen Abrinia⁴

1- Department of Mechanical Engineering, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran

2- Space Transportation Research Institute, Iranian Space Research Center, Tehran, Iran

3- School of Metallurgy and Materials, College of Engineering, University of Tehran, Tehran, Iran

* P.O.B. 1459777511, Tehran, Iran, y.vahidshad@isrc.ac.ir

Keywords

FGM, Centrifugal casting in-situ method, Microstructure, Heat treatment, Mechanical properties

Abstract

In recent decades, the use of metal matrix composites and functionally graded materials for achieving a combination of mechanical and physical properties has increased. In this research, an in-situ centrifugal casting method was used to make the samples. The primary composite used in this method was $\text{Al-15wt.\%Mg}_2\text{Si}$. In situ prepared functionally graded samples were successfully manufactured at 1000, 1300, and 1700 rpm rotational speeds. Optical microscopy was used to examine the microstructure of the samples, and a Vickers hardness tester was used to examine the mechanical properties. The cross-section of the fabricated samples was divided into two parts, the reinforced and the matrix parts. Porosity increased as a destructive parameter in the reinforced area. The hardness increased as the volume fraction of particles in the reinforced area. Also, hardness increased in the chilled zone due to the fine-grains and trapped particles. Solutionizing heat treatment was performed for the fabricated samples. By observing the microstructure, there was no change in the placement trend of the primary particles, but the morphology of the primary and eutectic Mg_2Si particles were changed. Hardness increased after heat treatment while its gradient did not change.

Please cite this article using:

برای ارجاع به مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

Nirumand, M., Vahidshad, Y., Emamy, M., Abrinia, K., "Design and manufacturing of $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$ cylindrical functionally graded composites using in-situ centrifugal casting", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 4, pp. 1749-1757, 2022. <https://doi.org/10.22068/JSTC.2022.542863.1756>

1- مقدمه

کامپوزیت‌های زمینه فلزی مانند همه‌ی کامپوزیت‌ها شامل حداقل دو فاز متمایز از لحاظ فیزیکی و شیمیایی هستند و به‌گونه‌ای توزیع شده‌اند و خواصی را ایجاد می‌کنند که بصورت جداگانه دست‌یافتنی نیستند. بنابراین کامپوزیت‌های زمینه فلزی به مرور زمان کاربردهای گسترده‌ای در صنایع هوا و فضا، بسته‌بندی الکترونیک، خودرو و دیگر مصنوعات پیدا کردند [1, 2].

در میان مواد کامپوزیتی، مواد تابعی مدرج¹ توسعه یافتند که در این مواد علاوه بر ترکیب، ساختار نیز به تدریج در حجم ماده تغییر می‌کند که این تغییرات، در خواص ماده تأثیر دارد [3]. ریخته‌گری گریز از مرکز یکی از روش‌های معمول در تولید لوله‌های فلزی بدون درز است. این روش به عنوان یکی از راحت‌ترین و ارزان‌ترین روش‌ها برای ساخت مواد تابعی مدرج گوناگون در سال 1991 توسط فوکویی² و همکاران ارائه گردید. در این روش، یک نیروی گریز از مرکز به یک کامپوزیت مذاب همگن شده که از روش ریخته‌گری همزدنی³ بدست آمده اعمال می‌شود و باعث می‌شود تا گرادیان مورد نظر ایجاد شود. این گرادیان ایجاد شده در ترکیب توسط تفاوت در نیروی گریز از مرکز ایجاد می‌شود به این صورت که اختلاف چگالی بین مذاب و ذرات تقویت‌کننده منجر به ایجاد گرادییانی در راستای شعاعی می‌شود [4].

در این پژوهش از روش ریخته‌گری گریز از مرکز درجا استفاده شده است که در این روش دمای ذوب آلیاژ اصلی پایین‌تر از دمای فرآیند می‌باشد و نیروی گریز از مرکز می‌تواند در ریخته‌گری مذاب هم به ماتریس و هم ذرات اعمال شود [5]. ترکیب Mg₂Si در میان مواد تقویت‌کننده که به صورت ذره‌ای در کامپوزیت‌های فلزی مورد استفاده قرار می‌گیرند دارای کمترین چگالی است، بنابراین پتانسیل بالایی برای استفاده به عنوان تقویت‌کننده در کامپوزیت‌های زمینه فلزی⁴ با زمینه Al و Mg برای کاهش وزن دارد [6]. ترکیب بین فلزی Mg₂Si دارای نقطه ذوب نسبتاً بالا (1083 °C)، چگالی پایین (99. g/cm³)، سختی بالا (4500 MN/m²)، ضریب انبساط حرارتی (5.7×10⁻⁶ K⁻¹) و مدول الاستیک نسبتاً بالا (120 GPa) است. داشتن چنین خواصی، ترکیب Mg₂Si را به عنوان یک انتخاب مناسب برای تقویت زمینه آلومینیم و منیزیم جهت ساخت کامپوزیت زمینه فلزی بهسازی شده معرفی می‌کند [7].

تأثیر عملیات حرارتی و اضافه کردن فسفر به کامپوزیت Al-15% Mg₂Si بر روی ریزساختار و خواص کششی این کامپوزیت توسط نصیری و همکاران [8] مورد بررسی قرار گرفت. لین⁵ و همکاران بوش‌های ساخته شده با مواد تابعی مدرج با بوش‌های ساخته شده به روش سنتی را برای موتورسیکلت‌ها و خودروها مورد مقایسه قرار دادند [9]. احمد و همکاران سه آلیاژ آلومینیم 356، 413 و 390 که به ترتیب هایپوئکتیک، یوکتیک و هایپروئکتیک هستند برای ساخت مواد تابعی مدرج با استفاده از روش ریخته‌گری گریز از مرکز درجا تحت سرعت‌های دورانی متفاوت مورد استفاده قرار دادند. مشاهده شد که با افزایش سرعت دورانی گرادیان ایجاد شده بهبود پیدا می‌کند و نتایج میکروسختی و مقاومت به سایش نشان داد که آلیاژ 390 بیشترین خواص مکانیکی مذکور را دارا بود [10]. رم⁶ و همکاران [11] به بررسی نتایج آزمون کشش در دماهای بالا برای مواد تابعی مدرج درجای Al-Mg₂Si جهت کاربرد سیلندرهای خودرو پرداختند.

اگرچه پژوهش‌های متعددی بر روی کامپوزیت زمینه فلزی با ترکیب هایپروئکتیک Al-15%Mg₂Si انجام شده است و تأثیر عناصر بهسازی بر روی این کامپوزیت بررسی شده است ولی بر روی مواد تابعی مدرج با این ترکیب بررسی زیادی صورت نگرفته است. در این مقاله به بررسی این مواد پرداخته شده است.

2- روش تحقیق

ساخت نمونه‌ها به روش درجا، طی دو مرحله انجام گرفت. مرحله‌ی اول ساخت شمش کامپوزیت فلزی درجا و مرحله‌ی دوم ساخت نمونه تابعی مدرج است. برای ساخت آلیاژ Al-15% Mg-9.5% Si-5.5 wt.% که پس از انجماد به نام کامپوزیت درجای Al-15Mg₂Si شناخته می‌شود [7] از شمش‌های آلومینیم خالص (99.9 درصد) استفاده شد که پس از برش در کوره القایی و در داخل بوتله گرافیتی با ظرفیت 1 Kg، در دمای 750°C ذوب گردید. پس از آن مقدار محاسبه شده سیلیسیم خالص (5.5 درصد وزنی) به مذاب آلومینیم اضافه شد. پس از گذشت حدود 10 دقیقه و حل شدن کامل سیلیسیم خالص در مذاب آلومینیم، منیزیم خالص (99.5 درصد) به میزان 9.5 درصد وزنی به مذاب اضافه شد. پس از اضافه شدن منیزیم مذاب با استفاده از همزن القایی و همچنین میله‌ی گرافیتی به سرعت هم زده شد و بلافاصله پس از سرباره‌گیری کامل به درون قالب‌های فولادی پیش‌گرم شده ریخته شد. در محاسبات وزنی ساخت کامپوزیت 3 درصد اتلاف برای آلومینیم، 7 درصد برای سیلیسیم و با توجه به تمایل شدید منیزیم به اکسیداسیون میزان اتلاف برای این عنصر 17 درصد در نظر گرفته شد.

برای تهیه قطعات نهایی تابعی مدرج، قطعات برش داده شده از کامپوزیت درجای تهیه شده در دمای 750°C ذوب مجدد شدند. سپس قالب فولادی با استفاده از مشعل تا دمای 300°C پیش‌گرم شد. در نهایت قطعات به کمک دستگاه ریخته‌گری گریز از مرکز افقی در قالب پیش‌گرم شده ریخته‌گری شدند. ابعاد قطعات تهیه شده در این پژوهش به این صورت بود که قطر داخلی و خارجی آن‌ها به ترتیب 50 و 80 میلی‌متر و ارتفاع قطعه‌ی ساخته شده 60 میلی‌متر بود. در این پژوهش به منظور بررسی متغیرهای فرآیندی، از میان سه متغیر اصلی روش مورد استفاده یعنی ریخته‌گری گریز از مرکز درجا که شامل دمای ذوب ریزی، دمای پیش‌گرم قالب و سرعت دورانی می‌باشد، سرعت دورانی قالب در سه دور مختلف 1000، 1300 و 1700 rpm مورد بررسی قرار گرفت. سرعت دورانی‌های انتخاب شده معادل 56، 95 و 162 برای متغیر بی‌بعد G می‌باشند. متغیر بی‌بعد G به این صورت تعریف می‌شود:

$$G = \frac{r\omega^2}{g} \quad (1)$$

برای تحلیل حرکت ذرات در ریخته‌گری گریز از مرکز از رابطه استوکس⁷ استفاده می‌شود که این رابطه بصورت کلی برای مایعات تعریف شده است و به شرح زیر می‌باشد:

$$\frac{dx}{dt} = \frac{|\rho_p - \rho_m| G g D_p^2}{18\eta} \quad (2)$$

که در این رابطه ρ_p ، G ، D و η به ترتیب سرعت، چگالی، عدد G، شتاب گرانش، قطر ذرات و گرانروی مذاب فلز می‌باشند. عدد بی‌بعد G از

⁵ Lin
⁶ Ram
⁷ Stokes

¹ Functionally graded materials
² Fukui
³ Stir casting
⁴ Metal matrix composites

کیلوگرم و مدت زمان اعمال بار 10 ثانیه تنظیم شد. سختی سنجی همانند بررسی ریزساختار به این صورت انجام شد که به فاصله‌ی هر 1 میلی‌متر از سطح خارجی آزمایش انجام شد. سختی برای هر نمونه سه بار اندازه‌گیری شد و میانگینی از آن‌ها گزارش شد. نمونه‌ها در کوره‌ی عملیات حرارتی با دمای °C 500 و با دقت دمایی $\pm 2^\circ\text{C}$ به مدت 4 ساعت نگهداری شده و پس از آن سریع در آب سرد، کوئنچ گردید [13].

3- نتایج و بحث

1-3 جدایی ذرات در نمونه‌های تابعی مدرج

در شکل 3، تغییرات k (نرخ جدایی ذرات) برحسب سرعت دورانی قالب با ثابت بودن متغیرهای دمای ریخته‌گری و دمای پیش‌گرم قالب ارائه شده است. همان‌طور که در این نمودار مشاهده می‌شود، هر چه سرعت دورانی قالب بیشتر می‌شود، عرض ناحیه تقویت شده کاهش پیدا می‌کند.

با توجه به رابطه استوکس عرض ناحیه تقویت شده و توزیع جزء حجمی ذرات در قطعات تابعی مدرج، تابعی است از زمانی که ذرات در مذاب در حال حرکت هستند و سرعت آن‌ها هنگامی که به سمت لایه داخلی حرکت می‌کنند. بنابراین اثر سرمایش قالب، نرخ سرد شدن مذاب و عدد G متغیرهای اصلی اثرگذار بر روی k و توزیع حجمی ذرات هستند.

برای قطعات ریخته‌شده در این پژوهش دمای ذوب ریزی و پیش‌گرم ثابت در نظر گرفته می‌شود، بنابراین اثر سرمایش قالب برای نمونه‌ها تقریباً برابر است. سرعت حرکت ذرات در مذاب، عمدتاً توسط عدد G با توجه به رابطه استوکس تعیین می‌شود. با افزایش عدد G ، سرعت حرکت ذرات در مذاب افزایش می‌یابد. بنابراین قبل از اینکه انجماد کامل شود اکثر ذرات در ناحیه داخلی جا می‌گیرند و عرض ناحیه تقویت شده کوچک‌تر می‌شود [9].

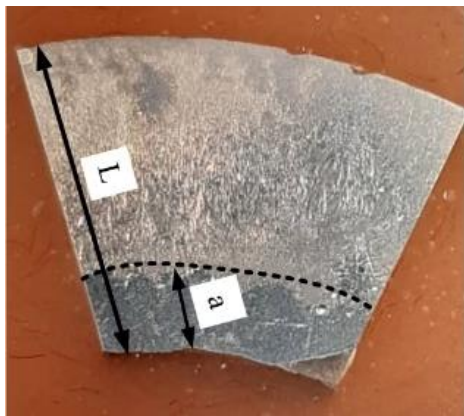


Fig. 2 The cross section of FGMs tube

شکل 2 مقطع برش شده از نمونه تابعی مدرج

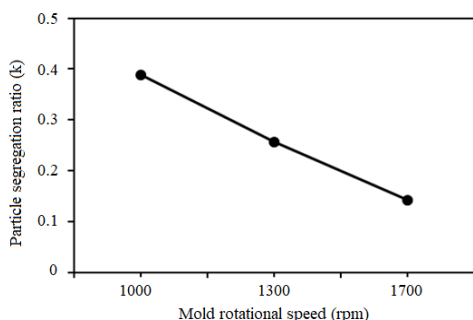


Fig. 3 Particle segregation ratio with different G numbers

شکل 3 نمودار میزان جدایش ذرات بر حسب عدد G های متفاوت

تقسیم نیروی گریز از مرکز به نیروی گرانش برای ذرات بدست می‌آید و برابر $\frac{\omega^2 r}{g}$ می‌باشد و در آن ω سرعت دورانی قالب و r فاصله ذرات از محور چرخش می‌باشد [5].

در پژوهش‌های پیشین مشاهده شد مقطع نمونه‌های ساخته شده به روش ریخته‌گری گریز از مرکز درجا با ذرات تقویت کننده Mg_2Si به دو ناحیه تقویت شده و ناحیه تقویت نشده تقسیم می‌شوند [9, 12]. در شکل 1 مشاهده می‌شود که نمونه‌ی ساخته در این پژوهش نیز به دو ناحیه مجزا تقسیم شده است.



Fig. 1 Al-15Mg₂Si FGMs tube

شکل 1 قطعه‌ی تابعی مدرج Al-15Mg₂Si

برای توصیف کردن نرخ جدایی ذرات در مقطع قطعه‌ی ریخته شده رابطه‌ی زیر مورد استفاده قرار می‌گیرد [9]:

$$k = \frac{a}{L} \quad (3)$$

که در این رابطه، همان‌طور که در شکل 2 نشان داده شده است، a عرض لایه‌ی تقویت‌شده می‌باشد و L کل ضخامت مقطع قطعه‌ی ریخته شده از جداری داخلی تا جداری خارجی در راستای شعاعی می‌باشد. متغیر k نشان‌دهنده‌ی نسبت عرض لایه‌ی تقویت شده به ضخامت کل مقطع می‌باشد. هرچه اندازه‌ی لایه‌ی تقویت شده بیشتر باشد، k بزرگ‌تر است. برای اندازه‌گیری مقادیر a و L از ابزار خط‌کش نرم‌افزار تحلیل عکس میکروسکوپ نوری استفاده شد.

نمونه‌های ساخته شده همان‌طور که در شکل 2 دیده می‌شود، ابتدا در راستای عمودی قطعه به صورت کماتی از دایره برش خوردند و مانت شدند. تمامی نمونه‌ها توسط سنباده‌های 60، 120، 220، 400، 600، 800، 1000، 1500، 2000، 2500 و 3000 پولیش شده و با محلول کلر، اچ شدند. پس از آماده‌سازی سطح، بررسی‌های ریزساختاری توسط میکروسکوپ نوری در بزرگنمایی‌های 50 تا 1000 برابر، انجام پذیرفت. ریزساختار نمونه‌ها به این صورت انجام شد که با معیار قرار دادن سطح خارجی به فاصله‌ی هر دو میلی‌متر تصویری تهیه شد و در مواردی که نیاز به بررسی نکته‌ی خاصی بود از بزرگنمایی بالاتری برای بررسی بهتر استفاده شد. جهت بررسی کمی ریزساختار مانند متغیرهایی از قبیل جزء حجمی و میزان تخلخل نیز از نرم‌افزار آنالیز تصویری استفاده شد. به منظور اندازه‌گیری سختی نمونه‌های تابعی مدرج، از معیار سختی‌سنجی ویکرز استفاده شد. میزان بار دستگاه سختی‌سنج 5

در شکل 5 که ریزساختار با بزرگنمایی 500 برابر نشان داده شده است، غالباً سه فاز Mg₂Si اولیه، α -Al و یوتکتیک (ثانویه) در ریزساختار قطعات مشاهده می‌شود.

ذرات Mg₂Si در دو فاز اولیه و شبه یوتکتیک درون قطعات قابل مشاهده هستند. ساختار شبه یوتکتیک موجود، مورفولوژی شناخته شده (خط چینی¹) را ایجاد کرده است. فازهای ایجاد شده در این ساختار را می‌توان توسط دیگرام فازی Al-Mg₂Si که در شکل 6 ارائه شده است، توضیح داد.

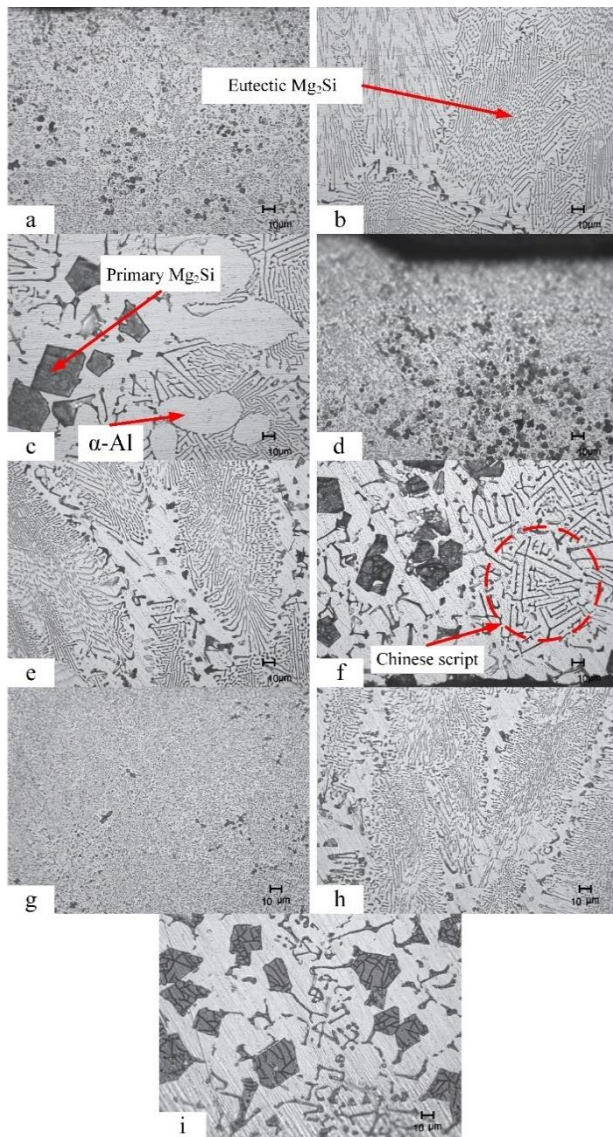


Fig. 5 Microstructure of parts with 500x magnification for inner, middle and outer zones, which are left, middle and right photos, respectively. a to c refers to the part with a speed of 1000 rpm, d to f refers to the part with a speed of 1300 rpm and g to i refers to part with a speed of 1700 rpm

شکل 5 ریزساختار قطعات با بزرگنمایی 500 برابر برای ناحیه‌های داخلی، میانی و خارجی که به ترتیب عکس‌های سمت چپ، وسط و راست هستند. a تا c قطعه با سرعت 1000 rpm، d تا f قطعه با سرعت 1300 rpm و g تا i قطعه با سرعت 1700 rpm می‌باشد.

2-3- جدایی ذرات در نمونه‌های تابعی مدرج

در شکل 4 ریزساختار قطعات با بزرگنمایی 50 برابر، برای سه نمونه با سرعت دورانی‌های متفاوت ارائه شده است. همان‌طور که در این تصاویر مشاهده می‌شود، ذرات Mg₂Si اولیه به خوبی مدرج شده‌اند و گرادیان مشخص است. همچنین مشاهده می‌شود که این تغییرات بصورت یکباره رخ داده است و مقطع قطعه‌ی تابعی مدرج ساخته شده به دو قسمت کاملاً مجزای دارای ذرات Mg₂Si اولیه و خالی از ذرات (به جزء ناحیه سرد کنار قالب) تقسیم شده است که با پژوهش‌های پیشین تطابق خوبی دارد [9, 12].

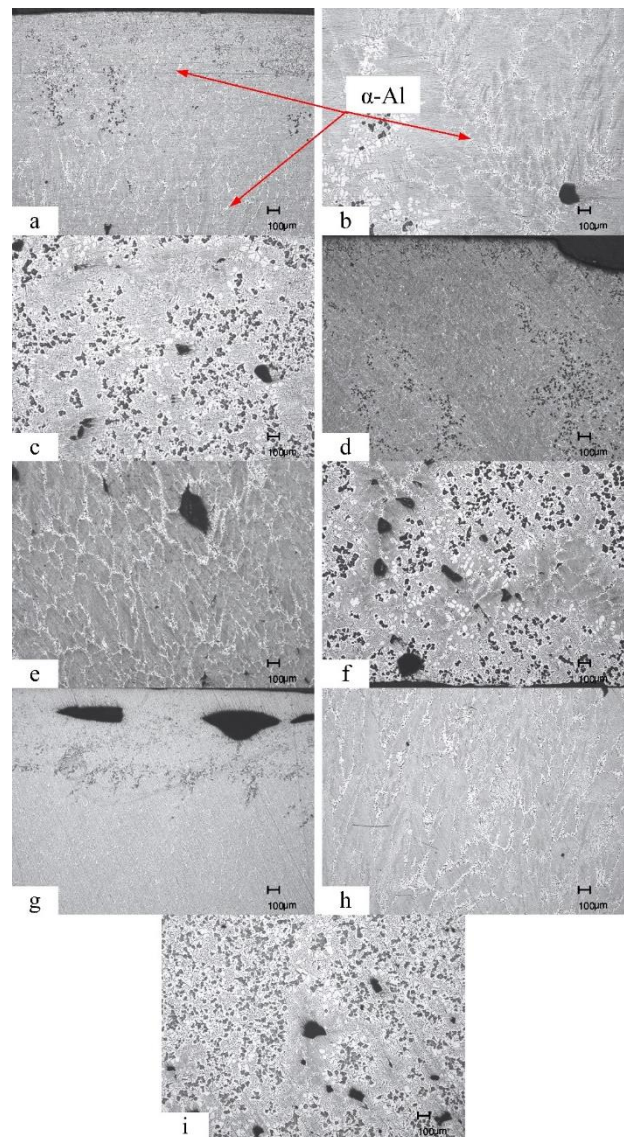


Fig. 4 Microstructure of parts with 50x magnification for inner, middle and outer zones, which are left, middle and right photos, respectively. a to c refers to the part with a speed of 1000 rpm, d to f refers to the part with a speed of 1300 rpm and g to i refers to part with a speed of 1700 rpm

شکل 4 ریزساختار قطعات با بزرگنمایی 50 برابر برای ناحیه‌های داخلی، میانی و خارجی که به ترتیب عکس‌های سمت چپ، وسط و راست هستند. a تا c قطعه با سرعت 1000 rpm، d تا f قطعه با سرعت 1300 rpm و g تا i قطعه با سرعت 1700 rpm می‌باشد.

¹ Chinese script

3-3- بررسی ریزساختار نمونه‌ها بعد از عملیات حرارتی

قطعات تابعی مدرج Al-15wt.%Mg₂Si در دمای 500 °C و به مدت 4 ساعت تحت عملیات حرارتی قرار گرفته و در انتها در آب کوئنچ شدند. شکل 8 ریزساختار قطعات را پس از اعمال عملیات حرارتی فوق نشان می‌دهد.

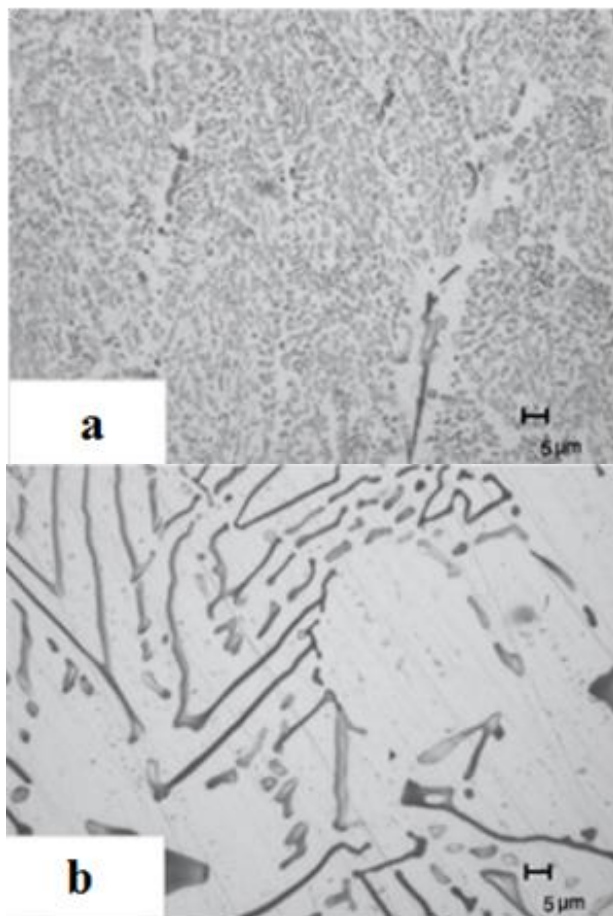


Fig. 7 a) Eutectic with short fibrous or fine dot-like structure at a distance of 2 mm from the outer surface, b) Flake or fiber form at a distance of 14 mm from the outer surface

شکل 7 (a) ساختار یوتکتیک میله‌ای در فاصله‌ی 2 میلی‌متر از سطح خارجی، (b) ساختار یوتکتیک لایه‌ای در فاصله‌ی 14 میلی‌متر از سطح خارجی

ملاحظه می‌شود که اعمال عملیات حرارتی باعث تغییراتی در مورفولوژی Mg₂Si اولیه و یوتکتیک می‌گردد و تغییری در گرادیان ایجاد شده تحت نیروی گریز از مرکز ایجاد نمی‌شود. عملیات حرارتی به واسطه نفوذ عناصر Mg و Si به درون زمینه باعث حل شدن فاز Mg₂Si می‌شود. به نظر می‌رسد که انحلال تنها در برخی قسمت‌ها بصورت ترجیحی (نقاطی با انرژی فصل مشترک بر واحد سطح بزرگ‌تر) رخ داده و منجر به حذف گوشه‌های تیز و گرد شدن Mg₂Si اولیه می‌گردد [13]. در شکل 9 مقایسه‌ای بین ریزساختار قطعات قبل و بعد از عملیات حرارتی برای قطعه با سرعت 1700 rpm به عنوان نمونه ارائه شده است و همچنین تغییر مورفولوژی Mg₂Si اولیه در این شکل نشان داده شده است.

انجام عملیات حرارتی، مورفولوژی Mg₂Si یوتکتیک را بعد از عملیات حرارتی به شکل میله‌ای تغییر داده که توزیع یکنواخت و ظریف ذرات را نیز موجب گردیده است. در واقع به دلیل ظریف بودن ساختار و پایین بودن نقطه ذوب

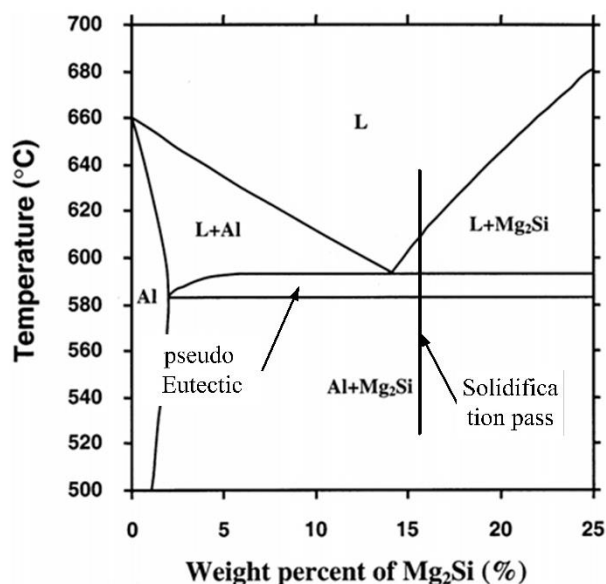
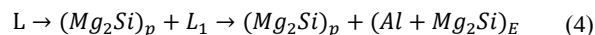


Fig. 6 Calculated equilibrium phase diagram of Al-Mg₂Si pseudo binary section

شکل 6 دیاگرام شبه دوتایی محاسبه شده Al-Mg₂Si [7]

انجماد زیر خط ذوب¹ همراه با رسوب Mg₂Si اولیه شروع می‌شود. با پایین رفتن دما زیر دمای شبه‌یوتکتیک ذرات α-Al در محیط ذرات Mg₂Si اولیه به عنوان مکان‌های ترجیحی در راستای کاهش انرژی فصل مشترک شروع به جوانه‌زنی و رسوب‌زایی می‌کنند. با پایین‌تر رفتن دما و رسیدن به دمای یوتکتیک، فاز Mg₂Si ثانویه با مورفولوژی خط چینی بوجود می‌آید. مسیر انجماد برای آلیاژ هایپر یوتکتیک Al-15Mg₂Si به این صورت است:



که در این رابطه P نشان‌دهنده حالت اولیه است و E به معنای یوتکتیک می‌باشد [8].

شکل 7 ساختارهای متفاوت فاز یوتکتیک Mg₂Si را در شرایط مختلف نشان می‌دهد. از آنجایی که در لایه خارجی، نرخ انجماد بالا است فرصت لازم برای رشد لایه‌ای Mg₂Si شبه یوتکتیکی فراهم نشده و این فاز در لایه خارجی دارای ظاهری میله‌ای شکل است. اما در لایه داخلی به خاطر کاهش نرخ انجماد، یوتکتیک لایه‌ای تشکیل شده است. همچنین به خوبی مشاهده می‌شود که با کاهش سرعت انجماد از لایه خارجی به سمت لایه داخلی، فاصله لایه‌های یوتکتیکی افزایش یافته، در داخلی‌ترین لایه فاز Mg₂Si، لایه‌ای خشن شکل گرفته است. این ریزساختار به این دلیل شکل گرفته است که در لایه خارجی استوانه ریختگی که از سرعت رشد فصل مشترک مذاب-جامد بالاتری برخوردار بوده، فاز یوتکتیکی ظریف‌تر و در لایه داخلی آن که نرخ رشد فصل مشترک پایین‌تر بوده، فاز یوتکتیک لایه‌ای خشن‌تری شکل گرفته است [14].

در شکل 4 یک ریزساختار سلولی ظریف با رگه‌های سفید رنگ در مرز سلول‌ها مشاهده می‌شود. این رگه‌های سفید رنگ مشاهده شده در ریزساختار یوتکتیک مورد مطالعه می‌تواند همان فاز α-Al باشد که در حین سرمایش مذاب در ناحیه سه فازی شبه یوتکتیکی اشاره شده ایجاد می‌شود. هرچه به سمت لایه میانی حرکت می‌شود با کاهش نرخ سرمایش اندازه و کسر حجمی رگه‌های سفید رنگ نیز افزایش یافته‌اند [14].

¹ Liquidus

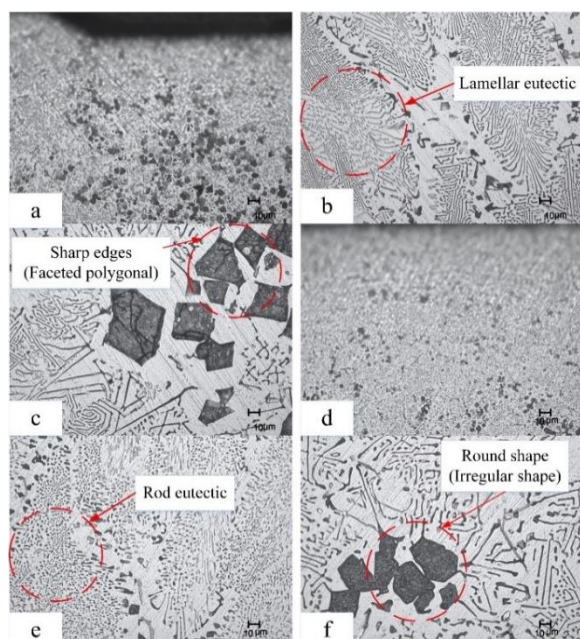


Fig. 9 Comparison of the microstructure of the part after heat treatment with the rotational speed of the mold 1300 rpm, which is from left to right, respectively, (a, d) outer, (b, e) middle and (c, f) inner region

شکل 9 مقایسه ریزساختار قطعه بعد از عملیات حرارتی با سرعت دورانی قالب 1300 rpm که از چپ به راست به ترتیب (a و d) ناحیه خارجی، (b و e) میانی و (c و f) داخلی می‌باشند.

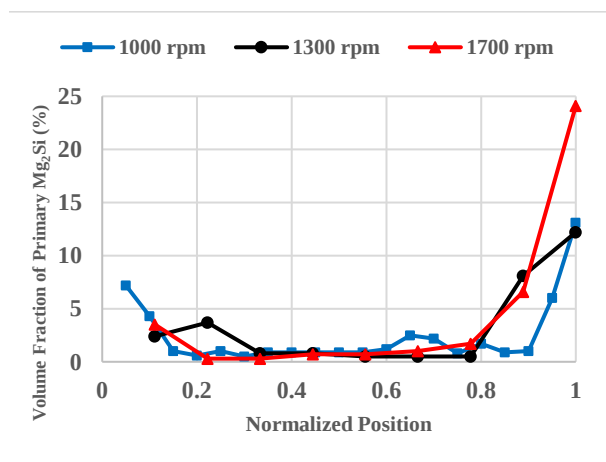


Fig. 10 Volume fraction diagram of Mg₂Si particles in terms of dimensionless distance so that zero is equivalent to the outer surface and one is equivalent to the inner surface at different rotational speeds

شکل 10 نمودار جزء حجمی ذرات Mg₂Si بر حسب فاصله بی‌بعد به این صورت که صفر معادل سطح خارجی و یک معادل سطح داخلی می‌باشد در سرعت دورانی‌های متفاوت

توزیع ذرات را می‌توان با استفاده از این مدل تحلیل کرد: ابتدا ذرات تقویت کننده Mg₂Si اولیه در لایه‌ی خارجی که نرخ انجماد در آنجا بالاست، متبلور می‌شود و جوانه‌زنی می‌کند. سپس این ذرات تحت نیروی گریز از مرکز با توجه به اینکه دارای چگالی پایین‌تری نسبت به مذاب آلومینیم هستند به سمت لایه‌ی داخلی سوق داده می‌شوند و حرکت می‌کنند. ثانیاً بعضی از ذرات در آخرین لحظات در لایه‌ی خارجی منجمد می‌شوند. تبلور ذرات Mg₂Si اولیه به دلیل نرخ انجماد بالا در مجاورت قالب، باعث ناتوانی در حرکت ذرات اولیه به

Mg₂Si یوتکتیک، فرآیند انحلال فازها داخل زمینه آلومینیمی به سهولت صورت گرفته و بعد از تجزیه جزئی به صورت مورفولوژی میله‌ای تبدیل شده است. در شکل 9 تغییر مورفولوژی یوتکتیک نشان داده شده است.

4-3 جزء حجمی ذرات

شکل 10 تغییرات جزء حجمی ذرات بر حسب فاصله‌ی بی‌بعد در سرعت دورانی‌های مختلف را نشان می‌دهد. محور افقی این نمودار و نمودارهای بعدی که فاصله از جداره خارجی قطعه را نمایش می‌دهند، به این صورت بی‌بعد شده‌اند که فاصله از جداره خارجی قطعه به کل ضخامت قطعه تقسیم شده است. با نزدیک شدن به لایه داخلی، جزء حجمی ذرات Mg₂Si اولیه افزایش پیدا می‌کند و مدرج شدن پراکندگی ذرات در ماتریس قابل مشاهده است. همچنین جزء حجمی ذرات در ناحیه نزدیک به قالب بطور محسوسی افزایش پیدا می‌کند.

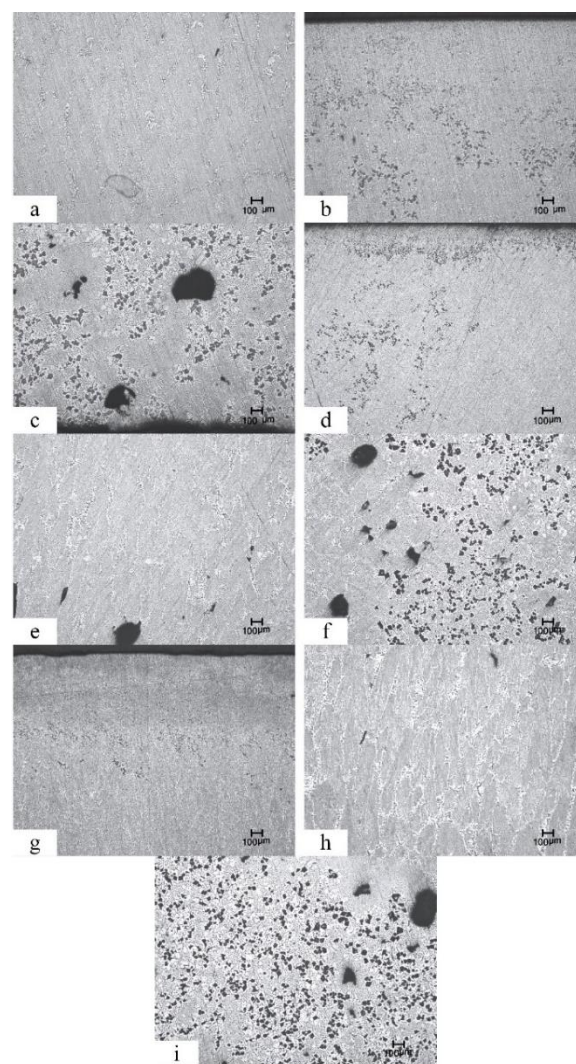


Fig. 8 Microstructure of parts after heat treatment with 50x magnification for inner, middle and outer zones, which are left, middle and right photos, respectively. a to c refers to the part with a speed of 1000 rpm, d to f refers to the part with a speed of 1300 rpm and g to i refers to part with a speed of 1700 rpm

شکل 8 ریزساختار قطعات بعد از عملیات حرارتی با بزرگنمایی 50 برابر برای ناحیه‌های داخلی، میانی و خارجی که به ترتیب عکس‌های سمت چپ، وسط و راست هستند. a تا c قطعه با سرعت 1000 rpm، d تا f قطعه با سرعت 1300 rpm و g تا i قطعه با سرعت 1700 rpm می‌باشد

با توجه به قانون استوکس اگر $(\rho_p - \rho_m)$ مقداری منفی باشد به این معناست که ذرات به سمت جداری داخلی تحت نیروی گریز از مرکز حرکت خواهند کرد. تخلخل را هم می‌توان به نوعی ذره به حساب آورد. به همین دلیل با توجه به اینکه مک‌ها و حفرات گازی داری چگالی پایین‌تری نسبت به مذاب آلومینیم است، این حفرات هم تحت میدان گریز از مرکز به سمت ناحیه داخلی حرکت می‌کنند. البته که این پدیده با اهداف پژوهش که ساخت قطعه‌ای استوانه‌ای شکلی است که از سمت داخل تقویت شده باشد، در تقابل است. این حفرات و مک‌های گازی باعث کاهش خواص مکانیکی می‌شود.

3-7- سختی

در شکل 12 نمودار تغییرات سختی بر حسب فاصله‌ی بی‌بعد برای قطعات تابعی مدرج ساخته شده، قبل از عملیات حرارتی ارائه شده است. در این نمودار مشاهده می‌شود که بصورت کلی هرچه به سمت لایه داخلی حرکت می‌شود، میزان سختی افزایش پیدا می‌کند و در آن سمت هم در ناحیه خارجی در کنار قالب این متغیر افزایش پیدا می‌کند. خطای اندازه‌گیری دستگاه با استفاده از اندازه‌گیری نمونه استاندارد، HV_5 2 می‌باشد.

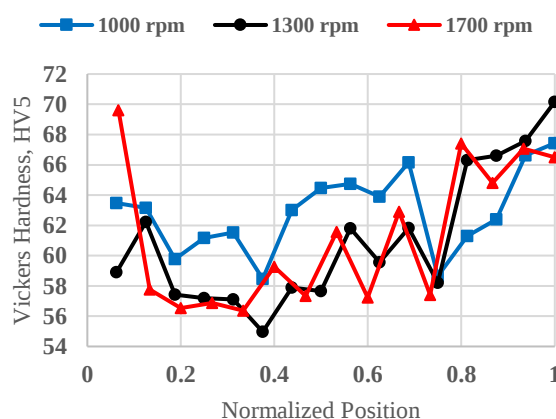


Fig. 12 Hardness diagram in terms of dimensionless distance so that zero is equivalent to the outer surface and one is equivalent to the inner surface at different rotational speeds

شکل 12 نمودار تغییرات سختی بر حسب فاصله‌ی بی‌بعد در سرعت دورانی‌های متفاوت به این صورت که صفر معادل سطح خارجی و یک معادل سطح داخلی می‌باشد.

تغییرات سختی را می‌توان به کمک دو متغیر تشریح کرد، درصد حجمی ذرات Mg_2Si و زمان انجام. در لایه‌های داخلی درصد حجمی ذرات تأثیر مثبت بر روی سختی می‌گذارد ولی از آن سو زمان انجام بالا باعث کاهش سختی می‌شود. بصورت کلی تأثیر درصد حجمی ذرات در این ناحیه غلبه می‌کند و باعث بوجود آمدن مقدار سختی بالا در این ناحیه می‌شود. در آن سو در ناحیه خارجی زمان انجام کاهش پیدا می‌کند و در پی آن ریزدانه شدن اتفاق می‌افتد که اثری مثبت بر سختی دارد. همچنین مقداری از ذرات به خاطر اثر سرمایش قالب همان‌طور که قبلاً اشاره شد گیر می‌افتند و وجود ذرات هم به نوبه‌ی خود تأثیری مثبت بر روی مقادیر سختی می‌گذارند. در نتیجه در این دو ناحیه بیشینه مقادیر سختی را شاهد هستیم که با پژوهش رَم و همکاران [11] تطابق خوبی دارد.

سمت لایه‌ی خارجی می‌شود و همین امر مسبب ایجاد ذرات اولیه‌ی ریزی در ناحیه‌ی خارجی می‌شود. زمانی که مذاب در لایه‌ی خارجی منجمد می‌شود، مقدار بسیار زیادی گرمای نهان تبلور آزاد می‌شود، این گرما باعث می‌شود تا مذاب در لایه میانی و داخلی در فاز مایع باقی بماند. تحت این شرایط ذرات با چگالی پایین فرصت دارند تا به سمت لایه‌های داخلی حرکت کنند [15].

3-5- اندازه ذرات

در شکل 5 مشاهده می‌شود که اندازه ذرات اولیه در کنار قالب به میزان قابل توجهی کوچک‌تر شده است و ریزدانه شدن ذرات قابل مشاهده است. علت این پدیده اثر سرمایش در کنار قالب می‌باشد. اندازه ذرات هرچه به سمت لایه داخلی حرکت می‌کنیم بزرگ‌تر می‌شود، این تغییرات بوسیله قانون استوکس به این صورت قابل استدلال است که با توجه به این رابطه هر چه اندازه ذره، D_p بزرگ‌تر می‌شود، سرعت ذره تحت نیروی گریز از مرکز در مذاب با توان دو افزایش پیدا می‌کند بنابراین ذرات با اندازه بزرگ‌تر با سرعت بیشتری به سمت لایه داخلی حرکت می‌کنند و در لایه‌های داخلی تر جای می‌گیرند.

در شکل 5 مشاهده می‌شود که هرچه سرعت دورانی قالب افزایش پیدا کرده است، اندازه ذرات اولیه که در ناحیه خارجی قطعه جای گرفته‌اند، کوچک‌تر شده‌اند. دلایلی که می‌توان برای این تغییرات ارائه شوند، به این شرح است که افزایش سرعت دورانی قالب منجر به افزایش ارتعاشات سیستم دورانی و قالب می‌شود. هر چه ارتعاشات بیشتر شود، جوانه‌زنی ذرات اولیه در مذاب هم بیشتر می‌شود. از طرفی نیز ممکن است که ارتعاشات قالب منجر به این شود که خوشه‌های¹ ذرات اولیه Mg_2Si شکسته شوند و به ذرات کوچک‌تر تبدیل شوند [9, 16].

3-6- تخلخل

در شکل 11 تغییرات تخلخل بر حسب فاصله‌ی بی‌بعد برای قطعات با سرعت‌های دورانی متفاوت ارائه شده است. مشاهده می‌شود که هر چه به سمت شعاع داخلی حرکت می‌کنیم میزان تخلخل به مقدار قابل توجهی افزایش پیدا می‌کند. در شکل 4 هم این تغییرات قابل مشاهده است که در لایه‌های خارجی تقریباً حفراتی مشاهده نمی‌شوند.

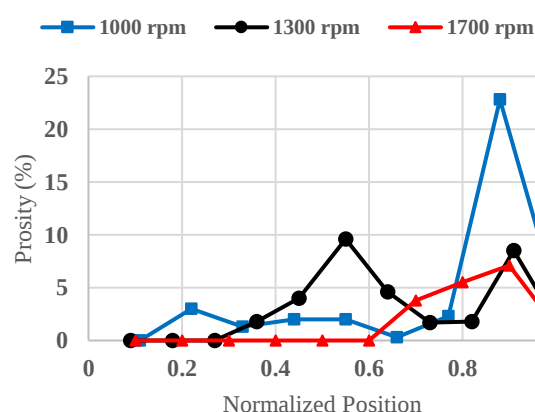


Fig. 11 Porosity diagram in terms of dimensionless distance so that zero is equivalent to the outer surface and one is equivalent to the inner surface at different rotational speeds

شکل 11 نمودار تخلخل بر حسب فاصله‌ی بی‌بعد در سرعت دورانی‌های متفاوت، به این صورت که صفر معادل سطح خارجی و یک معادل سطح داخلی می‌باشد.

¹ Cluster

به تغییر فاز یوتکتیک از حالت لایه‌ای به حالت میله‌ای تغییر شکل پیدا کند.

- نمودار جزء حجمی ذرات نشان داد که ذرات اولیه Mg₂Si هر چه به سمت لایه داخلی حرکت شود، افزایش پیدا می‌کند و بیشترین جزء حجمی برای نمونه با دور 1700 rpm به میزان 24 درصد در ناحیه داخلی بدست آمده است. البته مقداری از ذرات هم در ناحیه کنار قالب تحت اثر سرماایش گیر می‌افتند.
- با حرکت از سطح به سمت داخل، اندازه ذرات و فازها بزرگ‌تر می‌شوند. همچنین مشاهده شد که برای نمونه با دور 1700 rpm اندازه فازها کوچک‌تر شده که علت این تغییرات می‌تواند مرتبط با ارتعاشات وارده به قالب به علت سرعت دورانی بالا می‌باشد.
- با حرکت به سمت ناحیه داخلی، تخلخل و حفرات بیشتری مشاهده می‌شود.
- تغییرات سختی هم همان‌طور که پیش‌بینی می‌شد، از درصد حجمی ذرات Mg₂Si اولیه پیروی می‌کند و هرچه به سمت داخل حرکت شود مقدار آن بیشتر می‌شود. همچنین، در ناحیه کنار قالب به دلیل اثر سرماایش قالب، سختی افزایش نشان می‌دهد. بیشترین مقدار سختی به میزان 70 ویکرز در ناحیه داخلی نمونه با دور 1300 rpm و سطح خارجی نمونه با دور 1700 rpm رخ داده است. روند تغییرات سختی پس از عملیات حرارتی مانند قبل از آن است ولی مقدار آن در همه نواحی افزایش پیدا نموده است. بیشترین مقدار سختی در ناحیه داخلی پس از عملیات حرارتی برای نمونه با دور 1700 rpm به میزان 71 ویکرز و در ناحیه خارجی برای نمونه با دور 1000 rpm به میزان 67 ویکرز بدست آمد.

5- تقدیر و تشکر

با تشکر و قدردانی از جناب آقای مهندس فریدون طوسی‌نژاد کارشناس آزمایشگاه متالوگرافی پژوهشگاه حمل و نقل پژوهشگاه فضایی ایران، که کمک شایانی در تصویربرداری میکروسکوپ نوری در این تحقیق انجام داده‌اند.

6- مراجع

- [1] Chawla, K. K., "Metal Matrix Composites" in: *Composite Materials*, Eds., pp. 197-248: Springer, 2012.
- [2] Sedighi, M., Shakibaei Nasab, M. and Jabbari Mostahsan, A., "Fabrication of Fgm Sheet of Aluminum Matrix Composite Using Powder Metallurgy and Hot-Rolling Processes" *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 6, No. 1, pp. 69-78, 2019.
- [3] Miyamoto, Y., Kaysser, W., Rabin, B., Kawasaki, A. and Ford, R. G., "Functionally Graded Materials: Design, Processing and Applications", Springer Science & Business Media, 2013.
- [4] Watanabe, Y., Hattori, Y. and Sato, H. J. J. o. M. P. T., "Distribution of Microstructure and Cooling Rate in Al-Al₂Cu Functionally Graded Materials Fabricated by a Centrifugal Method", Vol. 221, pp. 197-204, 2015.
- [5] Watanabe, Y., Zhou, Q., Sato, H., Fujii, T. and Inamura, T. J. J. o. A. P., "Microstructures of Al-Al₃Ti Functionally Graded Materials Fabricated by Centrifugal Solid-Particle Method and Centrifugal in Situ Method", Vol. 56, No. 1S, pp. 01AG01, 2016.
- [6] Tamura, D., Nagai, R., Sugimoto, K., Udono, H., Kikuma, I., Tajima, H. and Ohsugi, I. J. J. T. S. F., "Melt Growth and Characterization of Mg₂Si Bulk Crystals", Vol. 515, No. 22, pp. 8272-8276, 2007.
- [7] Zhang, J., Fan, Z., Wang, Y., Zhou, B. J. M. S. and A. E., "Microstructural Development of Al-15wt.% Mg₂Si in Situ Composite with Mischmetal Addition", Vol. 281, No. 1-2, pp. 104-112, 2000.

در شکل 13 نمودار تغییرات سختی بر حسب فاصله‌ی بی‌بعد برای نمونه‌های تابعی مدرج با سرعت دورانی‌های متفاوت بعد از عملیات حرارتی نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که روند تغییرات پس از عملیات حرارتی تغییر چندانی نکرده است و همان مکان‌هایی که بیشترین مقدار سختی برای نمونه عملیات حرارتی نشده نشان دادند، در این نمودار هم همان مکان‌ها مجدداً بیشترین مقادیر سختی را گزارش کرده‌اند. اما مقادیر سختی نسبت به حالت عملیات حرارتی نشده با حفظ روند مقداری افزایش یافته است. با تغییر مورفولوژی ذرات Mg₂Si یوتکتیک می‌توان گفت به گونه‌ای این ساختار ریزتر شده و همین امر منجر به افزایش مقادیر سختی می‌شود [17].

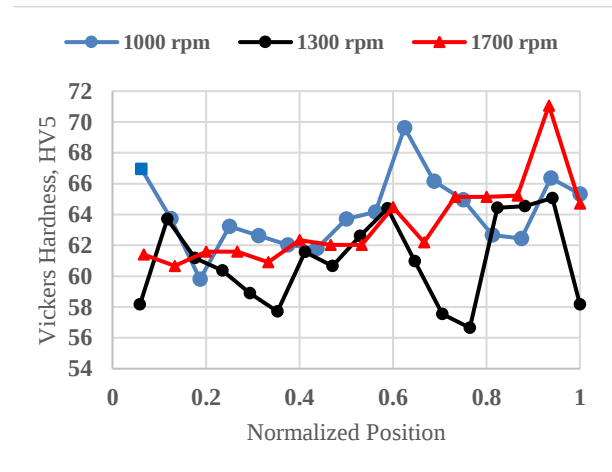


Fig. 13 Hardness diagram in terms of dimensionless distance so that zero is equivalent to the outer surface and one is equivalent to the inner surface at different rotational speeds after heat treatment

شکل 13 نمودار تغییرات سختی بر حسب فاصله‌ی بی‌بعد در سرعت دورانی‌های متفاوت بعد از عملیات حرارتی به این صورت که صفر معادل سطح خارجی و یک معادل سطح داخلی می‌باشد.

4- نتیجه‌گیری

نتایج بدست آمده از آزمایش‌های انجام شده بر روی نمونه‌های ریخته‌گری شده به روش درجا با بررسی اثر سرعت دورانی قالب به شرح زیر است:

- با افزایش سرعت دورانی قالب عرض لایه تقویت شده کوچک‌تر می‌شود که علت این تغییرات اعمال نیروی گریز از مرکز بیشتر به ذرات با سرعت دورانی بالاتر است.
- سه فاز غالب در ریزساختار نمونه‌ها مشاهده شد که شامل Mg₂Si اولیه، α-Al و Mg₂Si یوتکتیک (ثانویه) می‌باشد. دو نوع مورفولوژی متفاوت برای فاز Mg₂Si یوتکتیک مشاهده شد. در منطقه‌ی خارجی به دلیل نرخ انجماد بالا فاز یوتکتیک Mg₂Si مورفولوژی میله‌ای شکل پیدا می‌کند اما در لایه‌های داخلی به دلیل داشتن زمان کافی، ساختار یوتکتیک لایه‌ای تشکیل می‌شود. بصورت کلی هم با نزدیک شدن به جداره‌ی داخلی قطعه استوانه‌ای شکل، ساختار یوتکتیک خشن‌تری مشاهده می‌شود.
- ریزساختار قطعات پس از عملیات حرارتی نشان می‌دهد که به دلیل نفوذ عناصر Si و Mg به درون زمینه باعث حل شدن فاز Mg₂Si می‌شود. انحلال تنها در برخی قسمت‌ها بصورت ترجیحی رخ داده و باعث گرد شدن گوشه‌های تیز ذرات Mg₂Si اولیه می‌شود. عملیات حرارتی منجر

- [8] Nasiri, N., Emamy, M., Malekan, A., Norouzi, M. J. M. S. and A. E., "Microstructure and Tensile Properties of Cast Al-15% Mg₂Si Composite: Effects of Phosphorous Addition and Heat Treatment", Vol. 556, pp. 446-453, 2012.
- [9] Lin, X., Liu, C. and Xiao, H. J. C. P. B. E., "Fabrication of Al-Si-Mg Functionally Graded Materials Tube Reinforced with in Situ Si/Mg₂Si Particles by Centrifugal Casting", Vol. 45, No. 1, pp. 8-21, 2013.
- [10] Ahmed, A., El-Hadad, S., Reda, R. and Dawood, O. J. I. J. o. C. M. R., "Microstructure Control in Functionally Graded Al-Si Castings", Vol. 32, No. 2, pp. 67-77, 2019.
- [11] Ram, S., Chattopadhyay, K., Chakrabarty, I. J. J. o. A. and Compounds, "High Temperature Tensile Properties of Centrifugally Cast in-Situ Al-Mg₂Si Functionally Graded Composites for Automotive Cylinder Block Liners", Vol. 724, pp. 84-97, 2017.
- [12] Xie, Y., Liu, C., Zhai, Y., Wang, K. and Ling, X. J. R. m., "Centrifugal Casting Processes of Manufacturing in Situ Functionally Gradient Composite Materials of Al-19Si-5Mg Alloy", Vol. 28, No. 4, pp. 405-411, 2009.
- [13] Malekan, A., Emamy, M., Rassizadehghani, J., Emami, A. J. M. and Design, "The Effect of Solution Temperature on the Microstructure and Tensile Properties of Al-15% Mg₂Si Composite", Vol. 32, No. 5, pp. 2701-2709, 2011.
- [14] Samadi, A. and Ghayebloo, M. J. P., Journal of Advanced Materials in Engineering, "Effect of Al-5Ti-B Inoculant Addition on the Graded Microstructure of Centrifugally Cast Al-13.8 Wt.% Mg₂Si Composite", Vol. 34, No. 2, pp. 49-59, 2015.
- [15] Rahvard, M. M., Tamizifar, M., Boutorabi, S. M. A., Shiri, S. G. J. M. and Design, "Characterization of the Graded Distribution of Primary Particles and Wear Behavior in the A390 Alloy Ring with Various Mg Contents Fabricated by Centrifugal Casting", Vol. 56, pp. 105-114, 2014.
- [16] Chirita, G., Soares, D., Silva, F. J. M. and Design, "Advantages of the Centrifugal Casting Technique for the Production of Structural Components with Al-Si Alloys", Vol. 29, No. 1, pp. 20-27, 2008.
- [17] Li, Z., Li, C., Liu, Y., Yu, L., Guo, Q., Li, H. J. J. o. A. and Compounds, "Effect of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Property of Al-10% Mg₂Si Alloy", Vol. 663, pp. 16-19, 2016.



استخراج خواص مکانیکی نانولوله‌های کربنی در لاتکس پلیمری پایه آبی برای کاربرد در سیمان چاه‌های نفت و گاز

حمید بذرکار¹، علیرضا لrk^{2*}، بابک امین‌نژاد³

1- دانشجوی دکتری، گروه مهندسی عمران، واحد بین‌المللی کیش، دانشگاه آزاد اسلامی، جزیره کیش

2- استادیار، گروه مهندسی عمران، واحد صفادشت، دانشگاه آزاد اسلامی، تهران

3- استادیار، گروه مهندسی عمران، واحد رودهن، دانشگاه آزاد اسلامی، رودهن

* جزیره کیش، 79417-75883، lork@safaiau.ac.ir

اطلاعات مقاله:	چکیده
دریافت: 1400/11/08	این تحقیق به منظور تقویت خواص مکانیکی سیمان، بر بکارگیری از نانولوله‌های کربنی به دلیل داشتن خواص مکانیکی عالی تمرکز کرده است. اگرچه کاربرد نانولوله‌های کربنی بعنوان تقویت کننده مواد سیمانی به موضوع هیجان‌انگیزی برای تحقیقات در توسعه بتن و سیمان مطرح شده بود، اما به دلیل چالش‌های ذاتی این ماده در توزیع و انطباق پذیری با محیط کاربرد، عملکرد چشم‌گیری مطابق بر انتظارات حاصل نشد. در این راستا به عنوان یک نوآوری تحقیقاتی، برای غلبه بر چالش عدم توزیع یکنواخت نانولوله‌های کربنی آلی در محیط پایه آبی زمینه سیمان از فن‌های پیشرفته سنتز نانوکامپوزیت‌های پلیمر و پلیمریزاسیون مینی امولسیون استفاده شد. نتایج این تحقیق نشان داد که نانولوله‌های کربنی در امولسیون‌های پلیمری پراکنده می‌شوند و لاتکس پلیمری نیز به خوبی در زمینه پایه آبی سیمان پراکنده می‌شود و توزیع گسترده‌ای از نانوذرات را به منظور بهره‌گیری از بیشترین عملکرد سطحی و خصوصیات مکانیکی آن‌ها میسر می‌کند. عدم کلوخه شدن و تجمع نانوذرات در ساختار سیمان سبب بهره‌گیری از بیشترین سطح واکنشی و فیزیکی از این نانوذرات شده است که به‌طور چشمگیری بر تقویت خصوصیات مکانیکی توده سیمان پس از سخت شدن تأثیر داشته است، به طوری که نتایج تجربی افزایش قابل توجه مدول یانگ تا 580٪، از 12.4 گیگاپاسکال برای نمونه معیار در مقایسه با 28 گیگاپاسکال برای نمونه 4 اصلاح شده با 4 درصد وزنی نانوپلیمر را نشان می‌دهد. این نمونه‌ها در فرم دوغاب نیز خصوصیات رئولوژی معیار برای قابلیت پمپاژ و اعمال فشار هیدروستاتیکی کافی برای کنترل چاه را به خوبی مهیا می‌کنند.
پذیرش: 1401/02/26	
کلیدواژگان	
مقاومت مکانیکی، خواص الاستیک، نانولوله‌های کربنی، سیمان و بتن، نانوکامپوزیت پلیمر	

Extraction of Mechanical Properties of Carbon Nanotubes in Water-Based Polymer Latex for Application in Petroleum Well Cementing

Hamid Bazrkar¹, Alireza Lork^{2*}, Babak Aminnejad³

1- Department of Civil Engineering, Kish International Branch, Islamic Azad University, Kish Island, Iran.

2- Department of civil engineering, Safadasht Branch, Islamic Azad University, Tehran, Iran

3- Department of Civil Engineering, Roudehen Branch, Islamic Azad University, Roudehen, Iran

* P.O.B. 79417-75883, Kish, Iran, lork@safaiau.ac.ir

Keywords

Mechanical Strength
Elastic Properties
Carbon Nanotubes
Cement Compounds
Concrete Strength
Oil Well Cement

Abstract

In order to enhance the mechanical properties of cement protector sheath, this research has focused on the use of carbon nanotubes due to their proven excellent mechanical properties. Although this idea has previously been an exciting topic for research in the development of cement and concrete, many research results did not live up to expectations due to the dispersion inherent challenges of Carbon nanotube materials. In this regard, as a research innovation, to overcome the non-uniform distribution challenges of organic carbon nanotubes in the cement aqueous base medium, an advanced technique for making emulsion nano polymers was handled to disperse the nanoparticle cores in the polymer matrix. According to the findings of this work, carbon nanotubes disperse effectively in polymer emulsions, and polymer latex disperses well in the aqueous base of cement, allowing for a wide dispersion of nanoparticles to benefit from their maximal surface performance and mechanical properties. Non-agglomeration of nanoparticles in the cement structure has led to the use of the highest reactive and physical surface of these nanoparticles, which has significantly strengthened the mechanical properties of cement mass after hardening. The experimental results significantly increase the Young's modulus to 580% From 4.12 GPa for the benchmark sample compared to 28 GPa for the modified sample with 4% wt. of the nanopolymer. The optimized samples in slurry form also provide good rheological properties for pumping capability and sufficient hydrostatic pressure to control the wellbore pressure.

Please cite this article using:

برای ارجاع به مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

Bazrkar, H., Lork, A., Aminnejad, B., "Extraction of Mechanical Properties of Carbon Nanotubes in Water-Based Polymer latex for Application in Petroleum Well Cementing", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 4, pp. 1758-1766, 2022.

https://doi.org/10.22068/JSTC.2022.547520.1768

1- مقدمه

مواد پیشرفته باهدف تقویت و استحکام‌بخشی به خواص مکانیکی سازه‌های رایج مورد استفاده در عرصه صنایع مختلف مورد توجه قرار گرفته‌اند. خصوصیات مکانیکی از ویژگی‌های مورد انتظار برای حصول مقاومت و دوام در سازه‌های مهندسی مانند تجهیزات مکانیکی و مواد ساخت‌وساز است. مواد مورد استفاده در صنعت ساخت‌وساز و بتن، رکن استراتژیک و پایه توسعه زیرساخت‌های صنایع اصلی کشورهاست که تقویت، دوام و پایداری سازه‌ها را امکان‌پذیر می‌کند [1]. با توجه به ماهیت بتن و مواد سیمانی، خصوصیات مکانیکی فوق‌العاده این مواد به سرعت جایگاه خود را در توسعه زیرساخت‌های حیاتی صنایع مادر مانند آب و برق، نیروگاه‌های هسته‌ای و صنایع نفت و گاز تثبیت کرده است. با توسعه دانش و تکنولوژی طراحی مواد پیشرفته، قابلیت حصول خصوصیات مکانیکی بهبود یافته در سیمان و بتن با بهره‌گیری از خواص ترکیبی مواد با بازدهی بالا مورد توجه قرار گرفته است. رفع نقایص ذاتی سیمان بتن، تقویت ویژگی‌های مکانیکی و پایداری طولانی مدت از جمله دستاوردهایی است که مواد جدید برای صنعت سیمان و بتن به ارمغان آورده‌اند [2]. در میان مواد تقویت‌کننده، الیاف طبیعی و مصنوعی، لاتکس‌های پلیمری و نانوذرات مختلف، بیشترین محبوبیت و بهترین عملکرد را در بهبود خواص مکانیکی مواد سیمانی ارائه داده‌اند. از آنجا که سیمان یک مخلوط فیزیکی ساده از چند مواد اولیه رایج است، استفاده برخی از این مواد و استخراج خواص مکانیکی از آن‌ها در این محیط به سادگی امکان‌پذیر نیست. نانوذرات از جمله موادی هستند که برای ارائه خصوصیات ویژه خود نیازمند اصلاح سطح یا واکنش‌های پایدارکننده برای تطبیق با محیط واکنش هستند. این مواد که به واسطه داشتن سطح فعال واکنش بیشتر نسبت به مواد رایج از نوع خود امکان برقرار کردن پیوندهای شیمیایی و سطح واکنشی بیشتری را فراهم می‌کنند، خصوصیات مکانیکی، فیزیکی و شیمیایی بسیار بهتری نسبت به مواد مشابه رایج ارائه می‌دهند. شرط اصلی میسر شدن چنین فرایندی، بهره‌گیری از تمام ظرفیت واکنشی سطح فعال در این مواد است [3].

مواد غیر آلی باوجود سازگاری برای پراکنده شدن در محیط‌های آبی نیز نیازمند فن‌های اصلاح سطح برای بهره‌گیری از بیشترین مقدار بازدهی در واکنش‌های سطحی هستند. باین حال، مواد آلی به واسطه عدم سازگاری در محیط قطبی آبی با پراکنده شدن در محیط آبی و انجام واکنش‌های سطح با چالش بزرگی مواجه هستند. نانولوله‌های کربنی از جمله نانوذرات آلی هستند که به واسطه خصوصیات مکانیکی عالی خود محبوبیت زیادی کسب کرده‌اند و همین سبب شده است تا تمایل پژوهشگران را بر استفاده از آن‌ها به عنوان تقویت‌کننده در ساختار سیمان و بتن برانگیزد. همانطور که گفته شد، توزیع و پراکنده‌سازی این مواد آلی در بسترهای پایه آبی یکی از چالش‌های مهندسی در اجرای موفقیت‌آمیز این طرح است که سبب شده است گاهی استفاده از نانولوله‌های کربنی، نتایج چشمگیر مورد انتظار را برآورده نسازد [4، 5]. از همین رو این تحقیق می‌کوشد تا به عنوان یک نوآوری، با بهره‌گیری از روش ساخت نانوکامپوزیت‌های پلیمری راهکاری ویژه‌ای برای استخراج خواص مکانیکی نانولوله‌های کربنی از طریق امکان توزیع و پراکنده‌سازی مناسب آن‌ها در محیط پایه آبی سیمان و بتن و در نهایت بهره‌گیری از خواص مکانیکی عالی مورد انتظار از نانولوله‌های کربنی را در سازه‌های سیمانی امکان‌پذیر سازد.

2- پیشینه تحقیق

1-2- کاربرد نانولوله‌های کربنی در ساختار سیمان

در کاربردهای مهندسی عمران تحقیقات زیادی در مورد کاربرد نانولوله‌های

کربنی در ساختارهای بتنی اصلاح‌شده و ترکیبات سیمانی انجام گرفته است. استینوسکی و همکاران [6] افزایش 11٪ در حداکثر تنش و افزایش 11.4٪ در مدول الاستیسیته را گزارش کرد. ژو و همکاران [7] افزایش مقاومت فشاری سیمان در حدود 12.1٪ و بهاراج و همکاران [8] افزایش مشابهی را در مقاومت فشاری سیمان ثبت کردند.

مطالعات دیگر بهبود چشمگیر خواص مکانیکی و انعطافی سیمان تقویت‌شده با نانولوله‌های کربن را گزارش کرده‌اند [9]. در میان این گزارش‌ها، افزایش قابل توجهی در مقاومت کششی تا 260٪ در یک سازه بتنی با 0.2٪ وزنی نانولوله‌های کربنی چند دیواره به‌عنوان مواد افزودنی مشاهده شد [9].

پراکندگی ناپایدار و کلوخه شدن ذرات نانولوله‌های کربنی یک مشکل اساسی است که اخیراً توسط چندین محقق در مورد سازه‌های بتن مسلح با نانولوله‌های کربنی یا نانو الیاف کربن گزارش شده است [11]. یکی از فن‌های متداول که اخیراً برای پراکنده‌سازی مخلوط‌های سیمان تقویت‌شده با نانولوله‌های کربنی مورد استفاده قرار گرفته‌اند، استفاده از سورفاکتانت‌ها و انرژی فراصوت است [12]. ژو و همکاران [13] بر تأثیر انرژی اولتراسونیک بر پراکندگی نانولوله‌های کربنی تمرکز کردند و تأثیرات پراکندگی خوب و توزیع مناسب این ذرات را بر خصوصیات سیمان‌های اصلاح‌شده با نانولوله‌های کربنی بررسی کردند [13].

2-2- تقویت پیوند سیمانی تحت تأثیر کامپوزیت‌های مهندسی نانولوله‌های کربن و نانو الیاف کربن

مواد سیمانی در اولین لحظات گیرش مقاومت کششی کافی ندارند. این امر به‌صورت ظهور ریزترک‌ها در ساختار سیمان و مقاومت کم سیمان در برابر تنش‌های خارجی بروز می‌یابد. تقویت مواد سیمانی بادوام با استفاده از نانولوله‌های کربنی مستلزم تشکیل پیوندهای محکم به‌عنوان بستری مناسب برای انتقال بار از ماتریس سیمان به ذرات تقویت‌کننده است. سیستم‌های تقویت‌کننده الیافی یا نانوذرات بر اساس مکانیسم انتقال بار اعمال‌شده از ماتریس سیمان به الیاف یا ذرات بهینه‌سازی می‌شوند. برای تحقق یافتن هدف جابجایی مؤثر بار خارجی اعمال‌شده از ماتریس سیمان به این مواد، ایجاد پیوندهای قوی بین ماتریس سیمان و مواد تقویت‌کننده ضروری است [14].

کامپوزیت‌های سیمانی نانو الیاف کربن نیز در حال ارزیابی و استفاده برای استفاده در صنایع سیمان هستند. متاکسا و همکاران [15] گزارش دادند که سیمان‌های تقویت‌شده با نانو الیاف کربنی قادر به مقاومت در برابر ترک‌خوردگی در مقیاس نانو هستند. در نتیجه، هم مقاومت خمشی و هم سختی نانوکامپوزیت‌ها به‌طور قابل توجهی بهبود یافته است.

مواد آب‌گریز نانو الیاف کربن و نانولوله‌های کربنی اغلب پیوند مناسبی با ماتریس سیمان ایجاد نمی‌کنند. در نتیجه، از روش‌های متعدد اصلاح سطح برای انطباق آن‌ها به‌منظور بهره‌برداری در برنامه‌های تقویت ترکیبات سیمانی استفاده می‌شود. دانش اثبات‌شده در مورد اثرات انقباض سیمان نشان می‌دهد که تنش‌های کشش موبینگی در طی فرآیند هیدراتاسیون سیمان، تمایل به ایجاد ترک‌های ریز در ماتریس سیمان دارند [16]. در صورت ایجاد پیوند مناسب بین نانولوله‌های کربنی و ماتریس سیمان، سیمان تقویت‌شده با نانولوله‌های کربنی با ایجاد پل‌های نانولوله بر روی دهانه درزه‌ها و میکرو ترک‌های اولیه، می‌تواند از توسعه این درزه‌ها جلوگیری و انتشار آن‌ها را در سراسر ماتریس سیمانی به‌طور چشمگیری کاهش دهد. در این حالت بار تحمل شده توسط ماتریس سیمان به‌طور مؤثری توسط پیوندهایی قوی به نانولوله‌ها

ترکیب نانو فیبر کربن/پلی‌وینیل الکل منجر به افزایش انعطاف‌پذیری در ساختارهای اصلاح‌شده سیمانی گردید [25].

3- روش کار

3-1- اجزای اصلی ترکیبات سیمان چاه‌های نفت و گاز

در این مطالعه، مواد استفاده‌شده از یک سیمان پایه و برخی مواد افزودنی تشکیل شده است. سیمان کلاس G مواد سیمان پایه را فراهم می‌کند. سیمان کلاس G مقاومت بالایی در برابر سولفات دارد و به‌طور گسترده‌ای به‌عنوان یک سیمان حفاری چاه‌های نفت و گاز مورد استفاده قرار می‌گیرد. افزودنی‌های رایج سیمان مورد استفاده در عملیات سیمان‌کاری چاه‌های نفتی شامل کندکننده واکنش، پخش‌کننده، کنترل‌کننده از دست دادن مایعات نیز به‌عنوان افزایه به مخلوط سیمان اضافه می‌شوند.

3-2- نانولوله‌های کربن

نانولوله‌های کربنی در سال‌های اخیر انقلابی شگرف در علوم مهندسی مواد و کامپوزیت ایجاد کرده‌اند [26]. خصوصیات مکانیکی برتر نانولوله‌های کربنی محققان و مهندسان را ترغیب کرده است که ویژگی‌های خارق‌العاده آن‌ها را در ماتریس کامپوزیت‌های پلیمری استخراج کنند [27]. علم مهندسی مواد این امکان را فراهم کرده است که برای طراحی کلاس‌های جدید مواد پیشرفته، با قرار دادن نانولوله‌های کربن در ماتریس پلیمری، خصوصیات منحصر به فرد آن‌ها را توسعه دهیم. یکی از چالش‌های اصلی در هنگام توسعه سیستم‌های کامپوزیت تقویت‌شده با نانولوله‌های کربن، امکان ایجاد پراکندگی مناسب و پایدار و نیز ایجاد جهت‌گیری مطلوب نانولوله‌ها در طول فرایند تولید است [28]. پراکندگی نانولوله‌های کربنی در محلول‌ها ممکن است با لخته و کلوخه شدن ذرات ناشی از فعل‌وانفعال نیروهای وان-در-والس بین نانوذرات به‌ویژه در محیط‌های قطبی آبی همراه شود [29]. کلوخه شدن نانوذرات به معنی عدم امکان استفاده از مزیت اصلی آن‌ها یعنی سطح تماس (یا سطح واکنش فعال) بزرگ‌تر در مقایسه با مواد معمول است. در این شرایط استخراج خواص فوق‌العاده از این ذرات امکان‌پذیر نخواهد بود.

پلیمریزاسیون یک راه‌حل مؤثر برای بهبود پراکندگی نانولوله‌های کربنی در محیط‌های آبی و بهره‌برداری بهتر از خواص مکانیکی و پایداری حرارتی این ذرات است. از نانولوله‌های کربنی می‌توان برای تقویت خاصیت توزیع نیروی سطحی در مواد سیمانی استفاده کرد. توزیع یکپارچه و پراکندگی مداوم نانولوله‌های کربنی در یک ماتریس سیمانی سخت منجر به طراحی‌های مؤثری برای توزیع بهینه نیروهای سطحی می‌شود و در نتیجه به ایجاد سپرهای کامپوزیتی با عملکرد بالا منجر می‌شوند. شواهد اخیر نشان می‌دهد که اصلاح سطح نانولوله‌ها و عامل دار کردن آن‌ها فن‌های موفقی برای ایجاد پراکندگی مناسب در سیستم‌های کامپوزیت پلیمر هستند [30]. تلاش‌های بسیاری برای ترکیب نانولوله‌های کربن در ماتریس‌های مختلف پلیمری انجام شده است. ماتریس پلیمر باید به‌عنوان ماده‌ای انتخاب شود تا خصوصیات فیزیکی، مکانیکی یا شیمیایی مطلوب را برای محصول کامپوزیت نهایی فراهم کند.

3-3- پلیمر متیل متاکریلات

این ماده یکی از سخت‌ترین و محکم‌ترین پلیمرها با شفافیتی بالاتر از شیشه و سطحی صیقلی و براق و مقاوم در برابر عوامل جوی است. علاوه بر آن درصد جذب رطوبت پایین و مقاومت کششی و الکتریکی خوبی دارند. یکی از دلایل انتخاب این پلیمر به‌عنوان ماتریس پلیمری کامپوزیتی، نتایج مؤثر آن در توزیع و پراکنده‌سازی نانوذرات در سیستم‌های نانوکامپوزیت پلیمری است. پلی متیل متاکریلات توسط چندین برنامه تحقیقاتی به‌عنوان ماتریس پلیمری انتخاب شده است [27]، زیرا خصوصیات مکانیکی، سختی و مقاومتی آن، این

منتقل می‌شود. این امر باعث می‌شود مقاومت ساختاری سیمان‌ها به دلیل ظرفیت بالای جذب و توزیع انرژی نانولوله‌های کربنی به میزان قابل‌توجهی افزایش یابد [17].

سیستم‌های اصلاح‌شده لاتکس پلیمری، مقاومت و استحکام پیوند را از طریق بهبود چسبندگی بین ذرات سیمان افزایش می‌دهند. لاتکس ذرات سیمان را به‌عنوان یک فیلم (غشاء) پلیمری می‌پوشاند و تمایل به پر کردن منافذ ایجادشده در ماتریس سیمان در هنگام سخت شدن توده سیمانی دارد [18].

3-2- پلیمرها و نانوکامپوزیت‌های پلیمری در ساختار سیمان

3-2-1- کاربرد پلیمرها در ساختار سیمان

مطالعات گسترده در صنعت بتن و مهندسی عمران به‌طور کلی عملکرد سودمند و قابل‌توجهی از سازه‌های سیمانی را که دارای افزایه‌های پلیمری هستند نشان می‌دهد. برخی از این مزایا را می‌توان در سیمان‌های چاه‌های نفت و گاز استفاده کرد. به دلیل شرایط سخت ته چاهی (فشار، دما، خوردگی شیمیایی)، دوغاب سیمانی که برای سیمان‌کاری چاه‌های نفت و گاز استفاده می‌شود معمولاً به طراحی‌های تخصصی بیشتری نسبت به آنچه در صنعت ساخت‌وساز سطحی استفاده می‌شود، نیاز دارد. [19].

پلیمرها ثابت کرده‌اند که یکی از مؤثرترین مواد افزودنی برای تقویت‌های چندمنظوره در مواد سیمانی هستند. از دهه ۱۹۳۰، مطالعات متعددی در مورد صنعت بتن و سیمان اثرات قابل‌توجه پلیمرها و کامپوزیت‌های پلیمری را در بهبود خصوصیات مکانیکی از جمله مقاومت فشاری بتن و سیمان گزارش کرده‌اند [20]. بتن اصلاح‌شده با پلیمر معمولاً بخشی از آب یا اجزای سیمان را با مواد پلیمری یا کامپوزیت‌های جدید در ماتریس سیمان جایگزین می‌کند. برخی از در عرصه نفت و گاز تحقیقات به‌طور سیستماتیک بر بهبود خواص مکانیکی سیمان‌های چاه نفت و گاز با افزودنی‌های پلیمر و لاتکس متمرکز شده‌اند.

لیو و همکاران [21] نشان دادند که استفاده از الیاف پلیمری سلولز (8٪) محتوای فیبر سلولز به ازای درصد وزنی سیمان) می‌تواند سیمان‌های چاه نفت را با بهبود مقاومت فشاری تا حدود 21٪ و مقاومت کششی تا حدود 24٪ تقویت کند.

اثرات پلیمرها بر روی خواص مکانیکی سیمان‌ها می‌تواند متفاوت و همپنان بحث‌برانگیز باشد. در برخی موارد، کاهش مقاومت فشاری و مدول الاستیسیته گزارش شده است [22]. درحالی‌که در برخی موارد دیگر، افزایش در این پارامترها ثبت شده است [23]. این اختلافات به دلیل خصوصیات ذاتی پلیمرها و نحوه مهندسی مولکولی و پراکندگی آن‌ها در ساختار سیمان است.

3-2-2- کاربرد پلیمرها در ساختار سیمان

بر اساس مطالعات پیشین کاربردهای منتشرشده محدودی از نانوکامپوزیت‌های پلیمری برای بهینه‌سازی سیمان چاه نفت وجود دارد؛ بنابراین احتمالاً در بیشتر کاربردهای قبلی نانولوله‌های کربنی‌ها در سیمان‌های چاه نفتی غلظت آن‌ها از نظر مهندسی بهینه‌سازی شده است، زیرا این مواد فقط به‌صورت افزودنی مخلوط خشک مورد ارزیابی قرار گرفته‌اند. با این حال، برخی از مطالعات مهندسی در صنعت بتن و ساختمان از سیستم‌های نانوکامپوزیتی پلیمر ترکیبی مانند الیاف پلیمر/استایرن-بوتادین [24] یا لاستیک نیتریل کربوکسیلاته/الیاف پلی-پروپیلن در بتن استفاده کرده‌اند. در این موارد، افزودن نانوکامپوزیت پلیمری منجر به کاهش مدول الاستیسیته و افزایش جانیی نسبت پواسون (انعطاف‌پذیری) برای ساختارهای سیمان اصلاح‌شده شد. با این حال، استفاده از

ترتیب به نسبت 30 درصد وزنی به 1 درصد وزنی به آب غیر یونیزه اضافه شد. محلول موجود با استفاده از همزنایزر اولتراسونیک (Hielscher UP400S، ساخت آلمان) در سطح انرژی بالا به مدت 15 دقیقه هم زده و همگن شد. در مرحله بعد، سورفاکتانت (سدیم دودسیل سولفات) و آغازگر (آمونیم پرسولفات) به ترتیب با غلظت 25 گرم در لیتر یا 0.0867 میلی‌مول در لیتر برای سورفاکتانت و 1.5 گرم در لیتر برای آغازگر واکنش به راکتور اضافه شدند. در طی عملیات اولتراسونیک، مخلوط در حمام یخ خنک نگه‌داشته شد تا از پلیمریزاسیون مجدد در حین فرایند همگن‌سازی جلوگیری شود. این روش منجر به ایجاد یک مینی امولسیون آلی/معدنی پایدار می‌شود [37].



Fig. 1 Nanocomposite polymer synthesis reactor

شکل 1 راکتور آزمایش سنتز نانوکامپوزیت پلیمری

5-3- تجزیه و تحلیل ساختاری-مولکولی ترکیب نانوپلیمر متیل متاکریلات/نانولوله کربن

مطالعه ساختار مولکولی و پیوندهای شیمیایی ترکیب نانوپلیمری با استفاده از طیف‌سنجی مادون قرمز تبدیل فوریه انجام شد که یکی از روش‌های شناسایی ساختار مولکولی مواد با استفاده از آنالیز طیف مادون قرمز است که در آن با بررسی برهمکنش موج الکترومغناطیسی در محدوده مادون قرمز با استفاده از نمونه، ساختار مولکول‌ها، گروه‌های عملکردی و پیوندهای موجود در نمونه قابل توصیف است. برای ارائه جزئیات بیشتر در مورد کیفیت نانوکامپوزیت پلیمری تولیدشده و در فاز نهایی برای تشریح نقش عملکردی آن در ساختار توده سیمانی سخت شده، ساختار ترکیب نانوپلیمری پیش از استفاده در سیمان و پس از ترکیب و فراوری سیمان سخت شده، با استفاده از طیف‌سنجی پراکندگی انرژی اشعه ایکس و تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی و کاوش قرار گرفت. این تجزیه و تحلیل اجازه می‌دهد تا ماهیت ساختاری مواد مرکب را بر اساس جداسازی طیف انتشار منحصربه‌فرد از هر عنصر تحلیلی تشخیص دهیم.

6-3- ساخت و آماده‌سازی دوغاب سیمان و روش‌های آزمایش آن

فرمول ساخت دوغاب سیمان بر اساس یک ترکیب سیمان کاربردی در عملیات سیمان‌کاری چاه‌های نفت و گاز طراحی شده است. یک نمونه دوغاب سیمان به‌عنوان نمونه معیار و سه نمونه بهینه‌سازی شده با افزایه نانوپلیمری در

ماده را برای مواد شکننده در کامپوزیت‌های پلیمر مناسب فراهم می‌کند [31]. کارایی نانوکامپوزیت‌های پلیمری متیل متاکریلات-نانولوله‌های کربن، به‌ویژه در خواص مکانیکی به‌شدت به فن پراکندگی، کیفیت مواد و توزیع پیوسته نانولوله‌ها در کامپوزیت بستگی دارد. این بدان دلیل است که سوسپانسیون‌هایی که پراکنده‌سازی در آن‌ها محقق نشده است منجر به کلوخه شدن ذرات می‌شود و حتی در چنین مواردی با حداکثر 4 درصد وزنی نانولوله‌های کربنی تک جداره ممکن است هیچ بهبودی در خصوصیات مکانیکی ایجاد نکند. چندان گزارش در مورد افزایش مدول الاستیک در ارتباط با کامپوزیت‌های پلیمری متیل متاکریلات- نانولوله کربن وجود دارد. به‌عنوان مثال، افزایش 800 تا 1600 مگاپاسکال برای نانولوله‌های کربنی چند جداره 17 درصد وزنی [32] و همچنین از 1.3 به 6 گیگاپاسکال برای 8 درصد وزنی نانولوله کربنی تک دیواره [33].

استحکام کششی پارامتر مکانیکی دیگری است که در این نوع مواد کامپوزیتی تقویت می‌شود. مطالعات قبلی افزایش چقرمگی و سختی در کامپوزیت‌های پلیمری متیل متاکریلات- نانولوله کربن را برای 2 درصد وزنی افزودنی نانولوله چند دیواره از 1.34 به 1.49 کیلوژول بر مترمربع [34] و افزایش مقاومت کششی از 54.9 به 71.65 مگاپاسکال برای 7 درصد وزنی افزودنی نانولوله‌ها را گزارش کردند. بسیاری از مطالعات دیگر برای ارزیابی عملکرد مکانیکی نانوکامپوزیت‌های پلیمری متیل متاکریلات-نانولوله کربن انجام شده است. نتایج آن‌ها اغلب افزایش مدول الاستیک و مقاومت فشاری چنین کامپوزیتی را نشان می‌دهد. به همین دلایل، پیش‌بینی می‌شود که استفاده از این افزودنی در افزایش خواص مکانیکی سیمان چاه نفت و گاز مؤثر باشد.

4-3- سنتز نانوپلیمر ترکیبی با استفاده از فن پلیمریزاسیون مینی امولسیون
نانولوله‌های کربنی چند جداره دارای گروه‌های عاملی کربوکسیلیک اسید به‌منظور جایگزینی گروه عاملی کربوکسیلیک توسط یون‌های کلر به‌عنوان مرحله قبل از پراکنده‌سازی، با تیونیل کلراید مخلوط شدند. این مخلوط با استفاده از همزنایزر اولتراسونیک به مدت 20 دقیقه در سطح انرژی کم هم زده و همگن شدند. پس از آن، ترکیب به مدت 24 ساعت در دمای 80 درجه سانتی‌گراد تحت ریفلاکس قرار گرفت [35، 36]. پس از ریفلاکس، ژل به‌دست آمده خنک و برای فیلتر کردن آماده شد. ژل تولیدشده توسط پمپ خلأ و فیلتر سنترال گلس در سه مرحله فیلتر شد. علاوه بر مرحله پلیمریزاسیون که در طی آن تبدیل مونومرها به پایان می‌رسد، گروه‌های عاملی کلر جایگزین شده در اطراف نانولوله‌ها، به نانولوله‌هایی که در طی واکنش پلیمریزاسیون بلااستفاده ماندند کمک می‌کنند تا با ساختار C-S-H سیمان در طی فرآیند هیدراسیون پیوند یونی قوی ایجاد کنند.

سنتز نانوپلیمر ترکیبی با استفاده از فرآیند پلیمریزاسیون مینی امولسیون [37] با سورفاکتانت در غلظت بحرانی میسل که مکانیسم غالب فرآیند هسته سازی همگن را ممکن می‌سازد، انجام شد. در طی فرآیند پلیمریزاسیون، راکتور (یک فلاسک سه دهانه) بر روی صفحه داغ با کمک پایه و گیره نگه‌داشته شد که همچنین به یک دماسنج و مجموعه کندانسور به این مجموعه الحاق شده بود. برای اطمینان از پراکندگی خوب محلول از یک همزن مکانیکی و یک همزنایزر اولتراسونیک نیز استفاده شده است (مطابق شکل 1). سدیم دودسیل سولفات به‌عنوان سورفاکتانت و آمونیم پرسولفات به‌عنوان آغازگر واکنش استفاده شد. دمای واکنش در دمای 80 درجه سانتی‌گراد کنترل شد و زمان واکنش 3 ساعت بود. مونومر متیل متاکریلات و نانولوله کربنی اصلاح‌شده به

جدول 1 ترکیبات دوغاب سیمان در نمونه‌های معیار و اصلاح‌شده با نانوپلیمر.

Table 1 Cement slurry compounds in standard and modified samples with nano-polymer.

نمونه	نسبت آب/سیمان	غلظت نانوپلیمر	کنترل‌کننده هرزروی	توسعه‌دهنده	تأخیر دهنده	وزن دوغاب
واحد	-	% حجمی	% وزنی سیمان	% وزنی سیمان	% وزنی سیمان	پوند بر فوت مکعب
معیار	0.41	0	0.65	0.89	0.08	119
1	0.40	1	0.65	0.89	0.08	119
2	0.39	2	0.65	0.89	0.08	119
3	0.38	3	0.65	0.89	0.08	119
4	0.37	4	0.65	0.89	0.08	119

4- بحث و نتایج

نتایج آزمون تبدیل فوری به مادون قرمز حاکی از پیوند موفق نانولوله‌ها به ساختار پلیمری است. این آزمون‌ها در مراحل مختلف پیشرفت واکنش‌های سنتزی انجام شدند و تأیید کردند که اهداف پیوندی در ساختار ایجاد شده است. شکل 3 نتایج این آزمون را در مراحل مختلف سنتز نانوپلیمر نشان می‌دهد. بر اساس تجزیه و تحلیل نتایج آزمایش طیف‌سنجی پراکندگی انرژی اشعه ایکس، بخش عمده‌ای از ساختار مولکولی ترکیب نانوپلیمری جدید مربوط به مولکول‌های کربن در ساختار نانولوله‌های کربنی و همچنین مولکول‌های کربن در ستون فقرات زنجیره پلیمر ماتیل متاکریلات است. سایر مولکول‌های موجود در این ساختار به تیونیل کلراید، آغازگر واکنش آمونیوم پرسولفات و سورفاکتانت سدیم دودسیل سولفات تعلق دارند که در جدول 2 ارائه شده‌اند.

جدول 2 نتایج کمی آزمون پراکندگی اشعه ایکس.

Table 2 Quantitative results of X-ray scattering test.

Cl	S	P	Na	O	N	C	
0.09	2.29	0.37	1.05	27.41	5.11	63.99	درصد وزنی
0.03	0.95	0.16	0.61	81.22	4.86	70.59	درصد اتمی

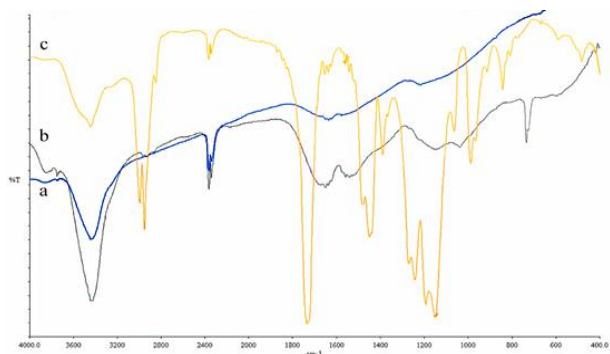


Fig. 3 Fourier transform results for infrared for samples: a) carbon nanotubes with carboxyl functional group, b) chlorine substitution instead of carboxyl functional group, c) methyl methacrylate substitution with Cl functional group).

شکل 3 نتایج آزمون تبدیل فوری به مادون قرمز برای نمونه‌های: الف) نانولوله‌های کربن با گروه عاملی کربوکسیل، ب) جانشینی کلر به جای گروه عاملی کربوکسیل، ج) جانشینی متیل متاکریلات با گروه عاملی کلر.

منحنی a مربوط به نمونه نانولوله‌های کربنی با گروه عاملی کربوکسیل قبل از هرگونه واکنش شیمیایی است. منحنی b به نانولوله‌های اصلاح‌شده با استفاده از تیونیل کلراید تحت فرآیند ریفلاکس اشاره دارد که با مشخصه پیوند کششی کربن-کلر در قالب یک پیک قوی در محدوده 750 شناسایی می‌شود. در منحنی c، نانولوله‌های کربن با حذف پیوند کلر و ایجاد پیوند کششی کربن-کربن در محدوده 1000-1300 در تشخیص داده می‌شوند.

غلظت‌های متفاوت طراحی شدند که ترکیب این نمونه‌ها در جدول 1 ارائه شده است. تمام مراحل ساخت دوغاب، قالب‌گیری و برش نمونه‌ها جهت آزمون‌های مکانیکی بر اساس توصیه‌های استاندارد انستیتو مهندسی نفت آمریکا انجام گرفته است. دوغاب سیمان توسط ویسکومتر مدل فن-32 و دستگاه فیلترپرس استاندارد برای ارزیابی خواص رئولوژی و فیلتراسیون مورد بررسی قرار گرفته است. آزمون‌های مکانیکی شامل مقاومت فشاری تک‌محوری، مدول الاستیسیته یانگ، مقاومت کششی و نسبت پواسون هستند که با بکار بردن استانداردهای آزمون سیمان چاه‌های نفت و گاز اجرا می‌شوند. دستگاه‌های مکانیکی مجهز به چندین حسگر خارجی برای اندازه‌گیری تغییرات ابعاد به صورت متغیر خطی است. این حسگرها برای اندازه‌گیری کرنش‌های محوری و جانبی علاوه بر خواندن تنش اعمال شده در سلول تحت بار، در انتها و دو طرف گیره نیز نصب شده‌اند. شکل 2 دستگاه اعمال تنش تک‌محوری با حسگرهای الحاق شده برای اندازه‌گیری جابجایی جانبی را نمایش می‌دهد. فرآیند نمونه‌گیری و کالیبراسیون دستگاه بر اساس استانداردهای API RP 10 b-2 [38] و ASTM C109 [39] تنظیم شد. در مرحله بعد، مقاومت کششی توسط دستگاه آزمون کششی برزلی مطابق با استاندارد ASTM D3967 اندازه‌گیری شد [40].



Fig. 2 Uniaxial stress device with integrated sensors to measure lateral displacement

شکل 2 دستگاه اعمال تنش تک‌محوری با حسگرهای الحاق شده برای اندازه‌گیری جابجایی جانبی

سیمان را نشان می‌دهد. نواحی مشخص شده در سمت چپ شکل نشان‌دهنده تحقق توزیع مورد انتظار نانولوله‌های کربنی پوشیده شده با پلیمر در ماتریس سیمان است. در سمت راست تصویر، کاوشگر بر روی باز شدن یک میکرو ترک سیمان و نشان دادن پل‌های الاستیک روی دهانه میکرو ترک تمرکز دارد که در برابر ایجاد ترک‌های ماتریس سیمان سخت مقاومت می‌کند. خصوصیات فوق‌العاده الاستیک نانولوله‌های کربنی و مقاومت کششی ماتریس واسطه‌ای پلیمری، سیمان را برای مقاومت در برابر رشد ترک‌های انقباض بدون ایجاد خطر مقاومت سیمان تقویت کرده است.

تصاویر میکروسکوپ الکترونی در شکل 4 نحوه قرارگیری مناسب نانولوله‌های کربنی در ساختار C-S-H سیمان را نمایش می‌دهد که باید منجر به تقویت مواد سیمان شود. مهم‌ترین چالش در تهیه این سیمان‌ها دستیابی به پراکندگی مناسب و جلوگیری از لخته شدن نانولوله‌های کربن در محیط‌های آبی مانند ساختار C-S-H سیمان است. شکل 3 تأیید می‌کند که این هدف اصلی محقق شده است.

شکل 5 مقطع شکسته یک نمونه سیمان تقویت‌شده با افزایه نانوپلیمر را نشان می‌دهد. شکل 5 به‌وضوح نحوه قرارگیری مواد تقویت‌کننده در ماتریس

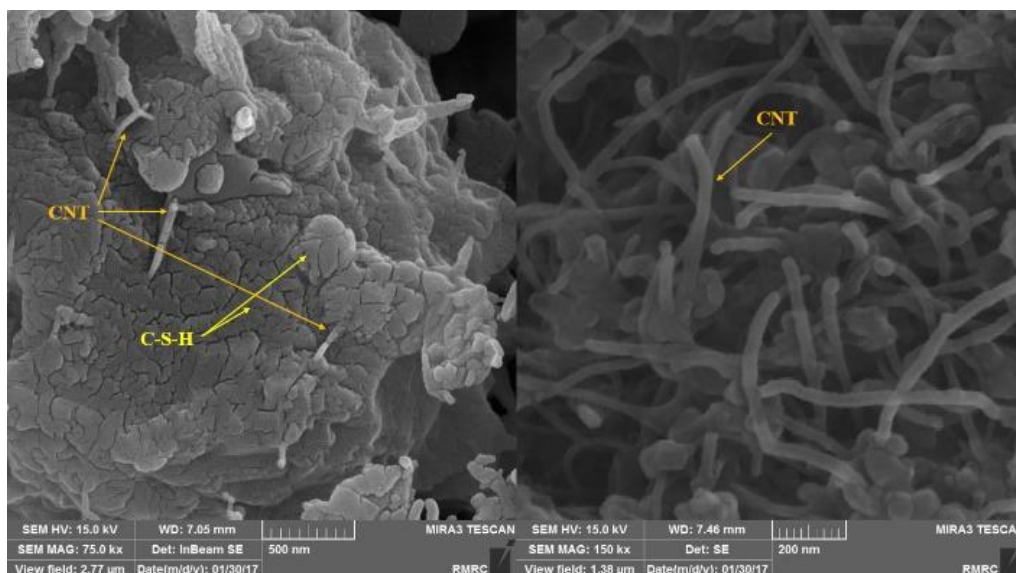


Fig. 4 Carbon nanotubes (CNTs) characterized in the C-S-H structure of cement and achieving their main goal as the dispersion of hydrophobic CNT particles in aqueous medium. Proper placement of CNT particles helps to strengthen the cementitious material. (Left) hard cement mass, (right) pure CNT particles before any dispersing method are applied on them.

شکل 4 نانولوله‌های کربن (CNT) مشخص شده در ساختار C-S-H سیمان و رسیدن به هدف اصلی خود به‌عنوان پراکنده شدن ذرات CNT آب‌گریز در محیط آبی. جای‌گیری مناسب ذرات CNT به تقویت مواد سیمانی کمک می‌کند. چپ) توده سیمان سخت، راست) ذرات CNT خالص قبل از اینکه هرگونه روش پراکندگی بر روی آن‌ها اعمال شود.

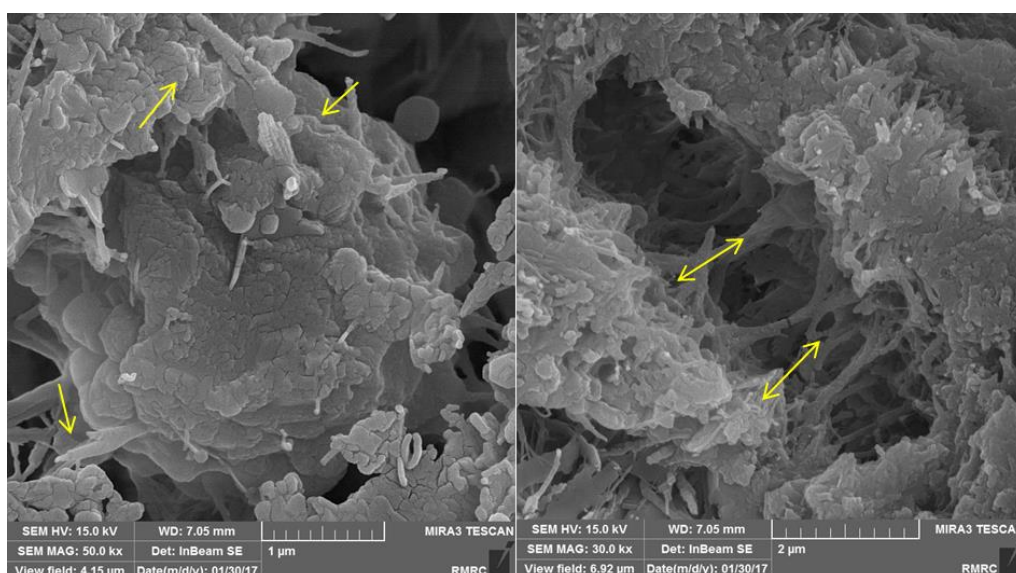


Fig. 5 Reinforced cement using nano-polymer compound after mechanical failure. These images show how the hybrid composite is involved in integrating the cement matrix and creating tissue adhesion and fracture resistance by creating bridges over the cracks.

شکل 5 سیمان تقویت‌شده با استفاده از ترکیب نانوپلیمری پس از شکست مکانیکی. این تصاویر نشان می‌دهد که چگونه کامپوزیت هیبریدی در ایجاد یکپارچه‌سازی ماتریس سیمانی و ایجاد چسبندگی بافت و مقاومت در برابر شکستگی با ایجاد پل‌هایی روی شکاف‌ها نقش دارد.

غلظت بیشتر باشد. غلاف سیمان اصلاح‌شده با نانوکامپوزیت به‌وضوح قادر به کاهش تغییر شکل و آسیب احتمالی ناشی از تنش‌های بسیار بزرگ لایه‌های سنگی زیرزمینی است. چنین عملکردی در توزیع بهتر نیروهای سطحی خارجی باعث می‌شود تا غلاف سیمانی بتواند از تخریب وظیفه مهم جداسازی ناحیه‌ای خود جلوگیری کند.

ترکیب نانوپلیمری جدید ساخته و آزمایش‌شده می‌تواند انسجام ماتریس سیمان را در هنگام بندش اولیه سیمان به دلیل مقاومت کششی بالا تقویت کند. این امر بافت سیمان را قادر می‌سازد تا در برابر ترک‌خوردگی در لحظات اولیه بندش و سخت شدن که ناشی از انقباض اتوژن ذاتی مواد سیمانی است، بهتر مقاومت کند. همچنین با افزایش مقاومت کششی سیمان سخت شده در حدود 46٪ از 2.71 مگاپاسکال برای نمونه معیار در مقایسه با 3.97 مگاپاسکال برای نمونه 4 که با 5 درصد وزنی نانوپلیمر بهینه‌شده است، به یکپارچگی ماتریس سیمان در مرحله آزمایش مکانیکی کمک می‌کند. اتصال بین نانولوله‌های کربنی و اجزای سیمان به روش پل مانند توسط نانولوله‌های کربنی، می‌تواند ترک‌ها را ببوشاند و هنگام اعمال تنش به‌صورت الاستیک عمل کند. این رفتار خاص همچنین می‌تواند با توزیع انرژی به سطوح درگیر، از گسترش عرضی ترک جلوگیری کند.

نسبت پواسون تمایل تغییر فرم مواد را در جهت عمود بر یک نیروی اعمال‌شده توصیف می‌کند. نسبت پواسون سیمان‌های مورد آزمایش تا 66٪ افزایش را برای نمونه‌های بهینه‌شده نشان می‌دهد. این ارتقاء شامل تغییر در مقدار پواسون از 0.15 برای نمونه معیار در مقایسه با 0.25 برای نمونه 4 تحت بهینه‌سازی با 4 درصد وزنی نانوکامپوزیت پلیمری است. مقادیر پایین نسبت پواسون سیمان‌ها به‌عنوان عامل تأثیرگذاری بر ترک‌خوردگی ماتریس برای کامپوزیت‌های ماتریس شکننده تقویت‌شده با الیاف شناخته‌شده است. برخلاف رفتار متداول بتن یا سیمان، خواص ترکیبی نانوکامپوزیت پلیمر افزایش قابل توجهی در هر دو مدول الاستیسیته و نسبت پواسون نشان می‌دهد. این دو ویژگی به‌طور هم‌زمان خواص مقاومتی را با انعطاف‌پذیری مناسب در محدوده الاستیک ترکیب می‌کنند. شکل 6 تأثیر غلظت نانوپلیمر متیل متاکریلات-نانولوله کربن بر مقاومت فشاری و کششی را نشان می‌دهد. یک‌روند نزولی جزئی برای مقاومت فشاری هم‌زمان با یک‌روند صعودی برای مقاومت کششی با افزایش غلظت نانوپلیمر در آزمایش‌ها مکانیکی نمونه‌های سیمانی سخت شده دیده می‌شود. شکل 7 رفتار مدول الاستیک و نسبت پواسون در غلظت‌های مختلف افزایش نانوپلیمری را نشان می‌دهد. هر دو پارامتر ضریب الاستیسیته (E) و نسبت پواسون با افزایش غلظت نانوکامپوزیت پلیمر افزایش می‌یابند.

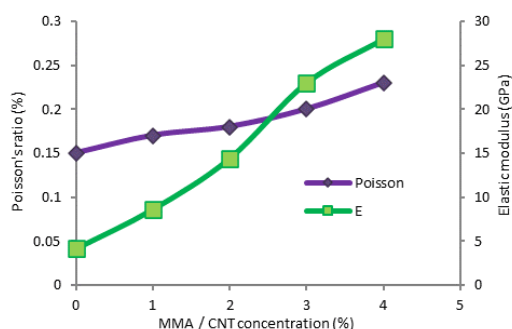


Fig. 7 The effect of nano-polymer concentration on the modulus of elasticity and Poisson's ratio of cement samples.

شکل 7 تأثیر غلظت نانوپلیمر بر مدول الاستیسیته و نسبت پواسون نمونه‌های سیمان.

جدول 3 نتایج آزمایش‌های مکانیکی برای نمونه‌های سیمان با غلظت‌های مختلف افزایش پلیمری و نمونه معیار را نشان می‌دهد. این نتایج تأیید می‌کند که ترکیب نانوپلیمری متیل متاکریلات-نانولوله کربن می‌تواند با موفقیت خواص مکانیکی برتر دو جزء ترکیب‌شونده را باهم ترکیب و مخلوط کند. به‌منظور تأیید تکرارپذیری نتایج به‌دست‌آمده، هر آزمایش فشاری سه بار تکرار شد. استحکام تراکمی مهم‌ترین خاصیت سیمان است، زیرا می‌تواند معیاری مناسب برای توصیف قدرت و استحکام سازه‌های سیمانی باشد. نتایج آزمایش‌ها تجربی نشان می‌دهد که یک کاهش جزئی در استحکام تراکمی در حدود 3٪ کاهش، از 23.91 مگاپاسکال برای نمونه معیار در مقایسه با 23.27 مگاپاسکال برای نمونه 4 با بیشترین غلظت ترکیب نانوپلیمر (شکل 6) دیده می‌شود. جایگزینی لاتکس نانوپلیمری با غلظت بیشتر در ماتریس سیمان دلیل این کاهش جزئی مقاومت فشاری است. از پلیمرهای امولسیون و لاتکس‌های پایه آبی به‌طور گسترده‌ای برای بهبود چسبندگی و بهبود جریان دوغاب در دوغاب سیمان استفاده می‌شود، با این حال این مواد افزودنی، هوا را در دوغاب سیمان به دام می‌اندازند که تأثیر قابل توجهی در کاهش مقاومت فشاری دوغاب دارد.

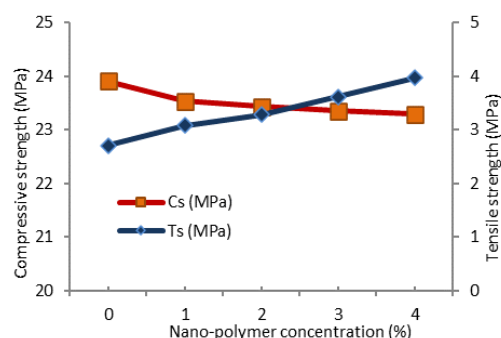


Fig. 6 Effect of nano-polymer concentration on compressive strength and tensile strength of cement samples.

شکل 6 تأثیر غلظت نانوپلیمر بر مقاومت فشاری و مقاومت کششی نمونه‌های سیمان.

جدول 3 آزمایش‌های مکانیکی برای نمونه‌های سیمان.

Table 3 Mechanical tests for cement samples.

نمونه دوغاب	مقاومت فشاری (مگاپاسکال)	مدول الاستیسیته (گیگاپاسکال)	مقاومت کششی (مگاپاسکال)	نسبت پواسون
معیار	24.02 ± 0.172	6.6	-2.50	0.12
1	21.81 ± 0.145	4.42	-2.71	15.0
2	23.46 ± 0.145	12.4	-3.28	19.0
3	23.35 ± 0.145	23	-3.62	23.0
4	23.27 ± 0.145	28	-3.97	25.0

مدول الاستیسیته یا مدول یانگ، سختی و مقاومت سازه بتنی را بیان می‌کند و ظرفیت تحمل آن را برای تغییر شکل هنگام اعمال تنش‌های سطحی ارزیابی می‌کند. با توجه به شکل 6، نتایج تجربی افزایش قابل توجه مدول یانگ تا 580٪، از 4.12 گیگاپاسکال برای نمونه معیار در مقایسه با 28 گیگاپاسکال برای نمونه 4 اصلاح‌شده با 4 درصد وزنی نانوپلیمر را نشان می‌دهد. نانولوله‌های کربنی به دلیل خواص الاستیکی منحصر به فرد خود، مدول الاستیسیته ماتریس سیمان را به تدریج افزایش می‌دهند. این بهبود مشاهده‌شده در سختی بتن همچنین ممکن است تا حدی به دلیل کاهش قابل توجه تخلخل سیمان و حجم منافذ در نمونه‌های حاوی افزایش نانوپلیمر متیل متاکریلات-نانولوله کربن با

5- نتیجه‌گیری

بهره‌گیری از فن پراکنده‌سازی نانولوله‌های کربن در یک ماتریس پایه آبی پلیمری این امکان را فراهم کرده است تا توزیع یکنواخت و مناسبی از نانولوله‌ها را با استفاده از افزایش نانوپلیمری در زمینه سیمانی فراهم کند. عدم کلوخه شدن و تجمع نانوذرات در ساختار سیمان سبب بهره‌گیری از بیشترین سطح واکنشی و فیزیکی از این نانوذرات شده است که به‌طور چشمگیری در تقویت خصوصیات مکانیکی توده سیمان پس از سخت شدن تأثیر داشته است. افزایش 580٪ در مدول الاستیسیته، 46٪ در استحکام کششی و 66٪ در نسبت پواسون برای نمونه سیمان بهبودیافته با 4 درصد وزنی افزایش نانوپلیمر در مقایسه با نمونه معیار به ثبت رسیده است. این نتایج ثابت می‌کند که استخراج خواص مکانیکی فوق‌العاده نانولوله‌های کربنی با انتخاب فن صحیح پراکنده‌سازی و توزیع در ساختار سیمانی برای کاربرد در چاه‌های نفت و گاز و حتی سازه‌های عمرانی، بازدهی بسیار بالایی را به همراه دارد.

6- مراجع

- Properties of Carbon Nanotube Reinforced Cement Pastes“ Carbon, Vol. 85, pp. 212-220, 2015.
- [14] Rahimirad, M. and Baghbadorani, J. D., “Properties of Oil Well Cement Reinforced by Carbon Nanotubes“ in Proceeding of OnePetro, pp.
- [15] Metaxa, Z. S., Konsta-Gdoutos, M. S. and Shah, S. P., “Carbon Nanofiber Cementitious Composites: Effect of Debulking Procedure on Dispersion and Reinforcing Efficiency“ Cement and Concrete Composites, Vol. 36, pp. 25-32, 2013.
- [16] Wu, J., Li, M. and Zhang, A., “Synthesis and Characterization of Sss/Ham/Aa Terpolymer as a Fluid Loss Additive for Oil Well Cement“ Journal of Applied Polymer Science, Vol. 135, No. 22, pp. 46266, 2018.
- [17] Cui, X., Han, B., Zheng, Q., Yu, X., Dong, S., Zhang, L. and Ou, J., “Mechanical Properties and Reinforcing Mechanisms of Cementitious Composites with Different Types of Multiwalled Carbon Nanotubes“ Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 103, pp. 131-147, 2017.
- [18] Wang, M., Wang, R., Yao, H., Farhan, S., Zheng, S., Wang, Z., Du, C. and Jiang, H., “Research on the Mechanism of Polymer Latex Modified Cement“ Construction and Building Materials, Vol. 111, pp. 710-718, 2016.
- [19] Chung, D. D. L., “Use of Polymers for Cement-Based Structural Materials“ Journal of materials science, Vol. 39, No. 9, pp. 2973-2978, 2004.
- [20] Fowler, D. W., “Polymers in Concrete: A Vision for the 21st Century“ Cement and concrete composites, Vol. 21, No. 5-6, pp. 449-452, 1998.
- [21] Liu, K., Cheng, X., Zhang, X., Guo, X. and Zhuang, J., “Design of Low-Density Cement Optimized by Cellulose-Based Fibre for Oil and Natural Gas Wells“ Powder technology, Vol. 338, pp. 506-518, 2018.
- [22] Kumar, A., Gupta, G., Mehra, R., Tambe, R. and Ahuja, G., “Flexible Cement Extends Wellbore Life with an Integrated Approach to Zonal Isolation“ in Proceeding of OnePetro, pp.
- [23] Soltanian, H., Ataei, M., Khalokakaie, R. and Kazemzadeh, E., “Using an Elastic, Expandable Sealant System for Zonal Isolation of Maroon Wells: A Laboratory Study“ Journal of Petroleum Science and Technology, Vol. 7, No. 1, pp. 13-22, 2017.
- [24] Morris, W., Criado, M. A., Robles, J. and Bianchi, G., “Design of High Toughness Cement for Effective Long Lasting Well Isolations“ in Proceeding of OnePetro, pp.
- [25] Dresselhaus, M. S., Dresselhaus, G. and Saito, R., “Physics of Carbon Nanotubes“ Carbon, Vol. 33, No. 7, pp. 883-891, 1995.
- [26] Yao, Z., Postma, H. W. C., Balents, L. and Dekker, C., “Carbon Nanotube Intramolecular Junctions“ Nature, Vol. 402, No. 6759, pp. 273-276, 1999.
- [27] Al Mafarage, A. M., “Processing and Properties of Multifunctional Two-Dimensional Nanocomposite Based on Single Wall Carbon Nanotubes“, 2019.
- [28] Hussain, F., Hojjati, M., Okamoto, M. and Gorga, R. E., “Polymer-Matrix Nanocomposites, Processing, Manufacturing, and Application: An Overview“ Journal of composite materials, Vol. 40, No. 17, pp. 1511-1575, 2006.
- [29] Mitchell, C. A., Bahr, J. L., Arepalli, S., Tour, J. M. and Krishnamoorti, R., “Dispersion of Functionalized Carbon Nanotubes in Polystyrene“ Macromolecules, Vol. 35, No. 23, pp. 8825-8830, 2002.
- [30] Eitan, A., Jiang, K., Dukes, D., Andrews, R. and Schadler, L. S., “Surface Modification of Multiwalled Carbon Nanotubes: Toward the Tailoring of the Interface in Polymer Composites“ Chemistry of materials, Vol. 15, No. 16, pp. 3198-3201, 2003.
- [31] Star, A., Stoddart, J. F., Steuerman, D., Diehl, M., Boukai, A., Wong, E. W., Yang, X., Chung, S. W., Choi, H. and Heath, J. R., “Preparation and Properties of Polymer-Wrapped Single-Walled Carbon Nanotubes“ Angewandte Chemie, Vol. 113, No. 9, pp. 1771-1775, 2001.
- [32] Jia, Z., Wang, Z., Xu, C., Liang, J., Wei, B., Wu, D. and Zhu, S., “Study on Poly (Methyl Methacrylate)/Carbon Nanotube
- [1] Dahi Taleghani, A., Li, G. and Moayeri, M., “Smart Expandable Cement Additive to Achieve Better Wellbore Integrity“ Journal of Energy Resources Technology, Vol. 139, No. 6, 2017.
- [2] Li, M., Deng, S., Yu, Y., Jin, J., Yang, Y. and Guo, X., “Mechanical Properties and Microstructure of Oil Well Cement Stone Enhanced with Tetra-Needle Like Zn Whiskers“ Construction and Building Materials, Vol. 135, pp. 59-67, 2017.
- [3] Guo, S., Bu, Y., Liu, H. and Guo, X., “The Abnormal Phenomenon of Class G Oil Well Cement Endangering the Cementing Security in the Presence of Retarder“ Construction and Building Materials, Vol. 54, pp. 118-122, 2014.
- [4] De Andrade, J. and Sangesland, S., “Cement Sheath Failure Mechanisms: Numerical Estimates to Design for Long-Term Well Integrity“ Journal of Petroleum Science and Engineering, Vol. 147, pp. 682-698, 2016.
- [5] Petersen, T. A. and Ulm, F.-J., “Radial Fracture in a Three-Phase Composite: Application to Wellbore Cement Liners at Early Ages“ Engineering Fracture Mechanics, Vol. 154, pp. 272-287, 2016.
- [6] Stynoski, P., Mondal, P. and Marsh, C., “Effects of Silica Additives on Fracture Properties of Carbon Nanotube and Carbon Fiber Reinforced Portland Cement Mortar“ Cement and Concrete Composites, Vol. 55, pp. 232-240, 2015.
- [7] Xu, S., Liu, J. and Li, Q., “Mechanical Properties and Microstructure of Multi-Walled Carbon Nanotube-Reinforced Cement Paste“ Construction and Building Materials, Vol. 76, pp. 16-23, 2015.
- [8] Bharj, J., “Experimental Study on Compressive Strength of Cement-Cnt Composite Paste“ Indian Journal of Pure & Applied Physics (IJPAP), Vol. 52, No. 1, pp. 35-38, 2015.
- [9] Al-Rub, R. K. A., Ashour, A. I. and Tyson, B. M., “On the Aspect Ratio Effect of Multi-Walled Carbon Nanotube Reinforcements on the Mechanical Properties of Cementitious Nanocomposites“ Construction and building materials, Vol. 35, pp. 647-655, 2012.
- [10] Metaxa, Z. S., Konsta-Gdoutos, M. S. and Shah, S. P., “Mechanical Properties and Nanostructure of Cement-Based Materials Reinforced with Carbon Nanofibers and Polyvinyl Alcohol (Pva) Microfibers“ Special Publication, Vol. 270, pp. 115-124, 2010.
- [11] Sanchez, F. and Sobolev, K., “Nanotechnology in Concrete—a Review“ Construction and building materials, Vol. 24, No. 11, pp. 2060-2071, 2010.
- [12] Sobolkina, A., Mechtcherine, V., Khavrus, V., Maier, D., Mende, M., Ritschel, M. and Leonhardt, A., “Dispersion of Carbon Nanotubes and Its Influence on the Mechanical Properties of the Cement Matrix“ Cement and Concrete Composites, Vol. 34, No. 10, pp. 1104-1113, 2012.
- [13] Zou, B., Chen, S. J., Korayem, A. H., Collins, F., Wang, C. M. and Duan, W. H., “Effect of Ultrasonication Energy on Engineering

- Composites“ Materials Science and Engineering: A, Vol. 271, No. 1-2, pp. 395-400, 1999.
- [33] Jin, Z., Pramoda, K. P., Xu, G. and Goh, S .H., “Dynamic Mechanical Behavior of Melt-Processed Multi-Walled Carbon Nanotube/Poly (Methyl Methacrylate) Composites“ Chemical Physics Letters, Vol. 337, No. 1-3, pp. 43-47, 2001.
- [34] Cooper, C. A., Ravich, D., Lips, D., Mayer, J. and Wagner, H. D., “Distribution and Alignment of Carbon Nanotubes and Nanofibrils in a Polymer Matrix“ Composites science and technology, Vol. 62, No. 7-8, pp. 1105-1112, 2002.
- [35] Roy, S., Petrova, R. S. and Mitra, S., “Effect of Carbon Nanotube (Cnt) Functionalization in Epoxy-Cnt Composites“ Nanotechnology reviews, Vol. 7, No. 6, pp. 475-485, 2018.
- [36] Mayank, Kaur Billing, B., Agnihotri, P. K., Kaur, N., Singh, N. and Jang, D. O., “Ionic Liquid-Coated Carbon Nanotubes as Efficient Metal-Free Catalysts for the Synthesis of Chromene Derivatives“ ACS Sustainable Chemistry & Engineering, Vol. 6, No. 3, pp. 3714-3722, 2018.
- [37] Mamaghani, M. Y., Pishvaei, M. and Kaffashi, B., “Synthesis of Latex Based Antibacterial Acrylate Polymer/Nanosilver Via in Situ Miniemulsion Polymerization“ Macromolecular Research, Vol. 19, No. 3, pp. 243-249, 2011.
- [38] Api, R. P., “10b-2: Api Recommended Practice 10b-2, Recommended Practice for Testing Well Cements“ API RP 10B-2, 2013.
- [39] ASTM, “Standard Test Method for Compressive Strength of Hydraulic Cement Mortars (Using 2-In. Or [50-Mm] Cube Specimens)“ West Conshohocken: ASTM International, 2016.
- [40] ASTM, “Standard Test Method for Splitting Tensile Strength of Intact Rock Core Specimens. Astm Standards on Disc, 04.08. Desination:D3967; “ , 2001.



مقایسه اثر پیرسازی رطوبتی بر رفتار خمشی و کمانشی دو نوع ساختار ساندویچی مبتنی بر هسته بالسا

مسلم نجفی^{1*}، رضا انصاری²

1- استادیار، مجتمع دانشگاهی مواد و فناوری‌های ساخت، دانشگاه صنعتی مالک اشتر، تهران

2- استاد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه گیلان، رشت

* تهران، صندوق پستی 15875-1774، mnajafi@mut.ac.ir

چکیده	اطلاعات مقاله:
به رغم ویژگی‌های منحصر به فرد برتر بالسا نظیر قیمت مناسب و خواص مکانیکی عالی، آب‌دوستی و حساسیت فراوان این ماده به جذب رطوبت، استفاده روزافزون از آن را در ساخت سازه‌های پیشرفته دریایی با چالش جدی مواجه نموده است. در صورت نفوذ رطوبت به پوسته‌های کامپوزیتی، ساختارهای ساندویچی مبتنی بر هسته بالسا دچار جذب آب شدید شده و انسجام ساختاری آن به مخاطره می‌افتد. در این مطالعه، به منظور ارتقاء خواص مکانیکی و همچنین مقاومت محیطی ساختارهای ساندویچی مبتنی بر هسته بالسا در مواجهه با شرایط محیطی مرطوب، ایده استفاده از چندلایه‌های الیافی فلزی به جای پوسته‌های کامپوزیتی پلیمری پیشنهاد شده است. بدین منظور، ساختارهای ساندویچی با هسته بالسا و دو نوع پوسته کامپوزیتی ساخته شده از الیاف شیشه/اپوکسی و چندلایه الیافی فلزی تحت آزمون‌های شرایط محیطی و مکانیکی قرار گرفتند. اهم نتایج به دست آمده از آزمون پیرسازی 100 روزه در آب نشان می‌دهد که حداکثر میزان جذب آب در نمونه‌های ساندویچی با پوسته کامپوزیت الیاف شیشه/اپوکسی و چندلایه الیافی فلزی با لبه‌های آب‌بندی شده و دارای آسیب مصنوعی به ترتیب 106.71٪ و 83.32٪ است. همچنین با بررسی رفتار خمشی و کمانشی دو نوع ساختار ساندویچی مذکور، پیش و پس از فرایند پیرسازی رطوبتی مشخص شد که کاهش بار خمشی، سفتی خمشی و بار کمانشی بیشینه ناشی از پیرسازی رطوبتی در نمونه‌های ساندویچی با پوسته کامپوزیت الیاف شیشه/اپوکسی با لبه‌های آب‌بند به ترتیب 23.43٪، 23.15٪ و 36.14٪ و برای نمونه‌های با پوسته چندلایه الیافی فلزی به مراتب کمتر و به ترتیب 13.57٪ و 11.06٪ و 16.14٪ بوده است.	دریافت: 1400/11/30 پذیرش: 1401/04/04 کلیدواژگان ساختارهای ساندویچی، هسته بالسا، چندلایه‌های الیافی فلزی، رفتار خمشی، رفتار کمانشی

Comparison of moisture aging effect on flexural and buckling behavior of two types of balsa core sandwich structures

Moslem Najafi^{1*}, Reza Ansari²

1- Faculty of Materials and Manufacturing Technologies, Malek Ashtar University of Technology, Iran

2- Department of Mechanical Engineering, University of Guilan, Rasht, Iran

* P.O.B. 15875-1774, Tehran, Iran, mnajafi@mut.ac.ir

Keywords

Sandwich structures,
Balsa core, Fiber
metal laminates,
Flexural behavior,
Buckling behavior

Abstract

Despite the unique superior properties of balsa such as reasonable price and excellent mechanical properties, the hydrophilicity and high sensitivity of this material to moisture absorption have posed a serious challenge to its increasing use in the construction of advanced marine structures. If moisture can penetrate into the composite skins, the balsa core sandwich structures will absorb a lot of water and compromise its structural integrity. In this study, to improve the mechanical properties and the environmental resistance of sandwich structures with balsa core against the moist environmental conditions, the idea of using fiber metal laminates instead of polymer composite skins has been proposed. For this purpose, sandwich structures with balsa core and two types of composite skins made of glass fiber/epoxy and fiber metal laminate were subjected to environmental and mechanical tests. The most important results obtained from the 100-day aging test in water show that the maximum water absorption in sandwich specimens with glass fiber/epoxy composite and fiber metal laminate skins having sealed edges and artificial damage is 106.71% and 83.32%, respectively. In addition, by evaluating the flexural and buckling behavior of two types of sandwich structures, before and after the moisture aging process, it was found that the reduction of flexural load, flexural stiffness and maximum buckling load due to moisture aging in sandwich specimens with glass fiber/epoxy composite skin with sealed edges were 23.43%, 23.15% and 36.14%, respectively, and for specimens with fiber metal laminate skin were much less, and 13.57%, 11.06% and 16.14%, respectively.

1- مقدمه

در حال حاضر، ساختارهای ساندویچی¹ متشکل از پوسته‌های مستحکم و هسته‌های سبک-وزن به دلیل ویژگی‌های مطلوبی از قبیل وزن کم، سفتی خمشی عالی و مقاومت به خوردگی بالا در کاربردهای دریایی متعددی نظیر بدنه کشتی‌ها و قایق‌ها، پره‌های توربین بادی و سکوها‌ی نفتی فراساحل مورد استفاده قرار می‌گیرند [1]. پوسته‌ها عموماً به‌منظور تحمل تنش‌های نرمال ناشی از خمش ایجاد شده توسط بارهای خارج صفحه‌ای² طراحی شده و معمولاً از جنس کامپوزیت‌های پلیمری تقویت شده با الیاف³ یا لایه‌های فلزی ساخته می‌شوند. هسته، بخش ضعیف‌تر ساختار ساندویچی بوده و وظیفه تأمین استحکام فشاری، تحمل بارهای برشی، حفظ پایداری در برابر کمانش و ایجاد ممان اینرسی مورد نیاز ساختار ساندویچی را به عهده دارد [2,3].

در ساختارهای ساندویچی، مواد متعددی نظیر لانه‌زنبوری‌های فلزی و غیرفلزی⁴، چوب بالسا⁵، چوب لایه‌ای⁶ و همچنین فوم‌های فلزی و پلاستیکی⁷ به عنوان هسته مورد استفاده قرار می‌گیرند [4]. چوب بالسا به عنوان یک هسته طبیعی به دلیل چندین ویژگی جذاب از جمله وزن کم، سفتی قابل توجه و مقاومت در برابر آتش در مقایسه با سایر هسته‌های با چگالی مشابه از دیرباز به طور گسترده در ساخت سازه‌های دریایی مورد استفاده قرار گرفته است [4-6]. علاوه بر این، چوب بالسا، به عنوان یک ماده خام سازگار با محیط‌زیست⁸ از منابع تجدیدپذیر، کماکان می‌تواند در توسعه مواد سبز جدید⁹ مشارکت نماید. این ویژگی‌های جذاب چوب بالسا همواره تعداد زیادی از محققین را بر آن داشته است که تحقیقاتی در ارتباط با رفتار ساختارهای ساندویچی مبتنی بر چوب بالسا صورت دهند. فتیحی و همکاران [7] خواص خمشی نمونه‌های مختلف ساندویچی با پوسته‌های الیاف شیشه/اپوکسی و چهار نوع هسته مختلف یعنی چوب بالسا، فوم پت¹⁰، فوم پی‌وی‌سی¹¹ و فوم پلی‌ورتان¹² را مورد مطالعه قرار دادند. نتایج نشان داد که نمونه‌های هسته بالسا دارای مقاومت برشی و سفتی خمشی بالاتری در مقایسه با سه نمونه دیگر دارای هسته فومی هستند. از سوی دیگر، مشاهده شد که نمونه‌های مبتنی بر هسته بالسا در مقایسه با نمونه‌های دارای فوم پلیمری رفتار شکننده‌تری از خود بروز می‌دهند. تاگاریلی و همکاران [8] به صورت تجربی پاسخ دینامیکی تیرهای ساندویچی ساخته شده از پوسته‌های الیاف شیشه/وینیل‌استر با فوم پی‌وی‌سی و هسته چوب بالسا را در حالت تیر دو انتها گیردار در وسط دهانه تیر بررسی کردند. نتایج نشان داد که تخریب در نمونه‌های ساندویچی مبتنی بر چوب بالسا به صورت تورق¹³ پوسته از هسته بروز کرده، در حالی که مکانیسم‌های شکست غالب در تیرهای ساندویچی مبتنی بر فوم پی‌وی‌سی ترک خوردگی هسته و تخریب کششی پوسته‌ها در نواحی تکیه‌گاهی است. همچنین مشاهده شد که تیرهای ساندویچی مبتنی بر چوب بالسا نسبت به فوم پی‌وی‌سی در مواجهه با پرتابه‌های با تکان کم عملکرد بهتری دارند که این موضوع را می‌توان به سفتی و استحکام بالاتر چوب بالسا در مقایسه با فوم پی‌وی‌سی تحت بارگذاری‌های فشاری و برشی

نسبت داد. آتاس و سویم [9] در مطالعات خود بر روی پاسخ سازه‌های ساندویچی متشکل از پوسته‌های الیاف شیشه/اپوکسی و هسته چوب بالسا و فوم پی‌وی‌سی در برابر بارهای ضربه‌ای تمرکز نمودند. از نمودارهای بار-جابجایی به دست آمده، مشخص شد که سازه ساندویچی مبتنی بر هسته بالسا در مقایسه با فوم پی‌وی‌سی، سفتی خمشی بیشتری دارد. همچنین نیروی تماسی بالاتر و جابجایی کمتر نمونه‌های ساندویچی با هسته بالسا به سفتی بالاتر چوب بالسا در مقایسه با فوم پی‌وی‌سی نسبت داده شد. وانگ و همکاران [10] پاسخ به ضربه ساختارهای ساندویچی با پنج نوع هسته متفاوت یعنی بالسا چگالی پایین، بالسا چگالی بالا، کورک، پلی‌استایرن و لانه زنبوری پلی‌پروپیلن در ضربات با سرعت متوسط مورد مطالعه قرار دادند. آن‌ها دریافتند که در انرژی‌های ضربه متفاوت، ساختارهای ساندویچی با هسته بالسا چگالی بالا و چگالی پایین بیشترین مقدار انرژی ویژه جذب شده را در بین پنج ساختار دارا هستند.

طی بررسی‌های به عمل آمده، مشخص شد که بسیاری از تحقیقات متمرکز بر ساختارهای ساندویچی متشکل از هسته بالسا و پوسته‌هایی از جنس کامپوزیت‌های پلیمری تقویت شده با الیاف است. از سویی، یکی از شرایط عملیاتی که ساختارهای ساندویچی مبتنی بر چوب بالسا در آن به نحو گسترده‌ای مورد استفاده قرار می‌گیرند، محیط‌های آبی و مرطوب نظیر آب دریا است. ساختارهای ساندویچی مبتنی بر چوب بالسا طی چند دهه اخیر همواره در ساخت شناورهای دریایی به خصوص قایق‌های تندرو و ورزشی مورد توجه طراحان بوده‌اند. استفاده از این ساختارهای ساندویچی به کاهش قابل توجه وزن، قیمت تمام شده، کاهش مصرف سوخت، افزایش چالاکی و سرعت و افزایش استحکام این شناورها انجامیده است. باین وجود، بزرگ‌ترین چالش بر سر راه استفاده گسترده از این ساختارها در این بخش و سایر بخش‌های صنعتی، در نقطه ضعف موجود در پوسته‌های مورد استفاده در این ساختارهای ساندویچی نهفته است. پوسته‌های ساخته شده از کامپوزیت‌های پلیمری تقویت شده با الیاف نسبت به انواع شرایط محیطی نظیر جذب رطوبت و دماهای بالا، تشعشعات فرابنفش و بارگذاری‌های دینامیکی حساسیت بالایی داشته و عملاً در شرایط واقعی و عملیاتی با گذشت زمان دچار انواع زوال‌های مکانیکی، شیمیایی و فیزیکی می‌شوند [11]. علاوه بر این، در صورت وقوع آسیب‌های کوچکی نظیر سوراخ‌شدگی و خراش موضعی در سطح پوسته بیرونی (و نه عمق ساختار)، تأثیر مخرب عوامل کاهش‌دهنده خواص تشدید می‌شود. به‌طور مثال، در صورت وقوع آسیب موضعی در سطح بیرونی یک شناور ساخته شده از ساختار ساندویچی متشکل از چوب بالسا و کامپوزیت پایه پلیمری، آب از طریق منافذ موجود در آسیب به درون پوسته نفوذ کرده و سپس به سرعت وارد هسته می‌شود. با وقوع این امر، علاوه بر کاهش خواص خود پوسته کامپوزیتی، کاهش خواص برشی سطح مشترک کامپوزیت/هسته، وقوع جذب آب شدید توسط هسته آب‌دوست¹⁴ بالسا و پوسیدگی هسته امری حتمی است. به این ترتیب پیامدهای ناگواری نظیر افزایش وزن سازه به سبب جذب آب بروز کرده که به تنهایی می‌تواند منجر به کاهش سرعت و چالاکی یک شناور دریایی شده و به تبع آن افزایش مصرف سوخت و در نهایت خارج شدن شناور از شرایط عملیاتی را رغم بزند [11,12]. در شکل 1 چرخه عمر هسته بالسای به کاررفته در یک سازه ساندویچی با پوسته‌های ساخته شده از کامپوزیت پایه پلیمری در مواجهه با رطوبت نشان داده شده است.

- ¹ Sandwich Structures
- ² Out-of Plane Loadings
- ³ Fiber-Reinforced Polymer (FRP) Composites
- ⁴ Metallic and Non-Metallic Honeycombs
- ⁵ Balsa Wood
- ⁶ Plywood
- ⁷ Plastic and Metallic Foams
- ⁸ Eco-Friendly Raw Material
- ⁹ New Green Materials
- ¹⁰ Polyethylene Terephthalate (PET) Foam
- ¹¹ Polyvinyl chloride (PVC) Foam
- ¹² Polyurethane (PU) Foam
- ¹³ Delamination

¹⁴ Hydrophilic

چندلایه‌های الیافی فلزی (FMLs) ³ یک ترکیب مناسب از این دو ماده می‌تواند منجر به ارائه یک سیستم ساندویچی جدید گردد که دارای ویژگی‌های جذابی نظیر وزن کم، خواص استاتیکی مناسب، مقاومت به شرایط محیطی عالی و تحمل آسیب بالا باشد.

FMLها متشکل از لایه‌های نازک و متناوب فلزات (معمولاً آلومینیوم، تیتانیوم، منیزیم و فولاد) و کامپوزیت‌های پایه پلیمری به‌عنوان دسته‌ای جدیدی از مواد کامپوزیتی هیبریدی شناخته شده‌اند. با توجه به بهره‌گیری از خواص ترکیبی دو ماده در یک قالب ساختار واحد، FMLها دارای مزیت‌های قابل‌توجهی نظیر استحکام خستگی عالی، مقاومت به ضربه بالا، چگالی پایین و مقاومت مناسب به خوردگی و شرایط محیطی هستند [15-17].

بررسی پژوهش‌های صورت گرفته در ارتباط با دوام محیطی FMLها در شرایط محیطی مرطوب، گویای برتری چشمگیر این مواد در مقایسه با کامپوزیت‌های پلیمری تقویت‌شده با الیاف است که به‌صورت متداول در حوزه دریایی مورد استفاده قرار می‌گیرند. نجفی و همکاران [18] پژوهشی در ارتباط با تأثیر شرایط محیطی گوناگون (شامل پیرسازی برودتی در دمای -196°C ، پیرسازی دما بالا در دمای 130°C و پیرسازی رطوبتی/حرارتی در دمای 90°C در آب مقطر) بر خواص مکانیکی FMLهای نوع گلار ⁴ (مبتنی بر آلومینیوم و الیاف شیشه) انجام دادند. نتایج نشان داد که اثر منفی شرایط محیطی بر خواص مکانیکی نمونه‌های تحت پیرسازی برودتی و دمای بالا چشمگیرتر بوده و FMLهای مورد بررسی در این پژوهش به میزان قابل قبولی نسبت به پیرسازی رطوبتی/حرارتی مقاوم بوده‌اند. نتایج تحقیقات مشابه در خصوص پیرسازی رطوبتی/حرارتی 35 روزه در آب با دمای 90°C و رطوبت 90٪ گویای کاهش تنها 7 درصدی و 2 درصدی در مقدار نیروی خمشی بیشینه و سفتی خمشی برای نمونه‌های FML متداول (مبتنی بر آلومینیوم آلیاژی سری 2000) است، در حالی که کاهش این خواص در کامپوزیت‌های الیاف شیشه/اپوکسی به ترتیب معادل 19٪ و 14٪ گزارش گردید [19]. همچنین در مطالعه‌ای دیگر، پیرسازی رطوبتی/حرارتی در آب شور با دمای 100°C به مدت 10 ساعت منجر به کاهش 9٪ و 7٪ در مقادیر نیروی خمشی بیشینه و سفتی خمشی در نمونه‌های کامپوزیتی الیاف شیشه/اپوکسی گردید، در حالی که هیچ‌گونه اثر منفی قابل ملاحظه‌ای در رفتار خمشی FMLهای جدید دریایی (مبتنی بر آلومینیوم سری 5000) مشاهده نشد [20].

به دلیل ویژگی‌های منحصر به فرد FMLها در زمینه جذب انرژی در ضربات سرعت‌پایین و بالا، استحکام باقی‌مانده و تحمل آسیب و همچنین دوام محیطی، اخیراً، استفاده از این مواد به عنوان پوسته در سازه‌های ساندویچی نوین توجه فزاینده‌ای را به خود جلب کرده است [12,20,21]. با توجه به این مقدمات، مقاله حاضر به عنوان بخشی از یک کار پژوهشی برای توسعه نسل جدیدی از ساختارهای ساندویچی مبتنی بر FMLها برای استفاده در صنایع دریایی است. بدین ترتیب، پس از جایگزینی FML به جای کامپوزیت‌های پلیمری متداول به عنوان پوسته ساختارهای ساندویچی مبتنی بر هسته بالسا، لازم بود خواص مکانیکی این ساختارها در مواجهه با شرایط دریایی مورد مطالعه قرار گیرد. از این رو، برای نخستین بار خواص باقیمانده خمشی و فشاری ساختارهای ساندویچی مبتنی بر هسته بالسا و پوسته FML پس از اعمال شرایط پیرسازی رطوبتی تعیین شد. همچنین به منظور ارزیابی تغییرات ایجاد شده در پوسته، نمونه‌های ساندویچی متداول با



Fig. 1 The life cycle of balsa core: On the right side of the sandwich panel, the core material has retained its original color and strength. The core in the middle has been exposed to moisture and shows early signs of degradation. The core on the left side has decomposed and lost all of its strength [13].

شکل 1 چرخه عمر هسته بالسا: در سمت راست پانل ساندویچی، هسته رنگ و استحکام اصلی خود را حفظ کرده است. هسته در ناحیه میانی پانل در معرض رطوبت قرار گرفته و علائم اولیه زوال را نشان می‌دهد. هسته در ناحیه سمت چپ تجزیه شده و کل استحکام خود را از دست داده است [13].

با توجه به اینکه در ساختارهای ساندویچی که در ساخت آن‌ها از چوب بالسا به‌عنوان هسته استفاده می‌شود، خود چوب دارای یک ساختار طبیعی است، بنابراین ایجاد تغییرات به‌منظور مقاوم‌سازی آن در برابر شرایط محیطی عملاً بسیار مشکل خواهد بود. از سویی به سبب وجود فضاهای خالی در ریزسازه ¹ چوب بالسا که همین عامل نیز موجب وزن سبک این چوب است، بالسا را به‌عنوان یک ماده بسیار مستعد در جذب رطوبت معرفی می‌کند. سادلو و همکاران [14] تأثیر غوطه‌ورسازی در آب را بر سه نوع هسته چوب بالسا، اکوکور ² و فوم پی‌وی‌سی ارزیابی نمودند. نتایج نشان دادند به‌رغم اینکه چوب بالسا قبل از تماس با آب دارای خواص مکانیکی مناسب‌تری نسبت به سایر نمونه‌ها دارا است، اما پس از غوطه‌ورسازی در آب بیشترین کاهش خواص مکانیکی، میزان جذب آب، تورم و تغییر ابعاد مربوط به چوب بالسا است. میزان جذب آب در بالسا حدود 900٪ و در اکوکور و پی‌وی‌سی به ترتیب 75٪ و 62٪ گزارش شد. نتایج این تحقیق نشان می‌دهد که به‌رغم خواص برتر چوب بالسا نسبت به سایر هسته‌های متداول، به‌منظور بهره‌گیری از این خواص، لازم است به نحوی از تماس مستقیم این ماده با رطوبت جلوگیری شود. بنابراین، قاعداً بهبود خواص مقاومت به رطوبت و آسیب پوسته‌های ساخته‌شده از مواد کامپوزیتی پلیمری تقویت‌شده با الیاف در اولویت قرار خواهد گرفت. از طرفی، ضعف پوسته کامپوزیتی پلیمری در برابر جذب آب و مقاومت کم در برابر آسیب‌های وارده امری اثبات‌شده است. تحقیقات صورت گرفته در ارتباط با مواد کامپوزیتی پلیمری تقویت‌شده با الیاف نشان می‌دهد که به‌رغم ویژگی‌های ارزنده آن‌ها، این مواد دارای معایبی نظیر حساسیت فراوان به شرایط محیطی و آسیب‌پذیری پایین در برابر نفوذ ناشی از ضربات دینامیکی هستند که کاربرد عملیاتی آن‌ها در محیط‌های واقعی را تا حدی محدود ساخته است [11].

در این مقاله یک راهکار عملی برای کاهش آسیب‌پذیری سازه‌های ساندویچی دریایی در برابر بارگذاری‌ها و شرایط محیطی ارائه شده است. با توجه به ظرفیت‌های وسیع موجود در چوب بالسا و ساختارهای موسوم به

³ Fiber Metal Laminate (FMLs)

⁴ Glare

¹ Microstructure

² Eco-core

جدول 1 مشخصات آلیاژ آلومینیوم، الیاف شیشه، رزین اپوکسی و چسب اپوکسی

Table 1 Specifications of aluminum alloy, glass fiber, epoxy resin and epoxy adhesive

کد نمونه	آلیاژ آلومینیوم	الیاف شیشه	رزین اپوکسی	چسب اپوکسی
چگالی (گرم بر سانتی متر مکعب)	2.70	2.54	1.17	1.17
استحکام کششی نهایی (مگا پاسکال)	310	3400	41-79	33
مدول کششی (گیگا پاسکال)	68.94	72	3.35-3.55	NA
کرنش در شکست (%)	12	4.8	1.5-2.5	9
ویسکوزیته (سانتی پواز)	NA	NA	1000-1500	50000

کامپوزیتی الیاف شیشه/اپوکسی بین دو ورق آلومینیوم با ضخامت 0.50 میلی متر در قالبی مربع شکل ساخته شدند. همچنین، در ساخت چندلایه کامپوزیتی (GE)، از هشت تک لایه کامپوزیتی الیاف شیشه/اپوکسی استفاده شد. از روش لایه گذاری دستی برای تولید چندلایه های الیافی فلزی و همچنین، چندلایه های کامپوزیتی استفاده شد. پس از لایه گذاری، چندلایه ها برای مدت یک روز در خلأ 60- کیلو پاسکال در دمای محیط توسط سیستم کیسه خلأ تحت عملیات مکش قرار گرفتند. در نهایت، ضخامت چندلایه های الیافی فلزی و کامپوزیت الیاف شیشه/اپوکسی مورد بررسی به ترتیب حدود 0.02 ± 1.80 و 0.08 ± 2.08 میلی متر و جرم واحد سطح هر دو نوع کامپوزیت حدود 0.03 ± 4.35 کیلوگرم بر متر مربع تعیین گردید. تصویری شماتیک از چیدمان لایه های مختلف فلز و کامپوزیت در ساخت چندلایه های FML و GE، در شکل 2 قابل مشاهده است.

ساختارهای ساندویچی توسط اتصال پوسته هایی از جنس FML و همچنین GE به هسته چوب بالسا از طریق لایه هایی از چسب آرالدیت با ضخامت 0.05 میلی متر تولید شدند. به منظور اطمینان از پخت کامل و حصول اتصال بهینه، ساختارهای ساندویچی تولید شده به مدت یک روز تحت فشار خلأ قرار گرفتند. در شکل 3 تصویری شماتیک از ساختار ساندویچی متشکل از هسته بالسا و پوسته FML نشان داده شده است.

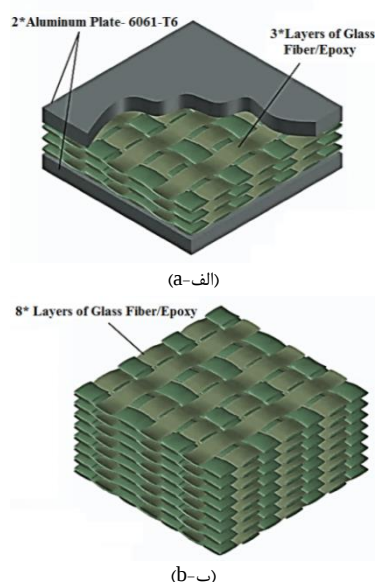


Fig. 2 Schematic representation of the laminate sequence in (a) FML (b) GE laminates.

شکل 2 تصویر شماتیک از چیدمان لایه گذاری در چندلایه های کامپوزیتی (الف) FML (ب) GE.

هسته بالسا و پوسته الیاف شیشه/اپوکسی نیز ساخته شد و نتایج آزمون های محیطی و مکانیکی با نمونه های پیشنهادی مورد مقایسه قرار گرفت.

2- مواد و روش ها

2-1- مواد

در این پژوهش، انتخاب مواد با توجه به کاربرد محصول نهایی در ساخت سازه های دریایی و ملاحظات اقتصادی، فنی و تولیدی صورت گرفته است. به این منظور، آلومینیوم آلیاژی 6061-T6 که به سبب مقاومت به خوردگی بالا در کنار آلیاژهای سری 5000 آلومینیوم به عنوان ماده ای شناخته شده در ساخت سازه های دریایی مورد استفاده قرار می گیرد، جهت ساخت FMLها انتخاب گردیده است. ورق های آلومینیوم 6061-T6 با ضخامت 0.50 میلی متر از شرکت ایمگ استریا مثال¹ اتریش خریداری شد. با توجه به سهولت اجرا، قیمت پایین و دسترس پذیری، در ساخت محصول پیشنهادی از الیاف شیشه نوع ای² با بافت مسطح استفاده شده است. پارچه های الیاف شیشه با بافت مسطح و دانسیته سطحی 200 گرم بر مترمربع که ماده ای بسیار متداول در ساخت شناورهای دریایی است از شرکت کولان³ استرالیا خریداری شد. در این پژوهش از رزین اپوکسی دوجزئی آرالدیت ال-وای 5052 و سخت کننده آرادور 5052 شرکت هانسمن⁴ استفاده شده است. به منظور اتصال هسته به پوسته، یک چسب اپوکسی چندمنظوره یعنی آرالدیت 2011/AB شرکت هانسمن خریداری شد و جهت آب بندی تعدادی از نمونه ها از چسب تک جزئی پایه سیلیکونی شرکت مگاپخش پارس ساخت کشور ایران استفاده شده است. در این پژوهش، چوب بالسا با ضخامت 9.15 میلی متر و دانسیته 130 کیلوگرم بر متر مکعب از شرکت میدوست⁵ تهیه شده و به عنوان هسته مورد استفاده قرار گرفته است. خواص مکانیکی و فیزیکی ورق های آلومینیوم، رزین و چسب مورد استفاده در این پژوهش که از طریق اطلاعات شرکت های سازنده و هندبوک های مواد استخراج شده است، در جدول 1 آورده شده است.

2-2- فرآیند ساخت ساختارهای ساندویچی

در این پژوهش، دو نوع ساختار ساندویچی مبتنی بر هسته بالسا با پوسته چندلایه الیافی فلزی (FML) و پوسته الیاف شیشه/اپوکسی (GE) طراحی و ساخته شد. برای ساخت FMLها از ورق های مربع شکل آلیاژ آلومینیوم با ابعاد 400 میلی متر × 400 میلی متر استفاده شد. به منظور افزایش کیفیت اتصال فلز به کامپوزیت، سطح ورق های فلزی از طریق فرایندهای چربی زدایی، اسیدشویی، بازشویی و کروماته کردن آماده سازی گردید. FMLهای مورد استفاده در این پژوهش، با لایه چینی متناوب سه لایه

¹ AMAG Austria Metall

² E-Glass Fiber

³ Colan Products Pty

⁴ Huntsman Advanced Materials Americas Inc.

⁵ Midwest Products Co.

2-3- آماده‌سازی نمونه‌ها

نمونه‌ها از صفحات ساخته‌شده از ساختارهای ساندویچی با ابعاد موردنظر توسط یک دستگاه برش جت آب برش داده شده و لبه آن‌ها با استفاده از یک کاغذ سنباده نرم آماده‌سازی شد. بدین ترتیب، ترک‌های سطحی احتمالی و ناهمگونی‌های موضعی از نمونه‌ها زدوده شد. به‌منظور سهولت در کدگذاری نمونه‌ها، برای نشان دادن نمونه‌های با پوسته کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف و چندلایه‌های الیافی فلزی به ترتیب از کدهای GE و FML استفاده شده است. نماد "B" نشان‌دهنده نوع هسته مورد استفاده در ساختار ساندویچی است یعنی هسته بالسا است. همچنین به‌منظور نشان دادن نمونه‌های خشک و بدون آسیب (مرجع) از نماد "D"، نمونه‌های غوطه‌ور شده در آب با لبه‌های آزاد (آب‌بندی نشده) و بدون آسیب از نماد "O" و نمونه‌های غوطه‌ور شده در آب با لبه‌های آب‌بندی‌شده و با آسیب مصنوعی از نماد "S" استفاده شد. نمادهای آخر به ترتیب "F" و "B" است که مربوط به نوع آزمون‌های مکانیکی اعمال‌شده به نمونه‌ها یعنی خمش و کمانش می‌باشد. لازم به ذکر است که در نمونه‌هایی که صرفاً به منظور آزمون جذب آب مورد استفاده قرار گرفتند، صرفاً از نمادهای "O" و "S" پس از نماد "B" استفاده شده است. برای مثال یک نمونه خمشی ساخته‌شده از ساختار ساندویچی با هسته بالسا و پوسته‌های چندلایه الیافی فلزی خشک با کد FML/B/DF و یک نمونه کمانشی ساخته‌شده از ساختار ساندویچی با هسته بالسا و پوسته‌های کامپوزیت با لبه‌های آب‌بندی‌شده (دارای تخریب) با کد GE/B/SB نام‌گذاری شده است.

3- فرآیند انجام آزمون‌ها

3-1- اعمال شرایط محیطی مرطوب توسط غوطه‌ورسازی در آب

بنا بر توصیه لژراند و همکاران [22]، نمونه‌های در نظر گرفته‌شده جهت آزمون جذب آب در گام نخست تحت دمای 50 درجه سانتی‌گراد در یک آون فن‌دار رطوبت‌زدایی اولیه شدند. مجموعه‌ای از نمونه‌هایی با لبه‌های باز و لبه‌های آب‌بندی‌شده (دارای آسیب اولیه) از هر نوع ساختار ساندویچی جهت اعمال شرایط محیطی پیش از آزمون‌های مکانیکی تعیین شدند. نمونه‌ها طی مدت 100 روز به‌صورت کامل در یک حمام حاوی آب غوطه‌ور شدند. همین شرایط محیطی بر روی مجموعه دیگری از نمونه‌ها با ابعادی کوچکتر از نمونه‌های آزمون‌های مکانیکی یعنی ابعادی معادل 50×50 میلی‌متر مربع (طول × عرض) به منظور ارزیابی دقیق‌تر میزان جذب آب اعمال گردید. لازم به‌ذکر است که نمونه‌های کوچک مذکور در دو نوع آب‌بندی نشده و بدون آسیب (O) و آب‌بندی‌شده و با یک آسیب مرکزی در دو وجه فوقانی و تحتانی (S) آماده شدند (یک نمونه حاوی آسیب در بخش فوقانی شکل 4 قابل مشاهده است).

علاوه بر این، نمونه‌هایی آماده‌شده از چوب بالسا (بدون پوسته) با ابعاد 50 × 9.15 میلی‌متر مکعب به‌عنوان مرجع حالت اشباع رطوبت¹ تحت پیرسازی رطوبتی قرار گرفتند. از آنجایی که دانسیته کلیه نمونه‌ها کمتر از آب بود، نمونه‌ها در سطح آب نیمه‌غوطه‌ور می‌شدند. بنابراین، به‌منظور حصول اطمینان از مغروق شدن کامل نمونه‌ها طی فرآیند پیرسازی، شبکه‌های پلاستیکی توری‌شکل روی نمونه‌ها قرار داده شد که از این طریق امکان جذب آب به‌صورت همگن و از تمامی جهات برای نمونه‌ها محقق شد. تغییرات جرم به‌صورت تابعی از زمان به‌طور مداوم انجام شد تا نمونه‌های چوب بالسا به حالت اشباع نسبی رسیدند. میزان جذب آب طی 30 روز اول

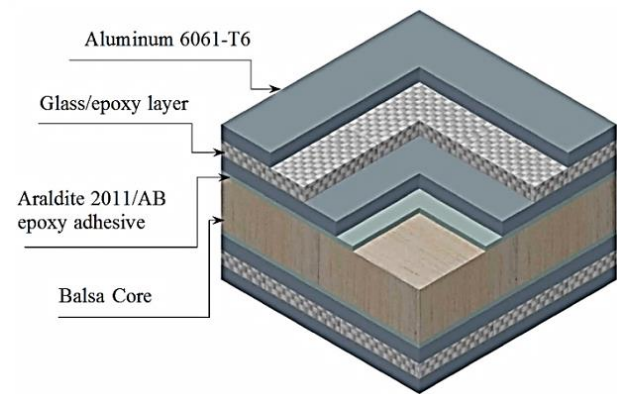


Fig. 3 Schematic section of a sandwich structure made of balsa core and skins made of FML.

شکل 3 مقطعی شماتیک از ساختار ساندویچی ساخته‌شده از هسته بالسا و پوسته‌هایی از جنس FML

در این بخش، به‌منظور شبیه‌سازی فرایند جذب آب در حالت آسیب‌دیدگی پوسته، تخریب‌های مصنوعی به‌صورت متقارن بر هر دو وجه بالایی و پایینی تعداد مشخصی از نمونه‌ها ایجاد شد. به این ترتیب، آسیب‌ها در فاصله 10 میلی‌متری از منتهالیه نمونه‌های آزمون خمش که خارج از دهانه تیر بوده و همچنین 10 میلی‌متری از منتهالیه نمونه‌های کمانش که داخل فیکسچر است ایجاد شدند. بنابراین با توجه به دور بودن این آسیب‌ها از نقاط بارگذاری، وجود آن‌ها تأثیر چندانی بر پاسخ سازه‌ای نمونه‌ها ندارد. بر این اساس، نمونه‌ها به‌صورت جزئی توسط یک دریل کاربریدی با پوشش تیتانیوم نیتريد با قطر 6 میلی‌متر سوراخ شدند. به منظور اطمینان از کفایت تسریع جذب آب از پوسته‌ها، عمق سوراخ‌ها برای هر دو نوع پوسته معادل 1.55 میلی‌متر تعیین شد که با عنایت به ضخامت کمتر FML نسبت به GE، هسته بالسا در نمونه‌های با پوسته FML از لحاظ جذب آب در شرایط بحرانی‌تری قرار دارد. علاوه بر این، به‌منظور کاهش جذب آب از لبه‌های آزاد نمونه‌ها، لبه‌های جانبی نمونه‌های آسیب‌دیده توسط یک لایه نازک چسب سیلیکونی الاستیک پوشش داده شد. شکل 4 نشان‌دهنده فرایند ایجاد تخریب و آب‌بندی نمونه‌های آسیب‌دیده به‌صورت واقعی و شماتیک است.

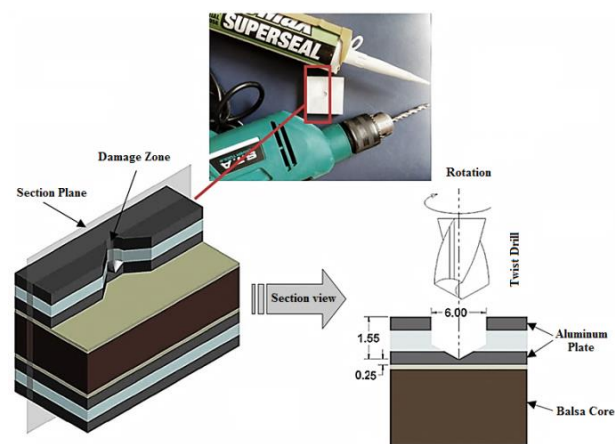


Fig. 4 Details of artificial damage to specimens made of sandwich structure consisting of balsa core and FML skin.

شکل 4 جزئیات آسیب مصنوعی واردشده بر نمونه‌های ساخته‌شده از ساختار ساندویچی با هسته بالسا و پوسته FML

¹ Moisture saturation state

مخصوص از جنس استیل به صورت کاملاً گیردار مقید شده و تحت بار محوری فشاری واقع شد. به منظور اجتناب از تخریب‌های موضعی دو انتهای نمونه، دو سر نمونه تا حد ممکن مسطح شدند تا عمود بر جهت بارگذاری باشند. نحوه انجام آزمون و تصویری از یک نمونه تحت بارگذاری محوری فشاری در شکل 6 قابل مشاهده است. بدین ترتیب، نمونه‌ها درون فک‌های متحرکی که در راستای عرضی حرکت ریلی داشتند قرار داده شدند. پس از آن، به منظور اطمینان از همراستایی نیروی فشاری اعمالی از یک گونیا استفاده شد و پس از هم راستا نمودن، نمونه‌ها توسط 4 پیچ تنظیم‌کننده (در هر سمت) ثابت شدند.

4- نتایج و بحث

4-1- رفتار جذب آب

نمودار تغییرات جذب آب به عنوان تابعی از روزهای غوطه‌وری برای چوب بالسا و ساختارهای ساندویچی با پوسته GE و FML در شکل‌های 7 و 8 ارائه شده است. از شکل 7 مشخص است که نمونه‌های چوب بالسا پس از گذشت زمان 100 روز پیرسازی در آب به سطح اشباع بسیار چشمگیر 1180٪ می‌رسد. پس از سپری شدن زمان پیرسازی در آب، تغییر رنگ چوب بالسا از کرمی روشن به اخراپی مشهود است.

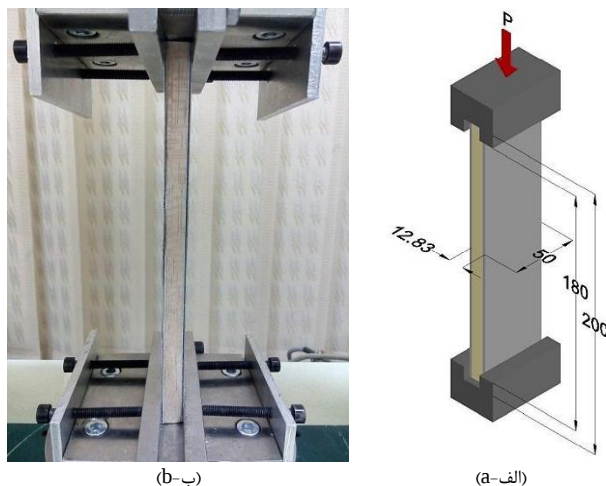


Fig. 6 (a) Test configuration and (b) sandwich specimen under compressive loading (all dimensions are in mm).

شکل 6 (الف) پیکره‌بندی آزمون (ب) نمونه تیر ساندویچی تحت بارگذاری فشاری (همه ابعاد بر حسب میلی‌متر هستند).

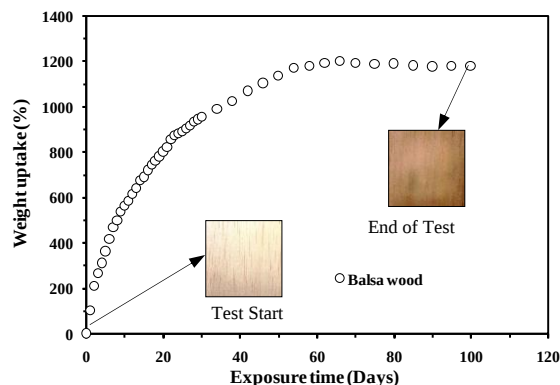


Fig. 7 Percentage of water uptake in terms of aging days in balsawood. شکل 7 درصد جذب آب بر حسب روزهای پیرسازی در چوب بالسا.

به صورت 24 ساعت یک‌بار و سپس با کاهش تدریجی جذب آب، هر 96 ساعت و 120 ساعت یک‌بار صورت گرفت. به این منظور، نمونه‌ها به صورت دوره‌ای از حمام آب خارج شده و پس از خشک شدن توسط یک حوله جاذب رطوبت، توسط یک ترازوی دیجیتال دقیق مورد توزین قرار گرفتند.

2-3- آزمون خمش

آزمون خمش سه نقطه‌ای¹ بر روی نمونه‌های ساندویچی با هسته بالسا با ابعاد اسمی به ترتیب $12.83 \pm 0.1 \times 50 \times 200$ میلی‌متر (ضخامت $\times$ عرض $\times$ طول) با نرخ جابجایی 6.0 میلی‌متر بر دقیقه و در دمای 23 ± 2 درجه سانتی‌گراد مطابق اساس استاندارد ASTM C393/C393M [23] انجام شد. طول دهانه تیر ساندویچی برابر با 150 میلی‌متر در نظر گرفته شد. آزمون تا وقوع حداکثر بار خمشی ادامه یافته و با مشاهده تخریب‌های واضح در نمونه متوقف شد. تصویری از نحوه انجام آزمون خمش سه نقطه‌ای بر روی نمونه‌های ساندویچی با هسته بالسا در شکل 5 نشان داده شده است.

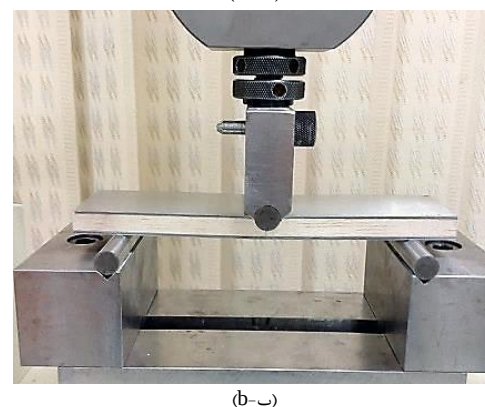
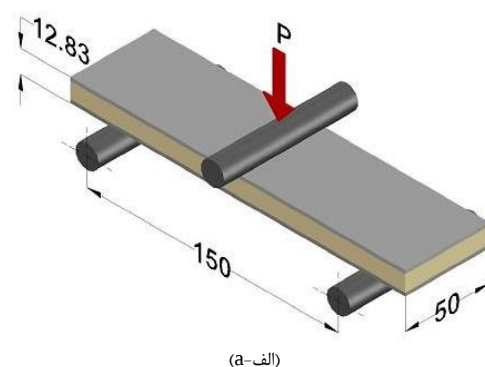


Fig. 5 (a) Test configuration and (b) sandwich beam specimen under 3PB loading (all dimensions are in mm).

شکل 5 (الف) پیکره‌بندی آزمون (ب) نمونه تیر ساندویچی تحت بارگذاری خمش سه نقطه‌ای (همه ابعاد بر حسب میلی‌متر هستند).

3-3- آزمون کمانش

آزمون کمانش تحت بار فشاری محوری (موازی صفحه) مبنایی جهت ارزیابی رفتار کمانشی نمونه‌های ساندویچی فراهم می‌سازد. بر اساس استاندارد ASTM C364/C364M [24]، به منظور تأمین شرایط لازم جهت وقوع کمانش لازم است طول پشتیبانی نشده نمونه لاقل بزرگ‌تر از 8 برابر ضخامت نمونه باشد. به این ترتیب، نمونه‌های مستطیلی ساندویچی با هسته بالسا با ابعاد $12.83 \pm 0.1 \times 50 \times 200$ میلی‌متر مکعب (b $\times$ L $\times$ d) با طول دهانه 180 میلی‌متر که تقریباً معادل 14 برابر ضخامت است توسط دو فیکسچر

¹ Three-point bending (3PB) test

جدول 2 بیشینه مقدار جذب آب در نمونه‌های ساندویچی با هسته بالسا پس از پیرسازی در آب

Table 2 Maximum amount of water uptake in sandwich specimens with balsa core after aging in water

نمونه‌های ساندویچی با پوسته کامپوزیتی الیاف شیشه/اپوکسی		نمونه‌های ساندویچی با پوسته چندلایه‌های الیافی فلزی		مشخصه
GE/B/S	GE/B/O	FML/B/S	FML/B/O	
106.71	138.24	83.32	115.22	بیشینه مقدار جذب رطوبت (%)

FML غوطه‌ور شده در آب با لبه‌های آزاد یعنی GE/B/O و FML/B/O به ترتیب 138.24٪ و 115.22٪ ثبت شده است.

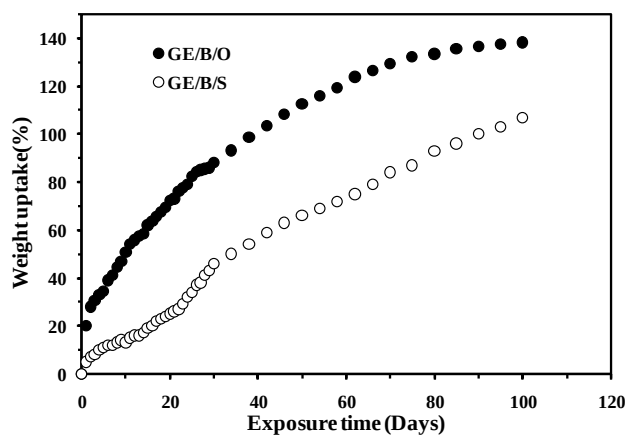
لازم به ذکر است که با توجه به آزاد بودن لبه‌های نمونه‌ها، مقادیر عمده جذب آب در هر دو نوع سیستم ساندویچی توسط هسته چوبی صورت گرفته است و اصولاً جذب آب نه تنها در FMLها بلکه در چندلایه‌های کامپوزیتی GE (البته در حالت سالم و بدون تخریب)، معمولاً کمتر از 3٪ است. بنابراین این آزمون نمی‌تواند به عنوان ملاک کاملی جهت ارزیابی رفتار جذب آب نمونه‌ها در نظر گرفته شود. علاوه بر این در حالت واقعی نیز تنها سطوح فوقانی یا تحتانی در معرض آسیب ناشی از شرایط محیطی هستند و لبه‌های آزاد ورق ساندویچی به صورت غیر آبدند به هیچ وجه با محیط تماسی ندارد. لذا به منظور بررسی نحوه پاسخ هر دو سیستم به پدیده جذب آب از نمونه‌های با لبه آبدندی شده و حاوی آسیب استفاده شده است. نتایج نشان می‌دهند که برای هر دو نوع نمونه مقادیر جذب آب در حالت آبدند نمودن لبه تا حدی کاهش یافته است. بدین ترتیب، حداکثر میزان جذب آب برای نمونه‌های با هسته بالسا با لبه‌های آبدندی شده و دارای آسیب مصنوعی یعنی GE/B/S و FML/B/S به ترتیب 106.71٪ و 83.32٪ ثبت گردیده است.

با توجه به آبدندی نمونه‌ها در لبه‌ها توسط چسب سیلیکونی قاعداً می‌بایست نفوذ آب صرفاً از طریق سطوح بالا و پایین و آسیب مصنوعی ایجاد شده بر روی همین سطوح صورت می‌گرفت که نتایج نشان می‌دهد مقادیر زیادی آب از طریق خود چسب آبدند (به سبب وجود خلل و فرج اولیه) در آغاز آزمون وارد نمونه‌ها شده است. لازم به ذکر است که به منظور کاهش اثر چسب آبدند در خواص مکانیکی نمونه‌های آبدند شده لایه نازکی از این چسب روی نمونه‌ها اعمال شده بود که به نظر می‌رسد این لایه آبدند به سبب نازکی نتوانسته به صورت کامل مانع ورود آب به داخل نمونه‌ها شود و خود نیز دچار جذب آب شده است.

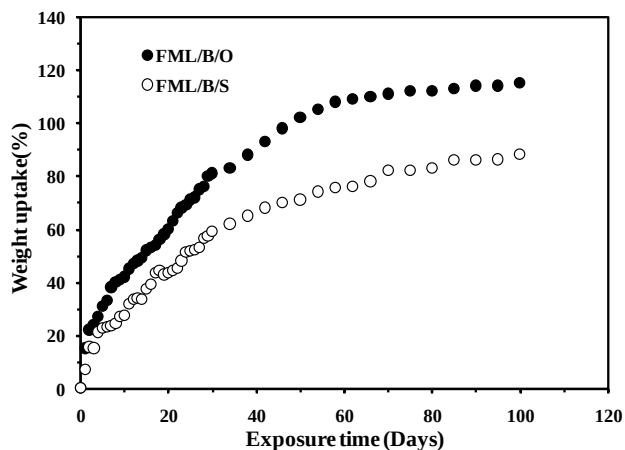
از سویی دیگر، همان گونه که در شکل 8 مشخص است نمونه‌های GE/B/S بر خلاف نمونه‌های آبدند نشده پس از گذشت حدود یک ماه با شیب تندی دچار افزایش وزن شده‌اند که دال بر عملکرد منفی آسیب مصنوعی ایجاد شده روی سطح این نمونه‌ها به عنوان منفذی جهت تسریع ورود آب به داخل هسته و حتی خود پوسته است. بر خلاف این، نمونه‌های FML/B/S دارای چنین رفتاری نبوده که نشانگر این موضوع است که آب نتوانسته از آسیب مصنوعی به درون ساختار راه یابد. این عدم حساسیت نمونه‌های با پوسته FML به جذب آب ناشی از آسیب به احتمال قوی به لایه‌های فلزی مجاور هسته مرتبط است که نظیر یک سد غیرقابل نفوذ در برابر ورود آب به هسته عمل نموده‌اند و همان گونه که به صورت شماتیک در شکل 9 نشان داده شده است آب را وادار به منعکس شدن می‌نمایند.

همان گونه که در شکل 9 (الف-a) می‌توان ملاحظه نمود، حساسیت فراوان ساختارهای ساندویچی با پوسته GE به نفوذ رطوبت عمدتاً به سبب تعداد سطوح قرارگرفته در معرض آب است که به طرز قابل توجهی از نمونه‌های با پوسته FML بیشترند.

از تصاویر نشان داده شده در شکل 8 می‌توان مشاهده نمود که میزان حداکثر جذب آب برای ساختار ساندویچی با پوسته کامپوزیت GE و FML در مدت زمان پیرسازی 100 روز به مراتب کمتر از چوب بالسای خالص است؛ اما همین میزان نیز برای ساختارهای ساندویچی با پوسته کامپوزیت GE و FML متفاوت و قابل تأمل است. یقیناً حضور پوسته در هر دو نوع ساختار ساندویچی به نحو موفقیت آمیزی منجر به کاهش جذب رطوبت گردیده است. نتایج حداکثر میزان جذب آب برای دو سیستم ساندویچی با پوسته‌های کامپوزیت GE و FML در جدول 2 آورده شده است.



(الف-a)



(ب-b)

Fig. 8 Percentage of water uptake in terms of aging days in sandwich structure with balsa core and skin made of (a) GE (b) FML.

شکل 8 درصد جذب آب برحسب روزهای پیرسازی در ساختار ساندویچی با هسته بالسا و پوسته ساخته شده از جنس (الف) GE (ب) FML.

همان طور که انتظار می‌رفت مقادیر ثبت شده جذب آب برای سیستم‌های ساندویچی با پوسته کامپوزیت GE بیش از ساختار ساندویچی با پوسته FML است. سطح حداکثر جذب آب برای نمونه‌های بالسا با پوسته GE و

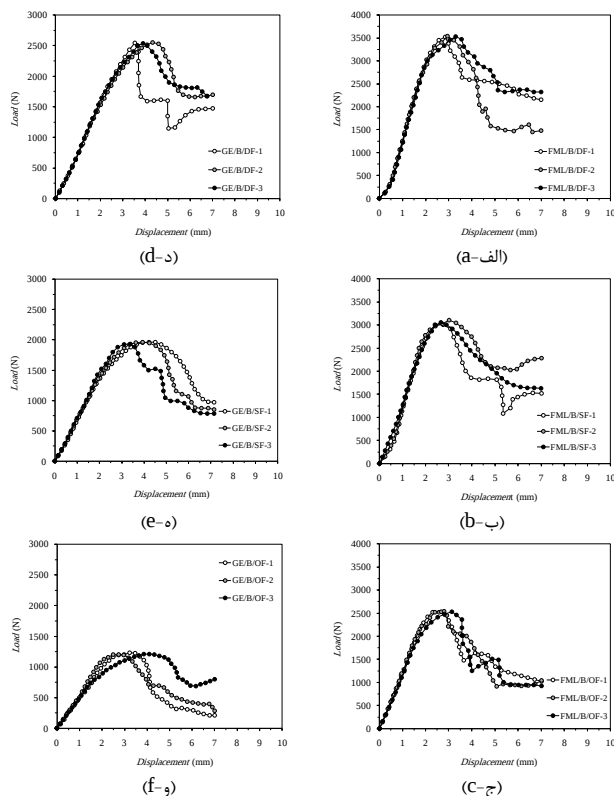


Fig. 10 Load-displacement curve for sandwich specimens with balsa core (a) FML/B/DF (b) FML/B/SF (c) FML/B/OF (d) GE/B/DF (e) GE/B/SF (f) GE/B/OF under 3PB test.

شکل 10 نمودار بار-جابجایی برای نمونه‌های ساندویچی با هسته بالسا (الف) GE/B/DF (ب) FML/B/DF (ج) FML/B/SF (د) GE/B/SF (ه) GE/B/OF (و) GE/B/OF تحت آزمون خمش سه‌نقطه‌ای.

جدول 3 نتایج آزمون خمش سه‌نقطه‌ای برای نمونه‌های ساندویچی با هسته بالسا

Table 3 Results of 3PB test for balsa core sandwich specimens

کد نمونه	سفتی خمشی اولیه (نیوتن بر میلی‌متر)	نیروی خمشی بیشینه (نیوتن)
FML/B/DF	1870.72 ± 38	3532.83 ± 10
FML/B/SF	1633.91 ± 69	3053.29 ± 50
FML/B/OF	1211.25 ± 21	2532.03 ± 11
GE/B/DF	904.75 ± 6	2544.18 ± 7
GE/B/SF	695.32 ± 25	1948.14 ± 18
GE/B/OF	478.84 ± 10	1215.02 ± 17

مطابق جدول 3 نمونه‌های FML/B/DF (نمونه‌های خمشی خشک) دارای سفتی خمشی اولیه 1870.72 نیوتن بر میلی‌متر و نیروی خمشی بیشینه 3532.83 نیوتن هستند. به‌طور مشابه، نمونه‌های GE/B/DF دارای سفتی خمشی اولیه 904.75 نیوتن بر میلی‌متر و بیشینه نیروی خمشی 2544.18 نیوتن می‌باشند. بنابراین می‌توان چنین نتیجه گرفت که با جایگزینی کامپوزیت‌های متداول الیاف شیشه/اپوکسی (GE) با چندلایه‌های الیافی-فلزی (FML)، تأثیر شگرفی در افزایش خواص خمشی ساختارهای ساندویچی با هسته بالسا رخ می‌دهد (107٪ افزایش در سفتی خمشی اولیه و 39٪ افزایش در مقدار نیروی خمشی بیشینه).

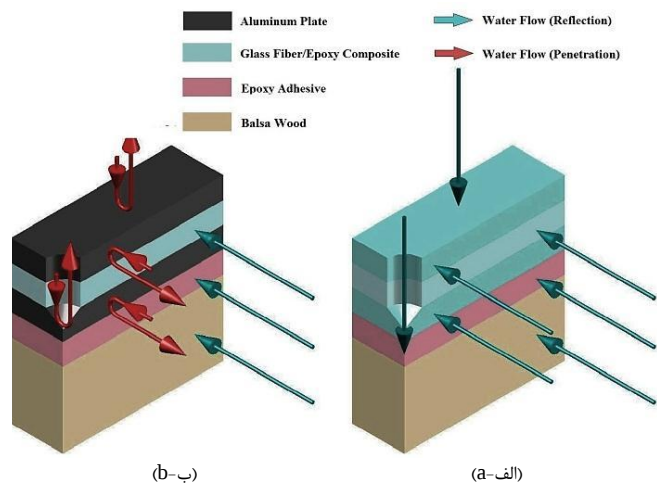


Fig. 9 Schematic illustration of the transport of water flow into the (a) GE and (b) FML.

شکل 9 بیان شماتیک انتقال آب به درون ساختار آسیب‌دیده با پوسته GE (الف) FML (ب).

2-2-4 رفتار خمشی

از آنجایی که بارهای خارج از صفحه نظیر ممان‌های خمشی هاگینگ و سگینگ¹ ناشی از امواج و پدیده کوبش کف² به‌عنوان مهم‌ترین شرایط بارگذاری واقع بر شناورهای دریایی مطرح می‌باشند، آزمون‌های خمشی جهت ارزیابی میزان زوال خواص مکانیکی ناشی از رطوبت در شرایط سرویس‌دهی بکار گرفته شده است.

شکل 10 نشان‌دهنده نمودارهای بار-جابجایی به‌دست‌آمده از آزمون خمش سه‌نقطه‌ای ساختارهای ساندویچی با دو نوع متفاوت پوسته در حالت پیش و پس از پیرسازی رطوبتی است.

واضح‌ترین مسئله قابل‌ذکر در این نمودارها، بهبود چشمگیر رفتار خمشی ساختارهای ساندویچی مبتنی بر چوب بالسا توسط پوسته‌هایی از جنس چندلایه‌های الیافی فلزی است. همان‌طور که در شکل 10 قابل‌مشاهده است، رفتار خمشی نمونه‌های ساندویچی، قابل‌تقسیم بندی به سه فاز است:

الف- نمونه‌های ساندویچی با هسته بالسا در ابتدا یک رفتار الاستیک خطی بدون بروز هیچ‌گونه تخریب از خود نشان دادند. با توجه به شکل 10، نمونه‌های با پوسته FML نسبت به نمونه‌های با پوسته GE، سفتی خمشی بسیار بالاتری از خود بروز داده‌اند.

ب- فاز دوم با یک رفتار غیرخطی آغاز می‌شود که عمدتاً به شکل‌گیری هسته‌های میکروتُرک درون هسته یا جدایش موضعی پوسته/هسته منجر می‌گردد و با کاهش شیب نمودار تا رسیدن به نقطه بیشینه بارگذاری ادامه می‌یابد. نتایج نشان می‌دهد که میزان رفتار غیرخطی نمونه‌های با پوسته FML قدری بیش از نمونه‌های با پوسته کامپوزیتی است. یک علت محتمل برای بروز چنین رفتاری، تأثیر پوسته‌های مدول بالا و چقرمه FML است که به کل ساختار اجازه تغییر شکل‌های پلاستیک وسیعی را می‌دهد.

پ- در فاز سوم، نیروی اعمالی به نمونه کاهش یافته و تا شکست نهایی نمونه ادامه می‌یابد.

در جدول 3 مقادیر خمشی میانگین که مستقیماً از نمودار نیرو-جابجایی تعیین‌شده، ارائه گردیده است.

¹ Hogging and sagging bending moments

² Slamming

با فرض ورود یکسان آب از لبه‌های آزاد هر دو نوع سیستم ساندویچی، مشاهده می‌شود کاهش خواص خمشی در نمونه‌های GE با لبه باز بیش از نمونه‌های با پوسته FML است. این کاهش بیشتر خواص خمشی دو دلیل محتمل دارد: 1- پوسته GE نسبت به پوسته ساخته‌شده از FML بیشتر تحت تأثیر مکانیسم‌های مخرب ناشی از پیرسازی رطوبتی قرار گرفته است. 2- مقداری از جذب آب توسط خود سطوح کامپوزیتی وارد هسته شده است؛ امری که در نمونه‌های متشکل از FML رخ نداده است. احتمالاً این جذب آب صورت گرفته از ناحیه پوسته توانسته است کاهش خواص برشی ناحیه هسته/پوسته را در نمونه‌های کامپوزیتی تشدید نماید. بنابراین همان‌طور که انتظار می‌رفت، نتایج نشان‌دهنده برتری خواص خمشی نمونه‌های ساخته‌شده از پوسته FML نسبت به نمونه‌های با پوسته GE بوده و این برتری پس از پیرسازی رطوبتی نیز تا حد زیادی در این نمونه‌ها حفظ می‌گردد.

به منظور بررسی تأثیر پیرسازی رطوبتی بر رفتار مکانیکی مواد مورد مطالعه تصاویری در قالب اشکال 12 و 13 ارائه شده است که در آن‌ها رفتار نمونه‌ها حین و پس از آزمون خمش قابل ملاحظه می‌باشد. مطابق شکل 12 آنچه در بررسی نمونه‌های پیرسازی شده با هسته بالسا به چشم می‌خورد ایجاد تخریب قابل توجه در هسته بالسا بوده که میزان این نوع تخریب و محل آن با توجه به نوع پوسته و همچنین نحوه اعمال شرایط محیطی در نمونه‌های مورد مطالعه متفاوت است. با توجه به شکل‌های 12 (ب-ب) و 12 (ج-ج) هیچ‌گونه نشانه‌ای از چگالش هسته بالسا در نمونه‌های GE/B/SF و GE/B/OF ملاحظه نمی‌گردد، امری که در نمونه‌های GE/B/DF چنانکه در شکل 12 (الف-الف) مشخص است به شکل قابل توجهی رخ داده است. به نظر می‌رسد پیرسازی در آب توانسته تا حد زیادی خواص مکانیکی هسته بالسا را تحت‌الشعاع قرار داده و با تخریب انسجام ساختاری آن به بروز آسیب‌های وسیع در ساختار این ماده دامن زده باشد. همان‌گونه که در شکل‌های 12 (ب-ب) و 12 (ج-ج) می‌توان ملاحظه نمود، حالات خرابی غالب در نمونه‌های ساندویچی پیرسازی شده با هسته بالسا و پوسته‌های کامپوزیتی شامل تورق کامپوزیت/هسته در پوسته تحتانی به‌صورت وسیع و همچنین شکست برشی هسته بخصوص در نمونه‌های با لبه‌های محافظت نشده است.

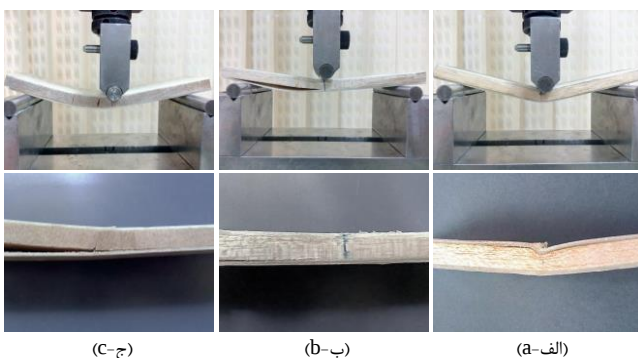
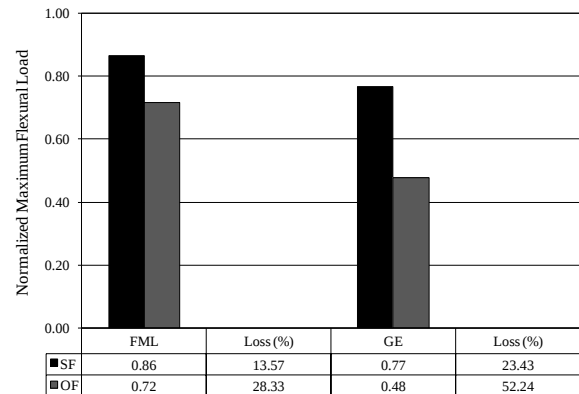


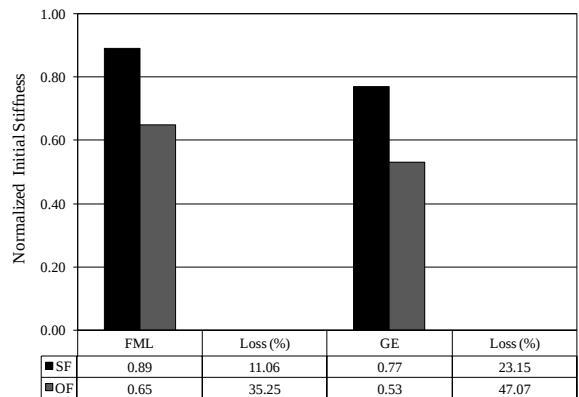
Fig. 12 Failure modes in sandwich structures with balsa core and glass/epoxy composite skin for specimens: (a) GE/B/DF, (b) GE/B/SF and (c) GE/B/OF specimens during and after 3PB testing.

شکل 12 حالات تخریب در ساختارهای ساندویچی با هسته بالسا و پوسته کامپوزیت الیاف شیشه/پوکسی برای نمونه‌های: (الف) GE/B/DF (ب) GE/B/SF (ج) GE/B/OF حین و پس از آزمون خمش سه‌نقطه‌ای.

به‌منظور انجام یک مقایسه مناسب، مقادیر نرمال شده خواص خمشی نمونه‌های پیرسازی شده (خیس) نسبت به نمونه‌های مرجع (خشک) انجام شد که در شکل 11 قابل مشاهده است. همان‌طور که در این شکل مشخص است، جذب آب اثری منفی بر رفتار خمشی هر دو نوع سیستم ساندویچی داشته است. اگرچه، تأثیر مخرب پیرسازی رطوبتی در نمونه‌های کامپوزیتی GE نسبت به FML به مراتب بیشتر است.



(الف-الف)



(ب-ب)

Fig. 11 Degradation of (a) maximum flexural load and (b) initial flexural stiffness for sandwich specimens with balsa core and FML and GE composite skins after aging in water for 100 days.

شکل 11 کاهش (الف) بار خمشی بیشینه و (ب) سفتی خمشی اولیه برای نمونه‌های ساندویچی با هسته بالسا و پوسته FML و کامپوزیت GE پس از پیرسازی در آب به مدت 100 روز.

کاهش نیروی خمشی بیشینه و سفتی خمشی در نمونه‌های GE/B/SF نسبت به نمونه‌های خشک با همین جنس پوسته، به ترتیب 23.43٪ و 23.15٪ است. نمونه‌های FML/B/SF نسبت به نمونه‌های GE/B/SF رفتار مناسب‌تری در حفظ خواص خمشی داشته و به ترتیب 13.57٪ و 11.06٪ کاهش در مقادیر نیروی خمشی بیشینه و سفتی خمشی از خود نشان دادند. کاهش نیروی خمشی بیشینه و سفتی خمشی در نمونه‌های با لبه باز GE/B/OF نسبت به نمونه‌های خشک به ترتیب 52.24٪ و 47.07٪ و برای نمونه‌های FML/B/OF برابر با 28.33٪ و 35.25٪ است.

بنابراین همان‌طور که مشاهده می‌شود میزان کاهش خواص خمشی در نمونه‌های ساندویچی با پوسته FML (به خصوص در حالت لبه‌های آب‌بند شده) بسیار کمتر از نمونه‌های با پوسته GE بوده و در صورت آب‌بندی کامل این نمونه‌ها (از ناحیه لبه‌های آزاد) حفظ مناسب‌تر خواص خمشی نیز میسر خواهد بود.

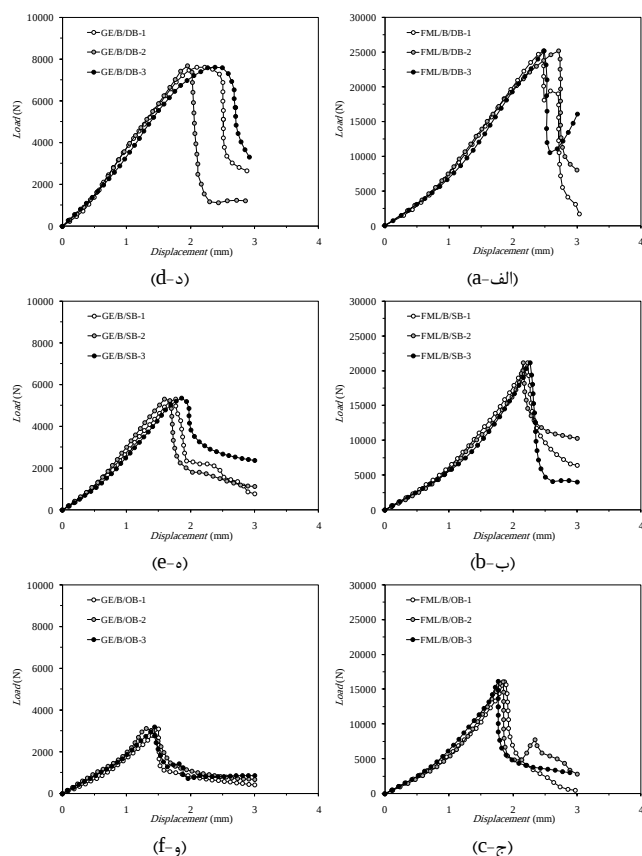


Fig. 14 Load-displacement curve for sandwich specimens with balsa core (a) FML/B/DF (b) FML/B/SF (c) FML/B/OF (d) GE/B/DF (e) GE/B/SF (f) GE/B/OF under buckling test by axial compressive load.

شکل 14 نمودار بار-جابجایی برای نمونه‌های ساندویچی با هسته بالسا (الف) GE/B/SF (ب) FML/B/DF (ج) FML/B/SF (د) FML/B/OF (ه) GE/B/DF (و) GE/B/OF تحت آزمون کمانش با بار فشاری محوری.

مقادیر بار بیشینه کمانشی در جدول 4 ارائه شده است. همان‌گونه که از این جدول مشاهده می‌گردد نیروی کمانشی بیشینه در نمونه‌های ساندویچی سالم با پوسته چندلایه الیافی فلزی 25213.11 نیوتن است که حدود 230٪ بیش از نمونه‌های ساندویچی متناظر با پوسته‌های کامپوزیتی GE است.

جدول 4 نتایج آزمون کمانش تحت بار فشاری محوری برای نمونه‌های ساندویچی با هسته بالسا

Table 4 Results of buckling test under axial compressive load for balsa core sandwich specimens

بار کمانشی بیشینه (نیوتن)	کد نمونه
25213.11 ± 10	FML/B/DB
21143.64 ± 21	FML/B/SB
161.1.25 ± 19	FML/B/OB
7646.06 ± 33	GE/B/DB
5322.76 ± 30	GE/B/SB
3133.91 ± 18	GE/B/OB

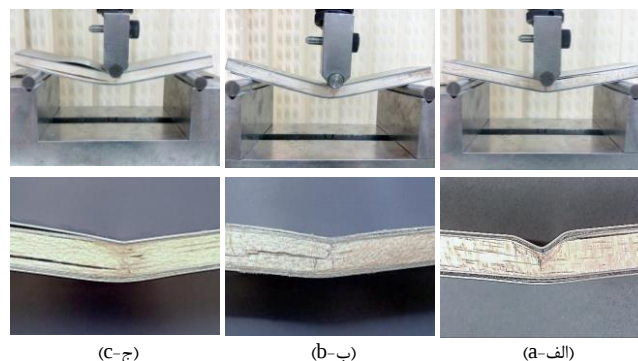


Fig. 13 Failure modes in sandwich structures with balsa core and fiber metal laminate skin for specimens: (a) FML/B/DF, (b) FML/B/SF and (c) FML/B/OF specimens during and after 3PB testing.

شکل 13 حالات تخریب در ساختارهای ساندویچی با هسته بالسا و پوسته چندلایه الیافی فلزی برای نمونه‌های: (الف) FML/B/DF (ب) FML/B/SF (ج) FML/B/OF حین و پس از آزمون خمشی سه‌نقطه‌ای.

تصاویر نشان داده شده در شکل شکل‌های 13 (ب) و 13 (ج) نشانگر کاهش میزان خمشی موضعی در نمونه‌های پیرسازی شده با هسته بالسا و پوسته‌های چندلایه الیافی فلزی نسبت به حالت قبل از پیرسازی است. در عوض میزان تورق فلز/کامپوزیت در نمونه‌های پیرسازی شده با هسته بالسا به خصوص FML/B/OF به طرز قابل توجهی نسبت به نمونه‌های خشک (FML/B/DF) افزایش داشته است که نشانه‌ای از تأثیر منفی پیرسازی رطوبتی بر خواص سطح مشترک فلز/کامپوزیت می‌باشد. البته بر خلاف نمونه‌های با پوسته GE به سبب وجود تغییر شکل پلاستیک در پوسته‌های FML حتی پس از پیرسازی نیز مقادیر محدودی از چگالش هسته در نمونه‌های پیرسازی شده کاملاً مشهود است. کاهش میزان تورق فلز/کامپوزیت در نمونه‌های FML/B/SF نسبت به نمونه‌های FML/B/OF گویای ضرورت محافظت حاشیه‌های پیرامونی این ساختارها در حالت عملیاتی می‌باشد. چرا که عملاً پوسته‌های بیرونی و درونی در معرض شرایط محیطی بوده که بنا به آنچه پیش از این گفته شد میزان تأثیرپذیری محیطی FMLها به سبب الگوی خاص ساختاری و بهره‌گیری از لایه‌های محافظتی آلومینیومی بسیار اندک است.

3-4- رفتار کمانشی

از آنجایی که رفتار کمانشی ساختارهای ساندویچی توسط عیوب کوچک نیز به صورت مؤثری تحت تأثیر قرار می‌گیرد، انتظار می‌رود که زوال ناشی از رطوبت بتواند به شدت قابلیت تحمل بار المان‌های سازه‌ای دریایی تحت بارهای فشاری را کاهش دهد. بنابراین در این بخش، آزمون فشار در حالت لبه‌ای¹ به منظور ارزیابی کفایت سیستم‌های ساندویچی طراحی شده در مواجهه با بارگذاری‌های فشاری در محیط‌های مرطوب بر روی نمونه‌ها اعمال گردید که نتایج آن به صورت نمودارهای بار-جابجایی در شکل 14 نشان داده شده است. در کل، هر دو نوع ساختار ساندویچی در مواجهه با بارگذاری فشاری محوری یک رفتار نسبتاً مشابه تا نقطه بیشینه بار فشاری از خود بروز دادند. همچنین افت محسوس رفتار کمانشی هر دو نوع ساختار ساندویچی پس از پیرسازی رطوبتی نیز از نمودارهای بار-جابجایی کاملاً قابل مشاهده است. از سویی، تأثیر اساسی جایگزین نمودن لایه‌های کامپوزیتی GE با FML چه در حالت سالم و چه پس از پیرسازی نیز کاملاً مشهود می‌باشد.

¹ Edgewise compression test

به منظور ایجاد درک مناسب تر از ماهیت مکانیسم شکست و ارتباط آن با پاسخ ساختاری سیستم های مختلف ساندویچی تصاویری از نمونه ها پس از آزمون کمانش تحت فشار محوری تهیه شده است، که در شکل های 16 و 17 قابل مشاهده است. بررسی حالات تخریب در نمونه های ساندویچی با هسته بالسا نشان می دهد که رفتار کمانشی دو نوع نمونه تا حدی به یکدیگر نزدیک است.

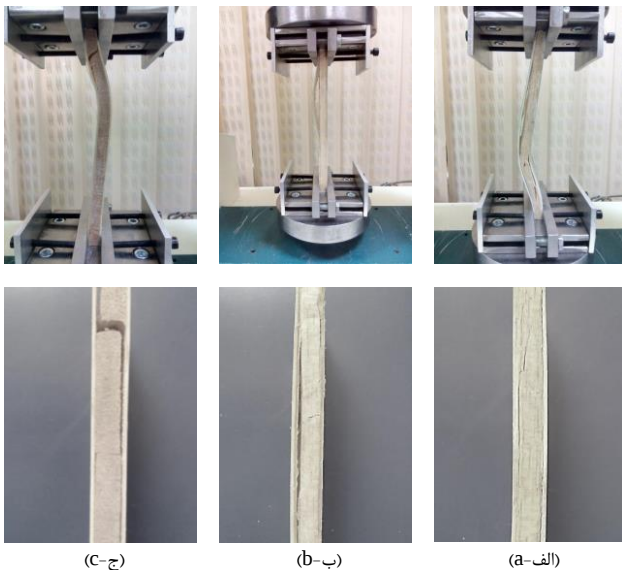


Fig. 16 Failure modes in sandwich structures with balsa core and GE composite skin for specimens: (a) GE/B/DB, (b) GE/B/SB and (c) GE/B/OB specimens during and after buckling test under axial compressive load.

شکل 16 حالات تخریب در ساختارهای ساندویچی با هسته بالسا و پوسته کامپوزیت GE برای نمونه های: (الف) GE/B/DB (ب) GE/B/SB (ج) GE/B/OB حین و پس از آزمون کمانش تحت بار فشاری محوری.

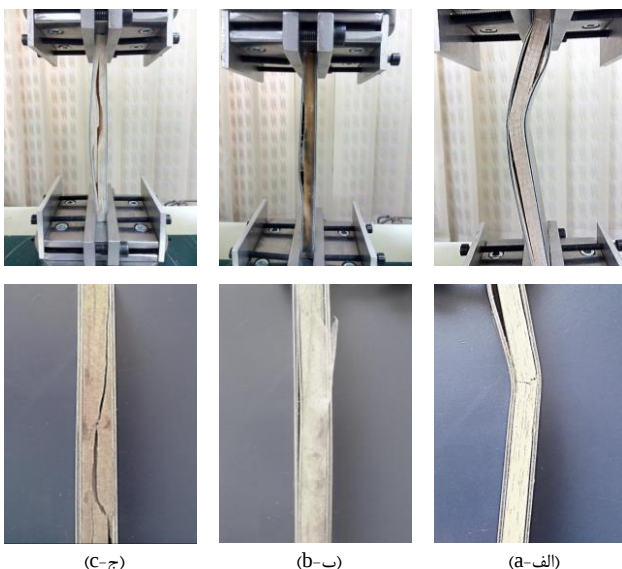


Fig. 17 Failure modes in sandwich structures with balsa core and FML skin for specimens: (a) FML/B/DB, (b) FML/B/SB and (c) FML/B/OB specimens during and after buckling test under axial compressive load.

شکل 17 حالات تخریب در ساختارهای ساندویچی با هسته بالسا و پوسته FML برای نمونه های: (الف) FML/B/DB (ب) FML/B/SB (ج) FML/B/OB حین و پس از آزمون کمانش تحت بار فشاری محوری.

بنابر آنچه گفته شد، به کارگیری FML تأثیری شگرف در بهبود رفتار کمانشی ساختارهای ساندویچی دریایی مبتنی بر چوب بالسا دارد که می تواند در طراحی المان های تقویتی تحت فشار نظیر دیوارهای آب بند¹ در شناورها مورد توجه قرار گیرد. در شناورهای دریایی جهت تأمین پایداری دیوارهای آب بند معمولاً از تعدادی تقویتی در راستای عمود بر دیوارها استفاده می شود، که علاوه بر تحمیل وزن اضافی و پیچیدگی اجرا، در حجم قابل دسترسی محدودیت هایی را ایجاد می کند. با تغییر پوسته از ماده کامپوزیتی GE به FML و تأمین رفتار کمانشی عالی، کاهش این المان های تقویتی و حتی سبک سازی کل ساختار از طریق استفاده از هسته های بالسا با ضخامت کمتر نیز میسر خواهد بود.

به منظور انجام یک مقایسه مناسب، مقادیر نرمال شده بیشینه بار کمانشی نمونه های پیرسازی شده (خیس) نسبت به نمونه های مرجع (خشک) انجام شد که در شکل 15 قابل مشاهده است. با توجه به این شکل، جذب آب اثری منفی بر رفتار کمانشی هر دو نوع سیستم ساندویچی داشته است. اگرچه، تأثیر مخرب آن در نمونه های GE نسبت به FML به مراتب بیشتر است. کاهش بار کمانشی بیشینه در نمونه های GE/B/SB و FML/B/SB نسبت به نمونه های خشک با همین نوع هسته به ترتیب 36.14٪ و 16.14٪ است. همچنین کاهش بار کمانشی بیشینه در نمونه های بالسا با لبه باز GE/B/OB و FML/B/OB نسبت به نمونه های خشک به ترتیب 59.01٪ و 30.39٪ است.

همان طور که مشاهده می شود میزان کاهش بار کمانشی بیشینه نیز مشابه خواص خمشی در نمونه های ساندویچی با پوسته FML بسیار کمتر از چندلایه های GE بوده و در صورت آب بندی کامل این نمونه ها (از ناحیه لبه های آزاد) همین مقدار نیز قابل کنترل خواهد بود. البته باید توجه داشت که به عنوان یک قاعده کلی می توان گفت، پیرسازی در آب اثر مخرب تری بر خواص کمانشی نسبت به خواص خمشی داشته است. این امر به ماهیت پاسخ ساختاری نمونه های ساندویچی به نوع بارگذاری بستگی دارد که در بارگذاری خمشی تقریباً هسته نقشی در تحمل بارهای نرمال نداشته، اما در بارگذاری فشاری محوری هم هسته و هم پوسته و هم سطح مشترک هسته/پوسته به صورت مؤثر در تحمل بارهای فشاری مشارکت دارند.

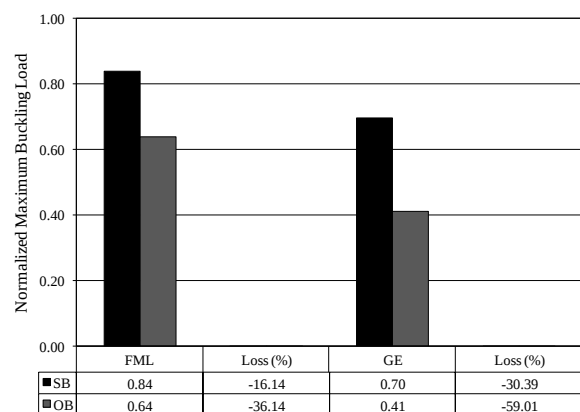


Fig. 15 Degradation of maximum buckling load for sandwich specimens with balsa core, FML and GE composite skins after aging in water for 100 days.

شکل 15 کاهش بار کمانشی بیشینه برای نمونه های ساندویچی با هسته بالسا، پوسته های FML و کامپوزیت GE پس از پیرسازی در آب به مدت 100 روز.

¹ Watertight bulkheads

همان گونه که در شکل 16 (الف-a) و 17 (الف-a) می توان ملاحظه نمود تخریب در دو نوع نمونه شامل جدایش پوسته هسته و برش طولی و عرضی در هسته است. همچنین کمانش موضعی نمونه های با پوسته FML در شکل 17 (الف-a) مشهود است. در نمونه های GE خشک که سفتی پوسته آن کمتر از پوسته FML است میزان جدایش پوسته از هسته تا حدی بیشتر است. علاوه بر این به سبب جدایش پوسته از هسته و عدم تحمل بار بیشتر از سوی نمونه ها، هیچ گونه شکست پوسته در هیچ یک از دو نمونه دیده نشد. همان گونه که در شکل 16 می توان ملاحظه نمود مقادیر وسیعی از جدایش هسته/پوسته در دو نمونه GE/B/SB و GE/B/OB رخ داده که نشانگر نفوذ آب به ناحیه سطح مشترک هسته/پوسته بوده و منجر به تضعیف خواص این منطقه و در ادامه زوال خواص کمانشی کل ساختار ساندویچی شده است. علاوه بر این در نمونه های GE/B/OB وجود ترک های عمیق عرضی در نواحی مختلف هسته ناشنی از تضعیف خواص برشی هسته به سبب جذب آب بوده است که طبعاً به تسلیم ساختار پیش از تحمل مقادیر قابل توجه بار انجامیده است (شکل 16 (ج-c)).

نکته قابل توجه در شکل 17 وقوع تورق در ناحیه کامپوزیت/فلز در پوسته دو نوع نمونه FML/B/DB و FML/B/SB پس از تحمل مقادیر قابل توجهی بار است. البته به سبب تأثیر منفی جذب بر نمونه های FML/B/SB میزان تغییر شکل کمانشی قابل تحمل برای این نمونه کمتر از نمونه های سالم است و همچنین تورق کامپوزیت/فلز در پوسته مقادیر بیشتری داشته و جدایش پوسته/هسته در این نمونه ها وسیع تر از نمونه های سالم است (شکل 17 (الف-a) و 17 (ب-b)). از سویی همان گونه که در شکل 17 (ج-c) قابل مشاهده است، در نمونه های FML/B/OB به سبب تضعیف خواص برشی هسته به سبب پیرسازی رطوبتی، نمونه ها پیش از تحمل مقادیر قابل توجه بار در ناحیه هسته دچار شکست های بسیار عمیق و وسیع شده و به علت عدم تحمل بار کمانشی قابل توجه توسط پوسته حتی تورق فلز/کامپوزیت در این نمونه ها بسیار محدود رخ داد.

5- نتیجه گیری

در این پژوهش، خواص مکانیکی و دوام محیطی دو نوع ساختار ساندویچی برای کاربردهای دریایی مورد بررسی قرار گرفت. بر این اساس، دوام محیطی ساختارها توسط آزمون پیرسازی 100 روزه در آب و همچنین ارزیابی خواص مکانیکی توسط آزمون خمش سه نقطه ای و کمانش تحت بار فشاری محوری تعیین گردید. ساختار نوع 1 متشکل از پوسته کامپوزیتی از جنس الیاف شیشه/اپوکسی (GE) و هسته بالسا و ساختار نوع 2 متشکل از پوسته ای از جنس چندلایه الیافی فلزی (FML) و هسته بالسا بود. همچنین به رغم تفاوت اندک و غیر قابل اجتناب در ضخامت دو نوع پوسته GE و FML، سعی گردید با یک پیش بینی اولیه در طراحی نمونه ها (مبتنی بر چگالی مواد، تعداد لایه های الیاف شیشه و ضخامت لایه ها)، نمونه هایی با وزن واحد سطح تقریباً یکسان حاصل گردد. بر این اساس مقایسه دو نوع ساختار با توجه به یکسان بودن نسبی وزن آن ها منطقی خواهد بود. برخی از مهم ترین نتایج این پژوهش به شرح ذیل می باشد:

- نمونه های چوب بالسا پس از گذشت زمان 100 روز پیرسازی در آب به سطح اشباع 1180٪ می رسد.
- سطح حداکثر جذب آب برای نمونه های بالسا با پوسته کامپوزیتی GE و FML غوطه ور شده در آب با لبه های آزاد به ترتیب 138.24٪ و 115.22٪ تعیین گردید.

- حداکثر میزان جذب آب برای نمونه های بالسا با پوسته GE و FML با لبه های آب بندی شده و دارای آسیب مصنوعی به ترتیب 106.71٪ و 83.32٪ ثبت گردید. کاهش حساسیت نمونه های با پوسته FML به جذب آب ناشی از آسیب به لایه های فلزی مجاور هسته مرتبط است که نظیر یک سد غیر قابل نفوذ در برابر ورود آب به هسته عمل نموده اند.
- با جایگزینی کامپوزیت های متداول الیاف شیشه/اپوکسی (GE) با چندلایه های الیافی فلزی (FML)، تأثیر چشمگیری در افزایش خواص خمشی ساختارهای ساندویچی با هسته بالسا رخ داد. افزایش سفتی خمشی اولیه و بیشینه نیروی خمشی ناشی از این جایگزینی به ترتیب برابر با 107٪ و 39٪ تعیین شد.
- کاهش بار خمشی بیشینه و سفتی خمشی ناشی از پیرسازی رطوبتی در نمونه های با هسته بالسا و پوسته GE با لبه های آب بند به ترتیب 23.43٪ و 23.15٪ و برای نمونه های با پوسته FML به ترتیب 13.57٪ و 11.06٪ تعیین گردید. کاهش بار خمشی بیشینه و سفتی خمشی در نمونه های با هسته بالسا و پوسته GE با لبه باز نسبت به نمونه های خشک به ترتیب 52.24٪ و 47.07٪ و برای نمونه های با پوسته FML برابر با 28.33٪ و 35.25٪ ثبت شد.
- میزان کاهش خواص خمشی در نمونه های ساندویچی با پوسته FML (به خصوص در حالت لبه های آب بند شده) به مراتب کمتر از نمونه های با پوسته کامپوزیتی GE بود.
- نیروی کمانشی بیشینه در نمونه های ساندویچی با پوسته FML و هسته بالسا 230٪ بیش از نمونه های ساندویچی متناظر با پوسته های GE است. بنابراین به کارگیری FML تأثیری چشمگیری در بهبود رفتار کمانشی ساختارهای ساندویچی دریایی مبتنی بر چوب بالسا دارد.
- کاهش بار کمانشی بیشینه در نمونه های ساندویچی پیرسازی شده با پوسته GE و FML با لبه های آب بند نسبت به نمونه های خشک با همین نوع هسته به ترتیب 36.14٪ و 16.14٪ است. همچنین کاهش بار کمانشی بیشینه در نمونه های پیرسازی با پوسته GE و FML و لبه های غیر آب بند نسبت به نمونه های خشک به ترتیب 59.01٪ و 30.39٪ تعیین گردید.

نتایج حاصل از این پژوهش می تواند به عنوان گام های اولیه در به کارگیری مواد نوین در طراحی و ساخت شناورهای دریایی آتی مورد استفاده قرار گیرد. همچنین به منظور حصول اطمینان از تکافوی الزامات طراحی در کاربردهای واقعی، بررسی سایر خواص مکانیکی نظیر استحکام ضربه ای و خستگی در شرایط نزدیک تر به محیط دریایی نظیر مهندسی برای مطالعات آتی پیشنهاد می گردد.

6- مراجع

- [1] Malekzadeh-Fard, K. Azarnia, A. H. and Zolghadr, N., "Analytical modeling to predict dynamic response of Fiber-Metal Laminated Panel subjected to low velocity impact", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 5, No. 3, pp. 331-342, 2018.
- [2] Rashiddadash, S. Sadighi, M. and Dariushi, S., "Experimental and numerical investigation of sandwich panels with bilateral connection under static loading", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 5, No. 3, pp. 415-426, 2018.
- [3] Azarafa, R. Davar, A. and Mahmoodi, A., "Three-point bending test of metal and composite sandwich panels with grid stiffened core", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 3, No. 4, pp. 377-388, 2017.
- [4] Najafi, M. and Eslami-Farsani, R., "Introducing novel sandwich panels based on of cork/polyurethane foam hybrid core and

- Sandwich Structures & Materials, Vol. 22, No. 6, pp. 1709-1742, 2020.
- [21] Sabzikar Boroujerdy, M. Dariushi, S. and Sadighi, M., "Bending Properties of Sandwich Beams with Fiber Metal Laminate Face Sheet", In Persian, Iranian Journal of Polymer Science and Technology, Vol. 25, No. 5, pp. 375-382, 2013.
- [22] Legrand, V. TranVan, L. Jacquemin, F. and Casari, P., "Moisture-uptake induced internal stresses in balsa core sandwich composite plate: Modeling and experimental", Composite Structures, Vol. 119, pp. 355-364, 2015.
- [23] ASTM C393. (2011), Standard Test Method for Core Shear Properties of Sandwich Constructions by Beam Flexure. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International.
- [24] ASTM C364. (2011), Standard Test Method for Edgewise Compressive Strength of Sandwich Constructions. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International.
- composite grid structure for marine applications", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 7, No. 3, pp. 1064-1075, 2020.
- [5] Shir Mohammadi, M. and Naim, J., "Crack propagation and fracture toughness of solid balsa used for cores of sandwich composites", Journal of Sandwich Structures and Materials, Vol. 16, No. 1, pp. 22-41, 2014.
- [6] Newaz, G., Mayeed, M. and Rasul, A., "Characterization of balsa wood mechanical properties required for continuum damage mechanics analysis", Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications, Vol. 230, No. 1, pp. 206-218, 2016.
- [7] Fathi, A. Wolff-Fabris, F. Altstadt, V. and Gatz, R. "An investigation on the flexural properties of balsa and polymer foam core sandwich structures: Influence of core type and contour finishing options", Journal of Sandwich Structures & Materials, Vol.15, No. 5, pp.487-508, 2013.
- [8] Tagarielli, L. V. Deshpande, V. S. and Fleck, N. A., "The dynamic response of composite sandwich beams to transverse impact", International Journal of Solids and Structures, Vol. 44, No. 7, pp. 2442-2457, 2007.
- [9] Atas, C. and Sevim, C., "On the impact response of sandwich composites with cores of balsa wood and PVC foam", Composite Structures, Vol.93, No. 1, pp.40-48, 2010.
- [10] Wang, H. Ramakrishnan, K. R. and Shankar, K., "Experimental study of the medium velocity impact response of sandwich panels with different cores", Materials and Design, Vol.99, pp.68-82, 2016.
- [11] Najafi, M. Ansari, R. and Darvizeh, A., "Experimental characterization of a novel balsa cored sandwich structure with fiber metal laminate skins", Iranian Polymer Journal, Vol. 28, pp. 87-97, 2019.
- [12] Najafi, M. Darvizeh, A. and Ansari, R., "Evaluation of impact strength of composites and fiber metal laminates hybridized with nanoclay after exposure to high temperature thermal shock", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 4, No. 3, pp. 263-274, 2017.
- [13] <https://www.passagemaker.com/technical/core-moisture>, available in 17, February 2022.
- [14] Sadler, R. L. Sharpe, M. Panduranga, R. and Shivakumar, K., "Water immersion effect on swelling and compression properties of Eco-Core, PVC foam and balsa wood", Composite Structures, Vol. 90, No. 3, pp. 330-336, 2009.
- [15] Najafi, M. Ansari, R. and Darvizeh, A., "Experimental study of the influence of mixing method of nanoclay on mechanical properties of polymer composites and fiber metal laminates", In Persian, Journal of Solid and Fluid Mechanics, Vol. 7, No. 2, pp. 63-80, 2017.
- [16] Najafi, M. Ansari, R. and Darvizeh, A., "Investigating the Effects of Surface Treatment and Nanoparticles Addition on Mechanical Properties of FMLs Using the Response Surface Methodology", In Persian, Journal of Mechanical Engineering, Vol. 48, No. 3, pp. 329-338, 2018.
- [17] Abdollahi Azghan, M. Fallahnejad, M. Zamani, A. and Eslami-Farsani, R., "Investigation the flexural behavior of fiber metal laminates containing glass and Kevlar fibers subjected to thermal cycling", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 7, No. 3, pp. 981-988, 2020.
- [18] Najafi, M. Ansari, R. and Darvizeh, A., "Effect of Different Environmental Conditions on Impact Properties of FMLs Hybridized with Nanoclay", In Persian, Modares Mechanical Engineering, Vol. 17, No. 12, pp. 193-203, 2018.
- [19] Najafi, M. Ansari, R. and Darvizeh, A., "Environmental Effects on Mechanical Properties of Glass/Epoxy and Fiber Metal Laminates, Part I: Hygrothermal Aging", Mechanics of Advanced Composite Structures, Vol. 4, No. 3, pp. 187-196, 2017.
- [20] Najafi, M. Darvizeh, A. and Ansari, R., "Characterization of moisture effects on novel agglomerated cork core sandwich composites with fiber metal laminate facesheets", Journal of



خواص کششی کامپوزیت‌های انعطاف‌پذیر پایه لاتکس تقویت‌شده با الیاف پنبه در حضور آلیاژهای حافظه‌دار

کاوہ بستام¹، افشین زین‌الدینی^{2*}

1- کارشناسی ارشد، گروه مهندسی مکانیک، واحد کرمانشاه، دانشگاه آزاد اسلامی، کرمانشاه

2- استادیار، گروه مهندسی مکانیک، واحد کرمانشاه، دانشگاه آزاد اسلامی، کرمانشاه

* کرمانشاه، صندوق پستی 67189-97551 zeinedini@iauksh.ac.ir

چکیده	اطلاعات مقاله:
هدف اصلی این مقاله، تعیین خواص کششی کامپوزیت‌های انعطاف‌پذیر طبیعی است. برای ساخت این کامپوزیت‌ها، الیاف طبیعی پنبه و لاتکس به ترتیب بعنوان تقویت‌کننده و زمینه استفاده شدند. در گام اول، نمونه‌های لاتکس خالص ساخته شدند و تحت بار کششی آزمایش شدند. در مرحله بعد با استفاده از الیاف پنبه، لاتکس تقویت گردید و نمونه‌های ساخته‌شده تحت بار کششی قرار گرفتند. همچنین، از آلیاژ حافظه‌دار نیتینول برای بهبود خواص کششی لاتکس خالص و کامپوزیت‌های لایه‌ای پنبه/لاتکس استفاده گردید. لذا، یک، دو یا سه سیم نیتینول در نمونه لاتکس خالص و کامپوزیت‌های پنبه/لاتکس بکار برده شدند. نتایج مطالعات تجربی نشان دادند که در حضور الیاف طبیعی پنبه، استحکام لاتکس از 0.93 به 13.51 مگاپاسکال افزایش پیدا کرد. بعلاوه، مشاهده شد که به ازای افزودن یک، دو و سه سیم نیتینول، استحکام کششی نهایی نمونه‌های لاتکس خالص بطور تقریبی به ترتیب 70، 500 و 800 درصد افزایش می‌یابد. در حالیکه استحکام کششی نهایی کامپوزیت‌های لایه‌ای به ازای افزودن یک، دو و سه سیم نیتینول بطور تقریبی به ترتیب 2، 20 و 40 درصد افزایش می‌یابد. همچنین، مقایسه نتایج این تحقیق با مطالعات سایر محققین نشان می‌دهد که با کامپوزیت‌های پنبه/لاتکس تقویت‌شده با سیم نیتینول، استحکام کششی این ماده انعطاف‌پذیر از چرم‌های طبیعی و مصنوعی بطور قابل توجهی بزرگ‌تر است.	دریافت: 1400/12/23 پذیرش: 1401/03/12 کلیدواژگان کامپوزیت، لاتکس، الیاف پنبه، آلیاژ حافظه‌دار، خواص کششی

Tensile properties of flexible latex-based composites reinforced by cotton fibers in the presence of shape memory alloys

Kaveh Bastam¹, Afshin Zeinedini^{1*}

1- Department of Mechanical Engineering, Kermanshah Branch, Islamic Azad University, Kermanshah, Iran

* P.O.B. 67189-97551, Kermanshah, Iran, zeinedini@iauksh.ac.ir

Keywords

Composites, Latex, Cotton fiber, Shape memory alloy, tensile properties

Abstract

The main purpose of this paper is to determine the tensile properties of natural flexible composites. In order to fabricate the composites, the cotton fibers and the latex were used as the reinforcement and matrix, respectively. At the first step, the latex samples were manufactured and tested under tensile loading. In the next step, using the cotton fiber the latex was reinforced and then tested under tensile loading. In addition, the NiTi shape memory alloy (SMA) wire was used to improve the tensile properties of the pure latex and the cotton/latex laminated composites. Therefore, one, two or three NiTi wires were used in the pure latex and cotton/epoxy composites samples. The results of experimental study displayed that in the presence of cotton fiber, the ultimate tensile strength of pure latex was increased from 0.93 to 13.51 MPa. Moreover, it was observed that due to adding one, two or three NiTi wires, the ultimate strength of the pure latex was enhanced almost 70, 500 and 800%, respectively. However, the ultimate tensile strength of the cotton/epoxy laminated composites in the presence of one, two and three NiTi wires was increased almost 2, 20 and 40%, respectively. In addition, comparison of the current research results with the other researchers' investigations manifests that the cotton/epoxy composites reinforced by NiTi wire, the tensile strength of this flexible material is greater than the tensile strength of natural and artificial leathers.

1- مقدمه

امروزه کامپوزیت‌ها از جایگاه ویژه‌ای در صنایع مختلف همچون هوافضا، خودروسازی، ساختمان‌سازی و امثال این‌ها برخوردار هستند. دسته‌ای از کامپوزیت‌های لایه‌ای، کامپوزیت‌های انعطاف‌پذیر هستند. کامپوزیت‌های انعطاف‌پذیر همانند دیگر کامپوزیت‌های لایه‌ای می‌توانند کاربردهای فراوانی داشته باشند. فاز زمینه در این دسته از کامپوزیت‌ها دارای خاصیت ارتجاعی قابل توجهی است. مدت زمان زیادی نیست که به کامپوزیت‌های انعطاف‌پذیر پرداخته شده است و مطالعه، ساخت و آزمایش آن‌ها بخصوص در کشورهای صنعتی دنیا صورت گرفته است. کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف طبیعی نیز در سالیان اخیر مورد توجه بسیاری از محققین قرار گرفته است. لذا در ادامه به بررسی مطالعات صورت گرفته در خصوص کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف طبیعی، زمینه‌های انعطاف‌پذیر و آلیاژهای حافظه‌دار پرداخته شده است.

1-1- الیاف طبیعی

در دهه‌های اخیر، نگرانی دانشمندان در خصوص آلودگی زیست‌محیطی ناشی از استفاده الیاف مصنوعی، باعث ورود کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف طبیعی به بازار جهانی شده است. الیاف طبیعی به دلیل چگالی کمتر، دارا بودن قابلیت زیست‌تخریب‌پذیری و تجدیدشوندگی نسبت به الیاف مصنوعی برتری دارند. وزن کم و حجم بالای الیاف طبیعی در مقایسه با الیاف مصنوعی در کامپوزیت‌های پلیمری، بهره‌وری مصرف سوخت و کاهش تولید گازهای گلخانه‌ای در صنایع مختلف را سبب گردیده است. در بین الیاف طبیعی، الیاف گیاهی بیشترین کاربرد را در کامپوزیت‌ها دارند. از جمله الیاف طبیعی می‌توان به کتان، کناف، سیسال، نارگیل، شاهدانه و امثال آن‌ها اشاره کرد [1]. این الیاف، بر اساس اینکه از کدام قسمت گیاه گرفته شده‌اند، به سه دسته الیاف میوه مثل نارگیل و پنبه، الیاف پوست یا ساقه مثل کناف، کتان و بوته شاهدانه، الیاف برگ همچون سیسال و آناناس تقسیم می‌شوند. در سال‌های اخیر محققین مطالعاتی بر کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف طبیعی انجام داده‌اند که به تعدادی از آن‌ها در ادامه اشاره شده است. الهام مرادی و همکاران [2] خواص کششی، خمشی و برشی کامپوزیت‌های تقویت‌شده با سه نوع الیاف طبیعی پنبه، پشم و کناف را به دست آوردند. نتایج مطالعات تجربی نشان می‌دهد که نسبت استحکام ویژه تحت بار کششی کامپوزیت‌های پنبه/اپوکسی به کامپوزیت‌های کناف/اپوکسی و پشم/اپوکسی به ترتیب برابر 1.71 و 4.47 است. تحت بار برشی، استحکام ویژه نمونه‌ها به ترتیب با تغییر الیاف کناف و پشم به پنبه نیز 1.24 و 2.45 برابر بزرگ‌تر گردید. همچنین، استحکام خمشی ویژه نمونه‌های پنبه/اپوکسی به ترتیب 1.42 و 2.34 برابر بزرگ‌تر از نمونه‌های کناف/اپوکسی و پشم/اپوکسی به دست آمد. بعلاوه، انرژی جذب شده ویژه مربوط به چندلایه‌های پنبه/اپوکسی تحت بار کششی 2.7 برابر بزرگ‌تر از مقدار مربوط به چندلایه‌های تقویت‌شده با الیاف شیشه است. جان و همکاران [3] مطالعاتی را پیرامون الیاف ترکیبی سیسال و نخل، و تأثیر آن بر خواص کششی کامپوزیت‌های با زمینه لاستیک طبیعی انجام دادند. نتایج مطالعات آن‌ها نشان می‌دهد که با افزایش نسبت حجمی الیاف سیسال تا حدود 70 درصد از کل الیاف ترکیبی، بیشترین مقادیر استحکام و مدول کششی کامپوزیت به دست می‌آیند. بالی و همکاران [4] مطالعاتی پیرامون رفتار فشاری و کششی در راستای الیاف کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف طبیعی کتان و جوت انجام داده‌اند. نتایج مطالعات آن‌ها نشان می‌دهد استحکام فشاری با کسر حجمی الیاف افزایش می‌یابد. پورتلا و همکارانش [5] مطالعاتی پیرامون استفاده از الیاف پنبه و یا ترکیبی از شیشه

و پنبه برای ساخت کامپوزیت‌های پایه پلی‌استر غیراشباع انجام داده‌اند. در این تحقیق، خواص مکانیکی کامپوزیت‌ها به دست آمده است و نتایج نشان می‌دهد که در مقایسه با کامپوزیت‌های تقویت‌شده با یک نوع الیاف، برای کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف ترکیبی خواص مکانیکی قابل قبولی اندازه‌گیری شدند. بعلاوه، تحت بارهای دینامیکی، کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف ترکیبی شیشه/پنبه خواص مکانیکی بهتری را نتیجه دادند. جمال و همکارانش [6] مطالعاتی پیرامون استفاده از الیاف شیشه بازیافتی و ترکیب آن با الیاف کناف به عنوان تقویت‌کننده مواد کامپوزیتی به جای الیاف شیشه انجام داده‌اند. نتایج مطالعات آن‌ها نشان داد که کامپوزیت‌های تقویت‌شده با ترکیبی از الیاف شیشه بازیافتی و کناف بافته‌شده در مقایسه با کامپوزیت‌های الیاف شیشه و کناف بافته‌شده، استحکام خمشی و مدول خمشی بالاتری دارد. رامش و همکارانش [7] مطالعاتی در مورد امکان استفاده از الیاف طبیعی کناف بعنوان جایگزینی الیاف مصنوعی انجام دادند. نتایج مطالعات آن‌ها نشان می‌دهد در آینده الیاف طبیعی برای ساخت کامپوزیت‌ها جای الیاف مصنوعی مثل شیشه و کربن را می‌گیرند. حیدری شاهملکی و زین‌الدینی [8] در تحقیقی برای ساخت هسته و پوسته‌های ساندویچ پل‌ها از الیاف گیاهی پنبه و رزین اپوکسی استفاده کردند. این محققین از هسته موجی دو طرفه برای ساخت ساندویچ پل‌های کامپوزیتی تقویت‌شده با الیاف طبیعی استفاده کردند. به‌علاوه، برای ارزیابی اثر نوع راستا، انواع مختلفی از هسته‌های موجی یک‌طرفه شامل عرضی یا طولی با کمان رو به بالا یا پایین در نظر گرفته شده است. ساندویچ پل‌ها تحت بارگذاری خمشی سه‌نقطه قرار گرفته‌اند. نتایج تجربی نشان دادند که ساندویچ پل‌ها با هسته موجی دو طرفه تحت بارگذاری خمشی نسبت به ساندویچ پل‌ها با هسته یک‌طرفه خواص مکانیکی قابل توجهی دارد.

1-2- ماتریس‌های انعطاف‌پذیر

لاتکس پراکندگی پایدار ذرات بسیار ریز پلیمری در یک محلول آبی است که در طبیعت یافت می‌شود. لاتکس موجود در طبیعت، مایعی است سیال که در ده درصد از گیاهان گل‌دار یافت می‌شود که این ماده شیرین‌رنگ با قرار گرفتن در معرض هوا سفت می‌شود و به رنگ زرد در می‌آید. با خراشیدن پوست نوعی درخت شیره آن را جمع‌آوری کرده و مورد استفاده قرار می‌دهند [9]. یانگ و همکارانش [10] مطالعاتی را پیرامون کامپوزیت‌های انعطاف‌پذیر طبیعی ساخته‌شده با لاستیک طبیعی و الیاف چوب انجام دادند. نتایج مطالعات آن‌ها نشان داد تمام کامپوزیت‌های ساخته‌شده توسط این روش دارای استحکام مناسبی هستند. سووت [11] مطالعاتی را پیرامون اثر حرارت بر خواص مکانیکی لاتکس انجام داد. ری و همکارانش [12] مطالعاتی پیرامون استفاده از لاتکس بعنوان لایه میانی در کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف جوت انجام دادند. کامپوزیت‌های جوت/وینیل‌استر بدون لایه میانی از ترکیب 35 درصد الیاف جوت و 65 درصد رزین وینیل‌استر ساخته شدند. در کامپوزیت‌های دارای لایه میانی، 30 درصد از رزین وینیل‌استر با لاتکس جایگزین شد. نتیجه مطالعات آن‌ها نشان می‌دهد که استحکام و مدول کششی کامپوزیت با وجود لایه میانی به ترتیب 66 و 93 کاهش یافته در حالیکه انرژی شکست 183 درصد افزایش یافته است.

1-3- آلیاژ حافظه‌دار

یکی از مشکلات مربوط به کامپوزیت‌های انعطاف‌پذیر و همچنین کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف طبیعی خواص مکانیکی پایین‌تر آن‌ها نسبت به کامپوزیت‌های لایه‌ای مرسوم است. روش‌های مختلفی برای بهبود خواص مکانیکی کامپوزیت‌های لایه‌ای وجود دارد. یکی از این روش‌ها،

2- مواد و روش‌ها

2-1- مواد

در این تحقیق از لاتکس طبیعی HA60% با چگالی 73 کیلوگرم بر مترمکعب از محصولات شرکت ماردک² کشور مالزی استفاده شد. از الیاف متقال بعنوان فاز تقویت‌کننده استفاده شد. الیاف پنبه نوعی پارچه بافته‌شده است که قرن‌هاست در بسیاری از محصولات پارچه‌ای استفاده شده است. الیاف پنبه یا به اصطلاح متقال پارچه‌ای بسیار مقاوم، محکم و سبک است. در تحقیق حاضر از الیاف طبیعی و بافته‌شده پنبه استفاده گردید که در شکل 1 نشان داده شده است. این الیاف دارای چگالی سطحی 171 گرم بر مترمربع است. در بخش دیگری از این تحقیق از آلیاژ حافظه‌دار نیتینول برای تقویت لاتکس و یا کامپوزیت‌های پنبه/لاتکس استفاده شد. در شکل 2 تصویری از سیم‌های نیتینول استفاده شده در ساخت نمونه‌ها آمده است. هر حلقه از این سیم‌ها طولی برابر 15 فوت دارند و دارای قطر مفتول 0.3 میلی‌متر هستند. این آلیاژ حافظه‌دار ساخت شرکت هایلند متال کشور آمریکا است.



Fig. 1 The cotton fiber used in this research

شکل 1 الیاف پنبه استفاده شده در این تحقیق



Fig. 2 The SMA used in this research

شکل 2 آلیاژ حافظه‌دار استفاده شده در این تحقیق

2-2- ساخت نمونه‌ها

2-2-1- نمونه‌های لاتکس خالص

برای ساخت نمونه‌های لاتکس خالص با و بدون مفتول از استاندارد ASTM D638 استفاده شد [17]. در شکل 3 ابعاد نمونه‌های لاتکس و موقعیت مفتول‌های در این نمونه‌ها نمایش داده شده است. همچنین، ضخامت نمونه‌ها طبق این استاندارد 4 میلی‌متر در نظر گرفته شد.

استفاده از آلیاژهای حافظه‌دار می‌باشد. این آلیاژها خاصیت الاستیک بالایی دارند و در صورت استفاده از آن‌ها خاصیت الاستیک سازه به صورت چشم‌گیری در سازه بالا خواهد رفت. آلیاژ حافظه‌دار نیتینول که از نیکل و تیتانیوم ساخته‌شده است موارد استفاده زیادی دارد. علاوه بر خواص الاستیک و حافظه‌دار بودن آن، این آلیاژ ضدزنگ نیز می‌باشد. آلیاژهای نیتینول دارای دو ویژگی متمایز و منحصر به فرد هستند:

۱- حافظه‌دار بودن: حافظه‌دار بودن آلیاژ نیتینول عبارت است از توانایی این فلز در تغییر شکل در یک دمای خاص، باقی ماندن در آن شکل وقتی نیروی خارجی از بین می‌رود و سپس بازگشتن به شکل اصلی در صورت گرم شدن در دمای بالاتر از دمای تبدیل¹ است.

۲- سوپرالاستیسیته: سوپرالاستیسیته بودن آلیاژ نیتینول به معنای آن است که این فلز تحت تغییر شکل‌های زیادی قرار می‌گیرد ولی با برداشتن بار خارجی بلافاصله به شکل اولیه یافته خود برمی‌گردد. این مواد انعطاف‌پذیری فوق‌العاده‌ای دارند که حدوداً 10 تا 30 برابر فلز معمولی است [13].

آلیاژهای حافظه‌دار به دلیل خواص منحصر به فرد مکانیکی و فیزیکی خود، در سال‌های اخیر برای تقویت کامپوزیت‌های پلیمری در زمینه‌های مختلف مورد استفاده قرار گرفته‌اند [14]. خلیلی و سعیدی [14] تأثیر کسر حجمی سیم‌های کوتاه حافظه‌دار و همچنین ضریب لاغری و جهت‌گیری سیم‌ها بر روی مدول الاستیک رزین اپوکسی را مورد بررسی قرار دادند. نتایج نشان داده است که در کسرهای حجمی کمتر از 5٪، ضریب لاغری قابل قبول برای بهبود چشمگیر مدول الاستیک کامپوزیت در حدود 25 می‌باشد، درحالی‌که در کسرهای حجمی بزرگ‌تر از 15٪، ضریب لاغری مناسب مقادیر بزرگ‌تر از 40 می‌باشد. در تحقیق انجام شده توسط طاهری بهروز و کیانی [15]، اثر عوامل مختلف نظیر مقدار پیش‌کرنش سیم‌ها، دمای بارگذاری و شرایط سطح تماس میان سیم‌های حافظه‌دار و ماتریس بر خواص مکانیکی رزین اپوکسی بررسی شده است. عصفوری و همکاران [16] میزان جذب انرژی در چندلایه‌های فلز-الیاف تقویت‌شده با آلیاژ حافظه‌دار تحت بارگذاری ضربه سرعت‌پایین را مورد بررسی قرار دادند. این محققین اثر زاویه الیاف، میزان پیش‌کرنش و محل قرارگیری سیم‌های حافظه‌دار بر چندلایه فلز-کامپوزیت تحت بارگذاری ضربه‌ای را مطالعه کردند. مشخص شد که تغییرات پارامترهای پیش-کرنش سیم‌های حافظه‌دار، زاویه الیاف و محل قرارگیری این سیم‌ها در چندلایه به ترتیب به میزان 39.12 درصد، 32.13 درصد و 4.56 درصد بر روی میزان جذب انرژی چندلایه فلز-کامپوزیت تأثیرگذار می‌باشد.

همان‌طور که مشاهده گردید مطالعات بسیاری در خصوص کامپوزیت‌های طبیعی، کامپوزیت‌های انعطاف‌پذیر و یا کامپوزیت‌های تقویت‌شده با آلیاژ حافظه‌دار انجام شده است. اما بررسی خواص مکانیکی ترکیب این سه دسته از مواد کمتر مشاهده گردید. لذا هدف اصلی در این تحقیق از مواد کاملاً طبیعی لاتکس و الیاف پنبه برای ساخت کامپوزیت‌ها در حضور آلیاژ حافظه‌دار است. در این تحقیق، چهار نوع نمونه طراحی، ساخته و آزمایش شدند. این نمونه‌ها عبارت‌اند از: لاتکس خالص، لاتکس تقویت‌شده با آلیاژ حافظه‌دار، کامپوزیت تقویت‌شده با الیاف پنبه و کامپوزیت تقویت‌شده با الیاف و آلیاژهای حافظه‌دار. بعد از ساخت نمونه‌ها آزمایش کشش بر آن‌ها انجام شد و خواص مکانیکی به دست آمده مقایسه شدند.

² MARDEC

¹ Transformation Temperature

همان‌طور که در شکل 5 نمایش داده شده است سیم در موقعیت مناسب و در مرکز سطح مقطع قالب قرار گرفته است. نمونه‌های حاوی دو یا سه سیم نیتینول نیز به همین صورت ساخته شدند. سپس لاتکس قالب‌ریزی و در نهایت نمونه‌ها طی چهل و هشت ساعت در دمای محیط پخت شدند.

2-2-2- نمونه‌های تقویت‌شده با الیاف پنبه

برای ساخت نمونه‌های کامپوزیتی تقویت‌شده با الیاف پنبه از روش چیدمان دستی استفاده شد. نمونه‌های کامپوزیتی بدون مفتول یا حاوی یک، دو و یا سه سیم نیتینول در نظر گرفته شدند. در شکل 6 ابعاد نمونه‌ها و موقعیت مفتول‌های نیتینول نشان داده شده است. ضخامت نمونه‌ها نیز در حدود 4 میلی‌متر است که از شش لایه پنبه/لاتکس تشکیل شده‌اند. لازم به ذکر است که سیم‌ها بین لایه‌های سوم و چهارم نمونه‌ها تعبیه شدند. بعد از پخت شدن در دمای محیط، نمونه‌ها برش یافتند. طول هر نمونه در حدود 25 سانتیمتر و عرض آن حدود 2.5 سانتی‌متر است. این ابعاد، طبق استاندارد ASTM D3039 [18] در نظر گرفته شدند.



Fig. 5 The location of NiTi wire in the mold of latex samples

شکل 5 موقعیت قرارگیری سیم نیتینول در قالب نمونه‌های لاتکس

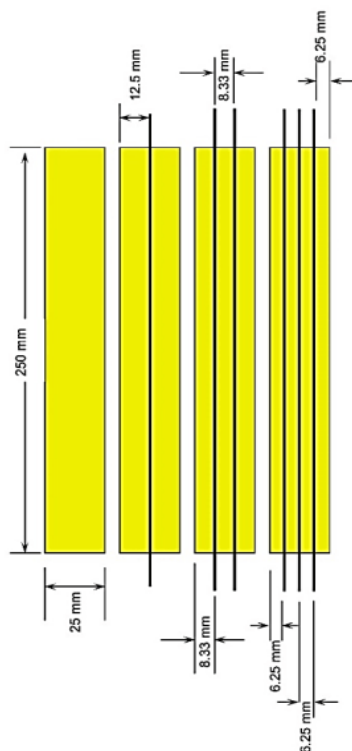


Fig. 6 Geometrical properties of cotton/epoxy laminated composite specimens with or without NiTi wires.

شکل 6 مشخصات هندسی نمونه‌های کامپوزیت لایه‌ای پنبه/لاتکس با یا بدون سیم‌های نیتینول

در این تحقیق، در ابتدا پیش‌قالب با استفاده از دستگاه پرینتر سه‌بعدی پرینت شد. سپس، از سیلیکون جهت قالب‌گیری نمونه‌های لاتکس استفاده گردید (شکل 4). نمونه‌های لاتکس شامل چهار دسته هستند. دسته اول از لاتکس خالص ساخته شدند. به این صورت که لاتکس قالب‌ریزی شد و سپس طی چهل و هشت ساعت در دمای محیط پخت گردید. دسته دوم از نمونه‌های لاتکس حاوی یک سیم آلیاژ حافظه‌دار هستند. بطوریکه سیم در وسط نمونه قرار می‌گیرد. شکل 5 نحوه قرارگیری آلیاژ داخل قالب را نشان می‌دهد. برای ساخت این نمونه‌ها، از خاصیت قالب‌های لاتکس استفاده گردید. با عبور دادن سیم از بدنه قالب، در موقعیت موردنظر تعبیه گردید.

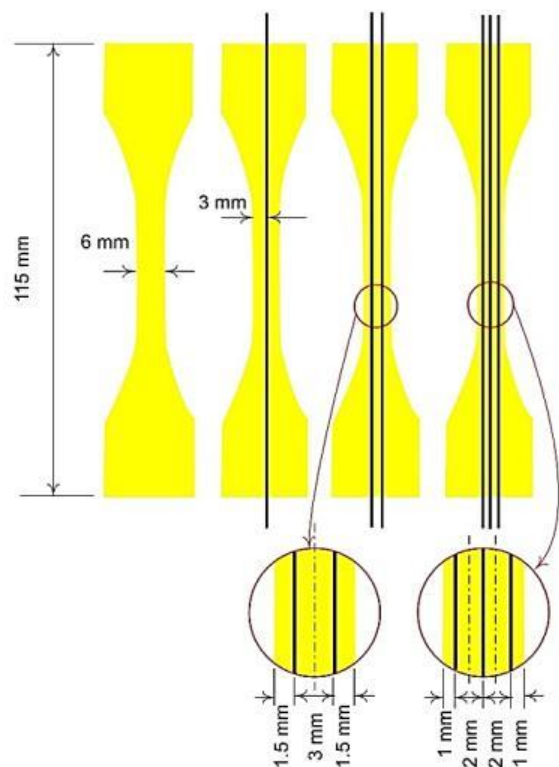


Fig. 3 Geometrical properties of latex specimens with or without NiTi wires.

شکل 3 مشخصات هندسی نمونه‌های لاتکس با یا بدون سیم‌های نیتینول

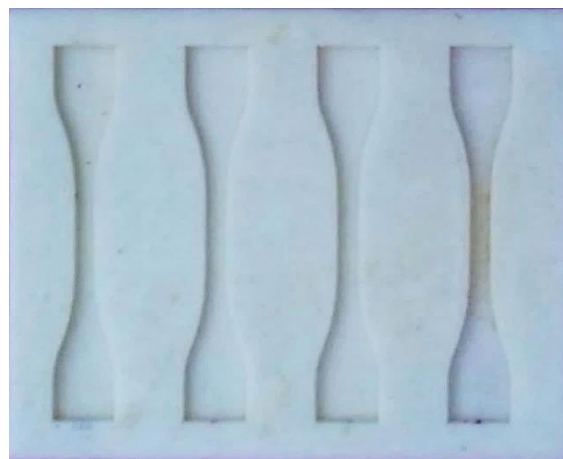


Fig. 4 The mold used to manufacture the latex samples

شکل 4 قالب استفاده شده برای ساخت نمونه‌های لاتکس

3-2- آزمایش نمونه‌ها

پس از انجام مراحل ساخت، نمونه‌ها تحت بارگذاری کششی قرار گرفتند. برای انجام آزمایش، از دستگاه سَنَتم استفاده گردید. نمونه‌ها با سرعت 2 میلی‌متر بر دقیقه بارگذاری شدند. شکل‌های 7 و 8 به ترتیب تصاویر مربوط به آزمایش نمونه‌های لاتکس و کامپوزیتی پنبه/لاتکس را نشان می‌دهند. لازم به ذکر است که آزمایش هر نمونه خاص سه بار تکرار شد.

4-2- نتایج

خروجی دستگاه سَنَتم بصورت نمودار تنش-کرنش قابل ترسیم است. در شکل‌های 9 و 10 به ترتیب نمودارهای تنش-کرنش مربوط به نمونه‌های لاتکس خالص یا بدون مفتول و نمونه‌های کامپوزیتی پنبه/لاتکس با یا بدون مفتول نشان داده شده‌اند. همان‌طور که در شکل 9 مشاهده می‌گردد آلیاژ حافظه‌دار اثر قابل توجهی بر رفتار ماده لاتکس تحت بارگذاری کششی دارد. اما طبق شکل 10، رفتار کامپوزیت‌های لایه‌ای وابستگی کمتری به حضور آلیاژهای حافظه‌دار دارد.

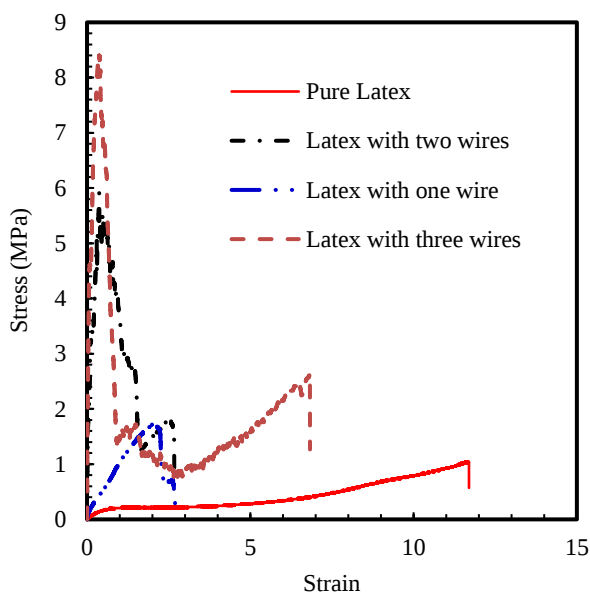


Fig. 9 The stress-strain curves of the pure latex reinforced with or without NiTi wires under tensile loading

شکل 9 نمودارهای تنش-کرنش نمونه‌های لاتکس خالص تقویت‌شده با یا بدون سیم‌های نیتینول تحت بارگذاری کششی

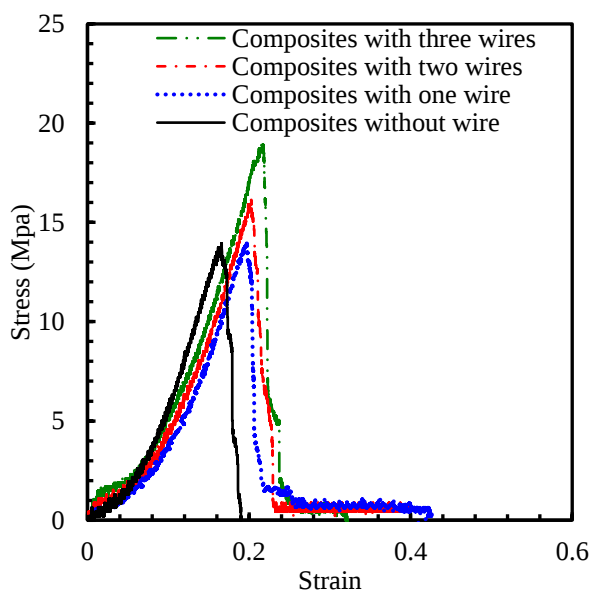


Fig. 10 The stress-strain curves of the laminated composites with or without NiTi wires under tensile loading

شکل 10 نمودارهای تنش-کرنش کامپوزیت‌های لایه‌ای با یا بدون سیم‌های نیتینول تحت بارگذاری کششی

در جدول 1 استحکام نهایی نمونه‌های لاتکس خالص با یا بدون سیم تحت بارگذاری کششی خلاصه شده است. همان‌طور که در این جدول مشاهده می‌گردد با تعبیه یک سیم نیتینول در لاتکس خالص، مقدار استحکام نهایی 73.1 درصد افزایش می‌یابد. با استفاده از دو یا سه سیم نیتینول به لاتکس خالص، مقدار استحکام نهایی بطور قابل توجهی افزایش می‌یابد. از اعداد جدول می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش تعداد سیم از یک به دو، استحکام نهایی 3.55 برابر شده است. در حالیکه با افزایش تعداد

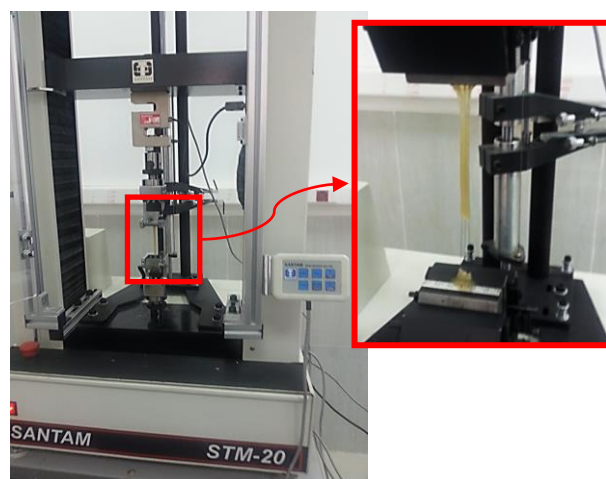


Fig. 7 Tensile test of the pure latex reinforced with NiTi wires

شکل 7 آزمون کشش نمونه لاتکس خالص تقویت‌شده با سیم‌های نیتینول



Fig. 8 Tensile test of the cotton/latex consisting of the Niti wires

شکل 8 آزمون کشش نمونه کامپوزیتی پنبه/لاتکس حاوی سیم‌های نیتینول

جدول 4 سفتی کششی کامپوزیت‌های لایه‌ای با و بدون سیم

Table 4 The tensile stiffness of the laminated composites with or without NiTi wire

نمونه	سفتی کششی (مگاپاسکال)	درصد افزایش نسبت به نمونه بدون مفتول (٪)
کامپوزیت پنبه/لاتکس	126 ± 5.6	0.0
کامپوزیت با یک سیم	110 ± 6.7	-12.6
کامپوزیت با دو سیم	111 ± 4.2	-11.9
کامپوزیت با سه سیم	120 ± 8.9	-4.8

طبق مرجع [19]، با جایگذاری سیم حافظه‌دار در کامپوزیت‌های کربن/پوکسی، بطور منطقی باید خواص کششی نظیر مدول الاستیسیته افزایش یابد. اما برای تعداد کم سیم‌ها و یا قطرهای کم این آلیاژها، خواص کششی کامپوزیت‌های لایه‌ای تغییرات چندانی ندارد. دلیل اصلی این پدیده، یکنواخت نبودن لایه‌های کامپوزیتی و همچنین تورق لایه‌ها در حضور مفتول‌های حافظه‌دار است (شکل 11). اما با افزایش تعداد سیم‌ها، سفتی بالای این آلیاژهای حافظه‌دار، سفتی کاهش یافته به علت تورق را جبران می‌کند و سفتی کامپوزیت افزایش می‌یابد. در مقابل، با توجه به ماهیت همسانگرد بودن لاتکس خالص، با افزودن حتی یک رشته سیم نیتینول مقدار سفتی نمونه‌های لاتکس بطور قابل توجهی افزایش می‌یابد (شکل 9).

3- مدل تجربی

بر اساس نتایج به دست آمده از مطالعات تجربی مربوط به نمونه‌های ساخته‌شده از لاتکس خالص با سیم نیتینول، می‌توان دو رابطه برای پیش‌بینی مقدار استحکام نهایی و کرنش متناظر با آن استخراج نمود. برای به دست آوردن این روابط از روش برازش منحنی استفاده شد. شکل‌های 12 و 13 روابط زیر به ترتیب مقادیر استحکام نهایی (σ_u) و مقدار کرنش متناظر آن (ϵ_u) را پیش‌بینی می‌کنند:

$$\sigma_u = 1.05475553434647\epsilon_u^3 + 15.2019262418119\epsilon_u^2 - 34.9929287216548\epsilon_u + 18.6657584329933 \quad (1)$$

که

$$\epsilon_u = 0.321 + (11.7 - 0.321)/(1 + (n/0.641)^{0.3887}) \quad (2)$$

در رابطه بالا، n تعداد سیم‌های نیتینول است.

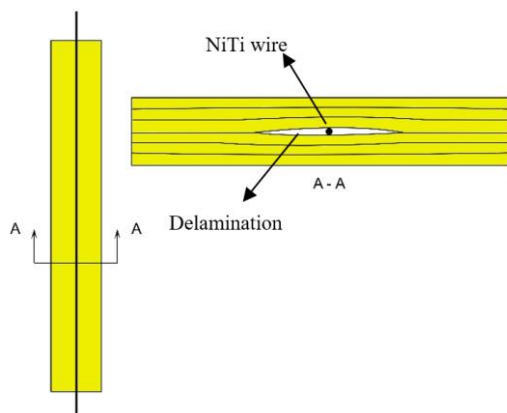


Fig. 11 The schematic of delamination phenomenon due to presence of NiTi wire in the laminated composites

شکل 11 شماتیک پدیده تورق ناشی از حضور مفتول نیتینول در کامپوزیت‌های لایه‌ای

سیم‌ها از دو به سه، استحکام نهایی 1.45 برابر بیشتر شده است. بصورت تجربی امکان تعبیه بیش از سه سیم نیتینول میسر نیست. اما از طریق تئوری می‌توان پیش‌بینی کرد که مقدار استحکام نهایی با افزایش تعداد مفتول‌ها به چهار و بیشتر، بطور قابل توجهی نسبت به نمونه حاوی سه مفتول افزایش نمی‌یابد. بدین منظور، در بخش بعد، یک رابطه نیمه تجربی برای تخمین استحکام نهایی لاتکس با حضور آلیاژهای حافظه‌دار معرفی شده است.

در جدول 2 مدول یانگ نمونه‌های لاتکس خالص با یا بدون سیم ذکر شده است. همان‌طور که در این جدول مشاهده می‌گردد در حضور آلیاژ حافظه‌دار، مقدار مدول یانگ بطور چشمگیری افزایش می‌یابد.

در جدول 3 مقادیر استحکام نهایی مربوط به نمونه‌های ساخته‌شده از کامپوزیت‌های لایه‌ای پنبه/لاتکس با و بدون سیم نیتینول خلاصه شده است. با استفاده از مقایسه نتایج جدول‌های 1 و 3 می‌توان گفت که در حضور مفتول سیم، استحکام نهایی کامپوزیت‌های لایه‌ای به مراتب کمتر از استحکام نهایی لاتکس خالص بهبود می‌یابد.

در جدول 4 سفتی کششی کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف بافته‌شده پنبه با و بدون آلیاژ حافظه‌دار خلاصه شده است. همان‌طور که در این جدول مشاهده می‌گردد با تقویت کامپوزیت‌های پنبه/لاتکس توسط یک مفتول نیتینول به قطر 0.3 میلی‌متر، مقدار سفتی کاهش می‌یابد در حالیکه با افزودن تعداد بیشتری از مفتول‌ها این کاهش تا حدودی جبران می‌شود.

جدول 1 استحکام نهایی نمونه‌های لاتکس خالص با یا بدون سیم تحت بارگذاری کششی

Table 1 The ultimate strength of the pure latex specimens with or without wire subjected to the tensile loading

نمونه	استحکام نهایی (مگاپاسکال)	درصد افزایش نسبت به نمونه بدون سیم (٪)
لاتکس خالص	0.93 ± 0.16	0.0
لاتکس با یک سیم	1.61 ± 0.29	73.1
لاتکس با دو سیم	5.72 ± 0.57	515.0
لاتکس با سه سیم	8.35 ± 0.60	797.8

جدول 2 مدول یانگ نمونه‌های لاتکس خالص با یا بدون سیم تحت بارگذاری کششی

Table 2 The Young Modulus of the pure latex specimens with or without NiTi wire subjected to the tensile loading

نمونه	مدول یانگ (مگاپاسکال)	درصد افزایش نسبت به نمونه بدون سیم (٪)
لاتکس خالص	0.35 ± 0.09	0.0
لاتکس با یک سیم	0.93 ± 0.18	165.7
لاتکس با دو سیم	19.4 ± 0.94	5442.9
لاتکس با سه سیم	149.35 ± 4.32	42571.4

جدول 3 استحکام نهایی کامپوزیت‌های لایه‌ای با و بدون سیم تحت بارگذاری کششی

Table 3 The ultimate strength of the laminated composites with or without wire subjected to the tensile loading

نمونه	استحکام نهایی (مگاپاسکال)	درصد افزایش نسبت به نمونه بدون مفتول (٪)
کامپوزیت پنبه/لاتکس	13.51 ± 1.05	0.0
کامپوزیت با یک سیم	13.75 ± 0.94	1.8
کامپوزیت با دو سیم	15.98 ± 1.12	18.3
کامپوزیت با سه سیم	18.52 ± 1.20	37.1

جدول 5 پیش‌بینی مقدار استحکام نهایی و کرنش متناظر با آن برای نمونه لاتکس با افزودن سیم‌های نیتینول

Table 5 Prediction of the ultimate strength and the corresponded strain of the Latex sample in the presence of NiTi wires

تعداد سیم‌های نیتینول در نمونه	مقدار کرنش در استحکام نهایی	استحکام نهایی (مگاپاسکال)
0	11.7	0.93
1	2.04	1.58
2	0.456	5.77
3	0.349	8.26
4	0.330	8.73
5	0.325	8.87
6	0.323	8.92
7	0.322	8.94
8	0.321	8.95
9	0.321	8.95

روابط زیر به ترتیب مقادیر استحکام نهایی (S_u) و مقدار کرنش متناظر آن (ϵ_u) کامپوزیت‌های لایه‌ای لاتکس/پنبه را پیش‌بینی می‌کنند:

$$S_u = 0.155n^2 + 1.765n + 11.83 \quad (3)$$

که

$$\epsilon_u = 0.0064n^2 - 0.016n + 0.2074 \quad (4)$$

در رابطه بالا، n تعداد سیم‌های نیتینول است. با جایگذاری تعداد سیم‌ها از صفر تا نه در روابط 3 و 4، مقادیر استحکام نهایی و کرنش متناظر با آن برای هر نمونه کامپوزیتی تخمین زده شده‌اند. نتایج در جدول 6 خلاصه شده‌اند. همان‌طور که در این جدول مشاهده می‌گردد با افزایش تعداد سیم‌ها مقادیر استحکام نهایی و کرنش متناظر با آن برای نمونه‌ها به آرامی افزایش می‌یابند.

جدول 6 پیش‌بینی مقدار استحکام نهایی و کرنش متناظر با آن برای نمونه‌های پنبه/لاتکس با افزودن سیم‌های نیتینول

Table 6 Prediction of the ultimate strength and the corresponding strain of the cotton/Latex samples in the presence of NiTi wires

تعداد سیم‌های نیتینول در نمونه	مقدار کرنش در استحکام نهایی	استحکام نهایی (مگاپاسکال)
0	0.166	13.51
1	0.1978	13.75
2	0.201	15.98
3	0.217	18.52
4	0.2458	21.37
5	0.2874	24.53
6	0.3418	28.00
7	0.409	31.78
8	0.489	35.87
9	0.582	40.27

4- مقایسه خواص کششی کامپوزیت‌های لایه‌ای با مواد مختلف

برای استفاده از نتایج این تحقیق، استحکام کششی کامپوزیت‌های لایه‌ای پنبه/لاتکس تقویت‌شده با آلیاژهای حافظه‌دار با استحکام کششی مواد مختلف مقایسه گردید. جدول 7 استحکام کششی مواد مختلف مقایسه شده است. همان‌طور که در این جدول مشاهده می‌گردد، استحکام کششی کامپوزیت‌های لایه‌ای پنبه/لاتکس با 9 سیم آلیاژ حافظه‌دار بطور قابل توجهی از سایر مواد بزرگ‌تر است.

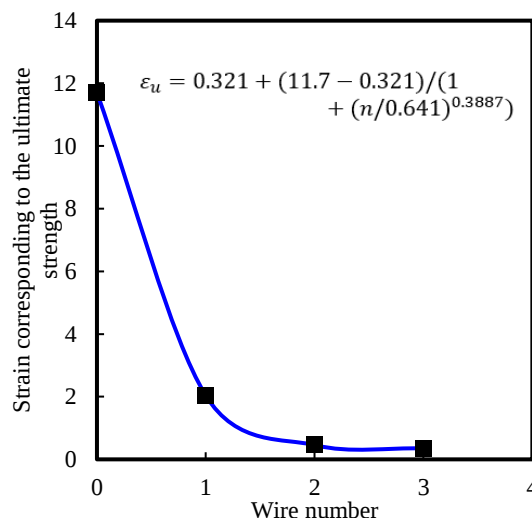


Fig. 12 The curve fitting related to the strain values corresponding to the ultimate strength of pure latex samples

شکل 12 برازش منحنی مربوط به مقادیر کرنش متناظر استحکام نهایی نمونه‌های لاتکس خالص

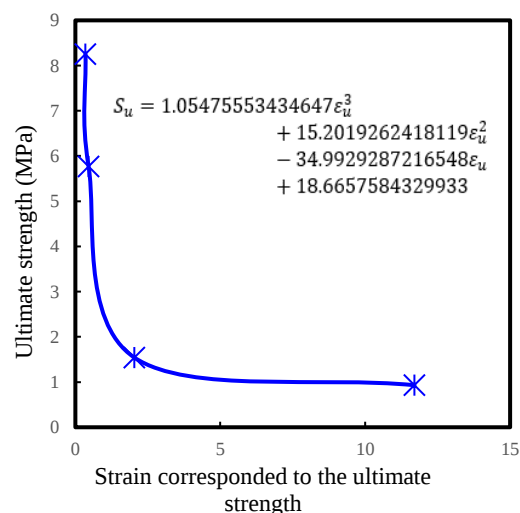


Fig. 13 The curve fitting related to the ultimate strength of pure latex samples

شکل 13 برازش منحنی مربوط به مقادیر استحکام نهایی نمونه‌های لاتکس خالص

با جایگذاری تعداد مفتول‌ها (n) در رابطه 2، مقدار کرنش متناظر با استحکام نهایی برای ماده لاتکس به دست می‌آید. همچنین، با جایگذاری مقدار کرنش هر نمونه در رابطه 1، مقدار استحکام نهایی محاسبه می‌گردد. نتایج در جدول 5 خلاصه شده است. همان‌طور که در جدول 5 مشاهده می‌گردد که برای تعداد کم سیم‌ها با افزایش آن‌ها، مقدار استحکام نهایی افزایش، اما کرنش متناظر با آن کاهش می‌یابد. نتیجه قابل توجه آن است که با افزایش تعداد آلیاژهای حافظه‌دار به بیش از 4 سیم افزایش چشمگیری در مقدار استحکام نهایی پیش‌بینی نمی‌گردد. از نقطه نظر تئوری، با افزایش تعداد سیم‌ها، استحکام نمونه وابستگی کمتری به ماده لاتکس دارد و در ادامه با افزایش تعداد سیم‌ها به 8، مقدار استحکام نهایی ثابت باقی می‌ماند.

Composites: An Overview,” Natural Resources, Vol. 7, No. 3, pp. 108-114, 2016.

- [2] Moradi, E., Zeinedini, A., Heidari-shahmaleki, E., “Mechanical properties of laminated composites reinforced by natural fibers of cotton, wool and kenaf under tensile, flexural and shear loadings,” In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 6, No. 1, pp. 99-108, 2019.
- [3] John, M. J., Varughese, K. T., Thomas, S., “Green Composites from Natural Fibers and Natural Rubber: Effect of Fiber Ratio on Mechanical and Swelling Characteristics,” Journal of Natural Fibers, Vol 5, pp. 47-60, 2008.
- [4] Baley, C., Lan, M., Bourmaud, A., Le Duigou, A., “Compressive and tensile behaviour of unidirectional composites reinforced by natural fibres: influence of fibres (flax and jute), matrix and fibre volume fraction,” Materials Today Communications Vol 16, pp. 300-306, 2018.
- [5] Portella, H. E., Romanzini, D., Angrizani, C. C., Amico, S. C., Zattera, A. J., “Influence of Stacking Sequence on the Mechanical and Dynamic Mechanical Properties of Cotton/Glass Fiber Reinforced Polyester Composites,” Materials Research, 19(3), 2016.
- [6] Jamal, S. K., Hassan, S. A., Wong, K. J., Hanan, U.A., “Mechanical properties of hybrid woven kenaf /recycled glass fiber reinforced polyester composites. Journal of Built Environment,” Technology and Engineering, Vol. 1, pp. 335-344, 2016.
- [7] Ramesh, M., “Kenaf (Hibiscus cannabinus L.) fibre based bio-materials; A review on processing and properties,” Progress in Materials Science, Vol. 78-79, pp. 1-92, 2016.
- [8] Heidari-shahmaleki, E., Zeinedini, A., “Application of cotton/epoxy laminated composites to fabricate the uni- and bi-directional cosine corrugated cores sandwich panels,” In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 2, No. 7, pp. 863-872, 2020.
- [9] El-Yamany, H. E., El-Salamawy, M. A., El-Assa T. N., “Microstructure and mechanical properties of alkali-activated slag mortar modified with latex.” Construction and Building Materials, Vol. 191, pp. 32-38, 2018.
- [10] Yong, K., Mustafa, A., “Natural Rubber-Rubberwood Fiber Laminated Composites with Enhanced Stab Resistance Properties,” J. Rubb. Res., Vol. 17, No. 1, pp. 1–12, 2014.
- [11] South, J. T., “Mechanical Properties and Durability of Natural Rubber Compounds and Composites,” PhD thesis, Virginia Polytechnic Institute and State University, 2001.
- [12] Ray, D., Bose, N. R., Mohanty, A., Misra, M., “Modification of the dynamic damping behaviour of jute/vinylester composites with latex interlayer,” Composites part b engineering, Vol. 38, No. 3, pp. 380-385, 2007.
- [13] Lecce, L., Concilio, A., “Shape Memory Alloy Engineering for Aerospace, Structural and Biomedical Applications,” 1st Edition, Butterworth-Heinemann, Oxford, 2015.
- [14] Khalili, S. M., Saeedi, A., “Micromechanics modeling and experimental characterization of shape memory alloy short wires reinforced composites,” In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 2, No. 1, pp. 1-6, 2015.
- [15] Taheri-Behrooz, F., Kiani, A., “Simulation of thermo-mechanical behavior of glass-epoxy composites containing shape memory alloy under static loading,” In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 3, No. 2, pp. 111-122, 2016.
- [16] Osfouri, M., Rahmani, O., Zamani, M., “An Experimental investigation on nitinol shape memory alloy reinforced GLAREs against Charpy low velocity impact,” In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 5, No. 3, pp. 403-414, 2018.
- [17] Standard Test Method for Tensile Properties of Plastics, ASTM, D638-03, 2012.
- [18] Standard test method for tensile properties of polymer matrix composite materials, ASTM, D3039/D M 3039, 2008.
- [19] Khazaie, M., Kazemi Nasrabadi, M., “Tensile strength of reinforced carbon-epoxy Composites with Shape Memory Alloy

جدول 7 مقایسه استحکام کششی کامپوزیت پنبه/لاتکس تقویت شده با آلیاژ حافظه‌دار با سایر مواد انعطاف‌پذیر پرکاربرد

Table 7 Comparison of the tensile strength of the cotton/latex reinforced by shape memory alloy with the other commonly used flexible materials

ماده	استحکام کششی (مگاپاسکال)
کامپوزیت پنبه/لاتکس (تحقیق حاضر)	13.51
کامپوزیت‌های لایه‌ای پنبه/لاتکس با 9 سیم آلیاژ حافظه‌دار (تحقیق حاضر)	40.27
چرم گاوی [20]	39.5
چرم قارچ (ماسکین) [20]	0.20
چرم کاکتوس [20]	20.8
چرم پوست سیب [20]	14.00
پلی‌اورتان [20]	10.20
پلی‌اورتان تقویت‌شده با نانوگرافن [21]	25.00
پلی‌اورتان تقویت‌شده با نانوسیلیکا [21]	15.00

5- جمع‌بندی و نتیجه‌گیری

هدف از این تحقیق، تعیین خواص کششی کامپوزیت‌های انعطاف‌پذیری است که در آن زمینه و تقویت‌کننده، هر دو مواد طبیعی هستند. از الیاف پنبه و لاتکس برای ساخت این کامپوزیت‌ها استفاده شد. همچنین، لاتکس خالص نیز تحت بارگذاری کششی آزمایش شد تا اثر استفاده از الیاف پنبه معین گردد. برای افزایش استحکام لاتکس و کامپوزیت‌های لاتکس/پنبه، از آلیاژ حافظه‌دار استفاده شد. اثر تعداد مفتول‌ها بر خواص کششی لاتکس و کامپوزیت‌های لایه‌ای بررسی گردید. در انتها نیز یک مدل نیمه تجربی برای پیش‌بینی اثر تعداد مفتول‌های حافظه‌دار بر استحکام نهایی و کرنش متناظر با آن برای مواد لاتکس و کامپوزیت لاتکس/پنبه ارائه گردید. تعدادی از نتایج به دست آمده در این تحقیق بصورت زیر خلاصه شده‌اند:

- بر اساس نتایج به دست آمده از مطالعه تجربی مشاهده گردید که با افزایش تعداد مفتول‌ها از 0 به 1، 2 و 3، مقدار استحکام نهایی لاتکس افزایش اما کرنش متناظر با آن کاهش می‌یابد.
- در حضور آلیاژ حافظه‌دار نیتینول، مقدار مدول ینگ لاتکس بطور چشمگیری افزایش می‌یابد. در حالیکه، تغییر چندانی در مقدار سفتی کششی کامپوزیت‌های پنبه/لاتکس مشاهده نشد.
- در حضور آلیاژهای حافظه‌دار، استحکام نهایی کامپوزیت‌های لایه‌ای تقویت‌شده با الیاف پنبه به مراتب کمتر از استحکام نهایی لاتکس خالص بهبود می‌یابد.
- بر اساس مدل نیمه تجربی، با افزایش تعداد آلیاژهای حافظه‌دار به بیش از 4 مفتول، افزایش چشمگیری در مقدار استحکام نهایی لاتکس پیش‌بینی نمی‌گردد.
- با توجه به نتایج به دست آمده از مدل نیمه تجربی، می‌توان با استفاده از تعبیه تعداد بیشتری آلیاژ حافظه‌دار در کامپوزیت‌های پنبه/لاتکس استحکام نهایی را افزایش داد و لذا کامپوزیت‌های پنبه/لاتکس تقویت‌شده با آلیاژ حافظه‌دار را می‌توان بعنوان جایگزینی مناسب برای موادی همچون چرم طبیعی معرفی نمود.

6- مراجع

- [1] Sanjay, M. R., Arpitha, G. R., Laxmana, Naik L., Gopalakrishna, K., Yogesha, B., “Applications of Natural Fibers and Its

wires,” In Persian, Mechanical Engineering Journal, Vol. 5, No. 1, pp. 81-89, 2020.

[20] Meyer, M., Dietrich, S., Schulz H., Mondschein A., “Comparison of the Technical Performance of Leather, Artificial Leather, and Trendy Alternatives,” Coatings, Vol. 11, No. 2, pp. 226-238, 2021.

[21] Liu L., Qian X., “Current Advances of Polyurethane/Graphene Composites and Its Prospects in Synthetic Leather: A Review,” European Polymer Journal, Vol. 161, 110837, 2021.



بررسی تجربی و ریاضی خواص مکانیکی و ریزساختار نانوکامپوزیت‌های PA6/NBR تقویت‌شده با نانوذرات کاربید سیلیسیم (SiC)

هادی سلیمانی¹، محمدرضا نخعی^{2*}، قاسم نادری³

1- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مکانیک، دانشگاه سمنان، سمنان

2- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه شهید بهشتی، تهران

3- استاد، مهندسی پلیمر، پژوهشگاه پلیمر و پتروشیمی ایران، تهران

* تهران، صندوق پستی 16846-53571، m_nakhaei@sbu.ac.ir

اطلاعات مقاله

دریافت: 1401/01/08

پذیرش: 1401/04/26

کلیدواژگان:

پلی‌آمید 6

لاستیک آکریلونیتریل بوتادین

کاربید سیلیسیم

فرایند اصطکاکی اغتشاشی

روش سطح پاسخ

چکیده

در این مقاله، افزودن نانوذرات کاربید سیلیسیم (SiC) به وسیله فرایند اصطکاکی اغتشاشی (FSP) به ترکیب پلی‌آمید 6 (PA6) / لاستیک آکریلونیتریل بوتادین (NBR) انجام گرفت. بهینه‌سازی پارامترهای فرایندی سرعت دورانی پین (ω) و سرعت خطی شولدر (V) و پارامتر موادی مقدار نانوذره کاربید سیلیسیم (S) نیز در جهت دستیابی به پاسخ‌های مکانیکی بهینه استحکام کششی و تغییر طول در هنگام شکست از روش سطح پاسخ (RSM) استفاده شد. اعتبار سنجی نتایج مکانیکی با استفاده از مقایسه ریزساختار نمونه‌های نانوکامپوزیتی با میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) انجام شد. با استفاده از مدل‌های ریاضی، نتایج نشان داد که استحکام کششی و تغییر طول در هنگام شکست با افزایش سرعت چرخش از 800 rpm به 1200 rpm در مقادیر ثابت کاربید سیلیسیم و سرعت خطی افزایش می‌یابد. بعلاوه، نتایج بهینه‌سازی اثبات کرد، با انتخاب مقادیر 1200 rpm، 20 mm/min، و 2.784 %wt. کاربید سیلیسیم به ترتیب به عنوان پارامترهای فرایندی و موادی، شرایط برای دستیابی به حداکثر مقدار استحکام کششی و تغییر طول در هنگام شکست به طور همزمان فراهم خواهد شد. با استفاده از تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی مشاهده شد، تغییرات در خواص مکانیکی به تغییر اندازه فاز الاستومری NBR در ریزساختار نمونه‌های مختلف وابسته است.

Experimental and mathematical investigation of mechanical and microstructural properties of PA6/NBR nanocomposite reinforced with silicon carbide (SiC) nanoparticles

Hadi Soleymani¹, Mohammad Reza Nakhaei^{2*}, Ghasem Naderi³

1- Faculty of Mechanical Engineering, Semnan University, Semnan, Iran

2- Faculty of Mechanics and Energy, Shahid Beheshti University, Tehran, Iran

3- Faculty of Processing, Iran Polymer and Petrochemical Institute, Tehran, Iran

* P.O.B. 16846-53571, Tehran, Iran, m_nakhaei@sbu.ac.ir.

Keywords

Polyamide 6
Acrylonitrile butadiene rubber
Silicon carbide
Friction stir process
Response surface methodology

Abstract

In this paper, the addition of silicon carbide (SiC) nanoparticles to polyamide 6 (PA6) / acrylonitrile-butadiene rubber (NBR) blends was performed by friction stir process. In order to achieve optimal mechanical responses of tensile strength and elongation at break, response surface methodology (RSM) was used to optimize the process parameters of rotational speed (ω), traverse speed (V) and material parameter as silicon carbide nanoparticles (S) content. The validation of the mechanical results was done with compare the microstructure of nanocomposite samples by scanning electron microscopy (SEM). Using mathematical models, the results showed that tensile strength and elongation at break are increased by increasing the rotational speed from 800 rpm to 1200 rpm when the values of silicon carbide content and traverse speed are constant. By selecting the rotational speed of 1200 rpm, traversed speed of 20 mm/min, and 2.784 wt.% of SiC process and material parameters, the maximum tensile strength, and elongation at break can be achieved. Observation of scanning electron microscopy images confirmed that the changes in mechanical properties are related to the changes in the elastomeric phase of NBR.

Please cite this article using:

Soleymani, H., Nakhaei, M. R., Naderi, Gh., "Experimental and mathematical investigation of mechanical and microstructural properties of PA6/NBR nanocomposite reinforced with silicon carbide (SiC) nanoparticles," In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 4, pp. 1789-1796, 2022. <https://doi.org/10.22068/JSTC.2022.549961.1774>

برای ارجاع به مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

1- مقدمه

در طی دهه های اخیر، استفاده از پلیمرهای مختلف به دلیل سهولت در فرایند ساخت، سبک تر بودن وزنشان نسبت به فلزات، مقاومت شیمیایی بالا و نیز قابلیت بازیافت مجدد در مؤسسات پژوهشی و صنایع مختلف مورد توجه قرار گرفته است [1]. محققان توانسته اند با استفاده از تقویت کننده های سیلیکاتی، سرامیکی و همچنین نانو ساختارهای کربنی رفتار مکانیکی و ریزساختار این مواد را بهبود دهند [2, 3]. به طوری که، این مواد با افزودن درصد وزنی اندکی از نانوذرات مختلف همچون خاک رس (در حدود 5٪)، افزایش قابل توجهی در خواص مکانیکی و ریزساختار خود داشته اند [4]. پلی آمید 6 (PA6) یکی از پلیمرهای پر کاربرد در صنایع گوناگون همچون خودروسازی و پزشکی است [5, 6]. پژوهش های زیادی در راستای بهبود خواص مکانیکی و ریزساختار نانو کامپوزیت های بر پایه فاز بستر پلی آمید 6 با استفاده از نانوذرات مختلف صورت پذیرفته است. استفاده از نانوذرات باعث بهبود در خواص حرارتی و مکانیکی مواد پلیمری شده است که از جمله آن می توان به کاهش میزان اشتعال پذیری و افزایش مقاومت حرارتی در دماهای بالا و نیز افزایش میزان استحکام کششی و مدول الاستیسیته در حین انجام کار اشاره کرد. پژوهشگران در تحقیقات خود از مواد لاستیکی برای برطرف کردن نواقص موجود در مواد پلیمری مانند انعطاف پذیری کم استفاده کرده اند تا انعطاف پذیری آن ها در برابر کشش افزایش یابد. همچنین، با افزودن تقویت کننده های مناسب به فاز ماتریسی ماده پلیمری، خواص آن ها را بهبود بخشیدند [7, 8, 9]. در مطالعاتی که توسط فرش باف و همکارانش [10]، انجام شد، اثربخشی پارامترهای سرعت خطی و دورانی بر استحکام سختی نانولوله های کربنی بر پایه پلی آمید 6 مورد بررسی قرار گرفت. آن ها دریافتند که در سرعت دورانی 2000 rpm میزان پخش شدگی نانولوله های کربنی به حداکثر مقدار خود رسیده است. بعلاوه، به ازای مقادیر سرعت دورانی 2000 rpm و سرعت خطی 125 mm/min بیشترین سختی به دست آمد. در پژوهشی دیگر نادری و همکارانش [11]، خواص مکانیکی و مورفولوژی نانوذره های خاک رس بر پایه نانو کامپوزیت های دوفازی PA6/ECO را مورد بررسی قرار دادند. آن ها مشاهده کردند که مقدار مدول و استحکام کششی در صورت اضافه شدن 5 wt% از نانوذرات خاک رس به فاز بستر PA6/ECO افزایش پیدا کرده است. از دیگر پژوهش های انجام گرفته بر پایه پلی آمید 6 می توان به تحقیقات پرن و همکارانش [12]، اشاره کرد. آن ها آزمایش های خود را با افزودن نانولوله های هالوسیت (HNTs) به ماده پایه PA6/NBR که توسط سیستم پخت ولکانیزه شده دینامیکی تهیه شده بود، انجام دادند. همچنین، تأثیر افزودن نانوذرات HNT بر ریزساختار و خواص مکانیکی نانو کامپوزیت حاصل شده را بررسی کردند. نتایج استخراج شده بیانگر این موضوع بود که با افزایش مقدار وزنی نانوذرات HNT در ماده ساخته شده، تنش تسلیم، مدول ذخیره و مدول یانگ افزایش یافته است. فوگاندس و همکارانش [13]، تحقیقات خود را بر روی میزان غلظت فاز الاستومری و تأثیر آن بر خواص مکانیکی نانو کامپوزیت PA6/NBR انجام دادند که نتیجه آن وابستگی خواص مکانیکی به دو پارامتر خواص مورفولوژی و سیستم پخت بود. نخعی و همکارانش [14]، اثر افزودن نانوذرات گرافن را بر خواص حرارتی و مکانیکی نانو کامپوزیت های PA6/NBR مورد بررسی قرار دادند. آن ها نشان دادند، با افزودن نانوذرات گرافن به ترکیب نانو کامپوزیتی، دمای تبلور، استحکام کششی و مدول ذخیره افزایش می یابد. به تازگی، در مقاله ای دیگر از نخعی و همکارانش [15]، تحقیقاتی بر روی امکان سنجی ساخت نانو کامپوزیت های PA6/NBR/Graphene به کمک اختلاط در دستگاه مخلوط کن داخلی انجام

گرفت. آن ها در بررسی های خود بیان داشتند که ازدیاد مقدار گرافن در نمونه ساخته شده از 0 تا 2 درصد وزنی، سبب افزایش در مقدار سختی و مدول شده است. در صورتی که افزایش مقدار لاستیک در نمونه ساخته شده با گرافن های با درصد وزنی پایین، مدول را به شکل چشمگیری کاهش می دهد. اما برای نمونه های ساخته شده با گرافن های با درصد وزنی بالا، مقدار کاهشی مدول کمتر می شود. خواص مهمی که محققان برای ساخت و تولید نانو کامپوزیت های بر بستر سطح پلیمر در نظر دارند عبارتند از: افزایش میزان استحکام کششی و مقاومت در برابر ضربه نمونه نانو کامپوزیتی تولید شده نسبت به ماده خالص موجود قبل از اختلاط با سایر مواد. به همین جهت برای دستیابی به چنین خواص ایده آلی، با استفاده از روش سطح پاسخ، پارامترهای فرایندی و موادی بهینه سازی می شود. علاوه بر این، در هنگام شروع پژوهش از روش طراحی آزمایش بهره می گیرند تا تعداد آزمایش های مورد نیاز به دست آید و پس از دستیابی به نتایج مطلوب از طریق آزمایش های انجام شده، می توان برای پیش بینی و تخمین مقدار استحکام کششی و مقاومت در برابر ضربه مدل های مناسبی را ارائه کرد تا اثر متغیرهای ورودی بر روی متغیرهای خروجی مورد مطالعه و بررسی قرار گیرد.

2- کار تجربی

2-1- ساخت نمونه های اولیه

نمونه نهایی نانو کامپوزیتی PA6/NBR/SiC به دست آمده در این پژوهش از اختلاط ماده پلیمری از نوع پلی آمید 6 با گرید کوبا کن 136، تولید شرکت کولون پلاستیک واقع در کشور کره جنوبی، لاستیک آکریلونیتریل بوتادین با گرید L 35، ساخته شده توسط شرکت کومپو کشور کره جنوبی و نانوذره کاربید سیلیسیم تولید شده در شرکت آمریکایی، ساخته شده است. از این رو، ابتدا به جهت آمیخته سازی پلیمر پایه (PA6) با الاستومر (NBR) از دستگاه پخت و اختلاط، مخلوط کن داخلی استفاده شد. به گونه ای که این اختلاط در محفظه ای با شرایط دمایی 230 °C تحت سرعت دوران روتور 80 rpm به مدت 8 min انجام پذیرفت. سپس، برای ساخت نمونه های ورقه ای شکل با ابعاد 200×200×10 mm، مواد مذاب در دستگاه پرس حرارتی گذاشته شد تا به مدت 30 s با فشار حداکثری 130 bar و دمای 230 °C فشرده و قالب گیری شوند. در ادامه فرایند اختلاط، پس از سرد شدن نمونه های نهایی به دست آمده در مرحله قبل، ورقه های مستطیلی برای شرکت در فرایند اصطکاکی اغتشاشی به اندازه 200×65×10 mm بریده شدند تا به کمک ابزار اغتشاشی، فرایند ادغام نانوذرات کاربید سیلیسیم با ورق های PA6/NBR با نسبت های وزنی مختلف صورت پذیرد. در جدول 1 مشخصات و خصوصیات فیزیکی مورد نیاز هر یک از مواد اولیه به طور مختصر آورده شده است.

2-2- فرایند اصطکاکی اغتشاشی

برای ساخت نانو کامپوزیت مورد نظر از روش فرایند اصطکاکی اغتشاشی بهره گرفته شده است که یکی از روش های اختلاط نانوذرات با فاز ماتریس پایه و از روش های تازه ای است که اخیراً محققان به آن توجه ویژه ای داشته اند. روش اصطکاکی اغتشاشی با ایجاد اغتشاش در محل جوش، باعث توزیع نانوذرات در سطح بستر پلیمر پایه می شود. در این روش برای ساخت ترکیب نانو کامپوزیتی، شیارهایی با ابعاد مشخص با استفاده از سوراخ های متناوب به وسیله مته یا به واسطه تیغ فرز اراهی به ضخامت 2 mm بر روی سطح میانی ماده پایه ایجاد شد. مقدار ابعاد و عمق شیار زده شده طبق استاندارد خاصی بر حسب درصد

² Halloysite nanotubes¹ Polyamide 6

2-3- تهیه نمونه آزمون کشش

برای صحت سنجی آزمایش‌های انجام شده و همچنین بررسی اثر افزودن نانوذرات کاربید سیلیسیم به فاز بستر نانو کامپوزیت PA6/NBR بر روی خواص مکانیکی از آزمون کشش با استاندارد ASTM D638 استفاده شد. به طوری که برای این آزمون، ابتدا نمونه ورقه‌ای ساخته شده از دستگاه مخلوط‌کن داخلی به صورت دمبلی شکل، با استفاده از دستگاه لیزر بریده شد. سپس، توسط دستگاه آزمون کشش زوکر، تولید شده در شرکت زویک کشور آلمان مورد بررسی قرار گرفت. این آزمون در دمای 25 °C و سرعت از هم باز شدگی فک 1 mm/min انجام گرفت (نتیجه گزارش شده در این آزمون، میانگینی از سه مرتبه تکرار هر آزمایش است تا نتیجه دقیق‌تری با کمترین میزان خطا بدست بیاید).

2-4- آزمون SEM

آزمون میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) در شرایط دمایی 25 °C و با استفاده از دستگاهی با مدل Vage ساخت شرکت Tescan محصول کشور جمهوری چک انجام شد. سپس، برای مطالعه سطح شکست نانو کامپوزیت PA6/NBR/SiC، نمونه‌ها در نیتروژن مایع غوطه‌ور شدند تا به واسطه نفوذ نیتروژن، ساختار بلوری ترکیب شکسته شود. همچنین برای حل فاز الاستومری NBR، نمونه شکسته شده در تولوئن مایع به مدت یک شبانه روز گذاشته شد. از این رو، برای عکس‌برداری بهتر و حاصل شدن تصاویر الکترونی روبشی با کیفیت بالاتر، سطح شکسته شده نمونه‌های تهیه شده با روشی از ورقه‌های طلا پوشانده شد. (استفاده از ورقه‌های نازک طلا افزایش رسانایی الکتریکی و زمینه جذب بیشتر الکترون‌های آزاد بر روی سطح نمونه‌ها را به همراه دارد).

2-5- طراحی آزمایش

این مقاله به روش سطح پاسخ توسط سه پارامتر و هر پارامتر با سه سطح متفاوت، با استفاده از نرم‌افزار دیزاین اکسپرت 12 براساس ماتریس طراحی باکس بنکن انجام شد. برای اعتبار بخشی به داده‌های آزمایشگاهی، هر آزمایش سه مرتبه تکرار شد. پیش از شروع آزمایش، حدود پارامترهای فرایندی تعیین گردید و با انجام آزمایش‌های اولیه مشاهده شد که نمونه‌های نانو کامپوزیتی تولید شده نقص و ایرادی بر روی سطح بستر خود ندارند. آزمایش‌های ذکر شده بر اساس دو پارامتر فرایندی سرعت دورانی پین (ω) و سرعت خطی شولدر (V) و یک متغیر موادی که مقدار درصد وزنی نانوذره کاربید سیلیسیم در ترکیب است، انجام گرفت. جدول 2 مشخصات و حدود عملکرد متغیرهای بکار رفته در پژوهش را نشان می‌دهد. در نهایت پس از انجام آزمایش‌ها، با استفاده از نرم‌افزار، تحلیل ریاضی ذکر شده آنالیز داده‌ها انجام شد. همچنین، با کمک نتایج آزمایش‌ها و جداول آنالیز واریانس، میزان دقت مدل‌سازی انجام شده تعیین گردید. علاوه بر این، به جهت برآورد و تخمین خواص مکانیکی (استحکام کششی و تغییر طول در هنگام شکست) نمونه‌های PA6/NBR/SiC، از معادله رگرسیون استفاده شد.

جدول 2 محدوده پارامترهای ورودی بر اساس مدل سه سطحی باکس بنکن

Table 2 The range of process parameters based on Box-Behnken design

پارامتر	علامت اختصاری	واحد	سطح		
			1-	0	1+
سرعت دورانی	ω	rpm	800	1000	1200
سرعت خطی	V	mm/min	20	35	50
مقدار SiC	S	%wt.	2	4	6

حجمی یا وزنی نانوذرات تقویت‌کننده تعیین می‌شوند. در روابط 1 و 2 نحوه محاسبه این مقادیر ذکر شده است:

$$A_s = \frac{A_p \times \text{wt. \%}}{100} \quad (1)$$

$$h_n = \frac{h_s}{t_s} \quad (2)$$

در رابطه 1 مؤلفه A_s عرض سطح مقطع شیار زده شده است که با محاسبه مقدار حاصل ضرب عرض سطح مقطع ناحیه اعمال اغتشاش (A_p) در درصد وزنی نانوذره افزوده شده (%wt.) تقسیم بر 100 به دست آمد. مقدار A_p نیز از طریق حاصل ضرب قطر پین دورانی در مقدار ارتفاع نفوذ پین در بستر ماتریس حین انجام کار حاصل شد. بعلاوه، در رابطه 2 مؤلفه h_s عمق شیار زده شده و t_s ضخامت ایجاد شده به واسطه تیغ فرز است.

عمل اختلاط در این فرایند، به وسیله ابزار مخصوصی که از قطعه‌های مختلفی نظیر شولدر و بلبرینگ آلومینیومی A7075، پین دورانی فولادی H13 به قطر 10 mm (به طوری که 90٪ آن در سطح بستر پلیمر پایه قرار داشته باشد)، هیتر الکتریکی مجهز به ترموکوپل برای تنظیم درجه حرارت شولدر و دسته راهنما تشکیل شده است، انجام گرفت. بدین گونه که، با قرار دادن درصد وزنی مشخصی از نانوذرات در شیار ایجاد شده و انجام تعداد حرکت رفت و برگشتی مشخص به وسیله ابزار اغتشاشی، نانوذرات از طریق اصطکاک به وجود آمده بر اثر سرعت چرخش پین و سرعت خطی شولدر در فاز ماتریسی پخش می‌شوند. در همین راستا، از رابطه 3 برای محاسبه مقدار ارتفاع نانوذره ریخته شده در شیار به جهت ساخت نمونه‌های نانو کامپوزیتی PA6/NBR/SiC استفاده شد:

$$h_n = \frac{h_s}{D_r} \quad (3)$$

h_n بیانگر میزان ارتفاع نانوذره ریخته شده در شیار و مؤلفه D_r نشان‌دهنده نسبت چگالی نانوذرات SiC به ماده پایه (PA6/NBR) است. برای بالا بردن کیفیت و بهبود خواص مواد تهیه شده با این روش که وابسته به انتخاب محقق است، می‌توان در مقدار و اندازه پارامترهایی از قبیل سرعت حرکت چرخشی محور گردنده، تعداد حرکات رفت و برگشتی شولدر، دما فرایند در هنگام اختلاط و جنس پین بکار رفته تغییراتی به وجود آورد.

جدول 1 مشخصات فیزیکی و شیمیایی مواد اولیه

Table 1 Physical and chemical characterization of raw materials

مواد	خصوصیات	مقدار
پلی‌آمید 6	چگالی شاخص جریان مذاب دمای ذوب	1.14 g/cm ³ 31.4 g/10min (230 °C, 2.16 Kg) 220 °C
لاستیک آکریلونیتریل بوتادین	چگالی مقدار وزنی ویسکوزیته	0.98 g/cm ³ 34 %wt. (41 °C) ML (1+4), 100
کاربید سیلیسیم	چگالی شاخص سختی	3.21 g/cm ³ 9 - 10 Mohs

3- بحث و نتیجه گیری

3-1- نتایج آزمون کشش

بعد از تکمیل فرایند طراحی آزمایش های انجام شده و رسم جدول طراحی به کمک نرم افزار دیزاین اکسپرت 12، خصوصیات مکانیکی نمونه نانو کامپوزیتی نظیر استحکام کششی¹ (TS) و تغییر طول در هنگام شکست² (EB) به وسیله آزمون کشش سنجیده شد تا میزان تأثیر هر یک از پارامترهای فرایندی بر خواص مکانیکی نمونه مورد آزمایش بررسی شود. بدین گونه که برای صحت سنجی و اعتبار بخشیدن به نتایج آزمون های صورت گرفته در شرایط یکسان محیطی و دمایی، هر یک از آزمون ها به طور میانگین سه مرتبه تکرار شدند. در جدول 3 نتایج به دست آمده از آزمون کشش برای نمونه های نانو کامپوزیتی ساخته شده از PA6/NBR/SiC آمده است.

جدول 3 ماتریس طراحی و مقادیر پاسخها

Table 3 Design matrix and values of responses

کد نمونه ها	S (%/wt.)	V ($\frac{mm}{min}$)	ω (rpm)	EB (%)	TS (MPa)
P ₁	2	50	1000	34.2±0.8	28.8±0.6
P ₂	4	50	800	21.1±0.4	28.2±0.3
P ₃	4	35	1000	34.2±0.2	28.9±1.0
P ₄	2	35	1200	36.2±0.3	32.3±0.9
P ₅	6	35	800	17.2±0.6	27.1±0.6
P ₆	4	35	1000	34.7±0.3	29±0.9
P ₇	2	35	800	29.9±0.7	28.1±0.4
P ₈	4	20	800	26.1±0.4	31±0.8
P ₉	6	50	1000	25.1±0.2	27±0.4
P ₁₀	4	20	1200	33.2±0.3	35.8±0.2
P ₁₁	2	20	1000	38.1±0.9	31.1±1.1
P ₁₂	6	20	1000	25.4±0.8	31.5±0.7
P ₁₃	4	50	1200	34.1±0.5	32.1±0.2
P ₁₄	6	35	1200	28.9±1.2	32±0.6
P ₁₅	4	35	1000	33.3±0.4	28.8±1.1

جدول 4 آنالیز واریانس استحکام کششی

Table 4 Analysis of variance of tensile strength

پارامترها	مجموع مربعات	درجه آزادی	مربعات اصلی	آزمون F	ضریب P
نمونه	80.90	9	8.99	856.14	0.0001<
سرعت دورانی (ω)	39.60	1	39.60	3771.90	0.0001<
سرعت خطی (V)	22.11	1	22.11	2105.83	0.0001<
مقدار SiC (S)	0.91	1	0.91	86.79	0.0002
$V \times \omega$	0.20	1	0.20	19.29	0.0071
$S \times \omega$	0.12	1	0.12	11.67	0.0189
$V \times S$	1.21	1	1.21	115.24	0.0001
ω^2	9.16	1	9.16	872.31	0.0001<
V^2	6.24	1	6.24	594.29	0.0001<
S^2	1.33	1	1.33	126.59	0.0001<
باقیمانده	0.05	5	0.01	-----	-----
عدم تناسب	0.03	3	0.01	1.08	0.5129
ضریب همبستگی تعدیل یافته: 0.9982	ضریب همبستگی: 0.9994				
ضریب همبستگی برآورد شده: 0.9930	نسبت سیگنال به نویز: 105.6283				

³ Analysis of Variance¹ Tensile strength² Elongation at break

جدول 5 آنالیز واریانس تغییر طول در هنگام شکست

Table 5 Analysis of variance of elongation at break

پارامترها	مجموع مربعات	درجه آزادی	مربعات اصلی	آزمون F	ضریب P
نمونه	501.85	9	55.76	141.95	0.0001<
سرعت دورانی (ω)	181.45	1	181.45	461.90	0.0001<
سرعت خطی (V)	8.61	1	8.61	21.92	0.0054
مقدار SiC (S)	218.41	1	218.41	555.97	0.0001<
$V \times \omega$	8.70	1	8.70	22.15	0.0053
$S \times \omega$	7.29	1	7.29	18.56	0.0077
$V \times S$	3.24	1	3.24	8.25	0.0349
ω^2	60.44	1	60.44	153.85	0.0001<
V^2	7.19	1	7.19	18.31	0.0079
S^2	14.34	1	14.34	36.51	0.0018
باقیمانده	1.96	5	0.39	-----	-----
عدم تناسب	0.95	3	0.31	0.63	0.6596
ضریب همبستگی تعدیل یافته: 0.9891					
ضریب همبستگی برآورد شده: 0.9651					
ضریب همبستگی: 0.9961					
نسبت سیگنال به نویز: 41.3287					

شکل 3 ب، حداکثر مقدار تغییر طول در هنگام شکست نمونه زمانی حاصل می‌شود که سرعت چرخش و مقدار درصد وزنی نانوذره به ترتیب 1085 rpm و 2 %wt. تعیین شوند. علاوه، مشاهدات نشان دادند با افزایش درصد وزنی نانوذرات کاربید سیلیسیم در مقادیر ثابتی از سرعت دورانی، تغییر طول در هنگام شکست کاهش می‌یابد. این نتیجه بیانگر کلوخه شدن نانوذرات در درصد‌های وزنی بالا نانوذره است [15, 17].

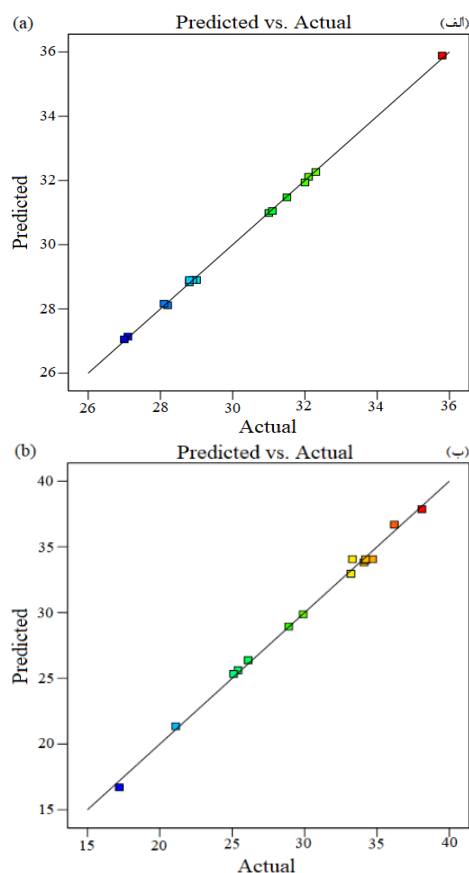


Fig. 1 Plot of actual values versus predicted values for a) tensile strength b) elongation at break

شکل 1 نمودار مقادیر واقعی به مقادیر برآورد شده برای الف) استحکام کششی ب) تغییر طول در هنگام شکست

در این روابط، دو پارامتر فرایندی سرعت دورانی پین و سرعت خطی شولدر به ترتیب با علائم اختصاری ω و V نام‌گذاری شده‌اند و تک متغیر موادی یعنی درصد وزنی نانوذره کاربید سیلیسیم با علامت S مشخص شده است.

3-3- اعتبارسنجی

اعتبارسنجی روابط ریاضی منتج شده از آنالیز واریانس به کمک تابع خطی $y = x$ و تقابل آن‌ها با نتایج تجربی در نزدیکی خط 45° حاصل از این تابع در شکل 1 (الف و ب) نشان داده شده است. با مشاهده نزدیکی محل تقابل نتایج تجربی و برآورد شده با تابع خطی $y = x$ در این دو نمودار، می‌توان اثبات کرد که نتایج منتج شده از روابط ریاضی به دست آمده از مقایسه پراکندگی داده‌ها در آنالیز واریانس تطابق خوبی با نتایج تجربی دارند.

3-4- تأثیر پارامترهای فرایندی و موادی بر خواص مکانیکی

در این بخش به بررسی تأثیر هر یک از اندرکنش‌های بین پارامترهای فرایندی و موادی که در جدول آنالیز واریانس نیز ذکر شده‌اند، بر خواص مکانیکی استحکام کششی و تغییر طول در هنگام شکست پرداخته شد. نتیجه این اثرگذاری به صورت نمودارهای سه‌بعدی برای هر اندرکنش به‌طور مجزا آورده شده است. شکل‌های 2 تا 4 سطح پاسخ سه‌بعدی برآورد شده را برای استحکام کششی و تغییر طول در هنگام شکست نشان می‌دهد. از این رو، همانطور که در شکل 2 (الف و ب) مشاهده می‌شود، اگر سرعت خطی شولدر ثابت در نظر گرفته شود، مقدار استحکام کششی و تغییر طول در هنگام شکست نانوکامپوزیت‌های PA6/NBR/SiC در سرعت‌های چرخشی بالا افزایش قابل توجهی پیدا می‌کنند تا در نهایت به مقدار بیشینه خود می‌رسند. برای مثال در سرعت خطی 20 mm/min با افزایش سرعت دورانی پین از 800 rpm تا 1200 rpm مشاهده شد، که مقدار استحکام کششی به 35.88 MPa و تغییر طول در هنگام شکست به 32.95٪ رسیده‌اند.

شکل 3 الف بیانگر این است که حداکثر استحکام کششی در 1200 rpm و 3.7 %wt. به دست می‌آید. به عبارت دیگر، با توجه به افزایش سرعت دورانی و ثابت بودن مقدار درصد وزنی نانوذره کاربید سیلیسیم، استحکام کششی افزایش می‌یابد. این نتایج تأیید می‌کنند که افزایش سرعت دورانی منجر به توزیع بهتر نانوذرات در حین فرایند اغتشاشی با فاز ماتریسی می‌شوند، بررسی‌ها نشان دادند با بالا بردن سرعت دورانی در هنگام اغتشاش می‌توان از کلوخه شدن نانوذرات در ترکیب نانوکامپوزیتی جلوگیری کرد و در نتیجه خواص مکانیکی استحکام کششی این ترکیبات را بهبود بخشید [16, 17]. همچنین در

از شکل 4 استنباط شد، مقدار بیشینه استحکام کششی نانو کامپوزیت های PA6/NBR/SiC، در شرایطی حاصل شده است که سرعت خطی 20 mm/min و درصد وزنی نانوذره استفاده شده در ترکیب 4.35 %wt. باشد. از طرف دیگر، می توان با بهره گیری از فاکتورهای مختلفی نظیر کاهش سرعت خطی و عدم بکارگیری از نانوذره با درصد وزنی بالا، خصوصیات مکانیکی نمونه را افزایش داد. در این شکل، نتایج به دست آمده از پاسخ ها به گونه ای است که می توان نشان داد در ترکیباتی که با سرعت های پایین خطی تهیه شده اند، استحکام کششی (شکل 4 الف) و تغییر طول در هنگام شکست (شکل 4 ب) در مقدار بیشینه خود قرار گرفته اند. در صورتی که، به تدریج و با افزایش مقدار درصد وزنی نانوذره مورد استفاده، این مقدار بیشینه روند کاهشی و نزولی به خود گرفته است [15, 16, 17].

3-5- بهینه سازی چند متغیره

استفاده از حداکثر خواص مکانیکی به صورت همزمان در یک سازه کامپوزیتی یا نانو کامپوزیتی از اهمیت قابل توجهی در طول عمر و افزایش کارایی آن در طی بارگذاری های مختلف برخوردار است. این امر مستلزم تعیین مقادیر مشخصی برای پارامترهای موادی و فرایندی است. در همین راستا، مقایسه نتایج جداول آنالیز واریانس در مطالعه پراکندگی داده های خروجی و ارتباط آن ها با متغیرهای ورودی می تواند مؤثر واقع شود. برای این منظور، نقطه بهینه به دست آمده از روابط ریاضی در جدول 6 ارائه شده است.

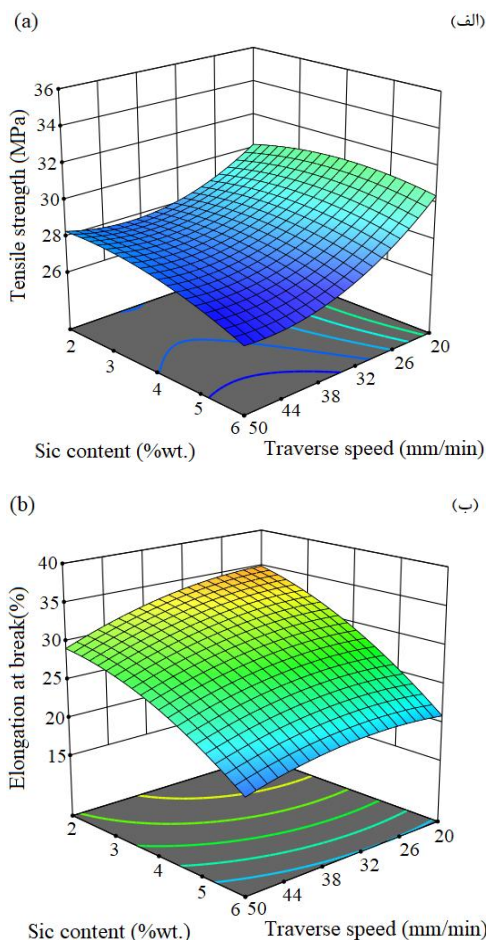


Fig. 4 3D Plot of the interaction effect of travers speed and SiC content on a) tensile strength and b) elongation at break

شکل 4 نمودارهای سه بعدی اثر متقابل سرعت خطی و مقدار نانوذره کاربید سیلیسیم بر الف) استحکام کششی ب) تغییر طول در هنگام شکست

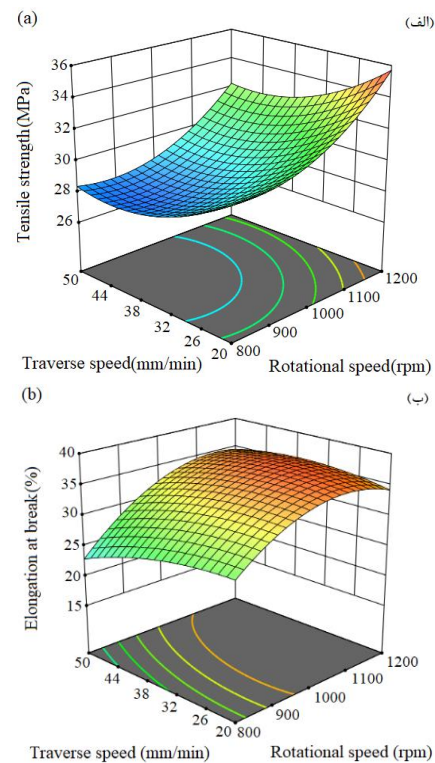


Fig. 2 3D Plot of the interaction effect of rotational speed and travers speed on a) tensile strength and b) elongation at break

شکل 2 نمودارهای سه بعدی اثر متقابل سرعت دورانی و سرعت خطی بر الف) استحکام کششی ب) تغییر طول در هنگام شکست

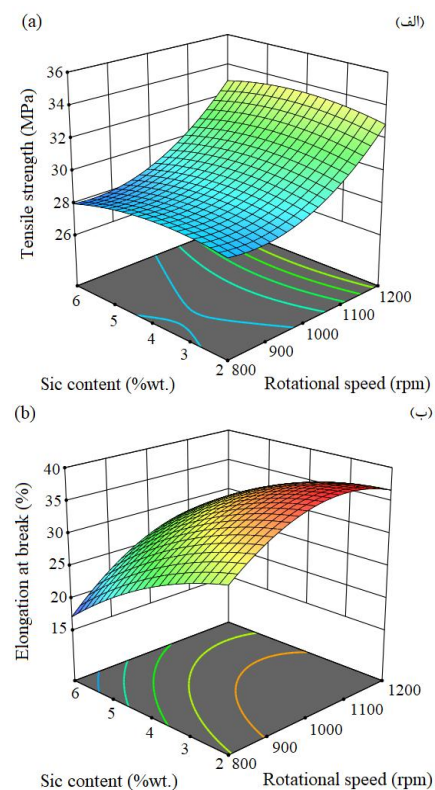


Fig. 3 3D Plot of the interaction effect of rotational speed and SiC content on a) tensile strength and b) elongation at break

شکل 3 نمودارهای سه بعدی اثر متقابل سرعت دورانی و مقدار کاربید سیلیسیم بر الف) استحکام کششی ب) تغییر طول در هنگام شکست

3-6- نتایج آزمون ریزساختار (SEM)

اعتبارسنجی نتایج تجربی به دست آمده به وسیله مطالعات بیشتر در مورد ریزساختار نانوکامپوزیت های PA6/NBR/SiC در تصاویر SEM گرفته شده از سطح شکست نمونه های ساخته شده (تصاویر 6 الف تا پ) بررسی شده است. در این تصاویر، اندازه و نحوه توزیع ذرات فاز الاستومری NBR در نمونه (الف) PA6/NBR بدون نانوذره و نمونه های (ب) P7 و (پ) P10 در زمانی که نانوکامپوزیت های PA6/NBR/SiC با پارامترهای ورودی مختلف تهیه شده بودند، مقایسه شده است. نتایج تأیید کرد که با افزودن نانوذرات کاربید سیلیسیم، اندازه فاز الاستومری که با نواحی مشکی در تصاویر نمایان است، کاهش می یابد و اندازه این فاز در نمونه P7 نسبت به نمونه PA6/NBR کوچکتر است. بعلاوه، همانطور که در میکروگراف شکل 6 ب مشاهده می شود، سرعت دورانی بالاتر و سرعت خطی شولدر به تعداد زیادی ذرات NBR با اندازه کوچکتر می شود. که این امر را می توان به اغتشاش بیشتر و از هم باز شدگی زنجیره های پلیمری در ناحیه فرایند در اثر سرعت دورانی بیشتر و همین طور توزیع بهتر نانوذرات در نمونه P10 نسبت داد [18, 19]. توزیع بهتر نانوذرات کاربید سیلیسیم در فاز بستر PA6 نقش بسزایی در کاهش نسبت دانسیته فاز ترموپلاستیکی و فاز الاستومری و به دنبال آن کاهش اندازه حفره های تشکیل شده در اطراف فاز الاستومری دارد که این موضوع براساس قانون وو¹ اثبات شده است [20, 21].

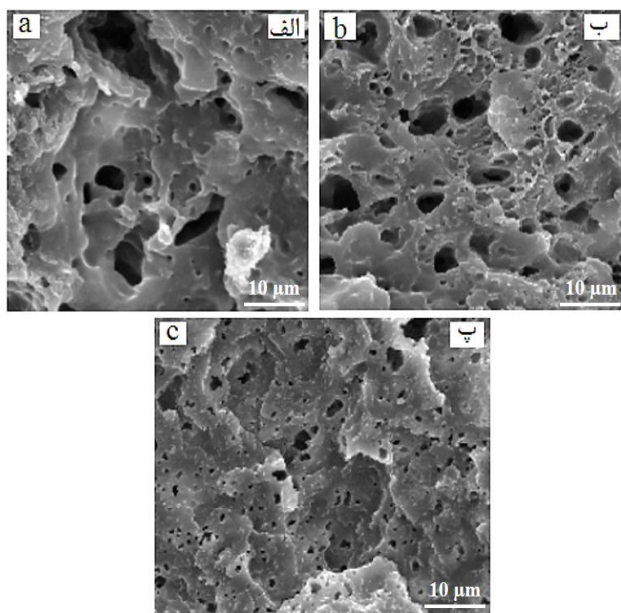


Fig. 6 SEM images of fracture surface of a) PA6/NBR b) P7 c) P10

شکل 6 تصاویر SEM گرفته شده از سطوح شکست (الف) PA6/NBR (ب) P7 (پ) P10

4- نتیجه گیری

در این پژوهش، نمونه های نانوکامپوزیت بر پایه پلی آمید 6 (PA6) / لاستیک آکریلونیتریل بوتادین (NBR) / نانوذرات کاربید سیلیسیم (SiC) از طریق فرایند اصطکاکی اغتشاشی تهیه شدند. روش بهینه سازی سطح پاسخ (RSM) و طراحی سه سطحی باکس بنکن به منظور مطالعه اثرات سه پارامتر ورودی سرعت دورانی پین (ω)، سرعت خطی شولدر (V) و مقدار درصد وزنی نانوذره کاربید سیلیسیم (S) بر پاسخ های مکانیکی استحکام کششی و تغییر طول در هنگام شکست مورد استفاده قرار گرفت. در انتها، با استفاده از تصاویر SEM

براساس نتایج این جدول مشخص شد، هنگامی که پارامترهای فرایندی سرعت دورانی پین و سرعت خطی شولدر به ترتیب 1200 rpm و 20 mm/min باشند، با انتخاب 2.784 درصد وزنی از نانوذره کاربید سیلیسیم به عنوان متغیر موادی، به طور همزمان بیشینه مقادیر استحکام کششی و تغییر طول در هنگام شکست به ترتیب 35.43 و 35.13 % به دست خواهد آمد. همچنین، در شکل 5 تأثیر پارامترهای ورودی برای تعیین بهینه ترین نقطه به جهت بیشینه کردن همزمان مقدار استحکام کششی و تغییر طول در هنگام شکست نمایش داده شده است.

جدول 6 مقادیر بهینه پارامترها برای بیشینه کردن همزمان خواص مکانیکی

Table 6 Material variables for simultaneous maximization of mechanical properties

سرعت دورانی پین (rpm)	سرعت خطی شولدر (mm/min)	درصد وزنی نانوذره (%/wt.)	TS (MPa) EB (%)
1200	20	2.784	35.43
			35.13

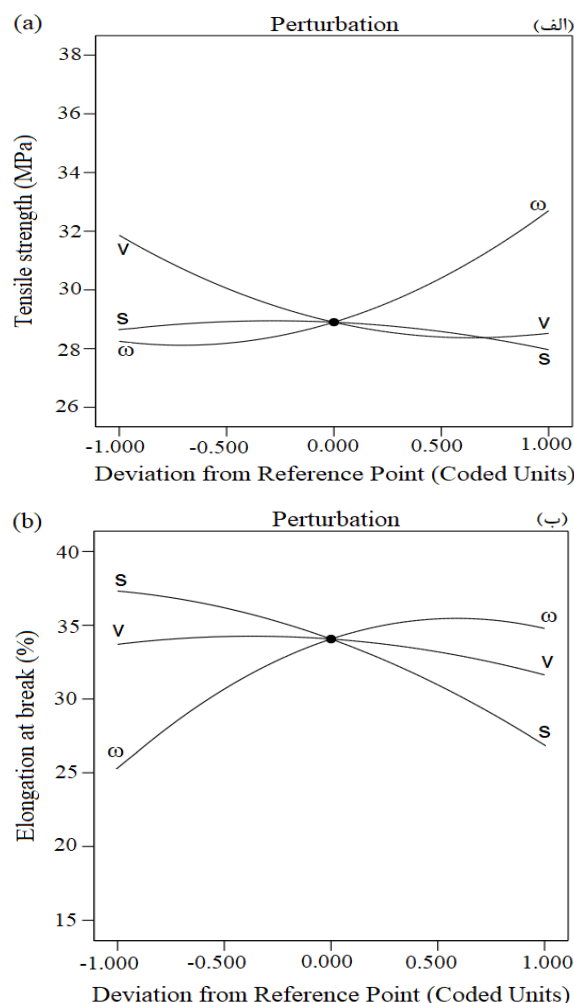


Fig. 5 Effect of material variables on a) tensile strength b) elongation at break

شکل 5 تأثیر پارامترهای فرایندی و موادی بر (الف) استحکام کششی (ب) تغییر طول در هنگام شکست

¹ Wu law

- nanocomposites at low strain rates", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 6, No. 3, pp. 427-434, 2019.
- [10] Zinati, R.F., "Experimental evaluation of ultrasonic-assisted friction stir process effect on in situ dispersion of multi-walled carbon nanotubes throughout polyamide 6" The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, Vol. 81, No. 9-12, pp. 2087-2098, 2015.
- [11] Naderi, G.h., Razavi-Nouri, M., Taghizadeh, E., Lafleur, P.G. and Dubois, C., "Preparation of thermoplastic elastomer nanocomposites based on polyamide-6/polyepichlorohydrin-co-ethylene oxide" Polymer Engineering & Science, Vol. 51, No. 2, pp. 278-284, 2011.
- [12] Paran, S.M.R., Naderi, G. and Ghoreishy, M.R., "Effect of halloysite nanotube on microstructure, rheological and mechanical properties of dynamically vulcanized PA6/NBR thermoplastic vulcanizates" Soft Materials, Vol. 14, No. 3, pp. 127-139, 2016.
- [13] Fagundes, E. and Jacobi, M.A., "PA/NBR TPVs: crosslink system and properties" Polímeros, Vol. 22, No. 2, pp. 206-212, 2012.
- [14] Nakhaei, M.R., Mohammadi, Sh. and Naderi, G., "Experimental study of microstructure, thermal and mechanical properties of PA6/NBR nanocomposites reinforced with graphene nanoparticle" In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 6, No. 3, pp. 419-426, 2019.
- [15] Nakhaei, M.R. and Ghorbankhan, A., "Experimental investigation on mechanical properties of PA6/NBR/graphene nanocomposite by response surface methodology" In Persian, Karafan Quarterly Scientific Journal, Vol. 18, No. 3, pp. 327-341, 2021.
- [16] Ghorbankhan, A. and Nakhaei, M.R., "Microstructure and mechanical properties of polyamid 6/acrylonitrile-butadiene rubber nanocomposites fabricated by friction stir process" In Persian, International Journal of Engineering, Vol. 34, No.10, pp. 2371-2378, 2021.
- [17] Ghorbankhan, A., Nakhaei, M.R. and Naderi, G., "Prediction and optimization of mechanical properties of PA6/NBR/graphene nanocomposites fabricated by friction stir processing" Journal of Elastomers & Plastics, Vol. 54, No.1, pp. 67-85, 2022.
- [18] Zinati, R.F. and Razfar, M.R., "Finite element simulation and experimental investigation of friction stir processing of polyamide 6" Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, Vol. 229, No.12, pp. 2205-2215, 2015.
- [19] Mostafapour, A., Naderi, G. and Nakhaei, M.R., "Effect of process parameters on fracture toughness of PP/EPDM/nanoclay nanocomposite fabricated by novel method of heat assisted friction stir processing" Polymer Composites, Vol. 39, No. 7, pp. 2336-2346, 2018.
- [20] Nakhaei, M. R., Mostafapour, A., Dubois, C., Naderi, G., & Reza Ghoreishy, M. H. "Study of morphology and mechanical properties of PP/EPDM/clay nanocomposites prepared using twin-screw extruder and friction stir process. Polymer composites" 40(8), pp. 3306-3314, 2019.
- [21] Ning, N., Li, S., Wu, H., Tian, H., Yao, P., Hu, Guo-Hua., Tian, M. and Zhang, L., "Preparation, microstructure, and microstructure-properties relationship of thermoplastic vulcanizates (TPVs): A review" Progress in Polymer Science, Vol. 79, pp. 61-97, 2018.
- تغییرات اندازه فاز الاستومری NBR به همراه نحوه توزیع نانوذرات کاربید سیلیسیم در فاز بستر پلیمر PA6 بررسی شد. نتایج منتج شده از خواص مکانیکی و ریزساختاری نمونه‌های نانو کامپوزیت PA6/NBR/SiC را می‌توان به شرح زیر خلاصه نمود:
- 1- با توجه به مقایسه نتایج تجربی با پاسخ‌های به دست آمده از روابط ریاضی می‌توان گفت به وسیله طراحی آزمایش با روش سطح پاسخ می‌توان یک الگوی ریاضی با قابلیت اطمینان بالا برای پیش‌بینی خواص مکانیکی به دست آورد.
 - 2- میکروگراف‌های SEM برای نمونه P10 نشان دادند که افزایش سرعت چرخشی پین منجر به کوچکتر شدن اندازه فاز NBR می‌شود که این امر نیز منجر به کاهش اندازه حفره‌های تشکیل شده در اطراف فاز الاستومری پس از تسلیم نمونه و به دنبال آن افزایش استحکام این نمونه شده است.
 - 3- بیشینه کردن همزمان پاسخ‌های مکانیکی مدل ریاضی به دست آمده از نرم‌افزار نشان داد که جهت دستیابی به بیشینه خواص، مقادیر سرعت دورانی 1200 rpm، سرعت خطی شولدر 20 mm/min و مقدار 2.784 درصد وزنی نانوذره کاربید سیلیسیم تنظیم شود که در این صورت حداکثر استحکام کششی و تغییر طول در هنگام شکست به ترتیب 35.43 MPa و 35.13٪ است.
 - 4- با افزایش مقدار سرعت دورانی پین از 800 rpm تا 1200 rpm و ثابت نگه داشتن سرعت خطی شولدر در مقدار 20 mm/min، استحکام کششی از 30.98 MPa تا 35.88 MPa افزایش یافت و همچنین، تغییر طول در هنگام شکست از 26.37٪ تا 32.95٪ افزایش پیدا کرد.
- ### 5- مراجع
- [1] Arefazar, A. and Shokoohi, Sh., "Polymer blends and alloys" Amirkabir University of Technology Publications, Tehran, Iran, pp. 1-3, 2010.
 - [2] Kazemi khasrag, E., Siadati, M.H. and Eslami-Farsani, R., "Effect of surface modification of graphene nanoplatelets on the high velocity impact behavior of basalt fibers reinforced polymer-based composites" In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 5, No. 1, pp. 109-116, 2018.
 - [3] Esmizadeh, E., Irani, A., Naderi, G., Ghoreishy, M.H.R. and Dobious, C., "Effect of carbon nanotube on PA6/ECO composites: morphology development, rheological, and thermal properties" Journal of Applied Polymer Science, Vol. 135, No. 12, pp. 45977, 2018.
 - [4] Attari, M., Arefazar, A. and Bakhshandeh, G., "Mechanical and thermal properties of toughened PA6/HDPE/SEBs-G-Ma/Clay nanocomposite" Polymer Engineering & Science, Vol. 55, No. 1, pp. 29-33, 2015.
 - [5] Mohsenzadeh, R. and Shelesh-Nezhad, K., "Experimental studies on the durability of PA6/PP/CaCO3 nanocomposite gears" In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 3, No. 2, pp. 147-156, 2016.
 - [6] Nguyen, H.D., Hong, V., Do. V. and Chun, D., "Effect of multiwalled carbon nanotubes on the mechanical properties of carbon fibre-reinforced polyamide-6/polypropylene composites for lightweight automotive parts" Materials, Vol. 11, No. 3, pp. 429, 2018.
 - [7] Paran, S.M.R., Naderi, G., Ghoreishy, M.R. and Dubois, C., "Essential work of fracture and failure mechanisms in dynamically vulcanized thermoplastic elastomer nanocomposites based on PA6/NBR/XNBR-grafted HNTs" Engineering Fracture Mechanics, Vol. 200, pp. 251-262, 2018.
 - [8] Ghorbankhan, A., Nakhaei, M.R. and Safarpour, P., "Modeling and optimization of mechanical properties of PA6/NBR nanocomposite reinforced with perlite nanoparticles" In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 1, pp. 1421-1430, 2021.
 - [9] Malek-Mohammadi, H., Majzoobi, G.H. and Payandehpeyman, J., "Experimental and analytical study of the compression behavior of graphene oxide and nano-clay reinforced polycarbonate



تأثیر مقدار اینکونل 625 بر روی خواص مکانیکی و تریبولوژیکی کامپوزیت‌های زمینه تفلون: مطالعات تجربی و شبیه‌سازی دینامیک مولکولی

حمید دانشمند¹، مسعود عراقچی^{2*}

1- دانشجوی دکتری، ارگان اصلی مواد، پژوهشگاه علوم و فنون هسته‌ای، تهران

2- استادیار، ارگان اصلی مواد، پژوهشگاه علوم و فنون هسته‌ای، تهران

* تهران، صندوق پستی 11365-8486، maraghchi@aeoi.org.ir

اطلاعات مقاله:

دریافت: 1401/01/14

پذیرش: 1401/04/08

کلیدواژگان

کامپوزیت تفلون،

سایش،

کشش، سختی،

شبیه‌سازی دینامیک مولکولی.

چکیده

کامپوزیت‌های زمینه تفلون به‌طور گسترده به‌عنوان مواد آب‌بندی استفاده می‌شوند. این مواد کامپوزیتی با تقویت‌کننده‌های مختلف به‌صورت صنعتی ساخته و عرضه شده‌اند. باوجود خواص مطلوب آب‌بندهای تجاری، این مواد به‌طور کلی قابلیت آب‌بندی در شرایط خاص کاری را ندارند و نیاز به طراحی و ساخت آب‌بندهای کامپوزیت زمینه تفلون با تقویت‌کننده‌های جدید می‌باشد. در این مطالعه از پودر اتمیزه آلایژ اینکونل 625 به‌عنوان فاز تقویت‌کننده برای ساخت کامپوزیت زمینه تفلون استفاده شده است. تأثیر درصد وزنی تقویت‌کننده بر روی خواص مکانیکی و تریبولوژیکی کامپوزیت‌ها بررسی شده است. به‌علاوه، از روش شبیه‌سازی دینامیک مولکولی به‌منظور بررسی سایش کامپوزیت استفاده شد. افزودن اینکونل 625 به‌طور قابل‌توجهی مقاومت سایش تفلون را بهبود می‌بخشد. افزودن فاز تقویت‌کننده اینکونل 625 به زمینه تفلون سبب تغییر ساز و کار سایش تفلون از نوع خستگی به نوع چسبندگی می‌شود. با بررسی‌های شبیه‌سازی دینامیک مولکولی مشخص شد که علت این امر به سبب انرژی برهمکنش بالا در فصل مشترک تفلون و اینکونل 625 می‌باشد که اجازه نمی‌دهد تفلون به‌سادگی از نمونه جدا شوند. در بین کامپوزیت‌های توسعه‌یافته، کامپوزیت زمینه تفلون تقویت‌شده با 50 درصد وزنی اینکونل 625 بهترین ترکیب از نظر سختی (70 شور D) و نرخ سایش ویژه ($4.710 \times 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{Nm}$) را داشت. روش ساخت به سهولت قابل استفاده می‌باشد و نمونه‌های ساخته‌شده قابلیت تولید صنعتی را دارند.

The effect of Inconel 625 value on mechanical and tribological properties of PTFE-based composites: Experimental and molecular dynamics simulation studies

Hamid Daneshmand¹, Masoud Araghchi^{1*}

1- Leading Material Organization, Nuclear Science and Technology Research Institute (NSTRI), Tehran, Iran

* P.O.B. 11365-8486, maraghchi@aeoi.org.ir

Keywords

PTFE composite, Wear, Hardness, Molecular dynamics simulation

Abstract

PTFE-based composites are widely used as sealing materials. These composite materials are industrially manufactured and supplied with various reinforcements. Despite the desirable properties of commercial seals, these materials are generally not capable of sealing in specific working conditions and require the design and construction of PTFE-based composite with new reinforcements. In this study, Inconel 625 alloy powder was used as a reinforcing phase to make the PTFE-based composite. The effect of weight percentage of reinforcement on mechanical and tribological properties of composites has been investigated. In addition, the molecular dynamics simulation was used to investigate the composite wear. Addition of Inconel 625 significantly improves PTFE wear resistance. Addition of Inconel 625 reinforcing phase to PTFE matrix changes the PTFE wear mechanism from fatigue to adhesive type. Molecular dynamics simulation studies have shown that this is due to the high interaction energy at the junction of PTFE and Inconel 625, which does not allow PTFE to be easily separated from the sample. Among the developed composites, PTFE-reinforced composite with 50% by weight Inconel 625 had the best combination in terms of hardness (70 shore D) and specific wear rate ($4.710^{-4} \text{ mm}^3/\text{Nm}$). The manufacturing method is easy to use and the manufactured samples are capable of industrial production.

Please cite this article using:

برای ارجاع به مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

Daneshmand, H., Araghchi, M., "The effect of Inconel 625 value on mechanical and tribological properties of PTFE-based composites: Experimental and molecular dynamics simulation studies," In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 4, pp. 1797-1805, 2022. <https://doi.org/10.22068/JSTC.2022.551166.1778>

1- مقدمه

در شرایط کاری، آب‌بندهای مکانیکی در معرض اصطکاک و سایش در برابر سطوح قرار می‌گیرند. درک خوب این پدیده برای بهبود حفاظت و دوام این مواد ضروری است. در حال حاضر از ترموپلاستیک‌ها، ترموست‌ها و کامپوزیت‌ها به‌عنوان آب‌بند استفاده می‌شود. در بین پلیمرهایی که به‌طور گسترده به‌عنوان آب‌بند مکانیکی استفاده می‌شوند، پلیمر پلی‌تترافلوئورواتیلن (تفلون) به دلیل ضریب اصطکاک کم، خاصیت خود روان کننده و همچنین مقاومت خوب در برابر حلال‌ها به‌طور گسترده در صنعت به منظور آب‌بندی مورد استفاده قرار می‌گیرد [1-5]. با این حال، تفلون مقاومت کمی در برابر سایش دارد که منجر به خرابی زودرس و مشکلات ناشی در آب‌بندی می‌شود [3].

مؤثرترین راه برای افزایش مقاومت در برابر سایش تفلون با استفاده از پرکننده‌هایی مانند برنز [6-8]، الیاف کربن [9]، الیاف شیشه [10-12]، اکسید روی [13]، آلومینا [3] و سیلیس [14] است.

جیشنگ و همکاران [1] خواص اصطکاک و سایش کامپوزیت تفلون پر شده با برنز را با لغزش بر چدن بررسی کردند. آن‌ها خاطرنشان کردند که کامپوزیت تفلون-برنز مقاومت سایش برتری نسبت به هر یک از اجزای تشکیل‌دهنده آن در حالت خالص خود نشان می‌دهد. با توجه به کار تحقیقاتی آن‌ها، مقدار ذرات برنز در سطح به‌طور قابل توجهی با پیشرفت لغزش افزایش یافت. تفلون ترجیحاً از سطح برداشته می‌شود و ذرات برنز عمیق‌تر به زمینه فشرده می‌شوند و در نتیجه کسر سطحی برنز در سطح تماس افزایش می‌یابد. محققان به این نتیجه رسیدند که کاهش نرخ سایش نتیجه اثر ذرات برنز است که یک عمل مسدودکننده بر روی لغزش نوارهای کریستالی تفلون ایجاد می‌کند. وانگ و همکاران [6] فیلم‌های انتقال کامپوزیت تفلون/برنز را با لغزش روی سطح فولادی تحت شرایط طراحی شده آماده کردند. محققان شکل، ضخامت و رفتار تریبولوژیکی فیلم‌های انتقال به‌دست‌آمده را دقیقاً مانند آنچه روی فیلم‌ها یا پوشش‌های معمول انجام‌شده بود، بررسی کردند. آن‌ها دریافتند که خواص تریبولوژیکی با افزایش مقدار برنز در کامپوزیت بهبود یافته است. همچنین ضریب اصطکاک کاهش یافته بود. تاناکا و همکاران [7] خواص سایش انواع مختلف پرکننده‌ها را در کامپوزیت‌های مبتنی بر تفلون مورد مطالعه قرار دادند. آن‌ها دریافتند که الیاف، مقاومت در برابر سایش را به‌طور مؤثرتری نسبت به دی‌سولفیدمولیبدن، پودرهای گرافیت یا حتی ذرات بسیار کوچک سخت بهبود می‌بخشند. علاوه بر این، محققان به این نتیجه رسیدند که بهبود مقاومت در برابر سایش کامپوزیت‌های مبتنی بر تفلون به مواد، شکل و اندازه پرکننده بستگی دارد. سایر محققان [3، 15، 16] گزارش کردند که افزودن ذرات پرکننده سخت می‌تواند مقاومت سایش و استحکام زمینه را بهبود بخشد.

اگرچه نتایج تجربی نشان می‌دهد که در حضور پرکننده‌ها، خواص مکانیکی و تریبولوژیکی زمینه تفلون به‌طور قابل توجهی افزایش می‌یابد، با این وجود ساز و کار اندرکنش در فصل مشترک زمینه تفلون با پرکننده‌ای مختلف به‌طور کامل مشخص نشده است [17]. به‌خصوص این امر برای بررسی خواص سایشی می‌تواند بسیار اهمیت داشته باشد. به‌طور کلی، بررسی‌های تجربی قابلیت توصیف کامل ساز و کارهای اندرکنش میان فاز تقویت‌کننده و فاز زمینه در فصل مشترک کامپوزیت را ندارند [18]. اخیراً، شبیه‌سازی دینامیک مولکولی به‌عنوان روشی کارآمد به‌منظور تکمیل مطالعات تجربی برای مطالعه اندرکنش‌های موجود در فصل مشترک مواد به‌خصوص برای مواد کامپوزیتی مورد استفاده قرار گرفته است. محققین از روش‌های شبیه‌سازی

دینامیک مولکولی برای بررسی خواص مختلف کامپوزیت‌های زمینه پلیمری از جمله خواص مکانیکی، دمای انتقال شیشه، ضریب انتقال حرارتی و... استفاده کرده‌اند. با این وجود، مطالعات کمی در خصوص خواص سایشی این مواد با استفاده از شبیه‌سازی دینامیک مولکولی صورت گرفته است. برای مثال، اخیراً، یانگ و همکاران [19] خواص سایشی کامپوزیت تفلون تقویت‌شده با نانولوله‌های کربن را بررسی نمودند.

در این مطالعه هدف ساخت آب‌بند کامپوزیت تفلون با تقویت‌کننده اینکونل 625 می‌باشد به‌صورتی که خواص سایشی زمینه تفلون بهبود یابد. بدین منظور، کامپوزیت زمینه تفلون با درصد‌های مختلف پرکننده اینکونل 625 ساخته و مورد بررسی قرار گرفت. بررسی‌های تجربی بر روی سایش، سختی و کشش نمونه انجام گرفت. برای توصیف سایش و بررسی بیشتر اندرکنش‌های فصل مشترک کامپوزیت و نقش آن در نتایج تجربی، از شبیه‌سازی دینامیک مولکولی استفاده شد.

2- مواد و روش‌ها

2-1- مواد

پودر تفلون با اندازه تقریبی و مش‌بندی کوچک‌تر از 10 میکرومتر و پودر اتمیزه کرومی اینکونل 625 در سایز تقریبی 15-45 میکرومتر ساخت شرکت HOGANAS AB برای ساخت کامپوزیت تفلون-اینکونل خریداری شد. شکل 1 مورفولوژی و میانگین سایز ذرات اینکونل 625 را نشان می‌دهد. برای اختلاط تر، از حلال استون 99٪ به‌عنوان محیط پراکندگی استفاده شد.

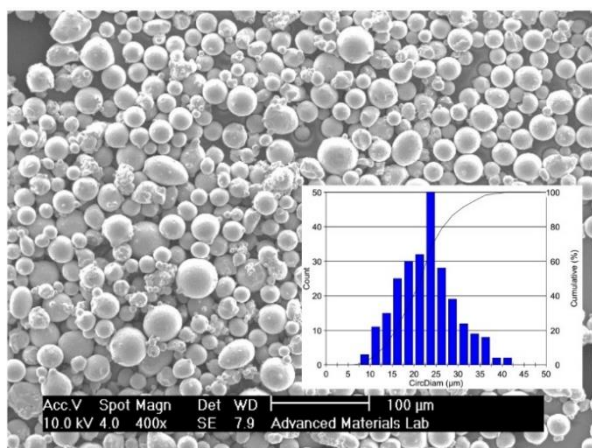


Fig. 1 Morphology and particle size distribution of Inconel 625 powder

شکل 1 مورفولوژی و توزیع اندازه ذرات پودر اینکونل 625

2-2- ساخت کامپوزیت

روش ساخت کامپوزیت تفلون دارای سه مرحله اختلاط، پرس سرد و تفجوشی است. بدین منظور پودرهای تفلون و اینکونل 625 در 200 میلی‌لیتر حلال استون آماده شد. برای تبخیر حلال در حین هم زدن با همزن مکانیکی، از حمام گرمایی استفاده شد و دمای حمام روی 70 درجه سانتی‌گراد تنظیم و به مدت یک ساعت هم زده شد. در نهایت تبخیر کامل حلال استون با استفاده از آون خلأ صورت گرفت. به‌منظور ساخت کامپوزیت تفلون-اینکونل از روش پرس سرد استفاده شد. بدین منظور، پودرهای مختلط شده در قالبی از جنس فولاد زنگ‌نزن ریخته و با فشار ایزوستاتیک سرد با فشاری معادل 670 مگاپاسکال پرس شدند. قالب به مدت یک دقیقه در این فشار نگه داشته شد. سپس نمونه از قالب خارج و در شرایط محیط به مدت دو ساعت قرار داده شد تا هوای باقیمانده از نمونه خارج شود و تنش‌های پسماند باقی‌مانده از بین

ضریب اصطکاک (μ) هر نمونه به‌طور خودکار در طول آزمایش با کمک یک مبدل جابجایی متغیر خطی ثبت شد، تا بتوان تغییر ضریب اصطکاک بازمان را به دست آورد.

2- حجم کاهش یافته

پس از آزمایش، نمونه‌های دیسک با مسواک زدن نرم در زیر شیر آب گرم برای حذف زباله‌های ایجاد شده در طول آزمایش سایش، تمیز، خشک، و با دقت 10^{-4} گرم وزن شدند. با فرض عدم وجود سایش قابل توجه بین، از معادله زیر برای محاسبه حجم کاهش یافته نمونه در اثر سایش استفاده شد [20]، که در آن $\text{mm}^3 = (\text{حجم کاهش یافته}) \Delta V$ ، $\text{g} = (\text{جرم کاهش یافته}) m$ و $\text{g/cm}^3 = (\text{چگالی}) P$ است.

$$\Delta V = \frac{m}{P} \times 1000 \quad (1)$$

3- ضریب سایش

با استفاده از فرمول بیان شده در زیر، ضریب سایش یا نرخ سایش ویژه هر نمونه به دست آمد:

$$k = \frac{\Delta V}{F} \Delta s \quad (2)$$

که در آن k نرخ سایش ویژه (mm^3)، ΔV (حجم کاهش یافته)، F نیروی نرمال (N) و Δs مسافت لغزش (m) است.

2-3-2- سختی

با توجه به ویژگی منحصر به فرد مواد تفلون، نمی‌توان از مقیاس‌های HRE و Rockwell HRL برای اندازه‌گیری سختی نمونه‌ها استفاده کرد. برای مواد پلیمری می‌توان از سختی سنج که معمولاً برای پلاستیک استفاده می‌شود استفاده کرد. دو مقیاس متداول دورومتر مقیاس A و D هستند. اولی معمولاً برای پلاستیک‌های نرم‌تر استفاده می‌شود، درحالی‌که دومی برای پلاستیک‌های سخت‌تر استفاده می‌شود. در تحقیق حاضر از مقیاس D برای نشان دادن سختی تمامی نمونه‌ها استفاده شد، و سختی نمونه بر اساس استاندارد ASTM D2240 [21] با دستگاه Santam به دست آمد.

2-3-3- کشش

خواص مکانیکی نمونه‌ها تحت آزمایش کشش تعیین شد. آزمایش‌ها با نرخ بارگذاری 13 میلی‌متر (0.5 اینچ) بر دقیقه انجام شد. نمونه‌ها برای آزمایش کشش مطابق با استاندارد ASTM D4894 [22] با دستگاه Santam STM-15 ساخته شدند (شکل 4).

2-3-4- آزمون چگالی

چگالی نمونه‌های کامپوزیت بر اساس استاندارد ASTM D792 [23] با دستگاه Mettler toledo xs204 انجام شد (شکل 5). چگالی تئوری نمونه‌ها با استفاده از رابطه زیر محاسبه شد.

$$\frac{1}{P_{th}} = \frac{X1}{P1} + \frac{X2}{P2} \quad (3)$$

درصد تخلخل نمونه‌ها از رابطه 4 محاسبه شد؛

$$(V_{pro} = \frac{P_{th} - P_{ex}}{P_{th}}) \times 100 \quad (4)$$

که در این رابطه V_{pro} درصد حجمی تخلخل کامپوزیت، P_{th} چگالی تئوری و P_{ex} چگالی تجربی کامپوزیت می‌باشند.

برود. سیکل عملیات حرارتی استفاده شده به منظور تفجوشی نمونه به صورت 6 ساعت از دمای اتاق تا دمای 380 درجه سانتی‌گراد بود و سپس نمونه به مدت 6 ساعت در این دما نگه داشته شد. شکل 2 قالب مورد استفاده را نشان می‌دهد.



Fig. 2 Mould of fabrication

شکل 2 قالب نمونه‌سازی

2-3-3- روش‌های مشخصه‌یابی

2-3-1- سایش

رفتارهای تریبولوژیکی مواد با استفاده از تریبومتر پین روی دیسک مورد بررسی قرار گرفت. سایش کشویی به نوعی از سایش اشاره دارد که از لغزش یک سطح جامد در امتداد سطح دیگر ایجاد می‌شود؛ بنابراین در آزمون پین روی دیسک دو نمونه مورد نیاز است که به پین و دیسک معروف هستند. پین مورد استفاده یک رینگ تنگستنی با قطر 5 میلی‌متر بود. پین عمود بر یک سطح صاف به نام دیسک قرار داشت. دیسک‌ها نمونه آزمایش شده با دستگاه Bongshin در شکل 3 نشان داده شده است.

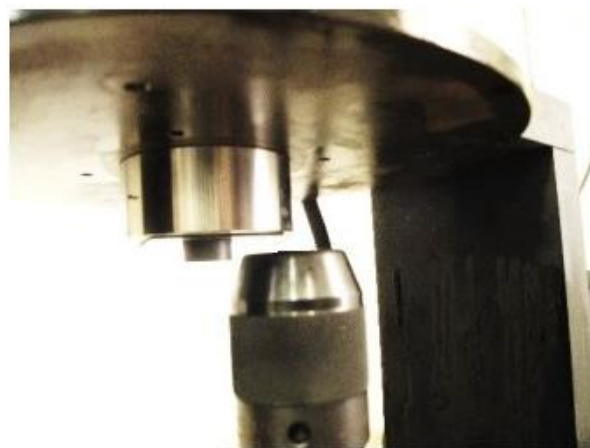


Fig. 3 Wear test sample

شکل 3 نمونه آزمون سایش

بر اساس مطالعه خدام زاده¹ و همکاران [5]، پارامترهای آزمون سایش انتخاب شد. آزمون سایش تحت شرایط روان کاری خشک انجام شد و پارامترهای آزمایش عبارت‌اند از: بار تماس 10 نیوتن، سرعت نگهدارنده پین 0.1 متر بر ثانیه و فاصله لغزش 500 متر. داده‌های زیر از آزمون سایش به دست آمد:

1- ضریب اصطکاک

¹ Khoddamzadeh

2-4-2- شبیه‌سازی سایش

بررسی تغییرات ساختار مواد پلیمری در سطح اتمی برای آزمون تجربی تریبولوژی بسیار مشکل است. شبیه‌سازی دینامیک مولکولی قابلیت بررسی تغییرات مولکولی را دارد و می‌تواند آزمون‌های تجربی مرسوم سایش را تکمیل کند. به‌منظور بررسی سایش کامپوزیت تفلون/اینکونل از روش 3 لایه‌ای بر اساس مطالعات یانگ و همکاران [19] استفاده شد. لایه‌های بالا و پایین از اتم‌های تنگستن و لایه میانی کامپوزیت بود. اندازه لایه تنگستن $3.0 \times 3.3 \times 1.1$ نانومتر مکعب و کامپوزیت $3.0 \times 3.3 \times 3.0$ نانومتر مکعب بود. قبل از شروع شبیه‌سازی بهینه‌سازی توسط الگوریتم اسمارت و به‌صورت 5 سیکل فرایند باز تفجوشی به مدت زمان 500 پیکوثانیه و به ترتیب در آنسامبل‌های NVT و NPT در رنج دمایی 300 تا 653 کلین انجام شد. لایه تنگستن بالایی برای شبیه‌سازی جسم ساینده انتخاب شد. بارگذاری نیرو نرمال 101 کیلو پاسکال به لایه بالایی اعمال شد و نمونه با سرعت 1 Å/ps برای 200 پیکوثانیه تحت بارگذاری برشی قرار گرفت تا فرایند اصطکاک کامل شود.

3- نتایج و بحث

1-3- تریبولوژی کامپوزیت تفلون/اینکونل 625

خواص تریبولوژیکی برای مواد آب‌بندی بسیار مهم است. رفتار تریبولوژیکی کامپوزیت‌های تفلون یک پدیده پیچیده است که به عوامل زیادی بستگی دارد. این عوامل شامل نوع پرکننده‌ها، درصد وزنی پرکننده‌ها و مورفولوژی آن‌ها می‌باشد [26]. ماهیت پرکننده که شامل ضریب هدایت حرارتی، سختی، قابلیت حمل بار و مقاومت در برابر تکه‌تکه شدن در مقیاس بزرگ است، مهم‌ترین نقش را در رفتار سایش کامپوزیت‌های تفلون ایفا می‌کند [4]. باید تأکید شود که تحقیقات تریبولوژیکی میکرو کامپوزیت‌های زمینه تفلون بالغ‌بر 50 سال یا بیشتر قدمت دارد [6].

همان‌طور که در شکل 6 نشان داده شده است، افزودن پرکننده‌ها به تفلون، ضریب اصطکاک تفلون را کاهش می‌دهد. باین‌وجود، با افزایش درصد وزنی مقدار پرکننده ضریب اصطکاک کامپوزیت‌ها به مقدار کمی کاهش یافته است. حجمی کاهش‌یافته نمونه‌ها در شکل 6 نشان داده شده است.

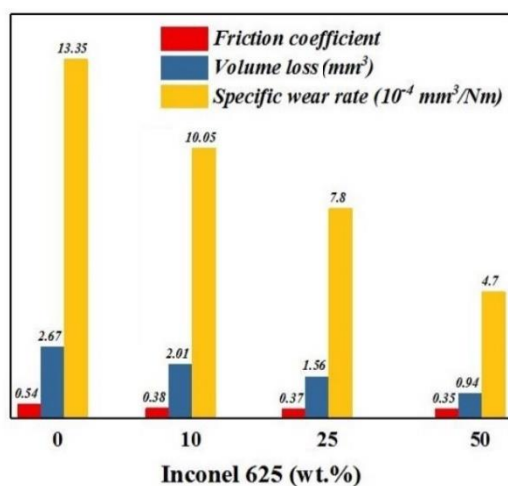


Fig. 6 Wear test results (coefficient of friction, volume loss and specific wear rate) PTFE and PTFE / Inconel 625 composites.

شکل 6 نتایج آزمون سایش (ضریب اصطکاک، حجم کاهش‌یافته و نرخ سایش ویژه) تفلون و کامپوزیت‌های تفلون/اینکونل 625



Fig. 4 Tensile test samples.

شکل 4 نمونه‌های آزمون کشش.

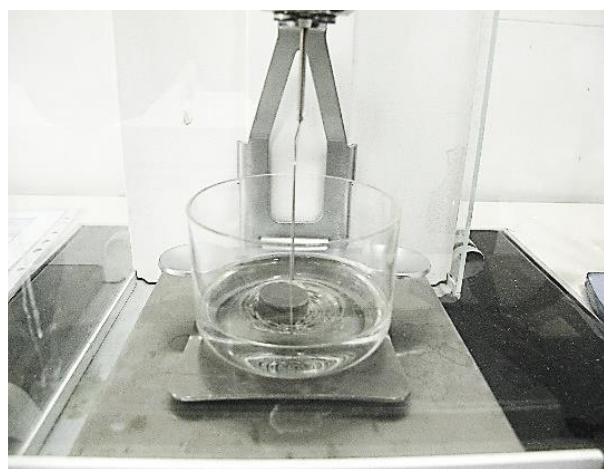


Fig. 5 Density test sample.

شکل 5 نمونه آزمون چگالی

5-3-2- میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM)

برای بررسی ریزساختار کامپوزیت از آنالیز SEM دستگاه شرکت philips مدل XL-30 استفاده شد.

4-2- شبیه‌سازی دینامیک مولکولی

شبیه‌سازی‌های دینامیک مولکولی توسط نرم‌افزار Materials Studio V8.0 و با استفاده از میدان نیرو کامپس انجام شده است. به‌منظور محاسبه اندرکنش‌های واندروالس و الکترواستاتیک، از روش پایه اتمی و شعاع قطع 15 آنگستروم استفاده شد.

1-4-2- ساخت کامپوزیت تفلون

مدل‌سازی ساختار کامپوزیت تفلون بر اساس مطالعه پن و همکاران [24] صورت گرفت. شاخه بلند تفلون با درجه پلیمراسیون 200 ساخته و بهینه‌سازی شد. مطالعات نشان می‌دهد که زمانی درجه پلیمراسیون تفلون بزرگ‌تر از 10 باشد، انرژی چسبندگی مولکولی به حالت پایدار می‌رسد که در تطابق با نتایج تجربی است. به‌منظور ساخت اینکونل 625، ساختار کروی پودر اینکونل به شعاع 20 آنگستروم ساخته و بهینه‌سازی شد. سپس توسط Amorphous Cell Packing، به روش مونت کارلو، در چگالی 1.2 g/cm^3 ، سل پودر اینکونل 625 با تفلون پر شد. اتم‌های پودر اینکونل ثابت شد و 5 سیکل فرایند باز تفجوشی به مدت زمان 500 پیکوثانیه به ترتیب در آنسامبل‌های NVT و NPT در رنج دمایی 300 تا 653 کلین انجام شد. بعد از آن نمونه برای بررسی سایش مورد استفاده قرار گرفت.

افزودن مواد پرکننده می‌تواند باعث بهبود قابل توجه نرخ سایش ویژه به مقدار 36 درصد به نسبت تفلون شود. برای درک ساز و کار سایش کامپوزیت‌های تفلون ریزساختار سطوح نمونه‌های ساییده شده با آنالیز SEM بررسی شد (شکل 7). برای تفلون ساز و کار غالب سایش از نوع خستگی است (شکل 7 الف و 1 و الف 2).

همان‌طور که مشخص است افزودن تقویت‌کننده اینکونل 625 تأثیر بسیار زیادی بر روی حجم نمونه در حین فرایند سایش داشته و برای نمونه کامپوزیت تفلون با 50 درصد وزنی اینکونل 625، حجم کاهش یافته به نسبت تفلون به مقدار 75 درصد کاهش یافته است. بعلاوه، مشاهده می‌شود که نرخ سایش ویژه بالای تفلون با افزودن پرکننده‌ها به‌طور چشمگیری کاهش می‌یابد.

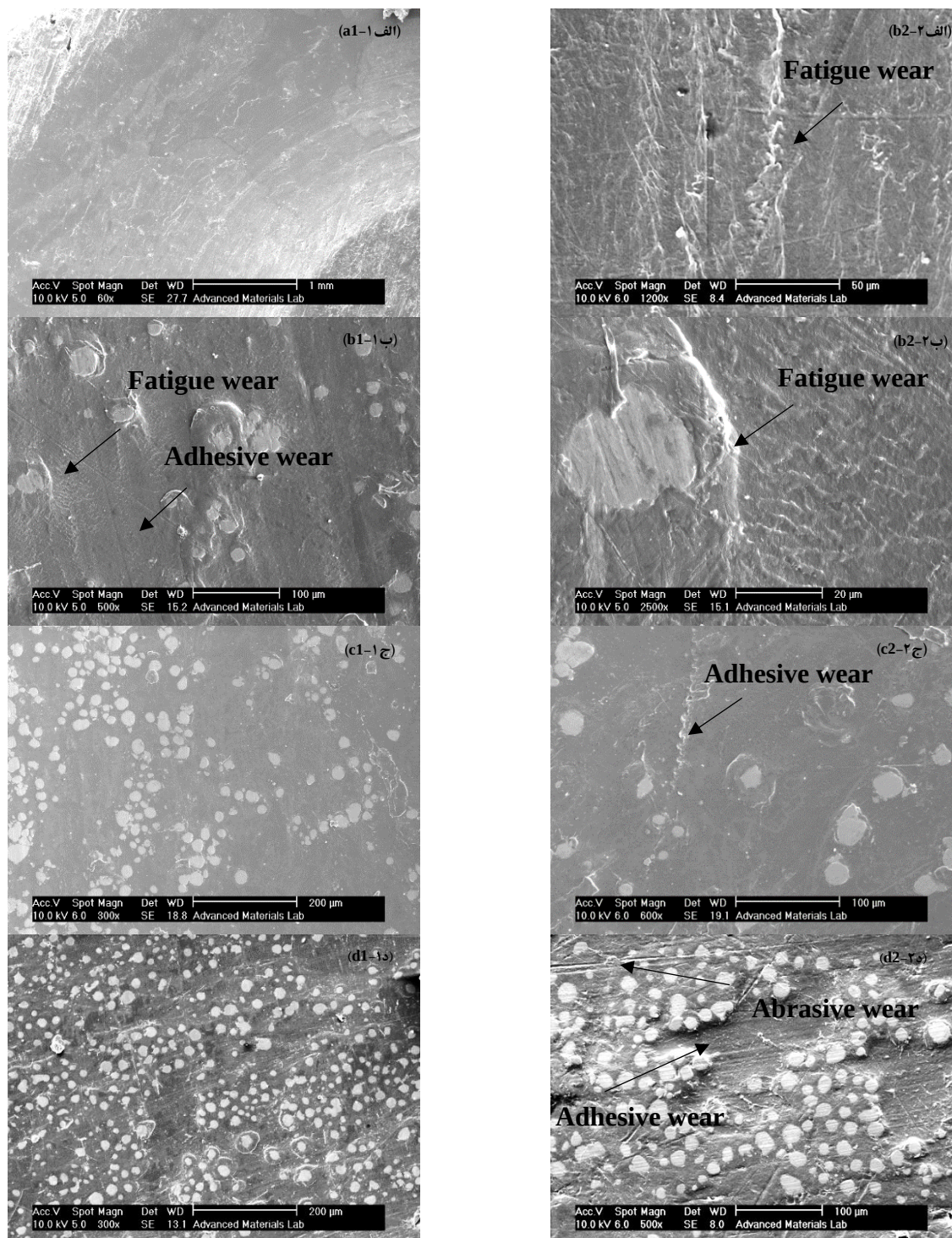


Fig. 7 Abrasive Surfaces: a) PTFE, b) 10 wt.% incoel 625, c) 25 wt.% incoel 625 and d) 50 wt.% incoel 625.

شکل 7 سطوح ساییده شده: الف) تفلون، ب) کامپوزیت 10 درصد وزنی اینکونل 625، ج) کامپوزیت 25 درصد وزنی اینکونل 625 و د) کامپوزیت 50 درصد وزنی اینکونل 625

سریع شاخه‌های تفلون شده که این امر از باز شدن ساختار جلوگیری کرده است. نتایج شبیه‌سازی دینامیک مولکولی درک کاملی از نتایج آزمون تجربی سایش می‌دهد. همان‌طور که در آزمون تجربی سایش نشان داده شد، افزودن فاز تقویت‌کننده اینکونل 625 به زمینه تفلون سبب تغییر ساز و کار سایش تفلون از نوع خستگی به نوع چسبنده می‌شود. با بررسی‌های شبیه‌سازی دینامیک مولکولی مشخص شد که علت این امر به سبب انرژی پیوند بالا در فصل مشترک تفلون و اینکونل می‌باشد که اجازه نمی‌دهد تفلون به‌سادگی از نمونه جدا شوند. با این‌وجود به سبب آنکه ذرات اینکونل 625 به‌طور کامل یکنواخت در زمینه پخش نشده‌اند، در نواحی خالی از فاز تقویت‌کننده اینکونل 626، تفلون به‌سادگی کنده‌شده است که این امر سبب شده ساز و کار سایش غالب نمونه‌های کامپوزیت تفلون تقویت‌شده با ذرات اینکونل 625 از نوع چسبنده باشد.

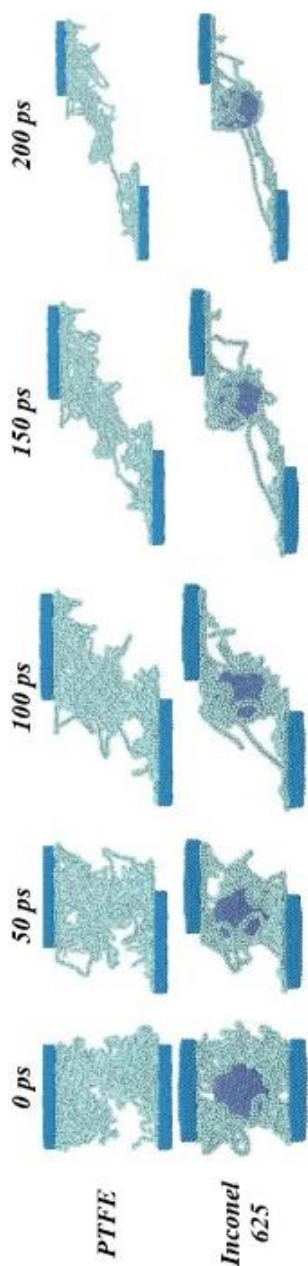


Fig. 8 Snapshots of the PTFE and PTFE / Inconel 625 composite abrasion process obtained from molecular dynamics simulation.

شکل 8 تصاویر فرآیند سایش تفلون و کامپوزیت تفلون/اینکونل 625 به‌دست‌آمده از شبیه‌سازی دینامیک مولکولی.

با افزودن اینکونل به مقدار 10 درصد وزنی رفتار سایش دارای دو ساز و کار خستگی و همین‌طور چسبنده می‌شود. علت این امر به سبب درصد کم بسیار پایین فاز تقویت‌کننده است که سبب می‌شود هنوز ساز و کار سایش خستگی وجود داشته باشد اما به سبب حضور اینکونل، ساز و کار چسبنده نیز به نمونه اضافه‌شده است.

به سبب چسبندگی مناسب اینکونل با زمینه تفلون در فصل مشترک، اینکونل‌های در زمینه‌ی مانده‌اند و در طول فرایند سایش از زمینه کنده نشده‌اند. ناحیه سایش چسبنده در نقاطی است که فاز تقویت‌کننده اینکونل وجود نداشته است (شکل 7 ب و 1 و 2). در نتیجه با افزودن مقدار بیشتر تقویت‌کننده به زمینه تفلون می‌توان انتظار داشت ساز و کار سایش چسبنده به دلیل حضور بیشتر فاز تقویت‌کننده غالب‌تر شود. این امر در نمونه 25 درصد وزنی اینکونل مشاهده می‌شود. با افزایش درصد وزنی اینکونل از 10 درصد وزنی به 25 درصد وزنی می‌توان مشاهده نمود که سایش خستگی حذف‌شده است و تنها سایش چسبنده مشاهده می‌شود. (شکل 7 ج 1 و 2).

در نمونه 50 درصد وزنی اینکونل سایش چسبنده به‌خوبی قابل تشخیص است. علاوه بر آن، به دلیل درصد وزنی بسیار زیاد اینکونل در زمینه و سختی بالای این ماده، می‌توان مشاهده نمود که در کنار سایش چسبنده، سایش خراشان نیز به‌صورت محدود در سطح کامپوزیت ایجاد شده است (شکل 7 د 1 و 2). می‌توان پیش‌بینی نمود که افزایش بیشتر فاز تقویت‌کننده می‌تواند سبب شود که سایش خراشان ساز و کار اصلی در نمونه‌ها گردد.

به‌طور کلی، ساز و کار سایش زمینه تفلون از نوع خستگی است. درصد وزنی اینکونل و چسبندگی فصل مشترک تفلون با اینکونل 625 عوامل اصلی در تعیین نوع ساز و کار سایش غالب زمینه تفلون است. این امر به سبب اندرکنش قوی فیزیکی در فصل مشترک اینکونل با زمینه تفلون است. با افزودن اینکونل به زمینه ساز و کار سایش زمینه تفلون از حالت خستگی به چسبنده تغییر می‌یابد.

به‌منظور درک بهتر نتایج آزمون تجربی سایش، شبیه‌سازی دینامیک مولکولی تریبولوژی کامپوزیت تفلون/اینکونل 625 صورت گرفت. در شکل 8 تصاویر شبیه‌سازی سایش تفلون و کامپوزیت تفلون/اینکونل 625 نشان داده‌شده است. با توجه به شکل مشخص است برای تفلون، به سبب تغییر فرم سریع و شکست به سبب تنش برشی، نمونه به‌سرعت از هم باز شده است [27]. با این‌وجود، در نمونه کامپوزیت به سبب چسبندگی بالای زمینه تفلون یا ذره اینکونل 625، از تغییر فرم سریع جلوگیری شده است [27]. به‌منظور بررسی بیشتر، پروفایل‌های غلظت تفلون و کامپوزیت تفلون/اینکونل 625 در راستای ضخامت کامپوزیت با استفاده از شبیه‌سازی دینامیک مولکولی به دست آمد (شکل 9). غلظت نسبی تفلون در فصل مشترک سایش با لایه‌های بالای و پایینی تنگستن بسیار بیشتر از کامپوزیت تفلون/اینکونل 625 است. از طرفی دیگر، به سبب وجود فاز تقویت‌کننده اینکونل و جلوگیری از تغییر فرم سریع شاخه‌های تفلون، غلظت نسبی کامپوزیت تفلون/اینکونل 625 در قسمت بالک بسیار بیشتر از تفلون است. در نتیجه در نمونه تفلون، مقدار بسیار زیادی از شاخه تفلون جذب ناحیه سایش با تنگستن شده است، درحالی‌که در نمونه کامپوزیت، بیشتر شاخه‌های تفلون به سبب انرژی پیوند بالا، جذب ذره اینکونل 625 شده است. در نتیجه نتایج شبیه‌سازی دینامیک مولکولی نشان می‌دهد که تفاوت زیادی میان تفلون و تفلون تقویت‌شده با ذره اینکونل 625 می‌باشد. شاخه‌های پلیمر تفلون به‌سرعت در طی فرایند شبیه‌سازی تغییر فرم داد و از هم باز می‌شوند. با این‌وجود در تفلون تقویت‌شده با ذره اینکونل، به سبب انرژی پیوند بالا در فصل مشترک تفلون و اینکونل 625، فاز تقویت‌کننده سبب جلوگیری از تغییر فرم

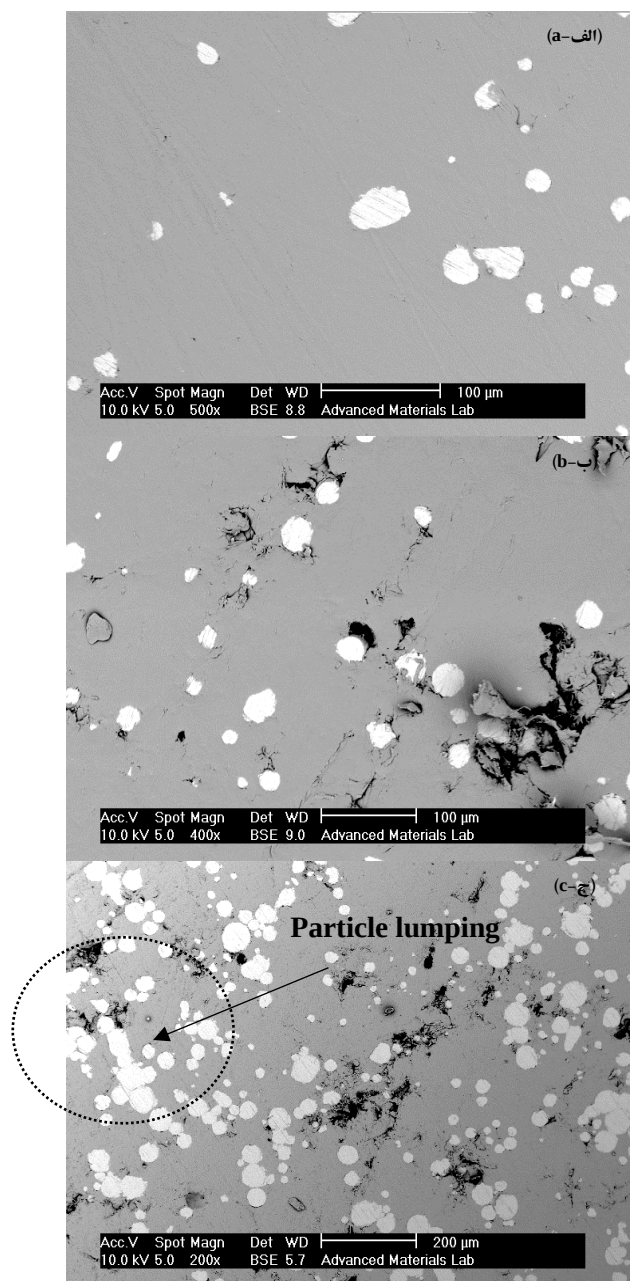


Fig. 10 Composite microstructure: a) 10% wt.% Inconel 625, b) 25% wt.% Inconel 625 and c) 50% wt.% Inconel 625.

شکل 10 ریزساختار کامپوزیت: الف) 10 درصد وزنی اینکونل 625، ب) 25 درصد وزنی اینکونل 625 و ج) 50 درصد وزنی اینکونل 625

2-2-3- کشش

منحنی‌های تنش-کرنش آزمایش‌های کششی در شکل 11 نشان داده شده است. در جدول 2، خواص مکانیکی نمونه‌های به‌دست‌آمده از منحنی‌های تنش-کرنش ارائه شده است. با توجه به آنکه کامپوزیت رفتار ویسکو-الاستیک دارند بالاترین تنش و کرنش این کامپوزیت‌ها اندازه‌گیری می‌شود [5].

نتایج آزمون کششی نشان می‌دهد که با افزودن و افزایش درصد وزنی اینکونل 625، استحکام تسلیم نمونه‌ها کاهش می‌یابد. استحکام کششی یک کامپوزیت عمدتاً به چسبندگی فصل مشترک بین زمینه و تقویت‌کننده‌ها بستگی دارد، زیرا تنش باید از طریق فصل مشترک از زمینه به تقویت‌کننده‌ها منتقل شود. پیوند بین پرکننده‌ها و تفلون به‌جای شیمیایی، کاملاً فیزیکی است.

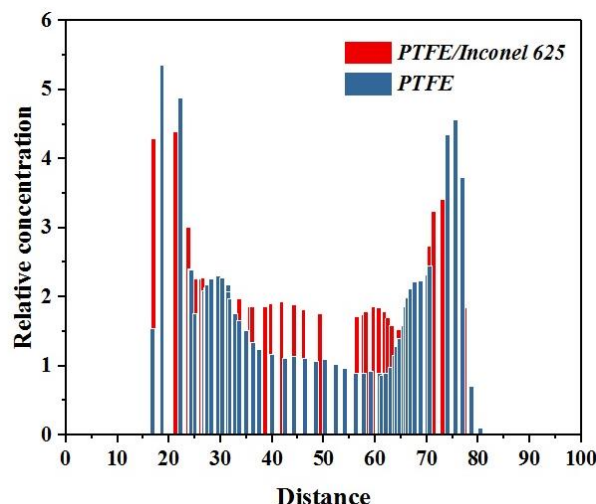


Fig. 9 PTFE and PTFE / Inconel 625 composite concentration profiles in line with the thickness obtained from molecular dynamics simulations.

شکل 9 پروفیل‌های غلظت تفلون و کامپوزیت تفلون/اینکونل 625 در راستای ضخامت به‌دست‌آمده از شبیه‌سازی دینامیک مولکولی.

2-3- خواص مکانیکی کامپوزیت تفلون/اینکونل 625

1-3-2- سختی

افزودن ذرات سخت به‌عنوان عوامل تقویت‌کننده، به دلیل افزایش توان حمل بار و ممانعت ذرات سخت از تغییر فرم دانه‌های تفلون می‌تواند سختی زمینه تفلون را افزایش دهد [25]. همان‌طور که در جدول 1 نشان داده شده است، افزودن اینکونل 625 تا درصد وزنی 50 درصد وزنی، سختی زمینه تفلون را به‌اندازه تقریباً 30 درصد افزایش داده است. در نتیجه افزودن فاز تقویت‌کننده اینکونل تأثیر قابل‌توجهی بر روی سختی زمینه تفلون دارد. افزایش مقدار فاز تقویت‌کننده اینکونل در زمینه تفلون سبب افزایش سختی شده است. با این‌وجود، همان‌طور که در بررسی ریزساختاری در شکل 10 مشخص است، در مقادیر بالای فاز تقویت‌کننده اینکونل (50 درصد وزنی)، کلوخه شدن این ذرات در زمینه تفلون صورت می‌پذیرد که می‌تواند سبب بروز تخلخل در نمونه شود. افزودن مواد سخت سبب افزایش خواص سختی زمینه تفلون می‌شود، با این‌وجود، در درصد‌های بالای فاز تقویت‌کننده، کلوخه شدن ذرات تقویت‌کننده رخ می‌دهد که می‌تواند سبب کاهش سختی کامپوزیت تفلون شود [25]. در نتیجه به سبب کلوخه شدن ذرات فاز تقویت‌کننده و تخلخل، با افزایش درصد وزنی اینکونل از 25 به 50 سختی نمونه به مقدار بسیار کمی کاهش می‌یابد. در نتیجه برای رسیدن به بالاترین سختی برای نمونه کامپوزیت تفلون/اینکونل 625، درصد بهینه‌ای از فاز تقویت‌کننده (در این مطالعه 25 درصد وزنی) می‌توان استفاده نمود.

جدول 1 نتایج آزمون‌های سختی و تخلخل تفلون و کامپوزیت‌های تفلون/اینکونل 625

Table 1 Results of hardness and porosity tests of PTFE and PTFE / Inconel 625 composites.

درصد وزنی اینکونل 625	تخلخل (%)	سختی (Shore D)
0	1.1	55
10	1.8	66
25	2.1	71
50	3.6	70

برهمکنش بالا در فصل مشترک تفلون و اینکونل 625 می‌باشد که اجازه نمی‌دهد تفلون به‌سادگی از نمونه جدا شوند. باین‌وجود به سبب آنکه ذرات اینکونل 625 به‌طور کاملاً یکنواخت در زمینه پخش نشده‌اند، در نواحی خالی از فاز تقویت‌کننده، تفلون به‌سادگی کنده‌شده است که این امر سبب شده ساز و کار سایش غالب نمونه‌های کامپوزیت تفلون تقویت‌شده با ذرات اینکونل 625 از نوع چسبنده باشد.

2- اضافه نمودن اینکونل 625 به تفلون سبب افزایش سختی زمینه می‌شود. باین‌وجود، افزایش تخلخل نمونه‌ها تأثیر کمی بر روی مقدار سختی دارد. در درصد‌های بالای فاز تقویت‌کننده، کلوخه شدن ذرات تقویت‌کننده رخ می‌دهد که می‌تواند سبب کاهش سختی کامپوزیت تفلون شود. در نتیجه به سبب کلوخه شدن ذرات فاز تقویت‌کننده و تخلخل، با افزایش درصد وزنی اینکونل از 25 به 50، سختی نمونه به مقدار بسیار کمی کاهش می‌یابد. در نتیجه برای رسیدن به بالاترین سختی برای نمونه کامپوزیت تفلون/اینکونل 625، درصد بهینه‌ای از فاز تقویت‌کننده وجود دارد.

3- کامپوزیت‌های تفلون پر شده دارای استحکام کششی کمتری نسبت به تفلون خالص هستند. دلیل این امر این است که پیوند بین پرکننده‌ها و تفلون کاملاً فیزیکی است تا شیمیایی به‌طوری‌که چسبندگی قوی در فصل مشترک‌ها وجود ندارد. در نتیجه تنش‌ها نمی‌توانند به‌طور مؤثر از پلیمر به پرکننده‌ها منتقل شوند.

5- مراجع

- [1] Jisheng, E., and Gawne, D. T., "Tribological performance of bronze-filled PTFE facings for machine tool slideways," *Wear*, Vol. 176, pp. 195-205, 1994.
- [2] Unal, H., Sen, U., and Mimaroglu, A., "An approach to friction and wear properties of polytetrafluoroethylene composite," *Materials & design*, Vol. 27, pp. 694-699, 2006.
- [3] Sawyer, W. G., Freudenberg, K. D., Bhimaraj, P., and Schadler, L. S., "A study on the friction and wear behavior of PTFE filled with alumina nanoparticles," *Wear*, Vol. 254, No. 5-6, pp. 573-580, 2003.
- [4] Tevrüz, T., "Tribological behaviours of bronze-filled polytetrafluoroethylene dry journal bearings," *Wear*, Vol. 230, No. 1, pp. 61-69, 1999.
- [5] Khoddamzadeh, A., Liu, R., and Wu, X., "Novel polytetrafluoroethylene (PTFE) composites with newly developed Triballoy alloy additive for sliding bearings," *Wear*, Vol. 266, No. 7-8, pp. 646-657, 2009.
- [6] Wang, Y., and Yan, F., "A study on tribological behaviour of transfer films of PTFE/bronze composites," *Wear*, Vol. 262, No. 7-8, pp. 876-882, 2007.
- [7] Tanaka, K., and Kawakami, S., "Effect of various fillers on the friction and wear of polytetrafluoroethylene-based composites," *Wear*, Vol. 79, No. 2, pp. 221-234, 1982.
- [8] Bahadur, S., and Tabor, D., "The wear of filled polytetrafluoroethylene," *Wear*, Vol. 98, pp. 1-13, 1984.
- [9] Qian-qian, S., and Xian-hua, C., "On the friction and wear behavior of PTFE composite filled with rare earths treated carbon fibers under oil-lubricated condition," *Wear*, Vol. 260, No. 11-12, pp. 1243-1247, 2006.
- [10] Trabelsi, M., Kharat, M., and Dammak, M., "On the friction and wear behaviors of PTFE based composites filled with MoS₂ and/or bronze particles," *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 69, No. 5, pp. 1119-1128, 2016.
- [11] Xian-Hua, C., Xue, Y. J., and Xie, C. Y., "Friction and wear of rare-earth modified glass-fiber filled PTFE composites in dry reciprocating sliding motion with impact loads," *Wear*, Vol. 253, No. 7-8, pp. 869-877, 2002.
- [12] Nak-Ho, S., and Suh, N. P., "Effect of fiber orientation on friction and wear of fiber reinforced polymeric composites," *Wear*, Vol. 53, No. 1, pp. 129-141, 1979.

در نتیجه، ترکیبات پر شده از تفلون مقاومت کششی کمتری نسبت به تفلون خالص نشان می‌دهند، زیرا تنش‌ها نمی‌توانند به‌طور مؤثر از پلیمر به پرکننده‌ها منتقل شوند؛ بنابراین، تمرکز تنش در گوشه‌های تیز این نواحی خالی که ترک‌ها شروع می‌شوند، رخ می‌دهد و منجر به شکست مواد می‌شود. تحقیقات برای مواد تقویت‌کننده میکرونی نشان داده است، ترکیبات پر شده تفلون نسبت به تفلون خالص مدول یانگ بالاتر اما استحکام کششی کمتری دارند [5].

مشاهده شد که در نمونه‌ها با افزایش مقدار پرکننده به مقدار 50 درصد وزنی، استحکام نهایی حداکثر تا 36 درصد کاهش یافت. با توجه به مقادیر مدول یانگ، واضح است که این مقادیر نیز تابعی از مقدار است. با مقایسه نمونه‌های می‌توان استنباط کرد که مقادیر مدول یانگ کامپوزیت‌ها با افزایش مقدار پرکننده افزایش می‌یابد زیرا سختی پرکننده‌ها بسیار بیشتر از تفلون است. باین‌حال، باید توجه داشت که درصد وزنی بیشتر پرکننده به معنای فصل مشترک‌های بیشتر بین زمینه و تقویت‌کننده است. از آنجایی‌که پیوندهای بین پرکننده‌ها و زمینه در کامپوزیت‌ها فیزیکی است، این فصل مشترک‌ها به مکان‌هایی برای شروع ترک تبدیل می‌شوند که منجر به کاهش استحکام نهایی نسبت به زمینه تفلون می‌شود.

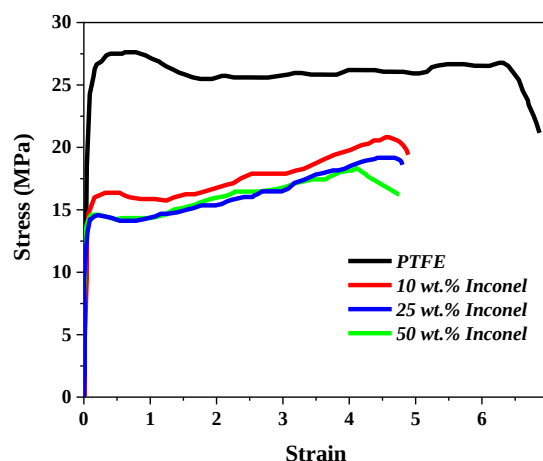


Fig. 11 Stress-strain curves of PTFE and PTFE / Inconel 625 composites.

شکل 11 منحنی‌های تنش-کرنش تفلون و کامپوزیت‌های تفلون/اینکونل 625

جدول 2 نتایج آزمون کشش تفلون و کامپوزیت‌های تفلون/اینکونل 625.

Table 2 Tensile test results PTFE and PTFE / Inconel 625 composites.

درصد وزنی اینکونل 625	تنش تسلیم (مگاپاسکال)	کرنش تسلیم (%)	مدول یانگ (گیگاپاسکال)
0	27.63	667	0.65
10	20.82	488	1.01
25	19.17	480	1.23
50	18.31	427	1.35

4- نتیجه‌گیری

در این مطالعه، آبدبند کامپوزیتی زمینه تفلون تقویت‌شده با ذرات اینکونل 625 ساخته شده است که قابلیت استفاده در شرایط خاص کاری را دارد. نتایج این مقاله به شرح زیر است:

- 1- افزودن اینکونل 625 به‌طور قابل توجهی مقاومت سایش تفلون را بهبود می‌بخشد. افزودن فاز تقویت‌کننده اینکونل 625 به زمینه تفلون سبب تغییر ساز و کار سایش تفلون از نوع خستگی به نوع چسبنده می‌شود. با بررسی‌های شبیه‌سازی دینامیک مولکولی مشخص شد که علت این امر به سبب انرژی

- [13] Li, F., Hu, K. A., Li, J. L., and Zhao, B. Y., "The friction and wear characteristics of nanometer ZnO filled polytetrafluoroethylene," *Wear* Vol. 249, pp. 877-882(2001).
- [14] Beckford, S., Wang, Y. A., and Zou, M., "Wear-resistant PTFE/SiO₂ nanoparticle composite films," *Tribology Transactions*, Vol. 54, No. 6, pp. 849-858, 2011.
- [15] Sole, B. M., and Ball, A., "On the abrasive wear behaviour of mineral filled polypropylene," *Tribology International*, Vol. 29, No. 6, pp. 457-465, 1996.
- [16] Cho, M. H., and Bahadur, S., "Study of the tribological synergistic effects in nano CuO-filled and fiber-reinforced polyphenylene sulfide composites," *Wear*, Vol. 258, No. 5-6, pp. 835-845, 2005.
- [17] Jiang, Q., Tallury, S. S., Qiu, Y., and Pasquinelli, M. A., "Molecular dynamics simulations of the effect of the volume fraction on unidirectional polyimide-carbon nanotube nanocomposites," *Carbon*, Vol. 67, pp. 440-448, 2014.
- [18] Li, Y., Wang, S., Arash, B., and Wang, Q., "A study on tribology of nitrile-butadiene rubber composites by incorporation of carbon nanotubes: Molecular dynamics simulations," *Carbon*, Vol. 100, pp. 145-150, 2016.
- [19] Yang, Z., Guo, Z., Yuan, C., and Bai, X., "Tribological behaviors of composites reinforced by different functionalized carbon nanotube using molecular dynamic simulation," *Wear*, Vol. 476, pp. 203669, 2021.
- [20] ASTM Standard Committee, G 99-05, Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, ASTM International, USA, 2005.
- [21] ASTM Standard Committee, D2240, Standard Test Method for Rubber Property-Durometer Hardness, ASTM International, USA, 2005.
- [22] ASTM Standard Committee, D4894, Standard Specification for Polytetrafluoroethylene (PTFE) Granular Molding and Ram Extrusion Materials, ASTM International, USA, 2007.
- [23] ASTM Standard Committee, D792, Standard Test Methods for Density and Specific Gravity (Relative Density) of Plastics by Displacement, ASTM International, USA, 2013.
- [24] Pan D., Fan, B., Qi, X., Yang, Y., and Hao, X., "Investigation of PTFE tribological properties using molecular dynamics simulation," *Tribology Letters*, Vol. 67, No. 1, pp. 1-10, 2019.
- [25] Mollazadeh, M., and Arghavanian, R., "Study of the zirconia particles incorporation effects on the wear resistance and hardness of polytetrafluoroethylene," In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites* Vol. 6, pp.649-656, 2020.
- [26] Sujuan, Y. and Xingrong, Z., "Tribological properties of PTFE and PTFE composites at different temperatures," *Tribology Transactions*, Vol. 57, pp. 382-386, 2014.
- [27] Song, J., Lei, H. and Zhao, G., "Improved mechanical and tribological properties of polytetrafluoroethylene reinforced by carbon nanotubes: A molecular dynamics study," *Computational Materials Science*, 168, pp.131-136, 2019.



مطالعه عددی بسته شدن ترک با استفاده از ترکیب میکروکپسول خودترمیم و سیم‌های آلیاژ حافظه‌دار

محسن طاهری بروجنی¹، محمد جواد اشرفی^{2*}

1- دانشجوی ارشد، مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت، تهران

2- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت، تهران

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

اطلاعات مقاله:

چکیده

مواد خودترمیم به عنوان یکی از انواع مواد هوشمند در ترمیم و تعمیر وسایل و پیشگیری از خرابی و از کار افتادگی ابزارها، قابلیت استفاده دارند. روش‌های متعددی برای افزایش بازده و تکرارپذیر کردن فرایند خودترمیمی وجود دارد که یکی از آن روش‌ها، ترکیب میکروکپسول‌های خودترمیم با آلیاژهای حافظه‌دار است. هرچند تعدادی پژوهش آزمایشگاهی در این زمینه انجام شده اما به این روش آن چنان که باید توجه نشده است. در این پژوهش تلاش شده است تا با استفاده از روش شبیه‌سازی اجزای محدود، نحوه عملکرد این ترکیب ارزیابی شود. به این منظور از میکروکپسولی شیشه‌ای در زمینه بتن و آلیاژ حافظه‌دار از جنس نیکل-تیتانیوم استفاده شده است. پس از بررسی نتایج تأثیر سیم‌های آلیاژ حافظه‌دار بر افزایش حداکثر تنش شکست، کاملاً مشهود بود. با افزودن دو سیم حافظه‌دار تنش شکست از 1.93 مگاپاسکال به 2.08 مگاپاسکال رسیده است. همچنین اثر مهم‌تر، بستن دهانه‌ی ترک می‌باشد، به نحوی که با استفاده از دو سیم حافظه‌دار، بازشدگی دهانه‌ی ترک از 5 میکرومتر به 0.008 میکرومتر رسیده است. سپس تأثیر شعاع سیم‌های آلیاژ حافظه‌دار و نسبت ضخامت و نسبت حجمی میکروکپسول بر تنش نهایی شکست و عملکرد خودترمیمی بررسی گردیده است. در انتها تأثیر استحکام لایه میانی بر شکست میکروکپسول و تنش نهایی شکست ارزیابی شده است.

دریافت: 1401/01/18

پذیرش: 1401/04/04

کلیدواژه‌ها

آلیاژ حافظه‌دار،

ترک،

میکروکپسول،

خودترمیمی،

A numerical study on crack closure using a combination of self-healing micro-capsules and shape memory alloy wires

Mohsen Taheri-Boroujeni¹, Mohammad Javad Ashrafi^{1*}

1- School of Mechanical Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

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

Keywords

Shape memory alloy
Crack
Microcapsule
Self-healing

Abstract

Self-healing materials can be used as one of the types of smart materials in recovering and repairing equipment and preventing breakdown and fracture of tools. There are several ways to increase the efficiency and repeatability of the self-healing process, one of which is to combine self-healing microcapsules with shape memory alloys. Although several laboratory studies have been performed in this field, this method has not been given the attention it deserves. In this study, an attempt has been made to evaluate the performance of this compound using the finite element simulation method. For this purpose, glass microcapsule and Ni-Ti SMA within the concrete matrix was used. After examining the results, the effect of shape memory alloy wires on increasing the maximum fracture stress was quite obvious. By adding two shape memory wires, the fracture tension has increased from 1.93 MPa to 2.08 MPa. Also, the most important effect is to close the crack opening distance in such a way that using two shape memory wires, the distance of the crack opening has decreased from 5 μm to 0.008 μm . Then, the effect of radius of memory alloy wires and thickness ratio and volume fraction of microcapsules on ultimate fracture stress and self-healing performance was investigated. Finally, the effect of interface strength on microcapsule fracture and ultimate fracture stress is evaluated.

1- مقدمه

افزایش طول عمر و کاهش هزینه و افزایش کارایی آن‌ها مدنظر قرار گرفته است. کامپوزیت‌های تقویت شده با این الیاف در صنایع هوایی، شیمیایی و غیره کاربرد دارند. از این مواد می‌توان در مکان‌هایی که شناسایی تخریب و یا تعویض قطعه‌ی تخریب شده دشوار است، استفاده کرد [1-3].

یکی از مهم‌ترین عوامل خرابی وسایل، شکست آن‌ها است. پیش از این تنها راه حل، جایگزینی قطعه و یا تعمیر دستی آن بود اما چند سالی می‌شود که استفاده از مواد خودترمیم برای کاهش عوارض تخریب و شکست وسایل و همچنین

Please cite this article using:

برای ارجاع به مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

Taheri-Boroujeni, M., Ashrafi, M. J., "A numerical study on crack closure using a combination of self-healing micro-capsules and shape memory alloy wires," In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 4, pp. 1806-1816, 2022.

https://doi.org/10.22068/JSTC.2022.551477.1780

کیفیت و کارایی آن‌ها به وسیله ترکیب با سیم‌های آلیاژ حافظه‌دار طراحی شده است. این پژوهش به صورت اجزای محدود سه بعدی و تحت مد اول خالص در نرم افزار آباکوس⁷ انجام گرفته است. به دلیل این که نمی توان اختلاط میکروکپسول و کاتالیزور را متوجه شد، برای سادگی تنها از یک میکروکپسول استفاده شده است. برای شکست قطعات در این پژوهش از ترکیب روش‌های المان محدود توسعه یافته⁸ و روش ناحیه‌ی چسبنده استفاده شده است. در بخش‌های بعدی در مورد مدل آلیاژ حافظه‌دار و میکروکپسول مورد استفاده صحبت می‌شود و سپس مدل عددی و هندسه شرح داده شده سپس نتایج ارائه شده و در مورد نتایج بحث شده است.

2- معادلات ساختاری

در این بخش ابتدا مدل آلیاژ حافظه‌دار مورد استفاده معرفی می‌شود. سپس به قوانین حاکم بر ماده‌ی خودترمیم پرداخته شده است.

2-1- مدل آلیاژ حافظه‌دار

در این بخش مدل آلیاژ حافظه‌دار سوزا [24, 25] معرفی گردیده است. در این مدل کرنش (E) و دما (T) متغیرهای کنترلی هستند و تانسور مرتبه دوم کرنش تغییر فاز (e^{tr}) به عنوان متغیر داخلی می‌باشد. به منظور به دست آوردن معادلات ساختاری، تابع انرژی آزاد هلمهولتز به صورت زیر تعریف می‌گردد:

$$\psi(\varepsilon, T, e^{tr}) = \frac{1}{2} K \theta^2 + G \|e - e^{tr}\|^2 + \beta \langle T - T_m \rangle \|e^{tr}\| + \frac{1}{2} h \|e^{tr}\|^2 + \varphi_{el}(e^{tr}) \quad (1)$$

در این رابطه θ کرنش حجمی، e کرنش اعوجاجی، K مدول حجمی، G مدول برشی، β ضریب مادی که وابستگی تنش شروع تغییر فاز به دما را نشان می‌دهد، T_m دمای مرجع و h ضریب سخت شوندگی (شیب نمودار تنش-کرنش تغییر فاز در بارگذاری برشی) می‌باشد. همچنین عبارت داخل $\langle \rangle$ اگر مثبت باشد حاصل خود آن و اگر منفی باشد حاصل صفر می‌باشد. جمله اول و دوم در این تابع انرژی مربوط به انرژی الاستیک می‌باشد. همچنین جمله سوم مربوط به انرژی شیمیایی ناشی از تغییر فاز می‌باشد که بایستی با دما به طور صعودی افزایش یابد (تنش ماکسول) که در اینجا به صورت تابعی خطی از دما در نظر گرفته شده است. همچنین φ_{el} تابعی است که برای اشباع تغییر فاز به کار می‌رود و به صورت زیر تعریف می‌گردد:

$$\varphi_{el}(e^{tr}) = \begin{cases} 0 & \text{if } \|e^{tr}\| \leq \varepsilon_l \\ +\infty & \text{if } \|e^{tr}\| > \varepsilon_l \end{cases} \quad (2)$$

این قید به این معنی است که سطح انرژی حالت $\|e^{tr}\| > \varepsilon_l$ بی‌نهایت بوده و بنابراین رسیدن به آن غیر ممکن است. در این رابطه ε_l کرنش تغییر فاز ماکزیمم در بارگذاری برشی خالص می‌باشد.

بر اساس روش استاندارد معادلات ساختاری با مشتق گیری از تابع انرژی ψ به دست می‌آیند:

$$P = \frac{\partial \psi}{\partial \theta} = K \theta \quad (3)$$

$$S = \frac{\partial \psi}{\partial e} = 2G(e - e^{tr}) \quad (4)$$

استفاده از میکروکپسول‌ها یکی از روش‌های اولیه در این زمینه بود که در سال 2001 توسط وایت ارائه شد [4]. طی سال‌های بعد این روش توسط وایت و دیگر محققان گسترش پیدا کرد. همچنین روش‌های دیگری از جمله روش خودترمیمی با آوندها و روش خودترمیمی ریز عروقی با الهام از ساختار جانداران توسط وایت و دیگر محققین از جمله توهی و براون ارائه و توسعه داده شد. [5-7]

مکانیزم اثر میکروکپسول‌ها این گونه است که با رشد ترک در طول زمینه و رسیدن ترک به میکروکپسول، تمرکز تنش در نوک ترک ایجاد می‌شود و میکروکپسول می‌شکند. سپس مواد ترمیم کننده داخل کپسول به درون ترک نشت پیدا می‌کنند و ترک را ترمیم می‌کنند. اما اگر ترک به جای شکستن کپسول آن را دور بزند فرایند خودترمیمی به درستی انجام نمی‌گیرد [8].

شکسته شدن میکروکپسول تا حد زیادی وابسته به خواص لایه‌ی میانی¹ است که بین زمینه و میکروکپسول قرار دارد. در مدل سازی ضخامت لایه‌ی میانی را صفر در نظر می‌گیرند و برای آن از روش ناحیه‌ی چسبناک² استفاده می‌کنند. اگر لایه‌ی میانی نتواند بارگذاری را به درستی از زمینه به میکروکپسول منتقل کند، فقط یک ترک در لایه‌ی میانی ایجاد می‌شود و میکروکپسول از زمینه جدا می‌گردد.³ گیلبرت و همکاران در تعدادی مطالعه‌ی آزمایشگاهی تأثیرات وجود میکروکپسول‌ها در بتن، از جمله تأثیر بر استحکام و همچنین تأثیر تعداد و تمرکز میکروکپسول‌ها را بررسی کردند [9-12]. همچنین در تعدادی شبیه سازی اجزای محدود نیز تأثیر ضخامت به شعاع میکروکپسول، نسبت حجمی میکروکپسول به زمینه و تأثیر خواص لایه‌ی میانی بر شکست یا جدایش میکروکپسول و نیز بار نهایی شکست زمینه توسط آن‌ها بررسی شده است [8, 13-15]. همچنین گائو و همکاران در یک مدل سازی، شکست زمینه حاوی تعدادی میکروکپسول با قطر و نسبت حجمی متفاوت را بررسی کردند و میزان اثر گذاری عامل ترمیمی را به دست آوردند [16].

ماده‌ی ترمیم کننده‌ی مورد استفاده در این روش غالباً دیسیکلوپنتادین⁴ است. همچنین جنس پوسته‌ی کپسول‌ها از ماده‌ی آوره فرمالهید⁵ می‌باشد. در اکثر مواقع برای افزایش کارایی و کاهش زمان ترمیم در کنار میکروکپسول‌ها از کاتالیزور جامد گرابز⁶ به صورت پودر استفاده می‌شود [2].

آلیاژهای حافظه‌دار نیز به علت دارا بودن خواص برگشت پذیری و همچنین به عنوان عاملی برای کنار هم نگه داشتن اجزاء پس از شکست، می‌توانند در جهت خودترمیمی مؤثر واقع شوند. در برخی مطالعات از آلیاژهای حافظه‌دار به تنهایی برای خودترمیمی مواد به وسیله‌ی جلوگیری از رشد ترک و بستن دهانه‌ی ترک بهره برده شده است از جمله، مدل سازی اجزای محدود توسط بورتون و همکاران [17] که به بررسی اثر وجود سیم‌های آلیاژ حافظه‌دار در یک مدل و تأثیر آن بر تنش و بسته شدن دهانه‌ی ترک می‌پردازد و نیز مدل سازی ژو و همکاران [18] که در مدلی سه بعدی از آلیاژ حافظه‌دار به منظور خودترمیمی بهره برده‌اند [19, 20]. همچنین تحقیقاتی به صورت تجربی در زمینه‌ی ترکیب سیم‌های آلیاژ حافظه‌دار و مواد خودترمیم از جمله مواد خودترمیم ذاتی مانند پلیمرهای خودترمیم و مواد خودترمیم غیر ذاتی مانند میکروکپسول‌ها انجام گرفته است [21-23].

از آن جایی که در آزمون‌های آزمایشگاهی تشخیص شکسته شدن کپسول و همچنین به موقع بودن شکست و کارایی صحیح عامل ترمیمی ممکن نیست، این پژوهش برای درک بهتر کارکرد و فهم مکانیزم اثر میکروکپسول‌ها و ارتقای

5 Urea-formaldehyde

6 Grubbs

7 Abaqus

8 XFEM

1 Interface

2 Cohesive Zone Method (CZM)

3 Debonding

4 Dicyclopentadine (DCPD)

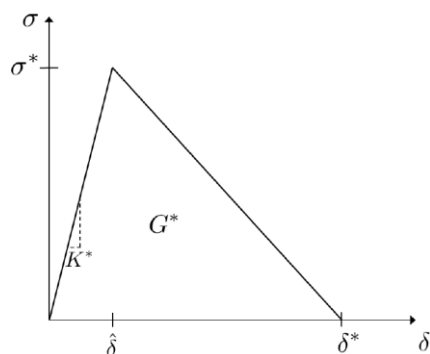


Fig. 1 Traction-Separation Law [10]

شکل 1 قانون کشش-جدایش [10]

3- هندسه مدل و مش بندی

1-1- تحقیقات آزمایشگاهی

برای انتخاب ابعاد و خواص نمونه، ابتدا موارد آزمایشگاهی بررسی گردیده و سپس خواص مرسوم مورد استفاده قرار گرفت. نسبت حجمی میکروکپسول به زمینه در حالت آزمایشگاهی در موارد مختلف از 0.5٪ تا 27٪ متغیر است. در حالت عملی برای تغییر این نسبت، تعداد میکروکپسول‌ها تغییر داده می‌شود، اما در حالت شبیه‌سازی این فرایند با افزایش یا کاهش قطر میکروکپسول و نیز با افزایش و کاهش اندازه‌های زمینه صورت می‌پذیرد. قطر میکروکپسول‌ها در موارد آزمایشگاهی بسته به نوع آن‌ها از 25 میکرومتر تا 500 میکرومتر یا در مواردی از 1.1 تا 7.2 میلی‌متر و در موارد دیگر از 1.7 تا 2.3 میلی‌متر متغیر می‌باشد. هر چند شبیه‌سازی یک میکروکپسول منفرد در زمینه با واقعیت تفاوت دارد اما نتایج به‌دست آمده از این شبیه‌سازی‌ها با نتایج عملی شباهت فراوانی دارد [7, 13, 16, 28].

در تعدادی از آزمایش‌ها، از سیم‌های آلایژ حافظه‌دار به‌منظور مقاوم‌سازی و نیز ترمیم ماده استفاده شده است. همچنین آزمایش‌هایی از ترکیب سیم‌های آلایژ حافظه‌دار با میکروکپسول‌های خودترمیم برای بهبود عملکرد مواد استفاده شده است. که در بعضی از آن‌ها ماده تحت خمش سه‌نقطه قرار گرفته و در برخی دیگر ماده تحت تنش کششی تک‌محوره می‌باشد. نتایج بیانگر تأثیر مثبت این فرایند بر رفتار ماده هنگام شکست و در زمان بهبود است. نوع آلایژ استفاده شده نیکل-تیتانیوم، نیکل-تیتانیوم-مس، قطر استفاده شده بازه تغییرات زیادی دارد [20, 21, 23]، برای مثال در مقاله‌ای از حسن و همکاران [19] 5 سیم با قطر 252 میکرومتر برای خودترمیمی مدلی مستطیلی با ابعاد 5 میلی‌متر در 6 میلی‌متر استفاده شده یا در مقاله‌ای کیرکی و همکاران [22] از سیم‌هایی با قطر 150 میکرومتر استفاده کردند در حالی که ژو [18] از سیم‌هایی با قطر 870 میکرومتر استفاده کرد و گابریل و همکاران [29] در مقاله‌ای از سیم با قطر 2 میلی‌متر بهره بردند. نسبت حجمی سیم‌ها نیز از کمتر از 0.1٪ تا 12٪ متغیر است. دمای گرم کردن هم بسته به جنس آلایژ تا 180 °C می‌رسد.

2-3- مدل مورد بررسی

نمونه مورد نظر یک زمینه مکعبی از جنس بتن با ابعاد 10×10×10 میلی‌متر می‌باشد. در مرکز این زمینه یک حفره با شعاع 500 میکرومتری وجود دارد که محل قرارگیری میکروکپسول شیشه‌ای به ضخامت 100 میکرومتر است. به‌منظور افزایش استحکام ماده و همچنین بالا بردن بازده خودترمیمی، تعدادی سیم آلایژ حافظه‌دار به شعاع 200 میکرومتر و طول 9 میلی‌متر به نمونه افزوده

$$X = -\frac{\partial \Psi}{\partial e^{tr}} = s - \left[\langle \beta(T - T_m) \rangle + h \|e^{tr}\| + \frac{\partial \varphi_{el}(e^{tr})}{\partial \|e^{tr}\|} \right] \frac{\partial \|e^{tr}\|}{\partial e^{tr}} \quad (5)$$

و با معرفی قانون نمو کرنش تغییر فاز، مدل آلایژ حافظه‌دار تکمیل می‌گردد.

$$\dot{e}^{tr} = \xi \frac{\partial F(X)}{\partial \sigma} \quad (6)$$

F نقش تابع حد یا تسلیم و ξ نقش ضریب سازگاری تغییر فاز را دارد. در این مدل تابع حد F به‌صورت زیر تعریف می‌گردد:

$$F(X) = \|X\| - R \quad (7)$$

در این رابطه R شعاع سطح تغییر فاز می‌باشد. این مدل و الگوریتم عددی آن در زیر برنامه یومت¹ در نرم‌افزار آباکوس پیاده سازی شده [26] که می‌توان اثر آلایژ حافظه‌دار را در سازه‌های متنوع بررسی نمود.

2-2- قوانین حاکم بر مواد خودترمیم

برهم‌کنش بین سطح خارجی کپسول و سطح داخلی زمینه متکی بر نوعی رفتار چسبندگی سطح‌محور است که تابع قانون کشش-جدایش است. شماتیک این قانون در شکل 1 نشان داده شده است. قانونی که بر لایه میانی حاکم است، شامل یک مدل ناحیه چسبناک دو خطی است که بیان تحلیلی آن توسط رابطه زیر تعریف می‌شود:

$$\sigma = \begin{cases} K^* \delta & \text{if } 0 \leq \delta \leq \delta^* \\ \sigma^* \left(\frac{\delta^* - \delta}{\delta^* - \delta^*} \right) & \text{if } \delta^* \leq \delta \leq \delta^* \\ 0 & \text{if } \delta \geq \delta^* \end{cases} \quad (8)$$

که σ^* حداکثر استحکام اتصال، δ^* فاصله‌ی بین سطوح در مقدار اوج کشش و K^* نماد سفتی لایه میانی است. چقرمگی شکست اتصال نیز از سطح زیر نمودار محاسبه می‌شود، که در این حالت برابر است با $G^* = \frac{1}{2} \sigma^* \delta^*$ و نشان دهنده‌ی کل انرژی تلف شده هنگام جدایش کامل دو سطحی است که در ابتدا به هم پیوسته بوده‌اند. σ^* و δ^* از لحاظ فیزیکی و آزمایشگاهی معنای واضحی دارند اما پارامتر K^* (که به‌عنوان سفتی پنالتی² نیز شناخته می‌شود) برای لایه میانی با ضخامت صفر، تفسیر و مفهوم تجربی ملموسی ندارد. نرم‌افزار آباکوس K^* را به‌عنوان تابعی از سفتی دو ماده‌ی مجاور محاسبه می‌کند و هم‌زمان از تأثیر سفتی لایه‌ی میانی³ بر سفتی کلی زمینه -کپسول نیز جلوگیری می‌کند.

برای سادگی، یک فرمول غیر زوج انتخاب شده است، این قانون در هر دو جهت عمودی و مماسی تماس، به‌طور مستقل اعمال می‌شود. این ویژگی باعث می‌شود که هنگام به‌وجود آمدن یک جدایش عمودی خالص بین دو نقطه در حال برهم‌کنش⁴، هیچ نیروی چسبندگی در جهت مماسی رخ ندهد. به‌همین ترتیب، یک جابجایی مماسی خالص هیچ نیروی چسبندگی در جهت عمودی ایجاد نمی‌کند [15].

با اعمال دما به سیم‌های آلایژ حافظه‌دار، مقداری انتقال گرما به میکروکپسول و زمینه نیز، صورت می‌گیرد، که می‌تواند موجب ایجاد تغییراتی در خواص آن‌ها شود [27]. اما به‌منظور سادگی و پرهیز از خطاها و عدم قطعیت‌های احتمالی از تأثیر دما بر خواص میکروکپسول و زمینه، مشابه برخی دیگر از تحقیقات از جمله [17] صرف‌نظر شده است.

جدول 2 خواص آلیاژ حافظه‌دار [17]

Table 2 Shape memory alloy properties [17]

مقدار	پارامتر	مقدار	پارامتر
11.2	β (MPa/°C)	67	E (GPa)
0.082	ϵ_l	82	R (MPa)
33	T_m (°C)	0.3	ν (-)
		863	h (MPa)

4- صحت سنجی

4-1- صحت سنجی میکروکپسول

برای صحت سنجی نمونه با نتایج به‌دست آمده از مقاله‌ی گیلبرت و همکاران [13] که در مورد استفاده از میکروکپسول در پلیمر می‌باشد، مقایسه شده است. در این مدل‌سازی، زمینه یک مکعب توخالی از جنس رزین اپوکسی و میکروکپسول از جنس اوره فرمالدهید می‌باشد. خواص مواد و شماتیک مدل به‌ترتیب در جدول 3 و شکل 3 آورده شده‌اند. در این مقاله برای شبیه‌سازی رشد ترک و شکست از روش المان محدود توسعه یافته استفاده شده است. همچنین برای اتصال دو سطح میکروکپسول و زمینه از چسبندگی طبق قانون کشش-جدایش استفاده شده است. مدل در قسمت پایینی در جهت X و Y مقید شده است. به سطح بالایی نمونه یک جابجایی عمودی به‌طور شبه استاتیکی و تابع زمان در نقطه مرجع⁵ وارد می‌شود. مقدار این جابجایی 0.1٪ طول ضلع مکعب می‌باشد. در این مدل‌سازی، مش دارای ساختار خطی 8 گره (C3D8) مورد استفاده قرار گرفته است. مدت زمان حل برای یک نمونه با دو سیم 200 میکرومتری و میکروکپسول 500 میکرومتری 335 دقیقه می‌باشد. سیستم مورد استفاده Intel Core i7-5500U CPU 8 GB RAM است.

نمودارهای تنش-کرنش برای نسبت ضخامت به شعاع 0.055 در دو حالت با استحکام چسبندگی 5 مگاپاسکال در شکل 4 و 2 مگاپاسکال در شکل 5 نشان داده شده است، نتایج به دست آمده از شبیه‌سازی با نتایج مقاله مقایسه شد و مطابقت خوبی مشاهده گردید.

جدول 3 خواص میکروکپسول و زمینه برای صحت سنجی [13]

Table 3 Microcapsule and matrix properties for verification [13]

G^* (J/m ²)	σ^* (MPa)	ν	E (GPa)	
88	39	0.38	3.4	زمینه
100	55	0.33	3.7	کپسول
1	2.5	-	-	لایه میانی

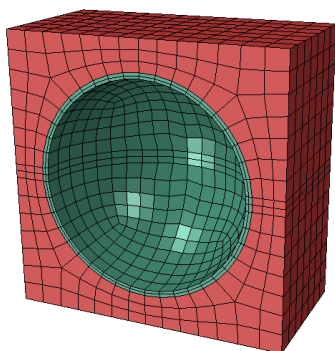


Fig. 3 A validation model based on the finite element method

شکل 3 مدل اجزاء محدود جهت صحت سنجی

شده است. تعداد این سیم‌ها 2 یا 4 می‌باشد. همان‌طور که در شکل 2 قابل مشاهده است به‌علت وجود تقارن و برای سادگی نصف نمونه مدل‌سازی شده است. نسبت حجمی کپسول در این مدل‌سازی از 0.01 تا 1.45٪ است. نسبت حجمی سیم‌ها نیز از 0.13٪ تا 0.7٪ حجم مدل است.

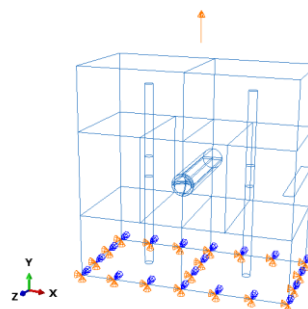


Fig. 2 The schematic of a 4 wire 1/2 symmetric model

شکل 2 شماتیک مدل‌سازی شده 4 سیم برای حالت مدل متقارن 1/2

ابتدا سطح بالایی مکعب تحت جابجایی 5 میکرومتری در جهت Y قرار دارد. سطح پایینی در جهت X و Y مقید شده است. از آنجایی که نصف نمونه مدل‌سازی شده است، یک شرط مرزی متقارن نیز برای سطوح میانی مدل، ایجاد می‌شود. به‌منظور سادگی در ابتدا یک ترک به اندازه‌ی 500 میکرومتر در وسط زمینه ایجاد شده است. همچنین میدان دمایی که به‌عنوان شرط مرزی اولیه به سیم‌ها داده شده است در ابتدا 27°C می‌باشد.

از المان سه‌بعدی 8 گره‌ای (C3D8) در مش‌بندی زمینه، میکروکپسول و سیم‌ها استفاده شده است. اندازه‌ی مش به‌طور متوسط در زمینه 150 میکرومتر، در میکروکپسول 70 میکرومتر و در سیم‌ها 250 میکرومتر است. لایه میانی بین میکروکپسول و زمینه نیز با استفاده از تماس با رفتار چسبناک¹ و خرابی² تعریف می‌گردد و به این دلیل که در شبیه‌سازی هیچ ضخامتی ندارد، مش‌بندی نمی‌شود. سیم‌های آلیاژ حافظه‌دار با استفاده از روش ناحیه جاگذاری³ در زمینه مقید می‌شوند. همچنین در فصل مشترک اجزاء با یکدیگر سعی شده با پارتیشن‌بندی، مش‌بندی منظم و ریزتری ایجاد شود. بر این اساس تعداد المان‌ها بر اساس تعداد و اندازه سیم‌ها و اندازه و ضخامت میکروکپسول تغییر می‌کند. به‌عنوان مثال برای نمونه با یک سیم 200 میکرومتری و میکروکپسول 500 میکرومتری، تعداد المان زمینه 120، المان سیم و 348 المان میکروکپسول ایجاد شده است. خواص مواد مورد استفاده در مقاله در جدول‌های 1 و 2 آورده شده‌اند.

شبیه‌سازی در سه مرحله⁴ 1 ثانیه‌ای انجام می‌گیرد. مرحله‌ی اول اعمال جابجایی، در دمای 27 °C تا 5 میکرومتر به سطح بالایی مدل، مرحله‌ی دوم باربرداری و مرحله‌ی سوم دادن گرما تا دمای 90 °C به سیم‌ها و شروع فرایند بازگشت‌پذیری می‌باشد.

جدول 1 خواص میکروکپسول شیشه‌ای و زمینه بتنی [8]

Table 1 Glass microcapsule and concrete matrix properties [8]

G^* (J/m ²)	σ^* (MPa)	ν	E (GPa)	
12	2	0.21	40	زمینه
7	40	0.21	70	کپسول
8,100	1,40	-	-	لایه میانی

¹ Cohesive behavior

² Damage

³ Embedded region

⁴ Step

⁵ Reference point

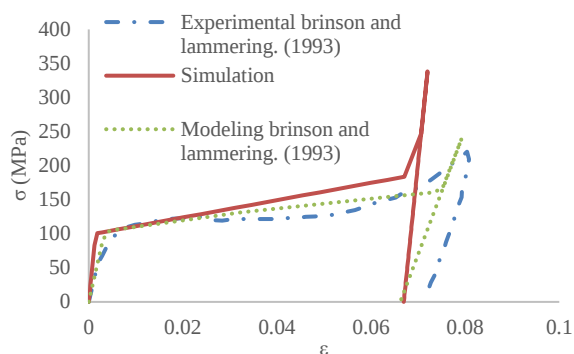


Fig. 6 SMA behavior simulation results in comparison with Brinson and Lammering. (1993) in -10°C temperature

شکل 6 مقایسه شبیه‌سازی رفتار آلیاژ حافظه‌دار با نتایج مقاله برینسون و لامرینگ در دمای -10°C

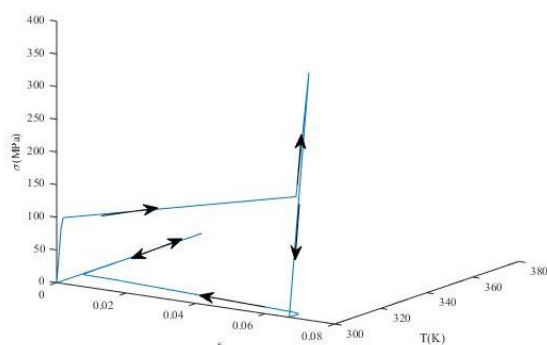


Fig. 7 Stress-strain-temperature curve of SMA under induced of temperature and stress cycle

شکل 7 منحنی تنش-کرنش-دما آلیاژ حافظه‌دار تحت چرخه اعمال دما و تنش

5- نتایج و بحث

1- تأثیر وجود سیم آلیاژ حافظه‌دار

در ابتدا تأثیر وجود و عدم وجود سیم آلیاژ حافظه‌دار بر تنش نهایی شکست بررسی شده است (شکل 8). در تمام این حالات شعاع میکروکپسول 500 میکرومتر و شعاع سیم 200 میکرومتر است. از نتایج پیداست که افزودن سیم به نمونه تحت کشش باعث بالا رفتن تنش نهایی آن می‌شود. مشخصاً با افزودن یک سیم افزایش 4٪ و با دو سیم افزایش 8٪ تنش نهایی شکست را شاهد هستیم. روهاتگی در مقاله‌ای آزمایشگاهی تأثیر استفاده از سیم حافظه‌دار را بررسی کرده و تأثیری مشابه نتایج شبیه‌سازی حاضر در شکل 8 دیده است [31]. همچنین بونیل و همکاران نیز با افزودن سیم به نمونه‌ای افزایش 7٪ تنش نهایی شکست را مشاهده کردند.

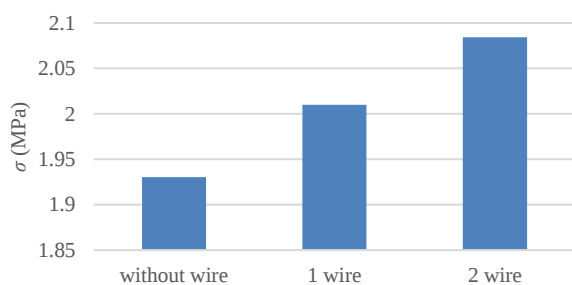


Fig.8 The effect of SMA on ultimate fracture stress

شکل 8 تأثیر سیم آلیاژ حافظه‌دار بر تنش نهایی شکست مدل

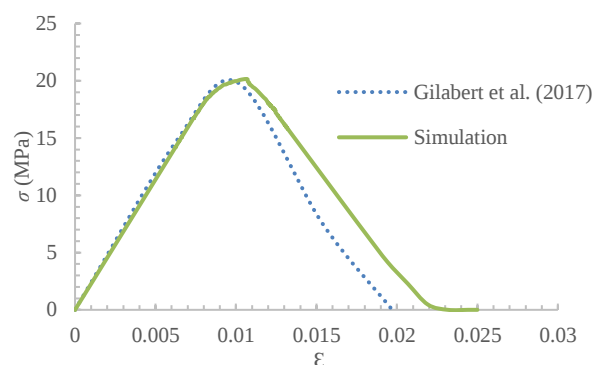


Fig. 4 Simulation results in comparison with Gilabert et al. (2017) using 5 MPa as the interface strength

شکل 4 مقایسه شبیه‌سازی با نتایج مقاله گیلبرت و همکاران در حالت استفاده از چسب با استحکام لایه میانی 5 مگاپاسکال

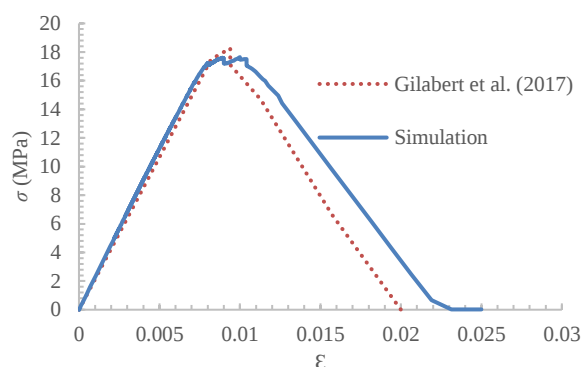


Fig. 5 Simulation results in comparison with Gilabert et al. (2017) using 2 MPa as the interface strength

شکل 5 مقایسه شبیه‌سازی با نتایج مقاله گیلبرت و همکاران در حالت استفاده از چسب با استحکام لایه میانی 2 مگاپاسکال

2-4- صحت سنجی آلیاژ حافظه‌دار

به منظور صحت سنجی رفتار آلیاژ حافظه‌دار، از نتایج مقاله‌ی برینسون و لامرینگ [30] استفاده شد. در این مقاله، رفتار تنش-کرنش آلیاژ حافظه‌دار، با خواص مشابه جدول 2 در دماهای مختلف، به صورت آزمایشگاهی و مدل سازی بررسی شده است. به این منظور، یک المان حجمی نماینده، به طور مکعبی شبیه‌سازی شد و نتایج به دست آمده با نتایج این مقاله مقایسه گردید. مش بندی مورد استفاده برای المان حجمی نماینده، از نوع C3D8 می‌باشد. همچنین دمای آلیاژ حافظه‌دار، در مرحله بارگذاری و باربرداری ثابت، و برابر با -10°C می‌باشد. پس از بررسی انجام گرفته، مطابقت خوبی بین نتایج حاصل از شبیه‌سازی، با داده‌های مقاله برینسون و لامرینگ مشاهده شد. نمودار این مقایسه در شکل 6 قابل مشاهده است.

در ادامه برای مشاهده‌ی رفتار آلیاژ حافظه‌دار، در چرخه‌ی دمایی مورد بررسی، نمودار تنش-کرنش-دما، برای یک المان حجمی نماینده مکعبی رسم شد. منحنی رسم شده، در شکل 7 آورده شده است. در این چرخه، ابتدا با بارگذاری و افزایش تنش در دمای ثابت، کرنش نمونه افزایش می‌یابد. سپس با باربرداری در دمای ثابت، تنش به مقدار صفر، کاهش پیدا می‌کند. در مرحله‌ی سوم، در تنش ثابت صفر، با افزایش دما، کرنش نیز به مقدار صفر کاهش می‌یابد و در مرحله‌ی آخر، دما در تنش و کرنش ثابت به مقدار اولیه خود کاهش می‌یابد.

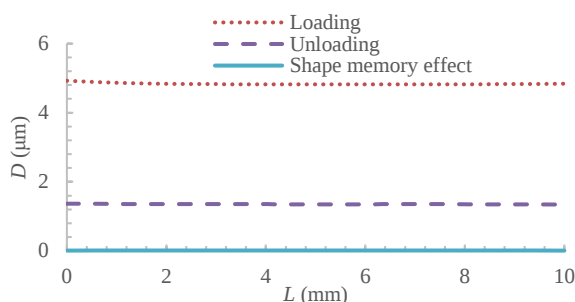


Fig. 11 Crack opening distance at the end of each step for two wires

شکل 11 بازشدگی ترک در انتهای هر مرحله برای دو سیم

کانتور جابجایی محوری برای حالت یک سیم حین رشد ترک، پس از بارگذاری و پس از اثر حافظه‌داری سیم در شکل‌های 12 تا 16 نشان داده شده است. مطابق شکل 12 واضح است که در ناحیه‌ای که ترک رشد می‌کند، جابجایی محوری بیشتری اتفاق می‌افتد. همچنین مطابق شکل 13 پس از رشد کامل ترک و شکسته شدن زمینه و کپسول در انتهای وضعیت بارگذاری، جابجایی محوری یکنواختی مشاهده می‌شود. در شکل 14 پیوستگی جابجایی در سیم قابل مشاهده است. طبق شکل 15 این جابجایی محوری در نیمه بالایی زمینه، پس از اعمال دما و فعال شدن اثر حافظه‌داری سیم، به طور یکنواختی به سمت صفر میل می‌کند. در شکل 16 نیز می‌توان مقدار جابجایی نهایی سیم و تغییرات پیوسته آن، در قسمت میانی را مشاهده نمود.

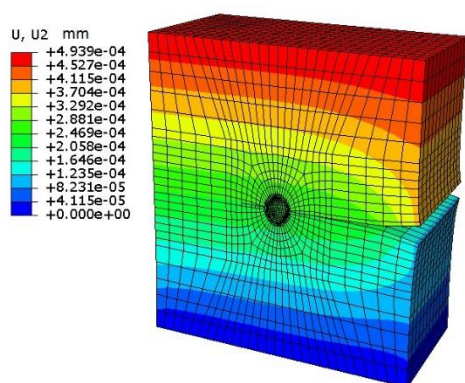


Fig. 12 Axial displacement contour for a model with 1 wire and a radius of 0.5 mm

شکل 12 کانتور جابجایی محوری برای نمونه با یک سیم و شعاع کپسول 0.5 mm حین رشد ترک

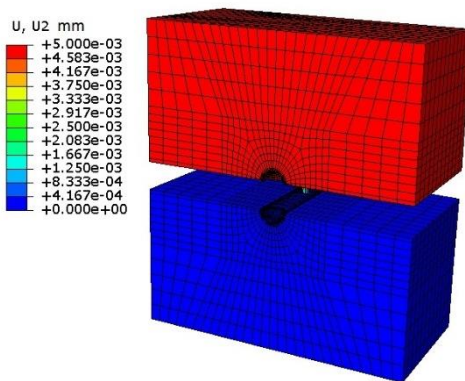


Fig. 13 Axial displacement contour for a model with 1 wire and a radius of 0.5 mm after loading

شکل 13 کانتور جابجایی محوری برای نمونه با یک سیم و شعاع کپسول 0.5 mm پس از بارگذاری

سیم آلیاژ حافظه‌دار در فرایند بازگشت‌پذیری از خود عملکرد بسیار خوبی نشان داد، همانطور که در شکل 10 مشاهده می‌شود، با افزودن تنها یک سیم به نمونه، می‌توان بازشدگی ترک را از 5 میکرومتر به 0.02 میکرومتر رساند. این پارامتر برای دو سیم به 0.008 میکرومتر می‌رسد. تأثیر تعداد سیم‌ها بر بسته شدن ترک پس از باربرداری و پس از فعال شدن اثر حافظه‌داری به ترتیب در شکل‌های 9 و 10 نشان داده شده‌اند.

و نیز مقایسه بین بازشدگی ترک در وضعیت‌های مختلف برای دو سیم حافظه‌دار در شکل 11 نشان داده شده است، اثرگذاری سیم بر بسته شدن ترک در این شکل کاملاً مشهود است، به‌طوری که دهانه‌ی ترک که در ابتدا 5 میکرومتر باز شده بود پس از باربرداری به نزدیک 1.5 میکرومتر می‌رسد و با فعال شدن خاصیت بازگشت‌پذیری آلیاژ حافظه‌دار، به کمتر از 0.01 میکرومتر می‌رسد. میزان بسته شدن ترک برای یک سیم 99.6% و برای دو سیم 99.8% است در مقاله‌ای آزمایشگاهی از ژو و همکاران [18] نیز با بهره‌گیری از سیم آلیاژ حافظه‌دار و بررسی با حالت بدون سیم دیده شد که بازشدگی ترک 60% کاهش یافته و در مقاله‌ای آزمایشگاهی از بونیلا و همکاران [23] برای حالت بی‌سیم و سیم‌دار بررسی انجام شده و وقتی از سیم استفاده شده، بازشدگی ترک 74% کاهش یافته است. همچنین آقامیرزاده و همکاران نیز در تحقیقی آزمایشگاهی نتیجه همسو ارائه داده است [32]. دلیل اختلافی که بین نتایج آزمایشگاهی و نتایج این شبیه‌سازی در مقدار بسته شدن ترک وجود دارد این است که در این شبیه‌سازی لایه‌ی چسبی که پس از شکست از کپسول خارج می‌شود در نظر گرفته نشده است. در واقعیت این چسب پس از خروج از کپسول، در شکاف ترک قرار می‌گیرد و بسته شدن ترک را تا حدی محدود می‌کند.

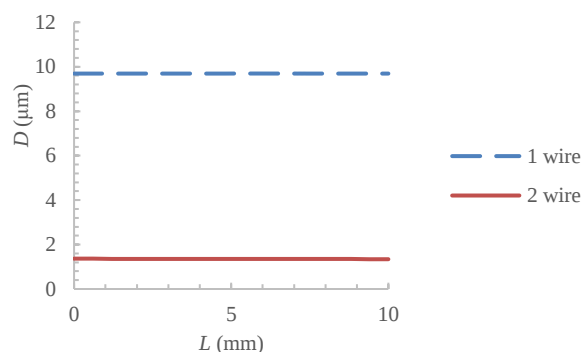


Fig. 9 Crack opening distance after unloading

شکل 9 بازشدگی ترک بعد از باربرداری

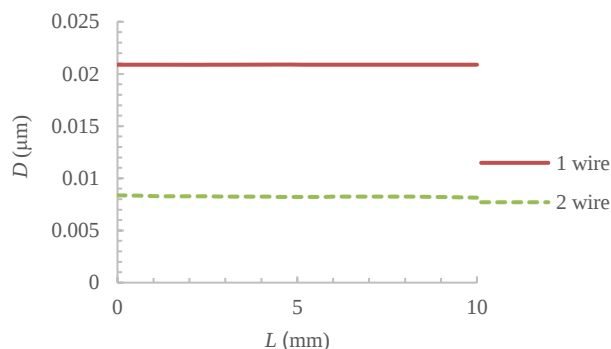


Fig. 10 Crack opening distance at the end of shape memory recovery

شکل 10 بازشدگی ترک در انتهای حالت حافظه‌داری

2-5- تأثیر قطر سیم‌ها

پارامتر دیگری که مورد بررسی قرار گرفته است، تأثیر شعاع سیم‌های آلیاژ حافظه‌دار بر عملکرد خودترمیمی می‌باشد. در ابتدا تأثیر این پارامتر بر تنش نهایی شکست، مورد ارزیابی قرار گرفته است. همانطور که در شکل 17 قابل مشاهده است، با افزایش شعاع سیم‌ها، تنش نهایی شکست نیز افزایش می‌یابد.

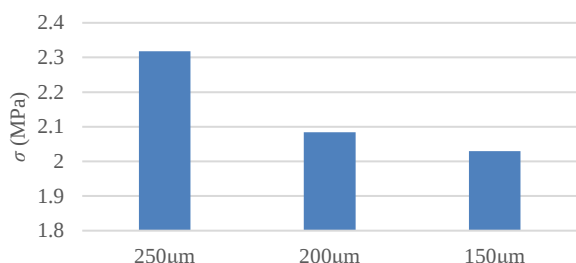


Fig. 17 Ultimate fracture stress in the model with different wire radius
شکل 17 تنش نهایی شکست در نمونه با سیم‌های با شعاع متفاوت

در ادامه تأثیر شعاع سیم‌ها بر روند کلی تنش در جهت اعمال کشش در زمینه و سیم‌ها نیز بررسی شده و نتایج، نشان دهنده آن است که با افزایش این پارامتر، تنش‌ها به‌طور کلی هم در زمینه و هم در سیم‌ها افزایش می‌یابند (شکل 18 و شکل 19).

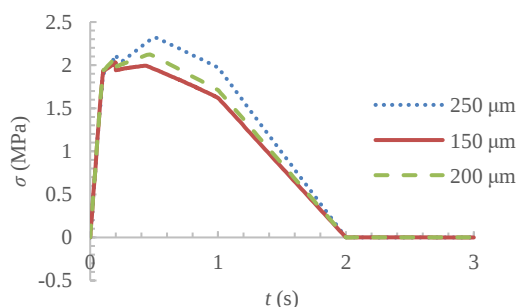


Fig. 18 Stress in the direction of applying tension in the matrix due to the radius of the wires

شکل 18 تنش در راستای اعمال کشش در زمینه تحت اثر شعاع سیم‌ها

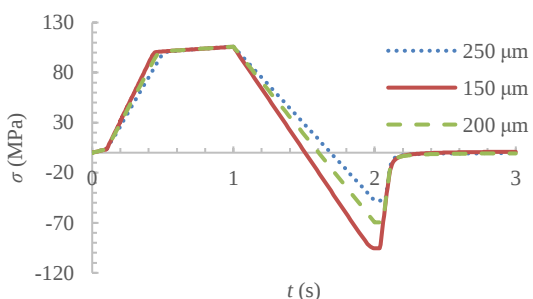


Fig. 19 Stress in the direction of applying tension in the wires under the effect of the radius of the wires

شکل 19 تنش در راستای اعمال کشش در سیم‌ها تحت اثر شعاع سیم‌ها

برای بررسی تأثیر تغییر شعاع سیم‌ها بر بسته شدن ترک، در شکل‌های 20 و 21 بازشدگی ترک به ترتیب در حالت باربرداری و پس از فعال شدن اثر حافظه‌داری نشان داده شده است. از نتایج به‌دست آمده می‌توان دریافت که سیم 200 میکرومتری در هر دو حالت عملکرد خوبی دارد اما سیم با شعاع 150 میکرومتر نمی‌تواند به درستی اثر حافظه‌داری را اعمال کند و همچنین

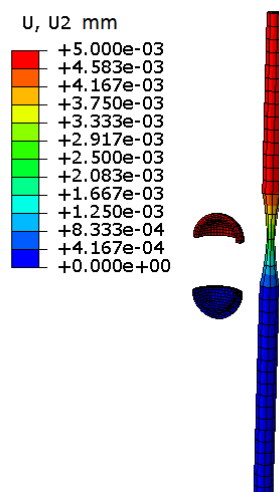


Fig. 14 Axial displacement contour of wire and a 0.5 mm capsule after loading

شکل 14 کانتور جابجایی محوری سیم و کپسول 0.5 mm پس از بارگذاری

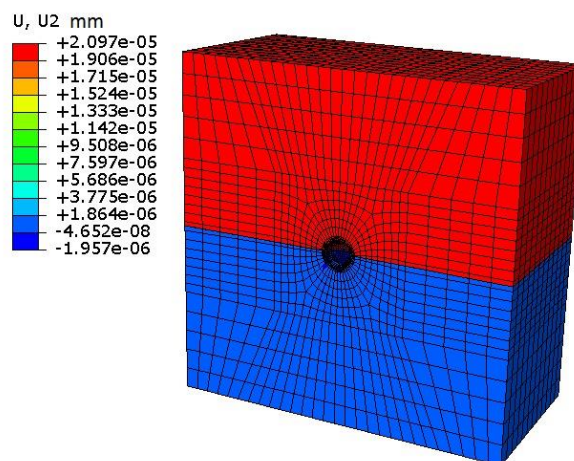


Fig. 15 Axial displacement contour for a model with 1 wire and a radius of 0.5 mm after shape memory effect

شکل 15 کانتور جابجایی محوری برای نمونه با یک سیم و شعاع کپسول 0.5 mm پس از اثر حافظه‌داری

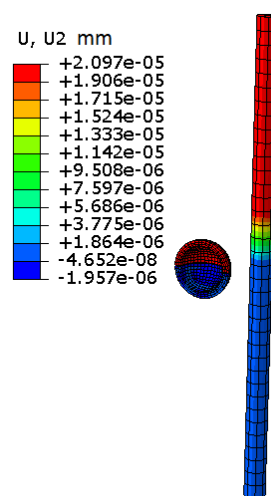


Fig. 16 Axial displacement contour of wire and a 0.5 mm capsule after shape memory effect

شکل 16 کانتور جابجایی محوری سیم و کپسول 0.5 mm پس از اثر حافظه‌داری

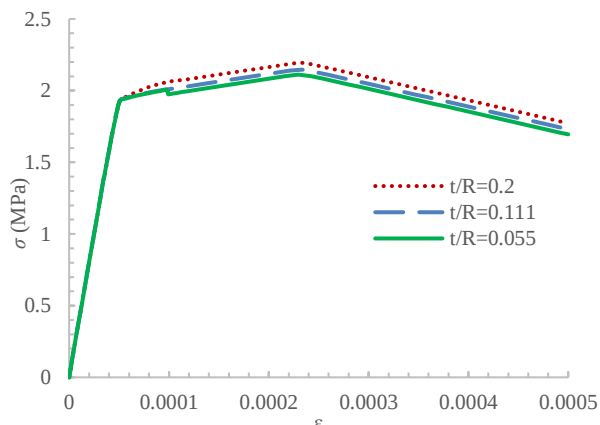


Fig. 22 The effect of capsule thickness ratio on the stress-strain diagram for a two-wire sample

شکل 22 تأثیر نسبت ضخامت کپسول بر نمودار تنش-کرنش در نمونه با دو سیم

همچنین دیگر عاملی که با تغییر نسبت ضخامت مورد ارزیابی قرار گرفت، تنش نهایی شکست زمینه بود. نتایج به دست آمده از این بررسی برای حالت دارای سیم و بدون سیم به ترتیب در شکل‌های 24 و 25 آورده شده‌اند.

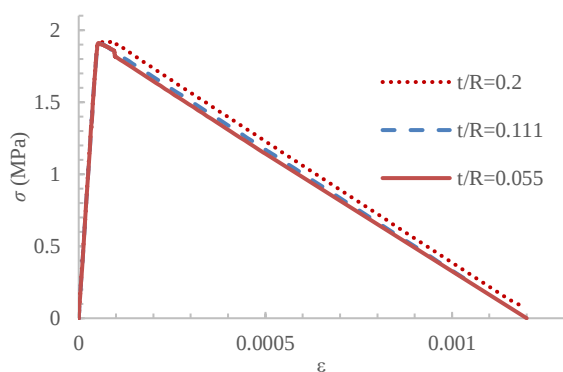


Fig. 23 The effect of capsule thickness ratio on the stress-strain diagram for a wireless sample

شکل 23 تأثیر نسبت ضخامت کپسول بر تنش نهایی شکست در نمونه بدون سیم

در نمونه دارای دو سیم، با افزایش نسبت ضخامت، تنش نهایی شکست نیز افزایش می‌یابد. برای نمونه با دو سیم، با افزایش نسبت ضخامت از 0.055 تا 0.2 شاهد افزایش 9٪ تنش نهایی شکست هستیم. این نتایج با نتایج مقاله‌ی گیلبرت و همکاران [13] همخوانی دارد. این محققان با افزایش نسبت ضخامت از 0.011 تا 0.111 افزایش تنش 30٪ را گزارش کردند.



Fig. 24 The effect of capsule thickness ratio on the ultimate fracture stress in a two-wire sample

شکل 24 تأثیر نسبت ضخامت کپسول بر تنش نهایی شکست در نمونه با دو سیم

سیم با شعاع 250 میکرومتری پس از باربرداری از خود مقاومت بیشتری در بازگشت نشان می‌دهد. و به همین علت حتی پس از فعال شدن اثر حافظه‌داری نسبت به سیم 200 میکرومتری عملکرد ضعیف‌تری نشان می‌دهد. همچنین با توجه به مطالعات انجام شده در عمل، هنگامی که قطر سیم آلیاژ حافظه‌دار افزایش می‌یابد، یکنواختی ساختار کامپوزیت کاهش یافته که منجر به کاهش خواص مکانیکی می‌شود. همچنین با افزایش شعاع سیم آلیاژ حافظه‌دار، استحکام چسبندگی در فصل مشترک سیم/زمینه کاهش یافته که در نهایت موجب کاهش خواص نهایی کامپوزیت می‌شود [33-36].

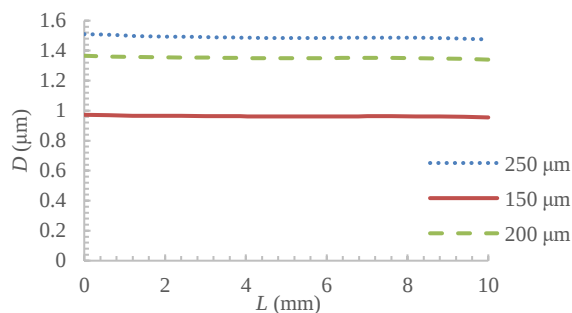


Fig. 20 Crack opening distance after loading with different wire radius
شکل 20 بازشدگی ترک پس از باربرداری در نمونه با شعاع متفاوت سیم‌ها

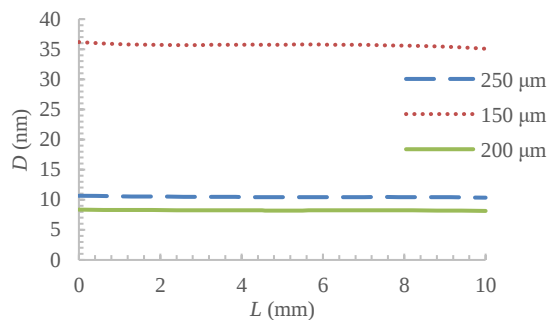


Fig. 21 Crack opening distance after activating the memory effect with different wire radius

شکل 21 بازشدگی ترک پس از فعال شدن اثر حافظه‌داری در نمونه با شعاع متفاوت سیم‌ها

3-5- تأثیر نسبت ضخامت میکروکپسول

پارامتر دیگری که در ادامه بررسی گردید، تأثیر نسبت ضخامت کپسول (نسبت شعاع پوسته کپسول به شعاع کپسول) است. به این منظور نمونه‌ها در وضعیت بدون سیم و با دو سیم با شعاع 200 میکرومتر، در سه نسبت ضخامت متفاوت ارزیابی شدند و شکسته شدن کپسول و یا جدا شدن کپسول از زمینه سنجیده شد. در تمام حالات استحکام لایه میانی 2 مگاپاسکال می‌باشد. از نتایج شکل‌های 22 و 23 فهمیده شد که اگر کپسول از زمینه جدا گردد، می‌توان با کاهش نسبت ضخامت (درحالی‌که دیگر پارامترها ثابت نگه داشته شده‌اند) از جدا شدن آن جلوگیری کرد و کاری کرد که کپسول شکسته نشود.

طبق شکل‌های 22 و 23 زمانی که کپسول شکسته می‌شود، در نمودار تنش-کرنش یک افت کوچک اتفاق می‌افتد (برای هر دو شکل این افت حوالی کرنش 0.0001 رخ داده است) اما وقتی کپسول جدا می‌شود، نمودار با شیب قبلی ادامه می‌یابد. در نتیجه در سه نسبت ضخامت مورد بررسی در هر دو حالت با سیم و بدون سیم، تنها در نسبت ضخامت 0.055 کپسول شکسته می‌شود.

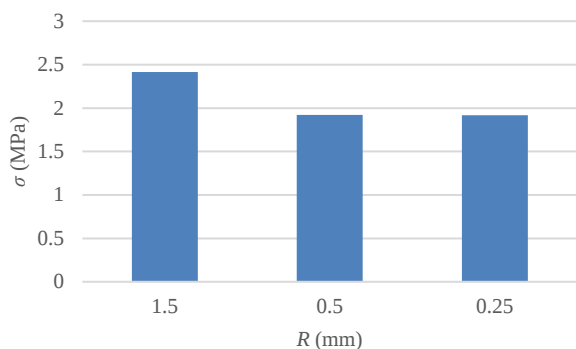


Fig. 27 Effect of microcapsule radius on ultimate fracture stress in wireless sample

شکل 27 تأثیر شعاع میکروکپسول بر تنش نهایی شکست در نمونه بدون سیم

کانتورهای تنش در راستای کشش برای شعاع 1.5 میلی‌متری در شکل 28 نشان داده شده است. در این حالت، ترک، میکروکپسول را دور می‌زند و کپسول، از زمینه جدا می‌گردد. در این حالت، خودترمیمی به‌درستی اتفاق نمی‌افتد. با این حال که میکروکپسول از زمینه جدا شده، تنش در میکروکپسول و اطراف میکروکپسول، در زمینه وجود دارد. علت این تنش به‌دلیل ایده‌آل نبودن نوع مش است. هرچند ممکن است که شکل 28 این تصور را به وجود بیاورد که میکروکپسول به طور کامل از زمینه فاصله گرفته، اما باید در نظر داشت که در شکل 28 تمامی جابجایی‌ها و تغییر شکل‌ها جهت مشاهده بهتر 20000 برابر شده‌اند. همچنین در حالت ایده‌آل، کپسول باید از دو سمت بالا و پایین، همزمان جدا شود که این امر در شبیه‌سازی اتفاق نمی‌افتد.

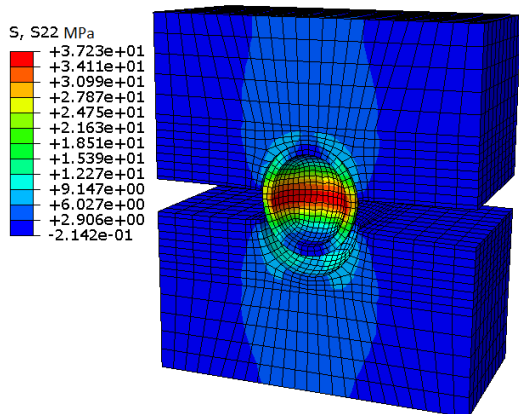


Fig. 28 Stress contour in tension direction for wireless model with 1.5 mm capsule radius

شکل 28 کانتورهای تنش در راستای کشش برای نمونه بدون سیم و شعاع کپسول 1.5 mm

5-5- تأثیر استحکام لایه میانی

پارامتر دیگر مورد ارزیابی، استحکام لایه میانی می‌باشد. همان‌طوری‌که انتظار می‌رود، افزایش استحکام لایه میانی در حالتی که دیگر پارامترها ثابت هستند، موجب افزایش احتمال شکسته شدن میکروکپسول می‌گردد. این نتیجه نیز در هر دو حالت بدون سیم و دو سیم 200 میکرومتری یکسان است. نمونه مورد بررسی در این حالت دارای میکروکپسول با نسبت ضخامت 0.2 و شعاع 500 میکرومتر است. طبق شکل 29 در وضعیت حاوی دو سیم، با افزایش این پارامتر، تنش نهایی شکست نیز افزایش می‌یابد. مشابهاً در حالت بدون سیم در

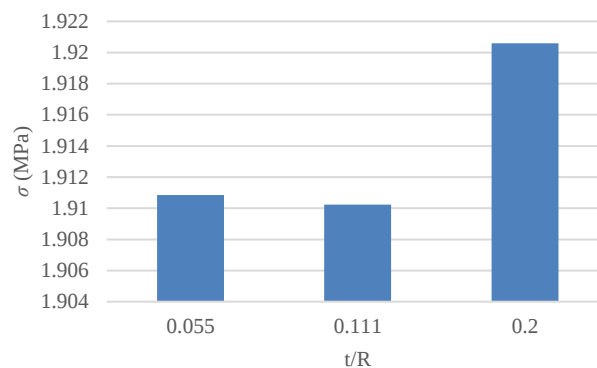


Fig. 25 Effect of capsule thickness ratio on ultimate fracture stress in wireless sample

شکل 25 تأثیر نسبت ضخامت کپسول بر تنش نهایی شکست در نمونه بدون سیم

4-5- تأثیر شعاع میکروکپسول

در بررسی دیگر، تأثیر شعاع میکروکپسول (نسبت حجمی) بر عملکرد شکست میکروکپسول و تنش نهایی شکست بررسی شده است (شکل 26 و 27). برای این کار، از سه شعاع متفاوت کپسول در حالت بدون سیم و حالت دارای دو سیم با شعاع 200 میکرومتری استفاده شده است. در تمامی حالات استحکام لایه میانی 5 مگاپاسکال می‌باشد و همچنین نسبت ضخامت کپسول 0.2 است. پس از بررسی مشخص گردید که افزایش یا کاهش شعاع میکروکپسول بر شکسته شدن یا جدا شدن آن از زمینه تأثیری ندارد. و در تمامی حالات میکروکپسول از زمینه جدا می‌گردد. نتایج مشابه در مقاله مائولودین و همکاران [28] و گیلبرت و همکاران [13] دیده شد. در مقاله مائولودین و همکاران، با تغییر نسبت حجمی کپسول به زمینه، از 2٪ تا 9٪ و در چهار نسبت ضخامت متفاوت میکروکپسول، تغییری در شکست، یا جدایش میکروکپسول مشاهده نشد. همچنین گیلبرت و همکاران نیز با تغییر نسبت حجمی از 0.05 تا 0.25 تغییری در شکست، یا جدایش میکروکپسول مشاهده نکردند.

از دیگر نتایج این بررسی پارامتری، تأثیر شعاع میکروکپسول (نسبت حجمی) بر تنش نهایی شکست می‌باشد که در هر دو حالت با سیم و بدون سیم، با افزایش شعاع میکروکپسول، تنش نهایی شکست افزایش می‌یابد. مائولودین و همکاران با افزایش 10٪ نسبت حجمی کپسول، افزایش 15٪ تنش نهایی را گزارش کرده‌اند.

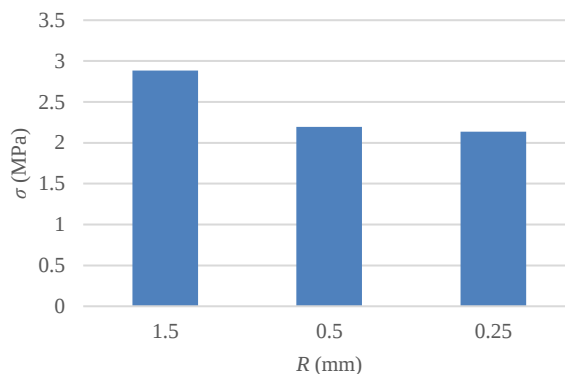


Fig. 26 The effect of microcapsule radius on the ultimate fracture stress in a two-wire sample

شکل 26 تأثیر شعاع میکروکپسول بر تنش نهایی شکست در نمونه با دو سیم

که استحکام لایه میانی به 10 مگاپاسکال برسد، کپسول در تمامی نسبت ضخامت‌ها و تمامی نسبت حجمی‌ها شکسته می‌شود.

7- فهرست علائم

E	مدول یانگ (Nm^{-2})
G	انرژی شکست (Jm^{-2})
h	ضریب سخت شوندگی (Nm^{-2})
R	شعاع سطح تغییر فاز (Nm^{-2})
T	دما (K)
t	زمان (s)
علائم یونانی	
β	پارامتر مادی، $\text{Pa}^\circ\text{C}^{-1}$
ε	کرنش
ε_l	حداکثر کرنش بازگشت‌پذیری
ν	ضریب پواسون
σ	تنش (Nm^{-2})

بالانویس‌ها

*شرایط مرجع

زیر نویس‌ها

f	پایانی
0	مرجع

8- مراجع

- [1] Eskandari, J. J., Khani, F. and Farhadinia, M., "Simulation Reinforced Microcapsules by Carbon Nanotubes Contained in a Self-Healing Capsule-Based Materials" Journal of Solid Mechanics in Engineering, Vol. 9, No. 3, pp. 493-507, 2016.
- [2] Abdoos, H. and Seyyedi, A., "Self-Healing Polymer Nanocomposites" Basparesh, Vol. 8, No. 4, pp. 4-19, 2019.
- [3] Eslami-Farsani, R. and Ebrahimnezhad-Khaljiri, H., "A Review on Healing and Mechanical Behaviors of Self-Healable Polymer Matrix Composites by Extrinsic Healing Methods" Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 6, No. 4, pp. 549-570, 2020.
- [4] White, S. R., Sottos, N. R., Geubelle, P. H., Moore, J. S., Kessler, M. R., Sriram, S., Brown, E. N. and Viswanathan, S., "Autonomic Healing of Polymer Composites" Nature, Vol. 409, No. 6822, pp. 794-797, 2001.
- [5] Khalili, S. M. R., Zarei, M. and Eslami-Farsani, R., "Experimental Study of the Mechanical Behavior of Self-Healing Polymer Composite under Heating Cycles" Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 6, No. 2, pp. 183-189, 2019.
- [6] Toohey, K. S., Sottos, N. R., Lewis, J. A., Moore, J. S. and White, S. R., "Self-Healing Materials with Microvascular Networks" Nature materials, Vol. 6, No. 8, pp. 581-585, 2007.
- [7] Brown, E. N., White, S. R. and Sottos, N. R., "Microcapsule Induced Toughening in a Self-Healing Polymer Composite" Journal of Materials Science, Vol. 39, No. 5, pp. 1703-1710, 2004.
- [8] Gilbert, F., Garoz, D. and Van Paepegem, W., "The Role of the Bonding Interface in Encapsulated Self-Healing Cementitious Materials," in Proceeding of <https://www.researchgate.net/publication/267777376>,
- [9] Gilbert, F., Garoz, D. and Van Paepegem, W., "Stress Concentrations and Bonding Strength in Encapsulation-Based Self-Healing Materials" Materials & Design, Vol. 67, pp. 28-41, 2015.

شکل 30 با افزایش استحکام لایه میانی و افزایش احتمال شکسته شدن کپسول، تنش نهایی شکست زمینه نیز افزایش می‌یابد. این نتیجه با مقاله گیلبرت و همکاران مطابقت دارد [13].

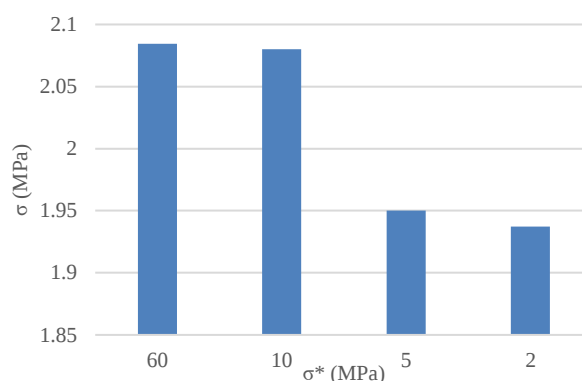


Fig. 29 Effect of interface strength on ultimate fracture stress in two-wire sample

شکل 29 تأثیر استحکام لایه میانی بر تنش نهایی شکست در نمونه با دو سیم

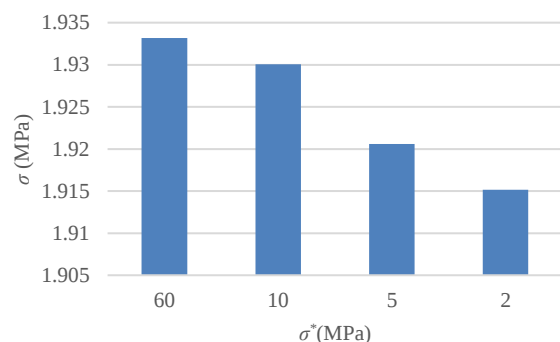


Fig. 30 Effect of interface strength on ultimate fracture stress in wireless sample

شکل 30 تأثیر استحکام لایه میانی بر تنش نهایی شکست در نمونه بدون سیم

6- نتیجه‌گیری

پس از بررسی‌های انجام گرفته در نمونه‌ای با زمینه‌ای از جنس بتن و میکروکپسول با پوسته‌ی شیشه‌ای که با سیم آلایژ حافظه‌دار نیکل-تیتانیوم ترکیب شده است، فهمیده شد که سیم‌های آلایژ حافظه‌دار، در بسته شدن دهانه ترک، تأثیر قابل ملاحظه‌ای دارند. به‌طوری که تنها با افزودن یک سیم آلایژ حافظه‌دار، بازشدگی ترک، از 5 میکرومتر به 0.02 میکرومتر کاهش می‌یابد. این روند، با افزایش تعداد سیم‌ها بهبود می‌یابد. از سوی دیگر، افزودن سیم‌های آلایژ حافظه‌دار بر تنش نهایی شکست نیز تأثیر مثبت دارد. در نتیجه افزودن سیم آلایژ حافظه‌دار، موجب بهبود استحکام شکست می‌شود. با بررسی شعاع سیم‌ها دیده شد که هرچند افزایش شعاع سیم موجب افزایش تنش نهایی شکست می‌شود، اما بر بسته شدن دهانه ترک، تأثیر مثبتی ندارد. همچنین شعاع کمتر سیم، توانایی کمتری برای بستن دهانه‌ی ترک دارد. با تغییر ضخامت و شعاع میکروکپسول، دریافته شد که کاهش ضخامت، موجب بالا رفتن احتمال شکست میکروکپسول می‌گردد اما تغییرات شعاع میکروکپسول (نسبت حجمی) تأثیری بر احتمال شکست ندارد. در انتها استحکام لایه میانی بررسی شد و مشخص شد که با افزایش استحکام لایه میانی، می‌توان احتمال شکست میکروکپسول را افزایش داد. طبق ارزیابی حاصل از شبیه‌سازی زمانی

- [26] Ashrafi, M. J., "Transformation and Plasticity of Shape Memory Alloy Structures: Constitutive Modeling and Finite Element Implementation" *Journal of Materials Engineering and Performance*, Vol. 29, No. 8, pp. 5515-5524, 2020.
- [27] Alinejad, Z., Khakzad, F., Shirin-Abadi, A. R., Ghasemi, M. and Mahdavian, A. R., "Preparation of Melamine-Formaldehyde Microcapsules Containing Hexadecane as a Phase Change Material: The Effect of Surfactants Type and Concentration," *Science and Technology*, Vol. 26, No. 1, pp. 33-44, 2013.
- [28] Mauludin, L. M., Zhuang, X. and Rabczuk, T., "Computational Modeling of Fracture in Encapsulation-Based Self-Healing Concrete Using Cohesive Elements," *Composite Structures*, Vol. 196, pp. 63-75, 2018.
- [29] Arce, G. A., Hassan, M. M., Mohammad, L. N. and Rupnow, T., "Self-Healing of Sma and Steel-Reinforced Mortar with Microcapsules," *Journal of Materials in Civil Engineering*, Vol. 31, No. 2, pp. 04018366, 2019.
- [30] Brinson, L. and Lammering, R., "Finite Element Analysis of the Behavior of Shape Memory Alloys and Their Applications," *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 30, No. 23, pp. 3261-3280, 1993.
- [31] Rohatgi, P., "Al-Shape Memory Alloy Self-Healing Metal Matrix Composite," *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 619, pp. 73-76, 2014.
- [32] Aghamirzadeh, G. R., Khalili, S., Eslami-Farsani, R. and Saeedi, A., "Experimental Investigation on the Smart Self-Healing Composites Based on the Short Hollow Glass Fibers and Shape Memory Alloy Strips," *Polymer Composites*, Vol. 40, No. 5, pp. 1883-1889, 2019.
- [33] Xue, Z., Huang, Y. and Li, M., "Particle Size Effect in Metallic Materials: A Study by the Theory of Mechanism-Based Strain Gradient Plasticity" *Acta Materialia*, Vol. 50, No. 1, pp. 149-160, 2002.
- [34] Lei, H., Wang, Z., Zhou, B., Tong, L. and Wang, X., "Simulation and Analysis of Shape Memory Alloy Fiber Reinforced Composite Based on Cohesive Zone Model," *Materials & Design*, Vol. 40, pp. 138-147, 2012.
- [35] Fazlollah-Poor, M., Eslami-Farsani, R. and Aghamohammadi, H., "Experimental Investigation of the Effect of Shape Memory Alloy Wire Embedding on the Low-Velocity Impact Behavior of Fiber Metal Laminates Composites at Different Temperatures," *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 7, No. 3, pp. 1057-1063, 2020.
- [36] Ananchaperumal, V. and Vedantam, S., "Formation and Evolution of Microstructure in Shape Memory Alloy Wire Reinforced Composites," *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 74, No. 10, pp. 2499-2510, 2021.
- [10] Gilabert, F., Van Tittelboom, K., Tsangouri, E., Van Hemelrijck, D., De Belie, N. and Van Paepegem, W., "Determination of Strength and Debonding Energy of a Glass-Concrete Interface for Encapsulation-Based Self-Healing Concrete" *Cement and concrete composites*, Vol. 79, pp. 76-93, 2017.
- [11] Tsangouri, E., Gilabert, F. A., De Belie, N., Van Hemelrijck, D., Zhu, X. and Aggelis, D. G., "Concrete Fracture Toughness Increase by Embedding Self-Healing Capsules Using an Integrated Experimental Approach" *Construction and Building Materials*, Vol. 218, pp. 424-433, 2019.
- [12] Tsangouri, E., Gilabert Villegas, F. A., Aggelis, D., De Belie, N. and Van Hemelrijck, D., "Concrete Fracture Energy Increase by Embedding Capsules with Healing Ability: The Effect of Capsules Nature" in *2nd International RILEM/COST Conference on Early Age Cracking and Serviceability in Cement-based Materials and Structures-EAC2*, 2017.
- [13] Gilabert, F., Garoz, D. and Van Paepegem, W., "Macro-and Micro-Modeling of Crack Propagation in Encapsulation-Based Self-Healing Materials: Application of Xfem and Cohesive Surface Techniques" *Materials & Design*, Vol. 130, pp. 459-478, 2017.
- [14] Gómez, D. G., Gilabert, F., Allaer, K., Hillewaere, X., Du Prez, F., Tsangouri, E., Van Hemelrijck, D. and Van Paepegem, W., "Crack Propagation in Micro-Encapsulated Polymer for Self-Healing: Numerical Modelling and Experimental Validation" in *16th European Conference on Composite Materials* 2014, 2014.
- [15] Gilabert, F., Garoz, D. and Van Paepegem, W., "Numerical Study of Transitional Brittle-to-Ductile Debonding of a Capsule Embedded in a Matrix," *Composite Interfaces*, Vol. 24, No. 1, pp. 69-84, 2017.
- [16] Gao, C., Ruan, H., Yang, C. and Wang, F., "Investigation on Microcapsule Self-Healing Mechanism of Polymer Matrix Composites Based on Numerical Simulation," *Polymer Composites*, pp. 1-13, 2021.
- [17] Burton, D., Gao, X. and Brinson, L., "Finite Element Simulation of a Self-Healing Shape Memory Alloy Composite," *Mechanics of Materials*, Vol. 38, No. 5-6, pp. 525-537, 2006.
- [18] Zhu, P., Cui, Z., Kesler, M. S., Newman, J. A., Manuel, M. V., Wright, M. C. and Brinson, L. C., "Characterization and Modeling of Three-Dimensional Self-Healing Shape Memory Alloy-Reinforced Metal-Matrix Composites," *Mechanics of materials*, Vol. 103, pp. 1-10, 2016.
- [19] Hassan, M., Mehrpouya, M., Emamian, S. and Sheikholeslam, M., "Review of Self-Healing Effect on Shape Memory Alloy (Sma) Structures," in *Advanced Materials Research*, 2013, pp. 87-92.
- [20] Gao, X., Qiao, R. and Brinson, L. C., "Phase Diagram Kinetics for Shape Memory Alloys: A Robust Finite Element Implementation," *Smart Materials and Structures*, Vol. 16, No. 6, pp. 2102-2115, 2007.
- [21] Saeedi, A. and Shokrieh, M. M., "A Novel Self-Healing Composite Made of Thermally Reversible Polymer and Shape Memory Alloy Reinforcement," *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, Vol. 30, No. 10, pp. 1585-1593, 2019.
- [22] Kirkby, E., Michaud, V., Manson, J.-A., Sottos, N. and White, S., "Performance of Self-Healing Epoxy with Microencapsulated Healing Agent and Shape Memory Alloy Wires," *Polymer*, Vol. 50, No. 23, pp. 5533-5538, 2009.
- [23] Bonilla, L., Hassan, M. M., Noorvand, H., Rupnow, T. and Okeil, A., "Dual Self-Healing Mechanisms with Microcapsules and Shape Memory Alloys in Reinforced Concrete," *Journal of Materials in Civil Engineering*, Vol. 30, No. 2, pp. 04017277, 2018.
- [24] Auricchio, F. and Petrini, L., "A Three-Dimensional Model Describing Stress-Temperature Induced Solid Phase Transformations: Solution Algorithm and Boundary Value Problems," *International journal for numerical methods in engineering*, Vol. 61, No. 6, pp. 807-836, 2004.
- [25] Ashrafi, M., Arghavani, J., Naghdabadi, R. and Auricchio, F., "A Three-Dimensional Phenomenological Constitutive Model for Porous Shape Memory Alloys Including Plasticity Effects" *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, 2015.



نقش مدت زمان آلیاژسازی مکانیکی در ریزساختار و رفتار حرارتی و مکانیکی کامپوزیت‌های واکنشی Al-Ni

علی علیزاده^{1*}، محمد استخری²، محمدرضا زحمتکش²، مهدی عبدالمهدی آذغان³

1- دانشیار، مهندسی مواد، دانشگاه مالک اشتر، تهران

2- فارغ‌التحصیل کارشناسی ارشد، مهندسی مواد مرکب، دانشگاه مالک اشتر، تهران

3- دانشجوی دکتری، مهندسی مواد مرکب، دانشگاه مالک اشتر، تهران

* تهران، صندوق پستی 1774-15875، A_Alizadeh@mut.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله:

دریافت: 1401/01/23

پذیرش: 1401/05/08

کلیدواژگان

کامپوزیت‌های واکنشی، خواص فشاری، خواص حرارتی، آلیاژسازی مکانیکی

کامپوزیت‌های واکنشی گروه جدیدی از مواد کامپوزیتی که متشکل از دو یا چند ماده هستند؛ به‌طوری‌که در شرایط محیطی قادر به اشتعال یا انفجار نیستند، ولی در اثر شوک و بارهای ضربه‌ای شدید و افزایش دما، قابلیت آزادسازی انرژی زیادی را دارند. هدف این تحقیق، بررسی اثر مدت زمان آسیاکاری بر ریزساختار و خواص حرارتی و خواص مکانیکی کامپوزیت Al-Ni است. به این منظور، ترکیب Al-Ni با نسبت مولی 2:1 در 0.5، 1، 2، 4 و 6 ساعت آسیاکاری و مخلوط شدند. سپس نمونه‌ها پرس شده، و در دمای 400 °C به مدت یک ساعت تحت اتمسفر گاز خنثی تفجوشی شدند. ریزساختار به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی (FESEM) و XRD آنالیز شد. برای بررسی خواص حرارتی از DSC و DTA و برای خواص مکانیکی از آزمون فشار و هاپکینسون استفاده شده است. نتایج آزمون DSC نشان داد که با افزایش زمان آسیاکاری دمای شروع واکنش از 650.34 °C در نمونه 0.5 ساعت آسیاکاری شده به 645.84 °C در نمونه 6 ساعت آسیاکاری شده و گرمای واکنش (آنتالپی) از 26.87 J/g به 14.84 J/g کاهش پیدا کرد. نتایج آزمون فشار و هاپکینسون برای نمونه 6 ساعت آسیاکاری به ترتیب افزایش 21 و 42 درصدی استحکام فشاری را در مقایسه با نمونه 0.5 ساعت آسیاکاری نشان داد. همچنین نتایج نشان داد با افزایش نرخ کرنش از 0.01 s⁻¹ (در آزمون فشار) به 1000 s⁻¹ (در آزمون هاپکینسون) تنش فشاری افزایش می‌یابد.

The role of mechanical alloying time on the thermal and mechanical behavior of Ni/Al reactive composites

Ali Alizadeh^{1*}, Mohammad Estakhri¹, Mohammad Reza Zahmatkesh¹, Mehdi Abdollahi Azghan¹

1- Complex of Material and Manufacturing Technology, Malek Ashtar University, Tehran, Iran

* P.O.B. 1774-15875, Tehran, Iran, A_Alizadeh@mut.ac.ir

Keywords

Reactive composites, Compressive properties, Thermal properties, Mechanical alloying

Abstract

Reactive composites are a new group of composite materials consisting of two or more materials that cannot ignite or explode in the Environmental conditions, but can release a lot of energy due to shock and severe impact loads. This study aimed to investigate the effect of milling time on the microstructure, thermal and mechanical properties of the Al-Ni composite. For this purpose, the Al-Ni compound with a 2:1 Al-Ni molar ratio was milled for 0.5, 1, 2, 4 and 6 hours in attrition mill and mixed. Then the samples were cold press and sintered at 400 °C under argon atmosphere for one hour. The microstructure of samples was analyzed by field emission scanning electron microscope (FESEM) and XRD. To investigate the thermal properties, DSC and DTA analysis, and for mechanical properties, compression test and Hopkinson test were used. The DSC analysis results showed that by increasing the milling time, the reaction start temperature decreased from 650.34 °C in the sample milled to 0.5 hour to 645.84 °C the sample milled to 6 hour and the reaction heat (enthalpy) decreased from 26.87 J/g to 14.84 J/g. The results of compression and Hopkinson tests of samples after 6 hours milling time showed 21 and 42 percent increase in compressive strength, respectively compared to samples after 0.5 hours milling time. Also, the results showed that the compressive strength increased by changing the strain rate from 0.01 s⁻¹ (in the pressure test) to 1000 s⁻¹ (in the Hopkinson test).

1- مقدمه

مواد پرانرژی رایج به صورت ترکیبات تک مولکولی هستند که TNT^1 و RDX^2 از مهم ترین مواد تک مولکولی انفجاری می باشند. انرژی تولید شده این مواد پرانرژی توسط آنتالپی واکنش محدود می شود. همچنین چگالی انرژی تولید شده در اثر احتراق این نوع مواد نسبتاً پایین بوده و سرعت احتراق آن‌ها به صورت لحظه‌ای است. به طوری که TNT در حدود 18 kJ/g به ازای واحد جرم و 28 kJ/cm^3 به ازای واحد حجم، انرژی تولید می کند. بررسی و تحقیقات برای دست آوردن مواد جدیدتر با انرژی بیشتر، محققین را به سمت سوخت‌های فلزی در شرایط واکنش پذیری خاص سوق داد. مواد واکنشی (RSM^3)، کامپوزیت‌های پرانرژی تازه توسعه یافته‌ای هستند، که معمولاً از دو یا چند ماده جامد تشکیل شده‌اند، که خاصیت انفجاری ندارند. مواد واکنش پذیر در دمای اتاق و فشار اتمسفر بی اثر هستند، اما می توانند تحت بار ضربه شدید تحت واکنش‌های شیمیایی قرار گیرند. این مواد دارای ویژگی‌هایی بهتر مانند چگالی انرژی بالاتر، سرعت آزادسازی انرژی سریع تر و افزایش ایمنی در مقایسه با مواد منفجره سنتی مانند TNT و RDX هستند. ترکیب‌های مختلف کامپوزیت‌های واکنشی نظیر کامپوزیت‌های زمینه فلزی، فلزات قابل احتراق و غیره به طور گسترده مورد مطالعه قرار گرفته‌اند. در این میان، کامپوزیت‌های بر پایه Al-Ni به دلیل استحکام بالا عملکرد بهتری نسبت به کامپوزیت‌های بر پایه Al دارند [1,2]. بهبود عملکرد آزادسازی انرژی کامپوزیت‌های Al-Ni مهم و قابل توجه است؛ به گونه‌ای که با بهبود دما و سرعت واکنش تشکیل ترکیب‌های بین فلزی می توان توانایی آزادسازی انرژی این کامپوزیت‌ها را افزایش داد. خواص مکانیکی دینامیکی در مواد واکنشی بسیار اهمیت دارند. اگر این مواد با سرعت لازم به هدف برخورد کنند، در اثر تبدیل انرژی جنبشی به انرژی گرمایی، انرژی شروع واکنش تأمین شده و مواد واکنشی باهم واکنش داده و انرژی گرمایی زیادی آزاد می شود [3].

متالورژی پودر یکی از روش‌های مرسوم در ساخت کامپوزیت‌های واکنشی است. مراحل ساخت نمونه به روش متالورژی پودر را می توان به چهار بخش تهیه و آماده سازی پودر، مخلوط کردن پودر، تراکم سازی و تف جوشی⁴ تقسیم کرد. یکی از روش‌های آماده سازی و مخلوط کردن پودر آلیاژسازی مکانیکی است [4,5]. در روش آلیاژسازی مکانیکی امکان سنتز نانوذرات همگن از پودرهای با اندازه درشت تر وجود دارد [6]. در حین انجام این فرآیند، تغییر شکل پلاستیک شدیدی در ذرات پودر ایجاد می شود و در نتیجه کریستال‌ها به شدت تحت کرنش قرار می گیرند. با گذشت زمان، باندهای برشی ایجاد و شروع به رشد می کنند و در نهایت موجب شکسته شدن ذرات می گردند. بنابراین فرآیند آلیاژسازی مکانیکی تحت تأثیر دو فرآیند متضاد جوش سرد (یکی شدن ذرات در اثر ضربه) و شکست (خرد شدن ذرات در اثر ضربه) قرار دارد [7]. ژانگ⁵ و همکاران [8] تأثیر روش‌های آلیاژسازی آسیاکاری مخلوطی (TM)⁶، آسیاکاری سایشی (AM)⁷ و آسیاکاری سیاره‌ای (PM)⁸ بر ریزساختار و خواص حرارتی را برای Al-Ni با نسبت 3 به 1 مورد مطالعه قرار دادند. نتایج نشان داد ریزساختار پودر تهیه شده به روش TM شکل اصلی پودر خام Al و Ni بود. ریزساختار پودر تهیه شده به روش AM به طور قابل توجهی متفاوت با شکل پودر، و شکل کلی نیز کشیده تر است، و بیشتر دانه‌ها به اندازه زیر

میکرون می رسند. در روش PM، شکل اصلی ماده خام کاملاً از بین رفته و ذرات در سطح نانو ترکیب شده و ریزساختار نانو لایه، در سراسر نمونه مشاهده می شود. همچنین آنالیز DSC برای تجزیه و تحلیل ویژگی‌های حرارتی پودرهای RM و قرص‌های RSM با تغییر ریزساختار را نیز انجام دادند. منحنی گرمایی در PM پودر بسیار وسیع تر از پودر TM و پودر AM بود و دمای شروع واکنش پودر PM حداقل 200 درجه کمتر از سایر پودرها است، که علت آن کاهش اندازه دانه پودرهای RM است. گرمای تشکیل کل برای پودر TM، به 720 J/g ، پودر AM، به 630 J/g و پودر PM، به 540 J/g کاهش می یابد. وو و همکاران [9] تأثیر اندازه ذرات Al بر رفتار حرارتی و مکانیکی کامپوزیت Al-PTFE را مورد مطالعه قرار دادند. نتایج نشان داد، استحکام و مدول سختی با افزایش اندازه ذرات کاهش یافت؛ اما چقرمگی کامپوزیت ابتدا افزایش، و سپس کاهش یافت. در شروع واکنش شیمیایی در اثر شوک ضربه‌ای، برای نمونه‌های با اندازه قطر Al کمتر از 7 میکرومتر فعال شد.

هادجی⁹ و همکاران [10] تأثیر مدت زمان آسیاکاری بر ریزساختار و خواص حرارتی را مورد مطالعه قرار دادند. بعد از 10 ساعت راندمان آسیاکاری بیشتر شده و نیکل نیز ساختار ریز به خود می گیرد، به طوری که لایه‌های نیکل و آلومینیوم در کنار هم قرار می گیرند. بعد از 20 ساعت، ساختار تغییرات زیادی کرده و به تکه‌های غنی از نیکل تبدیل شده‌اند. در آزمون سوزش، با افزایش زمان آسیاکاری تا 10 ساعت مدت زمان سوزش کاهش پیدا می کند، به طوری که برای زمان‌های 5، 7 و 10 ساعت، زمان سوزش 20، 17 و 4.25 ثانیه ثبت شد؛ اما برای زمان 20 ساعت آسیب فقط قسمتی از نمونه دچار سوزش شد. بررسی آنالیز حرارتی برای زمان‌های مختلف نشان داد تعداد پیک‌های آزمون STA بعد از 10 ساعت آسیاکاری بیشتر از زمان‌های دیگر است.

در مطالعه‌ای دیگر، هادجی و همکاران [11] تأثیر مدت زمان آسیاکاری بر ریزساختار کامپوزیت Al-Ni با نسبت وزنی 1 به 3 را مورد بررسی قرار دادند. برای ساخت کامپوزیت، از آسیاکاری کم انرژی برای اختلاط و تولید پودر استفاده شد. آن‌ها مشاهده کردند افزایش زمان آسیاکاری منجر به کاهش اندازه ذرات همراه با اصلاح ریزساختارها می شود به طوری که با گذشت 5 ساعت از زمان آسیاکاری، اندازه ذرات شروع به کاهش کرده و ریزساختارها توزیع یکنواخت را نشان دادند. آن‌ها همچنین آزمون احتراق برای نمونه‌های 2 تا 8 ساعت را مورد بررسی قرار دادند. دمای شروع سوزش تمامی نمونه‌ها بالاتر از دمای یوتکتیک (627°C) در دیاگرام فازی Al-Ni بوده است که این نشان می دهد تا زمانی که نمونه غنی از آلومینیوم مذاب نباشد، سوزش رخ نخواهد داد، که این دما با افزایش مدت زمان آسیاکاری کاهش می یابد. با افزایش زمان آسیاکاری تا 6 ساعت، دمای شروع سوزش¹⁰، بیشترین دمای حاصل از سوزش¹¹ و مدت زمان لازم برای احتراق کاهش می یابند؛ اما در مدت زمان‌های 7 و 8 ساعت آسیاکاری تمامی موارد ذکر شده افزایش می یابند. همچنین سرعت سوزش بطور پیوسته با افزایش زمان آسیاکاری روند کاهشی داشت.

کوک و همکاران [12] تأثیر درصدهای مختلف اجزای تشکیل دهنده بر رفتار حرارتی کامپوزیت Al-Ni را مورد مطالعه قرار دادند. نتایج تجربی و عددی نشان داد بهترین درصد برای آزادسازی گرمای بهینه نمونه‌های Al-Ni

⁷ Attritor Mill⁸ Planetary Mill⁹ Hadji¹⁰ Ignition Spot Temperature¹¹ Maximum Temperature¹ Trinitrotoluene² Royal Demolition Explosive³ Reactive Structural Materials⁴ Sintering⁵ Jung⁶ Turbula Mixing

کامپوزیت‌ها استفاده شد. این آزمون از دمای محیط (25°C) تا 800°C با نرخ حرارت‌دهی 10 K/min تحت اتمسفر گاز آرگون خلوص بالا درون بوتۀ آلومینایی انجام شد.

4-2- آزمون مکانیکی

به منظور بررسی خواص مکانیکی نمونه‌های تفجوشی شده، آزمون فشار شبه استاتیکی به وسیله دستگاه سنتام^{۱۴} و با سرعت 0.6 mm/min بر اساس استاندارد ASTM E9 انجام گرفت. همچنین برای آزمون فشار کرنش بالا از دستگاه میله اسپلیت هاپکینسون فشاری (SHPB^{۱۵}) استفاده شد.

5-2- بررسی ریزساختار

ریزساختار کامپوزیت‌ها به وسیله میکروسکوپ الکترونی روبشی گسیل میدانی (FESEM^{۱۶}) مدل TESCAN MIRA3 مجهز به طیف‌سنج EDS^{۱۷} و پراش اشعه ایکس (PHILIPS PW1730, XRD) با تابش $\text{Cu K}\alpha$ ($1.54060\text{ \AA}$) بررسی شد.

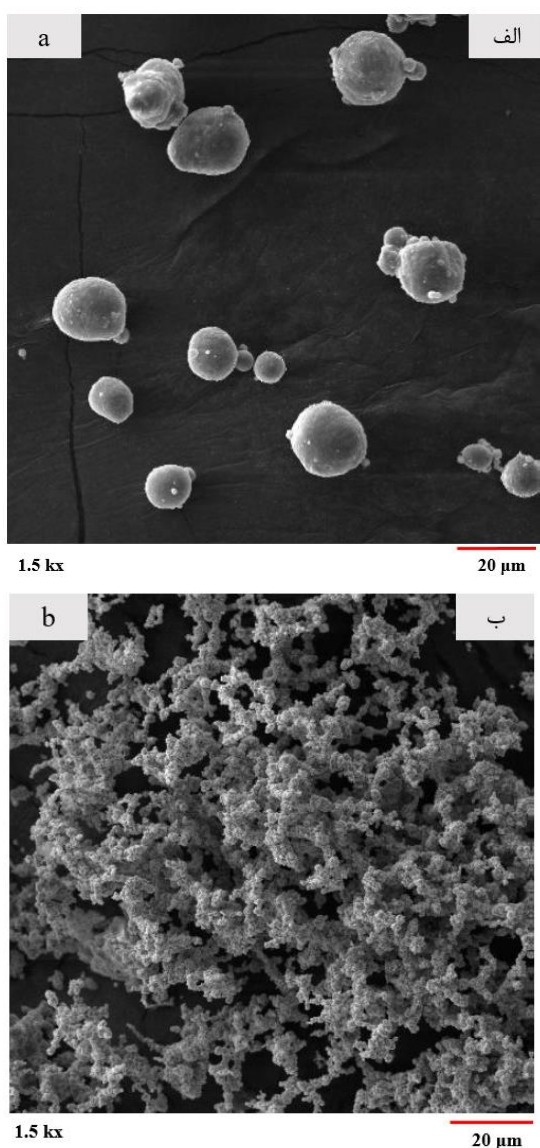


Fig. 1 FESEM images of a) Al and b) Ni powders

شکل 1 تصاویر FESEM حاصل از ذرات الف) Al و ب) Ni

نسبت 58 به 42 است. افزایش درصد اتمی نیکل بعد از 42 درصد، کاهش گرمای آزاد شده را به دنبال دارد.

میسون و همکاران [13] تأثیر مدت زمان آسیاکاری خشک بر ضربه بهینه برای شروع واکنش را مورد بررسی قرار دادند. آن‌ها یک معیار به عنوان زمان بحرانی انجام واکنش حین آسیاکاری (حدود 17 دقیقه) تعریف کردند که بعد از این زمان، واکنش‌ها در حین انجام آسیاکاری خشک شروع می‌شود. آن‌ها مشاهده کردند با نزدیک شدن زمان آسیاکاری به زمان بحرانی سرعت و انرژی ضربه لازم برای فعال‌سازی واکنش کاهش پیدا می‌کند. به طوری که حداقل انرژی و سرعت لازم برای نمونه‌ای که 25٪ زمان بحرانی آسیاکاری شده بود به ترتیب 500 J و 200 m/s بود. در حالی که این پارامترها برای نمونه با 50٪ زمانی بحرانی به 200 J و 130 m/s کاهش پیدا کرد. گرچه افزایش زمان آسیاکاری کاهش انرژی و سرعت ضربه لازم برای فعال‌سازی واکنش را به دنبال دارد، اما منجر به کاهش شدید گرمای حاصل از واکنش نیز می‌شود.

مواردی که استفاده از کامپوزیت‌های واکنشی را به طور گسترده محدود می‌کند خواص مکانیکی و حرارتی ضعیف این نوع مواد است. بهبود عملکرد این خواص در دهه اخیر بسیار مورد بحث و مطالعه قرار گرفته است، اما هنوز پیشرفت چشم‌گیری رخ نداده است. بر این اساس، نوآوری تحقیق حاضر نسبت به تحقیقات پیشین، بررسی ریزساختار، خواص حرارتی و خواص فشاری نمونه‌های واکنشی برای زمان‌های مختلف و همچنین بهبود رفتار حرارتی و مکانیکی این نوع مواد است.

2- بخش تجربی

1-1- مواد

در تحقیق حاضر، پودر Al (کروی، 20 میکرون، خلوص 99.9٪) و پودر Ni (کروی شکل، 1 میکرون، خلوص 99.9٪) با نسبت مولی Al به Ni (2:1) مورد استفاده قرار گرفتند. شکل 1 تصاویر FESEM از ذرات Al و Ni را نشان می‌دهد.

2-2- ساخت نمونه‌ها

پودرهای Al و Ni با نسبت مولی Al به Ni (2:1) در زمان‌های 0.5، 1، 2، 4 و 6 ساعت با سرعت 430 دور بر دقیقه با نسبت گلوله به پودر 20:1 تحت اتمسفر آرگون آسیاکاری سایشی شدند. همچنین برای جلوگیری از جوش سرد اضافی در حین عملیات آسیاکاری، 2 درصد وزنی استئاریک اسید برای جلوگیری از جوش سرد مورد استفاده قرار گرفت. پس از فرآیند آسیاکاری، ابتدا پودرها در یک قالب با قطر یک سانتی‌متر تحت فشار 1400 MPa به مدت 10 دقیقه فشرده شدند. سپس قرص‌های حاصل از پرس سرد، در کوره با نرخ گرمایش 10 K/min در دمای 400°C به مدت 1 ساعت تحت اتمسفر گاز آرگون خلوص بالا تفجوشی شدند. از طرفی برای آزمون احتراق، نمونه‌های قرصی شکل با قطر 3 cm و ضخامت 1 mm، تنها تحت فشار 500 MPa به مدت 5 دقیقه پرس سرد شدند.

3-2- آزمون حرارتی

به منظور بررسی رفتار حرارتی نمونه‌های واکنشی، از آنالیز گرماسنجی افتراقی (DSC^{۱۲}, Q600 TA) از دمای محیط (25°C) تا 1000°C با نرخ حرارت-دهی 10 K/min تحت اتمسفر گاز آرگون خلوص بالا استفاده شد. همچنین اشتعال نمونه‌ها هم توسط شعله گاز پروپان انجام گرفت. از آنالیز حرارتی هم-زمان (STA^{۱۳}) مدل STA 504 برای بررسی واکنش‌های گرماده و گرمازا در

^{۱۵} Split Hopkinson Pressure Bar

^{۱۶} Field Emission Scanning Electron Microscopy

^{۱۷} Energy Dispersive Spectroscopy

^{۱۲} Differential Scanning Calorimetry

^{۱۳} Simultaneous Thermal Analyzer

^{۱۴} SANTAM

3- نتایج و بحث

3-1- بررسی ریزساختار کامپوزیت‌های تهیه شده

شکل 2 تصاویر FESEM تغییرات مورفولوژی پودرهای Al-Ni پس از 0.5، 1، 2، 4 و 6 ساعت آسیاکاری را نشان می‌دهند. پودرهای Al-Ni به این دلیل که سختی ویکرز نیکل برابر 638 MPa و سختی ویکرز آلومینیوم برابر 167 MPa است، یک سیستم نرم-ترد¹⁸ محسوب می‌شود.

به‌طور کلی در فرآیند آلیاژسازی مکانیکی، سه مکانیزم اصلی تغییر شکل پلاستیک، جوش سرد و شکست بر تغییرات مورفولوژی ذرات پودر حاکم است. تغییر شکل پلاستیک ذرات پودر Al و تشکیل ذرات صفحه‌ای شکل، جوش سرد ذرات ورقه‌ای شکل و در نهایت شکسته شدن ذرات نیز در این تصاویر دیده می‌شود. به عبارت بهتر ذرات نرم و دارای مورفولوژی کروی پودر Al اولیه، در اثر برخوردهای شدید گلوله‌ها، بین آن‌ها محبوس شده و تغییر شکل می‌دهند و به‌صورت لایه‌ای یا ورقه‌ای درمی‌آیند (شکل 2-الف). ذرات Ni نیز که ترد هستند در اثر ضربات وارده، خرد شده و به ذرات ریزتری تبدیل می‌شوند. با ادامه فرآیند آلیاژسازی مکانیکی، ذرات ورقه‌ای شکل آلومینیوم تحت ضربات بیشتر قرار گرفته و دچار تغییر شکل بیشتری می‌شوند. مکانیزم جوش سرد فعال شده و پودرهای ورقه‌ای آلومینیوم را به هم متصل می‌کند. ذرات خرد شده Ni نیز بین ورقه‌های Al محبوس می‌شوند (شکل 2-ب). به دلیل

کارسختی زیاد ناشی از کار مکانیکی و پخش شدن ذرات ریز Ni داخل آن‌ها، ترد شده و به ذرات کوچک‌تری می‌شکنند (شکل 2-ج و شکل 2-د). با ادامه فرآیند آلیاژسازی مکانیکی، مکرراً جوش سرد و شکست ذرات انجام می‌شود تا در نهایت مورفولوژی ذرات پودر آلیاژی به حالت پایدار می‌رسد و ذرات Ni با توزیع ریز و همگن درون Al به دست می‌آید (شکل 2-ه).

همان‌طور که در آنالیز EDS از دو ناحیه A و B در پودر 0.5 ساعت آسیاکاری شده در شکل 3 نشان داده شده است، نواحی سفید نمایانگر فاز سنگین‌تر Ni (8.9 g/cm^3) و نواحی خاکستری نمایانگر فاز سبک‌تر Al (2.7 g/cm^3) است.

با افزایش زمان آسیاکاری تعداد برخوردها و تغییر شکل ذرات افزایش می‌یابد. همچنین اندازه ذرات پودر کاهش‌یافته و با آلیاژسازی مکانیکی دانه‌ها نیز نانوساختار می‌شوند. این موضوع منجر به افزایش سطح تماس بین دو فاز Al و Ni شده و شرایط را برای نفوذ فازی بهتر می‌کند؛ بنابراین احتمال تشکیل ترکیب‌های بین فلزی Al و Ni در حین فرآیند آسیاکاری وجود دارد. علاوه بر این، احتمال بیشتری وجود دارد که تشکیل ساختار لایه‌ای (با کاهش فواصل نفوذ) اجازه آغاز واکنش‌های گرمازای خود تکثیر شونده (SPER¹⁹) در حین برخورد را بدهد، که می‌تواند به اندازه کافی دمای موضعی را افزایش دهد [14,11,10].

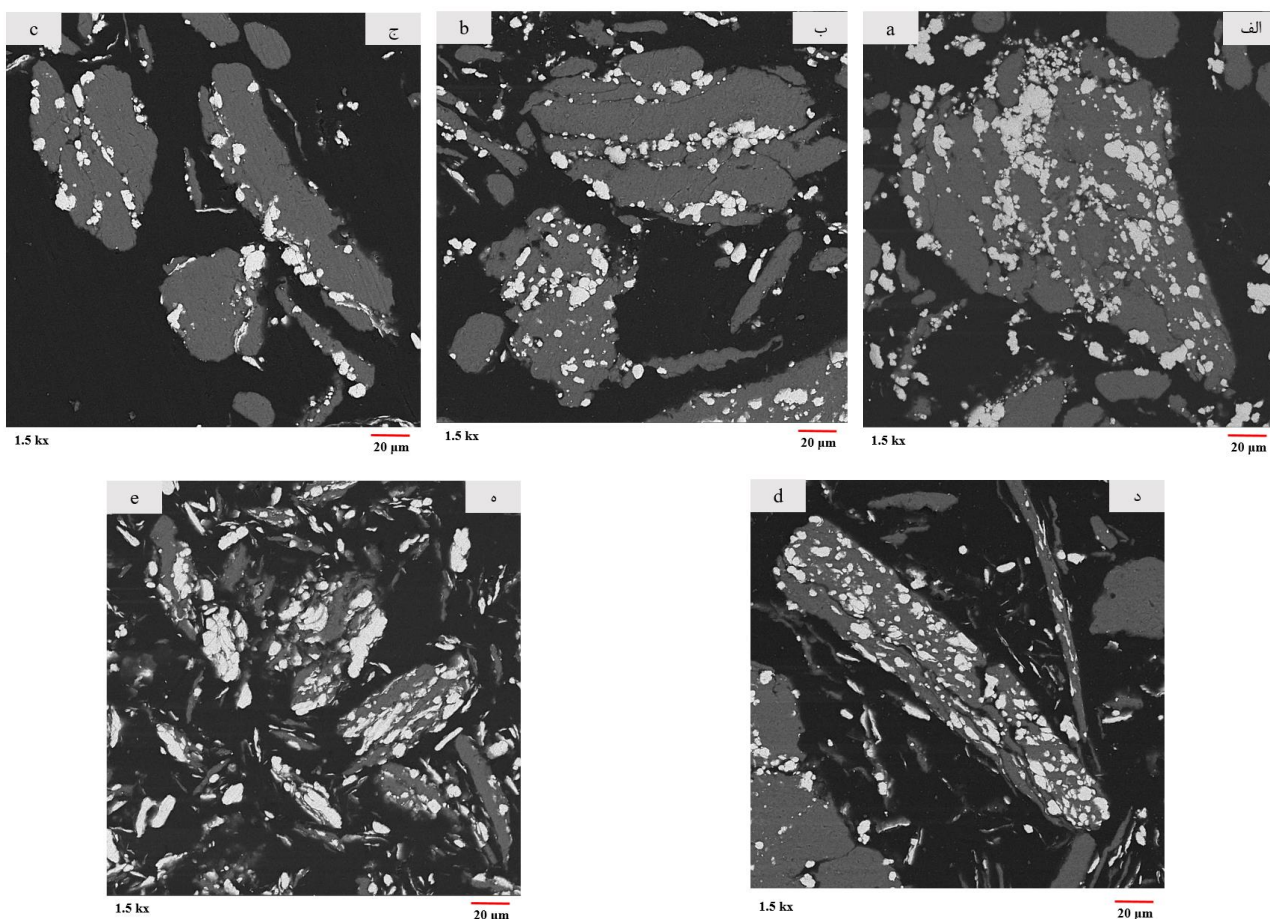


Fig. 2 FESEM images showing surface morphological changes after a) 0.5, b) 1, c) 2, d) 4 and e) 6 hours milling time.

شکل 2 تصاویر FESEM تغییر مورفولوژی پودر آلیاژی Al-Ni پس از (الف) 0.5، (ب) 1، (ج) 2، (د) 4 و (ه) 6 ساعت آسیاکاری.

¹⁹ Self-Propagating Exothermic Reaction

¹⁸ Ductile-Brittle system

شکل 4 احاطه کامل ذرات نیکل توسط لایه‌های آلومینیوم را نشان می‌دهد. در آنالیز EDS map، به وضوح لایه‌های تغییر شکل یافته Al، ذرات Ni را پوشانده‌اند؛ بنابراین در پودر آلیاژسازی مکانیکی شده، واکنش می‌تواند از طریق مسیر نفوذ مرزدانه و مسیر نفوذ سطحی پیش رود، و از این رو، دمای آغاز واکنش می‌تواند تا حد زیادی به زیر دمای ذوب آلومینیوم کاهش یابد. فرآیند آلیاژسازی مکانیکی علاوه بر تغییر مورفولوژی ذرات بر ریزساختار آن‌ها نیز مؤثر است. به‌منظور بررسی تغییرات اندازه دانه زمینه و تشکیل احتمالی ترکیب‌های بین فلزی در حین فرآیند آسیاکاری از آنالیز XRD استفاده شد. شکل 5، الگو پراش اشعه X مربوط به پودر Al-Ni را پس از 4، 6 و 8 ساعت آلیاژسازی مکانیکی نشان می‌دهد. تا زمان 4 ساعت فقط پیک‌های مربوط به فاز Al و Ni مشاهده شد، در صورتی که پس از 6 ساعت آسیاکاری، پیک‌های ترکیبی بین فلزی تحت عنوان Al-Ni در الگو XRD مشاهده شد که عموماً با برخی از پیک‌های مربوط به Al و Ni همپوشانی دارد. دلیل این امر این است که پس از گذشت 6 ساعت از فرآیند آلیاژسازی مکانیکی شرایط تشکیل ترکیب‌های بین فلزی مانند دما و نرخ نفوذ مساعد شده و ساختار واکنشی در آستانه تشکیل این نوع ترکیبات قرار می‌گیرد. به همین دلیل فرآیند آسیاکاری پس از گذشت 6 ساعت متوقف شد؛ زیرا بهینه‌ترین حالت ساختارهای واکنشی زمانی است که واکنش‌های بین فلزی که معمولاً گرمازا هستند در حین فرآیند آسیاکاری و ساخت نمونه انجام نشوند. به این منظور که ساختار واکنشی بتواند در حین احتراق ناشی از شعله یا ضربه، بر اثر انجام گرفتن این واکنش‌ها بیشترین انرژی را آزاد کند [15,11,10].

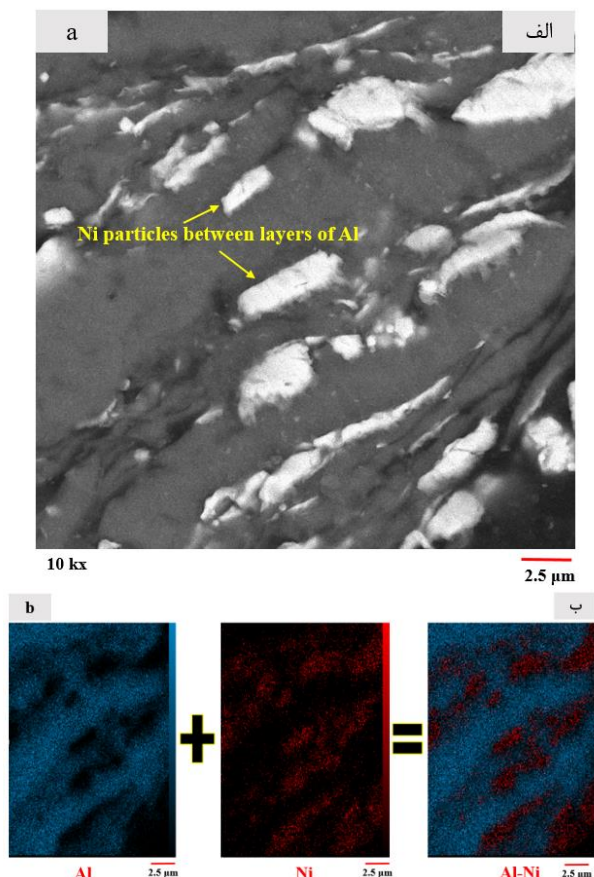


Fig. 4 a) FESEM images and b) EDS map of Al-Ni after 6 hours milling time.

شکل 4 الف) تصاویر FESEM و ب) آنالیز EDS map نمونه Al-Ni بعد از 6 ساعت آسیاکاری.

بنابراین زمان آسیاکاری بحرانی بین 6 تا 8 ساعت است که در آن، پودرها تحت استحاله فازی قرار می‌گیرند. به این معنی که بهینه زمان آسیاکاری، زمانی است که ساختار واکنشی در آستانه انجام شدن واکنش‌های گرمازای تشکیل ترکیب‌های بین فلزی قرار گیرد. به‌گونه‌ای که این ترکیب‌ها در حین فرآیند آسیاکاری ایجاد نگردد و فقط بر اثر اعمال انرژی ثانویه ناشی از گرما یا ضربه، فعال شوند.

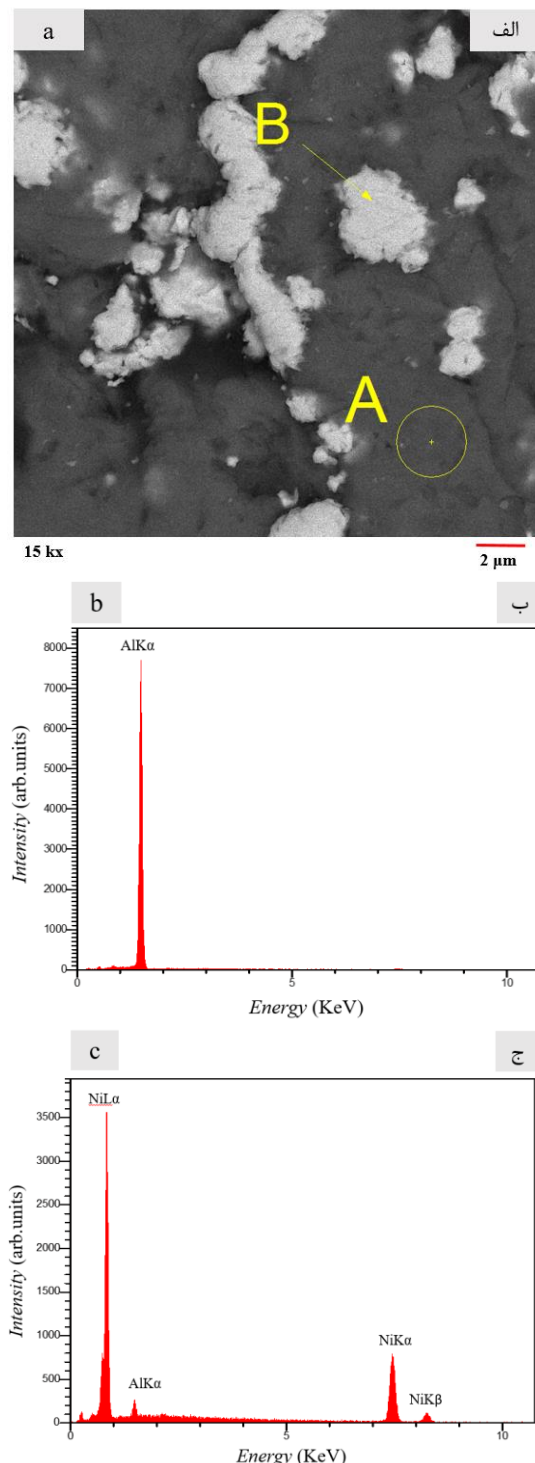


Fig. 3 a) FESEM images of Al-Ni after 0.5 hours milling time, b) EDS spectrum of zone A and c) EDS spectrum of zone B

شکل 3 الف) تصویر FESEM حاصل از کامپوزیت Al-Ni بعد از 0.5 ساعت آسیاکاری ب) طیف‌سنجی EDS از ناحیه A و ج) طیف‌سنجی EDS از ناحیه B

می‌یابد. همچنین گرمای واکنش ذوب آلومینیوم به مقدار آلومینیوم منفرد در ساختار وابسته است؛ بنابراین با افزایش زمان آسیاکاری، گرمای واکنش (آنتالپی) نیز کاهش می‌یابد. از طرفی کاهش تولید گرما می‌تواند ناشی از واکنش‌های جزئی باشد که در حین آسیاکاری قادر به رخ دادن هستند. تغییر در توالی تشکیل فاز می‌تواند در درجه اول به کاهش ابعاد لایه با افزایش مدت زمان آسیاکاری نسبت داده شود [11]. نفوذ حالت جامد Al به Ni در حین آسیاکاری یا در طول ناحیه دمای پایین DSC اتفاق می‌افتد [10]. برای همه نمونه‌ها، محلول جامد غنی از Ni باقی‌مانده و اختلاط کامل مشاهده نمی‌شود که احتمالاً به دلیل ابعاد بزرگ لایه‌های Ni باقی‌مانده است که می‌تواند بیشتر Al را به‌عنوان جز حل شونده ترکیب کند. این امر منجر به کاهش تولید گرمای کل می‌شود [11].

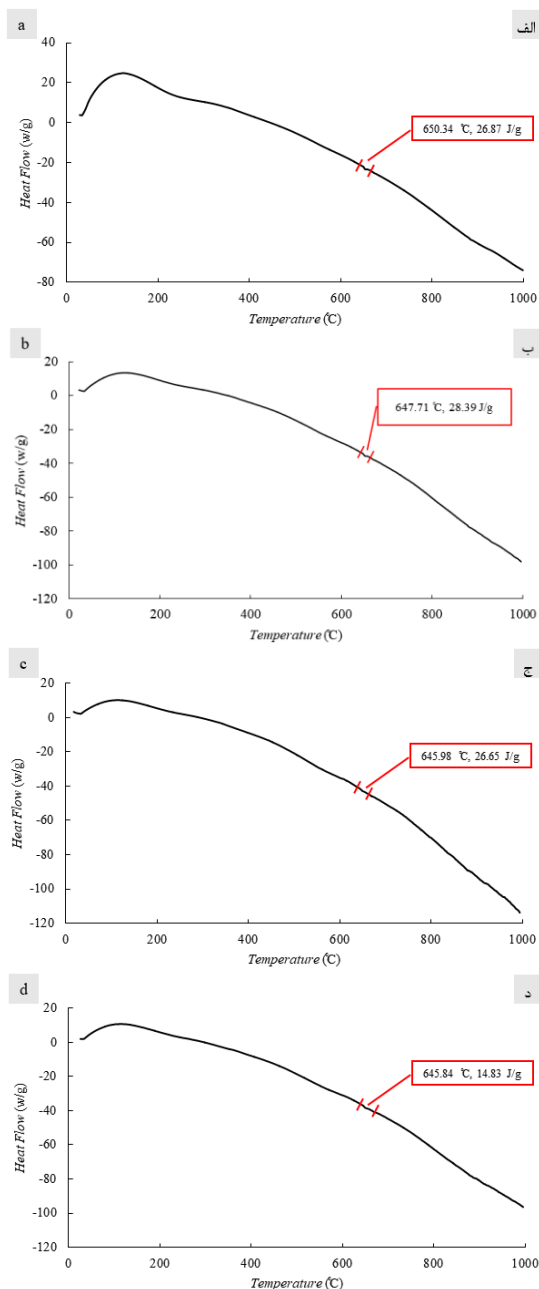


Fig. 6 DSC diagram of samples after a) 0.5, b) 2, c) 4 and d) 6 hours milling time.

شکل 6 نمودار DSC نمونه‌ها پس از الف) 0.5، ب) 2، ج) 4 و د) 6 ساعت آسیاکاری.

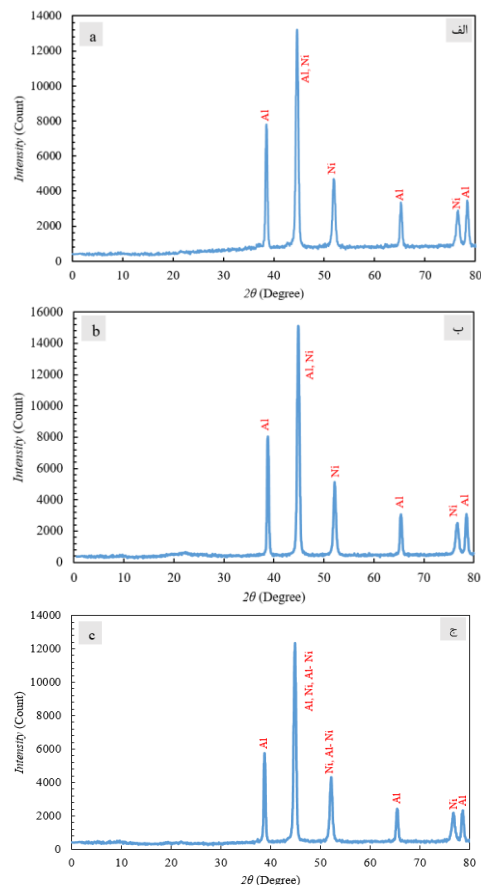


Fig. 5 XRD patterns of samples after a) 1, b) 4 and c) 6 hours milling time.

شکل 5 الگوی XRD نمونه‌ها پس از الف) 1، ب) 4 و ج) 6 ساعت آسیاکاری.

2-3- بررسی خواص حرارتی کامپوزیت‌های تهیه شده

1-2-3- نتایج آزمون DSC

نتایج آزمون DSC برای کامپوزیت‌های واکنشی پس از 0.5، 1، 2، 4 و 6 ساعت آسیاکاری، در شکل 6 نشان داده شده است. همان‌طور که مشخص است، یک پیک گرماگیر با دمای شروع 650.34°C در نمونه 0.5 ساعت آسیاکاری شده با گرمای واکنش (آنتالپی) 26.87 J/g وجود دارد. این پیک به ذوب آلومینیوم باقی‌مانده در ساختار مربوط می‌شود [16]. با افزایش زمان آسیاکاری دمای شروع و گرمای واکنش این پیک کاهش می‌یابد، به‌طوری‌که دمای شروع واکنش در نمونه 6 ساعت آسیاکاری شده به 645.84°C می‌رسد و گرمای واکنش آن تا 14.84 J/g تنزل پیدا می‌کند.

آلومینیوم خالص با اندازه ذرات میکرون، یک پیک گرماگیر در 659.7°C دارد که مربوط به فرایند ذوب آن است [16]؛ اما این پیک برای پودر نانوالومینیوم در 656.3°C ظاهر می‌شود. گرانیور و پنتویا [17] افزایش انرژی سطحی مربوط به نانوذره‌ها را دلیل این تفاوت دانسته‌اند. همان‌طور که در بررسی ریزساختار ملاحظه شد، با افزایش زمان آسیاکاری علاوه بر تشکیل ذرات آلیاژسازی مکانیکی، اندازه ذرات نیز تا حد نانو کاهش می‌یابد؛ بنابراین کاهش دمای شروع پیک گرماگیر در نمودارهای DSC با افزایش زمان آسیاکاری را می‌توان به این موضوع نسبت داد.

از طرفی هر چه از زمان آسیاکاری و فرایند آلیاژسازی مکانیکی بگذرد، فاز Al بیشتر فرآوری شده و با فاز Ni تشکیل محلول‌های جامد می‌دهد. در نتیجه فاز Al باقی‌مانده که به‌صورت منفرد در ساختار وجود داشته باشد، کاهش

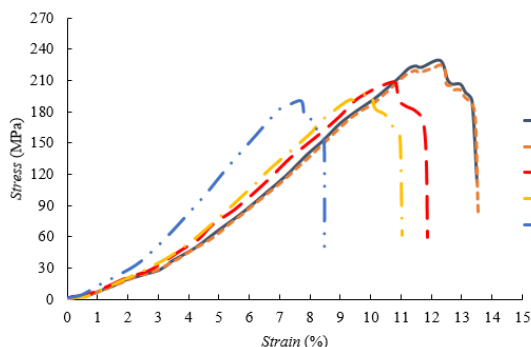


Fig. 8 Stress-strain curve of compression test for samples after milling at various times.

شکل 8 منحنی تنش- کرنش حاصل از آزمون فشار برای نمونه‌ها در زمان‌های مختلف آسیاکاری.

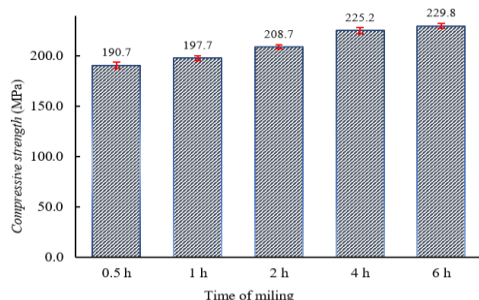


Fig. 9 Compressive strength of compression test for samples after milling at various times.

شکل 9 استحکام فشاری حاصل از آزمون فشار برای نمونه‌ها در زمان‌های مختلف آسیاکاری.

1-2-3- نتایج آزمون هایپکینسون

شکل‌های 10 و 11 به ترتیب منحنی تنش-کرنش فشاری و استحکام فشاری حاصل از آزمون هایپکینسون کامپوزیت‌های تهیه شده پس از 0.5، 1، 2، 4 و 6 ساعت آسیاکاری را نشان می‌دهند. مشابه آزمون فشار، افزایش زمان آسیاکاری بهبود خواص فشاری را به دنبال دارد. به علت توزیع مناسب ذرات Ni در زمینه Al، استحکام فشاری کامپوزیت با 6 ساعت آسیاکاری 274.9 MPa است که نسبت به نمونه با 0.5 ساعت آسیاکاری 42 درصد بیشتر است. مقایسه نتایج آزمون فشار با نرخ کرنش 0.01 s^{-1} با نتایج آزمون هایپکینسون با نرخ کرنش 1000 s^{-1} می‌توان به این نتیجه پی برد که با افزایش نرخ کرنش، استحکام فشاری افزایش و درصد کرنش کاهش می‌یابد.

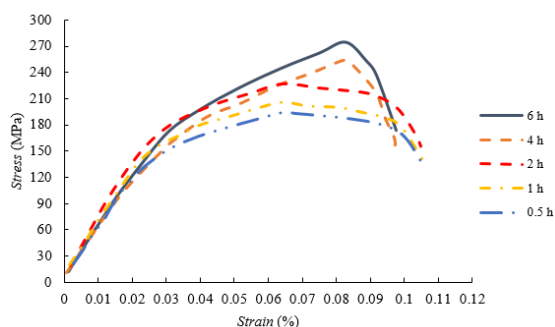


Fig. 10 stress-strain curve of SHPB test for samples after milling at various times.

شکل 10 منحنی تنش- کرنش حاصل از آزمون هایپکینسون نمونه‌ها در زمان‌های مختلف آسیاکاری.

2-2-3- نتایج آزمون STA

نتایج حاصل از آزمون STA برای کامپوزیت‌های تهیه شده بعد از 0.5، 1، 2، 4 و 6 ساعت آسیاکاری در شکل 7 نشان داده شده است. یک پیک گرمازا در حدود 585°C برای نمونه‌های بار زمان آسیاکاری 2، 4 و 6 ساعت دیده می‌شود که با توجه به دیاگرام فازی Al-Ni، این پیک به تشکیل Al_3Ni مربوط می‌شود. این پیک در زمان‌های آسیاکاری 0.5 و 1 ساعت بسیار ناچیز است. با افزایش دما و نفوذ فازی پس تشکیل فاز Al_3Ni ، شرایط ترمودینامیکی برای تشکیل یک فاز غنی‌تر از Ni فراهم می‌شود [18]. در حدود 630°C پیک دومی که مربوط به تشکیل Al_3Ni_2 است در تمامی نمونه‌ها دیده می‌شود؛ زیرا به‌طور کلی Al نرخ نفوذ بالاتری نسبت به Ni دارد که به اتم‌های Al اجازه می‌دهد تا به آسانی در سطح مشترک بین ذرات Al و Ni، جایی که واکنش تشکیل بین فلزی رخ می‌دهد، جمع شوند؛ بنابراین ترکیب بین فلزی اولیه تشکیل‌شده توسط واکنش Al-Ni باید Al_3Ni [11] و محصول واکنش ثانویه باید Al_3Ni_2 باشد. واکنش‌ها به ترتیب واکنش 1 و سپس واکنش 2 قابل انجام است. طبق مطالب بیان شده افزایش زمان آسیاکاری فرصت نفوذ به اجزای کامپوزیت و تشکیل نانوکامپوزیت را فراهم می‌کند، که این عاملی برای افزایش گرمای آزاد شده با افزایش مدت زمان آسیاکاری است. البته برای نمونه با 6 ساعت آسیاکاری به علت انجام برخی واکنش‌ها و تشکیل ترکیب‌های بین فلزی حین آسیاکاری میزان گرمای آزاد شده در مقایسه با نمونه با 4 ساعت آسیاکاری کمتر است [18].

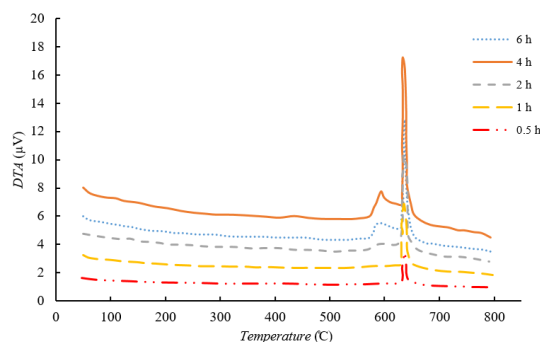


Fig. 7 DTA diagram of samples after milling for various times.

شکل 7 نمودار DTA نمونه‌ها برای زمان‌های مختلف آسیاکاری.

3-3- بررسی خواص مکانیکی کامپوزیت‌های تهیه شده

1-2-3- نتایج آزمون فشار

شکل‌های 8 و 9 به ترتیب منحنی تنش-کرنش فشاری و استحکام فشاری حاصل از آزمون فشار کامپوزیت‌های تهیه شده پس از 0.5، 1، 2، 4 و 6 ساعت آسیاکاری را نشان می‌دهند. افزایش زمان آسیاکاری بهبود خواص فشاری را به دنبال دارد به طوری که استحکام فشاری نمونه با 6 ساعت آسیاکاری نسبت به نمونه با 0.5 ساعت آسیاکاری 20٪ بیشتر است. در نمونه‌های با زمان آسیاکاری کمتر به علت عدم توزیع مناسب Ni در زمینه Al در هنگام اعمال فشار در مناطقی که تجمع نیکل وجود دارد تمرکز تنش رخ داده و شکست اتفاق می‌افتد. افزایش مدت زمان آسیاکاری باعث توزیع مناسب ذرات نیکل در زمینه آلومینیوم شده و باعث چسبندگی مناسب بین ذرات می‌شود (شکل 2) که در نتیجه سبب افزایش استحکام فشاری می‌شود.

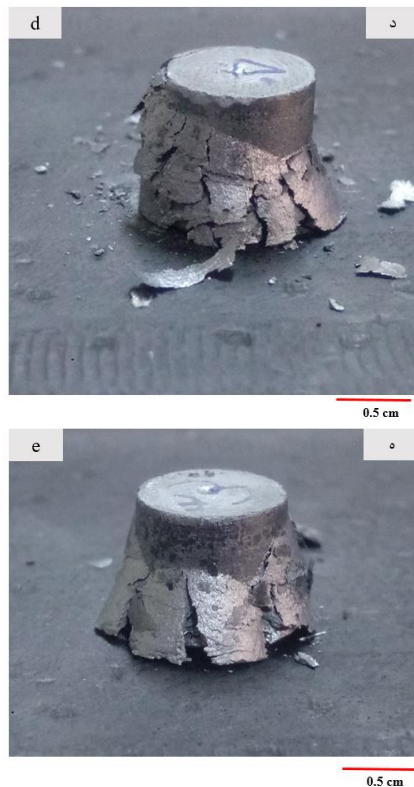


Fig. 12 Different types of failure modes of failed SHPB samples after a) 0.5, b) 1, c) 2, d) 4 and e) 6 hours milling times.

شکل 12 حالت‌های مختلف شکست نمونه‌ها تحت بارگذاری هاپکینسون پس از (الف) 0.5، (ب) 1، (ج) 2، (د) 4 و (ه) 6 ساعت آسیاکاری.

4- نتیجه‌گیری

1- الگو پراش اشعه X مربوط به پودر Al-Ni پس از 0.5، 1، 2، 4 و 6 ساعت آلیاژسازی مکانیکی نشان می‌دهد که تا زمان 4 ساعت فقط پیک‌های مربوط به فاز Al و Ni مشاهده شد، در صورتی که پس از 6 ساعت آسیاکاری، پیک‌های ترکیبی بین فلزی بصورت Al-Ni در الگو XRD مشاهده شد.

2- نتایج آزمون DSC برای کامپوزیت‌های واکنشی پس از 0.5، 1، 2، 4 و 6 ساعت آسیاکاری، یک پیک گرماگیر با دمای شروع 650.34°C در نمونه 0.5 ساعت آسیاکاری شده با گرمای واکنش (آنتالپی) 26.87 J/g وجود دارد. این پیک به ذوب آلومینیوم باقی‌مانده در ساختار مربوط می‌شود. با افزایش زمان آسیاکاری دمای شروع و گرمای واکنش این پیک کاهش می‌یابد، به‌طوری‌که دمای شروع واکنش در نمونه 6 ساعت آسیاکاری شده به 645.84°C می‌رسد و گرمای واکنش آن تا 14.84 J/g تنزل پیدا می‌کند.

3- نتایج آزمون STA برای کامپوزیت‌های واکنشی، دو پیک نسبتاً همپوشان گرمازا را در حدود 585°C و 630°C نشان می‌دهد که با توجه به دی‌گرام فازي Al-Ni، پیک اولی به تشکیل Al_3Ni و پیک دومی به تشکیل Al_3Ni_2 مربوط می‌شود. افزایش مدت زمان آسیاکاری باعث افزایش گرمای آزاد شده در حین آزمون STA می‌شود.

4- استحکام فشاری حاصل از آزمون فشار برای نمونه‌ها با افزایش مدت زمان آسیاکاری افزایش می‌یابد. به‌طوری‌که استحکام فشاری نمونه با 6 ساعت آسیاکاری نسبت به نمونه با 0.5 ساعت آسیاکاری 190.7 MPa به 229.8 MPa افزایش یافت.

5- نتایج حاصل از آزمون هاپکینسون مشابه نتایج آزمون فشار بود که در آن افزایش مدت زمان آسیاکاری افزایش استحکام فشاری را به دنبال دارد.

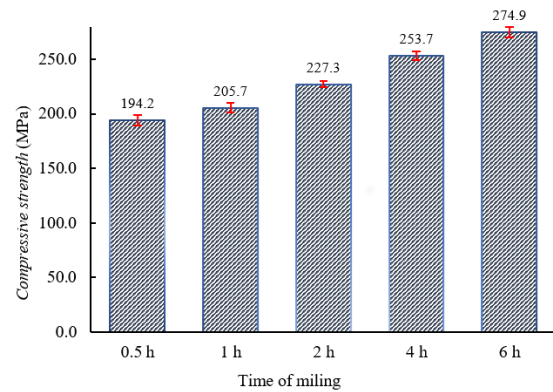
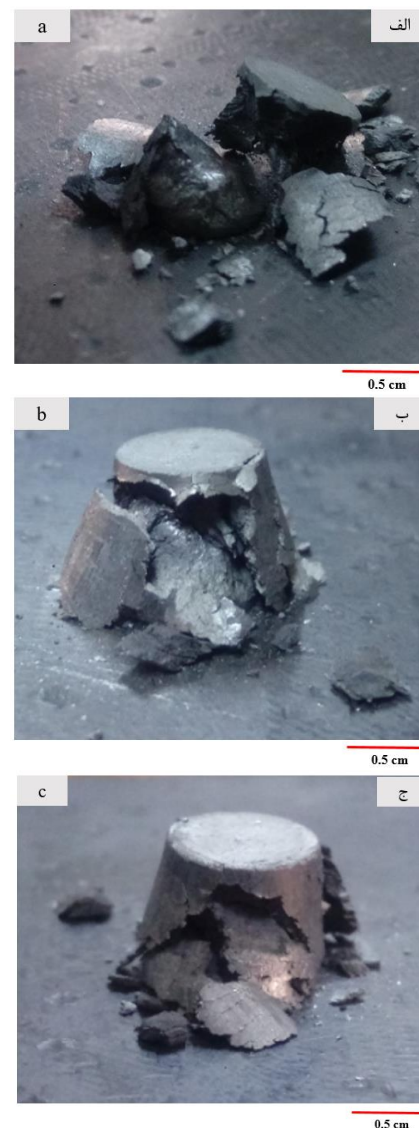


Fig. 11 Compressive strength of SHPB test for samples after milling at various times.

شکل 11 استحکام فشاری حاصل از آزمون هاپکینسون برای نمونه‌ها در زمان‌های مختلف آسیاکاری.

شکل 12 تصاویر کامپوزیت‌های ساخته شده بعد از آزمون هاپکینسون را نشان می‌دهد. هر چه مدت زمان آسیاکاری بیشتر می‌شود میزان تخریب نمونه‌ها کاهش پیدا می‌کند. همان‌طور که اشاره شد افزایش زمان آسیاکاری باعث توزیع مناسب ذرات و بهبود چسبندگی بین اجزای کامپوزیت شده است.



- [15] Hashemabad, S. G. and Ando, T., "Ignition Characteristics of Hybrid Al-Ni-Fe₂O₃ and Al-Ni-CuO Reactive Composites Fabricated by Ultrasonic Powder Consolidation", *Combustion and Flame*, Vol. 162, No. 4, pp. 1144-1152, 2015.
- [16] Sheikhpour, A., Hosseini, S. G., Tavangar, S. and Keshavarz, M. H., "The Influence of Magnesium Powder on the Thermal Behavior of Al-CuO Thermite Mixture", *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, Vol. 129, No. 3, pp. 1847-1854, 2017.
- [17] Pantoya, M. L. and Granier, J. J., "Combustion Behavior of Highly Energetic Thermites: Nano Versus Micron Composites", *Propellants, Explosives, Pyrotechnics: An International Journal Dealing with Scientific and Technological Aspects of Energetic Materials*, Vol. 30, No. 1, pp. 53-62, 2005.
- [18] Huang, C., Chen, J., Bai, S., Li, S., Tang, Y., Liu, X. and Ye, Y., "Enhancement of Energy Release Performance of Al-Ni Composites by Adding CuO", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 835, pp. 155-271, 2020.
- استحکام فشاری کامپوزیت با 6 ساعت آسیاکاری 274.9 MPa است که نسبت به نمونه با 0.5 آسیاکاری 42 درصد بیشتر است.
- 6- با مقایسه نتایج آزمون فشار با نرخ کرنش 0.01 s^{-1} با نتایج آزمون هاپکینسون با نرخ کرنش 1000 s^{-1} می‌توان به این نتیجه پی برد که با افزایش نرخ کرنش، استحکام فشاری افزایش می‌یابد.
- ### 5- مراجع
- [1] Totten, G. E. and MacKenzie, D. S., "Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes," CRC press, 2003 .
- [2] Tayebi, M. Rahmat Abadi, D. Rashidi, R. and Hashemi, R., "Evaluation of mechanical properties and microstructure for Al/Ni%5 produced by cross accumulative roll bonding process", In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 05, No. 02, pp. 279-288, 2018.
- [3] Arpatappeh, F. A., Azghan, M. A. and Eslami-Farsani, R., "The Effect of Stacking Sequence of Basalt and Kevlar Fibers on the Charpy Impact Behavior of Hybrid Composites and Fiber Metal Laminates", *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, Vol. 234, No. 16, pp. 3270-3279, 2020.
- [4] Upadhyaya, G., "Pease Lf Iii, West Wg: Fundamentals of Powder Metallurgy", *Metal Powder Industries Federation*, Vol. 36, No. 1, pp. 54-55, 2004.
- [5] Robatto, L., Rego, R., Righetti, V., Thim, G. and Borille, A., "Residual Stress Heterogeneity Induced by Powder Metallurgy Gear Manufacturing Chains", *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, Vol. 9, pp. 473-484, (2022).
- [6] Azizi, Z., Rahmani, K., Taheri-Behrooz, F., "Study of microstructure and investigation of mechanical properties of pure aluminum-graphene nanocomposite using ball mill method in casting process with mechanical and electromagnetic stirring", In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 8, No. 2, pp. 1532-1542, 2021.
- [7] Delshad Gholami, M., Rahmatabadi, D., Shojaee, T., Hashemi, R., and Mohammadi, H., "Evaluation of Mechanical Properties and Fracture Toughness of Aluminum- Magnesium Aluminum Composite Produced by Cold Roll Bonding process", In Persian, *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 8, No. 1, pp. 1317-1326, 2021.
- [8] Jung, S.H. and Lee, K., "Effect of Microstructure Control on Reaction Characteristics in Al/Ni Reactive Powder", The 4th Research and Development Institute-2nd Directorate, Daejeon, 34060, Korea, 2017.
- [9] Wu, J. X., Fang, X., Gao, Z. R., Wang, H. X., Huang, J. Y., Wu, S. Z. and Li, Y.C., "Investigation on Mechanical Properties and Reaction Characteristics of Al-PTFE Composites with Different Al Particle Size", *Advances in Materials Science and Engineering*, Vol. 2018, pp. 10-18, 2018.
- [10] Hadjiafxenti, A., Gunduz, I. E., Tsotsos, C., Kyratsi, T., Doumanidis, C. C. and Rebholz, C., "Synthesis of Reactive Al/Ni Structures by Ball Milling", *Intermetallics*, Vol. 18, No. 11, pp. 2219-2223, 2010.
- [11] Hadjiafxenti, A., Gunduz, I., Kyratsi, T., Doumanidis, C. and Rebholz, C., "Exothermic Reaction Characteristics of Continuously Ball-Milled Al/Ni Powder Compacts", *Vacuum*, Vol. 96, pp. 73-78, 2013.
- [12] Kuk, S. W., Ryu, H. J. and Yu, J., "Effects of the Al/Ni Ratio on the Reactions in the Compression-Bonded Ni-Sputtered Al Foil Multilayer", *Journal of alloys and compounds*, Vol. 589, pp. 455-461, 2014.
- [13] Mason, B., Groven, L. J. and Son, S. F., "The Role of Microstructure Refinement on the Impact Ignition and Combustion Behavior of Mechanically Activated Ni/Al Reactive Composites", *Journal of Applied Physics*, Vol. 114, No. 11, pp. 113-121, 2013.
- [14] Gunduz, I. E., Fadenberger, K., Kokonou, M., Rebholz, C., Doumanidis, C. C. and Ando, T., "Modeling of the Self-Propagating Reactions of Nickel and Aluminum Multilayered Foils", *Journal of Applied Physics*, Vol. 105, No. 7, pp. 74-93, 2009.



تحلیل ارتعاش آزاد ورق‌های ساندویچی با هسته سیال هوشمند مگنتورئولوژیکال با استفاده از تئوری تغییر شکل برشی اصلاح شده

کوروش خورشیدی^{1*}، یاسین شعبانی²

1- دانشیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه اراک، اراک

2- دانشجوی کارشناسی ارشد، مهندسی مکانیک، دانشگاه اراک، اراک

* صندوق پستی 88349-38156، k-khorshidi@araku.ac.ir

چکیده

اطلاعات مقاله:

دریافت: 1401/02/10

پذیرش: 1401/04/05

کلیدواژگان

ورق‌های ساندویچی،

سیال مگنتورئولوژیکال،

تئوری اصلاح شده مرتبه بالا،

ارتعاش سازه‌های هوشمند،

مواد هوشمند

در مقاله حاضر، ارتعاش آزاد ساندویچ ورق‌های مستطیلی حاوی سیال مگنتورئولوژیکال در هسته به عنوان یک سازه هوشمند با استفاده از تئوری تغییر شکل برشی اصلاح شده مثلثاتی مورد بررسی و تحلیل قرار گرفته است. به دلیل قابلیت تغییرات سریع ویسکوزیته سیال موجود در هسته، این سازه می‌تواند در کنترل ارتعاشات و مستهلک کردن انرژی مورد استفاده قرار گیرد. معادلات حاکم بر سازه به کمک اصل همپلتون و بدست آمده و با کمک روش باقی‌مانده وزنی گلرکین در شرایط مرزی چهارلبه ساده حل شده‌اند. تأثیرپذیری فرکانس و ضریب استهلاک مودال به عنوان دو پارامتر اصلی در تحلیل رفتار ارتعاشی این سازه، تحت عوامل مختلفی نظیر شدت میدان مغناطیسی و ضخامت سیال در هسته همراه با تأثیر پارامترهای هندسی مورد بررسی قرار گرفته‌اند. برای نشان دادن دقت روابط حاصل شده، نتایج بدست آمده را با مقالات معتبر مقایسه و اعتبارسنجی شده است. نتایج حاکی از آن است که افزایش شدت میدان مغناطیسی باعث افزایش فرکانس و ضریب استهلاک نظیر هر مود می‌شود. همچنین افزایش ضخامت سیال تأثیر مستقیمی بر افزایش ضریب استهلاک و کاهش فرکانس دارد. باتوجه به کاربردهای روزافزون سازه‌های هوشمند امید است یافته‌های این پژوهش در کارآمدتر شدن کاربردهای مهندسی آن موثر باشد.

Free vibration analysis of sandwich plates with magnetorheological smart fluid core by Using modified shear deformation theory

Korosh Khorshidi^{1*}, Yasin Shabani¹

1- Department of Mechanical Engineering, Arak University, Arak, Iran.

* P.O.B. 38156-88349, Arak, Iran, k-khorshidi@araku.ac.ir

Keywords

Sandwich plates, Magnetoreological fluid, High-order modified theory, Vibration of smart structures, Smart materials

Abstract

In this paper, the free vibrations of a three-layer sandwich plate with magneto-rheological fluid (MR) core as a smart structure using Trigonometric Shear Deformation Theory (TSDPT) are investigated. The equations of motion are obtained using the Hamilton principle and solved using the Galerkin residual weight method. The complex shear modulus of the MR material in the pre-yield region was described by complex modulus approach as a function of magnetic field intensity. Primary attention is focused on the effects of magnetic field magnitude, geometric aspect ratio, and MR core layer thickness on the dynamic characteristics of the sandwich plate. When an electric field is applied, the damping of the system is more effective. After validation of the present study with the available results in the literature, the effects of the natural frequencies and loss factors on the dynamic behavior of the sandwich plate are examined and discussed. The results show that increasing the intensity of the magnetic field increases the frequency and depreciation coefficient of each mode. Furthermore, increasing the thickness of the fluid has a direct effect on increasing the depreciation coefficient and decreasing the frequency. With the increasing use of smart structures, it is hoped that the findings of this study will make engineering applications more effective.

1- مقدمه

یک سیال شبه نیوتونی تبدیل به یک جامد ویسکوالاستیک می‌شود. در سال‌های اخیر مطالعات زیادی بر روی مدل‌سازی و کنترل رفتار دینامیکی تیرها و ورق‌های ساندویچی کامپوزیتی صورت گرفته است از جمله این تحقیقات می‌توان به تحقیقات چن و یه [1, 2] اشاره کرد، آن‌ها به بررسی ارتعاشات یک

سیالات مگنتورئولوژیکال بخش مهمی از مواد هوشمند را تشکیل می‌دهند که خواص آن با تحریک خارجی قابل کنترل است. با اعمال میدان مغناطیسی به این سیالات در کسری از ثانیه رفتار رئولوژیکال آن تغییر می‌کند و در نهایت از

Please cite this article using:

Khorshidi, K., Shabani, Y., "Free vibration analysis of sandwich plates with magnetorheological smart fluid core by using modified shear deformation theory," In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 4, pp. 1826-1835, 2022.
https://doi.org/10.22068/JSTC.2022.552957.1782

برای ارجاع به مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

دارای چهار ضریب مجهول بوده در صورتی که تئوری تغییر شکل برشی مرتبه اول شامل پنج ضریب مجهول می‌باشد. ایوب و نور [19] در این مقاله به مطالعه عددی و تجربی رفتار دینامیکی صفحات ساندویچ که متشکل از دو پوسته آلومینیومی و یک الاستومر مغناطیسی (سیال مغناطیسی) در هسته، از بارهای مختلف ذرات فرومغناطیسی با اندازه میکرون اختصاص یافته است که تحت میدان مغناطیسی می‌باشد. نایاک و همکاران [20] پایداری دینامیکی تیر ساندویچ سه لایه با هسته سیال مغناطیسی بر روی نیروهای متناوب محوری مورد بررسی قرار دادند. هان و همکاران [21] در این مقاله به بررسی ساختارهای مختلف زنجیره پرکننده می‌پردازند، و به دنبال شناسایی منشاء تقویت کننده میدان در سیال مغناطیسی هستند.

در این پژوهش برای اولین بار تأثیرپذیری فرکانس و ضریب استهلاك مودال ورق ساندویچی سه لایه با هسته سیال مگنتورئولوژیکال با استفاده از تئوری تغییر شکل برشی اصلاح شده مثلثاتی مورد مطالعه قرار گرفته است. در تحقیق حاضر با بدست آوردن انرژی‌های جنبشی و پتانسیل ورق و سیال مغناطیسی، معادلات حاکم بر رفتار ارتعاشی سازه بدست آمده و با استفاده از روش تقریبی باقیمانده وزنی گالرکین، مقادیر فرکانسی و تأثیرات پارامترهای مختلف از جمله میدان مغناطیسی، نسبت طول به عرض، نسبت ضخامت و اثر میرایی بررسی شده‌اند.

2- تعریف مسئله و استخراج معادلات

هندسه ورق ساندویچی مورد مطالعه با طول (b) و عرض (a) نمایش داده شده است. دستگاه مختصات $O(x,y,z)$ از نوع دکارتی و در گوشه ورق مستطیلی در صفحه میانی ضخامت در نظر گرفته شده است. h_i ($i = 1, 2, 3$) به ترتیب نمایانگر ضخامت لایه فوقانی، هسته مگنتورئولوژیکال و لایه تحتانی می‌باشد.

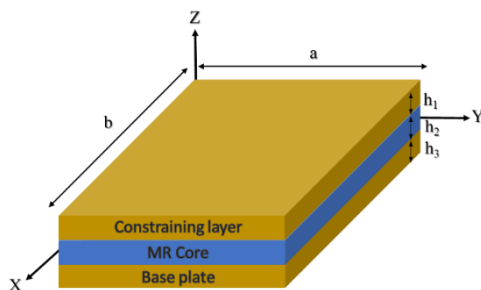


Fig. 1 Geometry of the sandwich plate with magneto-rheological fluid smart core

شکل 1 هندسه ورق مستطیلی ساندویچی با هسته سیال هوشمند مگنتورئولوژیکال

2-1 روابط ساختاری و کرنش-جابجایی

لایه میانی ورق ساندویچی مورد بررسی از جنس سیال مگنتورئولوژیکال می‌باشد، که این سیال در ناحیه قبل از تنش تسلیم خاصیت مواد ویسکوالاستیک را دارد، لذا مدول برشی بصورت مختلط و به شدت میدان مغناطیسی وابسته می‌باشد. برای ارتباط مدول برشی مختلط سیال مغناطیسی و شدت میدان مغناطیسی از رابطه (1) کمک می‌گیریم.

$$\tau = G^* \gamma \quad (1)$$

در رابطه (1) τ تنش برشی و γ کرنش برشی و G^* ضریب برشی مختلط سیال مغناطیسی می‌باشد. مدول برشی مختلط برای سیال مغناطیسی به صورت رابطه (2) می‌باشد. که G' مدول برشی ذخیره و G'' مدول برشی اتلاف می‌باشد [22].

ورق ساندویچی با هسته سیال مغناطیسی در حوزه ضریب استهلاك و فرکانس طبیعی پرداختند و فاکتور استهلاك در ورق ساندویچی با هسته سیال مغناطیسی را بررسی نمودند. وانگ و ژوو [3] با بررسی هدف خواص مکانیکی مانند سختی ظاهری مدول برشی سیال مغناطیسی و برخی خواص مکانیکی دیگر، به بررسی تیر ساندویچی با لایه‌های مقیدکننده رسانا و هسته انعطاف پذیر پرداختند. هسته ورق ساندویچی مورد مطالعه آن‌ها، شامل دو قسمت غیر مگنتورئولوژیکال در اطراف لایه هسته و مگنتورئولوژیکال در مرکز هسته است. دویودی و همکاران [4] با استفاده از روش گلرکین به بررسی ارتعاشات آزاد تیر با هسته الاستومر سیال مغناطیسی پرداختند. هاشمی نژاد و ملکی [5] با استفاده از تئوری کلاسیک ورق‌ها پاسخ تحت نیروی هارمونیک را مورد مطالعه قرار دادند. نایاک و همکاران [6] به مطالعه مقایسه تحلیلی ارتعاشات آزاد یک تیر ساندویچی با هسته سیال مغناطیسی و لایه‌های کامپوزیتی با استفاده از تئوری مرتبه بالای برشی، تئوری کلاسیک و روش اجزای محدود پرداختند، نایاک و همکاران [7] با جاسازی سیال مغناطیسی در وسط لایه هسته از جنس ماده ویسکوالاستیک در یک تیر ساندویچی، به بررسی فرکانس طبیعی با روش اجزای محدود و آزمون آزمایشگاهی پرداختند. فتاحی و همکاران [8] به بررسی ارتعاشات صفحه کامپوزیتی پر شده با مواد اثرپذیر مغناطیسی پرداختند. آن‌ها با استفاده از مثال‌های عددی، دقت و کارایی اثر افزودن سیال مغناطیسی بر ارتعاشات یک صفحه کامپوزیت را نشان دادند. مانوهاران و همکاران [9] با استفاده از روش المان محدود رفتار دینامیکی ورق ساندویچی با لایه‌های کامپوزیت لایه‌ای و هسته سیال مغناطیسی را بررسی کردند. علاوه بر این آن‌ها به بررسی تأثیر نحوه چیدمان لایه‌های کامپوزیتی لایه‌ها، بر روی فرکانس طبیعی و ضریب استهلاك پرداختند.

مانتاری و همکاران [10] تئوری تغییر شکل برشی مثلثاتی را برای تحلیل ورق‌های کامپوزیتی و ساندویچی ارائه کردند. آن‌ها در تحقیقشان از روش حل دقیق ناوبر برای تحلیل خمش این ورق‌ها تحت بارگذاری سینوسی و یکنواخت استفاده کردند. فریرا و همکاران [11] به تحلیل ورق‌های کامپوزیتی با استفاده از تئوری تغییر شکل برشی مثلثاتی پرداختند. راثو و همکاران [12] تحلیل ارتعاش آزاد ورق‌های ترکیبی لایه‌های ساندویچی را بررسی کردند. آن‌ها در این تحقیق از تئوری‌های مرتبه بالا استفاده کرده و روش حل آن‌ها روش اجزاء محدود بوده است. قنایاتی و همکاران [13] روش اجزاء محدود را برای بررسی ارتعاش ورق‌ها توسعه داد. بسیاری از محققان دیگر نیز از این روش حل در کارهای خود بهره برده‌اند. فرزاد ابراهیمی و سپهر صدیقی [14] به مطالعه انتشار موج در یک صفحه ساندویچی مستطیلی از جنس کامپوزیت با هسته قابل کنترل مغناطیسی پرداختند. جلیل ناجی و ابوالقاسم ذبیح الله [15] از تئوری لایه‌ای برای بدست آوردن نتایج دقیق‌تر در مورد خصوصیات دینامیکی سازه‌ها با لایه‌های سیال مغناطیسی استفاده کردند و معادلات را با استفاده از روش عنصر نهایی حل کرده‌اند. آن‌ها یک مدل آزمایشی را برای تأیید اعتبار سنجی این روش ارائه دادند. ملک‌زاده و غلامی و رشادی [16] رفتار مکانیکی ساندویچ صفحه استوانه‌ای با هسته سیال مغناطیسی مورد بحث قرار دادند. آن‌ها نتایج خود را با نرم‌افزار آباکوس تأیید کردند. آرانی و مراغی [17] برای بررسی رفتار ارتعاشی از یک صفحه مغناطیسی استفاده کردند آن‌ها به این نتیجه رسیدند که مواد مغناطیسی ارتعاش این ساختار را کنترل می‌کند و کنترل ارتعاش صفحه‌ی مغناطیسی توسط تئوری تغییر شکل برشی مرتبه اول ارائه داده شد. مانتاری و آره [18] تئوری تغییر شکل برشی مرتبه اول ساده شده را برای مطالعه‌ی ورق‌های کامپوزیتی لایه‌ای و ورق‌های ساندویچی ارائه کرده‌اند. بر اساس این تئوری میدان جابجایی به‌گونه‌ای تعریف شده است که

$$\begin{aligned}\varepsilon_{xy}^{(i)} &= \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial y} + \frac{\partial v_i}{\partial x} \right) - z \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} + \frac{1}{2} f(z) \left(\frac{\partial \zeta_i}{\partial y} + \frac{\partial \psi_i}{\partial x} \right) \\ \varepsilon_{xz}^{(i)} &= \frac{1}{2} \zeta_i \frac{df(z)}{dz} \\ \varepsilon_{yz}^{(i)} &= \frac{1}{2} \psi_i \frac{df(z)}{dz}\end{aligned}$$

و کرنش‌های لایه (MR) مطابق رابطه (8) به صورت زیر می‌باشد:

$$\begin{aligned}\gamma_{xz}^{(2)} &= \frac{d}{h_2} \frac{\partial w}{\partial x} + \frac{(u_1 - u_3)}{h_2} \\ \gamma_{yz}^{(2)} &= \frac{d}{h_2} \frac{\partial w}{\partial y} + \frac{(v_1 - v_3)}{h_2}\end{aligned}\quad (8)$$

2-2- استخراج معادلات حاکم

برای به دست آوردن معادلات دیفرانسیلی حاکم بر رفتار ورق‌های مستطیلی ساندویچی با هسته سیال مغناطیسی، ابتدا تغییرات انرژی کرنشی، جنبشی و کار نیروهای خارجی به دست می‌آوریم و برای این منظور از اصل همیلتون مطابق رابطه (9) کمک می‌گیریم [27].

$$\int_0^t (\delta T + \delta W - \delta U) dt = 0 \quad (9)$$

در رابطه (9) δU و δT به ترتیب بیانگر تغییرات انرژی پتانسیل کرنشی و جنبشی می‌باشند. δW نیز کار ناشی از نیروهای خارجی است که باتوجه به رابطه اصل همیلتون از سه پارامتر مذکور بر روی زمان (t) انتگرال می‌گیریم [28]. انرژی پتانسیل کرنشی و جنبشی برای ورق مورد بررسی مطابق روابط (10) و (11) بدست می‌آیند:

$$\begin{aligned}\delta U &= \int_A -\frac{\partial N_{xx}^{(1)}}{\partial x} \delta u_1 - \frac{\partial N_{xx}^{(3)}}{\partial x} \delta u_3 - \frac{\partial^2 M_{xx}^{(1)}}{\partial x^2} \delta w \\ &\quad - \frac{\partial^2 M_{xx}^{(3)}}{\partial x^2} \delta w - \frac{\partial R_{xx}^{(1)}}{\partial x} \delta \zeta_1 - \frac{\partial N_{yy}^{(1)}}{\partial y} \delta v_1 \\ &\quad - \frac{\partial N_{yy}^{(3)}}{\partial y} \delta v_3 - \frac{\partial^2 M_{yy}^{(1)}}{\partial y^2} \delta w - \frac{\partial R_{yy}^{(1)}}{\partial y} \delta \psi_1 \\ &\quad - \frac{\partial R_{yy}^{(3)}}{\partial y} \delta \psi_3 - \frac{\partial^2 M_{yy}^{(3)}}{\partial y^2} \delta w - \frac{\partial N_{xy}^{(1)}}{\partial y} \delta u_1 \\ &\quad - \frac{\partial N_{xy}^{(3)}}{\partial y} \delta u_3 - \frac{\partial N_{xy}^{(1)}}{\partial x} \delta v_1 - \frac{\partial N_{xy}^{(3)}}{\partial x} \delta v_3 \\ &\quad - 2 \frac{\partial^2 M_{xy}^{(1)}}{\partial x \partial y} \delta w - 2 \frac{\partial^2 M_{xy}^{(3)}}{\partial x \partial y} \delta w - \frac{\partial R_{xy}^{(1)}}{\partial y} \delta \zeta_1 \\ &\quad - \frac{\partial R_{xy}^{(3)}}{\partial y} \delta \zeta_3 - \frac{\partial R_{xy}^{(1)}}{\partial x} \delta \psi_1 - \frac{\partial R_{xy}^{(3)}}{\partial x} \delta \psi_3 + P_x^{(1)} \delta \zeta_1 \\ &\quad + P_x^{(3)} \delta \zeta_3 + P_y^{(1)} \delta \psi_1 + P_y^{(3)} \delta \psi_3 dA \\ &\quad + \int_A -\frac{\partial Q_x^{(2)}}{\partial x} \frac{d}{h_2} \delta w + \frac{Q_x^{(2)}}{h_2} (\delta u_1 - \delta u_3) \\ &\quad - \frac{\partial Q_y^{(2)}}{\partial y} \frac{d}{h_2} \delta w + \frac{Q_y^{(2)}}{h_2} (\delta v_1 - \delta v_3) dA\end{aligned}\quad (10)$$

$$G^* = G' + iG''$$

$$G' = -3.3691B^2 + 4.9775 \times 10^3 B + 0.873 \times 10^6$$

$$G'' = 0.9B^2 + 0.8124 \times 10^3 B + 0.1855 \times 10^6 \quad (2)$$

در نهایت رابطه تنش‌ها و کرنش‌های عرضی هسته مطابق معادله (3) می‌باشد.

$$\begin{aligned}\tau_{xy}^{(2)} &= G^* \gamma_{xy}^{(2)} \\ \tau_{yz}^{(2)} &= G^* \gamma_{yz}^{(2)}\end{aligned}\quad (3)$$

میدان تنش برای لایه فوقانی و تحتانی نیز به صورت رابطه (4) تعریف می‌شود.

$$\begin{aligned}\sigma_{xx}^{(i)} &= Q_{11}^{(i)} \varepsilon_{xx}^{(i)} + Q_{12}^{(i)} \varepsilon_{yy}^{(i)} \\ \sigma_{yy}^{(i)} &= Q_{12}^{(i)} \varepsilon_{xx}^{(i)} + Q_{22}^{(i)} \varepsilon_{yy}^{(i)} \\ \sigma_{xz}^{(i)} &= Q_{55}^{(i)} \varepsilon_{xz}^{(i)} \\ \sigma_{yz}^{(i)} &= Q_{44}^{(i)} \varepsilon_{yz}^{(i)} \\ \sigma_{xy}^{(i)} &= Q_{66}^{(i)} \varepsilon_{xy}^{(i)}\end{aligned}\quad (4)$$

در رابطه (4)، i برابر یک و سه نشان دهنده لایه فوقانی و تحتانی می‌باشد. ثوابت Q در این رابطه به صورت زیر تعریف می‌شوند [23, 24].

$$\begin{aligned}Q_{11} &= \frac{E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \\ Q_{12} &= \frac{\nu_{12}E_1}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \\ Q_{22} &= \frac{E_2}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \\ Q_{66} &= G_{12} \\ Q_{55} &= G_{13} \\ Q_{44} &= G_{23}\end{aligned}\quad (5)$$

که ν_{21} در برابر $\nu_{12} \frac{E_2}{E_1}$ می‌باشد میدان جابه‌جایی برای لایه‌های الاستیک ورق ساندویچی مطابق رابطه (6) در نظر گرفته شده است [25]:

$$\begin{aligned}U_i(x,y,z,t) &= u_i(x,y,t) - z \frac{\partial w(x,y,t)}{\partial x} + f(z) \zeta_i(x,y,t) \\ V_i(x,y,z,t) &= v_i(x,y,t) - z \frac{\partial w(x,y,t)}{\partial y} + f(z) \psi_i(x,y,t) \\ W_i(x,y,z,t) &= w(x,y,t)\end{aligned}\quad (6)$$

که در رابطه (6) t بیانگر زمان و i می‌تواند مقادیر 1 و 3 را اختیار کند. u به ترتیب جابه‌جایی ورق در راستای محورهای x و y هستند و w جابه‌جایی عرضی ورق در راستای محور z است. همچنین ζ_i و ψ_i اینرسی‌های دورانی حول محورهای x و y می‌باشند. $f(z)$ نیز برای تئوری اصلاح شده مثلثاتی برابر $\frac{h}{\pi} \sin\left(\frac{\pi z}{h}\right)$ می‌باشد. میدان کرنش خطی فرض شده و با در نظر گرفتن تئوری تغییر شکل برشی اصلاح شده به صورت رابطه (7) حاصل می‌شود [26]:

$$\begin{aligned}\varepsilon_{xx}^{(i)} &= \frac{\partial u_i}{\partial x} - z \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} + f(z) \frac{\partial \zeta_i}{\partial x} \\ \varepsilon_{yy}^{(i)} &= \frac{\partial v_i}{\partial y} - z \frac{\partial^2 w}{\partial y^2} + f(z) \frac{\partial \psi_i}{\partial y}\end{aligned}\quad (7)$$

$$\begin{aligned} \delta u_3: \frac{\partial N_{xy}^{(3)}}{\partial x} + \frac{\partial N_{xy}^{(3)}}{\partial y} - \frac{Q_x^{(2)}}{h_2} &= I_1^{(3)} \ddot{u}_3 - I_2^{(3)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial x} \\ &+ I_4^{(3)} \ddot{\zeta}_3 - I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial x} + \frac{I^{(2)}}{h_2^2} (\ddot{u}_1 - \ddot{u}_3) \\ \delta v_1: \frac{\partial N_{yy}^{(1)}}{\partial y} + \frac{\partial N_{xy}^{(1)}}{\partial x} - \frac{Q_y^{(2)}}{h_2} &= I_1^{(1)} \ddot{v}_1 - I_2^{(1)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial y} \\ &+ I_4^{(1)} \ddot{\psi}_1 + I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial y} + \frac{I^{(2)}}{h_2^2} (\ddot{v}_1 - \ddot{v}_3) \\ \delta v_3: \frac{\partial N_{yy}^{(3)}}{\partial y} + \frac{\partial N_{xy}^{(3)}}{\partial x} - \frac{Q_y^{(2)}}{h_2} &= I_1^{(3)} \ddot{v}_3 - I_2^{(3)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial y} \\ &+ I_4^{(3)} \ddot{\psi}_3 - I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial y} + \frac{I^{(2)}}{h_2^2} (\ddot{v}_1 - \ddot{v}_3) \\ \delta \zeta_1: \frac{\partial R_{xx}^{(1)}}{\partial x} + \frac{\partial R_{xy}^{(1)}}{\partial y} - p_x^{(1)} &= I_4^{(1)} \ddot{u}_1 - I_5^{(1)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial x} + I_6^{(1)} \ddot{\zeta}_1 \\ \delta \zeta_3: \frac{\partial R_{xx}^{(3)}}{\partial x} + \frac{\partial R_{xy}^{(3)}}{\partial y} - p_x^{(3)} &= I_4^{(3)} \ddot{u}_3 - I_5^{(3)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial x} + I_6^{(3)} \ddot{\zeta}_3 \\ \delta \psi_1: \frac{\partial R_{yy}^{(1)}}{\partial y} + \frac{\partial R_{xy}^{(1)}}{\partial x} - p_y^{(1)} &= I_4^{(1)} \ddot{v}_1 - I_5^{(1)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial y} + I_6^{(1)} \ddot{\psi}_1 \\ \delta \psi_3: \frac{\partial R_{yy}^{(3)}}{\partial y} + \frac{\partial R_{xy}^{(3)}}{\partial x} - p_y^{(3)} &= I_4^{(3)} \ddot{v}_3 - I_5^{(3)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial y} + I_6^{(3)} \ddot{\psi}_3 \\ \delta w: \frac{\partial^2 M_{xy}^{(1)}}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 M_{xx}^{(3)}}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 M_{yy}^{(1)}}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 M_{yy}^{(3)}}{\partial y^2} \\ &+ 2 \frac{\partial^2 M_{xy}^{(1)}}{\partial x \partial y} + 2 \frac{\partial^2 M_{xy}^{(3)}}{\partial x \partial y} + \frac{d}{h_2} \left(\frac{\partial Q_x^{(2)}}{\partial x} + \frac{\partial Q_y^{(2)}}{\partial y} \right) \\ &= I_2^{(1)} \frac{\partial \ddot{u}_1}{\partial x} - I_3^{(1)} \frac{\partial^2 \ddot{w}}{\partial x^2} + I_5^{(1)} \frac{\partial \ddot{\zeta}_1}{\partial x} + I_2^{(1)} \frac{\partial \ddot{v}_1}{\partial y} \\ &- I_3^{(1)} \frac{\partial^2 \ddot{w}}{\partial y^2} + I_5^{(1)} \frac{\partial \ddot{\psi}_1}{\partial y} + I_3^{(2)} \frac{\partial \ddot{u}_3}{\partial x} - I_3^{(3)} \frac{\partial^2 \ddot{w}}{\partial x^2} \\ &+ I_5^{(3)} \frac{\partial \ddot{\zeta}_3}{\partial x} + I_2^{(3)} \frac{\partial \ddot{v}_3}{\partial y} - I_3^{(3)} \frac{\partial^2 \ddot{w}}{\partial y^2} + I_5^{(3)} \frac{\partial \ddot{\psi}_3}{\partial y} - I_1^{(1)} \ddot{w} \\ &+ I_1^{(3)} \ddot{w} + \rho_2 h_2 \ddot{w} - I^2 \frac{d^2}{h_2^2} \frac{\partial^2 \ddot{w}}{\partial x^2} - I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{u}_1}{\partial x} + \\ &I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{u}_3}{\partial x} - I^{(2)} \frac{d^2}{h_2^2} \frac{\partial^2 \ddot{w}}{\partial y^2} - I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{v}_1}{\partial y} + I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{v}_3}{\partial y} \end{aligned}$$

که در آن‌ها منته‌های تنش و ممان‌های اینرسی جرمی به شکل رابطه (13) تعریف شده‌اند.

$$\begin{aligned} (N_{xx}^{(i)} \cdot N_{yy}^{(i)} \cdot N_{xy}^{(i)}) &= \int_{-h_i/2}^{h_i/2} (\sigma_{xx}^{(i)} \cdot \sigma_{yy}^{(i)} \cdot \sigma_{xy}^{(i)}) dz \\ (M_{xx}^{(i)} \cdot M_{yy}^{(i)} \cdot M_{xy}^{(i)}) &= \int_{-h_i/2}^{h_i/2} (\sigma_{xx}^{(i)} \cdot \sigma_{yy}^{(i)} \cdot \sigma_{xy}^{(i)}) z dz \\ (R_{xx}^{(i)} \cdot R_{yy}^{(i)} \cdot R_{xy}^{(i)}) &= \int_{-h_i/2}^{h_i/2} (\sigma_{xx}^{(i)} \cdot \sigma_{yy}^{(i)} \cdot \sigma_{xy}^{(i)}) f(z) dz \end{aligned} \quad (13)$$

$$\begin{aligned} \delta T &= \int_{V_i} I_1^{(1)} (\ddot{u}_1 \delta u_1 - I_2^{(1)} \frac{\partial \ddot{u}_1}{\partial x} \delta w - I_4^{(1)} \ddot{u}_1 \delta \zeta_1 \\ &+ I_2^{(1)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial x} \delta u_1 + I_3^{(1)} \frac{\partial^2 \ddot{w}}{\partial x^2} \delta w + I_5^{(1)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial x} \delta \zeta_1 \\ &- I_4^{(1)} \ddot{\zeta}_1 \delta u_1 - I_5^{(1)} \frac{\partial \ddot{\zeta}_1}{\partial x} \delta w - I_6^{(1)} \ddot{\zeta}_1 \delta \zeta_1 - I_1^{(1)} \ddot{v}_1 \delta v_1 \\ &- I_2^{(1)} \frac{\partial \ddot{v}_1}{\partial y} \delta w - I_4^{(1)} \ddot{v}_1 \delta \psi_1 + I_2^{(1)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial y} \delta v_1 \\ &+ I_3^{(1)} \frac{\partial^2 \ddot{w}}{\partial y^2} \delta w + I_5^{(1)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial y} \delta \psi_1 - I_4^{(1)} \ddot{\psi}_1 \delta v_1 \\ &- I_5^{(1)} \frac{\partial \ddot{\psi}_1}{\partial y} \delta w - I_6^{(1)} \ddot{\psi}_1 \delta \psi_1 - I_1^{(3)} \ddot{u}_3 \delta u_3 \\ &- I_2^{(3)} \frac{\partial \ddot{u}_3}{\partial x} \delta w - I_4^{(3)} \ddot{u}_3 \delta \zeta_3 + I_2^{(3)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial x} \delta u_3 \\ &+ I_3^{(3)} \frac{\partial^2 \ddot{w}}{\partial x^2} \delta w + I_5^{(3)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial x} \delta \zeta_3 - I_4^{(3)} \ddot{\zeta}_3 \delta u_3 - I_4^{(3)} \ddot{v}_1 \delta \psi_3 \\ &+ I_2^{(3)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial y} \delta v_3 + I_3^{(3)} \frac{\partial^2 \ddot{w}}{\partial y^2} \delta w + I_5^{(3)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial y} \delta \psi_3 \\ &- I_4^{(3)} \ddot{\psi}_3 \delta v_3 - I_5^{(3)} \frac{\partial \ddot{\psi}_3}{\partial y} \delta w - I_6^{(3)} \ddot{\psi}_3 \delta \psi_3 - I_1^{(1)} \ddot{w} \delta w \\ &- I_1^{(3)} \ddot{w} \delta w dA + \int_A -\rho_2 h_2 \ddot{w} \delta w dA \\ &+ \int_A I^{(2)} \frac{d^2}{h_2^2} \frac{\partial^2 \ddot{w}}{\partial x^2} \delta w - I^{(2)} \frac{d^2}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial x} \delta u_1 \\ &+ I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial x} \delta u_3 + I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{u}_1}{\partial x} \delta w \\ &- I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial x} \delta u_3 + I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{u}_1}{\partial x} \delta w \\ &- I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{u}_2}{\partial x} \delta w - \frac{I^{(2)}}{h_2^2} (\ddot{u}_1 - \ddot{u}_3) \delta u_1 \frac{I^{(2)}}{h_2^2} \\ &(\ddot{u}_1 - \ddot{u}_3) \delta u_3 + I^{(2)} \frac{d^2}{h_2^2} \frac{\partial^2 \ddot{w}}{\partial y^2} \delta w \\ &- I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial y} \delta v_1 + I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial y} \delta v_3 + I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{v}_1}{\partial y} \delta w \\ &- I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{v}_3}{\partial y} \delta w - \frac{I^{(2)}}{h_2^2} (\ddot{v}_1 - \ddot{v}_3) \delta v_1 \\ &+ \frac{I^{(2)}}{h_2^2} (\ddot{v}_1 - \ddot{v}_3) \delta v_1 + \frac{I^{(2)}}{h_2^2} (\ddot{v}_1 - \ddot{v}_3) \delta v_3 dA \end{aligned} \quad (11)$$

حال با جایگذاری روابط (10) و (11) در اصل همیلتون معادلات حاکم به صورت رابطه (12) استخراج می‌شوند.

$$\begin{aligned} \delta u_1: \frac{\partial N_{xy}^{(1)}}{\partial x} + \frac{\partial N_{xy}^{(1)}}{\partial y} - \frac{Q_x^{(2)}}{h_2} &= I_1^{(1)} \ddot{u}_1 - I_2^{(1)} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial x} \\ &+ I_4^{(1)} \ddot{\zeta}_1 + I^{(2)} \frac{d}{h_2^2} \frac{\partial \ddot{w}}{\partial x} + \frac{I^{(2)}}{h_2^2} (\ddot{u}_1 - \ddot{u}_3) \end{aligned} \quad (12)$$

$$\varphi_5(x, y) = \cos\left(\frac{m\pi x}{a}\right) \sin\left(\frac{n\pi y}{b}\right)$$

$$\varphi_6(x, y) = \cos\left(\frac{m\pi x}{a}\right) \sin\left(\frac{n\pi y}{b}\right)$$

$$\varphi_7(x, y) = \sin\left(\frac{m\pi x}{a}\right) \cos\left(\frac{n\pi y}{b}\right)$$

$$\varphi_8(x, y) = \sin\left(\frac{m\pi x}{a}\right) \cos\left(\frac{n\pi y}{b}\right)$$

$$\varphi_9(x, y) = \sin\left(\frac{m\pi x}{a}\right) \sin\left(\frac{n\pi y}{b}\right)$$

بر اساس روش گلرکین برای به دست آوردن فرکانس‌های طبیعی سیستم از حاصل ضرب معادلات حاکم در توابع جابه‌جایی بر روی سطح انتگرال گرفت. این موضوع را به صورت رابطه (16) زیر نشان داده شده‌است.

$$\begin{aligned} \int_0^b \int_0^a \Gamma_1(u_1, u_3, v_1, v_3, \zeta_1, \zeta_3, \psi_1, \psi_3, w) u_1(x, y) dx dy &= 0 \\ \int_0^b \int_0^a \Gamma_2(u_1, u_3, v_1, v_3, \zeta_1, \zeta_3, \psi_1, \psi_3, w) u_3(x, y) dx dy &= 0 \\ \int_0^b \int_0^a \Gamma_3(u_1, u_3, v_1, v_3, \zeta_1, \zeta_3, \psi_1, \psi_3, w) v_1(x, y) dx dy &= 0 \\ \int_0^b \int_0^a \Gamma_4(u_1, u_3, v_1, v_3, \zeta_1, \zeta_3, \psi_1, \psi_3, w) v_3(x, y) dx dy &= 0 \\ \int_0^b \int_0^a \Gamma_5(u_1, u_3, v_1, v_3, \zeta_1, \zeta_3, \psi_1, \psi_3, w) \zeta_1(x, y) dx dy &= 0 \\ \int_0^b \int_0^a \Gamma_6(u_1, u_3, v_1, v_3, \zeta_1, \zeta_3, \psi_1, \psi_3, w) \zeta_3(x, y) dx dy &= 0 \\ \int_0^b \int_0^a \Gamma_7(u_1, u_3, v_1, v_3, \zeta_1, \zeta_3, \psi_1, \psi_3, w) \psi_1(x, y) dx dy &= 0 \\ \int_0^b \int_0^a \Gamma_8(u_1, u_3, v_1, v_3, \zeta_1, \zeta_3, \psi_1, \psi_3, w) \psi_3(x, y) dx dy &= 0 \\ \int_0^b \int_0^a \Gamma_9(u_1, u_3, v_1, v_3, \zeta_1, \zeta_3, \psi_1, \psi_3, w) w(x, y) dx dy &= 0 \end{aligned} \quad (16)$$

در رابطه (16)، Γ_1 تا Γ_9 همان معادلات حرکت می‌باشند. که پس از حل معادلات فوق، معادله به فرم رابطه 17 حاصل می‌شود.

$$[\bar{M}]\{\ddot{U}\} + [\bar{C}]\{\dot{U}\} + [\bar{K}]\{U\} = 0 \quad (17)$$

در رابطه (17) ماتریس M, K, C به ترتیب ماتریس جرم، سختی، میرایی سیستم می‌باشند همچنین $\{U\}$ بردار ضرایب مجهول سیستم می‌باشد با حل رابطه فوق فرکانس‌های ω سیستم بدست می‌آیند.

2-3- بحث و بررسی نتایج عددی

در این بخش علاوه بر صحنه‌گذاری نتایج به‌دست‌آمده به بررسی اثر پارامترهای مختلف رفتار ارتعاشی ورق ساندویچی متشکل از هسته سیال مغناطیسی به روش باقی‌مانده وزنی و شرط مرزی چهار طرف تکیه‌گاه ساده با استفاده تئوری‌های تغییر شکل برشی اصلاح شده می‌پردازیم. همگرایی سه فرکانس اول سازه، با هسته مغناطیسی و $\eta = 1.5, \bar{H} = 0.5, \bar{h} = 0.3$ در جدول 1 نشان داده شده‌است.

برای اطمینان از صحت روابط به‌دست‌آمده و روش حل، نتایج عددی برای ارتعاش ورق مسطح ساندویچی با سیال مغناطیسی با نتایج ارائه شده در مراجع معتبر مقایسه می‌کنیم (جدول ۲). در این اعتبار سنجی مقادیر فرکانس اصلی

$$(p_x^{(i)} \cdot p_y^{(i)}) = \int_{-h_i/2}^{h_i/2} (\sigma_{xz}^{(i)} \cdot \sigma_{yz}^{(i)}) \frac{df(z)}{dz} dz$$

$$Q_x^{(2)} \cdot Q_y^{(2)} = \int_{-h_2/2}^{h_2/2} (\sigma_{xz}^{(2)} \cdot \sigma_{yz}^{(2)}) dz$$

$$\begin{aligned} & (I_1^{(i)} \cdot I_2^{(i)} \cdot I_3^{(i)} \cdot I_4^{(i)} \cdot I_5^{(i)} \cdot I_6^{(i)}) \\ & = \int_{-h_i/2}^{h_i/2} \rho_i (1 \cdot z \cdot z^2 \cdot f(z) \cdot zf(z) \cdot f^2(z)) dz \end{aligned}$$

3- حل مسئله

1-1- روش حل

برای محاسبه ارتعاش آزاد ورق ساندویچی در این پژوهش از روش گلرکین بهره می‌بریم. فرم سری فوریه شکل توابع حدس جابه‌جایی به‌صورت رابطه (14) می‌باشد [29].

$$u_1(x, y, t) = \sum_{n=1}^N \sum_{m=1}^M u_{1m,n} \varphi_1(x, y) e^{i\omega t}$$

$$u_3(x, y, t) = \sum_{n=1}^N \sum_{m=1}^M u_{3m,n} \varphi_2(x, y) e^{i\omega t}$$

$$v_1(x, y, t) = \sum_{n=1}^N \sum_{m=1}^M v_{1m,n} \varphi_1(x, y) e^{i\omega t}$$

$$v_3(x, y, t) = \sum_{n=1}^N \sum_{m=1}^M v_{3m,n} \varphi_3(x, y) e^{i\omega t}$$

$$\zeta_1(x, y, t) = \sum_{n=1}^N \sum_{m=1}^M \zeta_{1m,n} \varphi_1(x, y) e^{i\omega t}$$

$$\zeta_3(x, y, t) = \sum_{n=1}^N \sum_{m=1}^M \zeta_{3m,n} \varphi_3(x, y) e^{i\omega t}$$

$$\psi_1(x, y, t) = \sum_{n=1}^N \sum_{m=1}^M \psi_{1m,n} \varphi_1(x, y) e^{i\omega t}$$

$$\psi_3(x, y, t) = \sum_{n=1}^N \sum_{m=1}^M \psi_{3m,n} \varphi_3(x, y) e^{i\omega t}$$

$$w(x, y, t) = \sum_{n=1}^N \sum_{m=1}^M w_{m,n} \varphi_1(x, y) e^{i\omega t} \quad (14)$$

توابع وزن‌دار در رابطه (14) برای ارضا نمودن شرایط مرزی چهار طرف تکیه‌گاه ساده به صورت رابطه (15) تعریف می‌شوند.

$$\varphi_1(x, y) = \cos\left(\frac{n\pi x}{a}\right) \sin\left(\frac{m\pi y}{b}\right)$$

$$\varphi_2(x, y) = \cos\left(\frac{m\pi x}{a}\right) \sin\left(\frac{n\pi y}{b}\right)$$

$$\varphi_3(x, y) = \sin\left(\frac{n\pi x}{a}\right) \cos\left(\frac{m\pi y}{b}\right)$$

$$\varphi_4(x, y) = \sin\left(\frac{n\pi x}{a}\right) \cos\left(\frac{m\pi y}{b}\right) \quad (15)$$

تغییرات فرکانس‌های طبیعی و ضریب استهلاک ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی به ازای میدان‌های مغناطیسی مختلف برای مدهای اول تا چهارم در شکل‌های 4 و 5 نشان داده شده است. برای استخراج نتایج این نمودارها $h=0.3$ و $H=0.5$ فرض شده است. مشاهده می‌شود که افزایش میدان مغناطیسی منجر به افزایش فرکانس‌های سیستم می‌گردد. این تغییرات در ابتدا با نرخ بالاتری فرکانس‌های سیستم را زیاد می‌کنند. نکته برجسته در نمودار ضریب استهلاک این است که مقادیر آن ابتدا تا مقدار مشخصی افزایش و سپس کاهش می‌یابد. این رفتار که برای تمامی مدهای ارتعاشاتی دیده می‌شود حاکی از این است که به ازای میدان مغناطیسی مشخصی بیشترین اثر میرایی را از سازه می‌توان دریافت کرد. از سوی دیگر دیده می‌شود که با افزایش شماره مود، فرکانس‌های طبیعی زیاد و ضریب استهلاک کم می‌شود. کاهش ضریب استهلاک به گونه‌ای است که در مدهای پایین نمایان‌تر هستند و می‌توان پیشبینی نمود که افزایش شماره مود در مدهای خیلی بالا تأثیری بر روی میرایی سیستم نداشته باشد.

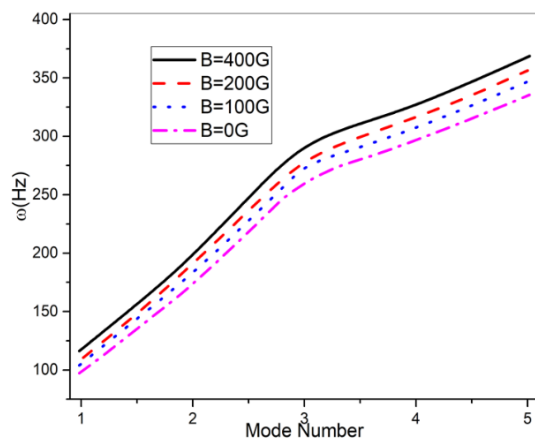


Fig. 2 The effect of variation in the magnetic field intensity on the first to fifth frequency of sandwich plate with MR core

شکل 2 اثر میدان‌های مغناطیسی مختلف بر فرکانس‌های اول تا پنجم ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی

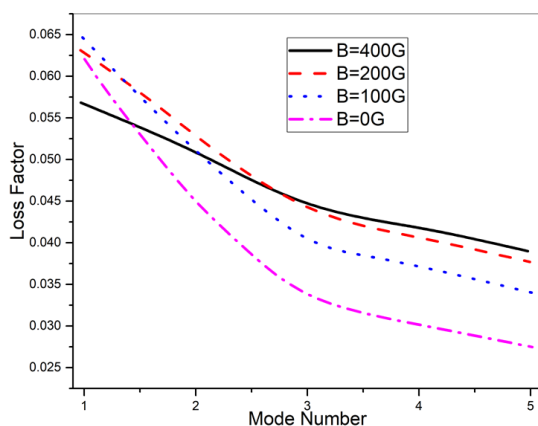


Fig. 3 The effect of variation in the magnetic field intensity on the first to fifth modes loss factor of sandwich plate with MR core

شکل 3 تغییرات ضریب استهلاک ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی به ازای میدان‌های مغناطیسی مختلف

ورق ساندویچی شامل هسته مغناطیسی با مقادیر ارائه شده حاصل از تئوری کلاسیک مقایسه شده است.

جدول 1 همگرایی نتایج فرکانس طبیعی

Table 1 Convergence of natural frequency results

M×N	ω_1	ω_2	ω_3
2	286.217	190.449	110.356
3	285.928	190.216	110.354
4	285.714	190.172	110.351
5	285.345	190.169	110.349
6	285.334	190.167	110.345
7	285.331	190.166	110.345
8	285.329	190.166	110.345

جدول 2 مقایسه فرکانس ورق ساندویچی با هسته مغناطیسی با نتایج منابع معتبر

Table 2 Comparison of results with other research

Magnetic Field		Mode 1	Mode 2
0	تحقیق حاضر	59.65	95.76
	مرجع [18]	59.0754	95.536
100	تحقیق حاضر	68.72	109.68
	مرجع [18]	65.6539	106.908
200	تحقیق حاضر	75.36	119.93
	مرجع [18]	70.1508	114.5

برای استخراج این نتایج مدول یانگ لایه‌های بالایی و پایینی 70 GPa و چگالی آن‌ها 2700 Kg/m^3 در نظر گرفته شده است. با مقایسه نتایج حاصل از تحقیق حاضر با نتایج بدست آمده از مراجع مختلف مشاهده می‌شود که نتایج حاصله از فرکانس ارتعاشات ورق چه در حضور سیال مغناطیسی و چه در غیاب آن از دقت بالایی برخوردار می‌باشد.

در ادامه به منظور ساده‌سازی در تفسیر نمودارها و جداول از پارامترهای

$\underline{h}$ به عنوان نسبت طول اول $\underline{h}$ به عنوان نسبت طول دوم δ به عنوان نسبت ضخامت D به عنوان ضلبيت خمشی ورق η به عنوان نسبت طول به عرض (a/b) ، پارامتر فرکانس $(\sqrt{Re(\omega)})$ و ζ پارامتر میرایی $(\frac{Im(\omega)}{Re(\omega)})$ استفاده شده است. همچنین خواص رویه‌ها برابر $E_1 = \rho = 2700 \left(\frac{\text{Kg}}{\text{m}^3} \right)$ ، $G_{12} = G_{2312} = 26.92 \text{ (GPa)}$ ، $E_2 = 70 \text{ (GPa)}$ و $\nu = 0.3$ در نظر گرفته شده است.

تأثیر تغییرات میدان‌های مغناطیسی مختلف بر فرکانس‌های طبیعی و ضریب استهلاک ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی در شکل‌های 2 و 3 نشان داده شده است. برای استخراج نتایج این نمودارها $h=0.3$ و $H=0.5$ در نظر گرفته شده. همانطور که مشاهده می‌شود با افزایش میدان مغناطیسی تمامی فرکانس‌های سازه زیاد می‌شوند. به این ترتیب که اثرات افزایش فرکانس ناشی از میدان مغناطیسی در مدهای بالاتر، برجسته‌تر نمود می‌کند. در واقع می‌توان اینگونه بیان کرد که با افزایش میدان مغناطیسی سیال رفته رفته به حالت جامد نزدیک‌تر می‌گردد و افزایش سختی حاصل از این تغییر فرکانس‌های آن را تحت تأثیر خود قرار می‌دهد. این درحالی است که فاکتور استهلاک در میدان‌های مغناطیسی بالاتر کاهش می‌یابد. چراکه در میدان‌های مغناطیسی بالا سختی سازه افزایش یافته و همین امر باعث کاهش اثر میرایی سازه ساندویچی می‌گردد. علاوه بر این می‌توان نتیجه گرفت شدت میرایی در مدهای بالاتر کمتر است چرا که اثر آن‌ها در پاسخ ارتعاشی نیز کمتر می‌باشد.

افزایش ضخامت سیال به میدان مغناطیسی بیشتری برای رسیدن به بیشینه میرائی سیستم نیاز می‌باشد. به طور کلی می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش حجم سیال مغناطیسی محصور در ورق ساندویچی فرکانس‌های طبیعی و ضریب استهلاک سیستم به ترتیب کاهش و افزایش می‌یابند. این بدین دلیل است که افزایش مقدار سیال مغناطیسی سختی سازه را کاهش و میرائی آن را افزایش می‌دهد.

تغییرات فرکانس‌ها و ضریب استهلاک مود اول ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی به ازای میدان‌های مغناطیسی مختلف و تغییرات نسبت طول اول در شکل‌های 8 و 9 نشان داده شده است. برای استخراج نتایج این نمودارها $H=0.5$ در نظر گرفته شده است. پارامتر h ضخامت لایه‌های بالایی و پایینی را کنترل می‌کند. مطابق نمودار افزایش این نسبت بی بعد باعث افزایش سختی سازه و متعاقباً فرکانس‌های آن می‌گردد. به نظر می‌رسد که شیب این افزایش به ازای مقادیر پایین میدان مغناطیسی تندتر می‌باشد و رفته رفته افزایش نسبت طول اول در میدان‌های مغناطیسی بالا تأثیر کمتری روی مشخصات ارتعاشی سازه می‌گذارد. این رفتار در شدت استهلاک سازه نیز دیده می‌شود بطوریکه افزایش ضخامت لایه‌های بالایی و پایینی باعث زیاد شدن ضریب استهلاک می‌گردد.

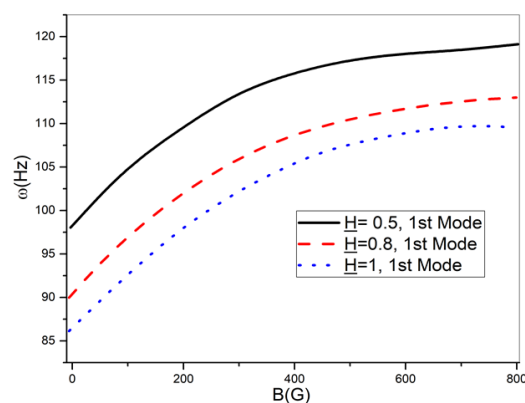


Fig. 6 The frequency changes of the sandwich plates with magnetic fluid core for different H

شکل 6 تغییرات فرکانس اصلی ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی به ازای مقادیر مختلف H

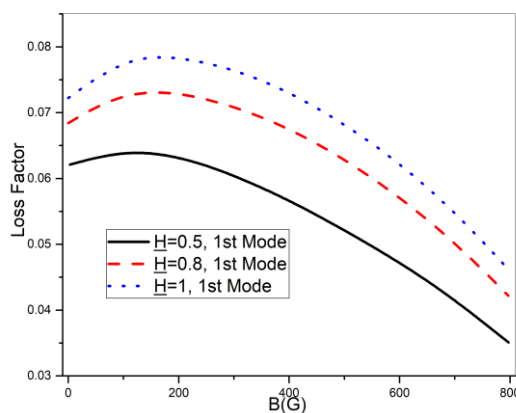


Fig. 7 The loss factor changes of the sandwich plates with magnetic fluid core for different H

شکل 7 تغییرات ضریب استهلاک فرکانس اصلی ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی به ازای مقادیر مختلف H

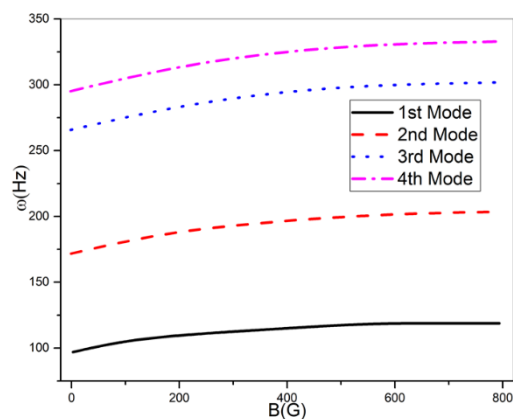


Fig. 4 First to fourth frequency of the sandwich plates with magnetic fluid core based on different magnetic fields

شکل 4 تغییرات فرکانس‌های اول تا چهارم ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی به ازای میدان‌های مغناطیسی مختلف

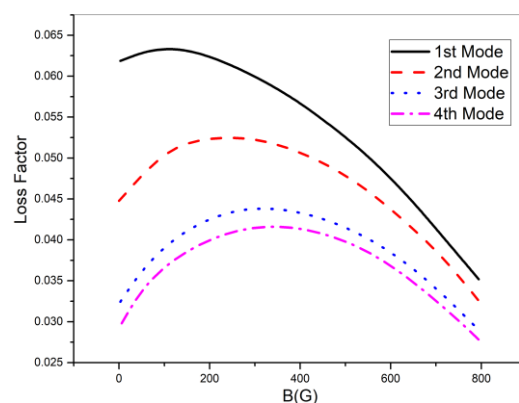


Fig. 5 The first to fourth loss factor modes of the sandwich plates with magnetic fluid core based on different magnetic fields

شکل 5 تغییرات ضریب استهلاک مدهای اول تا چهارم ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی به ازای میدان‌های مغناطیسی مختلف

تغییرات فرکانس‌ها و ضریب استهلاک مربوط به مود اول ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی به ازای میدان‌های مغناطیسی مختلف و تغییرات نسبت طول دوم در شکل‌های 6 و 7 نشان داده شده است. برای استخراج نتایج این نمودارها $h=0.3$ در نظر گرفته شده است. این نمودارها به خوبی تأثیر ضخامت لایه سیال مغناطیسی را بر مشخصات ارتعاشی سازه ساندویچی شامل فرکانس‌های طبیعی و ضریب میرائی مودها نشان می‌دهد.

همان گونه که دیده می‌شود افزایش پارامتر H باعث کاهش فرکانس‌های ورق می‌شود. این کاهش به دلیل افزایش ضخامت لایه سیال مغناطیسی با افزایش H می‌باشد. در واقع به‌ازای ضخامت ثابت ساندویچ پل، افزایش لایه سیال مغناطیسی باعث کاهش دولایه بالایی و پایینی می‌گردد. از آنجایی که سختی رویه‌های بالایی و پایینی از هسته بیشتر است، افزایش پارامتر H باعث کاهش تمامی فرکانس‌های سیستم می‌شود. برخلاف فرکانس‌های سیستم، ضریب استهلاک با افزایش ضخامت زیاد می‌شود. در این باب می‌توان گفت سیال مغناطیسی خاصیت میرائی چشمگیری از خود نشان می‌دهد در مقایسه با حالتی که فقط ورق ایزوتروپیک وجود داشته باشد. نکته دیگری که در نمودارهای ضریب میرائی قابل ملاحظه است، تغییر موقعیت نقطه بیشینه میرائی با تغییر ضخامت لایه سیال است. این تغییر به اینگونه است که با

معادلات لحاظ شده است. برای صحنه‌گذاری مدل حاضر، نتایج بدست آمده در این تحقیق با نتایج منتشر شده در منابع مختلف مقایسه گردیده است و در ادامه اثرات متغیرهای مختلفی مانند پارامترهای هندسی ورق، پارامترهای مربوط به سیال مغناطیسی و نوع توزیع تغییر شکل‌های برشی عرضی در راستای ضخامت بر فرکانس‌ها، شکل مودها سیستم در شرایط مرزی کلاسیکی چهارلبه ساده بررسی شده است. برخی از نتایج مهم بدست آمده در این تحقیق به شرح زیر بیان می‌شود:

- با افزایش میدان مغناطیسی تمامی فرکانس‌های سازه زیاد می‌شوند. همچنین مشاهده می‌گردد که اثرات این افزایش فرکانس ناشی از میدان مغناطیسی در مودهای بالاتر برجسته‌تر می‌باشد. در واقع می‌توان اینگونه بیان کرد که با افزایش میدان مغناطیسی سیال رفته رفته به جامد نزدیک‌تر می‌گردد و افزایش سختی حاصل از این تغییر فرکانس‌های آن را تحت تأثیر خود قرار می‌دهد.
- مشاهده می‌شود که افزایش میدان مغناطیسی منجر به افزایش فرکانس‌های سیستم می‌گردد. این تغییرات در ابتدا با نرخ بالاتری فرکانس‌های سیستم را زیاد می‌کنند. نکته جالبی که در نمودار ضریب استهلاک قابل مشاهده است این است که مقادیر آن ابتدا تا مقدار مشخصی افزایش و سپس کاهش می‌یابد.
- با افزایش شماره مود، فرکانس‌های طبیعی زیاد و ضریب استهلاک کم می‌شود. کاهش ضریب استهلاک به گونه‌ای است که در مودهای پایین نمایان‌تر هستند و می‌توان پیشبینی نمود که افزایش شماره مود در مودهای خیلی بالا تأثیری بر روی میرایی سیستم نداشته باشد.
- به ازای ضخامت ثابت ساندویچ پنل، افزایش لایه‌ی سیال مغناطیسی باعث کاهش دولایه‌ی بالایی و پایینی می‌گردد. از آنجایی که سختی رویه‌های بالایی و پایینی از هسته بیشتر است، افزایش پارامتر نسبت هسته به رویه باعث کاهش تمامی فرکانس‌های سیستم می‌شود. برخلاف فرکانس‌های سیستم، ضریب استهلاک با افزایش ضخامت زیاد می‌شود.
- به طور کلی می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش حجم سیال مغناطیسی محصور در ورق ساندویچی فرکانس‌های طبیعی و ضریب استهلاک سیستم به ترتیب کاهش و افزایش می‌یابند. این بدین دلیل است که افزایش مقدار سیال مغناطیسی سختی سازه را کاهش و میرایی آن را افزایش می‌دهد.

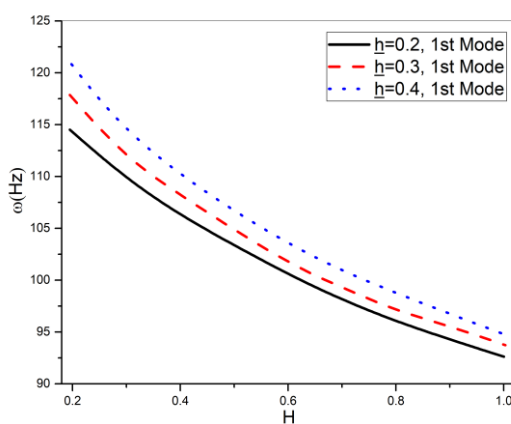


Fig. 10 The effect of H and h on main frequency of sandwich plate with MR core

شکل 10 تغییرات فرکانس اول ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی به ازای مقادیر مختلف H و h

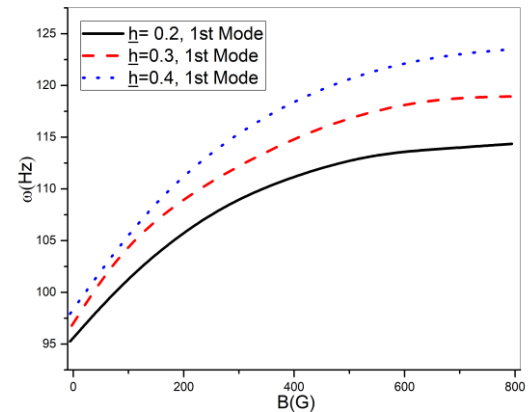


Fig. 8 The effect of variation in the magnetic field intensity and h on main frequency of sandwich plates with MR core

شکل 8 تغییرات فرکانس اصلی ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی به ازای مقادیر مختلف h و میدان‌های مغناطیسی مختلف

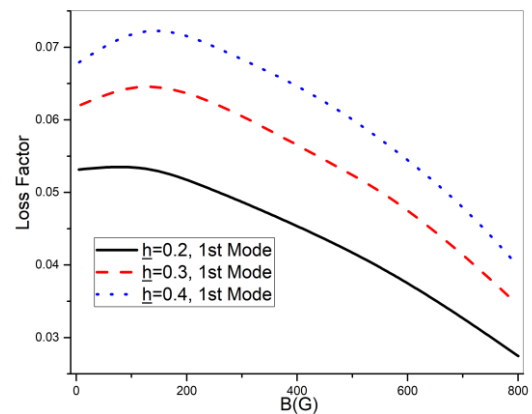


Fig. 9 The effect of variation in the magnetic field intensity and h on main modes loss factor of sandwich plates with MR core

شکل 9 تغییرات ضریب استهلاک مود اول ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی به ازای مقادیر مختلف h و میدان‌های مغناطیسی مختلف

تغییرات فرکانس‌ها و ضریب استهلاک مربوط به مود اول ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی به ازای ضخامت‌های مختلف لایه سیال مغناطیسی و لایه بالایی در شکل‌های 10 تا 11 نشان داده شده است. مطابق شکل‌ها، با افزایش مقدار سیال مغناطیسی فرکانس‌های طبیعی کاهش و شدت استهلاک افزایش می‌یابد. علاوه بر این می‌توان نتیجه گرفت که با افزایش نسبت ضخامت رویه بالایی به پایینی، فرکانس‌های ارتعاشی و ضریب استهلاک هر دو افزایش می‌یابند.

4- جمع‌بندی و نتیجه‌گیری

در مقاله حاضر بررسی رفتار دینامیکی ورق مرتعش حاوی سیال مغناطیسی انجام شده است. در این تحلیل با بدست آوردن انرژی‌های جنبشی و پتانسیل ورق و سیال مغناطیسی، معادلات حاکم بر رفتار ارتعاشی سازه بدست آمده و با استفاده از روش تقریبی باقیمانده وزنی، مقادیر فرکانسی و شکل مودهای ورق بدست آمده است. لازم به ذکر است که اثرات تنش‌های برشی عرضی و اینرسی‌های دورانی با استفاده از تئوری‌های تغییر شکل برشی مرتبه بالا در

- Method“ IEEE-International Conference On Advances In Engineering, Science And Management (ICAESM -2012), pp. 172-178, 2012.
- [7] Nayak, B., Dwivedy, S. K. and Murthy, K., “Vibration Analysis of a Three-Layer Magnetorheological Elastomer Embedded Sandwich Beam with Conductive Skins Using Finite Element Method“ Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science, Vol. 227, No. 4, pp. 714-729, 2013.
- [8] Fattahi Masoum, Z. S. and Zabihollah, A., “Vibration of Laminated Composite Structures Integrated with Magnetorheological Fluid Segments“ In Persian, Modares Mechanical Engineering, Vol. 13, No. 12, pp. 156-160, 2014.
- [9] Manoharan, R., Vasudevan, R. and Jeevanantham, A. K., “Dynamic Characterization of a Laminated Composite Magnetorheological Fluid Sandwich Plate“ Smart Material Structures, Vol. 23, pp. 025022, 2014.
- [10] Mantari, J. L., Oktem, A. S. and Soares, C. G., “A New Trigonometric Shear Deformation Theory for Isotropic, Laminated Composite and Sandwich Plates“ International Journal of Solids and Structures, Vol. 49, No. 1, pp. 43-53, 2012.
- [11] Ferreira, A. J. M., Roque, C. M. C. and Jorge, R. M. N., “Analysis of Composite Plates by Trigonometric Shear Deformation Theory and Multiquadrics“ Computers & structures, Vol. 83, No. 27, pp. 2225-2237, 2005.
- [12] Rao, M. K., Scherbatyuk, K., Desai, Y. M. and Shah, A. H., “Natural Vibrations of Laminated and Sandwich Plates“ Journal of Engineering Mechanics, Vol. 130, No. 11, pp. 1268-1278, 2004.
- [13] Ganapathi, M., Patel, B. P. and Makhecha, D. P., “Nonlinear Dynamic Analysis of Thick Composite/Sandwich Laminates Using an Accurate Higher-Order Theory“ Composites Part B: Engineering, Vol. 35, No. 4, pp. 345-355, 2004/01/01, 2004.
- [14] Ebrahimi, F. and Sedighi, S. B., “Wave Propagation Analysis of a Rectangular Sandwich Composite Plate with Tunable Magneto-Rheological Fluid Core“ Journal of Vibration and Control, Vol. 27, No. 11-12, pp. 1231-1239, 2020.
- [15] Naji, J., Zabihollah, A. and Behzad, M., “Layerwise Theory in Modeling of Magnetorheological Laminated Beams and Identification of Magnetorheological Fluid“ Mechanics Research Communications, Vol. 77, 2016.
- [16] MalekzadehFard, K., Gholami, M., Reshadi, F. and Livani, M., “Free Vibration and Buckling Analyses of Cylindrical Sandwich Panel with Magneto Rheological Fluid Layer“ Journal of Sandwich Structures & Materials, Vol. 19, No. 4, pp. 397-423, 2015.
- [17] Arani, A. G. and Maraghi, Z. K., “A Feedback Control System for Vibration of Magnetostrictive Plate Subjected to Follower Force Using Sinusoidal Shear Deformation Theory“ Ain Shams Engineering Journal, Vol. 7, pp. 361-369, 2016.
- [18] Mantari, J. L. and Oré, M., “Free Vibration of Single and Sandwich Laminated Composite Plates by Using a Simplified Fsdtd“ Composite Structures, Vol. 132, pp. 952-959, 2015.
- [19] Aguib, S., Nour, A., Zahloul, H., Bossis, G., Chevalier, Y. and Lançon, P., “Dynamic Behavior Analysis of a Magnetorheological Elastomer Sandwich Plate“ International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 87, pp. 118-136, 2014.
- [20] Nayak, B., Dwivedy, S. K. and Murthy, K. S. R. K., “Dynamic Stability of a Rotating Sandwich Beam with Magnetorheological Elastomer Core“ European Journal of Mechanics - A/Solids, Vol. 47, pp. 143-155, 2014.
- [21] Han, Y., Hong, W. and Faidley, L. E., “Field-Stiffening Effect of Magneto-Rheological Elastomers“ International Journal of Solids and Structures, Vol. 50, No. 14, pp. 2281-2288, 2013.
- [22] Rajamohan, V., Sedaghati, R. and Rakheja, S., “Vibration Analysis of a Multi-Layer Beam Containing Magnetorheological Fluid“ Smart Materials and Structures, Vol. 19, pp. 015013, 2009.
- [23] Shabani, Y. and Khorshidi, K., “Free Vibration Analysis of Rectangular Doubly Curved Auxetic-Core Sandwich Panels Integrated with Cnt-Reinforced Composite Layers Using Galerkin Method,“ In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, 2022.

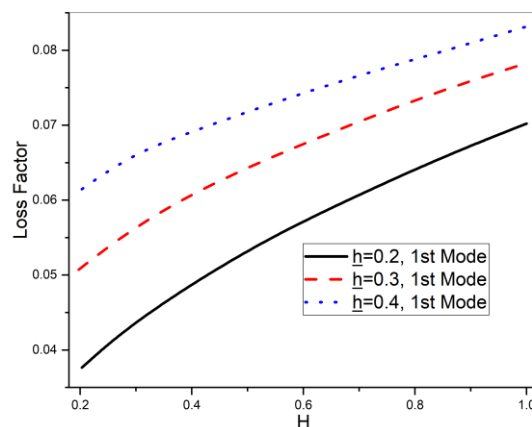


Fig. 11 The effect of H and h on main mode loss factor of sandwich plates with MR core

شکل 11 تغییرات ضریب استهلاک مود اول ورق ساندویچی حاوی سیال مغناطیسی به ازای مقادیر مختلف H و h

- افزایش نسبت بی بعد رویه‌ها باعث افزایش سختی سازه و متعاقباً فرکانس‌های آن می‌گردد. به نظر می‌رسد که شیب این افزایش به ازای مقادیر پایین میدان مغناطیسی تندتر می‌باشد و رفته رفته افزایش نسبت طول اول در میدان‌های مغناطیسی بالا تأثیر کمتری روی مشخصات ارتعاشی سازه می‌گذارد. این رفتار در شدت استهلاک سازه نیز دیده می‌شود بطوریکه افزایش ضخامت لایه‌های بالایی و پایینی باعث زیاد شدن ضریب استهلاک می‌گردد.
- با افزایش نسبت ضخامت در طول ثابت، ضخامت آن زیاد می‌شود و در نتیجه‌ی آن سفتی و استحکام سازه افزایش یابد و متعاقباً فرکانس‌های طبیعی آن زیاد می‌شود.
- با زیاد کردن نسبت طول به عرض ورق، فرکانس‌های طبیعی سیستم افزایش پیدا می‌کند. در واقع با کاهش عرض ورق در طول ثابت درجه آزادی ورق کاهش می‌یابد که این امر سبب افزایش سفتی و در نتیجه باعث افزایش فرکانس‌های طبیعی سیستم می‌باشد.

5- مراجع

- [1] Yeh, J.-Y. and Chen, L.-W., “Vibration of a Sandwich Plate with a Constrained Layer and Electrorheological Fluid Core“ Composite Structures, Vol. 65, pp. 251-258, 2004.
- [2] Yeh, J.-Y. and Chen, L.-W., “Dynamic Stability Analysis of a Rectangular Orthotropic Sandwich Plate with an Electrorheological Fluid Core“ Composite Structures - COMPOS STRUCT, Vol. 72, pp. 33-41, 2006.
- [3] Zhou, G. Y. and Wang, Q., “Use of Magnetorheological Elastomer in an Adaptive Sandwich Beam with Conductive Skins. Part II: Dynamic Properties“ International Journal of Solids and Structures, Vol. 43, No. 17, pp. 5403-5420, 2006.
- [4] Dwivedy, S. K., Mahendra, N. and Sahu, K. C., “Parametric Instability Regions of a Soft and Magnetorheological Elastomer Cored Sandwich Beam“ Journal of Sound Vibration, Vol. 325, pp. 686-704, 2009.
- [5] Hasheminejad, S. M. and Maleki, M., “Free Vibration and Forced Harmonic Response of an Electrorheological Fluid-Filled Sandwich Plate“ Smart Materials and Structures (Print), Vol. 18, No. 5, pp. 16, 2009.
- [6] Nayak, B., Bhanu Subramanya Sastri, J., Kumar Dwivedy, S. and Krishna Murthy, K. S. R., “A Comparative Study of the Classical and Higher Order Theory for Free Vibration Analysis of Mre Cored Sandwich Beam with Composite Skins Using Finite Element

- [24] Khorshid, K. and Farhadi, S., "Free Vibration Analysis of a Laminated Composite Rectangular Plate in Contact with a Bounded Fluid" Composite Structures, Vol. 104, pp. 176-186, 2013.
- [25] Khorshidi, K., Siahpush, A. and Fallah, A., "Electro-Mechanical Free Vibrations Analysis of Composite Rectangular Piezoelectric Nanoplate Using Modified Shear Deformation Theories" In Persian, Journal Of Science And Technology Of Composites, Vol. 4, No. 2, 2017.
- [26] Khorshidi, K., Fallah, A. and Siahpush, A., "Free Vibrations Analysis of Functionally Graded Composite Rectangular Nanoplate Based on Nonlocal Exponential Shear Deformation Theory in Thermal Environment" In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 4, No. 1, pp. 109-120, 2017.
- [27] Ghasemi, A. R. and Mohandes, M., "Free Vibration Analysis of Micro and Nano Fiber-Metal Laminates Circular Cylindrical Shells Based on Modified Couple Stress Theory" Mechanics of Advanced Materials and Structures, Vol. 27, No. 1, pp. 43-54, 2020.
- [28] Nasrollah Barati, A. H., jafari, A. A., Etemadi Haghighi, S. and Maghsoudpour, A., "The Effect of Fluid Column Pressure on the Natural Frequencies of an Annular Sector Plate Made of Functionally Graded Material" In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, 2021.
- [29] Khorshidi, K., Taheri, M. and Ghasemi, M., "Sensitivity Analysis of Vibrating Laminated Composite Rectangular Plates in Interaction with Inviscid Fluid Using Efast Method" In Persian, Mechanics of Advanced Composite Structures, Vol. 7, No. 2, pp. 219-231, 2020.



روش تقریبی جدید برای تعیین قانون پل زنی مود ترکیبی I/II کامپوزیت‌های لایه‌ای

زهرا دانشجو^{1*}

1- استادیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه شهید بهشتی، تهران
* تهران، صندوق پستی 16765-1719، z_daneshjoo@sbu.ac.ir

اطلاعات مقاله:

دریافت: 1401/03/30

پذیرش: 1401/05/09

کلیدواژگان

قانون پل زنی، کامپوزیت لایه‌ای، ناحیه
فرآیند شکست، تورق، بارگذاری مود
ترکیبی I/II

چکیده

در این مقاله با توجه به اهمیت پدیده پل زنی ترک حین رشد تورق در کامپوزیت‌های لایه‌ای تحت مود ترکیبی I/II و به منظور فهم فیزیک مسئله پل زنی ترک، ابتدا با انجام آزمایش‌های شکست بین لایه‌ای بر روی نمونه‌های کامپوزیتی و مشاهده سطوح شکست و ناحیه آسیب جلوی نوک تورق بر روی لایه نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی، به شناسایی و معرفی مهم‌ترین مایکرومکانیزم‌های درگیر حین پدیده پل زنی الیاف پرداخته می‌شود. در ادامه، با توجه به پیچیدگی مدل‌های موجود برای پیش‌بینی قوانین پل زنی در تورق کامپوزیت‌های لایه‌ای و دشواری تعیین پارامترهای متعدد موجود در آن‌ها، یک روش تقریبی جدید برای تعیین قانون پل زنی بر اساس یک مدل پیچیده‌تر مبتنی بر فیزیک ارائه شده است. در این روش، با حفظ مبنای فیزیکی مسئله و از طریق جایگذاری تقریب‌های ساده در توصیف پل زنی، به استخراج قوانین پل زنی پرداخته شده است. مزیت اصلی روش ارائه شده، دستیابی به قوانین پل زنی با استفاده از روابط ساده‌تر و با تعداد پارامترهای مورد نیاز کمتر است. در نهایت به منظور ارزیابی صحت و دقت روش، رفتار کشش- جدایش ناحیه پل زنی پیش‌بینی شده توسط قانون پل زنی تقریبی ارائه شده با منحنی‌های کشش- جدایش تجربی در نسبت ترکیب مودهای مختلف مقایسه خواهد شد.

A novel approximate method for determining mixed mode I/II bridging law of laminated composites

Zahra Daneshjoo^{1*}

1- Faculty of Mechanical Engineering and Energy, Shahid Beheshti University, Tehran, Iran
* P.O.B. 16765-1719, Tehran, Iran, z_daneshjoo@sbu.ac.ir

Keywords

Bridging law, Laminated composite,
Fracture process zone, Delamination,
Mixed mode I/II loading

Abstract

This paper has been presented according to the importance of crack bridging in mixed mode I/II delamination of laminated composites and it is aimed to understand the physics of crack bridging. Firstly, the most important micro-mechanisms involved during fiber bridging are introduced. To do this, interlaminar fracture tests have been performed on composite specimens. Also, the fracture surfaces and the damage zone on the edge of the specimens have been observed using a scanning electron microscope (SEM). In the following, due to the complexity of the existing bridging models and the difficulty of determining their various parameters, a novel approximate method has been presented. In this method, which is based on a more complex physics-based model, the bridging laws are extracted by preserving the physics of the problem and considering simple approximations. The main advantage of the proposed method is the achievement of bridging laws using simpler relationships with fewer required parameters. Finally, the validity of the method has been evaluated through a comparison of the traction-separation behavior predicted by the proposed approximate bridging laws with the experimental traction-separation curves in different mode mixities.

1- مقدمه

در طی عمر کاری قطعات کامپوزیتی اغلب تحت ترکیبی از مدهای شکست I و II اتفاق می‌افتد. پدیده پیدایش و رشد تورق در کامپوزیت‌های لایه‌ای با وجود آمدن یک ناحیه آسیب‌دیده در اطراف نوک ترک تحت عنوان ناحیه فرآیند شکست^۲ همراه است. این ناحیه با جذب انرژی موجب به تأخیر انداختن شکست قطعه می‌شود، بنابراین تأثیر بسزایی در شکست قطعات کامپوزیتی دارد. در تورق کامپوزیت‌های لایه‌ای تک‌چپته به دلیل درهم‌تنیده

کاربرد وسیع و گسترده کامپوزیت‌های لایه‌ای در صنایع مختلف، لزوم مطالعه و درک صحیح مدهای تخریب^۱ احتمالی در این نوع مواد را به منظور طراحی بهینه و بهبود مستمر عملکرد آن‌ها آشکار می‌سازد. تورق^۲ یا جدایش بین لایه‌ای به عنوان یکی از مهم‌ترین مدهای تخریب در کامپوزیت‌های لایه‌ای

¹ Failure modes

² Delamination

³ Fracture Process Zone (FPZ)

Please cite this article using:

Daneshjoo, Z., "A novel approximate method for determining mixed mode I/II bridging law of laminated composites." In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 4, pp. 1836-1848, 2022. <https://doi.org/10.22068/JSTC.2022.555832.1791>

برای ارجاع به مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

شدن الیاف، پل‌زنی ناحیه بین وجهی تورق بر اثر الیاف به عنوان یکی از مهم‌ترین مکانیزم‌های جذب انرژی در ناحیه فرآیند شکست شناخته شده است [3-1]. پدیده پل‌زنی الیاف در ناحیه پشت پیشانی ترک است که پس از عبور ترک بین لایه‌ای از بین دو لایه، تعدادی از الیاف شکسته نشده، دو بازوی نمونه را به یکدیگر متصل کرده (یا در اصطلاح پل می‌زنند) و یک مقاومت در برابر رشد ترک ایجاد می‌کنند. در بررسی پل‌زنی ترک در کامپوزیت‌ها، انرژی جذب شده توسط مکانیزم چقرمگی پل‌زنی الیاف موجود در ناحیه فرآیند شکست اغلب با استفاده از قوانین پل‌زنی محاسبه می‌شود [4-7]. یک قانون پل‌زنی¹ به عنوان رابطه‌ای بین تنش‌های پل‌زنی محلی و جابجایی محلی بازشدگی دهانه ترک تعریف می‌شود. قوانین پل‌زنی می‌توانند به طور تجربی از طریق آزمایش و یا با استفاده از مدل‌های میکرومکانیکی استخراج شوند.

تعدادی مدل‌های میکرومکانیکی به منظور استخراج قوانین پل‌زنی در مود I تورق کامپوزیت‌های لایه‌ای با در نظر گرفتن اثرات پل‌زنی الیاف توسعه یافته است [8-10]. اشپیرینگ و ایوانز² [8] با مدل‌سازی الیاف پل‌زده به صورت تیرهای کوتاه با سطح مقطع مستطیلی شکل که بر مقاومت شکست از طریق کنده شدن الیاف³ از سطوح ترک غلبه می‌کنند، رابطه‌ای بین تنش نرمال و بازشدگی نرمال پیش‌بینی کردند. مدل آن‌ها بر مبنای تئوری تیر کلاسیک⁴ بود که در آن از لغزش الیاف به همراه اصطکاک که به طور تجربی مشاهده شده است [11]، صرف‌نظر شده بود. کوت و همکاران⁵ [9] بر مبنای مشاهدات در محل⁶ خود از بیرون کشیده شدن الیاف⁷ از درون ماتریس حین آزمایش کامپوزیت‌های پایه سرامیکی مدلی را ارائه کردند. مدل آن‌ها رابطه‌ای را برای نیروی بسته نگه داشتن ترک به صورت تابعی از بازشدگی ترک ارائه و کاهش تنش پل‌زنی ناشی از واماندگی الیاف را با استفاده از روش آماری ویبول⁸ پیش‌بینی کرد. ایونس و همکاران⁹ [10] مدل دیگری را بر مبنای مدل ولز¹⁰ [12] جهت بررسی اثر استحکام بین لایه‌ای بر پل‌زنی الیاف توسعه دادند. در مدل آن‌ها، یک نمونه تیر یک سر گیردار دو لبه¹¹ به همراه یک تک رشته که ترک را پل می‌زند، بر مبنای ملاحظات انرژی تحلیل شد. آن‌ها فرض کردند که الیاف از یک عمق رو به افزایش بیرون کشیده نمی‌شود و بنابراین انرژی الاستیک ذخیره شده در تک رشته پل‌زده تنها شامل انرژی لازم برای بلند شدن الیاف می‌شود.

در زمینه اثرات پل‌زنی الیاف بر پدیده واماندگی تورق کامپوزیت‌های لایه‌ای تحت مود ترکیبی I/II، محققان بسیاری به طور کیفی و از طریق مشاهدات تجربی به بررسی این موضوع پرداخته‌اند [13-15]. اما به دلیل پیچیدگی ناشی از وجود هر دو مود بارگذاری I و II، به بررسی این اثرات به طور کمی کمتر پرداخته شده است. در سال 2008 سورنسن و همکاران¹² [16] یک مدل میکرومکانیکی برای پیش‌بینی قوانین پل‌زنی مود ترکیبی I/II بر مبنای مشاهدات در محل رشد ترک مود ترکیبی I/II در یک

پل‌زنی ترک با فشار بسته شدن ترک ($P(\delta)$) که به بازشدگی محلی ترک (δ) بستگی دارد، توصیف می‌شود و مدل‌های موجود برای پیش‌بینی قوانین پل‌زنی در تورق کامپوزیت‌های لایه‌ای، منجر به عباراتی برای $P(\delta)$ (یعنی فشار اعمالی توسط الیاف پل‌زده برای بسته نگه داشتن ترک) می‌شوند. مزیت و توانمندی این عبارات در این واقعیت نهفته است که آن‌ها مبتنی بر فیزیک هستند، یعنی پارامترهای موجود در آن‌ها، مستقیماً با خواص فیزیکی و هندسه ماتریس و الیاف ارتباط دارند. ضعف این عبارات معمولاً در پیچیدگی آن‌ها و دشواری در تعیین پارامترهای متعددی است که شامل می‌شوند. این پیچیدگی را می‌توان با حفظ مبنای فیزیکی مدل، از طریق جایگذاری تقریب‌های ساده برای فشار بسته شدن ترک ($P(\delta)$) تا حدودی حذف و یا تعدیل کرد. بنابراین، هدف اصلی این مقاله اعمال این تقریب در توصیف $P(\delta)$ برای پل‌زنی حین تورق در کامپوزیت‌های لایه‌ای تحت بارگذاری مود ترکیبی I/II است. ویژگی خاص این رویکرد، ارائه یک روش تقریبی جدید برای تعیین قانون پل‌زنی بر اساس یک مدل پیچیده‌تر مبتنی بر فیزیک است. در این روش برخلاف مدل‌های پل‌زنی موجود، با جایگذاری تقریب‌های ساده در توصیف پل‌زنی و ساده‌سازی روابط، تعداد پارامترهای لازم جهت پیاده‌سازی مدل کاهش یافته و برخی پارامترها که تعیین دقیق آن‌ها دشوار یا نیازمند انجام آزمایش است از روابط حذف شده‌اند. برای فهم فیزیک مسئله پل‌زنی ترک حین رشد پدیده واماندگی تورق در کامپوزیت‌های لایه‌ای، اولین قدم، شناسایی و معرفی میکرومکانیزم‌های درگیر حین پدیده پل‌زنی الیاف است. از این رو، در این مقاله ابتدا با مرور مشاهدات تجربی حاصل از انجام آزمایش‌های شکست بین لایه‌ای بر روی نمونه‌های کامپوزیتی و مشاهده سطوح شکست و ناحیه آسیب جلوی نوک تورق بر روی لبه نمونه‌ها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی¹³ و بررسی نتایج، به

¹ Bridging law² Spearing and Evans³ Peeling away⁴ Classical beam theory⁵ Kaute et al.⁶ In situ observation⁷ Fiber pull-out⁸ Weibull⁹ Ivans et al.¹⁰ Wells¹¹ Double Cantilever Beam (DCB)¹² Sørensen et al.¹³ Scanning Electron Microscopy (SEM)

جدول 1 خواص مکانیکی تک‌جهته کامپوزیتی M30SC-150/DT120-34F [18]**Table 1** Elastic properties of unidirectional M30SC-150/DT 120-34F composite [18]

E_1 (GPa)	E_2 (GPa)	G_{12} (GPa)	ν_{12}
155	7.80	5.50	0.29

جدول 2 خواص مکانیکی تک‌جهته کامپوزیتی E-glass/Epon-826 [19]**Table 2** Elastic properties of unidirectional E-glass/Epon-826 composite [19]

E_1 (GPa)	E_2 (GPa)	G_{12} (GPa)	ν_{12}
35.25	10.82	4.28	0.27

فرآیند پخت چندلایه در یک اتوکلاو³ به مدت 90 دقیقه در فشار 6 bars و دمای پخت 120 °C به انجام رسیده است. این چرخه پخت⁴ توسط شرکت سازنده توصیه شده است. پانل چندلایه شیشه/اپوکسی نیز از قرار دادن 18 لایه تک‌جهته الیاف شیشه به همراه رزین اپوکسی به روش لایه‌چینی دستی ساخته شده است. برای ایجاد ترک اولیه در نمونه‌ها از یک لایه تفلون با ضخامت حدود 20 μm در قسمت انتهایی چندلایه و در میان لایه‌های نهم و دهم استفاده شده است. فرآیند پخت چندلایه در دمای اتاق به مدت 7 روز به انجام رسیده و سپس به مدت 2 ساعت در دمای 150 °C تحت فراپخت قرار گرفته است. پس از پخت هر دو پانل به منظور شناسایی عیوب و حفره‌های ایجاد شده حین ساخت اسکن اولتراسونیک C شدند. در این پژوهش، سه نوع نمونه جهت انجام آزمایش‌های شکست ساخته شده است: نمونه تیر یک سر گیردار دو لبه برای تورق مود I خالص، نمونه خمش مود ترکیبی⁵ برای تورق مود ترکیبی I/II و نمونه با شکاف انتهایی⁶ برای تورق مود II خالص. نمونه‌ها با عرض 25 mm و مطابق ابعاد نشان داده شده در شکل 1 برای هر سه نوع نمونه از بخش‌های بدون عیب پانل‌ها با یک دستگاه برش جت آب⁷ برش داده شدند. تمامی نمونه‌های کربن/اپوکسی و شیشه/اپوکسی به ترتیب دارای ضخامت کل 5 mm و 4.1 mm بودند. پس از برش، سطوح جانبی نمونه‌ها با سمباده نرم به آرامی سمباده زده می‌شوند تا سطحی صاف و عاری از خطوط موازی با جهت الیاف داشته باشند. از بلوک‌های مکعبی آلومینیومی که عرض آن‌ها دقیقاً برابر با عرض قطعات است، جهت تسهیل اتصال نمونه تیر یک سر گیردار دو لبه و نمونه خمش مود ترکیبی به دستگاه آزمایش، استفاده شده است. این بلوک‌ها توسط چسب اپوکسی به صورتی که محورشان کاملاً موازی لبه قطعه و ترک باشند (مطابق دستورالعمل استانداردهای ASTM [20,21]) به سطح انتهایی نمونه‌ها چسبانده می‌شوند. پیش از اتصال، سطوح انتهایی نمونه‌ها و بلوک‌ها (سطوح اتصال) با ورق سمباده 600 سمباده زده شده و با متانول شست‌وشو داده می‌شوند. شکل 2 نمای کلی نمونه یر یک سر گیردار دو لبه، نمونه خمش مود ترکیبی و نمونه با شکاف انتهایی به همراه بلوک چسبانده شده روی آن‌ها را نشان می‌دهد.

معرفی مهم‌ترین مایکرومکانیزم‌های درگیر حین پدیده پل زنی الیاف نیز پرداخته می‌شود.

2- کار آزمایشگاهی

مشاهده سطوح شکست و ناحیه فرآیند شکست فهم ارزشمندی از ماهیت و رفتار مکانیزم‌های چقرمگی موجود در آن از جمله پل زنی الیاف ایجاد کرده و می‌تواند برای مدل‌سازی اثرات پدیده پل زنی الیاف و مکانیزم‌های درگیر در آن در مقاومت در برابر تورق مؤثر باشد. در این راستا ابتدا بایستی به این سوالات پاسخ داد:

۱- در شکل‌گیری و توسعه ناحیه فرآیند شکست چه مکانیزم‌هایی

فعال هستند؟

۲- چه اتفاقاتی در این ناحیه رخ می‌دهد؟

تفاسیر و مفاهیم موجود در پاسخ به سوالات فوق با ارزش هستند اما نتوانستند به طور کامل ناحیه فرآیند شکست را تعریف کنند. بنابراین، دستیابی به یک سری "شواهد و مشاهدات تجربی معتبر" ضروری و لازم به نظر می‌رسد. به همین دلیل، در بررسی و شناخت رفتار و ماهیت ناحیه فرآیند شکست و مکانیزم‌های چقرمگی موجود در آن در طول این پژوهش، اولین فاز مشاهده این ناحیه از طریق آزمایش تعریف می‌شود. بدین منظور، در این بخش به مطالعه آزمایشگاهی پدیده پل زنی ترک حین واماندگی تورق در نمونه‌های کامپوزیتی تک‌جهته تحت مودهای I و II خالص و مود ترکیبی I/II پرداخته می‌شود. ابتدا، مشخصات، جزئیات مواد استفاده شده و نحوه ساخت نمونه‌های کامپوزیتی شرح داده می‌شود. سپس جزئیات آزمایش‌های شکست بین لایه‌ای، نحوه انجام آن‌ها به همراه تجهیزات و دستگاه‌های بکار رفته توضیح داده می‌شود. در نهایت، نحوه استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی به منظور مشاهده سطوح شکست و بررسی ناحیه پل زنی ایجاد شده حین آزمایش تورق در نمونه‌های کامپوزیتی نیز تشریح می‌گردد.

1-2- مشخصه‌سازی مواد و ساخت نمونه‌ها

در ساخت نمونه‌های کامپوزیتی از دو نوع کامپوزیت یعنی کامپوزیت کربن/اپوکسی و کامپوزیت شیشه/اپوکسی استفاده شده است. در نمونه‌های کامپوزیتی کربن/اپوکسی از پیش آغشته¹ کربن/اپوکسی M30SC-150/DT120-34F تولید شده توسط شرکت Delta-Tech S.p.A ایتالیا استفاده شده است. در نمونه‌های کامپوزیتی شیشه/اپوکسی الیاف تک‌جهته شیشه سری E ساخت شرکت سونمز کشور ترکیه و رزین اپوکسی Epon-826 از نوع بیسفنول A با نسبت رزین به سخت‌کننده 100 به 13 به عنوان زمینه مورد استفاده قرار گرفته است. خواص مکانیکی کامپوزیت کربن/اپوکسی M30SC-150/DT120-34F و کامپوزیت شیشه/اپوکسی E-glass/Epon-826 به ترتیب در جدول 1 و جدول 2 آمده است.

در این پژوهش، نمونه‌ها به روش لایه‌چینی دستی ساخته شده‌اند. برای ساخت نمونه‌های کربن/اپوکسی، یک پانل² چندلایه از قرار دادن 32 لایه از پیش آغشته کربن/اپوکسی در چیدمان تک‌جهته ساخته شده است. در حین فرآیند لایه‌چینی، به منظور ایجاد ترک اولیه از یک فیلم نازک FEP با ضخامت حدود 15 μm در لبه انتهایی چندلایه بین لایه شانزدهم و هفدهم (صفحه میانی چندلایه) استفاده شده است.

³ Autoclave

⁴ Cure cycle

⁵ Mixed-Mode Bending (MMB)

⁶ End Notch Flexure (ENF)

⁷ Water jet cutting machine

¹ Prepreg

² Panel

می‌شود. این آزمایش‌ها تحت شرایط جابجایی کنترل^۱ با نرخ جابجایی ۱ میلی‌متر بر دقیقه انجام می‌گیرد. در این آزمایش، بلوک انتهایی نمونه‌ها از طریق بلوک‌های رابط به دستگاه متصل شده و سپس دستگاه تحت بارگذاری کششی قرار می‌گیرد.

آزمایش خمش مود ترکیبی با استفاده از یک ماشین MTS مجهز به یک لودسل با ظرفیت 10 kN انجام می‌شود. دستگاه آزمایش مطابق با استاندارد ASTM D6671 [20] طراحی شده است. این آزمایش‌ها تحت شرایط جابجایی کنترل با نرخ جابجایی 0.5 میلی‌متر بر دقیقه صورت می‌گیرد. فیکسچر بارگذاری آزمایش خمش مود ترکیبی از یک اهرم برای اعمال بار ترکیبی استفاده می‌کند. در این شرایط جهت تغییر مقدار مود ترکیبی اعمالی، باید میزان طول اهرم (C) تغییر کند. به منظور انجام آزمایش، ابتدا طول اهرم (C) برای هر نمونه در هر نسبت مود ترکیبی موردنظر تنظیم می‌شود. سپس نمونه‌ها از طریق بلوک‌های انتهایی به اهرم فوقانی و پایه زیرین متصل می‌شوند. انتهای نمونه نیز روی تکیه‌گاه قرار می‌گیرد. همچنین، تکیه‌گاه و اهرم بارگذاری بر مبنای نیم طول^۲ (L) ثابت و برابر 50 mm تنظیم می‌شوند.

برای انجام آزمایش نمونه با شکاف انتهایی، از یک ماشین کشش-فشار Zwick با ظرفیت 20 kN، تحت شرایط جابجایی کنترل مطابق با استاندارد ASTM D7905 [22] استفاده شده است. جهت کاهش سرعت رشد تورق و افزایش تعداد داده‌های آزمایش، آزمایش تحت یک نرخ جابجایی پایین 0.1 میلی‌متر بر دقیقه انجام می‌شود. در این آزمایش، از فیکسچر خمشی سه نقطه^۳ استفاده شده و نمونه به نحوی روی تکیه‌گاه‌ها قرار می‌گیرد که طول تیر میان دو تکیه‌گاه 100 mm باشد و به طور فشاری بارگذاری گردد. در شکل 3 شمای کلی تجهیزات آزمایش‌های تیر یک سر گیردار دو لبه، خمش مود ترکیبی و نمونه با شکاف انتهایی به همراه نمونه‌ها حین انجام آزمایش نمایش داده شده است.

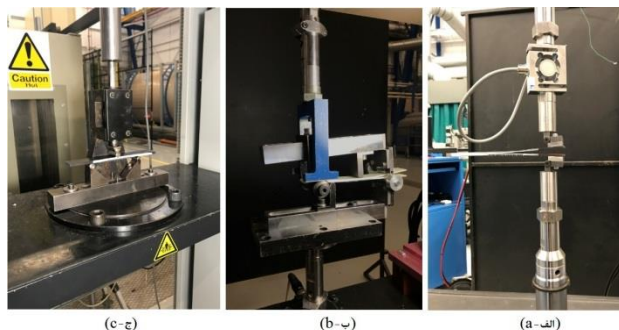


Fig. 3 Experimental setups for a) DCB, b) MMB and c) ENF tests
 شکل 3 تجهیزات آزمایش (الف) تیر یک سر گیردار دو لبه، (ب) خمش مود ترکیبی و (ج) نمونه با شکاف انتهایی صورت گرفته به همراه نمونه‌ها حین انجام آزمایش

پس از انجام آزمایش‌های تورق بر روی نمونه‌های کربن/اپوکسی و شیشه/اپوکسی تحت مود I خالص، مود ترکیبی I/II و مود II خالص، به منظور مشاهده سطوح شکست و ناحیه فرایند شکست این نمونه‌ها دو نوع بررسی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی صورت می‌گیرد:

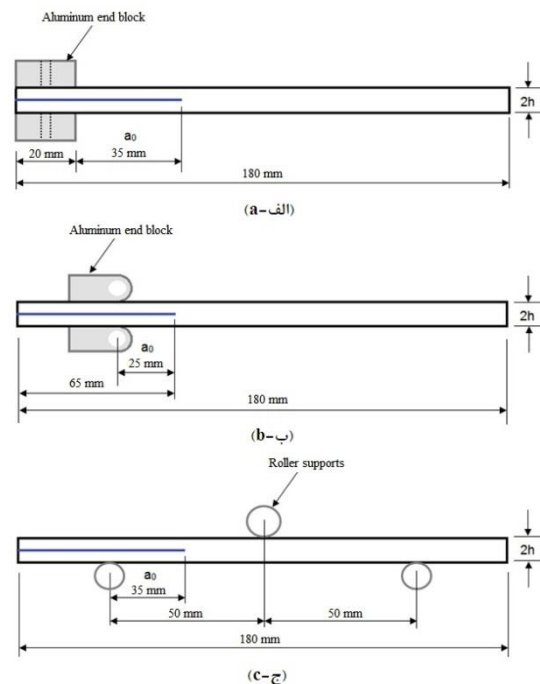


Fig. 1 Dimensions of a) DCB, b) MMB and c) ENF specimens
 شکل 1 ابعاد (الف) نمونه تیر یک سر گیردار دو لبه، (ب) نمونه خمش مود ترکیبی و (ج) نمونه با شکاف انتهایی ساخته شده

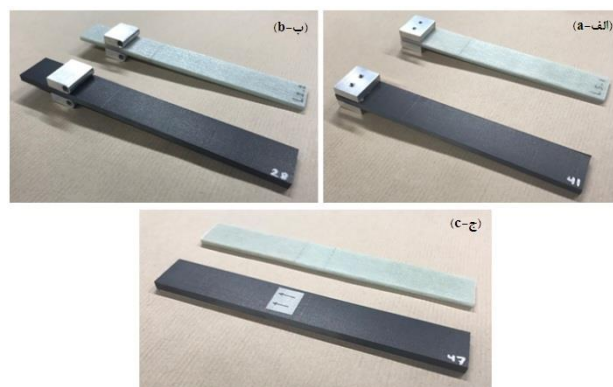


Fig. 2 a) DCB, b) MMB and c) ENF specimens
 شکل 2 شمای کلی (الف) نمونه تیر یک سر گیردار دو لبه، (ب) نمونه خمش مود ترکیبی و (ج) نمونه با شکاف انتهایی ساخته شده

2-2- نحوه انجام آزمایش‌های شکست بین لایه‌ای (تورق)

به منظور بررسی واماندگی تورق در کامپوزیت‌های لایه‌ای تحت مود I خالص، مود ترکیبی I/II و مود II خالص به ترتیب آزمایش‌های تیر یک سر گیردار دو لبه، خمش مود ترکیبی و نمونه با شکاف انتهایی صورت می‌گیرد. در این پژوهش، پنج نسبت مود ترکیبی (تعریف شده به صورت نسبت نرخ انرژی کرنشی آزاد شده مود II به نرخ انرژی کرنشی آزاد شده کل، G_{II}/G) در نظر گرفته شده است که عبارتند از: 0، 0.25، 0.5، 0.75 و 1 که $G_{II}/G = 0$ حالت مود I خالص و $G_{II}/G = 1$ حالت مود II خالص است. حداقل سه نمونه از هر دو نوع نمونه‌های کربن/اپوکسی و شیشه/اپوکسی برای هر پیکربندی مورد آزمایش قرار می‌گیرد.

برای انجام آزمایش تیر یک سر گیردار دو لبه، از یک ماشین هیدرولیک MTS با ظرفیت 15 kN مطابق با استاندارد ASTM D5528 [21] استفاده

¹ Displacement control

² Half-span length

³ Point bend fixture

تصاویری از آن‌ها جهت بررسی در میکروسکوپ الکترونی روبشی در شکل 5 نشان داده شده است. نمونه‌های برش داده شده در همان میکروسکوپ الکترونی روبشی JOEL تحت ولتاژ تحریک 5 kV بررسی می‌شوند.

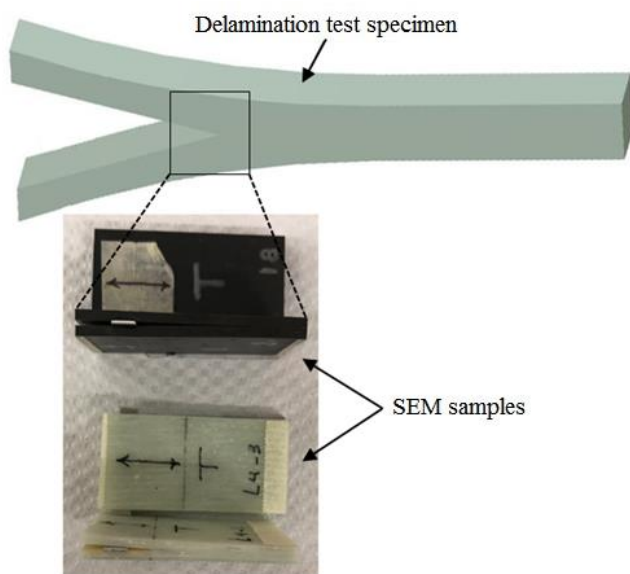


Fig. 5 SEM damage zone samples

شکل 5 نمونه جهت بررسی ناحیه آسیب جلوی نوک تورق توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی

3-2- مشاهدات آزمایشگاهی و نتایج

بررسی مشاهدات بدست آمده توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی از ناحیه فرآیند شکست جلوی نوک تورق بر روی لبه نمونه‌های کامپوزیتی کربن/اپوکسی و شیشه/اپوکسی در شرایط بارگذاری مود ترکیبی I/II نشان می‌دهد:

- با باز شدن دهانه ترک تعدادی از الیاف از بستر ماتریس بلند شده (شکل 6الف) و در یک زاویه سطحی دهانه ترک تورق را پل می‌زنند (شکل 6ب).
- پل زنی الیاف به طور مستقل در هر دو جهت مشاهده می‌شود (شکل 7).

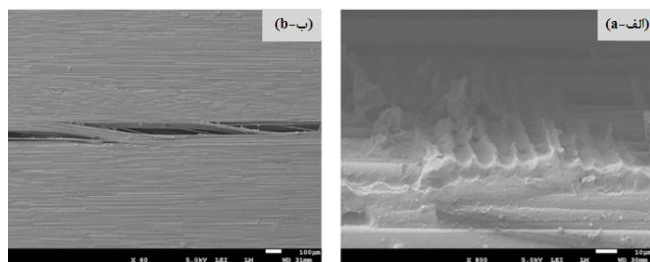


Fig. 6 SEM micrographs of the edge of a) a glass/epoxy laminated composite under mixed mode I/II (50% mode II) loading (Magnification x800); b) a carbon/epoxy laminated composite under mixed mode I/II (25% mode II) loading (Magnification x60)

شکل 6 تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از لبه نمونه کامپوزیتی الف) شیشه/اپوکسی تحت مود ترکیبی I/II با نسبت ترکیب مود 50% مود II؛ اثر به جامانده از بلند شدن الیاف از بستر ماتریس جهت پل زنی (بزرگنمایی 800 بار) و ب) کربن/اپوکسی تحت مود ترکیبی I/II با نسبت ترکیب مود 25% مود II؛ شروع پل زنی ترک توسط الیاف در یک زاویه سطحی (بزرگنمایی 60 بار)

• بررسی سطوح شکست نمونه‌ها پس از آزمایش‌های تورق تحت مقادیر مختلف نسبت ترکیب مود:

سطوح شکست نمونه‌های تیر یک سر گیردار دو لبه، خمش مود ترکیبی و نمونه با شکاف انتهایی جهت بررسی اثر نسبت مود ترکیبی با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مشاهده و بررسی می‌شود. به این صورت که دو لبه تیر مانند نمونه‌ها پس از آزمایش‌های تورق به طور کامل از هم جدا می‌شوند. تکه‌هایی به طول 10-15 mm از جلوی نوک ترک اولیه برای مشاهده و بررسی در میکروسکوپ الکترونی روبشی برش داده می‌شوند. شکل 4 به طور شماتیک تکه‌های برش داده شده از سطح شکست نمونه‌ها به همراه تصاویری از آن‌ها جهت بررسی در میکروسکوپ الکترونی روبشی را نشان می‌دهد. یک نمونه کربن/اپوکسی و یک نمونه شیشه/اپوکسی در هر پنج نسبت ترکیب مود تعریف شده (0، 0.25، 0.5، 0.75 و 1) در میکروسکوپ الکترونی روبشی قرار داده می‌شوند. نمونه‌ها به مدت 130 ثانیه اسپری طلا شدند تا از شارژ استاتیک در میکروسکوپ الکترونی روبشی به دلیل ماهیت غیر رسانایی مواد جلوگیری شود. نمونه‌ها در یک میکروسکوپ الکترونی روبشی JOEL موجود در آزمایشگاه سازه‌های هوافضا و مواد دانشگاه دلفت هلند بررسی می‌شوند. ولتاژ تحریک در طول استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی، 5 kV است.

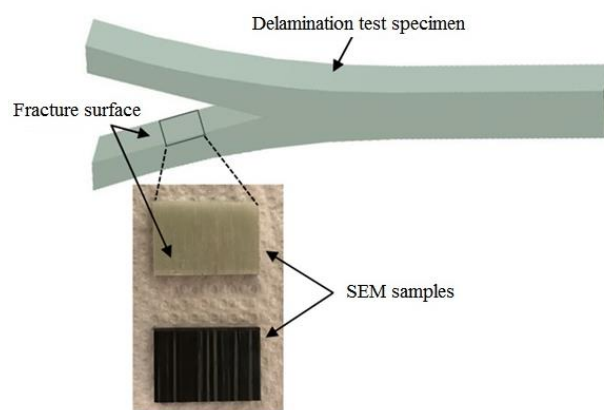


Fig. 4 SEM fracture surface samples

شکل 4 نمونه جهت بررسی سطح شکست توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی

• بررسی ناحیه آسیب جلوی نوک تورق بر روی لبه نمونه‌ها پس از آزمایش‌های تورق:

هدف از بررسی ناحیه آسیب جلوی نوک تورق توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی، بررسی مایکرومکانیزم‌های درگیر حین پدیده پل زنی الیاف است. به این صورت که یک نمونه کربن/اپوکسی و یک نمونه شیشه/اپوکسی در هر پنج نسبت ترکیب مود در نظر گرفته شده (0، 0.25، 0.5، 0.75 و 1)، تحت آزمایش‌های تیر یک سر گیردار دو لبه، خمش مود ترکیبی و نمونه با شکاف انتهایی قرار می‌گیرند. آزمایش‌های تورق پس از رشد تورق به اندازه 5-10 mm متوقف می‌شوند. پس از آزمایش، نمونه تحت همان بار و جابجایی باز نگه داشته می‌شود. یک تیغه فولادی نازک به منظور باز نگه داشتن نمونه پس از آزمایش در دهانه باز نمونه و نزدیک نوک ترک قرار داده می‌شود. تکه‌هایی از نمونه‌ها به طول 15-18 mm از پشت تیغه فولادی برای بررسی در میکروسکوپ الکترونی روبشی برش داده می‌شوند. لبه‌های نمونه‌ها جهت جلوگیری از شارژ استاتیک در میکروسکوپ الکترونی روبشی اسپری طلا می‌شوند. تکه‌های برش داده شده از لبه نمونه‌ها به طور شماتیک به همراه

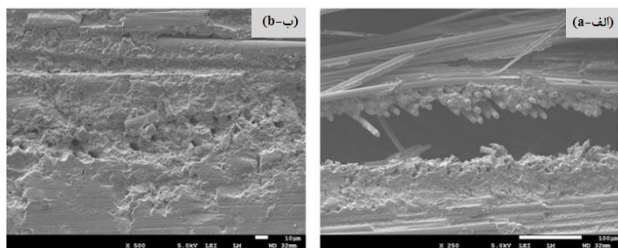


Fig. 10 SEM micrographs of the edge of a glass/epoxy laminated composite under mixed mode I/II (25% mode II) loading (Magnification a) x250; b) x500)

شکل 10 تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از لبه نمونه کامپوزیتی شیشه/اپوکسی تحت مود ترکیبی I/II با نسبت ترکیب مود 25٪ مود II؛ حفره‌های سیاه به جامانده از لغزش الیاف و بیرون کشیده شدن الیاف از ماتریس (بزرگ‌نمایی الف) 250 بار و ب) 500 بار)

- با افزایش بازشدگی دهانه ترک، شکست الیاف اتفاق می‌افتد و تعداد الیاف پل زده کاهش می‌یابد (شکل 11).

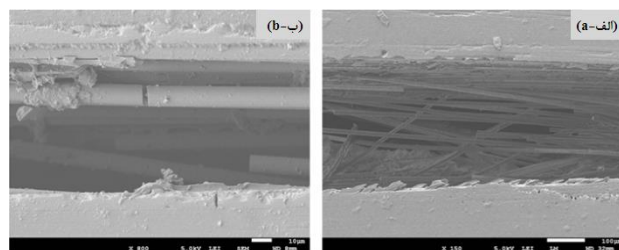


Fig. 11 SEM micrographs of the edge of a glass/epoxy laminated composite under mixed mode I/II (75% mode II) loading (Magnification a) x150; b) x800)

شکل 11 تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از لبه نمونه کامپوزیتی شیشه/اپوکسی تحت مود ترکیبی I/II با نسبت ترکیب مود 75٪ مود II؛ شکست الیاف بر اثر تحمل بارهای مختلف (بزرگ‌نمایی الف) 150 بار و ب) 800 بار)

بر مبنای مشاهدات تجربی فوق، در تورق مود ترکیبی I/II کامپوزیت‌های لایه‌ای می‌توان مهم‌ترین میکرومکانیزم‌های درگیر حین پدیده پل زنی الیاف را شامل بلند شدن الیاف از بستر ماتریس و به دنبال آن بلند (ورقه ورقه) شدن ماتریس، جدایش الیاف-ماتریس و به دنبال آن بیرون کشیده شدن الیاف و شکست الیاف معرفی کرد.

3- مدل سازی تحلیلی پل زنی الیاف

یکی از مؤثرترین راه‌ها برای افزایش چقرمگی در کامپوزیت‌های لایه‌ای، پل زنی دهانه ترک توسط الیاف است به این صورت که هر ترکی که در آن وجود دارد در صورت رشد و گسترش توسط الیاف پل زده می‌شود. الیاف پل زده با شروع رشد ترک، برای یک بازشدگی ترک معین δ ، یک فشار $P(\delta)$ برای بسته نگه داشتن ترک اعمال می‌کنند. آن‌ها با افزودن یک سهم به چقرمگی شکست حالت پایدار (G_{ss}) کمک می‌کنند:

$$G_{ss} = \int_0^{\delta_{max}} p(\delta) d\delta \quad (1)$$

که در آن δ_{max} بازشدگی دهانه ترک در انتهای ناحیه پل زنی کاملاً توسعه یافته و به دور از نوک ترک است [11]. فشار بسته شدن ترک برای مودهای مختلف بارگذاری و انواع کامپوزیت‌ها تخمین زده شده است [23-25]. با داشتن $P(\delta)$ امکان محاسبه چقرمگی ماده و نحوه توسعه آن که همان شکل

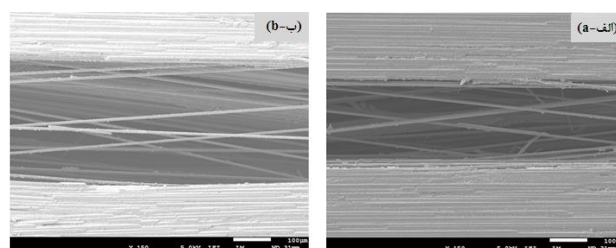


Fig. 7 SEM micrographs of the edge of a) a carbon/epoxy; b) a glass/epoxy laminated composite under mixed mode I/II (25% mode II) loading (Magnification x150)

شکل 7 تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از لبه نمونه کامپوزیتی الف) کربن/اپوکسی و ب) شیشه/اپوکسی تحت مود ترکیبی I/II با نسبت ترکیب مود 25٪ مود II؛ پل زنی ترک توسط الیاف در هر دو جهت (بزرگ‌نمایی 150 بار)

- با باز شدن بیشتر دهانه ترک، زاویه پل زنی افزایش یافته و ترک‌های کوچکی در ماتریس بالای ریشه الیاف ایجاد می‌شود که در نهایت منجر به بلند شدن (ورقه شدن) ماده ماتریس در ریشه الیاف می‌گردد. مثال‌هایی از بلند شدن ماتریس در ریشه الیاف حین تورق مود ترکیبی I/II نمونه‌های کامپوزیتی کربن/اپوکسی و شیشه/اپوکسی در شکل 8 نشان داده شده است.

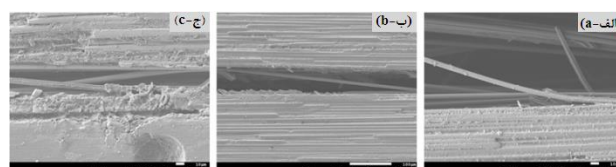


Fig. 8 SEM micrographs of the edge of a) a carbon/epoxy laminated composite under mixed mode I/II (75% mode II) loading (Magnification x500); b) a carbon/epoxy laminated composite under mixed mode I/II (50% mode II) loading (Magnification x250); c- a glass/epoxy laminated composite under mixed mode I/II (25% mode II) loading (Magnification x500)

شکل 8 تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از لبه نمونه کامپوزیتی الف- کربن/اپوکسی تحت مود ترکیبی I/II با نسبت ترکیب مود 75٪ مود II، ب- کربن/اپوکسی تحت مود ترکیبی I/II با نسبت ترکیب مود 50٪ مود II و ج- شیشه/اپوکسی تحت مود ترکیبی I/II با نسبت ترکیب مود 25٪ مود II؛ بلند شدن ماتریس در ریشه الیاف (بزرگ‌نمایی الف، ج- 500 بار و ب- 250 بار)

- ریشه برخی از الیاف پل زده بر اثر تحمل بار از ماتریس جدا شده (شکل 9) و با لغزش بیرون کشیده شده‌اند (شکل 10).

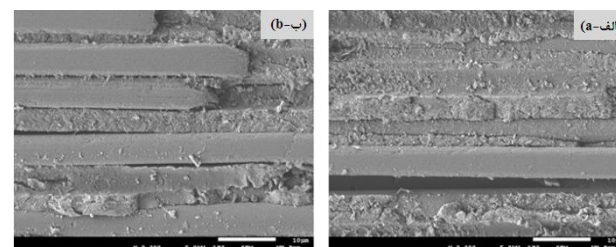


Fig. 9 SEM micrographs of the edge of a carbon/epoxy laminated composite under mixed mode I/II (50% mode II) loading (Magnification x2300)

شکل 9 تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از لبه نمونه کامپوزیتی کربن/اپوکسی تحت مود ترکیبی I/II با نسبت ترکیب مود 50٪ مود II؛ جدایش الیاف-ماتریس (بزرگ‌نمایی 2300 بار)

که d قطر الیاف، E_f مدول الاستیسیته الیاف، l_0 طول اولیه الیاف آزاد (طول پل زنی اولیه)، τ_i مقاومت برشی اصطکاک ناحیه بین وجهی، δ_n و δ_t به ترتیب جابجایی نرمال و مماسی الیاف پل زده است.

تعداد الیاف پل زده در واحد سطح ترک از یک تعداد اولیه n_0 شروع می‌شود و بر اثر شکست الیاف ناشی از بازشدگی بیشتر ترک کاهش می‌یابد. به طور تجربی تعداد اولیه الیاف پل زده از سطوح شکست برآورد می‌شود. تا زمانی که تنش خمشی در ریشه الیاف کمتر از مقدار متوسط استحکام الیاف باشد، تعداد الیاف ومانده شده ناچیز بوده و بنابراین تعداد الیاف پل زده ثابت فرض می‌شود (در بازشدگی‌های کوچک - کمتر از δ_{n0} و δ_{t0}). با افزایش تنش خمشی در ریشه الیاف، وماندگی الیاف اتفاق می‌افتد. تعداد الیاف پل زده باقیمانده به احتمال بقاء یک تک رشته مرتبط بوده و توسط رویکرد آماری ویبول⁵ توصیف می‌شود [28,29]. پیش از آنکه الیاف دچار وماندگی و شکست شوند، یعنی $\delta_n < \delta_{n0}$ و $\delta_t < \delta_{t0}$ ، تعداد الیاف پل زده برابر همان تعداد اولیه n_0 خواهد بود و پس از آن انتظار می‌رود تعداد الیاف پل زده، $n(\delta_n, \delta_t)$ بر طبق قانون نمایی زیر کاهش یابد [9]:

$$n(\delta_n, \delta_t) = \begin{cases} n_0 & (\delta_t < \delta_{t0}, \delta_n < \delta_{n0}) \\ n_0 \exp \left[-C_b \frac{l(\delta_n, \delta_t)}{l_{ref}} \left(\frac{\bar{\sigma}(\delta_n, \delta_t)}{\sigma_{ref}} \right)^m \right] & (\delta_t > \delta_{t0}, \delta_n > \delta_{n0}) \end{cases} \quad (4)$$

که $\bar{\sigma}(\delta_n, \delta_t)$ حداکثر تنش مؤثر که تنش ترکیبی ناشی از کشش در الیاف حین بیرون کشیدگی و خمش در الیاف پل زده است و در مرجع [17] به تفصیل تعریف شده است. همچنین، l_{ref} و σ_{ref} به ترتیب طول و استحکام مرجع ویبول و m مدول ویبول است. $l(\delta_n, \delta_t)$ طول الیاف پل زده (طول پل زنی فعلی (واقعی)) و C_b ضریب تصحیح بدون بعد، $(C_b < 1)$ ، برای امکان مقایسه بین تنش‌های خمشی و کششی است. فشار اعمالی توسط الیاف پل زده برای بسته نگه داشتن ترک یا به عبارت بهتر کشش‌های نرمال و مماسی ناحیه پل زنی، $T_n(\delta_n, \delta_t)$ و $T_t(\delta_n, \delta_t)$ ، عبارت است از حاصلضرب نیرو در هر رشته در جهت نرمال و مماسی، $f_n(\delta_n, \delta_t)$ و $f_t(\delta_n, \delta_t)$ ، در تعداد الیاف در واحد سطح ترک، $n(\delta_n, \delta_t)$ ، است و مشخص است که رابطه پیچیده‌ای خواهد بود.

2-3- قانون پل زنی تقریبی

اهمیت روابط بدست آمده در بخش قبل در این است که فشار بسته نگه داشتن ترک یا همان کشش‌های نرمال و مماسی ناحیه پل زنی، $T_n(\delta_n, \delta_t)$ و $T_t(\delta_n, \delta_t)$ ، را به خواص اجزای تشکیل دهنده مرتبط می‌کند (جدول 1 در مرجع [17]). اگر این خواص در دسترس باشند، می‌توان قانون پل زنی را در قالب منحنی‌های کشش-جدایش $T_n(\delta_n, \delta_t)$ و $T_t(\delta_n, \delta_t)$ پیش‌بینی نمود. اما در بکارگیری از این روابط دو مشکل پیش روی ما است: اول، روابط آنقدر پیچیده است که مشخص نیست کدام یک از پارامترهای متعددی که در آن‌ها وجود دارد برای پاسخ میکروسکوپی ضروری است؛ دوم، تعیین دقیق بسیاری از این خواص اجزای تشکیل دهنده دشوار است. بسیاری از این پیچیدگی‌ها را می‌توان با جستجوی تقریب‌های ساده برای نیروی الیاف $f_n(\delta_n, \delta_t)$ و $f_t(\delta_n, \delta_t)$ ، تعداد الیاف $n(\delta_n, \delta_t)$ و کشش‌های نرمال و مماسی پل زنی $T_n(\delta_n, \delta_t)$ و $T_t(\delta_n, \delta_t)$ حذف کرد به گونه‌ای که فیزیک مسئله حفظ شود.

منحنی مقاومت در برابر رشد ترک (R منحنی) است، فراهم می‌شود [26,27].

فشار اعمالی توسط الیاف پل زده برای بسته نگه داشتن ترک، $P(\delta)$ ، عبارت است از حاصلضرب نیروی هر رشته پل زده، $f(\delta)$ ، در تعداد الیاف پل زده در واحد سطح ترک، $n(\delta)$:

$$p(\delta) = n(\delta) \cdot f(\delta) \quad (2)$$

1-3- نتایج استخراج قانون پل زنی الیاف

در پژوهش قبلی صورت گرفته توسط نگارنده حاضر و همکاران [17] به بررسی پدیده پل زنی ترک توسط الیاف در تورق کامپوزیت‌های لایه‌ای تک‌جهته تحت بارگذاری مود ترکیبی I/II پرداخته شده است. پس از شروع تورق، تعداد قابل توجهی از الیاف در یک زاویه سطحی دهانه ترک را پل می‌زنند (شکل 1). فشار کلی بسته نگه داشتن ترک، $P(\delta)$ ، با تعداد الیاف پل زده، $n(\delta)$ و نیروی اعمالی توسط هر یک برای بسته نگه داشتن ترک، $f(\delta)$ ، تعیین می‌شود. با باز شدن دهانه ترک، الیاف پل زده ابتدا خم شده و سپس شروع به تحمل نیروهای کششی فزاینده می‌کنند. همین نیروهای کششی بیشترین سهم را در نیروی بسته نگه داشتن ترک دارند. پس از پل زنی الیاف و تحمل بارهای مختلف توسط الیاف پل زده حین پدیده پل زنی، هم‌چنان ریشه الیاف در دو انتها داخل بستر ماتریس باقی‌مانده است که بر اثر تحمل بارهای مختلف می‌خواهد از درون بستر ماتریس بلند شود اما ماتریس در برابر نیروی کنده شدن الیاف مقاومت از نوع کنده شدن² می‌کند و در نتیجه ترک‌هایی در ماتریس رشد می‌کند³. زمانی که این ترک‌ها بین دو رشته مجاور الیاف پل زده گسترش یابند، الیاف از درون ماتریس بلند می‌شوند. فشار بسته نگه داشتن ترک $P(\delta)$ ، ابتدا با بلند شدن الیاف از بستر ماتریس محدود شده و این امر منجر به یک زاویه پل زنی تقریباً ثابت و تنش در الیاف می‌شود. سپس فشار $P(\delta)$ به دلیل شکست الیاف محدود می‌شود. بنابراین نیروی هر رشته الیاف به یک مقدار ثابت می‌رسد، در حالی که با افزایش بازشدگی دهانه ترک، تعداد الیاف پل زده در واحد سطح ترک به دلیل شکست الیاف کاهش می‌یابد.

در مرجع [17] یک مدل پل زنی ترک در حالت بارگذاری مود ترکیبی I/II توسعه داده شد که ویژگی‌های اساسی پدیده پل زنی را شامل می‌شود و وابستگی فشار بسته نگه داشتن ترک به خواص اصلی الیاف، ماتریس و محل اتصال⁴ آن‌ها را نشان می‌دهد. در اینجا به نتایج اصلی این مدل اشاره می‌شود. مؤلفه‌های نیروی تحمل شده در هر تک رشته پل زده در جهت نرمال و مماسی، $f_n(\delta_n, \delta_t)$ و $f_t(\delta_n, \delta_t)$ ، برابر است با [17]:

$$f_n(\delta_n, \delta_t) = \frac{\pi d^2}{4} \sqrt{\frac{2\tau_i E_f l_0}{d}} \left(\frac{2\delta_t}{l_0} + \frac{\delta_n^2}{l_0^2} \right)^{\frac{1}{2}} \cdot \left(\frac{\delta_n}{l_0 + \delta_t} \right)$$

$$f_t(\delta_n, \delta_t) = \frac{\pi d^2}{4} \sqrt{\frac{2\tau_i E_f l_0}{d}} \left(\frac{2\delta_t}{l_0} + \frac{\delta_n^2}{l_0^2} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (3)$$

¹ Resistance curve (R-curve)

² Peel Resistance

³ Matrix Spalling

⁴ interface

⁵ Weibull statistics approach

$$f_n(\delta_n) = \begin{cases} \frac{\pi d^2}{4} \sqrt{\frac{2\tau_i E_f l_0}{d}} \left(\frac{\delta_n}{l_0}\right)^2 & \varphi = 0^\circ \\ \frac{\pi d^2}{4} \sqrt{\frac{2\tau_i E_f l_0}{d}} \left(\frac{\delta_n}{l_0}\right)^{\frac{3}{2}} \left(2 \tan \varphi + \frac{\delta_n}{l_0}\right)^{\frac{1}{2}} \left(1 - \tan \varphi \frac{\delta_n}{l_0}\right)^{\frac{1}{2}} & \varphi \neq 0^\circ \end{cases} \quad (9)$$

بر طبق منحنی‌های تجربی نیرو-جابجایی موجود در راستای نرمال $(f_n - \delta_n)$ ، منحنی از مبدأ شروع شده، در بازشدگی‌های کوچک دهانه ترک، به صورت یک تابع نمایی تقریبی بوده و با افزایش بازشدگی به یک مقدار ثابت $\bar{f}_{max}$ می‌رسد. بنابراین، می‌توان $f_n(\delta_n)$ را با استفاده از تابع زیر تقریب زد:

$$f_n(\delta_n) = \begin{cases} \bar{f}_{max} \left[1 - \exp\left(-\left(\frac{\delta_n}{\delta_{n0}}\right)^2\right) \right] & \varphi = 0 \\ \bar{f}_{max} \left[1 - \exp\left(-\left(\frac{\delta_n}{\delta_{n0}}\right)^{\frac{3}{2}} \left(a_{n0} + \frac{\delta_n}{\delta_{n0}}\right)^{\frac{1}{2}} \left(b_{n0} + \frac{\delta_n}{\delta_{n0}}\right)\right) \right] & \varphi \neq 0 \end{cases} \quad (10)$$

که δ_{n0} جابجایی نرمال (بازشدگی) مشخصه بخش صعودی منحنی کشش- جدایش $T_n - \delta_n$ و a_{n0} و b_{n0} ثابت هستند. با معادل قرار دادن حد رابطه (10) (δ_n) کوچک با سمت راست رابطه (9)، جابجایی نرمال (بازشدگی) مشخصه δ_{n0} می‌تواند برحسب تنها خواص اجزای تشکیل‌دهنده بدست آید:

$$\delta_{n0} = \begin{cases} \frac{\bar{f}_{max}}{\pi} \left(\frac{2l_0}{d}\right)^{\frac{3}{2}} (\tau_i E_f)^{-\frac{1}{2}} & \varphi = 0^\circ \\ 2 \left(\frac{\bar{f}_{max}}{\pi}\right)^{\frac{2}{3}} \left(\frac{1}{d}\right)^{\frac{3}{2}} l_0^{\frac{3}{2}} (\tau_i E_f)^{-\frac{1}{3}} \left(\frac{1}{\tan \varphi}\right)^{\frac{2}{3}} & \varphi \neq 0^\circ \end{cases} \quad (11)$$

در ارتباط با تعداد الیاف پل زده بر واحد سطح ترک، همانطور که در بخش 3-1 اشاره شد، تعداد الیاف پل زده از یک تعداد اولیه n_0 ثابت شروع شده و با افزایش بازشدگی دهانه ترک، کاهش می‌یابد. با تعریف θ به عنوان زاویه بین رشته پل زده و سطح ترک (زاویه پل زنی)، طول پل زنی بر حسب جابجایی نرمال دهانه ترک به صورت زیر بیان می‌شود:

$$l = \frac{\delta_n}{\sin \theta} \quad (12)$$

هنگامیکه ماتریس بالای ریشه الیاف شروع به بلند شدن (ورقه ورقه شدن) می‌کند، حداکثر مقدار θ از رابطه زیر بدست می‌آید [9]:

$$\theta_{max} = \tan^{-1} \left[\frac{4\bar{f}_{max}}{\sigma_p(\delta_n, \delta_t) \pi d^2} \right] \quad (13)$$

که در آن $\sigma_p(\delta_n, \delta_t)$ کشش در الیاف حین بیرون کشیدگی بوده و از رابطه زیر بدست می‌آید [17]:

$$\sigma_p(\delta_n, \delta_t) \cong \sqrt{\frac{2\tau_i E_f l_0}{d}} \left(\frac{2\delta_t}{l_0} + \frac{\delta_n^2}{l_0^2} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (14)$$

در بازشدگی‌های کوچک دهانه ترک $\sin \theta \approx \tan \theta$ با جایگذاری روابط (12) تا (14) در رابطه (4) خواهیم داشت:

در این بخش به ارائه روابط ساده‌تری برای نتایج مدل پل زنی ارائه شده در مرجع [17] (روابط 3 و 4) با بکارگیری تقریب‌های ساده برای آن‌ها پرداخته می‌شود.

از آنجا که هدف استخراج پاسخ کشش-جدایش در راستای نرمال $(T_n - \delta_n)$ و در راستای مماسی $(T_t - \delta_t)$ است، بنابراین بهتر است با استفاده از زاویه ترکیب مود φ که به صورت $\varphi = \tan^{-1}(\delta_t/\delta_n)$ تعریف می‌شود و به ترتیب با جایگذاری δ_t به صورت $\delta_t = \delta_n \tan \varphi$ در $f_n(\delta_n, \delta_t)$ موجود در رابطه (3) و جایگذاری δ_n به صورت $\delta_n = \delta_t / \tan \varphi$ در $f_t(\delta_n, \delta_t)$ موجود در رابطه (3)، رابطه (3) را به صورت زیر بازنویسی کرد:

$$f_n(\delta_n) = \frac{\pi d^2}{4} \sqrt{\frac{2\tau_i E_f l_0}{d}} \left(2 \tan \varphi \frac{\delta_n}{l_0} + \frac{\delta_n^2}{l_0^2} \right)^{\frac{1}{2}} \cdot \left(\frac{\delta_n}{l_0 + \tan \varphi \delta_n} \right) \\ f_t(\delta_t) = \frac{\pi d^2}{4} \sqrt{\frac{2\tau_i E_f l_0}{d}} \left(\frac{2\delta_t}{l_0} + \frac{1}{\tan^2 \varphi} \frac{\delta_t^2}{l_0^2} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (5)$$

از روابط (3) و (5) برای $f_t(\delta_t)$ داریم:

$$f_t(\delta_t) = \begin{cases} \frac{\pi d^2}{4} \sqrt{\frac{2\tau_i E_f l_0}{d}} \left(\frac{2\delta_t}{l_0} \right)^{\frac{1}{2}} & \varphi = 90^\circ \\ \frac{\pi d^2}{4} \sqrt{\frac{2\tau_i E_f l_0}{d}} \left(\frac{2\delta_t}{l_0} \right)^{\frac{1}{2}} \left(1 + \frac{1}{2 \tan^2 \varphi} \frac{\delta_t^2}{l_0^2} \right)^{\frac{1}{2}} & \varphi \neq 90^\circ \end{cases} \quad (6)$$

بر طبق منحنی‌های تجربی نیرو-جابجایی موجود در راستای مماسی $(f_t - \delta_t)$ ، منحنی از مبدأ شروع شده، در جابجایی‌های مماسی کوچک دهانه ترک، به صورت یک تابع نمایی تقریبی بوده و با افزایش جابجایی به یک مقدار ثابت $\bar{f}_{max}$ می‌رسد. بنابراین، می‌توان $f_t(\delta_t)$ را با استفاده از تابع زیر تقریب زد:

$$f_t(\delta_t) = \begin{cases} \bar{f}_{max} \left[1 - \exp\left(-\left(\frac{\delta_t}{\delta_{t0}}\right)^2\right) \right] & \varphi = 90^\circ \\ \bar{f}_{max} \left[1 - \exp\left(-\left(\frac{\delta_t}{\delta_{t0}}\right)^{\frac{1}{2}} \left(a_{t0} + \frac{\delta_t}{\delta_{t0}}\right)^{\frac{1}{2}}\right) \right] & \varphi \neq 90^\circ \end{cases} \quad (7)$$

که δ_{t0} جابجایی مماسی مشخصه بخش صعودی منحنی کشش-جدایش $(T_t - \delta_t)$ و a_{t0} یک ثابت است. با معادل قرار دادن حد مجذور رابطه (7) (δ_t) کوچک با سمت راست رابطه (6)، جابجایی مماسی مشخصه δ_{t0} می‌تواند برحسب تنها خواص اجزای تشکیل‌دهنده بدست آید:

$$\delta_{t0} = \begin{cases} \frac{4\bar{f}_{max}}{\pi^2} \left(\frac{1}{d}\right)^3 (\tau_i E_f)^{-1} & \varphi = 90^\circ \\ \frac{4\bar{f}_{max}}{\pi} \left(\frac{l_0}{2}\right)^{\frac{1}{2}} \left(\frac{1}{d}\right)^{\frac{3}{2}} (\tau_i E_f)^{-\frac{1}{2}} \tan \varphi & \varphi \neq 90^\circ \end{cases} \quad (8)$$

به طور مشابه از روابط (3) و (5) برای $f_n(\delta_n)$ داریم:

$$T_n(\delta_n) = \begin{cases} n_0 \bar{f}_{\max} \left[1 - \exp\left(-\frac{\delta_n}{\delta_{n0}}\right)^2 \right] \cdot \exp\left(-\frac{\delta_n}{\delta_{nf}}\right)^{3/2} \left(a_{nf} + \frac{\delta_n}{\delta_{nf}}\right)^{1/2} & \varphi=0^\circ \\ n_0 \bar{f}_{\max} \left[1 - \exp\left(-\frac{\delta_n}{\delta_{n0}}\right)^{3/2} \left(a_{n0} + \frac{\delta_n}{\delta_{n0}}\right)^{1/2} \left(b_{n0} + \frac{\delta_n}{\delta_{n0}}\right) \right] \cdot \exp\left(-\frac{\delta_n}{\delta_{nf}}\right)^{3/2} \left(a_{nf} + \frac{\delta_n}{\delta_{nf}}\right)^{1/2} & \varphi \neq 0^\circ \end{cases} \quad (18)$$

و

$$T_t(\delta_t) = \begin{cases} n_0 \bar{f}_{\max} \left[1 - \exp\left(-\frac{\delta_t}{\delta_{t0}}\right)^{1/2} \right] \cdot \exp\left(-\frac{\delta_t}{\delta_{tf}}\right)^{3/2} \left(a_{tf} + \frac{\delta_t}{\delta_{tf}}\right)^{1/2} & \varphi=90^\circ \\ n_0 \bar{f}_{\max} \left[1 - \exp\left(-\left(\frac{\delta_t}{\delta_{t0}}\right)^{1/2} \left(a_{t0} + \frac{\delta_t}{\delta_{t0}}\right)^{1/2} \right) \right] \cdot \exp\left(-\frac{\delta_t}{\delta_{tf}}\right)^{3/2} \left(a_{tf} + \frac{\delta_t}{\delta_{tf}}\right)^{1/2} & \varphi \neq 90^\circ \end{cases} \quad (19)$$

با استفاده از روابط فوق می‌توان منحنی‌های کشش-جدایش $T_n - \delta_n$ و $T_t - \delta_t$ را ترسیم و با منحنی‌های کشش-جدایش تجربی موجود مقایسه کرد.

4- نتایج و تفسیر آن

قانون پل زنی در یک نمونه کامپوزیتی با همان رفتار کشش-جدایش نمونه به صورت تجربی از روی منحنی R و با اندازه‌گیری بازشدگی انتهای ناحیه پل زنی به طور همزمان قابل استخراج است [30,31]. بنابراین، به منظور ارزیابی قانون پل زنی تقریبی ارائه شده (روابط (18) و (19)) از نتایج تجربی حاصل از آزمایش‌های شکست بین لایه‌ای بر روی نمونه کامپوزیت شیشه/اپوکسی E-glass/Epon-826 تک‌جهته در پنج نسبت مود ترکیبی (G_{II}/G) 0، 0.25، 0.5، 0.75 و 1 (که در بخش 2-1 به تفصیل تشریح شد) استفاده می‌شود. بدین صورت که پس از ثبت مقادیر بار، جابجایی و طول ترک حین آزمایش، مقادیر چقرمگی شکست تجربی از روش تئوری تیر اصلاح شده¹ محاسبه و منحنی R متناظر با نمونه کامپوزیتی در هر پنج نسبت مود ترکیبی آزمایش شده و در ادامه منحنی $G - \delta$ قابل حصول

$$n(\delta_n, \delta_t) = n_0 \exp \left[\frac{-C_b}{l_{ref}} \frac{\pi d^2}{4 \bar{f}_{\max}} \sqrt{\frac{2\tau_i E_f l_0}{d}} \cdot \left(\frac{2\delta_t}{l_0} + \frac{\delta_n^2}{l_0^2} \right)^{1/2} \cdot \delta_n \cdot \left(\frac{\bar{\sigma}_{\max}}{\bar{\sigma}_{ref}} \right)^m \right] \quad (15)$$

یک بار با جابجایی δ_t به صورت $\delta_t = \delta_n \tan \varphi$ در رابطه (15) و بار دیگر جابجایی δ_n به صورت $\delta_n = \delta_t / \tan \varphi$ در رابطه (15) و ساده‌سازی روابط، می‌توان توابع تقریبی زیر را برای $n(\delta_n)$ و $n(\delta_t)$ ارائه کرد:

$$n(\delta_n) = n_0 \exp \left[-\left(\frac{\delta_n}{\delta_{nf}} \right)^{3/2} \left(a_{nf} + \frac{\delta_n}{\delta_{nf}} \right)^{1/2} \right] \quad (16)$$

$$n(\delta_t) = n_0 \exp \left[-\left(\frac{\delta_t}{\delta_{tf}} \right)^{3/2} \left(a_{tf} + \frac{\delta_t}{\delta_{tf}} \right)^{1/2} \right]$$

که δ_{nf} جابجایی نرمال (بازشدگی) مشخصه بخش نزولی منحنی کشش-جدایش نرمال، δ_{tf} جابجایی مماسی مشخصه بخش نزولی منحنی کشش-جدایش مماسی و a_{nf} و a_{tf} ثابت‌های مادی هستند. از ترکیب روابط (15) و (16)، δ_{nf} و δ_{tf} می‌توانند تنها بر حسب خواص اجزای تشکیل‌دهنده بدست آیند:

$$\delta_{nf}^4 = \frac{l_{ref}^2}{C_b^2 \cdot \left(\frac{d}{2}\right)^3 \left(\frac{\pi}{\bar{f}_{\max}}\right)^2 \frac{\tau_i E_f}{l_0}} \cdot \left(\frac{\bar{\sigma}_{ref}}{\bar{\sigma}_{\max}} \right)^{2m}$$

$$\delta_{tf}^4 = \frac{l_{ref}^2}{C_b^2 \cdot \left(\frac{d}{2}\right)^3 \left(\frac{\pi}{\bar{f}_{\max}}\right)^2 \frac{\tau_i E_f}{l_0}} \cdot \tan^4 \theta \left(\frac{\bar{\sigma}_{ref}}{\bar{\sigma}_{\max}} \right)^{2m} \quad (17)$$

با قرار دادن مقادیر پارامترهای مادی (خواص اجزای تشکیل‌دهنده) برای یک ماده کامپوزیتی خاص (به عنوان مثال مقادیر جدول 1 در مرجع [17]) در روابط (8)، (11) و (17)، مقادیر δ_{n0} ، δ_{t0} ، δ_{nf} و δ_{tf} محاسبه شده و می‌توان بررسی کرد که آیا این مقادیر به طور تجربی تطبیق داده شده، در محدوده پیش‌بینی شده توسط روش قرا گرفته‌اند یا خیر. از طرف دیگر، تعیین پارامتری چون l_0 مشکل است مگر اینکه در محل مشاهده شود. بنابراین تعیین تجربی پارامتر δ_{n0} یا δ_{t0} می‌تواند به همراه مقدار متوسط $\bar{f}_{\max}$ و τ_i برای تعیین یک طول مؤثر l_0 استفاده شود. همچنین طول δ_{tf} یا δ_{nf} به طور تجربی تعیین شده می‌تواند برای تخمین حداکثر نیروی مسطح الیاف بکار رود.

حال ترکیب روابط (7) و (16) منجر به استخراج قانون پل زنی تقریبی در جهت مماسی در قالب یک رابطه تحلیلی برای $T_t(\delta_t)$ و ترکیب روابط (10) و (16) منجر به استخراج قانون پل زنی تقریبی در جهت نرمال در قالب یک رابطه تحلیلی برای $T_n(\delta_n)$ به صورت زیر خواهد شد:

¹ Modified beam theory (MBT)

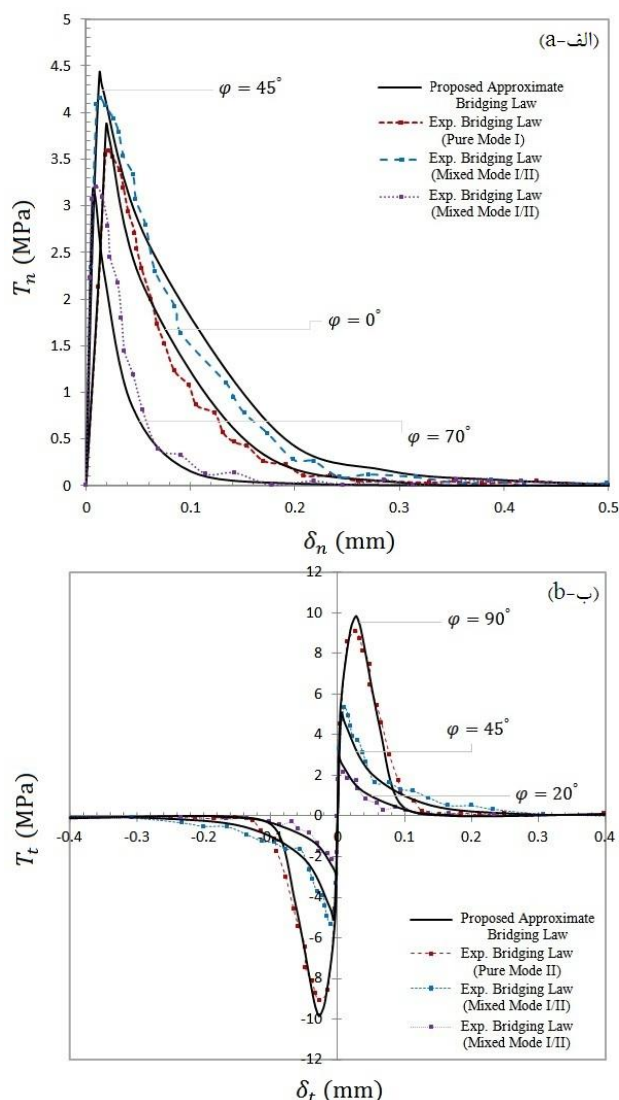


Fig. 12 Traction-separation responses predicted by proposed approximate bridging law in comparison with experimental traction-separation curves for unidirectional E-glass/Epon-826 composite in different mode mixity angles: a) Normal and b) Tangential direction.

شکل 12 مقایسه پاسخ کشش-جدایش پیش‌بینی شده توسط قانون پل زنی تقریبی ارائه شده و منحنی کشش-جدایش تجربی برای نمونه کامپوزیت لایه‌ای E-glass/EPON 826 تک‌جهته در زوایای ترکیب مود مختلف در راستای الف-نرمال و ب-مماسی

برآورد دقیق‌تر تعداد اولیه الیاف پل‌زده در واحد سطح می‌تواند از طریق میکروسکوپ الکترونی روبشی صورت گیرد. هم‌چنین طول پل زنی اولیه الیاف، l_0 ، با استفاده از تصاویر میکروسکوپی ثبت شده از لبه نمونه‌های شیشه/اپوکسی ساخته شده در این پژوهش در لحظه شروع تورق بدست آمده است. مقدار گزارش شده در جدول 3 برای l_0 متوسط مقادیر بدست آمده از تصاویر در نسبت‌های ترکیب مود مختلف است. یک نمونه از این تصاویر در شکل 14 نشان داده شده است.

شایان ذکر است مقایسه جدول شماره 3 کار حاضر با جدول شماره 1 مرجع [17] که هر دو پارامترهای لازم جهت پیاده‌سازی مدل پل زنی ترک می‌باشند، نشان می‌دهد در قانون پل زنی تقریبی ارائه شده با ساده‌سازی روابط از طریق جایگذاری تقریب‌های ساده در توصیف پل زنی، تعداد پارامترها

است. بر طبق رویکرد انتگرال J برای تعیین توزیع تنش پل زنی از رابطه زیر می‌توان استفاده کرد [32]:

$$\frac{dG}{d\delta} = T(\delta) \quad (20)$$

بنابراین منحنی‌های کشش-جدایش تجربی با مشتق‌گیری از منحنی‌های تجربی $G - \delta$ مطابق شکل 12 ترسیم می‌شود.

به منظور پیاده‌سازی قانون پل زنی تقریبی پیشنهادی، روابط تحلیلی ارائه شده در بخش 2-3 به صورت یک کد کامپیوتری در نرم‌افزار متلب¹ وارد شده است. خروجی کد به صورت منحنی‌های کشش-جدایش در جهت نرمال و مماسی برای محدوده وسیعی از زوایای ترکیب مود (φ) است. بنابراین با استفاده از این کد به راحتی می‌توان منحنی‌های کشش-جدایش در جهت نرمال و مماسی پیش‌بینی شده توسط قانون پل زنی تقریبی پیشنهادی را برای هر تعداد نمونه ماده خاص که پارامترهای موردنیاز آن‌ها در منابع موجود باشد، در هر زاویه ترکیب مود دلخواه رسم نمود. پنج نسبت مود ترکیبی (G_{II}/G)، 0، 0.25، 0.5، 0.75 و 1 به ترتیب معادل تقریبی زوایای ترکیب مود (φ)، 0°، 20°، 45°، 70° و 90° در قانون پل زنی تقریبی ارائه شده هستند.

شکل 12 رفتار کشش-جدایش ناحیه پل زنی پیش‌بینی شده توسط قانون پل زنی تقریبی ارائه شده (رابطه (18) و (19)) را برای نمونه کامپوزیت لایه‌ای E-glass/EPON 826 تک‌جهته در هر دو جهت نرمال و مماسی به صورت تابعی از بازشدگی‌های نرمال و مماسی برای محدوده وسیعی از زوایای ترکیب مود در مقایسه با منحنی‌های کشش-جدایش تجربی نشان می‌دهد. همانطور که در شکل 12 مشاهده می‌شود، پاسخ کشش-جدایش پیش‌بینی شده توسط قانون پل زنی تقریبی ارائه شده در هر دو راستای نرمال و مماسی با رفتار کشش-جدایش تجربی نمونه کامپوزیت لایه‌ای E-glass/EPON 826 تک‌جهته از هم‌خوانی بسیار خوبی برخوردار بوده و با رفتار کلی کشش-جدایش نمونه‌های کامپوزیتی بدست آمده از سایر مدل‌های موجود [34-37] نیز هم‌خوانی دارد. تمامی این منحنی‌های کشش-جدایش ابتدا شامل یک رفتار صعودی تنش پل زنی تا یک مقدار حداکثر می‌شوند و سپس تنش‌های پل زنی کاهش یافته و به طور کامل از بین می‌روند.

برخی پارامترهای فیزیکی و مکانیکی لازم برای پیاده‌سازی قانون پل زنی تقریبی ارائه شده، مانند خواص الیاف، ماتریس و ناحیه بین وجهی در نمونه‌های الیاف شیشه/اپوکسی از منابع موجود در پیشینه [35-37] استخراج و در جدول 3 خلاصه شده است. جهت برآورد تعداد اولیه الیاف پل‌زده در نمونه‌ها (n_0)، از تصاویری که از جبهه ترک همین نمونه‌های الیاف شیشه/اپوکسی حین شروع و گسترش تورق در مرجع [38] با استفاده از یک دوربین حرفه‌ای کانن مدل EOS 550D و یک لنز ماکروی SIGMA 150 mm 1:2.8 گرفته شده بود، استفاده شده است. یک نمونه از این تصاویر در شکل 13 نمایش داده شده است. سپس، تعداد اولیه الیاف پل‌زده در واحد سطح با شمارش تعداد الیاف عبوری از دهانه ترک در لحظه شروع تورق از روی تصاویر ثبت شده تعیین شده است. لازم به ذکر است که در حالی که مقدار کمیت n_0 از طریق تجزیه و تحلیل بصری نمای کلی جبهه ترک نمونه‌ها تخمین زده شده است، اما عدم اطمینان در مقادیر متوسط حاصله قابل توجه است.

¹ Matlab

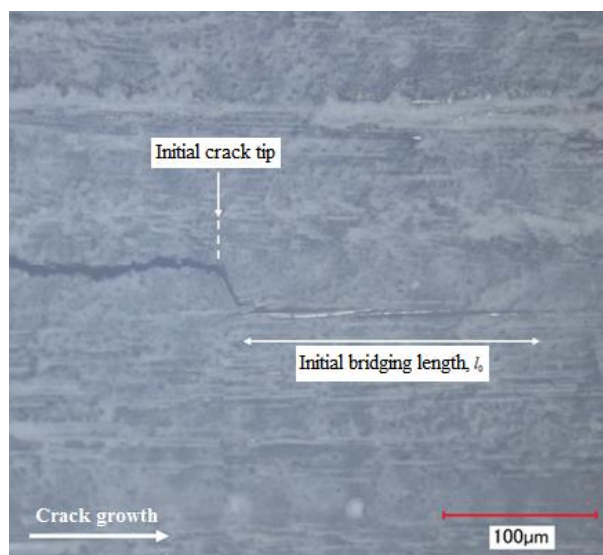


Fig. 14 A micrograph of initial fiber bridging in delamination of unidirectional E-glass/Epon-826 composite (Magnification x700)

شکل 14 تصویر میکروسکوپی پل زنی اولیه الیاف در تورق کامپوزیت لایه‌ای E-glass/EPON 826 تک‌جهته (با بزرگ‌نمایی 700 بار)

از آنجا که الیاف در هر دو جهت و به صورت متقاطع می‌توانند دهانه ترک را پل بزنند، کشش‌های مماسی مثبت و منفی در منحنی‌های کشش-جدایش مماسی ظاهر شده است. پاسخ‌های کشش-جدایش پیش‌بینی شده در راستای مماسی، $T_t - \delta_t$ ، همان ویژگی‌ها و مشخصه‌های اساسی پاسخ‌های کشش-جدایش در راستای نرمال، $T_n - \delta_n$ ، را نشان می‌دهند. از مقایسه شکل 12 الف-a و شکل 12 ب-b مشخص می‌شود که محدوده مقادیر پیش‌بینی شده برای طول ناحیه چسبنده در راستای مماسی کوچک‌تر از مقادیر آن در راستای نرمال است. در حالی که، مقادیر استحکام چسبنده در راستای مماسی به طور قابل توجهی بزرگ‌تر از مقادیر آن در راستای نرمال است. با افزایش نسبت ترکیب مود (یا به عبارت دیگر افزایش بارگذاری مود II)، مقدار حداکثر استحکام چسبنده مماسی به طور یکنواخت افزایش می‌یابد. اما مقادیر طول ناحیه چسبنده در راستای مماسی به طور غیر یکنواخت نسبت به مقدار ترکیب مود تغییر می‌کنند. به طوری که از 0.2 mm در زوایای ترکیب مود پایین تا 0.4 mm در $\varphi = 45^\circ$ افزایش و سپس به 0.1 mm در $\varphi = 90^\circ$ کاهش می‌یابد. با کاهش زاویه ترکیب مود یا به عبارتی افزایش مود I بارگذاری، مقدار بار در بخش نزولی منحنی با یک شیب ملایمی کاهش می‌یابد. در واقع، بارگذاری مود I به نوعی با فعال‌سازی مکانیزم پل زنی الیاف در نقش کمک‌کننده به بارگذاری مود II به نظر می‌رسد. تغییرات رفتار کشش-جدایش با افزایش نسبت ترکیب مود می‌تواند ناشی از وجود مکانیزم‌های چقرمگی مختلف در ترکیب مودهای مختلف باشد. در مقادیر نسبت ترکیب مود پایین، کشش ناحیه پل زنی بر اثر مایکرومکانیزم بلند (ورقه ورقه) شدن ماتریس ناشی از تغییر شکل خمشی قابل توجه الیاف محدود می‌شود. با افزایش نسبت ترکیب مود، الیاف پل زده تحت بار محوری قرار خواهند گرفت و مایکرومکانیزم جدایش الیاف-ماتریس به جای پوسته پوسته شدن ماتریس کشش‌های ناحیه چسبنده را محدود می‌کند. در نتیجه، مقدار طول ناحیه چسبنده به احتمال باقی ماندن الیاف پل زده (رابطه 2) مرتبط شده و وابستگی آن به نسبت ترکیب مود از مشارکت مایکرومکانیزم‌های مختلف (مانند بلند شدن ماتریس و بیرون کشیده شدن

کاهش یافته و برخی خواص اجزای تشکیل‌دهنده که تعیین دقیق آن‌ها دشوار یا نیازمند انجام آزمایش است از جمله مدول برشی الیاف و ماتریس، استحکام کششی الیاف، چقرمگی شکست ماتریس و توان ویبول از روابط حذف شده است.

جدول 3 پارامترهای فیزیکی و مکانیکی لازم جهت پیاده‌سازی قانون پل زنی تقریبی در تورق نمونه کامپوزیتی E-glass/EPON 826 تک‌جهته

Table 3 Physical and mechanical parameters used for implementation of approximate bridging law in delamination of unidirectional E-glass/EPON 826 composite

پارامتر	مقدار
قطر الیاف، d (μm)	15 ^a
طول پل زنی اولیه، l_0 (μm)	200
مدول الاستیسیته الیاف، E_f (GPa)	72-85 ^b
مقاومت برشی اصطکاک ناحیه بین وجهی، τ_i (MPa)	17.6 ^b
تعداد اولیه الیاف پل زده در واحد سطح ترک، n_0 (mm^{-2})	14±10
طول مرجع ویبول، l_{ref} (mm)	25 ^c
استحکام مرجع ویبول، σ_{ref} (GPa)	1.63 ^c

^a [35]; ^b [36]; ^c [37]

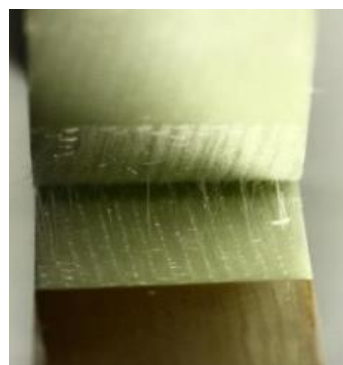


Fig. 13 A photograph of the crack front view of unidirectional E-glass/Epon-826 composite during delamination growth [38]

شکل 13 تصویر نمای جبهه ترک کامپوزیت لایه‌ای E-glass/EPON 826 تک‌جهته حین رشد تورق [38]

مطابق شکل 12، حداکثر بازشدگی نرمال (طول ناحیه چسبنده در جهت نرمال) پیش‌بینی شده برای نمونه بین 0.1 mm تا 0.5 mm تغییر می‌کند و با نزدیک شدن به مود II خالص ($\varphi = 90^\circ$) کاهش می‌یابد. همان طور که در شکل 12 الف-a مشاهده می‌شود، با افزایش اندکی مود II بارگذاری، مقدار تنش پل زنی نرمال پیش‌بینی شده توسط مدل از حالت مود I خالص ($\varphi = 0^\circ$) بیشتر می‌شود. این رفتار در برخی از کامپوزیت‌های پایه اپوکسی قابل مشاهده بوده و ناشی از برهم‌کنش مودهای بارگذاری است [39,40]. در برخی از منابع این رفتار را ناشی از افزایش سطح شکست در شرایطی که ترک به صورت شبه مود I (به عنوان مثال در مقادیر زوایای ترکیب مود پایین که بارگذاری مود II می‌تواند صرف‌نظر شود) رشد می‌کند می‌دانند [39]. پس از آن، افزایش بیشتر مؤلفه مود II بارگذاری (مانند $\varphi = 70^\circ$) مقدار تنش پل زنی نرمال را به تدریج کاهش می‌دهد تا جایی که مقدار آن با نزدیک شدن به زاویه ترکیب مود 90° ناچیز می‌شود.

- [5] Sørensen, B. F. and Kirkegaard, P., "Determination of Mixed Mode Cohesive Laws," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 73, pp. 2642-2661, 2006.
- [6] Shokrieh, M. M., Damirchiloo, S., Salamat-talab, M., "Determination of cohesive zone parameters in mode I delamination growth of a double cantilever beam specimen using the inverse method," *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 4, No.1, pp. 83-90, 2017 (In Persian).
- [7] Esmaili, A., Taheri-Behrooz, F., "Comparison of numerical and analytical cohesive zone length models in the delamination of composite laminates," *Journal of Science and Technology of Composites*, Vol. 7, No.4, pp. 1235-1242, 2021 (In Persian).
- [8] Spearing, S. M. and Evans, A. G., "The Role of Fiber Bridging in The Delamination Resistance of Fiber-reinforced Composites," *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 40, No. 9, pp. 2191-2199, 1992.
- [9] Kaute, D. A. W., Shercliff, H. R., Ashby, M. F., "Delamination, Fibre Bridging and Toughness of Ceramic Matrix Composites," *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 41, pp. 1959-1970, 1993.
- [10] Ivens, J., Albertsen, H., Weavers, M., Verpost, I., Peters, P., "Interlaminar Fracture Toughness of CFRP Influenced by Fibre Surface Treatment: Part 2. Modelling of The Interface Effect," *Composites Science and Technology*, Vol. 54, pp. 147-159, 1995.
- [11] Evans, A. and Marshall, D., "The Mechanical Behavior of Ceramic Matrix Composites," Overview No. 85, *Acta Metallurgica*, Vol. 37, No.10, pp. 2567-2583, 1989.
- [12] Wells, G. M., "A Preliminary Investigation into Transverse Fracture of Unidirectional Fibre Composites," Harwell report AERE-R11494, 1985.
- [13] Greenhalgh, E. S., Rogers, C., Robinson, P., "Fractographic Observations on Delamination Growth and The Subsequent Migration Through The Laminate," *Composites Science and Technology*, Vol. 69, pp. 2345-2351, 2009.
- [14] Riddell, W. T., Ingraffea, A. R., Wawrzynek, P. A., "Experimental Observations and Numerical Predictions of Three-dimensional Fatigue Crack Propagation," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 58, No. 4, pp. 293-310, 1997.
- [15] Hashemi, S., Kinloch, A. J., Williams, J. G., "Mechanics and Mechanisms of Delamination in a Polyether Sulfone-fibre Composite," *Composites Science and Technology*, Vol. 37, No. 4, pp. 429-462, 1990.
- [16] Sørensen, B. F., Gamstedt, E. K., Østergaard, R. C., Goutianos, S., "Micromechanical Model of Cross-over Fibre Bridging - Prediction of Mixed Mode Bridging Laws," *Mechanics of Materials*, Vol. 40, No. 4-5, pp. 220-234, 2008.
- [17] Daneshjoo, Z., Shokrieh, M. M., Fakoor, M., "A Micromechanical Model for Prediction of Mixed Mode I/II Delamination of Laminated Composites Considering Fiber Bridging Effects," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Vol. 94, pp. 46-56, 2018.
- [18] Khan, R., "Delamination Growth in Composites under Fatigue Loading," Ph.D. Thesis, Aerospace Faculty TU Delft Nederland, 2013.
- [19] Shokrieh, M. M., Salamat-talab, M., Heidari-Rarani, M., "Effect of interface fiber angle on the R-curve behavior of E-glass/epoxy DCB Specimens," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Vol. 86, pp. 153-160, 2016.
- [20] Standard Test Method for Mixed Mode I-Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber Reinforced Polymer Matrix Composites, ASTM International, ASTM D6671-01, West Conshohocken, PA, USA; 2001.
- [21] Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites, US: ASTM International, ASTM Standard D5528-13, 2013.
- [22] Standard Test Method for Determination of the Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites, US: ASTM International, ASTM Standard D7905/D7905M-14, 2014.

الیاف) حین پدیده پل زنی الیاف حاصل می‌شود. این تغییرات غیریکنواخت رفتار کشش- جدایش در نتایج بررسی‌های تجربی بسیاری از مواد با میکروساختارهای مشابه مطابقت دارد.

5- نتیجه‌گیری و جمع‌بندی

در تورق کامپوزیت‌های لایه‌ای تک‌جهته، پل زنی ناحیه بین وجهی تورق بر اثر الیاف به عنوان یکی از مهم‌ترین مکانیزم‌های جذب انرژی در ناحیه فرآیند شکست بسیار حائز اهمیت است. در این مقاله، برای فهم فیزیک مسئله پل زنی ترک حین رشد پدیده و ماندگی تورق در کامپوزیت‌های لایه‌ای تحت مود ترکیبی I/II، ابتدا به شناسایی و معرفی مهم‌ترین میکرومکانیزم‌های درگیر حین پدیده پل زنی الیاف پرداخته شد. بدین منظور آزمایش‌های شکست بین لایه‌ای بر روی دو نوع نمونه کامپوزیتی کربن/اپوکسی و شیشه/اپوکسی تحت مود I خالص، مود ترکیبی I/II و مود II خالص صورت گرفت. سپس سطوح شکست نمونه‌ها و ناحیه آسیب جلوی نوک تورق بر روی لبه نمونه‌ها پس از آزمایش‌های تورق با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی مشاهده و ناحیه پل زنی ایجاد شده حین آزمایش تورق در نمونه‌های کامپوزیتی مورد بررسی قرار گرفت. با مرور مشاهدات تجربی حاصل، مهم‌ترین میکرومکانیزم‌های درگیر حین پدیده پل زنی الیاف شامل بلند شدن الیاف از بستر ماتریس و به دنبال آن بلند (ورقه ورقه) شدن ماتریس، جدایش الیاف- ماتریس و به دنبال آن بیرون کشیده شدن الیاف و شکست الیاف معرفی شدند. در بررسی پل زنی ترک در کامپوزیت‌ها، انرژی جذب شده توسط مکانیزم چقرمگی پل زنی الیاف اغلب با استفاده از قوانین پل زنی محاسبه می‌شود. مدل‌های موجود برای پیش‌بینی قوانین پل زنی در تورق کامپوزیت‌های لایه‌ای مبتنی بر فیزیک هستند اما ضعف اساسی آن‌ها معمولاً در پیچیدگی آن‌ها و دشواری در تعیین پارامترهای متعددی است که شامل می‌شوند. از این رو در ادامه، به ارائه یک روش تقریبی جدید برای تعیین قانون پل زنی بر اساس یک مدل پیچیده‌تر مبتنی بر فیزیک پرداخته شد. در این رویکرد جدید، با حفظ مبنای فیزیکی مسئله و از طریق جایگذاری تقریب‌های ساده در توصیف پل زنی، قوانین پل زنی استخراج شد. در روش ارائه شده، قوانین پل زنی با استفاده از روابط ساده‌تر و با تعداد پارامترهای موردنیاز کمتر قابل دستیابی است. مطابقت بسیار خوب پاسخ کشش- جدایش ناحیه پل زنی پیش‌بینی شده توسط قانون پل زنی تقریبی ارائه شده با منحنی‌های کشش- جدایش تجربی در هر دو جهت نرمال و مماسی برای محدوده وسیعی از زوایای ترکیب مود بیانگر صحت و دقت روش است.

6- مراجع

- [1] Qiao, P. and Chen, Y., "Cohesive Fracture Simulation and Failure Modes of FRP- Concrete Bonded Interfaces," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Vol. 49, No. 2, pp. 213-225, 2008.
- [2] Shokrieh, M. M., Salamat-talab, M., Heidari-Rarani, M., "Numerical analysis of mode I delamination growth in laminated DCB specimens using cohesive zone models," *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 13, No.1, pp. 38-48, 2013 (In Persian).
- [3] Shokrieh, M. M., Zeinedini, A., "Prediction of strain energy release rate of asymmetric double cantilever composite beam using equivalent lay-up for mixed-mode I/II delamination," *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 13, No.13, pp. 214-225, 2013 (In Persian).
- [4] Hillerborg, A., "Analysis of Fracture by Means of The Fictitious Crack Model, Particularly for Fiber Reinforcement Concrete," *International journal of cement composites*, Vol. 2, pp. 177-184, 1980.

- [23]Sutcu, M., "Weibull Statistics Applied to Fiber Failure in Ceramic Composites and Work of Fracture," *Acta Metallurgica*, Vol. 37, No. 2, pp. 651-661, 1989.
- [24]Thouless, M. D. and Evans, A. G., "Effects of Pull-out on The Mechanical Properties of Ceramic-matrix Composites," *Acta Metallurgica*, Vol. 36, No. 3, pp. 517-522, 1988.
- [25]Ashby, M. F., Blunt, F. J., Bannister, M., "Flow Characteristics of Highly Constrained Metal Wires," *Acta Metallurgica*, Vol. 37, No. 7, pp. 1847-1857, 1989.
- [26]Cox B. N. and Marshall, D. B., "Stable and Unstable Solutions for Bridged Cracks in Various Specimens," *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 39, pp. 579-89, 1991.
- [27]Bao, G., Suo, Z., "Remarks on Crack Bridging Concepts," *Applied Mechanics Review*, Vol. 45, pp. 355-366, 1992.
- [28]Weibull, W., "A Statistical Theory of The Strength of Materials," *Proceedings, The Royal Swedish Institute for Engineering Research*, Vol. 151, pp. 1-45, 1939.
- [29]Weibull, W., "The phenomenon of rupture in solids," *Proceedings, The Royal Swedish Institute for Engineering Research*, Vol. 153, pp. 1-55, 1939.
- [30]Suo, Z., Bao, G., Fan, B., "Delamination R-curve Phenomena Due to Damage," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 40, No. 1, pp. 1-16, 1992.
- [31]Mai, Y. W., "Cohesive Zone and Crack-resistance R-curve of Cementitious Materials and Their Fiber-reinforced Composites," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 69, pp. 219-234, 2002.
- [32]Sorensen, L., Botsis, J., Gmür, Th., Humbert, L., "Bridging Traction in Mode I Delamination: Measurements and Simulations," *Composites Science and Technology*, Vol. 68, No. 12, pp. 2350-2358, 2008.
- [33]Dávila, C. G., Rose, C. A., Camanho, P. P., "A Procedure for Superposing Linear Cohesive Laws to Represent Multiple Damage Mechanisms in The Fracture of Composites," *International Journal of Fracture*, Vol. 158, No. 2, pp. 211-223, 2009.
- [34]Shokrieh, M. M., Daneshjoo, Z., Fakoor, M., "A Modified Model for Simulation of Mode I Delamination Growth in Laminated Composite Materials," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Vol. 82, pp. 107-116, 2016.
- [35]Shokrieh, M. M., Ghoreishi, S. M., Esmkhani, M., Zhao, Z., "Effects of Graphene Nanoplatelets and Graphene Nanosheets on Fracture Toughness of Epoxy Nanocomposites," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol. 37, No. 10, pp. 1116-1123, 2014.
- [36]Ogihara, S. and Koyanagi, J., "Investigation of Combined Stress State Failure Criterion for Glass Fiber/epoxy Interface by The Cruciform Specimen Method," *Composites Science and Technology*, Vol. 70, pp. 143-150, 2010.
- [37]Godara, A., Gorbatikh, L., Kalink, G., Warriar, A., Rochez, O., Mezzo, L., Luizi, F., van Vuure, A. W., Lomov, S. V., Verpoest, I., "Interfacial Shear Strength of a Glass Fiber/epoxy Bonding in Composites Modified with Carbon Nanotubes," *Composites Science and Technology*, Vol. 70, pp. 1346-1352, 2010.
- [38]Shokrieh, M. M., Salamat-talab, M., Heidari-Rarani, M., "Effect of Interface Fiber Angle on The R-curve Behavior of E-glass/epoxy DCB Specimens," *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Vol. 86, pp. 153-160, 2016.
- [39]Reeder, R., "An Evaluation of Mixed-mode Delamination Failure Criteria," *Technical Report: NASA/TM-1992-104210*, NASA Langley Technical Report Server, 1992.
- [40]Greenhalgh, E. S., "Characterisation of Mixed-mode Delamination Growth in Carbon-fiber Composites," *Ph.D. Thesis*, Imperial College of Science, Technology and Medicine, London UK, 1998.



استفاده از روش مربعات تفاضلی تعمیم یافته چند دامنه‌ای برای تحلیل اثر ترک بر رفتار ارتعاشی پوسته استوانه‌ای کامپوزیتی

علی طالع‌زاده لاری^{*1}

1- استادیار، مهندسی مکانیک، مجتمع آموزش عالی لارستان، لار
* لار، صندوق پستی 74317-16137، a.talezadeh@lar.ac.ir

چکیده	اطلاعات مقاله:
در این پژوهش ارتعاشات پوسته استوانه‌ای کامپوزیتی در حضور ترک طولی و محیطی نفوذ کامل مطالعه شده است. معادلات حاکم بر پایه تئوری تغییر شکل برشی مرتبه اول نوشته شده و با انتخاب مقادیر مناسب برای پارامترها می‌تواند به هر یک از تئوری‌های دانیل، لاو و یا ساندروز تبدیل شود. برای حل، از روش مربعات تفاضلی تعمیم یافته چند دامنه‌ای استفاده شده است. در این روش، فضای حل به چندین زیردامنه تقسیم شده و گسسته‌سازی معادلات حاکم و شرایط مرزی لبه‌های پوسته و شرایط سازگاری در مرز مشترک زیردامنه‌ها در هر دو راستای طولی و محیطی به کمک روش مربعات تفاضلی تعمیم یافته انجام شده است. در نهایت، با مونتاژ معادلات حاصله، یک دستگاه معادلات جبری تشکیل شده و با استفاده از حل مقدار ویژه، فرکانس طبیعی پوسته تعیین شده است. این روند در محیط متلب کدنویسی شده است. پس از مقایسه نتایج این روش با نتایج ارائه شده در مقالات موجود و نیز نتایج نرم‌افزار آباکوس و اطمینان از صحت و دقت آن، از این روش برای بررسی اثر پارامترهای مختلف بر رفتار ارتعاشی پوسته‌های استوانه‌ای کامپوزیتی دارای ترک استفاده شده است. از نتایج به دست آمده می‌توان برای صحت‌سنجی مطالعات آتی استفاده نمود.	دریافت: 1401/04/01 پذیرش: 1401/06/03 کلیدواژگان ارتعاشات، پوسته کامپوزیتی، ترک، تئوری تغییر شکل برشی مرتبه اول، مربعات تفاضلی تعمیم یافته چند دامنه‌ای

Using a multi domain generalized differential quadrature method to study the effect of crack on the vibrational behavior of composite cylindrical shell

Ali Talezadehlari^{1*}

1- Department of Mechanical Engineering, Larestan University, Lar, Iran
P.O.B. 74317-16137, Lar, Iran, a.talezadeh@lar.ac.ir

Keywords

Vibration, Composite Shell, Through-the-Thickness Crack, First-order Shear Deformation Theory (FSDT), Multi Domain Generalized Differential Quadrature (GDQ)

Abstract

In this study, the vibration of a composite cylindrical shell in the presence of a longitudinal and circumferential crack was investigated. The governing equations were derived based on the first-order shear deformation theory and could be converted to Donnell's, Love's, and Sanders' theories by selecting proper parameters. A multi-domain generalized differential quadrature method was used to solve the problem. In this technique, a physical domain was decomposed into several elements. Then, a generalized differential quadrature method was employed to discretize the governing equations, boundary conditions at shell edges, and the compatibility conditions at the interface boundaries of adjacent elements in both longitudinal and circumferential directions. Assembling these discretized equations led to a system of algebraic equations, which could be solved through an eigenvalue solution to calculate the natural frequency of the shell. This procedure was coded in MATLAB environment. Numerical results obtained by the presented method were compared with ABAQUS results and those available in the literature. After verifying the accuracy and precision of the proposed method, it was employed to study the effect of different parameters on the vibrational behavior of cracked composite shells. The obtained results can be used as a benchmark for further studies.

1- مقدمه

به آن‌ها از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است که پایداری و آنالیز ارتعاشی این پوسته‌ها یکی از مهم‌ترین آن‌هاست و مورد توجه بسیاری از محققین قرار گرفته است. یکی از شایع‌ترین عیوب به وجود آمده در سازه‌های کامپوزیتی که بر کارایی و نیز رفتار ارتعاشی آن‌ها تأثیرگذار است، ترک‌ها هستند که ممکن است

سازه‌های کامپوزیتی به سبب خواص منحصربه‌فردی چون نسبت مقاومت به وزن بالا و مقاومت در برابر رطوبت و خوردگی کاربردهای فراوانی در صنایع مختلف دارند. در این میان پوسته‌های کامپوزیتی از جمله سازه‌های پرکاربردی هستند که از سال‌ها پیش مورد توجه بوده‌اند. از این رو انواع تحلیل‌های مربوط

Please cite this article using:

Talezadehlari, A., "Using a multi domain generalized differential quadrature method to study the effect of crack on the vibrational behavior of composite cylindrical shell," In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 4, pp. 1849-1860, 2022. <https://doi.org/10.22068/JSTC.2022.556051.1792>

برای ارجاع به مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

سطحی شبه بیضوی گسترش دادند. در این پژوهش دو نوع ترک محوری و محیطی مورد مطالعه قرار گرفت. ضمن اینکه تکیه‌گاه‌ها به صورت ساده در نظر گرفته شده بود [15].

در پژوهش‌های فوق ترک به صورت سطحی و با عمق نفوذ محدود در نظر گرفته شده است. در کنار این مطالعات، برخی دیگر از محققین به بررسی ارتعاشات پوسته‌های دارای ترک با نفوذ کامل پرداخته‌اند. پژوهشی که جاویدروزی و همکارانش بر روی پوسته‌های ایزوتروپ انجام داده‌اند یکی از نخستین مطالعات انجام شده در این حوزه است. ایشان از نرم‌افزار المان محدود انسیس⁶ برای بررسی مسئله ارتعاشات، کماتش و پایداری دینامیکی پوسته ایزوتروپ ترک‌دار تحت بار محوری کششی و فشاری استفاده نمودند. در این مطالعه تکیه‌گاه‌ها به صورت ساده و گیردار در نظر گرفته شد و اثر طول ترک و زاویه قرارگیری آن مورد مطالعه قرار گرفت [16]. دهقانی اسکویی و همکارانش اثر وجود ترک نفوذ کامل غیرقابل گسترش بر روی رفتار ارتعاشی پوسته‌های و پل‌های استوانه‌ای ایزوتروپ را با استفاده از روش المان محدود بررسی کردند. در این پژوهش اثر پارامترهایی نظیر طول ترک، زاویه ترک، ضخامت و ارتفاع پوسته، ضریب پواسون و زاویه انحنای پل بر فرکانس ارتعاشی و شکل مودهای پوسته و پل بررسی شد [17]. نصیرمنش و محمدی از روش المان محدود توسعه یافته⁷ جهت بررسی ارتعاشات ورق‌ها و پوسته‌های ترک‌دار با توزیع مواد هدفمند استفاده نمودند. ایشان در این مطالعه هندسه‌های مختلفی چون ورق مستطیلی، ورق دایره‌ای، پوسته استوانه‌ای، پوسته مخروطی و پوسته کروی را بررسی نمودند [18].

همان‌گونه که ملاحظه می‌شود، روش‌های عددی یکی از پرکاربردترین روش‌ها جهت تحلیل پوسته‌های ترک‌دار هستند. یکی از مهم‌ترین پارامترهای تعیین‌کننده در کارایی روش‌های عددی، حجم محاسبات و هزینه محاسباتی ناشی از آن است. روش مربعات تفاضلی⁸ از جمله روش‌های عددی برای حل معادلات دیفرانسیل است که مبانی نظری آن نخستین بار توسط بلمن و همکارانش در اوایل دهه 1970 مطرح شد [19,20]. برت و همکارانش در سال 1988 برای اولین بار از این روش برای تحلیل ارتعاشات سازه‌ها بهره بردند [21]. در سال 1991، شو با گسترش این روش و ارائه روش مربعات تفاضلی تعمیم‌یافته⁹ برخی از محدودیت‌های آن را مرتفع ساخت [22]. مهم‌ترین مزیت این روش نسبت به سایر روش‌های عددی نظیر المان محدود، تفاضلات محدود و ... حجم پایین محاسبات آن است. در حالی که در بیشتر روش‌های عددی برای دست‌یابی به دقت‌های قابل قبول، نیاز به شبکه‌بندی ریز مسئله داریم؛ در روش مربعات تفاضلی می‌توان با استفاده از تعداد بسیار کمتری گره به همان دقت از جواب دست یافت. در سال‌های اخیر، نسخه‌های گوناگون روش مربعات تفاضلی برای انواع تحلیل پوسته‌ها مورد استفاده قرار گرفته است که در ادامه به برخی از آن‌ها اشاره می‌شود. شایان ذکر است، این مطالعات با فرض تقارن محوری پوسته‌ها انجام شده است؛ بنابراین استفاده از آن‌ها صرفاً به پوسته‌های کامل (بدون ترک، گشودگی و ...) محدود شده است. ژانگ و همکارانش از روش تطابق محلی مربعات تفاضلی برای بررسی ارتعاشات پوسته استوانه‌ای با شرایط تکیه‌گاهی مختلف بهره بردند [23]. ردکوپ ارتعاشات آزاد پوسته استوانه‌ای ارتوتروپیک ضخیم حاصل از دوران که خواص آن در راستای شعاعی تغییر می‌کند را مطالعه نمود. معادلات بر پایه تئوری سه‌بعدی الاستیسیته نوشته

در اثر ضربه یا بارگذاری‌های دیگر ایجاد شده باشند. بررسی ارتعاشات سازه‌های کامپوزیتی ترک‌دار از دو لحاظ دارای اهمیت است: مطالعه اثر وجود ترک بر رفتار ارتعاشی سازه، بررسی ارتعاشات سازه به عنوان یک آزمون غیرمخرب جهت تشخیص وجود ترک احتمالی.

چنانچه بیان شد، ارتعاشات پوسته‌های بدون نقص (بدون وجود ترک یا گشودگی) از سال‌ها پیش مورد توجه پژوهشگران مختلف قرار داشته است. برای پوسته‌های ایزوتروپ امکان استفاده از روش‌های تحلیلی و ارائه جواب با فرم بسته¹ نیز وجود دارد [1]. اما در خصوص پوسته‌های کامپوزیتی به علت پیچیدگی روابط خواص مکانیکی، ارائه چنین پاسخ‌هایی مقدور نبوده و مطالعه ارتعاشات این پوسته‌ها به روش‌های نیمه‌تحلیلی، عددی و آزمون‌های تجربی انجام می‌شود. به عنوان نمونه می‌توان به پژوهش‌های هفت‌چناری و همکاران [2]، آمابیلی و ردی [3]، کوو و همکاران [4] و طالع‌زاده‌لاری و همکاران [5] و نیز مقالات مروری علی‌جانی و آمابیلی [6] و وو و لیو [7] اشاره نمود که در آن روش‌های گوناگون موجود برای تحلیل ارتعاشی پوسته‌هایی با خواص مکانیکی مختلف و شرایط مرزی متفاوت را بررسی نموده‌اند.

مطالعات انجام شده در زمینه ارتعاشات پوسته‌های استوانه‌ای ترک‌دار را می‌توان بر اساس نوع ترک به دو دسته کلی تقسیم نمود: پوسته‌های دارای ترک‌های سطحی با عمق نفوذ محدود²؛ پوسته‌های با ترک نفوذی کامل³. نیک‌پور از جمله نخستین محققینی بود که به مطالعه ارتعاشات پوسته غیرایزوتروپ دارای ترک سطحی پرداخت. در این پژوهش ترک به صورت محیطی در نظر گرفته شد. وی ماتریس نرمی پوسته به صورت تابعی از طول ترک و خواص غیرایزوتروپیک مواد نوشت و نهایتاً روشی برای تشخیص وجود ترک از طریق بررسی ارتعاشات چنین سازه‌هایی پیشنهاد نمود [8]. مرادی و طواف به کمک روش مدل فنر خطی⁴، ارتعاشات پوسته ایزوتروپ استوانه‌ای دارای ترک محیطی سراسری و نیز ترک محیطی با طول و عمق محدود را مورد مطالعه قرار دادند [9,10]. ایشان همچنین با تلفیق این روش و الگوریتم بهینه‌سازی زنبورها، در پوسته‌های ایزوتروپ شیوه‌ای برای تشخیص ترک سطحی بر اساس تحلیل فرکانس ارتعاشی پیشنهاد دادند [11]. یین و لام با ادغام مدل فنر خطی و تئوری کلاسیک پوسته‌های نازک، حلی عددی برای ارتعاشات آزاد پوسته بلند دارای ترک محیطی سطحی با نفوذ محدود ارائه نمودند. در این مطالعه چهار شرایط مرزی مختلف ساده-ساده، گیردار-گیردار، گیردار-ساده و گیردار-آزاد در نظر گرفته شد [12]. سرکر و همکارانش با تلفیق مدل فنر خطی و روش ریتز، روشی برای تشخیص خرابی در پوسته‌های نازک استوانه‌ای ایزوتروپ ارائه نمودند. در این مطالعه معادلات بر اساس تئوری ساندروز نوشته شده و با تغییر دادن اندازه ترک و ضریب سفتی فنر، سناریوهای مختلف خرابی بررسی شده است [13]. معزز و همکارانش برای ارتعاشات پوسته ایزوتروپ بلند دارای ترک سطحی شبه بیضی در راستای دلخواه، حلی تحلیلی بر اساس اصل همیلتون ارائه نمودند. در این پژوهش دو نوع شرط مرزی گیردار-گیردار و ساده-ساده بررسی شده است و بدین منظور معادلات بر اساس تئوری دائل نوشته شده و از مدل فنر خطی برای در نظر گرفتن اثرات ترک استفاده شده است. نتایج به دست آمده، با نتایج مدل المان محدود ایجاد شده در نرم‌افزار المان محدود آباکوس⁵ مقایسه و اعتبارسنجی شدند [14]. سعیدی و معزز روش فوق را برای تحلیل ارتعاشات پوسته بلند ارتوتروپیک دارای ترک

⁶ ANSYS⁷ Extended Finite Element Method (XFEM)⁸ Differential Quadrature (DQ)⁹ Generalized Differential Quadrature (GDQ)¹ Close form solution² Part-through surface crack³ Through-the-thickness cracks⁴ Line spring model⁵ ABAQUS

با توجه به مرور مقالات انجام شده، تاکنون از هیچ یک از نسخه‌های روش مربعات تفاضلی جهت تحلیل ارتعاشات پوسته‌های استوانه‌ای کامپوزیتی دارای ترک استفاده نشده است. نزدیک‌ترین کار انجام شده به این موضوع، پژوهشی است که طالع‌زاده‌لاری در خصوص ارتعاشات پوسته‌ها و پنل‌های کامپوزیتی دارای گشودگی انجام داده‌اند [35,36]. گشودگی‌ها ممکن است جهت کاهش وزن و یا اتصال سایر اجزا به بدنه اصلی در سازه ایجاد شده باشند. اما از سوی دیگر، سازه‌های کامپوزیتی ممکن است در اثر نقص ساختاری و یا بارگذاری‌های مختلف دچار ترک شوند و با توجه به این موضوع که تأثیر ترک بر رفتار ارتعاشی پوسته‌ها کاملاً متفاوت از تأثیر وجود گشودگی است، انجام پژوهش حاضر ضرورت دارد. در این پژوهش حاضر با استفاده از روش تعمیم‌یافته چند دامنه‌ای، رفتار ارتعاشی پوسته‌های کامپوزیتی دارای ترک نفوذ کامل (طولی و محیطی) مورد مطالعه قرار گرفته است و اثر پارامترهای مختلف ترک بر رفتار ارتعاشی این پوسته‌ها بررسی شده است.

2- روش مربعات تفاضلی تعمیم‌یافته چند دامنه‌ای

روش مربعات تفاضلی، یکی از روش‌های قدرتمند در حل معادلات دیفرانسیل جزئی است که علی‌رغم استفاده از تعداد گره کم، از دقت بالایی برخوردار است. اساس این روش بر تخمین مشتق جزئی یک تابع نسبت به یک جهت مختصاتی به صورت مجموع وزنی مقادیر آن تابع در برخی نقاط مشخص استوار است.

$$f_x(x_i) = \sum_{j=1}^N c_{ij}^{(1)} f(x_j), \quad i = 1, 2, \dots, N \quad (1)$$

در رابطه فوق $f_x(x_i, t)$ مشتق تابع f نسبت به جهت مختصاتی x در نقطه x_i است و $c_{ij}^{(1)}$ ضرایب وزنی برای تقریب مشتق اول هستند. نکته اساسی در این روش، نحوه تعیین ضرایب وزنی مناسب است. محققین مختلفی برای تعیین این ضرایب به شیوه مناسب تلاش کرده‌اند. بلمن و همکارانش در سال 1972 بر اساس دو تابع آزمون مختلف، دو شیوه برای تعیین این ضرایب پیشنهاد کردند که هر یک با محدودیت‌هایی همراه بود [19]. در سال 1989 کان و چانگ برای رفع این محدودیت‌ها، رابطه دیگری برای ضرایب وزنی پیشنهاد دادند [37,38]. اما استفاده از این روش برای مشتقات مراتب بالاتر با دشواری‌هایی همراه بود. در سال 1991 شو به کمک تقریب چند جمله‌ای³ و آنالیز خطی فضای برداری⁴ روش مربعات تفاضلی را گسترش داده و روش مربعات تفاضلی تعمیم‌یافته را ارائه کرد [22]. این روش تمامی روش‌های قبل از جمله روش ارائه شده توسط کان و چانگ را شامل می‌شود. در این روش ضرایب وزنی برای تقریب مشتق اول طبق رابطه (2) بیان می‌شود:

$$c_{ij}^{(1)} = \begin{cases} \frac{M^{(1)}(x_i)}{(x_i - x_j)M^{(1)}(x_j)}, & i \neq j \\ -\sum_{j=1, j \neq i}^N c_{ij}^{(1)}, & i = j \end{cases} \quad (2)$$

که در این رابطه داریم:

$$M^{(1)}(x_i) = \prod_{k=1, k \neq i}^N (x_i - x_k) \quad (3)$$

شده و به کمک روش مربعات تفاضلی حل شدند [24]. هفت‌چناری و همکارانش ارتعاشات آزاد پوسته استوانه‌ای کامپوزیتی با شرایط مرزی مختلف را بر پایه تئوری برشی مرتبه اول و به کمک روش مربعات تفاضلی بررسی کردند. این پژوهش کارایی و سهولت استفاده از روش مربعات تفاضلی را به خوبی نشان می‌دهد [2]. حسینی هاشمی و خرمی ارتعاشات پوسته استوانه‌ای ساخته شده از مواد هدفمند را با استفاده از روش مربعات تفاضلی بررسی نمودند. در این پژوهش همگرایی سریع این روش و نیز دقت آن در مقایسه با نتایج سایر مقالات و نرم‌افزار المان محدود آباکوس نشان داده شد [25]. گلچی و طالبی توتی از این روش برای مطالعه ارتعاشات آزاد پوسته مخروطی ساندویچ پنل استفاده نمودند. در این روش دو نوع تکیه‌گاه ساده و گیردار بررسی شد. معادلات بر پایه تئوری برشی مرتبه اول نوشته شده و نتایج حاصل با نتایج موجود در مقالات و نیز نرم‌افزار المان محدود آباکوس اعتبارسنجی شده است [26]. سبحانی و همکارانش ارتعاشات یک سازه کامپوزیتی ساندویچی حاصل از اتصال پوسته‌های مخروطی-استوانه‌ای-مخروطی را بررسی نمودند. در این پژوهش معادلات بر اساس تئوری مرتبه اول برشی نوشته شده و به کمک روش مربعات تفاضلی تعمیم‌یافته حل شده است [27].

برخی از محققین نیز با ترکیب روش مربعات تفاضلی و سایر روش‌های عددی به بررسی ارتعاشات پوسته‌های بدون نقص (بدون ترک یا گشودگی) پرداخته‌اند. ملک‌زاده و همکارانش ارتعاشات پوسته استوانه‌ای با لایه‌چینی دلخواه را به کمک روش LW-DQ¹، که تلفیق تئوری لایه‌ای¹ روش مربعات تفاضلی بود، بررسی کردند. در این پژوهش، از تئوری لایه‌ای برای گسسته‌سازی معادلات در راستای شعاعی استفاده شد و گسسته‌سازی در راستای طولی به کمک روش مربعات تفاضلی انجام شد [28]. دانشجو و طالبی توتی با استفاده از روشی مشابه، ارتعاشات پوسته‌های ضخیم کامپوزیتی ساده و تقویت‌شده را مطالعه نمودند [29]. علی بیگلر از تلفیق روش فضای حالت² و روش مربعات تفاضلی برای تحلیل استاتیکی و ارتعاشاتی پوسته‌های استوانه‌ای کامپوزیتی با لایه‌چینی angle-ply و تکیه‌گاه دلخواه استفاده کرد [30]. علی بیگلر و کانی به روشی مشابه تحلیل ارتعاشات آزاد پوسته‌های کامپوزیتی با لایه‌های پیزوالکتریک را انجام دادند [31]. تانگ و همکارانش نیز از همین روش برای ارائه یک حل الاستیسیسته سه‌بعدی در خصوص تحلیل ارتعاشات پوسته‌های استوانه‌ای با لایه‌چینی و شرایط مرزی دلخواه بهره گرفتند [32]. سلاحی و همکارانش با ترکیب تئوری لایه‌ای و روش مربعات تفاضلی و بسط سری فوریه ارتعاشات آزاد و گذرای پوسته مخروطی ناقص ساخته شده از مواد هدفمند و در معرض فشار متحرک را مطالعه نمودند [33].

همان‌گونه که بیان شد در پژوهش‌های انجام شده تقارن محوری پوسته مورد توجه و استفاده قرار گرفته است. این در حالی است که وجود انواع ناپیوستگی‌های هندسی نظیر ترک، گشودگی، تغییر ضخامت محیطی و یا وجود شرایط مرزی ترکیبی در انتهای پوسته، تقارن محوری را از بین خواهد برد و نمی‌توان از این روش‌ها بهره گرفت. از جمله نخستین پژوهش‌هایی که به این موضوع توجه نموده و پوسته را در حالت کلی و بدون توجه به تقارن محوری آن مورد بررسی نمودند، پژوهشی است که طالع‌زاده‌لاری و رحیمی در خصوص کمناش پوسته‌های کامپوزیتی دارای گشودگی انجام دادند. در این مطالعه برای از بین بردن محدودیت‌های بیان شده، از روش تعمیم‌یافته چند دامنه‌ای استفاده شد [34].

³ polynomial approximation
⁴ linear vector space analysis

¹ Layerwise Theory
² state space

دارای هندسه نامنظم و یا شرایط مرزی و بارگذاری ناپیوسته هستند به سادگی امکان پذیر نیست. برای رفع این معضل، شو و همکارانش با گسترش روش فوق، روش مربعات تفاضلی تعمیم یافته چند دامنه‌ای^۲ را ارائه نمودند [39]. در این روش دامنه حل به چندین زیردامنه^۳ (المان) با شکل منظم تقسیم شده و روش مربعات تفاضلی تعمیم یافته برای هر زیردامنه اعمال شده و نهایتاً شرایط سازگاری در مرز زیردامنه‌ها اعمال می‌شود. این روش، برخی محدودیت‌های روش قبل را برطرف نموده و برای هندسه‌های دارای ناپیوستگی نظیر ترک نیز قابل استفاده است.

3- معادلات حاکم

برای تحلیل پوسته کامپوزیتی ترک‌دار، در گام اول بسته به نوع ترک، مطابق شکل 1 پوسته به سه یا چهار زیردامنه تقسیم شده است. معادلات حاکم برای تحلیل ارتعاشات آزاد در هر زیردامنه بر پایه تئوری برشی مرتبه اول مطابق رابطه (8) بیان می‌شود [40]. این تئوری برای پوسته‌های نسبتاً ضخیم نیز قابل استفاده است. علاوه بر این، با استفاده از این تئوری و تعریف 5 درجه آزادی برای هر گره می‌توان شرایط مرزی در لبه‌های پوسته را به سادگی اعمال نمود.

$$\frac{\partial N_x}{\partial x} + \frac{\partial N_{xy}}{\partial y} - \frac{C_2}{2R} \frac{\partial M_{xy}}{\partial y} = P_1 \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} + P_2 \frac{\partial^2 \phi_x}{\partial t^2} \quad (8-a)$$

$$\frac{\partial N_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial N_y}{\partial y} + \frac{C_2}{2R} \frac{\partial M_{xy}}{\partial x} + C_1 \frac{Q_y}{R} = P_1 \frac{\partial^2 v}{\partial t^2} + P_2 \frac{\partial^2 \phi_y}{\partial t^2} \quad (8-b)$$

$$\frac{\partial Q_x}{\partial x} + \frac{\partial Q_y}{\partial y} - \frac{N_y}{R} = P_1 \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} \quad (8-c)$$

$$\frac{\partial M_x}{\partial x} + \frac{\partial M_{xy}}{\partial y} - Q_x = P_3 \frac{\partial^2 \phi_x}{\partial t^2} + P_2 \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \quad (8-d)$$

$$\frac{\partial M_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial M_y}{\partial y} - Q_y = P_3 \frac{\partial^2 \phi_y}{\partial t^2} + P_2 \frac{\partial^2 v}{\partial t^2} \quad (8-e)$$

در این روابط، R شعاع پوسته است و راستاهای طولی و محیطی پوسته به ترتیب با محور x و y مشخص شده است. همچنین، N_x ، N_y و N_{xy} بیانگر منته‌های نیرو؛ M_x ، M_y و M_{xy} منته‌های گشتاور؛ و Q_x و Q_y منته‌های نیروی برشی عرضی هستند. ضمن اینکه پارامترهای P_1 ، P_2 و P_3 ترم‌های اینرسی هستند که طبق رابطه (9) تعریف می‌شوند:

$$\{P_1, P_2, P_3\} = \sum_{k=1}^n \int_{z_{k-1}}^{z_k} \rho^{(k)} \{1, z, z^2\} dz \quad (9)$$

علاوه بر این، ثوابت C_1 و C_2 نوع تئوری به کار گرفته شده را مشخص می‌کنند. $C_1 = C_2 = 1$ بیانگر تئوری ساندروز است. به ازای $C_1 = 1$ و $C_2 = 0$ روابط فوق به تئوری لاو تبدیل خواهد شد و نهایتاً $C_1 = C_2 = 0$ نشان‌دهنده تئوری دانیل خواهد بود.

از روش مربعات تفاضلی تعمیم یافته می‌توان برای تقریب مشتق مراتب بالاتر نیز استفاده نمود. به عنوان مثال، مشتق مرتبه دوم در جهت مختصاتی x به صورت رابطه (4) نوشته می‌شود:

$$f_{xx}(x_i) = \sum_{j=1}^N c_{ij}^{(2)} f(x_j), \quad i = 1, 2, \dots, N \quad (4)$$

رابطه کلی برای ضرایب وزنی تقریب مشتقات مراتب بالاتر مطابق رابطه (5) تعیین می‌شود [22]:

$$c_{ij}^{(m)} = \begin{cases} m \left(c_{ij}^{(1)} c_{ii}^{(m-1)} - \frac{c_{ii}^{(m-1)}}{x_i - x_j} \right), & i \neq j \\ - \sum_{j=1, j \neq i}^N c_{ij}^{(m)}, & i = j \end{cases} \quad i, j = 1, 2, \dots, N; \quad m = 2, 3, \dots, N-1 \quad (5)$$

علاوه بر این، می‌توان از این روش می‌توان برای توابع چند متغیره نیز به سادگی استفاده نمود. به عنوان مثال مشتق تابع دومتغیره $f(x, y)$ در جهت x و y نیز به شیوه مشابهی تعریف می‌شود [22]:

$$f_x(x_i, y_j) = \sum_{k_1=1}^N c_{i,k_1}^{(1)} f(x_{k_1}, y_j), \quad i = 1, 2, \dots, N \quad (6-a)$$

$$f_{xx}(x_i, y_j) = \sum_{k_1=1}^N c_{i,k_1}^{(2)} f(x_{k_1}, y_j), \quad i = 1, 2, \dots, N \quad (6-b)$$

$$f_y(x_i, y_j) = \sum_{k_2=1}^M \overline{c}_{j,k_2}^{(1)} f(x_i, y_{k_2}), \quad j = 1, 2, \dots, M \quad (6-c)$$

$$f_{yy}(x_i, y_j) = \sum_{k_2=1}^M \overline{c}_{j,k_2}^{(2)} f(x_i, y_{k_2}), \quad j = 1, 2, \dots, M \quad (6-d)$$

$$f_{xy}(x_i, y_j) = \sum_{k_1=1}^N \sum_{k_2=1}^M c_{i,k_1}^{(1)} \overline{c}_{j,k_2}^{(1)} f(x_{k_1}, y_{k_2}), \quad i = 1, 2, \dots, N, \quad j = 1, 2, \dots, M \quad (6-e)$$

هرچند انتخاب مختصات گره‌ها در این روش کاملاً اختیاری است و هیچ محدودیتی ندارد؛ اما نحوه توزیع گره‌ها بر پایداری نتایج و روند همگرایی آن‌ها تأثیرگذار است. شو نشان داد که توزیع چبیشف-گوس-لوباتو^۱، که به اختصار توزیع چبیشف نامیده می‌شود، نتایج پایدارتری نسبت به توزیع یکنواخت خواهد داشت [22]. از این رو، در مطالعه حاضر از همین شیوه توزیع گره‌ها استفاده شده است. رابطه (7) نحوه توزیع چبیشف N گره در بازه $[a, b]$ را نشان می‌دهد. برای توزیع گره‌ها در راستای y نیز رابطه مشابهی وجود خواهد داشت.

$$x_i = a + \frac{1}{2}(b-a) \left(1 - \cos \left(\frac{i-1}{N-1} \pi \right) \right), \quad i = 1, 2, \dots, N \quad (7)$$

علیرغم توانمندی روش مربعات تفاضلی در حل دستگاه معادلات دیفرانسیلی و سرعت همگرایی بالای آن، استفاده از این روش برای مسائلی که

³ Sub-domain

¹ Chebyshev-Gauss-Lobatto

² Multi-domain Generalized Differential Quadrature

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} & B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} & B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} & B_{16} & B_{26} & B_{66} \\ B_{11} & B_{12} & B_{16} & D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} & D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} & D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \\ \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix} \quad (15-a)$$

$$\begin{bmatrix} Q_y \\ Q_x \end{bmatrix} = K_s \begin{bmatrix} A_{44} & A_{45} \\ A_{44} & A_{45} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \gamma_{yz}^0 \\ \gamma_{xz}^0 \end{bmatrix} \quad (15-b)$$

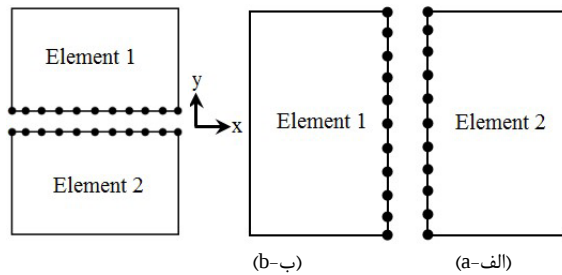


Fig. 2 connection of subdomains in a) x-direction b) y-direction [34]
شکل 2 نحوه اتصال دو زیردامنه (الف) در جهت x (ب) در جهت y [34]

که در این رابطه K_s ضریب تصحیح تنش برشی است که برابر 5/6 در نظر گرفته شده است. کرنش‌ها و تغییر انحنای لایه میانی را می‌توان بر حسب جابجایی‌ها و دوران‌های لایه میانی بیان نمود [40]:

$$\varepsilon_x^0 = \frac{\partial u}{\partial x}; \quad \varepsilon_y^0 = \frac{\partial v}{\partial y} + \frac{w}{R} \quad (16-a)$$

$$\gamma_{xy}^0 = \frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x}; \quad \gamma_{xz}^0 = \frac{\partial w}{\partial x} + \varphi_x; \quad \gamma_{yz}^0 = \frac{\partial w}{\partial y} + \varphi_y - C_1 \frac{v}{R} \quad (16-b)$$

$$\kappa_x = \frac{\partial \varphi_x}{\partial x}; \quad \kappa_y = \frac{\partial \varphi_y}{\partial y}; \quad \kappa_{xy} = \frac{\partial \varphi_x}{\partial y} + \frac{\partial \varphi_y}{\partial x} + \frac{C_2}{2R} \left(\frac{\partial v}{\partial x} - \frac{\partial u}{\partial y} \right) \quad (16-c)$$

که در آن u و v و w به ترتیب جابجایی در راستای محوری، محیطی و شعاعی لایه میانی استوانه و φ_x و φ_y چرخش‌ها حول محورهای x و y هستند. برای حل مسئله میدان جابجایی و چرخش‌ها طبق رابطه (17) در نظر گرفته می‌شود؛ که در آن ω فرکانس طبیعی پوسته بوده و $V(x, y)$ ، $U(x, y)$ ، $W(x, y)$ ، $\psi_x(x, y)$ و $\psi_y(x, y)$ شکل مود ارتعاشی پوسته را نشان می‌دهند.

$$u(x, y, t) = U(x, y)e^{i\omega t} \quad (17-a)$$

$$v(x, y, t) = V(x, y)e^{i\omega t} \quad (17-b)$$

$$w(x, y, t) = W(x, y)e^{i\omega t} \quad (17-c)$$

$$\varphi_x(x, y, t) = \psi_x(x, y)e^{i\omega t} \quad (17-d)$$

$$\varphi_y(x, y, t) = \psi_y(x, y)e^{i\omega t} \quad (17-e)$$

با تلفیق روابط (15)، (16) و (17) و جایگذاری آن‌ها در معادلات (8) و ساده‌سازی ترم $e^{i\omega t}$ از طرفین معادله، معادلات حاکم بر حسب میدان

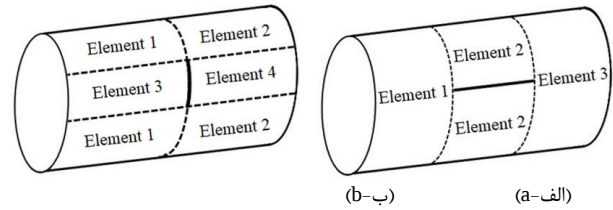


Fig. 1 Typical geometry of shell with a) longitudinal crack b) circumferential crack

شکل 1 هندسه پوسته دارای (الف) ترک طولی (ب) ترک محیطی

چنانچه بیان شد، معادلات بیان شده برای هر زیردامنه برقرار است. از آنجا که پوسته نهایی از اتصال این زیردامنه‌ها ایجاد می‌شود، لذا ضروری است که شرایط سازگاری مناسبی در مرز مشترک دو زیردامنه مجاور اعمال گردد. در مرزهای مشترک دو دسته معادله اعمال می‌گردد که هر دسته از معادلات جایگزین معادلات تعادل یکی از زیردامنه‌ها در مرز مشترک می‌شود [34]:
(1) سازگاری جابجایی‌ها و چرخش‌ها: برای حفظ پیوستگی پوسته لازم است که مقادیر جابجایی‌ها و چرخش‌ها در مرز مشترک دو زیردامنه یکسان باشند. بنابراین در این مرز مشترک خواهیم داشت:

$$\{u, v, w, \varphi_x, \varphi_y\}^{(El 1)} = \{u, v, w, \varphi_x, \varphi_y\}^{(El 2)} \quad (10)$$

(2) سازگاری تنش‌ها و گشتاورها: برای برقراری تعادل، لازم است که برخی از منته‌های تنش و گشتاور در مرز مشترک دو زیردامنه با یکدیگر برابر باشند. برای دو زیردامنه که در جهت x به یکدیگر متصل شده‌اند (شکل 2- الف) شرایط سازگاری تنش‌ها و گشتاورها مطابق رابطه (11) خواهد بود:

$$\{N_x, N_{xy}, M_x, M_{xy}, Q_x\}^{(El 1)} = \{N_x, N_{xy}, M_x, M_{xy}, Q_x\}^{(El 2)} \quad (11)$$

اگر دو المان در جهت y به یکدیگر متصل باشند (شکل 2- ب) شرایط سازگاری تنش‌ها و گشتاورها به صورت زیر خواهد بود:

$$\{N_y, N_{xy}, M_y, M_{xy}, Q_y\}^{(El 1)} = \{N_y, N_{xy}, M_y, M_{xy}, Q_y\}^{(El 2)} \quad (12)$$

علاوه بر شرایط سازگاری که در مرز مشترک دو زیردامنه اعمال می‌شود، در سایر مرزهای هر زیردامنه بایستی شرایط مرزی مناسب اعمال شود. وجود ترک نیز اثرگذاری خود را با اعمال شرط مرزی آزاد نشان می‌دهد. در پژوهش حاضر انواع مختلف شرایط مرزی گیردار، ساده و آزاد بررسی شده است. این شرایط مرزی در لبه $y = y_i$ طبق رابطه زیر تعریف می‌شوند [41].

$$C: \quad u = v = w = \varphi_x = \varphi_y = 0 \quad (13-a)$$

$$S: \quad w = \varphi_y = v = N_x = M_x = 0 \quad (13-b)$$

$$F: \quad N_x = N_{xy} = M_x = M_{xy} = Q_x = 0 \quad (13-c)$$

روابط مشابهی نیز برای لبه $x = x_i$ وجود دارد:

$$C: \quad u = v = w = \varphi_x = \varphi_y = 0 \quad (14-a)$$

$$S: \quad w = \varphi_x = u = N_y = M_y = 0 \quad (14-b)$$

$$F: \quad N_y = N_{xy} = M_y = M_{xy} = Q_y = 0 \quad (14-c)$$

از طرف دیگر منته‌های تنش، گشتاور و تنش برشی عرضی به شکل زیر به کرنش‌ها و انحنای لایه میانی پوسته مرتبط هستند:

جدول 1 فرکانس طبیعی (هرتز) پوسته دارای ترک محیطی

Table 1 Natural frequency (Hz) of shell with circumferential crack

پژوهش حاضر			مرجع [18]	طول ترک (سانتی‌متر)
تئوری ساندرز	تئوری لاو	تئوری دائل		
375.25	376.84	393.07	-	بدون ترک
371.51	373.21	388.97	380.01	50
365.41	367.20	381.58	-	100
354.41	356.45	370.48	-	200

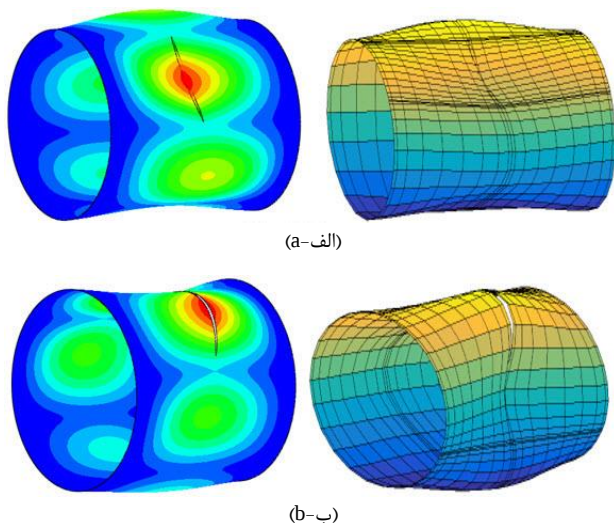


Fig 3. Mode shapes of shell with circumferential crack. a) C=100 cm, b) C=200 cm

شکل 3 شکل مود ارتعاشی پوسته دارای ترک محیطی. الف) c=100 cm ، ب) c=200 cm

به منظور بررسی دقت و صحت روش پیشنهادی برای تحلیل ارتعاشات پوسته دارای ترک طولی، نتایج حاصل از آن با نتایج ارائه شده توسط جاویدروزی و همکارانش [16] و نیز نرم‌افزار المان محدود آباکوس مقایسه شده است. بدین منظور طول، شعاع و ضخامت پوسته به ترتیب 1 متر، 0.5 متر و 1 میلی‌متر انتخاب شده است. همچنین، پوسته از جنس آلومینیوم و با مشخصات $E = 70 \text{ GPa}$ ، $\nu = 0.3$ و $\rho = 5700 \text{ kg/m}^3$ در نظر گرفته شده است. ضمن اینکه هر دو تکیه‌گاه به صورت گیردار در نظر گرفته شده است. فرکانس طبیعی به دست آمده برای پوسته ترک‌دار نسبت به فرکانس طبیعی پوسته بدون ترک بی‌بعد شده و در شکل 4 نشان داده شده است. ضمناً به عنوان نمونه یکی از مدهای ارتعاشی در شکل 5 نمایش داده شده است. شایان ذکر است با توجه به ابعاد ترک، ابعاد زیردامنه‌ها تغییر می‌کند. لذا بسته به ابعاد ترک، تعداد گره‌های مورد نیاز هر زیردامنه جهت اطمینان از همگرایی نتایج، متفاوت (در حدود 1500 گره) خواهد بود. این در حالی است که برای تحلیل این مسئله در آباکوس به بیش از 8000 المان نیاز است. مقایسه‌های صورت گرفته دقت و صحت نتایج حاصل از روش پیشنهادی را نشان می‌دهد. بنابراین می‌توان از این روش برای بررسی اثرات پارامترهای مختلف استفاده نمود.

جابجایی، چرخش‌ها و مشتقات آن‌ها به دست خواهد آمد [36]. برای حل این معادلات در هر زیردامنه به ترتیب N و M گره در راستای x و y در نظر گرفته شده و در هر گره گسسته‌سازی معادلات به کمک روابط (6) انجام شده است. بدین ترتیب می‌توان معادلات را برای گره دلخواه (i,j) به شکل ماتریسی به فرمت زیر نوشت [36]:

$$[k]_{5 \times 5} \{U_{i,j}, V_{i,j}, W_{i,j}, \psi_{x_{i,j}}, \psi_{y_{i,j}}\}^T - \omega^2 [m]_{5 \times 5} \{U_{i,j}, V_{i,j}, W_{i,j}, \psi_{x_{i,j}}, \psi_{y_{i,j}}\}^T = [0] \quad (18)$$

با اعمال این روش برای تمامی گره‌های یک زیردامنه، دستگاه معادلات دیفرانسیل حاکم در آن زیردامنه به دستگاه معادلات جبری تبدیل خواهد شد که می‌توان آن را به فرم ماتریسی زیر نوشت. در این رابطه $\{d\}^e$ شامل جابجایی و دوران‌های همه گره‌های زیردامنه مورد نظر است.

$$([K]^e - \omega^2 [M]^e) \{d\}^e = 0 \quad (19)$$

با مونتاژ نمودن معادلات همه زیردامنه‌ها، نهایتاً یک دستگاه معادلات جبری برای کل سازه ایجاد خواهد شد. علاوه بر این، بایستی شرایط مرزی مناسب و نیز شرایط سازگاری بین هر دو زیردامنه مجاور نیز بر این دستگاه معادلات اعمال شوند. بدین منظور نیاز است تا معادلات (10) تا (14) نیز شیوه مشابهی در هر گره گسسته‌سازی شوند. در نهایت دستگاه معادله حاصل، یک معادله مقدار ویژه خواهد بود که می‌توان با حل آن فرکانس طبیعی پوسته را تعیین نمود. لازم به ذکر است که تمامی این مراحل در نرم‌افزار متلب¹ کدنویسی شده است.

4- اعتبارسنجی

پیش از این در مقالاتی که توسط نویسنده منتشر شده است [35,36]، کارایی و دقت روش ارائه شده برای تحلیل ارتعاشی پوسته‌های کامپوزیتی کامل (بدون ترک یا هر نوع ناپیوستگی هندسی دیگری) با تکیه‌گاه‌های مختلف نشان داده شده است. لذا در این قسمت صرفاً عملکرد این روش در تحلیل ارتعاشات پوسته با دو نوع ترک طولی و محیطی مورد بررسی قرار گرفته است. برای اعتبارسنجی نتایج روش پیشنهادی در خصوص پوسته با ترک محیطی، پوسته‌ای با خواص مکانیکی $E = 168 \text{ GPa}$ ، $\nu = 0.3$ و $\rho = 5700 \text{ kg/m}^3$ در نظر گرفته شده است. همچنین طول، شعاع و ضخامت پوسته به ترتیب 2، 1 و 0.1 متر انتخاب شده و تکیه‌گاه‌ها به صورت گیردار فرض شده‌اند. فرکانس طبیعی به دست آمده برای ابعاد مختلف ترک طولی در جدول 1 آورده شده و با نتایج حاصل از نرم‌افزار آباکوس و نیز مرجع [18] مقایسه شده است. لازم به ذکر است برای روش حاضر وابستگی نتایج به تعداد گره‌های هر زیردامنه بررسی شده تا از همگرا بودن نتایج اطمینان حاصل شده است. نهایتاً در چهار زیردامنه مجموعاً کمتر از 800 گره استفاده شده است. این در حالی است که برای همگرایی نتایج در نرم‌افزار آباکوس به بیش از 5000 المان نیاز است. همان‌گونه که پیداست نتایج حاصل از هر سه تئوری قابل قبول است؛ اما نتایج تئوری لاو و ساندروز (و به خصوص تئوری ساندروز) تطابق بیشتری با نتایج آباکوس دارد. در مراجع [35,36] نیز همین نتیجه برای پوسته‌های بدون ترک حاصل شده بود. همچنین شکل 3 مود ارتعاشی به دست آمده از روش حاضر و نرم‌افزار آباکوس را برای دو اندازه مختلف ترک نشان می‌دهد.

¹ Matlab

جدول 2 خواص مکانیکی مواد مختلف [42]

Table 2 Mechanical properties of different materials [43]

نام ماده	گرافیت اپوکسی	شیشه اپوکسی	بورون اپوکسی	فولاد	آلومینیوم
شماره ماده	M1	M2	M3	M4	M5
E_{11} (GPa)	181	38.6	204	200	70
E_{22} (GPa)	10.3	8.27	18.5	200	70
G_{12} (GPa)	7.17	4.14	5.59	76.92	28
ν_{12}	0.28	0.23	0.26	0.3	0.25
ρ (kg/m ³)	1600	1800	2000	7800	2600

1-5- اثر طول ترک و زاویه قرارگیری آن

تغییرات شش فرکانس ارتعاشی اول پوسته به ازای ابعاد مختلف ترک طولی و محیطی در شکل 6 نشان داده شده است. این نتایج نشان می‌دهد که ترک‌های طولی کوچک ($c/L \leq 0.2$) تأثیر چندانی بر فرکانس طبیعی پوسته ندارند. با افزایش طول ترک ($c/L > 0.2$)، اثرات آن بر فرکانس ارتعاشی ظاهر می‌شود. نکته جالب توجه آن است تأثیر ترک بر فرکانس‌های اول و دوم بسیار بیشتر از سایر مدهای فرکانسی است. در حالیکه وجود ترک‌های بزرگ می‌تواند تا 40٪ این فرکانس‌ها را کاهش دهد؛ فرکانس ارتعاشی مدهای سوم و چهارم ارتعاشی حتی به ازای ترک‌هایی با طول $c=0.6L$ هم تغییر قابل ملاحظه‌ای ندارند و کاهش فرکانس طبیعی این پوسته‌ها نسبت به پوسته بدون ترک کمتر از 3٪ است. کاهش فرکانس‌های مربوط به مود پنجم و ششم به ازای هر طول ترک دلخواهی همواره کمتر از 10٪ است.

علت این موضوع را می‌توان با توجه به شکل مود ارتعاشی پوسته ترک‌دار، که در شکل 7 نمایش داده شده است، توضیح داد. شکل مود اول و سوم و پنجم برای $c=0.1L$ مشابه یکدیگر و نیز مشابه شکل مود ارتعاشی پوسته بدون ترک است و دهانه ترک باز نمی‌شود. در واقع ترک تأثیری بر شکل مود ارتعاشی ندارد. برای $c=0.4L$ شکل مدهای سوم و پنجم همچنان مشابه پوسته بدون ترک است؛ در حالیکه در مود اول باز شدن دهانه ترک به وضوح قابل مشاهده است و همین امر بر فرکانس ارتعاشی آن نیز مؤثر است. برای $c=0.8L$ نیز مشاهده می‌شود که وجود ترک بر شکل مدهای اول و سوم مؤثر است، لذا فرکانس طبیعی آن‌ها را نیز تحت تأثیر قرار می‌دهد. اما بر شکل مود پنجم تأثیر زیادی ندارد؛ بنابراین، عدم تأثیرگذاری وجود ترک بر فرکانس طبیعی مود پنجم قابل توجیه است.

بررسی نتایج مربوط به پوسته دارای ترک محیطی نشان می‌دهد که رفتار پوسته در برابر این نوع ترک کاملاً متفاوت است. تأثیر ترک‌های محیطی بر فرکانس طبیعی پوسته به مراتب کمتر از ترک‌های طولی است؛ به گونه‌ای که فرکانس طبیعی پوسته نهایتاً 20٪ کاهش می‌یابد. ضمن اینکه کاهش فرکانس طبیعی پوسته در اثر افزایش ابعاد ترک، روندی یکنواختی دارد و بر خلاف ترک‌های طولی جهشی در نمودار مشاهده نمی‌شود. علاوه بر این، هرچند اثر وجود ترک محیطی بر فرکانس‌های اول و دوم اندکی بیشتر از سایر فرکانس‌هاست؛ این اختلاف چندان چشمگیر نبوده و با افزایش طول ترک تقریباً تمام فرکانس‌های ارتعاشی پوسته به صورت مشابهی کاهش می‌یابند. بررسی شکل مدهای ارتعاشی پوسته دارای ترک محیطی، که در شکل 8 نمایش داده شده است، روشن می‌سازد که حتی برای ترک‌های بزرگ (هرچند ممکن است دهانه ترک باز شود) شکل کلی مود ارتعاشی تغییر نمی‌کند و مشابه پوسته بدون ترک است. همین موضوع سبب می‌شود که اثرگذاری وجود چنین ترک‌هایی بر فرکانس ارتعاشی پوسته کمتر از ترک‌های طولی باشد.

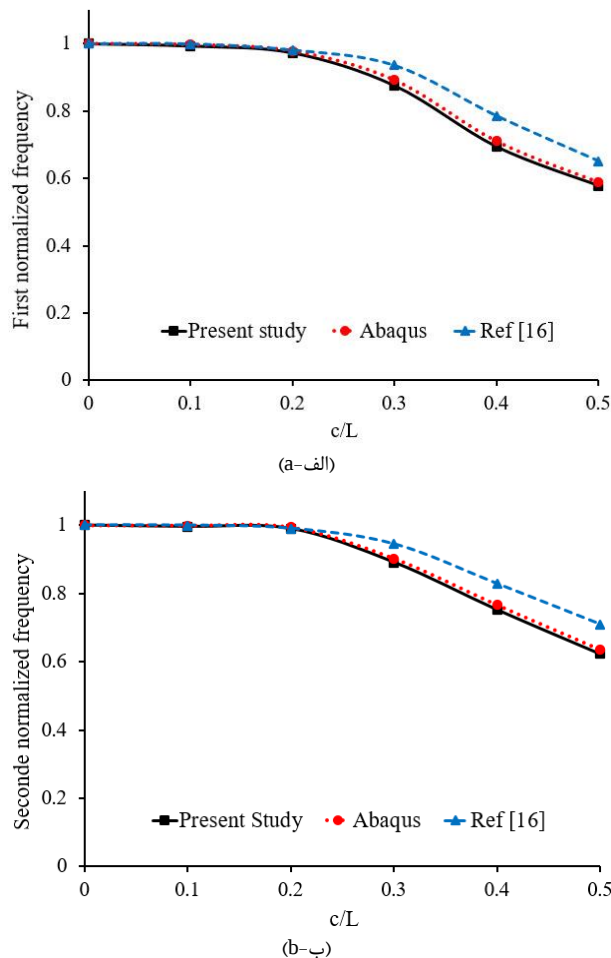
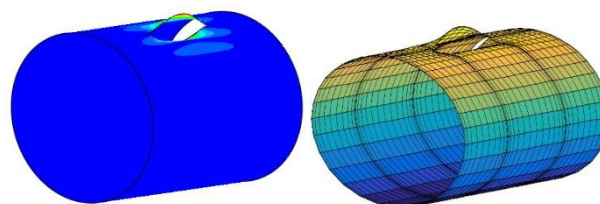


Fig 4. Variation of normalized frequency of shell with longitudinal crack; a) first mode b) second mode

شکل 4 تغییرات فرکانس بی‌بعد شده پوسته دارای ترک طولی؛ الف) مود اول ب) مود دوم

Fig 5. Mode shape of shell with longitudinal crack ($C/L=0.4$)

شکل 5 مود ارتعاشی پوسته دارای ترک طولی ($C/L=0.4$)

5- ارائه نتایج و بحث

برای بررسی اثر پارامترهای مختلف بر ارتعاشات پوسته، یک مسئله پایه در نظر گرفته شده و با تغییر یک پارامتر و ثابت نگه داشتن سایر پارامترها، تأثیر آن پارامتر مطالعه شده است. بدین منظور طول، شعاع و ضخامت پوسته به ترتیب 1 متر، 0.5 متر و 2 میلی‌متر فرض شده است. در هر مرحله ترک در وسط پوسته در نظر گرفته شده و نسبت c/L یا $c/2\pi R$ از 0.1 تا 0.9 تغییر داده شده است. شرایط تکیه‌گاهی پوسته گیردار-گیردار و جنس آن گرافیت اپوکسی با آرایش $S_{[45,0,90]_{\pm 2}}$ که شامل هشت لایه با ضخامت یکسان است انتخاب شده است. خواص مکانیکی بر اساس جدول 2 در نظر گرفته شده است. ضمناً، نتایج بر اساس تئوری ساندروز گزارش شده است.

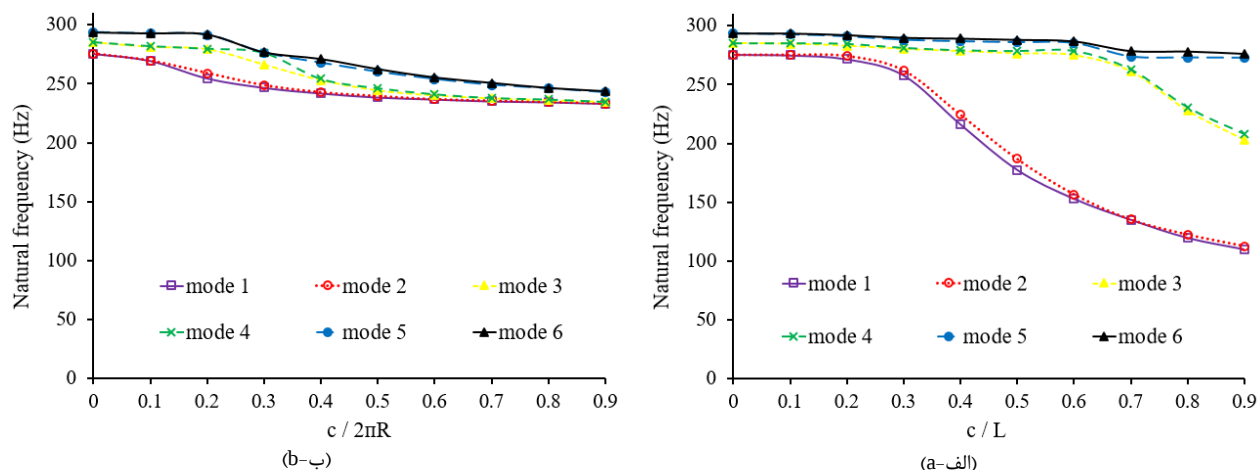


Fig 6. Frequency variation of shell with different crack dimension (L=1, R=0.5); a) longitudinal crack b) circumferential crack

شکل 6 تغییرات فرکانس طبیعی پوسته به ازای ابعاد مختلف ترک (L=1, R=0.5) (الف) ترک طولی (ب) ترک محیطی

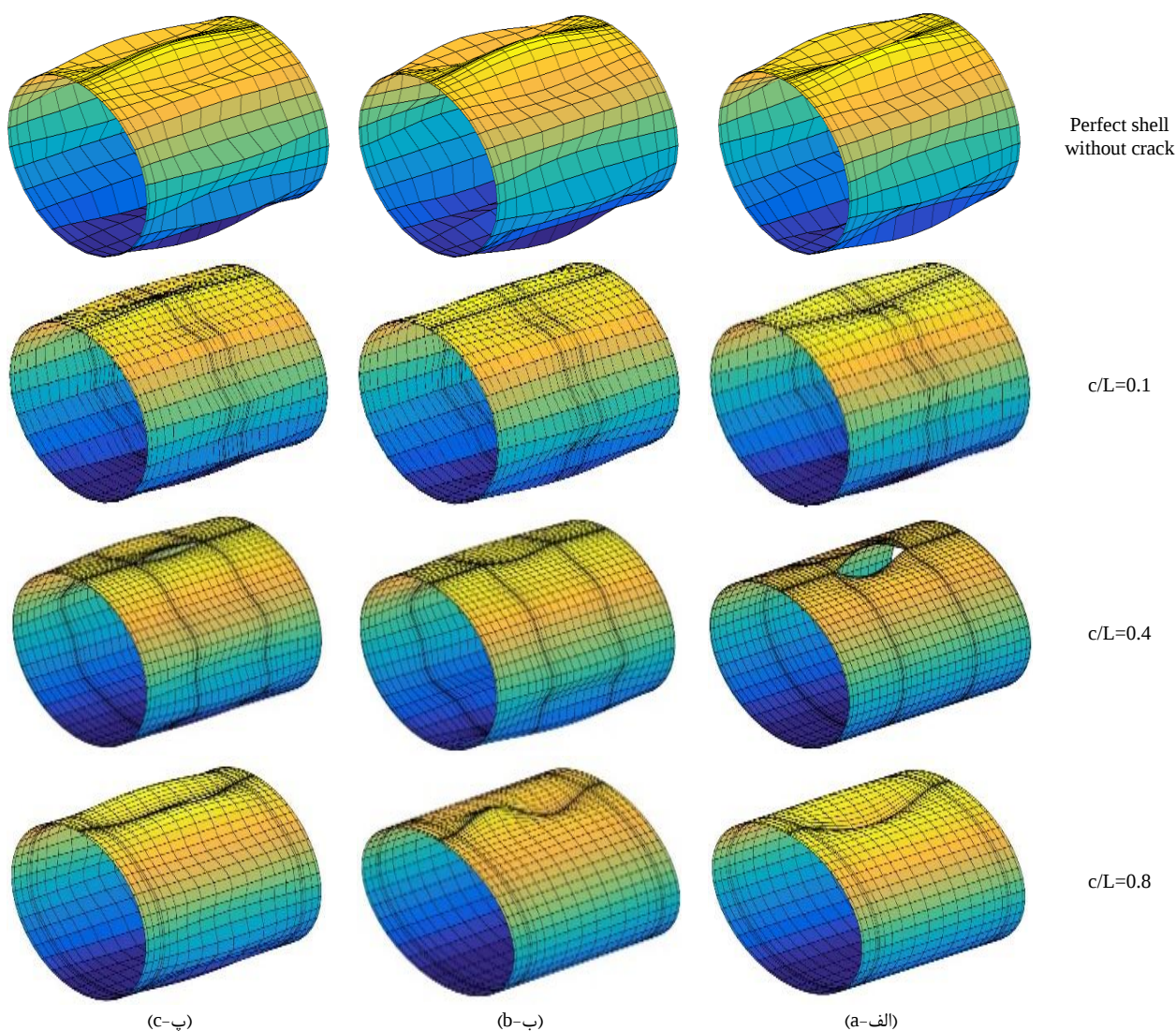


Fig. 7 Mode shapes of shell with different longitudinal crack size (L=1 m, R=0.5 m). a) First mode, b) Third mode, c) Fifth mode

شکل 7 شکل مودهای ارتعاشی پوسته به ازای ابعاد مختلف ترک طولی (L=1 m, R=0.5 m). (الف) مود اول، (ب) مود سوم، (پ) مود پنجم

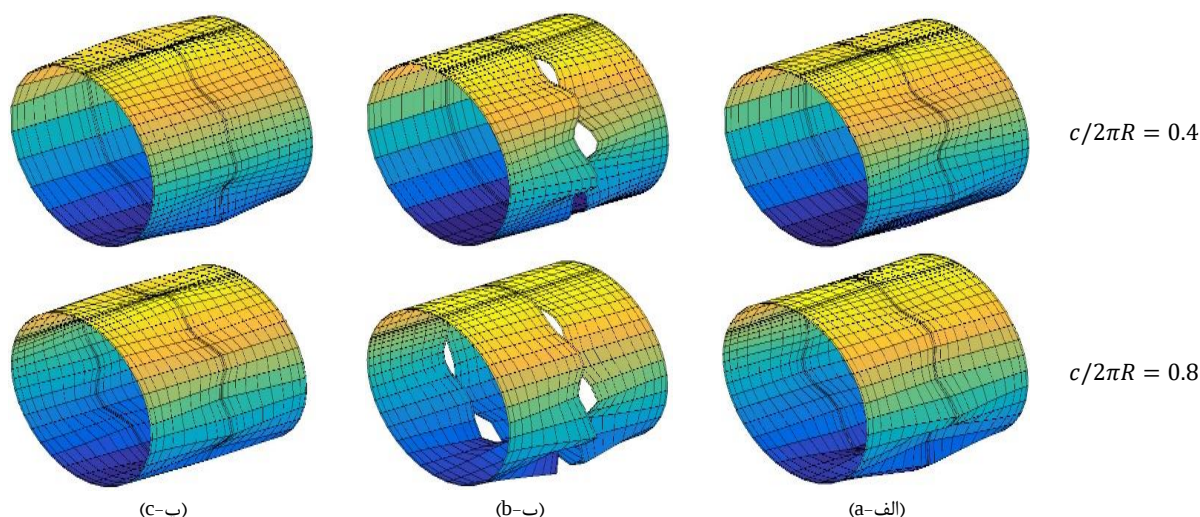


Fig. 8 Mode shapes of shell with different circumferential crack size ($L=1$ m, $R=0.5$ m). a) First mode, b) Third mode, c) Fifth mode

شکل 8 شکل مودهای ارتعاشی پوسته به ازای ابعاد مختلف ترک محیطی ($L=1$ m, $R=0.5$ m). (الف) مود اول، (ب) مود سوم، (پ) مود پنجم

2-5- اثر ضخامت

هدف این بخش مطالعه اثر ضخامت بر رفتار پوسته ترک دار است. از آنجا که در بخش قبل مشخص شد ترک‌های طولی به مراتب تأثیرگذارتر از ترک‌های محیطی هستند، بررسی‌های این بخش به پوسته دارای ترک طولی محدود شده است. شکل 10-الف تغییرات اولین فرکانس طبیعی پوسته دارای ترک طولی با ضخامت‌های مختلف را نشان می‌دهد. مطابق انتظار با افزایش ضخامت، سفتی پوسته و فرکانس طبیعی آن افزایش یافته است. نکته قابل تأمل این است که این موضوع هم برای پوسته بدون ترک و هم برای پوسته ترک دار (با هر اندازه‌ای از ترک) صادق است. هرچند با افزایش ضخامت رفته رفته، میزان اثرگذاری آن بر افزایش فرکانس کاهش می‌یابد.

علاوه بر این، مشاهده می‌شود که تغییر ضخامت، روند کلی نمودار را تغییر نمی‌دهد. این موضوع به کمک شکل 10-ب بهتر درک می‌شود. در این شکل فرکانس‌های به دست آمده نسبت به فرکانس طبیعی پوسته بدون ترک با همان ضخامت بی‌بعد شده است. چنانچه پیداست، با افزایش ضخامت پوسته علیرغم حفظ روند کلی نمودار، از میزان اثرگذاری ترک بر فرکانس طبیعی کاسته می‌شود. در این شکل نیز به خوبی دیده می‌شود که با افزایش ضخامت رفته رفته، شدت اثرگذاری آن بر افزایش فرکانس طبیعی کاهش می‌یابد.

3-5- اثر خواص مواد

برای بررسی وابستگی اثر ترک به جنس پوسته، در این قسمت پنج جنس مختلف (سه نوع کامپوزیت و دو ماده ایزوتروپ) برای پوسته در نظر گرفته شده است که خواص مکانیکی آن‌ها پیش از این در جدول 2 آورده شده بود. برای هر پوسته اولین فرکانس طبیعی به ازای ابعاد مختلف ترک طولی و محیطی محاسبه شده است. بدیهی است که تغییر جنس پوسته، فرکانس طبیعی آن را تغییر می‌دهد. به همین دلیل و برای مقایسه بهتر، فرکانس طبیعی پوسته‌های ترک دار از جنس‌های مختلف، نسبت به فرکانس طبیعی پوسته بدون ترک از همان جنس بی‌بعد شده و در شکل 11 ترسیم شده‌اند. نتایج حاصله نشان می‌دهد که برای لایه‌چینی یکسان، رفتار همه پوسته‌ها در برابر تغییر اندازه ترک تقریباً مشابه و مستقل از جنس است. بررسی‌های انجام شده برای فرکانس‌های ارتعاشی بالاتر نیز به نتایج مشابهی منجر شد که به جهت حفظ اختصار از اشاره به آن‌ها صرف نظر شده است.

برای بررسی تأثیر احتمالی نسبت ابعادی پوسته، مساله مشابهی برای $L=1$, $R=2$ ($L/R=0.5$) بررسی شد که نتایج آن در شکل 9 نمایش داده شده است. چنانچه ملاحظه می‌شود روند کلی نمودارها مشابه حالت قبل ($L/R=2$) است. این موضوع نشان می‌دهد که نسبت ابعادی پوسته در نتیجه‌گیری انجام شده مؤثر نیست و برای پوسته‌های بلند نیز همچنان تأثیر ترک طولی بیشتر از ترک محیطی است.

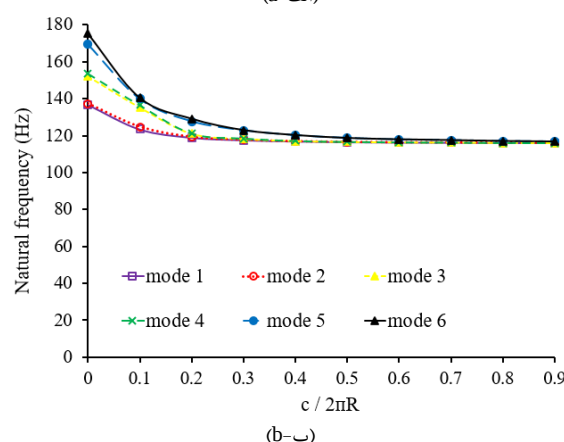
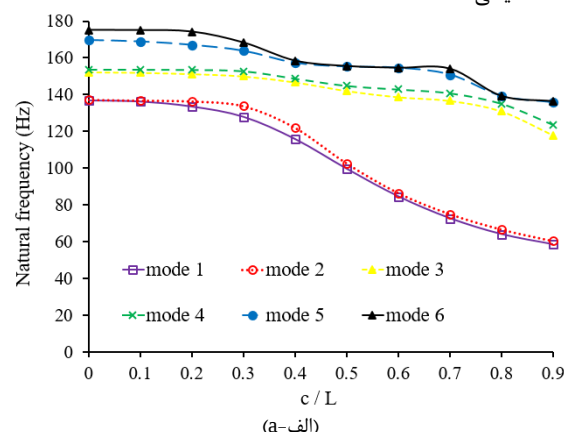


Fig. 9 Frequency variation of shell with different crack dimension ($L=1$, $R=2$); a) longitudinal crack b) circumferential crack

شکل 9 تغییرات فرکانس طبیعی پوسته به ازای ابعاد مختلف ترک ($L=1$, $R=2$). (الف) ترک طولی، (ب) ترک محیطی

جنس گرافیت اپوکسی به صورت هشت لایه و با ضخامت 2 میلی‌متر در نظر گرفته شده است. اولین فرکانس طبیعی پوسته به ازای سه اندازه مختلف ترک طولی مرکزی در جدول 3 آورده شده است.

جدول 3 فرکانس طبیعی پوسته با و بدون ترک طولی برای لایه‌چینی‌های مختلف
Table 3 Natural frequency of shell with and without longitudinal crack for different layout

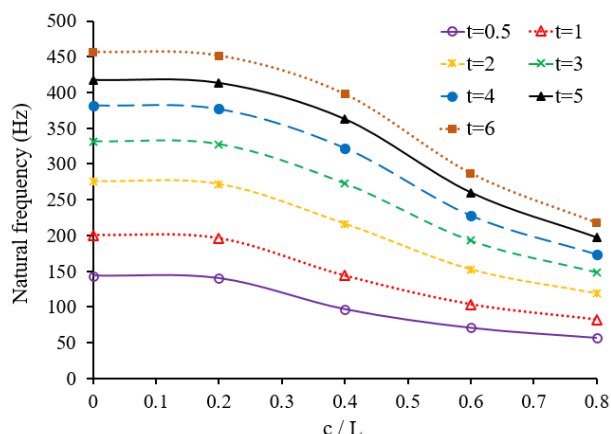
c/L=0.8	c/L=0.6	c/L=0.4	c/L=0	لایه‌چینی
119.35	152.71	216.29	275.62	$[\pm 45, 0, 90]_S$
111.27	141.96	201.37	258.70	$[\pm 45, 90, 90]_S$
125.60	160.88	226.73	290.71	$[\pm 45, 0, 0]_S$
114.62	150.17	213.08	248.58	$[0, 90]_{2S}$
115.89	146.88	205.96	271.70	$[\pm 60]_{2S}$
120.76	153.43	216.35	280.58	$[\pm 45]_{2S}$
118.97	154.08	219.03	268.61	$[\pm 30]_{2S}$
112.06	150.03	207.69	232.81	$[\pm 15]_{2S}$

نتایج به دست آمده نشان می‌دهد که در میان آرایش‌های بررسی شده لایه‌چینی $[\pm 45, 0, 0]_S$ بیشترین فرکانس طبیعی را داراست. این موضوع هم برای پوسته بدون ترک و هم برای پوسته با ابعاد مختلف ترک صادق است. کمترین فرکانس طبیعی برای پوسته بدون ترک، مربوط به لایه‌چینی $[\pm 15]_{2S}$ است؛ اما برای پوسته دارای ترک، لایه‌چینی $[\pm 45, 90, 90]_S$ کمترین فرکانس طبیعی را داراست. نکته قابل توجه اینکه وجود ترک بر لایه‌چینی‌های مختلف اثر متفاوتی دارد. به عنوان مثال چنانچه بیان شد، هرچند پوسته بدون ترک با لایه‌چینی $[\pm 15]_{2S}$ کمترین فرکانس طبیعی را در میان آرایش‌های بررسی شده دارد؛ اما فرکانس ارتعاشی این پوسته تأثیر کمتری از وجود ترک طولی می‌پذیرد؛ به گونه‌ای که فرکانس ارتعاشی پوسته‌ای با این لایه‌چینی و دارای ترکی به ابعاد $c/L=0.4$ و $c/L=0.6$ بیشتر از پوسته‌ای با همین ترک و لایه‌چینی $[\pm 60]_{2S}$ و $[\pm 45, 90, 90]_S$ است.

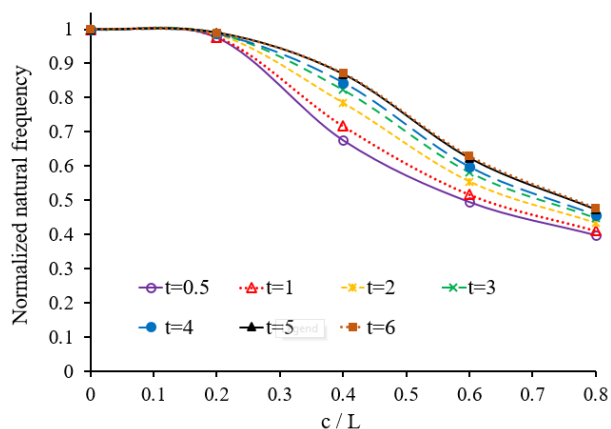
به منظور بررسی بهتر، نتایج به دست آمده برای هر لایه‌چینی نسبت به فرکانس طبیعی پوسته بدون ترک با همان لایه‌چینی بی‌بعد شده و در جدول 4 نمایش داده شده است. نتایج این جدول نشان می‌دهد که اگرچه تأثیر وجود ترک بر لایه‌چینی‌های مختلف متفاوت است؛ اما این مسئله به اندازه ترک بستگی ندارد. برای همه ابعاد ترک، در میان آرایش‌های بررسی شده بیشترین تأثیرپذیری از وجود ترک مربوط به لایه‌چینی $[\pm 60]_{2S}$ و $[\pm 45]_{2S}$ است و کمترین تأثیرپذیری مربوط به لایه‌چینی $[\pm 60]_{2S}$ و $[0, 90]_{2S}$ است. شایان ذکر است نتایج جدول 4 به ترتیب میزان تأثیرپذیری فرکانس طبیعی از وجود ترک (از کم به زیاد) مرتب و ارائه شده است. نکته قابل توجه دیگر اینکه با افزایش طول ترک، تفاوت میان لایه‌چینی‌های مختلف رفته رفته کاهش می‌یابد. به عبارت دیگر با افزایش طول ترک اهمیت لایه‌چینی کاهش می‌یابد.

6- نتیجه‌گیری

در این مقاله ارتعاشات پوسته استوانه‌ای کامپوزیتی دارای دو نوع ترک طولی و محیطی مورد مطالعه قرار گرفته است. معادلات حاکم بر پایه تئوری تغییرشکل برشی مرتبه اول به گونه‌ای بیان شده که قابلیت تبدیل به تئوری‌های دانیل، لاو و یا را دارد. برای گسسته‌سازی و حل معادلات از روش مربعات تفاضلی تعمیم‌یافته چند دامنهای استفاده شده است. روند حل در نرم‌افزار متلب کدنویسی شده است. پس از اعتبارسنجی کد نوشته شده از آن برای بررسی اثر پارامترهای مختلف بر رفتار ارتعاشاتی پوسته ترک‌دار استفاده شده است.



(الف-ا)



(ب-ب)

Fig. 10 Frequency variation of cracked shell with different thickness, a) Natural frequency b) Normalized frequency

شکل 10 تغییرات فرکانس طبیعی پوسته ترک‌دار با ضخامت‌های مختلف. (الف) فرکانس طبیعی (ب) فرکانس بی‌بعد شده

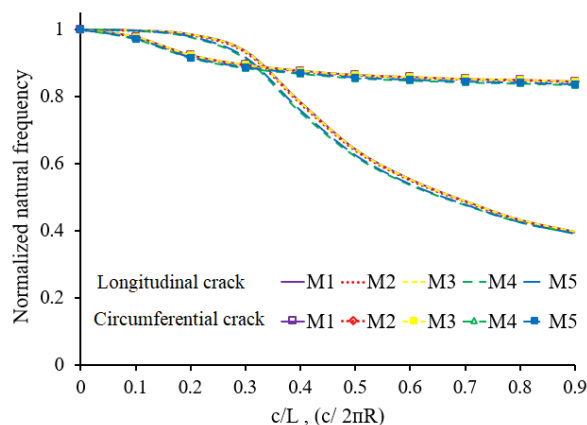


Fig. 11 Effect of mechanical properties on normalized frequency variation of the shell

شکل 11 اثر خواص مکانیکی بر تغییرات فرکانس طبیعی بی‌بعد شده پوسته دارای ترک

4-5 اثر لایه‌چینی

در بخش قبل دیده شد که رفتار کلی پوسته دارای ترک مستقل از جنس آن است. در این قسمت اثر لایه‌چینی‌های مختلف بر فرکانس طبیعی پوسته با و بدون ترک بررسی شده است. ضمناً به دلیل اثرگذاری بیشتر ترک‌های طولی، این بررسی صرفاً به این ترک‌ها محدود شده است. در همه موارد، پوسته از

- [7] Wu, C.-P. and Liu, Y.-C., "A Review of Semi-Analytical Numerical Methods for Laminated Composite and Multilayered Functionally Graded Elastic/Piezoelectric Plates and Shells," *Composite Structures*, Vol. 147, pp. 1-15, 2016.
- [8] Nikpour, K., "Diagnosis of Axisymmetric Cracks in Orthotropic Cylindrical Shells by Vibration Measurement," *Composites science and technology*, Vol. 39, No. 1, pp. 45-61, 1990.
- [9] Tavaf, V. and Moradi, Sh. "Vibration Analysis of Cracked Cylindrical Shell with Finite Length," In Persian, 20th Annual International Conference of the Iranian Association of Mechanical Engineers, Shiraz, Iran, 1391.
- [10] Tavaf, V. Moradi, Sh. and Jamshidi Moghadam, P. "Vibration Analysis of Cracked Cylindrical Shell with Global Cracking," In Persian, 2nd International Conference of Accoustic and vibration, Tehran, Iran, 1391.
- [11] Moradi, S. and Tavaf, V., "Crack Detection in Circular Cylindrical Shells Using Differential Quadrature Method," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 111, pp. 209-216, 2013.
- [12] Yin, T. and Lam, H.-F., "Dynamic Analysis of Finite-Length Circular Cylindrical Shells with a Circumferential Surface Crack," *Journal of Engineering Mechanics*, Vol. 139, No. 10, pp. 1419-1434, 2013.
- [13] Sarker, L., Xiang, Y., Zhu, X. and Zhang, Y., "Damage Detection of Circular Cylindrical Shells by Ritz Method and Wavelet Analysis," *Electronic Journal of Structural Engineering*, Vol. 14, No. 1, pp. 62-74, 2015.
- [14] Moazzez, K., Googarchin, H. S. and Sharifi, S., "Natural Frequency Analysis of a Cylindrical Shell Containing a Variably Oriented Surface Crack Utilizing Line-Spring Model," *Thin-Walled Structures*, Vol. 125, pp. 63-75, 2018.
- [15] Googarchin, H. S. and Moazzez, K., "Analytical Solution for Free Vibration of Cracked Orthotropic Cylindrical Shells," *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 153, pp. 254-270, 2019.
- [16] Javidruz, M., Vafai, A., Chen, J. and Chilton, J., "Vibration, Buckling and Dynamic Stability of Cracked Cylindrical Shells," *Thin-walled structures*, Vol. 42, No. 1, pp. 79-99, 2004.
- [17] Dehghani Oskoue, S., Esmailpour Estekanchi, H. and Vafaei, A., "Free vibration of Cracked Cylindrical Shells," In Persian, *Sharif: Civil Engineering*, Vol. 40, No. 1, pp. 27-33, 2008.
- [18] Nasirmanesh, A. and Mohammadi, S., "An Extended Finite Element Framework for Vibration Analysis of Cracked Fgm Shells," *Composite Structures*, Vol. 180, pp. 298-315, 2017.
- [19] Bellman, R. and Casti, J., "Differential Quadrature and Long-Term Integration," *Journal of Mathematical Analysis and Applications*, Vol. 34, No. 2, pp. 235-238, 1971.
- [20] Bellman, R., Kashef, B. and Casti, J., "Differential Quadrature: A Technique for the Rapid Solution of Nonlinear Partial Differential Equations," *Journal of computational physics*, Vol. 10, No. 1, pp. 40-52, 1972.
- [21] Bert, C. W., Jang, S. K. and Striz, A. G., "Two New Approximate Methods for Analyzing Free Vibration of Structural Components," *AIAA journal*, Vol. 26, No. 5, pp. 612-618, 1988.
- [22] Shu, C., "Generalized Differential-Integral Quadrature and Application to the Simulation of Incompressible Viscous Flows Including Parallel Computation," Ph.D. Thesis, University of Glasgow, United Kingdom, 1991.
- [23] Zhang, L., Xiang, Y. and Wei, G., "Local Adaptive Differential Quadrature for Free Vibration Analysis of Cylindrical Shells with Various Boundary Conditions," *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 48, No. 10, pp. 1126-1138, 2006.
- [24] Redekop, D., "Three-Dimensional Free Vibration Analysis of Inhomogeneous Thick Orthotropic Shells of Revolution Using Differential Quadrature," *Journal of sound and vibration*, Vol. 291, No. 3-5, pp. 1029-1040, 2006.
- [25] Hosseini-Hashemi, S. and Khorami, K., "Analysis of Free Vibrations of Moderately Thick Cylindrical Shells Made of Functionally Graded Materials Using Differential Quadrature Method," In Persian, *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 11, No. 2, pp. 93-106, 2011.

جدول 4 فرکانس طبیعی بی‌بعد شده پوسته با و بدون ترک طولی برای لایه‌چینی‌های مختلف

Table 4 Normalized natural frequency of shell with and without longitudinal crack for different layups

c/L=0.8	c/L=0.6	c/L=0.4	c/L=0	لایه‌چینی
0.481	0.644	0.892	1	$[\pm 15]_{2S}$
0.461	0.604	0.857	1	$[0, 90]_{2S}$
0.443	0.574	0.815	1	$[\pm 30]_{2S}$
0.433	0.554	0.785	1	$[\pm 45, 0, 90]_S$
0.432	0.553	0.780	1	$[\pm 45, 0, 0]_S$
0.430	0.549	0.778	1	$[\pm 45, 90, 90]_S$
0.430	0.547	0.771	1	$[\pm 45]_{2S}$
0.427	0.541	0.758	1	$[\pm 60]_{2S}$

نتایج به دست آمده نشان داد که مطابق انتظار وجود ترک (طولی و محیطی) همواره فرکانس طبیعی سازه را کاهش می‌دهد. در این زمینه اثرگذاری ترک طولی به مراتب بیشتر از ترک محیطی است. برای ترک‌های طولی کوچک ($c/L \leq 0.2$) میزان تأثیرگذاری بر فرکانس طبیعی بسیار ناچیز و قابل صرف نظر کردن است. اما، وجود ترک‌های طولی بزرگ‌تر می‌تواند فرکانس طبیعی پوسته را به کمتر از نصف کاهش دهد. ضمناً مشاهده شد که تأثیرگذاری ترک بر فرکانس‌های مود اول و دوم ارتعاشی بسیار بیشتر از مودهای بالاتر است. این موضوع برای نسبت ابعادی‌های مختلف پوسته نیز صادق است. علاوه بر این، بررسی‌ها نشان داد که ضخامت پوسته نیز روند کلی اثرگذاری ترک را تغییر نمی‌دهد؛ البته اثر ترک بر کاهش فرکانس طبیعی در پوسته‌های نازک‌تر بیشتر است.

مطالعات در خصوص جنس پوسته و لایه‌چینی‌های مختلف نشان داد که این دو عامل روند کلی تغییرات فرکانس طبیعی پوسته را دگرگون نمی‌کنند، هرچند میزان تأثیرگذاری ترک بر فرکانس طبیعی پوسته به لایه‌چینی پوسته وابسته است. ضمن اینکه با افزایش اندازه ترک اهمیت آرایش لایه‌ها کمتر می‌شود.

7- مراجع

- [1] Vinson, J. R., "The Behavior of Shells Composed of Isotropic and Composite Materials," 1st ed., Springer Science & Business Media, pp. 221-22, 1993.
- [2] Haftchenari, H., Darvizeh, M., Darvizeh, A., Ansari, R. and Sharma, C., "Dynamic Analysis of Composite Cylindrical Shells Using Differential Quadrature Method (Dqm)," *Composite Structures*, Vol. 78, No. 2, pp. 292-298, 2007.
- [3] Amabili, M. and Reddy, J., "A New Non-Linear Higher-Order Shear Deformation Theory for Large-Amplitude Vibrations of Laminated Doubly Curved Shells," *International Journal of Non-Linear Mechanics*, Vol. 45, No. 4, pp. 409-418, 2010.
- [4] Qu, Y., Hua, H. and Meng, G., "A Domain Decomposition Approach for Vibration Analysis of Isotropic and Composite Cylindrical Shells with Arbitrary Boundaries," *Composite Structures*, Vol. 95, pp. 307-321, 2013.
- [5] Talezadehlari, A. Ghorbani Menghari, H. and Rahimi, Gh., "Experimental and Numerical Investigation of the Effective Parameters on Vibrational Behavior of Unstiffened and Stiffened Composite Cylindrical Shells," In Persian, *Journal of Mechanical Engineering of Tabriz University*, Vol. 50, No. 3, pp. 135-144, 2020.
- [6] Alijani, F. and Amabili, M., "Non-Linear Vibrations of Shells: A Literature Review from 2003 to 2013," *International Journal of Non-Linear Mechanics*, Vol. 58, pp. 233-257, 2014.

- [26] Golchi, M. and Talebitooti, M., "Vibration Analysis of the Composite Sandwich Conical Shell with Various Boundary Conditions Using Finite Element and Differential Quadrature Methods (DQ)," In Persian, Journal of Mechanical Engineering of Tabriz University, Vol. 48, No. 3, pp. 251-260, 2018.
- [27] Sobhani, E., Masoodi, A. R. and Ahmadi-Pari, A. R., "Vibration of FG-CNT and FG-GNP Sandwich Composite Coupled Conical-Cylindrical-Conical Shell," Composite Structures, Vol. 273, pp. 114281, 2021.
- [28] Malekzadeh, P., Farid, M. and Zahedinejad, P., "A Three-Dimensional Layerwise-Differential Quadrature Free Vibration Analysis of Laminated Cylindrical Shells," International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 85, No. 7, pp. 450-458, 2008.
- [29] Daneshjou, K. and Talebitooti, M., "Free Vibration Analysis of Rotating Stiffened Composite Cylindrical Shells by Using the Layerwise-Differential Quadrature (LW-DQ) Method," Mechanics of Composite Materials, Vol. 50, No. 1, pp. 21-38, 2014.
- [30] Alibeigloo, A., "Static and Vibration Analysis of Axi-Symmetric Angle-Ply Laminated Cylindrical Shell Using State Space Differential Quadrature Method," International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 86, No. 11, pp. 738-747, 2009.
- [31] Alibeigloo, A. and Kani, A., "3D Free Vibration Analysis of Laminated Cylindrical Shell Integrated Piezoelectric Layers Using the Differential Quadrature Method," Applied Mathematical Modelling, Vol. 34, No. 12, pp. 4123-4137, 2010.
- [32] Tong, B., Li, Y., Zhu, X. and Zhang, Y., "Three-Dimensional Vibration Analysis of Arbitrary Angle-Ply Laminated Cylindrical Shells Using Differential Quadrature Method," Applied Acoustics, Vol. 146, pp. 390-397, 2019.
- [33] Selahi, E., Setoodeh, A. R. and Tahani, M., "Transient Analysis and Free Vibration of Functionally Graded Truncated Conical Shells Subjected to Moving Pressure," In Persian, Amirkabir Journal of Mechanical Engineering, Vol. 53, No. 2, pp. 897-912, 2021.
- [34] Talezadehlari, A. and Rahimi, Gh., "Buckling Analysis of Perforated Composite Cylindrical Shell Using Generalized Differential Quadrature Method (GDQM)," In Persian, Modares Mechanical Engineering, Vol. 17, No. 11, pp. 385-396, 2018.
- [35] Talezadehlari, A., "Free Vibration Analysis of Perforated Composite Cylindrical Shell Using Generalized Differential Quadrature Method," In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 7, No. 3, pp. 1120-1132, 2020.
- [36] Talezadehlari, A., "Free Vibration Analysis of Perforated Composite Cylindrical Shell and Panel Using Multi-Domain Generalized Differential Quadrature (Gdq) Method," Composite Structures, Vol. 287, pp. 115337, 2022.
- [37] Quan, J. and Chang, C., "New Insights in Solving Distributed System Equations by the Quadrature Method—I. Analysis," Computers & Chemical Engineering, Vol. 13, No. 7, pp. 779-788, 1989.
- [38] Quan, J. and Chang, C.-T., "New Insights in Solving Distributed System Equations by the Quadrature Method—II. Numerical Experiments," Computers & Chemical Engineering, Vol. 13, No. 9, pp. 1017-1024, 1989.
- [39] Shu, C., Khoo, B. and Yeo, K., "Numerical Solutions of Incompressible Navier-Stokes Equations by Generalized Differential Quadrature," Finite elements in analysis and design, Vol. 18, No. 1-3, pp. 83-97, 1994.
- [40] Sahu, S. and Datta, P., "Research Advances in the Dynamic Stability Behavior of Plates and Shells: 1987–2005—Part I: Conservative Systems," Applied mechanics reviews, Vol. 60, No. 2, pp. 65-75, 2007.
- [41] Reddy, J. N., "Mechanics of Laminated Composite Plates and Shells: Theory and Analysis," 2nd ed., CRC press, pp. 478-480, 2003.
- [42] Hahn, H. T. and Tsai, S. W., "Introduction to Composite Materials," 1st ed., CRC Press, p. 19, 1980.



جذب انرژی کامپوزیت‌های هیبرید پلی‌استر/الیاف طبیعی کنف/کربن‌سیاه تحت تأثیر نسبت‌اندازه الیاف

مهدی کاروان^{1*}، محمدصادق میرزایی سیچانی² و علی اکبری دستگردی²

1- استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان
2- کارشناسی، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اصفهان، اصفهان
* mkarevan@iut.ac.ir, 83111-84156 صندوق پستی

اطلاعات مقاله:

دریافت: 1401/04/27

پذیرش: 1401/06/03

کلیدواژگان

میکروکامپوزیت، الیاف طبیعی کنف، مقاومت ضربه، جذب انرژی، هم‌افزایی

چکیده

مقاومت به ضربه و جذب انرژی کامپوزیت‌های گرماسخت نه تنها به دلیل تردی ذاتی فاز زمینه یک چالش جدی محسوب می‌گردد، بلکه تقویت این فاز زمینه با دیگر مؤلفه‌های کامپوزیتی به دلیل وجود فازهای کلوخه‌ای و برهمکنش‌های ضعیف در غیاب اصلاح‌کننده‌ها و عامل‌های کوپلینگ (جفت‌کننده) و در نتیجه انتقال نیروی ضعیف در فصل مشترک می‌تواند خواص جذب انرژی کامپوزیت‌های گرمانرم را بحرانی‌تر نماید. یکی از کمیت‌های هندسی مهم بر روی عوامل مذکور، ضریب‌اندازه مؤثر الیاف می‌باشد. در این مطالعه، میکروکامپوزیت‌های هیبرید الیاف طبیعی کنف/پلی‌استر توسط روش ترکیب مستقیم با نسبت‌اندازه نامی الیاف کنف معادل 160، 250 و 320 ساخته شده و به‌منظور بررسی خواص هم‌افزایی، میکروذرات کربن‌سیاه با صفر تا 8 درصد وزنی به نمونه‌ها با درصد الیاف 5 افزوده شد. نتایج تأثیر مستقیم ضریب‌اندازه و درصد وزنی الیاف بر روی استحکام ضربه را با افزایش تا 203٪ نشان داد. اثر هم‌افزایی کربن‌سیاه بر روی نمونه‌های مرجع با طول الیاف 0.5 و 1 سانتی‌متر با درصد 5 منجر به 108٪ افزایش در استحکام ضربه در طول الیاف 0.5 سانتی‌متر شد ولیکن در طول الیاف بلندتر منجر به کاهش ضربه‌پذیری و عدم تأثیر چشمگیر بر انرژی جذب کامپوزیت‌ها شد. مشاهده 28 و 65 درصد بهبود انرژی جذب به ترتیب نسبت به پلی‌استر خالص و نمونه‌های مرجع 5٪ کنف با طول 0.5 سانتی‌متر در 5٪ کربن‌سیاه اثر هم‌افزایی کربن‌سیاه/کنف را تأیید نمود.

Energy absorption of polyester/kenaf fiber/carbon black hybrid composites affected by fibers aspect ratio

Mehdi Karevan^{1*}, Mohammad-Sadegh Mirzaei Sichani¹, Ali Akbari Dastgerdi¹

1- Department of Mechanical Engineering, Isfahan University of Technology, Isfahan, Iran.

* P.O.B. 84156-83111 Isfahan, Iran, mkarevan@iut.ac.ir

Keywords

Microcomposites, Natural kenaf fiber, Impact resistance, Energy absorption, Synergy

Abstract

Impact resistance and energy absorption of thermosetting composites is not only due to the inherent brittleness of the matrix, but also reinforcing the matrix with other composite components due to agglomerated phases, weak interfacial interaction at the absence of functionalization and coupling agents and thus weak interfacial load transfer could result in more deteriorated thermosetting composites energy absorption behavior. One important geometrical quantity is the effective aspect ratio (AR) of fillers. In this study, hybrid microcomposites of natural kenaf fiber/polyester was prepared through a direct mixing technique using nominal fiber's ARs of 160, 250 and 320. To evaluate the synergistic effects, micro-particles of carbon black (CB) at the loading of 0 to 8 wt% were added to specimens with kenaf wt% of 5. The results demonstrated the direct influence of AR and wt% of fibers on the impact resistance with up to 203% improvement. The synergistic effect of CBs on the reference sample containing 5 wt% of fibers of 0.5 and 1 cm and 5 wt% led to 108% increase in the impact resistance in the case of 0.5 cm long fibers; however, at longer fibers the addition of CB resulted in the decrease in impact resistance and no significant changes in absorbed energy. The observed 28 and 65% enhancement in the absorbed energy of behavior of samples filled 5wt% of CB and 5 wt% of kenaf with the length of 0.5 cm compared to neat polyester and the reference kenaf/polyester parts, respectively, confirmed the synergistic effect of CBs and kenaf.

Please cite this article using:

برای ارجاع به مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

Karevan, M., Mirzaei Sichani, M. S., Akbari Dastgerdi, A., "Energy absorption of polyester/kenaf fiber/carbon black hybrid composites affected by fibers aspect ratio," In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 4, pp. 1861-1871, 2022.

https://doi.org/10.22068/JSTC.2022.557725.1794

1- مقدمه

الیاف طبیعی که به کامپوزیت‌های سبز نیز معروف هستند، با محیط‌زیست سازگاری مناسبی دارند. از این رو استفاده از کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف طبیعی به طور گسترده‌ای در بخش‌های مختلف مانند خودروسازی، صنایع دریایی، بسته‌بندی مواد و موارد دیگر گسترش یافته است. این موضوع عمدتاً به دلیل مزایای الیاف طبیعی در مقایسه با الیاف مصنوعی از جمله هزینه کم، چگالی پایین، آسیب‌رسانی کمتر به تجهیزات فرآوری، خواص مکانیکی نسبی خوب، تجدیدپذیری منابع و تجزیه‌پذیری، بوده است [1، 2].

از شایع‌ترین گیاهان طبیعی مورد استفاده به عنوان فاز تقویت‌کننده در کامپوزیت‌ها، می‌توان الیافی مانند جوت¹، کناف² و سیسال³ را نام برد [3، 4]. با این وجود علیرغم کاربردهای وسیع الیاف طبیعی در تقویت کردن پلیمرها به منظور ساخت کامپوزیت‌ها با خواص بهبود یافته، تردی ذاتی پلیمرهای ترموست و چالش‌های متعدد دیگر از فرآیند ساخت تا تفرق الیاف، سازگاری شیمیایی پلیمر/الیاف و مشخصه‌یابی دقیق و ارتباط بین خواص مکانیکی-ساختار توسعه گسترده کامپوزیت‌های الیاف طبیعی را هنوز به ویژه در بحث استحکام ضربه آن‌ها محدود کرده است [5-8].

رامش و همکاران [9] خواص مکانیکی کامپوزیت اپوکسی تقویت‌شده با الیاف ترکیبی شیشه-سیسال و شیشه-جوت را بررسی کردند. این محققان از رزین اپوکسی به منظور ساخت نمونه‌ها استفاده کردند. آن‌ها دریافتند که نمونه‌های حاوی الیاف شیشه-سیسال دارای مقاومت کششی برتر و نمونه‌های حاوی الیاف شیشه-جوت بیشترین بار خمشی را تحمل می‌کنند. ردی و همکاران [10] خواص مکانیکی نمونه‌های کامپوزیتی ساخته شده از الیاف طبیعی جوت، برگ آناناس⁴ و الیاف شیشه را با نسبت 1:1 و رزین‌های پلی‌استر و اپوکسی بررسی کردند. کسر حجمی الیاف در کامپوزیت از 0.18 تا 0.42 متغیر بوده و تغییر خواص مکانیکی مانند کشش، خمش، ضربه در هر مورد، مطالعه شده است. نتایج نشان داده است که نمونه‌های کامپوزیتی ساخته شده از الیاف طبیعی و رزین اپوکسی نسبت به رزین پلی‌استر خواص بهتری را از خود بروز می‌دهند.

پریت سینگ و همکاران [11] مطالعاتی در زمینه تعیین خواص مکانیکی کامپوزیت‌های پایه پلیمری تقویت‌شده با الیاف طبیعی مختلف از جمله جوت، موز و سیسال انجام دادند. الیاف طبیعی به کار برده شده به صورت تک جهته و ساخت نمونه‌ها به روش لایه‌گذاری دستی انجام شده است. در این پژوهش خواص مکانیکی مانند استحکام کششی، مقاومت خمشی و مقاومت به ضربه برای کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف طبیعی عمل‌آوری شده و غیر عمل‌آوری شده بررسی و مقایسه شده است. آن‌ها دریافتند که استحکام کششی کامپوزیت‌ها با به کارگیری الیاف طبیعی بهبود یافته است. علاوه بر این، افزایش قابل توجهی در مقاومت کششی و خمشی با استفاده از اصلاح سطحی الیاف مشاهده شده است. با این وجود مطابق با تحقیقات قبلی، کامپوزیت‌های پلیمری تقویت‌شده با الیاف جوت بالاترین استحکام کششی بیشتری را ارائه داده‌اند. وامبوآ و همکاران [12] خواص مکانیکی الیاف طبیعی مختلف (سیسال، کنف، جوت، شاهدانه و پوست نارگیل⁵) را در کامپوزیت‌های پلی‌پروپیلن بررسی کردند. نتایج مطالعات تجربی آن‌ها نشان داده است که مدول کششی، مقاومت به ضربه و تنش کششی نهایی کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف کنف با افزایش نسبت حجمی الیاف افزایش می‌یابد. همچنین، کامپوزیت‌های لایه‌ای

پلی‌پروپیلن/نارگیل دارای کمترین خواص مکانیکی هستند. بعلاوه، مشاهده شد که کامپوزیت‌های حاوی الیاف شاهدانه دارای بیشترین مقاوم کششی 52 مگاپاسکال و استحکام خمشی 54 مگاپاسکال و مدول کششی 6.2 مگاپاسکال در مقایسه با دیگر کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف طبیعی است. خواناتنه و همکاران [13] خواص مکانیکی و حرارتی کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف شاهدانه محلی (آفریقایی) و الیاف تولیدی کشور فرانسه را مقایسه کردند. در تمامی نمونه‌ها مشاهده شد که با افزایش مقدار الیاف، استحکام کششی، مدول الاستیک و استحکام خمشی افزایش یافته است و مقاومت به ضربه کاهش می‌یابد. در این تحقیق، خواص حرارتی با استفاده از روش ترموگرافی اندازه‌گیری شد. نشان داده شد کامپوزیت‌های تشکیل شده از الیاف شاهدانه و فاز زمینه پلی‌پروپیلن خواص برتری در مقایسه با رزین خالص دارند. موهان و کومار [14] مطالعاتی تجربی بر روی کامپوزیت‌های پلیمری زیستی انجام داده‌اند. آن‌ها از پودر پوست نارگیل، پوست گردو و پوست برنج به عنوان فاز تقویت‌کننده با رزین اپوکسی برای ساخت نمونه‌های کامپوزیتی هیبریدی استفاده کرده‌اند. ترکیبات الیاف در هر نمونه با نسبت 1:1 بوده است. خواص مکانیکی از جمله استحکام کششی، مقاومت خمشی، مقاومت برشی و مقاومت به ضربه برای نمونه‌ها در حضور رطوبت و بدون رطوبت را بررسی کرده‌اند. آن‌ها دریافتند که ادغام پوست گردو و نارگیل می‌تواند خواص را بهبود بخشد.

ایزا و همکاران [15] از برگ آناناس پودر شده به عنوان تقویت‌کننده و پرکننده در ساخت کامپوزیت‌های پلی‌اتیلن سنگین استفاده کردند. آن‌ها اثر پودر برگ آناناس را بر خواص مکانیکی نمونه‌های کامپوزیتی مورد مطالعه قرار دادند. نتایج آزمون‌های مکانیکی بر روی نمونه‌ها، افزایش در استحکام کششی، مدول کششی، مقاومت خمشی، مقاومت سایشی و سختی را نشان داده است. نتایج مطالعات بیانگر آن است که مقاومت کششی با 6.49 درصد به ازای 2 درصد وزنی پرکننده و 3.39 درصد به ازای 10 درصد وزنی پرکننده افزایش یافته است. همچنین، با افزودن 2 و 10 درصد وزنی از برگ آناناس پودر شده به ترتیب 2.4 و 10.24 درصد کاهش کرنش شکست به دست آمده است.

سنتیل و سیربستی [16] خواص مکانیکی کامپوزیت پلیمری تقویت‌شده با الیاف طبیعی (جوت، نارگیل و علف) را با انجام آزمون‌های خمش، سختی سنجی، جذب آب و سایش به دست آوردند. با توجه به خواص به دست آمده، استفاده از الیاف طبیعی را در تولید صندلی خودرو بررسی کردند. مشخص شد کامپوزیت تقویت‌شده با الیاف علف خشک شده، بهترین مورد در تولید روکش صندلی خودرو نسبت به الیاف جوت و لیفت نارگیل می‌باشد.

مطابق با تحقیقات صورت گرفته و مطالعات گزارش شده بر روی کامپوزیت‌های گرماسخت تقویت‌شده با الیاف طبیعی می‌توان اینچنین برداشت کرد که موضوع ضربه‌پذیری کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف طبیعی همچنان یکی از چالش‌های توسعه این کامپوزیت‌ها در کاربرد آن‌ها و همچنین مباحث مدل‌سازی تحلیلی و یا محاسباتی این نسل از کامپوزیت‌ها بوده چراکه به دلیل وجود فاکتورهای متعدد در تناقض با فرض و فرضیات فرمولاسیون و ساخت نمونه، روند تغییرات در خواص مکانیکی به ویژه خواص مرتبط با چقرمگی و ضربه‌پذیری مورد ابهام و یا عدم پاسخگویی قرار می‌گیرد. بطور مثال، یکی از محدودیت‌های جدی در خواص مکانیکی کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف طبیعی عموماً کاهش خواص ضربه‌پذیری کامپوزیت‌ها به دلیل عیوب پدید آمده در فرآیند ساخت یا ماهیت تقویت‌کننده‌ها از جمله خواص فیزیکی-مکانیکی

⁴ Pineapple leaf⁵ Hemp and coir¹ Jute² Flax³ Sisal

شکل 1 (د) تصویر میکروسکوپ نوری با نمایش توزیع قطر و شکل 1 (و) هیستوگرام توزیع قطر الیاف و قطر متوسط الیاف کنف مورد استفاده را نمایش می‌دهد. کربن سیاه به عنوان فاز تقویت‌کننده ثانوی از شرکت دوده صنعتی (پارس-ایران) گرید صنعتی N330 CB با سطح ویژه 80-90 m²/gr تهیه شد.



(الف-ا)

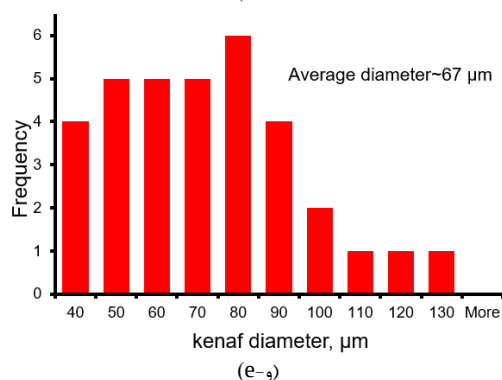
(ب-ب)



(ج-ج)



(د-د)



(ه-و)

Fig. 1 (a) unidirectionally aligned kenaf fiber, (b) fibers of 2 and (c) 0.5 cm length, (d) optical microscope image of kenaf fibers exhibiting fibers diameter distribution and (e) kenaf fibers diameter histogram

شکل 1 (الف) تصویر الیاف کنف در حالت هم‌راستا، (ب) الیاف با طول 2 و (ج) 0.5 سانتی‌متر، (د) تصویر میکروسکوپ نوری با نمایش توزیع قطر الیاف و (و) هیستوگرام توزیع قطر و قطر متوسط الیاف کنف در این مطالعه

آن‌ها و تغییر در هندسه تقویت‌کننده، مانند نسبت ضریب‌اندازه مؤثر¹ آن‌ها (نسبت طول مؤثر به قطر الیاف در راستای اعمال نیرو) می‌باشد. این امر هنگامی که طول مؤثر الیاف تحت عملیات ساخت و یا طراحی کامپوزیت تغییر یابد (عموماً کاهش یابد) منجر به کاهش میزان انتقال نیرو از زمینه پلیمری به الیاف می‌گردد. این چالش باعث کاهش خواص مکانیکی شده و راندمان تقویت‌کنندگی را علیرغم انتظار دچار افت می‌کند [17, 18].

کاهش نسبت ضریب‌اندازه مؤثر همچنین می‌تواند متأثر از عوامل دیگر نظیر کیفیت فاز میانی² در فصل مشترک الیاف/پلیمر حاصل از میزان چسبندگی و سازگاری الیاف پلیمر بوده که هنگامی که عدم استفاده از سازگارکننده شیمیایی و یا عامل‌های جفت‌کننده (کوپلینگ) مد نظر باشد، به ویژه در حالیکه آب‌گریزی متفاوت الیاف و فاز زمینه پلیمر مداخله نماید، کاهش انتقال نیروی مؤثر از پلیمر به الیاف بحرانی‌تر می‌گردد [19].

مطابق با تحقیقات پیشین [20, 21]، فرضیه این تحقیق به‌منظور بهبود خواص جذب انرژی و ضربه‌پذیری کامپوزیت‌های هیبرید سه‌فازی بررسی اثر نسبت ضریب‌اندازه الیاف در کامپوزیت‌های الیاف طبیعی کنف/پلی‌استر بوده بطوریکه اثر هم‌افزایی فاز ثانوی تقویت‌کننده یعنی کربن سیاه در ارتباط با جذب انرژی و ضربه‌پذیری تحت مطالعه قرار گیرد. در این مطالعه به‌منظور بررسی خواص جذب انرژی کامپوزیت‌های پایه الیاف طبیعی، الیاف کنف با درصد‌های وزنی صفر تا 20 درصد به عنوان تقویت‌کننده اصلی فاز رزین پلی‌استر مورد استفاده قرار گرفته و مکانیزم‌های ثانوی و هم‌افزایی در بهبود خواص جذب انرژی با افزودن فاز کربن سیاه تا درصد وزنی 8 درصد مورد قرار می‌گیرد. به‌منظور ارتباط بین نسبت ضریب‌اندازه، درصد وزنی و فاز تقویت‌کننده ثانوی، مقدار نسبت ضریب‌اندازه الیاف کنف از 160 تا 320 تغییر یافته و اثر تغییرات در نسبت ضریب‌اندازه در کنار افزودن فاز تقویت‌کننده ثانوی کربن سیاه بر روی مقاومت ضربه و جذب انرژی نمونه‌های تهیه شده بررسی می‌گردد. یکی از خواص مهم و چالش برانگیز به دلیل افزودن فازهای تقویت‌کننده و در نتیجه تغییر در ساختار زنجیره‌های پلیمری در سطح فصل مشترک فیبر/پلیمر و ایجاد عیوب ساختاری نظیر میکرو حباب‌ها در سطح مشترک و خواص ذاتی تقویت‌کننده‌ها، کاهش خواص ضربه‌پذیری است. از نوآوری‌های این تحقیق می‌توان به بررسی اثر هم‌افزایی و هم‌زمان دو نوع افزودنی رایج در فاز رزین از دیدگاه مؤلفه‌های ترکیب کامپوزیتی و از سوی دیگر بررسی خواص جذب انرژی در مقایسه با ضربه‌پذیری و ارتباط این دو کمیت مکانیکی مهم در کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف کوتاه و ذرات با دو نسبت‌اندازه متفاوت از دیدگاه خواص نهایی اشاره کرد. کاربرد کامپوزیت‌های مورد مطالعه در این تحقیق با خواص ضربه‌پذیری بالا در طراحی و توسعه قطعات بدنه خودرو، بدنه و سازه کشتی‌ها و سامانه‌ها فضایی در برابر برخورد سنگ‌ریزه‌ها و اجرام و یا برخورد پرندگان می‌باشد.

2- ساخت و مشخصه‌یابی کامپوزیت‌های هیبرید

2-1- مواد پلیمری فاز زمینه و تقویت‌کننده‌های میکرو

پلی‌استر گرید صنعتی سه‌جزئی با فازهای رزین، کاتالیست و سخت‌کننده به عنوان فاز زمینه بر اساس درصد ترکیبات توصیه شده توسط سازنده استفاده شد. الیاف کنف بدون اعمال اصلاح سطح (وارداتی از مالزی) به عنوان فاز الیاف تقویت‌کننده اصلی با تصاویر فیزیکی الیاف و هندسه نمایش داده شده در شکل 1 مورد استفاده قرار گرفت که در آن، شکل 1 (الف) الیاف طبیعی تهیه شده بصورت هم‌راستا، شکل 1 (ب) و (ج) الیاف به ترتیب با طول 2 و 0.5 سانتی‌متر،

¹ Effective aspect ratio (AR)

² Interphase

میلی‌متر مطابق با روش توصیف شده در قسمت قبل تهیه شد. قبل از انجام آزمون ضربه لازم است با استفاده از ابزار شکاف‌زن، شکافی با زاویه 45 درجه بر روی نمونه‌های آزمون ضربه ایجاد شود. عمق شکاف مورد نظر مطابق استاندارد ASTM D256، در نظر گرفته شد.

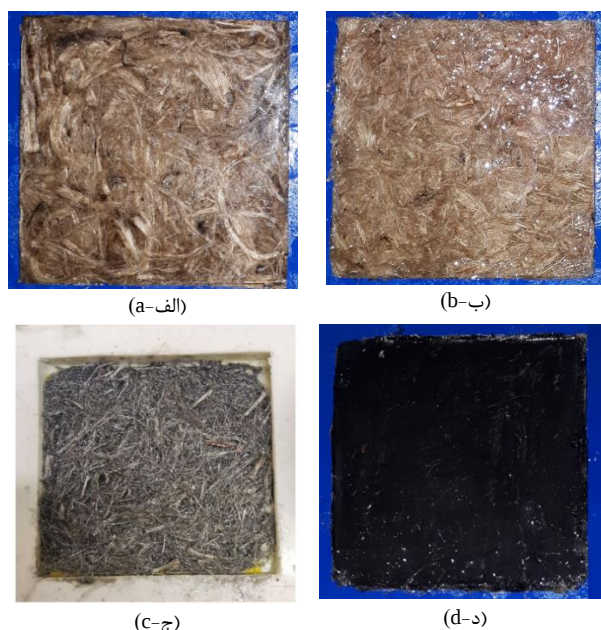


Fig. 2 (a) polyester reinforced with kenaf fiber with the length of 2 and (b) 1 cm, (c) composite compound casting within silicon mold cavity and (d) three component polyester/kenaf/carbon black final composite part
شکل 2 (الف) پلی‌استر تقویت‌شده با الیاف به طول 2 و (ب) 1 سانتی‌متر، (ج) ریخته‌گری ترکیب کامپوزیتی در قالب سیلیکون و (د) نمونه نهایی هیبرید سه‌جزئی پلی‌استر/کنف/کربن سیاه

آزمون وزنه سقوطی

به منظور بررسی انرژی جذب کامپوزیت‌های پلی‌استر/کنف/کربن سیاه، از سامانه ضربه سقوطی استفاده شد که بر اساس تغییر فرم تیر یک‌سرگیردار و میزان انتقال انرژی از نمونه به تیر با توجه به پتانسیل اولیه وزنه رها شده بر اساس حسگرهای لودسل نیروسنج و تبدیل نیرو به انرژی ذخیره‌شده عملکرد دارد. در این سامانه نمونه بر روی تیر توسط گیره‌های چهارگانه متصل شده و با رهاش وزنه به جرم مشخص، آسیب بر روی نمونه صورت می‌پذیرد. در این آزمون از وزنه سقوطی به جرم 2200 گرم با ارتفاع سقوط 1 متر با اعمال ضربه بر روی نمونه‌ها با ابعاد 120×120 (میلی‌متر مربع) و ضخامت 3.2 تا 10 میلی‌متر بستگی به نوع استاندارد استفاده شد.

تصویر 3 نمایانگر گیره‌بندی نمونه‌ها در آزمون وزنه سقوطی بوده که در آن شکل 3 (الف) تصویر سازه سلول لودسل وزنه سقوطی با نمایش نمونه قبل از برخورد وزنه سقوطی، شکل 3 (ب) نمونه شکسته شده پس از ایجاد آسیب بر روی نمونه پلی‌استر خالص و شکل 3 (ج) و (د) به ترتیب گیره‌بندی نمونه کامپوزیتی قبل و بعد از شکست نمونه را ارائه می‌دهد. به منظور ارائه نتایج قابل مقایسه و حذف اثر ضخامت بر روی میزان انرژی جذب در شکست نمونه‌ها، مقادیر نیروی ضربه نسبت به ضخامت هر نمونه نرمالایز شده است¹. این نکته قابل ذکر است که به دلیل اینکه مبنای اندازه‌گیری نیرو، خیز تیر یک‌سرگیردار و کرنش اعمالی بر روی نقاط کرنشی المان الاستیک لودسل می‌باشد، هرچه

2-2- ساخت میکروکامپوزیت‌های هیبرید پلی‌استر/الیاف کنف/کربن سیاه
 به منظور بررسی تأثیر نسبت‌اندازه الیاف طبیعی بر روی خواص مکانیکی کامپوزیت، الیاف کنف در سه طول مختلف به طول‌های 0.5، 1 و 2 سانتی‌متر به میزان کافی بریده شدند (شکل 1). با توجه به قطر متوسط الیاف کنف معادل 60 میکرومتر و طول مورد نظر، نسبت‌اندازه نامی الیاف طبیعی (برابر با نسبت طول به قطر الیاف) و درصد وزنی الیاف کنف و کربن سیاه با توصیف و تحلیل در بخش‌های بعدی مطابق با جدول 1 در نظر گرفته شد. شایان ذکر است که در انجام این تحقیق، طول در نظر گرفته شده برای بررسی اثر اندازه الیاف بزرگ‌تر از طول بحرانی الیاف کنف در نظر گرفته شده که در تحقیقات قبل مقدار و چگونگی محاسبه آن گزارش شده است [22].

جدول 1 مشخصات هندسی و درصد وزنی مواد تقویت‌کننده
 Table 1 Geometric specifications and wt% of reinforcements

کربن سیاه	الیاف کنف		درصد وزنی (wt%)
	طول الیاف (cm)	ضریب‌اندازه نامی	
1 to 8	0.5	80	5 to 20
1 to 8	1	160	5 to 20
-	2	320	5 to 20

به منظور بررسی تأثیر درصد وزنی الیاف بر روی خواص ضربه‌پذیری و جذب انرژی نمونه‌های کامپوزیتی، به ازای هر طول الیاف 4 نمونه با درصد‌های وزنی 5٪، 10٪، 15٪ و 20٪ ساخته شد. بدین منظور، مقادیر الیاف با درصد وزنی مذکور در رزین پلی‌استر بطور مستقیم ترکیب شده و با مقادیر توصیه شده کاتالیست و سخت‌کننده مخلوط شدند. به منظور انجام آزمایش‌ها، از قالب‌های سیلیکون و ریخته‌گری ترکیبات کامپوزیتی استفاده گردید. به منظور ارزیابی اثر تقویت‌کننده ثانوی (کربن سیاه) بر روی خواص ضربه، رزین پلی‌استر با درصد‌های وزنی صفر، 1، 5 و 8 درصد کربن سیاه با همزن برشی انرژی بالا به مدت زمان 15 دقیقه مخلوط شد. به منظور ساخت کامپوزیت‌های سه‌جزئی با مؤلفه‌های کربن سیاه و الیاف کنف، ترکیب کامپوزیتی دوجزئی رزین/کربن سیاه به عنوان فاز زمینه مورد نظر قرار گرفته و پس ترکیب با درصد مشخص الیاف طبیعی کنف در سطح درصد وزنی بهینه الیاف در داخل بشر در قالب‌های سیلیکون با ابعاد 120×120 (میلی‌متر مربع) و ضخامت 3.2 میلی‌متر طبق استاندارد ASTM ریخته‌گری شده و نمونه‌ها تحت نیروی فشاری معادل 4 کیلوپاسکال قالب‌گیری شدند.

شکل 2 نمایشگر نمونه‌های کامپوزیتی تهیه شده با آرایش تصادفی الیاف کنف در داخل فاز زمینه را نشان داده که در آن شکل 2 (الف) و (ب) به ترتیب کامپوزیت با الیاف 2 و 1 سانتی‌متر بصورت تصادفی، شکل 2 (ج) ریخته‌گری الیاف/کربن سیاه/پلی‌استر در داخل قالب سیلیکون قبل از اعمال وزنه و شکل 2 (د) نمونه نهایی هیبرید حاصل از مرحله (ج) در ترکیب پلی‌استر/کنف/کربن سیاه می‌باشد.

3-2- مشخصه‌یابی میکروکامپوزیت‌ها

آزمون ضربه

برای اندازه‌گیری استحکام ضربه نمونه‌های کامپوزیتی تقویت‌شده با الیاف کنف و کربن سیاه از دستگاه ضربه 22 ژول استفاده شد. نمونه‌های آزمون مطابق استاندارد ASTM D256 به ابعاد تقریبی $3.2 \times 12 \times 70$ (میلی‌متر مکعب) با برش بلوک‌های کامپوزیتی با ابعاد 120×120 (میلی‌متر مربع) با ضخامت 3.2

¹ Normalized

با این توصیف، مقدار جذب انرژی نمونه‌ها با مقدار نیروی قرائت شده توسط لودسل رابطه عکس دارد. در این تحقیق، مقدار نیروی خروجی لودسل معیاری برای جذب انرژی کامپوزیت‌ها بوده بطوریکه مقدار انرژی الاستیک ذخیره‌شده (انرژی کرنشی)، U_E ، در المان الاستیک لودسل مطابق با روابط (1) و (2) متناسب با مجذور نیروی اعمالی بر آن است.

$$U_E = \frac{P^2 L^2}{6EI} \quad (1)$$

و در نتیجه

$$U_E \propto P^2 \quad (2)$$

که در آن P نیروی انتقالی به لودسل، L طول المان الاستیک لودسل وزنه سقوطی، E مدول یانگ و I ممان اینرسی سطح المان الاستیک می‌باشد. بنابراین، طبق این روابط و مفهوم انرژی پتانسیل می‌توان بیان نمود مقدار انرژی جذب شده توسط نمونه کامپوزیتی، U_C ، معادل تفاضل میزان کل انرژی پتانسیل وزنه سقوطی، U_P ، و انرژی کرنشی الاستیک در المان الاستیک لودسل است (رابطه (3)).

$$U_C = U_P - U_E \quad (3)$$

که در آن

$$U_P = mgh \quad (4)$$

بطوریکه h معادل ارتفاع وزنه سقوطی تا لودسل و m جرم وزنه سقوطی است.

شکل 4 نمایشگر نمودار کالیبراسیون لودسل مورد استفاده در این تحقیق است. بدین منظور وزنه 10 نیوتن مورد استفاده قرار گرفته (با خروجی مطابق با منحنی قرمز) و خروجی لودسل (منحنی آبی رنگ) بر حسب مقدار واقعی در ارتباط با مقدار قرائت شده با ضریب کالیبراسیون با خروجی بر حسب نیوتن اصلاح شد.

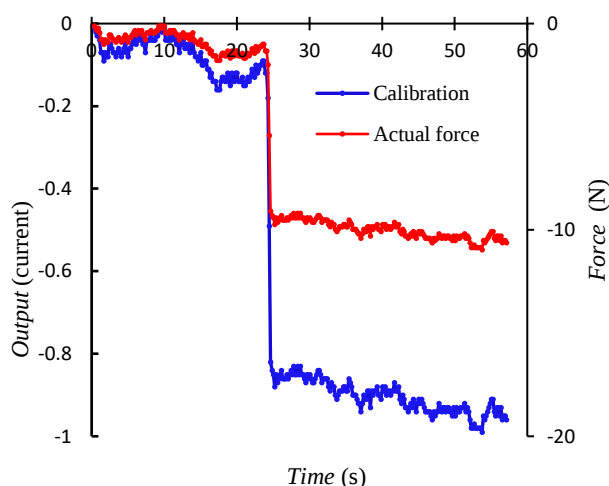
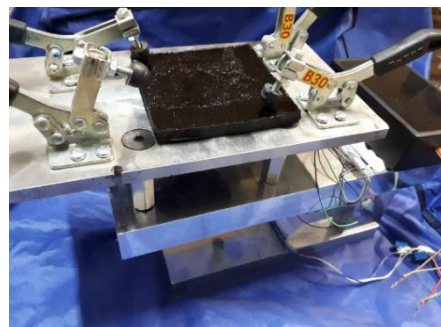


Fig. 4 Drop weight loadcell calibration curve with mass of 1 Kg in determination of calibration coefficient

شکل 4 نمودار کالیبراسیون لودسل وزنه سقوطی با وزنه 1 کیلوگرم در تعیین ضریب کالیبراسیون

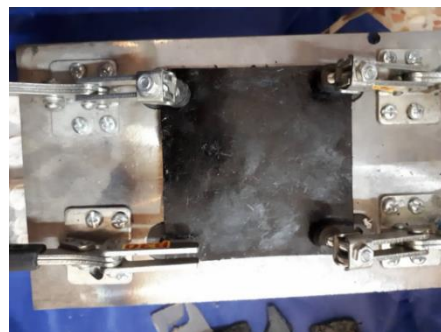
مقدار جذب انرژی نمونه کامپوزیتی مستقر بر روی لودسل بیشتر باشد، مقدار نیروی منتقل شده به لودسل کمتر و خروجی کمتری را نشان می‌دهد. به عبارت دیگر، صلبیت و تردی بیشتر نمونه باعث انتقال نیروی بیشتری بر روی لودسل شده که بیانگر مقدار جذب انرژی کمتر نمونه کامپوزیتی است.



(الف-ا)



(ب-ب)



(ج-ج)



(د-د)

Fig. 3 (a) representation of the drop weight loadcell system with specimen clamped, (b) damaged pure polyester part in drop weight test, (c) the composite specimen before drop weight test and (d) after damage
شکل 3 (الف) نمایش سامانه لودسل با گیره بندی نمونه در آزمون وزنه سقوطی، (ب) نمونه پلی‌استر خالص پس از آسیب در آزمون جذب انرژی، (ج) نمونه کامپوزیتی تحت آزمون وزنه سقوطی قبل و (د) بعد از آسیب

3- نتایج و بحث

3-1- خواص مکانیکی در ضربه‌پذیری کامپوزیت‌های هیبرید

همانطور که اشاره شد نه تنها درصد وزنی مواد پرکننده بلکه رویدادهایی نظیر خواص فصل‌مشترک، آگلموراسیون الیاف، چسبندگی و سازگاری شیمیایی فاز زمینه پلیمر/الیاف بر روی خواص مکانیکی کامپوزیت‌ها تأثیر مستقیم دارد [23]. در این تحقیق، در کنار تغییر در درصد وزنی الیاف، مقدار نسبت ضریب‌اندازه نامی الیاف در سه سطح تغییر داده شد و اثر ضریب‌اندازه نامی بر روی خواص جذب انرژی و استحکام ضربه‌پذیری مطالعه گردید. اثر درصدهای وزنی مختلف پرکننده الیاف طبیعی کف بر روی مقدار استحکام ضربه‌ایزود تحت تأثیر طول الیاف در اشکال 5 تا 7 نمایش داده شده است. شکل 5 بیانگر تغییرات استحکام ضربه در درصد وزنی 5 تا 20 الیاف کف با طول 0.5 سانتی‌متر بوده که در آن درصد وزنی الیاف 10 درصد منجر به بیشترین استحکام ضربه شده که نسبت به نمونه خالص پلی‌استر با استحکام ضربه معادل 57.5 ژول برمتر (شکل 8) بیش از 115 درصد افزایش از خود نشان می‌دهد در حالیکه بطور متوسط دیگر درصدهای وزنی استحکام ضربه افزایش ناچیز و یا حتی کمتر از مقدار آن در نمونه پلیمر خالص است. مهم‌ترین عامل تأثیرگذار بر روی کامپوزیت‌های الیاف طبیعی کاهش راندمان تر کنندگی رزین پلیمری در درصدهای بالای الیاف بوده که خود باعث کاهش مقدار فاز میانی و در نتیجه انتقال نیرو و از طرفی وجود عیوب و میکرو حباب‌ها در داخل بدنه کامپوزیت است. همچنین درصدهای بالای الیاف منجر به کاهش نسبت ضریب‌اندازه مؤثر الیاف شده که در فرآیند مورد مطالعه در این تحقیق بطور تصادفی آرایش شده و اعوجاج متعدد الیاف با طول بزرگ‌تر را محتمل‌تر می‌نماید (کاهش طول مؤثر) [19].

کاهش استحکام ضربه در درصدهای پائین تر نظیر 5 درصد وزنی الیاف معرف حضور مکانیزم‌های دیگر در بهبود استحکام ضربه کامپوزیت‌های پایه ترموست بوده که مرتبط با تغییر در درصد چگالی پیوندهای عرضی می‌باشد. در صورتیکه حضور الیاف منجر به تغییر درصد ترکیب رزین/سخت‌کننده گردد، مقدار چگالی پیوندهای عرضی کاهش یافته که باعث پیدایش فاز میانی نرم‌تر می‌گردد. این امر خود موجب افزایش خواص ضربه‌پذیری کامپوزیت به دلیل اثر میرایی انرژی در فاز میانی نرم‌تر است. این نتایج نشان می‌دهد در درصدهای بالاتر وزنی الیاف (10 درصد وزنی) وجود عوامل مؤثر مثبت در راستای بهبود استحکام ضربه نظیر فاز میانی نرم در اثر برهمکنش‌های سطح مشترک¹ بر موارد نامطلوب نظیر وجود فاز کلوخه‌ای، عیوب و چسبندگی ناقص پلیمر/الیاف غلبه دارد.

مطابق با شکل 6 با افزایش طول الیاف به 1 سانتی‌متر و افزایش نسبت‌اندازه مؤثر الیاف (معادل 160 مطابق با جدول 1) در 5 درصد وزنی الیاف، استحکام ضربه نسبت به پلیمر خالص افزایش یافته و به بیشترین مقدار خود با افزایش 184٪ نسبت به نمونه‌های تقویت نشده می‌رسد. نتایج ارائه‌شده در شکل 6 نشان می‌دهد افزایش طول الیاف، استحکام ضربه را نسبت به درصد الیاف حساس‌تر کرده، همانطور که در این طول الیاف برخلاف طول 0.5، بیشترین افزایش استحکام در 5 درصد وزنی ایجاد شده است. نتایج همچنین بیان می‌کند در این طول الیاف، افزایش درصد الیاف کف به 20 درصد منجر به دامنه تغییرات زیاد در استحکام ضربه حول مقادیر متوسط‌شده (129 ژول برمتر) که نمایانگر عدم یکنواختی نمونه‌های ساخته شده از نقطه نظر عیوب، مسائل فصل‌مشترک پلیمر/الیاف و فاز میانی شده که ناشی از عدم هموژن بودن ترکیب می‌باشد. ذکر این نکته در خصوص تغییرات غیر قابل انتظار در خواص استحکام

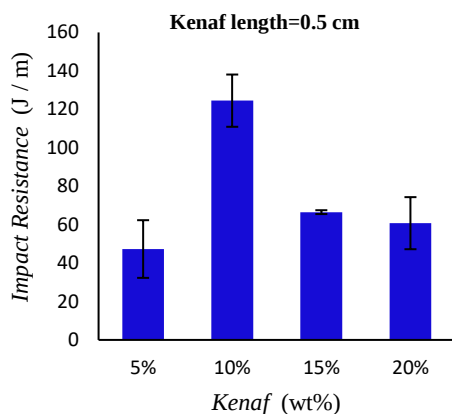


Fig. 5 Impact resistance of polyester/kenaf with fiber length of 0.5 cm against fibers wt%

شکل 5 استحکام ضربه نمونه‌های پلی‌استر/کف با الیاف به طول 0.5 سانتی‌متر در برابر درصد وزنی الیاف

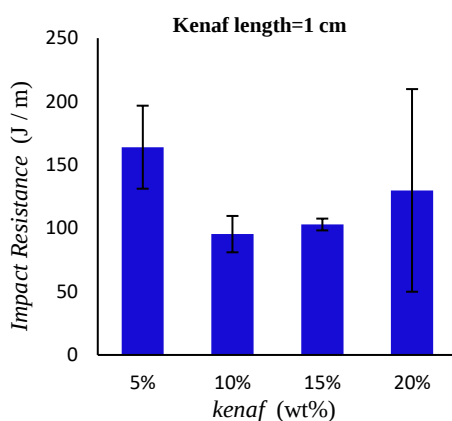


Fig. 6 Impact resistance of polyester/kenaf with fiber length of 1 cm against fibers wt%

شکل 6 استحکام ضربه نمونه‌های پلی‌استر/کف با الیاف به طول 1 سانتی‌متر در برابر درصد وزنی الیاف

² Competing factors

¹ Interfacial interactions

جذب انرژی بیشتر این کامپوزیت نسبت به دیگر نمونه‌ها و پلیمر ترموست (گرماسخت) خالص پلی‌استر است.

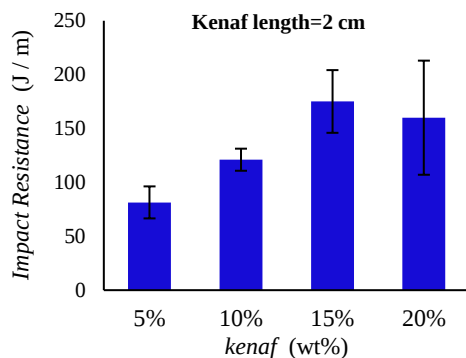


Fig. 7 Impact resistance of polyester/kenaf with fiber length of 2 cm against fibers wt%

شکل 7 استحکام ضربه نمونه‌های پلی‌استر/کنف با الیاف به طول 2 سانتی‌متر در برابر درصد وزنی الیاف

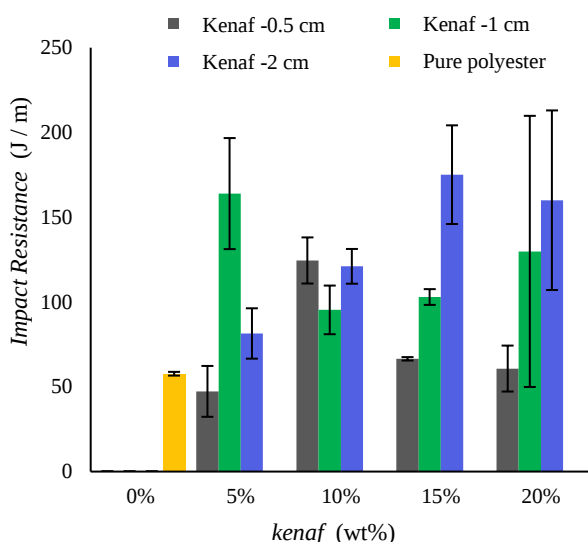


Fig. 8 Comparison of impact resistance of polyester/kenaf with fiber length of 0.5, 1 and 2 cm

شکل 8 مقایسه استحکام ضربه نمونه‌های پلی‌استر/کنف با طول الیاف 0.5، 1 و 2 سانتی‌متر



Fig. 9 Impact fractured surface of polyester/kenaf filled with 20 wt% of 1 cm fibers

شکل 9 سطح مقطع شکست نمونه‌های کامپوزیتی پلی‌استر/الیاف کنف با 20 درصد وزنی و طول 1 سانتی‌متر تحت بار ضربه‌ای

با افزایش درصد الیاف در کنار افزایش طول، این عدم همگن بودن نمونه‌ها به دلیل چالش‌های ترکیب الیاف و رزین پلی‌استر قابل نتیجه‌گیری بوده همانطور که در مورد کامپوزیت‌های تقویت‌شده با طول 2 سانتی‌متر (ضریب‌اندازه 320) در شکل 7 نیز قابل مشاهده است. نتایج ارائه‌شده در شکل 7 نشان می‌دهد افزایش طول الیاف به 2 سانتی‌متر نیز منجر به افزایش خواص استحکام ضربه کامپوزیت‌ها نسبت به پلیمر خالص شده و این مقدار (175 ژول بر متر) بطور چشمگیر با 203 درصد افزایش در نمونه‌های تقویت‌شده با 15 درصد الیاف کنف قابل مشاهده است.

از دیگر نتایج قابل مشاهده با مقایسه خواص استحکام ضربه با تمرکز بر روی طول الیاف این است که طول الیاف بیشتر در حالت کلی باعث افزایش بیشتر خواص ضربه‌پذیری شده ولیکن در درصدهای بالای الیاف همانطور که انتظار می‌رود به دلیل کاهش مقادیر نسبت‌اندازه مؤثر، آگلومراسیون، کاهش فصل‌مشترک مؤثر الیاف/پلیمر و کاهش هم‌راستایی الیاف افزایش در خواص ضربه‌پذیری نسبت به درصدهای کمتر متوقف شده و یا خواص اساساً دچار کاهش می‌گردند (به عنوان مثال درصد وزنی 20 الیاف کنف در همه طول‌های مورد مطالعه). به‌منظور فهم بهتر اثر طول الیاف و درصد وزنی الیاف، شکل 8 نتایج حاصل از خواص استحکام ضربه را نمایش می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌گردد، ضریب‌اندازه 320 (طول 2 سانتی‌متر الیاف) عموماً باعث بیشترین استحکام ضربه در کامپوزیت‌ها شده است. این خواص در این طول در درصد وزنی 5 الیاف کنف مقادیر کاهشی از خود نشان داده که به دلیل کاهش سطح کلی مؤثر الیاف در فصل‌مشترک پلیمر/رزین و فاز میانی می‌باشد [24]. نتایج ارائه‌شده در شکل 8 همچنین بیانگر روند غیرخطی در تغییرات استحکام ضربه کامپوزیت‌ها نسبت به درصد الیاف و طول الیاف بوده بطوریکه در هر درصد وزنی با توجه به چگونگی تقابل اثرات استحکام بخشی مانند خواص ذاتی الیاف، برهمکنش‌های کامل و فاز میانی نرم از یک طرف و اثرات نامطلوب نظیر فازهای کلوخه‌ای، میکرو حباب‌ها، فصل‌مشترک ناقص و کاهش ضریب‌اندازه مؤثر از طرف دیگر، خواص ضربه‌پذیری بیشینه در یک طول بهینه معین حاصل می‌شود [25، 26].

شکل 9 نمایشگر سطح مقطع شکست نمونه بالک تحت آزمون ضربه در درصد وزنی 10 پلی‌استر/کنف و با طول الیاف 1 سانتی‌متر بوده که درصد حجمی قابل توجه الیاف کنف را نسبت به فاز زمینه پلی‌استر به دلیل چگالی نسبتی پائین کنف نشان می‌دهد (1.08 گرم بر میلی‌متر مکعب). درصد حجمی الیاف در فاز رزین باعث کاهش مقدار ترکندگی¹ و در نتیجه فصل‌مشترک غیرکامل با وجود میکروعیوب می‌گردد [27].

2-3- خواص مکانیکی در آزمون وزنه سقوطی کامپوزیت‌های دوجزئی الیاف کنف/پلی‌استر

به‌منظور بررسی خواص جذب انرژی کامپوزیت‌های تقویت‌شده با الیاف کنف در هر درصد وزنی، نمونه‌ها با نمایش بیشترین استحکام ضربه مطابق با نتایج شکل 8 انتخاب شده و تحت آزمون وزنه سقوطی قرار گرفتند. همانطور که پیش‌تر اشاره شد، مقادیر نیروی دریافتی کمتر توسط لودسل معادل خواص جذب انرژی بیشتر کامپوزیت بوده چرا که مقدار انرژی کل دریافتی توسط لودسل پس از رهاش وزنه کمتر بوده و در عوض مقادیر جذب انرژی توسط نمونه بیشتر بوده است. شکل 10 مقادیر نیروی ضربه در آزمون سقوطی را ارائه می‌دهد که در آن مقادیر نیروی کمتر در کامپوزیت تقویت‌شده با 15 درصد وزنی کنف با طول 2 سانتی‌متر (معادل ضریب‌اندازه نامی 320) به منزله خواص

¹Wetting ability

درصد‌های دیگر شده، در حالیکه به دلیل مصرف الیاف کمتر و چالش‌های ترک‌ندگی رزین در درصد بالای الیاف و در نتیجه چالش‌های ساخت، درصد 5 درصد الیاف کنف مقدار معقول از جنبه اقتصادی و هزینه‌های ساخت نمونه بوده، لذا در ادامه آزمایش‌ها، درصد الیاف 5 درصد با طول‌های 1 و 0.5 که منجر به بیشترین و کمترین خواص استحکام ضربه‌پذیری شد انتخاب گردید. همچنین، درصد الیاف 5 درصد کنف نشان‌دهنده میزان کاهش یافته انرژی جذب نمونه‌ها مطابق با نتایج شکل 10 بوده و به‌منظور بررسی اثر افزایشی کربن سیاه انتخاب این درصد وزنی با هدف بهبود خواص انرژی جذب نمونه‌های تقویت‌شده با 5 درصد الیاف کنف منطقی می‌باشد.

با توجه به این مطلب که تمرکز این قسمت از تحقیق، بررسی اثر هم‌افزایی کربن-الیاف کنف در نظر گرفته شد، مقادیر کمینه و بیشینه ضربه‌پذیری که در این نسبت ضریب‌اندازه حاصل شده مد نظر قرار گرفت. شکل 11 اثر افزودن کربن سیاه به کامپوزیت دوجزئی الیاف کنف 5 درصد وزنی-پلی‌استر را نمایش می‌دهد. همانطور که مشخص است افزایش کربن سیاه عموماً و در ابتدا منجر به کاهش و سپس افزایش خواص ضربه‌پذیری در کامپوزیت‌ها با طول الیاف 1 سانتی‌متر شده است. با این وجود می‌توان مشاهده نمود که در هر طول الیاف افزودن کربن سیاه منجر به افزایش نسبی ضربه‌پذیری کامپوزیت‌ها با افزودن کربن سیاه می‌گردد. نتایج نشان می‌دهد اثر هم‌افزایی در طول الیاف کمتر بیشتر بوده بطوریکه مکانیزم‌های موجود در افزایش استحکام ضربه در کامپوزیت‌های سه‌جزئی بهبود می‌یابد، بطوریکه مطابق با نتایج شکل 11 افزایش 8 درصد وزنی کربن سیاه به نمونه مرجع 5 درصد الیاف کنف/پلی‌استر منجر به افزایش 108 درصدی استحکام ضربه شده است. نتایج همچنین نشان می‌دهد در ضریب‌اندازه بالاتر الیاف، حضور فاز ثانوی تقویت‌کننده، خود شرایط ساخت و ترک‌ندگی رزین را نسبت به حالت بدون فاز کربن سیاه کاهش داده و در طول الیاف بلندتر دیسپارسیون ذرات کربن نیز بطور نامطلوب تحت تأثیر چالش هموزن سازی ترکیب کامپوزیتی قرار گرفته است.

با افزودن فاز کربن، به دلیل پیدایش احتمالی فازهای نرم در فصل مشترک پلی‌استر/کنف/کربن سیاه خواص ضربه‌پذیری افزایش یافته که نرخ افزایش آن با افزایش درصد کربن کاهش می‌یابد. فاز کلوخه‌ای و همچنین افزایش ویسکوزیته رزین که خود مانع جدی در برابر ایجاد دیسپارسیون ذرات است، می‌تواند از عوامل کلیدی در توقف و یا کاهش افزایش خواص ضربه‌پذیری قلمداد گردد.

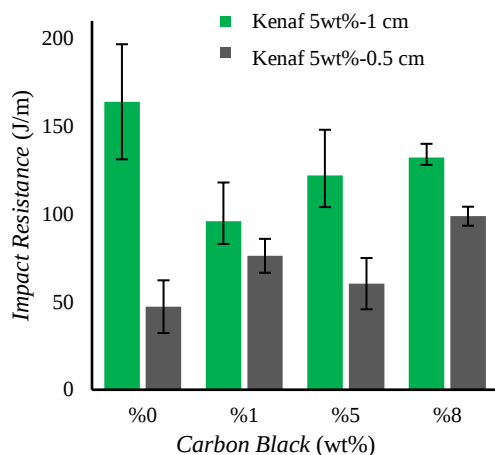


Fig. 11 Impact resistance of 5 wt% kenaf hybrid composites (0.5 and 1 cm) reinforced with 0-8 wt% of CB

شکل 11 استحکام ضربه میکروکامپوزیت‌های هیبرید با الیاف کنف 5 درصد وزنی (1 و 0.5 سانتی‌متر) تقویت‌شده با صفر تا 8 درصد وزنی کربن سیاه

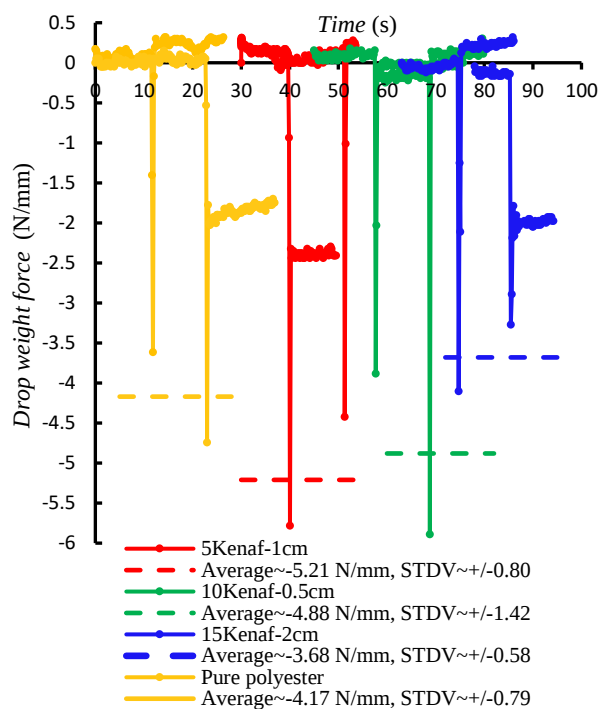


Fig. 10 Impact force in drop weight test in polyester/kenaf fiber based on optimized wt% and kenaf aspect ratio

شکل 10 نیروی ضربه در آزمون وزنه سقوطی در کامپوزیت‌های پلی‌استر/الیاف کنف بر اساس مقادیر بهینه درصد وزنی و ضریب‌اندازه کنف

با توجه به مقادیر متوسط کسب شده در این آزمون، اینطور استنباط می‌شود که با توجه به رابطه (2)، مقدار جذب انرژی نمونه 15 درصد وزنی نسبت به نمونه مرجع 22 درصد افزایش داشته در حالیکه در نمونه‌های تقویت‌شده با 10 و 5 درصد وزنی الیاف مقدار جذب انرژی تا نسبت به نمونه خالص تا 56 درصد کاهش می‌یابد. نکته مهم در این ارزیابی این است که خواص استحکام ضربه کامپوزیت‌ها الزاماً دارای روند کاهشی و یا افزایشی در مقایسه با خواص جذب انرژی نداشته و به دلیل مداخله مکانیزم‌های متفاوت در آسیب و شکست، ارائه خواص ضربه بالاتر لزوماً منجر به خواص جذب انرژی کامپوزیت نمی‌گردد. یکی از دلایل این امر نوع ایجاد شکست در دو آزمون بوده بطوریکه در آزمون ایزود، رشد ترک در ادامه مسیر شیار ایجاد شده پدید می‌آیند. همچنین، در آزمون ایزود، خط ترک در رشد و توسعه خود (بطور صفحه‌ای) عیوب کامپوزیتی، وضعیت تفرق الیاف و کیفیت فازمیانی را بصورت محلی تجربه کرده که ممکن است نماینده کل کامپوزیت نباشد در صورتیکه در آزمون وزنه سقوطی نمونه بالک تحت آسیب قرار گرفته و عوامل مطلوب و یا نامطلوب در مکانیزم‌های جذب انرژی بطور مؤثرتر در خواص نهایی مداخله می‌نماید (شکل 3).

3-3- خواص ضربه‌پذیری و جذب کامپوزیت‌های هیبرید الیاف کنف/کربن سیاه/پلی‌استر

به‌منظور ارزیابی اثر هم‌افزایی کربن سیاه، کامپوزیت‌های سه‌جزئی الیاف کنف/کربن سیاه/پلی‌استر مطابق با توصیف در قسمت‌های قبل ساخته شد. به‌منظور هدفمند کردن آزمایش‌ها و نمونه‌های ساخته شده، مبنای ساخت نمونه‌ها ارائه بیشترین و کمترین خواص ضربه‌پذیری کامپوزیت‌های دوجزئی الیاف کنف/پلی‌استر قرار داده شد. با توجه به شکل 8 اینگونه استنباط می‌گردد که درصد الیاف کنف معادل 5 منجر به خواص ضربه‌پذیری یکسانی نسبت به

منحنی‌ها در اشکال 13 و 14 مقدار نیروی لودسل حاصل از آزمون وزنه سقوطی بر روی کامپوزیت‌های هیبرید الیاف کنف/پلی‌استر تقویت‌شده با کربن‌سیاه در درصدهای وزنی صفر تا 8 درصد را نشان می‌دهد. مطابق با مطالب پیشین، درصد وزنی 5 درصد الیاف کنف به دلیل توجیه اقتصادی و سهولت در فرآیند ساخت انتخاب شده و طول الیاف 0.5 و 1 به سبب ارائه خواص ضربه کمینه و بیشینه انتخاب شد. بررسی الیاف با سامانه مؤلفه‌ای انتخاب شده می‌تواند اثر هم‌افزایی کربن را ارائه داده چرا که در بررسی هم‌افزایی مؤلفه‌های کامپوزیتی اثرات غیرخطی و خارج از قانون مخلوط‌ها¹ مورد مطالعه است.

شکل 13 نشان می‌دهد با افزایش فقط الیاف کنف به رزین خالص پلی‌استر، انرژی الاستیک منتقل شده به لودسل مقدار 108 درصد افزایش یافته در حالیکه در همین درصد الیاف کنف با اضافه کردن 5 درصد کربن‌سیاه، مقدار انرژی ذخیره‌شده الاستیک در لودسل 28 درصد نسبت به حالت نمونه مرجع کاهش یافته و این کاهش نسبت به نمونه پلی‌استر/کنف 65 درصد می‌گردد. طبق توضیحات در بخش‌های قبل و مطابق با مقادیر انرژی الاستیک ارائه‌شده در روابط (1) تا (4)، نتایج بنابرین نشان می‌دهد افزایش کربن‌سیاه به نمونه‌های تقویت‌شده با الیاف کنف منجر به افزایش انرژی جذب نمونه‌ها شده چرا که مقدار نیروی انتقالی و در نتیجه انرژی کرنشی المان الاستیک در لودسل کاهش یافته است (یادآوری می‌گردد مقدار انرژی الاستیک ذخیره‌شده در لودسل متناسب با مجذور نیروی انتقالی است). نتایج شکل 13 همچنین نشان می‌دهد با افزایش مقدار درصد کربن‌سیاه به 8 درصد وزنی منجر به افزایش نیروی انتقالی (و انرژی الاستیک) در لودسل شده که خود بیانگر کاهش انرژی جذب نمونه‌های پلی‌استر/کنف تقویت‌شده با 8 درصد کربن‌سیاه نسبت به نمونه مرجع است. این درصد وزنی کربن‌سیاه منجر به افزایش 80 و 150 درصدی انرژی انتقالی پس از آزمون وزنه سقوطی به ترتیب نسبت به نمونه مرجع و نمونه 5 درصد وزنی کربن‌سیاه شده که مبین کاهش قابلیت جذب انرژی نمونه کامپوزیتی تقویت‌شده با 8 درصد وزنی است. مطابق با شکل 14، آزمون وزنه سقوطی برای نمونه‌های تقویت‌شده با الیاف کنف با طول 1 سانتی‌متر تکرار شد تا اثر طول الیاف بر روی انرژی جذب کامپوزیت‌ها با افزودن کربن‌سیاه ارزیابی گردد.

نتایج نشان داد که بطور متوسط همه نمونه‌های تقویت‌شده با کربن‌سیاه نسبت به نمونه مرجع (پلی‌استر خالص) منجر به افزایش نیروی برخورد (وزنه سقوطی) به لودسل شده که خود نمایانگر افزایش 60 درصدی انرژی انتقالی به لودسل و در نتیجه کاهش مقدار انرژی جذب نمونه‌های هیبرید با طول الیاف 1 سانتی‌متر است که مطابق با نتایج آزمون ضربه در نتایج ارائه‌شده در شکل 11 است. نتایج همچنین بیانگر عدم تأثیر مقدار کربن‌سیاه بر روی انرژی جذب کامپوزیت‌های تقویت‌شده با کربن‌سیاه بوده که این اثر در استحکام ضربه حاصل از شکل 13 و 14 همچنین بیان می‌دارد مکانیزم‌های فعال در خواص جذب انرژی و استحکام ضربه در این کامپوزیت‌ها متفاوت بوده و روند تغییرات متفاوتی بستگی به ضریب‌اندازه، درصد الیاف و کربن‌سیاه مشاهده می‌گردد. این مقایسه همچنین نشان می‌دهد با افزایش طول الیاف از 0.5 به 1 سانتی‌متر در درصد وزنی کربن 5 درصد، مقدار انرژی الاستیک انتقالی به مقدار 100 درصد افزایش پیدا کرده که مبین کاهش انرژی جذب در وزنه سقوطی توسط کامپوزیت‌های هیبرید پلی‌استر/الیاف کنف/کربن‌سیاه در طول 1 سانتی‌متر کنف است.

ذکر این نکته قابل اهمیت است که مقادیر کربن‌سیاه به نمونه‌ها با ارائه خواص بالاتر به عنوان مثال درصدهای وزنی 5 درصد کنف با الیاف 0.5 و 1 سانتی‌متر اضافه شد، چراکه تمرکز این تحقیق نیز بر روی اثر هم‌افزایی کربن‌سیاه و الیاف کنف می‌باشد. از سوی دیگر، کربن‌سیاه به تنهایی به دلیل ضریب‌اندازه تقریبی 1 به سبب شکل کروی آن، منجر به بهبود کلی خواص نشده مگر اینکه در مبحث تغییرات ویسکوزیته و تغییر در چگالی پیوندهای عرضی مشارکت داشته باشد. شکل 12 تغییرات انرژی ضربه در برابر افزودن فاز کربن‌سیاه با درصد وزنی صفر تا 15 درصد را در کامپوزیت‌های دوجزئی را نمایش می‌دهد. همانطور که مشاهده می‌گردد، افزودن کربن‌سیاه به تنهایی اثر قابل توجهی را نسبت به تقویت‌کنندگی الیاف کنف نداشته که مقایسه نتایج حاصل با نتایج ارائه‌شده در اشکال 5 تا 7 مبین این موضوع است. همانطور که ملاحظه می‌گردد در بهترین حالت در درصد وزنی 10، تنها معادل 50 درصد بهبود در استحکام ضربه حاصل شده است.

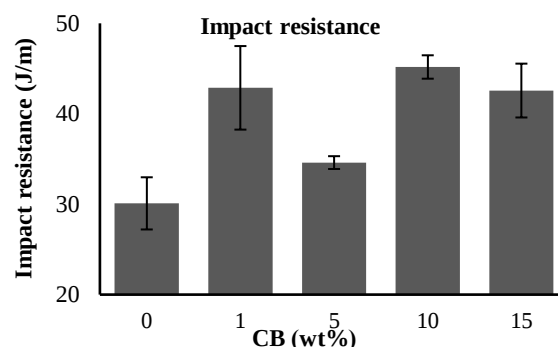


Fig. 12 Impact resistance of 0-15 wt% CB filled polyester

شکل 12 استحکام ضربه پلی‌استر تقویت‌شده با 0 تا 15 درصد وزنی کربن‌سیاه

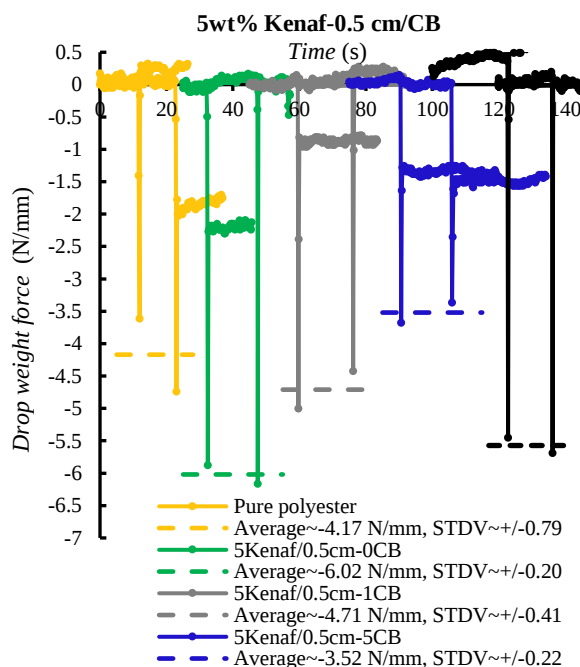


Fig. 13 Impact load in drop weight test of 5 wt% filled polyester/kenaf with fiber length of 0.5 cm against CB loading

شکل 13 نیروی ضربه در آزمون وزنه سقوطی در کامپوزیت‌های پلی‌استر/الیاف کنف 5 درصد وزنی الیاف با طول 0.5 سانتی‌متر با تغییرات درصد وزنی کربن‌سیاه

¹ Rule of mixtures

4- نتیجه‌گیری

به‌منظور بررسی ارتباط بین استحکام ضربه، انرژی جذب و اثر نسبت ضریب‌اندازه، میکروکامپوزیت‌های هیبرید پلی‌استر/الیاف طبیعی کف تهیه شد، و اثر هم‌افزایی فازهای تقویت‌کننده با افزودن کربن سیاه به نمونه‌های تقویت‌شده با الیاف طبیعی مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج نشان داد طول الیاف به دلیل تأثیر بر روی نسبت ضریب‌اندازه مؤثر بر روی خواص استحکام ضربه و جذب انرژی نمونه‌های کامپوزیتی بسیار مؤثر بوده بطوریکه در درصد‌های وزنی متفاوت الیاف کف به دلیل غالب شدن مکانیزم‌های متفاوت نظیر خواص فازمیان، فصل‌مشترک، آگلموراسیون و عیوب ساختاری طول مشخصی از الیاف منجر به خواص بهینه می‌گردد. نتایج نشان داد استحکام ضربه با افزودن الیاف کف تا 115، 184 و 203 درصد بطور چشمگیر نسبت به نمونه پلی‌استر خالص به ترتیب برای الیاف با ضریب‌اندازه نامی 80، 160 و 320 در درصد‌های وزنی 5، 10 و 15 درصد منجر به افزایش استحکام ضربه می‌گردد. به دلیل ملاحظات در توجیه اقتصادی و حذف چالش‌های ساخت، ترکیبات با الیاف 5 درصد در دو طول 0.5 و 1 سانتی‌متر بر اساس بیشینه خواص ضربه‌پذیری انتخاب شده و به منظور ارزیابی خواص ضربه‌پذیری و جذب انرژی تا 8 درصد وزنی با کربن سیاه ترکیب شدند.

نتایج نشان داد افزودن کربن در نمونه‌ها با طول الیاف 0.5 منجر به روند افزایشی استحکام ضربه تا 108٪ در درصد وزنی 8 کربن سیاه را داشته در صورتیکه در نمونه‌ها با طول 1 سانتی‌متر، افزودن این فاز باعث افت خواص ضربه‌پذیری شده و با افزودن بیشتر کربن سیاه استحکام ضربه افزایش پیدا کرد. مطابق با نتایج جذب انرژی، 5 درصد کربن سیاه در فاز مرجع پلی‌استر/کف 5 درصد منجر به افزایش انرژی جذب نمونه‌ها تا 28 و 65٪ نسبت به پلی‌استر خالص و نمونه مرجع با الیاف با تأکید بر اثر هم‌افزایی کربن سیاه شد. مشاهدات تأیید کرد اگرچه بهینه درصد ترکیبات در حصول بیشینه خواص ضربه‌پذیری با مکانیزم‌های محلی به دلیل ماهیت ادامه ترک در آزمون ضربه در برابر رویدادهای جذب انرژی در نمونه‌ها بالک به دلیل ماهیت ایجاد آسیب در کل نمونه متفاوت است، استفاده از مقادیر کمتر الیاف طبیعی کنار فاز ثانوی با اطمینان از سطح تفرق ذرات این فاز منجر به اثر هم‌افزایی بیشتر و دستیابی به بهبود هر دو کمیت جذب انرژی و استحکام ضربه کامپوزیت‌ها می‌گردد.

5- تقدیر و تشکر

با تشکر و قدردانی از آزمایشگاه پلیمر و نانوکامپوزیت- دانشکده مهندسی مکانیک-دانشگاه صنعتی اصفهان به دلیل حمایت تجهیزاتی، مواد مصرفی و علمی در انجام این تحقیق.

6- مراجع

- [1] Ahmad, F., Choi, H. S. and Park, M. K., "A Review: Natural Fiber Composites Selection in View of Mechanical, Light Weight, and Economic Properties" Macromolecular materials and engineering, Vol. 300, No. 1, pp. 10-24, 2015.
- [2] Ilyas, R., Zuhri, M., Aisyah, H., Asyraf, M., Hassan, S., Zainudin, E., Sapuan, S., Sharma, S., Bangar, S. and Jumaidin, R., "Natural Fiber-Reinforced Polylactic Acid, Polylactic Acid Blends and Their Composites for Advanced Applications" Polymers, Vol. 14, No. 1, pp. 202, 2022.
- [3] Kumar, S., Manna, A. and Dang, R., "A Review on Applications of Natural Fiber-Reinforced Composites (Nfrcs)" Materials Today: Proceedings, Vol. 50, pp. 1632-1636, 2022.

مقایسه 28 و 65 درصد بهبود در انرژی جذب کامپوزیت‌های هیبرید سه‌جزئی به ترتیب نسبت به پلی‌استر خالص و نمونه‌های مرجع تقویت‌شده با 5٪ کف با طول 0.5 سانتی‌متر در 5٪ کربن سیاه اثر هم‌افزایی کربن سیاه/کف را تأیید می‌نماید. همچنین، نکته قابل توجه مطابق با شکل 11 این مطلب است که استحکام ضربه در کامپوزیت مذکور مقدار 100 درصد افزایش را نسبت به کامپوزیت‌های تقویت‌شده با طول 0.5 کف را نشان می‌دهد. همانطور که قبلاً اشاره شد عواملی چون وجود عیوب محلی، آگلموراسیون، فصل‌مشترک غیراتصال و مسیر ترجیحی ترک از میان¹ و یا در فصل‌مشترک الیاف/پلیمر² و نرمی و سختی فاز میانی بر روی خواص ضربه‌پذیری و جذب انرژی (نمونه بالک) تأثیرگذار بوده و در هر یک، دسته‌ای از این عوامل غالب است. یک فرضیه قابل تأمل در این مطالعه چگونگی رفتار کامپوزیت‌ها در برابر افزایش بیشتر طول الیاف است. با افزایش طول الیاف عموماً فرآیند ساخت یک کامپوزیت دشوارتر شده و این چالش به دلیل عدم امکان ایجاد دیسپارسیون و توزیع مناسب الیاف در داخل فاز رزین است. به عبارت دیگر، با افزایش طول الیاف، مگر در مواقعی که هم‌راستایی الیاف در داخل رزین/پلیمر قابل تضمین شده باشد (نظیر آن در فرآیند تزریق مذاب با آرایه الیاف در جهت فشار تزریق)، مقدار ضریب‌اندازه مؤثر کاهش یافته و انتظار می‌رود، خواص مکانیکی به طور بحرانی‌تر دچار کاهش گردد. این استدلال را نباید با کامپوزیت‌های الیاف پیوسته که بطور ماهیتی دارای فرآیند و چینش هم‌راستای الیاف بلند هستند، یکسان تلقی کرد.

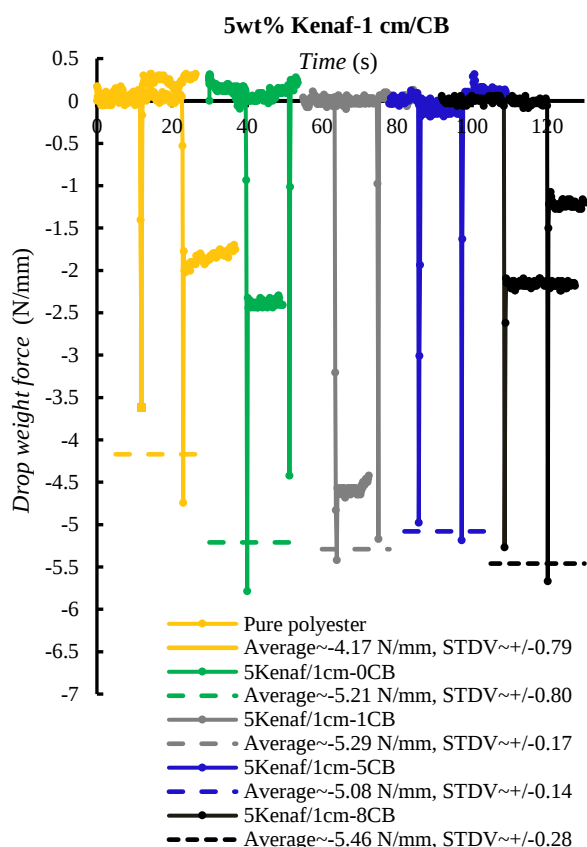


Fig. 14 Impact load in drop weight test of 5 wt% filled polyester/kenaf with fiber length of 1 cm against CB loading

شکل 14 نیروی ضربه در آزمون وزنه سقوطی در کامپوزیت‌های پلی‌استر/الیاف کف در 5 درصد وزنی الیاف با طول 1 سانتی‌متر با تغییرات درصد وزنی کربن سیاه

² Along interface

¹ Through

- [21] Sapiai, N., Jumahat, A., Jawaid, M. and Khan, A., "Effect of Mwcnt Surface Functionalisation and Distribution on Compressive Properties of Kenaf and Hybrid Kenaf/Glass Fibres Reinforced Polymer Composites" *Polymers*, Vol. 12, No. 11, pp. 2522, 2020.
- [22] Nematollahi, M., Karevan, M., Fallah, M. and Farzin, M., "Experimental and Numerical Study of the Critical Length of Short Kenaf Fiber Reinforced Polypropylene Composites" *Fibers and Polymers*, Vol. 21, No. 4, pp. 821-828, 2020.
- [23] Norizan, M. N., Alias, A. H., Sabaruddin, F., Asyraf, M., Shazleen, S., Mohidem, N., Kamarudin, S., Norrahim, M. N. F., Rushdan, A. I. and Ishak, M., "Effect of Silane Treatments on Mechanical Performance of Kenaf Fibre Reinforced Polymer Composites: A Review" *Functional Composites and Structures*, 2021.
- [24] Cho, D., Lee, H. S. and Han, S. O., "Effect of Fiber Surface Modification on the Interfacial and Mechanical Properties of Kenaf Fiber-Reinforced Thermoplastic and Thermosetting Polymer Composites" *Composite Interfaces*, Vol. 16, No. 7-9, pp. 711-729, 2009.
- [25] Abolhasani, S., Fallah, F. and Akbari, J., "Manufacturing and Investigating Mechanical Properties of Polymeric Composites Reinforced with Natural Fibers" *Modares Mechanical Engineering*, Vol. 19, No. 1, pp. 75-83, 2019.
- [26] Gholami, M., Ahmadi, M. S., Tavanaei, M. A. and Khajeh Mahrizi, M., "Mechanical Properties of Date Palm Fiber Reinforced Polymer Composites: A Review" *Basparesh*, Vol. 7, No. 1, pp. 82-93, 2017.
- [27] Singh, M. K. and Zafar, S., "Wettability, Absorption and Degradation Behavior of Microwave-Assisted Compression Molded Kenaf/Hdpe Composite Tank under Various Environments" *Polymer Degradation and Stability*, Vol. 185, pp. 109500, 2021.
- [4] Silva, G., Kim, S., Aguilar, R. and Nakamatsu, J., "Natural Fibers as Reinforcement Additives for Geopolymers—a Review of Potential Eco-Friendly Applications to the Construction Industry" *Sustainable Materials and Technologies*, Vol. 23, pp. e00132, 2020.
- [5] Amiandamhen, S., Meincken, M. and Tyhoda, L., "Natural Fibre Modification and Its Influence on Fibre-Matrix Interfacial Properties in Biocomposite Materials" *Fibers and polymers*, Vol. 21, No. 4, pp. 677-689, 2020.
- [6] Asumani, O. and Paskaramoorthy, R., "Fatigue and Impact Strengths of Kenaf Fibre Reinforced Polypropylene Composites: Effects of Fibre Treatments" *Advanced Composite Materials*, Vol. 30, No. 2, pp. 103-115, 2021.
- [7] Sarpanahi, R. and Tavakoli, m., "The Effect of Surface Treatment on Mechanical Properties of Plant Fiber-Reinforced Polymer Composites: A Review" *In Persian, Journal of Textile Science and Technology*, Vol. 8, No. 2, pp. 25-36, 2019.
- [8] Shokrieh, M. M., and Omid, J., "The Impact Resistance of Fiber-Reinforced Polymer Composites: A Review" *Iranian Journal of Polymer Science and Technology (in Persian)*, Vol. 24, No. 4, 2011.
- [9] Ramesh, M., Palanikumar, K. and Reddy, K. H., "Comparative Evaluation on Properties of Hybrid Glass Fiber-Sisal/Jute Reinforced Epoxy Composites" *Procedia Engineering*, Vol. 51, pp. 745-750, 2013.
- [10] Reddy, M. I., Varma, U. P., Kumar, I. A., Manikanth, V. and Raju, P. K., "Comparative Evaluation on Mechanical Properties of Jute, Pineapple Leaf Fiber and Glass Fiber Reinforced Composites with Polyester and Epoxy Resin Matrices" *Materials Today: Proceedings*, Vol. 5, No. 2, pp. 5649-5654, 2018.
- [11] Singh, J. I. P., Dhawan, V., Singh, S. and Jangid, K., "Study of Effect of Surface Treatment on Mechanical Properties of Natural Fiber Reinforced Composites" *Materials today: proceedings*, Vol. 4, No. 2, pp. 2793-2799, 2017.
- [12] Wambua, P., Ivens, J. and Verpoest, I., "Natural Fibres: Can They Replace Glass in Fibre Reinforced Plastics?" *Composites science and technology*, Vol. 63, No. 9, pp. 1259-1264, 2003.
- [13] Khoathane, M., Vorster, O. and Sadiku, E., "Hemp Fiber-Reinforced 1-Pentene/Polypropylene Copolymer: The Effect of Fiber Loading on the Mechanical and Thermal Characteristics of the Composites" *Journal of reinforced plastics and composites*, Vol. 27, No. 14, pp. 1533-1544, 2008.
- [14] Chandramohan, D. and Kumar, A. J. P., "Experimental Data on the Properties of Natural Fiber Particle Reinforced Polymer Composite Material" *Data in brief*, Vol. 13, pp. 460-468, 2017.
- [15] Eze, I., Igwe, I., Ogbobe, O., Anyanwu, E. and Nwachukwu, I., "Mechanical Properties of Pineapple Leaf Powder Filled High Density Polyethylene" *International Journal of Engineering and Technologies*, Vol. 9, pp. 13-19, 2016.
- [16] Senthil, P. and Sirshti, A., "Studies on Material and Mechanical Properties of Natural Fiber Reinforced Composites" *International Journal of Engineering and Science*, Vol. 3, No. 11, pp. 18-27, 2014.
- [17] Azammi, A. N., Ilyas, R., Sapuan, S., Ibrahim, R., Atikah, M., Asrofi, M. and Atiqah, A., "Characterization Studies of Biopolymeric Matrix and Cellulose Fibres Based Composites Related to Functionalized Fibre-Matrix Interface" *in: Interfaces in Particle and Fibre Reinforced Composites*, Eds., pp. 29-93: Elsevier, 2020.
- [18] Moradi, E., Zeinedini, A. and Heidari Shahmaleki, E., "Mechanical Properties of Laminated Composites Reinforced by Natural Fibers of Cotton, Wool and Kenaf under Tensile, Flexural and Shear Loadings" *In Persian, Journal of Science and Technology of Composites (JSTC)*, Vol. 6, No. 1, pp. -, 2019.
- [19] Ariawan, D., Mohd Ishak, Z., Salim, M., Mat Taib, R. and Ahmad Thirmizir, M., "Wettability and Interfacial Characterization of Alkaline Treated Kenaf Fiber-Unsaturated Polyester Composites Fabricated by Resin Transfer Molding" *Polymer Composites*, Vol. 38, No. 3, pp. 507-515, 2017.
- [20] Ramesh, P., Prasad, B. D. and Narayana, K., "Effect of Fiber Hybridization and Montmorillonite Clay on Properties of Treated Kenaf/Aloe Vera Fiber Reinforced Pla Hybrid Nanobiocomposite" *Cellulose*, Vol. 27, No. 12, pp. 6977-6993, 2020.



قالب پیش‌نویس مقاله برای نشریه علوم و فناوری کامپوزیت با بکارگیری امکانات استایل (سبک) در نرم‌افزار ورد (استایل عنوان)

نام و نام‌خانوادگی نگارنده اول¹، نام و نام‌خانوادگی نگارنده دوم^{2*}، نام و ... نگارنده سوم³، ... (استایل نویسندگان)

1- مرتبه علمی نگارنده، رشته تخصصی، نام سازمان، نام شهر (استایل مشخصات نویسندگان)

2- دانشیار، مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت، تهران

3- دانشجوی دکترا، مهندسی مکانیک، دانشگاه تربیت مدرس، تهران

* شهر، صندوق پستی 16846-13114، پست الکترونیکی نویسنده عهده‌دار مکاتبات (استایل مشخصات نویسندگان)

اطلاعات مقاله: چکیده (سبک عنوان چکیده)

دریافت:

پذیرش:

کلیدواژگان (استایل عنوان کلید واژگان)

حداقل 3، حداکثر 5 واژه، با جداکننده کاما (استایل کلیدواژگان)

بخش انگلیسی مقاله شامل عنوان تا انتهای کلید واژگان است و تمامی اجزای آن مانند بخش فارسی است. قلم انگلیسی به کار رفته در سرتاسر مقاله فقط تایمز نیو رومن است.

در این قالب (تمپلیت)، شیوه‌ی تهیه‌ی سریع ساختار مقاله با استفاده از امکانات استایل (سبک) نرم‌افزار ورد برای مجله علمی پژوهشی علوم و فناوری کامپوزیت شرح داده شده است. روش قالب‌بندی مقاله، بخش‌های مختلف آن، انواع قلم‌ها و اندازه آن‌ها، به‌طور کامل در استایل‌ها تهیه شده است و کافی است نویسندگان با کپی کردن متن مقاله و چسباندن (پیست) آن در بخش‌های مختلف و انتخاب استایل مربوط، مقاله خود را تهیه نمایند. نویسندگان محترم مقالات باید توجه داشته باشند، مجله از پذیرش مقالاتی که خارج از این قالب تهیه شده باشند، معذور است. برای آماده‌سازی مقاله از همین فایل و کمک گرفتن از نوار ابزار «استایل‌ها» (Styles) استفاده کنید. توجه شود که از نسخه ورد 2010 برای نگارش مقالات استفاده شود تا هماهنگی‌های لازم بین کاربران نظیر سردبیر، دبیر تخصصی، داور و ویراستار برقرار گردد. چکیده برای مقاله پژوهشی کامل حداقل 180 و حداکثر شامل 250 کلمه می‌باشد. چکیده باید به‌طور صریح و شفاف، موضوع و هدف پژوهش، روش‌های انجام و نتایج آن را مطرح کند. در چکیده از ذکر جزئیات کار، شکل‌ها، جدول‌ها، فرمول‌ها، مراجع و پاورقی پرهیز شود. لازم به ذکر است که حداقل 15 درصد از مراجع استفاده شده در مقاله باید از مجلات علمی-پژوهشی داخل کشور انتخاب شود.

A template for preparing papers in journal of science and technology of composites using styles in microsoft word (Style: English Title)

Name Surname¹, Fathollah Taheri-Behrooz^{2*}, Davoud Shahgholian³, ... (Style: Authors)

1- Name of the Department, University Name, City, Country.

2- School of Mechanical Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

3- Department of Mechanical Engineering, Tarbiat Modares University, Tehran, Iran

* P.O.B. 16846-13114, Tehran, Iran, email@address.ac.ir (Style: Authors' Affiliation)

Keywords (Style: Keywords Title)

Between 3 and 5 words, with separator comma (Style: Keywords), As:
Composites, Foam, Shear, Deflection

Abstract (Style: Abstract Title)

The abstract should briefly summarize the main contents of your contribution. It must be limited between 180 to 250 words for full research paper. The abstract should include a definition of the problem, assumptions, method of solution, summary of results. It should clearly state the objective, results and the conclusion of the work. Please do not insert any picture, diagram, table, references and other media material in your abstract. (Style: Abstract)

محترم، یک کپی از این فایل را در قسمتی از رایانه ذخیره نمایند. پس از آن با کپی و سپس چسباندن (پیست^۱) متن خود در این فایل، سبک^۲ مربوط را انتخاب نمایند. همچنین در هر قسمت از مقاله پس از پیست کردن متن می‌توانید از مسیر زیر، به طور مستقیم سبک مربوط را اعمال فرمایید:

1-مقدمه (سبک عنوان سطح 1)

1-مقدمه (استایل عنوان سطح 1)

برای آماده‌سازی مقاله خود از همین قالب (تمپلیت^۱) استفاده نمایید. نوع صفحه و فواصل از اطراف، در این قالب تنظیم شده است. کافی است نویسندگان

³ Style

¹ Template

² Paste

Please cite this article using:

برای ارجاع به مقاله از عبارت زیر استفاده کنید:

Surname, N., "A template for preparing papers in journal of science and technology of composites using styles in Microsoft word (Style: English Title)", In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 8, No. 2, pp. 1872-1875, 2022. <https://doi.org/...>

...

شکل‌ها و نمودارها در هر صفحه در بالا و یا پایین هر ستون بعد از اولین ارجاع به آن جانمایی شوند. برای این منظور، پس از کلیک روی شکل از مسیر زیر محل آن را در مکان‌های ذکر شده، مشخص نمایید:

Picture Tools -> Format -> Arrange -> Position

محورهای مختصات فقط با پارامتر توصیف می‌شوند. عناوین افقی و عمودی شکل‌ها اگر بصورت بدون بعد باشند، غیرایتالیک می‌آیند. در غیراینصورت پارامترها بصورت ایتالیک می‌آیند (توجه شود واحدها همواره در کل شکل‌ها، نمودارها و متن مقاله بصورت غیرایتالیک می‌آیند).

نوع و اندازه قلم محور شکل‌ها تایمز نیو رومن^۲ با اندازه 9pt است و نوع و اندازه قلم متون داخل شکل‌ها تایمز نیو رومن با اندازه 8pt است.

شکل‌ها با زمینه سفید (زمینه خاکستری و یا رنگی نباشد) و بدون قاب اضافی بیرونی و بدون خطوط افقی و عمودی (گریدلاین^۳) رسم می‌شود. مجله به‌صورت سیاه و سفید چاپ می‌شود. بنابراین اجزای شکل‌ها و نمودارها باید به‌گونه‌ای باشند که در چاپ سیاه و سفید قابل تفکیک باشند. به‌خصوص در شکل‌هایی که کانتور رنگی دارند، طیف رنگ استفاده شده باید در چاپ سیاه و سفید قابل تفکیک باشد.

استفاده از کلمات فارسی در شکل‌ها قابل قبول نمی‌باشد و کلیه توضیحات، ارقام، ارجاع‌ها و غیره بایستی با استفاده از کلمات و ارقام انگلیسی صورت گیرند. این کلمات و ارقام بایستی با استاندارد یکسان و مناسب در کل شکل‌های هر مقاله ارائه گردند.

در کلیه محورهای شکل‌ها باید درجه‌بندی آن‌ها روبه داخل باشد. از نویسندگان محترم درخواست می‌گردد تا هر شکل و نموداری را به صورت یک مجموعه واحد در مقاله وارد نمایند تا از به هم‌ریختگی شکل و توضیحات آن اجتناب شود.

شکل 1، نمونه شکل با کیفیت و مورد تایید مجله را نشان می‌دهد. برای توضیحات تکمیلی‌تر در مورد تهیه شکل‌ها و نمودارها مورد تأیید مجله، به فایل راهنمای تهیه شکل‌ها و نمودارها مراجعه کنید.

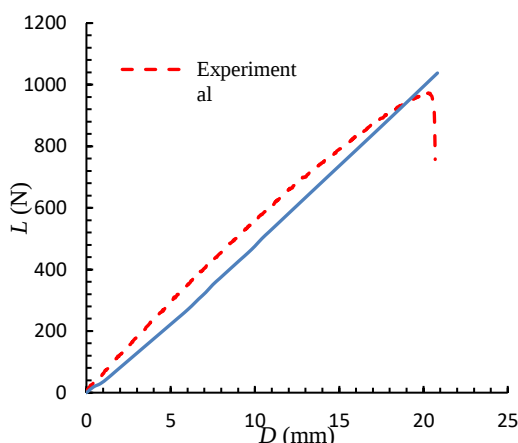


Fig. 1 Results of three-point bending test for composite plate

شکل 1 نتایج آزمون خمش سه نقطه ورق کامپوزیتی

2-2 جدول‌ها (استایل عنوان سطح 2 و 3)

نکات کلی که باید در ترسیم جدول‌ها به آن دقت شود، عبارت است از:

Paste option → match with Destination format
پاراگراف‌های دوم به بعد در هر عنوان با فرورفتگی به اندازه‌ی ۵ میلی‌متر از شروع سطر و بدون فاصله پس یا پیش از پاراگراف است.
موقع استفاده از علائمی نظیر ، ، . و غیره، به خاطر داشته باشید که کلیه‌ی این علائم بدون فاصله از حرف قبلی و با یک فاصله از حرف بعدی نوشته می‌شوند.
حداکثر صفحات پیش‌نویس مقاله 15 صفحه (با رعایت قالب فعلی) است.
(استایل متن اصلی)

1-1- اشاره به مراجع (استایل عنوان سطح 2 و 3)

اشاره به مراجع با علامت [1] در متن مقاله شروع می‌شود و بقیه مراجع نیز به ترتیب ادامه می‌یابند. مراجع باید به ترتیب ارجاع در متن شماره‌گذاری شوند و نمی‌توان به مرجع شماره 4 زودتر از مرجع شماره 3 اشاره کرد. در اشاره به چند منبع پشت سر هم، به جای ذکر تک‌تک آن‌ها می‌توان یک‌جا اشاره کرد [3-6] و برای اشاره به دو یا چند منبع غیرمتوالی در داخل براکت از جداکننده کاما استفاده می‌شود [3,5,7].

از ارجاع به مراجع به صورت: "در این موضوع محققان بسیاری تحقیق نموده‌اند [2-15]" خودداری شود. در مقاله‌های پژوهشی ارجاع باید به طور عمده در بخش‌های اصلی مقاله صورت گیرد. مراجعی که فقط در مقدمه آورده شده‌اند در واقع مرجع پژوهش نیستند و تعداد آن‌ها باید اندک باشد.

1-2- اعداد و کلمات انگلیسی (استایل عنوان سطح 2 و 3)

در مقاله‌ی فارسی استفاده از کلمات انگلیسی^۱ مجاز نیست و حتماً باید معادل فارسی آن‌ها را در متن مقاله به کار برد. در صورت لزوم، اصل انگلیسی کلمات به‌صورت زیرنویس اشاره شود.

در راستای نمایه شدن مجله در پایگاه‌های معتبر استنادی بین‌المللی، بایستی تمامی اعداد مقاله به صورت انگلیسی تایپ شوند و از به کار بردن ممیز فارسی خودداری شود. به طور مثال ۱.۲ صحیح و ۱/۲ غلط می‌باشد.
اشاره به زیرنویس در هر صفحه از مقاله با عدد 1 شروع می‌شود. باید توجه کرد که از زیرنویس وقتی استفاده می‌شود که اولین بار آن کلمه در متن مقاله استفاده می‌شود و در دفعات بعدی نیازی به تکرار زیرنویس نیست.

2- شکل‌ها، نمودارها و جدول‌ها (استایل عنوان سطح 1)

شکل‌ها، جدول‌ها و نمودارها نیز با فرمت دوستونی در مقاله درج می‌شوند. در صورتی که نتوان آن‌ها را در اندازه یک ستون رسم نمود، و شکل مطلوب بیش از عرض یک ستون را اشغال کند، در بالا یا پایین صفحه و بعد از محل ارجاع درج می‌شوند. (استایل متن اصلی)

1-2- شکل‌ها و نمودارها (استایل عنوان سطح 2 و 3)

نکات کلی که باید در ترسیم شکل‌ها به آن دقت شود، عبارت است از:

- در راستای نمایه شدن مجله در پایگاه‌های معتبر استنادی بین‌المللی، شکل‌ها و نمودارها باید دارای هر دو عنوان فارسی و انگلیسی باشند. عنوان شکل‌ها در زیر شکل قرار می‌گیرند (عنوان شکل به صورت انگلیسی در زیر شکل و سپس عنوان فارسی در زیر عنوان انگلیسی قرار می‌گیرد).
- عنوان فارسی شکل بایستی به صورت راست‌چین و عنوان انگلیسی شکل بایستی به صورت چپ‌چین باشد.
- به همه‌ی شکل‌ها و نمودارها در مقاله باید اشاره کرد. اشاره به شکل‌ها در متن، با ذکر شماره شکل و همان سبک متن مقاله و بدون پرانتز است. مگر در پایان جمله که در این حالت در داخل پرانتز اشاره می‌شود.

¹ English (Style: Sub Title)

² Times New Roman

³ Gridlines

- جدول‌ها باید دارای هر دو عنوان فارسی و انگلیسی باشند که در بالای جدول قرار می‌گیرند (عنوان جدول به صورت فارسی بالاتر از عنوان انگلیسی قرار دارد).
- عنوان فارسی جدول بایستی به صورت راست‌چین و عنوان انگلیسی جدول بایستی به صورت چپ‌چین باشد.
- جدول‌ها حتی‌الامکان فقط با سه خط افقی اصلی و بدون خطوط عمودی تنظیم می‌شوند.
- به همگی جدول‌ها در مقاله باید اشاره کرد. اشاره به جدول‌ها در متن، با ذکر شماره جدول و همان سبک متن مقاله و بدون پرانتز است. مگر در پایان جمله که در این حالت در داخل پرانتز اشاره می‌شود.
- جدول‌ها در هر صفحه در بالا و یا پایین هر ستون بعد از اولین ارجاع به آن جانمایی شوند.
- استفاده از اعداد فارسی در جدول‌ها قابل قبول نمی‌باشد.
- در صورتی که از جدول‌های سایر منابع استفاده شود، ذکر شماره مرجع در هر دو عنوان فارسی و انگلیسی جدول ضروری می‌باشد.
- متون داخل جدول‌ها باید به زبان فارسی و با قلم بی‌نازنین در اندازه 9pt تهیه شوند. استفاده از پارامترهای تعریف شده در جداول مخصوص سرستون‌ها بلامانع است. اندازه قلم برای پارامترهای انگلیسی و لاتین، 7pt با نوع قلم تایمز نیو رومن می‌باشد.
- جدول‌ها را به صورت زمینه سفید تهیه نمایید. از زمینه‌های رنگی و خاکستری در تهیه جدول‌ها پرهیز نمایید.
- جدول 1 نمونه صحیح جدول مورد تایید مجله را نشان می‌دهد.
- برای توضیحات تکمیلی‌تر در مورد تهیه جدول‌ها مورد تأیید مجله، به فایل راهنمای تهیه شکل‌ها و نمودارها مراجعه کنید.

جدول 1 اندازه فونت‌ها (استایل: عنوان جدول)

Table 1 Fonts sizes (Style: Table Title)

زبان متن	فارسی	لاتین
نوع قلم	بی‌نازنین	تایمز نیو رومن
اندازه قلم		
عناوین بخش‌های سطح 1	10	9
عناوین بخش‌های سطح 2	9	8
متن اصلی مقاله	10	9
عنوان شکل‌ها و جدول‌ها	9	8
متن داخل شکل‌ها	---	8
پاورقی و پی‌نوشت	8	7
متن در جدول‌ها	9	8
فرمول‌ها ^(*)	9	9
شماره روابط	---	9
مراجع	---	8

(*) فونت فرمول لاتین می‌تواند کامبریا مٹ نیز باشد.

3-روابط و فرمول‌های ریاضی (استایل عنوان سطح 1)

روابط و فرمول‌های ریاضی با استفاده از ابزار معادله¹ موجود در نرم‌افزار آفیس با قلم کامبریا مٹ² 9pt و از سمت چپ تایپ می‌شوند و با شماره‌گذاری از یک مشخص شده و برای اشاره به آن‌ها از شماره فرمول در داخل پرانتز استفاده می‌شود. یادآور می‌شود در نسخه‌های 2007 به بعد نرم‌افزار آفیس، فونت

کامبریا مٹ به‌طور پیش‌فرض برای نوشتن روابط و فرمول‌ها بکار رفته و کافی است اندازه آن در ابزار معادله تغییر کند. حتی‌المقدرو برای تایپ فرمول‌ها از نرم‌افزار مٹ‌تایپ³ استفاده نشود.

در نوشتن فرمول‌ها رعایت نکات زیر الزامی است:

- 1- در فرمول‌نویسی پارامترها و متغیرها به صورت ایتالیک می‌آیند، ولی اعداد، کلمات، توابع مشخص و واحدها به صورت غیرایتالیک می‌آیند.
- 2- در صورتی که فرمول طولانی باشد و طول آن از یک سطر تجاوز کند، باید در جای مناسب شکسته شده و ادامه فرمول در سطر بعدی آورده شود و از فشرده کردن آن پرهیز شود.
- 3- وقتی ادامه فرمول در سطری بعدی آورده می‌شود، باید از سطر دوم به بعد از سمت چپ فرورفتگی داشته باشد.
- 4- شماره هر فرمول در گوشه سمت راست آخرین سطر فرمول درج می‌شود و در صورتی که در سطر آخر برای نوشتن شماره فرمول جا نباشد، در گوشه سمت راست سطر بعد نوشته می‌شود.
- 5- دقت شود از نقطه ممیز یا همان نقطه پایان جمله (a.b) به جای نقطه ضرب (a.b) استفاده نشود.

$$\overline{Q_{11}^K} = Q_{11}^K \cos^4 \theta^k + 2(Q_{12}^K + Q_{66}^K) \sin^2 \theta^k \cos^2 \theta^k + Q_{22}^K \sin^4 \theta^k \quad (1)$$

$$\Pi = \int_{t_0}^{t_1} \sum_{i=1}^{N_0} (T_i - U_i + W_i) dt \quad (2)$$

$$\varepsilon_{xy}^0 = \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y} \quad (a-3)$$

4-قواعد نوشتاری (استایل عنوان سطح 1)

تلاش شود در متن مقاله از جملات رسا، گویا و کوتاه استفاده شود و از نوشتن جملات تودرتو پرهیز شود. جداسازی اجزای مختلف یک جمله نیز نقش زیادی در فهم آسان آن دارد. درستی نوشتار بر پایه‌ی املاي زبان پارسی ضروری است. در این بخش، برخی از موارد اشتباه متداول یادآوری می‌شود.

در افعال حال و گذشته استمراری باید دقت شود که «می» از جزء بعدی فعل جدا نماند. برای این منظور از «فاصله‌ی متصل» استفاده کنید. برای نوشتن فاصله‌ی متصل از «کلید Ctrl» به همراه «کلید -» استفاده کنید. همچنین دقت کنید که جزء «می» و جزء بعدی فعل را به‌صورت یکپارچه ننویسید. بنابراین «می‌شود» و «میشود» اشتباه، و درست آن «می‌شود» است.

در مورد «ها»ی جمع نیز دقت کنید که از کلمه‌ی جمع بسته شده جدا نوشته شود. برای جدانویسی نیز از فاصله‌ی متصل استفاده کنید. مثلاً «شکل‌ها» را به‌صورت «شکل‌ها» بنویسید. جمع بستن کلمات پارسی یا لاتین با قواعد زبان عربی اشتباه است. بنابراین، «پیشنهادهات» و «ساتید» اشتباه و درست آن‌ها «پیشنهاده‌ها» و «استادان» است.

1-4- علایم، نشانه‌ها و ارقام (استایل عنوان سطح 2 و 3)

از علایم و نشانه‌های متداول در زبان فارسی و همچنین از علایم و نشانه‌های به‌کار رفته در متون مهندسی مکانیک می‌توان استفاده نمود. استفاده از ممیز فارسی خطر به‌هم ریختگی اعداد را دارد و استفاده از آن به هیچ وجه مجاز نیست. اندازه و قلم علایم در داخل فرمول و در داخل متن و در لیست علایم باید دقیقاً یکسان باشد.

³ Math Type¹ Insert -> Symbols -> Equation² Cambria Math

برای مراجع فارسی در این نرم‌افزار کافی است در قسمت زبان³ مرجع، عبارت (In Persian) درج شود.

مقالات در بخش مراجع به ترتیب زیر آورده می‌شوند:

نام خانوادگی، نام، عنوان، نام مجله، شماره جلد، صفحات ابتدایی و انتهایی و سال انتشار.

(توجه شود حروف اول در عناوین مقالات بخش مراجع همه بزرگ باشند)

مثال:

- [1] Switzky, H. and Cary, J. W., "Minimum Weight Design of Cylindrical Structures," AIAA Journal, Vol. 1, No. 10, pp. 2330-2337, 1963.

مراجع فارسی زبان باید به صورت معادل انگلیسی آن‌ها درج شده و از عبارت In Persian استفاده شود مانند:

- [2] Safarabadi, M., "More Accurate Evaluation of Curing Residual Stress Field Considering Interphase Characteristics," In Persian, Journal of Science and Technology of Composites, Vol. 1, No. 1, pp. 3-12, 2014.

کتاب‌ها در بخش مراجع به ترتیب زیر آورده می‌شوند:

نام خانوادگی و نام نویسنده، عنوان کتاب و ناشر آن، محل نشر، نوبت چاپ، شماره صفحه و سال انتشار.

مثال:

- [3] Timoshenko, S., "Strength of Materials, Part II, Advanced Theory and Problems," Third ed., Krieger Publishing Company, Florida, pp. 121-132, 1976.

پایان نامه‌ها:

- [4] Carlson, W. R., "Dialectic and Rhetoric in Pierre Bayle," MSc Thesis, Yale University, USA, 1977.

ثبت اختراع:

- [5] Chin D.A. and Irvin D.J., "Actuator Device Utilizing a Conductive Polymer Gel," US Pat. 6, 685, 442, 2004.

پایگاه‌های الکترونیکی:

- [6] Mauritz K., "Sol-gel Chemistry," <http://www.psrc.usm.edu/mauritz/solgel.htm>, available in 13, February 2005.

استانداردها:

- [7] Standard Test Method for Solidification Point of BPA, Annual Book of ASTM Standard, 06.04, D 4493-94, 2000.

در صورت نیاز، لیست علائم و نشانه‌ها، در انتهای مقاله و پیش از مراجع درج می‌شود. این لیست به صورت جدول دوستونی و ترتیب الفبایی تنظیم شده و هر سطر به ترتیب شامل نماد و شرح (و ابعاد) آن است. مثال:

5-فهرست علائم (استایل عنوان سطح 1)

E مدول یانگ (Nm^{-2})

P نیرو (Nm^{-2})

T دما (K)

علائم یونانی

σ تنش (Nm^{-2})

ε کرنش

بالانویس‌ها

k تعداد لایه

زیرنویس‌ها

cr بحرانی

Ave مقدار متوسط

6-تقدیر و تشکر و پیوست‌ها (استایل عنوان سطح 1)

در صورت وجود تقدیر و تشکر و پیوست در مقاله، به ترتیب در انتهای مقاله و پس از لیست علائم و نشانه‌ها آورده می‌شود. باید به پیوست‌ها در متن مقاله اشاره و ارجاع شده باشد.

7-مراجع (استایل عنوان سطح 1)

تمامی مراجع با قلم تایمز نیو رومن 8 نوشته می‌شوند. شماره مرجع داخل کوشه و با ایجاد بیرون‌زدگی 5 میلی‌متر از خط دوم هر مرجع، نوشته می‌شود. نکات زیر را در مرجع‌نویسی و استفاده از مراجع رعایت نمایید:

- ✓ لازم به ذکر است که حداقل 15 درصد از مراجع استفاده شده در مقاله باید از مجلات علمی-پژوهشی داخل کشور انتخاب شود.
- ✓ نقطه، فاصله، کاما، ساده بودن فونت‌ها در مرجع‌نویسی باید با همان دقتی که در نمونه‌ها به آن اشاره شده است، رعایت شود.
- ✓ مجدداً تأکید می‌شود از ارجاع گروهی به مراجع به صورت: "در این موضوع محققان بسیاری تحقیق نموده‌اند [2-10]" خودداری شود.
- ✓ مراجع استفاده شده در مقاله باید قابل دسترس و قابل استفاده برای خوانندگان باشد.
- ✓ از ارجاع به مدارک قدیمی، بی ارتباط با اهداف اصلی مقاله و مطالبی که به صورت توضیحات و قوانین آشکار و آشنا برای مهندسان است، خودداری نمایید. به عنوان مثال، "قانون دوم نیوتن بصورت زیر است [5]". این نوع ارجاع نادرست است و کمکی به خواننده در درک مطلب نخواهد داشت.

✓ از ارجاع به پایان‌نامه‌های کارشناسی خودداری نمایید.

✓ نام مجله‌ها و نظایر آن به طور کامل و بدون اختصار آورده شود.

تذکر: برای نوشتن مراجع می‌توانید از فایل استایل مخصوص نشریه علوم و فناوری کامپوزیت¹ در نرم‌افزار اندنُت² استفاده کنید. این فایل از طریق وب-سایت مجله در دسترس است و برای استفاده از آن کافی است به پوشه استایل، در محل نصب نرم‌افزار انتقال یابد. این پوشه معمولاً در مسیر زیر در دسترس است:

Program Files → EndNote X# → Styles

³ Language

¹ JSTC.ens (EndNote Style)

² EndNote