



بررسی نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی مود II کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی تقویت شده با لایه‌ی میانی پلی وینیل الکل

حسین کاظمی^۱، مظاهر سلامت طلب^{۲*}، داود قنبری^۳

۱- دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اراک، اراک، ایران

۲- استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اراک، اراک، ایران

۳- دانشیار، گروه علوم پایه، دانشگاه صنعتی اراک، اراک، ایران

* ایمیل نویسنده مسئول: salamattalab@arakut.ac.ir

اطلاعات مقاله

مقاله پژوهشی

دریافت: ۱۵ اردیبهشت ۱۴۰۳

پذیرش: ۳۱ تیر ۱۴۰۳

کلیدواژگان:

نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی

تورق

میان‌لایه گذاری

لایه‌ی میانی پلی وینیل الکل

کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی

چکیده

با توجه به نیاز روز افزون صنعت به موادی با ویژگی‌های مکانیکی مطلوب و همچنین نسبت استحکام به وزن بالا، استفاده از کامپوزیت‌های لایه‌ای، بیش از هر زمان دیگری محبوبیت پیدا کرده است. با این وجود، با توجه به خواص خارج از صفحه‌ای ضعیف و عدم چسبندگی مناسب در سطح مشترک لایه‌های کامپوزیتی، این مواد مستعد عیوبی همچون تورق، می‌باشند. لذا در پژوهش حاضر سعی در بهبود نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی مود II در کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی، با استفاده از روش میان‌لایه گذاری و بهره‌گیری از لایه‌ی میانی برقریبی شده از پلی وینیل الکل، شده است. بدین منظور نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی، به صورت لایه‌چینی دستی آماده شدند. نتایج آزمایشگاهی نشان داد که استفاده از لایه‌ی میانی پلی وینیل الکل، منجر به افزایش ۱۷۷ درصدی در چقرمگی شکست شروع و ۳۶ درصدی در چقرمگی شکست رشد شده است. دلیل این امر بهبود چسبندگی در سطح مشترک لایه‌های کامپوزیت و جلوگیری از لغزش آسان آن‌ها بر روی یکدیگر می‌باشد. همچنین بررسی سطح شکست نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی، نشان داد که استفاده از لایه‌ی میانی منجر به تغییر مکانیزم شکست، از گسیختگی در فصل مشترک لایه و رزین بین لایه‌ای به گسیختگی در رزین بین لایه‌ای و نهایتاً ایجاد سطح شکستی زبرتر، نسبت به نمونه‌ی بدون میان‌لایه شده است. لازم به ذکر است که تحلیل نمودار مقاومت در برابر رشد ترک و مقایسه‌ی نرخ رهایی انرژی کرنشی حاصل شده از دو روش تحلیلی CCM و CBBM، نشان از تطابق مطلوب نتایج این دو روش داشت.

Investigating the mode II critical strain energy release rate of glass/epoxy laminated composites reinforced with polyvinyl alcohol interlayer

Hossein Kazemi¹, Mazaher Salamat-Talab^{2*}, Davood Ghanbari³

1- MSc Student, Department of Mechanical Engineering, Arak University of Technology, Arak, Iran

2- Assistant Professor, Department of Mechanical Engineering, Arak University of Technology, Arak, Iran

3- Associate Professor, Department of Science, Arak University of Technology, Arak, Iran

* Corresponding Author's Email: salamattalab@arakut.ac.ir

Article Information

Original Research Paper

Received: 4 May 2024

Accepted: 21 July 2024

Keywords:

Critical Strain Energy Release Rate

Delamination

Inter-layering Method

Polyvinyl Alcohol Interlayer

Glass/Epoxy Composites

Abstract

Owing to the increasing demand in the industry for materials possessing favorable mechanical properties and a high strength-to-weight ratio, the utilization of laminated composites has seen a surge in popularity. Nevertheless, laminated composite materials are susceptible to delamination because of their inadequate out-of-plane strengths and poor adhesion at the interface of composite laminated layers. This research aimed to enhance the mode II critical strain energy release rate in glass/epoxy laminated composites by using the inter-layering method and polyvinyl alcohol as the interlayer. To achieve this purpose, end-notch flexure samples (ENF) were fabricated using the hand lay-up technique. The experimental results indicate that the presence of a polyvinyl alcohol interlayer led to a significant increase of 177% in the initiation fracture toughness and 36% in the propagation fracture toughness. The reason for this is to increase the adhesion between the composite layers and reduce their tendency to slide relative to each other. Furthermore, the examination of the fracture surface of ENF samples demonstrated that the utilization of the interlayer induced a transition in the failure mechanism from adhesive failure to cohesive failure, thereby generating a rougher fracture surface in comparison to the neat sample. It is important to note that examining the crack growth resistance curve and comparing the strain energy release rate obtained from the CCM and CBBM methods demonstrated a favorable agreement.

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Kazemi H, Salamat-Talab M, Ghanbari D. Investigating the mode II critical strain energy release rate of glass/epoxy laminated composites reinforced with polyvinyl alcohol interlayer. Iranian Journal of Manufacturing Engineering. 2024 May 21;11(3):51-62. doi: 10.22034/IJME.2024.455742.1950 [In Persian]

۱- مقدمه

با توجه به نیاز روز افزون صنایعی از جمله هوافضا، کشتی سازی، ساخت مخازن و غیره به موادی با ویژگی‌های مکانیکی مطلوب از قبیل نسبت استحکام به وزن بالا، استفاده از کامپوزیت‌ها بیش از هر زمان دیگری محبوبیت پیدا کرده است. کامپوزیت‌ها و مواد مرکب در حالت‌های مختلفی با توجه به نوع تقویت کننده و رزین تقسیم بندی می‌شوند که از جمله پرکاربردترین آن‌ها T کامپوزیت‌های تقویت شده با الیاف و یا اصطلاحاً کامپوزیت‌های لایه‌ای می‌باشند. این نوع از کامپوزیت‌ها به دلیل تشکیل از دو فاز کاملاً متفاوت، همواره در خواص خارج از صفحه و حد تحملی بار در لایه‌های مختلف، ضعف داشته و گاهاً دچار ناپیوستگی‌های شدیدی می‌شوند که نهایتاً می‌تواند دچار بروز آسیب ورقه ورقه شدن لایه‌ها از یکدیگر و یا اصطلاحاً تورق گردد [۱-۳]. این آسیب از جمله معایب بزرگ در کامپوزیت‌های تقویت شده با الیاف می‌باشد؛ چرا که می‌تواند با کمترین علائم ظاهری، موجب کاهش چشمگیری در حد تحملی بار، سختی و نهایتاًواماندگی و شکست ناگهانی در کامپوزیت‌ها گردد. همچنین، با توجه به کاربرد گسترده‌ی کامپوزیت‌ها در صنایع فوق الذکر، وقوع این آسیب می‌تواند خسارات جبران ناپذیری را به دنبال داشته باشد. [۱، ۲، ۴]. علاوه بر موارد یاد شده، عدم تماس مطلوب الیاف با رزین و همچنین حساسیت بالای کامپوزیت‌های لایه‌ای در برابر بارگذاری‌های خمشی، از جمله دلایلی می‌باشند که می‌توانند منجر به تشدید این آسیب شده و نهایتاً رشد و سرعت تورق را در یک کامپوزیت لایه‌ای بحرانی‌تر کنند [۵]؛ لذا به صورت کلی، این حالت از شکست و آسیب در کامپوزیت‌ها را می‌توان به عنوان یکی از پرخطرترین حالت‌های شکست در کامپوزیت‌های لایه‌ای دانست [۶]. به عبارت دیگر، با توجه به شرایط مختلف و حساسیت کاری برای کامپوزیت‌ها و تأثیر این شرایط بر خواص مکانیکی آن‌ها؛ شناخت کاملی از پدیده‌ی تورق و عوامل تأثیرگذار بر آن، می‌تواند کمک به‌سزایی در کنترل و پیش‌بینی شکست در این مواد داشته باشد.

تحقیقات و نتایج محققان از اواخر قرن بیستم میلادی، راه‌کارهای متفاوت و گسترده‌ای را به منظور افزایش مقاومت مواد کامپوزیتی در برابر تورق و چقرمگی شکست بین لایه‌ای پیشنهاد می‌کنند [۷]. تمامی این راه‌کارها، هدف مشترکی با مضمون کنترل آسیب تورق به وسیله‌ی افزایش چسبندگی سطحی در بین لایه‌های یک کامپوزیت و همچنین استحکام بخشی در این سطوح را دارند تا بتوانند طول عمر و حد تحمل بار را در این مواد به بهترین حد خود برسانند [۸]. می‌توان مجموعه‌ی این راه‌کارها و روش‌های پیشنهادی را با توجه به نقطه هدف آن در افزایش چقرمگی شکست، به بخش‌هایی همچون ایجاد تغییرات شیمیایی و ساختاری در یک کامپوزیت لایه‌ای و همچنین اضافه نمودن لایه‌ی میانی در یک کامپوزیت تقسیم نمود [۹]. در زمینه‌ی اعمال تغییرات شیمیایی و ساختاری در مواد کامپوزیتی، می‌توان به اعمال شرایطی از جمله اکسیداسیون، سازی، رطوبت دهی، اضافه نمودن نانو مواد در زمینه‌ی مواد کامپوزیتی و یا روش‌های همچون استفاده از الیاف تقویت کننده در راستای ضخامت اشاره کرد [۱۰-۱۷]. با این حال لازم به ذکر است که روش‌های مذکور، در کنار افزایش چقرمگی شکست در کامپوزیت‌های لایه‌ای، می‌توانند منجر به ایجاد عیوبی از جمله کاهش خواص درون صفحه‌ای و یا ایجاد کلوخگی و تمرکز تنش نامطلوب در ساختار کامپوزیت‌ها شوند [۱۸-۲۰]. با توجه به موارد بیان شده، می‌توان دریافت که برای بهبود چسبندگی تماسی و همچنین افزایش استحکام برشی و خمشی در مواد کامپوزیتی؛ می‌بایستی روشی دیگر مورد استفاده قرارگیرد، که این روش را می‌توان به میان‌لایه‌گذاری در بین لایه‌های کامپوزیتی اطلاق نمود. میان‌لایه‌ها نشان داده‌اند که علاوه بر حفظ خواص درون صفحه، در صورتی که چسبندگی و استحکام بخشی مناسب را بتوانند ایجاد کنند، موجب صرف انرژی بیشتر به منظور جلوگیری از جدایش لایه‌ها از یکدیگر و تغییر مسیر رشد ترک می‌شوند که نهایتاً این موارد می‌توانند منجر به افزایش خواص خارج از صفحه و چقرمگی شکست بین لایه‌ای، در چند لایه‌های کامپوزیتی شوند [۲۱-۲۴]. لازم به ذکر است که میان‌لایه‌ها بایستی با در نظرگیری مود آسیب غالب در فرایند بارگذاری طراحی گردند؛ چرا که در هر یک از موده‌های آسیب، مکانیزم‌های متفاوتی برای مواجهه با تورق مورد اهمیت قراردارد. کاظمی و سلامت طلب [۹] با بررسی تحقیقات صورت گرفته در طول سالیان اخیر، نتیجه گرفتند که برای مود II آسیب، این شرایط به ترتیب به میزان چسبندگی بین لایه‌ای، اصطکاک سطحی، استحکام برشی و خمشی در سطح مشترک لایه‌های کامپوزیتی، معطوف می‌شود. لیو و همکاران [۲۵]، تأثیرات میان‌لایه‌ای هیبرید از جنس پلی اتر سولفون و نانو لوله‌های کربنی را بر چقرمگی شکست مود II، مورد بررسی قرار دادند. نتایج آن‌ها نیز نشان داد که در دمای اتاق مهم‌ترین عامل در چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II، میزان چسبندگی بین لایه‌ای، اصطکاک سطحی (متأثر از حضور نانو ذرات) و همچنین جریان پذیری رزین در سطح مشترک لایه‌ها می‌باشد. طبق این نکات، بهترین عملکرد برای میان‌لایه‌های حاوی ۱ و ۵، ۰

درصد وزنی از نانو لوله‌های کربنی می‌باشد که به ترتیب 317% و 258% افزایش را برای چقرمگی شکست مود II گزارش می‌دهند. در تحقیق ایپکچی و همکاران [26]، نشان داده شد که استفاده از میان‌لایه‌ی پلیمری ساخته شده از پلی وینیل بوتیرال، موجب افزایش 13.8 درصدی در چقرمگی شکست مود II، برای کامپوزیت‌های لایه‌ای شیشه/فنولیک، می‌شود. آن‌ها همچنین بیان نمودند که استفاده از لایه‌ی میانی هیبرید شده از این پلیمر با کربن پیرو لیکتیکی و نانو لوله‌های کربنی چند جداره، به دلیل ارضای شرایط اصطکاکی و استحکام بین لایه‌ای، موجب افزایش 38 درصدی در چقرمگی شکست مود II می‌شود. همچنین سانگ و همکاران [27]، پس از بررسی نانو لوله‌های کربنی، این نانو الیاف را در محلول پلی کاپرو لاکتون غوطه‌ور ساخته و میان‌لایه‌ای هیبرید شده از این دو ماده را آماده نمودند. نتایج تحقیق آن‌ها به ترتیب نشان از افزایش 75 و 44 درصدی برای میان‌لایه‌ی هیبرید از پلی کاپرو لاکتون و نانو لوله‌های کربنی، در چقرمگی شکست مود I و II دارد. استفاده از پلی کاپرو لاکتون در تحقیقات ژنگ و همکاران [28]، با نانو الیاف دیگری که از ذرات پلی‌آمید-66 تشکیل شده بود، انجام شد. آن‌ها برای تحقیقات خود پس از بررسی نانو الیاف متشکل از پلی‌آمید-66، این مواد را در داخل محلول پلی کاپرو لاکتون قرار داده و سپس در میان یک کامپوزیت 16 لایه از جنس کربن/اپوکسی که به صورت لایه‌چینی دستی و در فشار و شرایط خلاء ساخته شده بود، قرار دادند. نتایج آن‌ها نشان داد که استفاده از پلی‌آمید-66 به عنوان نانو الیاف، تغییرات چشمگیری را در G_{IIc}، به دلیل عدم تماس مطلوب با دیگر لایه‌ها و عدم افزایش اصطکاک، به دنبال ندارد. لازم به ذکر است که این امر با اضافه نمودن پلیمر پلی کاپرو لاکتون و افزایش چسبندگی و اصطکاک متاثر از ذرات ثانویه‌ی این پلیمر، رفع شده و منجر به افزایش 93 درصدی در این خاصیت، نسبت به نمونه‌ی بدون میان‌لایه شد. همچنین تحقیقات بر روی تاثیر ذرات پلی‌آمید توسط وایت و همکاران [29]، نیز انجام شد. آن‌ها در تحقیقات خود از ذرات پلی‌آمید به عنوان پلیمر و برای نانو الیاف ترکیب شده نیز از نانو لوله‌های کربنی چند جداره استفاده کردند. آن‌ها بیان کردند که استفاده از نانو لوله‌های کربنی چند جداره به دلیل بر هم زدن شرایط تماسی و جلوگیری از جریان‌پذیری رزین در بین لایه‌های کامپوزیت، تاثیر به‌سزایی در چقرمگی شکست مود II نداشته و حتی میزان چقرمگی شکست اولیه را که بیانگر مقاومت ماده در برابر شروع تورق است، کاهش می‌دهد. اما در ادامه، استفاده از میان‌لایه‌ی پلیمری پلی‌آمید-66 و میان‌لایه‌ی هیبرید از نانو لوله‌های کربنی چند جداره و پلی‌آمید-66 به ترتیب موجب افزایش 75 و 150 درصدی در چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II شد. همچنین حسینی و همکاران [24] از یک کامپوزیت 18 لایه‌ی شیشه/اپوکسی و برای میان‌لایه‌گذاری نیز از الیاف شیشه‌ی نمد استفاده کردند. آن‌ها بیان نمودند که به دلیل استفاده از میان‌لایه مذکور که استحکام بسیار پایینی دارد، رشد تورق همان ابتدا وارد میان‌لایه شده و منجر به کاهش 32 درصدی در چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II شده است.

باتوجه به موارد بیان شده، در این پژوهش به بررسی تأثیر میان‌لایه‌ای پلیمری و محلول در آب بر روی نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی مود II، پرداخته شده است که تا کنون توجه کمتری را در ادبیات پژوهشی مربوطه به خود جلب نموده‌اند. بدین منظور میان‌لایه‌ای برق‌ریسی شده از جنس پلیمر پلی وینیل الکل¹ (PVA)، آماده سازی شد. به منظور بررسی چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II، نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی² شیشه/اپوکسی با 28 لایه، به صورت لایه‌چینی دستی ساخته و به منظور پخت حرارتی، در آون حرارت‌دهی شدند. لازم به ذکر است که تحلیل نتایج این آزمایش، مطابق با روش‌های نرمی کالیبره شده³ (CCM) و تیر مبتنی بر نرمی⁴ (CBBM)، انجام و نتایج نرخ رهایی انرژی کرنشی حاصل شده از این دو روش و تطابق نتایج بدست آمده از دو روش مذکور، مورد بررسی و تحلیل قرار گرفت. همچنین تحلیل سطح شکست نمونه‌ها و عکس برداری در مقیاس ماکرو، به منظور تحلیلی دقیق‌تر از مکانیزم‌های فعال در طول شکست نمونه‌های کامپوزیتی، با استفاده از میکروسکوپ نوری انجام شد.

۲- مواد و روش

۲-۱- آماده‌سازی میان‌لایه

در این پژوهش و به منظور بررسی چقرمگی شکست بین لایه‌ای در کامپوزیت لایه‌ای شیشه/اپوکسی، میان‌لایه‌ای پلیمری از جنس پلی وینیل الکل به عنوان تقویت کننده مورد استفاده قرار گرفته شد. لازم به ذکر است که پلیمر پلی وینیل الکل از جمله مواد محلول در

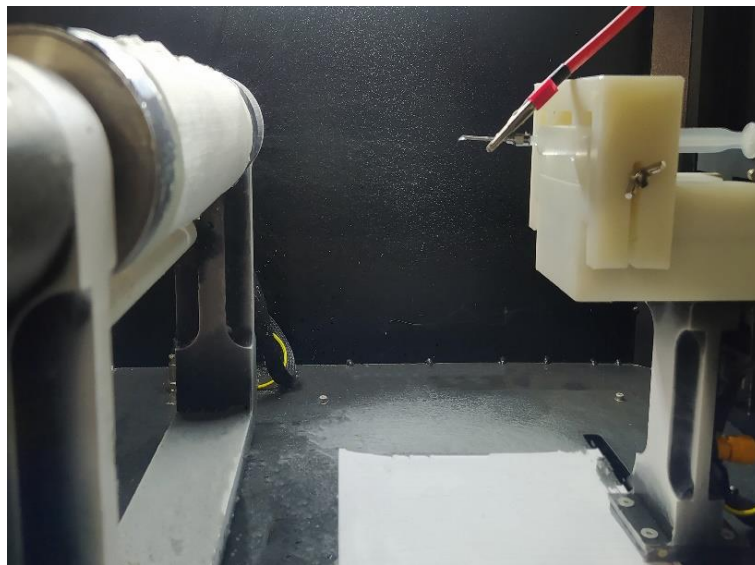
¹ Polyvinyl Alcohol (PVA)

² End Notched Flexure (ENF)

³ Compliance Calibration Method (CCM)

⁴ Compliance-Based Beam Method (CBBM)

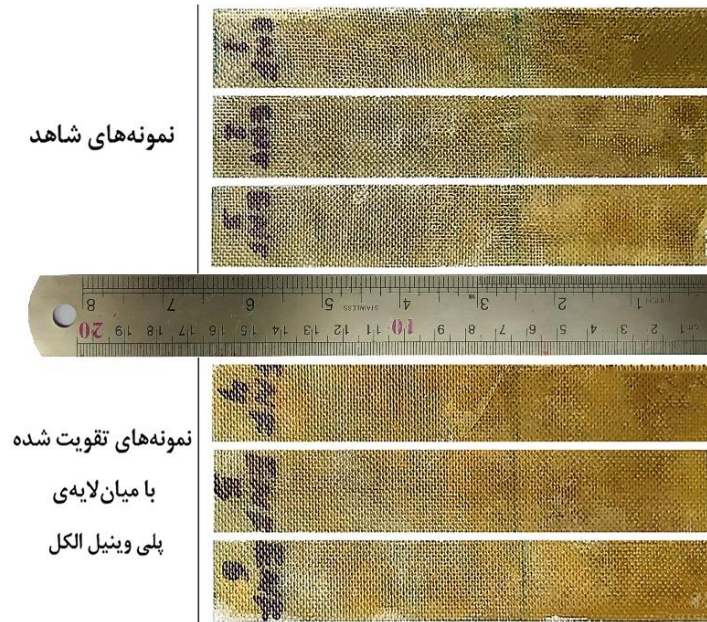
آب بوده که مطابق با ادبیات پژوهشی، تا کنون در زمینه‌ی تقویت نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی مود II چندان مورد بررسی ویژه‌ای قرار نگرفته‌اند. به منظور ساخت میان‌لایه‌های متشکل از پلی وینیل الکل، ابتدا ۵ گرم از گرانول پلی وینیل الکل، به ۲۰ میلی‌لیتر آب مقطر، با دمای ۱۰۰ درجه‌ی سلسیوس، اضافه شد. مخلوط حاضر به منظور حل شدن کامل پلیمر در آب، به مدت ۵ ساعت و به وسیله‌ی همزن مغناطیسی، همگن‌سازی شد. سپس محلول بدست آمده به درون سرنگی با ظرفیت حجمی ۲۰ میلی‌لیتر، انتقال یافت و آماده‌ی برق‌ریسی شد. به منظور برق‌ریسی نانو الیاف متشکل از این پلیمر، دستگاه برق‌ریسی با ولتاژ ۱۸ کیلوولت و نرخ پاشش ۱ میلی‌لیتر بر ساعت مورد استفاده قرار گرفت. لازم به ذکر است که در این پژوهش، فاصله‌ی نازل تا سطح مورد نظر برای پاشش نانو الیاف ۱۰۰ میلی‌متر در نظر گرفته شد. مطابق با شکل ۱، پس از آماده‌سازی دستگاه، نانو الیاف پلیمری بر روی لایه‌ای از الیاف شیشه پاشیده و میان‌لایه‌ی متناظر با آن آماده شد. همچنین در فرایند برق‌ریسی، سرعت حرکت خطی نازل، به منظور ایجاد ساختاری متراکم، ۱۰ میلی‌متر بر دقیقه تعیین شد. لازم به ذکر است که میان‌لایه‌ی آماده شده، به صورت میانگین ضخامت متناظر با ۴۰ میکرومتر را دارا بود.



شکل ۱ برق‌ریسی نانو الیاف پلیمری بر روی لایه‌ای از الیاف شیشه

۲-۲- آماده‌سازی نمونه‌ها

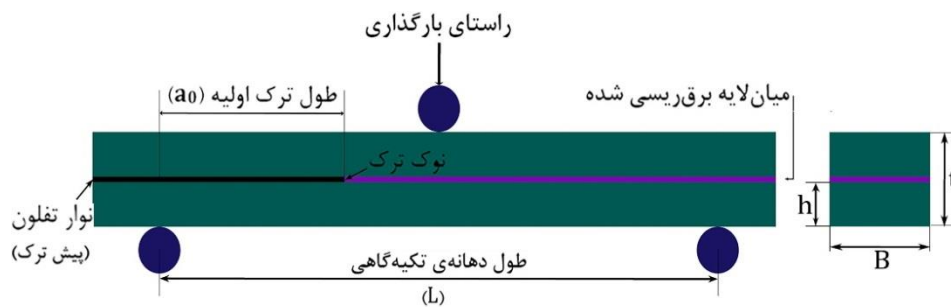
در این پژوهش و به منظور آماده‌سازی نمونه‌های کامپوزیتی از رزین پخت حرارتی LR690 (تهیه شده از شرکت ایران کامپوزیت کویان، ایران) و الیاف شیشه‌ای بافته شده با بافت ساده که به ترتیب دارای ضخامت و چگالی سطحی متناظر با ۰,۲ میلی‌متر و ۲۰۰ گرم بر متر مربع بود، استفاده شده است. مراحل ساخت نمونه‌های کامپوزیتی با نسبت ترکیب وزنی ۸۵ درصد سخت‌کننده به رزین، پیش گرفته شد. سپس آماده‌سازی نمونه‌ها به طریق لایه‌چینی دستی، برای ۲۸ لایه از الیاف شیشه انجام شد. لازم به ذکر است که میان‌لایه‌های مورد نظر در بین لایه‌های ۱۴ و ۱۵ در هر نمونه جای‌گیری شده و همچنین به منظور پیش ترک نیز، از نوار تفلونی با ضخامت ۲۵ میکرومتر استفاده گردید. پس از تکمیل فرایند لایه‌چینی، نمونه‌های آماده شده به مدت ۴ ساعت و در دمای ۸۰ درجه‌ی سلسیوس حرارت‌دهی شد و فرایند پخت آن‌ها در فشار محیط، صورت گرفت. همچنین مطابق با دستور العمل شرکت سازنده‌ی رزین و به منظور فرایند پخت کامپوزیت‌های ساخته شده، تمامی نمونه‌ها به مدت ۸ ساعت و در دمای ۱۴۰ درجه‌ی سلسیوس، حرارت‌دهی شدند. لازم به ذکر است که در این پژوهش، با در نظرگیری امکان تکرار پذیری نتایج، از هر حالت مورد بررسی (حالت‌های شاهد و تقویت شده با میان‌لایه‌ی PVA) سه نمونه آماده شد. در شکل ۲، نمونه‌های آماده‌سازی شده و کدهای متناظر با آن‌ها ارائه شده است.



شکل ۲ نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی آماده شده و معرفی کدهای مربوط به هر گروه از نمونه‌ها

۲-۳- نرخ رهایی انرژی کرنشی مود II

پس از تکمیل فرایند پخت و آماده‌سازی نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی، به کمک سمباده‌ی نرم و مطابق با استاندارد ASTM D7905 [۳۰]، نمونه‌ها با دقت ابعادی 0.2 میلی‌متر، به ترتیب با ابعاد 160 ، 25 و 6 میلی‌متر در طول، پهنا و ضخامت آماده شدند. به منظور انجام آزمایش چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II، دستگاه سنتام (STM-250) با لودسل دقت بالایی به ظرفیت 2000 kgf، مورد استفاده قرار گرفت. همان‌طور که در شکل ۳، شماتیکی از شرایط بارگذاری بر نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی ارائه شده است، طول دهانه‌ی تکیه‌گاهی و سرعت بارگذاری متناظر با این آزمایش، به ترتیب 100 میلی‌متر و 0.25 میلی‌متر بر دقیقه، در نظر گرفته شد. همچنین لازم به ذکر است که در تمامی نمونه‌ها به منظور ارضای شرایط آزمایش در طول ترک‌های متفاوت، طول ترک کل 60 میلی‌متر تعیین شد.

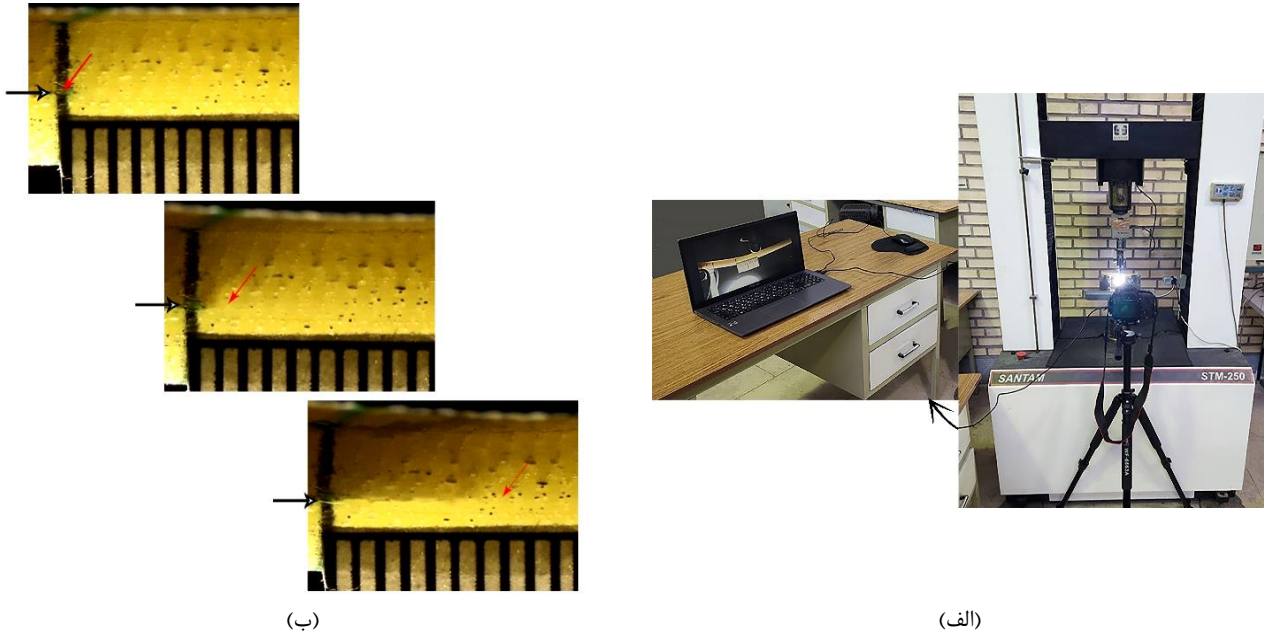


شکل ۳ شماتیکی از روش آزمایش و بارگذاری انجام شده به منظور تحلیل چقرمگی شکست بین‌لایه‌ای مود II

تحلیل نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی مود II، مطابق با استاندارد ASTM D7905 و روش نرمی کالیبره شده [۳۰]، با استفاده از محاسبه‌ی نرمی نمونه‌ها در 5 طول ترک مختلف، پیش گرفته شد. بدین منظور و برای دستیابی به منحنی نرمی پنج نقطه، آزمایش خمش سه نقطه، با بار نهایی معادل با نصف بار شکست نمونه‌ها، در طول ترک‌های 20 ، 25 ، 35 و 40 میلی‌متر انجام شده و نهایتاً آزمایش شکست متناظر با مود II، در طول ترک 30 میلی‌متر، بر روی نمونه‌های مورد نظر، صورت گرفت؛ سپس با توجه به استاندارد ASTM D7905 و مطابق با رابطه‌ی ۱، نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی مود II (G_{IIc}^{CCM})، برای روش تحلیلی CCM، نتیجه شد.

$$G_{IIc}^{CCM} = \frac{3mP^2a^2}{2B} \quad (1)$$

که در آن پارامترهای P ، a ، B و m به ترتیب معرف نیروی بحرانی متناظر با طول ترک در هر مرحله از رشد، طول ترک، پهنای نمونه‌ی خمشی با شیار انتهایی و شیب خط برآزش شده از منحنی نرمی پنج نقطه بر حسب a^3 ، در طول ترک‌های ۲۰، ۲۵، ۳۰، ۳۵ و ۴۰ میلی‌متر، می‌باشند. همچنین لازم به ذکر است همان‌طور که در شکل ۴ مشخص شده است، در این پژوهش و در طول فرایند آزمایش نمونه‌ها، به منظور دنبال نمودن روند رشد ترک و ثبت نیروی متناظر با طول ترک در هر مرحله از رشد، تصویر برداری از روند رشد ترک با استفاده از تجهیزات لازم، صورت گرفته است.



شکل ۴ الف) تجهیزات مورد استفاده در طول انجام آزمایش و ب) تصاویری از روند رشد ترک در نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی (فلش‌های مشکی و قرمز به ترتیب نشان‌گر نوک ترک اولیه و نوک ترک رشد یافته در طول فرایند آزمایش می‌باشند)

لازم به ذکر است که در این پژوهش و به دلیل دشوار بودن تشخیص دقیق طول ترک لحظه‌ای، نرخ رهایی انرژی کرنشی بر طبق روش تیر مبتنی بر نرمی نیز، محاسبه شده است. مطابق با روش CBBM، نرخ رهایی انرژی کرنشی مود II (G_{IIc}^{CBBM})، از رابطه‌ی ۲ محاسبه می‌شود [۳۱، ۳۲].

$$G_{IIc}^{CBBM} = \frac{9P^2a_{eq}^2}{16B^2h^3E_f} \quad (2)$$

که در آن h بیان‌کننده‌ی نصف ضخامت نمونه می‌باشد. همچنین پارامترهای a_{eq} و E_f بیانگر طول ترک معادل و مدول الاستیسیته‌ی معادل می‌باشند که به ترتیب از روابط ۳ و ۴ محاسبه می‌شوند.

$$a_{eq} = \left[\frac{C_c}{C_{0c}} a_0^3 + \frac{2}{3} \left(\frac{C_c}{C_{0c}} - 1 \right) \left(\frac{L^3}{2} \right) \right]^{1/3} \quad (3)$$

$$E_f = \frac{3a_0^3 + 2(L^3/2)}{8Bh^3} \times (C_{0c})^{-1} \quad (4)$$

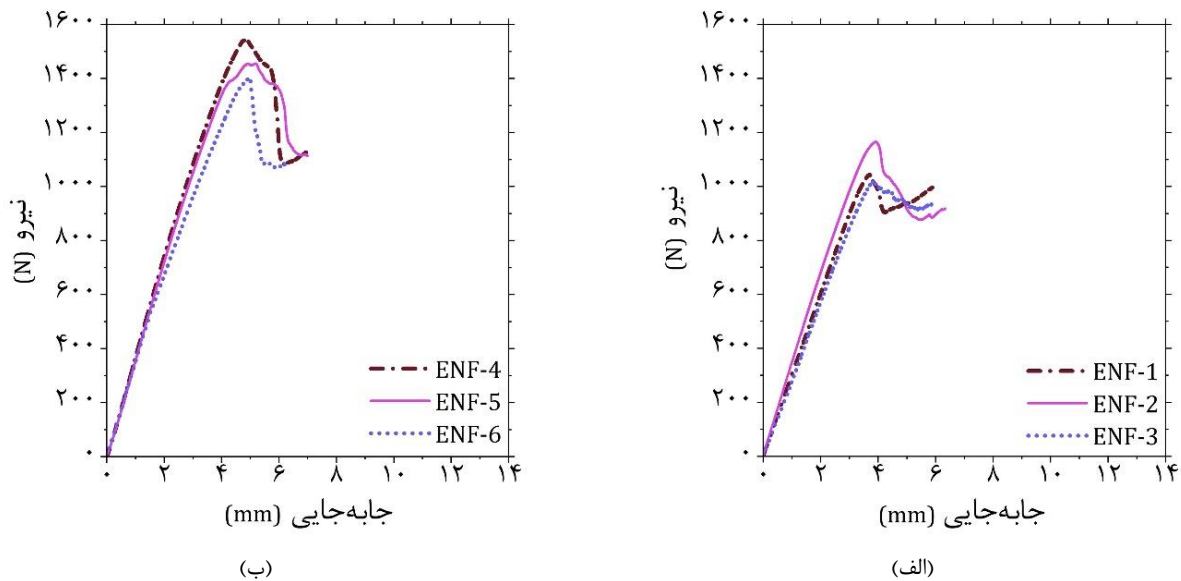
در این روابط؛ پارامترهای L و a_0 به ترتیب بیانگر طول دهانه‌ی تکیه‌گاهی و طول ترک اولیه (۳۰ میلی‌متر) می‌باشند. همچنین پارامترهای C_0 و C_c ، به ترتیب بیانگر نرمی معادل اولیه و نرمی معادل متناظر با نمودار نیرو-جابجایی بوده و از روابط ۵ و ۶، محاسبه می‌شوند. در این روابط، مقادیر C_0 ، C و G_{13} معادل با نرمی اولیه، نرمی متناظر با نمودار نیرو-جابجایی برای هر نمونه و مدول برشی خارج از صفحه می‌باشند. لازم به ذکر است که در این روش، مقدار G_{13} تأثیر بسیار ناچیزی بر روی نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی نمونه‌ها می‌گذارد و لذا برای این مقدار، بدون انجام آزمون خاصی، می‌توان از مقادیر مشابهی در ادبیات تحقیقی استفاده نمود [۳۲، ۳۳].

$$C_{0c} = C_0 - \frac{3(L/2)}{10BhG_{13}} \quad (4)$$

$$C_{0c} = C_0 - \frac{3(L/2)}{10BhG_{13}} \quad (5)$$

۳- نتایج و بحث

پس از آماده‌سازی نمونه‌ها و انجام آزمایش چقرمگی شکست مود II، نمودار نیرو-جاب‌جایی متناظر با هریک از نمونه‌های بدون میان‌لایه (شاهد) و تقویت شده با میان‌لایه‌ی پلی وینیل الکل، استخراج و به ترتیب در شکل ۵-الف و شکل ۵-ب، ارائه شده است. همان‌طور که از شکل ۵ مشخص است، حد تحملی بار در نمونه‌های تقویت شده با میان‌لایه‌ی PVA، نسبت به نمونه‌ی بدون میان‌لایه، تقویت چشم‌گیری را داشته است.



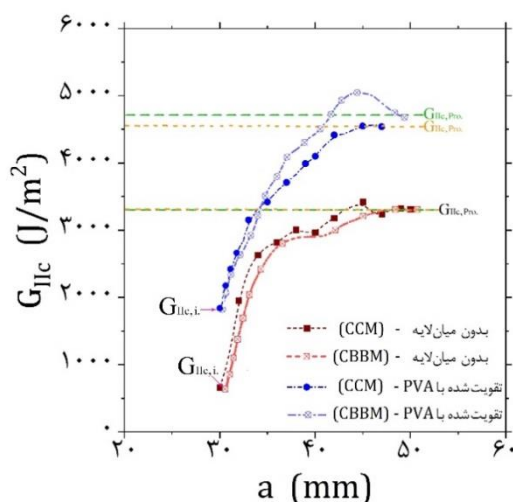
شکل ۵ نمودار نیرو-جاب‌جایی متناظر با نمونه‌های؛ الف) بدون میان‌لایه (شاهد) و ب) تقویت شده با میان‌لایه‌ی PVA

به منظور تحلیل جامع‌تری از نمودار نیرو-جاب‌جایی ارائه شده در شکل ۵، حد تحملی بار در نمونه‌های مورد بررسی در جدول ۱ ارائه شده است. همان‌طور که از نتایج ارائه شده مشخص است، نیروی مورد نیاز برای شروع رشد ترک در نمونه‌ی تقویت شده با میان‌لایه‌ی پلی وینیل الکل نسبت به نمونه‌ی بدون میان‌لایه، به مقدار ۵۸ درصد تقویت یافته است. همچنین لازم به ذکر است که بیشترین حد تحمل بار در طول رشد ترک نیز در نمونه‌های تقویت شده با میان‌لایه، به مقدار ۳۵ درصد افزایش داشته است. دلیل این امر به افزایش چسبندگی در سطح مشترک لایه‌ی میانی با لایه‌های مجاور و همچنین در هم تنیدگی لایه‌های کامپوزیتی و جلوگیری از لغزش آن‌ها بر روی یکدیگر معطوف می‌شود که منجر به افزایش مقاومت در برابر رشد ترک متأثر از بار خمشی وارد شده، می‌گردد [۳۴، ۳۵].

جدول ۱ مقایسه‌ی حد تحملی بار در شروع رشد ترک و رشد پایدار ترک برای نمونه‌های بدون میان‌لایه و با میان‌لایه‌ی پلی وینیل الکل

نمونه‌ی بدون میان‌لایه	نمونه‌ی تقویت شده با میان‌لایه‌ی PVA
حد تحمل بار در شروع رشد ترک (N)	660.60
بیشترین حد تحمل بار در طول رشد ترک (N)	1215.50
	1466.82 ± 76.37
	1086.66 ± 86.07

همچنین منحنی مقاومت در برابر رشد ترک^۱ برای نمونه‌های بدون میان لایه و تقویت شده با میان لایه‌ی PVA، با توجه به روابط ۱ و ۲ و مطابق با دو روش CCM و CBBM، در شکل ۶ ارائه شده است. با توجه به نمودار ارائه شده در شکل ۶، می‌توان مشاهده نمود که نمونه‌ی تقویت شده با میان لایه‌ی PVA، در مقابل رشد ترک و گسترش آن در نمونه، مقاومت بسیار بالاتری را از خود نشان داده است. به عبارت دیگر استفاده از میان لایه، نقش مؤثری را در مقابل رشد ترک ایفا نموده و با افزایش چسبندگی سطحی و ایجاد مکانیزم‌های مقابله‌گر، به صورت چشمگیری مقاومت در برابر رشد ترک را بهبود بخشیده است [۲۱]. همچنین لازم به ذکر است که با توجه به منحنی ارائه شده در شکل ۶، نتایج نرخ رهایی انرژی کرنشی ارائه شده‌ی متناظر با دو روش CCM و CBBM، تطابق مطلوبی را نشان می‌دهند.



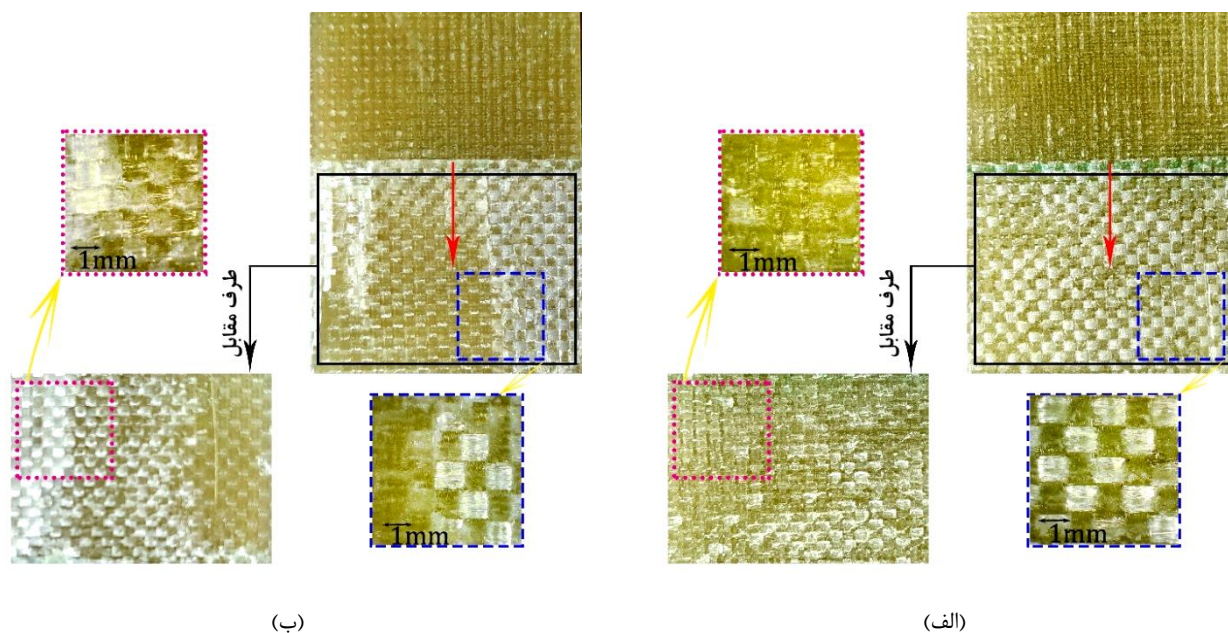
شکل ۶ نمودار مقاومت در برابر رشد ترک متناظر با نمونه‌های بدون میان لایه و با میان لایه‌ی پلی وینیل الکل، مطابق با روش‌های CCM و CBBM

به منظور تحلیلی گسترده‌تر در زمینه‌ی نتایج ارائه شده از نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی در شکل ۶ و همچنین مقایسه‌ی دقیق‌تر تطابق دو روش تحلیلی CCM و CBBM، مهم‌ترین داده‌های نمودار مقاومت در برابر رشد ترک در جدول ۲، ارائه شده است. از نتایج ارائه شده در جدول ۲ به وضوح مشخص است که چقرمگی شکست بین لایه‌ای اولیه ($G_{IIc}^{initiation}$) برای نمونه‌های تقویت شده با میان لایه‌ی PVA، تقریباً ۱۷۷ درصد نسبت به نمونه‌های بدون میان لایه، افزایش داشته است. به عبارتی دیگر، با توجه به تأثیر مستقیم چسبندگی بین لایه‌ای در سطح مشترک لایه‌ی میانی با لایه‌های مجاور، بر روی چقرمگی شکست اولیه در مود II [۹]، استفاده از میان لایه‌ی PVA به خوبی شرط مذکور را ارضا نموده و تقویت چشمگیری را در این زمینه ایجاد نموده است. همچنین ارضای این شرط و در هم تنیدگی مطلوب لایه‌ها، موجب جلوگیری از لغزش لایه‌های میانی بر روی یکدیگر و لذا بهبود مقاومت در برابر رشد ترک شده است؛ به گونه‌ای که چقرمگی شکست انتشار ($G_{IIc}^{propagation}$) در نمونه‌ی تقویت شده با میان لایه، تقریباً ۳۶ درصد افزایش را نشان داده است. اما همان‌طور که مشخص است، استفاده از این نوع از لایه‌ی میانی در چقرمگی شکست اولیه، تقویت چشمگیرتری را نسبت به چقرمگی شکست انتشار نشان می‌دهد که این امر به تفاوت مکانیزم‌های مؤثر در این حالات، معطوف می‌شود. به عبارت دیگر با توجه به تأثیر مستقیم اصطکاک سطحی موجود در بین لایه‌ی میانی با لایه‌های مجاور بر روی چقرمگی شکست انتشار، ماهیت ساختاری میان لایه‌های پلیمری و عدم تقویت اصطکاک سطحی در این نوع از میان لایه‌ها [۹]، چقرمگی شکست انتشار تنها نشان از تقویت ۳۶ درصدی، نسبت به نمونه‌ی بدون میان لایه (شاهد) دارد. همچنین مقایسه‌ی تطابق نتایج بدست آمده از دو روش تحلیلی CCM و CBBM، ارائه شده در جدول ۲، نشان می‌دهد که این دو روش اختلاف ناچیز و قابل قبولی با یکدیگر داشته که این اختلاف به صورت میانگین معادل با ۲ درصد می‌باشد. لازم به ذکر است که این اختلاف به دلیل در نظرگیری طول ترک معادل و تمرکز تنش نوک ترک، در روش تحلیلی CBBM می‌باشد که نهایتاً منجر به اختلافی جزئی با روش تحلیلی CCM، می‌گردد [۳۲].

¹ Crack Growth Resistance Curve (R-Curve)

جدول ۲ بررسی و مقایسه‌ی چقرمگی شکست بین‌لایه‌ای اولیه و حالت انتشار در دو روش CCM و CBBM

روش تحلیل	نمونه‌ی بدون میان‌لایه	نمونه‌ی تقویت شده با میان‌لایه PVA
CCM	659.56	1827.73
	3340.82 ± 83.29	4558.93 ± 26.37
CBBM	638.02	1818.75
	3297.89 ± 8.28	4707.99 ± 25.98



شکل ۷ تحلیل ماکرو سطح شکست نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی؛ الف) نمونه‌ی بدون میان‌لایه (شاهد) و ب) نمونه‌ی تقویت شده با میان‌لایه‌ی PVA (راستای گسترش ترک در نمونه‌ها، با فلش قرمز رنگ، مشخص شده است)

به منظور تحلیل سطح شکست نمونه‌های مورد آزمایش و همچنین بررسی مکانیزم‌های مقابله‌گر در طول فرایند گسترش ترک، تصاویر سطح شکست نمونه‌های بدون میان‌لایه و تقویت شده با میان‌لایه‌ی PVA، در مقیاس ماکرو و با استفاده از میکروسکوپ نوری، به ترتیب در شکل ۷-الف و شکل ۷-ب ارائه شده است. همان‌طور که مشخص است، در نمونه‌ی شاهد (بدون میان‌لایه)، ترک در سطح مشترک دو لایه‌ی میانی کامپوزیت رشد نموده است. در این حالت، روند رشد ترک به گونه‌ای بوده است که در یک طرف سطح شکست، رزین اپوکسی قابل مشاهده بوده و در طرف مقابل آن، سطحی با رزین کمتر (و حتی عاری از رزین) قابل رؤیت می‌باشد. به عبارت دیگر، رشد ترک اولیه در این نمونه‌ها، به دلیل چسبندگی ضعیف بین لایه‌ای در لایه‌های میانی کامپوزیت، منجر به گسیختگی در فصل مشترک لایه و رزین بین لایه‌ای^۱ و نهایتاً ایجاد سطح شکستی صاف شده است؛ اما از طرفی دیگر بررسی سطح شکست نمونه‌های تقویت شده با میان‌لایه‌ی پلی وینیل الکل (شکل ۷-ب)، به وضوح مشارکت مطلوب نانو الیاف موجود در میان‌لایه را در روند شکست نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی، نشان می‌دهد که این امر موجب تغییر مسیر رشد ترک در فرایند تورق بین لایه‌ای و لذا ایجاد مکانیزم شکست مخلوط، گسیختگی در فصل مشترک لایه و رزین بین لایه‌ای و گسیختگی در رزین بین لایه‌ای^۲ و نهایتاً سطح شکستی زبر شده است. این امر نشان از بهبود چسبندگی بین لایه‌ای در سطح مشترک میان‌لایه با لایه‌های مجاور و همچنین افزایش مقاومت لایه‌ها در برابر تورق دارد.

¹ Adhesive Failure

² Cohesive Failure

۴- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر به بررسی تأثیر لایه‌ی میانی پلیمری محلول در آب و برق‌ریسی شده از پلی وینیل الکل بر روی نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی مود II در کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی، پرداخته شد. به طور کلی استفاده از پلیمرهای محلول در آب و پلیمر پلی وینیل الکل و به طور خاص، بررسی تأثیر این نوع از میان‌لایه بر روی چقرمگی شکست مود II در کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی، در ادبیات پژوهشی چندان مورد توجه قرار نگرفته است. بدین منظور و مطابق با استاندارد ASTM D7905، نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی، به صورت لایه‌چینی دستی آماده شده و مورد بررسی قرار گرفتند. همچنین در این پژوهش و به منظور بررسی تطابق نتایج بدست آمده از دو روش تحلیلی CCM و CBBM، نرخ رهایی انرژی کرنشی مود II در نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی مورد بررسی، از هر دو روش مذکور محاسبه و نمودار مقاومت در برابر رشد ترک نتیجه شده از هر دو روش، با یکدیگر مقایسه شدند. مهم‌ترین نتایج تجربی، آزمایشگاهی و تحلیل‌های سطح شکست متناظر با نمونه‌های مورد بررسی عبارت‌اند از:

- استفاده از لایه‌ی میانی پلیمری و برق‌ریسی شده از پلیمر پلی وینیل الکل و همچنین حضور مؤثر میان‌لایه‌ی یاد شده در روند رشد و گسترش ترک بین لایه‌ای، موجب بهبود چسبندگی سطحی در بین لایه‌های میانی و لذا تقویت مقاومت در برابر رشد ترک بین لایه‌ای در کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی گردیده است.
- در هم‌تنیدگی مناسب و مطلوب نانو الیاف پلی وینیل الکل با لایه‌های مجاور، موجب جلوگیری از لغزش آسان لایه‌های کامپوزیتی بر روی یکدیگر شده است که نهایتاً این امر حد تحملی بار در زمان شروع رشد ترک و گسترش ترک را به ترتیب ۵۸ و ۳۵ درصد افزایش داده است.
- بررسی نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی مود II در زمان شروع و رشد ترک برای کامپوزیت‌های تقویت شده با لایه‌ی میانی پلی وینیل الکل، به ترتیب افزایشی ۱۷۷ و ۳۶ درصدی را نسبت به نمونه‌های شاهد و بدون میان‌لایه، نشان می‌دهد.
- مقایسه‌ی نمودار مقاومت در برابر رشد ترک حاصل شده از دو روش تحلیلی CCM و CBBM نشان از تطابق مطلوب نتایج متناظر با این دو روش داشت. همچنین تحلیل نتایج این دو روش، اختلافی جزئی و ۲ درصدی را نشان می‌دهد که این امر معطوف به تفاوت فرضیه‌های حاکم بر مسئله در این دو روش، از جمله در نظر گیری طول ترک معادل در روش تحلیلی CBBM می‌شود.
- تحلیل سطح شکست نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی و تقویت شده با لایه‌ی میانی پلی وینیل الکل، در مقیاس ماکرو و با استفاده از میکروسکوپ نوری، نشان از مشارکت مؤثر نانو الیاف موجود در لایه‌ی میانی در برابر روند رشد ترک داشت که این امر موجب تغییر مکانیزم رشد ترک بین لایه‌ای از گسیختگی در فصل مشترک لایه و رزین بین لایه‌ای، به گسیختگی در رزین بین لایه‌ای دارد.

Reference

- [1] Ekhtiyari A, Alderliesten R, Shokrieh MM. Loading rate dependency of strain energy release rate in mode I delamination of composite laminates. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2021 Apr 1;112:102894. doi: 10.1016/j.tafmec.2021.102894
- [2] Greenhalgh E. Failure analysis and fractography of polymer composites. Elsevier; 2009 Sep 28.
- [3] Porras A, Tellez J, Casas-Rodriguez JP. Delamination toughness of ultra high molecular weight polyethylene (UHMWPE) composites. In *EPJ Web of Conferences 2012* (Vol. 26, p. 02016). EDP Sciences. doi: 10.1051/epjconf/20122602016
- [4] Baker AA. Composite materials for aircraft structures. AIAA; 2004.
- [5] Di Boon Y, Joshi SC. A review of methods for improving interlaminar interfaces and fracture toughness of laminated composites. *Materials Today Communications*. 2020 Mar 1;22:100830. doi: 10.1016/j.mtcomm.2019.100830
- [6] Morita H, Adachi T, Tateishi Y, Matsumoto H. Characterization of impact damage resistance of CF/PEEK and CF/toughened epoxy laminates under low and high velocity impact tests. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. 1997 Jan;16(2):131-43. doi: 10.1177/073168449701600203
- [7] Sridharan S. Delamination Behaviour of Composites. Woodhead Publishing; 2008.
- [8] Kim JK, Sham ML. Impact and delamination failure of woven-fabric composites. *Composites Science and Technology*. 2000 Apr 1;60(5):745-61. doi: 10.1016/S0266-3538(99)00166-9

- [9] Kazemi H, Salamat-Talab M. Investigation of interlayering effect on the mechanical properties and interlaminar fracture toughness of laminated composites: A review. *Journal of Nanostructures*. 2024. doi: [10.22052/JNS.2024.254321.3194](https://doi.org/10.22052/JNS.2024.254321.3194)
- [10] Li Y, Peng Q, He X, Hu P, Wang C, Shang Y, Wang R, Jiao W, Lv H. Synthesis and characterization of a new hierarchical reinforcement by chemically grafting graphene oxide onto carbon fibers. *Journal of Materials Chemistry*. 2012;22(36):18748-52. doi: [10.1039/C2JM32596A](https://doi.org/10.1039/C2JM32596A)
- [11] Xu Z, Huang Y, Min C, Chen L, Chen L. Effect of γ -ray radiation on the polyacrylonitrile based carbon fibers. *Radiation Physics and Chemistry*. 2010 Aug 1;79(8):839-43. doi: [10.1016/j.radphyschem.2010.03.002](https://doi.org/10.1016/j.radphyschem.2010.03.002)
- [12] Ansari MJ, Jabbaripour B. Manufacture and comparison of mechanical properties of reinforced polypropylene nanocomposite with carbon fibers and calcium carbonate nanoparticles. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*. 2019;6(5):1-12. [In Persian]
- [13] Naderi R, Hajian Heidary M, Karimi M, Ahmadi A. Microstructure and mechanical properties of AA5456/SiO₂p nanocomposite fabricated by friction stir processing. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*. 2020 Jun 21;7(4):39-47. [In Persian]
- [14] Purhaji M, Hamdollahzade AH, Nakhaei MR. Optimizing the mechanical properties of PVC/NBR/Graphene nanocomposite for achieve maximum tensile strength and elongation at break. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*. 2023 Aug 23;10(6):1-5. doi: [10.22034/IJME.2023.412811.1822](https://doi.org/10.22034/IJME.2023.412811.1822) [In Persian]
- [15] Bashiri Goodarzi H, Yarmohammad Tooski M. An experimental study of the effects of carbon nanotube and graphene addition on the impact strength of Epoxy/Basalt fiber composite. *Journal of Science and Technology of Composites*. 2019;6(3):411-418. doi: [10.22068/JSTC.2019.97533.1490](https://doi.org/10.22068/JSTC.2019.97533.1490) [In Persian]
- [16] Mozaffari S, Panahizadeh V. Experimental analysis of impact strength, tensile strength and elastic modulus of polyamide 6 / polyolefin elastomer / carbon nanotubes / carbon nanotubes. *Journal of Science and Technology of Composites*. 2022;8(3):1668-1676. doi: [10.22068/JSTC.2022.544381.1759](https://doi.org/10.22068/JSTC.2022.544381.1759) [In Persian]
- [17] Kazemi H, Salamat-Talab M, Ghanbari D. Investigating the effect of Silica/Magnesium hydroxide composite nanoparticles on the flexural properties of polymer-based nanocomposites. *Iranian Journal of Manufacturing Engineering*. 2024 Mar 17. doi: [10.22034/IJME.2024.435372.1917](https://doi.org/10.22034/IJME.2024.435372.1917) [In Persian]
- [18] Shin YC, Lee WI, Kim HS. Mode II interlaminar fracture toughness of carbon nanotubes/epoxy film-interleaved carbon fiber composites. *Composite Structures*. 2020 Mar 15;236:111808. doi: [10.1016/j.compstruct.2019.111808](https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2019.111808)
- [19] Chaudhry MS, Czekanski A, Zhu ZH. Characterization of carbon nanotube enhanced interlaminar fracture toughness of woven carbon fiber reinforced polymer composites. *International Journal of Mechanical Sciences*. 2017 Oct 1;131:480-9. doi: [10.1016/j.ijmecsci.2017.06.016](https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2017.06.016)
- [20] Hassanzadeh-Aghdam MK, Mahmoodi MJ, Jamali J, Ansari R. A new micromechanical method for the analysis of thermal conductivities of unidirectional fiber/CNT-reinforced polymer hybrid nanocomposites. *Composites Part B: Engineering*. 2019 Oct 15;175:107137. doi: [10.1016/j.compositesb.2019.107137](https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.107137)
- [21] Chen C, Li Y, Yu T. Interlaminar toughening in flax fiber-reinforced composites interleaved with carbon nanotube buckypaper. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*. 2014 Oct;33(20):1859-68. doi: [10.1177/0731684414548084](https://doi.org/10.1177/0731684414548084)
- [22] Daelemans L, van der Heijden S, De Baere I, Rahier H, Van Paepegem W, De Clerck K. Nanofibre bridging as a toughening mechanism in carbon/epoxy composite laminates interleaved with electrospun polyamide nanofibrous veils. *Composites Science and Technology*. 2015 Sep 29;117:244-56. doi: [10.1016/j.compscitech.2015.06.021](https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2015.06.021)
- [23] Hosseini MR, Taheri-Behrooz F, Salamat-talab M. Mode I interlaminar fracture toughness of woven glass/epoxy composites with mat layers at delamination interface. *Polymer Testing*. 2019 Sep 1;78:105943. doi: [10.1016/j.polymertesting.2019.105943](https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2019.105943)
- [24] Hosseini MR, Taheri-Behrooz F, Salamat-Talab M. Mode II interlaminar fracture toughness of woven E-glass/epoxy composites in the presence of mat interleaves. *International Journal of Adhesion and Adhesives*. 2020 Apr 1;98:102523. doi: [10.1016/j.ijadhadh.2019.102523](https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2019.102523)
- [25] Liu Y, Wang GD, Shen Y, Blackie E, He L. Mode-II fracture toughness of carbon fiber reinforced polymer composites interleaved with polyethersulfone (PES)/carbon nanotubes (CNTs). *Composite Structures*. 2023 Sep 15;320:117214. doi: [10.1016/j.compstruct.2023.117214](https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2023.117214)
- [26] Ipakchi H, Esfandeh M. Investigation of electrospun polyvinyl butyral interlayer effects on Mode I and II delamination of glass fabric-phenolic composites. *Modares Mechanical Engineering*. 2018 Oct 10;18(6):156-64. [In Persian]
- [27] Song X, Gao J, Zheng N, Zhou H, Mai YW. Interlaminar toughening in carbon fiber/epoxy composites interleaved with CNT-decorated polycaprolactone nanofibers. *Composites Communications*. 2021 Apr 1;24:100622. doi: [10.1016/j.coco.2020.100622](https://doi.org/10.1016/j.coco.2020.100622)

- [28] Zheng N, Liu HY, Gao J, Mai YW. Synergetic improvement of interlaminar fracture energy in carbon fiber/epoxy composites with nylon nanofiber/polycaprolactone blend interleaves. *Composites Part B: Engineering*. 2019 Aug 15;171:320-8. doi: [10.1016/j.compositesb.2019.05.004](https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2019.05.004)
- [29] White KL, Sue HJ. Delamination toughness of fiber-reinforced composites containing a carbon nanotube/polyamide-12 epoxy thin film interlayer. *Polymer*. 2012 Jan 5;53(1):37-42. doi: [10.1016/j.polymer.2011.11.022](https://doi.org/10.1016/j.polymer.2011.11.022)
- [30] ASTM D7905, D7905M-19e1. Standard Test Method for Determination of the Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. 2019.
- [31] De Moura MF, Silva MA, De Moraes AB, Moraes JJ. Equivalent crack based mode II fracture characterization of wood. *Engineering Fracture Mechanics*. 2006 May 1;73(8):978-93. doi: [10.1016/j.engfracmech.2006.01.004](https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2006.01.004)
- [32] Yan X, Guo X, Gao Y, Lin Y, Zhang N, Zhao Q. Mode-II fracture toughness and crack propagation of pultruded carbon Fiber-Epoxy composites. *Engineering Fracture Mechanics*. 2023 Feb 17;279:109042. doi: [10.1016/j.engfracmech.2022.109042](https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2022.109042)
- [33] Silva FG, Moraes JJ, Dourado N, Xavier J, Pereira FA, De Moura MF. Determination of cohesive laws in wood bonded joints under mode II loading using the ENF test. *International Journal of Adhesion and Adhesives*. 2014 Jun 1;51:54-61. doi: [10.1016/j.ijadhadh.2014.02.007](https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2014.02.007)
- [34] Hojo M, Matsuda S, Ochiai S, Murakami A, Akimoto H. The role of interleaf/base lamina interphase in toughening mechanism of interleaf-toughened CFRP. *Iic*. 1999;2(2):5.
- [35] Xu X, Zhou Z, Hei Y, Zhang B, Bao J, Chen X. Improving compression-after-impact performance of carbon-fiber composites by CNTs/thermoplastic hybrid film interlayer. *Composites science and technology*. 2014 May 1;95:75-81. doi: [10.1016/j.compscitech.2014.01.023](https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2014.01.023)