



به کارگیری ساختارهای چاپ سه بعدی شده به عنوان لایه میانی در کامپوزیت های لایه ای: اثرگذاری بر نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی مود I مظاهر سلامت طلب^{۱*}، محمد حسین اسلامی^۱، حسین کاظمی^۲

۱- دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اراک، اراک، ایران

۲- دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران

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

چکیده	اطلاعات مقاله
یکی از چالش های بنیادین در کامپوزیت های لایه ای، ضعف چسبندگی بین لایه ای و آسیب پذیری در برابر تورق است؛ آسیبی که به کاهش عمر مفید این سازه ها در کاربردهای گوناگون و گسیختگی ناگهانی آن ها منجر می شود. در این راستا، پژوهش حاضر راهکاری نوظهور و در حال توسعه را برای بهبود نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی مود I در کامپوزیت های شیشه/اپوکسی ارزیابی می کند، یعنی استفاده از میان لایه های چاپ سه بعدی شده و مبتنی بر فیلامنت محلول در آب پلی وینیل الکل. شایان ذکر است که لایه میانی مورد بحث، دارای ساختار شبکه ای لوزی شکل است که امکان برابری کسر حجمی رزین و فیلامنت تقویت کننده در سطوح تورق را فراهم می کند. نتایج تجربی نشان داد که استفاده از میان لایه چاپ سه بعدی شده، بیشینه نیروی قابل تحمل را ۲۲ درصد افزایش می دهد. همچنین چقرمگی شکست شروع و انتشار به ترتیب ۴۵ و ۸۷ درصد، نسبت به نمونه های بدون میان لایه، افزایش یافت که دلالت بر ارتقای چشمگیر مقاومت در برابر رشد ترک و فعال شدن مکانیسم های مقابله گر، در این نمونه ها دارد. طول ناحیه فرایند شکست در نمونه های با لایه میانی نیز که به عنوان شاخصی از گستره فعالیت مکانیسم های مقابله گر در برابر رشد ترک شناخته می شود، ۱۴۳ درصد افزایش یافت. همچنین، تحلیل سطوح شکست آشکار ساخت در حضور میان لایه، مکانیسم غالب شکست از گسیختگی در فصل مشترک به گسیختگی درون ماده ای تغییر کرد و این امر با پارگی، کشیدگی و پل زنی فیلامنت لایه میانی و گسیختگی در رزین بین لایه ای، تغییر می کند. این شواهد نقش مؤثر میان لایه ای مورد بحث را در مهار رشد ناپایدار ترک و بهبود هم زمان چسبندگی و مقاومت در برابر تورق، تأیید می کند.	مقاله پژوهشی دریافت: ۱۲ خرداد ۱۴۰۵ پذیرش: ۳ مرداد ۱۴۰۵
	کلیدواژگان: لایه میانی چاپ سه بعدی شده تورق روش میان لایه گذاری کامپوزیت های شیشه/اپوکسی

Utilizing 3D printed structures as interlayers in laminated composites: influence on the mode I critical strain energy release rate

Mazaher Salamat-Talab^{1*}, Mohammad Hossein Eslami¹, Hossein Kazemi^{1,2}

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

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

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

Article Information
Original Research Paper
Received: 2 June 2026
Accepted: 25 July 2026

Keywords:
3D-printed Interlayer
Delamination
Inter-Layering Method
Glass/Epoxy Composites

Abstract

One of the fundamental challenges in laminated composites is weak interlaminar adhesion and their susceptibility to delamination, a damage mode that can lead to a decrease in service life across various applications and even sudden catastrophic failure. In this context, the present study evaluates a novel and developing approach to improve the mode I critical strain energy release rate in glass/epoxy laminated composites, namely the use of three dimensionally printed (3D-printed) polymeric interlayers based on water soluble polyvinyl alcohol filament. Notably, the interlayers employed in this study possess a rhombic cellular structure designed to balance the volumetric fraction of resin and reinforcing filament at the delamination interfaces. Experimental results showed that incorporating the 3D printed interlayer increased the maximum load capacity by 22%. In addition, the initiation and propagation values of interlaminar fracture toughness increased by 45% and 87%, respectively, compared with specimens without an interlayer, indicating a substantial improvement in resistance to interlaminar crack growth and the activation of additional energy dissipation mechanisms. Furthermore, the fracture process zone length in specimens containing the interlayer, recognised as an indicator of the extent of crack growth resistance mechanisms, increased by 143%. Fractographic analysis also revealed that, in the presence of the interlayer, the dominant failure mechanism shifted from interfacial failure to cohesive failure, involving interlayer tearing, stretching, and bridging, together with failure within the interlaminar resin. These observations confirm the effective role of the proposed interlayer in suppressing unstable crack propagation while simultaneously enhancing interfacial adhesion and delamination resistance.

Please cite this article using:

برای ارجاع به این مقاله از عبارت ذیل استفاده نمایید:

Salamat-Talab M, Eslami MH, Kazemi H. Utilizing 3D printed structures as interlayers in laminated composites: influence on the mode I critical strain energy release rate. Iranian Journal of Manufacturing Engineering. 2026 Feb 20;12(12):1-14. doi: 10.22034/ijme.2026.582996.2185 [In Persian]

۱- مقدمه

کامپوزیت های لایه ای، علی رغم برخورداری از مزایای برجسته ای نظیر قابلیت مهندسی پذیری خواص، نسبت بالای استحکام به وزن و مقاومت مطلوب در برابر خوردگی، با محدودیت های بنیادینی نیز مواجه اند؛ به گونه ای که ماهیت ناهمسانگرد، فقدان حضور مؤثر فاز تقویت کننده در راستای ضخامت و همچنین عدم تطابق خواص مکانیکی فازهای زمینه (ماتریس) و تقویت کننده، از جمله نقاط ضعف و محدودیت های اصلی در این مواد به شمار می رود [۱، ۲]. این نقیصه های ذاتی، کامپوزیت های لایه ای را در برابر پدیده های مخربی همچون تورق و جدایش بین لایه ای به شدت آسیب پذیر می سازد. افزون بر این، عواملی نظیر ضعف چسبندگی در فصل مشترک الیاف و ماتریس پلیمری (رزین)، وجود تخلخل و عیوب ساختاری، و همچنین بروز تنش های پسماند ناشی از فرآیندهای تولید، می توانند به عنوان محرک، بر شدت این آسیب ها بیفزایند [۳، ۴]. شایان ذکر است که تورق که یکی از چالش برانگیزترین مکانیسم های خرابی در این دسته از مواد محسوب می شود، غالباً بدون هیچ گونه نشانه ای ظاهری پیش هنگام رخ داده و علاوه بر کاهش شدید استحکام و عمر مفید سازه، می تواند به گسیختگی فاجعه بار و ناگهانی آن منتهی شود [۳، ۵، ۶]. بر همین اساس، وقوع چنین خرابی هایی در صنایع حساسی نظیر هوافضا، صنایع دریایی و خودروسازی، می تواند پیامدها و خسارات جبران ناپذیری به همراه داشته باشد. از این رو، شناخت دقیق پارامترهای حاکم بر مقاومت در برابر تورق و اتخاذ رویکردهای مهندسی در راستای اصلاح طراحی و ساختار این مواد، گامی الزامی در جهت ارتقای عملکرد و افزایش عمر مفید سازه های کامپوزیتی به شمار می آید.

در این راستا، طی سال های اخیر پژوهش های گسترده ای با هدف ارتقای مقاومت کامپوزیت های لایه ای در برابر رشد ترک بین لایه ای و پدیده ی تورق صورت پذیرفته که به معرفی راهکارهای متنوعی منتج شده است. برای نمونه، تقویت در راستای ضخامت یکی از رویکردهای مؤثر در این زمینه است که با هدف تقویت تعاملات بین لایه ای و ارتقای کیفیت اتصال در نواحی مستعد تورق به کار می رود و در نتیجه، به بهبود چشمگیر خواص مکانیکی خارج از صفحه و افزایش مقاومت در برابر گسترش ترک های بین لایه ای منجر می گردد. اما با این حال باید به این نکته توجه داشت که این موضوع می تواند منجر به کاهش خواص درون صفحه ای، به دلیل ایجاد تمرکز تنش در ساختار کامپوزیت های لایه ای، شود [۷، ۸].

از سوی دیگر، یکی دیگر از راهکارهای بهبود مقاومت در برابر تورق، افزایش چسبندگی و تعاملات بین لایه ای با استفاده از عامل دار کردن سطوح الیاف و همچنین تغییر در بافت الیاف مورد استفاده است. در این راستا مطالعه ی انجام شده توسط کیان و همکاران [۹] نشان از بهبود ۷۰ درصدی مقاومت در برابر تورق کامپوزیت های شیشه/اپوکسی، تحت بارگذاری مود I، با استفاده از عامل سازی لایه ای توسط پلاسمای اکسیژن، دارد. همچنین، اوگاساوا و همکاران [۱۰] با ارزیابی تأثیر بافت الیاف بر کامپوزیت های کربن/اپوکسی، دریافتند که اصلاح الگوی بافت الیاف، نقش بسزایی در بهبود چقرمگی شکست و مهار روند رشد ترک ایفا می کند. اما با این حال در این زمینه نیز، افزایش تمرکز تنش در سطوح تورق و همچنین آسیب به الیاف (در فرایند عامل سازی)، از جمله چالش هایی هستند که می تواند از کاربرد گسترده ی این رویکردها، جهت بهبود مقاومت در برابر تورق، بکاهد [۹، ۱۱-۱۴].

همچنین، مطالعات متعددی ثابت کرده اند که اصلاح خواص ماتریس و نزدیک کردن ویژگی های مکانیکی آن به فاز تقویت کننده، اثربخشی بالایی در مهار آسیب تورق دارد [۱۵-۱۷]. با این وجود، باید توجه داشت که افزایش کسر وزنی نانو ذرات یا میکرو ذرات افزودنی، احتمال کلوخه شدگی و انباشت آن ها را در ساختار کامپوزیت بالا برده و در نتیجه ی آن با ایجاد تمرکز تنش در مجاورت ذرات و شکل گیری میکرو ترک های ثانویه، نه تنها خواص درون صفحه ای را مختل می سازد، بلکه بستر را برای گسترش چشمگیر آسیب در ساختار مواد فراهم می آورد [۱۸-۲۱].

با این تفاسیر، رویکردهای یاد شده علی رغم موفقیت در بهبود خواص خارج از صفحه، غالباً با چالش ها و معایب نامطلوبی همراه هستند. در این میان، یکی از کارآمدترین راهکارها که بدون تضعیف خواص درون صفحه ای، مقاومت در برابر تورق و خواص خارج از صفحه را به شکلی مطلوب ارتقا می بخشد، استفاده از لایه های میانی در فصل مشترک الیاف و ماتریس، یا اصطلاحاً بهره گیری از رویکرد میان لایه گذاری است [۲۲]. در این راستا، توو و همکاران [۲۳] با استفاده از روش نفوذ ذوب، اثر سه نوع لایه ی میانی متفاوت و از جنس پلی اتیلن، پلی اترایمید و پلی اتر کتون را بر روی نرخ رهایی انرژی کرنشی^۱ مود I (Mode I SERR) متناظر با کامپوزیت های کربن/اپوکسی، مطالعه کردند. نتایج تجربی این مطالعه در بررسی خواص بین لایه ای مود I نشان داد که استفاده از لایه های میانی ایجاد شده از پلی اتیلن، پلی

¹ Strain Energy Release Rate, (SERR)

اتریمید و پلی اتر اتر کتون، به ترتیب افزایش ۶۰، ۱۵۶ و ۲۵۴ درصدی را در چقرمگی شکست بین لایه ای مود I سبب می شود. آن ها بیان کردند که مهم ترین عامل در این افزایش خواص بین لایه ای، درگیر شدن مکانیزم پل زنی الیاف در مقابل رشد ترک بوده است که به شدت در کنترل رشد ترک کارآمد بوده است. لی و لی [۲۴] در مطالعه ای خود اثر لایه های میانی سنتز شده از نانولوله های کربنی، به روش رسوب دهی شیمیایی بخار را بر نرخ رهایی انرژی کرنشی مود I در کامپوزیت های کربن/اپوکسی بررسی کردند. نتایج تجربی این مطالعه، در بارگذاری مود I و با استفاده از لایه های میانی اشاره شده، نشان از امکان دستیابی به بهبود ۱۰۰ درصدی مقاومت در برابر تورق در این نوع از کامپوزیت ها، داشت. همچنین کوان و همکاران [۲۵] نیز در مطالعه ای خود، تأثیر فیلم پلیمری پلی اتر-اتر-کتون را بر رفتار تورقی کامپوزیت تک جهته کربن/اپوکسی در مود شکست I مورد بررسی قرار دادند. نتایج آزمایشگاهی این مطالعه نیز نشان می دهد که استفاده از این فیلم (در ضخامتی بهینه) موجب افزایشی معادل با ۱۴۴ درصد در نرخ رهایی انرژی کرنشی مود I، نسبت به نمونه های بدون میان لایه، می شود.

در این خصوص، بیان این نکته ضروری است که در سال های اخیر، باتوجه به هزینه ی بالای تولید لایه های میانی معمول، روش ها و ساختارهای نوین و در حال توسعه ی دیگری نیز به منظور ایجاد لایه های میانی مورد بحث قرار گرفته اند. به عنوان مثال، بیلرگیل و دومن [۲۶]، اثرات لایه ی میانی که از فیلامنت پلیمری پلی آمید چاپ سه بعدی شده بود را بر نرخ رهایی انرژی کرنشی مود I کامپوزیت های شیشه/اپوکسی بررسی کردند. نتایج تجربی آن ها نشان داد که استفاده از این ساختار، به عنوان لایه ی میانی، می تواند افزایش ۴۳ درصدی در مقدار نرخ رهایی انرژی کرنشی مود I، نسبت به کامپوزیت های بدون میان لایه، را سبب شود. همچنین در مطالعه ای مشابه، سلامت طلب و همکاران [۲۷] اثر لایه های میانی چاپ سه بعدی شده از فیلامنت پلی لاکتیک اسید/چوب را بر روی نرخ رهایی انرژی کرنشی مود II کامپوزیت های شیشه/اپوکسی بررسی کردند. نتایج تجربی این مطالعه، به صورت کلی نشان داد که این نوع ساختار از لایه ی میانی، می تواند بهبود قابل توجهی را در پارمترهای نرخ رهایی انرژی کرنشی مود II سبب شود. در مطالعه ای دیگر، ژانگ و همکاران [۲۸] اثر تخلخل سطحی مش های آماده از جنس پلی آمید را، به عنوان یک نوع از لایه های میانی، بر روی نرخ رهایی انرژی کرنشی مود II در کامپوزیت های شیشه/اپوکسی، مورد بحث قرار دادند. هر نوع از مش ها دارای پنج تخلخل مش سطحی مختلف، حدوداً از بین ۵ تا ۶۰ درصد، بوده است. نتایج تجربی این مطالعه، بیان می کند که با کاهش تخلخل سطحی، به دلیل اختلال در اتصالات بین لایه ای و همچنین کاهش کسر حجمی رزین در سطح تورق، کاهش محسوسی در خواص بین لایه ای مشاهده می شود.

در انتها و بر اساس مرور ادبیات پژوهشی، می توان نتیجه گرفت که استفاده از لایه های میانی رویکردی مؤثر برای بهبود مقاومت کامپوزیت های لایه ای در برابر تورق است. با این وجود، روش های تولید و سنتز این لایه ها معمولاً به تکنیک های خاصی محدود می شود که گاهی پر هزینه بوده و حتی معایب زیست محیطی را نیز به همراه دارد. از سوی دیگر، لایه های میانی تولید شده با فناوری چاپ سه بعدی به عنوان یک ساختار نوین در حال توسعه هستند، اما عملکرد آن ها در تورق مود I، هنوز به طور گسترده مورد ارزیابی قرار نگرفته است؛ لذا در پژوهش حاضر، از لایه های میانی چاپ سه بعدی شده در کامپوزیت های شیشه/اپوکسی استفاده شده است تا عملکرد بین لایه ای آن ها در برابر آسیب مود I بررسی شود. این لایه های میانی از جنس فیلامنت محلول در آب پلی وینیل الکل^۱ (PVA) و با ساختار شبکه ای لوزی شکل تولید شدند. شایان ذکر است که طراحی این هندسه ی سلولی، به گونه ای انجام شده است که امکان ایجاد تعادل و برابری میان کسر حجمی فاز زمینه (رزین) و فیلامنت تقویت کننده در سطوح تورق را فراهم سازد. برای ارزیابی نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی مود I یا اصطلاحاً چقرمگی شکست بین لایه ای^۲ مود I، (Mode I ILFT)، نمونه های آزمون تیر دو لبه ی یک سر گیردار^۳ (DCB) متشکل از ۲۸ لایه الیاف شیشه به روش لایه چینی دستی آماده شدند و لایه ی میانی چاپ شده، دقیقاً در صفحه ی میانی نمونه (بین لایه های ۱۴ و ۱۵) قرار گرفت. پس از آن، داده های حاصل از این آزمون، بر اساس روش تئوری تیر اصلاح شده^۴ (MBT) استخراج و تحلیل گردید. در نهایت نیز، به منظور درک دقیق تر مکانیسم های خرابی فعال در حین گسترش ترک، سطح شکست نمونه های DCB با استفاده از میکروسکوپ نوری مورد ارزیابی قرار گرفت.

¹ Polyvinyl Alcohol, (PVA)

² Interlaminar Fracture Toughness, (ILFT)

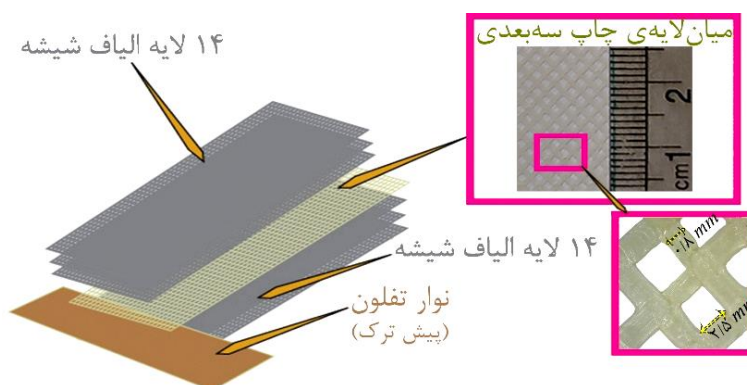
³ Double Cantilever Beam, (DCB)

⁴ Modified Beam Theory, (MBT)

۲- مواد و روش

۲-۱- لایه میانی چاپ سه بعدی شده

در پژوهش حاضر، با هدف ارتقای خواص بین لایه ای در کامپوزیت های شیشه/اپوکسی، از میان لایه ای در حال توسعه، یعنی میان لایه های مبتنی بر فناوری ساخت افزایشی [۲۹، ۳۰]، بهره گرفته شده است. در این خصوص لازم به اشاره است که باتوجه به پیشینه مطالعات انجام یافته، به کارگیری این نوع از میان لایه ها، رویکردی نو ظهور و در حال توسعه به شمار می آید که می تواند افق های تازه ای را در راستای بهبود مقاومت در برابر تورق کامپوزیت های لایه ای نمایان سازد. در این مطالعه، جهت چاپ سه بعدی لایه میانی، فیلامنت محلول در آب پلی وینیل الکل (PVA)، محصول شرکت ایسان (eSUN)، با دمای ذوب ۱۸۰ تا ۲۳۰ سانتیگراد مورد استفاده قرار گرفت [۳۱]. در این راستا، ابتدا مدل سه بعدی میان لایه با هندسه سلولی لوزی شکل، در محیط DesignModeler نرم افزار (ANSYS Workbench) ایجاد شده است و سپس به واسطه نرم افزار کیورا^۱ به کدهای هندسی (G-code) تبدیل شد (شکل ۱). همان طور که در شکل ۱ نیز مشخص است، ابعاد هندسی ساختارهای سلولی این میان لایه، به گونه ای طراحی و تنظیم شدند که کسر حجمی رزین نسبت به فیلامنت تقویت کننده در سطوح تورق، مقداری برابر داشته باشند (شکل ۱). شایان ذکر است که این ساختار در طراحی لایه میانی، امکان دستیابی هم زمان به چسبندگی بین لایه ای مطلوب و فعالیت مناسب مکانیسم های مقابله گر در مقابل رشد ترک را در سطح تورق، ممکن می سازد.



شکل ۱ پارامترهای هندسی لایه میانی چاپ سه بعدی شده و جای گیری آن در کامپوزیت لایه ای شیشه/اپوکسی

لازم به اشاره است که ضخامت نهایی میان لایه ای آماده شده، ۴۰۰ میکرومتر تعیین گردید. دقت ابعادی چاپ این میان لایه نیز در امتداد محورهای مختصات X، Y و Z، به ترتیب معادل ۱۵، ۱۵ و ۵ میکرومتر ارزیابی شد. همچنین، سایر پارامترهای تنظیمی چاپگر سه بعدی در حین فرایند چاپ، به تفصیل در جدول ۱ درج شده است.

جدول ۱ پارامترهای چاپ مورد استفاده به منظور آماده سازی لایه میانی

پارامتر چاپگر	مقدار
دمای نازل (°C)	200
دمای تحت (°C)	60
سرعت فن (%)	100
ضخامت لایه گذاری (μm)	200
قطر نازل (mm)	0.4
سرعت چاپ (mm/s)	20
چگالی و تراکم پرکردگی (%)	100

¹ Ultimaker Cura Software

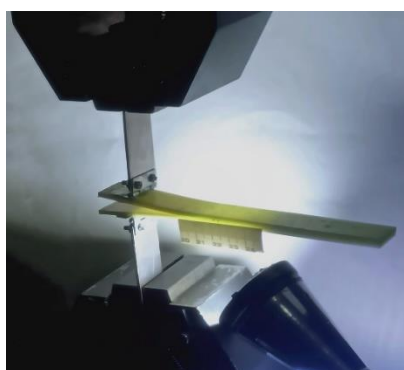
۲-۲- نمونه های کامپوزیتی شیشه/اپوکسی

پس از آماده سازی میان لایه ی چاپ سه بعدی شده از جنس PVA با ساختارهای سلولی لوزی شکل، جهت ساخت نمونه های کامپوزیتی از رزین اپوکسی LR620 (محصول شرکت ایران کامپوزیت کاویان، ایران) و الیاف شیشه ی بافته شده ی ریزافت، با ضخامت ۲۰۰ میکرومتر و چگالی سطحی ۲۰۰ گرم بر مترمربع، بهره گرفته شد. فرایند آماده سازی و لایه چینی نمونه های کامپوزیتی DCB، به صورت لایه چینی دستی، با چیدمان ۲۸ لایه از الیاف شیشه و با نسبت ترکیب وزنی ۵:۱ رزین به سخت کننده انجام پذیرفت. شایان توجه است که میان لایه ی مذکور در بین لایه های ۱۴ و ۱۵ جای گذاری گردید و در این سطح به منظور ایجاد پیش ترک نیز، از نوار تفلونی با ضخامت ۱۷ میکرومتر استفاده شد (به شکل ۱ مراجعه شود).

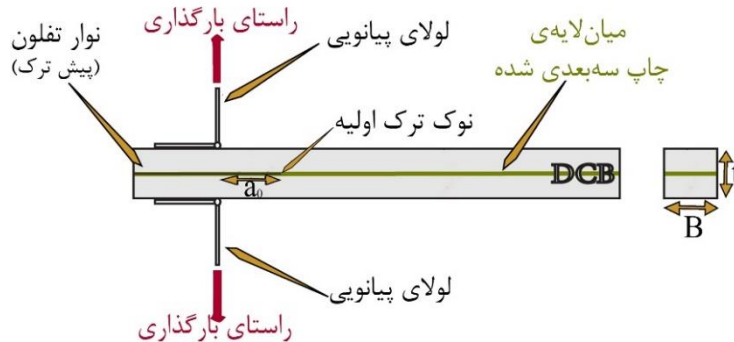
در پی اتمام فرایند لایه گذاری دستی، نمونه ها جهت پخت اولیه، به مدت ۲۴ ساعت در دمای محیط و تحت فشار ۱۰ کیلوپاسکال قرار گرفتند. سپس، به منظور انجام پخت تکمیلی (فراپخت)، مطابق با دستورالعمل شرکت سازنده ی رزین، نمونه ها به مدت ۲ ساعت در دمای ۸۰ درجه ی سانتی گراد و ۲ ساعت در دمای ۱۰۰ درجه ی سانتی گراد حرارت دهی شدند. ذکر این نکته ضروری است که با توجه به دمای ذوب PVA، دمای پخت و فراپخت نمونه های کامپوزیتی، تأثیری بر روی تغییر شکل و ذوب این نوع از لایه های میانی نخواهد داشت. ذکر این نکته ضروری است که جهت حصول اطمینان از صحت و تکرارپذیری نتایج، برای هر یک از شرایط مورد مطالعه (نمونه های مرجع فاقد میان لایه و نمونه های تقویت شده با میان لایه ی چاپ سه بعدی PVA)، تعداد ۳ نمونه ی آزمایشگاهی آماده گردید. لازم به توضیح است که پس از اتمام فرایند پخت و فراپخت کامپوزیت های لایه ای شیشه/اپوکسی، نمونه ها به کمک سمباده ی نرم و با دقت ابعادی ۰/۰۲ میلی متر، به ابعاد ۱۶۰ و ۲۵ میلی متر در طول و پهنا رسیدند. همچنین ضخامت نمونه های بدون/با لایه ی میانی نیز به ترتیب معادل ۵/۳ و ۵/۷ میلی متر، اندازه گیری شد.

۳-۲- نرخ رهایی انرژی کرنشی مود I

به منظور انجام آزمون شکست مود I و ارزیابی نرخ رهایی انرژی کرنشی (SERR) در نمونه های مورد بحث، همان گونه که در شکل ۲ نیز مشخص شده است، آزمون تجربی مطابق با استاندارد ASTM D5528 [۳۲] و با استفاده از دستگاه سنتام (STM-250) انجام شد. این آزمایش با نرخ بارگذاری معادل ۰/۵ میلی متر بر دقیقه و با استفاده از نیروسنج دقت بالایی با ظرفیت ۵۰ kgf انجام شد. لازم به اشاره است که طول ترک اولیه (a_0) برای نمونه های DCB مورد بررسی در این مطالعه، با توجه به جای گیری لولای پیانویی، معادل با ۳۰ میلی متر تعیین شد (شکل ۲ الف).



(ب)



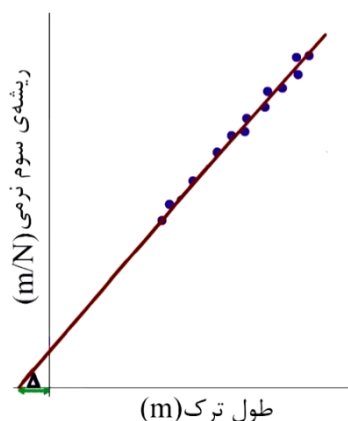
(الف)

شکل ۲ الف) شماتیکی از روش بارگذاری انجام شده به منظور تحلیل چقرمگی شکست بین لایه ای مود I و ب) برخی از تجهیزات مورد استفاده در طول انجام آزمایش

با استخراج داده های متناظر با آزمون تجربی انجام شده، مقادیر نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی مود I (G_{IC})، بر پایه ی استاندارد ASTM D5528 و تئوری ارزیابی تیر اصلاح شده (MBT)، مطابق با رابطه ی (۱) محاسبه شد [۳۲]. در این رابطه پارامترهای P ، δ و B به ترتیب بیانگر نیروی بارگذاری شده، جابه جایی متناظر با خط اثر نیروی بارگذاری و پهنای نمونه های DCB، است.

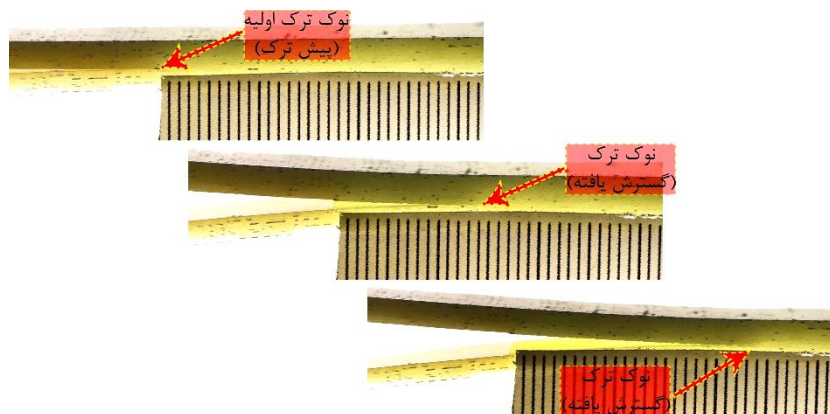
$$G_{IC} = \frac{3P\delta}{2B(a + |\Delta|)} \quad (1)$$

همچنین لازم به اشاره است که بر اساس استانداردهای مربوطه و مبانی نظری حاکم در این پژوهش، با توجه به احتمال چرخش نمونه‌های تیر دولبه‌ی یک سر گیردار در حین فرایند بارگذاری و بروز خطای احتمالی در ثبت مقادیر طول ترک به صورت بصری (a)، پارامتر Δ به‌عنوان عامل اصلاح‌کننده‌ی طول ترک لحاظ می‌گردد. در این راستا و همان‌گونه که در شکل ۳ نیز مشهود است، مقدار این پارامتر با استناد به عرض از مبدأ خط برازش‌یافته بر داده‌های نمودار ریشه‌ی سوم نرمی (δ/p) بر حسب طول ترک، استخراج و ارزیابی می‌شود.



شکل ۳ روش محاسبه و تعیین پارامتر Δ

شایان ذکر است که یکی از چالش‌های اصلی در محاسبه‌ی چقرمگی شکست بین‌لایه‌ای مود I مطابق با تئوری تیر اصلاح شده، لزوم پایش و ثبت هم‌زمان رشد طول ترک در کنار نیروی اعمالی و جابه‌جایی خط اثر نیرو، در هر مرحله از تورق، است. جهت تحقق این امر با دقت بالا، همان‌گونه که در شکل ۴ نیز نشان داده شده است، تصاویر نمای جانبی از لبه‌ی نمونه در فواصل زمانی ۵ ثانیه‌ای و با استفاده از یک دوربین دیجیتال (مدل Canon D80) ثبت گردید. نکته‌ی حائز اهمیت این است که برای شناسایی دقیق نوک ترک، همان‌طور که در شکل ۲ ب نیز مشخص است، یک منبع نور منفرد در زیر نمونه تعبیه گردید تا نور را به سمت بخش پایینی نمونه‌ی DCB هدایت کند. این چیدمان نوری تضمین می‌کند که بخش‌های پایینی نمونه، اعم از سطح زیرین ترک، کاملاً روشن شده و امکان انتقال مؤثر نور فراهم گردد. در نقطه‌ی مقابل، شکاف ناشی از ایجاد ترک در قطعه، مانع از عبور نور به بخش فوقانی نمونه‌های DCB، از جمله سطح بالایی ترک می‌شود که در نتیجه‌ی این پدیده، سایه‌ای کاملاً متمایز در این ناحیه شکل خواهد گرفت و شناسایی دقیق نوک ترک را تسهیل می‌کند (به شکل ۴ مراجعه شود) [۳۳].

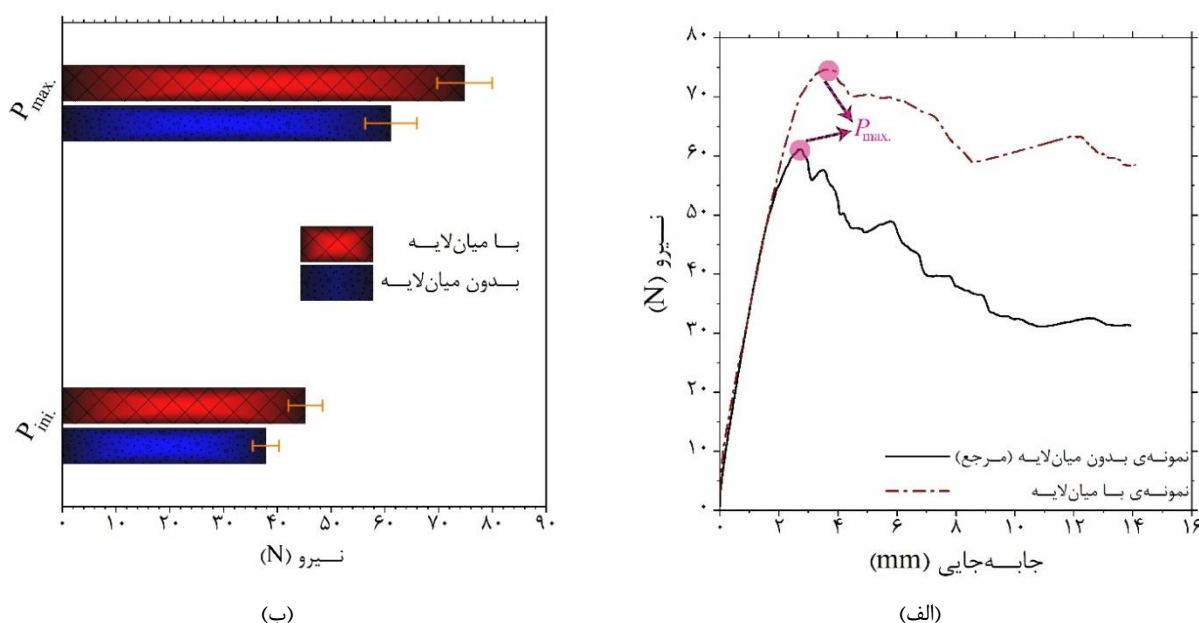


شکل ۴ روند رشد ترک در نمونه‌های DCB

افزون بر این، جهت مستندسازی نیروی اعمالی و جابه جایی خط اثر نیروی متناظر با طول لحظه ای ترک در هر مرحله از تورق، از یک برنامه ی Print-Screen استفاده شد. این برنامه، در فواصل زمانی مشابه با تصاویر ثبت شده از روند رشد ترک (یعنی فواصل زمانی ۵ ثانیه ای)، از صفحه ی نمایش رایانه ی متصل به دستگاه آزمون سنتام تصویربرداری می کند تا منحنی های نیرو-جابه جایی مربوطه را به طور یکپارچه و متناسب با طول ترک رشد یافته، ذخیره نماید [۳۳].

۳- نتایج و بحث

پس از انجام آزمون چقرمگی شکست بین لایه ای مود I و استخراج نمودارهای نیرو - جابه جایی برای نمونه های دارای میان لایه ی چاپ سه بعدی و نمونه های فاقد آن، مقایسه ی رفتار تحمیلی نیرو برای این نمونه ها در شکل ۵-الف ارائه شده است. همان گونه که از تحلیل نمودارهای شکل ۵-الف برمی آید، حضور میان لایه ی چاپ سه بعدی در ساختار کامپوزیت های شیشه/اپوکسی منجر به افزایش معنادار بیشینه ی نیروی قابل تحمل (P_{max}) نمونه ها شده است. به گونه ای که مطابق با نتایج شکل ۵-ب، استفاده از این میان لایه ها در ساختار کامپوزیت های لایه ای، افزایش حدود ۲۲ درصدی در مقدار P_{max} را به دنبال داشته است.

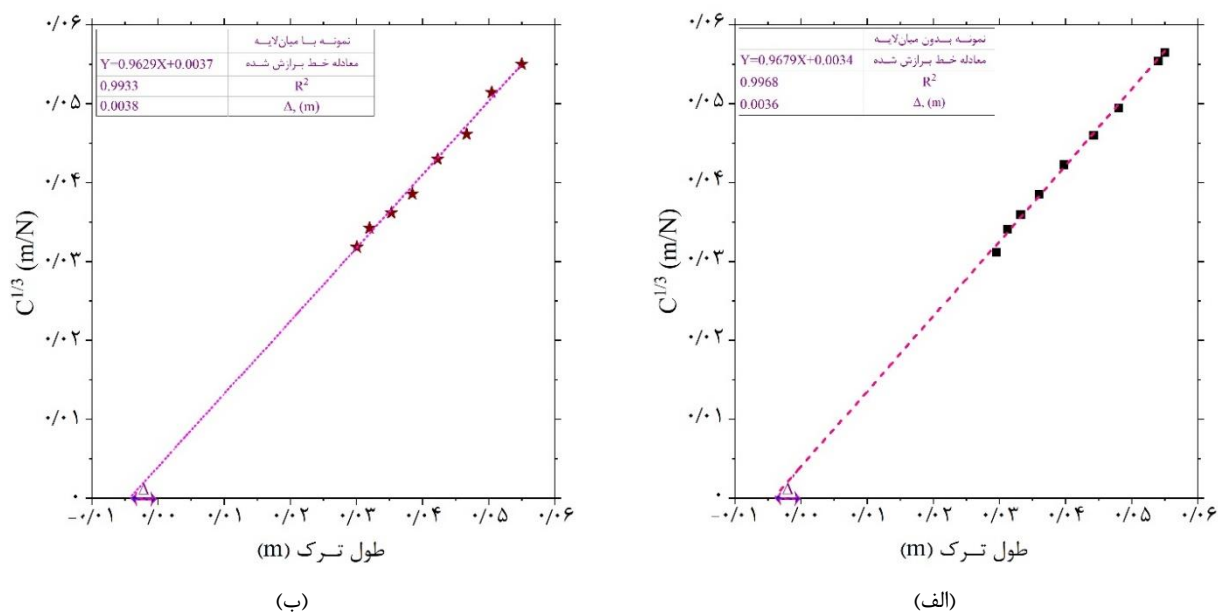


شکل ۵ الف) نمودار نیرو-جابه جایی متناظر با نمونه های با/بدون میان لایه و ب) نمودار ستونی از مقادیر حد اولیه/نهایی تحمل بار در طول رشد ترک

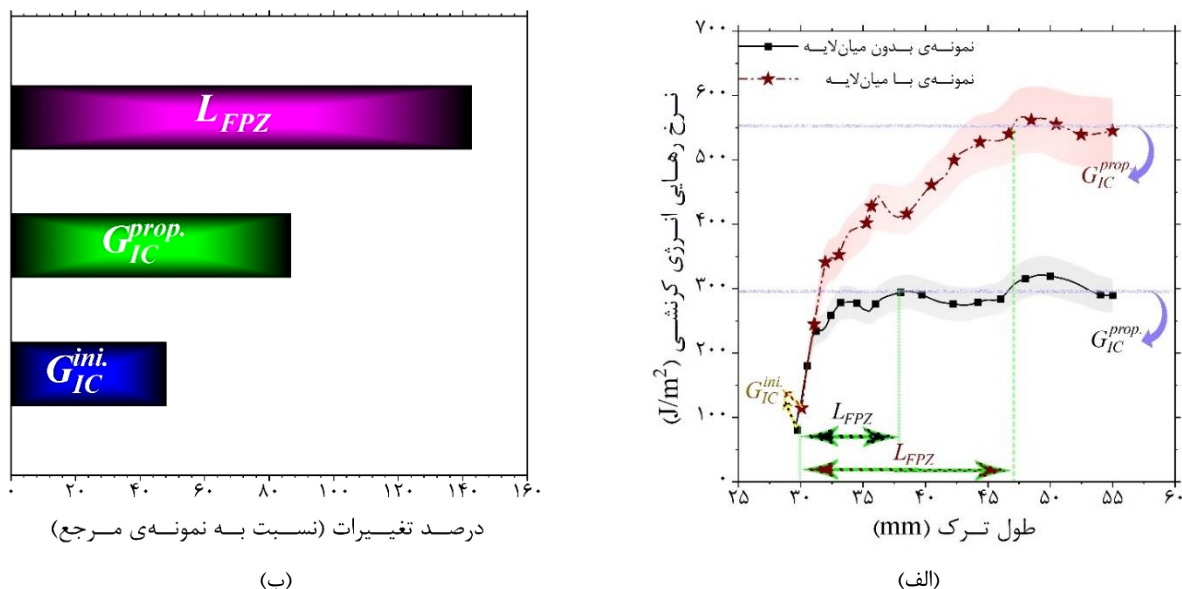
افزون بر این، بررسی رفتار بارپذیری تا لحظه شروع رشد ترک نشان می دهد که نمونه های دارای میان لایه، حدود ۱۹ درصد افزایش در حد تحمیلی نیرو تا شروع رشد ترک (P_{ini})، نسبت به نمونه های فاقد میان لایه، تجربه کرده اند. این پدیده بیانگر آن است که میان لایه ی چاپ سه بعدی شده، با افزایش سطوح تماسی رزین در سطح تورق و همچنین مکانیسم های مقابله گر در برابر رشد ترک، موجب افزایش چسبندگی بین لایه ای و به تأخیر افتادن ناپایداری اولیه ترک می شود (شکل ۵-ب) [۲۹]. در این خصوص لازم به توضیح است که مقدار P_{ini} متناسب با تصاویر لحظه ای از پایش روند رشد ترک تعیین شده است که این مقدار با مقدار برآورد شده از لحظه غیرخطی شدن نمودار نیرو-جابه جایی نیز مطابقت دارد.

همچنین یکی دیگر از نکات قابل توجه دیگر، رفتار نمونه ها پس از عبور از P_{max} و تا لحظه شکست کامل (در جابه جایی معادل با ۱۵ میلی متر) است (شکل ۵-الف). در این خصوص، مقایسه ی نمودارهای نیرو-جابه جایی نشان می دهد که افت حد تحمیلی نیرو، پس از P_{max} در نمونه های دارای میان لایه کمتر از نمونه های بدون میان لایه است. این امر می تواند معطوف به ایجاد مقاومت تدریجی در برابر گسترش ترک، با استفاده از لایه های میانی، باشد که از افت شدید بار جلوگیری کرده و ظرفیت باربری ساختار کامپوزیتی را پس از رسیدن به P_{max} نیز حفظ می کند [۳۳].

همچنین، همان‌طور که در پیش نیز بیان شد، مطابق با رابطه‌ی (۱)، برای به‌دست‌آوردن چقرمگی شکست بین لایه‌ایِ مود I نیاز است تا پارامتر Δ ، مورد ارزیابی قرار گیرد. در این راستا و پیش از ارائه نتایج متناظر با چقرمگی شکست بین لایه‌ایِ نمونه‌ها، گزارشی از نتایج پارامتر Δ مطابق با شماتیک ارائه شده در شکل ۳، ارائه و نتایج آن در شکل ۶ ارائه شده است.



در ادامه و به‌منظور ارزیابی نقش میان‌لایه‌ی چاپ سه‌بعدی شده بر چقرمگی شکست بین لایه‌ایِ مود I در کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی، منحنی مقاومت در برابر رشد ترک^۱ (R-Curve) مربوط به نمونه‌های دارای میان‌لایه و فاقد آن در شکل ۷-الف ارائه شده است. همان‌گونه که از مقایسه‌ی این دو منحنی مشاهده می‌شود، حضور میان‌لایه‌ی چاپ سه‌بعدی باعث افزایش چشمگیری در مقاومت در برابر رشد ترک بین لایه‌ای، تحت بارگذاری مود I، شده است.



^۱ Crack Growth Resistance Curve, (R-Curve)

برای تحلیل دقیق تر این اثرگذاری، مقادیر سه پارامتر کلیدی در ارزیابی مقاومت در برابر رشد ترک (یعنی طول ناحیه ی فرایند شکست^۱ (L_{FPZ})، چقرمگی شکست بین لایه ای شروع (G_{IC}^{ini}) و چقرمگی شکست بین لایه ای انتشار (G_{IC}^{prop}))، در جدول ۲ و همچنین در شکل ۷-ب (به صورت نسبی نسبت به نمونه های بدون میان لایه) ارائه شده اند. همان طور که مشخص است، بر اساس نتایج شکل ۷-ب و جدول ۲، استفاده از میان لایه های چاپ سه بعدی موجب افزایش حدود ۴۵ درصدی در مقدار G_{IC}^{ini} شده است. این موضوع نشان دهنده ی بهبود چسبندگی اولیه بین لایه ای و فعال شدن مکانیسم های مقاومتی مؤثر در برابر شروع رشد ترک است.

این روند در مقادیر چقرمگی شکست انتشار نیز قابل مشاهده است؛ به طوری که نمونه های دارای میان لایه افزایش قابل توجهی در حدود ۸۷ درصد نسبت به نمونه های فاقد میان لایه را در مقدار G_{IC}^{prop} تجربه کرده اند. لازم به اشاره است که این یافته، همسو با نتایج رفتار حد تحملی بار، پس از P_{max} در نمودارهای نیرو-جابجایی (شکل ۵-الف)، تأکید می کند که ساختار میان لایه توانایی بالایی در مقابله با رشد پایدار ترک و جلوگیری از افت ناگهانی بار دارد. این امر در ادامه و در بخش تحلیل سطوح شکست نمونه ها، به تفصیل، مورد بحث قرار می گیرد.

جدول ۲ بررسی و مقایسه ی چقرمگی شکست بین لایه ای اولیه/حالت انتشار و طول ناحیه ی فرایند شکست در نمونه های با/بدون میان لایه ی چاپ سه بعدی شده

نمونه ی بدون میان لایه	نمونه ی تقویت شده با لایه ی میانی	
چقرمگی شکست بین لایه ای اولیه (J/m^2)	78.97 ± 6.4	114.13 ± 10.8
چقرمگی شکست بین لایه ای انتشار (J/m^2)	296.09 ± 27.43	553.06 ± 47.29
طول ناحیه ی فرایند شکست (mm)	7	17

شایان ذکر است که تحلیل آماری نتایج ارائه شده در جدول ۲، حاکی از پایداری بالای آزمایش ها می باشد؛ به طوری که ضریب تغییرات^۲ برای تمامی نمونه ها (با/بدون میان لایه) در هر دو پارامتر چقرمگی شکست شروع و پایا، کمتر از ۱۰ درصد گزارش می شود که در محدوده مقادیر استاندارد و قابل قبول قرار دارد. همچنین لازم به توضیح است که این موضوع در شرایطی بیان می شود که علی رغم آنکه نفوذ رزین به درون شبکه سلولی میان لایه منجر به افزایش جزئی در ضریب تغییرات نتایج، نسبت به نمونه های بدون میان لایه (مرجع) شده است، اما محدود ماندن ضریب تغییرات به زیر ۱۰ درصد، نشان دهنده دقت مناسب و یکنواختی قابل قبول در پاسخ دهی این سازوکار است.

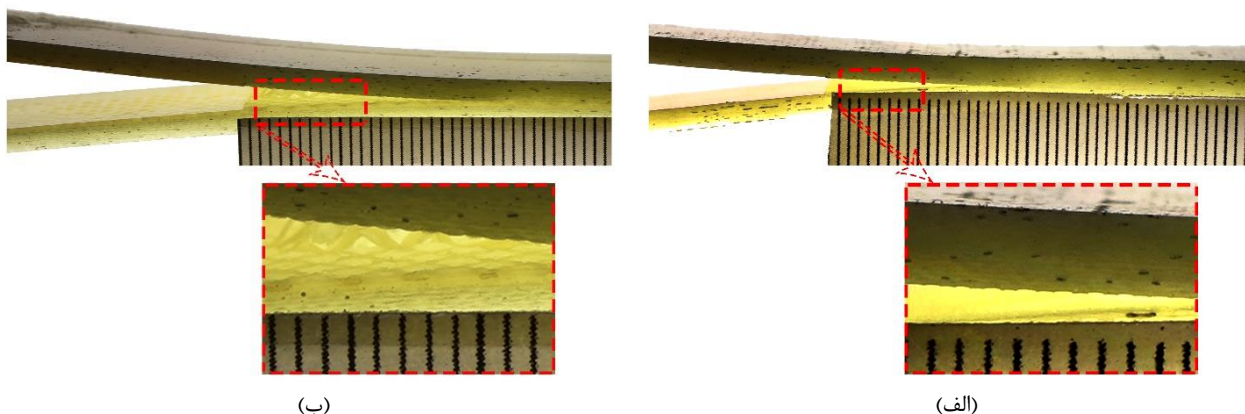
افزون بر این، پارامتر L_{FPZ} یکی دیگر از شاخص های مهم از میزان فعالیت مکانیسم های مقابله گر در برابر رشد ترک محسوب می شود. به عبارتی دیگر، ناحیه ی فرایند شکست، یعنی L_{FPZ} ، به منطقه ای در پیشانی نوک ترک اطلاق می شود که در آن اندرکنش ها و تعاملات بین لایه ای، در فصل مشترک تورق، همچنان تداوم دارند. این پارامتر بر اساس فاصله میان نوک ترک (در این مطالعه، ۳۰ میلی متر) تا نقطه ای که نرخ رهایی انرژی کرنشی به مقدار پایدار می رسد، تعیین می گردد [۳۴، ۳۵] (به شکل ۷-الف مراجعه شود). همچنین لازم به توضیح است که در طول فرایند رشد ترک، این ناحیه رفتار ایستایی از خود نشان می دهد؛ چرا که همزمان با تشکیل اندرکنش های جدید در پیشانی نوک ترک، پل زنی های موجود در انتهای ناحیه (عقب تر از نوک ترک) گسیخته شده و پیوندهای بین لایه ای متوقف می گردند. تداوم این فرایند پویا منجر به ثبات تقریبی ابعاد ناحیه ی L_{FPZ} در حین رشد ترک می شود.

در نتیجه، با توجه به این پارامتر و بررسی آن در بین نمونه ها، نتایج نشان می دهد که مقدار L_{FPZ} ، افزایش چشمگیر ۱۴۳ درصدی را در نمونه های دارای میان لایه تجربه کرده است. این افزایش بیانگر ارتقای قابل توجه تعاملات بین لایه ای، فعال بودن مکانیسم های اتلاف انرژی (نظیر کشیدگی، پل زنی و درهم تنیدگی بین لایه ای)، و بهبود چسبندگی بین لایه ای در این نمونه ها است که ناشی از وجود ساختار میان لایه ی چاپ سه بعدی است. این رفتار در مشاهدات ارائه شده در شکل ۸، از نمای کناری نمونه ها، نیز تأیید می شود. به گونه ای که در نمونه های فاقد میان لایه (شکل ۸-الف)، طی فرایند انتشار ترک، مکانیسم قابل توجهی که مانع گسترش ترک شود از نمای کناری نمونه قابل رویت نیست. اما در طرف مقابل، در نمونه های دارای میان لایه و در شکل ۸-ب، کشیدگی و پل زنی لایه ی میانی چاپ سه بعدی شده و فیلامنت پلی وینیل الکل، به وضوح قابل مشاهده است؛ پدیده ای که نشان دهنده ی درگیری مکانیکی مؤثر میان لایه با

¹ Length of Fracture Process Zone, (L_{FPZ})

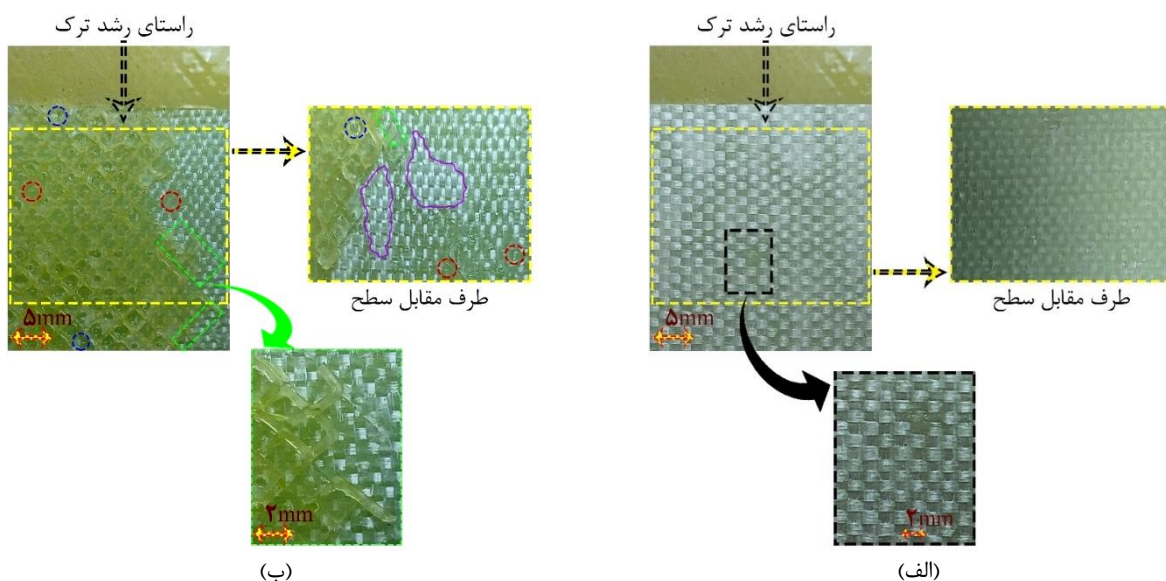
² Coefficient of Variation, CV

سطوح تورقی و نقش آن در جلوگیری از رشد سریع و ناپایدار ترک است [۲۶]. شایان ذکر است با توجه به اینکه در این پژوهش از الیاف بافته شده ساده استفاده شده است، و از آنجا که در چنین ساختاری الیاف بلند هم راستا با راستای ترک یا عمود بر آن وجود ندارند، امکان ایجاد پل زنی های بلند و ممتد، مشابه با الیاف تک جهته، ایجاد نمی شود [۳۶]. از این رو، می توان بیان نمود که سهم اصلی این مکانیسم عمدتاً به فیلامنت های PVA نسبت داده می شود.



شکل ۸ مقایسه و بررسی مکانیسم های فعال در طول رشد ترک برای؛ (الف) نمونه ی بدون میان لایه و (ب) نمونه ی تقویت شده با لایه ی میانی چاپ سه بعدی شده

در انتها، به منظور مقایسه ی سطوح شکست نمونه های مورد بررسی و تحلیل مکانیسم های فعال در طول رشد ترک و تورق بین لایه ای، تصاویر مربوط به سطوح شکست نمونه های بدون و با میان لایه به کمک میکروسکوپ نوری، به ترتیب در شکل ۹-الف و ۹-ب ارائه شده اند. همان گونه که در شکل ۹-الف مشاهده می شود، سطح شکست نمونه های فاقد میان لایه، سطحی نسبتاً صاف و فاقد هرگونه مکانیسم مقابله گر قابل ملاحظه در مقیاس ماکرو را نشان می دهد. در این نمونه ها، یک سمت سطح شکست تقریباً عاری از رزین بوده و سمت مقابل پوشیده از رزین اپوکسی است؛ پدیده ای که بیانگر چسبندگی نامناسب بین لایه ای و در نهایت وقوع گسیختگی در فصل مشترک رزین بین لایه ای و الیاف^۱ است.



شکل ۹ تحلیل ماکرو سطح شکست نمونه های تیر یک سر گیردار؛ (الف) نمونه ی بدون میان لایه و (ب) نمونه ی تقویت شده با لایه ی میانی چاپ سه بعدی شده (در این شکل؛ نواحی غنی از رزین، نواحی بدون رزین و شکست/تغییر شکل فیلامنت به ترتیب با دایره ی قرمز، دایره ی آبی و مستطیل سبز مشخص شده اند)

¹ Adhesive Failure

در مقابل، تصاویر شکل ۹-ب مربوط به نمونه های دارای میان لایه، حضور یک سطح شکست ناهموار را نشان می دهد که حاکی از تعاملات بین لایه ای قوی تر و وقوع مکانیسم های مقابله گر چندگانه در ناحیه ی تورق است. در این نمونه ها، رفتار گسیختگی از نوع مختلط^۱ بوده و شامل گسیختگی در فصل مشترک رزین بین لایه ای و الیاف (نشانه گذاری شده با خطوط بنفش)، گسیختگی در رزین بین لایه ای، و همچنین گسیختگی در فیلامنت های لایه ی میانی چاپ سه بعدی (مشخص شده با مستطیل سبز) است (شکل ۹-ب). افزون بر این، همان طور که در بخش تحلیل حد تحمل بار و پارامترهای مرتبط با تورق در شکل های ۵ و ۷ نیز بیان شد، حضور نواحی غنی از رزین (دایره های قرمز) و نواحی عاری از رزین (دایره های آبی) در ساختار سلولی میان لایه، نقش مهمی در افزایش چسبندگی بین لایه ای، افزایش درگیری مکانیکی با الیاف، و ایجاد پلاستیسیته ی ماکروسکوپی مؤثر در نوک ترک دارد. در نتیجه می توان بیان نمود که این پدیده ها موجب تقویت قابل توجه مقاومت در برابر رشد ترک و افزایش پارامترهای مرتبط با چقرمگی شکست می شوند. همچنین گسیختگی ایجاد شده در ساختار لایه ی میانی و تغییر شکل فیلامنت های آن (مستطیل سبز در شکل ۹-ب)، نشان دهنده ی مشارکت فعال میان لایه در طول بارگذاری و درگیری و تعامل مناسب آن با سطوح مجاور در ناحیه ی تورق است [۲۹]؛ موضوعی که بهبود مقاومت در برابر رشد ترک را به طور مؤثر توضیح می دهد و پیش تر نیز در شکل ۸ قابل مشاهده بود.

در پایان، ذکر این نکته ضروری است که، تحلیل سازوکارهای حاکم بر شکست نیز نشان می دهد که اگرچه چسبندگی های فیزیکی، درهم تنیدگی های موضعی و همچنین احتمال تشکیل پیوندهای هیدروژنی در فصل مشترک، در بین فیلامنت PVA و رزین اپوکسی [۳۷، ۳۸]، می توانند در بهبود استحکام اتصال و مقاومت در برابر رشد ترک نقش داشته باشند، اما شواهد تجربی این پژوهش حاکی از آن است که سازوکار غالب در این سامانه، قفل شوندهای مکانیکی و پل زنی الیاف و لایه ی میانی است.

۴- نتیجه گیری

در پژوهش حاضر، به منظور ارتقای رفتار بین لایه ای و بهبود مقاومت کامپوزیت های شیشه/اپوکسی در برابر تورق مود I، از میان لایه های چاپ سه بعدی شده ی پلیمری بر پایه ی فیلامنت محلول در آب پلی وینیل الکل با ساختار شبکه ای لوزی شکل استفاده شد. شایان ذکر است که باتوجه به مرور ادبیات پژوهشی مرتبط، به کارگیری میان لایه های تولید شده با فناوری ساخت افزایشی، رویکردی نو ظهور و در حال توسعه به شمار می رود و کارایی آن ها در رفتار تورقی مود I تاکنون به صورت جامع بررسی نشده است. در این راستا، نمونه های DGB با آرایش ۲۸ لایه الیاف شیشه به روش لایه چینی دستی آماده سازی شدند و میان لایه ی چاپ شده در صفحه ی میانی نمونه، در بین لایه های ۱۴ و ۱۵، قرار گرفت. ذکر این نکته ضروری است که ابعاد هندسی ساختارهای سلولی این میان لایه، به گونه ای طراحی و تنظیم شدند که کسر حجمی رزین نسبت به فیلامنت تقویت کننده در سطوح تورق، مقداری برابر داشته باشند. ارزیابی نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی مود I مطابق با استاندارد ASTM D5528 و بر مبنای تئوری MBT انجام پذیرفت. همچنین، به منظور بررسی دقیق تر سازوکارهای شکست، سطوح شکست نمونه ها با میکروسکوپ نوری بررسی شدند. در ادامه به برخی از مهم ترین یافته های تجربی و مشاهدات سطح شکست، در این پژوهش پرداخته شده است.

- استفاده از میان لایه ی چاپ سه بعدی شده منجر به افزایش ۲۲ درصدی در P_{max} ، نسبت به نمونه های بدون میان لایه، شد، همچنین، P_{ini} نیز حدود ۱۹ درصد افزایش یافت که بیانگر بهبود چسبندگی اولیه و فعال شدن مکانیسم های مقاومتی در برابر شروع رشد ترک است.
- منحنی مقاومت در برابر رشد ترک در نمونه های تقویت شده، بهبود و افزایش چشمگیری را نسبت به نمونه های فاقد میان لایه نشان داد. نتایج تحلیلی بیانگر افزایش ۴۵ درصدی در G_{IC}^{ini} و افزایش ۸۷ درصدی در G_{IC}^{prop} بود. این افزایش ها حاکی از بهبود چشمگیر در مقاومت بین لایه ای و فعالیت گسترده ی مکانیسم های اتلاف انرژی در حضور میان لایه ی چاپ شده است.
- پارامتر L_{FPZ} ، به عنوان شاخصی از میزان فعالیت مکانیسم های مقابله گر در برابر رشد ترک، در نمونه های دارای میان لایه افزایش قابل توجهی معادل ۱۴۳ درصد را نشان داد. این افزایش متأثر از تقویت برهم کنش های بین لایه ای، ایجاد پل زنی مؤثر، کشیدگی فیلامنت ها و توسعه نواحی مقابله گر در برابر رشد ترک، در نوک ترک بود.

¹ Cohesive Frailer

- تحلیل سطوح شکست نمونه های DCB فاقد میان لایه، نشان از سطحی صاف و فاقد هرگونه مکانیسم مقابله گر (در مقیاس ماکرو) داشت که به گسیختگی در فصل مشترک رزین بین لایه ای و الیاف منتهی شده بود.
 - در مقابل، نمونه های دارای میان لایه، سطوح شکست ناهموار همراه با مکانیسم های مقابله گر متعدد شامل گسیختگی مختلط (یعنی گسیختگی در فصل مشترک رزین و الیاف، گسیختگی در رزین بین لایه ای و گسیختگی در فیلامنت های میان لایه ای چاپ شده) را نشان دادند. لازم به اشاره است که مشاهده ی پل زنی، کشیدگی و پارگی فیلامنت های PVA نیز نشان از نقش مؤثر این میان لایه در جلوگیری از رشد سریع و ناپایدار ترک، داشت.
- در نهایت می توان بیان نمود که نتایج این پژوهش نشان داد که میان لایه های چاپ سه بعدی شده ی پلیمری با ساختار سلولی لوزی شکل، به عنوان یک رویکرد در حال توسعه، عملکرد مناسبی را در بهبود مقاومت در برابر رشد ترک کامپوزیت های لایه ای از خود نشان دادند. اما با این حال و با توجه به در حال توسعه بودن این روش، بررسی دیگر پارامترهای مهم در ساختار لایه های میانی، از جمله سرعت و زاویه ی چاپ، ضخامت لایه ی میانی، شکل های سلولی و همچنین جنس فیلامنت مورد استفاده، می تواند گام های روشن تر و مسیرهای تازه ای را برای طراحی میان لایه های مبتنی بر ساخت افزایشی در بهبود رفتار شکست کامپوزیت های لایه ای ترسیم کند.

References

- [1] 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]
- [2] 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]
- [3] Islami DP, Muzaqih AF, Adiputra R, Prabowo AR, Firdaus N, Ehlers S, Braun M, Jurkovič M, Smaradhana DF, Carvalho H. Structural design parameters of laminated composites for marine applications: Milestone study and extended review on current technology and engineering. *Results in engineering*. 2024 Dec 1;24:103195. doi: 10.1016/j.rineng.2024.103195
- [4] Huang T, Bobyr M. A review of delamination damage of composite materials. *Journal of composites science*. 2023 Nov 9;7(11):468. doi: 10.3390/jcs7110468
- [5] Sridharan S, editor. *Delamination behaviour of composites*. Elsevier; 2008 Oct 21.
- [6] Salamat-Talab M, Akhavan-Safar A, Zeinolabedin-Beygi A, Carbas RJ, da Silva LF. Effect of through-the-thickness delamination position on the R-curve behavior of plain-woven ENF specimens. *Materials*. 2023 Feb 22;16(5):1811. doi: 10.3390/ma16051811
- [7] Jain LK, Dransfield KA, Mai YW. On the effects of stitching in CFRPs—II. Mode II delamination toughness. *Composites Science and Technology*. 1998 Jan 1;58(6):829-37. doi: 10.1016/S0266-3538(97)00186-3
- [8] Che Z, Li M, Wang S, Wang S, Gu Y, Zhang W. Mode II interlaminar fracture toughness enhancement of fine z-pin reinforced carbon fiber composite with low fraction of pins. *Polymer Composites*. 2022 May;43(5):2992-3002. doi: 10.1002/pc.26593
- [9] Qian X, Kravchenko OG, Pedrazzoli D, Manas-Zloczower I. Effect of polycarbonate film surface morphology and oxygen plasma treatment on mode I and II fracture toughness of interleaved composite laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2018 Feb 1;105:138-49. doi: 10.1016/j.compositesa.2017.11.016
- [10] Ogasawara T, Yoshimura A, Ishikawa T, Takahashi R, Sasakib N, Ogawa T. Interlaminar fracture toughness of 5 harness satin woven fabric carbon fiber/epoxy composites. *Advanced Composite Materials*. 2012 Feb 1;21(1):45-56. doi: 10.1163/156855112X626219
- [11] Martin RH. Delamination characterization of woven glass/polyester composites. *Composites Technology and Research*. 1997 Jan 1;19(1):20-8. doi: 10.1520/CTR10010J
- [12] Ebeling T, Hiltner A, Baer E, Fraser IM, Orton ML. Delamination failure of a single yarn glass fiber composite. *Journal of composite materials*. 1997 Jul;31(13):1302-17. doi: 10.1177/00219839703101303
- [13] Ebeling T, Hiltner A, Baer E, Fraser IM, Orton ML. Delamination failure of a woven glass fiber composite. *Journal of composite materials*. 1997 Jul;31(13):1318-33. doi: 10.1177/00219839703101304
- [14] Salamat-Talab M, Kazemi H, Mahdavi M. Influence of yarn bundle orientation and areal density on the interlaminar fracture toughness of ENF composites. *Engineering Fracture Mechanics*. 2025 Feb 21;315:110806. doi: 10.1016/j.engfracmech.2025.110806

- [15] Akhavan-Safar A, Salamat-Talab M, Delzendehrooy F, Barbosa AQ, da Silva LF. Mode II fracture energy of laminated composites enhanced with micro-cork particles. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. 2021 Nov;43(11):490. doi: [10.1007/s40430-021-03220-0](https://doi.org/10.1007/s40430-021-03220-0)
- [16] 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]
- [17] Zeinolabedin Beygi A, Salamat-Talab M, Farrokhabadi A, Moslemi Naeini H. Experimental investigation of the effect of natural microfibers on the mode I fracture toughness of plain-woven laminated composites. *Modares Mechanical Engineering*. 2022 Jan 10;22(2):71-9. [In Persian]
- [18] Sápi Z, Butler R, Rhead A. Filler materials in composite out-of-plane joints—A review. *Composite Structures*. 2019 Jan 1;207:787-800. doi: [10.1016/j.compstruct.2018.09.102](https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.09.102)
- [19] Šupová M, Martynková GS, Barabaszová K. Effect of nanofillers dispersion in polymer matrices: a review. *Science of advanced materials*. 2011 Feb 1;3(1):1-25. doi: [10.1166/sam.2011.1136](https://doi.org/10.1166/sam.2011.1136)
- [20] 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 Feb 20;10(12):53-65. doi: [10.22034/IJME.2024.435372.1917](https://doi.org/10.22034/IJME.2024.435372.1917) [In Persian]
- [21] Akhavan-Safar A, Salamat-Talab M, Delzendehrooy F, Zeinolabedin-Beygi A, da Silva LF. Effects of natural date palm tree fibres on mode II fracture energy of E-glass/epoxy plain-woven laminated composites. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. 2022 Oct;44(10):457. doi: [10.1007/s40430-022-03717-2](https://doi.org/10.1007/s40430-022-03717-2)
- [22] 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](https://doi.org/10.22034/IJME.2024.455742.1950) [In Persian]
- [23] Too DK, Kumar S, Kim YH. Fracture toughness and failure behavior of CF/epoxy composites interleaved with melt-infused PET, PEI, and PEEK film. *Polymer Composites*. 2024 Sep 10;45(13):12307-24. doi: [10.1002/pc.28637](https://doi.org/10.1002/pc.28637)
- [24] Li Z, Li J. Effects of number of carbon nanotube film layers on the interlaminar fracture properties of its based composites. *Diamond and Related Materials*. 2024 Oct 1;148:111413. doi: [10.1016/j.diamond.2024.111413](https://doi.org/10.1016/j.diamond.2024.111413)
- [25] Quan D, Wang G, Zhao G, Alderliesten R. On the interlayer toughening of carbon fibre/epoxy composites using surface-activated ultra-thin PEEK films. *Composite Structures*. 2023 Jan 1;303:116309. doi: [10.1016/j.compstruct.2022.116309](https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2022.116309)
- [26] Beylergil B, Duman V. Enhancing Mode-I and Mode-II fracture toughness of carbon fiber/epoxy laminated composites using 3D-printed polyamide interlayers. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*. 2024 Mar;238(3):578-91. doi: [10.1177/14644207231198961](https://doi.org/10.1177/14644207231198961)
- [27] Salamat-Talab M, Kazemi H, Akhavan-Safar A, Malekinejad H, Carbas RJ, da Silva LF. Effects of a novel three-dimensional-printed wood-polylactic acid interlayer on the mode II delamination of composites. *Journal of Composites Science*. 2024 Nov 22;8(12):489. doi: [10.3390/jcs8120489](https://doi.org/10.3390/jcs8120489)
- [28] Zhang Y, Zhao H, Ou Y, Zhang H, Yao X, Mao D. Polyamide mesh as an effective toughening interlayer for GFRP composites: insights into fracture behavior and mechanisms. *Advanced Composites and Hybrid Materials*. 2025 Aug;8(4):283. doi: [10.1007/s42114-025-01365-3](https://doi.org/10.1007/s42114-025-01365-3)
- [29] Salamat-Talab M, Kazemi H. On the improving interlaminar fracture toughness of ENF composites based on additively manufactured interlayer: New approach. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2025 Aug 1;138:104952. doi: [10.1016/j.tafmec.2025.104952](https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2025.104952)
- [30] Kazemi H, Salamat-Talab M. Enhancing Mode II Interlaminar Fracture Toughness in Glass/Epoxy Composites Using 3D-Printed Polyvinyl Alcohol Interlayer. *Mech. Adv. Smart Mater*. 2024 Aug 22;4:256-71. doi: [10.61186/masm.2024.2037591.1130](https://doi.org/10.61186/masm.2024.2037591.1130) [In Persian]
- [31] eSUN. PVA filament technical data sheet. Version 4.0. Shenzhen: eSUN; 2021.
- [32] ASTM International. ASTM D5528-13: Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. West Conshohocken (PA): ASTM International; 2013. doi:[10.1520/D5528-13](https://doi.org/10.1520/D5528-13)
- [33] Kazemi H, Salamat-Talab M, Ghanbari D. On the Interlaminar Properties of ENF Specimens of Glass/Epoxy Composites Incorporated Novel Hybrid Electrospun Interlayers. *Polymer Composites*. 2025 Nov 10;46(16):14688-706. doi: [10.1002/pc.30080](https://doi.org/10.1002/pc.30080)
- [34] Shokrieh MM, 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*. 2016 Dec 1;86:153-60. doi: [10.1016/j.tafmec.2016.06.006](https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2016.06.006)

- [35] Salamat-Talab M, Zeinolabedin Beygi A, Seyyednejad M. Experimental investigation of the effect of interface fiber angle on the fracture toughness of woven laminated composites under mode II loading. *Modares Mechanical Engineering*. 2021;21(4):225-33. [In Persian]
- [36] Kharratzadeh M, Shokrieh MM, Salamat-Talab M. Effect of interface fiber angle on the mode I delamination growth of plain woven glass fiber-reinforced composites. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2018 Dec 1;98:1-2. doi: [10.1016/j.tafmec.2018.09.006](https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2018.09.006)
- [37] Zhang Y, Fang K, Wang W, Niu H. A water-soluble epoxy-based green crosslinking system for stabilizing PVA nanofibers. *Molecules*. 2022 Jun 29;27(13):4177. doi: [10.3390/molecules27134177](https://doi.org/10.3390/molecules27134177)
- [38] Liang X, Zhong HJ, Ding H, Yu B, Ma X, Liu X, Chong CM, He J. Polyvinyl alcohol (PVA)-based hydrogels: Recent progress in fabrication, properties, and multifunctional applications. *Polymers*. 2024 Sep 29;16(19):2755. doi: [10.3390/polym16192755](https://doi.org/10.3390/polym16192755)