

Enhancing Mode II Interlaminar Fracture Toughness in Glass/Epoxy Composites Using 3D-Printed Polyvinyl Alcohol Interlayer

Hossein Kazemi^a, Mazaher Salamt-Talab^{a*}

^a Department of Mechanical Engineering, Arak University of Technology, Arak, Iran

Original Article

Use your device to scan
and read the article online



Citation: Kazemi H, Salamt-Talab M. Enhancing Mode II Interlaminar Fracture Toughness in Glass/Epoxy Composites Using 3D-Printed Polyvinyl Alcohol Interlayer. *Mechanics of Advanced and Smart Materials*. 2024;4(2):256-271.

 <https://10.61186/masm.4.2.256>

KEYWORDS

Delamination,
Mode II interlaminar fracture
toughness,
Glass/epoxy composites,
Interlayering method,
3D printer.

ABSTRACT

Laminated composite materials are susceptible to damage, such as delamination, due to poor out-of-plane properties and inadequate adhesion at the layer interface. Using the interlayering method is an effective way to enhance resistance against delamination in these materials. However, interlayer synthesis methods have been limited and sometimes very expensive. Therefore, this study investigates the impact of novel 3D-printed polyvinyl alcohol (PVA) interlayers on the mode II interlaminar fracture toughness in glass/epoxy laminated composites. Notably, the interlayers feature a geometrical structure consisting of square cell shapes, allowing the filament to have an equal volume percentage to the resin in the interlayer. To achieve this, end-notch flexure specimens (ENF) were prepared, and the mode II interlaminar fracture toughness was calculated using the compliance-based beam method (CBBM). The specimens' crack growth resistance curve (R-curve) analysis revealed that using the desired 3D-printed interlayer increases the mode II interlaminar fracture toughness by 73%. Furthermore, the behavior of crack growth resistance in laminated composites reinforced with 3D-printed interlayer shows an increasing trend. The mode II fracture surface analysis of reinforced specimens demonstrates the influence of square cell shapes in creating shear hackles, increasing surface friction at the interface of laminated composite layers, crack pinning mechanism, and changing the direction of crack growth, ultimately leading to increased resistance to crack growth.

Extended Abstract

1. Introduction

Today, composite materials play a significant role in various industries such as aerospace, shipbuilding, packaging, and tank construction due to their favorable mechanical, thermal, and structural properties. Composite materials consist of two phases, i.e. matrix, and reinforcement, which can be divided into different groups based on the type of reinforcement used. One of the most widely used types of composite materials is laminated composites, which are reinforced with macro-scale reinforcing fibers. However, these materials exhibit favorable properties such as high strength-to-weight ratio, corrosion resistance, and wear resistance. However, in some cases, they have weaknesses. These issues include discontinuity of stress in laminated composite materials, poor adhesion of fibers to the matrix, inadequate out-of-plane properties, and high susceptibility to bending loads. These cases can reduce the load-bearing limit in laminated composites with minimal visible signs, leading to delamination damage and sudden fracture. Given the sensitivity of work in the mentioned industries and the absence of visible signs of delamination damage, this can result in irreparable damages [1-6].

* Corresponding author. Tel.: +98-8633400605

E-mail address: salamattalab@arakut.ac.ir

DOI: <https://10.61186/masm.4.2.256>

Received: August 05, 2024; Received in revised form: August 15, 2024; Accepted: September 05, 2024.

© Author



Since the 20th century, researchers have been working to address the deficiencies in laminated composite materials by modifying their chemical and physical structure to enhance their lifespan and load-bearing capacity. These modifications include functionalizing reinforcing fiber surfaces, using woven fibers, incorporating reinforcing nanoparticles into the matrix material, and implementing the z-pinning process [7-14]. Additionally, another solution that has garnered attention from researchers is the use of coupling agents between laminated composite layers, known as the interlayering method, to prevent delamination and enhance interlaminar fracture toughness. Liu et al. [19], studied the impact of a hybrid interlayer, made of polyether sulfone (PES) and carbon nanotubes (CNTs), on mode II interlaminar fracture toughness. Their findings revealed that the interlayer containing 1 wt.% of CNTs exhibited the best performance, showing a 317% increase in mode II interlaminar fracture toughness. In simple terms, using this interlayer not only enhances the adhesion of fibers with the matrix (due to the presence of the PES polymer phase) but also improves surface friction between the interlayer and adjacent layers, owing to the existence of CNTs in the interlayer structure. Kazemi et al. [20], demonstrated that electrospinning polyvinyl alcohol nanofibers onto glass fibers resulted in a 177% increase in mode II initiation interlaminar fracture toughness and a 36% increase in mode II propagation interlaminar fracture toughness.

Previous studies and research literature have noted that interlayer synthesis methods are often limited to specific cases. Therefore, this research aims to investigate the impact of a novel 3D-printed interlayer of polyvinyl alcohol filament on the mode II interlaminar fracture toughness in glass/epoxy laminated composites. It should be noted that the 3D-printed interlayer consists of square cell shapes, resulting in an equal surface area fraction of the matrix phase and the reinforcing phase in the interlayer. To investigate the mode II interlaminar fracture toughness, end-notch flexure specimens (ENF) were prepared with the hand lay-up method, and the desired interlayer was placed between the 14th and 15th layers. The experiment results were analyzed using the compliance-based beam method (CBBM). Furthermore, to gain an understanding of the active mechanisms during the failure of the ENF specimens, the mode II fracture surface of the specimens was analyzed using an optical microscope.

2. Materials and design

This study utilized a novel interlayer produced using additive manufacturing to enhance the interlaminar mechanical properties in glass/epoxy laminated composites. A polyvinyl alcohol (PVA) filament was used to 3D-print the interlayer, which was designed using Ultimaker Cura software and ANSYS Workbench 2021 Design Modeller software. It should be noted that the thickness of 3D-printed interlayer is 400 micrometers. The dimensional accuracy of the 3D-printed interlayer in the x, y, and z directions was 15, 15, and 5 micrometers, respectively. Other parameters for the 3D printing process can be found in Table 1.

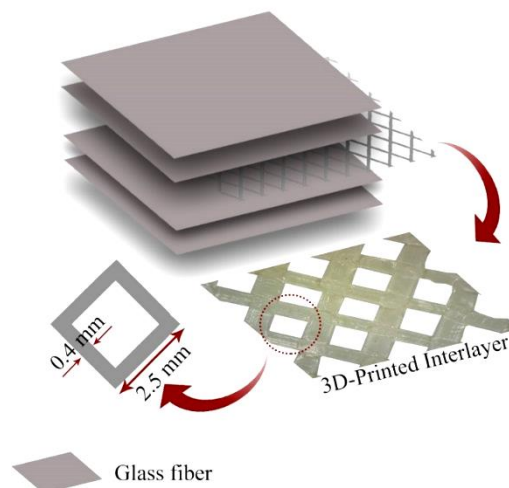


Figure 1. A schematic of the cell shapes in the 3D-printed interlayer and its geometric parameters

Table 1 3D-Printer parameters during printing of polyvinyl alcohol interlayer

Nozzle temperature, (°C)	200
Bed temperature, (°C)	60
Nozzle diameter, (mm)	0.4
Printing speed, (mm/s)	20
Colling fan speed, mm/s ()	100

The ENF specimens were fabricated with 28 layers of glass fibers and a resin-hardener weight ratio of 5:1. It should be noted that the desired 3D-printed interlayer was placed between the 14th and 15th layers in the ENF specimens. Also, a 20 micrometer thick Teflon tape was used for pre-crack. After the layering process, using the hand lay-up method, the prepared specimens were cured at ambient temperature and 10 kPa pressure for 24 hours. Following the epoxy resin manufacturer's instructions, the post-cure process was completed by heating the ENF specimens at 80 and 100 degrees Celsius for 2 hours.

To investigate the mode II interlaminar fracture toughness in glass/epoxy laminated composites, a mode II interlaminar fracture toughness test was conducted based on the ASTM D7905 standard and the CBB method using a SANTAM machine (STM-250) with a load cell capable of 2000 kgf. The experiment's span length (L) was 100 mm, and a displacement loading rate was set at 0.25 mm/min (Figure 2).

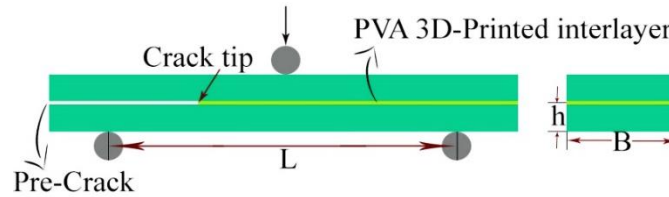


Figure 3. The schematic of mode II interlaminar fracture toughness test

The mode II interlaminar fracture toughness, according to the CBB method, was calculated using Equation 1.

$$G_{IIc}^{CBBM} = \frac{9P^2 a_{eq}^2}{16B^2 h^3 E_f} \tag{1}$$

Which P, B, and h represent the load, specimen width, and specimen half thickness, respectively. Additionally, the values of a_{eq} and E_f , which indicate the equivalent crack length and modulus of elasticity, were determined using Equations 2 and 3.

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

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

Which, L and a_0 represent the span length and the pre-crack length (30 mm), respectively. Finally, Equations 4 and 5 were used to calculate the C_{0c} and C_c parameters, which represent the equivalent initial compliance and the equivalent compliance related to the load-displacement diagram, respectively.

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

$$C_c = C_0 - \frac{3(L/2)}{10BhG_{13}} \tag{5}$$

Which C_0 , and G_{13} represent the initial compliance related to the load-displacement diagram, and the out-of-plane shear modulus.

It's important to note that in this method, the values of G_{13} and E_f have a minimal effect on the critical strain energy release rate of the specimens. Therefore, similar values based on similar research literature can be used for this parameter without conducting a specific test.

3. Result and discussion

In order to study the effect of the 3D-printed PVA interlayer on the mode II interlaminar fracture, the crack growth resistance curve (R-curve) related to the ENF specimens, according to Equation 1, is presented in Figure 3a. As shown in Figure 3a, the resistance to crack growth for the reference samples (without the interlayer) reached a stable state (propagation state) after a 7 mm crack growth. On the other hand, the crack growth resistance behaviour for the ENF specimens reinforced 3D-printed interlayer exhibited an upward trend, indicating the beneficial effect of the interlayer in preventing crack growth in glass/epoxy laminated composite. Additionally,

Figure 3b shows that using the 3D-printed PVA interlayer did not significantly affect the mode II initiation interlaminar fracture toughness and even caused a 5% decrease in this parameter. Therefore, it can be concluded that the 3D-printed PVA interlayer did not play a significant role in the initial adhesion between the glass/epoxy laminated composite layers. However, during crack propagation, there was a notable increase in the mode II propagation interlaminar fracture toughness for the reinforced specimens. Consequently, it can be inferred that the use of the PVA 3D-printed interlayer activated counter mechanisms against the propagation of peer-cracks in the glass/epoxy laminated composite, resulted in a 73% increase in the mode II propagation interlaminar fracture toughness compared to the reference samples.

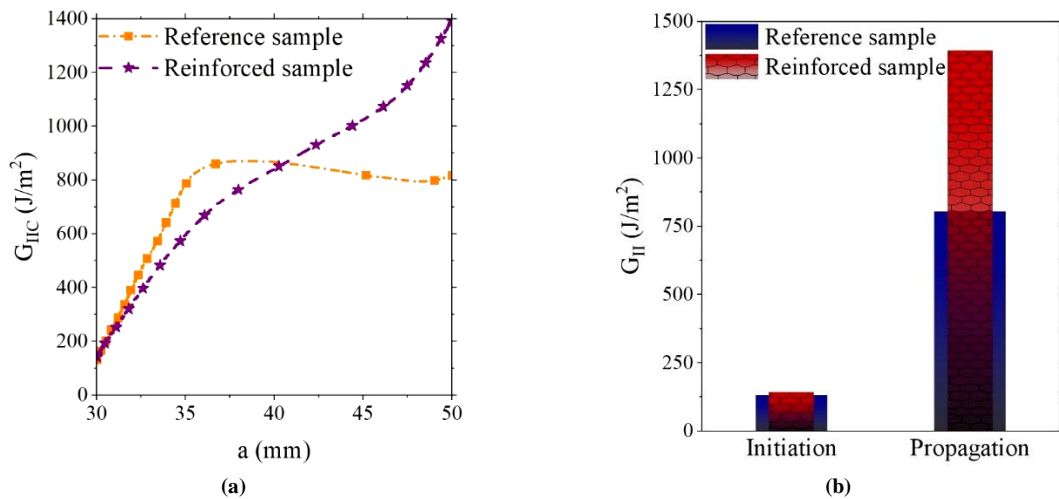


Figure 4 a) comparison of crack growth resistance curve, and b) comparison of mode II initiation and propagation interlaminar fracture toughness; of ENF samples with and without interlayer

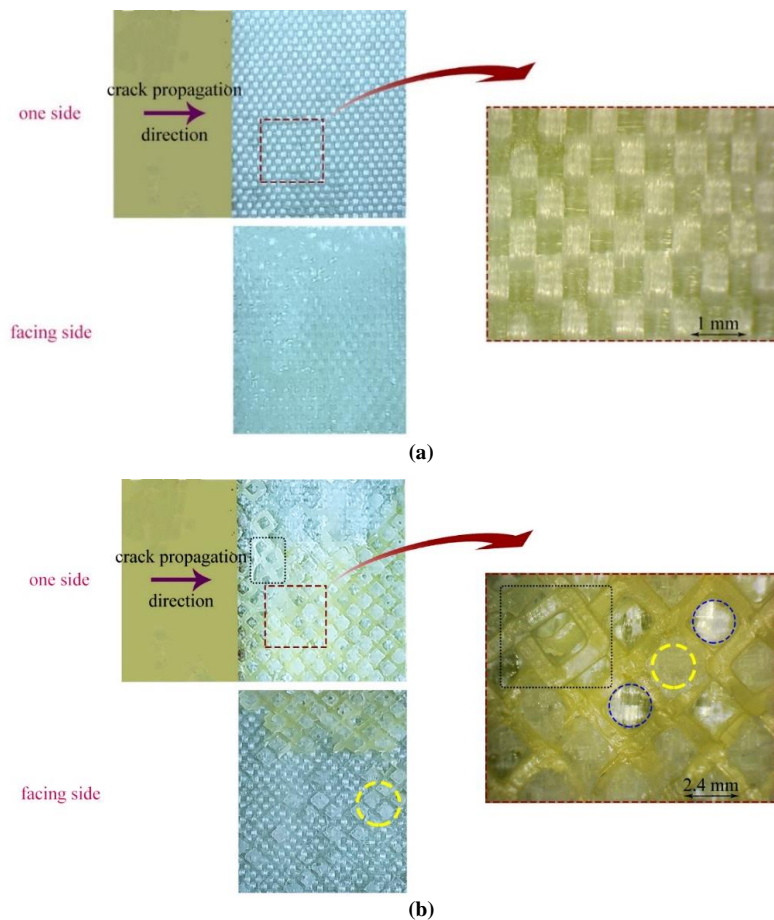


Figure 5 Fractography of mode II fracture surface of: a) reference sample, and b) sample reinforced with 3D printed interlayer

To understand the active mechanisms during crack propagation, an optical microscope was used for fractography of the ENF specimens (Figure 4). Figure 4a shows that crack propagation resulted in a smooth fracture surface in the reference glass/epoxy laminated composite specimens (without interlayer). This means that the crack grew at the interface between the resin and the fibers without changing direction, ultimately leading to adhesive failure. In contrast, the fracture surface analysis of specimens reinforced with a 3D-printed PVA interlayer shows a different crack growth mechanism than the reference specimens (Figure 4b). In fact, using the interlayer causes a change in the direction of crack growth and creates mixed fracture behaviour, i.e. adhesive and cohesive failure. Additionally, as shown in Figure 4b, the crack pinning mechanism in these specimens is another effective mechanism in preventing crack propagation and enhancing mode II interlaminar fracture toughness for reinforced laminated composites. Also, the existence of square cell shapes in the structure of the 3D-printed interlayer, with a thickness of 400 micrometers, requires cracks to change direction or fracture the square cell shapes. Also, rich resin areas among the square cell shapes because shear hackles and increase surface friction at the interface between the 3D-printed interlayer and the adjacent layers. This contributes to increased critical strain energy release rate and mode II interlaminar fracture toughness for the reinforced specimens.

4. Conclusion

This study investigated the impact of a novel 3D-printed interlayer of polyvinyl alcohol polymer filament on the mode II interlaminar fracture toughness of glass/epoxy laminated composites. Using a 3D printer to fabricate interlayers is a novel approach that could pave the way for strengthening interlayer properties. ENF specimens with 28 layers of glass fibers and a 3D-printed interlayer were prepared and examined according to the ASTM D7905 standard and the CBB method. The most significant experimental results and Fractography analysis related to the studied specimens are:

- The behavior of crack resistance for samples reinforced with a 3D-printed interlayer demonstrated an upward and incremental trend.
- The interlayer did not significantly enhance the initiation of the fracture toughness.
- Incorporating the interlayer led to a 73% improvement in Mode II interlaminar fracture toughness compared to samples without the interlayer.
- The interlayer employed resulted in a shift in fracture behavior from adhesive failure at the fiber-resin interface to a mixed-type failure, i.e. adhesive and cohesive failure.
- The square cellular shapes present in the structure of the 3D-printed interlayer induce shear hackles, increase surface friction at the layer interface, crack front pinning, and alter the crack propagation path.



افزایش چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II در کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی با میان لایه‌ی پرینت شده از پلی وینیل الکل

حسین کاظمی الف، مظاهر سلامت طلب ب*

الف دانشجوی کارشناسی ارشد، گروه جامدات، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اراک، اراک، ایران، hosseinkazemi1.abru@gmail.com

ب* استادیار، گروه جامدات، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه صنعتی اراک، اراک، ایران، salamattalab@arakut.ac.ir

چکیده	واژگان کلیدی
<p>کامپوزیت‌ها به دلیل خواص خارج از صفحه‌ای ضعیف و عدم چسبندگی مناسب در فصل مشترک لایه‌ها، همواره مستعد بروز آسیب‌هایی همچون تورق می‌باشند. با این حال استفاده از روش میان لایه گذاری یکی از راه کارهای بهینه در جهت بهبود مقاومت در برابر تورق در این مواد می‌باشد. اما تاکنون روش‌های سنتز لایه‌های میانی، روش‌هایی محدود و گاهاً بسیار پر هزینه بوده‌اند. لذا در مطالعه‌ی حاضر به بررسی تأثیر میان لایه‌هایی نو و پرینت سه بعدی شده از پلی وینیل الکل، بر روی چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II در کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی، پرداخته شده است. لازم به ذکر است که ساختار هندسی میان لایه‌ها از شکل‌های سلولی مربعی تشکیل شده است که امکان برابری کسر حجمی فیلامنت به رزین را در لایه‌ی میانی، فراهم می‌سازد. بدین منظور نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی آماده شده و بررسی چقرمگی شکست مود II، مطابق با روش تیر مبتنی بر نرمی (CBBM) صورت گرفت. تحلیل نمودار مقاومت در برابر رشد ترک نمونه‌ها نشان داد که استفاده از لایه‌ی میانی مورد نظر موجب رشد ۷۳ درصدی در چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II می‌گردد. همچنین رفتار مقاومت در برابر رشد ترک در کامپوزیت‌های تقویت‌شده با لایه‌ی میانی پرینت سه بعدی شده، همواره روندی افزایشی و صعودی را به دنبال داشت. تحلیل سطح شکست نمونه‌های تقویت‌شده، نشان از تأثیر مؤثر شکل‌های سلولی مربعی در ایجاد قله‌های برشی، افزایش اصطکاک سطحی در فصل مشترک لایه‌ها، قفل‌شدگی جبهه ترک، تغییر مسیر رشد ترک و در نتیجه افزایش مقاومت در برابر رشد ترک را دارد.</p>	<p>تورق، چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II، کامپوزیت شیشه/اپوکسی، میان لایه گذاری، پرینت سه بعدی.</p> <p>تاریخ دریافت: ۱۴۰۳/۵/۱۵</p> <p>تاریخ بازنگری: ۱۴۰۳/۰۵/۳۱</p> <p>تاریخ پذیرش: ۱۴۰۳/۰۶/۱۵</p>

۱- مقدمه

امروزه مواد مرکب (کامپوزیت‌ها)، به دلیل خواص مکانیکی، حرارتی و سازه‌ای مطلوب، نقش بسزایی را در صنایع مختلفی همچون هوافضا، کشتی‌سازی، بسته‌بندی و یا ساخت مخازن ایفا می‌کنند. اجزای تشکیل‌دهنده‌ی مواد کامپوزیتی، شامل دو فاز زمینه و تقویت‌کننده می‌باشد که با توجه به نوع تقویت‌کننده‌ی مورد استفاده، می‌توان کامپوزیت‌ها را به گروه‌های مختلفی تقسیم‌بندی نمود. از جمله‌ی پرکاربردترین نوع از کامپوزیت‌ها، می‌توان به کامپوزیت‌های لایه‌ای که با الیاف تقویت‌کننده‌ی در مقیاس ماکرو تقویت می‌شوند، اشاره نمود. باین وجود این مواد علاوه بر خواص مطلوبی همچون؛ نسبت استحکام به وزن بالا، مقاومت در برابر خوردگی، مقاومت در برابر سایش و غیره، در برخی از موارد ضعف دارند. از جمله‌ی این موارد می‌توان به عدم

پیوستگی تنش در ساختار مادی کامپوزیت‌های لایه‌ای، عدم چسبندگی مناسب الیاف با ماده‌ی زمینه، خواص خارج از صفحه‌ای ضعیف و همچنین حساسیت بالای این مواد به بارهای خمشی، اشاره نمود. این موارد می‌توانند با کمترین علائم ظاهری موجب کاهش حد تحملی بار در کامپوزیت‌ها و لذا منجر به آسیب ورقه ورقه شدن (تورق) در این مواد و شکست ناگهانی شوند، که با توجه به حساسیت کاری موجود در صنایع نامبرده و همچنین نبود علائم ظاهری در آسیب تورق، می‌تواند خسارات جبران ناپذیری را به دنبال داشته باشد [۶-۱].

در نتیجه از اواخر قرن بیستم میلادی، محققان با اعمال تغییراتی در ساختار شیمیایی و فیزیکی کامپوزیت‌ها، درصد رفع این عیب و افزایش طول عمر و حد تحملی بار در کامپوزیت‌های لایه‌ای بوده‌اند. از جمله‌ی این تغییرات می‌توان به مواردی همچون، عامل‌سازی سطوح الیاف، استفاده از الیاف بافته شده، استفاده از نانو ذرات تقویت کننده در ساختار فاز زمینه، تغییر در لایه چینی الیاف و یا استفاده از الیاف تقویت کننده‌ای در راستای ضخامت کامپوزیت‌ها، اشاره نمود [۷-۱۴]. به‌عنوان مثال در پژوهش انجام شده توسط کیان و همکاران [۱۵]، عامل‌سازی لایه‌ای ثانویه به‌وسیله‌ی پلاسمای اکسیژن، به ترتیب منجر به افزایش ۷۰ و ۴۲ درصدی در چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود I و II، برای کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی شد. با این حال یکی دیگر از راه‌کارهای معرفی شده و مورد توجه محققان در زمینه‌ی جلوگیری از تورق و افزایش چقرمگی شکست بین لایه‌ای در کامپوزیت‌ها، استفاده از جزء ثانویه در بین لایه‌های کامپوزیتی و یا اصطلاحاً روش میان‌لایه گذاری می‌باشد. تحقیقات مختلف در این زمینه نشان داده است که استفاده از لایه‌ی میانی در بین لایه‌های کامپوزیتی، متناسب با نوع آسیب وارده، می‌تواند نتایج متفاوتی را ارائه کند و لذا می‌بایست متناسب با هر نوع آسیب، طراحی متفاوتی در ساختار لایه‌ی میانی مورد استفاده صورت گیرد. در مودهای بازشونده‌ی آسیب (مود I)، مهم‌ترین عامل تأثیرگذار در افزایش چقرمگی شکست بین لایه‌ای، چسبندگی مناسب لایه‌های کامپوزیتی و همچنین جریان پذیری مناسب رزین در بین لایه‌ی میانی با لایه‌های مجاور می‌باشد. هایدن و همکاران [۱۶]، نشان دادند که استفاده از لایه‌ی میانی سنتز شده از پلی کاپرو لاکتون^۱، منجر به بهبود چسبندگی بین لایه‌ای در کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی و افزایش ۱۰۰ درصدی در چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود I می‌گردد. ژیا و همکاران [۱۷] نیز بیان نمودند که استفاده از ساختارهای شبکه‌ای سه‌بعدی از گرافن، به دلیل ارضای شرط جریان پذیری مناسب رزین در بین لایه‌ی میانی و لایه‌های مجاور آن، موجب افزایش ۷۰ درصدی در چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود I می‌گردد. همچنین به‌منظور شناختی بهتر از اهمیت جریان پذیری مناسب رزین در بین لایه‌ی میانی با لایه‌های مجاور، می‌توان به تحقیقات لیو و همکاران [۱۸] نیز اشاره نمود. نتایج تحقیقات آن‌ها نشان داد که اسپری نانو لوله‌های کربنی بر روی الیاف کربن، به دلیل ایجاد کلوخگی و انباشت نانو لوله‌های کربنی و جلوگیری از جریان پذیری مناسب رزین در میان لایه‌ها، تغییرات چشمگیری را در چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود I، برای کامپوزیت‌های کربن/اپوکسی به دنبال نداشت. اما در طرف مقابل در مود برشی آسیب (مود II آسیب)، علاوه بر چسبندگی بین لایه‌ای، اصطکاک سطحی در سطح مشترک لایه‌ی میانی با لایه‌های مجاور، می‌تواند تأثیرگذارترین عامل در بهبود چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II باشد. لیو و همکاران [۱۹]، تأثیر میان‌لایه‌ای دو جزئی از پلی اتر سولفون^۲ و نانو لوله‌های کربنی را بر چقرمگی شکست مود II مورد بررسی قرار دادند. نتایج آن‌ها نشان داد که بهترین عملکرد برای میان‌لایه‌ی حاوی ۱ درصد وزنی از نانو لوله‌های کربنی می‌باشد، که ۳۱۷٪ افزایش را برای چقرمگی شکست مود II گزارش می‌دهد. به‌عبارتی دیگر استفاده از این میان‌لایه؛ علاوه بر بهبود چسبندگی بین لایه‌ای (به دلیل وجود فاز پلیمری)، منجر به بهبود اصطکاک سطحی، به دلیل حضور نانو لوله‌های کربنی در ساختار میان‌لایه، می‌شود. کاظمی و همکاران [۲۰]، با برق ریزی نانو الیاف پلی وینیل الکل بر روی الیاف شیشه، نشان دادند که استفاده از این لایه‌ی میانی به ترتیب منجر به افزایش ۱۷۷ و ۳۶ درصدی در چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II برای حالت شروع و انتشار ترک در کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی می‌گردد. آن‌ها همچنین بیان نمودند که تفاوت چشمگیر در تقویت چقرمگی شکست بین لایه‌ای شروع و انتشار ترک، به عدم ارضای مناسب اصطکاک سطحی در بین لایه‌ی میانی با لایه‌های مجاور معطوف می‌گردد.

علاوه بر موارد ذکر شده، تاکنون ساختارهایی نو نیز به‌منظور ایجاد لایه‌ی میانی و افزایش چقرمگی شکست بین لایه‌ای در کامپوزیت‌ها، مورد بررسی و تحلیل قرار گرفته‌اند. از جمله‌ی این روش‌های نو در این زمینه، می‌توان به استفاده از تکنیک

¹ polycaprolactone

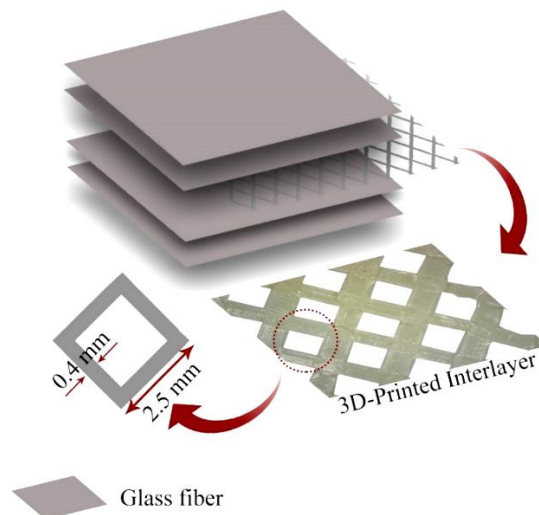
² polyether sulfone

ریخته‌گری [۲۱] و یا سنتز باکی پیپرها^۱ [۲۲] اشاره نمود. همچنین بیلرگیل و دومن [۲۳] میان لایه‌ای از جنس پلی آمید و مبتنی بر پرینتر سه‌بعدی را در بین لایه‌های کامپوزیت کربن/اپوکسی قرار دادند و بیان نمودند که استفاده از این میان لایه، به ترتیب، منجر به افزایش ۴۳ و ۸۱ درصدی در چقرمگی شکست مود I و II، نسبت به نمونه‌های بدون میان لایه شده است. با توجه به موارد بیان شده و بررسی ادبیات پژوهشی موجود، مشخص شد که به‌صورت کلی روش‌های سنتز متناظر با میان لایه‌های مورد استفاده، به موارد مشخصی محدود می‌گردد. لذا در پژوهش حاضر، با توجه به کاربرد گسترده‌ی پرینترهای سه‌بعدی، به بررسی تأثیر لایه‌ی میانی نو و پرینت سه‌بعدی شده از فیلامنت پلی وینیل الکل، بر روی چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II در کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی پرداخته شده است؛ که تاکنون توجه کمتری را در ادبیات پژوهشی به خود جلب نموده است. لازم به ذکر است که لایه‌ی میانی پرینت شده، از شکل‌های سلولی مربعی تشکیل شده است که امکان برابری کسر حجمی فاز زمینه به فاز تقویت کننده را در لایه‌ی میانی فراهم می‌سازد. به‌منظور بررسی چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II؛ نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی^۲ با ۲۸ لایه و به‌صورت لایه چینی دستی آماده‌سازی و لایه‌ی میانی مورد نظر در بین لایه‌ی ۱۴ و ۱۵ قرار داده شده است. لازم به توضیح است که تحلیل نتایج این آزمایش، مطابق با روش تیر مبتنی بر نرمی^۳ (CBBM) انجام می‌گردد. همچنین تحلیل سطح شکست نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی، به‌منظور تحلیل دقیق‌تری از مکانیزم‌های فعال در طول شکست نمونه‌های مورد بررسی، با استفاده از میکروسکوپ نوری انجام شده است.

۲- مواد و روش

۲-۱- آماده‌سازی لایه‌ی میانی

در این پژوهش و به‌منظور تقویت خواص مکانیکی بین لایه‌ای در کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی، از میان لایه‌ای نو و مبتنی بر ساخت افزودنی، استفاده شده است. استفاده از این نوع میان لایه، با توجه به تاریخچه‌ی پژوهشی موجود، انتخابی نو می‌باشد که می‌تواند مسیر جدیدی را در زمینه‌ی بهبود چقرمگی شکست بین لایه‌ای در کامپوزیت‌های لایه‌ای ایجاد کند. به‌منظور پرینت سه‌بعدی لایه‌ی میانی مورد نظر از فیلامنت محلول در آب پلی وینیل الکل (PVA) و تهیه شده از شرکت ایسان (eSUN Company) استفاده شد. مدل سه‌بعدی لایه‌ی میانی مورد نظر با شکل‌های سلولی مربعی، در نرم‌افزار شبه ساز انسیس^۴ مدل و سپس به کمک نرم‌افزار کیورا^۵ به زبان هندسی (G-code)، تبدیل گردید (شکل ۱).



شکل ۱ شماتیکی از شکل‌های سلولی موجود در لایه‌ی میانی پرینت سه‌بعدی شده و پارامترهای هندسی آن

¹ Bucky-paper

² End Notched Flexure, (ENF)

³ Compliance-Based Beam Method (CBBM)

⁴ ANSYS Workbench 2021 Design Modeller

⁵ Ultimaker Cura software

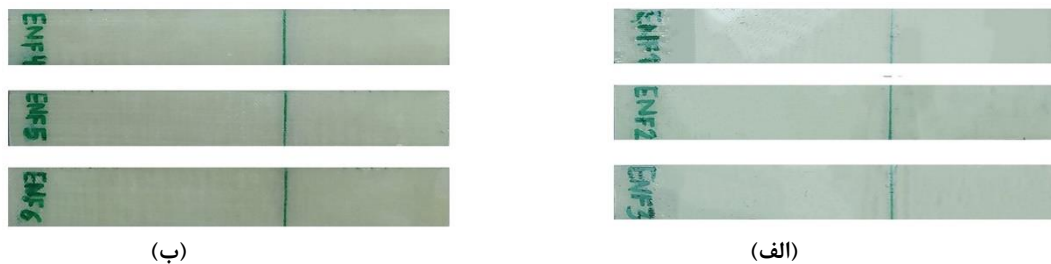
همچنین ضخامت لایه‌ی میانی آماده شده، ۴۰۰ میکرومتر تعیین شد. لازم به ذکر است که ابعاد هندسی لایه‌ی میانی مورد نظر و ضخامت شکل‌های سلولی موجود، به‌گونه‌ای تعیین شدند که کسر حجمی رزین به فیلامنت تقویت کننده در لایه‌ی میانی، برابر باشد (شکل ۱). لازم به توضیح است که لایه‌ی میانی پرینت شده با ضخامت لایه‌گذاری ۲۰۰ میکرومتر و تراکم ۱۰۰٪ پرینت شد. همچنین دقت ابعادی پرینت لایه‌ی میانی مورد نظر در راستاهای x، y و z، به ترتیب ۱۵، ۱۵ و ۵ میکرومتر می‌باشد. دیگر پارامترهای پرینتر سه‌بعدی در طول پرینت نمونه‌ها، در جدول ۱ ارائه شده است.

جدول ۱ پارامترهای پرینتر سه‌بعدی در طول پرینت لایه‌ی میانی پلی وینیل الکل

۲۰۰	دمای نازل، (°C)
۶۰	دمای تخت، (°C)
۰/۴	قطر نازل، (mm)
۲۰	سرعت پرینت، (mm/s)
۱۰۰	سرعت فن خنک کننده، (/)

۲-۲- ساخت نمونه‌ها

پس از آماده‌سازی لایه‌ی میانی پرینت شده از فیلامنت پلی وینیل الکل با شکل‌های سلولی مربعی، به‌منظور آماده‌سازی نمونه‌های کامپوزیتی از رزین اپوکسی LR620 (تهیه شده از شرکت ایران کامپوزیت کاویان، ایران) و الیاف شیشه‌ای بافته شده با بافت ریز، که به ترتیب دارای ضخامت و چگالی سطحی متناظر با ۰/۲ میلی‌متر و ۲۰۰ گرم بر متر مربع بود، استفاده شده است. ساخت نمونه‌های کامپوزیتی خمشی با شیار انتهایی با ۲۸ لایه از الیاف شیشه و با نسبت ترکیب وزنی ۵ به ۱ برای رزین به سخت کننده، پیش گرفته شد. لازم به ذکر است که میان‌لایه‌های مورد نظر در بین لایه‌های ۱۴ و ۱۵ در هر نمونه قرار داده شده و به‌منظور پیش ترک نیز، از نوار تفلونی با ضخامت ۲۰ میکرومتر استفاده شد. پس از تکمیل فرآیند لایه گذاری دستی، به‌منظور پخت نمونه‌ها، نمونه‌های آماده شده به مدت ۲۴ ساعت در دمای محیط و فشار ۱۰ کیلو پاسکال، نگهداری شدند. همچنین به‌منظور تکمیل فرآیند فرآیند نمونه‌ها و پخت تکمیلی آن‌ها، بر طبق دستورالعمل شرکت سازنده رزین، نمونه‌ها به ترتیب به مدت ۲ ساعت در دمای ۸۰ و ۱۰۰ درجه حرارت دهی شدند. همچنین لازم به ذکر است که در این پژوهش، با در نظرگیری امکان تکرار پذیری نتایج، از هر حالت مورد بررسی (حالت‌های بدون لایه‌ی میانی (مرجع) و تقویت شده با لایه‌ی میانی پرینت سه‌بعدی شده از PVA) سه نمونه آماده شد؛ که در شکل ۲، نمونه‌های آماده‌سازی شده و کدهای متناظر با هر یک ارائه شده است.



شکل ۲ کدهای معرف متناظر با هر یک از نمونه‌های؛ (الف) مرجع و (ب) تقویت شده با لایه‌ی میانی پرینت سه‌بعدی شده

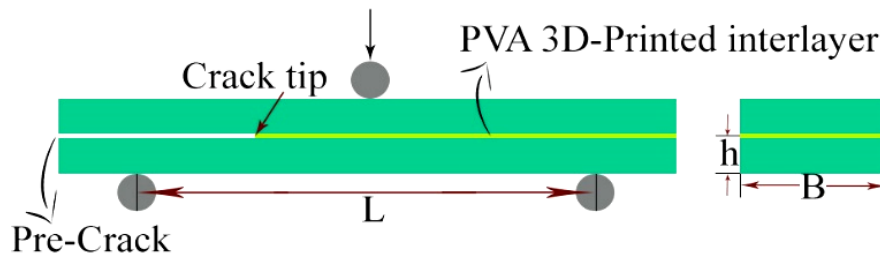
۲-۳- چقرمگی شکست بین لایه‌ای مواد II

در پژوهش حاضر به‌منظور بررسی چقرمگی شکست بین لایه‌ای مواد II در کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی مورد بحث، مطابق با استاندارد ASTM D7905 [۲۴] و روش تیر مبتنی بر نرمی (CBBM) عمل شد. بدین منظور و پس از تکمیل فرآیند پخت و فرا پخت نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی، به کمک سمباده‌ی نرم، نمونه‌ها با دقت ابعادی ۰/۰۲ میلی‌متر، به ترتیب با ابعاد ۱۶۰ و ۲۵ میلی‌متر در طول و پهنا آماده شدند. آزمایش چقرمگی شکست بین لایه‌ای مواد II؛ به‌وسیله‌ی دستگاه سنتام^۱ (STM-250) و با لودسل ۲ دقت بالایی به ظرفیت ۲۰۰۰ kgf، انجام شد. همچنین مطابق با شماتیک ارائه شده در شکل ۳، طول دهانه‌ی

^۱ SANTAM machine

^۲ Load cell

تکیه‌گاهی (L) در این آزمایش، ۱۰۰ میلی‌متر در نظر گرفته شد. لازم به ذکر است که نرخ بارگذاری متناظر با آزمایش انجام‌شده، ۰/۲۵ میلی‌متر بر دقیقه تعیین گردید.



شکل ۲ شماتیکی از آزمایش چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II

چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II، مطابق با روش CBBM و پس از استخراج داده‌های نیرو-جابجایی از آزمایش انجام شده، از رابطه ۱ محاسبه می‌شود [۲۶، ۲۵].

$$G_{IIc}^{CBBM} = \frac{9P^2 a_{eq}^2}{16B^2 h^3 E_f} \quad (1)$$

که در آن، پارامترهای P، B و h به ترتیب بیانگر نیروی لحظه‌ای، پهنا و نصف ضخامت نمونه‌ها می‌باشند. همچنین به‌منظور تعیین پارامترهای a_{eq} و E_f که به ترتیب نشان‌دهنده‌ی مقدار طول ترک معادل و مدول الاستیسیته‌ی معادل می‌باشند؛ از رابطه‌های ۲ و ۳ استفاده می‌گردد [۲۶، ۲۵].

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

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

که در این روابط؛ پارامترهای L و a_0 به ترتیب بیانگر طول دهانه‌ی تکیه‌گاهی و طول ترک اولیه (30 میلی‌متر) می‌باشند. همچنین به‌منظور محاسبه‌ی مقادیر متناظر با پارامترهای C_c و C_{0c} ، که به ترتیب بیانگر نرمی معادل اولیه و نرمی معادل متناظر با نمودار نیرو-جابجایی می‌باشند، می‌توان از رابطه‌ی ۴ و ۵ بهره برد [۲۶، ۲۵]. لازم به ذکر است که در روابط ارائه شده، مقادیر C_c و C_{0c} معادل با نرمی اولیه، نرمی متناظر با نمودار نیرو-جابجایی برای هر نمونه و مدول برشی خارج از صفحه می‌باشند.

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

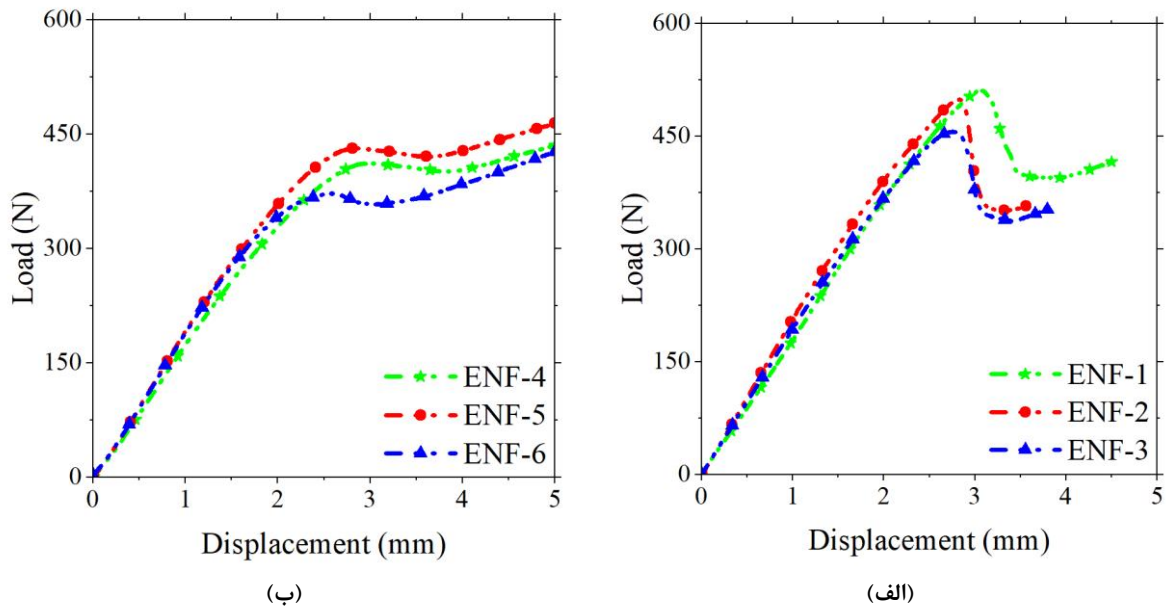
$$C_c = C_0 - \frac{3(L/2)}{10BhG_{13}} \quad (5)$$

همچنین ذکر این نکته ضروری است که در این روش، مقادیر پارامترهای G_{13} و E_f تأثیر بسیار ناچیزی بر روی نرخ رهایی انرژی کرنشی بحرانی نمونه‌ها می‌گذارند و لذا برای این مقادیر، بدون انجام آزمون خاصی، می‌توان از مقادیر مشابهی در ادبیات تحقیقی مشابه، استفاده نمود. در این پژوهش و به‌منظور محاسبه‌ی چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II، مقدار پارامترهای G و E به ترتیب، ۴ و ۲۲ گیگا پاسکال در نظر گرفته شد [۲۷].

۳- نتایج و بحث

با انجام آزمون چقرمگی شکست مود II، نمودارهای نیرو-جابجایی متناظر با هر یک از نمونه‌های مرجع و تقویت شده با میان‌لایه‌ی پرینت سه‌بعدی شده از پلیمر پلی وینیل الکل، به ترتیب در شکل ۴-الف و ۴-ب ارائه شده است. از مقایسه‌ی نمودارهای ارائه شده در شکل ۴، مشخص است که استفاده از میان‌لایه‌ی مورد نظر، تغییرات خاصی را در حد تحملی بار برای

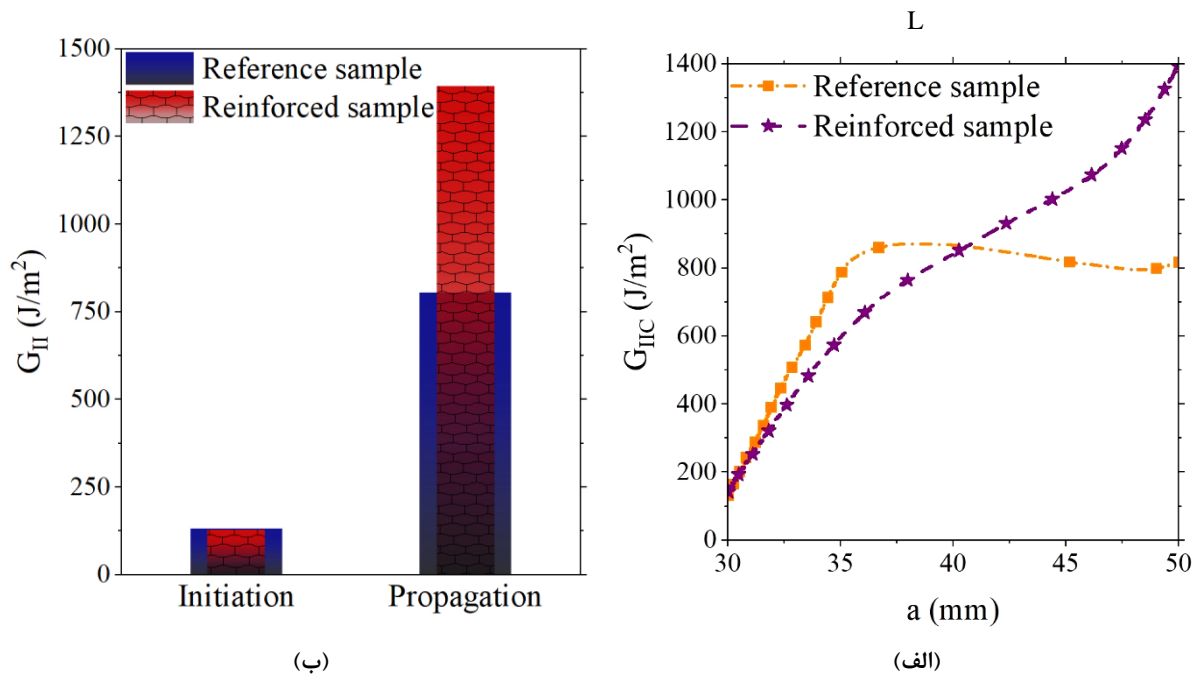
زمان شروع رشد ترک و غیرخطی شدن نمودار نیرو-جابجایی، ایجاد نموده است. اما با این حال در نمودار ارائه شده در شکل ۴-ب، در نمونه‌های تقویت شده با لایه‌ی میانی، پس از رشد اولیه‌ی ترک و کاهش جزئی در حد تحملی بار، برخلاف نمونه‌های مرجع، شاهد افزایش مجدد حد تحملی بار هستیم. این امر بیانگر وجود مکانیزم‌های مقابله‌گری در برابر گسترش ترک در نمونه‌های مورد بررسی می‌باشد که از رشد سریع ترک در نمونه و لذا کاهش حد تحملی بار، به صورت مطلوبی جلوگیری نموده است.



شکل ۳ نمودار نیرو-جابجایی متناظر با نمونه‌های؛ الف) بدون میان لایه (مرجع)، و ب) تقویت شده با لایه‌ی میانی پرینت سه‌بعدی شده

به منظور تحلیل جامع‌تری از تأثیر لایه‌ی میانی پرینت سه‌بعدی شده از پلیمر پلی وینیل الکل بر روی چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II، نمودار مقاومت در برابر رشد ترک^۱ (R-curve) متناظر با نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی، در شکل ۵-الف و با توجه به رابطه ۱، ارائه شده است. همان‌طور که از شکل ۵-الف مشخص است، مقاومت در برابر رشد ترک برای نمونه‌های مرجع و بدون لایه‌ی میانی؛ پس از رشد ۷ میلی‌متری ترک، به حالت پایدار رسیده است. اما در طرف مقابل رفتار مقاومت در برابر رشد ترک برای نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی تقویت شده به لایه‌ی میانی پرینت سه‌بعدی شده، کاملاً روندی صعودی و افزایشی داشته است؛ که بیانگر تأثیر مناسب لایه‌ی میانی مورد استفاده در جهت جلوگیری از روند رشد ترک در بین لایه‌های کامپوزیت شیشه/اپوکسی می‌باشد. همچنین نمودار ستونی ارائه شده در شکل ۵-ب، نشان می‌دهد که استفاده از لایه‌ی میانی مورد نظر، بر روی چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II در شروع رشد ترک، تأثیر بسزایی نداشته و حتی به صورت جزئی، موجب کاهش ۵ درصدی در این پارامتر شده است. لذا می‌توان بیان نمود که وجود لایه‌ی میانی پرینت شده، نقش بسزایی در چسبندگی اولیه در بین لایه‌های کامپوزیت شیشه/اپوکسی، ایفا نموده و لذا حد تحملی مشابهی را نسبت به نمونه‌های مرجع، در زمان شروع رشد ترک از خود نشان داده است. لازم به ذکر است که این نتیجه با توجه به میکرو ساختار بودن لایه‌ی میانی مورد بررسی و همچنین عدم تغییر در رزین مورد استفاده، برای نمونه‌های تقویت شده، امری قابل حدس می‌باشد [۲۳]. اما در طرف مقابل و در زمان انتشار ترک، تقویت چشمگیری در چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II برای نمونه‌های تقویت شده شاهد هستیم. لذا با توجه به این نکته می‌توان ادعا داشت که استفاده از لایه‌ی میانی پرینت سه‌بعدی شده، موجب فعال شدن مکانیزم‌های مقابله‌گری در برابر رشد و گسترش ترک بین لایه‌ای در کامپوزیت شیشه/اپوکسی شده است. به گونه‌ای که این امر موجب افزایش ۷۳ درصدی در چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II برای حالت انتشار ترک، نسبت به نمونه‌های مرجع، شد.

¹ Crack growth resistance curve

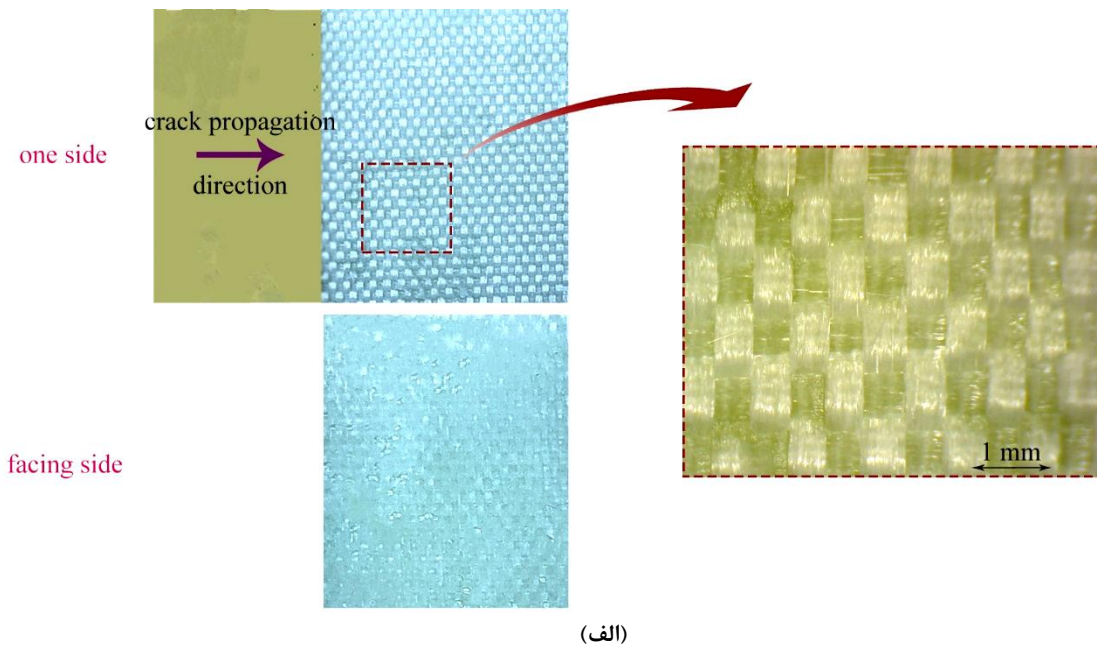


شکل ۴ الف) مقایسه‌ی نمودار مقاومت در برابر رشد ترک، و ب) مقایسه‌ی چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II در حالت رشد و انتشار؛ برای نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی با/بدون میان لایه

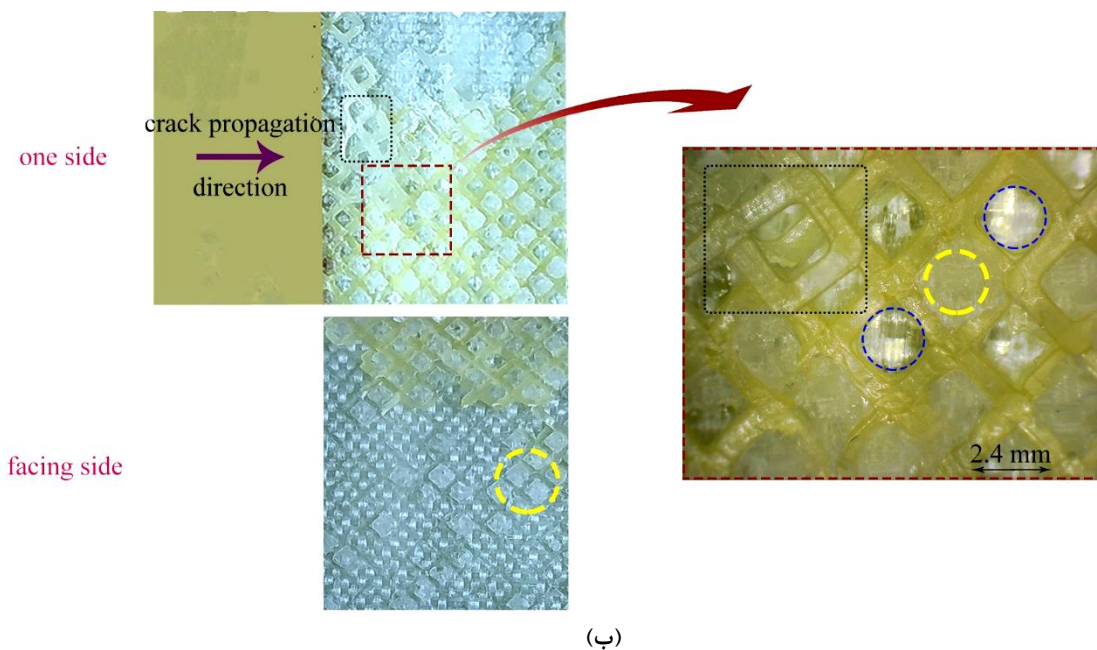
با توجه به اهمیت شناخت مکانیزم‌های فعال در طول رشد و گسترش ترک بین لایه‌ای، برای نمونه‌های مرجع و تقویت شده با لایه‌ی میانی، تصویربرداری از سطح شکست نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی، در مقیاس میکرو و با استفاده از میکروسکوپ نوری صورت گرفت (شکل ۶). همان‌طور که از شکل ۶-الف مشخص است، رشد ترک بین لایه‌ای در کامپوزیت شیشه/اپوکسی مرجع (بدون میان لایه)، سطح شکستی صاف را سبب شده است. به عبارت دیگر، ترک در فصل مشترک رزین و الیاف، بدون تغییر مسیر، رشد نموده و منجر به ایجاد رفتار گسیختگی در فصل مشترک لایه و رزین بین لایه‌ای^۱ شده است. لذا همان‌طور که از تصاویر میکروسکوپ نوری ارائه شده در شکل ۶-الف مشخص است، در یک طرف سطح شکست، سطحی عاری از رزین و در طرف دیگر، سطحی با رزین قابل رؤیت می‌باشد. این امر نشأت گرفته از عواملی همچون؛ عدم چسبندگی بین لایه‌ای مناسب در فصل مشترک الیاف و رزین، نبود مکانیزم‌های مقابله‌گر در برابر گسترش ترک، می‌باشد که منجر به تضعیف چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II، برای کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی مرجع، شده است. اما در طرف مقابل، تحلیل نتایج سطح شکست نمونه‌های تقویت شده با لایه‌ی میانی پرینت سه‌بعدی شده از پلیمر پلی وینیل الکل، نشان می‌دهد که مکانیزم رشد ترک و همچنین رفتار گسیختگی در این نمونه‌ها، تفاوت چشمگیری با نمونه‌های مرجع دارد (شکل ۶-ب). به عبارت دیگر، در سطح شکست نمونه‌های تقویت شده با لایه‌ی میانی، به‌وضوح تغییر مسیر رشد ترک و همچنین ایجاد رفتار گسیختگی ترکیبی، یعنی گسیختگی در فصل مشترک لایه و رزین بین لایه‌ای و گسیختگی در رزین بین لایه‌ای^۲، مشهود است. لذا به همین دلیل در نمونه‌های تقویت شده؛ برخلاف نمونه‌های مرجع، در هر دو طرف از سطوح شکست مناطقی عاری از رزین و همچنین مناطقی با رزین، دیده می‌شود (دایره‌های زرد و آبی رنگ، شکل ۶-ب). همچنین با توجه به تأثیر مستقیم قله‌های برشی ایجاد شده از رزین بین لایه‌ای بر روی چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II [۲۸، ۲۹]، می‌توان این قله‌های برشی را در سطوح شکست متناظر با نمونه‌های تقویت شده، مشاهده نمود (دایره‌های زرد رنگ، شکل ۶-ب)؛ که نهایتاً منجر به افزایش اصطکاک سطحی در فصل مشترک لایه‌ها و لذا جلوگیری از لغزش آسان لایه‌ها بر روی یکدیگر می‌گردد.

¹ Adhesive failure

² Cohesive failure



(الف)



(ب)

شکل ۵ تحلیل سطح شکست مود II برای نمونه‌های؛ الف) مرجع، و ب) تقویت شده با لایه‌ی میانی پرینت سه‌بعدی شده

علاوه بر موارد ذکر شده، همان‌طور که از شکل ۶ ب مشخص است، یکی دیگر از مکانیزم‌های مؤثر در جلوگیری از روند گسترش ترک و همچنین تقویت چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II در حالت انتشار برای کامپوزیت‌های تقویت‌شده، حضور شکل‌های سلولی و ایجاد مکانیزم قفل‌شدگی جبهه ترک^۱ در این نمونه‌ها می‌باشد. به عبارت دیگر، حضور شکل‌های سلولی مربعی در ساختار لایه‌ی میانی، در مسیر رشد ترک بین لایه‌ای، منجر به قفل شدن روند گسترش ترک می‌شود. در این صورت همان‌طور که در شکل ۶-ب نیز مشخص است؛ با اعمال بار بیشتر، ترک به‌منظور رشد خود نیاز به تغییر مسیر و یا شکست شکل‌های سلولی مربعی با ضخامت ۴۰۰ میکرومتر و همچنین ایجاد تغییر شکل پلاستیک در شکل‌های سلولی را دارد (کادرهای مشکی رنگ). لذا در این حالت نرخ رهایی انرژی کرنشی افزایش یافته و لذا تقویت چشمگیری را در چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II، برای نمونه‌های تقویت‌شده، شاهد هستیم.

¹ Crack front pinning

۴- نتیجه‌گیری

در پژوهش حاضر به بررسی تأثیر لایه‌ی میانی نو و پرینت سه‌بعدی شده از فیلامنت پلیمر پلی وینیل الکل، بر روی چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II در کامپوزیت‌های شیشه/اپوکسی، پرداخته شد. با توجه به ادبیات پژوهشی مرتبط، استفاده از پرینتر سه‌بعدی به‌منظور ایجاد لایه‌های میانی، امری نو می‌باشد که می‌تواند مسیر جدیدی را در زمینه‌ی تقویت چقرمگی شکست بین لایه‌ای در کامپوزیت‌ها ایجاد نماید. لازم به ذکر است که میان لایه‌ی پرینت سه‌بعدی شده از پلیمر پلی وینیل الکل، از شکل‌های سلولی مربعی تشکیل شده است؛ به‌گونه‌ای که امکان برابری کسر حجمی فاز زمینه به فاز تقویت‌کننده را در لایه‌ی میانی فراهم می‌سازد. به‌منظور بررسی چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II، مطابق با استاندارد ASTM D7905، نمونه‌های خمشی با شیار انتهایی از ۲۸ لایه الیاف شیشه، به‌صورت لایه چینی دستی آماده شده و مورد بررسی قرار گرفتند. در پژوهش حاضر، بررسی چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II، از روش تیر مبتنی بر نرمی (CBBM) صورت گرفت. لازم به ذکر است که به‌منظور شناخت بهتر مکانیزم‌های موجود در طول روند گسترش ترک بین لایه‌ای در نمونه‌های مورد بررسی، تحلیل سطح شکست نمونه‌ها در مقیاس میکرو و به‌وسیله‌ی میکروسکوپ نوری صورت گرفت. مهم‌ترین نتایج تجربی و تحلیل‌های سطح شکست متناظر با نمونه‌های مورد بررسی عبارت‌اند از؛

- رفتار مقاومت در برابر رشد ترک برای نمونه‌های تقویت‌شده با لایه‌ی میانی پرینت سه‌بعدی شده، روندی صعودی و افزایشی را نشان داد.
- لایه‌ی میانی مورد استفاده، بهبود چشمگیری در مقدار چقرمگی شکست بین لایه‌ای شروع ایجاد نموده است.
- استفاده از لایه‌ی میانی موجب بهبود ۷۳ درصدی در چقرمگی شکست بین لایه‌ای مود II، نسبت به نمونه‌های بدون میان لایه شد.
- لایه‌ی میانی مورد استفاده منجر به تغییر رفتار گسیختگی، از گسیختگی در فصل مشترک لایه و رزین بین لایه‌ای به گسیختگی ترکیبی شد.
- شکل‌های سلولی مربعی موجود در ساختار لایه‌ی میانی سبب ایجاد قله‌های برشی، افزایش اصطکاک سطحی در فصل مشترک لایه‌ها، قفل شدگی جبهه ترک و تغییر مسیر ترک، می‌گردد.

Authorship Contribution Statement

Hossein Kazemi

Biography: MSc Student in Mechanical Engineering, Arak University of Technology.

Contribution Statement: Conceptualization, Methodology, Formal analysis, Investigation, Resources, Visualization, Writing – original draft.

Dr. Mazaher Salamat-Talab

Biography: Assistant Professor of Mechanical Engineering, Arak University of Technology.

Contribution Statement: Conceptualization, Methodology, Formal analysis, Visualization, Writing – review & editing, Supervision, Project administration.

۵- مراجع

- [1] Boon YD, Joshi SC. A review of methods for improving interlaminar interfaces and fracture toughness of laminated composites. *Materials Today Communications*. 2020;22:100830.
- [2] 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;112:102894.
- [3] Karami Khorramabadi M, Hadipour F, Dousti B. Investigating the effect of nanocellulose and nanoparticles of rosemary extract on elastic and antibacterial properties of epoxy-based biocomposite. *Mechanic of Advanced and Smart Materials*. 2024;3:491-515. (in Persian)
- [4] Morita H, Adachi T, Tateishi Y, Matsumot 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;16:131-43.
- [5] Porras A, Tellez J, Casas-Rodriguez JP. Delamination toughness of ultra high molecular weight polyethylene (UHMWPE) composites. *EPJ Web of Conferences*. 2012;26.
- [6] Rezaei Ashtiani H, Jamshidi F, salamattalab M. Environmental conditions effect on mechanical properties and mode II fracture toughness of composite multilayers with woven fibers glass /vinyl ester. *Mechanic of Advanced and Smart Materials*. 2023;3:380-97. (in Persian)
- [7] *Delamination Behaviour of Composites*. 1st Edition ed: Woodhead Publishing, 2008.
- [8] Kim J-K, Sham M-L. Impact and delamination failure of woven-fabric composites. *Composites Science and Technology*. 2000;60:745-61.
- [9] Li Y, Peng Q, He X, Hu P, Wang C, Shang Y, et al. Synthesis and characterization of a new hierarchical reinforcement by chemically grafting graphene oxide onto carbon fibers. *Journal of Materials Chemistry*. 2012;22:18748-52.
- [10] Salamat-Talab M, Shokrieh MM, Mohaghegh M. On the R-curve and cohesive law of glass/epoxy end-notch flexure specimens with 0//θ interface fiber angles. *Polymer Testing*. 2021;93:106992.
- [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;79:839-43.
- [12] 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. (in Persian)
- [13] Kostopoulos V, Sarantinos N, Tsantzalis S. Review of Through-the-Thickness Reinforced z-Pinned Composites. *Journal of Composites Science*. 2020;4: 31-72.
- [14] Taheri M, Ghane F. Investigating the effective parameters on the mechanical properties of composites reinforced by jute fiber in the compression molding process. *Mechanic of Advanced and Smart Materials*. 2024;3:413-31. (in Persian)
- [15] 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;105:138-49.
- [16] Van der Heijden S, Daelemans L, De Schoenmaker B, De Baere I, Rahier H, Van Paepegem W, et al. Interlaminar toughening of resin transfer moulded glass fibre epoxy laminates by polycaprolactone electrospun nanofibres. *Composites Science and Technology*. 2014;104:66–73.
- [17] Jia J, Du X, Mai YW, Kim JK. 3D network graphene interlayer in fiber reinforced composites: Excellent interlaminar fracture toughness and strength. *20th International Conference on Composite Materials, ICCM 2015* 2015.
- [18] Liu B, Cao S, Gao N, Cheng L, Liu Y, Zhang Y, et al. Thermosetting CFRP interlaminar toughening with multi-layers graphene and MWCNTs under mode I fracture. *Composites Science and Technology*. 2019;183:107829.
- [19] Liu Y, Wang G-d, 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;320:117214.

- [20] 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. (in Persian)
- [21] Narducci F, Lee K-Y, Pinho S. Interface micro-texturing for interlaminar toughness tailoring: a film-casting technique. *Composites Science and Technology*. 2018;156:203-14.
- [22] Li N, Wang G, Melly SK, Peng T, Li YC, Di Zhao Q, et al. Interlaminar properties of GFRP laminates toughened by CNTs buckypaper interlayer. *Composite Structures*. 2019;208:13-22.
- [23] 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*. 2023;238:578-91.
- [24] D7905/D7905M-19e1 A. Standard Test Method for Determination of the Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites. *ASTM INTERNATIONAL*; 2019. p. 18.
- [25] de Moura MFSF, Silva MAL, de Morais AB, Morais JLL. Equivalent crack based mode II fracture characterization of wood. *Engineering Fracture Mechanics*. 2006;73:978-93.
- [26] Xiaoqiang Y, Gao Y, Lin Y, Guo X, Zhang N, Zhao Q. Mode-II Fracture Toughness and Crack Propagation of Pultruded Carbon Fiber-Epoxy Composites. *Engineering Fracture Mechanics*. 2023;279:109042.
- [27] 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;78:105943.
- [28] Prasad V, Sekar K, Varghese S, Joseph MA. Enhancing Mode I and Mode II interlaminar fracture toughness of flax fibre reinforced epoxy composites with nano TiO₂. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2019;124:105505.
- [29] Zeiler R, Kuttner C, Khalid U, Kothmann MH, Dijkstra DJ, Altstädt V. The role of multi-walled carbon nanotubes in epoxy nanocomposites and resin transfer molded glass fiber hybrid composites: Dispersion, local distribution, thermal, and fracture/mechanical properties. *Polymer Composites*. 2017;38:1849-63.