



FACULTY
OF MECHANICAL
ENGINEERING
CTU IN PRAGUE



POLYMER COMPOSITES 2025

PROCEEDINGS

**May 27th–28th 2025
Tábor, Czech Republic**

**ASSOCIATION FOR TECHNICAL SUPPORT
AND PROMOTION OF POLYMER COMPOSITES**

organizes in cooperation with

**CZECH TECHNICAL UNIVERSITY IN PRAGUE,
FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING**

and

**CZECH SOCIETY FOR MECHANICS,
expert group
MECHANICS OF COMPOSITE MATERIALS AND SYSTEMS**

the international conference

POLYMER COMPOSITES 2025

**The conference is organized under the auspices
of the Mayor of Tábor Ing. Štěpán Pavlík.**

The aim of the Conference is to enable specialists from research and industry to present actual knowledge and trends in research and development, analyses, materials, technology, manufacturing and applications of composite materials.

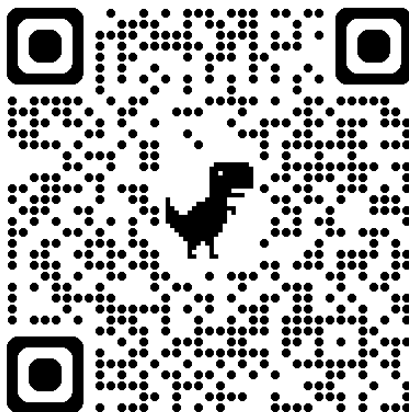




O E L C O M P O S I T E S

Organization and program committee of Polymer Composites 2025 conference

doc. Ing. Radek Sedláček, Ph.D.	604 809 778	radek.sedlacek@fs.cvut.cz
doc. Ing. Bc. Zdeněk Padovec, Ph.D.	603 329 967	zdenek.padovec@fs.cvut.cz
Ing. Jan Orlt	721 662 375	jan.ortl@seznam.cz
doc. Ing. Eva Nezbedová, CSc.	736 507 799	e.nezbedova@seznam.cz
Ing. František Socha, Ph.D.	728 511 707	frantisek.socha@synpo.cz
Ing. Josef Křena	603 496 803	josef.krena@latecoere.cz
Ing. Marek Ščerba	724 341 585	M.Scerba@saertex.com
Ing. Daniela Varečková, Ph.D.	608 625 483	daniela.vareckova@synpo.cz
Ing. Richard Moravec	724 634 657	moravecr@havel-composites.com
Ing. Kristýna Kubášová	777 946 813	kristyna.kubasova@fs.cvut.cz



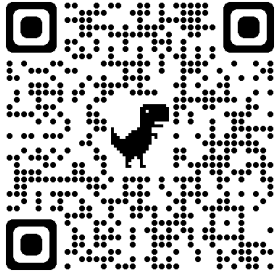
Detailed information:

<https://polymer-composites.cz/polymerni-kompozity-2025/>

ORGANIZATION HINTS

Date: May 27 – 28, 2025

Place:



LH Hotel Dvořák Tábor Congress & Wellness

Hradební 3037,

Tábor 390 01

tel.: 381 212 221

e-mail: recepce@lhdvoraktabor.cz

www: lhdvoraktabor.cz

Conference languages: Czech, Slovak and English

Accommodation:

Accommodation is provided at the LH Hotel Dvořák in Tábor (lhdvoraktabor.cz). Accommodation is not included in the participation fee.

Participation fee includes:

- Conference proceedings
- Drinks and lunch during breaks
- Social evening with gala dinner

TABLE OF CONTENTS

Gebrehiwot S, Anukka H., Espinosa-Leal L.

The Strain Rate Sensitivity of Polylactic Acid
(CR-PLA) Polymer: an Experimental Investigation 7

Himmel J., Vomáčko V.

Failure Analysis of Composite Bicycle
Saddle Rails Using Numerical Simulations 11

Hutař P., et al.

Fatigue Life of Additively Manufactured Polymer Composites 16

Knápek T.

Study of Tool Geometry Change During
Machining of Fibre Carbon Composites..... 20

Křena J., et al.

Radom with Thermoplastic Matrix of PMMA 26

Lach R., et al.

Improved Tensile and Microindentation Properties
of Fully Biobased Short-Fibre Reinforced Composites
Based on Polybutylene Succinate and Different Natural Fibres..... 34

Ogunleye R. O., et al.

The Effect of Prestressing on Mechanical
Properties of Unidirectional Carbon Epoxy Laminate Composites..... 40

Perrot A., et al.

Composite Sandwich Panels for High Ballistic Resistance..... 47

Potěšil A., et al.

Creation and Verification of Material Models
of Composite Plates and Their Use in the CAFICO Project 53

Ščerba M.

Saertex Contribution for the Sustainability of the Composite Industry 59

Váňa M.

Initial Research on the Machinability
of Biocomposite Materials Produced by the SMC Method..... 62

Vomáčko V., et al.

Composite Blade for High-Frequency Flutter Measurements..... 68

Zbončák R.

Modal Analysis of Functionally Oriented
Fabric Laminate with 10 mm Wide Carbon Strips and a 30 mm Circular Notch..... 73

Zemanová J., et al.

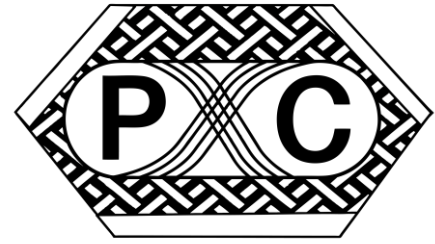
Development of Infusion Technology for
Thermoplastic Composites with PMMA Matrix 79

Zouhar J.

Applicability of Natural Long Fibre Composites 85

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



THE STRAIN RATE SENSITIVITY OF POLYLACTIC ACID (CR-PLA) POLYMER: AN EXPERIMENTAL INVESTIGATION

SILAS GEBREHIWOT¹, HARRI ANUKKA², LEONARDO ESPINOSA-LEAL³

The strain rate dependent plasticity of additive-manufactured wood-based Polylactic acid (CR-Wood) polymer is studied experimentally. The yield, and plastic deformation are studied for a range of strain rate that varies from 0.0091/s up to 3.63/s. The experimental investigation reveals how the material's elastic modulus, yield strength and strain at fracture are influenced by the rate of deformation.

KEYWORDS

Strain rate, yield, strain rate sensitivity, wood-based PLA

INTRODUCTION

The mechanical properties of materials are influenced by testing conditions such as temperature and strain rate [1], or manufacturing methods and parameters [2, 3]. The influence of strain rate on the tensile properties of material is studied via quasi-static tensile tests made under a wide range of test speeds. During quasi-static tests, the yield and post yield plasticity (flow stress) of materials are highly affected by the rate of deformation. At lower strain rate, the yield and flow stress of materials are lower. However, increase in strain rate increases the yield and post-yield plasticity increase. The phenomena are associated with the testing conditions being isothermal at low strain rate, and adiabatic at higher strain rate. The increase in the yield and post-yield plasticity due to the increase strain rate indicates the strain rate sensitivity of the material.

METHOD

The experimental method is based on the low (quasi-static) and intermediate strain rate tensile testing of the biodegradable PLA (CR-PLA) under a wide range of strain rates. For the experiments, tensile specimens were design according to the ISO 527-2, and 3D printed using Ender Pro 3 printer. The specimens were 3D printed using a line infill pattern at 90° orientation, 90% infill density, 0.2 mm layer height, 240°C nozzle temperature, 70°C print bed temperature, and 50 mm/s infill speed parameters. The X350-20 materials testing machine from Testometric. The specimens were tested at the low strain rate range of 0.0091/s to 0.91/s in the quasi-static

¹ Silas Z. Gebrehiwot, Department of Mechanical Engineering, Aalto University, Espoo, Finland.

² Harri Anukka, School of Engineering Culture and Wellbeing, Arcada University of Applied Sciences, Helsinki, Finland.

³ Leonardo Espinosa-Leal, Graduate School and Research, Arcada University of Applied Sciences.

regime, and 1.36/s to 3.63/s in the intermediate strain rate range. The experimental setup is presented in the Fig.1.

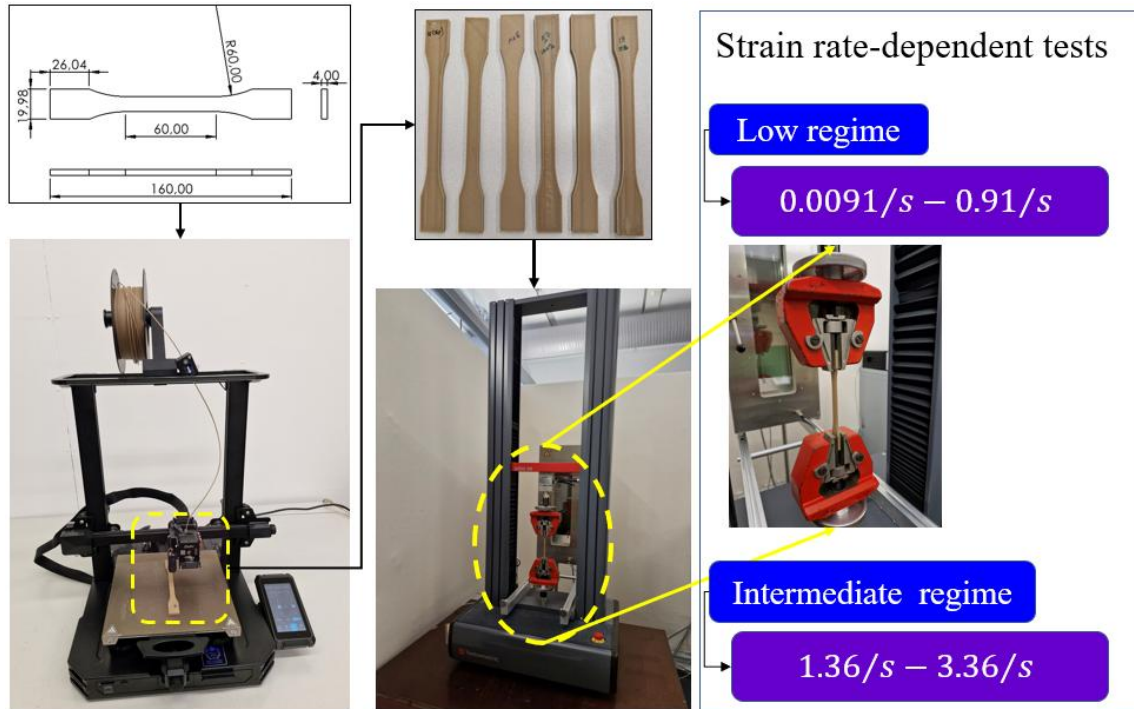


Fig. 1 Sample design, manufacturing and strain rate-dependent tensile testing.

RESULTS

The experimental results indicate that the material's stress-strain behaviour is influenced by the strain rate at the low and intermediate ranges, however differently. Figs.2 (a-b) shows the stress-strain relationship of the material at the two strain rate regimes.

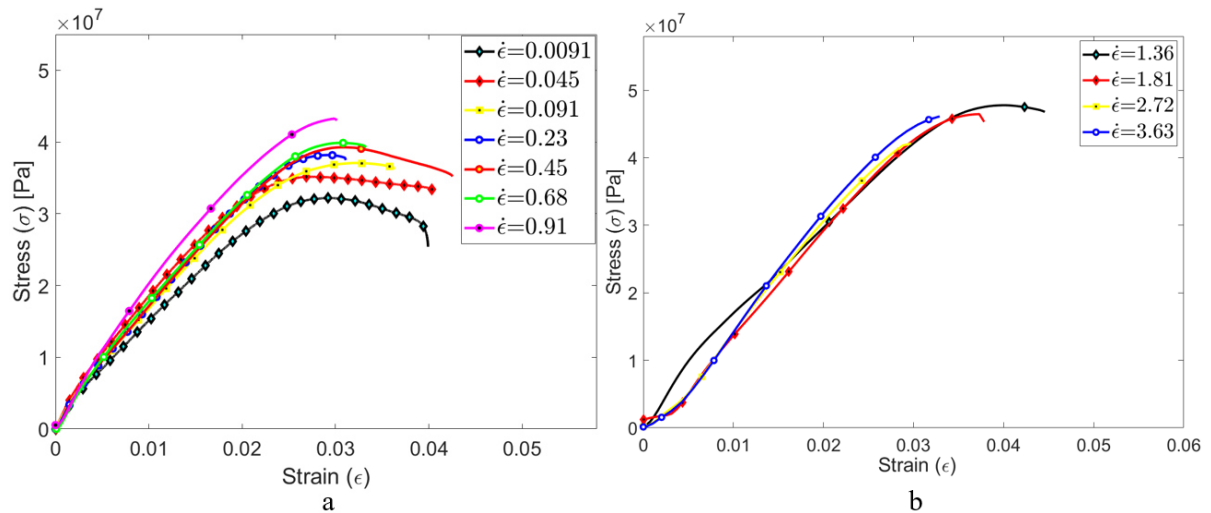


Fig. 2 Engineering stress-strain behaviour of CR-PLA at a) the low, and b) intermediate strain rate ranges.

The key mechanical properties of the material including the tensile modulus, the yield and fracture strain behave differently. At the lower strain rates, the material exhibits slight increments in tensile modulus, and a notable improvement in the yield strength with increments in the strain rate. Within the intermediate strain rate range, the modulus and yield strength initially declined, then exhibited slight improvements. The material showed a maximum modulus $E = 2.45 \text{ GPa}$ at $\dot{\epsilon} = 0.68 / s$, and a maximum yield $\sigma_o = 47.77 \text{ MPa}$ at $\dot{\epsilon} = 1.36/s$. On the other hand, the fracture strain did not show a clear trend with the strain rate. Initially, the fracture strain decreased with strain rate until $\dot{\epsilon} = 0.23 / s$, then, locally peaked at $\dot{\epsilon} = 0.45/s$, and decreased until $\dot{\epsilon} = 0.91 / s$. The material showed a global peak of fracture $\epsilon = 0.445$ at $\dot{\epsilon} = 1.36 / s$, which was followed by decrements at increased strain rates. Factors related to the 3D printing parameters are suspected to contribute to the material's fracture behaviour. Figs. 3 (a-c) present the influence of strain rate on the mechanical properties discussed.

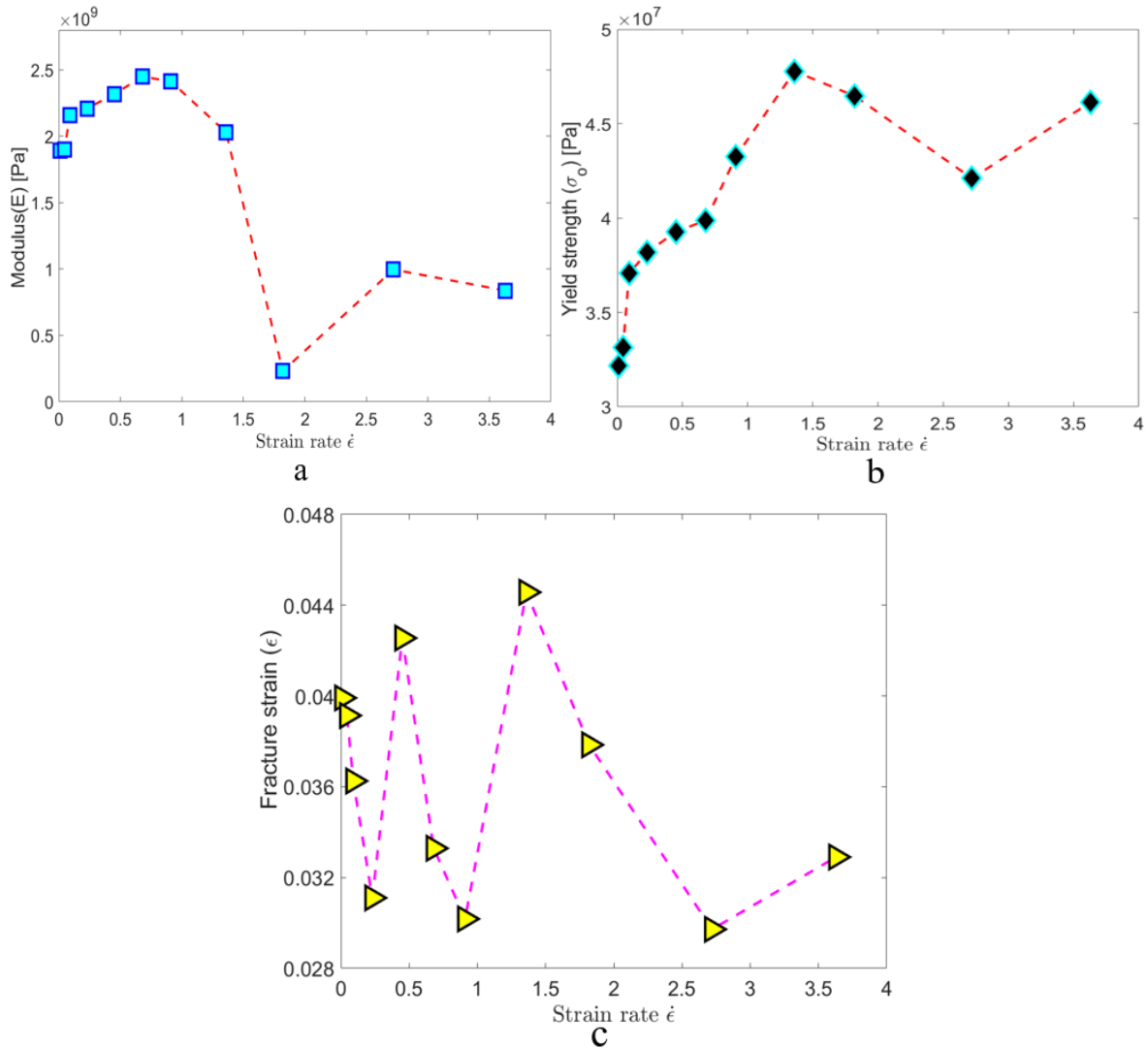


Fig. 3 Experimental results of strain rate-dependant a) Young's modulus, b) yield strength, and c) strain at fracture of CR-PLA.

CONCLUSION

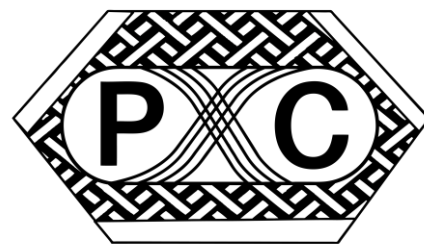
The influence of strain rate on the tensile properties of 3D printed CR-PLA is experimentally studied. The results indicate that the Young's modulus, the yield stress, and fracture strain are influenced by the strain rate differently at the low and intermediate strain rate ranges. At the low strain rate range, the Young's modulus and yield strength of the material improved with strain rate, however both properties generally declined within the intermediate strain rate range. On the other hand, the fracture strain did not show a clear trend at both strain rate ranges. Microstructural phenomena such as, adiabatic heating, micro-necking, cold drawing concepts are associated with the rate-dependant elastic-plastic deformation. However, the manufacturing method (3D printing) also contributes due the layer-by-layer deposition that affects the mesostructural aspects including the inter and intra-layer adhesions.

LITERATURE

1. Joakim J., Frode G., Odd S. H., Arild H. C. Influence of strain rate and temperature on the mechanical behaviour of rubber-modified polypropylene and cross-linked polyethylene, *Mechanics of Materials*, <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.07.003>.
2. Gebrehiwot, Silas Z., et al. "On the short-term creep and recovery behaviors of injection molded and additive-manufactured tough polylactic acid polymer." *Journal of Materials Engineering and Performance* 32.22 (2023): 10412-10430.
3. Gebrehiwot, S.Z., Espinosa-Leal, L., Linderbäck, P. et al. Optimising the mechanical properties of additive-manufactured recycled polylactic acid (rPLA) using single and multi-response analyses methods. *Int J Adv Manuf Technol.* <https://doi.org/10.1007/s00170-023-12623-3>.

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



FAILURE ANALYSIS OF COMPOSITE BICYCLE SADDLE RAILS USING NUMERICAL SIMULATIONS

ANALÝZA PORUŠENÍ KOMPOZITNÍCH LIŽIN CYKLISTICKÉHO SEDLA POMOCÍ NUMERICKÝCH SIMULACÍ

JAN HIMMEL^{1,2}, VÁCLAV VOMÁČKO^{3,4}

This work focuses on analyzing the load-bearing capacity of composite saddle rails in relation to the applied torque. The analysis is performed using numerical simulations with progressive failure modeling. The simulations show a decrease in the maximum reaction force at higher torque levels, while the experiments do not confirm this trend. The study compares numerical and experimental results and discusses possible reasons for the discrepancies.

Práce se zabývá analýzou únosnosti kompozitních ližin v závislosti na hodnotě utahovacího momentu. Analýza je provedena pomocí numerických simulací s aplikací progresivního porušení. Simulace ukazují pokles maximální reakční síly při vyšších utahovacích momentech, zatímco experiment tento trend nepotvrzuje. Práce porovnává numerické a experimentální výsledky a diskutuje možné příčiny rozdílů.

KEYWORDS

Composite, saddle rails, simulation, failure, torque, load-bearing capacity.

ÚVOD

Pro zlepšení mechanických vlastností a snížení hmotnosti se stále více používají vláknové kompozitní materiály. Výjimkou nejsou ani cyklistická sedla, kde nejvíce namáhanou součástí jsou ližiny, u kterých nejčastěji dochází k prvnímu poškození. Jedním z hlavních mechanismů porušení ližin je tlakové porušení vláken, ke kterému dochází v oblasti blízko zámku sedlovky. Lze tedy předpokládat, že únosnost ližin může být ovlivněna mírou sevření zámku sedlovky.

Toto chování je analyzováno pomocí numerických simulací, v nichž je pevnost ližin hodnocena v závislosti na momentu utažení šroubu zámku sedlovky. Numericky získané výsledky jsou experimentálně validovány pomocí statické zkoušky. Je provedeno měření zatížení, kde je vyhodnocena reakční síla do selhání ližin. Tyto testy umožňují určit reálné meze únosnosti a porovnání s výsledky simulací. Na základě zjištěných výsledků jsou navržena

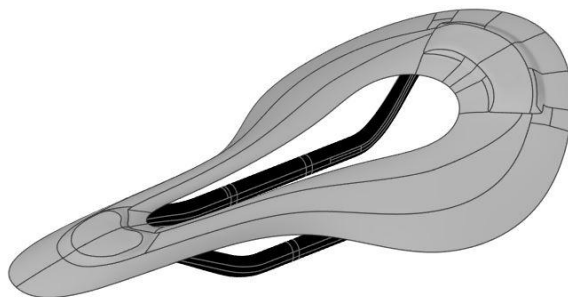
¹ Bc. **Jan Himmel**, Faculty of Mechatronics, Informatics and Interdisciplinary Studies, Technical University of Liberec, Studentská 1402/2, 46117, Liberec, Czech Republic. Email: jan.himmel@tul.cz.

² Department of Virtual and Applied Mechanics, VÚTS, a.s., Svárovská 619, 46001, Liberec, Czech Republic.

³ Ing. **Václav Vomáčko**, Faculty of Mechatronics, Informatics and Interdisciplinary Studies, Technical University of Liberec, Studentská 1402/2, 46117, Liberec, Czech Republic. Email: vaclav.vomacko@tul.cz.

⁴ Department of Virtual and Applied Mechanics, VÚTS, a.s., Svárovská 619, 46001, Liberec, Czech Republic.

doporučení pro optimální utahovací moment, který zajistí maximální životnost ližin. Analyzovaná geometrie sedla je znázorněna na obrázku 1.



Obr. 1 Geometrie cyklistického sedla

NUMERICKÝ MODEL

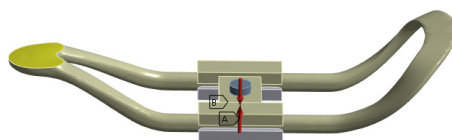
Numerický model se skládá z ocelového zámku se šroubem M6 a ližin z jednosměrných uhlíkových vláken a epoxidové pryskyřice. Model byl vytvořen v softwaru ANSYS s nastavením kompozitních vrstev a vlastností v modulu ACP. Každá vrstva vláken je v modelu reprezentována samostatnou vrstvou elementů výpočetní sítě. Sít' je vytvořena metodou “solid mapped model”.

Pro výpočet byl použit lineární ortotropní materiálový model s aplikací progresivního poškození, které bylo iniciováno podle Puckova kritéria. Parametry poškození byly nastaveny následovně: poškození vlákna v tahu i tlaku = 0,99, poškození matrice v tahu = 0,85 a v tlaku = 0,5. Hodnota 0 značí, že nedochází k poklesu tuhosti, zatímco hodnota 1 představuje úplnou ztrátu tuhosti v poškozeném elementu. Model používá kvadratické konečné prvky.

Numerická simulace byla rozdělena do dvou zatěžovacích kroků. V prvním kroku byl na šroub zámku aplikován utahovací moment (viz obr. 2). Byly simulovány 4 hodnoty utahovacího momentu: 5,4; 9,7; 13,0 a 16,2 Nm. Všechny utahovací momenty jsou vztaženy ke šroubu M6. Ve druhém kroku bylo provedeno zatížení posuvem ze vzdáleného bodu o 10 mm. Mezi svorkami zámku a ližinami byla definována třecí kontaktní vazba s koeficientem tření $f = 0,2$. Na spodní část zámku byla aplikována pevná podpora.

D:\Static Structural- solid.zamek
Static Structural
Time: 2, s
25.09.2024 13:57





0,00 25,00 50,00 75,00 100,00 (mm)



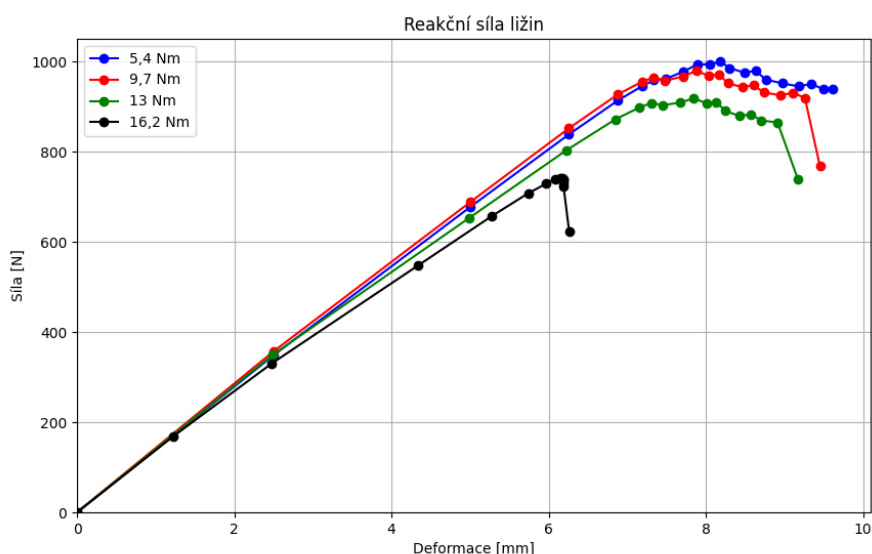
Obr. 2 Okrajové podmínky simulace

VÝSLEDKY SIMULACÍ

Bylo analyzováno tlakové porušení matrice způsobené utahovací silou. Zkoumán byl rozsah upínacích momentů od 5,4 Nm do 16,2 Nm. K prvnímu porušení matrice dochází kolem hodnoty utahovacího momentu 9,4 Nm.

Výsledky numerických simulací i experimentů byly vyhodnoceny na základě reakční síly, přičemž její maximální hodnota odpovídá únosnosti před úplným porušením. V simulaci dochází k ultimátnímu poškození ližin v důsledku tlakového porušení vláken.

Obrázek 3 graficky zobrazuje závislost reakční síly na deformaci při zvolených utahovacích momentech. Únosnost ližin klesá s rostoucím předpětím. Mezi hodnoty 5,4 – 13 Nm nedochází k výraznému snížení maximální reakční síly (pokles únosnosti pouze o 8 %), zatímco při momentu 16,2 Nm je na obrázku 3 pozorován výraznější pokles (25 %).



Obr. 3 Reakční síla ližin v závislosti na deformaci

Tab. 1 Tabulka výsledků reakční síly a její procentuální rozdíl v závislosti na momentu utažení

Utah. moment [Nm]	Reakční síla [N]	[%]
5,4	1000,3	100,0
9,7	979,1	97,9
13	918,6	91,8
16,2	741,6	74,1

EXPERIMENTÁLNÍ OVĚŘENÍ

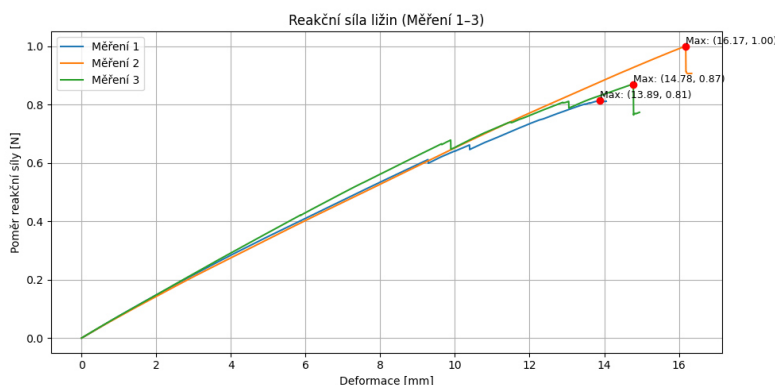
Pro ověření numerického modelu bylo provedeno experimentální měření. Testovací sada je složena celkem z 12 zkušebních těles rozdělených do 4 skupin podle hodnoty utahovacího momentu. Hodnoty utahovacích momentů byly voleny iterativně na základě průběžné analýzy výsledků. Úvodní momenty o hodnotách 9,7 Nm a 16,2 Nm byly zvoleny pro účely porovnání s numerickými simulacemi. S ohledem na jejich minimální vliv na únosnost ližin byly následně

aplikovány vyšší momenty (22,7 Nm a 29,2 Nm), s cílem identifikovat případné změny v mechanickém chování soustavy.



Obr. 3 Statický test ližin

K měření byl použit zkušební stroj Instron 3366. Test byl řízen posuvem příčnicku s konstantní rychlostí 5 mm/min. Zatížení bylo aplikováno vždy na stejné místo na přední část ližin pro zajištění podobného průběhu jako při simulacích. Charakteristické „schody“ v průběhu reakční síly odpovídají postupnému porušování vláken nebo jejich delaminaci. Výrazný pokles za maximální hodnotou značí ultimátní porušení ližin.



Obr. 4 Měření 1–3 pro utahovací moment 9,7 Nm, reakční síla v závislosti na deformaci

VÝSLEDKY EXPERIMENTU

U zkušebních těles ližin bylo rozpoznáno selhání z důvodu více způsobů mechanismů porušení. Nejčastěji docházelo k porušení vlivem delaminace a tlakového porušení (sledováno v simulacích).

Z naměřených dat byla pro každou skupinu se stejným utahovacím momentem určena průměrná hodnota maximální reakční síly a deformace – viz. Tabulka 2. Průměrné hodnoty maximální síly, se mezi jednotlivými skupinami liší pouze nepatrně. Tyto rozdíly jsou menší než rozptyl hodnot uvnitř jednotlivých skupin. Pro statistické vyhodnocení maximálních hodnot síly byl použit test ANOVA. F-statistika = 0,213; P-value = 0,885. Mezi jednotlivými skupinami nelze statisticky prokázat žádný významný rozdíl.

Tab. 2 Vliv utahovacího momentu na relativní únosnost a deformaci ližin

Utah. moment [Nm]	Normalizovaná síla F_i/F_{max} [N/N]	Deformace [mm]
9,7	$0,974 \pm 0,085$	15,3
16,2	$0,952 \pm 0,076$	17,5
22,7	$1 \pm 0,057$	15,4
29,2	$0,993 \pm 0,038$	15,7

DISKUZE A ZÁVĚR

Tato práce se zabývala vlivem utahovacího momentu na únosnost kompozitních ližin cyklistického sedla. Numerické simulace ukázaly, že mezní únosnost ližin není významně ovlivněna do hodnot předpětí odpovídajících momentu 13 Nm. Při vyšších hodnotách dochází k poklesu maximální reakční síly, kterou jsou ližiny schopny přenést, až o 25% oproti momentu 5,4 Nm. Počátek porušení matrice, který není z hlediska únosnosti fatální, nastává kolem momentu 9,4 Nm.

Pro ověření těchto výsledků bylo provedeno 12 experimentálních měření se čtyřmi hodnotami utahovacího momentu. Výsledky nezaznamenaly statisticky významný rozdíl v reakční síle, a experiment tak pokles únosnosti nepotvrdil.

U kompozitních ližin dochází typicky ke dvěma mechanismům porušení podle toho, jakým způsobem jsou vyrobeny. Prvním z nich je tlakové porušení vláken na hraně zámku sedlovky a druhým delaminace vrstev na dělicí rovině formy. Testovací sada ližin byla vyrobena z pouze jednosměrných vláken pod úhlem 0 (vlákna kopírující obvod ližin), což vedlo k výraznějšímu vlivu delaminace. Tento mechanismus však není zahrnut v aktuálním numerickém modelu, což může přispívat k pozorovaným odchylkám mezi experimentálně naměřenou a simulovanou únosností.

Další možnou příčinou těchto rozdílů je použití odhadovaných hodnot mechanických vlastností laminátu. Pokud by skutečná pevnost v tlaku — jak ve směru vláken, tak v příčném směru — byla výrazně vyšší, simulační model by s největší pravděpodobností predikoval nižší rozdíly v únosnosti ližin při různých hodnotách utahovacího momentu.

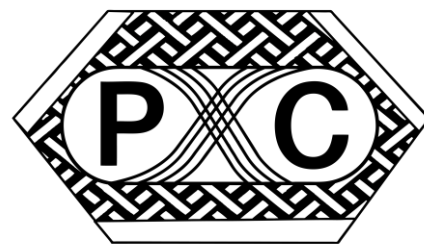
Z experimentálních výsledků vyplývá, že utahovací moment nemá při statickém zatěžování výrazný vliv na únosnost testovaných kompozitových ližin. Doporučením je tedy používat utahovací moment 10 Nm (1 šroub M6), který by měl zajistit dostatečné sevření eliminující nechtěný pohyb sedla. Je třeba dodat, že předložená analýza se zaměřuje výhradně na statické chování a nezohledňuje vliv únavy materiálu, která může být v reálném provozu významným faktorem ovlivňujícím dlouhodobou spolehlivost spoje ližiny - zámek sedlovky.

PODĚKOVÁNÍ

This publication was supported by the Ministry of Industry and Trade (MPO) within the framework of institutional support for long-term strategic development of the research organization provider MPO, recipient VÚTS, a. s., and by the by the Student Grant Scheme at the Technical University of Liberec through project SGS-2025-3549.

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



FATIGUE LIFE OF ADDITIVELY MANUFACTURED POLYMER COMPOSITES

ÚNAVOVÁ ŽIVOTNOST ADITIVNĚ VYRÁBĚNÝCH POLYMERNÍCH MATERIÁLŮ

PAVEL HUTAŘ¹, PETRA HELEŠICOVÁ², JAN PODUŠKA³ A LUKÁŠ TRÁVNÍČEK⁴

This paper investigates the fatigue life of metamaterials with tunable stiffness, integrating experimental characterization and numerical modeling. Key material parameters, including those governing fatigue behavior, were determined through systematic testing and served as input for simulation efforts. The influence of the printing strategy on all evaluated parameters was quantitatively assessed. Based on these findings, the fatigue life of the metamaterial was estimated computationally and subsequently validated through fatigue testing of the complete structure.

KEYWORDS

Metamaterials, fatigue lifetime prediction, additively manufactured polymers.

INTRODUCTION

The rapid advancement of additive manufacturing enables the fabrication of complex structures across multiple length scales. In contrast to traditional methods such as casting or molding, additive manufacturing facilitates the production of complex geometries, enabling the design of materials whose properties arise primarily from their spatial architecture rather than their intrinsic composition [1,2]. Such architected materials, known as metamaterials, have garnered substantial research interest over the past two decades owing to their extraordinary properties, many of which are absent in naturally occurring materials [2]. Metamaterials are commonly classified according to their functional domains, including acoustic, electromagnetic, thermal, and mechanical categories [3]. Within this classification, mechanical metamaterials stand out due to their remarkable and unconventional mechanical characteristics, such as ultralightweight architectures, zero or negative Poisson's ratio, negative compressibility, and tunable stiffness. In particular, mechanical metamaterials with variable stiffness have attracted considerable attention for their potential use in structural applications requiring vibration isolation and energy absorption [4,5]. These materials are typically composed of periodically arranged unit cells formed by interconnected struts and nodes, producing highly configurable mechanical behavior [6]. However, in real-world applications,

¹ prof. Ing. **Pavel Hutař**, Ph.D., Department of Mechanical Properties, Institute of Physics of Materials v.v.i., Žižkova 22, Brno, Czech Republic. Email: hutar@ipm.cz.

² Ing. **Petra Helešicová**, Institute of Solid Mechanics, Mechatronics and Biomechanics, Brno University of Technology, Technická 2, Brno, Czech Republic. Email: helesicova@ipm.cz.

³ Ing. **Jan Poduška** Ph.D., Department of Mechanical Properties, Institute of Physics of Materials v.v.i., Žižkova 22, Brno, Czech Republic. Email: poduska@ipm.cz.

⁴ Ing. **Lukáš Trávníček** Ph.D., Department of Mechanical Properties, Institute of Physics of Materials v.v.i., Žižkova 22, Brno, Czech Republic. Email: travniczek@ipm.cz.

these structures are often subjected to cyclic loading conditions, rendering them vulnerable to fatigue-induced failure. This critical aspect has been insufficiently addressed in many prior studies. A comprehensive understanding of the fatigue behavior and load-bearing capacity under repeated loading is essential to ensure structural reliability and longevity in demanding applications. Consequently, evaluating the fatigue resistance and expected service life of such metamaterials remains a topic of considerable importance [7].

EXPERIMENTAL PROPERTIES

This study proposes a methodology for estimating the fatigue life of a metamaterial structure through combined numerical simulations and experimental validation, applied to the design presented in [8]. Accurate numerical modeling requires prior experimental characterization of the material properties.

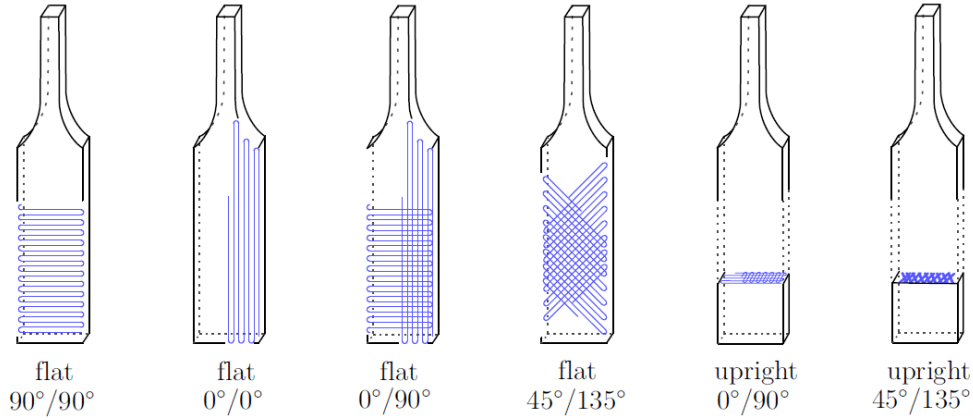


Fig. 1 Groups of dogbone specimens based on printing orientation.

Material characterization specimens and metamaterial structures were fabricated using fused filament fabrication (FFF) with polyamide 12 (PA12) on a Qidi X-Max printer. Due to the anisotropic nature of FFF, specimens were produced in two build orientations (flat and upright) with various infill patterns: flat 90°/90°, 0°/0°, 0°/90°, 45°/135°, and upright 0°/90°, 45°/135° (see Fig. 1). Emphasis was placed on the flat 0°/0° orientation, as it corresponds to the critical struts in the metamaterial design.

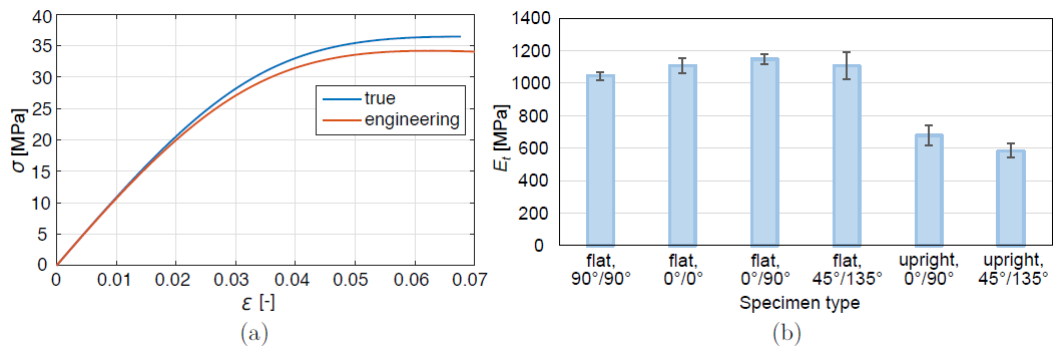


Fig. 2 (a) Average engineering and true tensile stress-strain curve for flat 0°/0° specimens, **(b)** Tensile elastic modulus values for individual printing orientation groups.

Tensile tests were conducted on dog-bone specimens with various build orientations and infill directions: flat 90°/90°, 0°/0°, 0°/90°, 45°/135°, and upright 0°/90°, 45°/135° (Fig. 2b). Tests were performed at a constant displacement rate of 5 mm/min, with three repetitions per configuration at room temperature. Testing was terminated when the extensometer strain

reached 20%. Mean stress-strain responses and elastic moduli are presented in Fig. 2a and 2b, respectively.

Flat-printed specimens demonstrated superior performance, exhibiting nearly double the elastic modulus and triple the maximum stress compared to upright specimens. This disparity is attributed to weak interlayer adhesion in upright prints, where layers are loaded perpendicularly to the build direction, leading to brittle failure. Similar trends were observed in fatigue tests, justifying the exclusion of upright orientations in load-bearing regions of the metamaterial design.

METAMATERIAL STRUCTURE

The mechanical metamaterial comprises a periodic array of cubes connected by alternately oriented struts (Fig. 3). Under compressive loading, deformation is concentrated in the struts due to combined bending and compression.

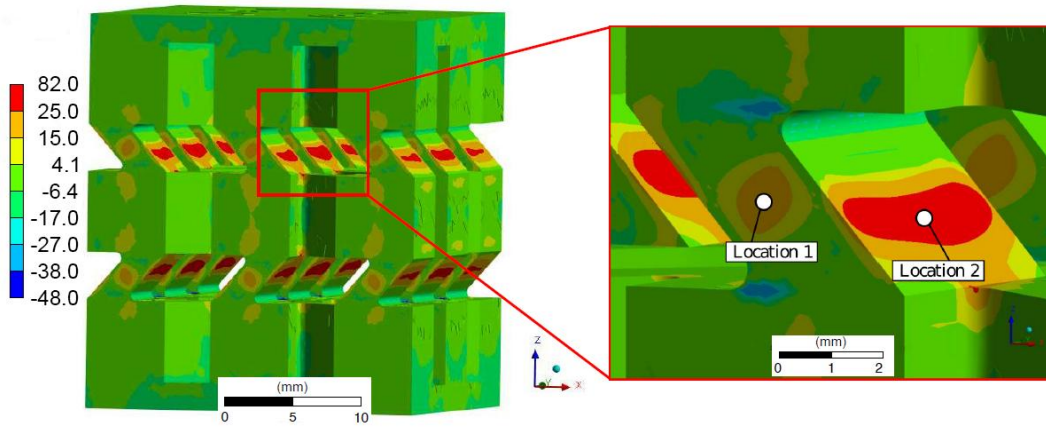


Fig. 3 First principal stress distribution within the metamaterial structure with a detailed view of the middle strut with two highlighted critical locations. The model was compressed by 1 mm displacement, which resulted in 0.034 nominal deformation.

To estimate fatigue life, critical stress regions must be identified. A 3×3 cube model was developed in ANSYS to analyze stress distribution. Results (Fig. 3) show the highest stress occurs on the sloped strut faces (location 1), primarily due to bending. A secondary peak, 27% lower, appears on vertical faces, driven by compressive loading. Fatigue life is assessed at both locations.

CONCLUSION

The stress and strain distributions obtained from numerical simulations were used to predict the fatigue life of the metamaterial structure based on several fatigue criteria. These predictions were then compared to results from experimental fatigue tests, with failure of the structure illustrated in Fig. 4. At the first critical location (location 1), where the struts are subjected to biaxial stress combined with hydrostatic tension, the application of a complex multiaxial fatigue criterion yielded the most accurate lifetime estimates, outperforming simpler approaches such as the first principal stress criterion.

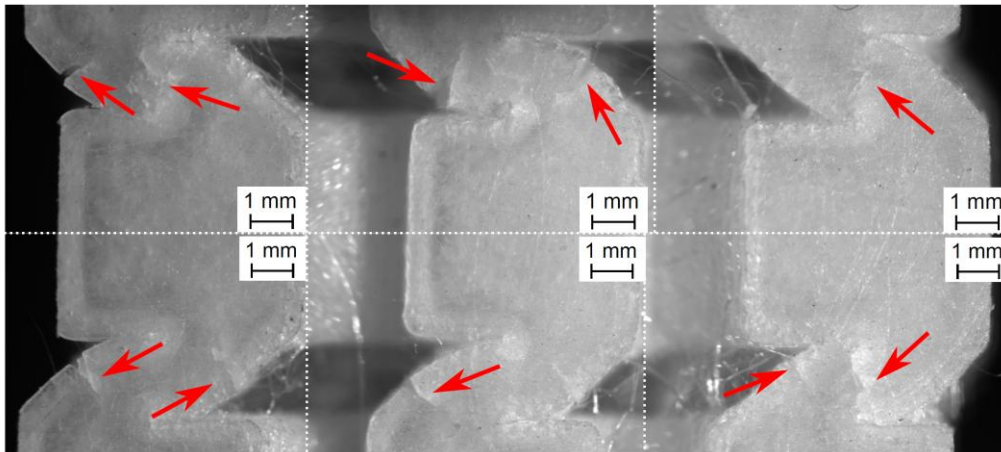


Fig. 4 Front view of the structure's failed struts with cracks initiating at both the first and second critical locations.

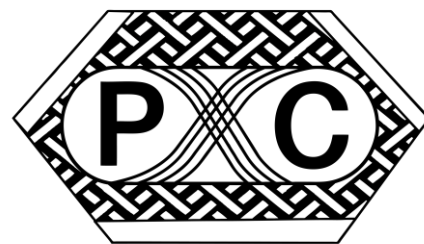
However, at the second critical location (location 2), characterized by biaxial stress with hydrostatic compression, the complex criteria failed to provide reliable predictions. This was primarily due to the large range of principal stresses, which impaired the predictive capability of these models. In contrast, the first principal stress criterion, despite its simplicity and limited input requirements, produced fatigue life predictions that aligned reasonably well with experimental observations at both critical locations. Its robustness and ease of application make it a practical choice for fatigue assessment in such structures, especially when detailed multiaxial data is difficult to obtain.

LITERATURE

1. ZADPOOR, Amir, Mohammad MIRZAALI, Lorenzo VALDEVIT a Jonathan HOPKINS. Design, material, function, and fabrication of metamaterials. *APL Materials* 2023, 11(2). ISSN 2166-532X.
2. ASKARI, Meisam, David HUTCHINS, Peter THOMAS et al. Additive manufacturing of metamaterials: A review. *Additive Manufacturing* [online]. 2020, 36. ISSN 22148604.
3. KUMAR, Rakesh, Manoj KUMAR, Jasgurpreet CHOCHAN a Santosh KUMAR. Overview on metamaterial: History, types and applications. *Materials Today: Proceedings* [online]. 2022, 56, 3016-3024. ISSN 22147853.
4. KUDER, Izabela, Andres ARRIETA, Wolfram RAITHER a Paolo ERMANNI. Variable stiffness material and structural concepts for morphing applications. *Progress in Aerospace Sciences* [online]. 2013, 63, 33-55. ISSN 03760421.
5. GUO, Shuai, Renjing GAO, Xiangyu TIAN a Shutian LIU. A quasi-zero-stiffness elastic metamaterial for energy absorption and shock attenuation. *Engineering Structures* [online]. 2023, 280. ISSN 01410296.
6. GIBSON, Lorna a M. ASHBY. *Cellular Solids* [online]. Cambridge: Cambridge University Press, 2014. ISBN 9780521499118.
7. SAFAI, Lauren, Juan CUELLAR, Gerwin SMIT a Amir ZADPOOR. A review of the fatigue behavior of 3D printed polymers. *Additive Manufacturing* [online]. 2019, 28, 87-97. ISSN 22148604.
8. FLEISCH, M., A. THALHAMER, G. MEIER, I. RAGUŽ, P.F. FUCHS, G. PINTER, S. SCHLÖGL a M. BERER. Functional mechanical metamaterial with independently tunable stiffness in the three spatial directions. *Materials Today Advances* [online]. 2021, 11. ISSN 25900498.

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



STUDY OF TOOL GEOMETRY CHANGE DURING MACHINING OF FIBRE CARBON COMPOSITES

STUDIE ZMĚNY GEOMETRIE NÁSTROJE PŘI OBRÁBĚNÍ VLÁKNOVÝCH UHLÍKOVÝCH KOMPOZITŮ

TOMÁŠ KNÁPEK¹

Fibre composite products and components find a wide range of applications across a variety of industries, from highly stressed structural components in aerospace to sports equipment. To achieve the desired final shape, these materials are often subjected to various chip machining methods. Due to the inhomogeneous structure of composites and the different physical-mechanical properties of the matrix and reinforcement during machining, specific problems such as delamination, intense tool wear, increased temperature in the cutting area or poor surface formation occur.

Výrobky a součásti z vláknových kompozitních materiálů nacházejí široké uplatnění napříč různými odvětvími, od vysoce zatěžovaných konstrukčních prvků v leteckém průmyslu až po sportovní vybavení. Pro dosažení požadovaného finálního tvaru jsou tyto materiály často podrobovány různým metodám třískového obrábění. Vzhledem k nehomogenní struktuře kompozitů a rozdílným fyzikálně-mechanickým vlastnostem matrice a výztuže při obrábění dochází ke vzniku specifických problémů, jako je delaminace, intenzivní opotřebení nástrojů, zvýšená teplota v oblasti řezu či tvorba nekvalitního povrchu.

KLÍČOVÁ SLOVA

CFRP, delamination, tool wear, tool geometry

ÚVOD

Uhlíkové vláknové kompozity (CFRP – Carbon Fiber Reinforced Polymers) představují skupinu vysoce výkonných materiálů, které nacházejí široké uplatnění zejména v leteckém, automobilovém a sportovním průmyslu díky své výjimečné kombinaci nízké hmotnosti a vysoké pevnosti [1]. Přestože jsou často formovány do požadovaných tvarů už při výrobě, některé konečné operace, jako je vrtání a frézování, jsou nevyhnutelné pro zajištění montáže nebo osazení spojovacích prvků. Tyto procesy však představují technologickou výzvu, neboť CFRP materiály vykazují specifické chování při obrábění, které je odlišné od tradičních kovových materiálů.

Hlavními problémy spojenými s mechanickým obráběním CFRP jsou delaminace, tvorba otřepů, rozvrstvení matrice a intenzivní opotřebení nástrojů [2–4]. Delaminace, k níž dochází

¹ Ing. **Tomáš Knápek**, Department of Machining, Assembly and Engineering Metrology, Faculty of Mechanical Engineering, Technical University of Liberec. Studentská 1402/2, 461 17 Liberec 1, Czech Republic. Tel.: +420 48535 3368. Email: tomas.knapek@tul.cz.

zejména na výstupní straně vrtaného otvoru, zásadně snižuje mechanické vlastnosti dílu a jeho strukturální integritu. Studie ukazují, že vyšší posuv a rychlost vrtání vedou ke zvýšení míry poškození, přičemž orientace vrstev laminátu může mít na výsledek zásadní vliv [5].

Zásadním faktorem, který ovlivňuje kvalitu vrtání, je opotřebení nástroje, jež má vliv nejen na přesnost a tvar otvoru, ale i na vznik sekundárních defektů. Opotřebení je akcelerováno abrazivním účinkem uhlíkových vláken a heterogenní strukturou materiálu, která způsobuje nestabilitu řezného procesu [6]. Bylo prokázáno, že nasazením vhodné geometrie vrtáků (např. brad-point nebo step-vrtáků) a užitím diamantových povlaků lze míru poškození výrazně omezit [7, 8].

Zvýšená pozornost je také věnována monitorování a řízení procesu vrtání, kde moderní přístupy zahrnují měření řezných sil a momentu pro detekci začínající delaminace či opotřebení nástroje v reálném čase [9]. Tyto strategie umožňují adaptivní řízení procesu a přispívají ke zvýšení opakovatelnosti a kvality výroby.

V neposlední řadě je zkoumán i vliv strukturální variability materiálu, například u hybridních kompozitů CFRP/GFRP, které vykazují jiné typy poškození a vyžadují specifickou optimalizaci parametrů vrtání [7]. Tyto poznatky jsou klíčové pro návrh efektivních a bezdefektních obráběcích strategií, které zajišťují dlouhou životnost komponent a vysokou provozní spolehlivost.

Z těchto důvodů zůstává výzkum zaměřený na optimalizaci frézování a vrtání uhlíkových vláknových kompozitů aktuální a vysoce relevantní, a to zejména s ohledem na jejich rostoucí využití v konstrukčně exponovaných aplikacích.

METODIKA MĚŘENÍ

Pro účely experimentálního měření byl zvolen jednotný obráběný materiál – uhlíkový vláknový kompozit ve formě desky, jehož matici tvořila dvousložková epoxidová pryskyřice. Základní vlastnosti materiálu jsou uvedeny v tab. 1.

Tab. 1 Vlastnosti obráběného materiálu

Parametr	Hodnota
Typ výztuže	Uhlíková tkanina 24K
Plošná hmotnost výztuže	600 g/m ²
Vazba	Kepr 2x2
Typ matrice	Epoxidová pryskyřice LG120
Tužidlo	HG 356
Výrobní metoda	Vakuová infuze
Rozměry vzorků	250 x 600 x 4 mm

Vzorek byl upnut do speciálního upínacího přípravku, jehož součástí byla i hubice připojena k odsávacímu zařízení, které odsávalo vzniklý prach z obrábění viz. obr. 1.



Obr. 1 Obrobek v upínacím přípravku

V rámci experimentu byly zvoleny nástroje určené pro vrtání kompozitních materiálů na bázi uhlíkových vláken (CFRP). Klíčovým sledovaným faktorem byla změna úhlu čela vrtacího nástroje a její vliv na doprovodné jevy při vrtacím procesu, jako je vznik opotřebení, velikost řezných sil a míra delaminace. Pro realizaci experimentu byly použity nástroje typu Trikomp V6020 od společnosti Unicut, jejichž specifikace jsou uvedeny v tab. 2.

Tab. 2 Zvolené vrtací nástroje

Vrták Trikomp V6020	
Počet břitů	3
Materiál	SK GU92
Průměr nástroje $D1=D2$	6 mm
Povrchová úprava	–
Úhly čela	$10^\circ, 20^\circ, 30^\circ$
Délka nástroje $L1$	57 mm
Délka řezné části $L2$	12 mm



Obr. 2 Vrták Trikomp V6020

Použité řezné podmínky byly zvoleny dle doporučení výrobce. Hodnoty řezných podmínek pro frézování a vrtání jsou uvedeny v tab. 3.

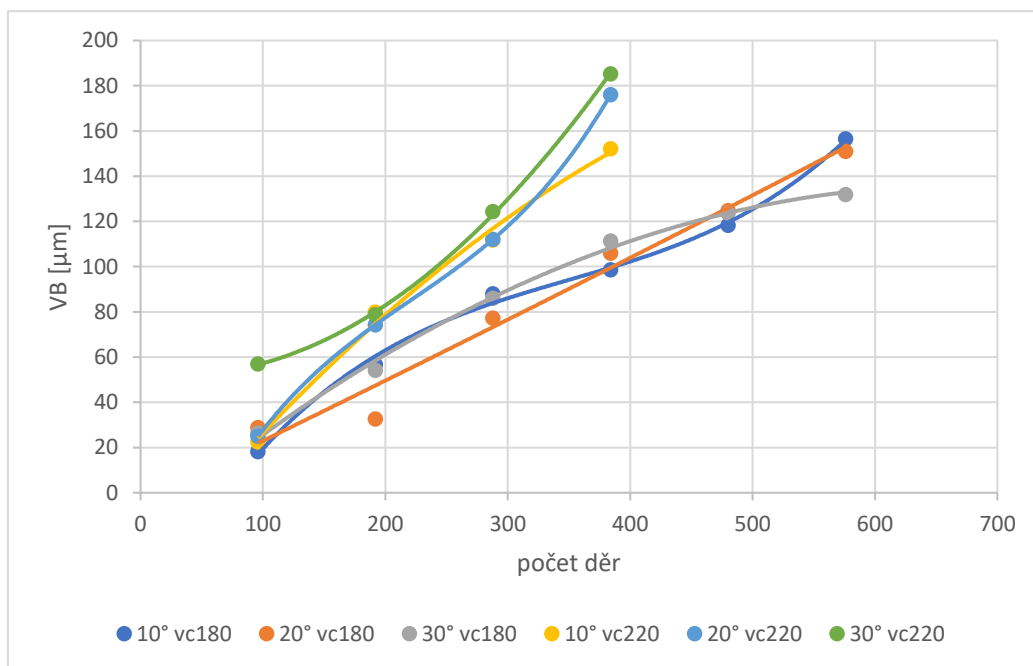
Tab. 3 Řezné podmínky

Řezná rychlost v_c	180, 220 m/min
Posuv na zub f_z	0,05 mm
Procesní kapalina	bez PK

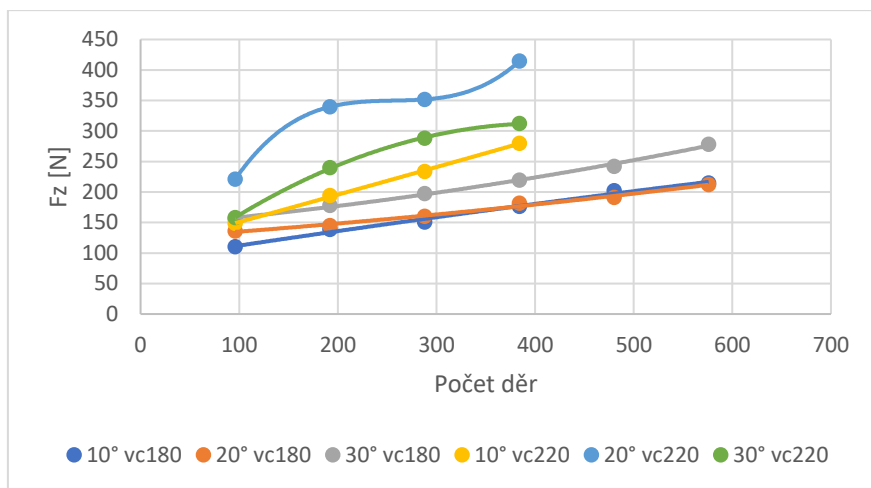
EXPERIMENT

Výzkum byl zaměřen na opotřebení nástroje, velikost delaminace vrchních vrstev materiálu a velikost řezných sil. Tyto parametry dostatečně vypovídají o vhodnosti použití daného nástroje pro obrábění CFRP materiálů. Jednotlivá měření byla ukončena, když opotřebení jednotlivých nástrojů dosáhlo kritické hodnoty opotřebení na hřbetu (VB), která byla stanovena na 150 μm .

Výsledky opotřebení jsou shrnuty v grafu (obr. 4 a obr. 5). Opotřebení bylo měřeno na všech nástrojích při dvou zvolených řezných rychlostech. Na obr. 4 jsou zobrazeny průběhy opotřebení v závislosti na čase při vrtání. Velikost opotřebení je závislá na velikosti řezné rychlosti ale i změna úhlu hřbetu ovlivňuje velikost opotřebení.

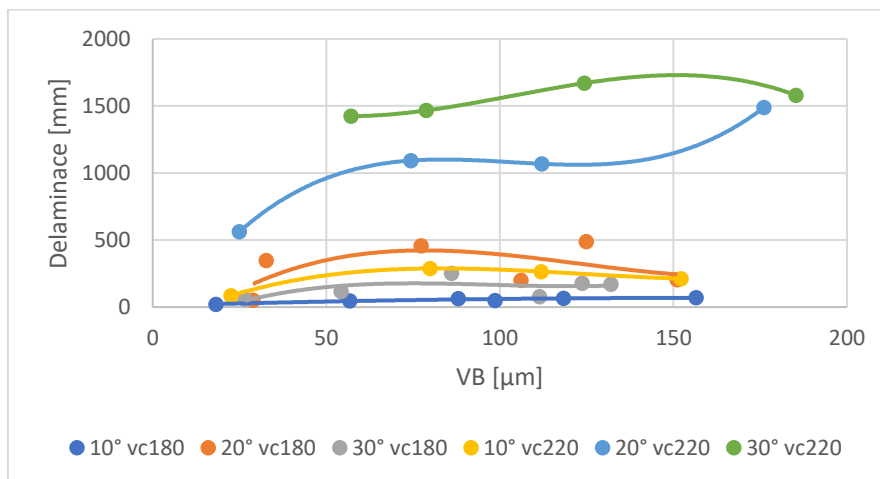
**Obr. 4** Graf opotřebení při vrtání

U vrtání byla vyhodnocena pouze síla působící v ose vrtání (F_z). Výsledné hodnoty jsou zobrazeny v obr. 5. Řezná síla měla tendenci růstu s počtem vyvrtaných otvorů. Řezná rychlost i úhel čela má vliv na velikost řezných sil.



Obr. 5 Graf řezné síly F_z

Hodnoty delaminace jsou zobrazeny na obr. 6. Delaminace byla vyhodnocena v závislosti na opotřebení břitu řezného nástroje. Byla vyhodnocena delaminace na výstupní hraně vrtaného materiálu.



Obr. 6 Delaminace výstupní hrany obrobku.

ZÁVĚR

Výsledky experimentálního měření jednoznačně ukazují, že hlavními faktory ovlivňujícími kvalitu vrtání CFRP materiálů jsou řezná rychlost a geometrie nástroje, konkrétně zkoumány úhel čela. Bylo potvrzeno, že opotřebení nástroje (VB) roste s počtem vyvrtaných otvorů u obou sledovaných řezných rychlostí, přičemž při rychlosti 180 m/min dochází ke snižování opotřebení s rostoucím úhlem čela, zatímco při vyšší rychlosti 220 m/min je trend opačný – vyšší úhly čela vedou k intenzivnějšímu opotřebení.

Při menších úhlech čela byly zaznamenány nižší řezné síly, což může přispět ke stabilnějšímu řeznému procesu a nižšímu mechanickému zatížení nástroje. Naopak při vyšších řezných rychlostech docházelo ke zvýšení těchto sil, což může urychlovat opotřebení a zhoršovat kvalitu obrábění.

Velikost delaminace na výstupní hraně vrtaného otvoru rovněž koreluje s volbou řezných podmínek. Nižší rychlost vrtání a menší úhel čela vedly k menší míře delaminace, což přispívá k vyšší integritě výsledného dílu a minimalizaci sekundárního poškození materiálu.

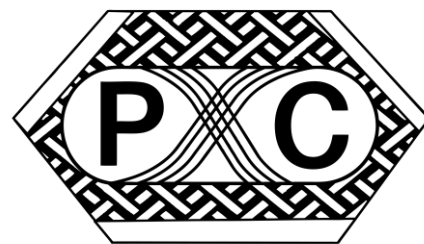
Na základě získaných dat lze za **optimální podmínky pro vrtání uhlíkových kompozitních materiálů považovat kombinaci nižší řezné rychlosti (180 m/min) a menšího úhlu čela nástroje (10°)**. Tato konfigurace vedla k nejnižším hodnotám opotřebení, minimálním řezným silám a nejnižší úrovni delaminace, což potvrzuje její vhodnost pro dosažení vysoké kvality vrtaných otvorů a efektivní využití nástroje.

LITERATURA

1. *Fire Properties of Polymer Composite Materials* [online]. Dordrecht: Springer Netherlands, 2006 [vid. 2025-04-09]. Solid Mechanics and Its Applications. ISBN 978-1-4020-5355-9. Dostupné z: doi:10.1007/978-1-4020-5356-6
2. Drilling carbon fiber reinforced plastics manufactured by autoclave-experimental and statistical study | Request PDF. *ResearchGate* [online]. 2025 [vid. 2025-04-09]. Dostupné z: doi:10.1016/S0261-3069(03)00062-1
3. ABRÃO, A. M., P. E. FARIA, J. C. Campos RUBIO, P. REIS a J. Paulo DAVIM. Drilling of fiber reinforced plastics: A review. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2007, **186**(1), 1–7. ISSN 0924-0136. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmatprotec.2006.11.146
4. CHEN, Wen-Chou. Some experimental investigations in the drilling of carbon fiber-reinforced plastic (CFRP) composite laminates. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* [online]. 1997, **37**(8), 1097–1108. ISSN 0890-6955. Dostupné z: doi:10.1016/S0890-6955(96)00095-8
5. MEINHARD, Dieter, Andreas HAEGER a Volker KNOBLAUCH. Drilling induced defects on carbon fiber-reinforced thermoplastic polyamide and their effect on mechanical properties. *Composite Structures* [online]. 2021, **256**, 113138. ISSN 0263-8223. Dostupné z: doi:10.1016/j.compstruct.2020.113138
6. ROMOLI, L. a A. H. A. LUTEY. Quality monitoring and control for drilling of CFRP laminates. *Journal of Manufacturing Processes* [online]. 2019, **40**, 16–26. ISSN 1526-6125. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmapro.2019.02.028
7. NATARAJAN, Elango, Kalaimani MARKANDAN, Santhosh Mozhuguan SEKAR, Kaviarasan VARADARAJU, Saravanakumar NESAPPAN, Anto Dilip ALBERT SELVARAJ, Wei Hong LIM a Gérald FRANZ. Drilling-Induced Damages in Hybrid Carbon and Glass Fiber-Reinforced Composite Laminate and Optimized Drilling Parameters. *Journal of Composites Science* [online]. 2022, **6**(10), 310. ISSN 2504-477X. Dostupné z: doi:10.3390/jcs6100310
8. KUMAR, Dhiraj a K.K. SINGH. An approach towards damage free machining of CFRP and GFRP composite material: a review. *Advanced Composite Materials* [online]. 2015, **24**(sup1), 49–63. ISSN 0924-3046. Dostupné z: doi:10.1080/09243046.2014.928966
9. DURÃO, Luís Miguel P., João Manuel R. S. TAVARES, Victor Hugo C. DE ALBUQUERQUE, Jorge Filipe S. MARQUES a Oscar N. G. ANDRADE. Drilling Damage in Composite Material. *Materials* [online]. 2014, **7**(5), 3802–3819. ISSN 1996-1944. Dostupné z: doi:10.3390/ma7053802

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



RADOM WITH THERMOPLASTIC MATRIX OF PMMA

RADOM S TERMOPLASTOVOU MATRICÍ Z PMMA

JOSEF KŘENA¹, MICHAL KRÁL², JANA ZEMANOVÁ³, KAROLÍNA ZOULOVÁ⁴,
MAREK JURINA⁵, JOSEF KRUML⁶

The aim of this project was to use a thermoplastic matrix of the PMMA type in the infusion process, which gives a chance for future recycling. For the chosen type of radome, the loading and boundary conditions are defined, which are used for dimensioning. Two design concepts were designed and analyzed. A jig was manufactured and a full-size prototype was built on it. The structural quality of the prototype confirmed the feasibility of manufacturing a shaped part of the sandwich concept by the infusion process with a thermoplastic binder.

Cílem tohoto projektu bylo použít termoplastovou matrici typu PMMA v procesu infúze, která dává šanci na budoucí recyklaci. Pro zvolený typ radomu je definováno zatížení a okrajové podmínky, které jsou použity pro dimenzování. Byly navrženy a analyzovány dvě konstrukční koncepce. Vyroben byl přípravek a na něm prototyp ve skutečné velikosti. Strukturní kvalita prototypu potvrdila proveditelnost výroby tvarového dílu sendvičové koncepce infuzním procesem s termoplastovým pojivem.

KEYWORDS

Radom, thermoplastic matrix, polymethyl methacrylate.

ÚVOD

Radom je kryt antény, který ji má chránit před vlivy okolí a přitom musí minimálně ovlivňovat kvalitu vysílaného a přijímaného signálu. Radom může být stacionární nebo letadlový. Protože anténa je většinou otočná, tak struktura radomu musí být ve všech směrech sledování homogenní. Útlum a zkreslení procházejícího elektromagnetického záření musí být minimální. K jeho hodnocení se používají dva základní parametry, kterými jsou relativní

¹ Ing. **Josef Křena**, Department of Material and Technology, VZLÚ Aerospace, Beranovych 130, Prague, Tel.: +420 225 115 516. Email: krena@vzlu.cz.

² Ing. **Michal Král**, Ph.D. Department of Material and Technology, VZLÚ Aerospace, Beranovych 130, Prague, Tel.: +420 225 115 516. Email: kral@vzlu.cz.

³ Ing. **Jana Zemanová**, Department of Material and Technology, VZLÚ Aerospace, Beranovych 130, Prague, Tel.: +420 225 115 516. Email: zemanova@vzlu.cz.

⁴ Ing. **Karolína Zoulová**, Department of Material and Technology, VZLÚ Aerospace, Beranovych 130, Prague, Tel.: +420 225 115 516. Email: zoulova@vzlu.cz.

⁵ Ing. **Marek Jurina**, Department of Material and Technology, VZLÚ Aerospace, Beranovych 130, Prague, Tel.: +420 225 115 516. Email: jurina@vzlu.cz.

⁶ Ing. **Josef Kruml**, Department of Material and Technology, VZLÚ Aerospace, Beranovych 130, Prague, Tel.: +420 225 115 516. Email: kruml@vzlu.cz.

permitivita a ztrátový úhel daného materiálu. Konstrukce radomu musí splňovat také mechanické požadavky. Těmi jsou hlavně pevnost a tuhost při zatížení, které je převážně aerodynamické u letadlových nebo větrové u stacionárních radomů. K tomu se může přidat také zatížení od sněhu nebo krup a potom také dlouhodobé vlivy okolního prostředí. Všechny zmíněné požadavky vedou nejčastěji k použití kompozitu s elektricky nevodivou výztuží a vhodným typem polymerního pojiva. Pro splnění pevnosti a tuhosti je výhodou sendvičová koncepce.

POPIS ZADÁNÍ

V rámci vývojového projektu VZLÚ bylo novostí použít termoplastové pojivo na rozdíl od obvyklého termosetického. Pro demonstraci proveditelnosti byl zvolen typ radomu pro bezpilotní letoun (UAV), který má v přední části trupu uložený radar. To vede k neobvyklému tvaru, který se vyskytuje například na General Atomics MQ-9 Reaper známějším pod názvem Predator B, což je jeho starší verze.



Obr. 1 General Atomics MQ-9 Reaper



Obr. 2 Odkrytý radom na MQ-9

ZATÍŽENÍ A OSTATNÍ POŽADAVKY

Při návrhu radomu je třeba vzít v úvahu následující parametry.

Geometrie – je dána rozsahem pohybu a velikostí antény, kterou radom zakrývá a aerodynamickými požadavky.

Struktura – struktura je dána jednak pevnostními požadavky na radom ale také materiálovými a technologickými možnostmi.

Mechanické zatížení – zatížení je dáno především obtékáním při letu ale i vibracemi, tlakovým rázem, nárazem kroupy, vlastní tíhou, a to i včetně případů v různých stavech v postupu montáže.

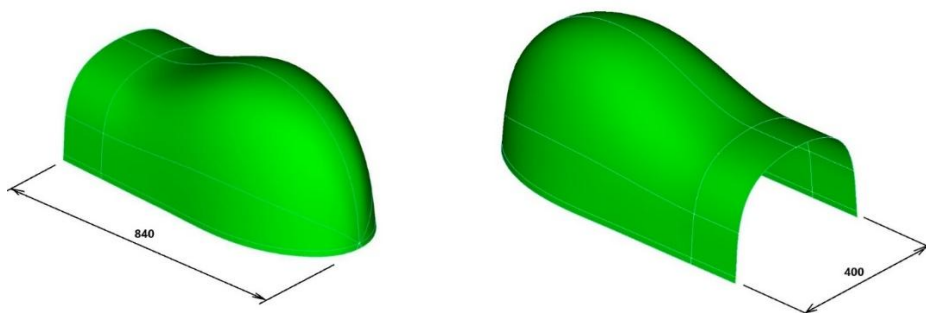
Elektrické vlastnosti – podstatný požadavek je dobrá radioprůzračnost a dobrý svod elektrického náboje.

Teplotní zatížení – vliv extrémních teplot a jejich střídání.

Odolnost proti vlivům prostředí – vliv vody a působení UV.

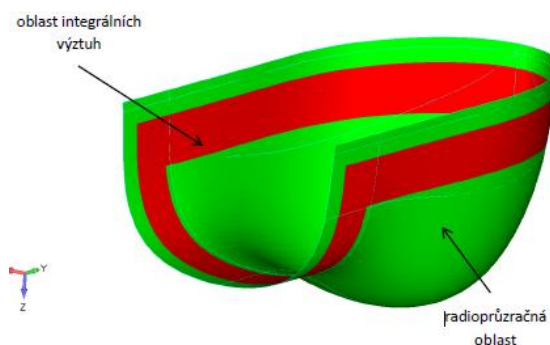
NÁVRH KONSTRUKCE

Na základě podkladů z odborné literatury a vlastních zkušeností byl vytvořen CAD model vnějšího tvaru radomu, zobrazený na obrázku 3.



Obr. 3 Geometrie demonstrátoru radomu

Na ploše radomu je funkční oblast, která musí splnit požadavky radioprůzračnosti a potom zbývající část, která může být navržena pouze z hlediska pevnosti a připojení k draku letounu.



Obr. 4 Oblasti radomu

Radom ve funkční oblasti byl navržen jako monolitický kompozit a pro zvýšení ohybové tuhosti obvodu dílu byl okraj vyztužen přidáním dalších vrstev výztuže (KV1) nebo sendvičem (KV2).

VÝBĚR MATERIÁLŮ

Jak již bylo zmíněno, pro danou aplikaci je zásadní minimální relativní permitivita a ztrátový úhel, aby sledované a vyzařované elektrické pole bylo minimálně zkreslené. Obě veličiny jsou bezrozměrné a popisují vliv reálného materiálu na ovlivnění elektrické indukce elektrickým polem. Jiná interpretace relativní permitivity je ovlivnění napětí na kondenzátoru reálným dielektrikem v porovnání s dielektrikem z vakua. Cílem je dosáhnout hodnoty relativní permitivity co nejbližší k jedné a u ztrátového úhlu co nejbližší k nule.

Tab. 1 Elektrické vlastnosti použitých materiálů

Pojivo	Relativní permitivita	Ztrátový úhel
Polyester	2,95	0,007
Epoxid	3,6	0,04
Polyimid	3,1	0,0055
PMMA	2,76	n/a

Výztuž	Relativní permitivita	Ztrátový úhel
E-sklo	6,06	0,004
S-sklo	5,2	0,007
D-sklo	4,0	0,0005

Pěnové jádro	Relativní permitivita	Ztrátový úhel
PMI (Rohacell 71 HF)	1,106	0,0016

Cílem projektu bylo použít pojivo PMMA s obchodním názvem ELIUM®188 XO. Pro výztuž jsme zvolili klasickou tkaninu US Style 7781, Interglas 92626 s plošnou hmotností 296 g/m², která obsahuje vlákna E-skla. V oblasti vyztužení okrajů byla použita silnější tkanina se skleněnými vlákny Industryglass RT s plošnou hmotností 350 g/m².

Do oblastí sendviče bylo zvoleno pěnové jádro typu Rohacell 71 HF. Jedná se o polymetakrylimidovou pěnu s objemovou hmotností 71 kg/m³ s velmi jemnou porositou. Typ HF je určen právě pro aplikace, kde je vyžadována radioprůzračnost.

Pro porovnání byly navrženy a vyrobeny dvě verze radomu stejného vnějšího tvaru lišící se pouze strukturou.

Verze KV1 měla monolitní strukturu s okraji zesílenými silnější skleněnou tkaninou.

Ve funkční oblasti byla skladba popsána v tabulce 2 a v zesílení v tabulce 3.

Tab. 2 Skladba funkční oblasti pro KV1

Vrstva	Typ tkaniny	Tloušťka (mm)	Orientace
1	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°
2	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	0°
3	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°
4	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	0°
5	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	0°
6	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°
7	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	0°
8	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°

Tab. 3 Skladba zesílené okrajové oblasti pro KV1

Vrstva	Typ tkaniny	Tloušťka (mm)	Orientace
1	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°
2	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	0°
3	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°
4	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	0°
5	Industryglass RT	0,35	0°
6	Industryglass RT	0,35	0°
7	Industryglass RT	0,35	0°
8	Industryglass RT	0,35	0°
9	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	0°
10	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°
11	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	0°
12	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°

Verze KV2 měla monolitní strukturu ve funkční oblasti a okraje byly lokálně zesílené vložením pěnového jádra.

Tab. 4 Skladba funkční oblasti pro KV2

Vrstva	Typ tkaniny	Tloušťka (mm)	Orientace
1	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°
2	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	0°
3	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°
4	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°
5	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	0°
6	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°

Tab. 5 Skladba zesílené okrajové oblasti pro KV2

Vrstva	Typ tkaniny	Tloušťka (mm)	Orientace
1	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°
2	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	0°
3	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°
4	Rohacell 71 HF	4,0	n/a
5	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°
6	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	0°
7	US Style 7781, Interglas 92626	0,26	45°

MATERIÁLOVÉ VLASTNOSTI

Experimentálně byly naměřeny pro použité materiály vlastnosti uvedené v tabulce 6 a 7.

Tab. 6 Materiálové vlastnosti vrstev

Materiálová vlastnost	US Style 7781, Interglas 92626	Industryglass RT
Modul pružnosti v tahu (GPa)	23,26	21,67
Pevnost v tahu (MPa)	338	407,2
Poissonovo číslo	0,116	0,122
Smykový modul (GPa)	2,82	3,04
Pevnost ve smyku (MPa)	29,2	42,81

Tab. 7 Materiálové vlastnosti sendvičového jádra

Materiálová vlastnost	Rohacell 71 HF
Modul pružnosti v tahu (MPa)	92
Pevnost v tahu (MPa)	2,8
Pevnost v tlaku (MPa)	1,5
Smykový modul (MPa)	29
Pevnost ve smyku (MPa)	1,3

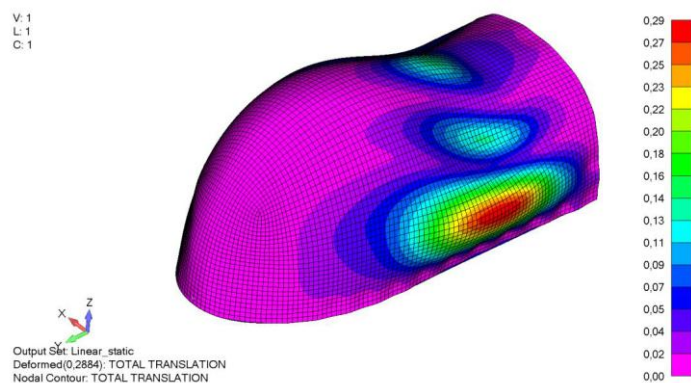
OKRAJOVÉ PODMÍNKY A ZATÍŽENÍ

Zatížení bylo aplikováno jako tlak po celém povrchu radomu. Tlak byl rozdělen na tři zátěžné oblasti, přičemž na čele radomu působí přetlak a na bocích a na vrchu radomu dvě podtlakové oblasti. Toto zatížení bylo stanoveno podle dostupných podkladů odpovídající přímému letu letounu rychlostí 300 km/h.

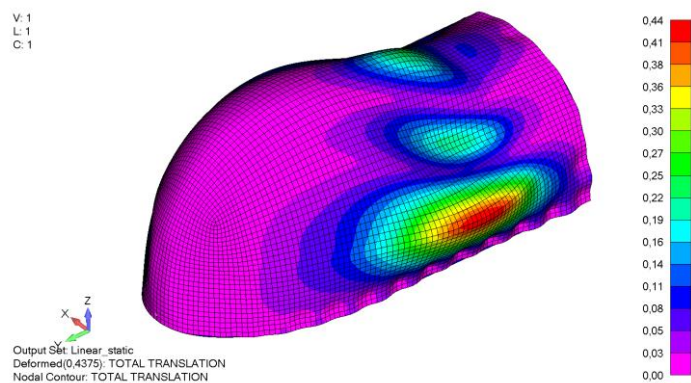
Uložení radomu bylo po celém obvodu realizováno šroubovými spoji v definovaných místech.

VÝSLEDKY

Metodou konečných elementů Nastran byly vypočteny posuvy a napětí lineární statickou analýzou. Výsledky jsou zřejmé na obrázcích 5 a 6.

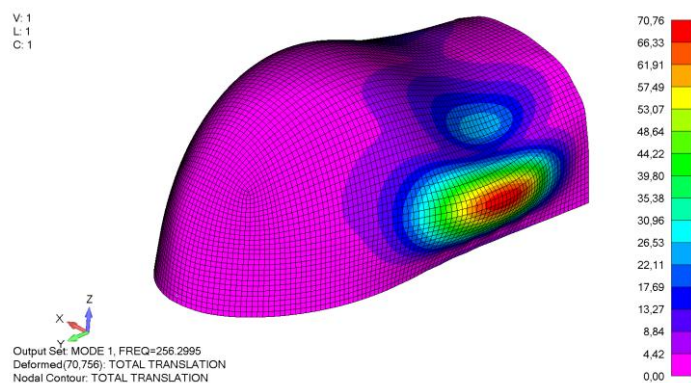


Obr. 5 Zobrazení posuvů verze KV 1 vyvolané aerodynamickým zatížením

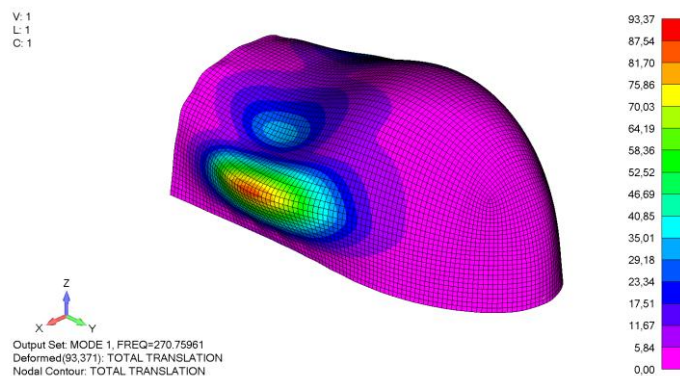


Obr. 6 Zobrazení posuvů verze KV 2 vyvolané aerodynamickým zatížením

Pro posouzení pevnosti bylo zvoleno kritérium maximálního napětí. Failure index (FI) pro KV 1 vyšel 0,041 a failure index (FI) pro KV 2 vyšel 0,053. Modální analýzou byly vypočteny hodnoty a tvary vlastních frekvencí. Výsledky jsou zřejmé na obrázcích 7 a 8. První vlastní frekvence je pro typ KV1 256 Hz a pro typ KV2 270 Hz.



Obr. 7 Zobrazení prvního vlastního tvaru kmitání verze KV 1



Obr. 8 Zobrazení prvního vlastního tvaru kmitání verze KV 2

VÝROBA PROTOTYPŮ

Z materiálu MDF byla vyrobena negativní forma vnějšího povrchu radomu. V ní byly vyrobeny prototypy metodou vakuové infuze (VIP). Do formy byly nejdříve uloženy vrstva suché výztuže podle tabulky 3 respektive 4, a potom byly napuštěny pojivem ELIUM®188 XO. Po jeho vytvrzení při normálně teplotě byly prototypy dotvrzené při teplotě 80°C podobu 3 hodin. Povrchová úprava z vnější strany byla provedena plničem a následně vrchní akrylátovou barvou.



Obr. 9 Demonstrátor radomu s povrchovou úpravou

ZÁVĚR

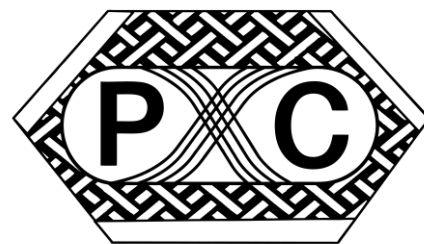
Výsledky projektu potvrdily proveditelnost výroby typického radomu pro lehké létající bezpilotní prostředky z nového typu materiálu složeného ze skleněné výztuže a PMMA pojiva. Cílem nebylo nadimenzovat optimální konstrukci z mechanického hlediska, v tom mají obě stávající verze ještě rezervy. Ověřila se především vhodnost procesu VIP a zvolených materiálů pro typický radom, který obsahuje i sendvičové oblasti. Nově použité termoplastové pojivo PMMA otvírá nové možnosti spojování a tvarování a také je vhodnější pro následnou recyklaci.

LITERATURA

1. J. Zemanová, M. Král, B. Cabrnock, Development of New Composite Materials with Thermoplastic Matrix and Continuous Fiber Reinforcement Using Infusion Technology for Aerospace Applications, Conference: POLYMER COMPOSITES 2023 – Proceedings, Tábor, 2023, Volume 76, Pages 67–72, ISBN 978-80-01-07151-9.
2. Výzkumná zpráva R-7724-DR „Termoplasty pro infuzní technologie-část_2“, VZLÚ, Praha, 2024
3. N. K. Naik, M. Sirisha, A. Inani, Permeability characterization of polymer matrix composites by RTM/VARTM, Progress in Aerospace Sciences, 2014, Volume 65, Pages 22–40, ISSN 0376-0421.
4. A. D. Sommi, F. Lionetto, A. Maffezzoli, An Overview of the Measurement of Permeability of Composite Reinforcements, Polymers, 2023.
5. ČSN EN 62562 (353012)“ Dutinový rezonátor k měření komplexní permitivity nízkoztrátových dielektrických desek“, 2011.

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



IMPROVED TENSILE AND MICROINDENTATION PROPERTIES OF FULLY BIOBASED SHORT-FIBRE REINFORCED COMPOSITES BASED ON POLYBUTYLENE SUCCINATE AND DIFFERENT NATURAL FIBRES

RALF LACH^{1,2}, RAMESHWAR ADHIKARI³, NUM KANT PARAJULI⁴, UMESH THAPA⁵,
SVEN HENNING⁶, EDUARD PUTSCH⁷

The study explores processing, morphology and mechanical behaviour of fully biodegradable biocomposites based on polybutylene succinate (PBS) and different natural short fibres. A strong influence of processing temperature on PBS morphology giving rise to spherulites of various sizes and textures was observed. The addition of well-dispersed short fibres effectively nucleated the PBS matrix crystals. As a result excellent reinforcement was found especially if using argeli fibres.

KEYWORDS

Biocomposites, polybutylene succinate, natural fibres, nucleation, morphology, mechanical performance.

INTRODUCTION

Biopolymers are a diverse class of polymers that are either made from renewable raw materials are biobased or biodegradable – or both. In contrast to conventional polymers based on fossil resources, biopolymers offer ecological advantages, such as lower greenhouse gas emissions and the possibility of composting. Examples of biopolymers include polylactic acid (PLA), polyhydroxyalkanoates (PHA), starch derivatives and cellulose. They are used in a variety of areas, including packaging, agriculture, medicine, textiles and, increasingly, technical components. Their properties can be modified by copolymerisation, blending or reinforcement with natural fibres [1–5]. One of the widely used biodegradable polymers during the last decade is the polybutylene adipate-co-terephthalate (PBAT) which however being of petroleum based origin not completely sustainable. In this regard, on the other hand, the

¹ Dr. **Ralf Lach**, Polymer Service GmbH Merseburg (PSM), Geusaer Straße 81f, 06217 Merseburg, Germany.
Email: ralf.lach@psm-merseburg.de

² Dr. **Ralf Lach**, Institut für Polymerwerkstoffe e.V. (IPW), Geusaer Straße 81f, 06217 Merseburg, Germany

³ **Prof. Dr. Rameshwar Adhikari**, Nepal Polymer Institute (NPI), POB 24411, Kathmandu, Nepal.
Email: nepalpolymer@yahoo.com

⁴ **Num Kant Parajuli**, Tribhuvan University, Central Department of Chemistry, Kirtipur, Kathmandu, Nepal.

⁵ **Umesh Thapa**, Research Centre for Applied Science and Technology (RECAST), Tribhuvan University, Kirtipur, Kathmandu, Nepal

⁶ Dr. **Sven Henning**, Fraunhofer Institut für Mikrostruktur von Werkstoffen und Systemen (IMWS), Walter-Hülse-Straße 1, 06120 Halle/Saale, Germany. Email: sven.henning@imws.fraunhofer.de

⁷ **Eduard Putsch**, Exipnos GmbH, Brandisstraße 4, 06217 Merseburg, Germany.
Email: eduard.putsch@exipnos.de

polybutylene succinate (PBS) is an aliphatic polyester characterised by its thermoplastic processability, biodegradability (exhibiting a higher biodegradability compared to PLA, even in fresh and seawater) and good mechanical performance. It is produced by polycondensation of succinic acid and 1,4-butanediol, whereby both monomers are now available from biobased sources, i.e. PBS can be produced completely biobased [3,5]. The combination of a high strain break (up to 230 %), a comparatively low stiffness (modulus of elasticity: about 500–600 MPa) and a tensile strength of around 30 to 40 MPa makes PBS flexible, but less rigid than other engineering plastics.

One key advantage of PBS over PBAT is its superior stiffness, heat resistance, and tensile strength, making PBS more suitable for structural applications and load-bearing components. While PBAT is known for its excellent flexibility and biodegradability, PBS offers better crystallinity and dimensional stability, especially in applications requiring thermal endurance and rigidity. PBS also has a higher melting point and improved resistance to hydrolysis, extending its service life under varying environmental conditions [3,5].

By adding biobased short fibres such as flax or hemp, the modulus of elasticity can be significantly increased, in some cases to values above 2 GPa. The tensile strength can also be increased, while the strain at break typically decreases. However, the specific mechanical properties depend heavily on the type of fibre and its quality, the fibre content, and the distribution and orientation of the fibres [3–7]. Despite the usual challenges of the natural fibres composites, of moisture absorption, and poor interfacial bonding, the natural fibres composites of the PBS present a promising and sustainable alternative for a wide range of eco-friendly material applications. However, only a few fibre types were tested to be useful for reinforcing PBS. Therefore, the aim of the investigations was the manufacturing and characterisation of fully biobased polymer composites (by variation both the natural-fibre type and the fibre amount) with good mechanical performance and advantageous morphology–property relationships.

EXPERIMENTAL PART

Preparation of the fibres

The lignocellulosic fibres of different types prepared from bamboo (*Bambusa nutans* sps.), argeli (*Edgeworthia gardneri*, locally used for making Nepali paper), rice husk and sisal were used. The short fibres were prepared by mechanical crushing of the washed and dried raw fibres to particles of diameter less than 250 μm followed by treatment with dilute caustic soda solution at the Tribhuvan University in Kathmandu (Nepal). The general methods of fibres processing can be found in our previous work [8,9].

Preparation of the composites

Biobased semi-crystalline polymer, the polybutylene succinate (PBS), was used as matrix material. Furthermore, a blend composed of 50 % PBS and 50 % polylactic acid (PLA) (designated as PBS/PLA) was used for comparison. The samples were prepared by micro-compounding the mixtures using a MiniLab II of HAAKE (Thermo Fisher company) followed by injection moulding to 75 mm long dog bone-shaped specimens using a small injection moulding machine (MiniJet II of HAAKE ThermoFisher company). The composites contained 5, 10, and 20 wt.-% of the filler in the polymer matrix. It was observed that all the fibres were easily processable (up to 25 wt.-%) to the polymer matrix except the sisal which could only be added about 5 wt.-%. The processing temperature was 190 °C while the mould was maintained at a temperature of 32 °C

Characterisation methods

For morphological analysis of the materials investigated transmission-light microscopy (DM 2300 M from Leica company) of thin sections is used with polarised light. The about 30 μm thick sections as cut applying a microtome (HM 360 from Microm company) equipped with a metal knife were fixed on glass plates and imbedded in cyanoacrylate glue.

To analyse the mechanical performance both instrumented microindentation test and the uniaxial tensile test were applied. The load-indentation diagrams recorded by an instrumented microindentation tester (Fischerscope H100C from Helmut Fischer company) were used to estimate the Martens hardness, the indentation modulus, the elastic/plastic work of deformation, and the indentation creep according to ISO 15577. Furthermore, the stress-strain diagrams (uniaxial tensile test) applying a universal testing machine (Zwicki Z2.5 from Zwick/Roell company) were used to estimate the elastic modulus under tension, the tensile strength and the strain at break according to ISO 527.

RESULTS AND DISCUSSION

With methods to characterize the morphology of isothermally crystallized PBS it has been shown that the spherulitic morphology of PBS highly varies from rather fine-spherulitic to highly coarse-spherulitic within a relatively small temperature range. For examples, isothermal crystallization of PBS at 90 °C results in spherulites having a size of several hundred micrometers. The grain boundaries forming in the case of a coarse-spherulitic morphology are structural flaws, which negatively affect the properties. That is that pronounced influence of the processing conditions on morphology and properties of PBS requires control of the crystallization process. Applying fast quenching from melt the size of the spherulites is reduced to about 10 μm . It has to be highlighted that PBS (similarly to PP) can be nucleated (for instance by cellulose (nano)fibres), which is a basic requirement to adjust the semi-crystalline morphology. Therefore, the impact of natural short-fibres on the crystallization behaviour and the mechanical performance was analysed.

Light-microscopic investigations (Fig. 1) of thin slides showed that argeli (Fig 1b) and bamboo fibres (Fig. 1c) are well dispersed within the matrix at an amount of 20 % (this is also true up to 22–25 %) without formation of any agglomerates. In the case of the PBS/bamboo composite some wood particles (not shown in the case of PBS/argeli composite) are also visible besides the short fibres which are causing reduced reinforcement effectiveness of bamboo. PBS shows partly rather big spherulites (up to about 50 μm in size) and a broad distribution of the size of the spherulites (see Fig. 1a), whereas the cellulose fibres effect distinct nucleation inside the matrix (see Fig. 1b and 1c) due to formation of hydrogen bonds between the matrix and the fibres, and epitaxial growth of the spherulites on the fibres' surface. Therefore, for the composites only tiny spherulites several micrometers in size are found hardly to see in Fig. 1b and 1c.

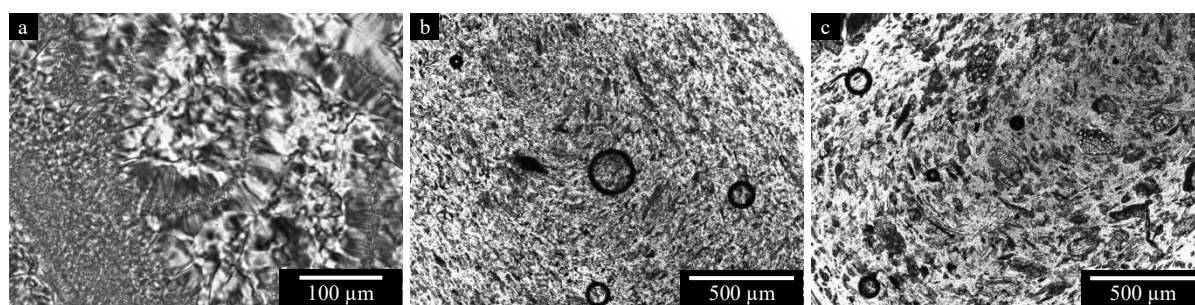


Fig. 1 Transmission-light micrographs of thin sections using polarised light: (a) neat PBS, (b) PBS/argeli composite with 20 % fibres and (c) PBS/bamboo composite with 20 % fibres

Furthermore, the results of the mechanical investigations (recording microindentation test and uniaxial tensile test) showed that both the modulus of elasticity (Fig. 2a and 2e) and Martens hardness (Fig. 2b) of the PBS-based composites are highly increased, particularly for the argeli-fibre composites. The same was found for the indentation modulus (Fig. 2d) and Martens hardness (Fig. 2c) of the PBS/PLA-based composites. The creep behaviour is generally less affected (not shown here). The tensile strength of the PBS-based composites, however, is little decreased (see Fig. 2f) probably caused by the drop in ductility (not shown), but is still in the range found in the literature for neat PBS (30–40 MPa) [6,7]. Interestingly, the yield stress is not affected by the fibre volume fraction and is found to be about 36.6 MPa for the PBS materials and about 46.5 MPa for the PBS/PLA materials. Results of composites containing sisal fibres are not shown here because the fibres were only very inadequately processable. As shown in Table 1, the application of argeli fibres proved to be especially advantageous, followed by bamboo fibres. Fibres made from rice husks showed less reinforcing effects.

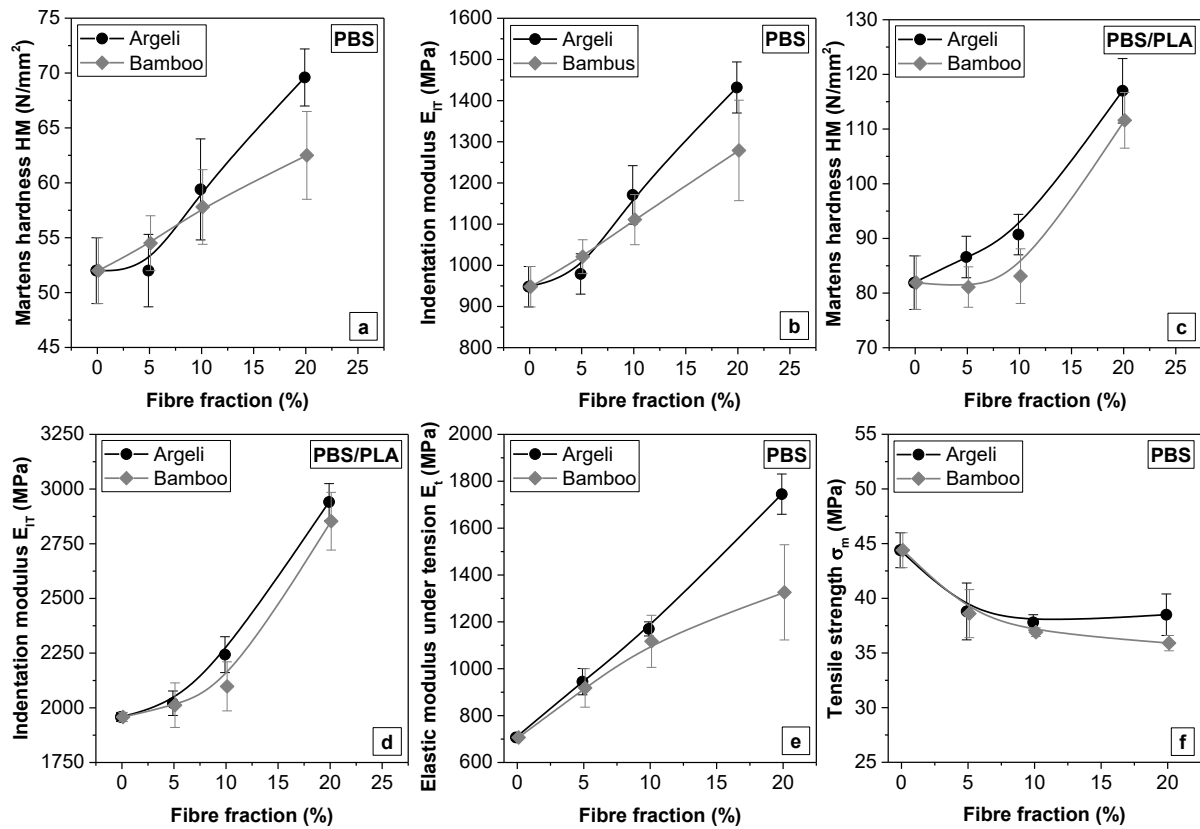


Fig. 2 (a,c) Martens hardness HM and (b,d) indentation modulus E_{IT} as well as (e) tensile modulus E_t and (f) tensile strength σ_m of (a,b,e,f) PBS-based and (c,d) PBS/PLA-based materials as a function of the fibre content

CONCLUSION

The present study attempts to explore processing, morphology and mechanical behaviour of polybutylene succinate (PBS) and its composites reinforced with short natural fibres derived from argeli, bamboo, rice husk and sisal, aiming to develop sustainable, biobased, and fully biodegradable materials. The composites were fabricated through melt mixing in a microcompounder followed by mini-injection moulding. The main findings can be concluded as follows:

(i) Isothermal crystallization revealed a strong influence of processing temperature on PBS morphology giving rise to spherulites of various sizes and textures. Coarse spherulites

formed at 90 °C introduced grain boundaries that diminished mechanical performance, whereas rapid melt quenching produced finer spherulites.

(ii) The addition of the bamboo- and argeli-short fibres effectively nucleated the PBS matrix crystals, promoting the formation of small, uniform spherulites, presumably through hydrogen bonding and epitaxial growth. As shown, incorporation of such short-cellulose fibres results in a pronounced refinement of the spherulitic morphology from rather big spherulites up to about 50 μm in size (neat injection-moulded PBS) to tiny spherulites only several micrometers in size (injection-moulded PBS composites). Microscopic analysis confirmed good fibre dispersion without agglomeration, particularly for argeli.

(iii) Due to the fibre-induced nucleation, the high aspect ratio of the fibres to be also well dispersed within the matrix, the elastic modulus (measured using the instrumented microindentation test and the uniaxial tensile test) of the composites based on PBS and PBS/PLA blend is highly affected. The same was found for the hardness. The application of argeli fibres proved to be especially advantageous, followed by bamboo fibres and fibres made from rice husks.

Tab. 1 Relative mechanical properties of the related composites with 20 % fibres based on neat PBS and PBS/PLA blend (neat PBS and unreinforced PBS/PLA = 100 each)

Matrix	PBS			PBS/PLA	
Fibre type	Rice husks	Bamboo	Argeli	Bamboo	Argeli
Properties					
<i>HM</i>	96	120	134	136	143
<i>E_{IT}</i>	117	135	151	146	150
<i>E_t</i>	151	188	247	173	169
<i>σ_m</i>	78	81	87	41	38

The approach presented here enables the production of mechanically efficient, fully biobased and biodegradable injection-moulded composites. They therefore make an important contribution to replacing petroleum-based plastics and expand the potential of sustainable material alternatives.

ACKNOWLEDGEMENT

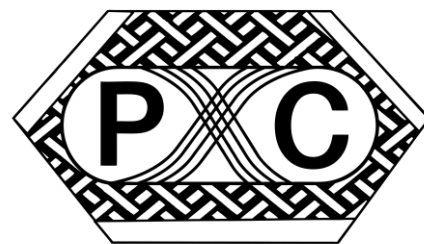
Sincere thanks are given to BMBF for funding of the project “HiBiKuS – Schlagzähigkeitserhöhung biobasierter und biologisch abbaubaren Kunststoffe für Spritzgussanwendungen”. Furthermore, the authors like to acknowledge the working group of Prof. Beate Langer (Merseburg University of Applied Sciences; especially Jurijs Celevics) for the opportunity for using the micro-compounding machine MiniLab II and the small injection moulding machine MiniJet II, and for providing assistance during manufacturing the materials and samples.

LITERATURE

1. M Niaounakis. *Biopolymers: Applications and Trends*. William Andrew Publishing, 2015.
2. O Faruk, AK Bledzki, HP Fink, M Sain. Progress report on natural fiber reinforced composites. *Macromolecular Materials and Engineering* 299/1 (2024) 9–26.
3. MJ Mochane, SI Magagula, JS Sefadi, TC Mokheba. A review on green composites based on natural fiber-reinforced polybutylene succinate (PBS). *Polymers* 13/8 (2021) 1200.
4. AA Shamsuri, K Abdan, SNA Md. Jamil. Polybutylene succinate (PBS)/natural fiber green composites: Melt blending processes and tensile properties. *Physical Sciences Reviews* 8/12 (2023) 5121–5133.
5. L Aliotta, M Seggiani, A Lazzeri, V Gigante, P Cinelli. A brief review of poly (butylene succinate) (PBS) and its main copolymers: Synthesis, blends, composites, biodegradability, and applications. *Polymers* 14/4 (2022) 844.
6. KG Satyanarayana, GGC Arizaga, F Wypych. Biodegradable composites based on lignocellulosic fibers – An overview. *Progress in Polymer Science* 34/9 (2009) 982–1021.
7. J Xu, BH Guo. Poly(butylene succinate) and its copolymers: Research, development and industrialization. *Biotechnology Journal* 5/11 (2010) 1149–1163.
8. NL Bhandari, G Bhandari, K Bist, D Adhikari, KN Dhakal, R Adhikari, R Lach, AA Kim, DJ Yoo, MB Paudel. Comparative investigation of fiber loading effect on morphological, micromechanical, and thermal properties of polyvinyl alcohol/biofillers-based composites. *International Journal of Biological Macromolecules* 280/4 (2024) 136192.
9. NL Bhandari, W Mormann, GH Michler, R Adhikari. Functionalisation of bamboo and sisal fibres cellulose in ionic liquids. *Materials Research Innovations* 17/4 (2014) 250–256.

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



THE EFFECT OF PRESTRESSING ON MECHANICAL PROPERTIES OF UNIDIRECTIONAL CARBON EPOXY LAMINATE COMPOSITES

RAPHAEL OLABANJI OGUNLEYE¹, SOŇA RUSNÁKOVÁ², JAKUB JAVOŘÍK³,
MILAN ŽALUDEK⁴, JANA KNEDLOVÁ⁵

Abstract: The prestressing of fibre-reinforced composite is a promising technique for improving its mechanical performance. This can be achieved by introducing a controlled tensile force to the fibre prior to curing in a polymer matrix. This study develops an elastically prestressed polymer matrix composite by applying a prestressing level of up to 25 MPa to unidirectional carbon epoxy laminates. The influence of fibre prestressing on the mechanical properties of the laminates is observed by performing flexural and tensile tests. The result shows a successful approach toward producing elastically prestressed carbon fibre-reinforced epoxy composite with high mechanical properties compared to the non-prestressed counterpart. Also, increasing the prestressing level increased the strength and elastic modulus of the composite.

KEYWORDS

Fibre prestressing; unidirectional cfrp composite; flexural test; tensile test

INTRODUCTION

Over the years, there has been constant growth in the demand for lightweight, high-performance composite materials, especially in the engineering sectors such as automotive, aerospace, building and civil engineering (Hassan & Saeed, 2024). Among these materials, carbon fibre-reinforced polymers (CFRPs) are greatly sourced due to their mechanical properties, which include a high strength-to-weight ratio, superior stiffness and fatigue resistance, corrosion and chemical resistance (Zhang et al., 2023). Specifically, unidirectional CFRP laminates are fabricated with the fibres aligned in one direction (mostly 0° orientation) to achieve maximum strength and stiffness along the primary loading direction. Thus, these

¹ Ing. **Raphael Olabanji Ogunleye**, Department of Production Engineering, Faculty of Technology, Tomas Bata University in Zlin. Vavrečkova 5669, 76001 Zlín, Czech Republic. Tel: +420 777 09 7175. Email: ogunleye@utb.cz

² doc. Ing. **Soňa Rusnáková**, Ph.D. Department of Production Engineering, Faculty of Technology, Tomas Bata University in Zlin. Vavrečkova 5669, 76001 Zlín, Czech Republic. Tel: +420 576 035 158. Email: rusnakova@utb.cz

³ doc. Ing. **Jakub Javořík**, Ph.D. Department of Production Engineering, Faculty of Technology, Tomas Bata University in Zlin. Vavrečkova 5669, 76001 Zlín, Czech Republic. Tel +420 576 035 151. Email: javorik@utb.cz

⁴ doc. Ing. **Milan Žaludek**, Ph.D. Department of Production Engineering, Faculty of Technology, Tomas Bata University in Zlin. Vavrečkova 5669, 76001 Zlín, Czech Republic. Tel: +420 576 035 150. Email: zaludek@utb.cz

⁵ Ing. **Jana Knedlová**, Ph.D. Department of Production Engineering, Faculty of Technology, Tomas Bata University in Zlin. Vavrečkova 5669, 76001 Zlín, Czech Republic. Tel: +420 576 035 159. Email: knedlova@utb.cz

laminates can be utilised in the fabrication of aerospace and aircraft components (fuselage frame, wing spars and empennage); automotive and motorsports parts (drive shafts, suspension arms, electronic vehicle battery enclosure); armour plating, drone and unmanned aerial vehicle frames where directional load-bearing capacity is vital (Kakati & Chakraborty, 2023).

Despite its benefits, unidirectional CFRP laminates are not without drawbacks. One pertinent example is their weak out-of-plane properties, which makes them vulnerable to shear failure under certain loading conditions (Ogunleye et al., 2024). Another crucial challenge is the development of a high concentration of process-induced tensile residual stresses in the material. Generally, large stress concentrations can cause dimensional instability, fibre buckling, microcracking and delamination of the composite laminate, thus reducing its mechanical performance. To address these challenges, a considerable body of research has explored different approaches to mitigate the effect of the manufacturing process on the mechanical performance of composite laminates by minimising residual stress concentration via optimisation of curing parameters (Shah et al., 2018), embedding shape memory alloy (Katsiropoulos et al., 2020), electronic beam curing (Zhang et al., 2020) and incorporation of nano-additives (Islam et al., 2023). However, research on improving mechanical properties of composite structure by mechanically prestressing the fibre embedded in the polymer matrix remains limited. In addition, fibre prestressing has the potential to influence the microstructural arrangement and stress distribution, thereby enhancing the material's mechanical performance.

Hence, this study evaluates the effect of elastically prestressed fibre on the flexural and tensile properties of unidirectional carbon fibre laminates. Likewise, by applying varying prestressing levels of up to 25 MPa to CFRP plies before and during the curing process, this work seeks to identify how prestressing influences the composite laminates' stiffness, strength, and overall failure behaviour.

EXPERIMENTAL

Material

A UD carbon prepreg supplied by UNICARBON[®] Co., Lithuania, was utilised in this study. The fibre reinforcement is carbon, while the resin system is epoxy, with 38% resin content, an area density of 300 g/m² (UNIPREG[®] 300) and a lamina thickness of 0.3mm.

CFRP Laminate fabrication and fibre prestressing

A unidirectional CFRP laminate (320 mm × 170 mm) with a total thickness of 2.4 mm was fabricated by stacking eight UD carbon prepreg plies together along zero-degree fibre orientation, the primary axis. The maximum prestressing level chosen for the study (25 MPa) remains below the tensile strength of carbon fibres (4100 MPa) to avoid possible early fracture or plastic deformation before curing the laminate. Furthermore, the tensile prestressing force (in Newton) applied to the fibre was derived from the relationship between the prestressing level (in megapascal), fibre volume fraction, and the laminate's cross-sectional area according to Equation (1-3)

Prestress level is defined as:

$$\sigma_f^P = \frac{F}{A_f} \quad (1)$$

Where:

σ_f^P = target fibre prestressing level, MPa, F = applied force, kN; A_f = effective fibre cross-sectional area, mm²

The effective fibre cross-sectional area was obtained using the total laminate area and fibre volume fraction.

$$A_f = V_f \times A_l \quad (2)$$

Where:

V_f = fibre volume fraction, $A_l = w \times t$, is the total cross-sectional area of the laminate, mm²

w = laminate width, mm, t = laminate thickness (number of layers $\times$ ply thickness), mm

The required applied force is then:

$$F = \sigma_f^P \times V_f \times A_l \quad (3)$$

Table 1 shows six categories of Unidirectional CFRP laminates with different prestressing levels were fabricated. LM-X is the non-prestressed sample (control).

Table 1 Unidirectional CFRP Laminates with required prestressing level

Prestressing Level (MPa)	Required Pre-load (kN)	Sample Coding
—	—	LM-X
5	1.3	LM-5
10	2.6	LM-10
15	4.0	LM-15
20	5.1	LM-20
25	6.4	LM-25

After stacking the UD CFRP plies according to unidirectional configuration, the two ends of the laminate were pre-cured with a hot press to prevent distortion and uneven tensioning of the fibre. Then the laminate was laid up on a bespoke uniaxial prestressing rig, and the pre-cured ends were fastened with the aid of a clamping plate and M10 screws. Subsequently, the assembly was transferred to the universal tensile machine (Fig. 1), and the required pre-load, as shown in Table 1, was applied to the laminate along the primary axis. The applied tensile force was sustained by locking the movable and fixed portion of the prestressing jig with a bolt.

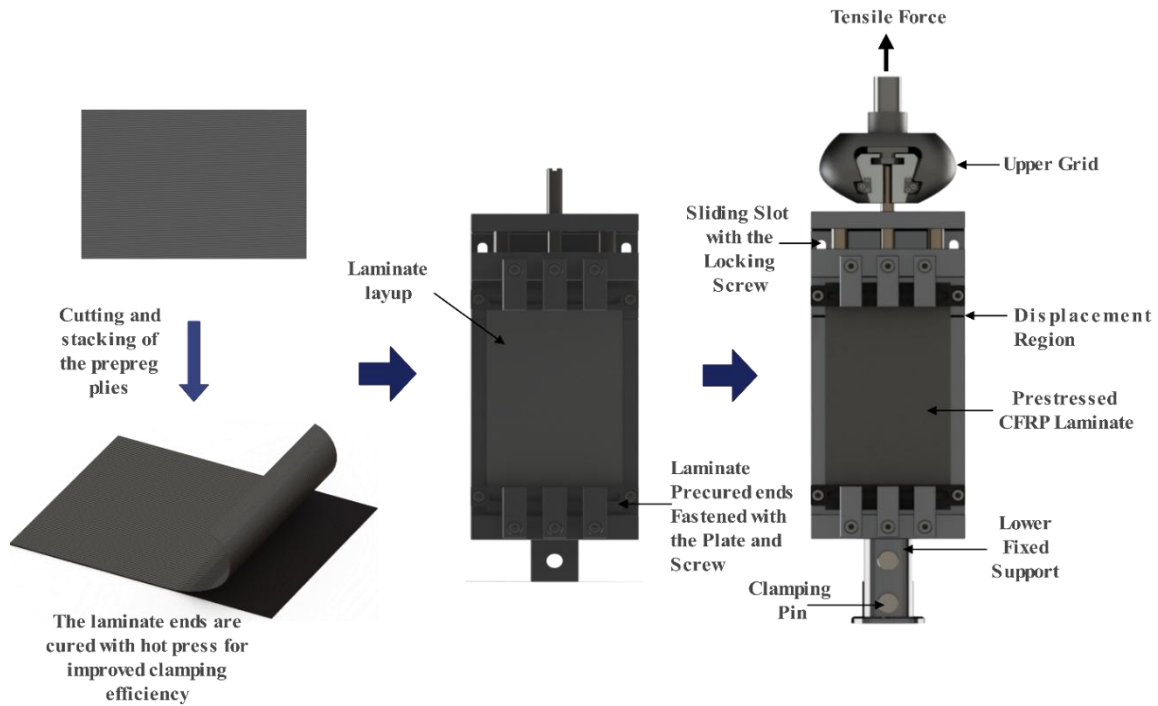


Fig. 1 UD carbon prepreg layup and tensile prestressing of the laminate

Vacuum-assisted oven curing

The CFRP laminates were cured in a temperature chamber (Zwick/Roell, W91255) operating at a temperature range between $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ and $250\text{ }^{\circ}\text{C}$. After preparing the sample for vacuum bagging, the assembly was degassed for 30 minutes by activating the vacuum pump (-0.9 bar) to remove trapped air, volatiles and residual air pockets that can increase the void fraction of the final cured laminate. Then, the degassed assembly was cured in an oven at $140\text{ }^{\circ}\text{C}$ for 90 minutes. The vacuum pressure was kept steady at -0.9 bar for the first 45 min of heating before being gradually released. After curing, the laminate was allowed to cool down for 24 hours. Then, the prestressing jig was disassembled to remove the sample.

Mechanical testing

The flexural and tensile properties of all the prestressed and control samples were determined by conducting tensile and flexural tests according to ISO-527-5 and ISO 14125, respectively. The sample dimension for the flexural test is $125\text{ mm} \times 12\text{ mm} \times 2.5 \pm 0.1\text{ mm}$. The testing was executed at a crosshead speed of 2 mm/min , with a support span of 80 mm . Similarly, the tensile test sample dimension is $200\text{ mm} \times 12\text{ mm} \times 2.5 \pm 0.1\text{ mm}$, and the test was conducted on a universal testing machine (Zwick/Roell, Vibrophore 100) at a 1 mm/min loading rate. In order to prevent any premature failure at the grip zone, the two sides of the sample were supported with end tabs according to the standard.

RESULTS AND DISCUSSION

When subjected to bending loads, the flexural properties provide practical behaviour for prestressed and non-prestressed unidirectional CFRP laminates. Figure 2(a) shows the stress-strain curve of the prestressed and control sample. As can be seen, all the samples exhibit an initial elastic response and a non-linear deformation behaviour that leads to failure.

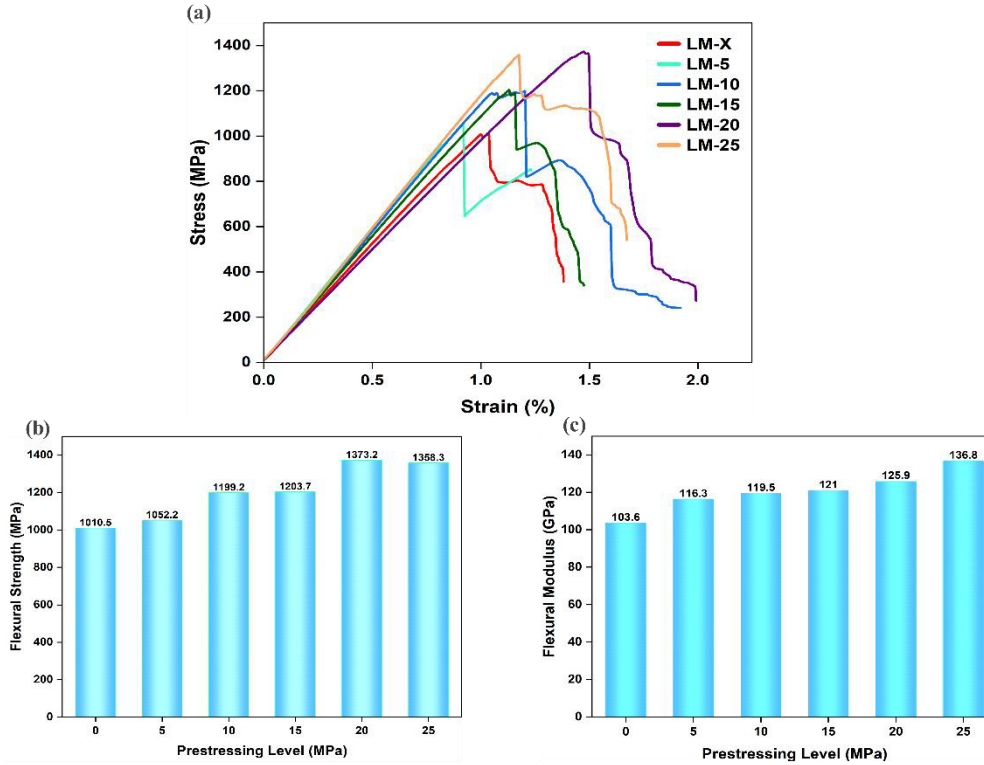


Fig. 2 Flexural characteristics of prestressed unidirectional CFRP laminates (a) stress-strain curve (b) effect of prestressing level on flexural strength (c) effect of flexural modulus on prestressing level

However, the linear portion slope increases with an increase in fibre prestressing levels, which shows an improvement in flexural stiffness. The controlled non-prestressed sample (LM-X) failed at approximately 1010 MPa and 1.15% strain, indicating characteristics of brittle behaviour due to a sharp post-peak stress.

On the other hand, prestressed samples exhibit higher peak stresses (especially LM-15, LM-20, and LM-25) and more gradual post-peak drops, indicating improved damage tolerance and energy absorption before failure. LM-20 exhibited the highest peak stress (1373 MPa), while LM-25 peak stress (1358 MPa) was slightly lesser. Therefore, fibre prestressing plays a significant role in improving the strength and ductility of the laminate.

Furthermore, the effects of prestressing on flexural strength and modulus are shown in Figure 2(a) and (b). As can be seen, the flexural strength increased from 1010.5 MPa for the non-prestressed LM-X (0 MPa) to a maximum of 1373.2 MPa at 20 MPa prestressing level (LM-20). However, a slightly lower strength of 1358.3 MPa was observed at 25 MPa prestressing level (LM-25), which suggests an optimal prestressing level for maximising flexural strength. Similarly, there is a consistent increase in flexural modulus from 103 GPa for LM-X to 136.8 GPa for the LM-25. The continuous improvement in flexural modulus up to 25 MPa and flexural strength up to 20 MPa of the laminate can be described by enhanced fibre alignment and packing, reduced fibre waviness, reduction in void fraction and better stress

transfer. However, the observed strength reduction when prestressed above 20 MPa may be attributable to fibre overstressing, especially during the curing process, which leads to micro-damage.

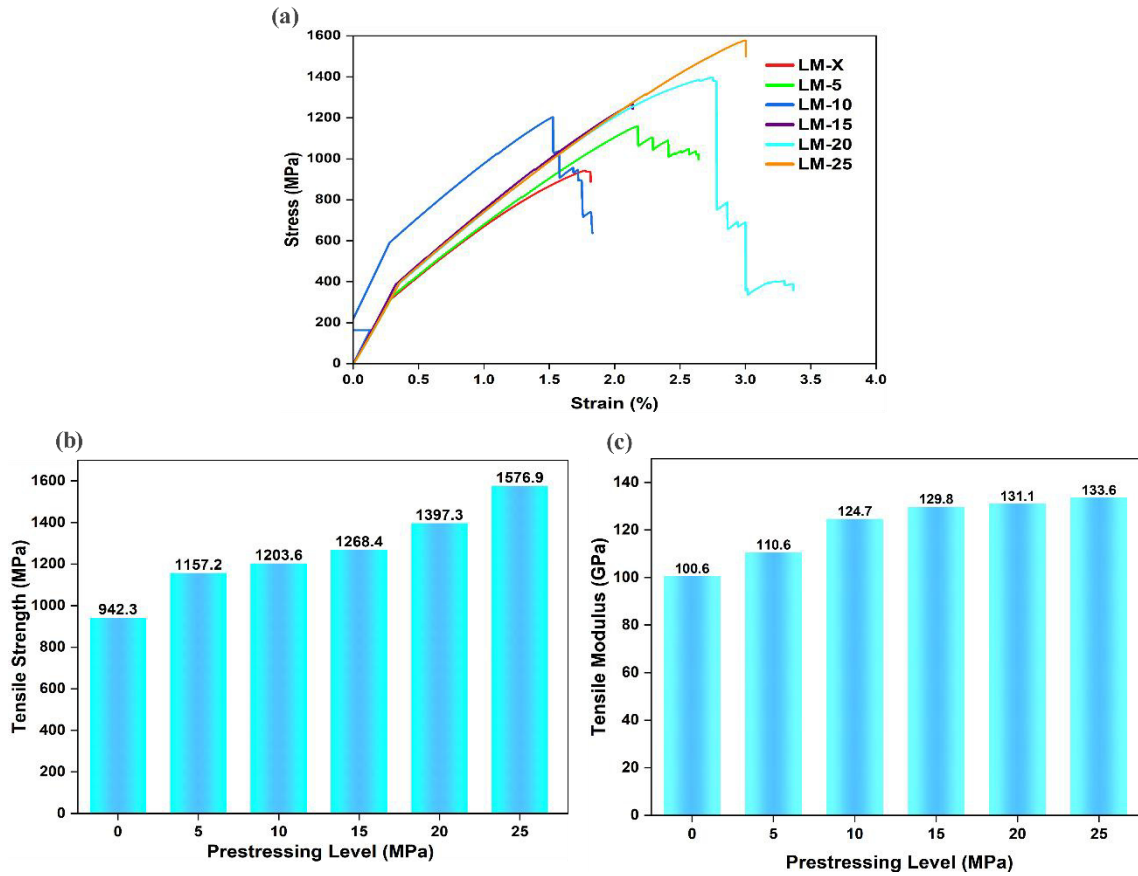


Fig. 3 Tensile properties of prestressed unidirectional CFRP laminates (a) stress-strain curve (b) effect of prestressing level on flexural strength (c) effect of flexural modulus on prestressing level

The tensile stress-strain curves for the prestressed (LM-5 to LM-25) and controlled samples (LM-X) and the influence of different prestressing levels on the mechanical behaviour of the composite samples are presented in Figure 3. Generally, all the samples show a non-linear behaviour followed by a brittle fracture, which is common for fibre-reinforced composite.

However, the testing protocol might have influenced the slight deviation from the linearity observed at the initial loading stage, per the ISO 14125 requirement. The extensometer was removed at a particular strain threshold before proceeding with the remainder of the tensile measurement. Hence, removing the extensometer might have introduced a slight discontinuity or noise in strain measurements. The non-prestressed LM-X sample has the lowest tensile strength of 942.3 MPa and a tensile modulus of 100.6 GPa. Increasing the prestressing level improved the tensile strength and modulus. In particular, the tensile strength reached a maximum value of 1576.9 MPa at 25 MPa prestressing level (LM-25), representing an improvement of approximately 67% compared to the control sample (LM-X). Also, the tensile modulus increased with prestressing from 100.6 GPa for LM-X to 133.6 GPa for LM-25. These modulus increases show that the prestressing enhances fibre alignment and minimises defect propagation under load. Thus, these findings strengthen the earlier flexural property results, demonstrating that prestressing improves the mechanical performance of the fibre-reinforced composite.

CONCLUSION

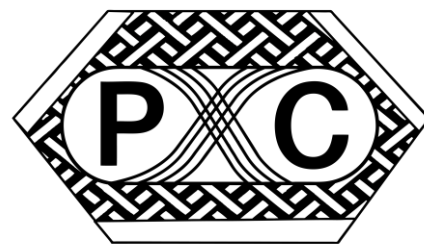
The study investigates the effects of fibre prestressing and prestressing levels of flexural and tensile properties of Unidirectional CFRP laminates. The result demonstrated that fibre prestressing notably improved both flexural and tensile properties. Notably, the flexural strength and modulus enhanced considerably with increasing prestressing levels. Also, the tensile strength and modulus increase steadily with the highest observable prestressing level of 25 MPa. These enhancements are attributed to improved fibre alignment, enhanced load transfer efficiency, and reduced defect propagation under mechanical loading. However, it should be noted that this study focused solely on mechanical performance under static loading conditions. The potential effect of fibre prestressing on long-term stability, fatigue and environmental aging has not been explored and remains an area for further research. Overall, this work underlines the significant potential of controlled prestressing as a straightforward yet highly efficient method for reinforcing composite materials. Further exploration and optimisation of prestressing approaches could extensively widen the application horizons of high-performance composites in structural engineering and advanced manufacturing industries.

REFERENCES

1. Hassan, H. Z., & Saeed, N. M. (2024). Advancements and applications of lightweight structures: a comprehensive review. *Discover Civil Engineering*, 1(1), 47. <https://doi.org/10.1007/s44290-024-00049-z>
2. Islam, M. S., Chang, W., Sha, Z., Wang, J., Wu, S., Rose, L. R. F., Kinloch, A. J., & Wang, C. H. (2023). Mitigating cryogenic microcracking in carbon-fibre reinforced polymer composites using negative thermal-expansion nanoparticles functionalised by a polydopamine coating. *Composites Part B: Engineering*, 257, 110676. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2023.110676>
3. Kakati, S., & Chakraborty, D. (2023). Low velocity impact on fibre metal laminates: A review. *Journal of Composite Materials*, 57(30), 4731–4750. <https://doi.org/10.1177/00219983231212544>
4. Katsiropoulos, C. V, Pappas, P., Koutroumanis, N., Kokkinos, A., & Galiotis, C. (2020). Improving the damping behavior of fiber-reinforced polymer composites with embedded superelastic shape memory alloys (SMA). *Smart Materials and Structures*, 29(2), 025006. <https://doi.org/10.1088/1361-665X/ab6026>
5. Ogunleye, R. O., Rusnáková, S., Javořík, J., Žaludek, M., & Kotlánová, B. (2024). Advanced Sensors and Sensing Systems for Structural Health Monitoring in Aerospace Composites. *Advanced Engineering Materials*, 26(22), 1–27. <https://doi.org/10.1002/adem.202401745>
6. Shah, P., Halls, V., Zheng, J., & Batra, R. (2018). Optimal cure cycle parameters for minimising residual stresses in fiber-reinforced polymer composite laminates. *Journal of Composite Materials*, 52(6), 773–792. <https://doi.org/10.1177/0021998317714317>
7. Zhang, J., Duan, Y., Wang, B., & Zhang, X. (2020). Interfacial enhancement for carbon fibre reinforced electron beam cured polymer composite by microwave irradiation. *Polymer*, 192, 122327. <https://doi.org/10.1016/j.polymer.2020.122327>
8. Zhang, J., Lin, G., Vaidya, U., & Wang, H. (2023). Past, present and future prospective of global carbon fibre composite developments and applications. *Composites Part B: Engineering*, 250, 110463. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2022.110463>

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



COMPOSITE SANDWICH PANELS FOR HIGH BALLISTIC RESISTANCE

KOMPOZITNÍ SENDVIČOVÉ PANELE PRO VYSOKOU BALISTICKOU ODOLNOST

ALEXANDRE PERROT¹, JIŘÍ MAŠEK², PETR HÁLA³,
PŘEMYSL KHEML⁴, RADOSLAV SOVJÁK⁵

Composite sandwich panels for high ballistic resistance made of ultrahigh performance reinforced concrete (UHPFRC), polymeric composite material and elastomer. The synergy between UHPFRC and the added polymeric layers bonded with a high duty epoxy adhesive, gives the concrete a higher ballistic resistance and potentially a higher resistance against blast. Indeed scabbing is observed when a too low thickness of UHPFRC is used for ballistic protection. Upgrading UHPFRC to a sandwich material with the help of a finite element model led to high ballistic resistance e.g. Level FB7 from ČSN 1522/23 with a low UHPFRC thickness. This latter result has been certified by the Military Technical Institute.

KEYWORDS

Sandwich, Elastomer, composite, Ultra-high performance concrete, Ballistic resistance, model.

INTRODUCTION

The present composite sandwich panels are high-performance structures providing different levels of ballistic protection into practice in order to increase the resistance of existing critical infrastructure (CI) and ensure the protection of life and health of people moving around it. An important part of the solution, in addition to achieving ballistic resistance with a lower core thickness (concrete), is also to suppress scabbing (1),(2). The path to solving the project is the development and optimization of a layered panel based on an ultrahigh performance reinforced concrete (UHPFRC) core, an epoxy composite panels, and an elastomer top layer protecting against the effects of gunfire and blast (3). This manuscript focuses on intermediate to high ballistic protection i.e. classes FB5 to FB7 according to ČSN 1522/23 and STANAG 2280 level A4. Materials characteristics are described, as well as the finite element model used

¹ Ing. **Alexandre Perrot**, Department of Polymers, Alkyds, Branched Structures and Paints, Synpo a.s. S. K. Neumann 1316, Pardubice 532 07, Czech Republic. Email: alexandre.perrot@synpo.cz.

² Ing. **Jiří Mašek**, Section of development, Spolek pro chemickou a hutní výrobu. Revoluční 1930/86, 400 01 Ústí nad Labem-město, Czech Republic. Email: masek@spolchemie.cz.

³ Ing. **Petr Hála**, Ph.D., Experimental Centre, Faculty of Civil Engineering, Czech Technical University in Prague, Thákurova 7, 166 29 Prague 6, Czech Republic. Email: petr.hala@fsv.cvut.cz.

⁴ Ing. **Přemysl Kheml**, Experimental Centre, Faculty of Civil Engineering, Czech Technical University in Prague, Thákurova 7, 166 29 Prague 6, Czech Republic. Email: premysl.kheml@fsv.cvut.cz.

⁵ Prof. Ing. Bc. **Radoslav Sovják**, PhD., LL.M. Experimental Centre, Faculty of Civil Engineering, Czech Technical University in Prague, Thákurova 7, 166 29 Prague 6, Czech Republic. Email: radoslav.sovjak@cvut.cz

to predict the ballistic behavior (for FB5-FB7) and finally the results of ballistic tests are presented.

MATERIAL CHARACTERISTICS

The sandwich model structure is described in Fig. 1, specific designs for each ballistic resistance class are detailed in Tab. 1, materials structure and properties are presented in Tab. 2, Tab. 3, Tab. 4.

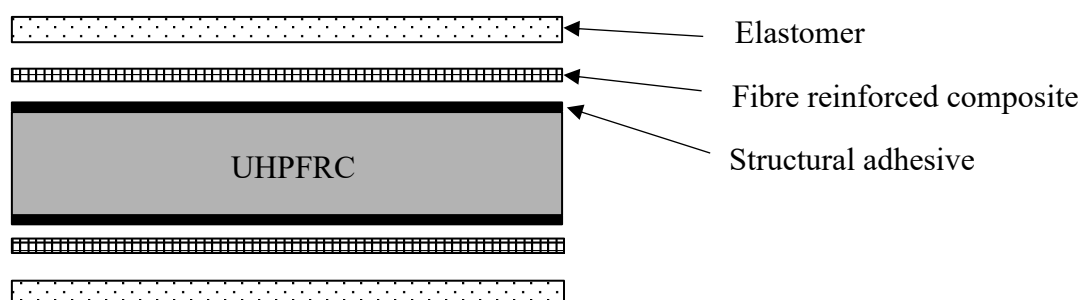


Fig. 1 Profile of the sandwich material model (4)

Tab. 1 Sandwich designs according to ballistic resistance levels

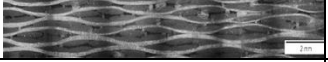
Ballistic resistance levels	FB5	FB6	FB7	STANAG 2280 A4
Fibre reinforced Composite	5 mm Epoxy glass FVC ⁽¹⁾ 44%	5 mm Epoxy glass FVC 42%	5 mm Epoxy aramide FVC 42%	5 mm Epoxy aramide FVC 42%
	Composite matrix CHS Epoxy 582 + Telalit 0542	Composite matrix CHS Epoxy 582 + Telalit 0542	Composite matrix CHS Epoxy 582 + Telalit 0542	Composite matrix CHS Epoxy 582 + Telalit 0542
	Fiber Glass - InterGlass, twill 2/2, 280 g/m ² , 13 layers	Fiber Glass - InterGlass, twill 2/2, 280 g/m ² , 13 layers	Fiber Aramide twill “282” 2/2, 173 g/m ² , 12 layers	Fiber Aramide twill “282” 2/2, 173 g/m ² , 12 layers
Elastomer	5 mm elastomer 9s-PU-30			
Adhesive	Veropal FH (structural epoxy adhesive)			

(1) Fiber volume content

Tab. 2 Structural adhesive properties

DMA, T_g [°C]	56
Shear strength (ČSN EN 1465)	20,2 ± 1,7 MPa
Tensile strength (ASTM 1708)	39,1 MPa
Strain at break (ASTM 1708)	1,5 %

Tab. 3 Composite panel properties

Analysis		Standard	Epoxy-aramide 3 mm	Epoxy-glass 3 mm
DMA ⁽¹⁾ , T_g [°C]		AITM 1-0003	70	71
FVC measured. [%]		EN 2564	$44,2 \pm 2,3$	$42,7 \pm 1,3$
Porosity [%]		EN 2564	$8,4 \pm 0,4$	$1,2 \pm 0,6$
Microscopy		-		
Tensile properties	Thickness [mm]	ISO 527-4	$3,39 \pm 0,06$	$3,46 \pm 0,11$
	CPT ⁽²⁾ [mm]		$0,282 \pm 0,005$	$0,266 \pm 0,007$
	0° E modulus [GPa]		$28,22 \pm 3,14$	$20,7 \pm 0,6$
	0° Strength [MPa]		546 ± 8	$472 \pm 26,8$
	0° Strain at break [%]		$2,40 \pm 0,21$	$2,8 \pm 0,2$
	Failure type		LAT/LGM ⁽⁴⁾	LAT/LGM
ILSS ⁽³⁾	Thickness [mm]	ISO 14130	$3,28 \pm 0,05$	$3,33 \pm 0,12$
	CPT [mm]		$0,273 \pm 0,004$	$0,256 \pm 0,008$
	ILSS ⁽³⁾ [MPa]		$32,8 \pm 0,5$	$39,1 \pm 1,5$
	Failure type		Plastic shear (not valid)	Multiple shear
Flexural properties	Thickness [mm]	ISO 14125	$3,35 \pm 0,03$	$3,36 \pm 0,13$
	CPT [mm]		$0,279 \pm 0,003$	$0,258 \pm 0,008$
	modulus [GPa]		$21,8 \pm 1,2$	$22,7 \pm 1,0$
	Flexural [MPa]		354 ± 7	531 ± 34
	Strain at break [%]		$5,3 \pm 0,8$	$2,7 \pm 0,1$

(1) Dynamic mechanical analysis; (2) Cured ply thickness; (3) Interlaminar shear strength;
(4) Smooth failure between the middle of the gage and the upper grip

Tab. 4 Elastomer properties

Tensile properties (ASTM 1708) 100 mm/min; 23 °C	Strength [MPa]	$3,16 \pm 0,17$
	Strain at break [%]	124 ± 5
Tear resistance (ISO 34-1)	Strength A [kN/m]	$2,0 \pm 0,1$
	Median peak [N]	$5,09 \pm 0,64$
Flame resistance (UL 94)	Classification (Horizontal)	HB

NUMERICAL MODEL

Modeling

A special 3D geometry and finite element mesh were created for each projectile. At the same time, material models were defined for individual layers of the sandwich composite, including a high-quality fiber-reinforced composite, elastomer, epoxy composite with aramid and epoxy composite with glass fabric. The constructed numerical models were used to validate the measured data, the design of individual layers of the sandwich composite and the entire stack. Numerical models of the .357 Magnum, .44 Remington Magnum, 5.56×45 and 7.62×51 projectiles were created in order to simulate the test conditions for ballistic resistance classes FB5, FB6 and FB7 according to ČSN EN 1522. To validate the numerical model, a model of the 7.62×39 projectile was also created, which appears in the Czech standard ČSN 39 5360. The latter standard is a Czech adaptation of the EN 1522 standard, which also takes into account the calibers used in the Czech Republic and other countries, and which were in the armament of the Warsaw Pact. For the 7.62×39 projectile, the standard specifies an impact velocity of 710 ± 10 m/s. A modified version of the Johnson-Cook constitutive relation was used to describe the behavior of the materials from which the projectiles are made. The parameters defined by the research team Børvik et al. were used in the simulations (5).

Resistance level FB5

According to ČSN EN 1522, the initial velocity of the 5.56×45 projectile was set to 950 m/s. Fig. 2 shows the numerical model at 0,2 ms after the projectile impact. The result shows that the projectile perforates the front additional layers and perforates the concrete core with an increased thickness of 40 mm approximately halfway. However, the detachment of concrete fragments from the back side of the core is unlikely, since no damage to the back additional layers is observed and their detachment from the back side of the concrete core is minimal and practically negligible.

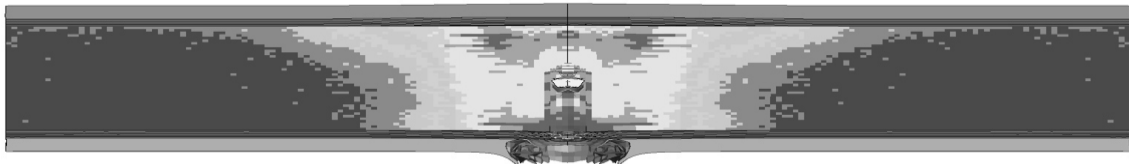


Fig. 2 Graphical representation of damage generated in the composite sandwich composite after impact with a 5.56×45 (FB5) projectile

Resistance level FB6

To be classified in FB6 resistance class, the structure must withstand the impact of both 5.56×45 projectile (already simulated in the FB5 part) and a 7.62×51 projectile with a soft lead core. According to ČSN EN 1522, the initial velocity of the 7.62×51 projectile with a soft lead core was set to 830 m/s. Fig. 3 shows the numerical model at a time of 0,3 ms after the impact of the projectile. Since the design of the sandwich structure with a 40 mm concrete core was found to be extremely limiting, the response of the sandwich structure with a 50 mm concrete core was also simulated. The projectile perforated the front additional layers and penetrated approximately half of the concrete core. The projectile was not completely destroyed during penetration and part of it remained embedded in the concrete core. Material damage is observed on the back of the concrete core, which could result in the formation of a back crater and the generation of secondary fragments in the absence of the back additional layers.

However, the back additional layers of elastomer and epoxy composite do not show any damage and their detachment from the concrete core is minimal.

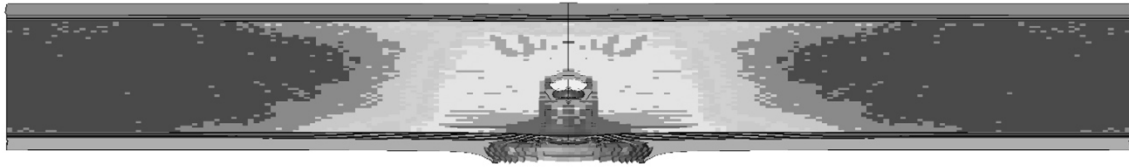


Fig. 3 Graphical representation of damage generated in the composite sandwich composite after impact with a 7.62×51 soft-core projectile (FB6)

Resistance level FB7

According to ČSN EN 1522, the initial velocity of the 7.62×51 projectile with a hard steel core was set at 820 m/s. Fig. 4 shows the numerical model at 0,2 ms after the projectile impact. The projectile remained embedded in the 50 mm concrete core after perforation of the front additional layers. The rear additional layers remained undamaged. According to the model, there was only minimal separation of the glass-epoxy composite layer from the concrete core. The concrete core was destroyed throughout its thickness. However, the rear additional layers should hold the resulting concrete fragments together and prevent the formation of rear secondary fragments.

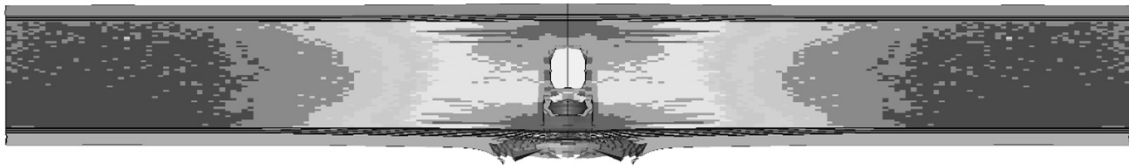


Fig. 4 Graphical representation of damage generated in the composite sandwich composite after impact with a 7.62×51 hard core projectile (FB7)

BALLISTIC VALIDATION TESTS

Verification testing to determine the final composition of the sandwich for final certification to higher standard categories has been performed at the Military Technical Institute (VTÚVM). The final composition of the sandwich panels for certification tests was determined.

- EN 1522 FB5 (NS): PUR5-EG3-HPC4 structure (40 mm concrete, covered on both sides with 3 mm epoxy glass composite and 5 mm elastomer facing layers)
- EN 1522 FB6 (NS): PUR5-EG5-HPC6 structure (60 mm concrete, covered on both sides with 5 mm epoxy glass composite and 5 mm elastomer facing layers)
- EN 1522 FB7 (NS): PUR5-EA5-HPC7 structure (70 mm concrete, covered on both sides with 5 mm epoxy aramid composite and 5 mm elastomer facing layers)



Fig. 5 Rear side of panels after tests

•STANAG 2280 Level A4: PUR5-EA5-HPC17 structure (170 mm concrete, covered on both sides with epoxy aramid composite and 5 mm elastomer facing layers) composite 5 mm and elastomer 5 mm). This results has not been modelized.

For all FBX samples, the model overestimate the panels ballistic resistance of panels. In addition To reach the level FB-7 aramide composite panels had to be used. These discrepancies could be induces by several factors: UHPRFC homogeneity and quality, adhesion layer quality and model accuracy (material characterization).

CONCLUSION

Successful certification tests were conducted at the VTÚVM for resistance classes FB5–FB7 (NS) according to the ČSN EN 1522/1523 standards and STANAG 2280 level A4. According to the results, a structure based on a high-strength concrete core (UHPFRC) with a thickness of 4–7 cm reinforced with epoxy-aramid cladding with a thickness of min. 5 mm is considered satisfactory. For resistance levels FB5 or FB6, respectively, assemblies reinforced with glass-epoxy cladding of the same thickness also met the requirements. The function of splinter capture is clearly performed by the elastomer layers. Results of ballistic certification showed discrepancies compared to the model, a summary of results is presented below:

Ballistic resistance level	FB5		FB6		FB7	
	Model	Test	Model	Test	Model	Test
Elastomer front layer	5 mm	5 mm	5 mm	5 mm	5 mm	5 mm
Epoxy composite front layer	3 mm	5 mm	3 mm	5 mm	3 mm	5 mm
Concrete core	40 mm	40 mm	50 mm	50 mm	50 mm	70 mm
Epoxy composite back layer	3 mm	5 mm	3 mm	5 mm	3 mm	5 mm
Elastomer back layer	5 mm	5 mm	5 mm	5 mm	5 mm	5 mm

ACKNOWLEDGMENT

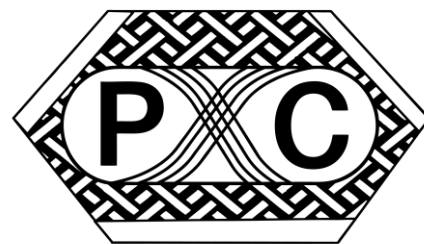
This work has been supported the Technological Agency of Czech Republic (TAČR) within the project program TREND3, number FW03010141.

LITERATURE

1. HÁLA, Petr; PERROT, Alexandre; VACKOVÁ, Barbora; KHEML, Přemysl a SOVJÁK, Radoslav. Experimental and numerical study on ballistic resistance of polyurethane-coated thin HPFRC plate. 2023, Online. *Materials Today: Proceedings.*, 93, s. 607-613.
2. Nicolaides D. et al. Development of a new Ultra High Performance Fiber Reinforced Cementitious Composite (UHPFRCC) for impact and blast protection of structures, 2015. *Constr. Build. Mater.*, 667-674.
3. Sovják R. et al. Resistance of slim UHPFRC targets to projectile impact using in-service bullets. 2015, *Int. J. Impact Eng.*, Tom 76, 166-177.
4. PERROT, Alexandre; BUBNOVÁ, Barbora; MAŠEK, Jiří; HÁLA, Petr; KHEML, Přemysl et al. New generation sandwich panel for ballistic resistance FB1-FB4. In: *Polymer Composites 2023 – Mezinárodní konference o vyztužených plastech*. Tábor, 2023, s. 40-45.
5. Børvik, T., Dey, S., & Clausen, A. H.. Perforation resistance of five different high-strength steel plates subjected to small-arms projectiles. *International Journal of Impact Engineering*, 2009, 36(7), 948-964.

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



CREATION AND VERIFICATION OF MATERIAL MODELS OF COMPOSITE PLATES AND THEIR USE IN THE CAFICO PROJECT

TVORBA A VERIFIKACE MATERIÁLOVÝCH MODELŮ KOMPOZITNÍCH DESEK A JEJICH VYUŽITÍ V PROJEKTU CAFICO

ANTONÍN POTĚŠIL¹, JOSEF VEČERNÍK², PETR HORNÍK³, LADISLAV ŠEVČÍK⁴

Abstract: The creation and verification of material models of composite structures are a prerequisite for the successful development and subsequent production of products in any industry. Current developments, including innovations, cannot do without the deployment of CAE simulation methods and technologies. However, their use is based on the knowledge and experience of the research team, including respect for the results of physical experiments, without which correct product development cannot be achieved. This paper presents the collaboration of the members of the research team involved in the TAČR project TM03000010 (acronym CAFICO).

Abstract: Tvorba a verifikace materiálových modelů kompozitních struktur jsou předpokladem pro úspěšný vývoj a posléze i výrobu produktů v jakémkoliv odvětví průmyslu. Současný vývoj včetně inovací se neobejde bez nasazení CAE simulačních metod a technologií. Jejich využívání však vychází ze znalostí a zkušeností řešitelského týmu, včetně respektování výsledků fyzikálních experimentů, bez kterých se korektní vývoj produktů neobejde. Předkládaný příspěvek prezentuje spolupráci členů týmu řešitelů zapojených do projektu TAČR TM03000010 (akronym CAFICO).

KEY WORDS

Polymer composite structures, material models, CAE numerical simulations.

INTRODUCTION

One of the objectives of the CAFICO project was to develop a composite material primarily intended as a partial alternative structural material for the production of a lightweight multifunctional electric battery box, e.g. also for electric vehicles. The proposed composite structure consists of a modified epoxy matrix and reinforced carbon multifilaments with a suitably activated surface filled with conductive graphene-based carbon particles and expanded graphite of optimized size and concentration. The paper presents experimental testing of the new composite material in the form of plates and the development of a material model for CAE simulations and analysis of the lightweight electric battery shell.

¹ doc. Ing. **Antonín Potěšil**, CSc., LENAM, s.r.o., Husova 825/40, Liberec 1, Czech Republic. Tel: +420602174470. Email: a.potesil@lenam.cz.

² Ing. **Josef Večerník**, CSc., Večerník s.r.o., Alšovice 54, Pěnčín, Czech Republic, Tel: +420603886979. Email: JVecernik@seznam.cz

³ Ing. **Petr Horník**, Ph.D., LENAM, s.r.o., Tel: +420601563154. Email: p.hornik@lenam.cz.

⁴ prof. Ing. **Ladislav Ševčík**, CSc., TU Liberec, Tel: +420602129676. Email: ladislav.sevcik@tul.cz.

1. Preparation and characterisation of multifunctional layered composite materials

Based on the implementation of extensive experiments in the production and testing of an optimized new composite material intended primarily as a structural material for the creation of a lightweight multifunctional shell, the CAFICO project has found an efficient way of laboratory preparation of sandwich composites using a special epoxy resin precursor and an optimized curing catalyst. The simplicity and speed of sandwich formation, together with the material and instrumentation friendliness, guarantee the cost-effectiveness of the process. The resulting product is chemically resistant to common organic solvents and inorganic bases and acids. The catalytic homo-polymerization of the epoxy in the presence of KSCN is sufficient over a wide temperature range. The resulting layered composite material has extremely high electromagnetic shielding [1], [2], [3], [4].

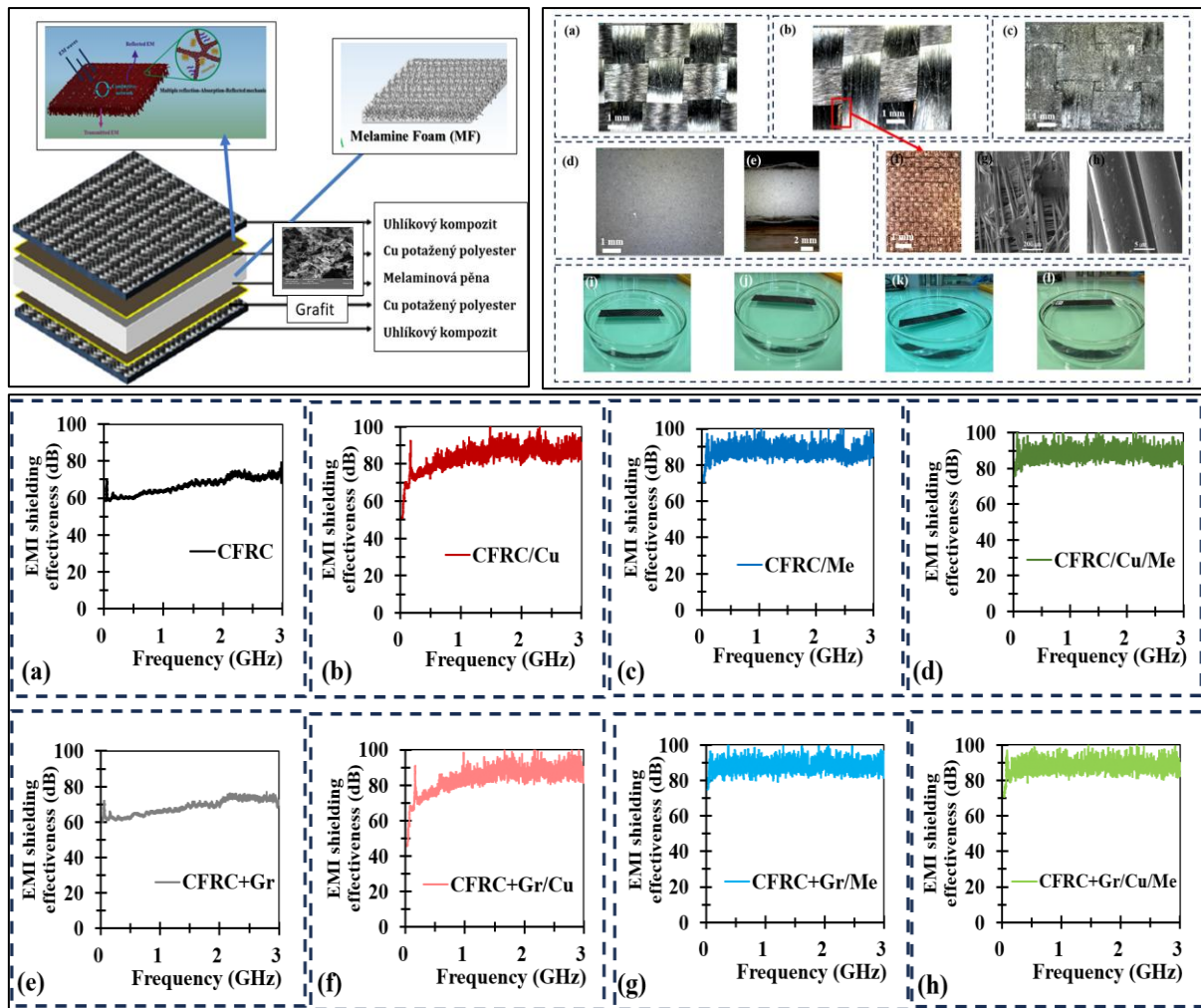


Fig. 1 Demonstrations of the development of multifunctional layered composite materials: EMI shielding measurements of sandwich structures: (a) CFRC (b) CFRC/Cu (c) CFRC/Me (d) CFRC/Cu/Me (e) CFRC+Gr (f) CFRC+Gr/Cu (g) CFRC+Gr/Me (h) CFRC+Gr/Cu/Me

2. Visualization and evaluation of fibrous composite structures with carbon reinforcements and matrix filled with carbon-based conductive particles

Within the wide range of experimental activities carried out during the CAFICO project, the evaluation of continuously laboratory manufactured composite structures was carried out in terms of the creation of micro mechanical material models specifically designed for the needs of CAE numerical simulations with FEM tools such as ANSYS, ABAQUS, MSC.sw, PAMCRASH, DIGIMAT, etc. The experimental work was focused on the identification of the thermal properties of the developed composite structures as well as on the identification of their mechanical properties, in terms of their response to static and dynamic loads in the temperature range of 23 to 120°C. For this purpose, the Dynamic Mechanical Analyzer "DMA Q800" (TA Instruments) was used. Electron (TESCAN VEGA 3) and tomographic (Skyscan 1272) image analysis methods were used for dimensional identification of the composite structures.

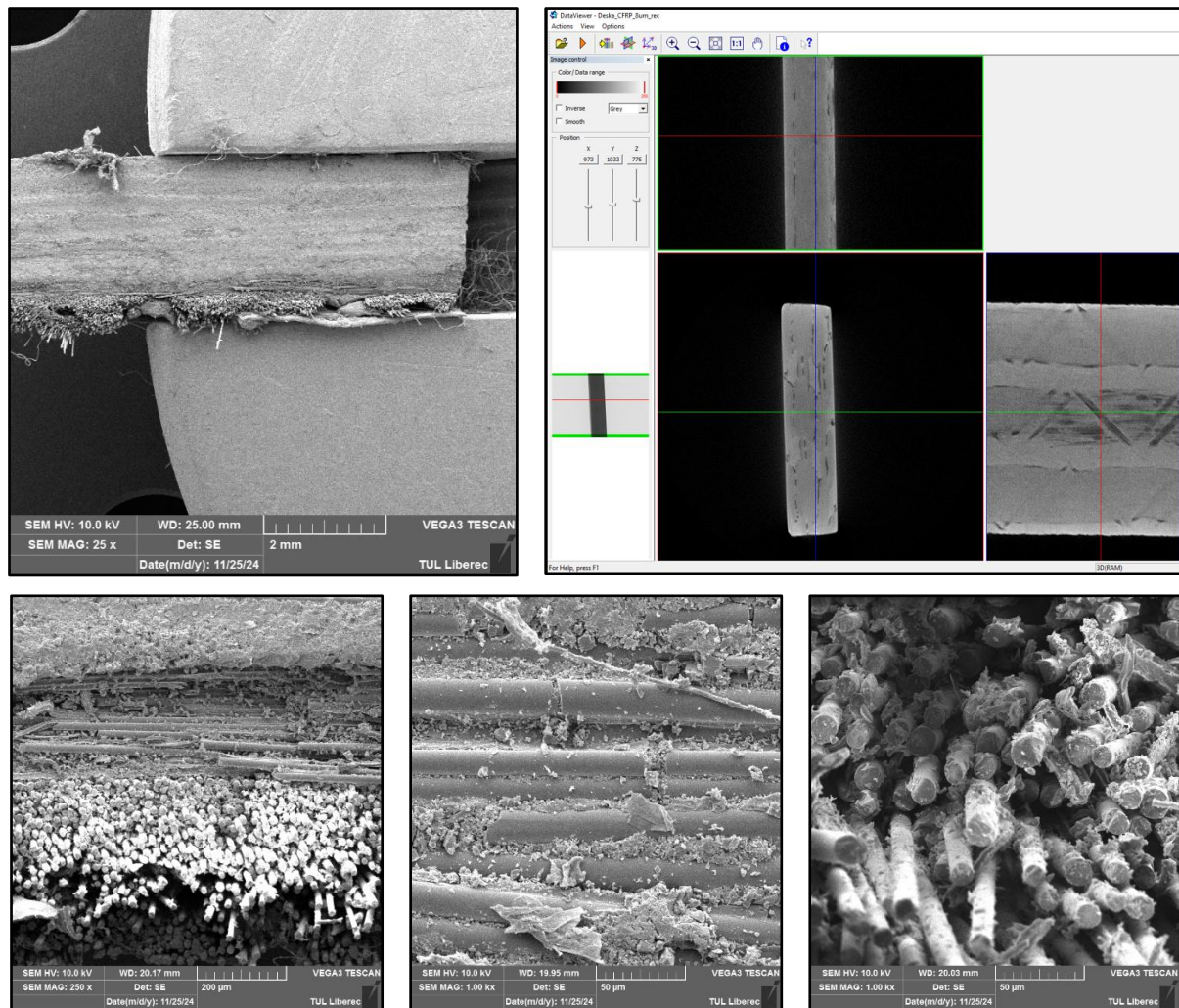
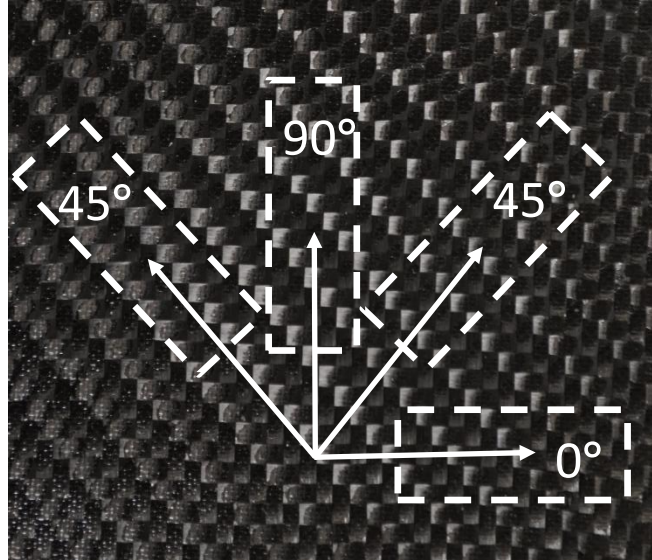
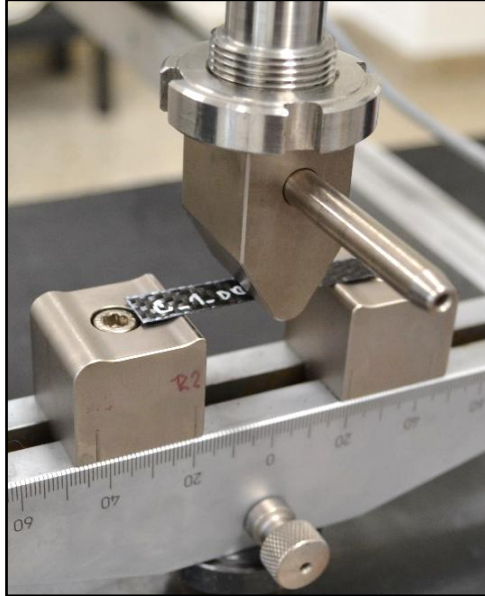


Fig. 2 Monitoring and visualization of electron and tomographic sections on samples of composite plate structures received from foreign project partner Zhejiang NMG Composites Co., Ltd.

The obtained results of the dimensional analyses were used in the development of a material model of the composite structure consisting of an epoxy matrix and carbon multifilaments in the context of experimental tests and numerical FEM analyses, which were focused on the qualified estimation of the bending stiffness and strength of the composite structure.

3. Bending tests of composite material structures

Bending tests of the specimens according to ASTM D 2344 were used to test the stiffness and strength properties of the fabricated composite plates. The specimens were taken in 0°, 45°N, 45°P, 90° orientations. The flexural moduli and strengths were evaluated and statistically processed.



E [MPa]	0°	45°P	45°N	90°
AVG	27 026	9 990	10 014	24 748
STD	1 759	1 087	1 065	2 227
Minimum	24 851	9 147	8 794	22 861
Maximum	28 886	11 842	11 069	28 158

σ_{MAX} [MPa]	0°	45°P	45°N	90°
AVG	188	120	122	210
STD	7.9	11.6	7.3	21.7
Minimum	179	109	114	188
Maximum	199	139	128	244

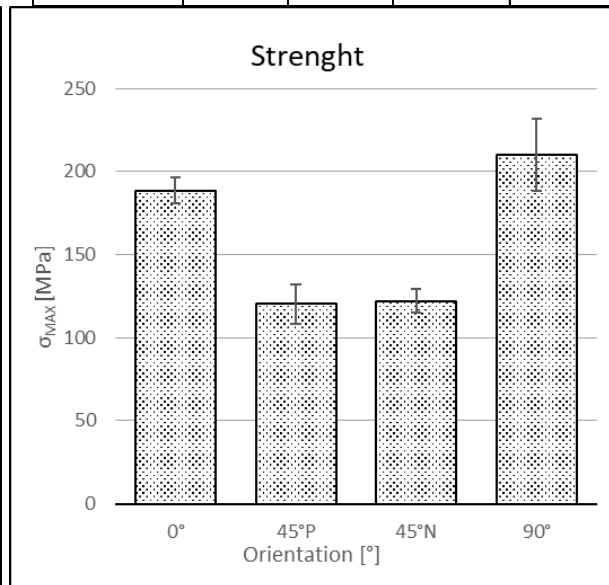
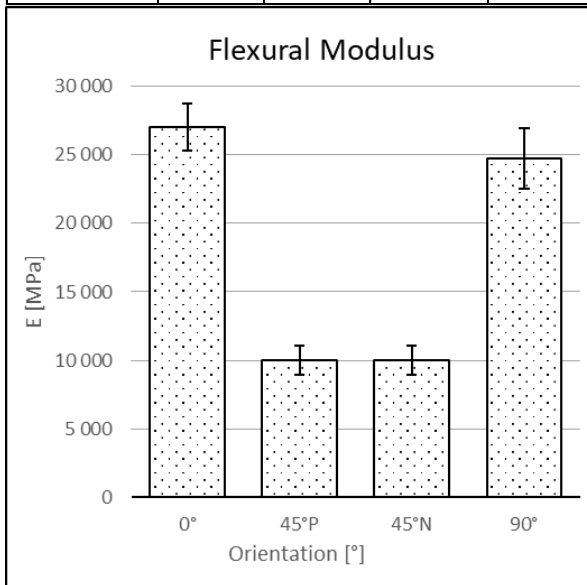


Fig. 3 Demonstration of the implementation and processing of bending tests according to ASTM D 2344

4. Creation of material models of composite plate structures for FEM simulations and their verification

The general basis for the creation of material models of composite structures for the assumed CAE simulations is the knowledge of their topological structure, physical properties of individual material components including the response of the composite structure to load excitations, or to the assumed or estimated operating conditions of the final product containing the composite structure.

An integral part of the creation of material models of composite structures, in this case especially for mechanical loading, is a wider awareness of methods of homogenization of composite structures that use the so-called RVE methodology, i.e. determination of the parameters of the Representative Volume Element in the form of engineering constants or stiffness matrices. These methods are available for use in finite element method sw tools.

Verification of material models of composite structures was carried out during the project using FEM models of bending tests presented in Chapter 3, in which homogenization RVE algorithms were used.

EX	EY	EZ	GXY	GYZ	GXZ	PoisonXY	PoisonYZ	PoisonXZ
MPa	MPa	MPa	MPa	MPa	MPa	1	1	1
27 000	26 999	4 568	1 997	1 217	1 217	0,09	0,39	0,39

Fig. 4 Example values of engineering constants used in FEM analyses

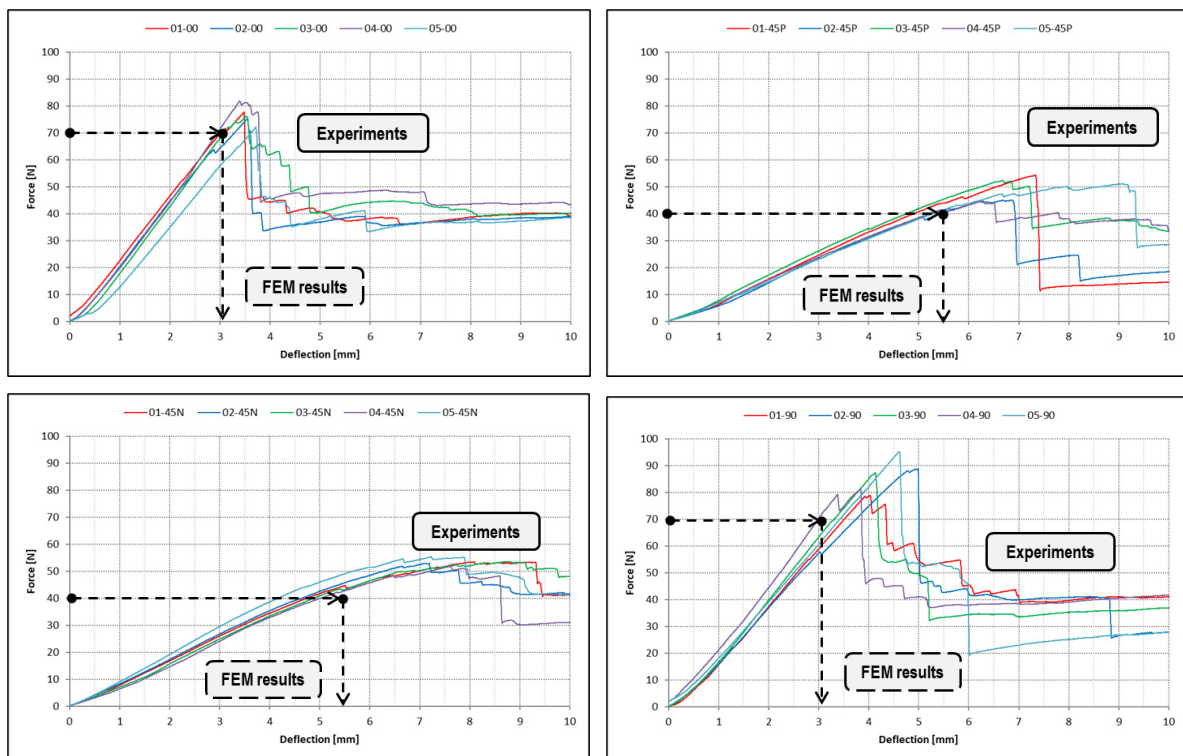


Fig. 5 Comparison of measured beam deflections "Experiment vs. FEM analysis"

The above comparison shows that the material models of composite plate structures determined by these procedures are useful for predictive CAE simulations and calculations of proposed structures in which polymer composite plates are applied.

5. Multifunctional lightweight battery box - product of the CAFICO project

In the last year of the project (2024), the development of a multifunctional lightweight box for electric batteries was completed. The result is the design of a unique new cooling and heating system using multifunctional layered composite material structures that have significant electromagnetic shielding. A functional sample of the box is protected by a utility model [5].

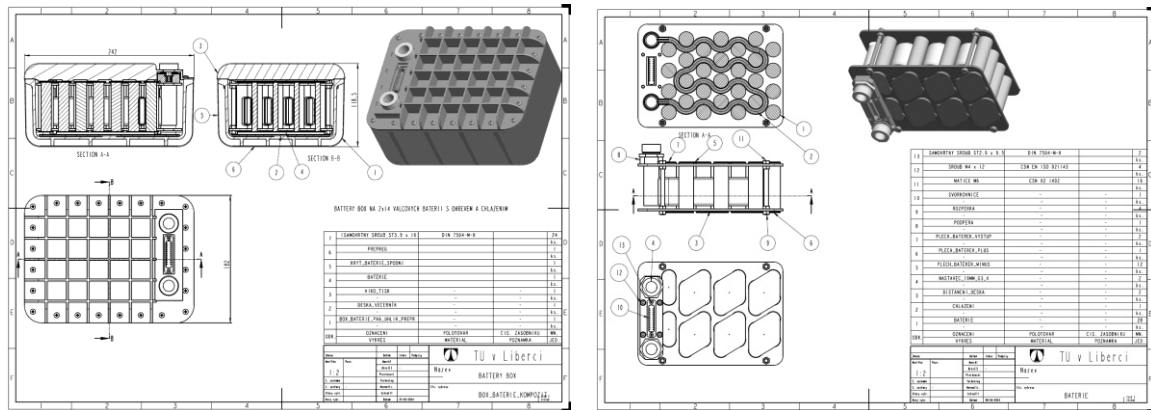


Fig. 6 Construction diagram of a lightweight box for electric batteries

CONCLUSION

The methodological procedures used allowed to verify the correctness of the determination of material parameters of composite plates used in CAE/FEM thermal-structural simulations of the battery box structural assembly.

With the support of CAE modelling and FE simulations of physical experiments, realistic behaviour of polymer composite materials in their response modes to service loads can be competently estimated.

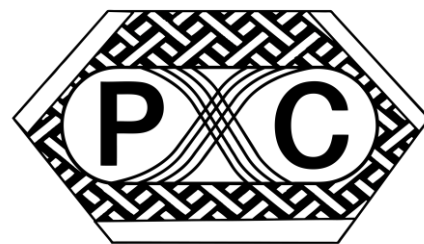
A partial selection of the above-mentioned project activities was implemented within the TAČR project TM03000010 in the period 2022-2024.

LITERATURE

1. Hu S;Wang D; Večerník J; Křemenáková D; Militký J: Electromagnetic Interference (EMI) Shielding and Thermal Management of Sandwich-Structured Carbon Fiber-Reinforced Composite (CFRC) for Electric Vehicle Battery Casings. *Polymers* 2024, 16, 2291. <https://doi.org/10.3390/polym16162291>.
2. Hu S;Wang D; Večerník J; Křemenáková D; Militký J., Novotná J.: Impact of different matrix systems on mechanical, thermal and electrical properties of carbon fiber reinforced epoxy resin matrix composites. *Polymer Composites*. 2024; 1–13. [wileyonlinelibrary.com/journal/pc](https://doi.org/10.1002/pc.28632). <https://doi.org/10.1002/pc.28632>.
3. Hu S;Wang D; Večerník J; Křemenáková D; Militký J., Petrů M.: Sandwich structured carbon fiber composites with enhanced EMI shielding performance. 62nd International Conference of Machine Design Departments (ICMD 2022), Atlantis Highlights in Engineering 28. https://doi.org/10.2991/978-94-6463-423-5_34.
4. Utility model number 38059 CZ: A composite material for resistance heating and a system for resistance heating with at least one heating element based on the composite material. Registered: 13.08.2024.
5. Utility model number 38072 CZ: A battery, especially a battery for an electric vehicle. Registered: 20.08.2024.

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



SAERTEX CONTRIBUTION FOR THE SUSTAINABILITY OF THE COMPOSITE INDUSTRY

MAREK ŠČERBA¹

Saertex develop in the recent time following products, that are improving the impact of the production of composite parts on the nature environment, human health, working environment and parallelly can improve productivity and different production parameters.

KEY WORDS

Composites, flax, sustainability, non-crimp fabrics, resin flow.

INTRODUCTION

We at SAERTEX are one of the world's leading manufacturers of textile reinforcements made of carbon, glass, aramid and natural fibers for lightweight construction. Our Non-Crimp fabrics (NCF) are used in the production of structural components such as rotor blades for wind turbines, aircraft wings, boat hulls or load-bearing components in buses, trains, automobiles and more.

SAERTEX specialists work hand-in-hand with the customers to ensure they get the advanced material that precisely matches their ideas. No matter if they want to drive the energy transition, scale-up e-mobility, or boost the weight-performance ratio of their composite components. And this directly on site at 14 locations on 5 continents.

Beside the standard product range (glass- and carbon non-crimp /multiaxial/ fabrics), Saertex is developing also reinforcements and other fabrics for different processes for composite production, that are additionally helping to improve the working environment and also contribute to the sustainability of the composite parts produced from our materials.

There are 3 articles fulfilling this criteria:

SAERFIX

- sustainable for the environment and your team
- no environmental pollution, no aerosols, no strong odor, no solvent
- the new SAERfix is classified as not hazardous to water.

¹ Ing. **Marek Ščerba**, SAERTEX GmbH & Co. KG, Brochterbecker Damm 52, 48369 Saerbeck, Germany.
Tel.: +420 724 341 585. Email: m.scerba@saertex.com.

NEW SAERCORE

- 100 % recycled core material
- potentially recyclable
- the next step towards a sustainable product range through
- resource-savings

FLAX MULTIAXIALS

- increasing pressure from governments such as EU with ambitious plan for CO2 neutrality in 2050
- end consumer pressure for products (e.g., marine, ski, transportation) with lower CO2 impact
- flax has a lower CO2 impact for cultivation and production than glass
- the larger benefit occurs when considering the end life of composite part (complete life cycle assessment LCA)
- recyclable in combination with bio-degradable resins

Other benefits and features

SAERFIX

- 50% time-savings in comparison to spray

Self-adhesive NCFs! Get started right away with reinforcing materials equipped with SAERfix as there is no time wasted spraying adhesives.

- 10x longer hold, 2-times longer resistance to osmosis

New adhesive formula for easier draping and up to 10-times longer hold. 2-times longer resistance to osmosis.

- Reproducible quality

Uniformly applied adhesive quantities and no influence on the mechanic properties of the laminate. The fabric is repositionable.

- Compatible with all common resin systems

The new SAERfix works with Polyester, Vinylester and Epoxy resins. No double storage and no risk of confusion.

SAERCORE RC

- IMPROVED EFFICIENCY

- 15 to 50 % faster resin flow and accept filled resins
- it provides an optimized resin flow zone, allowing the resin to cross few meters in a couple of minutes
- ideal when resin injection has to be done particularly quickly!

– INCREASED PRODUCTIVITY

- easier drapability and lower friction while closing molds
- rapid wet-out and homogeneous impregnation in RTM and RTM Light processes
- easy to work with and higher operator comfort

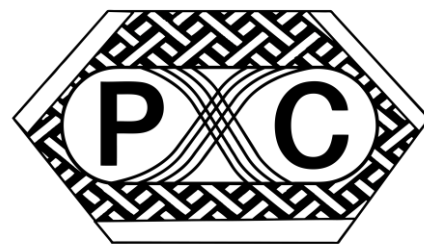
→ Achieving all these improvements at no additional cost

FLAX MULTIAXIAL FABRICS

- Density low 1.5 g/cm³ compared to glass 2.54 g/cm³
- No sizing on flax roving = compatible with PES, VE and EP
- Secured sourcing and supply – cooperation with biggest Flax supplier Terre de Lin securs volume for STX applications // Constant roving quality // local sourcing // no water addition for cultivation
- Unique SAERTEX solution – good product drapability perfect handling behavior in complex shapes // No twist roving or perfect impregnation // Standard range of flax NCF and availability of combination with glass or carbon // Competitive solution
- Part finish – natural looking of finished part // Easy resin impregnation without porosity // Reduced print-through against Glass fabrics
- Mechanical properties – multicompatible with standard resins, recyclable epoxy, acrylique and thermoplastic // Good and reproducible mechanical properties // damping properties provide more comfort in boats, transport vehicles and ski

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



INITIAL RESEARCH ON THE MACHINABILITY OF BIOCOMPOSITE MATERIALS PRODUCED BY THE SMC METHOD

PRŮVODNÍ VÝZKUM OBROBITELNOSTI BIOKOMPOZITNÍCH MATERIÁLŮ VYROBENÝCH METODOU SMC

MARTIN VÁŇA¹

Biocomposite products have been increasingly used in a wide range of industries in recent years. Biocomposite materials, for example with flax or hemp fibers, are characterized by their ability to dampen sound. This makes them an excellent material for use in interior panels of vehicles. The SMC method allows for larger quantities of production at reduced costs, which opens the way for biocomposite materials to be used in, for example, cars or rail vehicles.

Biokompozitní výrobky v posledních letech začínají být více využívány v celé škále odvětví průmyslu. Biokompozitní materiály například s lněnými nebo konopnými vlákny se vyznačují schopností tlumit zvuk. To z nich dělá skvělý materiál pro využití na vnitřní panely dopravních prostředků. Metoda SMC umožňuje výrobu ve větším množství při snížení nákladů, to biokompozitním materiálům otevírá cestu k použití například v automobilech nebo kolejových vozidlech.

KLÍČOVÁ SLOVA

Composites, hemp, milling, tool wear, delamination.

ÚVOD

Biokompozitní materiály jsou technické materiály představující ekologičtější variantu ke známějším uhlíkovým kompozitům. [1] Tyto materiály jsou v poslední době častěji využívány v široké škále aplikací. Jejich přednosti jsou schopnost tlumit zvuk, a především ekologický původ vlákněného plniva. [2]

Mezi hlavní problémy obrábění biokompozitních materiálů je vznik delaminace a opotřebení nástrojů. [3] Obrábění biokompozitů vyráběných metodou SMC má své specifika. Mezi ně patří různorodost výztuže způsobené jeho bio původem a další specifikum je nehomogenní rozptřeni výztuže a s tím je spojená fluktuace mechanických vlastností napříč jedním dílem. [4][5]

V rámci výzkumu byla provedena základní rešerše v oblasti řezných geometrií a jejich vlivů na opotřebení nástroje, delaminaci vrstev kompozitu a drsnosti obrobené plochy. Tyto poznatky pomohly k pochopení problematiky frézování biokompozitů vyráběných metodou

¹ Ing. **Martin Váňa**, Department of Machining, Assembly and Engineering Metrology, Faculty of Mechanical Engineering, Technical University of Liberec. Studentská 1402/2, 461 17 Liberec 1, Czech Republic. Tel.: +420 48535 3393. Email: martin.vana@tul.cz.

SMC a určit směr dalšího vývoje v oblasti řezné geometrie vhodné pro skupinu zkoumaných nástrojů.

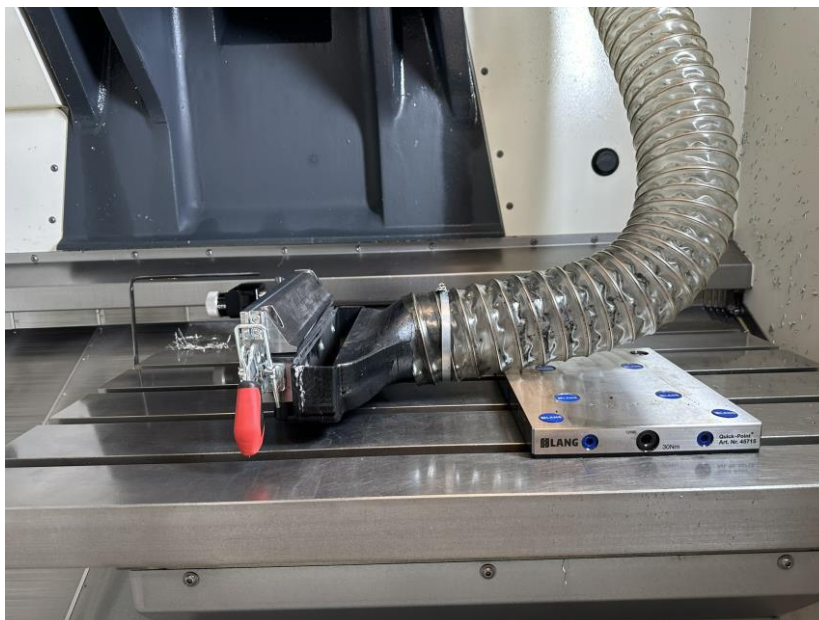
METODIKA MĚŘENÍ

Obráběným materiálem byl biokompozitní materiál s konopnými vlákny a matricí ze směsi nenasyčené polyesterové pryskyřice a metylmetakrylátové pryskyřice. Polotovar měl tvar desek. Vlastnosti materiálu jsou uvedeny v tab. 1.

Tab. 1 Vlastnosti biokompozitního materiálu

Metoda výroby	SMC (Sheet Molding Compoud)
Matrice	75 % minerální plniva (ATH (Aluminum Trihydrate), Aluminium Hydroxid)
	21 % pryskyřice (nenasyčená polyesterová pryskyřice a metylmetakrylátová pryskyřice v utajeném poměru)
	4 % aditiva (separátor, katalyzátor, retardér polymerace a další)
Výztuž	15 % podíl (objemový) konopných vláken
Ohybový modul	9,50 GPa
Ohybová pevnost	61 MPa

Obráběný materiál byl upnut ve speciálním přípravku uzpůsobeným pro obrábění kompozitních desek. Součástí přípravku je i hubice připojená k odsávacímu zařízení. Viz Obr.1. To zajišťuje bezpečné odsávání prachu vzniklého při procesu frézování.



Obr. 1 Upínací přípravek s odsáváním

Pro účely experimentu byly použity nástroje, jenž pokrývající širší spektrum typů geometrií i povlaků tak aby bylo možné sledovat a vyhodnotit chování různorodých geometrií

v řezu a posoudit jejich vhodnost pro další vývoj v oblasti obrábění sledovaného materiálu. Nástroje jsou popsány v tab. 2.

Tab. 2 Frézovací nástroje

Označení nástroje	Výrobce	Popis	Průměr	Počet zubů	Povrchová úprava	Specifikace
Z1	UniCut	F6140.6.V6.81.16.Z1	6	1	Leštěné čelo	Vysoce ostrá geometrie bez rektifikace
Z2	JJ Tools	2DEM-060-180-S06	6	2	DLC	Standartní geometrie s povlakem
Z4	UniCut	F6120.6.V6.57.16	6	4	Ne	Specializovaná geometrie se střídavou šroubovicí břitou

Řezné podmínky byly zvoleny dle doporučení výrobce a technologických možností výzkumného zázemí. Řezné podmínky jsou uvedeny v tab. 3.

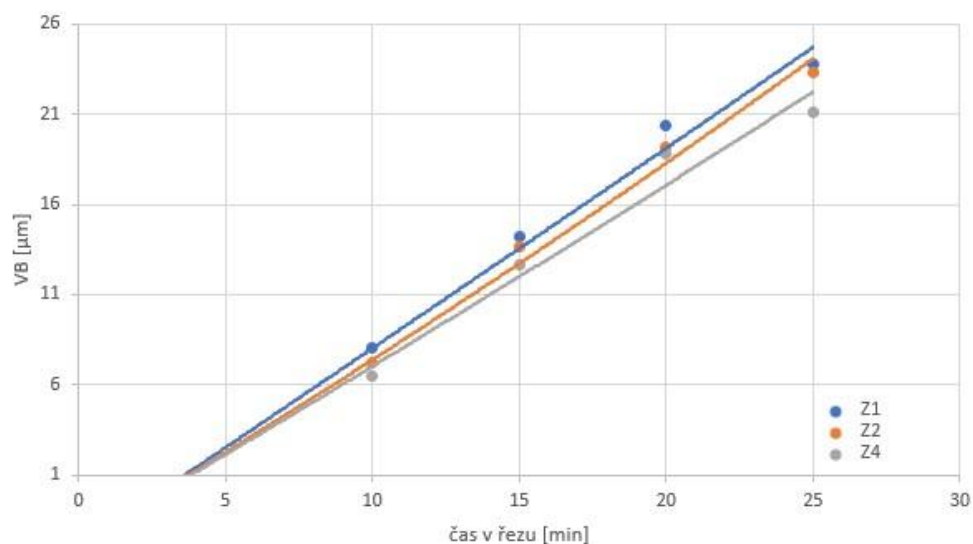
Tab. 3 Řezné podmínky

Parametr	Jednotka	Hodnota
Radiální hloubka řezu	mm	1
Posuv	mm/ot	0,05
Řezná rychlost	m/min	225

EXPERIMENT

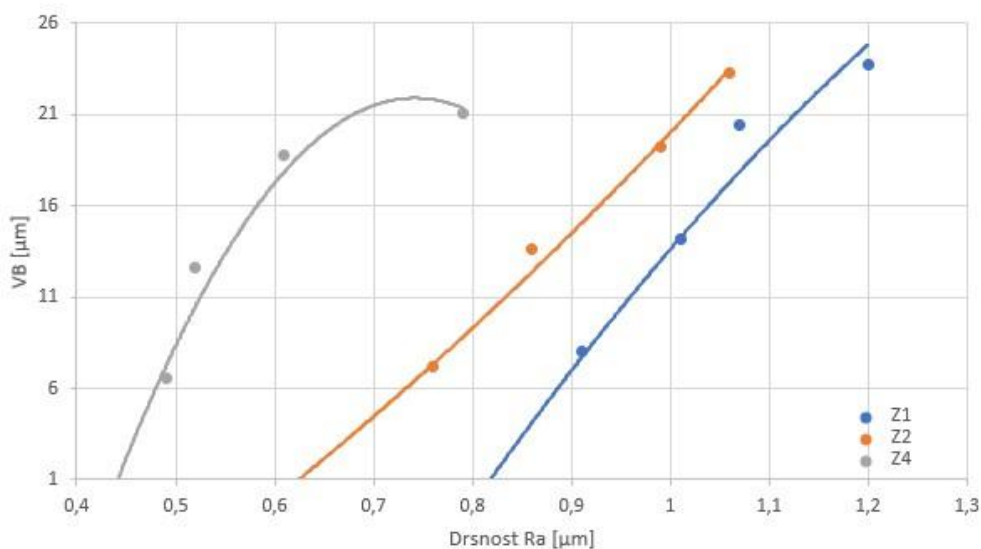
Cílem výzkumu bylo sledování vlivu různých typů geometrie na proces obrábění a integrity materiálu. Za účelem tohoto vyhodnocení byly sledovány parametry opotřebení, drsnosti obrobené plochy a delaminace horní a spodní hrany. Zvolené parametry odpovídají požadavkům průmyslu a mají vypovídající hodnotu pro hodnocení vhodnosti řezné geometrie.

Hodnoty naměřeného opotřebení jsou zaneseny v grafu viz. Obr. 2. Opotřebení bylo měřeno na hřbetu nástroje, experiment byl vždy ukončen po 25 minutách v řezu. Opotřebení se projevovalo až po 3 minutách v řezu a následně narůstalo téměř lineárně.



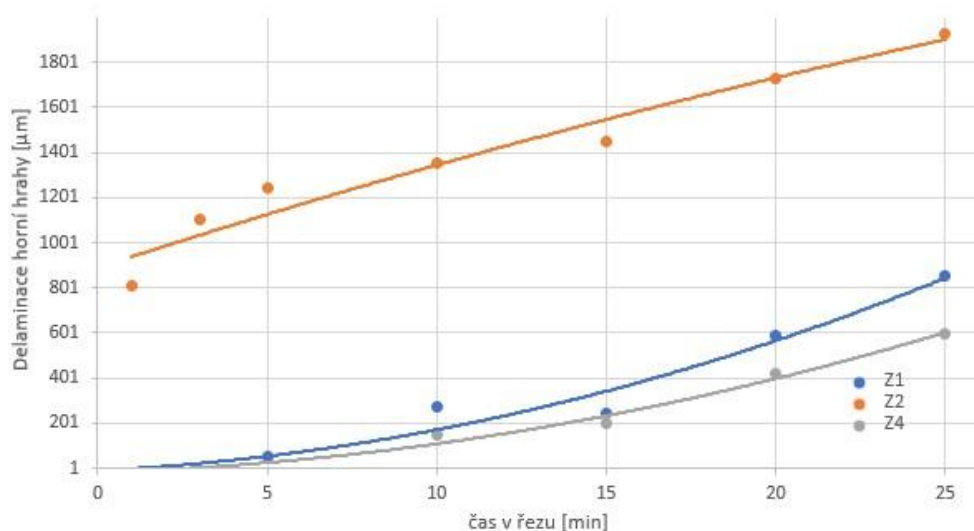
Obr. 2 Graf opotřebení v závislosti na čase

Zaznamenána byla i drsnost obrobene plochy. Její závislost na opotřebení nástroje je zanesena v grafu viz obr. 3. Z grafu je zřejmé že opotřebení má vliv na drsnost, jejíž hodnota roste s rostoucím opotřebením.

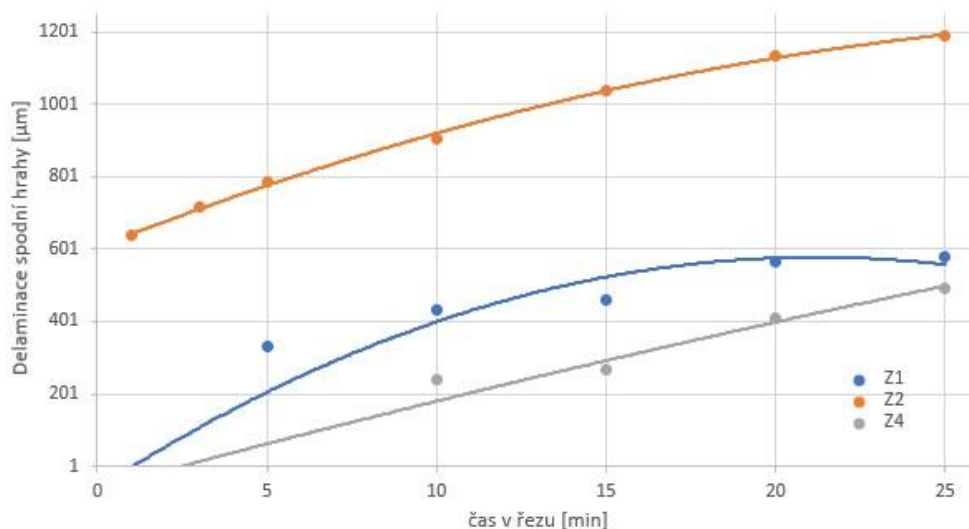


Obr. 3 Graf drsnosti v závislosti na opotřebení

Velikosti sledované delaminace jak na horní, tak i na spodní straně jsou zobrazeny v grafech viz obr. 4 resp. Obr.5. Delaminace jsou zaznamenány v závislosti na čase v řezu.



Obr. 4 Graf delaminace horní hrany



Obr. 5 Graf delaminace spodní hrany

ZÁVĚR

Z výsledků experimentu je zřejmé že geometrie řezného nástroje a případné povrchové úpravy mají zásadní vliv na úroveň integrity obráběného povrchu zkoumaného biokompozitních materiálů. Předpoklad že s rostoucí dobou v řezu roste i opotřebení řezného břitu bylo potvrzeno. Ze získaných dat se dá usoudit, že použití povlaku nemá zásadní přínos na kvalitu integrity plochy. Zatímco typ geometrie má velmi zásadní vliv na obrobiteľnost materiálu. Z výsledných grafů je zřejmé že pokročilá a komplexní geometrie jsou vhodnější i přesto že jejich výrobní náklady jsou vyšší. Příkladem je nástroj „Z4“ který disponuje geometrií se střídavým smyslem šroubovice na jednotlivých zubech, tento nástroj vykazoval menší hodnoty delaminace jak spodní, tak i horní hrany oproti ostatním zkoumaným nástrojům. Opotřebení v případě nástroje „Z4“ také dosahovalo nejnižších hodnot.

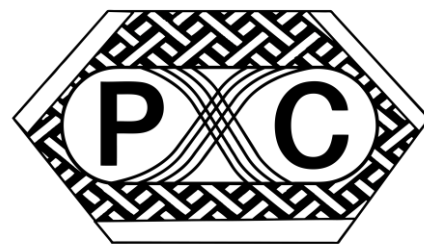
Získané poznatky v oblasti obrobitelnosti biokompozitních materiálů vyráběných metodou SMC ukazují vhodný směr vývoje v oblasti optimalizace řezných geometrií. Komplexnější geometrie, které se zdají být nejvhodnější volbou jsou sice ekonomicky nejnáročnější volbou, to ale kompenzují celkově lepší integritou obrobené plochu a vyšší trvanlivostí nástrojů.

LITERATURA

1. LOTFI, Amir et al. Natural fiber–reinforced composites: A review on material, manufacturing, and machinability. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*. 2019,
2. ANDREW, J. Jefferson a H. N. DHAKAL. Sustainable biobased composites for advanced applications: recent trends and future opportunities – A critical review. *Composites Part C: Open Access*. 2022, roč. 7, ISSN 2666-6820.
3. DÍAZ-ÁLVAREZ, A. et al. Drilling of biocomposite materials: Modelling and experimental validation. *Simulation Modelling Practice and Theory*. 2021,
4. LI, Mi et al. Recent advancements of plant-based natural fiber–reinforced composites and their applications. *Composites Part B: Engineering*. 2020, roč. 200. ISSN 1359-8368.
5. ZHOU, Yonghui, Mizi FAN a Lihui CHEN. Interface and bonding mechanisms of plant fibre composites: An overview. *Composites Part B: Engineering*. 2016, roč. 101, s. 31–45. ISSN 1359-8368.

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



COMPOSITE BLADE FOR HIGH-FREQUENCY FLUTTER MEASUREMENTS

VÁCLAV VOMÁČKO^{1,2}, PETR ŠIDLOF³, MAREK ŠULC⁴, JAN KOLÁŘ⁵

This work presents the manufacturing and experimental validation of a carbon fiber-reinforced composite blade for high-frequency flutter testing. The prototype was produced using a multi-step lamination process and tested under forced oscillations up to 400 Hz with a 0.5 deg rotational amplitude. Displacement measurements showed good agreement with quasistatic simulations up to 160 Hz. The blade completed testing without any signs of damage, demonstrating its mechanical robustness for future flutter experiments.

KEYWORDS

Composite, Blade, Flutter, Measurement

INTRODUCTION

In controlled flutter experiments, such as those described in [1], model blades are subjected to high-frequency oscillations that produce considerable inertial forces alongside aerodynamic loading from the airflow. The existing test blades (see Fig. 1) are constructed from steel, which-owing to its high density and corresponding inertia-limits the achievable oscillation frequencies. This constraint reduces the ability to accurately simulate turbomachinery operating conditions. The aim of the present study is to replace the steel blades in the flutter test rig with carbon fiber-reinforced epoxy composite blades that offer lower specific weight along with high stiffness and strength.

Blade loading was assessed in earlier work [2, 3]. An approach combining experimental and computational modal analysis, transient structural modeling, and CFD simulations was employed to characterize the loads. These analyses demonstrated that, at an oscillation frequency of 200 Hz and an amplitude of 1 degree, inertial moments reached values around 113 Nm - substantially exceeding aerodynamic moments, which were approximately 10 times lower.

¹ Ing. Václav Vomáčko, Faculty of Mechatronics, Informatics and Interdisciplinary Studies, Technical University of Liberec, Studentská 1402/2, 46117, Liberec, Czech Republic. Email: vaclav.vomacko@tul.cz.

² Department of Virtual and Applied Mechanics, VÚTS, a.s., Svárovská 619, 46001, Liberec, Czech Republic

³ doc. Ing. Petr Šidlof, Ph.D., Faculty of Mechatronics, Informatics and Interdisciplinary Studies, Technical University of Liberec, Studentská 1402/2, 46117, Liberec, Czech Republic. Email: petr.sidlof@tul.cz.

⁴ Ing. Marek Šulc, Department of Virtual and Applied Mechanics, VÚTS, a.s., Svárovská 619, 46001, Liberec, Czech Republic, Email: marek.sulc@vuts.cz.

⁵ Ing. Jan Kolář, Ph.D., Department of Virtual and Applied Mechanics, VÚTS, a.s., Svárovská 619, 46001, Liberec, Czech Republic, Email: jan.kolar@vuts.cz.

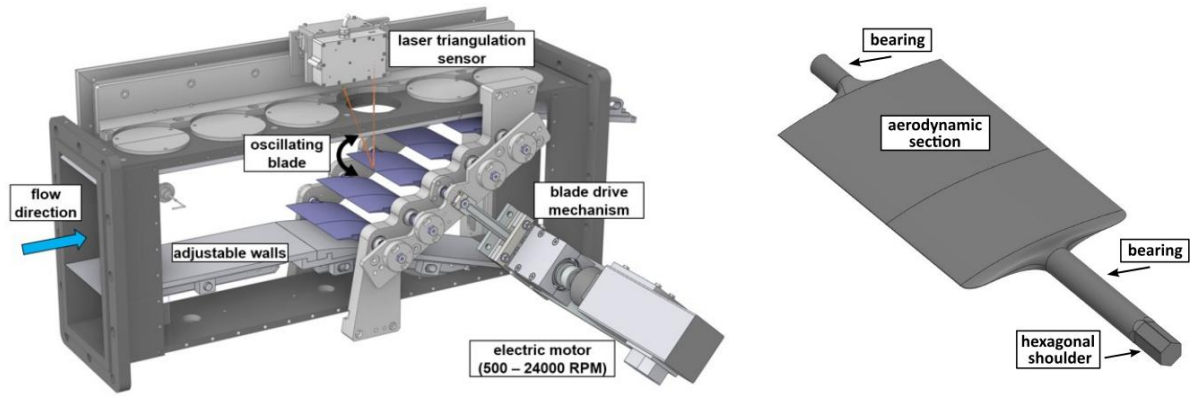


Fig. 1 Forced flutter test rig and geometry of a blade.

These findings were subsequently applied during the design phase of composite blade prototype [4, 5]. The resulting composite blade was designed using topology optimization and assessed through modal and quasistatic simulations, including failure prediction based on the Puck failure criterion. Compared to the original steel blade, the first torsional eigenfrequency increased from $f_{1t,steel} = 357$ Hz to $f_{1t,com} = 569$ Hz, marking a 60 % improvement. Under design conditions (amplitude 3 deg and frequency 200 Hz), the maximum displacement was reduced from $u_{steel} = 1.41$ mm to $u_{com} = 0.47$ mm, a reduction of nearly 70 %.

A key advantage of the optimized composite blade lies in the substantial reduction of its mass moment of inertia, from 630 600 g·mm² for the steel blade to 93 700 g·mm² for composite one (85 % decrease). This reduction exceeds the 80 % drop in material density (from 7800 kg/m³ to 1500 kg/m³). The additional reduction in inertia, beyond what is attributable to density alone, highlights the impact of mass redistribution in the composite design, which effectively shifts mass closer to the blade's axis of rotation. These results confirm the feasibility and effectiveness of the composite blade concept (Fig. 2) and indicate its potential to expand the applicable frequency range for flutter testing.

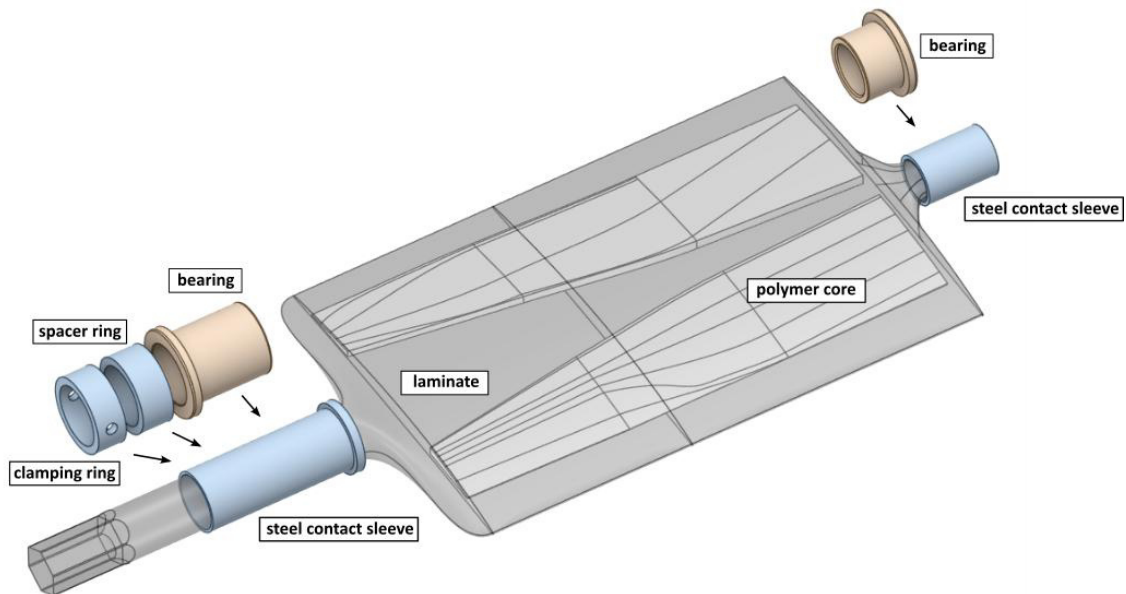


Fig. 2 Optimized structure of composite blade and its bearing assembly.

MANUFACTURING COMPOSITE BLADE

The manufacturing process begins with the preparation of a master model made from epoxy tooling board, which is CNC-machined to match the blade geometry. A mold is then laminated over this master using XT135 tooling prepreg. The mold includes side walls for increased stiffness and alignment pins to ensure precise assembly of both halves. The process is illustrated in Figure 3.

The composite blade is fabricated using a carbon/epoxy prepreg system composed of ultra-high modulus M40J fibers and BT080 resin, supplied by Deltapreg. The core is Toray ES72A-2 syntactic foam.

The blade is produced in two sequential lamination steps. First, the outer skins are laid up using a layup of $[-45/45/-45/45]_s$, and cured in the mold. Once cured, the skins are demolded and trimmed to remove any excess material.

In the second step, local reinforcements with the same layup $[-45/45/-45/45]_s$ are applied to both mold halves and the remaining volume is filled with syntactic core. The mold halves are then aligned, closed, clamped, vacuum bagged, and subjected to the final curing process of 120 °C for 110 minutes. After curing, the blade is removed from the mold and trimmed to its final shape.

In the final step, the machined steel contact sleeves are bonded to the composite using epoxy, with the alignment rig ensuring accurate positioning during the process.



Fig. 3 Prototype of a composite blade.

EXPERIMENTAL TESTING OF COMPOSITE BLADE

The ability of the composite blade to withstand high-frequency oscillations was evaluated through experimental testing. The blade was mounted in the flutter test rig, as shown in Fig. 4, and supported by two sliding bearings. Its hexagonal root section was clamped to a connecting rod and crankshaft assembly using an eccentric mechanism, which was driven by an electric motor. The blade was subjected to forced oscillations, starting at 20 Hz and increasing in 20 Hz increments up to 400 Hz. The rotational amplitude was set to the maximum available value of 0.5 degrees.



Fig. 4 Blade mounted in testing rig and test rig drive mechanism.

The blade displacements were measured at two points on the leading edge: using an ILD sensor positioned at the center of the aerodynamic section of the blade, and a vibrometer located at the left side of the blade. This figure 5 shows the comparison between simulated and experimental deformation responses across a frequency range of 0–400 Hz, using these two measurement techniques. In both cases, simulation results align closely with experimental data at lower frequencies, while deviations appear at higher frequencies-particularly beyond 160 Hz-where experimental measurements show sharper increases, likely due to resonant behavior not captured by the quasistatic simulation model. Interestingly, the displacements obtained from both simulation and experiment match closely at 340 Hz, suggesting a temporary suppression of the resonance phenomenon.. The near-identical deformation trends recorded by both sensors indicate that the elastic deformation of the aerodynamic section of the blade is relatively minor, and that the major contribution to overall displacement originates from the driving shaft.

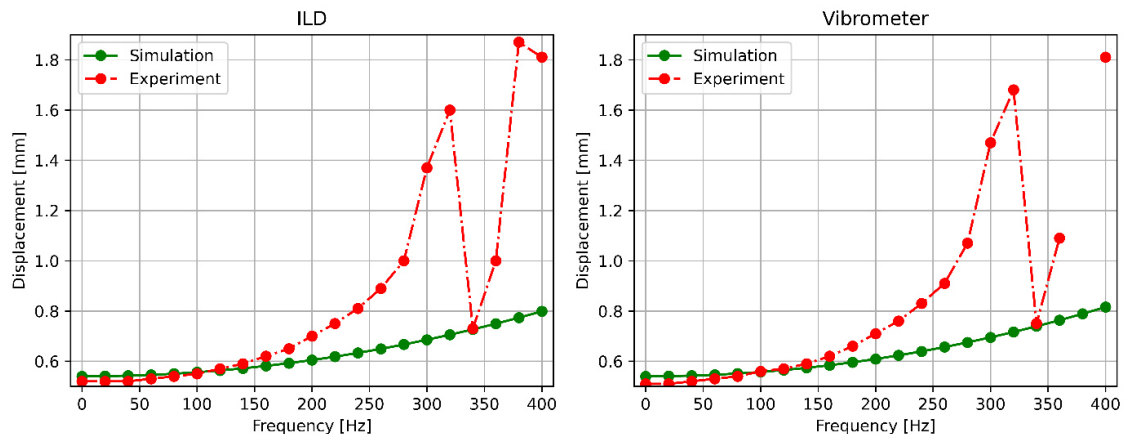


Fig. 5 Comparison of simulated and experimental displacements using ILD and vibrometer sensors.

CONCLUSION

A composite blade for flutter testing was designed and numerically analysed as a substitute for existing steel blades, with the goal of extending the usable frequency range for oscillation measurements. The simulations indicated promising performance, supporting the feasibility of the composite blade concept. Based on these findings, a prototype was manufactured and experimentally tested.

The blade was mounted in the experimental setup and subjected to forced oscillations, with maximal available rotational amplitude of 0.5 degree and frequency incrementally increased in 20 Hz steps up to 400 Hz.

Comparison between quasistatic simulation and experimental displacement data showed good agreement up to approximately 160 Hz. At higher frequencies, noticeable deviations were observed, likely due to dynamic effects not captured by the quasistatic simulation model. Importantly, the blade withstood the entire test range without any signs of damage or failure, demonstrating its mechanical robustness for future high-frequency flutter testing.

ACKNOWLEDGEMENT

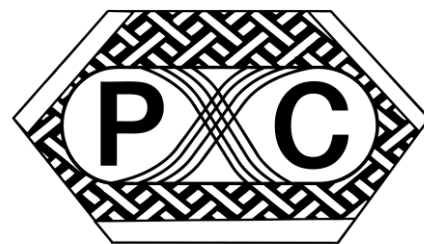
This publication was supported by the Ministry of Industry and Trade (MPO) within the framework of institutional support for long-term strategic development of the research organization provider MPO, recipient VÚTS, a. s., and by the by the Student Grant Scheme at the Technical University of Liberec through project SGS-2025-3549.

LITERATURE

1. Šidlof, P. and Šimurda, D. and Lepicovsky, J. and Štěpán, M. and Vomáčko, V., 2023, Flutter in a simplified blade cascade: Limits of the quasi-steady approximation. *Journal of Fluids and Structures*, 120(2023), 103913
2. Vomáčko, V., Šidlof, P., Šimurda, D. and Pustka, M., 2023. Influence of elastic deformation of the blade on the flow field in the blade cascade. *Meccanica*, 58(12), pp.2347-2362.
3. Medůna O., Vomáčko V., Pustka M., Prošek A., 2023. Modal Characteristic Optimization of the Blade of the Test Rig. In *Proceedings of Engineering Mechanics*. Available from: https://www.engmech.cz/im/proceedings/show_p/2023/163
4. Vomáčko V. and Kolář, J., 2021. Simulation Model of Steel and CFRP Blade for Flutter Measurement. In *Proceedings of Polymer Composites*. Available from: https://polymercomposites.cz/wp-content/uploads/2021/11/sbornik_PC2021_final.pdf
5. Vomáčko, V. and Šidlof, P., 2024, Design and failure analysis of composite blade for flutter measurements, In *Proceedings of Computational Mechanics 2024*. Available from: www.kme.zcu.cz/download/proceedings/CM2024_Conference_Proceedings.pdf

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



MODAL ANALYSIS OF FUNCTIONALLY ORIENTED FABRIC LAMINATE WITH 10 MM WIDE CARBON STRIPS AND A 30 MM CIRCULAR NOTCH

RADEK ZBONČÁK¹

Functionally oriented fabric (FOF) is a technical woven textile featuring irregularly but not randomly integrated functional material strips in both warp and weft directions, designed to locally improve the mechanical properties of laminates. Low-cost material such as glass fiber is combined with high mechanical properties material such as carbon fiber. This work analyses the effect of FOF laminate layup on natural frequencies of the laminate with a notch using finite element method and experimental evaluation. The layups of analyzed laminate panels are [0/45]_s and [0/30/60]_s. The width of the strips is 10 mm, the span of the strips is 30 mm and there is a 30 mm circular notch in the center of the panel right among the strips. The FEA is focused on a comparison of pure glass laminate and FOF laminate with the same plies' orientation. The results show approximately 20% increase of FOF laminate natural frequencies for [0/45]_s layup and about 6 % increase in twisting modes and 13 % increase of natural frequencies in bending modes for [0/30/60]_s layup. The experiments focus on verifying the actual values of frequencies and subsequent comparison with numerical values determined by simulation. Experimental results show 3-6 % deviation for [0/45]_s layup and 10-16 % deviation for [0/30/60]_s layup. These enhancements help to prevent resonance in standard operating frequencies of mechanisms and machines, thus extending their operational lifespan. Additionally, the strategic placement of functional material strips around structural openings provides increased stiffness without the need for extra layers, effectively reducing the laminate's overall mass. This study highlights the potential of FOF to improve the dynamic performance and lifespan of laminated composite structures used in various engineering applications.

KEYWORDS

Functionally oriented fabrics, Composite material, Experimental modal analysis, Natural frequency, FEA

INTRODUCTION

The term 'hybrid composites' is used to describe composites containing more than one type of fiber material. A hybrid fabric structure is defined as a fabric containing various types of fibers in the in-plane and the out-of-plane directions. Hybrid structural fabrics provide a wide range of materials to select from, as well as improved and tailored properties such as low density and high mechanical and impact resistance. Hybridization offers a great chance for the development of cost-effective materials by replacing the expensive with less expensive ones. [1, 2]

¹ Ing. Radek Zbončák, Department of Virtual and Applied Mechanics, VÚTS, a. s., Svárovská 619, 460 01 Liberec, Czech Republic. Tel.: +420 485 302 226. Email: radek.zboncak@vuts.cz.

Regular alternation of materials in the hybrid fabric leads to homogenization of the properties of the laminate layer. In contrast, the functionally oriented fabric structure (FOFS) has irregularly distributed fibers of functional material in the warp and weft (Fig. 1). The base material (BM) predominates in the fabric. Such material is usually cheaper and has worse mechanical properties than the functional one. Functional material (FM) has a minority in the fabric and has better mechanical properties and therefore it is in principle more expensive than the base material. The advantage of functionally oriented fabric (FOF) is the efficient use of expensive material with high mechanical performance quality.



Fig. 1 Functionally oriented fabric.

The manufacturing process used for FOF production is weaving. Weaving setting is shown in Fig. 2. Weaving machine on the left and array with bobbins on the right. Fabrics have various handling and mechanical characteristics such as openness, drape, and strength. These characteristics are not just dependent on the fiber's properties but on the way in which the fibers are formed into the cloth.



Fig. 2 Weaving process setting.

The production of a functionally oriented structure (FOS) allows lamination without cutting the continuous fibers in the layer and so having better mechanical properties at the same time. FOF is intended for use in the layup to locally improve mechanical properties to increase strength or stiffness in required area. The suitable applications are laminates with holes for fasteners, or with openings such as windows or mounting openings providing access to machine parts under the laminate part. Another application is a large format laminate in which the strip of functional material woven in the fabric acts like a 'shell rib'. Generally, the use of FOF with a specific pattern is suitable for large scale production.

SUBJECT AND METHODS

Vibration performance is enhanced by stiffness properties, which is a product of the fiber and ply orientation. The good damping characteristics are attributed to the polymeric matrix. Frequency response in case of rectangular plate, where thickness is much smaller than in-plane dimensions, is an out-of-plane behavior dependent on three factors: plate aspect ratio, density

given by fiber volume ratio and plate flexural stiffness given by fiber orientation. [3] Key factors are flexural rigidity and position of the contributing plies.

The damping of composite structures is more complex in analysis but is fundamentally a function of the matrix (resin), fiber-volume ratio, and ply orientation. The damping characteristic of materials is typically given as a loss factor, which is a function of the applied frequency. The loss factor is a ratio of the loss modulus to the storage modulus, both functions of frequency. The storage and loss moduli are derived from the relationship between the individual fiber and resin moduli, and the fiber-volume ratio.

The loss factor of a unidirectional ply is typically dominated by the stiff fiber, but for matrix-dominated directions ($45\text{--}90^\circ$) the loss factor increases significantly and is dominated by the viscoelastic matrix material. Therefore, when attempting to design a highly damped structure, a good proportion of $\pm 45^\circ$ plies is important. [3]

The first method used to analyze dynamic properties of FOS is a finite element method (FEM or FEA). Using ply-based modeling, 3D mesh for every layer is extruded from 2D mesh (CQUAD4 elements). The woven fabric lamina is defined by software as three layers of unidirectional fibers (UD). Two outer layers of UD (warp) and one intermediate layer of UD rotated by 90° (weft). Solution type SOL 103 and Lanczos method is used in structural analysis in SW Siemens NX. RoM model is used for predicting laminate material data. [4] The dimensions of the laminate are 200×100 mm and the thickness is given by the layup.

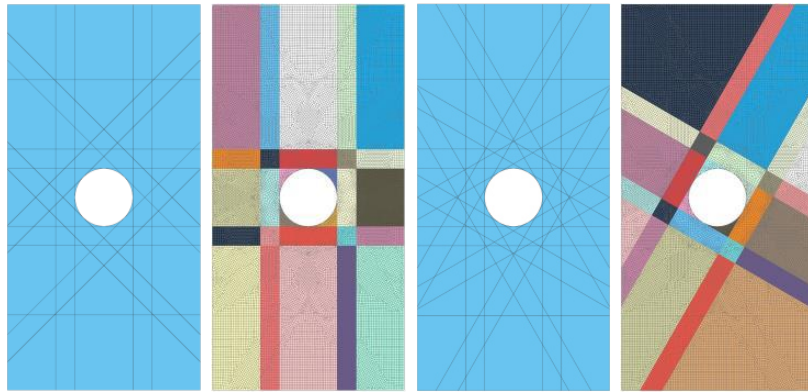


Fig. 3 CAD and FE models.

Experimental modal analysis was performed on plates freely suspended on an elastic suspension. The system was replaced by a measurement model with 25 measurement points. The reference acceleration sensor was fixed with wax. Natural oscillations were induced using an impact hammer in the direction normal to the plate surface. Five impacts (measurements) were performed repeatedly at each location, from which the average transfer function was calculated. The modal parameters of the system were determined by regression calculation.

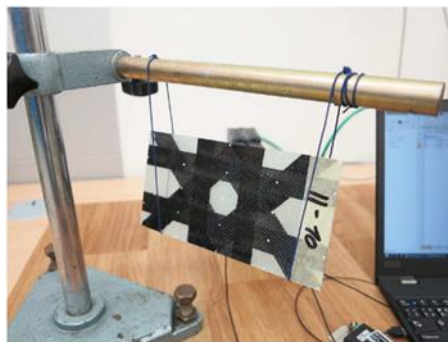


Fig. 4 Experiment setting.

RESULTS

There are two sets of results – numerical and experimental. The numerical ones include glass only laminates and FOF laminates, both with [0/45]s and [0/30/60]s layup and with notch in the center of the plate. Experimental results are for both layups of FOF laminates with central notch. Mode shapes of FOF laminate panels are graphically shown in Fig. 5. Experimentally determined shapes correspond to numerical ones. The first and third modes show twisting. Second and fourth (not in the figure) modes show bending.

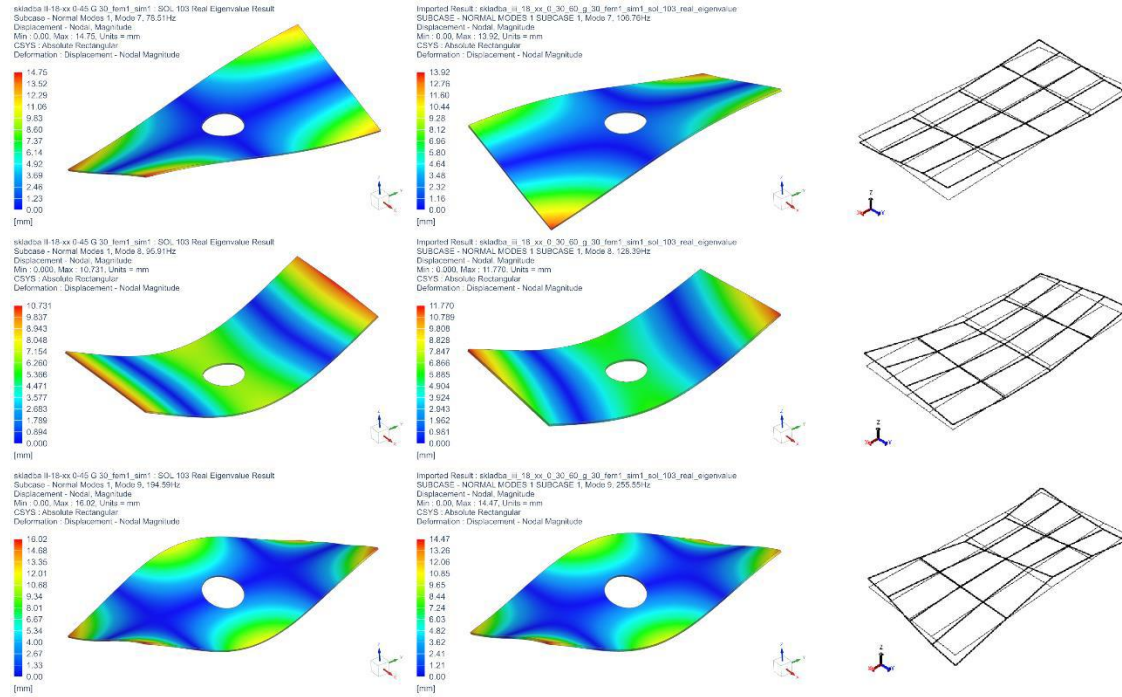


Fig. 5 Shapes of first three modes by numerical model (left – [0/45]s and middle – [0/30/60]s) and by experiment (right).

Tab. 1 Natural frequencies for [0/45]s layup.

Method		Numerical		Experimental	
Material	Glass	FOF	Δ_1	FOF	Δ_2
Modes	[Hz]	[Hz]	[%]	[Hz]	[%]
1st	62.0	78.5	21	76.4	-3
2nd	74.3	95.9	23	99.7	4
3rd	152.1	194.6	22	189.7	-3
4th	214.4	261.9	18	273.6	4
5th	290.0	334.4	13	324.3	-3
6th	301.9	358.7	16	380.9	6

Absolute values of natural frequencies are summarized in two tables Table 1 and Table 2. Δ_1 is the deviation of natural frequencies for glass only and FOF laminates. Δ_2 is the deviation of numerical and experimental values of natural frequencies for FOF laminates. Table 1 contains [0/45]s layup results and Table 2 contains [0/30/60]s layup results.

Tab. 2 Natural frequencies for [0/30/60]s layup.

Method		Numerical		Experimental	
Material	Glass	FOF	$\Delta 1$	FOF	$\Delta 2$
Modes	[Hz]	[Hz]	[%]	[Hz]	[%]
1st	100.7	106.8	6	125.3	15
2nd	108.5	128.4	15	142.8	10
3rd	241.1	255.6	6	299.3	15
4th	312.9	354.5	12	395.1	10
5th	442.9	472.5	6	-	-
6th	444.7	483.4	8	-	-

DISCUSSION

Lamination with FOF reduces the number of layers which leads to mass reduction. Laminate made of FOF can be symmetrical, has uniform thickness and can be made in a closed mold to get A-surface on both sides of the part.

The shapes of first and third mode show twisting. Second and fourth mode show bending deformation. The shapes of modes for glass only laminates and for FOF laminates have the same character. The values of natural frequencies are summarized in Table 1. Natural frequencies of the first four modes of [0/45]s layup increase about 18-23 % against glass only laminate values. In case of [0/30/60]s layup FOF, the more significant increase about 12-15 % is noted for bending modes, while the increase about 6 % is noted for twisting modes. When comparing numerical and experimental results, better match of results from -3 % to 4 % is shown by [0/45]s layup while higher deviation from 10 % to 15 % is in case of [0/30/60]s layup.

The spotted difference is in non-symmetrical deformation of [0/30/60]s layup even though the layup is symmetrical and balanced. The cause is angled ply position within the laminate panel. The shapes determined numerically and experimentally perform in the same way, however corners of rectangular plate has different displacement. That must be taken into account during the laminate design. Mode shapes would be regular with the non-symmetrical [0/30/-30/30/-30/0] layup.

CONCLUSIONS

The benefit of FOF is effectively distributed material properties in the specific areas where the best material performance is needed. FOF allows to reduce the number of layers in layup as there is no need to puzzle cuts of different materials. That can help to reduce waste in mass production.

The carbon fiber placement in warp and weft direction, strip width and span of strips can be modified during weaving process of FOF according to the application requirements. FOF structure helps to increase natural frequency of laminate, which prevents standard operating frequency mechanisms and machines to reach the resonance.

The functional material strips within the structure and especially around a structural opening (hole or notch) helps to stiffen the laminate and the opening edge respectively. Speaking about resonance and stiffening the opening edge, the FOF has potential to prevent the resonance of mechanical joints, which can extend the joints' lifespan.

After weaving functionally oriented fabrics, laminating of test panels with selected layups and after theoretical and experimental determination of their basic dynamic properties, which has shown the FOF potential benefits, the next step is detailed focus on the stress distribution in notch area and joint's performance. Both theoretically (numerically) and practically (experimentally) on selected applications will be solved.

ACKNOWLEDGEMENT

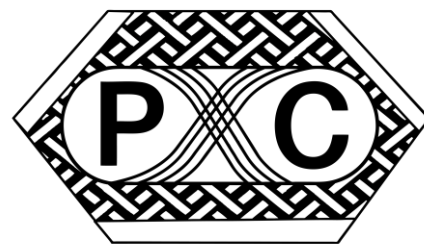
This publication was supported by the Ministry of Industry and Trade (MPO) within the framework of institutional support for long-term strategic development of the research organization – provider MPO, recipient VÚTS, a. s.

LITERATURE

1. RANA, Sohel a FANGUEIRO, Raul (ed.). Fibrous and Textile Materials for Composite Applications. Singapore: Springer, 2016. ISBN 978-981-10-0234-2.
2. Omar, Sonam & Goel, Alka. (2009). Hybrid Textiles: A Review. Colourage. 56. 93-105.
3. STRONG, A. Brent. Fundamentals of composites manufacturing: materials, methods, and applications. 2nd ed. Dearborn: Society of Manufacturing Engineers, c2008. ISBN 978-0-87263-854-9.
4. ZBONČÁK, Radek. Elastic properties prediction models of continuous fibers composites: composite materials. Liberec: VÚTS, 2018. ISBN 978-80-87184-81-3.

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



VÝVOJ INFUZNÍ TECHNOLOGIE PRO TERMOPLASTOVÉ KOMPOZITY S PMMA MATRICÍ

DEVELOPMENT OF INFUSION TECHNOLOGY FOR THERMOPLASTIC COMPOSITES WITH PMMA MATRIX

JANA ZEMANOVÁ¹, KAROLÍNA ZOULOVÁ², JOSEF KŘENA³,
BOHUSLAV CABRNOCH⁴, MICHAL KRÁL⁵

Příspěvek se zabývá vývojem vakuové infuzní technologie pro termoplastové kompozity s polymethylmetakrylátovou (PMMA) matricí a kontinuální výztuží, optimalizací výrobního procesu a hodnocením materiálových vlastností. V rámci experimentu byly zkoušeny různé povrchové úpravy forem, modifikovány technologické parametry infuze a analyzován vliv výběru testovaných oblastí kompozitu na výsledky zkoušek. Byly stanoveny odchylky v měření tloušťky, teploty skelného přechodu a smykové pevnosti mezi dvěma polovinami kompozitních panelů. Podařilo se dosáhnout kvalitní impregnace skleněné tkaniny a ověřit proveditelnost výroby tvarově složitých funkčních demonstrátorů. Výsledky potvrzují potenciál PMMA kompozitů pro aplikace v leteckém průmyslu.

KLÍČOVÁ SLOVA

Termoplastové kompozity, kontinuální vlákna, polymethylmetakrylát, vakuová infuze.

ÚVOD

Kompozity s kontinuální výztuží a termoplastickou matricí jsou stále častěji předmětem výzkumu díky svému vynikajícímu poměru pevnosti a hmotnosti ve srovnání s kovovými slitinami, stejně jako snadnějšímu skladování, nižší zdravotní závadnosti, schopnosti svařování a recyklace oproti tradičně používaným termosetovým kompozitům. Hlavním cílem současného výzkumu je využití výhod mechanických vlastností a ekologických aspektů pro velkorozměrové struktury při zachování nízkých výrobních nákladů. Proces vakuové infuze umožňuje nákladově efektivní výrobu velkých a geometricky složitých komponent, a tedy splňuje všechny požadavky. [1]

¹ Ing. Jana Zemanová, VZLU AEROSPACE, Beranových 130, 199 05 Praha 18, Czech Republic. Tel.: +420 225 115 247. Email: zemanova@vzlu.cz.

² Ing. Karolína Zoulová, VZLU AEROSPACE, Beranových 130, 199 05 Praha 18, Czech Republic. Tel.: +420 225 115 247. Email: zoulova@vzlu.cz.

³ Ing. Josef Křena, VZLU AEROSPACE, Beranových 130, 199 05 Praha 18, Czech Republic. Tel.: +420 225 115 516. Email: krena@vzlu.cz.

⁴ Ing. Bohuslav Cabrnach, Ph.D., VZLU AEROSPACE, Beranových 130, 199 05 Praha 18, Czech Republic. Tel.: +420 225 115 480. Email: cabrnach@vzlu.cz.

⁵ Ing. Michal Král, Ph.D., VZLU AEROSPACE, Beranových 130, 199 05 Praha 18, Czech Republic. Tel.: +420 225 115 511. Email: kral@vzlu.cz.

Vakuová infuze pryskyřice pod flexibilní membránou (VARI – Vacuum-Assisted Resin Infusion) je metoda, která se používá jak pro malé, tak i velké složité struktury. Vhodný monomer smíchaný s iniciátorem je převáděn pomocí vakua skrze rovinu do výztuže uzavřené mezi spodní formou a horní pružnou fólií, tzv. plachetkou. Jelikož tedy není potřeba horní formy, pouze technologických vrstev, přičemž je možné pracovat při pokojové teplotě, je tato výrobní technologie méně nákladná než jiné. Po dokončení infuze pryskyřice je kompozit vytvrzen při pokojové nebo zvýšené teplotě v závislosti na použité polymerní matrici. Na základě vybraných klíčových materiálových parametrů, jako je viskozita, absorpce vlhkosti, procesní teplota, pracovní okno, provozní teplota, mechanické vlastnosti, dostupnost a cena, se pro tuto studii zvolily akrylátové polymery. Tyto polymery obsahující akrylovou kyselinu jsou amorfní lineární termoplasty, které lze zpracovávat radikální polymerací již při pokojové teplotě s viskozitou od 0,1 Pa·s. [2]

Tento článek se zaměřuje na vývoj vakuové infuzní technologie pro termoplastové kompozity se skleněnou tkaninou a PMMA matricí. Cílem studie je optimalizace výrobního procesu, hodnocení materiálových vlastností a analýza vlivu technologických parametrů na výslednou kvalitu kompozitu. Důraz je kladen na dosažení dobré impregnace výztuže a ověření možnosti výroby složitých tvarových struktur pro pokročilé aplikace v letectví.

OPTIMALIZACE TECHNOLOGIE VÝROBY

Pro zajištění opakovatelnosti výsledků zkoušek je nezbytná optimalizace výrobního procesu, což vyžaduje výrobu většího počtu kompozitních vzorků. Vyrobito se celkem 11 ks kompozitních desek, přičemž každá byla složena z 8 vrstev skleněné tkaniny (US Style 7781, Interglas 92626, 296 g/m², atlas) orientované 0/90. Impregnace byla provedena u všech kompozitů při pokojové teplotě. Podmínky vytvrzování sestávaly ze dvou kroků, první při pokojové teplotě po dobu 24 hodin, druhý při 80 °C po dobu 2 hodin, aby se zajistily deklarované vlastnosti použité PMMA matrice s komerčním názvem ELIUM®188 XO získané od společnosti Arkema.

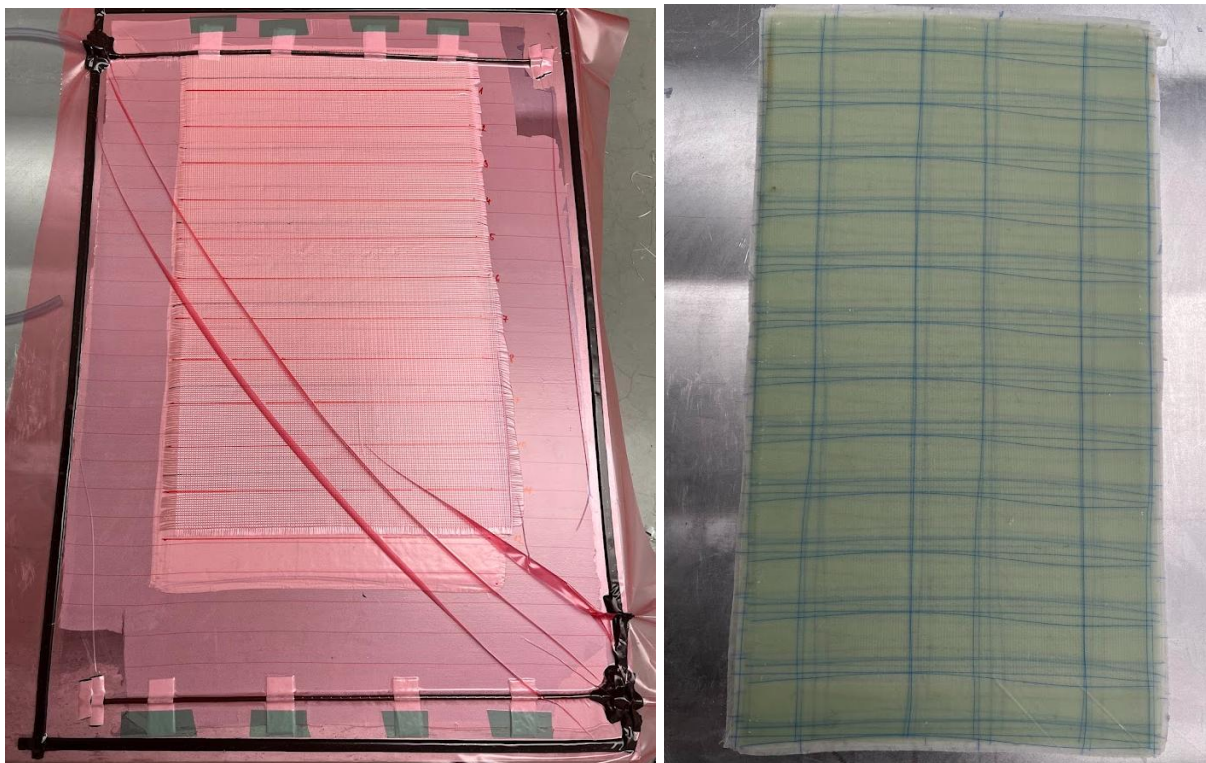
Viskozita pryskyřice je jedním z klíčových faktorů při výrobě kompozitů, protože její hodnota ovlivňuje proces polymerace a následnou impregnaci výztuže. Pro měření viskozity metylmetakrylátové pryskyřice byl použit rotační viskozimetr HAAKE Viscotester 7R plus. Experiment ukázal, že počáteční hodnota viskozity pryskyřice je cca 150 mPa·s a začne narůstat přibližně po 60 minutách od smíchání pryskyřice s iniciátorem, což je doprovázeno i zvyšováním teploty. Po 2 hodinách dosahuje teplota 100 °C a je nutná zvýšená kontrola pro prevenci exotermických reakcí. Kromě toho bylo zjištěno, že je žádoucí nechat pryskyřici odstát přibližně 25 minut před samotnou infuzí pro zajištění požadované homogenity pryskyřice a současně dostatečně širokého procesního okna pro impregnaci výztuže větších rozměrů.

Při výrobě prvních kusů byly současně odzkoušeny různé úpravy povrchu forem, které by mohly být vhodné pro budoucí použití. Kompozity laminované na šedý akrylátový plnič měly problém s vyjmutím z formy, zatímco vzorky laminované na jiné povrchy, jako polyester, polyuretan, dural nebo lepicí páska na epoxidovém povrchu, se vyjímaly bez problémů. U kompozitu laminovaného na akrylátovém povrchu se pryskyřice přilepila k formě, přestože se forma před laminací standardně separovala vhodným přípravkem. Jeho vyjmutí bylo pak možné pouze stržením i s akrylátovým povrchem formy. Tento problém vznikl v důsledku reakce mezi akrylátovými funkčními skupinami plniče a pryskyřice stejného základu, což vedlo k vytvoření pevného spoje.

V rámci optimalizace výrobní technologie byla provedena úprava vakua s cílem minimalizovat výskyt suchých míst ve výztuži. Standardní nastavení -0,9 bar je vyhovující pro pryskyřice s vyšší viskozitou, jako jsou například epoxidy, kde silnější vakuum pomáhá lépe vytlačit vzduchové bubliny a zajistit rovnoměrnou impregnaci. U pryskyřic s nižší viskozitou,

jako je metylmetakrylát, však tento tlak vedl naopak k nedostatečné impregnaci tkaniny a vzniku suchých míst. Proto byl tlak zvýšen na -0,6 bar, čímž se impregnace zefektivnila.

Během výroby některých kompozitních desek pryskyřice nedotekla do celé délky textilní výztuže. Tento problém si vyžádal úpravy v technologické skladbě, konkrétně změnu délky rozváděcí tkaniny a úpravu délky tzv. brzdy u výstupu pryskyřice. Provedené zkrácení brzdy a prodloužení rozváděcí tkaniny přispělo k rovnoměrnějšímu rozdělení pryskyřice a lepší impregnaci celé délky skleněné tkaniny. Na obrázku 1 je vidět technologická skladba i výsledný kompozitní laminát.



Obr. 1 Optimalizovaná technologická skladba a výsledný kompozit.

VÝSLEDKY ZKOUŠEK A JEJICH ANALÝZA

Teplota skelného přechodu

Pomocí přístroje DMA Q800 od výrobce TA Instruments byla stanovena teplota skelného přechodu T_g , tj. přechodová teplota, při které amorfní kopolymer PMMA přechází ze sklovitého do kaučukovitého stavu. T_g se zjišťuje za dynamických podmínek z amplitud a fázového posunu oscilujícího napětí a deformace pomocí tříbodového ohybu na přístroji. Pro vyhodnocení byl použit elastický modul pružnosti E' , jehož výsledná hodnota je teplota, při které materiál začíná ztrácet svoji pevnost a není schopen odolat zatížení, aniž by se neprojevila jeho deformace.

Z první i druhé poloviny kompozitního laminátu byly vyříznuty tři vzorky pro měření, celkem tedy šest vzorků na jednu kompozitní desku. Průměr těchto šesti naměřených hodnot je zanesen do sloupcového grafu na obrázku 2A), aby se porovnaly hodnoty T_g jednotlivých vzorků. Pomocí tohoto grafu lze vyčíst, že se hodnoty T_g získané pomocí DMA pohybovaly v rozmezí od 93,77 °C do 96,79 °C a že průměrná naměřená hodnota T_g je 95,5 °C. Kompozitní vzorky byly vytvrzované za stejných podmínek, tj. 24 hodin při pokojové teplotě a následně 2 hodiny při 80 °C. Je tedy vhodné s rozpětím 3,02 °C počítat a nefixovat se při stanovení T_g vyráběného kompozitu na nejvyšší možnou hodnotu.

Na grafickém znázornění 2B) rozdílu hodnot T_g získaných z první a druhé poloviny kompozitní desky je vidět, že rozdíl byl maximálně 2,10 °C. Tuto hodnotu lze brát jako odchylku měření DMA, protože přechodová teplota by měla být u vzorku jednotná, tzn. polymerace a vytvrzení probíhá totožně po celé ploše kompozitu. Rozdíly hodnot jsou zanedbatelné v případě všech analyzovaných vzorků a je tedy nepodstatné, z jaké části kompozitní desky se vzorky pro DMA měření odeberou.

Tloušťka laminátu

Bylo provedeno měření tloušťky na třech místech každé z polovin kompozitu o stejném počtu vrstev skleněné tkaniny a následné posouzení průměrné tloušťky jednotlivých laminátů vzhledem k ostatním, viz obrázek 2C). Na grafu je vidět, že rozdíl průměrné tloušťky vzorků č. 6 a 8 je 0,32 mm. Jedná se o poměrně velké rozpětí vzhledem k tomu, že skladba byla totožná. Očekávalo se tedy, že jednotlivé hodnoty se budou pohybovat blízko průměrné hodnoty 1,81 mm, a ne takto kolísat. Od vzorku č. 8 bylo již odladěné i vakuum na -0,6 bar, avšak hodnoty tlouštěk se přesto nestabilizovaly. Rovněž rozdíl hodnot mezi vzorky č. 10 a 11, u nichž byl už proces kompletně optimalizován, činil 0,21 mm. Pro nalezení příčiny takových odchylek je nutné i nadále sledovat tuto hodnotu dalších experimentů a dodržovat technologické parametry procesu. Do nalezení vhodného řešení je nutné s odchylkou cca 0,21 mm počítat.

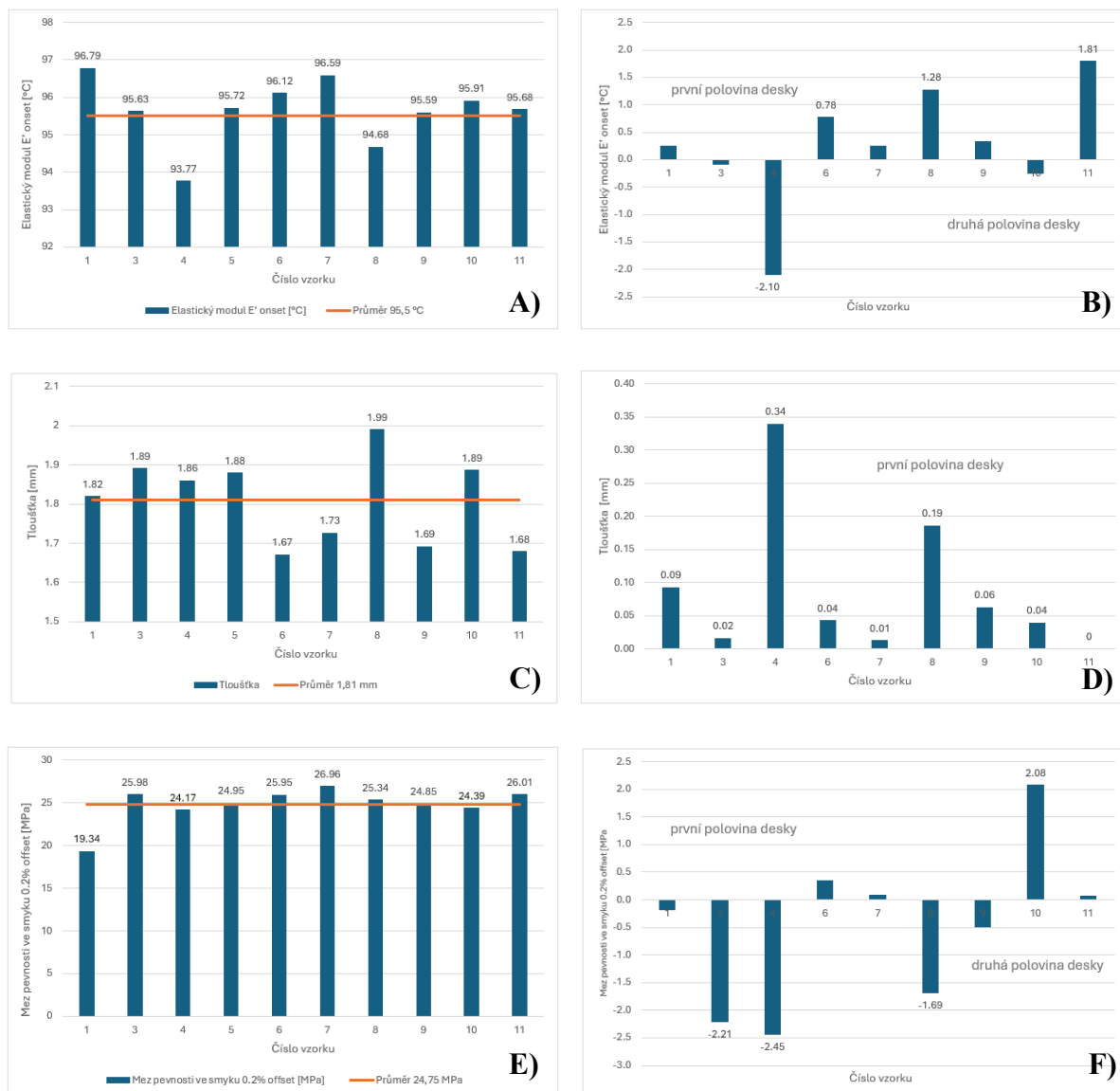
Vyhodnocením rozdílu hodnot tlouštěk z první a druhé poloviny desky, zobrazeného na obrázku 2D), lze říct, že tloušťka v první polovině kompozitní desky byla vždy stejná nebo větší než v druhé polovině desky vzdálenější od místa začátku infuze pryskyřice. Tyto výsledky naplnily očekávání a od vzorku č. 8, kdy se upravilo vakuum, můžeme pozorovat klesající trend souběžně s nastavením vhodné dlouhé brzdy, rozváděcí tkaniny a doby odstátí pryskyřice. Vzorky č. 10 a 11 už vykazují velmi zanedbatelnou odchylku 0,04 mm.

Smyková pevnost v rovině

Zkouška smykové pevnosti v rovině (IPS – In-Plane Shear) byla provedena dle ASTM D3518M-18 a pro každou polovinu desky byly odzkoušeny tři vzorky. Tato zkušební metoda určuje smykovou odezvu v rovině u kompozitních materiálů s polymerní maticí vyztužených vlákny s vysokým modulem. K měření deformace vzorků byl použit biaxiální extenzometr Instron 3560-BIA-025M-010-LHT.

V sloupcovém grafu na obrázku 2E) je vidět, že rozdíl nejmenší a největší naměřené hodnoty smykové pevnosti v rovině (vzorky č. 1 a 7) je 7,62 MPa z důvodu nízké pevnosti vzorku č. 1, kdy ještě nebyla dostatečně optimalizována infuzní technologie. Ostatní hodnoty IPS se pohybují blízko průměrné hodnoty 24,79 MPa a rozdíly jsou zanedbatelné zejména při porovnání s hodnotou vzorku č. 8, kde došlo k úpravě vakua. Lze vidět rozdíl maximálně 1,62 MPa a nárůst průměrné hodnoty na 25,15 MPa.

Z grafického znázornění na obrázku 2F) plyne, že rozdíl mezi hodnotami IPS vzorků vyříznutých z první a druhé poloviny desky může být až 2,45 MPa, u optimalizovaného procesu 2,08 MPa. Tuto odchylku je vhodné mít na paměti při vyhodnocování výsledků zkoušek IPS. Lze říct, že nezáleží na místě odběru vzorku z kompozitní desky, neboť odchylka se může v první i druhé polovině desky pohybovat jak v kladném, tak záporném směru.



Obr. 2 A) Průměrné hodnoty T_g první a druhé poloviny desky získané pomocí DMA; B) Rozdíl mezi T_g první a druhé poloviny desky získané pomocí DMA; C) Průměrné hodnoty tloušťek z první a druhé poloviny desky; D) Rozdíl mezi tloušťkami první a druhé poloviny desky; E) Průměrné hodnoty IPS první a druhé poloviny desky; F) Rozdíl mezi hodnotami IPS první a druhé poloviny desky.

VÝROBA SEKCE OMEGA PROFILU

V rámci ověření proveditelnosti výroby složitějších kompozitních konstrukcí byly vyrobeny dva omega profily o rozměrech přibližně 880×150 mm určené pro bezpilotní letoun (UAV – Unmanned Aerial Vehicle). Jeden profil byl vyroben monolitní, druhý s PMI pěnovými jádry ROHACELL 71 HF 4 mm, přičemž potahy se skládaly celkem z 8 vrstev skleněné tkaniny (US Style 7781, Interglas 92626, 296 g/m²) orientovaných 0/90. Omega díly byly zabaleny, napuštěny a vytvrzeny za stejných podmínek jako monolitní a sendvičové panely. Výsledkem byly funkční demonstrátory s drobnými vadami, viz obrázek 3.



Obr. 3 Výroba monolitního omega profilu a profilu s PMI pěnovými vložkami.

ZÁVĚR

Optimalizace infuzní technologie pro kompozitní materiály s PMMA matricí se ukázala jako zásadní pro zajištění opakovatelnosti výsledků zkoušek a kvality finálních kompozitních dílů. Dosažené výsledky potvrzují, že klíčovými faktory jsou kontrola viskozity a homogenity metylmetakrylátové pryskyřice a úprava technologických parametrů, zejména vakua a technologické skladby. Bylo otestováno několik povrchových úprav forem, přičemž u většiny bylo možné kompozit po laminaci oddělit od formy bez jejího poškození s výjimkou akrylátového plniče, který zreagoval vlivem přítomných akrylátových funkčních skupin s matricí stejného základu a vytvořil tak pevný spoj mezi povrchem formy a kompozitem.

Pomocí analýzy výsledků zkoušek a měření se stanovily odchylky teploty skelného přechodu, tloušťky a smykové pevnosti v rovině mezi jednotlivými kompozitními deskami, které je vhodné zohlednit i při vyhodnocování dalších experimentů. Díky testování obou polovin každé kompozitní desky zvláště bylo možné zjistit rozdíl mezi materiálovými vlastnostmi v závislosti na poloze měření. Samotný výběr místa odběru vzorku z kompozitní desky však neměl na výsledky vliv, protože odchylky se pohybují náhodně v kladném i záporném směru, byly tak stanoveny pouze náhodné odchylky materiálových vlastností. Výjimkou je tloušťka kompozitu, jejíž jasný sestupný trend se díky optimalizaci procesu podařilo stabilizovat na zanedbatelnou úroveň.

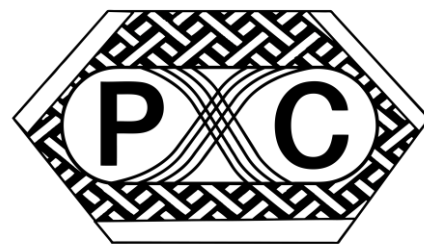
Výsledkem výroby sekce omega profilu a radomu pro UAV byly funkční demonstrátory s drobnými vadami. Je tedy možné vyrobit i tvarově složité termoplastové kompozitní konstrukce s PMMA matricí pro aplikace v letectví.

LITERATURA

1. W. Obande, C. M. Ó Brádaigh, D. Ray. Continuous fibre-reinforced thermoplastic acrylic-matrix composites prepared by liquid resin infusion – A review. *Composites Part B: Engineering*. Volume 215. 2021. ISSN 1359-8368.
2. Y. Qin, J. Summerscales, J. Graham-Jones, M. Meng, R. Pemberton. Monomer Selection for In Situ Polymerization Infusion Manufacture of Natural-Fiber Reinforced Thermoplastic-Matrix Marine Composites. *Polymers*. 2020.

POLYMER COMPOSITES 2025

Tábor, May 27th–28th 2025
CZECH REPUBLIC



APPLICABILITY OF NATURAL LONG FIBRE COMPOSITES

APLIKOVATELNOST KOMPOZITŮ S PŘÍRODNÍMI VLÁKNY

JAN ZOUHAR¹

Natural fibre composites have gained considerable popularity in the past few years. This rise is due not only to the drive for sustainable production and the reduction of CO₂ emissions but also to their favourable mechanical and environmental properties. In this paper we discuss their potential applications, the limitations arising from their intrinsic characteristics, and the manufacturing aspects that differ from those of traditional composites. These aspects include impregnation, curing, post-processing, environmental response and machinability, all of which determine the final field of application.

Kompozity z přírodních vláken si v posledních letech získaly značnou oblibu. Důvodem je nejen snaha o udržitelnou výrobu, snižování emisí CO₂ a dalších dopadů výroby, ale také některé jejich vlastnosti. V následujícím textu se budeme zabývat jejich možným využitím v různých aplikacích, omezeními, která vyplývají z jejich vlastností, a dalšími aspekty výroby, které se liší od tradičních kompozitů. Mezi ně patří proces impregnace, vytvrzování, následné zpracování, reakce na životní prostředí a obrobiteľnosť těchto materiálů. Tyto vlastnosti určují jejich konečné použití ve výrobcích.

KEYWORDS

Composites, Flax, Moisture, Manufacturing

INTRODUCTION

Composite materials are ubiquitous both in nature—wood is a classic lignin–cellulose biocomposite—and in engineered structures ranging from reinforced concrete to carbon-fibre aircraft skins. Their market share continues to grow because the architecture of two or more constituents yields exceptional specific stiffness, strength and tailored multifunctionality. In the last decade, however, the sustainability imperative has shifted attention from energy-intensive glass and carbon fibres towards renewable bast fibres such as flax, hemp and kenaf. Legislative drivers (e.g. the EU Horizon ‘High-performance, circular-by-design, biobased composites’ call) and corporate net-zero targets have accelerated research investment and early industrial adoption [1]. Flax (*Linum usitatissimum* L.) fibres offer one of the highest cellulose contents among natural fibres, conferring tensile moduli up to 60 GPa at densities of only 1.5 g cm⁻³. In automotive interior panels this translates into mass reductions of 15–25 % compared with glass-fibre counterparts while meeting safety specifications [2]. Premium OEMs including Volvo, Mercedes-Benz and Škoda have already released series components, and motorsport

¹ Assoc. prof. Ing. **Jan Zouhar**, Ph.D. Institute of Manufacturing Technology, Faculty of Mechanical Engineering, Brno University of Technology. Technická 2, Brno, Czech Republic. Tel. +420 54114 2523. Email: jan.zouhar@vut.cz

regulations now mandate a minimum flax content in bodywork for Formula E and FIA WRC programmes [3]. From a performance standpoint, state-of-the-art unidirectional flax/epoxy laminates deliver specific moduli on par with E-glass/epoxy; nanocellulose-modified systems report further ~20 % gains and improved damage tolerance [4]. Nonetheless, the hydrophilic nature of flax results in moisture uptake, fibre swelling and interfacial debonding that can degrade flexural strength by 10–30 % after prolonged hygrothermal ageing [5]. Optimised surface treatments, sizing agents and hybridisation with basalt or carbon plies are therefore active research themes [6]. Environmental assessments consistently demonstrate cradle-to-gate CO₂ savings of 40–75 % relative to glass-fibre composites; a recent ISO 14044-conformant LCA quantified a global warming potential of 2.4 kg CO₂-eq kg⁻¹ for flax/PLA sheet moulding compound versus 8.9 kg CO₂-eq kg⁻¹ for glass/polypropylene [7]. Moreover, end-of-life options such as organic recycling (composting, anaerobic digestion) or thermal valorisation with low ash content enhance circularity compared with incumbent inorganic fibres.

APPLICATIONS -MECHANICAL PROPERTIES

Flax reinforced laminates have progressed from laboratory curiosities to commercialised solutions wherever a combination of light weighting, vibration damping, low embodied carbon and warm natural aesthetics is valued. Automotive & Transport, Interiors - Door substrates in the Volvo EX30 and Mercedes Benz A Class replace E glass/PP with ampliTex® flax/PP skins, cutting mass by 18 % and CO₂ by 40 % without tooling changes [5]. Adekomaya reports 20 % weight saving for sisal/linen door panels while meeting FMVSS side impact criteria [5]. Motorsport - Porsche's 718 Cayman GT4 Clubsport MR employs flax powerRibs® door shells and rear wing ≈10 kg lighter than the original CFRP kit and homologated by the FIA [6], see fig.1. Formula E technical regulations mandate ≥10 % natural composite content by 2025 [3]. Mass transit. Natural fibre SMC side panels entered serial production for electric buses in 2024, leveraging lower crash-debris toxicity. Marine & Sport The 20.7 m Baltic 68 Café Racer integrates ≥50 % flax reinforcement in its hull and deck, achieving a 12 % structural mass saving and measurable noise damping gains [10]. Northern Light Composites' 35 kg flax dinghy (EcoOptimist) demonstrates recyclability and youth class durability [11]. In sporting goods, Bcomp ampliTex® skis, bicycle rims and surfboards deliver 8–15 % lighter structures and superior vibration control compared with wood or GFRP cores. Buildings & Furniture: Flax/hemp sandwich skins exhibit acoustic transmission loss improvements of 5–7 dB versus MDF while providing a bio based aesthetic valued in “New European Bauhaus” pilot façades Thermal insulation panels incorporating flax shiv achieve $\lambda = 0.045 \text{ W m}^{-1} \text{ K}^{-1}$ and an A1 fire rating after phosphate treatment [8].

Experimental data from Zouhar et. al [13] are summarised in Table 1. below. Unidirectional flax (I F UD) delivers a specific tensile strength of 0.21 MPa kg⁻¹ m³ comparable to biaxial glass (0.19 MPa kg⁻¹ m³)—and a flexural modulus of 8.96 GPa. Hybrid C/F twill (I CF04) attains 34.6 GPa flexural modulus and 464 MPa strength, positioning it for semi structural body panels. One of the main facts is that even modern fibers and their composites do not yet achieve the properties of glass materials, and therefore to replace them it is necessary to change the lay-up of the composite. However, the advantage is the lower density of flax materials and possible weight savings.



Fig. 1 Applied flax fibre composite – Porsche

Tab. 1 Table of measured mechanical properties laminate (0/90/±45)_s.

Laminate	σ_u [MPa]	E_t [GPa]	$\sigma_{u,flex}$ [MPa]	$E_{b, flex}$ [GPa]	ρ [g cm ⁻³]
CFRP (Twill)	511	18.2	760	46.1	1.39
CFRP+F (Twill)	368	12.2	464	34.6	1.29
GFRP (Twill)	339	7.8	183	12.3	1.76
FFRP(UD)	259	6.1	258	9.0	1.22
FFRP (Twill)	94	2.9	115	4.6	1.21

MOISTURE SENSITIVITY

Flax fibres are intrinsically hygroscopic because their cellulose microfibrils contain polar –OH groups and porosity (lumen). Moisture affects composites through plasticisation of the matrix, fibre swelling and interfacial debonding [13]. Moisture Uptake Kinetics, our ISO 22836 exposure at 70 °C/95 % RH produced $D = 1.1 \times 10^{-12} \text{ m}^2 \text{ s}^{-1}$ for infused flax laminates. At 23 °C, saturation occurs after ~28 days at 85 % RH, yielding 3–4 % mass gain Immediate Mechanical Effects, literature consensus places stiffness reductions for UD flax/epoxy between 15 % (conservative design) and 40 % (worst case) when equilibrated at 85 % RH [15]. Strength is largely retained and failure strain increases by 20–60 %, enhancing toughness. Our own data showed a 17 % drop in flexural strength at 95 % RH; prepreg panels limited loss to 7 % due to lower porosity. Long Term Hygro Fatigue (Moisture Ageing), seasonal cycling between 65–85 % RH leads to micro cracking and matrix–fibre debond growth. Accelerated ageing studies (52 cycles at 40–55 °C) project 10–20 % strength degradation over a 10 year European outdoor service life [13]. Stiffness change is negligible beyond the instantaneous drop.

Mitigation Guidelines (Best Practice). The CELC 2022 guideline recommends [13]:

1. Condition, don't over-dry fibres (<65 % RH) to limit dimensional swings during service.
2. Use moisture tolerant epoxies or polyester systems; keep cure temperature below water boiling point at process pressure.

3. Apply impermeable top /gel coats to seal machined edges and slow diffusion; design for 0.75 stiffness factor in outdoor load cases.
4. Hybridisation: place flax in core/neutral axis, carbon or basalt skins outside to shield moisture.

PROCES/PROCESSING

Epoxy matrices remain the dominant choice for long fibre flax laminates because of their low processing viscosity, strong interfacial bonding and wide catalogue of curing profiles—from room temperature hand lay up epoxies to fast cure systems for high pressure RTM (HP RTM). Recent research and industrial case studies indicate four scalable routes.

Vacuum Infusion (VARTM)

Flax fabrics' lumens trap air; therefore ≥ 2 h pre vacuum and high permeability distribution media are essential. Our infused plates (V_f 28–46 %, porosity 2–7 %), yielding tensile strengths up to 259 MPa (UD) but suffered a 17 % flexural knock down after moisture exposure. A 2024 comparative study recorded a similar void sensitivity, finding that each 1 % porosity lowered ILSS by 3.2 % [3].

Resin Transfer Moulding (RTM & HP RTM)

Conventional RTM operates at 0.5–4 bar; flax preforms tolerate compaction to ~ 45 % fibre volume before buckling. High pressure RTM (HP RTM) couples a reactive epoxy ($\eta \leq 50$ mPa s, $t_{gel} \leq 3$ min) with 60 bar injection, achieving porosity < 0.5 % and 2 min tact times for automotive skins [12]. Finite volume infiltration models calibrated on flax permeability grids predict pressure gradients and enable in mould sensors to self correct injection profiles [1]. A noteworthy 2024 study produced flax reinforced vitrimer epoxies via standard RTM, obtaining re mendable laminates (healing at 180 °C) with tensile modulus 9 GPa at $V_f = 42$ % [12], signalling potential for closed loop repair.

Prepreg & Autoclave / Out of Autoclave (OOA)

Hot melt impregnated flax/epoxy prepregs consolidated at 6 bar (120 °C, 60 min) reached $V_f \approx 50$ % and porosity 0.05 %, delivering flexural strength of 760 MPa when hybridised with carbon skins [13]. Recent OOA epoxy prepregs with latent cures (110 °C, 0.9 bar) report equivalent consolidation by incorporating micro channels in the release film to vent moisture.

Defect Mitigation & Post Processing

CT data Fig 2. show autoclave panels' void fraction < 0.1 % versus 13 % in a poorly compacted hybrid infusion. Post cure at $T_g + 20$ °C for 2 h raises crosslink density and lowers water diffusivity by 18 % relative to room temperature cures.

Overall, epoxy based long fibre flax components can not now be produced with aerospace grade porosity levels and cycle times suited to automotive throughput—provided moisture management, flow modelling and compaction pressure are optimised.

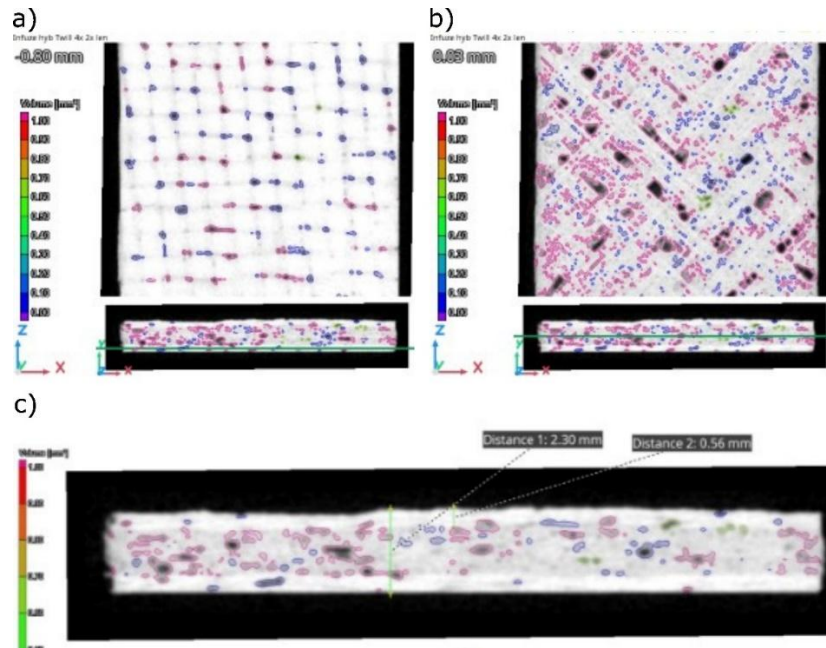


Fig. 2 Specimen hybrid Carbon-Flax a) carbon cut, b) flax cut, c) detail of cut.

CONCLUSION

Flax-fibre composites have evolved into technically credible and environmentally superior alternatives to glass-reinforced plastics for semi-structural components. Hybrid carbon/flax lay-ups raise ultimate strengths beyond 450 MPa yet retain up to 30 % bio-content, balancing crash energy absorption with regulatory sustainability targets.

- Industrial readiness. TRL 8–9 is reached for automotive interior panels, motorsport bodywork and a growing portfolio of marine and sporting goods (Section 2). Autoclave and HP-RTM routes now achieve aerospace-grade porosity (<0.1 %).
- Mechanical performance. Specific tensile strengths of 0.21 MPa kg⁻¹ m³ and flexural moduli of 9 GPa position flax between glass and carbon baselines. Porosity control is critical: each 1 % void content reduces flexural strength by ≈3 %.
- Durability. Moisture-equilibrated stiffness reductions are confined to 15–25 % when best-practice fibre conditioning and edge sealing are applied. Long-term hygro-fatigue forecasts a manageable 10–20 % strength loss over a decade of European outdoor service.
- Processing. Vacuum infusion remains cost-effective for small series, whereas prepreg/autoclave and HP-RTM provide superior Vf and cycle times compatible with high-volume transport production (Section 5). Moisture-tolerant epoxies and in-mould sensing underpin robust quality control.

ACKNOWLEDGMENTS

This research study was supported by the grant “Comprehensive technology for interdisciplinary work with advanced materials, emphasizing their multidisciplinary applications.”, FSI-S-25-8787.

LITERATURE

1. EUROPEAN COMMISSION. Funding & tender opportunities: High performance, circular-by design, biobased composites. online. In: Horizon-ju-cbe-2023-ia-07. 2023.
2. SKODA-AUTO. ŠKODA AUTO sází u svých vozů na ekologické materiály a zkoumá biologické suroviny. online. In: . 2021. Dostupné z: <https://www.skoda-storyboard.com/cs/tiskove-zpravy-archiv/skoda-auto-sazi-u-svych-vozu-na-ekologicke-materialy-a-zkouma-biologicke-suroviny/>.
3. FIA. FIA ENVIRONMENTAL REPORT 2023. online. In: . 2023. Dostupné z: https://www.environmentalreport.fia.com/wp-content/uploads/2023/06/FIA__ENVIRONMENTAL_REPORT_2023.pdf.
4. NGO, Tri-Dung. Natural Fibers for Sustainable Bio-Composites. online. In: GÜNEY, Ezgi (ed.); GÜNEY, Ezgi. Natural and Artificial Fiber-Reinforced Composites as Renewable Sources. London: InTech, 2018. ISBN 978-1-78923-060-4.
5. ADEKOMAYA, Oludaisi. Adaption of green composite in automotive part replacements: discussions on material modification and future patronage. online. Environmental Science and Pollution Research. 2020, roč. 27, č. 8, s. 8807-8813. ISSN 0944-1344.
6. Racing cars with body parts made from renewable raw materials - Porsche Newsroom. online. In: Porsche.com. Form: <https://newsroom.porsche.com/en/2020/motorsports/porsche-718-cayman-gt4-clubsport-mr-natural-fibre-composite-body-kit-22439.html>.
7. McLaren Racing - Revealed: How McLaren is pioneering the use of sustainable composites in F1. online. In: The Official McLaren Website – McLaren.com
8. HUSSAIN, Atif; CALABRIA-HOLLEY, Juliana; LAWRENCE, Mike a JIANG, Yunhong. Hygrothermal and mechanical characterisation of novel hemp shiv based thermal insulation composites. online. Construction and Building Materials. 2019, vol. 212, s. 561-568. ISSN 09500618
9. AROCKIAM, Naveen; JAWAID, Mohammad a SABA, Naheed. Sustainable bio composites for aircraft components. online. In: Sustainable Composites for Aerospace Applications. 1. Elsevier, 2018, s. 109-123. ISBN 9780081021316.
10. BALTIC 68 CAFÉ RACER your day saler with attitude. online. In: Baltic yachts.
11. EcoOptimist – Northern Light Composites. online. In: Northern Light Composites – Sustainable Composites. [cit. 2022-08-26].
12. Bcomp solution sports. online. Bcomp.
13. ZOUHAR, Jan; SLANÝ, Martin; SEDLÁK, Josef; JOSKA, Zdeněk; POKORNÝ, Zdeněk et al. Application of Carbon-Flax Hybrid Composite in High Performance Electric Personal Watercraft. online. Polymers. 2022, roč. 14, č. 9. ISSN 2073-4360.
14. Alliance for European Flax-Linen & Hemp (CELC). How to Cope with Moisture Sensitivity in Flax & Hemp Fibre Composites – Best Practice & Guidelines. May 2022.
15. KORONIS, Georgios; SILVA, Arlindo a FONTUL, Mihail. Green composites: A review of adequate materials for automotive applications. online. Composites Part B: Engineering. 2013, roč. 44, č. 1, s. 120-127. ISSN 13598368.
16. BALEY, C.; GOMINA, M.; BREARD, J.; BOURMAUD, M.; DAVIES, P. Variability of mechanical properties of flax fibres for composite reinforcement – A review. Industrial Crops and Products 145 (2020): 111 984.



SUSTAINABLE INNOVATION IN LIGHTWEIGHT CONSTRUCTION BIOBASED FLAX NCF

■ Secured sourcing and supply

// Constant roving quality // Local sourcing // No water addition for cultivation

■ Mechanical properties

// Multicompatible with standard resins, recyclable epoxy, acrylique and thermoplastic // Good and reproducible mechanical properties
// Damping properties provide more comfort in boats, transport vehicles and ski

■ Part finish

// Natural looking of finished part // Easy resin impregnation without porosity // Reduced print-through

Achieve more with another innovation from **SAERTEX**.

www.saertex.com

REINFORCING YOUR IDEAS

**PREPREGS FOR SURFACE
AND CONSTRUCTION
APPLICATION**

**FLAME RETARDANT
PREPREGS**

TOOLING PREPREGS

**SKI AND MOLDING
PREPREGS**

**CYANATE ESTER
PREPREGS**

PIGMENTED RESIN

BALLISTIC PREPREGS

**COATING
AND IMPREGNATION**

TOWPREGS

MΞEM

MΞEM



Na Roudné 443/18, 301 00 Plzeň - CZ | office@meem.cz | www.meem.cz

...the ALL in ONE solution!



**Structural Adhesives // Engineering Adhesives // Hot Melt Adhesives
Dispensing Equipment // Static Mixers // Accessories**

ICONTEX

Czech manufacturer and distributor
of composite materials since 2004



Peel Plies

- From polyester and nylon with a plain and twill weave, manufactured in the Czech Republic
- Width: from 0,02 m to 1,6 m
- Variants: washed thermo-fixed or unwashed
- Standard roll length: 100 m up to 400 m on the roll
- Our peel plies are cut to a diameter from 0,02 m and have thermo-fixed edges



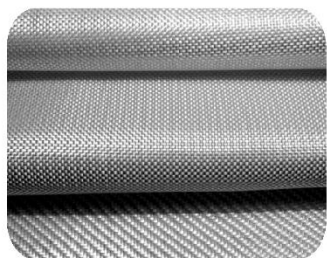
Bleeders & Breathers

- A range of polyester and polypropylene breather and bleeder fabrics, manufactured in the Czech Republic
- Fabric weight: from 80 g/m² to 600 g/m²
- Standard width: 1,0 m and 1,52 m up to 6 m
- Cutting width: from 0,05 m
- Roll length: 25 m to 100 m depending on fabric density



Vacuum & Release Films

- A range of release films and vacuum bagging films from nylon, polyethylene, mono or multi layer
- Films available as: tube, half tube or sheet, perforated or unperforated and different colours
- Thickness: from 0,02 mm – 0,08 mm
- Roll width: from 0,30 m to 4,00 m depending on the film



Glass fiber Fabrics

- A range of glass fibre fabrics in plain and twill weave
- Weight: from 80 g/m² to 420 g/m²
- Standard width: 100 cm

+420 602 759 401
info@icontex.com
www.icontex.cz

Icontex, s.r.o.
Novoveská 95, 709 00 OSTRAVA
Czech Republic





Title: POLYMER COMPOSITES 2025 – Proceedings

Editors: Kristýna Kubášová
Zdeněk Padovec
Radek Sedláček

Published by: Czech Technical University in Prague

Processed by: Faculty of Mechanical Engineering,
Department of Mechanics, Biomechanics and Mechatronics

Contact address: Technická 4, 166 07 Prague 6

ISBN 978-80-01-07431-2 (online)

ISBN 978-80-01-07423-7 (print)

First electronic edition

Prague, May 2025

All papers were printed without linguistic proofreading.

Number of pages: 100

Copyright © 2025