

České vysoké učení technické v Praze
Fakulta strojní
Ústav materiálového inženýrství

DEGRADAČNÍ CHOVÁNÍ VYBRANÝCH PLASTŮ A KOMPOZITŮ Z HLEDISKA LOMOVÉ MECHANIKY

DISERTAČNÍ PRÁCE

Autor: Vladimír Mára

Školitel: prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.

Školitel specialista: Ing. Taťána Vacková, Ph.D.



PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem tuto disertační práci vypracoval samostatně a to výhradně s použitím citovaných pramenů, literatury a dalších odborných zdrojů. Beru na vědomí, že se na mojí práci vztahují práva a povinnosti vyplývající ze zákona č. 121/2000 Sb. o právu autorském, o právech souvisejících s právem autorským a o změně některých zákonů.

V Praze dne

.....

podpis autora



ABSTRAKT

Na leteckou techniku působí v průběhu provozu celá řada negativních jevů, které svým synergickým účinkem ovlivňují vlastnosti kompozitních součástí. Vlivem okolního prostředí a mechanického zatížení dochází u vláknových polymerních kompozitů k degradaci jejich vlastností. Kompozitním materiálům se tak snižuje jejich únosnost a životnost, což nepříznivě ovlivňuje provozuschopnost leteckých součástí. V rámci předkládané práce byl hodnocen vliv enviromentálních podmínek ve formě vlhkosti a nízkých teplot na degradaci vlastností u uhlíkem vyztuženého laminátu s epoxidovou maticí Hexcel HexPly 8552. Hydrotermální účinek byl hodnocen v rámci dvou kompozitních skladeb s otvorem o rozdílném počtu vrstev a to na základě prostupu vlhkosti do materiálu, změn vlastností (drsnost, pevnost, tvrdost, deformace), lomového chování a procesů porušování. Kompozitní lamináty byly vystaveny působení relativní vlhkosti 85 % a teplotě 70 °C po dobu 33 800 hodin. Následně byl při -55 °C zkoumán účinek nízkých teplot na vlastnosti a lomové chování při kvazi cyklickém namáhání. Průběh pevnostních zkoušek byl monitorován metodou akustické emise a dopad degradace byl hodnocen na základě vybraných emisních parametrů a provedených fraktografických analýz. Hydrotermální účinek má významný dopad na snížení houževnatosti materiálu a v důsledku degradace matrice a oslabení mezifázového rozhraní dochází ke změnám v morfologických znacích a procesech porušování.

Klíčová slova:

kompozit, degradace, akustická emise, porušení, lom, vlhkost, nízké teploty



ABSTRACT

Many negative phenomena affect aircraft during their flight and their synergistic effect has impact on the properties of composite parts. The properties of fiber reinforced composites degrade due to the combination of environmental and mechanical stress. Thus, the load-bearing capacity and service life is decreasing which adversely affects the operability of aircraft components. In this work, the influence of environmental conditions on the properties degradation of carbon fiber reinforced polymer composite Hexcel HexPly 8552 was studied. Hydrothermal effect was analyzed on the two types of open-hole composite laminates with different number of plies. Evaluation was based on the moisture diffusion, changes of materials properties (surface roughness, strength, hardness, deformation), fracture behavior and damage processes. The composite laminates were conditioned in 85% humid air at 70 °C for 33 800 h and the effect of low temperatures on quasi-cyclic tension properties and fracture behavior was investigated. The impact of degradation was further analyzed with acoustic emission method with usage of selected parameters and performed fractographic analysis. The hydrothermal effect has a significant effect on reducing the materials toughness. Hygrothermal effect has significant impact on materials toughness reduction and the damage mechanisms and characteristic morphological features are changing due to the matrix degradation and weakened fiber/matrix interface.

Keywords:

composite, degradation, acoustic emission, damage, fracture, moisture, low temperatures



PODĚKOVÁNÍ

Tímto bych si rád dovolil poděkovat školiteli prof. RNDr. Petru Špatenkovi, CSc. a Ing. Taťaně Vackové, Ph.D. a za ochotu, cenné rady a připomínky při vedení této práce.

Dále bych chtěl poděkovat Ing. Martinovi Kadlecovi, Ph.D. za poznatky a připomínky poskytnuté v průběhu řešení této práce, Ing. Lence Michalcové za rady v průběhu zpracování dat akustické emise, Dr. Ing. Romanu Růžkovi za propůjčení systému akustické emise a univerzálního zkušebního zařízení s enviromentální komorou z Výzkumného a zkušebního leteckého ústavu, a.s. a doc. RNDr. Heleně Valentové, Ph.D. za propůjčení zařízení na dynamicko mechanické analýzy. Poděkování patří také Ing. Jakubovi Horníkovi, Ph.D. za přečtení předkládané práce a za cenné náměty a rady.



OBSAH

1. ÚVOD.....	8
2. TEORETICKÁ ČÁST.....	9
2.1. Kompozitní materiály.....	9
2.1.1. Kompozitní materiály v letectví.....	10
2.1.2. Vlastnosti kompozitních materiálů.....	12
2.2. Degradací procesy a mezní stavy.....	14
2.2.1. Degradace kompozitních materiálů.....	15
2.2.2. Příčiny degradace kompozitů.....	16
2.3. Degradace kompozitních materiálů v letectví.....	16
2.3.1. Procesy porušování vlivem mechanického zatížení.....	17
2.3.1.1 Intralaminární mechanismy.....	18
2.3.1.2 Interlaminární mechanismy.....	19
2.3.1.3 Translaminární mechanismy.....	22
2.3.2. Degradace vlastností vlivem přítomnosti otvoru.....	24
2.3.3. Degradace environmentálními vlivy.....	27
2.3.3.1 Vliv slunečního záření.....	27
2.3.3.2 Vliv vlhkosti.....	28
2.3.3.3 Vliv působení snížených teplot.....	32
2.3.3.4 Vliv působení zvýšených teplot.....	34
2.3.3.5 Hydrotermální vliv.....	35
2.4. Diagnostika degradace kompozitních materiálů.....	38
2.4.1. Akustická emise.....	39
2.4.2. Hodnocení signálu AE.....	40
2.4.3. Diagnostika kompozitů pomocí AE.....	41
2.4.4. Termické analýzy.....	44
2.4.5. Teplota skelného přechodu.....	44
2.4.6. Diagnostika kompozitů pomocí termogravimetrie.....	47
3. SHRUTÍ SOUČASNÉHO STAVU.....	48
4. CÍLE PRÁCE.....	49
5. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST.....	50
5.1. Metodika měření a způsoby vyhodnocování.....	50
5.1.1. Materiál.....	51
5.1.2. Pevnostní charakteristiky a vliv koncentrátoru.....	52
5.1.3. Difúze vlhkosti a hydrotermální expozice.....	53
5.1.4. Diagnostika pevnostních zkoušek.....	54
5.1.5. Hodnocení degradace matrice.....	58
6. VÝSLEDKY A HODNOCENÍ.....	59



6.1. Kontrola zkušebních těles.....	59
6.2. Plná a OH tělesa ve výchozím stavu.....	60
6.2.1. Pevnostní zkoušky a vliv otvoru.....	60
6.2.2. Fraktografická analýza výchozího stavu.....	63
6.2.2.1 Tělesa bez otvoru.....	63
6.2.2.2 OH tělesa.....	66
6.2.3. Významné fraktografické rysy.....	68
6.2.4. Diagnostika výchozích těles akustickou emisí.....	70
6.3. Zátěžový cyklus OH těles.....	78
6.3.1. Pevnostní zkoušky.....	78
6.3.2. Fraktografická analýza zátěžového cyklu.....	79
6.3.3. Diagnostika zátěžového cyklu pomocí AE.....	81
6.4. Hydrotermální expozice.....	84
6.4.1. Pevnostní zkoušky.....	85
6.4.2. Fraktografická analýza enviromentálního vlivu.....	87
6.4.3. Diagnostika expozice akustickou emisí.....	93
6.4.4. Hodnocení degradace matrice.....	96
7. DISKUZE.....	98
7.1. Absorpce vlhkosti.....	98
7.2. Mechanické vlastnosti a vliv koncentrátoru napětí.....	99
7.3. Fraktografie a systémy porušování.....	101
7.4. Kumulativní překmity a lineární lokalizace.....	106
7.5. K-means a frekvenční analýzy.....	110
7.6. Degradace matrice.....	113
7.7. Shrnutí a poznatky.....	114
8. ZÁVĚR.....	115
8.1. Perspektiva pro další výzkum.....	117
9. LITERATURA.....	118
10. SEZNAM SYMBOLŮ A ZKRATEK.....	135
11. SEZNAM OBRÁZKŮ.....	137
12. SEZNAM TABULEK.....	141
13. PUBLIKAČNÍ ČINNOST AUTORA.....	142
13.1. Tématické publikace v databázích WOS a SCOPUS.....	142
13.2. Tématické publikace v jiných databázích.....	142
13.3. Ostatní publikace v databázích WOS a SCOPUS.....	143
14. PŘÍLOHY.....	144



1. ÚVOD

Nárůst v použití vláknových kompozitů začal v leteckém průmyslu od roku 1969, kdy byly na horizontální stabilizátory vojenského letounu F-14 použity kompozity s borovými vlákny a epoxidovou matricí. O rok později se začaly na součásti primárně používat kompozity na bázi uhlíkových vláken, jejichž množství se rok od roku zvyšovalo. Od roku 1980 se začala výrazně snižovat hmotnost draku letadel a to díky nástupu kompozitů na bázi epoxidových nebo polyamidových matric vyztužených skleněnými, aramidovými a uhlíkovými vlákny. Dostupnost a různorodost uhlíkových vláken společně s rychlým poklesem jejich ceny umožnila jejich rozšíření nejen v leteckém průmyslu, ale i v rámci ostatních neméně důležitých odvětví, jako je například automobilový, chemický nebo energetický průmysl. V současné době jsou v letectví uhlíková vlákna dominantní výztuží používanou na primární konstrukční prvky.

Požadavky na novou generaci letadel, kterou vznáší jak společnost tak vlády jednotlivých zemí, jsou nesmírně náročné. Vize pro evropské letectví „Flightpath 2050“, která se řídí strategií „Evropa 2020“ definuje důležité budoucí scénáře, cíle a doporučení, mezi které primárně patří nižší cestovní náklady, lepší kvalita služeb, nejvyšší ekologické standardy a nejvyšší bezpečnost.

Již od počátku hraje bezpečnost v komerčním letectví klíčovou roli. Pro její dodržení se při návrhu konstrukcí vychází z tzv. přípustných vlastností materiálu, které se berou v úvahu pro namáhání navrhované součásti. Jsou odvozeny z vlastností kompozitního materiálu, které zohledňují nejhorší možné podmínky, se kterými může přijít do styku. Mezi tyto podmínky patří nízké a vysoké teploty, vliv vlhkosti (absorpce vody) a agresivních kapalin, případně jejich kombinované působení. Podmínky také pokrývají materiálové údaje polotovaru, které stanovují limitními tolerance. Použití vláknového kompozitního materiálu je pak stanoveno na základě jeho pevnostních a tuhostních charakteristik za výše zmíněných podmínek, ke kterým se dále řadí rázové a vrubové vlivy. Obzvláště přítomnost vrubu, např. ve formě spojovacího otvoru pro nýt, je kritickým faktorem, kdy pevnost kompozitu může být významně snížena. Je tedy nezbytné věnovat vrubům značnou pozornost, zejména ve spojení s vlivy okolního prostředí ve formě kombinace vlhkosti a nízkých a vysokých teplot.



2. TEORETICKÁ ČÁST

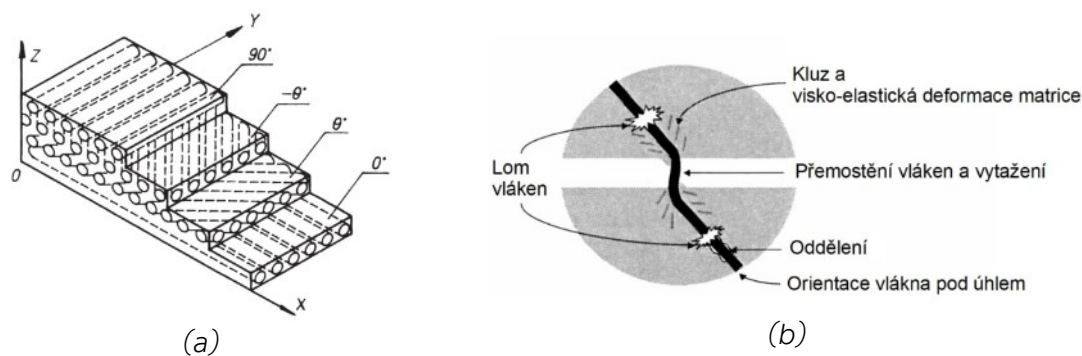
Kompozitní materiály jsou pro letectví vyráběny na základě norem o letové způsobilosti, tzv. leteckých předpisech. Jsou zde uvedeny hlavní požadavky na letovou bezpečnost a jsou také základem pro vývoj nových letadel, součástí, zařízení a leteckých materiálů. V souladu s normami musí konstruktér stanovit předpokládané provozní podmínky letadla společně s jeho letovými parametry, na jejichž základě se určují limitní provozní podmínky společně letovými charakteristikami, ovladatelností a charakteristikami stability. Nejdůležitějšími vlastnostmi jsou v tomto ohledu pevnost a únava [1]. Pevnostní požadavky stanovují dle norem mezní podmínky, které určují pevnost draku letadla a jeho součástí. Pro každé provozní zatížení je určena velikost a rozložení aerodynamických sil a setrvačných sil působících na drak. Na základě leteckých předpisů se stanovuje životnost letadla, kdy po jeho dosažení by mělo být letadlo odstaveno bez ohledu na jeho stav a provozuschopnost. [1]

2.1. Kompozitní materiály

Za kompozit se dá považovat takový materiál, který je kombinací dvou i více fyzikálně a chemicky odlišných fází o rozdílných vlastnostech. Zkombinováním dvou fází dochází ke zlepšení nebo vytvoření nových požadovaných vlastností. Kompozit se skládá ze spojitě složky (matrice) ve které je uložena dispergovaná složka (výztuž). Výsledné vlastnosti pak závisí na vlastnostech složek, jejich velikosti, geometrii, distribuci nebo uspořádání výztuže [2]. Matrice může být polymerní, kovová, keramická, uhlíková, cementová nebo hybridní. Výztuž může mít mnoho podob, kdy nejčastější formou jsou částice a diskontinuální nebo kontinuální vlákna. Čím je vlákno delší, tím je jeho vyztužující účinek vyšší a proto se v konstrukčních aplikacích používají více kontinuální vlákna. Schopnost vlákna vyztužit matici a zvýšit tak pevnost kompozitu závisí na vazbě vláken ku matici, resp. na pevnosti mezifázového rozhraní, které lze zvyšovat například povrchovou úpravou vláken, ale příliš velký nárůst může naopak negativně ovlivnit výsledné zpevnění. Vlivem působícího zatížení dochází k vytahování vláken z matrice a takto vytažená vlákna přemostují mik-



rotrhlinu ve chvíli, kdy dochází k jejímu otevírání (viz obr. 1b) a zabraňují tak jejímu dalšímu šíření. Vlákna mohou být orientována v jednom nebo více směrech či náhodně. Kompozity se mohou vyrábět jako jednosměrné, nebo se skládají z více různě orientovaných vrstev, které tvoří lamináty (viz obr. 1a). [3]



Obr. 1: Kompozitní materiály: (a) Skladba laminátu pomocí různě orientovaných vrstev [1], (b) Schéma přemostění trhlin vytažením vlákna [4]

2.1.1. Kompozitní materiály v letectví

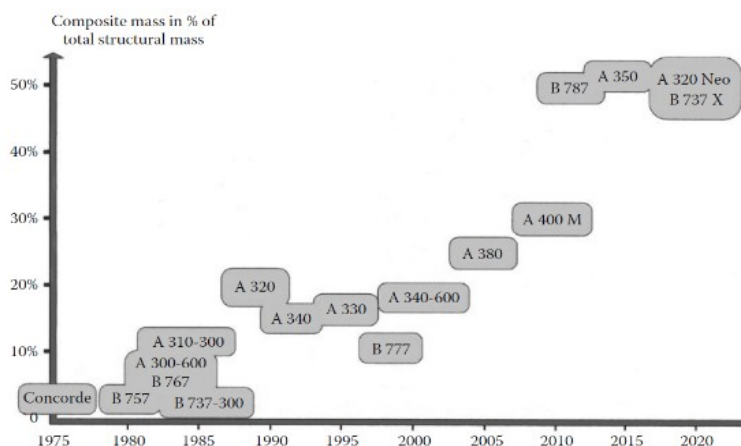
V leteckém průmyslu se používají převážně kompozity s dlouho-vláknovou výztuží, jež umožňují výrazné snížení počtu součástí a spojovacích dílů a tím i celkové ceny montáže. Zvyšuje se odolnost proti únavě a korozní odolnost, což významně snižuje náklady na údržbu a opravy. Zlepšuje se aerodynamický odpor díky aeroelastickému přizpůsobení tuhosti draku letadla pomocí kontrolovaného usměrnění vláken [1, 5, 6]. V konstrukci letadel je použito velké množství součástí vyrobených z kompozitních materiálů, které mají různý vliv na integritu letadla (viz tabulka 1).

Tabulka 1: Součásti letadla vyrobené z kompozitního materiálu [7]

Umístění	Název součásti
Primární konstrukční prvky	Špičky křídel, vertikální a horizontální stabilizátory, součásti konstrukce trupu, tlakové přepážky
Letové řízení	Kormidlo, křídlové klapky, winglet, spoiler
Kryty	Křidel, pylonů, obracečů tahu, klapek, radomu, dveří
Interiér	Podlaha, dveře, obklad kabiny



Využití kompozitů se postupně navyšuje s každým novým typem letadla. Nárůst použití v průběhu let v rámci civilního letectví společně s predikcí využití do dalších let je možné vidět na následujícím obrázku (obr. 2). [2]



Obr. 2: Využití kompozitních materiálů v komerčním letectví v průběhu let [2]

Největší nárůst podílu je patrný v případě Boeingu 787, u kterého je celkové zastoupení kompozitních materiálů v konstrukci cca 50%, zatímco u staršího typu 777 je objem pouze 11% (viz tabulka 2).

Tabulka 2: Zastoupení materiálů použitých pro výrobu letadel typu Boeing [2]

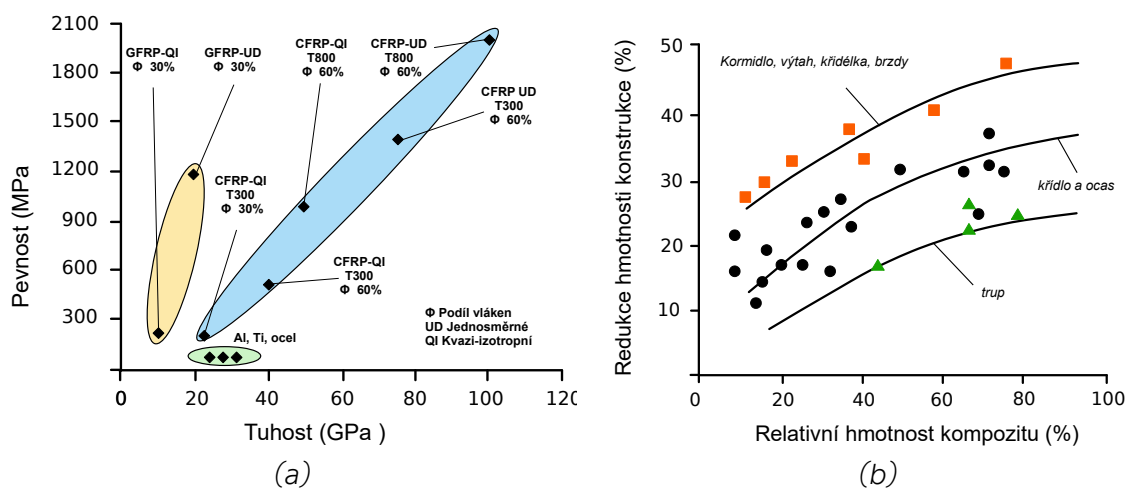
Typ letadla	Objem materiálu (hm%)				
	Kompozity	Al slitiny	Ti slitiny	Oceli	Ostatní
787	50	20	15	10	5
777	11	70	7	11	1

V průběhu let se u letadel v závislosti na součásti využívalo různých druhů kompozitních materiálů. Základem je epoxidová matrice a jako výztuž se používaly buď skleněná (1950), Kevlarová (1972), uhlíková (1970) nebo borová vlákna (1972). Mimo vlákna vyztužených kompozitů se také používají voštiny pro vytvoření jádra konstrukčních sendvičových dílů. V dnešní době se primárně používají na nosné prvky uhlíková vlákna a to z důvodu jejich dobrých pevnostních vlastností, vysokého modulu pružnosti a nízké hustoty společně s epoxidovou matricí díky její nízké ceně a relativní jednoduchosti výroby. [2, 7]



2.1.2. Vlastnosti kompozitních materiálů

Hlavní výhodou kompozitních materiálů je jejich vysoká pevnost a tuhost (obr. 3a), kdy součásti z nich vyrobené mohou dosahovat mnohonásobně nižší hmotnosti, než je tomu v případě použití kovů. V případě konstruování a dimenzování součásti na určitou zátěž, je teoreticky možné dosáhnout při použití sklolaminátových kompozitů až 1/4 váhy, než by tomu bylo v případě použití kovů a pokud je důležitou vlastností tuhost, tak použitím uhlíkem vyztužených kompozitů bude váha součásti činit pouze 1/10. Tak vysoké úspory však není možné v praxi dosáhnout, jelikož konstruktér musí brát v úvahu další faktory, jako je existence vrubů, nebezpečí impaktu (nárazu) a výrobních vad, velké množství mechanických spojů, opakovatelnost výroby, scatter faktor apod. Celková úspora se reálně pohybuje od 10 do 20 %. Na obr. 3b je možné vidět redukcí hmotnosti některých prvků v závislosti na relativní hmotnosti kompozitu. Největší dopad je patrný pro málo až středně namáhané součásti (oranžová), které tvoří 20% z celkové hmotnosti draku letadla. [1, 2]



Obr. 3: Vlastnosti vláknových kompozitů: (a) Pevnost v závislosti na tuhosti [2], (b) Redukce a úspora hmotnosti leteckých součástí vyrobených z kompozitů [1]

Snížení hmotnosti letadla se dosáhne při použití většího množství kompozitních materiálů na jeho konstrukci, což se následně projeví ve výrazně nižší spotřebě paliva, čímž poklesnou náklady a sníží se emise. Díky nárůstu užitečného zatížení se navýší možnost přepravy více pasažérů a většího množství nákladu a prodlouží se letová vzdálenost. Například úsporou 1 kg hmotnosti u



Airbusu A320 se dosáhne úspory 2000 l paliva během celého životního cyklu letadla [8]. U Boeingu 787 se snížením hmotnosti o cca 20% sníží emise a také se zvýší celkový dolet letadla. [1, 2, 5]. Kompozity mají dále dobrou únavovou odolnost, nízkou hustotu, dobrou odolnost proti creepu, a nejsou citlivé na běžné chemikálie, které se používají v leteckých motorech, jako je například mazivo, olej, hydraulické kapaliny, barviva, rozpouštědla nebo petrolej. [7]

Nevýhodou kompozitů je při porovnání s konvenčně používanými materiály jejich vyšší cena. Například při porovnání s hliníkovými slitinami nebo ocelí je cena kompozitů cca 5 až 20× vyšší. Vzhledem k povaze kompozitů je riziko vzniku defektu na rozhraní vlákna a matrice vysoké. Kompozitní materiály jsou anizotropní, což může být nebezpečné v případě, že dojde k namáhání ve směru kolmém na uložení vláken, poněvadž může snadno dojít k porušení součásti. Kompozity mají nízkou odolnost vůči rázu, kdy nebezpečím jsou např. nárazy ptactva a jsou citlivé na poškození bleskem při bouři.

Pokud jsou použity společně s hliníkem nebo titanem, může docházet ke vzniku galvanické koroze a součást je tak nutné chránit vhodnou úpravou povrchu. Další nevýhodou kompozitů, při porovnání s běžnými kovovými materiály, je absence komplexní databáze vlastností a jejich obtížná recyklace. [2, 6]

Vzhledem k povaze a vlastnostem kompozitních materiálů se v letectví při návrhu konstrukce nebo součásti vychází z tzv. koncepce přípustnosti poškození (Damage Tolerance). Kompozitní součást by si měla udržet dostatečnou pevnost a tuhost i v případě, že je v průběhu provozního života detekováno její poškození. Konstrukce nebo součást tedy mají být schopny přenést provozní zatížení bez porušení nebo vzniku deformací, dokud nedojde k opravě defektu. Ten může vzniknout během provozu a nebo je v materiálu přítomen jakožto výrobní vada [1, 8]. Pro prokázání spolehlivosti konstrukce se se u uhlíkem vyztužených kompozitů používá přístup tzv. nerostoucího defektu (No Crack Growth). Ten stanovuje, že pokud je u dynamicky namáhané součásti stanoven limit přípustné deformace (obvykle 0,4%) tak trhliny, které mohou vzniknout např. rázem, se v materiálu nebudou šířit. Toto je klíčová vlastnost kompozitního materiálu v porovnání s Al slitinami, protože díky ní se snižují náklady na údržbu letounu během jeho provozu. [8]



2.2. Degradční procesy a mezní stavy

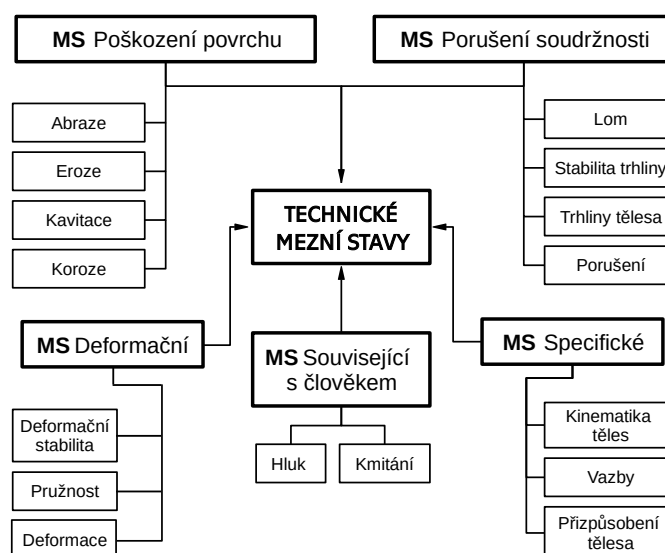
Degradací materiálů se rozumí procesy, které vedou k postupným a trvalým zhoršení materiálových vlastností. Zhoršení vlastností má za následek snížení celkové životnosti a spolehlivosti součásti či konstrukce. Ke zhoršení, resp. degradaci vlastností součásti může dojít již při samotném procesu výroby nebo v rámci provozní činnosti. Mezi nejčastější případy degradace při provozu patří: zkřehnutí materiálu (např. oxidací nebo radiačním poškozením), únava, creep, koroze nebo opotřebení. V případě výroby se jedná o nedodržení předepsaného výrobního postupu, což může vést ke změně výsledných materiálových vlastností. Tato změna může negativně ovlivnit nejen chování materiálu, ale také urychlit degradační procesy. Ty mohou působit samostatně, avšak v řadě případů dochází k jejich synergickému působení. Degradčními procesům je možné zabránit například výběrem vhodného materiálu pro dané prostředí či změnou ve výrobní technologii. V případě, že se součást nebo konstrukce vlivem degradačních procesů dostane do mezního stavu, může dojít k jejímu katastrofickému selhání a následné havárii. [9–11]

Pokud materiál dosáhne **mezního stavu**, přestává plnit svoji předepsanou funkci, kdy z hlediska provozuschopnosti je tento stav nepřijatelný. Materiál může mezního stavu dosáhnout za různých podmínek. Tyto podmínky je možné popsat pomocí veličin, které vyjadřují určitý stav materiálu. Tyto veličiny popisují různé vlivy, které působí na materiál, jako jsou například: síla, deformace, teplota, vlhkost, radiace, atd. Pokud některá z kritických veličin dosáhne své mezní hodnoty za daných podmínek, nastává tzv. mezní stav materiálu. Často je tento stav popisován jako finální fáze degradačního procesu, který působil na materiál po určitý časový úsek. Vyústěním mezního stavu může být porucha nebo poškození součásti (lokální nebo havarijní), které zabrání jejímu dalšímu použití. Může to být například vznik a šíření trhliny v součásti, která zapříčiní selhání její funkčnosti. [9, 12, 13]

Jednotlivé druhy materiálů (kovy, plasty, kompozity, keramika) mohou dosahovat mezních stavů za různých podmínek. To co může být kritickou hodnotou stavové veličiny pro jeden materiál (kov), nemusí platit pro druhý materiál (plast). Znalosti degradačních procesů umožňují zvyšovat životnost



materiálu a také predikovat případné jeho poškození a s tím i spojené případné havárie. Následující obrázek (obr. 4) ilustruje vybrané rozdělení mezních stavů do několika skupin. [9, 12, 13]



Obr. 4: Soubor vybraných mezních stavů technických objektů [12]

2.2.1. Degradace kompozitních materiálů

Kompozitní materiály mají v porovnání s kovovými materiály některé degra- dační procesy společné (např. creep nebo únava). Ve většině případů se ale u kompozitů vyskytují zcela jiné druhy. Tyto degrační procesy se označují jako procesy stárnutí a lze je rozdělit do několika základních skupin [3, 14]:

- Chemické procesy
- Fyzikální procesy
- Mechanické procesy

V rámci **chemických procesů** dochází ke změně chemického složení, molekulární struktury, molekulové hmotnosti. Tyto procesy jsou nevratné a mezi nejdůležitější činitele patří oxidace, hydrolýza, post-polymerace a post-kon- denzace, ozon, radiace nebo UV záření. **Fyzikální procesy** stárnutí zahrnují změny ve struktuře, molekulárním uspořádání, tvaru a volného objemu (zmenšování amorf- ní fáze polymeru). Mezi tyto procesy se řadí relaxace, post-krystalizace, separace, plastifikace, migrace nebo aglomerace. Některé tyto procesy je možné eliminovat ohřátím materiálu nad teplotu skelného přecho-



du T_g , díky čemuž se materiál vrátí do původního stavu. Nejedná se tedy většinou o nevratné procesy, jako tomu je v případě chemických procesů. **Mechanické procesy** jsou nevratné a lze do nich zahrnout vznik trhlin v matrici, lomy vláken, delaminaci, porušení na rozhraní vlákno/matrice, neelastické deformace, creep nebo relaxace. [3, 14–16]

2.2.2. Příčiny degradace kompozitů

Příčin vzniku procesů stárnutí u kompozitních materiálů je celá řada, ale je možné je rozdělit na:

- Vnějšího charakteru
- Vnitřního charakteru

Vnitřní příčinou jsou například termodynamicky nestabilní stavy, které vedou ke změně vlastností materiálu. Nejčastěji se jedná o tepelně aktivované děje, kdy výsledkem je neúplná polykondenzace, vznik zbytkového pnutí nebo nestabilní krystalizace matrice. Množství tepla uloženého v materiálu je pak mnohdy dostačující na to, aby došlo k aktivaci těchto dějů. [16]

Mezi **vnější** vlivy se řadí ionizující záření, teplota, chemická nebo biologická média, vlhkost a kyslík z atmosféry. V praxi často dochází k působení několika vlivů zároveň (např. oxidace za zvýšených teplot a UV záření) a podobně některé chemické a fyzikální procesy mohou působit simultánně. [16]

2.3. Degradace kompozitních materiálů v letectví

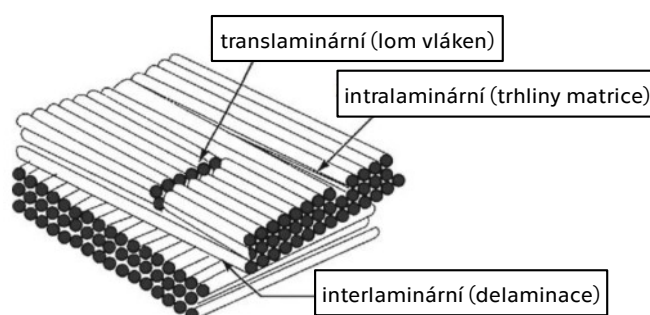
U kompozitů na bázi epoxidových pryskyřic se setkáváme v rámci degračních procesů s vlivy okolního prostředí (vlhkost, teplota, UV záření), které jsou doprovázené chemickými změnami (hydrolyzou) a také s degradací vyvolanou mechanickým zatížením. [17–19] Dle Ruského institutu leteckých materiálů (VIAM) může dojít k poklesu pevnosti až o 20 % u nechráněných kompozitů po 5 letech provozu. Ze zahraničních údajů letových zkoušek vyplývá, že po 5 letech environmentální expozice klesá smyková a tlaková pevnost o 15 %, zatímco pevnost v tahu se příliš nemění. Vlivem leteckého paliva, hydraulických a protinámrazových kapalin klesají vlastnosti po 5 letech až o 10 %. [1]



2.3.1. Procesy porušování vlivem mechanického zatížení

Kompozitní materiály mají oproti kovovým materiálům nehomogenní mikrostrukturu. Hlavním důvodem je existence fázového rozhraní vlákno/matrice, které pomáhá zabraňovat volnému šíření trhliny (viz obr. 1b). Dalšími důležitými prvky, které mají vliv na pevnost jsou: defekty vláken, přítomnost lokální delaminace nebo odchylka pevnosti vláken. Tyto prvky sice redukuje statickou pevnost, ale částečně mohou zvyšovat lomovou houževnatost. [17, 20]

Iniciace porušení, šíření trhliny a lom polymerního kompozitu jsou většinou nestabilní procesy, protože na plastickou deformaci se uvolňuje malé množství energie a větší část energie se uvolňuje při tvorbě sekundárních poruch. Forma porušení kompozitního materiálu závisí na druhu a podmínkách zatěžování a na jeho mikrostrukturu. Mikrostrukturou se rozumí vlákna (jejich průměr, objemový podíl, distribuce, způsob uspořádání), matrice a fázové rozhraní vlákno/matrice. Samotná soudržnost vlákna a matrice bývá nejčastěji nejslabším článkem kompozitního materiálu. Mechanismy porušení kompozitů (viz obr. 5) je možné rozdělit na 3 základní druhy v závislosti, zda dochází k porušení vláken, matrice nebo fázového rozhraní. [15, 20, 21]



Obr. 5: Základní mechanismy porušení ve vlákny vyztuženém kompozitu [7]

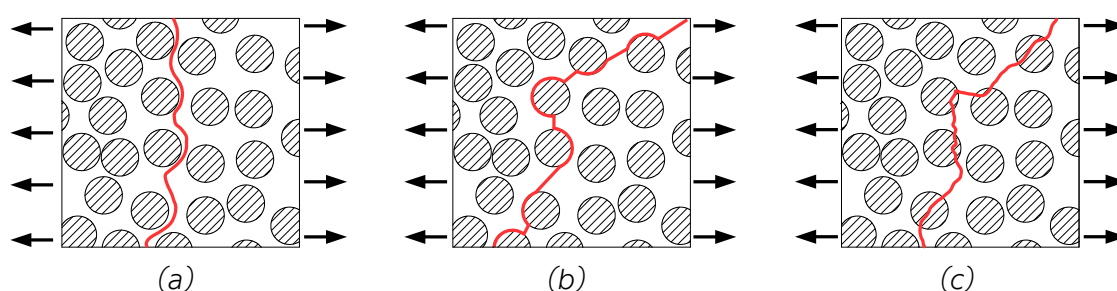
U **intralaminárního** mechanismu se porušení realizuje především ve směru tloušťky, ale pouze u matrice nebo v rámci fázového rozhraní vlákno/matrice. Mezi nejčastější formu patří trhliny v matrici, které nemusí být často na první pohled viditelné, jelikož porušení může vznikat pod povrchovou vrstvou a kompozit jako takový se může jevit jako neporušený. V případě **interlaminárního** mechanismu dochází k oddělování jednotlivých vrstev kompozitu od sebe



v rovině, kdy nejčastějším případem takového porušení je delaminace. V rámci **translaminárního** mechanismu vzniká porušení vláken ve směru tloušťky kompozitu a dochází tak k lomům vláken, přetržení vláken, jejich zborcení (vybočení) nebo rozštěpení. [15, 21, 22]

2.3.1.1 Intralaminární mechanismy

Jedním z běžných druhů porušení pro vlákny vyztužené kompozity je vznik trhlin v matrici. Toto porušení bývá také označováno jako praskání matrice. Jedná se o porušení v rovině, která je kolmá na směr uložených vláken. K iniciaci dochází lokálně ve vláknové řadě a v místech, které jsou buď bohaté na matrici nebo nedostatečně vyplněny samotnou matricí (například dutiny). Existují 3 základní druhy trhlin, které mohou v matrici kompozitního materiálu vzniknout. Způsob jejich šíření pak závisí na orientaci uložených vláken (0° , $\pm 45^\circ$, 90°), na pevnosti fázového rozhraní vlákno/matrice a na individuální pevnosti samotné matrice a vláken. Pokud má matrice nízkou pevnost, vzniká kohezní trhlina, která se šíří okolo vláken a mezi vlákny (viz obr. 6a). Je-li pevnost rozhraní nízká, dochází k porušení na rozhraní vláken a matrice, což může vést až k podélnému lomu vláken (viz obr. 6b). [15, 23, 24]

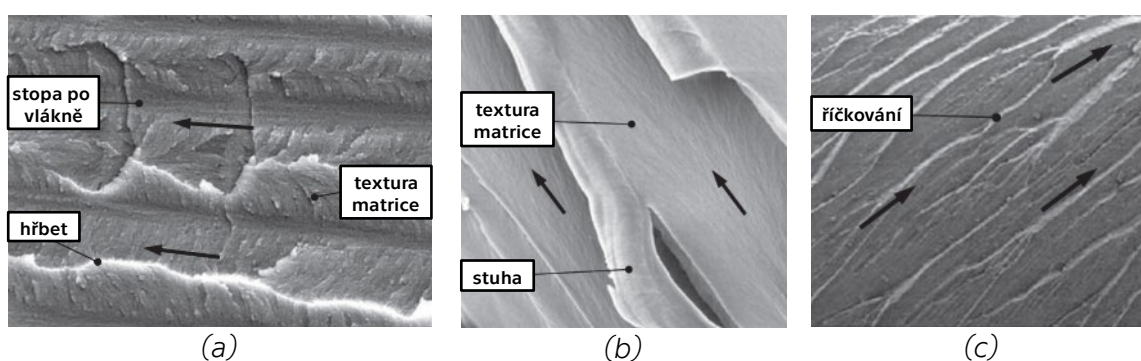


Obr. 6: Šíření trhlin v matrici: (a) Kohezní trhlina, (b) Trhlina na rozhraní vlákno/matrice, (c) Translaminární trhlina [15]

Často vzniká v matrici větší počet trhlin, které se šíří souběžně v různých rovinách. Pokud se tyto trhliny setkají, dochází ke vzniku důležitých fraktografických rysů: hřbetu (scarp), říčkování (riverlines) a stuh (ribbons). Spojením dvou sousedních rovin s trhlinou vzniká ostrý přechod, nebo-li hřbet (viz obr. 7a) s viditelnou texturou vzniklou mikrotečením matrice. Hřbety jsou doménou



křehkých matic, ale mohou se objevit i u houževnatých pryskyřic. Pokud dojde dříve k překryvu rovin, než k jejich spojení (vzniku hřbetu), vytvoří se tzv. stuhy (obr. 7b). Pro vyhodnocení směru šíření trhliny je ale nejdůležitějším morfologickým znakem tzv. říčkování (obr. 7c), které vzniká přirozeným propojováním hřbetů. Směr růstu trhliny je pak dán směrem, ve kterém se jednotlivé říčky sbíhají a tvoří jednu trhlinu. [15]



Obr. 7: Intralaminární mechanismy: (a) Hřbet, (b) Stuha, (c) Říčkování [15]

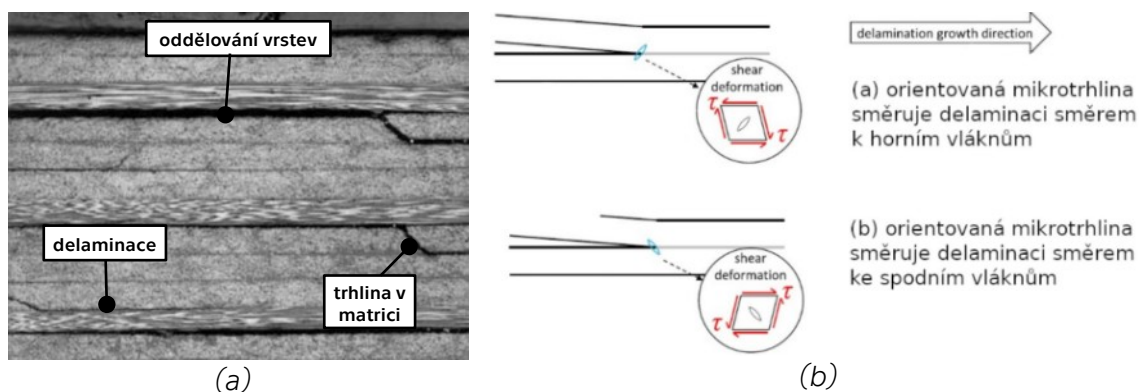
Intralaminární mechanismy mohou poskytnout další informace o směrech šířící se trhliny, přestože se zvyšující se houževnatostí matrice jsou jejich morfologické znaky (vyjma samotných trhlin v matrici) méně výrazné a to vlivem značné plasticity v okolí vláken a v okolí stop po vytažených vláknech, což jsou místa, ze kterých dochází k nejčastějšímu šíření trhlin. Intralaminární mechanismy se vyskytující na počátcích procesu porušování a jsou významné, neboť působí jako iniciační místo pro vznik a šíření dalších porušení. Jejich klíčovou rolí je dále schopnost interakce s inter- a translaminárními mechanismy, jako jsou např. delaminace nebo lomy vláken. [15, 25]

2.3.1.2 Interlaminární mechanismy

V případě praskání matrice se trhlina šíří mezi vláknem a matricí a často bývá doprovázena delaminací jakožto sekundárním druhem porušení, jak dokládá práce [Zubillagy et al.](#) [26] a [Scholeyho et al.](#) [27]. V blízkosti volného povrchu dochází k oddělování sousedních vrstev kompozitu od sebe (delaminaci), ale samotná šířící se trhlina tak přímo nezasahuje do svazku vláken (viz



obr. 8a). Šíření delaminace v materiálu může vyústit ve snížení jeho mechanických vlastností a následná ztráta integrity materiálu pak může vést ke vzniku iniciačních míst pro další druhy porušení. [15]



Obr. 8: Interlaminární porušení: (a) Delaminace a oddělení vrstev od sebe [15], (b) Model šíření delaminace pomocí mikrotrhlin vznikajících na jejím čele [28]

U kompozitních laminátů dochází k oddělování rozdílně orientovaných vrstev od sebe různými způsoby. Vznikající procesy porušení závisí na orientaci uložených vláken vůči působícímu hlavnímu napětí:

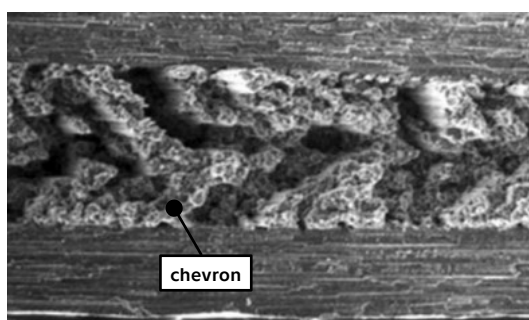
- Oddělování vrstev s vlákny 0°
- Oddělování vrstev s vlákny 90°
- Oddělování vrstev s vlákny $\pm 45^\circ$

U vrstev, které jsou uloženy pod 0° (ve směru hlavního napětí) dochází k podélnému oddělování (ve směru hlavní osy) vlivem změny distribuce napětí, které působí na celou vrstvu. Uvnitř vrstvy vzniká mezivrstevné smykové napětí, vlivem kterého se delaminace šíří dál, což dokládá na modelu (viz obr. 8b) [McElroy et al.](#) [28]. Typicky se toto porušení šíří od okraje vrubu. Za vrub je považován např. otvor, který se vytváří v průběhu výrobního procesu a slouží například pro šroubové nebo nýtové spoje. [15, 23, 29]

V případě orientace 90° vzniká delaminace jakožto sekundární porušení. Nejprve vznikají příčné (laterální) trhliny v matrici vlivem její nízké pevnosti v tahu. Trhliny jsou iniciačním místem, kde dochází buď k delaminaci mezi vrstvami sousedícími s trhlinou (viz obr. 8a) nebo k lomu vláken uložených ve směru 0° , které jsou považované jako nosné. Důsledkem porušení 0° vrstev

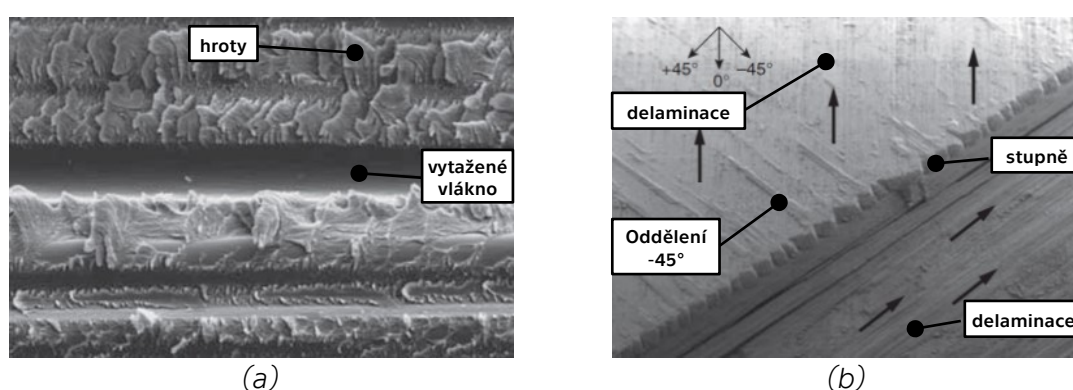


vznikají na lomové ploše tzv. chevrony. S jejich pomocí je možné určit oblast, ve které došlo k iniciaci a šíření trhliny. Kumar et al. [30] ve své práci uvádí vznik charakteristického 'V' tvaru na lomové ploše (viz obr. 9), který indikuje směr růstu hlavní trhliny [15].



Obr. 9: Porušení nosných 0° vrstev a vznik chevronů na lomové ploše [15]

U vláken uložených pod $\pm 45^\circ$ dochází nejprve ke vzniku příčných trhlin v matrici. Následně dochází vlivem mezivrstevného smykového napětí k oddělení vrstev, které jsou uloženy mimo hlavní osu. Na lomové ploše vznikají v okolí vytažených vláken hroty (viz obr. 10a). Následná delaminace $\pm 45^\circ$ vrstev má za následek vznik iniciačních míst, odkud se šíří porušení nosných 0° vrstev a na lomové ploše pak vznikají, tzv. stupně (viz obr. 10b) [15].

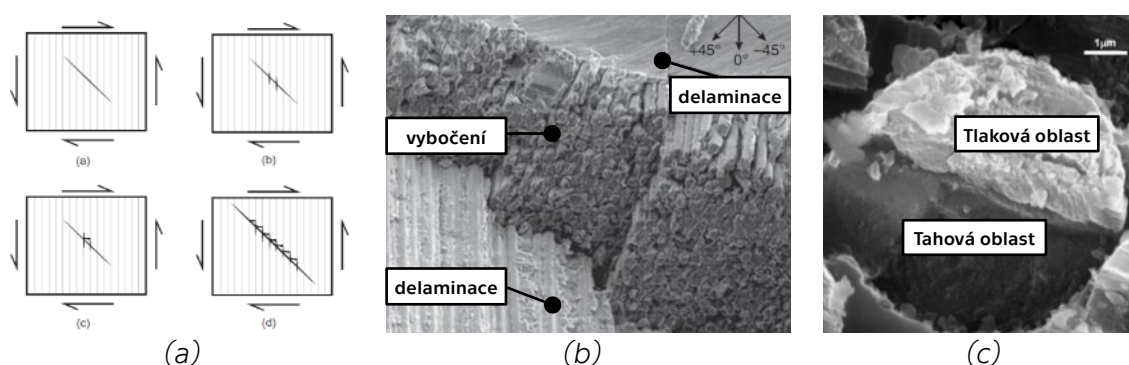


Obr. 10: Porušení $\pm 45^\circ$ vrstev: (a) Hroty na lomové ploše v okolí otisku po vytaženém vlákně [15], (b) Vznik stupňů vlivem mezivrstevného smyku [15]

Stupně na 0° vrstvách vznikají tak, že nejprve dojde vlivem smykového zatížení k oddělení přilehlých vrstev, které jsou pod $\pm 45^\circ$. Vzniklá deformace v laminátu vede k podélnému oddělení 0° vrstev, kdy dosažením kritické délky je v



okolí vlákna vyčerpána jeho boční podpora od matrice, následkem čehož dojde k mikrovýbočení vlákna (viz obr. 11a) a tvorbě stupně (viz obr. 11b). Finální fází je vznik lomového pásu (kinkband) [15, 18]. Vlivem vzpěru mají pak lomové plochy vláken charakteristickou morfologii (viz obr. 11c), kde je na jedné části patrná tahová a na druhé tlaková oblast. Tento typ porušení je typický pro kompozity, které jsou namáhané prostým tlakem.



Obr. 11: Vliv smykového zatížení: (a) Mechanismus tvorby stupně [15], (b) Lomová plocha 0° vrstvy se vznikem stupně [15], (c) Detail vybočeného vlákna [31]

Analýza těchto lomových ploch je však často obtížná a to z důvodu ulpívání částí porušených vláken na povrchu, kdy tyto zbytky mohou maskovat důležité fraktografické rysy a znemožnit tak správnou interpretaci. [22, 24, 32]

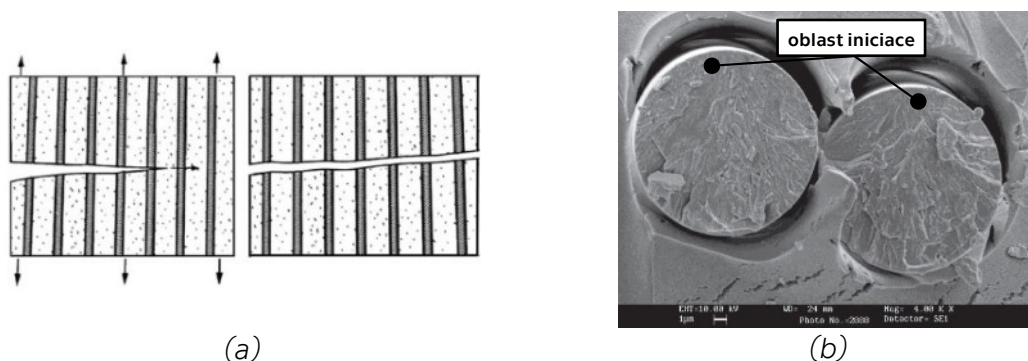
2.3.1.3 Translaminární mechanismy

Vlivem tahového napětí dále dochází k porušení vláken. Jedním z nejdůležitějších faktorů je pevnost fázového rozhraní vlákno/matrice, která ovlivňuje způsob šíření trhliny. Před samotným porušením vlákna dochází k jeho podélnému oddělení od matrice. Tento mechanismus spočívá v šířící se trhlíně skrz matici kolmo k vláknu, kdy před její špičkou vzniká tahové a přidružené smykové napětí. Jakmile trhlina dorazí k vláknu, smyková napětí jsou rovnoběžná s vláknem a způsobují tak smykové napětí na fázovém rozhraní vlákno/matrice. Mezi vláknem a maticí dochází k lokalizovanému porušení jejich fázového rozhraní. [15, 32]

Jakým způsobem se bude trhlina šířit dále závisí na pevnosti mezifázového rozhraní. Pokud bude mít rozhraní vysokou pevnost, bude oddělování vláken

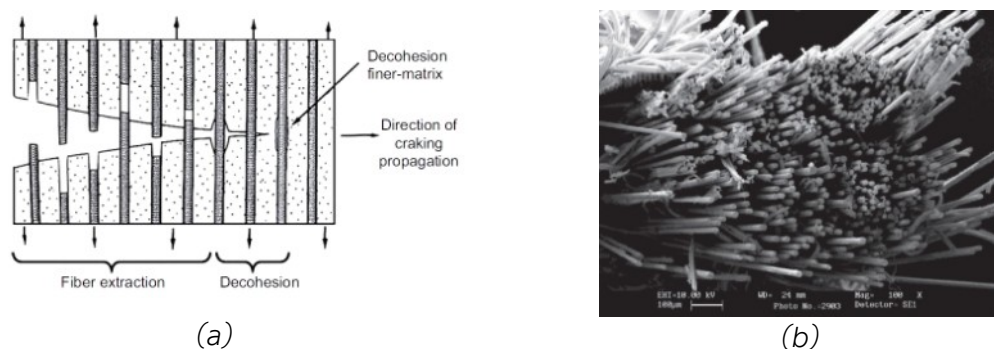


od matrice omezené a trhlina se bude šířit skrz vlákna (viz obr. 12a) a v materiálu dojde ke vzniku křehkého lomu a formaci tzv. radiálů na lomové ploše vláken (viz obr. 12b) [30, 33]. Radiály jsou charakteristickým znakem porušení vláken a s jejich pomocí je možné určit směr šířící se trhliny.



Obr. 12: Šíření trhliny: (a) Nízká pevnost rozhraní [34], (b) Formace radiálů [30]

V případě nízké pevnosti rozhraní bude docházet k rozsáhlejšímu oddělování vláken od matrice (obr. 13a), než dojde k samotnému porušení kompozitu. Z fraktografického hlediska se na lomové ploše bude jevit porušený svazek vláken jako roztřepený (viz obr. 13b). Samotná vlákna se v závislosti na jejich druhu mohou na koncích také roztřepit, nebo uvolnit z matrice. [15, 35]



Obr. 13: Šíření trhliny: (a) Vysoká pevnost rozhraní [34], (b) Roztřepení vláken [30]

Zda dojde ke křehkému lomu nebo k lomu s roztřepením bude záviset na druhu vláken. Luder [36] uvádí, že křehce se porušují například skleněná vlákna, která jsou vystavená korozi, čímž dochází k oslabení jejich pevnosti a vzniku právě křehkého lomu. K roztřepení pak může dojít například u aramidových vláken, které jsou na tuto formu porušení obecně náchylná. [15, 32]



2.3.2. Degradace vlastností vlivem přítomnosti otvoru

V letectví se používají otvory s různými geometriemi, jejichž rozdílné tvary slouží například pro mechanické spojování dílů, nýtování, mazací otvory nebo okna v trupech letadla. Jejich přítomnost je často hlavním důvodem poklesu mechanických vlastností materiálu. Celková únosnost a životnost kompozitního materiálu je snížena v důsledku iniciace porušení způsobené vrubem a vlivem kumulace napětí na okraji otvoru. [8, 37] Druh porušení pak závisí na tloušťce laminátu, orientaci vrstev a druhu matrice a výztuže. [23]

Pro kompozitní materiály s vrubem navrhli *Waddoups, Eisenmann a Kaminski* (1971) [38] (WEK) kritérium analogické k plastické zóně v kovech, které předpokládá existenci intenzivní energetické zóny o dané délce, která se nachází na okraji vrubu. Tato metoda lineární elastické lomové mechaniky (LELM) je aplikována na model pro izotropní materiály a bere v úvahu prodloužení trhliny od okraje vrubu. Jelikož v kompozitních materiálech se tento typ trhlín nepředpokládá, bylo tudíž potřeba aplikovat energetické kritérium, které je obdobou toho, které bylo navrženo *Irwinem*. Výsledná hodnota lomové houževnatosti K_{IC} ale není v případě kompozitů materiálovou vlastností a liší se na základě geometrie vrubu. I přesto aplikováním teorie LELM bylo umožněno vyvinout vylepšení jednotlivých kritérií. WEK model tak lze po určitých úpravách používat, což bylo potvrzeno např. výzkumem *Franklin et al.* [39]. Další variantou LELM je model navržený *Mar a Lin* (1977) [40], kde je řídicím parametrem lomu délka namísto tvaru. Mezi laminátem s kruhovým otvorem a trhlinou není rozdíl, kdy oba dva se uvažují jako geometrická diskontinuita na mikroskopické úrovni. Vliv otvorů u kompozitů je také možné standardně hodnotit pomocí dvou pevnostních kritérií dle *Whitneyho a Nuismera* (1974) [41], která popisují vliv koncentrátoru bez aplikace LELM a zakládají se na působícím napětí v okolí vrubu. Existují dva základní typy kritérií [42, 43]:

- Bodové kritérium
- Kritérium průměrného napětí

U bodového kritéria je předpoklad, že k porušení materiálu dojde v případě, že napětí, které je v určitém bodě ve vzdálenosti d_0 od vrubu, je rovno nebo větší než pevnost laminátu bez vrubu. Kritérium průměrného napětí definuje,

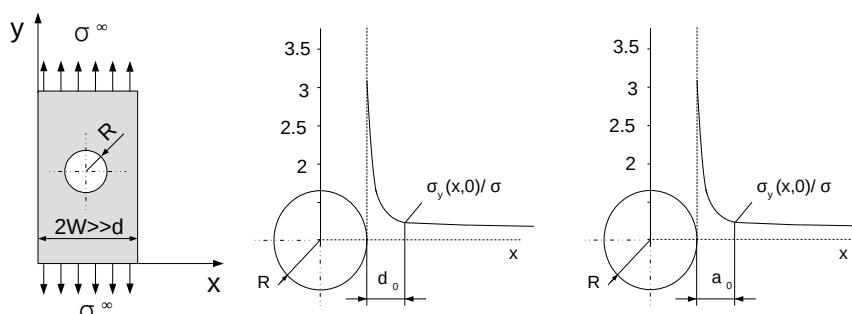


že k porušení dojde v charakteristické délce a_0 od vrubu a průměrné napětí na této délce je opět rovno nebo je větší, než pevnost laminátu bez vrubu. Koncept obou kritérií je podobný kritériu dle Wu (1971), které předpokládá, že porušení je řízeno kritickým poškozením v určitém objemu v blízkosti vrubu.

Vytvořením otvoru do tělesa dojde ke vzniku koncentrátoru napětí, kdy samotná velikost napětí klesá s postupnou vzdáleností od vrubu. Distribuci napětí v izotropní desce nekonečných rozměrů ve vzdálenosti od vrubu (1) lze určit pomocí vztahu [42, 43]:

$$\frac{\sigma_y(x,0)}{\sigma^\infty} = 1 + \frac{1}{2} \left(\frac{R}{x} \right)^2 + \frac{3}{2} \left(\frac{R}{x} \right)^4; x > R \quad (1)$$

kde: σ_y je napětí rovnoběžné s osou y v nekonečnu, R je poloměr otvoru a x je vzdálenost od středu otvoru. Příklad distribuce napětí v OH zkušebním tělese s otvorem o $\varnothing 4$ mm je uveden na následujícím obrázku (viz obr. 14).



Obr. 14: Změna distribuce napětí v okolí vrubu

Samotný otvor, který funguje jako koncentrátor napětí lze charakterizovat dvěma typy koeficientů. První je součinitel koncentrace napětí α (2) používaný pro desku o nekonečných rozměrech [43]:

$$\alpha = \frac{\sigma_{max}^\infty}{\sigma} \quad (2)$$

kde: σ_{max}^∞ je maximální napětí na okraji vrubu v nekonečné desce a σ je střední napětí v tělese bez vrubu.



Pro desku, která má konečné rozměry se jedná o součinitel α_g [43]:

$$\alpha_g = \frac{\sigma_{max}}{\sigma} \quad (3)$$

kde: σ_{max} je maximální napětí na okraji vrubu. Pro bodovou metodu lze určit poměr napětí σ_N^∞ desky nekonečných rozměrů a desky bez vrubu σ_0 [44]:

$$\frac{\sigma_N^\infty}{\sigma_0} = \frac{2}{2 + \xi_1^2 + \xi_1^4 - (\alpha - 3)(5\xi_1^6 - 7\xi_1^8)} \quad (4)$$

$$\xi_1 = \frac{R}{R + d_0} \quad (5)$$

kde: σ_N^∞/σ_0 je faktor otvoru, který s sebou nese informaci o citlivosti materiálu na vrub, resp. jedná se o pokles napětí vlivem vytvořeného vrubu, R je velikost otvoru a d_0 je vzdálenost od okraje vrubu. Pro kritérium průměrného napětí lze poměr určit pomocí vztahů [44]:

$$\frac{\sigma_N^\infty}{\sigma_0} = \frac{2(1 - \xi_2)}{2 - \xi_2^2 - \xi_2^4 - (\alpha - 3)(\xi_2^6 - \xi_2^8)} \quad (6)$$

$$\xi_2 = \frac{R}{R + a_0} \quad (7)$$

kde: a_0 je charakteristická délka od okraje otvoru. Výše zmíněné vztahy jsou určeny pro tělesa nekonečných rozměrů. Proto se zavádí korekční faktor na konečnou šířku, kterým se násobí poměr napětí v nekonečné desce [45]:

$$\frac{\alpha_g}{\alpha} \sigma_y^\infty(x, 0) = FWC \cdot \sigma_y^\infty(x, 0) = \sigma_y(x, 0) \quad (8)$$

kde: FWC je korekční faktor, α a α_g jsou součinitele koncentrace napětí.



2.3.3. Degradace enviromentálními vlivy

Certifikační požadavky na kompozitní součásti v letectví zahrnují prokázání jejich statické pevnosti a životnosti za podmínek, které jsou blízké reálnému prostředí. Tyto požadavky jsou obvykle splněny zařazením materiálu do testovacího programu, který tyto podmínky dokáže simulovat [1]. V programech je tak široké spektrum vlivů okolního prostředí, jako je: teplota, vlhkost, sluneční záření, tlak, atd. Letadlo vystavené enviromentálními vlivům by mělo zachovat požadovanou úroveň zbytkové pevnosti, jehož velikost by měla být dostatečná i v mezních provozních podmínkách. V posledních letech je možné přímo simulovat provozní podmínky, které jsou popsány například ve standardu GOST 16350 využívaný Ruskou federací. V normě jsou rozděleny extrémní podmínky do několika skupin [1]:

- Vysoké a nízké teploty
- Vysoká a nízká vlhkost
- Erozně nebezpečné jevy (déšť, kroupy, prach, písek)

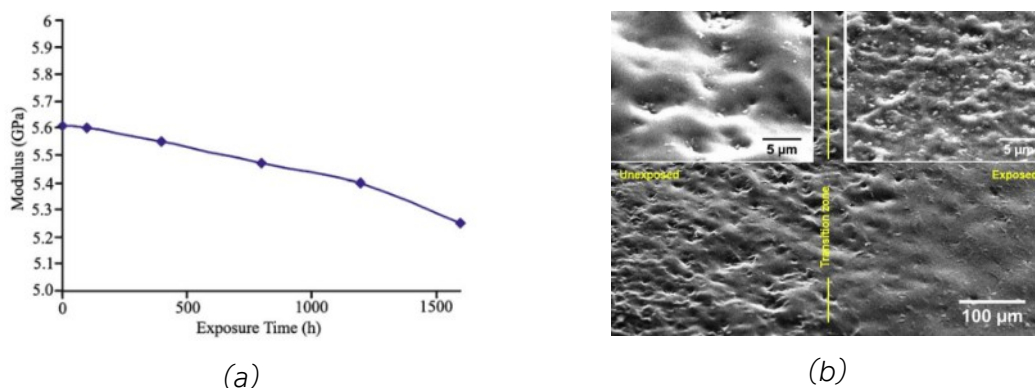
V současné době je za nejnebezpečnější prostředí, kterému může být letadlo z polymerních kompozitů vystaveno, považována kombinace vysokých teplot a vlhkosti. [17–19].

2.3.3.1 Vliv slunečního záření

Při provozu letecké techniky je kompozitní materiál vystaven vlivu degradace viditelným UV zářením, která způsobuje rozrušení kovalentních vazeb polymerů. Dochází tak ke snížení molekulové hmotnosti a tím i ke snížení jejich pevnostních vlastností (viz obr. 15a) [2]. [Gholami et al.](#) [46] uvádí, že k porušení vazeb dochází proto, že polymery mají stejnou disociační energii vazeb, jako je vlnová délka UV záření (290-400 nm). Nejprve dochází k absorpci záření a následná disociace je důsledkem reakce s kyslíkem. Dle [Pastorelli et al.](#) [47] se tento proces označuje jako fotodegradace, která dále zapříčiňuje změnu barvy v povrchové vrstvě, zkřehnutí nebo způsobuje přeskupení porušených polymerních řetězců vlivem fotooxidace do krystalické fáze [14, 15, 29]. Pokud je kompozitní materiál vystaven dlouhodobému působení UV záření, tak může



docházet k mírnému nárůstu jeho pevnosti, který je způsoben dodatečným vytvrzením matrice. Tento nárůst je však následován postupným poklesem pevnosti v důsledku degradace povrchu materiálu. Z výzkumů [Lu et al.](#) [48, 49] vyplývá, že mimo degradace mechanických vlastností dochází také ke vzniku povrchových trhlin, poklesu drsnosti povrchu (viz obr. 15b) a hmotnosti.



Obr. 15: Dopad UV záření na vlastnosti kompozitu: (a) Pokles modulu pružnosti u GFRP kompozitu [21], (b) Postupná změna topografie povrchu za časový úsek [48]

2.3.3.2 Vliv vlhkosti

Za reálných provozních podmínek dochází u polymerních kompozitů k nižší absorpci vlhkosti, než je tomu u podmínek laboratorních a to i v případě oblastí, kde je vlhkost extrémně vysoká. Obvykle se udává, že množství vody je v kompozitních materiálech okolo 1 % a v průběhu času narůstá. [1]

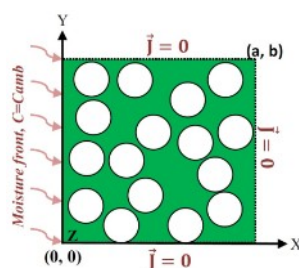
Vlhkost se do kompozitního materiálu nejčastěji dostává difúzí z atmosféry. Samotnou míru vlhkosti, resp. množství vodní páry ve vlhkém vzduchu je možné definovat pomocí několika veličin, které stanovuje platná nomenklatura. Jedná se o měrnou, relativní a absolutní vlhkost [50]. Množství vlhkosti v atmosféře je proměnlivé a závisí na teplotě, nadmořské výšce nebo ročním období. [Lettieri et al.](#) [51] udává, že velké množství vlhkosti je kompozitním materiálem absorbováno, pokud je relativní vlhkost vzduchu nad 75%.

Jak zmiňuje [Tsai et al.](#) [52], vlhkost je v polymerních kompozitech neprospěšná v jakékoliv formě a je mnohdy častou příčinou jeho degradace. Nejvíce zasaženou složkou je obvykle matrice a fázové rozhraní vlákno/matrice [21, 23]. [Meng et al.](#) [53] uvádí, že modul pružnosti mezifázového rozhraní je o



zlomek nižší, než matrice, což může vést k lepší schopnosti absorbovat molekuly vody. Autor dále uvádí, že na degradaci fázového rozhraní má vliv i typ vlhkosti, kdy slaná voda má větší degradační účinek, než standardní voda.

Difúze vlhkosti v polymerních kompozitních materiálech se řídí Fickovými zákony (viz obr. 16), ale jsou známé případy, které zmiňuje Barjasteh [54], kdy samotný proces absorpce byl jiného, než Fickova charakteru. Jednalo se o vysoce zesíťované epoxidové pryskyřice, u kterých během absorpce vlhkosti došlo ke změně vlastností a zpomalení difuzivity. Tyto poměrně krátkodobé mechanismy nebyly vzhledem ke své komplexnosti zatím plně objasněny.



Obr. 16: Schéma difúze vlhkosti v průřezu jednosměrně vyztuženého kompozitu [55]

Samotné pronikání vlhkosti do kompozitního materiálu je obecně pomalý proces a pokud je materiál vystaven jejímu krátkodobému působení, nedojde k absorpci velkého množství. To dokládá Meng et al. [53] u své numerické simulace, kde došlo u mikro-modelu jedné vrstvy epoxidového kompozitu vyztuženého uhlíkovými vlákny k saturaci vlhkosti za 24h, ale celý laminát o 16 vrstvách byl za reálných podmínek saturován až po 90 dnech (viz obr. 17a).

Pokud se povrch kompozitu dostane do dlouhodobého kontaktu s vlhkostí, její část bude dále difundovat do materiálu. Množství vlhkosti M je pak možné pro tenkou desku o šířce w a tloušťce h ($w/h \gg 1$; $l/h \gg 1$) vyjádřit následujícím vztahem, který je odvozen z prvního a druhého Fickova zákona [56]:

$$M = M_{\infty} \left[1 - \exp \left(-7,3 \left(\frac{Dt}{h^2} \right)^{0,75} \right) \right] \quad (9)$$

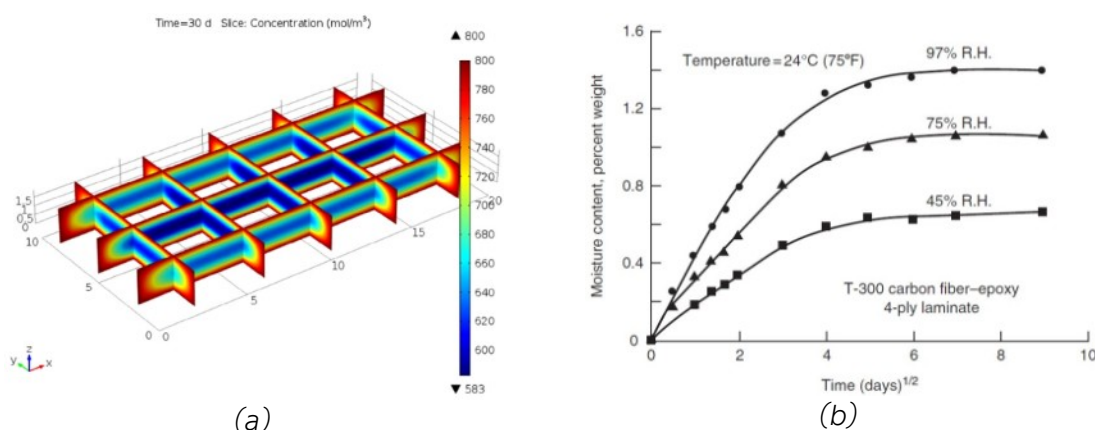
kde: M_{∞} je saturovaná koncentrace vlhkosti, D je difuzivita vlhkosti a t je čas.



Difuzivitu je možné vypočítat z měření v počáteční fázi difúze, kdy množství vlhkosti M je úměrné druhé odmocnině času:

$$D = \pi \left(\frac{h}{4M_\infty} \right)^2 \cdot \left(\frac{M_2 - M_1}{\sqrt{t_2} - \sqrt{t_1}} \right)^2 \quad (10)$$

Všechny polymerní matrice v závislosti na polaritě absorbují vlhkost, ale liší se od sebe množstvím, které jsou schopny absorbovat a dopadem, jakou vlhkost má na jejich vlastnosti. Například u termoplastické matrice PA6 dochází dle výzkumu [Ma et al.](#) [57] k poklesu pevnosti (~69 %) a modulu pružnosti v ohybu (80 %). Z reaktoplastů mají matrice na bázi epoxidových pryskyřic nejnižší absorpci vlhkosti, ale epoxidová pryskyřice dokáže dle [Walter et al](#) [58] absorbovat vodu až do ~10 hm% a to v závislosti na své struktuře, chemickém složení, napětí a okolních podmínkách (teplota, tlak, atd.). U epoxidových pryskyřic a polyesterových matric dochází k nárůstu koncentrace vlhkosti v čase a rovnovážného stavu (saturace) je možné v závislosti na tloušťce dosáhnout už po několika dnech po vystavení materiálu vlhkému prostředí (viz obr. 17b). [6]



Obr. 17: (a) Distribuce vlhkosti v makromodelu po měsíci působení vlhkosti [53],
(b) Absorpce vlhkosti v polymerním kompozitu s uhlíkovými vlákny [6]

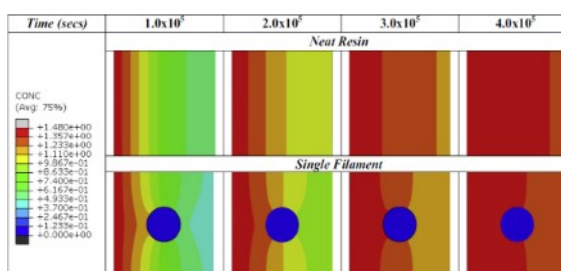
Voda je v matrici absorbována dvěma způsoby. V prvním případě se vytváří molekulární roztok, kdy se vodík váže na polární skupiny v molekule (např. hydroxilové a aminové skupiny) a v druhém případě se vlhkost omezuje na volný



objem ve formě děr a mikro dutin. Důsledkem absorpce vlhkosti je u epoxidových pryskyřic pokles teploty T_g vlivem její plastifikace (obzvláště za zvýšených teplot) a pokles Van der Waalsových vazeb mezi řetězci, což vede ke ztrátě její tuhosti a k celkovému poklesu pevnosti kompozitu [53]. Absorpce vlhkosti dále indukují nárůst objemu, kdy na základě experimentálního pozorování provedené [Shen](#) a [Springer](#) [59] je nárůst přímo úměrný množství vlhkosti. Pokud je množství vlhkosti $< 2\%$, dochází vlivem saturovaného množství vlhkosti ke vzniku mikrotrhlin důsledkem vnitřního pnutí, které usnadňuje možnost pronikání dále do materiálu [54].

Nezanedbatelný vliv na vlhkost má druh vyztužujících vláken, kdy například přírodní vlákna jsou vzhledem k přítomnosti hydroxylových skupin hydrofilní a po absorpci vlhkosti (8-10 %) bobtnají, což snižuje jejich smáčivost s matricí a klesá pevnost mezifázového rozhraní [2, 7]. Vlhkost v aramidových vláknech snižuje pevnostní vlastnosti o $< 5\%$. V případě skleněných vláken dochází ke statické únavě, kdy se snižuje pevnost vláken vlivem adsorpce vlhkosti na povrchu vady, čímž se sníží povrchová energie a vada narůstá do kritické velikosti. [60]

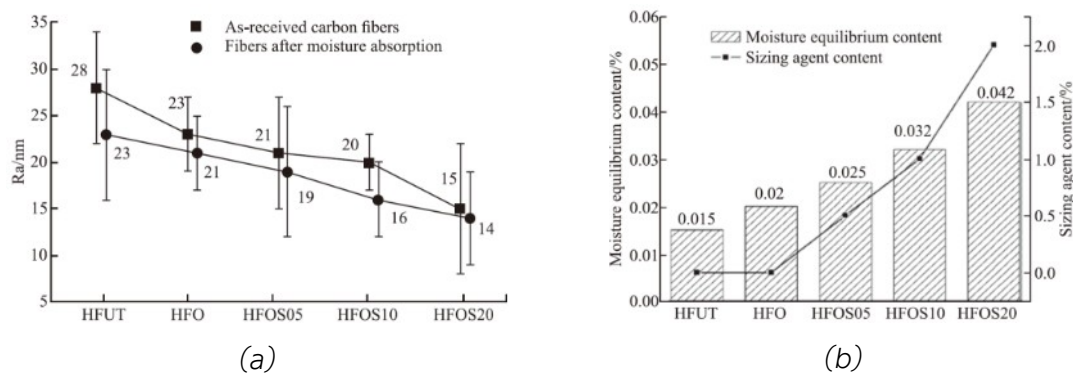
Výzkum [Jain et al.](#) [55] ukazuje, že na postup vlhkosti mají vliv vlákna a jejich distribuce v prostoru. Vlhkost vlákna přitahují a urychlují tak samotný postup difúze, ale ve chvíli, kdy vlhkost zasáhne vlákno, dochází ke zpomalení jejího postupu a vlákna dále fungují jako retardér šíření vlhkosti. Dle autora má vliv na difuzivitu i samotná orientace vláken, kdy přidáním vláken s orientací $< 90^\circ$ oproti referenčnímu vláknu (0°), dochází k urychlení prostupu vlhkosti a vyšší difuzivitě, zatímco orientace $> 90^\circ$ rychlost difúze snižuje. Postup pronikání vlhkosti do matrice je ilustrován na následujícím obrázku (obr. 18).



Obr. 18: Izochronní křivky difúze vlhkosti ve směru kolmém k uloženému vláknu [55]



Práce [Barjasteha a Nutta](#) [54] dále ukázala, že v případě hybridných kompozitů uhlík/sklo dochází vlivem rozhraní ke změně difuzivity, kdy difúze se v podélném směru urychluje. Menší průměry uhlíkových vláken mají větší plochu rozhraní na jednotku objemu, než je tomu u skla a tím vzniká více cest pro urychlení difúze. Poklesem drsnosti u uhlíkových vláken při jejich expozici vlhkosti se zabýval [Wang et al.](#) [61]. Zkoumán byl především vliv úpravy povrchu na citlivost k absorpci vlhkosti. Jednalo se o vlákna oxidovaná (HFUT, HFO) a vlákna s povrchovou úpravou a dodatečnou oxidací (HFOS 05; 10; 20). Následující obrázek (obr. 19b) dokládá, že samotná úprava vláken má vliv na zvyšující se množství absorbované vlhkosti, zatímco drsnost povrchu s úpravou klesá (obr. 19a). Autor vysvětluje, že u pouze oxidovaných vláken to může být vlivem zaplnění drážek na povrchu vláken adsorbovanou vodou. V případě povrchově upravených vláken může stát za poklesem drsnosti bobtnání povrchové vrstvy. Interlaminární smyková pevnost (ILSS) kompozitu se snižuje, a to i v případě, že jsou vlákna povrchově upravena. [61]



Obr. 19: Vliv vlhkosti na různě zpracovaná vlákna: (a) Pokles drsnosti povrchu, (b) Nárůst obsahu vlhkosti [61]

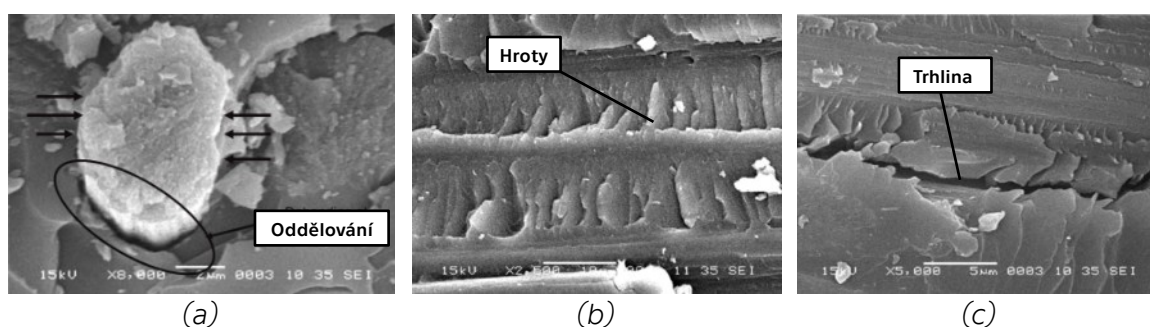
2.3.3.3 Vliv působení snížených teplot

Pro bezpečný návrh leteckých konstrukcí a součástí jsou používané materiálové vlastnosti odvozeny od vlastností laminátu, u kterého se bere v úvahu jeho provoz při nejhorších možných podmínkách. Mezi tyto podmínky patří nízké teploty, přičemž běžné provozní teploty letecké techniky jsou v intervalu od +80 až -55°C. Kompozitní materiály se však často zkouší i do výrazně nižších



teplot, jelikož extrémně nízkých teplot je dosahováno v kosmické technice např. u kryogenních nádrží nebo v případě družic působících na okraji sluneční soustavy, kde se dosahuje teplot až -240°C [8, 62].

Vlivem nízkých teplot, na kompozity vyztužené uhlíkovými vlákny, se zabýval [Surendra Kumar et al.](#) [63]. Snížené teploty mají vliv na nárůst pevnosti v tahu, k čemuž dochází vlivem zpevnění matrice. Největší vliv na samotný nárůst má podíl vláken, kdy nižší podíl vláken má sice za následek nárůst pevnosti, ale u vyššího podílu dochází naopak k poklesu pevnosti, protože je v materiálu přítomno více mezifázových rozhraní, které indukují větší zbytková pnutí, což potvrzuje [Okayasu et al.](#) [64]. Ty způsobují vznik mikroskopických trhlin na rozhraní, které koalescencí tvoří makrotrhliny, což vede k oddělování vláken od matrice. Tažnost matrice je také limitujícím faktorem při nízkých teplotách, jelikož dochází k jejímu smrštění, čímž vzniká vnitřní pnutí. K porušení dojde ve chvíli, kdy velikost teplotou indukovaného napětí překročí maximální napětí matrice, které je schopna přenést. To ovlivňuje i procesy porušování, což dokládají následující snímky z elektronového mikroskopu (obr. 20). Na lomové ploše je patrný následek kontrakce ve formě oddělování vláken od matrice na jejich mezifázovém rozhraní (obr. 20a). Následně dochází k tvorbě trhlin (obr. 20c) podél uložených vláken, které se šíří skrz hroty (obr. 20b).



Obr. 20: Vliv nízkých teplot na lomové chování polymerního kompozitu s uhlíkovými vlákny: (a) Oddělování vlákna od matrice, (b) Formování hrotů, (c) Trhliny podél vláken skrz hroty [63]

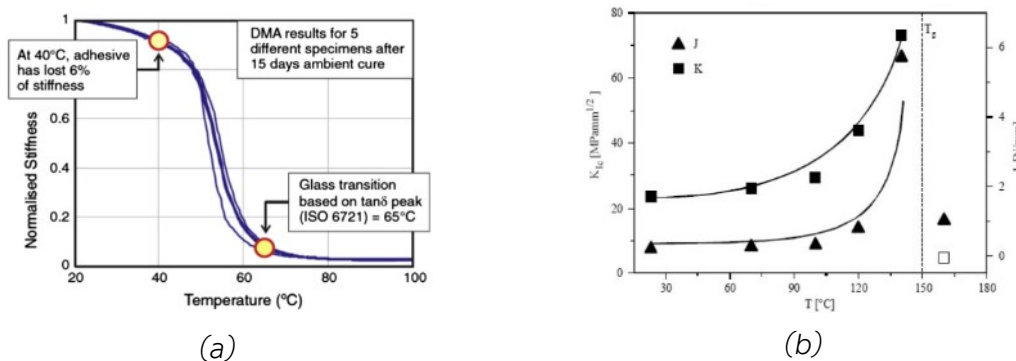
Dle [Papa et al.](#) [65] klesá odolnost proti impaktu a také klesá hodnota interlaminární smykové pevnosti (ILSS) vlivem zpevňující se matrice. Na výsledné hodnoty pevnosti má ale také podstatný vliv zvolená rychlost deformace, kdy s



její narůstající hodnotou dochází k poklesu pevnosti. Zde se pravděpodobně projevuje citlivost matrice na hodnoty deformační rychlosti použité v experimentu. Surendra Kumar et al. [63] uvádí, že nižší ILSS za vyšších rychlostí může být důsledkem nesprávného přerozdělení sil na rozhraní vlákno/matrice, což má za následek tvorbu vyššího množství trhlin v matrici. Vyšší rychlosti také zabraňují relaxačním procesům na špičce trhliny, která se tak šíří snadněji dál, protože nedochází k jejímu otupení. Al-Shawaf [66] uvádí, že z časového hlediska nemá krátkodobé vystavení nízkým teplotám zásadní vliv na pevnost.

2.3.3.4 Vliv působení zvýšených teplot

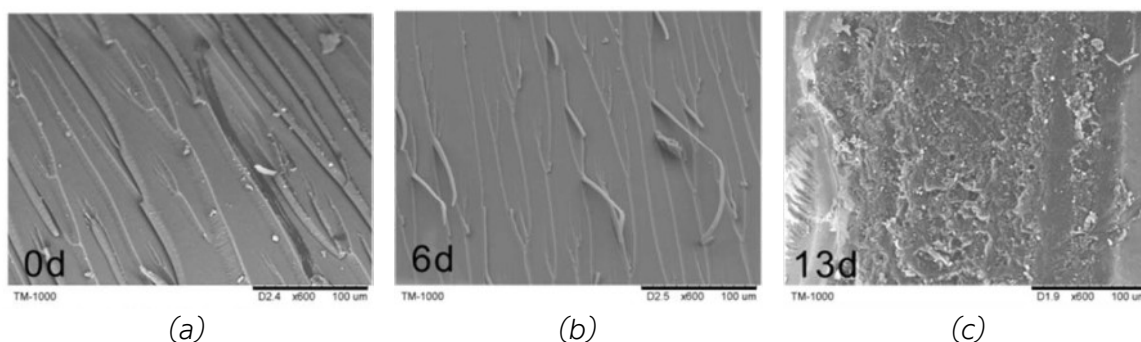
V rámci letectví se berou v úvahu jako zvýšené teploty hodnoty 70-80 °C, kterých mohou dosáhnout například kompozitní součásti podzvukových letadel vlivem slunečního záření [1]. Při krátkodobém zvýšení teplot na 150-300 °C je pokles vlastností v případě komerčně používaných vláken brán jako zanedbatelný [6]. Gholami et al. [46] udává ve své práci, že pevnost a tuhost výrazně klesá s dosažením teploty T_g matrice (viz obr. 21a). Výzkum Walter et al. [58] dokládá vliv zvýšených teplot na lomovou houževnatost K_{IC} surové epoxidové matrice. Na následujícím obrázku (obr. 21b) je ilustrována změna K_{IC} v závislosti na teplotě. Do cca 100°C nedochází k výrazné změně, ale se zvyšující se teplotou dochází k jejímu nárůstu a její maximum je před dosažením teploty T_g . Nárůst K_{IC} je připisován zvýšené mobilitě zesíťovaných řetězců. Vlivem zvýšených teplot také dochází k poklesu meze kluzu, což vede k větší plastické zóně na špičce trhliny a dochází tak jejímu snažšímu otupování.



Obr. 21: Vliv zvýšené teploty: (a) Pokles tuhosti [46], (b) Změna K_{IC} pryskyřice [58]



Dlouhodobému vlivu zvýšených teplot na chování kompozitního materiálu s uhlíkovými vlákny se věnovala práce autorů [Fan a Li](#) [67]. Vlivem teplotní expozice dochází k dotvrzení matrice, jejímu zkřehnutí a štěpení makromolekulárních řetězců. Matrice degraduje ve formě úbytku hmotnosti, který narůstá s teplotou. Tyto změny znatelně ovlivňují vlastnosti kompozitu, kdy např. štěpení má za následek pokles T_g a zkřehnutí matrice snižuje pevnost mezifázového rozhraní vlákno/matrice. Dále dochází se zvyšující se teplotou k vyšší tvorbě mikrotrhlin v matrici a ke změně lomového chování. Ve výchozím stavu je na lomové ploše patrné říčkování (viz obr. 22a), které se zvyšujícím se časem expozice postupně zaniká (viz obr. 22b). Z dlouhodobého hlediska morfologické znaky mizí (viz obr. 22c) a výsledný charakter porušení je náhodný.



Obr. 22: SEM snímky lomových ploch matrice před a po teplotní expozici při 90°C: (a) Bez expozice, (b) Po 6 dnech, (c) Po 13 dnech [67]

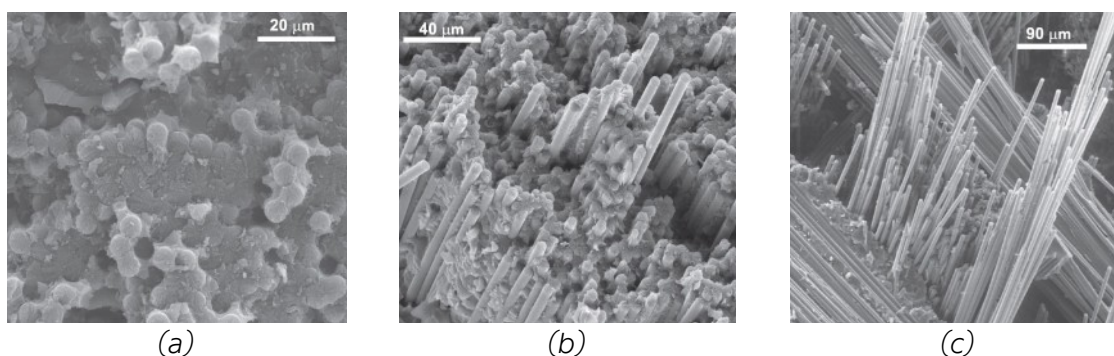
2.3.3.5 Hydrotermální vliv

Náhlé a velké teplotní změny mají podstatný dopad na vlastnosti kompozitního materiálu. Typickým příkladem jsou letadla letící nadzvukovou rychlostí. Tyto „teplotní špičky“ mění v průběhu času množství absorbované vlhkosti a také mechanické vlastnosti materiálu. [68] V případě, že se k vlhkosti přidá vliv teploty, dochází k tzv. hydrotermálnímu působení, které má za následek agresivní degradaci mechanických vlastností a to obzvláště u kompozitů s polymerní matricí. Hydrotermální síly společně se zbytkovým pnutím mohou být dostatečně velké na to, aby zapříčinily porušení laminátového kompozitu. [Sethi et al.](#) [69] dodává, že kompozitní konstrukce jsou citlivé na působení hydro-termoelastického napětí vlivem své heterogenity v mikroskopickém a



makroskopickém měřítku. Dle [Gholami](#) [46] má na množství absorbované vlhkosti vliv teplota, kdy v případě lepeného spoje polymerního kompozitu a oceli je ve dvousložkovém epoxidovém lepidle množství absorbované vlhkosti 4 % při 20 °C, zatímco při 50 °C množství narůstá na 5%. [Meng et al.](#) [53] uvádí, že při řešení hydrotermálního vlivu se uvažuje vliv vlhkosti a teploty jako simultánní, aby bylo možné určit jejich synergický dopad na vlastnosti materiálu. Ten je možné rozdělit na dvě části: pokles T_g matrice a vznik napětí vlivem hydrotermální expanze (viz obr. 24a), což má výrazný dopad na procesy porušování a změny vlastností.

[Meng et al.](#) [70] popisuje, že při 70°C dochází v uhlíkovém kompozitu k nárůstu výskytu laterálních trhlin a také k jejich šíření na delší vzdálenosti, než je tomu za běžných podmínek. V případě jednosměrně vyztuženého PA6 laminátu uhlíkovými vlákny dochází při 90 °C dle [Ma et al.](#) [57] k degradaci matrice, mezifázových vazeb a změně v lomovém chování. Neexponovaný materiál vykazoval křehkolomové chování s mikrotečením matrice a vzniku říčkovitosti, zatímco za zvýšených teplot poklesla drsnost vláken a došlo k plastické deformaci matrice a vzniku fibril. [Marín et al.](#) [71] zkoumal dopady hydrotermálního vlivu na procesy porušování v uhlíkovém kompozitu s epoxidovou matricí. Při laboratorních podmínkách vzniká ve svazku vláken křehký lom bez vytahování vláken (viz obr. 23). Vlivem vlhkosti se snižuje adheze na mezifázovém rozhraní a dochází k vytahování vláken (viz obr. 23b). Hydrotermální expozicí při 120 °C extenzivně degraduje mezifázové rozhraní a dochází k roztřepení svazku vláken doprovázené rozsáhlým oddělováním vláken od matrice (viz obr. 23c).

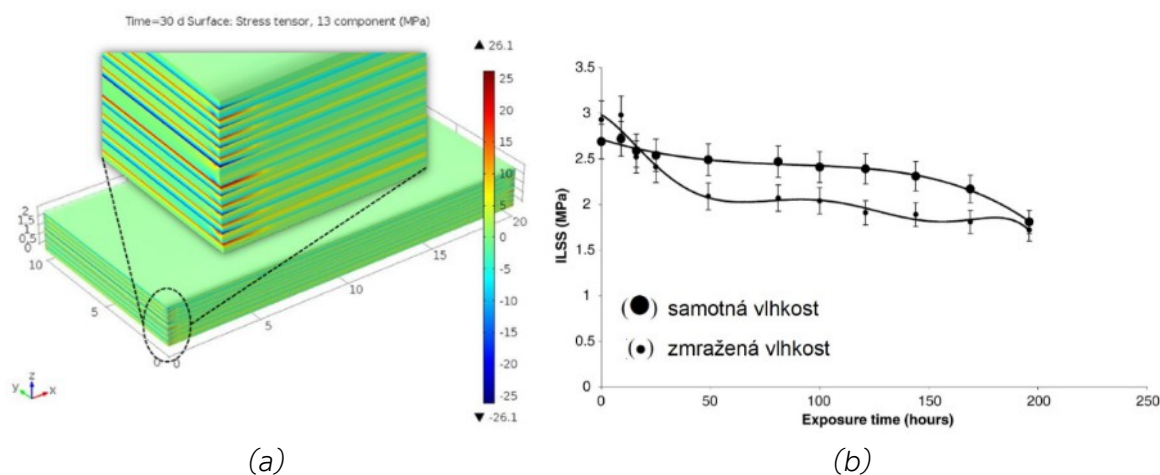


Obr. 23: SEM snímky procesů porušování uhlíkového kompozitu za různých environmentálních podmínek: (a) Bez expozice, (b) Vliv vlhkosti, (c) Hydrotermální vliv [71]



Z výzkumů provedených [Wolfrum et al.](#) [72] vyplývá, že po vystavení uhlíkového kompozitu nasyceného vlhkostí (1 hm%) teplotám 350 °C dochází ke vzniku trhlin, rozsáhlých delaminací a bublin. S nárůstem teploty klesá tuhost kompozitu vlivem oddělování vláken od matrice. Tlak vznikajících par vytváří trhliny v matrici, které indukují rozsáhlé delaminace.

[Wolfrum et al.](#) [72] dále udává, že vlivem hydrotermálního působení při 350°C klesá ILSS (až o 50%), kdy vlhkost má největší vliv na počátku expozice, jelikož s narůstajícím časem dochází k vysušení materiálu a hnací síla porušování tak klesá. Dle [Meng et al.](#) [70] má hydrotermální působení při 70 °C u kompozitů s uhlíkovými vlákny za následek pokles ILSS a to až o 15%, pokud je materiál saturován vlhkostí. Pokles ILSS je možné pozorovat i v případě snížených teplot (-6 °C) u sklem vyztužených kompozitů, jak dokládá práce od [Ray](#) [73]. Tento pokles dále pokračuje se zvyšujícím se časem expozice (viz obr. 24b). Takto exponovaný materiál je citlivý na rychlost zatěžování, ale samotná citlivost je méně výrazná při vyšších expozičních časech.



Obr. 24: Hydrotermální vliv: (a) Interlaminární smykové napětí indukované hydrotermální expanzí po 1 měsíci expozice [70], (b) Pokles ILSS vlivem nízkých teplot [73]

[Walter et al](#) [58] se zabýval vlivem vlhkosti za zvýšených teplot a jejich dopadem na lomovou houževnatost. Za pokojových teplot absorbovaná voda pryskyřici změkčuje a zvýšením teplot na 215 °C dochází vlivem vlhkosti k poklesu lomové houževnatosti a ke snížení adhezních vlastností.



2.4. Diagnostika degradace kompozitních materiálů

Kompozitní materiály nevyhnutelně obsahují určité množství defektů, které vznikají při výrobě nebo v důsledku provozní činnosti. Tyto defekty společně s působením enviromentálního vlivu mohou zapříčinit selhání součásti a proto se používají různé metody pro jejich hodnocení. Standardně používanou metodou kontroly kompozitních dílů je vizuální prohlídka, která společně se světelnou a elektronovou mikroskopií poskytuje velké množství informací o vzniklém porušení a přítomných defektech [15]. U obtížně přístupných součástí je však nutné použít defektoskopické a nedestrukční metody (NDT) zkoumání materiálu. Mezi nejpoužívanější metody se řadí ultrazvuk, rentgen, digitální měření deformace pomocí korelace obrazu (DIC) a akustická emise [15, 18].

Dle [Towsyfyan et al.](#) [74] mají ultrazvukové metody vysokou citlivost na detekci mezifázového oddělování a mikroskopického růstu trhlin. Limitací ultrazvuku je neschopnost rozlišit interakci různých druhů porušení mezi sebou a pro detailní hodnocení porušení je tato metoda méně vhodná vzhledem k četným odrazům a útlumům ultrazvukových vln v kompozitních laminátech. K úspěšnému použití RTG počítačové tomografie (CT) je dle [Jandejsek](#) [75] zapotřebí přístup k měřené součásti ze všech stran. Nejpokročilejší metodou je μ -CT, ale [Mehdikhani et al.](#) [76] uvádí, že pro dosažení vysokého rozlišení je zapotřebí vzorek o tloušťce pouze několika mm. Další pokročilou analytickou metodou je tvorba deformačních polí pomocí digitální korelace obrazu (DIC), ale [Liu et al.](#) [77] udává, že pro samostatné hodnocení komplexní mikrostruktury není vhodná. Metoda akustické emise (AE) není výše zmíněnými limity zatížena a je možné ji použít i pro in-situ měření, případně jak uvádí [Oz et al.](#) [78], i v kombinaci s dalšími defektoskopickými metodami. Nevýhodou AE je však nutnost namáhání součásti tak, aby byly vady aktivní [15, 22].

Následkem expozice materiálu enviromentálními vlivům dochází obvykle jako první k degradaci matrice a fázového rozhraní. Degradční mechanismy je možné dle [Fan](#) [67] hodnotit studiem fázových přeměn, kdy [Khanam et al.](#) [79] a [Costa et al.](#) [80] udávají možnost charakterizace teplotních vlastností pomocí termických analýz, mezi které patří diferenční skenovací kalorimetrie (DSC), termomechanická analýza (TMA) nebo dynamická mechanická analýza (DMA).



2.4.1. Akustická emise

Tato metoda detekuje elastické napěťové vlny, které jsou v materiálu generovány z přítomných vad. Ty vznikají vlivem jeho mechanického nebo teplotního namáhání. U vláknových kompozitů vznikají vlny při tvorbě mikrotrhlin v matrici, rozpadu mezifázového rozhraní vlákno/matrice, vytahování nebo lomu vláken či lokální delaminaci. [6, 81, 82]

Šíření vln v materiálu je obecně definováno na základě pohybu částic, který je dynamicky přenášen na částice sousední, jelikož každá částice vibruje na své vlastní pozici a sama o sobě se nepohybuje. Pohyb vln se šíří svojí charakteristickou rychlostí a je možné je definovat na základě orientace pohybu částic a směru šíření. V případě akustické emise se v materiálech setkáváme se třemi typy vln [83, 84]:

- Podélné vlny (primární vlny)
- Příčné vlny (sekundární vlny)
- Ostatní vlny

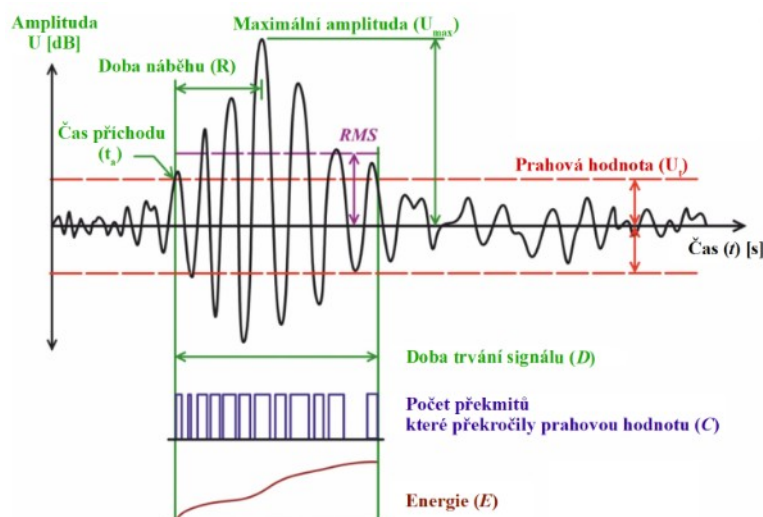
V elastických pevných látkách se podélné a příčné vlny generují vždy. Jakmile ale dorazí k povrchu materiálu, dochází ke vzniku dalších typů vln, jmenovitě jsou to Rayleighovy a Lambovy vlny. V případě Rayleighových vln se částice na povrchu materiálu pohybují elipticky s amplitudou kolmou k povrchu a jejich pohyb klesá s hloubkou. Tyto vlny se označují také jako vlny povrchové a používají se k detekci trhlin na povrchu u silných součástí [84]. U tenkých desek dochází ke generování Lambových vln [85], které vznikají vibrací samotné desky.

V laminátových kompozitech je šíření vln vzhledem k jejich anizotropii a nehomogenitě složitější, než je tomu například u kovů [83, 86]. Lambovy vlny jsou generované akustickým vlnovým polem, které ovlivňuje malou oblast na povrchu desky. Vznikají opakovanými odrazy vln od horního a dolního povrchu desky a jejich vzájemnou interferencí vzniká vlna, která je vedená povrchem materiálu. Postupně dochází k útlumu amplitudy vlivem rozptylu energie vlny do objemu materiálu [87]. V laminátových kompozitech deskového typu jsou rychlosti šíření závislé na směru šíření, geometrii, frekvenci a mezifázovém rozhraní [88, 89].



2.4.2. Hodnocení signálu AE

Malá část energie Lambovy vlny, která se šíří na povrchu materiálu, narušuje vzduch, což způsobuje vyzařování akustického pole, které je posléze detekováno snímači. Tyto vlny se zaznamenávají ve formě elektrického signálu (signálu akustické emise). Vzniká vlnový záznam, který je možné dále analyzovat a vyhodnocovat. Při zvolení vhodných parametrů během vyhodnocení je možné identifikovat nejenom zdroj vznikajícího a rozvíjejícího se defektu, ale potenciálně i jeho druh. [2, 6] Příklad takového záznamu s jeho vyznačenými parametry je uveden na následujícím obrázku (obr. 25).



Obr. 25: Vlnový záznam akustické emise společně s jeho vyznačenými parametry [90]

Signál AE a jeho vlastnosti lze hodnotit celou řadou parametrů, které popisují jeho aktivitu nebo intenzitu. Ty jsou založeny na několika faktorech [83, 91]:

- Síle aktivity AE
 - Počet překmitů, průměrná frekvence, spektrální analýzy
- Úrovni signálu
 - Amplituda, energie, překmity
- Tvaru vlnového záznamu
 - Doba trvání signálu, doba náběhu signálu
- Úrovni spojitého signálu
 - RMS, ASL



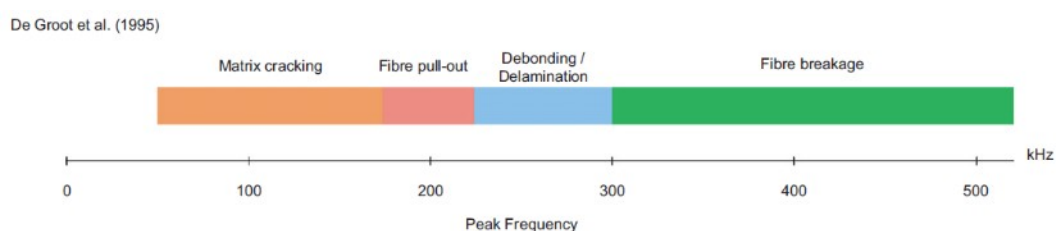
2.4.3. Diagnostika kompozitů pomocí AE

Vznik a šíření porušení se nejčastěji posuzuje na základě monitorování chování kumulativních hodnot parametrů AE, mezi které patří emisní události, překmity, amplituda a energie, které se dále korelují s naměřenými daty mechanického zatížení. Parametry se obvykle používají pro popis rozvoje porušení a mechanismů spjatých s deformací, praskáním matrice, lomem a vytahováním vláken nebo porušováním rozhraní vlákno/matrice. [Baker et al.](#) [68] a [Ameur et al.](#) [92] se zabývali analýzou procesů porušování v kompozitu s epoxidovou matricí a jednosměrnou výztuží ve formě vláken z uhlíku a Inu. Finální porušení materiálu při jednoosém tahu bylo hodnoceno na základě kumulativních hodnot hitů a energie signálu nebo amplitudy, které byly korelovány přímo se zatížením. [Bussiba et al.](#) [93] hodnotil dopad vlivu dlouhodobé expozice za zvýšených teplot na vlastnosti různých druhů kompozitních materiálů a jejich chování během zatěžování. Vliv expozice na pevnostní vlastnosti byl popsán pomocí odezvy kumulativních překmitů. Pro hodnocení vlivu zvýšených teplot na chování uhlíkového kompozitního tělesa s trhlinou využil [Vielle et al.](#) [94] závislost uvolňování energie společně s makroskopicky pozorovanými procesy porušení na funkci kumulativní energie. Bylo tak možné určit počátek uvolňování energie při různých stádiích zatěžování. Dle autora je tak možné teoreticky určit i jednotlivé sekvence porušení. [Michalcová et al.](#) [95] zkoumala rozvíjející se delaminační procesy za snížených teplot u uhlíkem vyztuženého kompozitu pomocí korelace parametrů AE a růstu trhliny. Výsledná statistická porovnání jsou zatížena průměrnou chybou do 10 % v porovnání s vizuálně pozorovaným procesem porušování.

Sekvence událostí, které nastávají při porušování, lze analyzovat použitím různých metod frekvenčních analýz (FFT, STFT a WT), jak například uvádí autoři [Sause](#) [96], [Maillet](#) [97] a [Lu](#) [98]. Jedná se o rozklad složek signálu ve frekvenční oblasti. Pro výpočty se v případě akustické emise používá analýza pomocí rychlé Fourierovy transformace (FFT), kdy časová náročnost na výpočet je podstatně nižší v porovnání s ostatními transformacemi. Výsledkem jsou frekvenční spektra, která mohou být použita pro hodnocení porušení. Na základě velikosti, resp. hodnot významných frekvenčních píků je možné přiřadit druhy



vzniklých porušení (viz obr. 26) [82, 93, 99]. Například trhliny v matrici produkují signál o nízké amplitudě a frekvenci, zatímco delaminace má tyto hodnoty vyšší. Z rešeršního přehledu výsledků mnoha autorů, které vypracoval [Chandarana et al.](#) [99] vyplývá, že mezi signálem AE a mechanismem porušení existuje korelace, avšak existuje i riziko záměny různých druhů porušení při vyhodnocení, protože některá pásma se mohou vzájemně překrývat.

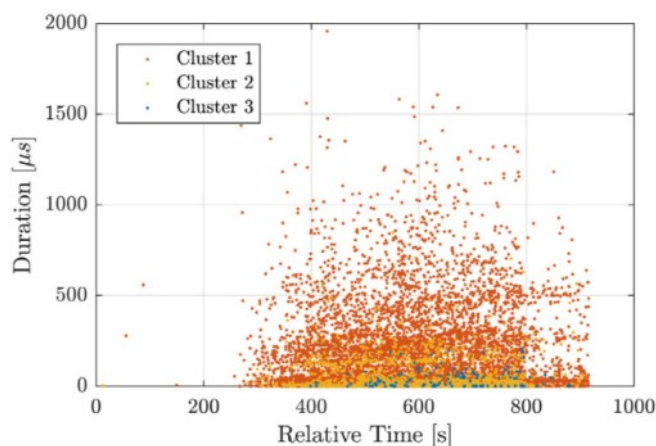


Obr. 26: Příklad frekvenčních pásem pro jednotlivé druhy porušení [100]

Rozpoznávání vzorů (pattern recognition) je dalším způsobem hodnocení porušení a to na základě technik, které klasifikují parametry AE do shluků (klastřů), které tvoří vzory (viz obr. 27). [Gutkin et al](#) [100] uvádí, že pro metody rozpoznávání vzorů je nutné použít takové parametry, které jsou náhodně proměnné a jsou popsány náhodnou distribucí. Pro hodnocení se předpokládá, že jakmile jsou v průběhu namáhání aktivovány mechanismy porušení, tak zůstávají aktivní po celou dobu namáhání a lze je popsat jedním shlukem. [Sawan et al.](#) [101] a [Saeedifar et al.](#) [102] uvádějí několik metod klastrování, kdy hojně využívaným algoritmem shlukové analýzy je MacQueenova k-středová metoda K-means. Ta hledá optimální řešení a třídí data na základě jejich vlastností. Počet shluků k , je zadán na počátku analýzy a každý bod, který je nejbližší středu shluku je k němu přiřazen. Při každé iteraci algoritmu jsou středy přepočteny jako aritmetické průměry všech shluků [103]. [Gutkin et al](#) [100] využil tuto analýzu pro parametry (maximální frekvence, energie, amplituda a délka trvání) závislé na rozevření trhliny, ze kterých bylo možné určit frekvenční pásma ve kterých dochází k porušení. [Bohmann et al.](#) [104] analyzoval parametry v závislosti na relativním čase a vážené maximální frekvenci a poté k jednotlivým shlukům přiřadil mechanismy porušení. Shluková analýza po-



mohla [Li et al](#) [105] korelovat zvolené parametry s in-situ pozorovaným porušením. Na základě výsledků bylo možné stanovit 3 typy shluků, které tvoří amplitudová a frekvenční pásma, a k nim přiřadit jednotlivé typy porušení.



Obr. 27: Příklad klastrování doby trvání v závislosti na čase [104]

[McCrory et al.](#) [106] využil pro studium procesů porušení vláknových kompozitů neuronové sítě, klastrování vlnových záznamů nebo poměr amplitud, ale výpočetní a hardwarová náročnost v současné době vylučuje jejich použití pro in-situ analýzy.

Lokalizaci polohy zdroje signálu AE je možné při použití více než jednoho snímače. Poloha se určuje pomocí šířící se vlny, která dorazí ke každému snímači za určitý čas. Na základě znalosti rychlosti šíření vln v materiálu a časového rozdílu lze pak vypočítat místo, kde se defekt nachází [83]. [Breede et al.](#) [107] využil lokalizaci v závislosti na chování energie AE pro analýzu šíření porušení v kompozitním materiálu. Během monitorování součásti je obtížné pomocí této metody predikovat oblast, kde dojde k porušení. Dle [Mechraoui et al.](#) [108] dosahuje detekce porušení pomocí planární lokalizace (využití tří a více snímačů) u kompozitních vzorků deskového typu uspokojivé výsledky.

Při praktickém využití AE se často kombinuje několik způsobů vyhodnocení signálu AE dohromady, kdy se jedná například o kombinace frekvenčních a shlukových analýz nebo kumulativní hodnoty parametrů s lokalizací a vlnovými záznamy [96, 98].



2.4.4. Termické analýzy

Přestože vlákna jsou schopna si zachovat svoji pevnost za zvýšených a vysokých teplot, samotná matrice své vlastnosti ztrácí už za působení mírně zvýšených teplot. Polymerní matrice mohou vlivem teplot prodělat různé přeměny, které jsou doprovázeny buď uvolňováním tepla (exotermická reakce) nebo jeho spotřebováním (endotermická reakce). Tyto reakce se nazývají fázové přeměny I. druhu a patří mezi ně [15, 109]:

- Endotermické – tání, odpařování, skelný přechod
- Exotermické – krystalizace, postupné vytvrzování, dekompozice

Matrice na bázi pryskyřic mají molekulové řetězce zesíťované pomocí silných kovalentních vazeb. Za standardních podmínek jsou primární a sekundární vazby neporušené a materiál se nachází v tzv. sklovitém stavu. Pokud dojde k nárůstu teploty, dostává se materiál do oblasti tzv. skelného přechodu, jedná se o teplotní rozsah, ve kterém dochází k výraznému zvýšení mobility polymerních řetězců a také ke skokovým změnám vlastností, kdy například modul pružnosti E může poklesnout až o 3 řády. Tento stav závisí na chemické struktuře epoxidové pryskyřice, typu tvrdidla a stupněm vytvrzení [15, 110].

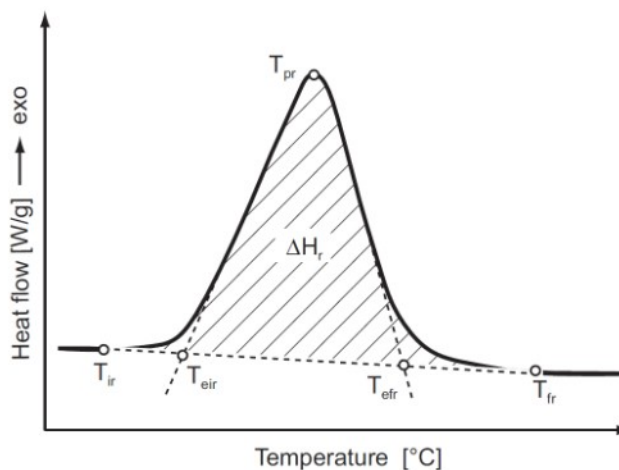
V závislosti na molekulární struktuře a stupni vytvrzení mohou mít epoxidové pryskyřice tendenci absorbovat velké množství vody v prostředích o vysoké vlhkosti. Například tetrafunční pryskyřice (TGDDM) používané v leteckém průmyslu jsou schopny absorbovat 4,5-7 % vlhkosti, což může snížit teplotu T_g o 70-100 °C a značně tak ovlivnit vlastnosti kompozitní součásti. [60]

2.4.5. Teplota skelného přechodu

Pokud je vytvrzení pryskyřice nedostatečné, dochází k negativnímu ovlivnění téměř všech vlastností kompozitního materiálu. Jedná se převážně o ty vlastnosti, které mají vliv na případné degradační procesy. Při vytvrzování pryskyřice dochází k zesíťování makromolekulárních řetězců, kdy se vlivem exotermické reakce uvolňuje teplo. Uvolněné teplo ve formě reakční entalpie ΔH_r lze určit pomocí diferenční skenovací kalorimetrie (DSC), která měří tepelný tok, jenž je spojen s probíhajícími změnami v materiálu v závislosti na teplotě

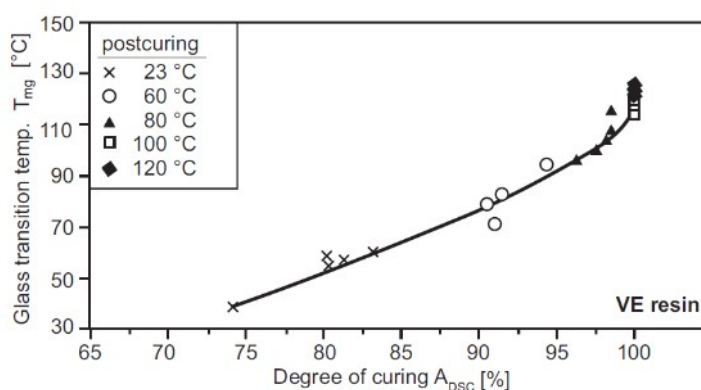


nebo čase. Proces vytvrzení či dovytvrzení se pak na výsledném naměřeném termogramu projeví jako velký exotermický pík (viz obr. 28). Na základě znalosti entalpie nevytvrzené pryskyřice lze určit tzv. stupeň vytvrzení, který může nabývat hodnot od 0 do 100 %. Stupeň vytvrzení ovlivňuje tuhost a chemickou odolnost kompozitního materiálu [109].



Obr. 28: (a) Exotermický pík na DSC termogramu s vyznačenou reakční entalpií

U DSC může být problematická detekce zbytkové reakční entalpie u vysoce vytvrzených pryskyřic, neboť dochází k pohybu pouze několika vazeb, které produkují málo tepla. Vlivem těchto posledních formujících se vazeb dochází ke zvýšení hustoty zesíťování a k nárůstu T_g , ale entalpie ΔH_r naopak klesá. V tomto případě je doporučeno určovat stupeň vytvrzení na základě naměřené T_g , kdy dosažením maximálního vytvrzení dojde i u T_g k dosažení jejího maxima a díky tomu je entalpie měřitelná. [111, 112]



Obr. 29: Závislost teploty skelného přechodu T_g na stupni vytvrzení A_{DSC} [111, 112]

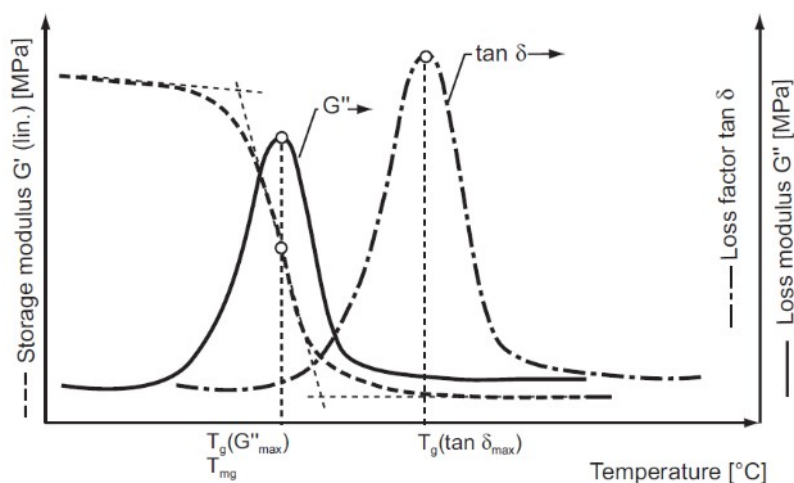


Mimo DSC je možné získat hodnotu T_g pomocí Dynamicko mechanické analýzy (DMA), která měří tuhost a útlum materiálu v závislosti na teplotě nebo frekvenci. Materiál je cyklicky zatěžován v elastické oblasti při zvyšující se nebo snižující se teplotě. Zaznamenává se síla, výchylka a teplota. V závislosti na zařízení je možné materiály testovat tří a čtyřbodovým ohybem, v tahu, krutu nebo ohybem jednostranně a oboustranně vetknutého nosníku. Pomocí DMA je možné měřit jednotlivé složky modulu pružnosti E [15, 113]:

- Reálnou složku – elastický modul E'
- Imaginární složku – ztrátový modul E''
- Faktor útlumu – fázový posun modulů $\tan \Delta$

Stanovit T_g je pak možné pomocí všech tří složek modulu, kdy u reálné složky je to inflexní bod, zatímco pro imaginární složku a fázový posun je T_g brána jako maximální hodnota naměřeného píku. Jednotlivé hodnoty se však od sebe mohou odlišovat a to až o 30°C (viz obr. 30) [113].

Někteří autoři upřednostňují určování T_g pomocí ztrátové složky modulu E'' před fázovým posunem $\tan\Delta$ a to z toho důvodu, že E'' je měřítkem disipace energie. Dále teplotní maximum E'' zůstává stejné a to bez ohledu na to, jedná-li se o čistý materiál (surová pryskyřice) nebo směs (kompozit). Tento způsob určení T_g je rovněž doporučován standardem ASTM D4065-2001. [109]



Obr. 30: (a) Stanovení T_g pomocí složek modulu pružnosti [109]



2.4.6. Diagnostika kompozitů pomocí termogravimetrie

Zesíťovaná struktura pryskyřic zajišťuje dobrou odolnost proti změkčení a deformacím za zvýšených teplot. Dosažením vysokých teplot (teploty vyšší, než T_g) však dochází k porušení primárních vazeb a nastává dekompozice (rozklad), během kterého dochází k velkému úbytku hmotnosti. Dekompozici lze spolehlivě určit pomocí metody termogravimetrické analýzy (TGA) kdy se měřením určuje teplota dekompozice T_d . Počátek degradace se obvykle stanovuje na základě úbytku hmotnosti měřeného vzorku o 1; 3 nebo 5%. [16] Teplota dekompozice značně závisí na rychlosti ohřevu vzorku, kdy při vyšších rychlostech je méně času na to, aby proces rozkladu proběhl za dané teploty. Díky tomu pak dochází k posunu křivek úbytku hmotnosti k vyšším teplotám. [113]

Výzkum provedený [Yong et al.](#) [114] se zabýval vlivem rychlosti ohřevu na určení T_g a stupně zesíťování u kompozitu vyztuženého uhlíkovými vlákny pomocí metod DCS, TMA a DMA. V případě DSC a TMA je citlivost na rychlost ohřevu minimální, zatímco u DMA dochází k nárůstu T_g s narůstající rychlostí ohřevu. Autor vysvětluje, že je to dáno rozdílem ve velikosti vzorků, kdy na DSC a TMA se používají vzorky o menší velikosti. Ve všech případech dochází k nárůstu T_g se zvyšujícím se stupněm vytvrzení. [Bandeira et al.](#) [115] porovnával T_g získanou pomocí DSC a TMA u uhlíkem vyztuženého kompozitu s epoxidovou maticí. Přestože hodnoty získané pomocí TMA nejsou statisticky shodné s hodnotami z DSC, tak obě metody vykazují konzistentní výsledky a je možné najít pomocí korelačních koeficientů shodu mezi hodnotami.

[Walter et al.](#) [58] se věnoval vlivu hydrotermálního působení na uhlíkový kompozit s pomocí DMA. Vlivem vlhkosti dochází ke zvýšení mobility řetězců a hodnota T_g se posouvá směrem k nižším teplotám. Dále dochází k poklesu E'' se zvyšující se vlhkostí, jelikož molekuly vody oslabují vazby mezi molekulárními řetězci. Výzkum [Kumar et al.](#) [116] se zabýval dopadem dotvrzení kompozitu se skleněnými vlákny a epoxidovou maticí na jeho teplotní a mechanické chování pomocí DSC. Nárůst teploty má také pozitivní vliv na nárůst ILSS, kdy nejlepších hodnot bylo dosaženo během vytvrzování při 140 °C a 6 h.



3. SHRnutí SOUČASNÉHO STAVU

Enviromentální vlivy jsou jedním z činitelů, které mají největší dopad na degradaci vlastností polymerního kompozitního materiálu. Pokud je jimi letadlo vystaveno, kompozitní součásti by si měly zachovat požadovanou úroveň zbytkové pevnosti, jehož velikost by měla být dostatečná pro přenášení mezních provozních zatížení. Z literární rešerše vyplývá, že největší vliv na vlastnosti, provozuschopnost a celkovou životnost mají dva faktory a to vlhkost a zvýšená teplota (nad 70 °C). Jejich kombinací vzniká hydrotermální účinek, který je v současné době považován jako nejnebezpečnější provozní prostředí.

Velké množství autorů se v posledním desetiletí věnovalo jak individuálním účinkům jednotlivých enviromentálních činitelů, tak jejich synergickému vlivu na chování a vlastnosti polymerních kompozitů vyztužených uhlíkovými vlákny. Byl zkoumán a popsán prostup vlhkosti do materiálu, kdy samotné absorpční a desorpční cykly vody mohou způsobit nevratné poškození materiálu. Mimo mechanických vlastností dochází k poklesu teploty T_g , která limituje použití materiálu za vyšších teplot. Samotná dlouhodobá teplotní expozice vede k degradaci matrice a jejích vlastností. Hydrotermální účinek za vyšších teplot vede k agresivnějšímu účinku na změny ve vlastnostech kompozitního systému. Do materiálu proniká větší množství vlhkosti a vnitřní pnutí indukované tlakem par způsobuje rozsáhlá porušení materiálu.

Méně pozornosti je věnováno nízkým teplotám, které mají nezanedbatelný dopad na materiálové vlastnosti. Mimo změn (poklesu) vlastností vznikají vnitřní pnutí, které ovlivňují procesy porušování. O hydrotermálním účinku vlhkosti a nízkých teplot u polymerních kompozitních materiálů existuje v současné době velmi málo informací. V případě sklem vyztužených kompozitů dochází k poklesu vlastností se zvyšujícím se expozičním časem, ale v případě uhlíkových vláken nejsou dostupné zdroje, které by se této problematice věnovaly. Změny mechanických vlastností, lomového chování či fázových přeměn za teplot pod bodem mrazu mohou mít potenciálně větší vliv na mezní stav materiálu, než je tomu v případě hydrotermálního vlivu za zvýšených teplot. Výzkum tak může přinést cenné informace pro letecký průmysl, kde se kompozitní materiály stávají čím dál tím více dominantnějším materiálem.



4. CÍLE PRÁCE

Z provedené literární rešerše vyplývá, že synergický účinek vlhkosti a nízkých teplot nebyl dosud u polymerních kompozitních materiálů vyztužených uhlíkovými vlákny analyzován. Na tomto základě byly autorem vytyčeny následující cíle práce:

- (1) Za teploty pod bodem mrazu vystavit mechanickému namáhání uhlíkové kompozitní skladby s absorbovanou vlhkostí a popsat degradaci jejich vlastností. Kombinace těchto podmínek nebyla dosud v rámci vláknových kompozitů hodnocena.
- (2) Stanovit vliv vlhkosti a teploty pod bodem mrazu na potenciální změny v procesech porušování a lomovém chování kompozitních skladeb.
- (3) Analyzovat možnost využití akustické emise pro monitorování průběhu zatěžování kompozitních skladeb vystavených účinku hydrotermální expozice. V těchto podmínkách nebyla metoda akustické emise dosud použita.



5. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Pro účely studia hydrotermálního vlivu byl vybrán dlouho-vláknový uhlíkem vyztužený kompozit s reaktoplastickou matricí Hexcel HexPly 8552. Důvodem této volby je jeho použití na konstrukční prvky v leteckém průmyslu. Jedná se o součásti, které jsou mechanicky namáhané a současně jsou v průběhu provozu vystavené enviromentálním vlivům. Na základě literární rešerše byly zvoleny enviromentálními podmínky, kterým bude kompozitní materiál vystaven, a to ve formě vlhkosti a nízkých teplot.

Pro praktický dopad degradačního účinku byl přidán další faktor - vliv koncentrátoru napětí ve formě otvoru. Využití otvorů je v letectví široké a jedná se tak o integrální součást konstrukcí. Jejich přítomnost v konstrukci vytváří vrubový účinek, kdy na jeho okraji dochází ke kumulaci napětí, což má výrazný vliv na snížení pevnostních vlastností. Hydrotermální působení může toto místo a jeho okolí ještě více oslabit a potenciální degradace tak může zapříčinit předčasné katastrofické selhání konstrukce.

Degradace materiálu byla posuzována na základě analýzy mechanických vlastností. Pro posouzení enviromentálního vlivu na procesy porušování bylo zatěžování materiálu monitorováno pomocí akustické emise. Výsledná data z mechanických zkoušek byla následně korelována s AE daty. Dopad hydrotermální expozice na lomové chování byl analyzován pomocí fraktografického rozboru s použitím světelné a elektronové mikroskopie.

Hydrotermální vliv zasahuje primárně matici a její vlastnosti mají zásadní dopad na chování a mechanické vlastnosti kompozitního materiálu. Z tohoto důvodu byly analyzovány potenciální změny vlastností matrice pomocí dynamické mechanické analýzy (DMA).

5.1. Metodika měření a způsoby vyhodnocování

Následující podkapitola sumarizuje použité metody a přístupy pro analýzu a vyhodnocení hydrotermálního vlivu na kompozitní materiál. Metodika byla navržena na základě literární rešerše a budou zde uvedeny informace o materiálu, měřicích metodách, podmínkách měření, zpracování a vyhodnocení dat.

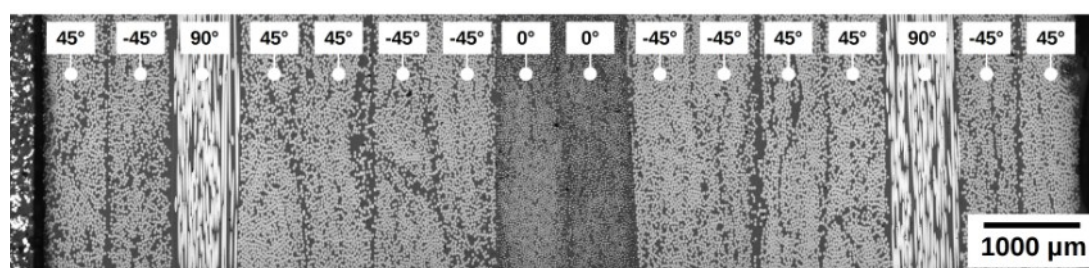
5.1.1. Materiál

Pro účely analýzy byl použit kompozitní materiál s komerčním označením Hexcel® HexPly® 8552. Jedná se o vysoce houževnatou aminovou pryskyřici, která je vyztužena AS4 12K uhlíkovými vlákny na bázi PAN. Výsledný laminát byl vyroben ve dvou variantách o rozdílném počtu jednotlivých vrstev. Následující tabulka (tabulka 3) shrnuje základní informace o obou skladbách včetně jejich označení. Základní informace o matrici a jejích vlastnostech jsou uvedeny v příloze (viz příloha 1).

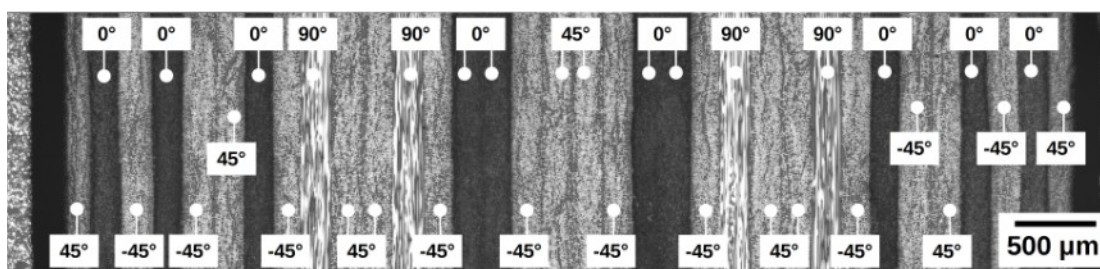
Tabulka 3: Základní informace o materiálu Hexcel® HexPly® 8552

Označení laminátu	Procentuální zastoupení vláken (%)			Celkový počet vrstev	Tloušťka (mm)
	0°	±45°	90°		
181	12,5	75	12,5	16	2,97
361	30	60	10	34	6,32

Na následujícím obrázku (obr. 31) je uveden přehled mikrostruktury v základním stavu s příslušným označením jednotlivých vrstev pro obě skladby. Detailní mikrostruktura jednotlivých vrstev je uvedena v příloze (viz příloha 2).



(a)



(b)

Obr. 31: Mikrostruktura HexPly® 8552: (a) skladba 181, (b) skladba 361

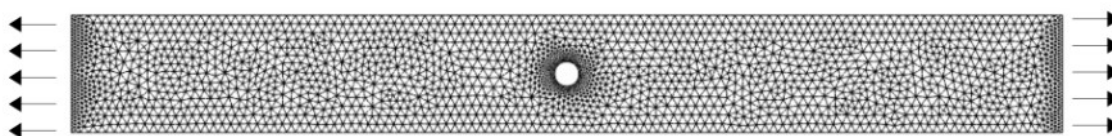


5.1.2. Pevnostní charakteristiky a vliv koncentrátoru

Dopad koncentrátoru napětí na kompozitní materiál byl posuzován na základě změn mechanických vlastností, které byly měřeny pomocí zkoušky jednoosým tahem. Zkoušky byly provedeny na univerzálním zkušebním stroji Instron 55R1185 s rychlostí zatěžování $0,5 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$. Deformace byla měřena biaxiálním extenzometrem INSTRON I3560-BIA-025M-010-ST.

Pro zjištění vlastností a chování materiálu ve výchozím stavu byla vyrobena tahová zkušební tělesa opatřená příložkami dle standardu ASTM D3039 [117, 118] o rozměrech $25\times 2,97\times 325 \text{ mm}$ a $25\times 6,32\times 325 \text{ mm}$ pro skladbu 181 a 361. Ze zkoušky byla vyhodnocena mez pevnosti R_m , mez kluzu R_e , Poissonovo číslo μ a modul pružnosti v tahu E .

V další fázi byl teoreticky hodnocen vliv otvoru na pevnostní vlastnosti kompozitu. Pro získání základních informací o chování materiálu s otvorem při jednoosém tahu byly výsledné hodnoty plných těles (R_m , R_e , E , μ) použity jako vstupní data pro numerickou simulaci metodou konečných prvků (MKP), která byla provedena v parametrickém modeláři Solid Edge ST10. V programu byl vytvořen model tzv. Open-Hole (OH) zkušebního tělesa s kruhovým otvorem uprostřed dle ASTM D5766 [119]. Na modelu byla vytvořena síť s velikostí elementu $n = 2,85 \text{ mm}$. OH těleso bylo modelováno jako jednolitý kompaktní materiál, kdy nebyla uvažována jak skladba laminátu tak ani jeho jednotlivé vrstvy či jejich orientace. Provedená lineární statická analýza simuluje jednoosý tah s hlavním napětím ve směru uložení $[0^\circ]$ vrstev (viz obr. 32).



Obr. 32: Geometrie a navržená síť OH zkušebního tělesa pro MKP analýzu

Pro praktické posouzení vlivu byla na základě standardu ASTM D5766 [119] vyrobena OH zkušební tělesa pro zkoušku tahem o rozměrech $38,1\times 2,97\times 325 \text{ mm}$ a $38,1\times 6,32\times 325 \text{ mm}$ pro skladbu 181 a 361. Pro obě skladby byla vyrobena sada zkušebních těles s kruhovým otvorem s odstupňovanými průměry 4, 6



a 8 mm. Výsledné pevnostní hodnoty OH těles byly následně porovnány s teoretickými hodnotami vypočtenými pomocí lomových kritérií dle *Whitneyho* a *Nuismera* (viz kapitola 2.3.2). Pro popis napětí v okolí vrubu bylo použito bodové kritérium a kritérium průměrného napětí.

5.1.3. Difúze vlhkosti a hydrotermální expozice

Pro absorbování vlhkosti za monitorovaných podmínek byla sada OH zkušebních těles umístěna do klimatické komory Merci CLIMACELL, kde byla vystavena působení relativní vlhkosti 85 % a teplotě 70 °C. Měření množství vlhkosti bylo provedeno dle standardu ASTM D5229 [56]. Množství vlhkosti bylo stanoveno na základě měření změny hmotnosti pomocí analytických vah KERN ABT 120-4M (přesnost 0,1 mg). Pro tento účel byly pro obě skladby vyrobeny tzv. travel vzorky o rozměrech 50×50 mm. Absorpce vlhkosti byla sledována na základě procentuální změny vlhkosti ΔM a změny hmotnosti dle [56]:

$$\Delta M = \left| \frac{W_i - W_b}{W_b} \right| \cdot 100 \quad (11)$$

$$\text{úbytek hmotnosti} = \left| \frac{W_{ab} - W_p}{W_{ab}} \right| \cdot 100 \quad (12)$$

kde: W_i je počáteční hmotnost (g), W_b je hmotnost vlhčeného vzorku (g), W_{ab} je hmotnost výchozího vzorku (g), W_p je hmotnost vzorku po desorpci (g). Z výsledných absorpčních křivek bylo určeno maximální množství absorbované vlhkosti M_{max} a čas potřebný pro saturaci vlhkostí. Dále byla určena difuzivita vlhkosti D_z pomocí matematického vztahu (10). Průběh absorpčních křivek byl porovnáván s Fickovým teoretickým modelem na základě vztahu [56]:

$$(M(T, t) - M_b) = (M_m - M_b) \left\{ 1 - \exp \left[-7,3 \left(\frac{D_z(T)t}{h^2} \right)^{0,75} \right] \right\} \quad (13)$$

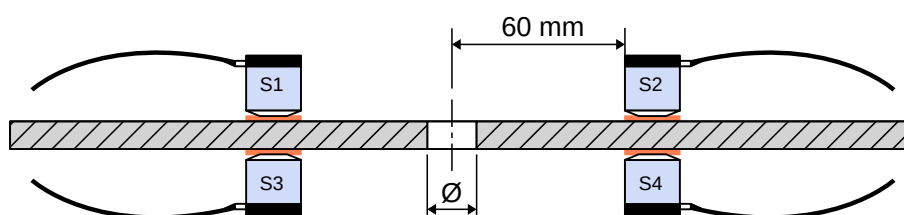


kde: $M(T, t)$ je množství vlhkosti za danou teplotu a čas (%), M_m je efektní množství vlhkosti (%), M_b je počáteční množství vlhkosti (%), $D_z(T)t$ je Fickova difúzní konstanta ($\text{mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$) a h je tloušťka materiálu (mm).

Dopad hydrotermálního vlivu byl posuzován na základě změn mechanických vlastností, které byly měřeny pomocí zkoušky jednoosým tahem. Pro tento účel byl vytvořen zátěžový cyklus, který zjednodušeně imituje namáhání konstrukční součásti za jejího provozu. Konstrukce vychází ze standardu ISO 18249 [120]. Cyklus se skládá ze zatížení tělesa na určitou procentuální hodnotu z maximální dosažené pevnosti ve výchozím stavu, výdrži na této hodnotě po dobu 300 s a poté odlehčení na nulovou hodnotu. Následuje opakované zatížení, kdy se maximální hodnota zatěžující síly navyšuje o 20 %. Zatěžování a odlehčování probíhalo rychlostí $0,5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ s prodlevou 10 s mezi jednotlivými cykly. Hydrotermálního vlivu bylo dosaženo umístěním environmentální komory WEISS ENET do pracovního prostoru zkušebního zařízení. S ohledem na reálný provoz leteckých materiálů byly zkoušky zátěžovým cyklem provedeny za teplot $-55 \text{ }^\circ\text{C}$. Čas potřebný pro temperování těles byl určen na základě teoretického výpočtu dle Kutateladzeho [121]. Teploty byly monitorovány pomocí termočlánku umístěného na povrchu zkušebního tělesa a termočlánku mimo environmentální komoru (viz příloha 4).

5.1.4. Diagnostika pevnostních zkoušek

Průběh zkoušek tahem byl monitorován NDT metodou akustické emise s využitím univerzálního diagnostického systému DAKEL-XEDO. Na povrchy zkušebních těles byly ve dvojicích umístěny piezoelektrické snímače IDK-09 PZT třídy 200 (viz obr. 33).



Obr. 33: Schéma umístění snímačů na zkušebním tělese



Každý snímač byl opatřen předzesilovačem o zesílení 35 dB. Snímače byly fixovány cyanoakrylátovým lepidlem AXIA R21 MP2 . Pro vyhodnocení dat byla použita vždy pouze jedna dvojice snímačů, kdy druhá plní záložní roli, aby se předešlo případné ztrátě dat vinou např. poruchy funkce jednoho ze snímačů, či ztrátě akustické vazby mezi povrchem a snímačem. Na základě literární rešerše byl naměřený signál AE analyzován na základě následujících metod:

1. Hodnocení parametrů AE (průměrné a kumulativní hodnoty)
2. Statistická nehierarchická metoda K-means
3. Spektrální analýza vlnového záznamu
4. Lokalizace zdrojů emisních událostí AE

Pro hodnocení procesů porušování byly použity následující **parametry AE**: emisní události, překmity (množství signálu, které překročí prahovou hodnotu), průměrná frekvence překmitů, amplituda signálu, délka trvání emisní události a doba jejího náběhu. Opakovaným zatížením materiálu se v rámci AE předpokládá existence Kaiserova a případně Felicity jevu. Kaiserův jev vzniká detekcí AE při prvním zátěžném cyklu a po odlehčení dochází znovu k detekci až po překročení předchozí maximální zátěže. Tento jev obecně platí pro všechny kovové materiály, ale u ostatních typů materiálu může být jeho existence pouze částečná. Po opakovaném zatížení může docházet k tzv. Felicity jevu, kdy k aktivitě signálu AE dochází při hodnotách nižších, než je předchozí maximum [82], [122, 123].

Parametr délky trvání v závislosti na průměrné frekvenci překmitů byl zpracován pomocí nehierarchického algoritmu k-means. Analýza využívá metody nejmenších čtverců, kdy jsou data tříděna do shluků na základě jejich vlastností. Bod je přiřazen do takového shluku, k jehož středu má nejmenší vzdálenost. Po každé iteraci jsou středy přepočteny jako aritmetický průměr všech bodů ve shluku. Cílem analýzy je dosáhnout nejmenšího rozdílu uvnitř shluků. Součet čtverců uvnitř jednoho shluku je dán [124]:

$$\sum_K^{k=1} \sum_{i \in S_k} \sum_{j=1}^p (x_{ij} - \bar{x}_{kj})^2 \quad (14)$$



kde: k je počet shluků S_k , \bar{x}_{kj} je střed shluku nebo průměr bodů $i \in S_k$. Hledány byly vždy 4 shluky s maximální interací 20. Pro analýzu **vlnového záznamu** byla zvolena Fourierova transformace signálu (FFT), která je vyjádřena [82]:

$$F(f) = \int_{-\infty}^{\infty} x(t) e^{-j2\pi ft} dt, \quad F(f) = \int_{-\infty}^{\infty} x(t) e^{j2\pi ft} df \quad (15)$$

kde: f je frekvence a j je imaginární jednotka. Výsledný tvar pro spojitý signál bývá komplexní výraz [82]:

$$F(f) = Re(f) + jIm(f) = |F(f)| e^{j\varphi(f)} \quad (16)$$

kde: $\varphi(f)$ je fázové spektrum a $|F(f)|$ je amplitudové spektrum nebo také amplitudová spektrální hustota. Dále byla vyhodnocena **lineární lokalizace** emisních událostí mezi snímači S1-S2 a S3-S4. Tato metoda se používá v případě, že jsou délkové rozměry analyzované součásti větší, než rozměry příčné [74, 75]. Pokud se mezi dvěma snímači nachází zdroj generující signál AE a jeho poloha x je ve vztahu ke snímačům ve vzdálenosti x_1 a x_2 , je možné sestavit rovnici pro časy t_1 a t_2 , za které signál dorazí ke snímačům [83]:

$$C_{t_1} = |x - x_1|, \quad C_{t_2} = |x - x_2| \quad (17)$$

kde: C_t je rychlost šíření vln AE v $m \cdot s^{-1}$ a x je vzdálenost v mm. Za předpokladu, že existuje rozdíl v časech (Δt_{12}), kdy signál dorazí ke snímačům, je možné určit polohu zdroje x pomocí řešení následující rovnice [83]:

$$C \Delta t_{12} = |x - x_1| - |x - x_2| \quad (18)$$

Pro úspěšné vyhodnocení lokalizace je nezbytná znalost rychlosti šíření vln na povrchu kompozitního materiálu. Pomocí zařízení Hommel tester T-1000 bylo provedeno měření drsnosti na obou stranách zkušebních těles a následně byl proveden Hsu-Nielsenův test [122], kdy na povrchu materiálu byla



zlomena grafitová tuha o průměru 0,5 mm a tvrdosti 2H, což vyvolalo simulovanou událost AE. Test byl proveden jak na hladké straně (H) mezi snímači S1 – S2, tak na drsné straně (D) mezi S3 – S4. Získané časy detekovaných událostí byly dosazeny do rovnic (17) a (18), čímž byla vypočtena rychlost šíření vln pro jednotlivé povrchy (viz příloha 5).

Z výsledných hodnot je patrné, že jak pro hladkou stranu (H) tak pro drsnou stranu (D) se hodnoty liší na základě toho, od jakého snímače je rychlost počítána, kdy rychlost je mírně nižší pro snímače S1 a S3. Dále je patrný vyšší rozptyl hodnot pro hladkou stranu, zatímco hrubá strana je v hodnotách rychlosti šíření více konzistentní. Výsledky z obou výše zmíněných měření jsou shrnuty v následující tabulce (tabulka 4). Pro lineární lokalizace budou použity vždy průměrné hodnoty pro jednotlivé typy povrchů, tzn. $3912 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ pro hladkou stranu a $2909 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ pro stranu hrubou. Příloha 3 shrnuje základní nastavení systému DAKEL-XEDO společně s příslušnými parametry pro jednotlivé skladby.

Tabulka 4: Výsledné hodnoty drsnosti a rychlosti šíření Lambových vln

Snímač	Hladká strana			Drsná strana		
	Ra (μm)	Rt (μm)	C_H ($\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$)	Ra (μm)	Rt (μm)	C_D ($\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$)
S1 →	0,2 ±0,05	2,5 ±1	3 760	9 ±2	54 ±11	-
← S2			4 060			-
S3 →			-			2 680
← S4			-			3 130

Vzniklá porušení na plných a OH zkušebních tělesech byla hodnocena na základě fraktografické analýzy pomocí světelné a elektronové mikroskopie. Základní makroskopické pozorování lomových ploch bylo provedeno světelným stereomikroskopem Nikon SMZ 1500 a digitálním mikroskopem Olympus DSX 1000. Z pořízených snímků byly vyhotoveny diagramy pro popis šíření porušení (legenda viz příloha 6). Porušení vzniklé uvnitř těles bylo hodnoceno metalografickými výbrusy, kdy vzorky byly fixovány do epoxidové pryskyřice, broušeny na brusných papírech do zrnitosti P1000, předleštěny pomocí 3 μm diamantové suspenze a doleštěny 0,05 μm koloidní Al_2O_3 suspenzí. Snímky mik-



rostruktur byly pořízeny světelnými mikroskopy Carl Zeiss NEOPHOT 32 a OLYMPUS DSX 1000. Detailní fraktografická analýza byla provedena řádkovacími elektronovými mikroskopy JEOL JSM 5400 a JEOL JSM 7600-F. Pro pozorování byly lomové plochy napařeny tenkou vrstvou 99,98% Cr vakuovým napařovacím systémem JEOL JEE 4X.

5.1.5. Hodnocení degradace matrice

Působení vlhkosti a nízkých teplot bylo dále posuzováno na základě jejich vlivu na vlastnosti matrice. Hodnocen byl dopad na fázové přeměny (T_g), tuhost a schopnost tlumit vibrace. DMA analýzou byly měřeny jednotlivé složky komplexního modulu, tzn. reálná část E' reprezentující elastickou složku a imaginární část E'' , která představuje útlumovou složku a jejich fázový posun $\tan \Delta$. Teplota skelného přechodu T_g byla vyhodnocena z imaginární složky E'' jakožto maximální hodnota naměřeného píku. Zkouška probíhala na zařízení Tritec 2000 dle podmínek stanovených standardem D 7028-07 [125] módem jednobodově vetknutého nosníku na zkušebních tělesech o rozměrech $45 \times 8,1 \times 2,97$ mm (181) a $45 \times 8,1 \times 6,32$ mm (361). Hydrotermální expozice bylo dosaženo přídatnou chladicí komorou. Pracovní prostor byl pomocí kapalného N_2 ochlazen na -55 °C, což odpovídá teplotě pevnostních zkoušek. Měření frekvenčních závislostí bylo provedeno na základě parametrů, které jsou uvedeny v následující tabulce (viz tabulka 5). Perioda záznamu 10s společně s 15 body na dekádu zajišťují dostatečné vzorkování pro měřená data.

Tabulka 5: Použité parametry pro měření teplotní závislosti

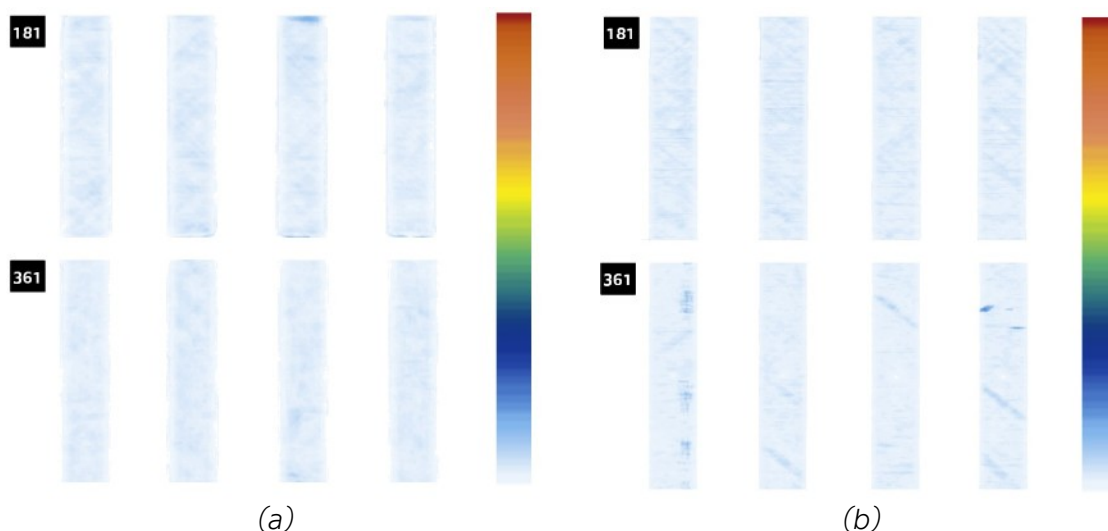
Výchylka (mm)	Počet bodů na dekádu (-)	Frekvence (Hz)	Perioda záznamu (s)	Cyklus ohřevu	
				Max. teplota (°C)	Rychlost ohřevu (°C · min ⁻¹)
0,001-0,02	15	0,3; 1; 3; 10; 30	10	280	2



6. VÝSLEDKY A HODNOCENÍ

6.1. Kontrola zkušebních těles

Za účelem detekce potenciálních vad uvnitř materiálu byla zkušební tělesa kontrolována pomocí automatizovaného imerzního systému s defektoskopem OLYMPUS Omniscan MX2. Bezkontaktním skenováním byly vyhotoveny mapy, jejichž barevné spektrum určuje závažnost přítomných defektů. Z výsledných snímků pracovních částí plných o OH těles bez vlhkosti (viz obr. 34a) je patrné, že ani v jednom případě se v materiálu nevyskytují vady, které by měly nepříznivý vliv na průběh zkoušky. Dokládá to přítomnost pouze barvy nejnižší intenzity v celé skenované oblasti. V případě OH těles nasycených vlhkostí (viz obr. 34b) je patrný lokalizovaný výskyt vad v povrchových [45°] vrstvách, případně na okraji těles [126–128].



Obr. 34: C-sken pracovních částí zkušebních těles: (a) Plná a OH tělesa bez vlhkosti, (b) OH tělesa s absorbovanou vlhkostí [126, 127]

Pouze u jednoho kontrolovaného tělesa byla odhalena vada uprostřed tloušťky ve formě delaminace ve vrstvě se zvlněným svazkem vláken v okolí (viz příloha 7). Těleso bylo následně z experimentu vyřazeno. U ostatních těles nebyly nalezeny vady zásadního charakteru, které by měly negativní dopad na následně prováděné zkoušky. Z výsledků je dále patrné, že vlivem samotné vlhkosti nedochází ke vzniku extenzivního porušení zkušebních těles.

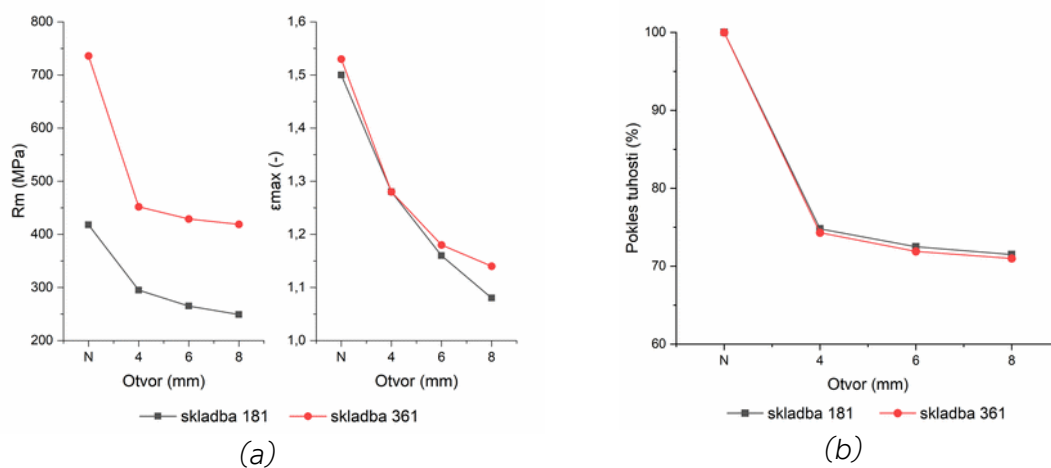


6.2. Plná a OH tělesa ve výchozím stavu

6.2.1. Pevnostní zkoušky a vliv otvoru

Pro plná a OH zkušební tělesa ve výchozím stavu - RT (room temperature) byla provedena zkouška jednoosým tahem. Dle ASTM D3039 [117] bylo makroskopicky vyhodnoceno vzniklé porušení (viz příloha 11). Plná tělesa vykazují více druhů porušení (M) ve formě delaminací (L) a porušení pod úhlem (A). Skladba 361 se navíc porušuje viditelnými laterálními trhlinami (L). Obě dvě skladby se porušují rozsáhle (G) a na více místech (M), dále v horní části (T) a v okolí příložek (W). Obdobný průběh je pak možné pozorovat i u OH těles.

Z výsledných hodnot (viz příloha 10) byla sestrojena grafická závislost vlivu otvoru (viz obr. 35), ze které vyplývá, že u obou skladeb dochází k výraznému poklesu mechanických vlastností. Pevnost kompozitního materiálu klesá o přibližně 30-40 % u skladby 181 a o 39-43 % u skladby 361. U deformace je patrný vyšší pokles u skladby 361 (40-47 %), zatímco u skladby 181 je přibližně poloviční (9-23 %). Pokles tuhosti je v obou případech stejný (25-29 %) [129].

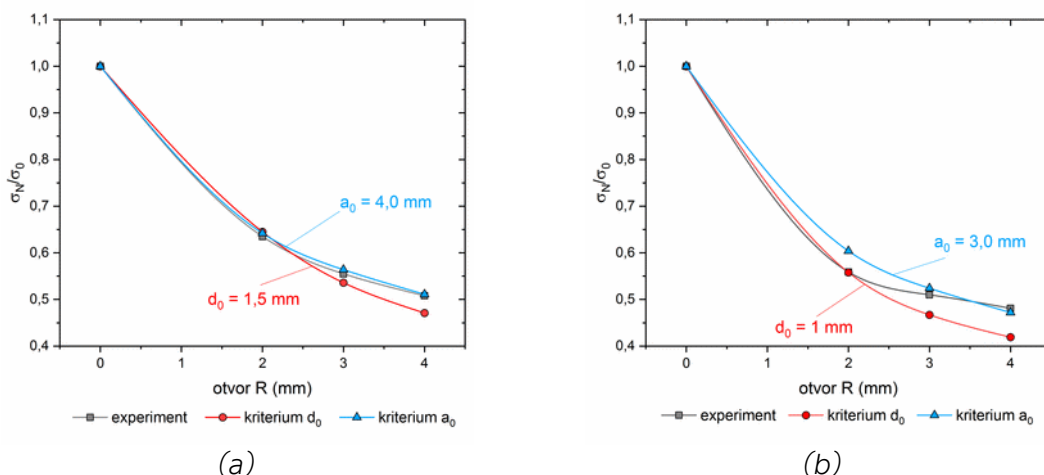


Obr. 35: Vliv koncentrátoru napětí na mechanické vlastnosti kompozitního materiálu: (a) Změna meze pevnosti a deformace [129], (b) Změna tuhosti

Otvor a jeho vliv na vlastnosti kompozitního materiálu byl dále hodnocen pomocí lomových kritérií dle *Whitneyho* a *Nuismera*. Experimentálně získaná data byla porovnána s výpočty provedenými dle vztahů (4) až (8), ze kterých byly získány kritické hodnoty bodového kritéria d_0 a kritéria průměrného napětí



a_0 (viz obr. 36). Průběh poklesu poměru napětí σ_N/σ_0 v závislosti na velikosti otvoru je u obou skladeb obdobný.



Obr. 36: Porovnání experimentálně naměřených dat s lomovými kritérii dle Whitneyho a Nuismera: (a) Skladba 181, (b) Skladba 361

Tabulka 6 udává souhrn vypočítaných výsledných parametrů lomových kritérií. Pro skladbu 181 (viz obr. 36a) jsou výsledné kritické hodnoty pro šíření trhliny vyšší, než je tomu v případě skladby 361 (viz obr. 36b) a obdobně je tomu i u citlivosti materiálu na vrub α_g , která je i v případě skladby 181 vyšší.

Tabulka 6: Výsledné hodnoty pevnostních kritérií [128]

Skladba 181					Skladba 361				
d_0 (mm)	a_0 (mm)	α_g			d_0 (mm)	a_0 (mm)	α_g		
		R2	R3	R4			R2	R3	R4
1,5	4	1,42	1,58	1,68	1	3	1,63	1,72	1,76

Vliv velikost trhlín je lépe patrný po výpočtu teoretické hodnoty faktoru intenzity napětí K_Q . Pro velké hodnoty délek trhlín se blíží asymptoticky ke konstantní hodnotě $K_{Q\infty}$ a vypočítá se pomocí následujících vztahů [42]:

$$K_{Q\infty} = \sigma_P \sqrt{2\pi d_0} \tag{19}$$



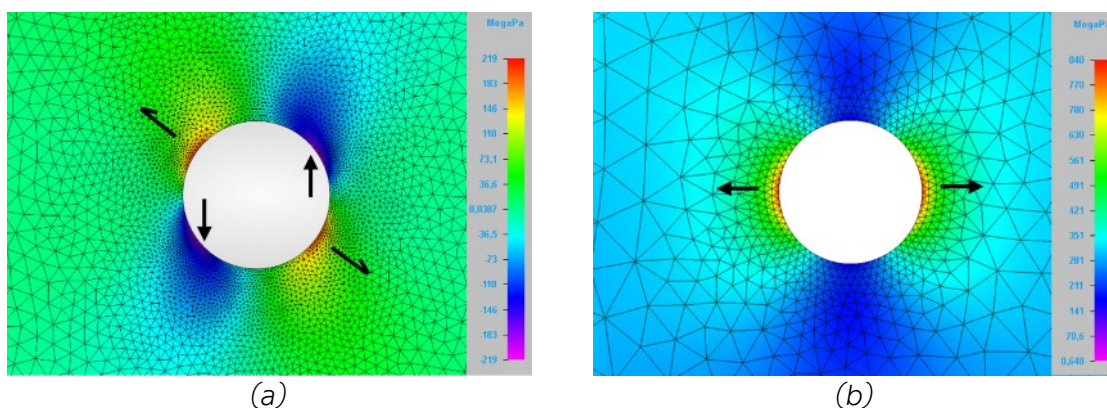
$$K_{Q\infty} = \sigma_p \sqrt{0,5\pi a_0} \quad (20)$$

kde: σ_p je napětí materiálu bez vrubu (MPa), a_0 a d_0 jsou lomová kritéria (m). Výsledné hodnoty shrnuje následující tabulka 7:

Tabulka 7: Výsledné hodnoty teoretické lomové houževnatosti [128]

Výpočet	Skladba 181		Skladba 361	
Lomové kritérium (mm)	$d_0 = 1,5$	$a_0 = 4$	$d_0 = 1$	$a_0 = 3$
$K_{Q\infty}$ (MPa·m ^{1/2})	40,6	33,1	58,3	50,5

Numerickou MKP analýzou byla hodnocena odezva OH tělesa na mechanické zatížení s cílem jejího využití jako pomocného nástroje pro určení kritického místa, kde pravděpodobně dojde k primárnímu porušení tělesa. Na základě výsledků je patrné, že zatížením kompozitního tělesa jednoosým tahem dochází k indukovaní smykové složky napětí na okraji otvoru (viz obr. 37a). Na protilehlé straně dochází ke generování tlakové složky napětí, která působí ve stejném směru, jako je hlavní zátěžná síla. Dle předpokladu dochází k největšímu přetvoření v oblasti otvoru (viz příloha 20), což potvrzuje Von Misesova hypotéza (viz obr. 37b), která zobrazuje oblast s nejvyšší hodnotou energie přetvoření na okraji otvoru. Přetvoření působí v kolmém směru vůči působícímu hlavnímu napětí.



Obr. 37: Výsledky MKP analýzy v okolí otvoru kompozitního OH tělesa: (a) Distribuce smykového napětí, (b) von Misesova hypotéza

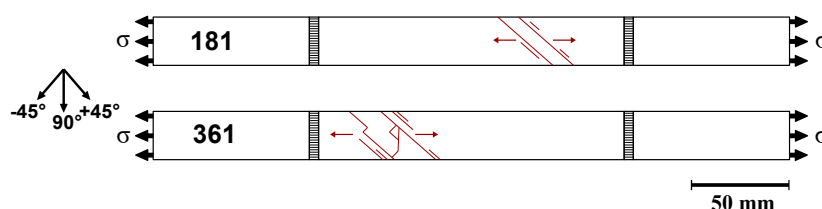


6.2.2. Fraktografická analýza výchozího stavu

Následující kapitola se věnuje porovnání lomového chování plných a OH těles bez absorbované vlhkosti. Dále je zde popsán vliv otvoru na porušení.

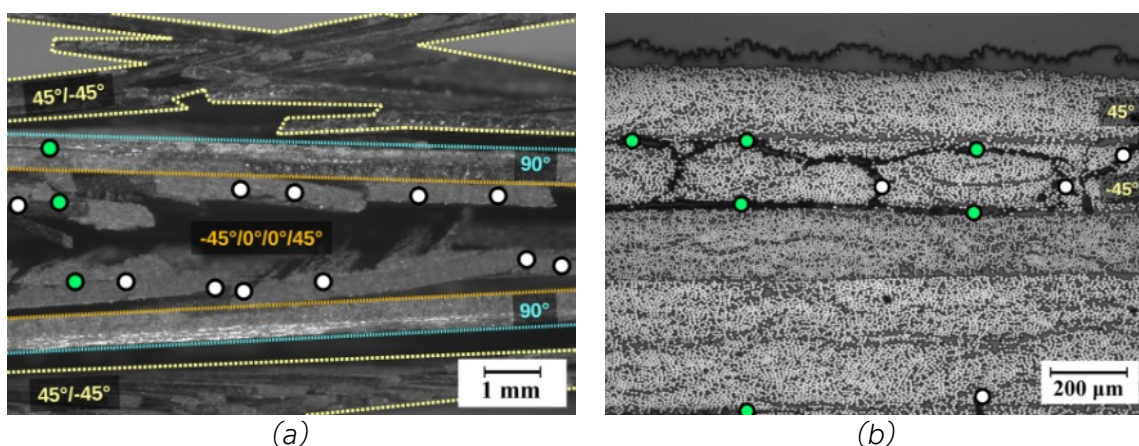
6.2.2.1 Tělesa bez otvoru

U plné skladby 181 se odděluje pouze část horní $[45^\circ]$ vrstvy, okolo které se vyskytují v nízké míře a delaminace, které se šíří podél vláken (viz obr. 38). Na odhalené spodní $[-45^\circ]$ vrstvě jsou patrné rozsáhle oddělené svazky vláken. V případě skladby 361 je porušení v oblasti lomu rozsáhlejší a s vyšším výskytem delaminací. Na vrstvách u povrchu jsou viditelné charakteristické stupně a lomové pásy vzniklé porušením přilehlých $[\pm 45^\circ]$ vrstev v důsledku působícího smykového napětí. Podrobnější popis porušení na čele zkušebních těles je uveden v přílohách (viz příloha 18 a příloha 19) [126, 127].



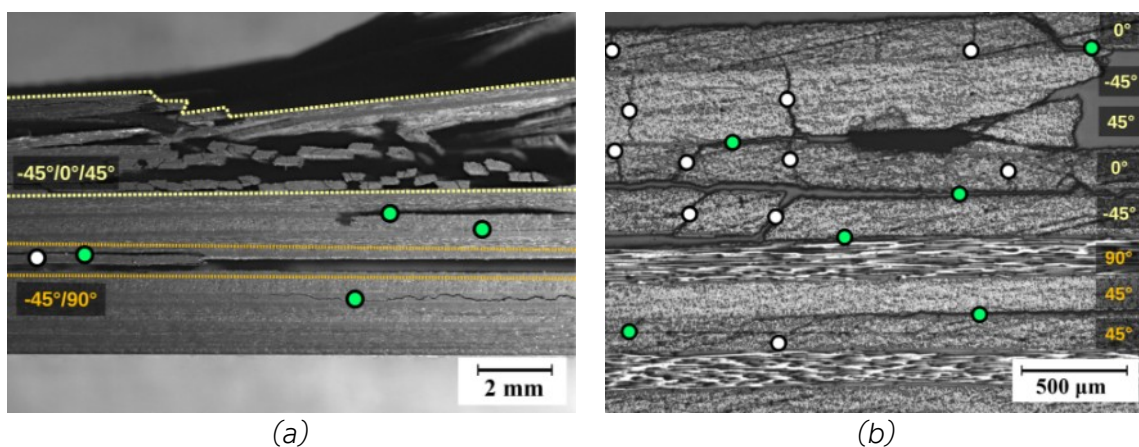
Obr. 38: Schématické znázornění porušení na čele plných těles ve výchozím stavu

Boční pohled na okolí lomu skladby 181 odhaluje extenzivní oddělování povrchových vrstev a tvorbu trhlin v matrici (viz obr. 39a). Rozhraní dvojice vrstev $[90^\circ/45^\circ]$ a $[-45^\circ/90^\circ]$ zůstávají převážně neporušené, zatímco na povrchu je oddělování $[45^\circ/-45^\circ]$ vrstev rozsáhlé. V matrici těchto vrstev vznikají mezi vlákny laterální trhliny a trhliny šířící se pod úhlem 45° vůči hlavnímu napětí. [127] Jejich propojováním pomocí delaminace se odděluje část svazku vláken, čímž vzniká kaskádovitě řada segmentů (viz obr. 39b). Uprostřed tělesa dochází k tvorbě extenzivního oddělování vlivem delaminací. Od lomu tělesa se dále šíří rozsáhlá delaminace mezi nosnými $[0^\circ]$ a přilehlými $[\pm 45^\circ]$ vrstvami. Tato delaminace pokračuje směrem k okraji zkušebních těles, kde se v oblasti příložek dále větví do sousedních vrstev pomocí laterálních trhlin. Detailní pohled na její šíření je uveden v přílohách (viz příloha 20).



Obr. 39: Rozbor porušení skladby 181 ve výchozím stavu v bočním pohledu: (a) rozsáhlé oddělování vrstev v okolí lomové plochy, (b) tvorba segmentů u povrchových vrstev a okolí [● delaminace, ○ trhliny v matrici]

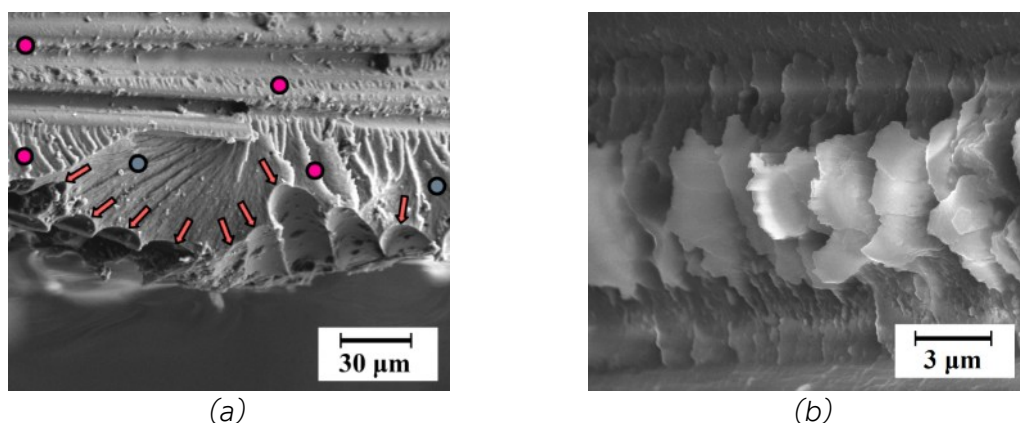
V případě bočního pohledu je u skladby 361 v oblasti lomu patrné rozsáhlé porušení v horní třetině zkušebního tělesa (viz obr. 40a). Zde se nacházejí vrstvy [-45°/0°/45°], které se porušují postupnou tvorbou segmentů (obr. 40b). Z oblasti segmentů se ve vrstvách [-45°/90°] šíří rozsáhlá delaminace podél hlavní osy směrem k okraji tělesa. Druhá delaminace se šíří ve spodní třetině zkušebního tělesa mezi vrstvami [-45°/90°]. Obě tyto delaminace způsobují v tělese rozsáhlá oddělování vrstev a jejich šíření u obou typů laminátů končí shodně v oblasti příložek (viz příloha 21), kde se již dále nevětví.



Obr. 40: Rozbor porušení skladby 361 ve výchozím stavu v bočním pohledu: (a) rozsáhlá porušení v horní třetině tělesa, (b) tvorba segmentů u okrajových vrstev [● delaminace, ○ trhliny v matrici]

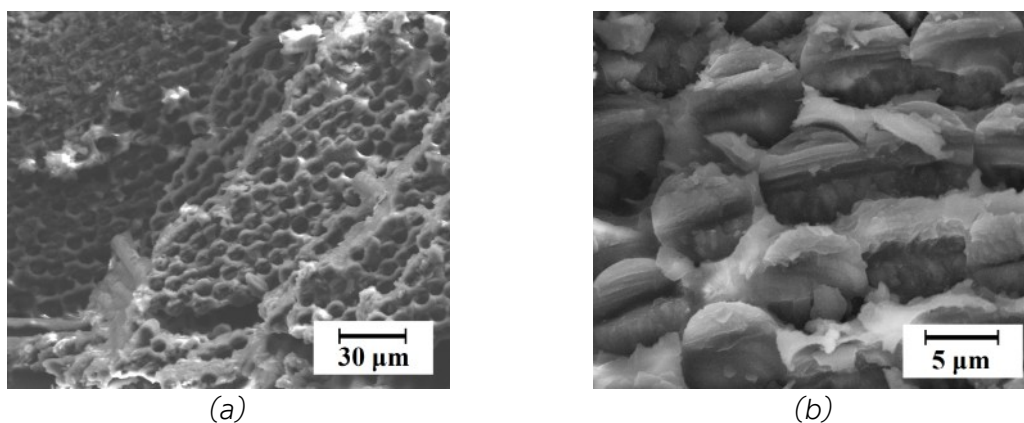


Analýza povrchových $[\pm 45^\circ]$ vrstev s využitím SEM odhaluje u obou skladeb výrazné mikrotečení matrice. Na lomové ploše je patrný vznik hrotů a říčkovitosti vlivem plastické deformace matrice (viz obr. 41a). Tyto charakteristické znaky ukazují, že tvorba porušení je indukována trhlinami v matrici, které se šíří ve směru kolmém na uložená vlákna. Rozhraní $[45^\circ/-45^\circ]$ se následně odděluje interlaminárním smykovým napětím, čímž se na lomové ploše vytvářejí hroty (viz obr. 41b), které dále fungují jako iniciační místo pro šíření dalšího porušení.



Obr. 41: Analýza povrchových $[-45^\circ/45^\circ]$ vrstev: (a) říčkovitost a hroty v okolí vláken, (b) detail hrotů [• říčkovitost, • hroty, \rightarrow směr šíření trhlin] [128]

Na $[\pm 45^\circ]$ vrstvách vznikají v obou skladbách segmenty a jejich detailní analýza odhaluje vzniklé stupně (viz obr. 42a) vlivem mezivrstevního smykového napětí, kdy dochází ke vzpěru vláken a jejich vybočení, což se projevuje vznikem tahové a tlakové složky na lomové ploše vláken (viz obr. 42b) [126].

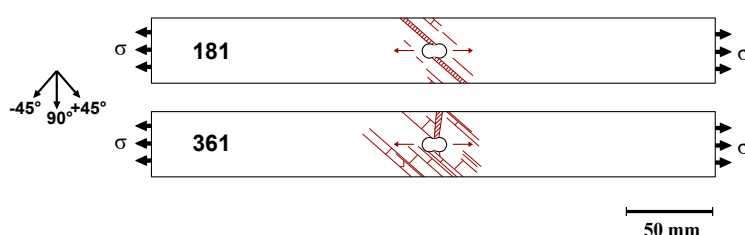


Obr. 42: Analýza segmentů: (a) vznik stupňů, (b) mikrovyočnění vláken



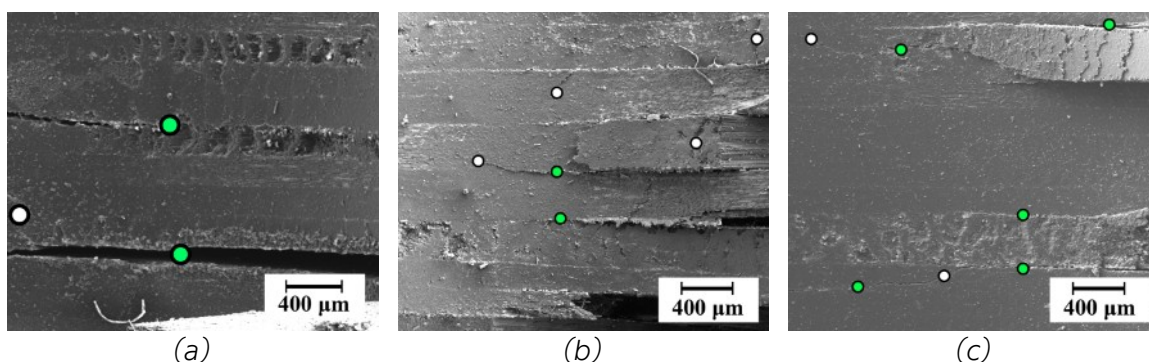
6.2.2.2 OH tělesa

K porušení dochází vždy u otvoru (viz Obr. 43). U skladby 181 je systém porušování vrstev na čele obdobný, jako je tomu u těles plných. Skladba 361 se však stejnou měrou porušuje pouze částečně, kdy delaminace se v horní [45°] vrstvě šíří podél uložených vláken, ale samotné primární porušení je pod úhlem $\sim 80^\circ$ napříč vrstvami, tzn. ve směru uložení [90°] vláken (více viz příloha 22). Delaminace se dále propojují trhlinami pod úhlem -45° . [129]



Obr. 43: Schématické znázornění porušení na čele OH těles ve výchozím stavu

Podrobnější analýza v okolí otvoru ukazuje, že k iniciaci porušení dochází na okraji otvoru ve formě interlaminárních delaminací [$\pm 45^\circ$] vrstev (viz obr. 44a). Delaminace se šíří do přilehlých vrstev pomocí laterálních trhlin v matrici. Tento způsob je totožný pro oba typy skladeb (viz obr. 44b-c). Trhliny se objevují lokálně ve svazku vláken a v místech, která jsou bohatá na matrici.

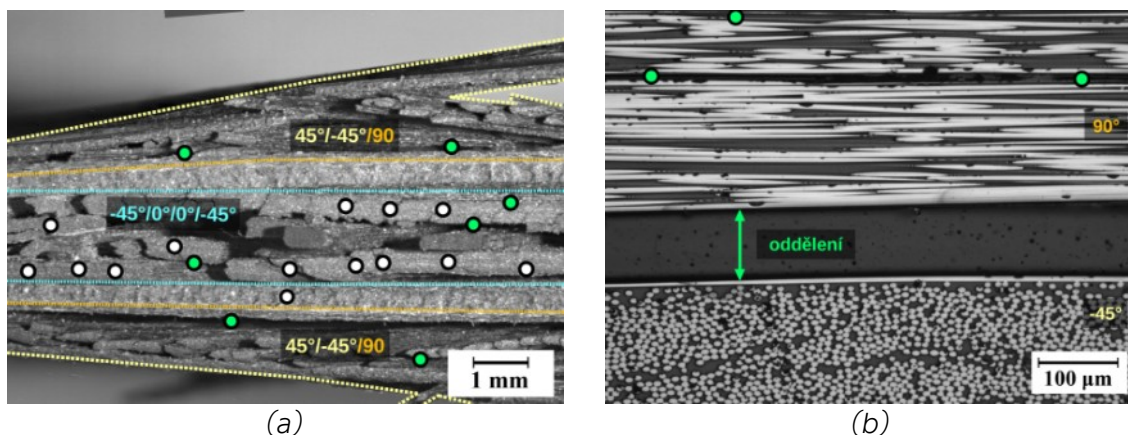


Obr. 44: Rozbor porušení v okolí otvoru: (a) detail delaminace mezi vrstvami, (b) skladba 181, (c) skladba 361 [● delaminace, ○ trhliny v matrici]

U OH skladby 181 vznikají v povrchových [45°/-45°] a nosných [0°] vrstvách segmenty (viz obr. 45a). Částečně se delaminací porušují [90°] vrstvy, případně se delaminace šíří mezi svazky vláken (viz obr. 45b). Středem zkušebního tě-

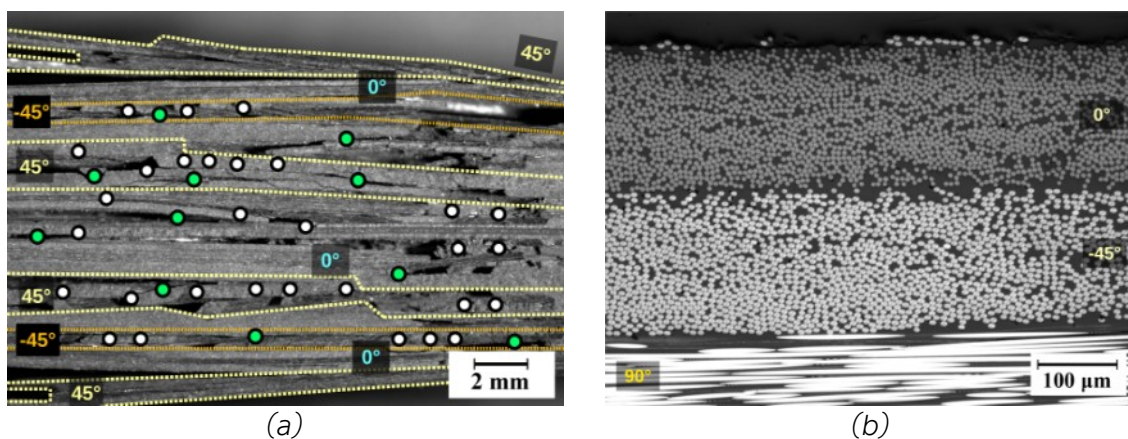


lesa se od lomu, stejně jako u plného zkušebního tělesa, šíří delaminace napříč nosnými $[0^\circ]$ vrstvami. Samotná velikost otvoru nemá na způsob jejího šíření výraznější vliv (viz příloha 23a).



Obr. 45: Rozbor porušení OH skladby 181 v bočním pohledu: (a) rozsáhlé oddělování vrstev v oblasti lomu, (b) porušení v $[90^\circ]$ vrstvách [● delaminace, ○ trhliny v matici]

V rámci skladby 361 je možné pozorovat u $[\pm 45^\circ]$ vrstev tvorbu segmentů na povrchu a ve středu tělesa za doprovodu zvýšeného výskytu laterálních trhlin u vrstev $[45^\circ]$ (viz obr. 46a). Vrstvy s orientací $[90^\circ/-45^\circ]$ a jejich rozhraní zůstávají převážně neporušené nebo jsou porušeny minimálně, stejně jako nosné vrstvy $[0^\circ]$ (viz obr. 46b). V porovnání s plným tělesem je porušení v oblasti lomu symetrické. Delaminace mezi vrstvami $[0^\circ]$ se od lomu postupně šíří na kratší vzdálenost se zvyšující se velikostí otvoru (viz příloha 23b). [129]

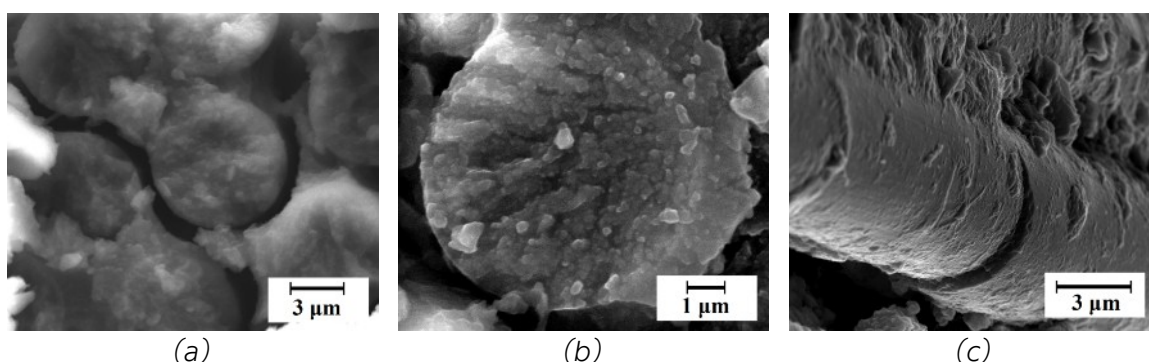


Obr. 46: Rozbor porušení OH skladby 361 v bočním pohledu: (a) porušení $[\pm 45^\circ]$ vrstev trhlinami, (b) rozhraní $[90^\circ]$ vrstev [● delaminace, ○ trhliny v matici]



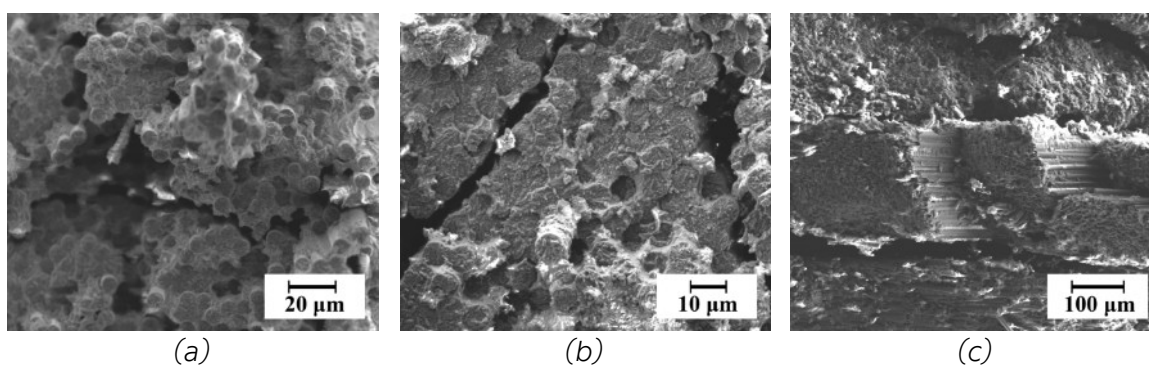
6.2.3. Významné fraktografické rysy

Na počátku procesu porušování se objevují trhliny v matrici, které interagují společně s ostatními mechanismy. Vzniklé trhliny jsou v rámci obou skladeb kohezního typu (viz obr. 47a), což značí vysokou pevnost fázového rozhraní. O vysoké pevnosti také svědčí nízký podíl vytažených vláken na $[0^\circ]$ vrstvách. Na lomové ploše těchto vláken se formují radiály (viz obr. 47b), což je typický znak tahového porušení a trhlina se šíří skrz vlákna (viz obr. 47c) [127, 129].



Obr. 47: Rozbor porušení plných a OH těles: (a) kohezní trhlina mezi vlákny v matrici, (b) radiály na lomové ploše $[0^\circ]$ vlákna, (c) porušené $[0^\circ]$ vlákno

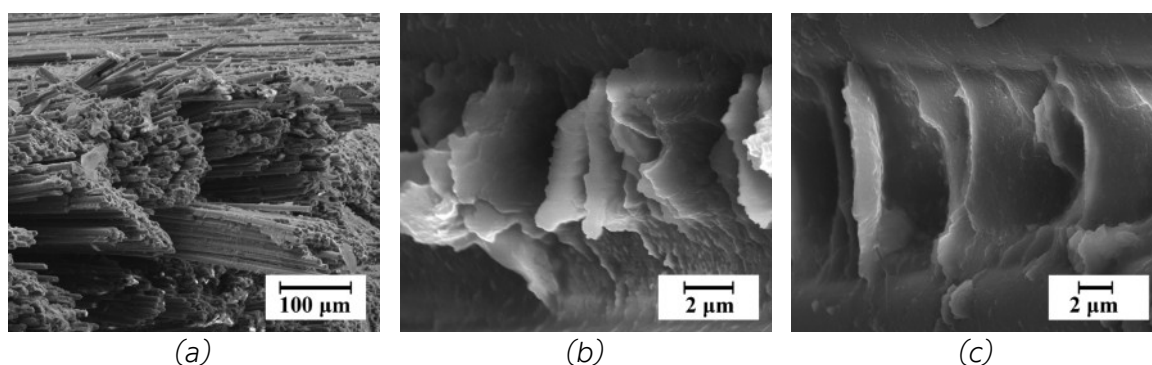
Lomové plochy $[0^\circ]$ vrstev jsou u plných těles kompaktní a reliéfní (viz obr. 48a), zatímco v případě OH těles (převážně v rámci skladby 181) je stupňovitost nižší (obr. 48b) a je možné pozorovat vyšší množství kohezních trhlin. Vrstvy $[\pm 45^\circ]$ se jak u plných, tak u OH těles porušují mikrovybočením vláken a na lomové ploše vznikají charakteristické stupně (obr. 48c) [127, 129].



Obr. 48: Rozbor porušení plných a OH těles: (a) reliéf $[0^\circ]$ vrstev, (b) Snížený reliéf $[0^\circ]$ vrstev s kohezními trhlinami v okolí, (c) Stupně na $[45^\circ]$ vrstvě

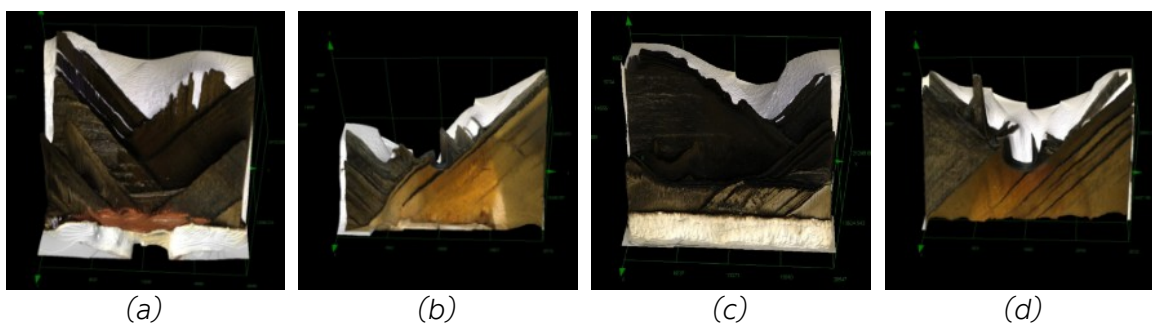


V rámci obou skladeb a obou typů těles je část $[90^\circ]$ vrstev v místě porušení roztřepená (viz obr. 49a) a na lomové ploše dochází v místě delaminovaných vláken k formování hrotů (viz obr. 49b). Plastická deformace matrice je v okolí vláken výrazná (viz obr. 49c) ve všech případech. [129]



Obr. 49: Fraktografie výchozího stavu: (a) roztřepení $[90^\circ]$ vláken, (b) vznik hrotů po delaminaci, (c) výrazná plastická deformace matrice v okolí vláken

Samotný otvor ovlivňuje také i výsledný tvar lomové plochy. Plná skladba 181 se porušuje rozsáhle a na lomové ploše jsou převážně viditelné poškozené vnitřní $[\pm 45^\circ]$ skladby ve směru uložení a výsledná plocha má šípovitý tvar (viz obr. 50a). V případě OH skladby jsou porušení méně rozsáhlá, soudržnost vrstev je vyšší a porušení je dominantní ve směru $[45^\circ]$ (viz obr. 50b). Plná skladba 361 (viz obr. 50c) se porušuje také rozsáhle, kdy část se vyznačuje hladkým lomem ve směru $[90^\circ]$ vláken, zatímco zbytek je terasovitý ve směru $[45^\circ]$. U OH skladby je porušení méně rozsáhlé a na lomové ploše jsou patrné převážně $[\pm 45^\circ]$ vrstvy, a výsledný lom má šípovitý tvar (viz obr. 50d).



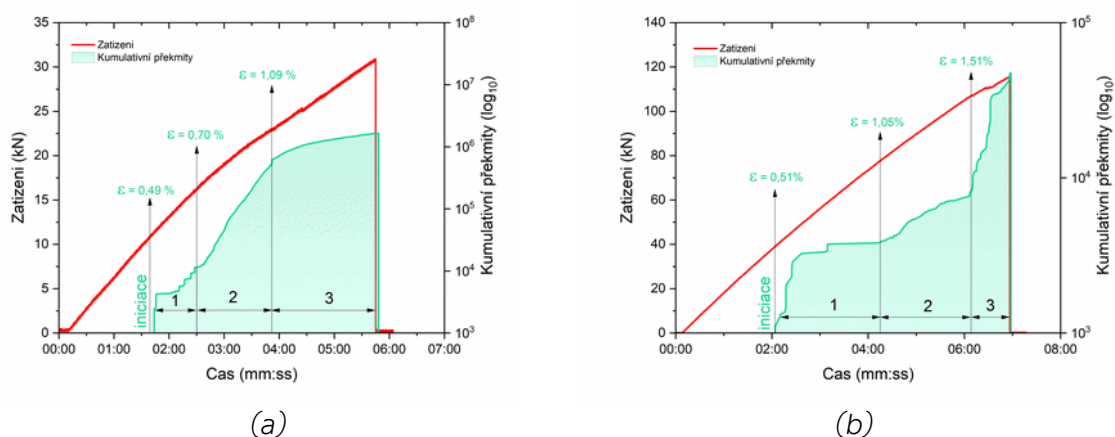
Obr. 50: 3D rekonstrukce lomových ploch: (a) plné těleso skladby 181, (b) OH těleso skladby 181, (c) plné těleso skladby 361, (d) OH těleso skladby 361



6.2.4. Diagnostika výchozích těles akustickou emisí

Z korelace kumulativních hodnot překmitů s daty získanými z pevnostních zkoušek vyplývá, že na základě aktivity parametru je možné získané průběhy rozdělit na tři ohraničené oblasti (označeno 1-3). Přechod z jedné oblasti do druhé je vždy iniciován změnou v chování sledovaného parametru [127, 130].

První vznik porušení začíná v případě obou skladeb shodně při deformaci ~0,5% skokovým nárůstem kumulativních hodnot. Prvotní přírůstky jsou v oblasti 1 skladby 181 postupné (viz obr. 51a). V oblasti 2 pokračuje s růstem deformace lineární nárůst překmitů. Při přechodu do oblasti 3 dochází ke skokovému nárůstu a následuje pozvolný přírůstek překmitů. Kumulativní hodnoty v případě skladby 361 (viz obr. 51b) vykazují odlišné chování, kde v oblasti 1 je po iniciaci generováno nižší množství emisních událostí, což se projevuje na stagnujícím přírůstku překmitů. Dosažením deformace 1% dochází v oblasti 2 k postupnému nelineárnímu nárůstu hodnot a od 1,5% deformace dochází v oblasti 3 k rapidnímu nárůstu hodnot.

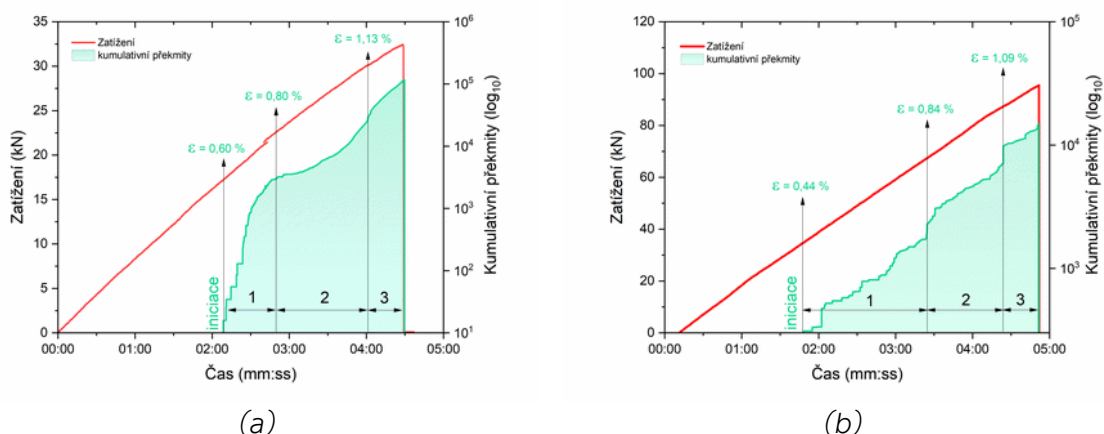


Obr. 51: Distribuce kumulativních překmitů v průběhu zatěžování plných těles ve výchozím stavu (a) skladba 181, (b) skladba 361

Přítomnost otvoru výrazně mění chování parametru v průběhu zatěžování tělesa. U skladby 181 (viz obr. 52a) začíná iniciace až při vyšší deformaci, kdy na počátku dochází (stejně jako u plného tělesa) k postupnému skokovému nárůstu hodnot, zatímco po výskytu několika počátečních porušení je přírůstek až do začátku oblasti 2 asymptotického charakteru. Oblast 2 přechází z po-



stupného pomalého nárůstu do částečně exponenciálního průběhu, který se v třetí oblasti skokově mění a dále pokračuje v lineárním přírůstku až do lomu tělesa. V případě skladby 361 (viz obr. 52b) začínají změny v chování parametru při nižších hodnotách deformací (až na 1-2). Chování překmitů v průběhu zatížení je možné charakterizovat lineárním přírůstkem, kdy jednotlivé oblasti jsou od sebe odlišené skokovým nárůstem hodnot.



Obr. 52: Distribuce kumulativních překmitů v průběhu zatěžování OH těles ve výchozím stavu (a) skladba 181, (b) skladba 361

Následující tabulka 8 shrnuje průměrné hodnoty zátěžné síly a deformace, při kterých vzniká nová oblast, ve které kumulativní překmity mění výrazně své chování. Z výsledků je patrné, že vrubový účinek otvoru u skladby 181 tyto prahové hodnoty zvyšuje, zatímco u skladby 361 naopak klesají.

Tabulka 8: Průměrné pevnostní hodnoty pro jednotlivé oblasti

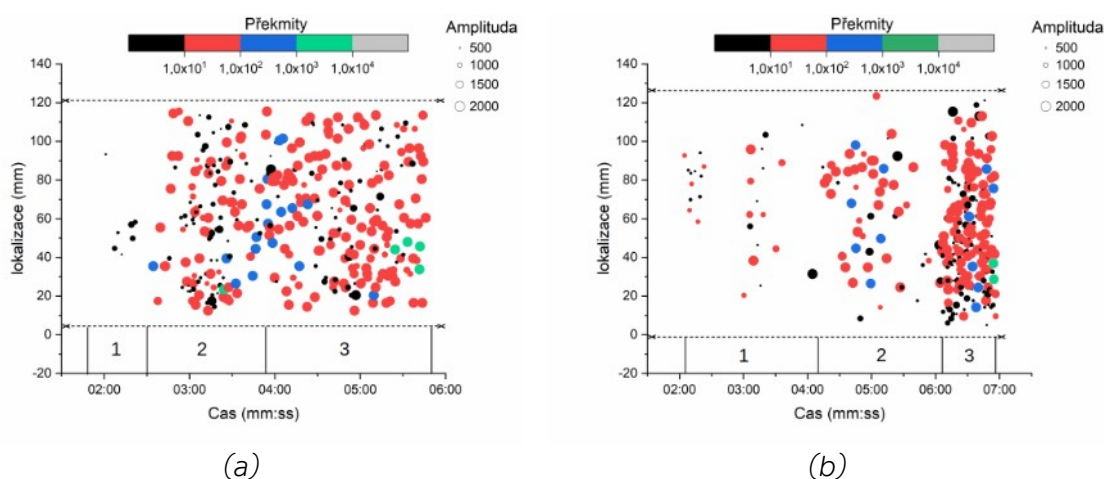
Skladba	Oblast 1		Oblast 2		Oblast 3	
	F (kN)	ϵ (%)	F (kN)	ϵ (%)	F (kN)	ϵ (%)
181-N	11	0,49	16,1	0,7	22,9	1,09
181-OH	17,2	0,6	22,4	0,8	30	1,13
361-N	39	0,51	77,8	1,05	106,8	1,51
361-OH	34,8	0,44	67,3	0,84	87,2	1,09

Lokalizace emisních událostí a jejich klasifikace na základě množství překmitů a velikosti amplitudy doplňuje předchozí korelaci kumulativních



překmitů. V první oblasti skladby 181 (viz obr. 53a) je možné pozorovat vznik prvotního porušení, které je reprezentované izolovaným nízkým počtem překmitů o nízké amplitudě (●). Uprostřed oblasti 2, která je reprezentována lineárním nárůstem kumulativních překmitů, vzniká pás emisních událostí s nízkým počtem překmitů a nízkou amplitudou (●+●). Jejich výskyt je od oblasti 2 patrný v celém průřezu tělesa až do finálního lomu. Přechod z druhé do třetí oblasti je ohraničen událostmi se zvýšeným výskytem překmitů o vysoké amplitudě (●). Iniciace porušení je reprezentována lokalizovanými zdroji velkého množství překmitů o vysoké amplitudě (●).

V případě lokalizace skladby 361 (viz obr. 53b) je iniciace v oblasti 1 doprovázená událostmi s nižším množstvím překmitů o nízké amplitudě (●+●). Množství překmitů v dalších oblastech postupně narůstá a v druhé oblasti dochází k nárůstu amplitudy u (●) a objevují se vysokoamplitudové (●). Rapidní nárůst kumulativních hodnot v oblasti 3 je reprezentován skokovým přírůstkem emisních událostí (●) v celém monitorovaném průřezu. Ty jsou dále doprovázené pásem nízkého množství překmitů s nízkou amplitudou (●) a objevuje se opět velké množství překmitů o vysoké amplitudě (●+●).



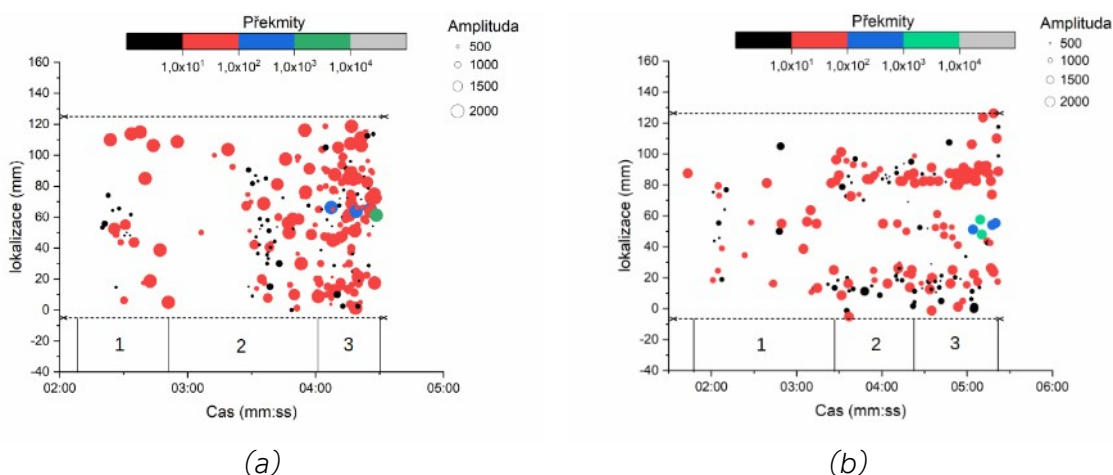
Obr. 53: Lineární lokalizace emisních událostí a jejich klasifikace na základě překmitů a velikosti amplitudy u plných těles: (a) skladba 181, (b) skladba 361

Přítomnost otvoru podstatnou měrou ovlivňuje generování emisních událostí, kdy u obou skladeb je detekován jejich nižší počet, než je tomu u těles plných. U skladby 181 (obr. 54a) je iniciace porušení v oblasti 1 doprovázená



emisí nízkého počtu překmitů s nízkou ($\bullet+\bullet$) a vysokou amplitudou (\bullet). V oblasti 2 je výskyt událostí velmi nízký, což odpovídá pomalému přírůstku kumulativních překmitů. K nárůstu emise začíná docházet až s lineárním přírůstkem kumulativních překmitů, kdy se na konci oblasti objevuje pásmo nízkého počtu překmitů s nízkou amplitudou ($\bullet+\bullet$). Se zvyšující se deformací se zvyšuje v celém průřezu emise překmitů o střední až vysoké amplitudě (\bullet) a v místě otvoru se objevují události s vysokým počtem překmitů o vysoké amplitudě ($\bullet+\bullet$), které jsou přítomné až do lomu součásti.

OH skladba 361 (viz obr. 54b) se v případě lineární lokalizace značně liší od plného tělesa. Celkový nízký výskyt, ale konstantní přírůstek emisních událostí odpovídá lineárnímu průběhu kumulativních překmitů. Obecně mají lokalizované události střední až nižší amplitudu po celou dobu zatížení ($\bullet+\bullet$). Události se dále shlukují do pásů, kdy první pás se nachází v oblasti otvoru (~ 60 mm) a zbylé dva jsou v okolí 20 a 90 mm. Iniciace porušení je v oblasti 1 doprovázena minimálním výskytem emisních událostí ($\bullet+\bullet$). Jejich zvýšený výskyt je patrný až při přechodu do oblasti 2 a jejich následný přírůstek je až do lomu konstantního charakteru. V oblasti 3 se ve finální fázi nachází v okolí otvoru zvýšený počet překmitů s vysokou amplitudou ($\bullet+\bullet$).



Obr. 54: Lineární lokalizace emisních událostí a jejich klasifikace na základě překmitů a velikosti amplitudy u OH těles: (a) skladba 181, (b) skladba 361

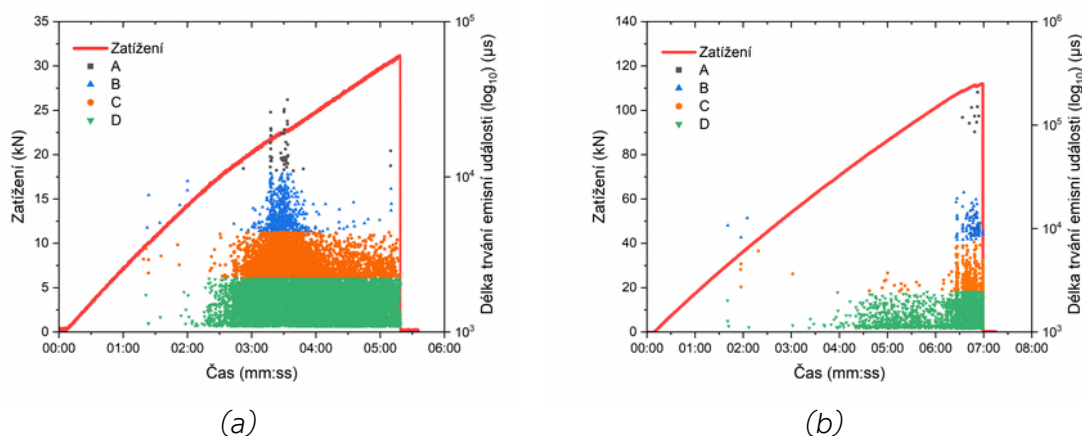
V rámci analýzy metodou **k-means** byla provedena klasifikace délky trvání emisních událostí [μ s] pomocí průměrné frekvence překmitů [Hz/1AE hit], díky



čemuž vznikají výrazně ohraničená pásma shluků (tzv. klastrů). Pro každou skladbu existují dohromady 4 klastry, které jsou označeny písmeny A-D. [129]

U skladby 181 (viz obr. 55a) dochází po překročení hodnoty 0,9% deformace ke vzniku píku, který se nachází v oblasti rapidního lineárního nárůstu kumulativních překmitů v oblasti 2. Klastry C-D se vyskytují od prvotní iniciace porušení až po finální lom tělesa. Po překročení 50% maximálního zatížení vzniká druhá dvojice klastrů A-B, jejichž aktivita s postupem deformace klesá.

Oproti tomu skladba 361 (viz obr. 55b) se vyznačuje distribucí, kde skokový nárůst emisních událostí odpovídá rapidnímu nárůstu kumulativních překmitů v oblasti 3. U skladby 361 převládají klastry C-D, které jsou přítomné po celou dobu od iniciace porušení, zatímco klastry A-B se objevují až po překročení hodnoty 90% maximální zátěže.

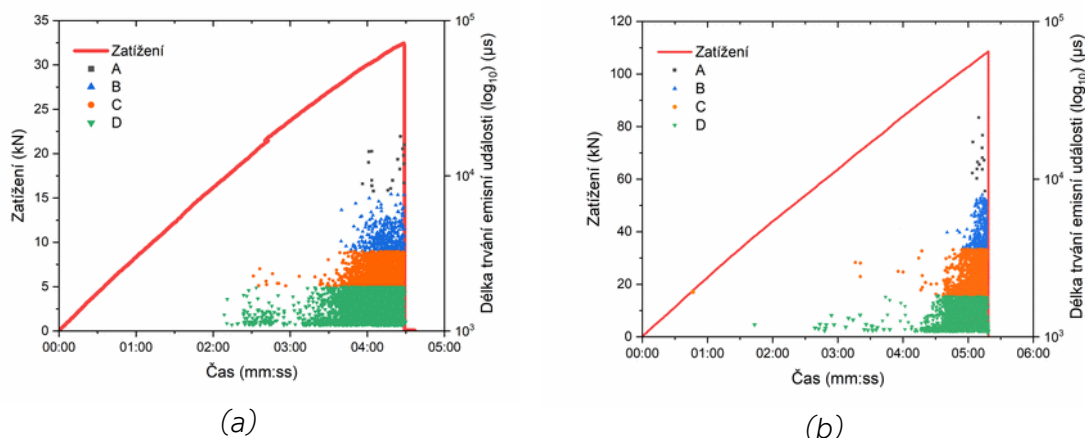


Obr. 55: Klasifikace délky trvání událostí pomocí shlukové analýzy k-means na základě průměrné frekvence u plných těles: (a) skladba 181, (b) skladba 361

Vrubový účinek otvoru má u OH těles výrazný dopad na výsledné grafické závislosti (viz obr. 56). U OH těles, obdobně jako u těles plných, vznikají 4 druhy klastrů. Skladba 181 je charakterizována lineárním nárůstem signálu (viz obr. 56a), kdy oblast bez aktivity v okolí 03:00 odpovídá minimálnímu přírůstku signálu v oblasti 2, která byla definována pomocí kumulativních překmitů v předchozí analýze. V oblasti iniciace vznikají pouze klastry C-D, které jsou aktivní až do samotného porušení tělesa, zatímco klastry A-B se objevují až po překročení hodnoty 85% zatížení a jsou přítomné až do finálního porušení tě-



lesa. Skladba 361 má výsledný průběh, který je podobný skladbě 181, ale celková aktivita signálu je výrazně nižší (viz obr. 56b). Stejně jako u plného tělesa, tak i zde jsou v průběhu iniciace přítomné pouze klastry C-D a až po překročení hranice 85% zatížení se objevují klastry A-B.



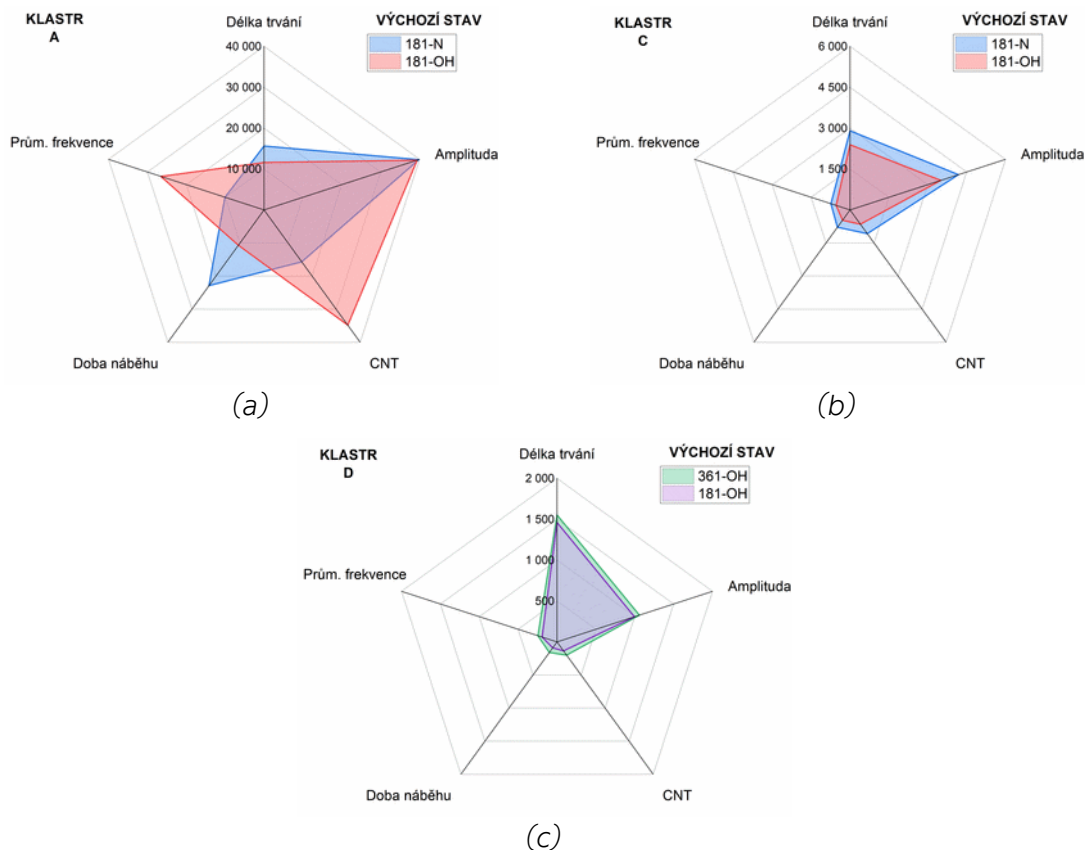
Obr. 56: Klasifikace délky trvání událostí pomocí shlukové analýzy k-means na základě průměrné frekvence u OH těles: (a) skladba 181, (b) skladba 361

Pro každý klastr byly následně vyhodnoceny průměrné hodnoty parametrů signálu AE - délka trvání (μs), průměrná frekvence (kHz), amplituda (mV), množství překmitů (CNT) a doba náběhu. Tyto hodnoty byly následně vyneseny do paprskových diagramů, s jejichž pomocí je možné hodnotit vliv otvoru. Omezené množství dat zapříčiňuje vysoký rozptyl výsledných hodnot, což je patrné např. při porovnání plných a OH těles v rámci klastru A (viz obr. 57a), kdy výsledné plochy jsou rozdílného charakteru. V případě velkého množství dat (klastr C) vznikají plochy, které mají v rámci plných a OH těles shodnou charakteristiku (viz obr. 57b). Shoda dále platí i v případě porovnání skladby 181 a 361 mezi sebou a to jak u plných, tak i u OH těles, což je dokumentováno na obr. 57c, kde jsou porovnávány skladby v rámci klastru D.

Vzhledem ke shodě v případě dostatečného množství dat je možné usuzovat, že pro každý klastr vzniká unikátní plocha (platí pro klastry B, C a D). Tvar plochy je shodný v rámci obou skladeb a liší se pouze velikostí, kdy u skladby 181 jsou průměrné hodnoty celkově nižší. Velikost je dále ovlivněna přítomností otvoru, který průměrné hodnoty v jednotlivých klastrech také snižuje.



Jednotlivé klastry a jejich porovnání pro plná a OH tělesa ilustruje příloha 29 a příloha 30.



Obr. 57: Porovnání průměrných hodnot klastrů pro plná a OH tělesa: (a) vysoký rozptyl dat, (b) nízký rozptyl dat, (c) porovnání skladby 181 a 361

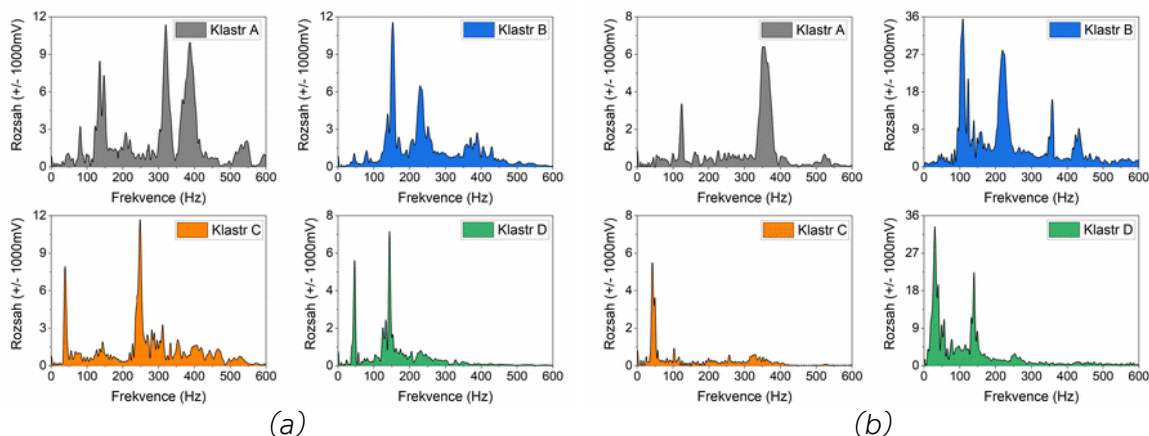
Pomocí **rychlé Fourierovy transformace (FFT)** signálu AE byla získána pro každý klaster frekvenční pásma (viz Obr. 58). Každý záznam s sebou nese charakteristický pík, či více píků a určením jejich frekvence lze identifikovat vznikající a rozvíjející procesy porušování [130]. Výsledné frekvence jsou v souladu s provedenou fraktografickou analýzou, kdy v klastrech dochází k tvorbě trhlin v matrici (47 kHz), oddělováním vláken (135-150 kHz), delaminacím vláken od matrice (250 kHz) a porušením spjatá s vlákny, tzn. lomy vláken při 375 kHz, případně a jejich vytahování z matrice (435 kHz). [129]

U plné skladby 181 se trhliny v matrici nacházejí v klastrech C+D, delaminace v klastrech A+B+D, oddělování vláken v klastrech B+C a vlákna se porušují pouze v klastru A (viz obr. 58a). Zatímco u skladby 361 vznikají trhliny v matrici



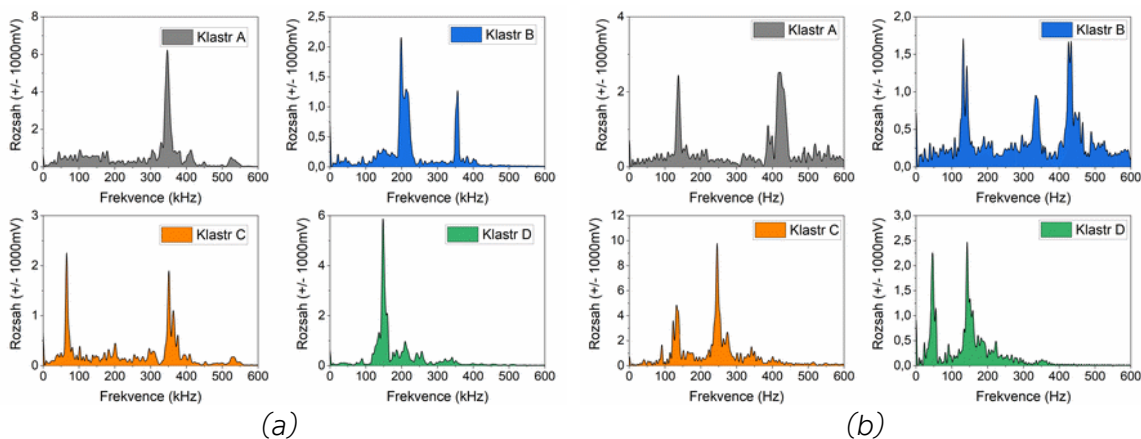
VÝSLEDKY A HODNOCENÍ

pouze v klastru D, delaminace vznikají ve všech čtyřech klastrech A+B+C+D, vlákna se oddělují pouze v klastru B a k porušení vláken dochází v klastrech A+B (viz obr. 58b). [129]



Obr. 58: Příklad frekvenčních spekter klastrů pro zkušební tělesa bez otvoru: (a) skladba 181, (b) skladba 361

Výsledné hodnoty frekvenčních pásem OH těles jsou z části podobná tělesům plným. Porušení matrice se u skladby 181 vyskytuje v klastru C, delaminace se nacházejí v klastru D, vlákna se oddělují od matrice v klastrech B+C a porušení vláken je možné pozorovat v klastrech A+B+C (viz obr. 59a). V případě skladby 361 dochází ke vzniku trhlin v matrici v klastru D, delaminace se týká všech klastrů, tzn. A+B+C+D, vlákna se oddělují pouze v klastru C a k porušení vláken dochází v klastrech A+B (viz obr. 59b).



Obr. 59: Příklad frekvenčních spekter klastrů pro OH tělesa: (a) skladba 181, (b) skladba 361



6.3. Zátěžový cyklus OH těles

6.3.1. Pevnostní zkoušky

Zátěžový cyklus (ZC) OH těles nemá z makroskopického pohledu vliv na vznikající poškození. Opět vzniká více druhů porušení v okolí otvoru (M), která jsou pod úhlem (A) ve formě delaminací a laterálních trhlin (L). Porušení se nachází v měření oblasti (G) a je lokalizováno uprostřed (M). Příloha 13 dokumentuje výsledný zápis a vyhodnocené porušení.

Vlivem přítomného otvoru dochází k poklesu vlastností u obou druhů skladby (podrobněji viz příloha 14). Oproti standardní zátěži je pokles pevnosti u skladby 181 nižší (20-35 %), zatímco u skladby 361 je výraznější (40-50%). Pokles deformace je u skladby 181 podobný standardní zátěži (7-27 %), zatímco u skladby 361 jsou výsledné deformace nižší (33-44 %). V případě lomových kritérií dle *Whitneyho* a *Nuismera* (viz tabulka 9) dochází vlivem zátěžného cyklu k nárůstu kritických hodnot pro šíření trhliny v rámci obou skladeb, zatímco citlivost na vrub α_g u skladby 181 klesá, u skladby 361 hodnoty narůstají.

Tabulka 9: Výsledné hodnoty pevnostních kritérií

Skladba 181					Skladba 361				
d_0 (mm)	a_0 (mm)	α_g			d_0 (mm)	a_0 (mm)	α_g		
		R2	R3	R4			R2	R3	R4
2	5,1	1,21	1,41	1,54	1,3	3,2	1,66	1,87	1,99

U faktoru intenzity napětí $K_{Q\infty}$ dochází pro obě kritéria k mírnému nárůstu/poklesu u obou skladeb řádově v jednotkách s výjimkou bodového kritéria d_0 u skladby 361, kde došlo k výraznému nárůstu hodnoty o cca 13,5 %.

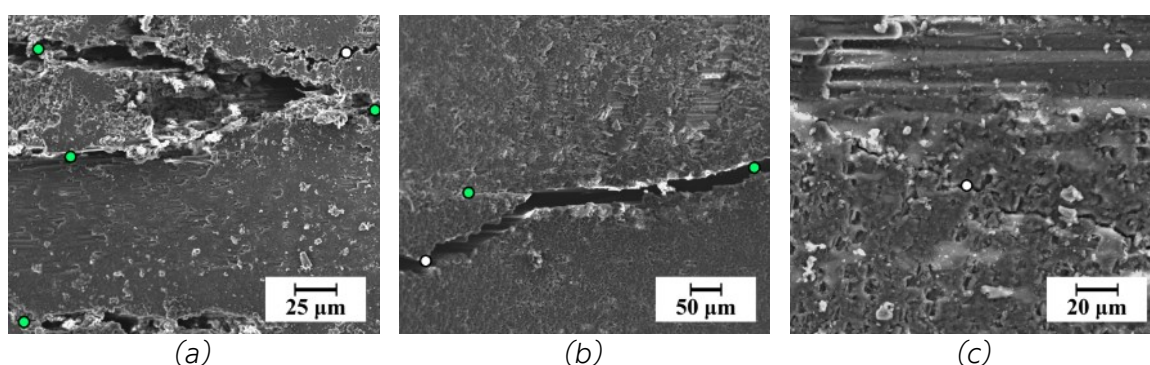
Tabulka 10: Výsledné hodnoty teoretické lomové houževnatosti

Výpočet	Skladba 181		Skladba 361	
Lomové kritérium (mm)	$d_0 = 2$	$a_0 = 5,1$	$d_0 = 1,3$	$a_0 = 3,2$
$K_{Q\infty}$ (MPa·m ^{-1/2})	41	32,7	66,2	51,9



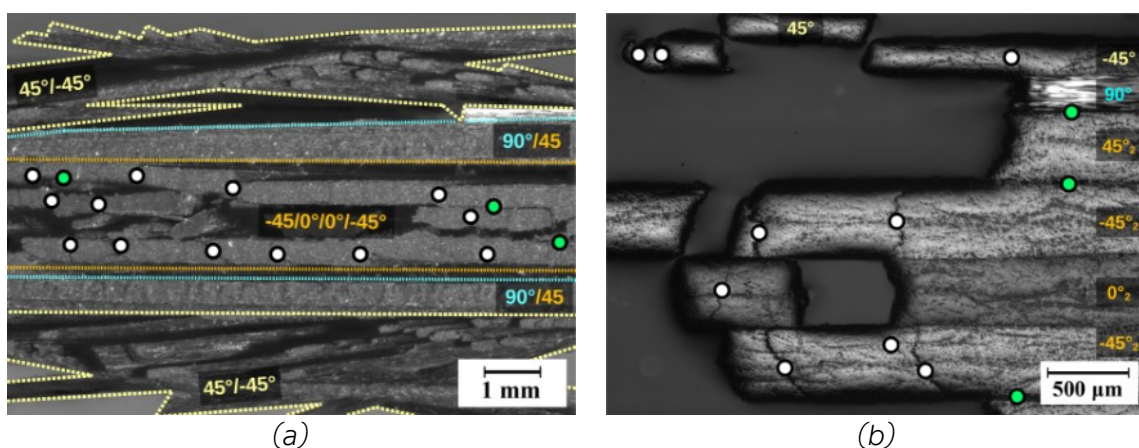
6.3.2. Fraktografická analýza zátěžového cyklu

Systém porušení vrchních vrstev na čele je u obou skladeb stejný, jako je tomu v případě standardního zatěžování. Povrchové vrstvy $[45^\circ/-45^\circ]$ se částečně oddělují, v případě skladby 181 je to ve směru uložených vláken, zatímco skladba 361 se porušuje pod úhlem $\sim 80^\circ$ skrz vrstvy. Iniciační porušení je v okolí otvoru ve formě trhlin mezi svazky vláken a delaminací, které koalescencí vytvářejí rozsáhlá porušení šířící se do zbytku tělesa (viz obr. 60a-c).



Obr. 60: Rozbor porušení v okolí otvoru: (a) delaminace u okraje, (b) koalescence trhliny a delaminace, (c) trhlina ve svazku [● delaminace, ○ trhliny v matrici]

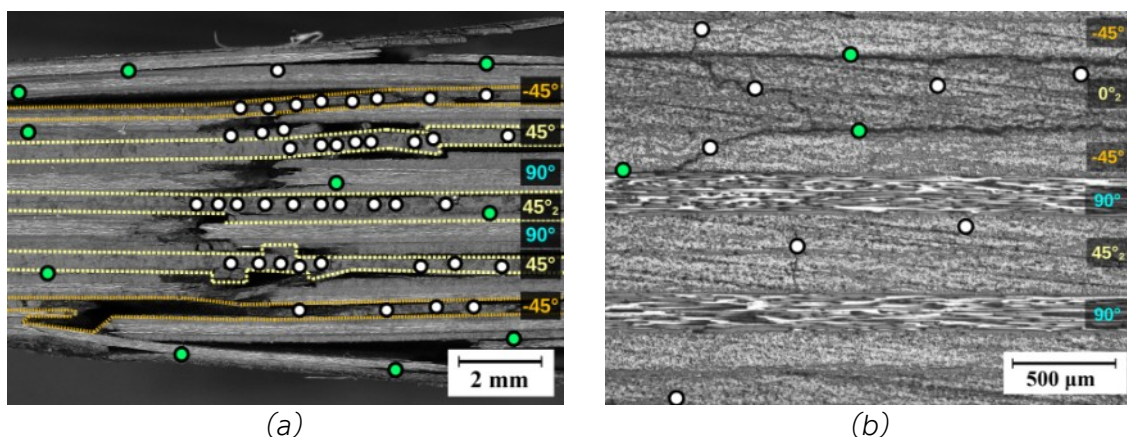
U skladby 181 se povrchové vrstvy $[45^\circ/-45^\circ]$ při porušují rozsáhle pomocí segmentů (viz obr. 61a). Oproti standardní zátěži je tvorba segmentů ve vnitřních vrstvách méně rozsáhlá (viz obr. 61b) a rozhraní skladeb $[90^\circ/45^\circ]$ zůstává z větší části bez porušení a zachovává si svoji soudržnost.



Obr. 61: Rozbor porušení OH skladby 181 v bočním pohledu: (a) přehled okolí lomu, (b) vznik segmentů ve vnitřních vrstvách [● delaminace, ○ trhliny v matrici] [128]

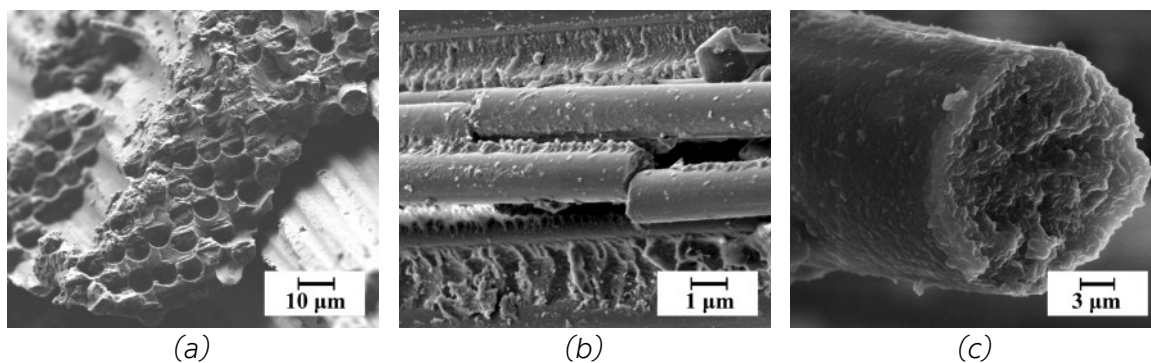


Porušení povrchových vrstev je u skladby 361 minimální. Vnitřní $[-45^\circ]$ vrstvy se porušují extenzivně pomocí segmentů, zatímco ve vrstvách $[45^\circ]$ je možné pozorovat velké množství laterálních trhlin (viz obr. 62a). Vrstvy $[\pm 45^\circ]$ se oddělují rozsáhlými delaminacemi na rozhraních se sousedními vrstvami, zatímco vrstvy $[90^\circ]$ a jejich rozhraní si zachovávají soudržnost (viz obr. 62b).



Obr. 62: Rozbor porušení OH skladby 361 v bočním pohledu: (a) přehled v okolí lomu, (b) soudržnost $[90^\circ]$ vrstev [● delaminace, ○ trhliny v matrici] [128]

Významné fraktografické rysy zůstávají oproti standardní zátěži zachovány. Vzhledem ke zvýšenému množství laterálních trhlin ve $[\pm 45^\circ]$ vrstvách jsou výsledné segmenty výrazně menší velikosti (výrazné u skladby 361), čemuž odpovídá i menší velikost stupňů na lomové ploše (viz Obr. 63a). U obou skladeb je patrný nárůst porušení vláken v $[90^\circ]$ vrstvách. Výsledné lomové plochy vláken jsou členité, ale bez výrazných morfologických rysů (viz Obr. 63b). Vláknena se porušují převážně ve směru kolmém na svoji osu (viz Obr. 63c).

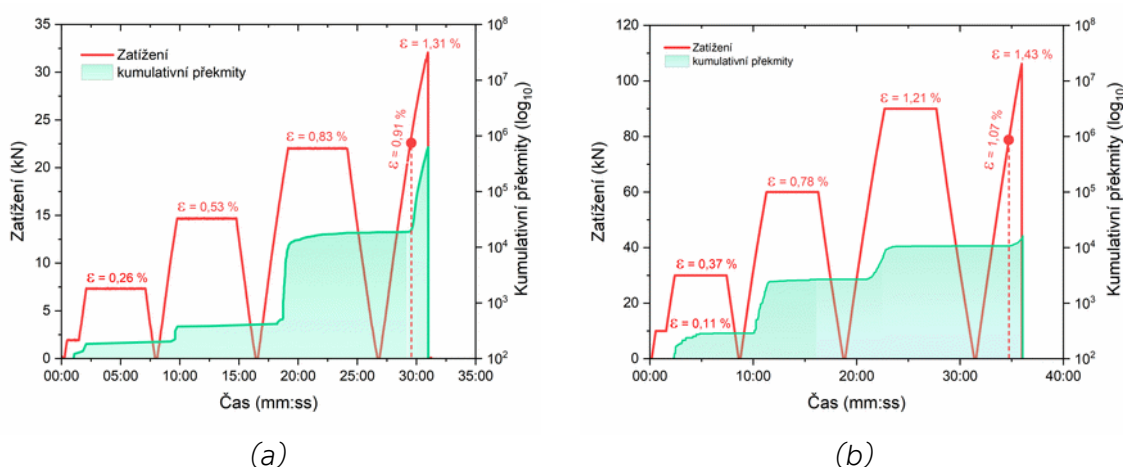


Obr. 63: Fraktografie zátěžového cyklu: (a) mikrovybočení $[45^\circ]$ vláken, (b) lom vláken s orientací $[90^\circ]$, (c) detail lomové plochy $[90^\circ]$ vlákna



6.3.3. Diagnostika zátěžového cyklu pomocí AE

V případě kumulativních překmitů vzniká v průběhu nárůstu zatížení signál AE, který má v rámci skladby 181 skokový nárůst (viz obr. 64a), zatímco u skladby 361 je přírůstek lineární (viz obr. 64b). Nárůst hodnot pokračuje až do dosažení hodnoty výdrže, kde nedochází ke generování nových překmitů. U skladby 181 přírůstky kumulativních překmitů postupně narůstají a u posledního cyklu je patrný rapidní lineární nárůst hodnot. Postupný pokles je naopak viditelný u skladby 361 a před finálním lomem je generován pouze minimální přírůstek překmitů. Skladba 361 dosahuje při výdrži na definovaném zatížení vyšších deformací v porovnání se skladbou 181.



Obr. 64: Příklad distribuce kumulativních překmitů v průběhu zátěžového cyklu OH těles (a) skladba 181, (b) skladba 361

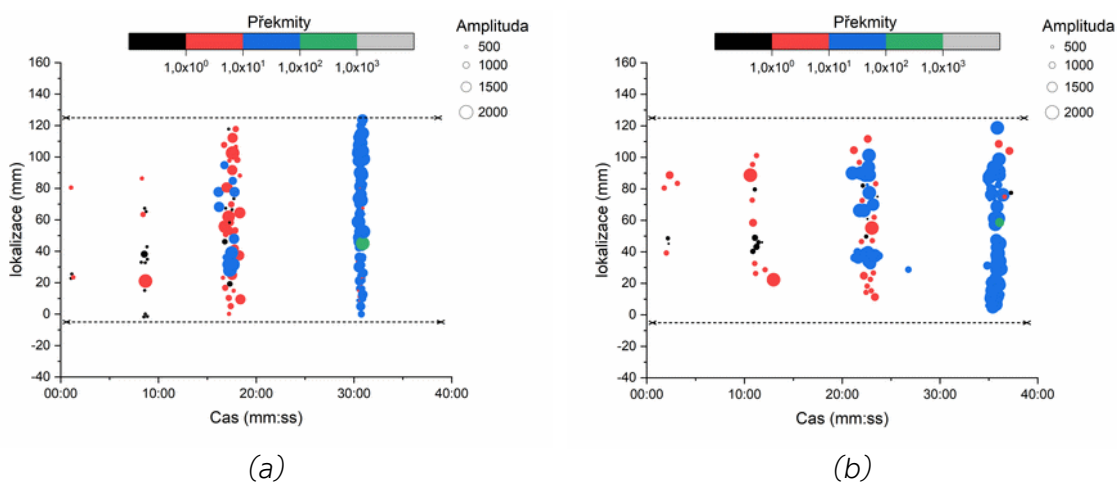
Z průběhů je patrné, že dochází ke Kaiserovu jevu, kdy aktivita signálu roste až při překročení maximální hodnoty předchozího zatížení. Z prahových hodnot vyplývá (viz tabulka 11), že velikost vrubu hodnoty snižuje.

Tabulka 11: Výsledné prahových hodnot zatížení (kN) pro jednotlivé cykly

Otvor	Skladba 181				Skladba 361			
	C1	C2	C3	C4	C1	C2	C3	C4
R2	7,0	12,5	16,0	22,5	28,4	34,0	61,6	78,6
R3	6,2	10,1	15,3	21,3	27,2	33,1	59,8	75,2
R4	5,5	9,8	14,6	20,7	26,0	31,7	58,1	73,9



Také v rámci **lineární lokalizace** je u cyklické zátěže patrná změna ve způsobu porušování. Obdobně jako u kumulativních překmitů, tak i zde dochází ke vzniku emisních událostí pouze v oblastech nárůstu zatížení. Pro každý cyklus je tak vygenerováno pouze jedno pásmo (viz obr. 65). U obou skladeb dochází k postupnému nárůstu signálu, kdy v prvních dvou cyklech se objevuje pouze malé množství překmitů s nízkou amplitudou (●+●). U třetího cyklu dochází k nárůstu překmitů (●+●) a je možné pozorovat prvotní výskyt zvýšeného množství s vysokou amplitudou (●). U skladby 181 je porušení v celém monitorovaném úseku (viz obr. 65a), zatímco u skladby 361 je lokalizované v okolí středu (viz obr. 65b). Ve finální fázi je v monitorované oblasti patrná převaha překmitů s vysokou amplitudou (●) společně s izolovanými zdroji zvýšeného množství překmitů o maximální amplitudě (●), které se soustředí do okolí koncentrátoru napětí. [128]

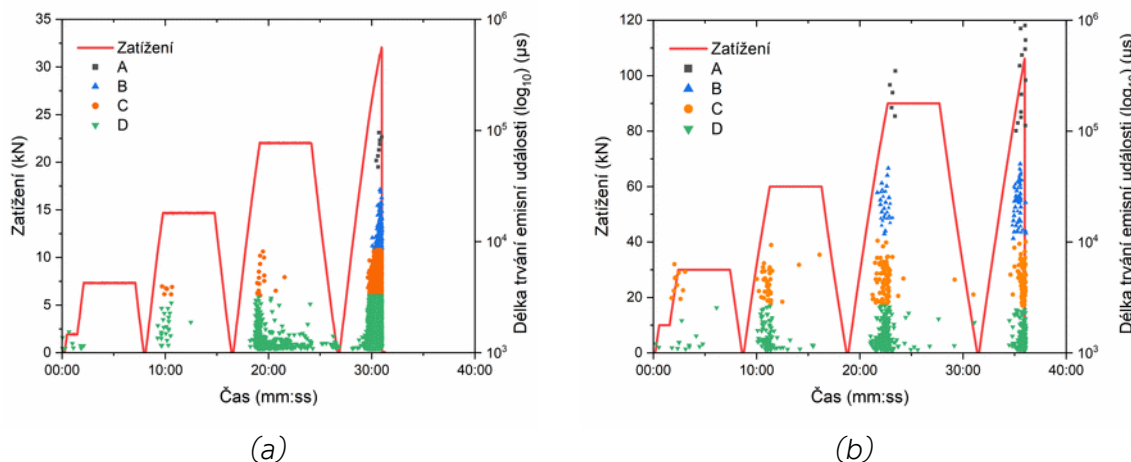


Obr. 65: Lineární lokalizace emisních událostí a jejich klasifikace na základě překmitů a velikosti amplitudy pro zátěžový cyklus: (a) skladba 181, (b) skladba 361 [128]

V případě **k-means** analýzy vznikají i v případě zátěžového cyklu opět 4 druhy klastrů s označením A-D (viz obr. 66). Klastry C a D se, stejně jako u standardní zátěže, vyskytují u obou skladeb od iniciace porušení až do finálního lomu součásti. Klastry A a B se se u skladby 181 objevují až v rámci posledního cyklu (viz obr. 66a), zatímco u skladby 361 vznikají už u třetího cyklu (viz obr. 66b). Oproti skladbě 181 nedochází v rámci jednotlivých cyklů u skladby 361 k rapidnímu nárůstu signálu AE. V případě třetího cyklu dochází u skladby 181 ke

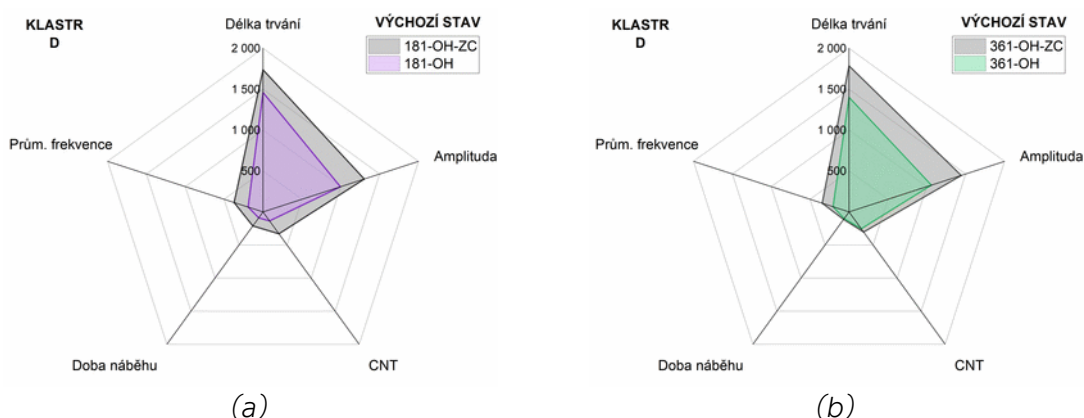


generování signálu ve formě klastrů D i v oblasti výdrže zatížení na konstantní hodnotě. [128]



Obr. 66: Klasifikace délky trvání událostí pomocí shlukové analýzy K-means na základně průměrné frekvence u OH těles: (a) skladba 181, (b) skladba 361 [128]

Pro jednotlivé klastry byly vypočteny průměrné hodnoty parametrů AE a výsledné plochy jsou pro obě skladby stejné jako v případě standardní zátěže (viz příloha 31 a příloha 32). Z výsledných hodnot vyplývá, že změnou způsobu zatížení dochází k nárůstu průměrných hodnot jak u skladby 181 (viz obr. 67a), tak u skladby 361 (viz obr. 67b). [128]

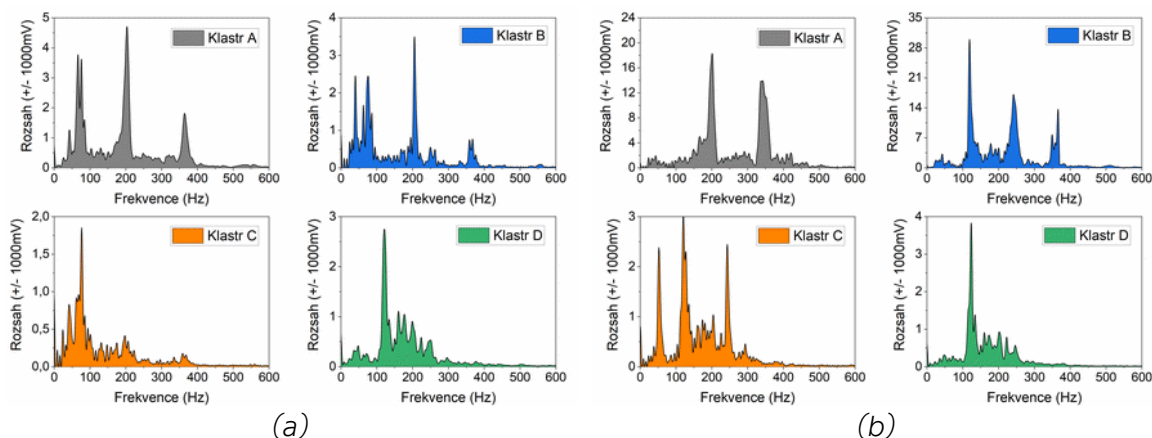


Obr. 67: Porovnání průměrných hodnot klastrů pro standardní a zátěžový cyklus: (a) skladba 181, (b) skladba 361

Výsledná frekvenční spektra z **FFT analýzy** jsou pro jednotlivé klastry uvedena obr. 68. V případě skladby 181 vznikají trhliny v matrici v klastrech C+D, de-



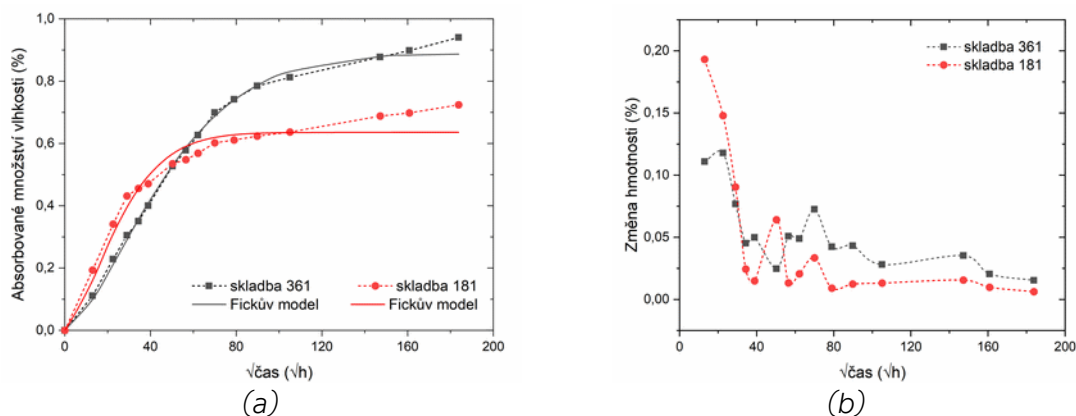
laminace v klastrech (A+D), vlákna se oddělují a také se lámou či vytahují v klastrech A+B (obr. 68a). U skladby 361 vzniká porušení spjaté s matricí v klastru D, delaminace společně s oddělováním vláken od matrice v klastrech A+B+C a vlákna se porušují pouze v klastrech A (viz obr. 68b). [128]



Obr. 68: Frekvenční spektra klastrů pro OH tělesa v rámci zátěžového cyklu: (a) skladba 181, (b) skladba 361 [128]

6.4. Hydrotermální expozice

Množství absorbované vlhkosti ve zkušebních tělesech bylo hodnoceno na základě úbytku hmotnosti v průběhu jejich kondicionování. Následující obrázek (viz obr. 69a) ilustruje absorpční křivky vlhkosti a jejich porovnání s teoretickým Fickovým modelem společně se změnou hmotnosti travel vzorků jednotlivých skladeb za monitorovaný úsek 33 800 h (viz obr. 69b). [128]



Obr. 69: Průběh kondicionování OH těles: (a) absorpční křivky, (b) úbytek hmotnosti [128]



Z výsledných křivek je patrné, že v laminátu 181 je v okamžiku vyjmutí z komory absorbované množství vlhkosti 0,94 %, zatímco u laminátu 361 je obsah vlhkosti 0,87 %. Průběhy dále ukazují, že v obou případech nebylo po daném čase dosaženo maximálního nasycení kompozitního materiálu, což potvrzují rostoucí křivky absorbovaného množství vlhkosti a klesající křivky postupného úbytku hmotnosti (obr. 69b). [128]

Pro oba typy skladeb byla s využitím rovnice (10) vypočtena difuzivita D_z . Z výsledných hodnot vyplývá, že vlhkost proniká pomaleji do laminátu 181, ale vzhledem k jeho menší tloušťce a nižšímu počtu vrstev dochází k jeho rychlejšímu sycení vlhkostí, než je tomu v případě laminátu 361. To potvrzují výsledné hodnoty množství vlhkosti a také odečtený teoretický čas potřebný pro maximální nasycení, který je pro skladbu 361 téměř dvojnásobný. Následující tabulka 12 shrnuje výsledné naměřené a vypočtené hodnoty po expozici zkušebních těles v klimatické komoře. [128]

Tabulka 12: Difuzivita a absorpce vlhkosti travel vzorků [128]

Skladba 181			Skladba 361		
M_{\max} (%)	D_z ($\text{mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$)	Teoretický čas nasycení (h)	M_{\max} (%)	D_z ($\text{mm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$)	Teoretický čas nasycení (h)
0,94	$2,0 \times 10^{-7}$	11 045	0,87	$2,56 \times 10^{-7}$	21 670

6.4.1. Pevnostní zkoušky

Při porovnání OH těles se zátěžovým cyklem v rámci makroskopického hodnocení porušení po zkoušce je patrné, že dochází k částečné změně systému porušování. Primární porušení zůstává v okolí otvoru (M), v případě skladby 181 jsou pod úhlem (A), zatímco u skladby 361 se jedná pouze o polovinu tělesa, druhá část je laterální (L). U obou skladeb je patrné zvýšené množství delaminací a laterálních trhlin. Porušení zůstává lokalizované v měřené oblasti (G) a je uprostřed tělesa (M). Příloha 17 ilustruje výsledné makroskopické hodnocení porušení zkušebních těles po hydrotermální expozici.

Dále bylo provedeno měření tvrdosti dle Barcola a změřena drsnost povrchových vrstev. Výsledné hodnoty jsou uvedeny v následující tabulce (viz

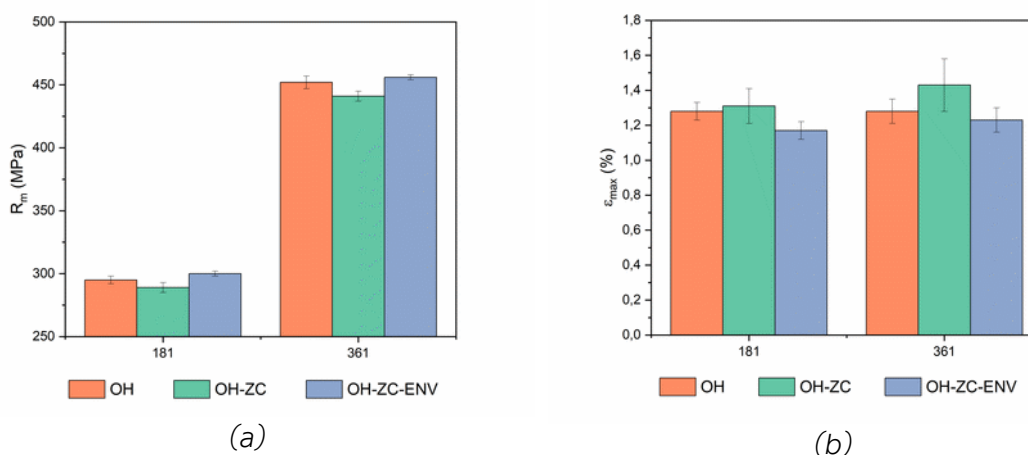


Tabulka 13). Mezi skladbami nebyly naměřeny výraznější rozdíly a proto jsou dále uvedeny průměrné hodnoty pro výchozí stav (RT) a stav po expozici (ENV). Z výsledků je patrné, že vlivem expozice dochází k nárůstu střední aritmetické úchylnky R_a , ale klesá výška nerovnosti R_z . Dále také dochází k poklesu tvrdosti přibližně o 6 %. [128]

Tabulka 13: Výsledky měření tvrdosti a drsnosti povrchu [128]

Stav	Hladká strana			Drsná strana		
	R_a (μm)	R_z (μm)	Barcol (-)	R_a (μm)	R_z (μm)	Barcol (-)
RT	$0,20 \pm 0,05$	$2,50 \pm 0,55$	$80,0 \pm 1,2$	$9,0 \pm 2$	54 ± 11	$74,0 \pm 1,6$
ENV	$0,39 \pm 0,04$	$2,41 \pm 0,31$	$75,0 \pm 1,0$	$9,8 \pm 0,6$	$47,5 \pm 2,4$	$70,0 \pm 1,3$

Z hlediska pevnostních charakteristik dochází po hydrotermální expozici ke změnám v rámci meze pevnosti a maximální deformace (viz obr. 70). V případě meze pevnosti dochází v porovnání s RT zátěžným cyklem (OH-ZC) k jejímu nárůstu, kdy u skladby 181 se jedná o 4% a u skladby 361 o 5 % (viz obr. 70a). Oproti tomu hodnoty maximální dosažené deformace oproti RT stavu klesají u skladby 181 o 10,7 % a u skladby 361 o 16,8% (viz obr. 70b). [128]

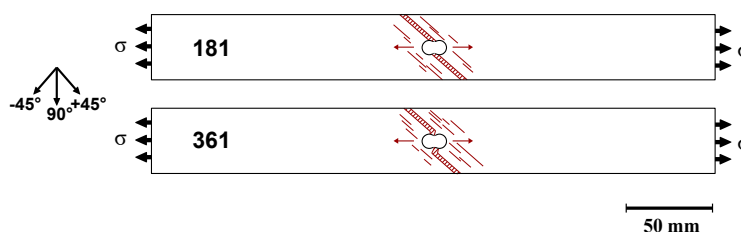


Obr. 70: Změny mechanických vlastností po hydrotermální expozici a jejich porovnání s předcházejícími zkouškami: (a) Mez pevnosti, (b) Maximální deformace



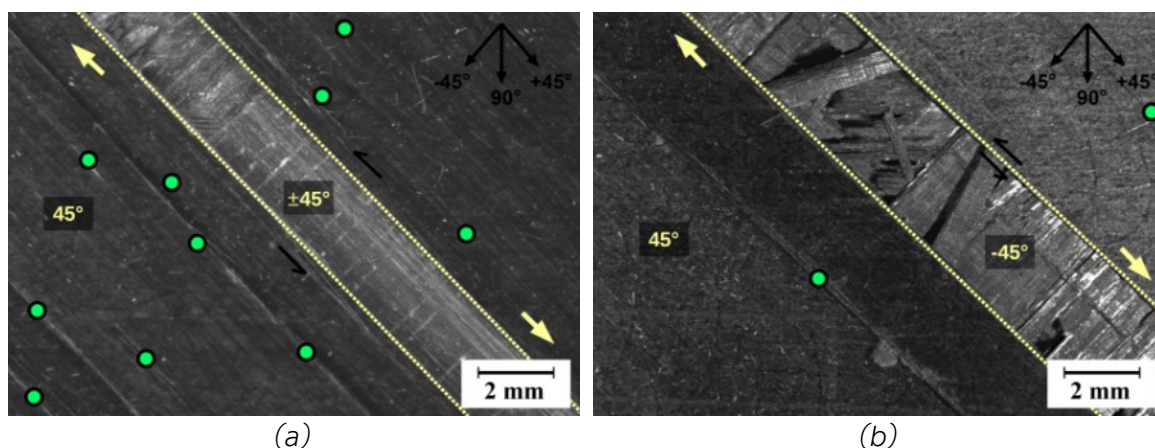
6.4.2. Fraktografická analýza enviromentálního vlivu

U skladby 181 je systém porušení horních vrstev podobný RT tělesům, kdy se odděluje pouze část horní [45°] vrstvy okolo které je ale možné v tomto případě pozorovat zvýšený výskyt delaminací. Skladba 361 se porušuje v okolí otvoru podobným způsobem, jako RT tělesa, tzn. trhliny se šíří ve směru kolmém na působící napětí, ale po ~1 mm dochází ke změně a trhlinka se šíří stejně, jako u skladby 181, tzn. podél uložených vláken (viz obr. 71). Podrobnější popis porušení na čele v okolí otvoru ilustruje příloha 24.



Obr. 71: Schématické znázornění porušení na čele OH těles vlivem expozice

Původní textura na povrchové vrstvě se vytrácí a více se zviditelňuje směrovost uložených [45°] vláken. Mění se i systém porušování vrchních vrstev, kdy je na lomové ploše patrné hladké oddělení horní [45°] vrstvy (viz obr. 72a) a na odhaleném povrchu spodní [-45°] vrstvy jsou částečně viditelné stopy po vláknech, zatímco při RT jsou na odhalené spodní [-45°] vrstvě viditelné rozsáhle oddělené a porušené svazky vláken (viz obr. 72b). [128]

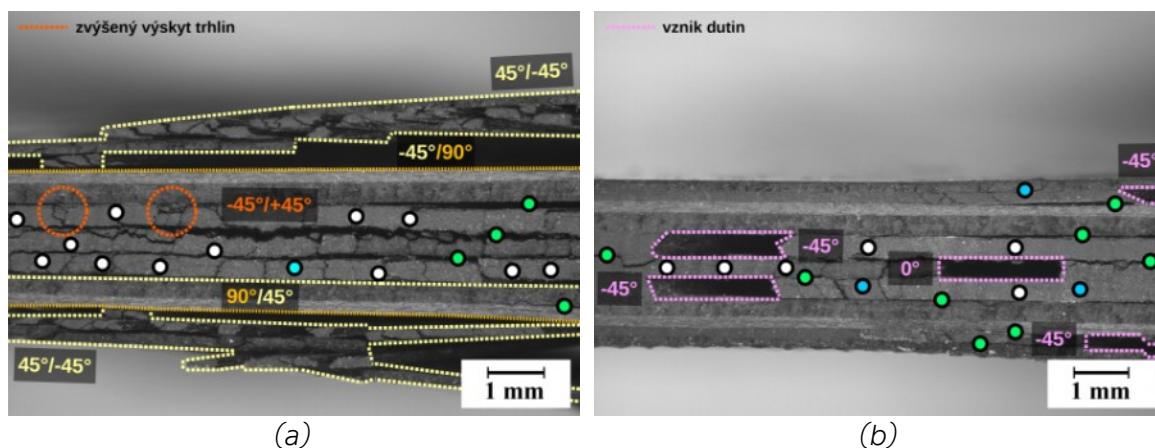


Obr. 72: Rozbor porušení skladby 181 OH v oblasti čela: (a) částečné oddělení vrstev po expozici, (b) oddělení vrstev s porušením ve výchozím stavu [● delaminace]



Vlivem environmentální expozice dochází v povrchových $[\pm 45^\circ]$ vrstvách skladby 181 k extenzivní tvorbě segmentů, u kterých je patrná změna způsobu šíření trhlin (původně laterálních). Ty se šíří dvojím způsobem, buďto má výsledná trhlina charakter písmena „Z“ a nebo se trhliny střídavě šíří pod úhlem $\pm 45^\circ$ výsledný segment je trojúhelníkovitého tvaru „ Δ “ (viz obr. 73). [128]

Rozhraní vrstev $[\pm 45^\circ/90^\circ]$ si zachovává soudržnost a zůstává neporušené a bez viditelného výskytu trhlin v matrici či delaminací. Samotné vrstvy $[90^\circ]$ jsou porušené minimálně. Uprostřed tělesa dochází ke zvýšenému vzniku laterálních trhlin, kdy obzvláště ve skladbách $[-45^\circ/+45^\circ]$ se nacházejí oblasti s lokálně zvýšeným množstvím trhlin (viz obr. 73a). Ve vnitřních vrstvách se dále nacházejí delaminace, které se šíří skrz vrstvy. Delaminace přemostují trhliny vznikající v matrici a tímto způsobem také dochází k porušování části nosných $[0^\circ]$ vrstev. Ve větší vzdálenosti od lomové oblasti se ve vrstvách $[0^\circ]$ a $[-45^\circ]$ formují rozsáhlé dutiny o velikosti $\sim 1,5$ mm (viz obr. 73b). V jejich okolí jsou patrné laterální trhliny společně s delaminacemi šířící se napříč $[-45^\circ]$ vrstvami.

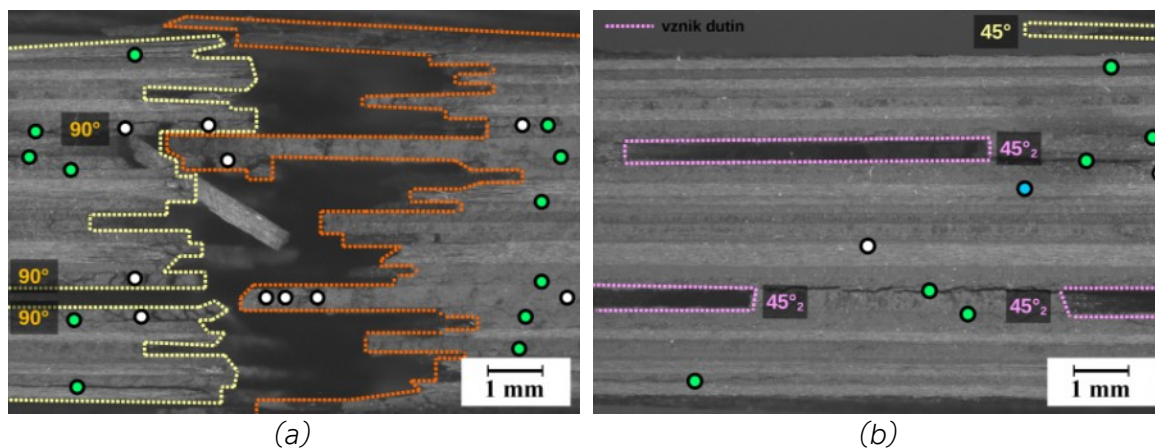


Obr. 73: Rozbor porušení exponované skladby 181 OH v bočním pohledu: (a) rozsáhlé oddělování vrstev v okolí lomové plochy, (b) tvorba segmentů u povrchových vrstev [● delaminace, ○ trhliny v matrici, ● delaminace ve vrstvách] [128]

V případě skladby 361 dochází k výrazné změně v lomovém chování. V bočním pohledu se polovina skladby porušuje pod úhlem 90° (viz obr. 74a), zatímco zbylá část pod úhlem $\sim 45^\circ$. Lomová oblast je rovinná a porušení je méně extenzivní, než v případě RT těles. Ve vrstvách $[90^\circ]$ je možné pozorovat rozsáhlé množství laterálních trhlin a segmentů. V jejich okolí jsou mezi vrst-

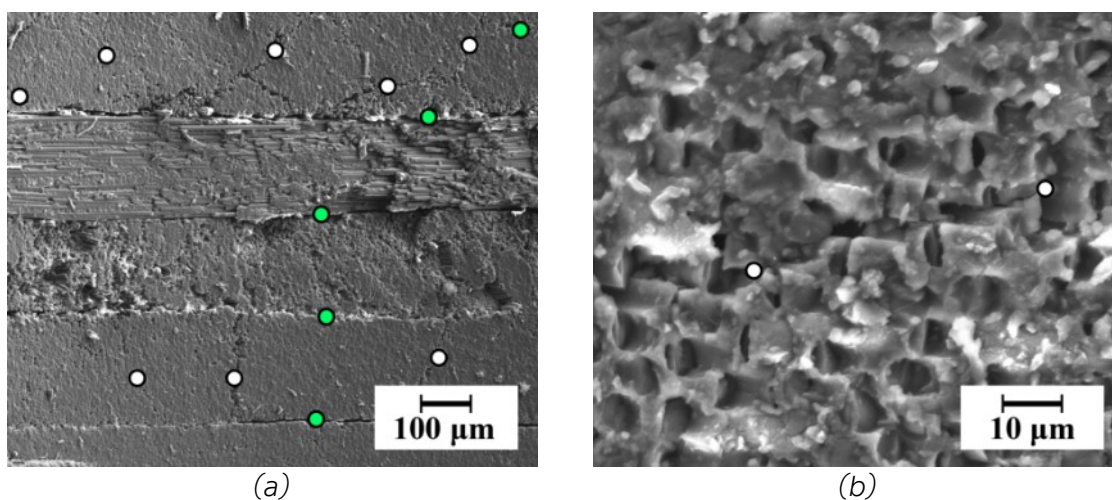


vami patrné přítomné delaminace. Obdobně jako u skladby 181 vznikají ve větší vzdálenosti od lomu dutiny o velikosti cca 5 mm. Oproti skladbě 181 je zde nižší počet delaminací a to jak mezi vrstvami, tak uvnitř samotných vrstev.



Obr. 74: Rozbor porušení exponované skladby 361 OH v bočním pohledu: (a) přehled, (b) detail boku [● delaminace, ● delaminace ve vrstvách] [128]

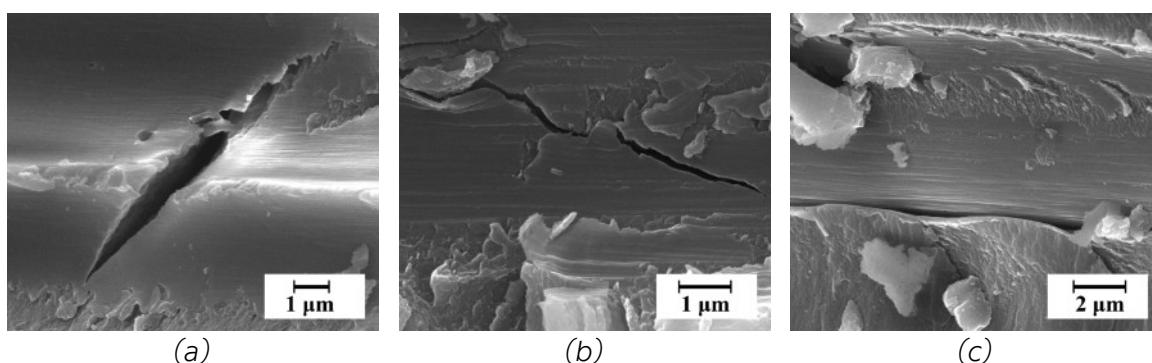
V případě iniciace v okolí otvoru se vytvářejí laterální trhliny v matrici, které jsou doprovázené interlaminárními delaminacemi mezi svazky vláken. U skladby 181 se vytvářejí lokálně ve vrstvách $[-45^\circ]$ segmenty tvaru Δ (viz obr. 75a). V obou skladbách je dále možné pozorovat malé trhliny ve svazcích vláken (viz obr. 75b). Oproti RT vzorkům se v rámci obou svazků nachází v místě otvoru zvýšené množství trhlín a delaminací.



Obr. 75: Rozbor porušení v okolí otvoru vlivem expozice: (a) vznik segmentů v okolí $[-45^\circ]$ vrstev, (b) mikrotrhlina uvnitř svazku [● delaminace, ○ trhliny v matrici]



Vlivem hydrotermální expozice vzniká v matrici u obou druhů skladeb několik typů trhlin. V okolí vláken se nacházejí rozevřené trhliny pod úhlem $+45^\circ$ o průměrné délce $3 \mu\text{m}$ (viz obr. 76a). Dalším druhem jsou trhliny působící pod opačným úhlem (viz obr. 76b), které mohou dosahovat délky až $6 \mu\text{m}$ a které koalescencí s $+45^\circ$ trhlínami vytvářejí „V“ útvary podobné chevronům (viz příloha 26a). V okolí trhlin dochází k plastické deformaci matrice s výraznou orientací ve směru uložených vláken a k částečnému odlupování částí matrice. Posledním typem je vznik mikrotrhlinek o rozměrech cca $200\text{--}300 \text{ nm}$, které jsou ve směru uložených vláken, nebo pod úhlem 45° (viz příloha 26b). V okolí stop po vláknech se dále objevují vlivem plastické deformace matrice nové morfologické útvary – hřbety (viz obr. 76c). [128]

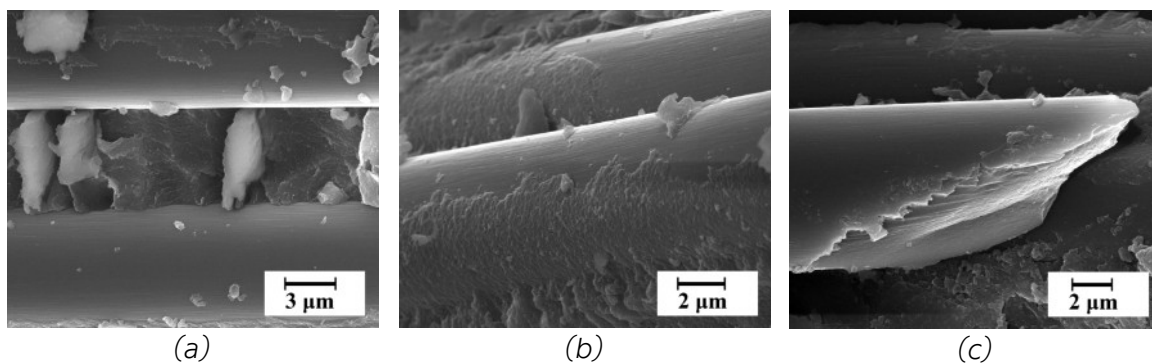


Obr. 76: Vznik trhlin v matrici po hydrotermální expozici: (a) krátká rozevřená trhlina, (b) trhlina s výraznou texturou matrice a odlupy, (c) vznik hřbetů v okolí vláken [128]

Z hlediska změn procesů porušení dochází k úbytku množství hrotových útvarů, které vznikají při delaminaci vláken (viz obr. 77a) a které jsou typickým morfologickým znakem, který doprovází oddělování vláken. Dále dochází k částečnému poklesu adheze matrice k vláknům. Na lomové ploše je tak možné pozorovat vlákna, která jsou buď pouze částečně obalená matricí (viz obr. 77b) a nebo jsou vlákna zcela bez matrice (viz obr. 77a). Na povrchu vláken je patrné jemné rýhování (krenulace), které souvisí s vnitřní fibrilární mikrostrukturou vláken. Tyto rýhy jsou následně viditelné ve formě otisku v matrici v okolí delaminovaných $[90^\circ]$ vláken, případně v okolí stop po $[0^\circ]$ vláknech (viz příloha 27a). Co se týče procesu porušování vláken, dochází ve svazcích $[90^\circ]$ vláken k částečným lomům pod úhlem $\sim 30^\circ$ (viz obr. 77c), což je

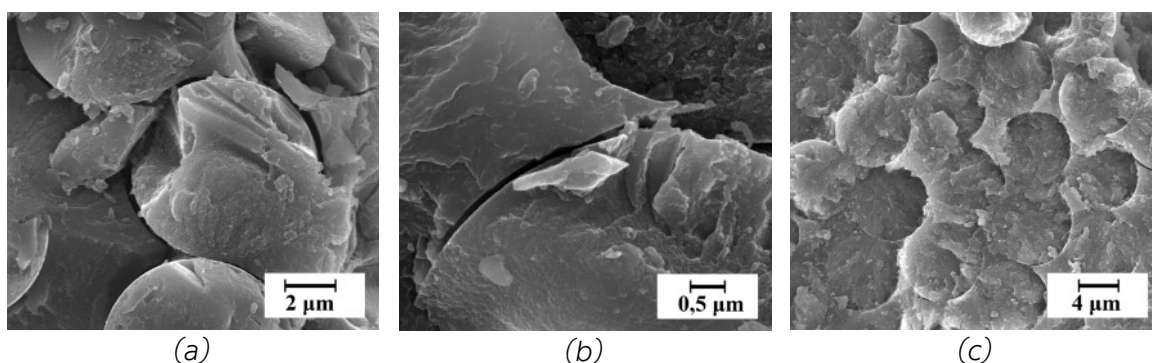


důsledkem rozsáhlého mechanismu podélného oddělování. Lomové plochy vláken jsou hladké a na povrchu je viditelná říčkovitost, která charakterizuje směr šíření trhliny napříč vláknem (viz příloha 27b). [128]



Obr. 77: Změna fraktografických rysů po hydrotermální expozici: (a) úbytek hrotů, (b) snížená adheze matrice k vláknem, (c) vlákno [90°] porušené pod úhlem ~30°

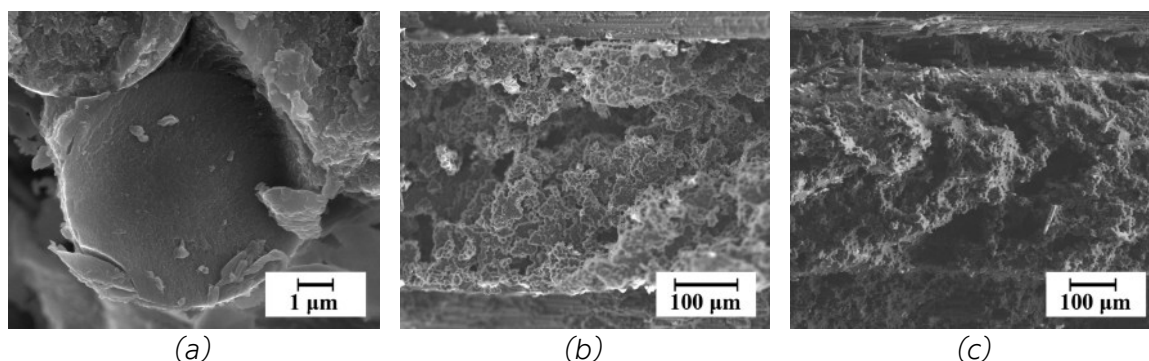
Z hlediska mezifázového rozhraní dochází k oslabení vazeb mezi vlákny a matricí, což se projevuje v rozsáhlém oddělování vláken od matrice. Na lomové ploše ubývá stop po vytažených vláknech a nově je možné pozorovat uvolněná vlákna od matrice. Tento jev je patrný převážně ve svazcích s orientací vláken [$\pm 45^\circ$] a [0°]. Obr. 78a+b ilustruje případ oddělení vlákna u mikrovýbočeného [45°] svazku. Při detailním pohledu na rozhraní je patrný otisk krenulace vlákna do matrice, což zobrazuje příloha 27a. Na vláknech s [0°] orientací se mění topografie lomové plochy, kdy z hlediska morfologie ubývá množství vytažených vláken (viz obr. 78c). [128]



Obr. 78: Vznik trhlín po hydrotermální expozici: (a) oddělení v okolí mikrovýbočených [45°] vláken, (b) detail oddělení vláken od matrice (c) změna topografie [0°] vláken [128]

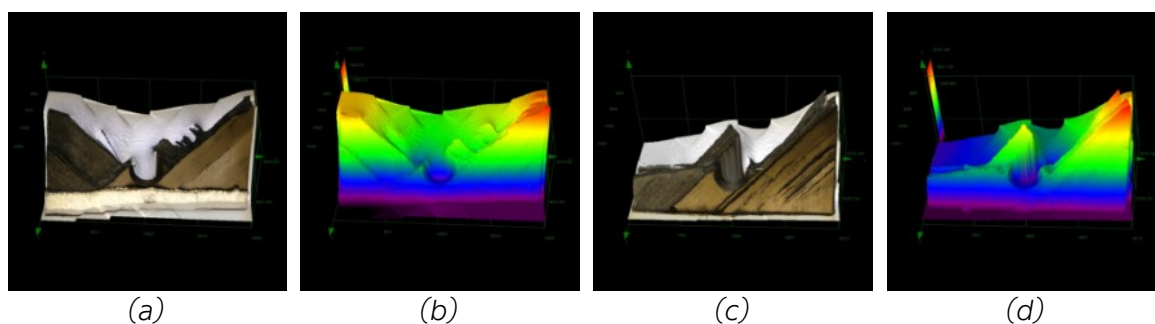


Radiály jsou na lomových plochách $[0^\circ]$ vrstev stále patrné, ale vlivem expozice je jejich morfologie méně plastická, povrch je jemný a charakteristické znaky jsou obtížněji rozeznatelné (viz obr. 79a). Z hlediska charakteru porušení mění $[0^\circ]$ svazky svůj mechanismus, kdy oproti RT stavu přestávají být lomové plochy členité ve směru 45° a objevují se chevrony (viz obr. 79b-c). [128]



Obr. 79: Fraktografická analýza $[0^\circ]$ vrstev: (a) Lomová plocha vlákna bez morfologie, (b) Stupňovité porušení vláken v RT stavu, (c) Vznik chevronů po expozici [128]

Z hlediska formování lomové plochy je skladba 181 po expozici z větší části podobná RT skladbě. Na levé straně ubývá část porušených $[\pm 45^\circ]$ vrstev a odhalené $[45^\circ]$ lomy jsou výrazně stupňovité (viz obr. 78a+b). Podstatnější rozdíl je možný pozorovat v případě skladby 361, kdy polovina lomové plochy je porušena hladkým lomem ve směru $[90^\circ]$, zatímco druhá část je, stejně jako u RT, v dominantním směru $[45^\circ]$ vrstev. Obdobně jako u skladby 181 jsou na vrstvách $[45^\circ]$ patrné výrazné stupně. Dále jsou na druhé části patrné extenzivní delaminace v povrchových vrstvách (viz obr. 78c+d).

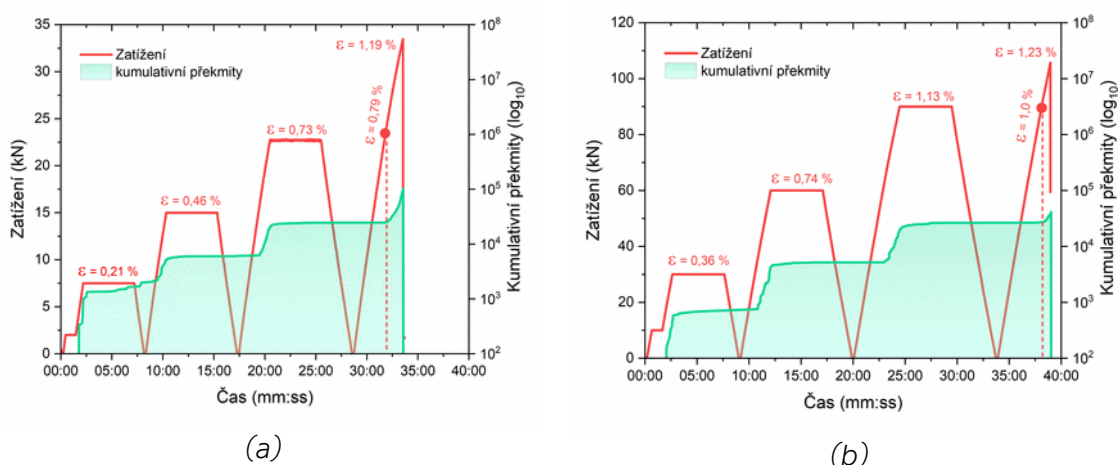


Obr. 80: 3D rekonstrukce lomových ploch ze světelného mikroskopu po hydrotermální expozici: (a+b) skladba 181, (c+d) skladba 361



6.4.3. Diagnostika expozice akustickou emisí

U kumulativních překmitů dochází v rámci obou skladeb při iniciaci porušení k výrazně vyššímu nárůstu hodnot v porovnání s RT stavem. V průběhu nárůstu zatížení v rámci cyklů dochází k lineárnímu růstu kumulativních hodnot, což je rozdíl oproti RT stavu u skladby 181, kdy byl růst naopak skokový. U těžé skladby dochází v oblasti prvního cyklu k částečnému přírůstku překmitů i v oblasti výdrže (viz obr. 81a) a u posledního cyklu není přírůstek překmitů tak vysoký, jako je tomu u RT těles. Exponovaná skladba 361 si zachovává podobný průběh jako v RT stavu včetně velikosti finálního růstu hodnot u posledního cyklu před lomem součásti (viz obr. 81b). Deformace při výdrži jsou oproti skladbě 181 vyšší, ale v porovnání s RT stavem klesají v průměru o 3-14 %, zatímco u skladby 181 je to dokonce o 9-19 %.



Obr. 81: Distribuce kumulativních překmitů v průběhu zátěžného cyklu OH těles po expozici (a) skladba 181, (b) skladba 361

Z hlediska prahových hodnot (viz tabulka 14) dochází po expozici u cyklů C1-C3 k mírnému poklesu, zatímco u finálního cyklu C4 hodnoty narůstají.

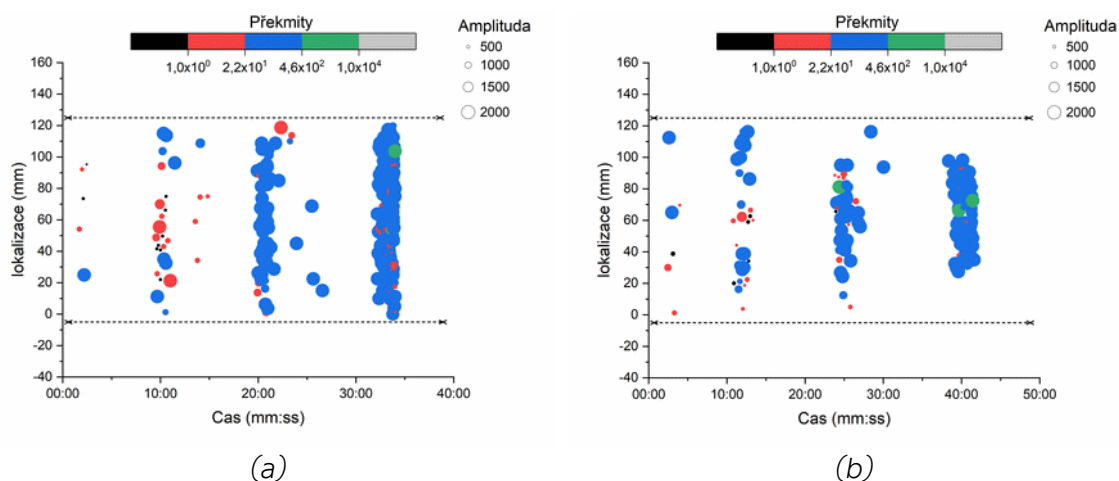
Tabulka 14: Prahové hodnoty zatížení (kN) po expozici a jejich porovnání s RT stavem

Stav kompozitu	Skladba 181				Skladba 361			
	C1	C2	C3	C4	C1	C2	C3	C4
RT	7,0	12,5	16,0	22,5	28,4	34,0	61,6	78,6
ENV	5,8	11,1	14,7	24,3	19,4	32,9	60,1	89,7



Také u **lineární lokalizace** dochází po hydrotermální expozici k částečným změnám (viz obr. 82). Oproti RT stavu vzniká zvýšené množství překmitů o vysoké amplitudě (●) už v prvních cyklech a jejich množství postupně u obou skladeb narůstá. U skladby 181 (viz obr. 82a) se od začátku objevují pásma malého množství překmitů s nízkou amplitudou (●+●) u kterých s roustoucím zatížením narůstá i jejich amplituda, obzvláště je to patrné u překmitů typu (●). V posledních dvou cyklech jsou v celém průřezu přítomné překmity (●) a v závěrečném cyklu se objevuje vysoké množství překmitů o maximální amplitudě (●), převážně v okolí otvoru. [128]

Obdobné chování je možné pozorovat i u skladby 361 (viz obr. 82b), kdy v rámci třetího a čtvrtého cyklu dochází ke vzniku emisních událostí převážně u středu tělesa a jeho okolí, zatímco u prvních dvou cyklů se nachází napříč monitorovaným průřezem. U třetího cyklu se dále objevuje velké množství vysokoamplitudových překmitů (●) a u čtvrtého cyklu jejich výskyt narůstá a opět se objevují více v okolí otvoru. [128]

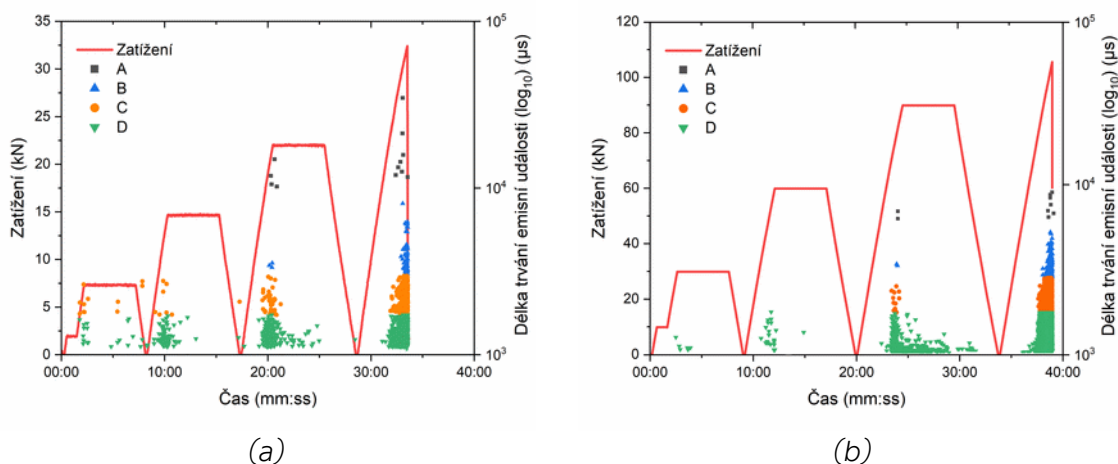


Obr. 82: Lineární lokalizace emisních událostí a jejich klasifikace na základě překmitů a velikosti amplitudy pro tělesa po expozici: (a) skladba 181, (b) skladba 361 [128]

V případě **k-means analýzy** dochází vlivem hydrotermální expozice u obou skladeb ke sjednocení tvaru jejich průběhů (viz obr. 83). Aktivita signálu AE je přítomná již od prvního cyklu a s přibývajícím zatížením dochází k postupnému nárůstu množství signálu AE. Klastř C a D je u skladby 181 přítomný od prvotní iniciace až do porušení součásti, zatímco klastř A a B se vyskytují až ve třetím a čtvrtém cyklu (viz obr. 83a). U skladby 361 je od počátku přítomný pouze klastř D a ostatní klastř A, B, C se objevují až v rámci třetího a čtvrtého cyklu. [128]

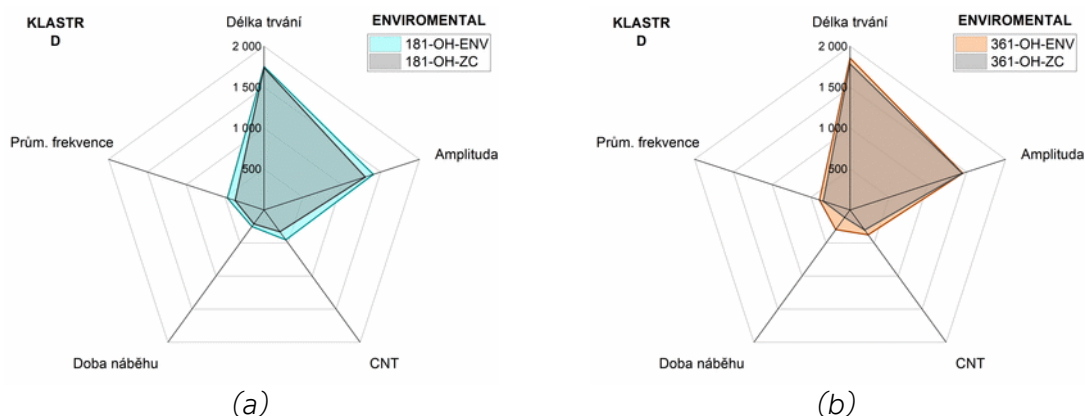


U třetího cyklu je patrné, že u obou skladeb dochází ke generování signálu i v oblasti výdrže zatížení na konstantní hodnotě.



Obr. 83: Klasifikace délky trvání událostí pomocí shlukové analýzy K-means na základně průměrné frekvence u OH těles po expozici: (a) skladba 181, (b) skladba 361

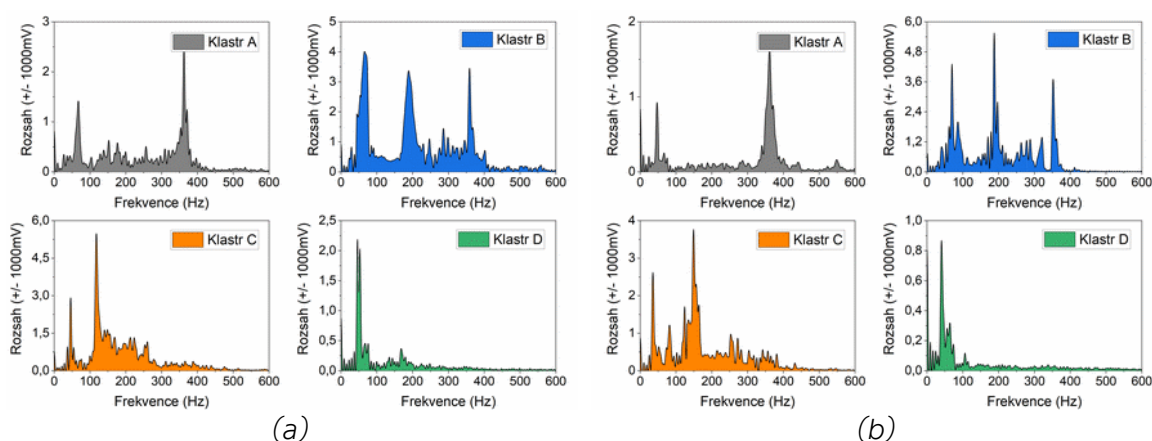
Výsledné plochy z průměrných hodnot parametrů AE jsou po hydrotermální expozici pro jednotlivé klastry obdobné, jako v případě RT (viz příloha 33 a příloha 34). Z výsledných hodnot vyplývá, že vlivem hydrotermální expozice dochází k mírnému nárůstu průměrných hodnot a to jak u skladby 181 (viz obr. 84a), tak u skladby 361 (viz obr. 84b). Klastř A je opět výjimkou, jelikož plochy nesouhlasí vzhledem k nízkému počtu vstupních dat. [128]



Obr. 84: Porovnání průměrných hodnot klastrů pro RT stav a enviromentální expozici: (a) Skladba 181, (b) Skladba 361 [128]



Frekvenční spektra z **FFT analýzy** jsou v souladu s předchozími analýzami plných o OH těles. Z hlediska hydrotermální expozice nedochází ke změnám hodnot frekvencí v rámci jednotlivých procesů porušení. U skladby 181 dochází ke vzniku trhlin v matici v klastrech B+C+D, delaminace vznikají v klastrech A+C a vlákna se lámou v klastrech A+B (viz obr. 85a). V případě skladby 361 vzniká praskání matrice v klastrech A+C+D, delaminace pouze v klastrech B+C, vlákna se oddělují pouze v klastru B a k jejich porušení dochází v klastrech A+B (viz obr. 85b). [128]



Obr. 85: Frekvenční spektra klastrů po expozici: (a) skladba 181, (b) skladba 361

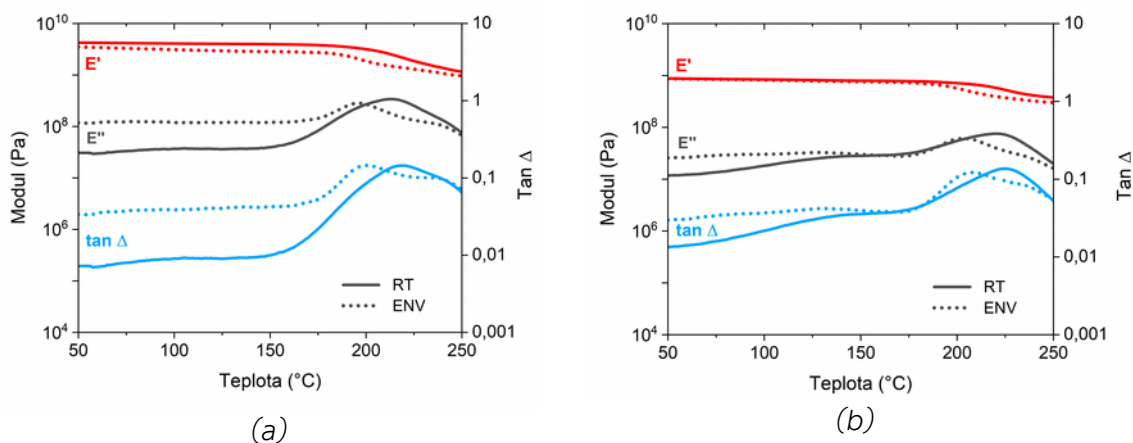
6.4.4. Hodnocení degradace matrice

Pro identifikaci T_g byly pomocí DMA měřeny dynamické elastické charakteristiky a jejich odezva na teplotu a frekvenci. Z měření RT stavu pro více frekvencí dynamických kmitů vyplývá, že vyšší frekvence mají za následek vyšší rozptyl naměřených dat (viz příloha 33). Z provedených výzkumů vyplývá, že pro určení T_g je vhodné používat nižší hodnoty frekvencí, kdy obvyklá hodnota bývá dle [Costa](#) [80] a [Yong](#) [114] 1 Hz. Nejvíce uniformní data jsou však v tomto případě pro frekvenci 3 Hz a proto byla tato frekvence použita pro hodnocení teploty skelného přechodu T_g .

Z výsledných záznamů vyplývá (viz obr. 86), že u obou skladeb dochází vlivem hydrotermálního působení k posunu píků ztrátového modulu E'' a fázového posunu $\tan\Delta$ směrem k nižším teplotám. Dále dochází k nárůstu dynamických a elastických charakteristik. U skladby 181 (viz obr. 86a) je ná-



růst hodnot výraznější, zatímco u skladby 361 jsou vzniklé změny podstatně menší (viz obr. 86b).



Obr. 86: Vliv hydrotermální expozice na DMA charakteristiky (a) skladba 181, (b) skladba 361

Tabulka 15 shrnuje výsledné hodnoty z DMA analýzy. Vlivem hydrotermální expozice klesají u obou skladeb teploty T_g v průměru o 15 °C (~8 %). Samotné hodnoty složek modulů v rámci hydrotermální expozice narůstají, kdy v případě ztrátového modulu E'' a fázového posunu $\tan\Delta$ se jedná u skladby 181 o nárůst téměř pětinasobný, zatímco u skladby 361 je nárůst dvojnásobný. V rámci reálné složky modulu E' dochází u obou skladeb k mírnému poklesu, který je u skladby 181 výraznější.

Tabulka 15: Naměřené a odečtené hodnoty z DMA

Skladba	Fázová přeměna		Dynamické a elastické charakteristiky					
	RT	ENV	RT			ENV		
	T_g (°C)	T_g (°C)	Tan Δ (-)	E'' (Pa)	E' (Pa)	Tan Δ (-)	E'' (Pa)	E' (Pa)
181	213	197	$7,9 \cdot 10^{-3}$	$3,2 \cdot 10^7$	$4,3 \cdot 10^9$	$38,3 \cdot 10^{-3}$	$15,8 \cdot 10^7$	$3,4 \cdot 10^9$
361	221	205	$13,4 \cdot 10^{-3}$	$1,1 \cdot 10^7$	$8,7 \cdot 10^8$	$30,1 \cdot 10^{-3}$	$2,5 \cdot 10^7$	$8,6 \cdot 10^8$



7. DISKUZE

7.1. Absorpce vlhkosti

Z porovnání měřeného průběhu difúze vlhkosti s teoretickým modelem vyplývá, že pronikání vlhkosti do kompozitních skladeb je řízeno Fickovými zákony. U uhlíkem vyztužených kompozitů je to nejčastěji realizovaný mechanismus, což potvrzují práce [Wang et al.](#) [61], [Nguyen et al.](#) [131] nebo [Zhai et al.](#) [132]. Případná změna mechanismu je indukována dalšími přídatnými faktory, které působí na materiál mimo samotné vlhkosti. Dle [Humeau et al.](#) [133] se jedná například o napětí nebo creep. S postupující absorpcí vlhkosti dochází u obou skladeb k úbytku hmotnosti. U vlákniny vyztužených kompozitů v důsledku absorpce vlhkosti za zvýšených teplot dochází standardně k nárůstu hmotnosti (např. [El. Yagoubi et al.](#) [134] nebo [Tsai et al.](#) [52]), ale existují studie, kde naopak dochází vlivem expozice k poklesu, což je případ skladeb 181 a 361 a tento jev potvrzují i práce [Barjasteha](#) a [Nutta](#) [54]. [Sobrinho et al.](#) [135] uvádí, že největší vliv na pokles má typ a množství iniciátoru vytvrzení, zpracování po vytvrzení, relativní vlhkost a teplota. Zpracování snižuje úbytek hmotnosti, zatímco vysoké teploty a relativní vlhkost úbytek naopak navyšují.

Z monitorované absorpce vlhkosti (viz obr. 69) dále vyplývá, že po celkovém expozičním čase 33 800 hodin nedochází ani u jedné skladby k plné saturaci vlhkostí, přestože dle teoretického Fickova modelu mělo k rovnovážnému stavu dojít u skladby 181 za 1/3 a u skladby 361 za 2/3 celkového expozičního času. Hlavní podíl mimo vysokých tloušťek materiálu mají samotné jednotlivé vrstvy, u kterých se pravděpodobně projevuje mechanismus pozorovaný [Jain et al.](#) [55], kde množství a orientace uložených vláken má vliv na rychlost difúze a jiná uložení než $[0^\circ]$ zvyšují nebo naopak snižují rychlost prostupu vlhkosti. Absorpci vlhkosti urychluje také porozita matrice [136, 137] (bubliny, voidy), přičemž provedené C-skeny prokázaly (viz obr. 34), že tělesa jsou bez přítomnosti závažnějších defektů. Expoziční časy dále bývají v ostatních pracích podstatně kratšího charakteru a pohybují se řádově ve stovkách až maximálně několika tisících hodin [57, 70, 71]. Jelikož použité kompozity mají nižší tloušťky a difúze vlhkosti do materiálu je tak výrazně urychlena.



7.2. Mechanické vlastnosti a vliv koncentrátoru napětí

Vlivem přítomnosti otvoru vzniká v tělesech výrazný vrubový účinek. Pevnost, tuhost a deformace u obou hodnocených skladeb v RT stavu klesají se zvětšující se velikostí otvoru a citlivost obou skladeb na přítomnost vrubu naopak narůstá, což odpovídá předpokladům z literatury [39–41] a výsledkům v pracích [45, 54, 138, 139]. Pokles je výraznější u skladby 361, což je dáno její odlišnou tloušťkou a množstvím jednotlivých vrstev. Zátěžový cyklus způsobuje oproti standardní zátěži nižší pokles pevnosti u skladby 181 a deformace u skladby 361. U ostatních vlastností zůstávají změny v rámci způsobu zatěžování v řádu několika jednotek %. Naopak hydrotermální expozice způsobuje nárůst meze pevnosti o 4 a 5% a pokles deformace o 11 a 17% u skladby 181 a 361. Nárůst pevnosti odpovídá vlivu mírně snížených teplot u [Le Blanc et al.](#) [140] (-2 °C), který ale je nižší oproti výsledkům [Kumar et al.](#) [63, 116]. V případě prací [Cheng et al.](#) [141], [Yang et al.](#) [142] a [Nettles et al.](#) [143] dochází dokonce k poklesu pevnosti, ale v jejich případě se jedná pouze o vliv nízkých nebo kryogenních teplot. Dále dochází u obou skladeb vlivem hydrotermálního účinku ke změně drsnosti povrchových vrstev (nárůst R_a , pokles R_z) a poklesu tvrdosti o 6%. V literatuře nebyly nalezeny odpovídající informace pro porovnání výsledků tohoto typu.

[Govindan Potti et al.](#) [144] zmiňuje, že aplikace lomových kritérií dle *Whitneyho* a *Nuismera* předpokládá, že v blízkosti otvoru se nachází oblasti s intenzivní energií, která působí v kolmém směru na hlavní napětí a tyto oblasti je pak možné považovat za trhliny. Charakteristické rozměry kritérií d_0 a a_0 se považují za zóny porušení, které se nacházejí bezprostředně před otvorem nebo trhlinou. Tyto rozměry jsou pro skladbu 181 vyšší, než je tomu v případě skladby 361. Rozdíl je opět projevem odlišných tlouštěk materiálu a množství jednotlivých vrstev v obou laminátech. Z hodnocení dále vyplývá, že pro skladbu 181 je použití kritéria průměrného napětí a_0 více vhodné vzhledem k větší shodě s experimentálně naměřenými daty. Skladba 361 má v případě otvoru o průměru 4 mm lepší shodu s bodovým kritériem d_0 , ale vzhledem k vyšší přesnosti kritéria průměrného napětí (oproti bodovému) je jeho použití vhodnější, což také potvrzují závěry výzkumu [Green et al.](#) [145]. Aplikací zá-



těžného cyklu dochází k nárůstu kritérií d_0 a a_0 a narůstají i hodnoty α_g , které reprezentují citlivost na vrub. Pro rozvoj kritického porušení jsou tedy zapotřebí v rámci zátěžného cyklu vyšší hodnoty velikosti trhliny.

Lomová kritéria dle *Whitneyho* a *Nuismera* dále předpokládají, že chování z hlediska lomové pevnosti bude pro kompozitní lamináty v rámci existence otvoru a nebo trhliny podobné [42, 138]. Proto je vhodné hodnotit skladby také na základě kritické hodnoty faktoru intenzity napětí K_Q , která je pro mizivě malé délky trhlin rovna nule, ale pro vyšší hodnoty se asymptoticky blíží konstantní hodnotě $K_{Q\infty}$. Výsledné hodnoty v případě bodového kritéria d_0 jsou oproti kritériu průměrného napětí a_0 vyšší o ~17%. Pro skladbu 361 jsou výsledné hodnoty $K_{Q\infty}$ vyšší, což koresponduje s výrazně vyšším množstvím vrstev v materiálu, než je tomu u skladby 181. Zátěžový cyklus nemá na hodnoty $K_{Q\infty}$ výrazný vliv, jelikož změny se pohybují v rámci několika desetín. Výjimkou je však bodové kritérium d_0 , které narůstá o 13,5 %. Výsledné hodnoty řádově odpovídají různým druhům kompozitních materiálů s uhlíkovými vlákny (viz [Lee et al.](#) a [Dirikoluk et al.](#) [146, 147]), ale výsledky pro změny v rámci zátěžového cyklu nejsou v dostupné literatuře pro srovnání k dispozici .

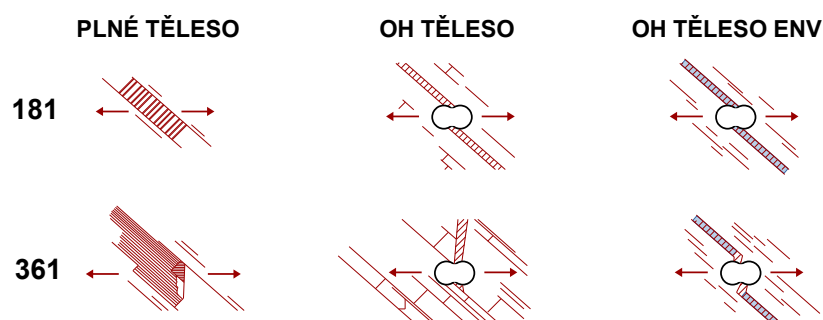
Z hlediska MKP se kritérium von Mises obvykle používá pro izotropní materiály (například kovové materiály) kde se předpokládá platnost LELM. Dle [Liu](#) [148] jsou výsledné hodnoty kritérií dle *Whitneyho* a *Nuismera* v kvalitativní shodě s kritérii *WEK*. Oba přístupy jsou závislé na průměru otvoru a oba jsou zároveň použitelné i pro trhliny vznikající u kruhových otvorů. Vzhledem k tomu, že upravená teorie *WEK* aplikuje LELM i na kompozitní materiály, je možné v tomto případě využít výsledky z analýz jako podklad pro fraktografické analýzy. Tento předpoklad potvrzuje i výzkum [Camanho et al.](#) [139].

Dle MKP analýzy dochází k iniciaci porušení na okraji otvoru, kde se generuje smykové a tlakové napětí. Oblast s nejvyšší hodnotou přetvoření působí ve směru kolmém na hlavní napětí (viz obr. 37), což je v souladu s výsledky [Li et al.](#) [149] a provedenými fraktografickými analýzami.



7.3. Fraktografie a systémy porušování

Základní princip porušení povrchových a podpovrchových vrstev je u obou skladeb stejný. V RT stavu dochází u plných těles ke vzniku trhlin v matrici, které se šíří podél povrchových $[45^\circ]$ vláken. Se zvyšující se deformací z trhliny šíří delaminace, dochází k oddělování svazků vláken a v matrici vznikají další trhliny. Následný způsob rozvoje porušení závisí na systému uložení podpovrchových vrstev a velikosti deformace. V případě povrchového systému skladby 181 $[45^\circ/-45^\circ/90^\circ/45^\circ]$ se porušení šíří primárně podél vláken (úhel 45°), zatímco u systému skladby 361 $[45^\circ/0^\circ/-45^\circ/0^\circ]$ se část porušení šíří pod úhlem ~ 80 až 90° (viz obr. 87). Výsledky odpovídají poznatkům [Hallet et al.](#) [150], ale s tím rozdílem, že u kompozitního systému Hexcel nedochází v průběhu zkoušky ke ztrátě jeho integrity a po celou dobu zkušebního cyklu je tak schopen přenášet zatížení dál bez toho, aniž by docházelo k poklesům pevnosti.



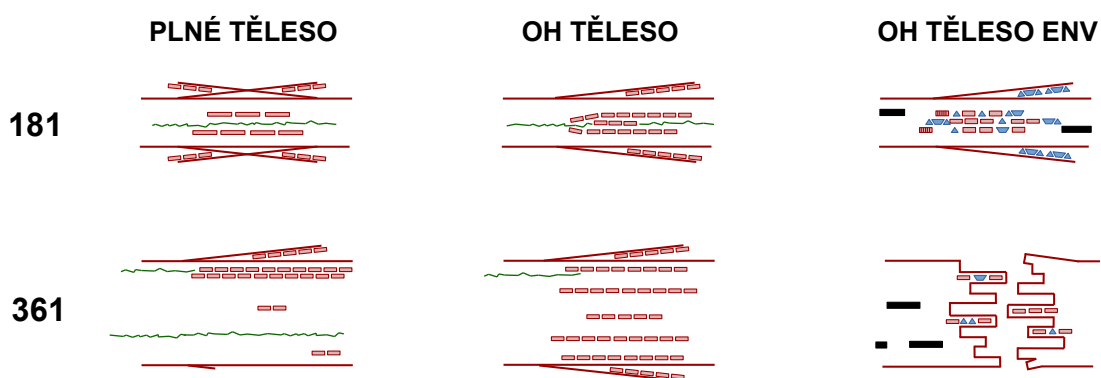
Obr. 87: Schéma systému porušení na čele zkušebních těles v RT stavu a po expozici

V případě těles s otvorem (OH) dochází k částečným změnám. Vlivem přítomnosti otvoru dochází k iniciaci porušení vždy na jeho okraji a to buď v místech bohatých na matrici a nebo lokálně ve svazcích vláken [78, 151, 152]. Povrchové trhliny jsou postupně přemostovány trhlinami šířícími se pod úhlem -45° . Podpovrchové vrstvy jsou u skladby 181 obnažené pouze v úzkém pásu, zatímco u skladby 361 je patrná vyšší soudržnost vrstev, jelikož oddělení je viditelné pouze v jedné polovině tělesa. Tvorbou porušení je v souladu s výsledky [Bao et al.](#) [37] s výjimkou přemostění trhlin, které v jeho případě nebyly pozorovány. Cyklický způsob zatěžování má na systém porušení minimální vliv a výsledné poškození je podobné standardní zátěži OH těles. K výrazným změnám



dochází až enviromentální expozicí (OH ENV). Mění se textura povrchu, zviditelňuje se směrovost vláken, nedochází k přemostění trhlin a obnažené podpovrchové vrstvy si zachovávají svoji soudržnost. V literatuře není dostupné srovnání pro změnu stavu povrchu za těchto podmínek, jelikož dostupné práce se věnují čistě nízkým nebo kryogenním teplotám {viz [Surendra Kumar](#) [63], [Okayasu et al.](#) [64] a [Hartwig et al.](#) [153]}, kde tento jev nebyl pozorován. Nepřemostění trhlin je pravděpodobně důsledkem zpevnění a výsledného nárůstu soudržnosti svazků vláken, které tak neumožňují šíření trhlin pod úhlem. To také potvrzuje fakt, že porušení na čele skladby 361 se nešíří ve směru přibližně kolmém na hlavní napětí jako v RT stavu, ale podél uložených vláken.

Z **bočního pohledu** je patrné (schématicky viz obr. 88), že v důsledku porušení [$\pm 45^\circ$] vrstev dochází v plných kompozitních skladbách ke vzniku řady segmentů (\square). Nejprve vznikají laterální trhliny v matrici, které se propojují delaminacemi a následně dochází k oddělování vláken interlaminárním smykovým napětím. Tento systém porušení potvrzují pozorované stupně s mikrovybočenými vlákny na lomových plochách [$\pm 45^\circ$] vláken společně říčkovitostí matrice a hroty. Vznik segmentů není v případě materiálu Hexcel ničím neobvyklým a tento jev je možné pozorovat i u ostatních uhlíkem vyztužených kompozitů, jak např. dokládají práce [Zubillagy et al.](#) [26] nebo [Li et al.](#) [154].



Obr. 88: Schéma systému porušení na boku zkušebních těles v RT stavu a po expozici

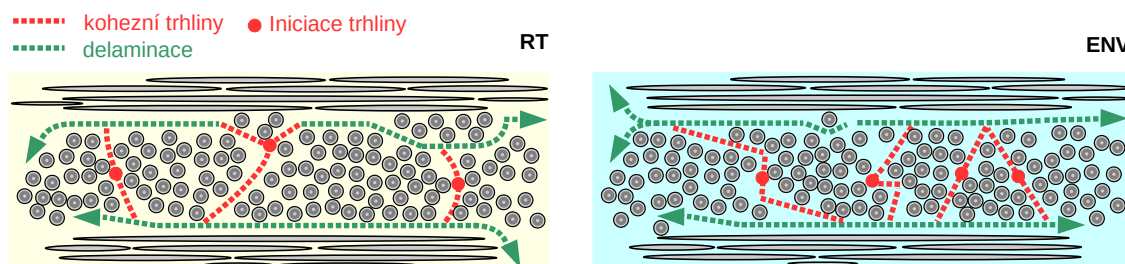
Segmenty jsou doprovázeny delaminacemi ($-$), které se převážně šíří mezi [$\pm 45^\circ$] vrstvami. Pokud s nimi sousedí svazky vláken s orientací [0°], dochází k šíření delaminace i mezi nimi. V případě skladby 181 se magistrální delamina-



ce šíří ve vnitřních vrstvách napříč celým tělesem a výraznou měrou tak oslabuje únosnost kompozitu. U skladby 361 se delaminace šíří v oblasti segmentů a ve spodní oblasti, tzn. v místech s $[0^\circ]$ a $[\pm 45^\circ]$ vrstvami.

V případě OH těles se systém porušení na boku částečně mění. V případě skladby 181 se počet segmentů zvyšuje, zatímco u skladby 361 se jejich vznik rozšiřuje na všechny $[\pm 45^\circ]$ vrstvy. Velikost otvoru ovlivňuje šíření delaminace a v případě skladby 361 má pozitivní vliv na její rozvoj, jelikož delaminace se šíří na kratší vzdálenost se zvyšující se velikostí otvoru. U skladby 181 nebyl tento jev pozorován a na velikosti vrubu je tedy šíření nezávislé. Zátěžový cyklus má minimální vliv na změnu porušování a je tedy stejný jako OH tělesa v RT stavu. Výsledky z fraktografické analýzy jsou ve shodě pracemi autorů [McElroy et al. \[28\]](#) [Bao et al. \[37\]](#) a [Hallet et al. \[150\]](#).

Lomové chování, charakter segmentů a jejich výskyt se výrazně mění až s enviromentální expozicí (OH ENV). V povrchových a vnitřních $[\pm 45^\circ]$ vrstvách dochází ke změnám jejich geometrie. Laterální trhliny v matrici mění způsob svého šíření (schématicky viz obr. 89), čímž vzniká řada segmentů, které mají tvar Z nebo Δ . Tyto segmenty se vyskytují jak v povrchových, tak podpovrchových vrstvách. Skladba 361 se odděluje lomem pod úhlem 90° vůči hlavnímu napětí. Dále dochází k nárůstu množství trhlín v matrici a vznikem lokální sítě mikrotrhlín (■). Z literatury je možné tento jev např. porovnat s kryogenními teplotami u impaktu (rázové zkoušky), kde výsledky [Sápi et al. \[155\]](#) dokládají zvýšený výskyt trhlín v matrici se snižující se teplotou. U obou skladeb se ve vrstvách $[\pm 45^\circ]$ a $[0^\circ]$ vyskytují dutiny (■). Tělesa si v okolí lomu zachovávají větší soudržnost, ale výskyt delaminací je oproti RT stavu vyšší.



Obr. 89: Schéma změny vzniku segmentů po hydrotermální expozici [128]



Detailní analýza řádkovacím elektronovým mikroskopem poskytla další informace o degradaci vlivem hydrotermálního účinku. V RT stavu vznikají v matrici trhliny kohezního typu, což značí vysokou pevnost fázového rozhraní [15]. To také potvrzují pozorované nízké podíly vytažených vláken na $[0^\circ]$ vrstvách a výrazná plastická deformace v okolí vláken. Vlivem hydrotermální expozice vzniká v matrici rozsáhlá síť trhlín a mikrotrhlín. Mění se i systém deformace matrice, kdy předchozí říčkovitost zaniká a objevuje se výrazná plastická deformace ve směru vláken spolu s odlupy a objevují se nové morfologické útvary – hřbety (viz obr. 76). Oproti čistě kryogenním teplotám bez vlhkosti nedochází k tvorbě trhlín, které se šíří napříč hroty, jak uvádí [Kumar et al.](#) [63]. [Hartwig et al.](#) [153] píše, že s klesající teplotou narůstá pevnost a tuhost matrice, ale její tvárnost klesá a v kombinaci s kontrakcí narůstá zbytkové tahové napětí a deformace v matrici. Pokles tvárnosti kompozitních skladeb Hexcel Hexply 8552 potvrzují snížené deformace po expozici a vznik vnitřních pnutí je násoben přítomnou vlhkostí, čímž vzniká vysoké množství trhlín a mikrotrhlín.

Vlivem enviromentální expozice se mění i lomové chování vláken. V RT stavu jsou svazky **nosných $[0^\circ]$** vláken členité, u OH těles je vyšší výskyt kohezních trhlín a na lomové ploše vláken se vyskytují radiály. Jejich přítomnost je znakem toho, že tělesa byla namáhána jednoosým tahem, což se shoduje s výsledky [Kumar et al.](#) [30], [Greenhalgh et al.](#) [31] nebo [Srinivasa et al.](#) [33]. Po hydrotermální expozici je povrch lomu vláken méně členitý, plastický, díky čemuž se výrazně snižuje rozlišitelnost radiálů. Obdobný jev je možný pozorovat u výsledků [Bussiba et al.](#) [93] u čistě zvýšených teplot. Dále klesá podíl vytažených vláken a dochází k narušení mezifázového rozhraní mezi vlákny a matricí, což vede jejich rozsáhlému oddělování. Obdobný jev byl pozorován [Kumar et al.](#) [63] při čistě kryogenních teplotách. Důsledkem toho jsou vlákna na lomové ploše pouze částečně obalená matricí a nebo zcela bez matrice. Hlavní příčinou bude pravděpodobně absorbovaná vlhkost, jelikož tento jev je možné pozorovat jak při působení samotné vlhkosti {[Meng et al.](#) [70]}, tak i u hydrotermálního vlivu za zvýšených teplot {[Marín et al.](#) [71]}. Svazky $[0^\circ]$ vláken dále mění svůj mechanismus porušení, kdy lomy přestávají být stupňovité a formuje se nový morfologický znak – chevrony, které jsou dalším typickým zna-



kem působícího tahového napětí [15]. Důsledek změny lomových ploch je částečně podobný účinku hydrotermálního vlivu za zvýšených teplot pozorovaných [Marín et al.](#) [71], zde se sice mění členitost lomové plochy, ale nedochází k formování chevronů.

Svazky **[45°] vláken** se po hydrotermální expozici porušují stejně jako v RT stavu, tzn. vybočením vláken a vznikem stupňů na lomové ploše. Podobně jako u $[0^\circ]$ vláken, tak i zde dochází k jejich oddělování od matrice vlivem působícího vnitřního pnutí. Rozlišitelnost lomových ploch vláken klesá i v tomto případě.

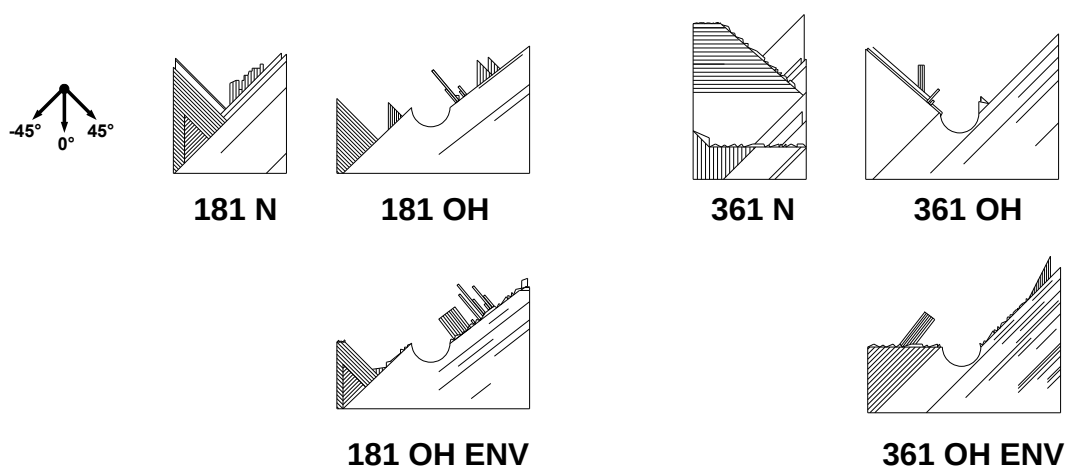
Na **[90°] svazcích** vznikají v RT stavu v místě oddělených vláken hroty, což je typický morfologický znak pro šířící se delaminaci. Konce svazků vláken jsou u plných a OH těles částečně roztřepené a porušují se ve směru kolmém na působící napětí, což je v souladu s výsledky [Bussibba et al.](#) [93]. V rámci zátěžového cyklu dochází k nárůstu lomů $[90^\circ]$ vláken. Po hydrotermální expozici narůstá podíl delaminovaných vláken od matrice, což se shoduje s pozorování u [Sánchez-Sáez et al.](#) [156] v případě působení čistě nízkých teplot. Vlivem synergie nízkých teplot s vlhkostí ubývá množství hrotů, lomové plochy jsou více kompaktní a část vláken se láme pod úhlem $\sim 30^\circ$ a na lomové ploše je patrná výrazná říčkovitost. To je důsledkem rozsáhlého podélného oddělování, které je obvykle typické pro polymery vyztužené skleněnými vlákny, jelikož mají nízkou kvalitu fázového rozhraní [100], což je případ těles po hydrotermální expozici.

Hydrotermální účinek zvyšuje míru a rozsah porušení kompozitních skladeb a oproti RT stavu dochází ke změně v lomovém chování. Kombinace vlhkosti a nízkých teplot zanechává kompozitní skladby více kompaktní, což odpovídá výsledkům [Cheng et al.](#) [141] nebo [Yang et al.](#) [142], kde se ale jedná pouze o čistě kryogenní účinek. V porovnání s hydrotermálním účinkem za zvýšených teplot jsou naopak porušení vysoce extenzivní, což potvrzují práce [Wolrum et al.](#) [72], [Zhang et al.](#) [157] nebo [Marín et al.](#) [71].

Změny v porušení je možné pozorovat i na lomových plochách (viz obr. 90). V RT stavu jsou u plných těles (N) porušení rozsáhlá, terasovitá a s výrazně oddělenými vrstvami. Výsledné plochy obou skladeb mají šípovitý charakter, což



odpovídá výsledkům u [Hallet et al.](#) [150]. Skladby s otvorem (OH) si zachovávají vyšší soudržnost a značná část porušení se realizuje ve směru $[\pm 45^\circ]$ vrstev. Výsledné porušení je dominantní pod úhlem -45° . Tvar lomových ploch u OH těles je v souladu s výsledky pro kvaziizotropní lamináty z prací [Zhang et al.](#) [157] a [Li et al.](#) [149]. Po enviromentální expozici (OH ENV) se formování lomové plochy u skladby 181 podobají RT skladbě. Lomy $[45^\circ]$ skladeb jsou ale výrazně stupňovité a oproti RT stavu je možné pozorovat zvýšené množství oddělených vrstev. U skladby 361 je změna výraznější, kdy $\frac{1}{2}$ lomu se porušuje stupňovitým lomem ve směru kolmém na uložené $[0^\circ]$ vlákna a zbytek ve směru -45° s výraznou stupňovitostí. Výsledné lomové plochy po enviromentální expozici jsou tedy kombinací plných a OH těles v RT stavu.



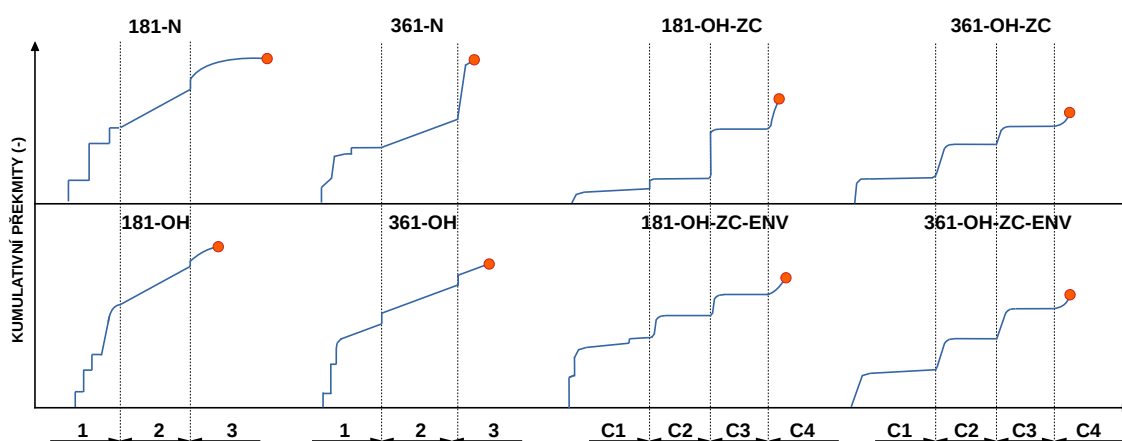
Obr. 90: Schéma lomových ploch v RT stavu a po enviromentální expozici

7.4. Kumulativní překmitý a lineární lokalizace

Korelací parametrů AE s daty získanými z pevnostních zkoušek je možné získat informace o chování materiálu v průběhu jeho zatěžování [104, 158]. Výsledné distribuční křivky kumulativních překmitů, lze rozdělit na tři oblasti, kdy přechod z jedné do druhé je vždy iniciován změnou chování sledovaného parametru, v tomto případě kumulativních překmitů. Výrazný nárůst či pokles hodnoty indikuje změny v procesech porušování kompozitních skladeb, což potvrzují výsledky v pracích [Baker et al.](#) [68] [McCroly et al.](#) [106] a [Breede et al.](#) [107].



Pro další interpretace byly pro obě skladby schématicky zakresleny jednotlivé průběhy překmitů (viz obr. 91). Křivky jsou částečně zlinearizované dle trendů sledovaného parametru a pro přehlednost jsou zanedbány velikosti jednotlivých oblastí.



Obr. 91: Porovnání průběhů kumulativních překmitů ve výchozím stavu a po environmentální expozici

Z výsledků je patrná u obou skladeb podobnost mezi průběhy plných (N) a OH těles v RT stavu. Jedná se o kvazilineární chování, kdy první oblast (1) je charakterizována počátečním skokovým přírůstkem množství překmitů. V této fázi se iniciují prvotní porušení uvnitř materiálu (trhliny v matrici) a tento charakter růstu hodnot není neobvyklý, což dokládají např. práce [McCrorry et al. \[106\]](#) nebo [Breede et al. \[107\]](#). Rozvoj porušení (šíření trhlin v matrici a oddělování vláken) je doprovázen lineárním nárůstem hodnot kumulativních překmitů, který je v oblasti (2) pro všechny typy skladeb stejný. Tento růst je pro rozvoj typický, což dokládají práce [Bussiba et al. \[93\]](#) nebo [Li et al. \[105\]](#). Lineární růst je možné pozorovat už v oblasti 1 u OH těles, což je důsledkem přítomnosti otvoru, který mění způsob porušování, jelikož k iniciaci a rozvoji porušení dochází přednostně v jeho okolí (viz např. [Hallet et al. \[152\]](#)), zatímco u plných těles vzniká v okolí nehomogenit a nebo míst bohatých na matrici. Třetí oblast (3) je charakterizována rapidním nárůstem hodnot u plných těles nebo pokračujícím lineárním trendem u OH těles. Je tedy možné předpokládat, že přítomnost otvoru do jisté míry linearizuje distribuci kumulativních překmitů a



také zpomaluje jejich přírůstek. Skladba vrstev a tloušťka výsledného kompozitu má na tento jev malý vliv, jelikož je patrný u obou typů testovaných laminátů. Vliv vrstev se naopak více projevuje v případě prahových pevnostních hodnot (skoková změna přírůstku hodnot mezi jednotlivými oblastmi), které jsou potřebné k tomu, aby došlo k výrazné změně v distribuci kumulativních překmitů. Při srovnání těles bez otvorů jsou hodnoty u skladby 361 vyšší vzhledem k její celkově vyšší pevnosti. Přítomnost otvoru však tyto hodnoty mění, kdy u skladby 181 dochází k jejich nárůstu, zatímco u skladby 361 naopak klesají. Z výsledků tak lze usuzovat, že nižší počet vrstev má v případě OH těles pozitivní efekt z hlediska šíření porušení, jelikož prahové hodnoty se u skladby 181 zvyšují. Vyšší počet vrstev má za následek pokles prahových hodnot a výsledný efekt je naopak negativní.

Zátěžový cyklus (OH-ZC) mění aktivitu kumulativních překmitů. V RT stavu dochází k přírůstku vždy až při překročení určité hodnoty zatížení a jeho růst končí dosažením výdrže na dané zátěži. Kaiserův jev je aktivní a růst hodnot pokračuje vždy až při překročení předchozího maximálního zatížení [120]. S nárůstem zatížení vzniká Felicity efekt, tzn. aktivita AE se projeví dříve, než se dosáhne předchozího maximálního zatížení, což je známka toho, že materiál ztrácí schopnost zastavit rozvoj porušení [159]. Hydrotermální expozice toto chování nemění a na uplatnění Kaiserova jevu nemá žádný vliv. Skladba 181 je v RT stavu charakterizována postupným nárůstem hodnot s narůstajícími cykly, zatímco v rámci hydrotermální expozice dochází k rapidnímu nárůstu již v prvním cyklu. Oproti tomu chování skladby 361 v RT stavu a po expozici je srovnatelné s tím rozdílem, že počáteční přírůstek kumulativních překmitů je vyšší. Z hlediska prahových hodnot dochází po expozici v rámci prvních tří cyklů (C1-C3) k jejich poklesu, zatímco u posledního cyklu (C4) naopak narůstají. Vzhledem k tomu, že změny prahových hodnot jsou shodné pro oba lamináty, tak vliv tloušťky materiálu (počtu vrstev) je v tomto případě minimální a jedná se tedy čistě o hydrotermální vliv.

Na základě výše zmíněného je hodnocení z hlediska distribuce kumulativních překmitů značně obtížné. Samotná detekce přítomnosti vrubu pomocí kumulativních překmitů je v případě obou skladeb problematická. Bez znalosti



chování plné kompozitní skladby může být interpretace výsledků zatížená vysokou chybovostí, jelikož pouhý lineární trend je pro hodnocení nedostatečný a růst či pokles prahových hodnot je řízen tloušťkou resp. počtem vrstev v kompozitním materiálu. Obdobně problematické je i hodnocení zátěžových cyklů. Podobnost průběhů a rozdíl pouze v počátečním množství překmitů neumožňuje kvalitativně dokumentovat působení hydrotermálního vlivu. Výjimkou je změna prahových hodnot v rámci jednotlivých cyklů na kterou se nevztahuje vliv tloušťky materiálu. Nicméně ani samotná tato informace není pro detekci a hodnocení vlivu dostatečně průkazná.

Lineární lokalizací emisních událostí a jejich klasifikací na základě množství překmitů a velikosti amplitudy je možné předchozí kumulativní korelaci doplnit a získat tak další informace o chování kompozitních skladeb. Tímto způsobem hodnocení vznikají 4 základní druhy shluků překmitů (●+●+●+●) o různých velikostech. Barva je dána jejich množstvím, zatímco velikost závisí na hodnotě amplitudy. Korelací s pevnostními zkouškami se získává přehled o míře a závažnosti vznikajícího porušení v monitorované oblasti. Z výsledků vyplývá, že prvotní porušení reprezentují převážně překmity typu ●+●, jejichž množství a velikost postupně narůstá se zvyšujícím se zatížením. V případě vzniku závažnějších defektů se objevují shluky překmitů ●, které mají vysokou amplitudu. Vyšší míru poškození v důsledku jejich přítomnosti potvrzují provedené korelace se zátěžovými zkouškami, kdy jejich výskyt byl dokumentován u plných a OH těles převážně v oblastech 2 a 3, tzn. v oblastech, kde byla překročena hodnota ~50 % maximálního zatížení. Při těchto hodnotách se postupně objevují energeticky náročnější procesy porušování (např. delaminace nebo porušení vláken), která způsobují rozsáhlá poškození. Tuto hypotézu potvrzuje i poslední stupeň shluku o vysoké amplitudě ●. Ten se vyskytuje pouze lokálně při vzniku kritického porušení, což dokládá jeho přítomnost v místě finálního lomu, který nastává u OH těles uprostřed v místě vrubu, zatímco u těles plných k němu dochází u okraje monitorovaných oblastí. Množství shluků a jejich výskyt odpovídá přírůstkům kumulativních překmitů. Zvýšená množství odpovídají rapidnímu a lineárnímu nárůstu kumulativních hodnot, zatímco nižší výskyt odpovídá minimálnímu přírůstku. Změna systému porušování u OH tě-



les se projevuje i v případě lineární lokalizace. Množství generovaného signálu je nižší, shluky jsou lokalizované a finální porušení je doprovázeno přítomností ●+●, které se vyskytují výhradně v okolí vrubu.

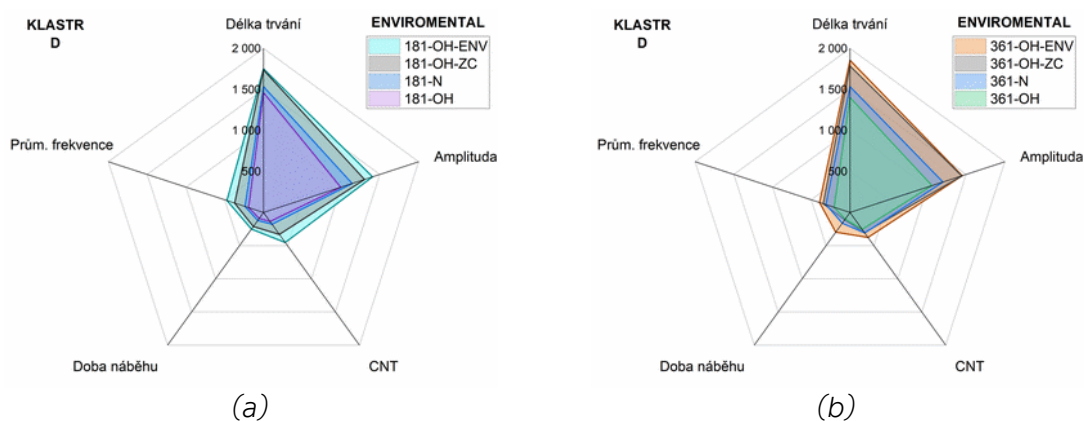
Výše popsané chování jednotlivých shluků se uplatňuje i v případě zátěžových cyklů, ale vlivem způsobu zatěžování je možné pozorovat změnu v chování materiálu. V případě obou skladeb se shodně v rámci 3. cyklu začínají vyskytovat závažnější porušení za přítomnosti ●, kdy se opět se jedná o dosažení hodnoty nad 50 % maximální zátěže. Ve 4. cyklu je jejich výskyt dominantní a fáze lomu je doprovázena shluky ●. Oproti plným a OH tělesům při standardním zatížení jsou tyto průběhy jednotné a liší se pouze množstvím a intenzitou signálu, což je pravděpodobně důsledkem jejich rozdílné skladby. U enviromentální expozice je patrný vliv hydrotermálního účinku. Jeho negativní dopad na chování materiálu dokládá přítomnost shluků ● již v rámci prvního cyklu. Jejich množství postupně narůstá a od 3. cyklu se objevují kritické defekty, které, reprezentují lokalizované shluky ●. Z provedeného hodnocení vyplývá, že lineární lokalizace s klasifikovanými emisními událostmi nejenže doplňuje analýzy kumulativních překmitů, ale také poskytuje lepší přehled o chování kompozitních skladeb v rámci jejich namáhání. Oproti kumulativním překmitům je tak možné detekovat změny v systému porušení, které způsobuje hydrotermální expozice. Pro klasifikovanou lineární lokalizaci a návazné hodnocení není v literatuře dostatek informací a není tedy možné provést přímé srovnání.

7.5. K-means a frekvenční analýzy

Použitím délky trvání emisních událostí a průměrné frekvence vznikají v rámci nehierarchické shlukové k-means analýzy čtyři hlavní klastry (shluky dat), což je v souladu s výsledky Oz et al. [78] nebo Monti et al. [160]. Správnou volbu parametrů potvrzují minimální překryvy dat mezi jednotlivými klastry a výsledky autorů Li et al. [105], Breede et al. [107] nebo Azadi et al. [161]. Postupný nárůst emisních událostí odpovídá růstu kumulativních překmitů, ale ze samotného uspořádání klastrů je obtížné dedukovat změny probíhající v materiálu. Více informací je možné získat analýzou samotných klastrů. Jednotlivé



shluky dat je možné hodnotit na základě průměrných hodnot vybraných parametrů AE (amplituda, doba náběhu, délka trvání, množství překmitů a průměrná frekvence). Vynesením hodnot do paprskových diagramů se pro každý klastr získají unikátní plochy. Z porovnání obou skladeb vyplývá, že jednotlivé plochy jsou v rámci klastrů shodné, což je dáno tím, že se stále jedná o jeden typ materiálu (Hexcel® HexPly® 8552) a jednotlivé skladby se liší množstvím a orientací jednotlivých vrstev. Rozdíl ve skladbách se projevuje velikostí ploch, kdy průměrné hodnoty jsou pro skladbu 181 nižší. To také potvrzují výsledky autorů [Ameur et al. \[92\]](#) a [Monti et al. \[160\]](#). Velikost ploch ale závisí na dalších faktorech. V rámci obou skladeb dochází vlivem otvoru (OH) ke snížení průměrných hodnot. Naopak zátěžový cyklus (OH-ZC) hodnoty zvyšuje a po environmentální expozici (OH-ZC-ENV) narůstají ještě více (viz obr. 92). Porovnání vrubových těles, zátěžových cyklů a environmentálního vlivu není v literatuře dokumentováno a není tedy možné provést přímé srovnání. Z výsledků dále vyplývá, že jednotlivé tvary ploch nejsou pro každý klastr stejné, což potvrzují práce [Ameur et al. \[92\]](#) a [Hamdi et al. \[162\]](#). Nesoulad autoři vysvětlují tím, že každému klastru přísluší určitý druh porušení a pro každý druh porušení přísluší rozdílné hodnoty parametrů AE. Pro tuto analýzu je však zapotřebí dostatečné množství dat. Tento způsob hodnocení je obtížný pro klastr A vzhledem nízkému počtu klasifikovaného signálu. To se projevuje v částečně rozdílných plochách, byť je v případě OH těles (OH, OH-ZC, OH-ZC-ENV) možné pozorovat shodný tvar. V případě dostatku dat by tak byla tato plocha pro klastr A platná.



Obr. 92: Porovnání průměrných hodnot pro klastr D (a) skladba 181, (b) skladba 361 [128]



Pro přiřazení procesů porušování k jednotlivým klastrům je možné použít několik přístupů. Jednou z možností je dle Kempf et al. [158], Hamdi et al. [162], Haggui et al. [163] nebo Roundi et al. [164] použití parametrů AE. Předpoklad je takový, že s rostoucí energetickou náročností porušení se zvyšuje i jejich hodnota, resp. průměrná hodnota nebo detekované množství. Například vznik trhlin v matici má hodnoty parametrů nižší, naopak v případě porušení vláken jsou hodnoty výrazně vyšší. Na základě průměrných hodnot je možné klastry seřadit způsobem od nejnižších hodnot po nejvyšší: D, C, B, A. Další přístup je hodnocení na základě provedené FFT analýzy. Pro každý klaster byl analyzován signál AE, čímž byla získána frekvenční pásma. V každém pásmu se vyskytuje několik dominantních píků, které reprezentují vznikající a šířící se procesy porušování. Pro jednotlivé typy porušení neexistují univerzální hodnoty. Odlišují se nejenom v rámci materiálu [68, 165, 166], ale i jejich hodnoty (či pásma hodnot) se mohou vzájemně překrývat, jak uvádí např. Chandaranda et al. [99] nebo Giordano et al. [167]. To je patrné i z výsledků (viz tabulka 16), kdy je v každém klastru přítomno více druhů porušení.

Tabulka 16: Porovnání výsledných porušení pro jednotlivé klastry [128]

Stav tělesa	Skladba 181				Skladba 361			
	Klaster A	Klaster B	Klaster C	Klaster D	Klaster A	Klaster B	Klaster C	Klaster D
N	D, V	D, O	M, O	M, D	D, V	D, O, V	D	M, D
OH	V	O, V	M, O, V	M, D	D, V	D, V	D, O	M, D
OH-ZC	D, O, V	M, O, V	M, O	D	D, O, V	D, O	D, O	M, D
OH-ZC-ENV	D, V	M, O, V	M, D	M	D, V	D, O, V	M, D	M

Poznámka: M – porušení matrice, D – delaminace, O – oddělování vláken, V – lomy vláken

S přihlédnutím k aktivitě emisních událostí v rámci jednotlivých klastrů a výsledků FFT analýz je možné dedukovat dominantní mechanismy porušení. Inicieace a šíření porušení vzniká vždy jako sekvence [15, 18, 32]. Nejprve dochází ke vzniku trhlin v matici, následně se oddělují a delaminují vlákna, což je následováno porušením vláken. Klastry C+D se v rámci obou skladeb objevují již od iniciace porušení a zůstávají přítomné až do finálního lomu tělesa. Po překročení 50%+ hodnoty maximálního zatížení vznikají klastry B a následně i klastry A. Tento jev není ovlivněn přítomností vrubu, změnou namáhání ani en-



viromentální expozicí a je v souladu s výsledky [Ameur et al. \[92\]](#) a [Monti et al. \[160\]](#). V kombinaci s FFT analýzou je tak možné přiřadit vznik trhlin v matici klastru D (47 kHz), oddělování vláken od matrice klastru C (135 až 150 kHz), delaminaci klastru B (250 kHz) a porušení spjatými s vlákny (375 kHz lom vláken, 435 kHz vytažení vláken z matrice). Výsledky se rámcově shodují jak s typickými frekvencemi pro porušení u uhlíkových kompozitů (viz např. [Baker et al. \[68\]](#), [Maillet et al. \[97\]](#), [Gutkin et al. \[100\]](#) nebo [Šofer et al. \[168\]](#)) tak i s přiřazenými klastry pro různá porušení (viz [Ameur et al. \[92\]](#) nebo [Hamdi et al. \[162\]](#)).

7.6. Degradace matrice

Hydrotermální účinek byl dále hodnocen na základě teploty skelného přechodu T_g měřené metodou DMA. Z výsledků vyplývá, že pro obě skladby dochází vlivem hydrotermálního účinku k posunu T_g směrem k nižším teplotám. V průměru dochází k poklesu o 15 °C, což je ~8 %. Vyšší pokles zaznamenal např. [Zaoutsos et al. \[169\]](#), který zkoumal dlouhodobé účinky pouze snížených teplot. Vliv teploty na T_g popisuje [Tsai et al. \[52\]](#), kdy se zvyšující se teplotou expozice dochází k nižšímu poklesu T_g u kompozitů s absorbovanou vlhkostí. Je tedy možné očekávat, že v případě nárůstu nebo poklesu teplot bude docházet k ještě výraznějším změnám v rámci T_g . Oproti tomu složky modulu E'' a $\tan\Delta$ narůstají, kdy u skladby 181 je nárůst pětinasobný a u skladby 361 pouze dvojnásobný. Nárůst je v souladu s výsledky z pevnostních zkoušek, kde dochází k nárůstu meze pevnosti. Hlavním činitelem jsou pravděpodobně nízké teploty, jelikož dle [Barjasteha a Nutta \[54\]](#) dochází při působení samotné vlhkosti k poklesu fázového posunu $\tan\Delta$ a to samé platí dle [Walter et al. \[58\]](#) i v případě ztrátového modulu E'' . Reálná složka modulu E' u obou skladeb klesá řádově v jednotkách %. Pokles je zapříčiněn oslabením mezimolekulových vazeb mezi polymerními řetězci, což je ve shodě výsledky působení samotné vlhkosti (např. [Walter et al. \[58\]](#) nebo [Humeau et al. \[133\]](#)). Vlivem nízkých teplot ale nedochází k tak výraznému poklesu jako tomu je v případě výsledků prací ostatních autorů. Nevznikají tak výrazné ztráty mechanických vlastností, které reprezentuje právě reálná složka modulu E' . Kompozitní skladby ale přesto ztrácí část svých vlastností, resp. dochází k poklesu T_g , což částečně redukuje



jejich aplikovatelnost a provozuschopnost ale naopak narůstá jejich schopnost tlumit vibrace (nárůst $\tan\Delta$), což je pozitivní z hlediska konstrukčních aplikací.

7.7. Shrnutí a poznatky

Předkládaná práce doplňuje a rozšiřuje stávající znalosti enviromentálních degradačních procesů, jelikož informace ohledně hydrotermálního účinku vlhkosti a nízkých teplot v současnosti chybí. Z výsledků je patrné, že dochází k výraznému ovlivnění vlastností a lomového chování kompozitu Hexcel® Hex-Ply® 8552. Důsledkem tak může být, pokles životnosti, spolehlivosti a provozuschopnosti kompozitních součástí. Výsledky byly získány v rámci simulovaných extrémních podmínek, jelikož kompozitní skladby byly vystaveny nepřetržitému působení vlhkosti po dobu téměř čtyř let. Tyto zkoušky jsou nákladné a výzkum se soustředí převážně na nižší počet vrstev, díky čemuž se expoziční časy pohybují v horizontu dní až měsíců. Z výsledků dále vyplývá, že použité metody pro hodnocení mají různou citlivost na detekci hydrotermálního účinku (viz tabulka 17). Z hlediska detekce je spolehlivým nástrojem klasifikovaná lineární lokalizace, jelikož změny v chování kompozitu jsou viditelné v průběhu zvyšování zatížením v rámci jednotlivých zatěžovacích cyklů. V případě selhání kompozitní součásti je projev hydrotermálního účinku dostatečně průkazný v rámci fraktografických analýz elektronovou mikroskopií.

Tabulka 17: Hodnocení citlivosti jednotlivých metod na enviromentální expozici

Metoda		Škála citlivosti					Poznámka
		nulová	nízká	dobrá	výborná	excelentní	
1	Pevnostní zkoušky		X				TAH, cykly
2	Metalografie		X				
3	Fraktografie 1				X		Světelná m.
4	Fraktografie 2					X	SEM
5	AE kum. překmity		X				
6	AE lokalizace					X	
7	AE k-means + FFT			X			
8	DMA			X			



8. ZÁVĚR

Na základě provedeného experimentu zabývajícího se degradací kompozitních skladeb vlivem působení vlhkosti a teplot pod bodem mrazu a ze získaných výsledků lze učinit následující závěry:

- Absorpce vlhkosti se u analyzovaných skladeb řídí Fickovými zákony, ale po čase 33 800 h nedochází k jejich saturaci, což je důsledkem rozdílné orientace vláken a celkové tloušťky kompozitu. Z hlediska vlastností dochází vlivem expozice k cca 5 % nárůstu meze pevnosti, zatímco maximální deformace klesá až o 17 % u skladby s vyšším počtem vrstev. V povrchových vrstvách dochází ke snížení hodnot tvrdosti a Rz, zatímco Ra narůstá. Expozice dále způsobuje pokles teploty skelného přechodu matrice o 15 %, zatímco její schopnost tlumit vibrace narůstá.
- U hodnocených skladeb dochází vlivem expozice ke změně v procesech porušování a v lomovém chování. Mění se jak topografie lomových ploch, tak i jejich morfologie. Kompozitní skladby jsou z makroskopického měřítka více kompaktní, ale zvyšuje se míra a rozsah výsledného porušení. Mění se způsob šíření laterálních trhlin v matrici, objevují se kavity a vznikají shluky mikrotrhlin. V matrici vznikají sítě nano a mikrotrhlin, mění se mechanismus plastické deformace a dochází k degradaci mezifázového rozhraní. Na lomových plochách [0°] vrstev se objevují chevrony, zatímco dochází k částečnému zániku původních radiálů. Mění se i způsob porušování [90°] vláken, které se porušují pod úhlem.
- Akustická emise je vhodnou metodou pro hodnocení environmentálního vlivu, ale jednotlivé přístupy mají rozdílnou citlivost. Kumulativní hodnoty překmitů je možné použít pouze na základě prahových hodnot. Klasifikovaná lineární lokalizace je naopak spolehlivým nástrojem, neboť míra a závažnost vznikajícího porušení je indikována barvou a velikostí detekovaných emisních událostí v rámci jednotlivých fází zatěžování.



Kombinací shlukové a frekvenční analýzy nebylo možné spolehlivě identifikovat a odlišit jednotlivé procesy porušení, které vznikají v průběhu zatěžování, jelikož frekvenční pásma se v rámci jednotlivých klastrů překrývají. V porovnání s výchozím stavem enviromentální expozice zvyšuje průměrné hodnoty parametrů jednotlivých klastrů.



8.1. Perspektiva pro další výzkum

Z výsledků vyplývá, že pro hodnocení synergického účinku vlhkosti a nízkých teplot není možné využít pouze jednu analytickou metodu, ale je zapotřebí komplexního přístupu. Pro účely dalšího rozšíření získaných informací ohledně hydrotermálního účinku uvádí autor pro budoucí experimenty následující doporučení:

- ◆ Z hlediska urychlení difúze vlhkosti použít kompozitní materiály s nižším počtem skladeb, nebo případně jednosměrně vyztužené lamináty.
- ◆ Analyzovat hydrotermální účinek už po určitém absorbovaném množství vlhkosti (např. po 20%) a stanovit časovou závislost degradace.
- ◆ Pro navýšení hydrotermálního efektu aplikovat namísto snížených teplot tzv. kryogenní teploty, tzn. teploty od -180 °C a nižší.
- ◆ Z hlediska akustické emise hodnotit změny, které nastávají ve vlhčeném materiálu již při samotném procesu ochlazování.
- ◆ Analyzovat účinky hydrotermální expozice v rámci únavových zkoušek a hodnotit jeho vliv na zbytkovou životnost, mez únavy, lomové chování.



9. LITERATURA

- [1] ZAGAINOV, G. a G. LOZINO-LOZINSKI. *Composite Materials in Aerospace Design*. 1. vyd. New Delhi: Springer, 2012. ISBN 978-94-010-4254-3.
- [2] BALASUBRAMANIAN, M. *Composite Materials and Processing*. 1. vyd. Boca Raton: CRC Press, 2013. ISBN 978-1-4398-7935-1.
- [3] CHUNG, D. *Composite Materials: Science and Applications*. 2. vyd. New York: Springer, 2012. ISBN 978-1-84882-830-8.
- [4] FERNBERG, P. *Toughness of short fiber composites - an approach based on crack* [online]. Švédsko, 2002. Disertační práce. Luleå University of Technology. Dostupné z: <https://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:990030/FULLTEXT01.pdf>
- [5] CALLISTER, W. a D. RETHWISCH. *Materials Science and Engineering: An Introduction*. 9. vyd. Hoboken: Wiley, 2013. ISBN 978-1-118-32457-8.
- [6] MALLICK, P. *Fiber-Reinforced Composites: Materials, Manufacturing, and Design*. 3. vyd. Boca Raton: CRC Press, 2007. ISBN 978-0-8493-4205-9.
- [7] GAY, D. *Composite Materials: Design and Applications*. 3. vyd. Boca Raton: CRC Press, 2014. ISBN 978-0-429-10103-8.
- [8] BREUER, U. P. *Commercial Aircraft Composite Technology*. 1. vyd. Švýcarsko: Springer International Publishing, 2016. ISBN 978-3-319-31918-6.
- [9] LASEK, S. *Základy degračních procesů*. 1. vyd. TÚ Ostrava: Vysoká škola Báňská, 2013. ISBN 978-80-248-3373-6.
- [10] DIETER, G. E. *ASM Handbook Volume 20: Materials Selection and Design*. 1. vyd. Cleveland: ASM International, 1997. ISBN 978-0-87170-386-6.
- [11] JANOVEC, J., K. MACEK a P. ZUNA. *Fyzikální Metalurgie*. 1. vyd. Praha: ČVUT, 2008. ISBN 978-80-01-02935-0.
- [12] VLK, M. a Z. FLORIAN. *Mezní stavy a spolehlivost* [online]. B.m.: VÚT Brno: Fakulta strojního inženýrství. 2007. Dostupné z: <http://www.zam.fme.vutbr.cz/~vlk/meznistavy.pdf>
- [13] VOJTĚCH, D. *Materiály a jejich mezní stavy*. 1. vyd. Praha: VŠCHT, 2010. ISBN 978-80-7080-741-5.
- [14] KOŘÍNEK, Z. *Počítačová podpora, kompozity* [online]. 2005. Dostupné z: www.volny.cz/zkorinek/
- [15] GREENHALGH, E. S. *Failure analysis and fractography of polymer composites*. 1. vyd. Boca Raton: CRC Press, 2009. ISBN 978-1-84569-681-8.



LITERATURA

- [16] EHRENSTEIN, G. a S. PONGRATZ. *Resistance and Stability of Polymers*. 1. vyd. Mnichov: Hanser, 2014. ISBN 978-3-446-43709-8.
- [17] HARRIS, B. *Composite Materials*. 2. vyd. London: Institute of Materials, 1999. ISBN 1-86125-032-0.
- [18] EHRENSTEIN, G. *Polymerní kompozitní materiály*. 2. vyd. Praha: SCIENTIA, 2009. ISBN 978-80-86960-29-6.
- [19] DIETER, G. E. *SM Handbook Volume 21: Composites*. 1. vyd. Cleveland: ASM International, 2001. ISBN 978-0-87170-703-1.
- [20] VASILIEV, V. a E. MOROZOV. *Mechanics and Analysis of Composite Materials*. 1. vyd. B.m.: ELSEVIER, 2012. ISBN 978-0-08-042702-7.
- [21] CHAWLA, K. *Composite Materials: Science and Engineering*. 3. vyd. New York: Springer, 2012. ISBN 978-0-387-74364-6.
- [22] KADLEC, Martin. Fraktografie vláknových kompozitů na bázi epoxid/uhlík pro letecké aplikace. In: . 2012.
- [23] PIPES, R. *Experimental Characterization of Advanced Composite Materials*. 3. vyd. Florida: CRC Press, 2003. ISBN 1-58716-100-1.
- [24] JANG-KYO, K. a M. YIU-WING. *Engineered Interfaces in Fiber Reinforced Composites*. 1. vyd. Oxford: ELSEVIER, 1998. ISBN 978-0-08-042695-2.
- [25] HESLEHURST, B. H. *Defects and Damage in Composite Materials and Structures*. 1. vyd. Boca Raton: CRC Press, 2017. ISBN 978-1-138-07369-2.
- [26] ZUBILLAGA, L., A. TURON, J. RENART, J. COSTA a P. LINDE. An experimental study on matrix crack induced delamination in composite laminates. *Composite Structures* [online]. 2015, **127**, 10–17. ISSN 0263-8223. Dostupné z: doi:10.1016/j.compstruct.2015.02.077
- [27] SCHOLEY, Jonathan J., Paul D. WILCOX, Michael R. WISNOM a Michael I. FRISWELL. Quantitative experimental measurements of matrix cracking and delamination using acoustic emission. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* [online]. 2010, **41**(5), 612–623. ISSN 1359-835X. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesa.2010.01.008
- [28] MCELROY, Mark W., Renaud GUTKIN a Mark PANKOW. Interaction of delaminations and matrix cracks in a CFRP plate, Part II: Simulation using an enriched shell finite element model. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* [online]. 2017, **103**, 252–262. ISSN 1359-835X. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesa.2017.10.006
- [29] PETERS, S. *Handbook of Composites*. London: Chapman & Hall, 1998. ISBN 0-412-54020-7.



- [30] KUMAR, Masa Suresh, Kesarabandi RAGHAVENDRA, Magalapalaya Anjanappa VENKATASWAMY a Honnudike Venkateshwararao RAMACHANDRA. Fractographic analysis of tensile failures of aerospace grade composites. *Materials Research* [online]. 2012, **15**(6), 990–997. ISSN 1516-1439. Dostupné z: doi:10.1590/S1516-14392012005000141
- [31] GREENHALGH, Emile S. a Michael J. HILEY. FRACTOGRAPHY OF POLYMER COMPOSITES: CURRENT STATUS AND FUTURE ISSUES. In: . 2007.
- [32] ELICES, M. a J. LLORCA. *Fiber Fractures*. 1. vyd. B.m.: Oxford, 2002. ISBN 978-0-08-044104-7.
- [33] SRINIVASA, Vinod, Vinay SHIVAKUMAR, Vinay NAYAKA, Sunil JAGADEESHAI-AIH, Murali SEETHRAM, Raghavendra SHENOY a Abdelhakim NAFIDI. Fracture morphology of carbon fiber reinforced plastic composite laminates. *Materials Research* [online]. 2010, **13**(3), 417–424. ISSN 1516-1439. Dostupné z: doi:10.1590/S1516-14392010000300022
- [34] JAWAID, M., M. THARIQ a N. SABA. *Failure Analysis in Biocomposites, Fibre-Reinforced Composites and Hybrid Composites*. 1. vyd. Oxford: ELSEVIER, 2019. ISBN 978-0-08-102301-3.
- [35] VRBKA, J. *Mechanika kompozitů* [online]. B.m.: ÚMTMB, FSI, VUT v Brně. 2014. Dostupné z: https://www.vutbr.cz/www_base/priloha.php?dpid=83340
- [36] LUDER, D., S. ARIELY a M. YALIN. Stress corrosion cracking and brittle failure in a fiber-reinforced plastic (FRP) insulator from a 400 kV transmission line in humid environment. *Engineering Failure Analysis* [online]. 2019, **95**, 206–213. ISSN 1350-6307. Dostupné z: doi:10.1016/j.engfailanal.2018.09.004
- [37] BAO, Hongchen a Guangyan LIU. Progressive failure analysis on scaled open-hole tensile composite laminates. *Composite Structures* [online]. 2016, **150**, 173–180. ISSN 0263-8223. Dostupné z: doi:10.1016/j.compstruct.2016.05.017
- [38] WADDOUPS, M.E., J.R. EISENMANN a B.E. KAMINSKI. Macroscopic Fracture Mechanics of Advanced Composite Materials. *Journal of Composite Materials* [online]. 1971, **5**(4), 446–454. ISSN 0021-9983. Dostupné z: doi:10.1177/002199837100500402
- [39] FRANKLIN, A. V., JEGAN CH. T. M., G. B. BHASKAR, M. MOHANDASS a N. VASUDEVAN. Fracture Strength Evaluation Of Composite lamination Using Modified WEK Model. *International Journal of Mechanical and Production Engineering Research and Development*. 2018, **8**(8), 345–351. ISSN 2249-8001.



- [40] MAR, J. W. a K. Y. LIN. Fracture mechanics correlation for tensile failure of filamentary composites with holes. *Journal of Aircraft* [online]. 1977, **14**(7), 703–704. Dostupné z: doi:10.2514/3.44618
- [41] WHITNEY, J.M. a R.J. NUISMER. Stress Fracture Criteria for Laminated Composites Containing Stress Concentrations. *Journal of Composite Materials* [online]. 1974, **8**(3), 253–265. ISSN 0021-9983. Dostupné z: doi:10.1177/002199837400800303
- [42] AGARWAL, G. a L. J. BROUTMAN. *Vláknové kompozity*. 1. vyd. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1987. ISBN 04-217-87.
- [43] KUNZ, J. *Aplikovaná lomová mechanika*. 4. vyd. Praha: Česká technika - nakladatelství ČVUT, 2005. ISBN 80-01-03306-6.
- [44] GIBSON, R. F. *Principles of Composite Material Mechanics*. 3 ed. Boca Raton: CRC Press, 2011. ISBN 978-1-4398-5005-3.
- [45] KADLEC, M. Open-hole strength and fracture of a carbon fabric reinforced epoxy composite tested in hot/wet conditions. *Czech Aerospace Proceedings*. 2014, **2014**(2), 5–17. ISSN 1211-877X.
- [46] GHOLAMI, Mehran, Abdul Rahman Mohd SAM, Jamaludin Mohamad YATIM a Mahmood Md TAHIR. A review on steel/CFRP strengthening systems focusing environmental performance. *Construction and Building Materials* [online]. 2013, **47**, 301–310. ISSN 0950-0618. Dostupné z: doi:10.1016/j.conbuildmat.2013.04.049
- [47] PASTORELLI, Gianluca, Costanza CUCCI, Oihana GARCIA, Giovanna PIANATANIDA, Abdelrazek ELNAGGAR, May CASSAR a Matija STRLIČ. Environmentally induced colour change during natural degradation of selected polymers. *Polymer Degradation and Stability* [online]. 2014, **107**, 198–209. ISSN 0141-3910. Dostupné z: doi:10.1016/j.polymdegradstab.2013.11.007
- [48] LU, T., E. SOLIS-RAMOS, Y. YI a M. KUMOSA. UV degradation model for polymers and polymer matrix composites. *Polymer Degradation and Stability* [online]. 2018, **154**, 203–210. ISSN 0141-3910. Dostupné z: doi:10.1016/j.polymdegradstab.2018.06.004
- [49] LU, Tianyi, Euripides SOLIS-RAMOS, Yun-Bo YI a Maciej KUMOSA. Synergistic environmental degradation of glass reinforced polymer composites. *Polymer Degradation and Stability* [online]. 2016, **131**, 1–8. ISSN 0141-3910. Dostupné z: doi:10.1016/j.polymdegradstab.2016.06.025
- [50] ŘEZÁČOVÁ, D. a P. NOVÁK. *Fyzika oblaků a srážek*. 1. vyd. B.m.: Academia, 2007. ISBN 978-80-200-1505-1.
- [51] LETTIERI, Mariateresa a Mariaenrica FRIGIONE. Effects of humid environment on thermal and mechanical properties of a cold-curing structural



- epoxy adhesive. *Construction and Building Materials* [online]. 2012, **30**, 753–760. ISSN 0950-0618. Dostupné z: doi:10.1016/j.conbuildmat.2011.12.077
- [52] TSAI, Y. I., E. J. BOSZE, E. BARJASTEH a S. R. NUTT. Influence of hygrothermal environment on thermal and mechanical properties of carbon fiber/fiberglass hybrid composites. *Composites Science and Technology* [online]. 2009, **69**(3), 432–437. ISSN 0266-3538. Dostupné z: doi:10.1016/j.compscitech.2008.11.012
- [53] MENG, M., M. J. RIZVI, H. R. LE a S. M. GROVE. Multi-scale modelling of moisture diffusion coupled with stress distribution in CFRP laminated composites. *Composite Structures* [online]. 2016, **138**, 295–304. ISSN 0263-8223. Dostupné z: doi:10.1016/j.compstruct.2015.11.028
- [54] BARJASTEH, E. a S. R. NUTT. Moisture absorption of unidirectional hybrid composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* [online]. 2012, **43**(1), 158–164. ISSN 1359-835X. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesa.2011.10.003
- [55] JAIN, Deepak, Abhijit MUKHERJEE a Naveen KWATRA. Local micromechanics of moisture diffusion in fiber reinforced polymer composites. *International Journal of Heat and Mass Transfer* [online]. 2014, **76**, 199–209. ISSN 0017-9310. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijheatmasstransfer.2014.04.031
- [56] *ASTM D5229 / D5229M - 14 Standard Test Method for Moisture Absorption Properties and Equilibrium Conditioning of Polymer Matrix Composite Materials*. B.m.: ASTM International, West Conshohocken, PA. 2014.
- [57] MA, Yan, Shanshan JIN, Masahito UEDA, Tomohiro YOKOZEKI, Yuqiu YANG, Fumitake KOBAYASHI, Hiroaki KOBAYASHI, Toshi SUGAHARA a Hiroyuki HAMADA. Higher performance carbon fiber reinforced thermoplastic composites from thermoplastic prepreg technique: Heat and moisture effect. *Composites Part B: Engineering* [online]. 2018, **154**, 90–98. ISSN 1359-8368. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesb.2018.07.060
- [58] WALTER, H., H. SHIRANGI, E. DERMITZAKI a et AL. Study on the effect of moisture and elevated temperature on the fracture properties of viscoelastic polymers. In: *12th International Conference on Fracture 2009. Proceedings. CD-ROM*. 2009, s. 1775–1783. ISBN 978-1-61738-227-7.
- [59] SHEN, Chi-Hung a George S. SPRINGER. Moisture Absorption and Desorption of Composite Materials. *Journal of Composite Materials* [online]. 1976, **10**(1), 2–20. ISSN 0021-9983. Dostupné z: doi:10.1177/002199837601000101
- [60] BAKER, A., S. DUTTON a D. KELLY. *Composite Materials for Aircraft Structures*. 2. vyd. Reston, Virginia: AIAA, 2004. ISBN 978-1-60086-168-0.



- [61] WANG, Xingxing, Min LI, Qing WU, Yizhuo GU, Yanxia LI, Shaokai WANG a Zuoguang ZHANG. Influence of surface state on moisture sensitivity of carbon fiber and its composite interfacial properties. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.* [online]. 2016, **31**(4), 757–764. ISSN 1993-0437. Dostupné z: doi:10.1007/s11595-016-1442-4
- [62] CABRNOCH, B. Rozdíly v přístupech při kvalifikaci materiálů a konstrukcí v letectví a kosmonautice. *Časopis Transfer*. nedatováno, **2019**(32), 21–24. ISSN 1801 - 9315.
- [63] SURENDRA KUMAR, M., Neeti SHARMA a B.C. RAY. Microstructural and Mechanical Aspects of Carbon/Epoxy Composites at Liquid Nitrogen Temperature. *Journal of Reinforced Plastics and Composites* [online]. 2009, **28**(16), 2013–2023. ISSN 0731-6844. Dostupné z: doi:10.1177/0731684408090717
- [64] OKAYASU, Mitsuhiro a Yuki TSUCHIYA. Mechanical and fatigue properties of long carbon fiber reinforced plastics at low temperature. *Journal of Science: Advanced Materials and Devices* [online]. 2019, **4**(4), 577–583. ISSN 2468-2179. Dostupné z: doi:10.1016/j.jsamd.2019.10.002
- [65] PAPA, Ilaria, Antonio LANGELLA a Valentina LOPRESTO. CFRP laminates under low-velocity impact conditions: Influence of matrix and temperature. *Polymer Engineering & Science* [online]. 2019, **59**(12), 2429–2437. ISSN 1548-2634. Dostupné z: doi:https://doi.org/10.1002/pen.25102
- [66] AL-SHAWAF, Ahmed. Influence of fibres' stiffness on wet lay-up CFRP/steel joints' behaviour under subzero exposures. *Composites Part B: Engineering* [online]. 2015, **73**, 61–71. ISSN 1359-8368. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesb.2014.02.013
- [67] FAN, Wei a Jia-lu LI. Rapid evaluation of thermal aging of a carbon fiber laminated epoxy composite. *Polymer Composites* [online]. 2014, **35**(5), 975–984. ISSN 1548-0569. Dostupné z: doi:10.1002/pc.22743
- [68] BAKER, Christopher, Gregory N. MORSCHER, Vijay V. PUJAR a Joseph R. LEMANSKI. Transverse cracking in carbon fiber reinforced polymer composites: Modal acoustic emission and peak frequency analysis. *Composites Science and Technology* [online]. 2015, **116**, 26–32. ISSN 0266-3538. Dostupné z: doi:10.1016/j.compscitech.2015.05.005
- [69] SETHI, Sanghamitra a Bankim Chandra RAY. Environmental effects on fibre reinforced polymeric composites: Evolving reasons and remarks on interfacial strength and stability. *Advances in Colloid and Interface Science* [online]. 2015, **217**, 43–67. ISSN 0001-8686. Dostupné z: doi:10.1016/j.cis.2014.12.005
- [70] MENG, M., M. J. RIZVI, S. M. GROVE a H. R. LE. Effects of hygrothermal stress on the failure of CFRP composites. *Composite Structures* [online]. 2015,



- 133**, 1024–1035. ISSN 0263-8223. Dostupné z: doi:10.1016/j.compstruct.2015.08.016
- [71] MARÍN, L., E. V. GONZÁLEZ, P. MAIMÍ, D. TRIAS a P. P. CAMANHO. Hygrothermal effects on the translaminar fracture toughness of cross-ply carbon/epoxy laminates: Failure mechanisms. *Composites Science and Technology* [online]. 2016, **122**, 130–139. ISSN 0266-3538. Dostupné z: doi:10.1016/j.compscitech.2015.10.020
- [72] WOLFRUM, J, H DINNEBIER a T KÖRWIEN. Rapid high temperature loads on dry and moist carbon fibre epoxy composite materials. *Journal of Composite Materials* [online]. 2014, **48**(28), 3513–3520. ISSN 0021-9983. Dostupné z: doi:10.1177/0021998313511352
- [73] RAY, B. C. Effects of crosshead velocity and sub-zero temperature on mechanical behaviour of hygrothermally conditioned glass fibre reinforced epoxy composites. *Materials Science and Engineering: A* [online]. 2004, **379**(1), 39–44. ISSN 0921-5093. Dostupné z: doi:10.1016/j.msea.2003.11.031
- [74] TOWSYFYAN, Hossein, Ander BIGURI, Richard BOARDMAN a Thomas BLUMENSATH. Successes and challenges in non-destructive testing of aircraft composite structures. *Chinese Journal of Aeronautics* [online]. 2019 [vid. 2020-03-20]. ISSN 1000-9361. Dostupné z: doi:10.1016/j.cja.2019.09.017
- [75] JANDEJSEK, I., J. JAKUBEK, M. JAKUBEK, P. PRUCHA, F. KREJCI, P. SOUKUP, D. TURECEK, D. VAVRIK a J. ZEMLICKA. X-ray inspection of composite materials for aircraft structures using detectors of Medipix type. *Journal of Instrumentation* [online]. 2014, **9**(05), C05062–C05062. ISSN 1748-0221. Dostupné z: doi:10.1088/1748-0221/9/05/C05062
- [76] MEHDIKHANI, Mahoor, Ilya STRAUMIT, Larissa GORBATIKH a Stepan V. LOMOV. Detailed characterization of voids in multidirectional carbon fiber/epoxy composite laminates using X-ray micro-computed tomography. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* [online]. 2019, **125**, 105532. ISSN 1359-835X. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesa.2019.105532
- [77] LIU, Bin, Xiaofang HU, Yongcun LI, Tiqiao XIAO a Feng XU. Internal three-dimensional strain evolution of the failure process for short carbon fiber composite through in situ synchrotron radiation X-ray computed tomography. *Carbon* [online]. 2020, **157**, 506–514. ISSN 0008-6223. Dostupné z: doi:10.1016/j.carbon.2019.10.026
- [78] OZ, F. E., N. ERSOY, M. MEHDIKHANI a S. V. LOMOV. In-Situ Investigation of Damage Mode Progression in Open-Hole Quasi-Isotropic Laminates. In: *ECCM18 - 18th European Conference on Composite Materials* [online]. 2018 [vid. 2020-05-07]. Dostupné z: <https://www.researchgate.net/publi->



c a t i o n / 3 2 7 1 1 2 8 5 5 _ I N -
SITU__INVESTIGATION__OF__DAMAGE__MODE__PROGRESSION__IN__OPEN-
HOLE__QUASI-ISOTROPIC__LAMINATES

- [79] KHANAM, P. Noorunnisa a Mariam Al Ali ALMAADEED. Processing and characterization of polyethylene-based composites. *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science* [online]. 2015, **1**(2), 63–79. ISSN 2055-0340. Dostupné z: doi:10.1179/2055035915Y0000000002
- [80] COSTA, Michelle Leali, Edson Cocchieri BOTELHO, Jane Maria Faulstich de PAIVA a Mirabel Cerqueira REZENDE. Characterization of cure of carbon/epoxy prepreg used in aerospace field. *Materials Research* [online]. 2005, **8**(3), 317–322. ISSN 1516-1439. Dostupné z: doi:10.1590/S1516-14392005000300016
- [81] MIX, P. *Introduction to Nondestructive Testing: A Training Guide*. 2. vyd. New Jersey: Wiley, 2005. ISBN 0-471-42029-8.
- [82] ŠMÍD, R. a M. KREIDEL. *Technická diagnostika*. 1. vyd. Praha: BEN, 2006. ISBN 80-7300-158-6.
- [83] SOCIETY FOR NON-DESTRUCTIVE INSPECTION. *Practical Acoustic Emission Testing*. 1. vyd. B.m.: Springer Japan, 2016. ISBN 978-4-431-55072-3.
- [84] BREPTA, Rudolf. *Vlny napětí a rázové jevy v lineárně elastických a viskoelastických prostředích*. 1. vyd. Liberec: Technická univerzita v Liberci, nedatováno. ISBN 80-7083-228-2.
- [85] GUO, D, Ajit MAL a Kanji ONO. Wave theory of acoustic emission in composite laminates. *J Acous Emission*. 1996, **15**, 14–19.
- [86] ROSE, J. *Ultrasonic Guided Waves in Solid Media*. 1. vyd. B.m.: Cambridge University Press, 2014. ISBN 978-1-107-27361-0.
- [87] DE PAUW, Ben, Sidney GOOSSENS, Thomas GEERNAERT, Dimitrios HABAS, Hugo THIENPONT a Francis BERGHMANS. Fibre Bragg Gratings in Embedded Microstructured Optical Fibres Allow Distinguishing between Symmetric and Anti-Symmetric Lamb Waves in Carbon Fibre Reinforced Composites. *Sensors* [online]. 2017, **17**(9), 1948. Dostupné z: doi:10.3390/s17091948
- [88] HARB, M. S. a F. G. YUAN. Non-contact ultrasonic technique for Lamb wave characterization in composite plates. *Ultrasonics* [online]. 2016, **64**, 162–169. ISSN 0041-624X. Dostupné z: doi:10.1016/j.ultras.2015.08.011
- [89] WANG, Lei a F. G. YUAN. Group velocity and characteristic wave curves of Lamb waves in composites: Modeling and experiments. *Composites Science and Technology* [online]. 2007, **67**(7), 1370–1384. ISSN 0266-3538. Dostupné z: doi:10.1016/j.compscitech.2006.09.023



- [90] BEHRENS, Bernd-Arno, Sven HÜBNER a Kai WÖLKI. Acoustic emission—A promising and challenging technique for process monitoring in sheet metal forming. *Journal of Manufacturing Processes* [online]. 2017, **29**, 281–288. ISSN 1526-6125. Dostupné z: doi:10.1016/j.jmapro.2017.08.002
- [91] CZICHOS, H. *Handbook of Technical Diagnostics*. 1. vyd. B.m.: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, nedatováno. ISBN 978-3-642-25850-3.
- [92] BEN AMEUR, Mariem, Abderrahim EL MAHI, Jean-Luc REBIERE, Isabelle GIMENEZ, Moez BEYAOUI, Moez ABDENNADHER a Mohamed HADDAR. Investigation and identification of damage mechanisms of unidirectional carbon/flax hybrid composites using acoustic emission. *Engineering Fracture Mechanics* [online]. 2019, **216**, 106511. ISSN 0013-7944. Dostupné z: doi:10.1016/j.engfracmech.2019.106511
- [93] BUSSIBA, A., M. KUPIEC, S. IFERGANE, R. PIAT a T. BÖHLKE. Damage evolution and fracture events sequence in various composites by acoustic emission technique. *Composites Science and Technology* [online]. 2008, **68**(5), Recent Advances in Experimental and Applied Research of Composite Materials, 1144–1155. ISSN 0266-3538. Dostupné z: doi:10.1016/j.compscitech.2007.08.032
- [94] VIEILLE, B., M. CHABCHOUB, D. BOUSCARRAT a C. GAUTRELET. A fracture mechanics approach using Acoustic Emission Technique to investigate damage evolution in woven-ply thermoplastic structures at temperatures higher than glass transition temperature. *Composites Part B: Engineering* [online]. 2017, **116**, 340–351. ISSN 1359-8368. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesb.2016.10.074
- [95] MICHALCOVÁ, Lenka a Martin KADLEC. Carbon/epoxy composite delamination analysis by acoustic emission method under various environmental conditions. *Engineering Failure Analysis* [online]. 2016, **69**, Special issue on the International Conference on Structural Integrity, 88–96. ISSN 1350-6307. Dostupné z: doi:10.1016/j.engfailanal.2016.01.008
- [96] SAUSE, M. G. R., T. MÜLLER, A. HOROSCHENKOFF a S. HORN. Quantification of failure mechanisms in mode-I loading of fiber reinforced plastics utilizing acoustic emission analysis. *Composites Science and Technology* [online]. 2012, **72**(2), 167–174. ISSN 0266-3538. Dostupné z: doi:10.1016/j.compscitech.2011.10.013
- [97] MAILLET, Emmanuel, Christopher BAKER, Gregory N. MORSCHER, Vijay V. PUJAR a Joseph R. LEMANSKI. Feasibility and limitations of damage identification in composite materials using acoustic emission. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* [online]. 2015, **75**, 77–83. ISSN 1359-835X. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesa.2015.05.003
- [98] LU, Chao, Peng DING a Zhenhua CHEN. Time-frequency Analysis of Acoustic Emission Signals Generated by Tension Damage in CFRP. *Proce-*



- dia Engineering* [online]. 2011, **23**, PEEA 2011, 210–215. ISSN 1877-7058. Dostupné z: doi:10.1016/j.proeng.2011.11.2491
- [99] CHANDARANA, Neha, Daniel MARTINEZ-SANCHEZ, Constantinos SOUTIS a Matthieu GRESIL. Early Damage Detection in Composites by Distributed Strain and Acoustic Event Monitoring. *Procedia Engineering* [online]. 2017, **188**, Structural Health Monitoring - From Sensing to Diagnosis and Prognosis, 88–95. ISSN 1877-7058. Dostupné z: doi:10.1016/j.proeng.2017.04.515
- [100] GUTKIN, R., C. J. GREEN, S. VANGRATTANACHAI, S. T. PINHO, P. ROBINSON a P. T. CURTIS. On acoustic emission for failure investigation in CFRP: Pattern recognition and peak frequency analyses. *Mechanical Systems and Signal Processing* [online]. 2011, **25**(4), 1393–1407. ISSN 0888-3270. Dostupné z: doi:10.1016/j.ymsp.2010.11.014
- [101] SAWAN, Hisham A., Mark E. WALTER a Brooks MARQUETTE. Unsupervised learning for classification of acoustic emission events from tensile and bending experiments with open-hole carbon fiber composite samples. *Composites Science and Technology* [online]. 2015, **107**, 89–97. ISSN 0266-3538. Dostupné z: doi:10.1016/j.compscitech.2014.12.003
- [102] SAEEDIFAR, Milad a Dimitrios ZAROUCAS. Damage characterization of laminated composites using acoustic emission: A review. *Composites Part B: Engineering* [online]. 2020, **195**, 108039. ISSN 1359-8368. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesb.2020.108039
- [103] KUČERA, Jiří. Algoritmus k-means. *Shluková analýza* [online]. [vid. 2019-08-06]. Dostupné z: https://is.muni.cz/th/172767/fi_b/5739129/web/web/kmeans.html
- [104] BOHMANN, T., M. SCHLAMP a I. EHRLICH. Acoustic emission of material damages in glass fibre-reinforced plastics. *Composites Part B: Engineering* [online]. 2018, **155**, 444–451. ISSN 1359-8368. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesb.2018.09.018
- [105] LI, Li, Stepan V. LOMOV a Xiong YAN. Correlation of acoustic emission with optically observed damage in a glass/epoxy woven laminate under tensile loading. *Composite Structures* [online]. 2015, **123**, 45–53. ISSN 0263-8223. Dostupné z: doi:10.1016/j.compstruct.2014.12.029
- [106] MCCRORY, John P., Safaa Kh. AL-JUMAILI, Davide CRIVELLI, Matthew R. PEARSON, Mark J. EATON, Carol A. FEATHERSTON, Mario GUAGLIANO, Karen M. HOLFORD a Rhys PULLIN. Damage classification in carbon fibre composites using acoustic emission: A comparison of three techniques. *Composites Part B: Engineering* [online]. 2015, **68**, 424–430. ISSN 1359-8368. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesb.2014.08.046



- [107] BREEDE, Fabian, Dietmar KOCH, Emmanuel MAILLET a Gregory N. MORSE-CHER. Modal acoustic emission of damage accumulation in C/C–SiC composites with different fiber architectures. *Ceramics International* [online]. 2015, **41**(9, Part B), 12087–12098. ISSN 0272-8842. Dostupné z: doi:10.1016/j.ceramint.2015.06.026
- [108] MECHRAOUI, Salah-Eddine, Abdelouahed LAKSIMI a Salim BENMEDAKHENE. Reliability of damage mechanism localisation by acoustic emission on glass/epoxy composite material plate. *Composite Structures* [online]. 2012, **94**(5), 1483–1494. ISSN 0263-8223. Dostupné z: doi:10.1016/j.compstruct.2011.11.037
- [109] EHRENSTEIN, Gottfried W., G. RIEDEL a P. TRAWIEL. *Thermal Analysis of Plastics: Theory and Practice*. 1. vyd. Mnichov: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2004. ISBN 978-3-446-43414-1.
- [110] *ASTM E1356 - 08 - Standard Test Method for Assignment of the Glass Transition Temperatures by Differential Scanning Calorimetry*. B.m.: ASTM International, West Conshohocken, PA. 2014.
- [111] MENCZEL, J. D. a R. BRUCE PRIME. *Thermal Analysis of Polymers: Fundamentals and Applications*. 1. vyd. Hoboken: Wiley, 2008. ISBN 978-0-470-42383-7.
- [112] KESSLER, M. *Advanced Topics in Characterization of Composites*. 1. vyd. B.m.: Trafford Publishing, 2006. ISBN 978-1-4120-3639-9.
- [113] BAI, Y. a T. KELLER. *High Temperature Performance of Polymer Composites*. 1. vyd. B.m.: Wiley, 2013. ISBN 978-3-527-65414-7.
- [114] YONG, Ana X. H., Graham D. SIMS, Samuel J. P. GNANIAH, Stephen L. OGIN a Paul A. SMITH. Heating rate effects on thermal analysis measurement of T_g in composite materials. *Advanced Manufacturing: Polymer & Composites Science* [online]. 2017, **3**(2), 43–51. ISSN 2055-0340. Dostupné z: doi:10.1080/20550340.2017.1315908
- [115] BANDEIRA, Cirlene Fourquet, Sérgio Roberto MONTORO, Elton Luiz ESPINDOLA, Edson Cocchieri BOTELHO, Michelle Leali COSTA a Maria Odila Hilário CIOFFI. Comparison of Glass Transition Temperature Values of Composite Polymer Obtained by TMA and DSC. *Applied Mechanics and Materials* [online]. 2015 [vid. 2019-08-23]. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/AMM.719-720.91
- [116] KUMAR, D S, M J SHUKLA, K K MAHATO, D K RATHORE, R K PRUSTY a B C RAY. Effect of post-curing on thermal and mechanical behavior of GFRP composites. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* [online]. 2015, **75**, 012012. ISSN 1757-899X. Dostupné z: doi:10.1088/1757-899X/75/1/012012



- [117] ASTM D3039 / D3039M-14, *Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials*. B.m.: ASTM International, West Conshohocken, PA. 2014.
- [118] ČIŽMÁROVÁ, E. a V. MÁRA. Composite Materials Test Methods. In: *Novel Biomaterials in Regenerative Medicine*. Jindřichův Hradec: Epika, 2016, s. 225–231. ISBN 978- 80-88113-69-0.
- [119] ASTM 5766 - *Standard Test Method for Open-Hole Tensile Strength of Polymer Matrix Composite Laminates*. B.m.: ASTM International, West Conshohocken, PA. 2014.
- [120] ISO 18249 - *Non-destructive testing - Acoustic emission testing - Specific methodology and general evaluation criteria for testing of fibre-reinforced polymers*. B.m.: ISO 2015, Switzerland. 2015.
- [121] KUTATELADZE, S. S. a V. M. BORIŠANSKIJ. *Příručka sdílení tepla*. 1. Praha: SNTL, 1962. ISBN 04-019-62.
- [122] ČSN EN 1330-9. *Nedestruktivní zkoušení - Terminologie - Část 9: Termíny používané při zkoušení akustickou emisí*. B.m.: UNMZ. 2009.
- [123] MÁRA, V. Composite NDT Testing. In: *Novel Biomaterials in Regenerative Medicine*. Jindřichův Hradec: Epika, 2016, s. 225–231. ISBN 978- 80-88113-69-0.
- [124] WU, J. *Advances in K-means Clustering*. 1. Berlín: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2012. ISBN 978-3-642-29807-3.
- [125] ASTM D7028 - 07(2015) - *Standard Test Method for Glass Transition Temperature (DMA T_g) of Polymer Matrix Composites by Dynamic Mechanical Analysis (DMA)*. B.m.: ASTM International, West Conshohocken, PA. 2014.
- [126] MÁRA, V. Vznik a rozvoj porušení ve vláknovém kompozitu na bázi uhlíku vlivem vnějšího namáhání. In: *Nové alternativy v materiálových aplikacích*. Jindřichův Hradec: Epika, 2018, s. 4–10. ISBN 978-80-7608-018-8.
- [127] MÁRA, V. Damage Analysis of Fiber Reinforced Composites using Acoustic Emission. In: *Studentská tvůrčí činnost*. Praha: ČVUT v Praze - Fakulta strojní, 2017, s. 1–5. ISBN 978-80-01-06143-5.
- [128] MÁRA, V., L. MICHALCOVÁ, M. KADLEC, J. KRČIL a P. ŠPATENKA. The effect of longtime moisture exposure and low temperatures on mechanical behavior of open-hole Cfrp laminate. *Polymer Composites* [online]. 2021, **42**(7), 3603-3618. ISSN 1548-0569. Dostupné z: doi:10. 1002/pc.26082
- [129] MÁRA, V., J. KRČIL, L. MICHALCOVÁ a E. ČIŽMÁROVÁ. The Failure of Carbon Fiber Reinforced Composite Analyzed by Acoustic Emission. *Defect and*



- Diffusion Forum* [online]. 2020, **405**, 205–211 [vid. 2021-02-14]. ISSN 1662-9507. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/DDF.405.205
- [130] MÁRA, V., J. KRČIL a M. ČERNÝ. Analysis of behavior of composite material during loading tests. *IOP Conference series: Materials Science and Engineering* [online]. 2020, **726**, 012007. ISSN 1757-899X. Dostupné z: doi:10.1088/1757-899X/726/1/012007
- [131] NGUYEN, Tien-Cuong, Yu BAI, Xiao-Ling ZHAO a Riadh AL-MAHAIDI. Durability of steel/CFRP double strap joints exposed to sea water, cyclic temperature and humidity. *Composite Structures* [online]. 2012, **94**(5), 1834–1845. ISSN 0263-8223. Dostupné z: doi:10.1016/j.compstruct.2012.01.004
- [132] ZHAI, Zhe, Lajun FENG, Zheng LIU a Guangzhao LI. Water absorption test for carbon fiber epoxy resin composite based on electrical resistance. *Polymer Testing* [online]. 2016, **56**, 394–397. ISSN 0142-9418. Dostupné z: doi:10.1016/j.polymertesting.2016.10.020
- [133] HUMEAU, Corentin, Peter DAVIES a Frédéric JACQUEMIN. An experimental study of water diffusion in carbon/epoxy composites under static tensile stress. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* [online]. 2018, **107**, 94–104. ISSN 1359-835X. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesa.2017.12.016
- [134] EL YAGOUBI, Jalal, Gilles LUBINEAU, Abderrazak TRAUDIA a Jacques VERDU. Monitoring and simulations of hydrolysis in epoxy matrix composites during hygrothermal aging. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* [online]. 2015, **68**, 184–192. ISSN 1359-835X. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesa.2014.10.002
- [135] LIMA SOBRINHO, Ledjane, Marysilvia FERREIRA a Fernando Luiz BASTIAN. The effects of water absorption on an ester vinyl resin system. *Materials Research* [online]. 2009, **12**(3), 353–361. ISSN 1516-1439. Dostupné z: doi:10.1590/S1516-14392009000300017
- [136] CASTRO LÓPEZ, Camilo, Xavier LEFEBVRE, Nadège BRUSSELLE-DUPEND, Marie-Hélène KLOPFER, Laurent CANGÉMI, Sylvie CASTAGNET a Jean-Claude GRANDIDIER. Effect of porosity and hydrostatic pressure on water absorption in a semicrystalline fluoropolymer. *Journal of Materials Science* [online]. 2016, **51**(8), 3750–3761. ISSN 1573-4803. Dostupné z: doi:10.1007/s10853-015-9692-7
- [137] ALOMAYRI, T., H. ASSAEDI, F. U. A. SHAIKH a I. M. LOW. Effect of water absorption on the mechanical properties of cotton fabric-reinforced geopolymer composites. *Journal of Asian Ceramic Societies* [online]. 2014, **2**(3), 223–230. ISSN null. Dostupné z: doi:10.1016/j.jascer.2014.05.005
- [138] TAYLOR, David. On the application of the Theory of Critical Distances for prediction of fracture in fibre composites. *Frattura ed Integrità Strutturale*



- [online]. 2010, **4**(11), 3–9. ISSN 1971-8993. Dostupné z: doi:10.3221/IGF-ESIS.11.01
- [139] CAMANHO, P. P., G. H. ERÇIN, G. CATALANOTTI, S. MAHDI a P. LINDE. A finite fracture mechanics model for the prediction of the open-hole strength of composite laminates. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* [online]. 2012, **43**(8), 1219–1225. ISSN 1359-835X. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesa.2012.03.004
- [140] LEBLANC, James, Paul CAVALLARO, Jahn TORRES, David PONTE, Eric WARNER, Ryan SAENGER, Irine Neba MFORSOH a Arun SHUKLA. Low temperature effects on the mechanical, fracture, and dynamic behavior of carbon and E-glass epoxy laminates. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture* [online]. 2020, **3**(4), 344–356. ISSN 2588-8404. Dostupné z: doi:10.1016/j.ijlmm.2020.05.002
- [141] CHENG, Xueying, Ling LIU, Xu FENG, Lulu SHEN a Zhanjun WU. Low Temperature-Based Flexural Properties of Carbon Fiber/Epoxy Composite Laminates Incorporated with Carbon Nanotube Sheets. *Macromolecular Materials and Engineering* [online]. 2019, **304**(10), 1900247. ISSN 1439-2054. Dostupné z: doi:https://doi.org/10.1002/mame.201900247
- [142] YANG, Baifeng, Zhufeng YUE, Xiaoliang GENG, Peiyan WANG, Jian GAN a Baohua LIAO. Effects of space environment temperature on the mechanical properties of carbon fiber/bismaleimide composites laminates. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part G: Journal of Aerospace Engineering* [online]. 2018, **232**(1), 3–16. ISSN 0954-4100. Dostupné z: doi:10.1177/0954410017740382
- [143] NETTLES, Alan T. a Emily J. BISS. *Low Temperature Mechanical Testing of Carbon-Fiber/Epoxy-Resin Composite Materials* [online]. Technical Publication (TP). 19970003683. NASA Marshall Space Flight Center Huntsville, AL United States: NASA. 1996 [vid. 2021-01-05]. *Technical Report*. Dostupné z: https://ntrs.nasa.gov/citations/19970003683
- [144] GOVINDAN POTTI, P. K., B. NAGESWARA RAO a V. K. SRIVASTAVA. Notched strength of carbon fibre/epoxy composite laminates with a circular hole. *Forschung im Ingenieurwesen* [online]. 1999, **65**(7), 295–300. ISSN 1434-0860. Dostupné z: doi:10.1007/BF03035110
- [145] ARMANIOS, R. A. a J. REEDER. *American Society For Composites / American Society For Testing And Materials Committee D30 Nineteenth Technical Conference*. Atlanta, GA: Destech Publications, Inc., 2004. ISBN 978-1-932078-44-2.
- [146] LEE, Bokwon a Bhavani V. SANKAR. Lay-up independent fracture criterion for notched laminated composites. *Composites Science and Technology* [online]. 2006, **66**(14), Special Issue in Honour of Professor C.T. Sun, 2491–



2499. ISSN 0266-3538. Dostupné z: doi:10.1016/j.compscitech.2006.01.014
- [147] DIRIKOLUK, M. H. a A. AKTAŞ. A Comparative Stude on the Stress Intensity Factor of Carbon Epoxy Composite Plates Having Central Holes. *Journal of Engineering Sciences*. 2000, **6**(2–3), 109–112. ISSN 2414-9381.
- [148] LIU, A. F. *Mechanics and Mechanisms of Fracture: An Introduction*. Materials Park, Ohio: ASM International, 2005. ISBN 978-0-87170-802-1.
- [149] LI, Xing, Zhidong GUAN, Zengshan LI a Lu LIU. A new stress-based multi-scale failure criterion of composites and its validation in open hole tension tests. *Chinese Journal of Aeronautics* [online]. 2014, **27**(6), 1430–1441. ISSN 1000-9361. Dostupné z: doi:10.1016/j.cja.2014.10.009
- [150] HALLETT, Stephen R., Wen-Guang JIANG, Bijoysri KHAN a Michael R. WISNOM. Modelling the interaction between matrix cracks and delamination damage in scaled quasi-isotropic specimens. *Composites Science and Technology* [online]. 2008, **68**(1), 80–89. ISSN 0266-3538. Dostupné z: doi:10.1016/j.compscitech.2007.05.038
- [151] HUANG, Chunfang, Su JU, Mingchang HE, Qing ZHENG, Yonglyu HE, Jiayu XIAO, Jiangwei ZHANG a Dazhi JIANG. Identification of failure modes of composite thin-ply laminates containing circular hole under tension by acoustic emission signals. *Composite Structures* [online]. 2018, **206**, 70–79. ISSN 0263-8223. Dostupné z: doi:10.1016/j.compstruct.2018.08.019
- [152] HALLETT, Stephen R., Ben G. GREEN, Wen-Guang JIANG, Kin Hei CHEUNG a Michael R. WISNOM. The open hole tensile test: a challenge for virtual testing of composites. *International Journal of Fracture* [online]. 2009, **158**(2), 169–181. ISSN 1573-2673. Dostupné z: doi:10.1007/s10704-009-9333-8
- [153] HARTWIG, G. a S. KNAAK. Fibre-epoxy composites at low temperatures. *Cryogenics* [online]. 1984, **24**(11), 639–647. ISSN 0011-2275. Dostupné z: doi:10.1016/0011-2275(84)90083-3
- [154] LIU, Zhe, Peifeng LI a Narasimalu SRIKANTH. Effect of delamination on the flexural response of [+45/–45/0]_{2s} carbon fibre reinforced polymer laminates. *Composite Structures* [online]. 2019, **209**, 93–102. ISSN 0263-8223. Dostupné z: doi:10.1016/j.compstruct.2018.10.049
- [155] SÁPI, Zsombor a Richard BUTLER. Properties of cryogenic and low temperature composite materials – A review. *Cryogenics* [online]. 2020, **111**, 103190. ISSN 0011-2275. Dostupné z: doi:10.1016/j.cryogenics.2020.103190
- [156] SÁNCHEZ-SÁEZ, S, T GÓMEZ-DEL RÍO, E BARBERO, R ZAERA a C NAVARRO. Static behavior of CFRPs at low temperatures. *Composites Part B: Engi-*



- neering* [online]. 2002, **33**(5), 383–390. ISSN 1359-8368. Dostupné z: doi:10.1016/S1359-8368(02)00021-5
- [157] ZHANG, Jianyu, Dexuan QI, Longwei ZHOU, Libin ZHAO a Ning HU. A progressive failure analysis model for composite structures in hygrothermal environments. *Composite Structures* [online]. 2015, **133**, 331–342. ISSN 0263-8223. Dostupné z: doi:10.1016/j.compstruct.2015.07.063
- [158] KEMPF, M., O. SKRABALA a V. ALTSTÄDT. Acoustic emission analysis for characterisation of damage mechanisms in fibre reinforced thermosetting polyurethane and epoxy. *Composites Part B: Engineering* [online]. 2014, **56**, 477–483. ISSN 1359-8368. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesb.2013.08.080
- [159] KOPEC, B. a kol. *Nedestruktivní zkoušení materiálů a konstrukcí (Nauka o materiálu IV)*. 1. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2008. ISBN 978-80-7204-591-4.
- [160] MONTI, Arthur, Abderrahim EL MAHI, Zouhaier JENDLI a Laurent GUILLAU-MAT. Mechanical behaviour and damage mechanisms analysis of a flax-fibre reinforced composite by acoustic emission. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* [online]. 2016, **90**, 100–110. ISSN 1359-835X. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesa.2016.07.002
- [161] AZADI, Mohammad, Hassan SAYAR, Ahmad GHASEMI-GHALEBAHMAN a Seyed Mohammad JAFARI. Tensile loading rate effect on mechanical properties and failure mechanisms in open-hole carbon fiber reinforced polymer composites by acoustic emission approach. *Composites Part B: Engineering* [online]. 2019, **158**, 448–458. ISSN 1359-8368. Dostupné z: doi:10.1016/j.compositesb.2018.09.103
- [162] HAMDÍ, Khalil, Gurvan MOREAU a Zoheir ABOURA. Digital image correlation, acoustic emission and in-situ microscopy in order to understand composite compression damage behavior. *Composite Structures* [online]. 2021, **258**, 113424. ISSN 0263-8223. Dostupné z: doi:10.1016/j.compstruct.2020.113424
- [163] HAGGUI, Mondher, Abderrahim EL MAHI, Zouhaier JENDLI, Ali AKROUT a Mohamed HADDAR. Static and fatigue characterization of flax fiber reinforced thermoplastic composites by acoustic emission. *Applied Acoustics* [online]. 2019, **147**, Special Issue on Design and Modelling of Mechanical Systems conference CMSM'2017, 100–110. ISSN 0003-682X. Dostupné z: doi:10.1016/j.apacoust.2018.03.011
- [164] ROUNDI, Walid, Abderrahim EL MAHI, Abdellah EL GHARAD a Jean-Luc REBIERE. Acoustic emission monitoring of damage progression in Glass/Epoxy composites during static and fatigue tensile tests. *Applied Acoustics* [online]. 2018, **132**, 124–134. ISSN 0003-682X. Dostupné z: doi:10.1016/j.apacoust.2017.11.017



- [165] RAMIREZ-JIMENEZ, C. R, N PAPADAKIS, N REYNOLDS, T. H GAN, P PURNELL a M PHARAOH. Identification of failure modes in glass/polypropylene composites by means of the primary frequency content of the acoustic emission event. *Composites Science and Technology* [online]. 2004, **64**(12), 1819–1827. ISSN 0266-3538. Dostupné z: doi:10.1016/j.compscitech.2004.01.008
- [166] LOUTAS, T. H., V. KOSTOPOULOS, C. RAMIREZ-JIMENEZ a M. PHARAOH. Damage evolution in center-holed glass/polyester composites under quasi-static loading using time/frequency analysis of acoustic emission monitored waveforms. *Composites Science and Technology* [online]. 2006, **66**(10), 1366–1375. ISSN 0266-3538. Dostupné z: doi:10.1016/j.compscitech.2005.09.011
- [167] GIORDANO, M, A CALABRO, C ESPOSITO, A D'AMORE a L NICOLAIS. An acoustic-emission characterization of the failure modes in polymer-composite materials. *Composites Science and Technology* [online]. 1998, **58**(12), 1923–1928. ISSN 0266-3538. Dostupné z: doi:10.1016/S0266-3538(98)00013-X
- [168] ŠOFER, Michal, Jakub CIENCIALA, Martin FUSEK, Pavel PAVLÍČEK a Richard MORAVEC. Damage Analysis of Composite CFRP Tubes Using Acoustic Emission Monitoring and Pattern Recognition Approach. *Materials* [online]. 2021, **14**(4), 786. Dostupné z: doi:10.3390/ma14040786
- [169] ZAOUTSOS, S. P. a M. C. ZILIDOU. Influence of extreme low temperature conditions on the dynamic mechanical properties of carbon fiber reinforced polymers. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* [online]. 2017, **276**, 012024. ISSN 1757-899X. Dostupné z: doi:10.1088/1757-899X/276/1/012024



10. SEZNAM SYMBOLŮ A ZKRATEK

α	(-)	Součinitel koncentrace napětí desky konečných rozměrů
α_g	(-)	Součinitel koncentrace napětí nekonečné desky
ΔH_r	(kJ · kg ⁻¹)	Zbytková reakční entalpie při dovytvrzení matrice
ΔH_{rtot}	(kJ · kg ⁻¹)	Reakční entalpie nevytvrzené matrice
σ	(MPa)	Střední napětí v tělese bez vrubu
σ_y	(MPa)	Napětí rovnovoběžné s osou y
σ_N/σ_0	(MPa)	Citlivost materiálu na vrub
σ^{∞}_{max}	(MPa)	Maximální napětí na okraji vrubu
σ_0	(MPa)	Napětí desky bez vrubu
σ^{∞}_{max}	(MPa)	Maximální napětí na okraji vrubu v nekonečné desce
σ^{∞}_N	(MPa)	Napětí desky nekonečných rozměrů
μ	(-)	Poissonovo číslo
ξ	(mm)	Vrubový součinitel
$\varphi(f)$		Fázové spektrum
a_0	(mm)	Charakteristická délka od okraje otvoru
a_c	(mm)	Kritická hodnota kritéria průměrného napětí
AE		Akustická emise
AS4 12K		Svazek uhlíkových vláken s 12 000 filamenty
ASL		Průměrná viditelná intenzita signálu akustické emise
C_{DSC}	(%)	Stupeň vytvrzení kompozitní matrice
C_D	(m · s ⁻¹)	Rychlost šíření vln na drsné straně tělesa
CFRP		Polymerní kompozit vyztužený uhlíkovými vlákny
C_H	(m · s ⁻¹)	Rychlost šíření vln na hladké straně tělesa
C_p	(J · gK ⁻¹)	Tepelná kapacita DSC vzorku
C_t	(m · s ⁻¹)	Rychlost šíření AE vln
CT		Počítačová tomografie
μ -CT		Počítačová mikro-tomografie
D	(mm ² · s ⁻¹)	Difuzivita
d_0	(mm)	Vzdálenost od okraje vrubu
d_c	(mm)	Kritická hodnota bodového kritéria
DMA		Dynamická mechanická analýza
DSC		Diferenční skenovací kalorimetrie
E	(MPa)	Modul pružnosti v tahu
E'	(Pa)	Reálná složka modulu pružnosti
E''	(Pa)	Ztrátová složka modulu pružnosti
FFT		Rychlá fourierova transformace



SEZNAM SYMBOLŮ A ZKRATEK

F_m	(kN)	Maximální zatížení
FWC	(-)	Korekční faktor pro tělesa konečných rozměrů
GFRP		Polymerní kompozit vyztužený skleněnými vlákny
ILSS	(MPa)	Interlaminární smyková pevnost
K-MEANS		Nehierarchická shluková analýza
K_{IC}	(MPa·m ^{-1/2})	Lomová houževnatost
LELM		Lineární elastická lomová mechanika
M	(%)	Průměrný obsah vlhkosti
M_{max}	(%)	Maximální množství absorbované vlhkosti
M_{∞}	(%)	Saturovaná koncentrace vlhkosti
MKP		Metoda konečných prvků
n		Velikost elementu MKP sítě
NDT		Nedestruktivní zkoušení materiálu
OH		Těleso s otvorem
PAN		Polyakrylonitril
R		Průměr kruhového otvoru v OH tělese
R_a	(μm)	Střední aritmetická úchylka profilu
R_t	(μm)	Celková výška profilu drsnosti
RT		Pokožová teplota
RTG		Rentgenové záření
R_e	(MPa)	Mez kluzu
R_m	(MPa)	Mez pevnosti
RMS		Střední kvadratická úroveň napětí signálu
SEM		Řádkovací elektronová mikroskopie
SM		Světelná mikroskopie
STFT		Krátkodobá fourierova transformace
$\tan \Delta$	(-)	Fázová složka posunu
T_d	(°C)	Teplota dekompozice
T_g	(°C)	Teplota skelného přechodu
TGA		Termogravimetrická analýza
TGDDM		Tetrafunkční epoxidová pryskyřice
TMA		Termomechanická analýza
VIAM		Ruský institut leteckých materiálů
WEK		Lomové kritérium dle Waddpous, Eisenmann a Kaminski
WT		Vlnková transformace
W_x	(g)	Hmotnost travel vzorku
x	(mm)	Vzdálenost od středu tělesa



11. SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 1: Kompozitní materiály: (a) Skladba laminátu pomocí různě orientovaných vrstev [1], (b) Schéma přemostění trhlin vytažením vlákna [4].....	10
Obr. 2: Využití kompozitních materiálů v komerčním letectví v průběhu let [2].....	11
Obr. 3: Vlastnosti vláknových kompozitů: (a) Pevnost v závislosti na tuhosti [2], (b) Redukce a úspora hmotnosti leteckých součástí vyrobených z kompozitů [1].....	12
Obr. 4: Soubor vybraných mezních stavů technických objektů [12].....	15
Obr. 5: Základní mechanismy porušení ve vlákny vyztuženém kompozitu [7].....	17
Obr. 6: Šíření trhlin v matrici: (a) Kohezní trhlinka, (b) Trhlinka na rozhraní vlákno/matrice, (c) Translaminární trhlinka [15].....	18
Obr. 7: Intralaminární mechanismy: (a) Hřbet, (b) Stuha, (c) Říčkování [15].....	19
Obr. 8: Interlaminární porušení: (a) Delaminace a oddělení vrstev od sebe [15], (b) Model šíření delaminace pomocí mikrotrhlin vznikajících na jejím čele [28].....	20
Obr. 9: Porušení nosných 0°vrstev a vznik chevronů na lomové ploše [15].....	21
Obr. 10: Porušení ±45° vrstev: (a) Hroty na lomové ploše v okolí otisku po vytaženém vláknu [15], (b) Vznik stupňů vlivem mezivrstevního smyku [15].....	21
Obr. 11: Vliv smykového zatížení: (a) Mechanismus tvorby stupně [15], (b) Lomová plocha 0° vrstvy se vznikem stupně [15], (c) Detail vybočeného vlákna [31].....	22
Obr. 12: Šíření trhliny: (a) Nízká pevnost rozhraní [34], (b) Formace radiálů [30].....	23
Obr. 13: Šíření trhliny: (a) Vysoká pevnost rozhraní [34], (b) Roztřepení vláken [30].....	23
Obr. 14: Změna distribuce napětí v okolí vrubu.....	25
Obr. 15: Dopad UV záření na vlastnosti kompozitu: (a) Pokles modulu pružnosti u GFRP kompozitu [21], (b) Postupná změna topografie povrchu za časový úsek [48].....	28
Obr. 16: Schéma difúze vlhkosti v průřezu jednosměrně vyztuženého kompozitu [55].....	29
Obr. 17: (a) Distribuce vlhkosti v makromodelu po měsíci působení vlhkosti [53], (b) Absorpce vlhkosti v polymerním kompozitu s uhlíkovými vlákny [6].....	30
Obr. 18: Izochronní křivky difuze vlhkosti ve směru kolmém k uloženému vláknu [55].....	31
Obr. 19: Vliv vlhkosti na různě zpracovaná vlákna: (a) Pokles drsnosti povrchu, (b) Nárůst obsahu vlhkosti [61].....	32
Obr. 20: Vliv nízkých teplot na lomové chování polymerního kompozitu s uhlíkovými vlákny: (a) Oddělování vlákna od matrice, (b) Formování hrotů, (c) Trhliny podél vláken skrz hroty [63].....	33
Obr. 21: Vliv zvýšené teploty: (a) Pokles tuhosti [46], (b) Změna K_{IC} pryskyřice [58].....	34
Obr. 22: SEM snímky lomových ploch matrice před a po teplotní expozici při 90°C: (a) Bez expozice, (b) Po 6 dnech, (c) Po 13 dnech [67].....	35
Obr. 23: SEM snímky procesů porušování uhlíkového kompozitu za různých environmentálních podmínek: (a) Bez expozice, (b) Vliv vlhkosti, (c) Hydrotermální vliv [71].....	36
Obr. 24: Hydrotermální vliv: (a) Interlaminární smykové napětí indukované hydrotermální expanzí po 1 měsíci expozice [70], (b) Pokles ILSS vlivem nízkých teplot [73].....	37



Obr. 25: Vlnový záznam akustické emise společně s jeho vyznačenými parametry [90].....	40
Obr. 26: Příklad frekvenčních pásem pro jednotlivé druhy porušení [100].....	42
Obr. 27: Příklad klastrování doby trvání v závislosti na čase [104].....	43
Obr. 28: (a) Exotermický pík na DSC termogramu s vyznačenou reakční entalpií.....	45
Obr. 29: Závislost teploty skelného přechodu T_g na stupni vytvrzení A_{DSC} [111, 112].....	45
Obr. 30: (a) Stanovení T_g pomocí složek modulu pružnosti [109].....	46
Obr. 31: Mikrostruktura HexPly® 8552: (a) skladba 181, (b) skladba 361.....	51
Obr. 32: Geometrie a navržená síť OH zkušebního tělesa pro MKP analýzu.....	52
Obr. 33: Schéma umístění snímačů na zkušebním tělese.....	54
Obr. 34: C-sken pracovních částí zkušebních těles: (a) Plná a OH tělesa bez vlhkosti, (b) OH tělesa s absorbovanou vlhkostí [126, 127].....	59
Obr. 35: Vliv koncentrátoru napětí na mechanické vlastnosti kompozitního materiálu: (a) Změna meze pevnosti a deformace [129], (b) Změna tuhosti.....	60
Obr. 36: Porovnání experimentálně naměřených dat s lomovými kritérii dle Whitneyho a Nuismera: (a) Skladba 181, (b) Skladba 361.....	61
Obr. 37: Výsledky MKP analýzy v okolí otvoru kompozitního OH tělesa: (a) Distribuce smykového napětí, (b) von Misesova hypotéza.....	62
Obr. 38: Schématické znázornění porušení na čele plných těles ve výchozím stavu.....	63
Obr. 39: Rozbor porušení skladby 181 ve výchozím stavu v bočním pohledu: (a) rozsáhlé oddělování vrstev v okolí lomové plochy, (b) tvorba segmentů u povrchových vrstev a okolí.....	64
Obr. 40: Rozbor porušení skladby 361 ve výchozím stavu v bočním pohledu: (a) rozsáhlá porušení v horních třetině tělesa, (b) tvorba segmentů u okrajových vrstev.....	64
Obr. 41: Analýza povrchových $[-45^\circ/45^\circ]$ vrstev: (a) říčkovitost a hroty v okolí vláken, (b) detail hrotů [128].....	65
Obr. 42: Analýza segmentů: (a) vznik stupňů, (b) mikroybočení vláken.....	65
Obr. 43: Schématické znázornění porušení na čele OH těles ve výchozím stavu.....	66
Obr. 44: Rozbor porušení v okolí otvoru: (a) detail delaminace mezi vrstvami, (b) skladba 181, (c) skladba 361.....	66
Obr. 45: Rozbor porušení OH skladby 181 v bočním pohledu: (a) rozsáhlé oddělování vrstev v oblasti lomu, (b) porušení v $[90^\circ]$ vrstvách.....	67
Obr. 46: Rozbor porušení OH skladby 361 v bočním pohledu: (a) porušení $[\pm 45^\circ]$ vrstev trhlinami, (b) rozhraní $[90^\circ]$ vrstev.....	67
Obr. 47: Rozbor porušení plných a OH těles: (a) kohezní trhlinka mezi vlákny v matrici, (b) radiály na lomové ploše $[0^\circ]$ vlákna, (c) porušené $[0^\circ]$ vlákno.....	68
Obr. 48: Rozbor porušení plných a OH těles: (a) reliéf $[0^\circ]$ vrstev, (b) Snížený reliéf $[0^\circ]$ vrstev s kohezními trhlinami v okolí, (c) Stupně na $[45^\circ]$ vrstvě.....	68
Obr. 49: Fraktografie výchozího stavu: (a) roztřepení $[90^\circ]$ vláken, (b) vznik hrotů po delaminaci, (c) výrazná plastická deformace matrice v okolí vláken.....	69



Obr. 50: 3D rekonstrukce lomových ploch: (a) plné těleso skladby 181, (b) OH těleso skladby 181, (c) plné těleso skladby 361, (d) OH těleso skladby 361.....	69
Obr. 51: Distribuce kumulativních překmitů v průběhu zatěžování plných těles ve výchozím stavu (a) skladba 181, (b) skladba 361.....	70
Obr. 52: Distribuce kumulativních překmitů v průběhu zatěžování OH těles ve výchozím stavu (a) skladba 181, (b) skladba 361.....	71
Obr. 53: Lineární lokalizace emisních událostí a jejich klasifikace na základě překmitů a velikosti amplitudy u plných těles: (a) skladba 181, (b) skladba 361.....	72
Obr. 54: Lineární lokalizace emisních událostí a jejich klasifikace na základě překmitů a velikosti amplitudy u OH těles: (a) skladba 181, (b) skladba 361.....	73
Obr. 55: Klasifikace délky trvání událostí pomocí shlukové analýzy k-means na základně průměrné frekvence u plných těles: (a) skladba 181, (b) skladba 361.....	74
Obr. 56: Klasifikace délky trvání událostí pomocí shlukové analýzy k-means na základně průměrné frekvence u OH těles: (a) skladba 181, (b) skladba 361.....	75
Obr. 57: Porovnání průměrných hodnot klastrů pro plná a OH tělesa: (a) vysoký rozptyl dat, (b) nízký rozptyl dat, (c) porovnání skladby 181 a 361.....	76
Obr. 58: Příklad frekvenčních spekter klastrů pro zkušební tělesa bez otvoru: (a) skladba 181, (b) skladba 361.....	77
Obr. 59: Příklad frekvenčních spekter klastrů pro OH tělesa: (a) skladba 181, (b) skladba 361....	77
Obr. 60: Rozbor porušení v okolí otvoru: (a) delaminace u okraje, (b) koalescence trhliny a delaminace, (c) trhlina ve svazku.....	79
Obr. 61: Rozbor porušení OH skladby 181 v bočním pohledu: (a) přehled okolí lomu, (b) vznik segmentů ve vnitřních vrstvách [128].....	79
Obr. 62: Rozbor porušení OH skladby 361 v bočním pohledu: (a) přehled v okolí lomu, (b) soudržnost [90°] vrstev [128].....	80
Obr. 63: Fraktografie zátěžového cyklu: (a) mikroybočení [45°] vláken, (b) lom vláken s orientací [90°], (c) detail lomové plochy [90°] vlákna.....	80
Obr. 64: Příklad distribuce kumulativních překmitů v průběhu zátěžového cyklu OH těles (a) skladba 181, (b) skladba 361.....	81
Obr. 65: Lineární lokalizace emisních událostí a jejich klasifikace na základě překmitů a velikosti amplitudy pro zátěžový cyklus: (a) skladba 181, (b) skladba 361 [128].....	82
Obr. 66: Klasifikace délky trvání událostí pomocí shlukové analýzy K-means na základně průměrné frekvence u OH těles: (a) skladba 181, (b) skladba 361 [128].....	83
Obr. 67: Porovnání průměrných hodnot klastrů pro standardní a zátěžový cyklus: (a) skladba 181, (b) skladba 361.....	83
Obr. 68: Frekvenční spektra klastrů pro OH tělesa v rámci zátěžového cyklu: (a) skladba 181, (b) skladba 361 [128].....	84
Obr. 69: Průběh kondicionování OH těles: (a) absorpční křivky, (b) úbytek hmotnosti [128].....	84



Obr. 70: Změny mechanických vlastností po hydrotermální expozici a jejich porovnání s předcházejícími zkouškami: (a) Mez pevnosti, (b) Maximální deformace.....	86
Obr. 71: Schématické znázornění porušení na čele OH těles vlivem expozice.....	87
Obr. 72: Rozbor porušení skladby 181 OH v oblasti čela: (a) částečné oddělení vrstev po expozici, (b) oddělení vrstev s porušením ve výchozím stavu	87
Obr. 73: Rozbor porušení exponované skladby 181 OH v bočním pohledu: (a) rozsáhlé oddělování vrstev v okolí lomové plochy , (b) tvorba segmentů u povrchových vrstev [128].....	88
Obr. 74: Rozbor porušení exponované skladby 361 OH v bočním pohledu: (a) přehled, (b) detail boku [128].....	89
Obr. 75: Rozbor porušení v okolí otvoru vlivem expozice: (a) vznik segmentů v okolí [-45°] vrstev, (b) mikrotrhlina uvnitř svazku.....	89
Obr. 76: Vznik trhlin v matrici po hydrotermální expozici: (a) krátká rozevřená trhlina, (b) trhlina s výraznou texturou matrice a odlupy, (c) vznik hřbetů v okolí vláken [128].....	90
Obr. 77: Změna fraktografických rysů po hydrotermální expozici: (a) úbytek hrotů, (b) snížená adheze matrice k vláknu, (c) vlákno [90°] porušené pod úhlem ~30°.....	91
Obr. 78: Vznik trhlin po hydrotermální expozici: (a) oddělení v okolí mikrovybočených [45°] vláken, (b) detail oddělení vláken od matrice (c) změna topografie [0°] vláken [128].....	91
Obr. 79: Fraktografická analýza [0°] vrstev: (a) Lomová plocha vlákna bez morfologie, (b) Stupňovité porušení vláken v RT stavu, (c) Vznik chevronů po expozici [128].....	92
Obr. 80: 3D rekonstrukce lomových ploch ze světelného mikroskopu po hydrotermální expozici: (a+b) skladba 181, (c+d) skladba 361	92
Obr. 81: Distribuce kumulativních překmitů v průběhu zátěžného cyklu OH těles po expozici (a) skladba 181, (b) skladba 361.....	93
Obr. 82: Lineární lokalizace emisních událostí a jejich klasifikace na základě překmitů a velikosti amplitudy pro tělesa po expozici: (a) skladba 181, (b) skladba 361 [128].....	94
Obr. 83: Klasifikace délky trvání událostí pomocí shlukové analýzy K-means na základě průměrné frekvence u OH těles po expozici: (a) skladba 181, (b) skladba 361	95
Obr. 84: Porovnání průměrných hodnot klastrů pro RT stav a enviromentální expozici: (a) Skladba 181, (b) Skladba 361 [128].....	95
Obr. 85: Frekvenční spektra klastrů po expozici: (a) skladba 181, (b) skladba 361.....	96
Obr. 86: Vliv hydrotermální expozice na DMA charakteristiky (a) skladba 181, (b) skladba 361 ..	97
Obr. 87: Schéma systému porušení na čele zkušebních těles v RT stavu a po expozici.....	101
Obr. 88: Schéma systému porušení na boku zkušebních těles v RT stavu a po expozici.....	102
Obr. 89: Schéma změny vzniku segmentů po hydrotermální expozici [128].....	103
Obr. 90: Schéma lomových ploch v RT stavu a po enviromentální expozici.....	106
Obr. 91: Porovnání průběhů kumulativních překmitů ve výchozím stavu a po enviromentální expozici.....	107
Obr. 92: Porovnání průměrných hodnot pro klastr D (a) skladba 181, (b) skladba 361 [128].....	111



12. SEZNAM TABULEK

Tabulka 1: Součásti letadla vyrobené z kompozitního materiálu [7].....	10
Tabulka 2: Zastoupení materiálů použitých pro výrobu letadel typu Boeing [2].....	11
Tabulka 3: Základní informace o materiálu Hexcel® HexPly® 8552.....	51
Tabulka 4: Výsledné hodnoty drsnosti a rychlosti šíření Lambových vln.....	57
Tabulka 5: Použité parametry pro měření teplotní závislosti.....	58
Tabulka 6: Výsledné hodnoty pevnostních kritérií [128].....	61
Tabulka 7: Výsledné hodnoty teoretické lomové houževnatosti [128].....	62
Tabulka 8: Průměrné pevnostní hodnoty pro jednotlivé oblasti.....	71
Tabulka 9: Výsledné hodnoty pevnostních kritérií.....	78
Tabulka 10: Výsledné hodnoty teoretické lomové houževnatosti.....	78
Tabulka 11: Výsledné prahových hodnot zatížení (kN) pro jednotlivé cykly.....	81
Tabulka 12: Difuzivita a absorpce vlhkosti travel vzorků [128].....	85
Tabulka 13: Výsledky měření tvrdosti a drsnosti povrchu [128].....	86
Tabulka 14: Prahové hodnoty zatížení (kN) po expozici a jejich porovnání s RT stavem.....	93
Tabulka 15: Naměřené a odečtené hodnoty z DMA.....	97
Tabulka 16: Porovnání výsledných porušení pro jednotlivé klastry [128].....	112
Tabulka 17: Hodnocení citlivosti jednotlivých metod na enviromentální expozici.....	114



13. PUBLIKAČNÍ ČINNOST AUTORA

13.1. Tématické publikace v databázích WOS a SCOPUS

- [128] MÁRA, V., L. MICHALCOVÁ, M. KADLEC, J. KRČIL a P. ŠPATENKA. The effect of long-time moisture exposure and low temperatures on mechanical behavior of open-hole Cfrp laminate. *Polymer Composites* [online]. 2021, **42**(7), 3603-3618. ISSN 1548-0569. Dostupné z: doi:10.1002/pc.26082
- [129] MÁRA, V.; KRČIL, J.; MICHALCOVÁ, L.; ČIŽMÁROVÁ, E. The failure of carbon fiber reinforced composite analyzed by acoustic emission In: *Defect and Diffusion Forum*, vol. 405, 205-211, 2020. ISSN 10120386. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/DDF.405.205
- [130] MÁRA, V.; KRČIL, J.; ČERNÝ, M. Analysis of behavior of composite material during loading tests. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* [online]. 2020, **726**, 012007. ISSN 1757-899X. Dostupné z: doi:10.1088/1757-899X/726/1/012007

13.2. Tématické publikace v jiných databázích

- [126] MÁRA, V. Vznik a rozvoj porušení ve vláknovém kompozitu na bázi uhlíku vlivem vnějšího namáhání In: *Nové alternativy v materiálových aplikacích*. Jindřichův Hradec: Epika, 2018. p. 4-10. ISBN 978-80-7608-018-8.
- [127] MÁRA, V. Damage Analysis of Fiber Reinforced Composites using Acoustic Emission In: *Studentská tvůrčí činnost 2017*. Praha: ČVUT v Praze - Fakulta strojní, 2017. pp. 1-5. ISBN 978-80-01-06143-5.
- [123] MÁRA, V.; ČIŽMÁROVÁ, E. Composite NDT Testing In: *Novel Biomaterials in Regenerative Medicine*. Jindřichův Hradec: Epika, 2016. p. 225-231. ISBN 978-80-88113-69-0.
- [118] ČIŽMÁROVÁ, E.; MÁRA, V. Composite Materials Test Methods In: *Novel Biomaterials in Regenerative Medicine*. Jindřichův Hradec: Epika, 2016. p. 211-224. ISBN 978-80-88113-69-0.



13.3. Ostatní publikace v databázích WOS a SCOPUS

- KRČIL, J.; RAFAJ, Z.; MÁRA, V.; KRUM, S.; STARÝ, V.; NEHASIL, V.; SOBOTOVÁ, J. The analysis of thermal and anodic oxide layers on selected biocompatible titanium alloys. *Surface and Interface Analysis* [online]. 2018, **50**(11), 1007–1011. ISSN 01422421. Dostupné z: doi:10.1002/sia.6466
- KRČIL, J.; MÁRA, V.; KRUM, S. a SOBOTOVÁ, J.;. The characterization of anodic oxide layers on selected bio-compatible titanium alloys. *Acta Polytechnica* [online]. 2018, **58**(4), 240. ISSN 1805-2363, 1210-2709. Dostupné z: doi:10.14311/AP.2018.58.0240
- KRČIL, J.; MÁRA, V.; SOBOTOVÁ, J.; a KRUM, S. The Influence of Titanium-niobium Alloys on the Growth of the Oxide Layer. *Acta Polytechnica CTU Proceedings* [online]. 2017, **8**, 8–10. ISSN 2336-5382. Dostupné z: doi:10.14311/APP.2017.8.0008
- MÁRA, V.; HORNÍK, J.; ČIŽMÁROVÁ, E.; KRČIL, J.; HÁJKOVÁ, P. Failures of Engineering Structures Caused by Weld Imperfections. *Solid State Phenomena* [online]. 2017, **270**, 45–51. ISSN 1662-9779. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.270.45
- HORNÍK, J.; ČIŽMÁROVÁ, E.; KRUM, S.; KRČIL, J.; MÁRA, V. The Influence of Microstructure on the Fracture Development in Engineering Parts. *Solid State Phenomena* [online]. 2017, **270**, 74–79. ISSN 1662-9779. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.270.74
- KRČIL, J.; HOLEC, J.; HORNÍK, J.; HÁJKOVÁ, P.; ČIŽMÁROVÁ, E.; MÁRA, V. The Analysis of Causes of the Damage of a Turbine Blade Made of Ti-6Al-4V Alloy. *Solid State Phenomena* [online]. 2017, **270**, 189–193. ISSN 1662-9779. Dostupné z: doi:10.4028/www.scientific.net/SSP.270.189



14. PŘÍLOHY

PŘÍLOHY A – Doplnkové informace k metodice měření

PŘÍLOHY B – Pevnostní zkoušky a vliv otvoru

PŘÍLOHY C – Fraktografické analýzy

PŘÍLOHY D – Akustická emise

PŘÍLOHY E – Skripty pro zpracování dat akustické emise

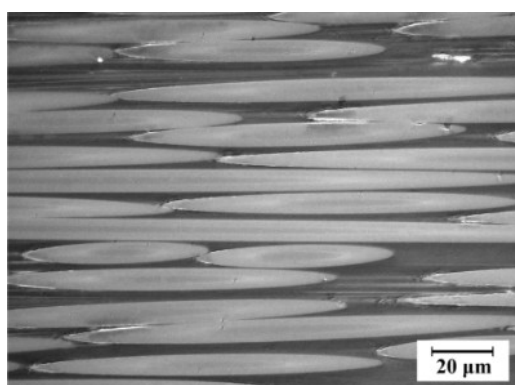


PŘÍLOHY A
Doplňkové informace k metodice měření

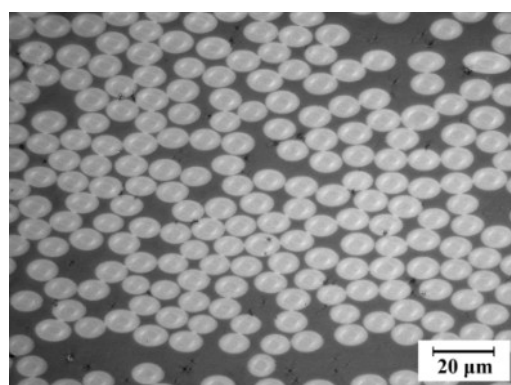


Příloha 1: Základní informace o matrici

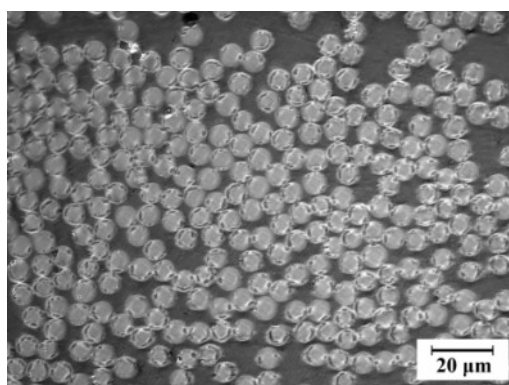
Barva	Hustota ($\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$)	T_g za sucha ($^{\circ}\text{C}$)	T_g za mokra ($^{\circ}\text{C}$)	R_m (MPa)	E (GPa)
žlutá	1,301	200	154	121	4,6



(a)



(b)

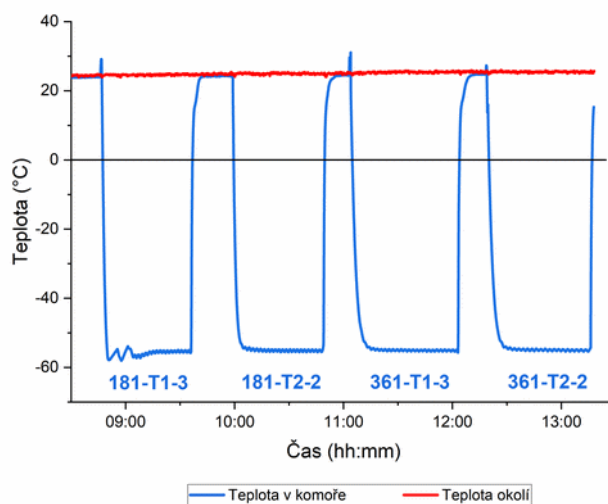


(c)

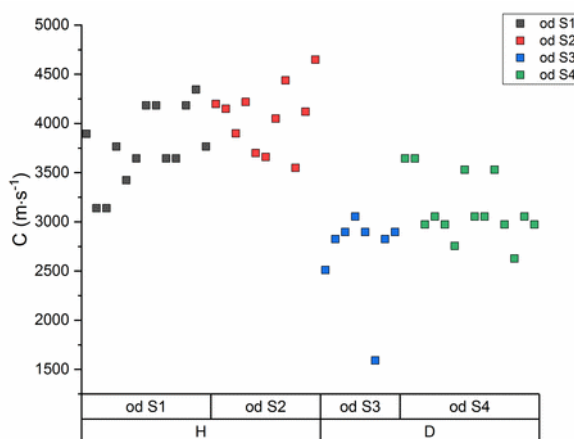
Příloha 2: Mikrostruktura jednotlivých vrstev: (a) Orientace $[90^{\circ}]$, (b) Orientace $[0^{\circ}]$, Orientace $[\pm 45^{\circ}]$

Příloha 3: Konfigurace a nastavení systému DAKEL-XEDO

Parametr AE		Skladba 181	Skladba 361
1	Vzorkovací frekvence	4 MHz	
2	Zesílení snímače AE	20 dB	25 db
3	Zesílení předzesilovače	30 dB	
4	Měřicí rozsah	± 2000 mV	
5	Perioda	1000 ms	
6	Práh překmitů c1	298 mV	
7	Práh překmitů c2	604 mV	
8	Událostní práh	298 mV	
9	Mrtvý čas	992 ms	



Příloha 4: Příklad monitorování teploty zkušebních těles a teplotního záznamu okolí v průběhu hydrotermální expozice



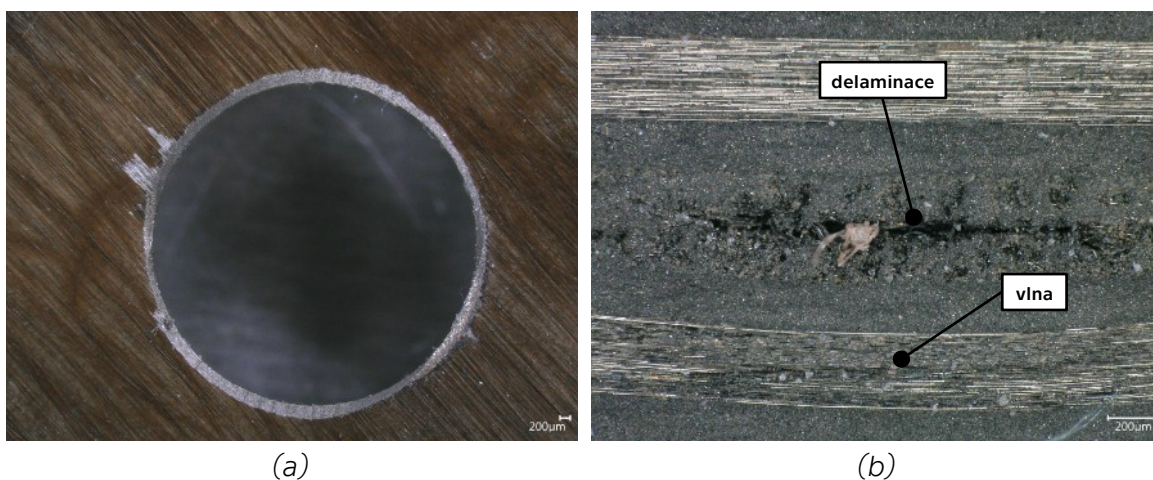
Příloha 5: Výsledné rychlosti šíření vln v závislosti na stavu povrchu

Příloha 6: Symboly pro značení porušení v pohybových diagramech

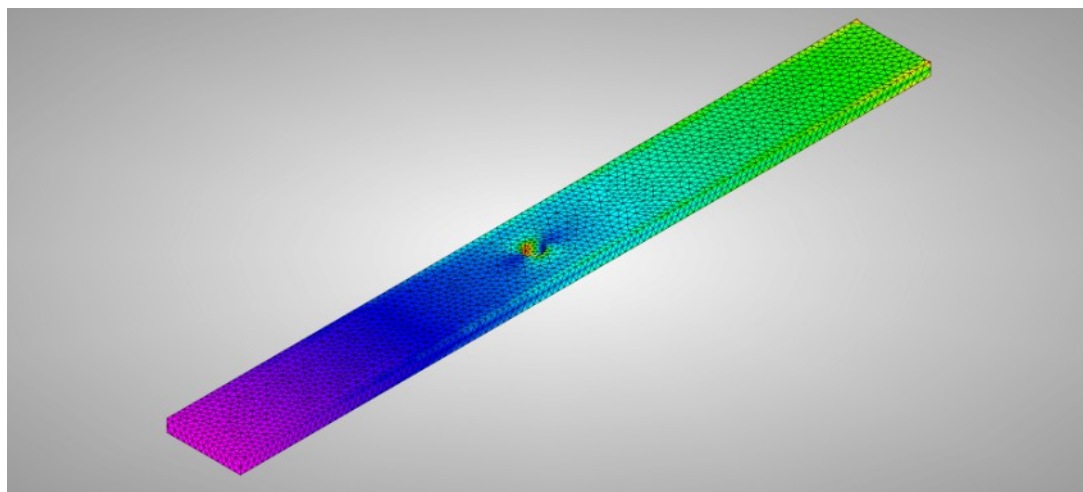
	Porušení vláken		Delaminace
	Stupně		Trhliny v matrici
	Delaminace ve vrstvách		Hroty
	Říčkovitost		Směr šíření trhlin
	Směr šíření trhliny		Směr smykového zatížení
	Orientace vrstev		Oblast porušení



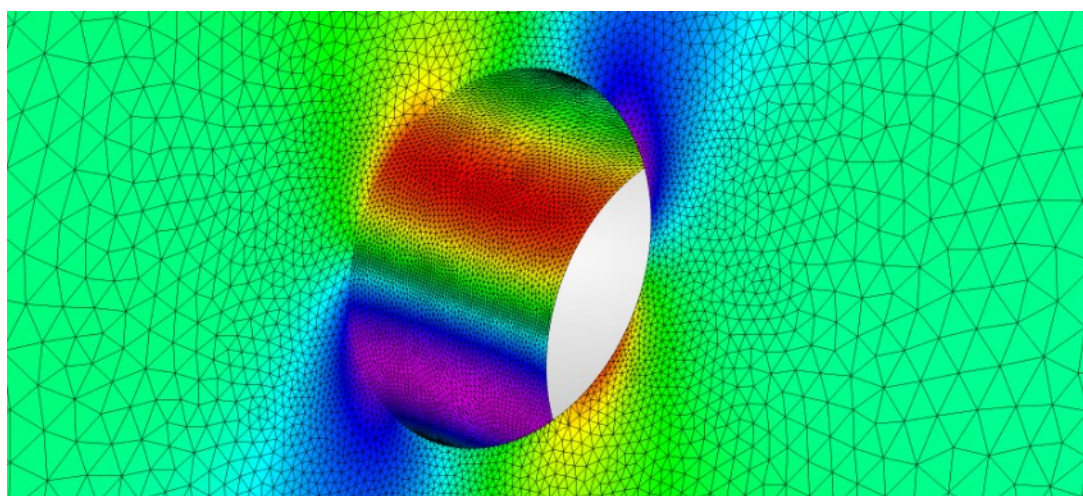
PŘÍLOHY B
Pevnostní zkoušky a hodnocení otvoru



Příloha 7: Vady zjištěné ve zkušebních tělesech pomocí C-skenu: (a) Porušení -45° vrstvy v okolí otvoru, (b) Delaminace uprostřed vrstvy a zvlněný svazek vláken



Příloha 8: Distribuce smykového napětí v okolí otvoru vytvořená pomocí MKP



Příloha 9: Detail distribuce smykového napětí v okolí otvoru vytvořená pomocí MKP



Příloha 10: Výsledné hodnoty mechanických vlastností ze zkoušky tahem plných (N) a OH těles ve výchozím stavu (RT) [126, 128]

Zkušební těleso	Mód porušení	F_m (kN)	R_m (MPa)	ΔR_m (%)	E (GPa)	↓ Tuhost (%)	μ (-)	ϵ_{max} (-)	$\Delta \epsilon_{max}$ (%)
181-N-RT	M(AD)WTGM	31	418	100	34,5	100	0,47	1,5	100
181-4-RT	M(AD)GM	32,4	295	-29,4	-	-25,2	-	1,28	-9,2
181-6-RT	M(AD)GM	29,3	265	-36,6	-	-27,5	-	1,16	-17,7
181-8-RT	M(AD)GM	27,4	249	-40,4	-	-28,5	-	1,08	-23,4
361-N-RT	M(ALD)WTGM	113	736	100	53,8	100	0,46	1,53	100
361-4-RT	M(ALD)GM	108,5	452	-38,7	-	-25,7	-	1,28	-39,9
361-6-RT	M(ALD)GM	98	429	-41,8	-	-28,1	-	1,18	-44,6
361-8-RT	M(ALD)GM	95,5	419	-43,1	-	-29	-	1,14	-46,5

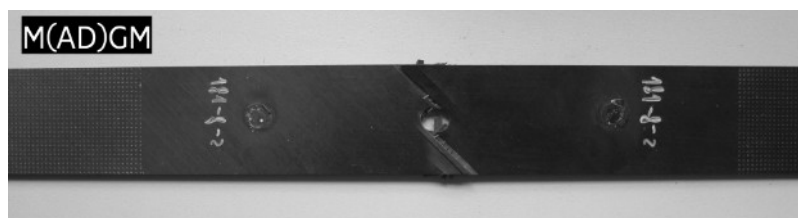


Příloha 11: Příklad hodnocení porušení po provedené zkoušce tahem u těles ve výchozím stavu

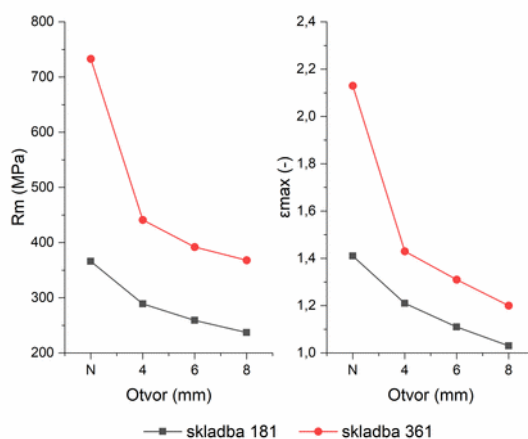


Příloha 12: Výsledné hodnoty mechanických vlastností ze zátěžového cyklu

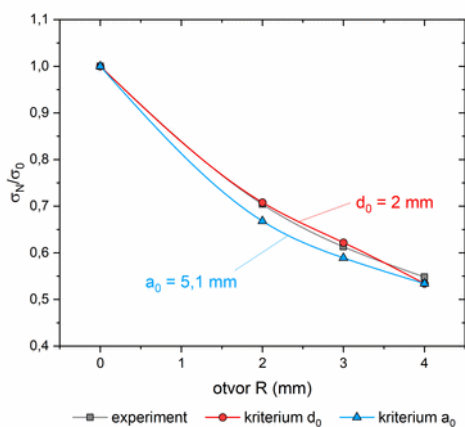
Zkušební těleso	Mód porušení	F _m (kN)	R _m		ε	
			R _m (MPa)	Δ (%)	ε _{max} (-)	Δ (%)
181-N-OH-ZC	M(AD)WTGM	27,4	366	100	1,41	100
181-4-OH-ZC	M(AD)GM	32,8	289	-20,9	1,31	-7,1
181-6-OH-ZC	M(AD)GM	29,3	259	-29,2	1,11	-21,3
181-8-OH-ZC	M(AD)GM	26,8	237	-35,4	1,03	-27
361-N-OH-ZC	M(ALD)WTGM	116,1	733	100	2,13	100
361-4-OH-ZC	M(ALD)GM	106,2	441	-39,9	1,43	-32,9
361-6-OH-ZC	M(ALD)GM	94,5	392	-46,5	1,31	-38,5
361-8-OH-ZC	M(ALD)GM	88,5	368	-49,9	1,2	-43,7



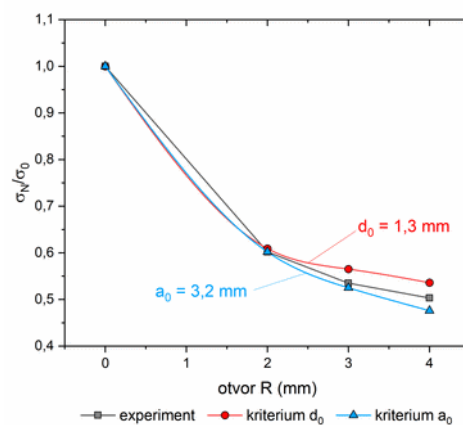
Příloha 13: Příklad hodnocení porušení po provedené zkoušce tahem se zátěžovým cyklem u OH těles



Příloha 14: Vliv koncentrátoru napětí na mechanické vlastnosti kompozitního materiálu: Pokles pevnosti a maximální deformace



(a)



(b)

Příloha 15: Porovnání experimentálně naměřených dat zátěžového cyklu s lomovými kritérii dle Whitney a Nuismera: (a) Skladba 181, (b) Skladba 361

Příloha 16: Výsledné hodnoty mechanických vlastností z environmentálního zátěžového cyklu OH těles s absorbovanou vlhkostí

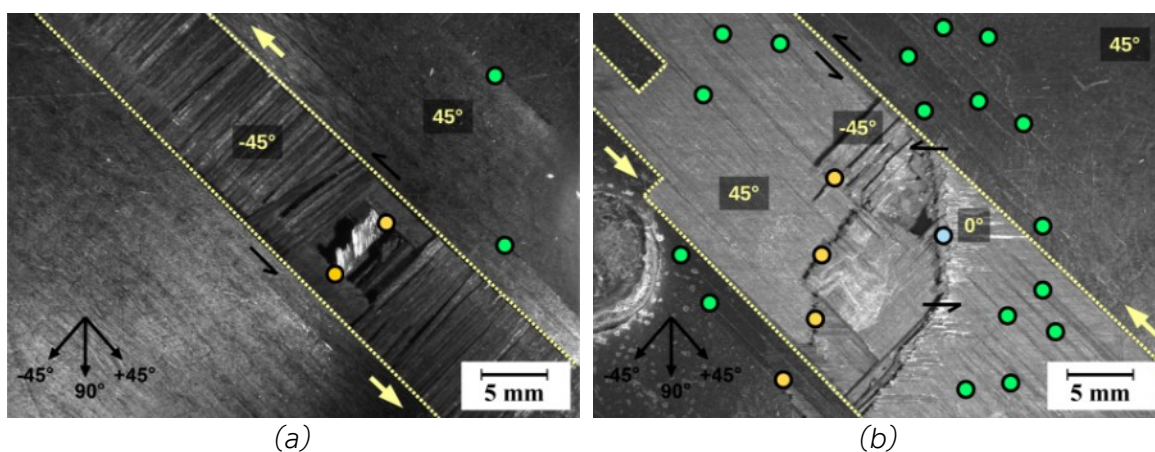
Zkušební těleso	Mód porušení	F _m (kN)	R _m		ε	
			R _m (MPa)	Δ (%)	ε _{max} (-)	Δ (%)
181-OH-ZC	M(AD)GM	32,8	289	-	1,31	-
181-OH-ZC-ENV	M(AD)GM	34	300	+3,8	1,17	-10,7
361-OH-ZC	M(ALD)GM	106,2	441	-	1,43	-
361-OH-ZC-ENV	M(ALD)GM	104,9	462	+4,8	1,19	-16,8



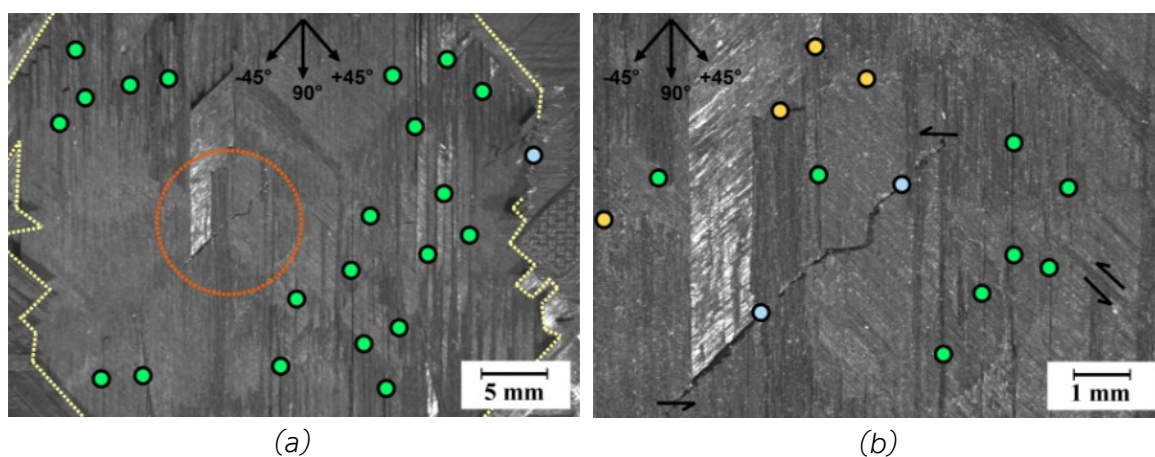
Příloha 17: Příklad hodnocení porušení po provedené zkoušce tahem se zátěžovým cyklem u OH těles



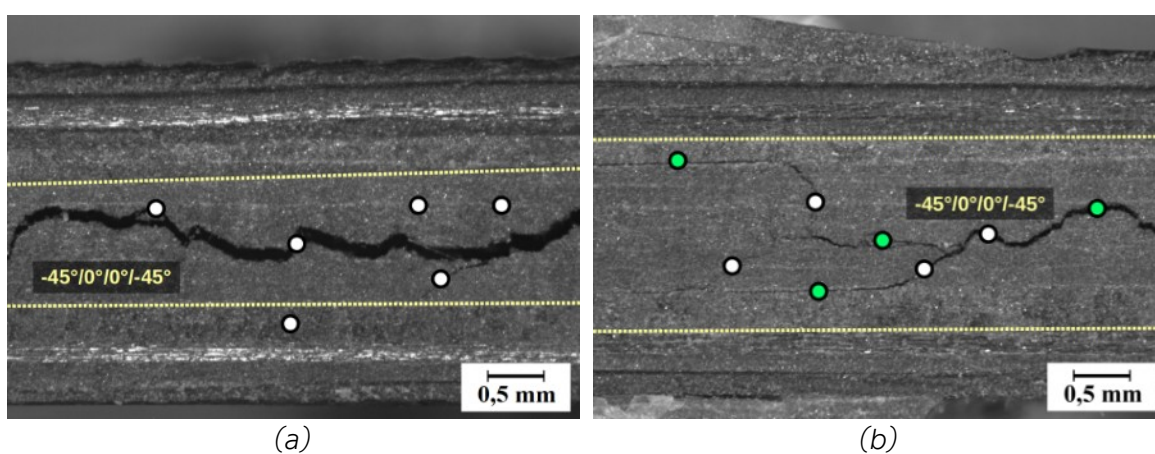
PŘÍLOHY C
Fraktografické analýzy



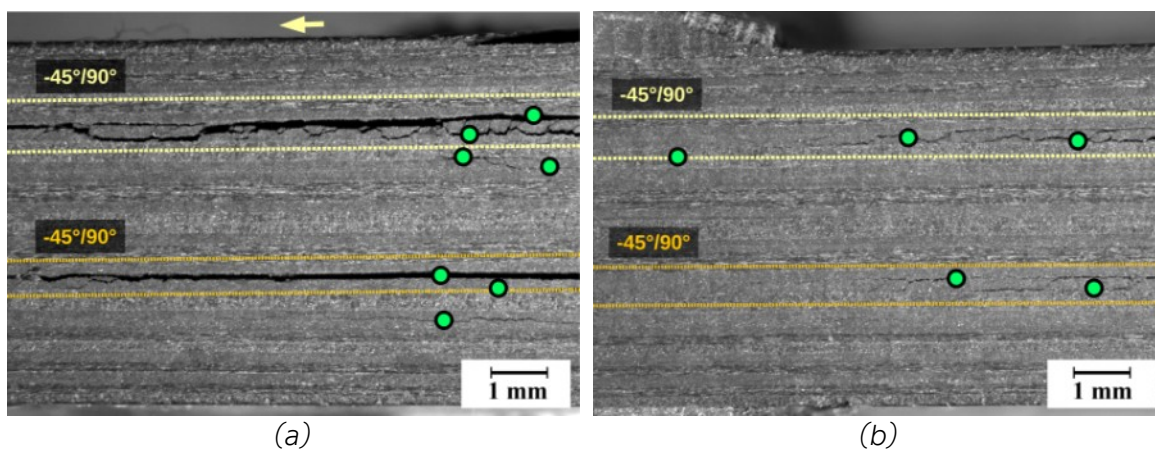
Příloha 18: Rozbor porušení plných těles ve výchozím stavu v oblasti čela: (a) skladba 181, (b) skladba 361 [● delaminace, ● porušení vláken, ● stupně]



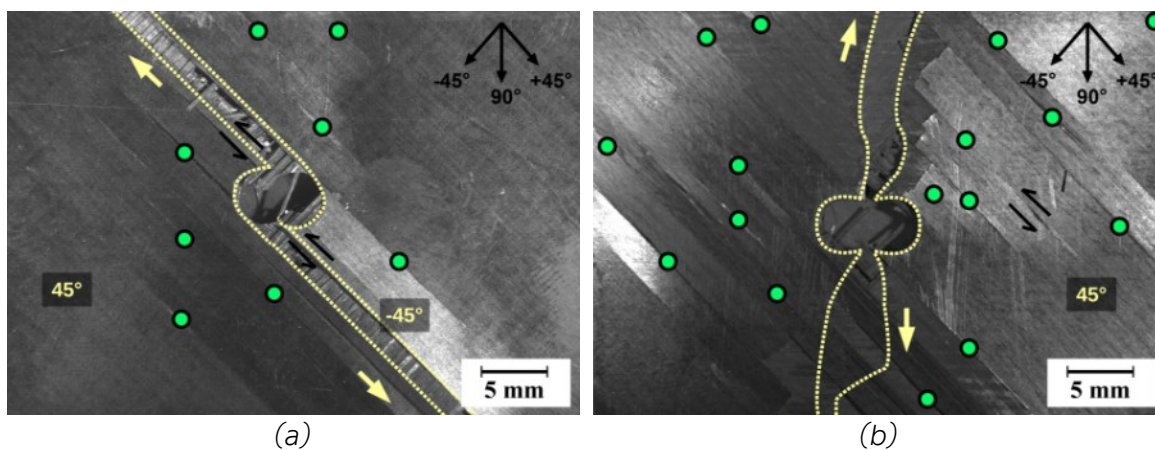
Příloha 19: Porušení na čele skladby 361: (a) vznik lomového pásu, (b) Detail lomového pásu v 45° vrstvě [● delaminace, ● porušení vláken, ● stupně]



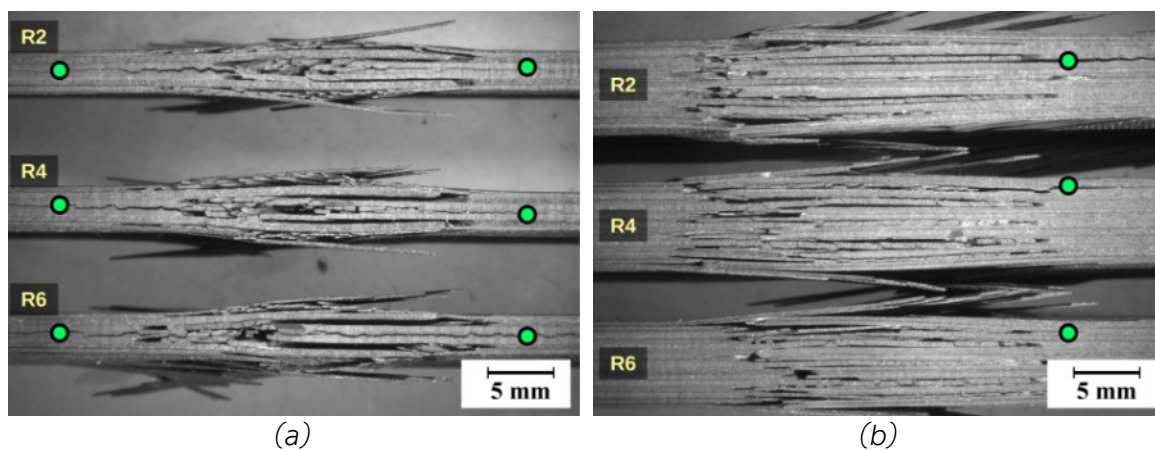
Příloha 20: Rozbor porušení ve výchozím stavu skladby 181 v bočním pohledu: (a) šíření delaminace a její přemostění, (b) větvení delaminace v oblasti přiložek [● delaminace, ○ trhliny v matrici]



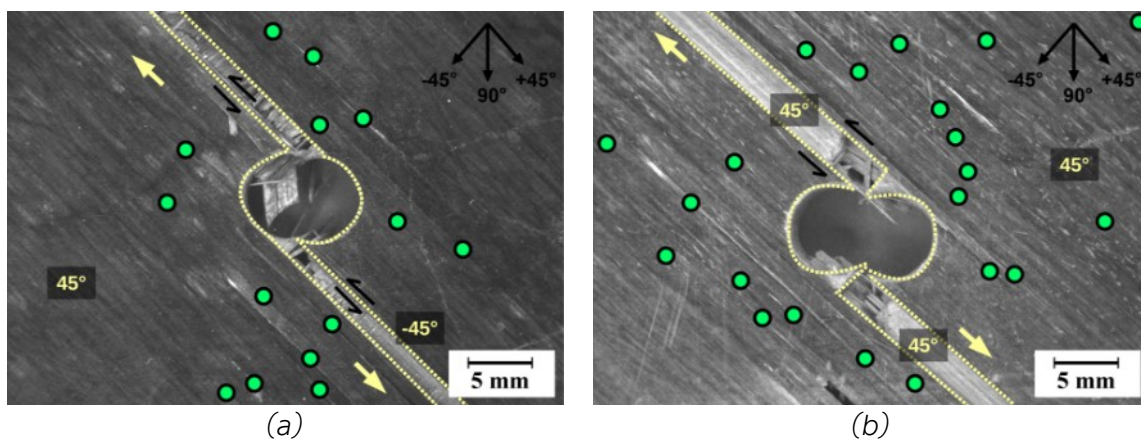
Příloha 21: Rozbor porušení ve výchozím stavu skladby 361 v bočním pohledu: (a) šíření delaminací, (b) delaminace v oblasti příložek [● delaminace]



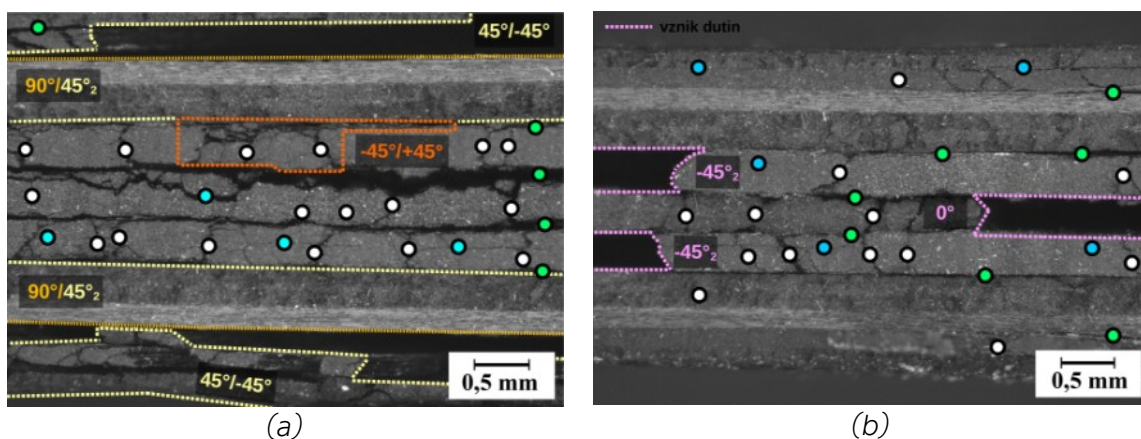
Příloha 22: Rozbor porušení OH těles ve výchozím stavu v oblasti čela: (a) skladba 181, (b) skladba 361 [● delaminace]



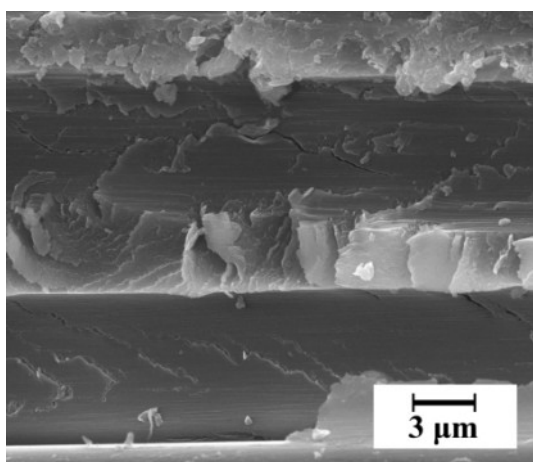
Příloha 23: Porovnání porušení OH těles ve výchozím stavu v bočním pohledu: (a) skladba 181, (b) skladba 361 [● delaminace] [129]



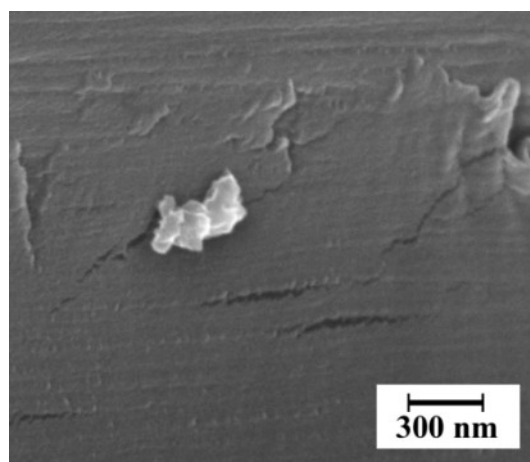
Příloha 24: Příklad rozboru porušení exponovaných OH těles v oblasti čela:
(a) Skladba 181, (b) Skladba 361 [● delaminace]



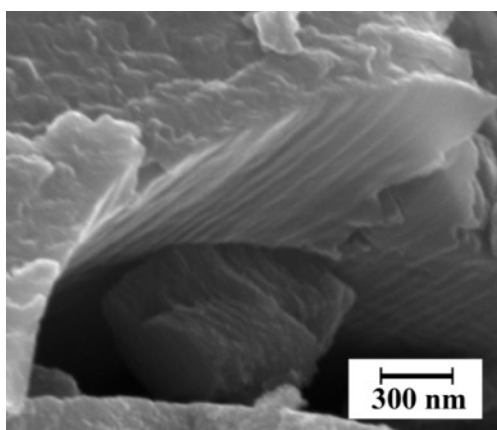
Příloha 25: Rozbor porušení exponované skladby 181 OH v bočním pohledu: (a) rozsáhlé porušení v okolí lomové plochy, (b) tvorba dutin
[● delaminace, ○ trhliny v matrici, ● delaminace ve vrstvách]



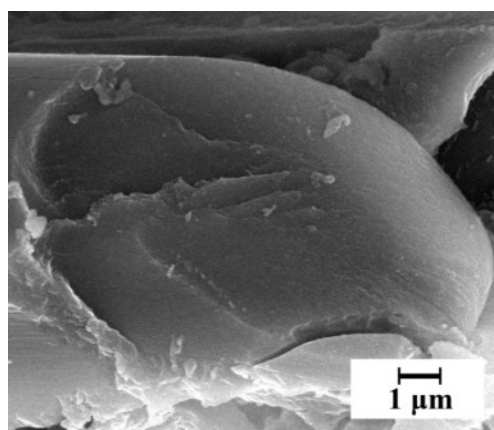
(a)



Příloha 26: Vznik trhlin v okolí vláken: (a) trhliny formující se do tvaru „V“ a změna plastické deformace matrice společně s odlupem, (b) mikrotrhlinky v matrice [128]

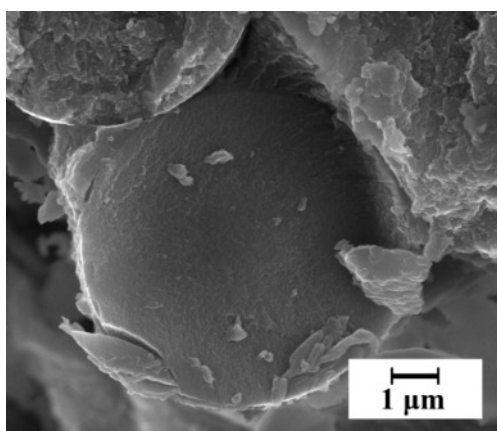


(a)

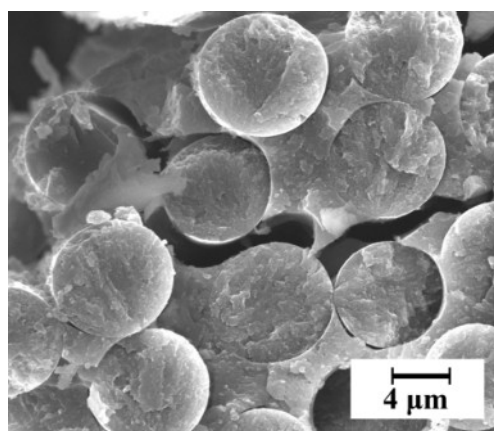


(b)

Příloha 27: Fraktografická analýza enviromentální expozice: (a) otisk krenulace vlivem poklesu adheze matrice vůči vláknům, (b) detail křehkého lomu [90°] vláken [128]



(a)

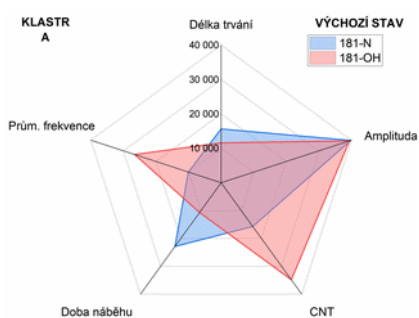


(b)

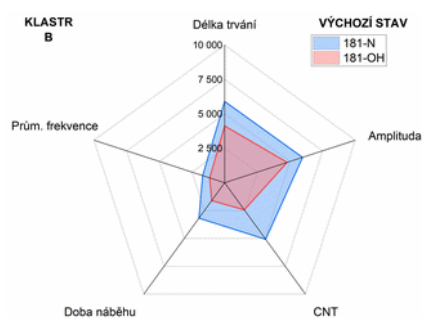
Příloha 28: Fraktografická analýza [0°] vrstev: (a) Vláknno bez radiálů [128], (b) Kohezní trhliny v matrice



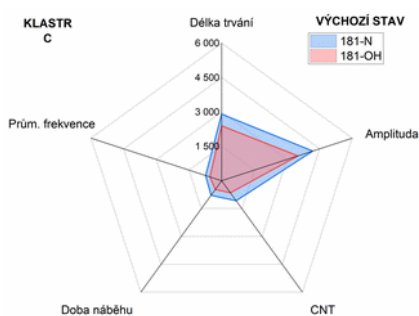
PŘÍLOHY D
Akustická emise



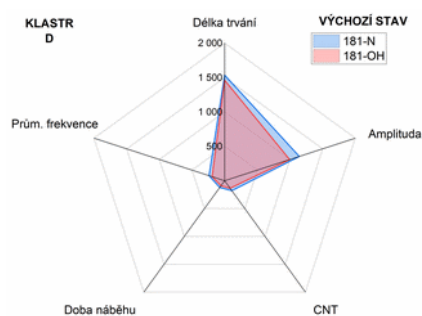
(a)



(b)

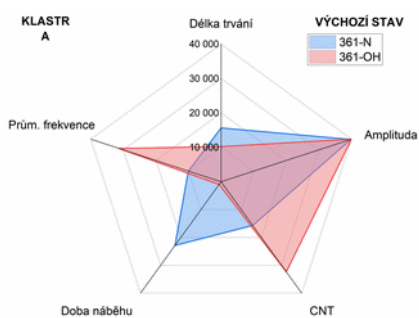


(c)

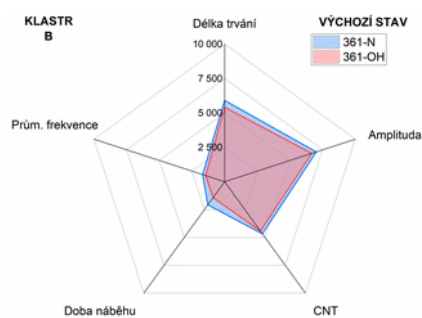


(d)

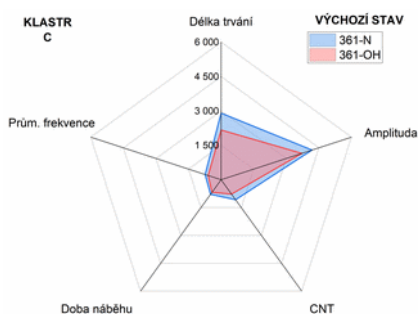
Příloha 29: Porovnání průměrných hodnot klastrů pro plná a OH tělesa skladby 181: (a) klastr A, (b) klastr B, (c) klastr C, (d) klastr D



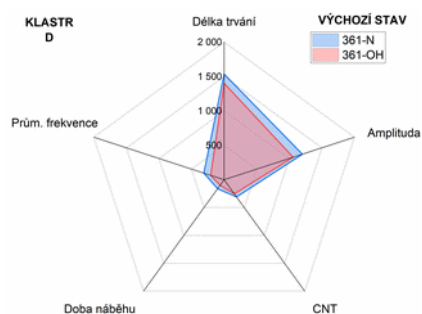
(a)



(b)

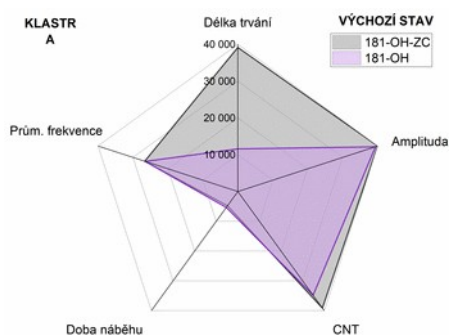


(c)

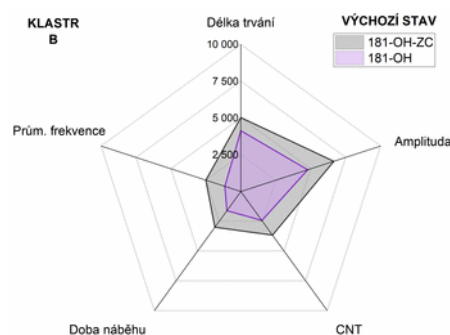


(d)

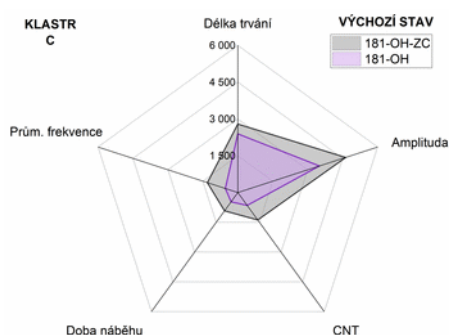
Příloha 30: Porovnání průměrných hodnot klastrů pro plná a OH tělesa skladby 361: (a) klastr A, (b) klastr B, (c) klastr C, (d) klastr D



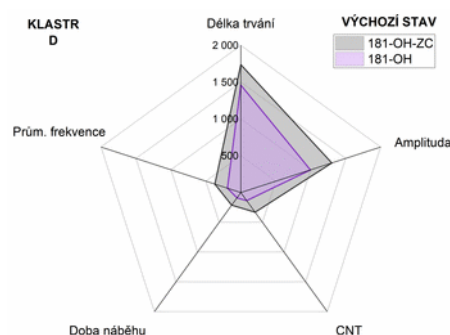
(a)



(b)

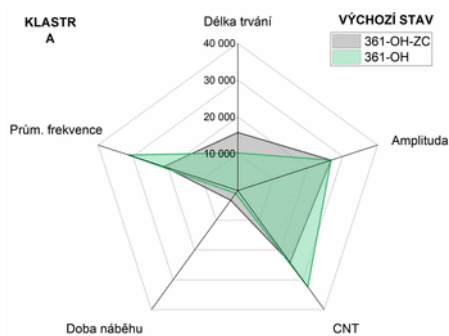


(c)

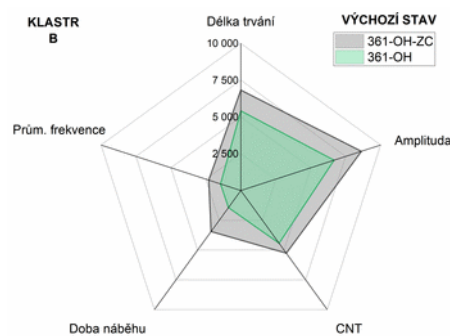


(d)

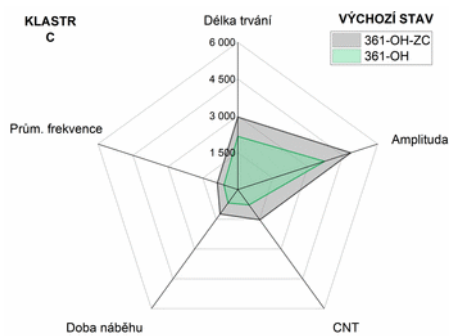
Příloha 31: Porovnání průměrných hodnot klastrů pro OH tělesa skladby 181 v rámci rozdílných zátěží: (a) klastr A, (b) klastr B, (c) klastr C, (d) klastr D



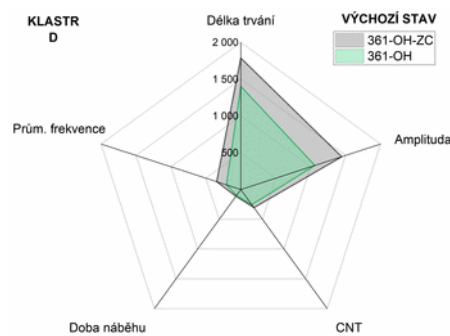
(a)



(b)

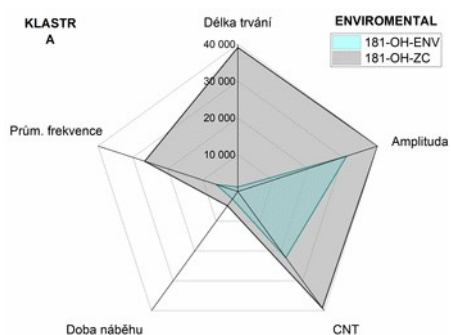


(c)

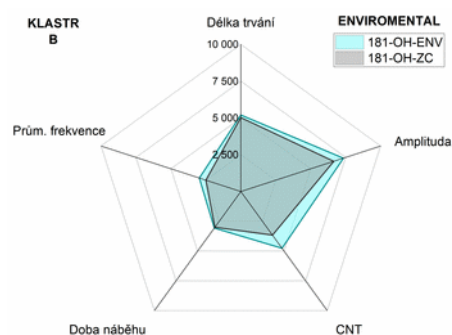


(d)

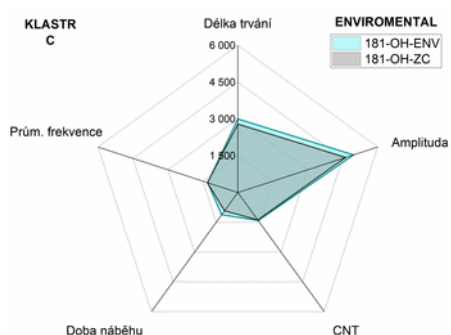
Příloha 32: Porovnání průměrných hodnot klastrů pro OH tělesa skladby 361 v rámci rozdílných zátěží: (a) klastr A, (b) klastr B, (c) klastr C, (d) klastr D



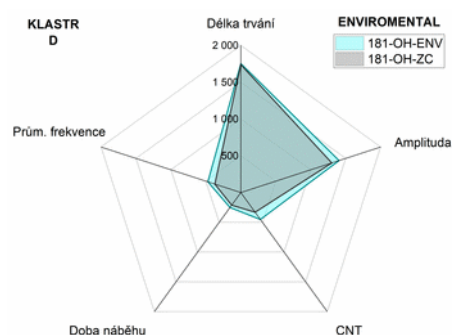
(a)



(b)

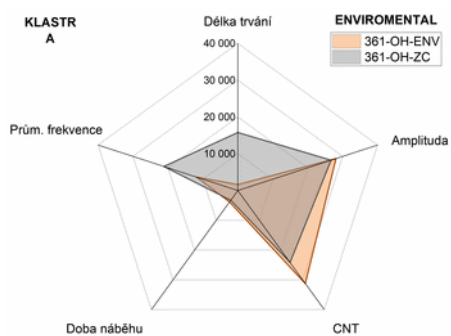


(c)

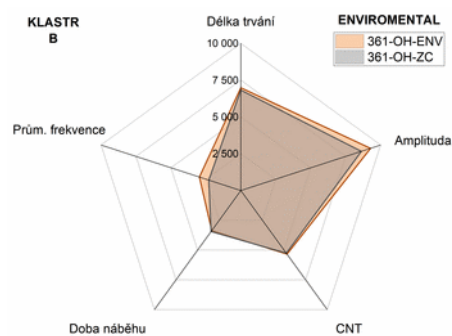


(d)

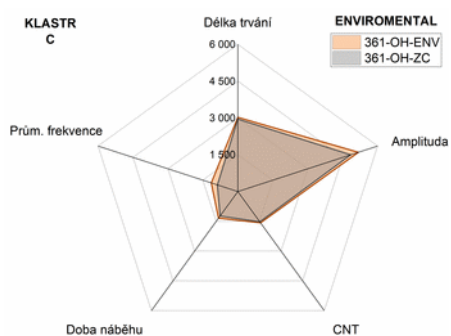
Příloha 33: Porovnání průměrných hodnot klastrů pro OH tělesa skladby 181 v RT stavu a po expozici: (a) klastr A, (b) klastr B, (c) klastr C, (d) klastr D [128]



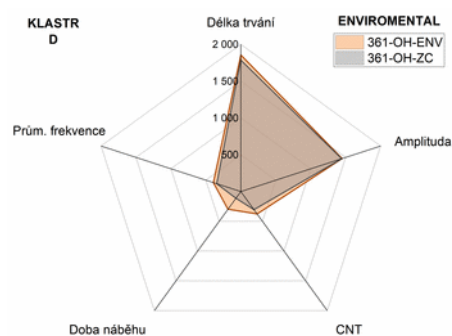
(a)



(b)

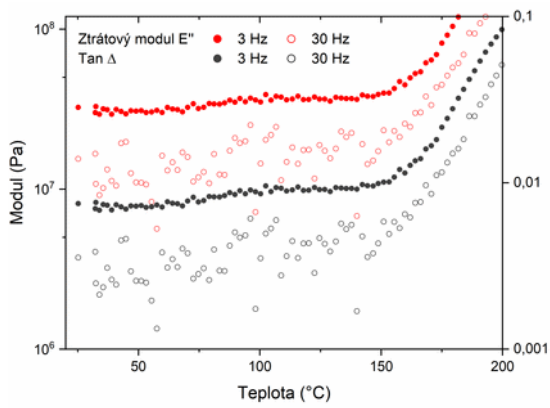


(c)

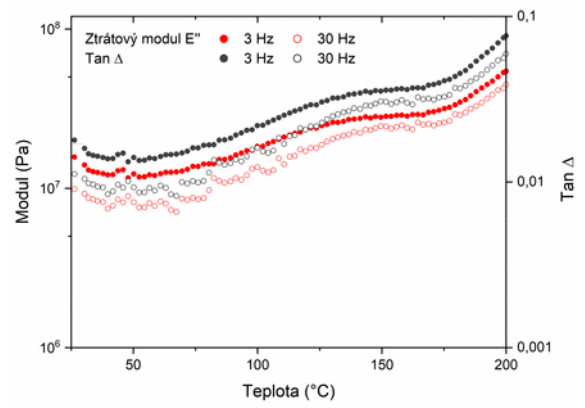


(d)

Příloha 34: Porovnání průměrných hodnot klastrů pro OH tělesa skladby 361 v RT stavu a po expozici: (a) klastr A, (b) klastr B, (c) klastr C, (d) klastr D [128]



(a)



(b)

Příloha 35: Rozptyl dat pro různé frekvence: (a) skladba 181, (b) skladba 361



PŘÍLOHY E
Skripty pro zpracování dat akustické emise



IMPORT RAW DAT PRO FFT ANALÝZU A JEJÍ ZPRACOVÁNÍ

```
col(A)[L]$ = "Amplituda";
col(A)[U]$ = "+/- 1000mV";
colint 1 .25 .25;
fft1 (1) win:=hanning norma:=1 factor:=science pre:=amp phase:=1 pp:=1 amp:=1 ndb:=1
rms:=1 sqr__amp:=1 sqr__mag:=1;
plotxy iy:=FFTResultData1!(1,5) plot:=200;
smooth -r 1 method:=fft npts:=8;
fft__filters filter:=lowpass cutoff:=135;
layer.plot=2;
set %C -w 750;
set %C -cl color(red);
layer.plot=3;
set %C -w 750;
set %C -cl color(#00D28C);
layer.x.from = 0;
layer.x.to = 0,6;
layer.y.from = 0;
str$ = %(1,@WL);
%A = str.left(28)$;
label -s %A;
page.label$=%(?Y,@WL);
doc -e LW {
legend.fsize = 12;
legend.x=layer.x.to - legend.dx/2;
legend.y=layer.y.to - legend.dy/1;
};
doc -e W {
win -i;
}
win -s T;
```

IMPORT RAW DAT PŘEKMITŮ

```
wreplace type:=str find__str:= xxx/xx/xx replace__str:="" lookin:=active__sheet;
wreplace type:=str find__str:=. replace__str:=," lookin:=active__sheet;
wks.col1.SetFormat(3, 11, HH:'mm':'ss',###);
wks.col1.SetFormat(3, 18, HH:'mm':'ss',#####);
col(A)[L]$ = "Cas";
col(A)[U]$ = "mm:ss";
col(B)[L]$ = "c1";
col(B)[U]$ = "cnt";
col(C)[L]$ = "c2";
col(C)[U]$ = "cnt";
col(D)[L]$ = "RMS";
col(D)[U]$ = "mV";
doc -uw;
```



IMPORT RAW DAT EMISNÍCH UDÁLOSTÍ

```
wreplace type:=str find__str:=xxx/xx/xx replace__str="" lookin:=active__sheet;
wreplace type:=str find__str=. replace__str="," lookin:=active__sheet;
wreplace type:=str find__str:= xxx/xx/xx replace__str="" lookin:=active__sheet;
wreplace type:=str find__str=. replace__str="," lookin:=active__sheet;
wks.col1.SetFormat(3, 11, HH':'mm':'ss',###);
wks.col1.SetFormat(3, 18, HH':'mm':'ss',#####);
wks.col = 2;
wks.insert();
wks.col = 10;
wks.insert();
wks.col = 12;
wks.insert();
wks.col11.SetFormat(3, 11, HH':'mm':'ss',###);
wks.col11.SetFormat(3, 18, HH':'mm':'ss',#####);
col(A)[L]$ = "Cas";
col(A)[U]$ = "mm:ss";
col(C)[L]$ = "Delka trvani";
col(C)[U]$ = "ms";
col(D)[L]$ = "Amplituda";
col(D)[U]$ = "mV";
col(E)[L]$ = "Rise time";
col(E)[U]$ = "us";
col(F)[L]$ = "c1";
col(F)[U]$ = "cnt";
col(G)[L]$ = "c2";
col(G)[U]$ = "cnt";
col(H)[L]$ = "rise time c1";
col(H)[U]$ = "cnt";
col(I)[L]$ = "Rise time c2";
col(I)[U]$ = "cnt";
col(K)[L]$ = "Cas";
col(K)[U]$ = "mm:ss";
col(M)[L]$ = "Delka trvani";
col(M)[U]$ = "ms";
col(N)[L]$ = "Amplituda";
col(N)[U]$ = "mV";
col(O)[L]$ = "Rise time";
col(O)[U]$ = "us";
col(P)[L]$ = "c1";
col(P)[U]$ = "cnt";
col(Q)[L]$ = "c2";
col(Q)[U]$ = "cnt";
col(R)[L]$ = "rise time c1";
col(R)[U]$ = "cnt";
col(S)[L]$ = "Rise time c2";
col(S)[U]$ = "cnt";
colcopy irng:=col(A) orng:=col(B) data:=1 lname:=1 units:=1 comments:=1 para:=1;
colcopy irng:=col(K) orng:=col(L) data:=1 lname:=1 units:=1 comments:=1 para:=1;
wks.col2.SetFormat(3, 11, HH':'mm':'ss',###);
wks.col12.SetFormat(3, 11, HH':'mm':'ss',###);
col(B)[L]$ = "Prepocteny cas";
col(B)[U]$ = "mm:ss";
col(L)[L]$ = "Prepocteny cas";
col(L)[U]$ = "mm:ss";
doc -uw;
```



IMPORT RAW DAT ZÁTĚŽNÉ SÍLY

```
wreplace type:=str find__str:= xxx/xx/xx replace__str:="" lookin:=active__sheet;
wreplace type:=str find__str:=. replace__str:=", " lookin:=active__sheet;
wks.col1.SetFormat(3, 11, HH:'mm':'ss',###);
wks.col1.SetFormat(3, 18, HH:'mm':'ss',#####);
col(A)[L]$ = "Cas";
col(A)[U]$ = "hh:mm:ss";
col(B)[L]$ = "napeti - sila";
col(B)[U]$ = "V";
col(C)[L]$ = "konstanta";
col(C)[U]$ = "-";
doc -uw;
```