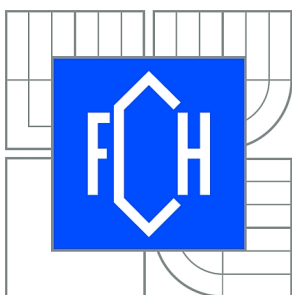


VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA CHEMICKÁ
ÚSTAV CHEMIE MATERIÁLŮ

FACULTY OF CHEMISTRY
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE

POLYMERNÍ NANOKOMPOZITY NA BÁZI PMMA

POLYMER NANOCOMPOSITES WITH PMMA MATRIX

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

JANA KOSTKOVÁ

VEDOUcí PRÁCE

SUPERVISOR

prof. RNDr. JOSEF JANČÁŘ, CSc.

BRNO 2011



Vysoké učení technické v Brně
Fakulta chemická
Purkyňova 464/118, 61200 Brno 12

Zadání bakalářské práce

Číslo bakalářské práce:	FCH-BAK0543/2010	Akademický rok: 2010/2011
Ústav:	Ústav chemie materiálů	
Student(ka):	Jana Kostková	
Studijní program:	Chemie a chemické technologie (B2801)	
Studijní obor:	Chemie, technologie a vlastnosti materiálů (2808R016)	
Vedoucí práce	prof. RNDr. Josef Jančář, CSc.	
Konzultanti:		

Název bakalářské práce:

Polymerní nanokompozity na bázi PMMA

Zadání bakalářské práce:

Příprava série nanokompozitů s povrchově upravenou silikou a PMMA pro aplikace v automobilovém průmyslu.

Termín odevzdání bakalářské práce: 13.5.2011

Bakalářská práce se odevzdává ve třech exemplářích na sekretariát ústavu a v elektronické formě vedoucímu bakalářské práce. Toto zadání je přílohou bakalářské práce.

Jana Kostková
Student(ka)

prof. RNDr. Josef Jančář, CSc.
Vedoucí práce

prof. RNDr. Josef Jančář, CSc.
Ředitel ústavu

V Brně, dne 31.1.2011

prof. Ing. Jaromír Havlica, DrSc.
Děkan fakulty

ABSTRAKT

Tato bakalářská práce se zabývá studiem mechanických a viskoelastických vlastností nanokompozitů na bázi PMMA plněnými různými typy povrchově upravené siliky, které se lišily měrným povrchem, povrchovou úpravou a velikostí částic. Nanokompozity byly připraveny rozpouštěcí metodou, kde nanoplňivo bylo aplikováno do rozpuštěné matrice. Pro zjištění mechanických vlastností byly vzorky nanokompozitů testovány v tahu a viskoelastické vlastnosti byly v teplotním rozsahu do bodu měknutí PMMA měřeny dynamicko-mechanickou analýzou (DMA). Nanoplňivo za laboratorní teploty nemělo na modul pružnosti nanokompozitů téměř žádný vliv, nedošlo ke snížení, a k výraznějšímu zvýšení došlo pouze u jednoho typu siliky při obsahu 2 %, což potvrdila také DMA. Teplotní závislost DMA ukázala, že vzorky s obsahem siliky 2 % byly všeobecně teplotně stabilnější ve srovnání s nanokompozity s obsahem 1 %. Elastický modul všech nanokompozitů, kromě dvou, byl podobný nebo nižší jako čistý PMMA a to do teploty 66 °C, poté se trend obrátil. Ztrátový modul všech vzorků byl o řád nižší v porovnání s elastickým modulem.

ABSTRACT

This bachelor thesis deals with study of mechanical and viscoelastic properties of nanocomposites with PMMA matrix filled with different types of surface-modified silica, which differed by the specific surface area, surface treatment and particle size. Nanocomposites were prepared by dissolving, where nanofillers were injected into the dissolved matrix. Nanocomposite samples were tested in tensile and viscoelastic properties were determined till the softening point by dynamic-mechanical analysis (DMA). All types of nanofillers had almost no effect on tensile modulus of nanocomposites at room temperature (it was not reduced) one type of silica at a content 2 %, which was also confirmed by the DMA. The temperature DMA measurements showed that samples containing 2 % of silica were generally thermally more stable compared with nanocomposites containing 1 % of silica. Storage modulus of nanocomposites, except two ones, were similar or lower such pure PMMA to temperature 66 C, then the trend reversed. Loss modulus of all samples was one order of magnitude lower than the elastic modulus.

KLÍČOVÁ SLOVA

PMMA, hydrofobní silika, nanokompozity, pevnost, tažnost, modul pružnosti v tahu, DMA, elastický a ztrátový modul

KEYWORDS

PMMA, hydrofobic silica, nanocomposites, tensile strenght, tensile strain, tensile modulus, DMA, storage and loss modulus

KOSTKOVÁ, J. *Polymerní nanokompozity na bázi PMMA*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta chemická, 2011. 34 s. Vedoucí bakalářské práce prof. RNDr. Josef Jančář, CSc.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci vypracoval samostatně a že všechny použité literární zdroje jsem citoval správně a úplně. Bakalářská práce je z hlediska obsahu majetkem Fakulty chemické VUT v Brně a může být využita ke komerčním účelům jen se souhlasem vedoucího bakalářské práce a děkana FCH VUT.

.....
podpis studenta

Poděkování:

Ráda bych poděkovala paní Ing. Radce Bálkové, Ph.D. za ochotu, odborné a cenné rady, které mi dopomohly k vypracování této práce.

Také bych poděkovala svojí rodině a blízkým za jejich podporu a pochopení.

OBSAH

1. ÚVOD	6
2. TEORETICKÁ ČÁST	7
2.1. Polymerní kompozity a nanokompozity	7
2.1.1. Matrice kompozitů.....	8
2.1.2. Plniva, výztuž kompozitů	9
2.2. Plasty v automobilovém průmyslu	11
2.2.1. Historie, vývoj, trendy	12
2.2.2. PMMA v automobilovém průmyslu	12
2.3. Testování polymerních kompozitů	13
2.3.1. Mechanické vlastnosti v tahu.....	13
2.3.2. Viskoelastické vlastnosti	15
3. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	16
3.1. Materiál	16
3.2. Příprava částicových nanokompozitů.....	17
3.3. Testovací metody	20
3.3.1. Tahový test částicových nanokompozitů	20
3.3.2. DMA částicových nanokompozitů	21
3.3.3. Transmisní elektronová mikroskopie (TEM) siliky.....	21
4. VÝSLEDKY A DISKUSE	22
4.1. TEM siliky	22
4.2. Tahové testy nanokompozitů.....	24
4.3. Viskoelastické vlastnosti nanokompozitů	27
5. ZÁVĚR.....	31
6. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	32
7. SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ	34

1. ÚVOD

Polymerní materiály zaznamenaly obrovský rozvoj a používají se téměř ve všech průmyslných odvětvích. V konkurenci s materiály klasickými, především kovy, se polymerní materiály prosadily snadnou zpracovatelností, nízkou hustotou a výhodným poměrem mezi užitnými vlastnostmi a cenou. Stále se však objevují netušené možnosti modifikace polymerních materiálů, a tím jejich nové aplikace. K velkému pokroku došlo po přidání různých typů výztuže a plniva do polymerní matrice a vznikly tak polymerní kompozitní materiály. Tyhle se staly objektem studia na celém světě.

Ukázalo se však, že zlepšení jedné vlastnosti u směsí polymerů a polymerních kompozitů často vede ke zhoršení jiné [1]. Příkladem je přidavek elastomeru do skelného polymeru, který sice zlepší rázovou houževnatost, ale zhorší tuhost. Velmi slibnými jsou v této spojitosti polymerní částicové nanokompozity, které umožňují současné zlepšení několika vlastností bez snížení některé z klíčových vlastností a to přidavkem 3–5 hm. % nanoplniva. Aby se k tomu ale mohlo dojít, musí být možné kontrolovat rozmístění plniva v matrici a interakci s matricí na mezifázi. Oba dva požadavky však stále ještě není jednoduché splnit. Přesto se však dnes už nanokompozity využívají jak ve velmi specifických oborech, jako například letecký a kosmický průmysl nebo medicína, tak v běžnějších oborech typu stavebnictví, kosmetika, elektrotechnický, textilní, papírenský či automobilový průmysl. V automobilovém průmyslu se využívají nanokompozity s různou polymerní matricí, jako například PMMA, PC, PP [1,2].

Tato práce se zabývá nanokompozity na bázi PMMA-silika, u kterých byl studován vliv měrného povrchu, velikosti částic, povrchové úpravy a objemového podílu siliky na viskoelastické vlastnosti.

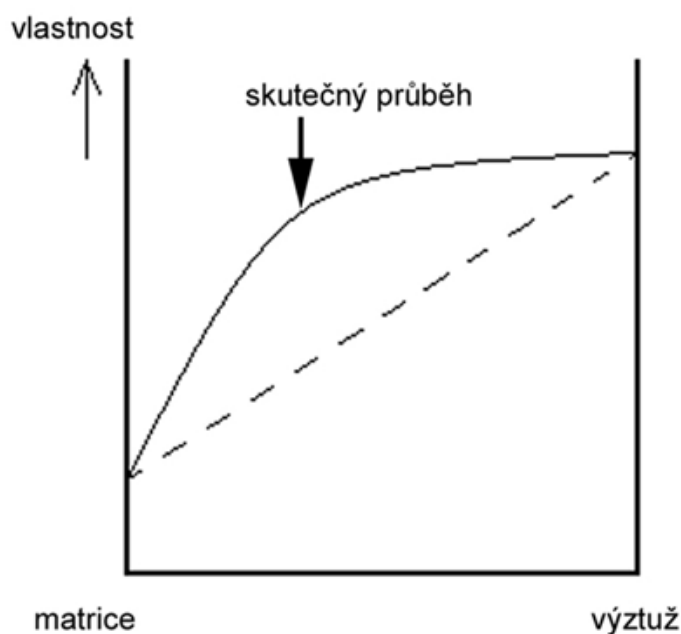
2. TEORETICKÁ ČÁST

2.1. Polymerní kompozity a nanokompozity

Kompozity jsou heterogenní materiály složené ze dvou nebo více složek rozdílného chemického složení [3,4]. Jednotlivé složky se odlišují fyzikálními, mechanickými i chemickými vlastnostmi. Jedna ze složek neboli fází, tvoří matici a zastává funkci pojiva. Sekundární fáze, která má za úlohu zpevnit matici kompozitu, je obvykle nespojitá a tvořená částicemi různého druhu a tvaru. V porovnání s matricí má obvykle lepší mechanické vlastnosti.

Kompozitní materiály charakterizuje tzv. *synergismus*. Jedná se o jev, díky kterému jsou vlastnosti kompozitu mnohem lepší, než pouhé poměrné sečtení vlastností jednotlivých složek. Tento jev je velice významný, protože se naskytá získávání stále nových materiálů o nečekaných vlastnostech.

Vzájemná funkce matrice a plniva/výztuže je schematicky znázorněná na obr. 1 pro kompozit, v kterém se začíná šířit lom [5]. Šířící se lomová trhlina je brzděna na rozhraní fází. Tak dochází k odklánění směru šíření trhliny a taktéž k intenzivnímu vzájemnému tření mezi fázemi. Z toho vyplývá, že na vlastnosti výsledného kompozitu má kvalita rozhraní výrazný vliv. [5]



Obr. 1: Synergické chování složek kompozitu [5]

Kompozitní materiály je možné rozdělovat podle více parametrů. Jedním z nejčastějších je rozdělení podle rozměrů částic vyztužující fáze na:

- makrokompozity
- mikrokompozity
- nanokompozity

Makrokompozity obsahují výztuž, teda vlákna nebo částice, o velikosti příčného rozměru jednotek až stovek milimetrů, a tak se využívají především v stavebnictví. Makrokompozitem je železobeton, či vícevrstevnaté materiály a konstrukce (např. chodníky a vozovky).

Mikrokompozity, u kterých největší příčné rozměry výztuže dosahují maximálně stovky mikrometrů, jsou v průmyslu zatím nejvýznamnější [3].

Velký potenciál v sobě ukrývají *nanokompozitní materiály*, které musí splňovat následující podmínky [6]:

1. Rozměry výztuže jsou v jednom, dvou, nebo ve všech třech rozměrech v nanometrové škále (1 – 100 nm)
2. Využívají fyzikálních nebo chemických vlastností na úrovni atomů a molekul, takže mají neobvyklé charakteristiky v porovnání se stejným materiálem nebo systémem, který nemá složky s nanorozměry.
3. Mohou být kombinovány tak, aby vytvářely větší struktury s důsledky do makrosvěta

Ke vzniku *nanokompozitních materiálů* vedla poptávka po silnějších, tužších a lehčích materiálech [2]. Vlastnosti polymerních nanokompozitů značně závisí na typu polymerních matric, povaze nanoplňiv, způsobu jakým jsou nanokompozity připraveny a rozptýlu nanoplňiva v polymerní matici.

2.1.1. Matrice kompozitů

Matrice v kompozitních materiálech dělíme na kovové, polymerní a kermické (včetně skleněných a uhlíkových) [5].

Pro *kovové matrice* je charakteristická tvárnost a houževnatost. Nejvýznamnějšími zástupci jsou lehké slitiny hliníku, hořčíku a titanu. Pro velmi vysoké teploty jsou vyráběny kompozity s niklovými matricemi a pro elektrotechnické účely kompozity s měďnými případně se stříbrnými matricemi.

Keramické matrice v kompozitech jsou materiály lehké a většinou velmi tvrdé, avšak poměrně křehké. Kompozity s keramickými matricemi patří mezi vysokoteplotní materiály. Keramické matrice mohou být oxidické povahy (Al_2O_3 , ZrO_2 , oxidická skla atd.) i neoxidické povahy (SiC , Si_3N_4 , C atd.).

Hlavní výhodou *polymerních matric* v kompozitech je nízká hustota, proto je jednou z hlavních oblastí jejich využití konstrukce letadel. Jistou nevýhodou je nízká tepelná stabilita polymerů.

Z hlediska členění polymerních matric se rozlišují dva základní typy, a to termoplasty a termosety [7].

Termoplasty jsou tuhé látky, které při zvýšené teplotě měknou, až tečou, ale po ochlazení opět přejdou do pevného skupenství. Strukturním znakem termoplastů jsou velmi dlouhé makromolekuly vytvořené opakováním stejných strukturních jednotek. Makromolekuly nejsou vzájemně vázány chemickými vazbami, ale vzájemnými slabými interakcemi jako například van der Waalsovské interakce, vodíkové můstky a jiné. Ty zaručují kohezní pevnost polymerního tělesa. Mezi termoplasty se řadí např. polystyren (PS), polypropylen (PP), polyetylén (PE), polykarbonát (PC), polyetylén tereftalát (PET), či polymethylmethakrylát (PMMA). Termoplastické matrice jsou nejčastěji plněny částicemi, které zvyšují tuhost matrice, ale snižují její houževnatost. Některá plniva jsou schopna zvyšovat i vlastnosti jako je zmenšení smršťování [8].

Termosety jsou povětšinou dodávány ve formě viskózních tekutin tvořené relativně malými molekulami vytvrzenými chemickou reakcí po přidání katalyzátoru a iniciátoru. Způsob vytvrzení do značné míry ovlivňuje vlastnosti výsledného termosetu. V ideálním případě je tak celý makroskopický výrobek jedinou molekulou, což způsobuje, že vytvrzený termoset zůstává v pevném skupenství i po zahřátí. To zvyšuje jeho odolnost vůči tečení (creepu) a vysokým teplotám, co na druhou stranu vede ke zvýšení jeho křehkosti a omezení recyklovatelnosti.

2.1.2. Plniva, výztuž kompozitů

V minulosti se *plniva* zařazovaly mezi aditiva, protože tak jako aditiva (např. stabilizátory, nukleační činidla), aj plniva se přidávají do polymerů s cílem modifikace vlastností matrice[8]. Zatím co prioritní úlohou aditiv je modifikace zpracovatelských a fyzikálních vlastností polymerů, přidáním plniv se sleduje především zlepšení mechanických vlastností.

Výběr plniva je orientován tak, aby se dosáhlo maximální zlepšení požadovaných vlastností. Výsledné vlastnosti polymerních kompozitů jsou výsledkem působení vlivů vícero faktorů. Mezi nejvýznamnější patří:

1. Fyzikální a chemické charakteristiky plniva (chemické složení, struktura, velikost částic, měrný povrch)
2. Fyzikální a chemické charakteristiky matrice
3. Tvar plniva
4. Obsah plniva v kompozitu
5. Způsob přípravy kompozitů
6. Charakter mezifázového rozhraní
7. Interakce na mezifázovém rozhraní polymer/plnivo a plnivo/plnivo

Z chemického hlediska dělíme plniva na dvě základní skupiny:

- Anorganická plniva
 - Oxidy SiO_2 , MgO , Sb_2O_3 , Al_2O_3
 - Hydroxidy $\text{Al}(\text{OH})_3$, $\text{Mg}(\text{OH})_2$
 - Soli CaCO_3 , BaSO_4 , Na_2SO_4 , fosfáty
 - Kovy bór, ocel, feromagnetické prášky
 - Silikáty kaolín, slída, montmorillonit, zeolit
- Organická plniva
 - Uhlík (saze)
 - Přírodní polymery
 - Syntetické polymery

Anorganická plniva (např. uhličitán vápenatý, jemně mletá slída, mikroskopické částice kovů, oxidy hliníku, či křemíku) jsou tužší a zpravidla i pevnější než polymerní matrice, přičemž jsou málo plastické (mimo částice kovů) [9]. Spotřeba a význam částicových anorganických plniv neustále stoupají. Motivujícím faktorem ale již nebylo snížení ceny, ale příprava nových materiálů s požadovanými vlastnostmi.

Podle geometrického tvaru plniva dělíme kompozity na částicové, vláknové a vrstevnaté kompozity, avšak na významnosti nabírají kombinované hybridní systémy s částicovými a vláknitými plnivy (obr. 2) [9].

VLÁKNOVÉ POLYMERNÍ KOMPOZITY

Vláknové polymerní kompozity jsou nejstarší a dosud nejrozšířenější kompozitní materiály. První průmyslné aplikace sahají do let 1930 – 1940 [8].

U vláknových kompozitů jsou útvary výztuže (vlákna) v jednom směru výrazně rozměrnější. Podle délky a prostorového upořádání vyztužujících vláken možno ještě tyto kompozity rozdělit na [7]:

- jednosměrné
 - krátkovláknové
 - dlouhovláknové
- mnohosměrné
 - krátkovláknové
 - dlouhovláknové



Obr. 2: Rozdělení kompozitů podle geometrického tvaru výztuže [5]

ČÁSTICOVÉ POLYMERNÍ KOMPOZITY

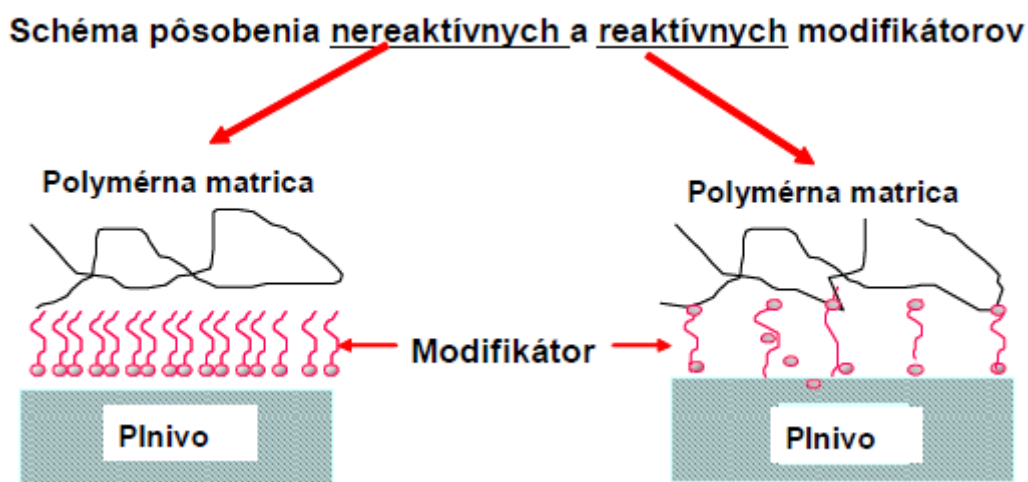
Polymerní kompozitní materiály na bázi částicových plniv se začaly používat v sedmdesátých letech minulého století. V tom čase byl jejich vývoj iniciovaný především ekonomickými důvody a bezprostředně souvisel s ropnou krizí [8].

U částicových kompozitů nepřesahuje jeden rozměr útvarů výztuže výrazně rozměry ostatní. [10] Vyztužující částice pak mohou mít kulovitý, destičkovitý, tyčinkovitý anebo nepravidelný tvar. Vložení různých částic do polymerní matrice může výrazně zvýšit jak její mechanické a fyzikální vlastnosti, tak i vlastnosti chemické. Oproti vláknovým kompozitům nemají částice výrazný vliv na zlepšení lomové odolnosti matrice (s výjimkou kaučukovitých částic).

Výrazné zlepšení vlastností částicových kompozitů je možné dosáhnout modifikací plniva a matrice [8]. V současnosti je komerčně dostupná celá škála modifikátorů počínajíc od nejlevnějších vyšších mastných kyselin, jejich esterů a solí a končíc širokým výběrem organických vazebných prostředků, především silanů a titanátů. Výběr vhodných typů modifikátorů je podmíněný mnoha faktory. Z hlediska plniva jsou to především velikost a tvar

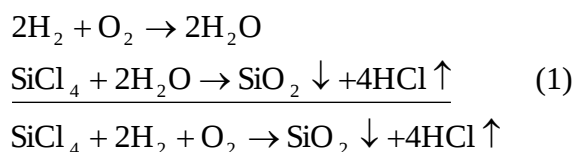
částic, specifický povrch, chemické složení a krystalická struktura. Z hlediska matrice je primární chemické složení, přítomnost reaktivních skupin schopných reagovat s povrchem plniva.

V závislosti na charakteru působení se modifikátory dělí na nereaktivní a reaktivní. [8] Zatímco úlohou nereaktivních modifikátorů je zlepšení tokových vlastností, pomocí reaktivních modifikátorů se dosáhne především zlepšení mechanických vlastností kompozitů, je schematicky znázorněné na obr. 3. Účinnost závisí nejen od výběru modifikátoru, ale i od technologického postupu modifikace, tedy zda bylo plnivo nebo matrice modifikováno před nebo během výroby kompozitů. Modifikace plniva před přípravou kompozitů zlepšuje manipulaci s plnivem, snižuje absorpci vlhkosti a zamezuje reakci modifikátoru s matricí.



Obr. 3: Reaktivní a nereaktivní modifikátory plniv [8]

Příkladem modifikace plniva je modifikace hydrofilní pyrogenní siliky, která se vyrábí z chlorosilanů, vodíku a kyslíku. Proces výroby zahrnuje hydrolýzu par chloridu křemičitého v H_2/O_2 plameni. Celý proces lze popsat těmito rovnicemi [11]:



Reakcí reaktivního modifikátoru, mezi které patří například silany, siloxany či silazany, s hydrofilní silikou vznikne hydrofobním procesem hydrofobní silika. Mezi nejznámější reaktivní modifikátory patří dimethyldichlorosilan (DMDS), trimethoxyoktylsilan (TMOS) a hexamethyldisilazan (HMDS).

Silika je obecně považována za jedinečný materiál, protože má neobvyklé vlastnosti částic, specifický povrch a vysokou čistotu. Jedná se o jemný bílý prášek. Jak hydrofobní, tak hydrofilní silika je využívána jako plnivo pro zlepšení reologických vlastností.

2.2. Plasty v automobilovém průmyslu

Plasty uplatňují své vlastnosti v automobilovém průmyslu stále víc a víc. Jejich spotřeba stoupá každým rokem [12,14]. Díky svým výhodným vlastnostem, jakými jsou cena,

tvárovatelnost, hmotnost, odolnost vůči vysokým teplotám, pevnost, odolnosti vůči mnohým chemikáliím, a velkým nárokům na kvalitu a bezpečnost vozidel nahradily tradiční materiály, jakými jsou kovy, či sklo.

2.2.1. Historie, vývoj, trendy

Využití plastů v automobilovém průmyslu stoupal v posledních třech dekadách[15]. V Evropě se jejich použití mezi lety 1990–2000 zvýšilo o 115 % na 2,75 megatun. To představuje vzrůst o asi 40 kg na vozidlo (ze 70 kg v roce 1990 na 110 kg v roce 2000).

Jenom v roce 2002 byla jejich celosvětová spotřeba 2 851 000 tun, což představuje nárůst o 7–8 % za období předešlých tří let. Plasty jsou v automobilech využívány na velice náročné aplikace. [12]

2.2.2. PMMA v automobilovém průmyslu

Automobilový průmysl v roce 2002 spotřeboval 15 % PMMA z celkového objemu světového trhu [12]. V tabulce 1 se uvádí spotřeba PMMA v automobilových aplikacích ve vybraných regionech světa v období 1999 – 2002. Je zřejmé, že největším spotřebitelem PMMA v automobilovém průmyslu je Severní Amerika s podílem 45 % ze světové spotřeby, přičemž největší odběr byl zaznamenán v roce 2000.

Tabulka 1: *Spotřeba PMMA v automobilovém průmyslu* [12]

	Spotřeba PMMA v tunách v příslušných letech			
	1999	2000	2001	2002
Západní Evropa	40	44	39	43
Severní Amerika	63	67	63	65
Japonsko	21	21	18	18
Zbytek Asie	13	15	16	18
Spolu	137	147	136	144

PMMA je v automobilovém průmyslu využíván hlavně v elektrických a osvětlovacích systémech, což představuje dvě třetiny spotřeby všech plastů v automobilech [12]. Jedná se o náhražky skla v osvětlovacích systémech (hlavní přední a zadní světlomety, brzdová světla a mlhovky). I když jsou tyto světlomety povětšinou z polykarbonátu, z PMMA jsou vyrobeny vnitřní i vnější světlomety, na které jsou kladeny vyšší teplotní požadavky. Zbývá jedna třetina pokrývá interiérové využití, kde se PMMA uplatňuje především jako palubní deska, přístrojový panel, kryt pro stropní světla a střešní okna.

Také sklo je nahrazováno transparentními plasty, mezi které patří také PMMA, protože dokážou odolat vysokým teplotám, nedají se tak lehko rozbít a můžou být vytvářené do různých tvarů. Tato univerzálnost poskytuje inženýrům volnou ruku v dizajnu i v umístění světel. Důvodem zvýšené poptávky po PMMA atraktivnější vzhled, ale i zvýšení bezpečnosti a komfortu v automobilech. Celkové tak přibývá počet displejů a ciferníků na přístrojové

desce a přední i zadní světla se zvětšují. Největší změny nastaly ve světlech se začleněnými diodami emitujícími světlo (LED z angl. Light-Emitting Diode).

PMMA se využívá také jako matrice pro optická vlákna[14]. Tyto materiály se v automobilovém průmyslu začínají teprve využívat, ale je předpoklad, že PMMA bude pro tuto oblast žádaným materiálem. Plastová optická vlákna se zavádějí do vozidel hlavně za účelem monitorování a ovládání funkcí. Japonští výrobci automobilů věří, že zabezpečí plastovým optickým vláknům odolnost i vůči „podkapotovým“ teplotám a také, že jejich užívání v LAN (z ang. Local Area Network) systémech umožní snížení hmotnosti vozidla až o 10 kilogramů.

2.3. Testování polymerních kompozitů

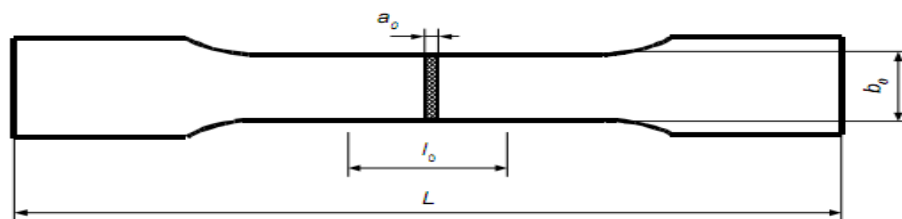
2.3.1. Mechanické vlastnosti v tahu

Pro využití polymerních kompozitů je důležité znát jejich mechanické charakteristiky. K tomuto poznatku slouží zkoušky mechanických vlastností, přičemž mezi nejznámější patří zkouška tahem a zkouška tříbodovým statickým ohybem [15].

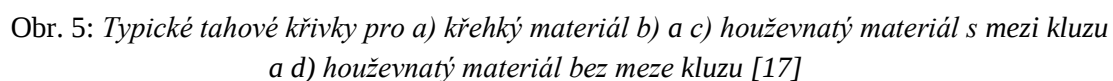
Principem tahové zkoušky je působení silou v tahu na zkušební těleso (obr. 4) až do jeho přetržení, přičemž se snímá síla, deformace a prodloužení [16,8]. Stanovovanými parametry jsou pevnost v tahu, tažnost a modul pružnosti.

Při tahové zkoušce je těleso upnuto do čelistí trhačického stroje, postupně je natahováno konstantní rychlostí, přičemž s rostoucí deformací tělesa roste síla, která je potřebná na udržení konstantní rychlosti posunu čelistí. Se zvětšující se silou tak roste ve zkušebním tělese napětí. Působením síly dochází k jeho deformaci, přičemž se jeho délka zvětší a tloušťka sníží.

Závislost napětí na velikosti deformace (tažnosti) se nazývá tahová křivka. Její tvar závisí od zkušebního materiálu, podle kterého se rozlišují tři základní typy polymerních kompozitů: křehké, houževnaté s mezí kluzu a houževnaté bez meze kluzu. Typické tahové křivky těchto tří typů materiálů jsou zobrazeny na obrázku 5. Terminologie hodnot získatelných z tahové zkoušky je uvedená v tabule 2.



Obr. 4: Tahové zkušební těleso, tzv. dog-bone [ISO 527-2]



Symbol	český název	základní jednotka
L_0	měřená délka	m
v	zkušební rychlost	m/s
σ	napětí v tahu	Pa
σ_Y	napětí na mezi kluzu	Pa
σ_B	mez pevnosti v tahu při přetržení	Pa
σ_M	mez pevnosti v tahu	Pa
σ_X	napětí v tahu při x % deformaci	Pa
ε	tažnost	bez rozměru nebo %
ε_Y	tažnost na mezi kluzu	bez rozměru nebo %
ε_B	tažnost při přetržení	bez rozměru nebo %
ε_M	tažnost na mezi pevnosti v tahu při přetržení	bez rozměru nebo %
E_t	modul pružnosti v tahu	Pa
μ	Poissonův poměr	-

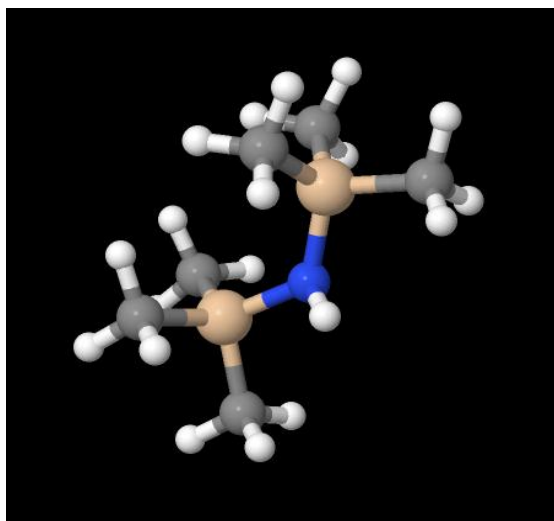
2.3.2. Viskoelastické vlastnosti

Viskoelasticita je odezvou na aplikované vnější napětí [18,19]. Většina tradičních pevných materiálů vykazuje elastickou odezvu, což znamená, že působením vnějšího napětí je materiál deformovaný přímo úměrně působícímu napětí. Deformace je okamžitá a kompletně vratná. U elastických materiálů se s měnící deformací nemění elastický modul, který je podle typu namáhání rozlišován na modul tahový, smykový, ohybový nebo tlakový. Modelem pro popis elastické deformace je pružina.

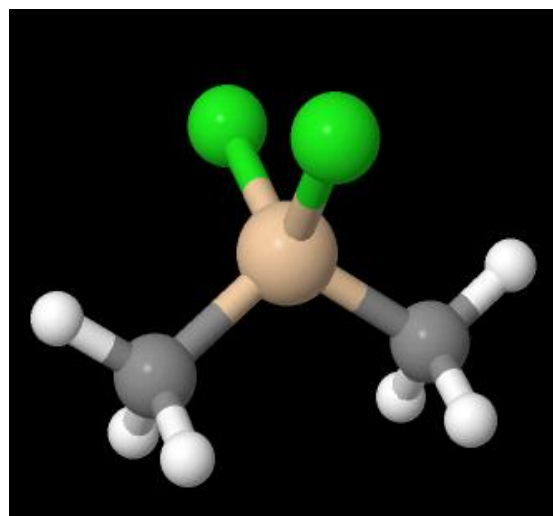
Opačným příkladem deformačního chování je viskózní deformace, kterou matematicky popisuje první Newtonův zákon. Viskózní deformace je charakteristická pro kapaliny. Aplikované napětí vede k deformaci, která roste úměrně s časem až do doby kdy dojde k odtížení.

Polymerní materiály vykazují odezvu částečně elastickou a částečně viskózní, tedy viskoelastickou a to jak v kapalném, tak v tuhém stavu. Velikost a konformační rozmanitost polymerních molekul zamezuje uskupení do plně uspořádaného systému, který je typický pro většinu pevných látek. Ve stavu taveniny přítomnost zapletených klubek zabraňuje, aby se systém choval jako klasické Newtonovy kapaliny. Výsledkem aplikace konstantního napětí v čase na polymerní materiál je s časem rostoucí deformace. Viskoelastické vlastnosti však nejsou jenom funkcí času, ale i teploty.

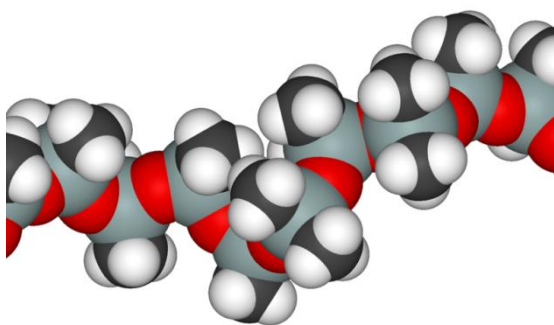
Měření viskózní a elastické složky materiálu, které poskytuje důležité informace o struktuře a složení materiálu, lze pomocí dynamické metody DMA (dynamicko-mechanická analýza) po aplikaci malé oscilační síly nebo deformace. Výstupem takového měření je dynamický komplexní modul sestávající ze dvou složek: *viskózního (ztrátového)* a *elastického modulu*.



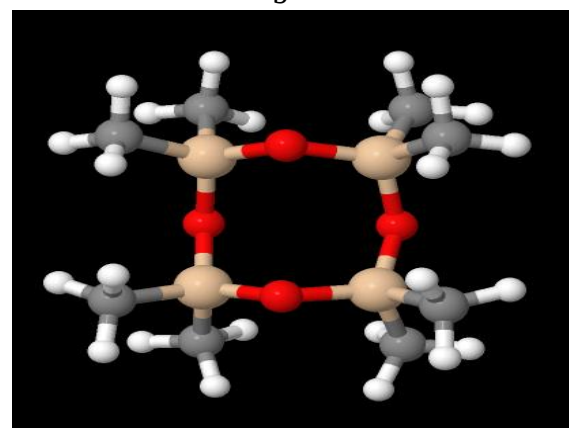
a



b



c



d

Obr. 7: 3D modely molekul povrchové úpravy siliky a) hexamethyldisilazan, b) dimethyldichlorsilan, c) polydimethylsiloxan, d) oktamethylcyklotetrasiloxan [20]

Jelikož byly nanokompozity připraveny roztokovou metodou, byl jako rozpouštědlo PMMA použitý aceton (Lach-Ner, $0,79 \text{ g/cm}^3$, teplota varu $56 \text{ }^\circ\text{C}$) a toluen (Lach-Ner, $0,87 \text{ g/cm}^3$, teplota varu $110,2 \text{ }^\circ\text{C}$) v kvalitě pro analýzu.

3.2. Příprava částicových nanokompozitů

Pro přípravu vzorků byla zvolena roztoková metoda z důvodu laboratorní přípravy; plnivo bylo zamícháno do rozpuštěné matrice.

Za účelem vhodného výběru rozpouštědla pro PMMA byl vyzkoušen aceton, toluen a jejich směs v poměru 1:1. Do olejové lázně byla umístěna varná baňka se zábrusem o objemu 500 ml, opatřena magnetickým míchadlem a zpětným chladičem, do které bylo naváženo 30 g PMMA a odměřeno 200 ml rozpouštědla. Tato směs byla zahřívána za stálého míchání na magnetické míchačce IKA ETS-D5, Germany při teplotě $60 \text{ }^\circ\text{C}$. Intenzivním

mícháním olejové lázně magnetickým míchadlem bylo docíleno účinnějšího přestupu tepla. Aparatura pro rozpouštění PMMA a dispergaci nanoplňiva je zobrazena na obrázku 8. Spolu s průběhem rozpouštění byl sledovaný i čas potřebný k rozpuštění veškerého naváženého PMMA. Nejefektivnějším rozpouštědlem byl čistý aceton. Důvodem byl fakt, že rozpouštění PMMA v toluenu doprovázela barevná změna roztoku do žlutého nádechu, stejně tak jako u směsi acetonu s toluenem. Také z pohledu trvání rozpouštění byl nejrychlejší aceton; celková doba byla přibližně 1,5 h.

Stejným způsobem byly připraveny částicové nanokompozity o objemovém množství siliky 1 % a 2 %. Navážky nanoplňiva byly dopočítány na základě hustot a uvedeny jsou v tabulce 4. Celkem tedy bylo připraveno devět vzorků včetně čistého PMMA.

Tabulka 4: Navážka nanoplňiva

Objemové množství (%)	0	1	2
Hmotnost (g)	0	0,560 2	1,131 9



Obr. 8: Snímek aparatury pro rozpouštění PMMA a dispergaci nanoplňiva

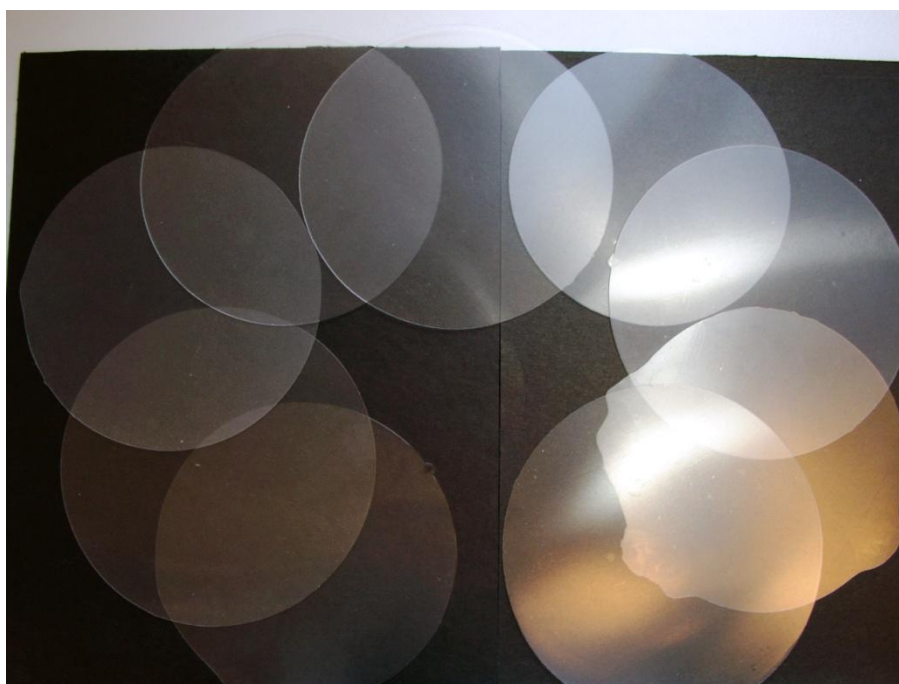
Dříve než byla silika aplikována do PMMA, bylo nutné ji dobře přesušit. Požadované množství siliky, navážené analytickými vahami Mettler Toledo, bylo pokaždé sušeno

v sušárně Venticell 111, BMT s cirkulací vzduchu za atmosférického tlaku při 120 °C po dobu 4 hodin a následně ve vakuové sušárně Vacucell 55, BMT za tlaku 0,05 bar při teplotě 120 °C po dobu 12 hodin.

Siliku bylo možné přidat přímo k rozpuštěnému PMMA nebo ji nejdříve rozdispergovat ve vybraném rozpouštědle a pak aplikovat do roztoku. Jelikož se jako vhodnější metoda osvědčila přímá aplikace nanoplniva, byla i praktikována.

Po přidání siliky k rozpuštěnému PMMA byl systém míchán po dobu 30 min, následně byl umístěn na 30 min do ultrazvukové vany Kraintek K-5 předem vyhřáté na 40 °C. Takto připravena suspenze byla vylita na vaničku z tvrdého alobalu a vysušena v sušárně Venticell 111 při teplotě 90 °C po dobu 4 hodin. Poté byl ztuhlý materiál rozdrcen v mixéru na jemné částice a dosušen nejdříve v sušárně Venticell 111 při teplotě 145 °C a době 3 h (nad teplotou skelného přechodu PMMA) a nakonec ve vakuové sušárně při 150 °C po dobu 48 hodin. Účelem vícestupňového sušení rozdrceného jemného prášku bylo zamezení nežádoucí tvorby bublin při dalším kroku a tím bylo lisování.

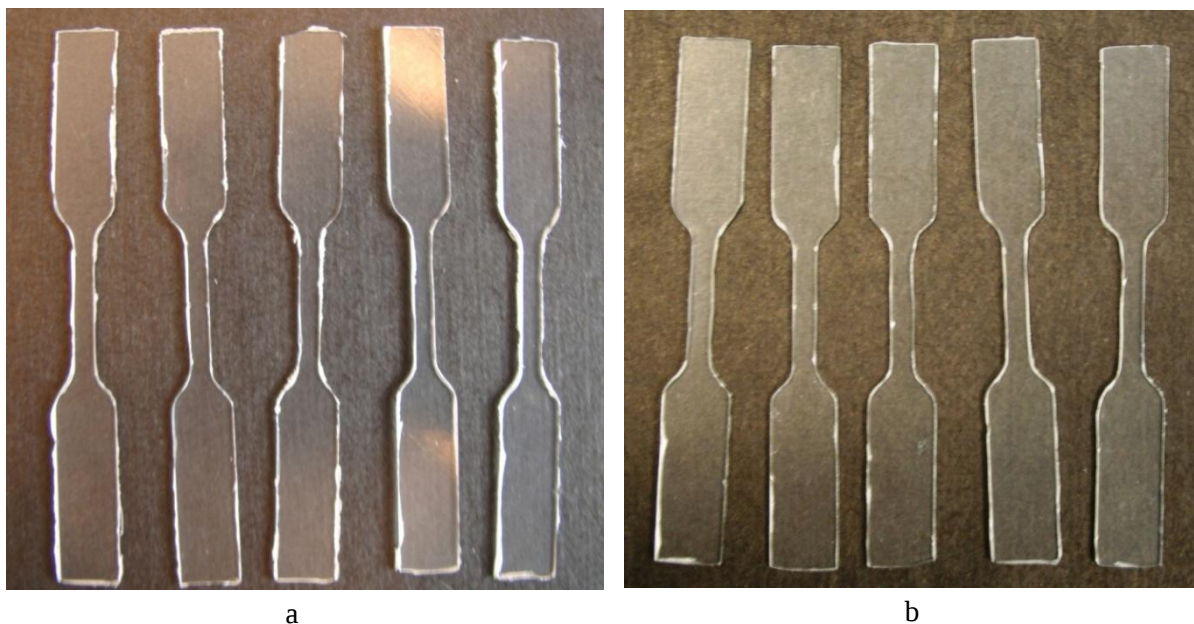
Lisování probíhalo v předem vyhřátém lisu Fontijne Press, Fontijne Grotnes BV na teplotu 190 °C. Do něho byl rozemletý prášek umístěn mezi dvěma hliníkovými plechy a při teplotě 190 °C ponechán po dobu 6 minut. Postupným stlačováním byly připravené fólie přibližně o průměru 10 cm a tloušťce 0,5 mm. Snímek vylisovaných fólií čistého PMMA a nanokompozitů s obsahem 1 % představuje obrázek 9. Z něho je zřejmé, že všechny fólie byly transparentní, okem nebyly pozorovatelné žádné shluky siliky ani bubliny



Obr. 9: Vylisované fólie nanokompozitů s 1 % siliky a čistého PMMA

Z vylisovaných fólií byla vyseknuta tělíska ve tvaru 5B (dog-bone) dle normy ISO 527-2 na hydraulickém lisu H-62, Trystom Olomouc pro tahovou zkoušku a tělíska obdélníkového tvaru o délce cca 17 mm pro měření DMA. Jelikož se jednalo o velice křehký materiál, bylo

obtížné vyseknout tělíska neporušená a bez trhlín. Tento problém zmírnilo zahřátí raznice. Přesto bylo tahová tělíska nutné před samotným tahovým testem zbavit povrchových nerovností v oblasti krčku způsobených vysekáváním a to jemným obroušením brusným papírem. Rozdíl vzhledu obroušených a neobroušených vzorků je viditelný na obr. 10 a–b. Stejným způsobem byly taky obroušeny hrany tělísek pro DMA.

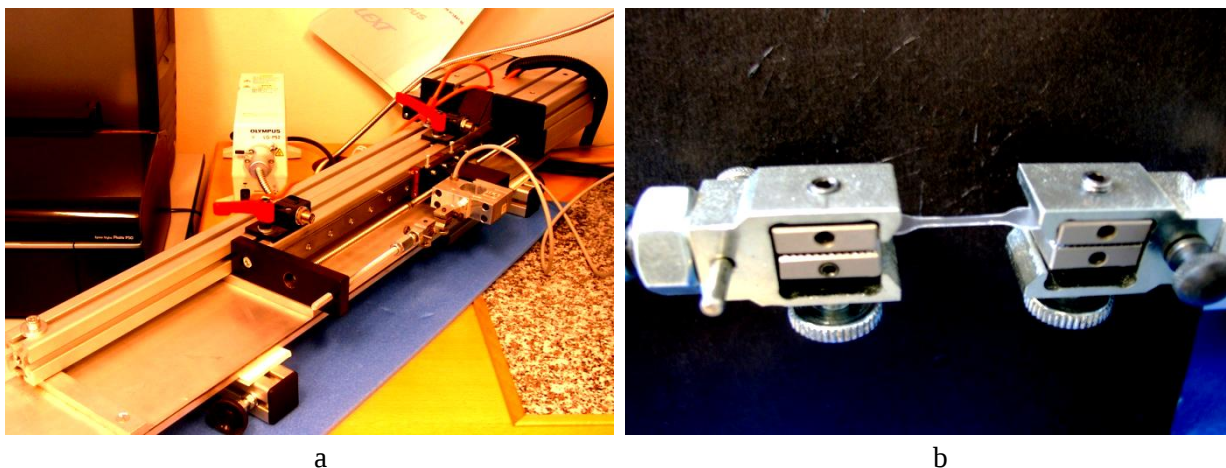


Obr. 10: Tělíska pro tahový test (a) před obroušením a (b) po obroušení

3.3. Testovací metody

3.3.1. Tahový test částicových nanokompozitů

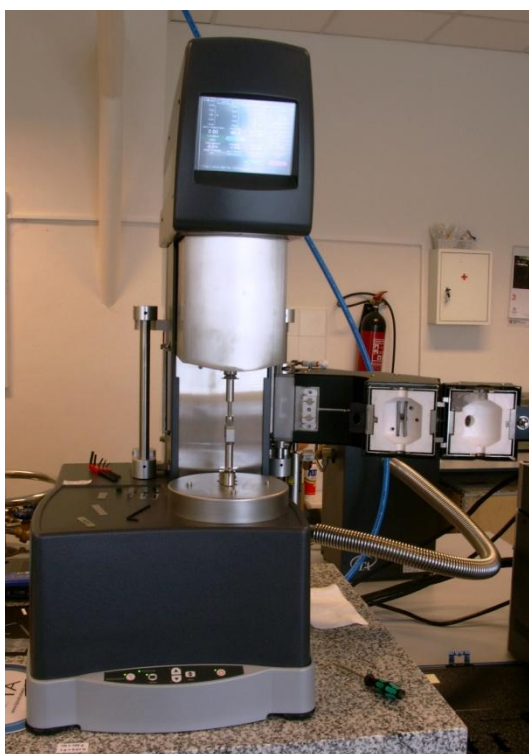
Tahová zkouška byla provedena za laboratorní teploty na horizontálním trhačím zařízení LabTech (obr. 11). Rozměry, tedy šířka a tloušťka, zúžené části připravených tělísek ve tvaru 5B byly změřeny pomocí digitálního posuvného měřidla s přesností na pět tisícín milimetru ve třech místech. U každého nanokompozitu byly testovány tři vzorky.



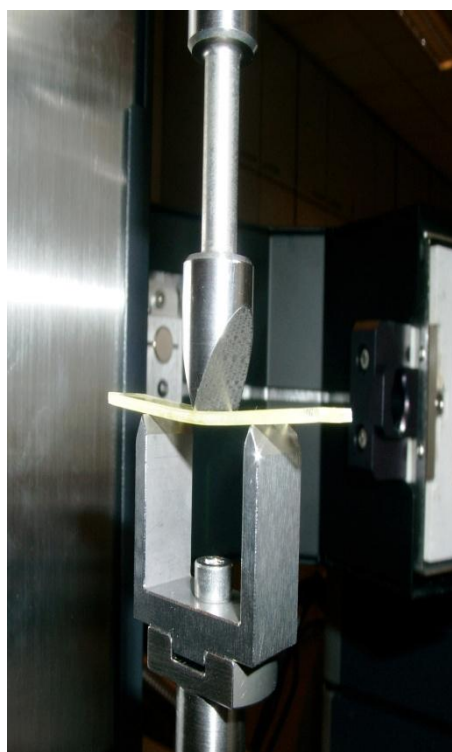
Obr. 11: (a) Trhačí zařízení LabTech a (b) detail čelisti trhačího zařízení s upnutým vzorkem

3.3.2. DMA částicových nanokompozitů

Viskoelastické vlastnosti čistého PMMA a částicových nanokompozitů byly měřeny tříbodovým ohybem na dynamicko-mechanickém analyzátoru RSA G2, TA Instruments (obr. 12) v teplotním rozsahu 30 až 110 °C, tedy pod T_g PMMA. Vzorky byly měřené v oscilačním módu při konstantní deformaci 0,002 % a frekvenci 1 Hz; teplota ohřevu byla 3 °C/min. Uvedené podmínky byly získané z lineární oblasti oscilační a frekvenční závislosti modulu pružnosti čistého PMMA za laboratorní teploty. Frekvenční rozsah měření byl 0,01–10 Hz, deformační rozsah byl 0,000 1–0,1 %. Rozměry použitých podpěr byly 10 mm.



a



b

Obr. 12: Dynamicko-mechanický analyzátor RSA G2 a detail tříbodé geometrie se vzorkem

3.3.3. Transmisní elektronová mikroskopie (TEM) siliky

Struktura jednotlivých typů siliky (velikost a tvar) byla pozorována na TEM mikroskopu Morgagni 268, Philips (urychlovací napětí 90 kV, max. zvětšení 180 000krát). Vzorky siliky byly k TEM pozorování připraveny ve formě suspenze v ethanolu (Lach-Ner, 96 %) a rozdispergovány v ultrazvuku po dobu 5 min.

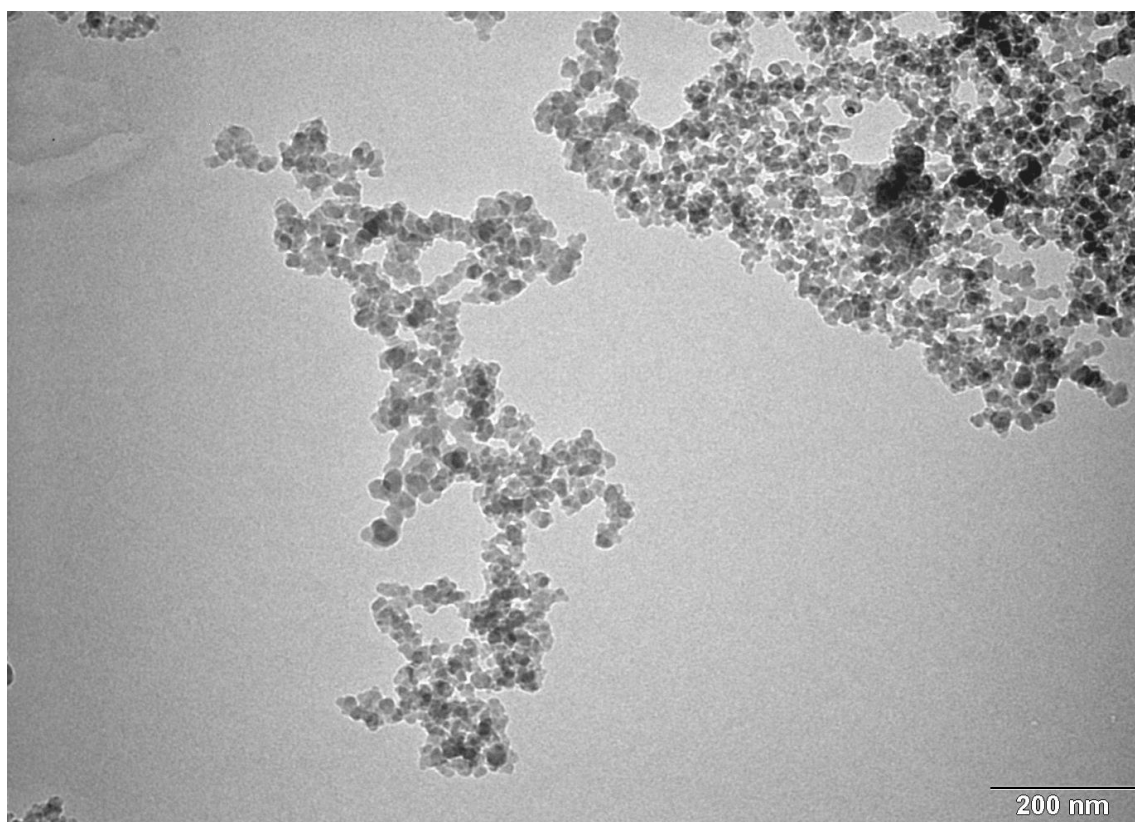
4. VÝSLEDKY A DISKUSE

4.1. TEM siliky

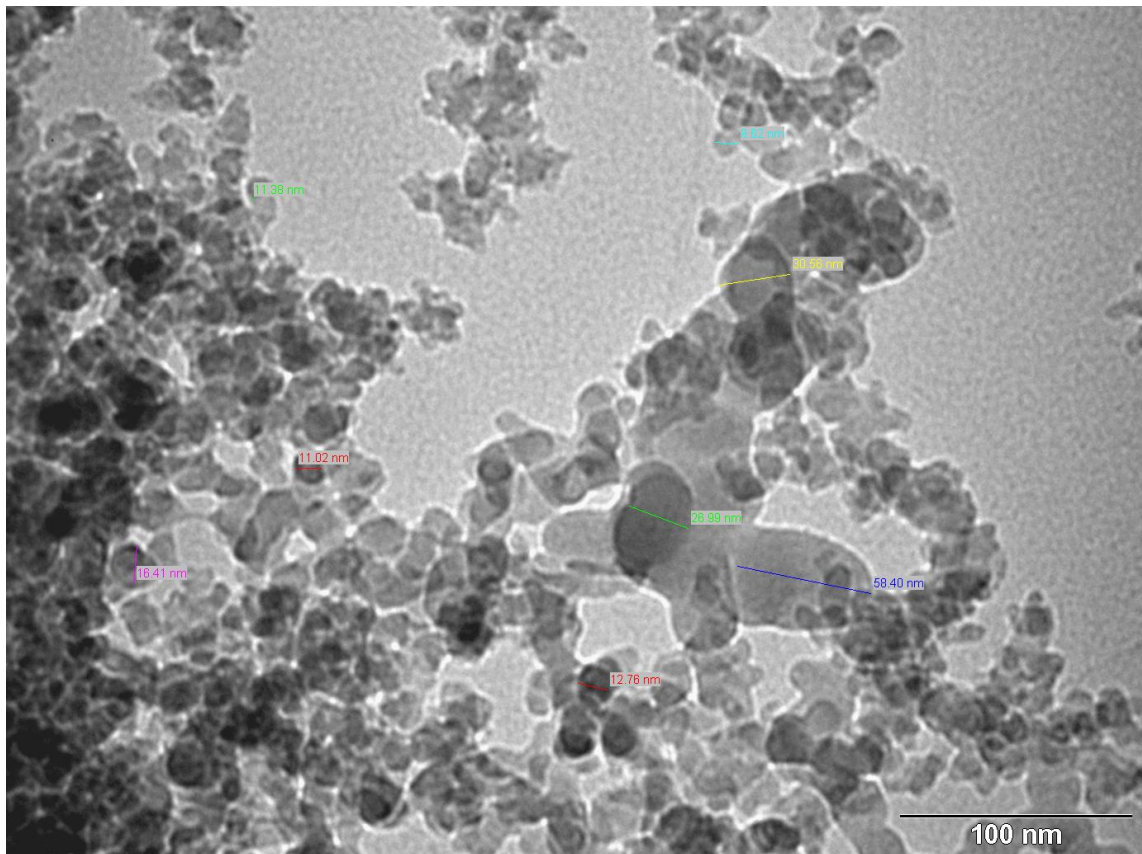
Obrazová analýza TEM snímků všech typů siliky ukázala, že velikost částic byla maximálně desítky nanometrů. Tvar částic byl kulovitý, jak je viditelné z obrázku 13. I když byly vzorky siliky pro TEM pozorování připravené ve vysoké koncentraci, podařilo se najít místa s rozlišitelnými jednotlivými částicemi siliky. U všech typů siliky tvořily částice řetízky nebo aglomeráty vzhledu sítě. Zvláště vysoká koncentrace byla u siliky R 106, kde téměř nebylo možné najít místo s oddělenými částicemi siliky (obr. 13d). Submikronová silika (dle výrobce) všeobecně vykazala velkou distribuci velikosti průměru částic a to 10–60 nm, jak bylo určeno obrazovou analýzou (obr. 13b). Hodnoty průměru částic jednotlivých typů siliky jsou uvedené v tabulce 5. Průměr byl měřený u různě velkých částic s cílem postihnout distribuci.

Tabulka 5: *Velikost částic siliky změřené na TEM snímcích*

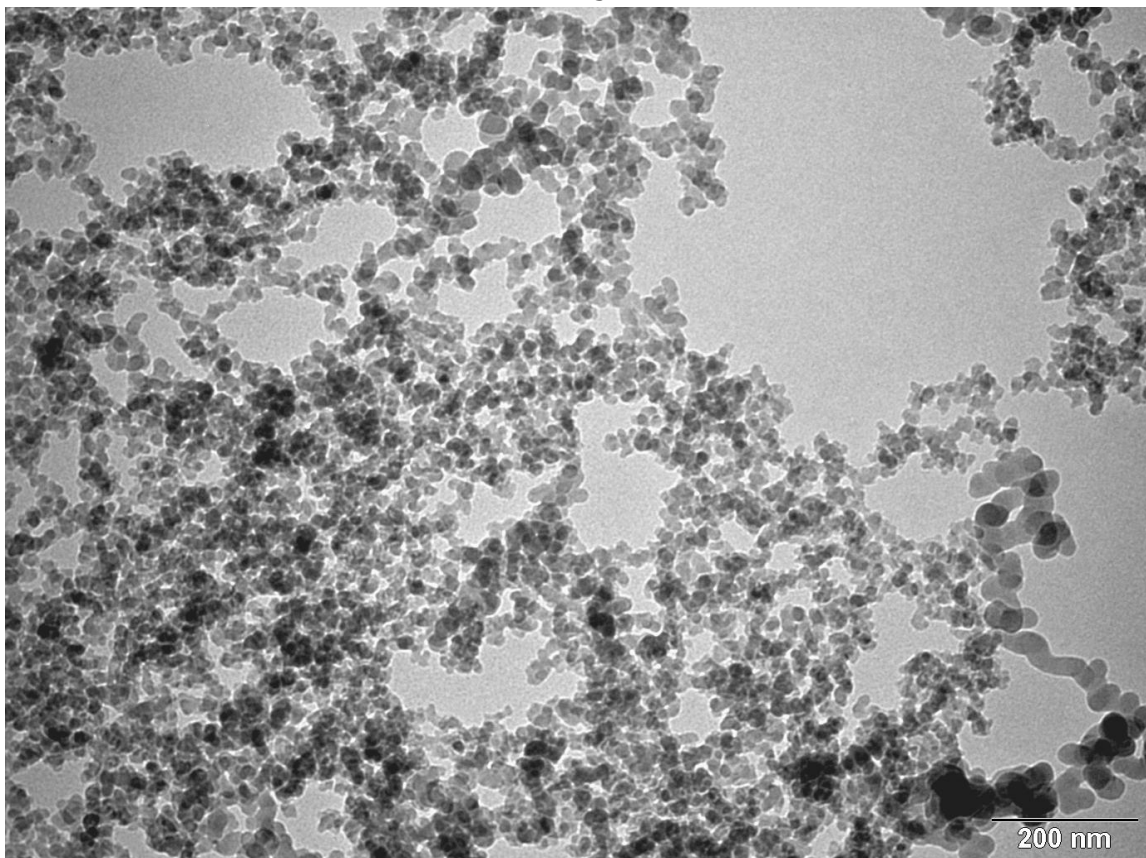
Typ siliky	TS-530	TS-630	TS-720	R 106
Průměr siliky [nm]	16–20	10 15 30 60	13	13 17 20



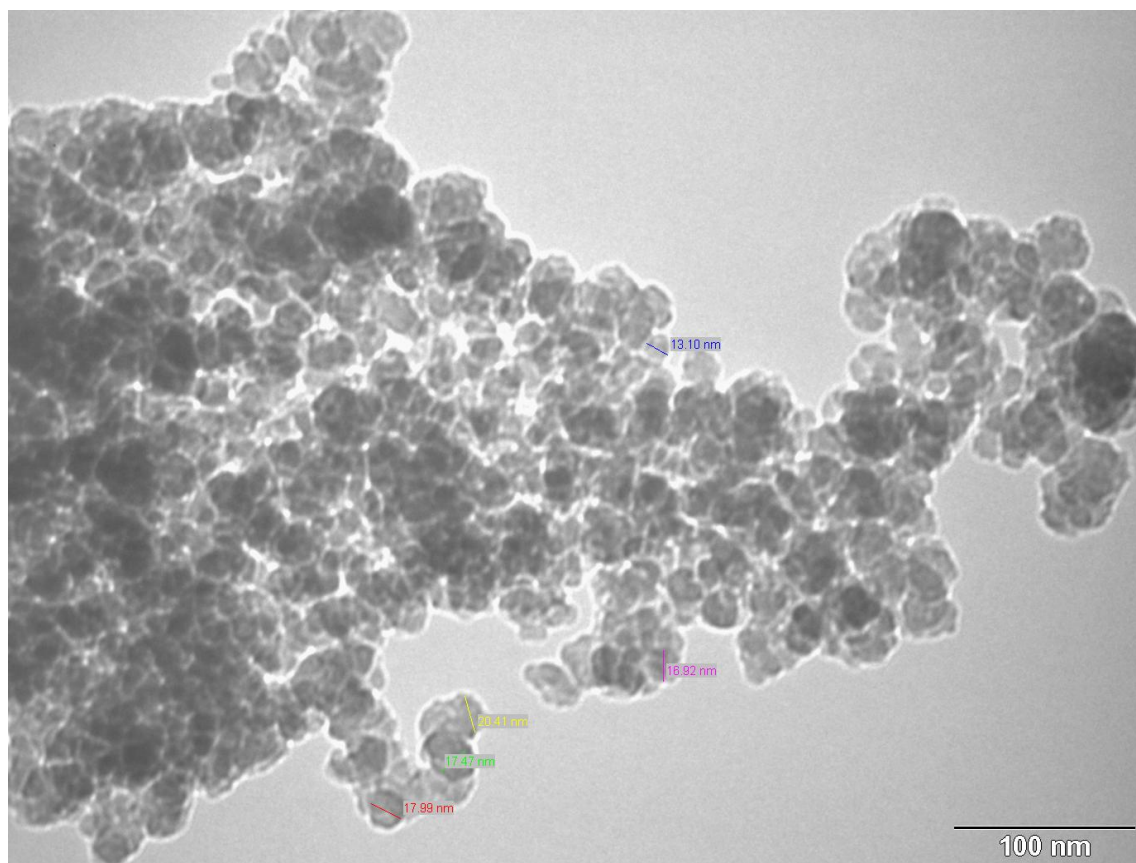
a



b



c



d

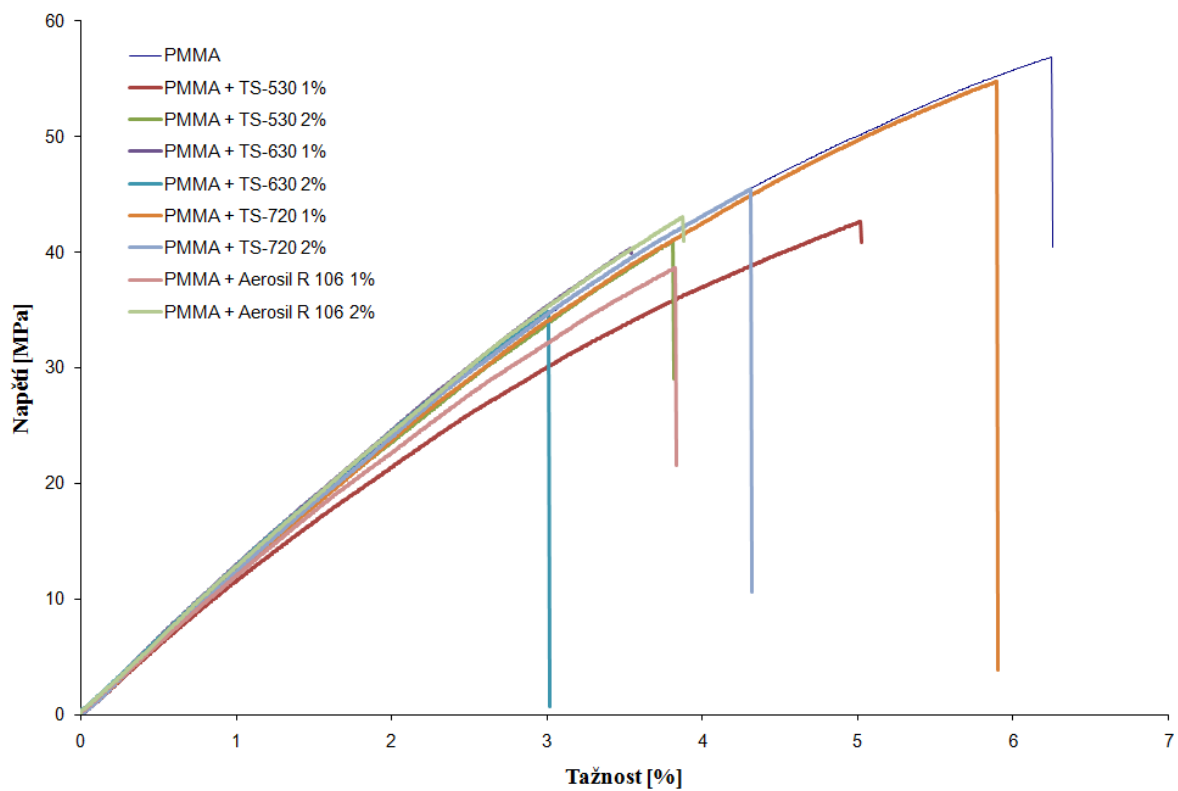
Obr. 13: TEM snímky siliky a) TS-530 b) TS-630 c) TS-720 d) Aerosil R 106

4.2. Tahové testy nanokompozitů

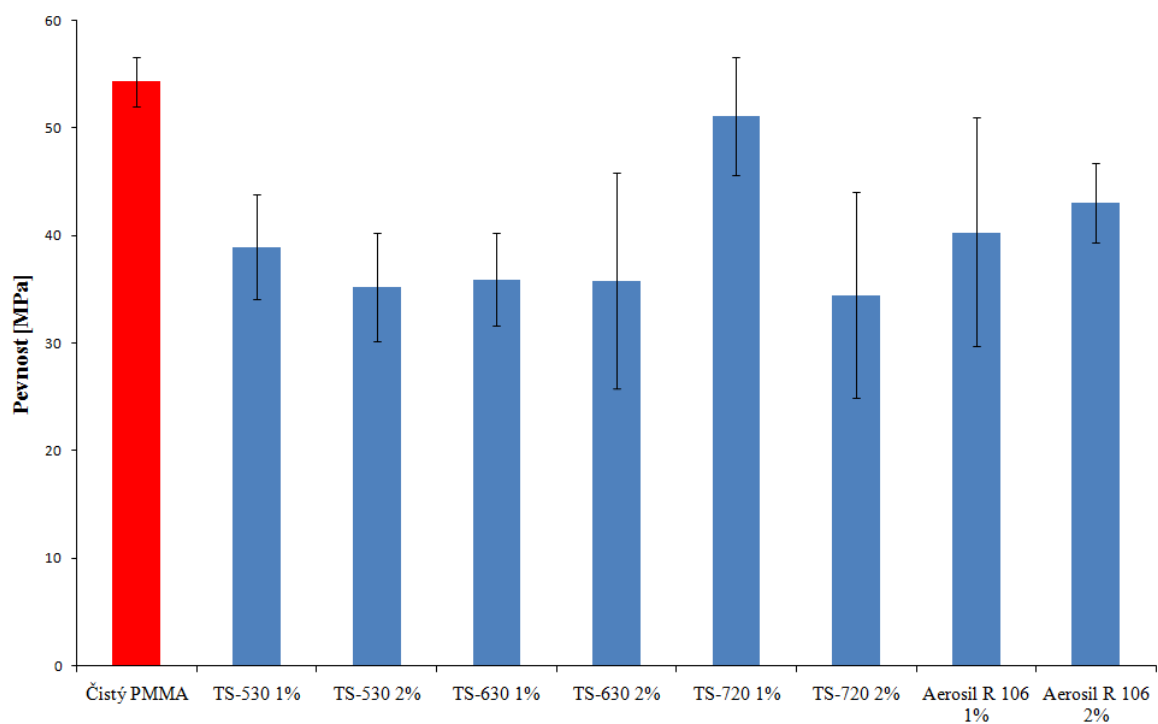
Typické tahové křivky jednotlivých nanokompozitů jsou zobrazeny na obrázku 14. Výsledky tahových testů, tedy pevnost, modul pružnosti a tažnost všech testovaných vzorků jsou uvedeny na obrázcích 15–17.

Z obrázku 15 je jasné, že přidavek hydrofobní siliky způsobil pokles pevnosti PMMA o 23–33 % bez ohledu na obsah siliky. Jedinou výjimkou byla silika TS-720 o obsahu 1 %, která pevnost PMMA téměř nesnížila, obsah 2 % ale způsobil pokles pevnosti o jednu třetinu. Důvodem může být povrchová úprava, která má ve srovnání s ostatními nejdelší molekulu a lze předpokládat, že dochází k fyzikálním zapletením, což se u nižšího obsahu siliky projevilo nízkým poklesem pevnosti. Pokles pevnosti u vzorků s obsahem siliky 2 % lze vysvětlit pravděpodobným vznikem aglomerátů siliky. Podobný trend vykazala tažnost (obr. 16), která u většiny kompozitů poklesla o 34–44 %; u kompozitu s TS-720 s obsahem 1 % klesla pouze o 12 %.

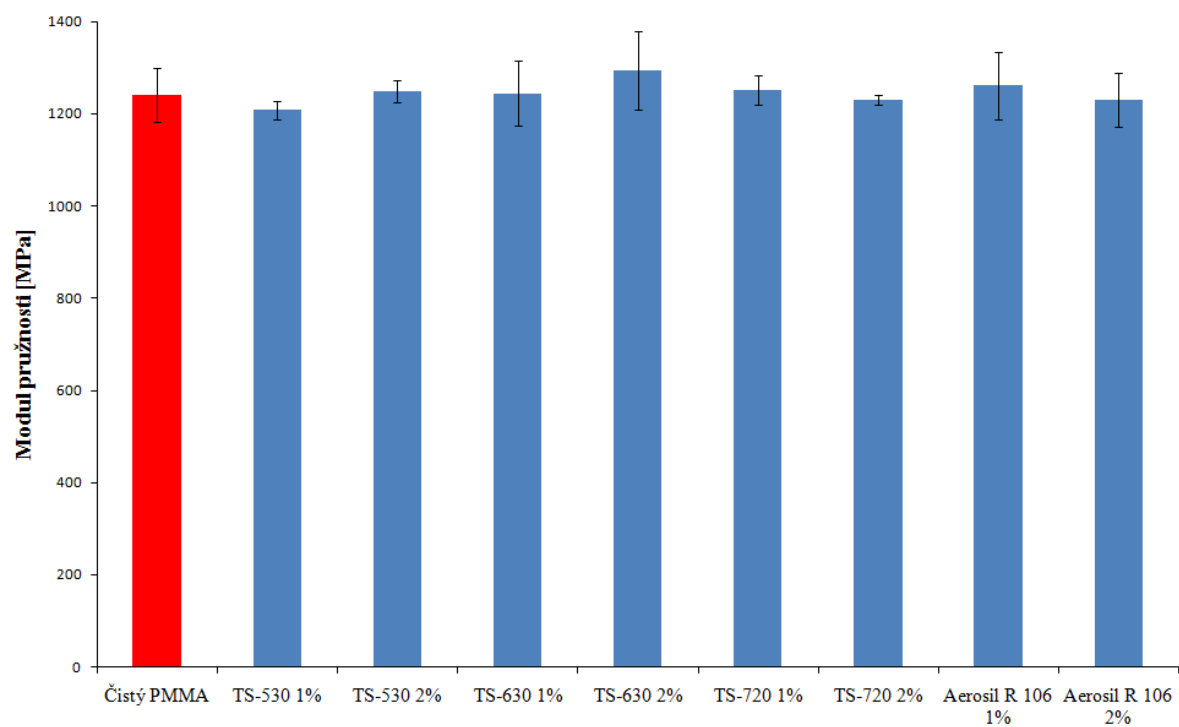
Nanosilika neměla na modul pružnosti nanokompozitů téměř žádný vliv, jak je viditelné z obr. 17. Nedošlo ke snížení modulu a k výraznějšímu zvýšení došlo pouze u kompozitu se silikou TS-630 o obsahu 2 %, což potvrdilo také DMA měření.



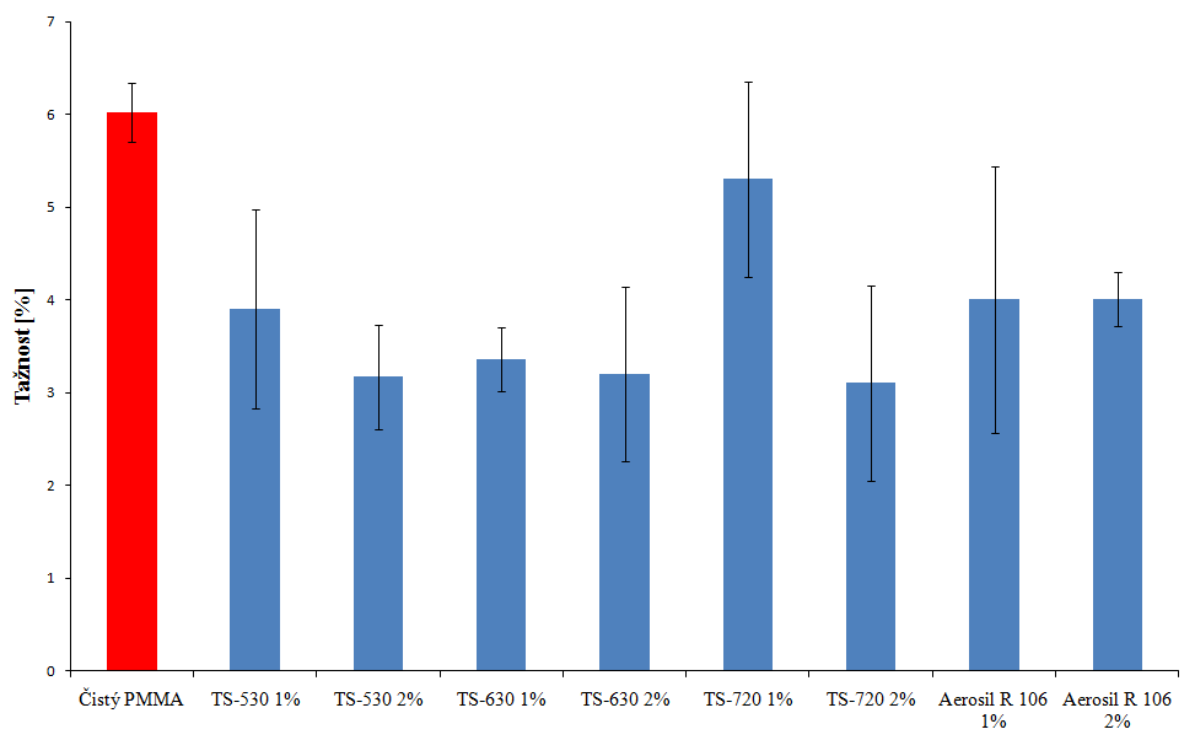
Obr. 14: Tahové křivky všech vzorků



Obr. 15: Pevnost všech vzorků



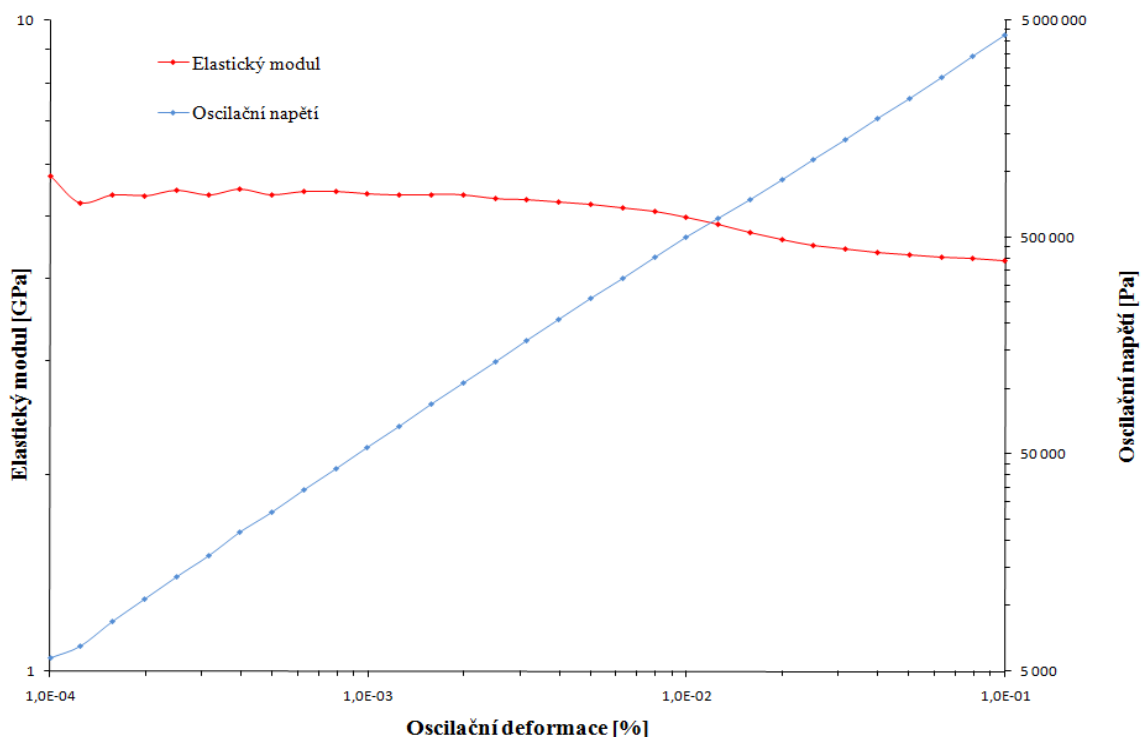
Obr. 16: *Elastický modul pružnosti všech vzorků*



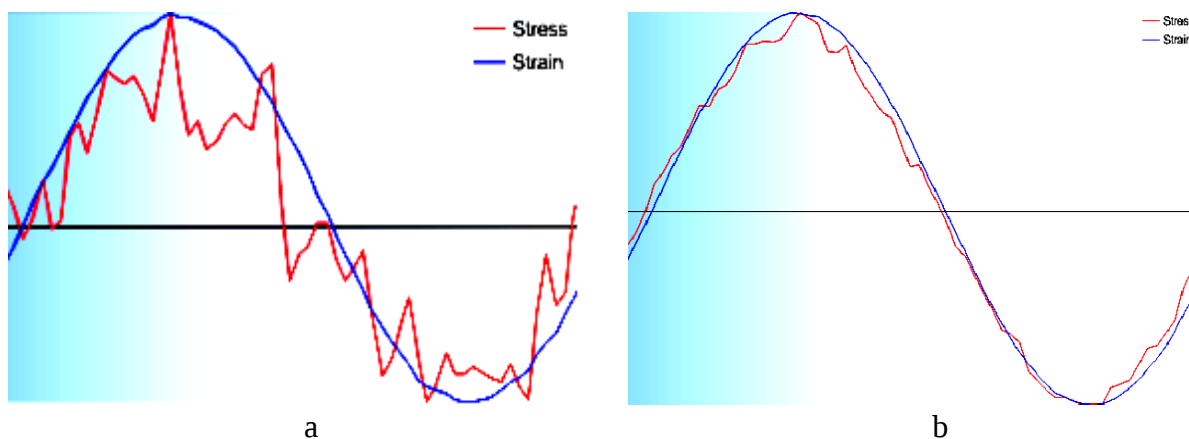
Obr. 17: *Tažnost všech vzorků*

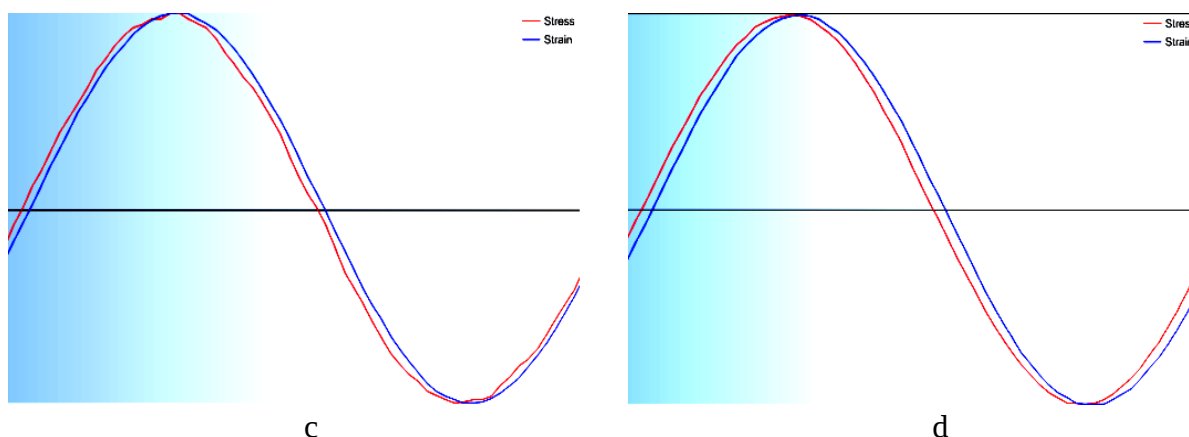
4.3. Viskoelastické vlastnosti nanokompozitů

Teplotnímu i frekvenčnímu měření na DMA musí předcházet deformační měření, při kterém se zjistí deformační rozsah, ve kterém se elastický modul nemění. Záznam tohoto měření pro čistý PMMA je na obrázku 18. Z něho vyplynulo, že vyhovující oblast pro měření se ukázala v rozsahu hodnot $6,26 \cdot 10^{-4}$ – $1,98 \cdot 10^{-3}$ % oscilační deformace. Křivka elastického modulu byla v oblasti oscilační deformace $1,24 \cdot 10^{-4}$ – $6,26 \cdot 10^{-4}$ % rozkmitána a tudíž nevyhovující. Napěťová odezva pro čtyři hodnoty deformace je uvedena na obrázku 19. Obrázky 19b-d patří do lineární viskoelastické oblasti PMMA a přísluší hodnotám deformace $6,26 \cdot 10^{-4}$, $1,98 \cdot 10^{-3}$ a $9,95 \cdot 10^{-3}$ %. Obrázek 19a představuje odezvu pro deformační hodnotu $1,24 \cdot 10^{-4}$ %, která neleží v lineární viskoelastické oblasti.



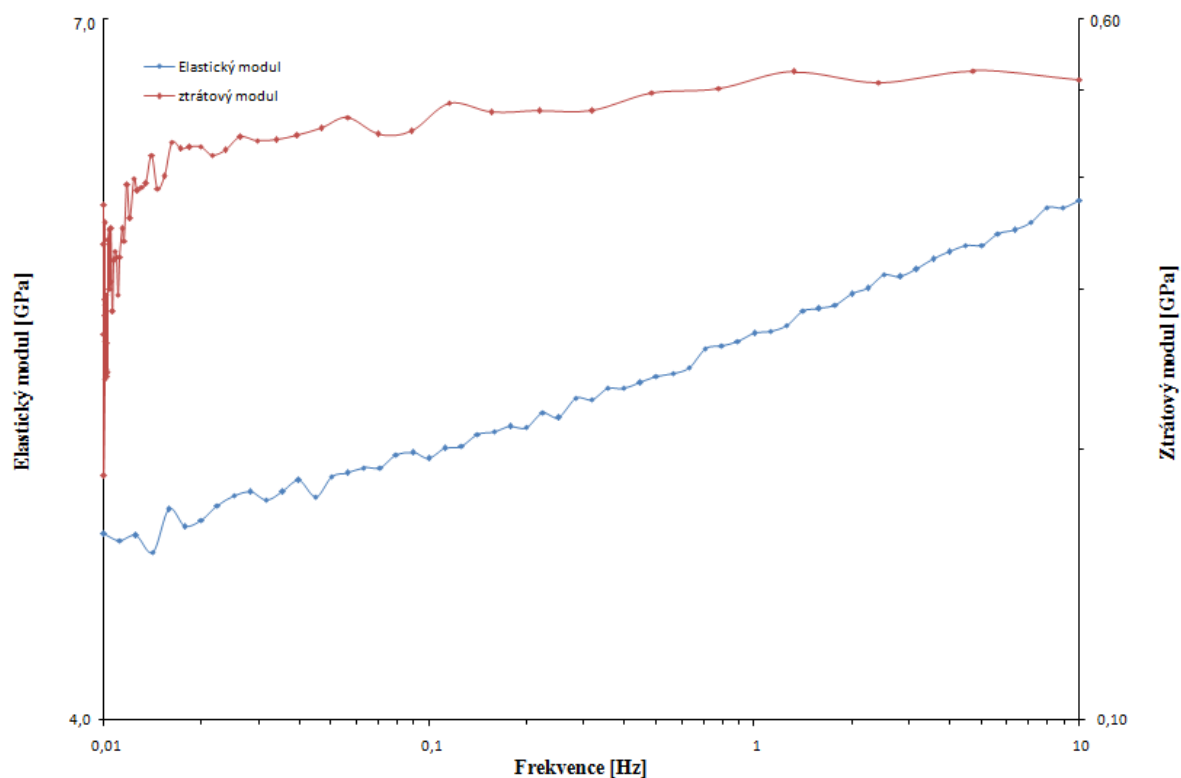
Obr. 18: Deformační viskoelastické měření





Obr. 19: Průběh napěťové odezvy pro čtyři hodnoty deformace z obr. 18 a) $1,24 \cdot 10^{-4} \%$ b) $1,24 \cdot 10^{-4} \%$ c) $1,98 \cdot 10^{-3} \%$ d) $9,95 \cdot 10^{-3} \%$

Frekvenční závislost měření čistého PMMA je na obrázku 20. Z něho je viditelné, že s rostoucí frekvencí elastický i ztrátový modul roste, ale do frekvence 0,7 Hz je křivka elastického modulu mírně a ztrátového modulu příliš rozkmitaná. Volba deformační amplitudy 1 Hz se zdá být vhodná.



Obr. 20: Frekvenční viskoelastické měření

Teplotní závislost modulu byla metodou DMA, byla proměřena vždy na dvou vzorcích z každého typu kompozitu a protože data byla téměř totožná, neuvádí se průměrné hodnoty.

Teplotní závislost komplexního modulu (obr. 21) mohla být ve třibodém uspořádání změřena pouze do bodu měknutí PMMA (108°C), protože se jedná o amorfní materiál. Tato závislost ukázala, že vzorky s obsahem siliky 2 % byly všeobecně teplotně stabilnější ve srovnání s nanokompozity obsahující 1 % siliky. Elastický modul s rostoucí teplotou

postupně klesal a kromě dvou vzorků nanokompozitů, byla jeho hodnota podobná nebo nižší jak pro PMMA a to do teploty 66 °C kdy se trend obrátil. Hodnoty elastického modulu při třech různých teplotách jsou uvedeny v tabulce 6. Z obrázku 21 i z tabulky 6 je zřejmé že v rozmezí teplot 35–95 °C došlo k poklesu elastického modulu v rozmezí 42–55 %.

Ztrátový modul všech vzorků byl o řád nižší v porovnání s elastickým modulem a s teplotou také klesal, jak je to zřejmé z obrázku 22.

Tabulka 6: Hodnoty elastického modulu všech vzorků při třech různých teplotách

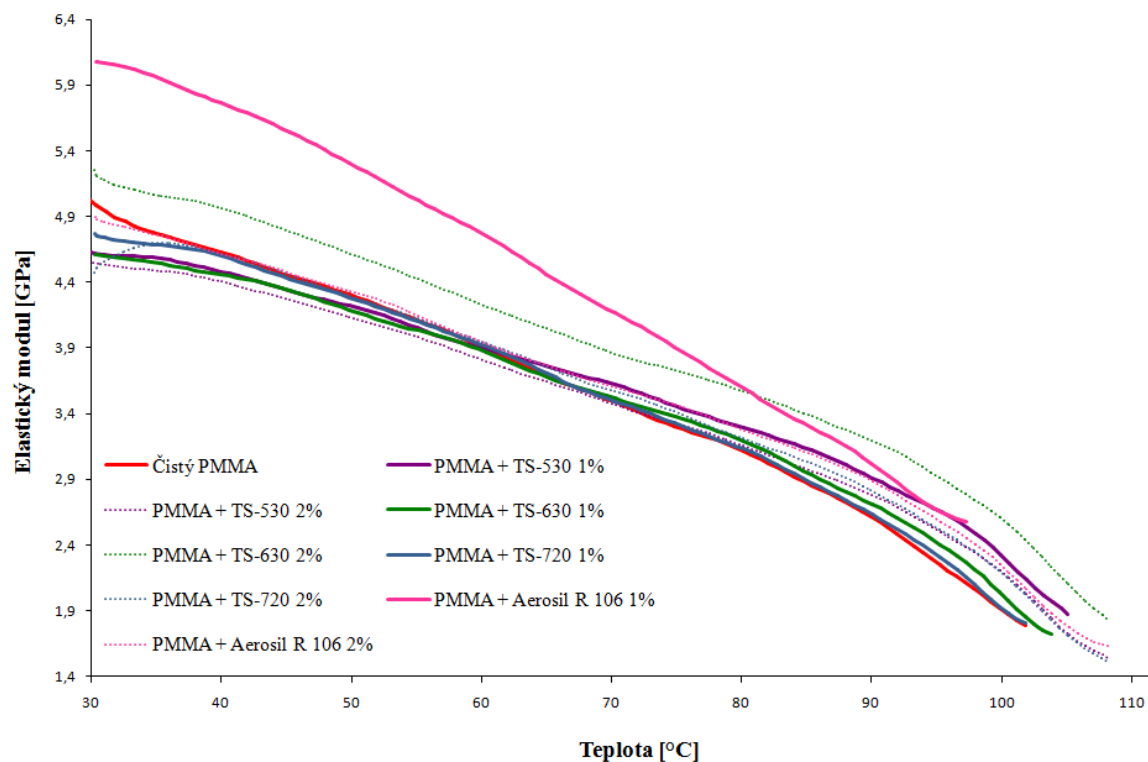
Vzorek	Elastický modul [GPa]		
Teplota [°C]	35	65	95
Čistý PMMA	4,75	3,68	2,25
TS-530 1 %	4,57	3,75	2,64
TS-530 2 %	4,48	3,64	2,49
TS-630 1 %	4,53	3,67	2,40
TS-630 2 %	5,05	4,04	2,91
TS-720 1 %	4,68	3,70	2,30
TS-720 2 %	4,70	3,75	2,51
Aerosil R 106 1 %	5,94	4,46	2,65
Aerosil R 106 2 %	4,75	3,76	2,57

Nejvyšší elastický modul, a to až do teploty 81 °C, vykázal nanokompozit se silikou Aerosil R 106 o obsahu 1 %. Tento vzorek také vykázal nejstrmější pokles elastického modulu s teplotou a nejnižší teplotní stabilitu (bylo ho možné měřit pouze do teploty 98 °C). U všech ostatních vzorků byl tvar teplotní závislosti elastického modulu stejný, přičemž vyšší hodnotu elastického modulu měl v celém rozsahu teplot vzorek plněný silikou TS-630 o obsahu 2 %.

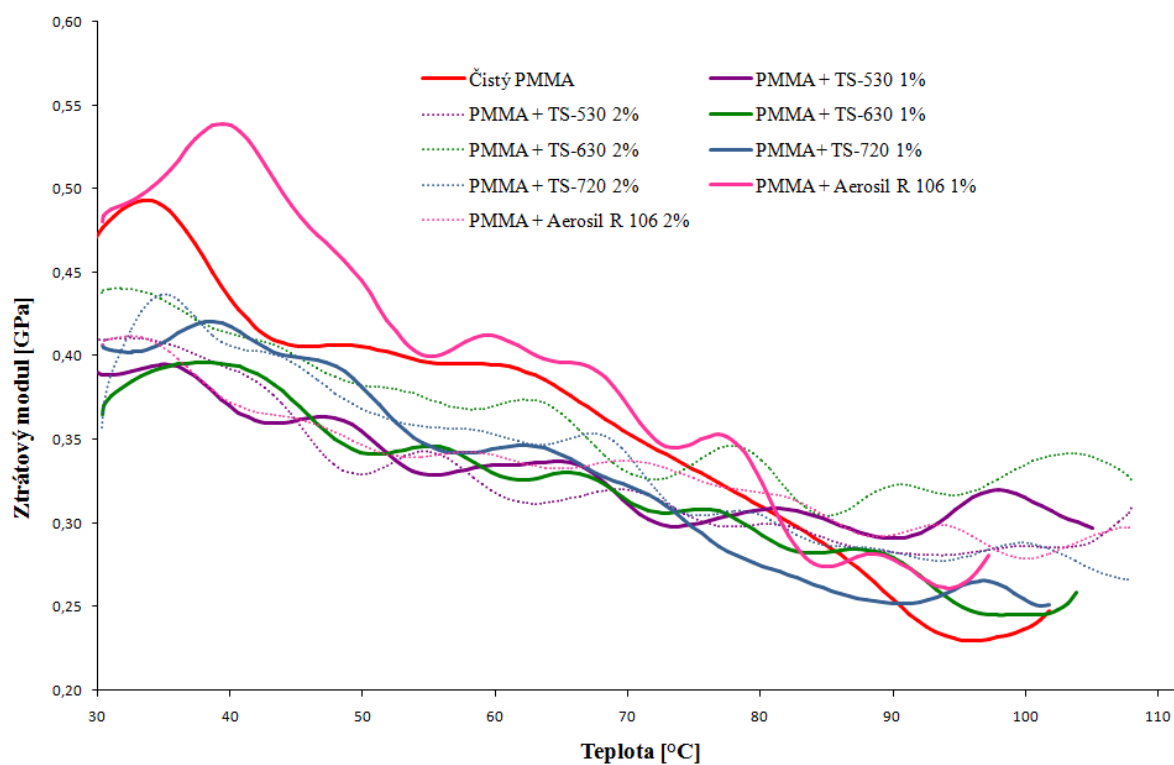
Nejvyšší rozdíl jak teplotní stability, tak elastického modulu v rámci jednoho typu siliky byl zaznamenán pro Aerosil R 106. Teplotní stabilita pro tento vzorek s nižším obsahem siliky byla nižší přibližně o 10 °C, ale elastický modul byl na počátku měření (35 °C) vyšší o přibližně 17 % a to také vzhledem k čistému PMMA.

Za předpokladu rovnoměrného rozložení siliky v matrici by bylo možné očekávat zvýšení elastického i ztrátového modulu jak tomu bylo v [Hu 2004] pro systém PMMA-nanosilika. V této práci byly použity tři typy siliky s povrchovou úpravou a všechny vedly s rostoucím obsahem (1–4 hm. %) ke zvýšení modulů. Test zde byl proveden v uspořádání vetknutého trámečku.

V této práci ve většině případů ke zvýšení modulů nedošlo. Pravděpodobnou příčinou může být vznik jemných shluků nanosiliky, který byl pro systém PMMA-pyrogenní nanosilika pozorován v [Munstedt 2010]. Ke vzniku velkých shluků určitě nedošlo, protože všechny nanokompozitní vzorky byly stejně transparentní jako vzorky čistého PMMA.



Obr. 21: Teplotní závislost elastické složky komplexního modulu



Obr. 22: Teplotní závislost ztrátové složky komplexního modulu

5. ZÁVĚR

V této práci byly připraveny nanokompozitní materiály na bázi PMMA-silika, přičemž byly použity čtyři typy siliky s různou povrchovou úpravou o objemovém množství 1 a 2 %. Obrazová analýza TEM snímků siliky ukázala, že pojem submikronová velikost částic siliky zahrnuje relativně širokou distribuci velikostí částic, v této práci 10–60 nm.

Přídavek hydrofobní siliky způsobil pokles pevnosti PMMA o 23–33 % bez ohledu na obsah siliky s jednou výjimkou (nanokompozit se silikou TS-720 o obsahu 1 %). Tato může být spojena s fyzikální interakcí povrchové úpravy řetězců a PMMA a relativně rovnoměrným rozložením plniva v matrici. Podobný trend vykazala tažnost, která u většiny kompozitů poklesla o 34–44 % (u kompozitu s TS-720 s obsahem 1 % klesla pouze o 12 %). Na modul pružnosti nanokompozitů neměla nanosilika téměř žádný vliv; k výraznějšímu zvýšení došlo pouze u kompozitu se silikou TS-630 o obsahu 2 %, což potvrdilo také DMA měření.

Tvar teplotní závislosti elastické složky komplexního modulu byl stejný u všech vzorků (až na R 106 o obsahu 1 %) a s rostoucí teplotou postupně klesal. V rozmezí teplot 35–95 °C došlo k poklesu elastického modulu o 42–55 %. Hodnoty elastického modulu byly podobné nebo nižší až do teploty 66 °C, kdy se trend obrátil (důvodem může být pozvolné uvolňování pohyblivosti řetězců) s výjimkou vzorku R 106 o obsahu 1 % a TS-630 o obsahu 2 %. Vzorek TS-630 o obsahu 2 % měl vyšší hodnotu elastického modulu přibližně o 10 % v celém rozsahu teplot. Nejvyšší elastický modul (při 35 °C vyšší o 25 % ve srovnání s čistým PMMA), a to až do teploty 81 °C, vykázal nanokompozit se silikou Aerosil R 106 o obsahu 1 %. Tento vzorek také vykázal nejstrmější pokles elastického modulu s teplotou a nejnižší teplotní stabilitu (bylo ho možné měřit pouze do teploty 98 °C). Všeobecně teplotně stabilnější byly vzorky s obsahem siliky 2 % ve srovnání s nanokompozity obsahující 1 % siliky.

Ztrátový modul všech vzorků byl o řád nižší v porovnání s elastickým modulem, se zvyšující se teplotou také klesal.

To, že silika nijak výrazně nezvýšila elastické moduly většiny kompozitů, může být dáno několika faktory, z nichž prvním je nerovnoměrné rozložení siliky o různé distribuci velikostí, existence jemných aglomerátů a také typ povrchové úpravy. Pro odpověď na tuto otázku by bylo nutné provést větší množství měření.

6. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] GUPTA, Rakesh K.; KENNEL, Elliot; KIM, Kwang-Jea. *Polymer nanocomposites : Handbook*. Boca Raton : CRC Press, 2010. xiv, 549 s. ISBN 978-0-8493-9777-6.
- [2] BARTÁK, Martin. *Vlastnosti, příprava a použití nanokompozitů termoplast-minerální plnivo*. Zlín, 2006. 59 s. Bakalářská práce. Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně, Technologická fakulta.
- [3] LETKO, Ivan. *FAKULTA PRIEMYSELNÝCH TECHNOLOGIÍ : TnUAD so sídlom v Púchove* [online]. 2011 [cit. 2011-05-11]. Náuka o materiáli. Dostupné z WWW: <http://www.fpt.tnuni.sk/kfim/predmety/rocnik1/nauka_o_materiali/pdf/kompozity.pdf>.
- [4] KOŘÍNEK, Zdeněk. *KOMPOZITY - Doc. Zdenek Korinek* [online]. 2008 [cit. 2011-05-11]. Kompozity. Dostupné z WWW: <<http://www.volny.cz/zkorinek/historie.pdf>>.
- [5] KRATOCHVÍL, Bohumil; ŠVORČÍK, Václav; VOJTĚCH, Dalibor. *Úvod do studia materiálů*. Vyd. 1. Praha : VŠCHT, 2005. 190 s. ISBN 80-7080-568-4.
- [6] HOŠEK, Jan. *Úvod do nanotechnologie*. Vyd. 1. Praha : ČVUT, 2010. 170 s. ISBN 978-80-01-04555-8.
- [7] JANČÁŘ, Josef. *Úvod do materiálového inženýrství polymerních kompozitů*. Vyd. 1. Brno : VUT v Brně, Fakulta chemická, 2003. 194 s. ISBN 80-214-2443-5.
- [8] LIPTÁKOVÁ, Tatiana, et al. *Polymérne technické materiály : Vysokoškolská učebnica pre technické smery* [online]. [s.l.] : [s.n.], 2009 [cit. 2011-05-11]. Dostupné z WWW: <http://kmi2.uniza.sk/wp-content/uploads/2010/10/polymerne_konstrukcne_materialy.pdf>.
- [9] MEISSNER, Bohumil; ZILVAR, Václav. *Fyzika polymerů : Struktura a vlastnosti polymerních materiálů*. Bratislava : Alfa, 1987. 308 s.
- [10] MACHEK, V.; SODOMKA, J. *Nauka o materiálu, 4. část : Polymery a kompozity s polymerní maticí*. První. Praha : ČVUT, 2008. 86 s. ISBN 978-80-01-03927-4.
- [11] ROTHON, R.N. *Particulate fillers for polymers : Particulate fillers for polymers (Rapra review reports)*. Billingham : Shawbury Rapra technology, 2002. 164 s. ISBN 1-85957-310-X.
- [12] PLATT, D.K. *Engineering and high performance plastics*. Toronto : ChemTec Publishing, 2003. 188 s. ISBN 978-1-85957-380-8.
- [13] HELPS, I.G. *Plastics in European Cars, 2000-2008*. Akron : ISmithers Rapra Publishing, 2001. 150 s. ISBN 978-1-85957-234-4.

- [14] HULSE, Sara. *Plastics in European Cars, 2000-2008*. Akron : ISmithers Rapra Publishing, 2000. 130 s. ISBN 1859572227.
- [15] Informační systém STAG ZČU [online]. 2008 [cit. 2011-05-11]. Cvičení. Dostupné z WWW: <<http://stag.zcu.cz/fel/ket/ETM/Cviceni/2.%20cviceni/Mechanick%e9%20zkou%9aky%20pevn%fdch%20materi%e1%ef9.pdf>>.
- [16] ŠIMEK, J. Hodnocení pevnostních parametrů součástí vytvořených metodami rapid prototyping: Diplomová práce. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2008. 67 s., příloh 9. Vedoucí diplomové práce Ing. Jan Zouhar
- [17] SUCHÝ, M. *Mechanické vlastnosti plastů*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2009. 27 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Eva Novotná, Ph.D., Paed IGIP.
- [18] BÁLKOVÁ, Radka. *Fch.vutbr.cz* [online]. 2010 [cit. 2011-05-11]. Praktikum z instrumentální a strukturní analýzy - CHM. Dostupné z WWW: <<https://www.vutbr.cz/elearning/course/enrol.php?id=95733>>.
- [19] PŘIKRYL, Radek. Úloha č. 7 In Praktikum ze struktury a vlastností polymerů [online]. [s.l.] : [s.n.], 2006 [cit. 2011-05-11]. Dostupné z . WWW: <<https://www.vutbr.cz/elearning/mod/resource/view.php?id=120450>>.
- [20] *ChemSpider* [online]. 2001 [cit. 2011-05-11]. Building community for chemists. Dostupné z WWW: <<http://www.chemspider.com/>>.
- [21] HU, Yu-Hsiang; CHEN, Chuh-Yung; WANG, Cheng-Chien. Viscoelastic properties and thermal degradation kinetics of silica/PMMA nanocomposites. *Polymer Degradation and Stability* [online]. 2004, 84, 3, [cit. 2011-05-11]. Dostupný z WWW: <<http://www.sciencedirect.com/>>.
- [22] MÜNSTEDT, H.; KÖPPL, T.; TRIEBEL, C. Viscous and elastic properties of poly(methyl methacrylate) melts filled with silica nanoparticles. *Polymer* [online]. 2010, 51, 1, [cit. 2011-05-11]. Dostupný z WWW: <<http://www.sciencedirect.com/>>.

7. SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

PMMA	polymethylmethakrylát
DMA	dynamicko-mechanická analýza
PC	polykarbonát
PP	polypropylén
Al_2O_3	oxid hlinitý
ZrO_2	oxid zirkoničitý
SiC	karbid křemičitý
Si_3N_4	nitrid křemičitý
PS	polystyrén
PE	polyethylén
PET	polyethyléntereftalát
SiO_2	oxid křemičitý
MgO	oxid hořečnatý
Sb_2O_3	oxid antimonitý
Al_2O_3	oxid hlinitý
$\text{Al}(\text{OH})_3$	hydroxid hlinitý
$\text{Mg}(\text{OH})_2$	hydroxid hořečnatý
CaCO_3	uhličitan vápenatý
BaSO_4	síran bárnatý
DMDS	dimethyldichlorosilan
TMOS	trimethoxyoktylsilan
HMDS	hexamethyldisilazan
LED	Light-Emitting Diode
LAN	Local Area Network
L_0	měrná délka
v	zkušební rychlost
σ	napětí v tahu
σ_Y	napětí na mezi kluzu
σ_B	mez pevnosti v tahu při přetržení
σ_M	mez pevnosti v tahu
σ_X	napětí v tahu při x % deformaci
ε	tažnost
ε_Y	tažnost na mezi kluzu
ε_B	tažnost při přetržení
ε_M	tažnost na mezi pevnosti v tahu při přetržení
E_t	modul pružnosti v tahu
μ	Poissonův poměr
$\rho_{20^\circ\text{C}}$	hustota při dvaceti stupních
T_g	teplota skleného přechodu
T_S	teplota měknutí
TEM	transmisní elektronová mikroskopie