Přehledné referáty

KOMPOZITNÍ MATERIÁLY UHLÍK-UHLÍK

KAREL BALÍK, PETR GLOGAR, MILAN HÁJEK, ALENA TOMANOVÁ

Ústav geotechniky ČSAV, V Holešovičkách 41, 182 09 Praha 8

Referát stručně uvádí přehled technologií výroby vláknových kompozitních materiálů uhlík-uhlík, diskutuje vlastnosti obou složek a jejich vliv na výsledné vlastnosti kompozitu a poukazuje na možnosti jeho použití.

ÚVOD

Pevnost většiny technických materiálů při tahovém namáhání je mnohokrát menší, než teoretická hodnota pevnosti vypočtená pro materiál s dokonalou mikrostrukturou. Pevnost reálného materiálu snižují především rozměrné trhliny a jiné vady orientované kolmo ke směru tahového namáhání. Ve srovnání s kompaktním (objemovým) materiálem se proto projevuje hlavní přednost tenkých vláken, a to jejich mnohem větší tahová pevnost ve směru délky, neboť větší příčné trhliny a poruchy se v nich nemohou vyskytnout.

Pro technické aplikace je třeba vlákna ukládat do vhodného materiálu, který vlákna spojuje, přenáší do nich namáhání a chrání je před poškozením při výrobě a vůči nepříznivým účinkům prostředí. Tak vznikají tzv. vláknové kompozitní materiály, tvořené vláknovou výztuží uloženou v méně pevné matrici. Vlastnosti těchto materiálů jsou zřetelně odlišné od vlastností jejich složek, nejsou však pouhým výsledkem směšovacího pravidla (synergické působení složek).

Významné místo mezi vláknovými kompozitními materiály zaujímají materiály tvořené uhlíkovými vlákny uloženými v uhlíkové matrici (tzv. kompozity uhlík-uhlík, C-C kompozity, CFRC – carbon fiber reinforced carbon). Tvoří logický závěr vývojové řady progresivních uhlíkových materiálů (pyrolytický uhlík, skelný uhlík, uhlíkové vlákno, kompozit uhlík – polymer [1, 2]). Mají příznivé mechanické vlastnosti a pseudoplastické chování, vysokou žárovzdornost při teplotách do 3000°C (ve vakuu či inertním prostředí) a odolnost vůči náhlým teplotním změnám, jsou elektricky vodivé, zcela kompatibilní s živou tkání, odolávají korozi neoxidujícími kyselinami, louhy, solemi a organickými rozpouštědly. Širší aplikace těchto materiálů dosud omezují dva výrazné nedostatky: složitá a nákladná výroba a malá odolnost vůči oxidaci již při teplotách nad 500°C.

PŘEHLED TECHNOLOGIÍ VÝROBY C-C KOMPOZITŮ

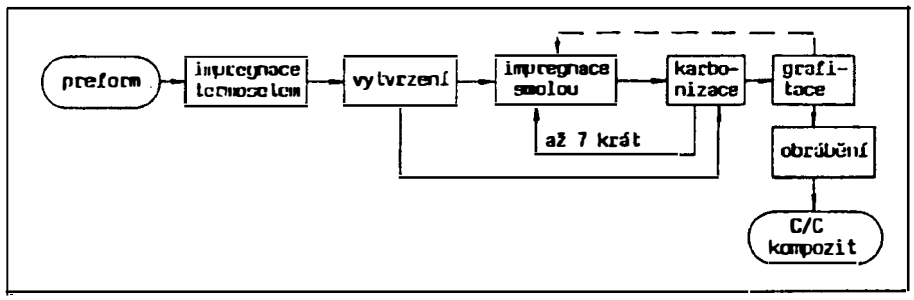
Klíčovým momentem výroby C-C kompozitů je vytvoření uhlíkové matrice, která co nejlépe vyplňuje mezivláknový prostor a má přitom požadované vlastnosti [2]. Je to vysoce kondenzovaný aromatický systém, který vzniká karbonizací vhodného prekurzoru: tvrditelných syntetických pryskyřic, černouhelných smol nebo těžkých ropných produktů. Na prekurzor jsou kladeny dva základní požadavky: dostatečně nízká viskozita a co nejvyšší výtěžek karbonizačního zbytku.

U prekurzoru typu smoly a ropných produktů jsou tyto požadavky protichůdné a vzájemně se prakticky vylučují. Proto – zejména u klasické technologie výroby C-C kompozitů – se dává přednost nízké viskozitě prekurzoru; výsledný nízký výtěžek uhlíkové matrice je nutno kompenzovat mnohonásobnou impregnací a rekarbonizací. Tato technologie vychází z trojrozměrného útvaru (preformu) z uhlíkových vláken, vytvořeného textilními postupy (tkaní, pletení). Preform se podrobí mnohonásobně opakované impregnaci prekurzorem matrice a následné karbonizaci podle schématu na obr. 1.

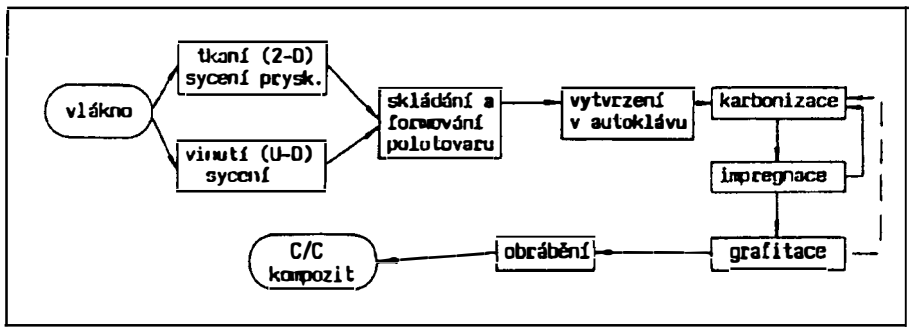
Aby se omezil vznik trhlin je rychlost zvyšování teploty při karbonizaci velmi nízká. Celý výrobní proces trvá až několik měsíců a cena těchto materiálů je velmi vysoká. Karbonizaci je možno urychlit zvýšením tlaku (až 200 MPa). Počet impregnačních kroků lze snížit nejen zvýšením tlaku, ale i oxidačním vytvrzením impregnovaného polotovaru či přídavky zvyšujícími výtěžek uhlíku ze smoly (zejména sírou).

Preform impregnovaný poprvé smolou se obtížně karbonizuje (počátek karbonizace smoly probíhá v kapalné fázi); proto se jeho první impregnace často provádí vhodnou syntetickou pryskyřicí. Takto vzniklý polotovar se nejdříve vytvrdí, čímž získá pevný tvar, načež se podrobí karbonizaci a následnému několikanásobnému procesu impregnace pryskyřicí nebo smolou a rekarbonizaci.

Je-li pojidlo vláken (prekurzor matrice) odlišné od impregnačního činidla, vzniká při rekarbonizaci třetí uhlíková fáze (druhá fáze uhlíkové matrice), která má zaplnit póry vzniklé smrštěním prekurzoru při jeho karbonizaci. Důležité je, aby se přitom póry vyplňovaly, ale neuzavíraly. Z tohoto hlediska je černouhelná



Obr. 1. Schéma klasické technologie výroby C-C kompozitu.



Obr. 2. Schéma prepregové technologie výroby C-C kompozitu.

smola lepším impregnantem než syntetické pryskyřice.

Zvláštním případem impregnace je vylučování pyrolytického uhlíku z plynné fáze (CVI). Teplota pyrolýzy použitého uhlovodíku musí přitom být co nejnižší, aby se pyrolytický uhlík usazoval na stěnách pórů v celém objemu impregnovaného tělesa. Uhlíková vrstva pak narůstá velmi pomalu a vyrobený materiál je drahý [3].

Novější technologií je příprava C-C kompozitu z prepregu (předimpregnovaného polotovaru), která je nejrozšířenějším způsobem výroby kompozitního materiálu uhlík-polymer (např. uhlíková vlákna v epoxidové matrici). Polotovarem je plošný útvar (lamina) rovnoběžně uložených vláken opatřených vhodnou mírně lepivou povrchovou vrstvou syntetické pryskyřice, případně dvojrozměrná tkanina z takto upravených vláken.

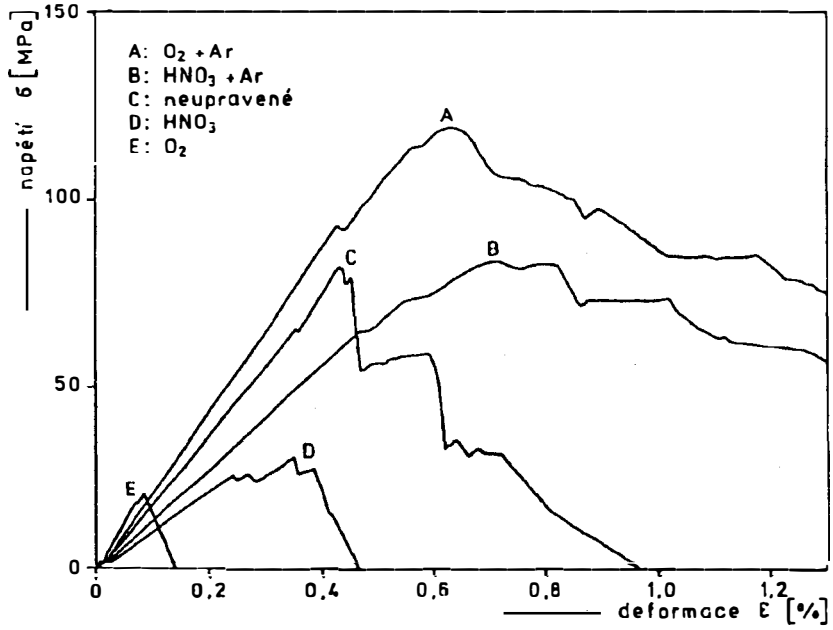
Výrobek se zhotoví skládáním různě orientovaných vrstev prepregu, případně tvarováním do formy, vytvrdí se v autoklávu a opakovaně impregnuje a karbonizuje – obr. 2. Zvláštním případem je použití prepregů ve tvaru prutů, jejichž prostorovým uspořádáním lze ovlivnit mechanické vlastnosti výrobku (vzniká však problém, jak vyplnit velké meziprutové prostory).

Ve snaze zlevnit výrobu C-C kompozitů jsou hledány nové metody, které by umožnily zjednodušení řetězce výrobních operací a tím zkrácení celého procesu přípravy. Většinou se orientují na použití speciálně upraveného prekurzoru matrice s vysokým výtěžkem uhlíku při karbonizaci, jehož sníženou penetrační schopnost obcházejí tím, že jej na vlákno či tkaninu nanášejí v práškové formě – např. elektroforézou. Tímto prekurzorem je buďto tepelně upravená smola nebo směs velmi jemně mletého koksu a pojidlové smoly [4, 5]. Karbonizace pak probíhá při lisování za horka (hot-press moulding).

UHLÍKOVÁ VLÁKNA A UHLÍKOVÁ MATRICE

Uhlíková vlákna (monofily) se vyrábějí karbonizací syntetických nebo přírodních vláken nebo tažením z organických prekurzorů (pryskyřic a smol). Pro použití v kompozitních materiálech je jejich nejvýznamnější vlastností vysoká pevnost v tahu a vysoká hodnota modulu pružnosti v tahu. Hlavní vliv na tyto vlastnosti má typ použitého prekurzoru a maximální teplota zpracování [6, 7, 8].

Tzv. vysokomodulová (HM) vlákna se vyrábějí z polyakrylonitrilu (PAN) při teplotách nad 2500°C a z mezofázových (texturně usměrněných) smol nad 1800°C. Modul pružnosti roste s maximální použitou



Obr. 3. Zatěžovací charakteristiky pro 2D kompozity s různě upravenými vlákny [18].

teplotou a dosahuje až 500 GPa. Ultravysokomodulová vlákna (UHM – až 800 GPa) lze získat z mezofázových smol při 2500°C. Vysokopevnostní vlákna (HT) se vyrábějí z PAN při 1400°C a dosahují meze pevnosti 4–7 GPa při modulu pružnosti 200–300 GPa [9].

Strukturu vlákna tvoří mikrofibrily orientované ve směru osy vlákna a složené ze vzájemně ne zcela uspořádaných monoatomových vrstev uhlíkových atomů (turbostratická struktura). Doplňují ji jehlovité póry, trhliny a mřížkové poruchy. Příčná struktura vláken může být rozmanitá v závislosti na prekurzoru, nejvíce uspořádaný bývá povrch vláken [10, 11]. Povrchová úprava vláken, ať oxidační či neoxidační, ovlivňuje adhezi vláken a matrice a lze ji využít k modifikaci mechanických vlastností kompozitu [12, 13, 14, 15, 16, 17].

Optimální zlepšení ohybové pevnosti kompozitu bylo dosaženo kombinací slabé chemické vazby vlákna k matrici s vazbou mechanickou, k čemuž vede povrchová úprava vlákna v kyslíkovém plasmatu následnovaná „zhojením" v plasmatu argonovém. Samotná úprava v kyslíkovém plasmatu je vhodná jen tehdy, je-li kladen důraz na vysokou pevnost v interlaminárním smyku [18] – viz obr. 3.

Jiným vhodným způsobem úpravy vláken se ukázalo být jeho povlečení speciální pryskyřicí, přetvořenou při tepelném zpracování v tenkou vrstvu opticky izotropního amorfního uhlíku. Ten brání vytvoření nežádoucí silné vazby vlákna s prekurzorem matrice.

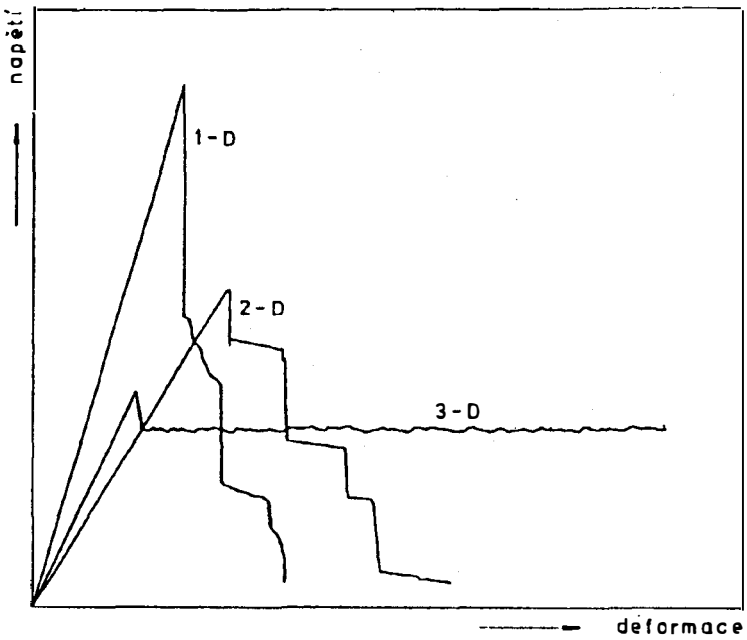
Volba prostorového uspořádání výztuže podléhá týmž principům jako u ostatních vláknových kompozitů [19, 20].

Obecným trendem konstrukce vláknového kompozitu je zvýšit pevnost a modul pružnosti ve směru největšího namáhání výrobku zvýšením objemového podílu vláken orientovaných v témže směru. Limitním případem je jednovrstvý, jednosměrný kompozit (lamina), který je základem pro konstrukci laminátů. Jeho extrémní anizotropie (vysoká tahová pevnost ve směru vláken a minimální ve směru příčném) může být i nevýhodou a jednou z příčin katastrofického (křehkého) selhání materiálu. Při použití dvousměrné výztuže (např. tkaniny nebo kombinace různě orientovaných lamin) se sníží anizotropie i náchylnost ke křehkému lomu, současně ale klesne i tahová pevnost – viz obr. 4.

Výztuž je tvořena pramenci vláken obsahujícími 1000–12 000 tzv. monofilů, tj. vláken o průměru 5–13 μm.

Morfologie a textura matrice závisí na typu použitého prekurzoru, na způsobu jeho aplikace, na prostorovém uspořádání matrice a na počtu cyklů impregnace – rekarbonizace.

Při použití pryskyřice se jako matrice vytvoří skelný uhlík [21], který je amorfní, s nízkou objemovou hmotností (1,3–1,5 g.cm^{-3}) a negrafitovatelný. Běžně se používají fenolické pryskyřice, vyšších výtěžků pevného zbytku po karbonizaci bylo dosaženo s polyfenylenacetylenovou a polyimidovou pryskyřicí [2].



Obr. 4. Zatěžovací charakteristiky C-C kompozitů s odlišným prostorovým uspořádáním výztuže [2].

Smoly s velkým výtěžkem uhlíku jsou dobře grafitovatelné a matrice má vysokou hustotu (2,0 g.cm^{-3}). Při ukládání matrice z plynné fáze (CVD-CVI) vzniká pyrolytický uhlík, jehož krystalická struktura je silně ovlivněna procesními podmínkami. Krystality jsou málo uspořádané (turbostratická struktura), objemová hmotnost je asi 1,8–1,9 g.cm^{-3}.

V případě kompozitu připraveného klasickou technologií z vláken na bázi PAN uložených v matrici z fenolické pryskyřice a při impregnaci smolou lze rozlišit řadu vývojových stadií matrice [22].

Po první karbonizaci se pryskyřice přetvoří na skelný uhlík (kulové částice o průměru asi 1 μm se slabou adhezí k vláknům), který v blízkosti vláken vytváří náhodně orientovanou zrnitou strukturu. Po následujících impregnačních cyklech smolou vzniká mezofáze (nejdříve kulové útvary, které se později slévají). V dalších cyklech impregnace – karbonizace se všechny jmenované struktury postupně mění na vločkovou strukturu, která posléze zaujímá většinu prostoru matrice. Kolem vláken se vytváří lamelární obal, který je dobře grafitovatelný a při grafitačních cyklech se štěpí do podélných vloček.

Dosáhne-li se žádané, poměrně slabé interakce vláken s matricí, má to i další příznivý vliv na výslednou pevnost C-C kompozitu. Nevyhnutelné smrštění prekurzoru matrice během karbonizace totiž v takovém případě probíhá odděleně od systému vláken, příčné smrštění kompozitu jako celku je poměrně malé a vzniklé póry obklopující vlákna umožňují při opakované impregnaci zvýšit hustotu a ohybovou pevnost materiálu.

Jiným příznivým důsledkem je omezení tvorby příčných trhlin v matrici, které nastává během karbonizace při silném ukotvení vláken.

Na výsledné vlastnosti kompozitního materiálu má vliv i způsob tepelného zpracování. Následuje-li např. po každé karbonizaci i grafitace, je vliv impregnačních a karbonizačních cyklů na zvýšení ohybové pevnosti a objemové hustoty kompozitu výraznější. To je zřejmě důsledkem nově otevíraných mikrotrhlin, které se při následující impregnaci zaplňují a zpevňují kompozit. Naopak: grafitace následující po poslední karbonizaci podstatně snižuje ohybovou pevnost i hustotu materiálu [2].

VLASTNOSTI C-C KOMPOZITNÍCH MATERIÁLŮ

C-C kompozitní materiál spojuje typické přednosti vláknových kompozitů (vysoká tahová pevnost, lomová houževnatost, široce ovlivnitelná anizotropie mechanických vlastností) s charakteristickými vlastnostmi uhlíkových materiálů (vysokoteplotní odolnost s výjimkou oxidačního prostředí, dobrá tepelná a elektrická vodivost, malá tepelná roztažnost, chemická odolnost a biokompatibilita (tabulka I) [23].

Velmi důležitá mechanická vlastnost materiálu, totiž způsob a mechanismus jeho porušení při nadměrném namáhání, je u vláknových kompozitů silně ovlivněna intenzitou vzájemného působení mezi vláknovou výztuží a matricí. Ta rozhoduje o tom, zda

Tabulka I

Základní vlastnosti dvousměrných (2D) kompozitů firmy SIGRI [23]

Hustota ($g.cm^{-3}$)	1,40–1,60
Porosita (%)	15–20
Modul pružnosti (GPa)	20–120
Pevnost v tahu (MPa)	140–300
Pevnost ve smyku (MPa)	10–15
Pevnost v ohybu (MPa)	110–400
Tepelná vodivost ($W\ m^{-1}K^{-1}$)	5–50
Měrný elektrický odpor ($10^{-5}\Omega m$)	30–40

porušení kompozitního materiálu má charakter katastrofického selhání (křehkého lomu), nebo naopak příznivějšího postupného poškození (pseudoplastického chování) [24].

Obě fáze C-C kompozitu, tj. vlákna i matrice, jsou křehké, tj. připouštějí jen malou deformaci do porušení. Mezní deformace je u uhlíkové matrice dokonce menší než u uhlíkového vlákna, takže k porušení kompozitu by teoreticky mělo dojít selháním málo pevné matrice již při zatížení mnohem menším, než odpovídá pevnosti vláken. Ve skutečnosti ale lze u C-C kompozitů využít z pevnosti vláken velmi podstatnou část (až asi 80%), pokud vlákna nejsou do matrice ukotvena příliš pevně. Za těchto podmínek je totiž možné, aby se vlákna z porušené matrice „povytahovala" (pull-out) a nesla dále zatížení materiálu [25]. Postupné oddělování vláken a matrice je disipativní proces, který brání katastrofickému šíření trhliny. Naopak, při silné vzájemné vazbě vláken a matrice může trhlina z matrice pokračovat napříč svazkem a způsobit křehký lom materiálu.

C-C kompozity jsou málo odolné vůči působení kyslíku a oxidují už při 500–520°C. Rychlost oxidace a vzněcovací teplota závisí na rychlosti proudění plynu, geometrii vláknové výztuže a velikosti aktivního povrchu. Reaktivita se mění v příčném průřezu vzorku, směrem k povrchu roste. Odolnost se zlepšuje při pravidelném uložení vlákna (výhodná je trojsměrná struktura výztuže).

Ke zlepšení odolnosti C-C kompozitů vůči oxidaci se používá řada metod: při impregnaci se do smoly přidává rozemletý SiC nebo amorfní křemík, který na povrchu pórů vytváří SiC. Dále lze vylučovat SiC z plynné fáze technikou CVD nebo použít kapalné impregnace organokřemičitými látkami. K povlékání se používá také ZrC, TiC, NbC a Cr.

POUŽITÍ C-C KOMPOZITŮ

Při aplikacích jsou prakticky využívány všechny výrazné vlastnosti C-C kompozitů: žárovzdornost v neoxidační atmosféře, příznivé mechanické vlastnosti při nízké hmotnosti, možnost jejich přizpůsobení předpokládanému způsobu namáhání („šití na míru") a pseudoplasticita. V případě použití v lékařství též vynikají biokompatibilita, chemická inertnost, sterilizovatelnost a dobré tribologické vlastnosti [26].

Jako žárovzdorné konstrukční materiály byly C-C kompozity použity nejprve v kosmické a vojenské technice, nyní jsou též používány jako části výměníků tepla a vysokoteplotních turbin v jaderné technice, jako topné elementy v pecích a reaktorech různých oborů, lisovací a odlévací formy v metalurgii apod. [2].

Ve strojírenství jsou z C-C kompozitů vyráběny písty a ojnice automobilových motorů a vnější prstence lopatek plynových turbin. Nové předpisy omezující použití azbestu jsou příčinou aplikace C-C kompozitů jako brzdových elementů u letadel a závodních vozů [27]. Odolnost proti většině chemikálií umožňuje použití tohoto materiálu v poměrně malé tloušťce pro konstrukci různých výměníků tepla a chemických zařízení. V čistících stanicích odpadních plynů a vod je lze použít bez ochranných nátěrů, neboť na rozdíl od C-P kompozitů (uhlíkových vláken v polymerní matrici) nedochází k vymývání materiálu matrice [2].

V medicíně byly koncem sedmdesátých let publikovány možnosti použití C-C kompozitů jako čepů v konstrukci srdeční chlopně [28] a celkové endoprotézy kyčelního kloubu [29], která vykazuje vysokou únavovou pevnost.

Kompozity připravené impregnací uhlíkového papíru a rohoží pyrolytickým uhlíkem jsou zkoušeny jako náhrady zubních kořenů a vykazují vysokou pevnost v tlaku [30].

Výhodou C-C kompozitů jako náhrad kostí a dlah je zejména okolnost, že – na rozdíl od kompozitů C-P – nedochází k vyplavování matrice do tkáně a proto není nutná reoperace (vyjmutí implantátu).

Všechny zkoušky C-C kompozitů jako biomateriálu jsou zatím v preklinickém stádiu, v případě pozitivních výsledků lze očekávat jejich klinické použití za 1 až 2 roky [26].

ZÁVĚR

Kompozitní materiály uhlík-uhlík patří do velké rodiny kompozitních materiálů, jejichž výzkum probíhá intenzívně prakticky po celém světě. V případě kompozitů uhlík-uhlík dominují dvě snahy výzkumných týmů: zvýšení žárovzdornosti a zlevnění výroby. Zatímco první směr výzkumu nalézá uplatnění svých výsledků zejména v kosmické technice, zdá se, že snaha o zlevnění a zjednodušení technologie nabízí široké pole působnosti i pro československé odborníky.

Literatura

[1] Buckley J.: Ceramic Bulletin *67*, 364 (1988).

[2] Fitzer E.: Carbon *25*, 163 (1987).
[3] Materials in Aerospace, Royal Aeronaut. Soc. 1, 138 (1986).
[4] Sakagami S.: Proc. Ist Jap. Int. SAMPE Symp. 1166 (1989).
[5] Nakagawa T.: Proc. Ist Jap. Int. SAMPE Symp. 1181 (1989).
[6] Serin V., Fourmhoux R., Kihn Y., Sevely J.: Carbon *28*, 573 (1990).
[7] Daumit G. P.: Carbon *27*, 759 (1989).
[8] Fitzer E. v knize: *Carbon Fibres and their Composites*, str. 4–43. Springer Verlag, Berlin 1985.
[9] Fitzer E.: Carbon *27*, 621 (1989).
[10] Baldrián J., Pleštil J.: Zpráva ÚMCH ČSAV (1974).
[11] Diefendorf R. J.: ASML – Technical Report I, II, 72 (1973).
[12] Kalinin I. L., Jäger H. v knize: *Carbon Fibres and their Composites*, str. 63–67. Springer Verlag, Berlin 1985.
[13] US patent 3 634 220 (1972).
[14] US patent 3 476 703 (1969).
[15] US patent 3 791 890 (1974).
[16] Goan J. C., et al.: Proc. Ann. Tech. Conf. of RP/Composites Inst., 27, 21-E (1972).
[17] Pinichin D. J., Woodhams R. T.: J Mat. Sci. *9*, 300 (1974).
[18] Kowbel W., Shan C. H.: Carbon *28*, 287 (1990).
[19] Agarwal B. D., Broutman C. J.: *Vláknové kompozity*. SNTL Praha 1987.
[20] Sun C. T.: Carbon *27*, 679 (1989).
[21] Yamada S., Sato H., Ishii T.: Carbon *2*, 253 (1964).
[22] Weisshaus H., Kenig S., Kastner E., Siegman A.: Carbon *28*, 125 (1990).
[23] SIGRI, firemní prospekt 1984.
[24] Seh-Min Oh, Jai-Young Lee: Carbon *27*, 423 (1989).
[25] Hüttner W.: Z. F. Werkstofftechnik 16, 430 (1985).
[26] Hüttner W., Claes L. E.: *Carbon Fibres Filaments and Composites*, Kluwer Academie Publishers 1990.
[27] Gkogkidis A.: Disertační práce, Universität Karlsruhe 1986.
[28] Jenkins G. M., de Carvolo F. X.: Carbon *15*, 33 (1977).
[29] Brückmann H.: Disertační práce, Universität Karlsruhe 1979.
[30] Kojima A., Otani S., Iwata T., Yanagisawa S., Sairenji E.: Carbon *22*, 47 (1984).

Recenze knih

ADVANCES IN EPITAXY AND ENDOTAXY (Pokroky v epitaxii a endotaxii). Redaktoři: H. G. Schneider, V. Ruth, T. Kormány, Akadémiai Kiadó, Budapest 1990. 460 str. včetně obrázků.

Kniha pojednává o dvou technikách, které jsou v poslední době v popředí zájmu výzkumu a vývoje konstrukčních materiálů. Je to příprava tzv. „vlastních kompozitů" a příprava epitaxních monokrystalických vrstev. Vlastní kompozity jsou materiály, vznikající buď tuhnutím eutektických tavenin nebo eutektoidní přeměnou ve dvou nebo vícesložkových systémech. Prostorové uspořádání, které v takovém materiálu pak zaujímají jednotlivé fáze, tj. mikrostruktura materiálu, má obvykle lamelární nebo fibrilární charakter. Vhodnou technologií, tj. řízením fázové transformace, lze dosáhnout preferenční orientaci vláken či lamel a takové materiály mají pak velmi výhodné vlastnosti z hlediska možnosti užití v praxi. Krystalické fáze v tomto materiálu mají dokonalou strukturu a snadno lze tak připravit i fáze nestabilní. To jsou velké výhody spojené s touto technikou přípravy a lze se právem domnívat, že se v budoucnosti podaří připravit touto technikou i materiály, které budou vykazovat vlastnosti zcela nové. Této tématice je věnována prvá část knihy, která přináší teoretický základ vycházející jednak z poznání mechanismu a kinetiky eutektické krystalizace, jednak z poznání vztahů mezi mikrostrukturou materiálů a jejich makroskopickými vlastnostmi. Současný stav názorů na eutektickou krystalizaci přehledně zpracoval V. Ruth z univerzity v Oldenburgu (SRN). Teorii vlastností směsí fází s lamelární a fybrilární mikrostrukturou popsali H. D. Langer, U. Broehl a J. Fruehauf z Vysoké školy technické v Karl-Marx-Stadt (SRN).

Druhá část knihy, jejímiž autory jsou L. Ickert z Humboldtovy univerzity v Berlíně a H. G. Schneider z VEB Galvanotechnik v Lipsku (SRN) se zabývá epitaxním růstem monokrystalických vrstev. Vychází z termodynamických základů epitaxe, pojednává o nukleaci při homo- a heteroepitaxi, o mechanizmu růstu vrstev, o úloze fázových rozhraní, a také o metodice přípravy vrstev.

Kniha seznamuje čtenáře s nejvýznamnějšími poznatky z této nové vědní oblasti a zaujme pracovníky zabývající se výzkumem a vývojem nových konstrukčních anorganických materiálů kovových i nekovových.

V. Šatava