

## VÝHODY A NEVÝHODY SPRACOVANIA POVRCHU OCELÍ TENIFEROVANÍM A NITRIDÁCIOU V PLYNOCH

### VIKTOR ZÁBAVNÍK

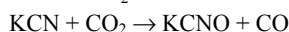
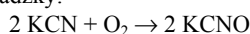
Katedra náuky o materiáloch, Hutnícka fakulta, Technická Univerzita Košice, Letná 9, 042 00 Košice, Slovenská republika  
Viktor.zabavnik@tuke.sk,

Kľúčové slová: nitridácie, teniferovanie, tvrdosť

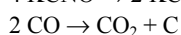
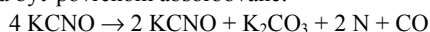
### 1. Úvod

Teniferovaním sa nazýva proces nitridácie pri 570 °C v prevzdušňovaných kyanid-kyanatanových kúpeľoch v titanovom kelímku. Podľa tvrdenia autorov tohto patentovaného procesu<sup>1</sup> a radu iných publikácií, citovaných v<sup>2</sup>, umožňuje zvýšiť rýchlosť rastu hrúbky povrchovej zlúčeninovej vrstvy ε-fázy 2,5 až 3krát, ako aj difúznej vrstvy α-fázy pod ňou v porovnaní s nasycovaním v neprevzdušňovaných kúpeľoch, resp. v plynoch. Vytvorená vrstva ε-fázy zaisťuje vysokú odolnosť povrchu proti adhezívnemu opotrebeniu. Vrstva α-fázy zvyšuje odolnosť proti únavovému namáhaniu.

Pri klasickom procese nitridácie v kyanid-kyanatanových kúpeľoch ich aktívna zložka – kyanatan vzniká neregulovane oxidáciou povrchu kúpeľa pri styku so vzduchom v priebehu prevádzky:



Kyanatan adsorbovaný povrchom vsádzky termicky disociuje za vzniku aktívnych atómov dusíka a uhlíka, ktoré môžu byť povrchom absorbované:



Povrch ocele sa nasycuje dusíkom, uhlíkom, ale aj kyslíkom pri novej reakcii CO<sub>2</sub> s povrchom. Vo vrstve ε-fázy ostáva okrem dusíka absorbovaný všetok uhlík a kyslík. Do vrstvy α-fázy pod ňou difunduje len dusík.

Ovládaným nepretržitým prevzdušňovaním kúpeľa pri teniferovaní sa udržuje vysoký obsah aktívnej zložky – kyanatanov (cca 45 %), vysoká rýchlosť ich termickej disociácie a absorpcie atómov N a C nasycovaným povrchom. Zväčší sa koncentračný spád N v nasycovanej vrstve, v porovnaní s nasycovaním v neprevzdušňovaných kúpeľoch a tým aj rýchlosť jej rastu. K tejto prispieva v nemalej miere aj pomerne vysoká teplota teniferovania 570 °C (pri klasických procesoch v plynoch a v soľných kúpeľoch cca 500 °C).

Používaním titanového kelímku sa podľa publikovaných údajov zníži obsah železa v kúpeli z 0,7 % na 0,1 %, čo údajne znižuje poréznosť vrstvy ε-fázy zo 70 % jej hrúbky na 10 až 20 % a tým aj jej krehkosť.

### 2. Materiál a metodika experimentu

Ako experimentálny materiál boli použité ocele ozn. 1.7766 (15 330), 38Ch2MJuA (15 340), X32CrMoV3-3

(19 541), ktoré boli nitridované povrchovo sýtené: a, v plynch pri teplote 565 °C, čas sýtenia bol 60, 120 a 240 min, resp. b, v kúpeli kyanid-kyanatan (teniferovanie) za analogických podmienok ako v plynch. Mikrotvrdosť a hrúbka nitridovanej vrstvy bola meraná Vickersovou metódou pri zaťažení 50 g.

### 3. Experimentálne výsledky a ich rozbor

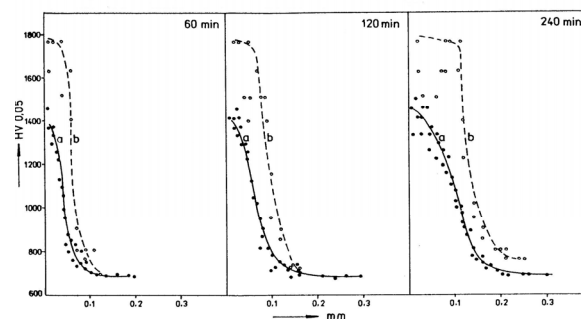
Výsledky nášho výskumu na celom rade konštrukčných a nástrojových ocelí vyvrátili tvrdenia o vyššej rýchlosti rastu oboch zložiek nitridovanej vrstvy pri teniferovaní, v porovnaní s nitridáciou v plynch, pozri obr. 1 až obr. 3 a tab. I.

Pri rovnakej teplote nasycovania 565 ± 5 °C a časoch zotrvania na teplote: 60 až 240 min, je hrúbka zlúčeninovej vrstvy ε-fázy a difúznej vrstvy α-fázy pri nitridácii v plynch (aktívna zložka NH<sub>3</sub>) vždy väčšia, ako pri nitridácii procesom tenifer. Autori propagujúci teniferovanie pri 570 °C dospeli k opísanému omylu porovnaním vlastných výsledkov meraní

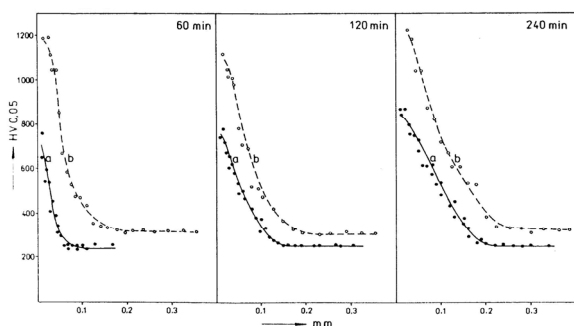
Tabuľka I

Hrúbka ε-fázy po nitridácii v plynch a teniferovaní<sup>3</sup>

Oceľ	čas nasycovania [min]	hrúbka vrstvy ε-fázy [mm]	hrúbka po teniferovaní v plynch [mm]
X32CrMoV3-3	60	0,001	0,003
	120	0,005	0,013
	240	0,010	0,016
1.7766	60	0,001	0,005
	120	0,004	0,011
	240	0,010	0,014
38Ch2MJuA	60	0,001	0,004
	120	0,004	0,008
	240	0,008	0,012



Obr. 1. Priebeh tvrdosti nitridovanej vrstvy pri teplote 565 °C mat. 19541



Obr. 2. Priebek tvrdosti nitridovanej vrstvy pri teplote 565 °C mat. 15 340

s publikovanými výsledkami nitridácie v plynoch pri obvyklých a zaužívaných teplotách 490 až 500 °C. K ich omylu mohli pomôcť aj komerčné záujmy.

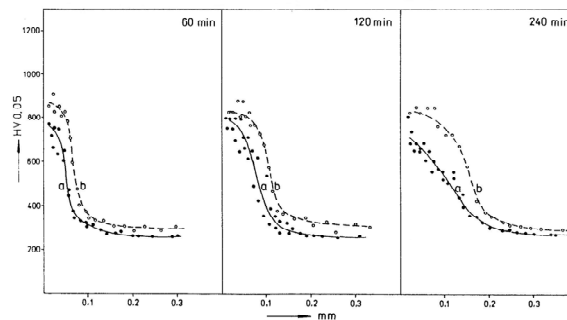
Proces teniferovania sa veľmi rýchlo zaviedol v celom rade štátov a využíva sa aj v súčasnosti. Vlastník patentu vyrábala a dodával kompletne zariadenie pre realizáciu patentu.

Medzi výhodami patentu teniferovania sa uvádza podstatne rýchlejší rast nitridovanej vrstvy, ako pri klasickej nitridácii v soliach a v atmosfére  $\text{NH}_3$  a tým skrátenie procesu chemicko-tepelného spracovania, väčšia hrúbka povrchovej zlučeninovej vrstvy  $\epsilon$ -fázy a tým možnosť jej dodatočného leštenia, nižšia krehkosť  $\epsilon$ -fázy, vyššia odolnosť nitridovanej ocele proti únave po odporúčanom rýchlom ochladení po vybratí z kúpeľa, lepšia operatívnosť napríklad presné minútové zotrvanie detailu na teplote po ponorení do kúpeľa napríklad u rezných nástrojov.

Medzi nevýhody teniferovania, ktoré sa obvykle neuvádzajú, môžeme zaradiť:

- používanie prudko jedovatých solí a náklady na likvidáciu kyanidového odpadu,
- naleptávanie povrchu vsádzky soľným kúpeľom s predĺžovaním času zotrvania v kúpeli a tým zvýšenie drsnosti povrchu,
- prípustný čas zotrvania vsádzky v kúpeli je maximálne 4 hodiny pre poškodzovanie povrchu naleptávaním kúpeľom. Tým je obmedzená aj maximálna dosiahnuteľná hrúbka nitridovanej vrstvy pri teniferovaní,
- obmedzená výrobnosť nitridačných kúpeľov prípustným stúpnutím hladiny soľného kúpeľa po založení vsádzky,
- potreba predohrevu vsádzky vo vzdušnej peci pre odstránenie prípadnej vlhkosti pred ponorením do kúpeľa,
- náklady na predohrievaciu pec, na stavbu a prevádzku neutralizačnej stanice pre likvidáciu kyanidového odpadu, náklady na kompresorovú stanicu, hlučnosť jej prevádzky pri prevzdušňovaní kúpeľov.

Dvojstupňovým procesom nitridácie v  $\text{NH}_3$  a difúzneho žihania<sup>4</sup> v  $\text{N}_2$ , je možné dosahovať kvalitnejšie nitridované vrstvy v plynoch ako pri teniferovaní, bez obmedzenia jej hrúbky a bez zvýšenia drsnosti povrchu. Dusíková atmosféra v závere procesu umožňuje v prípade potreby okamžité otvorenie pece a rýchle ochladenie vsádzky.



Obr. 3. Priebek tvrdosti nitridovanej vrstvy pri teplote 565 °C mat. 19 330

Je potrebné zdôrazniť, že na hrúbku oboch zložiek nitridovanej vrstvy ( $\epsilon$  aj  $\alpha$  fázy) výrazne vplýva aj legovanosť ocele. V praxi by sa teda mali nitridovať na jednu predpísanú hrúbku  $\epsilon$  fázy v jednej vsádzke výrobky len z jedného druhu ocele (resp. ocele blízkeho zloženia). Ďalej je potrebné presne dodržiavať celý predpísaný teplotný cyklus nitridácie, čo si vyžaduje prísnu technologickú disciplínu. Ďalej je potrebné poznať kinetiku rastu povrchovej vrstvy  $\epsilon$  fázy, resp. pri hrubších vrstvách kinetiku rozvoja jej siete v  $\alpha$  fáze pri používaných oceliach. Len so znalosťou týchto faktorov predpisovať konkrétne technologické parametre nitridácie a difúzneho žihania pre danú vsádzku a presne ich dodržiavať. Na našej katedre aj v súčasnosti nahradzujeme na požiadanie objednávateľa proces teniferovania nitridáciou s difúznym žiháním v plynoch.

#### LITERATÚRA

1. Müller J.: *Nitriding process and saltmixture, patent 245753*. Commonwealth of Australia 245753, 1963.
2. Zábavník V, Buršák M.: *Materiál, tepelné spracovania kontrola kvality*. HF-TU-Košice, 2009.
3. Zábavník V.: *Differences in nitridation of steels in air blayted salt baths and in gases*. Zborník vedeckých prác VŠT v Košiciach 177 (1991).
4. Zábavník V.: *Spôsob povrchovej úpravy*. Čsl. pat. 147675, 1972.

V. Zábavník (Department of Material Science, Faculty of Metallurgy, TU of Košice, Slovakia): **Advantages and Disadvantages of The Steel Surface Adhancing by The Technology of Teniferination and Nitridation**

Aim of this paper is the anhamement of the steel surface with the technology of nitridation and teniferisation, advantages and disadvantages and the comparison of these two technologies.

## MECHANICAL AND ELECTRICAL PROPERTIES OF $\text{Al}_2\text{O}_3$ -CNT NANOCOMPOSITES

**VIKTOR PUCHY<sup>a</sup>, JÁN DUSZA<sup>a</sup>, PAVOL HVIZDOŠ<sup>a</sup>, FAWAD INAM<sup>b</sup>, MICHAEL J. REECE<sup>b</sup>**

<sup>a</sup> Institute of Materials Research, Slovak Academy of Sciences, Watsonova 47, 043 53 Košice, Slovakia, <sup>b</sup> Centre for Materials Research and School of Engineering and Materials Science, Queen Mary, University of London, Mile End Road, London E1 4NS, UK  
vpuchy@imr.saske.sk

Keywords: electrical conductivity, indentation toughness, nanocomposite, carbon nanotube, carbon black

### 1. Introduction

In the last few years new ceramic/carbon nanotube composites have been developed and a number of authors reported improved mechanical, electrical and thermal properties in the case of these composites compared to the monolithic ones<sup>1</sup>. According to the results, reinforcing by CNTs in many cases improved the fracture toughness of alumina due to bridging of the crack surfaces by CNTs during the crack propagation and by CNT pullout mechanism, which strongly depends on the interfacial bonding between CNTs and the matrix. Such a toughening, however is not evident and was not proved in all experiments<sup>2</sup>.

The positive effect of the carbon nanotubes on electrical conductivity of polymer materials due to the percolation of CNT is widely expected, however only a few authors reported improved electrical conductivity of CNT–ceramic composites<sup>3–5</sup>. The electrical conductivity of CNT–ceramic nanocomposites is highly dependent on many factors, for example CNT content, distribution of CNTs, bulk density and sintering conditions.

The aim of the present work is to study the effect of addition of carbon nanotubes and carbon black on the indentation toughness and electrical conductivity of alumina-CNT and alumina-carbon black (CB) nanocomposites.

### 2. Experimental materials and methods

The experimental materials were prepared by spark plasma sintering at the Queen Mary, University of London, UK<sup>5</sup>.

The microstructure and fracture surfaces of the investigated materials were studied using scanning electron microscopy (SEM). The electrical conductivity ( $\sigma$ ) of monolithic and composite materials was measured at ambient temperature using a two-point probe setup, carried out on a precision impedance analyzer Agilent 4294A. The used frequency was in the range from 40 Hz to 40 kHz.

A schematic of the two-point probe configuration used for the electrical conductivity measurements is shown in Fig. 1. The common equations were used for calculation of the electrical resistivity and conductivity of samples from resistive material with electrical contacts on both ends. The electrical resistivity  $\rho$  (rho) of a material is given by:

$$\rho = R \cdot \frac{A}{l} \quad (1)$$

where  $\rho$  is the static resistivity (measured in  $\Omega\text{m}$ ),  $R$  is the electrical resistance of a uniform specimen of the material (measured in  $\Omega$ ),  $l$  is the length of the piece of material (measured in m),  $A$  is the cross-sectional area of the specimen (measured in square metres,  $\text{m}^2$ ). Conductivity is the reciprocal (inverse) quantity of electrical resistivity  $\rho$ , and has the SI units of siemens per metre ( $\text{S m}^{-1}$ ):

$$\sigma = \frac{1}{\rho} \quad (2)$$

Indentation fracture toughness test was performed at loads of 50 and 100 N using a Vickers indenter. The calculation of the fracture toughness was made using the Anstis equation:

$$K_{IC} = 0.016 \cdot \left( \frac{E}{H} \right)^{\frac{1}{2}} \cdot \left( \frac{P}{c^{\frac{3}{2}}} \right) \quad (3)$$

where  $E$  is the modul of elasticity,  $H$  is the hardness and  $c$  the radial crack length generated by Vickers's indentation. At least 10 indentation have been made for all investigated materials. The grain size was measured on polished/etched surface using standard statistical methods and the fracture surface of specimens was studied using macro and microfractography.

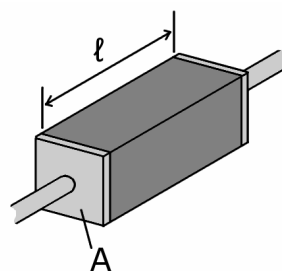


Fig. 1. Scheme of the two-point electrical conductivity measurement

### 3. Results and Discussion

The microstructure of the monolithic  $\text{Al}_2\text{O}_3$  consists of relatively large, micron sized grains with randomly distributed

submicrometric sized pores, located at the grain boundaries, Fig. 2a. The grain size of the matrix is lower in the  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 2\%$  CB composite and even lower in the  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 5\%$  CB composite, Fig. 4a,b. Relatively large numbers of CNF clusters were observed on the polished and fracture surfaces of the  $\text{Al}_2\text{O}_3 + 3.5\%$  CNT composites, Fig. 2b. This material has even finer matrix with relatively well distributed carbon nanotubes with diameter of several nanometers and with very high aspect ratio. The smaller matrix grain size in the composite suggests that the carbon black and the CNTs hinder the grain growth during the sintering.

The CNTs in the  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -CNT composite were located mainly in the intergranular places and were well attached to the alumina grains.

The indentation toughness of monolithic alumina is approximately  $3.24 \text{ MPa m}^{1/2}$ , which is comparable to similar materials in the literature. The addition of 2% carbon black increased the indentation toughness, but after increasing to 5% the indentation toughness decreased to the similar level as of the monolithic material. The addition of 5% CNTs increased the indentation toughness up to  $4.14 \text{ MPa m}^{1/2}$  which is the highest value obtained for the materials investigated.

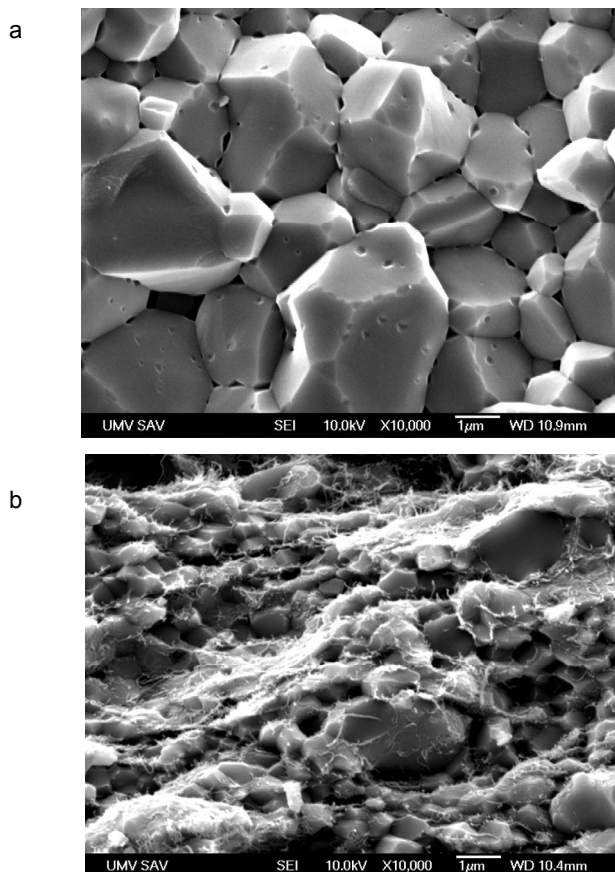


Fig. 2. Fracture surfaces of monolithic  $\text{Al}_2\text{O}_3$  sintered at  $1800\text{ °C}$  for 3 min under a pressure of 100 MPa (a) and alumina–3.5 wt.% CNT nanocomposite sintered at  $1800\text{ °C}$  for 3 min under a pressure of 100 MPa (b)

In Tab. I the room-temperature electrical conductivity of the investigated materials is illustrated. The electrical conductivity increased significantly from a very low value (the exact value of the monolithic alumina was not possible to measure because of the limitations of our measurement equipment) to the maximum value of 140 S/m for the composite with 10 wt.% of CNTs. The electrical conductivity of the composites with CNTs in all cases is higher compared to that of the materials with carbon black. It was found that the size and shape of the mixed carbon black additives resulted in a very limited graphite particle connection in the matrix, which resulted in the low electrical conductivity, Fig. 3. So the aim of the next experiments is the formation of chains of conducting carbon black at the grain boundaries, which increases the electrical conductivity of the composite, thanks to the percolation threshold.

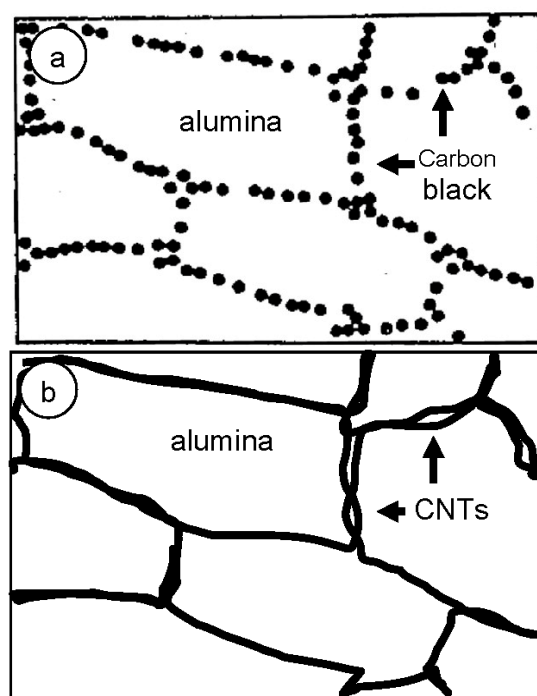


Fig. 3. Scheme of the microstructure of ceramic composite with carbon black (a) and CNTs (b)

Inam et al.<sup>5</sup> measured the electrical conductivity of the same materials as in the present contribution and found higher values in comparison to our results. It seems that the results of the electrical conductivity strongly depends on used measurements methods. The used cooper plates  $3\text{ mm} \times 3\text{ mm}$  electrodes in our experiment in comparison with the used silvered samples by Inam et al. results in significant differences<sup>5</sup>.

Well-dispersed CNT-reinforced  $\text{Al}_2\text{O}_3$  nanocomposites have been recently prepared with reasonably high density using hot pressing<sup>6</sup>. According to the results 2 wt.% of CNT addition increased the hardness, flexural strength and fracture toughness of nanocomposites (from 3 to  $4.3 \text{ MPa m}^{1/2}$ ), however further CNT addition up to 5 wt.% slightly decreased the

Table I  
Indentation toughness, grain size and electrical conductivity of investigated materials

Sample	Grain size [nm]	$K_{IC}$ [ $\text{MPa m}^{1/2}$ ]	El. conduct. [S/m]
$\text{Al}_2\text{O}_3$	1802±339	3.24 ± 0.15	–
$\text{Al}_2\text{O}_3+2\%\text{CNT}$	–	–	27,2±0,5
$\text{Al}_2\text{O}_3+3,5\%\text{CNT}$	–	–	73,9±4,5
$\text{Al}_2\text{O}_3+5\%\text{CNT}$	383±45	4.14 ± 0.62	90,5±4,8
$\text{Al}_2\text{O}_3+10\%\text{CNT}$	–	–	139,6±20,1
$\text{Al}_2\text{O}_3+2\%\text{CB}$	1065±120	3.84 ± 0.5	3,8±0,3
$\text{Al}_2\text{O}_3+5\%\text{CB}$	536±61	3.44 ± 0.25	8,5±0,1

hardness, reduced the flexural strength but improved the toughness up to  $4.5 \text{ MPa m}^{1/2}$ . The increase in toughness is believed to be associated with the strong interface connections between the CNT and the matrix, resulting in pullout resistance, bridged the crack gaps and hindered the crack propagation by exploiting CNTs elasticity, leading to improved fracture toughness.

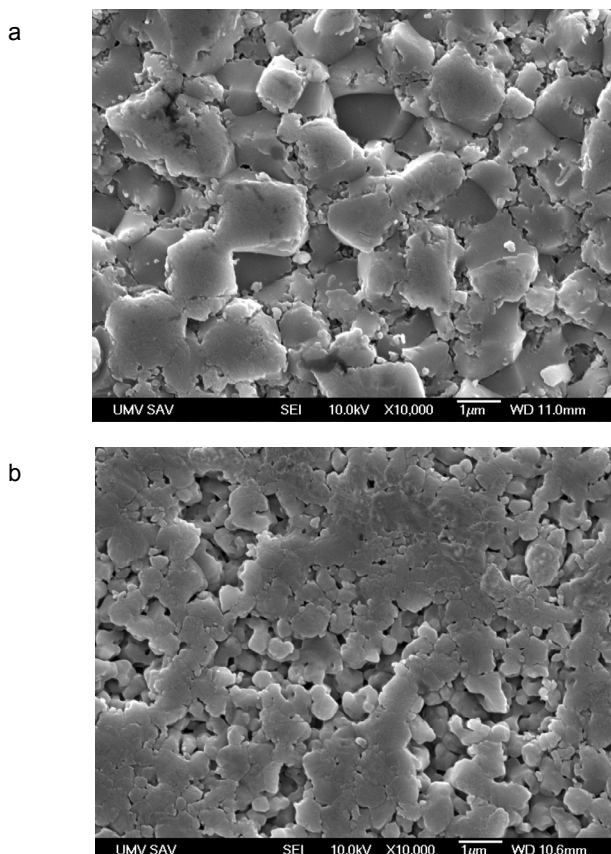


Fig. 4. SEM images of polished surfaces of alumina–2 wt.% carbon black nanocomposite (a) and of alumina–5 wt.% carbon black nanocomposite. Polishing plucked out agglomerates of carbon black from the surfaces (b)

Fractography of the fracture surfaces of the composites revealed carbon based “bridges” between the alumina grains, which probably in the case of  $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{CNT}$  composite are strong enough to increase the resistance against the crack propagation. These results are in good agreement with the results of recent investigations<sup>6</sup>.

#### 4. Conclusion

The effect of addition of carbon nanotubes and carbon black on the mechanical and electrical properties of alumina-CNT and alumina-carbon black nanocomposites has been investigated.

The addition of 5 % CNTs increased the indentation toughness from  $3.24 \text{ MPa m}^{1/2}$  to  $4.14 \text{ MPa m}^{1/2}$ . The slightly increased fracture toughness is probably connected with the interfacial bonding between the CNTs and the matrix. This bond, however, was not strong enough to increase the fracture toughness more significantly.

The electrical conductivity of alumina-CNT nanocomposites is approximately ten times higher in comparison to the alumina-carbon black nanocomposites due to the fibrous nature and high aspect ratio of CNTs. Electrical conductivity increases with the increase of the CNT content. Introduction of carbon nanotubes also leads to refinement of grain size. The significant enhancement of electrical conductivity can be attributed to the percolation phenomena between CNTs or CNT bundles in the alumina matrix of the composite.

*This work was partly supported by APVV LPP-0174-07, APVV-0034-07, VEGA No. 2/0088/08 and MNT-ERA.NET HANCOG.*

#### REFERENCES

- Hirota K., Takaura Y., Kato M. and Miyamoto Y.: *J. Mater. Sci.* 42, 4792 (2007).
- Padture N.P.: *Adv. Mater.* 21, 1767 (2009).
- Kumari L., Zhang T., Du G. H., Li W. Z., Wang Q. W., Datye A., Wu K. H.: *Ceram. Int.* 35, 1775 (2009).
- Zhan G. D., Mukherjee A. K.: *J. Appl. Ceram. Technol.* 1, 161 (2004).
- Inam F., Yan H., Jayaseelan D. D., Peijs T., Reece M. J.: *J. Eur. Ceram. Soc.* 30, 153 (2010).
- Ahmad, Unwin M., Cao H., Chen H., Zhao H., Kennedy A., Zhu Y.Q.: *Comp. Sci. Technol.* 70, 1199 (2010).

V. Puchý<sup>a</sup>, J. Dusza<sup>a</sup>, P. Hvizdoš<sup>a</sup>, F. Inam<sup>b</sup>, M. J. Reece<sup>b</sup> (<sup>a</sup> IMR SAS Košice, Slovakia, <sup>b</sup> CMR and SEMS University of London, UK): **Mechanical and Electrical Properties of  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -CNT Nanocomposites**

This work describes the microstructure, indentation toughness and electrical conductivity of alumina-carbon black and alumina-carbon nanotubes nanocomposites prepared by spark plasma sintering. Materials have been studied by SEM, Vickers indentation technique and two-point electrical conductivity measurement. The addition of 5 % CNTs increased the indentation toughness from  $3.24 \text{ MPa m}^{1/2}$  to  $4.14 \text{ MPa m}^{1/2}$ . The electrical conductivity of alumina-CNT nanocomposites is approximately ten times higher in comparison to the alumina-carbon black nanocomposites due to the fibrous nature and high aspect ratio of CNTs.

## ANALÝZA VPLYVU MATERIÁLU PLOCHÝCH PRUŽÍN NA ICH ŽIVOTNOSŤ

FRANTIŠEK TREBUŇA<sup>a</sup>, FRANTIŠEK ŠIMČÁK<sup>a</sup>, MARIÁN BURŠÁK<sup>b</sup>, MIROSLAV PÁSTOR<sup>a</sup>

<sup>a</sup> Katedra aplikovanej mechaniky a mechatroniky, Strojnícka fakulta, <sup>b</sup> Katedra náuky o materiáloch, Hutnícka fakulta, Technická univerzita v Košiciach, Letná 9, 042 00 Košice, Slovenská republika  
frantisek.trebuna@tuke.sk

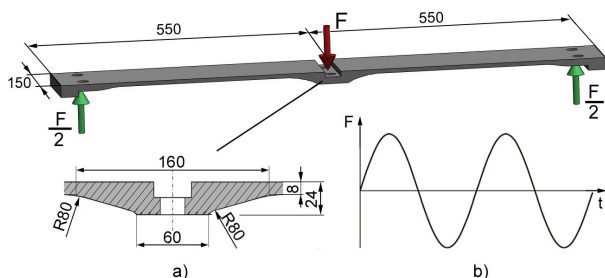
Kľúčové slová: ploché pružiny, lomy, materiálové vlastnosti

### 1. Úvod

Kontinuálna výroba brám je v súčasnosti najpoužívanejšou metódou, pri ktorej tuhnutím ocele dochádza k výrobe dlhých oceľových produktov. Základný princíp kontinuita spočíva v tom, že tekutá oceľ sa na začiatku naleje z panvy do medzipanvy a potom je distribuovaná cez určitý počet vtokov vo vertikálnom smere do medených foriem chladených vodou. Teplo sa odvádza cez meď do vody, čím dochádza k tuhnutiu tenkej povrchovej vrstvy tekutej ocele. Aby sa zabránilo prilipnutiu tuhnucej vrstvy na medené platne, je nevyhnutné mazanie a kmitanie kryštalizátora, ktoré je pri jednotlivých rýchlostiach liatia riadené počítačom. Frekvencia kmitov je viazaná s rýchlosťou liatia a výškou zdvihu a môže sa meniť v rozmedzí cca  $1 \text{ s}^{-1}$  až  $5 \text{ s}^{-1}$ .

Mechanizmus kmitania obsahuje ploché pružiny (obr. 1a), ktoré prenášajú časovo premennú silu  $F$  (obr. 1b) medzi pevnými a pohyblivými časťami mechanizmu<sup>1</sup>.

Pretože počas prevádzky kryštalizátora dochádzalo k častému predčasnému porušovaniu pružín lomom bola realizovaná rozsiahla analýza možných príčin týchto porúch. V príspevku je prezentovaná analýza materiálu pružín v kontexte hodnotenia ich únavovej životnosti.



Obr. 1. Plochá pružina. a) tvar a základné rozmery, b) časový priebeh zaťažujúcej sily

### 2. Materiál pružín a jeho vlastnosti

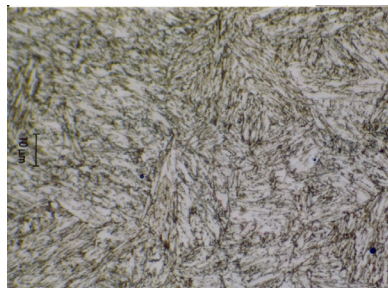
Podľa dokumentácie prevádzkovateľa pružiny boli vyrobené z ocele X4 CrNiMo 16-5V (Cr-Ni-Mo martenzitická korozivzdorná oceľ), pričom podľa Fűrbachera<sup>2</sup> je ekvivalentom tejto ocele akost' X4 CrNiMo 16-5-1 (číslo materiálu 1.4418), zušľachtená QT900.

V priebehu riešenia uvedeného problému boli analyzované materiály viacerých plochých pružín<sup>1,3,4</sup>. V tab. I a II sú pre ilustráciu uvedené požadované hodnoty chemického zloženia a mechanických vlastností ako aj typické vybrané hodnoty chemického zloženia a mechanických vlastností získané analýzou materiálov pružín.

Ako vyplýva z tab. I, nie všetky pružiny boli vyrobené z materiálu spĺňajúceho požadované chemické zloženie (nižší obsah Cr, Mo, Ni, vyšší obsah P). Rovnako mechanické vlastnosti materiálu pružín mali pomerne veľký rozptyl, pričom sa vyskytli prípady keď pevnosť materiálu bola nižšia ako požadovaná hodnota (tab. II).

Z analýzy lomových plôch pružín vyplynulo, že sa jednalo o krehké lomy najčastejšie situované v strednej časti v mieste ukončenia prechodu zo strednej hrubšej časti pružiny (24 mm) do jej tenšej časti (8 mm) – pozri obr. 1a.

Mikroštruktúra materiálu pružín (obr. 2) je ihlicovitá, pričom sa v nej vyskytujú hrubšie popustené ihlice martenzitu, ktoré môžu ovplyvniť pevnosť materiálu. Táto štruktúra odpovedá štruktúre nízkouhlíkového martenzitu.



Obr. 2. Mikroštruktúra materiálu pružiny

### 3. Skúšky životnosti plochých pružín

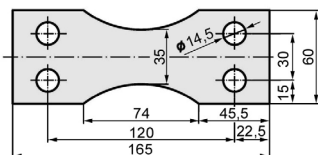
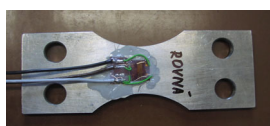
Pre skúšky životnosti boli zvolené postupy využívajúce skúšobné zariadenie PWY od firmy SCHENCK. Pretože plochá pružina je pri správnom nastavení zaťažovaná striedavo súmerným ohybom (obr. 1b), bol tento spôsob namáhania zvolený aj pri skúškach životnosti<sup>5</sup>. Tvar a rozmery vzoriek hrúbky 8 mm sú na obr. 3.

Tabuľka I  
Hodnoty chemického zloženia, oceľ X4 CrNiMo 16-5V

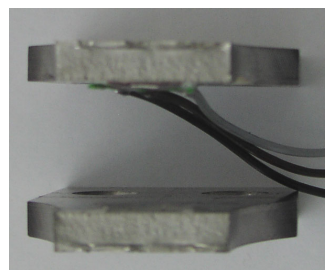
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N
Požadované		max. 0,080	max. 1,00	max. 1,50	max. 0,035	max. 0,015	15,0- 17,0	0,80- 1,30	4,50- 5,50	min.0,020
Získané meraním	č.1	0,017	0,398	0,784	0,012	0,004	14,24	0,707	4,475	0,035
	č.2	0,050	0,400	0,871	0,060	0,003	14,73	1,102	5,003	0,028

Tabuľka II  
Hodnoty mechanických vlastností, oceľ X4 CrNiMo 16-5V

		R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	Z [%]
Požadované		min 700	900–1050	min 16	–
Získané meraním	č.1	726	898	20,5	58,0
	č.2	849	923	22,7	53,3
	č.3	836	995	21,7	62,1



Obr. 3. Tvar a rozmery vzorky pre plochý ohyb



Obr. 4. Lomové plochy vzorky

Skúšky životnosti listovej pružiny boli postavené na téze, že medza únavy materiálu pružiny podľa Štátneho výskumného ústavu materiálov v Prahe<sup>6,7</sup> pri namáhaní na ohyb striedavo súmerným cyklom je  $\sigma_{c,0} = 0,43 \cdot R_m$ . Vychádzajúc z údajov o mechanických vlastnostiach materiálu pružín opísaných v predchádzajúcej časti, maximálna požadovaná pevnosť materiálu pružiny dosahuje hodnotu  $R_m = 1050$  MPa a tomu odpovedajúca medza únavy je  $\sigma_{c,0} = 0,43 \cdot 1050 = 452$  MPa. Uvedená hodnota medze únavy platí za predpokladu, že povrch vzorky je leštený. Pri skúškach bol povrch vzoriek jemne brúsený. Vzorky boli odoberané z rôznych miest listových pružín, vrátane z oblastí koncentrátorov napätí.

Únavové skúšky striedavým súmerným ohybom vzoriek podľa obr. 3 zo všetkých skúmaných pružín preukázali, že medza únavy materiálu prevyšuje hore uvedenú hodnotu napätia. Na obr. 4 je pre ilustráciu uvedená lomová plocha vybranej vzorky po jej porušení vyššou amplitúdou napätia ako medza únavy materiálu pružiny.

Z analýz lomových plôch vzoriek vyplynulo, že sa v nich nachádzajú vmestky, ktoré vznikli s najväčšou pravdepodobnosťou nesprávnou technológiou výroby, pričom nerovnorodá štruktúra sa vyskytovala vo viacerých miestach lomových plôch.

Skutočná medza únavy materiálu pružiny vo všetkých prípadoch prevýšila teoreticky určenú hodnotu 452 MPa aj napriek tomu, že povrch vzorky bol jemne brúsený a nie leštený. Na únavovú pevnosť pružiny okrem mechanických

vlastností materiálu však vplyvajú aj ďalšie parametre. Medzi ne patria koncentrátoři napätia (zmeny hrúbky pružiny, geometria hrán podložiek zabezpečujúcich väzby, polomery prechodov) ktorých vplyv je vyjadrovaný tzv. tvarovým súčiniteľom závislým od druhu namáhania (ohyb, ťah), veľkosť súčiastky (v závislosti od druhu namáhania), akosť opracovania povrchu ako aj citlivosť materiálu pružiny na vruby. V rámci analýzy boli kvantifikované tiež zvyškové napätia v pružinách, pričom ich hodnota nepresiahla 40 MPa. So zreteľom na to, že časové zmeny napätí v pružinách pri prevádzke majú striedavo súmerný harmonický priebeh, vplyv zvyškových napätí uvedenej veľkosti sa na únavovom poškodení výraznejšie neprejaví.

Z experimentov vyplynulo, že za podmienok pri ktorých boli realizované analýzy vplyvu materiálu pružín (v rozsahu hodnôt mechanických vlastností podľa Tab. I, nemohlo dôjsť k ich porušeniu. Lomy mohli byť teda vyvolané len inými vplyvmi, súvisiacimi s neštandardnou prevádzkou mechanizmu kmitania.

#### 4. Záver

Analýzou dosiahnutých výsledkov, ktoré vyplynuli z analytických, numerických a experimentálnych postupov bolo zistené, že ploché pružiny v mechanizme kmitania sú z hľadiska bezpečného prevádzkovania pri bežných pracovných režimoch vyrobené z vyhovujúceho materiálu a ich roz-

mery a uloženie by mali v plnom rozsahu zabezpečovať správnu činnosť mechanizmu kmitania. Poruchy – lomy týchto pružín dokumentujú, že stavy pri ktorých dochádza k týmto javom nie sú bežnými prevádzkovými stavmi a preto nie je potrebné meniť rozmery a materiál pružín ani spôsob ich uloženia, ale odstrániť príčiny ktoré vyvolávajú nadmerné zaťaženia, predovšetkým v okamihu spúšťania mechanizmu kmitania, resp. pri havarijných prevádzkových stavoch.

*Táto práca vznikla realizáciou projektu „Centrum výskumu riadenia technických, environmentálnych a humánnych rizík pre trvalý rozvoj produkcie a výrobkov v strojárstve“ ITMS:26220120060, na základe podpory operačného programu Výskum a vývoj financovaného z Európskeho fondu regionálneho rozvoja.*

#### LITERATÚRA

1. Trebuňa F. a kol.: *Riešenie problematiky praskania plochých pružín rámov kmitania ZPO*. TU v Košiciach 2008.
2. Fürbacher I., Macek K., Steidl J. a kol.: *Lexikon technických materiálov*. Verlag Dashöfer, Praha 2005.

3. *Analýza príčin poškodenia nastavovacieho pera rámu kryštalizátora ZPO1*. Útvar GM VV, U.S. Steel Košice 2007.
4. Trebuňa F., a kol.: *Zistenie príčin praskania listových nastavovacích pružín*. TU Košice 1996.
5. Trebuňa F., Šimčák F.: *Priručka experimentálnej mechaniky*. Typopress, Košice 2007.
6. Trebuňa F., Šimčák F.: *Odolnosť prvkov mechanických sústav*. Emilena, Košice 2004.
7. Skočovský P., Palček P., Konečná R., Varkoly L.: *Konstruktívne materiály*. ŽU, Žilina 2005.

**F. Trebuňa<sup>a</sup>, F. Šimčák<sup>a</sup>, M. Buršák<sup>b</sup>, M. Pástor<sup>a</sup>**  
<sup>a</sup> Department of Applied Mechanics and Mechatronics, Faculty of Mechanical Engineering, <sup>b</sup> Department of Materials Science, Faculty of Metallurgy, Technical University in Košice, Slovakia): **Analysis of Influences of Flat Springs Material to Their Lifespan**

During vibration of crystallizer the flat springs that transfer time-dependent force between fixed and movable parts of vibration mechanism were prematurely damaged. The paper is oriented to analysis of spring material in the context of evaluation of their lifetime.