

## ŠTUDIJ NOTRANJE OKSIDACIJE V NAOGLJIČENIH HITROSTRJENIH TRAKOVH Cu

### THE STUDY OF THE INTERNAL OXIDATION IN INTERNALLY CARBONISED Cu RIBBONS

Rebeka Rudolf<sup>1</sup>, Ladislav Kosec<sup>2</sup>, Ivan Anžel<sup>1</sup>, Leo Gusel<sup>1</sup>, Mojmir Poharc<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Univerza v Mariboru, Fakulteta za strojništvo, Smetanova 17, 2000 Maribor, Slovenija

<sup>2</sup>Univerza v Ljubljani, Naravoslovnotehniška fakulteta, Aškerčeva 12, 1000 Ljubljana, Slovenija

<sup>3</sup>Zlatarna Celje, d. d., Celje, Kersnikova 19, 3000 Celje, Slovenija  
rebeka.rudolf@uni-mb.si

*Prejem rokopisa – received: 2006-02-20; sprejem za objavo – accepted for publication: 2006-11-27*

V prispevku predstavljamo kompozit z nanometrsko velikostjo plinskih por, ki so nastale pri notranji oksidaciji (NO) fino dispergiranih nanometrskih delcev grafita. Za izhodno mikrostrukturo so bili izbrani notranje ogljičeni hitro strjeni trakovi čistega bakra, kjer je bila v Cu-matici dosežena zelo enakomerna disperzija grafitnih delcev velikosti nekaj 100 nm. Pri procesu NO predhodno notranje ogljičenih hitro strjenih trakov je nastala kemijska reakcija nanometrskih grafitnih delcev z raztopljenim kisikom. Pri tem so nastali plinski produkti CO oz. CO<sub>2</sub>, ki so zavzeli volumen nekdanjega trdnega delca in se niso mogli raztopiti v kristalni mreži bakra ter so posledično ostali ujeti v prostoru, kjer je bil pred reakcijo trden grafit. Tako nastali plinski produkti ustvarjajo zaradi mnogo večjega specifičnega volumna od trdnega grafita tlačne napetosti na okoliško Cu-matico in posledično povzročajo t. i. napetostno utiranje. Po drugi strani pa tako nastala napetostna polja lahko reagirajo z drsečimi dislokacijami in jim preprečijo nadaljnje gibanje, s čimer pričakujemo izboljšanje mehanskih lastnosti takšnega kompozita.

Ključne besede: notranja oksidacija, kompozit, Cu-trakovi, mikrostruktura

In this paper we present the composite with the fine dispersion of nano-sized bubbles, which can be formed by the internal oxidation of fine dispersed graphite particles. For this purpose the initial pure Cu ribbons were internally carbonised to obtain very fine some 100 nm sized graphite particles homogeneously distributed in the Cu matrix. By the internal oxidation process the reaction of dissolved oxygen with graphite yields the gas products (CO, CO<sub>2</sub>), which cannot be dissolved in crystal lattice of the metal. The gas products are meshed in the space previously occupied by graphite and they have a greater specific volume than solid graphite, thus establishing the compressive stresses in the metallic matrix and consequently causing the strengthening effect. On the other hand, such stress field can react with sliding dislocation, whereby they impede the dislocation motion and consequently it would expect that the composite mechanical properties would be improved.

Key words: internal oxidation, composite, Cu ribbons, microstructure

## 1 UVOD

Za izdelavo najbolj zahtevnih disperzijsko utrjenih zlitin (DUZ) se danes uporabljata kombinaciji tehnologij izdelave mehanskega legiranja in notranje oksidacije. Pri tem je prednost notranje oksidacije predvsem v možnosti doseganja zelo drobnih in enakomerno porazdeljenih disperznih delcev. V DUZ so drobno dispergirani delci ovire za gibanje dislokacij tudi v razmerah (visoke temperature), ko se utrjevalni učinek drugih možnih ovir: raztopljeni atomi, izločki in podmeje zrn idr., močno zmanjša. Dodatna zunanja napetost, ki je potrebna, da dislokacija v DUZ pri visokih temperaturah zaobide nekoherentne delce in postane znova gibljiva, je povezana z energijo potrebno za plezanje dislokacijskega segmenta preko delca, in z energijo, potrebno za odcepljanje dislokacijskega segmenta od delca. V fazi plezanja (vzpenjanje na delec) nastane podaljšanje dislokacije, dodatna energija pa se porabi za tvorbo novega dela dislokacijske črte. Obenem poteka pri gibanju dislokacije tudi relaksacija deformacijskega polja okoli dela dislokacijske črte, ki je v stiku z delcem (dislokacija se tako rekoč vpije na delec, pri tem se

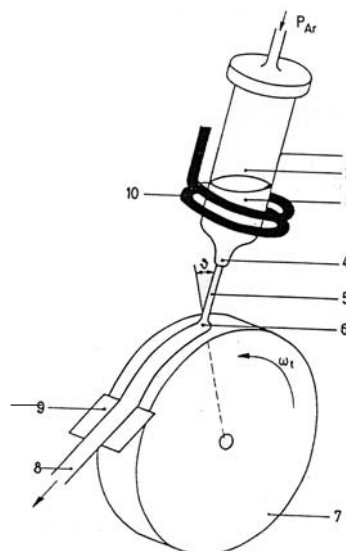
linijska energija dislokacije zniža od polne vrednosti v matici do časovno odvisne nižje vrednosti na mejni površini delec/matica). Zato je v fazi spuščanja dislokacije z delca potrebna dodatna energija za t. i. odcepljanje dela dislokacijskega segmenta od delca oziroma za ponovno ustvarjanje deformacijskega polja (zvišanje linijske energije dislokacije do polne vrednosti) okoli dela dislokacijske črte, ki delec zapušča. Pri tem je drsenje dislokacije pri povišanih temperaturah kontrolirano s tistim delnim procesom (plezanje, odcepljanje), za katerega je potrebna večja dodatna energija. Kot kažejo rezultati nedavnih<sup>1</sup> raziskav, postane že pri relativno majhnem znižanju linijske energije dislokacije med plezanjem ( $\approx 6\%$ ) drsenje dislokacij pri povišanih temperaturah kontrolirano s fazo odcepljanja. Tako velja, da je utrjevalni učinek disperzoidov pri povišanih temperaturah odvisen predvsem od velikosti sprostitve linijske energije dislokacij na mejni površini delec/matica med gibanjem dislokacije preko delca. Ker poteka sprostitvev dislokacijske energije s prerazporeditvijo atomov in z difuzijo vzdolž mejne površine, omogočajo nekoherentne, kemijsko šibko vezane mejne površine največje sprostitve dislokacijske energije in maksimalno utiranje.

Teoretične raziskave<sup>2</sup> pokažejo, da bi po tej teoriji bile najprimernejše ovire za drsenje dislokacij t. i. prazninski delci nanometrskih velikosti. Skladno s to teorijo je bil namen našega raziskovalnega dela osredinjen na sintezo kompozita z nanometrsko disperzijo plinskih por, ki bi lahko nastale pri notranji oksidaciji fino dispergiranih delcev grafita v Cu-matici.

Preliminarne študije izdelave diskontinuirnega kompozita Cu-C s kombinacijo mehanskega legiranja in sintranja niso pripeljale do zahtevane nanodisperzije C-delcev<sup>3</sup>, zato smo v nadaljevanju raziskav izkoristili znano dejstvo, da atomi nečistoč (O, N, S, C) segregirajo na kristalnih defektih. Teorija raztapljanja tujih atomov v kristalni mreži osnovne kovine namreč pravi, da je maksimalna koncentracija raztopljenih atomov odvisna od velikosti atomov legirnega elementa ali nečistoče, velikosti intersticij (pri intersticijski trdni raztopini) in s tem povzročenimi napetostmi v kristalni mreži, od sorodnosti kristalnih mrež (pri substitucijski trdni raztopini), od valence, kemijskega potenciala in elektro-negativnosti atomov itd. V praksi pa lahko privzamemo, da je maksimalna topnost atomov nečistoč odvisna od dosežene koncentracije defektov v kristalni mreži. Med možne postopke, ki omogočajo nastanek mikrostrukture z visoko koncentracijo defektov, spada tudi hitro strjevanje. Na podlagi tega smo postavili hipotezo, da lahko diskontinuirni kompozit Cu-C z nanometrsko velikostjo grafitnih delcev izdelamo s kombinacijo hitrega strjevanja in notranjega ogljičenja. V naslednji stopnji pa smo z notranjo oksidacijo predhodno notranje ogljičenih hitro strjenih trakov povzročili potek kemijske reakcije grafitnih delcev z raztopljenim kisikom. Pri tem so nastali plinski produkti CO oz. CO<sub>2</sub>, ki so zavzeli volumen nekdanjega trdnega C-delca in so plinske pore. Dejstvo, da nastanejo pri notranji oksidaciji sistema Cu-C z drobno disperzijo C-delcev plinske pore nanometrskih velikosti<sup>4</sup>, je v naših študijah idejna rešitev za izdelavo materiala z nanometrsko disperzijo plinskih por.

## 2 EKSPERIMENTALNO DELO

Hitro strjeni trakovi čistega Cu so bili izdelani iz elektrolizno čistega bakra (99,97 %) na laboratorijski napravi Melt Spinner M-10 (slika 1) na Naravoslovno-tehniški fakulteti v Ljubljani. 400 gramske zatehte zlitin smo indukcijsko stalili v grafitnem talilnem loncu z notranjim premerom 48 mm in pravokotno izlivno odprtino 0,8 mm v argonovi atmosferi. S kontroliranim nadtlakom argona 0,2–0,3 bar v talilnem loncu smo omogočili stacionaren tok taline skozi izlivno odprtino ter pri obodni hitrosti bobna 23 m/s izdelali kontinuirno neprekinjene hitro strjene trakove debeline od 60 μm do 100 μm in širine od 2,5 mm do 3,5 mm. Parametre litja pri hitrem strjevanju (velikost izlivne odprtine, nadtlak argona, obodna hitrost bobna) smo izbrali na osnovi rezultatov predhodnih lastnih raziskav<sup>5</sup>. Iz hitro strjenih



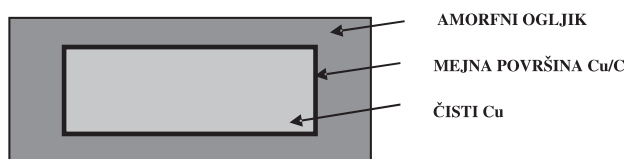
1 – Talilni lonec, 2 – Plin pod tlakom (Ar, N<sub>2</sub>), 3 – Raztaljena kovina, 4 – Šoba, 5 – Curek taline, 6 – Kapljica taline, ki oblikuje trak, 7 – Hlajen vrteči se valj, 8 – Trak amorfne kovine, 9 – Strgalo, 10 – Induktor,  $\theta$  – Kot nalivanja

**Slika 1:** Postopek izdelave tankih kovinskih trakov<sup>11</sup>

**Figure 1:** Chill-Block-Melt-Spinning process<sup>11</sup>

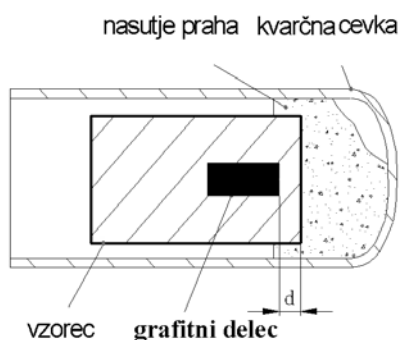
trakov smo izrezali krajše trakove dolžine  $\approx 4$  cm, ki smo jih na površini mehansko spolirali in očistili z ultrazvokom. Posamezne vzorce hitro strjenih trakov smo obdali z nanometrskim amorfnim ogljikovim prahom in jih nato izostatsko stisnili v tabletko. Izdelane tabletko smo vstavili v kremenovo epruveto in nato v cevno peč. Eksperimente notranjega ogljičenja smo naredili v zaščitni atmosferi Ar 5.0, pri temperaturi 873 K in času 1 h. Slika 2 shematsko prikazuje zgradbo vzorca za preizkus notranjega ogljičenja.

Notranje ogljičene hitro strjene trakove čistega Cu smo nato notranje oksidirali (NO) pri  $T = 1173$  K pri različno dolgih časih (7, 15, 30, 45) min, s čimer smo želeli raziskati kinetiko in mehanizem NO ter posledično s tem nastalo mikrostrukturo. Čase smo izbrali na podlagi teoretičnega izračuna povprečne difuzijske dolžine, ki jo opravijo atomi kisika v čisti Cu matici (po času  $t = 15$  min pri  $T = 1173$  K je  $l_e$ -ta  $\xi = 1,8$  mm). Preskuse NO smo izvedli tako, da smo vzorce trakov vstavili v kremenovo epruveto, v katero smo predhodno nasuli mešanico prahov Cu/Cu<sub>2</sub>O v razmerju 1:1 (Rhinessova kopel – slika 3). Tako smo preprečili zunanjo oksidacijo osnovne kovine in na površini bakrene stene dosegli maksimalno topnost kisika pri



**Slika 2:** Shematski prikaz vzorca za preizkuse notranjega ogljičenja

**Figure 2:** Schematic presentation of internal carbonisation process



**Slika 3:** Shematski prikaz vzorca za preizkus oksidacije grafita v Cu-matici

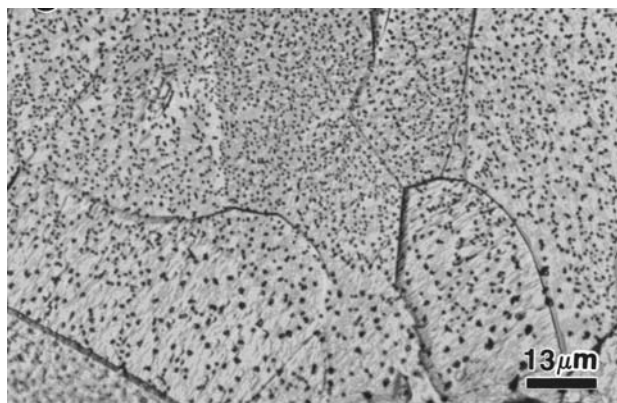
**Figure 3:** Schematic presentation of internal oxidation of graphite in Cu-matrix

temperaturi žarjenja (pri  $T = 1173$  K je maksimalna topnost [O] v bakru  $C_0^{\max} \approx 0,00621$  %).

Mikrostrukturne preiskave izhodnih in NO-vzorcev trakov smo izvedli z različnimi mikroskopskimi tehnikami: s svetlobno mikroskopijo (Nikon Epiphot 300, opremljen s sistemom za digitalno analizo slike), z vrstično elektronsko mikroskopijo (Jeol JSM 840A z EDX-Link Analytical AN 1000) in s transmisijsko elektronsko mikroskopijo (Philips CM20 200 kV z LaB<sub>6</sub>-katodo, opremljen z analizatorji EELS (Electron Energy-Loss Spectrometry), ki omogoča izvajanje analiz elementov od Li do U v kombinaciji z informacijo vrste vezave pri resoluciji 1 nm) in EFTEM (Energy-Filtering TEM, ki omogoča izvajanje analiz porazdelitev elementov v tankih plasteh z resolucijo 1 nm).

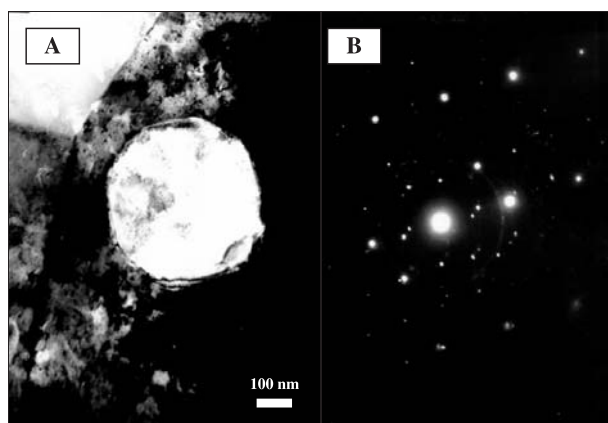
### 3 REZULTATI IN DISKUSIJA

Značilna izhodna mikrostruktura prečnega prereza notranje ogljičenih hitro strjenih Cu-trakov je prikazana na **sliki 4**. S slike je razvidna po volumnu zrn enakomerna razporejenost delcev. Gostota izločenih delcev na mejah kot v notranjosti zrn je primerljivo enaka. Kvalitativna mikrokemična analiza teh delcev z energijsko



**Slika 4:** Značilna mikrostruktura notranje ogljičenega hitro strjenega traku Cu ( $T = 873$  K, 1 h)

**Figure 4:** Typical microstructure of internally carbonised Cu rapidly solidified ribbon ( $T = 873$  K, 1 h)

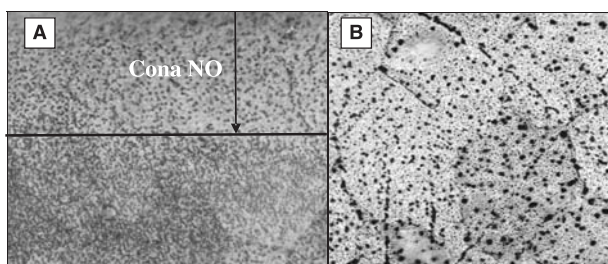


**Slika 5:** A) TEM-mikroposnetek grafitnega delca in B) uklonska slika delčka in okoliškega področja

**Figure 5:** A) TEM image of the graphite particle and B) Diffraction pattern taken the particle and the surrounding area

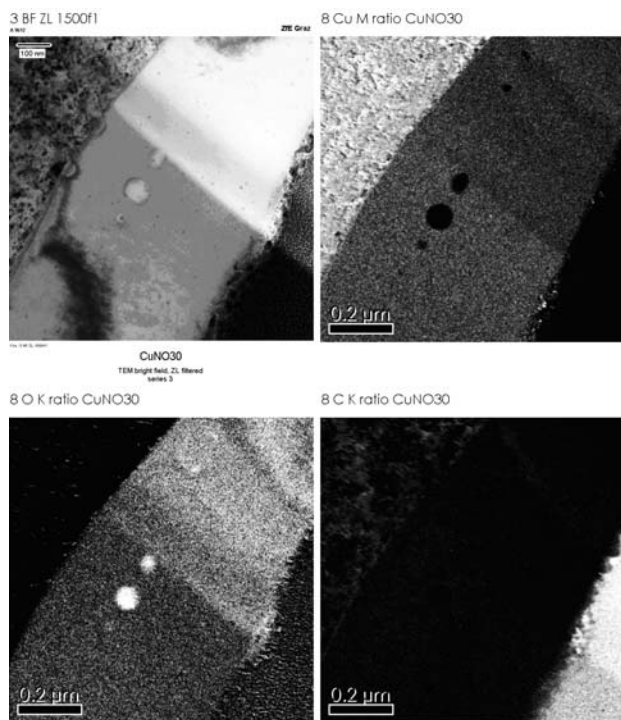
disperzijskim spektrometrom EDS je pokazala, da vsebujejo grafit. Z dodatnimi preiskavami na TEM mikroskopu je bilo ugotovljeno, da imajo delci velikost med 100 nm in 500 nm (**slika 5a**). Dobljena uklonska slika na delcih pa je tudi potrdila, da so le-ti grafitni precipitaci (**slika 5b**). Rezultati izmerjenih medrežnih razdalj namreč ustrezajo podatkom JCPDS-460943<sup>6</sup> in JCPDS-460944<sup>7</sup>, ki so značilni za grafit.

Metaloografske preiskave prečnih prerezov vzorcev notranje oksidiranih hitro strjenih trakov Cu-C so pokazale, da je po delni notranji oksidaciji dobljena mikrostruktura sestavljena iz dveh različnih con, in sicer iz: (i) cone notranje oksidacije in (ii) neoksidiranega dvofaznega področja (**slika 6**). Čelo cone notranje oksidacije je vidno kot meja med svetlim zunanjim - oksidiranim in temnejšim notranjim - še neoksidiranim področjem z grafitnimi delci. Cona NO je sestavljena iz Cu matice in oksidiranih delcev - plinskih por. Razporeditev plinskih por je podobna razporeditvi C-delcev v še neoksidiranem dvofaznem območju, sicer pa so plinske pore večinoma bolj okrogle in nekoliko večje kot C-delci, njihovo število pa je po volumnu nekoliko manjše. Ta dejstva nakazujejo, da so plinske pore po vsej verjetnosti nastale z direktno oksidacijo C-delcev. Da bi potrdili prisotnost plinskih por, smo

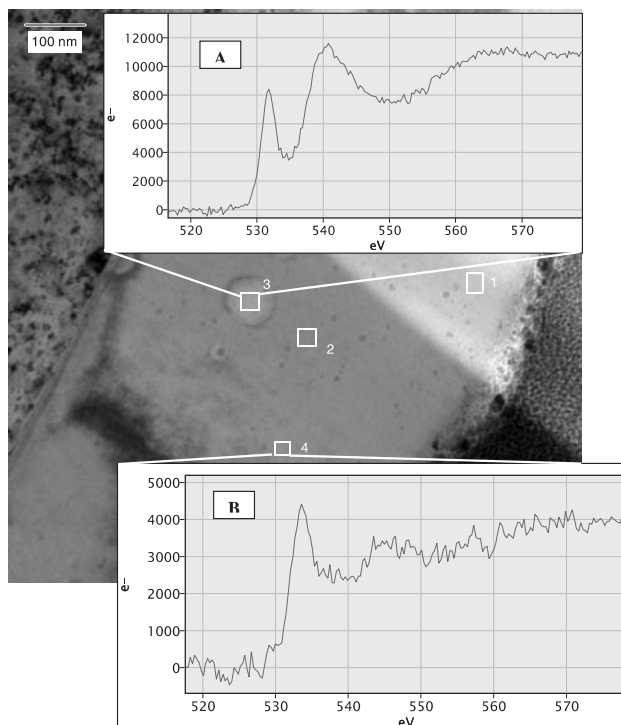


**Slika 6:** Mikrostruktura Cu-C-traku: (A) po delni in (B) po popolni notranji oksidaciji

**Figure 6:** Microstructure of the Cu-C ribbons after: (A) partial and (B) complete internal oxidation



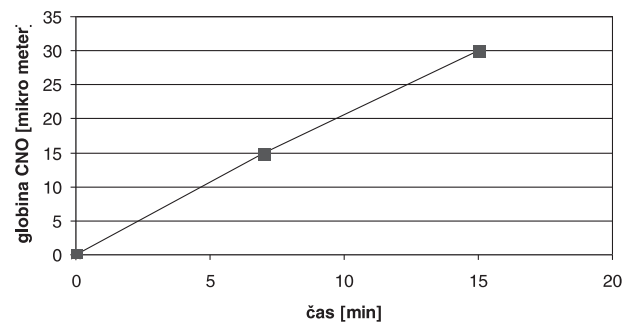
**Slika 7:** Porazdelitev elementov (EFTEM) v zrnu v presevnem področju z ločljivostjo  $\approx 1$  nm  
**Figure 7:** Elemental distribution maps inside of grain in thin films at a spatial resolution of  $\approx 1$  nm



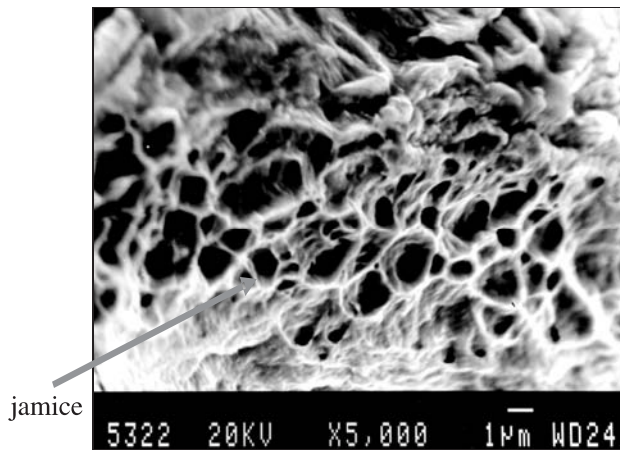
**Slika 8:** Mikroposnetek notranje oksidiranega Cu-C-traku s presevnim elektr. mikroskopom – svetlo polje, ZF-filter; EELS-spekter O K: A) v območju plinske pore, B) v območju Cu-matice  
**Figure 8:** TEM micrograph of internally oxidized Cu-C ribbons-bright field, ZL filter; EELS spectre O K: A) in the region of gas bubble, B) in the region of Cu-matrix

izvedli natančnejše preiskave cone NO v prečnem prerezu traku s presevno elektronsko mikroskopijo. Za ta namen smo vzorec notranje oksidiranega Cu-C-traku stanjšali v okoljskem vrstičnem mikroskopu Quanta 200 3D, opremljenim z ionsko puško in sistemom za nanašanje platine. Na posameznih mestih vzorca smo po postopku tanjšanja z ionsko puško dobili presevna področja z debelino, manjšo od 50 nm. Vzorec smo nato vstavili v presevni elektronski mikroskop, kjer smo po jedkanju z ioni  $Ar^+$  v presevnem področju z analizatorjem EFTEM izvedli mikrokemično analizo. Porazdelitev elementov Cu, O in C v zrnu, kjer smo opazili plinske pore, je prikazana na **sliki 7**. Iz dobljene porazdelitve elementov lahko sklepamo, da so v območju plinskih por tik pod površino le kisikovi atomi, medtem ko je vsebnost elementov Cu in C praktično zanemarljiva. Da bi ugotovili tip vezave kisika v plinskih porah, smo opravili tudi EELS-analizo. EELS-spekter za kisik O K je bil posnet v območju plinske pore pod površjem in primerjalno še za kisik v območju okoliške Cu-matice. Rezultati so prikazani na **sliki 8**. S **slike 8A** je razvidno, da ima spekter O K za kisik, ki se nahaja v plinski pori, maksimalno višino vrha pri 540 eV, oblika in lega krivulje sta značilni za molekularni kisik, medtem ko ima spekter O K v območju matice značilnosti za kisik, ki je vezan v Cu(II)O-oksidi – zunanja oksidacija (**slika 8B**). Na podlagi tega lahko sklepamo, da se v plinski pori kisik nahaja v obliki plina.

Preiskave prečnih prevez NO vzorcev so pokazale, da so plinske pore nastale kot posledica selektivne oksidacije grafitnih delcev nanometrskih velikosti. Pri tem je pri reakciji raztopljenega kisika z grafitnimi delci prišlo do nastanka plinov CO in  $CO_2$ , ki se niso mogli raztopiti v kristalni Cu-mreži in zavzemajo prostor zreagirane C-delca. Zaradi pozitivne razlike v specifičnem volumnu med nastalimi plini ( $CO$ ,  $CO_2$ ) ter grafitom, naj bi le-to posledično povzročilo tlačne napeitosti na okoliško Cu-matiko in s tem njeno deformacijo ( $V_{(s)}^C = 5,298 \text{ cm}^3 < V_{(g)}^{CO,CO_2} = 24789,2 \text{ cm}^3$ )<sup>8</sup>. Z metalografskimi preiskavami NO-mikrostruktur smo opazili, da so po kratkih časih NO (do 15 min) v coni notranje oksidacije nastale plinske pore, ki so nekoliko



**Slika 9:** Globina CNO h pri notranje oksidiranih Cu-C-trakovih po različnih časih žarjenja  
**Figure 9:** Depth of the internal oxidation zone by internally oxidized Cu-C ribbons after different time of annealing



**Slika 10:** Prelomna površina popolnoma notranje oksidiranega Cu-C-traku

**Figure 10:** Fracture surface after complete internally oxidized Cu-C ribbons

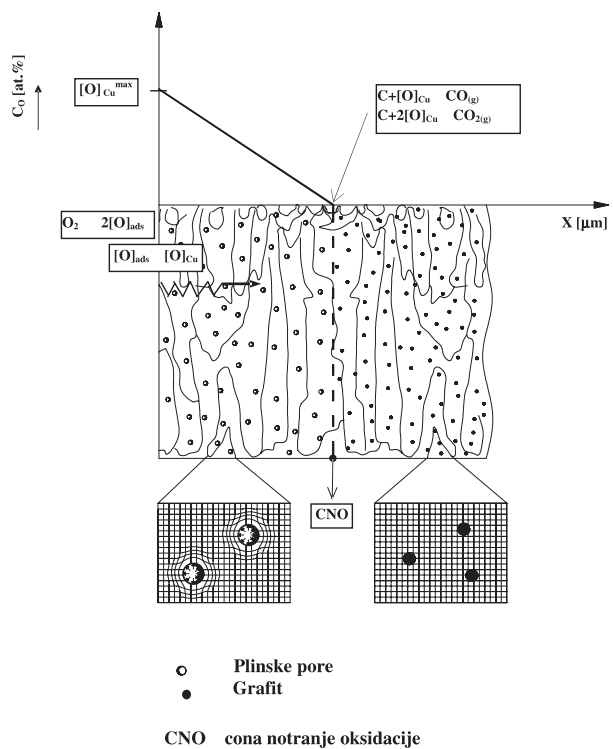
večje od grafitnih delcev v neoksidiranem delu vzorca in dosejajo velikost med 50 nm in 500 nm. Povsem drugačno mikrostrukturo pa smo opazili pri vzorcih, ki so bili NO daljši čas ( $t_{NO} > 30$  min). V tem primeru smo identificirali le plinske pore, ki so bile tudi precej večje (tudi do 500 nm), zato predvidevamo, da po daljših časih NO začne potekati proces sferoidizacije plinskih por.

Kinetiko NO smo določili z meritvijo pomika čela CNO v notranjost prečnega prereza vsakega vzorca traku, kar je pomenilo določitev globine področja, kjer je prišlo do oksidacije grafitnih delcev. Čeprav je bila dosežena globina CNO na nekaterih mestih v prečnem prerezu vzorcev dokaj neenakomerna in slabše ločljiva, smo pri določevanju CNO ugotovili, da je možno le-to določiti samo pri vzorcih, ki so bili oksidirani kratek čas (7, 15) min, saj je v drugih primerih CNO že prešla celoten prerez traku (**slika 9**). Izhodna debelina hitrostrjenih trakov Cu-C je bila za te preskusne čase NO premajhna. Na podlagi opravljenih meritev lahko sklenemo, da je kinetika notranje oksidacije Cu-C-kompozita kontrolirana z difuzijo kisika v Cu-matici.

Za dodatno potrditev prisotnosti plinskih por v mikrostrukturi smo naredili prelome popolnoma notranje oksidiranih hitrostrjenih trakov Cu-C. Prelome teh trakov smo izvedli v tekočem  $N_2$ , s čimer smo poskušali ohraniti čim bolj avtentično mikrostrukturo. Pri SEM-opazovanju prelomnih površin smo ugotovili, da je pri teh trakovih nastala prelomna površina, ki je karakteristična za t. i. porozne materiale<sup>9</sup>, kar je razvidno tudi s **slike 10**. Na prelomni površini teh trakov so namreč bile značilne jamice, katerih velikost je ocenjena na  $\approx 0,5 \mu m$ .

Ekspirimenti notranje oksidacije predhodno notranje ogljičenih hitro strjenih trakov čistega Cu so pokazali, da je prišlo:

V prvi stopnji do adsorpcije in raztapljanja kisika v bakru, pri čemer je bila dosežena koncentracija kisika



**Slika 11:** Shematska predstavitev notranje oksidacije za hitro strjeni trak Cu-C

**Figure 11:** Schematic presentation of the internal oxidation for the Cu-C rapidly solidified ribbon

enaka maksimalni topnosti. Ko je koncentracija kisika na meji Cu-matica/grafitni delec dosegla kritično vrednost (oksidativna atmosfera za ogljik), je pri tem potekla na tej meji direktna oksidacija nano-metrskih grafitnih delcev, ki jo lahko zapišemo z reakcijama  $C + [O]_{Cu} \rightarrow CO$  in  $C + 2[O]_{Cu} \rightarrow CO_2$ . Pri tem so nastale plinske molekule, ki so zasedle volumenski prostor zreagirane grafitne. Nastale plinske molekule se niso mogle raztopiti v bakru, in ker je molski volumen plina  $V_{(g)}^{CO,CO_2}$  bistveno večji kot volumen trdnih grafitnih delcev, se je v tem prostoru ustvaril višji tlak. To je povzročilo nastanek plinskih por in velikih tlačnih napetosti na okoliško kristalno mrežo, kar je imelo za posledico plastično deformacijo matice in nastanek plinskih por.

Ko se je grafitni delec na stiku s Cu-matico oksidiral, ni bilo več neposrednega stika med grafitom in kisikom, raztopljenim v bakru. Neoksidiran grafitni delec je postal obdan s plinsko fazo, preko katere se je prenašal kisik za nadaljnjo oksidacijo. Glede na teoretičen izračun TD-pogojev<sup>10</sup> predvidevamo, da je pri tem na meji plinska faza/Cu-matica potekala reakcija  $[O]_{Cu} + CO \rightarrow CO_2$ , in nastali  $CO_2$  je nato prenašal kisik do neoksidiranega grafitne, kjer je v naslednji stopnji potekala na meji plinska faza/grafit reakcija  $C + CO_2 \rightleftharpoons 2CO$ .

Takšno shemo poteka notranje oksidacije nano-metrskih grafitnih delcev prikazuje **slika 11**.

#### 4 SKLEPI

Na osnovi dobljenih rezultatov in analiz lahko povzamemo naslednje sklepe:

- Po delni notranji oksidaciji Cu-C trakov je dobljena mikrostruktura sestavljena iz dveh različnih con: iz (i) cone notranje oksidacije z enakomerno razporejenimi plinskimi porami v Cu-matici in iz (ii) neoksidiranega dvofaznega področja s C-delci v Cu-matici.
- Razporeditev plinskih por v coni NO je podobna razporeditvi C-delcev v še neoksidiranem dvofaznem področju, pri čemer so plinske pore večinoma bolj okrogle in nekoliko večje kot C-delci, njihovo število pa je po volumnu nekoliko manjše.
- Posnet EELS-spekter O K za kisik, ki se nahaja v plinski pori pod površjem, ima maksimalno višino vrha pri 540 eV; oblika in lega krivulja pa sta značilni za molekularni kisik. V primeru posnetega EELS-spektra O K v območju matice ima le-ta značilnosti za kisik, ki je vezan v Cu(II)O oksid.
- V prvi stopnji NO poteka v Cu matici reakcija med grafitom in raztopljenimi kisikovimi atomi kot direktna notranja oksidacija, v drugi stopnji, pa preide reakcija na indirektno preko plinske faze CO<sub>2</sub>, ki prenaša kisik do grafita.
- Po daljših časih NO začne potekati proces sferoidizacije plinskih por.

- Pri prelomu popolnoma notranje ogljičenih Cu-C trakov je nastala prelomna površina z jamicami, ki je karakteristična za duktilne porozne materiale.

#### 5 LITERATURA

- <sup>1</sup> B. Reppich: On the attractive particle-dislocation interaction in dispersion-strengthened material; *Acta mater.*, 46 (1998)1, 61–67
- <sup>2</sup> J. Rösler, E. Arzt: A new model-based creep equation for dispersion strengthened materials; *Acta metall.*, 38 (1990) 4, 671–683
- <sup>3</sup> R. Rudolf, I. Anžel, A. Križman: Kvalitativna mikrostrukturalna analiza kompozita Cu-C, *Mater. Tehnol.* 34 (2000) 5, 243–248
- <sup>4</sup> R. Rudolf, I. Anžel, A. Križman: Visokotemperaturna oksidacija kompozita Cu-C; *Mater. Tehnol.* 35 (2001) 5, 219–226
- <sup>5</sup> I. Anžel, A. Križman, T. Bončina, F. Zupanič, G. Lojen, L. Kosec, B. Šuštaršič: Mikrostruktura hitro strjenih trakov zlitine Cu-Zr. *Kovine zlit. tehnol.*, 29 (1995) 1-2, 57–61
- <sup>6</sup> Shterenberg, L. E., Bogdanova, S. V., Slesarev, V. N.: *Inorganic Materials*, 13 (1977) 8, 1424
- <sup>7</sup> Shterenberg, L. E., Bogdanova, S. V.: *Inorganic Materials*, 15 (1979) 5, 632
- <sup>8</sup> E. A. Brandes, G. B. Brook, *Smithell's Metals Reference Handbook*, London, 1992
- <sup>9</sup> Randal M. German: *Particle Packing Characteristics*; New Jersey, Materials Engineering Department, 1989
- <sup>10</sup> R. Rudolf: Notranja oksidacija diskontinuirnih kompozitov iz sistema Cu-C, Ph. D. Thesis (in Slovene), 2002, 40 p.
- <sup>11</sup> B. Šuštaršič, J. Rodič: Amorfnе kovine in tehnologija hitrega strjevanja na IMT Ljubljana; *Želez. zb.*, 23 (1989), 159–164