

LOPATKY VYSOKOTLAKOVÉHO STUPŇA SPAĽOVACÍCH TURBÍNOVÝCH MOTOROV

Marek Gebura

Ústav materiálov a mechaniky strojov, SAV Bratislava
ummsgebu@savba.sk

Abstrakt

V predkladanom článku sú zhrnuté základné poznatky z oblasti vývoja a použitia turbínových lopatiek používaných napríklad vo vysokotlakovom stupni plynových spaľovacích turbínových motorov v leteckom priemysle.

1 Úvod

Energetický a letecký priemysel patria medzi tie odvetvia v ktorých zohráva výskum a vývoj v oblasti materiálov – či už sa jedná o výskum základný alebo aplikovaný – veľmi dôležitú úlohu. Dôkazom je veľké množstvo odborných karentovaných publikácií z tejto oblasti, kde medzi autormi z čisto vedeckých inštitúcií vystupujú aj mená výskumníkov, ktorých zamestnávateľom je niektorá z priemyselných firiem produkujúca či už letecké turbínové motory alebo turbíny pre energetický priemysel.

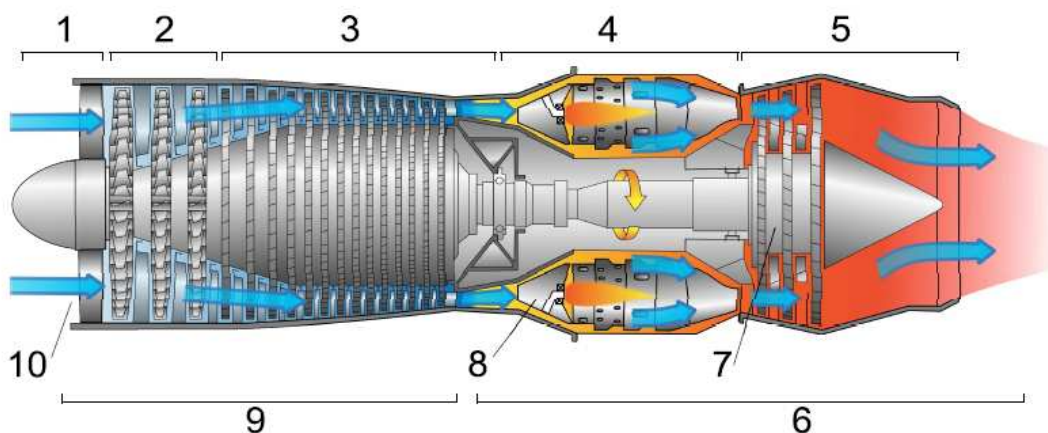
2 Spaľovacie turbíny

Spaľovacie turbínové motory pozostávajú z troch hlavných častí, konkrétne z kompresorovej, spaľovacej a turbínovej. Kompresor zvyšuje tlak a teplotu vstupujúceho vzduchu a privádza ho do spaľovacej časti. V spaľovacej komore sa stlačený vzduch zmiešava s jemne disperzovaným palivom a následne

dochádza k vznieteniu tejto zmesi. Horúce plyny opúšťajú spaľovaciu komoru a dostávajú sa do turbínovej časti motora, pričom dochádza k ich rapidnej expanzii spojenej s poklesom ich tlaku a teploty. Výsledným efektom je roztočenie turbíny, ktorá spätne roztáča kompresor. Plyny s veľkou rýchlosťou opúšťajú motor cez výfukovú dýzu a vytvárajú potrebný vztlak. Zo všetkých komponentov spaľovacích turbínových motorov sú práve lopatky vo vysokotlakovkej turbínovej sekcii vystavené najvyššiemu zaťaženiu, ktoré zahŕňa vysoké teploty a chemickú reaktivitu spalín v kombinácii s mechanickým namáhaním v dôsledku rýchlej rotácie disku.

3 Superzliatiny

Spolupôsobenie vysokých teplôt (nad cca 1100 °C) s mechanickým napätím (cca 10 – 200 MPa) zapríčiniuje tzv. creepové namáhanie lopatiek. Bežné konštrukčné materiály používané pre nízkoteplotné aplikácie buď vôbec, prí-



Obr. 1 Letecký turbínový motor: 1 – nasávanie vzduchu, 2 – nízkotlakový kompresor, 3 – vysokotlakový kompresor, 4 – spaľovanie, 5 – spaliny, 6 – vysokoteplotná časť, 7 – vysokotlaková turbína a nízkotlakové turbíny, 8 – spaľovacia komora, 9 – nízkoteplotná časť, 10 – vstup vzduchu [1].

padne čiastočne nevyhovujú pre dlhodobé použitie za daných podmienok. Preto niet divu, že materiály, ktoré sa na tieto účely používajú majú predponu super. Reč je o tzv. superzliatinách. Tieto materiály v prvom priblížení nepatria medzi novinky posledných rokov. Veď letectvo a energetika už majú akú – takú minulosť za sebou. Superzliatiny, ktoré môžu byť na báze železa, kobaltu, či niklu prešli za niekoľko desaťročí pomerne pestrým vývojom, ktorý umožnil konštruktérom zvyšovať teplotu v spaľovacej komore a tým priamo zvyšovať výkon a účinnosť zariadení v ktorých sa používajú.

Ak by sme chceli veľmi hrubo a v skratke charakterizovať míľniky vývoja týchto materiálov, je užitočné rozdeliť ich na dva typy a síce na metalurgické a procesné. V prípade metalurgických sa jedná najmä o zmeny a akési postupné vyšperkovanie základného chemického zloženia týchto zliatin. Procesné míľniky vývoja (veľká pozornosť im je venovaná približne od polovice sedemdesiatych rokov minulého storočia) zahŕňajú najmä samotný proces výroby lopatiek a nie menej dôležité tepelné spracovanie. Najväčší výrobcovia preferujú superzliatiny na báze niklu, takže si prezrieme míľniky práve pre tento typ materiálu.

Niklové superzliatiny obsahujú ako hlavný prvok – bázu nikel, ktorého množstvo v hmotnostných percentách sa väčšinou pohybuje v intervale 50 – 70%. Nikel si metalurgovia vybrali z viacerých dôvodov, medzi tie najdôležitejšie patrí napr. typ kryštálovej mriežky (kubická plošne centrovaná – FCC – z anglického Face Centred Cubic), ktorá je svojim usporiadaním a vlastnosťami z toho vyplývajúcimi najvhodnejšia pre použitie pri vysokých teplotách. Veľmi dôležitým faktorom je aj schopnosť tuhého roztoku niklu rozpustiť v sebe relatívne veľké množstvá iných, tzv. legujúcich prvkov, čím sa dajú vo všeobecnosti dosiahnuť lepšie vlastnosti výslednej zliatiny.

4 Kované lopatky

Prvé lopatky zo superzliatin boli vyrábané tradičnými spôsobmi tvárnenia materiálov, konkrétne technológiou kovania za tepla. Zo štruktúrneho hľadiska predstavovali polykryštalický materiál, čo znamená, že materiál bol zložený z veľkého počtu kryštalograficky

náhodne orientovaných zŕn. O hraniciach zŕn platí, že pri použití pri izbových a mierne zvýšených teplotách spevňujú materiál, pretože sú prirodzenými prekážkami pre pohyb dislokácií. Hranice jednotlivých zŕn, ktoré pri spomenutých teplotách spevňujú materiál však znamenajú počas mechanického namáhania pri zvýšených teplotách (kedy dochádza k tzv. creepovému namáhaniu) riziko iniciácie trhlín a to najmä v prípade hraníc orientovaných v smere kolmo na smer pôsobenia hlavného napätia. Riziko vzniku trhlín sa potom úmerne znižuje so zmenou tohto uhla až dosiahne minimum pri orientácii hranice zrna v smere rovnobežnom so smerom pôsobiaceho napätia. Ak teda vývojári chceli zvýšiť pracovné teploty v turbínach, museli pristúpiť k inovatívnym zmenám. Najprv boli za účelom zvýšenia creepovej odolnosti pridané do týchto zliatin prvky ako bór a uhlík, ktoré po hraniciach zŕn vytvorili karbidické fázy. Tieto fázy spevnili samotné hranice medzi jednotlivými zrnami a zvýšili tak odolnosť materiálu voči creepu. Karbidy uhlíka navyše zvyšovali celkovú pevnosť zliatin, pretože sa vylučovali aj priamo v jednotlivých zrnách.

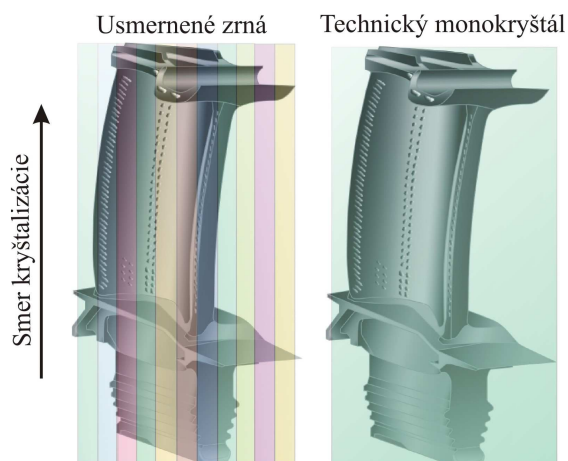
5 Usmernená kryštalizácia

Po tomto zlepšení došlo však ku niečomu, čo možno s čistým svedomím nazvať revolúciou v oblasti vývoja turbínových lopatiek. Bola vyvinutá technológia usmernenej kryštalizácie, ktorá posunula pracovné teploty lopatiek k výrazne vyšším hodnotám. Táto technológia využíva riadenie odvodu tepla z rozhrania medzi taveninou a pevnou látkou ku tomu, aby jej štruktúrne časti (v tomto prípade zrná) rástli iba v jednom smere. Výsledným produktom sú lopatky tvorené síce stále viacerými zrnami, avšak tieto zrná už nie sú náhodne orientované. Pri veľmi zjednodušenom pohľade predstavovali dlhé stĺpovité útvary tiahnuce sa od spodnej časti lopatky po jej hornú časť. Vďaka takto orientovaným zrnám sa výrazne znížilo riziko vytvárania trhlín počas creepu.

Pre aplikácie pri najvyšších teplotách sa používajú monokryštalické lopatky. Je nutné podotknúť, že tento názov vyvoláva predstavu, že ich vnútorná štruktúra je jednofázová. Nie je to však tak. Presnejšie sa jedná o tzv. technický monokryštal, čo znamená, že obsahuje malou uhlovú hranicu zŕn. Bezprostredne po usmernenej kryštalizácii je štruktúra lopatky tvorená

dendritmi (s orientáciou primárnych vetiev rovnobežnou so smerom kryštalizácie a taktiež s pozdĺžnou osou lopatky) a medzidendritickým priestorom. V štruktúre sa taktiež môžu nachádzať eutektické oblasti. Takto pripravený technický monokryštál je teda v pričnom i v pozdĺžnom reze charakteristický dendritickou segregáciou prvkov.

Za účelom získania technického monokryštálu, teda jedného zrna stuhnutého v danom kryštalografickom smere sa používa tzv. selektor, ktorý má tvar špirály. Skôr než sa kryštalizačné rozhranie dostane do oblasti samotnej lopatky, selektor postupne zabráni rastu zŕn v nežiaducich smeroch a taktiež zabráni ďalšiemu rastu všetkých zŕn okrem toho, ktoré rastie priamo pozdĺž osi selektora. Celý objem lopatky je po kryštalizácii tvorený jedným kryštalograficky správne orientovaným zrnom. Obr. 2 schematicky znázorňuje lopatku s usmernene kryštalizovanými zrnami a lopatku tvorenú jedným zrnom – technický monokryštál.



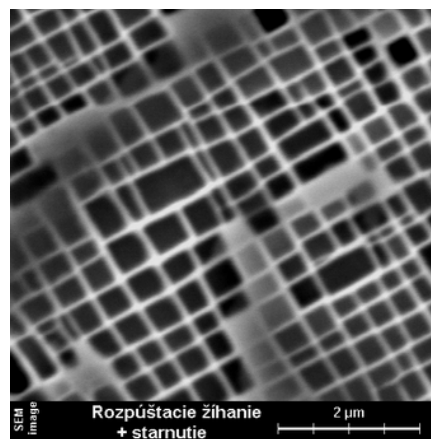
Obr. 2 Schematické znázornenie rozdielu medzi lopatkou s usmernene kryštalizovanými zrnami a lopatkou tvorenou jedným zrnom – technický monokryštál (za zrno v tejto schéme sa považuje prienik lopatky s farebnou plochou). Pozn.: obrázok lopatky prevzatý z [2].

6 Tepelné spracovanie

Po usmernenej kryštalizácii sa spravidla aplikuje rozpúšťacie žíhanie, ktorého primárnou funkciou je zmeniť východiskovú chemicky silno heterogénnu dendritickú štruktúru na presýtený tuhý roztok niklu s nižším stupňom chemickej heterogenity. Rozpúšťacie žíhanie niklových superzliatin je relatívne komplikovaný proces, nakoľko v prípade niektorých

zliatin pozostáva až zo siedmich za sebou idúcich žihacích stupňov. Veľmi dôležité pri tomto procese je udržať materiál v tzv. technologickom žihacom okne tak aby nedošlo k jeho lokálnemu nataveniu v štruktúre. Teplota posledného žihacieho stupňa je totiž len o niekoľko stupňov nižšia ako teplota tavenia superzliatiny.

Štruktúra lopatky po jej úplnom tepelnom spracovaní, teda po viacstupňovom rozpúšťacom žíhaní, rýchlom ochladení a následnom precipitačnom vytvrdení (ktoré je vo väčšine prípadov dvojstupňové) je dvojfázová, pričom maticu tvorí tzv. fáza gama (neusporiadaný tuhý roztok niklu) s koherentne, príp. semikoherentne vylúčenými kuboidálnymi precipitátmi γ' (na báze intermetalickej zlúčeniny Ni_3Al). Výsledná mikroštruktúra (viď Obr. 3) sa vyznačuje vysokou usporiadanosťou, pričom normálové vektory jednotlivých stien kuboidálnych precipitátov sú rovnobežné s kryštalografickými smermi $\langle 001 \rangle$. Druhý stupeň precipitačného vytvrdenia využíva zostatkové presýtenie tuhého roztoku matrice pre dodatočnú precipitáciu sekundárnych častíc γ' s veľkosťou niekoľkých nanometrov.



Obr. 3 Štruktúra monokryštalickej turbínovej lopatky z niklovej superzliatiny po rozpúšťacom žíhaní a precipitačnom vytvrdení [3].

7 Mechanické vlastnosti

Pevnosť väčšiny kovov so zvyšovaním teploty klesá čo sa dá vysvetliť tepelnou aktiváciou, ktorá uľahčuje pohyb dislokácií v materiáli. Niklové superzliatiny sú však známe anomáliou v priebehu tohto procesu. Pri izbovej teplote prebieha deformácia materiálu sklzovým pohybom dislokácií za presných kryštalografických podmienok, teda v presne ur-

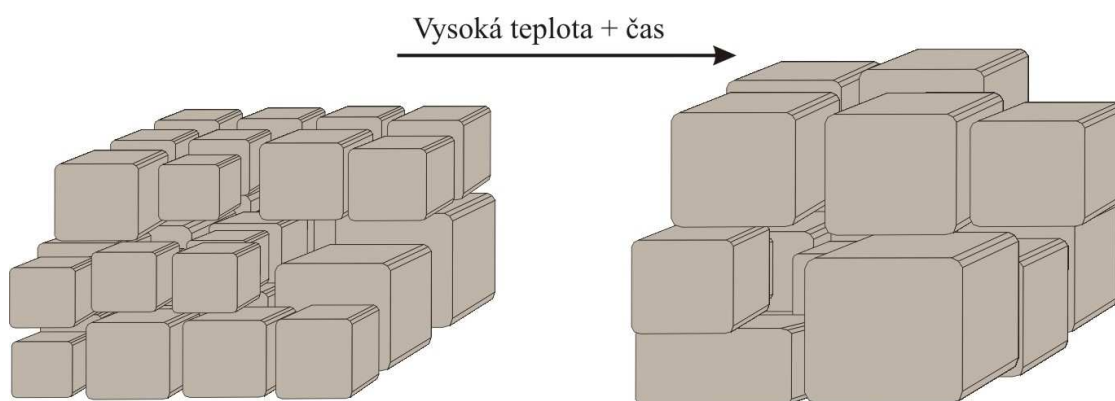
čených smeroch po presne určených sklzových rovinách. Ak by tento proces prebiehal so zvyšovaním teploty iba za daných podmienok, pevnosť by klesala ako je to u väčšiny kovových materiálov. Pevnosť niklových superzliatin však so zvyšovaním teploty až po určitú kritickú hodnotu teploty stúpa. Táto anomália je spôsobená tým, že dislokácie majú tendenciu preskočiť zo spomínaných sklzových rovin do kryštalograficky odlišných rovin. Navyše časť dislokácie pri tejto zmene zostáva v jednej zo sklzových rovin mriežky tuhého roztoku a jej druhá časť v rovine mriežky precipitátu. Tým vzniká tzv. uzamknutá dislokácia (z ang. „locked dislocation“), ktorá potrebuje oveľa vyššiu energiu pre svoj pohyb, čím sa pevnosť superzliatin zvyšuje. Po dosiahnutí kritickej hodnoty teploty majú už dislokácie dostatočné množstvo energie pre ich uvoľnenie a pevnosť superzliatin začne klesať. (Pozn.: pohyb dislokácií je priamo spojený s deformáciou materiálu – pevnosť materiálu možno veľmi laicky považovať za odpor voči jeho deformovaniu).

8 Degradácia mikroštruktúry

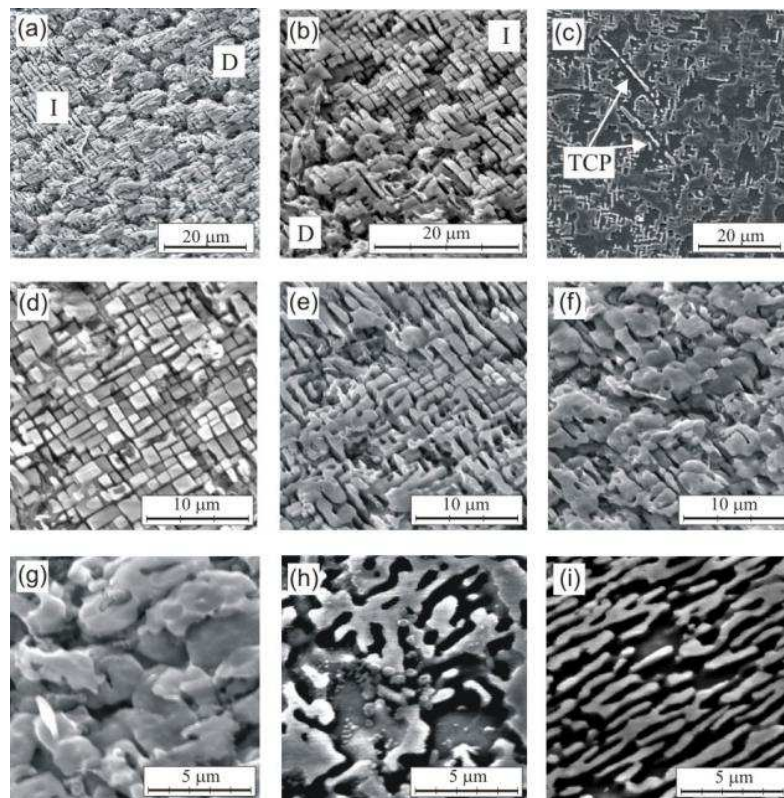
Pri pôsobení vysokých teplôt dochádza k degradácii pôvodnej mikroštruktúry, pričom prvým aktívnym degradačným procesom je tzv. Ostwaldovo hrubnutie precipitátov γ' [4-10]. V priebehu tohto procesu väčšie precipi-

táty zväčšujú svoj objem na úkor menších (schematicky znázornené na Obr. 4), niekedy sa tento proces označuje aj ako konkurenčný rast precipitátov.

Podľa nedávnych pozorovaní [11, 12], v neskoršom čase dochádza k tzv. samovoľnému raftingu, pričom existuje rozdiel vo vývoji degradačných procesov pri pôsobení vysokých teplôt v dendritoch a v medzidendritickom priestore (Obr. 5). Vznik a vývoj tohto typu degradácie je teplotne a časovo závislý a prebieha v takmer celom rozsahu pôvodnej mikroštruktúry, pričom veľký vplyv na orientáciu a rozloženie samovoľných raftov má chemická rozdielnosť dendritov a medzidendritického priestoru podmienená dĺžkou rozpúšťacieho tepelného spracovania. V súčasnosti samovoľný rafting nie je dostatočne preskúmaný a vyžaduje si ďalšie experimenty, merania a analýzy, ktoré tento degradačný proces fyzikálne objasnia a jednoznačnejšie kvantifikujú. Súčasné poznatky o samovoľnom raftingu a jeho vplyve na mechanické vlastnosti sú taktiež limitované a ďalší základný výskum v tejto oblasti je mimoriadne dôležitý z pohľadu pochopenia a detailného popisu degradačných procesov v monokryštalických superzliatinách a tvorby nových, mikroštruktúrne založených modelov životnosti lopatiek spaľovacích turbín.



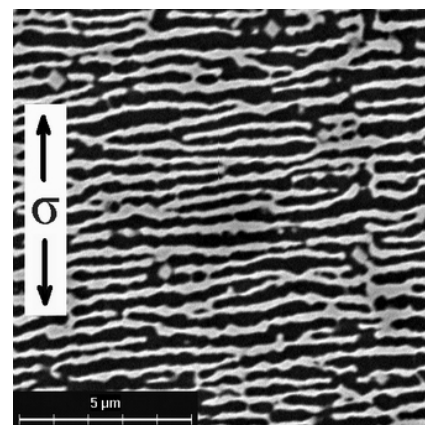
Obr. 4 Schematické znázornenie procesu hrubnutia kuboidálnych precipitátov.



Obr. 5 Snímky sú zo SEM. Ilustrujú morfológiu fáz gama a gama' v superzliatine CMSX-4 po vystavení dlhodobému stárnutiu (1000°C , 2000h). Snímané plochy vzorky sú v rovine (001). (a), (b) Rozdiel medzi dendritickým (D) a medzidendritickým (I) priestorom, (c) Mikroštruktúra v dendrite + TCP fázy, (d) Kuboidálne gama' precipitáty v I, (e) Raftovaná štruktúra v I, (f) Raftovaná štruktúra v D, (h) Detailný snímok gama raftov v D, (i) gama raftov v I. (publikované v [11]).

Ako bolo ukázané vo viacerých prácach [13-23], v priebehu vysokoteplotného zaťažovania superzliatin v kryštalografickom smere [001], ktoré vykazujú zápornú hodnotu rozdielu mriežkových parametrov matrice a precipitátu (misfit), dochádza k degradácii kuboidálnych precipitátov a k vzniku tzv. raftovanej mikroštruktúry (raft precipitujujúcej fázy si možno veľmi zjednodušene predstaviť ako útvar tvaru mierne zvlnenej platne s početnými malými výčnelkami). Jednotlivé rafty precipitujujúcej fázy môžu byť na viacerých miestach vzájomne pospájané a sú oddelené matricou, ktorá inverzne kopíruje ich morfológiu). Pri jedosovom namáhaní platí, že raftovanie je smerové hrubnutie precipitátov, ktoré v prípade ťahového namáhania v kryštalografickom smere [001] má za následok vytváranie raftov v smere kolmom na smer zaťažovania (Obr. 6). V prípade tlakového jednosového namáhania sú rafty orientované v smere rovnobežnom so smerom namáhania. Ako ukázali Gebura a Lapin [8], takéto modelové správanie nie je

plne aplikovateľné pri viacsovom namáhaní (v prípade niektorých typov turbínových lopatiek sa jedná o nezanedbateľné objemy), kedy výsledná morfológia mikroštruktúry závisí od rozloženia hlavných napätí, ich veľkostí a uhla ich pôsobenia vzhľadom na kryštalografické usporiadanie a orientáciu pôvodnej mikroštruktúry.

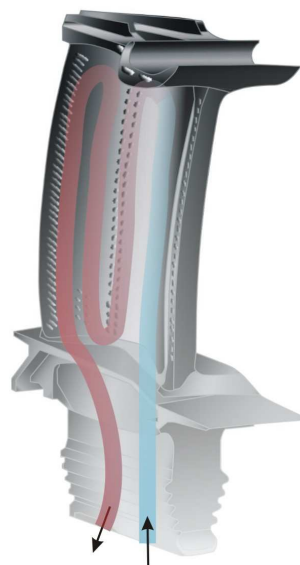


Obr. 6 Raftovaná štruktúra po creepovom zaťažení. Smer zaťaženia zobrazujú šípky.

Okrem morfológických zmien dvoch základných stavebných fáz niklových superzliatin dochádza po dlhších expozičných dobách aj k precipitácii novej, veľmi pevnej a tvrdej fázy – tzv. TCP fázy (z ang. Topologically close packed phase), ktorá je bohatá na prvky ako Hf, W a Re a prednostne sa objavuje v dendritických oblastiach.

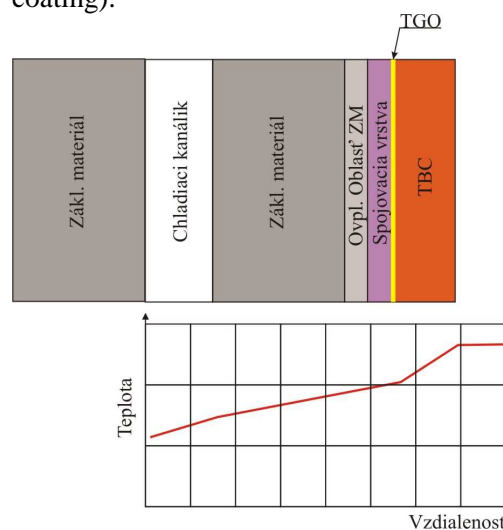
9 Systém vnútorného chladenia a povrchová úprava lopatiek

Lopatky vysokotlakového stupňa plynových spaľovacích turbín patria medzi špičku konštrukčných vynálezov minulého storočia. Typy lopatiek, ktoré sa používajú pre tie najvyššie teploty sú vybavené sofistikovaným systémom vnútorného chladenia spojeného s povrchovou úpravou vonkajšieho povrchu. Relatívne chladný vzduch z kompresorovej časti motora je cez otvory v disku na ktorom sú lopatky umiestnené vháňaný do v mnohých prípadoch veľmi zložitého systému vnútorných chladiacich kanálikov monokryštalických lopatiek cez ich spodnú časť, ktorou sú na disku ukotvené (Obr. 7). Systém je čiastočne otvorený, vháňaný vzduch je tlakom vytláčaný do úzkych štrbín umiestnených na povrchu lopatky tak, aby vytváral akýsi ochranný vzduchový vankúš s teplotou nižšou než je teplota spaľín vznikajúcich v spaľovacej komore. Vzniká tak tepelná izolačná bariéra, ktorá umožňuje zvýšiť teplotu spaľín a pritom zaručuje, že teplota materiálu lopatky nepresiahne kritické hodnoty. Výroba vnútorného chladenia sa uskutočňuje technológiou presného odlievania s následným vŕtaním niektorých otvorov, najmä štrbín vytvárajúcich ochranný prúd vzduchu. Keďže obrábanie niklových superzliatin je obtiažnejšie v porovnaní napr. s oceľou, proces vŕtania otvorov sa vo väčšine prípadov uskutočňuje vyžitím energie laserového zväzku alebo technológie elektroiskrového hĺbenia. Aby pri laserovom vŕtaní po vytvorení otvoru na vonkajšej strane nedošlo k poškodeniu povrchu vnútornej náprotivnej steny kanálika, používa sa jadro z keramického materiálu, ktoré pohltí energiu lasera.



Obr. 7 Schematické znázornenie jednoduchého systému vnútorného chladenia turbínových lopatiek vysokotlakového stupňa. Pozn.: obrázok lopatky prevzatý z [2].

Povrchová úprava vnútorne chladených turbínových lopatiek z monokryštalických niklových superzliatin posunula spaľovacie teploty k doteraz najvyšším hodnotám v histórii priemyselne aplikovateľných spaľovacích turbín. Vrstva na báze keramického materiálu sa vo všeobecnosti člení na vrstvu odolávajúcu oxidácii pri zvýšených teplotách a na tepelnoizolačnú vrstvu (TBC – z ang. thermal barrier coating).



Obr. 8 Schematický rez chladenou lopatkou v blízkosti jej povrchu s TBC a ilustratívna zmena teploty pozdĺž jednotlivých častí rezu.

Vrstva odolná voči oxidácii tvorí zároveň aj spojovaciu vrstvu medzi základným materiálom a TBC. Obr. 8 schematicky znázorňuje rez chladenou lopatkou v blízkosti jej povrchu a tiež ilustratívnu zmenu teploty s klesajúcou tendenciou v smere spaliny – základný materiál. TGO (thermally grown oxide) je súčasťou TBC a vzniká na začiatku nanášania keramického materiálu pri plazmovom nástreku. Je nutné si uvedomiť, že v praxi sú lopatky zaťažované vo veľmi veľkom rozsahu pracovných teplôt, jedná sa o stovky stupňov) a preto je veľmi dôležité venovať pozornosť rozdielnosti koeficientov teplotnej rozťažnosti medzi superzliatinou a povrchovou vrstvou. Práve spojovacia vrstva má za úlohu znížiť riziko vzniku trhlin v dôsledku rozdielnej teplotnej rozťažnosti oboch materiálov.

Použitá literatúra

- [1]<http://en.wikipedia.org/wiki/File:GaTurbineBlade.svg>
- [2]http://commons.wikimedia.org/wiki/File:Jet_engine_numbered.svg
- [3] <http://www.materialing.com/node/21>
- [4] LAPIN, J., GEBURA, M., PELACHOVA, T., NAZMY, M. *Kovove Mater.* 46, 2008, p. 313
- [5] SHUANGQUN, Z. – XISHAN, X. – GAYLORD, D. S. – SHAILESH, J. P.: *Mater. Lett.*, 58, 2004, p. 1784.
- [6] WANG, T. – SHENG, G. – LIU, Z.K. – CHEN, L.Q.: *Acta Mater.*, in press, 2008, doi: 10.1016/j.actamat.2008.07.024
- [7] VAN DER MOLEN, E. H. – OBLAK, J. M. – KRIEGE, O. H. *Metall. Trans.*, 2, 1971, p. 1627.
- [8] MACKAY, R. A. – NATHAL, M. V: *Acta Metall. Mater.*, 38, 1990, p. 993.
- [9] BALDAN, A.: *J. Mater. Sci.*, 37, 2002, p. 2171.
- [10] BALDAN, A.: *J. Mater. Sci.*, 37, 2002, p. 2379.
- [11] GEBURA, M. – LAPIN, J.: In: 17th International Conference on Metallurgy and Materials Metal 2008. Ed. Tanger, s.r.o., Ostrava, 2008, CD ROM.
- [12] LAPIN, J. – GEBURA, M. – PELACHOVÁ, T. – BAJANA, O.: In: 18th International Conference on Metallurgy and Materials Metal 2009, Proceedings Symposium E, Ed.: Tanger, spol. s.r.o. Ostrava, 2009.
- [13] NABARRO, F.R.N.: *Metall Mater. Trans A.*, Vol. 27, 1996, p. 513.
- [14] KAMARAJ, M.: *Sadhana*, Vol. 28, 2003, p. 115.
- [15] EPISHIN, A. – LINK, T: In: *Superalloys 2004*, Ed. by K.A. Green, T.M. Pollock, H. Harada, T.E. Howson, R.C. Reed, J.J. Schirra, S. Walston, The Minerals, Metals and Materials Society, 2004, p. 137.
- [16] MA, A. – DYE, D. – REED, R.C.: *Acta Mater.*, Vol. 56, 2008, p. 1657.
- [17] OHASHI, T. – HIDAKA, K. – SAITO, M.: *Mat. Sci. Eng.*, A238, 1997, p. 42
- [18] ICHITSUBO, T. – TANAKA, K.: *Acta Mater.*, Vol. 53, 2005, p. 4497.
- [19] POLLOCK, T.M. – ARGON, A.S.: *Acta Metall. Mater.*, Vol. 40, No. 1, 1992, p. 1.
- [20] REED, R.C. – MATAN, N. – COX, D.C. – RIST, M.A. – RAE, C.M.F.: *Acta Mater.*, Vol. 47, No. 12, 1999, p. 3367.
- [21] RATEL, N. – BRUNO, G. – BASTIE, P. – MORI, T.: *Acta Mater.*, Vol. 54, 2006, p. 5087.
- [22] MURAKUMO, T. – KOBAYASHI, T. – KOIZUMI, Y. – HARADA, H.: *Acta Mater.*, Vol. 52, 2004, p. 3737
- [23] FEDELICH, B. – KUNECKE, G. – EPISHIN, A. – LINK, T. – PORTELLA, P.: *Mater. Sci. Eng. A*, 2009, doi:10.1016/j.msea.2008.04.089