

Recenzované výzkumné články

Vliv výchozího stavu ložiskové oceli 100CrMnSi6-4 na teplotu a dobu austenitizace při indukčním kalení

Effect of Initial State of 100CrMnSi6-4 Bearing Steel on Austenitisation Temperature and Time during Induction Quenching

Ing. Daniela Hauserová, Ph.D.¹, Ing. Jaromír Dlouhý¹, Dr. Ing. Zbyšek Nový¹

¹ COMTES FHT a.s., Průmyslová 995, 334 41 Dobřany, Česká republika

Sferoidizace karbidů, tedy žhání na měkko, je důležitou součástí zpracování ložiskových ocelí. Tento difuzní proces je časově a energeticky náročný. Výzkum zrychlené sferoidizace karbidů ukázal, že je možné sferoidizovat lamelární perlit během několika minut pomocí tepelného nebo termomechanického zpracování. Velikost výsledných globulárních karbidů a zrna je po zrychlené sferoidizaci (proces ASR) několikanásobně menší než po konvenčním žhání na měkko. Jemnější výchozí struktura zajistí jemnější martenzitickou strukturu po zakalení. Jemnější karbidy ovlivňují kromě tvrdosti také rychlost rozpouštění během austenitizace. Tento efekt umožňuje snížení kalicí teploty a snižuje riziko vnitřních prnutí a deformací finální součásti. Hlavním cílem experimentu bylo zjistit vliv výchozí žhané struktury na následné kalení ložiskové oceli 100CrMnSi6-4. Optimalizována byla teplota a doba austenitizace. Porovnávána byla mikrostruktura a tvrdost zušlechtnuté oceli jak po zrychlené sferoidizaci, tak po konvenčním dlouhodobém žhání na měkko.

Klíčová slova: ASR; zrychlená sferoidizace karbidů; zjemnění zrna; indukční ohřev; ložisková ocel; žhání; kalení; popouštění

Carbide spheroidisation is important and time consuming part of treatment process of bearing steel. Diffusion-based processes of this type are usually time-consuming and the times of up to tens of hours make this type of annealing a very expensive heat-treatment process. The experimental program of accelerated carbide spheroidisation deals with significant shortening of the time necessary for producing steel microstructure consisting of ferritic matrix and globular carbides. Research of accelerated carbide spheroidisation showed that it was possible to spheroidise lamellar pearlite by thermo-mechanical or thermal treatment within several minutes. Globular carbide particles and the grain size of the matrix are significantly smaller after accelerated carbide spheroidisation process in comparison with conventional long-duration soft annealing. This fact ensures finer martensitic structure after hardening and it shows that the microstructure and properties of final hardened product are dependent on previous annealing. Finer carbides in structure enhance hardness and facilitate carbide dissolution during austenitisation. This effect enables reduction of quenching temperature and it reduces the energy demand of the quenching process and mitigates the risk of residual stresses and distortion. Quenching was conducted by induction heating. The austenitising (quenching) temperature and the austenitising time were optimized. The main objective was to determine the process window, i.e. suitable quenching temperatures and times in relation to the initial condition of the material. The experiment was devoted to accelerated carbide spheroidisation and subsequent hardening of 100CrMnSi6-4 bearing steel. Microstructure and hardness after accelerated treatment were compared with those after conventional long-duration treatment.

Key words: ASR; Accelerated Carbide Spheroidisation; Grain Refinement; Induction heating; Bearing Steel; Annealing; Quenching; Tempering

Vysokouhlikové ložiskové oceli jsou standardně dodávány výrobci ložisek ve stavu žháném na měkko [1]. Žhání na měkko zajišťuje sferoidizaci karbidů, a to vede ke snížení tvrdosti, dobré tvárnosti, obrobiteľnosti a příznivé výchozí struktuře pro kalení. Konvenční žhání

na měkko spočívá v pomalém ohřevu materiálu, dlouhé teplotní prodlevě obvykle mírně nad transformační teplotou A_1 a chladnutí v peci. Tyto difuzní procesy [2] jsou časově náročné, běžně trvají až desítky hodin [3], a proto tento typ tepelného zpracování patří mezi nákladné

procesy. Po žhání na měkko následuje výroba ložiska a jeho zušlechťení, které se skládá z austenitizace, kalení a popouštění. Během austenitizace by se mělo rozpustit dostatečné množství uhlíku v austenitu pro dosažení požadované finální tvrdosti. Na druhé straně, nerozpustěné karbidy v austenitu musí být také přítomny, aby se zabránilo hrubnutí austenitických zrn a bylo dosaženo lepší odolnosti proti opotřebení finální součásti. Kalením, tj. transformací austenitu, vznikne martenzitická matrice a obecně při přítomnosti jemnějšího martenzitu se očekávají lepší vlastnosti finálního ložiska [4]. Poslední krok, popouštění, je nezbytný pro eliminaci vnitřního napětí, rozpad zbytkového austenitu a rozměrovou stabilitu během životnosti ložiskové součásti.

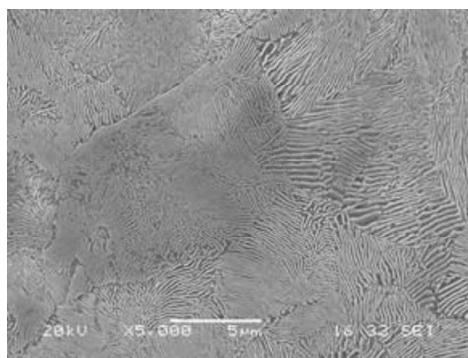
Prezentovaný článek popisuje nový způsob zrychleného sferoidizačního žhání (ASR – Accelerated Spheroidisation and Refinement) porovnávaný s konvenčním dlouhodobým způsobem žhání na měkko. Proces zrychlené sferoidizace karbidů je možné získat jak tepelným [5], tak termomechanickým zpracováním [6]. Proces ASR zajišťuje významně jemnější mikrostrukturu v porovnání s mikrostrukturou po konvenčním žhání [7], a tím poskytuje výhodnější výchozí stav pro následné zušlechťování. Hlavním cílem tohoto výzkumu bylo zjistit vliv výchozí velikosti karbidů a původního austenitického zrna na výslednou mikrostrukturu a tvrdost po zušlechťování ložiskové oceli 100CrMnSi6-4 pomocí indukčního ohřevu. Sledován byl vývoj mikrostruktury a tvrdosti během austenitizace, kalení a následného popouštění. Optimalizována byla doba a teplota austenitizace, jak po zrychleném, tak po konvenčním žhání oceli.

Experiment

Jako experimentální materiál byla použita ložisková ocel 100CrMnSi6-4 o chemickém složení uvedeném v tab. 1.

Tab. 1 Chemické složení ložiskové oceli 100CrMnSi6-4
Tab. 1 Chemical composition of the 100CrMnSi6-4 bearing steel

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	Cu
hm. %	0,94	0,65	1,16	0,014	0,012	1,54	0,03	0,026	0,02



Obr. 1 Mikrostruktura výchozího stavu po válcování za tepla, 383 HV10

Fig. 1 Microstructure of the initial state after hot rolling, 383 HV10

Výchozí materiál byla tyč o průměru 21 mm po válcování za tepla. Výchozí mikrostruktura byla perlitická (obr. 1) a tvrdost dosahovala hodnoty 383 HV10.

Sferoidizace karbidů

Sferoidizace karbidů byla provedena na vzorcích o průměru 16 mm a délce 100 mm buď konvenčním způsobem v peci nebo indukčním ohřevem. Zrychlená sferoidizace karbidů (ASR) byla provedena indukčním ohřevem pomocí středofrekvenčního zdroje ($f_{\max} = 12$ kHz) s maximálním výkonem 24 kW. Teplota byla měřena pomocí navařeného termočlásku na povrchu vzorku.

Režim procesu ASR se skládal z indukčního ohřevu rychlostí $15\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ na teplotu $780\text{ }^{\circ}\text{C}$, 15sekundové výdrže, chladnutí na vzduchu do teploty $680\text{ }^{\circ}\text{C}$. Tento cyklus ohřevu a výdrže se opakoval ještě dvakrát a poté následovalo chladnutí materiálu na vzduchu na teplotu okolí. Režim konvenčního žhání na měkko se skládal z pomalého ohřevu v atmosférické peci na teplotu $790\text{ }^{\circ}\text{C}$, 11hodinové výdrže na této teplotě a řízeného chladnutí v peci rychlostí $13\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{hod}^{-1}$.

Kalení a popouštění

Po procesu žhání bylo provedeno kalení a popouštění. Austenitizace byla provedena pomocí indukčního ohřevu, stejně jako zrychlená sferoidizace karbidů (obr. 2). Rychlost ohřevu byla zvolena přibližně $80\text{ }^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.



Obr. 2 Zařízení pro indukční ohřev
Fig. 2 Induction heating device

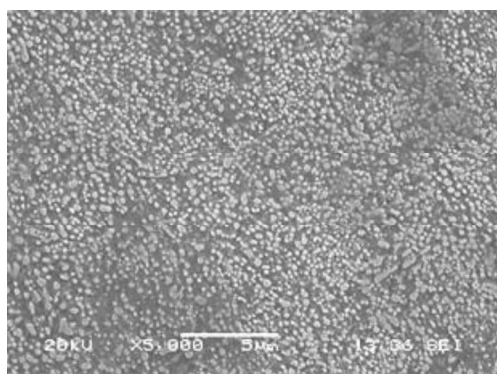
Teplota austenitizace byla volena v rozmezí od 850 do $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ a doba austenitizace byla 5 nebo 20 s. Následovalo kalení do oleje a popouštění v atmosférické peci při teplotě $240\text{ }^{\circ}\text{C}$ po dobu 4 hodiny. Velikost karbidů po zrychlené sferoidizaci byla významně menší. Proto se předpokládalo, že se karbidy budou rozpouštět rychleji, tedy při nižší teplotě austenitizace. Teplotní rozmezí austenitizační teploty po ASR žhání bylo tedy zvoleno od 850 do $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ a v případě vzorků po konvenčním žhání bylo toto rozmezí zvoleno od 900 do $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$. Hlavním cílem bylo zjistit optimální podmínky austenitizace sestávající z tzv. technologického okna

vhodných austenitizačních teplot a doby austenitizace v závislosti na výchozím stavu materiálu. Sledována byla mikrostruktura a tvrdost jednotlivých vzorků, a to jak po kalení, tak po následném popouštění.

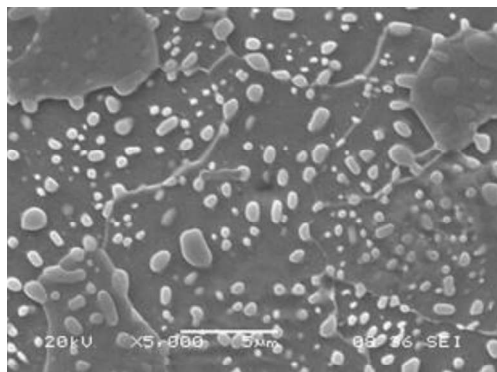
Výsledky

Sferoidizace karbidů

Mikrostruktury po obou způsobech žíhání se skládaly ze sferoidizovaných částic a feritické matrice (obr. 3 a 4). Velikost karbidických částic po zrychlené sferoidizaci (ASR) byla od 100 do 300 nm (obr. 3). Velikost karbidických částic po konvenčním žíhání na měkko byla do 1000 nm (obr. 4). Tvrdost po zrychlené sferoidizaci byla 264 HV10, po konvenčním žíhání 208 HV10.



Obr. 3 Mikrostruktura po zrychlené sferoidizaci, 264 HV10
Fig. 3 Microstructure after accelerated spheroidisation, 264 HV10



Obr. 4 Mikrostruktura po konvenčním žíhání na měkko, 208 HV10
Fig. 4 Microstructure after conventional soft annealing, 208 HV10

Kalení a popouštění

Tvrdost vzorků po kalení a popouštění byla měřena metodou dle Vickerse se zatížením 29,5 N. Kalení a popouštění předcházelo buď zrychlené žíhání ASR nebo dlouhodobé konvenční žíhání na měkko. Vtisky byly provedeny přes celý průměr vzorku ve vzdálenostech po 0,5 mm od povrchu. Hodnoty tvrdosti po průřezu byly velice obdobné. V tab. 2 jsou uvedeny výsledné hodnoty průměru třech hodnot měřených ve vzdálenostech 1,5; 2; 2,5 mm od povrchu vzorku.

Měření tvrdosti ukázalo stejný trend pro oba výchozí žíhané stavy (ASR a konvenční žíhání). Vzorky kalené z nejnižších teplot po 5 s austenitizace vykazují nižší tvrdost kvůli menšímu rozpuštění karbidů. Tvrdost se

výrazně zvýšila s prodloužením doby austenitizace na 20 s. Zvýšení teploty austenitizace způsobilo větší rozpuštění karbidů. Tvrdost po kalení se snížila v obou případech žíhání se zvýšením kalicí teploty v porovnání s maximální hodnotou tvrdosti při nejnižší teplotě kalení. Hodnoty tvrdosti po kalení a popouštění ukazují podobný trend jako hodnoty po kalení.

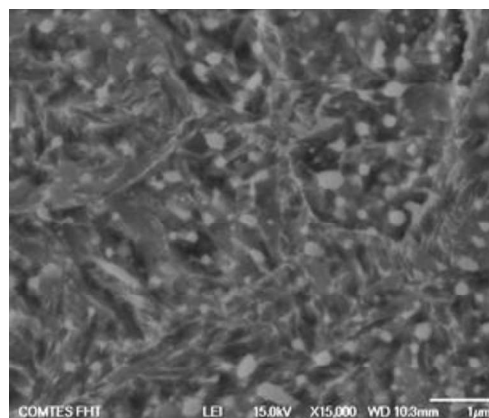
Tab. 2 Tvrdost po kalení a popouštění žíhaných vzorků ASR procesem a vzorků konvenčně žíhaných na měkko

Tab. 2 Hardness after quenching and tempering of the ASR-processed and conventional soft annealed specimens

Austenitizace	ASR		Konv. žíhání na měkko	
	HV3 po kalení	HV3 po popouštění	HV3 po kalení	HV3 po popouštění
850 °C/5s	782	716	-	-
850 °C/20s	860	740	-	-
900 °C/5s	816	747	827	680
900 °C/20s	828	743	859	706
950 °C/5s	735	693	831	708
950 °C/20s	697	679	839	712
1000 °C/5s	709	626	723	681
1000 °C/20s	669	644	725	693
1050 °C/5s	-	-	723	682
1050 °C/20s	-	-	730	665

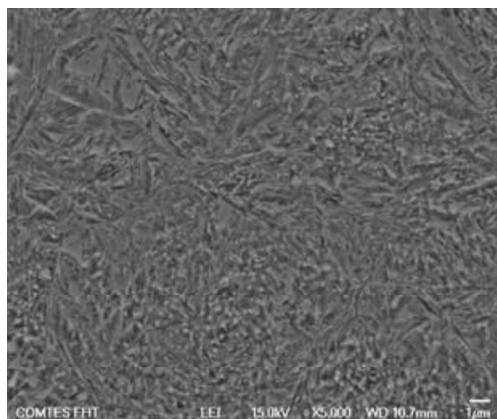
Zpracování po ASR žíhání, kalení a popouštění

Ohřev na nejnižší austenitizační teplotu 850 °C a 5sekundová výdrž po ASR procesu způsobilo rozpuštění pouze malého množství karbidů ve struktuře. Nerozpuštěné karbidy byly homogenně hustě rozmístěny v martenzitické matrici (obr. 5). Delší čas austenitizace 20 s způsobil nárůst tvrdosti téměř o 80 HV3, pravděpodobně kvůli vyššímu podílu rozpuštěných karbidů. V tomto případě byl pozorován nejvyšší pokles tvrdosti při popouštění, 120 HV3. Ve struktuře nebylo pozorováno významné množství zbytkového austenitu.



Obr. 5 Mikrostruktura po ASR žíhání, kalení 850 °C/5 s.-olej a popouštění
Fig. 5 Microstructure after ASR annealing, quenching 850 °C/5 s.-oil and tempering

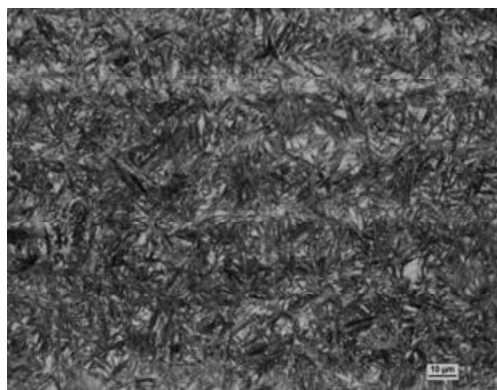
Zvýšení teploty austenitizace na 900 °C vedlo k vyššímu rozpouštění karbidů. Rozpouštění bylo nehomogenní. Objevovaly se oblasti s hustotou karbidů obdobně jako při teplotě 850 °C, ale také oblasti, kde byly karbidy téměř nerozpouštěné. Rozpouštění karbidů bylo intenzivnější u hranic původních austenitických zrn, kde byl viditelný zbytkový austenit a hrubší martenzit (obr. 6). Při teplotě 900 °C a době austenitizace 5 nebo 20 s nebyl zaznamenán významný rozdíl ve struktuře, ani tvrdosti.



Obr. 6 Mikrostruktura po ASR žihání, kalení 900 °C/5 s-olej a popouštění

Fig. 6 Microstructure after ASR annealing, quenching 900 °C/5 s-oil and tempering

Struktury po kalení z teplot 950 a 1000 °C byly velmi podobné. Karbidy byly téměř úplně rozpouštěné bez ohledu na dobu austenitizace. Mikrostruktury se skládaly z hrubých desek martenzitu s velkým množstvím zbytkového austenitu (obr. 7). Tvrdost byla výrazně snížena z důvodu přítomnosti zbytkového austenitu (tab. 2).



Obr. 7 Mikrostruktura po ASR žihání, kalení 950 °C/20 s-olej a popouštění

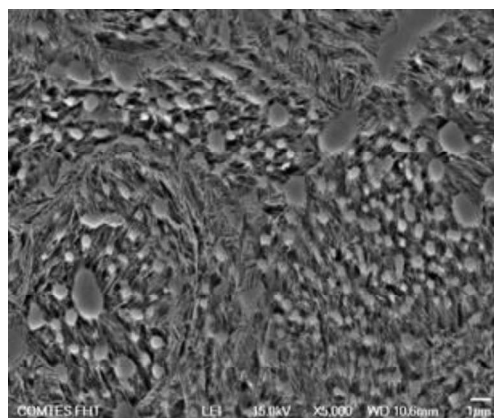
Fig. 7 Microstructure after ASR annealing, quenching 950 °C/20 s-oil and tempering

Zpracování po konvenčním žihání na měkko kalení a popouštění

Mikrostruktura kalených vzorků po konvenčním žihání na měkko byla morfologicky shodná se vzorky po ASR procesu, jen významně hrubší. Trend vývoje struktury a tvrdosti byl obdobný jako po ASR procesu. Rozdíl

spočíval jen v hrubší struktuře v důsledku posunu teploty austenizace. Podobné mikrostruktury a maximální tvrdosti byly získány režimy s austenitizační teplotou o 50 °C vyšší ve srovnání s ASR žíhanými vzorky s jemnější strukturou.

Při teplotě austenitizace 900 °C karbidy zůstaly většinou nerozpouštěny a ve struktuře nebyl pozorován zbytkový austenit. Austenitizační doba měla významný vliv na tvrdost po kalení, jako v případě vzorků po ASR procesu. Nejvyšší rozpouštění karbidů bylo pozorováno opět v místech hranic původních austenitických zrn, což bylo vidět při době austenitizace 20 s (obr. 8).



Obr. 8 Mikrostruktura po konvenčním žihání na měkko, kalení 900 °C/20 s-olej a popouštění

Fig. 8 Microstructure after conventional soft annealing, quenching 900 °C/20 s-oil and tempering

Kalení z teploty 950 °C vedlo k vyššímu podílu rozpouštěných karbidů s malým množstvím zbytkového austenitu.

Teplota austenitizace 1000 a 1050 °C vedla k téměř úplnému rozpouštění karbidů. Rychlost rozpouštění karbidů byla pomalejší z důvodu hrubší struktury. Pokles tvrdosti s rostoucí teplotou austenitizace byl menší v porovnání se zpracovanými vzorky po ASR procesu. Tento pokles byl způsoben opět přítomností zbytkového austenitu v martenzitické matici.

Diskuse výsledků

U tří režimů od obou výchozích žíhaných stavů byla pozorována obdobná tvrdost. V případě vzorků po ASR procesu to byly režimy: 850 °C/20 s, 900 °C/5 s a 900 °C/20 s. U vzorků po konvenčním žihání to byly režimy: 900 °C/20 s, 950 °C/5 s a 950 °C/20 s. Podle tvrdosti tyto trojice režimů tvoří tzv. technologické okno proveditelnosti tohoto indukčního experimentálního zpracování. Nicméně, mikrostruktura těchto trojic vzorků nebyla stejná. V případě nejnižší austenitizační teploty je možné vzít v úvahu martenzitickou matici s relativně nízkým obsahem uhlíku zpevněnou vysokým podílem nerozpouštěných karbidů. Tyto vzorky měly nejvyšší pokles tvrdosti během popouštění. Nerozpouštěné karbidy byly nedotčené během popouštění a martenzitická

matrice byla odpevněna. To je v souladu s nejnižším obsahem uhlíku v austenitu před kalením. Při teplotách austenitizace 900, resp. 950 °C (ASR, resp. konvenční žíhání na měkko) došlo ke snížení počtu nerozpuštěných karbidů ve struktuře. Tvrdost po kalení byla také nižší, a to pravděpodobně vlivem vyššího obsahu zbytkového austenitu [8]. Na druhé straně, tvrdost po popouštění se nesnížila a byla dokonce vyšší než po kalení z nejnižší teploty. Vyšší obsah uhlíku v martenzitu způsobil vyšší precipitační zpevnění martenzitické matrice.

Maximální finální tvrdost získaná zpracováním po ASR procesu byla o cca 30 HV3 vyšší než maximální tvrdost po konvenčním žíhání na měkko. Maximální tvrdost po kalení byla pro oba typy žíhání stejná, a to cca 860 HV3. Zdá se, že jemnozrnná struktura nemá vliv na tvrdost martenzitu s nerozpuštěnými karbidy. Její vliv se projevuje až po popouštění, kdy martenzitická matrice získá plasticitu a její mechanické vlastnosti jsou ovlivněny faktory, jako je velikost zrna (v tomto případě velikost martenzitických krystalů) nebo vzdálenost karbidických částic (nerozpuštěné karbidy nebo precipitáty).

Závěr

Bylo provedeno indukční kalení ložiskové oceli 100CrMnSi6-4 na dvou počátečních stavech - jemné struktuře získané ASR procesem (zrychlená sferoidizace karbidů) a hrubší struktuře získané z dlouhodobého konvenčního žíhání na měkko. Výsledky ukazují tzv. technologické okno pro indukční kalení, pokud jde o teplotu kalení a dobu austenitizace. Zpracování po ASR procesu ukázalo vyšší finální tvrdost po kalení než v případě zpracování po konvenčním žíhání na měkko. Maximální hodnoty tvrdosti byly dosaženy u obou stavů pro dvě kalicí teploty a různé doby austenitizace. Mikrostruktura těchto režimů se stejnou tvrdostí byla však různá. Další vývoj by měl být zaměřen na vliv mikrostruktury na mechanické vlastnosti.

Poděkování

Článek byl vypracován v rámci projektu Rozvoj Západočeského materiálově metalurgického centra NPU č.:LO1412.

Literatura

- [1] BHADSHIA, H.K.D.H.: Steels for bearings. *Progress in Materials Science*, Vol. 57, 2012, pp. 268-435 NAM, W. J., BAE, C. M.: Coarsening Behavior of Cementite Particles at a Subcritical Temperature in Medium Carbon Steel. *Scripta Materialia*, Vol. 41, No. 3 (1999), 313-318
- [2] LUZGINOVA, N.V., ZHAO, L., SIETSMA, J.: The Cementite Spheroidization Process in High-Carbon Steels with Different Chromium Contents. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 39, No. 3, 2008, pp. 513-521
- [3] STICKELS, C. A.: Carbide Refining Heat Treatments for 52100 Bearing Steel. *Metallurgical Transactions*, Vol. 5, 1974, pp. 865-874
- [4] HAUSEROVÁ, D., DLOUHÝ, J., NOVÝ, Z.: Effect of Heating Rate on Accelerated Carbide Spheroidisation (ASR) in 100CrMnSi6-4 Bearing Steel. *Archives of Metallurgy and Materials*, 2014, Vol. 59, pp. 1199-1203, ISSN 1733-3490
- [5] JIRKOVÁ, H., HAUSEROVÁ, D., KUČEROVÁ, L., MAŠEK, B.: Energy and Time Saving Low Temperature Thermomechanical Treatment of Low Carbon Plain Steel. *Materials in Technologije/Materials and Technology*, 2013, Vol. 47, 3, pp. 335-339, ISSN 1580-2949
- [6] HAUSEROVÁ, D., DLOUHÝ, J., NOVÝ, Z.: Microstructure development of bearing steel during accelerated carbide spheroidisation. *Materials Science Forum*, Vol. 782, 2014, pp. 123-128
- [7] BALA, P., KRAFCZYK, J.: Transformations during Quenching and Tempering of Hot-work Tool Steel. In: *METAL 2009, 18th International Conference on Metallurgy and Materials*, Hradec nad Moravicí, Czech Republic, pp. 64-71, 2009

IMT Taiwan
台灣國際金屬科技展
International Metal Technology Taiwan
December 2-4, 2015
Kaohsiung Exhibition Center

Blazing Business Opportunities